

溶接金属部の疲労亀裂進展速度

FATIGUE CRACK GROWTH RATES IN WELD METALS

三木千寿*・森 猛**・張 東一***・奥村敏恵****

By Chitoshi MIKI, Takeshi MORI, Chang Dong Li and Toshie OKUMURA

Fatigue crack growth rates were presented for the various weld metals of 600 MPa and 800 MPa class steels. The weldings were done by submerged arc processes and MIG processes under large and small heat input conditions. For the weldings of 600 MPa class steels, two weld materials of different strengths were used. The tests were performed on the modified compact-type specimens of 12.5 mm thick. A fatigue crack propagated in the weld metal in the longitudinal direction or the transverse direction to the weld line of the specimen. Fatigue crack growth rates in the weld metals did not vary so much according to the direction of the fatigue crack, the differences in the strength of weld materials and the variations of the heat input conditions.

1. まえがき

鋼構造物の溶接継手部には施工法や非破壊検査の能力などの制約により、ブローホール、溶け込み不足、溶接割れなどの欠陥が残されることがある。このような継手が繰返し荷重を受けると欠陥から疲労亀裂が発生・進展し、部材の変状あるいは破壊が生じることがある。したがって、溶接継手の疲労に対する安全性を検討するうえで溶接部における疲労亀裂進展性状を明らかにすることは重要である。

鋼構造物の疲労寿命を推定するには、疲労亀裂進展速度 (da/dN) と応力拡大係数範囲 (ΔK) の関係を用いることが有効であり、各種の金属材料に対して数多くの疲労亀裂進展に関するデータが示されている。著者ら¹⁾はわが国で行われた鋼素材および溶接継手の試験結果を収集・整理し、構造用鋼材に対する標準的な da/dN - ΔK 関係を示すとともに、通常の溶接継手の溶接金属および

熱影響部における疲労亀裂進展速度は鋼素材での進展速度とさほど変わらないことを示した。太田ら²⁾は SM 50 鋼材を母材とした溶接継手の疲労亀裂進展試験を行い、溶接方法、溶接入熱量および亀裂進展径路の材質 (溶接金属、熱影響部) による疲労亀裂進展速度の差はきわめて小さいことを示している。しかし、Maddox³⁾ は大入熱で溶接すると熱影響部での疲労亀裂進展速度が高くなる可能性があること、また Kappadia⁴⁾ はエレクトロスラッグ溶接による継手の溶接金属部および熱影響部での疲労亀裂進展速度は母材での進展速度と比べ低くなる場合と同程度となる場合があることを示している。そのほかにも、溶接部の疲労亀裂進展に関する研究は、橋内^{5), 6)}、石原ら⁷⁾、Glinka⁸⁾、Seeley ら⁹⁾、Sandifer ら¹⁰⁾、Voskovsky¹¹⁾ などによって行われているが、溶接部の疲労亀裂進展に対する影響因子としては溶接残留応力が顕著であり、他の因子による影響は小さいとしたものが多い。

従来の溶接金属部の疲労亀裂進展に関する研究の多くは、疲労亀裂が溶接線方向に進展する場合を対象としている。しかし、箱断面トラス部材の角継手のような縦方向溶接継手の溶接部から発生した疲労亀裂は溶接線と直角に進展する。また、横方向溶接継手においても、主応力の方向や欠陥の位置、方向によっては必ずしも疲労亀

* 正会員 工博 東京工業大学助教授 工学部土木工学科
(〒152 目黒区大岡山 2-12-1)

** 正会員 工修 東京工業大学助手 工学部土木工学科
(同上)

*** 正会員 工博 漢陽大学校教授 工科大学土木科
(大韓民国 seoul 特別市 133)

**** 正会員 工博 東京電機大学教授 理工学部建設工学科
(〒350-03 埼玉県比企郡鳩山村大字石坂)

裂が溶接線と平行に進展するとは限らない。したがって、疲労亀裂が溶接線に対して直角に進展する場合の疲労亀裂進展性状についても検討しておく必要がある。厚板の溶接を行う場合、能率を高めるために大入熱で行うことがある。大入熱で溶接すると溶接部の靱性が劣化することがあるが、溶接部の疲労亀裂進展性状に対する入熱量の影響はあまり検討されていない。また、高張力鋼の溶接性を改善する一つの方法として、母材よりも強度の低い溶接材料を用いて溶接する、いわゆる軟質継手とすることが考えられる。たとえば、箱断面トラス部材の角継手は力を伝えず材片を集積することだけを目的としているため、軟質継手を適用できる可能性がある。もし、軟質継手を採用するならば、その溶接部での疲労亀裂進展性状についても確認しておく必要がある。本研究では、亀裂進展径路の材質（母材、熱影響部、溶接金属）による疲労亀裂進展速度の相違、ならびに溶接線と亀裂進展方向の関係、溶接入熱量および溶接材料の軟質化が溶接金属部の疲労亀裂進展速度に及ぼす影響について実験的に検討した。その際、溶接残留応力の影響は試験片を溶接後熱処理することにより取り除いている。

2. 試験片および試験方法

供試材は板厚 38 mm の 600 MPa および 800 MPa 級調質型高張力鋼 (SM 58, HT 80) である。ミルシートによる機械的性質および化学成分を **Table 1** に示す。これらの鋼材に **Fig. 1** に示す形状の溝を加工し、2 電極サブマージーク溶接 (SAW)、1 電極 SAW およびイナートガス消耗メタルアーク (MIG) 溶接を **Table 2** に示す条件で行った。その際、2 電極 SAW では単層

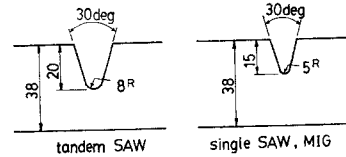


Fig. 1 Configuration of weld groove.

仕上げ、1 電極 SAW および MIG 溶接では多層仕上げとしている。疲労亀裂進展速度には引張強さおよび硬さが影響するといわれているが、ここでの溝の形状・寸法は、2 電極 SAW と 1 電極 SAW および MIG 溶接による溶接金属の引張強さおよび硬さが同程度となるように工夫されている。溶接入熱量が大きくなると溶接金属部の柱状晶は粗大化し靱性が低下するおそれがあることから、道路橋示方書では SM 58 鋼材に対して 70 KJ/cm を目安として溶接入熱量を制限しているが、本実験では溶接入熱量の影響を明らかにする目的で、溶接入熱量が道路橋示方書の制限を超えるきわめて大きい溶接（大入熱溶接）と比較的小さい溶接（小入熱溶接）を行った。ここでは、2 電極 SAW が大入熱溶接、1 電極 SAW および MIG 溶接が小入熱溶接となっている。

溶接後、すべての溶接母板に対して溶接残留応力を除去する目的で熱処理 (580°C, 1.5 h) を行った。その後、**Fig. 2** に示すように溶接母板からコンパクトテンション型試験片を、亀裂進展方向が溶接線と平行あるいは直角となるように加工した。試験片の形状および寸法を **Fig. 2** に示す。各試験片の相違は母材 (SM 58, HT 80)、溶接入熱量 (大入熱, 小入熱)、亀裂進展方向 (溶接線に対して平行, 直角) である。さらに、SM 58 鋼材に対しては 600 MPa 級鋼材用の溶接材料のほか軟質

Table 1 Mechanical properties and chemical compositions of materials used.

material	mechanical properties			chemical compositions (%)									
	yield point (MPa)	tensile strength (MPa)	elongation (%)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
				×100			×1 000			×100			
SM 58	580	680	46	13	27	131	14	2	—	—	—	3	4
HT 80	800	860	20	12	24	94	12	4	23	94	52	33	4

Table 2 Welding conditions.

base metal	weld materials	welding process	wire, flux or shield gas	pass	current (A)	voltage (V)	speed (cm/min)	heat input (KJ/cm)
SM 58	for 500 MPa class steel	SAW with two electrodes	US 36 4.8 φ MF 38 20×D	L T	800 700	35 37	30	107.8
		SAW with one electrode	US 36 4.0 φ MF 38 20×200	1st 2nd-	450 450	30 30	38 40	21.3 20.3
	for 600 MPa class steel	SAW with two electrodes	US 49 4.8 φ MF 38 20×D	L T	800 700	35 37	30	107.8
		SAW with one electrode	US 49 4.0 φ MF 38 20×200	1st 2nd-	450 450	30 30	38 40	21.3 20.3
HT 80	for 800 MPa class steel	SAW with two electrodes	KW 103 B 4.8 φ KB 80 C	L T	950 650	30 33	35	85.6
		MIG welding	MGS 80 1.2 φ 20% CO ₂ - 80% Ar	all	270	32	25	20.7

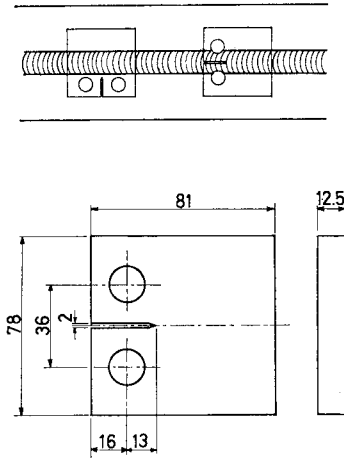


Fig. 2 Configuration and dimensions of specimen.

Table 3 List of specimen.

specimen	base metal	heat input level	crack growth direction relative to weld line	weld materials
SL 50 SC 50 ML 50 MC 50	SM 58	large large small small	parallel perpendicular parallel perpendicular	for 500 MPa class steel
SL 60 SC 60 ML 60 MC 60	SM 58	large large small small	parallel perpendicular parallel perpendicular	for 600 MPa class steel
SL 80 SC 80 ML 80 MC 80	HT 80	large large small small	parallel perpendicular parallel perpendicular	for 800 MPa class steel

継手を想定して 500 MPa 級鋼材用の溶接材料も用いた。Table 3 に試験片の概要を示す。たとえば、SL 50 は大入熱溶接 (S)，亀裂進展方向が溶接線と平行 (L)，500 MPa 級鋼材用の溶接材料 (50) を用いた試験片である。

溶接金属部の微視的組織を調べる目的で、試験片表面をエメリー紙およびバフで研磨し、ナイトールとピクラーの混合液でエッチングした。組織の観察には走査型電子顕微鏡を用いた。また、溶接母板の溶接金属部から溶接線と平行に JIS A 2 号試験片を加工し、引張試験を行った。さらに、溶接部のビッカース硬さ (荷重: 1 kgf) も測定した。

疲労試験には動的能力 50 kN の電気油圧式疲労試験機を用いた。試験はすべての種類の試験片に対して応力比 $R=0.04\sim 0.09$ の一定荷重範囲で行った。HT 80 鋼材を母材とした 4 種の試験片 (SL 80, SC 80, ML 80, MC 80) に対しては、低速度域での疲労亀裂進展速度を測定するために亀裂が長くなるにつれて荷重を階段状に減少させる荷重範囲減少試験およびそれに続いての荷重

範囲一定あるいは増大試験も行った。荷重範囲減少試験での荷重範囲減少率は 3~7%，1 ステップ当たりの亀裂進展量は 0.15~0.4 mm である。これらの条件のうち、1 ステップ当たりの亀裂進展量および亀裂進展に伴う応力拡大係数範囲の減少率 ($|1/\Delta K \cdot d(\Delta K)/da|$) は ASTM の荷重範囲減少試験に対する推奨値¹²⁾ を若干超えている。荷重波形は正弦波、繰返し速度は 10~30 Hz である。亀裂長さの測定は、繰返し載荷を一時中断し荷重を最大荷重の 50~95% とした状態で試験片表面の亀裂をレプリカに押し、それを拡大投影器に写し出すことによって行った。その際の中断時間は 4 分程度である。なお、この方法による亀裂長さの分解能は 0.01 mm である。応力拡大係数範囲 (ΔK) は次式¹³⁾から算出した。

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{2+\alpha}{(1+\alpha)^{1.5}} \cdot (0.086+0.464\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.92\alpha^3 - 5.6\alpha^4)$$

ここで、 ΔP は荷重範囲、 B は試験片の板厚、 α は a/W 、 a は亀裂長さ、 W は試験片の幅である。疲労試験終了後、走査型電子顕微鏡を用いて破面を観察した。

3. 試験結果

(1) 溶接金属部の硬さ、機械的性質および組織

溶接部の硬さ分布を Fig. 3 に示す。溶接金属部の硬さは、溶接時に目標としたように、大入熱で溶接した S 50 と小入熱で溶接した M 50 でほぼ等しい。同様に、S 60 と M 60, S 80 と M 80 においても溶接金属部の硬さは同程度となっている。また、溶接金属部の硬さは高強度鋼材用の溶接材料を用いた場合ほど高くなっている。各継手とも溶接金属部 (WM)、熱影響部 (HAZ) および母材部 (BM) での硬さはほぼ同じとなっている。ただし、すべての継手において熱影響部と母材部の境界付近での硬さが若干低くなっており、M 80 の熱影響部での硬さは溶接金属部および母材部よりも 50 Hv ほど高くなっている。

Table 4 に溶接金属部の引張試験結果を示す。引張

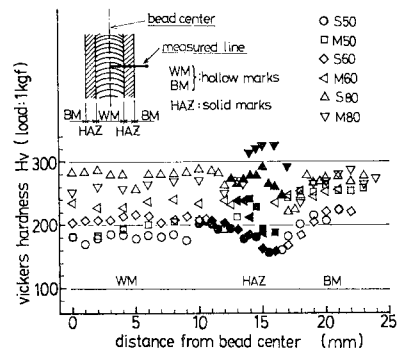


Fig. 3 Hardness distribution in weldments.

Table 4 Mechanical properties of weld metals.

base metal	weld materials	heat input	σ_y (MPa)	σ_B (MPa)	elongation (%)
SM 58	US 36	large	441	571	27.1
	US 36	small	506	579	25.0
	US 49	large	503	635	26.7
	US 49	small	548	635	27.9
HT 80	KW 103B	large	724	835	19.5
	MGS 80	small	738	830	20.7

強さは大入熱で溶接した場合と小入熱で溶接した場合とでほぼ等しく、降伏点は小入熱で溶接した場合の方が若干高い。SM 58 鋼材に対して 500 MPa 級鋼材用の溶接材料を用いて溶接した場合の引張強さと降伏点は 600 MPa 級鋼材用の溶接材料を用いて溶接した場合よりも 10% 程度低くなっている。

各条件で溶接した継手の溶接金属部における微視的組織を Photo 1 に示す。各溶接金属とも溶接線方向ある

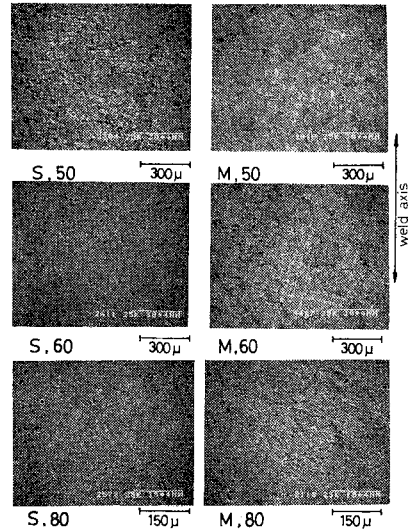


Photo 1 Microstructures of weld metals.

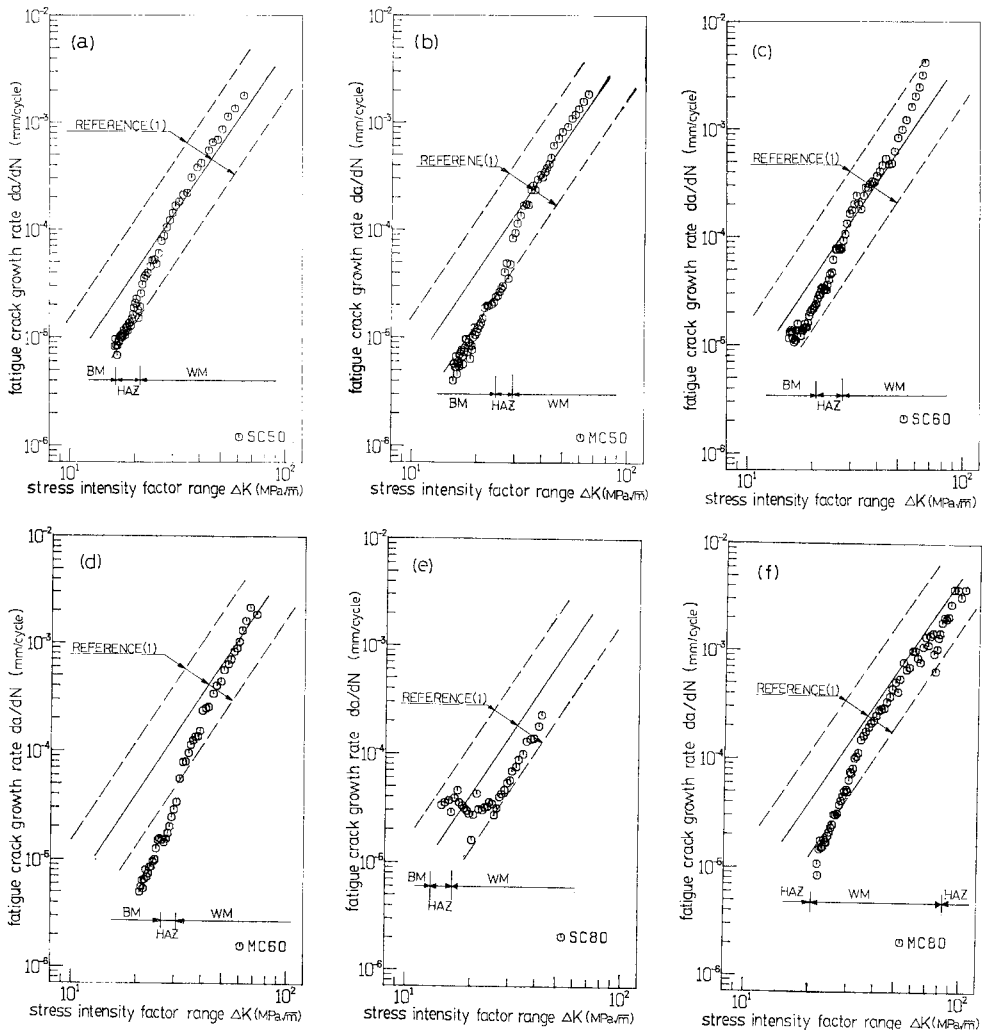


Fig. 4 Fatigue crack growth rates in weldments.

いはその直角方向に対する結晶粒形の特別な方向性は認められない。大入熱で溶接した場合と小入熱で溶接した場合の結晶粒の大きさはほぼ同じである。また、溶接材料の軟質化によっても、結晶粒の大きさはさほど変わっていない。

(2) 母材・熱影響部・溶接金属部における疲労亀裂進展速度

Fig. 4 に亀裂進展方向が溶接線と直角となる試験片での疲労亀裂進展速度 (da/dN) と応力拡大係数範囲 (ΔK) の関係を示す。図中の実線および破線は SM 58 鋼材および HT 80 鋼材に対する数多くの疲労亀裂進展データを著者らが再整理して得たものであり¹⁾、実線は平均的な da/dN - ΔK 関係、破線は収集した da/dN - ΔK 関係のほぼ上限および下限 (パリス則: $da/dN=C(\Delta K)^m$ における定数 C と m の相関関係において実線は平均値、破線は平均値から標準偏差の 2 倍ほどはずれた値) を示している。なお、これらの関係は疲労亀裂進展速度が $10^{-5} \sim 10^{-3}$ mm/cycle で原データの性質をよく表わすように設定されている。

Fig. 4 (a)~(d) において、ここで使用した SM 58 鋼母材での疲労亀裂進展速度は、これまでのデータと比べ低い。また、熱影響部での疲労亀裂進展速度は母材と同程度であり、溶接金属部での疲労亀裂進展速度は母材部および熱影響部に比べ若干高くなっている。しかし、これらの試験片より得られた da/dN - ΔK 関係は母材部、熱影響部および溶接金属部を通じてほぼ 1 本の直線関係にある。したがって、疲労亀裂進展速度は母材部、熱影響部および溶接金属部でほとんど差はなく、またそれらの境界においても疲労亀裂は連続的に進展していくといえる。Fig. 4 (f) に示す MC 80 試験片においても、溶接金属部と熱影響部での da/dN - ΔK 関係はほぼ同じである。Fig. 4 (e) に示す SC 80 試験片での da/dN - ΔK 関係は他の試験片とかなり異なっており、疲労亀裂が熱影響部から溶接金属部に入った直後に疲労亀裂進展速度はいったん極度に低くなり、その後 da/dN - ΔK 関係はほぼ直線となっている。

Photo 2 に特異な da/dN - ΔK 関係を示した SC 80 試験片の熱影響部と溶接金属部における疲労破面を示す。熱影響部、溶接金属部とも粒界破面がみられ、特に溶接金属部で粒界破面の占める割合が高い。また、溶接金属部での疲労亀裂は柱状晶の粒界に沿って進展している。一般に粒界破面率が高いほど疲労亀裂進展速度も高くなるといわれている¹⁴⁾が、SC 80 試験片では逆に粒界破面率の高い溶接金属部での疲労亀裂進展速度が熱影響部での進展速度よりも低くなっている。これは疲労亀裂が溶接金属の柱状晶の粒界に沿ってジグザグに進展したことが原因となって生じたものと考えられる。

(3) 亀裂進展方向の影響

疲労亀裂が溶接線方向およびその直角方向に進展する場合の疲労亀裂進展速度 (da/dN) と応力拡大係数範囲 (ΔK) の関係を Fig. 5 に示す。図 (e), (f) 中の記号 [C], [D] および [I] はそれぞれ荷重範囲一定試験、荷

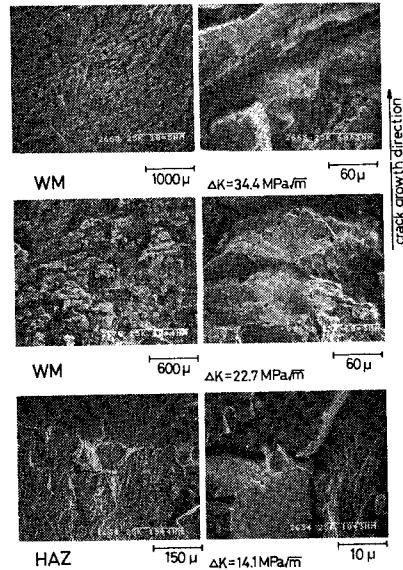


Photo 2 Fracture surfaces of SC 80 specimen.

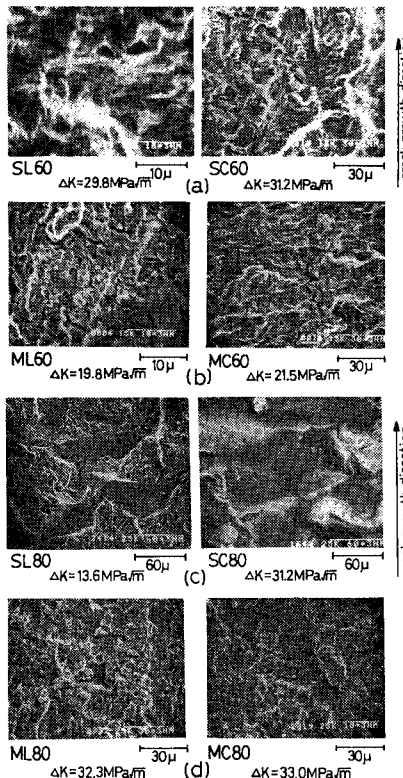


Photo 3 Typical fracture surfaces of weld metals.

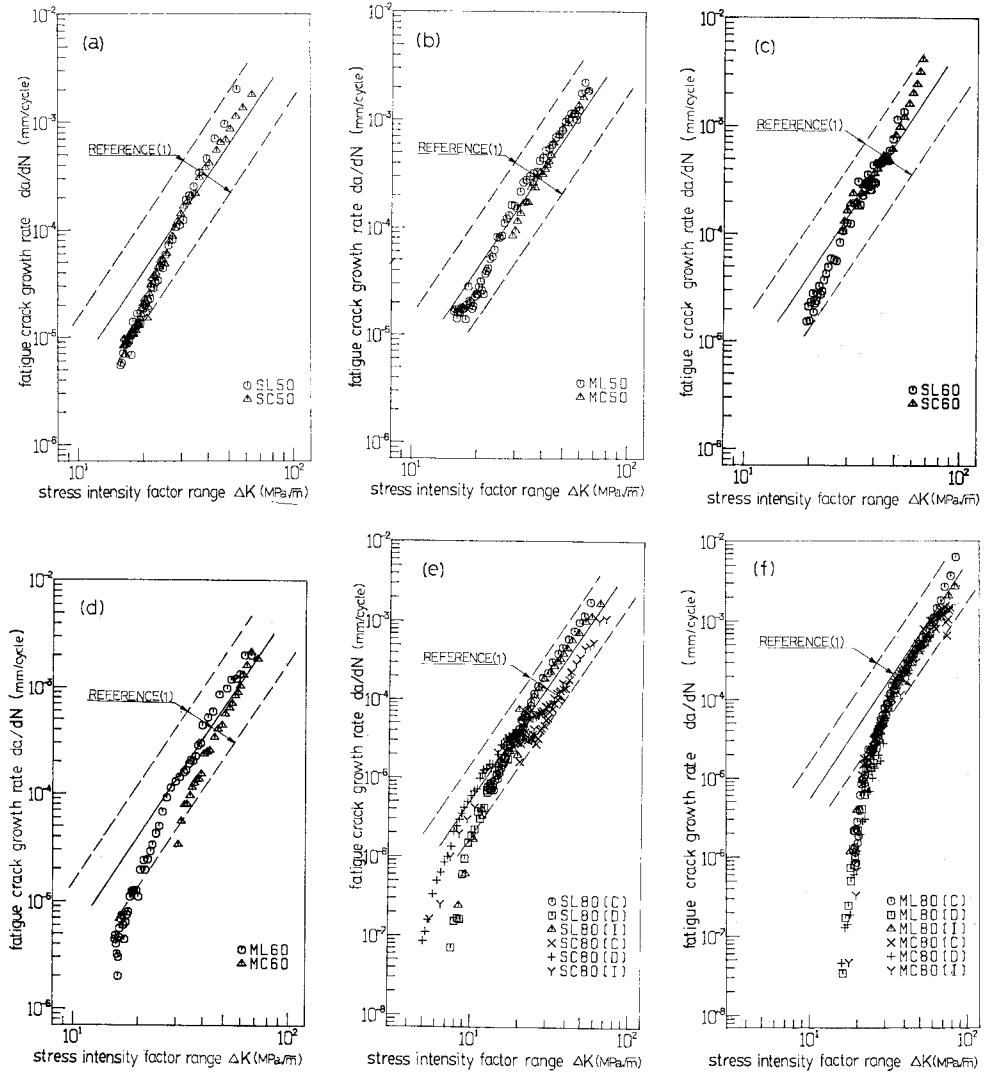


Fig. 5 Influence of crack orientation.

重範囲減少試験および荷重範囲減少試験後の荷重範囲一定あるいは増大試験の結果であることを示している。なお、図中の実線および2本の破線は Fig. 4 のものと同じである。

M 60(SM 58 鋼材+600 MPa 級溶接材料, 小入熱)と S 80(HT 80 鋼材+800 MPa 級溶接材料, 大入熱)においては、溶接線方向とその直角方向の疲労亀裂進展速度に若干の差が認められる。しかし、S 50 と M 50(SM 58 鋼材+500 MPa 級溶接材料, 大入熱と小入熱)、S 60 (SM 58 鋼材+600 MPa 級溶接材料, 大入熱)および M 80(HT 80 鋼材+800 MPa 級溶接材料, 小入熱)での疲労亀裂進展速度は溶接線方向とその直角方向で差がない。したがって、M 60 および S 80 での差は実験値の単なるばらつきと考えられ、溶接金属部での疲労亀裂進展速度には、亀裂が溶接線方向に進展する場合と溶接線直

角方向に進展する場合に差がないといえる。

Photo 3 に典型的な溶接金属部の疲労破面を示す。S 60 と M 60 溶接金属内での疲労亀裂は、その進展方向にかかわらず、主としてストライエーションを伴う粒内破壊によって進展している。また、S 50 および M 50 溶接金属においても破面の様相は S 60, M 60 溶接金属と同様であった。M 80 溶接金属での疲労破面には M 50, M 60 溶接金属内よりも多くの粒界破面が観察された。また、M 80 溶接金属での粒界破面には M 50, M 60 溶接金属内よりも若干多くの粒界破面が観察された。また、M 80 溶接金属での粒界破面率は、亀裂が溶接線方向に進展する場合と溶接線直角方向に進展する場合で同程度であった。S 80 溶接金属ではいずれの方向に進展する場合とも、粒界破面の占める割合が高い。しかし、SL 80 での疲労破面は、Photo 2 に示した SC 80 とは異なる

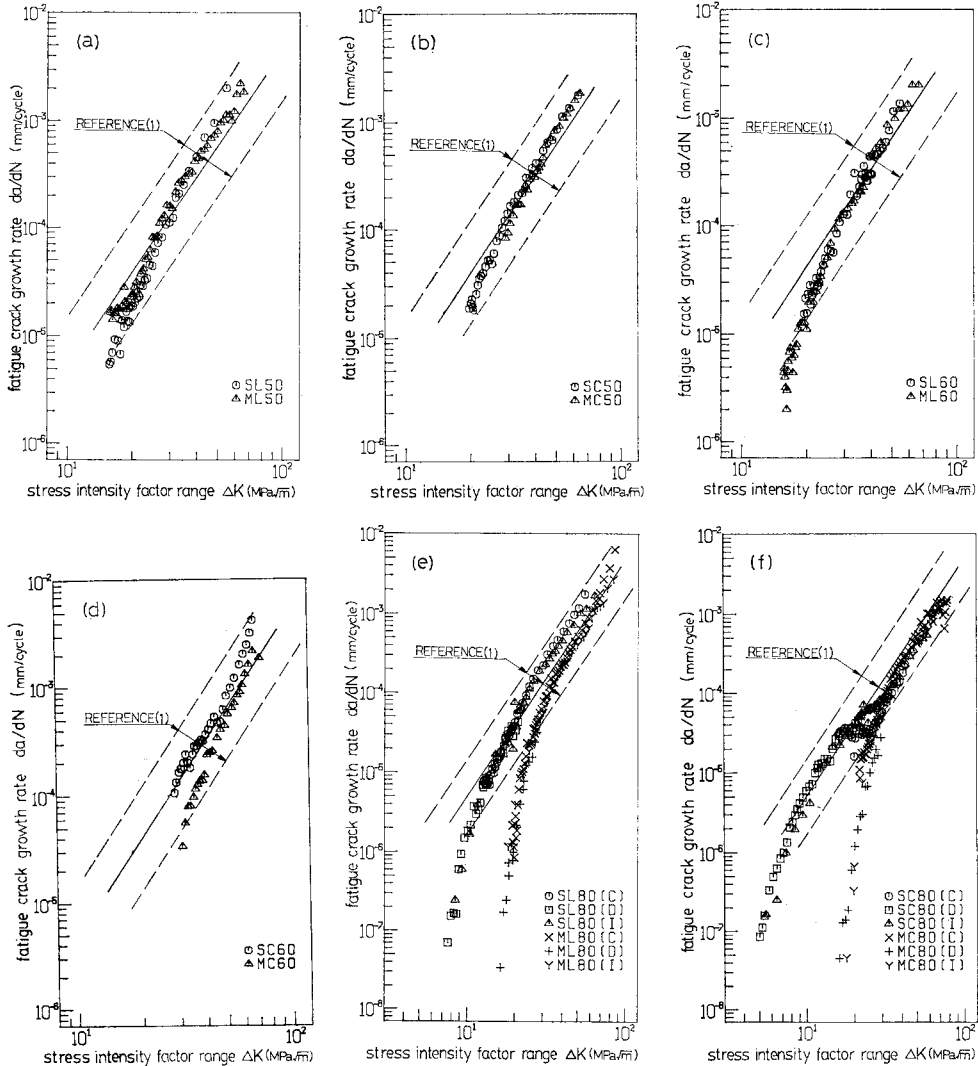


Fig. 6 Influence of weld heat input level.

り、柱状晶の影響をさほど受けていない。

(4) 溶接入熱量の影響

Fig. 6 に大入熱および小入熱溶接による溶接金属部での $da/dN-\Delta K$ 関係を示す。図中の実線および破線は Fig. 4 と同じである。図 (a), (b), (c) に示すごとく、SL 50 と ML 50, SC 50 と MC 50 および SL 60 と ML 60 の疲労亀裂進展速度はほぼ同じである。しかし、図 (d), (e), (f) に示す SC 60 と MC 60, SL 80 と ML 80 および SC 80 と MC 80 では、いずれも大入熱溶接 (S) での疲労亀裂進展速度の方が高くなっており、その傾向は特に応力拡大係数範囲が小さい領域で顕著である。

Photo 3 に示したように、HT 80 を母材とした継手を除いて、溶接金属部の破面様相は溶接入熱量が変わってもさほど違ってない。

(5) 溶接材料の軟質化の影響

Fig. 7 は SM 58 鋼材を母材とし、500 MPa 級鋼材用および 600 MPa 級鋼材用の溶接材料で溶接された継手の溶接金属部における $da/dN-\Delta K$ 関係を示している。いずれの入熱量および疲労亀裂の進展方向においても、溶接材料を 500 MPa 級とした場合と 600 MPa 級とした場合とで疲労亀裂進展速度に顕著な差は認められない。

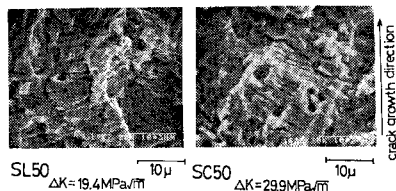


Photo 4 Fracture surfaces of SL 50 and SC 50 specimen.

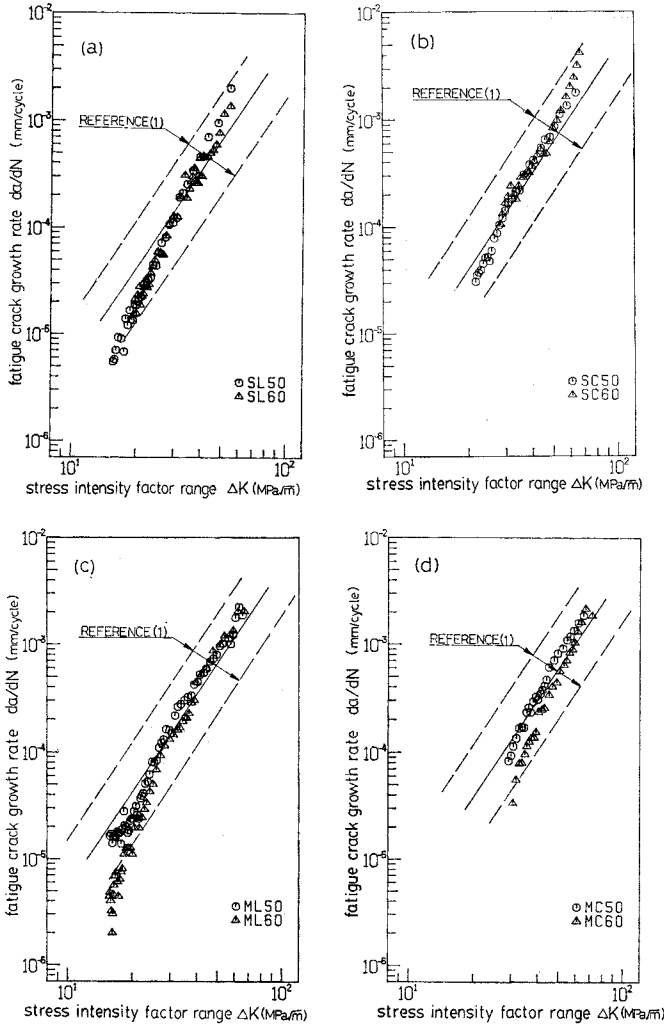


Fig. 7 Influence of weld materials.

SL 50 および SC 50 試験片の溶接金属部における疲労破面を Photo 4 に示す。SL 50, SC 50 ともストライエーションを伴った粒内破壊が支配的であり、それらの破面様相は Photo 3 に示した SL 60, SC 60 とほぼ同じである。他の試験片においても、溶接材料の軟質化による破面様相の違いはなかった。

4. 結 論

残留応力を除去した溶接継手試験片を用いて、疲労亀裂進展試験および破面観察を行った。本研究で得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) 疲労亀裂が溶接線直角方向に進展する場合の進展速度は進展径路の材質（母材，熱影響部，溶接金属）によらずほぼ一定である。ただし，800 MPa 級鋼材を母材として大入熱で溶接した継手では，溶接金属部における疲労亀裂進展速度が熱影響部での進展速度よりも低く

なった。これは溶接金属部での疲労亀裂が柱状品の粒界に沿ってジグザグに進展していたことと関係している。

(2) 疲労亀裂が溶接金属内を溶接線方向に進展する場合と溶接線直角方向に進展する場合の疲労亀裂進展速度はほぼ同じである。

(3) 大入熱 (85~110 kJ/cm) 溶接による溶接金属部での疲労亀裂進展速度は，小入熱 (20 kJ/cm) 溶接による溶接金属部での進展速度と比べ，同程度となる場合と高くなる場合がある。この入熱量による疲労亀裂進展速度の違いは，応力拡大係数範囲の小さい領域で顕著である。

(4) 溶接材料の軟質化 (600 MPa 級鋼材に対して 500 MPa 級鋼材用の溶接材料) が溶接金属部での疲労亀裂進展速度に及ぼす影響はきわめて小さい。

(5) 600 MPa 級鋼材を母材とした継手の溶接金属部における破壊様式は主として粒内破壊である。これらの破面様相には，溶接線と亀裂進展方向の関係，溶接入熱量および溶接材料の軟質化による違いは認められない。

(6) 800 MPa 級鋼材を母材とした継手の溶接金属部では，600 MPa 級鋼材を母材としたものと比べ，粒界破面の出現率が高い。粒界破面率は大入熱の場合の方が小入熱の場合よりも高い。溶接線と亀裂進展方向の関係による粒界破面率の違いはほとんどない。

謝 辞 本研究に対して有益なご助言，ご援助をいただいた本州四国連絡橋公団・奥川淳志氏，日本鋼管(株)・嶋田正大氏，越賀房夫氏，川原正言氏，岩崎紀夫氏，吉武明英氏，ならびに実験にご協力いただいた東京工業大学客員研究員・鄭 榮和氏 (大韓民国江原大学校助教授)，東京大学学生・長谷川金二氏 (現・建設省)，東京電機大学・佐々木利視講師に厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) Okumura, T., Nishimura, T. Miki, C. and Hasegawa, K.: Fatigue crack growth rates in structural steels, Proceedings of JSCE, No. 322, pp. 175~178, 1982.
- 2) 太田昭彦・佐々木悦男・鎌倉将英・二瓶正俊・小管通雄・金尾正雄・稲垣道男: SM 50 B 突合せ溶接継手における疲労き裂伝播しきい値に及ぼす引張残留応力の影響, 溶接学会誌, Vol. 50, No. 2, pp. 35~42, 1981.
- 3) Maddox, S.J.: Assessing the Significance of Flaws in Welds Subject to Fatigue, Welding Journal, Vol. 53,

- Research Supplement, pp. 401 S~409 S, 1974.
- 4) Kapadia, B.M. : Influence of residual stresses on fatigue crack propagation in electroslog welds, ASTM STP 648, pp. 244~260, 1978.
 - 5) 橋内良雄 : 突合せ溶接材および母材の疲労き裂伝ば挙動, 機械学会論文集 (A編), Vol. 47, No. 419, pp. 677~688, 1981.
 - 6) 橋内良雄 : 軟鋼突合せ溶接継手の疲労き裂伝ば挙動に及ぼす試験片寸法および形状の影響, 材料, Vol. 32, No. 354, pp. 304~309, 1983.
 - 7) 石原 守・平石茂樹・杉本威生 : 高張力鋼母材および溶接部の疲労き裂伝播速度, 材料, Vol. 27, No. 292, pp. 198~214, 1979.
 - 8) Glinka, G. : Effect of residual stresses on fatigue crack growth in steel weldments under constant and variable amplitude loads, ASTM STP 667, pp.198~214, 1979.
 - 9) Sandifer, J.P. and Bowie, G.E. : Fatigue crack propagation in A 537 steel, ASTM STP 648, pp. 185~196, 1978.
 - 10) Seeley, R.R., Katz, L. and Smith, J.R.M. : Fatigue crack growth in low alloy steel submerged arc weld metals, ASTM STP 648, pp. 261~284, 1978.
 - 11) Vosikovskiy, O. : Fatigue crack growth in HY 130 steel weldments in air and water, Welding Journal, Vol. 59, Research Supplement, pp. 255 S~258 S, 1980.
 - 12) ASTM Committee E-24 on Fracture Testing : Proposed ASTM Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth rate, ASTM STP 738, pp. 340~356, 1981.
 - 13) ASTM, E 647-78 T : Tentative test method for constant-load-amplitude fatigue crack growth rates above 10^{-8} m/cycle.
 - 14) 小林英男 : 材料の微視組織, 破壊機構と疲労き裂成長抵抗, 日本機械学会誌, Vol. 80, No. 703, pp. 492~497, 1977.

(1983.10.15・受付)