

論 文

UDC 621.791.79 : 621.785.375 : 539.42 : 669.14.018.295

溶接熱影響部の応力除去焼鈍と破壊靱性*

金沢 正午**・三村 宏**・山戸 一成***

芝崎 誠***・武田鉄治郎

Fracture Toughness in Heat-Affected Zone Subjected to Stress Relief Annealing

Shogo KANAZAWA, Hiroshi MIMURA, Kazunari YAMATO,
Makoto SHIBASAKI, and Tetsujiro TAKEDA

Synopsis:

Transition curves of Charpy impact value and COD were measured on high strength steels, HT60 and HT80, which were subjected to synthetic welding thermal cycle and SR (stress relief) annealing at 600°C and 650°C. The cooling rate of welding thermal cycle was chosen so as to give not so different hardness between "as welded" and "SR" conditions in the same steel. The following conclusions are obtained.

(1) Specimen HT-80 stress-relieved at 600°C suffers from temper embrittlement characterized by intercrystalline fracture and high fracture-appearance transition temperature ${}_vT_{rs}$ in Charpy impact test. Other specimens fracture in a cleavage mode at low temperature.

(2) The temperature at which COD assumes 0.10 mm, $\delta T_{0.10}$, is set to be a measure of brittle fracture initiation temperature. $\delta T_{0.10}$ was found to be much lower than that predicted from ${}_vT_{rs}$ in the specimen of intercrystalline fracture type. On the other hand, evaluation of toughness depends not so much on which measure ${}_vT_{rs}$ or $\delta T_{0.10}$ is employed in specimens of cleavage fracture type.

(3) It was found that the high dependency of fracture appearance transition temperature on strain rate is a cause of the extra-ordinary relation between ${}_vT_{rs}$ and $\delta T_{0.10}$ in specimens of intercrystalline fracture type. Then it can be concluded that an appropriate strain rate should be selected in toughness test in accordance with the service condition of the objective steel structure.

1. 序 論

最近の破壊力学の進歩によれば、溶接構造物の残留応力を除去すれば脆性破壊防止上必要な破壊靱性の値はかなり低くてもよいことがわかってきた。さらに、破壊靱性とシャルピー衝撃吸収エネルギーの間には相関関係があることが知られている。以上から、溶接ままおよび残留応力除去焼鈍した溶接継手に対して所要シャルピー衝撃値を算定できる。BURDEKIN¹⁾は压力容器用鋼材に必要とされるシャルピー特性値(遷移温度)を溶接ままおよび残留応力除去焼鈍材について提案しているが同一使用温度に対して後者は前者より約 50~60°C 高い遷移温度をもつ材料でも使用可能となつている。ところで、従来得られているシャルピー衝撃値と破壊靱性の相関は破壊型式が剪断から劈開への遷移挙動を示す鋼材について得られたものであり、例えば、剪断から粒界破壊への遷移

を示す様な鋼材についてはその相関が適用できるか否かは明らかではない。高張力鋼では応力除去焼鈍の条件によつては焼戻脆性(SR脆性)により顕著な粒界破断を生ずることが知られている。このような場合にはシャルピー試験の所要特性値は通常の場合と同じとはいえない。この事情を考慮し、本報では 60 キロと 80 キロの高張力鋼に溶接再現熱サイクルを与え、さらにその一部に応力除去焼鈍相当の熱サイクルを与え、シャルピー試験と COD 試験を行なつて、その特性値の相関を調べ、この相関が破壊様式(劈開か粒界破壊か)でどのように異なるか検討した。この研究により焼戻脆性(SR脆性)をうけた構造物の所要シャルピー特性について検討するとともに、相関関係を調べる過程において焼戻脆性をうけた材料の破壊靱性を支配する因子についても多少の知見が得られると考えられる。以上の目的のためにはなるべく単純な試験材の使用が望ましい。溶接熱サイクル再現

* 昭和 52 年 12 月 5 日受付 (Received Dec. 5, 1977)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

*** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

Table 1. Chemical composition and mechanical properties.

Steel	t^1 (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Y. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	EL (%)
HT60	32	0.13	0.33	1.45	0.027	0.006	—	—	—	—	0.07	55.0	66.0	28
HT80	30	0.12	0.25	0.84	0.010	0.008	0.23	0.88	0.51	0.42	0.05	84.0	87.0	24

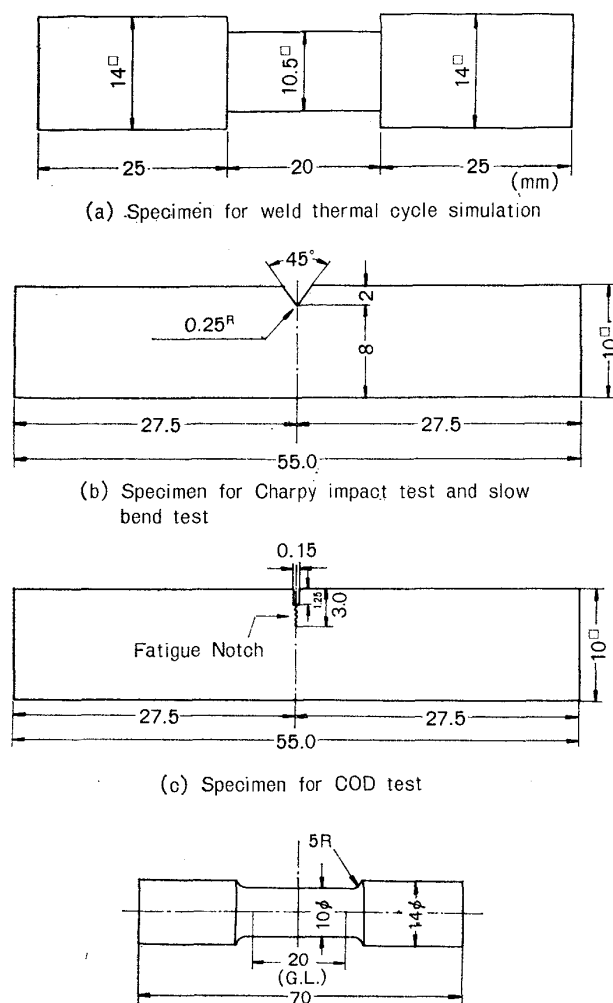
1) t : Plate thickness

Fig. 1. Details of specimen.

装置を用いたのは均一な組織を得るため、実際の溶接継手を用いると不均質な靱性分布のほかに板厚方向に残留応力分布があるためバラツキが多くなることにより明確な結論が得られなくなるおそれがあるからである。

2. 実験方法

供試材は溶接構造物用鋼として広く使用されている市販の 60 および 80 kg/mm² 級の高張力鋼である。その化学成分および機械的性質を Table 1 に示す。いずれ

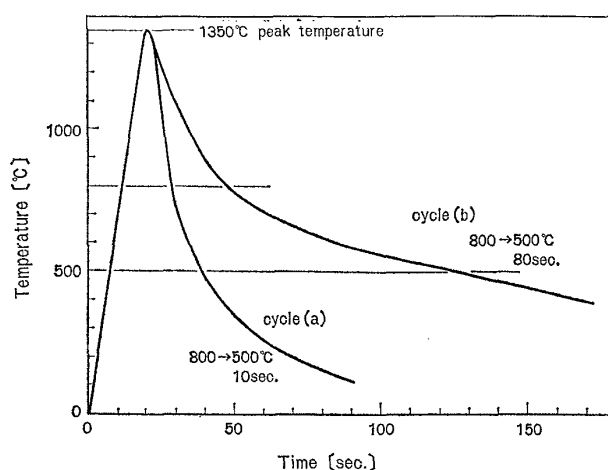


Fig. 2. Simulated weld thermal cycle curves.

も焼入れ、焼戻しの熱処理を施した材料である。

本実験では、溶接熱影響部の応力除去焼鈍(以下 SR)後の破壊靱性を検討するが、溶接熱影響部としては再現溶接熱サイクル材を用いて試験を行なった。Fig. 1-(a)に熱サイクル再現用の試験片形状を示す。熱サイクルは直接通電式の熱サイクル再現装置によった。Fig. 1-(a)の試験片に付与した熱サイクルは Fig. 2 に示すように室温から 20 s で最高加熱温度 1350°C まで昇温し、所定の速度で冷却した。冷却速度は 800→500°C 間を 10s (cycle (a)) および 80 s (cycle (b)) の二種類である。熱サイクル試験片の採取位置・方向は板厚の中心部・圧延方向である。

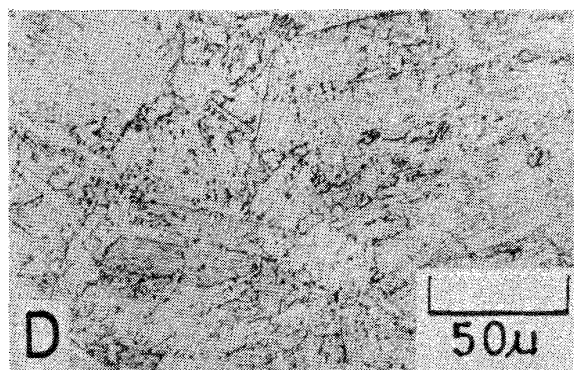
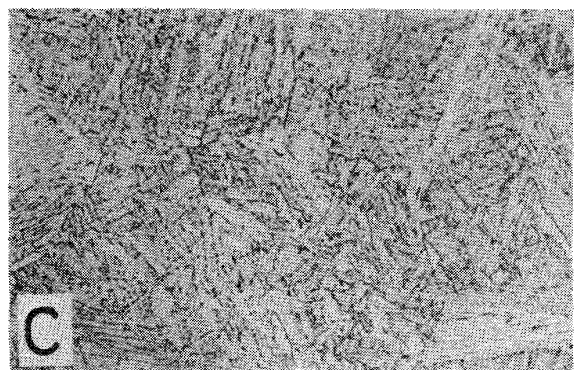
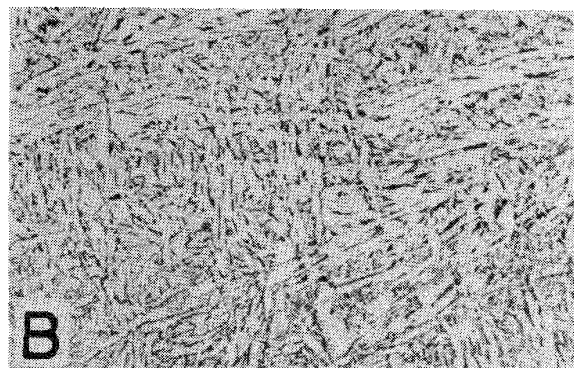
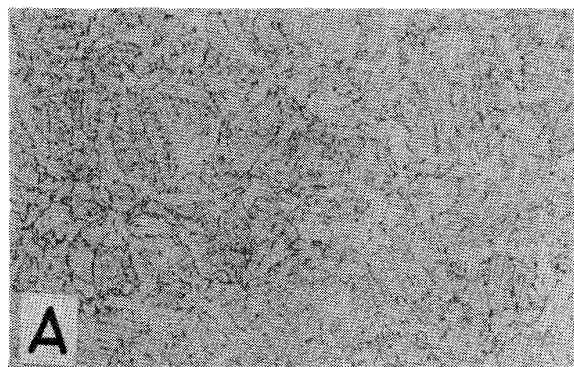
同一鋼種においてはかたさをほぼ同一レベルに揃えるために、SR は HT60, HT80 とも cycle (a) の熱サイクル材にのみ施した。SR の条件は、600°C および 650°C で各 3 h 保持の二種で、冷却速度は 300°C まで平均 100°C/h である。cycle (b) の熱サイクル材は SR を施さず、熱サイクルのままの状態で次工程の試験に供した。試験は次の各項目について行なった。

2.1 引張・衝撃および静的曲げ試験

Fig. 1-(b) および (d) に示す試験片を用いて、通常の 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験および引張試験を行なった。静的曲げ試験は同じく Fig. 1-(b) の試験片を用いインストロン試験機で行なわれた。この試験では

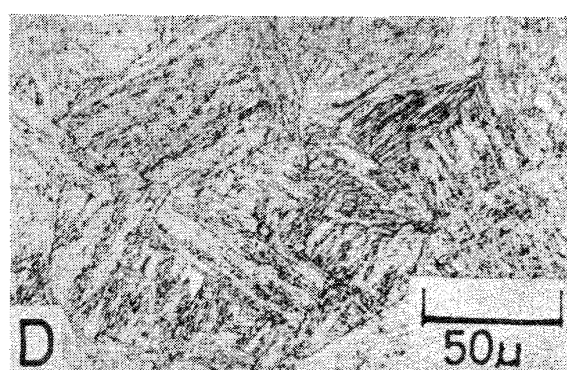
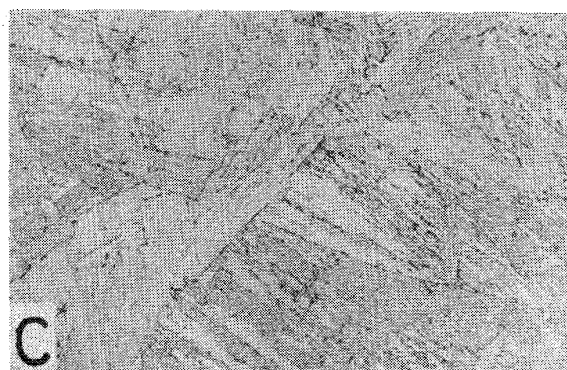
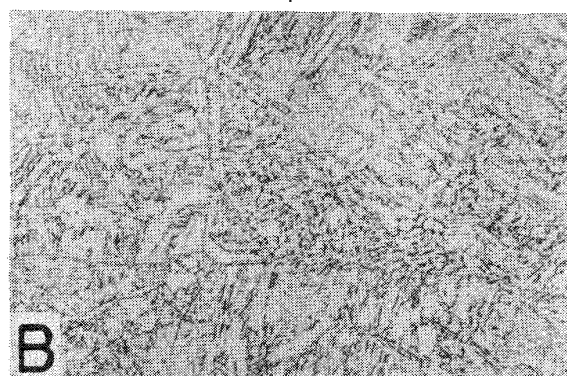
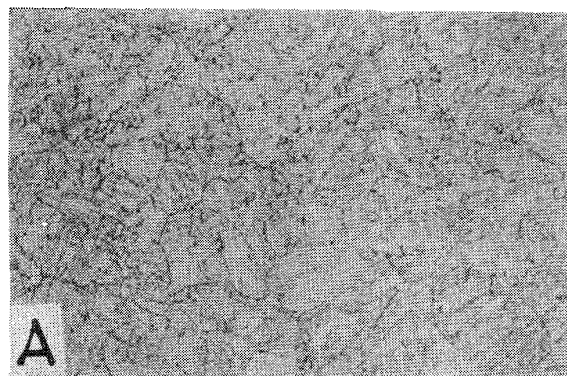
試験片形状および荷重スパンはシャルピー衝撃試験方法と同一とし、クロスヘッド速度は 1 mm/min で X-Y レコーダーにより荷重・変位曲線を記録した。なお、荷

重点の変位は荷重冶具と支持台間の移動距離をクリップゲージで検出して測定された。また、吸収エネルギーは荷重～変位曲線の面積を測定し、エネルギーに換算して



A) Base material
B) HAZ ($800 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 80s)
C) HAZ ($800 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 10s) + SR ($600^\circ\text{C} \times 3\text{h}$)
D) HAZ ($800 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 10s) + SR ($650^\circ\text{C} \times 3\text{h}$)

Photo. 1. Microstructures of HT 60 steel.



A) Base material
B) HAZ ($800 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 80s)
C) HAZ ($800 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 10s) + SR ($600^\circ\text{C} \times 3\text{h}$)
D) HAZ ($800 \rightarrow 500^\circ\text{C}$: 10s) + SR ($650^\circ\text{C} \times 3\text{h}$)

Photo. 2. Microstructures of HT80 steel.

Table 2. Mechanical properties of specimen for simulated HAZ with/without SR.

Steel	Cycle (b) only				Cycle (a) + 600°C × 3 h				Cycle (a) + 650°C × 3 h			
	Y. S. ¹⁾ (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	El ²⁾ (%)	R. A. (%)	Y. S. ¹⁾ (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	El ²⁾ (%)	R. A. (%)	Y. S. ¹⁾ (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	El ²⁾ (%)	R. A. (%)
HT60	45.9	62.8	36.8	69.6	54.6	69.2	24.4	60.2	48.0	60.4	39.8	72.7
HT80	59.1	72.9	40.0	61.7	79.4	89.3	34.1	64.4	63.7	70.9	33.8	63.3

1) Yield stress or 0.2% proof stress

2) Gauge length; 20 mm

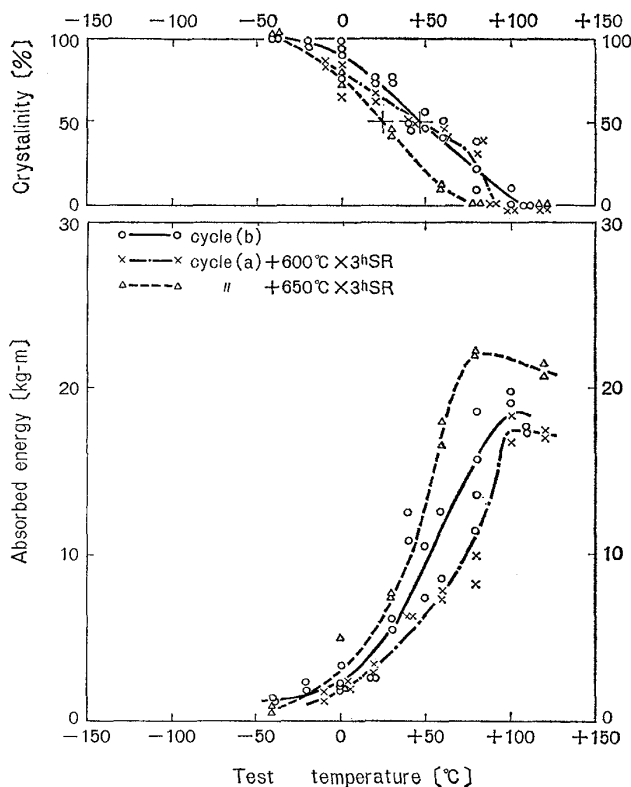


Fig. 3. Results of 2 mmV notch Charpy test (HT60).

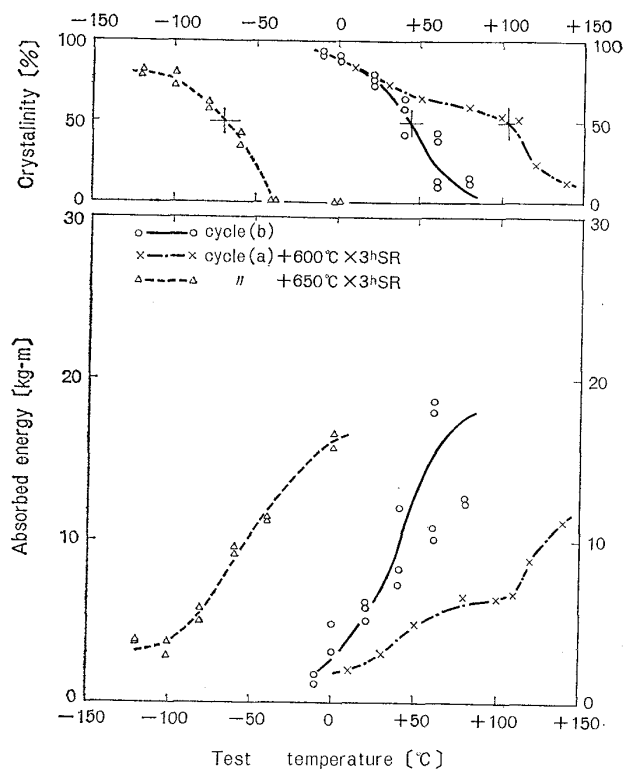


Fig. 4. Results of 2 mmV notch Charpy test (HT80).

求めた。

2.2 COD 試験

COD 試験は B.S. DD-19²⁾ にもとづいて行ない、COD δ_c 値はクリップゲージ変位より DD-19 の計算式を用いて算出された。用いた試験片寸法を Fig. 1-(c) に示す。

2.3 微細組織および破面の観察

供試材の母材および各種熱処理後の再現熱影響部の光学顕微鏡組織のほかに、一部については、中性電解液 (クエン酸ナトリウム溶液) で処理した抽出レプリカの電顕観察も行なった。走査型電顕による観察は衝撃試験片および COD 試験片の破面について行なった。

COD 試験で粒界破壊現象がみられる HT80 の cycle (a) の熱影響部を 600°C で SR した材料など数種につき疲労亀裂先端部の観察を行なった。これは、脆性破壊

が発生する寸前に除荷したときの亀裂先端部および、脆性破壊後の疲労亀裂近傍の分岐亀裂の状況を光学顕微鏡で観察したものである。

3. 実験結果

母材および熱サイクル附与材あるいは熱サイクル附与後 SR 処理材の組織を Photo. 1 (HT60), Photo. 2 (HT80) に各々示す。熱サイクル材は両鋼種とも旧 γ 粒が粗大化し、cycle (a) 材は下部ベーナイト、cycle (b) 材は上部ベーナイトが基本組織である。

3.1 引張試験

前章に示す熱履歴を与えた材料の引張試験結果を Table 2 に示す。降伏点としては、cycle (a) 材を 650°C SR したものは降伏点を、その他の処理材は降伏点の

びが出ないため 0.2% 耐力を各々採用した。なお、のび測定時の標点間距離は 20 mm である。

3.2 シャルピー衝撃, 静的曲げ, および COD 試験

Fig. 3 と Fig. 4 に HT60, HT80 の衝撃試験結果を示す。HT60 の場合, 破面遷移温度は cycle (b) 材と cycle (a) 材の $600^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ SR 材は同じであるが, cycle (a) の $650^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ SR 材は前二者より低温である。HT80 の場合は, HT60 の場合とは異なった状況で, 破面遷移温度は cycle (a) の $650^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ SR 材は -70°C に低下しており, $600^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ の SR 材にくらべじん性の改善が著しい。Table 3 には, 破面遷移温度をかたさと共に示す。

静的曲げ試験結果を Fig. 5 と Fig. 6 に示す。これらの結果から, HT80 の cycle (a) の 600°C SR 材の

Table 3. Hardness¹⁾ and fracture appearance transition temperature.

Steel	Cycle (b) only		Cycle (a) + $600^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$		Cycle (a) + $650^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$	
	∇T_{rs} ($^{\circ}\text{C}$)	Hv	∇T_{rs} ($^{\circ}\text{C}$)	Hv	∇T_{rs} ($^{\circ}\text{C}$)	Hv
HT60	47	208	47	223	24	205
HT80	42	239	103	329	-70	233

1) Hv, 10 kg load

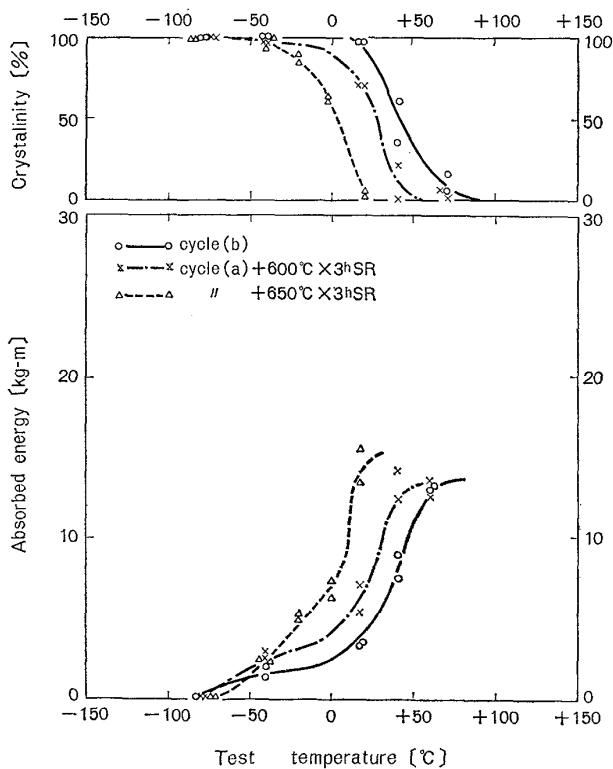


Fig. 5. Results of 2mmV notch slow bend test (HT60).

破面遷移温度が衝撃試験のそれとくらべて著しく低温測に移動することが特徴であり, その他の点については衝撃試験と大きな差は認められない。

COD 試験結果を Fig. 7 と Fig. 8 に示す。なお, 疲労亀裂の先端から延性亀裂のなだらかな成長があると

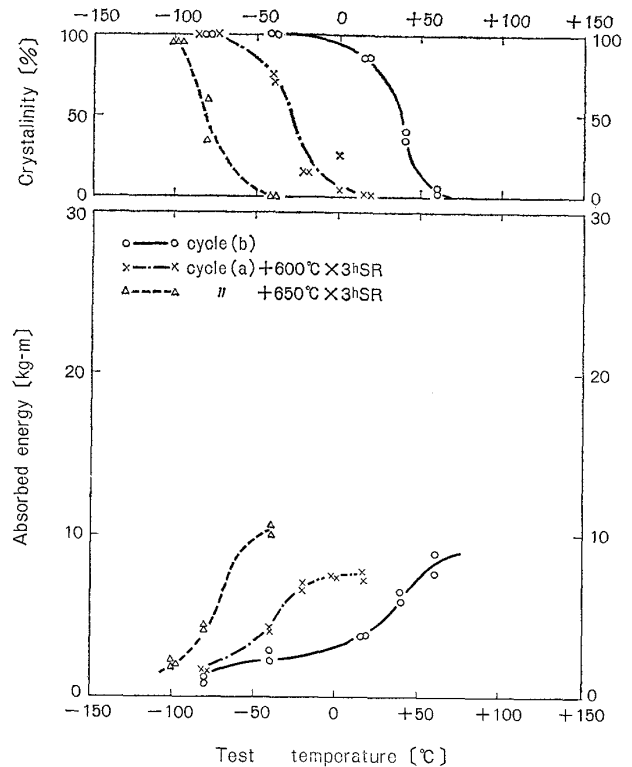


Fig. 6. Results of 2mmV notch slow bend test (HT80).

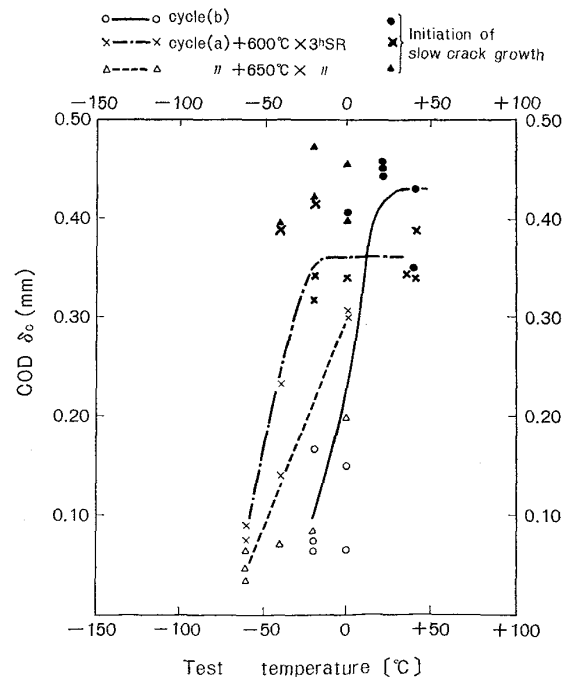


Fig. 7. Results of COD test (HT60).

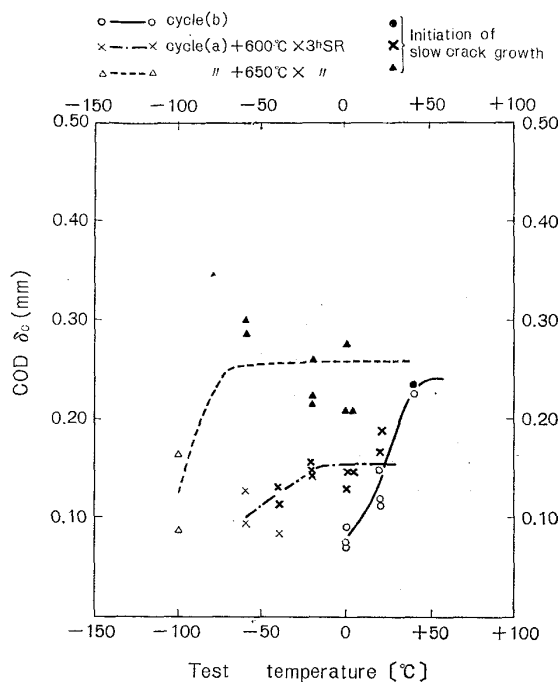


Fig. 8. Results of COD test (HT80).

	HT60		HT80	
	cycle (b)	cycle(a)+SR 600°C 650°C	cycle (b)	cycle(a)+SR 600°C 650°C
2mm V notch slow bend ($vTrs$)	○	△	●	▲
Fatigue notch " (δTrs)	○	△	●	▲
COD test ($\delta T_{0.10}$)	○	△	●	▲

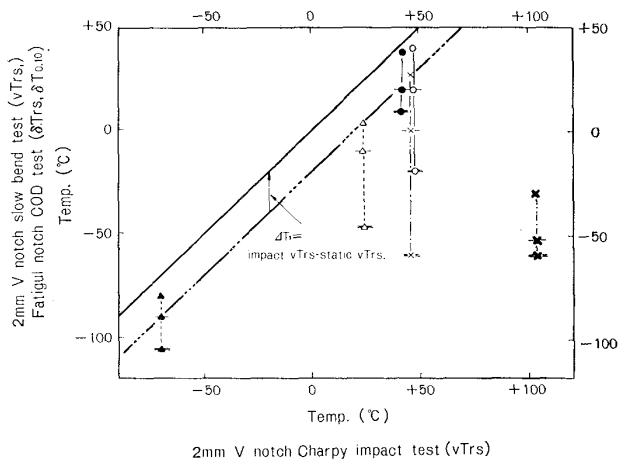


Fig. 9. Correlation between 2mmV notch charpy impact, slow bend and fatigue notch COD test.

きは(荷重~CODの記録と脆性破面の発生位置との対応を参考にして) δ_c の値としては最高荷重点に達した時の COD 値を採用した。この両図より, COD 値の温度に対する変化は, 静的曲げ試験の破面遷移温度より若干低温側で立ち上る傾向を示しており, 定性的には静的曲げ試験結果と同様な傾向を示す。また, Fig. 8 に示すように, HT80 の cycle (a) の 600°C SR 材は安定延

性破壊での COD 値が極めて低く 0.12 mm 程度であるのが特徴である。

衝撃, 静的曲げ, COD の各試験で得られた破面遷移温度をまとめて Fig. 9 に示す。この図の横軸は衝撃試験の破面遷移温度 ($vTrs$) を, 縦軸には静的曲げ試験における破面遷移温度 ($vTrs$), COD 試験片における静的破面遷移温度 (δTrs) および COD 値 (δ_c) が 0.1 mm となる温度 ($\delta T_{0.10}$) を各々示す。

なお, 脆性破壊発生温度の指標として $\delta T_{0.10}$ を採用したのは, 暫定的なもので, 前述したように cycle (a) の 600°C SR 材の延性亀裂発生の最低の COD 値が 0.12 mm 程度であることを考慮したものである。Fig. 9 は次のことを示している。

(1) 衝撃試験の破面遷移温度と静的曲げ試験の破面遷移温度の差, すなわち (Impact $vTrs$ -Static $vTrs$) を ΔT_1 とすると, この ΔT_1 は 7~20°C の範囲になる。ただし, 粒界破壊を示す HT80 の cycle (a) の 600°C SR 材では ΔT_1 は 130°C と著しく大きい。

(2) 静的曲げ試験の破面遷移温度と $\delta T_{0.10}$ の差, すなわち, (Static $vTrs$ - $\delta T_{0.10}$) を ΔT_2 とすると, 両破壊形式のみられる HT80 では, 粒界破壊, 劈開破壊を示す材料に関係なく ΔT_2 は 25~30°C の範囲内にありしたがってこれらの静的試験における遷移温度の相関は破壊形式によらず同一傾向にある。

以上(1)および(2)から次のことが判る。すなわち破壊形式の異なる材料では, ノッチ先端形状の違いによる遷移温度の相関については粒界, 劈開型の材料で差は認められないのに対し, 静, 動的試験の相関では劈開型に比べ, 粒界破壊型がみられる材料での動的試験の遷移温度が著しく高温側に移動する。したがって粒界破壊がみられる HT80 の cycle (a) の 600°C SR 材は, 脆性破面率の歪速度依存性が劈開型に比べて大きいことを示している。

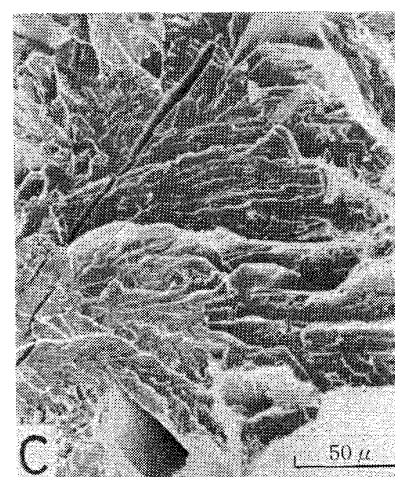
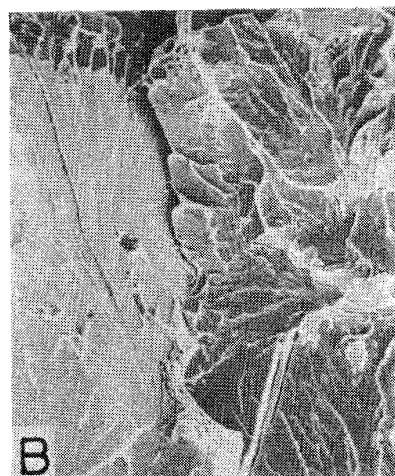
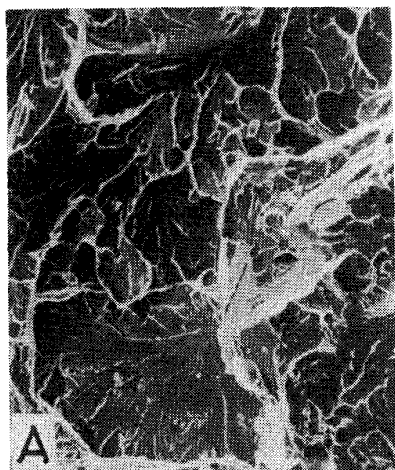
3.3 衝撃試験片および COD 試験片の破面観察

3.3.1 衝撃試験片の破面観察

シャルピー試験後の破面を Photo. 3 および Photo. 4 に示す。破面観察に供した試験片はシャルピー試験片のうち脆性破面率が最も高いもので, その脆性破面の代表的と思われるところのノッチ近傍を観察した。

HT60 では, 熱サイクルおよび SR の条件に関係なく, 試験温度範囲内では非延性面はすべて劈開破面であった。

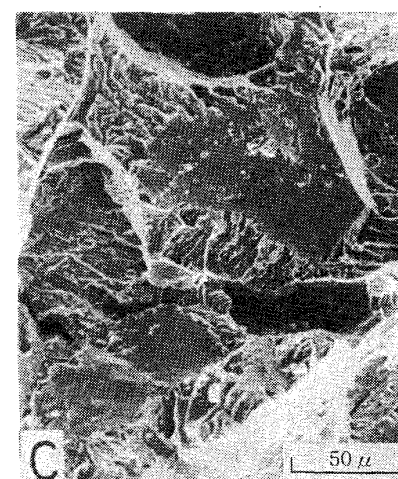
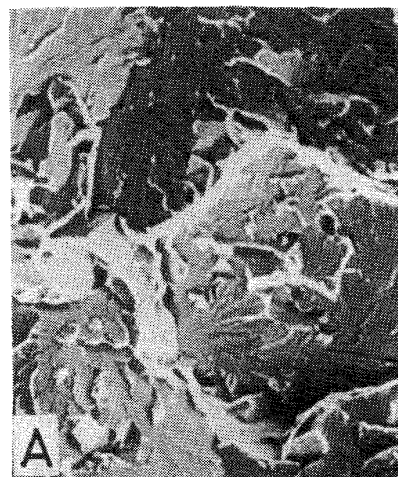
HT80 の場合, シャルピー試験の遷移曲線が熱サイクルあるいは SR 条件によつて大きく異なるように, 破面状況も各条件によつて大きく変化する。



A) Cycle (b) only (test temp. -20°C)
 B) Cycle (a) + $600^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ SR (test temp. -10°C)
 C) Cycle (a) + $650^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ SR (test temp. -40°C)

Photo. 3. Fractured surfaces of 2 mm V notch Charpy specimens (HT60).

cycle (b) のみでは脆性破面はすべて劈開面であるが 600°C SR 処理材は脆性破面は大部分粒界破面を示す。しかし、 650°C SR 処理をすると、脆性破面中の粒界破面が占める割合は著しく低下し、部分的に粒界破面が認



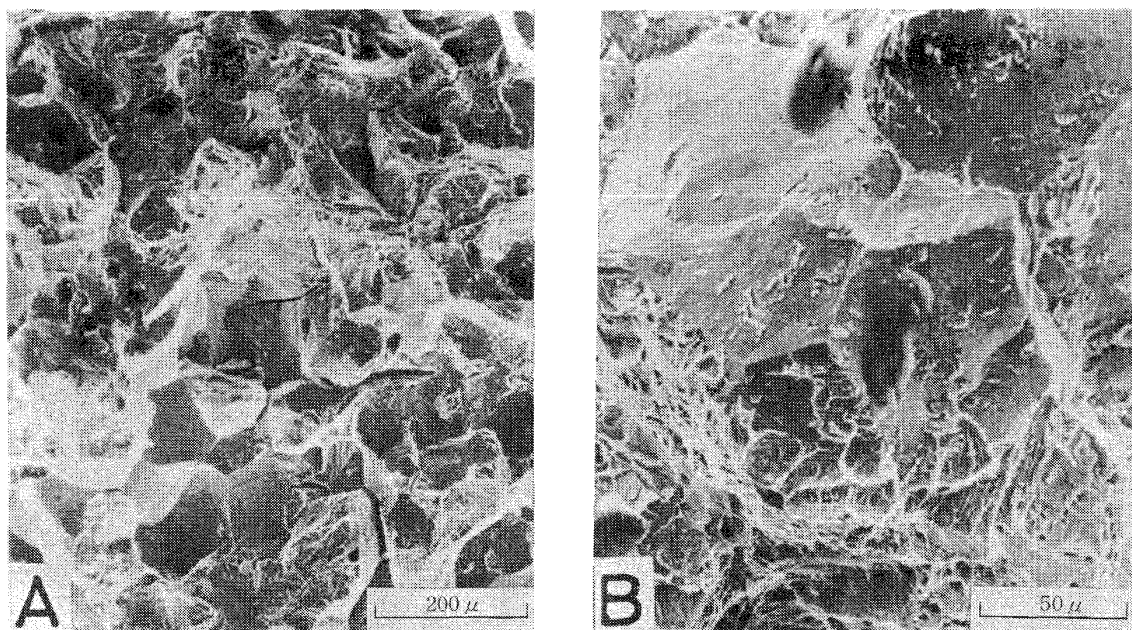
A) Cycle (b) only (test temp. -10°C)
 B) Cycle (a) + $600^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ SR (test temp. $+30^{\circ}\text{C}$)
 C) Cycle (a) + $650^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ SR (test temp. -120°C)

Photo. 4. Fractured surfaces of 2 mm V notch Charpy specimens (HT80).

められるにすぎない。

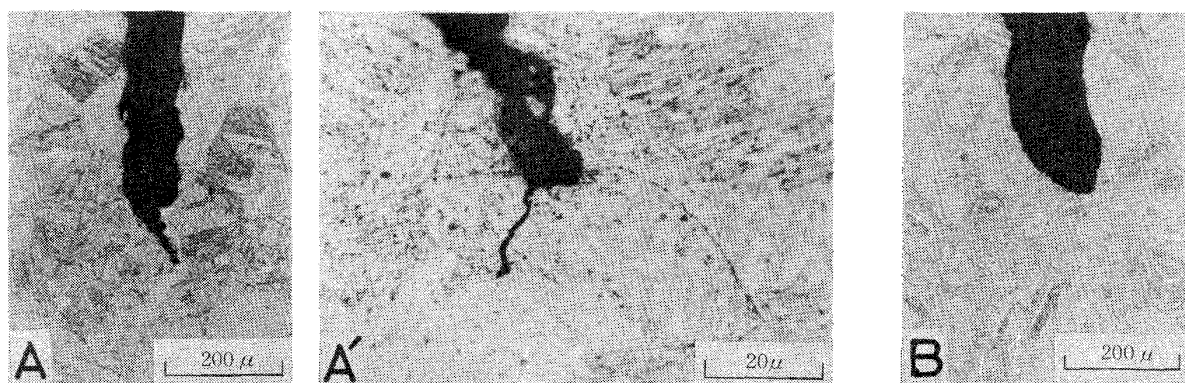
3.3.2 COD 試験材の破面観察

Photo. 5 には、HT80 の cycle (a) の 600°C SR 材



A) } Cycle (a) + 600°C×3h SR (test temp. -40°C)
B) }

Photo. 5. Fractured surfaces of COD specimens (HT80).



A) } Cycle (a) + 600°C×3h SR (unloaded at COD=0.13mm, test temp. -60°C)
A' }
B) } Cycle (a) + 650°C×3h SR (unloaded at COD=0.18mm, test temp. -100°C)

Photo. 6. Comparison of crack tip at the fatigue precrack interrupted during COD test (HT80).

で、-40°C で試験を行なった COD 試験片ノッチ近傍の脆性破面を示す。脆性破面はほとんど粒界破面であり、劈開破面はその割合が低い。他の材料の脆性破面は劈開である。

3.4 COD 試験片の亀裂近傍の観察

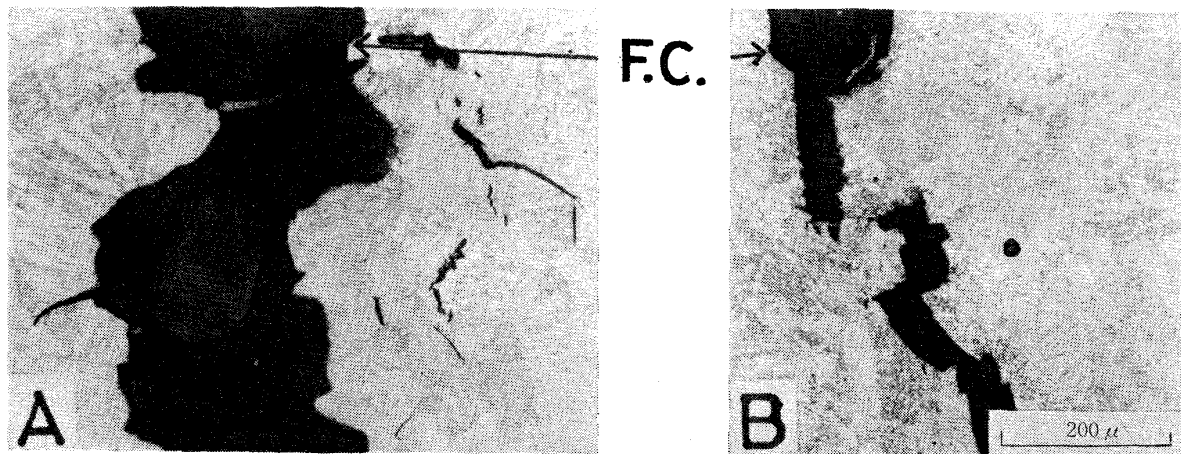
COD 試験において脆性破壊が発生する寸前で除荷したときの亀裂先端の状況を Photo. 6 に示す。これは HT80 の cycle (a) 材で A は 600°C SR 材を -60°C の試験温度で荷重を加え、COD が 0.13 mm に達したとき、B は 650°C SR 材を -100°C の試験温度で荷重を加え、COD が 0.18 mm に達したとき各々除荷したものである。また、脆性破壊後の亀裂先端附近の状況を Photo. 7 に示す。材料はいずれも HT80 であるが、A は cycle (a) の 600°C SR 材で、試験温度が -60°C

で δ_c は 0.14 mm、B は cycle (b) 材で、試験温度が 20°C で δ_c は 0.12 mm の状況である。

3.5 抽出レプリカ電顕観察

HT80 の cycle (a) の 600°C×3h SR 材と 650°C×3h SR 材の二種の抽出レプリカ電顕観察結果を Photo. 8 に示す。

cycle (a) の 600°C SR 材は粒界上に細かい析出物が密になっているのが認められるが、65°C SR 材では粒界上の析出物は著しく粗大化しかつ球状化し、分布状態は密でない。この析出物は Fe_3C で、650°C のときには、 Fe_3C の Fe の一部が Cr, Mo に置換され $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mo})_3\text{C}$ となっている。また、粒界近傍の粒内の微細析出物は、600°C SR のときには針状の Mo_2C で、650°C SR のときには、600°C SR のときに比べて針状から

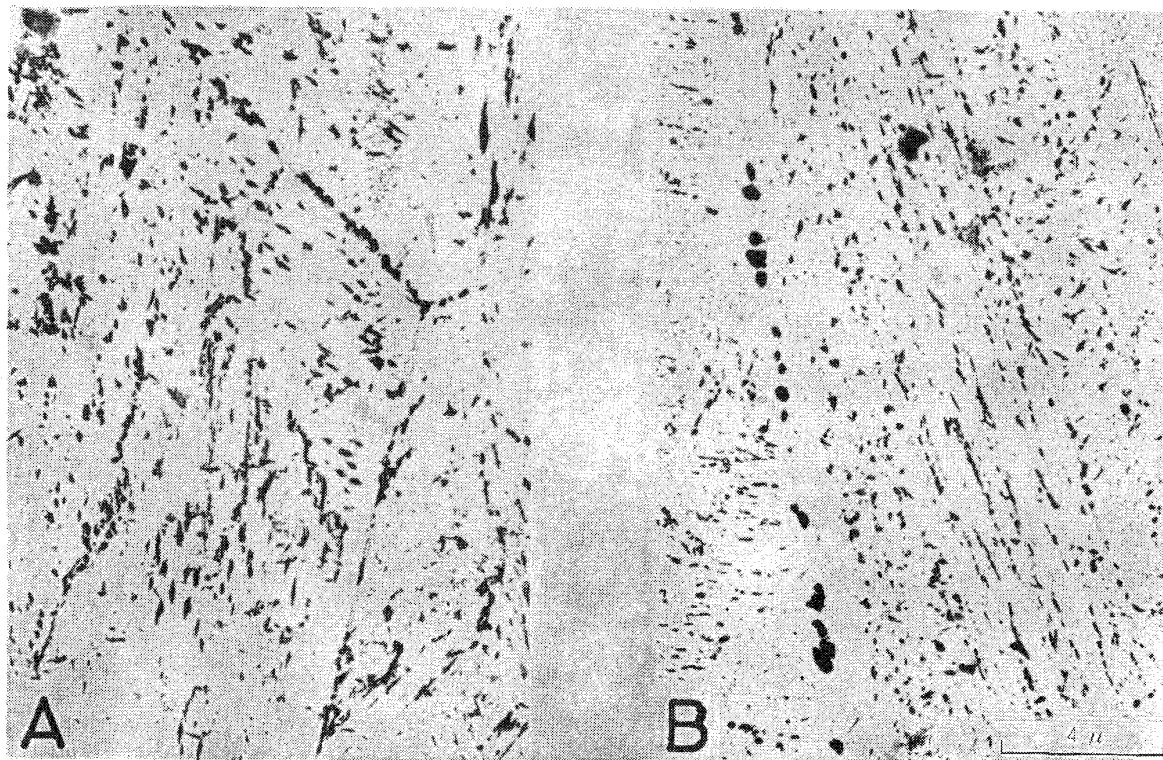


F.C. : The tip of the fatigue precrack

A) Cycle (a) + 600°C × 3h SR (COD=0.14mm, test temp. -60°C)

B) Cycle (b) only. (COD=0.12mm, test temp. +20°C)

Photo. 7. Comparison of crack path at the tip of the fatigue precrack after COD test (HT80).



G.B. ↑ G.B. : Prior austenite grain boundary ↑ G.B.

A) Cycle (a) + 600°C × 3h SR B) Cycle (a) + 650°C × 3h SR

Photo. 8. Microphotographs of simulated HAZ with SR (HT80).

棒状に変化しその大きさは大きくなっている。Mo₂C のほかに一部 VC も存在するようである。

4. 考 察

一般に応力除去焼鈍によりシャルピー試験での延性脆性遷移温度が大幅に上昇し遷移温度以下で粒界破壊を示すようになるときは焼戻脆性 (SR 脆性) の影響であると考えられる。本実験の HT80 の溶接熱影響部再現材を 600°C 焼鈍した試験材がこれに相当する。従来焼戻

脆性による脆化はほとんどがシャルピー衝撃値の遷移温度の上昇度 (脆化度) で表現されてきた。しかし、使用性能の評価という点からは破壊靱性による評価の方が好ましいとされている。破壊靱性の破壊靱性におよぼす影響は福井ら³⁾および BERRY ら⁴⁾により調べられており、焼戻脆性により破壊靱性が劣化することは認められている。しかしながら、シャルピー試験で得られる脆化度が破壊靱性における脆化の度合の正しい目安になっているか否かは不明である。シャルピー衝撃値と破壊靱性の遷

移曲線の間にはある関係が認められており降伏強度が同じであればいずれか一方の特性のよい材料の方が他方の特性もよいことが知られている⁵⁾⁶⁾ (ただし、この相関関係には多少のバラツキがあり、一方から他方を推定するとき 20~30°C 程度の推定値のズレは珍らしくない)。この相関は延性脆性遷移が剪断破壊から劈開破壊に移ることにより生ずるタイプの材料について得られたもので粒界破壊する材料への適用性は明らかでない。そこで本研究ではこの点について検討することにした。

まず Fig. 3, Fig. 4 と Fig. 7, Fig. 8 を比較すると次の点が明らかになる。

(a) 劈開破壊を示す材料: HT60 および HT80 のうち再現熱サイクルままおよび 650°C 焼鈍材*ではシャルピー衝撃値から評価される靱性の相対的な順序は COD による評価でもほぼ同じである。

(b) 粒界破壊を示す材料: HT80 の 600°C 焼鈍材ではシャルピー衝撃値の遷移温度は著しく高いのに COD の遷移温度は再現熱サイクルまま材のそれより低い。

シャルピー試験と COD 試験による評価の差は次の三点に由来すると考えられる。

(a) 試験歪速度の差: シャルピー試験では荷重点の速度は 5m/s, COD 試験では 1mm/min である。

(b) 切欠の鋭さの差: COD 試験では疲労亀裂を用いるので切欠が鋭いことの他に疲労損傷ないし時効による脆化も加わっている。

(c) 測定量の差: シャルピー試験では試験片を完全に破断させるに要するエネルギーであるが、COD 試験では亀裂発生までの COD である。

粒界破壊を示す材料のシャルピー、COD 相関の特異性の原因もしたがって、上の三点のうちに求められるべきであろう。河部ら⁸⁾は超高張力鋼の破壊靱性を測定して応力腐食による粒界われが切欠先端の分岐を生じ、このため見掛け上 K_{Ic} 値が増加することを示唆している。もし、焼戻脆化した材料が亀裂の急激な進展に先立って数多くの粒界における亀裂を生ずればこれがために COD 試験片の実効的な切欠鋭さが減少し、逆にシャルピー試験片は鋭い切欠を有することになり、その結果シャルピー試験値から推定されるより COD 値はよくなるのが期待されるであろう。しかし、Photo. 6, Photo. 7 をみると切欠先端での数多くの分岐は見られず、このような効果は期待できない。

次に、歪速度の効果を調べるために行なつた静的三点曲げ試験の結果をシャルピー試験および COD 試験のそ

れと比較すると次のことがわかる (Fig. 9 参照)。

(a) 劈開破壊型の材料では破面遷移温度は歪速度に鈍感である。吸収エネルギー遷移温度をとつても同様なことが言える**。

(b) 粒界破壊型の材料では破面遷移温度は歪速度に敏感である。

(c) 破面遷移温度と COD 遷移温度 (本報では便宜的に COD が 0.10 mm をとる温度とした) の差は HT 80 より HT60 の方が大きく数十度におよぶ。

劈開破壊型の材料のシャルピー衝撃値と COD の遷移温度の相関は定性的には従来の相関と本試験の結果は矛盾しない。すなわち、シャルピー破面遷移温度にくらべて破壊靱性遷移温度 (破壊靱性がある値をとる温度) は数十度低く、かつ、降伏点の低い材料ほどその差は大きい。ただ、破壊靱性のとり方が従来と異なり、例えば萩原の式⁵⁾では機械切欠の COD であるのに対し、本報では疲労亀裂の COD を用いたこと、BARSOM の式⁶⁾では破壊靱性として K_{Ic} を用いたのに対し本報では板厚 10 mm の COD をとっているために従来の相関式との定量的な比較はできない。

本実験の結果によると、劈開破壊型材料におけるシャルピー衝撃値と COD の相関の由来がわかる。まずエネルギー遷移と破面遷移の相関を考えると脚注に述べる様に、シャルピー試験における衝撃値と破面率との対応は非常によい。各種試験法での破面遷移温度は試験方法に鈍感であると考えられている⁹⁾。Fig. 9 にみられる様に本報の三種類 (2 mm V ノッチシャルピー試験、静的三点曲げ試験および COD 試験) の実験でも破面遷移温度の差は少ない。

一方、破面遷移温度と脆性破壊発生温度 (COD が 0.10 mm となる温度) の差は大きく、かつ降伏点の低い材料程大きい。この様な傾向はディープノッチ試験でも認められている¹⁰⁾。つまり、シャルピー衝撃値と COD の相関は破面遷移温度と脆性破壊発生温度の差によつてその主要な部分が説明される。これに反して、粒界破壊型の材料でシャルピー衝撃値と COD の相関が劈開破壊型のそれと異なるのは破面率の歪速度依存性が著しいことによると Fig. 9 から明らかである。したがって焼戻脆化した材料では靱性評価には破壊靱性を用いることが重要ではなく対象構造物の使用条件に見合った荷重速度での靱性評価試験をすることが肝要となる。それではなぜ粒界破壊型の材料の方が歪速度依存性が大きい***

* 650°C 焼鈍材は焼鈍後徐冷しても焼戻脆性をまぬがれている。これは 3.5 のレプリカ電顕観察によれば粒界で炭化物の成長が進んでおり過時効の効果⁷⁾であると考えられる。

** 吸収エネルギー (シャルピー試験では衝撃値) は破面率とよい対応を示す。吸収エネルギーの大部分は荷重最大後の亀裂進行時に消費されるものであるためであろう。

*** 同様な傾向は JAFFE¹²⁾ によつても認められている。

のだろうか。この説明は本報の領域をこえるものであるが定性的には次のような説明も可能であろう。浦辺らに従えば焼戻脆化した材料の脆性破壊領域では低温になるに従い粒界破壊から劈開破壊に移っていく¹¹⁾。これは単純に考えれば粒界強度は温度に鈍感であり劈開強度は温度とともに増加し、ある温度で交叉するためであるとして説明される。一方破壊モードの遷移は変形応力と粒界または劈開強度が交叉する温度で生ずるとすれば、歪速度の増加による変形応力増加に対応して交叉温度（遷移温度）の上昇が生ずるが、この遷移温度の上昇は粒界破壊の方が著しいことになる。なぜならば、劈開強度は温度と共に上昇するため変形応力との交点は歪速度が変化しても大幅に変わらないからである。

5. 結 論

HT60 および HT80 の二鋼種について溶接再現熱サイクルを与えた材料、さらに 600°C および 650°C で焼鈍した材料（各試材のかたさをほぼ同一に揃えるために熱サイクルの冷却速度は焼鈍の有無で違えてある）について 2mm V ノッチ衝撃曲げと静的曲げ試験および COD 試験を行なった結果次の結論を得た。

(1) HT80 の 600°C 焼鈍材のシャルピー衝撃値は著しく高い遷移温度を有し、遷移温度以下では粒界破壊となり焼戻脆化(SR脆化)が生じていることを示した。他の材料の脆性破壊は劈開であつた。

(2) COD 試験では焼戻脆化材 (SR脆化材) の脆性破壊発生温度 (目安として COD が 0.10 mm になる温度) はむしろ低く溶接再現熱サイクルまま材のそれよ

りさらに低温になる。劈開型の材料ではシャルピー衝撃値が良好な材料は COD の値も良い。

(3) シャルピー衝撃値と COD の関係における粒界破壊型の材料の異常性はこの材料の破面遷移温度の顕著な歪速度依存性にその原因がある。したがって、焼戻脆化した材料の靱性評価には対象とする構造物の使用条件に合せた荷重速度の試験を行なうことが肝要となる。

本研究を遂行するにあたって御指導御鞭達を頂いた当研究所池野所長ならびに研究部第2, 3研究室柳本, 榎藤両室長に感謝致します。また、実験に協力された佐藤光雄氏に感謝致します。

文 献

- 1) F. M. BURDCKIN: Welding J., 47(1968), 129 S
- 2) British Standard Institution, DD19, (1972)
- 3) 福井彰一, 上原紀興: 鉄と鋼, 62(1976), S 278
- 4) G. BERRY, et al.: Int. J. Fract., 11(1975), p. 933
- 5) 萩原行人, 征矢勇夫, 三波建市, 佐藤光雄: 溶接学会誌, 45(1976), p. 27
- 6) J. M. BARSOM: US Japan Coop. Science Seminar (1974)
- 7) B. C. WOODFINE: JISI, 173(1953), p. 229
- 8) 河部義邦, 金尾正雄, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 60(1974), p. 1613
- 9) M. IINO, et al.: Trans. JIM, 11(1970), p. 3
- 10) 秋田好雄, 池田一夫, 岩井宣雄: 造船協会論文集 116(1964), p. 136
- 11) 浦辺浪夫, 高坂洋司, 市之瀬弘之: 日本金属学会秋季大会シンポジウム講演予稿, (1977), p. 124
- 12) L. D. JAFFE, et al.: Trans. ASM, 43(1951), p. 644