

УДК 539.5

Краткое сообщение

Особенности динамических эффектов в облучённых металлах

В.В. Малащенко

ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина»

283114, Россия, Донецк, ул. Р. Люксембург, 72

malashenko@donfti.ru

DOI: 10.26456/pcascnn/2025.17.102

Аннотация: Выполнен теоретический анализ скольжения ансамбля краевых дислокаций в облучённом металле с высокой концентрацией наноразмерных дефектов (призматические дислокационные петли). Задача была решена в рамках теории динамического взаимодействия дефектов. В облучённом металле реализуется высокоскоростная деформация под действием интенсивных внешних воздействий. Механизм диссипации заключается в необратимом переходе энергии внешних воздействий в энергию поперечных колебаний дислокации в плоскости скольжения. Эффективность этого механизма зависит от наличия щели в спектре дислокационных колебаний. В нашем случае спектральная щель появляется в результате коллективного взаимодействия дислокаций ансамбля. Получено аналитическое выражение зависимости динамического предела текучести от концентрации дислокационных петель и плотности дислокаций в облучённом металле. Предсказан эффект сухого трения дислокаций. Он заключается в том, что сила динамического торможения дислокации круговыми дислокационными петлями не зависит от скорости движения дислокаций. Соответственно вклад дислокационных петель в динамический предел текучести облучённого металла не зависит от скорости пластической деформации. Выполнены численные оценки вклада сухого трения дислокаций в динамический предел текучести облучённых металлов. Величина этого вклада может составлять 10^8 Па.

Ключевые слова: высокоскоростная деформация, дислокации, дислокационные петли, радиационные дефекты, облучённые металлы.

Малащенко Вадим Викторович – д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник отдела «Теория кинетических и электронных свойств нелинейных систем», ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт имени А.А. Галкина»

Short Communication

Features of dynamic effects in irradiated metals

V.V. Malashenko

Donetsk Institute for Physics and Engineering named after A.A. Galkin, Donetsk, Russia

DOI: 10.26456/pcascnn/2025.17.102

Abstract: A theoretical analysis of edge dislocation ensemble slip in irradiated metal with a high concentration of nanoscale defects (prismatic dislocation loops) is performed. The problem is solved within the framework of the theory of dynamic interaction of defects. High strain rate deformation occurs in the irradiated metal under intense external impact. The dissipation mechanism consists in the irreversible transition of the energy of external impact into the energy of transverse oscillations of a dislocation in the slip plane. The efficiency of this mechanism depends on the presence of a gap in the spectrum of dislocation oscillations. In our case, the spectral gap appears as a result of the collective interaction of dislocations. Analytical expression for the dependence of the dynamic yield strength on dislocation loop concentration and the dislocations density in the irradiated metal is obtained. The effect of dry friction of dislocations is predicted. It consists in the fact that the force of dynamic drag of dislocations by circular dislocation loops does not depend on the dislocations velocity. Accordingly, the contribution of dislocation loops into the dynamic yield strength of irradiated metal does not depend on the strain deformation rate. Calculated estimates of the contributions of dry friction of dislocations into the dynamic yield strength of irradiated metals are made. The value of this contribution can reach 10^8 Pa.

Keywords: high strain rate deformation, dislocations, dislocation loops, radiation defects, irradiated metals.

© В.В. Малащенко, 2025

Vadim V. Malashenko – Dr. Sc., Professor, Chief Researcher of the Department «Theory of kinetic and electronic properties of nonlinear systems», Donetsk Institute for Physics and Engineering named after A.A. Galkin, ORCID: 0000-0001-7073-8762

Поступила в редакцию/received: 22.06.2025; после рецензирования/reviced: 17.07.2025; принята/accepted 19.07.2025.

1. Введение

Металлы и сплавы являются важными функциональными материалами, широко используемыми во всех отраслях промышленности. В процессе эксплуатации они могут быть подвергнуты радиационному облучению [1], а также высокоэнергетическим внешним воздействиям, в том числе ударно-волновым [2-6]. Радиационное облучение металлов оказывает существенное влияние на их структуру, а, следовательно, и на механические свойства. Оно приводит к возникновению огромного количества дефектов, в частности точечных дефектов и круговых дислокационных петель, радиус которых находится в пределах наноразмерной области. Наличие наноразмерных дефектов оказывает весьма существенное влияние на характер неупругих процессов в условиях высокоскоростной деформации, инициированной интенсивными внешними воздействиями. Дислокации при этом совершают надбарьерное скольжение, их скорости достигают значений от десятков метров в секунду до околосвуковых скоростей. Они преодолевают поля структурных дефектов динамическим образом, т. е. без помощи тепловых флуктуаций. Повышение роли наноразмерных дефектов в динамической области обусловлено тем, что время их взаимодействия с дислокацией, во многом определяющее действие динамических эффектов, на порядок и более превышает время взаимодействия с точечными дефектами.

Целью данной работы является теоретический анализ особенностей динамических эффектов в облучённых металлах в условиях интенсивной внешней нагрузки.

2. Постановка задачи и результаты

Надбарьерное скольжение дислокаций относится к быстропротекающим процессам, поэтому для их анализа исследователи довольно часто прибегают к использованию метода молекулярной динамики (ММД), доказавшего свою эффективность при решении подобных задач [7-9]. Метод ММД позволяет наглядно представить процесс взаимодействия дислокаций с другими структурными дефектами, но он не даёт возможности получить аналитические зависимости механических свойств деформируемых материалов от характеристик дефектов и скорости деформации. Такие зависимости можно получить в рамках развитой нами теории динамического взаимодействия дефектов (ДВД) [10-13].

Рассмотрим скольжение ансамбля бесконечных краевых дислокаций под действием постоянного сдвигового напряжения σ_{xy}^0 . Плоскости скольжения дислокаций параллельны XOZ . Линии дислокаций параллельны оси OZ , их векторы Бюргерса параллельны оси OX . Дислокации совершают скольжение со скоростью v в облучённом металле, содержащем точечные радиационные дефекты и призматические круговые дислокационные петли, хаотически распределённые в плоскостях параллельных XOZ .

Уравнение движения k -ой дислокации ансамбля представляет собой неоднородное волновое уравнение, правая часть которого содержит сумму напряжений, создаваемых на линии дислокации внешними нагрузками и внутренними структурными дефектами

$$m \left\{ \frac{\partial^2 W_k}{\partial t^2} - c^2 \frac{\partial^2 W_k}{\partial z^2} \right\} = b \left[\sigma_{xy}^0 + \sigma_{xy}^{dis} + \sigma_{xy}^d + \sigma_{xy}^L \right] - B \frac{\partial W_k}{\partial t}. \quad (1)$$

Здесь m – масса единицы длины дислокации, $W_k(z, t)$ – функция, определяющая положение k -ой дислокации ансамбля, b – модуль вектора Бюргерса дислокации, c – скорость распространения звука в металле, σ_{xy}^{dis} – компонента тензора напряжений, создаваемых на линии k -й дислокации другими дислокациями ансамбля, σ_{xy}^d – создаваемых там же точечными дефектами, σ_{xy}^L – создаваемых круговыми дислокационными петлями, B – фононная константа демпфирования. Функция $W_k(z, t)$ может быть представлена в виде

$$W_k(z, t) = w_k(z, t) + vt. \quad (2)$$

Здесь функция $w_k(z, t)$ описывает поперечные колебания дислокации, при этом её среднее значение по случайному распределению структурных дефектов и по длине дислокации равно нулю. Усреднение выполняется с помощью стандартной процедуры

$$\langle f(r_i) \rangle = \frac{1}{L_{dis} L} \int dz \int_V \prod_{i=1}^N f(r_i) \frac{dr_i}{V^N}, \quad (3)$$

где L_{dis} – длина дислокации, V – объём кристалла, N – число дефектов в кристалле. При усреднении число дефектов N и объём кристалла V стремятся к бесконечности, а их отношение при этом остается постоянным и равно средней концентрации дефектов.

Механизм диссипации при надбарьерном скольжении дислокации заключается в необратимом переходе энергии внешней нагрузки в энергию поперечных колебаний дислокации. Эффективность этого механизма зависит от вида спектра дислокационных колебаний, в первую очередь от наличия в нём щели. Появление щели снижает диапазон дислокационных колебаний, тем самым снижая и силу торможения. При высокой плотности

дислокаций эта щель может появиться в результате коллективного взаимодействия дислокаций ансамбля. Тогда спектр дислокационных колебаний примет вид:

$$\omega(q_z) = \sqrt{c^2 q_z^2 + \Delta^2}. \quad (4)$$

Здесь q_z – волновой вектор, Δ – спектральная щель.

Получим выражение для спектральной щели, возникающей в результате коллективного взаимодействия дислокаций ансамбля. Будем считать, что все дислокации ансамбля расположены на одинаковом расстоянии друг от друга и это расстояние равно a . Тогда сила, действующая на единицу длины k -ой дислокации со стороны других дислокаций ансамбля, равна

$$F_k = b\sigma_{ens} = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{Mb^2}{na + w_k} - \sum_{n=1}^{\infty} \frac{Mb^2}{na - w_k}, \quad (5)$$

где $M = \frac{\mu}{2\pi(1-\gamma)}$, γ – коэффициент Пуассона. Тогда имеем

$$F_k = -2Mb^2 \sum_{n=1}^{\infty} \frac{w_k}{n^2 a^2 \left(1 - \frac{w_k^2}{n^2 a^2}\right)} \approx -\lambda^2 w_k, \quad \lambda^2 = \frac{Mb^2 \pi^2}{3a^2}. \quad (6)$$

В реальном кристалле дислокации не могут располагаться эквидистантно, и порядок величины λ^2 будет определяться средним расстоянием между дислокациями, которое в свою очередь выражается через плотность дислокаций ρ следующим образом: $a = 1/\sqrt{\rho}$. Тогда получаем

$$\lambda^2 = \frac{Mb^2 \pi^2 \rho}{3}. \quad (7)$$

Переходя в систему координат, связанную с движущейся дислокацией, получим выражение для спектральной щели в следующем виде

$$\Delta = \pi b \sqrt{\frac{M\rho}{3m}} = c \sqrt{\rho \frac{2\pi^3}{3(1-\gamma) \ln \frac{L_{dis}}{b}}}. \quad (8)$$

Поскольку величина $(L_{dis}/b) = 10^4 - 10^6$ и $\gamma = 10^{-1}$, получаем

$$\sqrt{\frac{2\pi^3}{3(1-\gamma) \ln \frac{L_{dis}}{b}}} \approx 1. \quad (9)$$

Следовательно, по порядку величины

$$\Delta = c\sqrt{\rho} = \frac{c}{L}. \quad (10)$$

Здесь L – среднее расстояние между дислокациями.

Сила динамического торможения дислокации структурными

дефектами, определяющая динамический предел текучести и другие механические свойства металлов, может быть вычислена во втором порядке теории возмущений

$$F = \left\langle \frac{\partial \sigma_{xy}(X=vt)}{\partial X} w_k(z,t) \right\rangle. \quad (11)$$

Функцию $w_k(z,t)$ найдём с помощью с помощью функции Грина

$$w_k = \iint dt' dz' G(z-z', t-t') \frac{b}{m} \sigma_{xy}^G(z', t'). \quad (12)$$

Выполним преобразование Фурье. Фурье-образ функции Грина в нашем случае имеет вид

$$G(\omega, q_z) = -\frac{1}{\omega^2 + i\beta\omega - c^2 q_z^2 - \Delta^2}. \quad (13)$$

Здесь введено обозначение $\beta = B/m$.

Для получения аналитического выражения силы сухого трения необходимо вычислить следующий интеграл

$$F = \frac{n_L b^2}{4\pi^2 m c v} \int_{-\infty}^{\infty} dq_y \cdot \int_{\frac{\Delta}{v}}^{\infty} dq_x q_x \frac{|\sigma_{xy}^L(q_x, q_y, 0)|^2}{\sqrt{q_x^2 - \Delta^2/v^2}}. \quad (14)$$

Здесь n_L – объемная концентрация круговых дислокационных петель, σ_{xy}^L – Фурье-образ компоненты тензора упругих напряжений, создаваемых этими петлями.

Сила динамического торможения дислокации круговыми дислокационными петлями приобретает характер сухого трения, т.е. не зависит от скорости движения дислокаций, в интервале дислокационных скоростей $v < v_L = R\Delta_{dis}$. Вклад этой силы в величину динамического предела текучести не зависит от скорости пластической деформации и может быть описан выражением

$$\tau_L = \mu n_L b R \sqrt{\frac{3(1-\gamma) \ln \frac{L_{dis}}{b}}{2\pi^3 \rho}}, \quad (15)$$

Как было отмечено выше, эффект сухого трения имеет место при движении дислокаций со скоростью $v < v_L = R\Delta_{dis}$. Выполним численную оценку этой скорости. Для значений $\rho = 10^{15} \text{ м}^{-2}$, $b = 3 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $c = 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $R = 3 \cdot 10^{-9} \text{ м}$ получим $v_L = 10^2 \text{ м/с}$.

Выполним численную оценку вклада силы торможения дислокаций круговыми дислокационными петлями в динамический предел текучести облучённого металла. Для типичных металлов $\mu = 5 \cdot 10^{10} \text{ Па}$, $n_L = 10^{23} \text{ м}^{-3}$, $\rho = 10^{15} \text{ м}^{-2}$, $b = 3 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $c = 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $R = 3 \cdot 10^{-9} \text{ м}$ получаем $\tau_L = 10^8 \text{ Па}$.

3. Заключение

Выполненный в статье анализ неупругих процессов в облучённых металлах, подвергнутых высокоскоростной деформации, позволил выявить существенные особенности коллективного взаимодействия в условиях высокой концентрации наноразмерных структурных дефектов, а именно круговых дислокационных петель. Развитый в теории ДВД подход позволил предсказать весьма интересный динамический эффект, проверка которого требует постановки новых целенаправленных экспериментов. Он заключается в том, что сила динамического торможения краевой дислокации круговыми дислокационными петлями не зависит от скорости дислокационного скольжения. Соответственно, вклад этих петель в динамический предел текучести не зависит от скорости пластической деформации. Численные оценки показывают, что этот вклад может быть весьма существенным.

Полученные результаты могут быть полезными при анализе изменения механических свойств облучённых металлов в условиях интенсивных внешних воздействий [14].

Библиографический список:

1. **Abernethy, R.G.** Effects of neutron irradiation on the brittle to ductile transition in single crystal tungsten / R.G. Abernethy, J.S.K.-L. Gibson, A. Giannattasio et al. // *Journal of Nuclear Materials*. – 2019. – V. 527. – Art. №151799. – 12 p. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.151799.
2. **Batani, D.** Matter in extreme conditions produced by lasers / D. Batani // *Europhysics Letters*. – 2016. – V. 114. – № 6. – P. 65001-p1-650001-p7. DOI: 10.1209/0295-5075/114/65001.
3. **Prabhakaran, S.** Laser shock peening without coating induced residual stress distribution, wettability characteristics and enhanced pitting corrosion resistance of austenitic stainless steel / S. Prabhakaran, A. Kulkarni, G. Vasanth et al. // *Applied Surface Science*. – 2017. – V. 428. – P. 17-30. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.09.138.
4. **Smith, R.F.** High strain-rate plastic flow in Al and Fe / R.F. Smith, J.H. Eggert, R.E. Rudd, et al. // *Journal of Applied Physics*. – 2011. – V. 110. – I. 12. – P. 123515-1-123515-11. DOI: 10.1063/1.3670001.
5. **Tramontina, D.** Molecular dynamics simulations of shock-induced plasticity in tantalum / D. Tramontina, E. Bringa, P. Erhart et al. // *High Energy Density Physics*. – 2014. – V. 10. – P. 9-15. DOI: 10.1016/j.hedp.2013.10.007.
6. **Singla, A.** Hugoniot elastic limit of single-crystal tantalum at normal and elevated temperatures subjected to extreme strain rates / A. Singla, A. Ray // *Physical Review B*. – 2022. – V. 105. – I. 6. – P. 064102-1-064102-19. DOI: 10.1103/PhysRevB.105.064102.
7. **Tapasa, K.** Computer simulation of dislocation–solute interaction in dilute Fe–Cu alloys / K. Tapasa, D.J. Bacon, Yu.N. Osetsky // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. – 2006. – V. 14. № 7. – P. 1153-1166. DOI: 10.1088/0965-0393/14/7/004.
8. **Walgraef, D.** Rate equation approach to dislocation dynamics and plastic deformation / D. Walgraef // *Materials Science and Engineering: A*. – 2002. – V. 322. – I. 1-2. – P. 167-175. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01676-8.
9. **Yanilkin, A.V.** Dynamics and kinetics of dislocations in Al and Al-Cu alloy under dynamic loading / A.V. Yanilkin, V.S. Krasnikov, A.Yu. Kuksin, A.E. Mayer // *International Journal of Plasticity*. – 2014. – V. 55. – P. 94-107. DOI: 10.1016/j.ijplas.2013.09.008.
10. **Malashenko, V.V.** Self-consistent description of the effect of point defects on spectrum and dynamic deceleration of dislocations / V.V. Malashenko, V.L. Sobolev, B.I. Khudik // *Physica Status Solidi (b)*. – 1987. – V. 143. – I. 2. – P. 425-431. DOI: 10.1002/pssb.2221430204.
11. **Malashenko, V.V.** Dynamic drag of dislocation by point defects in near-surface crystal layer / V.V. Malashenko // *Modern Physics Letters B*. – 2009. – V. 23. – I. 16. – P. 2041-2047. DOI:

10.1142/S0217984909020199.

12. **Малашенко, В.В.** Влияние плотности дислокаций на динамический предел текучести облученных металлов с гигантской магнитострикцией / В.В. Малашенко // Физика твёрдого тела. – 2024. – Т. 66. – Вып. 8. – С. 1403-1407. DOI: 10.61011/FTT.2024.08.58607.60.

13. **Malashenko, V.V.** Dynamic drag of edge dislocation by circular prismatic loops and point defects / V.V. Malashenko // Physica B: Condensed Matter. – 2009. – V. 404. – I. 21. – P. 3890-3893. DOI: 10.1016/j.physb.2009.07.122.

14. **Griffiths, M.** Effects of neutron irradiation on the Materials / M. Griffiths // Materials. – 2021. – V. 14. – I. 10. – Art. № 2622. – 47 p. DOI: 10.3390/ma14102622.

References:

1. Abernethy R.G., Gibson I.S.K.-L, Giannattasio A. et al. Effects of neutron irradiation on the brittle to ductile transition in single crystal tungsten, *Journal of Nuclear Materials*, 2019, vol. 527, art. no. 151799, 12 p. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2019.151799.

2. Batani D. Matter in extreme conditions produced by lasers, *Europhysics Letters*, 2016, vol. 114, no. 6, pp. 65001-p1-650001-p7. DOI: 10.1209/0295-5075/114/65001.

3. Prabhakaran S., Kulkarni A., Vasanth G. et al. Laser shock peening without coating induced residual stress distribution, wettability characteristics and enhanced pitting corrosion resistance of austenitic stainless steel, *Applied Surface Science*, 2017, vol. 428, pp. 17-30. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.09.138.

4. Smith R.F., Eggert J.H., Rudd R.E. et al. High strain-rate plastic flow in Al and Fe, *Journal of Applied Physics*, 2011, vol. 110, issue 12, pp. 123515-1-123515-11. DOI: 10.1063/1.3670001.

5. Tramontina D., Bringa E., Erhart P. et al. Molecular dynamics simulations of shock-induced plasticity in tantalum, *High Energy Density Physics*, 2014, vol. 10, pp. 9-15. DOI: 10.1016/j.hedp.2013.10.007.

6. Singla A., Ray A. Hugoniot elastic limit of single-crystal tantalum at normal and elevated temperatures subjected to extreme strain rates, *Physical Review B*, 2022, vol. 105, issue 6, pp. 064102-1-064102-19. DOI: 10.1103/PhysRevB.105.064102.

7. Tapasa K., Bacon D. J., Osetsky Yu. N. Computer simulation of dislocation–solute interaction in dilute Fe–Cu alloys, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2006, vol. 14, no. 7, pp. 1153-1166. DOI: 10.1088/0965-0393/14/7/004.

8. Walgraef D. Rate equation approach to dislocation dynamics and plastic deformation, *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 322, issue 1-2, pp. 167-175. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01676-8.

9. Yanilkin A.V., Krasnikov V.S., Kuksin A.Yu., Mayer A.E. Dynamics and kinetics of dislocations in Al and Al-Cu alloy under dynamic loading, *International Journal of Plasticity*, 2014, vol. 55, pp. 94-107. DOI: 10.1016/j.ijplas.2013.09.008.

10. Malashenko V.V., Sobolev V.L., Khudik B.I. Self-consistent description of the effect of point defects on spectrum and dynamic deceleration of dislocations, *Physica Status Solidi (b)*, 1987, vol. 143, issue 2, pp. 425-431. DOI: 10.1002/pssb.2221430204.

11. Malashenko V.V. Dynamic drag of dislocation by point defects in near-surface crystal layer, *Modern Physics Letters B*, 2009, vol. 23, issue 16, pp. 2041-2047. DOI: 10.1142/S0217984909020199.

12. Malashenko V.V. Vliyanie plotnosti dislokatsij na dinamicheskij predel tekuchesti obluchennykh metallov s gigantskoj magnitostriksiej [Effect of dislocation density on the dynamic yield strength of irradiated metals with giant magnetostriction], *Fizika tvordogo tela [Physics of the Solid State]*, 2024, vol. 66, issue 8, pp. 1403-1407. DOI: 10.61011/FTT.2024.08.58607.60. (In Russian).

13. Malashenko V.V. Dynamic drag of edge dislocation by circular prismatic loops and point defects, *Physica B: Condensed Matter*, 2009, vol. 404, issue 21, pp. 3890-3893. DOI: 10.1016/j.physb.2009.07.122.

14. Griffiths M. Effects of neutron irradiation on the Materials, *Materials*, 2021, vol. 14, issue 10, art. no. 2622, 47 p. DOI: 10.3390/ma14102622.