

УДК 539.379.4

DOI 10.17223/19988621/53/8

Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, Ю.В. Ли, А.М. Жармухамбетова**О ЧИСЛЕННЫХ ОЦЕНКАХ ПАРАМЕТРОВ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ¹**

Обсуждаются результаты исследования характера, природы и количественных характеристик локализованного пластического течения металлов при одноосном растяжении методом спекл-фотографии. Введен многомасштабный инвариант упругопластической деформации металлов и проанализирована его природа. Обнаружена связь макроскопических характеристик локализованного пластического течения с решеточными характеристиками и скоростью распространения поперечных звуковых волн исследованных материалов.

Ключевые слова: *локализация деформации, пластическое течение, автоволны, двухэкспозиционная спекл-фотография.*

Создание модели развития пластического течения в твердых телах под нагрузкой оказалось весьма сложной проблемой, которую, несмотря на свою, по крайней мере, двухвековую историю, до сих пор не удалось решить. В последние годы в наших исследованиях, обобщенных в монографии [1], было установлено, что пластическая деформация протекает локализованно на всех этапах этого процесса, что отличается от общепринятого представления о том, что локализация возникает лишь на заключительной стадии процесса и проявляется в формировании шейки. Более того, локализация деформации возможна уже на упругой стадии процесса [2]. Склонность к локализации можно рассматривать как признак упорядочения (самоорганизации) деформируемой среды вследствие ее нелинейности сначала на упругой стадии процесса [2], но наиболее ясно, как показали авторы [3], при пластической деформации. Для экспериментального анализа кинетики локализованного пластического течения необходима достаточно чувствительная методика. В частности, нами использована двухэкспозиционная спекл-фотография [1], позволившая *in situ* наблюдать в образце зоны локализации как области декорреляции спекл-изображений [4] при пластической деформации моно- и поликристаллов чистых металлов и сплавов в разных структурных состояниях и щелочно-галоидных кристаллов. Среди изученных материалов были вещества, деформирующиеся дислокационным скольжением, двойникованием, а также за счет деформации мартенситного превращения. Достаточно представительный круг исследованных материалов позволил выявить и далее анализировать только максимально общие для всех материалов закономерности.

Основные закономерности локализованного пластического течения

Наиболее важная качественная закономерность пластического течения, установленная в ходе экспериментов, состоит в том, что при деформации первоначально однородной среды элементарные акты пластичности (сдвиги) в ней рас-

¹ Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2013–2020 гг. и Программы повышения конкурентоспособности ТГУ в 2017–2018 гг.

пределяются не случайным, но строго коррелированным в пространстве и во времени образом. В результате этого при пластическом течении такая среда самопроизвольно расслаивается на деформирующиеся в данный момент времени (активные) и недеформирующиеся (пассивные) слои, чередующиеся в пространстве и способные двигаться (рис. 1, *a*, *б*). Аналогичные экспериментальные данные были независимо получены другими авторами с помощью оптических систем

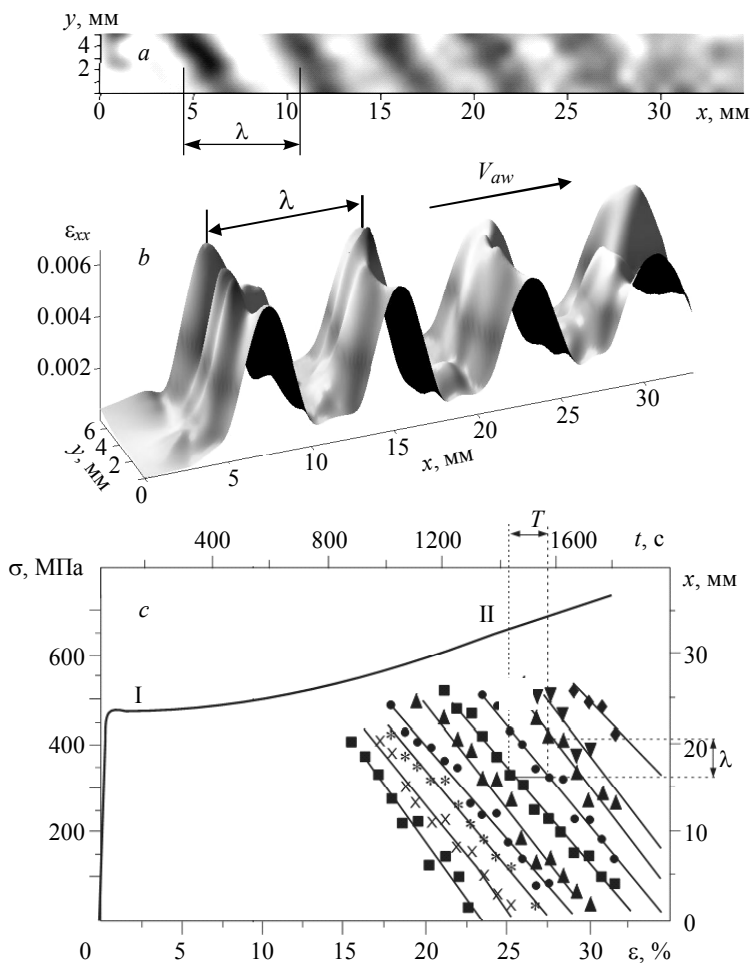


Рис. 1. Локализация пластического течения в монокристалле γ -Fe на стадии линейного деформационного упрочнения: *a* – расслоение образца на зоны локализации (темные полосы); *b* – волновое представление зон локализации пластического течения в образце; *c* – кривая пластического течения $\sigma(\varepsilon)$ и построение $X(t)$ -диаграммы для оценки параметров автоволны локализованной пластичности

Fig. 1. Localization of the plastic flow in a single crystal γ -Fe at the stage of linear strain hardening: (*a*), layering of the sample into zones of localization (dark bands); (*b*), wave representation of the zones of plastic flow localization in the sample; and (*c*), the curve of plastic flow $\sigma(\varepsilon)$ and construction of the $X(t)$ -diagram for estimation of the parameters of autowave of a localized plasticity

Vic-2D и Vic-3D. В частности, в [5, 6] наблюдались полосы макролокализации в меди, а в [7] подобный эффект зарегистрирован в сплаве на основе алюминия.

Периодическая пространственно-временная картина расслоения образца при пластическом течении, показанная на рис. 1, а, характеризуется длиной и временем корреляции, за которые удобно принять пространственный (длину волны) λ и временной T периоды волнового процесса локализованного пластического течения. Эти характеристики для каждого типа картин локализации извлекаются, как показано на рис. 1, в, из экспериментально построенных пространственно-временных диаграмм $X(t)$. С максимальной точностью это делается для линейных стадий деформационного упрочнения, на которых коэффициент деформационного упрочнения $\theta = E^{-1} d\sigma/d\varepsilon$ (E – модуль упругости материала) и величины λ и T постоянны.

В результате выявляются три важных соотношения, характеризующие развитие локализованного пластического течения на этой стадии процесса.

1. Для стадии линейного деформационного упрочнения скорость распространения волны $V_{aw} = \lambda/T$ обратно пропорциональна коэффициенту деформационного упрочнения

$$V_{aw} = V_0 + \Xi/\theta \sim \theta^{-1}, \quad (1)$$

где Ξ и $V_0 \ll \Xi/\theta$ – эмпирические константы. Типичные для исследованных материалов значения скорости распространения этих волн лежат в интервале $10^{-5} \leq V_{aw} \leq 10^{-4}$ м/с. С другой стороны, с пластической деформацией также связаны хорошо изученные и описанные (см., в частности, [8]) волны пластичности, скорость распространения которых $10 \leq V_{pw} \leq 10^2$ м/с, причем $V_{pw} \approx \sqrt{\theta/\rho} \sim \theta^{1/2}$ (ρ – плотность материала). Таким образом, $V_{aw} \ll V_{pw}$. Установленные различия в скоростях распространения и формах зависимостей $V_w(\theta)$ принципиальны и позволяют отличать один тип волнового процесса от другого.

2. Периодические процессы локализованного пластического течения имеют квадратичный закон дисперсии [9]

$$\omega = \omega_0 + \alpha(k - k_0)^2, \quad (2)$$

где частота $\omega = 2\pi/T$ и волновое число $k = 2\pi/\lambda$, а ω_0 , k_0 и α – эмпирические константы.

3. Длина корреляции локализованного пластического течения λ является структурно-чувствительной величиной и зависит от размера зерна ξ в поликристалле как

$$\lambda(\xi) = \lambda_0 + \frac{\lambda^*}{1 + C \cdot \exp(-a_1 \xi)}. \quad (3)$$

В этом экспериментально установленном в [10] соотношении λ_0 , $\lambda^* = a_1/a_2$, a_1 и a_2 – эмпирические константы, а C – постоянная интегрирования.

В [1] было показано, что при пластическом течении могут наблюдаться лишь четыре типа периодических пространственно-временных процессов, соответствующих стадиям деформационного упрочнения, как показано на рис. 2.

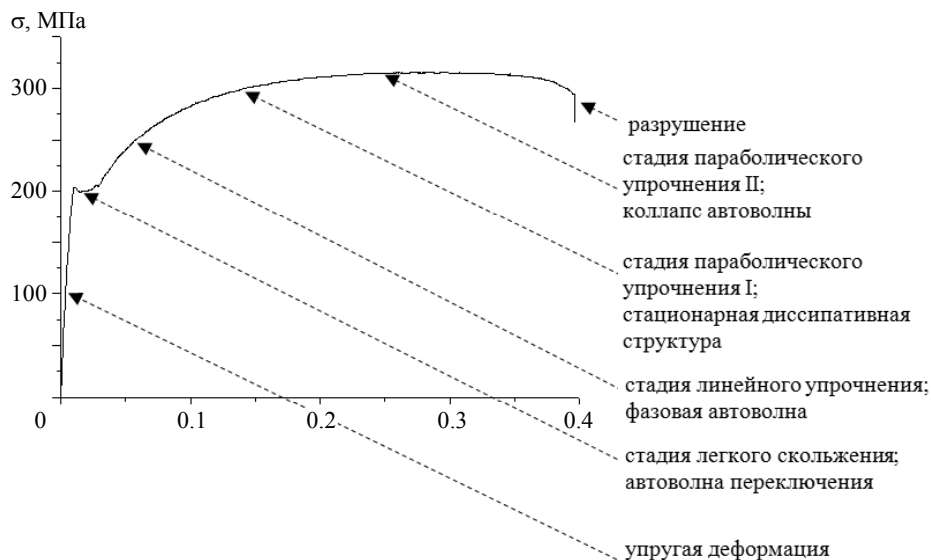


Рис. 2. Схема многостадийного процесса пластического течения как эволюция автоволновой картины

Fig. 2. Diagram of the multi-stage plastic flow process as an evolution of the autowave pattern

Они имеют форму движущихся периодически или аperiodически деформационных фронтов и в работе [11] были отнесены нами к явлениям, определяемым в настоящее время как различные типы автоволн [12] – автоволна переключения, фазовая автоволна, стационарная диссипативная структура, коллапс автоволны [1]. Автоволны играют важную роль в процессах самоорганизации в средах разной природы. От обычных волн они отличаются, прежде всего, тем, что для своего возбуждения не требуют переменного во времени внешнего воздействия, а порождаются при наличии потока энергии через открытую систему. Макролокализация пластического течения возникает при растяжении с постоянной скоростью, когда через образец от подвижного захвата испытательной машины к неподвижному непрерывно распространяется поток энергии. Чтобы подтвердить это, обратимся к соотношению (1), переписав которое в виде $\lambda/T = E \cdot \Xi \cdot d\varepsilon/d\sigma$, получим дифференциальное уравнение $d\sigma = E \cdot \Xi(T/\lambda) d\varepsilon$. Произведение $\Xi \cdot E$ имеет размерность $\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$, и ему можно приписать смысл потока энергии через образец. Действительно, при $E \approx 5 \cdot 10^{10}$ Па, а $\Xi \approx 10^{-7}$ м/с [1] произведение $\Xi \cdot E \approx 5 \cdot 10^3$ Вт/м². С другой стороны поток энергии от захвата машины через образец $\sim \sigma \cdot V_{\text{mach}}$, что при $\sigma \approx 4 \cdot 10^8$ Па и скорости движения подвижного захвата испытательной машины $V_{\text{mach}} \approx 6 \cdot 10^{-6}$ м/с дает близкую величину $\sim 2.4 \cdot 10^3$ Вт/м².

Кроме того, автоволны характеризуются макроскопическим линейным масштабом, возникающим в исходно однородной среде за счет локальных взаимодействий на микроуровне. Макроскопический масштаб (длина когерентности) $\sim \lambda$ возникает при взаимодействии дислокаций с их характерным микроскопическим масштабом (вектор Бюргерса) $b \approx 10^{-10}$ м $\ll \lambda$ и проявляется в форме достаточно сложных дислокационных ансамблей. Многочисленные примеры таких взаимо-

действий рассмотрены в обзоре [13]. Здесь следует упомянуть, что первым, кто осознал возможность и необходимость такого подхода, был В.И. Владимиров, который в работе [14] писал: «...упорядочение дефектов на микроуровне вызывает появление дефектов второго порядка. Такое положение является общим для всех квазичастиц, сильное взаимодействие между которыми приводит к коллективным эффектам и упорядочению. Последнее требует “перенормировки вакуума”, то есть введения новой среды, которую мы считаем бездефектной. Дефекты перестроенного вакуума являются квазичастицами следующего порядка».

И, наконец, скорость автоволнового процесса нельзя выразить через материальные константы пластически деформируемой среды, как, например, выражается скорость продольных упругих волн $V_l \approx \sqrt{E/\rho}$ или скорость волн пластичности $V_{pw} \approx \sqrt{\theta/\rho}$ [8].

Наблюдения локализации пластической деформации на всех этапах процесса пластического течения и введение представлений об автоволновом характере локализованного пластического течения принципиально важны для дальнейшего развития физической теории пластичности и показывают, что пластическая деформация всегда локализована, а однородной пластической деформации вообще не существует. Это, в свою очередь, означает, что при использовании результатов локального анализа деформационной структуры (например, при электронно-микроскопических исследованиях пластического течения, которые служат экспериментальной основой многих соответствующих теорий), недостаточно сопоставлять их только с общей деформацией образца: необходим учет координат места вырезки тонких фольг для просвечивания в колонне микроскопа.

Количественные соотношения для локализованной пластической деформации

Анализ количественных данных о процессе развития локализованного пластического течения во множестве материалов [1] привел к установлению важного соотношения между упругими и пластическими характеристиками деформируемой среды, которой подчинены все без исключения картины локализованного пластического течения, наблюдавшиеся в исследованных материалах. Она обнаружена при сравнении характеристик автоволн локализованного пластического течения (λ и V_{aw}) с табличными данными о решеточных характеристиках исследованных материалов [15], в качестве которых удобно использовать межплоскостное расстояние $\chi \approx (2...5) \cdot 10^{-10}$ м и скорость распространения поперечных звуковых волн $V_t \approx \sqrt{G/\rho} \approx 10^3$ м/с.

Используя для расчетов эти величины, мы численно показали, что парные произведения $\lambda \cdot V_{aw}$ и $\chi \cdot V_t$ для каждого исследованного материала образуют равенство

$$2\lambda \cdot V_{aw} \approx \chi \cdot V_t, \quad (4)$$

справедливость которого демонстрируют таблица и график на рис. 3 (прямая 1) в безразмерных координатах $\lambda/d - V_t/V_{aw}$.

Среднее для одиннадцати исследованных материалов (чистые металлы и сплавы) с кривыми пластического течения, содержащими стадию линейного деформационного упрочнения, для которой точно измеряются величины λ и V_{aw} , отно-

шение $\langle 2\lambda \cdot V_{aw} / \chi \cdot V_t \rangle \approx 0.99 \approx 1$. Так как решеточные характеристики χ и V_t определяются межчастичным взаимодействием в кристаллах и слабо зависят от деформации, то можно полагать, что $\lambda \cdot V_{aw} \approx const = \Theta$. Соотношение (4) должно спрямляться в координатах $\lambda/\chi - V_t/V_{aw}$, что иллюстрируется прямой 1 на рис. 3.

Величина	Вещество										
	Металлы										
	Cu	Zn	Al	Zr	Ti	V	Nb	γ -Fe	α -Fe	Ni	Sn
$2\lambda \cdot V_{aw} \cdot 10^7 \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$	7.2	7.4	15.8	3.8	7.0	5.6	3.6	5.1	4.5	4.2	4.7
$\chi \cdot V_t \cdot 10^7 \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ (прямые 1)	4.8	5.2	7.5	5.5	6.6	6.1	5.2	6.9	6.7	6.5	5.3
$\chi \cdot V_t \cdot 10^7 \text{ м}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ (прямая 2) [16]	4.59	*	6.82	5.02	6.22	6.08	*	4.99	5.09	5.29	*
$\eta \cdot 10^{34} \text{ Дж} \cdot \text{с}$	8.14	9.0	5.0	6.13	6.91	6.52	5.1	6.32	6.32	6.17	6.15

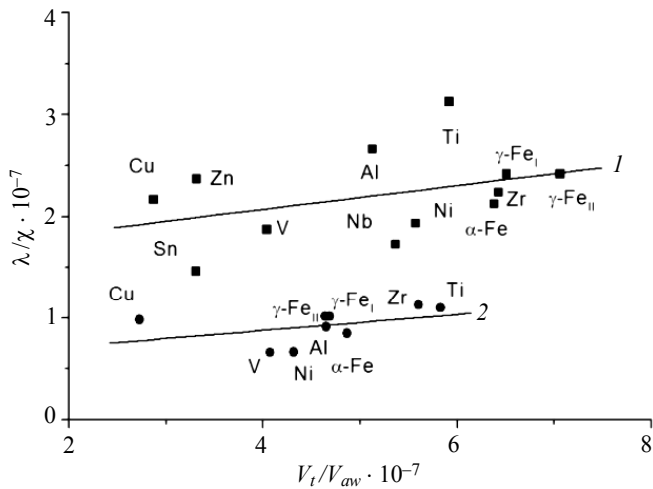


Рис. 3. К проверке инвариантного соотношения (4)
Fig. 3. To the issue of verification of invariant relation (4)

Для уточнения соотношения (4) расстояние χ между плотно упакованными плоскостями решетки и скорости поперечных упругих волн V_t были рассчитаны для сплавов [16] из «первых принципов» с использованием электронной теории твердого тела [17] на суперкомпьютере ТГУ Skif Cyberia. Для расчетов использовался метод точных маффинтин орбиталей – приближения когерентного потенциала (ЕМТО-СРА) [18]. Расстояние χ определялось по равновесным параметрам решетки, которые в свою очередь, рассчитывались путем минимизации полной энергии сплава. Скорости поперечных упругих волн рассчитывали с использованием объемного модуля [19], который определяется второй производной общей энергии сплава по объему. Такой подход позволяет получить надежные результаты как для чистых металлов [19], так и для сплавов [20–24]. Графики, показанные на рис. 3 (прямая 2) [16], демонстрируют справедливость (4) также и для этого случая.

Корреляция, представленная соотношением (4) и показанная на рис. 3, первоначально может показаться формальной, но ее глубокий смысл выясняется, если принять во внимание, что как локализованное пластическое течение твердых тел, так и распространение упругих волн в них суть пространственно-временные периодические (волновые) процессы. Это значит, что в (4) величины λ и V_t ответственны за перераспределение упругих деформаций в деформируемой среде со скоростью V_t , а величины λ и V_{aw} контролируют ход пластической деформации с много меньшей скоростью $V_{aw} \ll V_t$. Таким образом, соотношение (4) демонстрирует функциональную связь между упругой и пластической деформацией.

Произведения $\chi \cdot V_t$ и $\lambda \cdot V_{aw}$ в (4) могут претендовать на роль многомасштабных инвариантов упругих и пластических деформационных процессов, одновременно идущих в среде при ее деформации в виде одноосного растяжения. Ясно, что уравнение (4) отражает взаимосвязь малых упругих ($\epsilon_{el} \ll 1$) и больших пластических ($\epsilon_{pl} \approx 1$) деформаций, а одновременное присутствие двух скоростей в соотношении (4) наводит на мысль о тесной взаимосвязи контролирующих деформацию процессов. Представляется, что возможное наличие этой взаимосвязи обычно недостаточно учитывается при построении моделей пластического течения в механике деформируемого тела.

Это утверждение становится более ясным, если вспомнить, что фононный и электронный газы определяют «квазивязкое» торможение дислокаций в деформируемых кристаллах [25]. Разумеется, в настоящее время еще далеко от понимания причин возникновения соотношения (4) и его возможной роли в развитии пластической деформации, но уже представляется, что недопустимо игнорировать эту закономерность в ходе анализа получаемых экспериментальных данных и создании новых теорий пластичности. Важность соотношения (4) для понимания природы локализации пластичности дополнительно подчеркивается тем, что из него, как будет показано, непосредственно следуют соотношения (1), (2) и (3), характеризующие автоволны локализованного пластического течения.

Первым следствием из соотношения (4) является зависимость скорости распространения автоволн локализованного пластического течения от коэффициента деформационного упрочнения (1). Для доказательства продифференцируем (4) по деформации ϵ

$$\lambda \frac{dV_{aw}}{d\epsilon} + V_{aw} \frac{d\lambda}{d\epsilon} = \frac{1}{2} \cdot \chi \frac{dV_t}{d\epsilon} + \frac{1}{2} \cdot V_t \frac{d\chi}{d\epsilon}. \quad (5)$$

Записав теперь это выражение относительно V_{aw} , придем к

$$V_{aw} = \left(\frac{d\lambda}{d\epsilon} \right)^{-1} \left(\frac{1}{2} \cdot \chi \frac{dV_t}{d\epsilon} + \frac{1}{2} \cdot V_t \frac{d\chi}{d\epsilon} - \lambda \frac{dV_{aw}}{d\epsilon} \right). \quad (6)$$

Так как межплоскостное расстояние в кристалле не зависит от пластической деформации, то в (6) $\frac{1}{2} \cdot V_t \frac{d\chi}{d\epsilon} \approx 0$ и, следовательно,

$$V_{aw} = \frac{\chi}{2} \cdot \frac{dV_t}{d\lambda} - \lambda \cdot \frac{dV_{aw}}{d\lambda}. \quad (7)$$

После несложных преобразований это дает, как и в эксперименте,

$$V_{aw} = \frac{\chi}{2} \cdot \frac{dV_t}{d\lambda} - \chi \frac{dV_{aw}}{d\lambda} \frac{\lambda}{\chi} \approx V_0 + \frac{\Xi}{\theta}, \quad (8)$$

поскольку [26] коэффициент деформационного упрочнения может быть выражен как отношение двух структурных параметров деформируемой среды $\chi \ll \lambda$ с размерностью длины, то есть $\theta \approx \chi/\lambda$, а $dV_{aw}/d\lambda < 0$ в силу (2).

В качестве второго следствия из (4) можно получить приведенную выше квадратичную форму дисперсионного соотношения (2) для автоволн локализованной пластичности на стадии линейного деформационного упрочнения. Из (4) вытекает

$$V_{aw} = \frac{\Theta}{\lambda} = \frac{\Theta}{2\pi} \cdot k, \quad (9)$$

и, если $V_{aw} = d\omega/dk$, то $d\omega = (\Theta/2\pi)k dk$. Интегрирование

$$\int_{\omega_0}^{\omega} d\omega = \frac{\Theta}{2\pi} \int_0^{k-k_0} k dk \quad (10)$$

приводит к квадратичному закону дисперсии

$$\omega = \omega_0 + \frac{\Theta}{4\pi}(k - k_0)^2, \quad (11)$$

эквивалентному (2), если в последнем $\alpha = \Theta/4\pi$.

Третье следствие из (4) есть экспериментально полученная зависимость (3) длины волны локализованной деформации от размера зерна ξ , имеющая форму логистической функции Ферхюльста [27]. Чтобы доказать это, запишем (4) в виде

$$\lambda = \frac{\chi}{2} \frac{V_t}{V_{aw}} \quad (12)$$

и, принимая во внимание, что скорости V_t и V_{aw} , согласно экспериментальным данным [28], зависят от размера зерна ξ , продифференцируем (12) по ξ

$$\frac{d\lambda}{d\xi} = \frac{\chi}{2} \frac{d}{d\xi} \left(\frac{V_t}{V_{aw}} \right) = \frac{\chi}{2} \left(\frac{V_{aw} dV_t/d\xi - V_t dV_{aw}/d\xi}{V_{aw}^2} \right). \quad (13)$$

Следующее отсюда дифференциальное уравнение

$$d\lambda = \frac{\chi}{2} \left(\frac{dV_t}{d\xi} \frac{1}{V_{aw}} - V_t \frac{dV_{aw}}{d\xi} \frac{1}{V_{aw}^2} \right) d\xi, \quad (14)$$

записанное в форме

$$d\lambda = (a_1 \lambda - a_2 \lambda^2) d\xi, \quad (15)$$

совпадает с уравнением, использованным в работах [10, 28] в рамках эвристического подхода без анализа природы коэффициентов a_1 и a_2 . Стандартное решение (15) есть уравнение (3). Однако теперь, благодаря (14), коэффициенты уравнений (3) и (15) приобретают физический смысл:

$$a_1 = \frac{1}{V_t} \frac{dV_t}{d\xi} = \frac{d \ln V_t}{d\xi} \quad \text{и} \quad a_2 = \frac{2}{\chi V_t} \frac{dV_{aw}}{d\xi}, \quad \text{так как} \quad V_{aw} = \frac{\chi V_t}{2} \frac{1}{\lambda}.$$

И, наконец, из соотношения (4) вытекает некорректность общепринятого [29] допущения, согласно которому сумма $\varepsilon_{\text{tot}} = \varepsilon_{\text{el}} + \varepsilon_{\text{pl}}$ упругой ε_{el} и пластической ε_{pl} деформаций сводится к равенству $\varepsilon_{\text{tot}} \approx \varepsilon_{\text{pl}}$ в силу «очевидного» условия $\varepsilon_{\text{el}} \ll \varepsilon_{\text{pl}}$. Однако (4) недвусмысленно указывает на неаддитивность упругих и пластических процессов. Это условие может стать фундаментом для модели локализованного пластического течения, основанной на взаимообусловленности механизмов упругой и пластической деформаций.

Рассмотренные примеры иллюстрируют фундаментальную роль соотношения (4), связывающего количественно параметры автоволн локализованного пластического течения и упругих волн, в развитии представлений о природе пластической деформации твердых тел.

Заключение

На основании обработки данных о развитии локализованной пластической деформации при одноосном растяжении в широком круге материалов показано, что количественные характеристики процесса локализованного пластического формоизменения – длина автоволны и скорость ее распространения – образуют многомасштабное инвариантное произведение $\lambda \cdot V_{\text{aw}} = \text{const}$. Его величина определяется решеточными параметрами деформируемого материала. Ряд закономерностей развития пластического течения в твердых телах, такие, как зависимости скорости распространения автоволн от коэффициента деформационного упрочнения, форма дисперсионного соотношения для таких автоволн и зависимость длины автоволны локализованной пластичности от размера зерна являются следствиями этого инварианта.

ЛИТЕРАТУРА

1. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. Новосибирск.: Наука, 2008. 327 с.
2. Порубов А.В. Локализация нелинейных волн деформации. М.: Физматлит, 2009. 208 с.
3. Николис Г., Пригожин И. Познание сложного. М.: Мир, 1990. 342 с.
4. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // Measurement Sci. Tech. 2010. V. 21. P. 054014-1.
5. McDonald R.J., Efstathiou C., Curath P., Engng J. The wave-like plastic deformation of single crystals copper // Mater. Technol. 2009. V. 131. P. 692.
6. Fressengeas C., Beaudoin A., Entemeyer D. Dislocation transport and intermittency in the plasticity of crystalline solids // Phys. Rev. 2009. V. B. 79. P. 014108-1.
7. Третьякова Т.В., Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. Оценка точности измерений с использованием видеосистемы анализа полей перемещений и деформаций // Вестник ПермГТУ. Механика. 2011. Т. 2. С. 92.
8. Шестопалов Л.М. Деформирование металлов и волны пластичности в них. М.-Л.: Изд-во АН СССР, 1958. 268 с.
9. Баранникова С.А. Дисперсия волн локализации пластической деформации // Письма в ЖТФ. 2004. Т. 30. № 8. С. 75–80.
10. Зуев Л.Б., Зариковская Н.В., Баранникова С.А., Шляхова Г.В. Автоволны локализации пластического течения и соотношение Холла – Петча в поликристаллическом Al // Металлофизика и новейшие технологии. 2013. Т. 35. № 1. С. 113–127.
11. Данилов В.И., Заводчиков С.Ю., Баранникова С.А., Зыков И.Ю., Зуев Л.Б. Прямое наблюдение автоволны пластической деформации в циркониевом сплаве // Письма в ЖТФ. 1998. Т. 24. № 1. С. 26–30.

12. Трубецков Д.И., Мchedлова Е.С., Красичков Л.В. Введение в теорию самоорганизации открытых систем. М.: Физматлит, 2002. 198 с.
13. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // УФН. 1999. Т. 169. № 9. С. 979.
14. Владимиров В.И. Вопросы теории дефектов в кристаллах. Л.: Наука, 1987. 43 с.
15. Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. Физические величины. Справочник. М.: Энергоатомиздат. 1991. 1232 с.
16. Barannikova S.A., Ponomareva A.V., Zuev L.B., Vekilov Yu.Kh., Abrikosov I.A. Significant correlation between macroscopic and microscopic parameters for the description of localized plastic flow auto-waves in deforming alloys // Solid State Com. 2012. V. 152. P. 784–787.
17. Martin R.M. Electronic structure: Basic Theory and Practical Methods. Cambridge University Press, Cambridge 2004. 624 p.
18. Vitos L., Abrikosov I.A. Anisotropic Lattice Distortions in Random Alloys from First-Principles Theory // Johansson B. Phys. Rev. Lett. 2001. V. 87. P. 156401–156404.
19. Moruzzi V.L., Janak J.F. Calculated thermal properties of metals // Phys. Rev. 1988. V. B. 37. P. 790.
20. Walle A. van de, Ceder G. The effect of lattice vibrations on substitutional alloy thermodynamics // Rev. Mod. Phys. 2002. V. 74. P. 11.
21. Abrikosov I. A., Ruban A. V., Ya. Kats D., Vekilov Yu. H. Electronic structure, thermodynamic and thermal properties of Ni-Al disordered alloys from LMTO-CPA- DFT calculations // J. Phys.: Condens. Matter. 1993. V. 5. P. 1271.
22. Абрикосов И.А., Никонов А.Ю., Пономарева А.В. и др. Теоретическое моделирование термодинамических и механических свойств чистых компонентов сплавов на основе Ti и Zr с использованием метода точных МТ-орбиталей // Изв. вузов. Физика. 2013. Т. 56. № 9. С. 52–59.
23. Barannikova S.A., Zharmukhambetova A.M., Nikonov A.Yu., et al. Influence of stresses on structure and properties of Ti and Zr- based alloys from first-principles simulations // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2015. V. 71. P. 012078. DOI 10.1088/1757-899X/71/1/012078.
24. Abrikosov I.A., Ponomareva A.V., Nikonov A.Yu., et al. Theoretical description of pressure-induced phase transitions: a case study of Ti–V alloys // High Pressure Research. 2015. V. 35. P. 42–48. DOI10.1080/08957959.2014.992896.
25. Al'shits V.I., Indenbom V.L. Dislocations in Solids. Amsterdam: Elsevier, 1986. 43p.
26. Ройтбурд А.Л. Физика деформационного упрочнения монокристаллов. Киев.: Наукова думка. 1972. 526 с.
27. Мэрди Дж. Модели популяций // Математическое моделирование. М.: Мир. 1979. 109 с.
28. Zuev L.B., Semukhin B.S. Some acoustic properties of a deforming medium // Phil. Mag. 2002. V. 82. No. 6. P. 1183–1193.
29. Томас Т. Пластическое течение и разрушение в твердых телах. М.: Мир? 1964. 308 с.

Статья поступила 27.03.2018

Zuev L.B., Barannikova S.A., Li Yu.V., Zharmukhambetova A.M. ON NUMERICAL ESTIMATES OF THE PARAMETERS OF LOCALIZED PLASTICITY DURING METAL TENSION. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Matematika i mekhanika* [Tomsk State University Journal of Mathematics and Mechanics]. 53. pp. 83–94

DOI 10.17223/19988621/53/8

Keywords: localization of deformation, plastic flow, autowaves, double-exposure speckle photography.

The article considers the results of a study of the nature and quantitative characteristics of localized plastic flow of metals under uniaxial tension using speckle photography method.

It has been revealed that, in the solid bodies, plastic deformation tends to localize on the macro-scale level ranging from the yield stress to the failure.

Localization phenomenon represents a spontaneous layering of the material into non-deforming and actively deforming volumes, which are arranged over the test sample in the form of specified patterns. Each pattern transforms consistently in accordance with a plastic flow development. Moreover, the patterns are defined by the law of strain hardening acting at the given stage of plastic flow. The patterns appear in the following order: (i) switching autowave; (ii) phase autowaves; and (iii) stationary dissipative structures. At the pre-fracture stage, the collapse of autowaves is observed.

A quantitative analysis of the results obtained has been carried out. The elastoplastic strain invariant has been determined experimentally. The nature of this invariant has been also discussed. According to the latter, development of the plastic deformation occurs due to autowave processes of localized plasticity that, in turn, depends on the elastic deformation. Hence, both types of deformation are interdependent and defined by the plastic flow diagram. It has been demonstrated that a theoretical simulation can be used to predict the parameters of autowaves of localized plastic flow in deformable alloys. In the considered approach, the plastic deformation is regarded as a result of self-organization process, which occurs in an active deformed system with nonlinear structural defects.

ZUEV Lev Borisovich (Doctor of Physics and Mathematics, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (ISPMs), Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: lbz@ispm.su

BARANNIKOVA Svetlana Aleksandrovna (Doctor of Physics and Mathematics, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (ISPMs), Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: bsa@ispm.su

LI Yuliya Vladimirovna (Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (ISPMs), Tomsk, Russian Federation). E-mail: jul2207@mail.ru

ZHARMUKHAMBETOVA Albina Muratovna (Tomsk State University, Tomsk, Russian Federation). E-mail: bsa@ispm.su

REFERENCES

1. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. (2008) *Fizika makrolokalizatsii plasticheskogo techeniya* [Physics of macrolocalization of plastic flow]. Novosibirsk: Nauka.
2. Porubov A.V. (2009) *Lokalizatsiya nelineynykh voln deformatsii* [Localization of nonlinear deformation waves]. Moscow: Fizmatlit.
3. Nicolis G., Prigogine I. (1989) *Exploring complexity: An introduction*. New York: W.H. Freeman.
4. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. (2010) Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measurement Sci. Tech.* 21. P. 054014. DOI: 10.1088/0957-0233/21/5/054014.
5. McDonald R.J., Efstathiou C., Curath P., Engng J. (2009) The wave-like plastic deformation of single crystals copper. *J. Eng. Mater. Technol.* 131(3). P. 692. DOI: 10.1115/1.3120410.
6. Fressengeas C., Beaudoin A., Entemeyer D. (2009) Dislocation transport and intermittency in the plasticity of crystalline solids. *Phys. Rev. B* 79. P. 014108. DOI: 10.1103/PhysRevB.79.014108.
7. Tret'yakova T.V., Tret'yakov M.P., Vil'deman V.E. (2011) Otsenka tochnosti izmereniy s ispol'zovaniem videosistemy analiza poley peremeshcheniy i deformatsiy [Estimate of measurements accuracy by using video-system of displacement and strain fields analysis]. *Vestnik PermGTU. Mekhanika – PNRPU Mechanics Bulletin*. 2. pp. 92–100.
8. Shestopalov L.M. (1958) *Deformirovanie metallov i volny plastichnosti v nikh* [Deformation of metals and plasticity waves]. Moscow, Leningrad: Izd-vo AN SSSR.
9. Barannikova S.A. (2004) Dispersiya voln lokalizatsii plasticheskoy deformatsii [Dispersion of localization waves of plastic deformation]. *Pis'ma v ZHTF*. 30. pp 75–80.

10. Zuev L.B., Zarikovskaya N.V., Barannikova S.A., Shlyakhova G.V. (2013) Avtovolny lokalizatsii plasticheskogo techeniya i sootnoshenie Holla – Petcha v polikristallicheskom Al [Autowaves of plastic flow localization and the Hall-Petch relationship in polycrystalline Al]. *Metallofizika i noveyshie tekhnologii*. 35(1). pp. 113–127.
11. Danilov V.I., Zavodchikov S.Yu., Barannikova S.A., Zykov I.Yu., Zuev L.B. (1998) Pryamoe nablyudenie avtovolny plasticheskoy deformatsii v cirkonievom splave [Direct observation of an autowave of plastic deformation in a zirconium alloy]. *Pis'ma v ZHTF*. 24(1). pp. 26–30.
12. Trubetskov D.I., Mchedlova E.S., Krasichkov L.V. (2002) *Vvedenie v teoriyu samoorganizatsii otkrytykh sistem* [Introduction to the theory of self-organizing open systems]. Moscow: Fizmatlit.
13. Malygin G.A. (1999) Protsessy samoorganizatsii dislokatsiy i plastichnost' kristallov [Dislocation self-organization processes and crystal plasticity]. *Uspekhi fizicheskikh nauk*. 169(9). pp. 979–1010. DOI: 10.3367/UFNr.0169.199909c.0979.
14. Vladimirov V.I. (1987) *Voprosy teorii defektov v kristallakh* [Issues in the theory of defects in crystals]. Leningrad: Nauka.
15. Babichev A.P., Babushkina N.A., Bratkovskiy A.M. (1991) *Fizicheskie velichiny. Spravochnik* [Physical quantities. Handbook]. Moscow: Energoatomizdat.
16. Barannikova S.A., Ponomareva A.V., Zuev L.B., Vekilov Yu.Kh., Abrikosov I.A. (2012) Significant correlation between macroscopic and microscopic parameters for the description of localized plastic flow auto-waves in deforming alloys. *Solid State Com.* 152(9). pp. 784–787. DOI: 10.1016/j.ssc.2012.01.044.
17. Martin R.M. (2004) *Electronic structure: Basic Theory and Practical Methods*. Cambridge: Cambridge University Press. DOI: 10.1017/CBO9780511805769.
18. Vitos L., Abrikosov I.A. (2001) Anisotropic lattice distortions in random alloys from first-principles theory. *Johansson B. Phys. Rev. Lett.* 87. pp. 156401–156404. DOI: 10.1103/PhysRevLett.87.156401.
19. Moruzzi V.L., Janak J.F., Schwarz K. (1988) Calculated thermal properties of metals. *Phys. Rev. B*. 37. P. 790. DOI: 10.1103/PhysRevB.37.790.
20. Van de Walle A., Ceder G. (2002) The effect of lattice vibrations on substitutional alloy thermodynamics. *Rev. Mod. Phys.* 74(1). pp. 11–45. DOI: 10.1103/RevModPhys.74.11.
21. Abrikosov I.A., Ruban A.V., Kats Ya.D., Vekilov Yu.H. (1993) Electronic structure, thermodynamic and thermal properties of Ni-Al disordered alloys from LMO-CPA-DFT calculations. *J. Phys.: Condens. Matter*. 5(9). P. 1271. DOI: 10.1088/0953-8984/5/9/012.
22. Abrikosov I.A., Nikonov A.Yu., Ponomareva A.V., Dmitriev A.I., Barannikova S.A. (2014) Theoretical modeling of thermodynamic and mechanical properties of the pure components of Ti and Zr based alloys using the exact Muffin-Tin Orbitals Method]. *Russian Physics Journal*. 56(9). pp. 1030–1038. DOI: 10.1007/s11182-014-0136-7.
23. Barannikova S.A., Zharmukhambetova A.M., Nikonov A.Yu., Dmitriev A.V., Ponomareva A.V., Abrikosov I.A. (2015) Influence of stresses on structure and properties of Ti and Zr-based alloys from first-principles simulations. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 71. P. 012078. DOI: 10.1088/1757-899X/71/1/012078.
24. Abrikosov I.A., Ponomareva A.V., Nikonov A.Yu., Zharmukhambetova A.M., Mosyagin I.Yu., Lugovskoy A.V., Hellman O., Lind H., Dmitriev A.I., Barannikova S.A. (2015) Theoretical description of pressure-induced phase transitions: a case study of Ti–V alloys. *High Pressure Research*. 35(1). pp. 42–48. DOI: 10.1080/08957959.2014.992896.
25. Al'shits V.I., Indenbom V.L. (1986) *Dislocations in Solids*. Amsterdam: Elsevier.
26. Roytburd A.L. (1972) *Fizika deformatsionnogo uprochneniya monokristallov* [Physics of the strain hardening of single crystals]. Kiev: Naukova dumka.
27. Murdie G. (1976) *Mathematical Modelling. Population Models*. London: Butterworths.
28. Zuev L.B., Semukhin B.S. (2002) Some acoustic properties of a deforming medium. *Phil. Mag. A*. 82(6). pp. 1183–1193. DOI: 10.1080/01418610208240024.
29. Tomas T. (1964) *Plasticheskoe techenie i razrushenie v tverdykh telakh* [Plastic flow and fracture in solids]. Moscow: Mir.