

(昭和 42 年 5 月造船協会春季講演会において講演)

## 高張力鋼の硬化熱影響部の切欠靱性

(第1報 ビード溶接試験)

正員 寺沢 一雄\* 正員 大谷 碧\*  
正員 寺井 清\*\* 正員 山田 桑太郎\*\*  
正員 酒戸 恒男\*

Notch Toughness of Heat Affected Zone in Welded High Tension Steels

(1st Report Bead Weld Test)

by Kazuo Terazawa, Member, Midori Otani, Member  
Kiyoshi Terai, Member, Sotaro Yamada, Member  
Tsuneo Sakato, Member

### Summary

Experiments were made to investigate the notch toughness of bead welded high tension steels, WT 50, WT 60 and WT 80. Kinzel bend test and Double Blow impact test were performed to make clear the characteristics of fracture initiation in the heat affected zone of weldments. As the results of experiment, the following were revealed.

(1) The bend angle at maximum load was proposed as the most suited criterion to measure the ductility transition in Kinzel bend test. It was shown using this criterion that the weldments were remarkably notch brittle as compared with base plates.

(2) Energy for fracture initiation ( $W_t$ ) vs. temperature curves were measured in Double Blow impact test, and a ductility transition temperature,  $(T_{RF})_2$ , was determined from these curves. The adverse effect of welding was marked in WT 60 and WT 80, whereas such effect of welding was unexpectedly slight in WT 50.

### 1 緒 言

構造用高張力鋼において、その溶接継手のボンド近傍は溶接時の急熱急冷の熱サイクルのため、硬化熱影響部ができる。この部分は切欠感度が鋭く、継手性能上問題の多いところである。

この溶接熱影響部の冶金的な研究には、再現熱サイクルを使用し、主としてVシャルピー試験でその切欠靱性を検討する方法が、従来おこなわれている<sup>1)~3)</sup>。

一方熱影響部の切欠靱性の低下が、溶接継手の使用性能にどの程度影響するかを小型試験でいかにして求めるかは、まだ良く知られておらず、使用性能の評価は IHI 試験<sup>4)</sup>や広幅溶接試験<sup>5)</sup>などの実物試験に近い大型試験片で直接行なう方法が一般である。

すなわち従来わが国では、この種の小型試験としては、(a) オーストリヤ試験、(b) ショートビード試験 (c) NDT 落重試験などが用いられてきたが、(a) と (b) は熱影響部に対して無切欠のときの延性を評価するものであり、また (c) は伝播試験の色彩が強いとされ、いずれも破壊発生に関する切欠靱性試験としては好適であるまいと考えられる。

脆性破壊の発生に主眼点をおきながら、小型試験片で溶接のボンド部付近の切欠靱性を正当に評価する方法を知るため、われわれは各種の構造用高張力鋼を用いて、

原稿受付日 昭和 42 年 1 月 10 日

\* 大阪大学工学部

\*\* 川崎重工業KK技術研究所

- (1) ピード溶接キンゼル試験
- (2) ピード溶接二重衝撃試験
- (3) 再現熱サイクル二重衝撃試験
- (4) 再現熱サイクル破壊応力曲線試験

を行ない、小型試験片（キンゼルおよびVシャルピー試験片）の熱影響部における破壊発生機構と、従来脆性破壊試験で慣習的に使用されてきた基準量の性格を明らかにするとともに、ピード溶接の熱影響部と再現熱影響部の切欠靱性との関係を比較検討した。また同時に再現熱影響部の破壊応力曲線試験を行ない、熱影響部の切欠靱性を応力論的に評価することを試みた。そしてこれらの基礎的考察をもとにして、キンゼル試験とピード溶接シャルピー試験に対し、破壊発生に関する小型工業試験としての適格性を検討したのである。

まず本論文においては、(1)と(2)のピード溶接試験の結果について述べよう。

## 2 供 試 鋼 材

供試鋼材は、3種の高張力鋼 WT 50 と WT 60 および WT 80 である。ただしキンゼル試験には WT 50 と WT 80 のみを用いた。供試鋼のうち WT 50 は圧延のままで、WT 60 と WT 80 は調質 (QT 处理) されたものである。それらの化学成分および機械的性質を Table 1 と 2 に示した。板厚はいずれも 25 mm であった。

Table 1 Chemical compositions (%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
WT 50	0.19	0.37	1.36	0.012	0.027	0.05	0.12	—	—	—
WT 60	0.13	0.46	1.24	0.015	0.006	0.22	0.15	—	—	—
WT 80	0.15	0.28	0.88	0.012	0.006	0.56	0.25	0.48	0.96	Tr.

Table 2 Mechanical properties.

Steel	Yield point (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Elongation (G.L.=50mm) (%)	Reduction of area (%)
WT 50	36.2	56.0	34.8	64.0
WT 60	53.0	63.8	29.7	75.5
WT 80	79.1	83.6	22.5	68.2

## 3 試験片および試験方法

### 3.1 キンゼル試験

試験片形状は Fig. 1 に示すとくである。溶接条件は Table 3 に示すとくで、3種の入熱量と予熱または予冷を組合せて溶接ピードをおき、熱影響部の硬度レベルを種々調整した。溶接棒は各高張力鋼用の低水素系のものを使用したが、WT 50 には、W<sub>5</sub>-6 の溶接条件のみは、18-8 オーステナイト系溶接棒 (NC-39) を用いた。

また切欠は標準形状（先端半径 0.25 mm）としたが、溶接条件 W<sub>5</sub>-3 のみは切欠半径 1.0 mm をとした。なお切欠はロール方向に直角に入れた。

Fig. 2 に示した形状の曲げ治具と試験片を低温槽に入れ、所定の温度に約 5 分間保持し、そのまま槽中で試験を行なつた。冷媒は +10°C～-69°C まではドライアイスとアルコール、-160°C～-60°C は液体窒素とエーテルであつた。試験機は油圧式 200t 万能型のもので、荷重速度は 25 mm/min を標準とした。

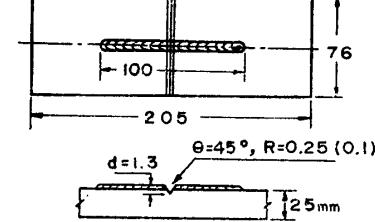


Fig. 1 Specimen for Kinzel test.

曲げ試験より得られた荷重撓み曲線より、最大荷重時の曲げ角および

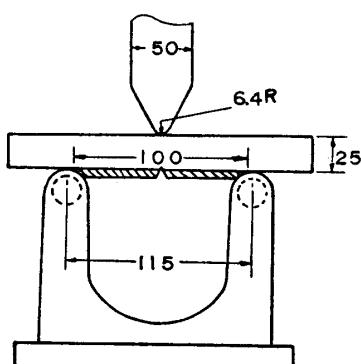


Fig. 2 Jig for Kinzel test.

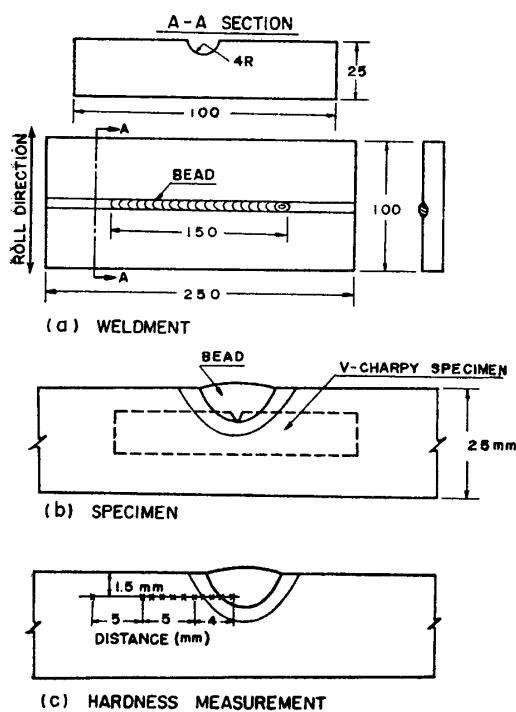


Fig. 3 Specimen for double blow test (bead weld).

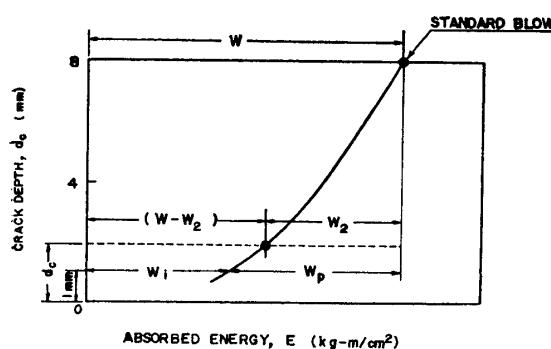
Fig. 4 Definition of  $W_1$  and  $W_p$ .

Table 3 Welding conditions for Kinzel specimen.

Steel	Notation	Electrode	Preheat temp. (°C)	Welding condition				$H_{V\max}$	Radius of notch (mm)
				Current (A)	Voltage (V)	Speed (in/min.)	Heat input (joule/in.)		
WT50	Base pl.	—	—	—	—	—	—	160	0.25
	W <sub>5</sub> -1	L-55	Room temp.	175	24	4	63,000	306	“
	W <sub>5</sub> -2	“	“	“	“	6	42,000	380	“
	W <sub>5</sub> -3	“	“	“	“	“	“	“	1.00
	W <sub>5</sub> -4	“	300	“	“	16	“	246	0.25
	W <sub>5</sub> -5	“	-100	“	“	12	21,000	427	“
WT80	W <sub>5</sub> -6	NC39	Room temp.	“	“	5	42,000	368	“
	Base pl.	—	—	—	—	—	—	270	“
	W <sub>8</sub> -1	L-80	400	175	24	6	42,000	324	“
	W <sub>8</sub> -2	“	300	“	“	“	“	365	“
	W <sub>8</sub> -3	“	Room temp.	“	“	“	“	420	“

Table 4 Welding conditions for double blow specimen (bead weld).

Steel	Notation	Electrode	Preheat temp. (°C)	Welding condition				$H_{V\max}$
				Current (A)	Voltage (V)	Speed (in/min.)	Heat input (joule/in.)	
WT50	Base pl.	—	—	—	—	—	—	160
	W <sub>5</sub> -1	L-55	400	175	24	6	42,000	231
	W <sub>5</sub> -2	“	200	“	“	“	“	280
	W <sub>5</sub> -3	“	R.T.	“	“	“	“	350
	W <sub>5</sub> -4	“	-100	“	“	“	“	390
	W <sub>5</sub> -5	“	“	“	“	12	21,000	455
WT60	Base pl.	—	—	—	—	—	—	210
	W <sub>6</sub> -1	LB-60	400	175	24	6	42,000	250
	W <sub>6</sub> -2	“	300	“	“	“	“	260
	W <sub>6</sub> -3	“	200	“	“	“	“	295
	W <sub>6</sub> -4	“	R.T.	“	“	“	“	354
	W <sub>6</sub> -5	“	-100	“	“	“	“	374
WT80	Base pl.	—	—	—	—	—	—	270
	W <sub>8</sub> -1	L-80	400	175	24	4	63,000	305
	W <sub>8</sub> -2	“	“	“	“	6	42,000	338
	W <sub>8</sub> -3	“	300	“	“	“	“	366
	W <sub>8</sub> -4	“	100	“	“	“	“	430
	W <sub>8</sub> -5	“	R.T.	“	“	“	“	437

Table 5 Transition temperatures in Kinzel test.

Steel	Notation	$H_{V\max}$	Radius of notch (mm)	$T_{R_{Gy}}$ (°C)	$T_{R_{d5}}$ (°C)	$T_{R_{f1}}$ (°C)	$T_{R_{f2E}}$ (°C)	$T_{R_{S5}}$ (°C)	$T_{R_s}$ (°C)	$T_{R_{S100}}$ (°C)
WT50	Base pl.	160	0.25	-133	-145	-100	-52	-58	-50	-40
	W <sub>5</sub> -1	306	“	-40	-30	-14	-15	-66	-43	0
	W <sub>5</sub> -2	380	“	—	-2	+6	+24	-40	-4	+20
	W <sub>5</sub> -3	“	1.0	—	-30	-6	+14	-37	-18	+20
	W <sub>5</sub> -4	246	0.25	-100	-30	-26	-3	-42	-14	0
	W <sub>5</sub> -5	427	“	-22	-15	-15	0	-44	-18	+10
WT80	Base pl.	270	“	-137	-130	-90	-84	-64	-29	+20
	W <sub>8</sub> -1	324	“	-92	-20	-38	-8	-38	-22	+20
	W <sub>8</sub> -2	365	“	-80	-56	-54	-32	-40	-10	0
	W <sub>8</sub> -3	420	“	-45	-40	-42	-18	-60	-37	0

最大荷重までの吸収エネルギーを求めた。さらに試験片の破壊後、切欠底部より 0.8 mm の個所の横収縮率および剪断破面率を測定した。なおそれぞれの溶接条件に対してビード付近のピッカース硬度試験（荷重：10 kg）を行ない、その最高硬度 ( $Hv_{max}$ ) を求めた。測定値は Table 3 中に併せ示した。

### 3.2 二重衝撃試験

二重衝撃試験に用いたビード溶接 V シャルピー試験片の形状と、試験片採取要領を Fig.3 に示す。すなわちビード深さをほぼ一定に保つため、みぞを加工してビードを溶接してから、同図に示すごとくビードに直角に試験片を採取した。したがつて切欠は板面に平行となつた。その際切欠底部にボンド部がちようどくるように、一本ごとに切断面をエッチしてその位置を確めてのち、切欠を加工した。なお試験片は鋼板のロール方向から採取した。ビード溶接に当つては、Table 4 に示すように入熱量と予熱量を変えて溶接し、硬度レベルを種々調節した。

さて二重衝撃試験は著者のひとりが先に提案<sup>6)</sup>したものであるが、この試験法においては、第1回の小打撃 ( $W_1$ ) により小破壊（その深さ  $d_c$ ）を発生させ、その試験片に対する第2回の標準打撃の吸収エネルギー ( $W_2$ ) を、別に求めておいた標準シャルピー試験の吸収エネルギー ( $W$ ) から差引き、( $W - W_2$ ) を標準打撃により  $d_c$  を発生させるに必要な仕事エネルギーと考えて、Fig.4 のように  $d_c$ ～吸収エネルギー曲線を画き、便宜上  $d_c=1$  mm の点をもつて、V シャルピー試験片の破壊発生エネルギー ( $W_i$ ) とその伝播エネルギー ( $W_p$ ) とに分ける。かかる試験を各試験温度に対し行なつて、 $W_i$  および  $W_p$ ～温度曲線を求めるのである。

## 4 実験結果および考察（その 1 キンゼル試験）

### 4.1 実験結果

キンゼル試験の各遷移曲線から硬化熱影響部の切欠靱性、とくに脆性破壊の発生に関するものを、正しく評価するためにどのような基準量を選定すべきかは、現在のところまだ良く知られていないということができるであろう。この点を明らかにするため、従来慣習的に使用されてきた遷移温度  $Tr_{\frac{1}{2}E}$ 、 $Tr_{\phi_1}$ 、 $Tr_s$  の他に、さらに新しく  $Tr_{\alpha_5}$ 、 $Tr_{S5}$ 、 $Tr_{S100}$ などをも定義して、破壊発生との関連性について検討することにした。ここに

$Tr_{\phi_1}$ …破断後の横収縮量 ( $\phi$ ) が 1% となる温度

$Tr_{\alpha_5}$ …最大荷重面の曲げ角 ( $\alpha$ ) が 5° となる温度

$Tr_{\frac{1}{2}E}$ …最大荷重時までの吸収エネルギー ( $E$ ) がその最大値の 1/2 となる温度

$Tr_{S5}$ …剪断破面率 ( $S$ ) が 5%\* となる温度

$Tr_s$ …剪断破片率 ( $S$ ) が 50% となる温度

$Tr_{S100}$ …剪断破面率 ( $S$ ) が 100% となる温度 をあらわす。

WT 50 の各種の溶接条件に対する遷移温度曲線を、Fig.5 に示した。また WT 80 についても同図に示した。それより求めた各種遷移温度を、Table 5 に一括して記載した。

### 4.2 考察

Table 5 中の遷移温度  $Tr_{\alpha_5}$ 、 $Tr_{\phi_1}$ 、 $Tr_{\frac{1}{2}E}$ 、 $Tr_s$  を  $Hv_{max}$  に対してプロットすると、Fig.6 のごとくなる。またこれらに  $Tr_{S5}$  と  $Tr_{S100}$  を加えて、 $Hv_{max}$  との関係を鋼材ごとに図示すると、Fig.7 が得られる。

(1) Fig.6 によれば、図中の 4 種の遷移温度のうち  $Tr_s$  のみは溶接の影響をあまり受けず、溶接の結果や上昇するにとどまることが分る。従来からいわれるよう、 $Tr_s$  はいわゆる fracture 遷移温度であるから、この種のビード溶接試験片で溶接熱影響部の破壊発生に関する切欠靱性の検討を主目的とする場合には、当然不適格な遷移温度であると考えられる。

(2) これに対して残りの 3 遷移温度  $Tr_{\alpha_5}$ 、 $Tr_{\phi_1}$ 、 $Tr_{\frac{1}{2}E}$  は、いずれも溶接の影響を受けて明らかに上昇し、溶接部の切欠靱性は母材にくらべて一般にいちじるしく劣ることを示している。3 種の遷移温度のうち溶接の影響をもつとも敏感にうけるのは  $Tr_{\alpha_5}$  である。 $Tr_{\phi_1}$  も  $Tr_{\alpha_5}$  に準じた影響を受ける。

(3) WT 50 において、 $Tr_{\alpha_5}$ 、 $Tr_{\phi_1}$ 、 $Tr_{\frac{1}{2}E}$  に対する切欠半径の影響を調べると、切欠半径が 1.0 mm のときは、0.25 mm の場合に比べて  $Tr_{\alpha_5}$  は明らかに低下するが  $Tr_{\phi_1}$  と  $Tr_{\frac{1}{2}E}$  ではその影響がほとんど認められない。すでに定説となつてゐるごとく<sup>7)</sup>、脆性破壊の発生に関する遷移温度は切欠半径の影響を敏感に受けるはずである。それゆえ Fig.6 中に示された切欠半径の影響から、3 種の遷移温度のうち  $Tr_{\alpha_5}$  のみが破壊発生に

\* ビード溶接試験片では  $S$  が 0% となる温度を正確に定め難い場合があったので、それに近いものとして 5% を用いた。

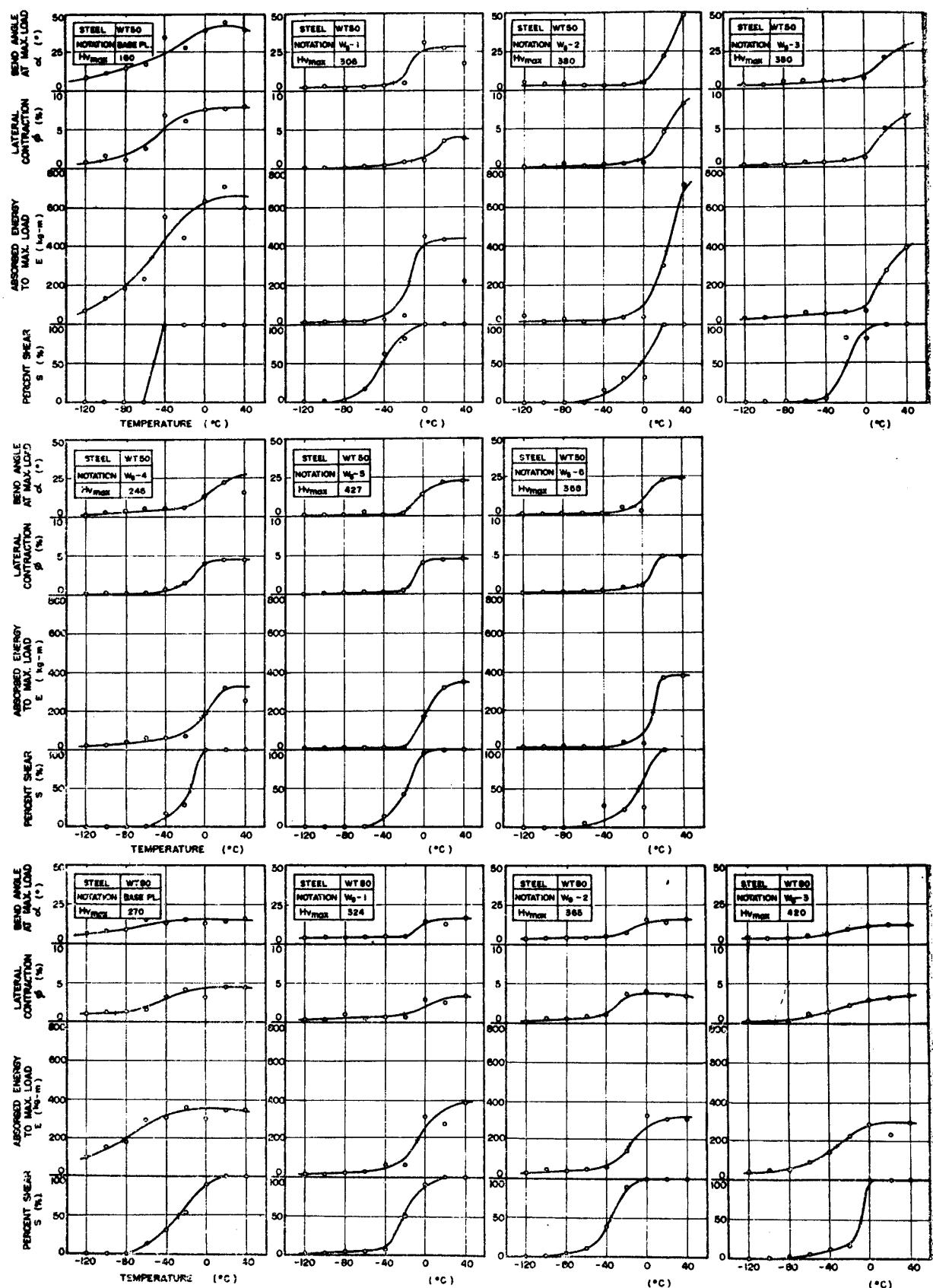


Fig. 5 Transition curves in Kinzel test.

## 高張力鋼の硬化熱影響部の切欠韌性

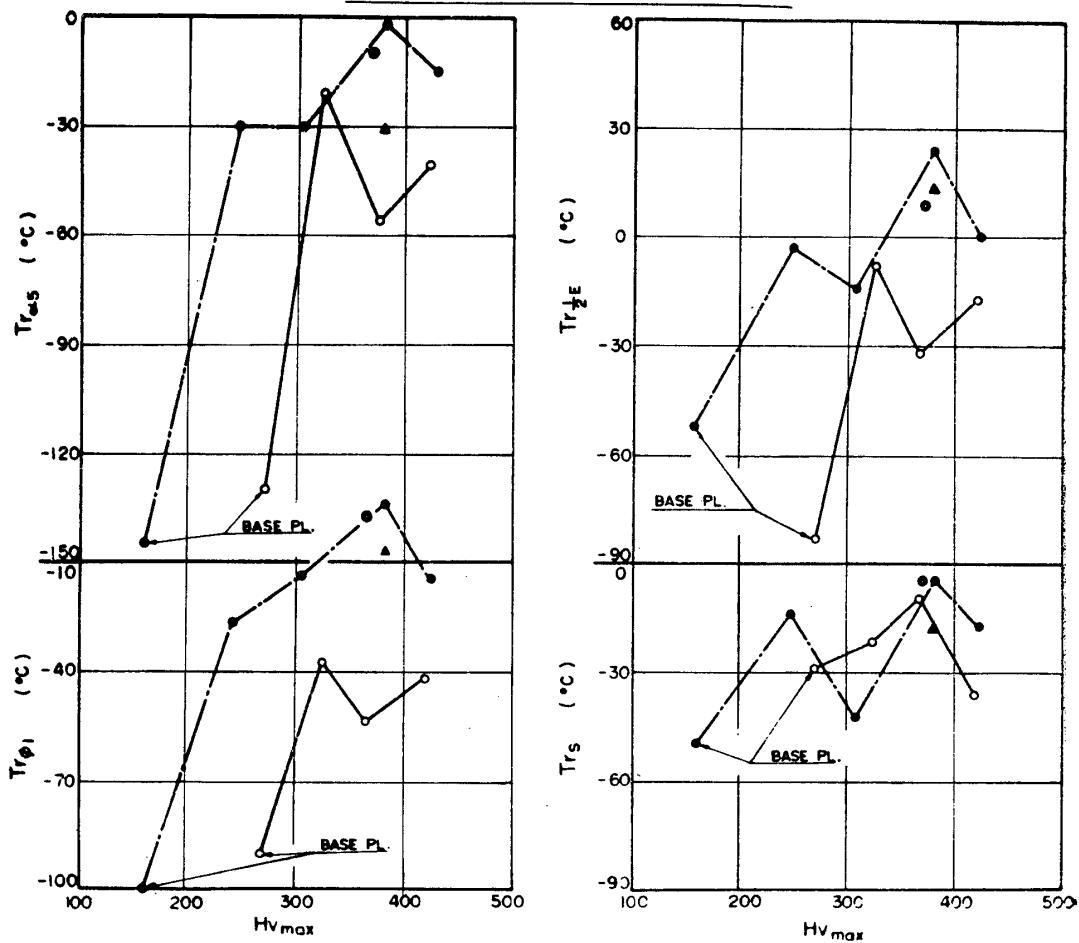


Fig. 6 Transition temperatures in Kinzel test (1).

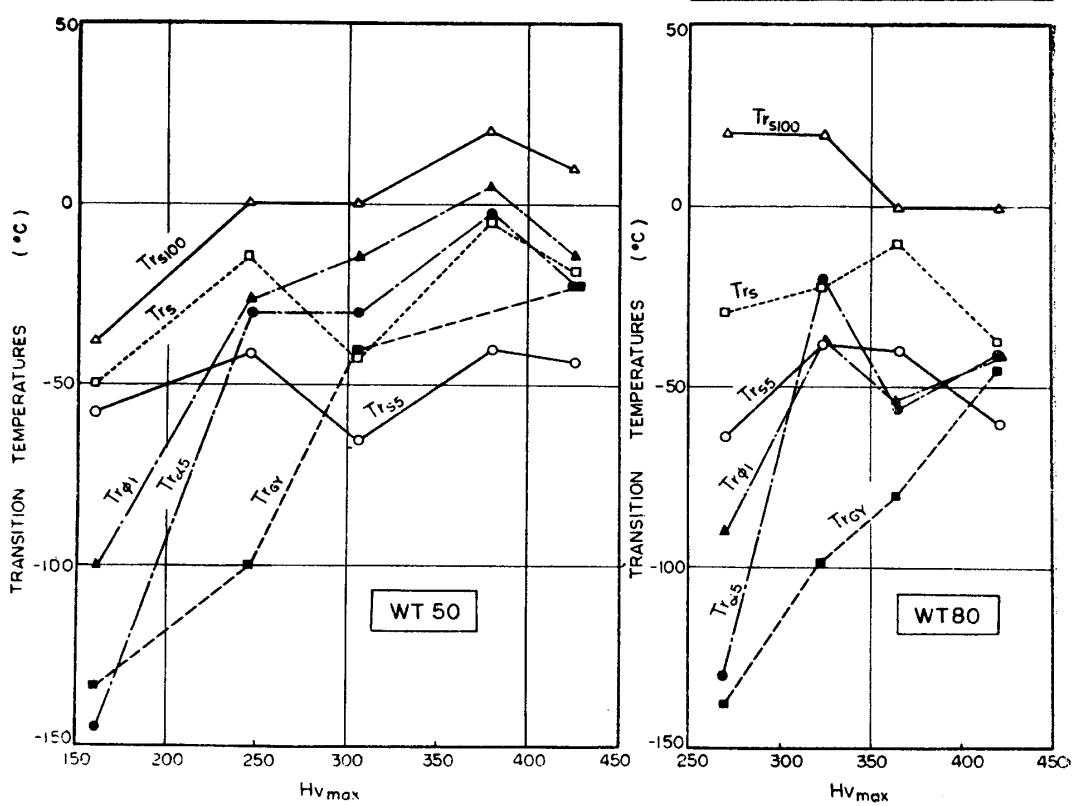
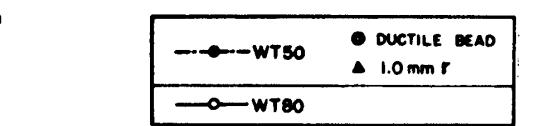


Fig. 7 Transition temperatures in Kinzel bend test

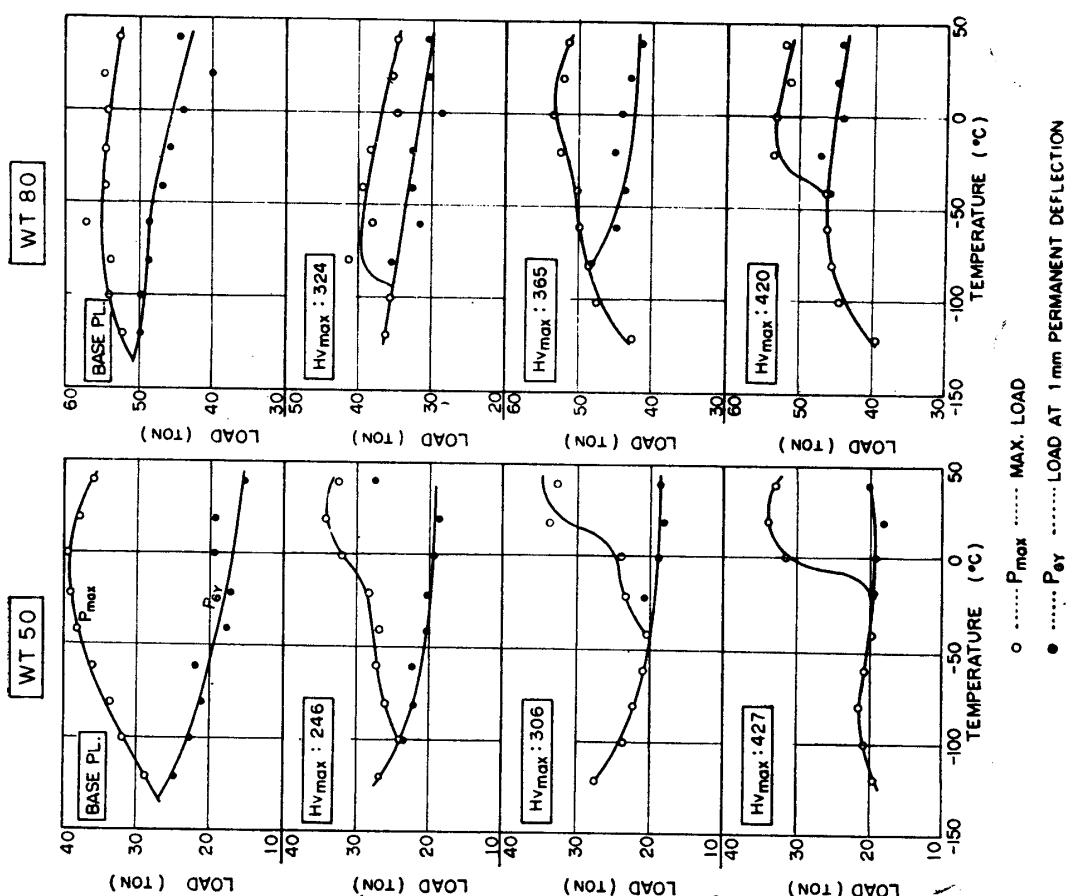
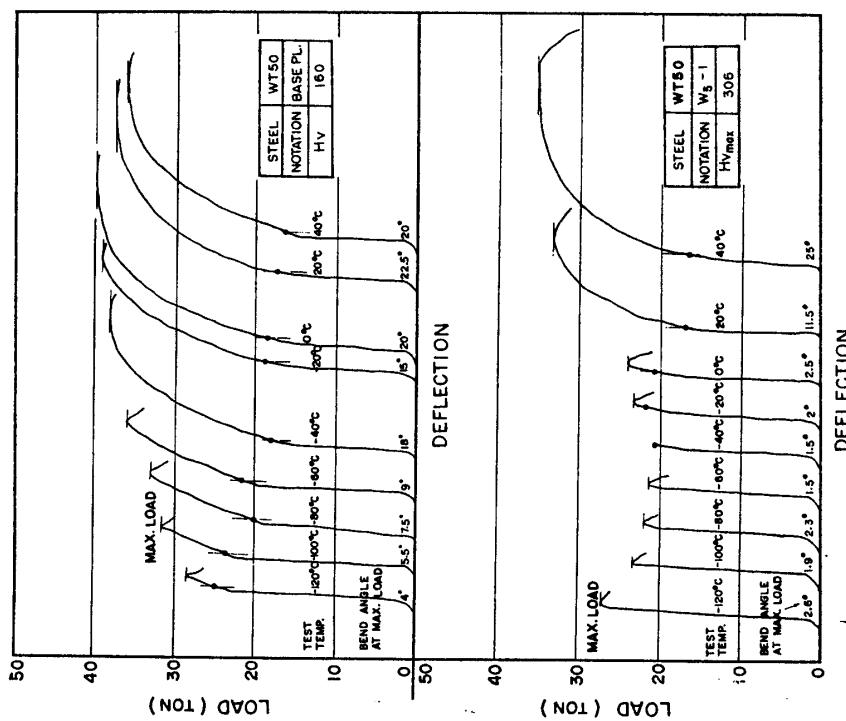
Fig. 9  $P_{\max}$ ,  $P_v$  of WT 50 and WT 80.

Fig. 8 Examples of load-deflection curves in Kinzel test.

関するいわゆる ductility 遷移温度としての特性を明確に示し、他の二者はそれほど明確にその特性を示さないことがわかつた。

なおオーステナイト系の ductile bead は、いずれの遷移温度に対しても普通のビード（低水素系）とほぼ同じ値を示した。

（4）これらの遷移温度の性格をさらに検討するために、Knott<sup>8)</sup>の提案した遷移温度 ( $Tr_{GY}$ ) の概念を用いることにした。彼は軟鋼の切欠曲げ試験において、試験片が general yield したときにちようど破壊するごとき低温を遷移温度  $Tr_{GY}$  としたのであるが、本報告においてはそれに近いものとして、Fig.8 の荷重～撓み曲線の例において、試験片が最初の近似的な直線部をはなれてやや塑性変形し、1 mm の塑性撓みを生じたときに破壊するごとき温度を  $Tr_{GY}$  と定義してみた。

この  $Tr_{GY}$  は、Fig.9 のようにして求めることができる。すなわち Fig.8 中に示した荷重～撓み曲線上で、塑性撓み 1 mm となる荷重 ( $P_{GY}$ ) と最大荷重 ( $P_{max}$ ) とを求め、これらを試験温度に対してプロットして Fig.9 の曲線を書き、両曲線が一致する温度を図上で求めて  $Tr_{GY}$  とするのである。

代表的な溶接条件の場合と母材に対して、このようにして決定した  $Tr_{GY}$  と  $Hv_{max}$  の関係が Fig.7 中に併せて示されている。この図において  $Tr_{GY}$  と  $Tr_{as}$  の関係をみると、WT 80 で  $Hv$  が 324 の点が例外であるのを除き、両者の変化の傾向はいずれもほぼ同様であった。また板厚 25 mm の本供試鋼においては、両温度の値もかなり類似していた。

（5）遷移温度  $Tr_{phi}$  は、鋼材の溶接熱影響部の切欠靱性を判定する際の基準的な遷移温度として、とくにアメリカにおいて従来から広く用いられてきた。しかし前述のとおり、本報告において  $Tr_{phi}$  は、 $Tr_{as}$  にくらべて切欠形状の影響を受けることが鈍感であり、ductility 遷移温度としての性格にやや疑問が感じられる。

キンゼル試験片の溶接熱影響部にクラックが発生する時期を知るために行なった Voldlich の実験結果<sup>9)</sup>を参照すると、ボンド近傍のクラックは予想外に小さい撓み量のときに、きわめて初期に発生する。

ビード溶接試験片の破面を観察すると、 $Tr_{phi}$  程度の低温ではこのクラックは cleavage 型である。しかし剪断面率 ( $S$ )～温度曲線において、温度  $Tr_{phi}$  のときの  $S$  の値は WT 50 で約 50%，WT 80 で約 10% であったことから知られるように、この小 cleavage クラックは一旦延性破壊に転じ、母材中をある期間は徐々に成長するであろう。横収縮率 ( $\phi$ ) は破断後に測定されるのであるから、延性クラック成長の際に示す母材の横収縮率が基準量 1% の中にかなり含まれてしまい、早期に発生したボンド近傍クラックの検出能力が弱まることが予想される。先に Fig.7 で記したごとく、 $Hv_{max}$  に対して  $Tr_{phi}$  は  $Tr_{as}$  に準じた挙動の変化を示した。

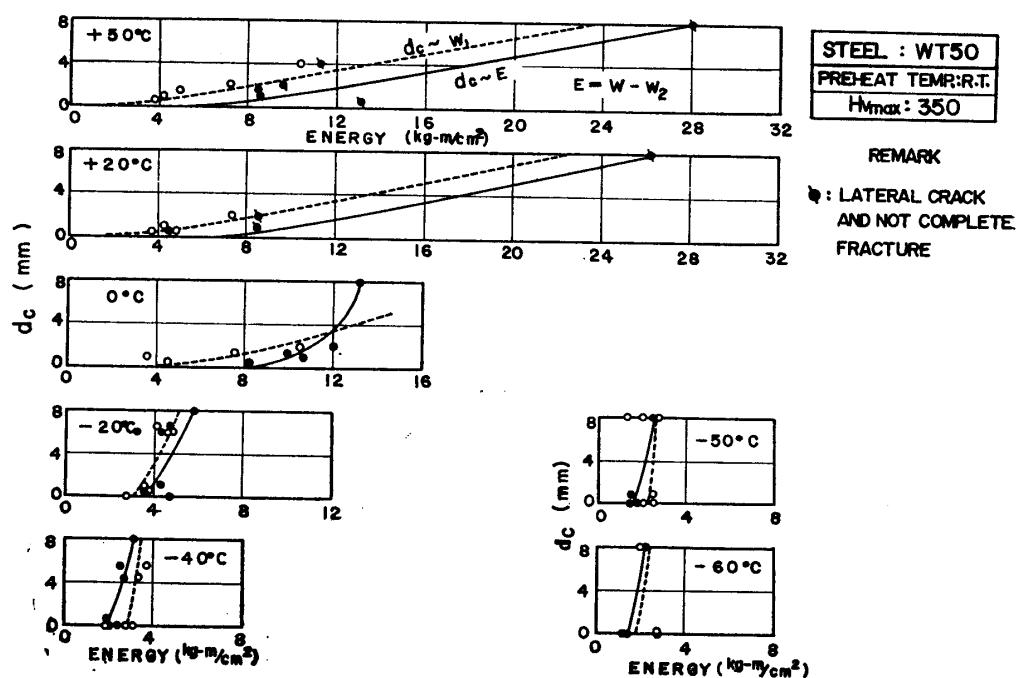


Fig. 10 Examples of  $d_c$  ~  $E$  diagram (1).

したがつて両者は類似した遷移温度であろうと考えられるが、上述の考察にもとづいても判断すると、ductility遷移温度を決定するためには、破断後に測定する $\alpha$ を基準量として用いるよりも、最大荷重時の $\alpha$ を用いる方が良いのである。なお最大荷重時までの吸収エネルギーを基準量にとり遷移温度  $Tr_{\frac{1}{2}E}$  を定義したが、これは  $Tr_{\phi_1}$  よりかなり高温側にある。したがつて  $Tr_{\frac{1}{2}E}$  は、ビード溶接試験片では 100%S の温度に近く、母材の影響を一層強く受けると思われるので、本研究の目的にはやはり適していないようであつた。

(6) 前述のごとく、 $Tr_S$  は溶接の影響を示すことが鈍感であつたが、Fig.7 中に示されているとおり、 $Tr_S$  のみならず  $Tr_{S5}$  と  $Tr_{S100}$  もまた溶接の影響をあまり受けなかつた。

## 5 実験結果および考察（その2 二重衝撃試験）

### 5.1 実験結果

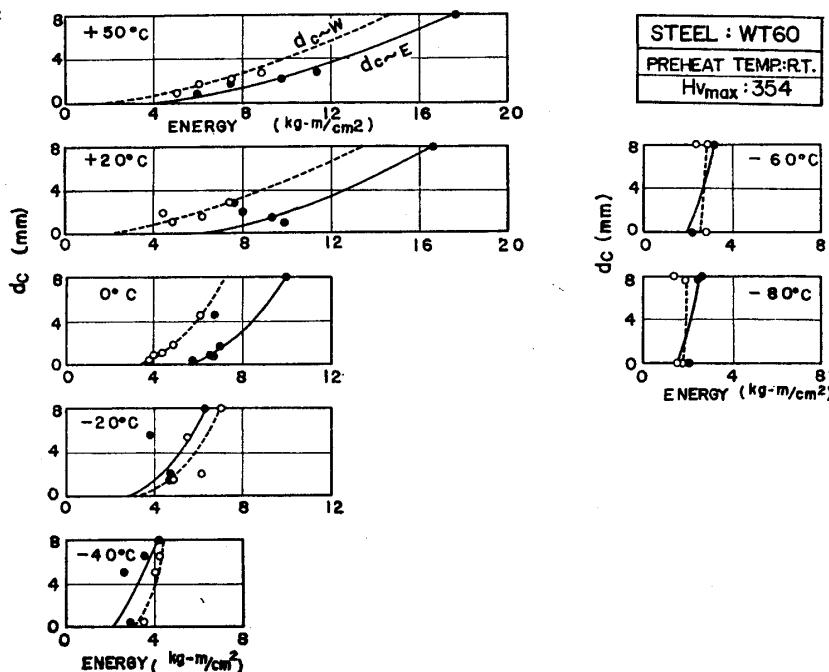


Fig. 11 Examples of  $d_c$ -E diagram (2).

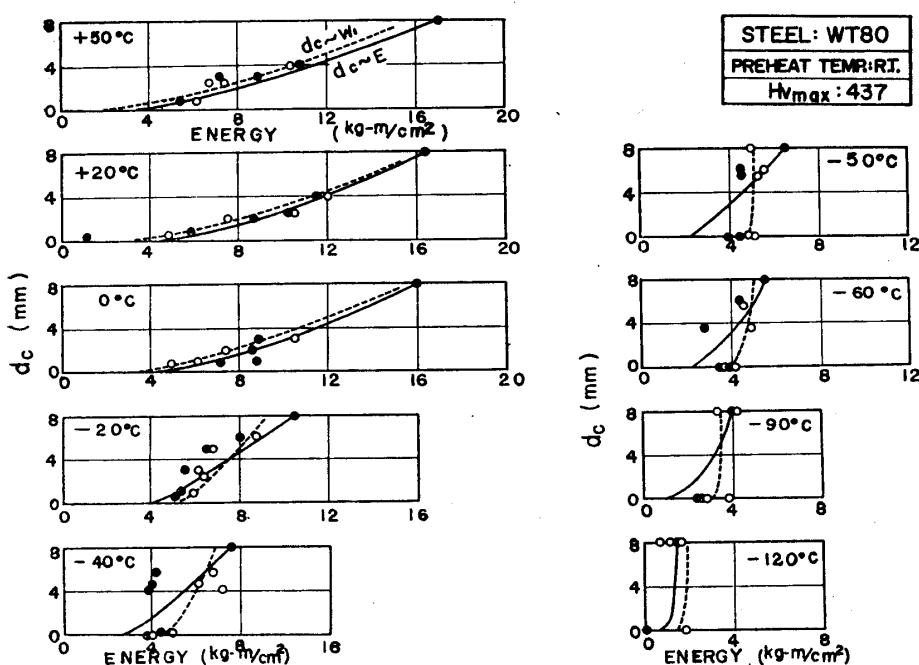


Fig. 12 Examples of  $d_c$ -E diagram (3).

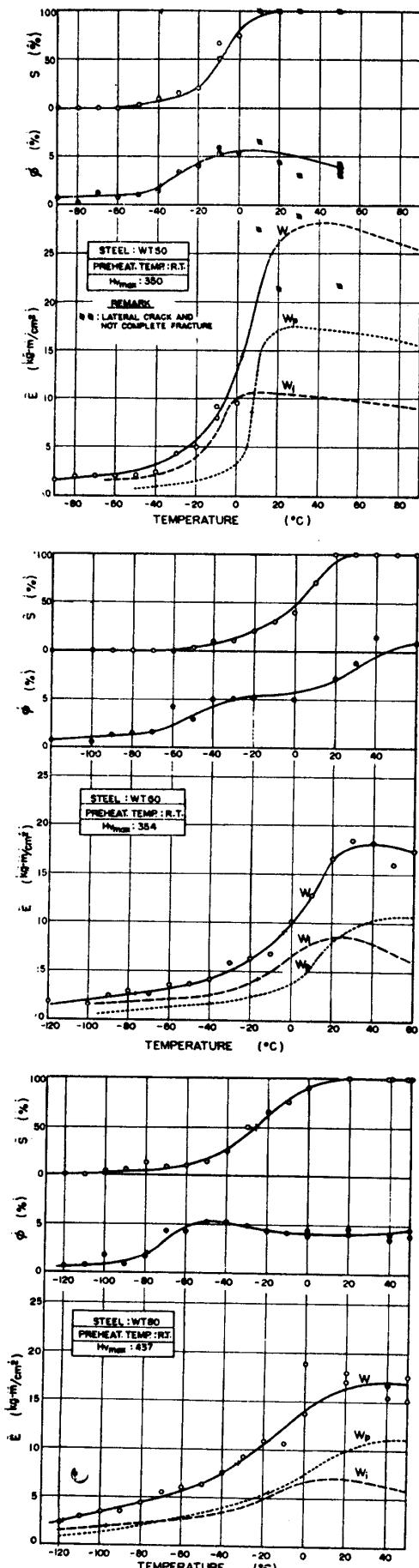


Fig. 13 Examples of impact test result.

さきに 3・2 で記した要領で、Fig. 3 の溶接試験片を用いて標準 V シャルピー試験を行ない、そのち二重衝撃試験を行なつた。供試鋼材には WT50・WT 60・WT 80 を用いた。二重衝撃試験における  $W_1$  と  $d_c$  の関係、および  $(W - W_2)$  すなわち  $E$  と  $d_c$  の関係の数例を Fig. 10～12 に示した。これらの曲線から Fig. 4 にならつて  $W_1$ ～温度曲線と  $W_p$ ～温度曲線を求め、標準試験の  $W \cdot S \cdot \phi$ ～温度曲線とともに図示したのが Fig. 13 の例である。

また Fig. 14 と Fig. 15 に各溶接条件に対する  $W_1$  と  $W_p$ ～温度曲線を、鋼材ごとに一括して示した。実験結果より、標準 V シャルピー試験に対し  $Tr_{15}$ ・ $Tr_E$ ・ $Tr_\phi$ ・ $Tr_S$  などの遷移温度を求める、かつキンゼル試験の場合に準じて  $Tr_{S5}$ ・ $Tr_{S100}$  をも求めた。また二重衝撃試験に対しては、 $(Tr_{E1})_2$ ・ $Tr_{E1}$ ・ $Tr_{E2}$  などの遷移温度を求ることにした。

ここに、標準シャルピー試験では

$Tr_{15} \cdots 15 \text{ ft-lbs}$  (2.6 kg-m/cm<sup>2</sup>) 遷移温度

$Tr_E \cdots$  全吸収エネルギー ( $W$ ) がその最大値 1/2 のとなる温度

$Tr_\phi \cdots$  横収縮率 ( $\phi$ ) が 2% となる温度

$Tr_{S5} \cdots$  剪断破面率 ( $S$ ) が 5% となる温度

$Tr_S \cdots$  剪断破面率 ( $S$ ) が 50% となる温度

$Tr_{S100} \cdots$  剪断破面率 ( $S$ ) が 100% となる温度

二重衝撃試験では

$(Tr_{E1})_2 \cdots W_1$  が 2 kg-m/cm<sup>2</sup> となる温度<sup>6)</sup>

$Tr_{E1} \cdots W_1$  がその最大値の 50% となる温度

$Tr_{E2} \cdots W_p$  がその最大値の 50% となる温度

である。

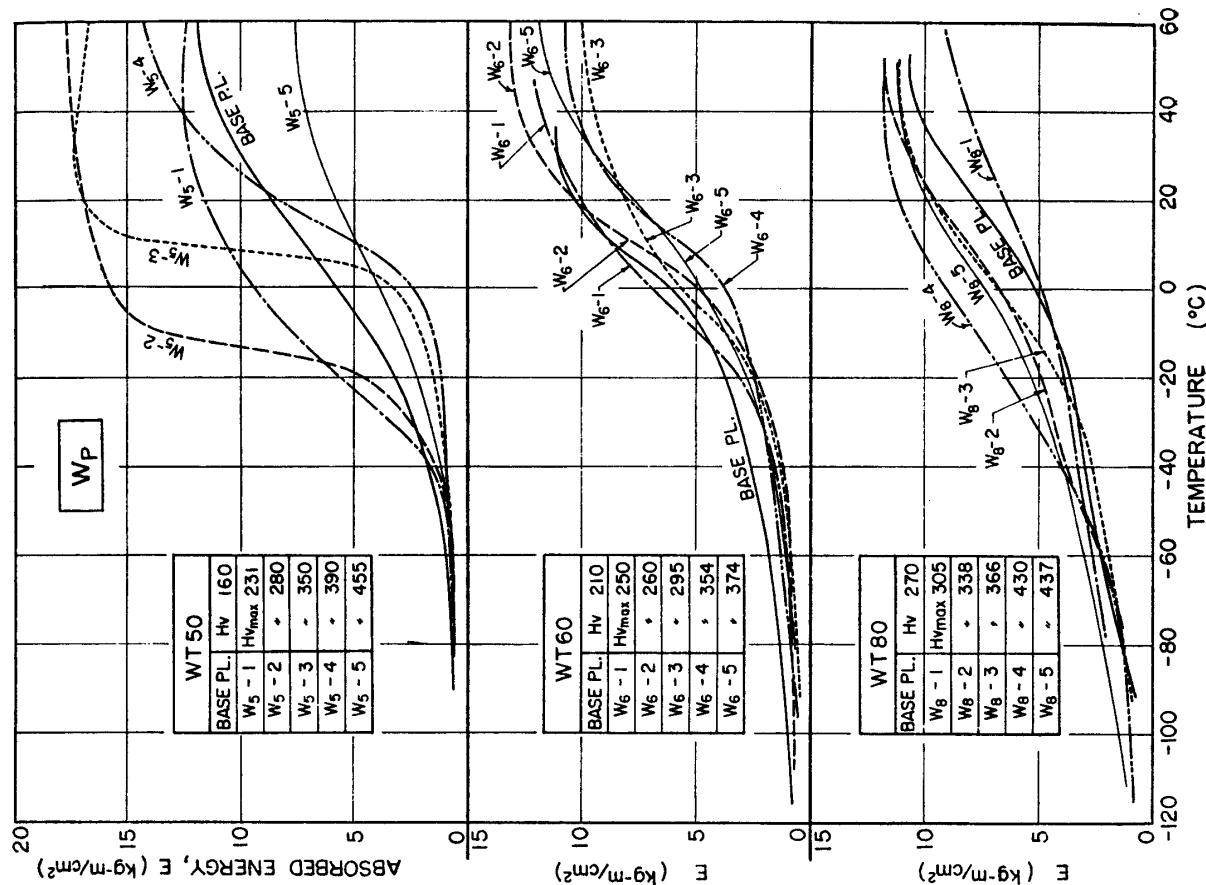
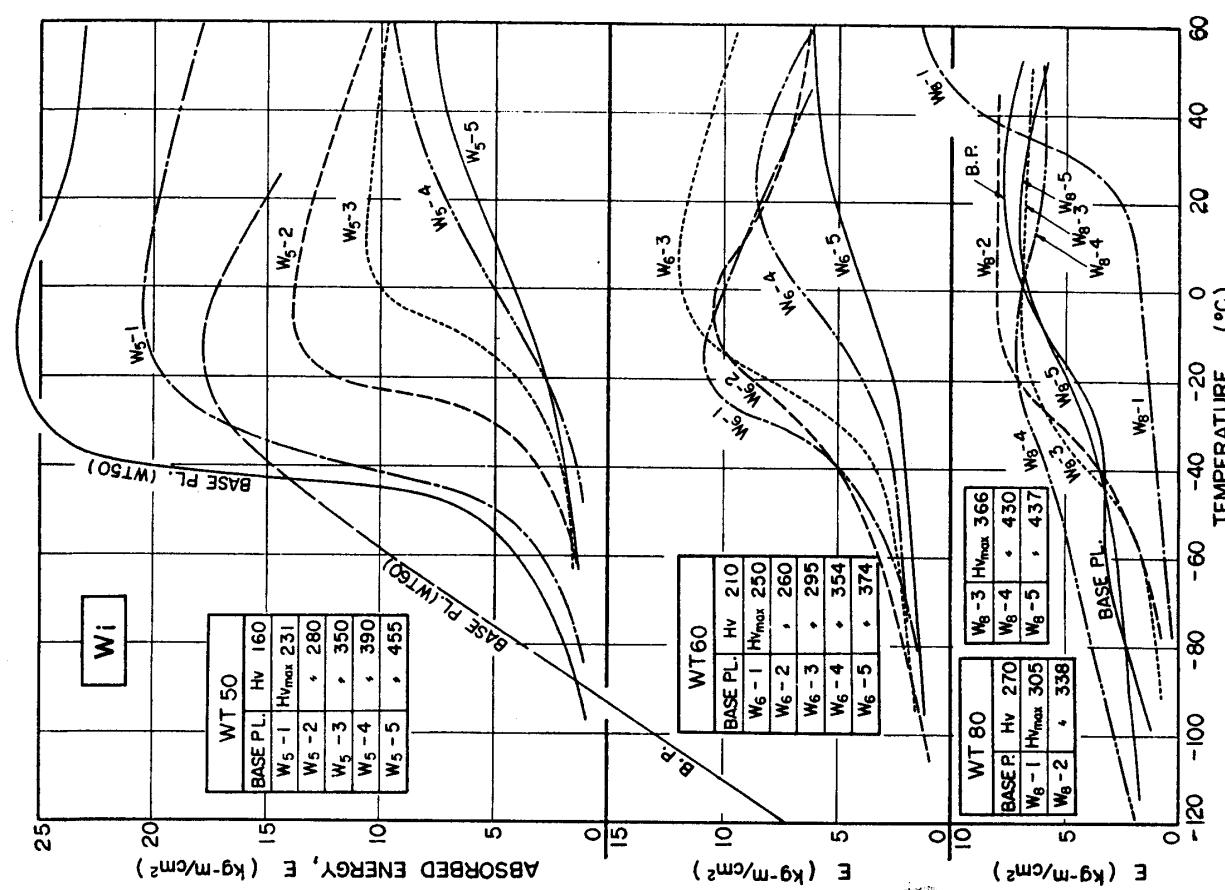
また Fig. 16 に、各供試鋼の溶接ボンド付近のピッカース硬度を図示した。

## 5・2 考 察

Table 6 中の遷移温度のうち、代表的なものである  $(Tr_{E1})_2$ ・ $Tr_{E1}$ ・ $Tr_{15}$ ・ $Tr_S$  が熱影響部の  $Hv_{max}$  に対して変化する状況を示すと、Fig. 17 が得られる。

(1) まず Fig. 14 の  $W_1$ ～温度曲線を検討すると、溶接が及ぼす影響は各供試鋼ごとに異なつてることが分る。すなわち WT 50 では冷却速度が増加するにつれて、 $W_1$ ～温度曲線は順次高さが低くなりかつ高温側へ移行する。しかし WT 60 では母材の高切欠靱性は溶接のため一挙に失われ、ついで冷却速度が増すにつれて WT 50 に準じた傾向の変化を示す。また WT 80 では、もつとも緩冷却速度 ( $W_8 - 1$ ) の遷移曲線がいちばん高温側で、他の溶接条件の曲線はいずれも母材のそれに比べてあまり大差がない。

(2) つぎに Fig. 15 の  $W_p$ ～温度曲線は、WT 50 では溶接部に対する曲線が母材のそれとやや一致しないのを除いて、一般には溶接の影響を余り受けない。これは用いたビード溶接シャルピー試験片において、破壊が伝播するのは大部分母材中

Fig. 15  $W_p$ -temperature curves (bead weld).Fig. 14  $W_1$ -temperature curves (bead weld).

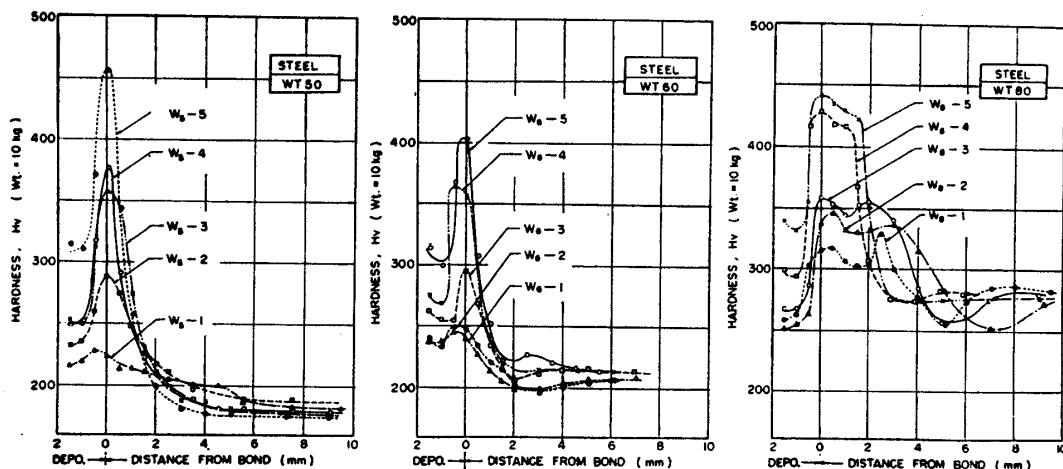


Fig. 16 Hardness distribution of specimen for Double Blow test.

Table 6 Transition temperatures in V-notch Charpy test and Double Blow test.

Steel	Notation	H <sub>V</sub> <sub>max</sub>	Standard blow						Double blow		
			T <sub>r</sub> <sub>15</sub> (°C)	T <sub>r</sub> <sub>E</sub> (°C)	T <sub>r</sub> <sub>φ</sub> (°C)	T <sub>r</sub> <sub>S5</sub> (°C)	T <sub>r</sub> <sub>S</sub> (°C)	T <sub>r</sub> <sub>S100</sub> (°C)	(T <sub>r</sub> <sub>Ei</sub> ) <sub>2</sub> (°C)	T <sub>r</sub> <sub>Ei</sub> (°C)	T <sub>r</sub> <sub>EP</sub> (°C)
WT50	Base pl.	160	-81	-43	-78	-52	-45	-35	-79	-43	+2
	W <sub>5</sub> -1	231	-68	-37	-72	-85	-43	-20	-66	-41	-17
	W <sub>5</sub> -2	280	-53	-21	-48	-40	30	-20	-50	-26	-14
	W <sub>5</sub> -3	350	-47	+2	-39	-45	-9	-10	-40	-14	+7
	W <sub>5</sub> -4	390	-37	+12	-21	-40	-4	-30	-30	-1	+17
	W <sub>5</sub> -5	455	-44	+8	-8	-35	-2	+50	-36	-3	+13
WT60	Base pl.	210	-137	-80	-128	-115	-88	-70	-138	-89	-19
	W <sub>6</sub> -1	250	-75	-32	-77	-40	-20	-10	-68	-38	-4
	W <sub>6</sub> -2	260	-88	-25	-75	-45	-15	+10	-83	-38	+7
	W <sub>6</sub> -3	295	-80	-21	-67	-40	-14	+10	-75	-26	-4
	W <sub>6</sub> -4	354	-76	-4	-63	-45	+1	+20	-70	-16	+9
	W <sub>6</sub> -5	374	-56	+4	-61	-50	+5	+30	-41	-10	+12
WT80	Base pl.	270	-90	-15	-57	-80	-26	+10	-85	-26	+1
	W <sub>8</sub> -1	305	-72	+31	+3	-70	-8	+50	+10	+32	+1
	W <sub>8</sub> -2	338	-72	-21	-45	-70	-31	+20	-54	-36	-7
	W <sub>8</sub> -3	366	-75	-27	-73	-90	-38	-20	-54	-43	-8
	W <sub>8</sub> -4	430	-121	-46	-84	-68	-36	+10	-117	-85	-25
	W <sub>8</sub> -5	437	-118	-32	-79	-80	-26	+20	-97	-40	-17

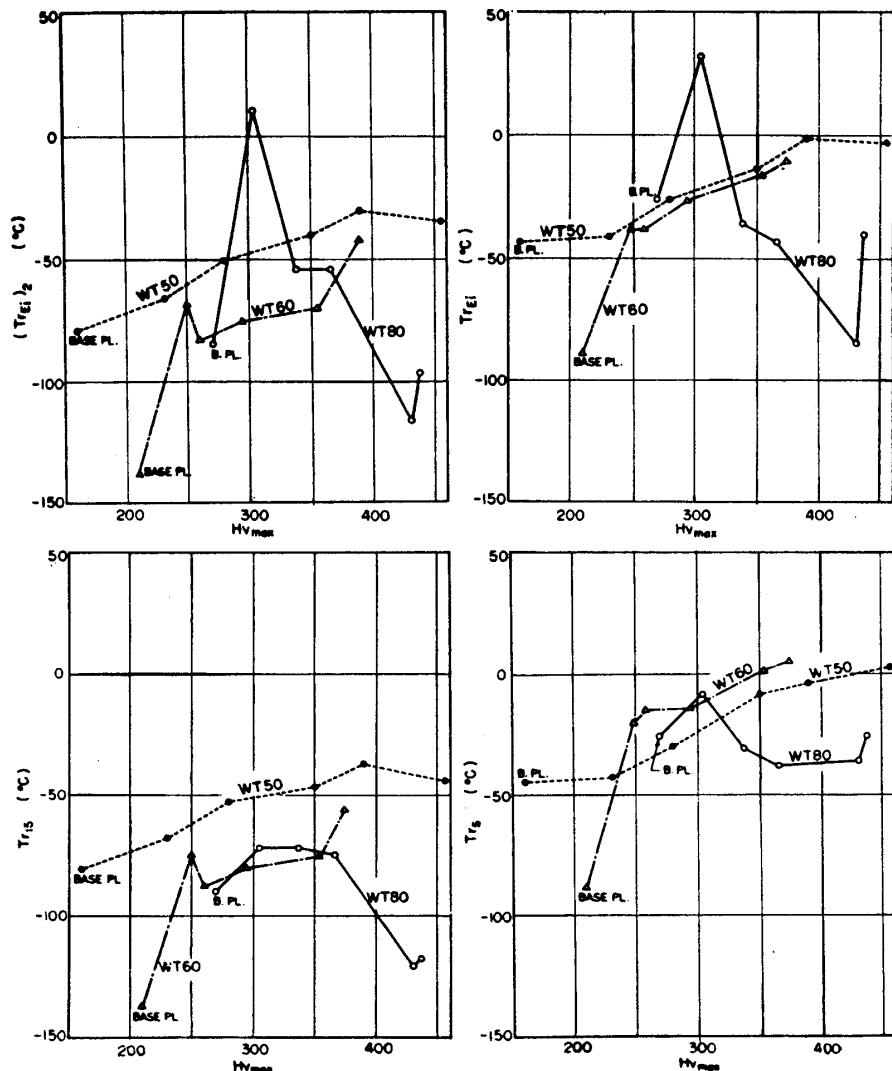


Fig. 17 Transition temperature in Double Blow test.

なのだから、当然予想される現象であろう。なお WT 50 では試験片を破断するとき、圧延方向に存在する非金属介在物のためと思われる小さな横割れを発生することが多く、これが実験誤差を生じて、そのため  $W_p$  曲線が他の 2 鋼材におけるほどは良い一致を示さなかつたのであろう。

(3) Fig. 17 の遷移温度 ( $Tr_{Ei}$ )<sub>2</sub> はその定義より明らかかなように<sup>6)</sup>、ビード溶接 V シャルピー試験片において、深さ 1mm の破壊が発生するのに必要な仕事エネルギーがある低水準 ( $2 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ ) となる温度であるから、破壊発生現象の判定に用いられる可能性を持つと予想される。Fig. 17 中の ( $Tr_{Ei}$ )<sub>2</sub> 曲線の挙動を観察すると、WT 80 では溶接の影響が頭著に認められる。一方 WT 50 では、これがそれほどいちじるしくない。その理由は Fig. 16 の硬度分布曲線を観察すると、WT 80 では硬化熱影響部の幅がかなり広いのに対して、WT 50 ではこれが狭く、 $d_c=1 \text{ mm}$  で定義した  $W_i$  の中に、母材の影響がかなり含まれているためであろう。さらに前述のごとく WT 50 では試験中に小さな横割れが生ずることが多く、とくに  $W_1$  を与えると熱影響部の端付近でこれに沿つてクラックが生じ、クラックの成長が不自然に阻止されることがしばしばであつた。この現象もまた Fig. 17 において、WT 50 で溶接の影響があまり認められなかつた主原因であろう。WT 60 においても熱影響部の幅は狭かつたが、上述の横割れ現象は無かつたので、WT 80 と WT 50 の中間的な影響が見られたのであろう。

このように本報告においては、さきに母材に対して適用された  $d_c=1 \text{ mm}$ <sup>6)</sup> をそのまま用いて、 $W_i$  と  $W_p$  を分離したが、前述のごとくビード溶接熱影響部の幅がかなり狭いときには、この  $d_c$  の値を用いるよりはむしろ  $d_c \neq 0 \text{ mm}$  のクラック発生をもつて  $W_i$  をとり出すのが合理的であろうと予想される。しかし Fig. 10~12

などの実験データに対し、そのようにして  $W_t$  曲線を求めてみたところ、各供試鋼とも一般に  $5 \text{ kg-m/cm}^2$  以下の低エネルギー水準の部分では、曲線の形状は Fig. 14 の結果とほとんど変わらなかつた。したがつて本報告では従来どおり  $d_c=1 \text{ mm}$  をそのまま基準量にとることにした。なおこのように  $d_c=0 \text{ mm}$  としても  $W_t$  曲線の低温側が変わらないのは、Fig. 10~12 の例に示されているように、低温側では  $d_c \sim E$  曲線の傾斜が急であるためと考えられる。

(4) 遷移温度  $Tr_{Ei}$  と  $Hv_{max}$  の関係は  $(Tr_{Ei})_2$  の場合にかなり似てはいるが、WT 60 では溶接の影響がやや弱いようである。また  $Tr_{15}$  において溶接の影響が、とくに WT 80 ではあまり認められない。 $Tr_s$  についても同様であつた。

既報の二重衝撃試験結果<sup>6)</sup>によれば、 $Tr_{Ep}$  と  $Tr_s$  は代表的な fracture 遷移温度であり、 $Tr_E$  もその傾向がかなり強いとされている。したがつてこれらは本報告では用いられない。さらに  $Tr_{\phi}$  は横収縮率が 2% となる温度であるから、キンゼル試験における  $Tr_{\phi 1}$  よりも母材の影響を一層強く受けるであろうと予想され、そのためビード溶接部の ductility 遷移温度としては高温側にすぎるものとなるであろう。またビード溶接部に対して  $Tr_{Ei}$  は  $Tr_E$  にかなり近い値を示しており、 $W_t$  曲線の ductility 遷移温度として用いるにはやや高エネルギー水準に失する恐れがあると考えられる。

従来から  $Tr_{15}$  は、鋼材の切欠靱性判定に際しきわめて重要な遷移温度として、工業的に広く用いられてきた。しかし Fig. 17 の結果を見ると、この  $Tr_{15}$  は必ずしも溶接の影響を敏感にあらわしていない。その理由は Fig. 14 と 15 の  $W_t$  および  $W_p$ ~温度曲線を検討すると分るように、ビード溶接試験片に対しては母材の場合と異なり、 $Tr_{15}$  程度の低温では  $W_p$  曲線が  $W_t$  曲線と同じオーダの高さを持ち、そのため  $Tr_{15}$  は母材の影響を受けるのであろう。とくに遷移温度が上昇する溶接条件の場合には、 $W_p$  がまだ大きい傾向がいちじるしい。これはキンゼル試験において考察したことく、脆化熱影響部ではクラックが低エネルギー水準で容易に発生するためと考えられる。

(5) 以上の考察で述べたとおり、溶接熱影響部の破壊発生特性を評価する遷移温度としては、用いた各種の遷移温度の中では  $(Tr_{Ei})_2$  がもつとも適格性を有するであろうと予想された。さきの Fig. 17 に示されたごとく、WT 80 と WT 60 では  $(Tr_{Ei})_2$  は溶接の影響をかなり敏感に受け、かつ WT 80 では  $Hv_{max}$  に対するその変化の挙動がキンゼル試験の  $Tr_{as}$  と定性的にはかなり類似の傾向のものであつた。しかし WT 50 では  $(Tr_{Ei})_2$  が溶接の影響を受けることがかなり少なかつた。前述のとおり二重衝撃試験では、キンゼル試験片とちがい切欠先端半径の全長がボンドに接しているので、ボンドに沿つて小横割れが容易に生ずる傾向が強く、熱影響部へのクラックの成長がこの小横割れによつて阻止され、その結果  $(Tr_{Ei})_2$  が溶接の影響をあまり示さないのであろう。

(6) 本報告においては、ビード溶接試験片の熱影響部における破壊発生について解析を進めて來た。しかしこの熱影響部における破壊発生が、溶接試験片全体の破壊発生特性にどのように結びつくかは、今後に残された重要な問題で、さらに一層よく検討されねばならない。

## 6 結 論

構造用高張力鋼 WT 50・WT 60・WT 80 について、キンゼル試験とビード溶接二重衝撃試験を行ない、溶接熱影響部の破壊発生に関する切欠靱性の検討を行なつた。また実験の結果をもとにして、キンゼル試験と二重衝撃試験の解析にもちいられた遷移温度の適格性をも検討した。

まずキンゼル試験については、次の事項が明らかになつた。

(1) 遷移温度  $Tr_{as}$ ・ $Tr_{\phi 1}$ ・ $Tr_{\frac{1}{2}E}$  はいずれも溶接の影響を受けたが、それらの 3 種の遷移温度のうち  $Tr_{as}$  が溶接の影響をもつとも敏感に示した。 $Tr_{\phi 1}$  も  $Tr_{as}$  に準じた挙動をあらわした。一般に溶接部の切欠靱性は母材のそれにくらべて、いちじるしく低下することも知られた。

(2) WT 50 において、切欠半径の影響を  $Tr_{as}$ ・ $Tr_{\phi 1}$ ・ $Tr_{\frac{1}{2}E}$  に対して調べた結果、 $Tr_{as}$  のみがその影響を明らかに示した。したがつてこれを決定する際に用いた基準量、すなわち最大荷重時の曲げ角( $\alpha$ )は、ductility 遷移温度を検討するのに適しているものと考えられる。

(3) Knott の提案にならない、遷移温度  $Tr_{GY}$  を導入し、 $Tr_{as}$  と比較検討した結果、両者は類似の性格をもつことがわかつた。

つぎにビード溶接二重衝撃試験に関しては、下記の事項が明らかになつた。

(4) 破壊発生に関して溶接の影響を  $W_t$ ～温度曲線により評価すると、その詳細は供試鋼ごとに異なつてゐるが、緩冷却速度の場合にはすべての供試鋼において、母材の切欠靱性にくらべて溶接試験片のそれは明らかに低下している。

(5)  $W_t$  曲線の場合に比べると、一般に  $W_p$  温度曲線は、予期されたように溶接の影響をほとんど示さなかつた。

(6) ビード溶接試験片に対しては、各種の遷移温度のうち  $(Tr_{Et})_2$  がもつとも好適な ductility 遷移温度であろうと予想して解析してみた。その結果 WT 80 においては、 $(Tr_{Et})_2$  とキンゼル試験の  $Tr_{as}$  とが、硬度の増加に対してかなり似た傾向の変化を示した。しかし WT 50 では両者の挙動が全く異なり、 $(Tr_{Et})_2$  は溶接の影響を受けることが軽微であつた。その理由は統報において、WT 60 をも含めて、熱サイクル二重衝撃試験を行ない検討する予定である。

(7) 広く工業試験でもちいられる  $Tr_{18}$  は、ビード溶接試験片においては母材の影響を相当受けると思われ、溶接熱影響部の破壊発生に関する遷移温度として使用すべきではないと考えられた。

#### 謝　　辞

本研究を行なうに当つて、東京大学木原教授より多くの有益な助言をいただいた。また実験は八幡製鉄 KK の造船用鋼材研究会においてとり上げられ、有力な御援助を受けた。さらに実験の一部は文部省科学研究費の補助により行なわれた。これらの御協力に対して、ここに深く感謝する次第である。

#### 文　　献

- 1) 田村, Evaluation of the Notch Toughness of Weld Heat-Affected Zone in High Strength Steels using a Synthetic Apparatus for Weld Thermal Cycle, 運研英文報告, No.50, (1962), 1.
- 2) 稲垣, 中原, 原田, 三谷, 各種高張力鋼のボンド近傍における溶接熱影響部再現組織の切欠靱性について, 溶接学会誌, 33巻, 9号, (1964), 104.
- 3) E. F. Nippes, The Weld Heat Affected Zone, Welding Jl., Vol. 38, No. 1, (1959), 1s.
- 4) 秋田, 矢田, 大型脆性破壊発生試験の開発 (IHI) 試験, 石播技報, 4巻, 20号, (1954), 5.
- 5) 秋田, 矢田, 溶接構造物に発生する脆性破壊の研究, 石播技報, 5巻, 24号, (1955), 403.
- 6) 大谷, 二重衝撃試験による溶接部の切欠せい性の研究, 鉄道技術研究資料, 14巻, 11号, (1957), 503.
- 7) R. Stout, L. McGeady, The Meaning and Measurement of Transition Temperature, Welding Jl., Vol. 27, No. 6, (1948), 299s.
- 8) J. F. Knott, Discussion, Proceeding of Royal Society, Series A, Vol. 285, No. 1400, (1965), 150.
- 9) P. J. Rieppel, C. B. Voldrich, Fracture Initiation and Propagation in Weld Ship Steels, Welding Jl., Vol. 31, No. 4, (1952), 188s.