АКУСТИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Том XXIV 1978 Вып. 6

УДК 534.286

ПОГЛОЩЕНИЕ МОЩНОГО УЛЬТРАЗВУКА В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

А. В. Кулемин

Исследовано поглощение звука в стали 12Х18Н9Т, титановом сплаве ВТО-1 и поликристаллическом алюминии на частоте продольных колебаний 19,5 *кгц* при больших амплитудах деформации $\varepsilon_m > 10^{-4} - 10^{-3}$ и в интервале температур 20–1000° С.

Показано, что необратимость зависимостей $Q^{-1}(\varepsilon_m)$ обусловлена изменением дислокационной структуры материалов под действием ультразвука. Это подтверждается исследованиями дисклокационной структуры стали и алюминия методами электронной микроскопии и ямок травления, а также изучением механических свойств алюминия и титанового сплава после воздействия на них ультразвуковых деформаций.

Поглощение звука в килогерцевом диапазоне частот и при больших амплитудах деформации ($\varepsilon_m > 10^{-4}$) в металлах обусловлено движением, взаимодействием и размножением дислокаций [1–4]. Поэтому измерения характеристик поглощения при $\varepsilon_m > 10^{-4}$ представляют интерес для изучения дислокационной структуры кристаллической решетки при знакопеременном нагружении. Вместе с тем такие изменения в промышленных сплавах приобретают и практический интерес, так как учет поглощения необходим при проектировании ультразвукового оборудования, работающего, как правило, в условиях большой интенсивности ультразвука и высоких температур.

Тем не менее сведений о поглощении ультразвука в различных металлах и сплавах при больших амплитудах деформации $\varepsilon_m > 10^{-4} - 10^{-3}$ и в широком интервале температур недостаточно. Имеющиеся данные по зависимости характеристик поглощения от амплитуды деформации не сопоставляются с изменениями дислокационной структуры и механических свойств, происходящими в металлах и сплавах под действием мощного ультразвука [5, 6].

В настоящей работе исследовалось поглощение звука на частоте продольных колебаний $f = 19{,}5$ *кгц* в нержавеющей стали 12Х18Н9Т, титановом сплаве ВТО-1 и в поликристаллическом алюминии (99,99% Al). Поглощение звука характеризовалось так называемым коэффициентом внутреннего трения Q^{-1}, связанным с обычно используемым коэффициентом поглощения звука α соотношением $Q^{-1} = \alpha\lambda/\pi$, где λ — длина волны звука. Для выяснения механизма внутреннего трения изучались дислокационная структура, твердость и предел текучести в указанных материалах.

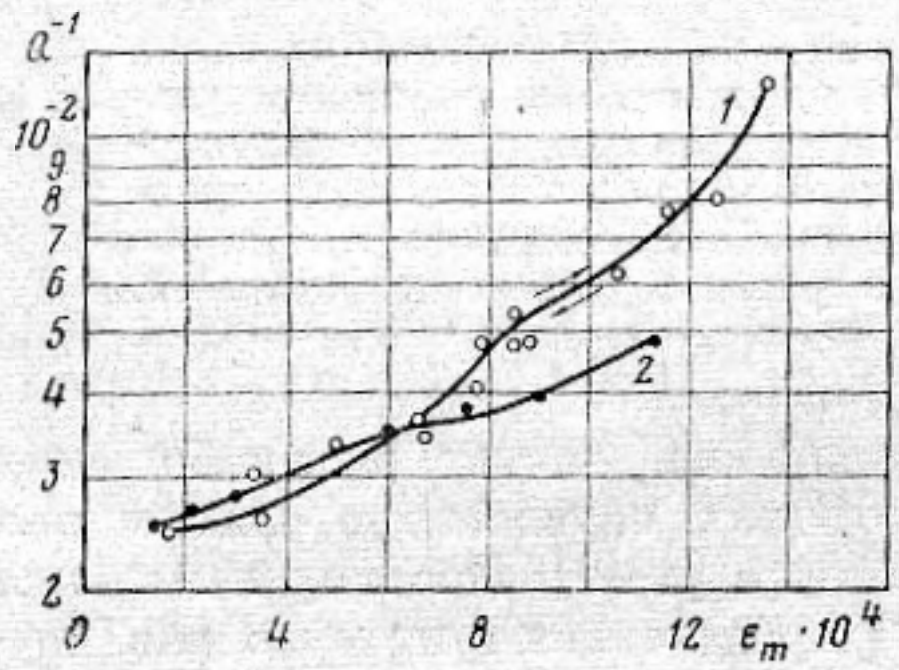
Все образцы имели резонансную длину $l = \lambda/2$ и диаметр 8 *мм*, где за величину λ принималась длина звуковой волны в соответствующем материале при температуре исследований. Продольные колебания в образцах возбуждались с помощью резонансной волноводной системы [2–4]. Коэффициент внутреннего трения определялся термоакустическим методом, предложенным сравнительно недавно и подробно изложенным в работах

[4, 7]. Для сравнения измерялось также значение Q^{-1} резонансным методом:

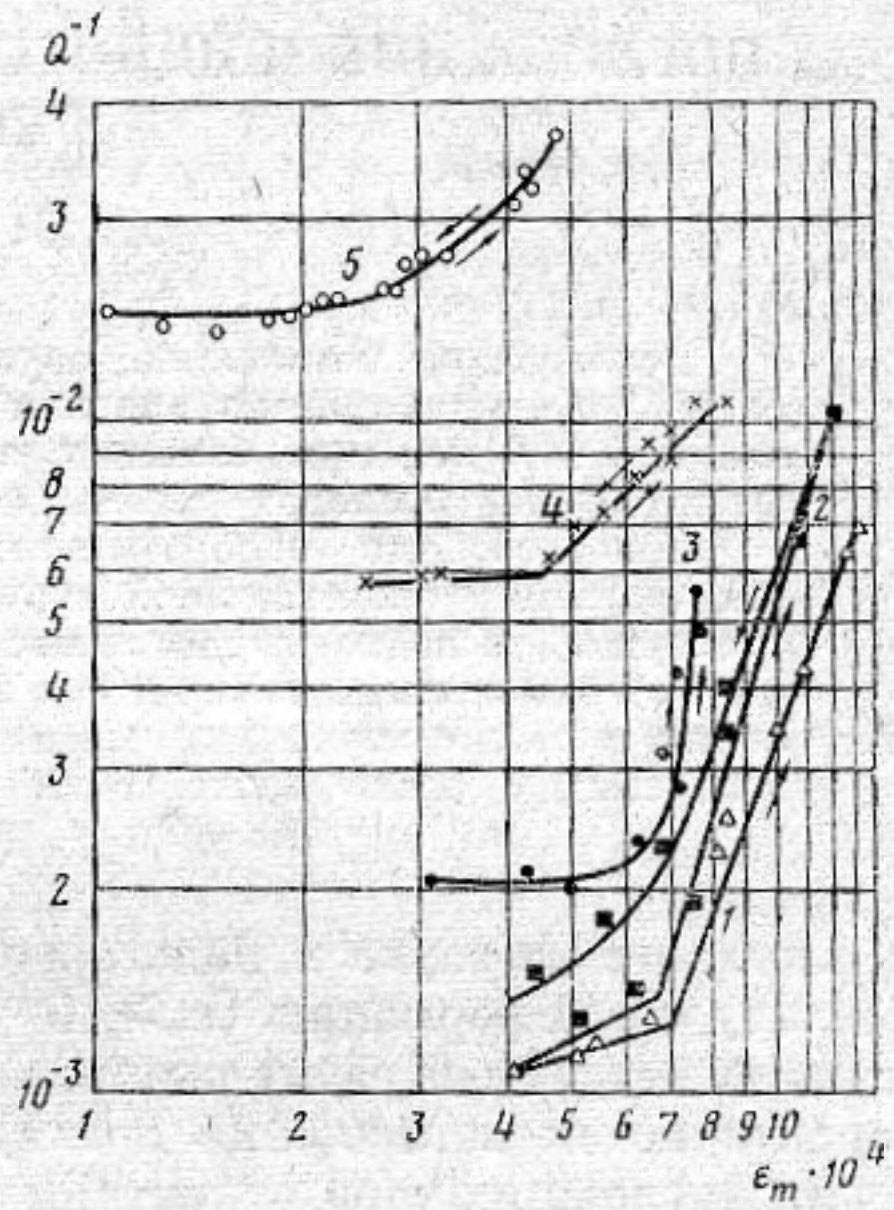
$$Q_{\text{р}}^{-1} = \frac{f_1 - f_2}{f_0},$$

где f_0 — резонансная частота образца, f_1 и f_2 — частоты, при которых амплитуда колебаний уменьшается до $1/\sqrt{2}$ от своего максимального значения при $f = f_0$.

Дислокационная структура стали изучалась с помощью электронного микроскопа IEM-7A (ускоряющее напряжение 100 *кv*) на тонких фольгах на просвет *. Плотность дислокаций в алюминии определялась по ямкам травления. Предел текучести алюминия измерялся при растяжении на машине «Инстрон», для чего в середине образцов, подвергаемых воздействию ультразвука, было сделано утоньшение.



Фиг. 1



Фиг. 2

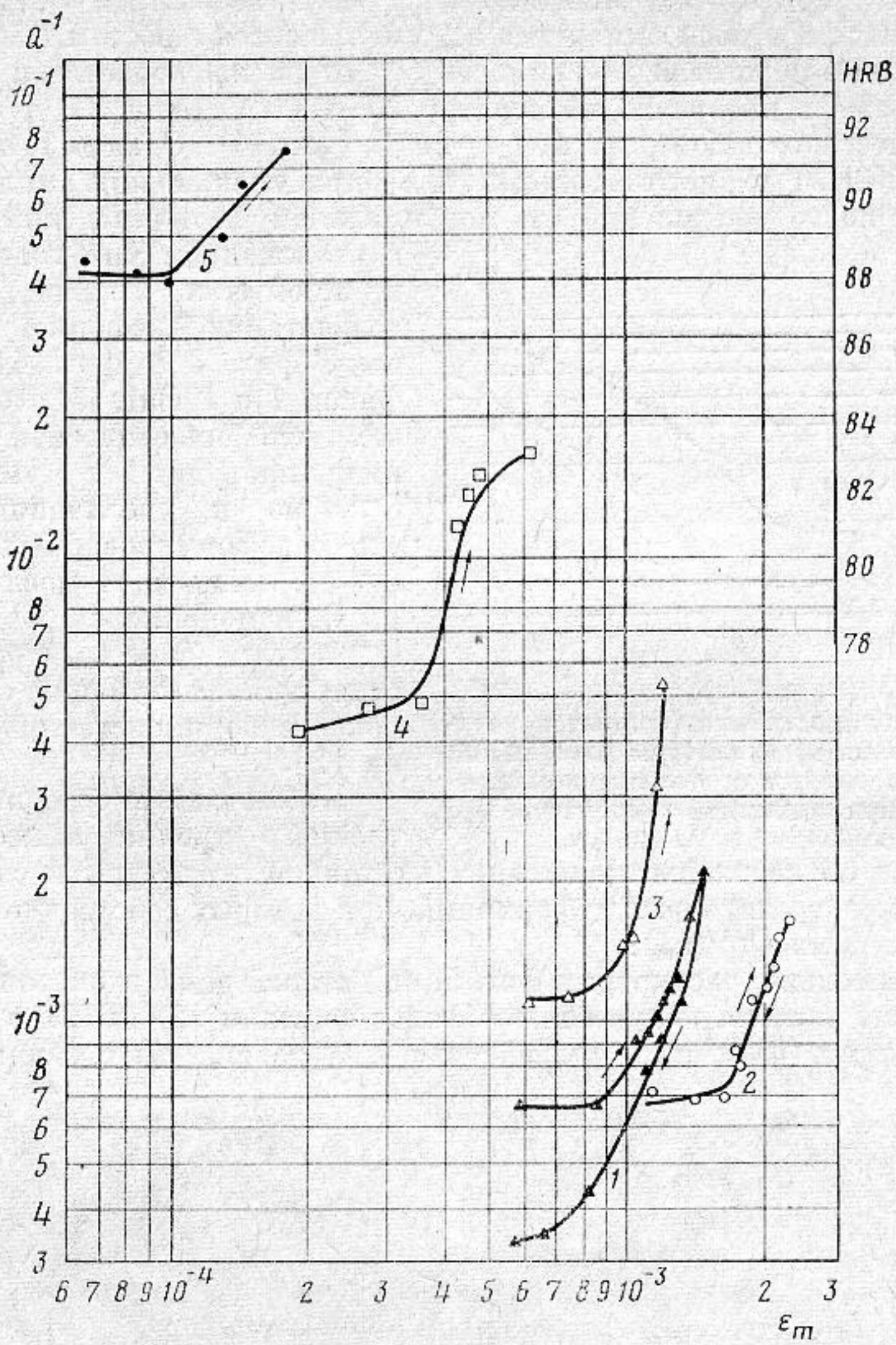
Фиг. 1. Зависимости коэффициентов внутреннего трения в деформированной стали 12Х18Н9Т от амплитуды деформации, полученные термоакустическим (*1*) и резонансным (*2*) методами. $t = 20°$ С

Фиг. 2. Зависимости коэффициентов внутреннего трения в отожженной стали 12Х18Н9Т от амплитуды деформации при различных температурах: *1* – 200° С, *2* – 550°, *3* – 670°, *4* – 900°, *5* – 1000°

На фиг. 1 представлены результаты измерений внутреннего трения в образце из стали 12Х18Н9Т, деформированной волочением с диаметра прутка 20 *мм* на 8 *мм*. На фигуре видно, что при сравнительно небольших амплитудах деформации, т. е. когда Q^{-1} слабо зависит от ε_m, значения коэффициента внутреннего трения, полученные термическим и резонансным методом, совпадают. С увеличением ε_m значения Q^{-1}, измеренные термоакустическим методом, становятся больше, чем значения $Q_{\text{р}}^{-1}$, полученные резонансным методом. При этом различие Q^{-1} и $Q_{\text{р}}^{-1}$ проявляется тем отчетливее, чем больше амплитуда деформации. Это обусловлено тем, что величина $Q_{\text{р}}^{-1}$ характеризует свойства всего образца в целом, т. е. определяется не только свойствами материала образца при данной деформации, но и распределением амплитуд деформаций по объему образца, а коэффициент внутреннего трения, измеренный термоакустическим методом, является локальным для исследуемого материала.

Из фиг. 1 следует также, что в деформированной стали внутреннее трение не зависит от последовательности измерений (ход измерений на кривой *1* показан стрелками).

* Снимки были получены А. Козловой.



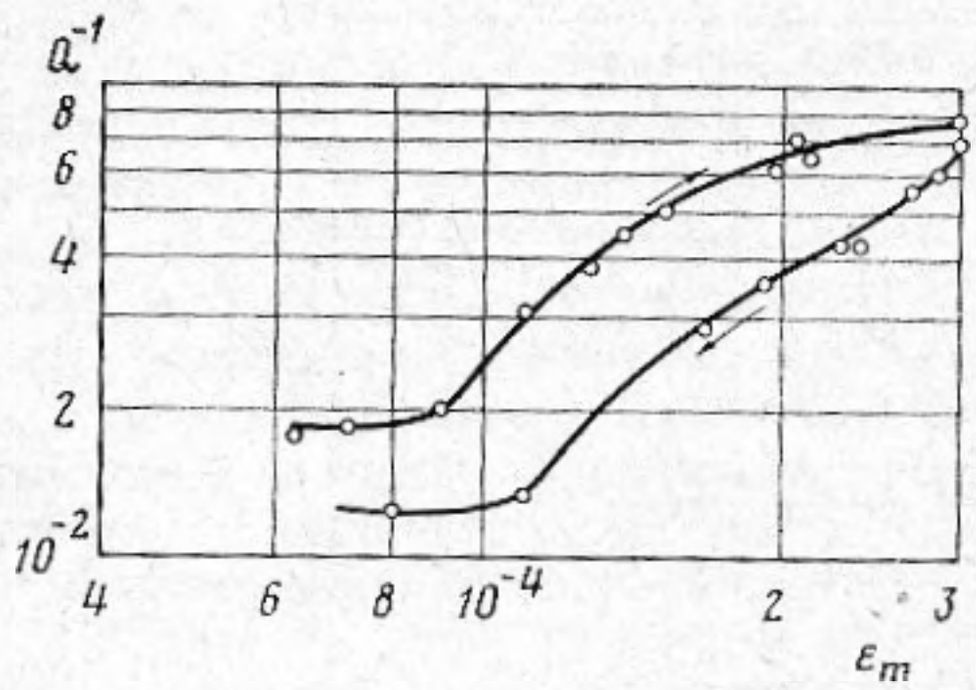
Фиг. 3. Зависимость коэффициентов внутреннего трения в титановом сплаве ВТО-1 от амплитуды деформации при различных условиях: *1* – отожженный при 650° С в течение 3 час, температура измерения 20° С, *2–5* – после деформации на 20%, *2* – температура измерения 20° С, *3* – 580°, *4* – 800°, *5* – 1000°

На фиг. 2 даны амплитудные зависимости внутреннего трения в отожженной стали 12Х18Н9Т (отжиг 1 *час* при 1150° С) при различных температурах. Видно, что с повышением температуры внутреннее трение заметно возрастает. Величина Q^{-1} при температуре $t=550°$ (кривые *2*) зависела от последовательности измерений: значения Q^{-1}, измеренные при увеличении амплитуды деформации, меньше, чем значения Q^{-1}, полученные затем в процессе уменьшения ε_m. Такая закономерность уже отмечалась нами ранее для чистого отожженного железа (0,003% С) [4] для всех температур в интервале 20–550° С. В стали 12Х18Н9Т при температурах выше 550° С (кривые *3–5* фиг. 2) значения Q^{-1} не зависели от последовательности измерений.

Зависимости коэффициентов внутреннего трения как в деформированной (фиг. 1), так и отожженной (фиг. 2) стали от амплитуды деформации при $t=20-1000°$ С имеют следующие общие черты: до некоторой пороговой амплитуды ε_{m1} внутреннее трение слабо зависит или практически не за-

висит от ε_m; при $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1}$ величина Q^{-1} резко возрастает с амплитудой деформации; пороговая амплитуда ε_{m1} уменьшается с ростом температуры.

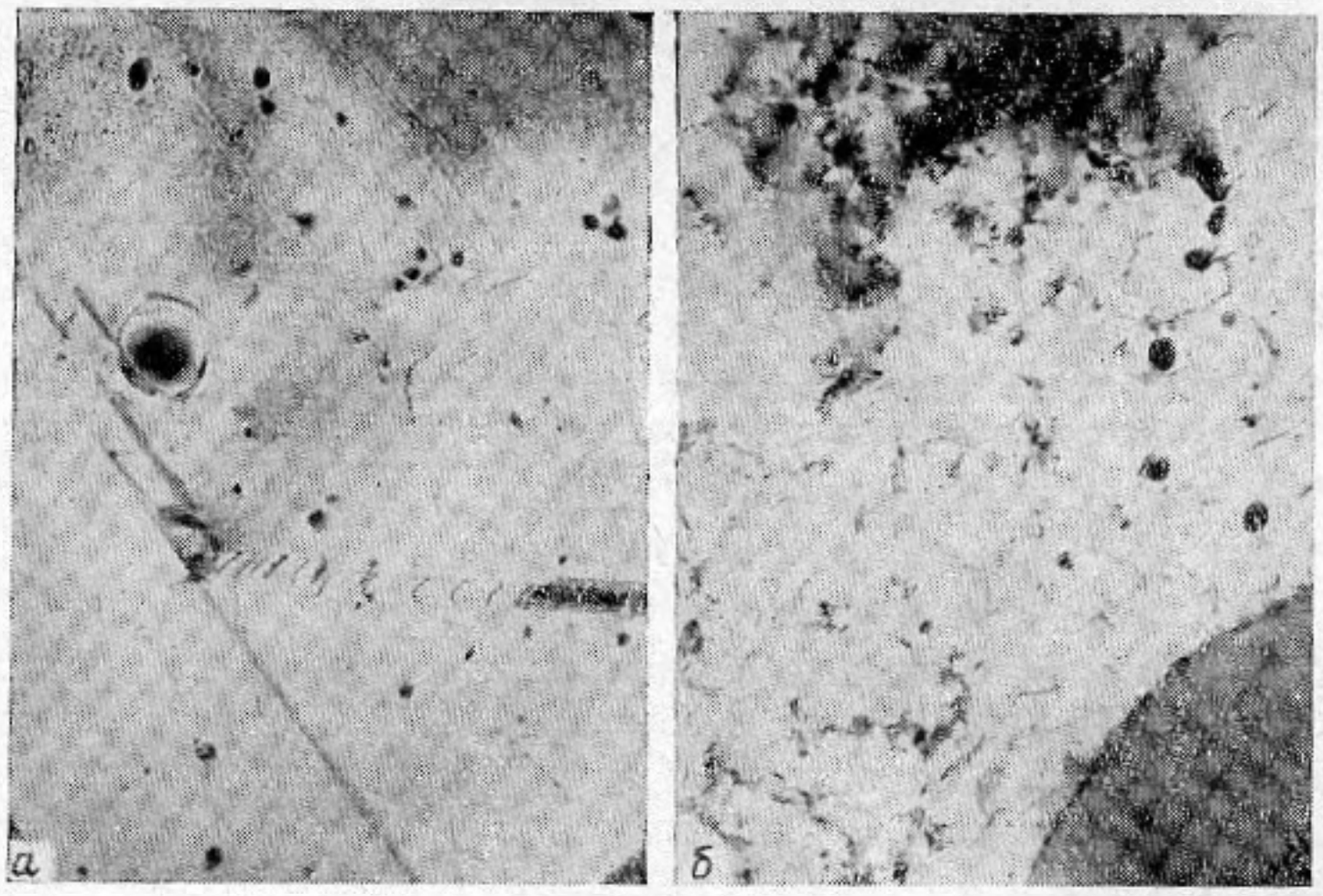
Описанная пороговая зависимость Q^{-1} от ε_m наблюдается и для титанового сплава в интервале температур 20—1000° С (фиг. 3) и для поликристаллического алюминия при $t=20°$ С (фиг. 4). Однако в отличие от стали 12Х18Н9Т и чистого железа [4, 8] при уменьшении амплитуды деформации после достижения ею максимальной величины значения Q^{-1} в отожженном титановом сплаве и алюминии меньше, чем при возрастании деформации (кривая *1* фиг. 3 и фиг. 4). Из графиков *1* и *2* фиг. 3 следует также, что пластическая деформация приводит к уменьшению Q^{-1}, но к увеличению ε_{m1}. и что в деформированных образцах Q^{-1} не зависит от последовательности изменения ε_m. Уменьшение Q^{-1} и увеличение ε_{m1} с ростом пластической деформации отмечалось ранее в поликристаллической меди [2].



Фиг. 4. Зависимость коэффициентов внутреннего трения от амплитуды деформации в поликристаллическом отожженном алюминии при комнатной температуре

Наблюдаемые особенности внутреннего трения в исследуемых материалах обусловлены изменением их тонкой структуры и свойств под действием ультразвуковых деформаций, при которых собственно и измеряется зависимость Q^{-1} (ε_m).

Действительно, рассмотрим фиг. 5, на которой даны электронно-микроскопические снимки, полученные с фольг из стали 12Х18Н9Т в отожженном состоянии (*а*) и после воздействия ультразвука (*б*) с амплитудой де-

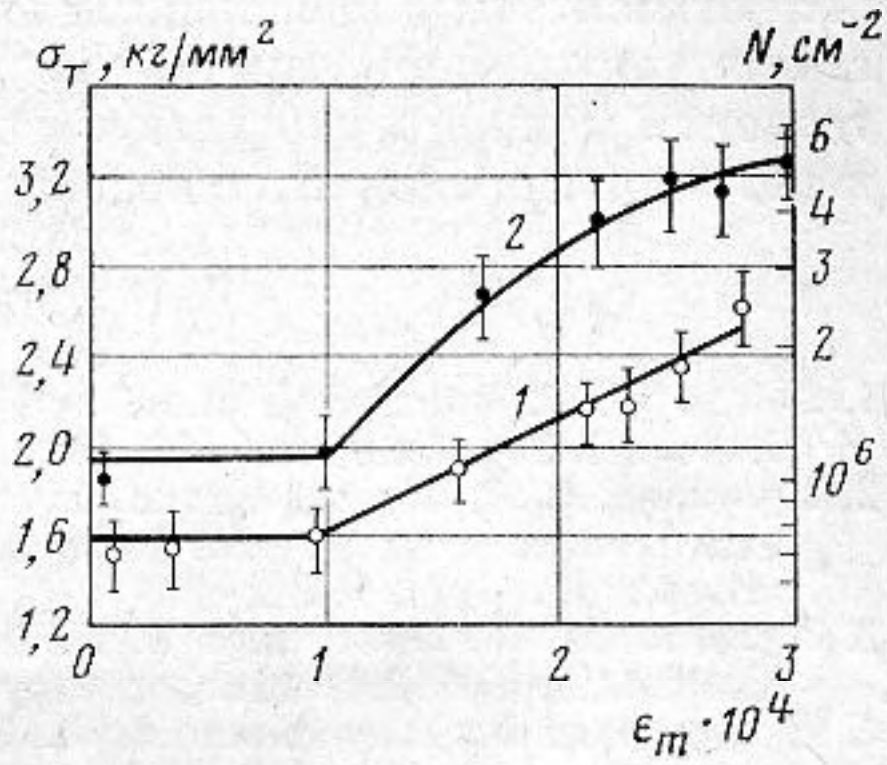


Фиг. 5. Дислокационная структура стали 12Х18Н9Т. *а* – отожженное состояние, увеличение 13 000, *б* – после воздействия ультразвука в течение 10 *мин*, при 920° С и $\varepsilon_m=5\cdot10^{-4}$, увеличение 17 000

формации, большей пороговой амплитуды $\varepsilon_{m1}=4{,}5\cdot10^{-4}$. (см. фиг. 2, кривая *4*). Легко видеть, что в хорошо отожженной стали, при данном увеличении, дислокации практически не наблюдаются, а после воздействия ультразвука при $t=920°$ С плотность дислокаций N становится значительной. Возрастание величины N в стали наблюдалось нами также при $t=$ $=300-600°$ С. Таким образом, можно считать, что при $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1}$ происходит

размножение дислокаций в стали 12Х18Н9Т. Отметим, что рост плотности дислокаций под действием ультразвука наблюдался и в чистом железе с помощью электронного микроскопа в работе [9].

Для количественной оценки N мы использовали метод ямок травления. На фиг. 6 дана зависимость N от амплитуды ультразвуковых деформаций в алюминии. Видно, что при $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1} = 1 \cdot 10^{-4}$ плотность дислокаций возрастает. При этих же амплитудах возрастает предел текучести алюминия σ_T (кривая *2* фиг. 6), т. е. материал упрочняется. Упрочнение (увеличение твердости) после воздействия ультразвука с амплитудой $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1} = 7 \cdot 10^{-4}$ при $t = 20°$ С наблюдалось нами также и в титановом сплаве.



Фиг. 6. Зависимости плотности дислокаций (*1*) и предела текучести (*2*) от амплитуды деформации в поликристаллическом отожженном алюминии. Воздействие ультразвука при $t = 20°$ С в течение 1 *мин*.

Из сопоставления фиг. 4 и 6 видно, что пороговые амплитуды, при которых начинают возрастать значения Q^{-1}, σ_T и N, совпадают. Можно, таким образом, предположить что величина ε_{m1} представляет собой критическую деформацию, необходимую для срыва дислокаций с точек закрепления и их размножения. Аналогичные выводы следуют из результатов работ [2—4]. При этом отмеченные изменения дислокационной структуры и свойств металлов и сплавов являются необратимыми и сохраняются сколь угодно длительное время при комнатной температуре.

На основании проведенных исследований по изменению дислокационной структуры под действием ультразвука можно объяснить результаты изменений внутреннего трения в металлах и сплавах.

В стали 12Х18Н9Т и чистом железе (0,003% С) значительную роль в изменении свойств материала играет взаимодействие атома примесей, в основном углерода с дислокациями. При пластической деформации и воздействии ультразвука с амплитудой $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1}$ происходит отрыв дислокаций от атомов примесей и размножение дислокаций (см. фиг. 5, *б* и данные работы [9]) в результате чего в кристаллах образуется некоторое число подвижных дислокаций. Рост плотности подвижных дислокаций, как известно, приводит к увеличению рассеяния звуковой энергии и, следовательно, к увеличению Q^{-1}. Этим можно объяснить характерную петлю на зависимостях $Q^{-1}(\varepsilon_m)$ при $t \leqslant 550°$ С (см. кривую *2* на фиг. 2) и увеличение Q^{-1} после пластической деформации стали (см. фиг. 1 и 2).

При $t > 550°$ образовавшиеся под действием ультразвука дислокации быстро аннигилируют («отжигаются») в процессе измерений, и характерной петли на зависимостях $Q^{-1}(\varepsilon_m)$ не наблюдается (см. кривые *3—5* на фиг. 2). Плотность подвижных дислокаций в стали после пластической деформации достаточно высока, поэтому изменение их плотности, обусловленное ультразвуком, относительно невелико, и амплитудные зависимости коэффициента внутреннего трения, измеренные при повышении ε_m и при понижении ε_m, одинаковы (см. кривую *1* на фиг. 1).

В чистых металлах с гранецентрированной кубической и с гексагональной решетками большую роль в изменении свойств играет взаимодействие дислокаций друг с другом. Пластическая деформация и воздействие ультразвука с $\varepsilon_m > \varepsilon_{m1}$ приводят к увеличению плотности дислокаций (фиг. 6). При некотором значении N происходит ограничение подвижности дислокаций, что вызывает упрочнение материала, т. е. например, повышение твердости титанового сплава и предела текучести алюминия и, следовательно, уменьшение внутреннего трения (фиг. 3 и 4).

Таким образом, поглощение звука в стали 12Х18Н9Т, титановом сплаве ВТО-1 и поликристаллическом алюминии при амплитудах деформации, превышающих некоторые пороговые значения, обусловлено движением и размножением дислокаций под действием знакопеременных напряжений. При этом необратимым образом изменяются свойства материалов: твердость, предел текучести.

Поглощение звука в отожженной стали 12Х18Н9Т и деформированном титановом сплаве ВТО-1 в интервале температур 20—600° С характеризуется относительно небольшими значениями Q^{-1} при сравнительно больших амплитудах деформации $\varepsilon_m > 10^{-3}$. Эти материалы рекомендованы для изготовления мощного ультразвукового оборудования: концентраторов, волноводов и других элементов колебательных систем.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Mason W. P.* Internal friction and fatigue in metals at large strain amplitudes. J. Acoust. Soc. America, 1956, *28*, 6, 1207–1218.
2. *Кулемин А. В.* Исследование внутреннего трения в пластически деформированных металлах на низких ультразвуковых частотах. Физика и химия обработки материалов, 1971, 1, 144–146.
3. *Кулемин А. В., Манаенков В. П.* Поглощение звука большой интенсивности в поликристаллических металлах. Акуст. ж., 1974, *20*, 4, 635–637.
4. *Кулемин А. В., Манаенков В. П.* Затухание ультразвука в железе и сплавах на основе железа при больших амплитудах колебательной деформации. Акуст. ж., 1976, *22*, 1, 53–60.
5. *Андреев Г. И., Кобцева Т. Е., Миротворский В. С.* Внутреннее трение и тепловыделение в конструкционных и инструментальных сталях при интенсивных ультразвуковых колебаниях. Акуст. ж., 1972, *18*, 3, 343–347.
6. *Афонин А. И., Кузьменко В. А., Шевчук А. Д.* Амплитудно-временные зависимости рассеяния энергии в металлах при продольных колебаниях. VIII Всесоюзная акустическая конференция. М., Акустический институт, 1973, Секция Ц, 97–100.
7. *Кулемин А. В.* Исследование тепловых процессов в ультразвуковых волноводах, работающих на больших интенсивностях звука. В сб.: Новые разработки в ультразвуковой технике. Л., Дом научно-техн. пропаганды, 1972, 3–12.
8. *Манаенков В. П., Кулемин А. В.* Поглощение ультразвука в металлах при больших амплитудах деформаций. В сб.: Новые физические методы интенсификации технологических процессов. М., «Металлургия», 1977, № 92, 22–27.
9. *Голиков В. М., Кулемин А. В., Лазарев В. А., Манаенков В. П.* Диффузия хрома в железе при ультразвуковом воздействии. Акуст. ж., 1975, *21*, 6, 850–853.

Центральный научно-исследовательский
институт черной металлургии
им. И. П. Бардина

Поступила
27 июля 1977 г.
После переработки
30 января 1978 г.