

技術報告

UDC 621.791.79 : 621.785.375 : 539.42 : 669.14.018.292

SM41B 厚鋼板・エレクトロスラグ溶接部の破壊靱性におよぼす後熱処理の影響*

松本 浩造**・高井 耕一**

Effect of Post-weld Heat Treatment on the Fracture Mechanics Behaviour for Electroslag Welding Joints of SM41B Heavy Thickness Plate

Kozo MATSUMOTO and Kohichi TAKAI

Synopsis:

The effect of post welding heat treatments on the notch toughness and fracture mechanics behaviour of 110 mm thick JIS SM41B steel electroslag welding joints has been investigated. The results obtained are summarized as follows:

1. Notch toughness of welded joints normalized became excellent in heat-affected zone, but in weld metal it became lower. In case of stress relief annealed condition weld metal showed best notch toughness. This reason is considered to the variation of microstructure.
2. Fracture toughness values (K_{IC}) of welded joints showed an excellent trend in heat-affected zone with both normalized and stress relief annealed conditions.
3. Fatigue crack growth property of welded joints under stress relief annealed condition was more excellent than those of normalized joints and base metal.
4. There was good correlation between K_{IC} and Charpy transition temperature for both base metal and its welded joints.
5. Dynamic fracture toughness values (K_{Id}) estimated by instrumented Charpy tests can be correlated with static fracture toughness values (K_{IC}) by rate parameter theory.

1. 緒 言

近年、鋼構造物の大形化に伴い鋼板の極厚化が進められ、かつ大形構造物では製造工程の合理化を目的として溶接構造が大幅に採用されてきているが、とくに溶接継手によって拘束された厚鋼板の板厚方向に応力が負荷される場合には、ラメラテアの発生に留意する必要がある。

ラメラテアについては発生機構ならびにその防止策¹⁾などに関してかなりの検討がなされてきているが、厚鋼板そのものの性状と板厚方向の機械的性質および破壊靱性の変化を把握することも機器安全性を高めるためには重要なことである。

一方、厚鋼板の溶接は自動化・高能率化の点からエレ

クトロスラグ溶接法の適用が増大している。しかし本溶接方法は大入熱溶接であるため継手の靱性に問題があるとされ、溶接後の焼準を必要としてきた。

このエレクトロスラグ溶接継手の靱性劣化に関してはその劣化機構の解明さらには母材の添加元素による影響²⁾などについて検討が進められてきている。しかしながら溶接継手部の機械的性質に及ぼす溶接条件および後熱処理の影響などについてはまだ定量的に明らかにされていないと思われる。

著者らは以上の観点にたつて発電用水車構造部材に使用される板厚 110 mm の溶接構造用圧延鋼板 (SM41B) の板厚方向における切欠靱性ならびに破壊靱性挙動などについて検討を行なつてきた³⁾⁴⁾。さらに、一般構造用鋼板のエレクトロスラグ溶接部の機械的性質に及ぼす後熱

* 昭和 52 年 11 月 9 日受付 (Received Nov. 9, 1977)

** 富士電機製造(株)中央研究所 (Central Research Laboratory, Fuji Electric Co., Ltd., 2-2-1 Nagasaka Yokosuka 240-01)

処理の影響を調査し、かつ破壊力学的アプローチによって溶接継手部の安全性を確認する一連の実験を実施してきている⁵⁾⁶⁾。

本論文では水車部材に使用される板厚 110 mm の SM41B 厚鋼板エレクトロスラグ溶接部の引張特性・V シャルピー衝撃特性および破壊靱性値と疲れき裂進展速度などに及ぼす溶接条件 (入熱量) および後熱処理の影響について報告し、さらに ASTM・E399 に準拠して評価される静的破壊靱性値と計装化シャルピーを使用して求めた動的破壊靱性値との相関などについても考察を行なう。なお、著者らの実施しているこの一連の実験は、一般構造用鋼板を用いた大形溶接構造物の材質判定基準や強度設計基準を、破壊力学の諸概念にもとづき、より定量的にあたえることを意図しているものである。

2. 供試材と実験方法

2.1 供試材

供試材は板厚 110 mm の溶接構造用圧延鋼板 (SM41B) であり、その化学成分を Table 1 に示す。本供試材は耐ラメラテア鋼板として、特別な溶製工程によって脱硫を図つたものであり、圧延加工したのち焼ならし処理 ($910^{\circ}\text{C}\cdot\text{AC}$) を行なつてある。

2.2 溶接条件

溶接は多電極消耗ノズル式エレクトロスラグ溶接法によって Table 2 に示す条件で行なつた。本条件は溶接の際の入熱量を大幅に変化させることを目的として設定したものであるが、実測した溶接速度をもとに算出した入熱量 (電圧×電流/溶接速度) はあまり差異がなかった。

溶接後の熱処理は焼ならし焼もどし処理 (以下 NT と称する) と応力除去焼なまし処理 (以下 SR と称する) の 2 条件とし次の工程で実施した。

① 焼ならし焼もどし (NT) : $300^{\circ}\text{C} \xrightarrow{50^{\circ}\text{C/h}} 910^{\circ}\text{C}$

Table 1. Chemical composition of SM41B steel plate tested (wt%).

C	Si	Mn	P	S
0.16	0.14	0.75	0.011	0.003

Table 2. Electroslag welding conditions.

Electrode		Current (A)	Voltage (V)	Velocity (cm/min)	Heat-input (kJ/cm)
(mmφ)	Number				
2.4	2	800	45	13.8	2 600
2.4	3	1 000	45	16.0	2 800

$C \times 2\text{ h AC } 300^{\circ}\text{C} \xrightarrow{50^{\circ}\text{C/h}} 625^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h} \xrightarrow{50^{\circ}\text{C/h}} 300^{\circ}\text{C AC}$

② 応力除去焼なまし (SR) : $300^{\circ}\text{C} \xrightarrow{50^{\circ}\text{C/h}} 625^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h} \xrightarrow{50^{\circ}\text{C/h}} 300^{\circ}\text{C AC}$

2.3 試片採取要領

母材 (以下 BM と略記) の引張と V シャルピー試片は、試片長手方向が圧延方向と平行となるように板厚中央部 ($1/2\text{ t}$) から採取した。また破壊靱性と疲れき裂進展試片は、き裂の進行が板厚中央部になるように切欠を加工したものである。

溶接部の各種試験片は熱影響部 (HAZ と略記)、溶接金属 (WM と略記) および融合境界 (Bond と略記) から採取したが、この際はとくに採取位置の影響は考慮しなかつた。また溶接部における破壊靱性と疲れき裂進展試験は入熱量が $2\,600\text{ kJ/cm}$ のみについて実施し、ボンドについては V シャルピー衝撃試験のみを行なつた。

2.4 引張試験

引張試験片は直径 $6\text{ mm}\phi$ 、平行部長さ 30 mm のものを用いた。試験は 10 t 容量のインストロン試験機でクロスヘッド間のスピードを 5 mm/min として常温から -120°C の温度範囲で実施した。

2.5 V シャルピー衝撃試験

JIS・Z2202 の 4 号試験片 (2 mm V ノッチ) を採用し、試験は $30\text{ kg}\cdot\text{m}$ 容量のシャルピー衝撃試験機で行なつた。

2.6 破壊靱性試験

静的破壊靱性試験 (K_{IC} 試験) は ASTM・E399 に規定されている板厚 25 と 50 mm のコンパクトテンション形試片 (CT 1 と CT 2) および板厚 75 mm の三点曲げ試片 (3 BT) で実施した。試片に対する予疲労き裂は電磁共振形疲労試験機を使用し応力拡大係数 (K_f) が $70\text{ kg/mm}^{3/2}$ 前後、荷重繰返し数は約 5×10^5 回の条件で導入した。試験は 30 t 万能試験機を使用し、ASTM・E399 の方法に従つて行なつた。

動的破壊靱性試験 (K_{Id} 試験) は標準 V シャルピー試片の V ノッチ下約 1 mm を目標に疲れき裂を導入し、側面にプレスノッチを圧入した試験片を用いた。疲れき裂導入時の K_f は $55\text{ kg/mm}^{3/2}$ 前後、荷重繰返し数は約 1×10^4 回であつた。予疲労き裂導入後、容量 $30\text{ kg}\cdot\text{m}$ の計装化シャルピー試験機によって実施し、このときえられる荷重-時間曲線より脆性破壊荷重 (P_f) を求め、ASTM・E399 の計算式に従つて K_{Id} を算出した。

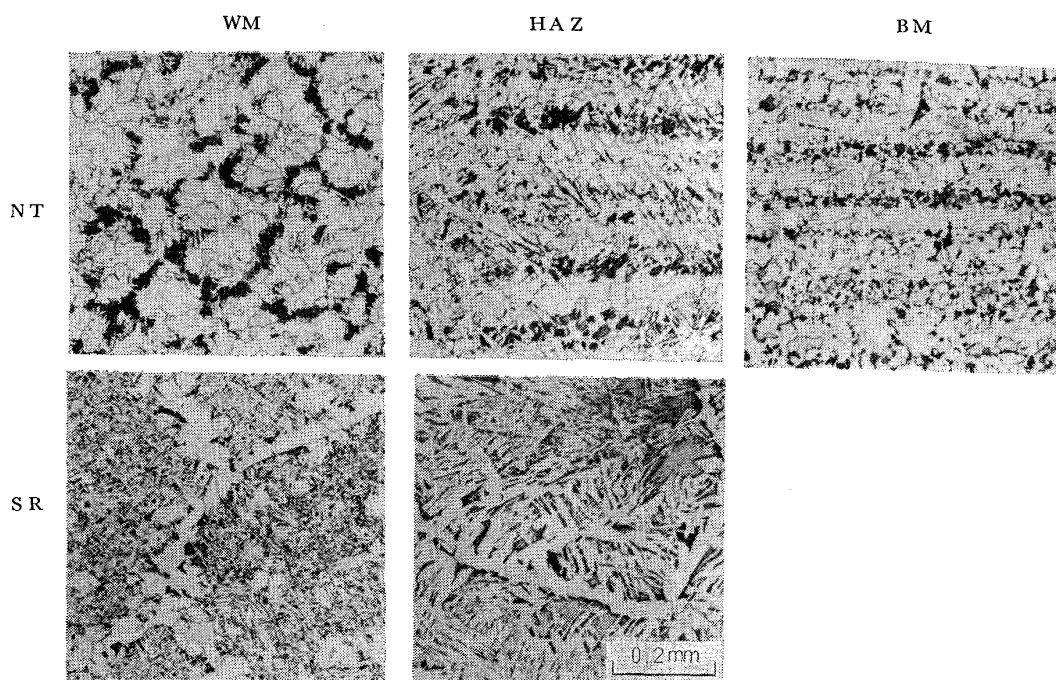


Photo. 1. Microstructure of SM41B welded joints.

2.7 疲れき裂進展試験

試験片は板厚が 5 mm のコンパクトテンション形試験片を用い、大気中とモデル河川水条件下 ($Cl^- = 100\text{ppm}$, 以下水中と称する) で行なった。き裂長さの測定は、大気中は試片表面に貼付したクラックゲージの抵抗変化で、水中は工具顕微鏡で実施した。

試験は電磁共振形疲労試験機 (4 500cpm) とインストロン試験機 (15cpm) を用いて荷重制御・片振引張条件下で行なった。

2.8 組織と破面の観察

母材と溶接部の組織はナイトルで腐食し、光学顕微鏡で観察した。また、疲れき裂進展試験片の破面を走査形と透過形電子顕微鏡によって観察した。

3. 実験結果と検討

3.1 母材と溶接部の組織変化

母材と入熱量が 2 600 kJ/cm の溶接部のマイクロ組織を Photo. 1 に示す。母材の組織はフェライトとパーライトよりなっている。SR 処理の HAZ は旧オーステナイト粒界に初析フェライトが存在し、粒内には方向性をもったフェライトとパーライトが観察される。WM はオーステナイト粒界から発生したウィッドマンステッテン・フェライトと上部ベイナイトの混合組織を呈している。

NT 処理した HAZ は母材とほぼ同様であるが、一部のフェライトとパーライトは方向性をもった微細な組織になつている。

WM はパーライトの網状組織が発達し、フェライトも粗大化しているのが認められる。

入熱量が 2 800 kJ/cm のマイクロ組織は Photo. 1 に示したものとほぼ同様であるが、WM では粒内のウィッドマンステッテン・フェライトが多くなり、HAZ の組織は若干粗大化しているのが観察された。

3.2 引張特性

常温における母材と溶接部 (入熱量=2 600 kJ/cm) の引張試験結果を Table 3 に示す。母材と NT 処理溶接部の引張特性はほぼ同等である。SR 処理溶接部の降伏点と引張強さは母材および NT 処理のものより高くなっているが、絞り率は低下している。このように NT 処理すると強度は若干低下するが、延性は向上することを示している。

また母材および溶接部の降伏点と引張強さは試験温度低下に伴なつて漸増傾向となる。そして降伏応力の試験温度依存性は母材より溶接部の方が大きくなつていた。

Table 3. Tensile test results of SM41B electroslag welded joints. (Heat-input=2 600 kJ/cm)

Heat treatment	Position	YP (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	EL (%)	RA (%)
NT	BM	25.6	43.3	46.2	74.1
	HAZ	25.1	43.3	34.3	72.5
	WM	25.5	42.7	35.2	73.3
SR	HAZ	26.9	46.1	38.3	65.4
	WM	27.8	47.0	39.6	67.4

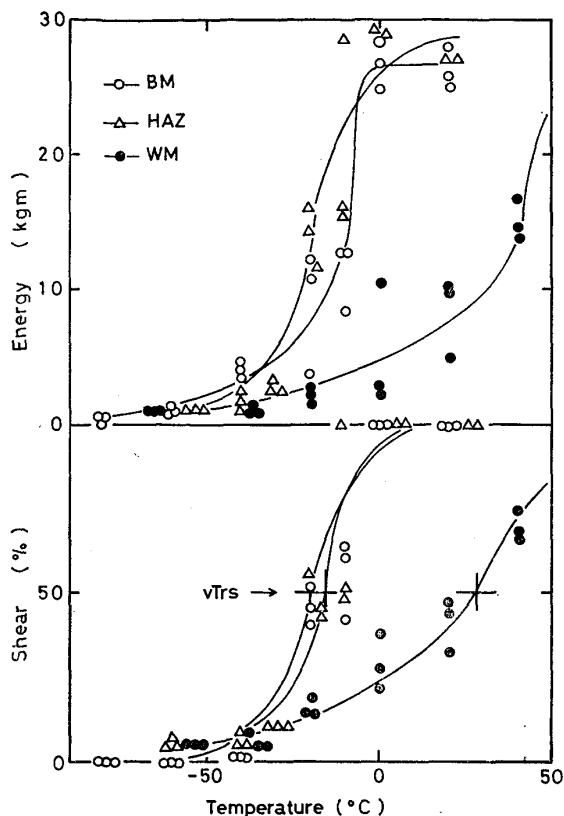


Fig. 1. Charpy transition behaviour of SM41B welded joint under normalized condition.

溶接部では SR より NT 処理のものが、かつ HAZ がもつとも大きい試験温度依存性を示すことが認められた。

3.3 Vシャルピー衝撃特性

入熱量が 2 600 kJ/cm の場合の NR と SR 処理溶接部の破面と吸収エネルギーの遷移曲線を Fig. 1 と 2 に示す。NT 処理の HAZ は母材とほぼ同様な傾向であるが、50% 破面遷移温度 (vT_{rs}) は -16°C となり母材より若干高温側に位置している。NT 処理の WM の vT_{rs} は母材と HAZ より高温側に存在し、靱性は両者に比べて格段に低下しているのが特徴的である。NT 処理の HAZ が優秀な切欠靱性を示すのは組織が微細であるためと思われる。

SR 処理の場合は、HAZ の遷移が急激であるのに対して、WM の遷移曲線は緩かになっている。

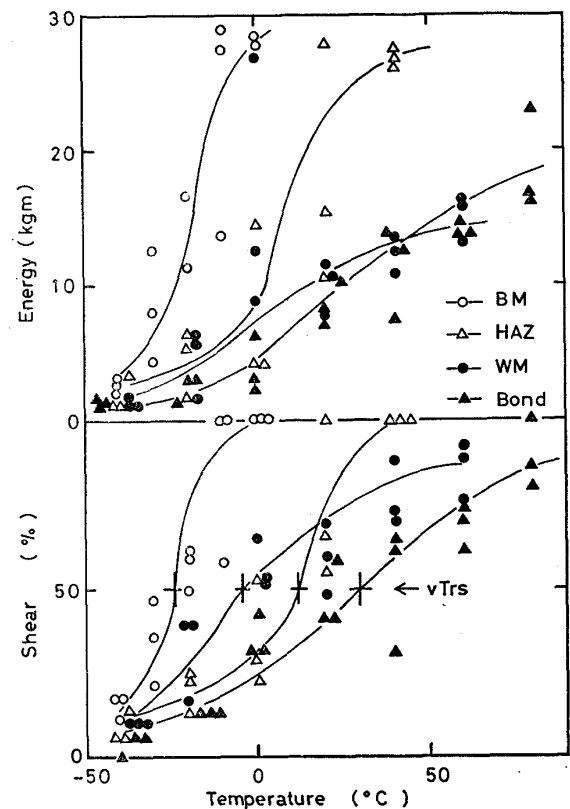


Fig. 2. Charpy transition behaviour of SM41B welded joint under stress relief annealed condition.

Table 4 には各条件下でえられた vT_{rs} と 0°C における吸収エネルギー (vE_0) の比較を示す。入熱 2 600 kJ/cm の SR 処理溶接部ではボンドの靱性がもつとも劣化し、WM が良好な特性を示している。また入熱量の大きい 2 800 kJ/cm の場合には HAZ、WM とともに vT_{rs} は高温側に移行し vE_0 も低下してくる。この靱性の劣化は組織の粗大化のためと考えられる。

また NT と SR との熱処理の違いをみると、HAZ は NT によつて靱性は格段に向上し、母材とほぼ同等の特性になつてくる。しかし WM は SR 処理のみの方が靱性は良好であり、NT することによつて逆に劣化することを示した。

3.4 破壊靱性値の変化

板厚 50 mm のコンパクトテンション試片 (CT 2) を

Table 4. Charpy impact test results of SM41B electroslag welded joints.

Heat treatment	Heat-input	WM	HAZ	Bond	BM
SR	2 600	-5/10.0	12/ 7.0	32/4.0	-24/28.0
NT	2 600	28/ 3.5	-16/29.0	—	-20/26.5
SR	2 800	20/ 5.0	33/ 2.5	—	—

vT_{rs} , $^{\circ}\text{C}/vE_0$, kg·m

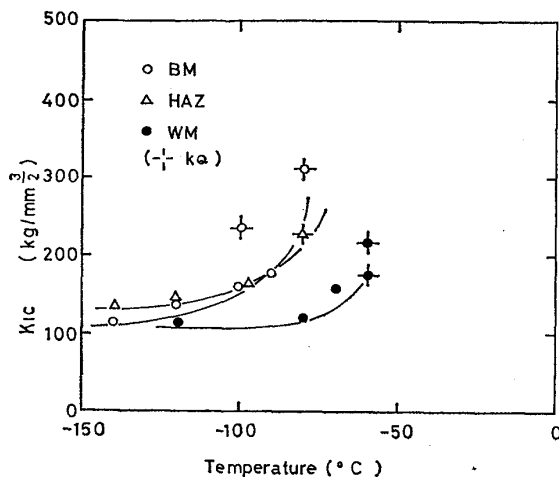


Fig. 3. Temperature dependence of fracture toughness of SM41B welded joints under normalized condition.

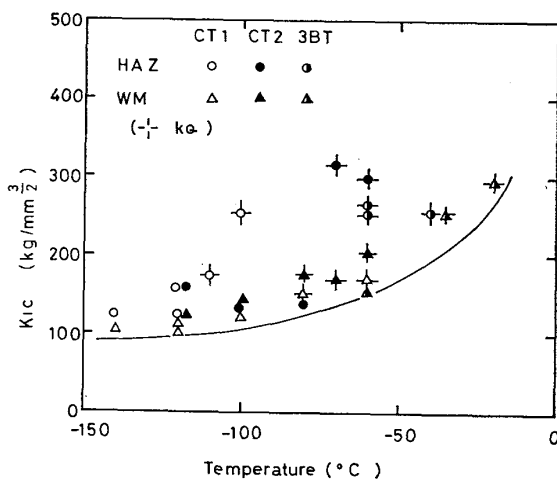


Fig. 4. Temperature dependence of fracture toughness of SM41B welded joints under stress relief annealed condition.

用いて求めた母材および NT 処理溶接部の静的破壊靱性値 (K_{IC}) と温度の関係を Fig. 3 に示す。valid K_{IC} は母材と HAZ は -90°C 、WM は -70°C 以下で求まる。母材と HAZ の K_{IC} はほぼ同等の値になっているが、 -120°C と -140°C では HAZ の方が若干高い値を示している。そして各温度で WM の K_{IC} がもつとも低い値を示している。この傾向は V シャルピー特性と一致しており、この差異は前述のマイクロ組織の影響によるものと考えられる。

Fig. 4 には板厚 25 と 50 mm のコンパクトテンション試片 (CT1 と CT2) および板厚 75 mm の三点曲げ試片 (3BT) を用いて行なつた SR 処理溶接部の破壊靱性試験結果を示す。当然ながら試片の厚さが小さくなるに従つて valid K_{IC} の求まる温度は塑性拘束の影響によ

つてより低温側に移行している。またすべての試片ともに NT 処理と同様に SR 処理でも HAZ が WM より高い値になっている。

同一試片形状で溶接部の K_{IC} に及ぼす NT と SR 処理の差異をみると次のようになる。

HAZ の K_{IC} は NT 処理の方が高く、WM では逆に SR 処理のみの方が高い値になっている。これは V シャルピー試験でえられた傾向と同様であり、マイクロ組織の変化が影響しているためと思われる。 K_{IC} を強度設計基準として採用する際にはその下限値を用いるのが通例である。これに従えばエレクトロスラグ溶接部では NT 処理することによって WM の K_{IC} が低下してくるので、後熱処理としては SR 処理のみでよいことになる。

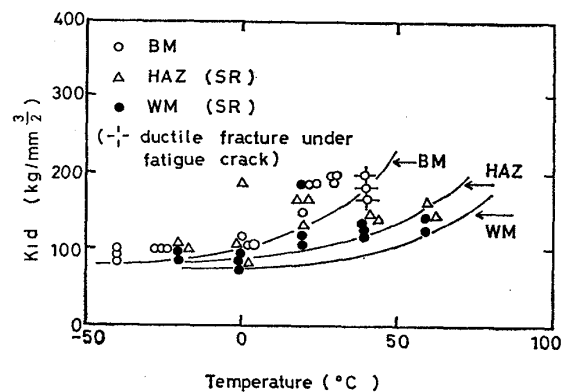


Fig. 5. Temperature dependence of dynamic fracture toughness of SM41B welded joints.

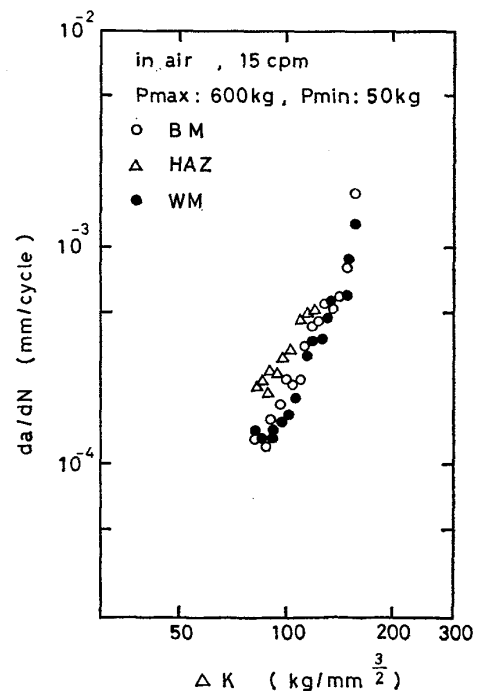


Fig. 6. Fatigue crack growth rate of SM41B welded joints under normalized condition.

計装化シャルピー試験機を利用して母材と SR 処理溶接部について求めた動的破壊靱性値 (K_{Id}) の温度依存性を Fig. 5 に示す. それぞれかなりのバラツキを呈しているが, 約 0°C 以上の温度領域では $\text{WM} \rightarrow \text{HAZ} \rightarrow \text{母材}$ の順に K_{Id} は上昇している. この傾向は V シャルピーのシェルフ・エネルギーの変化に一致している. 0°C 以下の K_{Id} は一定値に収束する傾向を示し, その値は $90 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 前後の値になっている. なお, K_{Id} は至速度の影響によつて K_{Ic} より高温側に移行し, かつその値は小さくなっている.

3.5 疲れき裂進展特性

本実験では疲れき裂進展速度の安定成長領域を下式に示す Paris 則によつて整理し, 結果の検討を行なった.

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (1)$$

ここで, da/dN : 疲れき裂進展速度 (mm/cycle)

ΔK : 応力拡大係数の変動幅 ($\text{kg/mm}^{3/2}$)

C と m : 材料常数

15cpm の繰返し速度においてえられた母材と NT 処理溶接部の大気中における疲れき裂進展特性を Fig. 6 に示す. ΔK がほぼ $150 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 以下では HAZ がもつとも大きい進展速度になり, WM と母材はほぼ同様な特性である. 繰返し速度が 4500cpm になると母材と WM の相違はみられず C と m もほぼ同等の値になっていた.

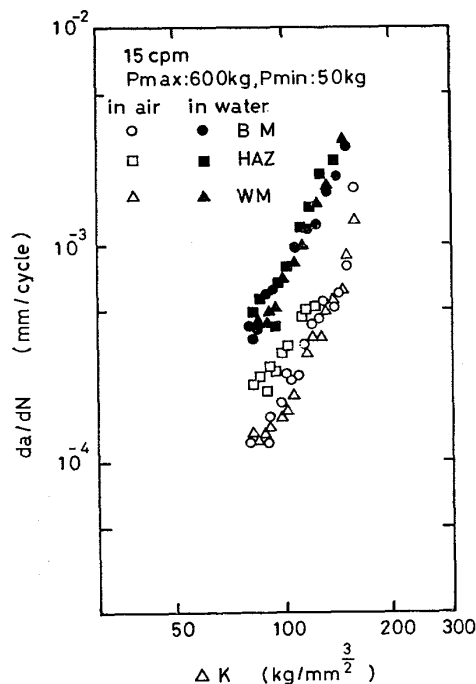


Fig. 7. Comparison of fatigue crack growth rate in air and in water of SM41B welded joints under normalized condition.

また母材と HAZ は同一の ΔK では繰返し速度の大きい方が疲れき裂進展速度は低下する傾向があり, 速度効果が認められる. しかし WM の進展速度は繰返し速度には依存していなかった. この相違の理由は明らかでない. なお, 材料常数 m は繰返し速度の大きい方が高い値になり, 高 ΔK 範囲では疲れき裂進展速度が加速化されることを示した.

Fig. 7 には大気中と水中の疲れき裂進展速度の比較を示す. 水中試験でえられた材料常数 C と m は大気中とほぼ同等であるが, 同一 ΔK 領域では大気中よりかなり大きな進展速度になっている. このように腐食環境下では疲れき裂も急速に進展することを示している. しかしながら水中では母材と溶接部の疲れき裂進展速度に差異はみられない.

SR 処理した HAZ と WM の疲れき裂進展特性を Fig. 8 に示す. SR 処理溶接部の疲れき裂進展速度は母材より小さくなり, すぐれた特性を示している.

なお, SR 処理溶接部では繰返し速度の影響は余り認められず, さらに平均荷重および応力比などが変化しても, ΔK で整理すると疲れき裂進展速度に差異はみられなかった.

本実験でえられた疲れき裂伝播式の材料常数 C と m は NT 処理と SR 処理ではほぼ同等であつたが, 同一の ΔK でみると HAZ・WN とともに NT 処理の方が大きい進展速度になっている. この詳細な要因は明らかでない.

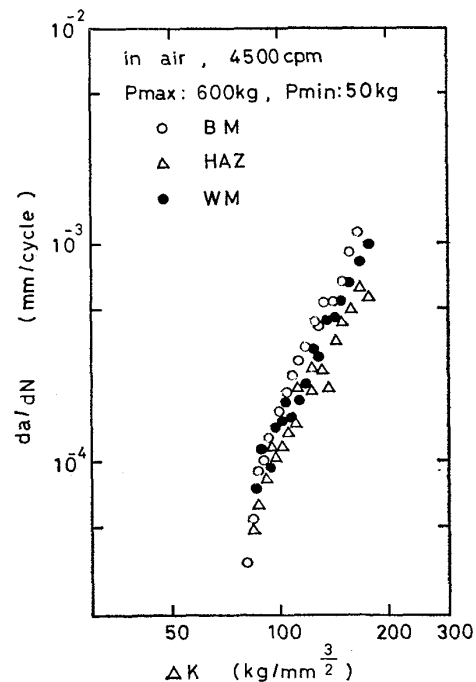


Fig. 8. Fatigue crack growth rate of SM41B welded joints under stress relief annealed condition.

いが、組織的な影響によるものではないかと思われる。

一方、北川ら⁷⁾によつて疲れき裂伝播式の材料常数 C と m の間には次式が成立するとされている。

$$C=B/A^m \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 A と B は定数である。

母材と NT 処理および SR 処理の溶接部でえられた C と m も線形関係になるが、大気中と水中ではそれぞれ別々の直線で表示され、そのときの関係は次のようになつ

た。

$$\text{大気中} \quad C=3.5 \times 10^{-4}/119^m \dots\dots\dots (3)$$

$$\text{水中} \quad C=8.3 \times 10^{-4}/107^m \dots\dots\dots (4)$$

疲労破面には繰返し応力のサイクルにほぼ対応する条痕模様、いわゆるストライエーションが形成される。このストライエーションを破面解析によつて定量的に観察すれば疲労破壊の発生と伝播機構の解明、さらには破壊事故原因の推察に有効な情報となるといわれている。

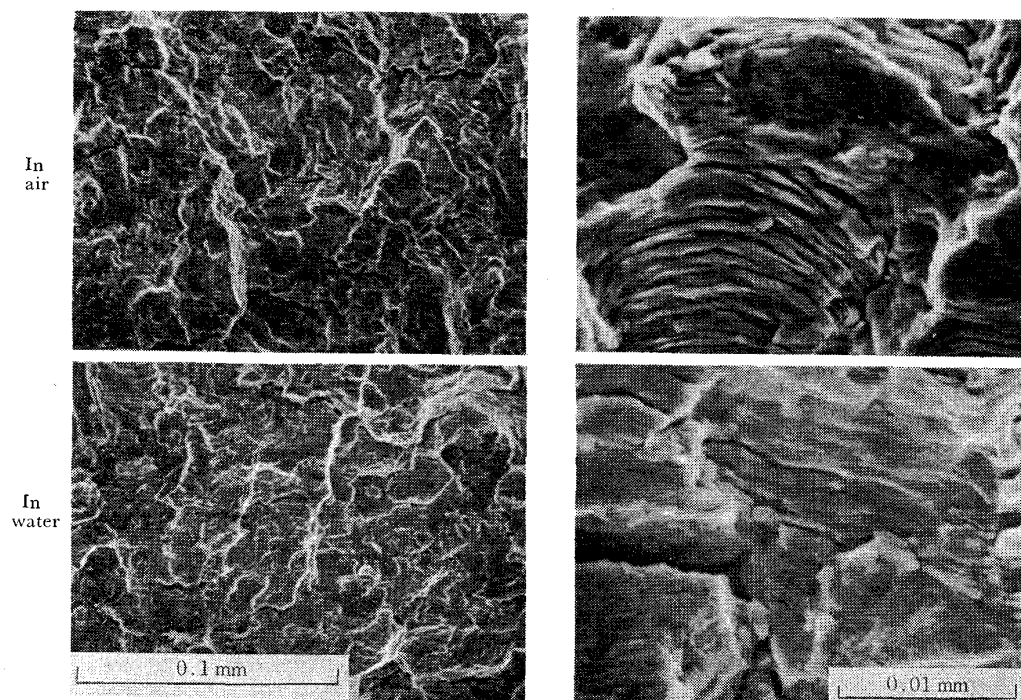


Photo. 2. SEM fractographs of fatigue fracture surface for SM41B steel plate.
($\Delta K=115 \text{ kg/mm}^{3/2}$)

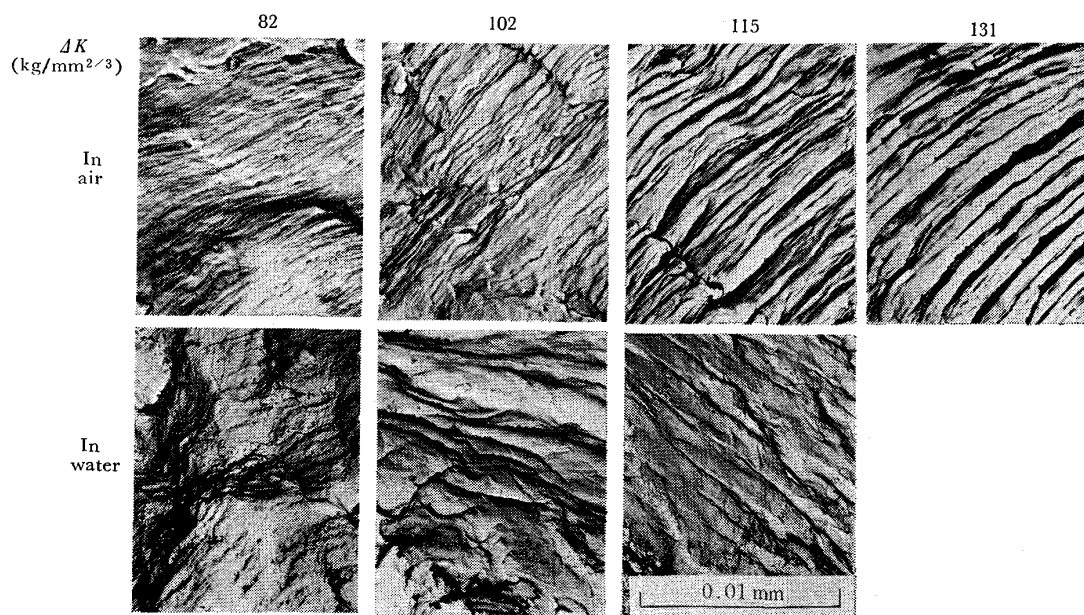


Photo. 3. TEM fractographs of fatigue fracture surface for SM41B steel plate.

ここでは疲れき裂進展試験を終了した試片の破面を走査形電子顕微鏡 (SEM) と透過形電子顕微鏡 (TEM, レプリカ法) で観察した. 走査形電顕による大気中と水中試片の破面写真を Photo. 2 に示す. 大気中試片ではストライエーションの生成が観察され, 母材と溶接部による破面模様の変化は認められなかった. 水中試片はストライエーションと粒界割れが混在した破面状態を呈している. 水中の際にはまず粒界が選択的に腐食され, これが切欠効果となつてき裂が進行するため脆性破面を示すものと思われる.

レプリカ法で観察した母材の大気中と水中における破面写真を Photo. 3 に示す. レプリカ法によつて観察した場合には, 走査形電顕よりもストライエーションを明確に識別することが可能であり, ストライエーション間隔をより定量的に測定できることを示している.

大気中の破面には, 全領域にわたつてストライエーションが観察され, その間隔は ΔK の増加に従つて拡大してくる. 一方, 水中の破面には腐食生成物ならびに腐食ピットがかなり多く存在しているため, 大気中でみられたような明瞭なストライエーション模様は観察できない. しかし部分的にはストライエーションが生成しており, その間隔は ΔK の増加とともに拡大しているのが認められる. またマクロ的にえられた疲れき裂進展速度とストライエーション間隔の関係をみると, ΔK の低い範囲では後者の方が大きく, ΔK が増加するに従つて両者は一致する傾向が認められた. 溶接部も母材と同様な挙動であつた.

3.6 破壊靱性値の相関

Vシャルピー衝撃試験は材料の靱性を簡便に評価できるため幅広く利用され, データの蓄積もかなりのものになつている. ただ, そのえられる情報は温度との依存性のみであり, 設計上定量的な数値として取扱うには不十分なものである. しかしながら試験の簡便性・経済性ならびに豊富なデータの蓄積などの観点から, Vシャルピー特性から破壊靱性値を推定すること, さらに計装化シャルピーでえられた動的破壊靱性値 (K_{Id}) と ASTM-E399 などに従つて求められた K_{Ic} との相関を見出すことは工学的に意義の大きいものである.

この方面の検討は従来より精力的になされてきている. ここでは本実験でえられたデータを, 従来提案されている代表的な相関式に適用した場合の結果について述べる.

Vシャルピー衝撃試験でえられる 50% 破面遷移温度 ($FATT$) は切欠靱性を表わす一つのパラメータとして多用されている. K_{Ic} も材料の靱性を示す尺度であるの

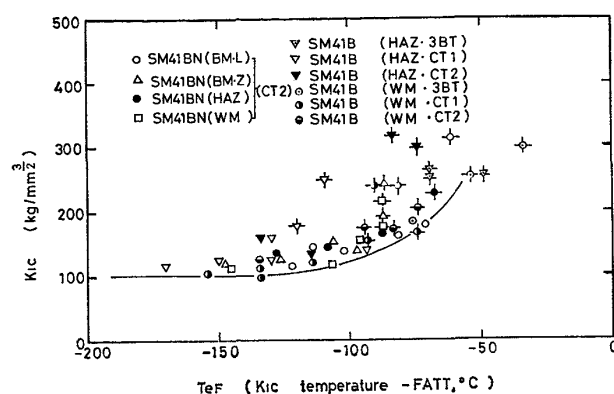


Fig. 9. Summary of fracture toughness K_{Ic} as a function of excess temperature T_{eF} .

で, 両者の間には相関関係が存在すると予想される. そしていわゆる温度シフト量 $\cdot T_{eF}$ ($T_{eF} = K_{Ic}$ 測定温度 - $FATT$) で整理することによつて, それぞれの使用温度における K_{Ic} を推定できることが明らかにされてきている⁸⁾.

Fig. 9 に K_{Ic} と T_{eF} との関係を示す. (図中には著者が従来求めた SM41BN 厚鋼板の板厚方向試験片のデータもプロットした. また図中の SM41BN は NT 処理, SM41B は SR 処理を示す.) この方法で整理すると K_{Ic} と温度との単純な関係よりも K_{Ic} の分散度合が小さくなり, この関係の有効性が示唆される. Fig. 9 の下限線は次式で示される.

$$K_{Ic} - 100 = 5.212 \cdot \exp \{0.0338(T_{eF} + 140)\} \dots (5)$$

このときの相関係数は 0.956, 標準偏差は 0.382 となる. つまり SM41B とそのエレクトロスラグ溶接部では $FATT$ が既知であれば, 上式より使用温度におけるおおよその K_{Ic} を推定できることになる.

また K_{Ic} と吸収エネルギーの関係については ROLFE⁹⁾ および 田中・伊藤ら¹⁰⁾ によつて種々の経験式が提案されているが, 本実験でえられたデータはこれらの経験式によつては良好な相関を確立することはできなかった.

一方, 静的と動的破壊靱性値の相関については SHOE-MAKER¹¹⁾ によつて検討されている. 彼らは (6) 式によつて試験時の歪速度を算出し, さらに歪速度と温度との相乗積を (7) 式のように表わし, これを rate parameter としている.

$$\dot{\epsilon} = 2\sigma_y / (t \cdot E) \dots (6)$$

ここで, $\dot{\epsilon}$: 歪速度 (sec^{-1})

σ_y : 降伏応力 (kg/mm^2)

t : 破壊までの時間 (sec)

E : ヤング率 (kg/mm^2)

$$\text{rate parameter} = T \ln(A/\dot{\epsilon}) \dots (7)$$

ここで, T : 試験温度(K)

$\dot{\epsilon}$: 歪速度 (sec^{-1})

A : 定数 (10^8 が一般的に採用されている)

SHOEMAKER¹²⁾は ABS-C, HY-130 などの鋼種, JAMES¹³⁾は ASTM-A 516 鋼の静的と動的破壊靱性値をこの rate parameter で整理して良好な対応関係をえている。

本実験でえられた K_{IC} と K_{Id} の関係を rate parameter で整理した結果の例を Fig. 10 に示す。同図より明らかなように K_{IC} と K_{Id} は良好な関係になり一本の線で示される。以上のように SM41B においては、破壊時の歪速度を考慮することによって K_{IC} と K_{Id} の相関を確立できることが明らかである。これは SM41B の強度が歪速度依存性を有していることと密接に関連していると思われる。

また K_{IC} および K_{Id} の対数を縦軸にとり、横軸には rate parameter の逆数をとると Fig. 11 のようになる。両者の関係は rate parameter の逆数が $2.6 \times 10^{-4} \text{ K}^{-1}$ 以下で線形関係が成立しており、この関係を最小二乗法によって求めると次式のようなになる。

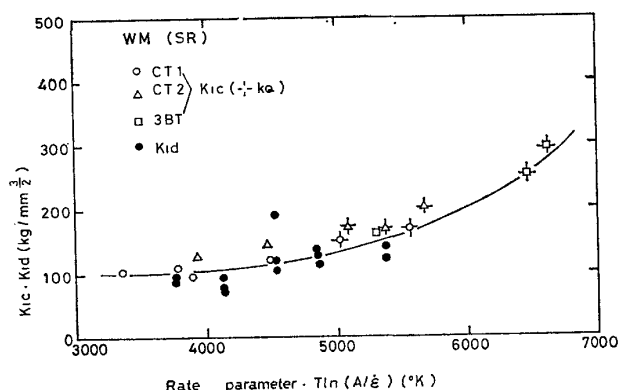


Fig. 10. Correlation between fracture toughness and rate parameter.

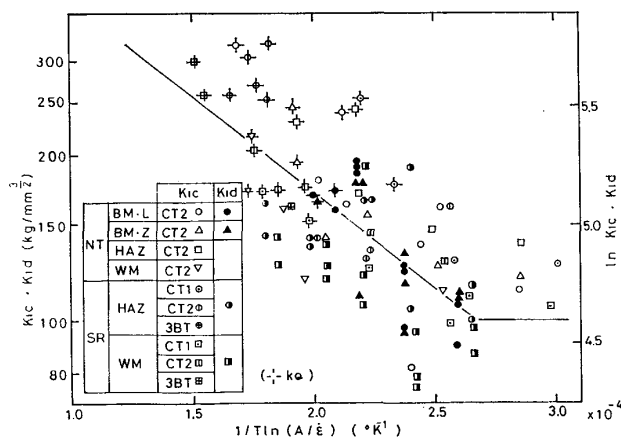


Fig. 11. Correlation between fracture toughness and reciprocal rate parameter.

$$K_{IC}(K_{Id}) = 856 \cdot \exp \left[-\frac{0.804 \times 10^4}{T \ln(A/\dot{\epsilon})} \right] \dots \dots \dots (8)$$

この式における標準偏差は 0.290, 標準誤差は 0.237, そして相関係数は -0.704 になっている。

破壊時における歪速度と温度がわかれば上式によつて破壊靱性値 (K_{IC} および K_{Id}) を算出できる。また小形試験片で評価可能な K_{Id} において上式を確立しておけば、大形試験片で求められる K_{IC} を推定することが可能となる。

以上のように、ある範囲においては K_{Id} より K_{IC} を推定できることが明らかである。

4. 結 言

発電用水車構造部材に使用される板厚 110mm の SM 41B 厚鋼板エレクトロスラグ溶接部の機械的性質、切欠靱性および破壊靱性値と疲れき裂進展速度等に及ぼす溶接条件(入熱量)および後熱処理の影響について実験を行なつた。また、疲労破面の解析さらには静的と動的破壊靱性値との相関などについても検討を実施した。

本実験でえられた主な結果は次のように要約される。

1) 溶接部の引張特性は NR 処理すると SR 処理より強度は低下するが、延性は向上する。また溶接部と母材の引張特性には大きな差異はみられなかつた。

2) V シャルピーで評価される切欠靱性は NT 処理では溶接金属(WM)がもつとも劣化し、HAZ は母材とほぼ同等の特性になる。SR 処理では HAZ より WM の靱性が良好になつた。

3) 静的破壊靱性値 (K_{IC}) は NT 処理および SR 処理ともに HAZ が WM より高い値になり、靱性のすぐれていることを示した。NT 処理した HAZ の K_{IC} は母材とほぼ同等であつた。 K_{IC} を強度設計基準として採用する際にはその下限値を用いるのが通例である。これに従えばエレクトロスラグ溶接部は NT 処理することによつて WM の K_{IC} が低下してくるので後熱処理としては SR 処理のみでよいと判断された。

4) 計装化シャルピーで評価した動的破壊靱性値 (K_{Id}) は K_{IC} と同様に WM→HAZ→母材の順に上昇した。

5) K_{IC} とシャルピー破面遷移温度 ($FATT$) の間には相関関係が成立し、 $FATT$ をもとに使用温度における K_{IC} を推定できることが明らかになつた。また K_{IC} と K_{Id} の関係は rate parameter の考え方を導入することによつて良好な対応関係をえることができた。

6) V シャルピーおよび破壊靱性値の差異は主としてミクロ組織の変化とほぼ対応していることが認められ

た。

7) 疲れき裂進展速度は母材 および NT 処理溶接部より SR 処理の方が小さくなる傾向を示した。また NT 処理では HAZ の速度が大きくなっているが、SR 処理の HAZ と WM はほぼ同等の特性を示した。水中の疲れき裂進展速度は大気中より大きくなるが、母材と溶接部との差異はみられなかった。さらに疲れき裂伝播式の材料常数 C と m の間には線形関係が成立した。

終りに、本論文の発表を許可された富士電機製造(株)中央研究所・島崎昭夫所長ならびに本実験に用いた溶接継手の製作を担当していただいた品質管理部・構造実験室と川崎工場・製造部の各位に対し深く感謝致します。また本実験の遂行に当って終始熱心に協力された中央研究所・第二部の沢田寿夫氏、山下満男氏および大井婦知恵嬢に謝意を表します。

文 献

- 1) 例えば、金沢正午、山戸一成、井上尚志、橋本勝邦：溶接学会誌，45 (1976) 2, p. 128 など
- 2) 船越督己，田中智夫，上田修三，石川正明，腰塚典明，小林邦彦：鉄と鋼，63 (1977) 2, p. 303

- 3) 松本浩造，沢田寿夫，森田益夫：日本材料強度学会講演論文集，(1977)，p. 5
- 4) 山下満男，松本浩造，近藤栄作：日本材料強度学会講演論文集，(1977)，p. 67
- 5) 小串泰三，浜田和則，松本浩造，高井耕一，森田益夫，松村慶一：溶接学会全国大会講演概要，第 21 集 (1977)，p. 162
- 6) 小串泰三，浜田和則，松本浩造，高井耕一，森田益夫，松村慶一：溶接学会全国大会講演概要，第 21 集 (1977)，p. 164
- 7) 北川英夫，三角正明：日本機械学会講演論文集，No. 714-10 (1971)，p. 67
- 8) H. D. GREENBURG: Paper on 5th International Forgemasters Meeting, (1970) Terni
- 9) J. M. BARSOM and S. T. ROLFE: ASTM STP, 446 (1970)
- 10) 伊藤悌二，田中 潔，佐藤 誠：日本造船学会論文集，第 131 号 (1972)
- 11) H. T. CORTEN and A. K. SHOEMAKER: Trans. ASME, 89 (1967), p. 86
- 12) A. K. SHOMAKER and S. T. ROLFE: Trans. ASME, 91 (1969), p. 512
- 13) Lee A. JAMES: Weld J., 51(1972), 506 S~507 S