

Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах

© В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Рассмотрены экспериментальные данные о развитии и частично о залечивании микроскопических трещин и пор в нагруженных кристаллических материалах. Анализ данных свидетельствует о том, что развитие разрушения, имеющего ряд особенностей в зависимости от состояния материалов и условий их испытания, является кинетическим, термофлуктуационным процессом, проходящим практически в течение всего времени пребывания материалов под нагрузкой.

Согласно сформулированной С.Н. Журковым концепции, разрушение твердых тел начинается с момента их нагружения и является кинетическим, термофлуктуационным процессом [1,2]. Подобный подход к проблеме разрушения во многом согласуется с развиваемой (в основном механиками) гипотезой рассеянных повреждений, в соответствии с которой в течение всего времени пребывания тел под нагрузкой в них накапливается пластическое разрыхление (разуплотнение), обусловленное чисто силовым зарождением трещин и пор [3–6]; при этом роль термофлуктуаций в данном процессе не рассматривается.

Исходя из изложенного выше, важное значение для понимания физической природы разрушения имеет выявление закономерностей процесса образования и развития мельчайших трещин и пор, а также возможности обратного течения процесса — их залечивания. В настоящее время есть все основания полагать, что микроскопические трещины и поры (в дальнейшем микронесплошности) являются типичными дефектами твердых тел (такими же, как дислокации и вакансии в кристаллах) [7]. Выделим два типа микронесплошностей: приобретенные и врожденные. К первому типу относятся микронесплошности, которые образуются в процессе пластической деформации при нагружении, а также при радиационных и лазерных интенсивных воздействиях, коррозии и т.д. Врожденные микронесплошности образуются из-за технологических особенностей получения материалов (керамики, аморфные и порошковые сплавы, электролитические и напыленные пленки и др.). Образование микронесплошностей ведет, как правило, к деградации физико-механических свойств материалов, а уменьшение их размеров (например, за счет залечивания) позволяет улучшить эти свойства.

В данной работе рассмотрены некоторые закономерности развития деформационных микронесплошностей, а также ряд особенностей их залечивания.

1. Материалы и методика эксперимента

Основные исследования эволюции микронесплошностей были выполнены на моно- и поликристаллах Al

(99.96%), а также на поликристаллах Zn (99.97%), Ni (99.9%), Cu (99.92%), некоторых сталях и сплавах, синтетических монокристаллах NaCl, KCl.

Для изучения развития микронесплошностей образцы нагружались при растяжении в режиме ползучести или деформации с постоянной скоростью в области умеренных ($< 0.5 T_m$) и частично повышенных температур. При выбранных условиях нагружения образцы находились в пластическом состоянии (деформация при разрыве $\epsilon_r \approx 20\text{--}50\%$); исследовался также случай разрушения в квазихрупком состоянии ($\epsilon_r \approx 1\%$).

Параметры микронесплошностей изучались с помощью комплекса взаимодополняющих и контролируемых друг друга методов. Для выявления „зародышевых“ микронесплошностей использовался модернизированный метод рассеяния рентгеновских лучей под малыми углами на установке с коллимацией по Кратки и варьируемой шириной первичного пучка (Mo K_α -излучение) от четырех до нескольких десятков микрометров. Важным оказалось то обстоятельство, что при использовании самого тонкого по ширине пучка возникающее при деформации металлов рассеяние наблюдалось только в области сверхмалых углов (от ≈ 0.7 до $2.5'$). Это позволило, во-первых, практически избавиться от характерного для металлов эффекта двойных брэгговских отражений, а во-вторых, за счет сканирования пучком от поверхности в объем деформированных образцов получить информацию о распределении микронесплошностей по толщине образцов. Интегральный объем несплошностей определялся по измерению разуплотнения либо флотационным методом с погрешностью $5 \cdot 10^{-4}\%$ (Al, NaCl), либо методом тройного гидростатического взвешивания с погрешностью $\approx 10^{-3}\%$. Обычно определялось относительное изменение плотности (дефект плотности $\Delta\rho/\rho$) деформированных образцов по сравнению с их исходным отожженным состоянием; путем полировки деформированных образцов определялось также распределение разуплотнения по их толщине. С помощью сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии выявлялись образующиеся при деформации микронесплошности и определялись их параметры.

Таблица 1. Величина разуплотнения $\Delta\rho/\rho$ в зависимости от расстояния до поверхности Δl деформированного алюминия

$\Delta l, \mu\text{m}$	$\Delta\rho/\rho$	
	Флотационный метод	Рентгеновский метод
5	$6.5 \cdot 10^{-3}$	$4 \cdot 10^{-3}$
10	$4 \cdot 10^{-3}$	$3.5 \cdot 10^{-3}$
20	$6 \cdot 10^{-4}$	$5 \cdot 10^{-4}$
30	$3 \cdot 10^{-4}$	10^{-4}

2. Экспериментальные результаты

Для изучения микронесплошностей часто используют измерение деформационного разуплотнения (см., например, [3,4]). Однако вклад в уменьшение плотности могут вносить не только микронесплошности, но и другие дефекты, образующиеся при пластической деформации. Учет вклада таких дефектов в разуплотнение был проведен на образцах поликристаллического Al (99.96%), которые после предварительного отжига растягивались в режиме ползучести или активного нагружения в области умеренных температур; величина $\Delta\rho/\rho$ после разрыва этих образцов равна $4 \cdot 10^{-5}$ [8]. Теоретические оценки показали, что вклад в $\Delta\rho/\rho$ от дислокаций (их плотность определялась на электронном микроскопе) составляет менее $3 \cdot 10^{-6}$; вклад от ориентированных микронапряжений $\approx (2-4) \cdot 10^{-6}$; от равновесных вакансий $\approx 10^{-13}$. Количественные данные по отжигу $\Delta\rho/\rho$ свидетельствовали об отсутствии связи разуплотнения с неравновесными вакансиями. Дополнительные аргументы в пользу отсутствия связи $\Delta\rho/\rho$ с указанными выше дефектами были получены при изучении распределения $\Delta\rho/\rho$ по толщине деформированного Al. Оказалось, что деформационное разуплотнение сосредоточено в основном в тонких (порядка десятков микрометров при толщине образцов 1–2 мм) поверхностных слоях (рис. 1). (Отметим, что с ростом толщины образца толщина разрыхленного слоя увеличивается). Аналогичные данные были получены для всех изученных металлов и ионных кристаллов. Проведенные оценки показали, что в этих слоях разуплотнение на один-два порядка выше среднего по объему (табл. 1) Полученные данные позволили сделать вывод, что наблюдаемое деформационное разуплотнение (особенно с учетом его величины вблизи поверхности) может быть связано только с такими дефектами, как микронесплошности. (При интенсивных пластических деформациях, например при равноканальном угловом прессовании, возможен заметный вклад в величину $\Delta\rho/\rho$ других факторов, в частности микронапряжений). Параметры этих микронесплошностей были определены методом рассеяния рентгеновских лучей в области сверхмалых углов. При сканировании тонким пучком от поверхности в объем образцов было установлено, что по мере удаления от поверхности интенсивность рассеяния (и, следовательно, концентрация рассеивающих неоднородностей [9]) резко падает и вне слоя

с повышенным разрыхлением практически совпадает с интенсивностью отожженного недеформированного образца (рис. 2). Последнее обстоятельство является дополнительным аргументом, свидетельствующим о том, что в изученной области сверхмалых углов интенсивность рассеяния не связана с эффектом двойных брэгговских отражений, обуславливающим, как известно [10–12], существенное повышение этой интенсивности после деформации. Вычисленные по данным рис. 2 согласно [9] средние размеры и концентрация неоднородностей (в предположении их пустотной природы) позволили оценить обусловленное ими разуплотнение на разном расстоянии от поверхности образцов. Как видно из табл. 1, это разуплотнение достаточно хорошо совпало с результатами прямого измерения величины $\Delta\rho/\rho$, что подтверждает правомочность предположения о пустотной природе рассеивающих неоднородностей.

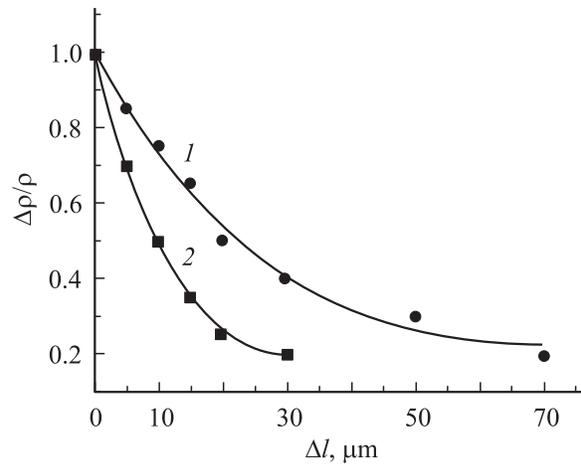


Рис. 1. Зависимость разуплотнения $\Delta\rho/\rho$ от расстояния до поверхности Δl для образцов Al толщиной 7 (1) и 1 мм (2).

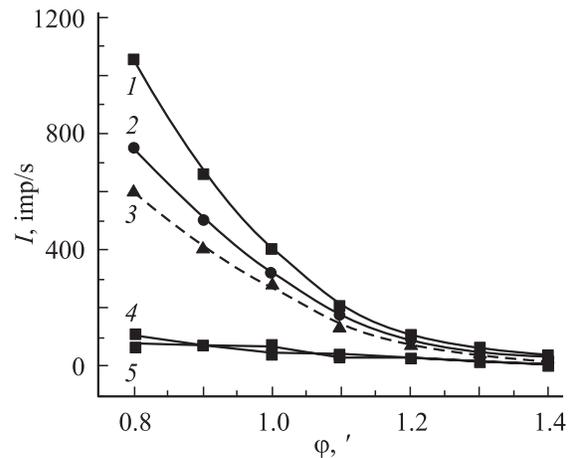


Рис. 2. Зависимость интенсивности I от угла рассеяния φ на различном расстоянии Δl от поверхности деформированных образцов Al. $\Delta l = 4 \pm 2$ (1), 10 ± 2 (2), 20 ± 2 (3) и $300 \pm 2 \mu\text{m}$ (4). 5 — исходный отожженный Al.

Таблица 2. Размеры L и максимальная концентрация N зародышевых микронесплошностей в деформированных металлических материалах

Материал	$L, \mu\text{m}$		N, m^{-3}	
	Рентгеновский метод	Электронно-микроскопический метод	Рентгеновский метод	Электронно-микроскопический метод
Алюминий	0.14	0.2	10^{17}	—
Никель	0.08	0.1	10^{18}	$2 \cdot 10^{18}$
Платина, золото, серебро	—	0.2	—	$2 \cdot 10^{17}$
Медь, цинк	—	0.25	—	$5 \cdot 10^{17}$
Бериллий	0.12	—	$5 \cdot 10^{18}$	—
Стали	—	0.1	—	—
Молибден	—	0.08	—	—

Данные о размерах и предельной (вблизи поверхности) концентрации микронесплошностей для всех исследованных металлов приведены в табл. 2. В этой же таблице представлены параметры микронесплошностей, полученные при электронно-микроскопических исследованиях. Данные по размерам мельчайших клиновидных и порообразных несплошностей получены на основании исследований с помощью просвечивающей и сканирующей микроскопии, а оценка их концентрации — по результатам изучения поверхности разрыва или боковых поверхностей с помощью сканирующей микроскопии [7].

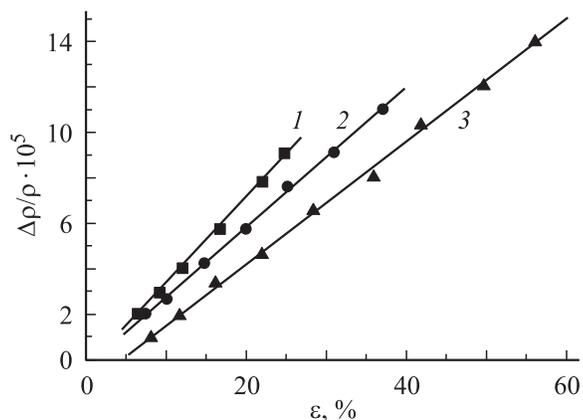


Рис. 3. Накопление разуплотнения $\Delta\rho/\rho$ в процессе активной деформации ε при 18°C в условиях сжатия (1) или растяжения (2, 3). 1 — KCl, 2 — Al, 3 — Zn.

Рассмотрим особенности развития микронесплошностей в процессе ползучести или активной деформации материалов в области умеренных температур. Прежде всего отметим, что разуплотнение, обусловленное микронесплошностями, возникает на ранней стадии пластической деформации, составляющей около 5% от ε , (рис. 3). При испытании в условиях ползучести развитие разуплотнения идет в течение всего времени до разрушения, при этом ход изменения $\Delta\rho/\rho$ подобен кривой ползучести (рис. 4). В качестве типичного примера на рис. 5 показана зависимость скорости накопле-

ния на стационарной стадии ползучести разуплотнения $V = \Delta(\Delta\rho/\rho)/\Delta t$ от напряжения σ при разных температурах T для образцов цинка. (Аналогичная зависимость была получена для образцов алюминия, которые испытывались в режиме ползучести в области температур от 18 до 350°C и напряжений от 5 до 70 GPa [13]). Обра-

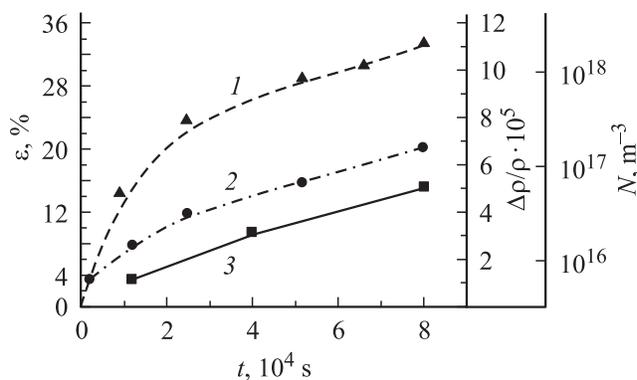


Рис. 4. Кривая ползучести (1), ход изменения разуплотнения $\Delta\rho/\rho$ (2) и концентрации приповерхностных микронесплошностей N (3) для Al при $T = 100^\circ\text{C}$ и $\sigma = 35$ МПа.

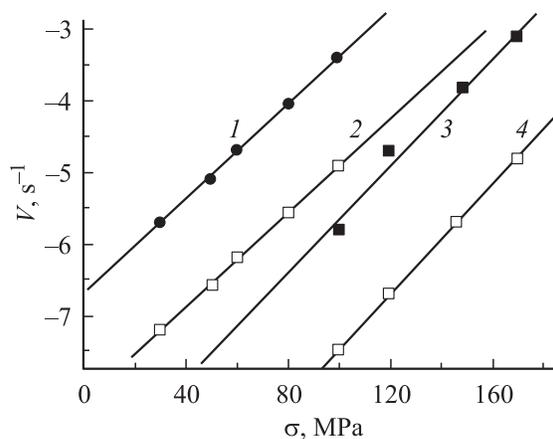


Рис. 5. Зависимость скорости накопления разуплотнения V от напряжения σ при 150 (1, 3) и 18°C (2, 4) для приповерхностного слоя (1, 2) и объема (3, 4) цинка.

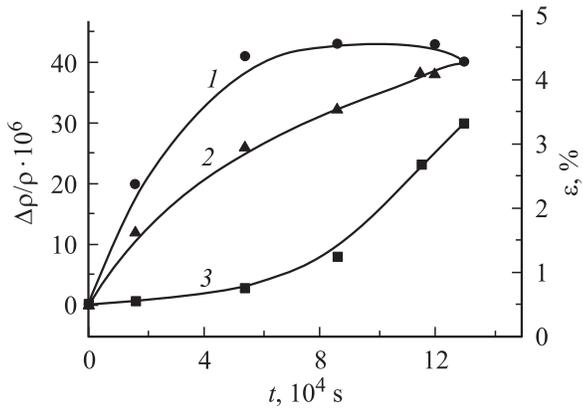


Рис. 6. Ход изменения разуплотнения $\Delta\rho/\rho$ в приповерхностных слоях (1) и объеме (3) образцов Cu и кривая ползучести (2) при $T = 500^\circ\text{C}$ и $\sigma = 20\text{ МПа}$.

ботка полученных данных показала, что эти зависимости хорошо описываются уравнением

$$V = V_0 \exp\left(-\frac{Q - \alpha\sigma}{kT}\right), \quad (1)$$

где V_0 , Q и α — постоянные для каждого металла коэффициенты.

Ранее было показано, что как разуплотнение, так и концентрация зародышевых микронесплошностей крайне неравномерно распределены по толщине деформированных образцов. Для образцов Zn удалось построить зависимости V от σ и T отдельно для приповерхностного слоя с высоким значением разуплотнения и для объема (рис. 5). Видно, что накопление $\Delta\rho/\rho$, описываемое уравнением (1), происходит как в поверхностном слое, так и в объеме образцов. Однако в приповерхностном слое скорость накопления $\Delta\rho/\rho$ на один-три порядка выше, чем в объеме. Для образцов алюминия была изучена также кинетика накопления при ползучести приповерхностных зародышевых несплошностей (рис. 4). Оказалось, что на стационарной стадии ползучести эта скорость также экспоненциально растет при увеличении T (при постоянном значении σ) или σ (при постоянной величине T).

Рассмотренные выше закономерности микроразрушения наблюдаются в области умеренных температур испытания. При переходе в область повышенных температур (в которых наблюдается эффект увеличения долговечности по сравнению с рассчитанным по формуле для долговечности [1,2]) кинетика микроразрушения имеет свои особенности. В этой области на первой стадии ползучести накопление разуплотнения и образование микронесплошностей также интенсивно развиваются только в поверхностных слоях, однако задолго до разрушения скорости накопления процессов микроразрушения в поверхностных слоях и объеме образцов уравниваются (рис. 6).

Детальное изучение квазихрупкого разрушения проводилось в условиях растяжения при 18°C с постоянной

скорость 10^{-3} mm/min хорошо отожженных монокристаллов NaCl в камере сканирующего микроскопа *in situ*. Наблюдалась кинетика развития микротрещин на поверхности кристаллов. Это тем более важно, поскольку (как показали данные электронной просвечивающей и сканирующей микроскопии [14,15]) практически все микротрещины в случае квазихрупкого разрушения образуются только на поверхности и их концентрация в объеме на четыре-пять порядков меньше. Перед испытанием на поверхность образцов (сечение — квадрат размером $3 \times 3\text{ mm}$, длина 30 mm) напылялась углеродная пленка толщиной около 2 nm . Наличие такой пленки необходимо не только для исключения зарядных эффектов, но и для обнаружения следов локальной пластической деформации. Пленки угля очень хрупки по сравнению с NaCl, поэтому при появлении следов скольжения они ломаются. Оказалось, что при растяжении NaCl пленки рвутся в характерном направлении вдоль полос скольжения ($\langle 110 \rangle$) и вдоль ступенек скольжения ($\langle 100 \rangle$) (рис. 7). В момент пересечения полосами скольжения ребра образца вдоль ребер в плоскости (100) (т. е. перпендикулярно действию нагрузки) образуются остроконечные трещины. Их множественное образование начинается при деформации

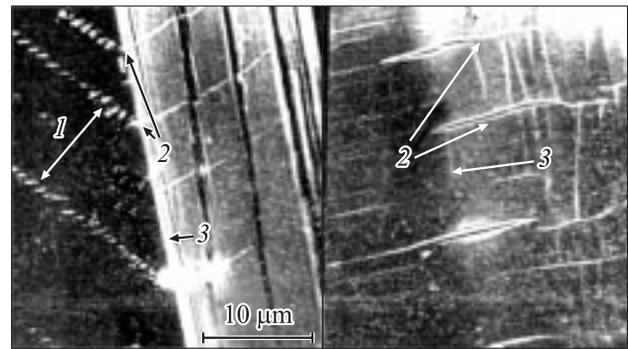


Рис. 7. Разрывы в углеродной пленке (1) и „истинные“ микротрещины (2) на поверхности деформированных монокристаллов NaCl. 3 — ребра образца.

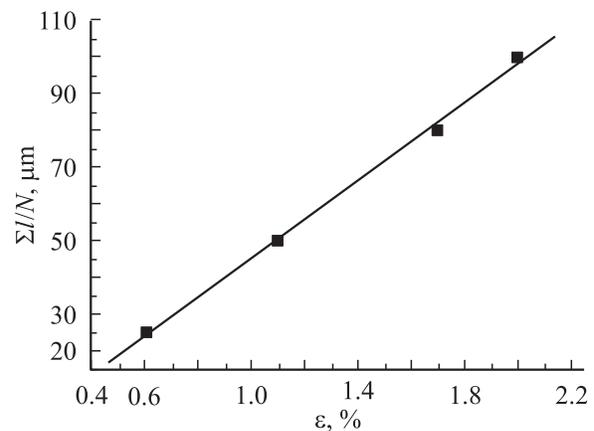


Рис. 8. Зависимость средней длины микротрещин $\Sigma l/N$ (где Σl — суммарная длина, N — число микротрещин) от величины пластической деформации.

$\varepsilon \approx 0.1\%$. Поскольку общая деформация в момент разрыва $\varepsilon \approx 2\%$, образование микротрещин, как и в случае вязкого разрушения, начинается при деформации 5% от ε_r . Наблюдение за областями, содержащими около ста микротрещин, показало, что в отличие от вязкого разрушения число микротрещин с ростом деформации практически не увеличивается, в то время как их длины растут. При этом рост микротрещин идет скачкообразно и хаотично. Установлено, что между суммарной длиной наблюдаемых трещин и макродеформацией существует линейная зависимость (рис. 8). Разрушение наступает в момент достижения одной из растущих микротрещин критического размера.

3. Обсуждение результатов

Прежде всего проанализируем данные о зародышевых несплошностях.

Как видно из табл. 2, данные, полученные с помощью малоуглового рассеяния рентгеновских лучей и электронно-микроскопических исследований, достаточно хорошо совпадают, что позволяет сделать вывод о том, что размеры мельчайших (зародышевых) несплошностей, образующихся при деформации металлов и сплавов, составляют около 10^{-4} мм, а их максимальная концентрация $\approx 10^{17} - 10^{18} \text{ м}^{-3}$. Полученные значения согласуются с результатами электронно-микроскопических исследований ряда других авторов. Так, для Ag, Zn, Fe, Al при их деформации *in situ* в камере просвечивающего или сканирующего микроскопа было обнаружено образование микротрещин с размерами 0.1–0.3 $\mu\text{м}$ [16–18]. В деформированных W, Mo, Nb размеры мельчайших деформационных трещин $\approx 0.2 \mu\text{м}$ [19–21], в ферритной стали $\approx 0.1 \mu\text{м}$ [22]. В сталях 12MX, 15MX наблюдалось образование при ползучести порообразных микротрещин с размером от 0.05 до 0.3 $\mu\text{м}$ и концентрацией в объеме образцов $\approx 10^{15} \text{ м}^{-3}$ [23,24]. (Отметим, что эта концентрация на два-три порядка ниже, чем наблюдаемая в приповерхностных слоях; табл. 2).

Экспериментально наблюдаемые размеры зародышевых микронесплошностей хорошо согласуются с теоретическими оценками. Так, учет роли термофлуктуаций при анализе механизмов зарождения микронесплошностей за счет коллективных эффектов в системе дислокаций (например, механизмов Зинера–Стро или Коттрелла) показал, что размеры зародышевых микронесплошностей $L \approx (1/2)n^2b$ (здесь \mathbf{b} — вектор Бюргера, n — число дислокаций в скоплениях) [25]. При $n = 20 - 40$ (а также скопления, по крайней мере в ГЦК-металлах, наблюдаются экспериментально) величина $L \approx 0.1 - 0.25 \mu\text{м}$. Возникновение микронесплошностей в результате одной термофлуктуации позволяет объяснить „взрывообразный“ характер их появления (наблюдаемый в опытах *in situ* [17]), при котором релаксация напряжений после слияния головных дислокаций скопления вызывает лавинообразное сваливание

остальных и рост микронесплошности до размера L . Теоретическая оценка времени лавинообразного роста микронесплошности дает значение $\approx 10^{-6} \text{ с}$ [25,26]. Отметим, что теоретическая оценка, полученная в случае дисклинационного механизма образования зародышевой микротрещины, дала значение L около 0.1 $\mu\text{м}$ [27].

Как уже отмечалось, образующиеся при пластической деформации в области умеренных температур микронесплошности сосредоточены в основном в тонких приповерхностных слоях, где их максимальная концентрация $N \approx 10^{17} - 10^{18} \text{ м}^{-3}$. Существенно меньшая величина N в объеме металлов затрудняет ее строгую оценку рентгеновским методом.

Тем не менее на основании ряда сопоставительных оценок (в частности, с использованием измерения $\Delta\rho/\rho$) можно полагать, что величина N в объеме на два и более порядка меньше, чем в поверхностных слоях. Это является, вероятно, одной из причин сложности выявления зародышевых несплошностей при электронно-микроскопических исследованиях. Образование микронесплошностей связано, как известно, с локализацией сдвиговой и ротационной пластической деформации. Поэтому особенности формирования в поверхностных слоях дислокационных и дисклинационных структур являются важной причиной высокой повреждаемости этих слоев. Особая роль поверхностных слоев в развитии деформации и разрушения хорошо известна. Действительно, для исследованного в данной работе алюминия было показано [28], что в разрыхленных поверхностных слоях имеет место высокая плотность хаотичных дислокаций при пониженной концентрации дислокаций, формирующих малоугловые блочные границы, и более высокая степень фрагментарной разориентации, характеризующей, согласно [29], интенсивность ротационных процессов.

Представляется, что исходной причиной изменения дефектной структуры поверхностного слоя является повышенная плотность в нем хаотичных дислокаций, наблюдаемая ранее многими исследователями. Это обусловлено, очевидно, работой поверхностных источников дислокаций и увеличением их подвижности в поверхностных слоях, учетом сил изображения, изменением в поверхностном слое напряженного состояния из-за накопления дислокационных зарядов $\Delta N_D = \Delta N_{D+} - \Delta N_{D-}$. Более интенсивное накопление N_D в поверхностных слоях приводит к тому, что критическая плотность дислокаций, ведущая, согласно [30], к ротационной неустойчивости, образуется вблизи поверхности также интенсивнее, чем в объеме. Более интенсивное развитие у поверхности ротационных процессов связано также и с тем, что дисклинации вблизи поверхности имеют существенно меньшую энергию [28].

В заключение отметим, что, хотя образование зародышевых микронесплошностей размером $\approx 10^{-4}$ мм достаточно хорошо может быть объяснено с привлечением дислокационно-дисклинационных механизмов, возможно существование и иных, более общих механизмов, свя-

занных, например, с энергетическими оценками устойчивости микронесплошностей „зародышевого“ размера. Действительно, близкие размеры зародышевых несплошностей выявлены в полимерных и иных материалах [2,7].

При анализе кинетики накопления разуплотнения, обусловленного образованием и развитием зародышевых несплошностей, следует прежде всего отметить, что оно возникает на ранней стадии пластической деформации, при этом процесс микроразрушения протекает практически в течение всего времени нахождения материала под нагрузкой. Зависимость скорости накопления $\Delta\rho/\rho$ при ползучести от σ до T описывается типичным для термоактивационных процессов уравнением.

Из полученных данных следует, что разрушение в области умеренных температур лимитируется процессом непрерывного термоактивированного образования зародышевых несплошностей, скорость которого в тонких поверхностных слоях на один-три порядка выше, чем в объеме материала. В процессе накопления микронесплошностей происходит их слияние и укрупнение.

Действительно, исследования, проведенные на образцах Al, показали, что распределение концентрации микронесплошностей по размерам имеет два максимума: один лежит в области „зародышевых“ размеров, а второй (на два-три порядка меньший) соответствует размеру блоков в деформированном Al ($\approx 2\ \mu\text{m}$). Данные электронно-микроскопических исследований показали также, что соизмеримые с размером блоков несплошности состоят из почти слившихся зародышевых [7,26]. Очевидно, что высокая концентрация зародышевых несплошностей обусловлена ее непрерывным увеличением в процессе деформации, а структурная гетерогенность является фактором, тормозящим коалесценцию несплошностей.

Важно подчеркнуть, что при умеренных температурах процессы образования и слияния микронесплошностей развиваются в основном в тонких приповерхностных слоях, в которых незадолго до исчерпания долговечности и формируется критическое разуплотнение $\approx 1\%$, обуславливающее образование макротрещины [7,26] с развитием последней в глубь материала.

При переходе к повышенным температурам процесс микроразрушения, как уже отмечалось, достаточно быстро переходит в объем материала. Причиной этого является интенсификация процесса залечивания приповерхностных микронесплошностей, в основе которого лежит механизм их вакансионного растворения с миграцией вакансий по ядрам дислокаций на поверхность, являющуюся естественным стоком [31]. Энергия активации этого процесса существенно меньше энергии самодиффузии металлов. Последнее обстоятельство ведет к тому, что приповерхностные микронесплошности легко отжигаются уже при $T \approx (0.4-0.5)T_m$ (в К). При залечивании зародышевых несплошностей, образующихся в объеме материала, стоком для вакансий, согласно [32], будут несплошности более крупного размера. Поэтому разуплотнение в объеме будет непрерывно накапливать-

ся и его критическая величина, ведущая к образованию макротрещины, может формироваться и в объеме.

Облегченные условия отжига приповерхностных микронесплошностей позволили использовать этот эффект для продления долговечности металлов, которые испытываются в режиме ползучести при умеренных температурах. При этих температурах долговечность, как уже отмечалось, лимитируется в основном процессом накопления и коалесценции приповерхностных микронесплошностей. Исследования показали, что для поликристаллических образцов Al, Zn, Ti, Ag, выработавших около 50–70% своей долговечности, промежуточный залечивающий отжиг позволяет продлить время до разрушения в 2 раза и более [31]. При испытании в условиях высокотемпературной ползучести, когда развитие зернограничной микропористости происходит во всем объеме металлов и сплавов, оказалось, что в качестве эффективной промежуточной залечивающей обработки лучше использовать воздействие гидростатического (до 1.5 GPa) давления. Указанная обработка уменьшила деформационную микропористость и повысила долговечность [33–35]. Залечивающее воздействие гидростатического давления позволяет эффективно уменьшать врожденную микропористость в аморфных сплавах [35–37], цементе и бетоне [38], полимерных материалах [39] и тем самым существенно улучшать механические свойства этих материалов, в частности прочность, микротвердость, модуль Юнга.

На основании рассмотренных экспериментальных данных и их анализа можно сделать следующие выводы.

1) Зародышевые микронесплошности размером $\approx 10^{-4}\ \text{mm}$ являются типичными дефектами, образующимися в местах локализации сдвиговой или ротационной деформации. Процесс разрушения, связанный с их образованием и развитием, протекает практически в течение всего времени нахождения материалов под нагрузкой и имеет термофлуктуационную природу.

2) Физический подход к разрушению как к кинетическому процессу включает представление об его многостадийности. Начальная стадия, связанная с локализацией деформации, занимает около 5% от общей деформации при разрушении. Основная стадия заключается во „взрывообразном“ возникновении зародышевых микронесплошностей, их накоплении и коалесценции (вязкое разрушение) или развитии (квазихрупкое разрушение). Заключительная стадия для пластичных материалов, в которых образуется большое число затупленных порообразных несплошностей, может быть только результатом их слияния и формирования критического ($\approx 1\%$) локального разуплотнения, ведущего к образованию макротрещин. Для квазихрупких тел в течение всего времени деформации развивается большое число незатупленных микротрещин, одна из которых на заключительной стадии достигает критического неравновесного размера.

3) Следует учитывать многомасштабность развития разрушения, которая связана с иерархией дефектов.

4) При анализе физических закономерностей развития микронесплошностей (равно как и других дефектов)

исключительно важное значение имеет учет специфики поверхности и приповерхностных слоев, где скорость развития и, как следствие, концентрация микронесплошностей на порядки больше, чем в объеме материалов. При умеренных температурах основная стадия развития микроразрушения, ведущая к образованию макротрещины, проходит именно в тонких приповерхностных слоях.

5) При переходе в область повышенных температур и небольших напряжений следует учитывать влияние процесса залечивания микронесплошностей, который наиболее интенсивно развивается также в поверхностных слоях. Залечивание деформационных и врожденных микропор — перспективный путь улучшения свойств материалов.

Список литературы

- [1] С.Н. Журков. Изв. АН СССР. Неорган. материалы **3**, 10, 1767 (1967).
- [2] В.Р. Регель, А.И.Слущер, Э.И. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. Наука, М. (1979). 560 с.
- [3] В.В. Новожилов, ПММ **29**, 4, 681 (1965).
- [4] В.В. Новожилов, Ю.И. Кадашев, О.Г. Рыбакина. ДАН СССР **270**, 4, 831 (1983).
- [5] Ю.И. Работнов. Ползучесть элементов конструкций. Наука, М. (1996). 210 с.
- [6] Л.М. Качанов. Основы механики разрушения. Наука, М. (1974). 142 с.
- [7] П.Г. Черемский, В.В. Слезов, В.И. Бетехтин. Поры в твердом теле. Энергоатомиздат, М. (1990). 374 с.
- [8] Б.Я. Левин, В.И. Бетехтин, В.И. Владимиров, А.Н. Орлов, А.И. Петров. ФТТ **12**, 69, 2660 (1970).
- [9] A. Guinier, G. Fournet. Small Angle Scattering of X-rays. J. Willey, N.Y. (1955). 258 p.
- [10] W.T. Ogier, R.L. Wild, I.C. Nickel. J. Appl. Phys. **30**, 3, 408 (1959).
- [11] В.Е. Warren. Austral. J. Phys. **13**, 2A, 376 (1960).
- [12] В.И. Бетехтин, А.И. Слущер. ФТТ **8**, 767 (1966).
- [13] В.И. Бетехтин, В.Н. Савельев, А.И. Петров. ФММ **38**, 4, 834 (1974).
- [14] В.И. Бетехтин, Ф. Шмидт. ФТТ **15**, 4, 1234 (1973).
- [15] V. Schmidt, V.I. Betekhtin, R. Albrecht. Phys. Stat. Sol. (a) **39**, 631 (1997).
- [16] I.A. Alic, R.M. Simov. Eng. Fracture Mech. **6**, 223 (1974).
- [17] R.L. Lyles, H.G.F. Wilsdorf. Acta Metalurg. **23**, 269 (1975).
- [18] А.М. Лексовский, С.Н. Сакиев, Ф. Шмидт. ФММ **41**, 3, 637 (1976).
- [19] В.В. Рыбин, А.Н. Вергазов. ФММ **41**, 3, 371 (1976).
- [20] В.В. Рыбин, А.Н. Вергазов, Ю.В. Соломко. ФММ **46**, 3, 582 (1978).
- [21] В.В. Рыбин, А.Н. Вергазов. ФММ **43**, 4, 858 (1977).
- [22] D.A. Miller, R. Pilkington. J. Mater. Sci. **13**, 2291 (1978).
- [23] И.И. Минц, Т.Г. Березина, Л.Е. Ходыкина. ФММ **37**, 4, 822 (1974).
- [24] И.И. Минц, Т.Г. Березина, Л.Е. Ходыкина. Пробл. прочности **6**, 35 (1978).
- [25] В.В. Владимиров. Физическая природа разрушения металлов. Металлургия, М. (1984). 280 с.
- [26] В.И. Бетехтин, В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцев, А.И. Петров. Пробл. прочности **7**, 38 (1979); **8**, 51 (1979).
- [27] В.В. Рыбин, А.А. Зисман, К.М. Жуковский. Пробл. прочности **12**, 10 (1982).
- [28] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев. Вopr. материаловедения **1**, 181 (2002).
- [29] В.И. Владимиров, А.Е. Романов. Дисклинации в кристаллах. Наука, Л. (1986). 224 с.
- [30] Н.А. Конева, Д.В. Лычагин, Л.А. Теплякова. Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинации. ФТИ, Л. (1986). 116 с.
- [31] В.И. Бетехтин, В.И. Владимиров, А.Г. Кадомцев, А.И. Петров. Поверхность. Физика, химия, механика **7**, 144 (1984).
- [32] И.М. Лифшиц, В.В. Слезов. ФТТ **1**, 9, 479 (1959).
- [33] В.И. Бетехтин, А.И. Петров, А.Г. Кадомцев, В. Скленичка. ФММ **5**, 176 (1990).
- [34] V. Sklenicka, V.I. Betekhtin, K. Kucharova, A.G. Kadomtsev, A.I. Petrov. Scripta Met. **25**, 2159 (1991).
- [35] В.И. Бетехтин, С.Ю. Веселков, Ю.М. Даль, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова. ФТТ **45**, 4, 6181 (2003).
- [36] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, А.Ю. Кипяткова, А.М. Глезер. ФТТ **40**, 1, 85 (1998).
- [37] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова. Изв. РАН. Сер. физ. **67**, 6, 818 (2003).
- [38] В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев. Цемент **5-6**, 16 (1991).
- [39] А.И. Петров, А.Б. Синани, М.В. Разуваева, В.И. Бетехтин. Механика композит. материалов **6**, 1121 (1989).