

УДК 539.52, 539.375.5, 53.043

DOI: 10.32326/1814-9146-2023-85-2-178-188

## МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ\*

© 2023 г.

Мелёхин Н.В.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный  
университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация*

melehin@nifti.unn.ru

*Поступила в редакцию 27.06.2022*

Разработана физическая модель высокоскоростного течения меди, позволяющая описать эволюцию микроструктуры. В основе модели лежат представления о механизмах зернограничного проскальзывания, деформационно-стимулированного роста зерен и динамической фрагментации, модели которых были разработаны в рамках теории неравновесных границ зерен. Эти представления модифицированы для описания высокоскоростного течения металлов и дополнены моделью динамической рекристаллизации.

Показано, что в процессе высокоскоростной деформации в областях материала с субмикронной структурой доминирует зернограничное проскальзывание и материал деформируется в режиме сверхпластичности. В областях материала с более крупным размером зерна доминирует внутризеренная деформация, сопровождающаяся фрагментацией и формированием мелкозернистой структуры с субмикронным размером зерна. Трансформация структуры из мелкозернистой в крупнозернистую происходит за счет деформационно-стимулированного роста зерен. Трансформация структуры из крупнозернистой в мелкозернистую происходит за счет динамической фрагментации. Переход от зернограничного проскальзывания к внутризеренной деформации происходит при оптимальном размере зерна, необходимом для протекания динамической рекристаллизации.

Циклическая смена механизмов деформации (от зернограничного проскальзывания к внутризеренной деформации) обусловлена чередованием процессов деформационно-стимулированного роста зерна и динамической фрагментации. Благодаря чередованию указанных циклов зернограничной и внутризеренной деформации в разных областях материала обеспечивается высокая скорость деформации и создаются условия для подавления процессов локального упрочнения и локального разупрочнения. При этом высокая скорость деформации достигается за счет большой объемной доли областей, в которых доминирует зернограничное проскальзывание. В областях, где доминирует внутризеренная деформация, происходит «подготовка» структуры для сверхпластического течения.

---

\* Выполнено при поддержке Министерством науки и высшего образования РФ (проект FSWR-2023-0037).

*Ключевые слова:* высокоскоростная деформация, динамическая рекристаллизация, сверхпластичность, эволюция микроструктуры, деформационно-стимулированный рост зерен.

## Введение

Изучению высокоскоростной деформации металлических материалов посвящено большое количество работ [1–6]. В настоящее время широко изучены макроскопические закономерности течения металла – скорости соударения пластин, их размера и др. [4, 6]. Например, известно [6], что при соударении плоских пластин из меди под углом  $60^\circ$  значения удлинения до разрушения достигают 1000%, процесс деформационного формирования занимает  $\sim 100$  мкс, скорость деформации материала  $\sim 10^5$  с $^{-1}$ , деформационный разогрев металла может достигать  $\sim 600$  °C [7].

Закономерности эволюции микроструктуры материала при подобных скоростях деформирования изучены мало. Экспериментально показано, что в структуре материала, подвергнутого высокоскоростному деформированию, наблюдается два типа областей, существенно отличающихся по микроструктуре [8]: области с мелкозернистой равноосной структурой с размером зерна 0,5–3 мкм (рис. 1в) и области с крупнозернистой структурой, в которой размер зерна достигает 20 мкм (рис. 1з). На рис. 1а, б показаны экспериментальные результаты [8].

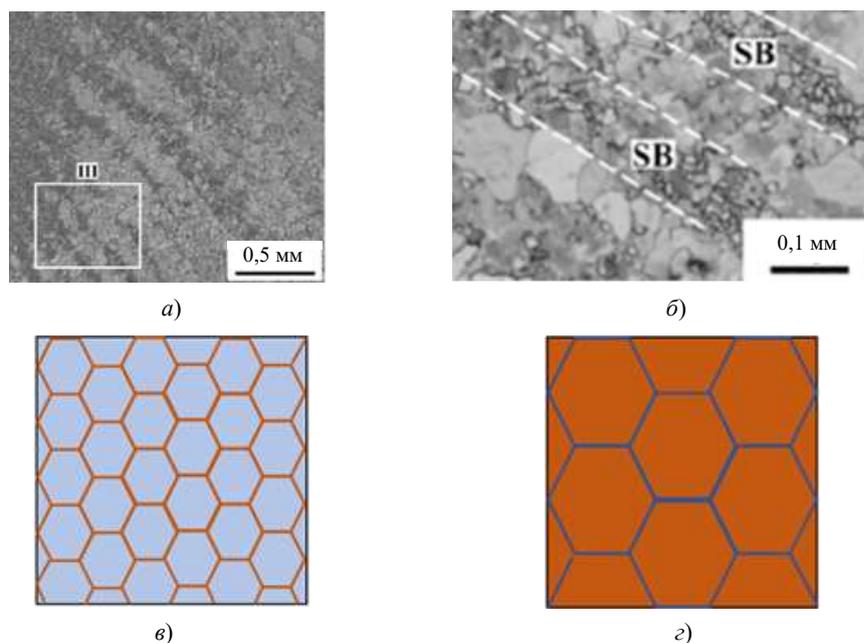


Рис. 1. Типы микроструктур меди после высокоскоростной деформации

Попытки описать процесс высокоскоростной деформации с учетом эволюции зеренной структуры предпринимались неоднократно [2, 3, 5]. Можно выделить два основных подхода. В первом авторы используют модели сверхпластического течения металлов [9], во втором – модели динамической рекристаллизации (ДР) [2, 3]. Однако до настоящего времени не разработана физической модели, которая позволяла бы объяснить наблюдаемое в эксперименте деформационное поведение материала при высоких скоростях деформации.

## 1. Качественное описание модели эволюции микроструктуры материала

Известно, что эффективная скорость деформации материала  $\dot{\epsilon}$  может быть описана как сумма скоростей зернограничной деформации (ЗГД) и внутризеренной деформации (ВЗД) [10, 11]:  $\dot{\epsilon} = X_v \dot{\epsilon}_v + X_b \dot{\epsilon}_b$ , где  $\dot{\epsilon}_v$  – скорость ВЗД,  $\dot{\epsilon}_b$  – скорость ЗГД;  $X_v$ ,  $X_b$  – объемные доли материала, в которых доминируют ВЗД и ЗГД соответственно ( $X_v + X_b = 1$ ).

В общем случае ВЗД и ЗГД развиваются одновременно. Когда скорость ВЗД существенно превышает скорость ЗГД, в материале происходит деформация зерен [10]. Если скорость ЗГД существенно превышает скорость ВЗД, в материале наблюдается сверхпластическое течение [10].

## 2. Количественное описание модели эволюции микроструктуры материала

Пусть в начальный момент времени в материале существует исходная крупнозернистая структура (схема показана на рис. 2а). При старте деформации вследствие внутризеренного скольжения начинается вытягивание исходных зерен (рис. 2б, в).

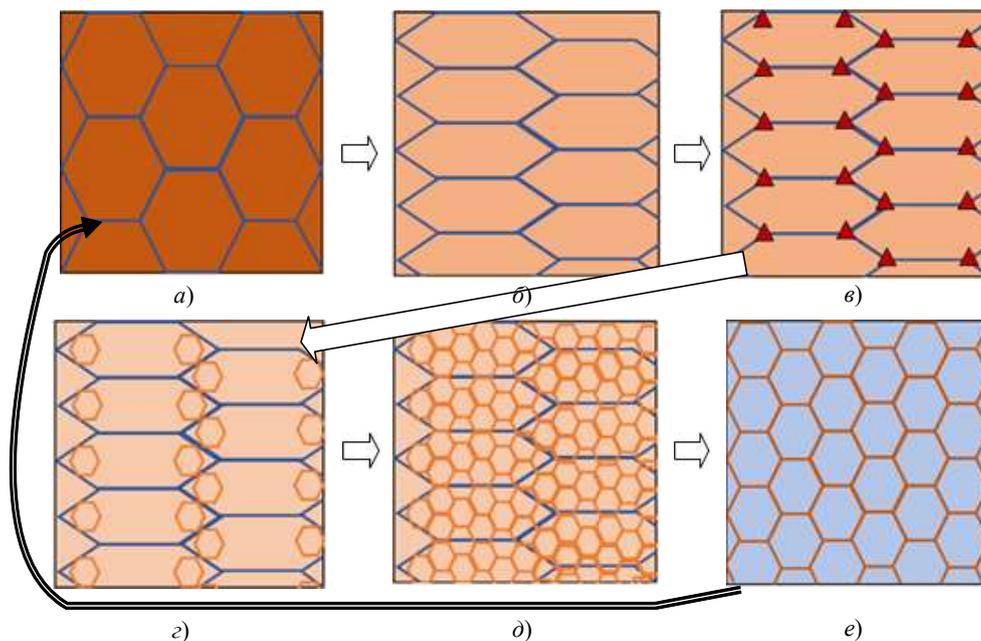


Рис. 2. Схема эволюции зеренной структуры

Скорость ВЗД при высокотемпературной деформации  $\dot{\epsilon}_v$  описывается соотношением [11]:

$$\dot{\epsilon}_v = B \frac{G\Omega}{kT} \left( \frac{\sigma}{G} \right)^p \frac{D^*}{b^2}, \quad (1)$$

где  $B$  – числовой параметр,  $G$  – модуль сдвига,  $\Omega$  – атомный объем,  $\sigma$  – напряжение течения,  $p$  – показатель степени ( $3 \leq p \leq 5$ ),  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – температура.

тура,  $b$  – модуль вектора Бюргерса,  $D^* = D_v + (\rho b^2)D_c$ ,  $D_v = D_{v0} \exp(-Q_v/(kT))$ ,  $D_c = D_{c0} \exp(-Q_c/(kT))$  – коэффициенты диффузии: эффективный, по объему и ядрам дислокаций соответственно;  $D_{v0}$ ,  $D_{c0}$  – предэкспоненциальные множители,  $Q_v$  – энергия активации объемной диффузии,  $Q_c$  – энергия активации диффузии по ядрам дислокаций,  $\rho$  – плотность дислокаций. В случае когда деформация контролируется объемной диффузией в материале,  $p = 3$ ,  $D^* = D_v$ . Когда деформация контролируется диффузией по ядрам дислокаций,  $D^* = (\rho b^2)D_c \sim (\sigma/G)^2 D_c$  и  $p = 5$  [11].

В условиях одноосного растяжения при внутризеренной деформации в соответствии с принципом Тейлора зерна будут вытягиваться в направлении максимума действующих напряжений. По мере вытягивания зерен в результате несовместности пластической деформации на границах, и в первую очередь в тройных стыках, в соответствии с [11–13] будут накапливаться дефекты ротационного типа (дисклинации). Наиболее устойчивые конфигурации дефектов такого типа представляют собой дисклинационные диполи. По достижении критической мощности, достаточной для образования поверхности раздела в материале, диполи могут приводить к образованию новых равноосных зерен (рис. 2з). Подробно механизм фрагментации в условиях интенсивной пластической деформации описан в [11].

В [14] показано, что в заданных температурно-скоростных условиях деформации существует предельный минимальный размер зерна (предел диспергирования). Наличие предела диспергирования обусловлено тем, что при малом размере зерен скорость диффузионных аккомодационных процессов оказывается очень велика, что препятствует достижению критической мощности дисклинаций в стыках зерен ( $\omega_{кр}$ ), необходимой для развития фрагментации.

Для цели настоящего исследования достаточно определить, на каком минимальном расстоянии  $d_f$  между сближающимися границами при деформации может наблюдаться процесс фрагментации. Для определения  $d_f$  приравняем энергию дисклинационного диполя  $G\omega_{кр}^2 d^2 / (4\pi(1-\nu)) \ln(R/d)$  ( $R$  – радиус экранирования поля диполей,  $R/d \approx 10$ ) к энергии образования новой поверхности раздела  $\gamma_b d$  [10]:

$$d_f = \frac{9,2\pi\gamma_b(1-\nu)}{G\omega_{кр}^2}, \quad (2)$$

где  $\gamma_b$  – удельная энергия границы зерен (ГЗ),  $\nu$  – коэффициент Пуассона,  $\omega_{кр}$  – критическая мощность дисклинационного диполя.

Отметим, что после завершения фрагментации возникает зеренная структура со средним размером зерна  $\geq d_f$ . В процессе ВЗД зерно будет вытягиваться в направлении действующего напряжения и сужаться в поперечном направлении. Процесс фрагментации будет доминирующим до тех пор, пока сформированный в результате размер зерна не обеспечит возможность протекания альтернативного механизма деформации.

Рассмотрим момент времени, когда в наблюдаемом объеме материала в результате фрагментации сформировалась однородная мелкозернистая структура (см. рис. 2д). В соответствии с [12] при малом размере зерна основным механизмом деформации является сверхпластическое течение, скорость которого контролируется зернограницным проскальзыванием. Скорость деформации  $\dot{\epsilon}_b$ , контролируемой зернограницным проскальзыванием, описывается выражением [11]:

$$\dot{\epsilon}_b = A_1 \left( \frac{\sigma}{G} \right)^2 \left( \frac{b}{d} \right)^2 \frac{D_b^* \delta G \Omega}{b^3 kT}, \quad (3)$$

где  $A_1$  – параметр ( $\sim 100$ );  $d$  – текущий размер зерна;  $D_b$  – коэффициент зернограницной диффузии;  $\delta$  – ширина ГЗ;  $D_b^* = D_{b0} \exp(-Q_b/(kT))$ ;  $Q_b$  – энергия активации зернограницной диффузии;  $D_{b0}$  – предэкспоненциальный множитель. При значениях параметров, указанных в таблице 1, величина  $\dot{\epsilon}_b \sim 10^5 \text{ с}^{-1}$ .

Таблица 1

Типичные значения параметров для меди

Параметр	Значение	Параметр	Значение
$\omega^*$	0,02	$G$	46 ГПа
$b$	0,256 нм	$D_{v0}$	$2 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$
$\Omega$	$1,2 \cdot 10^{-29} \text{ м}^3$	$\delta D_{b0}$	$5 \cdot 10^{-15} \text{ м}^3/\text{с}$
$\gamma_b$	0,55 Дж/м <sup>2</sup>	$Q_v/kT_m$	19,6
$\delta$	$2b$	$Q_c/kT_m$	10,4
$\nu$	0,35	$Q_b/kT_m$	9,2
$A_1$	100	$T_m$	1356 К

В условиях сверхпластической деформации зерна укрупняются вследствие деформационно-стимулированного роста зерен [10].

В соответствии с моделью [10] скорость деформационно-стимулированного роста зерна в условиях сверхпластической деформации может быть описана выражением:

$$\dot{d} = A_p c_b \left( \frac{\sigma}{G} \right) \left( \frac{b}{d} \right) b, \quad (4)$$

где

$$A_p = \frac{2\pi}{\ln(d/b)}, \quad c_b = G \frac{D_b^* \delta}{kT}.$$

При значениях параметров, приведенных в таблице 1, величина  $\dot{d}$  составляет  $\sim 10^{-2} \text{ м/с}$ .

Поскольку скорость сверхпластической деформации в соответствии с (3) существенно зависит от размера зерна, через время  $t^*$  зерно в материале достигнет размера, при котором скорость ЗГД окажется ниже скорости ВЗД (рис. 2e). Найдем размер зерна  $d_{ss}$ , при котором будет происходить переход от ЗГД к ВЗД. Для этого приравняем скорости деформации в выражениях (1) и (3) и после преобразований получим:

$$\frac{\sigma}{G} \left( \frac{d}{b} \right)^{2/(p-2)} = \left( \frac{X_b}{X_v} \frac{A_1}{B} \frac{D_b}{D^*} \frac{\delta}{b} \frac{\Omega}{b^3} \right)^{1/(p-2)}. \quad (5)$$

Выражение (5) хорошо согласуется с экспериментально установленной многими авторами зависимостью, описывающей связь между размером зерна на установившейся стадии деформации и напряжением течения в случае динамической рекристаллизации [15–18]:

$$\frac{\sigma}{G} \left( \frac{d_{ss}}{b} \right)^r = K, \quad (6)$$

где  $d_{ss}$  – средний размер зерна на стадии установившегося течения ДР, коэффициент  $K$  составляет  $\sim 10$  [15, 16, 18], параметр  $r$  для меди, по данным [17, 18], составляет 0,81.

Сравнивая (5) и (6), найдем, что  $r = 2/(p - 2)$ , откуда следует, что при  $r = 0,81$  параметр  $p = 4,47$ . Также из сравнения (5) и (6) следует, что параметр

$$K = \left( \frac{X_b}{X_v} \frac{A_1}{B} \frac{D_b}{D^*} \frac{\delta}{b} \frac{\Omega}{b^3} \right)^{1/(p-2)}$$

Подставляя типичные значения параметров (см. таблицу 1), найдем, что параметр  $B$  в соотношении (1) составляет  $\sim 10^9$ .

При дальнейшем повторении цикла эволюции структуры размер зерна на стадии фрагментации будет лежать в диапазоне  $d_f \leq d \leq d_{ss}/2$ . Поскольку на стадии ЗГД напряжение течения тем ниже, чем меньше размер зерна, эта величина будет стремиться к минимальному значению в указанном диапазоне.

### 3. Применение описанной модели

Рассмотрим случай высокоскоростного соударения медных пластин под углом  $60^\circ$  при скорости  $\sim 7000$  м/с. Сформированный при ударе выплеск будет иметь размер  $\sim 5$  мм. Определим распределение температуры по сечению выплеска. Отличие температур в разных точках выплеска обусловлено разной величиной деформационного разогрева материала на стадии соударения. Теплообмен между слоями в первом приближении можно исключить из-за малых времен протекания процесса.

Данные из [19–23] позволяют рассчитать в первом приближении профиль температуры по сечению (рис. 3а). Распределение считается линейным, поскольку за малые ( $10^{-4}$  с) времена деформации теплопроводность не успевает оказать существенного влияния на характер профиля температуры и градиент температур определяется разницей деформаций.

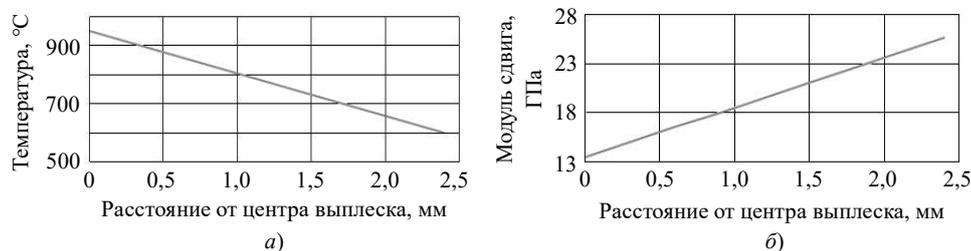


Рис. 3. Профиль распределения: а – температур, б – модуля сдвига в сечении выплеска

Как известно, температура оказывает существенное влияние на величину модуля сдвига. На рис. 3б приведено распределение модуля сдвига в сечении выплеска при соударении пластин с учетом его линейной зависимости от температуры [24]. Минимальное значение модуля наблюдается в центральной области выплеска, максимальное – на поверхности (расстояние внешней поверхности выплеска от центра 2,4 мм).

Распределение величины  $d_f$  в сечении выплеска, полученное с использованием (2) и зависимости на рис. 3, приведено на рис. 4а. В результате деформационно-стимулированного роста зерно в мелкозернистой области увеличивается от значения  $d_f$  до  $d_{ss}$ . Распределение величины  $d_{ss}$  по сечению выплеска приведено на рис. 4б.

Для определения времени, необходимого для перехода от ЗГД к ВЗД, нужно найти скорость деформационно-стимулированного роста зерна в данных условиях. Эта величина различается в разных точках сечения. Продолжительность стадии ЗГД (время, в течение которого зерно вырастет от  $d_f$  до  $d_{ss}$ ) зависит от скорости роста зерна, определяемой из (4):

$$d_{ss}^2 - d_f^2 = \alpha t_{\text{ЗГД}}, \quad \alpha = A_p c_b \frac{\sigma}{G} b^2.$$

После стадии ЗГД начинается стадия ВЗД, в результате которой поперечный размер зерна уменьшается от  $d_{ss}$  до  $d_f$ . Продолжительность стадии ВЗД зависит от скорости деформации  $\dot{\epsilon} = (d - d_0)/(d_0 t_{\text{ВЗД}})$  и для нашего случая  $t_{\text{ВЗД}} = |d_f - d_{ss}|/(d_{ss} |\dot{\epsilon}|)$ .

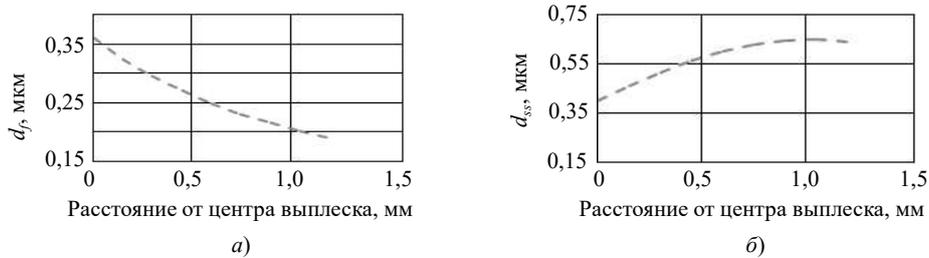


Рис. 4. Распределение размера зерна фрагментированной структуры (а) и предельной для ЗГД величины размера зерна (б)

Зная для каждой точки сечения выплеска продолжительность стадий ВЗД и ЗГД, можно построить пространственно-временную диаграмму микроструктуры (рис. 5).

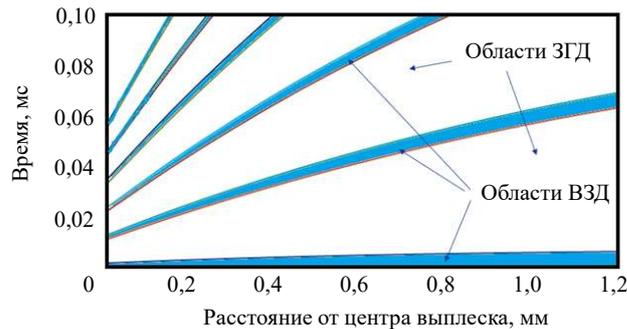


Рис. 5. Расчетное пространственно-временное распределение микроструктур в поперечном сечении выплеска

В рамках описанной модели деформация протекает при последовательной смене друг друга стадии ВЗД и ЗГД, то есть эволюция процессов в сечении выплеска при косом высокоскоростном соударении медных пластин во времени состоит из отрезков времени  $t_{\text{ВЗД}}$  и  $t_{\text{ЗГД}}$ .

### Выводы

Разработанная модель эволюции микроструктуры при высокоскоростной деформации меди описывает причину формирования областей с разной микроструктурой. В материале протекают процессы, попеременно сменяющие друг друга. В областях с мелкозернистой структурой протекает сверхпластическая деформация, контролирующая высокоскоростное течение и деформационно-стимулированный рост зерен, который приводит к формированию крупнозернистой структуры. В областях с крупнозернистой структурой протекает динамическая рекристаллизация, которая приводит к формированию мелкозернистой структуры, необходимой для реализации сверхпластического течения.

Соотношение ширины полос с мелкозернистой структурой, деформация в которых контролируется ЗГД, и полос с крупнозернистой структурой, деформация в которых контролируется ВЗД, в конкретный момент времени зависит от исходной структуры и соотношения коэффициентов диффузии по объему и границам зерен.

Из приведенной на рис. 5 карты эволюции микроструктуры видно, во-первых, что продолжительность стадии ВЗД гораздо меньше продолжительности стадии ЗГД, во-вторых, что в центральной части выплеска за 100 мкс процесс полной перестройки структуры успевает произойти 10–15 раз, в периферийных областях 3–5 раз.

#### Список литературы

1. Nesterenko V.F., Meyers M.A., La Salvia J.C. et al. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum. *Materials Science and Engineering A*. 1997. Vol. 229. Iss. 1-2. P. 23–41. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(96\)10847-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(96)10847-9).
2. Meyers M.A., Nesterenko V.F., Lasalviaet J. et al. Observation and modeling of dynamic recrystallization in high-strain, high-strain rate deformation of metals. *Journal de Physique IV (Proceedings)*. 2000. Vol. 10. P. 225–230. DOI: 10.1051/jp4:2000909.
3. Andrade U., Meyers M.A., Vecchio K.S. et al. Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1994. Vol. 42. Iss. 9. P. 3183–3195. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)90417-0](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)90417-0).
4. Fan A-l., Li S.-k., Tian W.-h., Wang F.-c. Comparison of microstructures in electroformed and spin-formed copper liners of shaped charge undergone high-strain-rate deformation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China Trans.* 2007. Vol. 17. No 6. P. 1447–1450. DOI: 10.1016/S1003-6326(07)60292-1.
5. Gurevitch A.C., Murr L.E., Shih H.K. et al. Characterization and comparison of microstructures in the shaped-charge regime: Copper and tantalum. *Materials Characterization*. 1993. Vol. 30. Iss. 3. P. 201–216. DOI: 10.1016/1044-5803(93)90022-N.
6. Баум Ф.А., Станюкович К.П., Шехтер Б.И. *Физика взрыва*. М.: ГИФМЛ, 1959. 800 с.
7. Elshenawy T. Determination of the velocity difference between jet fragments for a range of copper liners with different small grain sizes. *Propellants Explosives Pyrotechnics*. 2016. Vol. 41. Iss. 1. P. 69–75. DOI: 10.1002/prop.201500095.
8. Sun M., Yang W., He H. Shear localization and recrystallization in an ultrahigh strain rate deformed copper shaped charge liner. *Materials Characterization*. 2021. Vol. 177. P. 111184–1–111184-12. DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2021.111184.
9. Chokshi A.H., Meyers M.A. The prospects for superplasticity at high strain rates: Preliminary considerations and an example. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1990. Vol. 24. P. 605–610.
10. Чувильдеев В.Н. *Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения*. М.: Физматлит, 304 с.
11. Рыбин В.В. *Большие пластические деформации и разрушение металлов*. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
12. Perevezentsev V.N., Rybin V.V., Chuvil'deev V.N. The theory of structural superplasticity. Part I-IV. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992. Vol. 40. No 5. P. 887–923.
13. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации. *Вопросы материаловедения*. 2002. №1(29). С. 11–34.
14. Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. *Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation*. New York: Nova Science Publishers Inc., 2010. 548 p.
15. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford: Pergamon Press, 1982. 166 p.
16. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. *Закономерности деформационного измельчения структуры металлов и сплавов*. Н. Новгород: Изд-во ННГУ, 2012. 99. с.
17. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R. et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 60. P. 130–207. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.
18. Blaz L., Sakai T., Jonas J.J. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization

of copper. *Metal Science*. 1983. Vol. 17. Iss. 12. P. 609–616. <https://doi.org/10.1179/030634583790420448>.

19. Twiss R.J. Theory and applicability of a recrystallized grain size paleoiezometer. *Pure and Applied Geophysics*. 1977. Vol. 115. P. 227–244.

20. Raj S.V., Pharr G.M. A Compilation and analysis of data for the stress dependence of the subgrain size. *Materials Science and Engineering*. 1986. Vol. 81. P. 217–237. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(86\)90265-X](https://doi.org/10.1016/0025-5416(86)90265-X).

21. Ren B., Gang T., Wen P. et al. Analysis of the formation mechanism of the slug and jet center hole of axisymmetric shaped charges. *Results in Physics*. 2018. Vol. 9. P. 135–141. DOI: 10.1016/J.RINP.2018.02.040.

22. Zain A.M., Elhadi E.A. Simulation of 85 mm shaped charge jet tip velocity and penetration. *International Journal of Engineering Sciences Paradigms and Researches*. 2017. Vol. 44. Iss. 1. P. 1–7.

23. Walters W.P., Zukas J.A. *Fundamentals of Shaped Charges*. New York: John Wiley & Sons, 1989. 398 p.

24. Carleone J., Jameson R., Chou P.Ch. The tip origin of a shaped charge jet. *Propellants, Explosives, Pyrotechnics*. 1977. Vol. 2. Iss. 6. P. 126–130.

#### References

1. Nesterenko V.F., Meyers M.A., La Salvia J.C. et al. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum. *Mater. Sci. Eng. A*. 1997. Vol. 229. Iss. 1-2. P. 23–41. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(96\)10847-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(96)10847-9).

2. Meyers M.A., Nesterenko V.F., Lasalviaet J. et al. Observation and modeling of dynamic recrystallization in high-strain, high-strain rate deformation of metals. *J. Phys. IV*. 2000. Vol. 10. P. 225–230. DOI: 10.1051/jp4:2000909.

3. Andrade U., Meyers M.A., Vecchio K.S. et al. Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1994. Vol. 42. Iss. 9. P. 3183–3195. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)90417-0](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)90417-0).

4. Fan A.-l., Li S.-k., Tian W.-h., Wang F.-c. Comparison of microstructures in electroformed and spin-formed copper liners of shaped charge undergone high-strain-rate deformation. *T. Nonfer. Metal. Soc.* 2007. Vol. 17. No 6. P. 1447–1450. DOI: 10.1016/S1003-6326(07)60292-1.

5. Gurevitch A.C., Murr L.E., Shih H.K. et al. Characterization and comparison of microstructures in the shaped-charge regime: Copper and tantalum. *Mater. Character.* 1993. Vol. 30. Iss. 3. P. 201–216. DOI: 10.1016/1044-5803(93)90022-N.

6. Baum F.A., Stanyukovich K.P., Shekhter B.I. *Fizika vzryva [Physics of Explosion]*. Moscow. GIFML Publ. 1959. 800 p. (In Russian).

7. Elshenawy T. Determination of the velocity difference between jet fragments for a range of copper liners with different small grain sizes. *Propellants Explos. Pyrotech.* 2016. Vol. 41. Iss. 1. P. 69–75. DOI: 10.1002/prop.201500095.

8. Sun M., Yang W., He H. Shear localization and recrystallization in an ultrahigh strain rate deformed copper shaped charge liner. *Mater. Character.* 2021. Vol. 177. P. 111184-1–111184-12. DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2021.111184.

9. Chokshi A.H., Meyers M.A. The prospects for superplasticity at high strain rates: Preliminary considerations and an example. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1990. Vol. 24. P. 605–610.

10. Chuvil'deev V.N. *Neravnovesnye granitsy zeren v metallakh. Teoriya i prilozheniya [Nonequilibrium Grain Boundaries in Metals. The Theory and Applications]*. Moscow. Physmatlit Publ. 2004. 304 p. (In Russian).

11. Rybin V.V. *Bolshie plasticheskie deformatsii i razrushenie metallov [Large Plastic Deformations and Metal Fracture]*. Moscow. Metallurgiya Publ. 1986. 224 p. (In Russian).

12. Perevezentsev V.N., Rybin V.V., Chuvil'deev V.N. The theory of structural superplasticity. Part I-IV. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992. Vol. 40. No 5. P. 887–923.

13. Rybin V.V. Zakonomernosti formirovaniya mezostruktur v khode razvitoy plasticheskoy deformatsii [Laws of formation of mesostructures during the developed plastic deformation]. *Voprosy Materialovedeniya*. 2002. No 1(29). P. 11–34 (In Russian).

14. Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. *Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation*. New York. Nova Science Publishers Inc. 2010. 548 p.
15. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford. Pergamon Press. 1982. 166 p.
16. Sarafanov G.F., Perevezentsev V.N. *Zakonomernosti deformatsionnogo izmelcheniya struktury metallov i splavov [Regularities of Deformation Grinding of the Structure of Metals and Alloys]*. N.Novgorod. UNN Publ. 2012. 99 p. (In Russian)
17. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R. et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Prog. Mater. Sci.* 2014. Vol. 60. P. 130–207. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.
18. Blaz L., Sakai T., Jonas J.J. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper. *Metal Science*. 1983. Vol. 17. Iss. 12. P. 609–616. <https://doi.org/10.1179/030634583790420448>.
19. Twiss R.J. Theory and applicability of a recrystallized grain size paleopiezometer. *Pure Appl. Geophys.* 1977. Vol. 115. P. 227–244.
20. Raj S.V., Pharr G.M. A Compilation and analysis of data for the stress dependence of the subgrain size. *Mater. Sci. Eng.* 1986. Vol. 81. P. 217–237. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(86\)90265-X](https://doi.org/10.1016/0025-5416(86)90265-X).
21. Ren B., Gang T., Wen P. et al. Analysis of the formation mechanism of the slug and jet center hole of axisymmetric shaped charges. *Results in Phys.* 2018. Vol. 9. P. 135–141. DOI: 10.1016/J.RINP.2018.02.040.
22. Zain A.M., Elhadi E.A. Simulation of 85 mm shaped charge jet tip velocity and penetration. *International Journal of Engineering Sciences Paradigms and Researches*. 2017. Vol. 44. Iss. 1. P. 1–7.
23. Walters W.P., Zukas J.A. *Fundamentals of Shaped Charges*. New York. John Wiley & Sons. 1989. 398 p.
24. Carleone J., Jameson R., Chou P.Ch. The tip origin of a shaped charge jet. *Propellants, Explos. Pyrotech.* 1977. Vol. 2. Iss. 6. P. 126–130.

## A MODEL OF MICROSTRUCTURE EVOLUTION UNDER HIGH-STRAIN RATE DEFORMATION OF COPPER\*

**Melekhin N.V.**

*National Research Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod,  
Nizhny Novgorod, Russian Federation*

melehin@nifti.unn.ru

*Received by the Editor 2022/06/27*

A physical model of high-strain rate deformation of metallic materials has been developed to describe the evolution of microstructure during the process. The model is based on representations of the mechanisms of grain boundary sliding, strain-induced grain growth and dynamic fragmentation of coarse grains developed in the framework of the theory of nonequilibrium grain boundaries. These representations are modified for the description of high-speed flow and supplemented by a model of dynamic recrystallization.

It is shown that during high-strain rate deformation of metallic materials, grain boundary sliding dominates in the material regions with a fine-grained submicron structure and the material deforms in the superplasticity mode. In regions of material with larger grain size, grain volume deformation dominates, accompanied by fragmentation and formation of fine-grained structure with submicron

---

\*This work was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (Project No FSWR-2023-0037).

grain size. The transformation of the structure from fine-grained to coarse-grained occurs due to strain-induced grain growth. Transformation of structure from coarse grain to fine grain occurs due to dynamic fragmentation. The transition from grain boundary sliding to grain volume deformation occurs at grain size corresponding to the optimum value for the course of dynamic recrystallization.

The cyclic change of deformation mechanisms (from grain boundary strain-induced to grain volume deformation) is caused by alternation of the processes of deformation-stimulated grain growth and dynamic fragmentation.

The alternation of the above cycles of grain boundary and intragranular deformation in different regions of the material makes it possible to maintain a high strain rate and suppress the processes of both local hardening and local softening.

The high strain rate is achieved at the expense of a high strain of the regions in which grain sliding dominates. In the regions dominated by intragranular deformation, the structure is "prepared" for superplastic flow.

*Keywords:* dynamic deformation, dynamic recrystallization, high-strain rate superplasticity, microstructure.