

Температурная зависимость дислокационной компоненты дефекта модуля в деформированных ОЦК металлах

П. П. Паль-Валь

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

Статья поступила в редакцию 31 июля 1997 г.

Получены экспериментальные данные о температурных зависимостях дислокационной компоненты дефекта модуля в ряде ОЦК металлов (Mo, Fe, Nb) различной чистоты и ориентации. Измерения проведены на частотах $\omega/2\pi \sim 90$ кГц в интервале 6–300 К. Установлено, что в монокристаллах молибдена и железа дефект модуля монотонно увеличивается с ростом температуры, начиная с 6 К. Рост дефекта модуля усиливается в интервалах температур, в которых на температурных зависимостях поглощения звука ранее были обнаружены релаксационные пики. Показано, что такое поведение дефекта модуля обусловлено действием в данной области температур ряда дислокационных термоактивированных процессов с широким распределением активационных параметров. В отличие от Mo и Fe в ниобии вплоть до 170–200 К отсутствует зависимость дефекта модуля от температуры, однако при более высоких температурах наблюдается его резкий рост. Наличие протяженной области температур, где дефект модуля постоянен, свидетельствует о том, что термоактивированные процессы с временами релаксации близкими к обратной круговой частоте колебаний $1/\omega$ в этом температурном интервале или отсутствуют, или в значительной мере подавлены.

Одержано експериментальні дані про температурні залежності дислокаційної компоненти дефекту модуля для ряду ОЦК металів (Mo, Fe, Nb) різної чистоти та орієнтації. Вимірювання проведено на частотах $\omega/2\pi \sim 90$ кГц в інтервалі 6–300 К. Встановлено, що в монокристалах молибдену та заліза дефект модуля монотонно підвищується з ростом температури, починаючи з 6 К. Зростання дефекту модуля підсилюється в інтервалах температур, де на температурних залежностях поглинання звуку раніше було виявлено релаксаційні піки. Показано, що зазначена поведінка дефекту модуля обумовлена дією в даній області температур ряду дислокаційних термоактивованих процесів з широким розподілом активаційних параметрів. На відміну від Mo і Fe в ніобії до температур 170–200 К спостерігається повна відсутність залежності дефекту модуля від температури, яка змінюється різким його підвищенням. Наявність подовженої ділянки температурної незалежності дефекту модуля свідчить про те, що термоактивовані процеси з часами релаксації близькими до зворотної колової частоти коливань $1/\omega$ в цьому температурному інтервалі або відсутні, або в значній мірі пригнічені.

PACS: 61.70.Ga; 62.80.+f

Введение

При механическом нагружении реального кристалла суммарная деформация складывается из упругой и неупругой компонент. Неупругая компонента в значительной мере обусловлена подвижностью имеющихся в кристалле дефектов структуры, прежде всего дислокаций. Основное различие между упругой и неупругой

компонентами состоит в том, что упругая деформация происходит «мгновенно», а неупругая имеет ту или иную временную зависимость. Это связано с наличием определенных времен релаксации τ , характеризующих подвижность дефектов кристаллической структуры. По определению, упругим модулем называется отношение приложенного напряжения к суммарной

деформации кристалла. Ввиду наличия релаксирующей компоненты деформации различают два предельных значения упругих модулей: нерелаксированный модуль E_U (т.е. в момент приложения нагрузки, когда неупругий вклад в деформацию равен нулю) и релаксированный модуль E_R (т.е. измеренный по прошествии отрезка времени, намного превышающего τ , когда неупругая деформация наибольшая). Величину $(E_U - E_R)/E_U \equiv \Delta$ называют максимальным дефектом модуля. Если к кристаллу приложить внешнюю периодическую нагрузку частотой ω , то динамический упругий модуль, измеряемый в эксперименте, будет иметь промежуточное значение $E_R < E < E_U$, т.е. будет наблюдаться некоторый промежуточный дефект модуля $\Delta E/E$, который в приближении линейного стандартного твердого тела может быть выражен как (см., например, [1])

$$\frac{\Delta E}{E} \equiv \frac{E_U - E}{E_U} = \Delta \frac{1}{1 + \omega^2 \tau^2}. \quad (1)$$

Величина Δ определяется количеством микрорелаксаторов различного типа и их индивидуальным вкладом в неупругую деформацию при конкретных условиях эксперимента, в частности при данной температуре. В общем случае мы имеем дело со сложной суперпозицией вкладов различных микрорелаксаторов и для выяснения роли тех или иных из них необходим специальный выбор условий эксперимента, чтобы интересующие нас объекты исследования давали доминирующий вклад. Относительно просто эта задача решается при изучении дислокационного вклада в динамические модули. Вначале исследуют хорошо отожженные образцы, затем их пластически деформируют и проводят повторные измерения. В других экспериментах, наоборот, вначале исследуют деформированные образцы, а затем путем облучения или отжига закрепляют имеющиеся в образцах дислокации. Если деформирование осуществляется в основном за счет скольжения, то изменение упругих модулей можно считать обусловленным изменениями в дислокационной структуре кристаллов — зарождением новых и раскреплением исходных дислокаций. Во всех известных нам работах при анализе экспериментальных данных предполагается (явно или неявно), что дислокационный вклад в неупругую деформацию в отожженных (или облученных) образцах равен нулю. В этом случае выражение (1) можно переписать следующим образом:

$$\left(\frac{\Delta E}{E}\right)_d \equiv \frac{E_0 - E_\varepsilon}{E_0} = \Delta_d \frac{1}{1 + \omega^2 \tau_d^2}, \quad (2)$$

где E_0 — измеренный динамический упругий модуль в отожженных (облученных) образцах; E_ε — динамический упругий модуль в деформированных образцах; индекс d указывает на дислокационную природу изучаемой релаксации.

Для качественного и количественного описания динамических дислокационных эффектов обычно используется струнная модель дислокации, предложенная Гранато и Люкке [2], а также кинковая модель дислокаций, развитая Зегером и др. исследователями [3–5]. Различают несколько дислокационных процессов, дающих вклад в дополнительную дислокационную деформацию и, следовательно, определяющих величины Δ_d и τ_d . В области низких температур наиболее важными из них являются квазивязкое движение дислокаций [2,6,7], движение дислокационных сегментов в силовом поле закрепляющих центров [2,8,9], образование на дислокациях пар кинков [3], миграция геометрических перегибов вдоль дислокации [4,5,10,11]. В подавляющем большинстве случаев изучение этих процессов акустическими методами проводилось по температурным и амплитудным зависимостям поглощения звука, в то время как аналогичные зависимости дислокационного дефекта модуля для этой цели практически не использовались. Более того, если детальной интерпретации дислокационных аномалий поглощения звука посвящено большое количество теоретических работ, то исследованию особенностей изменения дислокационного дефекта модуля внимания уделено практически не было. Особенно большой пробел ощущается в области исследования температурных зависимостей дефекта модуля. В ряде случаев это привело исследователей к неверным предположениям и даже к неоправданным обобщениям относительно дислокационного вклада в дефект модуля, измеренного в широком интервале температур. Анализ некоторых из них будет сделан ниже при обсуждении экспериментальных результатов.

В настоящей работе получены систематические экспериментальные данные о температурных зависимостях дефекта модуля Юнга в ряде ОЦК переходных металлов (Mo, Fe, Nb) в интервале 6–300 К. Выявлены характерные особенности этих зависимостей и проведено их обсуждение на основе имеющихся теоретических представлений

о динамическом поведении дислокаций в кристаллах.

Эксперимент

Образцы вырезались из монокристаллов молибдена, железа и ниобия различной чистоты и ориентации. Для монокристаллов Mo и Nb в качестве интегральной меры чистоты образцов служила приведенная и экстраполированная к 0 К величина остаточного электросопротивления $RRR = R_{300}/R_0$. Ориентация монокристаллических образцов определялась с помощью лауэграмм. Для сравнения одним из образцов был поликристаллический ниобий со средним размером зерен менее 0,1 мм. Исходная плотность ростовых дислокаций составляла $\sim 10^5-10^6 \text{ см}^{-2}$. Характеристика исследованных образцов приведена в таблице.

Таблица

Основные параметры образцов

| Металл | Ориентация | Примеси, 10^{-4} вес. % | RRR | Остаточная деформация, % | $\Delta E/E$ (6 К, 10 К для Nb) | $\Delta E/E$ (300 К) |
|--------|--------------|---------------------------|-------------------|--------------------------|---------------------------------|----------------------|
| Mo | <111> | – | $1,5 \cdot 10^5$ | 0,25 | $7,65 \cdot 10^{-5}$ | $7,2 \cdot 10^{-4}$ |
| | <110> | 7 | $1,2 \cdot 10^5$ | 0,019 | $7,41 \cdot 10^{-5}$ | $7,23 \cdot 10^{-4}$ |
| | | | | 0,24 | $1,16 \cdot 10^{-3}$ | $6,4 \cdot 10^{-3}$ |
| | | | | 0,59 | $2,79 \cdot 10^{-3}$ | $2,13 \cdot 10^{-2}$ |
| Nb | <941> | – | $0,95 \cdot 10^5$ | 0,34 | $9,25 \cdot 10^{-4}$ | $7,0 \cdot 10^{-3}$ |
| | | | | | | |
| | <100> | ~2 | $1 \cdot 10^4$ | 0,65 | $1,14 \cdot 10^{-2}$ | $2,64 \cdot 10^{-2}$ |
| | 10 | $2 \cdot 10^3$ | 15 | $1,33 \cdot 10^{-2}$ | $8,8 \cdot 10^{-2}$ | |
| | Поликристалл | 500 | 60 | 5 | $7,32 \cdot 10^{-2}$ | $7,69 \cdot 10^{-2}$ |
| Fe | <100> | ~1 | – | 0,82 | $9,07 \cdot 10^{-4}$ | $6,73 \cdot 10^{-3}$ |
| | | | | | | |
| | | | | | | |
| | <941> | | | 0,84 | $9,95 \cdot 10^{-4}$ | $4,31 \cdot 10^{-3}$ |
| | | | | 2,76 | $4,39 \cdot 10^{-3}$ | $1,48 \cdot 10^{-2}$ |

Акустические измерения проводились методом двойного составного вибратора [12]. В образцах возбуждались продольные стоячие волны с частотой колебаний около 90 кГц. Использование резонансных методов при исследовании малых изменений упругих модулей является наиболее целесообразным, так как они могут обеспечить относительную точность измерения величины модуля вплоть до 10^{-8} . Измерялась резонансная частота вынужденных колебаний образцов, по

которой определялись соответствующие скорость звука и упругие модули. Температурные зависимости резонансной частоты образцов измерялись в недеформированных и деформированных образцах в интервале температур 6–300 К при постоянной амплитуде ультразвуковой деформации $\epsilon \sim 10^{-7}$. Особое внимание уделялось тому, чтобы исследования проводились в амплитуднонезависимой области, для чего предварительно измерялись амплитудные зависимости резонансной частоты образцов. «Запас» по амплитуде до начала амплитудной зависимости составлял, как правило, не менее порядка величины деформации. Дислокационная компонента дефекта модуля определялась по выражению (2). Параллельно измерялись температурные зависимости декремента колебаний, данные о которых были опубликованы ранее и в настоящей статье не приводятся.

Для установления связи акустических свойств образцов с дислокационными процессами в образцы вводились свежие дислокации путем деформирования при комнатной температуре до величин остаточной пластической деформации от 0,019 до 15%.

Результаты измерений и их обсуждение

Результаты, полученные для исследуемых металлов, имели заметные качественные и количественные различия, поэтому представляется необходимым описать и обсудить их по отдельности.

Молибден

На рис. 1,а показаны температурные зависимости $\Delta E/E$, полученные для образцов различной ориентации при примерно одинаковом уровне предварительной пластической деформации. Главной особенностью кривых $(\Delta E/E)(T)$ является монотонный и значительный рост дислокационной компоненты дефекта модуля во всем интервале температур. Величина $\Delta E/E$ при комнатной температуре почти на порядок превосходит свое значение при 6 К (см. таблицу). Эта особенность отмечалась нами в [13], а также в работе [14], в которой приведены результаты для NaCl и меди. Как видно на рис. 1,б, наблюдаемый эффект сохраняется при увеличении величины остаточной пластической деформации и росте абсолютной величины $\Delta E/E$, хотя относительное изменение с температурой становится несколько меньше. Авторы работы [14], посчитав поведение $\Delta E/E$ в NaCl и Cu

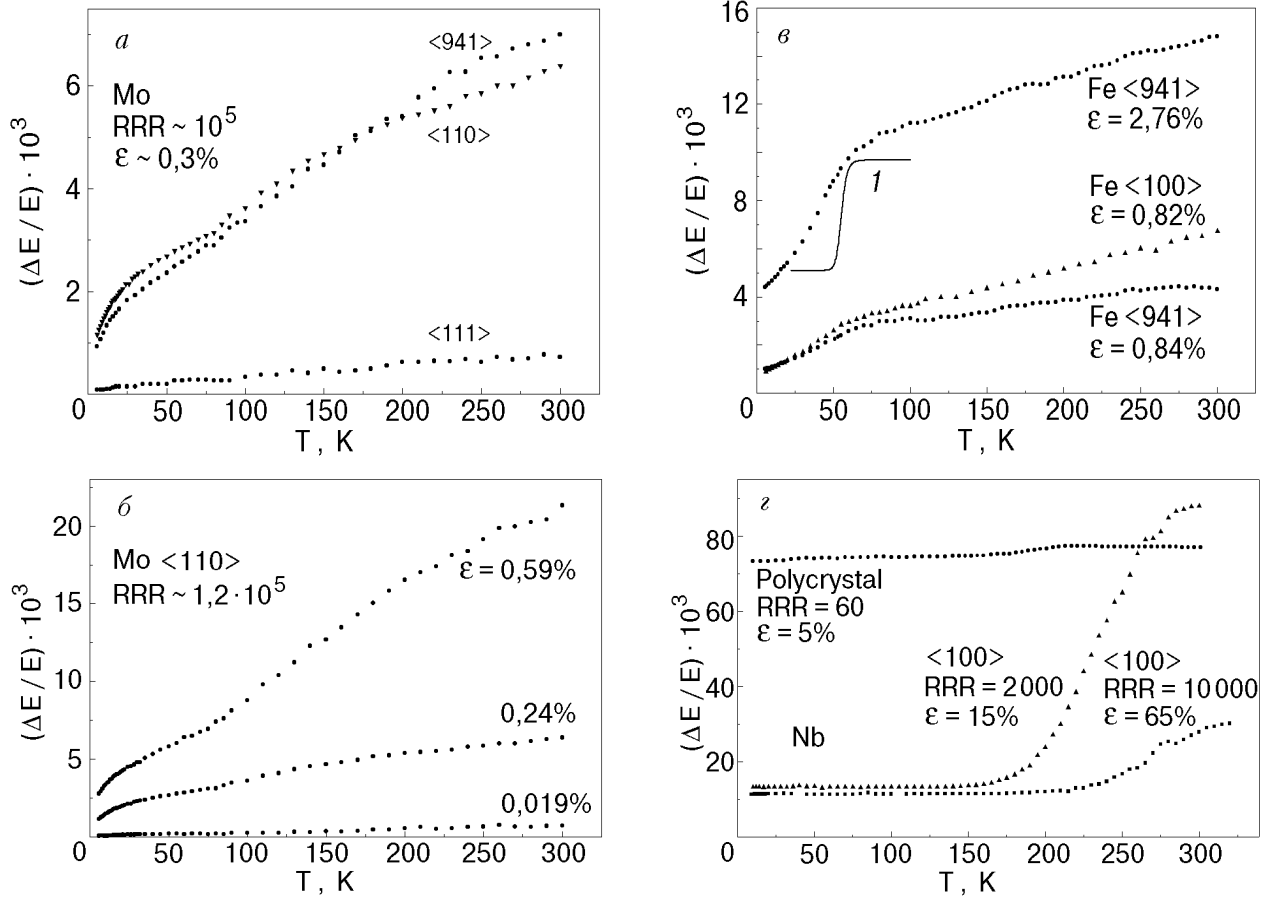


Рис. 1. Температурные зависимости дефекта модуля при различной ориентации образцов и различных величинах предварительной пластической деформации в молибдене (а, б), железе (в) (кривая 1 – зависимость $(\Delta E/E)(T)$ по (2) и (5) при энергии активации $U = 0,071$ эВ и частоте попыток $\nu_0 = 5 \cdot 10^{12} \text{ c}^{-1}$ [24]) и ниобии (г).

универсальным, предположили, что оно обусловлено статистически увеличивающимся с ростом температуры продвижением дислокационных сегментов в коттрелловском поле взаимодействия с точечными дефектами. Но, во-первых, предложенная модель дает увеличение дефекта модуля не более чем в четыре раза, что не согласуется с большинством наших результатов, а, во-вторых, как будет показано ниже, подобное поведение $(\Delta E/E)(T)$ не является универсальным.

Следует отметить, что в ряде работ (см., например, [15,16]) величина деформационного дефекта модуля была использована при получении температурной зависимости коэффициента торможения дислокаций $B(T)$. При этом неявно считалось, что весь деформационный дефект модуля обусловлен квазивязкой дислокационной релаксацией, которая, согласно теории Гранато–Люкке [2], имеет в области низких частот ($\omega\tau_{dv} \ll 1$) и амплитуд колебаний следующее выражение для дефекта модуля:

$$\left(\frac{\Delta E}{E}\right)_v \approx \Delta_v = \frac{48Gb^2}{\pi^4 C} \Omega \Lambda L^2, \quad (3)$$

где G – модуль сдвига; b – модуль вектора Бюргерса; C – линейное натяжение дислокации; Ω – ориентационный фактор; Λ – плотность дислокаций; L – длина дислокационного сегмента. Поскольку $C \approx Gb^2/2$, очевидно, что квазивязкий вклад в дефект модуля на низких частотах практически не должен зависеть от температуры, что не согласуется с большинством экспериментальных результатов. На высоких частотах, где $\omega\tau_{dv} \sim 1$, дефект модуля, связанный с квазивязким движением дислокаций, должен уменьшаться с ростом температуры в меру увеличения коэффициента торможения дислокаций B , так как время релаксации τ_{dv} в этом случае, согласно [2], возрастает с температурой:

$$\tau_{dv} = \frac{B(T)L^2}{\pi^2 C}. \quad (4)$$

Насколько нам известно, уменьшение $\Delta E/E$ с

увеличением температуры только однажды было зарегистрировано в эксперименте [17], и, следовательно, можно утверждать что квазивязкая компонента дислокационной релаксации, как правило, не является доминирующей в деформированных кристаллах. Поэтому использование величины $\Delta E/E$ для определения $V(T)$ и других характеристик квазивязкого движения дислокаций требует, как минимум, предварительного исследования температурной зависимости дефекта модуля, как это было сделано, например, в [15]. Следует также учесть, что в молибдене в исследованных интервалах температур и пластических деформаций на температурных зависимостях декремента колебаний $\delta(T)$ никаких явно выраженных акустических аномалий (пиков поглощения и т.д.) не наблюдалось [18–20], что существенно отличается от поведения $V(T)$, когда на кривой $\delta(T)$ имеется релаксационный пик. В [21] был предложен алгоритм разделения квазивязкой и релаксационной компонент поглощения звука и дефекта модуля, который в качестве необходимого элемента включает в себя наличие сведений о положении релаксационного пика на температурной оси.

Значительный интерес представляет поведение дефекта модуля в области гелиевых температур, где резкое нарастание величины $\Delta E/E$ сменяется более пологим участком выше ~ 25 К. Высота образующейся при этом «ступеньки» увеличивается с ростом предварительной пластической деформации. Указанная особенность коррелирует со значительным ростом величины декремента в этой температурной области [12,18,19]. Как будет показано ниже, наличие «ступеньки» может свидетельствовать о мощной акустической релаксации при температурах ниже 10 К. Еще одна особенность подобного рода, хорошо выраженная при относительно больших степенях деформации, наблюдается вблизи 150 К.

Железо

Температурные зависимости дефекта модуля в высокочистых монокристаллах железа оказались отчасти похожими на аналогичные зависимости, полученные для молибдена (рис. 1,б). При температурах 60–70 К на кривых $(\Delta E/E)(T)$ наблюдается хорошо выраженный перегиб

(«ступенька»). Как и в случае молибдена, общая величина дефекта модуля и высота «ступеньки» возрастают с увеличением предварительной пластической деформации образцов. Положение «ступеньки» и изменение ее высоты с изменением предварительной деформации коррелируют с наличием на температурных зависимостях декремента колебаний вблизи 55 К так называемого α -пика, высота которого увеличивается с ростом пластической деформации, а положение относительно температурной оси не меняется. В работах [21–23] было показано, что α -пик в железе обусловлен термоактивированным зарождением пар двойных кинков на невинтовых дислокациях. Для термоактивированных релаксационных процессов время релаксации τ_{th} может быть записано как

$$\tau_{th} = v_0^{-1} \exp(U/kT), \quad (5)$$

где v_0 — частота попыток; U — энергия активации; k — постоянная Больцмана. Для α -пика в железе в [22] были получены следующие активационные параметры: $U \approx 0,071$ эВ, $v_0 \approx 5 \cdot 10^{12} \text{ c}^{-1}$. На рис. 1,б сплошной линией показана зависимость $(\Delta E/E)(T)$, полученная по (2) и (5) с учетом приведенных активационных параметров. Видно, что температурная область перехода от нерелаксированного к релаксированному состоянию должна быть гораздо более узкой, чем это наблюдается в эксперименте. Кроме того, рост $\Delta E/E$ с температурой продолжается и после перехода, хотя и более медленный, чем в области пика. По-видимому, это связано с тем, что деформационные дефекты, дающие вклад в релаксацию, имеют широкое распределение активационных параметров, и в большинстве случаев затянутый по температуре конец одного из термоактивированных релаксационных процессов перекрывается с растянутым началом следующего, более высокотемпературного, процесса. Таким образом, появляется непрерывный спектр механических релаксаций, прирост интенсивности которых значительно увеличивается при $\omega\tau_d \rightarrow 1$, но почти никогда не становится полностью равным нулю. Этим и объясняется непрерывное увеличение деформационного дефекта модуля в молибдене и железе.

* В настоящей работе для ниобия приведены экспериментальные данные, полученные в области температур выше температуры перехода в сверхпроводящее состояние $T_c \approx 9,3$ К. Результаты для интервала температур 2–12 К приведены и обсуждались ранее в [10,11].

Экспериментальные результаты, полученные в моно- и поликристаллах ниобия, существенно отличаются от описанных выше результатов для молибдена и железа. Приведенные на рис. 1,2 зависимости $(\Delta E/E)(T)$ имеют в низкотемпературной области протяженные участки (от 10 до ~ 200 К), где зависимость дефекта модуля от температуры полностью отсутствует, несмотря на значительную абсолютную величину $\Delta E/E$ после пластической деформации. Это означает, что в ниобии в области температур ~ 10–200 К* термоактивированные релаксационные процессы, связанные с деформационными дефектами и имеющие характерные времена релаксации порядка $1/\omega$, либо отсутствуют, либо в значительной степени подавлены. Резкий рост $\Delta E/E$ в монокристаллах при более высоких температурах, который, как и в случае молибдена и железа, коррелирует с наличием пика поглощения звука в этой температурной области, свидетельствует о появлении одного из таких процессов в высокотемпературной части исследованной области температур.

Выводы

1. В монокристаллах молибдена и железа в интервале 6–300 К на частоте ультразвука ~ 90 кГц с повышением температуры наблюдается монотонный рост дислокационной компоненты дефекта модуля, что свидетельствует о наличии большого числа термоактивируемых микрорелаксаторов (закрепленных дислокационных сегментов, пар кинков), обладающих широким спектром активационных параметров. Это может быть обусловлено, например, распределением дислокационных сегментов по длинам и/или изменением этого распределения с температурой.

2. Для моно- и поликристаллов ниобия характерно наличие протяженного (~ 10–200 К) участка температурной независимости дефекта модуля. По-видимому, термоактивированные процессы с временами релаксации близкими к обратной круговой частоте колебаний $1/\omega$ в этом температурном интервале или отсутствуют, или в значительной мере подавлены.

3. В температурных областях, где рост дефекта модуля резко усиливается (т.е. образуется «ступенька» на кривых $(\Delta E/E)(T)$), на температурных зависимостях поглощения звука наблюдаются релаксационные пики. «Ступенька»

оказывается гораздо более размытой по температуре, чем это предсказывается реологической моделью «стандартного линейного твердого тела», что также указывает на широкое распределение активационных параметров соответствующих релаксационных процессов.

Автор признателен В. Д. Нацiku за интерес к работе и ценные дискуссии и Л. Н. Паль-Валь за помощь в эксперименте и при подготовке статьи.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Швейцарского национального научного фонда (грант N 7UKPJ048645).

1. А. Новик, Б. Берри, *Релаксационные явления в кристаллах*, Атомиздат, Москва (1975).
2. A. V. Granato and K. Lücke, *J. Appl. Phys.* **27**, 583 (1956).
3. А. Зегер, П. Шиллер, в кн.: *Физическая акустика*, Мир, Москва (1969), т. 3, ч. А.
4. G. Alefeld, *J. Appl. Phys.* **36**, 2642 (1965).
5. A. Seeger and C. Wüthrich, *Nuovo Cimento* **B33**, 38 (1976).
6. М. И. Каганов, В. Я. Кравченко, В. Д. Нацик, *УФН* **111**, 655 (1973).
7. В. И. Альшиц, В. Л. Инденбом, *УФН* **115**, 3 (1975).
8. M. Koiwa and R. R. Hasiguti, *Acta Metall.* **13**, 1219 (1965).
9. V. L. Indenbom and V. M. Chernov, *Phys. Status Solidi*. **A14**, 347 (1972).
10. П. П. Паль-Валь, В. Д. Нацик, Л. Н. Паль-Валь, *ФНТ* **21**, 647 (1995).
11. В. Д. Нацик, П. П. Паль-Валь, *ФНТ* **23**, 1229 (1997).
12. П. П. Паль-Валь, Х. -Й. Кауфманн, *ФНТ* **9**, 325 (1983).
13. П. П. Паль-Валь, Х. -Й. Кауфманн, *21 Всесоюзн. совещ. по физ. низк. темп.: Тез. докл.* Ч. 4, Харьков (1980), с. 156.
14. G. L. Wire and A. V. Granato, *J. Phys. (Paris)* **46**, C10–167 (1985).
15. В. Я. Платков, В. П. Ефименко, В. И. Старцев, *ФТТ* **9**, 2799 (1967).
16. Н. П. Кобелев, Я. М. Сойфер, *ФТТ* **17**, 1516 (1975).
17. G. A. Alers and D. O. Thompson, *J. Appl. Phys.* **32**, 283 (1961).
18. Н. -J. Kaufmann and P. P. Pal-Val, *Phys. Status Solidi* **A62**, 569 (1980).
19. Н. -J. Kaufmann, P. P. Pal-Val, D. Schulze, and V. I. Startsev, *J. Phys. (Paris)* **42**, C5–55 (1983).
20. P. P. Pal-Val and H. -J. Kaufmann, *Crystal Res. & Technol.* **19**, 1049 (1984).
21. Н. П. Кобелев, Я. М. Сойфер, В. И. Альшиц, *ФТТ* **21**, 1172 (1979).
22. P. P. Pal-Val and S. Kadeckova, *Phys. Status Solidi* **A94**, K29 (1986).
23. P. P. Pal-Val, V. D. Natsik, and S. Kadeckova, *Phys. Status Solidi* **A105**, K37 (1986).
24. P. P. Pal-Val, V. D. Natsik, and S. Kadeckova, *Philos. Mag.* **A56**, 407 (1987).

Temperature dependence of a dislocation

component of the modulus defect in deformed bcc metals

P. P. Pal-Val

Systematic experimental data on temperature dependence of a dislocation component of the modulus defect are obtained for some bcc metals (Mo, Fe, Nb) of different purity and orientation. The measurements were performed at $\omega/2\pi \sim 90$ kHz in the temperature range from 6 to 300 K. It is found that in Mo and Fe single crystals the modulus defect increases monotonically with temperature, setting with 6 K. The increase in the modulus defect becomes more intense in the temperature regions where

the temperature dependences of sound absorption have displayed relaxation peaks. This behavior of the modulus defect occurred in the above temperature region is shown to be due to some dislocation thermally activated processes with a wide distribution of activation parameters. Unlike Mo and Fe, niobium exhibits no temperature dependence at temperatures up to 170–200 K, but then one can observe a sharp increase of the modulus defect. The extended portion in the temperature independence of modulus defect suggests that the thermally activated processes with relaxation times close to the inverse circular oscillation frequency $1/\omega$ are either absent or considerably suppressed in this temperature range.