Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации (аналитический обзор). Часть I. Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести

М.М. Криштал

Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, 445633, Россия
Физико-технический институт Тольяттинского государственного университета, Тольятти, 445667, Россия

В первой части обзора проанализированы современные представления о неоднородности пластической деформации; выделены основные виды неустойчивости пластической деформации; обобщены известные экспериментальные результаты исследований зуба текучести и прерывистой текучести, а также сопутствующей им макролокализации деформации. На основе проведенного анализа и широкого обобщения экспериментальных данных показано, что для существенно отличающихся на микроструктурном уровне материалов и различных условий эксперимента можно выделить ряд общих закономерностей прерывистой текучести и зуба текучести. Отсюда сделан вывод, что природа этих явлений определяется не на микроструктурном, а на более высоком мезоструктурном уровне.

Instability and mesoscopic inhomogeneity of plastic deformation (analytical review). Part I. Phenomenology of yield drop and serrated flow

M.M. Krishtal

Research Center of JSC “AVTOVAZ”, Tolyatti, 445633, Russia
Physico-Technical Institute of Tolyatti State University, Tolyatti, 445667, Russia

In the first part of the review modern conceptions of plastic deformation inhomogeneity are analyzed, the main types of plastic deformation instability are distinguished and known experimental findings on the yield drop and serrated flow as well as on deformation macrolocalization accompanying them are generalized. Based on the performed analysis and wide generalization of experimental data it is shown that for materials essentially differing at the microlevel and for various experimental conditions a number of general mechanisms of serrated flow and yield drop can be distinguished. It is concluded that the nature of these phenomena is defined not on the microstructural, but on a higher mesostructural level.

1. Общие представления об иерархии и самоорганизации, о неоднородности и неустойчивости пластической деформации

Хорошо известно, что совершенно разные по микроструктуре материалы при нагружении могут демонстрировать одинаковые явления и сходные закономерности, связанные с пластической деформацией (например, зуб текучести, сверхпластичность, аномалии коэффициентов упрочнения, эффекты Хаазена–Келли, Кайзера, Баушингера и т.д.). Общие закономерности процессов накопления несплошностей и разрушения (в том числе стадийность процесса повреждаемости) для различных материалов оказываются подобными и не зависящими от природы материала и рассматриваемого масштабного уровня. Например, поверхности разрушения могут быть подобны на масштабах от долей миллиметра (разрушение образцов) до сотен километров (разломы земной коры) [1]. Это указывает на принципиальную невозможность описания ряда явлений на микроуровне и на необходимость перехода при анализе процессов деформации и разрушения к более высоким масштабным уровням.

© Криштал М.М., 2004

В последнее время неоднородность пластической деформации все чаще рассматривают на различных масштабных и структурных уровнях, что позволяет интерпретировать пластическую деформацию как иерархический процесс самоорганизации [2–12]. В то же время, вопросы неоднородности деформации становятся все более актуальными и в практическом плане. Неоднородность деформации, с одной стороны, оказывает сильнейшее влияние на технологические свойства (штампуемость, обрабатываемость, свариваемость), а с другой стороны, во многом определяет эксплуатационные (например, качество поверхности) и механические свойства материалов в изделиях [13–19].

Непосредственные наблюдения дислокаций как элементарных носителей пластической деформации и, как следствия их перемещений, линий и полос скольжения, показывают, что пластическому течению вообще присуща неоднородность [20]. С дислокациями и соизмеримыми с ними (порогами, перегибами, дефектами упаковки и пр.), а также точечными дефектами связывают микроуровень пластической деформации [2, 3, 5, 6, 10].

Наиболее известным примером проявления макроскопической неоднородности пластической деформации является образование шейки — локального сужения поперечного сечения образца перед разрушением [21]. Другими широко известными примерами макронеоднородности пластической деформации являются полосы Людерса, с образованием которых связано появление зуба текучести, и полосы деформации, возникающие при прерывистой текучести [21].

Макроскопическая локализации деформации в виде «бегающей шейки» [22], не приводящая к общей потере устойчивости, наблюдается при сверхпластичном течении металлов. Причем такая локализация деформации признается одним из необходимых условий для реализации сверхпластичности [22–25]. В то же время, «бегающая» шейка описывается как явление характерное для материалов, деформируемых не только в области сверхпластичной, но и обычной деформации при прерывистой текучести, то есть при наличии повторяющихся зубцов на деформационной кривой [3, 22]. Под «бегающей» шейкой понимают один из характерных типов распространения полос деформации. Такие полосы вблизи и выше верхней скоростной границы области проявления прерывистой текучести обеспечивают равномерное во времени удлинение образцов без потери устойчивости пластической деформации. С другой стороны, в некоторых случаях сверхпластичность сопровождается хорошо выраженной прерывистой текучестью [25].

В целом макронеоднородное развитие пластической деформации (вызывающее и не вызывающее потерю устойчивости) наблюдается в виде волн пластичности различного типа на определенных этапах деформации практически любых пластичных материалов [3, 8].

Кроме микро- и макроуровня современная физика прочности и пластичности выделяет мезоскопические уровни пластической деформации (от греческого «mesos» — средний, промежуточный).

Понимание многоуровневого характера пластической деформации и особой роли мезоскопических уровней пришло сравнительно недавно [2, 5, 8, 10, 26, 27]. Однако мезоскопическая неоднородность пластической деформации известна достаточно давно [28] и непосредственно обнаруживается при измерении локальных удлинений [28–30]. При этом наблюдается большое влияние границ зерен, которое обусловливается, в частности, тем, что удлинение при переходе через границу не меняется скачком и что ограничивающее действие распространяется вглубь зерна на некоторое расстояние [28, 30]. Например, в [30] поля, возникающие от границ зерен, относят именно к мезоуровню.

В настоящее время с мезоуровнем чаще всего связывают дефекты дисклинационного типа и трансляционно-ротационные вихри как самосогласованные повороты целых конгломератов структурных элементов [3, 6]. Хотя общепринятой классификации масштабных уровней пластической деформации до сих пор не существует, представления об иерархии пластической деформации и ее неоднородности, проявляющейся на различных масштабных уровнях (микро, макро и мезо) уже достаточно прочно вошли в современную науку [2–10, 26, 27, 29–33].

При наиболее общем подходе целесообразно исходить из того, что мезоуровень — это любой уровень между микро и макро. При этом макроуровень — это уровень, отвечающий рассмотрению объекта (или процесса) в целом; микроуровень — уровень, соответствующий минимально малым по размеру элементарным частям объекта (или связанным с ними элементарным процессам), на котором объект (или процесс) еще не утрачивает полностью свои характерные черты. В этом смысле макроуровень, как и микроуровень, может быть только один, а мезоуровней может быть сколько угодно. Применительно к пластической деформации макроуровень соответствует поведению образца (или изделия) под нагрузкой как целого. Например, при растяжении образца макроуровню пластической деформации отвечает зависимость, описываемая кривой растяжения. С другой стороны, микроуровень — это уровень, на котором рассматривается движение элементарных носителей пластической деформации минимально возможного размера (дислокации, вакансии и т.д.).

Современные исследования показывают, что переход от более низких к более высоким масштабным уровням происходит последовательно по мере развития деформации, что свидетельствует о ее самоорганизации

[3, 5, 6, 8, 10, 31, 33–35]. (В наиболее общем смысле самоорганизацию можно определить как рост радиуса корреляции [36].)

В [5, 37] показано, что смена одной дислокационной структуры другою определяется величиной средней скалярной плотности дислокаций ρ, которая задает соотношение различных типов структуры в материале. При определенном значении ρ в структуре *i*-го уровня зарождаются элементы новой дислокационной структуры (*i*+1)-го уровня. С ростом ρ происходит увеличение доли (*i*+1)-й структуры. При некотором значении ρ *i*-я структура полностью сменяется (*i*+1)-й структурой и зарождается следующая (*i*+2)-я структура. С повышением ρ постоянно усиливаются коллективные эффекты в дислокационных ансамблях, а каждая последующая структура охватывает все большие характеристические объемы, вовлекая в единичный акт пластической деформации все большие объемы материала.

По мере развития деформации ее пространственные флуктуации нарастают вплоть до достижения размеров порядка толщины образца [6]. На непрерывное по мере развития пластической деформации увеличение ее масштабного уровня указывается в [3, 8, 31, 33]. Учитывая волнообразный характер пластической деформации, говорят о появлении «волн пластичности» [3, 4]. В ряде случаев такие «волны» видны невооруженным глазом и могут являться причиной различных видов неустойчивости пластической деформации [38]. В целом, по мере развития деформации наблюдается постоянное увеличение ее масштабного уровня от микроскопического, соответствующего перемещению отдельных дислокаций, а затем дислокационных ансамблей, до макроскопического, связанного с движением трансляционно-ротационных вихрей [3, 6, 31].

Пластическая деформация «протекает как многоуровневый релаксационный процесс» [3], который в изолированном состоянии прекращается после достижения определенного «порогового» уровня неравновесности. Поэтому деформационные структуры характеризуются наличием предыстории и длительного последействия или, другими словами, стабильностью структуры в изолированном состоянии после прекращения формирующего ее энергопотока (после снятия нагрузки деформационная структура длительное время в основном сохраняется). Предопределенность в увеличении радиуса корреляции при пластической деформации [3, 5, 6, 8, 31, 33], ее релаксационный характер [3, 8, 39] и стабильность возникающих структур позволяют рассматривать такой процесс как термодинамическую самоорганизацию релаксационного типа, обусловленную стремлением к минимуму избыточной свободной энергии системы, связанной с исходной структурной неоднородностью [40]. Заметим, что в [5] в качестве термодинамической причины процесса структурообразования при смене одного типа дислокационной структуры другой также называют стремление полной энергии дислокационной подсистемы к относительному минимуму (стремление к минимуму свободной энергии при данной ρ).

Следует подчеркнуть, что ряд явлений при пластической деформации не может быть достаточно полно описан только с термодинамической точки зрения. Это, прежде всего, рассматриваемые на малых временных интервалах различного вида неустойчивости пластической деформации, а также отдельные деформационные механизмы. В этих случаях наиболее эффективным оказывается кинетическое описание [38, 41]. Однако на больших временных интервалах общую направленность структурообразования, процессы возникновения и смены доминирующих деформационных структур по ходу деформации можно считать строго предопределенными и поэтому рассматривать с термодинамических позиций [40].

Одно из наиболее общих различий релаксационных механизмов — это различие между «быстрой» и «медленной» релаксацией, то есть между релаксацией, которая принципиально может или не может приводить к потере устойчивости пластической деформации, что задается одновременно термодинамическими и кинетическими факторами [41, 42].

Здесь необходимо сделать некоторые уточнения по поводу понятия «неустойчивость пластической деформации». Согласно теории автоматического управления любой процесс описывается в фазовом пространстве состояний некоторой траекторией, а неустойчивость процесса может быть понята как неустойчивость такой траектории [43]. Процесс считается неустойчивым, если какое-либо сколь угодно малое отклонение от опорной (равновесной) траектории с течением времени нарастает [43]. (Применительно к реальным объектам под «сколь угодно малым» следует понимать минимальное физически значимое отклонение [38, 41].) Пластическая деформация описывается деформационными кривыми, которые определяются для образца (или его элемента) заданных размеров. Поэтому неустойчивость деформации может быть правильно определена только по отношению к таким кривым, на которых неустойчивость проявляется в виде определенных особенностей (экстремумов и площадок), свидетельствующих о нарушении во времени равномерности (монотонности) развития усредненной по длине образца пластической деформации. Под неустойчивостью (или потерей устойчивости) пластической деформации можно также понимать такое поведение деформируемого тела под нагрузкой, которое без специфического изменения внешних условий приводит к нарушению во времени равномерности (монотонности) накопления упругой энергии. При ограничении свободного удлинения образца при растяжении

это приводит к частичному или полному (в случае разрушения) самопроизвольному высвобождению запасенной энергии упругой деформации.

Следует заметить, что, с точки зрения анализа неустойчивостей пластической деформации, проявляющихся на кривой растяжения при деформировании образца как целого, любая неоднородность пластической деформации относится к микро- или мезоуровню. Поэтому, при рассмотрении неустойчивостей пластической деформации, неоднородности, соизмеримые с размерами образца, следует относить к мезоуровню и говорить о «мезоскопической неоднородности». Тем не менее, если объектом рассмотрения является собственно неоднородность пластической деформации, в случае, когда хотят подчеркнуть, что неоднородность соизмерима с размерами (толщиной) образца или ее можно наблюдать без увеличения, оправдано применение терминов «макронеоднородность» или «макролокализация деформации». Исходя из этого, с учетом требований к однозначности понимания, допустимо пользоваться и теми и другими терминами.

При достаточно высоком разрешении деформационной кривой (например, при наноиндентировании) всегда наблюдается ее неровность: ступенчатость или зубчатость, что иногда определяют как неустойчивость деформации на микроскопическом уровне [44, 45]. Однако такие «неровности» связаны с дискретной природой пластической деформации на микроуровне и поэтому их следует считать естественными флуктуациями (типа флуктуаций фона) по отношению к общей деформационной кривой. По существу, каждый из таких микроскачков — это начальная микроскопическая флуктуация (возмущение) по отношению к общей деформационной кривой. Если в зависимости от времени микрофлуктуации не нарастают, деформацию следует считать устойчивой [43]. Если с течением времени микрофлуктуация усиливается, выходя на более высокий масштабный уровень, возникает неустойчивость пластической деформации, наблюдаемая на обычной деформационной кривой. Таким образом, любая потеря устойчивости пластической деформации — это релаксационный акт, приводящий к повышению масштабного уровня пластической деформации, что отвечает общему направлению ее развития.

С учетом теории автоматического управления в самом общем смысле можно выделить три типа неустойчивости: глобальная потеря устойчивости (соответствует высвобождению упругой энергии при образовании шейки перед разрушением); скачок из одного положения равновесия в другое (соответствует образованию зуба текучести); автоколебания (соответствуют прерывистой текучести) [38, 41]. Вместе с устойчивым поведением при равномерной деформации эти три типа потери устойчивости позволяют описать любое деформационное поведение. В связи с этим одна из основных

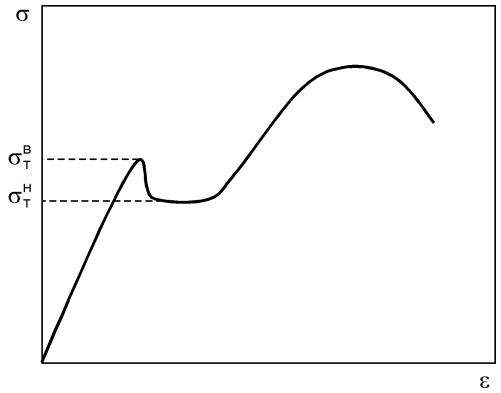


Рис. 1. Типичная кривая растяжения с зубом текучести (схема)

задач при анализе явлений неустойчивости пластической деформации — это отыскание управляющих параметров и их критических значений, вызывающих переход от устойчивой деформации к тому или иному виду потери устойчивости, а также между различными видами неустойчивости.

В настоящее время неустойчивости пластической деформации вызывают особый интерес. Во-первых, неустойчивости возникают как результат переходных процессов в динамической системе, которой является деформируемый материал. Во-вторых, с неустойчивостями связаны различные аномалии механических свойств. В-третьих, неустойчивости появляются, когда флуктуации деформации достигают макроскопических масштабов. На первый план здесь выходят сугубо нелинейные эффекты и неравновесность процесса.

Дальнейшее изложение посвящено анализу основных указанных выше типов неустойчивости пластической деформации и связанных с ними явлений и закономерностей.

2. Зуб текучести и деформация Людерса

Зуб текучести и полосы Людерса характерны для поликристаллического железа, а также других ОЦК-металлов (например, молибдена, ниобия, тантала [46]). Полосы Людерса также наблюдаются на монокристаллах различных материалов (например, меди и сплавов на ее основе (системы Cu–Al, Cu–Mn, Cu–Zn) [47], кремния [48]). Деформация Людерса (то есть деформация, которая сопровождается появлением зуба и площадки текучести и которую можно связать с образованием полос Людерса) иногда проявляется на поликристаллических ГЦК-металлах [49].

Зарождение полосы Людерса происходит при напряжении верхнего предела текучести $\sigma_т^в$, а ее развитие осуществляется при напряжении нижнего предела текучести $\sigma_т^н$ [50]. На деформационных диаграммах наличие верхнего и нижнего пределов текучести проявляется как зуб текучести (рис. 1). Предел $\sigma_т^в$, соответ-

ствующий напряжению, которое необходимо для распространения полос Людерса через образец, является более надежной величиной, чем $\sigma_т^в$, значение которого сильно зависит от качества обработки поверхности, формы и размеров образца [51, 52]. При наличии концентраторов напряжений для начала образования полосы Людерса требуются более низкие внешние напряжения, и высота зуба текучести, в связи с действием концентраторов напряжений, может уменьшаться вплоть до полного исчезновения [21]. Возникновение новых полос, как правило, не влияет на напряжение течения после его падения до уровня нижнего предела текучести. То есть распространение деформации путем образования полос Людерса происходит при постоянной нагрузке, вызывая на деформационных кривых при испытаниях образцов на растяжение появление площадки текучести.

Полосы Людерса возникают в результате перемещения вдоль оси растяжения области локализованной пластической деформации и являются макроскопическим проявлением локализации деформации. Область локализации деформации образует фронт полосы Людерса, ширина которого для поликристаллов обычно соответствует нескольким диаметрам зерен. Расчеты методом конечных элементов показывают, что фронту полосы Людерса соответствует концентрация напряжений до 50 % [53]. Это обеспечивает продвижение фронта локализованной деформации и приводит к расширению полосы Людерса по мере деформации путем малых скачков, равных размеру зерна [54]. Состояние границ зерен оказывает существенное влияние на деформацию Людерса. Например, для мелкозернистого сплава AlMg6 наличие площадки текучести и соответствующей ей деформации Людерса зависело от предварительной обработки [49]. При этом электронно-микроскопические исследования показали, что деформация Людерса исчезает, если предварительная обработка делает невозможным выход дислокаций на границы зерен, то есть подавляет их действие как дислокационного стока.

При отсутствии сильных концентраторов напряжений на поверхности или внутри образца полоса Людерса зарождается у одной из его галтелей. Иногда из-за неточности изготовления образца и наличия сильных поверхностных концентраторов напряжения последовательно или одновременно могут возникать несколько полос Людерса. Однако при тщательном проведении эксперимента (отсутствие поверхностных концентраторов напряжения, одноосное нагружение) можно добиться распространения одной полосы Людерса через весь образец за счет ее расширения от одного конца образца к другому [51]. Когда полосы Людерса покроют весь образец, площадка текучести кончается и на кривой «напряжение – деформация» появляется участок деформационного упрочнения, хотя сам процесс упрочнения начинается с появлением деформации Людерса. При этом упрочнение одновременно с деформацией локализуется в узком фронте полосы Людерса таким образом, что упрочненная зона образца образуется следом за движущимся фронтом. Полосы Людерса имеют матовый оттенок и хорошо видны на полированной поверхности образца [21].

Часто ошибочно считают, что в макромасштабе полосы Людерса распространяются под углом ~ 45° к оси растяжения образца, то есть в направлении действия максимальных касательных напряжений [21]. Действительно, угол 45° отвечает наименьшему напряжению сдвига по наиболее благоприятно ориентированной к направлению растяжения системе скольжения в монокристалле, хотя при иной ориентации следует учитывать действие закона Шмида [50]. В поликристаллах образованию как шейки, так и полосы Людерса, а также полос деформации [55], соответствует макролокализация пластической деформации, которая неизбежно приводит к реализации объемного напряженного состояния. При этом расположение областей локализации определяется не максимальными касательными напряжениями, а интенсивностью напряжений $\sigma_и$, пропорциональной касательному напряжению в октаэдрической площадке $\tau_{окт}$ [56]. Это соответствует прохождению шейки, полос деформации или полосы Людерса вдоль линии, составляющей с направлением оси растяжения угол 54.7° [57]. Действительно, если в соответствии с критерием Мизеса

$$\sigma_и = \sigma_т, \tag{1}$$

где $\sigma_т$ — напряжение течения при одноосном растяжении), то, учитывая, что

$$\sigma_и = \frac{3}{\sqrt{2}}\tau_{окт}, \tag{2}$$

можно, подставив (1) в (2), дать следующее толкование критерия Мизеса: пластическая деформация начинается в октаэдрических плоскостях в момент достижения октаэдрическим касательным напряжением $\tau_{окт}$ постоянного значения $(\sqrt{2}/3)\sigma_т$ [58].

Таким образом, расположение полос Людерса, а также полос деформации при прерывистой текучести и шейки перед разрушением определяет критерий Мизеса.

Величина зуба текучести сильно зависит от температуры T и скорости растяжения $\dot{\varepsilon}_0$. Так, с увеличением T и уменьшением $\dot{\varepsilon}_0$ его величина постепенно снижается вплоть до полного исчезновения [50, 53, 59]. Повышение T и понижение $\dot{\varepsilon}_0$ приводят также к уменьшению длины площадки текучести [53, 59]. Дальнейшее увеличение T и уменьшение $\dot{\varepsilon}_0$ вызывает появление прерывистой текучести (то есть зубчатости диаграммы растяжения [50, 53, 59]), температурно-скоростная область проявления которой может частично накладываться на область существования зуба и площадки теку-

чести (зубчатость часто наблюдается на площадке текучести), однако, в целом, соответствует более высоким температурам и меньшим скоростям деформирования.

3. Прерывистая текучесть

Прерывистая текучесть, называемая также скачкообразной деформацией, проявляется на деформационных кривых в виде повторяющихся неоднородностей — ступенек или зубцов различного типа [20, 60]. Формально выделяют два основных вида прерывистой текучести: низкотемпературную (при температурах жидких гелия, водорода, а также азота) и высокотемпературную (при температурах 0.3–0.7 от температуры плавления).

При постоянной скорости растяжения падение напряжения (нагрузки) на кривых «напряжение – деформация» («нагрузка – удлинение») при прерывистой текучести, как и при образовании зуба текучести, связано с тем, что скорость деформации образца во время скачка напряжения резко возрастает по сравнению со скоростью деформирования. Измерения скорости деформации во время скачка напряжения показали, что она достигала величины 0.025–0.17 c^{-1} при высокотемпературной прерывистой текучести сплава Ni–28.5%Cr [61], в то время как наибольшая применявшаяся скорость растяжения была $4.2 \cdot 10^{-3}$ c^{-1}. Действительная скорость деформации еще выше, поскольку деформация при скачке локализована в малом объеме, а не распределена равномерно по всему образцу [61]. Измеренная для Al–5%Mg длительность скачка напряжения составила при скорости растяжения $\dot{\varepsilon}_0 = 2.5 \cdot 10^{-3}$ c^{-1} и температурах 23 и 55 °C соответственно $2.5 \cdot 10^{-2}$ и $2.6 \cdot 10^{-3}$ с [62]. Длительность скачка t_b возрастает с ростом деформации, но составляет для Al–5%Mg при $T = 24$ °C и $\dot{\varepsilon}_0 = 2.5 \cdot 10^{-3}$ c^{-1} величину порядка 10^{-2} с. При деформации (без учета локализации) порядка 10^{-4}–10^{-3}, соответствующей скачку на кривой растяжения, это вызывает повышение скорости деформации до 0.01–0.1 c^{-1}. Такие же по порядку величины значения для скорости деформации во время скачка напряжения и длительности его образования получены при комнатной температуре на сплаве 7075 (Al–5.5%Zn–2.5Mg–1.6%Cu) [63]. Для низкотемпературной прерывистой текучести также приводят значения длительности скачка от 0.15 до $2 \cdot 10^{-2}$ с, а скорости пластической деформации при скачке — около 0.05 c^{-1} [64]. На сплавах Al–5%Mg и Al–2.8%Li показано, что для одной кривой растяжения более крупным зубцам с величиной σ_b соответствует более высокая скорость скачка напряжения, определяемая как σ_b / t_b [65]. Этому также отвечает более высокая скорость деформации во время скачка. Обычно по мере деформации величина зубцов в целом возрастает, чему соответствует рост σ_b / t_b и скорости деформации во время скачка. Очевидно, что при этом σ_b растет быстрее, чем t_b.

Прерывистую текучесть можно оценивать по различным параметрам, например по величине и числу зубцов, по деформации и напряжению начала прерывистой текучести, длительности и скорости скачка напряжения и т.д. Изучение этих параметров и их зависимостей от условий эксперимента достаточно эффективно при исследовании прерывистой текучести на каком-либо одном материале (например, [62, 65–68]), но не позволяет сравнивать ее количественно на различных материалах [69]. Рассматривая такие параметры отдельно, нельзя однозначно утверждать, какой материал и в каком случае в большей мере подвержен прерывистой текучести (например, материал, демонстрирующий на диаграмме растяжения меньший участок с прерывистой текучестью при меньшем общем удлинении, или с более протяженным зубчатым участком при большем удлинении; материал, при деформировании которого наблюдается больше зубцов меньшей величины, или наоборот и т.д.). В общем случае критерии прерывистой текучести должны быть безразмерными величинами, отражающими физическую сущность этого явления и позволяющими сравнивать степень проявления прерывистой текучести для различных материалов. Таким требования соответствуют предложенные М.М. Кришталом безразмерные количественные критерии прерывистой текучести [69, 70]. Основной критерий $K_{пт}$ показывает, какая доля деформации осуществляется в условиях потери ее устойчивости. При растяжении с заданной скоростью деформирования

$$K_{пт} = \frac{\overline{\sigma}_b n}{M \varepsilon_r}, \tag{3}$$

где $\overline{\sigma}_b$ — средняя величина зубца; n — число зубцов; ε_r — общая пластическая деформация (для полной кривой растяжения ε_r — остаточная деформация после разрушения). Для постоянной скорости нагружения, когда прерывистая текучесть проявляется в виде ступенек на кривой растяжения,

$$K_{пт} = \sum_{i=1}^{n} \frac{\varepsilon_i^*}{\varepsilon_r}, \tag{4}$$

где ε_i^* — деформация, соответствующая образованию ступеньки, то есть ее протяженность вдоль деформационной оси. Дополнительный критерий $K_{пт2}$ характеризует вклад в общую деформацию ее равномерной составляющей до момента потери устойчивости:

$$K_{пт2} = \varepsilon_c / \varepsilon_r, \tag{5}$$

где ε_c — деформация начала прерывистой текучести.

3.1. Низкотемпературная прерывистая текучесть

Большинство металлов и сплавов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решетками при сверхнизких температурах обнаружи-

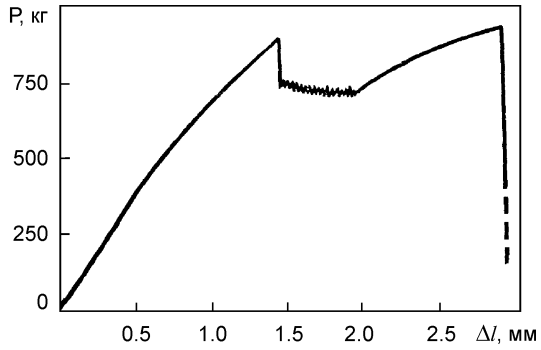


Рис. 2. Диаграмма растяжения монокристалла меди чистоты 99.999 % ориентации [111] при T = 4.2 K [76]

вают прерывистый характер пластической деформации, закономерности которой зависят от температуры, скорости деформирования, размера зерна, химического состава, состояния поверхности, степени исходного упрочнения [64, 71], от формы и размеров образцов [66, 72, 73].

На микроуровне механизм прерывистой текучести при низких температурах может быть связан с двойникованием или мартенситными превращениями.

С понижением температуры сопротивление скольжению растет быстрее, чем сопротивление двойникованию [50]. Поэтому для ряда металлов при сверхнизких температурах двойникование становится преобладающим механизмом деформации. На напряжение, при котором начинается двойникование, как и на верхний предел текучести, существенное влияние оказывают концентраторы напряжений [50]. Образование одного двойника может вызывать лавинообразное образование многих других, что часто сопровождается слышимым звуком. При этом на кривых «напряжение – деформация» может появляться значительная зубчатость. Например, деформация кристалла кадмия сопровождается падениями напряжения, величина которых возрастает с ростом напряжения от нескольких до ~44 % от величины предела прочности σ_B [74]. Деформация железа, подвергнутого многократной зонной очистке, при 4.2 K осуществляется, в основном, в виде скачков с величиной падения напряжения до ~25 % от σ_B. Авторы [75] считают, что такие падения нагрузки связаны как с появлением двойников, так и с обычным скольжением, которое может происходить либо независимо, либо совместно с двойникованием.

Эксперименты на кристаллах меди показывают, что деформации двойникованием, которое вызывает падение нагрузки (напряжения), всегда предшествует скольжение. Двойники образуются только после того, как в результате деформации напряжение сдвига повышается до достаточно высокого уровня. При этом начало двойникования приводит к резкому падению напряжения и продолжается, сопровождаясь малыми скачками вблизи постоянного значения растягивающего напряжения, а затем наблюдается плавный участок упрочнения [76] (рис. 2). Характерно, что при деформации кристаллов меди при 4.2 K двойникование часто начинается у одного из захватов и распространяется через весь образец, подобно полосе Людерса [50]. Авторы [77], анализируя результаты экспериментов на кристаллах цинка, также делают вывод, что для зарождения двойника необходимо предварительное скольжение, полагая, что образующиеся при этом дислокационные скопления действуют как локальные концентраторы напряжения.

На чистых (99.999 %) кристаллах меди прерывистая текучесть, связанная с двойникованием, наблюдается начиная с 78 K и ниже [78]. Твердые растворы ГЦК-металлов (например, серебро с золотом [79], медь с цинком, алюминием, галием, германием, индием [50, 80]) двойникуются с образованием зубчатости на кривых растяжения при более низких значениях приведенного напряжения сдвига и более высоких температурах, чем чистые металлы, так как наличие примесей затрудняет скольжение [50]. Поскольку двойникование предполагает затрудненное скольжение и высокое напряжение, этот процесс характерен также для высоких скоростей нагружения при обычных температурах [54].

При низких температурах прерывистая текучесть может быть связана с фазовыми превращениями. Такое явление обнаружено при деформации нержавеющих сталей при 20 K [81, 82]. В [82] испытывали на растяжение мелкозернистую (увеличение ×1 000 не разрешает размер зерна) наклепанную нержавеющую сталь типа 08Х18Н9. За время испытания наблюдали 10–15 падений нагрузки на величину ~15 %. Рентгенография обнаружила появление мартенсита во время испытания. Авторы [82] считают, что зубчатость обусловлена именно мартенситным превращением, которое становится возможным при комбинации очень низкой температуры и высоких напряжений. Отметим, что такой механизм деформации подобен двойникованию, которое также можно рассматривать как фазовое превращение. В [82] указывается на то, что образование зубцов соответствует появлению опоясывающих образец рельефов, не похожих на полосы Людерса. Они располагаются под углом ~60° к продольной оси образца. Количество их практически совпадает с количеством падений нагрузки. Образцы были достаточно тонкие (0.038 см) и тепловая энергия быстро диссипировала в жидком водороде. Поэтому термическая нестабильность (то есть локальный саморазогрев материала, приводящий к снижению напряжения течения) [83] не могла вызывать в данных условиях появления зубчатости и оказывалась вторичным эффектом.

Однако чаще прерывистая текучесть при низких температурах не связана с двойникованием или с мартенситными превращениями. В этом отношении наиболее характерны результаты исследований, проведенных

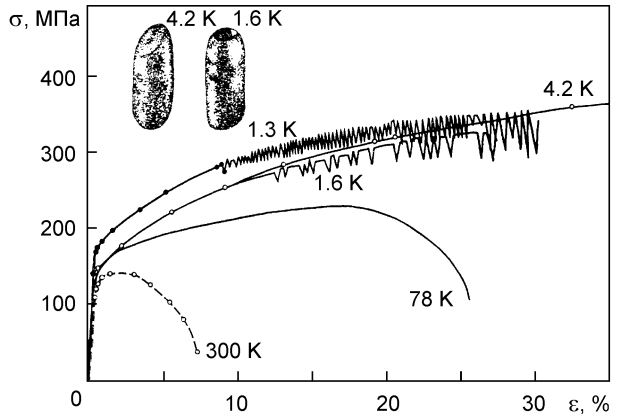


Рис. 3. Диаграммы растяжения алюминия чистоты 99.3 % в неотожженном состоянии [71]

на поликристаллическом алюминии [71, 84, 85] и его монокристаллах [66, 86].

В алюминиевых сплавах прерывистая текучесть может сопровождаться локальным повышением температуры до 65 K [71]. Однако в [71] отмечается, что локальный разогрев, по-видимому, не определяет механизм образования скачка напряжений, а является вторичным эффектом, так как проявляется крайне слабо в момент скачка при деформации таких материалов, как свинец, натрий, калий, магний и никель.

Для поликристаллического алюминия чистоты 99.3 %, испытанного на растяжение, наблюдается значительное увеличение прочности и пластичности при понижении температуры от 300 до 4.2 K [71]. Далее, при понижении температуры от 4.2 до 1.3 K пластичность несколько снижается. При этом также меняется характер разрушения (рис. 3). Прерывистая текучесть наблюдается при температурах 1.6 и 1.3 K. Причем характер ее проявления при этих температурах различен. Общей закономерностью является повышение величины зубцов с ростом напряжения (рис. 3).

На монокристаллах алюминия скачкообразная деформация может проявляться сильнее, чем на поликристаллах, хотя и зависит от ориентации кристалла. Из приведенных в [86] диаграмм следует, что увеличение скорости деформирования при $T = 1.4$–1.6 K (монокристалл алюминия, чистота 99.99 %, ориентация [111]) приводит к уменьшению величины зубцов и сначала к увеличению, а затем к некоторому снижению их частоты. В [71] отмечено, что увеличение количества примесей для кристаллов алюминия с ориентацией [111], исследованных в [86], приводит к «дальнейшему развитию скачкообразной деформации». Однако, исходя из приведенных в [86] диаграмм, можно предположить, что снижение чистоты кристалла с 99.999 до 99.99 % приводит к смещению области проявления прерывистой текучести в сторону более высоких скоростей деформирования, а не к ее усилению. Возможно, этот эффект обусловлен общим повышением средней величины сопротивления деформированию, что должно активизировать релаксационные процессы вблизи мезоструктурных концентраторов напряжения. Также определенное влияние может оказывать зависимость от содержания примесей особенностей тепловыделения при пластической деформации.

В [66] на монокристаллах алюминия показано, что увеличение скорости растяжения до $7 \cdot 10^{-2}$ с$^{-1}$ приводит к исчезновению прерывистой текучести. В частности, на основании этого сделан вывод, что концепция термической нестабильности [83], связывающей появление скачка напряжения с локальным разогревом (который должен усиливаться с ростом скорости растяжения) не подтверждается.

Существенные качественные и количественные изменения характера прерывистой текучести в зависимости от скорости деформирования также обнаружены при 4.2 K для титановых сплавов [67].

Подробные исследования на монокристаллах алюминия с варьированием толщины, ширины и длины представлены в [66]. Обнаружено, что параметры прерывистой текучести (величина зубцов, их число и др.) сильно зависят от толщины и ширины образца, однако, практически не зависят от его длины. Автор [66] считает, что влияние размерного фактора означает, что единичный акт скачкообразной деформации (скачок нагрузки) осуществляется одновременным прорывом препятствий скоплениями дислокаций в различных местах кристалла. Другими словами, размеры кристалла определяют общее число скоплений, контролирующих скачкообразную деформацию.

В [72] влияние масштабного (размерного) фактора при сверхнизких температурах на особенности деформирования растяжением конструкционных сплавов объясняют тем, что увеличение деформируемого объема металла сопровождается уменьшением удельной поверхности. Это вызывает ухудшение условий отвода тепла с рабочей части образца, что приводит к изменению характера прерывистого течения.

Замечено, что скачки на деформационной кривой соответствуют макролокализации деформации в полосах деформации, охватывающих все сечение образца и располагающихся под углом ~55° к оси растяжения [87]. При этом сходная картина макролокализации деформации при низкотемпературной прерывистой текучести наблюдается для легированных сталей, титановых и алюминиевых образцов [87, 88].

При исследовании низкотемпературной прерывистой текучести на аустенитных сталях было обнаружено влияние изменения длины образца на характер проявления зубчатости [73]. При этом уменьшение длины образца приводит к уменьшению числа и к увеличению высоты зубцов. Отмечается, что образование зубцов прерывистой текучести сопровождается локализацией

деформации. Влияние длины образца на зубчатость объясняется тем, что размеры области локализации деформации не зависят от длины образца и поэтому ее уменьшение приводит к усилению общего разогрева образца.

Сравнительные результаты исследований прерывистой текучести при растяжении и сжатии алюминиевых образцов представлены в [87]. Показано, что при сжатии скачки следуют с меньшей частотой, чем при растяжении, что связывается опять же с влиянием геометрии областей локализованной деформации.

На скачки деформации при низкотемпературной прерывистой текучести существенное влияние оказывает состояние поверхности. Так, для электролитически полированных образцов поликристаллического алюминия прерывистая текучесть начинается при более высоких напряжениях и степенях деформации, чем для образцов в исходном состоянии после мехобработки [64]. Отмечается, что влияние состояния поверхности «трудно понять в рамках представлений о разогреве, так как тепловые эффекты не должны быть чувствительны к состоянию поверхности» [64]. В [64] влияние поверхности считают обусловленным наличием структурных неоднородностей (концентраторов) в поверхностном слое, благоприятствующих появлению прерывистой текучести. Однако можно предположить, по крайней мере, еще один механизм такого влияния — поверхностное упрочнение, степень которого должна существенно отличаться для различных типов поверхностной обработки.

С макроскопической точки зрения, кроме температурно-скоростного и масштабного факторов, а также состояния поверхности, кинетику и величину скачков деформации и напряжения определяют деформационно-прочностные и вязкостные характеристики материала, эффективный модуль упругости системы «образец – машина» и коэффициент термического разупрочнения, что показано на примере аустенитной стали 03Х20Н16АГ6 [89].

Кроме дислокационного скольжения, двойникования и полиморфных превращений [64, 71], низкотемпературная прерывистая текучесть может также сопровождаться образованием трещин. Так, при деформации монокристаллов LiF в жидком и газообразном гелии при $T = 1.4$–4.2 K в условиях прерывистой текучести в поляризованном свете (непосредственно в процессе деформации) наблюдали сопровождающие скачки нагрузки появления макросдвигов и сквозных макротрещин, образующихся при пересечении полос скольжения [90]. При этом число скачков совпадало с числом макротрещин.

Прерывистая текучесть при сверхнизких температурах также зафиксирована на поликристаллах кадмия чистотой 99.995 % при $T = 4.2$ K [91], монокристаллах ниобия с контролируемым содержанием водорода при $T = 77$ K [92] и многих других материалах (свинец, магний, калий, натрий, никель, серебро, тантал [64, 71]), что свидетельствует о различных микромеханизмах, связанных с низкотемпературной прерывистой текучестью.

В качестве основной причины низкотемпературной прерывистой текучести на макроуровне в [83, 93] называют тепловой механизм скачкообразной деформации (гипотеза Базинского). В работах Г.А. Малыгина [94–97] представлена теория, демонстрирующая, что тепловой механизм способен объяснить влияние параметров эксперимента (температура, скорость деформирования, режим нагружения) на условия, необходимые для возникновения низкотемпературной прерывистой текучести. Прерывистая текучесть рассматривается как термомеханические релаксационные колебания, в основе которых лежит отрицательная скоростная чувствительность деформирующих напряжений [94]. В качестве дополнительного условия в [94] учитывается локализация деформации. В [95] ответственным за появление неустойчивости пластической деформации при низких температурах принимается образование областей локализованного разогрева (тепловых доменов) [95]. Теория, представленная в [94], позволяет теоретически определить ограниченную расчетной кривой температурно-скоростную область существования низкотемпературной прерывистой текучести, считая ее появление возможным при реализации полученного в работе критерия тепловой неустойчивости. При этом теоретически рассчитанные кривые достаточно хорошо совпадают с экспериментальными результатами [98], полученными на монокристаллах Cu+4 ат.% Al. Однако объяснения низкотемпературной прерывистой текучести только тепловыми механизмами противоречат многим другим приведенным выше экспериментальным данным.

В [66] отмечается, что наличие отрицательной скоростной чувствительности не всегда приводит к прерывистой текучести и поэтому является недостаточным условием ее появления. Д.А. Диденко [66] и О.В. Клявин [71] признают разогрев при низкотемпературной прерывистой текучести только как вторичный эффект. Причиной падения напряжения при прерывистой текучести в [66] называют резкое лавинообразное течение образца, обусловленное наличием высоких локальных напряжений в голове дислокационных скоплений и прорывом препятствий, что сопровождается выделением тепла. В [71] предлагается совместное использование гипотез о высоких напряжениях и тепловой теории скачка напряжения. Предполагается, что начало скачка связано с прорывом препятствий, что вызывает локальную тепловую вспышку, которая инициирует лавинообразное движение дислокаций через барьер (это не требует значительного повышения температуры в большом объеме).

Здесь необходимо отметить, что теории, сосредотачивающиеся на микромеханизмах прерывистой текучести, не обладают необходимой общностью. Более перспективным может оказаться подход, в основе которого лежит описание прерывистой текучести через мезо- и макрохарактеристики материала, которые затем раскрываются для каждого конкретного случая на микроуровне [38, 41].

В целом следует отметить, что общие проявления низкотемпературной прерывистой текучести для различных материалов и различных доминирующих на микроуровне механизмов (в том числе, при двойниковании, полиморфных (мартенситных) превращениях и скольжении) подобны. При этом, низкотемпературную прерывистую текучесть, как правило, можно наблюдать одновременно с макролокализацией деформации в полосах деформации, что, по-видимому, является общей закономерностью для различных материалов, деформируемых в области проявления низкотемпературной прерывистой текучести.

3.2. Высокотемпературная прерывистая текучесть

Часто прерывистую текучесть при комнатной и повышенных температурах называют эффектом Портевена–Ле Шателье, описавших это явление на примере алюминиевых сплавов еще в 1923 г. [99]. Они же отмечали появление характерных полос на поверхности испытуемых образцов, наклоненных под углом 60–70° к направлению действующей силы.

Длительное время этому явлению не придавалось должного значения. Полагали, что прерывистая текучесть может проявляться на некоторых сплавах в довольно узком температурном интервале. С появлением «жестких» разрывных машин, позволяющих испытывать образцы в широких интервалах скоростей растяжения, обнаруживается, что высокотемпературная прерывистая текучесть проявляется при деформировании большинства пластичных сплавов и технически чистых металлов в обширных областях температурно-скоростных режимов деформирования [13].

К настоящему времени высокотемпературная прерывистая текучесть обнаружена и изучалась на различных металлах и сплавах. Это сплавы на основе железа [13, 100–104] (технически чистое железо [100], высокоуглеродистые и малоуглеродистые стали [13, 100], легированные стали [101–103], в том числе аустенитные стали [102, 103]); на основе меди [44, 105–112] (технически чистая медь [105], латуни [106–108], сплавы с марганцем, галием, алюминием [109–111], монокристаллы Cu–6%Al, Cu–(2–10%)Ni, Cu–30%Zn, Cu–3%Ni14.3%Al [44, 111, 112]); на основе никеля [61, 113] (технически чистый никель с небольшими контролируемыми содержаниями углерода и водорода [113] и сплавы никеля с хромом [61]); сплавы с ГПУ-решеткой [114–116] (монокристаллы Zn–(0–0.9 ат.%)Cu [114, 115] и технически чистый горячепрессованный бериллий [116]); сплавы на основе алюминия [45, 55, 62, 65, 117–131] (технически чистый алюминий [117], промышленные и технически чистые сплавы системы Al–Mg [55, 62, 118–120,128, 129], сплавы систем Al–Zn–Mg–(Cu) [121] и Al–Cu [126], сплавы с цинком [130, 131], с серебром [127] и с литием [45, 65, 122], различные промышленные сложнолегированные сплавы [122–125]); технически чистый титан и титановые сплавы различных систем [132]; ниобиевые сплавы системы Nb–W–Mo–Zr [133] и т.д.

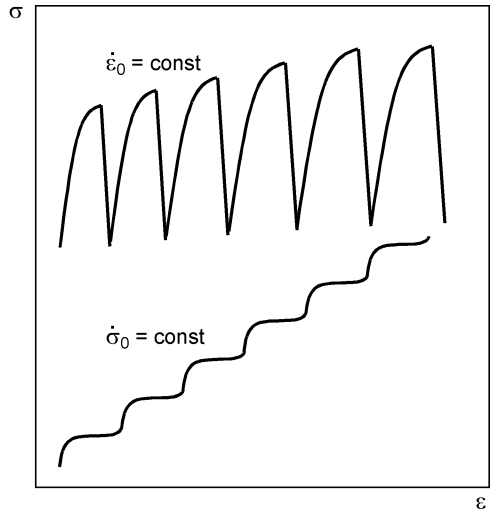


Рис. 4. Зубчатая (при $\dot{\varepsilon}_0$ = const) и ступенчатая (при $\dot{\sigma}_0$ = const) кривые растяжения (схема)

Прерывистая текучесть также наблюдается на монокристаллах KCl [134], нитевидных кристаллах германия [135], композиционном материале Al–10%Al_2O_3 [136], на различных специальных (нанокристаллических, аморфных, порошковых, вспененных, керамических, интерметаллидных (в том числе с упорядоченной сверхструктурой)) [104, 137–145] и полимерных [146, 147] материалах.

Характер проявления прерывистой текучести сильно зависит от типа нагружения: при постоянной скорости увеличения приложенного напряжения $\dot{\sigma}_0$ или при постоянной скорости деформирования $\dot{\varepsilon}_0$ (постоянной скорости движения траверсы) [13, 148]. Зависимость прерывистой текучести от типа нагружения формально обусловлена изменением формы кривой $\sigma - \varepsilon$ (рис. 4) от зубчатой (при $\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$) к ступенчатой (при $\dot{\sigma}_0 =$ = const). Такой переход обусловлен тем, что релаксационные процессы в первом случае должны вызывать резкое падение напряжения при очень малом приращении длины образца, а во втором — быстрое увеличение длины образца (деформации) при постоянном приложенном напряжении. Однако, если бы влияние типа нагру-

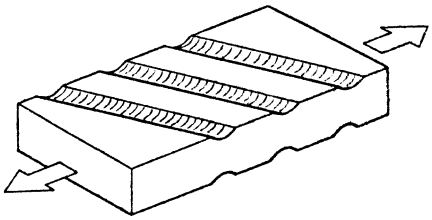


Рис. 5. Полосы деформации, возникающие при растяжении образцов с постоянной скоростью деформирования в «жесткой» испытательной машине в условиях прерывистой текучести (схема)

жения на прерывистую текучесть ограничивалось только этим, получаемые кривые $\sigma - \varepsilon$ при $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ и $\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$ были бы эквивалентны друг другу, то есть кривую одного типа можно было бы пересчитывать в кривую другого типа. Тем не менее, такой эквивалентности не наблюдается [121, 148]. Это связано с тем, что тип нагружения влияет на характер локализации деформации, которая обусловливает прерывистую текучесть [62, 148].

Авторы [62] отмечают, что на одном и том же материале при $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ каждая полоса деформации (область макролокализации деформации) распространяется на весь объем образца путем расширения (иногда в ходе образования одной и той же ступени могут возникать несколько расширяющихся полос). Поскольку нет возможности для релаксации напряжения, образование каждой ступеньки на кривой $\sigma - \varepsilon$ завершается после того, как весь образец переходит из состояния (σ, ε) в состояние $(\sigma + \Delta\sigma, \varepsilon + \Delta\varepsilon)$ (приращение $\Delta\sigma$ объясняется общим уменьшением сечения образца). На «жестких» испытательных системах при $\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$ образовавшаяся полоса деформации, вызвавшая скачок напряжения, как правило, не расширяется (рис. 5). В этом случае образец разделяется на две зоны: первая — недеформированная образованием новой полосы — находится в состоянии $(\sigma - \sigma_b, \varepsilon)$, где σ — напряжение до скачка; σ_b — величина скачка; ε — пластическая деформация; вторая, соответствующая полосе деформации, — в состоянии $(\sigma', \varepsilon + \varepsilon_b)$, где σ' — напряжение в полосе после ее образования; ε_b — приращение пластической деформации в полосе. Авторы [62], без учета изменения поперечного сечения, записывают $\sigma' = \sigma - \sigma_b$. Учитывая уменьшение поперечного сечения в полосе деформации, что конкурирует с общим падением напряжения при ее образовании, можно было бы принять $\sigma' = \sigma$. Отсюда $\partial\sigma'/\partial\varepsilon_b = 0$. Аналогичное этому выражение дается как основное условие локализации пластической деформации в полосах адиабатического сдвига при скоростном ударном деформировании [149].

Следует отметить, что в условиях низкотемпературной прерывистой текучести, связанной с локализацией деформации, режим нагружения также оказывает значительное влияние на характер кривой растяжения и

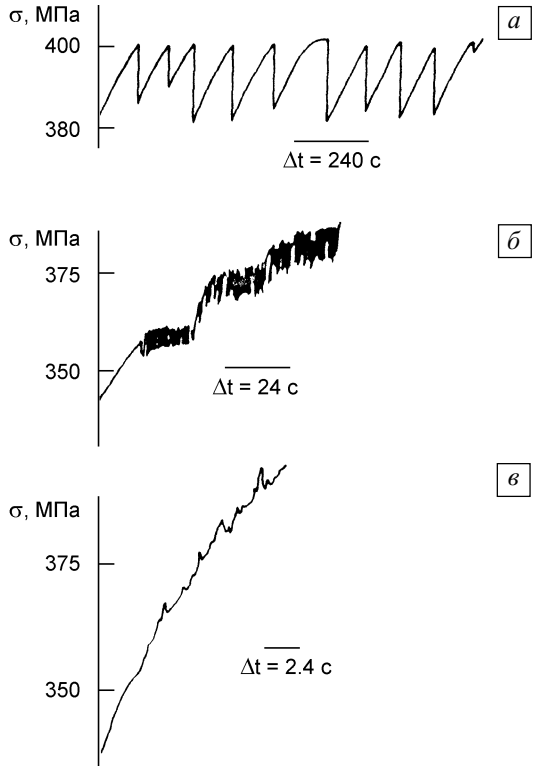


Рис. 6. Различные типы зубцов прерывистой текучести [80]: тип С (*а*); тип В (*б*); тип А (*в*)

механические свойства. Так, появление первой же неустойчивости в режиме $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ при относительном удлинении всего 1 % могло вызвать пластическое разрушение всего образца. При нагружении того же материала на «жесткой» машине ($\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$, неустойчивость деформации имела регулярный характер и разрушение в результате шейкообразования наступало при относительном удлинении несколько десятков процентов [150].

Прерывистая текучесть наблюдается также при одноосном сжатии, двуосном растяжении и сжатии и других видах нагружения. Однако во всех этих случаях общая картина явления по сравнению с одноосным растяжением, в том числе морфология продеформированной поверхности, усложняется [129].

По [55] при $\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$ тип полос деформации определяется в соответствии с типом зубцов прерывистой текучести (рис. 6). Для Al–5 ат.% Mg наименьшим скоростям растяжения ($\dot{\varepsilon}_0 < 5 \cdot 10^{-5}$ с$^{-1}$) отвечают наиболее широкие полосы деформации (тип С) с шириной w = = 1.5 мм (длина образца — 32 мм, поперечное сечение — 0.52×5 мм^2). Ширина полос деформации уменьшается с ростом $\dot{\varepsilon}_0$, одновременно уменьшается величина зубцов до полного исчезновения, что соответствует w = 0.3–0.5 мм (тип А). Первая полоса типов А, В, С всегда зарождается рядом с одной из галтелей образца. Для полос типа С следующие полосы образуются хаотично по длине образца, хотя в конечном итоге может

образоваться пространственная периодическая полосовая макроструктура. Для полос типа В (10^{-4} с$^{-1}$ < $\dot{\varepsilon}_0$ < $< 10^{-3}$ с$^{-1}$) каждая последующая полоса зарождается рядом с предыдущей. Каждое плато на диаграмме «напряжение – время (деформация)» (рис. 6) соответствует одной серии полос, заполняющей всю рабочую длину. Образование отдельных полос типов В и С приводит к срывам на деформационной кривой. Для полос типа А ($\dot{\varepsilon}_0 > 5 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$) быстрая смена зарождения и роста пространственно связанных полос обусловливает формирование практически непрерывно распространяющегося фронта деформации. Продвижение фронта связано с зарождением и образованием каждой последующей полосы. Нерегулярности на диаграмме «напряжение – время (деформация)» (рис. 6) при образовании зубцов типа А соответствуют изменениям в скорости распространения этого фронта, связанным с локальными неоднородностями или с отражениями фронта деформации от концов образца.

Таким образом, при заданной температуре с увеличением скорости растяжения в области проявления прерывистой текучести происходит последовательный переход от зубчатости типа С к В и затем к А. При этом, как показано в [69, 70] на примере сплавов АМг2, АМг3 и АМг5 для различных температур от 20 до 400 °С, зависимости количественного критерия прерывистой текучести $K_{\text{пт}}$ от $\dot{\varepsilon}_0$ имеют вид кривой с максимумом. Восходящий участок таких зависимостей соответствует зубчатости типов С и В, максимум — зубчатости типа В, а нисходящий участок — переходу от зубчатости типа В к А. То есть наибольшая прерывистость течения, как правило, соответствует зубчатости типа В. (Заметим, что использование критерия $K_{\text{пт}}$ позволяет при сокращении числа испытаний определять температурно-скоростные границы области проявления прерывистой текучести [69, 70].)

В [120] для сплава Cu–28.1%Zn выделено два типа распространения полос и соответствующих им зубцов. При высокой температуре наблюдается деформационная кривая с зубчатостью типа В (рис. 6), которой соответствует последовательное образование полос по длине образца. Зарождение каждой новой полосы возможно лишь после повышения напряжения до величины, при которой произошел предыдущий срыв или выше. Авторы [120] называют такой тип распространения полос прерывистым. При низкой температуре кривая растяжения имеет вид с зубчатостью типа А (рис. 6). Ей соответствует непрерывное распространение деформационного фронта, зародившегося на концентраторе напряжений (у галтели образца), от одного конца образца к другому. В [120] распространение такого фронта связывают с непрерывным расширением одной полосы, хотя, по-видимому, здесь имеет место развитие деформации за счет распространения полос типа А [55].

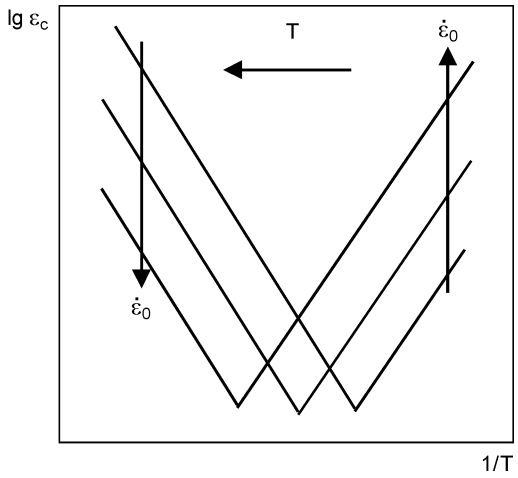


Рис. 7. Зависимость критической деформации начала прерывистой текучести от температуры и скорости деформирования (схема по данным работы [93])

В [148] указывается на очевидное сходство между деформацией при $\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$, когда проявляется зубчатость типа А, и деформацией при $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$. И в том и в другом случае наблюдается зарождение и непрерывное (для $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$) или практически непрерывное (для $\dot{\varepsilon}_0 = \text{const}$) распространение фронта деформации через весь образец (испытания проводили на сплавах AlMg3 и AlZn5Mg1).

В соответствии с представлениями о динамическом деформационном старении, с которым часто связывают появление прерывистой текучести, увеличение T или уменьшение $\dot{\varepsilon}_0$ должно приводить к уменьшению критической деформации начала прерывистой текучести ε_c [68, 151]. Однако чаще обнаруживается либо обратный эффект: увеличение T или уменьшение $\dot{\varepsilon}_0$ приводит к возрастанию ε_c [55, 62, 152], либо зависимость $\varepsilon_c = f(T, \dot{\varepsilon}_0)$ распадается на два интервала: низкотемпературный, где ε_c уменьшается с увеличением T и уменьшением $\dot{\varepsilon}_0$, и высокотемпературный, где ε_c возрастает с увеличением T и уменьшением $\dot{\varepsilon}_0$ [68, 102, 153] (рис. 7). Распадающиеся на два интервала зависимости критической деформации начала прерывистой текучести обнаружены как для растворов внедрения (например, Ni–C), так и для растворов замещения (например, сплав AlZnMg) [68, 102, 153]. Соответственно изменению ε_c меняется напряжение начала прерывистой текучести σ_c [154]. В некоторых работах несоответствующее теории динамического деформационного старения поведение ε_c в высокотемпературном интервале называют аномальным [68, 102] и, объясняя его, вводят поправки к существующим моделям динамического деформационного старения [68]. Однако такое поведение ε_c наблюдается для прерывистой текучести и при сверхнизких температурах [71, 85], при которых

теория динамического деформационного старения неприменима.

Нелинейная зависимость ε_c и σ_c от T и $\dot{\varepsilon}_0$ без привлечения теории динамического деформационного старения объяснена в [154] с учетом существующей взаимосвязи между прерывистой текучестью и образованием полос деформации. Несмотря на то, что зависимость ε_c и σ_c от $\dot{\varepsilon}_0$ и T распадается на два участка, во всей температурно-скоростной области проявления прерывистой текучести с увеличением $\dot{\varepsilon}_0$ (снижением T) происходит уменьшение деформации и напряжения начала полосообразования. В низкоскоростных (высокотемпературных) участках области проявления прерывистой текучести, ее начало совпадает с началом полосообразования, а уменьшение ε_c и σ_c с возрастанием $\dot{\varepsilon}_0$ (снижением T) обусловлено подавлением релаксационных процессов, что облегчает образование полос. В высокоскоростных (низкотемпературных) участках области проявления прерывистой текучести напряжение начала полосообразования продолжает снижаться вплоть до предела текучести, однако начало прерывистой текучести не совпадает с началом полосообразования из-за компенсационного влияния $\dot{\varepsilon}_0$. Под компенсационным влиянием скорости растяжения понимается подгрузка образца, обусловленная его растяжением за время скачка напряжения при образовании зубца прерывистой текучести [154]. Очевидно, что с ростом скорости растяжения и уменьшением локальной скорости деформации в полосе величина подгрузки возрастает. Поэтому в высокоскоростных (низкотемпературных) участках области проявления прерывистой текучести происходит увеличение ε_c и σ_c при возрастании $\dot{\varepsilon}_0$ (снижении T). То есть наблюдаемое в низкотемпературных областях проявления прерывистой текучести увеличение критических деформации ε_c и напряжения σ_c начала прерывистой текучести при возрастании скорости растяжения $\dot{\varepsilon}_0$ (снижении температуры T) является машинным эффектом. Поэтому такие зависимости ε_c и σ_c от $\dot{\varepsilon}_0$ и T не могут использоваться для подтверждения моделей, связывающих прерывистую текучесть с динамическим деформационным старением. В то же время, наблюдаемое в высокотемпературных областях проявления прерывистой текучести уменьшение ε_c и σ_c с возрастанием $\dot{\varepsilon}_0$ (снижением T) отражает физическую связь прерывистой текучести с макролокализацией деформации, зависящей от структурной неоднородности и релаксационных процессов.

Фактически, температурно-скоростные области проявления прерывистой текучести являются переходными между двумя типами механизмов деформации, характеризующимися макрооднородностью и макронеоднородностью [69, 70, 155]. При заданной температуре, когда скорость растяжения меньше значения, соответствующего низкоскоростной границе области проявления

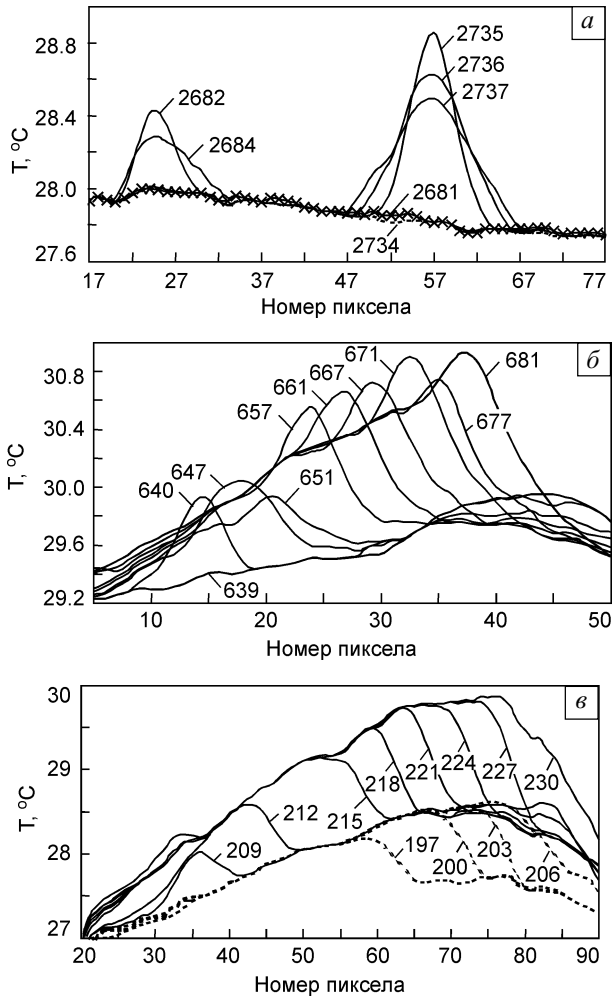


Рис. 8. Эволюция температурного поля вдоль центральной линии образца при растяжении образцов сплава АМг6 (номер линии соответствует номеру кадра): $\dot{\varepsilon}_0 = 1.67 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$, зубцы типа С (*а*); $\dot{\varepsilon}_0 = 1.67 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$, зубцы типа В (*б*); $\dot{\varepsilon}_0 = 8.33 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$, зубцы типа А (*в*). Время получения одного кадра 0.05 с (частота 20 кадров в секунду); 12 пикселов соответствует 10 мм

прерывистой текучести, деформация макрооднородна. Когда скорость растяжения больше значения, соответствующего высокоскоростной границе, деформация практически полностью осуществляется в условиях ее макролокализации.

С макронеоднородностью и неустойчивостью деформации при прерывистой текучести связано появление температурных (тепловых) вспышек и различных особенностей теплового поля [64, 71, 119, 156, 157], в том числе и при обычных температурах [119, 156]. Исследования [156], проведенные с помощью тепловизионной съемки, показали, что при комнатной температуре при растяжении образцов из сплава АМг6 полосы деформации зарождаются на одной из граней образца в областях с повышенной интенсивностью протекания деформационных процессов (чему соответствует ло-

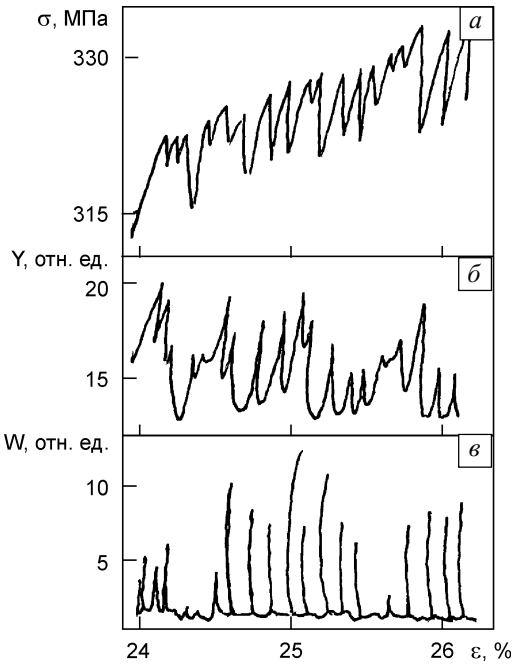


Рис. 9. Зависимости напряжения δ и параметров акустической эмиссии (огибающей сигналов *Y* и мощности *W*) от деформации ε сплава АМг5 при $\dot{\varepsilon}_0 = 2 \cdot 10^{-4}\,c^{-1}$ и образовании зубцов типа С

кальный разогрев материала), а затем в результате роста выходят на его противоположную грань. При зубчатости типа С перед зарождением новой полосы происходит полная релаксация температурной вспышки от предыдущей полосы (рис. 8, *а*). При зубчатости типа А температурная релаксация от отдельных полос практически не наблюдается и деформация сопровождается непрерывным повышением температуры образца (рис. 8, *в*). Изменение температурного поля при зубчатости типа В имеет промежуточный характер: наблюдается пульсирующий рост температуры по длине образца (рис. 8, *б*). Таким образом, локальный разогрев, связанный с образованием одной полосы деформации, может активизировать образование следующей полосы, обусловливая при этом появление пространственно-временной организации в распространении полос и переход от зубчатости типа С к В и далее к А [156].

Проведенный в [158–161] методами нелинейной динамики анализ распределения скачков напряжения и интервалов между ними при прерывистой текучести различных материалов показывает, что при прерывистой текучести можно различить режимы хаотической и самоорганизованной динамики. Причем переход от хаоса к самоорганизации наблюдается с повышением скорости деформирования. По-видимому, это связано с появлением пространственно-временной организации в образовании полос деформации. Хотя на более низком масштабном уровне образование отдельных полос, безусловно, также является самоорганизацией.

Кроме теплового излучения, макронеоднородность деформации при прерывистой текучести порождает характерную акустическую эмиссию, которая также является диссипативным процессом. К основной особенности акустической эмиссии при прерывистой текучести следует отнести осциллирующий во времени характер поведения ее параметров [118, 124, 125, 130, 131, 162–164]. Причем, любым неоднородностям на кривой растяжения (различные типы зубцов, площадки, пачки зубцов) соответствуют характерные изменения параметров акустической эмиссии. Так, при небольших скоростях деформирования при зубчатости типа С каждому скачку напряжения на деформационной кривой, отвечающему образованию отдельной полосы деформации, соответствует всплеск сигнала акустической эмиссии (рис. 9). При повышенных скоростях деформирования, когда наблюдаются зубцы и полосы типа А, волнообразный характер зависимости сигналов акустической эмиссии соответствует характеру деформационной кривой, отвечающему изменениям в скорости распространения деформационного фронта вдоль образца. Как показано в [162, 163], причиной всплесков акустической эмиссии при прерывистой текучести, приводящих к формированию многочисленных малых пиков акустической эмиссии, является именно образование полос деформации. Количественные изменения параметров акустической эмиссии с ростом скорости деформирования свидетельствуют об уменьшении интенсивности релаксационных процессов [125, 163], что вызывает увеличение доли макронеоднородной деформации [162, 163].

Большой интерес представляют исследования влияния масштабного (размерного) фактора на особенности прерывистой текучести и макролокализации деформации.

По данным [62] одновременное изменение ширины и толщины образца, при сохранении площади поперечного сечения, не влияет на длительность и величину скачков напряжения, а также на их количество. Как отмечают авторы [62], такое изменение поперечных размеров приводит только к изменению макроскопической картины локализации деформации. Они считают, что волны пластической деформации распространяются продольно, поэтому изменение формы поперечного сечения, при сохранении его площади, не должно сказываться на указанных величинах.

Вариация длины образца (при постоянном сечении) не влияет на длительность и величину скачков, но их число растет практически пропорционально длине. Каждая полоса деформации распространяется в ограниченной части образца, поэтому изменение его длины не должно влиять на процессы, связанные с локализацией деформации в данной полосе. Число полос при этом должно зависеть от длины образца, на которой они

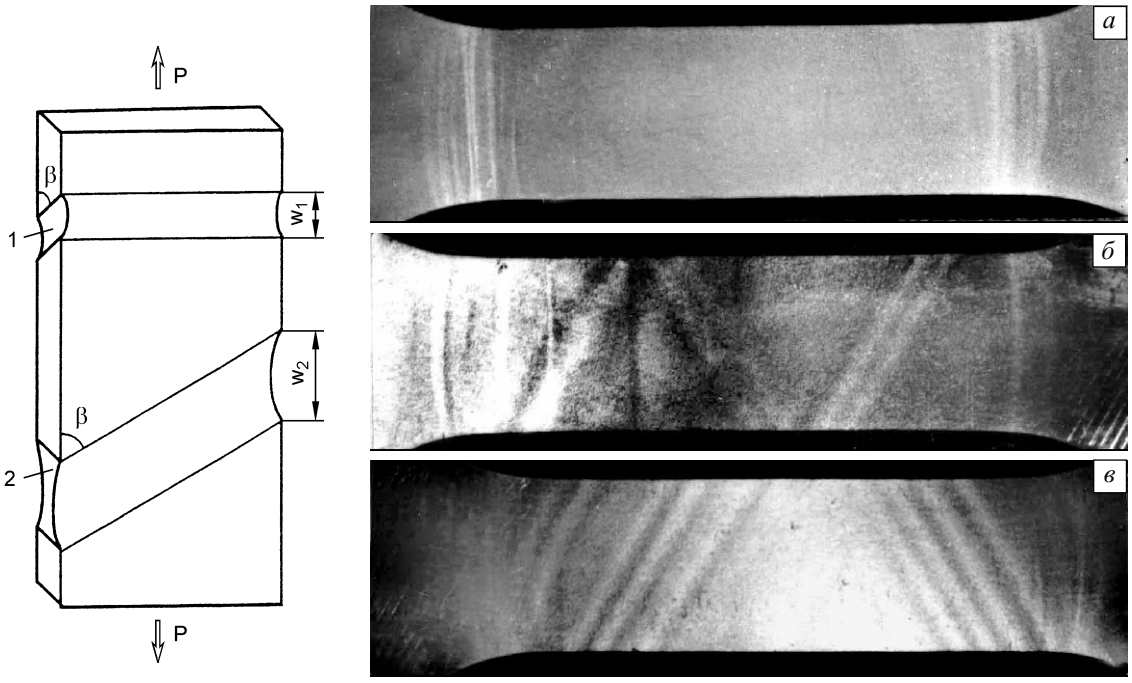


Рис. 10. Влияние толщины образца δ на характер локализации деформации (АМг5, $\dot{\varepsilon}_0 = 4.67 \cdot 10^{-5}$ с$^{-1}$): δ = 4 (*а*); 3 (*б*); 2 мм (*в*). Слева приведена схема расположения полос: *1* — полосы типа 1; *2* — полосы типа 2

размещаются, а число зубцов соответствовать числу полос [62].

Подобный результат с изменением длины образца был получен при исследовании низкотемпературной прерывистой текучести на аустенитных сталях [73]. Однако, в отличие от высокотемпературной прерывистой текучести, при сверхнизких температурах уменьшение длины образца приводило к увеличению скачка напряжения. Последнее объяснялось ростом степени разогрева. Действительно, поскольку размеры области локализации деформации не зависят от длины образца, с уменьшением его длины увеличивается относительная доля материала, задействованного в макронеоднородной деформации. Это, в свою очередь, приводит к ухудшению условий отвода тепла из этой области [73].

Увеличение скачка напряжения с уменьшением длины образца можно объяснить следующим. Величина скачка σ_b пропорциональна усредненной по длине образца деформации $\varepsilon_m = w/l\,\varepsilon_b$ (w — ширина полосы деформации; l — рабочая длина; ε_b — деформация в полосе). Так как изменение l не влияет на характер локализации и размер ее области w, то уменьшение l должно приводить к увеличению ε_m и σ_b. Исходя из этого, следует полагать, что при низкотемпературной и высокотемпературной прерывистой текучести должно наблюдаться аналогичное влияние l на σ_b. При низких температурах возможно усиление такого влияния за счет дополнительного разогрева. Однако, если учесть, что $\sigma_b = M\varepsilon_m$ (M — эффективный модуль упругости системы «образец – машина», величина которого обычно возрастает с увеличением l [64]), то изменение ε_m от l может подавляться изменением M, что будет приводить к снижению влияния l на σ_b.

Влияние масштабного фактора на характер макролокализации деформации при прерывистой текучести и параметры прерывистой текучести подробно исследовано на примере Al–Mg сплавов при комнатной температуре в работах М.М. Криштала и Д.Л. Мерсона [162, 163, 165]. Обнаружены два типа полос деформации: располагающиеся под углом 55° к оси растяжения в плоскостях, параллельных узкой (тип 1) и широкой (тип 2) граням образца (рис. 10). Полосы типа 1 примерно в два раза уже полос типа 2. Это различие объяснено геометрией роста полос: при идентичном этапе зарождения в локальной (существенно меньшей ширины полосы) области на одной из граней образца, полосы могут прорастать в виде клина в одном из двух возможных направлений, что задает их отличие по ширине. Такой характер развития полос подтверждается тепловизионными исследованиями [156] (см. выше). Расположение полос зависит от толщины образца δ, скорости деформирования $\dot{\varepsilon}_0$ и степени деформации ε: доля полос типа 2 в общем количестве полос возрастает с уменьшением δ, ростом $\dot{\varepsilon}_0$ и увеличением ε. Это объясняется тем, что энергия образования полосы пропорциональна ее ширине, которая, в свою очередь, пропорциональна толщине образца. В частности, для перехода от полос типа 1 к полосам типа 2 требуется повы-

шение общего уровня запасенной в образце упругой энергии за счет увеличения среднего напряжения или роста структурной неоднородности. Обнаружена линейная зависимость ширины полос типа 2 от толщины образца.

Уменьшение δ и увеличение $\dot{\varepsilon}_0$, сходно влияя на особенности макронеоднородной деформации и параметры прерывистой текучести, приводят к увеличению доли полос типа 2 в их общем количестве; уменьшению ширины полос и степени деформации в полосе; снижению напряжения и деформации начала прерывистой текучести; снижению сопротивления деформированию; уменьшению величины зубцов и возрастанию их частоты. В целом, увеличение толщины образца смещает область проявления прерывистой текучести в сторону более высоких скоростей деформирования [165]. Примечательно, что масштабный фактор влияет на основные параметры прерывистой текучести именно через изменения особенностей макролокализации деформации.

3.3. Прерывистая текучесть и температурно-скоростные аномалии сопротивления деформированию

При анализе природы и особенностей проявления прерывистой текучести до недавнего времени наиболее сложным оставался вопрос взаимосвязи прерывистости течения, макролокализации деформации и температурно-скоростных аномалий сопротивления деформированию. Поэтому этот вопрос требует отдельного рассмотрения.

Прерывистая текучесть для многих сплавов наблюдается в том же интервале скоростей деформирования $\dot{\varepsilon}_0$, где имеет место уменьшение деформирующего напряжения с увеличением $\dot{\varepsilon}_0$ [62, 100, 115, 123]. Это явление называют отрицательной или аномальной чувствительностью сопротивления деформированию к скорости деформирования или отрицательной скоростной чувствительностью. Скоростную чувствительность сопротивления деформированию обычно определяют как $S = \Delta\sigma/\Delta \ln \dot{\varepsilon}_0$, где $\Delta\sigma = \sigma_2 - \sigma_1$, $\Delta \ln \dot{\varepsilon}_0 = \ln \dot{\varepsilon}_{02} - \ln \dot{\varepsilon}_{01}$, а напряжения σ_2 и σ_1 получают при одинаковых степенях деформации при различных скоростях деформирования $\dot{\varepsilon}_{02}$ и $\dot{\varepsilon}_{01}$. Наряду с явлением отрицательной скоростной чувствительности в области проявления прерывистой текучести обнаруживается аномальная температурная зависимость сопротивления деформированию: при постоянной скорости деформирования с повышением температуры T напряжение течения, условный предел текучести[1] и/или предел прочности возрастают [62, 116] или практически не меняются [70]. При этом естественно считать, что температурная и скоростная аномалии в области проявления прерывистой текучести обусловлены одними причинами [116, 166].

Совпадение температурно-скоростных областей проявления прерывистой текучести и аномальных скоростной и температурной чувствительности сопротивления деформированию наблюдается на различных сплавах, причем как при обычных [62, 100, 108, 116, 122, 123], так и при сверхнизких температурах [67, 85, 98]. Это обстоятельство привело к созданию ряда сходных моделей, объясняющих прерывистую текучесть как следствие отрицательной скоростной чувствительности [94, 166–169]. В соответствии с такими моделями основным условием появления зубцов прерывистой текучести является наличие для данного уровня напряжений двух скоростей деформации, между которыми зависимость сопротивления деформированию σ от скорости деформирования $\dot{\varepsilon}_0$ описывается кривой с минимумом [166]. Очевидно, что нисходящей ветви этой кривой отвечают отрицательные значения скоростной чувствительности ($S = \mathrm{d}\sigma/\mathrm{d} \ln \dot{\varepsilon}_0 < 0$). Возникающая при заданной $\dot{\varepsilon}_0$ нестабильность пластического течения, связанная со скачкообразным увеличением скорости деформации от одного возможного значения до другого, приводит к периодическим разгрузкам образца и формированию зубцов прерывистой текучести.

Полагая, что прерывистая текучесть обусловлена аномалией величины S (нестабильность S-типа [169]), эту аномалию чаще всего объясняют динамическим деформационным старением [100, 116, 167–169], которое описывается известной моделью Коттрелла [151] (см. часть II обзора, с. 31–45 данного выпуска). Иногда в качестве объяснения называется конкуренция нескольких протекающих во времени макропроцессов (например, дисперсионного твердения и релаксации напряжений [166]). При сверхнизких температурах решающая роль обычно приписывается разогреву образца во время скачкообразного увеличения скорости деформации, что естественно должно приводить к снижению напряжения течения [94, 166]. Аномальные скоростную и температурную чувствительность сопротивления деформированию без упоминания о прерывистой текучести на микроуровне объясняют с привлечением различных дислокационных моделей [170–172], а на макроуровне с использованием реологических моделей [173, 174].

Однако прерывистая текучесть не всегда сопровождается отрицательной скоростной чувствительностью [61, 106, 107, 114, 120, 155, 175]. В [61] на сплаве Ni–28.5%Cr показано, что прерывистая текучесть при обычных температурах может проявляться не только в области падающей, но и на восходящей ветви зависимости $\sigma = f(\dot{\varepsilon}_0)$. В этой же работе отмечена связь прерывистой текучести с макролокализацией деформации и предложено объяснение, согласно которому преры-

[1] Речь идет именно об условном, а не физическом пределе текучести, поскольку прерывистая текучесть может возникать ранее достижения условного, но никак не ранее физического предела текучести

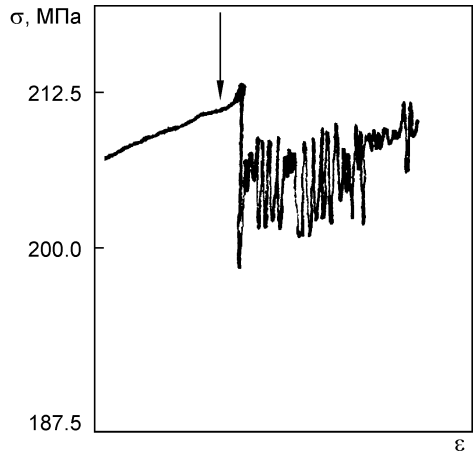


Рис. 11. Фрагмент кривой растяжения сплава АМг3 (T=100 °С) при переключении скорости растяжения с $5.83 \cdot 10^{-6}$ $с^{-1}$ на $5.83 \cdot 10^{-4}$ $с^{-1}$

вистая текучесть и отрицательная скоростная чувствительность являются следствием локализации деформации. В [106, 107, 114, 120] показано, что на сплавах системы Cu–Zn (как на основе меди [106, 107, 120], так и на основе цинка [114]) чувствительность к скорости деформирования в области проявления прерывистой текучести в основном положительна, и только при достаточно высоких температурах она может становиться отрицательной.

В [106, 107, 120] также отмечено, что регистрируемая в области проявления прерывистой текучести чувствительность к скорости деформирования, как с отрицательным значением, так и с положительным, является «кажущейся» величиной. При этом обращается внимание на то, что прерывистая текучесть связана с образованием полос деформации. Так, в [107] показано, что увеличение скорости растяжения, как правило, приводит к зарождению дополнительной полосы, а не к изменению скорости распространения уже существующей полосы пропорционально скорости растяжения. Другими словами, при прерывистой текучести изменение скорости деформирования нельзя интерпретировать как изменение истиной скорости деформации, которая при этом может оставаться постоянной [107]. В [175] для различных Al–Mg сплавов показано, что переключение скорости растяжения в сторону ее увеличения от значения, соответствующего устойчивой деформации, до значения, при котором наблюдается прерывистая текучесть, вызывает начальный положительный скачок напряжения (рис. 11). Однако затем зарождается полоса деформации, и с возникновением прерывистой текучести, через некоторое время после переключения скорости растяжения, происходит падение сопротивления деформированию до уровня более низкого, чем перед ее переключением. То есть в рассматриваемом скоростном диапазоне при макрооднородной деформации скоростная чувствительность положительна, однако появление макронеоднородности, соответствующей прерывистой текучести, приводит к снижению скоростной чувствительности до отрицательных значений. Таким образом, измеряемая при прерывистой текучести скоростная чувствительность в принципе не может характеризовать микроструктурные процессы в локальном объеме материала, поскольку определяется для всего образца в целом при макронеоднородной деформации [107, 175, 176].

В [175] для Al–Mg сплавов при сравнении кривых растяжения, полученных при различных $\dot{\varepsilon}_0$, также обнаружено, что для участков кривых без прерывистой текучести скоростная чувствительность либо отсутствует (S = 0), либо положительна (S > 0). Появление прерывистой текучести приводит к постепенному снижению сопротивления деформированию. В первом случае (S = 0) после начала прерывистой текучести S сразу принимает отрицательное значение, абсолютная величина которого возрастает по ходу деформирования. Во втором случае (S > 0) после начала прерывистой текучести величина S остается положительной, однако, постепенно уменьшаясь в процессе деформирования, скоростная чувствительность проходит через свое нулевое значение и затем становится отрицательной. Таким образом, прерывистая текучесть всегда сопровождается снижением сопротивления деформированию, но не всегда отрицательной скоростной чувствительностью. Однако в итоге снижение сопротивления деформированию при прерывистой текучести может приводить к аномальным скоростной и температурной зависимостям сопротивления деформированию и предела прочности [70, 175].

В [168] П.Г. МакКормик предлагает условие появления прерывистой текучести, основанное на разделении скоростной чувствительности на мгновенную и релаксированную, из которых первая всегда положительна. Этот подход развивается в [177]. В [178] делается вывод, что отрицательная скоростная чувствительность достаточное, но не необходимое условие появления прерывистой текучести. В [71, 179] начало дестабилизации пластического течения при образовании зубца прерывистой текучести при сверхнизких температурах связывают не с отрицательной скоростной чувствительностью, обусловленной термической нестабильностью, а с динамическим движением дислокационных скоплений. В [180, 181] авторы также объясняют прерывистую текучесть при сверхнизких температурах без привлечения представлений об отрицательной скоростной чувствительности, причем в [180] принимается, что коэффициент вязкости, характеризующий скоростную чувствительность, является положительной величиной.

В [155] аналитически показано, что прерывистая текучесть должна всегда приводить к снижению сопротив-

ления деформированию пропорционально величине зубцов прерывистой текучести. Действительно, если бы за время перегрузки Δt (время между началом падения напряжения и моментом повторного выхода на уровень напряжений, от которого началось это падение) не произошло образование полосы и деформация сохранила равномерность и однородность, напряжение повысилось бы на величину $\Delta\sigma_i = = \varepsilon_{rel} H_i$ (H_i — истинный коэффициент упрочнения, характеризующий микроструктурные процессы и соответствующий образованию i-го зубца или i-й полосы; ε_{rel} — деформация за время Δt). Тогда суммарное уменьшение напряжения за счет образования n зубцов составит при данной скорости растяжения $\dot{\varepsilon}_0$ величину

$$\Delta\sigma_\Sigma = \sum_{i=1}^{n} \Delta\sigma_i. \qquad (6)$$

Если обозначить через σ^* сопротивление деформированию, которое должно было бы наблюдаться при отсутствии полосообразования, то скоростная чувствительность при прерывистой текучести будет определяться как

$$S = \Delta(\sigma^* - \Delta\sigma_\Sigma)/\Delta \ln \dot{\varepsilon}_0, \qquad (7)$$

где $\Delta(\sigma^* - \Delta\sigma_\Sigma)$ может принимать значения как больше, так и меньше нуля [155]. Можно показать, что после начала прерывистой текучести при ε_c по мере деформирования образца с ростом его средней пластической деформации ε_r происходит постепенное снижение величины $S \sim -\Delta\sigma_\Sigma \sim -(\varepsilon_r - \varepsilon_c)$. Этим объясняется наблюдаемое после начала прерывистой текучести практически плавное уменьшение с ростом деформации величины S, которая иногда пробегает ряд значений от $S > 0$ до $S < 0$ [175]. Если скорость деформирования превышает значения, соответствующие верхней скоростной границе области проявления прерывистой текучести, благодаря компенсационному влиянию $\dot{\varepsilon}_0$ величина $\Delta\sigma_\Sigma$ с ростом $\dot{\varepsilon}_0$ уменьшается, а S (см. (7)) может принимать только положительные значения.

На этом подходе основана разработанная М.М. Кришталом [182, 183] методика анализа кривых растяжения при прерывистой текучести, включающая построение зависимостей «истинные напряжения – (истинная пластическая деформация)$^{1/2}$» ($S' - e^{1/2}$), выделение из общей деформации e ее макрооднородной части e_u и построение из диаграмм $S' - e^{1/2}$ зависимостей $S' - e_u^{1/2}$. Интересно, что на полученных для Al–Mg сплавов прямолинейных зависимостях $S' - e^{1/2}$ началу прерывистой текучести соответствует перелом [182, 183], идентифицируемый как смена деформационного механизма и начало новой стадии пластической деформации [184–186]. Однако на «восстановленных» зависимостях $S' - e_u^{1/2}$ такого перелома нет. Это свидетельствует о том, что появление нового механизма деформации связано именно с ее макролокализацией в полосах деформации. Таким образом, с началом прерывистой текучести деформационный механизм не меняется на микроуровне, а перегиб на зависимости $S' - e^{1/2}$ обусловлен сменой механизма деформации на мезоуровне, которая заключается в резком увеличении элементарного объема пластической деформации за счет появления в развитии деформационных микропроцессов пространственно-временной корреляции, вызывающей макролокализацию и общую потерю устойчивости деформации [182]. Сравнение построенных для различных скоростей растяжения прямолинейных зависимостей $S' - e^{1/2}$ позволяет определять действительную скоростную чувствительность сопротивления деформированию при прерывистой текучести, которая оказывается положительной величиной [182, 183].

Для величины температурной чувствительности сопротивления деформированию $S_T = \Delta\sigma/\Delta T$ при прерывистой текучести имеем [155]

$$S_T = \Delta(\sigma^* - \Delta\sigma_\Sigma)/\Delta T. \qquad (8)$$

Тогда при различном соотношении $\Delta\sigma^*$ и $\Delta(\Delta\sigma_\Sigma)$ возможны случаи, когда $S_T > 0$ или $S_T < 0$. В области проявления прерывистой текучести аномальные значения $S_T > 0$ характерны для технического железа, углеродистых и легированных сталей [59, 62], а $S_T \geq 0$ — для Al–Mg сплавов [70].

В области прерывистой текучести повышение прочности с увеличением температуры (снижением $\dot{\varepsilon}_0$), как правило, сопровождается снижением пластичности, что характерно для сталей [59] и Al–Mg сплавов [187]. Подобные эффекты наблюдаются также на сплавах систем Al–Cu–Mg и Al–Cu [187] и различных титановых сплавах [132]. Для сталей снижение пластичности и повышение предела прочности было впервые обнаружено в температурном диапазоне 250–300 °C, что сопровождается появлением на поверхности стальных образцов окисной пленки синего цвета (синего цвета побежалости) и поэтому было названо «синеломкостью».

На рис. 12 представлены температурные зависимости предела прочности и предела текучести для стали 40, построенные по данным [59] (аналогичные зависимости получены для сталей 10, У8 [59] и 18/8 [62]). Можно видеть следующие характерные особенности, которые авторы этих работ не отмечали. Во-первых, величина S_T (угол наклона зависимости σ_B от T) при температурах ниже T_A, ограничивающей аномальный участок снизу, оказывается меньше, чем при температурах выше T_B, ограничивающей аномальный участок сверху. Во-вторых, что очень важно, температурная зависимость предела текучести σ_T от T при этом остается практически монотонной (σ_T постоянно повышается с уменьшением температуры даже в том интервале $T_A T_B$, где происходит снижение σ_B при уменьшении T). Это го-

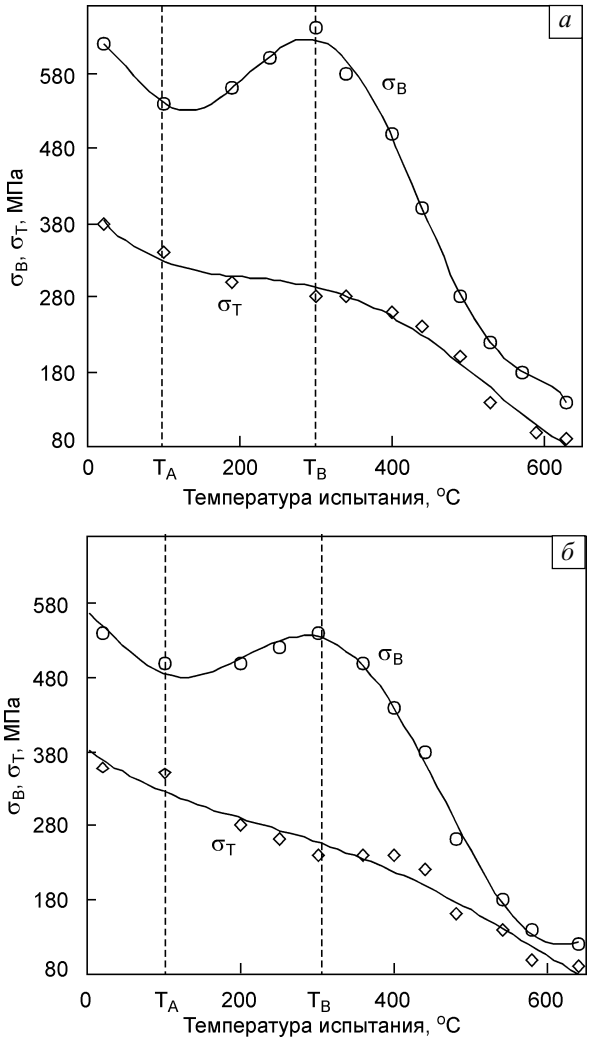


Рис. 12. Температурные зависимости предела прочности σ_B и предела текучести σ_T для стали 40, подвергнутой отпуску при 650 °С в течение 10 (*а*) и 100 часов (*б*) (по данным [84])

ворит о том, что повышение σ_B с уменьшением T контролируется при $T < T_A$ и $T > T_B$ различными механизмами, а участок $T_A T_B$ является переходным между этими механизмами. Причем этот переход осуществляется при $\sigma > \sigma_T$.

Объяснить приведенные факты можно только принимая во внимание то, что с понижением температуры, начиная с T_B наблюдается переход от макрооднородной деформации к макронеоднородной, что сопровождается прерывистой текучестью, приводящей к снижению σ_B с уменьшением температуры в соответствии с изложенными выше представлениями [155]. При дальнейшем снижении температуры компенсационное влияние скорости деформирования приводит к уменьшению и исчезновению при $T < T_A$ неустойчивости деформации, несмотря на развитие ее неоднородности. (Отметим, что снижение температуры вызывает уменьшение скорости пластической деформации при образовании полосы деформации [62].)

Поскольку прерывистая текучесть начинается при $\sigma > \sigma_T$, это обусловливает отсутствие аномалии зависимости σ_T от T при наличии аномалии σ_B от T. В то же время, различный наклон зависимостей σ_B от T при $T < T_A$ и $T > T_B$ связан с тем, что при $T > T_B$ деформация является полностью макрооднородной и контролируется только дислокационными механизмами, а при $T < T_A$ — полностью макронеоднородной и контролируется механизмами зарождения и роста полос деформации [38, 41].

Переход к макрооднородной деформации с увеличением T, по-видимому, связан с повышением плотности подвижных дислокаций, облегчением термоактивируемых релаксационных процессов и снижением мезоструктурной неоднородности. Дальнейшее увеличение температуры должно приводить к развитию аннигиляционных процессов, что вызывает снижение общей плотности дислокаций. Этим можно объяснить наличие максимума общей плотности дислокаций в интервале аномального поведения механических свойств [59][1].

Таким образом, несмотря на утверждение Л.П. Кубина и Ю. Эстрина [167] о том, что описание прерывистой текучести как следствия отрицательной скоростной чувствительности является общепринятым, эта гипотеза всегда сталкивалась с серьезными возражениями, прежде всего в эксперименте, а также в теории.

Экспериментальные данные и их тщательный анализ показывают, что аномалии скоростной и температурной зависимостей сопротивления деформированию оказываются следствием, а не причиной прерывистой текучести. Поэтому снижение сопротивления деформированию и величины скоростной чувствительности, вызванное прерывистой текучестью, необязательно приводит к отрицательной скоростной чувствительности и положительной температурной чувствительности сопротивления деформированию. Причем сама прерывистая текучесть может проявляться как при отрицательной, так и при положительной величине скоростной чувствительности сопротивления деформированию. С другой стороны, аномалии скоростной и температурной зависимостей сопротивления деформированию, наблю-

[1] В [59], связывая аномальное нарушение температурной зависимости механических свойств с механизмом динамического деформационного старения, полагают, что плотность подвижных дислокаций в результате их размножения и последующей блокировки меняется скачкообразно, что и вызывает появление зубцов прерывистой текучести. Увеличение общей плотности дислокаций в температурном интервале, соответствующем повышению прочности с ростом температуры и появлению прерывистой текучести, в [59] считают одним из подтверждений этой гипотезы. Как показано здесь и далее (см. часть II), основной недостаток такого подхода — неучет макролокализации деформации при анализе прерывистой текучести

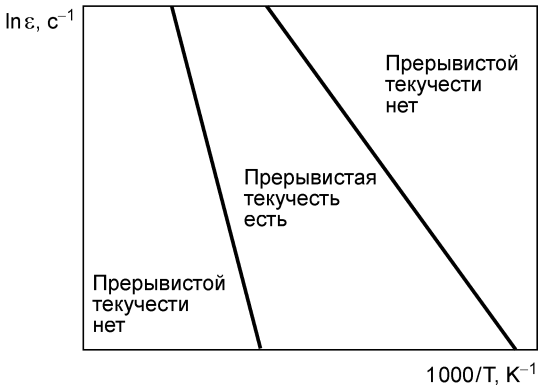


Рис. 13. Область проявления прерывистой текучести (схема)

дающиеся при прерывистой текучести на макроуровне, не могут свидетельствовать об аномалии этих зависимостей на локальном уровне, соответствующем области макрофлуктуации деформации.

3.4. Общие закономерности прерывистой текучести

Сопоставление и анализ приведенных выше результатов экспериментальных исследований прерывистой текучести при сверхнизких и обычных температурах, полученных различными авторами, позволяют выделить общие закономерности прерывистой текучести, которые сводятся к следующему.

1. Прерывистая текучесть, как высокотемпературная, так и низкотемпературная, не связанная с двойникованием и мартенситными превращениями, наблюдается на металлах с различной кристаллической решеткой, содержащих определенное количество примесей [100, 105, 116]. При этом примесные атомы могут образовывать как растворы внедрения [100, 113], так и растворы замещения [55, 62, 105, 117–125]. Сплавы, на которых наблюдается прерывистая текучесть, могут быть как однофазными [108, 113, 114], так и многофазными [55, 62, 114, 118–125]. В то же время, низкотемпературная прерывистая текучесть, связанная с двойникованием, наблюдается на очень чистых металлах [75–78]. Таким образом, необходимым условием появления прерывистой текучести является затрудненное скольжение, чему, в первую очередь, способствуют примесные атомы.

2. Высокотемпературная прерывистая текучесть проявляется в определенных температурно-скоростных областях, определяемых обычно в координатах $\ln\dot{\varepsilon}_0 - 1000/T$ (рис. 13). Эти области, практически независимо от типа материала, для которого они построены, представляют собой части плоскости, ограниченные двумя прямыми линиями, наклоненными под острыми углами к оси абсцисс $(1000/T)$ таким образом, что низкотемпературная (правая на рис. 13) граница наклонена к оси абсцисс сильнее [13, 103, 113, 116, 152]. Аналогичный вид имеет область проявления низкотемпературной прерывистой текучести, полученная в [98] для монокристаллов Cu – 14 ат.% Al. Температурно-скоростные области проявления прерывистой текучести являются переходными между двумя типами механизмов деформации, характеризующимися макрооднородностью и макронеоднородностью.

3. При прерывистой текучести скачки напряжения на деформационных кривых при постоянной скорости растяжения обусловлены тем, что скорость деформации образца во время скачка резко возрастает по сравнению со скоростью растяжения. Для высокотемпературной и низкотемпературной прерывистой текучести приводят сходные значения для длительности скачка напряжения и соответствующей ему скорости деформации: 10^{-3}–10^{-2} с и 0.01–0.1 c^{-1} (без учета локализации) [61–65].

4. Высокотемпературная прерывистая текучесть в поликристаллах связана с макролокализацией пластической деформации [13, 55, 61, 62, 101, 105, 106, 117, 119, 124, 125, 148, 152]. На монокристаллах, деформируемых в режиме прерывистой текучести, также отмечают локализацию деформации, с которой связывают образование скачков напряжения. Однако такая локализация может развиваться как на микроскопическом (линии и пачки скольжения), так и на макроскопическом (полосы деформации или сдвига) уровнях [44, 112, 114]. При низкотемпературной прерывистой текучести, как правило, также отмечают сопровождающую ее локализацию деформации, которая для поликристаллов проявляется в виде некристаллографических полос деформации аналогично высокотемпературной прерывистой текучести [73, 82, 85, 87, 88, 94].

5. При испытаниях сплавов замещения с постоянной скоростью растяжения, в условиях проявления высокотемпературной прерывистой текучести, на деформационных кривых наблюдаются различные типы зубчатости, зависящие от скорости деформирования $(\dot{\varepsilon}_0)$ и температуры T. Обычно различают зубцы типов A, B и C (см. рис. 6). Переход от одного типа зубцов к другому осуществляется последовательно при понижении скорости деформирования или повышении температуры: от A к B и далее к C [55, 62, 103]. Также может быть использована иная номенклатура зубцов [13, 120]. Зубчатость на деформационных кривых, полученных для сплавов внедрения, менее регулярна [100, 113] и труднее поддается систематизации [13]. Однако общая тенденция сводится к тому, что с повышением $\dot{\varepsilon}_0$ (понижением T) частота зубцов вначале резко возрастает, а затем снижается, а их величина уменьшается монотонно [13, 55, 62, 103, 120, 152]. Подобные же закономерности присущи и низкотемпературной прерывистой текучести [66, 67, 73, 86].

6. На характер проявления низкотемпературной и высокотемпературной прерывистой текучести оказывает значительное влияние масштабный (размерный) фак-

тор [62, 66, 72, 73, 162, 163, 165]. Такое влияние, прежде всего, обусловлено изменением параметров локализованной деформации при прерывистой текучести, а также (при низкотемпературной деформации) изменением условий теплоотвода в зависимости от геометрии образцов. В некоторых работах отмечено, что при низких и обычных температурах на характер прерывистой текучести также существенное влияние оказывает размер зерна [71, 128], что, по всей видимости, обусловлено зависимостью от размера зерна микро- и мезоструктурных механизмов деформации, влияющих на зарождение и рост полос деформации (заметим, что этот вопрос требует отдельной проработки, постановки и проведения специальных исследований).

7. При обычных и сверхнизких температурах при появлении зубцов прерывистой текучести наблюдается разогрев образца [64, 71, 119, 156, 157]. При этом формируются пространственно неоднородные тепловые поля, отвечающие характеру образования полос деформации [156]. Поскольку собственно потеря устойчивости не связана с локальным разогревом, этот эффект является вторичным. Однако он может определять влияние условий испытаний на характер прерывистой текучести, в том числе приводя к появлению пространственно-временной организации полос деформации [156] или усиливая действие масштабного фактора на прерывистую текучесть [72].

8. Макронеоднородность деформации при прерывистой текучести порождает осциллирующую во времени акустическую эмиссию [118, 124, 125, 130, 131, 162–164].

9. Прерывистая текучесть всегда приводит к снижению сопротивления деформированию [155, 175], что может вызывать появление отрицательной скоростной и положительной температурной чувствительности сопротивления деформированию [155]. Поэтому при прерывистой текучести часто наблюдается отрицательная скоростная чувствительность (как при сверхнизких [67, 85, 98], так и при обычных температурах [62, 100, 116, 123, 175]). Однако прерывистая текучесть может проявляться также и при обычной скоростной чувствительности [61, 106, 107, 114, 120, 175].

Таким образом, проведенный анализ позволяет выделить ряд общих закономерностей прерывистой текучести и зуба текучести для существенно отличающихся на микроструктурном уровне материалов и различных условий эксперимента. Отсюда со всей очевидностью следует, что природа этих явлений определяется не на микроскопическом, а на более высоком мезоскопическом уровне. В части II настоящего обзора будут рассмотрены основные теоретические представления о механизмах явлений неустойчивости пластической деформации и сопутствующей им макролокализации деформации.

Литература

1. *Ботвина Л.Р., Опарина И.Б., Новикова О.В.* Анализ процесса накопления повреждений на различных масштабных уровнях // МиТОМ. – 1994. – № 4. – С. 17–22.
2. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
3. *Физическая* мезомеханика и компьютерное конструирование материалов / Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1995. – Т. 1. – 298 с., Т. 2. – 320 с.
4. *Yoshida S., Siahaan B., Pardede M.H., Sijabat N., Simangunsong H., Simbolon T., Kusnowo A.* Observation of plastic deformation wave in a tensile-loaded aluminum-alloy // Physics Letters A. – 1999. – V. 251A. – No. 1. – P. 54–60.
5. *Конева Н.А., Козлов Э.В.* Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения. – Новосибирск: Наука, 1990. – С. 123–186.
6. *Авдеенко А.М., Кузько Е.И., Штремель М.А.* Развитие неустойчивости пластического течения как самоорганизация // ФТТ. – 1994. – Т. 36. – № 10. – С. 3158–3161.
7. *Иванова В.С.* Роль фрактальной мезоструктуры в формировании механических свойств металлов и сплавов // МиТОМ. – 2001. – № 3. – С. 3–4.
8. *Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др.* Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука, 1990. – 255 с.
9. *Фролов К.В., Панин В.Е., Зуев Л.Б., Махутов Н.А., Данилов В.И., Мних Н.М.* Релаксационные волны при пластической деформации // Изв. вузов. Физика. – 1990. – Т. 33. – № 2. – С. 19–35.
10. *Иванова В.С.* Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. – М.: Наука, 1992. – 159 с.
11. *Панин В.Е.* Основы физической мезомеханики // Физ. мезомех. – 1998. – Т. 1. – № 1. – С. 5–22.
12. *Панин В.Е.* Синергетические принципы физической мезомеханики // Физ. мезомех. – 2000. – Т. 3. – № 6. – С. 5–36.
13. *Pink E., Grinberg A.* Praktische Aspekte des Portevin–Le Chatelier Effektes // Aluminium. – 1984. – V. 50. – Nb. 9. – P. 687–691.
14. *Green D.E., Black K.C.* A visual technique to determine the forming limit for sheet materials // SAE World Congress, Detroit, Michigan, March 4–7, 2002. – Detroit: SAE, 2002. – # 2002-01-1062. – 11 p.
15. *Lahaye C., Bottema J., De Smet P., Heyvaert S.* Benefits of using pre-treated, pre-aged aluminum 6XXX sheet metal for closure applications // Light Metals for the Automotive Industry. – Detroit: SAE, 2002. – # 2001-01-3043. – P. 1–7.
16. *Krajewski P.E.* Elevated temperature forming of sheet magnesium alloys // Light Metals for the Automotive Industry. – Detroit: SAE, 2002. – # 2001-01-3104. – P. 21–26.
17. *Banovic S.W., Foecke T.* The effect of microstructural variables on the surface roughening of 5XXX series aluminum sheet in biaxial tension // Light Metals for the Automotive Industry. – Detroit: SAE, 2002. – # 2002-01-0386. – P. 101–108.
18. *Касаткин Б.С., Царюк А.К., Гедрович А.И.* Полосы текучести в сварном соединении // Автоматическая сварка. – 1973. – № 6. – С. 1–4.
19. *Lee W.B., To S., Chan C.Y.* Deformation band formation in metal cutting // Scripta Materialia. – 1999. – V. 40. – No. 4. – P. 439–443.
20. *Ван Бюрен.* Дефекты в кристаллах. – М.: Иностр. лит., 1962. – 584 с.
21. *Золоторевский В.С.* Механические испытания и свойства металлов. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
22. *Пресняков А.А.* Развитие локализации деформации при сверхпластичном течении металлов // Межвуз. сб. «Физика прочности и пластичности металлов и сплавов». – Куйбышев: Изд-во Авиационного ин-та, 1981. – С. 26–30.
23. *Пресняков А.А.* Локализация пластической деформации. – М.: Машиностроение, 1983. – 56 с.

24. *Банных О.А., Дещинский В.М., Чуланов О.Б., Куликова О.И.* Роль масштабного фактора при сверхпластической деформации // Пластичность металлов и сплавов с особыми свойствами. – М.: Наука, 1982. – С. 18–23.
25. *Khaleel M.A., Smith M.T., Pitman S.G.* The effect of strain rate history on the ductility in superplastic AA-5083 // Scripta Materialia. – 1997. – V. 37. – No. 12. – P. 1909–1915.
26. *Владимиров В.И., Романов А.Е.* Дисклинации в кристаллах. – Л.: Наука, 1986. – 219 с.
27. *Neuhauser H.* On some problems in plastic instabilities and strain localization // Rev. Phys. Appl. – 1988. – V. 23. – P. 571–572.
28. *Мак Лин Д.* Границы зерен в металлах. – М.: Металлургиздат, 1960. – 322 с.
29. *Hoc T., Rey C., Viaris de Lesengo P.* Mesostructure of the localization in prestrained mild steel // Scripta Materialia. – 2000. – V. 42. – No. 8. – P. 749–754.
30. *Sun S., Adams B.L., Shet C., Saigal S., King W.* Mesoscale investigation of the deformation field of an aluminum bicrystal // Scripta Materialia. – 1998. – V. 39. – No. 4/5. – P. 501–508.
31. *Панин В.Е., Дерюгин Е.Е., Деревягина Л.С., Лотков А.И., Суворов Б.И.* Принцип масштабной инвариантности при пластической деформации на микро- и мезомасштабном уровнях // ФММ. – 1997. – Т. 84. – Вып. 1. – С. 106–111.
32. *Бунин И.Ж.* Концепция фрактального материаловедения // Металлы. – 1996. – № 6. – С. 29–36.
33. *Панин В.Е., Кузнецов П.В., Дерюгин Е.Е., Панин С.В., Елсукова Т.Ф.* Фрактальная размерность мезоструктуры поверхности пластически деформированных поликристаллов // ФММ. – 1997. – Т. 84. – Вып. 2. – С. 118–122.
34. *Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А.* Синергетика и фракталы в материаловедении. – М.: Наука, 1994. – 383 с.
35. *Сарафанов Г.Ф., Максимов И.Л.* Эффекты самосогласованной динамики ансамбля винтовых дислокаций при пластической деформации кристаллов // ФТТ. – 1997. – Т. 39. – № 6. – С. 1066–1071.
36. *Пригожин И., Кондепуди Д.* Современная термодинамика. От тепловых двигателей до диссипативных структур. – М.: Мир, 2002. – 461 с.
37. *Козлов Э.В., Конева Н.А., Лычагин Д.В., Тришкина Л.И.* Самоорганизация и фазовые переходы в дислокационной подсистеме // Физические проблемы прочности и пластичности материалов. – Самара: КПИ, 1990. – С. 20–33.
38. *Криштал М.М.* Взаимосвязь неустойчивости и мезоскопической неоднородности пластической деформации. I. Проблемы «аномальности» механических свойств материалов при различных видах неустойчивости пластической деформации // ФММ. – 2001. – Т. 92. – № 3. – С. 89–95.
39. *Фарбер В.М., Селиванова О.В.* Классификация процессов релаксации напряжений и их проявление при пластической деформации металлов // Металлы. – 2001. – № 1. – С. 110–115.
40. *Криштал М.М.* О термодинамическом подходе к структурообразованию при пластической деформации // Материаловедение. – Часть I. – 2003. – № 11. – С. 9–14; Часть II. – 2003. – № 12. – С. 6–14; Часть III. – 2004. – № 1. – С. 8–13.
41. *Криштал М.М.* Взаимосвязь неустойчивости и мезоскопической неоднородности пластической деформации. II. Нелинейная модель устойчивости пластической деформации: построение, анализ, численное моделирование и количественные оценки // ФММ. – 2001. – Т. 92. – № 3. – С. 96–112.
42. *Криштал М.М.* Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести // ФММ. – 1993. – Т. 75. – Вып. 5. – С. 31–35.
43. *Сю Д., Мейр А.* Современная теория автоматического управления и ее применение. – М.: Машиностроение, 1972. – 544 с.
44. *Hampel A., Arkan O.B., Neuhauser H.* Local shear rate in slip bands of CuZn and CuNi single crystals // Rev. Phys. Appl. – 1988. – V. 23. – No. 4. – P. 695.
45. *Tian B., Schoberl T., Pink E., Fratzl P.* Local mechanical properties of tensile-deformed Al – 8.4 at. % Li alloys examined by nanoindentation under an atomic force microscope // Scripta Materialia. – 2000. – V. 43. – № 1. – P. 15–20.
46. *Сузуки Х.* О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1967. – С. 255–260.
47. *Цигенбайн А., Плессинг Й., Нойхойзер Х.* Исследование мезоуровня деформации при формировании полос Людерса в монокристаллах концентрированных сплавов на основе меди // Физ. мезомех. – 1998. – Т. 2. – С. 5–20.
48. *Siethoff H.* Lüders bands in heavily doped silicon single crystals // Acta Met. – 1973. – V. 21. – P. 1523–1531.
49. *Timoshenko Yu.B.* On the relation between the Lüders deformatuion and grain boudary structure in aluminium alloy // Rev. Phys. Appl. – 1990. – V. 25. – P. 1001–1004.
50. *Хоникомб Р.* Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
51. *Дефекты* кристаллического строения, механические свойства металлов и сплавов // Физическое металловедение / Под ред. Р. Кана. – М.: Мир, 1968. – Вып. 3. – 484 с.
52. *Надаи А.* Пластичность и разрушение твердых тел. – М.: Иностр. лит., 1954. – Т. 1. – 648 с.
53. *Штремель М.А.* Прочность сплавов. Часть II. Деформация. – М.: МИСИС, 1997. – 527 с.
54. *Мак Лин Д.* Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965. – 432 с.
55. *Chihab K., Estrin Y., Kubin L.P., Vergnol J.* The kinetics of the Portevin–Le Chatelier bands in an Al – 5 at. % Mg alloy // Scr. Met. – 1987. – V. 21. – No. 2. – P. 203–208.
56. *Биргер И.А., Мавлютов Р.Р.* Сопротивление материалов. – М.: Наука, 1986. – 560 с.
57. *Макклинток Ф., Аргон А.* Деформация и разрушение материалов. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
58. *Екобори Т.* Научные основы прочности и разрушения материалов. – Киев: Наукова думка, 1978. – 351 с.
59. *Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е.* Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
60. *Фридель Ж.* Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 643 с.
61. *Попов Л.Е., Большакова М.А., Александров Н.А.* О связи между явлением скачкообразной деформации и аномальной скоростной зависимостью сопротивления деформированию // ФТТ. – 1962. – № 10. – С. 2972–2974.
62. *Caisso J., Micard J.* Contribution a l'etude de la propagation des bandes de Luders daus les solutions solides // Les memoires scientif. de la Rev. de Metallurg. – 1960. – V. 57. – No. 1. – P. 57–61.
63. *Saitou K., Otoguro Y., Kihara J.* Work hardening rate and discontinuous deformation // Scr. Met. – 1992. – V. 26. – No. 1. – P. 79–83.
64. *Старцев В.И., Ильичев В.Я., Пустовалав В.В.* Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. – М.: Металлургия, 1975. – 327 с.
65. *Pink E., Bruckbauer P., Weinhandl H.* Stress-drop rates in serrated flow of aluminium alloys // Scripta Materialia. – 1998. – V. 38. – No. 6. – P. 945–951.
66. *Диденко Д.А.* О механизме низкотемпературной скачкообразной деформации алюминия // Физические процессы пластической деформации при низких температурах. – Киев: Наукова думка, 1974. – С. 129–138.
67. *Стрижало В.А., Бугаев В.Ю., Медведь И.И.* Влияние скорости деформирования на особенности прерывистого течения титановых сплавов в условиях статического растяжения при температуре 4.2 K // Проблемы прочности. – 1990. – № 9. – С. 26–30.
68. *Малыгин Г.А.* Аномальный эффект Портевена–Ле Шателье при сегрегации примесей внедрения и замещения на дислокациях // ФТТ. – 1992. – Т. 34. – № 8. – С. 2356–2366.
69. *Криштал М.М.* Экспериментальный количественный критерий прерывистой текучести // Заводская лаборатория. – 1999. – Т. 65. – № 1. – С. 35–38.

70. *Кришталь М.М.* Прерывистая текучесть в алюминиево-магниевых сплавах // ФММ. – 1990. – № 12. – С. 140–143.
71. *Клявин О.В.* Особенности пластической деформации кристаллических тел при гелиевых температурах // Физические процессы пластической деформации при низких температурах. – Киев: Наукова думка, 1974. – С. 5–30.
72. *Стрижало В.А., Бугаев В.Ю., Медведь И.И.* Влияние масштабного фактора на особенности конструкционных сплавов при статическом растяжении в условиях глубокого охлаждения (4.2 K) // Проблемы прочности. – 1990. – № 5. – С. 61–66.
73. *Sakamoto Hisaki, Fujita Kouzou, Fujita Toshio.* Effect of testing conditions on serration of austenitic steels in liquid helium // Trans. Iron and Steel Inst. Jap. – 1988. – V. 28. – No. 2. – P.136–142.
74. *Бернштейн М.Л., Займовский В.А.* Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1970. – 472 с.
75. *Smith R.L., Ratherford I.L.* Tensile properties of zone refined iron in the temperature range from 298 to 4.2 K // J. Met. – 1957. – V. 9. – P. 857–864.
76. *Blewitt T.H., Coltman R.R., Redman J.K.* Low-temperature deformation of copper single crystals // Dislocations and Mechanical Properties of Crystals. – New York: Wiley, 1957. – P. 179–207. Перевод: *Блюитт Т., Колтмэн Р., Редмэн Дж.* Деформация монокристаллов меди при низкой температуре // Дислокации и механические свойства кристаллов. – М.: Иностр. лит., 1960. – С. 125–146.
77. *Bell R.L., Cahn R.W.* The dynamics of twinning and interrelation of slip and twinning in zinc crystals // Proc. Roy. Soc. – 1957. – A 239. – P. 494–521.
78. *Blewitt T.H., Coltman R.R., Redman J.K.* Report of the Conf. on Defects in Cryst. Solids, helds at the July 1954, London. – London: Physical Society, 1955. – P. 369.
79. *Suzuki H., Barrett C.S.* Deformation twinning in silver-gold alloys // Acta Met. – 1958. – V. 6. – No. 3. – P. 156–165.
80. *Korbel A., Szcerba M.* Strain softening and twinning in FCC crystals // Scr. Met. – 1988. – V. 22. – No. 9. – P. 1425–1429.
81. *Ужик Г.В.* Прочность и пластичность металлов при низких температурах. – М.: Изд. АН СССР, Институт машиноведения, 1957. – 192 с.
82. *Watson J.F., Christian J.L.* Serrations in the stress/strain curve of cold-worked 301 stainless steel at 20 K // J. Iron and Steel Institute. – 1960. – V. 195. – P. 439.
83. *Basinski Z.S.* The influence of temperature and strain rate on the flow stress of magnesium single crystals // Austr. J. Phys. – 1960. – V. 13. – 2 A. – P. 284–298.
84. *Клявин О.В., Степанов А.В.* Изучение механических свойств твердых тел, особенно металлов при температурах 4.2 K, абсолютных и ниже. 1. Испытание на разрыв поликристаллического алюминия (99.3 %) // ФММ. – 1959. – Т. 8. – Вып. 2. – С. 274–281.
85. *Клявин О.В.* О влиянии скорости деформирования на скачкообразную деформацию алюминия при $T = 1.3$ K // ФММ. – 1964. – Т. 17. – Вып. 3. – С. 459–466.
86. *Диденко Д.А., Пустовалов В.В, Вершинина В.В.* Об особенностях пластической деформации монокристаллов алюминия в интервале температур 1.3–4.2 K // ФММ. – 1967. – Т. 23. – Вып. 2. – С. 328–335.
87. *Николаев В.И., Шпейзман В.В.* Неустойчивость деформации и разрушение при температуре жидкого гелия // ФТТ. – 1997. – Т. 39. – № 4. – С. 647–651.
88. *Городынский Н.И., Новиков Н.В., Стасюк С.З.* Некоторые закономерности прерывистого течения металла при растяжении образцов из конструкционных материалов в жидком гелии // Физика пластичности кристаллов: Тезисы докл. конф. – Харьков: ФТИНТ АН УССР, 1976. – С. 56.
89. *Стрижало В.А., Воробьев Е.В.* Низкотемпературная прерывистая текучесть упрочняющихся материалов // Проблемы прочности. – 1994. – № 10. – С. 3–8.
90. *Клявин О.В., Чернов Ю.М.* Влияние среды на пластичекие свойства и разрушение кристаллов в жидком и газообразном гелии при $T = 1.4$–4.2 K // Физика прочности и пластичности металлов и сплавов: Тезисы докл. XIII Междунар. конф. – Самара: СамГТУ, 1992. – С. 191–192.
91. *Лаврентьев Ф.Ф., Солдатов В.П., Старцев В.И.* Пластическая деформация кадмия при низких температурах // Физические процессы пластической деформации при низких температурах: Тезисы докл. конф. – Харьков: ФТИНТ АН УССР, 1971. – С. 52–53.
92. *Gibala R., Fournier R.* Precipitate-induced plasticity enhancement in niobium-hydrogen single crystals // Scripta Materialia. – 1998. – V. 39. – No. 4/5. – P. 445–450.
93. *Петухов Б.В., Эстрин Ю.З.* О тепловом механизме скачкообразной деформации // Физика пластичности кристаллов: Тезисы докл. конф. – Харьков: ФТИНТ АН УССР, 1976. – С. 54.
94. *Малыгин Г.А.* Тепловой механизм неустойчивой деформации металлов при низких температурах // ФММ. – 1987. – Т. 63. – Вып. 5. – С. 864–875.
95. *Малыгин Г.А.* Тепловые домены и нестабильность пластической деформации кристаллов при низких температурах // ФТТ. – 1987. – Т. 29. – Вып. 6. – С. 1633–1639.
96. *Малыгин Г.А.* Локальные разогревы и квазиатермичность пластической деформации кристаллов при низких температурах // ФТТ. – 1997. – Т. 39. – № 11. – С. 2019–2022.
97. *Малыгин Г.А.* Полосы разогрева и нестабильность низкотемпературной деформации // Физика пластичности кристаллов: Тезисы докл. конф. – Харьков: ФТИНТ АН УССР, 1976. – С. 60.
98. *Komnik S.N., Demirski V.V.* Study of the instability of plastic flow in Cu+14 at.% Al single crystals at low temperatures // Cryst. Res. Technol. – 1984. – V. 19. – No. 6. – P. 863–872.
99. *Portevin A., Le Chatelier F.* Sur un phenomene observe lors de l'essai de traction d'alliages en conrs de trans formation // Compt. Rend. Academ. Sci. – 1923. – V. 176. – No. 8. – P. 507–510.
100. *Sleeswyk A.W.* Slow strain-hardening of ingot iron // Acta Met. – 1958. – V. 6. – No. 9. – P. 598–603.
101. *Radmilovic V., Drobujak Dj., Jovanovic M.* Serrated yielding in Nb–V dual phase steel // Mater. Sci. and Tech Nol. – 1989. – V. 5. – No. 9. – P. 908–912.
102. *Hayes R.W., Hayes W.C.* A proposed model for the disappearance of serrated flow in two Fe alloys // Acta Met. – 1984. – V. 32. – P. 259–267.
103. *Samuel K.G., Maunan S.L., Rodriguez P.* Serrated yielding in AISI 316 stainless steel // Acta Met. – 1988. – V. 36. – No. 8. – P. 2323–2327.
104. *Кришталь Н.М.* Диффузионный механизм образования зубцов на кривой растяжения пористых образцов альфа-железа // Вопросы металловедения и физики металлов. – Тула: Изд-во ТулПИ, 1972. – С. 178–180.
105. *Bochniak W.* Mechaniezne i strukturalne aspekty niestatecznego plyniecia mono- i polikrystalicznej miedzi przy roznych temperaturach. Nadplastycznosc w warunkach wysokotemperaturowego wymuszania zmiany drogi odkstal cenia // Zesz. Nauk. AGH im. Stanislawa Staszica. Met. i Odlew. – 1989. – № 122. – C. 1–58.
106. *Dubiec H.* The strain rate sensitivity during serrated yielding // Scr. Met. – 1988. – V. 22. – No. 5. – P. 595–599.
107. *Dubiec H.* Reply to comment on «The strain rate sensitivity during serrated yielding» // Scr. Met. – 1989. – V. 23. – No. 11. – P. 1997–2000.
108. *Xiao Lingang.* On the phenomenon related to the dynamic strain aging in alpha brass // Scr. Met. – 1988. – V. 22. – No. 2. – P. 179–182.
109. *Нагорных С.Н., Сарафанов Г.Ф., Куликова Г.А., Данелия Г.В., Цыпин М.И., Соллертинская Е.С.* О неустойчивости пластической деформации в сплавах на основе меди // Изв. вузов. Физика. – 1993. – № 2. – С. 14–20.
110. *Nortmann A., Schwink C.* Characteristics of dynamic strain ageing in binary f.c.c. copper alloys. II. Comparison and analysis of experiments on CuAl and CuMn // Acta Materialia. – 1997. – V. 45. – No. 5. – P. 2051–2058.
111. *Василенко А.Ю., Дуничев И.В., Косилов А.Т., Скурихин А.Е.* Квазистатический гистерезис при деформировании тонких моно-

кристаллов сплава Cu–Al–Ni // Металлы. – 1998. – № 1. – С. 98–102.
112. *Szcerba M., Koorbel A.* Strain softening and instability of plastic flow in Cu–Al single crystals // Acta Met. – 1987. – V. 35. – No. 5. – P. 1129–1135.
113. *Kimura A., Birnbaum H.K.* Anomalous strain rate dependence of the serrated flow in Ni–H and Ni–C–H alloys // Acta Met. – 1990. – V. 38. – No. 7. – P. 1343–1348.
114. *Latkowski A., Wesolowski J., Dziadon A., Plela K.* Strain rate sensitivity of Zn–Cu single crystals // Z. Metallk. – 1987. – V. 78. – No. 9. – P. 626–629.
115. *Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф., Никифоренко В.Н.* О локализации пластической деформации в кристаллах цинка с дислокациями леса // ФТТ. – 1996. – Т. 38. – № 12. – С. 3619–3624.
116. *Жаринов В.П., Павлычев А.Н., Попов А.Б.* Эффекты динамического деформационного старения в берилии // ФММ. – 1990. – № 12. – С. 127–134.
117. *Bochniak W., Pawelek A.* The Portevin–Le Chatelier phenomenon in commercial purity aluminium // Arch. Hutn. – 1987. – V. 32. – No. 3. – P. 481–493.
118. *Борщевская Д.Г., Бигус Г.А., Эвина Т.Я., Тремба Т.С.* Исследование неравномерности пластической деформации в сплаве АМг6М методом акустической эмиссии // ФММ. – 1989. – Т. 68. – № 1. – С. 192–196.
119. *Bird J.E., Newman K.E., Narasimhan K.* Formation of crystallographic-scale shear bands in Al–Mg sheet by transgranular coordination of coarse slip // Aluminium Alloys: Their Phys. and Mech. Prop. – Warley, 1986. – V. 2. – P. 857–870.
120. *Korbel A., Dybiec H.* The problem of the negative strain rate sensitivity of metals under the Portevin–LeChatelier deformation conditions // Acta Met. – 1981. – V. 29. – P. 89–93.
121. *Saitou Katuo, Kihara Junji, Otoguro Yasuo.* Влияние снижения жесткости машины на прерывистую деформацию сплава 7075 // Нихон киндзоку гаккайси. J. Jap. Inst. Metals. – 1989. – V. 53. – No. 7. – P. 678–684.
122. *Behnood N., Evans J.T.* Plastic deformation and the flow stress of aluminium-lithium alloys // Acta Met. – 1989. – V. 37. – No. 2. – P. 687–695.
123. *Huang J.C., Gray G.T.* Serrated flow and negative rate sensitivity in Al–Li base alloys // Scr. Met. – 1990. – V. 24. – No. 1. – P. 85–90.
124. *Zeides F., Roman I.* Study of serrated flow in two Al–Li–Cu–Mg base alloys with acoustic emission technique // Scr. Met. – 1990. – V. 24. – No. 10. – P. 1919–1922.
125. *Caceres C.H., Rodriguez A.H.* Acoustic emission and deformation bands in Al – 2.5 % Mg and Cu – 30 % Zn // Acta Met. – 1987. – V. 35. – No. 12. – P. 2851–2863.
126. *Onodera R., Morikawa T.* Strain aging phenomena in aged Al–4.5 Cu alloys and its computer simulation by a strain-softening model // J. Jpn. I. Met. – 2001. – V. 65. – No. 4. – P. 244–252.
127. *Robinson J.M.* In-situ deformation of aluminium alloy polycrystals observed by high-voltage electron microscopy // Mat. Sci. Eng. A-Struct. – 1995. – V. 203. – No. 1–2. – P. 238–245.
128. *Wagenhofer M., Erickson-Natishan M., Armstrong R.W., Zerilli F.J.* Influences of strain rate and grain size on yield and serrated flow in commercial Al-Mg alloy 5086 // Scripta Materialia. – 1999. – V. 41. – No. 11. – P. 1177–1184.
129. *Romhanji E., Glisic D., Popovic M., Milenkovic V.* Stress state effect on dynamic strain ageing and surface markings during stretching of AlMg7 alloy sheet // Mater. Sci. Forum. – 1998. – V. 282. – No. 2. – P. 309–314.
130. *Chmelik F., Balik J., Lukac P., Pink E.* The Portevin–Le Chatelier effect in an AlZn10 alloy investigated by the acoustic emission technique // Kovove Mater. – 1998. – V. 36. – No. 1. – P. 10–14.
131. *Chmelik F., Balik J., Lukac P., Pink E., Cepova M.* The Portevin–Le Chatelier effect in an AlZn10 alloy investigated by the acoustic emission technique // Mater. Sci. Forum. – 1996. – V. 217. – P. 1019–1024.
132. *Микляев П.Г.* О влиянии температуры и скорости деформации на механические свойства легких сплавов // Обработка легких и специальных сплавов. – М.: ВИЛС, 1996. – С. 280–290.
133. *Бухановский В.В., Борисенко В.А., Харченко В.К.* Механические свойства ниобиевого сплава Nb–W–Mo–Zr в широком диапазоне температур // Металлы. – 1998. – № 1. – С. 71–74.
134. *Сойфер Я.М., Штейнберг В.Г.* Скачкообразная деформация монокристаллов // Физика пластичности кристаллов: Тезисы докл. конф. – Харьков: ФТИНТ АН УССР, 1976. – С. 60.
135. *Дрожжин А.И., Москаленко А.Г.* О скачках пластической деформации и деформирующего напряжения в нитевидных кристаллах германия // Физика пластичности кристаллов: Тезисы докл. конф. – Харьков: ФТИНТ АН УССР, 1976. – С. 62.
136. *Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Шмаудер З., Стороженко И.В.* Эффекты локализции деформации в композитах на основе Al с включениями Al_2O_3 // Физ. мезомех. – 2001. – Т. 4. – № 3. – С. 35–47.
137. *Зайченко С.Г., Брагинский А.П.* Дисклинационно-дислокационный эстафетный механизм пластической деформации металлических стекол. Сопоставление с результатами исследования акустической эмиссии // Металлофизика. – 1990. – Т. 12. – № 4. – С. 15–21.
138. *Арбузова Л.А., Зенина М.В., Андреева Д.А.* Пеноалюминий — новый перспективный материал // Проблемы развития автомобилестроения в России: Тезисы докл. междунар. конф., 23–24 октября 1996 г. – Тольятти: АО «АВТОВАЗ», 1996. – С. 5–6.
139. *Алехин В.П., Хоник В.А.* Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 248 с.
140. *Khonik V.A., Mikhailov V.M., Vinogradov A.Y.* On the nature of homogeneous-inhomogeneous flow transition in metallic glasses: acoustic emission analysis // Scripta Materialia. – 1997. – V. 37. – No. 3. – P. 377–383.
141. *Palma E.S.* On the influence of porosity on the Portevin–Le Chatelier effect in sintered iron // J. Mater. Eng. Perform. – 1996. – V. 5. – No. 5. – P. 646–650.
142. *Nakano T., Kishimoto M., Furuta D., Umakoshi Y.* Effect of substitutational elements on plastic deformation behaviour of NbSi2-based silicide single crystals with C40 structure // Acta Materialia. – 2000. – V. 48. – No. 13. – P. 3465–3475.
143. *Moriwaki M., Ito K., Inui H., Yamaguchi M.* Plastic deformation of single crystals of NbSi2 with the C40 structure // Mat. Sci. Eng. A-Struct. – 1997. – V. 240. – P. 69–74.
144. *Morris D.G., Gunther S.* Room and high temperature mechanical behaviour of a Fe_3Al-based alloy with α–α'' microstructure // Acta Materialia. – 1997. – V. 45. – No. 2. – P. 811–822.
145. *Golberg D., Sauthoff G.* Effects of stoichiometry, microalloying and aging heat treatments on the compressive behavior of NiAl alloys // Scripta Materialia. – 1997. – V. 36. – No. 12. – P. 1461–1466.
146. *Песчанская Н.Н.* Об уровнях скачкообразной деформации полимеров // ФТТ. – Т. 35. – № 11. – С. 3019–3024.
147. *Chui C., Boyce M.C.* A control volume technique for computing continuum deformation measures in discrete polymeric systems // J. of Non-Crystalline Solids. – 1998. – V. 235–237. – P. 612–618.
148. *Fellner M., Hamersky M., Pink E.* A comparison of the Portevin–Le Chatelier effect in constant-strain-rate and constant-stress-rate tests // Mater. Sci. and Eng. A. – 1991. – No. 137. – P. 157–161.
149. *Астанин В.В., Надеждин Г.Н., Петров Ю.Н., Свечников В.Л., Степанов Г.В.* Локализация пластической деформации при скоростном ударном деформировании алюминия и сплава АМг6 // Проблемы прочности. – 1987. – № 3. – С. 81–85.
150. *Иванченко Л.Г., Солдатов В.П.* Влияние вида деформирования на характер нестабильного течения монокристаллов алюминия при низких температурах // ФММ. – 1981. – Т. 52. – Вып. 1. – С. 183–188.
151. *Коттрелл А.Х.* Взаимодействие дислокаций с атомами растворенных элементов // Структура металлов и сплавов. – М.: Гос. научно-техн. изд-во лит-ры по черной и цветной металлургии, 1957. – С. 134–169.

152. *Pink E., Grinberg A.* Stress drops in serrated flow curves // Acta Metall. – 1982. – V. 30. – P. 2153–2160.
153. *Qian K., Li X., Zhang H.* Feature of serrated yielding in high strength Al–Zn–Mg–Cu alloy // Acta Met. Sinica. – 1991. – V. 27. – No. 5. – P. A393–A394.
154. *Кришталь М.М.* О температурно-скоростных зависимостях критической деформации начала прерывистой текучести // ФММ. – 1996. – Т. 82. – Вып. 3. – С. 176–178.
155. *Кришталь М.М.* Прерывистая текучесть как причина аномалий скоростной и температурной зависимостей сопротивления деформированию // ФММ. – 1998. – Т. 85. – № 1. – С. 127–139.
156. *Кришталь М.М.* Эволюция температурного поля и макролокализация деформации при прерывистой текучести // МиТОМ. – 2003. – № 4. – С. 26–34.
157. *Астафьев И.В., Максимкин О.П., Сакбаев М.Ж.* Тепловые эффекты и аккумулирование энергии в процессе прерывистого течения // Проблемы прочности. – 1994. – № 11. – С. 26–31.
158. *Ananthakrishna G., Noronha S.J., Fressengeas C., Kubin L.P.* Crossover from chaotic to self-organized critical dynamics in jerky flow of single crystals // Phys. Rev. E. – 1999. – V. 60. – No. 5. – Part A. – P. 5455–5462.
159. *Anantakrishna G., Noronha S.J., Fressengeas C., Kubin L.P.* Crossover in the dynamics of Portevin–Le Chatelier effect from chaos to SOC // Mat. Sci. Eng. A-struct. – 2001. – V. 309. – Sp. Iss. – P. 316–319.
160. *Noronha S.J., Ananthakrishna G., Quaouire L., Fressengeas C., Kubin L.P.* Chaos in the Portevin–Le Chatelier effect // Int. J. Bifurcat. Chaos. – 1997. – V. 7. – No. 11. – P. 2577–2586.
161. *Ananthakrishna G., Fressengeas C., Kubin L.P.* Chaos and the jerky flow in Al–Mg polycrystals // Mat. Sci. Eng. A-Struct. – 1997. – V. 234. – P. 314–317.
162. *Кришталь М.М., Мерсон Д.Л.* Взаимосвязь макролокализации деформации, прерывистой текучести и особенностей акустической эмиссии алюминиево-магниевых сплавов // ФММ. – 1996. – Т. 81. – Вып. 1. – С. 155–162.
163. *Кришталь М.М., Мерсон Д.Л.* Влияние геометрических параметров образца на механические свойства и акустическую эмиссию при прерывистой текучести в алюминиево-магниевых сплавах // ФММ. – 1991. – № 10. – С. 187–193.
164. *Chmelik F., Trojanova Z., Prevorovsky Z., Lukac P., Pink E.* Acoustic emission from Al – 3 % Mg alloy deformed at room temperature // Acta Univ. Carol. Math. et Phys. – 1991. – V. 32. – No. 1. – P. 61–67.
165. *Кришталь М.М.* Размерный эффект и макроструктурные аспекты пластической деформации при прерывистой текучести Al–Mg сплавов // ФММ. – 1996. – Т. 81. – Вып. 1. – С. 146–155.
166. *Давиденков Н.Н.* Кинетика образования зубцов на диаграммах деформации // ФТТ. – 1961. – Т. 3. – Вып. 8. – С. 2458–2465.
167. *Кубин Л.П., Эстрин Ю.* Эффект Портевена–Ле Шателье при постоянной скорости нагружения: простое математическое описание // Прочность металлов и сплавов: Тр. Междунар. конф., Монреаль, 12–16 авг. 1985. – М., 1990. – С. 54–61.
168. *McCormick P.G.* Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing // Acta Met. – 1988. – V. 36. – No. 12. – P. 3061–3067.
169. *Estrin Y., Kubin L.P.* Plastic instabilities: phenomenology and theory // Mater. Sci. and Eng. – 1991. – A 137. – P. 125–134.
170. *Жаринов В.П., Попов А.Б.* О влиянии динамического деформационного старения на активационные параметры пластической деформации // Роль дефектов кристаллической решетки в процессах структурообразования сплавов. – Тула: ТулПИ, 1989. – С. 57–62.
171. *Старенченко В.А., Абзаев В.А, Козлов Э.В.* Аномальная скоростная зависимость напряжений течения монокристаллов сплавов Ni_3Ge и Ni_3Fe // ФММ. – 1990. – № 12. – С. 135–139.
172. *Гринберг Б.А., Иванов М.А., Барабаш Т.О., Блохин А.Г.* Сравнительный анализ скачков напряжения в металлах и интерметаллидах. Сообщения I, II // ФММ. – 1996. – Т. 81. – Вып. 4. – С. 29–51.
173. *Но К., Krempl E.* Modeling of positive, negative and zero rate sensitivity by using the viscoplasticity theory based on overstress (VBO) // Mechanics of Time-Dependent Materials. – 2000. – V. 4. – No. 1. – P. 21–42.
174. *Колбасников Н.Г.* Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность. – СПб.: Изд-во СПбГТУ, 2000. – 314 с.
175. *Кришталь М.М.* Скоростная чувствительность сопротивления деформированию при прерывистой текучести // ФММ. – 1995. – Т. 80. – Вып. 4. – С. 163–167.
176. *Franklin S.V., Mertens F., Marder M.* Portevin–Le Chatelier effect // Phys. Rev. E. – 2000. – V. 62. – No. 6. – Part B. – P. 8195–8206.
177. *Hahner P.* On the critical conditions of the Portevin–Le Chatelier effect // Acta Materialia. – 1997. – V. 45. – No. 9. – P. 3695–3707.
178. *Schlipf J.* Phenomenological theory of the Portevin–Le Chatelier effect // Steel Res. – 1987. – V. 58. – No. 2. – P. 83–86.
179. *Бобров В.С., Лебедкин М.А.* Роль динамических процессов при низкотемпературной скачкообразной деформации алюминия // ФТТ. – 1993. – Т. 35. – № 7. – С. 1881–1889.
180. *Стрижало В.А., Воробьев Е.В.* Низкотемпературная прерывистая текучесть конструкционных сплавов // Проблемы прочности. – 1993. – № 8. – С. 37–46.
181. *Стрижало В.А., Воробьев Е.В., Новогрудский Л.С.* Влияние предварительного деформирования на прерывистую текучесть при температуре 4.2 К // Проблемы прочности. – 1995. – № 8. – С. 12–20.
182. *Кришталь М.М.* Мезоскопические особенности пластической деформации при прерывистой текучести // МиТОМ. – 2002. – № 9. – С. 31–37.
183. *Кришталь М.М.* К анализу кривых растяжения с прерывистой текучестью // Заводская лаборатория. – 2002. – № 10. – С. 27–33.
184. *Белл Дж.Ф.* Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. – М.: Наука, 1984. – Ч. 1. – 596 с.; Ч. 2. – 431 с.
185. *Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И.* Структура и износостойкость металла. – М.: Машиностроение, 1982.– 212 с.
186. *Рыбакова Л.М.* Механические свойства и деструкция пластически деформированного металла // Вестник машиностроения. – 1993. – № 8. – С. 32–37.
187. *Микляев П.Г.* О немонотонной зависимости механических свойств алюминиевых сплавов от скорости деформации // Металловедение, литье и обработка сплавов. – М.: ВИЛС, 1995. – С. 207–217.