

УДК 534.8.081.7

**ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И ТЕПЛОЫДЕЛЕНИЕ
В КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЯХ
ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЯХ**

Г. И. Андреев, Т. Е. Кобцева, В. С. Миротворский

Описан энергетический метод определения внутреннего трения металлов при ультразвуковых колебаниях с частотой порядка 20 кгц и относительных деформациях $10^{-4} \div 10^{-3}$. Приведены амплитудные зависимости внутреннего трения технического железа и сталей 30ХГСА, 40ХНМА, 50ХФА, ШХ15, 3Х13 в различных состояниях. Исследовано влияние термической обработки на коэффициент затухания. Изучены особенности ультразвукового нагрева металлов, свидетельствующие о наличии в техническом железе и стали 50ХФА амплитудно-температурных областей повышенного внутреннего трения, связанных с появлением в микроструктуре полос скольжения и микронапряжений.

Технологические применения ультразвука требуют изучения особенностей рассеяния ультразвука в материалах, используемых для создания волноводов. Нами разработан и применен для этой цели энергетический метод измерения внутреннего трения по изменению температуры озвучиваемого

образца [1], основанный на известном соотношении $\psi = \frac{\Delta W}{W}$, где ψ — коэффициент затухания, ΔW — рассеянная энергия, W — максимальная упругая энергия, накопленная в рассматриваемом участке тела в момент достижения им наибольшей деформации.

При ультразвуковом нагреве коэффициент затухания может быть определен по формуле

$$\psi = \frac{2 \cdot c \cdot \rho}{f \cdot E \cdot \varepsilon^2} \left(\left. \frac{\partial T}{\partial \tau} \right|_{\text{нагр}} - \left. \frac{\partial T}{\partial \tau} \right|_{\text{охл}} \right),$$

где c — теплоемкость материала стержня, ρ — плотность, E — модуль упругости, ε — относительная деформация, f — частота, $\left. \frac{\partial T}{\partial \tau} \right|_{\text{нагр}}$

и $\left. \frac{\partial T}{\partial \tau} \right|_{\text{охл}}$ — скорости нагрева и охлаждения рассматриваемого участка стержня в момент прекращения ультразвукового нагрева.

Описываемый метод может быть применен для определения коэффициента затухания ультразвуковых колебаний при комнатной и повышенных температурах.

Оценка погрешности измерения коэффициента затухания, связанной с неравномерностью выделения тепла вдоль стержня и конечностью промежутка времени Δt , за который определяется скорость изменения температуры [2], проведенная путем решения уравнения теплового баланса участ-

ка Δx озвучиваемого стержня полуволновой длины в начальный момент озвучивания, когда потерями на излучение можно пренебречь, показала, что эта ошибка связана в основном с характером амплитудной зависимости внутреннего трения и в случае измерения прироста температуры в середине резонансного стержня в течение 5 сек не превышает для чистых металлов 8%, а для сталей в термообработанном состоянии — 4%.

Определение коэффициента затухания ультразвука при повышенных температурах может быть осуществлено тремя различными способами. Первый основан на достижении в озвучиваемом полуволновом резонансном образце стационарного распределения температуры по длине. Коэффициент затухания при этом может быть вычислен по формуле

$$\psi = \frac{2}{f \cdot E \cdot \varepsilon^2} \left[\frac{4KT^4}{D} - \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) \right]$$

где K — коэффициент излучательной способности, λ — коэффициент теплопроводности, D — диаметр стержня, $\frac{\partial T}{\partial x}$ — градиент температуры, определяемый экспериментально.

Этот способ требует знания деформаций в неравномерно нагретом стержне. Способ определения деформаций в стержне описан в работе [3].

Второй способ состоит в прекращении ультразвукового нагрева при достижении исследуемым участком образца требуемой температуры и определении в этот момент скоростей нагрева и охлаждения, частоты колебаний, деформации и модуля упругости. Деформации в стержне вычисляются в этом случае согласно работе [3]. Остальные требуемые величины определяются экспериментально.

Третий способ требует нагрева образца перед озвучиванием до заданной температуры. Здесь трудность состоит в определении амплитуды колебаний нагретого образца. Однако она может быть преодолена с учетом данных работы [4], позволяющих расчетным путем связать между собой амплитуды колебаний холодного и нагретого концов экспоненциального концентратора и определить резонансную длину неравномерно нагретого концентратора. Амплитуда колебаний холодного конца концентратора определяется экспериментально.

Экспериментальная установка [5] состояла из ультразвукового генератора УЗГ-10М, соединенного с магнитострикционным преобразователем ПМС-15А. Механические колебания от магнитостриктора передавались образцу через промежуточный полуволновой элемент и экспоненциальный концентратор с коэффициентом усиления $N = 6,5$.

Вся система была настроена в резонанс с магнитостриктором, благодаря чему в середине образца полуволновой длины диаметром 10 мм удавалось получить относительные деформации до $1,4 \cdot 10^{-3}$ (амплитуда колебаний конца стального образца до 50 мк, переменные напряжения в середине образца до 30 кг/мм²). Локальное изменение температуры образца в процессе его озвучивания регистрировалось с помощью приваренной к нему хромель-алюмелиевой термопары и осциллографа Н-700. Одновременно с изменением температуры образца на осциллограмме регистрировались частота и амплитуда колебаний образца. Методические особенности измерения и регистрации этих величин подробно описаны в работе [3].

С помощью описанного метода мы изучали внутреннее трение и тепловыделение при интенсивных ультразвуковых колебаниях частотой 19,5 кгц в техническом железе и сталях 30ХГСА, 40ХНМА, 50ХФА, ШХ15, 3Х13.

Полуволновые образцы для исследований $\varnothing 10 \times 133$ мм вытачивались на токарном станке. Испытания проводились на образцах после их изготовления и после часового отпуска исходных и закаленных образцов при температурах 100—700° С.

На фиг. 1 представлены результаты изучения амплитудной зависимости внутреннего трения технического железа (в исходном состоянии (1) и после отжига 1200° — 2 часа (2)), сталей 30ХГСА, 40ХНМА, 50ХФА и 3Х13.

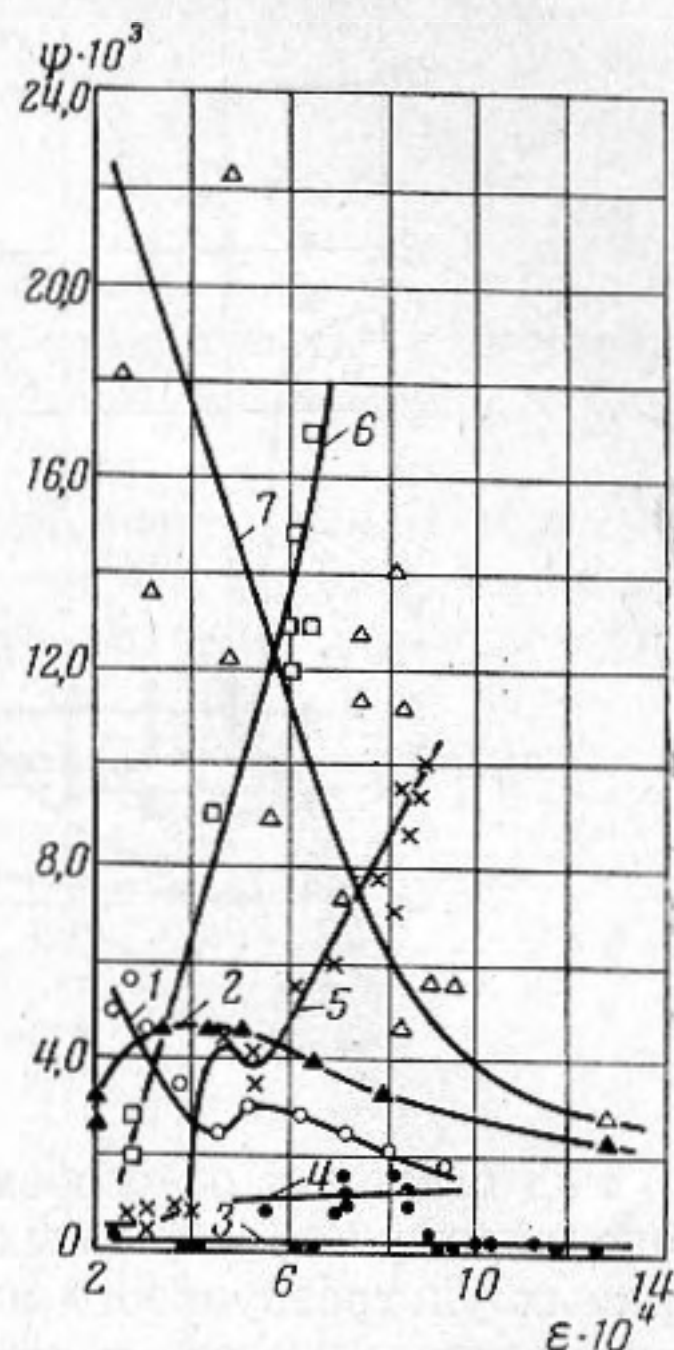
Рассмотрение приведенных экспериментальных данных показывает, что изученные материалы распадаются на 3 группы. К первой относятся стали 40ХНМА в исходном состоянии (кривая 3) и 30ХГСА после отпуска образцов в течение 2-х часов при 680° С (кривая 4). Внутреннее трение в этих материалах либо совсем не зависит (40ХНМА), либо зависит очень слабо от амплитуды деформации в изученном интервале деформаций. Стали 30ХГСА и 3Х13 в состоянии поставки (кривые 5 и 6) показывают резкое возрастание величины внутреннего трения при росте деформации, а техническое железо и сталь 50ХФА (кривая 7) проявляют аномальную амплитудную зависимость внутреннего трения — при возрастании амплитуды коэффициент затухания резко падает.

К особенностям амплитудных зависимостей внутреннего трения изученных материалов относится также наличие на кривых явно выраженных пиков внутреннего трения при относительных деформациях порядка $4,5 \div 5 \cdot 10^{-4}$ для технического железа и стали 30ХГСА в исходном состоянии. Отжиг технического железа в течение 2-х часов при 1200° С приводит к росту металлографического зерна и значительному расширению пика внутреннего трения, но не меняет аномального характера хода кривой внутреннего трения при деформациях более $5 \cdot 10^{-4}$.

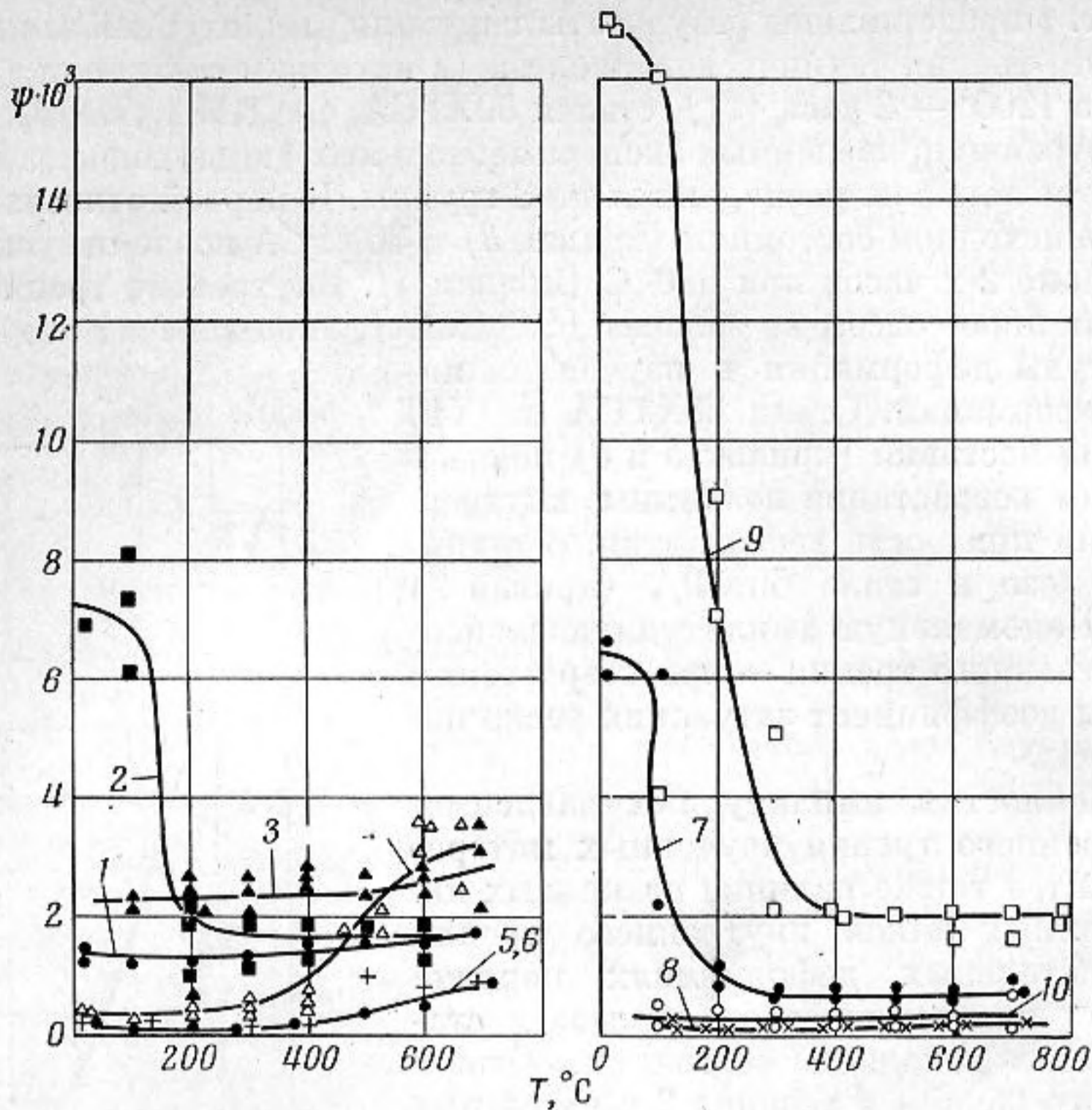
Влияние структурного состояния металла на вид амплитудных зависимостей внутреннего трения технического железа и стали 30ХГСА предопределило необходимость более тщательного исследования воздействия термической обработки на внутреннее трение материалов.

С этой целью изучалось влияние часового отпуска в интервале температур $100-700^{\circ}$ С на внутреннее трение всех исследованных материалов при амплитуде относительной деформации около $1 \cdot 10^{-3}$ (фиг. 2). Кривая 1 относится к техническому железу в исходном состоянии, кривые 2—4 к ст. 30ХГСА в исходном состоянии, после закалки в масле и воде, кривые 5—6 к ст. 40ХНМА в исходном состоянии и после закалки в воде, кривые 7—8 к ст. 50ХФА в исходном состоянии и после закалки в масле, кривые 9 и 10 к ст. 3Х13 и ШХ-15 в исходном состоянии. Видно, что отпуск при температурах 200° С для сталей 30ХГСА и 50ХФА и $300-400^{\circ}$ С для 3Х13 приводит к резкому снижению внутреннего трения. Закалка стали 30ХГСА в масло с последующим отпуском приводит к повышению коэффициента затухания, а закалка в воде — к его заметному снижению относительно значений в состоянии поставки. Коэффициенты затухания стали 40ХНМА в закаленном и отожженном состоянии заметно не отличаются, а закалка стали 50ХФА резко снижает величину затухания. Повышение температуры отпуска выше $400-500^{\circ}$ приводит к некоторому возрастанию коэффициента затухания.

Таким образом, на основе рассмотрения особенностей поведения изменения коэффициента затухания при интенсивных ультразвуковых колебаниях можно видеть заметную структурную чувствительность этой характеристики, резкое влияние на ее величину и характер амплитудной зависимости условий предварительной обработки материала.



Фиг. 1



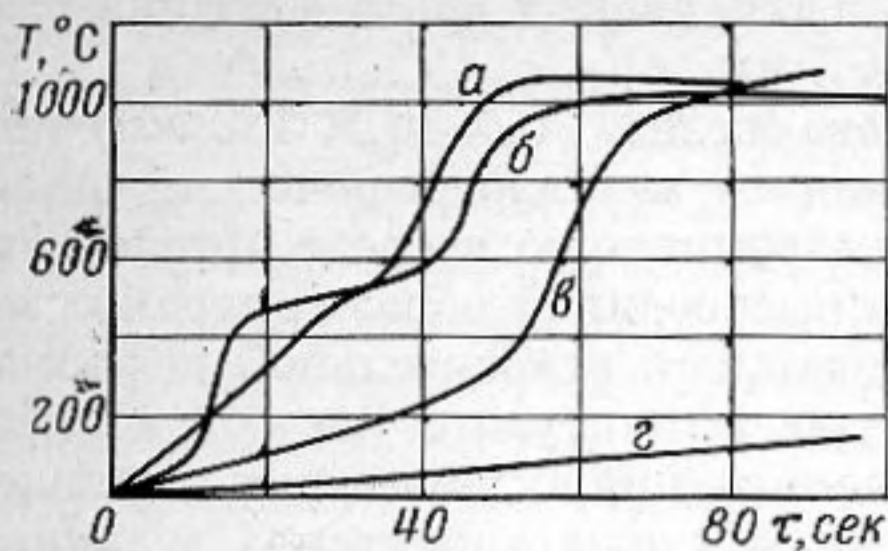
Фиг. 2

Ряд сведений об особенностях поведения металлов и сплавов при интенсивных ультразвуковых колебаниях может быть получен при изучении кривых ультразвукового нагрева. Изучение особенностей кривых нагрева технического железа и сталей в различных состояниях позволило установить наличие четырех типов повышения температуры при ультразвуковом нагреве металлов (фиг. 3).

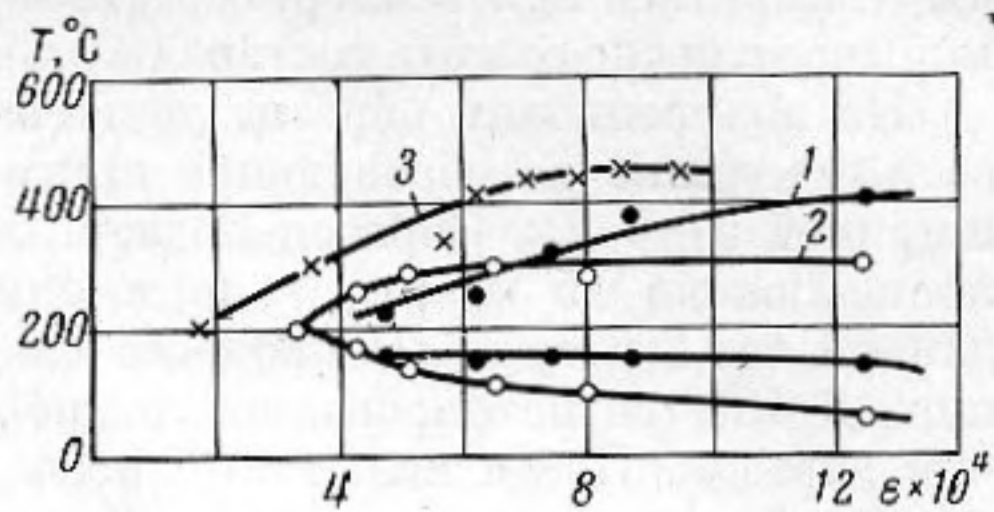
Первый тип кривой нагрева (фиг. 3а) характеризуется наличием двух областей ускоренного разогрева, одной в области температур $100-400^{\circ}$ и другой — выше 600° С. Этот тип ультразвукового нагрева наблюдается при высоких амплитудах деформаций порядка $1 \cdot 10^{-3}$ для отожженных материалов (техническое железо, ШХ-15, 50ХФА после отпуска исходных образцов при $200-700^{\circ}$ С, 30ХГСА после закалки в масло и отпуска $100, 500-700^{\circ}$ С). Второй тип кривой нагрева (фиг. 3б) отличается от первого лишь отсутствием области относительно низкого внутреннего трения и отмечен для сталей 30ХГСА и 50ХФА в исходном и отпущенном на 100° состояниях, а также для сталей 3Х13 в исходном состоянии и после отпуска при температурах $100-700^{\circ}$ С. Кривая нагрева с одной высокотемпературной областью повышенного внутреннего трения (фиг. 3в) характерна для сталей 40ХНМА, 30ХГСА и 50ХФА в исходном состоянии и для технического железа при сравнительно малых амплитудах деформаций. Наконец, кривая ультразвукового нагрева образца без заметных областей резкого ускорения разогрева (фиг. 3г) наблюдается для закаленных сталей 50ХФА, 40ХНМА, ШХ-15 при всех амплитудах деформаций, а для отожженных — при достаточно малых.

Таким образом, из рассмотрения кривых ультразвукового нагрева технического железа и сталей следует, что особенностью ультразвукового нагрева этих материалов является наличие на них областей ускоренного разогрева, зависящих от амплитуды деформации и температуры.

Действительно, если нанести на график температуры перегибов кривых ультразвукового нагрева мелко- и крупнозернистого технического же-



Фиг. 3



Фиг. 4

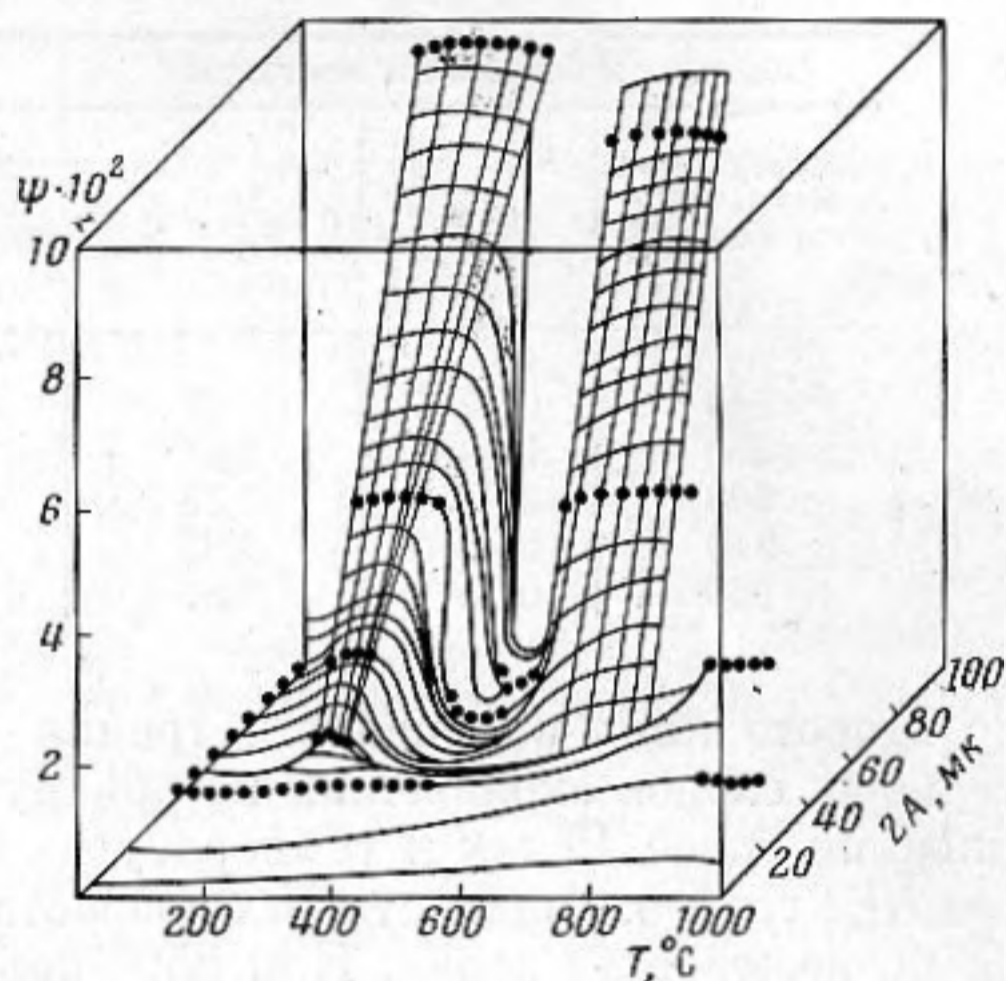
леза (кривые 1, 2) и стали 50ХФА (кривая 3), в зависимости от амплитуды деформации, то можно видеть (фиг. 4) определенную зависимость указанных температур от амплитуд деформаций.

Следует заметить, что одновременно с резким возрастанием температуры на осциллограммах наблюдается такое же резкое падение амплитуды колебаний, что, по-видимому, свидетельствует о резком возрастании потерь ультразвуковой энергии в эти моменты. Целесообразно при этом иметь в виду, что, например, полуволновой отожженный образец стали 30ХГСА (кривая 3) \varnothing 10 мм в первый момент озвучивания при деформации порядка 10^{-3} и коэффициенте затухания 10^{-2} (фиг. 1) рассеивает около 0,8—1,0 кВт ультразвуковой энергии. Резкое возрастание мощности потерь в резонансной системе с двигателем мощностью 2,5 кВт (магнитострикционный пакет ПМС-15) должно приводить к снижению амплитуды колебаний и ускоренному разогреву образца.

Можно предположить, что наличие на кривых ультразвукового нагрева металлов областей ускоренного разогрева и одновременное с этим падение амплитуды колебаний связано с существованием в металле областей повышенного внутреннего трения. Это предположение получило подтверждение при изучении зависимости внутреннего трения технического железа от температуры и амплитуды деформации. Пространственная диаграмма внутреннего трения технического железа при интенсивных ультразвуковых колебаниях (фиг. 5) отчетливо иллюстрирует указанное обстоятельство.

На графике видно резкое возрастание внутреннего трения в области температур около 200—300° С и выше 600° С при амплитудах относительных деформаций больше $4 \div 5 \cdot 10^{-4}$.

Поскольку имеются предположения [6, 7] о дислокационной природе рассеяния энергии ультразвуковых колебаний в исследуемом диапазоне деформаций, нами была осуществлена попытка получения экспериментальных доказательств этого предположения. С этой целью проведено исследование структурных изменений в процессе ультразвукового облучения образцов. Материалом для исследования было выбрано техническое железо состава 0,06% С, 0,011% Р, 0,025% S, 0,07% Si, 0,08% Mn. Образ-



Фиг. 5

цы отжигались при температуре 1200°C в течение 2-х часов. Средний размер зерна после отжига составлял $0,4 \div 0,5 \text{ мм}$.

На полуволновом образце технического железа ($\varnothing 10 \times 133 \text{ мм}$) на всей его длине по образующей готовился металлографический шлиф шириной 5—6 мм. Образец подвергался озвучиванию в среде аргона давлением около 0,5 мм рт. ст. до достижения серединой образца заранее заданной температуры. В процессе озвучивания с относительной деформацией $9 \cdot 10^{-4}$ регистрировались температура, амплитуда и частота колебаний образца. После испытаний исследовались микроструктурные изменения в области максимальных деформаций, а также характер и величина микронапряжений.

Микроструктурные исследования, проведенные на металлографическом микроскопе МИМ-8, интерференционном микроскопе МИИ-4 и электронном микроскопе ЭМ-7, позволили установить, что в области первого пика внутреннего трения (2—4 сек озвучивания $100\text{—}300^{\circ}\text{C}$) вблизи границ зерен появляются слабые следы скольжения. При увеличении длительности озвучивания до 14—15 сек и повышении температуры вплоть

Физическое расширение (V) и деформация $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$
технического железа в процессе ультразвукового облучения

Образцы в состоянии поставки			Образцы после отжига 1200° ; 2 часа		
температура ультразвуко- вого нагрева, $^{\circ}\text{C}$	V	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^4$	температура ультразвуко- вого нагрева, $^{\circ}\text{C}$	V	$\frac{\Delta a}{a} \cdot 10^4$
140	0,0035	4,67	180	0,0018	2,4
360	0,0018	2,4	350	0,0016	2,13
540	0,0010	1,33	525	0,0008	1,06
810	0,0010	1,33	830	0,0007	0,93
960	0,0014	1,87	890	0,0016	2,13

до второго пика внутреннего трения ($500\text{—}550^{\circ}\text{C}$) появления дополнительных следов скольжения не обнаруживается. При длительностях озвучивания более 15 сек и температурах более 600°C следы скольжения становятся грубее, количество их возрастает и они начинают распространяться по всему телу зерна. При 850° наряду с пачками следов скольжения в микроструктуре обнаруживаются границы двойников.

Оценка величины и характера изменения микронапряжений осуществлялась на ионизационной рентгеновской установке УРС 50-ИМ. Образцы снимались в Co излучении по точкам с шагом $3'$ и длительностью экспозиции в точке — 3 мин. Съемка проводилась по линиям (110) и (220), из которых одна имеет большое значение суммы квадратов индексов интерференции, а другая — малое. Обе линии относятся к одной отражающей плоскости и имеют разный порядок отражения, что позволяет исключить ошибки эксперимента, связанные с неравноосностью блоков. В качестве эталона использовались отожженные в вакууме при 800° — 1 час образцы железа «Армко». Напряжения определялись на образцах в состоянии поставки (размер зерна около 0,03 мм) и на крупнозернистых образцах, отожженных при 1200° — 2 час в вакууме.

Расширение линии (110), наиболее чувствительной к измельчению блоков, практически отсутствовало. В то же время расширение линии (220) рабочего образца в сравнении с эталонной линией значительное, что свидетельствует о связи истинного физического расширения линии (220) исключительно с микронапряжениями.

В таблице приведены данные расчета истинных расширений для линии (220).

Из данных таблицы видно, что как на мелкозернистом, так и на крупнозернистом железе величина микронапряжений имеет максимальное значение в интервале температур первого пика внутреннего трения ($100-300^{\circ}\text{C}$), при котором в микроструктуре обнаруживаются первые следы скольжения. Поскольку в дальнейшем при более высокой температуре $300-600^{\circ}$ новые следы скольжения, по-видимому, не возникают, а процессы отрыва должны иметь место, уровень внутренних напряжений снижается. Некоторый рост микронапряжений при температурах $890-960^{\circ}\text{C}$ может быть связан как с наличием деформационных напряжений, поскольку рентгенограммы снимались с участков образцов, прилегающих непосредственно к зоне разрушения, так и с фазовой перекристаллизацией железа, протекающей в этом интервале температур.

Таким образом, на примере технического железа можно считать доказанным, что наличие амплитудно-температурных областей повышенного внутреннего трения по данным микро- и рентгеноструктурного анализов связано с возникновением и развитием в структуре следов пластической деформации, являющихся следствием усталостных явлений, протекающих при ультразвуковом нагружении образцов.

Целесообразно также отметить совпадение температурного интервала существования пика внутреннего трения для технического железа с температурным интервалом старения, определенным по данным температурной зависимости твердости. Пик твердости при испытании технического железа на установке для определения горячей твердости проявляется в интервале $100-300^{\circ}\text{C}$.

В заключение необходимо отметить, что разработанный метод определения внутреннего трения применим для измерения коэффициента затухания металлов и сплавов при ультразвуковых колебаниях с частотой $8-44\text{ кГц}$ и с относительными деформациями до $1\cdot 10^{-3}$ при комнатной и повышенных температурах.

Величина коэффициента затухания ультразвуковой энергии сильно зависит от структурного состояния материала, термообработки, рабочей температуры и меняется в широких пределах от $1\cdot 10^{-4}$ до $2\cdot 10^{-2}$. При больших величинах затухания порядка $1\div 2\cdot 10^{-2}$ мощность, рассеиваемая в волноводе или концентраторе, может достигать нескольких *кВт* и становиться сравнимой с мощностью обычно применяемых для технологических целей магнитострикционных преобразователей типа ПМС. Особенно велико затухание при повышенных температурах. Это обстоятельство необходимо учитывать при применении ультразвука в металлургических процессах, в которых рабочий орган ультразвуковой системы (концентратор, волновод) нагревается до высоких температур.

Наконец, рассмотренный метод определения коэффициента затухания при интенсивных ультразвуковых колебаниях может, по-видимому, оказаться полезным в исследованиях дислокационной природы пластической деформации и накопления повреждений усталостного типа при больших амплитудах деформаций, о чем свидетельствует обнаруженная в опытах связь температурных границ высокого внутреннего трения и появления в структуре следов пластической деформации с амплитудой высокочастотной деформации.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. С. Миротворский. Метод определения внутреннего трения металлов при интенсивных ультразвуковых колебаниях. Сб. «Ультразвук в машиностроении». М., ЦНИИПИ, 1966, 44—49.
2. В. С. Миротворский, Г. И. Погодин-Алексеев. Методы измерения внутреннего трения при интенсивных ультразвуковых колебаниях. М., Машиностроение, 1970, 42—47.
3. В. С. Миротворский, В. Я. Волк. К вопросу о деформациях и напряжениях при ультразвуковом нагреве. Сб. «Ультразвук в машиностроении». М., ЦНИИПИ, 1969, 31—36.

4. В. С. Миротворский, В. И. Рулин. Колебания неравномерно нагретого экспоненциального стержня. Сб. «Применение ультразвука в машиностроении». М., ЦП НТО Машпром, 1969, 117—121.
5. В. С. Миротворский, Г. И. Андреев. Установка для определения внутреннего трения при интенсивных ультразвуковых колебаниях. Заводская лаборатория, 1970, 1, 106—108.
6. W. P. Mason. Internal friction and fatigue in metals at large strain amplitudes. I. Acoust. Soc. America, 1956, 28, 6, 1207—1218.
7. A. Granato, K. Lücke. Theory of mechanical damping due to dislocations. J. Appl. Phys., 1956, 27, 6, 583—593.

Москва

Поступила в редакцию
16 июня 1971 г.