

Как видно из рисунков, сопротивление стягивания полностью определяется поверхностным слоем, когда толщина последнего больше радиуса пятна контакта a . При контакте шероховатых поверхностей $a \approx 30$ мк [1, 4, 5], поэтому покрытие толщиной в десятки микрон будет заметно изменять R , что неоднократно наблюдалось в экспериментах [6, 7]. Однако в реальном контакте (например, горючего с оболочкой твэла) R определяется в основном крупномасштабными неровностями (например, волнистостью [1, 4]). При этом a достигает нескольких долей миллиметра и более, так что покрытия указанных выше толщин могут оказаться неэффективными.

Оксидные слои на поверхности металлов имеют толщину не более 1 мк. Их теплопроводность в 3—30 раз меньше, чем у металлов. Поэтому контактное сопротивление слабо зависит от теплопроводности оксидного слоя при контакте волнистых и даже шероховатых поверхностей.

Большое влияние на α_K могут оказывать механические свойства поверхностных слоев, так как они определяют плотность пятен контакта [см. выражение (1)]. Например, в условиях пластических деформаций шероховатостей n связана с давлением p и твердостью H более пластичной поверхности известным приближен-

ным соотношением [5]:

$$n = p/\pi a^2 H,$$

которое вместе с выражением (1) при экспериментально измеренной H позволяет оценить влияние поверхностного слоя на термическую проводимость контакта.

Поступило в Редакцию 25/VI 1973 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sanokawa K. «Bull. ISME», 1968, v. 11, p. 253.
2. Микич Б., Карнаскили Д. «Теплопередача», 1970, № 3, с. 168.
3. Харитонов В. В., Кокорев Л. С., Юренков В. К. «Атомная энергия», 1972, т. 32, с. 471.
4. Клаузинг А., Чао Б. «Теплопередача», 1965, № 3, с. 38.
5. Демкин Н. Б. Контактное взаимодействие шероховатых поверхностей. М., «Наука», 1970.
6. Мальков В. А., Добашин П. А. «Инж.-физ. журн.», 1969, т. 17, с. 871.
7. Кошкин В. К., Данилов Ю. И. и др. «Изв. вузов. Авиатехника», 1971, № 3, с. 3.

Влияние степени совершенства структуры графита на изменения его размеров при нейтронном облучении

ВИРГИЛЬЕВ Ю. С., КАЛЯГИНА И. П., МАКАРЧЕНКО В. Г.

УДК 66.017:620.1

Изменения размеров углеродных материалов при нейтронном облучении исследовались во многих работах. Одним из наиболее важных факторов, определяющих размерную стабильность, является температура обработки углеродного материала, так как она обуславливает степень совершенства кристаллической структуры.

Установлено, что увеличение температуры обработки снижает уровень радиационного сжатия размеров образцов графита при высокотемпературном облучении. Данные по облучению модельных материалов — пироуглерода, отличающегося степенью совершенства решетки, а также анизотропных реакторных материалов [1, 2] — показывают, что по мере повышения степени кристалличности эффект размерных изменений (рост вдоль оси c и сжатие в плоскости базиса) снижается. Однако количественная теория этого процесса пока не разработана. Выдвинутая для углеродных материалов качественная модель, предполагающая, что при облучении происходят процессы, аналогичные графитационным, до настоящего времени экспериментально не подтверждена. Существующие количественные методы определяют размерные изменения только высокосовершенных материалов.

В связи с этим важное значение приобретает метод установления количественной связи размерных изменений углеродных материалов с характеристиками их кристаллической структуры. Этот метод основан на предположении о том, что в несовершенных углеродных материалах, характеризующихся существованием пакетов графитоподобных слоев, в результате облучения наблюдается большее число дефектов с меньшим размером скоплений, что объясняется наличием в структуре несовершенств, удерживающих дефекты облучения. Такая модель оказывается весьма полезной при оценке размерных изменений недостаточно графитированных угле-

родных материалов, так как позволяет применять известные количественные методы, справедливые для высококристаллических материалов, близких к однофазным [3].

Известно, что изменение формы образцов графита определяется по изменению размеров отдельных кристаллографических областей в направлении осей c и a (S_c , S_a соответственно). Величины S_c , S_a соизмеримы

Изменение свойств образцов в процессе термической обработки

Температура обработки, °C	Коэффициент термического расширения, 1/град *	Размеры областей рентгеновского когерентного рассеяния, Å		Степень графитации $\gamma = \frac{I(112)}{I(110)}$
		вдоль оси c	вдоль оси a	
1300	—	40	70	—
1500	—/5,9	75	90	—
1800	6,6/6,2	80	130	—
2000	6,5/6,2	120	285	—
2100	—	150	450	—
2300	6,1/5,8	190	660	0,20
2600	5,3/4,9	215	> 1000	0,35
2800	5,8/5,3	215	> 1000	0,40
3000	5,4/5,1	240	> 1000	0,54

* Измерено при температурах 20—500° C.

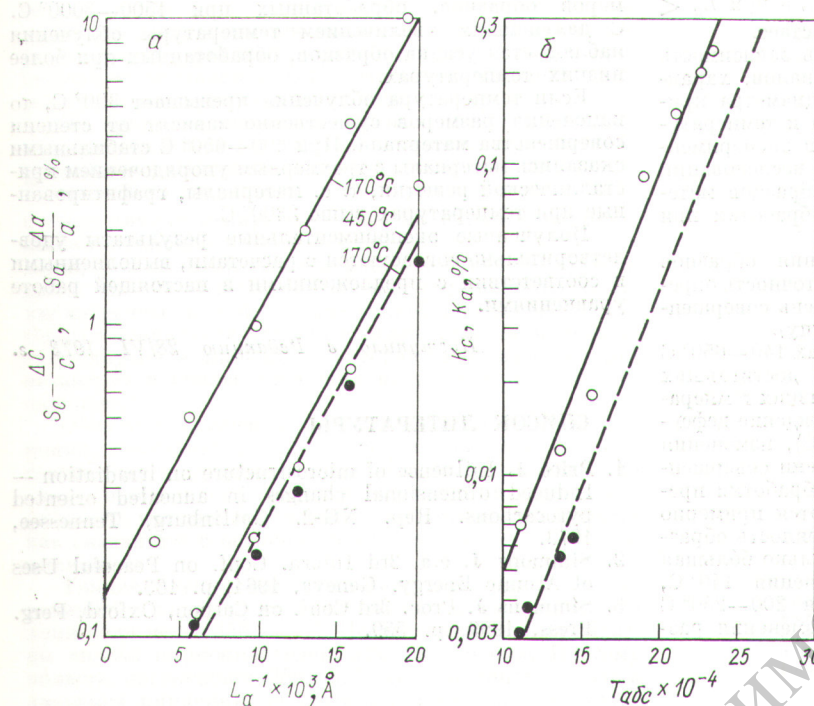


Рис. 1. Зависимость функции F от диаметра кристаллитов (а) и температуры облучения (б) при потоке нейтронов $1 \cdot 10^{20}$ нейтр/см²: — направление оси c ; ---- направление оси a .

со скоростью изменения размеров монокристалла, причем относительные изменения размеров поликристалла $y_{||}$, $y_{\perp}$ и монокристалла S_c , S_a находятся в линейной зависимости с коэффициентами пропорциональности k_1 , k_2 , k_3 , k_4 , называемыми коэффициентами аккомодации, которые учитывают особенности данного материала (пористость, текстурированность и пр.):

$$\begin{aligned} y_{||} &= k_1 S_c + k_2 S_a, \\ y_{\perp} &= k_3 S_c + k_4 S_a. \end{aligned} \quad (1)$$

Для углеродных материалов при невысоких дозах, а для высокосовершенного пирографита и до больших уровней облучения отмечается равенство относительного изменения параметров и размеров кристаллографических областей. Однако в общем случае [2]

$$S_c > \Delta c/c, \quad S_a > \Delta a/a,$$

поэтому можно записать

$$S_c = \Delta c/c + F_1, \quad S_a = \Delta a/a + F_2,$$

где F_1 , F_2 — функции от дозы и температуры облучения, описывающие деформацию кристаллитов в результате возникновения скоплений.

При вычислении величин S_c и S_a по изменению формы образцов, отличающихся степенью совершенства, получается определенное несовпадение результатов. Оно становится особенно значительным, если вместо графита использовать малосовершенный углеродный материал. В этом случае по мере снижения степени совершенства материала, облученного в одинаковых условиях, S_c и S_a резко возрастают.

На рис. 1 представлены зависимости функции F от температуры облучения и диаметра областей когерентного рассеяния (ОКР), полученные на основании анализа опубликованных данных. Путем построения зависимостей $S_c - \Delta c/c$ и $S_a - \Delta a/a$ от интегрального потока нейтронов при фиксированных температуре и размере ОКР находим, что функция F пропорциональна дозе в степени 1,6.

Представленные на рис. 1 зависимости позволяют аппроксимировать функцию F выражением

$$F = K x^{1,6} \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) \exp\left(\frac{B}{L_a}\right), \quad (2)$$

где L_a — размер областей когерентного рассеяния, определяемый рентгенографически; K , B — постоянные.

Из графиков рис. 1 можно оценить параметры уравнения (2). Параметр K для параллельного оси c направления составил $4 \cdot 10^{-6}$, а для перпендикулярного $1,6 \cdot 10^{-6}$. Постоянная $B = 220$, поэтому при $L_a > 220$ Å

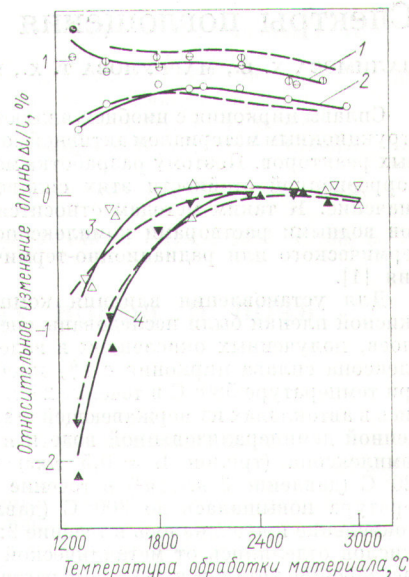


Рис. 2. Зависимость относительного изменения размеров образцов углеродного материала марки ГМЗ от температуры обработки при различных температурах и нейтронных дозах ($E \geq 0,18$ Мэв) облучения:

1 — 140° С, $3 \cdot 10^{20}$ нейтр/см²; 2 — 200° С, $4 \cdot 10^{20}$ нейтр/см²; 3 — 450° С, 4,5 нейтр/см²; 4 — 600—650° С, $13 \cdot 10^{20}$ нейтр/см²; — расчет; ---- эксперимент.

экспонента не очень заметно уменьшается, а при $L_a < 220 \text{ \AA}$ экспонента значительно возрастает.

Уравнения (1), (2) позволяют оценить зависимость размерных изменений углеродных материалов, характеризующихся определенной величиной диаметра кристаллитов, от условий облучения — дозы и температуры. Сопоставление результатов расчета и экспериментальных данных выполнено на основании исследований радиационной размерной стабильности образцов материала марки ГМЗ, полученных путем обработки при температурах 1300—3000° С.

Коэффициент термического расширения образцов изменялся в пределах примерно 15—20% (точность определения $\pm 0,3 \cdot 10^{-6} \text{ 1/град}$), при этом степень совершенства значительно изменялась (см. таблицу).

Испытания проводили при температурах 140—650° С и нейтронных дозах облучения, достигавших $1,3 \cdot 10^{21} \text{ нейтр/см}^2$ ($E \geq 0,18 \text{ Мэв}$). При низких температурах, когда происходит гомогенное зарождение дефектов (в искусственных графитах до 300° С), изменения размеров по существу не зависят от степени совершенства материала, если температура его обработки превышает 1500° С: все образцы увеличиваются примерно одинаково (рис. 2). Отличительная особенность образцов после обработки при 1300° С — несколько большая величина роста при температуре облучения 140° С, причем уже при температуре облучения 200—250° С тот рост становится меньше среднего изменения раз-

меров образцов, обработанных при 1500—3000° С. С дальнейшим увеличением температуры облучения наблюдается усадка образцов, обработанных при более низких температурах.

Если температура облучения превышает 300° С, то изменения размеров существенно зависят от степени совершенства материала. При 600—650° С стабильными оказались материалы с трехмерным упорядочением кристаллической решетки, т. е. материалы, графитированные при температурах выше 2300° С.

Полученные экспериментальные результаты удовлетворительно согласуются с расчетами, выполненными в соответствии с предложенными в настоящей работе уравнениями.

Поступило в Редакцию 28/VI 1973 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Price J. Influence of microstructure on irradiation — Induced dimensional changes in annealed oriented pyrocarbons. Rep. NG-2. Gatlinburg, Tennessee, 1973.
2. Simmons J. e. a. 3rd Intern. Conf. on Peaceful Uses of Atomic Energy. Geneva, 1964, p. 163.
3. Simmons J. Proc. 3rd Conf. on Carbon, Oxford, Perg. Press, 1959, p. 559.

Спектры поглощения тонких пленок двуокиси циркония

ШАЛИМОВА Х. В., МАРГУЛОВА Т. Х., МАЛОВА Т. И., МАЛОВ М. М., КЛИМОВА С. М.

УДК 669.296:669.018.8

Сплавы циркония с ниобием являются основным конструкционным материалом активной зоны водоохлаждаемых реакторов. Поэтому разработка методов повышения коррозионной стойкости этих сплавов имеет большое значение. К таким методам относится обработка сплавов водными растворами комплексонов в процессе их термического или радиационно-термического разложения [1].

Для установления влияния комплексона на рост окисной пленки были исследованы спектры поглощения слоев, полученных окислением в воде и растворе комплексона сплава циркония с 1% ниобия, отожженного при температуре 580° С в течение 24 ч. Образцы окислялись в автоклавах из нержавеющей стали в обескислороженной деминерализованной воде и в водном растворе комплексона (трилон Б = 0,5 г/кг) при температуре 120° С (давление 3 кгс/см²) в течение 1,5 ч, затем температура повышалась до 300° С (давление 87 кгс/см²) и окисление продолжалось в течение 2; 5 и 10 ч. Пленки окислов отделялись от металлической подложки путем растворения металла в 10%-ном растворе брома в амидоацетате при комнатной температуре [2] и закреплялись на кварцевой пластинке. Оптическое поглощение пленок исследовалось при комнатной температуре на спектрофотометре СФ-8 в диапазоне длин волн 0,2—2,5 мкм [2].

Толщина окисных пленок на сплаве циркония рассчитывалась по интерференционной картине, имеющей место в отражении. Коэффициент преломления принимали равным двум, а сдвигом фаз на границе пренебрегали, так как угол падения луча на образец был близок к нормальному [3, 4]. Расчет показал, что на образцах, окис-

ленных в водном растворе комплексона и в воде при температуре 300° С в течение 2 и 5 ч, образуются пленки толщиной 0,08—0,12 и 0,17—0,21 мкм соответственно.

Спектры поглощения окисных пленок циркония представлены на рисунке. Как оказалось, спектры поглощения для пленок окиси циркония, полученных в воде и в растворе комплексона при длительности обработки 5 ч, одинаковые (кривая 1). Спектр поглощения для пленки, полученной при обработке в водном растворе комплексона в течение 10 ч, соответствует кривой 2. На этом же рисунке дан спектр поглощения пленки окисла, нанесенного на кварцевую подложку методом ионно-плазменного распыления циркония в атмосфере кислорода с аргоном (кривая 3), причем этот спектр полностью соответствует спектру поглощения моноклинной двуокиси циркония [2]. Ширина запрещенной зоны, определенная по пересечению с осью абсцисс прямой, касательной к кривой поглощения [5], равна 4,99 эв.

В спектре поглощения пленок окиси циркония, полученных в воде и в растворе комплексона (см. рисунок, кривые 1 и 2) наблюдается пять областей: I — от 200 до 225 нм; II — 225—235 нм; III — 235—255 нм; IV — 255—325 нм; V — 325—500 нм. В каждой области имеется точка перегиба; для области I она приходится на 5,82 эв (213 нм), для II — 5,41 эв (229 нм), для III — 4,99 эв (248,4 нм), для IV — 4,46 эв (278 нм) и для V — 3,1 эв (400 нм).

Область поглощения 200—225 нм окисной пленки циркония, полученной в воде и в растворе комплексона, согласуется со спектром поглощения моноклинной дву-