

原子炉压力容器用鋼材の疲労特性

Fatigue Properties of Heavy Section Steels for Nuclear Pressure Vessel

小林 邦彦*

Kunihiko Kobayashi

成 本 朝 雄*

Asao Narumoto

松 本 重 人**

Shigeto Matsumoto

田 中 康 浩*

Michihiro Tanaka

Synopsis:

Low cycle fatigue tests at room and elevated temperatures and fatigue crack propagation test at room temperature were performed on 163mm and 250mm thick plates of SA533B C1.1 steel and also on 200mm and 400mm thick forgings of SA508 C1.3 steel both for nuclear pressure vessels. Very uniform distribution of fatigue properties within the heavy section steels was confirmed and the data were well comparable to those given in ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III and Sec. XI. The paper also discusses the temperature dependence of low cycle fatigue strength and the behavior of fatigue crack propagation from surface notch.

1. 緒 言

長期的なエネルギー需給バランスを確保するために、わが国では原子力発電開発の必要性が叫ばれているが、開発にあたっては、原子炉の安全性について十分配慮されなければならない。したがって、これに使用される鋼材も優れた品質が必要となるが、とくに厳しい仕様が要求される原子炉压力容器用鋼材については、鋼材供給者としても十分にその特性を把握したうえで、安定した品質を保証する必要がある。原子炉压力容器に使用される鋼材は厚さ300mmにも及ぶ極厚材であり、その製造にあたっては表面から内部に至るまで均質で優れた材質を確保する必要がある。原子炉压力容器用鋼材に要求される諸特性のうち、疲労特性については、ASME Boiler and Pressure Vessel Code (以下ASME Codeと記す) Sec. III で低

サイクル疲労強度が取り上げられており、同Code Sec. XIでは疲労き裂伝播特性が取り上げられている。前者は、たとえばノズルコーナーなどの応力集中部における圧力変動や温度変動による低サイクル疲労き裂の発生を抑えることを目的としたものであり、一方後者は、かりに何らかの理由によりき裂が発生しても、供用中検査においてき裂が発見されやすいように配慮したものである。本報告は、当社で進められている原子炉压力容器用鋼材の研究の一環として実施されたこれらの疲労特性に関する試験研究成果を総合的にまとめたものである。

2. 試験方法

2.1 供試材および試験項目

供試材は、原子炉压力容器に使用されるASME

* 技術研究所厚板研究室主任研究員
(昭和55年2月1日原稿受付)

** 技術研究所厚板研究室

SA533B Cl. 1 鋼 (JIS SQV 2 A 相当) および、SA508 Cl. 3 鋼 (JIS SFVV 3 相当) である。これらの化学組成および機械的性質を Table 1 に示す。SA533B Cl. 1 鋼は、板厚250mm (A 鋼) および板厚163mm (B 鋼) のシェルプレート用圧延鋼板であり^{1,2)}、SA 508 Cl. 3 鋼は圧力容器のフランジ (C 鋼) およびドーム (D 鋼) の実寸大の試作鍛造材である³⁾。いずれも実寸大のまま熱処理が施され、焼入れ、焼もどし、応力除去焼なまし後供試されている。なお、鍛造材は Table 1 に示される機械仕上後の厚さを基準として試験片を採取している。これらの供試材の各部位より試験片を採取し、低サイクル疲労試験および疲労き裂伝播試験を実施した。試験片採取部位および試験項目を Table 2 に、また SA508 Cl. 3 鋼での試験片採取部位を Fig. 1 (a),(b) に示す。

2・2 試験方法

2・2・1 低サイクル疲労試験

低サイクル疲労試験片の形状および寸法を Fig. 2(a)(b) に示す。試験片の軸方向が鋼材の圧延方向と直角、あるいは主鍛造方向と直角 (T 方向) になるように採取した。試験温度は室温および原子炉

Table 2 List of tests performed

Steel	Mark	Position	Direction	Location	Low cycle fatigue		Fatigue crack propagation
					R.T.	286°C*	R.T.
SA533B Cl. 1	A	B.M.	C	1/4 t	○		○
				1/4 t	○	○	○
				1/2 t	○		○
				3/4 t			—
	B	B.M.	C	3/4 t	○	○	○
				1/4 t	—		○
		HAZ (SAW)	C	3/4 t	—	—	○
				1/4 t	—	—	○
SA508 Cl. 3	C	B.M.	T	Jointing part	—	—	○
				1/2 t	○		—
				3/4 t	○	○	○
				1/4 t	○	—	○
	D	B.M.	T	3/4 t	○	○	○
				1/4 t	—	—	○

* Steel A was tested at 300°C

操業温度の286°C (A 鋼は300°C) とした。室温での試験は、大ひずみ範囲の試験も可能な砂時計型試験片を使用して径方向ひずみ制御とし、高温で

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of steels used

Steel	Mark	Thick- ness (mm)	Loca- tion	Chemical composition (wt%)								Mechanical properties				
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Y.S. (kgf/cm ²)	T.S. (kgf/cm ²)	El. (%)	R.A. (%)	Y.R. (%)
SA533B Cl. 1	ASME rule			0.25 max	0.15 — 0.30	1.15 — 1.50	0.035 max	0.040 max	0.40 — 0.70	—	0.45 — 0.60	35min	56—70	18min		
	A	250	¼ t	0.18	0.27	1.39	0.008	0.003	0.61	0.15	0.54	51.9	66.0	27	73	79
			¼ t	0.18	0.28	1.40	0.008	0.004	0.62	0.15	0.55	49.9	63.1	28	70	79
			½ t	0.17	0.28	1.39	0.007	0.003	0.61	0.15	0.54	50.5	63.4	26	69	80
	B	163	¾ t	0.18	0.22	1.42	0.004	0.002	0.69	0.09	0.49	45.2	60.9	31	74	74
			¾ t	0.17	0.22	1.41	0.005	0.002	0.69	0.09	0.50	48.5	62.8	28	76	77
SA508 Cl. 3	ASME rule			0.15 — 0.25	0.15 — 0.40	1.20 — 1.50	0.025 max	0.025 max	0.40 — 1.00	0.25 max	0.45 — 0.60	35min	56—73	18min	38min	
	C	400 (365)	½ t	0.20	0.26	1.42	0.004	0.002	0.74	0.12	0.50	46.2	61.7	30	69	75
			¾ t	0.20	0.26	1.43	0.005	0.002	0.74	0.11	0.50	46.8	61.7	30	68	76
			¾ t	0.20	0.26	1.43	0.005	0.002	0.73	0.12	0.49	48.0	63.1	28	70	76
	D	200 (148)	¾ t	0.23	0.27	1.50	0.004	0.003	0.77	0.13	0.52	51.3	65.0	26	69	79
			¾ t	0.20	0.26	1.45	0.004	0.003	0.76	0.13	0.50	50.6	64.2	27	69	79

Values in parentheses indicate the thickness after machining

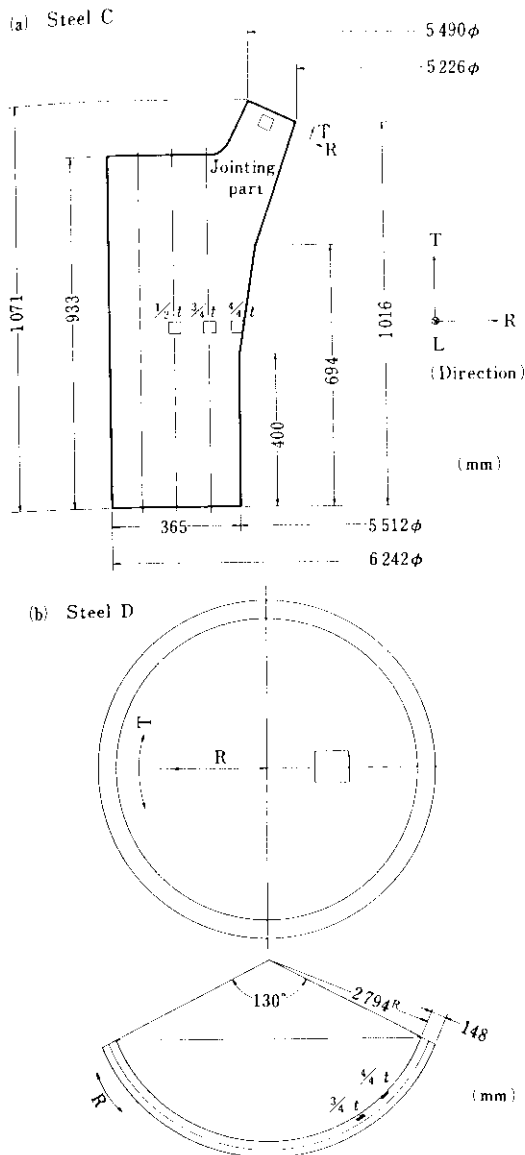


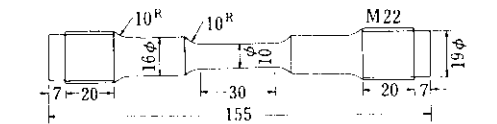
Fig.1 Details of sampling locations in SA508 Cl.3 steel (steel C and D)

の試験は、径ひずみから軸ひずみへの換算に必要な縦弾性係数が不確定であるために、結果の直接整理が可能な平行部付試験片を用いて軸ひずみ制御とした。試験片の表面はエメリー紙 #400 で軸方向に研磨し、機械加工キズを除去したのち試験に供した。試験条件の詳細を以下に示す。

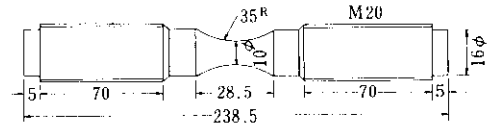
試験温度：室温，286°C（A鋼は300°C）

制御方法：

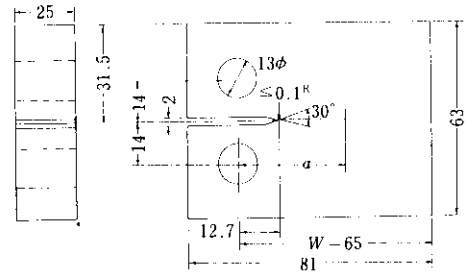
- 径ひずみ制御（室温）
- 軸ひずみ制御（高温）



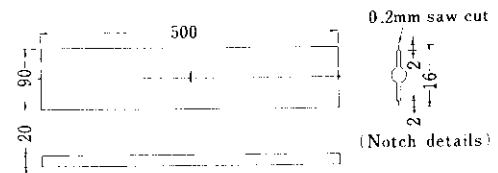
(a) Smooth round bar specimen for elevated temp. test



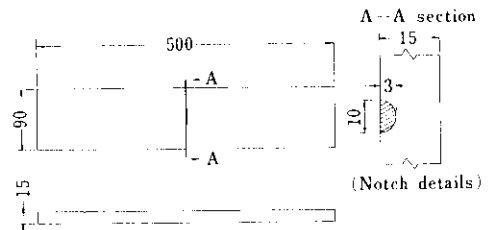
(b) Hourglass shaped specimen for room temp. test



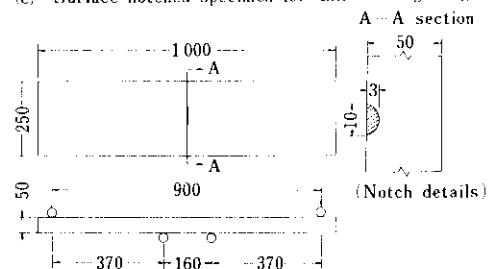
(c) WOL specimen



(d) Center notched specimen



(e) Surface notched specimen for axial loading fatigue



(f) Surface notched specimen for bend-loading fatigue

Fig.2 Details of fatigue test specimens

ひずみ比：最小ひずみ／最大ひずみ＝－1

ひずみ速度：

- 0.2～0.3%/s（室温）
- 0.1%/s（高温）

波 形：三角波

試験機：電気油圧式疲労試験機

加熱方法：高周波誘導加熱（±5℃以内）

なお、径ひずみから軸ひずみへの換算は次式によった。

$$\epsilon_{eR} = W_R / SE \quad \cdots \cdots (1)$$

$$\begin{aligned} \epsilon_{pR} &= 2 \epsilon_{pR}^{(d)} \\ &= 2 (\epsilon_{tR}^{(d)} - \nu W_R / SE) \quad \cdots \cdots (2) \end{aligned}$$

ϵ_{eR} ：軸方向弾性ひずみ範囲

ϵ_{pR} ：軸方向塑性ひずみ範囲

$\epsilon_{pR}^{(d)}$ ：径方向塑性ひずみ範囲

$\epsilon_{tR}^{(d)}$ ：径方向全ひずみ範囲

W_R ：荷重範囲

S ：試験片断面積

E ：縦弾性係数

ν ：ポアソン比

2・2・2 疲労き裂伝播試験

疲労き裂伝播試験には、原子炉用鋼材について多くのデータが得られている厚さ25mmのWOL型試験片（Fig. 2(c)参照）を用いた。疲労き裂の長さは、試験片の表面と裏面に貼付したクラックゲージ（共和電業製KV 25 B）の電気抵抗変化をX-T記録計に記録して求めた。試験条件を以下に示す。

荷 重 条 件：片振引張（下限荷重=0.1t）

波 形：正弦波

繰返し速度：20 Hz

環 境：室温大気中

き裂長さ測定：クラックゲージ法による

使用試験機：電気油圧式疲労試験機

この試験片での応力拡大係数範囲、 ΔK 、は下記のWesselの式⁴⁾を用いて計算した。

$$\Delta K = \sigma_R \cdot \sqrt{a} \cdot Y \quad \cdots \cdots (3)$$

$$\begin{aligned} Y &= 30.96 - 195.8 \left(\frac{a}{W} \right) + 730.6 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \\ &\quad - 1186.3 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 754.6 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \end{aligned}$$

a ：疲労き裂長さ（Fig. 2(c)参照）

W ：試験片幅（=65mm）

σ_R ：応力範囲（ $P_{max} - P_{min}$ ）/ Wt

P_{max} ：最大荷重

P_{min} ：最小荷重

t ：試験片板厚（=25mm）

WOL型試験片による疲労き裂伝播速度、 da/dN の測定のほかに、A鋼については比較のために、試験片の幅中央に貫通切欠を有する試験片による da/dN を測定するとともに、同じく表面切欠を有する試験片での片振引張および片振曲げ荷重下での疲労き裂伝播挙動についても調査した。用いた試験片の形状をFig. 2(d)(e)(f)に示す。表面切欠付試験片については、引張、曲げともに途中で荷重振幅を半分に減少させることによって破面上にビーチマークをつけ、試験終了後ビーチマークからき裂形状、寸法、 da/dN などを測定した。また貫通切欠試験片での ΔK の計算には次式を用いた

$$\Delta K = \sigma_R \sqrt{\pi a} \sqrt{\frac{W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{W}} \quad \cdots \cdots (4)$$

a ：き裂半長

W ：試験片幅

3. 試験結果および考察

3・1 低サイクル疲労強度

3・1・1 繰返し変形挙動

実機の疲労寿命を推定するための弾塑性解析には、材料の応力-ひずみ曲線が必要である。一定の塑性ひずみが繰返される場合の繰返し応力-ひずみ挙動は、繰返し硬化あるいは軟化によって静的応力-ひずみ挙動とは異なったものとなるため繰返し応力-ひずみ挙動を把握する必要がある。SA 533 B Cl.1鋼であるA鋼の $\frac{1}{4}t$ 部における繰返し応力振幅、 σ_a 、と繰返し数、 N 、の関係をFig. 3に示す。室温でひずみ範囲、 ϵ_{tR} 、が大きい場合（2%は、最初の数サイクルの間少し硬化し、その後ゆるやかに軟化する。 $\epsilon_{tR} = 0.5\%$ の場合には、最初の硬化はみられず、ゆるやかな軟化のみがみられる。このように、転位密度が高い焼もどしペーナイト鋼においては、おもに繰返し軟化挙動を示す。300℃における σ_a-N 曲線をFig. 3に破線で示したが、室温の場合とは逆に繰返し硬化の傾向が強くなり、 $\epsilon_{tR} = 2\%$ では破断まで硬化が続く。 $\epsilon_{tR} = 0.6\%$ では寿命の後半にやや軟化を示すが、初期には硬化がみられ、全体として変化が少ない

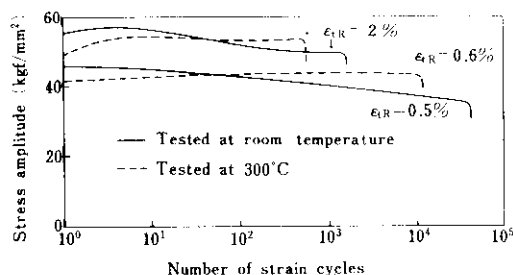


Fig. 3 Cyclic hardening and softening behavior of SA533B Cl.1 steel (steel A)

300°Cでは静的変形応力は室温の場合より低いが、繰返し硬化現象のために、寿命末期では繰返し変形応力は室温の場合より高くなる。300°Cで繰返し硬化の傾向が強くなるのは、動的ひずみ時効によるものと考えられる。同様の挙動はSA508 Cl.3鋼についても観察された。

各試験において、変形応力が比較的安定している $N_f/2$ のときのヒステリシスループから求めた繰返し応力とひずみ振幅の関係を、静的応力-ひずみ曲線と比較して Fig. 4 に示す。室温では、繰返し軟化のために、繰返し応力-ひずみ曲線は静的なそれより低下しており、その程度はひずみ振幅が小さいほど顕著である。一方、300°Cの場合の繰返し応力-ひずみ曲線は、ひずみ振幅が小さいときは静的なそれを若干下回っているが、ひずみ振幅が大きい場合は繰返し硬化のために静的なそれを上回っており、Fig. 3の結果とよく対応している。

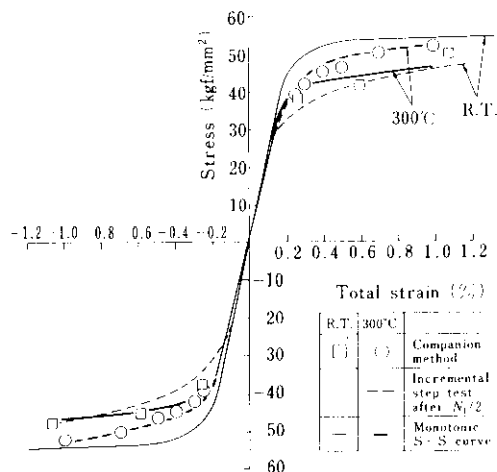


Fig. 4 Cyclic stress strain curves for SA533B Cl.1 steel (steel A)

これとは別に、繰返し応力-ひずみ曲線を簡単に求める方法として、ひずみを徐々に増加させて各ヒステリシスループのピークポイントを結ぶ線を求めるインクレメンタルステップ法がある。この方法で求めた繰返し応力-ひずみ曲線を Fig. 4 に破線で示した。インクレメンタルステップ試験は、一定ひずみ振幅 ($\pm 1.0\%$) で $N_f/2$ の繰返し数だけ繰返しひずみを与え、材料の変形挙動を安定させたのちに行った。個々の試験から求めた繰返し応力-ひずみ関係とインクレメンタルステップ法で求めたそれはよく一致しており、この方法が有効であることを示している。

3.1.2 各部位の低サイクル疲労強度の比較

厚さ250mmのSA533B Cl.1鋼(A鋼)および、仕上げ厚さ365mmのSA508 Cl.3鋼(C鋼)について、表層($\frac{1}{4}t$ あるいは $\frac{1}{2}t$)部、 $\frac{1}{4}t$ 部(あるいは $\frac{1}{2}t$ 部)、 $\frac{1}{2}t$ 部における $\epsilon-N_f$ 曲線の比較を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。全ひずみ範囲 ϵ_{LR}

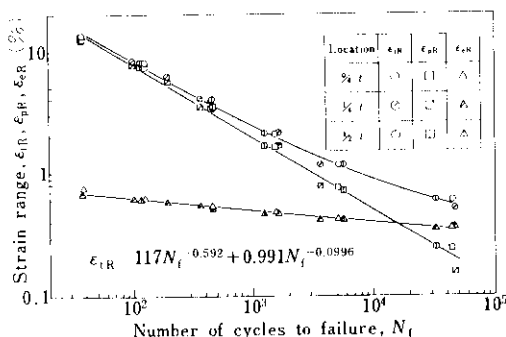


Fig. 5 Low cycle fatigue strength of SA533B Cl.1 steel (steel A) at room temperature

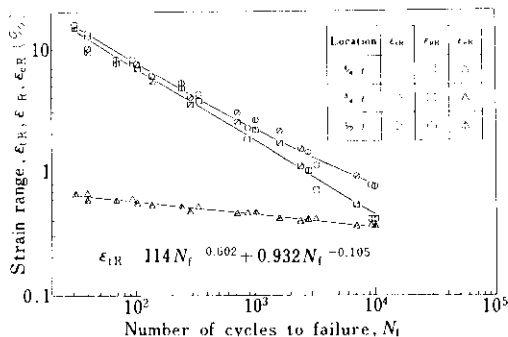


Fig. 6 Low cycle fatigue strength of SA508 Cl.3 steel (steel C) at room temperature

(%)と破断寿命 N_f (cycle) の関係で比較すると、両鋼種とも試験片採取部位によっては特に差がみられず、それぞれ次のように Manson-Coffin の式で表すことができる。

$$\epsilon_{LR} = 117 N_f^{-0.592} + 0.991 N_f^{-0.0996} \text{ (A鋼)} \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$\epsilon_{LR} = 114 N_f^{-0.602} + 0.932 N_f^{-0.105} \text{ (C鋼)} \quad \dots\dots\dots (6)$$

圧延材、鍛造材ともこのような極厚材において、板厚の全域にわたって均一な低サイクル疲労強度が得られている。これは Table 1 に示したように S などの不純物元素の低減により、非金属介在物の減少を図った結果によるものである。

3・1・3 各鋼の低サイクル疲労強度の比較

各供試材の低サイクル疲労強度を比較するため、室温における試験結果をまとめて Fig. 7 に、高温における結果をまとめて Fig. 8 に示す。室温、高

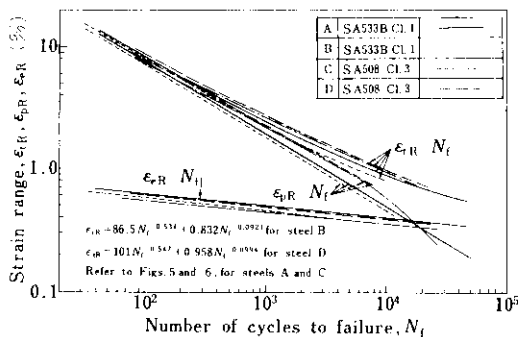


Fig. 7 Comparison of low cycle fatigue strengths of steels tested at room temperature

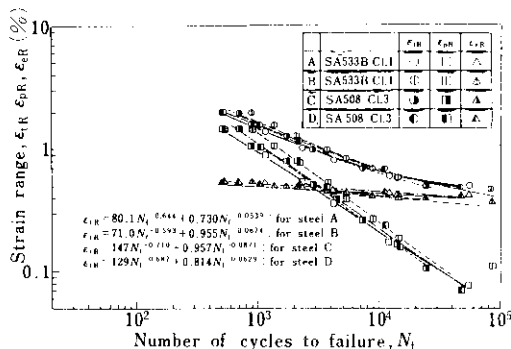


Fig. 8 Comparison of low cycle fatigue strengths of steels tested at 286°C or 300°C

温とも各供試材の間に特別の差はみられない。本供試材は Table 1 に示したように化学組成および機械的性質はほとんど同じであるが、SA533B Cl. 1 鋼が圧延材であり、SA508 Cl. 3 鋼が鍛造材であるという相違がある。このような製造法の相違は、低サイクル疲労強度に全く影響しないといえる。また、SA 533B Cl. 1 鋼の板厚は250mmと163mmの2種について試験したが、低サイクル疲労強度の観点からはこの程度の板厚の範囲では板厚による差もないことが確認された。

3・1・4 低サイクル疲労強度に及ぼす試験温度の影響

すべての試験結果を、 $\epsilon_{LR} - N_f$ 関係をまとめて Fig. 9 に示す。ASME Code Sec. III および Sec.

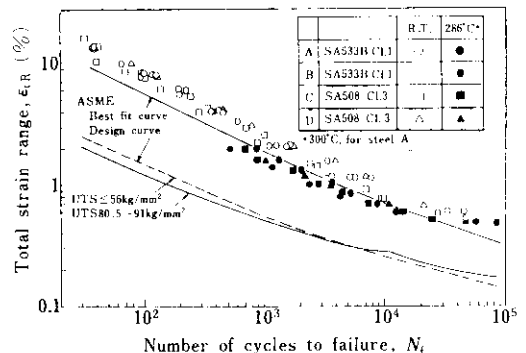


Fig. 9 Comparison of test results with the ASME best fit curve and design curve

VIII に示されている 371°C (700°F) 以下に適用される Design curve^{5,6)}と、その基礎となった Best fit curve⁷⁾も同時に示した。室温での試験結果は Best fit curve の上側に位置しており、286°C (A 鋼は 300°C) の結果はそのやや下側に位置し、全体としては Best fit curve とよく一致しているといえる。371°C 以下でも温度の影響がみられるが、筆者らは高温低サイクル疲労寿命に及ぼす温度とひずみ速度の影響を系統的に調べ、次式を提案した⁸⁾。

$$\log(N/N_0) = 0.40 \dot{\epsilon}^{-0.155} (1000/T - 1.95) \quad \dots\dots\dots (7)$$

N_0 : 室温における寿命

T : 試験温度 (K, $T \geq 513$)

$\dot{\epsilon}$: ひずみ速度 (%/s)

フェライト・パーライト鋼については右辺の係数0.40が塑性ひずみ範囲によって変化するが、焼もとしペーナイト鋼については塑性ひずみ範囲によらず(7)式が適用できる。 $T, \dot{\epsilon}$ の影響は $1000/T$ が1.95以上、すなわち 240°C 以上で現われ、この温度範囲では $\log N_f$ が $1/T$ に対して直線的に低下し、その度合は $\dot{\epsilon}$ が小さいほど大きくなる。ちなみに今回の結果に適用すると、

$$N_f/N_0 = 0.809 \quad (286^{\circ}\text{C})$$

$$\sim 0.763 \quad (300^{\circ}\text{C}) \quad \dots\dots\dots (8)$$

となり、 286°C (300°C) では室温における寿命の80.9% (76.3%) に低下する。一方 Fig. 9 では、 286°C (300°C) における寿命は室温の約50%に低下しているが、この差は室温の試験に用いた砂時計型試験片では一般に平行部付試験片より長寿命を示すことによるものである。筆者らの試験では、後者は前者の約 $1/1.6$ の寿命であった⁹⁾。この試験片形状による差を考慮すると、高温での寿命は室温での約80%となり、(8)式とほぼ一致する。試験温度の影響はクリープと疲労の相互作用として論ぜられることが多く、ASME Code Case N-47でも 371°C を越えると、クリープと疲労の相互作用を考慮した設計法が示されている¹⁰⁾。しかしながら、酸化の影響も大きな因子であり、とくに 300°C 程度ではクリープ現象の主因であるFe原子の自己拡散は期待されないので、ほとんど酸化の影響のみであろうと思われる。

3・2 疲労き裂伝播速度

3・2・1 板厚各部位の疲労き裂伝播速度の比較

SA533B Cl. 1 鋼(A鋼)母材の疲労き裂伝播速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係をFig. 10に示す。両者の関係は良く知られているように次式に示される伝播速度式で表示できる。

$$da/dN = C (\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots (9)$$

C, m : 定数

da/dN は母材の表層($\frac{1}{4}t$)部、 $\frac{1}{4}t$ 部、 $\frac{1}{2}t$ 部においてもまったく差が認められない。参考のために $\frac{1}{4}t$ 部について貫通切欠型試験片(Fig. 2(d))で測定した結果も示したが、WOL型試験片

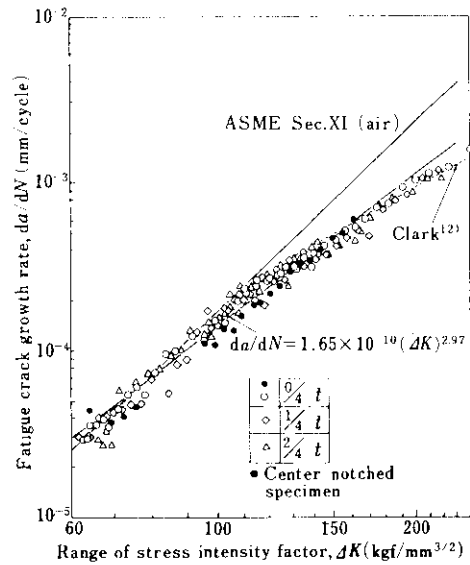


Fig. 10 Fatigue crack growth rate in SA533B Cl. 1 steel (steel A)

で得られた結果と同一であることが確認された。

Fig. 11 はB鋼母材の表層($\frac{1}{4}t$)部および $\frac{3}{4}t$ 部より採取した試験片で得られた da/dN と ΔK の関係を、またFig. 12は同鋼のサブマーシアーク溶接継手(入熱量 45000 J/cm)の熱影響部での da/dN と ΔK の関係を示す。 $\frac{1}{4}t$ 部、 $\frac{3}{4}t$ 部における da/dN の差は母材、溶接部ともにみられない。

Fig. 13および14にはSA508 Cl. 3 鋼(C鋼お

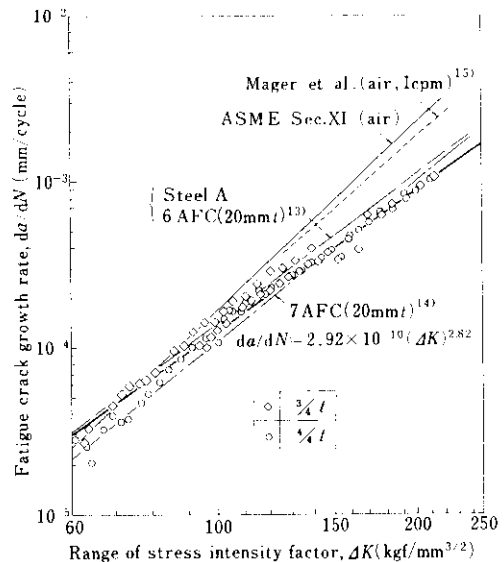


Fig. 11 Fatigue crack growth rate in SA533B Cl. 1 steel (steel B)

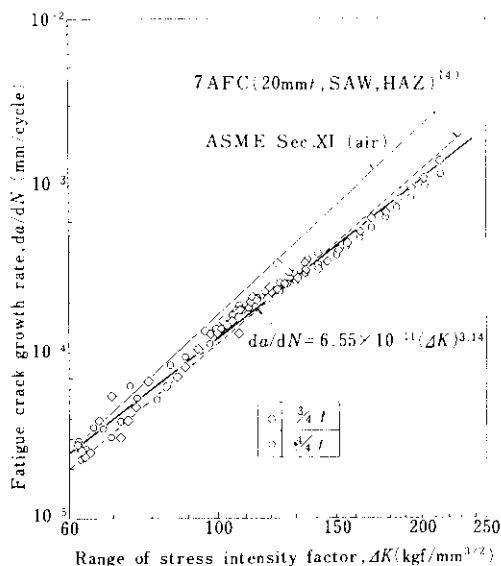


Fig. 12 Fatigue crack growth rate in heat affected zone of submerged arc weld joint of SA533B Cl.1 steel (steel B)

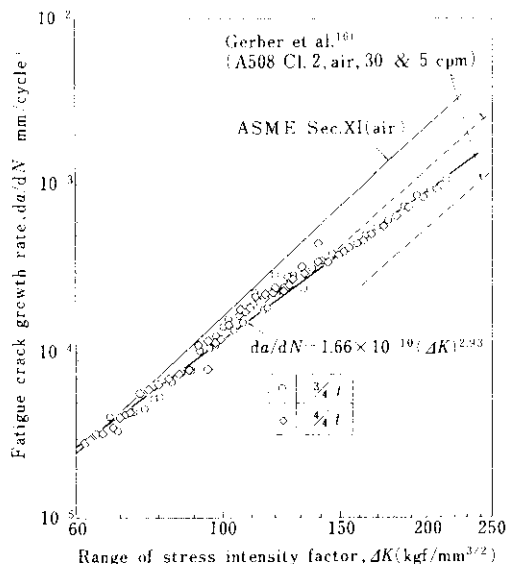


Fig. 14 Fatigue crack growth rate in SA508 Cl.3 steel (steel D)

3・2・2 各鋼の疲労き裂伝播速度の比較

ASME Code Sec. XI¹¹⁾には圧力容器の疲労き裂成長を計算するために圧力容器用鋼材の大気中および原子炉冷却水環境中での $da/dN \sim \Delta K$ 線図が与えられている。Fig. 10～14にはASME Codeに与えられている大気中での $da/dN \sim \Delta K$ 直線および比較のために他の研究者による試験結果^{12～16)}も示した。SA533B Cl. 1鋼およびSA508 Cl. 3鋼ともに実験値はASME Code Sec. XIの $da/dN \sim \Delta K$ 直線の下側、すなわち安全側にある。SA533B Cl. 1鋼については板厚20mmの鋼板での中央貫通切欠試験片による試験結果^{13,14)}あるいはClarkのWOL型試験片による結果¹²⁾と比較しても同等であり、十分な疲労き裂伝播抵抗を有しているといえる。

SA508 Cl. 3鋼の疲労き裂伝播に関する公表されている詳細な報告はないので、参考のために、化学組成 (C, Mn, Ni, Cr, Mo) が若干異なるが、SA508 Cl. 2鋼に関するGerberら¹⁶⁾の試験結果をFig. 13, 14に示す。強度レベルが同等のSA508 Cl. 2とSA508 Cl. 3は類似の疲労き裂伝播速度を示すといえよう。

Fig. 15に本試験結果をまとめて示したが、SA

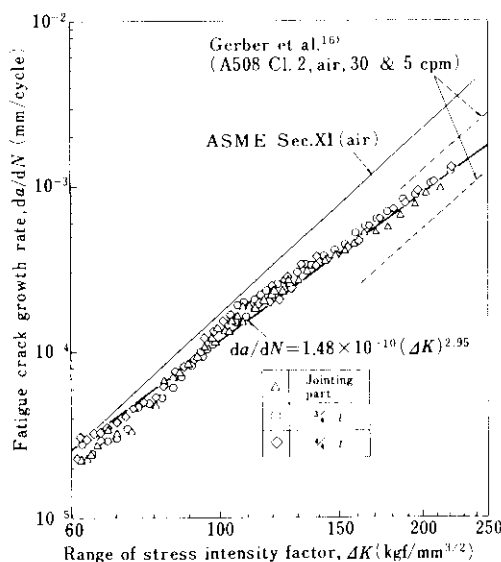


Fig. 13 Fatigue crack growth rate in SA508 Cl.3 steel (steel C)

よびD鋼)の各位置より採取した試験片で得られた da/dN と ΔK の関係を示す。両鋼ともにSA533B Cl. 1鋼と同様に、 da/dN と ΔK の関係は試験片採取位置に依存しない。

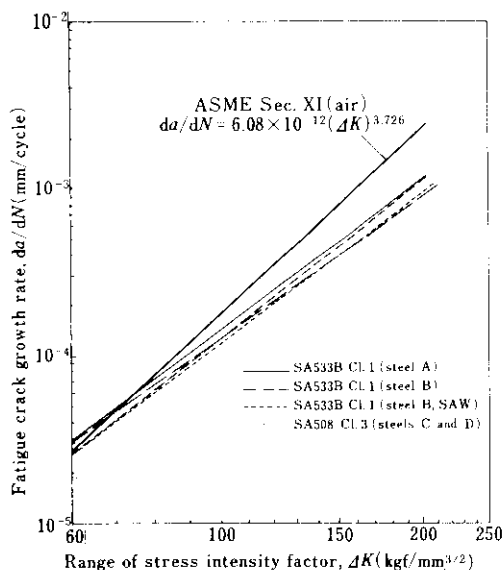


Fig. 15 Comparison of fatigue crack growth rates among steels used

533 B Cl. 1 鋼の母材、溶接部および SA508 Cl. 3 鋼はほぼ同一の疲労き裂伝播速度を示すことがわかる。

3・2・3 疲労き裂伝播のためのしきい値

SA533B Cl. 1 鋼 (A 鋼) 母材表層部について、荷重 (ΔK) 漸減法により $da/dN < 3 \times 10^{-5}$ mm/cycle の低伝播速度域まで da/dN を測定した結果を、高伝播速度域での結果とあわせて Fig. 16 に示す。 $da/dN \leq 5 \times 10^{-7}$ mm/cycle でき裂伝播に対する ΔK のしきい値、 ΔK_{th} を定義すると、 $\Delta K_{th} = 24 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ が得られる。 da/dN と ΔK の関係が (9) 式で示される直線関係からずれるのは、 ΔK が $40 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ より小さい領域である。

3・2・4 表面切欠からの疲労き裂伝播

原子炉圧力容器においては、貫通き裂の存在は考えられず、実際には表面き裂あるいは埋没き裂の板厚方向への伝播について検討しておく必要がある。SA533B Cl. 1 鋼 (A 鋼) の表面切欠からの疲労き裂伝播挙動を調べるために、深さ b が 3 mm、表面長さ a が 5 mm (アスペクト比 $b/a = 0.6$) の表面切欠を有する試験片で実験を行った。厚さ 15 mm の試験片 A (Fig. 2(e) 参照) は片振引張、厚さ 50 mm の試験片 B (Fig. 2(f) 参照) は片振曲げ条

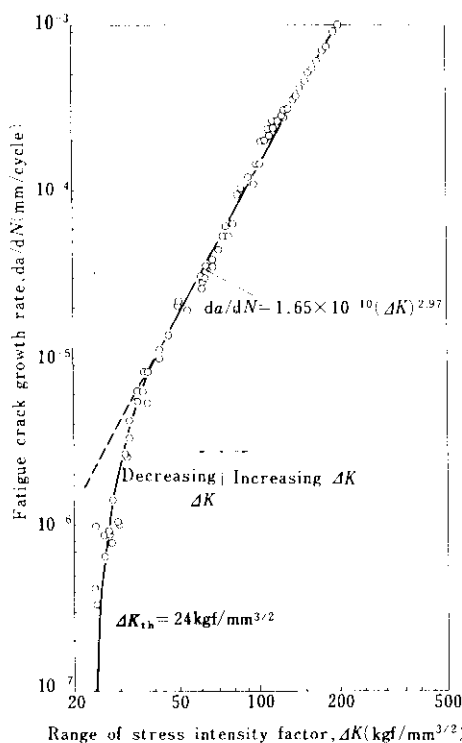


Fig. 16 Threshold stress intensity factor range of SA533B Cl.1 steel (steel A)

件下で試験し、き裂の寸法、形状を破面上のビーチマークより測定した。Fig. 17 には例として試験片 B でのき裂深さ、き裂長さとし繰返し数の関係を

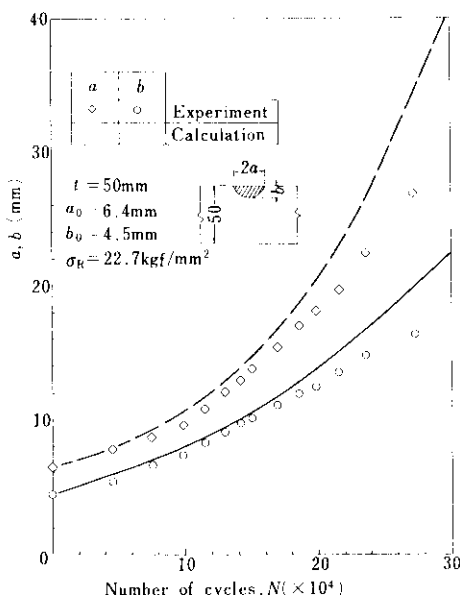


Fig. 17 Changes in length and depth of surface crack in bend-loading fatigue (steel A)

実験値および計算値について示す。ここで a 、 b の初期値としては 1 本目のピーチマーク測定値を用い、またき裂成長の計算にあたっては、 K 値については次の (10)、(11) 式、伝播速度については Fig. 10 で得られた (12) 式を使用してき裂深さ 2 mm ごと増分で計算した。

(1) 表面切欠曲げに対する K 値¹⁷⁾

$$\text{き裂表面部: } \Delta K_a = \sigma_R M_{Ba} \sqrt{\pi b} / E(k) \quad \dots\dots\dots (10)$$

$$\text{き裂最深部: } \Delta K_b = \sigma_R M_{Bb} \sqrt{\pi b} / E(k) \quad \dots\dots\dots (11)$$

M_{Ba} 、 M_{Bb} : 曲げに対する修正係数

$E(k)$: k に関する第 2 種完全だ円積分、

$$k^2 = 1 - (b/a)^2$$

(2) 伝播速度

$$\frac{da}{dN} = \frac{db}{dN} = 1.65 \times 10^{-10} (\Delta K)^{2.97} \quad \dots\dots\dots (12)$$

ただし、 a 、 b (mm), N (cycle),

$$\Delta K \text{ (kgf/mm}^{3/2}\text{)}$$

き裂成長についての実験値は計算値に対して繰返し数で約 1.1 倍程度の値となり、WOL 試験片によって求めた伝播速度を用いて、表面切欠からの疲労き裂伝播挙動を比較的精度よく推定することができる。また、 a 、 b の計算値を用いて求めたき裂形状 b/a とき裂深さの関係を、Fig. 18 に実験値と比較して示した。成長の初期には、計算値と実験値はかなり良い一致を示すといえよう。図に

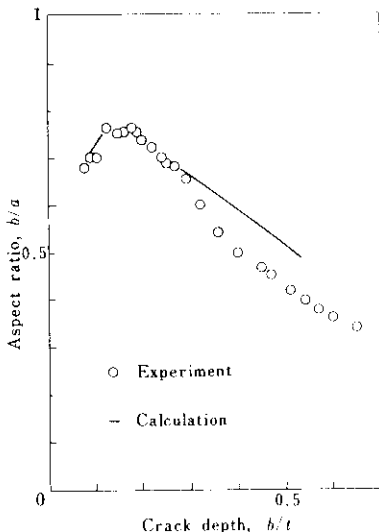


Fig. 18 Change in aspect ratio of surface crack in bend-loading fatigue (steel A)

見られるように、片振曲げ荷重下の伝播のごく初期には、き裂形状は半円に近づいて b/a が 0.75 にまでなるが、その後は急速に偏平になり、 b/t が 0.5 では b/a は 0.4 程度になる。ここでは割愛したが、片振引張荷重下でも、伝播初期にはき裂形状が半円に近づくように変化して b/a が 0.85 程度にまでなるが、その後はやや偏平となるように変化し、 b/a が 0.7 程度で板厚を貫通する。

これらの試験片でピーチマークから測定された深さ方向への伝播速度測定結果を Fig. 19 に示すが WOL 試験片で得られたデータとほぼ一致することが分かる。

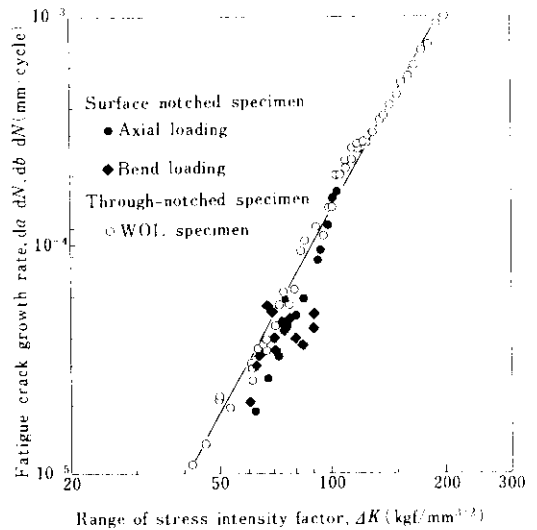


Fig. 19 Comparison of surface notched specimens with WOL specimens in terms of fatigue crack growth rates (steel A)

3.3 疲労破面のフラクトグラフィー

A 鋼の 300°C における低サイクル疲労試験片の破断部近くに存在したサブクラックの、縦断面の光学顕微鏡写真を Photo. 1 に示す。き裂は試料表面からやや傾斜して発生している。これは、いわゆる疲労き裂の第一段階と呼ばれる領域において、すべり帯にそった伝播径路を示していることになる。その後、き裂は応力軸とほぼ直角な方向へ伝播するようになり、その伝播径路は結晶粒内である。き裂は酸化されたために幅が若干広くなっており、300°C で寿命が低下したことに対応している。

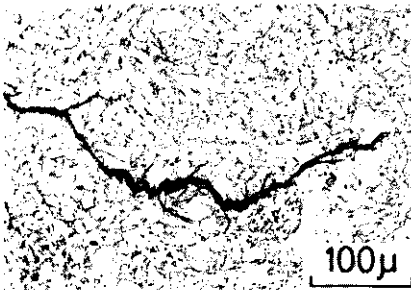


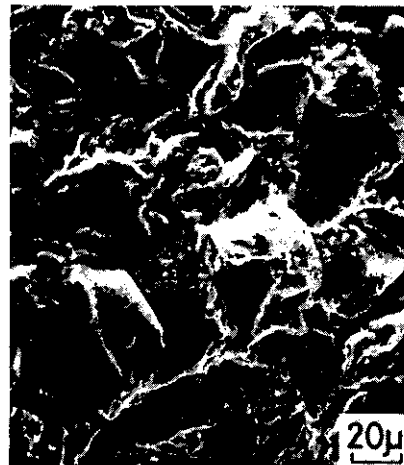
Photo.1 Profile of a sub crack by low cycle fatigue test at 300°C (steel A)

A鋼のWOL型疲労き裂伝播試験片の破面を走査型電子顕微鏡で観察した例をPhoto. 2に示す。

← Crack growth direction



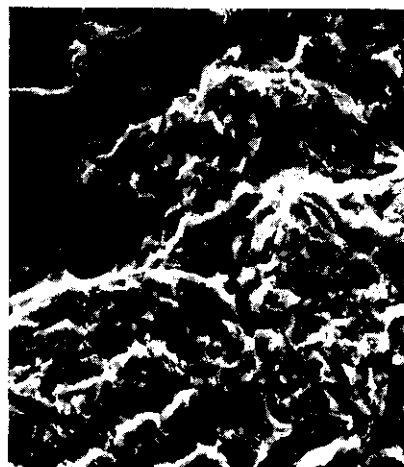
$\Delta K = 23 \text{ kgf/mm}^{3/2}$



$\Delta K = 35 \text{ kgf/mm}^{3/2}$



$\Delta K = 50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$



$\Delta K = 120 \text{ kgf/mm}^{3/2}$

Photo.2 Scanning electron micrographs of fatigue fractured surfaces of WOL specimens of steel A

ΔK が $50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ を越す領域では主としてストライエーションが観察される。 ΔK が高くなると、通常静的破壊モードが混入してくるが、本試験が行われた範囲内 ($\Delta K \leq 200 \text{ kgf/mm}^{3/2}$)では、ディンプルなどの静的破壊モードは観察されなかった。 ΔK が比較的高い領域で観察されたストライエーション間隔 S の測定値と ΔK の関係を、 da/dN - ΔK の関係と併せてFig. 20に示す。 $da/dN > 2 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ では、 S と da/dN は良い一致を示しており、 $da/dN < 2 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$ では走査電顕の分解能の限界もあって両者の一致度は低下する。

ΔK が $50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 以下の領域では、Photo. 2に

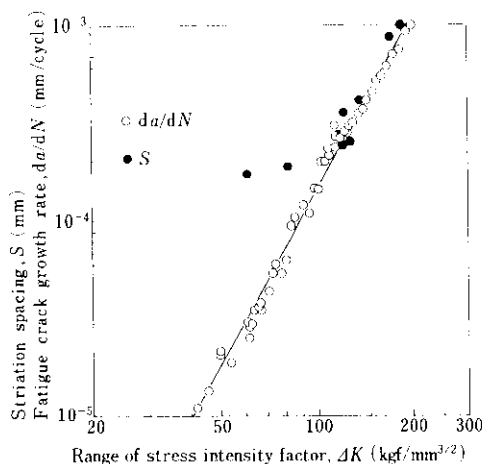


Fig. 20 Comparison of striation spacing with macroscopic fatigue crack growth rate in relation with ΔK (steel A)

見られるように、粒界破面がかなりの割合を占めている。写真上で測定した粒界破面の面積率を ΔK に対して示すと、Fig. 21 のように ΔK が $20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ から $40 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ の範囲で粒界破面がみられ、 $\Delta K \approx 35 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で約40%のピーク値を示すことが分かる。 $\Delta K > 40 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ では粒界破面は全く見られなかった。このような粒界破面は疲労による繰返し塑性域の寸法が旧オーステナイト粒径よ

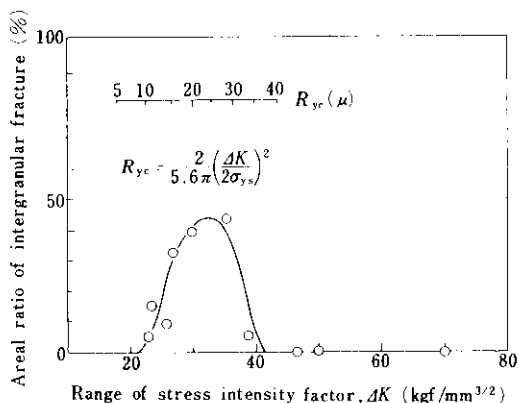


Fig. 21 Areal ratio of intergranular fracture in relation with range of stress intensity factor (steel A)

り小さくなるような条件の時に観察され、繰返し塑性域と旧オーステナイト粒径が寸法的に一致するような ΔK において粒界破面が消失するといわれている¹⁸⁾。本供試鋼のオーステナイト粒度番号は ASTM G.S.No. 8 であり、粒径 $d = 22 \mu$ である。一方、繰返し塑性域寸法、 R_{yc} 、は次式で表される。

$$R_{yc} = \frac{2}{5.6\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{ys}} \right)^2 \quad \text{.....(13)}$$

σ_{ys} : 繰返し荷重下の降伏応力

$\sigma_{ys} = 40 \text{ kgf/mm}^2$ (Fig. 4 参照) として R_{yc} の目盛を Fig. 21 に併記したが、粒界破面率が 0 となる $\Delta K \approx 40 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ は $R_{yc} \approx 28 \mu$ に対応しており、前述のオーステナイト粒径 22μ とほぼ一致することが認められる。

4. 総 括

原子炉圧力容器用鋼 SA533B Cl.1 鋼および SA 508 Cl. 3 鋼の室温および原子炉稼働温度での低サイクル疲労特性および室温での疲労き裂伝播特性を調べ、以下の知見を得た。

- (1) 両鋼とも、板厚の表面から内部まで同等の低サイクル疲労強度および疲労き裂伝播抵抗を有し、本供試材の均質性が認められた。
- (2) 低サイクル疲労強度は、両鋼とも ASME Code Sec.III の Design Curve 作成の基礎となった Best Fit Curve と同程度のものであり、Design Curve に対して十分な安全率を有している。また疲労き裂伝播特性は、同 Code Sec.XI に示される特性より優れていた。
- (3) 表面き裂からの疲労き裂伝播挙動は、WOL 試験片について測定した貫通き裂の伝播速度を用いて予測できることが確認された。
- (4) SA533B Cl. 1 鋼の疲労破面を観察した結果、 $20 \leq \Delta K \leq 40 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ の範囲で粒界破面が多くみられるが、 $\Delta K > 40 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ では、主としてストライエーションが観察された。

参 考 文 献

- 1) 大橋、田中、榎並、大井、関根：川崎製鉄技報，11 (1979) 1, 56
- 2) 橘原、腰塚、関根、榎並、田中、小林、斎藤：川崎製鉄技報，12 (1980) 1, 41

- 3) 和中, 朝生, 宮田, 加藤, 齊藤, 堀内, 松居, 佐藤, 田中 : 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, 52
- 4) E. T. Wessel : Eng. Fracture Mech., 1 (1968) 1, 77
- 5) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III Div. 1 Appendix I, (1977)
- 6) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. VIII Div. 2 Appendix 5, (1977)
- 7) Pressure Vessels and Piping : Design and Analysis, Vol. 1, (1977), 61, [ASME]
- 8) 成木, 松本, 小林, 田中 : 日本溶接学会 FS 委員会資料 FS-514-79, (1979)
- 9) 成木 : 未発表
- 10) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case N-47, (1977)
- 11) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. XI Appendix A, (1977)
- 12) W. G. Clark, Jr. : J. Materials, 6 (1971) 1, 134
- 13) 日本溶接協会原子力研究委員会 6 AFC 小委員会報告書「原子炉圧力容器および配管の疲労強度・安全性評価に関する試験研究」, (1977)
- 14) 日本溶接協会原子力研究委員会 7 AFC 小委員会報告書「原子炉圧力容器および配管の疲労強度・安全性評価に関する試験研究」, (1978)
- 15) T. R. Mager, D. H. Moon and J. D. Landes : J. Pressure Vessel Tech., 99 (1977) 2, 238
- 16) T. L. Gerber, J. D. Heald and E. Kiss : J. Engineering Materials and Tech., 96 (1974) Oct., 255
- 17) A. S. Kobayashi : Proc. 2nd Int. Conf. Mechanical Behaviour of Materials, (1976, Aug.), 1073
- 18) 小林 : 機械学会誌, 80 (1977) No. 703, 492