

2. Багдасаров Ю. Е. и др. Технические проблемы реакторов на быстрых нейтронах. М., Атомиздат, 1969.
3. Баклушин Р. П. и др. Доклад на третьем заседании Координационного научно-технического Совета стран СЭВ по быстрым реакторам. Прага, март 1973.
4. Козлов Ф. А. и др. В кн.: Доклады научно-технического семинара «Обмен накопленным опытом по созданию и освоению установок с быстрыми реакторами на основе реактора БОР-60». Димитровград, 1973, с. 220.
5. Knight Mc., Brockneg L. «Inorg. Chem», 1966, v. 5, N 9, p. 10.
6. Thorley A., Tyzack C. In: Proc. Symp. IAEA «Alkal Metal Coolants». Vienna, 1967, p. 97.
7. Weeks J. e.a. Ibid., p. 3.
8. Zebroski E. Ibid., p. 195.
9. Волчков Л. Г. и др. Советско-английский семинар: «Компоненты и основные принципы проектирования реакторов». Димитровград, ноябрь 1975.
10. Birault I. e.a. In: Proc. Intern. Conf. on Sodium Technology and Fast Reactor Design. ANL-7520. Pt. 1. 1968, p. 345.
11. Simons E. «Reactor Mater.», 1969, v. 12, N 3, p. 184.
12. Claar T. «Reactor Technology», 1970, v. 13, N 2, p. 124.
13. Bans R.e.a. In: Proc. Intern. Conf., Geneva, 1956, v. 9, p. 356.
14. Epstein L. «Science», 1950, v. 112, p. 426.

УДК 621.039.548

Материаловедческое исследование гильзы компенсирующего стержня реактора БОР-60 после облучения флюенсом $1,6 \cdot 10^{23}$ нейтр./см² ($E > 0,1$ МэВ)

КРАСНОСЕЛОВ В. А., КОСЕНКОВ В. М., ЛОБОДА Е. М., ОСТРОВСКИЙ З. Е., ГОНЧАРЕНКО Ю. Д.

Развитие быстрых реакторов ставит перед материаловедцами новые задачи по радиационной стойкости материалов конструкций актив-

ных зон. Прежде всего это относится к проблемам набухания и радиационного охрупчивания чехлов и оболочек. В частности, было предпринято материаловедческое исследование аустенизированной стали X18H9, из которой изготовлены направляющие гильзы компенсирующих стержней реактора БОР-60. Такая гильза, представляющая собой диффузионно-хромированную шестигранную трубу с внутренним диаметром 42 мм и размером «под ключ» 44 мм, была извлечена из центральной ячейки активной зоны после пяти лет эксплуатации реактора. Максимальный флюенс нейтронов для материала гильзы за это время составил $\sim 1,6 \cdot 10^{23}$ нейтр./см² ($E > 0,1$ МэВ). Распределение флюенса и температуры облучения по высоте активной зоны представлено на рис. 1. Следует отметить, что указанному режиму соответствовало $\sim 80\%$ полученного флюенса, а оставшиеся $\sim 20\%$ были получены при несколько более низкой температуре, но не менее 350°C .

Методика исследования. Радиационное набухание материала изучалось тремя независимыми методами. В первом измеряли размер гильзы «под ключ» по трем парам граней с погрешностью $\pm 0,01$ мм. Во втором измеряли

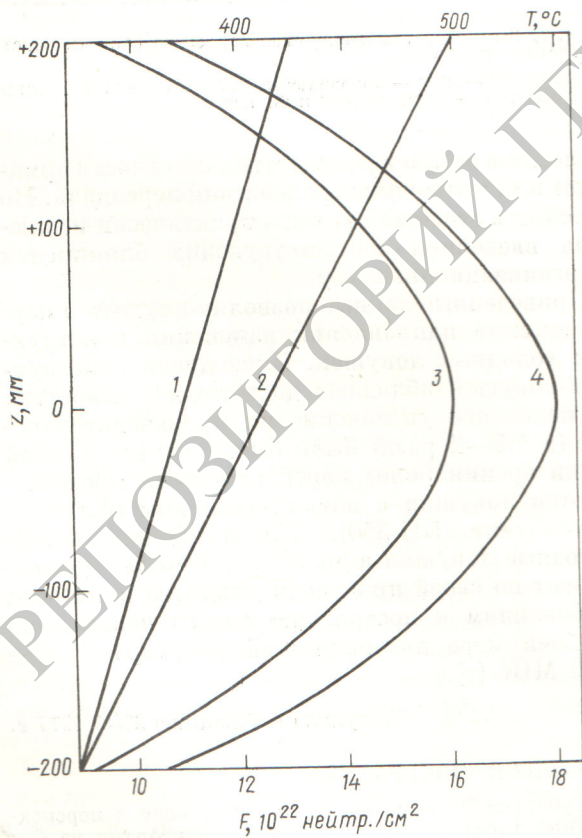


Рис. 1. Распределение флюенса F и температуры облучения по высоте активной зоны z :

1 — температура внутренней поверхности гильзы (со стороны проточного натрия); 2 — температура внешней поверхности гильзы (со стороны топливных пакетов); 3 — флюенс для $E > 0,1$ МэВ; 4 — флюенс для $E > 0$

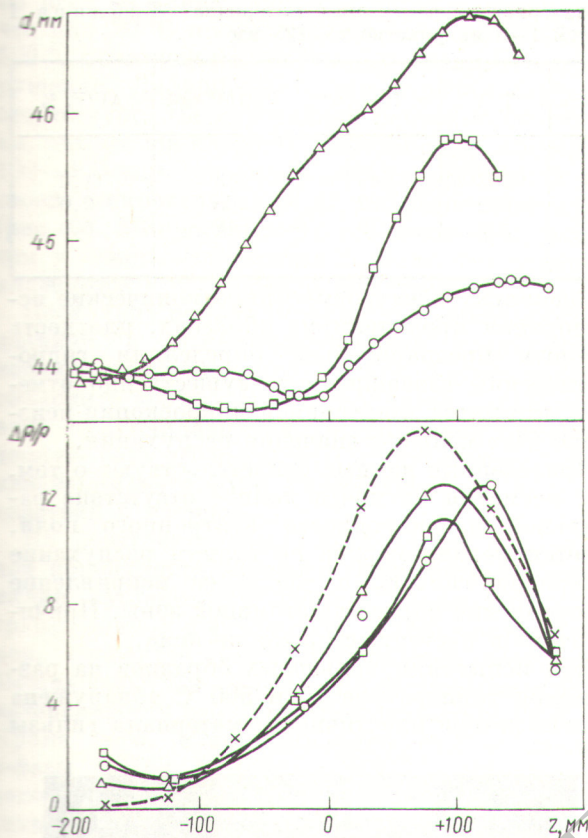


Рис. 2. Изменение размера гильзы «под луч» d и относительное изменение плотности материала $\Delta\rho/\rho$ по высоте активной зоны z :

○ — грань 1; △ — грань 2; □ — грань 3; × — ребро

плотность материала методом гидростатического взвешивания на образцах двух типов: на отрезках массивных ребер длиной ~ 38 мм и на пластинках $\sim 36 \times 15$ мм из граней (погрешность определения распухания составляла 0,1% и 0,3% соответственно). В третьем определяли параметры пористости и распухания материала методом трансмиссионной электронной микроскопии на дисках диаметром 3 мм, вырезанных из тех же пластинок 36×15 мм.

Механические свойства материала изучали на кольцевых образцах высотой ~ 4 мм, которые испытывали на разрыв на установке 1236P-1/1500 при 20 и 500 °С.

Для рентгеноструктурного анализа на установке ДРД-4 были приготовлены образцы размером 10×10 мм. Съемки проводили на излучении $\text{Cu}_{K\alpha}$. Последовательное стравливание слоев позволило определить фазовый состав и период решетки аустенита по всей толщине

гильзы. Относительную концентрацию основных элементов (Fe, Cr, Ni) определяли на микроанализаторе MAP-1. Сканирование осуществлялось по поперечному срезу гильзы в радиальном направлении. Точность анализа 5%.

Результаты исследований и их обсуждение. Профилометрические исследования гильзы показывают, что изменения размеров «под ключ» по трем парам граней существенно различаются, однако все максимумы располагаются примерно в одной области: на 100—150 мм выше центральной плоскости активной зоны (рис. 2). Пересчет этих данных на средние объемные изменения размеров дает максимальное значение распухания 11,5% на расстоянии 120 мм выше центральной плоскости активной зоны.

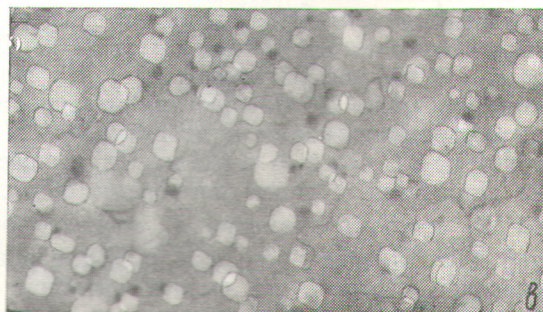
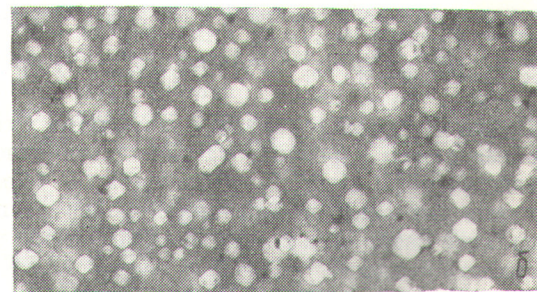
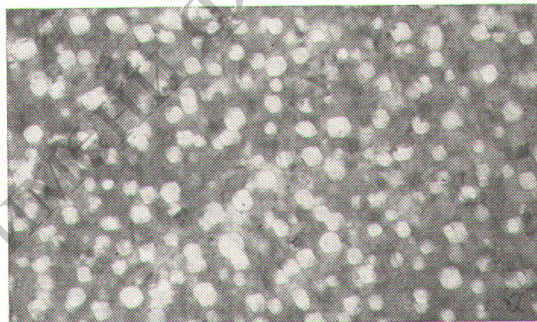


Рис. 3. Пористость образцов материала гильзы из грани 3: а, б, в — уровни $z = +75; +125; +175$ мм ($\times 100\ 000$)

Характеристики распухания материала граней 1—3 на участке $z = 125$ мм Таблица 1

Грань	$\bar{d}, \text{Å}$	$\rho, 10^{14} \text{ см}^{-3}$	$\bar{V}, 10^{18} \text{ см}^3$	$\Delta V/V, \%$
1	505	15	73	11,0
2	352	32	28	9,0
3	289	50	16	8,0

Поскольку электронно-микроскопические исследования проводили на образцах, плотность которых предварительно определяли гидростатическим взвешиванием, существенно отметить, что метод электронной микроскопии неизменно дает меньшие значения распухания.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что, несмотря на почти полное отсутствие радиальной неоднородности нейтронного поля, имеется неравномерное по граням распухание материала гильзы, а также ее искривление и коробление по высоте активной зоны. Причина этого в настоящее время не ясна.

При испытании кольцевых образцов на разрыв при температуре 20 и 500 °С обнаружена полная потеря пластичности материала гильзы

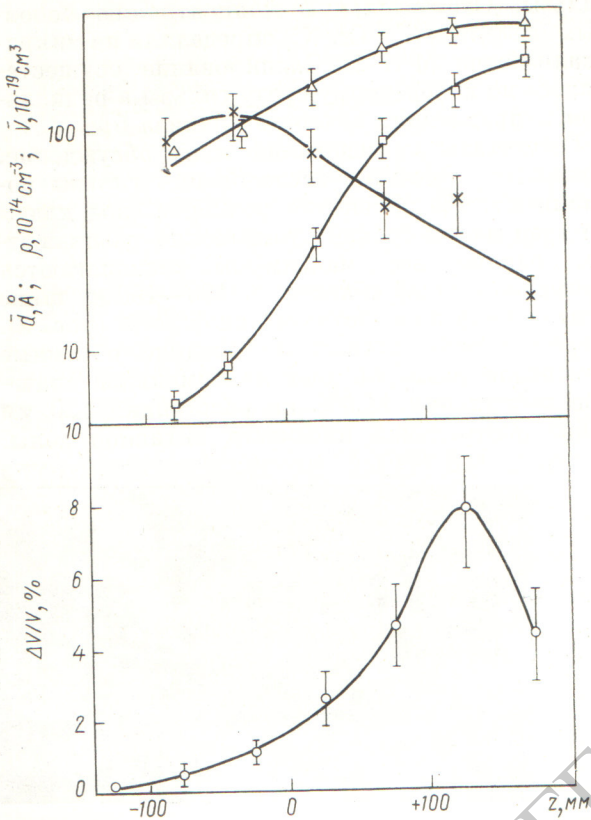


Рис. 4. Параметры пористости и распухания образцов материала из грани 3:

Δ — средний диаметр пор \bar{d} ; \square — средний объем пор \bar{V} ; \times — концентрация пор ρ ; \circ — распухание $\Delta V/V$

Данные профилометрии достаточно хорошо согласуются с результатами гидростатического взвешивания (рис. 2). Обращает на себя внимание тот факт, что материал ребер распухает сильнее материала граней: максимальное уменьшение плотности составляет 14,8 и 12,5% соответственно.

Электронно-микроскопические исследования показывают, что образцы, вырезанные из восьми участков по высоте гильзы от $z = -125$ мм до $z = +175$ мм, различаются размером и числом пор (рис. 3). Распухание материала грани 3 увеличивается от нуля на холодной части трубы до 8% при $z = +125$ мм и далее несколько снижается. Кривые изменения распухания $\Delta V/V$, среднего диаметра \bar{d} , среднего объема пор \bar{V} и концентрации пор ρ для различных участков грани 3 по высоте активной зоны приведены на рис. 4. Пористость и распухание материала граней 1 и 2 сильно отличаются от грани 3 того же уровня (табл. 1).

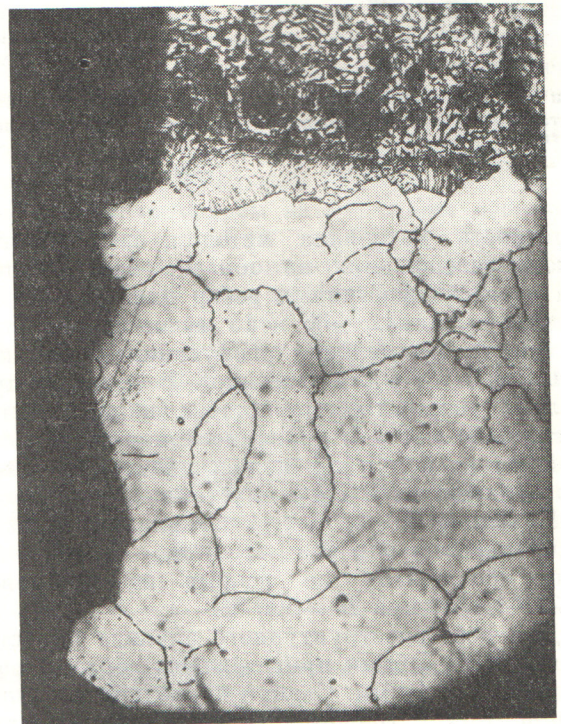


Рис. 5. Микроструктура материала гильзы на участке $z = +125$ мм после испытания на разрыв при 20 °С ($\times 200$)

по всей ее длине. Металлография показывает, что при 20 °С происходит значительное, а при 500 °С преимущественно межкристаллитное разрушение. Деформация зерен в обоих случаях отсутствует. На внутренней поверхности гильзы, омываемой натрием, имеется слой толщиной 100—400 мкм, который сильно отличается по своей микроструктуре от основного металла (рис. 5). Микротвердость его несколько выше, чем у основного металла, однако эта разница колеблется в весьма широких пределах.

Поскольку полная потеря пластичности с тенденцией к межкристаллитному разрушению наблюдается уже при 20 °С, это явление нельзя объяснить только за счет эффектов радиационного охрупчивания, и, по-видимому, определенную роль здесь должны играть структурные изменения материала в результате его взаимодействия с натрием.

На рентгенограммах, полученных с наружной поверхности образцов, присутствуют лишь линии аустенита. Основные линии рентгенограмм, снятых с внутренней поверхности образцов, относятся к гексагональной сингонии. Межплоскостные расстояния и относительные интенсивности соответствуют структуре Cr₂N*. Кроме того, обнаруживаются слабые линии γ-фазы (ГЦК) и α-фазы (ОЦК). После первого стравливания резко увеличились интенсивности линий γ- и α-фаз, причем у α-фазы все линии, кроме первой, сильно размыты. После последующих стравливаний интенсивности линий Cr₂N и α-фазы уменьшаются и постепенно остается дифракционная картина аустенита (табл. 2).

Результаты исследования на МАР-1 показывают, что состав основных компонентов сплава сильно меняется в слое взаимодействия с натрием. Содержание железа уменьшается с 70 до 40—50%, никеля сначала увеличивается с 9,6% до 10,5%, а затем снижается до 6—8%, хрома возрастает от 18% в основном металле до 22—36% в слое взаимодействия, причем в слое ~30 мкм вблизи внутренней поверхности содержание хрома увеличивается до ~50%.

Результаты рентгеноструктурного анализа слоя взаимодействия свидетельствуют о распаде аустенита по схеме $\gamma \rightarrow \gamma' + \alpha + Cr_2N$.

Результаты рентгеновского анализа при последовательном стравливании слоев

Таблица 2

Расстояние от внутренней поверхности, мм	Фаза	Параметр решетки, Å
0	Cr ₂ N, γ, α	—
0,005	Cr ₂ N	—
	γ	3,5870±0,0006
	α	2,877±0,002
0,05	Cr ₂ N	—
	γ	3,5895±0,0006
	α	2,864±0,002
0,20	Cr ₂ N	—
	γ	3,5902±0,0006
0,55	γ	3,5882±0,0006
0,78	γ	3,5891±0,0006
0,99	γ	3,5885±0,0006
1,00	γ	3,5905±0,0006

Образование Cr₂N подтверждается хроматографическим анализом, по результатам которого содержание азота по всей толщине чехла составляет 0,4%, что хорошо совпадает с расчетом содержания азота на основании рентгеновских данных.

Образование Cr₂N, отличающегося большим атомным объемом, приводит к возникновению в материале напряжений и микротрещин, при этом на ~1,5% понижается общая плотность материала, что, вероятно, и является одной из причин различия результатов электронной микроскопии и гидростатического взвешивания.

Кроме того, металлографические исследования дают основание считать, что фаза Cr₂N, обладающая большим объемом несоответствием с матрицей, образуется и по границам зерен, ослабляя их, и проникает в металл за пределы видимого слоя взаимодействия.

Таким образом, полную потерю пластичности материала гильзы можно связать не только с радиационным охрупчиванием, но и, прежде всего, взаимодействием материала с теплоносителем.

* X-ray diffraction date card. ASTM. Card 18-388. Philadelphia, 1950.