07,01

Влияние скорости деформации на тепловыделение при квазистатическом растяжении металлов. Эксперимент

© Б.А. Зимин, В.Е. Свентицкая, И.В. Смирнов, Ю.В. Судьенков ¶

Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия

¶ E-mail: sudenkov@land.ru

(Поступила в Редакцию 3 июля 2017 г.
В окончательной редакции 2 октября 2017 г.)

Приведены результаты экспериментальных исследований процессов диссипации энергии в ходе квазистатического растяжения металлов и сплавов при комнатной температуре. Скорости деформации изменялись в диапазоне $10^{-3}-10^{-2}\,\mathrm{s}^{-1}$. Исследовались образцы из меди М1, магниевого сплава AZ31B, титана ВТ6, стали 12Х18Н10Т и алюминиевого сплава Д16АМ. Результаты экспериментов продемонстрировали значительную зависимость тепловыделения от скорости деформации при отсутствии ее влияния на диаграммы напряжение–деформация для всех исследованных металлов в указанном диапазоне скоростей деформаций. Показана на качественном уровне корреляция изменений характера тепловыделения с процессами структурных преобразований на различных стадиях пластического течения. Отмечается различие характера процессов тепловыделения в материалах с различными соотношениями пластичности и прочности.

Разработка методики измерения диссипации энергии при деформации материалов была выполнена в рамках проекта РНФ № 15-19-00182. Исследования магниевого сплава AZ31B проводились в рамках проекта РФФИ № 16-51-53006 ГФЕН_а. Исследование связи тепловыделения и структурных преобразований проведено в рамках гранта президента РФ МК-2587.2017.1.

DOI: 10.21883/0000000000

1. Введение

В процессе пластического деформирования металлов и сплавов одновременно реализуется несколько механизмов течения, конкретный вклад которых определяется типом кристаллической решетки, химическим и фазовым составом, дефектной структурой металла, скоростью деформации, температурой деформации и т. д. Этот процесс сопровождается преобразованием механической работы в другие виды энергии — тепловую, электромагнитную, акустическую [1–4]. Понятно, что эффективность таких преобразований будет в существенной мере зависеть от преобладающего на каждой стадии деформирования механизма пластического течения.

Изучение стадийности пластической деформации имеет важное значение для понимания природы формирования механических свойств металлических материалов. При этом установлено, что стадийность пластической деформации обусловлена изменениями микроструктуры, в частности, дислокационной структуры.

Исследования такого рода основываются либо на экспериментальных измерениях зависимостей напряжение–деформация и их дальнейшем анализе в сопоставлении с изменениями микроструктуры образцов по окончании деформирования на определенных этапах [5,6], либо на результатах компьютерного моделирования структурных изменений [7].

В связи с этим исследования процесса преобразования механической работы в другие виды энергии и, следовательно, изучение энергетического баланса пластического деформирования могут дать дополнительную существенную информацию для анализа микромеханизмов, определяющих стадийность пластического течения. Одной из возможностей оценки энергетического баланса является измерение тепловыделения в процессе деформации [2,8].

Исследования процессов тепловыделения при деформировании материалов и их связи с энергетическим балансом пластического течения имеют долгую историю [8]. Чувствительность и точность современного экспериментального оборудования дает возможность уточнить и проверить представления о преобразовании механической энергии при деформации материалов. Так, например, в работах [4,9,10] показано, что в отличие от традиционных представлений диссипативная энергия зависит от величины и скорости деформации. Однако при оценке влияния скорости деформации рассматривается высокоскоростная деформация $\dot{\varepsilon} \geq 10^3\,1/\mathrm{s}$. Как ни странно, влияние скорости деформации при „квазистатических“ нагрузках осталось без достаточного внимания.

В настоящей работе представлены результаты экспериментальных исследований процессов тепловыделения при растяжении металлических материалов в диапазоне скоростей деформации $10^{-3}-10^{-2}\,\mathrm{s}^{-1}$.

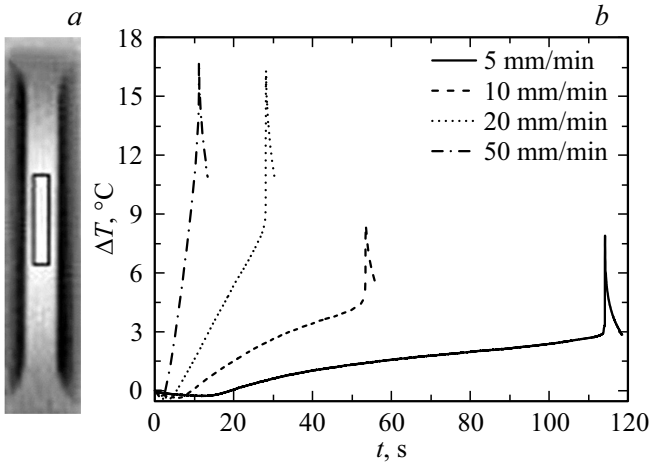


Рис. 1. Тепловизионная съемка в процессе деформирования образца магниевого сплава AZ31B. Место регистрации тепловыделения (a); изменения температуры в образцах при скоростях деформирования 5, 10, 20 и 50 mm/min (b).

2. Методика эксперимента

Механические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на стандартных плоских образцах с размерами рабочей части $50 \times 5 \times 2$ mm из меди М1, магниевого сплава AZ31B, титана ВТ6, стали 12Х18Н10Т, железа 03ЖР и алюминиевого сплава D16AM на универсальной испытательной машине Shimadzu AG-50kNX. Рассматривали четыре скорости движения подвижного захвата: 5, 10, 20 и 50 mm/min, что соответствовало диапазону скоростей деформации $\sim 10^{-3}-10^{-2}\,\mathrm{s}^{-1}$.

Инфракрасное излучение регистрировали тепловизионной камерой ThermaCAM SC 3000 с частотой съемки 50 Hz.

На рис. 1, a приведен кадр тепловизионной съемки и обозначена область, по которой определяли изменения средней температуры в процессе деформирования. На рис. 1, b представлены зависимости изменения температуры в образцах магниевого сплава AZ31B при скоростях деформирования 5, 10, 20 и 50 mm/min.

Регистрация изменения температуры после разрушения образцов [спад температуры на кривых $\Delta T(t)$] позволяла оценить скорость теплообмена с окружающей средой по известным соотношениям [11]. Проведенные оценки показали, что в исследуемом диапазоне скоростей деформирования влияние теплообмена на зависимости изменения температуры при разных скоростях нагружения весьма незначительно.

3. Результаты и их обсуждение

На рис. 2 представлены результаты исследований тепловыделения в процессе растяжения металлических материалов с разной скоростью. На графиках приведены зависимости напряжения σ и изменения температуры ΔT от относительной деформации ε. Из рисунка видно, что зависимости изменения температур отслеживают все этапы деформирования — этап упругости, характеризуемый понижением температуры при растяжении, этап пластичности — рост температуры и этап разрушения, сопровождающийся скачком температуры. При этом наблюдается значительное возрастание тепловыделения с ростом скорости деформирования, в то время как зависимость напряжения от скорости деформации $\sigma(\varepsilon)$ практически отсутствует, что согласуется с результатами многочисленных квазистатических испытаний [12,13].

Таким образом, скорости деформации в указанном диапазоне испытаний в первую очередь определяют термодинамику процесса пластического течения, практически не влияя на параметры механического отклика металлов.

Обычно энергетический баланс пластического деформирования определяется равенством работы деформации W сумме выделяющегося тепла Q и скрытой энергии L. Вклад этих составляющих по отношению к работе, затраченной на деформирование, описывается

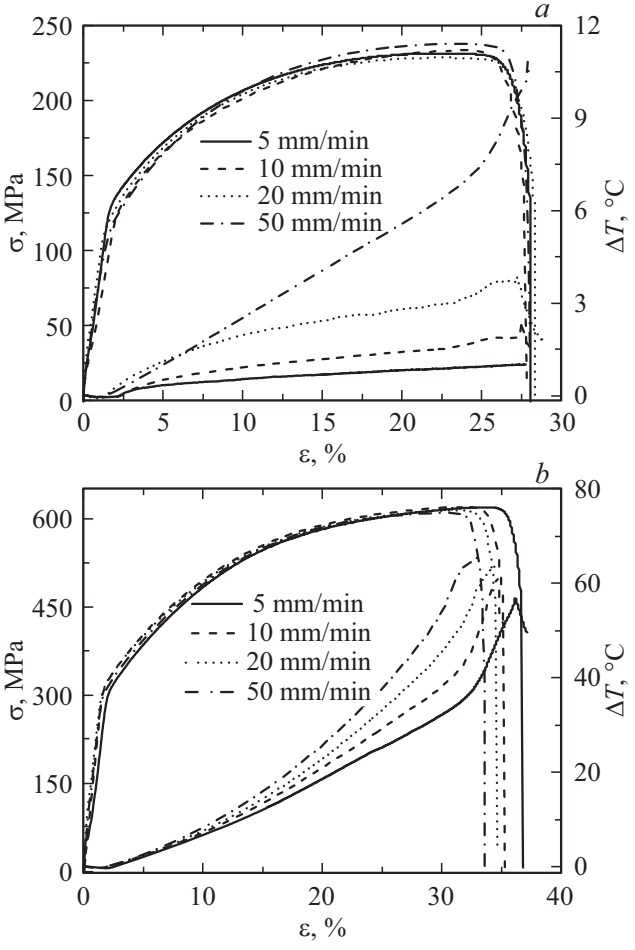


Рис. 2. Зависимости напряжения σ и изменения температуры ΔT от относительной деформации ε образцов из меди М1 (a) и стали 12Х18Н10Т (b).

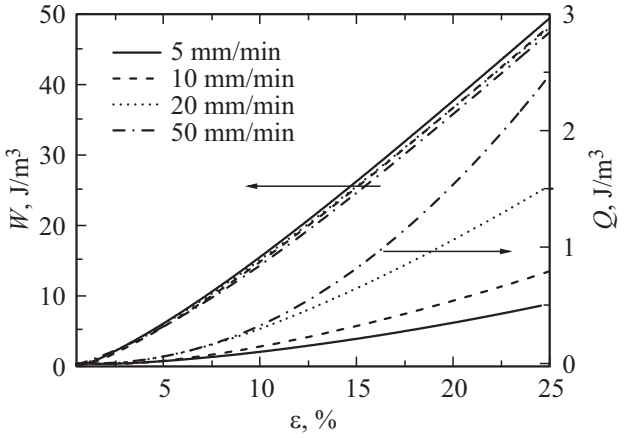


Рис. 3. Результаты обработки эксперимента для меди М1 по соотношениям (1): зависимость механической работы W и тепловой энергии $Q(\varepsilon)$ от деформации ε.

коэффициентом Тейлора $\beta = Q/W$, считающимся постоянным при квазистатических процессах деформирования [2,8].

По результатам экспериментов были определены интегральные энергетические параметры — удельная механическая работа W, тепло Q, выделяющееся при растяжении, и коэффициент тепловыделения β:

$$W = \int_{\varepsilon_e}^{\varepsilon_p} \sigma d\varepsilon, \quad Q = \int_{\varepsilon_e}^{\varepsilon_p} \rho c \Delta T d\varepsilon, \quad \beta = \frac{Q}{W}, \qquad (1)$$

где ε_e и ε_p — упругая и пластическая деформация соответственно, c — удельная теплоемкость, ρ — плотность материала.

На рис. 3 в качестве примера приведены зависимости $W(\varepsilon)$ и $Q(\varepsilon)$ для различной скорости деформации меди М1, а на рис. 4 для всех исследованных металлов представлены зависимости коэффициента $1-\beta(\varepsilon)$, характеризующего долю латентной энергии в энергетическом балансе. Представленные на рис. 3 и 4 результаты демонстрируют, что с увеличением скорости деформации уменьшается доля энергии, идущая на структурные преобразования в материалах. По-видимому, уменьшение скрытой энергии с увеличением скорости деформирования определяется инерционностью различных процессов структурных преобразований при пластической деформации, в частности скорости образования и эволюции дислокационных субструктур.

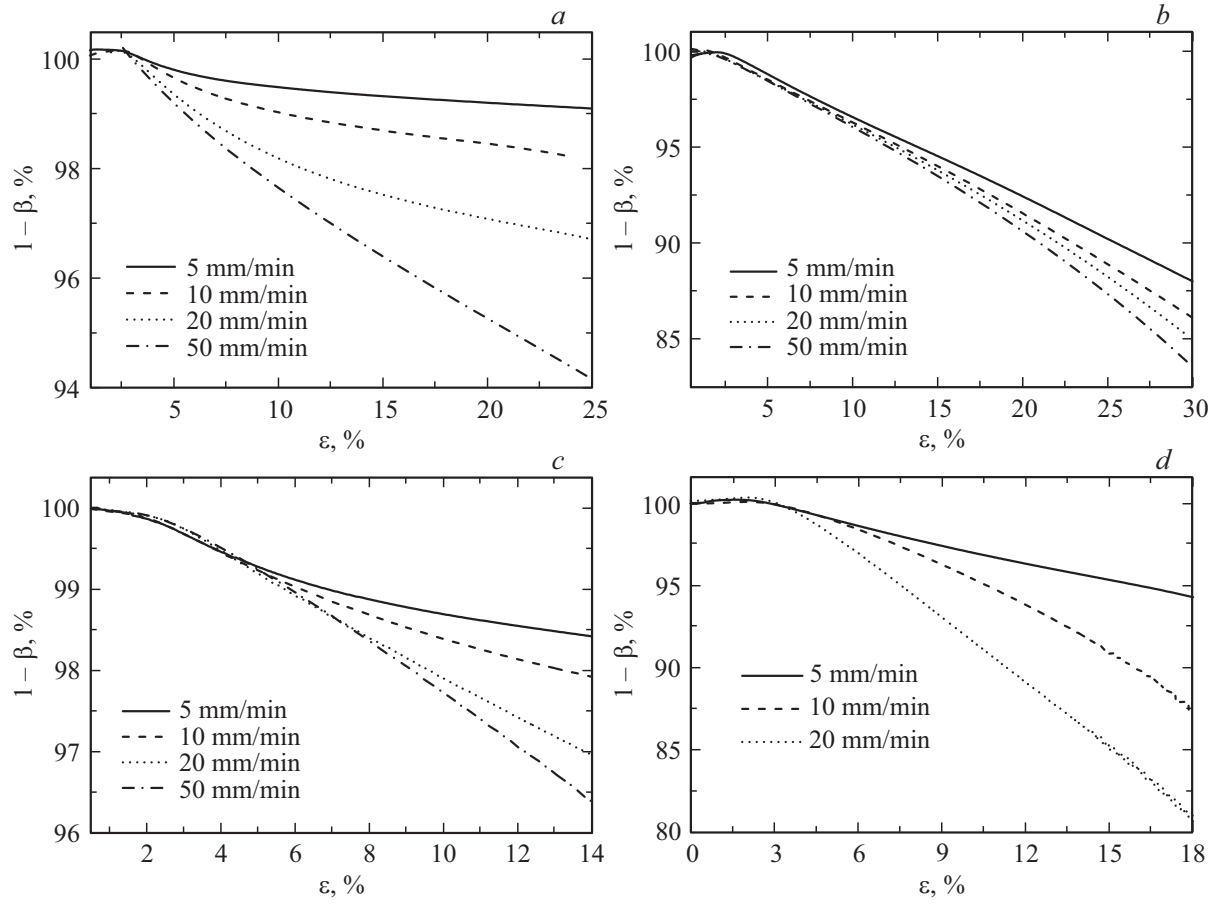


Рис. 4. Зависимость доли латентной энергии для различных скоростей деформирования: медь М1 (a); сталь 12Х18Н10Т (b); магниевый сплав AZ31B (c); титан ВТ6 (d).

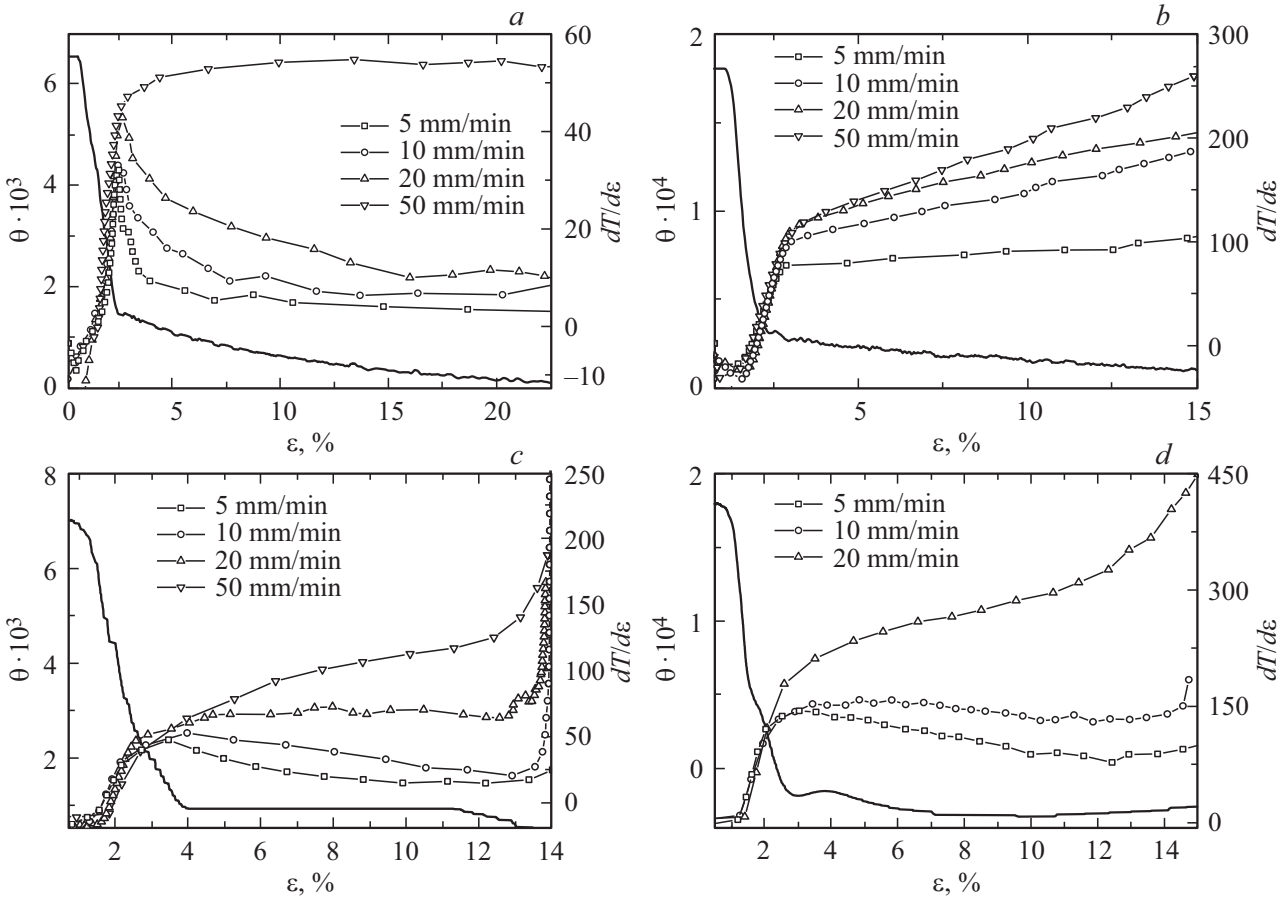


Рис. 5. Зависимости упрочнения θ и изменения температуры $dT/d\varepsilon$ от деформаций при различных скоростях деформирования: медь М1 (*a*); сталь 12Х18Н10Т (*b*); магниевый сплав AZ31B (*c*); титан ВТ6 (*d*).

Также стоит отметить различный характер изменения доли скрытой энергии в сравнительно более пластичных металлах — меди и магниевом сплаве (рис. 4, *a, c*), и в более прочных — стали и титановом сплаве (рис. 4, *b, d*), особенно проявляющийся при малых скоростях деформации.

Анализ результатов экспериментов показывает корреляцию зависимостей процесса тепловыделения и коэффициента деформационного упрочнения на различных стадиях пластического течения. На рис. 5 сопоставлены зависимость коэффициента деформационного упрочнения $\theta(\varepsilon) = d\sigma/d\varepsilon$, усредненного по зависимостям $\sigma(\varepsilon)$ и зависимости $dT/d\varepsilon(\varepsilon)$ при различных скоростях деформирования. Представленные зависимости убедительно показывают, что характерные изменения температуры соответствуют смене стадий пластического течения [5,6,14]. На стадии линейного упрочнения (II стадия), характеризуемой постоянным и достаточно высоким значением коэффициента упрочнения θ, осуществляется переход от охлаждения к росту температуры. На II стадии деформационного упрочнения достигается максимальная плотность дислокаций за счет их генерации с границ зерен в поликристаллах [6]. Этот процесс накопления внутренних источников тепла обеспечивает переход от охлаждения к нагреву.

Стадии параболического упрочнения (III стадии), характеризуемой существенным уменьшением θ, соответствует резкий рост температуры. На этой стадии пластического течения начинается интенсивное поперечное скольжение, генерация дислокаций в объеме и интенсивная аннигиляция, а также формирование субграниц, что и определяет быстрый рост температуры.

На самой протяженной стадии линейного упрочнения (IV стадия) с низким значением θ наблюдается дальнейший рост температуры и наиболее сильное проявление ее зависимости от скорости деформации. На данной стадии включаются дополнительные механизмы перестройки структуры: увеличивается плотность субграниц, накопление дисклинаций, проскальзывание по границам зерен и т.д. [5,6,14]. Дальнейший рост тепловыделения на этой стадии, по-видимому, определяется также вкладом вязкого сопротивления движению и взаимодействием полей напряжений субструктур, при этом такой вклад очень слабо влияет на макромеханические параметры деформирования $\sigma(\varepsilon)$.

Взаимосвязь структурных преобразований и характера процессов тепловыделения достаточно наглядно

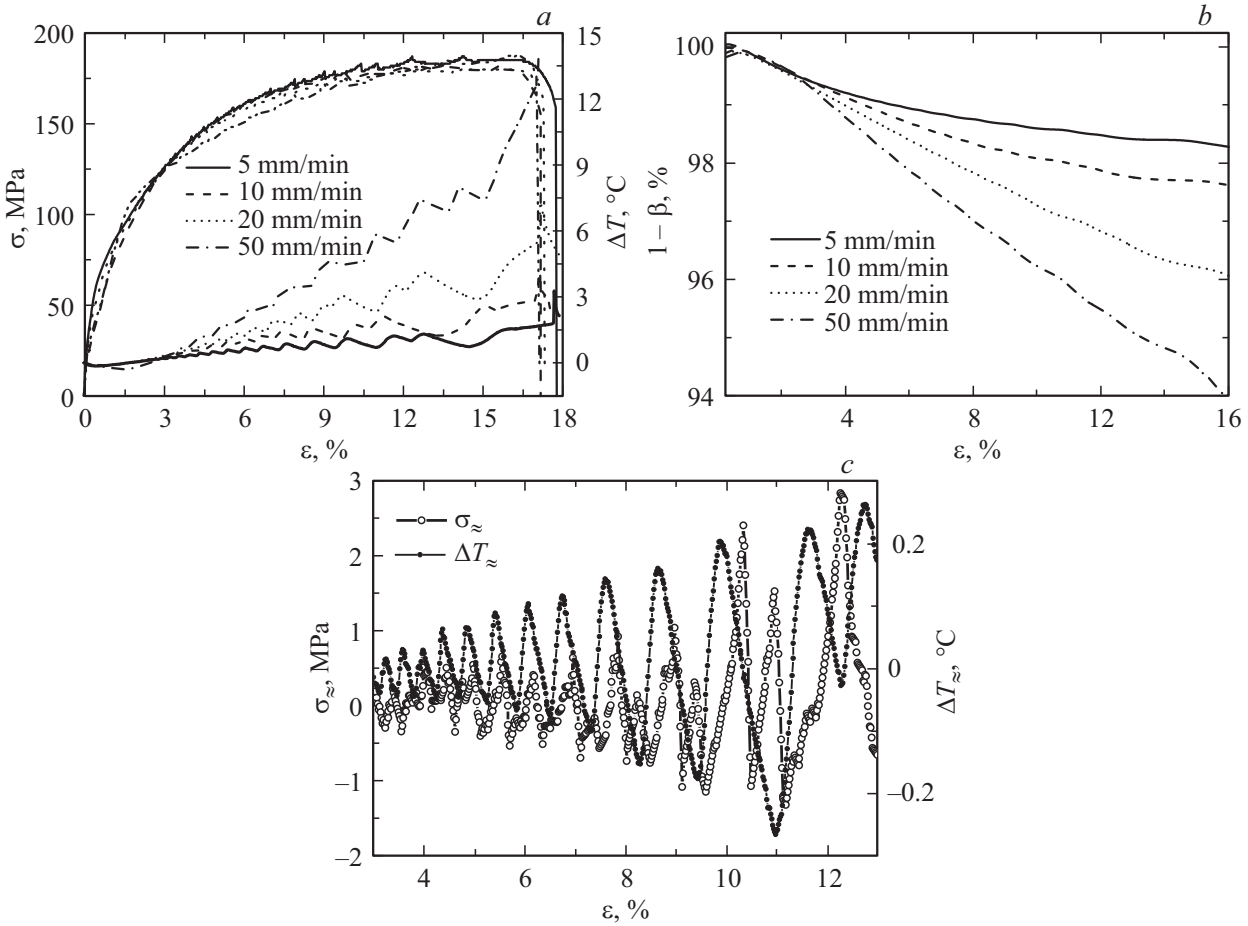


Рис. 6. Результаты экспериментов образцов из сплава D16AM. Зависимости $\sigma(\varepsilon)$ и $\Delta T(\varepsilon)$ (a); изменение доли скрытой энергии $1-\beta(\varepsilon)$ (b); зависимости переменных составляющих напряжения и температуры $\sigma_{\approx}(\varepsilon)$ и $\Delta T_{\approx}(\varepsilon)$ (c).

проявилась при испытаниях образцов из алюминиевого сплава Д16АМ и железа 03ЖР, процесс растяжения которых демонстрирует прерывистую пластическую деформацию, обусловленную эффектом локализации полос сдвига.

На рис. 6 приведены результаты экспериментальных исследований сплава Д16АМ при скоростях деформирования 5, 10, 20 и 50 mm/min. На рис. 6, a представлены зависимости $\sigma(\varepsilon)$ с характерными скачками напряжений на этапе пластического деформирования и зависимости $\Delta T(\varepsilon)$, колебательный характер которых определяется процессами локализации полос сдвига. Несмотря на то что зависимости $\Delta T(\varepsilon)$ представляют средние значения по площади измерения (рис. 1, a), их период колебаний достаточно хорошо коррелирует с периодом скачков напряжений.

На рис. 6, b представлены зависимости коэффициента $1-\beta(\varepsilon)$, иллюстрирующие изменение скрытой энергии при разных скоростях деформирования. Поведение этих зависимостей такое же, как у более пластичных меди и магниевого сплава (рис. 4, a, c), но их интегральный характер скрывает колебания тепловыделения для данных металлов.

На рис. 6, c приведены переменные составляющие напряжений и температуры $\sigma_{\approx}(\varepsilon)$ и $\Delta T_{\approx}(\varepsilon)$, выделенные из экспериментальных зависимостей $\sigma(\varepsilon)$ и $\Delta T(\varepsilon)$ для скорости деформирования 5 mm/min. Представленные зависимости убедительно демонстрируют взаимосвязь процесса структурных преобразований, обусловленных в данном случае эффектом локализации деформаций, с процессом тепловыделения.

При теоретическом анализе термодинамики процессов пластической деформации при однородной деформации растяжением при достаточной малости упругих деформаций по сравнению с пластическими мощность диссипации обычно записывают в виде [15]:

$$\psi = T\Theta = \sigma : \dot{\varepsilon}^p - \rho S\,\frac{dT}{dt} - \rho\,\frac{dF}{dt} \geq 0, \qquad (2)$$

где T — абсолютная температура, Θ — плотность внутренних источников тепла, σ и $\dot{\varepsilon}^p$ — напряжение и скорость пластической деформации, ρ — плотность материала, F — свободная энергия, S — энтропия. Тогда, исходя из энергетического баланса пластической деформации, для оценки доли латентной энергии и ее зависимости от скорости деформации из уравнения (2)

получают соотношение:

$$1-\beta=\frac{\rho\left(S\frac{dT}{dt}+\frac{dF}{dt}\right)}{\sigma:\dot{\varepsilon}^p}, \qquad (3)$$

где $\beta=\psi/(\sigma:\dot{\varepsilon}^p)$ — отношение плотности диссипации к мощности пластического деформирования, что равносильно приведенному выше определению β.

Приведенные на рис. 4 и 6, *b* зависимости $1-\beta(\varepsilon)$, характеризующие долю латентной энергии при пластическом деформировании, качественно согласуются с соотношением (3), т. е. с ростом скорости деформации в энергетическом балансе уменьшается доля латентной энергии. Однако для конкретизации зависимости латентной энергии от скорости деформации требуется детализация процесса на различных стадиях деформации с учетом микромеханизмов пластического течения и их вклада в функцию температуры T и термодинамическую функцию состояния. Нужна дальнейшая детализация свободной энергии как функционала, описывающего изменения микроструктуры в процессе деформирования и учитывающего иерархию масштабных уровней структурных преобразований.

Возможные пути реализации такого подхода представлены в работах [16–18], но применение этих моделей для описания приведенных в настоящей работе результатов пока не привели к успеху.

4. Заключение

Результаты экспериментальных исследований процессов диссипации энергии в ходе квазистатического растяжения металлов с различными скоростями продемонстрировали значительную зависимость интенсивности тепловыделения от скорости деформации при отсутствии ее влияния на диаграммы напряжений $\sigma(\varepsilon)$ для всех исследованных металлов.

Анализ результатов обнаружил на качественном уровне корреляцию изменений характера тепловыделения с процессами структурных преобразований на различных стадиях пластического течения. При этом процессы тепловыделения в пластичных и менее пластичных, но более прочных металлах и сплавах, носят различный характер.

Продемонстрированы возможности исследований тепловыделения для изучения эффекта локализации деформаций и эффекта макроскопической локализации деформаций в процессе пластического течения.

Список литературы

[1] Л.И. Седов. Механика сплошной среды. Наука, М. (1970). Т. 1. 492 с.
[2] G.I. Taylor, H. Quinney. Proceedings of the Royal Society of London A **143**, 307 (1934).
[3] К.Б. Абрамова, А.Б. Пахомов, Б.П. Перегуд, И.П. Щербаков. ЖТФ **58**, *4*, 817 (1988).
[4] P. Rosakis, A.J. Rosakis, G. Ravichandran, J. Hodowany. J. Mech. Phys. Solids **48**, 581 (1999).
[5] Н.А. Конева, Э.В. Козлов. В сб.: Структурные уровни пластической деформации и разрушения. Ред. В.Е. Панин. Наука, Новосибирск. (1990). С. 123.
[6] Н.А. Конева, Э.В. Козлов. Вестник ТГУ **8**, *4*, 514 (2003).
[7] В.В. Рыбин, В.Н. Перевезенцев, Ю.В. Свирина. ЖТФ **87**, *5*, 726 (2017).
[8] M.B. Bever, D.L. Holt, A.L. Titchener. Prog. Mater. Sci. **17**, 5 (1973).
[9] W. Oliferuk, A. Korbel, W. Bochniak. J. Theor. Appl. Mech. **42**, *4*, 817 (2004).
[10] A.Yu. Fedorova, M.V. Bannikov, O.A. Plekhov. Frattura ed Integrita Strutturale **24**, 81 (2013).
[11] А.В. Лыков. Теория теплопроводности. Высшая школа, М. (1967). 599 с.
[12] А.В. Станюкович. Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов. Металлургия, М. (1967). 199 с.
[13] А.Н. Васютин, А.С. Ключ. Заводская лаборатория **51**, *9*, 60 (1985).
[14] Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / Под ред. В.И. Трефилова. Наук. думка, Киев (1989). 256 с.
[15] П. Гленсдорф, И. Пригожин. Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуаций. Мир, М. (1973). 280 с.
[16] О.Б. Наймарк. Физ. мех. **6**, *4*, 45 (2003).
[17] О.А. Плехов, О.Б. Наймарк. ПМТФ **50**, *1*, 153 (2009).
[18] А.А. Костина, Ю.В. Баяндин, О.А. Плехов. Физическая мезомеханика, **17**, *1*, 43 (2014).