

05.1

Влияние скоростной неоднородности на динамическую рекристаллизацию металлов в ударных волнах

© Ю.И. Мещеряков, А.К. Диваков, С.А. Атрошенко,
Н.С. Наумова

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург
E-mail: ym38@mail.ru
satroshe@mail.ru

Поступило в Редакцию 5 июля 2010 г.

В серии ударных испытаний алюминиевого сплава D16 в условиях одноосной деформации при однократном и двукратном нагружении показано, что динамическая рекристаллизация в полосах локализованного сдвига реализуется только при двукратном ударном нагружении с задержкой догрузочного импульса на $0.5\text{--}0.7\ \mu\text{s}$ по отношению к первичному ударному фронту. Показано, что помимо известных условий ($\gamma \geq 3$; $\dot{\gamma} \geq 10^4$; $T \geq 0.4T_m$) определяющую роль в процессе динамической рекристаллизации играет дисперсия массовой скорости на переднем фронте импульса сжатия.

В настоящей работе на примере одноосного ударного нагружения алюминиевого сплава D16 исследована зависимость динамической рекристаллизации от скоростной неоднородности процесса динамического деформирования. В качестве количественной характеристики скоростной неоднородности служит величина дисперсии массовой скорости на фронте волны сжатия. Продолжительность стадии скоростной неоднородности регулируется путем двукратного ударного нагружения плоской мишени из сплава D16. Для осуществления вторичного нагружения мишени используется комбинированный ударник, который представляет собой склейку из двух пластин: первая пластина из сплава D16, а вторая — из стали St3. Для ударного нагружения образцов использовали легкогогазовую пушку калибра 37 mm. Регистрацию временных профилей скорости свободной поверхности мишеней осуществляли с помощью двухканального скоростного интерферометра [1]. Кроме временного профиля средней скорости $u_f(t)$ методика [1] позволяет регистрировать

Таблица 1. Размерные характеристики мишеней и ударников и параметры ударного нагружения

N	C_{imp} , m/s	U_1 , m/s	h_m , mm	h_{1imp} , mm	h_{2imp} , mm	Δt_{2f} , ns	Δt_D , ns	D , m/s
1	320.5	217	4.95	0.68	2.08	350	400	17
2	325	220	5.01	1.49	2.08	645	650	25
3	328	222	5.02	0.6	2.08	300	345	16
4	328	222	5.00	0.37	2.08	225	410	26
5	329	225.5	5.02	1.3	2.11	520	550	58
6	335	227	5.00	0.92	2.09	450	435	33
7	339	228	4.95	0.8	2.09	410	525	26

в реальном масштабе времени вариацию скорости $D(t)$ (корень квадратный из дисперсии скорости D^2), которая является мерой скоростной неоднородности процесса динамического деформирования. Размерные характеристики мишеней и ударников, а также параметры ударного нагружения представлены в табл. 1.

В табл. 1 приняты следующие обозначения: C_{imp} — скорость ударника, U_1 — значение скорости свободной поверхности после первичного нагружения, h_m — толщина мишени, h_{1imp} — толщина первого слоя ударника из сплава D16, h_{2imp} — толщина второго слоя ударника из стали St3, Δt_{2f} — задержка второго фронта относительно упругого предвестника, Δt_D — длительность процесса деформирования с ненулевой дисперсией скорости: D — максимальное значение вариации скорости.

Для проведения структурных исследований все образцы после ударного нагружения разрезали по одной из плоскостей вдоль направления распространения волны и исследовали в микроскопе „Neophot-32“. На рис. 1 представлены фотографии структурного состояния образцов после однократного (а) и двукратного нагружения с задержкой вторичного нагружения на 645 ns (b). Видно, что во втором случае структура материала имеет явно выраженный рекристаллизованный характер со средним размером зерен $\sim 1 \mu\text{m}$. В то же время наблюдения в оптическом микроскопе не выявили следов динамической рекристаллизации при однократном ударном нагружении сплава D16. Как

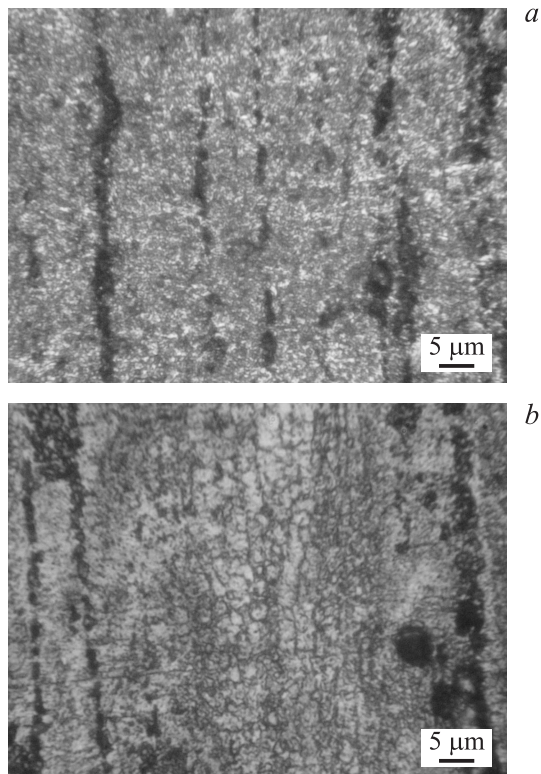


Рис. 1. Структуры полосы локализованного сдвига в сплаве D16 при однократном (*a*) и двукратном нагружении с задержкой 645 ns (*b*).

известно, необходимые для динамической рекристаллизации условия предполагают, что величина деформации $\gamma \geq 3$, скорость деформации $\dot{\gamma} \geq 10^4 \text{ s}^{-1}$ и температура $T \geq 0.4T_m$ (T_m — температура плавления). Чтобы оценить, насколько эти условия выполняются при ударном нагружении алюминиевого сплава D16 в зависимости от длительности стадии скоростной неоднородности, рассмотрим две крайние ситуации, соответствующие случаям однократного и двукратного ударного нагружения с максимальной задержкой вторичного нагружения по

отношению к первичному волновому фронту (см. табл. 1). На рис. 2, *a* представлены временные профили скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ и вариации скорости $D(t)$, полученные при однократном ударном

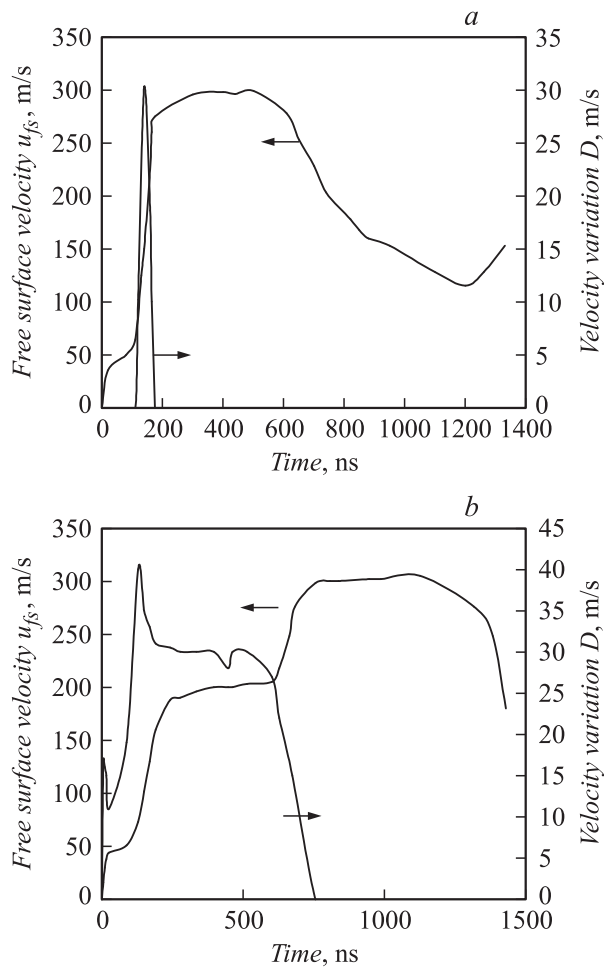


Рис. 2. Временные профили скорости свободной поверхности u_{fs} и вариации скорости D в сплаве D16 при однократном нагружении (*a*) и двукратном нагружении с задержкой второго фронта на 645 ns (*b*).

Таблица 2. Физические характеристики сплава D16

Плотность, ρ , g/cm ³	2.77
Удельная теплоемкость при постоянном объеме, C_v , J/kg · K	$0.88 \cdot 10^3$
Скорость продольных упругих волн, m/s	6400
Скорость поперечных упругих волн, m/s	3080
Теплопроводность, λ , W/m · K или J/s · m · K	209.3
Энергия активации самодиффузии, Q, kJ/mol	144.4

нагружении 5 mm мишени из сплава D16 со скоростью 326 m/s. Видно, что дисперсия массовой скорости принимает максимальное значение в середине пластического фронта, причем длительность по основанию кривой зависимости $D(t)$ составляет ~ 65 ns. На рис. 2, *b* представлены временные профили вариации скорости для случая двукратного нагружения аналогичной мишени при скорости комбинированного ударника 217 m/s. Так как акустический импеданс стали St3 выше акустического импеданса сплава D16, результирующее пиковое значение скорости свободной поверхности оказывается примерно равным 325 m/s, т.е. таким же, как и при однократном нагружении. Как видно из рис. 2, *b*, в этом случае продолжительность стадии деформирования с ненулевой дисперсией увеличивается до 650 ns. Используя характеристики временных профилей вариации скорости для обоих случаев, можно рассчитать величину локальной сдвиговой деформации, скорости деформации и температуры. При этом предполагается, что источником локальных сдвиговых деформаций является скоростная неоднородность процесса динамического деформирования, а именно дисперсия массовой скорости в волне нагрузки. Физические характеристики сплава D16, необходимые для расчетов, представлены в табл. 2. Скорость локальной деформации в полосе сдвига равна отношению вариации скорости к ширине полосы сдвига $\dot{\gamma} = D/d$, где ширина полосы сдвига d определяется коэффициентом температуропроводности и временем Δt , в течение которого вариация скорости принимает ненулевое значение $d = \sqrt{\chi \frac{\Delta t}{2}}$. Из представленных на рис. 2, *a, b* временных профилей это время для однократного нагружения равно $\Delta t_1 = 65$ ns и для двукратного $\Delta t_2 = 650$ ns, а сама вариация скорости примерно одинакова и равна $D = 30$ m/s.

Коэффициент температуропроводности для сплава D16 равен

$$\chi = \frac{\lambda}{C_v \rho} = \frac{209.3}{0.88 \cdot 10^3 \cdot 2770} = 85.9 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с},$$

где λ — коэффициент теплопроводности, C_v — удельная теплоемкость при постоянном объеме и ρ — плотность. Для однократного и двукратного нагружений ширина области сдвига равна (здесь и далее индекс 1 относится к однократному нагружению и индекс 2 — к двукратному):

$$d_1 = \sqrt{\chi \frac{\Delta t_1}{2}} = \sqrt{\frac{85.9 \cdot 10^{-6} \cdot 0.06 \cdot 10^{-6}}{2}} = 1.6 \cdot 10^{-6} \text{ м};$$

$$d_2 = \sqrt{\chi \frac{\Delta t_2}{2}} = \sqrt{\frac{85.9 \cdot 10^{-6} \cdot 0.65 \cdot 10^{-6}}{2}} = 5.28 \cdot 10^{-6} \text{ м}.$$

Скорость сдвиговой деформации

$$\dot{\gamma}_1 = \frac{D_1}{d_1} = \frac{29.7}{1.6 \cdot 10^{-6}} = 1.86 \cdot 10^7 \text{ с}^{-1};$$

$$\dot{\gamma}_2 = \frac{D_2}{d_2} = \frac{30}{5.28 \cdot 10^{-6}} = 5.68 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}.$$

Величина сдвиговой деформации

$$\gamma_1 = \dot{\gamma}_1 \cdot \Delta t_1 = 1.88 \cdot 10^7 \cdot 6 \cdot 10^{-8} = 1.13;$$

$$\gamma_2 = \dot{\gamma}_2 \cdot \Delta t_2 = 5.68 \cdot 10^6 \cdot 0.65 \cdot 10^{-6} = 3.7.$$

Локальное сдвиговое напряжение

$$\tau = \rho \cdot C_l \cdot D = 2.77 \cdot 6.4 \cdot 10^5 \cdot 0.3 \cdot 10^4 = 0.532 \text{ ГПа}.$$

Рост температуры в зоне сдвига

$$\begin{aligned} \Delta T_1 &= \frac{\dot{\gamma}_1 \cdot \tau \cdot \Delta t_1 / \rho C_v}{1 + \chi \cdot \Delta t_1 / d_1^2} \\ &= \frac{1.88 \cdot 10^6 \cdot 0.532 \cdot 10^9 \cdot 0.06 \cdot 10^{-6} / 2.77 \cdot 10^3 \cdot 0.88 \cdot 10^3}{1 + 85.9 \cdot 10^{-6} \cdot 0.06 \cdot 10^{-6} / (1.6 \cdot 10^{-6})^2} = 81 \text{ К}, \end{aligned}$$

$$\Delta T_2 = \frac{\dot{\gamma}_2 \cdot \tau \cdot \Delta t_2 / \rho C_v}{1 + \chi \cdot \Delta t_2 / d_2^2}$$

$$= \frac{5.68 \cdot 10^6 \cdot 0.532 \cdot 10^9 \cdot 0.65 \cdot 10^{-6} / 2.77 \cdot 10^3 \cdot 0.88 \cdot 10^3}{1 + 85.9 \cdot 10^{-6} \cdot 0.65 \cdot 10^{-6} / (5.28 \cdot 10^{-6})^2} = 268 \text{ К.}$$

Параметр Зинера–Холомона

$$Z = \dot{\gamma} \exp \frac{Q}{R \cdot T} = 5.68 \cdot 10^6 \exp \frac{144.4 \cdot 10^3}{8.31434 \cdot 293} = 3.14 \cdot 10^{32}.$$

Размер зерна определяется выражением $d^{-1} = B \ln Z + C$. Для $B = 108$ и $C = 3611$ получим размер зерна, равный $d = 1.17 \mu\text{m}$, что практически совпадает со средним размером зерен на рис. 2, *b*.

Представленные расчеты показывают, что условия динамической рекристаллизации выполняются только при двукратном ударном нагружении, что в первую очередь связано с десятикратным увеличением продолжительности локальных сдвиговых процессов, интенсивность которых характеризуется дисперсией массовой скорости. В случае однократного нагружения абсолютная величина сдвиговой деформации оказывается слишком малой ($\gamma = 1.13$), а температура в полосе сдвига повышается всего на 81°C , что явно недостаточно для процесса динамической рекристаллизации.

Последние исследования в области динамической рекристаллизации показывают, что существенный вклад в этот процесс вносят не только дислокационные механизмы миграции границ зерен, но и локальные ротационные механизмы [1,2]. На начальной стадии процесса деформирования хаотически распределенные дислокации образуют дислокационные ячейки, вытянутые вдоль направления деформирования. С ростом деформации ячеистые структуры эволюционируют в субграницы. Наконец, при некоторой критической величине деформации происходит множественное разрушение субграниц с одновременными самосогласованными поворотами отдельных отрезков субграниц: в результате чего зарождаются мелкие равноосные зерна. Поворотный механизм динамической рекристаллизации реализуется за очень короткие времена $10^{-4} - 10^{-5}$ с, что более чем на порядок меньше, чем это требуется при миграционном механизме.

Максимальное время действия локальных сдвиговых напряжений во всех опытах не превышало 650 ns, что много меньше времени,

необходимого для рекристаллизационных процессов, обусловленных дислокационными механизмами миграции границ зерен. Это позволяет заключить: в данном случае основную роль в процессе рекристаллизации играют поворотные механизмы [2,3].

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 09-02-00693а.

Список литературы

- [1] *Mescheryakov Yu.I., Divakov A.K.* // *Dymat*. J. 1994. V. 1. N 4. P. 272–287.
- [2] *Meyers M.A., Nesterenko V.F., La Salvia J.C., Xue Q.* // *Material Science and Engineering*. 2001. V. A317. P. 204–225.
- [3] *Meyers M.A., Xu Y.B., Pe'rez-Prado M.T., Mc Nelley T.R.* // *Acta Materialia*. 2003. V. 51. P. 1307–1325.