

Р и с. 6. Изменение параметров при кризисе теплообмена в парогенераторе при  $\alpha \sim 20\%$  докризисного значения

значения паросодержания до  $X^0_{гр} < 0,5$ . Характер переходного процесса сильно зависит от закризисного коэффициента теплоотдачи. Если он мал и равен  $\sim 1\%$  от докризисного коэффициента теплоотдачи, то происходит значительный разогрев первого контура (см. рис. 5). Если этот коэффициент равен 20% докризисного значения, то средняя температура теплоносителя первого контура возрастает незначительно и затем стабилизируется на некотором уровне (см. рис. 6).

Для расчета закризисного коэффициента теплоотдачи были использованы данные работ [4, 5]. Процессы, изображенные на рис. 5, 6, получены при значениях коэффициента теплоотдачи, соответствующих его нижней и верхней оценке.

УДК 621.039.531

## Радиационное распухание двухфазных аустенитно-ферритных нержавеющей сталей

УТКИН Ю. А., НИКОЛАЕВ В. А., ЖУКОВ О. Н., КУЗЬМИНА И. А., ЕГОРОВ Л. Г.

Изучение радиационного распухания металла сварных швов сталей X18H9 и X16H11M3, рекомендованных для конструкций быстрых реакторов [1], представляет практический интерес. К особенностям металла сварных швов следует отнести возможность образования двухфазной  $\alpha + \gamma$ -структуры, связанную с этим микронеоднородность распределения легирующих элементов и наличие внутренних напряжений. Присутствие феррита, не обнаруживающего склонности к распуханию [2], казалось бы, должно способствовать уменьшению распу-

**Выводы.** Структура системы управления с независимым заданием нейтронной мощности и скорости вращения насоса второго контура непосредственно от задатчика без дополнительных мер по стабилизации является неустойчивой в установках с прямоточным парогенератором.

Аналогичная структура в установках, где применен парогенератор с многократной циркуляцией, в нормальных режимах работы устойчива и дает удовлетворительное качество переходных процессов. Однако следует иметь в виду, что в установках, где тепловые нагрузки близки к критическим, такая структура неустойчива при возникновении кризиса теплообмена в парогенераторе. Для устранения отмеченной неустойчивости в структуру системы управления необходимо ввести связи, формирующие закон управления мощностью реактора в функции непосредственно измеряемых переменных, зависящих от температурного режима в реакторе.

Поступила в Редакцию 29.V.78.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кутепов А. М., Стерман Л. С., Стюшин Н. Г. Гидродинамика и теплообмен при парообразовании. М., «Высшая школа», 1977.
2. Дорошук В. Е. Кризисы теплообмена при кипении воды в трубах. М., «Энергия», 1970.
3. Хьюитт Дт., Холл-Тейлор Н. Кольцевые двухфазные течения. М., «Энергия», 1974.
4. Миропольский З. Л. «Теплоэнергетика», 1963, № 5, с. 49.
5. Кутателадзе С. С. Основы теории теплообмена. Новосибирск, «Наука», 1970.

хания материала. В то же время растягивающие напряжения могут вызывать противоположный эффект [3]. Поэтому априорные выводы о радиационном распухании металла сварных швов затруднительны.

**Методика исследования.** Исследование проводили на металле наплавки, выполненной аргоно-дуговым способом с применением промышленной сварочной проволоки марки Св-02Х17Н10М2-ВИ без последующей термической обработки. Содержание  $\alpha$ -фазы в наплавленном материале составило  $\sim 5\%$ . Для

Содержание феррита и химический состав фаз исследуемых сталей Таблица 1

Материал	Содержание $\alpha$ -фазы, %	Анализируемая фаза	Содержание элементов, мас. %		
			Cr	Ni	Mo
Сталь X16H11M3	< 0,05	$\gamma$	15,8	11,4	1,97
Наплавка	5 $\pm$ 3	$\alpha + \lambda$	18,4	8,45	1,59
Сталь X20H8M2	< 3	$\gamma$	19,4	7,9	1,75
	7 $\pm$ 3	$\gamma$	22,0	7,0	2,21
		$\alpha$	23,7	4,6	3,05
	26 $\pm$ 3	$\gamma$	24,3	6,9	2,1
Сталь X20H2	100	$\alpha$	28,5	4,3	3,2
		$\alpha$	18,9	2,25	—

Примечание. Содержание P и S в пределах 0,006 — 0,014%, Si 0,25 — 0,37%, Mn 1,0 — 1,8%, C 0,04 — 0,07%.

варьирования содержания  $\alpha$ -фазы в более широких пределах была выплавлена в лабораторных условиях сталь типа X20H8M2\*. Слитки массой 16 кг были прокованы на прутки, а затем подвергнуты нагреву при температуре 1100°С с последующим охлаждением на воздухе. В этом случае напряжения I рода в металле отсутствовали. Для сопоставления была взята полученная по аналогичной технологии сталь X20H2 с однофазной ферритной структурой, а также промышленная аустенитная сталь X16H11M3.

Содержание  $\alpha$ -фазы оценивали рентгеноструктурным и магнитным методами, а количественный анализ легирующих элементов в  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фазах проводили химическим и микрорентгеновским методами (табл. 1). Путем измерения полуширины линий на рентгенограммах у исследованных материалов косвенно оценивали наличие напряжений II рода. Съемку проводили на установке ДРОН-1,5 с использованием  $K_{\beta}$ -линии хромового излучения.

Исследуемые материалы в виде образцов диаметром 3 мм и длиной 27 или 55 мм были облучены в активной зоне БР-10 и БОР-60. В БР-10 образцы облучались в натрии при  $T_{обл} = 500 \div 550^\circ\text{C}$ . Флюенс нейтронов ( $E \geq 0,1$  МэВ) составил  $(1,6 \div 1,8) \times 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>. В БОР-60 образцы облучались в среде аргона при  $T_{обл} = 500 \div 600^\circ\text{C}$

\* Материалы для исследований были представлены А. Я. Мадорским, Н. И. Заходской и А. К. Гуро, за что авторы выражают им большую признательность.

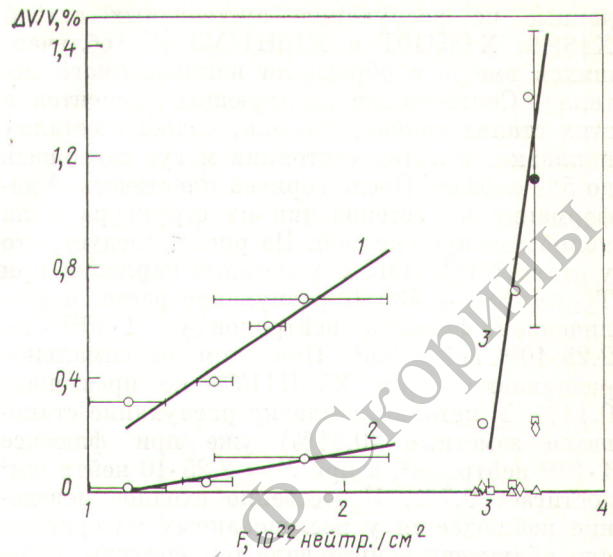


Рис. 1. Распухание аустенитных сталей с литой рекристаллизованной структурой при различном флюенсе нейтронов:

1, 2 — металлы наплавки и сталь X16H11M3 соответственно при  $T_{обл} = 380 \div 430^\circ\text{C}$ ; 3 — металлы наплавки (● — метод ТЭМ) при  $T_{обл} = 500 \div 600^\circ\text{C}$ ;  $\Delta$ ,  $\diamond$ ,  $\square$  — стали X16H11M3, X18H10T и X18H9 соответственно при  $T_{обл} = 500 \div 600^\circ\text{C}$

и в проточном натрии при  $T_{обл} = 380 \div 480^\circ\text{C}$  до флюенса  $(1 \div 3,3) \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>.

Изменение плотности определяли по изменению длины образцов  $\Delta l$ . После облучения  $\Delta V/V = 3\Delta l/l$ . Длину измеряли с помощью вертикального длиномера ИЗВ-2 и индикатора типа МИГ с погрешностью 1 и 2 мкм. Распухание оценивалось также с помощью метода трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ). Для определения объемной доли пор использовано 10—15 снимков микроструктуры. Предназначенные для утонения заготовки вырезали из образцов, для которых были предварительно измерены изменения длины. Абсолютная погрешность измерений методом ТЭМ составила ~80%. Для контроля изменений плотности исследуемых материалов вследствие фазовых превращений часть образцов была подвергнута выдержке при температуре 500 и 550°С продолжительностью соответственно 8000 и 10 000 ч.

**Экспериментальные результаты.** На рис. 1 показано изменение плотности металла наплавки при  $F = (1 \div 3,3) \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>\* и

\* Данные по распуханию металла наплавки, очевидно, отражают не только зависимость от флюенса, но и некоторые отличия образцов по  $T_{обл}$  в интервале 500 — 600°С.

данные по распуханию аустенитных сталей X18H9, X18H10T и X16H11M3 [4], облучавшихся вместе с образцами наплавленного металла. Соотношение легирующих элементов в этих сталях таково, что они, подобно металлу наплавки, в литом состоянии могут содержать до 5%  $\alpha$ -фазы. После горячей пластической деформации и аустенизации их структура была полностью аустенитной. Из рис. 1 следует, что у стали X16H11M3 и у металла наплавки при  $T_{обл} = 380 \div 430$  °C распухание растет с увеличением флюенса нейтронов от  $1 \cdot 10^{22}$  до  $2,25 \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>. При этом максимальное распухание стали X16H11M3 не превышает 0,43%. У металла наплавки распухание становится заметным (0,31%) уже при флюенсе  $1 \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>, а при  $F = 2,25 \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> достигает 0,7%. Качественно сходное поведение наблюдается у исследованных материалов при облучении в интервале температуры 500—600° C. У металла наплавки при  $F = (2,9 \div 3,3) \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> наблюдается измене-

ние плотности от 0,23 до 1,4%. У сталей X18H9 и X18H10T небольшое распухание (0,2—0,25%) обнаруживается лишь при  $F = 3,3 \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup>, а у стали X16H11M3 вообще не выявляется.

Влияние содержания  $\alpha$ -фазы на распухание стали X20H8M2 при  $F = 1,7 \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> показано на рис. 2. Видно, что рост содержания  $\alpha$ -фазы в стали от 1 до 26% приводит к увеличению распухания в 2—2,5 раза. У стали со структурой феррита (X20H2), напротив, происходит увеличение плотности примерно на 0,25%.

Изменение плотности сталей в результате термической выдержки (см. рис. 2) указывает на сокращение объема, возрастающее с увеличением количества  $\alpha$ -фазы в стали X20H8M2 и достигающее максимального значения (0,28%) у стали X20H2. У стали X16H11M3 и у металла наплавки заметных изменений плотности в результате термической выдержки не обнаружено. Следует полагать, что сокращение объема стали связано прежде всего с выделением карбидов хрома. Хорошо известно, что распад пересыщенного углеродом твердого раствора (феррита и аустенита) сопровождается уменьшением удельного объема. Из-за меньшей растворимости и большей диффузионной подвижности углерода выделение карбидов в феррите должно наблюдаться в первую очередь, что и подтверждается результатами электронно-микроскопического анализа. Поэтому эффект сокращения объема усиливается по мере увеличения содержания в стали  $\alpha$ -фазы.

Структура металла наплавки и стали X20H8M2 — это зерна аустенита, окруженные ферритными прослойками, в которых после

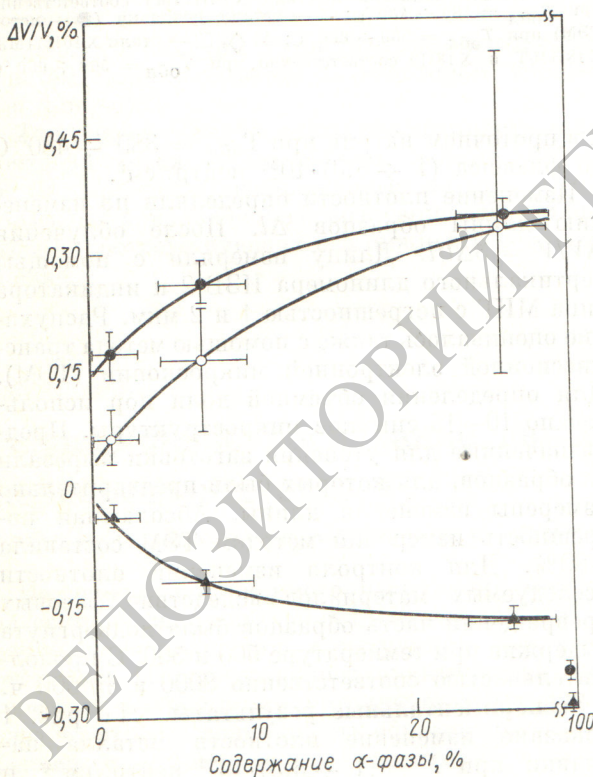


Рис. 2. Влияние содержания  $\alpha$ -фазы на изменение плотности стали X20H8M2 в результате нейтронного облучения и термической выдержки:

● — метод измерения линейных размеров; ○ — метод ГЭМ [ $F = (1,6 \div 1,8) \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> при  $T_{обл} = 500 \div 550$  °C]; ▲ — выдержка при 550 °C в течение 10 000 ч



Рис. 3. Структура наплавки после облучения при  $F = 3,3 \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> и  $T_{обл} = 500 \div 600$  °C ( $\times 4000$ )

выдержки при температуре 500 и 550° С появляются карбидные частицы и полигонизационные сетки дислокаций. После облучения при температуре 500—600° С структура металла наплавки характеризуется наличием пористости в зернах аустенита. Размер видимых пор от 6 до 60 нм. В участках  $\alpha$ -фазы пор не обнаружено, но присутствует большое число карбидных частиц (рис. 3). Сходная картина — наличие пор в аустените и значительное количество карбидной фазы в зернах феррита — наблюдается и при исследовании структуры облученной стали X20H8M2.

Сопоставление результатов измерения длины образцов и определения удельного объема пор методом ТЭМ в зернах аустенита показывает (см. рис. 1 и 2), что оба метода дают достаточно хорошее совпадение. Этим подтверждается, что изменение длины образцов в результате облучения в основном связано с изменением плотности аустенитной фазы.

Электронно-микроскопическое исследование выявляет и такую особенность структуры облученного металла наплавки, как неоднородность распределения пористости по зернам аустенита. Образование зон с пониженной плотностью и меньшим размером пор вблизи границ зерен, служащих стоками для точечных дефектов, хорошо известно [5], что подтверждают и проведенные исследования границ аустенит — аустенит. Иная картина наблюдается вблизи границ аустенит — феррит, где размер пор больше, чем в теле зерен. Для пяти разных участков аустенита, граничащих с  $\alpha$ -фазой, а также для участка большеугловой границы аустенит — аустенит были построены кривые распределения объемной доли пор по мере удаления от границы раздела фаз (рис. 4). Из рис. 4, б следует, что в слое, непосредственно примыкающем к границе аустенит — аустенит, распухание минимально (0,6—0,7%), а на расстоянии около 600 нм достигает значений, характерных для тела зерна (1,4%). В слоях аустенита, расположенных вблизи границ с ферритом, напротив, обнаруживается повышение распухания в 4—20 раз по сравнению с внутренними участками зерен (см. рис. 4, а). Однако положение максимума, по данным различных опытов, не совпадает. По мере увеличения расстояния от границы до 300 нм снижается распухание, но далее остается практически неизменным. Повышенное распухание аустенита на границе с ферритом можно обнаружить на фотографии микроструктуры стали уранус-50 [2].

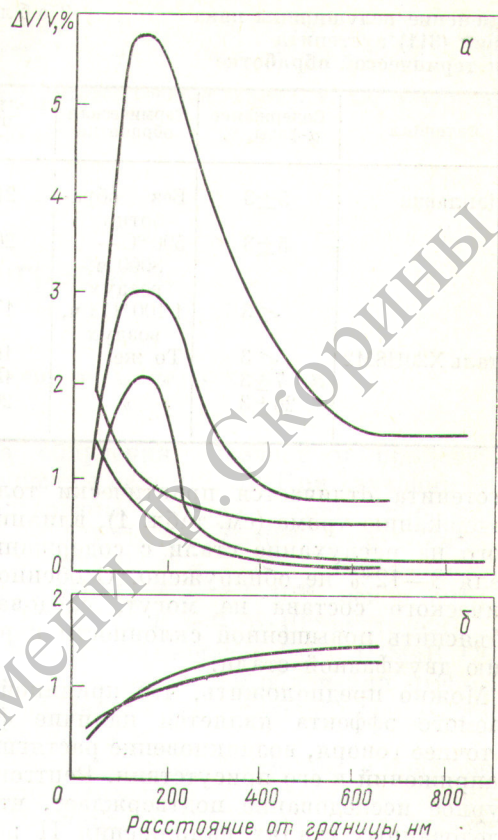


Рис. 4. Зависимость удельной доли пор в аустените металла наплавки от расстояния до границы раздела фаз при  $F = 3,3 \cdot 10^{22}$  нейтр./см<sup>2</sup> и  $T_{обл} = 500 \div 600$  °С

**Обсуждение результатов.** Результаты экспериментов однозначно свидетельствуют о том, что аустенитно-ферритные стали обнаруживают повышенную склонность к радиационному распуханию по сравнению с аустенитными сталями близкого состава. Этот факт тем более примечателен, что сама ферритная фаза при тех же условиях испытывает сокращение объема в результате структурных превращений. Можно было предполагать, что склонность к распуханию двухфазной стали связана с ее химическим составом, в частности с пониженным содержанием таких элементов, как углерод, никель, молибден, присутствие которых в твердом растворе уменьшает распухание [2, 6, 7]. Это объяснение, однако, противоречит наблюдаемому более сильному распуханию металла наплавки по сравнению со сталью X18H10T, в составе которой отсутствует молибден, а углерод большей частью связан в карбиды титана. У стали X20H8M2 при разном количестве  $\alpha$ -фазы состав

Изменение полуширины пика линии (311) аустенита при термической обработке

Таблица 2

Материал	Содержание $\alpha$ -фазы, %	Термическая обработка	Полуширина пика, 10 <sup>-4</sup> рад
Наплавка	5±3	Без обра- ботки	218±6
	5±3	500 °С — 8000 ч, воздух	266±6
Сталь Х20Н8М2	< 3	1 400 °С 1 ч, воздух	177±6
	< 3	То же	166±6
	7±3	» »	183±6
	26±3	» »	209±6

аустенита отличается практически только по содержанию хрома (см. табл. 1), влиянию которого на распухание стали с содержанием никеля 8—12% не обнаружено. Особенности химического состава не могут, следовательно, объяснить повышенной склонности к распуханию двухфазной стали.

Можно предположить, что причиной наблюдаемого эффекта является наличие феррита, а точнее говоря, возникновение растягивающих напряжений в его присутствии. Рентгеноструктурное исследование подтверждает, что в исследованных сталях напряжения II рода возрастают с увеличением содержания  $\alpha$ -фазы, поскольку полуширина линий аустенита при этом увеличивается (табл. 2).

Источником напряжений II рода в двухфазной стали, прошедшей гомогенизирующую термообработку, является различие коэффициентов линейного расширения аустенита и феррита ( $1,8 \cdot 10^{-5}$  и  $1,2 \cdot 10^{-5}$ ), а также сокращение удельного объема феррита в процессе выделения карбидов хрома. Эти обстоятельства могут объяснить [3] как общее увеличение распухания зерен аустенита под действием растягивающих напряжений, так и местное, вблизи границ аустенит — феррит. Становится понятной также и причина появления в стали Х20Н8М2 дислокаций вблизи границ аустенит — феррит после длительной термической выдержки. Присутствие дислокаций служит свидетельством релаксационных процессов в зоне концентрации межфазных напряжений.

Образование вакансионных пор в аустените, облученном в напряженном состоянии, вообще говоря, можно рассматривать как своеобразный механизм релаксации напряжений. Очевидно, что по достижении распухания, компенсирую-

щего упругую деформацию, фактор напряжений прекращает действие. В настоящее время не ясно, сохранит ли влияние на кинетику последующего распухания сформировавшаяся к этому моменту структура материала. Такого влияния следует ожидать, если роль напряжений проявляется в увеличении числа пор в аустените. Из полученных данных следует, однако, что в присутствии  $\alpha$ -фазы скорее происходит увеличение их среднего размера. Можно полагать поэтому, что повышенная склонность к распуханию двухфазных материалов связана с сокращением инкубационного периода зарождения вакансионных пор. Это предположение, безусловно, нуждается в экспериментальной проверке. Оно не является единственно возможным объяснением обнаруженного эффекта. Не исключено, в частности, что при температуре облучения 400—600° С происходит обмен вакансиями между аустенитом и ферритом, причем результирующий поток вакансий через межфазную границу направлен из ферритной фазы в аустенит.

Высказанные предположения о причинах усиленного распухания стали, содержащей  $\alpha$ -фазу, позволяют наметить подход к подавлению этого эффекта. Прежде всего для металла сварных соединений следует признать оправданным проведение аустенизации, которая обычно должна предотвратить локальные разрушения в околошовной зоне. Уменьшение содержания  $\alpha$ -фазы в металле швов в результате такой термической обработки может служить основным средством для снижения распухания в тех случаях, когда присутствия  $\alpha$ -фазы нельзя избежать. В качестве меры, направленной на уменьшение структурных напряжений, может быть использована термическая обработка, способствующая протеканию релаксационных процессов в материале, например стабилизирующий отпуск. Конкретные режимы термической обработки должны выбираться с учетом не только радиационного распухания, но и других факторов, в частности изменения механических свойств.

Поступила в Редакцию 13.III.78

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Капырин Г. И. и др. В кн.: Труды научно-техн. конф. «Атомная энергия, топливные циклы, радиационное материаловедение». М., Атомиздат, 1971, т. 3, с. 310.
- Johnston W., Rosolowski I., Jurkalo A. «J. Nucl. Mater.», 1974, v. 54, N 1, p. 24.
- Bates J., Gilbert E. Ibid., 1976, v. 59, N 2, p. 95.

4. Андреев В. В. и др. В кн.: Вопросы судостроения. Сер. Металловедение. Вып. 22. Л., 1976, с. 34.
5. Конобеев Ю. В. и др. В кн.: Вопросы атомной науки и техники. Сер. Топливные и конструкционные мате-

- риалы. Вып. 1 (4). М., изд. ВНИИНМ, 1976, с. 39.
6. Leitnaker J. e. a. «J. Nucl. Mater.», 1973, v. 49 N 1, p. 57.
7. Murray P. «Reat. Technol.», 1972, v. 15, N 1, p. 16.

УДК 539.184:546.26—162

## Рентгеноэлектронное исследование пирографита, облученного нейтронами

БАРАНОВ А. Н., ЗЕЛЕНКОВ А. Г., КУЛАКОВ В. М., СМИЛГА В. П., ТЕТЕРИН Ю. А., КАРПУХИН В. И., ТУМАНОВ Ю. П., ЧУГУНОВ О. К.

Проблема радиационной стойкости реакторного графита, подвергающегося постоянному воздействию нейтронных потоков [1], неизменно привлекает большое внимание исследователей.

Пирографит (ПГ), близкий по своей структуре и свойствам к монокристаллу графита, является хорошим модельным материалом. Вызванные облучением изменения структуры пирографита изучались и ранее [2—4]. Однако представляется целесообразным исследовать радиационные повреждения графита методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФС).

**Экспериментальная часть.** Пирографит, полученный путем осаждения углерода из газовой фазы и обработанный при температуре 3200° С, облучался в реакторе МР ИАЭ им. И. В. Курчатова при различных флюенсе и температуре.

Методика облучения образцов и процедура отжига описаны ранее [2, 3]. При изучении были использованы четыре серии образцов:

А ( $T_{\text{обл}} = 200^\circ \text{C}$ ,  $F = 6 \cdot 10^{20}$  нейтр./см<sup>2</sup>);

Б ( $T_{\text{обл}} = 100^\circ \text{C}$ ,  $F = 4 \cdot 10^{20}$  нейтр./см<sup>2</sup>);

В ( $T_{\text{обл}} = 450^\circ \text{C}$ ,  $F = 4,1 \cdot 10^{20}$  нейтр./см<sup>2</sup>);

Г ( $T_{\text{обл}} = 400^\circ \text{C}$ ,  $F = 0,26 \cdot 10^{20}$  нейтр./см<sup>2</sup>),

где  $F$  — флюенс нейтронов с  $E_i > 0,18$  МэВ. Образцы каждой серии после облучения отжигались при различной температуре в вакуумной печи в течение 2 ч.

Рентгеноэлектронные спектры были получены на элетростатическом спектрометре фирмы Хьюлетт-Паккард (НР 5950 А) с использованием монохроматизированного  $\text{Al K}_\alpha$  (1486,6 эВ) рентгеновского излучения при вакууме не хуже  $1 \cdot 10^{-9}$  мм рт. ст. Разрешение прибора,

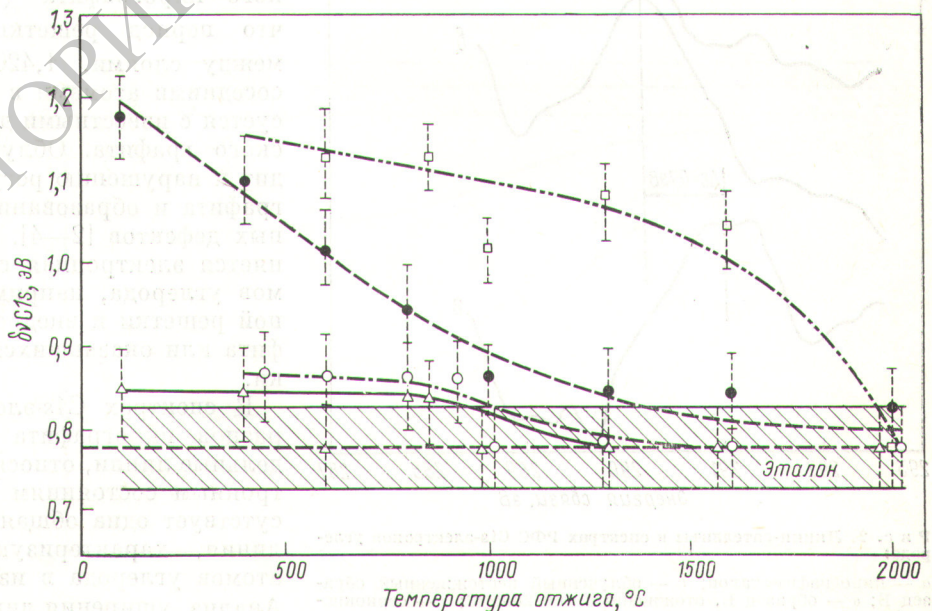


Рис. 1. Влияние температуры отжига на полуширину линии  $\delta\nu \text{C1s}$ -электронов облученного ПГ для образцов А (□), Б (●), В (○) и Г (△) (здесь и на рис. 3 и 4 заштрихованный участок — область погрешности эталона)