て低下した。

5) 純水中の場合の疲れ強さの低下の原因を調べるため応力比 $R=0.5$ の疲れ試験を行ったが、この実験から純水中の疲れ強さの低下の原因の一つとして浸漬液の疲れき裂内への閉込み効果が考えられることがわかった。したがって、塩水浸漬による疲れ強さの低下の原因として腐食効果のほかに閉込み効果が考えられるのではないかと推論も成立つが、断定するまでにはいたらなかった。

た。

6) 塩水浸漬中の疲れ試験において、繰返し周波数を 40 Hz から 4 Hz に下げても疲れ強さにはほとんど差が見られなかった。

参 考 文 献

- 1) 佐藤次彦, 片山襄一, 藤田護, “スポット溶接継手強さの温度依存性について”, 溶接学会論文集, Vol. 1, No. 1, 1983

SUS 304 鋼溶接金属の疲労き裂伝ば挙動*

武藤 睦 治**, 坂本 勲**, 渡部 正 喜**

Metallurgical Factors Accelerating Fatigue Crack Growth Rate of a Type 304 Stainless Steel Weld Metal*

by Yoshiharu Mutoh**, Isao Sakamoto** and Masaki Watanabe***

In the authors' previous report, although effect of residual stress on fatigue crack growth rate was quite significant, that of microstructure of the weld metal was also found to be significant: The growth rate of a weld metal specimen was higher than that of a base metal when the growth rate was plotted against effective stress intensity range.

In the present study, metallurgical factors accelerating fatigue crack growth rate of weld metal specimens have been investigated. Effects of inclusions and delta ferrite are seemed to be negligible in the present range of the crack growth rate. Although effect of crystallographical heterogeneity is found to be significant, the heterogeneity may not be the factor that the fatigue crack growth rate of a weld metal specimen is higher than that of a base metal. The main factor is considered to be that dendrite structure of the weld metal is too coarse to easily cause martensitic transformation.

1. 緒 言

著者らは前報¹⁾で、SUS 304 鋼溶接ボンド部の疲労き裂伝ば挙動を調べ、き裂前縁に母材部と溶接金属部が混在するようなクロスボンド試験片の場合、各部のき裂が互いに影響をおよぼし合い全体として平均的なき裂伝ば挙動を示すといった様子は認められず、各部でほとんど独立に近い状態でそれぞれ固有の疲労き裂伝ば挙動を示すことなどを明らかにした。また同時に、母材試験片と溶接金属部試験片のき裂伝ば速度を有効応力拡大係数で整理すると、通常の鋼^{2,3)}とは異なり溶接金属の伝ば速

度が母材のそれより速く、溶接残留応力のみならず溶接金属組織の影響も顕著であることがわかった。しかし、伝ば速度に影響をおよぼす主要な溶接金属組織的因子については、Pickard ら⁴⁾の結晶粒径が大きいことと粒界近傍の介在物による応力集中を主要因とした説明もあるが、推論の域をでておらず、必ずしも明らかではない。

本研究では前報の SMAW に加え MIG および SAW 溶接継手を製作し、疲労き裂伝ば速度におよぼす溶接条件の影響を調べるとともに、伝ば速度に影響をおよぼす主要な溶接金属組織的因子について検討を加えた。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は板厚 28 mm のオーステナイト系ステンレス

*原稿受付 昭和59年1月23日 (昭和58年度春季全国大会にて発表)

**正 員 長岡技術科学大学 Member Technological University of Nagaoka

***学 生 員 長岡技術科学大学大学院 Student Member, Graduate School, Technological University of Nagaoka

Table 1 Chemical composition of the parent metal used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.06	0.74	1.24	0.027	0.005	8.45	18.10

Table 2 Welding conditions.

	MIG	SAW 1	SAW 2	SMAW
Welding Material	MIG-308Si1	UW-308	UW-308	D-308
Welding Current	300A	400A	400A	150A
Welding Voltage	32V	28V	30V	26V
Welding Speed	35cm/min	35cm/min	15cm/min	15cm/min
Interpass Temperature	120°C	125°C	140°C	200°C
Pass Number	15	12	8	7
Heat Input	16.5kJ/cm	19.2kJ/cm	48.0kJ/cm	16.0kJ/cm

Table 3 Mechanical properties.

	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Hardness (Hv)	True fracture strain
PM	304	713	245	1.50
MIG	572	694	238	1.00
SAW 1	603	701	244	0.52
SAW 2	561	710	243	0.55
SMAW	517	690	239	0.70

Fig. 1 Microstructure of weld metal for MIG weldment.

Fig. 2 Dimensions of CT specimen.

Fig. 3 Relationship between ΔK and crack growth rate for WM specimens.

鋼 SUS 304 圧延材であり、その化学成分を Table 1 に示す。溶接継手は Table 2 に MIG, SAW 1 および S-AW 2 の記号で示す 3 種の溶接条件で、レ型開先、多層盛により製作した。Table 3 に各溶接金属および母材の機械的性質を示す。なお、参考のため前報¹⁾の手溶接継手 (SMAW) の溶接条件および機械的性質についてもそれぞれ Table 2 および 3 に示した。

組織観察結果によれば、Fig. 1 にその一例を示すように、溶接条件によらずいずれの溶接金属部とも前報の SMAW 溶接金属部と同様、オーステナイト地に島状の δ -フェライトが存在しており、また多数の微小な介在物も認められた。

2.2 疲労き裂伝ば試験

試験片は Fig. 2 に示す形状・寸法の CT 試験片であり、母材 (PM) 試験片は LT 方向から、また溶接金属 (WM) 試験片はき裂が溶接金属中を溶接線方向に伝ばするように製作した。き裂伝ば試験は MTS 油圧サーボ式疲労試験機を用い、すべて室温で、繰返し速度 40 Hz 応力比 $R=0.05$ として行った。き裂長さは読取顕微鏡 (倍率30倍) を用い測定した。 ΔK の算定には次式⁵⁾を用いた。

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.31\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4)$$

Fig. 4 Crack opening ratio, U , plotted against ΔK .

ここで, ΔP は荷重振幅, $\alpha = a/W$, a はき裂長さ, W は試験片有効幅および B は試験片厚さである. き裂伝ば試験の際に除荷弾性コンプライアンス法⁶⁾を用いき裂開閉口挙動を調べた. き裂開口点計測の際の変位信号として, 試験片リガメント端に貼付したひずみゲージの出力信号を用いた.

3. 実験結果および考察

3.1 き裂伝ば試験結果

Fig. 3 に母材 (PM) ならびに各溶接金属 (WM) 試験片のき裂伝ば速度と ΔK の関係を示す. 図中には前報の手溶接継手 (SMAW) の場合の結果も示してある. 図より明らかなように, いずれの溶接金属試験片とも母材試験片より伝ば速度が遅く, 圧縮の溶接残留応力の影響を受けていることが推察される. ひずみゲージを用いた切出し法によると, 前報¹⁾で示したように, 溶接線 (き裂進展方向) に直角方向の残留応力は切欠き先端近傍で圧縮であった. 進展するき裂前方の残留応力は再分布し, 全体の応力レベルは次第に減少するが, その分布形状はほぼ同一であることが知られており^{3,12,13)}, 本供試材の場合も進展するき裂先端近傍で残留応力は圧縮であることが推察される. このような圧縮残留応力の影響は Fig. 4 に示すき裂開口比 U から明瞭であり, いずれの溶接金属部試験片とも U 値は低く, 閉口領域が大きくなっていることがわかる.

Fig. 5 にき裂伝ば速度と有効応力拡大係数 ΔK_{eff} の関係を示す. 図より, SAM 1 の結果が他の溶接金属の場合より若干低めであるが, 前報の SMAW の場合と同様にいずれの溶接金属部試験片においてもき裂伝ば速度は母材のそれより速くなっている. このように本供試材の場合, SM 50 鋼あるいは HT 80 鋼等の場合^{2,3)}とは異なり, 伝ば速度を ΔK_{eff} で整理しても母材と溶接金属部試験片では必ずしも一致せず, 溶接金属組織の影響が顕著に現われているように思われる. 伝ば速度に影響をおよぼす

Fig. 5 Relationship between ΔK_{eff} and crack growth rate for WM specimens.

溶接金属組織的要因としては, 前報¹⁾でも指摘したように (i) 介在物, (ii) δ-フェライト, (iii) 結晶方位異方性, (iv) 結晶粒径および (v) マルテンサイト変態などがあげられる. ここで以下においてこれらの要因について検討を加える.

3.2 介在物の影響

溶接金属部試験片の疲労破面は溶接条件によらずほぼ同様であり, Fig. 6 にその一例を示すように, ΔK が小さく伝ば速度が遅い場合には組織の影響を強く受けた破面となっており, 局部的には粒界破面も観察された. ΔK が大きくなり速度が速くなると次第にストライエーションが支配的な破面となる. このような破面様相は通常の母材の場合と同様であるが, Fig. 6 からわかるように, 本溶接金属部の破面には ΔK レベルによらず多数の介在物あるいはそれを核としたディンプルが観察される. これらの介在物の主成分は XMA を用いた分析結果によると Si, Mn 等であり, 溶接法による相違はほとんどなかった.

このような介在物がき裂伝ば速度におよぼす影響を検討するため, まず疲労破面上で観察されるディンプルの平均径および平均間隔を調べた. その結果, Table 4 に示すように, 平均径 D , 平均間隔 S およびそれらの比 D/S は溶接法による顕著な相違は認められず, 測定した ΔK 範囲であれば, D/S は ΔK とともに増大する傾向は認められるがそれほど顕著ではないようであった. 一方, 石田⁷⁾はき裂先端近傍に剛体介在物および空孔が

Fig. 6 Fractographs of a WM (MIG) specimen.

Table 4 Measured values of mean diameter and spacing of dimples.

	ΔK_{eff} (MPa√m)	D (μm)	S (μm)	D/S
MIG	7	0.6	6.2	0.097
	20	0.6	5.7	0.105
SAW 1	7	1.2	7.1	0.169
	20	1.2	8.1	0.148
SAW 2	7	0.8	7.3	0.110
	20	0.9	5.5	0.164
SMAW	7	0.8	6.5	0.123
	20	1.1	6.0	0.183

存在する場合の K 値を解析している。その結果によると、剛体介在物が存在すると K 値は低下し、空孔が存在すると K 値は増大する。しかし、いずれにおいても本供試材のごとく D および S がき裂長さに比べ十分に小さい場合には K 値はほとんど変化しないと考えてよいようである。また破面を詳細に観察すると、Fig. 6(c) からもわかるように、ディンプルが存在している近傍のストライエーションの形態は、存在しない領域のそれとほとんど相違がなかった。したがって、以上のようなことから本実験の速度範囲 ($<5 \times 10^{-4}$ mm/cycle) では、本供試材程度の介在物の存在はき裂伝ば速度には大きな影響をおよぼしていないように思われる。なお、よく知られているようにき裂伝ば速度が 10^{-3} mm/cycle を越える領域では、ポイド同士が合体しき裂が伝ばする機構が混在してくるため⁸⁾、ポイドの発生核である介在物の影響は顕著となり、本供試材においても伝ば速度は母材に比べ急速に増加するものと推定される。

3.3 δ-フェライトの影響

溶接金属部には Fig. 2 に示したように δ-フェライトが存在している。応力腐食割れの場合、このようなフェライト相が割れの伝ばを阻害するいわゆる “keying effect” を有している⁹⁾。そこで本実験のような通常の疲労

Fig. 7 A micrograph of fatigue crack path in the weld metal for SAW1 weldment.

き裂伝ばにおよぼす δ-フェライトの影響を検討するため、疲労き裂が δ-フェライトを優先的に通って伝ばしているかどうかを調べた。XMA による成分分析結果によれば、Cr および Ni に対する Fe の比は疲労破面および溶接金属部断面の両者で差がなく、特に δ-フェライト中を選択的に伝ばしている様子は認められなかった。また、き裂伝ば径路の観察結果によっても、Fig. 7 にその一例を示すように、き裂が特に δ-フェライト中を選択的に伝ばしている様子は認められなかった。一方 Hawthorne¹⁰⁾ は 304 および 308 ステンレス鋼溶接金属部の疲労き裂伝ばにおよぼす δ-フェライト量の影響を調べ、少なくとも実験を行った Ferrite Number 5.2~19.0 の範囲では伝ば速度に有意の差異が認められないことを示している。したがって、以上のようなことから、き裂伝ば速度におよぼす δ-フェライトの影響は小さいものと推察される。

3.4 結晶方位異方性の影響

一般にステンレス鋼溶接金属部は結晶方位異方性が強いことが知られている。前報¹⁾ に示した溶接線に直角方向にき裂が伝ばする試験結果 (前報 Fig. 12) によれば、溶接線に直角方向に伝ばする場合の伝ば速度は溶接線に沿って伝ばする場合に比べさらに速かった。したがって結晶方位異方性はき裂伝ば速度に影響をおよぼし、ス

Table 5 Mechanical properties for grain-size-controlled specimens.

	Grain size (μm)	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Reduction of area (%)
PM1	34	399	829	74.2
PM2	74	308	751	82.3
PM3	86	288	666	83.4
PM4	110	258	756	79.8
PM5	950	371	786	69.3

テンレス鋼溶接金属部のき裂伝ば速度を考える上で重要な要因であると考えられるが、母材に比べ溶接金属の伝ば速度が速いことを説明する要因とはなっていない。

3.5 結晶粒径およびマルテンサイト変態の影響

結晶粒径の影響について検討するため、Table 5 に示すように、溶体化処理条件を制御し粒径を5種類に変化させた試験片を製作した。ここで粒径 950 μm のものは本溶接金属のデンドライト幅が 0.5~1.5 mm であったので、それを目指して製作したものである。この極端に大きな粒径の場合を除けば、降伏応力 σ_{ys} と粒径 d の間には次式で与えられるいわゆる Hall-Petch の関係が成立している。

$$\sigma_{ys} = 92.6 + 1.80 d^{-1/2}$$

ここで、 σ_{ys} および d の単位はそれぞれ MPa および m である。

Fig. 8 に各試験片のき裂伝ば速度と ΔK の関係を示す。図よりわかるように、 10^{-6} mm/cycle 以下の低伝ば速度領域を除けばいずれの試験片の伝ば速度も有意な相違は認められない。低伝ば速度領域においては結晶粒径が大きいほど伝ば速度は遅い傾向が認められるが、結晶粒径が 950 μm (PM5) のものだけはそれらの傾向とは一致せず速度が速くなっている。伝ば速度を ΔK_{eff} で整理すると、Fig. 9 に示すように、PM 1~4 の間では有意な差は認められないのに対し、PM 5 はそれらより速くなっている。図中の実線は PM 1~4 の伝ば速度の平均値を示しており、Fig. 5 中の母材 (PM) の実験値とはほぼ一致している。また図中の破線は PM 5 の伝ば速度を近似した直線であり、Fig. 5 中の溶接金属試験片 (WM) の伝ば速度とはほぼ一致している。このように伝ば速度が 10^{-6} mm/cycle よりも速い領域においては結晶粒径の影響は顕著ではなく、これまでの一般によく知られた傾向と一致するが、極端に結晶粒径が大きくなると伝ば速度が速くなることがなかった。

結晶粒径が特に大きくなると伝ば速度が速くなる理由としては、結晶粒径が大きいほどマルテンサイト変態が

Fig. 8 Relationship between K and crack growth rate for PM specimens with controlled grain-sizes. **Fig. 9** Relationship between ΔK_{eff} and crack growth rate for PM specimens with controlled grain sizes.

容易となることから、マルテンサイト変態である可能性がある。そこで疲労試験後の母材試験片、溶接金属試験片および粒径 950 μm の試験片に磁粉 ($\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$) を用いたマグネティック・ビューをあて、マルテンサイト変

4. 結 言

SUS 304 鋼溶接継手の疲労き裂伝ば試験を行い、伝ば速度におよぼす金属組織的要因の影響を検討した。結果を要約すると以下のようである。

(1) SUS 304 鋼溶接金属の疲労き裂伝ば速度にはいずれの溶接法および溶接条件の場合にも溶接残留応力のみならず溶接金属組織の影響が認められ、き裂伝ば速度を ΔK_{eff} で整理したとき溶接金属の伝ば速度は母材のそれより速かった。

(2) 本実験の伝ば速度領域では、溶接金属中に存在する介在物および δ -フェライトのき裂伝ば速度におよぼす影響は小さいものと考えられる。

(3) 溶接金属のき裂伝ば速度におよぼす結晶方位異方位の影響は顕著であり、溶接金属部のき裂伝ばを扱う上では考慮すべき重要な因子と考えられるが、母材に比べ溶接金属の伝ば速度が速くなる主要因とはなっていない。

(4) 溶接金属のき裂伝ば速度は母材のそれより速くなる金属組織の主要因は、溶接金属部のデンドライト組織がきわめて粗大であり容易にマルテンサイト変態を生ずることにあると推察される。

おわりに、本溶接継手の製作に協力いただいた近藤鉄工㈱、ならびにマルテンサイト変態の観察に協力いただいた長岡技術科学大学 高島和希助手に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 武藤, 坂本, 折笠; SUS 304 鋼溶接部における疲労き裂伝ば挙動, 本会論文集, 1-1 (1983), 45-51.
- 2) 橋内; 突合せ溶接部および母材の疲労き裂伝ば挙動, 機械学会論文集, 47-419 (1981), 677-688.
- 3) 福田, 渡, 堀川; 疲労き裂伝ばにおよぼす溶接残留応力の影響, 機械学会論文集, 47-416 (1981), 384-390.
- 4) A. G. Pickard, R. O. Ritchie and J. F. Knott; Fatigue Crack Propagation in a Type 316 Stainless Steel Weldment, Metals Tech., (1975), 253-263.
- 5) ASTM E647-78T; Tentative Test Method for Constant-Lead-Amplitude Fatigue Crack Growth Rates Above 10^8 m/cycle.
- 6) 菊川, 城野, 田中, 高谷; 除荷コンプライアンス法による低進展速度領域における疲労き裂進展速度とき裂開口挙動の測定, 材料, 25-276 (1976), 899-903.
- 7) M. Ishida; Mechanics of Fracture, 1, edited by G. C. Sih, Noordhoff Int. Pub., (1973), 56-130.
- 8) 北川, 小寺沢; フラクトグラフィ, 培風館, (1977), 第5章.
- 9) 渡辺, 向井; ステンレス鋼の溶接, 日刊工業新聞社, (1971), 52.
- 10) J. R. Hawthorne; Significance of Delta Ferrite Content to Fatigue Crack Growth Resistance of Austenitic Stainless Steel Weld Deposits, ASME Paper 78-PVP-3, June, 1978.
- 11) C. Bathias and R. M. Pelloux; Fatigue Crack Propagation in Martensitic and Austenitic Steels, Metallurgical Trans., 4 (1973), 1265-1273.
- 12) 本田, 鳥居, 熊沢; 層状不均質と初期残留応力を分離する立場からみた疲労き裂進展挙動, 機械学会論文集, 47-416 (1981), 376-383.
- 13) 北川, 船崎; 残留応力場における腐食き裂の破壊力学的研究, 機械学会講演論文集, No. 810-11 (1981), 199-201.

Fig. 10 Observations of martensitic transformation by using the magnetic viewer.

態の様子を観察した。その結果, Fig. 10 に示すように, 母材試験片ではマルテンサイト変態が認められないのに対して, 溶接金属片では溶接金属部に, また 粒径 $950 \mu\text{m}$ の試験片ではかなり広い領域にわたりマルテンサイト変態が生じていることがわかった。一方, Bathias と Pelloux¹¹⁾ はマルテンサイト鋼とオーステナイト鋼のき裂伝ば試験を行い, bcc 構造のマルテンサイト鋼の方が fcc 構造で積層欠陥エネルギーの小さなオーステナイト鋼より $\Delta K < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の領域で伝ば速度が 1 オーダ以上速いことを示した。したがって, 以上のようなことから, ΔK_{eff} で整理したとき溶接金属の伝ば速度が母材に比べ速くなる主要因は, 溶接金属のデンドライト組織が粗大なため容易にマルテンサイト変態を生ずることにあるように思われ, さらに今後の詳細な検討が望まれる。