NDT 温度に及ぼすクラックスタータービード 溶接の影響に関する研究*

佐藤 正信**, 船田 立夫***, 富松 実***

Effect of the Crack-Starter Weld Condition on the Nil-Ductility Transition Temperature*

by Masanobu Satoh**, Tatsuo Funada** and Minoru Tomimatsu**

In ASME Code Sec. III, the value of the reference nil-ductility temperature RT_{EDT} has an important significance to determine the result of the fracture mechanics evaluation. While in the standard both the drop-weight test and Charpy impact test are required to determine the RT_{NDT} , in practice it is normally determined only by the nil-ductility transition temperature (T_{EDT}) obtained by the drop-weight test.

The causes of data scatter in T_{NDT} were investigated to establish appropriate conditions of crack-starter bead welding. Drop-weight tests were carried out for nuclear vessel steels by changing welding conditions to examine the effects of welding amperage and shapes of welding table on T_{NDT} . The results show that the preparation of crack-starter bead by small welding amperage should not be allowed, because it makes the measured T_{NDT} non-conservative, and that it is important to use a welding table which increases the cooling rate of specimen.

Furthermore, the authors proposed methods for estimating T_{NDT} of nuclear vessel steels by using Charpy transition temperatures.

Key Words: NDT temperature, Welding amperage, Welding table, Fracture mechanics, Drop-weight test, Nuclear vessel steel, Crack-starter bead, Charpy transition temperature.

1. 緒 言

ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III 及び Sec. XI では、機器を構成する材料の関連温度、 RT_{NDT} は機器の破壊力学評価に重要な基本値である。 RT_{NDT} は落重試験及びシャルピー衝撃試験の定められた事項を満足する温度として決められるが、実際には原子力材料では落重試験で求まる NDT 温度(以下 T_{NDT} と記す)がそのまま RT_{NDT} となることが多い。従って T_{NDT} は RT_{NDT} の決定上重要な値である。しかしながら、最近、 T_{NDT} が落重試験の方法により、ばらつくことが指摘されており¹⁻⁴⁾、原子力材料では非安全側となることが問題となりつつある。

そこで T_{NDT} のばらつきが生じる原因を調査し、ばらつきの小さい適正な落重試験要領を検討した。更に T_{NDT} と他の靱性パラメーターとの相関を調べ、 T_{NDT} を推定

する方法を提案した。

T_{NDT} のばらつきの原因となる因子は、材料自体の靱性のばらつき、クラックスタータービードの製作、試験片寸法、落重のエネルギー及び衝撃速度等が考えられる。材料自体の靱性のばらつきを考慮しない場合、落重試験片の製作過程のクラックスタータービード溶接条件が以下に述べる理由から重要な因子と考えられる。Fig. 1 は落重試験片の 2 Pass のクラックスタータービード溶接をシミュレートした熱サイクルを与えたときの A 508 Cl. 3 鋼の靱性挙動の例を示す。1st 及び 2nd の熱サイクルの温度履歴に応じて、材料の靱性は低下あるいは上昇する傾向にある。特に、2nd の熱サイクルで 500~700℃に加熱を受けると Temper 効果により靱性が素材よりも著しく改善されることが注目される。A 508 Cl. 3 鋼はこのような靱性改善の最も大きな材料の 1 つであるが、他の原子力材料についても多少の靱性改善は認められる。この熱サイクルの再現試験結果より、落重試験片ではクラックスタータービード溶接により生成される熱影響部は熱履歴により金属組織が微妙に変化し、複雑な靱性

*原稿受付 昭和60年2月25日 昭和60年度秋季全国大会論文発表講演

**正 員 三菱重工業(株) Member, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

*** 三菱重工業(株) Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.

分布が生じてきていると言える。

熱影響部がこのような複雑な靱性分布をもつ落重試験片の破壊挙動を、破壊力学を用いて、検討した模式図を示すと Fig. 2 のようになる。深さ方向の応力拡大係数 K_{IA} は Fig. 2-(a) のような傾向を示し、脆化したクラックスタービードに発生したき裂は熱影響の靱性の改善が大きくない場合には、き裂伝播停止破壊靱性 K_{IA} が K_{IB} より低い温度においては板厚をほぼ貫通する。しかし、熱影響部の靱性の改善が顕著である場合にはこの改善部でき裂はアレストする。一方、表面部の応力拡大係数、 K_{IB} は Fig. 2-(b) に示すように、き裂が試験片

の幅方向に伝播するとともに増大する傾向にあり、改善された熱影響部の靱性レベル及び位置 l により貫通あるいはアレストとなる。ただ、この靱性レベルと幅はクラックスタービードのほぼ中央に設ける切欠きの位置が変化することによって異なることが高野らによって報告されている³⁾。なお、 K_{IB} は脆性き裂が板厚方向や貫通した場合、熱影響部でアレストした場合に比べて大きくなり試験片幅方向に伝播し易い傾向がある。ASTM E 208 の破断 Break あるいは非破断 No Break の判定は表面部の試験幅方向にき裂が伝播し、板端まで達するか否かで決定されるので、表面部の試験片幅方向での熱影響部の靱性レベルとその位置がその判定に大きく左右すると考えられる。深部の板厚方向にき裂が伝播し、板厚を貫通するかどうか間接的には NDT 温度の決定に影響を与えようと考えられる。

Fig. 3 は落重試験片の代表的な破面の例を示す。Fig. 3-(a) はクラックスタービードで発生した脆性き裂が深部板厚方向に伝播した後、改善された熱影響部でアレストした例を示す。また、Fig. 3-(b) はき裂深部が板厚方向にほぼ貫通しているが、表面部の幅方向には熱影響部でアレストが起こり、No Break となった例を示す。

以上のような破壊力学による検討から熱影響部が改善され易い材料では、熱影響部の靱性レベルと位置が NDT 温度の決定に影響を与える可能性が大きい。

そこで、本研究では原子力材料の母材について、クラックスタービードの溶接条件を変えた落重試験を実施し、溶接電流及び溶接台の形状による冷却速度の差が NDT 温度に及ぼす影響を調べ、適性なクラックスタービード製作要領を検討した。また、1984年発行の ASTM E 208-84 a で採用されているクラックスター

Fig. 1 Effects of thermal cycles on the toughness of A508 Cl.3 steel.

Fig. 2 Schematic diagrams of fracture behavior of the drop-weight speitspecimen in accordance with fracture mechanics analysis.

(a) Cross section of specimen at $T_{NDT} +5^{\circ}\text{C}$ (A508 Cl.3 steel) (b) Fracture surface of specimen at $T_{NDT} +5^{\circ}\text{C}$ (A508 Cl.3 steel)**Fig. 3** Examples of fracture surface of drop-weight specimen.

タービードを 1 pass で溶接する場合の影響についても若干検討を加えた。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に供した材料は以下に示す 9 種類の原子力材料である。

- 1) A508 Cl. 3 鋼 (板厚: 300 mm)
- 2) A533 Cr. B Cl. 1 鋼 (" : 210 mm)
- 3) A533 Gr. A Cl. 1 鋼 (" : 115 mm)
- 4) A516 Gr. 70 鋼 (" : 45 mm)
- 5) A533 Gr. A Cl. 1 鋼 (" : 115 mm)
- 6) A516 Gr. 70 鋼 (" : 100 mm)
- 7) A533 Gr. B Cl. 1 鋼 (" : 220 mm)
- 8) A533 Gr. B Cl. 2 鋼 (" : 100 mm)
- 9) A516 Gr. 70 鋼 (" : 38 mm)

これらの材料の化学成分および引張特性を Table 1 に示す。上記の 1)~4) の材料は、 T_{NDT} に及ぼす溶接電流の影響を調べる試験に、5) と 6) の材料は溶接台の形状の影響を調べる試験に供した。また、7)~9) の材料は 1 pass 溶接によるクラックスタービードの影響を調べる試験に供した。

2.2 試験方法

(1) 溶接電流の影響

落重試験片は ASTM E 208-81 規定の P-3 試験片 ($16t \times 50W \times 130L$) を用いた。試験片のクラックスタービードの溶接条件は以下に示すが、溶接電流は ASTM の規定範囲 (180 A ~ 200 A) を越える広範囲の値を採用した。ビード積層法は ASTM E 208-81 に従って 2 pass ビードで行った。

溶接電流: 160 A, 180 A, 190 A, 210 A

Table 1 Chemical compositions and tensile properties of the steels used.

Material	Thickness mm	Chemical Compositions, Weight %										Tensile Properties		
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo		$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_B MPa	δ %
1 A508Cl.3	300	0.18	0.28	1.39	0.005	0.003	0.03	0.70	0.09	0.50		470	570	30
2 A533 Gr.B Cl.1	210	0.20	0.27	1.47	0.007	0.003	0.12	0.60	0.12	0.47		490	640	28
3 A533 Gr.A Cl.1	115	0.19	0.27	1.39	0.005	0.005	0.03	0.30	0.09	0.50		490	640	28
4 A516 Gr.70	45	0.19	0.29	1.15	0.018	0.002	0.12	0.38	0.16	ND		350	550	28
5 A533 Gr.A Cl.1	115	0.19	0.27	1.46	0.003	0.001	0.01	0.35	0.08	0.51		460	600	28
6 A516 Gr.70	100	0.18	0.25	1.15	0.010	0.002	0.11	0.35	0.16	ND		310	502	34
7 A533 Gr.B Cl.1	220	0.19	0.22	1.44	0.005	0.001	ND	0.65	ND	0.48		480	620	28
8 A533 Gr.B Cl.2	100	0.21	0.26	1.44	0.004	0.001	ND	0.65	ND	0.55		560	710	29
9 A516 Gr.70	38	0.15	0.24	1.17	0.005	0.001	0.17	0.53	0.02	0.08		390	530	33

ND = not determined

溶接電圧: 24~26 V

溶接速度: 14~15 cm/min

溶接棒は Murex-Hardex-N および NRL-S を用いた。溶接棒は 350℃ で 1 時間乾燥させた後に使用した。クラックスタービードは試験片の裏面が密着し溶接熱の冷却速度が速くなるような大型の溶接台 (溶接台 A と呼ぶ) を使用して製作したが、試験片の予熱は行っていない。

落重試験は ASTM E 208-81 の要領に従って実施し、各材料の T_{NDT} を決定した。

(2) 溶接台の形状の影響

試験片の冷却速度が T_{NDT} に及ぼす影響を調べるために、形状の異なる 2 種類の溶接台を使用してクラックスタービードを溶接し、 T_{NDT} を測定した。ここで、一方の溶接台は前述の溶接台 A である。他方の溶接台は試験片裏面が空間となり溶接熱の冷却速度が遅くなるもの (溶接台 B と呼ぶ) である。溶接台 A は試験片の裏面と密着するため溶接台 B よりも冷却速度が速くなるものである。溶接電流は 190 A とし、他の溶接条件は前に述べた条件と同一とした。

(3) 1 pass ビードの影響

クラックスタービードの積層法の影響を調べるために、ASTM E 208-81 で規定され従来から用いている 2 pass ビードと新しく ASTM E 208-84 a で規定された 1 pass ビードの試験片を製作した。溶接電流は 190 A とし、溶接台は A, B の 2 種類を用いこの影響も調べた。

3. 実験結果と考察

3.1 溶接電流の影響

溶接電流を変えてクラックスタービードを製作し

Table 2 Results of drop-weight tests (Effect of welding amperage).

Material	Electrode	Amperage	Test Temperature, °C										T _{NDT} °C		
			A	-60	-55	-50	-45	-40	-35	-30	-25	-20		-15	
A508 Cl. 3 (t/4)	NRL-S	210									●	●	○	○	-20
		190									●	●	○	○	-25
	Murex Hardex N	190						●		○	○				-30
		180							●	●	○	○			-30
	160	●	●	○	○		○								-55
A508 Cl. 3 surface	NRL-S	210									●	○	○		-35
		190				●	○	○	○						-45
	Murex Hardex N	190						●	○						-45
		180	●	●	○	○	○								-55
	160	●	●	○	○	○									-55
A533 B Cl. 1 (t/4)	NRL-S	210									●	○			-35
		190									○	○			-35
		160				●	●					○			-40
A533 A Cl. 1 (t/4)	NRL-S	210										●	○	○	-20
		190										○	○	○	-25
		160										●	○	○	-30
A516Gr.70 (t/4)	NRL-S	210									●	○			-40
		190										○	○		-35
		160										●	○		-40
A533 B Cl. 1 SMAW WELD METAL	NRL-S	210										●	○		-35
		190										○	○		-40
		160										●	○		-45

● Breck ○ No Breck SMAW: Shielded Metal Arc welding

● Break ○ No Break SMAW: Shielded Metal Arc welding

Fig. 4 Relation between T_{NDT} and welding amperage.

た試験片の T_{NDT} の測定結果を Table 2 に示す。同一材料で測定された T_{NDT} の最高温度を $T_{NDT(max)}$ と表示し、各溶接電流に対する T_{NDT} との差を求めた ($\Delta T_{NDT} = T_{NDT} - T_{NDT(max)}$)。Fig. 4 に ΔT_{NDT} と溶接電流との関係を示したが、溶接電流が小さくなるほど、 T_{NDT} は低温側になる傾向が認められる。 T_{NDT} のばらつきは、材

Table 3 Data scatter in relative temperature estimated in accordance with fracture mechanics analysis.

Amperage	Assumed Crack Size, mm		K_I , MPa $\sqrt{m}$		Relative Temperature $T - T_{NDT}$, °C	
	Depth a	Surface Length 2c	Point A	Point B	Point A	Point B
160	2	12	39.8	28.6	-10.8	-
190	3	15	43.4	36.9	0.8	-23.2
210	4	18	45.0	44.1	4.9	2.6

^{*)} $\sigma_b = 600 \text{ MPa}$

料によって異なり A 533 Gr. B Cl. 1 や A 516 Gr. 70 ではほとんど認められないが、A 508 Cl. 3 と A 533 Gr. A Cl. 1 では溶接電流の違いにより、最大35℃の差が認められ、特に A 508 Cl. 3 鋼で顕著であった。溶接継手では被覆アーク溶接の溶接金属において10℃の差が認められた。

このような T_{NDT} のばらつきの鋼種による差は、Fig. 1 に示した熱サイクル再現試験の結果と関係が認められ、靱性の改善域が広く、かつ靱性レベルも高い A 508 Cl. 3 鋼では T_{NDT} のばらつきが最も大きく、靱性改善域が狭い A 516 Gr. 70 ではばらつきが少なかった。

A 508 Cl. 3 鋼のように熱影響部の靱性が改善される材料に対して、溶接電流が T_{NDT} に及ぼす影響を破壊力学的に考察する。Fig. 2 に示したように落重試験片の Break あるいは No Break の判定は脆化したクラックスタータービードで発生したき裂が改善された熱影響部でアレストするか否かに左右されると仮定する。改善された熱影響部でアレストする温度を以下のように試算し、 T_{NDT} の実測値と相対比較した。アレストが起こりうる仮想欠陥寸法として試験後の破面観察から熱影響部の脆化域と改善域との境界寸法を採用し、(1)式に示す Newman と Raju の提案式⁵⁾より K_I を計算する。ここで、き裂深さ a はクラックスタータービードの脆化深さ、また、表面長さ $2c$ は試験片表面部における脆化域に設定した。

$$K_I = M(a/t, a/c) \sigma_b \sqrt{\pi a / Q} \quad \dots\dots(1)$$

ここで、 M : K_I の補正係数

Q : き裂の形状係数

σ_b : 曲げ応力

なお、落重試験では試験片に降伏点レベルに相当する応力が発生するようにたわみ量を制御する試験片たわみ止めが設けてあることから、試験片には材料の動的降伏点

に相当する曲げ応力が作用するものとした。

き裂伝播停止破壊靱性 K_{Ia} は ASTM Code Sec. III に記載されている下式で表示できるとした。

$$K_{Ia} = 29.4 + 1.34 \exp\{0.0261(T - RT_{NDT}) + 2.32\} \quad (MPa\sqrt{m}) \quad \dots\dots(2)$$

ここで、 T は温度 (°C), RT_{NDT} は改善された熱影響部での温度 (°C) を示す。 $K_I = K_{Ia}$ の基準を用い、伝播しているき裂がアレストする相対温度、 $T - RT_{NDT}$ の値を求めて示すと Table 3 のようになる。この結果、相対温度の差は、電流が 160 A の場合には 210 A の場合に比べ、約 15°C 低くなることを示し、A508 Cl. 3 (Surface) や A533 Gr. A Cl. 1 鋼の T_{NDT} の実測値と良い対応が認められた。溶接電流が T_{NDT} に及ぼす影響は、脆性域の大きさ、いいかえれば改善された熱影響部の大きさと

位置が非常に大きな因子となりうるということが明らかになったといえる。

以上の実験結果及び考察から、クラックスタービードの溶接電流が小さいと、 T_{NDT} を非安全側に測定する可能性が高くなり、小電流によるクラックスタービードによる試験片製作は許容できないことが明らかになった。

3.2 溶接台の影響

溶接台の形状の違いによる試験片の T_{NDT} の測定結果を Table 4 に示す。溶接台 B を使用した場合の T_{NDT} は、溶接台 A を使用した場合の NDT 温度より約 5°C 低温側の値を示すことが判る。

これは溶接台 A を使用した場合、熱伝導の観点からクラックスタービード溶接時に試験片の板厚を実質上増加させた効果を与え、冷却速度が速くなる傾向を示し、この冷却速度の差が T_{NDT} の若干のばらつきを起こす要因になっていると考えられる。Fig. 5-(a) は、Rosenthal の求めた温度分布式⁶⁾ から算出した溶接ビード中央表面での 800°C から 500°C までの冷却時間と試験片厚さの関係を示した。図中に実測データを併記したが、溶接台 A を使用した場合、溶接台 B と比べて冷却時間が約 1/2 となり、実質上板厚を増加された効果が実験的に確認できた。冷却時間とクラックスタービードの硬さの関係を Fig. 5-(b) に示したが、冷却時間が短くなり、すなわち冷却速度が大きいほどビード硬さが上昇する傾向がある。また Fig. 5-(c) はクラックスタービードの硬さと $\Delta T_{NDT} (T_{NDT} - T_{NDT(max)})$ の関係を示す。両者の関係は材料により違いがあるものの、ビード硬さがあるレベル以上になると安定した T_{NDT} が測定できることを示唆するものである。このような冷却速度の効果

Table 4 Results of drop-weight tests (Effect of welding table).

Material	Electrode	Amperage A	Welding table	Test temperature °C					T_{NDT} °C
				40	-35	-30	-25	-20	
A533 A Cl. 1	Murex-Hardex N	190	A					● ○	-20
			B				● ○	○ ○	-25
A516Gr. 70	NRL-S	190	A			●	● ○	○ ○	-25
			B	●	●	●	○ ○	○ ○	-30

*1) Welding Table

Fig. 5 Relation among T_{NDT} , hardness of welded bead and cooling time. This shows the effects of welding table on T_{NDT} .

は、材料の CCT 曲線より考察すると冷却速度が大きくなると 1st pass で生じた溶接金属及び熱影響部は、十分な焼入れ効果によって最高に硬化し、2nd pass による Temper 効果も少なく、靱性改善が起こり難くなるためと推測される。

以上の検討より、試験片の裏面に完全に密着する溶接台を使用した場合は、クラックスタータービード溶接時に試験片の厚さを増加させることと同じ効果を生じ、冷却速度を速める。

その結果電流によって変化しない最高ビード硬さとなり、安定した T_{NDT} の測定に結びつくものと考えられる。特に厚さの小さい ASTM E 208-81 規定の P-3 試験片の場合、このような溶接台を使用することが重要である。

3.3 1 pass ビードの影響

クラックスタータービードの溶接積層法の違いによる T_{NDT} に及ぼす影響を調べた結果を Table 5 に示す。1 pass ビードによるクラックスタータービードは厳しい値が得られるということから、1984 年版の ASTM E 208-84 a に採用されたが、本実験結果では 1 pass ビードは 2 pass ビードに比べ、必ずしも厳しい側の値を与えるとは結論しがたい結果が得られた。これは 1 pass ビードでは溶接条件によって母材の化学組成の希釈を受け、クラックスタータービードの硬さが変化するためと考えられるが、今後の詳細な検討が必要と考えられる。

3.4 T_{NDT} とシャルピー衝撃特性及び破壊靱性との関係

前述のとおり、 T_{NDT} はクラックスタータービードの溶接条件に大きく影響を受けることが判った。このため、 T_{NDT} を測定する際には落重試験片を注意深く製作することが要求される。しかしながら、落重試験片の製作が適切でなかった場合や T_{NDT} が予め、測定されていない材料に対して何らかの方法で T_{NDT} を精度良く推定することが強く望まれている。

Table 5 Comparison of 2 pass bead method with 1 pass bead method.

Material	Thickness mm	Welding Pass	Welding Table	Test Temperature, °C												TNDT °C	TNDT 2 pass °C
				-75	-70	-65	-60	-55	-50	-45	-40	-35	-30	-25	-20		
A533 Gr. B Cl. 1	220	2	A									●	●	○	-25	0	
		1	A									●	○	○	-30	-5	
		1	B									○	○	○	-35	-10	
A533 Gr. B Cl. 2	100	2	A			●	●	○		○					-55	0	
		1	A			●	●	○		○					-65	10	
		1	B			●	●	○				○			-35	20	
A516 Gr. 70	38	2	A		●	○		○							-70	0	
		1	A	●	○		○								-75	-5	
		1	B	●	○		○								-75	-5	

welding amperage : 190A, Electrode: NRL-5 ● Break ○ No Break

welding amperage : 190A, electrode: NRL-5

● Break ○ No Break

ここでは原子力材料に対して適切な溶接条件のもとで測定された T_{NDT} と、シャルピー衝撃試験あるいは破壊靱性試験で得られたパラメーターとの相関を調べ、 T_{NDT} 温度を推定する方法を検討した。

3.4.1 T_{NDT} とシャルピー衝撃特性との相関

原子力材料の T_{NDT} とシャルピー衝撃特性との相関を調べるために、採用したデータは著者らの試験データと日本の溶接協会の試験データ⁷⁾であり、その総数は約50で母材のみを対象とした。シャルピー衝撃特性のパラメーターは、3種類の遷移温度、1)破面遷移温度 ${}_vT_{rs}$ 、2) 吸収エネルギーが 67.6 J (50ft-lb) となる温度 ${}_vT_{r50}$ および 3) 横膨出量が 0.89 mm (35 mils) となる温度 ${}_vT_{r35}$ mils である。

各パラメーターに対して、最小2乗法により直線近似して求めた T_{NDT} の相関式を(3)~(5)式に示した。

$$T_{NDT} = 0.78 {}_vT_{rs} - 22.8, r = 0.93 \quad \text{.....(3)}$$

$$T_{NDT} = 0.70 {}_vT_{r50} - 20.4, r = 0.80 \quad \text{.....(4)}$$

$$T_{NDT} = 0.48 {}_vT_{r35} \text{ mils} - 16.2, r = 0.86 \quad \text{.....(5)}$$

ここで、 r は相関係数を示したが、 ${}_vT_{rs}$ が T_{NDT} と最も相関が良いことが判る。Fig. 6 は T_{NDT} と ${}_vT_{rs}$ との関係を示した。 T_{NDT} と ${}_vT_{rs}$ との関係は、母材に対して従来、J. H. Gross⁸⁾ および A. D. Willson⁹⁾ の相関式が次式のとおり提案されている。

$$(\text{Gross の提案式}) \quad T_{NDT} = 0.89 {}_vT_{rs} - 37.5 \quad \text{.....(6)}$$

$$(\text{Willson の提案式}) \quad T_{NDT} = 0.89 {}_vT_{rs} - 27.5 \quad \text{.....(7)}$$

Fig. 6 に彼らの相関式を点線でプロットしたが、今回調査したデータの範囲では、Gross の式および Willson の式とも大部分のデータは T_{NDT} を低温側に見積り、非安全側の評価となる。(3)式で示した T_{NDT} と ${}_vT_{rs}$ との相関式は、(6)式及び(7)式と比較して、勾配が若干小さく、 ${}_vT_{rs}$ の違いによる T_{NDT} の推定値への影響は小さくなる。

ASME Code Sec. III では、 $T_{NDT} \geq {}_vT_{r50} - 33^\circ\text{C}$ および

Fig. 6 Relation between T_{NDT} and ${}_vT_{rs}$.

Fig. 7 Comparison of T_{NDT} measured with T_{NDT} estimated.

- (a) T_{NDT} estimated by using T_{rs} .
 (b) T_{NDT} estimated by using three kinds of Charpy impact characteristics (T_{rs} , T_{r50} , $T_{r35mils}$).

$T_{NDT} \geq T_{r35 \text{ mils}} - 33^\circ\text{C}$ を満たす場合には T_{NDT} は RT_{NDT} となるが、データの大部分は T_{NDT} が RT_{NDT} と一致しており、 RT_{NDT} を決定する際、 T_{NDT} の適正試験法の重要性が再認識されたといえる。

以上の T_{NDT} とシャルピー衝撃パラメーターとの相関関係から、 T_{NDT} は最も相関性の高い T_{rs} を用いて(3)式より推定することが有効であることが判った。なお、 T_{NDT} のばらつきも考慮して、 T_{NDT} を安全側に推定する場合には、3種類のシャルピー衝撃特性パラメーターから推定した T_{NDT} の中で最も高温の値を採用する方法を提案する。

$$T_{NDT}(\text{estimated}) = \text{Max.} \{T_{NDT}(T_{rs}), T_{NDT}(T_{r50}), T_{NDT}(T_{r35mils})\} \quad \dots\dots(8)$$

ここで、 $T_{NDT}(T_{rs})$ 、 $T_{NDT}(T_{r50})$ および $T_{NDT}(T_{r35 \text{ mils}})$ は(3)~(5)式にそれぞれ T_{rs} 、 T_{r50} 、 $T_{r35 \text{ mils}}$ を代入した T_{NDT} の値である。(3)式により T_{rs} 単独で求めた T_{NDT} および(8)式で求めた T_{NDT} の推定値を T_{NDT} の実測値と比較し、Fig. 7 に示した。 T_{rs} 単独で推定した場合、大部分のデータが $\pm 10^\circ\text{C}$ 以内の範囲で T_{NDT} が推定できる (Fig. 7-(a))。また(8)式による推定法では、 T_{NDT} の推定値が実測値よりも 10°C 以上も下廻るデータはほとんどなく安全側となることが確認できた。

3.4.1 T_{NDT} と K_{Id} との関係

落重試験片が Break あるいは No Break となる条件は、仮想欠陥の寸法、作用応力およびき裂伝播停止破壊靱性 K_{Id} で決定されることが考えられる。脆化ビードあるいは、熱影響部の脆化域では、き裂は容易に伝播し、これらの領域を超えると、靱性レベルに応じてき裂はアレストする可能性がある。従って、この脆化領域を仮想欠

Fig. 8 Relation between dynamic fracture toughness K_{Id} and dynamic yield strength σ_{yd} .

陥の寸法とみなし、動的降伏点 σ_{yd} レベルの応力が作用するものと想定すると、き裂がアレストする条件は次式で与えられる。

$$K_{Id} = K_I = \sigma_{yd} \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f \quad \dots\dots(9)$$

ここで、 a はき裂の深さ、 f はき裂の形状に依存する係数である。適正な溶接条件で製作された落重試験片では a 及び f がほぼ一定であり、また K_{Id} は停止特性であり、動的負荷時の発生特性である動的破壊靱性 K_{Id} とは物理的意味は異なるが、両者の破壊靱性値は同程度とみなされ、ASME Code Sec. III App. G においても同じと取り扱われていることから、ここでも同程度であると仮定すると、次式が導かれる。

$$K_{Id} / \sigma_{yd} = K_{Id} / \sigma_{yd} = \sqrt{\pi a} \cdot f = c \quad \dots\dots(10)$$

ここで c は定数であり、Irwin らによると $3.9\sqrt{\text{mm}}^{10)}$ 、

Pellini によると $2.5 \sim 3.0 \sqrt{\text{mm}}^{11)}$, Rolfe らによると $3.0 \sqrt{\text{mm}}^{12)}$ となり, いままでに $c = 2.5 \sim 4.0 \sqrt{\text{mm}}$ の値が提案されている. Fig. 8 は原子力材料の母材について K_{Id} と σ_{yd} の関係を示した. なお σ_{yd} が測定されていない材料については, ASTM E 399-83 の Annex 7 に記載されている要領で σ_{yd} を推定した. この結果, c は $3.7 \sqrt{\text{mm}}$ 程度の値となり, 従来提案されている上記の値の範囲内にあることが判った. ただ, Fig. 8 に示したように, K_{Id} はかなりばらつく傾向があり, K_{Id} より T_{NDT} を推定することは難しいものと考えられる.

4. 結 言

代表的な原子力材料に対して, T_{NDT} のばらつきの原因と考えられるクラックスタータービード溶接条件を種々変えた落重試験を実施し T_{NDT} を測定した. クラックスタータービード溶接条件と T_{NDT} のばらつきを破壊力学的に検討を加えるとともに T_{NDT} とシャルピー衝撃遷移温度および K_{Id} との相関性を検討した. 得られた結論は次のとおりである.

(1) T_{NDT} のばらつきは, クラックスタータービードの溶接電流によって左右され, 材料の脆化特性と関係がある. すなわち, 熱影響部の靱性改善領域が大きい A 508 Cl. 3 鋼等の材料では, 小電流の溶接条件の場合, T_{NDT} が低温側になることがあり非安全側評価となる.

(2) 溶接熱の冷却速度を速める効果のある溶接台を使用して, クラックスタータービード溶接を行うと, ビード硬さが最大となり, 安定した T_{NDT} が得られる. 特に厚さの薄い P-3 試験片を使用する場合, 冷却速度を速める効果のある溶接台を使用して溶接することが重要で

ある.

(3) T_{NDT} は, シャルピー衝撃遷移温度 (${}_vT_{rs}$, ${}_vT_{r50}$, ${}_vT_{r35 \text{ mils}}$) と良い相関が認められ, これらの温度を用いて T_{NDT} を推定することができる.

(4) 1 pass 溶接によるクラックスタータービードにおいても溶接条件による影響が認められたので, 今後検討する必要がある.

参 考 文 献

- 1) S. Onodera, H. Tsukada, K. Suzuki, T. Iwadate and Y. Tanaka: A study on Drop-Weight-Tests: Reproducibility and Welding Procedure, 6th MPA-Seminar, October, 1980.
- 2) H. Tsukada, K. Suzuki, T. Iwadate and Y. Tanaka: A study on Drop Weight Test using A508 Cl. 2 Steel, JSW Report R[MS] 81-60, December, 1981.
- 3) 高野, 串田, 阿部: NDTT に及ぼす落重試験片製作条件の影響, 鉄鋼協会講演概要集, 81-S-487 (1981) P487.
- 4) 腰塚, 榎並, 他: 落重試験 NDT 温度に及ぼす熱影響部の影響, 鉄鋼協会講演概要集, 80-S-434 (1980) P434.
- 5) J.C. J.C. Newman and I.S. Raju, I.S. NASA Technical Paper 1578, 1978.
- 6) D. Rosenthal, Welding Journal, Vol. 20, 1941, P-220S.
- 7) Y. Sakai, K. Miya, I. Takahashi and Y. Ando; Study of Fracture Toughness of Nuclear Pressure Vessel Steels, 7th Structural Mechanics in Reactor Technology, Vol. G, 1983.
- 8) J. H. Gross. Welding Journal, Vol. 39, 1960, P-59S.
- 9) A.D. Willson, Transaction of ASME, Vol. 100, 1978.
- 10) G.R. Irwin, J.M. Irwin, J.M. Kraft, P.C. Paris and A.A. Wells; Basic Aspects of Crack Growth and Fracture, NRL Report 6598, Washington, D.C., Nov. 21, 1967.
- 11) W.S. Pellini; Advances in Fracture Toughness Characterization Procedures and in Quantitative Interpretations to Fracture Safe Design for Structural Steels, NRL Report No. 6713, 1968.
- 12) S.T. Rolfe, and J.M. Barsom; Fracture and Fatigue Control in Structure-Applications of Fracture Mechanics, Prentice-Hall, Inc., 1977.