

討27

669.15-194.2: 620.193.23-977: 539.431/433  
 高温高圧水中の低合金鋼の疲労亀裂成長

原研・東海研 ○中島 甫, 近藤 達男  
 東北大・工学部 庄子 哲雄, 高橋 秀明, 鈴木 正彦

1. 緒 言

原子炉の炉心容器, 配管等圧力境界の長期使用にかかわる損傷発生の可能性の中でSCCと腐食疲労とは双壁をなすものと考えられる。前者が特定の材料と環境の組み合わせを選び比較的早期に起るのに対し, 後者は原則としてあらゆる材料と環境の組み合わせで起り得る。また寿命末期に近づくほど発生確率が増すと考えられる点が対照的である。

1969年に筆者らはBWRの高温高圧純水中の低合金鋼の疲労が著るしい荷重繰返し速度や波形に依存することを見出した。(1) その後, Bamford(2)やGerber(3)らによってこの効果がさらに詳しく確かめられたが, 効果が半定量的に明らかになっている支配因子だけでも数項を数え, まだ未知の要素が多い。ASMEコードのセクションXIの改良に関連してようやくこの種の研究が盛んになっている。本報では既報の知見の整理を兼ね主に溶接マイクロ組織との関連について行った試験の結果を述べる。

2. 実験方法

容量10トンの単軸引張圧縮型の電気油圧式疲労試験機と高温高圧純水ループを組み合わせた腐食疲労試験機を用いた。装置の詳細は他にゆずる。(1)

供試材は165mm厚のSA533Bcl 1鋼であり, 表1にそれらの化学組成および機械的性質を示す。溶接はサブマージアーク溶接法を用い, 溶接後600℃で40時間の熱処理を行った。溶接および溶接後熱処理は原子炉製造メーカーにより行なわれた。図1に溶接部のマクロ組織を示す。溶接部の境界(fusion line)に沿って2種類に大別されるマイクロ組織が交互に存在した。それらは図2に示す如く, (a)平均粒径約100μmの焼戻しマルテンサイト-ベーナイト組織および(b)平均

表1 供試材の化学組成と機械的性質

	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	
Material A	0.18	1.37	0.26	0.61	0.10	0.53	
Material B	0.17	1.48	0.02	0.58	0.16	0.52	
	Cu	P	S	V	Sb	As	Sn
	0.05	0.008	0.005	-	-	-	Al 0.036
	0.13	0.011	0.006	0.003	0.0041	0.015	0.008
	σ <sub>y</sub> (yield strength)		σ <sub>B</sub> (Ultimate tensile strength)				
	MN/m <sup>2</sup>		MN/m <sup>2</sup>				
Material A	374		699				
Material B	480		610				

径約10~30μmの焼戻しソルバイト組織である。溶接部の試験片の採取は図3に示す如く亀裂の伝播径路がHAZに沿うように切り出すこととし, 一定荷重下では亀裂長さによらず応力拡大係数(K)が一定となることを特色とするCDCB型の試験片を切り出した。この試験片のKは

$$K = \sqrt{4 P^2 m / B_n B} \dots\dots\dots \textcircled{1}$$

で計算される。(4) (Pは荷重, B<sub>n</sub>およびBは最小および最大板厚, mは定数)

高温水中試験の前に大気中で予備亀裂を入れ亀裂伝播速度を測定後, テストセクションをオートクレーブでシールし, 260℃60気圧, 溶存酸素0.2ppm以下の高温高

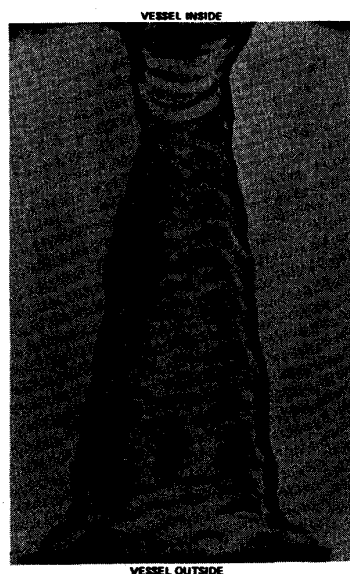


図1 溶接部のマクロ組織

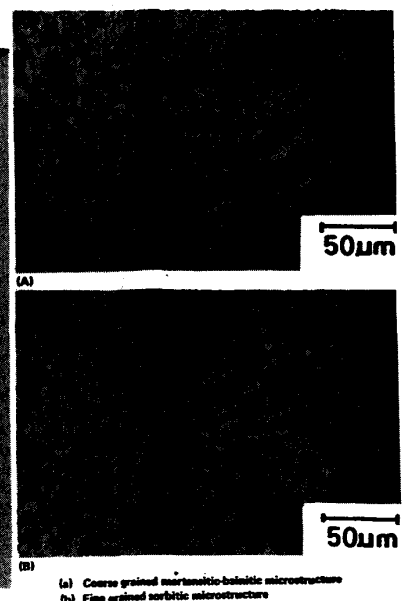


図2 溶接部のマイクロ組織

圧純水中で腐食疲労試験を行った。亀裂長さは破面のピーチマークから読み取った。

基本破形は毎分1サイクル、応力比0.1の三角波を選んだ。一部母材については荷重繰返し速度および最大引張荷重時の保持時間を変数とした波形についても行った。それらの波形を図4に示す。

### 3. 結果および評価

大気中における亀裂成長速度 ( $da/dN$ ) と応力拡大係数範囲 ( $\Delta K$ ) を両対数でプロットした結果を図5に示す。これより、母材と溶接熱影響部 (HAZ) では若干勾配が異なるが、全体の傾向としては同一と考えられ、次式が成立する。

$$da/dN = C_0 (\Delta K)^n \dots\dots\dots (2)$$

高温水中における材料AおよびBの母材の  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係を参考文献の値<sup>(3)(5)</sup> とともに図6に示す。これより材料AとBとでは高温水環境が  $da/dN$  におよぼす感受性に若干差があると言える。

材料BのHAZに存在する前述の2種類のマイクロ組織に対応した高温水中での  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係を図7に示す。これより大気中における  $da/dN$  におよぼすマイクロ組織の影響と高温水中におけるそれとの比較から、高温水中ではマイクロ組織が  $da/dN$  に特有のマイクロ組織依存性を示すことは注目に値する。すなわち  $\Delta K$  が  $25 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$  以下では細粒の焼戻しソルバイト組織の方が粗粒の焼戻しマルテンサイトーベーナイト組織より  $da/dN$  が大きい。一方、 $\Delta K$  が  $25 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$  以上の領域では粗粒の焼戻しマルテンサイトーベーナイト組織の方が  $da/dN$  が大きくなる。

本実験における  $da/dN$  と  $\Delta K$  を両対数でプロットした場合の勾配 (②式の  $n$  に相当する) および他の文献値<sup>(3),(5),(6)</sup> をまとめて表2に示す。これらのすべての値はBWR近似条件の高温水中で毎分1サイクル以下の荷重繰返し速度での試験結果である。母材についてはGerber<sup>(3)</sup>らがA508鋼で得た  $n = 4$  という値の他はすべて  $n = 8 \sim 9$  である。一方、HAZではマイクロ組織および  $\Delta K$  の水準に依存して各々母材と異なった特有の値を示しており、とくに粗粒の焼戻しマルテンサイトーベーナイト組織における勾配が  $\Delta K$  が  $25 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$  までの領域で約5であるが、それ以上の  $\Delta K$  の領域で急激に立

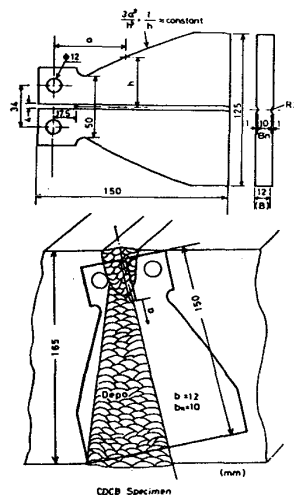


図3 試験片の採取方法

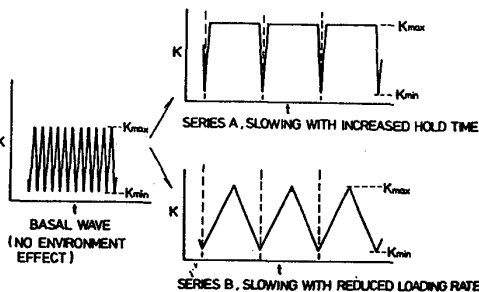


図4 試験に用いた各種荷重波形

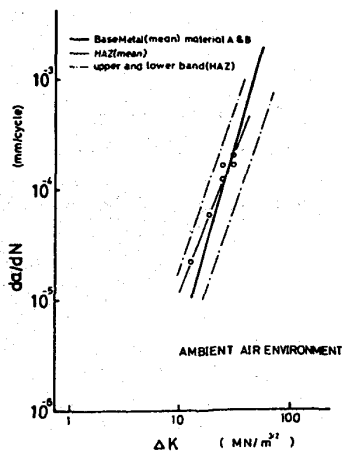


図5 大気中の  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係 (母材およびHAZ)

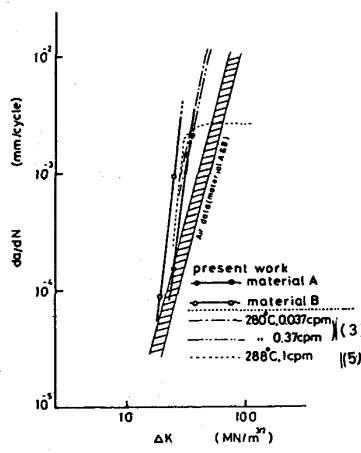


図6 高温水中の  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係 (母材)

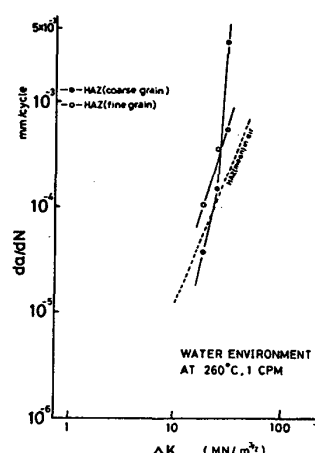


図7 高温水中の  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係 (HAZ)

上って（およそ15程度と考えられる）いる。

材料Aについて高温水中における  $da/dN$  におよぼす荷重繰返し速度および最大引張荷重下での保持時間の影響を調べた結果を表3に示す。これより最大引張荷重下で保持時間を与えたいわゆる変則台形波の場合は保持時間が長くなるにつれて  $da/dN$  が遅くなることがわかる。これはおそらく図8に示す破面からみて、腐食により亀裂先端が鈍化したことによると推定される。一方、三角波のように常に歪が変化しているいわゆる動歪下では著者らが既に報告(1)したように、荷重繰返し速度が遅くなるほど、 $da/dN$  は大きくなる。

図6、7に示した高温水中での  $da/dN$  を大気中におけるそれを基準とした加速係数の形で定量化し、この加速係数と  $\Delta K$  との関係を図9に示す。加速係数として

約18というオーダーの値が得られた  $\Delta K$  が  $25 \text{ MN m}^{-3/2}$  以上の領域における粗粒の焼戻しマルテンサイトーベーナイト組織の場合以外は HAZ の方が母材より高温水環境による亀裂成長の加速効果は小さい。さらに一般的な傾向として、 $\Delta K$  の低い領域では環境による亀裂成長の加速効果はマイクロ組織による影響をあまり受けないが、 $\Delta K$  の高い領域ではマイクロ組織に固有の環境加速型の亀裂成長が認められたとみることができる。

図7、8および表2に示された粗粒のマルテンサイトーベーナイト組織の高温水中での亀裂成長挙動の不連続性は図10に示すように材料が SCC 感受性を示す条件下で腐食疲労を行った場合の  $da/dN$  と  $\Delta K$  との模式図と同一の傾向を示していると言える。(7) それゆえ BWR 近似環境下では、強度の高い状態に熱処理された圧力容器鋼が SCC に近い時間依存型の亀裂成長をする可能性が示唆される。

HAZ における粗粒マルテンサイトーベーナイト組織と細粒ソルバイト組織との比率を光学顕微鏡で調べた結果、前者

表2  $da/dN$  対  $\Delta K$  の両対数プロットにおける勾配

Structure	Testing environment	Present work		Kondo	Mager	Gerber
		(A)	(B)	(Ref. 7, 6)	(Ref. 5)	(Ref. 3)
Base Metal	Water	8~9	8	8~9	8~9	4~5
	Air	4	4	4	4	4
HAZ/coarse grained Martensitic-bainitic	Water	-	5~15	-	-	-
	Air	-	2.5	-	-	-
HAZ/fine grained sorbitic	Water	-	3.4	-	-	-
	Air	-	2.5	-	-	-

表3  $da/dN$  におよぼす波形の影響 ( $\Delta K = 25 \text{ MN m}^{-3/2}$ )

MODE OF LOADING	frequency, cycle/min	60	10	1	$10^{-1}$
TYPE A	$t_{\text{hold}}, \text{sec}$		1/12	59	599
	$\Delta a/\Delta N, \text{mm/cycle}$		$<10^{-6}$	$\approx 4 \times 10^{-5}$	—
TYPE B	$dK/dt, \text{kg} \cdot \text{mm}^{3/2} \cdot \text{min}^{-1}$	$\pm 1.2 \times 10^8$	$\pm 2 \times 10^3$	$\pm 2 \times 10^2$	$\pm 2 \times 10^1$
	$\Delta a/\Delta N, \text{mm/cycle}$	$8.6 \times 10^{-5}$	$1 \times 10^{-6}$	$1.5 \times 10^{-6}$	$7.6 \times 10^{-6}$

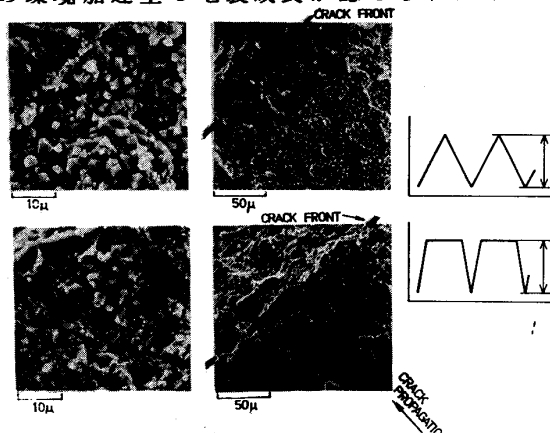


図8 腐食疲労破面と荷重波形の関係

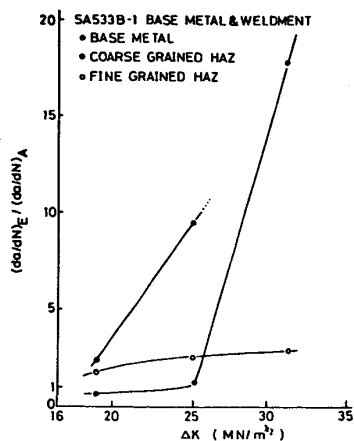


図9  $da/dN$  に及ぼす環境効果

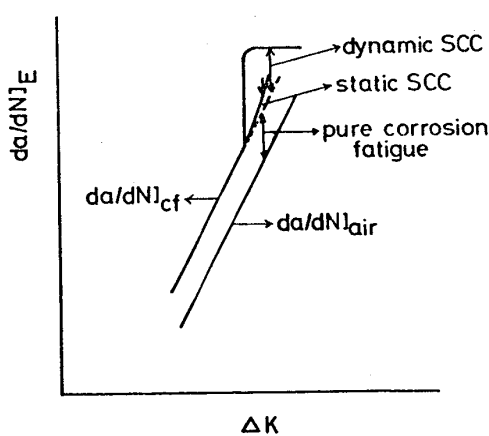


図10 亀裂成長挙動の模式図

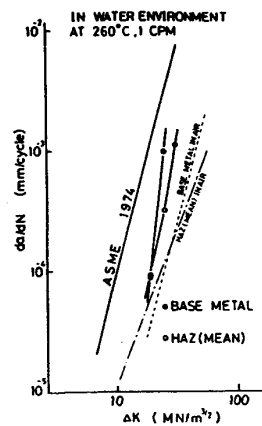


図11  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係

が20%、後者が約80%であったので、HAZ部における平均の亀裂成長速度 ( $\Delta a/\Delta N$ ) は

$$(da/dN)_{HAZ (average)} = 0.2 (da/dN)_{HAZ (C)} + 0.8 (da/dN)_{HAZ (F)} \dots\dots\dots \textcircled{3}$$

と近似できると考えられ、この式により算出したHAZ部の平均および母材の亀裂成長速度と $\Delta K$ との関係をASMEの設計コードと一緒に図11に示す。これより母材の方がHAZ部の平均亀裂成長速度より大きいこと、ならびに本実験の範囲内ではASMEの設計曲線は安全側に位置していると言える。しかしながら、 $da/dN$ と $\Delta K$ の両対数プロットから得られる勾配がASMEの設計曲線では大気中の結果を用いているらしく4であったのに対し、高温水中の実験結果が8~9であるので、 $\Delta K$ の高い領域でASMEの設計曲線より実際の $da/dN$ の方が大きくなる部分が生じる可能性も否定出来ない。

#### 4. まとめ

A533B鋼の疲労亀裂成長におよぼす高温水環境の効果を調べ、次の様な結果を得た。

- (1) 高温水中では $\Delta K$ が $25 \text{ MN m}^{-1/2}$ 以上、荷重繰返し速度が $10 \text{ C/min}$ 以下で大気中と比較して疲労亀裂成長の加速効果が認められる。
- (2)  $da/dN$ はHAZ部のマイクロ組織に依存し、硬度の高い焼戻しマルテンサイト-ベーナイト部が割れ易い等の高温水特有の傾向が含まれる。
- (3) 高温水中では平均的にみて、母材とHAZ部の溶接線に平行な方向とでは、前者の方が低い $da/dN$ となる。

#### 参考文献

- (1) T. Kondo et al, "Fatigue of A302 grade B steel in High Temperature Simulated Nuclear Reactor Environment", Proc. 1st Int. Conf. on Corrosion Fatigue, NACE and AIME, (1972)
- (2) W.H. Bamford, "The Effect of Pressurized Water Reactor Environment on Fatigue Crack Propagation of Pressure Vessel Steels", Proc. of Int. Conf. on the Influence on Environment on Fatigue, I. Mech. E. (1977)
- (3) T.L. Gerber et al, "Fatigue Crack Growth in SA508-c12 Steel in a High Temperature, High Purity Water Environment, "ASME PV&P-Materials-Nuclear Conference in Miami, June, (1974)
- (4) S. Mostovoy et al, "Use of Crack-Line Specimens for Measuring Plane-Strain Fracture Toughness", Journal of Materials, 2, 661-681, (1967)
- (5) T.R. Mager et al, "Effect of an Environment of High Temperature Primary Grade Nuclear Reactor Water on the Fatigue Crack Growth Characteristics of A533 Grade B Class 1 Plate and Weldment Material, "WCAP-7776 (HSSTP-TR-16), October (1971)
- (6) T. Kondo et al, "Fatigue Crack Propagation Behavior of ASTM Aqueous Environment, "Heavy Section Steel Technology Program 6th Annual Information Meeting", Paper NO.6, April 25-26, (1972)
- (7) S. Aiyama et al, "Stress Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue in Cr-Mo Low Allow Steel", CORROSION, Vol.34, No.10, (1978)