

レーザー突き合せ溶接継手の疲労き裂進展特性

皆木 亜由美*・戸梶 恵郎*²

Fatigue Crack Propagation of Laser Welded Butt Joints

Ayumi MINAGI and Keiro TOKAI

Synopsis : Fatigue crack propagation (FCP) has been studied using CT specimens cut from laser welded butt joints of the coupling of two different steels, cold rolled low carbon steel (SP) and high tensile strength steel (HT). When the FCP direction was parallel to the weld, the FCP rates of the welded specimens characterized in terms of the effective stress intensity factor range were nearly the same as that of the base steel (SP) and thus the weld bead had the same intrinsic FCP resistance as the base steel. When the FCP direction was normal to the weld, FCP rates decreased temporarily within the weld zone. This decrease of FCP rate still existed after allowing for crack closure and was also seen in FCP behaviour of the specimens subjected to stress-relief annealing and in crack closure-free FCP behaviour at a high stress ratio. Fractographic examination revealed that typical fracture mechanism was the mixed mode of intergranular and transgranular fracture in SP plate, while transgranular fracture mode in the weld zone and HT plate.

Key words: laser welding; butt joint; fatigue crack propagation; crack closure; fracture mechanism.

1. 緒言

重量軽減および高剛性の確保のために、素材を溶接した後にプレス成形するテイラードブランクが、自動車車体パネルに用いられている。これに対する溶接法として、レーザー溶接やマッシュシーム溶接などが挙げられるが、特に前者は不規則な形状の部材を高速に溶接することができること、溶接部の外観が良好であること、さらに溶接ひずみが小さいことなどの特徴から、今後自動車車体構造のみならず、他の産業分野における広範囲な応用が期待される。

溶接継手では疲労が問題となることが多いので、レーザー溶接継手についても疲労特性に関する研究が行われている。しかし、その多くは重ね継手に対するものであり¹⁻⁴⁾、テイラードブランクに用いられている突き合せ継手に対しては非常に少ない⁵⁾。そこで著者らは、前報で異なる種類の鋼板と板厚の組合せでレーザー溶接された突き合せ継手の疲労強度を評価した⁶⁾。しかし、継手が繰返し荷重を受ける場合、その寿命の大部分がき裂進展 (FCP) 過程で占められることも多いので、疲労強度はもとより FCP 特性を評価することもきわめて重要である⁷⁻⁹⁾。

そこで本研究では、レーザー溶接された薄鋼板突き合せ継手の FCP 挙動を明らかにすることを目的として、FCP 方向が溶接線に対して平行および垂直となるように作製された CT 試験片を用いて FCP 試験を行い、FCP 挙動に及ぼすレーザー溶接の影響について検討した。

2. 実験方法

2.1 材料および試験片

実験に用いた材料は、板厚 2 mm の冷間圧延鋼板 (JIS 規格: SPCC, 以後 SP) と高張力鋼板 (JIS 規格: APFC390, HT) である。Fig. 1 に実験に用いた CT 試験片の形状寸法を示す。前報⁶⁾ の幅 40 mm の平面曲げ疲労試験片から、FCP 方向が溶接線に対して平行および垂直となるように加工した。以後、それぞれ P 試験片 (Parallel type) および N 試験片 (Normal type) と呼ぶ。Table 1 に示すように、以後溶接継手試験片を鋼種と FCP 方向の組合せに応じて、そ

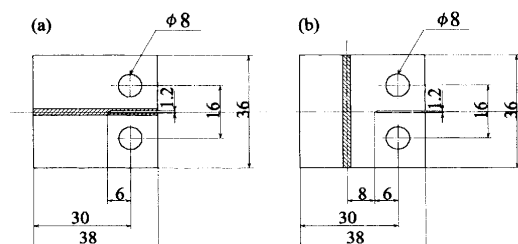


Fig. 1. Specimen configurations: (a) parallel type, (b) normal type.

Table 1. Combinations of steel and FCP direction.

Specimen code	Steel	FCP direction
SP-P	SP+SP	Parallel
HT-P	SP+HT	Parallel
SP-N	SP+SP	Normal
HT-N	SP+HT	Normal

平成 11 年 8 月 5 日受付 平成 11 年 10 月 18 日受理 (Received on Aug. 5, 1999; Accepted on Oct. 18, 1999)

* 岐阜大学大学院生 (Graduate Student, Gifu University)

* 2 岐阜大学工学部 (Faculty of Engineering, Gifu University, 1-1 Yanagido Gifu 501-1193)

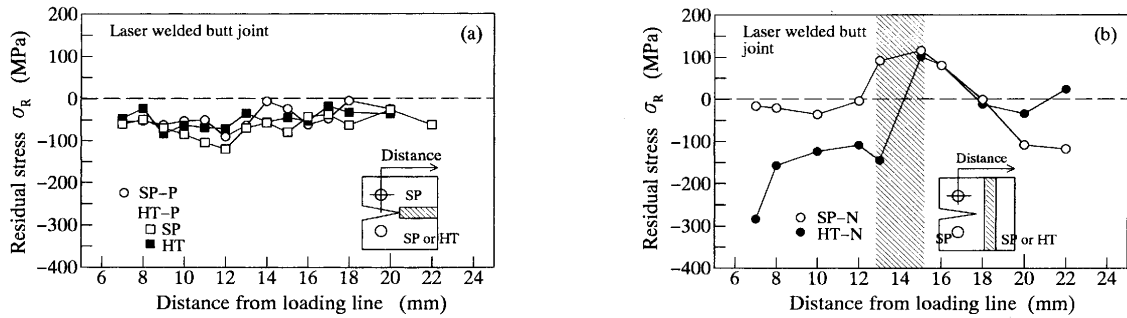


Fig. 2. Residual stress distributions: (a) parallel type, (b) normal type.

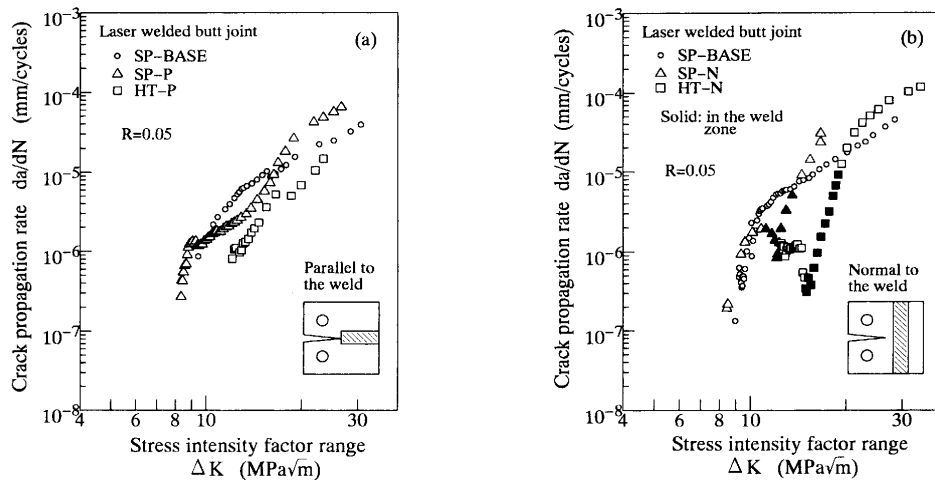


Fig. 3. Relationships between crack propagation rate and stress intensity factor range at $R=0.05$: (a) parallel type, (b) normal type.

れぞれ SP-P, HT-P, SP-N, HT-N と表すことにする。ここで、SP および HT はそれぞれ SP と SP, SP と HT を溶接した試験片を、P および N は P 試験片 および N 試験片を表している。また、これらの継手試験片との比較のために、同じ形状寸法の母材試験片 (SP-BASE) も準備した。なお、溶接は CO_2 レーザにより、出力：5 kW、溶接速度：0.42 (m/s)、シールドガス流量： 5×10^{-4} (m^3/s) の条件下で行われている。

2.2 実験方法

試験には容量 5 kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用いた。約 2 mm の予き裂を導入した後、室温大気中、応力比 $R=0.05$ 、繰返し速度 $f=30$ Hz で応力拡大係数幅 ΔK 漸増試験を行った。き裂長さの測定には、最小目盛 10 μm の移動読み取り顕微鏡を用いた。また、き裂開閉口挙動の測定には、背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法を用いた。なお、得られた結果について検討するために、焼鈍した試験片を用いた FCP 試験や $R=0.7$ の FCP 試験も行った。

FCP 方向に垂直な残留応力を X 線回折法により測定した。P 試験片では、溶接部中央から約 5 mm 離れた位置で、また N 試験片では切欠き前方の延長線上で測定した。また、測定は試験片の両面で行い、平均値をその位置の残留応力とした。

3. 実験結果

3.1 残留応力分布

残留応力分布を Fig. 2 に示す。P 試験片の場合 (Fig. 2(a))、鋼種の組合せに関わらず、圧縮残留応力が存在し、HT-P の残留応力は SP-P よりもわずかに大きい。一方 N 試験片の場合 (Fig. 2(b))、溶接部およびその周辺に引張残留応力が存在する。また、HT-N の SP 母材部における圧縮残留応力は SP-N より大きい。

3.2 $R=0.05$ の FCP 挙動

3.2.1 FCP 速度 da/dN と ΔK の関係

FCP 速度 da/dN と ΔK の関係を Fig. 3 に示す。P 試験片の場合、SP-P の FCP 速度は母材と比べて中間 ΔK 領域でやや遅く、高 ΔK 領域で速いが、その差は小さく、全体として母材とほぼ同様の FCP 挙動を示すと言える (Fig. 3(a))。一方 HT-P の FCP 速度は母材や SP-P よりも全体的に遅い。N 試験片の場合 (Fig. 3(b))、図中黒塗りのデータ点で示されているように、き裂が溶接部に近づくると FCP 速度は徐々に低下し、最小値に達した後上昇して、溶接部を抜けると母材の速度に回復する。こうした一時的な FCP 速度の低下は L. W. Tsay ら⁸⁾ による銅溶接継手および L. W. Tsay and C. Y. Tsay⁹⁾ によるチタン合金溶接継手においても観察されている。

3.2.2 き裂開閉口挙動と有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} による整理

き裂閉口レベル $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ と K_{max} の関係を Fig. 4 に示す。ここで、 K_{op} と K_{max} はそれぞれき裂閉口および最大応力拡大係数である。SP-P は母材とほぼ同程度のき裂閉口レベルを示すが、HT-P の閉口レベルは全領域において母材よりもかなり高い。一方 SP-N はき裂が溶接部を通るとき、また HT-N はき裂が溶接部を通るときはもとより、全体的

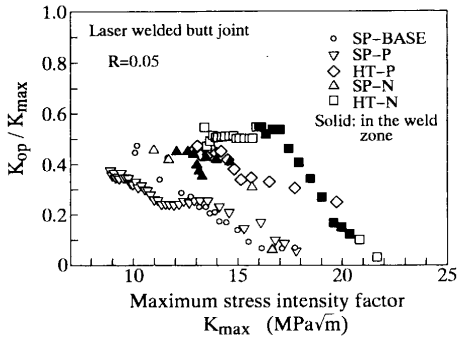


Fig. 4. Crack closure behaviour.

に母材よりも高い閉口レベルを示す。

この測定結果に基づいて、FCP 挙動を ΔK_{eff} で整理した結果を Fig. 5 に示す。P 試験片の場合 (Fig. 5(a)), Fig. 3 で見られた SP-P と HT-P の FCP 速度の相違は完全に消失し、両溶接試験片は同様の FCP 挙動を示す。この結果は、HT-P の高い見かけの FCP 抵抗がき裂閉口に起因していることを示している。また、母材との FCP 速度の相違は小さいので、両試験片は母材とほぼ同様の FCP 挙動を示すと判断される。

N 試験片の場合 (Fig. 5(b)), SP-N および HT-N の両試験片とも溶接部における FCP 速度の低下の程度は、き裂開閉口を考慮することによって明らかに減少するが、依然として FCP 速度の低下が認められる。

3.3 $R=0.7$ の FCP 挙動

N 試験片の場合、溶接部が狭いので、き裂がそこを進展するときの過渡的なき裂開閉口の変化が測定に正確に反映されない恐れがある。そこで、そのようなき裂開閉口の測定上の懸念を避けるために、き裂閉口を生じない高応力比 ($R=0.7$) で FCP 試験を行った。その結果を Fig. 6 に示す。

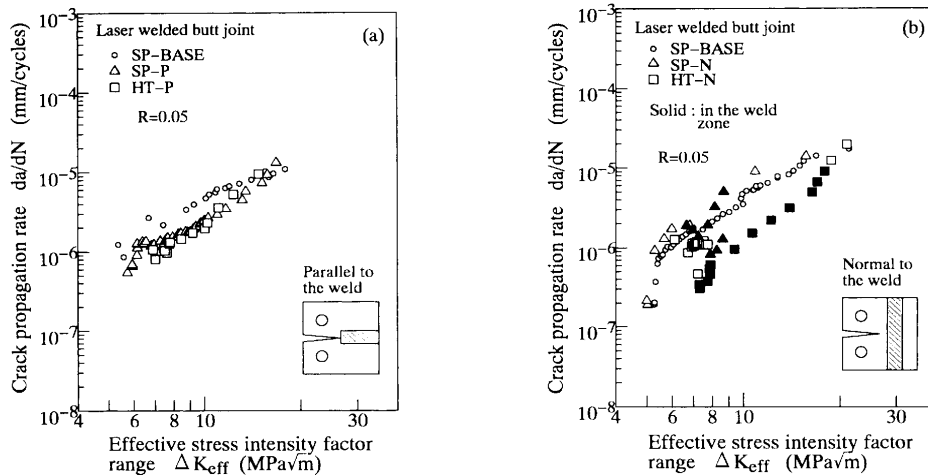


Fig. 5. Relationships between crack propagation rate and effective stress intensity factor range at $R=0.05$: (a) parallel type, (b) normal type.

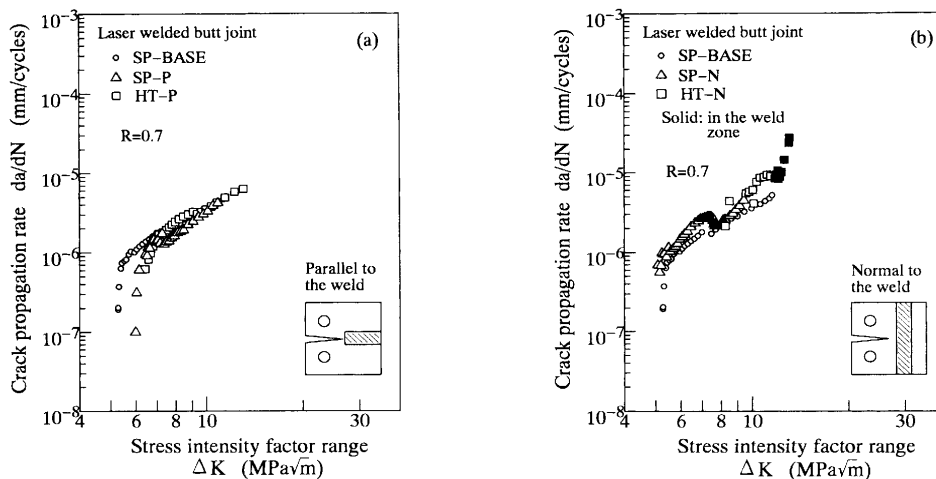


Fig. 6. Relationships between crack propagation rate and stress intensity factor range at $R=0.7$: (a) parallel type, (b) normal type.

P試験片の場合 (Fig. 6(a)), SP-PとHT-PのFCP速度は完全に一致し、またそれは母材とも一致している。一方N試験片の場合 (Fig. 6(b)), FCP挙動はき裂開閉口を考慮した結果 (Fig. 5(b)) と基本的に同様であり、溶接部におけるFCP速度の低下が認められる。しかし、その程度は明らかに $R=0.05$ の結果と比べると減少している。

3・4 残留応力除去焼鈍材のFCP挙動

600°C・1hの残留応力除去焼鈍を施したN試験片 (SP-N (SA), HT-N (SA)) についてFCP試験を行った。その結果、溶接部においてFCP速度の低下が観察され、き裂開閉口を考慮しても依然としてFCP速度の低下が認められた。すなわち、残留応力除去焼鈍試験片は、基本的に溶接のままの試験片と同様のFCP挙動を示した。

3・5 破面様相

母材 (SP-BASE) の破面様相は、 ΔK に関わらず延性的な粒内破壊であった。

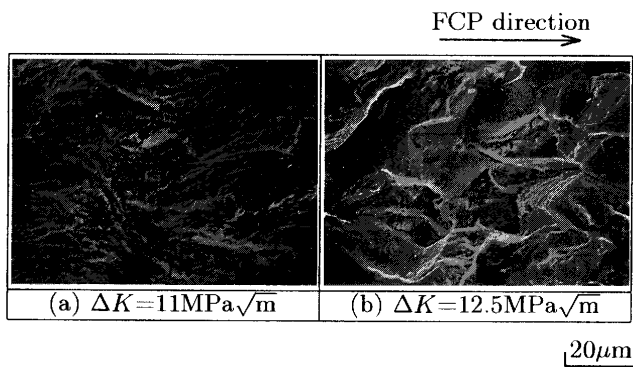


Fig. 7. SEM micrographs of fracture surfaces for a parallel type specimen (SP-P, $R=0.05$): (a) weld bead, (b) HAZ (heat affected zone).

P試験片の場合、 $R=0.05$ ではき裂は初期は溶接ビード中を進展したが、その後熱影響部 (HT-PではSP母材側) を進展した。それぞれのSEM破面写真を Fig. 7 に示す。溶接ビードでは粒内破壊 (Fig. 7(a)), 熱影響部では粒内と粒界破壊の混合破壊 (Fig. 7(b)) である。一方 $R=0.7$ ではき裂は溶接ビード中を進展した。破面様相は ΔK に関わらず粒内破壊であった。

Fig. 8 に $R=0.05$ におけるN試験片 (溶接のまま) の破面様相を示す。(a), (b) および (c) は、それぞれき裂が溶接部に達する前の母材部 (SP), 溶接部, および溶接部を通過したあとの母材部 (SPまたはHT) における破面である。いずれの試験片も、溶接部では粒内破壊であるが、母材部では鋼種によって破壊様式が異なり、HTでは粒内破壊であるのに対して、SPでは粒内と粒界の混合破壊である。このような破面様相は残留応力除去焼鈍を施した試験片についても同様であった。

N試験片で観察された粒界破面率とき裂長さの関係を Fig. 9 に示す。図中のハッチの部分には溶接部を表している。上述したとおり、溶接部およびHT母材部ではほぼ100%粒内破壊であるのに対して、SP母材部は溶接部を挟みいずれの側においても高い割合の粒界破壊を含むことがわかる。

4. 考察

4・1 溶接部に平行な方向 (溶接ビード) のFCP抵抗

き裂開閉口を考慮したあとのP試験片のFCP挙動は母材と同様であり、またき裂閉口の生じない高応力比の結果も同様であった。このことから、見かけのFCP抵抗の相違は

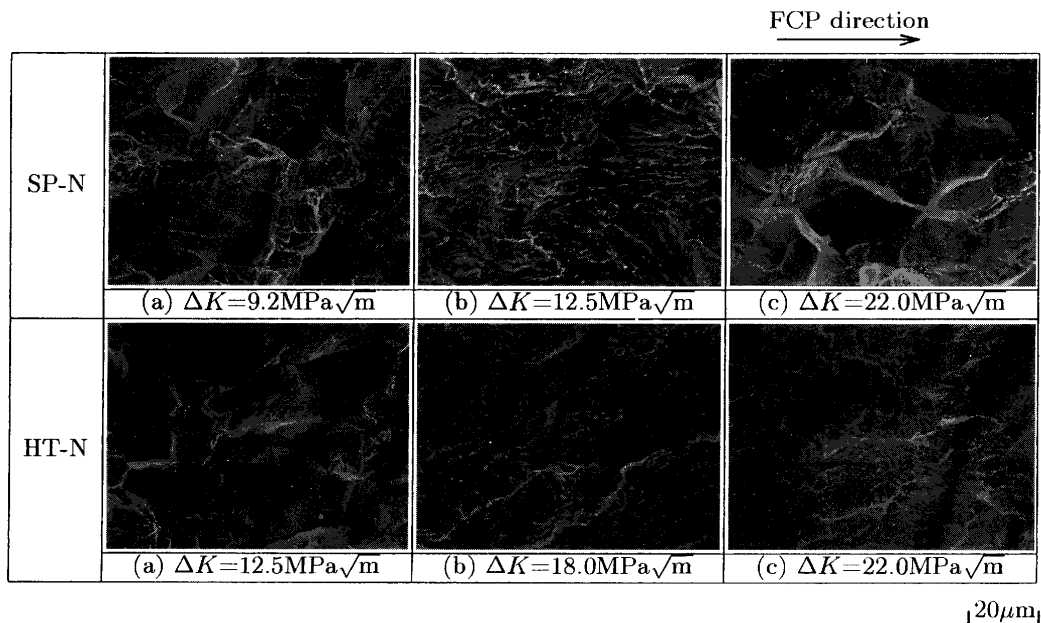


Fig. 8. SEM micrographs of fracture surfaces for as-welded normal type specimens (SP-N and HT-N, $R=0.05$): (a), (b) and (c) are fracture surfaces in SP plate, in weld zone, and in SP or HT plate, respectively.

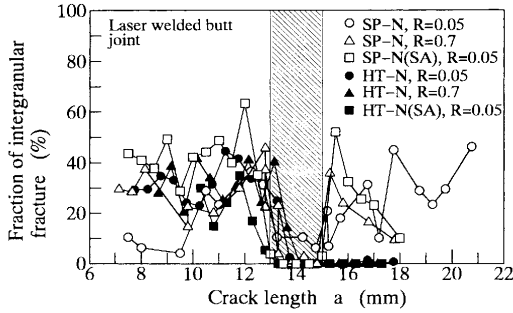


Fig. 9. Fraction of intergranular fracture as a function of crack length in normal type specimens.

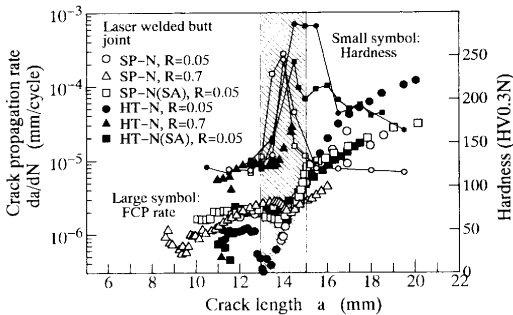


Fig. 10. Variations in crack propagation rate and hardness with crack length in normal type specimens.

残留応力に誘起されたき裂開閉口挙動の相違によるものと考えられ、溶接部、すなわち溶接ビードの本質的なFCP抵抗は母材と変わらないことが結論される。

4・2 溶接部に垂直な方向のFCP抵抗

4・2・1 溶接部におけるFCP速度の低下

溶接部には引張残留応力が存在すること (Fig. 2(b))、および残留応力除去焼鈍を受けた試験片のFCP挙動が溶接のままの試験片の挙動と基本的に同様であったことなどから、残留応力は溶接部における一時的なFCP速度の低下の原因ではない。さらに、き裂開閉口を考慮したあとのFCP挙動やき裂開閉口の生じない高応力比のFCP挙動においても、依然としてFCP速度の低下が観察されたことから、き裂開閉口以外の因子が溶接部のFCP速度の低下を説明するために考慮されなければならない。

Fig.10にFCP速度および硬さとき裂長さの関係を示す。この図から溶接部におけるFCP速度の低下は硬さ上昇に対応していることがわかる。レーザー溶接継手では、溶接部(溶接ビード)がきわめて狭く、その結果、図に見られるように局所的に顕著な硬さ上昇を生ずるので、このような硬さ上昇がFCP速度の低下をもたらしていると考えられる。P試験片の結果から明らかなように、溶接部の本質的なFCP抵抗は母材と変わらないから、レーザー溶接継手のようにきわめて狭く、かつ顕著な硬さ上昇を生ずる領域をき裂が横切るとき、き裂先端の駆動力が一時的に変化すると仮定される。すなわち、硬さ上昇に伴って降伏応力も上昇しているから、き裂先端の塑性域が小さくなり、その結果

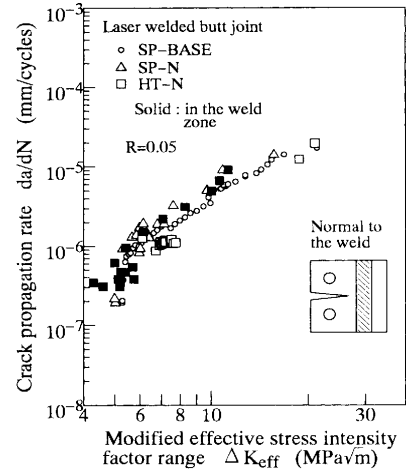


Fig. 11. Crack propagation behaviour characterized in terms of modified effective stress intensity factor range in normal type specimens.

実質的なき裂先端の駆動力が低下すると考えられる。そこで、溶接部の硬さ分布から各位置における降伏応力を推定し、塑性域寸法を求め、これが母材試験片(SP)中を進展するときの塑性域寸法と一致する ΔK_{eff} を求めた。このようにして得られた ΔK_{eff} を用いて溶接部を通るときのFCP速度を整理した結果をFig.11に示す。SP-NおよびHT-Nのいずれの試験片においても、FCP速度は母材試験片とほぼ一致する。

4・2・2 破壊機構の変化

溶接部およびHT母材部では粒内破壊であるのに対して、SP母材部では高い割合の粒界破壊が混在した。このことから、溶接部におけるFCP速度の低下は、SP母材部の粒内と粒界の混合破壊様式から溶接部の粒内破壊様式への突然の変化に起因すると考えることができる。しかし、高い割合の粒界破壊を伴うSP母材部のFCP速度は、粒内破壊の母材試験片の速度と変わらない。このことはFCP速度が破壊機構の変化に鈍感であることを示している。また、L. W. Tsayら⁸⁾およびL. W. TsayとC. Y. Tsay⁹⁾は本研究結果と同様に溶接部におけるFCP速度の低下を観察しているが、この場合むしろ溶接部において粒界破壊を観察している。

溶接試験片のSP母材部においてのみ粒界破壊が観察されたことは注目すべき事実である。なぜなら、FCP速度がこの破壊機構によって影響を受けないとしても、レーザー溶接による溶接部周辺の母材部の材質的劣化を示しているからである。このような粒界破壊は、溶接時の熱影響により誘起されたものと考えざるを得ない。すなわち、含まれる元素の偏析が粒界またはその近傍に生じたものと考えられたので、EPMA(電子プローブ・マイクロアナライザー)により元素の偏析を調べた。しかし、特定の元素の偏析は検出できなかった。そこで、溶接試験片に910°C・1時間の完全焼鈍を施してFCP試験を行った。その結果、溶接部

におけるFCP速度の低下は消失し、またSP母材部の破壊様式は粒内破壊となった。このことは、偏析していた元素が高温の焼鈍により拡散、粒内に再固溶したことを間接的に示していると考えられる。

5. 結言

本研究では、レーザ溶接された薄鋼板突き合せ継手のFCP挙動を明らかにすることを目的として、FCP方向が溶接線に対して平行および垂直となるように作製されたCT試験片を用いてFCP試験を行った。得られた主な結論は以下のとおりである。

- (1) 溶接部、すなわち溶接ビードの本質的なFCP抵抗は母材と変わらない。
- (2) き裂が溶接部を横切るとき、FCP速度が一時的に低下する。この低下はき裂開閉口を考慮しても消失せず、またき裂閉口の生じない高応力比のFCP挙動においても観察される。
- (3) 溶接部におけるFCP速度の低下は、残留応力除去焼鈍を施した継手のFCP挙動においても認められる。
- (4) 溶接継手において、溶接部および高張力鋼板母材

部の破壊様式は粒内延性破壊であるが、冷間圧延鋼板母材部では粒内と粒界の混合破壊である。

(5) 完全焼鈍を施すと、溶接部におけるFCP速度の低下は消失し、また溶接のままの試験で粒界破壊を生じていた冷間圧延鋼板の破壊様式も粒内破壊となる。

終わりに、供試材をご提供いただいた(株)丸順およびEPMA分析にご協力いただいた岐阜県製品技術研究所に謝意を表す。

文 献

- 1) C.Hsu and C.E.Albright: *Eng. Fract. Mech.*, **39** (1991), 575.
- 2) P.-C.Wang and K.-M.Ewing: *Weld. J.*, **43** (1991), 43.
- 3) J.F.Flavenot, J.P.Deville, A.Diboine, M.Cantello and S.L.Gobbi: *Weld. World*, **31** (1993), 358.
- 4) P.C.Wang: *Int. J. Fatigue*, **17** (1995), 25.
- 5) E.Guglielmino, G.La Rosa, S.M.Oliverri and A.Pasta: Proc. 1st. Int. Symp. on Automotive Technology and Automation, vol. 26, (1993), 57.
- 6) K.Tokaji, H.Shiota, A.Minagi and M.Miyata: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 66.
- 7) J.R.Hwang, J.L.Doong and C.C.Chen: *Mater. Trans., JIM*, **37** (1996), 1443.
- 8) L.W.Tsay, C.S.Chung and C.Chen: *Int. J. Fatigue*, **19** (1997), 25.
- 9) L.W.Tsay and C.Y.Tsay: *Int. J. Fatigue*, **19** (1997), 713.