
原子炉圧力容器用鋼板の破壊靱性

Fracture Toughness of Heavy Section Steel Plate for Nuclear Pressure Vessel

大橋 延夫(Nobuo Ohashi) 田中 康浩(Michihiro Tanaka) 榎並 禎一(Teiichi Enami)
大井 浩(Hiroshi Oi) 関根 稔弘(Toshihiro Sekine)

要旨：

原子炉圧力容器用として製造された転炉—取鍋精錬炉プロセスによる極厚鋼板の特徴を記述し、最近製造された板厚 250mm の鋼板に例について、大型鋼塊を用いたにもかかわらず化学成分や機械的性質が均質であることを紹介した。また、 K_{Ic} 、 K_{Id} 、 K_{Ia} などの破壊靱性の評価のため、全厚試験を含む各種の試験を実施し、原子炉圧力容器用として優れた特性を有していることを示した。

Synopsis：

The characteristics of heavy section RPV Mn-Ni-Mo steel plates for nuclear pressure vessel produced recently by basic oxygen furnace and ladle refining process are introduced. Extra low contents of harmful impurities and homogeneous distributions of chemical constituents and mechanical properties were proved. Various kinds of test to assess fracture toughness, K_{Ic} , K_{Id} and K_{Ia} , including the tests by full-thickness (250mm) specimens, were conducted and the results are evaluated to be sufficient for use as a nuclear pressure vessel material.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

UDC 669.14.018.292-415
620.178.7
621.772:621.039.4

原子炉压力容器用鋼板の破壊靱性

Fracture Toughness of Heavy Section Steel Plate for Nuclear Pressure Vessel

大橋 延 夫*

Nobuo Ohashi

田 中 康 浩**

Michihiro Tanaka

榎 並 禎 一***

Teiichi Enami

大 井 浩****

Hiroshi Oi

関 根 稔 弘*****

Toshihiro Sekine

Synopsis:

The characteristics of heavy section RPV Mn-Ni-Mo steel plates for nuclear pressure vessel produced recently by basic oxygen furnace and ladle refining process are introduced. Extra low contents of harmful impurities and homogeneous distributions of chemical constituents and mechanical properties were proved. Various kinds of test to assess fracture toughness, K_{Ic} , K_{Id} and K_{Is} , including the tests by full-thickness (250mm) specimens, were conducted and the results are evaluated to be sufficient for use as a nuclear pressure vessel material.

1. 緒 言

近年、原子炉の安全性をよりいっそう高めて行く観点から、これらに用いられる各種鋼材の材質評価手法について見直しが行われると同時に、材質自身に対する要求も一段ときびしいものになりつつある。評価の対象となる特性としては、一般冶金学的性質、溶接性、破壊靱性、高温特性、疲労

特性、中性子照射特性などがあるが、いずれも優れた性質が望まれるほか、一つの材料内および材料間でこれらの特性の変動が少なく、きわめて均一でなければならない。もちろん有害な内部および外部欠陥の存在は許されず、その検出法も多種にわたっている。

このような要求にこたえるため、当社では各種の新鋭設備による製造技術の確立に努力してきたが、適正化学組成の選択と有害不純物元素の極低

・ 技術研究所次長・工博
*** 技術研究所水島研究室主任研究員
***** 水島製鉄所管理部厚板管理課課長
〔昭和54年3月6日原稿受付〕

** 技術研究所厚板研究室主任研究員
**** 水島製鉄所管理部部長・工博

減化、そして真空処理を含む新精錬技術、大型鋼塊の造塊技術、極厚製品の圧延、鍛造と熱処理技術などの改良、開発をとおして、優れた原子炉格納容器用鋼板や同圧力容器用鋼材を製造もしくは試作してきた^{1,2)}。本報では、最近試作した圧力容器用極厚鋼板 ASTM A533 Gr. B Cl.1 (JIS SQV2A) の機械的性質および各種破壊靱性評価試験結果を紹介する。

2. 供試材

2.1 製造プロセス

原子炉圧力容器用鋼材がとくに具備すべき特性として、

- (1) 良好な靱性
- (2) 大型鋼材としての均質性
- (3) 耐再熱われ性
- (4) 耐中性子照射脆化特性

などがあげられる。良好な靱性を得るためには、十分な焼入性を有し、細粒となるような成分設計に加えて、靱性に有害な元素、たとえばPやSをできるだけ低含有量におさえる必要がある。大型鋼材での均質性を得るためには、偏析を少なくするのに最適な鑄型と造塊条件を選定し、かつ非金

属介在物を十分低減させなければならない。耐再熱われ対策としては、Cr, Mo, VなどSRわれ感受性を高める元素の限界量を見きわめる必要がある。また、照射脆化対策としては、とくに有害なCu, Pの含有量を低くおさえねばならない³⁾。その他、As, Sb, Sn, Pなど脆化促進元素や、B, Coなどについても極力低減させておくことが望ましい。

当社においてはこのような基本思想にのっとり転炉(BOF)精錬を採用しているが、まず予備精錬過程では厳選された鉱石から造られた溶銑を用いるとともに、スクラップ添加率を極端におさえ、2回吹錬法で高純化をはかっている。そしてこの溶鋼はASEA-SKF社製取鍋精錬炉(LRF)に移され、電磁誘導攪拌をしつつ、アーク加熱と真空脱ガスを行い、同時に最終的な成分調整をし、所期の清浄鋼を得ている。なお、LRFにおいても2重スラグ法によって、脱ガス前のP含有量を0.004%以下に低減することができる。このようにして溶製した清浄な鋼を下注法により上広鑄型に注入して鋼塊とする。鋼塊は均熱後、6 000tプレスおよび大型厚板圧延機によって100~250mm厚の極厚鋼板とする。なお、本プロセスにより製造可能な鋼塊最大重量は115tである。Table 1に製造プロセスのフローチャートを示す。

Table 1 Production process of heavy section steel plates for nuclear reactor pressure vessels

Manufacturing process	Remark
Basic oxygen furnace	BOF 180t/heat
Degassing and final refining	Ladle refining furnace (ASEA-SKF) 115t/heat
Pouring	Big-end up type ingot: 115t
Forging	6 000t forging press
Annealing	De-hydrogen treatment
Plate rolling	Max. width: 5 350mm
Heat treatment	Normalizing Tempering
Surface conditioning	
Non-destructive testing	PT, UST, MT
Flame cutting	
Heat treatment of test coupon	Normalizing Quenching Tempering Stress relieving
Testing	

2・2 靱性の改善

前述のように、原子炉圧力容器材は不安定破壊に対する安全性の観点からとくに優れた靱性が必要である。そして中性子照射による脆化を考慮し、シャルピー衝撃試験における上部棚エネルギー vEs が高いこと、シャルピー衝撃試験と落重試験で定まる関連適合温度 RT_{NDT} (無延性遷移温度 T_{NDT} より 33°C 高い温度でのシャルピー吸収エネルギーが $6.9\text{kg}\cdot\text{m}$ ($50\text{ft}\cdot\text{lb}$)、横膨出量が 0.9mm (35mil) となった場合は T_{NDT} をとり、本条件を満たさない場合はシャルピー試験で本要求が始めて満たされる温度より 33°C 低い温度をとる) が低いことが要求される。鋼材の靱性は、焼入れ、焼もどしされたいわゆる調質鋼の場合、化学成分と焼入れ時の冷却速度で定まるペーナイト組織とフェライト組織の混合割合によって大幅に左右される⁴⁾が、圧力容器材のように大寸で板厚が厚く焼入れ冷却速度の増大におのずから限界があるので、不純物制御や結晶粒度微細化による方法が効果的である。

Fig. 1 に RT_{NDT} に及ぼす焼入冷却速度の影響を示す。A533 Gr. B Cl.1 (A533B Cl.1) あるいは A508 Cl.3 (A508 3) クラスの鋼材の靱性は焼入冷却速度への依存度が大きいことがわかる。Fig. 2 は A533・B1 鋼の vEs に及ぼす S 含有量の影響を示している。溶銑脱硫による極低 S 化により硫化物系の非金属介在物が減少し、 vEs も非常に向上すると同時に板厚方向の特性が著しく改善される。本プロセスでは、S を容易に 0.003% 以下にしよう

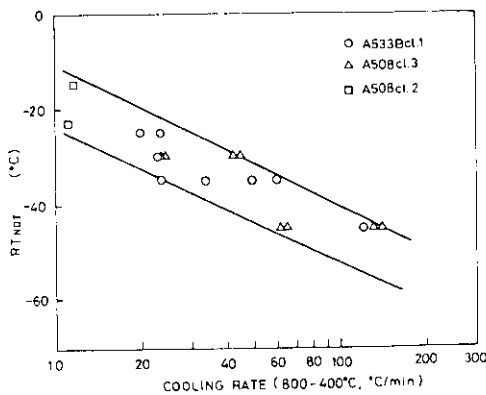


Fig. 1 Effect of cooling rate during quenching on RT_{NDT} temperature of Mn-Ni-Mo steels for reactor pressure vessel; heating temperatures: $880^{\circ} \sim 900^{\circ}\text{C}$

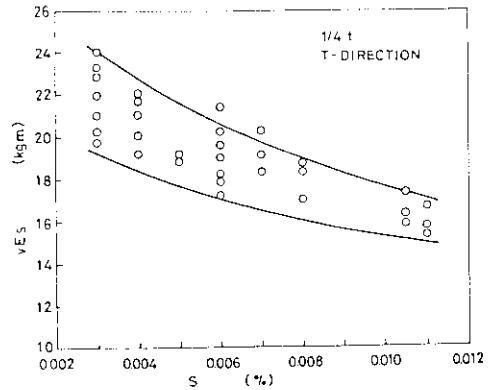


Fig. 2 Effect of sulphur content on the shelf energy obtained by Charpy impact test for heavy section A533B Cl.1 steel plates

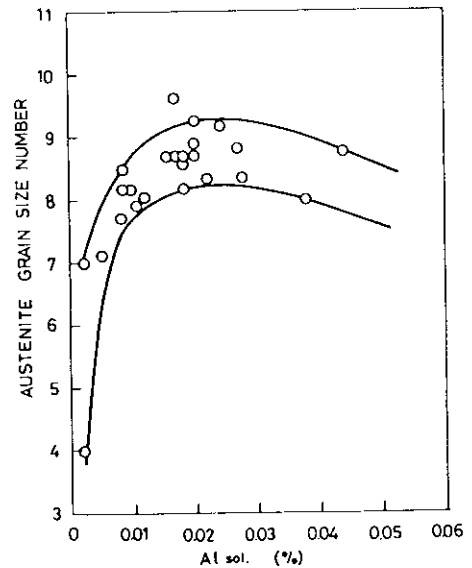


Fig. 3 Effect of acid soluble aluminum content on the austenite grain size of A533B Cl.1 steel plate after being heated at 900°C for 4.5h

るが、その場合圧延直角方向試験片 (T 試験片) の vEs は約 $20\text{kg}\cdot\text{m}$ を確保できることになる。Fig. 3 はオーステナイト粒度に及ぼす酸可溶性 Al (A_{sol}) 含有量の影響であり、細粒化のため必要な Al 量は約 0.01% 以上であるが、過剰な A_{sol} は靱性を害する恐れがある。また、Fig. 4 はこの適正 Al 量の範囲での N 含有量が RT_{NDT} に影響する様子を示しており、 80ppm 以下では N 含有量の減少につれて RT_{NDT} は直線的に劣化しており、良好な靱性を期待するためには最低 70ppm の N 量が必要であることがわかる。

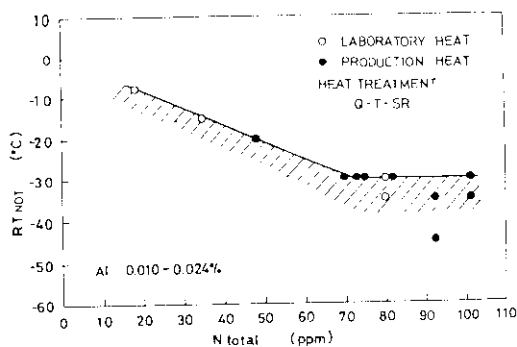


Fig. 4 Effect of total nitrogen content on RT_{NDT} of heavy section A533B Cl.1 steel plates

以上のような研究結果に基づいて成分設計を行い、製造した極厚原子炉圧力容器用鋼板の化学成分の例を Table 2 に示す。不純物元素はいずれも非常に低く、中性子照射脆化や再熱脆化に対して有利な化学組成となっている。同表には 1100MWe 級沸騰水型原子炉 (BWR) 用の 160mm 厚のものと、同クラスの加圧水型原子炉 (PWR) 用の 250mm 厚のものの 2 種類を示したが、以下の試験結果は靱性確保がより困難な 250mm 材についてのみ紹介することにする。供試材は 90t 鋼塊から製造した 250mm × 4 000mm × 5 000mm の鋼板を幅 2 000mm に 2 分割して 880°C 7.5h 焼ならし、640°C 5h の焼もどしを行い、その後 880°C 7.5h 焼入れ、640°C 5h 焼もどし、620°C 26h の応力除去焼なまし (SR) 処理を施している。Fig. 5 は焼入れ時の冷却速度の計測結果であり、800°C から 400°C までの平均冷却速度は板厚 1/4 部 (1/4t) で 24.2°C/min、板厚 1/2 部 (2/4t) で 20.0°C/min であり、実際の圧力容器製造時の熱処理条件にはほぼ合致する条件となっている。実施した試験は、均質性調査のための板内各部における化学成分分析および引張特性、衝撃特性、落重特性など標準的な機械的性質の分布調査のほか、ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE SEC. III, Appendix G に提示されている破壊靱性調査のための諸試験を T 方向試験片で実施した。

3. 試験方法および試験結果

3-1 化学成分

まず、化学成分の均質性を確認するため、鋼塊

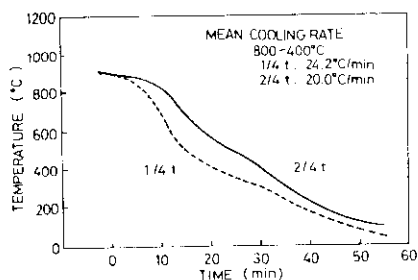


Fig. 5 Cooling rate at quenching process of 250mm thick heavy section steel plate

頭部 (T)、中央部 (M)、底部 (B) における板幅中央部 (C)、端部 (E) について、それぞれ板厚表層部 (0/4t)、1/4t、2/4t、3/4t、裏層部 (4/4t) の計 30 箇所を対象とし、分析を行った結果の例を Table 3 に示す。鋼塊 T・C 部の 2/4t において C が 0.21%、Mn が 1.44% と Table 2 の標準化学組成に対しわずかに偏析しているが、その他の場所での偏析はきわめて少なく、また P、S をはじめ Cu、Cr、V、Nb、Ti、B、Zr、Co、Sn、Sb、As など微量元素の偏析はまったくみられなかった。

3-2 機械的性質

前述の 30 箇所について、いずれも JIS 4 号試験片を用いた引張試験とシャルピー衝撃試験の結果の一部を Table 4 に示す。試験片はいずれも T 方向に採取している。引張特性はすべての箇所について A533B Cl.1 の規定を満足しており、伸びも 26% 以上得られている。衝撃試験での破面遷移温度 $vTrs$ は、靱性のもっとも劣る 2/4t で -8°C 以下となっているが、0/4t あるいは 4/4t など表層部においては -30°C から -50°C となっており、全体に良好な靱性を示している。上部棚エネルギー vEs はいずれの鋼板位置においても 20kg・m が確保されている。さらに、横膨出量が 0.9mm となる温度 vTr_{35mil} は鋼塊 T 部 2/4t で -29°C であり、他の場所ではさらに低い温度となっている。

3-3 落重特性

JEAC 4201 に準拠し、P 3 型試験片による落重試験を前述の箇所について行った。その結果の一部を Table 5 に示す。 T_{NDT} は鋼塊 T 部 2/4t において -20°C となっているが、ほかの位置ではす

Table 2 Example of chemical composition of heavy section ASTM A533B Cl.1 steel plate

Plate thickness	(wt%)											
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Nb
250mm	0.18	0.28	1.39	0.007	0.003	0.01	0.61	0.15	0.54	0.006	0.019	<0.002
163mm	0.18	0.21	1.41	0.006	0.002	0.01	0.68	0.09	0.49	0.005	0.017	<0.001
Plate thickness	Ti	B	Co	Sn	Sb	As						
250mm	0.001	<0.0002	0.013	<0.002	0.0002	0.002						
163mm	0.001	<0.0001	0.005	<0.001	0.0004	0.002						

Table 3 Example of distribution of chemical composition in heavy section steel plate

		(wt%)											
Ingot height	Ingot width	ASTM Spec.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al _{tot}	O	N _{total}
			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	—	—	—
Top (T)	Edge (E)	0/4t	0.18	0.27	1.39	0.008	0.003	0.61	0.15	0.54	0.020	0.0021	0.0095
		1/4t	0.18	0.28	1.40	0.008	0.004	0.62	0.15	0.55	0.019	0.0016	0.0094
		2/4t	0.18	0.28	1.39	0.007	0.003	0.61	0.15	0.54	0.019	0.0028	0.0095
		3/4t	0.18	0.28	1.38	0.007	0.003	0.61	0.15	0.53	0.018	0.0020	0.0094
		4/4t	0.18	0.27	1.40	0.008	0.004	0.62	0.15	0.54	0.020	0.0022	0.0092
Top (T)	Center (C)	0/4t	0.18	0.28	1.38	0.007	0.003	0.62	0.15	0.55	0.021	0.0020	0.0093
		1/4t	0.18	0.28	1.39	0.007	0.003	0.61	0.15	0.52	0.019	0.0020	0.0095
		2/4t	0.21	0.29	1.43	0.008	0.003	0.64	0.15	0.56	0.018	0.0029	0.0094
		3/4t	0.18	0.28	1.39	0.007	0.003	0.61	0.15	0.52	0.019	0.0021	0.0094
		4/4t	0.18	0.28	1.41	0.008	0.004	0.62	0.15	0.54	0.020	0.0019	0.0093
Bottom (B)	Center (C)	0/4t	0.18	0.27	1.39	0.008	0.003	0.62	0.15	0.54	0.021	0.0022	0.0094
		1/4t	0.18	0.27	1.40	0.008	0.003	0.62	0.15	0.55	0.019	0.0016	0.0094
		2/4t	0.18	0.27	1.37	0.008	0.003	0.62	0.15	0.54	0.020	0.0028	0.0092
		3/4t	0.18	0.28	1.40	0.008	0.003	0.63	0.15	0.55	0.020	0.0016	0.0094
		4/4t	0.18	0.28	1.40	0.008	0.004	0.64	0.15	0.55	0.019	0.0024	0.0093

Cu, V, Nb, Ti, B, Zr, Co, Sn, Sb and As are not changed

Table 4 Examples of variation of mechanical properties in a heavy section steel plate

Ingot location	Through thickness location	Tension test				Impact test				
		Y.P. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	EL. (%)	R.A. (%)	$vTrs$ (°C)	$vTr50$ (°C)	$vTr35mil$ (°C)	vEs (kg·m)	
Top	0/4t	51.2	65.9	28	70	-45	-64	-61	22.7	
	1/4t	49.8	63.6	27	70	-10	-33	-47	22.9	
	2/4t	50.9	64.2	26	68	-8	-29	-29	20.3	
	3/4t	49.7	63.5	26	70	-12	-34	-35	21.6	
	4/4t	50.8	65.2	28	71	-44	-67	-73	23.7	
Bottom	0/4t	51.6	65.5	27	72	-52	-75	-75	22.7	
	1/4t	50.3	63.7	27	70	-8	-35	-33	20.5	
	2/4t	49.1	63.2	27	69	-10	-33	-38	21.8	
	3/4t	50.3	63.6	27	69	-9	-42	-40	19.7	
	4/4t	49.7	64.2	29	72	-33	-65	-65	22.3	

Table 5 Example of variation of drop weight test result in a heavy section steel plate

Ingot location	Through thickness location	Direction	Test temperature (°C)										T_{NDT} (°C)
			-15	-20	-25	-30	-45	-50	-55	-60	-65	-70	
Top	0/4t	T				○ ○	○ ○	● ●	● ●				-50
	1/4t	T		○ ○	○ ●								-25
	2/4t	T	○ ○	● ●									-20
	3/4t	T		○ ○	○ ●								-25
	4/4t	T						○ ○		○ ○	○ ●	● ●	-65
Bottom	1/4t	T		○ ○	● ●								-25
	2/4t	T		○ ○	○ ●								-25
	3/4t	T		○ ○	○ ●								-25

○ No break ● Break

べて-25°C以下の値が得られている。とくに0/4t, 4/4tなど表層部では-50°C以下となっており、シャルピー衝撃試験結果と同様に非常に良好な靱性を示している。シャルピー衝撃試験および落重試験の結果から、ASME CODEにのっとり本供試材の RT_{NDT} を求めると-25°Cとなる。

3・4 静的破壊靱性試験

静的荷重条件における脆性破壊発生特性を把握するため、3点曲げ(3PB)試験およびコンパクト・テンション(CT)試験を実施した。試験片の形状をFig.6に示す。3PB試験片は1in(1T)型とし、CT試験片は4T型および全厚10T型とした。これらを用い、ASTM E 399に準拠して求めた K_Q 値が(1)式を満足したとき平面ひずみ破壊靱性、 K_{IC} として採用した。

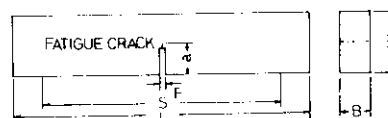
$$a \text{ または } B \geq 2.5 \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \quad \text{..... (1)}$$

a: き裂長さ

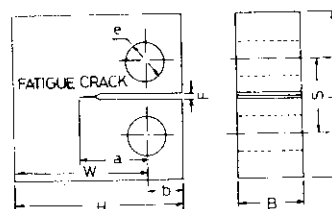
B: 試験片厚さ

 σ_y : 降伏応力

しかし、小型の3PB試験片で得られたデータのほとんどは(1)式を満足しないので、脆性き裂、あるいは安定延性き裂の発生までに消費されたエネルギーを荷重-荷重点変位曲線から求め、(2)式により弾塑性破壊靱性値 J^5 を計算した。



(a) 3PB SPECIMEN



(b) CT SPECIMEN

Specimen	H	W	S	B	S	L	b	e	F
1T 3PB	-	50	0.45-0.55W	25	200	240	-	-	2
4T CT	250	230	0.45-0.55W	100	110	240	50	50	10
10T CT	625	530	0.45-0.55W	250	100	600	125	125	25

Fig. 6 Dimensions of fracture toughness test specimens

$$J = \frac{2U}{B} (W - a) \quad \text{..... (2)}$$

U: 荷重-荷重点変位曲線でのき裂発生点(電気抵抗法で確認)までの下側面積

W: 試験片幅

さらに、Jが

$$a \text{ または } B \geq 50 \left(\frac{J}{\sigma_y} \right) \quad \text{..... (3)}$$

の条件を満たすとき、平面ひずみ破壊靱性 J_{IC} として採用し、(4)式によって K_{IC} に換算した。

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{J_{IC} \cdot E}{(1-\nu^2)}} \quad \dots\dots\dots (4)$$

0/4t, 1/4t, 2/4t についての3PB試験, 1/4t についての4TCT試験および全厚の10T試験の結果をまとめてFig.7に示す。1T3PB試験片で得られた K_{IC} は0/4tでは非常に高い値となっているが, 1/4t, 2/4tではいずれも4Tあるいは10TのCT試験片で得られた K_{IC} とはほぼ等しい。そして, $RT_{NDT}(-25^{\circ}\text{C})$ においては, 全厚試験片も含めて $300\text{kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上の値が得られている。

3.5 動的破壊靱性試験

動的荷重による破壊靱性は外部からの物体の衝突や冷却水そう失事故等による突発力での破壊に耐える靱性値として定義されるが, その値は一般に静的破壊靱性値 K_{IC} より低くなるとされている。動的破壊靱性 K_{Id} の測定に用いた試験片の形状をFig.8に示す。計装化されたシャルピー試験機用のものと, 3000kg・m落重試験機用の断面積20mm×20mmおよび50mm×100mmのもの2種類合計3種類の試験片を用いている。Fig.9は計装化シャルピー試験により得られた荷重-時間曲線の例である。弾性的破壊の場合は破壊荷重から K_{Id} を前

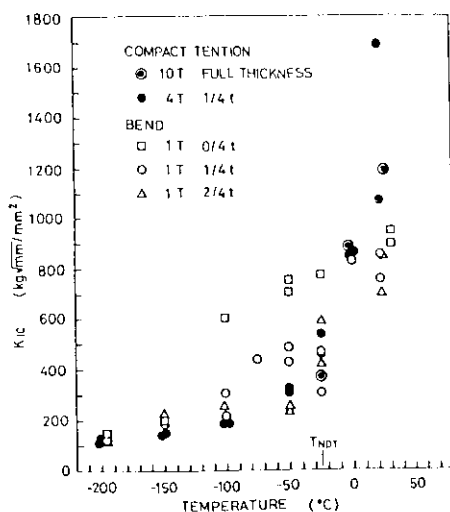


Fig. 7 Relation between K_{IC} and test temperature



Specimen	B	W	a	L
Instrumented Charpy	10	10	5	55
20 × 20	20	20	10	100
50 × 100	50	100	50	500

Fig. 8 Dimensions of fracture toughness (K_{Id}) test specimens

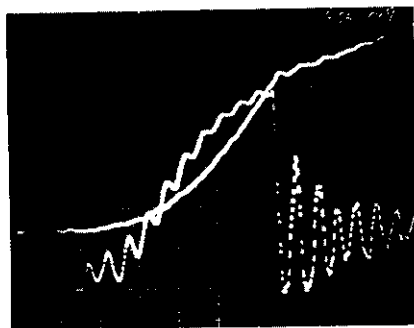


Fig. 9 Example of load vs. time and energy vs. time curves obtained by instrumented Charpy impact test using fatigue-notched specimen; Temperature: -78°C , Load: 100 kg/div. Energy: 0.2 kg·m/div., Time: 100 μ sec/div

述の K_{IC} と同様に直接求めることができるが, 図に示すような塑性的破壊の場合は, 最大荷重点までに破壊に要したエネルギー値から前述の J を求め, (4)式により K_{Id} に換算した。各種試験によって得られた K_{Id} の温度依存性をFig.10に示す。 K_{IC} と同様に, シャルピー試験による0/4tの値は相対的に高く, 他の板厚位置についての値の差は少ない。そして, 低温側の実験では大型試験片の方が低い値を与えている。なお, 計装化シャルピー試験で得られた K_{Id} のうち $500\text{kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上のものは(3)式を満足していない参考値である。 RT_{NDT} における K_{Id} 値は $180\text{kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上であると推定できる。

3.6 き裂停止破壊靱性試験

発生した脆性き裂を停止させる能力を評価するためESSO試験およびコンパクト試験を行った。我国においては一般にき裂停止破壊靱性 K_{IS} を求めるためにFig.11に示すような大型の試験片を用

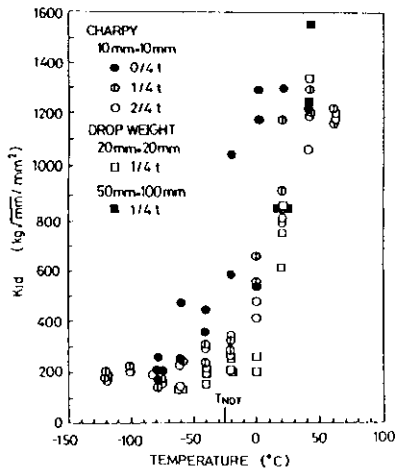


Fig. 10 Relation between K_{Ic} and test temperature

いたESSO試験が行われている。米国においては比較的小型のDCB試験⁶⁾が広く行われていたが、最近この方法による測定値に疑問がもたれ、より剛性の高いコンパクト試験片⁷⁾を用いることが推奨され、検討されている。

ESSO試験は、試験片幅方向に温度勾配をつけ、一様応力 σ を与えた状態で、試験片の低温側端部につけた切欠にくさびを打込み、脆性き裂を発生させ、き裂が停止した点の温度における K_{Ic} 値を、伝播したき裂の長さ a から(5)式を用いて求めるものである。

$$K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{\frac{2W}{\pi a} \cdot \tan \frac{\pi a}{2W}} \quad \dots (5)$$

W : 試験片幅

K_{Ic} は厳密には平面ひずみ状態でのき裂停止破壊靱性 K_{Ia} ではないが、板厚が十分厚い場合は K_{Ia} とみなせる。

またコンパクト試験は、Fig.12に示すような、1/4tから採取した厚さ50mmの試験片を一樣温度に保ち、側面からくさびを押込み、荷重点から0.25Wはなれた切欠先端方向に反対の位置の開口変位を計測して、き裂が停止した時の開口変位

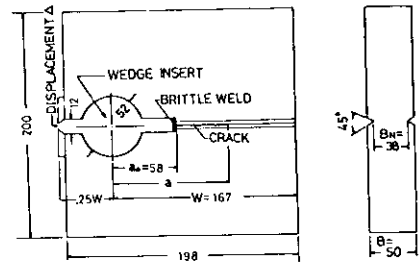


Fig. 12 Compact test specimen and testing method for K_{Ia} measurement

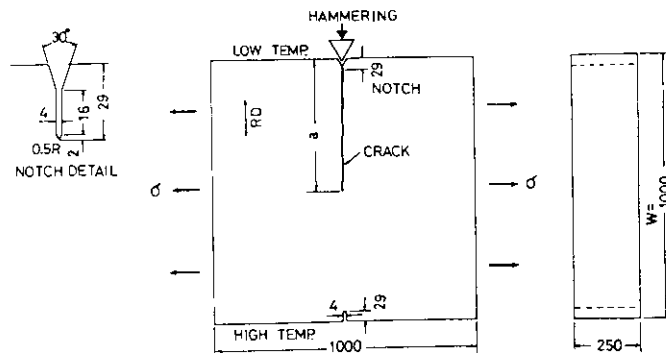


Fig. 11 ESSO test specimen and testing method for K_{Ia} measurement

Δ_t から(6)式によって K_{Ia} を求めるものである。

$$K_{Ia} = Y \cdot \Delta_t \cdot E \cdot \frac{1}{\sqrt{W}} \cdot \left(\frac{B}{B_N} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (6)$$

$$Y = f(a/W)$$

Fig.13にコンパクト試験においては荷重変化と変位変化の例を示す。

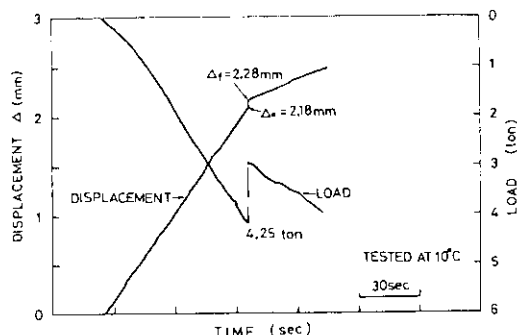


Fig. 13 Example of load vs. time and displacement vs. time curves recorded in compact test

Fig.14は、これらの試験法により得られた K_{Ia} の温度依存性を図示したものである。試験温度領域が異なるため直接の比較はできないが、ESSO試験結果は K_{Ia} の下限点を与えていると予想され、したがって RT_{NDT} における K_{Ia} は $200 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以上であることが推定できる。なお、ESSO試験は8000tテストリグを用いて実施したが、その破面の一例をPhoto.1に示す。

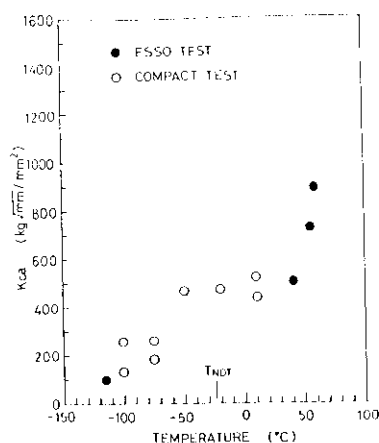


Fig. 14 Relation between K_{Ia} and temperature for heavy section steel plate; compact specimens were taken from $1/4t$ location

4. 破壊靱性に関する考察

原子炉機器材料の特性を規定している ASME CODE SEC III では、従来最低使用温度より 33°C 低い温度でのシャルピー吸収エネルギーが $4.2 \text{ kg}\cdot\text{m}$ 以上(3個の平均値、個々の最低値 $3.5 \text{ kg}\cdot\text{m}$ 以上)であり、さらに、落重試験での T_{NDT} がその温度以下であることを要求していた。ところが、1972年夏に衝撃特性での上部棚温度における靱性を確保するために、逆に T_{NDT} より 33°C 高い温度におけるシャルピー吸収エネルギーが $6.9 \text{ kg}\cdot\text{m}$ 以上であり、かつ横膨出量が 0.9 mm 以上であることを条件として、その T_{NDT} を RT_{NDT} と定義し、そしてこの RT_{NDT} より 33°C 高い温度以上における使

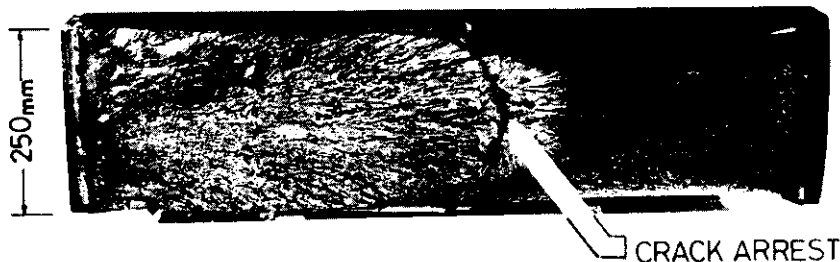


Photo. 1 Example of fracture surface appearance of full-thickness ESSO test specimen; applied load: 4380t, K_{Ia} : $882 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$

用を認めるように改正された。さらに Appendix G を定め、フェライト系耐圧部材の許容応力を求めるための解析法として、線形破壊力学を取り入れ、設計基準破壊靱性として、 RT_{NDT} を基準とする参照破壊靱性値 K_{IR} を与えている。 K_{IR} は米国における圧力容器研究委員会などにおいて行われた K_{IC} 、 K_{Id} 、 K_{Ia} などを求める種々の破壊靱性試験結果の下限値を結んだ曲線として与えられ、(7)式で表される。

$$K_{IR} \text{ (ksi}\sqrt{\text{in}}) = 26.78 + 1.233 \times \exp \{0.0145(T - RT_{NDT} - 160)\} \quad \cdots (7)$$

したがって、この K_{IR} 曲線と本供試材について得られた K 値の相対関係を検討することにより、従来米国で用いられてきた同種鋼材との比較が可能である。

Fig. 15 は本実験で得られた K_{IC} 、 K_{Id} 、 K_{Ia} を $1/4t$ の特性を中心に図示したものである。従来⁶⁾の報告⁶⁾と同様に K_{IC} は全温度領域において概して大きな値となっており、 $T - RT_{NDT}$ 相対温度が $+25^{\circ}\text{C}$ 以下では K_{Id} がもっとも低い値を与え、それ以上の温度では K_{Ia} がもっとも低い値となっている。本鋼材の K 値に関する下限線は破線で示され、ASME CODE で与える K_{IR} 曲線に対して、

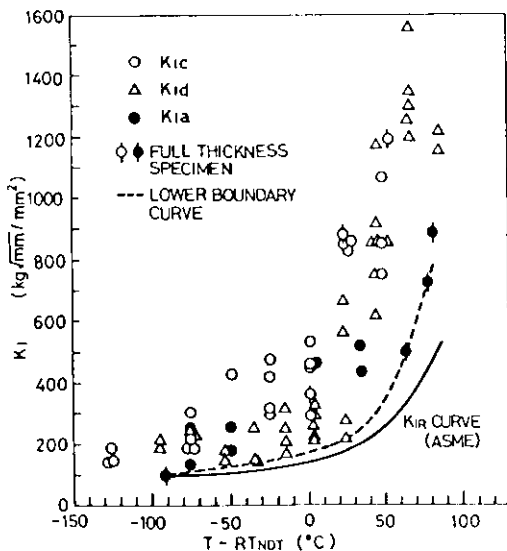


Fig. 15 Plots of K_{IC} , K_{Id} and K_{Ia} vs. temperature difference, $T - RT_{NDT}$, for heavy section steel plate

とくに高温側で優れた破壊靱性をもっていることが明らかである。

さて、本鋼材を用いた圧力容器の最低使用温度は $RT_{NDT} (-25^{\circ}\text{C})$ より 33°C 高い温度、すなわち $+8^{\circ}\text{C}$ であり、その温度における K 値は Fig. 15 から $240 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ と求められる。このような破壊靱性をもつ鋼材に一樣応力が加わっている場合に、不安定破壊を起こさずに存在しうる表面欠陥の寸法を求めると Fig. 16 のようになる。原子炉用

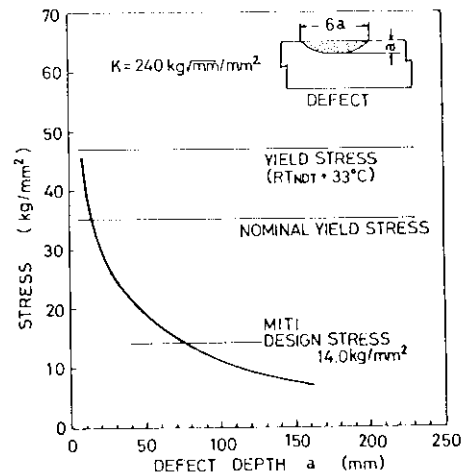


Fig. 16 Allowable defect size at temperature of $RT_{NDT} + 33^{\circ}\text{C}$ for 250mm thick heavy section steel plate

極厚鋼板についての通商産業省(MITI) 告示501号「発電用原子力設備に関する構造等の技術基準」による許容引張応力 14.0 kg/mm^2 を加えたときの限界許容表面き裂寸法を求めると、深さ 75 mm 、長さ 450 mm となる。ASME CODE で存在を想定する欠陥は深さ $1/4t$ 、長さ $1.5t$ (t : 板厚) の表面切欠、すなわち板厚 250 mm の場合、深さ 62.5 mm 、長さ 375 mm の切欠であるので、本材料の不安定破壊の可能性はまったく考えられないといえる。

また、ASME CODE で想定する欠陥が存在する場合の破壊応力と温度の関係を求めると Fig. 17 のようになる。実線で示す本供試材の破壊限界応力曲線は K_{IR} 曲線から求めた限界曲線に対し、高応力レベルにおいて約 20°C 低温側に位置している。いま、本鋼材が $3 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ の中性子照射を受けた場合について、 RT_{NDT} が高温側に移行する量

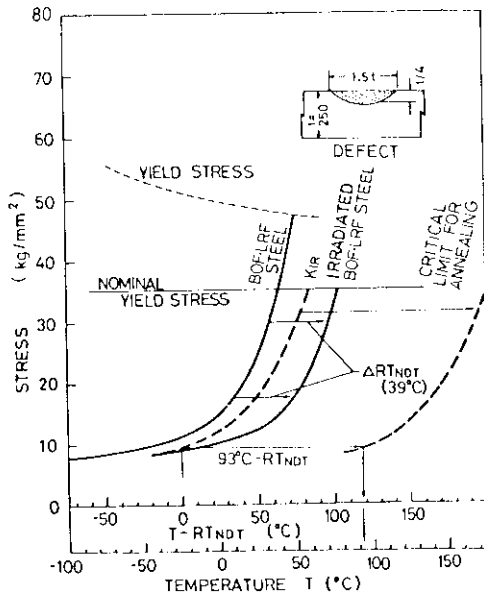


Fig. 17 Evaluation of allowable stress and temperature for 250mm thick heavy section steel plate

ΔRT_{NDT} を米国のNuclear Regulatory Commission (NRC) のRegulatory Guide 1.99が与える(8)式に従って、鋼材中に含有されるCuとPの量から推定すると39°C (69°F)になる。

$$\Delta RT_{NDT} (^{\circ}\text{F}) = |40 + 1\,000(\% \text{Cu} - 0.08) + 5\,000(\% \text{P} - 0.008)| (f/10^{19})^{1/2} \dots (8)$$

f : 中性子照射量 (n/cm^2)
($E > 1 \text{ MeV}$)

これを破壊限界応力曲線にそのまま反映させると、Fig.17のような関係になる。そして、米国NRCのFederal Register Appendix G およびHでは、

中性子照射による予測脆化温度が $RT_{NDT} + \Delta RT_{NDT}$ について93°Cをこえることが予想される場合は、破壊靱性回復のためあらかじめ容器を焼なましできるように設計することを義務づけている。Fig.17にはこのような焼なましをする必要が生ずる破壊限界応力曲線を K_{IR} 曲線を基準として示したが、本鋼材の $3 \times 10^{19} \text{ n}/\text{cm}^2$ の中性子照射脆化による破壊限界応力曲線と対比すれば、安全度は十分高いことが定量的に理解される。

5. 結 言

原子炉圧力容器用として転がー真空取鍋精錬炉 (BOF-LRF) プロセスにより製造された極厚鋼板の特徴を記述し、とくに板厚250mmのA533B Cl. 1鋼板について、その有害不純物元素が少ないこと、および大型鋼塊にもかかわらず化学成分や機械的性質が均一であることを紹介した。また、 K_{IC} 、 K_{Ia} 、 K_{IIa} などの破壊靱性値を評価するため、全厚試験片を含む各種試験を実施し、原子炉圧力容器用として優れた特性を有していることを証明した。

終りにあたり、本研究は日本溶接協会原子力研究委員会7HST小委員会において実施されたことを付記し、試験実施あるいは結果の評価などについて多大のご指導をたまわった委員長安藤良夫教授をはじめとする関係各位に深く感謝する。

また、コンパクトテンション試験は三菱重工業(株)高砂研究所で、落重による K_{Ia} 評価試験はパブコック日立(株)呉研究所で実施された。関係各位に深く感謝する。

参 考 文 献

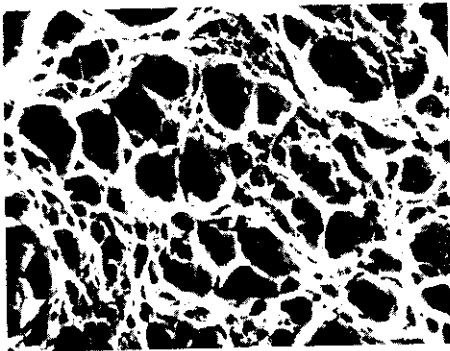
- 1) 江本, 宮田, 高橋, 鈴木, 関根: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 2, 152
- 2) 楠原, 吉村, 荻野, 榎並, 船越, 林: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 2, 44
- 3) F.A.Smidt and L.E.Steele: NRL Report, (1971) 7310
- 4) 榎並, 佐藤, 田中, 船越: 川崎製鉄技報, 6 (1974) 2, 15
- 5) J.R.Rice: J.Appl. Mech., 35 (1968), 379
- 6) J.P.Berry: J.Appl. Phys., 34 (1963), 62
- 7) P.B.Crosby, and E.J.Ripling: MRI. Report, ASTM E24 Committee, July, (1977)
- 8) F.J.Witt: HSST Semiannual Progress Report, ORNL 4681, Feb., (1971)



疲 勞 破 壊
(ストライエーション)



脆 性 破 壊
(リバーハック)



延 性 破 壊
(ディンプル)



疲 勞 破 壊
(低応力疲労破面)



板厚方向破壊
(MnSの剥離破面)



脆 性 破 壊
(粒界破面)

各種破壊機構による構造用鋼の代表的な破面形態の例 (撮影倍率: $\times 1000$)