

Влияние структуры на внутреннее трение в пористой меди

Применение пористых металлов и сплавов, характеризующихся резко неоднородной структурой и эксплуатируемых в условиях переменных внешних нагрузок, требует знания особенностей диссипации энергии упругих колебаний в зависимости от параметров структуры материала. Такие особенности могут быть эффективно исследованы с помощью метода внутреннего трения [1–2]. Применение этого метода к изучению релаксационных свойств металлов и сплавов позволяет выявить физические механизмы, ответственные за диссипацию энергии в пористых средах [3–4]. В настоящей работе исследовано влияние структурных параметров на величину внутреннего трения в меди.

Измерения внутреннего трения проводились на установке, работающей по принципу обращенного крутильного маятника и позволяющей регистрировать затухание свободных крутильных колебаний образца. Исследования проводились в амплитудонезависимой области при частоте $\nu = 50$ Гц в интервале температур от 300 до 800 К. Для уменьшения потерь в результате демпфирования воздухом и избежания окисления поверхности образцов экспериментальная установка помещалась в вакуумную камеру. Образцы для исследований изготавливались из медного порошка ПМ1 с содержанием меди 99,8% путем прессования и последующего спекания в вакууме в течение полутора часов при температуре 1100 К и имели вид стержней размером 2х2х65мм. Пористость образцов, вводимая как объемная доля пустот, изменялась в интервале от 0 до 0,4.

В соответствии с классической концепцией внутреннего трения [5] неупругие свойства вызываются флуктуацией соответствующего термодинамического параметра. В качестве одного из таких параметров, вызывающих изменение внутреннего трения, в настоящей работе выступает интегральная пористость P . Результаты измерений внутреннего трения для меди представлены на рисунке 1 в виде зависимости

относительного внутреннего трения $\frac{Q^{-1}}{Q_k^{-1}}$ от пористости P , где Q_k^{-1} – значение для компактного материала. Здесь же приведены ли-

тературные данные аналогичных измерений для железа [4] и никеля [6]. Экспериментальные данные свидетельствуют о монотонном повышении величины внутреннего трения с ростом пористости в интервале ее измерения от 0,1 до 0,4. Такое поведение экспериментальных кривых обусловлено увеличением затухания механических колебаний при росте числа и размеров пор, выступающих в качестве основных рассеивающих центров. Для анализа полученных экспериментальных данных была использована структурная модель, основанная на методе элементарной ячейки [4, 7–8].

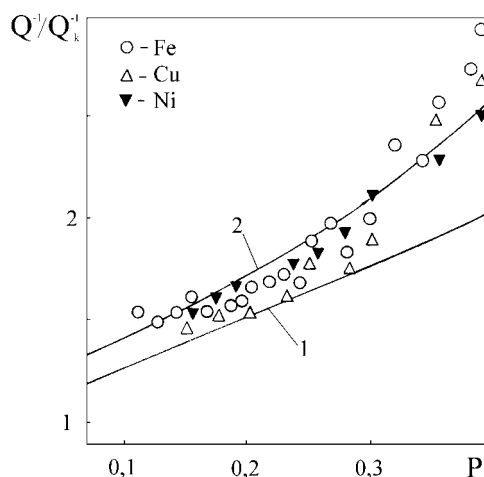


Рис. 1. Зависимость относительного внутреннего трения от пористости: 1 – расчет по (1); 2 – расчет по (2)

Величина относительного внутреннего трения в рамках этой модели определяется как

$$\frac{Q^{-1}}{Q_k^{-1}} = \frac{1}{\left(1 - P^{2/3} + P\right)(1 - P)} \quad (1)$$

для варианта закрытой пористости, и

$$\frac{Q^{-1}}{Q_k^{-1}} = \frac{1 - f(P) - f^2(P) + f^3(P)}{\left(1 - f(P) + 2f^2(P)\right)(1 - P)[1 - f(P)]^2} \quad (2)$$

для случая закрытой пористости, где $f(P)$ определяется из уравнения

$$3f^2(P) - 2f^3(P) = P$$

Результаты модельных расчетов для вариантов закрытой и открытой пористости представлены на рисунке 1. Как видно из рисунка, полученные расчетные кривые правильно передают ход экспериментальных зависимостей, причем значения, рассчитанные по варианту открытой пористости, лучше согласуются с экспериментальными данными.

Для выявления механизмов, ответственных за диссипацию энергии в неоднородных средах, эффективным является изучение зависимостей температурных релаксационных спектров от параметров структуры материала [3]. На рисунке 2 представлены температурные релаксационные спектры меди для пористости $P = 0; 0,15; 0,3$. Как видно из рисунка, на всех зависимостях наблюдаются максимумы внутреннего трения, причем максимум А характеризуется как вызванный зернограницной релаксацией, а максимум В – релаксацией на двойниковых границах [9].

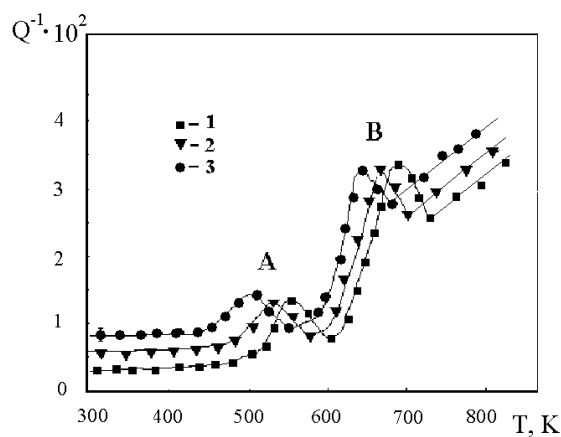


Рис. 2. Зависимость внутреннего трения меди от температуры:
1 – $P = 0$; 2 – $P = 0,15$; 3 – $P = 0,3$

Сравнение релаксационных спектров для образцов с различной пористостью свидетельствует о значительном влиянии пористой структуры на внутреннее трение. При увеличении пористости происходит сдвиг максимумов в сторону более низких температур и уменьшение высоты пика внутреннего трения.

Для выявления конкретных механизмов процессов релаксации параметры структуры образцов изменялись с помощью термической и механической обработок. Часть образцов подвергалась отжигу, проводившемуся в вакууме при температуре 800 К в течение 12 ч. Данный режим слабо сказывался на пористой структуре, но приводил к увеличению размеров зерен, падению плотности тройных сты-

ков и значительному уменьшению числа двойников. К части образцов, прошедших отжиг, применялся деформационный наклеп.

При такой обработке происходило увеличение плотности двойников до исходных значений. Результаты измерений величины внутреннего трения для образцов в исходном состоянии, подвергнутых отжигу и наклепу представлены на рисунке 3 для пористостей $P = 0$ и $0,3$.

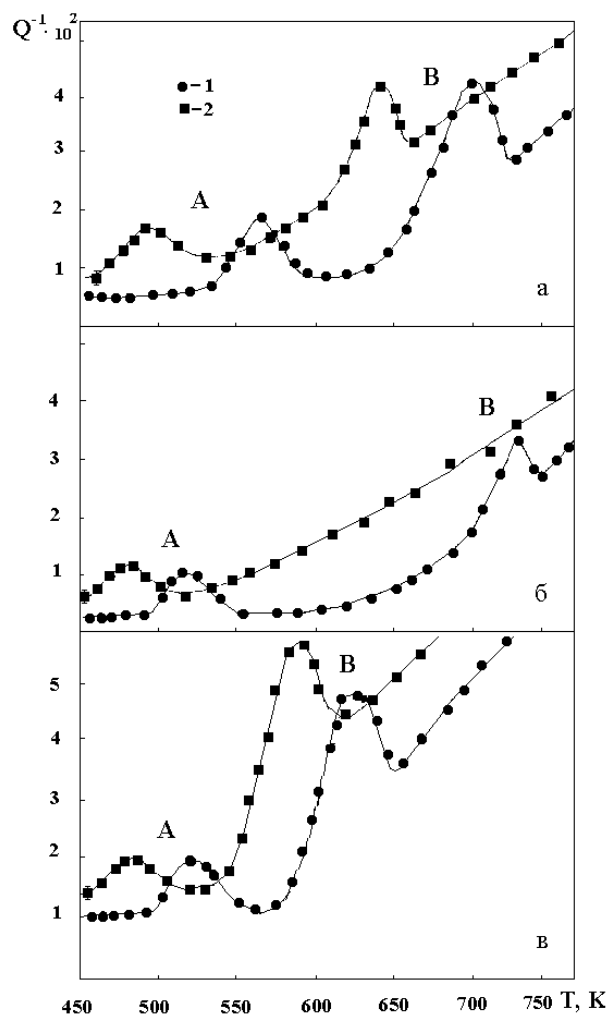


Рис. 3. Зависимость внутреннего трения от температуры: а – без обработки; б – отжиг при 800 К, 12 час; в – отжиг и наклеп.
1 – $P = 0$; 2 – $P = 0,3$

Как видно из рисунка, термическая и механическая обработки существенно изменяли первоначальный вид температурных спектров внутреннего трения. После отжига вне максимумов наблюдалось более низкое расположение экспериментальных точек, связанное с общим уменьшением дефектности металла,

причем пик А смещался в строку более низких температур. Наклеп повышал фон внутреннего трения, практически не влияя на расположение максимума А. В то же время влияние термической и механической обработок на поведение максимумов А и В существенно различалось. Обращает на себя внимание подавления максимума В в пористой меди, подвергнутой отжигу. Этот эффект можно связать с резким уменьшением релаксации, обусловленной двойниковыми границами, которые практически отсутствовали в отожженных образцах. В случае компактной меди уменьшение суммарного раз-

мера двойников не так значительно, и пик В проявлялся в виде слабой аномалии. Наклеп вновь приводил к большим значениям внутреннего трения в связи с восстановлением высокой плотности двойниковых прослоек.

Экспериментальные результаты, полученные в работе и свидетельствующие о существенной роли параметров структуры на внутреннее трение в пористых металлах, могут быть использованы для анализа механизмов диссипации энергии упругих колебаний в металлических материалах, характеризующихся резко неоднородным строением.

Литература

1. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. М., 1974.
2. Головин С.А., Пушкар А., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. М., 1987.
3. Дударев Е.Ф., Поляков В.В., Алексеев А.Н. Влияние пористости на температурную зависимость внутреннего трения в железе // Металлофизика и новейшие технологии. 1995. №7.
4. Поляков В.В., Алексеев А.Н. Влияние пористости на внутреннее трение в металлах // Изв. вузов. Физика. 1994. №6.
5. Зинер К. Упругость и неупругость металлов // Упругость и неупругость металлов. М., 1954.
6. Алексеев А.Н., Поляков В.В., Жданов А.В. Температурные релаксационные спектры внутреннего трения в пористых железе и никеле // Порошковые и композиционные металлические материалы. Барнаул. 1997.
7. Поляков В.В., Алексеев А.Н. Зависимость внутреннего трения пористого железа от структуры // Изв. вузов. Черная металлургия. 1993. №6.
8. Поляков В.В. Моделирование структуры и физико-механических свойств неоднородных конденсированных сред. Барнаул, 2000.
9. Поляков В.В., Жданов А.В. Влияние пористости на температурные релаксационные спектры меди // Металлофизика и новейшие технологии. 2001. Т. 23. №2.

