

# 熱延鋼板アーク溶接継手の疲労限度に及ぼす 金属学的性質の影響

内原 正人\*・栗田 真人\*<sup>2</sup>・高 隆夫\*

Effects of Metallurgical Properties on Fatigue Limit of Arc-welded Sheet Steel

Masato UCHIHARA, Masato KURITA and Takao TAKA

**Synopsis :** The effects of material properties of steel sheet, such as mechanical properties, microstructure and chemical composition, on the fatigue limit of gas shielded metal arc welded (GMAW) joints were investigated.

Axial tension fatigue tests were conducted to lap-fillet welded joints of seven different hot-rolled sheet steels.

Followings are main results. (1) The fatigue limit of welded joints varies to large extent, depending on the steels tested. (2) The fatigue limit depends mainly on toe radius of weld bead, which determines the stress concentration factor of welds. And the fatigue limit of welded joint is slightly affected by the fatigue limit of base metal. (3) There is a close correlation between chemical compositions of base metal and the fatigue limit of welded joint. The increase of Si content improves the fatigue limit remarkably, because it enlarges the toe radius of weld.

**Key words:** hot-rolled sheet steel; microstructure; arc weld; fatigue limit; strengthening element; toe radius.

## 1. 緒言

強度信頼性を要求される自動車足回り部品としての薄板構造物は、炭酸ガス溶接やマグ溶接と呼ばれるアーク溶接によって組み立てられるため、溶接部が疲労危険部となることが多い。一般に、溶接部あるいは溶接継手の疲労強度は平滑部の疲労強度と比べ非常に低く、また必ずしも素材の引張強度の増加とともに増加しない<sup>1-4)</sup>。このため軽量化のために高張力鋼板を用いてゲージダウンした場合、溶接部への負荷応力が上がる一方で溶接部の疲労強度は上昇しないため、疲労耐久性が低下するという問題に直面することが多い。

薄板のアーク溶接部の疲労特性に対し、材料の観点から検討された例がいくつかある<sup>4-6)</sup>。溶接部の疲労強度が低いのは、止端部あるいはルート部が厳しい応力集中部となっていることが主たる原因であること<sup>7)</sup>から、横井らは、溶接ワイヤ成分の変更により止端部の形状を変化させ応力集中を緩和することにより疲労限度が向上することを示している<sup>8)</sup>。一方、母材成分に関しては、田邊らは熱影響部が軟化しにくい成分鋼の適用により疲労特性改善が可能であることを示している<sup>9)</sup>。上述のようにいくつかの例はあるものの、材料の鋼種、成分とアーク溶接部の疲労特性について系統的かつ詳細に検討された例は少ない。

そこで本研究では、異なる化学成分、製造方法により製造した7種類の熱延鋼板を用いてアーク溶接継手の疲労試

験を行い、疲労限度に及ぼす影響因子を解明し、材料設計の指針を導出した。

## 2. 試験方法

### 2.1 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。これらの供試材は、いずれも小型溶解炉にて溶製後、スラブに鍛造し、最終的に熱間圧延を行い厚さ 6 mm の鋼板としたものである。いずれも既報<sup>10-13)</sup>で用いたものであり、熱間圧延条件は既報を参照。ASTM 板状引張試験片 (厚さ 2 mm, 平行部長さ 60 mm) により得た機械的性質を Table 2 に示す。

### 2.2 疲労試験方法

素材鋼板を機械加工により厚さ 2.3 mm に減厚した後、Table 3 の条件にて、Table 4 に示す化学成分を有する溶接ワイヤを用い、パルスマグ溶接法にて Fig. 1 に示す姿勢で下向き重ね隅肉溶接を行った。鋼種および試験片による

Table 1. Chemical compositions of steels tested (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	others	
Base	0.14	0.05	1.19	0.02	0.002	0.04	0.003		
Si	0.14	0.93	1.20	0.02	0.002	0.04	0.003		
Ferrite-Ti	0.15	0.05	1.17	0.02	0.002	0.03	0.002	Ti:0.049	
Pearlite	Low C +Si	0.05	1.54	1.24	0.02	0.001	0.04	0.003	
	Low C +Si+Ti	0.05	1.53	1.24	0.02	0.001	0.03	0.003	Ti:0.075
Dual	WQ	0.07	0.89	1.18	0.02	0.000	0.02	0.003	
Phase	AC-Si	0.05	1.49	1.48	0.02	0.001	0.03	0.005	Cr:0.70, Mo:0.25

平成 11 年 12 月 6 日受付 平成 12 年 1 月 31 日受理 (Received on Dec. 6, 1999; Accepted on Jan. 31, 2000)

\* 住友金属工業 (株) 総合技術研究所 (Corporate Research and Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\* 2 住友金属テクノロジー (株) 受託研究事業部 (Investigation and Research Div., Sumitomo Metal Technology, Inc., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660-0891)

Table 2. Mechanical properties of steels tested.

Steel		YS	TS	El
Ferrite-Pearlite	Base	304	444	39.3
	Si	402	564	30.5
	Ti	440	543	29.3
	Low C +Si	396	525	29.4
	Low C +Si+Ti	503	619	23.2
Dual	WQ	436	593	23.7
Phase	AC-Si	411	674	27.0

YS: Yield strength (MPa) TS: Tensile strength (MPa)

El: Elongation (%)

Table 3. Welding condition.

Welding wire	JIS YGW11 (1.2mm in diameter)
Average current	210A
Pulse current	420A
Pulse duration	1.2msec
Arc voltage	22V
Welding speed	100cm/min
Shielding gas	Ar-20%CO <sub>2</sub> (15l/min)

Table 4. Chemical compositions of welding wire (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ti
0.07	0.79	1.56	0.013	0.011	0.18

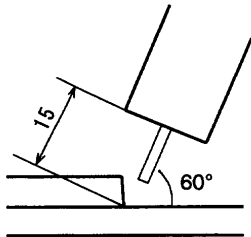


Fig. 1. Schematic illustration of arc welding.

ビード形状のばらつきを極力少なくするため、溶接条件が一定となるよう極力配慮した。溶接した鋼板から Fig. 2 に示す試験片を採取した。

疲労試験は、電磁共振型疲労試験機を用い、室温大気中にて荷重制御片振り引張、応力比0.1、繰返し速度約80Hzの試験条件で行った。

### 3. 試験結果

#### 3.1 疲労試験結果

応力範囲と破断繰返し数の関係を Fig. 3 に示す。本報では破断繰返し数が  $10^7$  回となる応力範囲（最大応力と最小応力との差）を疲労限度  $\sigma_u$  と定義し、これを Table 5 に示す。 $\sigma_u$  は供試材により 47~69 MPa と約 47% 異なり、低 C+Si 鋼が最も高く、FP ベース鋼が最も低い。また Table 1 を参照すればわかるように、Si 添加量が多い鋼種ほど  $\sigma_u$  が高くなる傾向がある。

一方、既報<sup>10-13)</sup>に示したように、応力比-1で求めた平

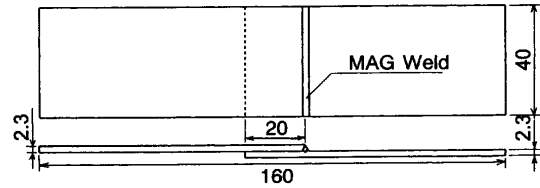


Fig. 2. Shape and dimension of fatigue test specimen.

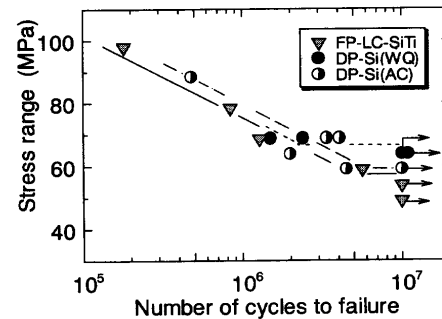
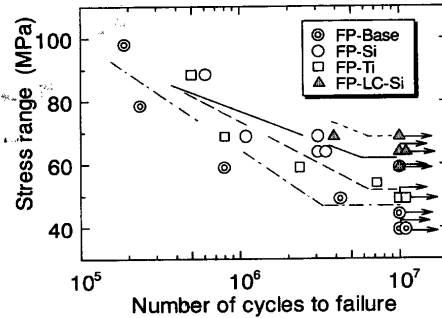


Fig. 3. Relationship between stress range and number of cycles to failure.

Table 5. Fatigue limit of welded joint.

Steel	Fatigue limit	
Base	47	
Ferrite-Pearlite		
Si	62	
Ti	52	
Low C +Si	69	
LowC +Si+Ti	57	
Dual	WQ	64
Phase	AC-Si	59

滑材の疲労限度も供試材により 198~378 MPa と異なっていた。溶接継手試験片との比較のため、修正 Goodman 線図の考え方を適用して FP ベース鋼平滑材の応力比 0.1 における疲労限度を計算した。この疲労限度を応力範囲（最大応力と最小応力との差）で表示すると 256 MPa となり、Table 5 に示した同鋼の 47 MPa の 5 倍以上となる。すなわち溶接継手の疲労限度は平滑材の疲労限度の 1/5 以下とかなり小さくなるのがわかる。

#### 3.2 疲労試験後の破断状況調査結果

疲労試験にて破断した試験片の断面の例を Fig. 4 に示す。その他の供試材、試験片でもき裂は溶接ビード止端部で生じていた。

疲労試験にて未破断となった試験片についても数カ所の

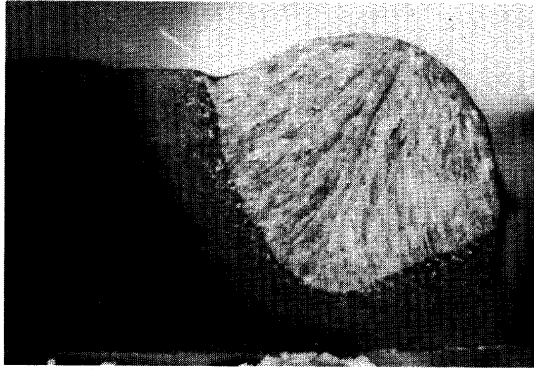


Fig. 4. View of a metallographic cut of toe after fatigue fracture (FP-Base).

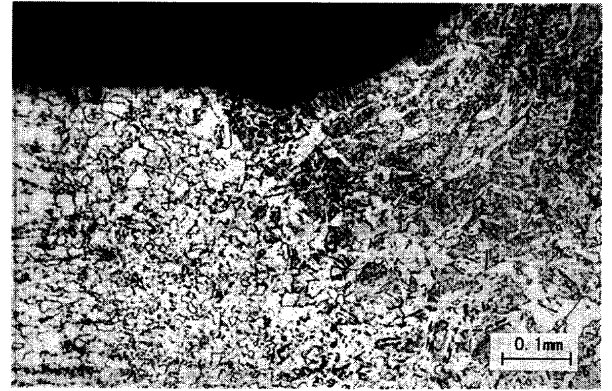


Fig. 6. View of a metallographic cut of toe before fatigue fracture (FP-LC-SiTi).

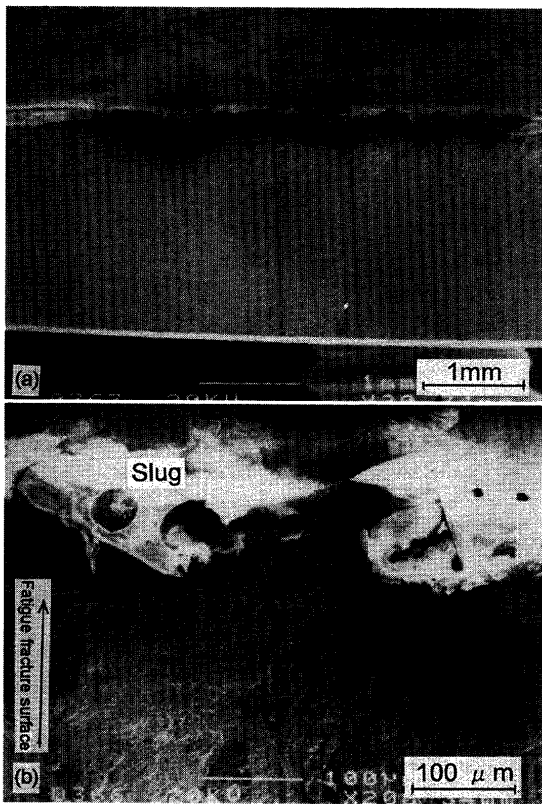


Fig. 5. Fatigue fracture surface (FP-Base).  
 (a) Low magnification view  
 (b) High magnification view at crack initiation site

断面を光学顕微鏡で観察したが、き裂は認められなかった。この結果は、疲労き裂が停留しないこと、あるいはき裂発生時の疲労限度と破断の疲労限度との差が極めて小さいことを示している。次項で示すように疲労き裂の起点が複数あることから後者と推定されるが、いずれにしても溶接継手の破断の疲労限度はき裂発生時の疲労限度と高い相関があるといえる。

SEMによるビード側疲労破面の観察結果を Fig. 5 に示す。低倍率の写真からわかるように、き裂は止端部の線上、複数の箇所で発生している。また、止端部近傍の表面は溶接スラグに覆われているが、スラグは金属部からはく離す

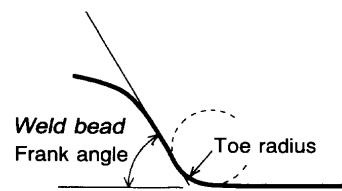


Fig. 7. Definition of shape of toe.

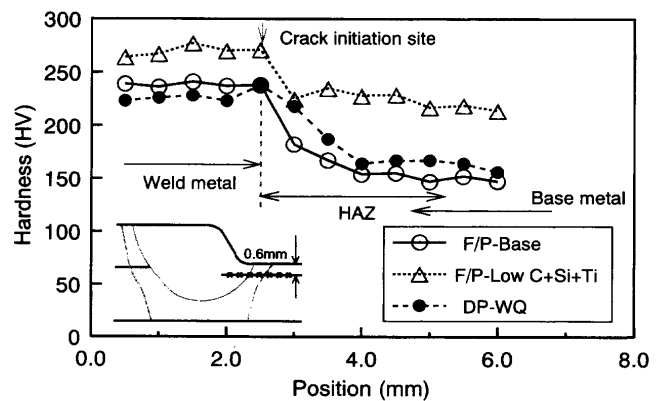


Fig. 8. Hardness distributions in the vicinity of toe (0.6 mm in depth).

るようにして割れていることから、スラグの割れと金属部の疲労き裂との因果関係はないと考えられる。

### 3.3 金相調査結果

疲労き裂が発生する止端部近傍の断面写真の例を Fig. 6 に示す。止端部近傍の組織はマルテンサイトあるいはベイナイト組織である。また Fig. 7 で定義される止端部形状を、各供試材につき4か所調査した。結果を Table 6 に示す。

溶接部止端部近傍、深さ0.6mmでの硬さ分布を Fig. 8 に示す。いずれの鋼種でも、溶接金属は母材部より硬く、溶接部から母材にかけて硬さが連続的に低下し、HAZ軟化部はみられない。Table 6 に溶接金属の硬さ、母材部の硬さ、き裂発生位置である止端部の硬さを示す。いずれの鋼種でもき裂発生位置の硬さは溶接金属の硬さとほぼ等しい。以上の結果から、HAZ軟化は今回の供試材の疲労破壊の原因ではないといえる。

Table 6. Shape and dimension of toe, hardness and residual stress.

Steel		Shape and dimension of toe		Hardness (HV)			Residual stress (MPa)
		Frank angle (°)	Toe radius (mm)	Weld metal	Base metal	Crack initiation site	
Ferrite-Pearlite	Base	61 (8)	0.28 (0.03)	240	147	250	12
	Si	59 (7)	0.47 (0.07)	250	167	265	8
	Ti	72 (1)	0.28 (0.03)	250	167	255	21
	Low C +Si	60 (5)	0.48 (0.11)	237	173	250	44
	Low C +Si+Ti	67 (3)	0.38 (0.20)	263	213	265	33
Dual Phase	WQ	63 (3)	0.44 (0.06)	236	156	250	43
	AC-Si	58 (8)	0.36 (0.08)	263	189	265	46

( ): Standard deviation

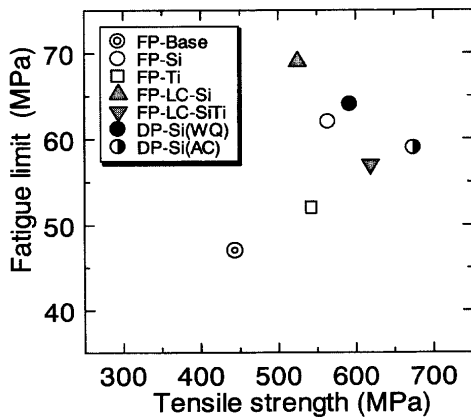


Fig. 9. Relationship between tensile strength of mother steel and fatigue limit of welded joint.

X線による止端部の残留応力測定を行った。測定位置は、止端部に隣接した母材部表面であり、試験片長手方向1 mm、幅方向4 mmの長方形の領域である。またX線ピークが出やすくなるよう清浄な表面を露出するため、深さ10~20 $\mu$ m狙いで電解研磨を行った。測定結果をTable 6に示す。残留応力はいずれも引張の値となっているが、最大でも46 MPaと素材のYSと比べかなり小さい。したがって本研究では、疲労限度に及ぼす残留応力の影響は小さいと仮定し検討を行った。

## 4. 考察

### 4.1 溶接継手の疲労限度の影響因子

母材の引張強度TSと溶接継手の疲労限度 $\sigma_w$ との関係をFig. 9に示す。本試験の範囲では、TSと $\sigma_w$ との相関は小さい。図は省略するが降伏強度YSと $\sigma_w$ との相関も小さかった。

Fig.10には、軸力引張圧縮疲労試験における平滑材の疲労限度<sup>10-13</sup>との関係を示す。 $\sigma_u$ は平滑材の疲労限度とともに増加する傾向があるものばらつきの幅が大きく、相関は小さい。

すでに述べたように、 $\sigma_w$ は溶接止端部の応力集中すなわち止端部の形状に強く依存することが知られている。そ

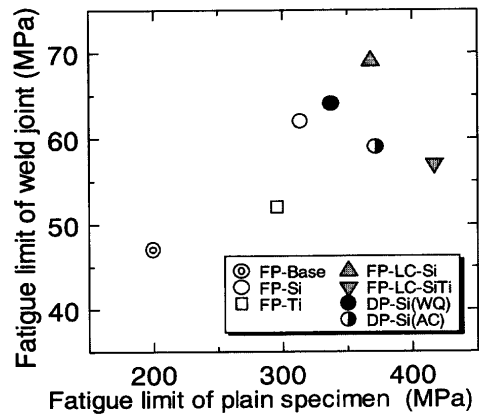


Fig. 10. Relationship between fatigue limit of plain specimen and that of welded joint.

こで、Table 6のデータを用いて止端部形状による整理を試みた。

十字継手や突き合わせ継手のビード止端部の応力集中係数 $K_t$ に関しては、例えば後川ら<sup>14</sup>)により精度の高い計算式がFEM解析により求められてはいる。しかし本研究の重ね溶接継手の軸力引張に適用できる計算式は得られていない。そこでいくつかの仮定を置いて定量化を試みる。Table 6に示したように本研究での溶接ビードの角度 $\theta$ は58°~72°の範囲である。小川らの重ね溶接継手平面曲げの計算結果<sup>15</sup>)をみると、この $\theta$ の範囲では $K_t$ は止端部半径 $\rho$ に強く依存し $\theta$ の影響は小さい。そこで軸力引張においても $\rho$ に強く依存し $\theta$ の影響は小さいと仮定する。つぎに $\rho$ と $K_t$ の関係に関して、一般に切欠き部において $\rho$ が十分小さい場合、 $K_t$ が $(1/\sqrt{\rho})$ に比例することが西谷<sup>16</sup>)によって示されており、また後川ら<sup>14</sup>)の溶接継手の $K_t$ の近似式からも導くことができる。そこで本研究の重ね溶接継手の軸力引張において $K_t$ が $(1/\sqrt{\rho})$ に比例すると仮定した。

Fig.11に $(1/\sqrt{\rho})$ と $\sigma_w$ の関係を示す。 $(1/\sqrt{\rho})$ が大きくなる、すなわち $\rho$ が小さくなると $\sigma_w$ が小さくなる。図中には、 $\sigma_w$ と $(1/\sqrt{\rho})$ の積がある一定の値となる曲線を示している。Fig.11は、鋼種による $\sigma_w$ と $(1/\sqrt{\rho})$ の積の相違は小さく、ほとんどのデータが5%の誤差の狭いバンドに含まれることを示している。上記の仮定より $\sigma_w$ と $(1/\sqrt{\rho})$ の積は、止端

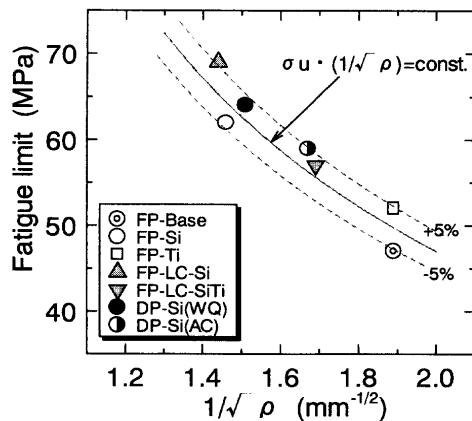


Fig. 11. Relationship between toe radius and fatigue limit.

部の最大応力に比例するので、Fig.11の結果は $\sigma_u$ となる荷重負荷時の止端部の最大応力が鋼種によってあまり異なることを示している。したがって溶接継手の疲労限度に及ぼす最も重要な影響因子は形状すなわち止端部半径であることがわかる。

つぎにより定量的な評価のため、上述の仮定にしたがい、

$$Kt = C / \sqrt{\rho} \dots\dots\dots(1)$$

とおく。ここでCは定数であるが、本研究では鋼種による相対的な比較を行うことを目的としているため、便宜的にCを1と置き、相対的な $Kt^*$ 、

$$Kt^* = 1 / \sqrt{\rho} \dots\dots\dots(2)$$

を用いて議論する。

溶接止端部の最大応力で表示した疲労限度 $Kt^* \cdot \sigma_u$ と平滑材の疲労限度 $\sigma_{w0}$ との関係をFig.12に示す。 $Kt^* \cdot \sigma_u$ は85から100の間にあり、鋼種による相違は小さいが、 $\sigma_{w0}$ とともにわずかに上昇する傾向が見られる。 $\sigma_u$ の代わりにYSやTSを用いてもほぼ同様の結果であった。これは母材の強度を上昇させる要因が $Kt^* \cdot \sigma_u$ に影響を及ぼすことを示唆している。

以上をまとめれば、母材の材質の相違は、主として止端部形状の相違を通して溶接継手の疲労限度に影響を及ぼすこと、また、わずかではあるがき裂起点部の材質を通して影響を及ぼすこと、が明らかになった。前者に及ぼす素材鋼板の材質の影響については4.2節で、後者については4.3節で考察する。

4.2 止端部形状に及ぼす素材鋼板の材質の影響

本節では、溶接継手の疲労限度の主たる影響因子である止端部半径 $\rho$ に及ぼす成分の影響について考察する。鋼種により $\rho$ が異なるのは化学成分の影響と考えられるので、 $\rho$ と母材の化学成分により回帰式を求めた。得られた回帰式を以下に示す。

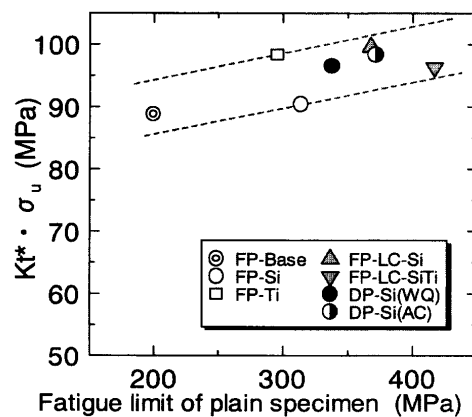


Fig. 12. Relationship between fatigue limit of plain specimen and that of welded joint multiplied by stress concentration factor.

Table 7. Chemical compositions of steels for investigation on the effect of Si content (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S
Low Si	0.12	0.04	1.34	0.017	0.002
High Si	0.05	0.75	1.51	0.007	0.001

$$\rho \text{ (mm)} = (\text{定数}) + 0.6[\text{C}\%] + 0.48[\text{Si}\%] - 0.30[\text{Mn}\%] - 0.91[\text{Ti}\%] \dots\dots\dots(3)$$

[C%]: 0.01–0.15, [Si%]: 0.00–1.54, [Mn%]: 0.26–1.51, [Ti%]: 0.002–0.075

ここで[C%]はCの重量%であり、他の元素も同様の表記である。この回帰式より、母材の主要構成元素であるSiとMnについていえば、Siは $\rho$ を大きくする効果を、Mnは逆に $\rho$ を小さくする効果を有することがわかる。

母材の化学成分により $\rho$ が異なる原因として、①粘性や溶接金属と母材との濡れ性等、金属の高温物性の違い、②化学成分の違いに起因した、溶接アークの挙動の差による溶融池現象の違い、③スラグ物性の違い、の3つの要因が考えられる。原因を特定するためには今後さらなる検討が必要であるが、本研究では上記③について考察する。

Table 7に示すSi量が異なる2種類の鋼板を用い、Table 3の条件で溶接継手を作製したビード止端部の断面写真をFig.13に示す。低Si材は止端部のミクロ的な凹凸が大きく $\rho$ は小さい。一方、高Si材は凹凸が小さく $\rho$ は大きい。

Fig.13に示したように、いずれも止端部にはスラグが存在する。ここで便宜上、スラグがSi, Mn, Feの3元素で構成されていると仮定して、EDXによりスラグの中のFe, Si, Mnを分析した。結果をTable 8に示す。

ビード表面形状に及ぼすスラグ物性の影響については、サブマージアーク溶接で検討された例がある。熊谷らはSiO<sub>2</sub>-MnO系フラックスにおいてSiO<sub>2</sub>/MnOを変化させた実験を行い、SiO<sub>2</sub>/MnOが大きくなるほどビード表面の波目が現れにくくなることを報告している<sup>17)</sup>。さらに、フラックス成分の影響は、SiO<sub>2</sub>/MnOが大きくなるほど溶接

金属を覆っているスラグ粘性が高くなり、溶融金属の動きを抑制するためと考察している。

スラグが溶接ビード全面を覆うサブマージアーク溶接に比べ、本研究で対象としているマグ溶接は発生するスラグ量が少ないという違いがある。しかし上述したように、き裂発生危険部である止端部近傍はスラグに覆われており、止端部形状がスラグ物性の影響を受ける可能性は高いと思われる。

以上より、Siはその作用の一つとして、き裂発生危険部のビード止端部に存在するスラグ粘性を高め、結果として止端部半径を大きくし、疲労強度改善に寄与すると推定される。

#### 4.3 起点部材質に及ぼす素材鋼板の材質の影響

4.1節での検討結果から、 $\sigma_{w0}$ あるいはYS、TSが高い材料ほど溶接止端部の最大応力に表示した疲労限度が高くな

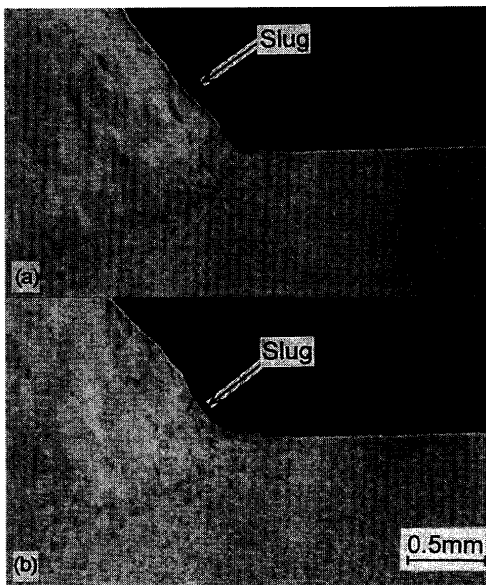


Fig. 13. View of a metallographic cut of toe of bead-on-plate welded plate.  
(a) Low Si steel (b) High Si steel

Table 8. Results of EDX analysis on slug (%).

Steel	Fe	Si	Mn	Si/Mn
Low Si	18	49	33	1.5
High Si	20	63	17	3.7

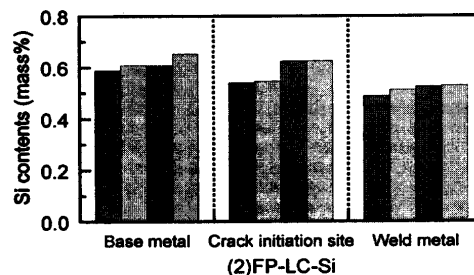
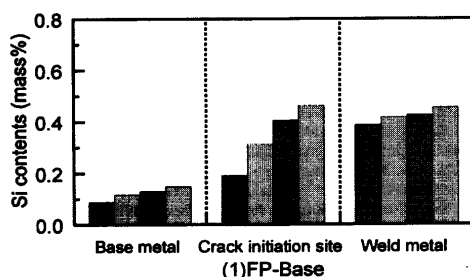


Fig. 15. Results of EPMA analysis on Si contents.

る傾向があることを示した。本節ではこの結果について、疲労き裂起点部の材質の点から考察する。

材質の影響を考察するにはき裂発生位置の正確な把握が必要である。例えば溶接金属部は溶接ワイヤおよび母材が溶融、混合した部分であり、母材部とは異なる成分を有する。き裂起点部の化学組成を分析することで、き裂発生位置を同定することができる。そこで疲労破面上でき裂起点部近傍のEPMA分析を行った。

対象とした材料は、FPベース鋼およびFP低C+Si添加鋼の2鋼種であり、分析した部位はFig.14に示す3か所、すなわち、(1)き裂起点部（疲労破面上、止端部の表面直下）、(2)母材部（疲労破面上、止端部の反対側近傍）、(3)断面観察に用いた試料の溶接金属部、である。分析した領域の大きさは、約0.2mm×0.2mmの領域である。比較的添加量の多いSi、Mn、TiおよびFeに関してピーク面積を測定し、分析値を算出した。分析に際しては同一材料、同一部位にて4か所を行った。添加量が多く、また鋼種間の差が得られると思われるSiについて分析した結果をFig.15に示す。

Fig.15から、き裂起点部のSi含有量は、母材部と溶接金属部の中間的な含有量であり、き裂発生部は溶接金属内であることがわかる。またこの起点部の組成は母材成分の影響を強く反映した組成であることが明らかとなった。

以上の結果をもとにFig.12に示した結果は以下のように説明することができる。既報<sup>10-13)</sup>に示したように平滑材の疲労限度は、固溶強化元素あるいは析出強化元素の添加により上昇する。この原因は、これらの元素の添加により、疲労き裂の起点となる軟質のフェライトにおいて、き裂の発生が抑制されるためである<sup>18)</sup>。一方、本報の溶接継手の場合、疲労き裂起点部の組織はマルテンサイトあるいはベイナイトであり上述のフェライトとは異なるが、固溶強化元素を含むかあるいは微細な析出物があれば、き裂の発生

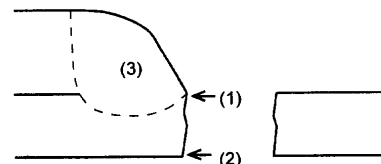


Fig. 14. Positions for investigation by EPMA.

が抑制されることが容易に類推できる。溶接継手の疲労限度もき裂の発生限界に強く依存することは前述したとおりである。Fig.15に示したようにき裂起点部の成分は母材の影響を受け、Si以外の強化元素についてもその含有量が高い材料ではき裂起点部の含有量もいくぶん高くなると考えられる。このような理由で、Fig.12に示すようにき裂起点部の疲労限度は平滑材の疲労限度とともにわずかに上昇する。

#### 4・4 溶接継手の疲労限度に及ぼす材質の影響まとめ

疲労限度の影響因子は、(1)止端部の応力集中すなわち止端部半径、(2)止端部の材質(固溶および析出強化量)の2つである。疲労限度は主として(1)によって決まり、補足的に(2)も寄与する。Si、Ti等のフェライトの固溶、析出強化元素の添加は、(2)を通して疲労限度向上に寄与するが、とくにSiはスラグ粘性を増加させることを一因として(1)を通して疲労限度向上に寄与する。結果としてSi添加は疲労限度向上に大きく寄与する。

## 5. 結言

異なる化学成分を有する低炭素熱延鋼板を用いてアーク溶接継手を作製、疲労試験を行い、以下の結果を得た。

(1) 本試験範囲では、いずれの供試材でも疲労き裂は止端部で発生する。

(2) 疲労限度は供試材によって47~69 MPaと大きく異なり、母材の引張強度ともまた平滑材疲労限度とも相関が小さい。Si添加量の多い鋼種は疲労限度が高くなる傾向がある。

また、疲労限度に及ぼす鋼板材質の影響を、止端部形状とき裂起点部材質の点から検討した結果、以下のことが明

らかになった。

(3) 疲労限度は主として止端部形状によって決まり、補足的にき裂起点部材質(化学成分)によって決まる。

(4) Si添加量の増加は、上述の止端部形状およびき裂起点部材質の改善いずれにも寄与することにより、疲労限度を大きく向上する。

## 文 献

- 1) K.Takahashi, H.Takashima, A.Ito and Y.Yazaki: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **38** (1972), 1154.
- 2) S.Hashimoto, K.Ogawa, H.Nakagawa, A.Yoshitake and M.Kabasawa: *Preprint of the National Meeting of Jpn. Weld. Soc.*, **55** (1994), 402.
- 3) O.Watanabe, S.Matsumoto, Y.Saito and Y.Nakano: *Preprint of the National Meeting of Jpn. Weld. Soc.*, **52** (1993), 256.
- 4) M.Kabasawa: *J. Jpn. Weld. Soc.*, **60** (1991), 495.
- 5) K.Hirakawa, N.Yamauchi, H.Komatsu and I.Kitaura: *Sumitomo Met.*, **33** (1981), 579.
- 6) M.Shinozaki, T.Kato, I.Takahashi and T.Irie: *SAE Tech. Pap. Ser.*, #830032, (1983).
- 7) K.Takahashi, A.Ito and Y.Yazaki: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 1524.
- 8) T.Yokoi, H.Shirasawa, T.Sugino and M.Konishi: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1745.
- 9) H.Tanabe, I.Anai, K.Yamazaki and T.Tomokiyo: *Materia Jpn.*, **38** (1999), 242.
- 10) M.Kurita, K.Toyama, S.Nomura and K.Kunishige: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 1091.
- 11) M.Kurita, M.Yamamoto, K.Toyama, S.Nomura and K.Kunishige: *ISIJ Int.*, **36** (1996), 481.
- 12) M.Kurita, M.Yamamoto, K.Toyama and K.Kunishige: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **46** (1997), 1143.
- 13) M.Kurita and K.Toyama: *Sumitomo Met.*, **45** (1993) 5, 20.
- 14) O.Ushirokawa and E.Nakayama: *Ishikawajima-Harima Eng. Rev.*, **23** (1983) 351.
- 15) 小川和洋, 松田 穰, 吉武明英: 自動車技術会学術講演会前刷集, 921082, (1992), 77.
- 16) H.Nisitani: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **34** (1968), 371.
- 17) M.Kumagaya and N.Okuda: *Q. J. Jpn. Weld. Soc.*, **2** (1984), 208.
- 18) M.Kurita, M.Yamamoto and K.Kunishige: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 771.