

УДК 669.017:539.213

ТИПЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАДИИ ДИАГРАММ НАГРУЖЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

В. И. Данилов, Л. Б. Зуев, Е. В. Летахова,
Д. В. Орлова, И. А. Охрименко

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск
E-mail: dvi@ispms.tsc.ru

Макролокализация, которая сопровождает процесс пластического деформирования начиная с предела текучести и до разрушения, определяется стадийностью диаграмм нагружения материалов. В рамках этой концепции проанализирована эволюция типов картин локализации при пластическом течении ОЦК ванадиевого сплава, ПГУ магниевого сплава, тетрагонального олова и ГЦК субмикроструктурного алюминия.

Ключевые слова: пластическая деформация, разрушение, макролокализация, автоволны, стадии диаграмм нагружения.

Введение. В работах [1–3] было установлено, что макролокализация сопровождает процесс формоизменения любых материалов, независимо от их химической природы, кристаллографического состояния и реальной структуры, на всем протяжении его от предела текучести и до разрушения. Типы картин локализации деформации единообразно зависят от закона деформационного упрочнения материала (диаграммы нагружения) и закономерно изменяются от стадии к стадии. Количество таких типов ограничено. К настоящему времени известны четыре типа [3]:

- 1) одиночные перемещающиеся деформационные фронты (автоволны возбуждения или переключения);
- 2) эквидистантные перемещающиеся зоны локализации деформации (фазовые автоволны);
- 3) стационарные пространственно-периодические распределения очагов локализации деформации (устойчивые диссипативные структуры);
- 4) высокоамплитудные неподвижные очаги деформации.

Первый тип характерен для стадий легкого скольжения монокристаллов и площадок текучести поликристаллических материалов. Стадиям линейного упрочнения соответствует второй тип локализации в виде фазовых автоволн. Третий тип локализации возникает на стадиях параболического упрочнения. Высокоамплитудные стационарные зоны локализации деформации в местах будущего вязкого разрушения наблюдались, когда деформация перед началом формирования шейки составляла несколько процентов от общей деформации.

Эволюция картин локализации строго следует стадийности деформационных кривых. Причем если какая-либо стадия отсутствует, то нет и соответствующего типа локализации. Поэтому только третий тип макролокализации наблюдался во всех без исключения экспериментах, выполненных на моно- и поликристаллах, чистых металлах и высоколегированных сплавах, упорядоченных структурах, материалах с дислокационным и двойниковым механизмами деформации, сплавах с пластичностью фазового превращения, вязко и квазихрупко разрушающихся веществах [3]. В настоящее время описана феноменология превращения первого типа локализации во второй [4] и второго — в третий [5]. Однако остается непонятным, каким образом стационарная диссипативная структура (третий тип) переходит в распределение с одним высокоамплитудным максимумом.

В данной работе анализируются волновые процессы на стадиях линейного упрочнения и явление ассоциации очагов локализации деформации в месте будущего разрушения, обнаруженное на участках деформационных кривых с показателями упрочнения $n > 1/2$.

Материалы и экспериментальные процедуры. Основным критерием выбора материалов для исследования являлся тип деформационной кривой, на которой должны присутствовать по возможности все стадии упрочнения. Немаловажным было также обстоятельство, что подавляющее большинство сплавов, исследованных ранее [3], имели ГЦК структуру. Нужно заметить, что к концу 1970-х гг. сложились основные представления о стадийности деформационных кривых поликристаллических материалов [6–9]. В наиболее общем случае диаграммы нагружения поликристаллов состоят из начальной переходной стадии I, линейной стадии II и параболической стадии III, где $\sigma \sim \varepsilon^n$. Тейлор [10] считал, что на этой стадии $n = 1/2$. При мягких видах деформирования (сжатие, прокатка) иногда наблюдается и специфическая IV стадия [9]. Переходная стадия может иметь как возрастающий, так и убывающий коэффициенты упрочнения и обычно непродолжительна. Продолжительность линейной стадии зависит от многих структурных факторов (тип кристаллической решетки, упорядоченность твердых растворов, размер зерна и пр.). Так, в [11] показано, что в поликристаллическом алюминии с ростом размера зерна продолжительность переходной стадии увеличивается, а линейной — уменьшается. При определенном размере структурных элементов линейная стадия пропадает вообще. В ОЦК и ПГУ материалах сложную структуру имеет III стадия. Она разбивается на несколько подстадий с показателями упрочнения $n < 1/2$ [12, 13], что, по существу, отражает растянутый переход от видимого однородного деформирования к формированию шейки разрушения.

На основе вышеизложенных соображений в настоящей работе исследованы материалы, химический состав и структурное состояние которых представлены в таблице.

Материал	Структура	Размер зерна, мкм	Химический состав, %										
			V	Mg	Sn	Al	Zr	Si	Mn	C	Ce	Zn	Прочие элементы
1. Сплав V–Zr–C	ОЦК	5	> 97,0	—	—	—	2,3	—	—	0,4	—	—	< 0,3
2. Сплав Mg–Mn–Ce	ПГУ	12,5	—	> 97,0	—	0,1	0,1	0,1	1,3–2,2	—	0,15–0,35	0,3	< 0,3
3. Олово β -Sn	ОЦТ	$1,2 \cdot 10^3$	—	—	99,999	$< 3 \cdot 10^{-4}$	—	—	—	—	—	$3 \cdot 10^{-5}$	$< 7 \cdot 10^{-4}$
4. Субмикроструктурный кристаллический алюминий	ГЦК	0,03–0,1	0,005	0,002	—	99,83	—	0,15	0,003	—	—	0,008	$< 2 \cdot 10^{-3}$

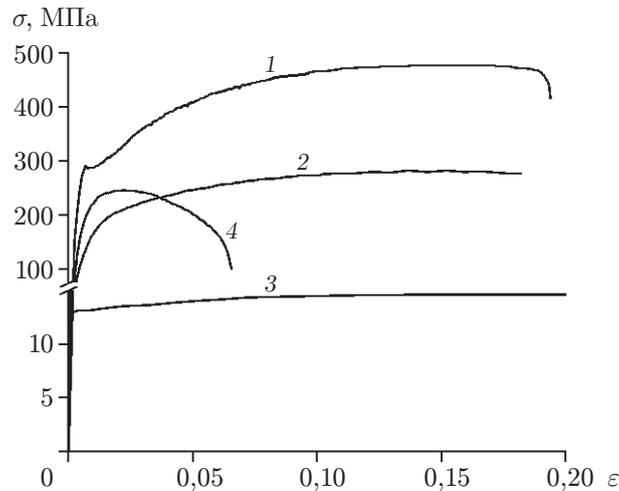


Рис. 1. Деформационные кривые:
1 — V-Zr-C; 2 — Mg-Mn-Ce; 3 — Sn; 4 — Al

Во всех случаях использовались плоские образцы типа “двойная лопатка” с размерами рабочей части $40 \times 6 \times 1$ мм. Они были отштампованы из холоднокатаных пластин так, чтобы продольная ось совпадала с направлением прокатки. Образцы химически чистого олова после изготовления термически не обрабатывались, а образцы технического магниевого сплава МА8 и экспериментального ванадиевого сплава были подвергнуты рекристаллизационному отжигу. Субмикроструктурная структура алюминия была сформирована способом равноканального углового прессования заготовок технического чистого алюминия А85, размеры которых составляли $50 \times 15 \times 15$ мм. После прессования заготовки с субмикроструктурной структурой прокатывались при комнатной температуре в полосы толщиной 1 мм, из которых затем были отштампованы образцы. Схема испытания для всех материалов представляла собой активное растяжение с постоянной скоростью $8,33 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре.

Деформационные кривые исследованных материалов представлены на рис. 1. Видно, что диаграммы ОЦК ванадиевого сплава (кривая 1) и ОЦТ олова (кривая 3) относятся к наиболее распространенному типу, когда переходная стадия непродолжительна и имеет возрастающий коэффициент упрочнения. У ПГУ сплава МА8 (кривая 2), наоборот, переходная стадия продолжительная и вся деформационная кривая внешне выглядит как параболическая. Наконец, диаграмма деформации субмикроструктурного алюминия на восходящем участке (до условного предела прочности σ_B) такая же, как у МА8, но затем материал очень долго деформируется в шейке при уменьшающемся условном напряжении. Здесь накопление общей деформации ε_{tot} на восходящей ветви в два раза меньше, чем на ниспадающей (кривая 4).

Анализ стадийности деформационных кривых проводился в координатах $s \sim e$, где $s = \sigma(1 + \varepsilon)$ — истинное напряжение; $e = \ln(1 + \varepsilon)$ — истинная деформация. Затем для сплава V-Zr-C и β -Sn в предположении тейлоровского закона упрочнения использовалась перестройка деформационных кривых в координаты $s \sim e^{1/2}$. В таком представлении стадия линейного упрочнения имеет вид квадратичной параболы и четко выделяется на фоне остальных, близких к прямолинейным, участков диаграммы. Применение данной процедуры позволило установить, что в ванадиевом сплаве линейная стадия II находится в пределах $0,0095 \leq \varepsilon \leq 0,039$. Она характеризуется коэффициентом упрочнения $\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon = 1640$ МПа. Остальная часть диаграммы состоит из нескольких пря-

молинейных участков. Точно идентифицировать их невозможно и следует провести логарифмическую линеаризацию, используя представление Хоникомба [10], согласно которому деформационная кривая поликристалла может быть описана как

$$s = s_0 + Ke^n,$$

где s_0 — критическое напряжение сдвига для поликристалла; $n \leq 1$. Показатели упрочнения n на разных участках диаграммы различны, и III стадия разбивается на несколько подстадий, которые четко выделяются путем линеаризации в логарифмических координатах $\ln(s - s_0) \sim \ln(e)$. Таким образом, установлено, что в ванадиевом сплаве параболическая стадия состоит из двух подстадий с $n_1 = 0,48$ и $n_2 = 0,38$. Протяженность первой подстадии $0,041 \leq \varepsilon \leq 0,074$, второй — $0,077 \leq \varepsilon \leq 0,098$. Аналогичная обработка деформационной кривой олова позволила выявить линейную стадию в интервале $0,01 \leq \varepsilon \leq 0,072$. Коэффициент упрочнения на этой стадии очень мал и составил всего $\theta = 33$ МПа. Остальная часть этой диаграммы хорошо интерполируется параболой с $n \approx 1/2$, по крайней мере до $\varepsilon = 0,3$.

У магниевого сплава площадка текучести отсутствует, поэтому можно принять $s_0 = \sigma_{0,2}$ и производить линеаризацию в логарифмических координатах сразу всей диаграммы нагружения. Тогда диаграмма разбивается на три прямолинейных участка. Первому из них в интервале $0,011 \leq \varepsilon \leq 0,024$ соответствует показатель упрочнения $n_L = 0,98$, второму в интервале $0,024 \leq \varepsilon \leq 0,054$ — $n_1 = 0,57$, а третьему в интервале $0,058 \leq \varepsilon \leq 0,12$ — $n_2 = 0,43$. То есть первый участок — это линейная стадия, где показатель упрочнения близок к единице, а два других представляют собой две параболические подстадии. Наклон первого участка позволил определить коэффициент упрочнения на линейной стадии $\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon = 850$ МПа.

Для алюминия перестройка в истинные напряжения и истинные деформации возможна только на восходящей ветви. Анализ стадийности здесь проводился как и у магниевого сплава. Оказалось, что вся восходящая ветвь удовлетворительно интерполируется параболой с показателем $n \approx 1/2$. На нисходящей ветви происходит геометрическое разупрочнение, и формально следует считать, что $n < 0$.

Регистрация и анализ картин локализации производились путем фиксирования полей смещений точек деформируемого образца методом двухэкспозиционной спекл-интерферометрии, который подробно изложен, например, в [1], с шагом 0,2 % общей условной деформации ε_{tot} . Численное дифференцирование полей смещений по координатам позволяет определить в любой точке растягиваемого образца все компоненты тензора дисторсии для плоского случая: локальное удлинение ε_{xx} , локальное сужение ε_{yy} , локальный сдвиг ε_{xy} и локальный поворот ω_z . Таким путем зоны макролокализации наиболее отчетливо выявляются при рассмотрении распределений локальных удлинений — как высоких и острых максимумов ε_{xx} (рис. 2). Для исследования кинетики процесса эволюции картин макролокализации использовалось представление положений X локальных очагов в образце как функции деформации или времени (при активном растяжении $\varepsilon \sim t$). В [14] показано, что такой прием для случаев распределений с пространственно-временной периодичностью (волновых распределений) дает возможность определять пространственный λ и временной T периоды процесса, а также скорость движения очагов деформации $V = dX/dt$.

Основные результаты. На рис. 3,а приведены зависимости $X(t)$ для процесса деформирования ванадиевого сплава в интервале общей условной деформации $0,01 \leq \varepsilon \leq 0,1$, что соответствует времени деформирования в промежутке от 125 с до 1250 с. (Здесь и далее использовалась линейная интерполяция методом наименьших квадратов.) Ясно выделяются три временных интервала, в которых типы картин локализации резко различны. В интервале от 150 с до 475 с четыре эквидистантно расположенных очага деформации

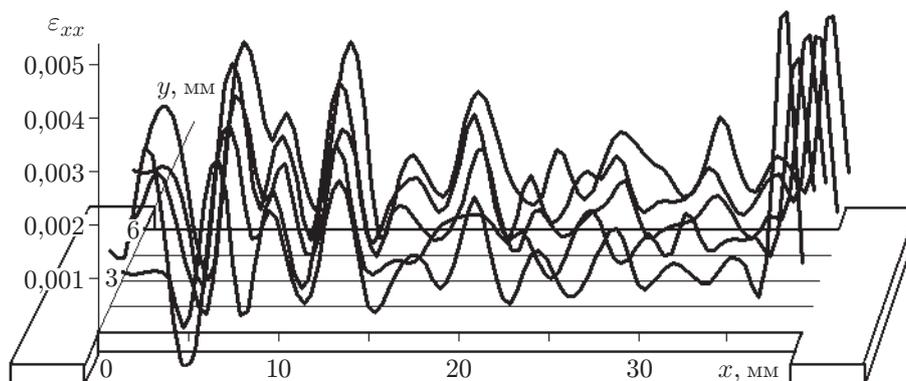


Рис. 2. Распределение локальных удлинений по образцу магниевого сплава ($\varepsilon = 0,016$)

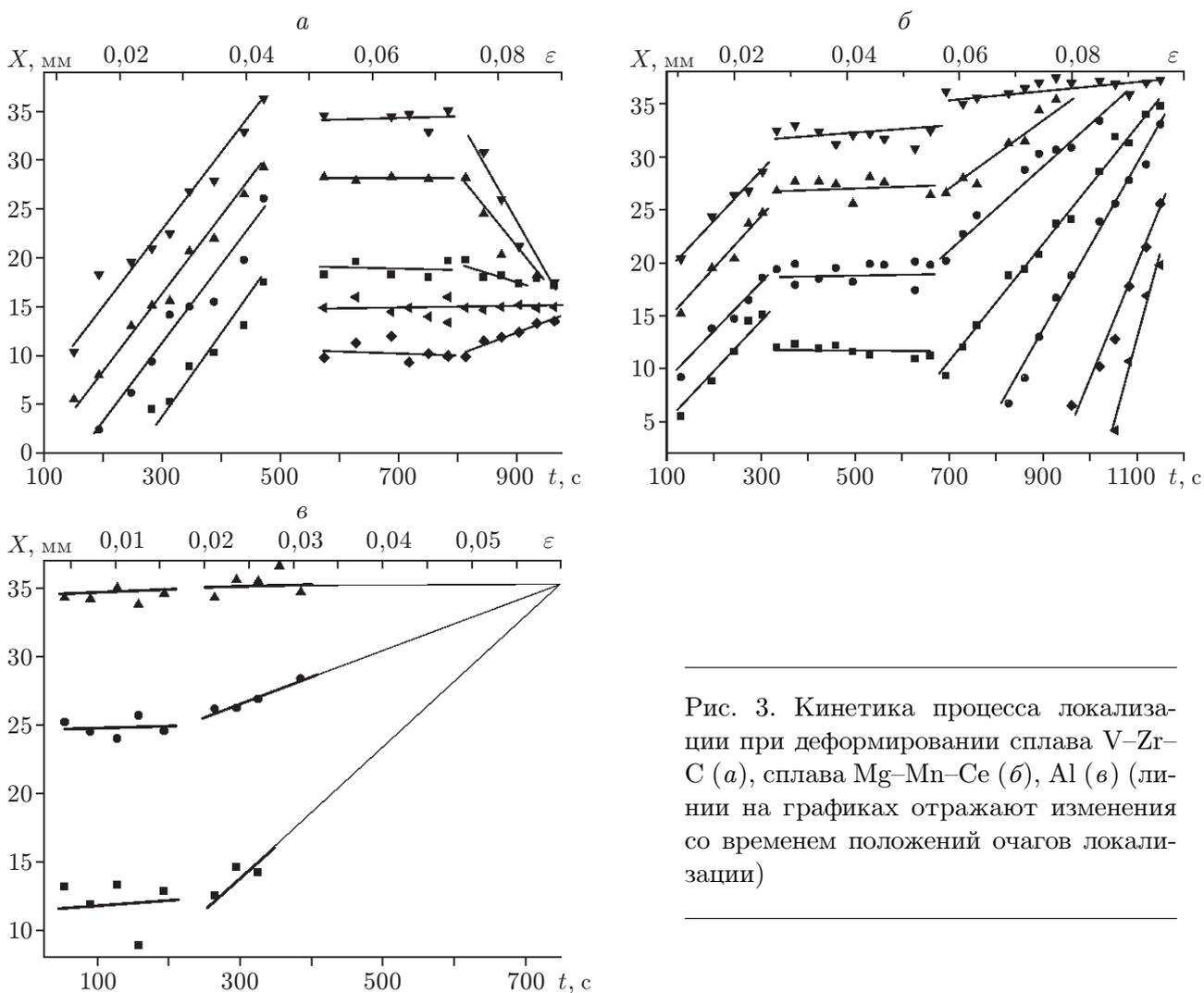


Рис. 3. Кинетика процесса локализации при деформировании сплава V-Zr-C (а), сплава Mg-Mn-Ce (б), Al (в) (линии на графиках отражают изменения со временем положений очагов локализации)

движутся с практически постоянными скоростями, т. е. имеет место волновой процесс с $\lambda_{II} = 4,5 \pm 0,5$ мм, $T_{II} = 67$ с и $V_{II} = 6,7 \cdot 10^{-5}$ м/с (здесь λ_{II} , T_{II} и V_{II} — средние значения длины, периода и скорости фазовой автоволны соответственно). Затем, в интервале от 540 с до 800 с, наблюдается стационарный пространственно-периодический процесс с почти тем же характерным размером $\lambda_{III} = 5 \pm 0,5$ мм. Наконец в интервале от $t = 820$ с до $t = 980$ с неподвижной остается лишь одна зона локализации с координатой $X_f = 15$ мм, а остальные очаги перемещаются, сближаясь с ней.

При деформировании магниевое сплава (рис. 3,б) проанализирована эволюция картин локализации в таком же интервале общей условной деформации $0,01 \leq \varepsilon \leq 0,1$. В промежутке времени от 130 с до 300 с наблюдается автоволновой процесс с $\lambda_{II} = 6,5 \pm 0,5$ мм, $T_{II} = 135$ с и $V_{II} = 4,8 \cdot 10^{-5}$ м/с. Участок перехода к стационарной пространственно-периодической картине более короткий. Этот тип локализации с $\lambda_{III} = 7 \pm 0,5$ мм возникает уже к моменту времени $t = 330$ с от начала нагружения и сохраняется до $t = 650$ с. Затем превалирующей и практически стационарной становится зона локализации с координатой $X_f \approx 37$ мм. Остальные очаги локализации перемещаются так, чтобы к моменту времени $t_{f*} \approx 1270$ с от начала нагружения достичь стационарной зоны. Следует заметить, что разрушение образца произошло через $t_f = 1302$ с после начала деформирования, и именно в сечении с координатой $X_f = 37$ мм.

Эволюция распределений очагов локализации в субмикроструктурном алюминии представлена на рис. 3,в. Начиная с $t = 50$ с и до $t = 185$ с от начала нагружения наблюдаются три стационарных очага деформации. К моменту времени $t = 260$ с от начала деформирования два из них становятся подвижными. Они, так же как в V-Zr-C и МА8, движутся к остающемуся стационарному максимуму ε_{xx} , координата которого $X_f = 34$ мм. При этом амплитуда нижнего очага быстро уменьшается, и к $t = 325$ с он прекращает свое существование. Однако и этот очаг, и следующий, продолжай они двигаться с постоянными скоростями, достигли бы стационарной зоны в момент времени $t = 740$ с от начала деформирования. Разрушение же произошло в момент времени $t = 732$ с в сечении с координатой $X_{f*} = 33,5$ мм.

Исследования положений очагов локализации при деформировании олова показали, что в промежутке времени от $t = 125$ с и до $t = 875$ с, т. е. на стадии линейного упрочнения, тоже имеет место волновой процесс с параметрами $\lambda_{II} = 4 \pm 0,5$ мм, $T_{II} = 55$ с и $V_{II} = 7,3 \cdot 10^{-5}$ м/с. Затем формируется стационарная система эквидистантных очагов деформации с пространственным периодом $\lambda_{III} \approx 4,5$ мм. Дальнейшее деформирование в исследованном интервале общего деформирования ε не приводит к изменению типа локализации. Возможно, это связано с тем, что параболические стадии с показателями упрочнения, отличными от $1/2$, оказались вне поля зрения при проведении настоящей работы. Как указано выше, локализация деформации в Sn изучалась в интервале $0 < \varepsilon < 0,3$, а общее удлинение в момент разрушения может превышать 100 %.

Анализ результатов. Как отмечалось выше, волны локализации макродеформации наблюдались и ранее на стадиях линейного упрочнения большинства ГЦК чистых металлов и высоколегированных сплавов. Они были интерпретированы как результат самоорганизации в открытых системах образец — нагружающее устройство, т. е. как автоволны. В настоящей работе автоволновой характер локализации также наблюдался во всех случаях, когда имела стадия линейного упрочнения: в сплавах Mg-Mn-Ce, V-Zr-C и в чистом Sn, хотя кристаллографическая структура их совсем другая. Согласно [14] для ГЦК материалов существует обратно пропорциональная зависимость скоростей автоволн локализации V_{II} от нормированных на модули сдвига коэффициентов упрочнения θ на линейной стадии II. Вид зависимости $V_{II} = \Xi G/\theta$, где G — модуль сдвига материала, а Ξ — константа с размерностью скорости, представлен на рис. 4. Можно видеть, что значения

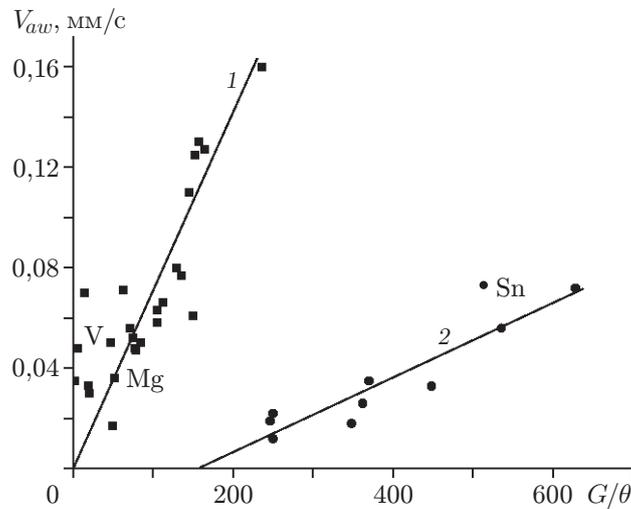


Рис. 4. Зависимость скоростей автоволн от приведенных коэффициентов упрочнения на стадии линейного упрочнения (линия 1) и стадиях легкого скольжения (линия 2)

скоростей автоволн в ванадиевом и магниевом сплавах (линия 1) хорошо соответствуют этой зависимости. В [15, 16] отмечалось, что скорости автоволн локализации в ОЦК кремнистом железе и ПГУ сплаве Zr–Nb тоже подчиняются данной зависимости. Следовательно, есть основания полагать, что этот параметр не зависит от типа кристаллической решетки, структурного состояния, химического состава и микромеханизма реализации пластических сдвигов, а определяется балансом процессов упрочнения и релаксации на микроскопическом уровне, как показано, например, в [14]. Дополнительным свидетельством в пользу последнего утверждения, по-видимому, могут служить данные о волновом процессе локализации в олове. Скорость автоволны деформации на линейной стадии в нем, как видно на рис. 4, попадает в область значений, экстраполируемых линией 2, а не линией 1. В [14] отмечалось, что эту группу точек составляют скорости автоволн на стадиях легкого скольжения монокристаллов и площадках текучести поликристаллических образцов. Главный фактор сопротивления деформированию — контактное взаимодействие дислокаций разных систем скольжения — на рассматриваемых стадиях отсутствует, поэтому упрочнение невелико, а ведущую роль играет решеточное трение дислокаций [17]. При комнатной температуре деформация олова происходит в аналогичных условиях. Порог рекристаллизации у него $T_R = 200$ К. Следовательно, при $T \approx 300$ К и малой скорости нагружения $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ развивается интенсивная динамическая рекристаллизация, дислокационные барьеры распадаются и не оказывают тормозящего влияния. Основные вклады в сопротивление деформированию дают решеточное трение и взаимодействие дислокаций с границами зерен. Однако вклад от торможения дислокаций границами зерен, по-видимому, невелик, так как размеры зерен в образцах Sn превышали 1 мм (см. таблицу).

Результаты настоящей работы, кроме того, позволяют заключить, что если параболическая стадия деформационной кривой материала состоит из нескольких подстадий, то стационарная пространственно-периодическая картина наблюдается только при показателе упрочнения, близком к $1/2$. По окончании устойчивого деформирования по Тейлору [10], когда n становится $< 1/2$, происходит выделение зоны будущего разрушения, уменьшение амплитуд локализации деформации в остальных очагах и движение этих очагов к месту разрушения. Таким образом, удалось проследить процесс перехода стационарной

пространственно-периодической картины локализации в шейку разрушения. В эти промежутки деформирования все ранее образовавшиеся очаги деформации за исключением одного движутся так (см., например, рис. 3,б), что их траектории можно описать системой уравнений

$$(X_0)_i + V_i(t_f - t_0) = \text{const}, \quad (1)$$

где $(X_0)_i$ — координата любого очага локализации деформации к моменту начала стадии с $n < 1/2$; V_i — скорость этого очага локализации; t_f — время от начала деформирования до разрушения; t_0 — время от начала деформирования до наступления стадии с $n < 1/2$. Константа в этих уравнениях — это координата неподвижной зоны локализации X_f , где в дальнейшем происходит разрушение. Формально скорость V_i может быть как положительной, так и отрицательной в зависимости от направления движения очага локализации. Отсюда следует, что для любых двух подвижных очагов справедливо соотношение

$$(X_0)_i - (X_0)_j = (V_j - V_i)(t_f - t_0). \quad (2)$$

Очевидные преобразования (2) дают возможность получить следующую зависимость:

$$t_f = \Delta X_{ij} / (\Delta V_{ij} + t_0). \quad (3)$$

Здесь ΔX_{ij} — расстояние между двумя произвольно взятыми очагами локализации в момент начала параболической стадии с $n < 1/2$; ΔV_{ij} — разность скоростей их движения. Видно, что зависимость (3) позволяет по этим данным определить время разрушения, т. е. ресурс образца. С другой стороны, зная t_f и воспользовавшись (1), можно рассчитать координату места разрушения образца X_f , даже если положение неподвижной зоны локализации неизвестно.

Выводы. Анализ результатов проведенных исследований позволяет сформулировать следующие общие закономерности развития процесса локализации пластического течения.

1. Независимо от типа кристаллической решетки на линейных стадиях кривых нагружения металлов и сплавов возникают автоволны локализованной пластичности, скорость которых обратно пропорциональна нормированному на модуль сдвига коэффициенту упрочнения.

2. На параболических стадиях, соответствующих устойчивому деформационному упрочнению по Тейлору ($n \approx 1/2$), картины макролокализации пластической деформации представлены стационарными пространственно-периодическими распределениями очагов локализации.

3. В материалах с ОЦК и ПГУ решеткой после тейлоровского параболического упрочнения наблюдаются переходные стадии с $n < 1/2$, которые завершаются образованием макроскопической шейки с последующим развитием вязкого разрушения. Соответствующие этим стадиям картины макролокализации представляют собой системы подвижных очагов деформации, скорости которых тем больше, чем дальше они отстоят от места будущего разрушения. Положение последнего достаточно рано фиксируется одной, рождающейся в конце стадии тейлоровского упрочнения, зоной локализации.

4. Формирование шейки вязкого разрушения начинается задолго до собственно разрыва и является результатом взаимосогласованного движения очагов локализованного пластического течения, приводящего к их “ассоциации” вблизи места разрыва.

5. Кинетические характеристики очагов локализованной пластичности на переходной стадии позволяют предсказать момент времени и координаты места разрушения образца.

Авторы выражают благодарность Н. М. Русину за предоставленные образцы субмикроструктурного алюминия.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Zuev L. B., Danilov V. I.** A self-excited wave model of plastic deformation in solids // *Phil. Mag.* 1999. V. 79, N 1. P. 43–57.
2. **Зуев Л. Б., Данилов В. И.** О природе крупномасштабных корреляций при пластическом течении // *Физика твердого тела.* 1997. Т. 39, № 8. С. 1399–1403.
3. **Zuev L. B.** Wave phenomena in low-rate plastic flow of solids // *Ann. Phys.* 2001. V. 11/12. P. 965–984.
4. **Баранникова С. А., Данилов В. И., Зуев Л. Б.** Локализация пластической деформации двойникования в монокристаллах легированного γ -Fe // *Журн. техн. физики.* 2002. Т. 72, № 9. С. 63–66.
5. **Зуев Л. Б., Семухин Б. С., Зариковская Н. В.** Перестройка автоволновой структуры при деформации поликристаллического Al // *Журн. техн. физики.* 2001. Т. 71, № 5. С. 57–63.
6. **Macherauch E.** Plastische Deformation von Polykristallen // *Z. Metallkunde.* 1964. Bd 55, N 2. S. 60–82.
7. **Иванова В. С., Ермишкин В. А.** Прочность и пластичность тугоплавких металлов и монокристаллов. М.: Металлургия, 1976.
8. **Трефилов В. И., Горная И. Д., Моисеев В. Ф. и др.** Линейная стадия в деформационном упрочнении поликристаллических ОЦК металлов и сплавов // *Докл. АН УССР. Сер. А.* 1982. № 11. С. 81–85.
9. **Конева Н. А., Козлов Э. В.** Физическая природа стадийности пластической деформации // *Структурные уровни пластической деформации и разрушения.* Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990.
10. **Хоникомб Р.** Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972.
11. **Jauol V.** Etude de la forme des courbes de deformation plastique // *J. Mech. Phys. Solids.* 1957. N 2. P. 95–114.
12. **Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П.** Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наук. думка, 1989.
13. **Полетика Т. М., Нариманова Г. Н., Колосов С. В., Зуев Л. Б.** Локализация пластической деформации в технических сплавах циркония // *ПМТФ.* 2003. Т. 44, № 2. С. 132–142.
14. **Зуев Л. Б., Данилов В. И., Семухин Б. С.** Пространственно-временное упорядочение при пластической деформации твердых тел // *Успехи физики металлов.* 2002. Т. 3, № 3. С. 237–304.
15. **Данилов В. И., Шляхова Г. В., Зуев Л. Б. и др.** Стадийность пластического течения и макролокализация деформации в поликристаллах Fe-3 % Si // *Физика металлов и металловедение.* 2004. Т. 98, № 3. С. 107–112.
16. **Zuev L. B., Danilov V. I., Barannikova S. A., Zykov I. Yu.** Plastic flow localization as new kind of wave processes in solids // *Mat. Sci. Engng. A.* 2001. V. 319–321. P. 160–163.
17. **Данилов В. И., Баранникова С. А., Зуев Л. Б.** Автоволны локализованной пластической деформации на начальных стадиях пластического течения монокристаллов // *Журн. техн. физики.* 2003. Т. 73, № 11. С. 69–75.

Поступила в редакцию 5/V 2005 г.