

KAWASAKI STEEL GIHO

Vol.12 (1980) No.4

Assessment of Fracture Toughness of Heavy Section Steels for Nuclear Pressure Vessels

(Yoshifumi Nakano) (Ken-ichi Sano) (Michihiro
Tanaka) (Nobuo Ohashi)

:

(SA533 B Cl.1)
(SA 508 Cl.3) K_{Ic}, K_{Id}
K_{Ia} K_{Ic}, K_{Ia}
ASME Boiler and Pressure Vessel Code
K_{Ic}, K_{Ia} K_{IR}

Synopsis :

Fracture toughness tests were conducted on three heats of nuclear pressure vessel steel plate (SA533 B Cl.1), a submerged arc welding joint of one of the same plates, and three heats of forged steel for nuclear pressure vessels (SA 508 Cl.3) to evaluate the static fracture toughness K_{Ic}, dynamic fracture toughness K_{Id} and crack arrest toughness K_{Ia}. These test results showed that the lower boundaries of K_{Ic} K_{Ia} and all the fracture toughness data points lay above the K_{Ic} K_{Ia} and K_{IR} curves given by ASME Boiler and Pressure Vessel Code, respectively. Further discussion was made on these three fracture toughness parameters.

(c)JFE Steel Corporation, 2003



1770-1771

Assessment of the ...

裂伝播停止靱性値 K_{Ia} について評価を行い、測定方法について吟味した。

2. 実験方法

2.1 供試材

破壊靱性試験に供した原子炉圧力容器用鋼材は、厚さ 250mm の SA 533 B Cl.1 鋼板 (Q1, Q2)、厚さ 163mm の SA 533 B Cl.1 鋼板 (Q3)、鍛鋼として厚さ 300mm, 400mm および 200mm の SA 508 Cl.3 (F1, F2 および F3)、そして SA 533 B Cl.1 (Q3) のサブマージアーク溶接によって製作した溶接継手である。SA 508 Cl.3 (F2 および F3) は、それぞれ 800MWe 級沸騰水型軽水炉のトップヘッ

2.2 試験方法

2.2.1 静的破壊靱性試験

静的破壊靱性試験は、コンパクト・テンション (CT) 試験および 3 点曲げ試験により実施した。大部分の試験は厚さ 25mm の 3 点曲げ試験 (1T bend) で行ったが、一部厚さ 100mm の 4T CT、厚さ 250mm の 10T CT、厚さ 163mm の CT 試験および厚さ 100mm の 3 点曲げ試験 (4T bend) を実施した。CT 試験片形状を Fig. 1 および 2 に、3 点曲げ試験片形状を Fig. 3 に示す。試験片は、163mm CT 試験片でクリップゲージ取付け位置を加工した点を除いて、いずれも ASTM 規格 E399⁴⁾ に規定された標準のものであり、試験方向が主圧

で製作したものである³⁾。供試材はすべて応力除去焼なまし処理を施したのち、試験に供した。

供試材の化学組成および機械的性質を Table 1 および 2 に示す。SA 533 B Cl.1 (Q3) のサブマージアーク溶接継手は入熱 45kJ/cm で製作されたものであり、溶接継手の 2mmV ノッチシャルピー遷移温度 vT_s および関連適合温度 RT_{NDT} を Table 3 に示す。

に採取した。試験片には機械加工により入れた切欠の先端に約 3mm の長さの疲労き裂を入れ、全体としての切欠長さが試験片幅の 0.45~0.6 倍になるようにした。なお、疲労き裂は $K_{fmax} \leq 70\text{kgf}/\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ となる条件で入れた。ただし、4T CT および 10T CT 試験片ではそれぞれ $K_{fmax} \leq 65$ および $100\text{kgf}/\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ となる条件で疲労き裂を入れた。10T および 4T CT 試験は日本溶接

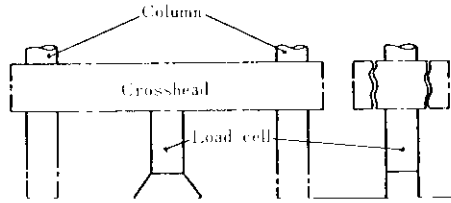
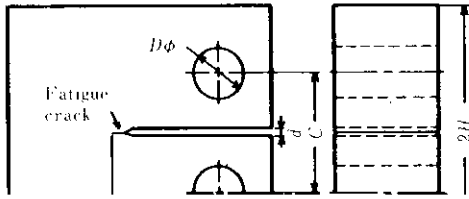
Table 1 Chemical composition of steels

(wt.%)

Steel	Marking	Thickness	Location	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
-------	---------	-----------	----------	---	----	----	---	---	----	----	----	---

Table 2 Mechanical properties of steels

Steel	Marking	Thickness (mm)	Direction	Location	Y.S. (kgf/mm ²)	U.T.S. (kgf/mm ²)	El. (%)	R.A. (%)	vTs (°C)	RT_{NDT} (°C)
				ASME specification	35.2 min.	56.2 - 70.3	18 min.	-	-	-
			L	$\frac{1}{4}t$	49.2	62.8	27	72	-12	25
				$\frac{1}{4}t$	51.5	65.5	26	71	-47	-25



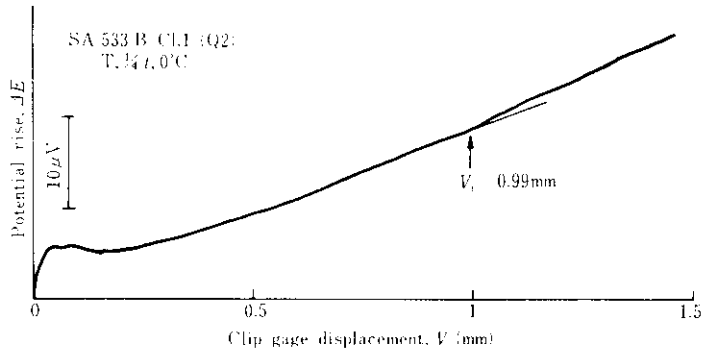
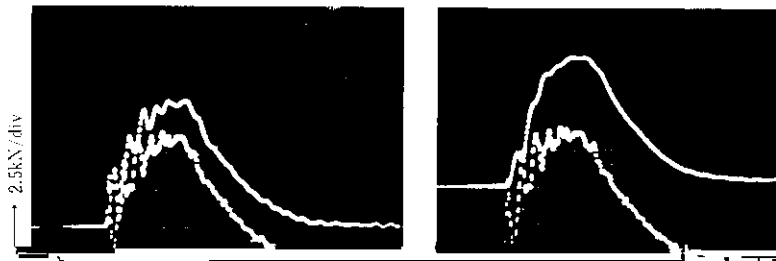


Fig. 6 An example of relation between potential change and clip gage opening displacement

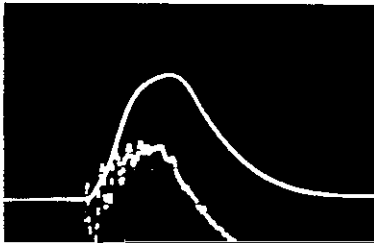
Technology 社の Model 371 であった。この装置には荷重信号を電氣的に積分する回路やローパスフィルターが含まれている。

荷重およびエネルギーの較正が適切に行われていることがわかる。

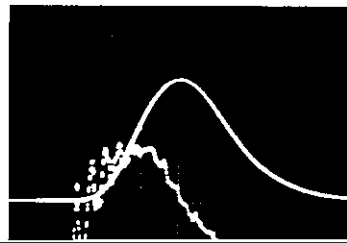
通常のシャルピー試験の打撃速度で試験を行っ



(a) 40kHz \dashrightarrow 100 μ s/div



(b) 20kHz



させたものであり、測定したき裂伝播部に相当す



Arrest
 $\Delta_c = 1.816 \text{ mm}$
 Initiation

の1000mm×1000mm試験片を用いて8000tテストリグにより、温度勾配型で実施した。試験片形状をFig.15に、破面の例をPhoto.3に示す。

Fig.

を有し、かつ原点を通る直線と交わす点に $\sigma_{11} + \sigma_{22}$ と $\sigma_{11} + \sigma_{22}$ の直線が $\sigma_{11} = \sigma_{22}$ となる

$$E = 21\,339 - 5.82T$$

UからJ積分を計算するのは(5)式により、J積分から K_{Ia} への換算は(7)式によった。

3・3 脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia}

コンパクト試験においては、脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} ($\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$) を脆性き裂伝播停止時の荷重軸から $0.25W$ 離れた位置での切欠開口変位 Δ_f (mm) および荷重軸から伝播停止したき裂の先端までの距離で定義されるき裂長さ a_f (mm) を用いて、次式⁹⁾により計算した。

$$K_{Ia} = Y\Delta_f E \sqrt{\frac{B}{B_N W}} \dots\dots\dots(10)$$

ここに、 B 、 B_N および W は Fig. 13 に定義した試験片寸法 (mm) であり、 Y は下のように入れられる。

$$Y = \frac{2.2434(1.7164 - 0.9\alpha + \alpha^2)\sqrt{1 - \alpha}}{(9.85 - 0.17\alpha + 11.0\alpha^2)}$$

$$\alpha = a_f/W$$

一方、ESSO 試験による脆性き裂伝播停止温度に

W : 試験片幅 (mm)

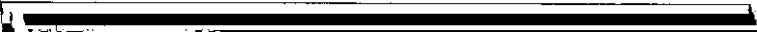
である。本実験で用いた ESSO 試験片厚さは十分大きいので、得られた K_{Ia} を K_{Ic} と見なすことにする。

4. 実験結果および考察

4・1 静的破壊靱性値 K_{Ic}

Fig. 16~18 に、SA 533 B Cl.1 (Q1), SA 533 B Cl.1 (Q3) のサブマージーク溶接継手および SA 508 Cl.3 (F1) を例に、供試材の K_{Ic} の温度依存性を示す。 K_{Ic} 値はいずれの場合も温度上昇とともに増加したが、 RT_{NDT} より数十度高い温度で最大となり、それより高温では温度上昇とともに低下する現象が見られた。この低下現象を示す温度領域においては、 K_{Ic} は低温における脆性破壊に関する靱性ではなく延性き裂発生に関する靱性であり、脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} より小さくなる傾向にある¹⁰⁾。このような温度領域での K_{Ic}

1 000



から板厚中心までの各位置での測定値を含むためである。図には ASME Code Sec. III Appendix G の K_{IR} 曲線, Sec. XI Appendix A の K_{IC} 曲線, HSST プログラムにより実施された板厚 300mm

250mm の試験片が不安定破壊したときの K_Q は $1200\text{kgf}\sqrt{\text{mm}/\text{mm}^2}$ 程度であり, ASME Code の K_{IC} 曲線あるいは J_{IC} より得られた値の約 2 倍に達しており, 不安定破壊する場合の方が K は大き

脆性破壊特性が RT_{NDT} よりは 2mmV ノッチシャルビー衝撃試験の破面遷移温度 νT_s によってかなりうまく整理できることが種々の鋼材について認められている^{10,15)}。そこで、 K_{IC} を $(T - \nu T_s)$ に対して Fig. 20 にプロットした。 $(T - RT_{NDT})$

付 3 点曲げ試験片による動的破壊靱性試験を実施した^{16,17)}。Fig. 22 に、20mm×20mm または 25mm×50mm の断面を有する試験片を用いて測定した SA 533 B Cl. 1 (Q1) の K_{I_d} ¹⁶⁾ を計装化シャルビー試験による値と比較して示す。 RT_{NDT} 以下の温

に対するプロットよりはまとまっているようである。特に、 K_{IC} が温度とともに上昇する領域と下降する領域の区別が明瞭になる。

K_{I_d} に対する寸法効果は顕著ではなく、寸法効果は主として遷移および上部棚温度領域での K_{I_d} の相違として現れている。

Fig. 23 に全供試材の K_{Ia} を $T - RT_{NDT}$ に対して、 RT_{NDT} 以上の温度では K_{Ia} は温度とともに

から求めた J 積分値から K_{Ia} に換算することによって求められており、値も前述のように試験片寸法

に急激に大きくなっている。この温度領域では試験片は弾塑性破壊をしており、 K_{Ia} は静的 3 点曲げ試験のように延性き裂発生点までではなく最高荷重に達するまでの試験片に吸収されたエネルギー

に依存する。したがって、この温度領域での K_{Ia} はあくまで目安と考えるべきである。

4.3 脆性亀裂伝播停止靱性値 K_{Ia}

Fig. 24 に SA 533 B Cl.1 を例に、コンパクト試験による K_{Ia} と 250mm および 163mm の全厚 ESSO 試験による K_{Ia} を比較して示す。両試験結果には顕著な差は認められなかった。また、SA 533 B Cl.1 (Q1) については板厚方向の K_{Ia} の変化も調べたが、板厚の $\frac{1}{4}$ 、 $\frac{3}{4}$ および $\frac{1}{2}$ の位置における K_{Ia} に差は認められなかった。

Fig. 25 に全供試材に対する K_{Ia} と ($T - RT_{NDT}$) の関係を示す。 K_{Ia} の最下限を結ぶ線は ASME Code により与えられている K_{Ia} 曲線より上方にあり、両者の差は温度上昇とともに大きくなる傾向にある。

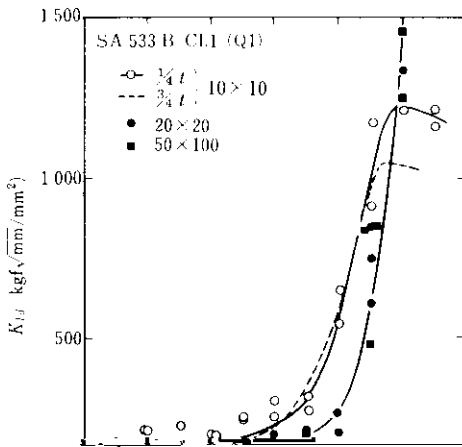


図 24 脆性亀裂伝播停止靱性値 K_{Ia} の比較

1200 [Contact ESSO]

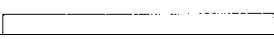
両者の差は小さくなり、ほぼ等しくなる。筆者の

その値は K_{Ic} と K_{Ia} の間におよぶ。これは、 K_{Ic} の値を示しているが、両者の対応関係が正しく理

は室温近傍で最大値を示し、さらに高い温度では温度が上昇するにつれ減少する。この領域では K_{Ia} および K_{Ic} は増加し、 K_{Ic} よりも大きくなる。

高温域で K_{Ic} と K_{Ia} の温度依存性が見掛け上著

解には今後のき裂の動力学の理論的ならびに実験的な進展を待つ必要がある。

600 

K_{Ia} を Ser XI Appendix A において K_{IR} および K_{IC} のように DT の代わりに $50 \sqrt{mm^2}$ とおき、

び K_{Ia} を、いずれも $T - RT_{NDT}$ の関数として規定している。Fig. 29 に各種破壊靱性値と ASME Code での規定値をまとめて示す。図より次のことがいえる。

- (1) 本供試鋼材に関する K_{IC} 、 K_{Ia} および K_{IR} の下限曲線は K_{IR} 曲線より $T - RT_{NDT} > 0^\circ\text{C}$ で上方に位置しており、 $T - RT_{NDT}$ が大きくなるほどその移行幅が大きくなる。たとえば、 $T - RT_{NDT}$ が 50°C では K_{IR} より約 $100 \text{ kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 上まわる。
- (2) 測定された K_{IC} 値の下限線は全領域におたつ

より $80 \text{ kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 高い。

5. 結 言

原子炉圧力容器用鋼板 (SA 533 B Cl. 1) とその溶接継手、鍛鋼 (SA 508 Cl. 3) について脆性破壊試験を実施し、静的破壊靱性値 K_{IC} 、動的破壊靱性値 K_{Ia} および脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} を求め、得られたデータの評価を行い、かつその測定方法について吟味した。得られた主な知見は、

て ASME Code の K_{IC} 曲線の上方に位置しており、その移行幅は $50 \text{ kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 程度である。

のとおりである。

- (1) K_{IC} は低温度域で約 $100 \text{ kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 程度である。

(3) 測定された K_{IC} の下限線は ASME Code の K_{IC} 曲線の上方に位置したが、 $T - RT_{NDT}$ が 40°C より高い温度において安定延性き裂発生を基準に求めた J_{IC} から推定した K_{IC} は温度上昇とともに低下し、ASME Code の K_{IC} 曲線より下になった。しかし、この温度域においては、 K_{IC} は $T - RT_{NDT}$ による

K_{ID} と K_{Ia} の差は小さくなった。そして、この K_{Ia} と全厚 ESSO 試験の間に顕著な差が認められなかった。

(6) 測定された K_{Ia} と K_{Ib} の下限線は、すべての温度範囲において ASME Code の K_{Ia} 曲線の上方に位置し、その差は温度が高くなるにつれて

40°C 以下の温度におけるそれと同一基準で論ずることができない。

(4) RT_{NDT} 以下の温度では K_{Ia} に寸法効果が認められなかったが、遷移および上部棚温度領域では K_{Ia} は寸法効果による

た。

(7) RT_{NDT} 以下の温度では $K_{IR} < K_{Ia} \leq K_{Ib} \leq K_{IC}$ なる関係が得られた。

なお、本研究の一部は日本溶接協会原子力研究奨励金により行われ、その一部は川崎製鉄株式会社の研究費による。

(5) K_{Ia} と K_{Ib} の差は温度が高くなるにつれて小さくなる傾向がある。これは、 K_{Ia} と K_{Ib} の差は温度が高くなるにつれて小さくなる傾向がある。