
原子炉圧力容器用極厚鋼材の破壊靱性の評価

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

中野 善文(Yoshifumi Nakano) 佐野 謙一(Ken-ichi Sano) 田中 康浩(Michihiro Tanaka) 大橋 延夫(Nobuo Ohashi)

要旨：

原子炉圧力容器用鋼板(SA533 B Cl.1)同鋼板のサブマージアーク溶接継手部および原子炉圧力溶接用鍛鋼(SA 508 Cl.3)について、静的破壊靱性値 K_{Ic} 、動的破壊値 K_{Id} そして脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} を評価するために破壊靱性試験を実施した。その結果は、 K_{Ic} 、 K_{Ia} および全ての破壊靱性データの下限線が ASME Boiler and Pressure Vessel Code により与えられている K_{Ic} 、 K_{Ia} および KIR 曲線より上方に位置していることを示した。さらに、これら三つの破壊靱性パラメータについて検討を行った。

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 KIR 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

本文は次のページから閲覧できます。

原子炉压力容器用極厚鋼材の破壊靱性の評価

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

中 野 善 文*
Yoshifumi Nakano

佐 野 謙 一**
Ken-ichi Sano

田 中 康 浩***
Michihiro Tanaka

大 橋 延 夫****
Nobuo Ohashi

Synopsis:

Fracture toughness tests were conducted on three heats of nuclear pressure vessel steel plate (SA533B Cl. 1), a submerged arc welding joint of one of the same plates, and three heats of forged steel for nuclear pressure vessels (SA508 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.

1. 緒 言

原子炉機器は安全性についてきわめて重大な関心が払われており、破壊に対しては破壊力学的手法を用いた安全性の定量的評価に基づき設計がなされる構造物の典型である。特に压力容器に関してはASME Boiler and Pressure Vessel Code (以下ASME Codeと記す) Sec. III および XI に破壊力学の適用に関する規定がある。ASME Code Sec. III Appendix Gにおいては、使用材料の破壊靱性値 (K_{IR}) の規定が関連適合温度 (RT_{NDT}) との関係において示されている。一方、ASME Code Sec. XI Appendix Aにおいては、使用期間中に欠陥が発見されたことを想定しての使用継続の可否を判定する方法が示されており、やはり関連適合温度との関係において静的破壊靱性値 K_{IC} および脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} を与えている。これらの規格において与えられている K_{IR} , K_{IC} および K_{Ia} は、米国における HSST プログラムにおいて得られたデータ¹⁾に基づいて作成されたもので

ある。しかしながら、その後の原子炉压力容器用鋼材の性質の改善には目覚ましいものがあり、また破壊靱性試験方法においても新しい方法 (たとえば、小型試験片による J 積分を用いた平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} の推定法、計装化シャルピーあるいは落重試験による動的破壊靱性値 K_{Id} の測定法、コンパクト試験片を用いた脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} の測定法) が試みられるようになってきている。我が国で近年製造された鋼材についての各種破壊靱性値を得るための研究が、昭和 52, 53, 54 年度に日本溶接協会原子力研究委員会 (7HST, 8HST, 9HST 小委員会) においてなされている。

筆者らは、先に原子炉压力容器用として転炉・真空取鍋精錬炉 (BOF-LRF) プロセスにより製造した厚さ 250mm の SA 533 B Cl. 1 鋼板について、その化学成分および機械的性質の均一性、また破壊靱性について一部を報告した²⁾。本報においては、これまでに製造した原子炉压力容器用鋼板 (SA 533 B Cl. 1) とそのサブマージーク溶接継手、鍛鋼 (SA 508 Cl. 3) について測定した静的破壊靱性値 K_{IC} 、動的破壊靱性値 K_{Id} および脆性き

* 技術研究所厚板研究室主任研究員・Ph. D.

*** 技術研究所厚板研究室主任研究員
(昭和55年7月11日原稿受付)

** 技術研究所厚板研究室主任研究員・工博

**** 技術研究所次長・工博

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ドフランジおよびボトムヘッドドームとして実寸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 T_s および関連適合温度 RT_{NDT} を Table 3 に示す。

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、163mmCT 試験片でクリップゲージ取付け位置を加した点を除いて、いずれも ASTM 規格 E399⁴⁾ に規定された標準のものであり、試験方向が主圧延または主鍛造方向に直角の方向 (T) となるように採取した。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 $K_{I\max} \leq 70\text{kgf}/\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 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 $K_{I\max} \leq 65$ 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 (mm)	Location	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
SA 533 B Cl.1	—		ASME specification	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	—
	Q1	250	$\frac{1}{4}t$	0.18	0.27	1.40	0.008	0.003	0.62	0.15	0.55	0.006
	Q2	250	$\frac{1}{4}t$	0.19	0.24	1.41	0.004	0.003	0.68	0.09	0.52	0.004
	Q3	163	$\frac{1}{4}t$	0.18	0.22	1.39	0.004	0.002	0.67	0.09	0.49	0.006
SA 508 Cl.3	—		ASME specification	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	0.05 max.
	F1	300	$\frac{1}{4}t$	0.20	0.26	1.44	0.005	0.002	0.73	0.12	0.50	0.019
	F2 (Flange)	400 (340*)	$\frac{3}{4}t$	0.20	0.26	1.42	0.004	0.002	0.74	0.12	0.50	0.017
	F3 (Dome)	200 (150*)	$\frac{3}{4}t$	0.23	0.27	1.50	0.004	0.003	0.77	0.13	0.52	0.020

Note *Thickness of final product

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. (%)	vT_s (°C)	RT_{NDT} (°C)
SA 533 B Cl.1	Q1	250	L	ASME specification	35.2 min.	56.2 ~ 70.3	18 min.	-	-	-
				$\frac{1}{4}t$	49.2	62.8	27	72	-12	25
			T	$\frac{1}{4}t$	51.5	65.5	26	71	-47	-25
				$\frac{1}{4}t$	49.7	62.6	27	69	3	-25
				$\frac{1}{4}t$	49.3	62.7	27	69	-4	-25
	Q2	250	T	$\frac{1}{4}t$	50.2	63.6	27	69	-6	-25
				$\frac{3}{4}t$	51.1	64.8	27	69	25	-30
	Q3	163	T	$\frac{1}{4}t$	52.1	65.2	28	68	-	-
				$\frac{1}{4}t$	49.6	63.3	29	75	72	70
				$\frac{1}{4}t$	46.5	60.7	29	72	-28	-40
				$\frac{3}{4}t$	46.0	60.6	28	71	-30	40
SA 508 Cl.3	F1	300	T	ASME specification	35.2 min.	56.2 ~ 73.8	18 min.	38 min.	-	-
				$\frac{1}{4}t$	47.0	62.2	29	70	+2	-30
	F2 (Flange)	400 (340*)	L	$\frac{3}{4}t$	47.4	62.3	30	69	-4	-25
				Business	48.7	63.9	30	75	-32	40
			T	Bebelling	48.5	62.9	28	69	-20	40
				$\frac{1}{4}t$	46.2	61.7	30	69	+16	-25
				$\frac{3}{4}t$	46.8	61.7	30	68	+16	-25
	F3 (Dome)	200 (150*)	T	$\frac{1}{4}t$ (Inner surface)	48.0	63.1	28	70	-5	-35
				$\frac{3}{4}t$	53.1	67.2	27	69	-10	-35
				$\frac{1}{4}t$	51.3	65.2	26	69	-7	-35
				$\frac{3}{4}t$ (Inner surface)	50.6	64.2	27	69	12	35

Note * Thickness of final product

Table 3 Fracture appearance transition temperature and RT_{NDT} of a submerged arc welding joint of SA 533 B Cl.1 (Q3)

Notch position	Location	vT_s (°C)	RT_{NDT} (°C)
WM	$\frac{1}{4}t$	-44	-
Bond	$\frac{1}{4}t$	-63	-
HAZ	$\frac{1}{4}t$	-58	-
	$\frac{1}{4}t$	-62	65
	$\frac{3}{4}t$	-55	-

協会 7HST 小委員会における共同研究として三菱重工業(株)高砂研究所において実施した。

試験片切欠部にはクリップゲージを取付け、試験過程で荷重-クリップゲージ開口変位曲線を記録した。3点曲げ試験においては、J 積分測定のために負荷治具に差動トランスを取付け、荷重-荷重点変位曲線を記録した。荷重-荷重点変位曲線からプラニメータを用いて破壊発生に要したエネルギーの測定を行った。1T 3点曲げ試験装置と計測方法の概要を Fig. 4 に示す。

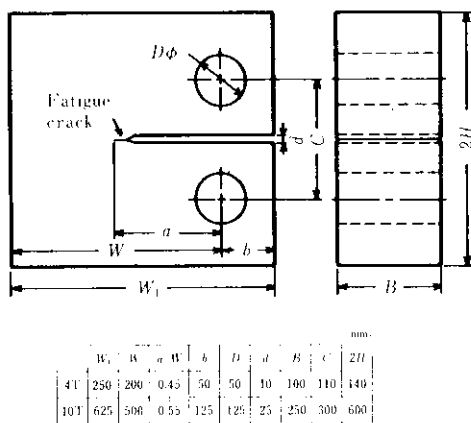


Fig. 1 Dimensions of 4T and 10T compact tension (CT) test specimen

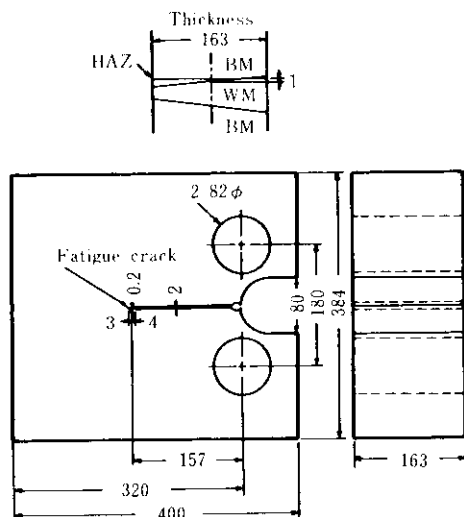


Fig. 2 Dimensions of 163mm thick CT specimen

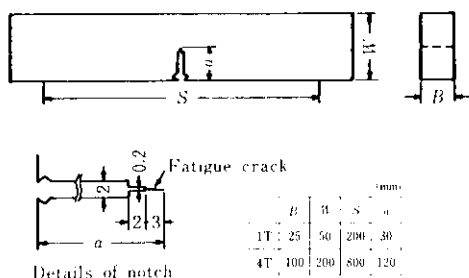


Fig. 3 Dimensions of three point bend specimen

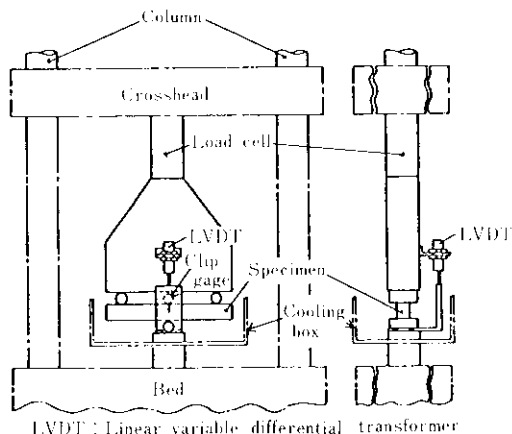


Fig. 4 Schematic illustration of 1T three point bend test fixture

安定延性き裂の発生を伴う破壊において J_{IC} 値を決定するには、その発生点を見つける必要がある。そのため、1T 3点曲げ試験片については、試験中 Fig. 5 に示す要領で試験片に 50A の直流定電流を流し、疲労き裂先端にストレッチゾーンが生成し、安定延性き裂が発生、成長することによる試験片内部の電気抵抗の増加を電圧上昇として測定し、安定延性き裂発生点の確認を行った。Photo. 1 に疲労き裂先端のストレッチゾーンおよび安定延性き裂の一例を示す。Fig. 6 に試験過程における電圧上昇とクリップゲージ変位の関係の一例を示す。図中、矢印で示した位置が安定延性き裂の発生点である。

電気抵抗法は 1 本の試験片のみを用いて J_{IC} 値を決定することを可能にする方法である。これに対して、5～6 本の試験片を用いて、異なった荷重まで負荷後除荷し、各試験片について J 値を測定する R 曲線法がある。試験片に余裕がある場

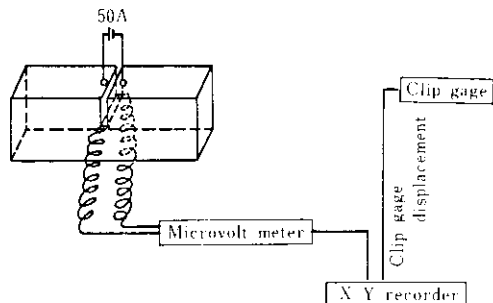


Fig. 5 Schematic illustration of measurement of electrical potential change

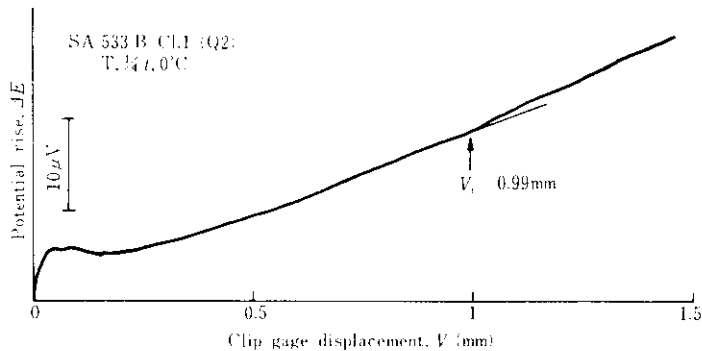


Fig. 6 An example of relation between potential change and clip gage opening displacement

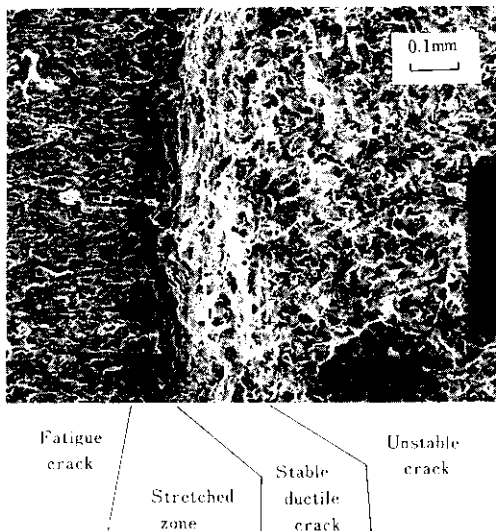


Photo. 1 An example of fracture appearance of a three point bend specimen

合、あるいは高温のため電気抵抗法の使用が困難な場合には、この R 曲線法によって J_{IC} 値を決定した。測定例を Fig. 7 に示す。この場合、 J_{IC} 値は原点を通る鈍化直線と R 曲線の交点として得られる (Fig. 7 において J_{IC} は 11.14 kgf/mm である)。本実験では、き裂長さの増分は走査型電子顕微鏡 ($\times 100$, $\times 300$) および実体顕微鏡 ($\times 40$) を用いて試験片厚さの $\frac{1}{4}$, $\frac{3}{4}$, $\frac{3}{4}$ の位置において測定した値の平均として求めた。

2・2・2 動的破壊靱性試験

動的破壊靱性試験は計装化シャルピー試験により実施した。用いた試験片の形状を Fig. 8 に示す。

試験片には疲労き裂を入れ、全体の切欠長さが $4.5 \sim 5.5 \text{ mm}$ となるようにした。なお、疲労き裂は K_{fmax} が約 $70 \text{ kgf}/\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ となる条件で入れた。

本試験では、容量 $30 \text{ kgf}\cdot\text{m}$ のシャルピー試験機の打撃刃の部分に装置したロードセルによって荷重を検出して増幅後、蓄積型オシロスコープに時間の関数として表示し、ポラロイド写真によって記録した。用いた荷重計測システムは Effects

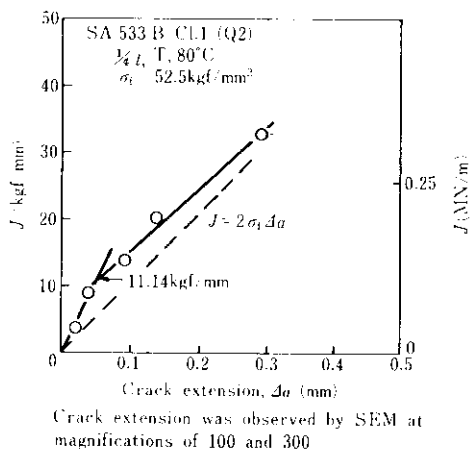


Fig. 7 An example of relation between J integral and crack extension

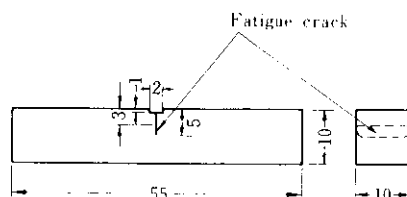


Fig. 8 Dimensions of instrumented Charpy specimen

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。

試験片に吸収されたエネルギー ($\text{kgf}\cdot\text{m}$) は、荷重-時間曲線の積分値から、次式を用いて計算した。

$$W_1 = V_0 \int_0^{t_1} P dt \{1 - V_0 \int_0^{t_1} P dt / 4E_0\} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 W_1 ：打撃中の速度の変化の寄与を補正した時刻 t までに吸収されたエネルギー ($\text{kgf}\cdot\text{m}$)

V_0 ：打撃初速度 (m/s)

P ：荷重 (kgf 、時間の関数)

E_0 ：打撃エネルギー ($\text{kgf}\cdot\text{m}$)

である。

Fig. 9 に置針の指示から求めた吸収エネルギーと (1) 式によって積分器の出力から計算した吸収エネルギーの関係を示す。両者は良い一致を示し、

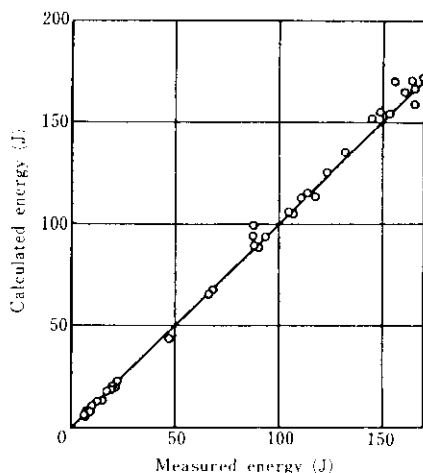


Fig. 9 Relation between measured energy and calculated one

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た場合は、衝撃による振動荷重の影響で正しい荷重の測定が困難となる。この困難を避けるために、① 打撃角を低くして初速を下げ発生する振動荷重の振幅を減少させる、いわゆる低角打撃の手法と、② 荷重信号をローパスフィルターにかけることによって、高い周波数成分を持つ振動荷重を雑音と見なして取り除く手法の二つを採用した。

Fig. 10 はアルミニウム合金標準試験片を用いて低角打撃 (30°) によって得られる荷重信号を通常の打角 (140.7°) による場合と比較したものである。最初の振動荷重のピークは 5.79kN から 1.67kN に減少している。Fig. 11 はローパスフィルターの効果の一例を示したものである。ローパスフィルターを用いた場合には、遮断周波数が低過ぎると原波形と著しく異なった波形となる。

本実験では、全面降伏後に破壊する場合のみローパスフィルターを用い、他の場合には低角打撃の手法によって振動荷重を低下させた。

2.2.3 脆性き裂伝播停止試験

脆性き裂伝播停止試験としては、コンパクト試験および ESSO 試験を実施した。コンパクト試験片形状を Fig. 12 に示す。試験片は $200\text{mm} \times 200\text{mm}$ であり、脆い溶接金属部に先端があるように切欠を入れた。試験は Fig. 13 に示すように試験片、割りピン、くさびを配置し、 50t 万能材料試験機を用いてくさびを押し込み、切欠を押し拡げることによって行った。試験片は切欠先端部に引張りの残留応力を発生させ、脆性き裂の発生を容易にするため、試験に先立って切欠が閉じる方向に圧縮荷重

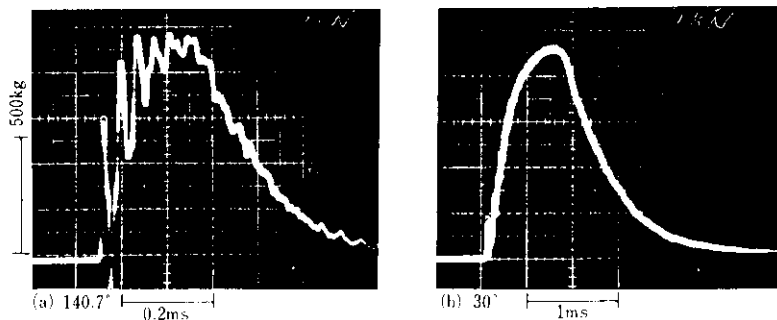


Fig. 10 Effect of blow angle on load signal

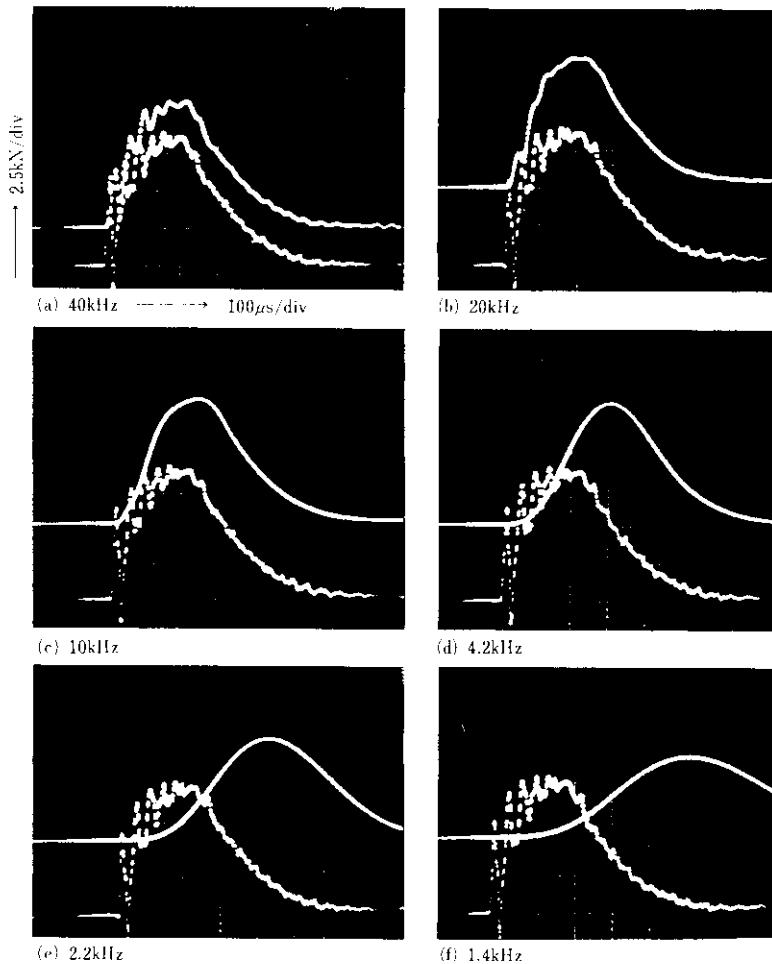


Fig. 11 Effect of low pass filter with the frequency changed on load signal

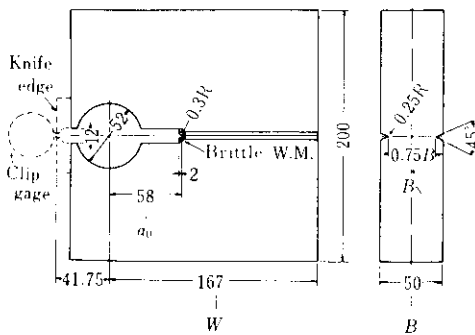


Fig. 12 Dimensions of compact specimen

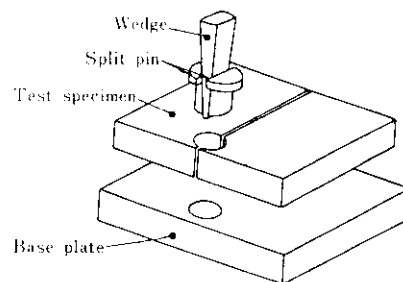


Fig. 13 Schematic illustration of compact test for crack arrest

を荷重した。試験片の切欠開口変位の測定は、試験片厚さ中心で、荷重軸から $0.25W$ 離れた位置に固定したつめに取付けたクリップゲージを用いて行った。

Fig. 14 に代表的な荷重およびクリップゲージ開口変位の時間的変化の記録を示す。脆性破壊の発生に伴いクリップゲージ開口変位は急激に増加し、一方荷重は急激に減少する。脆性き裂伝播停止時

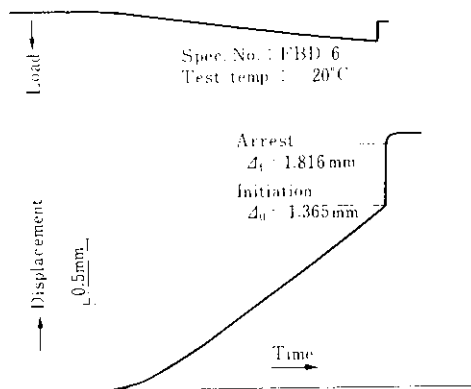


Fig. 14 A typical record of load and clip gage opening displacement vs. time

のクリップゲージ開口変位は、急増が終了した点での値とした。

Photo. 2 にコンパクト試験片の破面の例を示す。破面が黒っぽくなっている部分は、脆性き裂伝播停止後の最終破断前に試験片を加熱し、酸化着色

Q2, -60°C



Photo. 2 An example of fracture appearance of a compact specimen

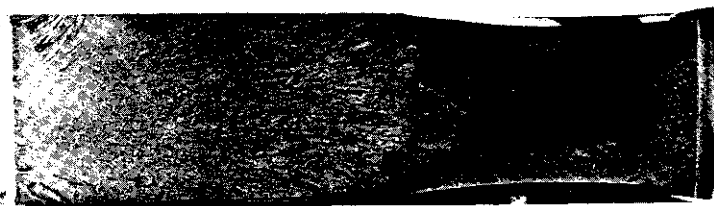
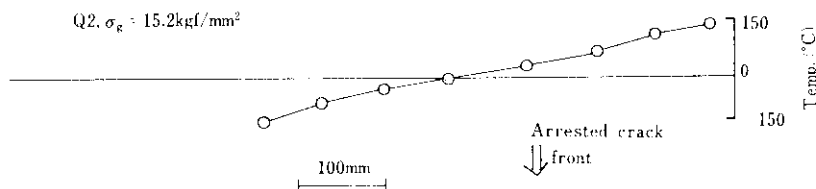


Photo. 3 An example of fracture appearance of an ESSO test specimen

させたものであり、測定したき裂伝播部に相当する。

ESSO 試験は、SA 533 B Cl. 1 鋼について全厚の 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。

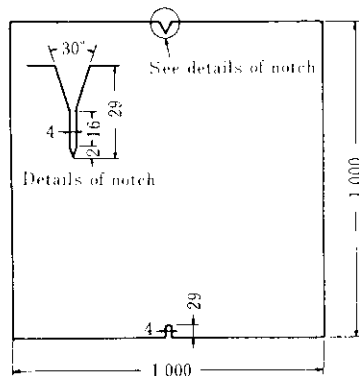


Fig. 15 Dimensions of full thickness ESSO test specimen

3. 解析方法

3.1 静的破壊靱性値 K_{IC}

K_{IC} は ASTM 規格 E399⁴⁾ に基づく方法で次のようにして求めた。荷重-クリップゲージ開口変位曲線が試験初期の直線部分の勾配の 95% の勾配

を有し、かつ原点を通る直線と交わる点における荷重 P_0 を求める。なお両線が交わらない場合は最高荷重を P_0 とする。ただし、 $P_{\max}/P_0 \leq 1.10$ である。ここに、 $P_{\max}$ は最高荷重である。 K_Q ($\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$) は P_0 (kgf) を用いて次式により計算する。

3 点曲げ試験片

$$K_Q = \frac{P_0 S}{BW^{3/2}} f(a/W) \quad \cdots \cdots (2)$$

$$f(a/W) = \frac{3(a/W)^{1/2}}{2(1+2a/W)\{1-a/W\}^{3/2}} \\ \times \{1.99(a/W)(1-a/W) \\ \times (2.15 - 3.93a/W + 2.7a^2/W^2)\}$$

CT 試験片

$$K_Q = \frac{P_0}{BW^{1/2}} f(a/W) \quad \cdots \cdots (3)$$

$$f(a/W) = \frac{(2+a/W)}{(1-a/W)^{3/2}} \times (0.886 + 4.64a/W \\ - 13.32a^2/W^2 + 14.72a^3/W^3 \\ - 5.64a^4/W^4)$$

ここに、 S 、 B 、 W および a はそれぞれ mm 単位で表したスパン長さ、試験片厚さ、幅および切欠長さである。

K_Q のうち、

$$a, B, W \geq 2.5 (K_Q/\sigma_Y)^2 \quad \cdots \cdots (4)$$

の条件を満足する場合には、 K_Q を K_{IC} と見なす。ここに、 σ_Y は試験温度における降伏応力 (kgf/mm^2) である。

脆性破壊あるいは安定延性き裂発生のどちらか早い方までに要したエネルギーを U_Q ($\text{kgf}\cdot\text{mm}$) とすると、J 積分値 J_Q (kgf/mm) は次式で与えられる。

$$J_Q = f(a/W) \frac{U_Q}{B(W-a)} \quad \cdots \cdots (5)$$

$$f(a/W) = \begin{cases} 2 & \text{3 点曲げ試験片} \\ 2(1+\alpha)/(1+\alpha^2) & \text{CT 試験片} \end{cases} \\ \alpha = \sqrt{(2a+b)^2 + 2(2a+b) + 2 - (2a/b + 1)} \\ b = W - a$$

J_Q のうち、次式⁵⁾を満足する場合、これを J_{IC} とする。

$$B, W-a \geq 25 (J_Q/\sigma_f) \quad \cdots \cdots (6)$$

ここに、 σ_f は $(\sigma_Y + \sigma_u)/2$ によって定義される flow stress (kgf/mm^2) であり、 σ_u は試験温度に

おける引張強さ (kgf/mm^2) である。

ASTM 規格 E399 に従って K_{IC} を求めることができない場合は、 J_{IC} から次式を用いて K_{IC} を推定した。

$$K_{IC} = \sqrt{E J_{IC} / (1 - \nu^2)} \quad \cdots \cdots (7)$$

ここに、 E : 縦弾性係数 (kgf/mm^2)

ν : ポアソン比

である。

3・2 動的破壊靱性値 K_{Id}

荷重-時間曲線から判断して弾性破壊の場合には、最高荷重 $P_{\max}$ (kgf) から次式⁶⁾を用いて K_{Id} ($\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$) を計算した。

$$K_{Id} = \frac{P_{\max} S}{BW^{3/2}} \{2.9(a/W)^{1/2} - 4.6(a/W)^{3/2} \\ + 21.8(a/W)^{5/2} - 37.6(a/W)^{7/2} \\ + 38.7(a/W)^{9/2}\} \quad \cdots \cdots (8)$$

荷重-時間曲線が明らかに非直線性を示す場合および全面降伏後に破壊が生じた場合は、最高荷重に達するまでに試験片に吸収されたエネルギー U ($\text{kgf}\cdot\text{m}$) を測定し、J 積分を計算して K_{Id} を求めた。

試験片に吸収されたエネルギーは、(1) 式で得られた W_1 ($\text{kgf}\cdot\text{m}$) から試験機に貯えられたエネルギー E_M ($\text{kgf}\cdot\text{m}$) を差し引いて、次式^{7,8)}によって求めた。

$$U = W_1 - E_M \quad \cdots \cdots (9)$$

$$E_M = \frac{1}{2} C_M P_{\max}^2$$

ここに、 C_M は試験機のコンプライアンス (mm/kgf) で、次式により計算される。

$$C_M = C_T - C_S$$

ここに、 C_T : 全コンプライアンス (mm/kgf)

C_S : 試験片のコンプライアンス (mm/kgf)

である。 C_T は荷重-時間曲線から実測され、 C_S は次式で与えられる。

$$EBC_S = 72 f(a/W) + 20$$

$$f(a/W) = 1.86(a/W)^2 - 3.95(a/W)^3 \\ + 16.4(a/W)^4 - 37.2(a/W)^5 \\ + 77.6(a/W)^6 - 126(a/W)^7 \\ + 173(a/W)^8 - 144(a/W)^9 \\ + 66.6(a/W)^{10}$$

E は縦弾性係数 (kgf/mm^2) で、次式で温度 ($^{\circ}\text{C}$) の関数として表される。

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

UからJ積分を計算するのは(5)式により、J積分から K_{Id} 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。

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

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 は下のように与えられる。

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

$$\alpha = a_f / W$$

一方、ESSO 試験による脆性き裂伝播停止温度における脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} ($\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$) は、次式を用いて計算した。

$$K_{Ia} = \sigma \sqrt{\pi a} \sqrt{\frac{2W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2W}} \quad \text{.....(11)}$$

ここに、 σ : 初期負荷応力 (kgf/mm^2)

a : 停止き裂長さ (mm)

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_{Ia} 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} の取扱いについては後述する。

SA 533 B Cl.1 (Q1, Q2), SA 533 B Cl.1 (Q3) サブマージーク溶接継手、SA 508 Cl.3 (F1) については、1T の 3 点曲げ試験のほか、100mm、163mm あるいは 250mm 厚さの試験片を用いて K_{IC} を求めた。これらの大型試験片で得られた K_{IC} は、

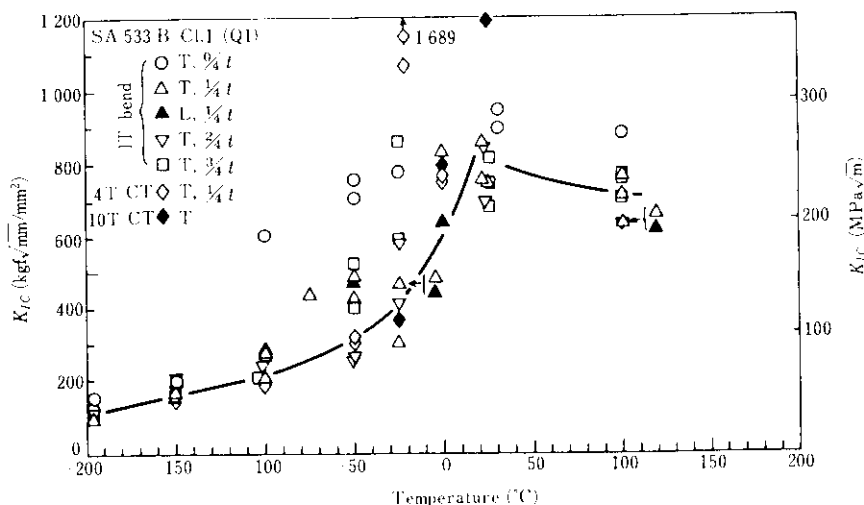
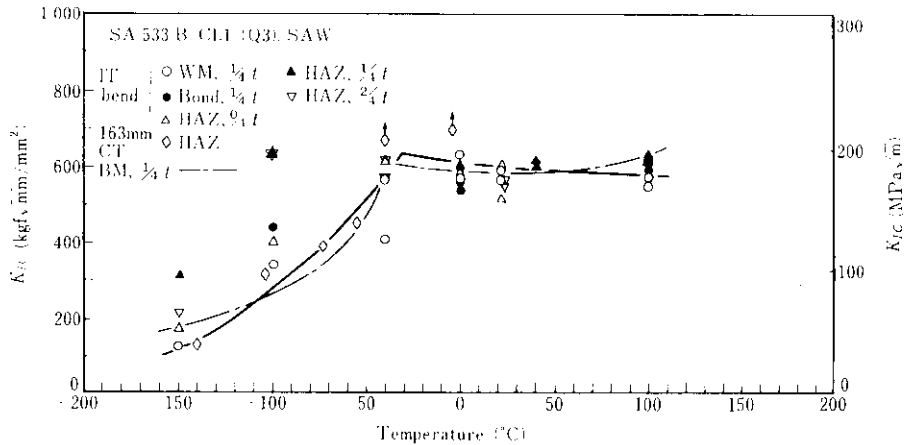
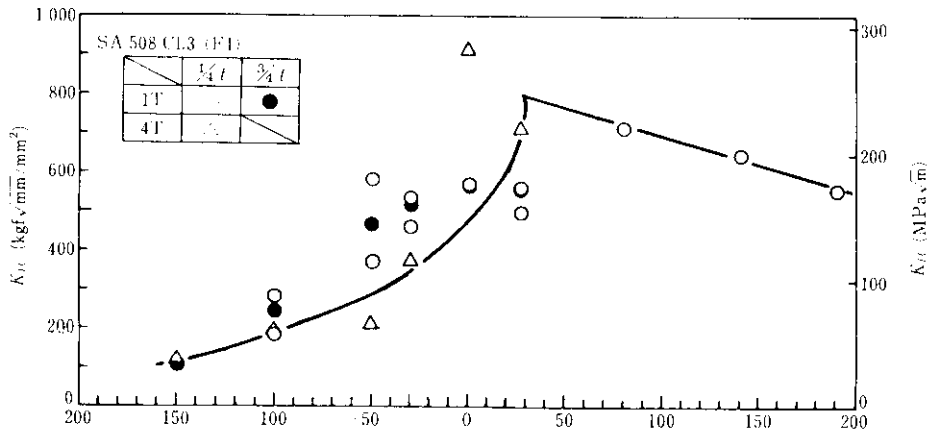


Fig. 16 Relation between K_{IC} and temperature for SA 533 B Cl.1 (Q1)

Fig. 17 Relation between K_{IC} and temperature for SA 533 B Cl.1 (Q3) submerged arc welding jointFig. 18 Relation between K_{IC} and temperature for SA 508 Cl.3 (F1)

温度の低い領域では 1T の 3 点曲げ試験片によって得られた K_{IC} の下限値として得られた。

大型試験片は温度が高くなると、1T 試験片によって得られる K_{IC} の下限値ではなく、むしろ大きな値を与えた。高温では大型試験片でも (2) あるいは (3) 式を用いて求めた K_Q が、(4) 式の K_{IC} 条件を満足しなかったが、低倍率の光学顕微鏡では破面上に安定延性き裂の発生が認められなかったし、荷重-荷重点変位の関係もほぼ直線に近かったため、破断荷重 (最高荷重) までのエネルギーを用いて J_{IC} を求め、 K_{IC} に換算した。このように脆性破壊が予き裂先端から発生した試験片に J 積分を適用し、実質的に K_{IC} 条件を緩和したことが、大型試験片が小型試験片よりも大きな

K_{IC} を与えたものと考えられる。大型試験片について J 積分を用いず K_{IC} 条件を満足しない K_Q を仮に K_{IC} と考えると、安定延性き裂の発生を伴った小型試験片で J_{IC} を介して得られた K_{IC} に近い値となる。たとえば、Q1 において、10T CT 試験片は 22°C で $1190 \text{ kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 、0°C で $878 \text{ kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ の K_{IC} を与えたが、 K_Q はそれぞれ 701 、 $697 \text{ kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ であり、 K_Q の方が小型試験片による値に近くなる。

ASME Code においては、 K_{IR} あるいは K_{IC} は関連適合温度 RT_{NDT} との関連において示されている。Fig. 19 に各供試材により得られた K_{IC} を $(T - RT_{NDT})$ に対してプロットする。 T は試験温度である。実験点にばらつきが大きいのは、表面

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 の SA 533 B Cl.1 の CT 試験により得られた K_{IC} のばらつき範囲¹⁾も示してある。また板厚 240mm の国産の SA 533 B Cl.1 の CT 試験結果¹¹⁾を P1 曲線としてあわせ示す。図より判るように、銅板、そのサブマージーク溶接継手、鍛鋼は、データのばらつきを勘案すれば特に顕著な差は認められず、国産 240mm 厚の SA 533 B Cl.1 と同等あるいは幾分優れた値を示した。HSST プログラムで用いられた材料に較べると、供試材の破壊靱性値の優秀さが明らかに見られており、特に $T - RT_{NDT} > -70^{\circ}\text{C}$ において優れている。供試材のすべての K_{IC} データが K_{IR} 曲線より上方に位置していることは、 K_{IR} 曲線が動的破壊靱性値 K_{Id} および脆性き裂伝播停止靱性値 K_{Ia} の最下限を結ぶ曲線であるため当然のことである。しかしながら、 K_{IC} 曲線についてみると $T - RT_{NDT}$ が 40°C 以上の温度においては必ずしもデータ点が上方に位置していない。この温度領域では小型試験片を用いて J_{IC} を介して求めた K_{IC} は温度とともに低下するためこのような現象が生じたのである。

しかしながら、 $T - RT_{NDT} = 50^{\circ}\text{C}$ 近傍で厚さ

250mm の試験片が不安定破壊したときの K_Q は $1200\text{kgf}/\text{mm}/\text{mm}^2$ 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 は大きい。 K_{IC} が温度上昇とともに上昇する領域では、小型試験片で求めた安定延性き裂発生に対応する J_{IC} から求めた K_{IC} は前述のとおり大型試験片により求めた K_{IC} に対応しており、脆性破壊に対する破壊靱性値と考えられる。一方、安定延性き裂発生点に対応する J_{IC} から求めた K_{IC} が温度上昇とともに低下する領域では、それは延性破壊に対する破壊靱性値と考えられ、その点において ASME Code Sec. XI で考えている欠陥の疲労による安定的な成長と何ら変らない。また、この領域では最高荷重に対する応力拡大係数は試験片の厚さとともに大きくなることが知られている¹²⁾。したがって、このような延性破壊を対象として得られた K_{IC} を脆性破壊を対象とする K_{IC} と同一に扱うことには問題があると考えられる。

K_{IC} と 2mmV ノッチシャルピー衝撃試験による吸収エネルギー νE の関係がこれまで種々提案されている。本実験で得られたデータでは、ばらつきが大きく明瞭な関係は見出せなかった。Rolfe と Novak¹³⁾、Barsom と Rolfe¹⁴⁾ による提案式の妥当性を検討したが、良い結果は得られなかった。

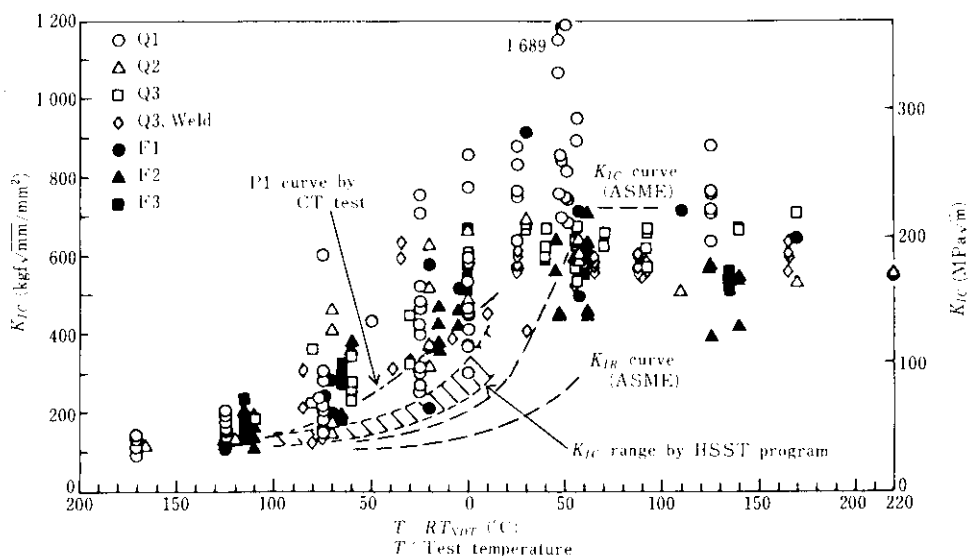


Fig. 19 Relation between K_{IC} and $T - RT_{NDT}$

脆性破壊特性が RT_{NDT} より 2mmV ノッチシャルビー衝撃試験の破面遷移温度 $\sqrt{Ts}$ 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 $(T - \sqrt{Ts})$ に対して Fig. 20 にプロットした。 $(T - RT_{NDT})$ の場合と同様ばらつきが大きい、 $(T - RT_{NDT})$ 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。

4.2 動的破壊靱性値 K_{Id}

Fig. 21 に、SA 533 B Cl.1 (Q2) を例に供試材の K_{Id} の温度依存性を示す。鋼板表面の K_{Id} 温度曲線は板厚の $\frac{1}{4}$ および $\frac{3}{4}$ に比較して 40°C ほど低温側に位置しているが、 $\frac{1}{4}$ と $\frac{3}{4}$ 位置の特性にはほとんど差が認められない。これは板表面近傍で焼入れ冷却速度が大きく、 $\frac{1}{4}$ と $\frac{3}{4}$ の位置ではほとんど差がないことに対応するものである。Fig. 21 には、L 方向と T 方向の K_{Id} を示してあるが、両方向の値には差は認められない。同様のことは鍛鋼である SA 508 Cl.3 (F1) についてもいえ、 K_{IC} の結果と同じく K_{Id} についても異方性は認められなかった。

計装化シャルビー試験では試験片寸法が小さいため、平面ひずみ破壊条件を満足する K_{Id} の有効範囲は狭い領域に限定されている。本実験の供試材のうち、SA 533 B Cl.1 については大型の切欠

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、 $20\text{mm} \times 20\text{mm}$ または $25\text{mm} \times 50\text{mm}$ 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 $K_{Id}^{16)}$ を計装化シャルビー試験による値と比較して示す。 RT_{NDT} 以下の温度で K_{Id} が平面ひずみ破壊条件を満足する場合は K_{Id} 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_{Id} の相違として現れている。

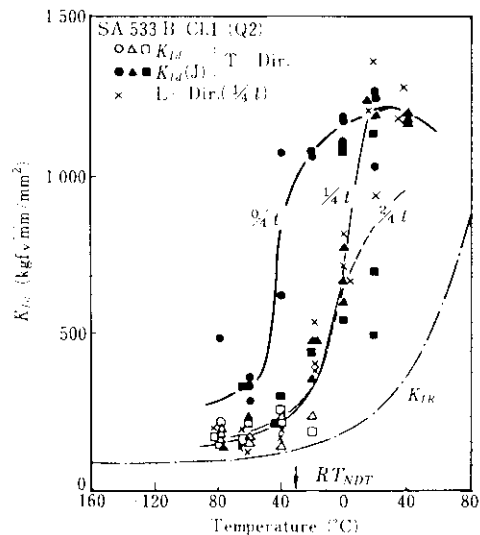


Fig. 21 Relation between K_{Id} and temperature at various locations through the thickness and in L and T directions for SA 533 B Cl.1 (Q2)

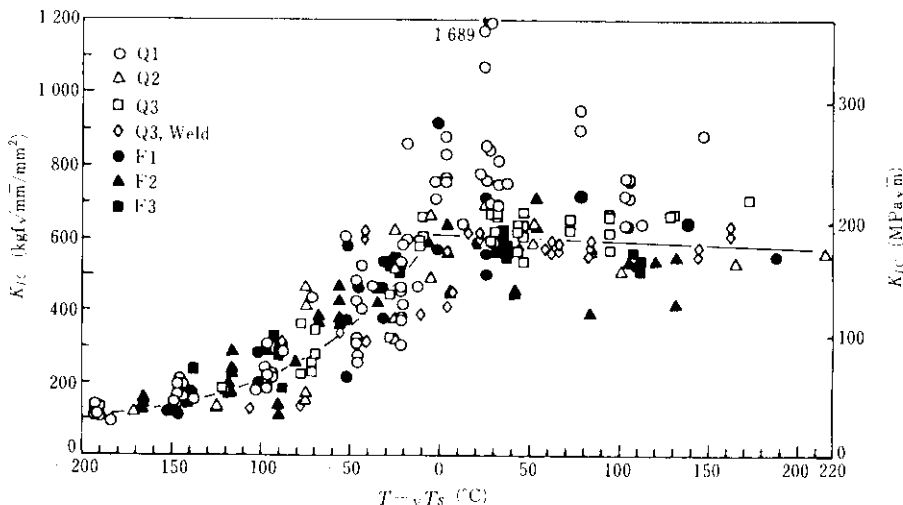


Fig. 20 Relation between K_{IC} and $T - \sqrt{Ts}$

Fig. 23に全供試材の K_{Id} を $T - RT_{NDT}$ に対して示す。 RT_{NDT} 以上の温度では K_{Id} は温度ととも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_{Id} は静的3点曲げ試験のように延性性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

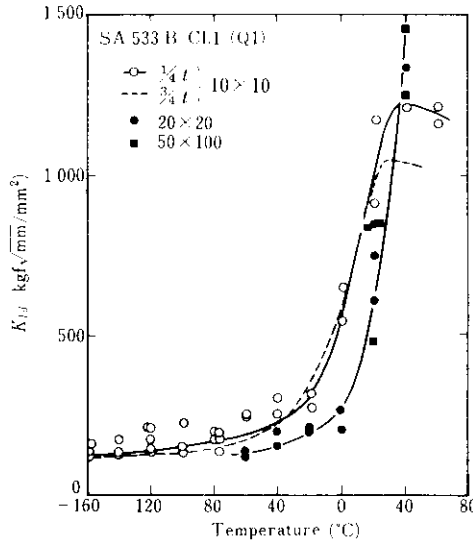


Fig. 22 Effect of specimen dimensions on K_{Id}

から求めたJ積分値から K_{Id} に換算することによって求めており、値も前述のように試験片寸法に依存する。したがって、この温度領域での K_{Id} 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 $1/4$ 、 $3/4$ および $3/4$ 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。

脆性き裂伝播停止靱性値については、その求め方がまだ確定していない。Fig. 24と25にはコンパクト試験結果の静的解析によって求めた値を示した。これらの値はHahnらの動的解析¹⁸⁾によっ

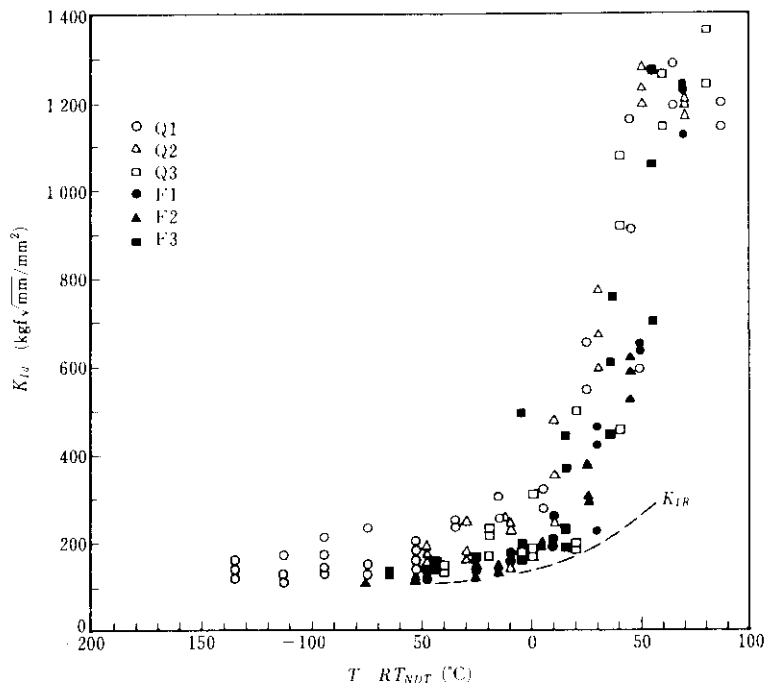


Fig. 23 Relation between K_{Id} and $T - RT_{NDT}$

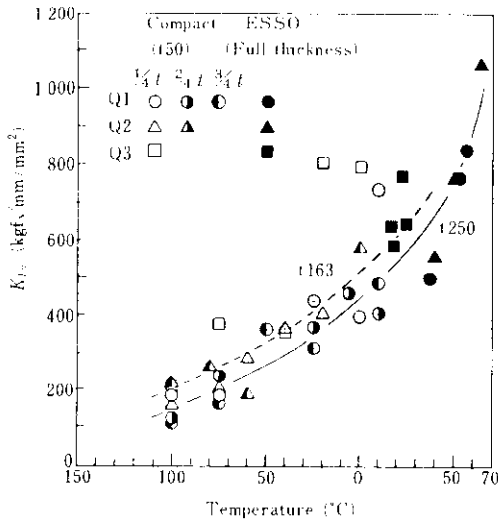


Fig. 24 Comparison between K_{Ia} s obtained by compact test and those by ESSO test

て求まる値 K_{ID} とは必ずしも一致しない。Fig. 26 は全供試材について K_{ID}/K_{Ia} の値を破壊発生時の K_Q を用い K_{Ia}/K_Q に対してプロットしたものである。図中実線で示した曲線は種々の鋼材について得た K_{ID}/K_{Ia} と K_{Ia}/K_Q の関係を示したものの¹⁰⁾ であるが、本実験に供した鋼材のデータもこの曲線によって表わされることが判る。すなわち、 K_{ID} は K_{Ia} より大きい、 K_{Ia}/K_Q が 1 に近づくに従い、

両者の差は小さくなり、ほぼ等しくなる。筆者の検討結果¹⁰⁾ および X 線回折線を用いたコンパクト試験片中をき裂が伝播する際の応力拡大係数の測定結果¹⁹⁾ によると、静的解析の方が脆性き裂伝播停止靱性値を正しく評価でき、動的解析はそれを過大評価すると考えられる。

4.4 K_{IC} , K_{Id} および K_{Ia} の関係

Fig. 27 に SA 533 B Cl.1 (Q2) を例に、 K_{IC} , K_{Id} および K_{Ia} の関係を示す。図のような関係は他の供試材においても同様であり、 RT_{NDT} 以下の

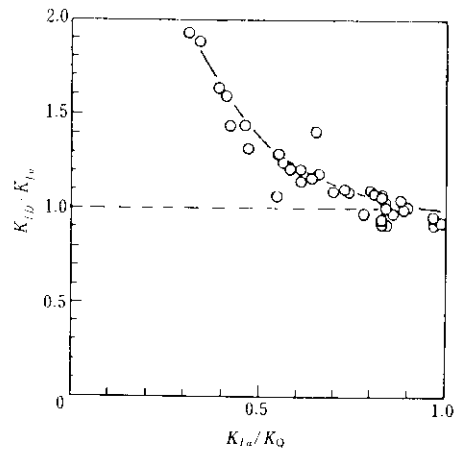


Fig. 26 Relation between K_{ID}/K_{Ia} and K_{Ia}/K_Q

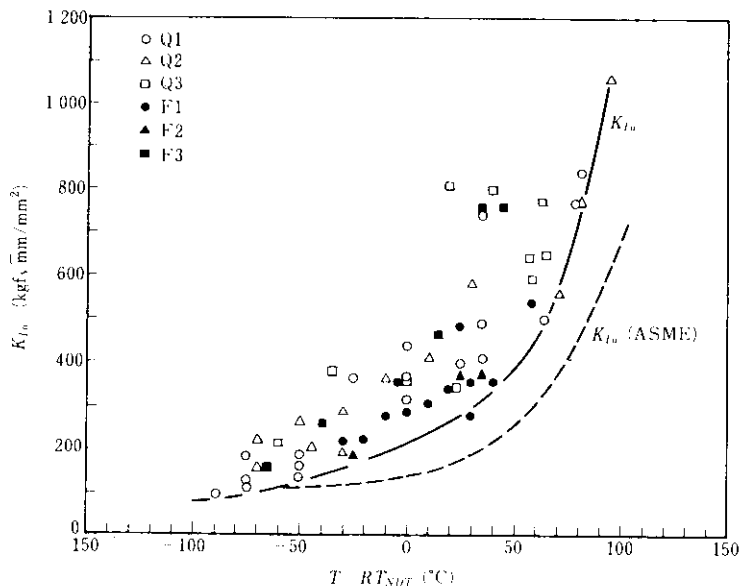


Fig. 25 Relation between K_{Ia} and $T - RT_{NDT}$

温度では $K_{Ic} \leq K_{Ia} \leq K_{Id}$ の関係が見られる。 K_{Ic} 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_{Id} および K_{Ia} は増加し、 K_{Ic} よりも大きくなる。

高温域で K_{Ic} と K_{Id} の温度依存性が見掛け上著しく異なっているが、これは破壊発生基準の相違によるものが主である。すなわち、 J_{Ic} が延性き裂発生によって決まる温度域では K_{Ic} は温度とともに減少するが、Fig. 27 に示した RT_{NDT} 以上の温度での K_{Id} は最高荷重に対応する J 積分から求めたものであり、 K_{Ic} 同様延性き裂発生点に対応する値を求めると、 K_{Id} についても K_{Ic} と同じ傾向が見られる^{20,21)}。この場合は K_{Id} は脆性破壊の場合と異なり、 $\dot{K}$ が大きい方が大きくなる。

K_{Id} と K_{Ia} については、停止き裂に载荷速度 $\dot{K}$ で負荷する場合の動的破壊靱性値 $K_{Id}(\dot{K})$ と速度 v で伝播するき裂の動的破壊靱性値 $K_{ID}(v)$ の間に類似の関係が見られることから、 $\dot{K}$ と v の等価性を仮定することにより²²⁾、計装化シャルピー試験によって測定される K_{Id} の最小値と K_{ID} の最小値である K_{Ia} が関係づけられるという考えが提案されている²³⁾。

Fig. 28 は RT_{NDT} における K_{Id} と K_{Ia} の関係を

示したものであるが、両者の対応関係の正しい理解には今後のき裂の動力学的理論的ならびに実験的な進展を待つ必要があろう。

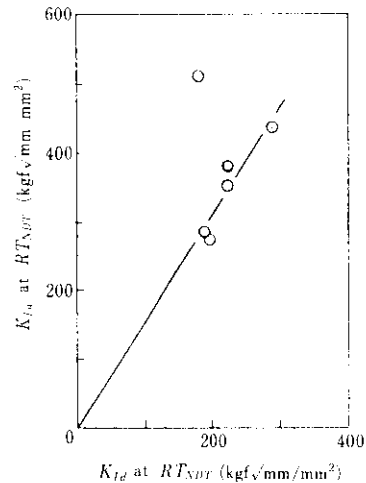


Fig. 28 Relation between K_{Ia} and K_{Id} at RT_{NDT} for steels of Q1~Q3 and F1~F3

4.5 ASME Code の破壊靱性値の検討

ASME Code は Sec. III Appendix G において

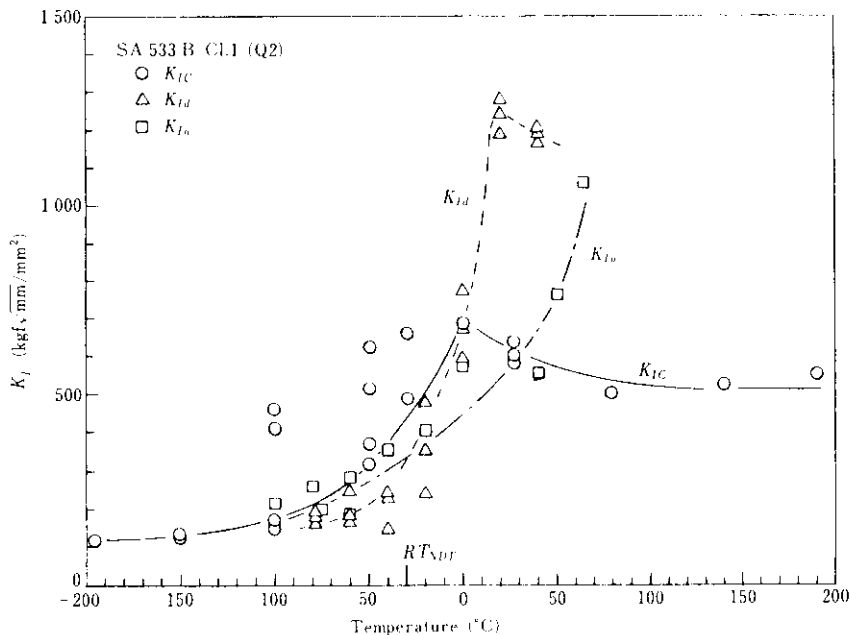


Fig. 27 Comparison between K_{Ic} , K_{Id} and K_{Ia} for SA 533 B Cl.1 (Q2, 1/4t)

K_{IR} を, Sec. XI Appendix A において K_{IC} および 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_{Id} および K_{Ia} の下限線は 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わたって ASME Code の K_{IC} 曲線の上方に位置しており, その移行量は $50\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 程度である。しかしながら, $T - RT_{NDT} > 40^\circ\text{C}$ において, 安定延性き裂発生を基準に求めた J_{IC} から換算した K_{IC} は温度上昇とともに低下し, ASME Code の K_{IC} 曲線より下にくる。この領域では, 前述のように K_{IC} は $T - RT_{NDT} = 50^\circ\text{C}$ 近傍で不安定破壊したときの値の $1/2$ 程度であり, また K_{Ia} より小さく, $T - RT_{NDT} < 40^\circ\text{C}$ における K_{IC} と同一基準で論ずることができない。
- (3) 測定された K_{Ia} の下限線はすべての温度範囲 60°C において K_{Ia} 曲線の上方向へ位置しており, その幅は $T - RT_{NDT}$ が大きくなるほど大きい。

たとえば, RT_{NDT} では K_{Ia} の下限線は K_{Ia} 曲線より $80\text{kgf}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 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_{Id} 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次のとおりである。

- (1) K_{IC} は低温では温度とともに大きくなり, RT_{NDT} より数十度高温で最大となるが, それより高温では温度上昇とともに低下した。
- (2) 厚さ 100mm あるいは 250mm の大型試験片を用いて得られた K_{IC} は, 厚さ 25mm の小型試験片を用いて J_{IC} より推定した値の下限値として得られた。温度が高くなり, 大型試験片が K_Q 条件を満足するが K_{IC} 条件を満足しない場合には, 最高荷重に対応する J_{IC} から推定した K_{IC} は小型試験片により安定延性き裂発生に対応する J_{IC} から推定した K_{IC} より大きくなった。この場合は, K_Q が小型試験片で得られた K_{IC} に近かった。

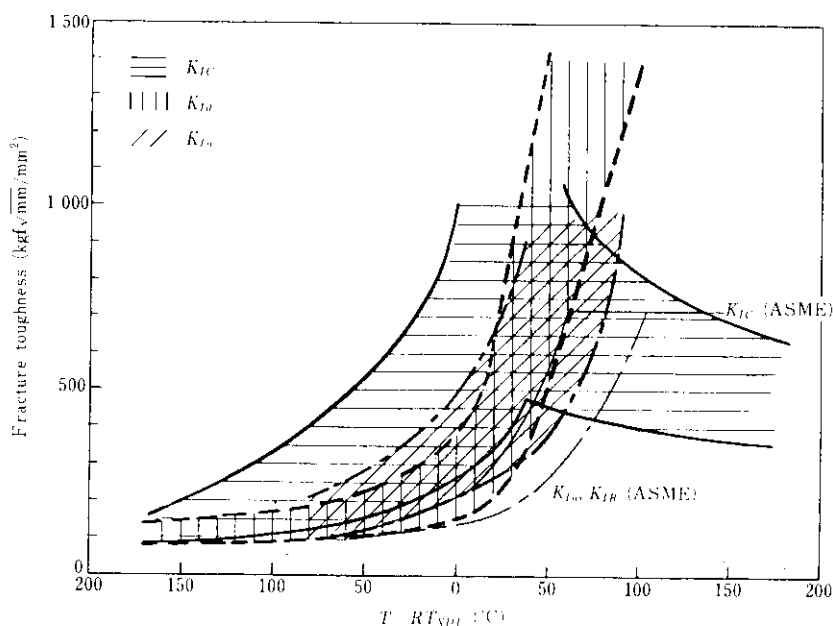


Fig. 29 Relation between fracture toughness and $T - RT_{NDT}$

- (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、この温度域における K_{IC} は $T - RT_{NDT}$ が 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_{Id} 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認められた。
- (5) 脆性き裂伝播停止靱性値としてはコンパクト試験結果の静的解析による K_{Ia} を用いたが、動的解析により求めた値 K_{ID} よりも小さく、 K_{Ia} が脆性き裂発生時の応力拡大係数 K_Q に近づくにつれ、 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_{Id} と K_{Ia} 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、その差は温度が高いほど大きくなった。
- (7) RT_{NDT} 以下の温度では $K_{IR} < K_{Id} \leq K_{Ia} \leq K_{IC}$ 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委員会（委員長東京大学 安藤良大教授）が日本原子力研究所の委託により実施した共同研究成果を使用させていただいた。関係各位に深く謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) T. R. Mager: Nuclear Engineering and Design, 17 (1971), 76
- 2) 大橋, 田中, 榎並, 大井, 関根: 川崎製鉄技報, 11 (1979) 1, 56
- 3) 和中, 朝生, 宮田, 加藤, 斎藤, 堀内, 松居, 佐藤, 田中: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, 52
- 4) ASTM Standard E 399 78 (1978)
- 5) J. D. Landes and J. A. Begley: ASTM STP 560 (1974), 170
- 6) ASTM Standard E 399 74 (1974)
- 7) D. R. Ireland, W. L. Server and R. A. Wullaert: ETI Tech. Rept. 75 43 (1975)
- 8) W. L. Server, J. W. Shekherd and R. A. Wullaert: EPRI NP-119 (Apr. 1976)
- 9) F. J. Ripling: 私信
- 10) 中野, 田中: 鉄と鋼, 投稿中
- 11) 薄田, 砂本, 佐藤, 船田: 三菱重工技報, 13/1 (1976), 21
- 12) 中野, 田中: 鉄と鋼, 66 (1980) 4, S432
- 13) S. T. Rolfe and S. R. Novak: ASTM STP 463, (1970), 124
- 14) J. M. Barsom and S. T. Rolfe: ASTM STP 466, (1970), 281
- 15) 中野: 「各種鋼材の破壊靱性値, 川崎製鉄(株)技術研究所資料 No. L 7187, (1978)
- 16) 日本溶接協会原子力研究委員会 7HST 小委員会: 「原子炉圧力容器用超厚鋼材の安全性に関する試験研究」, (1978)
- 17) 日本溶接協会原子力研究委員会 8HST 小委員会: 「原子炉圧力容器用超厚鋼材の安全性に関する試験研究」, (1979)
- 18) G. T. Hahn, et al.: NUREG/CR 0057, BMI-1995, (May 1978)
- 19) 中野, 片山: 日本材料学会第 17 回 X 線材料強度に関するシンポジウム予稿集, (1980)
- 20) 塚田, 岩館, 田中, 小野: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S26
- 21) W. L. Server: ASTM STP 668, (1979), 493
- 22) PVRC/MPC Task Group on Fracture Toughness Properties for Nuclear Components, Final Report, WRC, (1977)
- 23) J. Eftis and J. M. Krafft: Trans. ASME, J. Basic Eng., 87 (1967), 257