

Эмпирические оценки коэффициентов электронного и фононного торможения дислокаций в сплавах на основе Pb и Al

Н. В. Исаев, В. Д. Нацик, В. С. Фоменко

*Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины,
Украина, 310164, г. Харьков, пр. Ленина, 47
E-mail: isaev@ilt.kharkov.ua*

Статья поступила в редакцию 22 марта 1999 г.

Используя экспериментальные данные по кинетике пластического течения пяти ГЦК твердых растворов на основе свинца и алюминия, проанализирована зависимость от концентрации примеси пороговой температуры низкотемпературной аномалии пластичности, обусловленной влиянием инерционных эффектов на подвижность дислокаций. Показано, что результаты такого анализа позволяют получить оценки значений коэффициентов электронного и фононного торможения дислокаций в этих металлах и установить эмпирическую формулу для температурной зависимости фононного трения в области низких температур.

Використовуючи експериментальні дані про кінетику пластичної течії п'яти ГЦК твердих розчинів на основі свинцю та алюмінію, проаналізовано залежність від концентрації домішок порогової температури низькотемпературної аномалії пластичності, обумовленої впливом інерційних ефектів на рухливість дислокацій. Показано, що результати такого аналізу дозволяють одержати оцінки значень коефіцієнтів електронного і фононного тертя дислокацій в цих металах та встановити емпіричну формулу для температурної залежності фононного тертя в області низьких температур.

PACS: 62.20.Fe

1. Регистрируемые в экспериментах закономерности пластической деформации твердых растворов в области умеренно низких температур хорошо согласуются с представлениями о термически активированном характере движения дислокаций через примесные барьеры (стопоры). Однако в области водородно-гелиевых температур наблюдаются особенности (аномалии) пластичности, для объяснения которых было выдвинуто несколько гипотез (см. [1–3]). Одной из основных причин аномалий предполагается влияние инерционных свойств дислокаций на динамику их движения через примесные барьеры [4]. При понижении температуры T средняя длина дислокационного сегмента L и коэффициент динамического трения B дислокаций уменьшаются и дислокационный сегмент становится незадемпфированным. В этих условиях столкновение дислокаций с примесными атомами сопровождается динамическим возрастанием средних значений углов атаки, что

приводит к резкому возрастанию вероятности преодоления примесных барьеров дислокацией и существенному изменению кинетики пластического течения сплава.

Наиболее последовательный анализ влияния инерционных эффектов на термически активированную подвижность дислокаций в сплаве предложен в работе [5]. Анализ основан на статистическом описании движения дислокаций через хаотическую сетку точечных барьеров с учетом динамического увеличения угла атаки при набегании дислокационной линии на барьер. Это позволило методами машинного моделирования вычислить среднюю скорость дислокации на расстояниях, значительно превышающих среднее расстояние между примесями, и описать характерные признаки проявления инерционных эффектов, которые могут наблюдаться в макроскопическом эксперименте. К ним относятся: 1) появление аномалии температурной зависимости предела

текучности $\tau_0(T)$ ниже некоторой пороговой температуры T_i , зависящей от концентрации примеси C ; 2) резкое увеличение чувствительности скорости деформации к деформирующему напряжению в окрестности температуры $T_i(C)$; 3) если сплав является сверхпроводником, то благодаря инерционным эффектам возникает скачок деформирующего напряжения при сверхпроводящем переходе в процессе пластического течения и величина скачка имеет специфическую зависимость от температуры и концентрации.

Типичным видом аномалии $\tau_0(T)$, который может быть получен в рамках термоинерционной теории, является кривая с максимумом, расположенным ниже T_i , причем T_i возрастает с ростом концентрации примеси. Другие виды аномалий, наблюдаемые в эксперименте, например низкотемпературное плато, предсказываются этой теорией только при выполнении специальных предположений о зависимости B от температуры и концентрации стопоров; следует также учитывать возможность перехода при достаточно низких температурах от термоинерционного к квантоинерционному режиму движения дислокаций через примесные барьеры [2,3]. Однако во всех случаях для проявления инерционных эффектов необходимо выполнение условий незадемпфированности дислокационного сегмента, которые можно записать в виде двух неравенств:

$$\begin{aligned} \tau^*(T, C) = \tau_0 - \tau_i > 0,5\tau_c, \\ B(T)L(\tau^*, C) < 2\pi(ME_L)^{1/2}. \end{aligned} \quad (1)$$

Здесь τ_0 — деформирующее напряжение (предел текучести), а τ^* , τ_i , τ_c — соответственно эффективное, внутреннее и критическое напряжения безактивационного движения дислокаций; E_L и M — линейные плотности собственной энергии и массы дислокации.

Для доказательства выполнимости условий незадемпфированности в конкретном кристалле требуется определить температурные и концентрационные зависимости входящих в (1) величин. Для этого можно воспользоваться строгой процедурой термоактивационного анализа [2,6,7], которая позволяет установить входящую в (1) зависимость $\tau^*(T, C)$, рассчитать величину $\tau_c(C)$, определить вид статистики распределения примесных барьеров вдоль дислокации и зависимость $L(\tau^*, C)$. В результате сравнения теоретических и экспериментальных температурных зависимостей параметров

пластичности удается с достаточной точностью определить значения пороговой температуры $T_i(C)$, ниже которой инерционные эффекты существенно влияют на движение дислокаций через примесные барьеры.

В металлах в области низких температур основными механизмами динамического трения дислокаций являются электронная и фононная вязкости [8–10]:

$$B(T) = B_{ph}(T) + B_e. \quad (2)$$

Как известно, температурная зависимость коэффициента трения в выражении (2) определяется его фононной компонентой $B_{ph}(T)$, а B_e — атермический вклад в торможение дислокаций электронов проводимости. Для измерения коэффициента фононного трения B применяются специальные экспериментальные методы, обзор которых дан в [9,10]. Чаще всего используются два метода: регистрация пробегов отдельных дислокаций или линий скольжения при ударных нагрузках; измерение внутреннего трения и выделение в нем вклада дислокационных сегментов, закрепленных примесями.

К настоящему времени достаточно надежные данные о величинах электронной и фононной компонент коэффициента $B(T)$ получены указанными выше традиционными методами лишь для узкого круга кристаллов. В связи с этим в работе [11] был предложен новый способ получения эмпирических оценок для низкотемпературных значений коэффициентов фононного трения $B_{ph}(T)$ и электронного торможения B_e в твердых растворах, который не требует применения специальных экспериментальных методик, а основан на использовании лишь результатов детального термоактивационного анализа макроскопических параметров, характеризующих пластическое течение сплавов в области проявления инерционных эффектов.

Для изучения микроскопических механизмов движения дислокаций представляет интерес применить предложенную в [11] схему эмпирической оценки $B(T)$ к более широкому набору сплавов.

2. В настоящей работе проанализирована концентрационная зависимость пороговой температуры $T_i(C)$ низкотемпературной аномалии для ряда ГЦК твердых растворов на основе свинца и алюминия. С этой целью мы воспользовались данными по кинетике низкотемпературной пластичности поли- и

монокристаллов твердых растворов, приведенными в опубликованных ранее работах: Pb–Sn [2,3], Pb–Sb [3], Pb–Bi [12], Al–Li [13], Al–Mg [14]. Необходимые для дальнейших расчетов эмпирические значения некоторых параметров пластичности этих сплавов приведены в таблице. К сожалению, точность определения этих параметров в сплавах на основе алюминия была значительно ниже, чем в сплавах на основе свинца: в случае Al–Li указанные параметры оценивались на основании данных о низкотемпературной пластичности только поликристаллических образцов; в случае Al–Mg мы не располагали данными, достаточными для строгого термоактивационного анализа.

Таблица

Параметры пластичности некоторых сплавов

Сплав	C	τ_c , МПа	κ , МПа	T_i , К	$\alpha \cdot 10^3$, Па·с	$\eta \cdot 10^3$, Па·с	$B \cdot 10^9$, Па·с
Pb–Bi	0,001	0,30	5	12	0,7	9	1,6
	0,005	0,37		15			
	0,01	0,57		17			
	0,03	0,99		22			
	0,06	1,35		25			
Pb–Sn	0,01	0,89	11	22	0,8	3	4,4
	0,02	1,26		26			
	0,03	1,50		30			
Pb–Sb	0,004	1,62	16	18	1,0	3	4,2
	0,007	1,87		20			
	0,015	2,51		28			
Al–Li	0,038	12,70	90	34	0,9	200	2,8
	0,07	19,90		39			
Al–Mg	0,0062	8,70	110	21	1,0	280	1,8
	0,0152	15,40		27			
	0,0197	15,60		28			
	0,0380	18,10		31			

Обозначения: C – концентрация примеси; τ_c – критическое напряжение безактивационного движения дислокаций; κ – коэффициент пропорциональности в (6); T_i – пороговая температура аномальной пластичности; α – коэффициент, определяемый выражением (7); η – константа в (4); B – коэффициент электронного торможения дислокаций.

Как видно из таблицы, критическое напряжение τ_c безактивационного движения дислокаций и пороговая температура T_i , соответствующая началу проявления аномальной пластичности, повышаются с увеличением концентрации примеси. Согласно выводам термоинерционной теории, при выполнении неравенства $\tau^*(T, C) > 0,5\tau_c$ зависимость $T_i(C)$ определяется решением уравнения

$$[B_e + B_{ph}(T)]L(\tau^*, C) = 2\pi(ME_L)^{1/2}. \quad (3)$$

Теоретический анализ фононного торможения дислокаций показал [9,10], что при достаточно низких температурах $T \ll \Theta$ (Θ – температура Дебая кристалла) зависимость $B_{ph}(T)$ хорошо аппроксимируется степенной функцией вида

$$B_{ph}(T) \approx \eta(T/\Theta)^v. \quad (4)$$

Здесь η – константа, а значение показателя v определяется конкретным процессом взаимодействия дислокаций с фононами: если определяющим механизмом торможения дислокаций является фононный ветер (упругое рассеяние фононов полем деформаций дислокации), то $v = 5$; в случае преобладания флаттер-эффекта (неупругое рассеяние фононов гибкой дислокационной линией) имеет место более слабая температурная зависимость коэффициента торможения с $v = 3$.

Термоактивационный анализ параметров низкотемпературной пластичности ГЦК сплавов показал, что в области промежуточных значений концентрации примеси $C \sim 10^{-3} - 10^{-1}$ и значений эффективного напряжения $\tau^* \sim (0,1 - 0,5)\tau_c$ распределение примесных барьеров вдоль дислокационной линии достаточно хорошо описывается статистикой Фриделя [15]. Для этой статистики

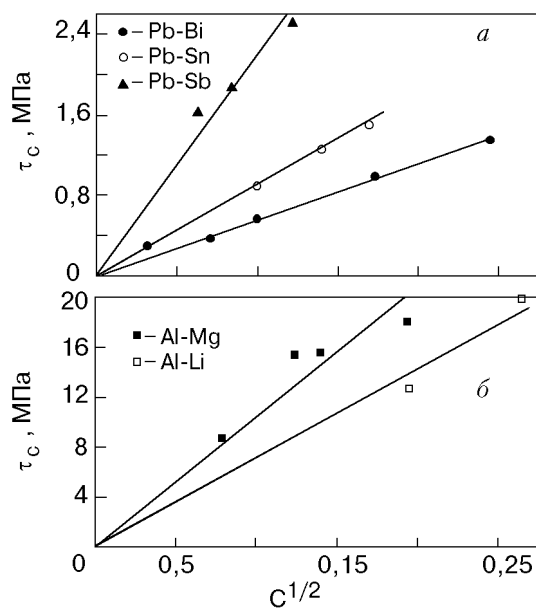


Рис. 1. Концентрационные зависимости критического напряжения τ_c безактивационного движения дислокаций через примесные барьеры в твердых растворах: а – сплавы на основе свинца; б – сплавы на основе алюминия.

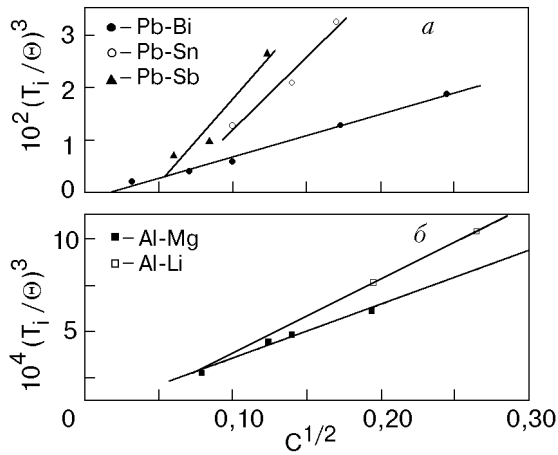


Рис. 2. Концентрационные зависимости пороговой температуры аномалии T_i , иллюстрирующие справедливость выражения (7) при $\nu = 3$: а – сплавы на основе свинца; б – сплавы на основе алюминия.

$$L = (2E_L b / \tau^* C)^{1/3}, \quad (5)$$

$$\tau_c = \kappa C^{1/2}. \quad (6)$$

На рис. 1 приведены графики, иллюстрирующие справедливость аппроксимации (6) в изученном интервале концентраций, а соответствующие значения константы κ , зависящей от прочности примесных барьеров, приведены в таблице. К сожалению, в отдельных случаях точность определения эмпирических значений параметра κ невелика из-за отсутствия детальных данных о зависимостях $\tau_c(C)$ (например, в случае сплава Al-Li).

Приняв для всех сплавов оценку величины эффективного напряжения в окрестности пороговой температуры $\tau^*(T_i) \approx 0,5\tau_c$, после подстановки (4) и (5) в (3) получаем следующее соотношение:

$$\eta(T_i / \Theta)^{\nu} = \alpha C^{1/2} - B_e, \quad (7)$$

$$\alpha = 2\pi(ME_L)^{1/2}(\kappa/2E_L b)^{1/3}.$$

Для получения численных значений параметра α нами использованы значения параметра κ из таблицы, оценки на основе континуальной теории дислокаций в приближении изотропной среды $M = 0,5\rho b^2$, $E_L = 0,5Gb^2$, характерные для чистых Pb и Al значения модуля сдвига $G^{Pb} = 10^{10}$ Па и $G^{Al} = 2,7 \cdot 10^{10}$ Па, плотности $\rho^{Pb} = 10^4$ кг/м³ и $\rho^{Al} = 0,27 \cdot 10^4$ кг/м³, величины вектора Бюргерса $b^{Pb} = 3,50 \cdot 10^{-10}$ м и $b^{Al} = 2,86 \cdot 10^{-10}$ м, температуры Дебая $\Theta^{Pb} = 98$ К

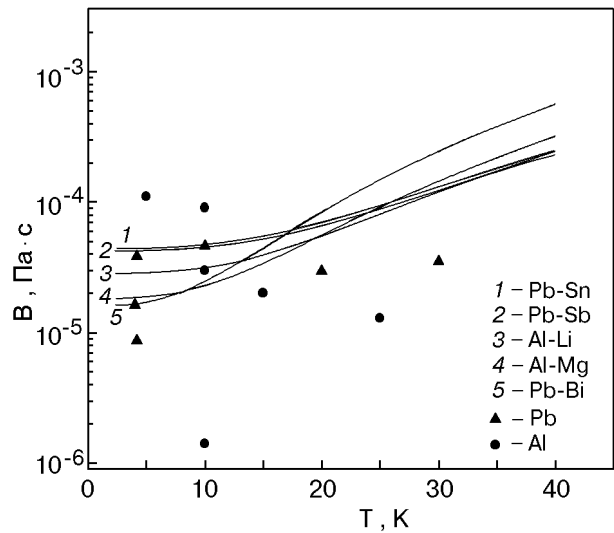


Рис. 3. Температурные зависимости коэффициента динамического трения дислокаций $B(T)$ в координатах $\lg B - T$: точки – низкотемпературные значения B для Pb и Al, полученные ранее специальными экспериментальными методами [9,10]; сплошные линии – зависимость $B(T) = \eta(T_i / \Theta)^3 + B_e$ при соответствующих значениях параметров η , B_e из таблицы.

и $\Theta^{Al} = 390$ К. Результаты вычислений приведены в таблице.

Для всех изученных сплавов экспериментальные значения $T_i(C)$ действительно удовлетворяют соотношению (7), если выбрать значение параметра $\nu = 3$. На рис. 2 показана линейная аппроксимация соотношения (7) в соответствующих координатах, а геометрические параметры прямых на этом рисунке позволяют получить значения параметров η и B_e (см. таблицу). Этот результат приводит к заключению, что в Pb и Al при $T \leq 40$ К температурная зависимость $B(T)$ обусловлена неупругим рассеянием дислокационными линиями тепловых фононов (флаттер-эффектом).

Полученные нами значения B_{ph} и B_e по порядку величины согласуются с эмпирическими значениями коэффициента динамического трения в чистом свинце и алюминии, которые были получены другими экспериментальными методами (рис. 3). Детальный анализ данных, приведенный в обзорах [9,10], свидетельствует о большом разбросе экспериментальных оценок B , которые, как правило, на один-два порядка превышают теоретические оценки. Причины такого различия остаются неясными. Полученный нами разброс значений B_e и коэффициента η частично может быть следствием достаточно большого разброса, характерного для измеряемых параметров низкотемпературной

пластичности, и невысокой точности определения пороговой температуры T_i .

3. Выполненный в данном исследовании анализ параметров низкотемпературной пластичности пяти ГЦК твердых растворов подтвердил эффективность предложенного в [11] метода эмпирической оценки значений коэффициента динамического трения дислокаций в области низких температур. Метод основан на использовании макроскопических данных по кинетике термоактивированного пластического течения сплавов в широком интервале температур и концентраций примеси и анализе концентрационной зависимости пороговой температуры проявления инерционных свойств дислокаций. Полученные значения коэффициентов электронного и фононного трения дислокаций согласуются по порядку величины с оценками этих параметров, полученными ранее другими методами.

Работа выполнена при поддержке Фонда фундаментальных исследований Украины (проект 2.4/156 «Бион-2»).

Мы посвящаем данную работу светлой памяти Бориса Иеремиевича Веркина. Благодаря его замыслам и громадной организационной деятельности изучение физико-механических свойств широкого класса материалов в условиях глубокого охлаждения вошло в перечень ведущих проблем в тематике созданного им института. Постоянная помощь и личное участие Бориса Иеремиевича в этих исследованиях обеспечили получение важных научных результатов в области фундаментальной физики пластичности, сверхпроводникового и космического материаловедения, которые вывели ФТИНТ им. Б. И. Веркина НАН Украины на лидирующие позиции в развитии актуальных направлений низкотемпературного физического материаловедения.

1. V. I. Startsev, in: *Dislocations in Solids*, F. R. N. Nabarro (ed.), North-Holland, Amsterdam, v. 6 (1983), p. 143.
2. И. А. Шепель, Л. Н. Загоруйко, В. Д. Нацик, В. В. Пустовалов, В. П. Солдатов, *ФНТ* **17**, 390 (1991).
3. Н. И. Исаев, В. Д. Нацик, В. В. Пустовалов, И. А. Шепель, С. Э. Шумилин, *ФНТ* **18**, 911 (1992).
4. A. V. Granato, *Phys. Rev.* **B4**, 2196 (1971).
5. A. I. Landau, *Phys. Status Solidi* **A61**, 355, 455 (1980); *ibid* **65**, 119 (1981).
6. U. F. Kocks, A. S. Argon, and M. F. Ashby, *Progr. Mater. Sci. Oxford*, Pergamon Press **19**, 288 (1975).
7. V. N. Kovaleva, V. A. Moskalenko, and V. D. Natsik, *Philos. Mag.* **A70**, 423 (1994).
8. М. И. Каранов, В. Я. Кравченко, В. Д. Нацик, *УФН* **111**, 655 (1973).
9. В. И. Альшиц, В. Л. Инденбом, *УФН* **115**, 1 (1975).
10. V. I. Alshits and V. L. Indenbom, in: *Dislocations in Solids*, F. R. N. Nabarro (ed.), North-Holland, Amsterdam, v. 7 (1986), p. 44.
11. В. А. Москаленко, В. Н. Ковалева, В. Д. Нацик, В. В. Пустовалов, С. Э. Шумилин, *ФНТ* **22**, 1459 (1996).
12. Н. В. Исаев, В. Д. Нацик, В. В. Пустовалов, В. С. Фоменко, С. Э. Шумилин, *ФНТ* **24**, 786 (1998).
13. В. С. Фоменко, Н. В. Исаев, В. В. Пустовалов, *ФНТ* **19**, 429 (1993).
14. V. P. Podkujko and V. V. Pustovalov, *Cryogenics* **9**, 589 (1978).
15. J. Friedel, *Dislocations*, Pergamon Press, London (1964).

Empirical evaluation of electron and phonon drag coefficients of dislocations in Pb- and Al-based alloys

N. V. Isaev, V. D. Natsik, and V. S. Fomenko

The impurity concentration dependence of temperature threshold of low-temperature anomalies of plasticity associated with inertial effects affecting the dislocation mobility is analyzed using the experimental data on kinetics of plastic flow in five lead and aluminum based fcc solid solutions. It is shown that the analysis permits the electron and phonon drag coefficients of dislocations in the metals and to be estimated and an empirical expression for temperature dependence of phonon drag at low temperatures to be derived.