溶接継手の疲労き裂伝ぱのフラクトグラフィ[†]

橋内良雄* 吉久悦二*

Fractographic Study of Fatigue Crack Propagation in Butt-Welded Joints

by

Yoshio KITSUNAI* and Etsuji YOSHIHISA*

Fatigue crack growth tests in butt-welded joints of HT80 and STS42 steels were carried out using compact type (CT), center-cracked tension (CCT) and single edge-cracked tension (SECT) specimens at room temperature and 173 K, and their fracture surfaces were examined using a scanning and a transmission electron microscopes to evaluate the influence of residual stress on the formation of fracture morphologies.

As the fatigue crack propagated through compressive residual stress fields, the fracture surface was covered with a thin oxide film which was produced by mutual contact of crack surfaces. At ΔK above $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ or the crack growth rate above $2 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$, the fracture morphologies in the base metal and welded joints were dominated by striations independent of the test temperature. At the low ΔK region or the crack growth rate below $1 \times 10^{-9} \text{ m/cycle}$, fracture morphologies showed that the fatigue crack propagated along the microstructures with favourite orientation to the crack growth. The intergranular like facets were formed in the weld metal of HT80 steel at ΔK ranging from 4 to 12 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. The maximum area percentage of the intergranular like facets, however, was considerably lower than that of intergranular facets formed in the base metal. The striation spacings in the welded joints were correlated well with the effective stress intensity factor range, $\Delta K_{\text{eff R}}$, which was estimated by superposition of the respective stress intensity factors for the residual stress fields and for the applied stresses.

Key words: Welded-joint, Fatigue, Crack propagation, Fractography, Residual stress, Fracture mechanics

1. 結 言

溶接部にはその製作過程において不溶着部やき裂状の欠陥が作られることがあるが、このような欠陥を有する溶接継手の疲労寿命は、き裂の発生よりも伝ぱ過程に支配されると言われている。このため種々の材料の溶接継手に対して、 ΔK_{th} から最終破壊に至るまでの疲労き裂伝ぱ特性が調べられて来た。その結果、疲労き裂伝ぱ速度 da/dN は材料の強度や継手の形式などよりも、残留応力に強く影響されることが明らかにされている。一方、溶接継手の疲労破面についてもフラクトグラフィによる検討が行われているが^{1)~4)}、巨視的観点からの研究に比べて少ない。したがって、溶接継手の微視的破壊機構を解明するためにも、また破壊事故解析を行う上からも、出来るだけ多くのデータを集積することが必要と考えられる。本報では、HT80 鋼ならびに STS42 鋼の室温と低温の疲労き裂伝ぱ過程で出現する破面形態の特徴を残留応力との関連で調べ、さらに、溶接継手に形成されたストライエーションの間隔と残留応力を考慮した有効応力拡大係数範囲との関連について検討したもので、それらの結果について

報告する。

2. 試験片および実験方法

供試材は板厚が 16 mm の HT80 鋼と肉厚が 32.5 mm の配管用鋼の STS42 のパイプであって、HT80 鋼では圧延方向と直角に幅 300 mm、長さ 1830 mm、厚さ 16 mm に溶断後 X 開先加工を、また STS42 鋼ではパイプから切り出した幅 100 mm、長さ 600 mm、厚さ 27 mm の板の長手方向に沿って X 開先を付けた後、HT80 鋼ではシールドメタルアーク溶接により、STS42 鋼ではサブマージアーク溶接により、Table I に示す条件で突合せ溶接を行った。溶接後、HT80 鋼

Table I. Welding conditions.

Parameter	HT80	STS42
Groove	Double V	Double V
Position	Flat	Flat
Electrode	JIS D8016	MF-38XUS36
Current	180-220 A	600-650 A
Arc voltage	35 V	34-35 V
Welding speed	180-220 mm/min	350-370 mm/min
Number of runs	6	9

† 原稿受理 昭和63年8月6日 Received Aug. 6, 1988

* 正会員 産業安全研究所清瀬実験場 清瀬市梅園, Research Institute of Industrial Safety, Kiyose Branch, Umezono, Kiyose

Fig. 1. Configurations of CT, CCT and SEC specimens.

板からはき裂が溶接金属中を伝ばするように切り欠きを付けた CT (Fig. 1(a)) と CCT (Fig. 1(b)) 試験片を, STS42 鋼溶接板からはき裂が溶接金属を直角に横切るように切り欠きを付けた CT (Fig. 1(c)) と SEC (Fig. 1(d)) 試験片を作製した. 母材試験片は Fig. 1(a) の CT 試験片と同じ寸法に加工した. 疲労き裂伝ば試験は, 低温槽を装着した電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて HT80 鋼では室温と 173 K で, STS42 鋼では室温で荷重制御による試験を実施した. 繰返し速度は 10~20 Hz である. なお, 173 K の温度制御は低温槽に流入する液体窒素の量を電磁弁で調整する方法によった. き裂長さの計測は室温では 50 倍の光学顕微鏡により, また低温ではピーチマーク法とクラックゲージを併用した. 破面の観察には走査および透過電子顕微鏡を用いた. ストライエーション間隔の測定には, 二段レプリカを作成して透過電子顕微鏡による撮影を行い, 特に 8×10^{-8} m 以下の間隔のスト

ライエーションはネガを投影機で拡大することにより間隔を計測した.

3 実験結果および考察

3.1 疲労き裂伝ば挙動とマクロ破面形態

Fig. 2 は室温と 173 K における HT80 鋼の母材と溶接金属の, Fig. 3 は室温における STS42 鋼の母材と溶接継手の da/dN と ΔK の関係を示したもので, これらの多くはすでに他に報告している. なお, STS42 鋼のうち, Fig. 1(c) に示した溶接 CT 試験片では Fig. 4 に見られるように, き裂が溶接線を通して以前の母材側において, き裂前縁が板厚方向で大きく相違したために da/dN を求めることが困難であった. したがって, ここではそれらを示していない.

マクロ破面の様相は, 材質と試験温度よりも試験片の有する残留応力分布に依存しており, 初期圧縮残留応力場をき裂が伝ばした破面では, いずれもフレッチング酸化物が残されていた. Fig. 4 はその一例として, 試験片の切り欠き近傍に黒褐色のフレッチング酸化物

Fig. 2. Fatigue crack growth rates in base metal and weld metal of HT80 steel at room temperature and 173 K as a function of ΔK . Fig. 3. Fatigue crack growth rates in base metal and welded-joint of STS42 steel as a function of ΔK .

Fig. 4. Macro-fractograph showing oxide film formed on fracture surface in welded-joint of STS42 steel.

が厚く付着している STS42 鋼の溶接 CT 試験片 (Fig. 1(c)) のマクロ破面を示したもので、先に報告⁶⁾した縦溶接継手 CT 試験片の場合と同様溶接線前方の母材側に強い圧縮残留応力が存在していたために、き裂の伝ばに際してき裂面同志が強く接触しあってフレッチング酸化物が形成されたと考えられる。このようなフレッチング酸化物は、き裂の先端に常に圧縮残留応力が誘起される HT80 鋼の溶接 CT 試験片 (Fig. 1(a)) や切り欠きと溶接線との間に圧縮残留応力が存在する STS42 鋼の SEC 試験片 (Fig. 1(d))、および母材の ΔK_{th} 近傍の破面に残されていた。一方、HT80 鋼の溶接 CCT 試験片 (Fig. 1(b)) の破面には、 ΔK_{th} 近傍においても、極くわずかなフレッチング酸

化物が付着しているだけであった。これは別報⁵⁾で示したように、Fig. 1(b) のタイプの溶接 CTT 試験片ではき裂の先端が常に引張り残留応力場に置かれるので、き裂面の接触がほとんど起こらないためである。

3・2 溶接継手のミクロ破面形態

フレッチング酸化物に覆われていた Fig. 4 の破面に、二段レプリカを適用して酸化物を除去後、破面観察を行ったところ、破面同志の接触を示すすりあった様相や、破面の特徴が消滅して無特徴となった領域がかなりの部分で認められた。しかし、損傷をほとんど受けない部分も若干残されていた。Fig. 5(a) は部分接触破面を示したもので、接触領域はフレッチング酸化物が付着しているために、黒いファセット状を呈しているのに対して、非接触領域では白あるいは灰色状の稜線模様が認められる。なお、これらのファセット上では明瞭には見られないが、接触領域には試験片の面外方向に平行な多数の線が残されている場合が多い。Fig. 5(b) は非接触領域の破面形態を示したもので、低伝ば速度域の特徴である組織敏感な様相が認められる。これらをさらに詳細に見ると、層状セメンタイトの間のフェライトに微細なすべり線が作られており、き裂がセメンタイトとフェライトの界面をセメンタイトの

(a) Dark facets showing partial contact between adjacent crack surfaces.

(b) Non-contacting fracture surface. Arrows indicate cementite band.

(c) Enlarged view of square in Fig. 5(b).

Vertical arrows indicate cementite and horizontal arrows indicate slip lines in ferrite.

Fig. 5. Fractographs showing area locally covered with fretting oxide film.

(a) Linear pattern which laid along crack growth direction.

(b) Enlarged view of Fig. 6(a).
Vertical arrows indicate striation like pattern and
horizontal arrows indicate linear pattern.

Fig. 6. Fractographs of near ΔK_{th} region ($\Delta K = 2.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) in weld metal of HT80 steel.

成長方向に沿って伝ばしたことを示している (Fig. 5 (c)). このような破面形態の特徴は、母材の $10^{-10} \sim 10^{-9} \text{ m/cycle}$ 程度の低き裂伝ば速度域で出現する形態と類似している。なお、ピーチマークから推定される破面観察位置の da/dN は約 $5 \times 10^{-10} \text{ m/cycle}$ となっており、したがって圧縮残留応力場の破面形態は母材の da/dN に対応した様相を呈していることがわかる。Fig. 6 (a) は HT80 鋼の溶接 CCT 試験片の ΔK_{th} 近傍の破面形態を示したもので、き裂の巨視的伝ば方向 (写真の右下から左上) とほぼ同方向に複雑に入り組んだ線条の模様が作られている。しかし、Masuda らが HT80 鋼溶接金属の ΔK_{th} の破面の特長として報告⁴⁾しているような非金属介在物を核とした気孔は形成されておらず、また他に特徴的な形態も認められない。なお、気孔が形成されるか否かは、溶接棒や電流などの溶接条件に依存していると推察される。さらに高倍での観察では、Fig. 6 (b) に見られるように、線状模様の中にき裂伝ば方向に向かって縞模様 (ストライエーション状模様) が作られている。しかし、縞の間隔は da/dN よりもかなり大きく、形状もストライエーションとは異なっている。これらの破面形態の約 3 mm 下部に存在する金属組織をナイトル腐食によ

Fig. 7. Intergranular-like facets formed in weld metal of HT80 steel. $\Delta K = 8.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Fig. 8. Intergranular facets formed in base metal of HT80 steel. $\Delta K = 12.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

り出現させ、破面形態と金属組織との関係について検討した結果、線状模様はベイナイトに、縞模様はフェライトに対応する箇所に作られていた。このため、溶接金属の ΔK_{th} 近傍では、き裂は伝ば方向に方位する組織 (ベイナイト) に沿ってフェライト中をすべり変形しながら伝ばあるいは停止すると推察される。このような低伝ば速度域におけるき裂の伝ば経路依存性は破面粗さの増加に寄与し、き裂の閉口が助長されると考えられる。 da/dN が $1 \times 10^{-9} \sim 10^{-7} \text{ m/cycle}$ の溶接金属では、平滑なファセットを有する粒界状の様相 (Fig. 7) が出現する。しかしファセットの輪郭は、母材に見られる粒界ファセット (Fig. 8) よりも明確ではなく、またファセット寸法も $25 \sim 120 \mu\text{m}$ 程度であって、母材のそれよりもかなりのばらつきを有している。この種の形態の形成機構については明らかではないが、このような低伝ば速度域ではき裂が強い組織敏感性を示すことから、き裂が溶接金属中に形成された微視組織の界面を通過したために形成された形態と推察される。このファセットの破面率は、母材の粒界ファセットの場合と同様、 da/dN あるいは ΔK のレベルに対応して変化する。Fig. 9 は溶接金属のファセットと、HT80 鋼母材に形成された粒界ファセットの破面率を ΔK に対してプロットしたもので、溶接

Fig. 9. Area percentage of intergranular-like facets in weld and intergranular facets in base metal of HT80 steel as a function of ΔK . Both data were obtained by using CCT specimens.

Fig. 10. Micro-voids associated with inclusions in weld metal of HT80 steel. $\Delta K = 48.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

金属のファセット破面率は母材のそれに比べてかなり小さく、また母材のように明確なピークは出現していない。 da/dN が $1 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$ 以上になると、ストライエーション中に球状の介在物 (Fig. 10) が出現するようになり、特に高伝ば速度域では介在物を起点としたディンプルが形成される。この介在物を X 線マイクロアナライザで分析した結果、Mn-Si 系の介在物であった。以上は室温の結果であるが、低温 (173 K) においても HT80 鋼の母材と溶接金属はストライエーションが支配的な破面形態となっていた。なお、溶接金属の最終破壊の近傍では、室温の場合と同様 Mn-Si 系の介在物を核としたディンプルが形成されていたが、へき開の介在は全く認められなかった。

3.3 残留応力がストライエーション間隔に及ぼす影響の評価

Fig. 11 は HT80 鋼の母材と溶接金属のストライエーション間隔 S と ΔK の関係を示したもので、 da/dN と同様溶接 CT 試験片のストライエーション間隔 S は、溶接 CCT 試験片や母材の S よりも減少している。Fig. 12 は STS42 鋼の母材と溶接継手の da/dN と S を比較した結果であって、 S は da/dN にほぼ対応して変化している。これらの結果は、 S も da/dN と同程度に残留応力の影響を受けていること

Fig. 11. Striation spacings in base metal and weld metal of HT80 steel at room temperature and 173 K as a function of ΔK .

Fig. 12. Striation spacings in base metal and welded joint of STS42 steel as a function of ΔK .

を示唆している。

残留応力場をき裂が伝ばする場合、残留応力の解放に伴いき裂先端に応力拡大係数 K_R が誘起される。したがって残留応力場の応力比 R_{res} は、外荷重による最大と最小の K 値に K_R を加算することにより式(1)のように表される。

$$R_{\text{res}} = (K_{\min} + K_R) / (K_{\max} + K_R) \quad (1)$$

残留応力場の da/dN は、残留応力が da/dN に及ぼす影響を母材の応力比効果と等価であるとして、残留応力を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{effR} を用いて評価されている。^{5), 6)}

$$\Delta K_{\text{effR}} = (\gamma + \delta R_{\text{res}}) \Delta K \quad (2)$$

ここで、 γ と δ はき裂開口比 U と応力比 R の関係から定まる定数である。

式(2)の γ と δ の値を定めるには、母材の S に及ぼす R の影響を U との関係で調べる必要がある。そこで、 R を変えて疲労き裂伝ば試験を行うと同時に U を測定した HT80 鋼について、 S と R の関係を調べ

Fig. 13. Striation spacings in base metal and weld metal of HT80 steel at room temperature and 173 K as a function of ΔK_{effR} .

た結果、 R の効果は S のバラツキの範囲に包含されてしまい、両者の関係を明確に定めることが困難であった。しかし、Fig. 12 に見られるように S と da/dN はほぼ一致していることから、ここでは S も da/dN と同程度の応力比効果を受けていると仮定して、 da/dN に対して定めた定数をそのまま適用した。すなわち、HT80 鋼の室温では $\gamma=0.85$, $\delta=0.25$, 173 K では $\gamma=0.73$, $\delta=0.15$, STS42 鋼では $\gamma=0.82$, $\delta=0.3$ とした。ここで、式(1)の K_R は、CT と SEC 試験片では片側切欠きを、CCT 試験片では中央切欠きを有する有限板のき裂面に集中荷重が作用する場合の解を用いた。また、残留応力は別報で報告したのと同様、計測した試験片の残留応力分布を多項式近似により与えた。

Fig. 13 と 14 は、Fig. 11 と 12 に示した S を ΔK_{effR} に対して再プロットした結果であって、Fig. 13 では 173 K における一部のデータを除けばいずれも母材のデータの周辺に表示される。図中の実線は母材の S に対する直線近似結果である。STS42 鋼でも、 S に対してレプリカが十分な分解能を有する 5×10^{-8} m 以上では母材と溶接継手の S が一致しており、 da/dN の場合と同様 S においても ΔK_{effR} による整理が有効であることがわかる。なお、173 K の一部のデータは ΔK_{effR} との間に相関が成立するとは言い難いが、これは各試験片で残留応力が異なるにもかかわらず、1本の試験片の残留応力分布を用いて K_{res} を算出しているためと推察される。

4 結 論

(1) き裂が圧縮残留応力場を伝ばする場合、あるいはき裂先端に圧縮残留応力が誘起される場合、破面同志の接触により、フレッチング酸化物が破面に残される。なお、残留応力を有する溶接金属のマイクロ疲労破

Fig. 14. Striation spacings in base metal and welded joint of STS42 steel as a function of ΔK_{effR} .

面は、一部を除き母材の da/dN にはほぼ対応した形態が出現する。

(2) da/dN が 5×10^{-8} m/cycle 以上における HT80 鋼の母材と溶接金属の疲労破面は、室温と 173 K のいずれもストライエーションが支配的となっており、温度による破面形態の差異は認められない。

(3) 残留応力を有する溶接継手に形成されるストライエーションの間隔は、残留応力を考慮した有効応力拡大係数範囲と良い相関がある。

(4) 溶接金属の ΔK_{th} 近傍のき裂伝ば経路は、き裂の伝ばに好都合な方位を有する組織に沿っている。

(5) 溶接金属においても母材と同様、低き裂伝ば速度域において粒界状のファセットが形成される。しかし、その破面率は母材のそれよりもかなり小さく、またピークも明瞭ではない。

(昭和63年6月17日 第6回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 石原 守, 平石茂樹, 杉本威生, 材料, **27**, 42 (1978).
- 2) 橋内良雄, 材料, **32**, 1376 (1983).
- 3) W. J. Mills and L. A. James, J. Enging. Mater. and Tech., **107**, 41 (1985).
- 4) C. Masuda, H. Sumiyoshi, M. Kosuge, A. Ohta and S. Nishijima. Int. J. Fatigue, **9**, 233 (1987).
- 5) 橋内良雄, 吉久悦二, 日本機械学会論文集, A-53, 1525 (1987).
- 6) 橋内良雄, 小林英男, 成本朝雄, 石塚哲夫, 飯田國廣, 吉久悦二, 材料, **36**, 1077 (1987).
- 7) H. Tada, P. C. Paris and G. R. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook", 2.27, 2.33 (1985) Del Research Co.