

Ж 53  
А92

АКАДЕМИЯ НАУК СОЮЗА ССР  
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ  
ПО ИСПОЛЬЗОВАНИЮ  
АТОМНОЙ ЭНЕРГИИ СССР

# Атомная энергия

Ежемесячный журнал  
год издания двенадцатый

АТОМИЗДАТ ■ МОСКВА ■ 1968

Том 24 ■ Июнь ■ Вып. 6

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

А. И. АЛИХАНОВ, А. А. БОЧВАР, А. П. ВИНОГРАДОВ, Н. А. ВЛАСОВ (зам. главного редактора),  
И. Н. ГОЛОВИН, Н. А. ДОЛЖЕЖАЛЬ, А. П. ЗЕФИРОВ, В. Ф. КАЛИНИН, Н. А. КОЛОКОЛЬЦОВ  
(зам. главного редактора), А. К. КРАСИН, А. И. ЛЕЙПУНСКИЙ, В. В. МАТВЕЕВ, М. Г. МЕЩЕ-  
РЯКОВ, М. Д. МИЛЛИОНЩИКОВ (главный редактор), П. Н. ПАЛЕЙ, Д. Л. СИМОНЕНКО,  
В. И. СМЕРНОВ, В. С. ФУРСОВ, В. В. ШЕВЧЕНКО.

## СОДЕРЖАНИЕ

### СТАТЬИ

Н. В. Губкин, Д. Т. Десятников, И. К. Руднева. Пре- имущество применения метода подземного выще- лачивания урана в условиях обводненных пла- стовых месторождений . . . . .	511
А. И. Зубов, Г. Н. Котельников. Жильные твердые битумы в урановом месторождении . . . . .	514
М. Х. Ибрагимов, А. В. Жуков. Метод расчета нерав- номерностей температур в пучках твэлов, охлаж- даемых жидкими металлами . . . . .	520
М. Н. Ивановский, Ю. В. Милованов, В. И. Субботин. О характере зависимости коэффициента тепло- отдачи при капельной конденсации от темпера- турного напора . . . . .	523
И. Т. Мишев, М. Г. Христова. Исследование концен- трации радиоактивного газа $Ag^{41}$ в воздухе, выбра- сываемом через трубу реактора ИРТ-1000 . . . . .	530
И. А. Кондуров, А. И. Егоров, Д. М. Каминкер, Е. М. Коротких, А. М. Никитин. Измерение сеч- ний захвата нейтронов радиоактивными ядрами $Co^{58m}$ , $Cu^{64}$ и $Sc^{46}$ . . . . .	533
В. И. Белоглазов, Ю. М. Базаев, А. К. Вальтер, В. А. Вишняков, Ф. С. Гороховатский, И. А. Гри- шаев, Ю. И. Добродобов, Е. В. Еременко, А. И. Зы- ков, В. М. Кобзакский, В. В. Кондратенко, Г. Ф. Кузнецов, Н. И. Мочешников, В. Б. Муфель, В. И. Мякота, В. В. Петренко. Линейный ускоре- тель электронов на 2 Гэв. Физико-технического института АН УССР . . . . .	540
В. Б. Красовицкий, В. И. Курилко, М. А. Стржеме- чный. Нелинейная теория взаимодействия моду- лированного пучка с плазмой . . . . .	545
Ю. В. Скворцов, Э. И. Юрченко. Движение пролетных частиц в системе с минимумом $V$ . . . . .	549
Ф. В. Кондратьев, Г. В. Синютин. Исследование рабо- ты цезиевого термоэмиссионного преобразователя с вольфрамовым катодом . . . . .	553
В. С. Кессельман. Аналитические соотношения для расчета глубины проникновения ионов в вещество . . . . .	557

### АННОТАЦИИ ДЕПОНИРОВАННЫХ СТАТЕЙ

М. П. Леончук. Расчет переходных режимов парогене- ратора на ЦВМ . . . . .	364
С. А. Козловский, В. С. Кызьюров, А. А. Сметанин. Определение потока быстрых нейтронов детекто- ром $ZnS(Ag)$ + плексиглас и детектором Бассона . . . . .	564
В. А. Брисман, В. П. Савина. Исследование объем- ных полей поглощенных доз нейтронных излу- чений в полиэтиленовом образце . . . . .	565
В. А. Брисман, В. П. Савина. Экспериментальное исследование объемных полей поглощенных доз реакторного $\gamma$ -излучения в полиэтиленовом образце . . . . .	566
В. П. Громов, Ю. Ф. Зубов, Д. Б. Подднеев. Рассеяние быстрых нейтронов железными и алюминиевыми барьерами . . . . .	567

### ПИСЬМА В РЕДАКЦИЮ

Л. Н. Москвин, В. И. Портнягин. Влияние солей $Na$ , $K$ , $Mg$ и $Ca$ на экстракцию $Se$ и $Y$ ДЭГФК из кислых растворов . . . . .	568
М. К. Юг. Коррозия сталей и никелевых сплавов в расплавах натрийборсилкатных стекол при тем- пературах 1000 и 1200°С . . . . .	570
Г. Н. Маслов, Ф. Насыров, Н. Ф. Пашкин. Гамма- излучение при взаимодействии нейтронов с энер- гией 14 Мэв с ядрами атомов $B$ , $C$ , $N$ , $O$ , $F$ , $Al$ . . . . .	573
Г. И. Михайлов, Л. П. Старчик. Анализ лития по вы- ходу реакции $Li^7(\alpha, \alpha')Li^*$ . . . . .	575
В. А. Толстиков, В. П. Королева, В. Е. Колесов, А. Г. Довбенко, Ю. Н. Шубин. Радиационный захват быстрых нейтронов ядрами $Sn^{122}$ , $Sn^{124}$ и $Sb^{121}$ , $Sb^{123}$ . . . . .	576
Р. В. Джагацаниян, Ю. Г. Ляскин, Л. И. Хейфец, В. И. Косоротов, В. И. Мукосей. Расчет коэффи- циента полезного действия шарового источника $\beta$ -излучения . . . . .	580
О. В. Федоров. Слоидково-молибдатный тип зоны окис- ления . . . . .	582



п 235609  
225473/м

РЕПОЗИТОРИЙ Ф. СКОРИНЫ

Угол наклона прямых, соответствующих зависимости  $K_p$  церия от концентрации ДЭГФК в *n*-гептане, уменьшается с увеличением концентрации примесных ионов в водном растворе. Поэтому экстраполяция полученных данных для экстракции 10%-ым раствором ДЭГФК в *n*-гептане на другие концентрации ДЭГФК затруднена при работе с концентрированными соевыми растворами.

Таким образом, при выделении церия и иттрия, а возможно, и других редкоземельных элементов экстракцией ДЭГФК из соевых растворов, содержащих примеси щелочных и щелочноземельных элементов, процесс экстракции выгоднее проводить при повышенной кислотности, когда влияние размеров и заряда посторонних ионов минимально. Уменьшение абсолютных значений коэффициентов распределения, наблюдаемое при повышении кислотности водного раствора, можно скомпенсировать, повышая концентрацию ДЭГФК в органической фазе.

**Выводы**

Изучена зависимость коэффициентов распределения Ce и Y при экстракции их растворами ДЭГФК в *n*-гептане из солянокислых соевых растворов, содержащих

ионы  $Na^+$ ,  $K^+$ ,  $Mg^{++}$ ,  $Ca^{++}$ . Установлено, что: а) влияние примесей на коэффициент распределения церия ослабевает в порядке  $Ca > Mg > K > Na$ , так же влияют Ca и Mg на коэффициент распределения иттрия; увеличение кислотности снижает избирательность такого влияния; б) увеличение кислотности водной фазы приводит к ослаблению влияния примесных ионов; в) увеличение концентрации примеси в водной фазе ослабляет влияние концентрации ДЭГФК в органической фазе на величины коэффициентов распределения.

Поступило в Редакцию 12/VI 1967 г.  
В окончательной редакции 10/X 1967 г.

**ЛИТЕРАТУРА**

1. K. Kimura. Bull. Chem. Soc. Japan, 33, 1038 (1960).
2. K. Kimura. Ibid., 34, 63 (1961).
3. Урбаньски. Nukleonika, 7, 703 (1962).
4. Урбаньски. Ibid., 8, 649 (1963).
5. D. Horner et al. Nucl. Sci. and Engng, 17, 234 (1963).
6. D. Peppard et al. J. Inorg. Nucl. Chem., 24, 429 (1962).

**Коррозия сталей и никелевых сплавов в расплавах натрийборсиликатных стекол при температурах 1000 и 1200 °С**

М. К. Ют

УДК 620.193.93

При аппаратном оформлении непрерывного процесса остекловывания радиоактивных отходов, проводимого при температурах 1000—1200 °С в тигле с внешним обогревом, очень важно выбрать материал плавильного тигля. Тигель должен быть изготовлен из жаростойкого сплава, обладающего хорошей теплопроводностью. К числу подобных материалов относятся сплавы на железной и никелевой основах.

Нами \* была исследована коррозионная стойкость некоторых промышленных сталей и никелевых сплавов, марки и основные компоненты которых приведены в таблице [1].

Коррозионную стойкость большинства сплавов изучали на образцах, вырезанных из холоднокатаных

\* В работе принимал участие В. В. Первов.

**Основные компоненты сплавов**

Сплавы	Компоненты, вес. %					
	Cr	Al	Ti	Ni	Fe	прочие элементы
X17T (ЭИ645)	16,0—18,0	—	До 0,8	—	Остальн.	—
X25T (ЭИ439)	24,0—26,0	—	До 0,8	—	Остальн.	—
X28 (ЭИ349)	27,0—30,0	—	—	—	Остальн.	—
X23N18 (ЭИ417)	22,0—25,0	—	—	17,0—20,0	59,0	—
X25H20C2 (ЭИ283)	24,0—27,0	—	—	18,0—21,0	53,0	—
ЭИ929	9,0—12,0	3,6—4,5	1,4—2,0	55,0	5,0	Si—2 ÷ 3; Mo—4 ÷ 6; W—4,5 ÷ 6,5; V—0,2 ÷ 0,8; Co—14,4; Ba—0,1
XH67BMTЮ (ЭП202)	17,0—20,0	1,0—1,5	2,2—2,8	67,0	4,0	Mo—4,0 ÷ 6,0; W—4,0 ÷ 5,0; B—0,01
XH70Ю (ЭИ652)	26,0—29,0	2,6—3,5	—	70,0	1,0	—
XH77ТЮР (ЭИ437Б)	19,0—22,0	0,5—1,0	2,3—2,5	77,0	4,0	B—0,01
X28H48B5 (ЭИ319Л)	26,0—30,0	—	—	48—52	20,0	W—4,5
XH60Ю (ЭИ559А)	15,0—18,0	2,6—3,5	—	55—58	~ 16—20	—

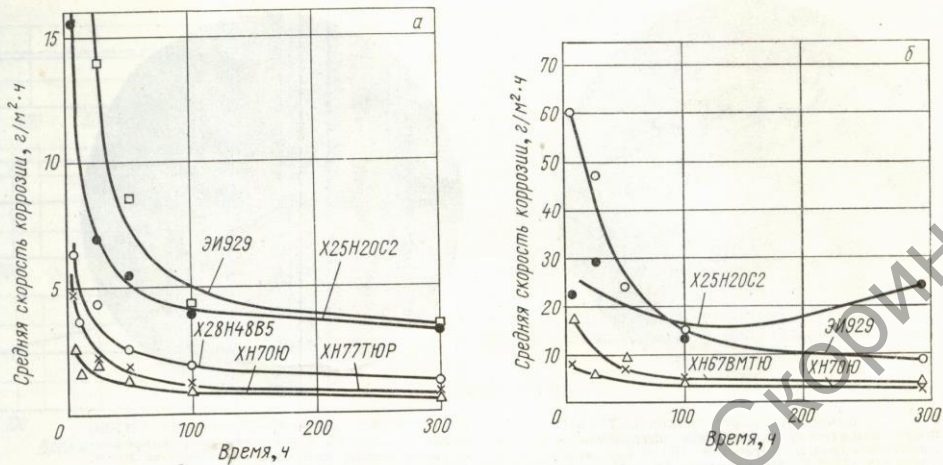


Рис. 1. Изменение средней скорости коррозии сплавов в зависимости от выдержки в расплаве натрийборсиликатного стекла при 1000° С (а) и 1200° С (б).

листов толщиной 3—5 мм. Образцы сплава Х28Н48В5 изготовляли из литых прутков, а сплавы ХН67ВМТЮ и ЭИ929 — из прессованных прутков, подвергнутых предварительной термообработке [1]. Поверхность образцов перед испытаниями шлифовали наждачной бумагой.

Исследования материалов проводили в расплаве стекла на основе сухого остатка пульпы гидроксида железа и натрийборсиликатного флюса при температурах 1000 и 1200° С\* и продолжительности испытаний до 300 ч. Образцы каждого сплава (не менее трех при каждой выдержке) погружали в нагретый до требуемой температуры расплав стекла, который находился в тиглях из алунда или из исследуемого материала. После окончания заданного срока образцы извлекали из расплава и очищали от застывшего стекла механически или растворением в смеси NaOH и NaCO<sub>3</sub> при 450° С и плотности тока 2500—3500 а/м<sup>2</sup> в течение 5—10 мин. Контрольные опыты показали, что подобная обработка, а также материал тигля не оказывали заметного влияния на весовые изменения образцов.

Для оценки коррозионного поведения сплавов проводили наблюдения за изменением внешнего вида образцов и тиглей в процессе испытаний, определяли потери образцов в весе, применяли металлографический и рентгенографический анализы. Изучено изменение механических свойств после испытаний в расплаве трех сплавов, показавших по весовым измерениям наименьшую скорость коррозии.

Результаты испытаний сталей. Испытания сталей Х23Н18, Х17Т, Х25Т и Х28 были прекращены после 25-часовой выдержки. У стали Х23Н18 скорость коррозии с увеличением времени испытаний (свыше 10 ч) оставалась практически постоянной и имела высокие значения (20—30 г/м<sup>2</sup>·ч). У хромистых сталей Х17Т и Х25Т поверхность тиглей, соприкасавшаяся с воздухом, покрывалась толстым слоем окалины, а поверх-

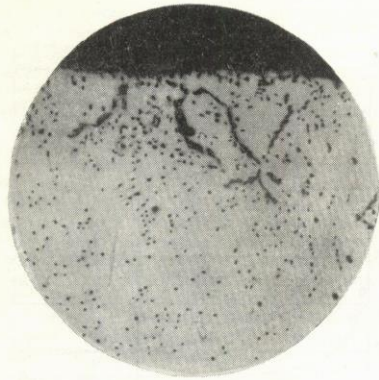
ность образцов, испытывавшихся в расплаве, была сильно растравлена. На тиглях из стали Х28 появились трещины, связанные, вероятно, с большими напряжениями, возникающими при изготовлении тиглей из листового материала.

Поверхность образцов и тиглей из стали Х25Н20С2 после длительных испытаний (100 и 300 ч) при 1000 и 1200° С оказалась значительно растравленной. Средняя скорость коррозии стали Х25Н20С2 выше, чем скорость коррозии никелевых сплавов (рис. 1, а и б). Это, по-видимому, связано с тем, что электрохимический потенциал железа в окисидных расплавах отрицательнее потенциала никеля [2], а энергия процесса растворения железа (30 ккал/г·атом) в этих расплавах меньше, чем энергия соответствующего процесса для никеля (55 ккал/г·атом) [3].

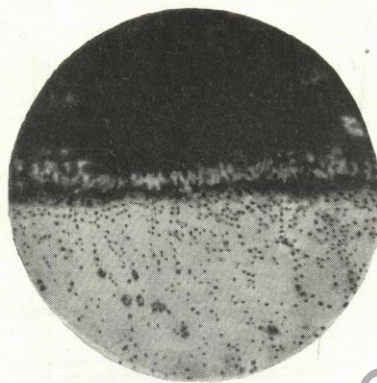
Результаты испытаний никелевых сплавов. Средние скорости коррозии никелевых сплавов в расплаве натрийборсиликатного стекла при 1200° С (время выдержки 300 ч) таковы (в г/м<sup>2</sup>·ч): для ХН77ТЮР, Х28Н48В5 и ХН67ВМТЮ — 2,0—3,0; ХН70Ю — 1,6—2,5; ХН60Ю — 5,0. Из никелевых сплавов наибольшую скорость коррозии в расплаве натрийборсиликатного стекла показали сплавы ЭИ929 и ХН60Ю, а наименьшую — сплав ХН70Ю (см. рис. 1, а и б).

Скорость коррозии никелевых сплавов ХН70Ю, ХН77ТЮР, Х28Н48В5, ХН67ВМТЮ уменьшалась с увеличением продолжительности испытаний, что, вероятно, связано с повышением концентрации ионов металлов (никеля, хрома, железа) вблизи поверхности образцов вследствие малой подвижности ионов в борсиликатных комплексах (невысокие значения коэффициентов диффузии [3]). Несмотря на снижение с течением времени скорости коррозии никелевых сплавов, ее значения остаются достаточно высокими: 1,5—3,0 г/м<sup>2</sup>·ч при 1200° С и 0,5—1,2 г/м<sup>2</sup>·ч при 1000° С, что позволяет отнести эти сплавы лишь к числу пониженно-стойких. Металлографические исследования показали, что никелевые сплавы склонны к межкристаллитной коррозии и к образованию зоны поверхностных микропор. Наиболее четко межкристаллитная

\* При температуре 1000° С исследования проводили в расплаве стекла на основе флюса с 23% Na<sub>2</sub>O, а при 1200° С — на основе флюса с 5% H<sub>2</sub>O.



Р и с. 2. Микрофотография сплава ХН77ТЮР после испытаний в расплаве натрийборсиликатного стекла в течение 100 ч при температуре 1200° С. Не травлено (×200).



Р и с. 3. Микрофотография сплава ХН70Ю после испытаний в расплаве натрийборсиликатного стекла при 1200° С в течение 300 ч. Не травлено (×200).

коррозия выражена и развивается на большую глубину у сплавов ХН67ВМТЮ и ХН77ТЮР, содержащих титан (рис. 2).

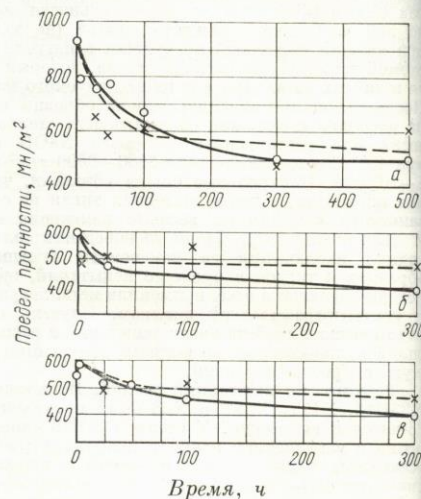
Образование зоны подповерхностных микропор (рис. 3) связано, вероятно, с преимущественным удалением хрома из сплавов в процессе коррозии. Рентгенографический анализ поверхности сплава ХН70Ю до и после испытаний его в расплаве натрийборсиликатного стекла показал, что в то время как кристаллическая структура поверхностного слоя остается неизменной (границентрированная кубическая решетка), параметр решетки уменьшается с увеличением времени испытаний\*. Так как сплав ХН70Ю является твердым раствором хрома и алюминия в никеле, уменьшение параметра решетки указывает на понижение концентрации хрома в поверхностных слоях (влияние 3% алюминия на параметр решетки незначительно) [4]. Обоеднение поверхностного слоя хромом создает градиент концентрации хрома и приводит к диффузии его из более глубоких слоев к поверхности. Диффузия ионов металлов в сплавах протекает на основе вакансионного механизма [5], поэтому от поверхности в глубь образца идет встречная диффузия вакансий, которые могут образовать микро- или даже макропоры [6].

Было изучено изменение механических свойств (предела прочности и относительного удлинения) сплавов ХН70Ю, ХН77ТЮР и Х28Н48В5 после испытаний в расплаве натрийборсиликатного стекла при 1200° С в зависимости от времени испытаний (рис. 4 и 5). Одновременно изучали изменения этих же свойств после отжига в инертной атмосфере (аргоне), что позволяло учесть влияние одного высокотемпературного нагрева.

У сплавов ХН77ТЮР и Х28Н48В5 предел прочности после испытаний в расплаве снижается сильнее, чем после отжига в аргоне (см. рис. 4, б и в), у сплава же ХН70Ю значения предела прочности после обоих

\* За 100-часовую выдержку при температуре 1200° С параметр решетки поверхности сплава ХН70Ю уменьшился от 3,57 до 3,53 Å.

видов испытаний близки (см. рис. 4, а). У первых двух сплавов уменьшение предела прочности происходит как в результате влияния структурных изменений (рост зерна, растворение упрочняющих фаз и т. д.) в процессе высокотемпературного нагрева, так и вследствие коррозионного воздействия расплава стекла. Равномерная коррозия и подповерхностная пористость, характерные для сплава ХН70Ю, вероятно, не оказывают дополнительного существенного влия-



Р и с. 4. Влияние времени выдержки в расплаве натрийборсиликатного стекла (—) и времени отжига в аргоне (---) при 1200° С на предел прочности никелевых сплавов:

а — ХН70Ю; б — ХН77ТЮР; в — Х28Н48В5.

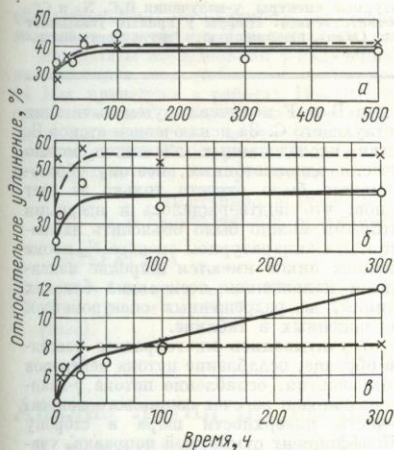


Рис. 5. Влияние времени выдержки в расплаве натрийборсилкатного стекла (—) и времени отжига (---) при 1200°С на относительное удлинение никелевых сплавов: а — ХН70Ю; б — ХН77ТЮР; в — Х28Н48В5.

ния на предел прочности по сравнению со структурными изменениями (рост зерна \*).

\* После 300-часовой выдержки средняя площадь зерна сплава ХН70Ю возросла от 0,001 до 0,032 мм<sup>2</sup>.

### Гамма-излучение при взаимодействии нейтронов с энергией 14 Мэв с ядрами атомов В, С, N, O, F, Al

Г. Н. МАСЛОВ, Ф. НАСЫРОВ, Н. Ф. ПАШКИН

УДК 539.125.5

В настоящей работе была исследована жесткая часть спектра  $\gamma$ -излучения (выше 2 Мэв), возникающего в некоторых реакторных материалах под действием быстрых нейтронов.

Для измерений использовался  $\gamma$ -спектрометр пар с кристаллами NaJ(Tl) размерами 40 × 40 мм (центральный) и 80 × 50 мм (боковые). Разрешающая способность спектрометра по отношению к  $\gamma$ -излучению Рс — Ве-источника (4,43 Мэв) и Tl<sup>208</sup> (2,62 Мэв) в условиях длительного измерения составляла 6—7%. Эффективность спектрометра была прокалибрована по  $\gamma$ -источникам известной мощности.

Схема установки приведена на рис. 1. Нейтроны генерировались в реакции  $H^3(d, n)He^4$ . Пучок дейтронов, ускоренный до энергии 150 кэв, бомбардировал толстую цирконий-тригидридную мишень, которая помещалась в центре шара (диаметр 150 мм) из исследуемого вещества. Образующиеся в результате реакции  $\alpha$ -частицы регистрировались двумя  $\alpha$ -счетчиками.

При выбранной геометрии опыта полученные результаты являются усредненными по углу относительно направления вылета нейтронов и направления наблюдения  $\gamma$ -квантов. Поскольку возникающие в мишени нейтроны оказываются распределенными по энер-

Рост пластичности (относительного удлинения) сплава ХН70Ю может быть связан с ростом зерна, а сплава ХН77ТЮР — с растворением упрочняющих фаз (Ni<sub>3</sub>(AlTi), Ni<sub>3</sub>Ti и т. д.) и ростом зерна (см. рис. 5, а, б). Относительное удлинение литого двухфазного сплава Х28Н48В5 с течением времени меняется незначительно — от 4 до 12% (см. рис. 5, в).

Принимая во внимание внешний вид образцов и тиглей после испытаний, данные весового и металлографического анализов и результаты изучения изменений механических свойств, для изготовления опытных тиглей, работающих в контакте с расплавами натрийборсилкатных стекол при температурах до 1200°С, можно рекомендовать сплав ХН70Ю(ЭИ652).

Поступило в Редакцию 12/V 1967 г.  
В окончательной редакции 28/XI 1967 г.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Ф. Ф. Х и м у ш и н. Жаропрочные стали и сплавы. М., «Металлургия», 1964.
2. О. А. Е с и н, П. В. Г е л ь д. Физическая химия пирометаллургических процессов. Ч. 2. Свердловск — Москва, Metallurgizdat, 1954.
3. Ю. Н. Н и к и т и н, Н. С. С м и р н о в. «Порошковая металлургия», № 4, 26 (1961).
4. Н. И. К о р н и л о в, Л. Я. С н е т к о в. «Изв. АН СССР. Отд. техн. н.», № 7, 84 (1955).
5. В. З а й т. Диффузия в металлах. М., Изд-во иностр. лит., 1958.
6. А. В г а с и л с. Metall Progress, 66, No. 6, 87 (1952); С. E d e l e a n u et al. J. Iron and Steel Inst., 196, I, 59 (1960).

гии примерно в интервале 13,5—14,8 Мэв, то полученные результаты также усреднялись по этому интервалу энергий нейтронов. Для исследования  $\gamma$ -излучения ядер В, О и F в качестве исходных веществ были взяты соответственно В<sub>4</sub>С, Н<sub>2</sub>О и СF<sub>2</sub>. Использованные в жидком состоянии Н<sub>2</sub>О и N<sub>2</sub> заливались в тонкостенные сферические сосуды.

На рис. 2 в качестве примера приведены аппаратные спектры  $\gamma$ -излучения В<sub>4</sub>С, N<sub>2</sub> и СF<sub>2</sub>. В таблице представлены результаты обработки аппаратных спектров, включающие данные о величине сечения  $\sigma$  образования  $\gamma$ -квантов при неупругом взаимодействии нейтронов с ядрами атомов В, С, N, O, F, Al.

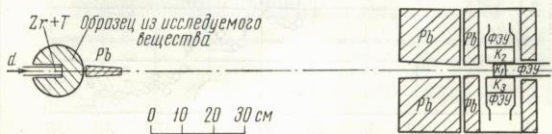


Рис. 1. Схема установки.