

УДК 621.039.53

О высокотемпературной трещиностойкости аустенитной стали

КАРСКИЙ Н. Е., КУЛЬКО И. П., ГОРЮНОВА В. С.

Корпусные конструкции быстрых натриевых реакторов обычно изготавливаются из аустенитной стали Х18Н9 или из аналогичной стали, в которой часть хрома заменена $\sim 2\%$ молибдена [1]. Для увеличения надежности конструкций изучается влияние содержания углерода и небольших добавок других элементов на работоспособность стали в специфических условиях натриевого реактора.

Особенности нагружения металла в этих реакторах — умеренные постоянные и значительные переменные напряжения. Наиболее опасными напряжениями разового действия являются сварочные напряжения. Периодически действующие напряжения вызваны нестационарностью режима эксплуатации и характеризуются быстрым возникновением и последующей медленной релаксацией, сопровождающейся ползучестью при рабочих температурах. В первом случае описаны локальные разрушения в околошовной зоне сварных соединений; во втором — разрушения от теплосмен. Оба вида разрушения можно объединить одним понятием высокотемпературного трещинообразования под действием релаксирующих напряжений, которое по существующим представлениям [2—5] наступает от ползучести, когда эффективное (среднее) значение релаксирующего напряжения превосходит предел длительной прочности.

В случае большой длительности циклов и малого их числа (ползучесть преобладает над малоцикловой усталостью) указанная закономерность сохраняется и при повторных нагружениях. С этим видом разрушения сталкиваются при разнообразных методах испытаний, например, для определения склонности к локальным разрушениям [2, 3] деформационной способности при ползучести [6], термической [7, 8] и малоцикловой усталостях при высоких температурах [9]. Не останавливаясь на достоинствах и недостатках перечисленных методов, рассмотрим принцип оценки высокотемпературной трещиностойкости материалов в условиях изотермической ползучести от релаксирующих напряжений.

Мерой или показателем высокотемпературной трещиностойкости может служить отношение предела длительной прочности к эффек-

тивному напряжению во время релаксации

$$\mu = \frac{\sigma_{д.п}}{\sigma_{эфф}} = \frac{\sigma_{д.п}}{\sigma_0(0,33 + 0,67K)}, \quad (1)$$

где μ — высокотемпературная трещиностойкость; $\sigma_{д.п}$ — предел длительной прочности за время θ_K ; $\sigma_{эфф}$ — эффективное напряжение за время θ_K [4]; σ_0 — начальное напряжение; K — ресурс напряжений за время θ_K (отношение оставшегося к начальному напряжению до релаксации [10]).

Ресурс напряжений несколько уменьшается с ростом начального напряжения, но для оценочных расчетов может быть принят постоянным:

$$\mu = \frac{\sigma_{д.п}}{\sigma_0 - A\varepsilon_{п}}, \quad (2)$$

где A — коэффициент, обратно пропорциональный податливости нагружающей системы; $\varepsilon_{п}$ — длительная пластичность при разрушении за время θ_K . Материал трещиностойчив при $\mu \geq 1$ [4, 5].

Если начальное внутреннее напряжение возникает в результате кратковременной деформации, а длительность последующей термической выдержки в десятки и сотни раз больше, то выражение (1) можно использовать для приближенной оценки высокотемпературной трещиностойкости материала по справочным данным.

В зависимости от ожидаемого начального напряжения можно рекомендовать брать в качестве σ_0 соответствующие заданной температуре предельные механические свойства при растяжении. Тогда трещиностойкость выразится так:

$$m = \frac{\sigma_{д.п}}{\sigma_{0,2}(0,33 + 0,67K)} \text{ по пределу текучести } \sigma_{0,2}; \quad (3)$$

$$M = \frac{\sigma_{д.п}}{\sigma_B(0,33 + 0,67K)} \text{ по пределу прочности } \sigma_B. \quad (4)$$

Предел текучести в данном случае характеризует наибольшее начальное напряжение в упругой области. Предел прочности отражает напряжение в момент образования шейки при растяжении, т. е. для некоторой характерной боль-

Высокотемпературная трещиностойчивость аустенитной стали (расчет)

Таблица 1

Сталь	Температура, °С	$m = \frac{\sigma_{д.п}}{\sigma_{0,2\text{эфф}}}$ за время, ч			$M = \frac{\sigma_{д.п}}{\sigma_{В\text{эфф}}}$ за время, ч		
		100	1000	10000	100	1000	10000
P8X16H9M2	550	2,81	2,41	1,84	0,89	0,76	0,58
	600	2,49	2,24	1,91	0,80	0,73	0,61
12X18H10T	550	1,98	1,81	1,74	0,84	0,76	0,73
	600	1,86	1,56	1,23	0,76	0,64	0,54
ХН35ВТ (ЭИ612)	560	1,28	1,09	0,91	0,81	0,69	0,58
	600	0,88	0,79	0,71	0,59	0,53	0,47

шой степени деформации, при которой уже существенно сказывается чувствительность к наклепу.

Расчетные средние значения высокотемпературной трещиностойчивости характерных аустенитных сталей представлены в табл. 1. Стали 08X16H9M2 и 12X18H10T были аустенизированы при 1060 °С, а высокопрочная сталь

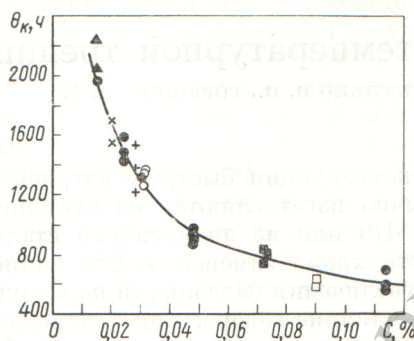


Рис. 2. Влияние химического состава на время до разрушения аустенитной стали в условиях ползучести от повторных релаксирующих напряжений (температура испытания 550 °С; заданная деформация, предшествующая релаксации, 0,2%; длительность цикла 12 ч):

лабораторные плавки, аустенизация 1075 °С: ● — X16H9M2; ▲ — X16H9M4; × — X16H9M2P; + — X16H9M2G; ○ — X16H9M2 (0,07% Ti); промышленные плавки, аустенизация 1060 °С: □ — X18H10 (0,5% Ti), ■ — X16H9M2

ХН35ВТ — при 1090 °С и подвергнута ступенчатому старению при 875 и 700 °С.

Из выражений (1) — (4) следует, что высокотемпературная трещиностойчивость растет с повышением предела длительной прочности и длительной пластичности. Она падает с увеличением релаксационной стойкости и характеристик кратковременной прочности.

Выражения (1) и (2) могут служить основой для экспериментального определения высокотемпературной трещиностойчивости [11]. В лабораторных условиях быстрое нагружение, характерное для процесса возникновения начального напряжения, и его последующая медленная релаксация могут быть осуществлены в системе, показанной на рис. 1. При помощи электропривода образец растягивается до заданной деформации либо до заданной нагрузки. В ходе последующей ползучести напряжение в образце падает (релаксирует), поскольку нагрузка переключается на динамометр. Мерой высокотемпературной трещиностойчивости выбирается время или число циклов до разрушения. Этим методом исследована зависимость трещиностойчивости аустенитной стали X16H9M2 от ее химического состава (табл. 2).

При $t = 550$ °С образцу через каждые 12 ч сообщалось удлинение $\epsilon_0 = 0,2\%$ его начальной длины. Между подгрузками протекал процесс ползучести и происходила релаксация напряжения. Податливость системы 0,84 мкм/кг.

Из рис. 2 следует, что увеличение содержания углерода в стали понижает ее высокотемпературную трещиностойчивость; особенно

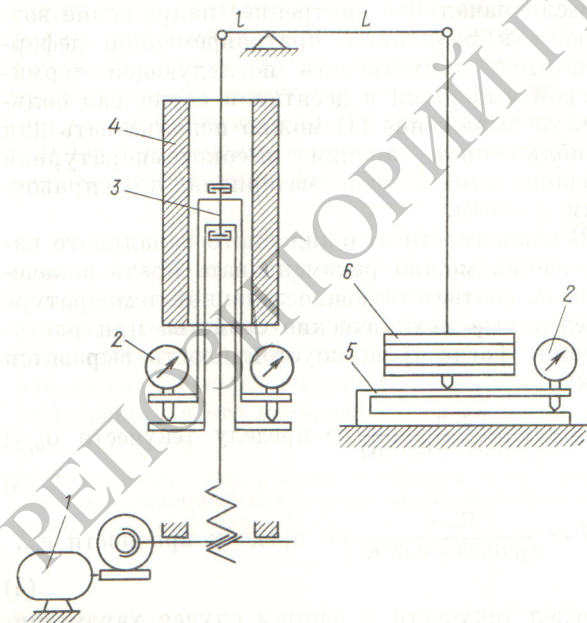


Рис. 1. Схема машины для испытаний на высокотемпературную трещиностойчивость:

1 — электропривод; 2 — индикатор часового типа; 3 — образец; 4 — электродержатель; 5 — пружинный динамометр; 6 — груз

Результаты испытания на длительную прочность в условиях повторных релаксирующих напряжений

Таблица 2

Сталь	Химический состав, %	θ_k , ч	θ_1 , ч	$\sigma_{\text{макс}}$, кгс/мм ²	Относительное удлинение, %				
					ϵ	$\Sigma \epsilon_0$	ϵ_{II}	ϵ_d	ϵ_p
Лабораторная	C 0,015 Cr 15,5 Ni 10,1 Mo 2,6	1928	1060	26,2 25,4	44,1	32,4	11,7	6,1	5,6
	C 0,015 Cr 15,5 Ni 11,0 Mo 4,2	2040 2231	1080	26,3	48,3	34,6	13,7	8,5	5,2
	C 0,020 Cr 16,3 Ni 10,9 Mo 2,17 B 0,005	1702 1545	910	29,6	38,3	28,6	9,7	4,5	5,2
	C 0,024 Cr 15,6 Ni 9,2 Mo 1,93	1476 1536 1431	780 840	28,4 28,0	32,6 37,1	25,8 27,0	6,8 10,1	3,6 5,3	3,2 4,8
	C 0,028 Cr 15,9 Ni 9,2 Mo 2,18 Mn 6,14	1220 1389 1542	600 600	28,0 27,8	30,0 32,1	20,7 23,9	9,3 8,2	5,7 2,8	3,6 5,4
	C 0,030 Cr 15,8 Ni 8,6 Mo 1,6	1329	640	24,2	31,5	22,7	8,8	3,7	5,1
	C 0,031 Cr 16,1 Ni 10,0 Mo 2,21 Ti 0,07	1267 1342 1367	580 550	26,5 26,6	36,6 40,2	23,2 23,8	13,4 16,4	4,6 4,8	8,8 11,6
	C 0,048 Cr 15,8 Ni 9,25 Mo 2,0	890 975 942 933	500 580	31,0 31,0	20,8 23,2	15,3 16,8	5,5 6,4	3,4 3,3	2,1 3,1
	C 0,113 Cr 16,3 Ni 8,83 Mo 1,95	600 565 695	320 ~ 300 415	36,7 32,8 36,9	14,5 12,2 15,8	10,8 9,8 12,1	3,7 2,4 3,7	2,4 2,0 2,3	1,3 0,4 1,4
Промышленная 08X16H9M2	C 0,072 Cr 16,6 Ni 9,29 Mo 1,96	840 827 726	455 480	27,6 28,7	18,5 18,9	14,6 14,7	3,9 4,3	1,7 2,4	2,2 1,9
	C 0,09 Cr 18,3 Ni 9,3 Mo 0,5	585 625	230 260	31,0 31,2	23,1 27,9	10,4 13,0	12,7 14,9	2,7 3,2	10,0 11,7

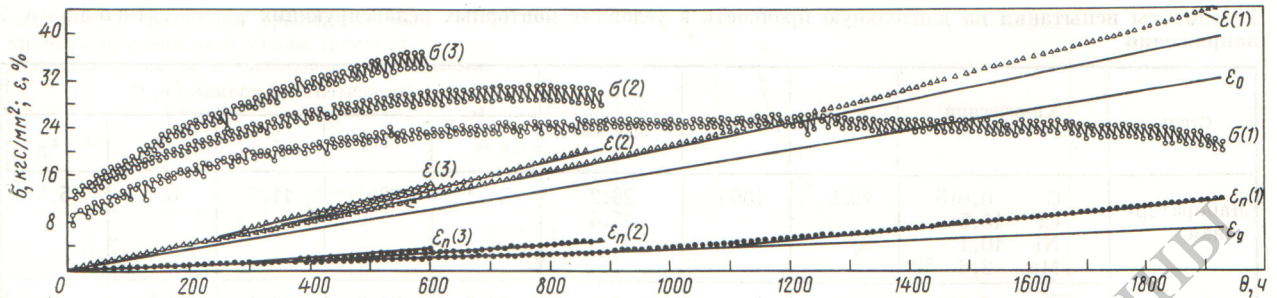


Рис. 3. Напряжения и деформации при испытании по режиму (условия, как на рис. 2): (1) — 015X16H9M2; (2) — 0481X6H9M2; (3) — 113X16HM2

резко снижают трещиностойчивость первые добавки углерода до 0,05%. Это хорошо согласуется с ограничением углерода не более 0,03% в стали 316L для реактора «Феникс» [12].

Наибольшую трещиностойчивость показала сталь с повышенной концентрацией молибдена (4%). Сталь с добавкой бора до 0,005% сохранила высокую трещиностойчивость, хотя ее предел текучести был в 1,5–2 раза больше, чем у аналогичных сталей без добавки В. Молибден и бор повышают жаропрочность и длительную пластичность стали, препятствуя разрушению по границам зерен.

Кинетика изменений напряжения и удлинения для сталей с разным содержанием углерода представлена на рис. 3. Начальное напряжение от цикла к циклу растет быстрее у высокоуглеродистой стали. Уменьшение времени до разрушения, т. е. снижение высокотемпературной трещиностойчивости с ростом содержания углерода можно объяснить на основании выражения (1): повышение предела длительной прочности не успевает за увеличением начального напряжения.

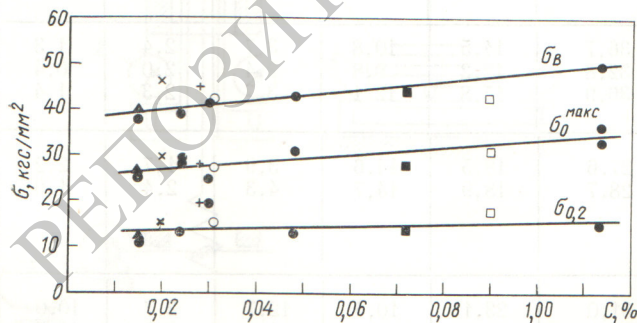


Рис. 4. Влияние химического состава аустенитной стали на прочностные характеристики при 550 °С и на максимальное значение начального напряжения в условиях ползучести от повторных релаксирующих напряжений (условия и марки стали, как на рис. 2)

Рис. 4 показывает, что в условиях испытательного максимальное начальное напряжение находилось в интервале $\rho_{0,2} - \sigma_B$. При 0,015 и 0,113% углерода оно составляло ~26; 35 кгс/мм² соответственно.

Согласно рис. 3, удлинение от ползучести ϵ_{II} (разность между общим удлинением ϵ и удлинением от подгрузений $\Sigma \epsilon_0$) на первом этапе нарастает медленнее, чем в конце испытания. Между двумя крайними, приблизительно прямолинейными участками на кривых удлинения располагается достаточно широкая переходная область. Однако удобно точку пересечения касательных к этим двум участкам кривой при θ_1 условно считать границей участков (порогом повреждаемости). Испытанные образцы вблизи излома имели пограничные повреждения от ползучести в виде пор и клиновидных трещин. Это согласуется с представлением о вкладе повреждений в удлинение на конечном участке и о деформационном удлинении на начальном участке кривой (см. рис. 3):

$$\epsilon_{II} = \epsilon_d + \epsilon_p = \theta_K \dot{\epsilon}_d + (\theta_K - \theta_1) \dot{\epsilon}_p, \quad (5)$$

где ϵ_d — удлинение от деформации; ϵ_p — удлинение от повреждения; θ_K — время до полного разрушения; $\dot{\epsilon}_d$ — скорость удлинения от деформации; $\dot{\epsilon}_p$ — скорость удлинения от повреждения.

Добавка 0,07% титана в сталь 03X16H9M2 увеличила в 2 раза скорость удлинения от повреждения, или сокращенно скорость повреждения.

Скорость повреждения стали X18H10T с добавкой 0,5% титана выше, чем сталей X16H9M2 без Ti. Длительная пластичность ϵ_{II} , ее компоненты (ϵ_d и ϵ_p) у большинства марок сталей X16H9M2 без Ti пропорциональны времени до разрушения θ_K . Аномально высокая дли-

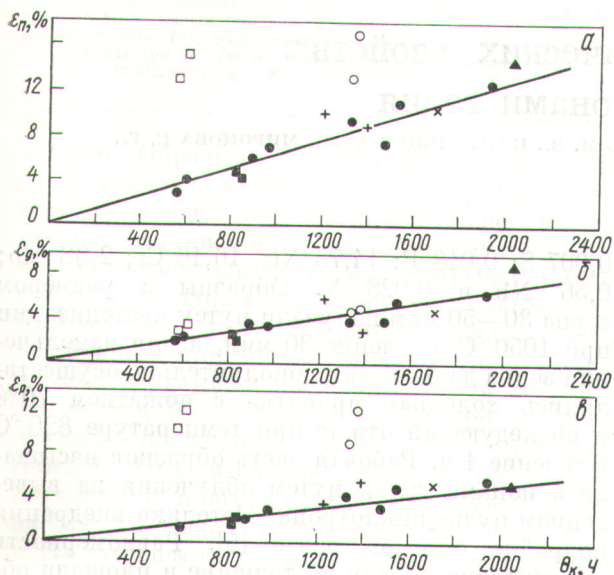


Рис. 5. Влияние химического состава аустенитной стали на длительную пластичность, удлинение от деформации и от ползучести при повторных релаксирующих напряжениях (условия и марки стали, как на рис. 2)

тельная пластичность сталей с титаном (рис. 5, а) обязана их большей скорости повреждения (рис. 5, в), поскольку скорость деформации у них такая же, как у большинства сталей без добавки Ti (рис. 5, б). Кроме того, замечена меньшая протяженность клиновидных трещин в мелкозернистой стали X18H10T, чем в крупнозернистой стали без добавки Ti, что объясняет аномально высокое значение ϵ_p этой стали. Несмотря на выигрыш, вызванный высокой ϵ_p и малой релаксационной стойкостью, усиленная повреждаемость границ зерен в сталях, легированных титаном, по-видимому, нежелательна вследствие сложных условий работы корпусных конструкций реакторов.

Таким образом, разработаны приближенный метод оценки и экспериментальный метод определения высокотемпературной трещиностойкости аустенитных сталей (без учета облучения).

Предложено соотношение, показывающее, что высокотемпературная трещиностойкость растет с увеличением длительной прочности и длительной пластичности и снижается с увеличением релаксационной стойкости и кратковременной прочности материала.

Показано, что в случае ползучести под действием релаксирующих напряжений ($t = 550^\circ$; $\tau = 12$ ч; $\epsilon_0 = 0,2\%$) высокотемпературная трещиностойкость стали X16H9M2 снижается по мере увеличения содержания углерода и увеличивается при легировании молибденом и бором. Титан понижает релаксационную стойкость и увеличивает удлинение к моменту разрушения, но одновременно вызывает усиленное повреждение границ зерен.

Поступила в Редакцию 14/X 1975 г.

В окончательной редакции 11/III 1976 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Баладин Ю. Ф., Мадорский А. Я., Марков В. Г. Конструкционные материалы для основного оборудования АЭС с натриевым теплоносителем. М., изд. ЦНИИатоминформ, 1974.
2. Землин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. Л., «Машиностроение», 1972.
3. Любавский К. В., Тимофеев М. М. Дуговая сварка аустенитных жаропрочных сталей. М., «Машиностроение», 1968.
4. Хейн Е. А. «Энергомашиностроение», 1959, № 11, с. 1.
5. Никитина Л. П. «Заводск. лаборатория», 1963, т. 39, № 11, с. 1344.
6. Станюкович А. В. Хрупкость и пластичность жаропрочных материалов. М., «Металлургия», 1967.
7. Баладин Ю. Ф. Термическая усталость металлов в судовом энергомашиностроении. Л., «Судостроение», 1967.
8. Лихачев Ю. П. В сб.: Прочность при малом числе циклов нагружения. Вопросы механической усталости. Под ред. С. В. Серенсена. М., «Наука», 1969, с. 205.
9. Костюк А. Г., Хватан А. М. Там же, с. 246.
10. Борздыка А. М., Гецов Л. Б. Релаксация напряжений в металлах и сплавах. М., «Металлургия», 1972.
11. Карский Н. Е., Кулько И. П., Зайцева Г. В. «Заводск. лаборатория», 1975, т. 41, № 2, с. 220.
12. Carle R. IV Женевская конф., 1972, докл. № P-584.