

平成29年度 学位論文

航空機用外板への適用に向けた  
摩擦攪拌接合の強度特性の評価

平成30年3月

指導教員 渡辺直行 教授

首都大学東京 システムデザイン工学

航空宇宙システム工学域

岡田孝雄



# 目次

概要	iv
表リスト	vi
図リスト	vi
Nomenclature	xi
第1章 序論	1
1.1 背景	2
1.1.1 航空機構造材料の要求される要件	2
1.1.2 FSWに関する研究	2
1.2 目的	6
1.3 本論文の構成	6
第2章 FSW 接合部の材料特性及び機械特性	8
2.1 緒言	9
2.2 試験方法	9
2.2.1 金属組織観察	9
2.2.2 硬さ試験	10
2.2.3 準静的引張試験	10
2.2.4 疲労試験	11
2.3 試験結果	12
2.3.1 接合面観察	12
2.3.2 金属組織観察	13
2.3.3 硬さ試験	16
2.3.4 準静的引張試験	17
2.3.5 疲労試験	19
2.4 考察	28
2.4.1 接合ままの場合	28
2.4.2 表面を機械加工した場合	30
2.4.3 表面を鏡面研磨した場合	30
2.5 結論	32
第3章 FSW 接合部の疲労亀裂進展特性	34
3.1 緒言	35

3.2 試験方法	35
3.2.1 接合部の準静的引張試験	35
3.2.2 疲労亀裂進展試験	36
3.2.3 非貫通亀裂の亀裂進展	40
3.3 解析手法	40
3.4 結果	41
3.4.1 準静的引張試験結果	41
3.4.2 接合線からの初期距離が疲労亀裂進展挙動に与える影響	42
3.4.3 疲労亀裂進展挙動に応力比が与える影響	44
3.4.4 疲労亀裂進展挙動に接合線の向きが与える影響	46
3.5 考察	48
3.5.1 応力-歪関係	48
3.5.2 マスター曲線の評価	49
3.5.3 試験片中心と接合線中心の距離の影響	50
3.5.4 応力比 $R$ の影響	51
3.5.5 接合線内の亀裂進展	53
3.5.6 破面の微視観察	54
3.5.7 非貫通亀裂の亀裂進展	56
3.6 結論	58
第4章 FSW 接合部の亀裂進展に関する弾塑性 FEM 解析	60
4.1 緒言	61
4.2 解析手法	61
4.3 結果及び考察	64
4.4 結論	72
第5章 FSW 接合部の耐腐食性	73
5.1 緒言	74
5.2 試験方法	74
5.2.1 FSW継手の製作	74
5.2.2 試験片表面処理	74
5.2.3 腐食試験	74
5.2.4 腐食試験片の疲労試験	75
5.2.5 試験片観察	76
5.3 試験結果	76
5.3.1 腐食試験	76

5.3.2 腐食サンプルの疲労試験	77
5.4 考察	82
5.5 結論	94
第6章 FSW 接合部とリベット継手の疲労特性	95
6.1 緒言	96
6.2 試験方法	96
6.3 結果及び考察	96
6.4 結論	101
第7章 結論	103
7.1 総括	104
7.2 今後の課題	105
参考文献	108
付録 FSW の耐雷性	115
A.1 緒言	116
A.2 試験方法	116
A.3 試験結果	118
A.3.1 母材試験片	118
A.3.2 FSW 試験片	119
A.4 結論	123
参考文献	123
本研究に係る業績	124
謝辞	128

## 概要

摩擦攪拌接合 (FSW: Friction Stir Welding) は、従来の溶接方法では接合が困難であった 2000 系、7000 系のアルミニウム合金の接合が可能であることから、航空を含む輸送分野での適用及び適用拡大が期待されている。航空機への適用拡大のためには、疲労や運用環境の特性の把握が不可欠である。本論文では、航空機構造への適用を拡大させるために、2024-T3 アルミニウム合金を対象として、FSW の疲労特性及び耐環境性に関する研究を行った。

接合部の材料特性を調べるために実施したマイクロビッカース硬さ試験による接合部の硬さ評価から、母材及び HAZ(Heat Affected Zone)では、硬さ分布の板厚方向変化はほとんどみられないこと、一方で、TMAZ(Thermo-Mechanically Affected Zone)及び SZ (Stir Zone) の場合、硬さ分布が板厚方向に変化する結果を得た。硬さ分布及び組織観察から、塑性流動及び接合時の入熱が、TMAZ 及び SZ の板厚方向の硬さ分布変化に影響を与えていると考えられた。次に FSW の疲労試験及び破断後の破面観察から、表面処理なし (接合まま) の場合、接合のツールマーク近傍のバリ、接合裏面の LOP(Lack of Penetration)が破壊の起点となることを把握した。また、接合ツールの移動軌道上に生じた接合不良を起点とした疲労破壊が起りうること、さらに、これらの接合に起因する破壊起点を除いた場合、表面処理における加工跡を起点とした疲労破壊を生じることを明らかにした。

FSW の疲労亀裂進展特性を評価するために行った疲労亀裂進展試験及び解析から、接合線と試験片中心の距離及び応力比をパラメータとした場合、亀裂先端が接合線中心から 2mm 程度離れた位置で、残留応力場による影響を考慮した修正応力比が最も大きいこと、母材の亀裂進展速度に対する残留応力場による亀裂進展速度の加速割合が最も大きいことを実験及び解析により実証した。加速率は、接合線と試験片中心の距離が離れるに従い、また、応力比が高い場合、実験値と解析値の差が小さくなった。この結果に基づき、解析により亀裂進展挙動の傾向の予測が可能な範囲を示した。

次に、弾塑性有限要素法解析と母材の亀裂進展試験データを用いて FSW の亀裂進展挙動を評価する手法の検討を行った。解析では、母材の引張試験結果をもとに弾塑性挙動について区分線形を仮定し、材料硬化は等方硬化則を採用、降伏条件はミーゼス則を採用した。また、平面応力場を仮定して 2 次元解析を行った。亀裂前方の 1 要素ずつ亀裂を進展させ、繰り返し荷重を負荷することにより亀裂縁近傍に塑性変形を与えつつ亀裂進展を行い、各亀裂長さにおける亀裂開口応力を求めた。亀裂縁のメッシュ数が増加するに従い、亀裂開口応力の値が漸近する特性を有することを確認した。残留応力場に亀裂先端がある場合、残留

応力により亀裂先端の塑性変形が母材と異なり、引張残留応力下では亀裂開口応力が低下し定性的に妥当な結果を得た。母材、FSW の亀裂開口応力と母材の亀裂進展データをもとに FSW の亀裂進展速度を予測した結果、実験値と同様の傾向であり、同手法による残留応力場における亀裂進展挙動予測の妥当性を示した。

また、リベット継手と疲労特性の違いを明らかにするために、2つの異なる接合条件の FSW とリベット継手の疲労試験を行った。FSW の接合条件により、疲労破壊の起点となる要因が異なること、リベット継手の疲労破壊の起点が摩耗跡であることを確認した。また、FSW の疲労寿命は、接合条件により応力集中係数が 1.0 から 2.0 の S-N 線図に近い結果を示すのに対して、リベット継手の疲労寿命は応力集中係数が 5.0 の場合に近く、FSW はリベット継手と比較して明らかに高い疲労寿命を有することを定量的に示した。

耐環境性に関する検討として、耐腐食性及び耐雷性に関する評価を行った。耐腐食性については、FSW を食塩水に暴露した耐腐食性の評価を行うとともに、食塩水暴露後に腐食の様子を CCD 観察を行った。母材は暴露部全体にランダムに腐食ピットが形成されるのに対して、FSW は、接合中央部及び接合端部近傍に腐食ピットが集中すること、FSW に形成される腐食は母材よりも平均で深さが 10 $\mu$ m 程度深いこと、腐食ピットのアスペクト比は母材、FSW とで大きな差は見られないこと等の定量的違いを得た。母材と HAZ、TMAZ と SZ で析出物の傾向が異なることを、母材及び接合各部の TEM 観察及び EDX 計測により証明し、腐食特性の違いの要因として考察した。また、腐食環境暴露後の疲労試験により、FSW は母材よりも疲労寿命が低い傾向となること等の特性の違いを把握した。また、FSW の耐雷性に関する評価については、模擬雷撃試験により、母材及び FSW の被雷損傷を計測し、母材と比較して FSW の損傷が 5%程度小さいことを示した。

## 表リスト

- Table 2.1 Chemical composition of 2024-T3 Aluminum alloy (mass%)  
Table 2.2 Static test results  
Table 2.3 Average fatigue life and variation coefficient for each surface condition ( $\sigma_{max}=250\text{MPa}$ )  
Table 3.1 List of test condition  
Table 3.2 Tensile test result  
Table 5.1 Fatigue test results  
Table 5.2 Number of observed corrosion pits  
Table 5.3 Pit depths for various specimens  
Table 5.4 Corrosion pit depth to short axis aspect ratio  
Table 5.5 Corrosion pit volume  
Table 5.6 Corrosion pit size aspect ratio (perpendicular to loading axis)

## 図リスト

- Fig. 1.1 Friction stir welding (a) Section of friction stir welding, (b) Schematic of friction stir welding  
Fig. 2.1 Specimen geometry used for static tests  
Fig. 2.2 Specimen geometry used for fatigue tests to compare effect of weld condition  
Fig. 2.3 Specimen geometry used for fatigue tests (a) As weld and both surface grinding, (b) Top surface polished and both surface polished  
Fig. 2.4 Morphology of friction stir welding (a) Weld A, (b) Weld B  
Fig. 2.5 Metallographic observations of sections for weld A (a) Section perpendicular to the welding line, (b) Base Material, (c) TMAZ/SZ boundary, (d) SZ, (e) Section parallel to the welding line  
Fig. 2.6 Metallographic observations of sections for weld B (a) Section perpendicular to the welding line, (b) Base Material, (c) TMAZ/HAZ boundary, (d) SZ  
Fig. 2.7 Hardness profile for weld A at different thickness direction  
Fig. 2.8 Hardness profiles for weld A and weld B



- Fig. 2.9 Fracture location and surface for the base material (a) top view, (b) side view, and (c) fracture surface
- Fig. 2.10 Fracture location and surface for weld A (a) top view, (b) side view, (c) fracture surface, and (d) fracture surface at a higher magnification
- Fig. 2.11 Fracture location and surface for weld B (a) top view, (b) side view, and (c) Fracture surface
- Fig. 2.12 Fatigue test results for the FSW
- Fig. 2.13 Fracture surface when a kissing bond is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 275$  MPa, failed at 5k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the kissing bond and the final failure surface, (c) 0.30 mm from the bottom surface, and (d) 0.74 mm from the bottom surface
- Fig. 2.14 Fracture surface when the tool mark near the burr is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 225$  MPa, failed at 86k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the tool mark near the burr and the final failure surface, (c) 0.72 mm from the top surface, (d) 1.20 mm from the top surface
- Fig. 2.15 Fracture surface when the burr is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 225$  MPa, failed at 223k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the burr and the final failure surface, (c) 1.60 mm from the origin of fracture, (d) 2.11 mm from the origin of fracture
- Fig. 2.16 Fracture surface when the edge within the base material is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 180$  MPa, failed at 299k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the edge and the final failure surface, (c) 1.54 mm from the origin of fracture, and (d) 2.61 mm from the origin of fracture
- Fig. 2.17 Fatigue test result of FSW specimen for different surface treatment
- Fig. 2.18 Typical fracture surface in case multiple cracks form at tool mark (a) Fracture location, (b) Fracture surface
- Fig. 2.19 Typical fracture surface when LOP is the crack origin (a) Fracture location, (b) Fracture surface, (c) Fracture surface at point A, (d) Fracture surface at point B
- Fig. 2.20 Typical fracture surface when an internal crevice is the crack origin (a) Fracture location, (b) Fracture surface, (c) Fracture surface around crevice, (d) Fracture surface around crevice

- Fig. 2.21 Typical fracture surface when a grinding mark is the crack origin  
(a) Fracture location, (b) Fracture surface
- Fig. 2.22 Typical fracture surface in case particle is crack origin (a) Fracture surface, (b) Fracture surface near origin (SEM), (c) Fracture surface near origin (Backscatter image)
- Fig. 2.23 Typical fracture surface in case crack forms at inside of specimen  
(a) Fracture location, (b) Fracture surface, (c) Crevice surface
- Fig. 3.1 Geometry of the static test coupon
- Fig. 3.2 Geometry of the fatigue crack growth specimen
- Fig. 3.3 Geometry of the fatigue crack growth specimen, 90deg
- Fig. 3.4 Residual stress distribution of the FSW joint, tool and root side
- Fig. 3.5 Residual stress distribution of the FSW joint, average
- Fig. 3.6 Stress-strain relation of each area
- Fig. 3.7 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=40$ )
- Fig. 3.8 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=10$ )
- Fig. 3.9 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=40$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)
- Fig. 3.10 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=10$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)
- Fig. 3.11 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.4$ ,  $L=10$ )
- Fig. 3.12 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.7$ ,  $L=10$ )
- Fig. 3.13 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.4$ ,  $L=10$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)
- Fig. 3.14 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.7$ ,  $L=10$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)
- Fig. 3.15 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.1$ , 90deg)
- Fig. 3.16 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.1$ , 90deg) (a) Left side, (b) Right side, (c) Overall crack growth path
- Fig. 3.17 Fatigue crack growth rate of base material
- Fig. 3.18 Effect of weld line distance to modified stress ratio ( $R=0.1$ )
- Fig. 3.19 Comparison of maximum acceleration ratio ( $R=0.1$ )
- Fig. 3.20 Effect of weld line distance to modified stress ratio ( $L=10$ )
- Fig. 3.21 Comparison of maximum acceleration ratio ( $L=10$ )
- Fig. 3.22 Fracture surface observation of FSW joint ( $R=0.7$ ,  $L=10$ ) (a) Fracture surface, (b) BM, (c) SZ, (d) HAZ, (e) BM

- Fig. 3.23 Fracture surface observation of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=40$ ) (a) Fracture surface, (b) BM, (c) HAZ, (d) SZ, (e) HAZ
- Fig. 3.24 Fatigue crack growth rates of the FSW specimens
- Fig. 4.1 FEM model
- Fig. 4.2 Fatigue crack growth path on FSW panel
- Fig. 4.3 Fatigue crack growth data for FSW panel
- Fig. 4.4 Crack opening stress
- Fig. 4.5 Equivalent plastic strain distribution (crack length = 40mm,  $x=40$  at crack tip) (a) BM, (b) FSW
- Fig. 4.6 Equivalent plastic strain distribution (crack length = 63mm,  $x=63$  at crack tip) (a) BM, (b) FSW
- Fig. 4.7 Vertical displacement on crack wedge
- Fig. 4.8 Contact pressure on crack wedge (40mm)
- Fig. 4.9 Contact pressure on crack wedge (63mm)
- Fig. 4.10 Vertical stress on crack wedge and ahead of crack (a) BM, (b) FSW
- Fig. 4.11  $a-N$  curve
- Fig. 5.1 Dimensions of fatigue test specimen
- Fig. 5.2 Corroded surface of base material (a) 24-, (b) 48-, (c) 72-, and (d) 96-h exposure
- Fig. 5.3 Corroded surface of FSW specimen (a) 24-, (b) 48-, (c) 72-, and (d) 96-h exposure
- Fig. 5.4 Fatigue test result of prior corroded specimens
- Fig. 5.5 Fracture surface of FSW joint with 96-h corrosive exposure
- Fig. 5.6 Fracture surface of base material with 96-h corrosive exposure
- Fig. 5.7 Fracture surface of FSW joint with 96-h corrosive exposure (tunneling pit)
- Fig. 5.8 TEM observations of FSW joint cross section (a) Overall section of FSW joint, (b) base material (outside of (a)), (c) HAZ, (d) TMAZ, and (e) SZ
- Fig. 5.9 EDXS observations of base material (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu, (a-3) Mn
- Fig. 5.10 EDXS observations of HAZ region (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu, (a-3) Mn
- Fig. 6.11 EDXS observations of TMAZ region (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu, (a-3) Mn
- Fig. 5.12 EDXS observations of SZ region (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu,

(a-3) Mn

- Fig. 5.13 Distribution of corrosion pit depths in base material after 96-h exposure
- Fig. 5.14 Distribution of corrosion pit depths in FSW specimen after 96-h exposure, excluding corrosion pits in SZ region
- Fig. 5.15 Distribution of aspect ratios of corrosion pits in base material after 96-h exposure
- Fig. 5.16 Distribution of aspect ratios of corrosion pits in FSW specimen after 96-h exposure, excluding corrosion pits in SZ region
- Fig. 5.17 Distribution of corrosion pit volumes in base material after 96-h exposure
- Fig. 5.18 Distribution of corrosion pit volumes in FSW specimen after 96-h exposure, excluding corrosion pits in SZ region (a)  $0-8.55 \times 10^6 \mu\text{m}^3$ , (b) entire volume rang
- Fig. 5.19 Fatigue lives of prior corroded specimens with 24-h exposure
- Fig. 5.20 Fatigue lives of prior corroded specimens with 48-h exposure
- Fig. 5.21 Fatigue lives of prior corroded specimens with 72-h exposure
- Fig. 5.22 Fatigue lives of prior corroded specimens with 96-h exposure
- Fig. 6.1 Geometry of the fatigue test specimen of a riveted joint
- Fig. 6.2 Fatigue test result of riveted specimen
- Fig. 6.3 Riveted joint fractured on manufacturing side ( $\Delta\sigma = 100.0 \text{ MPa}$ , failed at 143k cycles) (a) top view and (b) fracture surface
- Fig. 6.4 Riveted joint fractured on the manufacturing side ( $\Delta\sigma = 69.8 \text{ MPa}$ , failed at 727k cycles) (a) top view and (b) fracture surface
- Fig. 6.5 Relationship between stress range/tensile strength and fatigue life

## Nomenclature

本論文で使用する記号を以下に示す。

$A_0$	coefficient for crack opening stress
$A_1$	coefficient for crack opening stress
$A_2$	coefficient for crack opening stress
$A_3$	coefficient for crack opening stress
$a$	half crack length [mm]
$c$	plane stress/strain constraint factor
$d$	half distance of the tensile residual stress distribution [mm]
$e$	distance between center of the plate and that of crack
$F(\alpha, \beta)$	correction coefficient of stress intensity factor
$F_{res}$	correction coefficient of stress intensity factor for residual stress
$K_{remote}$	stress intensity factor for remote stress [MPa m <sup>0.5</sup> ]
$K_{res}$	stress intensity factor for residual stress [MPa m <sup>0.5</sup> ]
$K_t$	stress concentration factor
$\Delta K$	stress intensity factor range [MPa m <sup>0.5</sup> ]
$\Delta K_{eff}$	effective stress intensity factor range [MPa m <sup>0.5</sup> ]
$\Delta K_{app}$	applied stress intensity factor range [MPa m <sup>0.5</sup> ]
$L$	distance between center of the tensile residual distribution and the center of the specimen [mm]
$N$	number of fatigue cycles
$R$	stress ratio
$R_{eff}$	modified stress ratio
$S_o$	crack opening stress [MPa]
$U$	crack opening ratio
$v$	vertical displacement of the crack surface [mm]
$x$	coordinate perpendicular to the direction of the residual stress
$y$	coordinate parallel to the direction of the residual stress
$W$	width of the plate [mm]
$\alpha$	parameter used for the correction coefficient
$\beta$	parameter used for the correction coefficient
$\sigma_0$	flow stress [MPa]
$\sigma_{max}$	applied maximum stress [MPa]
$\sigma_{res,max}$	peak value of the residual stress [MPa]

$\sigma_{res}$	residual stress [MPa]
$\sigma_T$	tensile strength [MPa]
$\sigma_y(\xi)$	residual stress distribution [MPa]
$\Delta\sigma$	stress range [MPa]
$\xi$	normalized coordinate perpendicular to the direction of the residual stress

# 第 1 章

## 序論

## 1.1 背景

### 1.1.1 航空機構造材料の要求される要件

航空機構造は、国の定める設計基準に合致することが求められている。この設計基準に合致するため、使用する材料の弾性率、静強度、疲労強度、疲労亀裂進展、残存強度等の特性を把握する必要がある。また、構造に製造時欠陥等の不具合がある場合であっても、運用中の定期検査により、欠陥が成長し致命的な構造破壊に至る前に欠陥の検出を可能とする損傷検査間隔を、実際の運用条件に対して設定する必要がある。さらに、複数の亀裂が同時に進展する場合の亀裂進展挙動を予測することは現在の技術レベルでは容易ではないことから、1988年のアロハ航空機事故で生じた複数の亀裂が同時に急速に進展する広域疲労損傷(Wide-spread Fatigue Damage, WFD)を、航空機の運用期間中には生じないことを証明する必要がある。

航空機構造に使用される材料のうち外板等に多用される金属材料であるアルミニウム合金は、締結方法としてリベット継手が長年にわたり広く使用されている。リベット継手についてはこれまで多くの知見が得られている。しかしながら、航空機事故及びインシデントによる耐空性要件の変遷により、これまで多くの研究が行われてきた。

機械的特性に加えて、航空機構造は運用期間中における耐環境性も要求される。金属材料の場合、耐腐食性は耐環境性としても最も重要な要件であり、現在も多くの研究が進められている。また、近年、Boeing787等複合材の適用により広く知られる航空機の耐雷性について、金属材料は複合材料と比較して損傷は小さい。しかし旅客機の運航要件として、被雷時には次の運用の前に、損傷の確認と必要な補修が要求されている。したがって、耐雷性の把握も必要とされている。

### 1.1.2 FSWに関する研究

摩擦攪拌接合(Friction Stir Welding, FSW)は、1991年に英国TWIにて特許が取得された接合技術である。FSWは、接合に使用する回転ツールを高速で回転させ、接合すべき2つの部材を摩擦熱により軟化・攪拌させる。そして、回転ツールを移動させることで接合を行う。突合せ継手のFSW接合の概要図をFig. 1.1に示す。FSWは融点以下での接合が可能であることから、MIG溶接等と異なり、ブローホールや凝固割れ等の欠陥を生じず、より安定した強度を有する。さらに、従来溶接が困難であった航空機に使用される2000、7000系のアル



ミニウム合金の接合を可能とした。このため、自動車、鉄道、船舶のみならず、航空宇宙分野においても、FSW を適用するための研究開発が進められている。航空機分野では、2006 年に小型機 Eclipse500 の胴体、主翼等に FSW が採用された他、大型軍用機 Airbus A400M のフローアームへの適用が行われている。しかし、これまで、大型機の航空機構造において最も適用条件が厳しい疲労強度がクリティカルとなる主要構造部位に対する FSW の適用事例はない。これまで FSW について、特性の把握や異種合金の接合など、様々な研究がなされている。

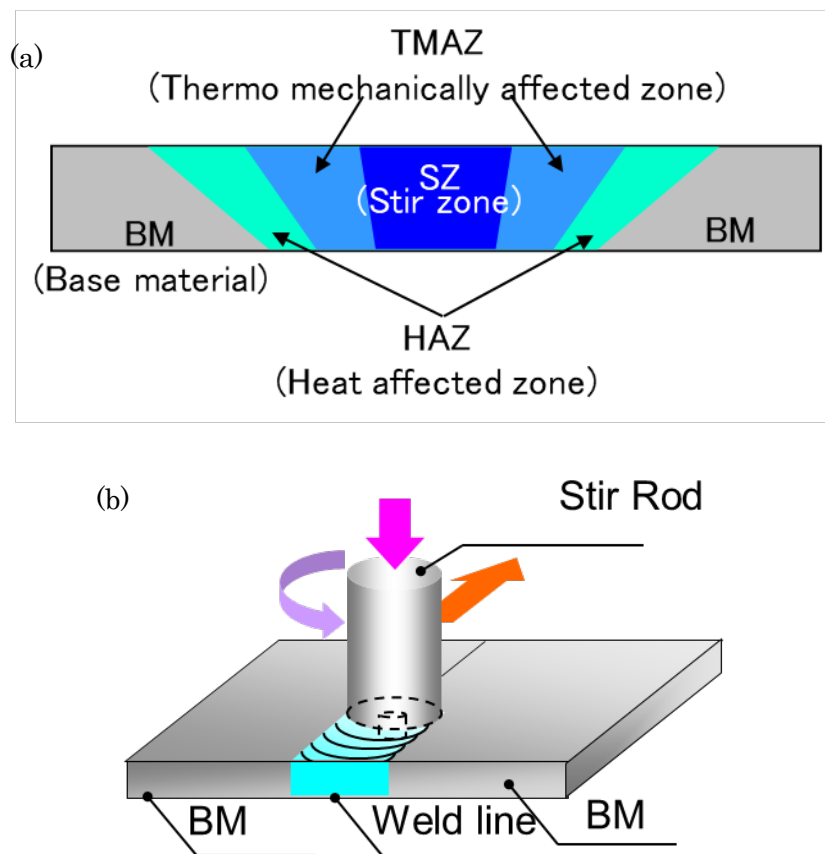


Fig. 1.1 Friction stir welding (a) Section of friction stir welding, (b) Schematic of friction stir welding

接合部の金属組織に関する研究では、Rhodes ら (文献 1.1) は SZ(Stir Zone) に再結晶した微小結晶と母材よりも小さな析出物が存在することを、Sutton ら (文献 1.2) はツールに沿った層状の微小構造が形成されることを明らかにした。佐藤ら (文献 1.3) は 6063-T5 アルミニウム合金の FSW 継手の微小構造の観察と継手強度の評価を行い、硬さの最小値が全体的な降伏応力及び引張強度に影響を与えることを示した。Jones ら (文献 1.4) は板厚 10mm の 2024-T351 ア

ルミニウム合金 FSW 接合部の TEM 観察及び硬さ試験から、TMAZ 寄りの HAZ で観察される微細な S 相が接合時の熱サイクルによるものであり、同部位の硬さ低下の要因であると結論づけた。

Lemmen ら (文献 1.5) は、円孔を有する FSW 継手の疲労試験を行い、負荷方向と接合方向が同じ場合、接合部の円孔の位置により 0.3mm の疲労亀裂が形成される寿命が大きく異なる結果を得ており、接合部近傍に存在する残留応力が寿命の違いの要因であることを明らかにした。Lemmen ら (文献 1.6) は、さらに破壊位置の詳細観察から、SZ/TMAZ の境界では TMAZ が破壊起点となることが多く、接合部の微小構造も破壊起点に影響を与えることを示した。植松ら (文献 1.7) は 1050-O、5083-O、6061-T6、7075-T6 アルミニウム合金の FSW 継手の疲労試験から、合金によって破壊位置が異なる結果を得た。Besel ら (文献 1.8) は、FSW 継手の疲労試験及び硬さ試験から、破壊起点が SZ または TMAZ であり、硬さと破壊起点に相関性がないことを定量的に示した。また、Gemme ら (文献 1.9) は 7075T6 アルミニウム合金 FSW 継手の疲労試験により、ツールマークが疲労強度に対して最も有害であること、接合条件の改良により疲労寿命が改善される場合には HAZ(Heat Affected Zone)の軟化または不完全な攪拌による内部欠陥が破壊起点となる結果を得た。Biallas ら (文献 1.10) は、FSW 接合による接合部上面の concentric ripple もしくは SZ 下面のツールの回転による引掻き跡が、表面加工を施さない接合まま (as weld) の FSW 継手の疲労破壊の起点となることを示した。Dickerson ら (文献 1.11) は、5083-O、5083-H321、6082-T6 の FSW 継手について、root flaw の形状及び強度低下に寄与しない root flaw 寸法は、合金により異なることを組織観察、静強度及び疲労試験から定性的傾向として示した。Basel ら (文献 1.12) は 5024-H116 アルミニウム合金の FSW 継手について、JLR(Joint Line Remnant)は疲労破壊の起点に影響しないものの、その後の疲労亀裂進展に JLR が寄与する場合、疲労寿命の低下を引き起こすことを明らかにした。

Busse ら (文献 1.13)、Frantini ら (文献 1.14) は、2024-T351 アルミニウム合金 FSW 継手の疲労亀裂進展挙動の評価を行った。Ma ら (文献 1.15-1.17) は、Al-Li 合金 FSW 継手について、試験片寸法が小さい場合、試験片切り出しによって接合による残留応力が解放され、亀裂進展における残留応力の影響を過少評価する可能性があることを示した。Pouget ら (文献 1.18) は、応力拡大係数振幅を一定とした場合の FSW 継手の亀裂進展挙動について検討を行った。Lemmen ら (文献 1.19) は FSW 継手の疲労亀裂進展試験及び試験後の破面観察を行い、接合線と負荷方向の方向及び接合による微小構造が、亀裂進展方向に影響を与えることを示した。佐藤ら (文献 1.20) は、FSW 接合部にローラーによるバーニッシングを行い引張残留応力を低下させることによって、FSW 接合部

の疲労亀裂速度が改善されることを示した。

FSW の耐環境性については、耐腐食性と耐雷性の 2 つが挙げられる。雲ら（文献 1.21）は 7075-T6 アルミニウム合金 FSW 継手の TMAZ(Thermo Mechanically Affected Zone)/HAZ の界面における Cu の集中により、接合部の接合断面の耐腐食性が低下することを示した。Ghidini ら（文献 1.22）は、2024-T3 アルミニウム合金 FSW 継手に腐食環境暴露により形成された腐食範囲を楕円形の初期亀裂と仮定し、腐食損傷後の疲労寿命の予測に関する研究を行った。一方、FSW 継手の耐雷性について、これまで公表された知見はない。

FSW は、板厚が異なる場合、接合ツール、接合条件が異なることから、接合部の特性も異なる。このため、航空機構造への適用を目指して接合部の特性を把握するためには、航空機構造に適用される薄板における FSW 後の特性を評価する必要がある。これまで多くの FSW に関する研究が進められているが、航空機構造に適用される薄板の研究は必ずしも十分ではない。また、過去の FSW の強度特性評価に関する研究は、接合部に追加の表面加工は施されない事例が多い。この場合、バリ等の接合による表面の微小な凹凸が破壊の要因となる。接合によるバリ等が強度特性に与える影響の評価は必須である一方で、FSW の実機適用においては、接合によるバリは塗装の観点から取り除かれる場合があることから、バリを除いた際の破壊起点や強度特性の把握が必要である。また、接合による金属組織の変化が破壊の起点及び強度に与える影響は、FSW の特性を把握する上で必須であるが、これらに関する知見は十分ではない。

亀裂進展前後で、亀裂先端周囲の状態が変わらないことを仮定とした仮想亀裂閉鎖（Virtual Crack Closure Technique, VCCT）法により、母材の亀裂進展挙動の予測が可能である。接合条件により接合部の残留応力分布が異なることから、FSW における亀裂進展特性も、接合条件により異なると考えられる。また、負荷応力の大きさ、応力比、亀裂先端と残留応力分布との距離も亀裂進展特性に影響を与える。このため、特性評価を効率的に行うためには、実験による評価のみだけでなく、解析による特性評価手法も必要とされる。また、FSW における亀裂進展において、亀裂先端が接合線近傍にある場合、残留応力分布により亀裂進展前後で亀裂先端近傍の状態は異なる。従って、VCCT 法の使用の可否について明確な回答は明らかになっていない。また、弾塑性有限要素法解析による残留応力場での亀裂開口応力の評価については、ほとんど事例がない。

寺田（文献 1.23）は、溶接中央から溶接に対して垂直に進展する亀裂の応力拡大係数の解析解を提案し、応力拡大係数が正から負になるのは、残留応力が引張である範囲の 1.8 倍に亀裂長さが到達したときである結果を得ている。また、寺田ら（文献 1.24）は、文献 1.23 の解析解を拡張し、溶接と初期亀裂の中心が離れるほど、無次元化した応力拡大係数の最大値が減少することを明らかにし

た。Tadaら（文献 1.25）は、圧縮残留応力分布が文献 1.23 の提案式よりも実験値に近い分布式を提案し、亀裂先端が圧縮残留応力にある場合であっても、応力拡大係数は正となる結果を得ている。安岡（文献 1.26）は、残留応力場における応力拡大係数の適用性に関する研究を行い、残留応力分布もしくは降伏応力分布が急峻な場合、応力拡大係数が適用できない可能性があること、適用の可否のしきい値は工学的判断に基づき別途定める必要があることを解析により明らかにしている。Grinka（文献 1.27）は残留応力と繰り返し応力を受ける亀裂進展問題を、応力拡大係数の重ね合わせ及び Forman の式を用いた評価を行い、同手法の場合、亀裂進展速度の変化において特異点を持つ場合があることを示している。寺田（文献 1.28）は、残留応力と繰り返し応力を受ける亀裂の有効応力拡大係数の計算式を提案し、亀裂進展速度の予測において特異点が生じない結果を得ている。これらの方法において結晶粒等の金属組織の影響は考慮されていない。FSW においては上述の通り、金属組織の非均質性が他の溶接よりも高い。したがって、FSW における亀裂進展特性を効率的に行うためには、上記の手法の FSW への適用について検討をするとともに、新たな亀裂進展特性の解析手法が必要である。

また、FSW の実機適用のためには、耐腐食性、耐雷性について母材との違いを把握することが不可欠である。

## 1.2 目的

FSW の航空機構造への適用を拡大させるために、薄板の 2024-T3 アルミニウム合金の FSW の接合部の金属組成、静強度に加えて、航空機構造において特に特性の把握が必要とされる FSW における疲労損傷の起点となる部位の特性、FSW 接合部近傍における亀裂進展特性を明らかとすることを目的とする。亀裂進展特性については、実験により母材及び FSW の亀裂進展特性を把握するとともに、FSW による接合部の亀裂進展速度を予測する手法の検討、開発を行う。また、FSW の耐腐食性を明らかにする。

## 1.3 本論文の構成

第 1 章の序論では、本研究の背景として、FSW に関する概要及び研究開発に関する動向の説明を行った。そして、本論文の目的である航空機への適用拡大のために取り組む内容を、静強度、疲労強度、疲労亀裂進展特性、耐環境性等を含

む FSW 接合部の特性の把握と評価、亀裂進展速度の予測手法、FSW 継手とリベット継手の疲労特性の比較とした。

第 2 章の FSW 接合部の材料特性及び機械特性では、FSW 接合部の材料特性を把握するために、接合部断面のマイクロビッカース硬さ試験及び光学顕微鏡、電子線後方散乱回折 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) による金属組織観察を行った。FSW 特性部の機械特性把握のために、静強度試験、疲労試験を行い、接合部の表面処理が強度及び破壊起点に与える影響の考察を行った。

第 3 章の FSW 接合部の疲労亀裂進展特性では、FSW 供試体の疲労亀裂進展試験及び解析解により、母材との疲労亀裂進展特性との違い並びに接合線と試験片中心の距離、応力比が FSW における亀裂進展挙動の与える影響の考察を行った。

第 4 章の FSW 接合部の亀裂進展に関する弾塑性有限要素法 (Finite Element Method, FEM) 解析では、弾塑性 FEM 解析を用いて母材及び FSW 供試体の亀裂開口応力を求め、母材の亀裂進展試験データと用いることにより、FSW 供試体の亀裂進展挙動を評価する手法の考察を行った。

第 5 章の FSW 接合部の耐腐食性では、水温 60°C、3.5%食塩水暴露を行い、暴露後の腐食ピットの寸法及び分布から、FSW 接合部と母材の耐腐食性の考察を行った。さらに、腐食環境暴露後の試験片を用いて腐食損傷が疲労寿命に与える影響の比較を行った。

第 6 章の FSW 接合部とリベット継手の疲労特性では、FSW の適用対象となるリベット継手と FSW の疲労試験により、各継手の破壊起点及び疲労挙動における違いに関する考察を行った。

第 7 章の結論では、各章で得られた結論のまとめ本論文の成果を示すとともに、今後の課題を述べた。

## 第 2 章

# FSW 接合部の材料特性及び機械特性

## 2.1 緒言

本章では、接合部の微視及び巨視観察、EBSD、マイクロビッカース硬さ試験、準静的引張試験、疲労試験を行い、FSWにより生じる接合部の材料特性の評価を行った。

## 2.2 試験方法

本研究では、板厚2mmの2024-T3アルミニウム合金を用いて突合せのFSW接合板を製作した。2024-T3アルミニウム合金の化学組成の規格値（質量%）をTable 2.1に示す。

Table 2.1 Chemical composition of 2024-T3 Aluminum alloy (mass%)

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Composition	0.5	0.5	3.8	0.3	1.2	0.1	0.25	0.15
	Max	Max	Min	Min	Min	Max	Max	Max
			4.9	0.9	1.8			
		Max	Max	Max				

接合板の製作は日本の航空機製造会社2社に委託し、2種類のFSW接合板の製作を行った。接合に使用するツール及び治具は製造会社によって個別に製作された。接合板の寸法は製造会社ごとに異なり、各ツールの接合条件は、製造会社毎の経験に基づき適切な条件が設定されている。このため、詳細な条件は各企業の秘匿事項であり公開できない。しかしながら、接合ツールの傾き角度、ツール深さ方向の制御方法は、いずれの接合条件も同じであることを確認した。FSW接合面より、接合ツールのピン及びショルダーの寸法は、条件Aの場合4mmと10mm、条件Bの場合2mmと6mmである。また、ツール回転速度とツール移動速度の比はそれぞれ、1.97と5.33である。文献2.1では、材料やツールに依存するものの、欠陥のない接合を行うための接合長さ1mm当たりのツール回転数を概ね2~8としており、両接合条件は、ほぼ範囲内である。FSWの接合方向は母材の圧延方向と並行とした。

### 2.2.1 金属組織観察

金属組織観察により、接合部の微視組織を調べた。接合部よりファインカット

一等により切り出した試料を樹脂埋めして機械研磨を行った後、最終処理としてアルミナペーストを用いて  $0.05\mu\text{m}$  まで鏡面研磨を行い、観察面を製作した。研磨後、ASTM E-407 に記載されているケラー試薬を用いて表面のエッチングを行い、光学顕微鏡を用いて全体的な金属組織の観察を行った。接合線に対して並行及び垂直な断面の観察を行った。また、接合部の微視的な金属組織を観察するために、鏡面研磨を行った樹脂埋め試料から試料を切り出し、EBSD による組織観察を行った。

## 2.2.2 硬さ試験

接合部において亀裂が形成される可能性のある部位を予測するため、接合部の接合線に垂直な断面の硬さ分布を計測した。硬さ試験前の試料の表面処理条件は、金属組織観察の場合と同様とした。ASTM E-384 に記載されているマイクロビッカース硬さ試験を行った。試験装置は島津製作所製硬さ試験機 HMV-2 J を使用した。条件 A は板裏面から厚さ方向に 0.5, 1.0, 1.5mm の位置で、条件 B は板裏面から厚さ方向に 1.0mm の位置で硬さ計測を行った。試験荷重は 9.8N とした。

## 2.2.3 準静的引張試験

FSW継手の降伏応力及び引張強度を評価するため、準静的引張試験を行った。試験片形状をFig. 2.1に示す。本章のはじめに記載したFSW接合板から試験片を切り出した。接合線は試験片中央に位置している。試験片の負荷方向は接合方向と垂直であり、母材の圧延方向に対して垂直方向に負荷される。ASTM E-8に基づき試験を行った。試験装置はINSTRON社製油圧試験装置 8850を使用した。各条件あたり5体の試験を行い、降伏応力、引張強度、破断時の伸びの平均値を取得した。

2つの評価を目的として準静的引張試験を行った。1つ目は、接合条件が強度特性に与える影響を調べることを目的とし、条件A、条件Bについて接合後の追加の表面処理を施さない接合まま (As weld) について試験を行った。2つ目は、表面処理が引張強度に与える影響を調べるために、条件Aについて、接合まま (As weld) 及び両表面を0.2mm加工切削する両面加工 (Both surface grinding) の2通りの表面処理に対して試験を行った。両面加工は、接合時にツールマークやバリが残った表面に塗装を施すことは困難であることから、表面加工が接合表面に行われる可能性があるため、評価を行うこととした。



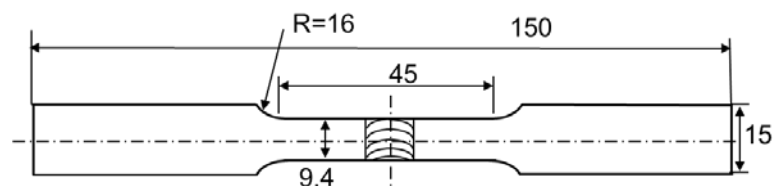


Fig. 2.1 Specimen geometry used for static tests

## 2.2.4 疲労試験

FSW継手の疲労強度特性を評価するため、疲労試験を行った。2つの評価を目的として疲労試験を行った。1つ目は、接合条件が強度特性に与える影響を調べることを目的とし、条件A、条件Bに対して接合後の表面処理なしの接合ままについて試験を行った。試験片形状をFig. 2.2に示す。疲労試験片製作における要件は、準静的引張試験片と同じである。接合線が試験片中央に来るように切り出した。試験片の負荷方向は接合方向と垂直であり、母材の圧延方向に対して垂直方向に負荷される。ASTM E-466に基づき試験を行った。試験装置はINSTRON社製油圧試験装置8850を使用した。試験条件は、常温常湿、10Hz、応力比 $R=0.1$ 、応力振幅 $\Delta\sigma=135, 180, 225, 270\text{MPa}$ とした。疲労試験の後、破断サイクルを記録しCCDカメラ並びに日立製作所製FE-SEM S-4700により破面観察を行った。

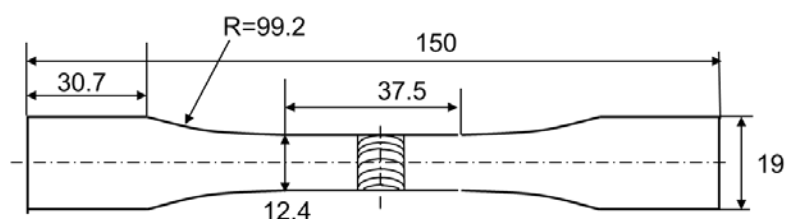


Fig. 2.2 Specimen geometry used for fatigue tests to compare effect of weld condition

2つ目は、表面処理が疲労強度に与える影響を調べるために、条件Aについて、4通りの表面処理について評価を行った。1つ目の表面処理は、追加の表面処理を施さない接合ままである。接合ままの試験結果により、ツールマーク、バリ及び文献2.2に記載されるKissing Bond, Root FlawもしくはJLRと呼ばれるLOP(Lack of Penetration)(文献2.3)が疲労強度に与える影響を明らかとす

ることを目的とした。2つ目の表面処理は、両面加工である。3つ目の表面処理は、LOPの影響を明らかにするために、表面のみ研磨を行った上面研磨 (Top surface polished) である。最後の表面処理は、接合による表面の様相であるツールマーク、バリ並びに接合による欠陥であるLOPが亀裂の形成に与える影響を排除するため、及び機械加工跡が亀裂の形成に与える影響を排除するため、試験片の両面の機械研磨を行った後、最終処理としてアルミナペーストを用いて $0.05\mu\text{m}$ まで鏡面研磨を行った両面研磨 (Both surface polished) である。

なお、試験片切り出し時の表面粗さにより破壊が生じる可能性を排除するために、全ての試験片の側面に鏡面研磨を施した。疲労試験は、応力比0.1、負荷速度10Hzで行った。最大応力は200, 250, 300の3通りとした。試験は室温にて行われた。疲労試験片形状をFig. 2.3に示す。試験片の切り出し方向は準静的引張試験片と同様である。

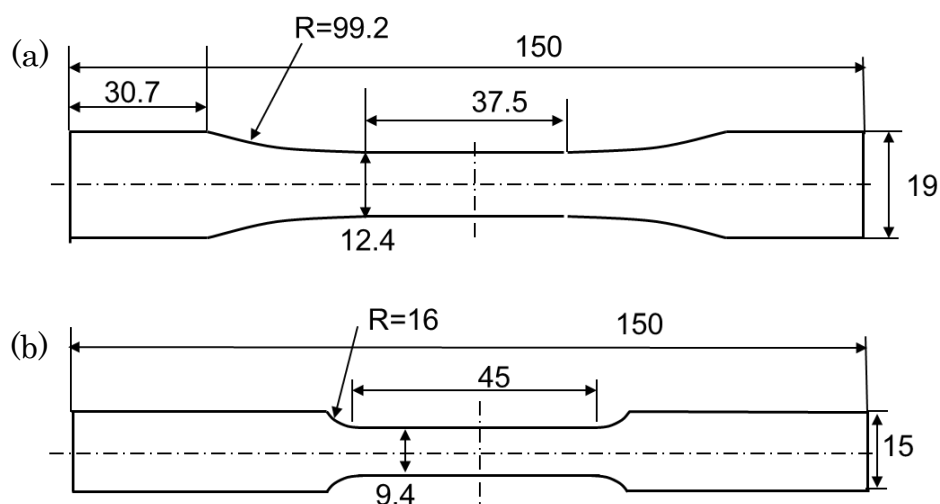


Fig. 2.3 Specimen geometry used for fatigue tests (a) As weld and both surface grinding, (b) Top surface polished and both surface polished

## 2.3 試験結果

### 2.3.1 接合面観察

Fig. 2.4に各接合面の光学観察像を示す。条件Aのツールマーク及びバリの高さ、接合部での板厚減少はそれぞれ0.05mm、0.45mm、0.15mmであった。条件Bの場合は、それぞれ0.02mm、0.22mm、0.06mmであった。

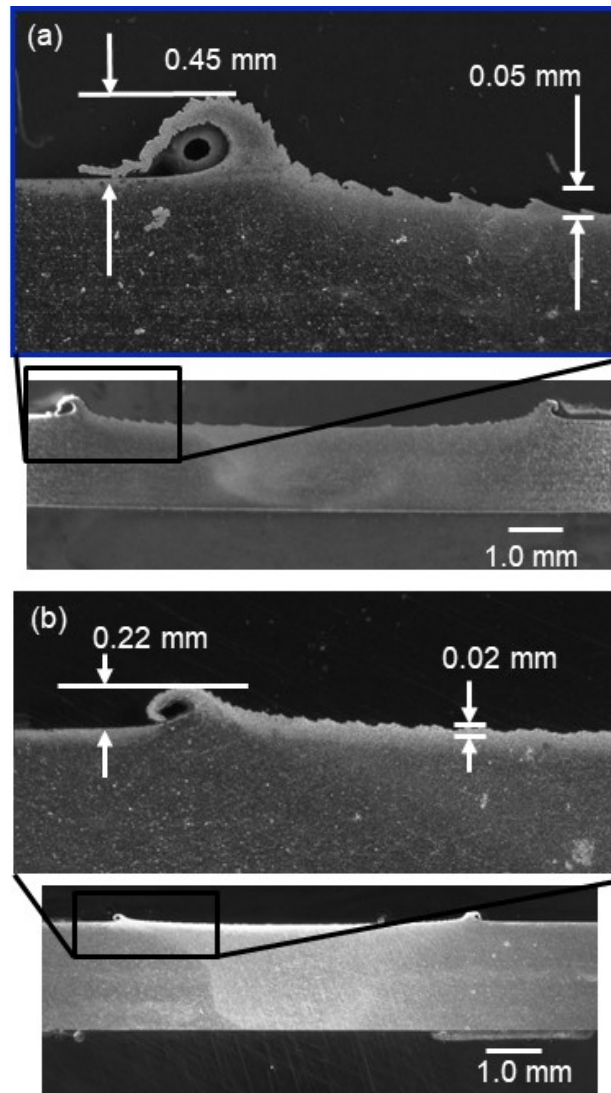


Fig. 2.4 Morphology of friction stir welding (a) Weld A, (b) Weld B

### 2.3.2 金属組織観察

Fig. 2.5 に条件 A の接合部断面の光学顕微鏡観察結果及び EBSD による観察像を示す。母材の場合、製造工程の影響により表面において金属組織が細かいことが分かる。SZ では、平均  $2.0\mu\text{m}$  の等軸の結晶が観察された。観察より SZ は継手裏面には到達していないことを確認した。接合線に並行な断面において、周期的な特徴がみられた。この周期は接合ツールの移動速度と回転速度の割合である  $0.51\text{mm/rpm}$  に近い値であった。ツールマークのピッチもこの値と同じであった。

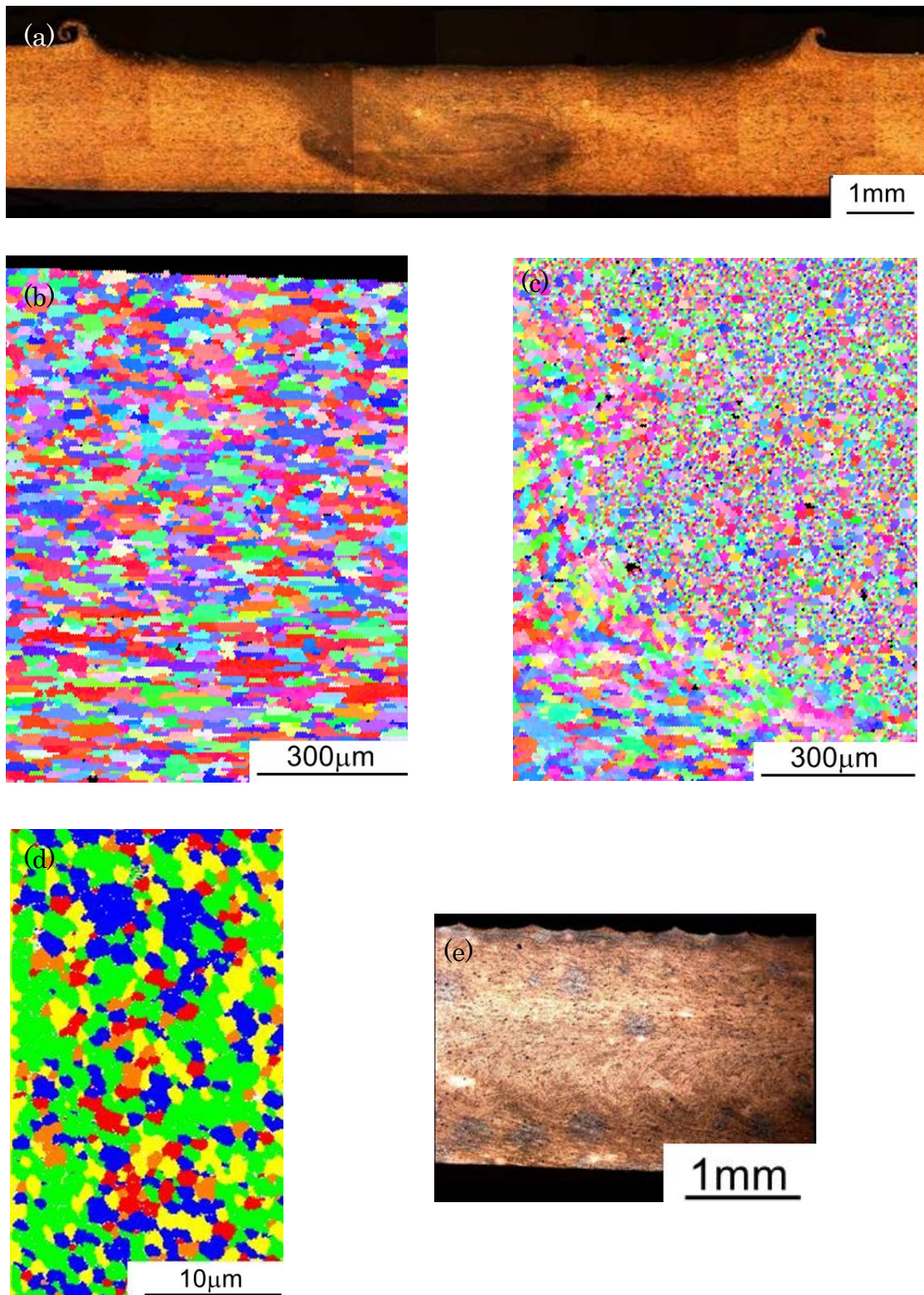


Fig. 2.5 Metallographic observations of sections for weld A (a) Section perpendicular to the welding line, (b) Base Material, (c) TMAZ/SZ boundary, (d) SZ, (e) Section parallel to the welding line

Fig. 2.6 に条件 B の接合部断面光学顕微鏡観察結果及び EBSD による観察像を示す。

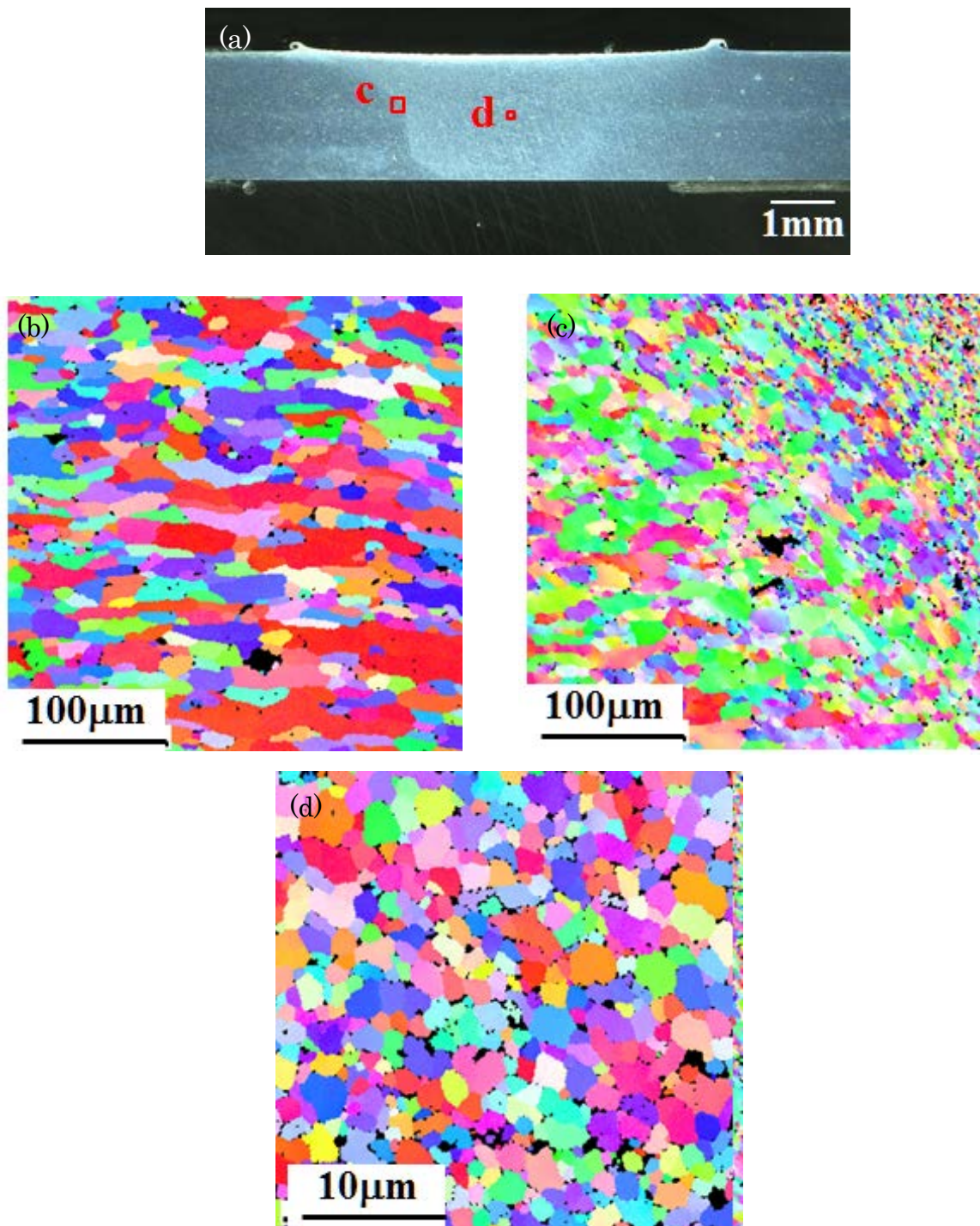


Fig. 2.6 Metallographic observations of sections for weld B (a) Section of the FSW joint, (b) Base material, (c) TMAZ/HAZ, (d) SZ

### 2.3.3 硬さ試験

Fig. 2.7に条件Aの板厚方向0.5mm, 1.0mm, 1.5mmの硬さ分布を示す。ツール寸法と断面の光学顕微鏡観察像を合わせてFig. 2.7に示す。母材の表面近傍及び厚さ方向中央部の平均硬さは127, 137HVであった。Fig. 2.7より、本接合条件の場合、接合部において典型的な硬さの低下は生じていないと考えられる。また、母材及びHAZにおいて厚さ方向の硬さ分布はそれほど変化していないことが分かる。一方で、TMAZ及びSZでは、接合による塑性流動と入熱の影響により、板厚方向の硬さ分布に変化がみられることが確認された。

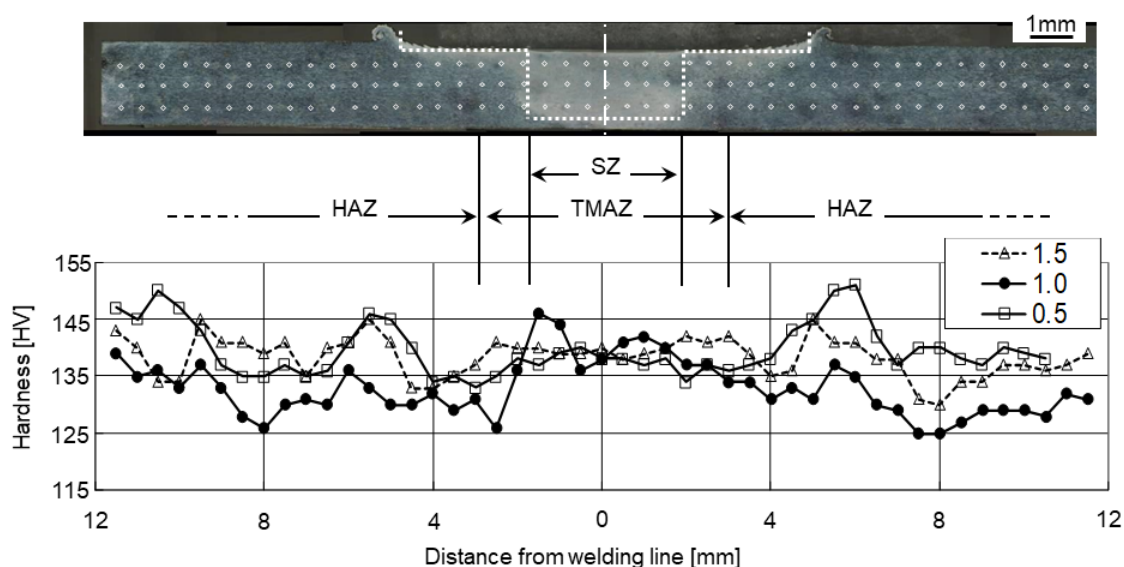


Fig. 2.7 Hardness profile for weld A at different thickness direction

条件A, Bの接合部断面の硬さ分布をFig. 2.8に示す。母材の平均硬さは127HVである。条件AのSZでの硬さは母材と比較して明らかに高いが、条件Bの場合、接合線上で硬さは安定しており、母材とほぼ同じ値であった条件Aのピン径は条件Bの約2倍である。ピン径の違いが接合プロセスにおける板厚方向への材料の攪拌距離に影響を与えていると考えられる。また、両条件において、接合部に顕著な硬さ低下は見られなかった。文献2.4, 2.5において、2024-T3 FSW継手のSZの硬さは母材とほぼ同じであった。

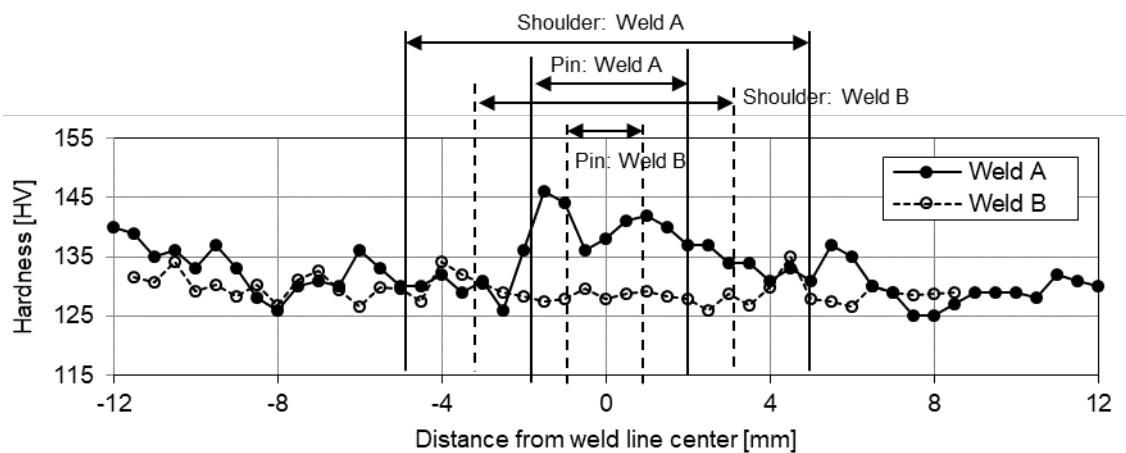


Fig. 2.8 Hardness profiles for weld A and weld B

### 2.3.4 準静的引張試験

Table 2.2に母材及びFSW継手の準静的引張試験結果を纏める。破断時の伸びは、試験前の評定部長さと破断後の長さの割合で定義することとし、合わせてTable 2.2に結果を示す。母材及び各条件における代表的な破断位置及び破断面をFig. 2.9、2.10、2.11にそれぞれ示す。Fig. 2.9に示す通り、母材の破面全体は負荷方向に対して傾きを有しており、薄板の代表的な破面の様相を示している。条件Aの平均降伏応力は339.4MPaで母材と比較して6%高く、引張強度は435.2MPaで母材と比較して10%低い。破断伸びは8%で母材の40%であった。

Table 2.2 Static test results

	Yield strength		Tensile strength		Elongation
	Average	Variation coefficient	Average	Variation coefficient	
Base material	319.6	0.0134	482.0	0.0025	20.0
Weld A (As weld)	339.4	0.0085	435.2	0.0518	8.0
Weld B (As weld)	333.4	0.0034	451.8	0.0123	12.0
Weld A (Both surface grinding)	355.4	0.0160	483.0	0.0207	15.6

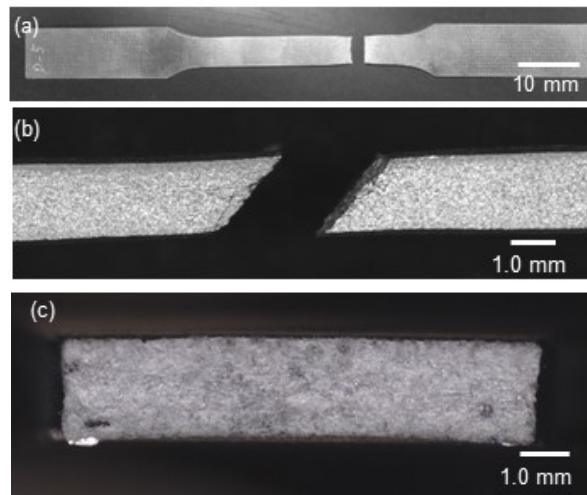


Fig. 2.9 Fracture location and surface for the base material (a) top view, (b) side view, and (c) fracture surface

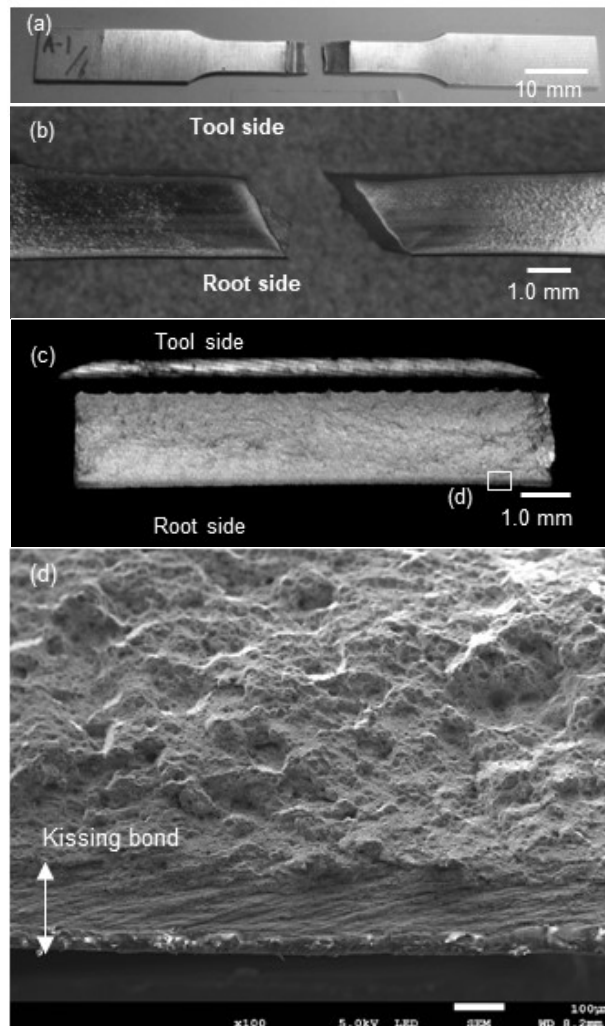


Fig. 2.10 Fracture location and surface for weld A (a) top view, (b) side view, (c) fracture surface, and (d) fracture surface at a higher magnification



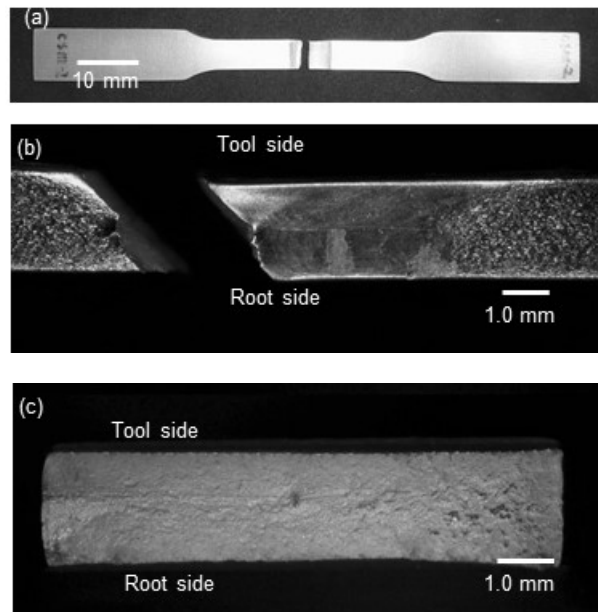


Fig. 2.11 Fracture location and surface for weld B (a) top view, (b) side view, and (c) Fracture surface

条件Aの破面観察より、ルート側にLOPがあることを確認した。Fig. 2.10(d)に示す通り、LOPは破壊の起点となっており、LOPによる破断を除いた破面は、負荷方向に対して傾きを有することが分かる。LOPは、引張強度低下の主要因の一つと考えられる。条件Bの場合、平均降伏応力は333.4MPaであり母材より4%高く、引張強度は母材と比較して6%低い。破断伸びは12%であり、母材の60%であった。破面及び破断位置の観察から、破壊の起点はLOPではなくHAZと考えられる。よって、接合による伸びの低下が引張強度の低下に寄与したと考えられる。

Table 2.2 に条件 A の表面加工の準静的引張試験結果を合わせて示す。LOPを除くことにより、FSW試験片の引張強度は母材と同程度に改善することが分かる。

### 2.3.5 疲労試験

Fig. 2.12に接合ままのFSW試験片及び母材試験片の疲労試験結果を示す。Fig. 2.12において、LOPが破壊起点のS-N曲線の傾きは赤色の実線で、バリ近くのツールマークが破壊起点のS-N曲線は赤色の破線で示す。FSW試験片の疲労寿命は母材と比較して明らかに低いことがわかる。応力振幅が135MPaの場

合、5百万サイクル負荷後も破断しなかった。条件Aの破面観察から、LOP、バリ近くのツールマークの2つが破壊起点となることを確認した (Fig. 2.13, 2.14)。

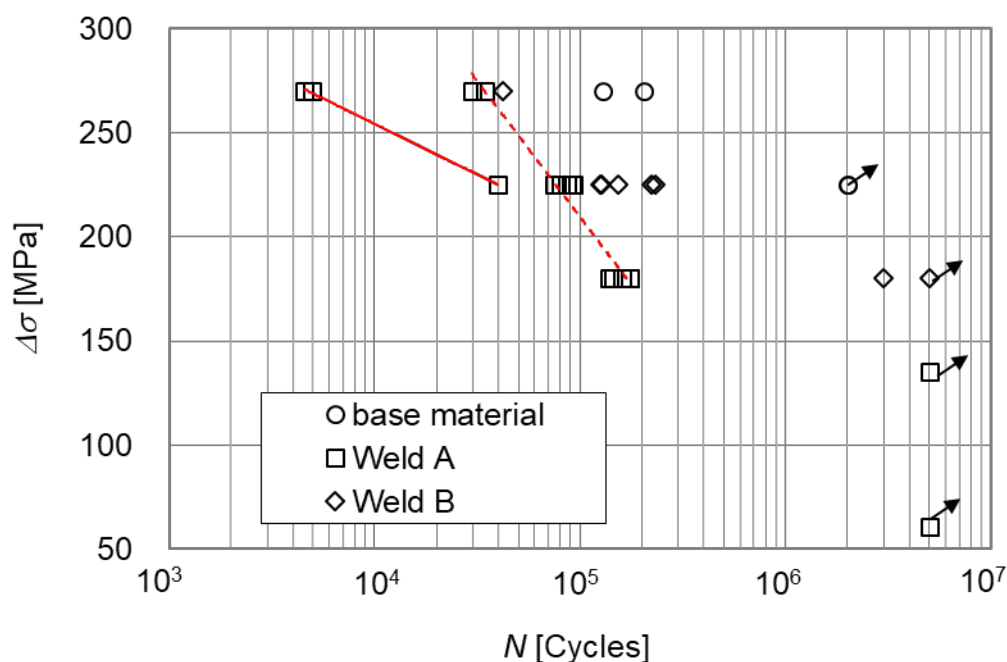


Fig. 2.12 Fatigue test results for the FSW

LOPを破壊起点とする破断は応力振幅270, 225MPaの場合に観察された。バリ近くのツールマークが破壊起点の場合、LOPを破壊起点とする場合よりも、より長い疲労寿命となった。応力振幅が180MPaの場合、バリ近くのツールマークのみが破壊起点となった。Fig. 2.12に示す通り、LOPが破壊起点の場合と比較して、バリ近くのツールマークが破壊起点の場合、S-N線図の傾きが急であることが分かる。

条件Bの場合、条件Aの場合よりも疲労寿命が長い、母材よりも短い。破壊起点は、バリの周囲 (Fig. 2.15) もしくはゲージ長端のエッジ部 (Fig. 2.16) であることが確認された。2.3.1節で示した通り、条件Bのバリや接合部の板厚減少は条件Aよりも小さいことから、破壊起点や疲労寿命に与える影響が小さく、幾つかの試験片はバリで破断しなかったと考えられる。

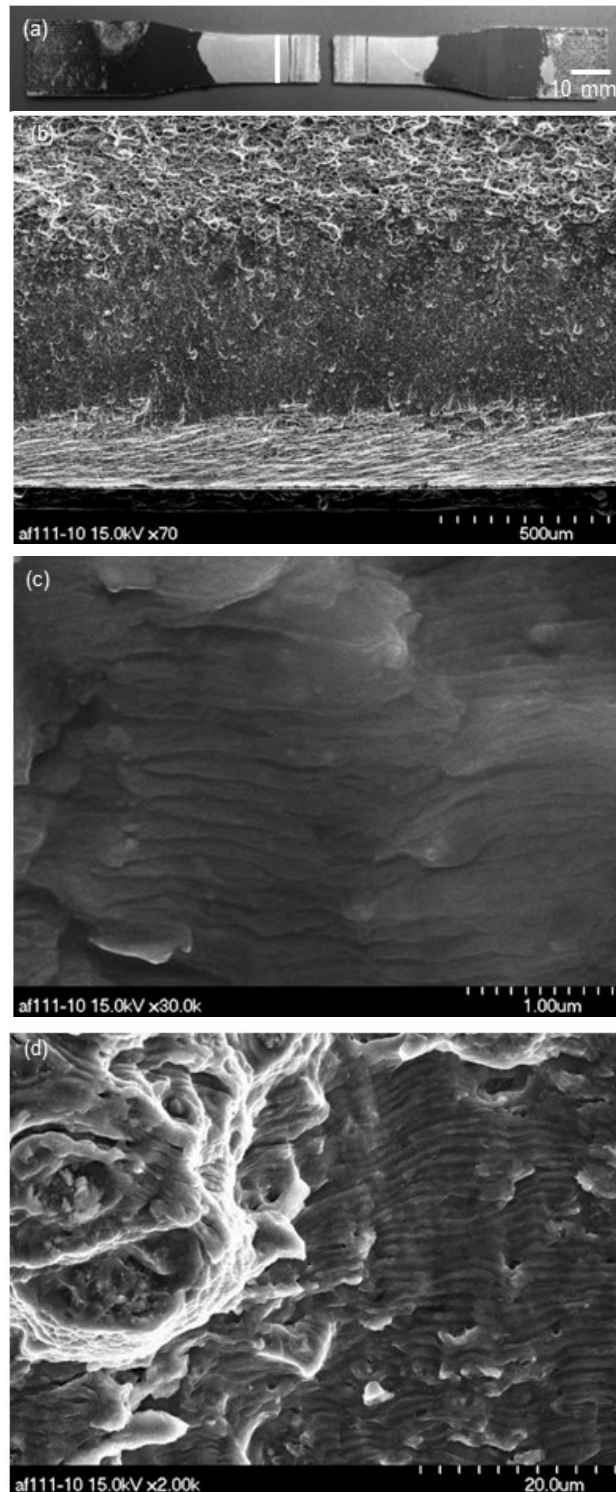


Fig. 2.13 Fracture surface when a LOP is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 275$  MPa, failed at 5k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the LOP and the final failure surface, (c) 0.30 mm from the bottom surface, and (d) 0.74 mm from the bottom surface

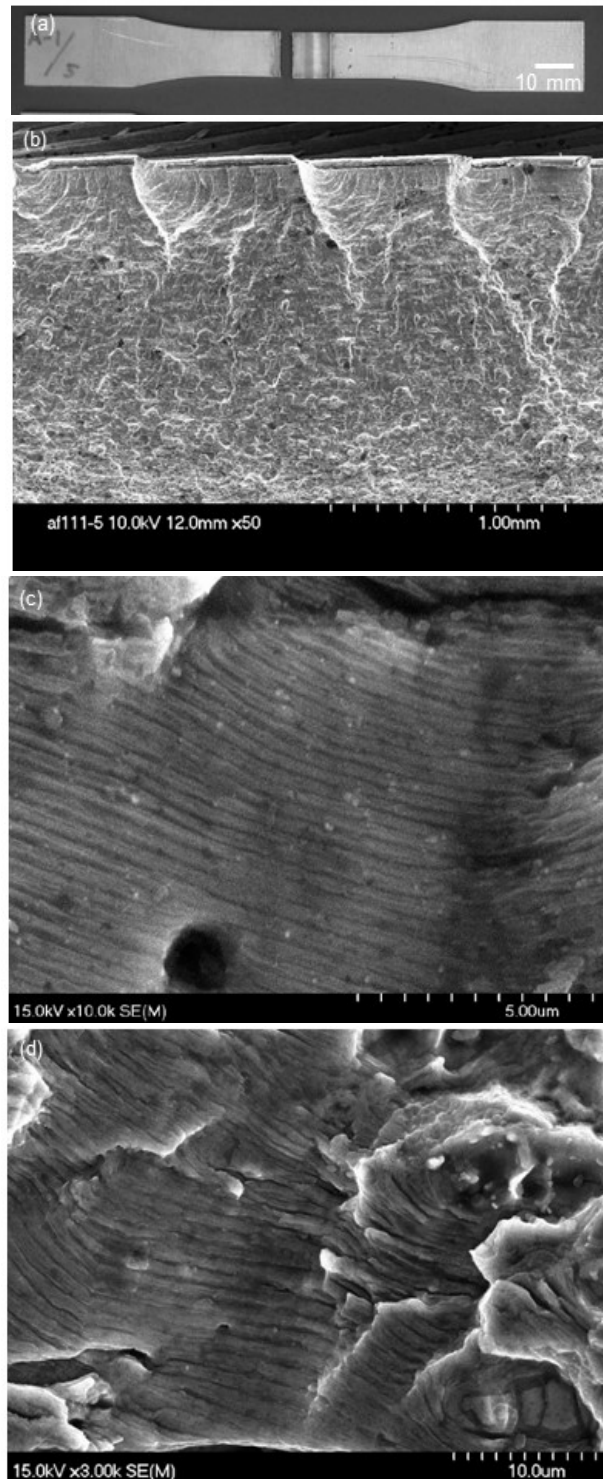


Fig. 2.14 Fracture surface when the tool mark near the burr is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 225$  MPa, failed at 86k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the tool mark near the burr and the final failure surface, (c) 0.72 mm from the top surface, (d) 1.20 mm from the top surface

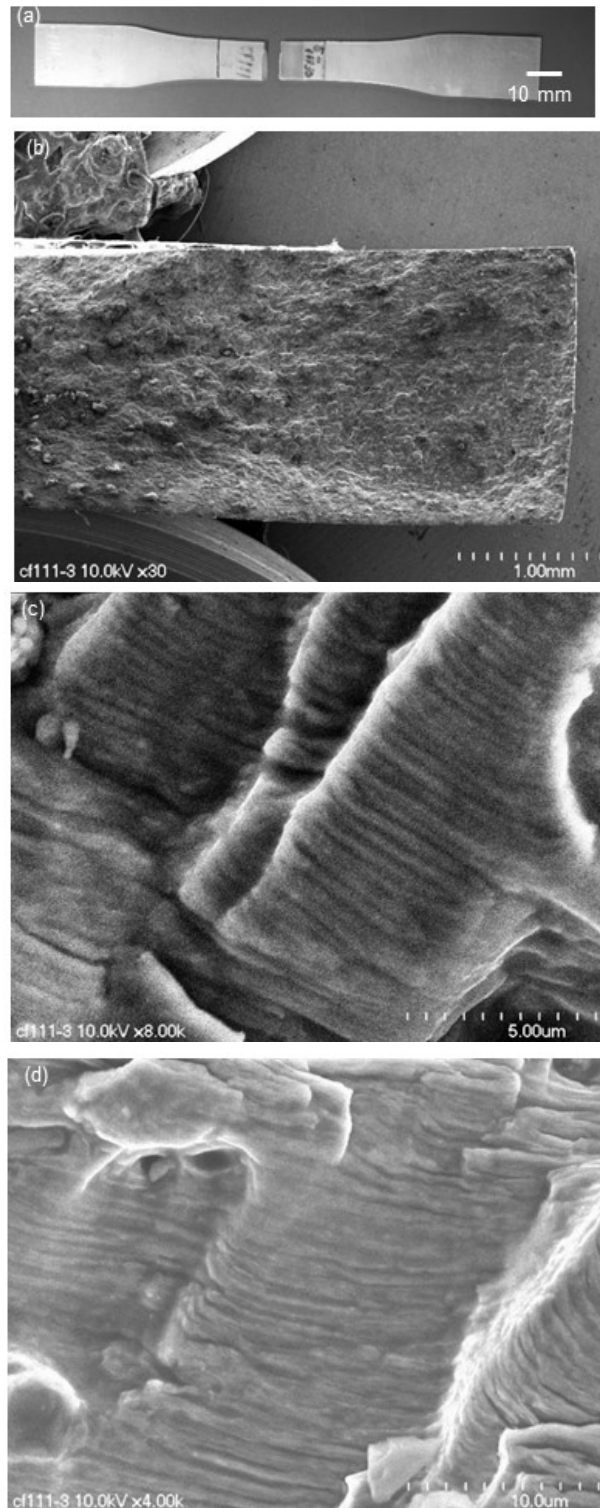


Fig. 2.15 Fracture surface when the burr is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 225$  MPa, failed at 223k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the burr and the final failure surface, (c) 1.60 mm from the origin of fracture, (d) 2.11 mm from the origin of fracture

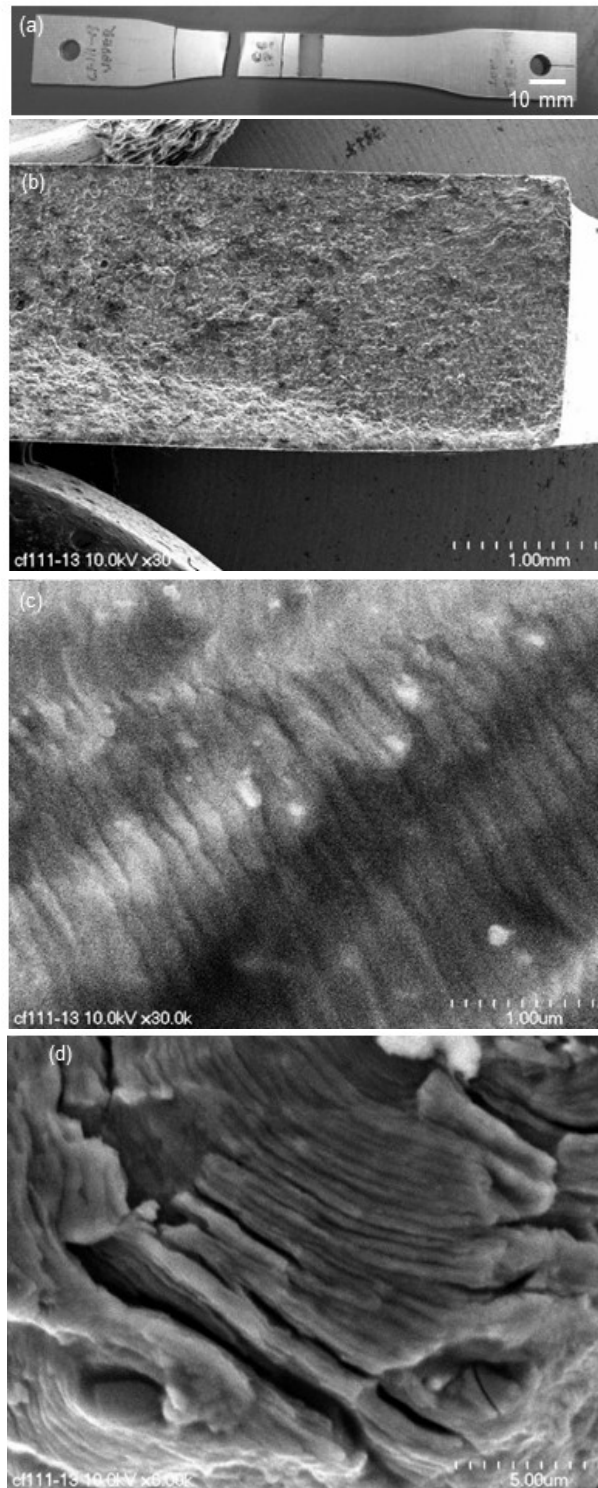


Fig. 2.16 Fracture surface when the edge within the base material is the origin of fracture ( $\Delta\sigma = 180$  MPa, failed at 299k cycles) (a) top view, (b) fracture surface between the edge and the final failure surface, (c) 1.54 mm from the origin of fracture, and (d) 2.61 mm from the origin of fracture

Fig. 2.17 に異なる表面処理の FSW 試験片の疲労試験結果を示す。母材の as-received の表面状態の試験片の疲労試験結果も合わせて Fig. 2.17 に示す。各表面処理における平均疲労寿命及び変動係数を Table 2.3 に示す。

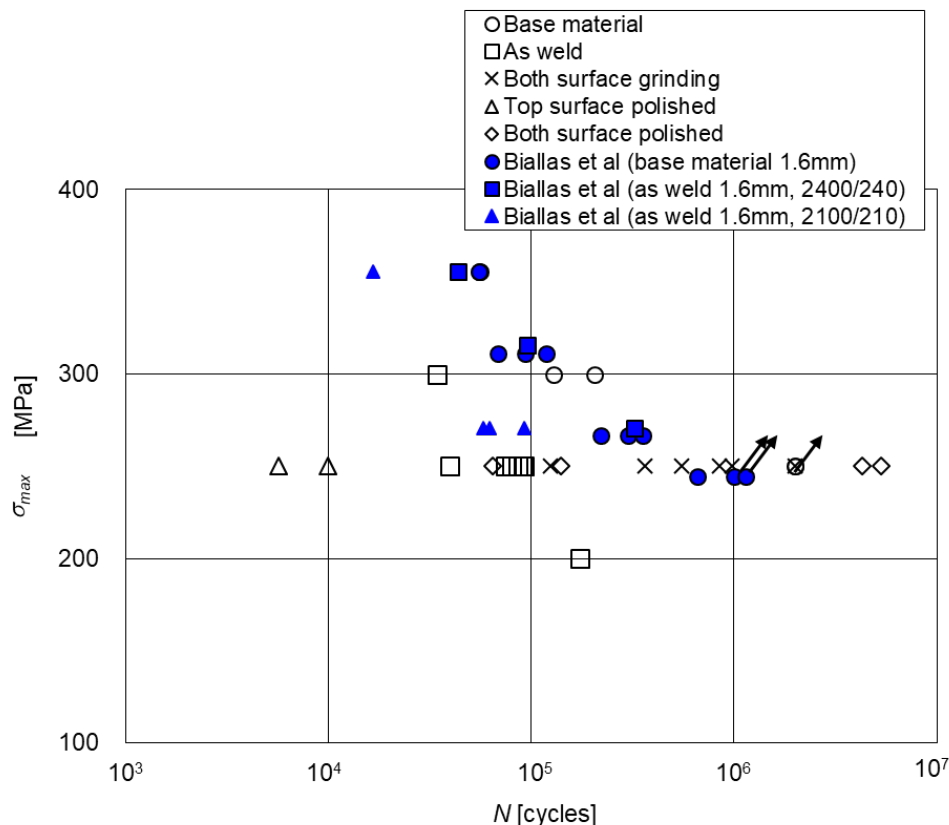


Fig. 2.17 Fatigue test result of FSW specimen for different surface treatment

Table 2.3 Average fatigue life and variation coefficient for each surface condition ( $\sigma_{max}=250\text{MPa}$ )

	Average fatigue life	Variation coefficient
As weld	77,220	0.253
Both surface grinding	810,478	0.815
Top surface polished	7,831	2.552
Both surfaces polished	2,742,961	0.894

Fig. 2.17 より、接合ままの場合、母材と比較して明らかに疲労寿命が短いことが分かる。母材試験片が最大応力 250MPa において 200 万サイクルで破断せず run out となる一方で、接合まま試験片は最大応力が 200MPa の場合、約 17 万サイクルで破断している。接合ままの場合、多くの試験片がバリの近傍で破断している (Fig. 2.18)。その他の場合、LOP が破壊起点となった (Fig. 2.19)。

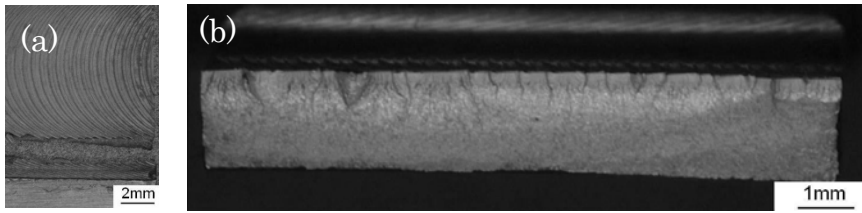


Fig. 2.18 Typical fracture surface in case multiple cracks form at tool mark  
 (a) Fracture location, (b) Fracture surface

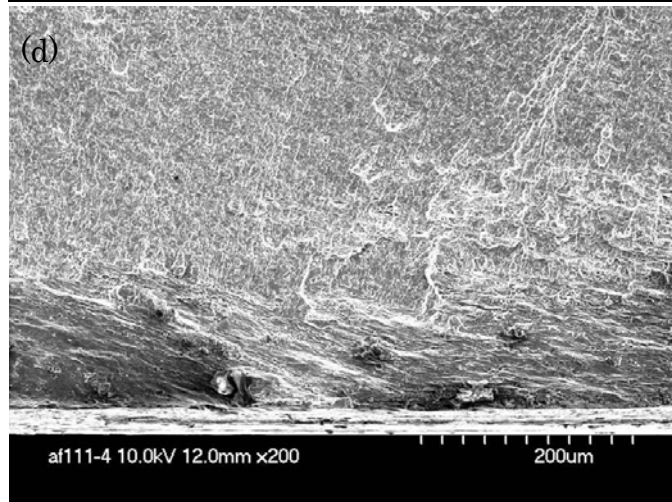
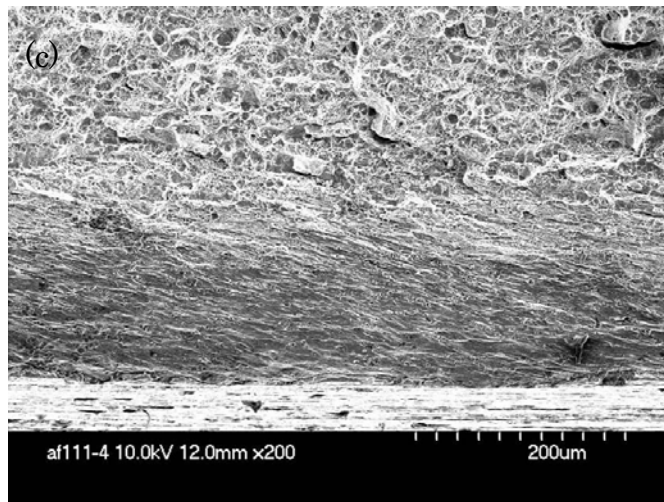
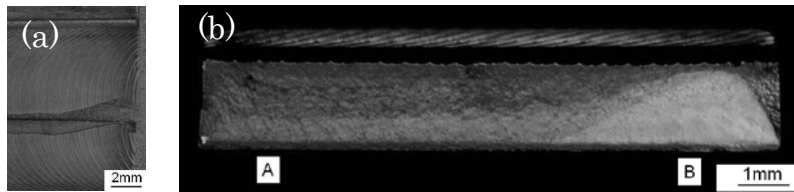


Fig. 2.19 Typical fracture surface when LOP is the crack origin (a) Fracture location, (b) Fracture surface, (c) Fracture surface at point A, (d) Fracture surface at point B



Table 2.3 より、両面加工試験片の平均疲労寿命は、接合まま試験片の疲労寿命と比較して1桁以上長いことが分かる。しかし、run out となった試験片は1体のみであり、両面加工の場合の疲労特性は、母材とは異なる結果であった。

Fig. 2.20 に両面加工の試験片において、最も疲労寿命が短い試験片の破断面を示す。破壊起点は、試験片内部の crevice であることが分かる。

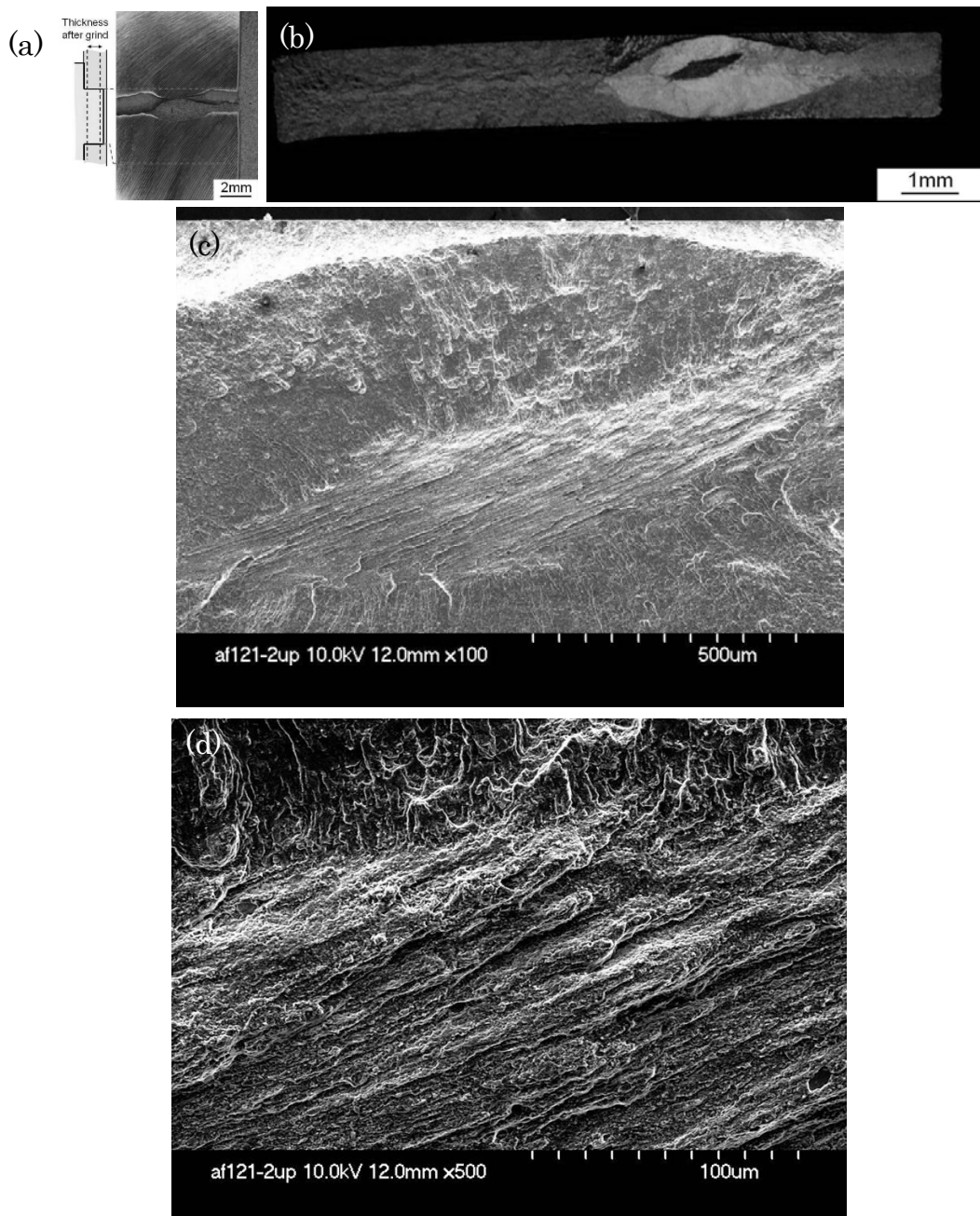


Fig. 2.20 Typical fracture surface when an internal crevice is the crack origin  
(a) Fracture location, (b) Fracture surface, (c) Fracture surface around crevice, (d) Fracture surface around crevice

その他の試験片は評定部端部もしくは機械加工プロセスによって生じた加工跡を起点として破壊していることが分かる (Fig. 2.21)。最大応力 250MPa の場合、上面研磨試験片の疲労寿命は接合まま試験片よりも低い結果となった。接合まま試験片の一部と同様、LOP が破壊の起点であることが確認された。両面研磨の場合、疲労寿命は広範囲の値となった。最も短い疲労寿命は、接合ままと同じオーダーであるのに対して、最も長い疲労寿命は、母材試験片において run out に設定した 200 万サイクル以上となった。疲労寿命が run out より大きい場合、破壊の起点は試験片内部であった。その他の場合、析出物が破壊の起点となった。

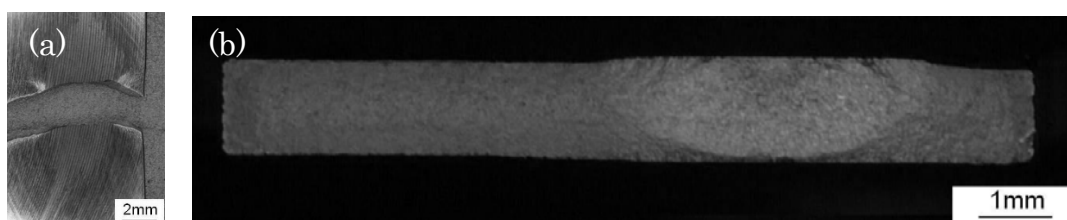


Fig. 2.21 Typical fracture surface when a grinding mark is the crack origin  
(a) Fracture location, (b) Fracture surface

## 2.4 考察

幾つかの端面観察の結果から、表面処理により複数の Discontinuity State が疲労破壊の起点となることが明らかとなった。

### 2.4.1 接合ままの場合

条件 A の場合、バリ近くのツールマーク及び LOP が接合ままの場合の破壊の起点と考えられる。いくつかの破面で観察された通り、ツールマークの複数の箇所から複数の亀裂が進展し、その後 link up し大きな亀裂を生じている。すなわち、接合線に沿って複数の亀裂の起点が分布していることを意味している。従って、バリ近傍のツールマークは、本接合条件の場合、FSW 継手の疲労特性に有害であることが分かる。条件 A におけるバリ及びツールマークの高さは、第 2.3.1 節で示した通り、それぞれ 0.45, 0.05mm であり、接合部での板厚減少は約 0.15mm であった (Fig. 2.4a)。また、ツールマークが破壊起点の場合、全ての試験片の破壊起点は、バリの近傍であった (Fig. 2.14a)。従って、バリ及びツールマークによる応力集中により、亀裂が形成されたと考えられる。条件 B の場合、

バリ及びゲージ長端のエッジ部が破壊の起点と考えられる。条件 B におけるバリ及びツールマークの高さは、第 2.3.1 節で示した通り、それぞれ 0.22, 0.02mm であり、接合部での板厚減少は約 0.06mm であった(Fig. 2.4b)。

Biallas らは、文献 2.6 において、板厚 1.6mm の FSW 突合せ継手の場合、接合時の板厚減少により、バリ近くのツールマークよりも SZ 上にある接合により生じる ripple が集中している場所もしくはその下方のスクラッチ部が破壊の起点となる結果を得ている。文献 2.6 では、バリの高さは最も高い場合で 0.07mm であった。文献 2.6 のいくつかの試験結果を合わせて Fig. 2.17 に示す。板厚減少が疲労破壊において主要な要因となる場合は、ツール回転速度が 2,400rpm、ツール移動速度が 240mm/min であった。同条件における FSW の疲労寿命は母材の疲労寿命のバラツキの範囲内であった。従って、バリの高さ及び接合線に沿った板厚減少が大きい場合、亀裂の起点及び疲労寿命が顕著に変化すると考えられる。

LOPも疲労寿命に有害な影響を与えることがわかる。LOPは接合線の中央に沿って、試験片裏側に位置している。Fig. 2.19で示した通り、裏面から約 0.15mmまでの破面の様相は、裏面から離れた位置での様相と明らかに異なっており、母材の疲労破壊の様相と異なっている。不十分な接着であるLOPは discontinuityであり、疲労寿命の早期に分離し、多数の亀裂の起点として作用する。Fig. 2.12に示す通り、LOPは応力振幅180MPaの場合、疲労亀裂の起点にはならず、バリ近傍のツールマークが破壊の起点となる。より低い応力レベルの場合、LOPは疲労荷重によって分離しないと考えられる。他の接合部と同程度の接合強度を有していないものの、LOPは物理的に接合されており、LOPが分離しない限り、同部での応力変化は緩やかとなる。一方で、広範な応力において、バリ近傍のツールマークでは応力集中を生じることから、より低い応力レベルにおいても破壊起点となりうると考えられる。

Fig. 2.20 で示した crevice は両面研磨の条件における疲労亀裂の起点となった。本 crevice は接合中心から約 2mm 離れており、ツールピンの接合時の軌道の範囲内にある。crevice の大きさは幅 1.45mm、高さ 0.4mm、深さ 0.1mm であった。crevice 表面の様相は層状であり、疲労破壊とは異なっている。従って、本 crevice は、接合過程で生じた discontinuity と考えられる。疲労寿命の観点の場合、crevice は接合ままの場合であっても、疲労亀裂の起点となりうる。FSW 接合時に形成される、これらと異なる種類の discontinuity が、Biallas らによって観察されている (文献 2.6)。ツール回転速度、ツール移動速度がそれぞれ 2,100rpm, 210mm/min の場合、SZ の下側に生じる空孔が破壊の起点となることが報告されている。代表的な空孔の寸法は、幅 0.3mm、高さ 0.085mm であった。本ケースの疲労寿命も合わせて Fig. 2.17 に示す。この場合、母材及びツ

ール回転速度 2400rpm, ツール移動速度 240mm/min の FSW 継手と比較して疲労寿命が短く、観察された空孔は本接合条件の場合疲労強度に対して有害であることが分かる。

これらの結果から、本接合条件の場合、バリ、ツールマーク、LOP が、接合まま試験片の疲労寿命に影響を与える主要な discontinuity であることが分かった。厚さ方向のバリ、ツールマーク、LOP の寸法は、それぞれ、0.45mm、0.05mm、0.15mm である。これらの寸法は、損傷許容設計において通常使用される初期欠陥寸法（例えば 1.27mm）と比較して小さいと考えられる。これらが接合線にそって分布することにより、これらは疲労破壊によってクリティカルとなる。加えて、接合プロセスによって crevice が生じる場合、その影響を検討する必要がある。本接合条件において、crevice の寸法は 1.45mm であり、初期欠陥寸法と同程度である。

#### 2.4.2 表面を機械加工した場合

両面加工の場合、ツールマーク、LOP は取り除かれ、表面加工時に生じる加工跡が疲労寿命に影響を与える discontinuity となった。不適切な接合プロセスによる crevice が継手内部に存在する場合、試験結果が示す通り、疲労寿命に対してより有害な discontinuity となりうる。本研究において、表面加工による表面粗さ Ra は 25 $\mu$ m であり、接合ままの試験片で観察された discontinuity よりも小さく、接合まま試験片と比較して疲労寿命は長い。

#### 2.4.3 表面を鏡面研磨した場合

両面鏡面研磨において、LOP が完全に除かれている場合、2 通りの discontinuity が観察された。1 つ目の破壊起点は表面にあり、SEM による破面観察の結果、表面にある析出物が破壊の起点であることが確認された (Fig. 2.22)。破壊の起点となった析出物は、接合中心から 5mm、15mm 離れた、母材もしくは HAZ に位置していた。それらの析出物の寸法は 22 及び 44 $\mu$ m であった。文献 2.7 では、鏡面研磨を施した試験片を用いて、2024-T3 アルミニウム合金の discontinuity の評価が行われ、表面に位置する析出物が破壊の起点となることが確認されている。従って、FSW 継手の場合も、バリや LOP 等の discontinuity が除かれた場合、母材と同様に析出物が破壊の起点となりうるということが明らかとなった。なお、析出物を起点とした疲労破壊において疲労寿命が 10 万サイクルの程度の場合が見られたが、これは表面加工により板厚が薄くなり表層の圧延効果が減少したためと考えられる。

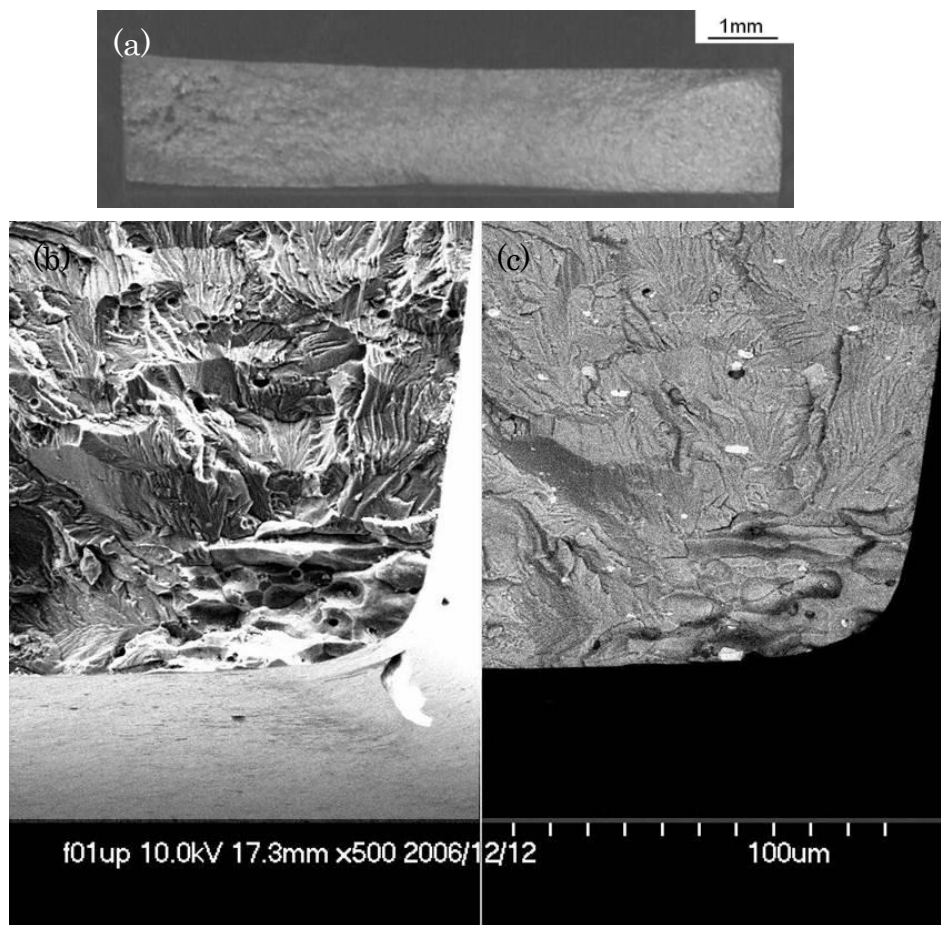


Fig. 2.22 Typical fracture surface in case particle is crack origin (a) Fracture surface, (b) Fracture surface near origin (SEM), (c) Fracture surface near origin (Backscatter Image)

もう一つの破壊起点は、Fig. 2.23 に示される試験片内に存在する負荷方向に並行な crevice である。本 crevice は接合中心から 5mm 離れているためツールピンの接合時の軌道上にはない。本 crevice の負荷方向の寸法は約 1mm で、Fig. 2.20 で見られた不適切な接合条件により形成された crevice より 1 桁大きく、破面の様相も異なっている。従って、Fig. 2.23 の破壊起点は、不適切な接合条件によるものではないと判断される。 $10^7$  以上の高サイクル疲労の場合、試験片内の inclusion が破壊の起点になることが一般に知られている。しかしながら、破壊の起点となる inclusion は一般的に小さく、これらを起点とする破面は Fig. 2.23 にみられるような段差を生じない。従って、本破面は母材の高サイクル疲労破面とは異なると考えられる。

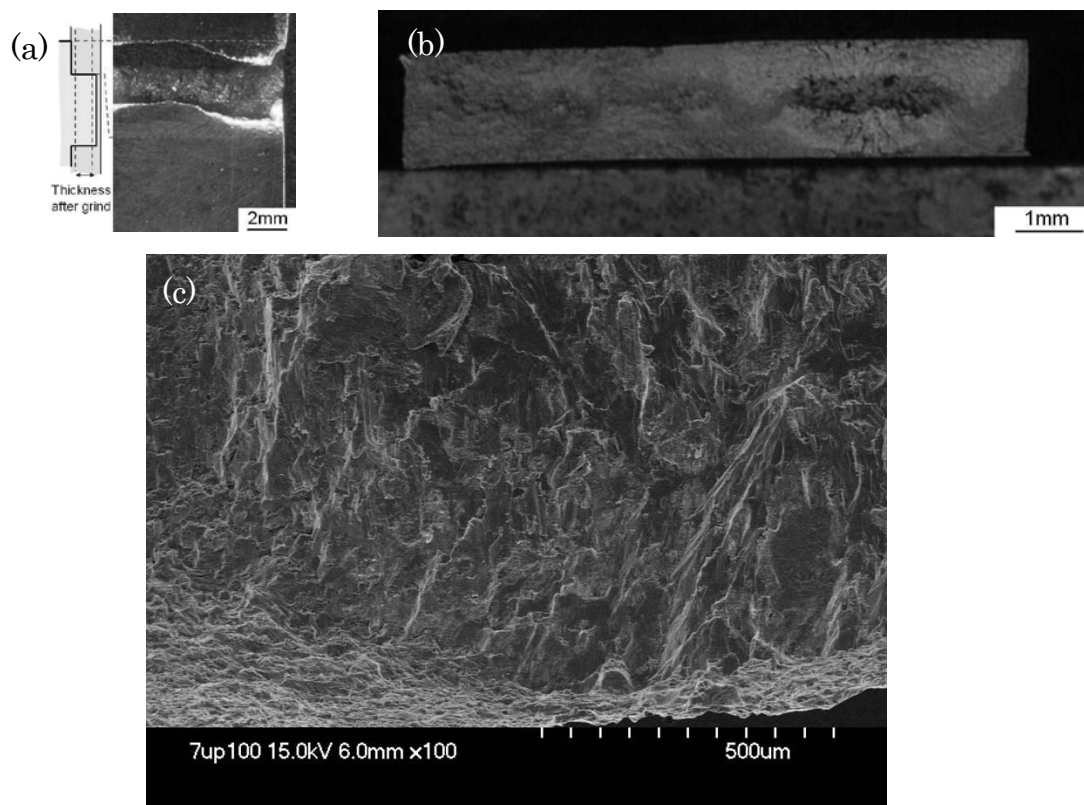


Fig. 2.23 Typical fracture surface in case crack forms at inside of specimen (a) Fracture location, (b) Fracture surface, (c) Crevice surface

## 2.5 結論

2024-T3 アルミニウム合金の突合せ FSW 継手の特性を評価するために、2つの接合条件について金属組織観察、硬さ計測、準静的引張試験、疲労試験を行った。接合条件が接合部内の硬さ分布に影響を与えること、接合条件により比較的安定した硬さ分布を得る可能性があることが明らかとなった。本研究では接合線外側において顕著な硬さの低下は確認されなかった。接合線と並行な断面には周期的特徴が観察された。この周期は、接合ツールの移動速度と回転速度の割合とほぼ一致した。

準静的引張試験結果より、LOPが存在する場合、FSW継手の引張強度が低下することを確認した。LOPは降伏応力も低下させる。LOPが存在しない場合、熱影響部が破壊起点となりFSW継手の引張強度を低下させるが、降伏応力の顕著な低下は見られなかった。

疲労試験結果及び破面観察より、条件Aの場合、バリ近くのツールマーク及びLOPが破壊起点となること、条件Bの場合、バリ及び母材のエッジ部が破壊

起点となることを確認した。従って、FSWの接合条件は、クリティカルとなる **discontinuity** 及び疲労寿命に影響を与える。各接合条件のツールマーク及びバリが破壊起点となる場合、それらの寸法が接合条件における破壊起点の違いに影響することを以下の通り考察した。条件Aの場合、バリ近傍のツールマークにおける応力集中が疲労破壊に影響を与えるため、疲労限より高い応力の場合、バリ近傍のツールマークが破壊起点となる。一方、より低い応力の場合、LOPは荷重を伝達することから、LOPは破壊起点とならない。バリ近傍のツールマークが破壊起点となる場合と比較して、LOPが破壊起点の場合、疲労寿命が短い。条件Bの場合、バリの寸法が条件Aよりも小さいため応力集中が小さく、バリで破断しない場合がある。

いくつかの表面処理条件下で疲労亀裂が形成される起点となる **discontinuity** を評価するため、疲労試験を実施した。試験の結果、試験片表面処理に応じて、バリ近くのツールマーク、LOP、**crevice** 等が **discontinuity** となることを明らかにした。また、本研究で観察された **discontinuity** は、FSW 継手の疲労寿命に大きな影響を与えることを定量的に示した。

## 第 3 章

# FSW 接合部の疲労亀裂進展特性



### 3.1 緒言

本章では、FSW 継手における亀裂進展特性を明らかにするために、疲労亀裂進展試験を行った。接合板の板厚が薄板 2mm であるため、CT 試験片による亀裂進展評価の場合、板厚に比例して試験片寸法が小さくなり、残留応力場における亀裂進展特性を評価することが困難である。このため、形状は MT 試験片とし、供試体切り出しによって評定部の残留応力が影響を受けない寸法を採用した。FSW 供試体は、第 2 章の条件 B の FSW 接合板から切り出した。接合線中心と試験片中心の距離、及び、応力比の 2 つをパラメータとした。

また、薄板構造の疲労破壊は、通常、繰り返し負荷により形成された非貫通亀裂が進展し貫通亀裂となり、その後の貫通亀裂の進展により最終的な破壊に至る。そこで、第 2 章の疲労試験片の破面観察を行い、接合部に形成された非貫通亀裂の亀裂進展挙動を合わせて調べた。

### 3.2 試験方法

#### 3.2.1 接合部の準静的引張試験

接合部各部の引張挙動を明らかにするために、準静的引張試験を行った。試験には INSTRON 社製油圧試験装置 8850 を使用した。準静的引張試験片の形状を Fig. 3.1 に示す。試験片は接合中心から 0, 2, 4, 6mm 離れた位置から切り出した。合わせて、参照用として母材から試験片を切り出し、FSW 継手との比較を行った。接合線からの距離が 0, 2mm の位置は接合線内にあり、4, 6mm 離れた場合、接合線の外となる。

FSW 断面の凹凸による局所的な応力集中の影響を排除するため、FSW 試験片の両面は、切削加工を施した。伸び計を用いて負荷時の試験片の伸びを計測した。伸び形の計測結果から算出された歪を用いて、応力-歪線図を求めた。

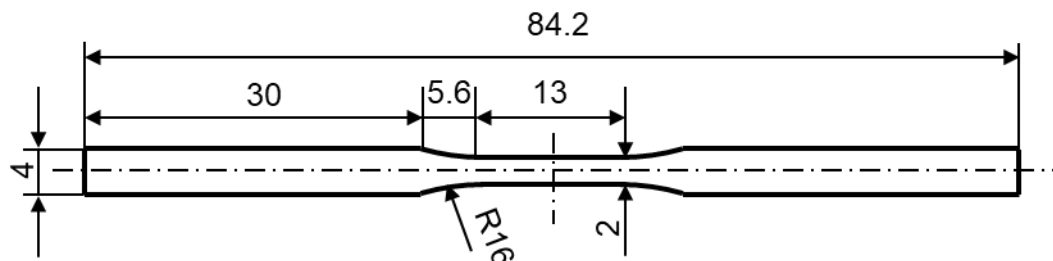


Fig. 3.1 Geometry of the static test coupon

### 3.2.2 疲労亀裂進展試験

Fig. 3.2 に示す幅 400mm、長さ 1,000mm、板厚 2mm の母材及び FSW 継手の供試体を用いた疲労亀裂進展試験を応力比  $R=0.1$  で実施した。また、幅 155mm、長さ 580mm の母材試験片を用いて、応力比  $R=0.4, 0.7$  の試験を行った。試験には INSTRON 社製油圧試験装置 8804 を使用した。開口の両側に一对の予亀裂を導入した。切欠き中央の円孔はドリル、切欠きは Saw Cut により付与した。FSW 供試体の寸法は、FSW 接合板から供試体を切り出す際に、接合線近傍の残留応力分布に影響を与えないことを、弾塑性 FEM 解析を用いて確認した。

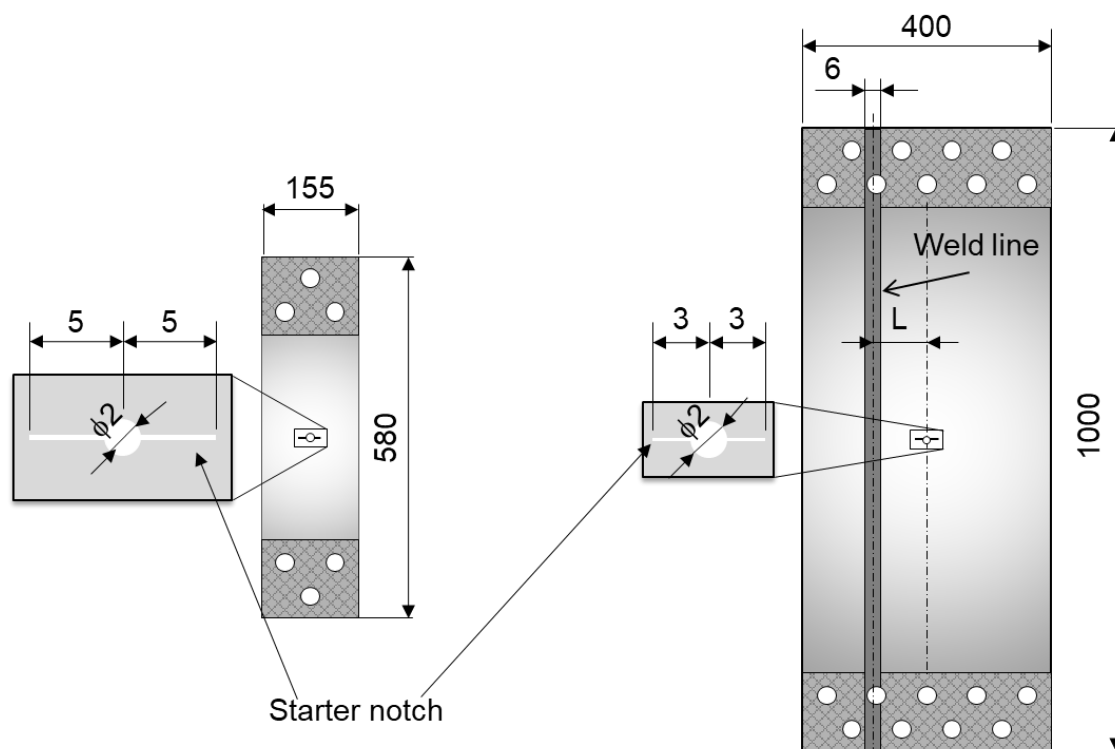


Fig. 3.2 Geometry of the fatigue crack growth specimen

供試体は、応力振幅 50MPa の繰り返し荷重を受ける。応力比が亀裂進展速度に与える影響を調べるために、本章では、応力比 0.1, 0.4, 0.7 を対象とした。FSW 供試体の場合、2 通りの接合線と試験片中央の距離を用いて、これらが亀裂進展速度に与える影響の検討を行った。Table 3.1 に、本章で使用した FSW 継手と母材について、応力比及び接合線中心と試験片中心の初期間隔の組み合わせを示す。亀裂先端及びその前方は CCD カメラを用いて観察し、亀裂長さは

定規を使って計測した。試験環境は常温常湿下とした。ASTM に準拠し、亀裂進展データは疲労荷重による長さ 1mm 以上の予亀裂を与えた後に取得した。

Table 3.1 List of test condition

	FSW				BM			
Angle	0	0	0	0	90	N/A*	N/A	N/A
Stress ratio	0.1	0.1	0.4	0.7	0.1	0.1	0.4	0.7
Initial distance	10	40	10	10	N/A	N/A	N/A	N/A

\*: Not applicable

Fig. 3.2 に示すように、初期欠陥である円孔から右側に進展する亀裂は接合線を貫通しない。一方で、左側に進展する亀裂は接合線を貫通する。接合による残留応力により、亀裂先端の塑性変形及び亀裂開口応力が左右の亀裂で異なることから、左右の亀裂進展速度は同一にならない。従って、遠方負荷による応力拡大係数振幅は、左右でそれぞれ個別に計算を行った（文献 3.1）。

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} F(\alpha, \beta) \quad (3.1)$$

ここで、 $a$  は半亀裂長さ、 $F(\alpha, \beta)$  は修正係数であり、以下の式で表される。

$$\alpha = \frac{2a}{W - 2e}, \quad \beta = \frac{2e}{W} \quad (3.2)$$

ここで、 $W$  は試験片幅、 $e$  は亀裂中心と供試体中心との偏心である。また、接合線が負荷方向と並行である場合についても評価を行った。供試体形状を Fig. 3.3 に示す。接合線は供試体中央に位置しており、初期欠陥は接合線上に付与した。接合方向が供試体の左から右になるように供試体の切り出しを行った。FSW 接合板の表面、裏面の残留応力分布を Fig. 3.4 に示す。図中の  $x, y$  は接合方向に垂直及び平行な方向を示す。表裏での残留応力の差は小さい。薄板であることから、板厚方向に対する残留応力の変化は小さいと考えられる。

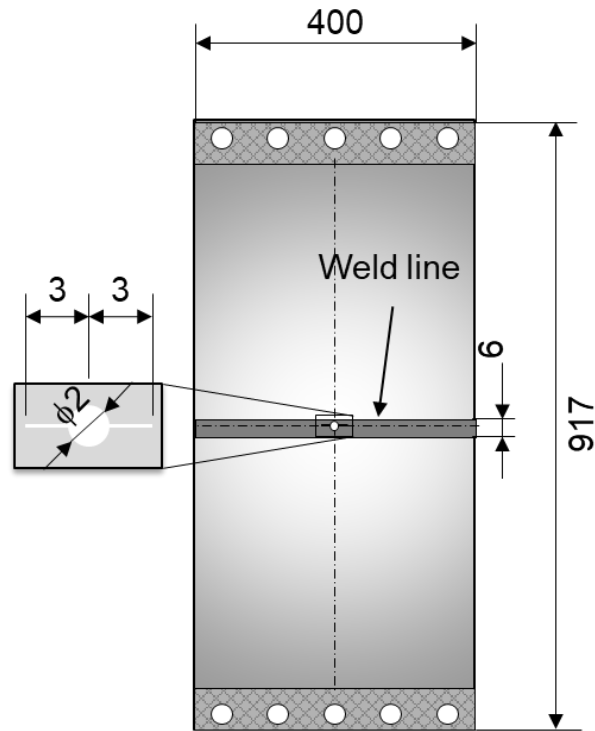


Fig. 3.3 Geometry of the fatigue crack growth specimen, 90 deg

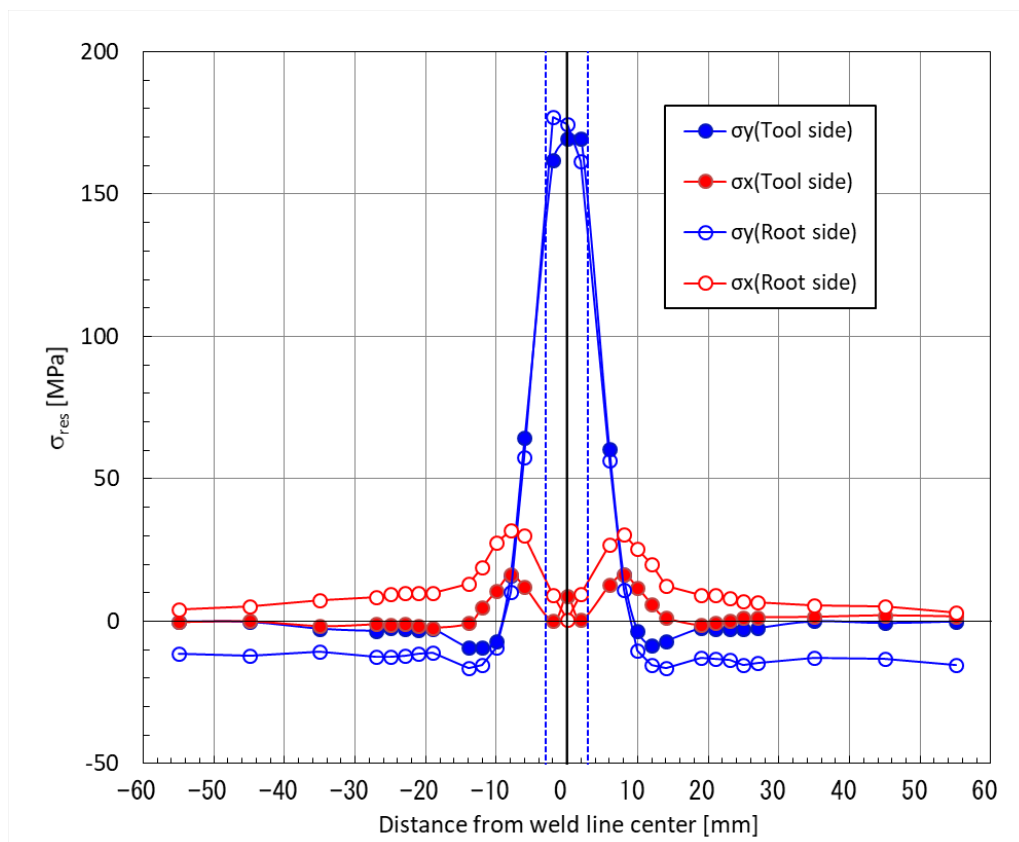


Fig. 3.4 Residual stress distribution of the FSW joint, tool and root side

また、表裏の平均の残留応力分布を Fig. 3.5 に示す。接合線の中心で、単一の引張残留応力が見られる。接合線から約 9.3mm 離れた位置で、残留応力は 0MPa になった。圧縮残留応力は接合線の外側で確認され、供試体の端に近づくにつれ 0MPa に近づいた。引張残留応力及び圧縮残留応力のピークはそれぞれ約 170MPa と -13MPa であった。Fig. 3.5 より、本 FSW 供試体の場合、残留応力分布形状は接合線に対してほぼ対称である。本章の解析的な検討では、接合線に垂直な残留応力は接合線に沿った残留応力と比較して小さいことから、接合線に沿った残留応力のみを考慮する。残留応力が亀裂進展に与える影響の数値的な考察を簡単にするために、残留応力分布を文献 3.2 に示される次式でモデル化した。

$$\sigma_y(\xi) = \sigma_{res,max} \frac{1 - \xi^2}{(1 + \xi^2)^2} \quad (3.3)$$

$$\xi = \frac{x - L}{d} \quad (3.4)$$

ここで、 $\sigma_y(\xi)$ は残留応力分布、 $\xi$ は残留応力に対して垂直方向を無次元化した距離、 $d$ は引張残留応力分布範囲の 1/2、 $L$ は接合線中心と供試体中心の距離を示す。

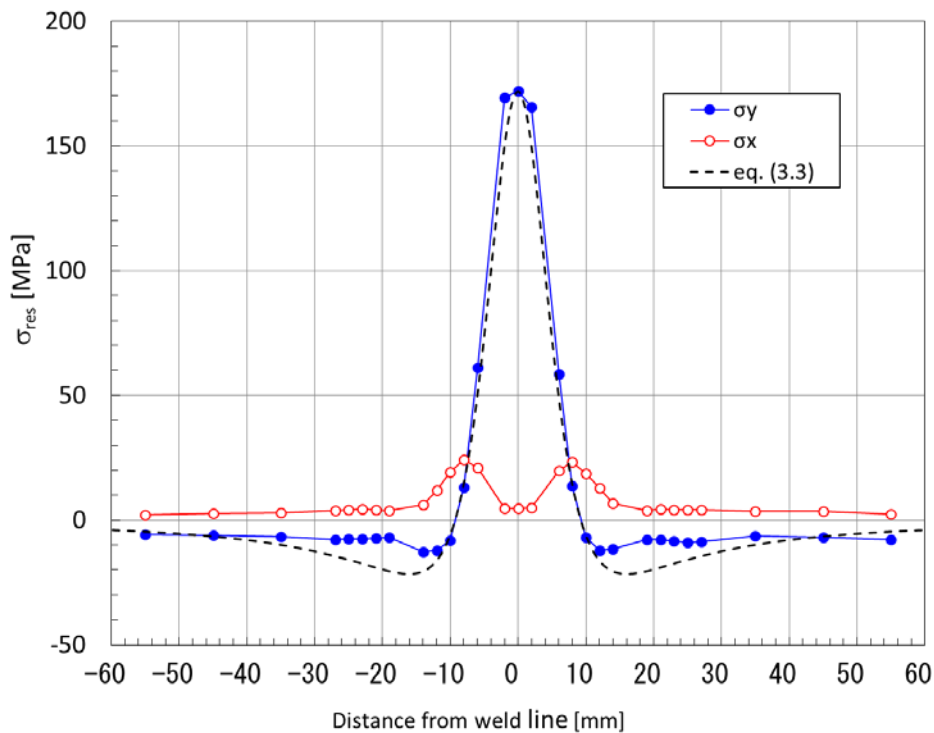


Fig. 3.5 Residual stress distribution of the FSW joint, average

疲労荷重に対する応力拡大係数のパラメータは、疲労荷重による応力振幅と半亀裂長さの平方根である。次式で示すように残留応力も応力拡大係数に影響を与える（文献 3.3）。

$$K_{res} = \frac{1}{\sqrt{\pi a}} \int_{-a}^a \sigma_y(\xi) \sqrt{\frac{a+\xi}{a-\xi}} d\xi \quad (3.5)$$

ここで、 $a$  は亀裂長さである。全応力拡大係数は、遠方場による応力による応力拡大係数と残留応力による応力拡大係数が 0 以上の場合、次式で表される。

$$K = K_{remote} + K_{res} \quad (3.6)$$

疲労荷重下において、応力比は、次式で示す通り、全応力拡大係数の最大値と最小値の比で表される。

$$R_{eff} = \frac{K_{remote,min} + K_{res}}{K_{remote,max} + K_{res}} \quad (3.7)$$

### 3.2.3 非貫通亀裂の亀裂進展

第 2 章の疲労試験片の破面観察を行い、FSW 接合部の表面に形成された非貫通亀裂の進展挙動を調べた。破面観察には、日立製作所製 FE-SEM S-4700 及び日本電子製 FE-SEM JSM-7800F を使用した。

## 3.3 解析手法

亀裂進展挙動を解析的に評価するために、Ma らによって採用されたクラッククロージャープローチを採用した(文献 3.4)。有効応力拡大係数は次式で計算される(文献 3.5)。

$$\Delta K_{eff} = U \Delta K_{app} \quad (3.8)$$

$$U = \frac{1 - \frac{S_o}{\sigma_{max}}}{1 - R_{eff}} \quad (3.9)$$

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K_{eff}) \quad (3.10)$$

$$\frac{S_o}{\sigma_{max}} = A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3 \quad \text{for } R \geq 0 \quad (3.11)$$

$$\frac{S_o}{\sigma_{max}} = A_0 + A_1 R \quad \text{for } -1 \leq R < 0 \quad (3.12)$$

$$A_0 = (0.825 - 0.34c + 0.05c^2) \left[ \cos\left(\frac{\pi\sigma_{max}}{2\sigma_0}\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}} \quad (3.13)$$

$$A_1 = (0.415 - 0.071c) \frac{\sigma_{max}}{\sigma_0} \quad (3.14)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \quad (3.15)$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1 \quad (3.16)$$

ここで、 $\sigma_{max}$ は最大負荷応力、 $\sigma_0$ は流動応力である。

流動応力は、降伏応力と引張強度の平均値とし、**Ma**らと同様に  $c$ は 1.5 とした(文献 3.4)。 $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$ の単一マスター曲線は、応力比 0.1, 0.4, 0.7 の母材の試験結果より求めた。

## 3.4 結果

### 3.4.1 準静的引張試験結果

応力-歪挙動を Fig. 3.6 に示す。母材の結果を黒色の実線で示す。また、接合線中心から 0 及び 2mm 位置の結果を灰色及び黒色の破線で示す。接合線内の

応力-歪挙動は、弾性変形後にキックを生じており、母材の挙動と明らかに異なる。接合線中心から4及び6mm位置の結果を黒色及び灰色の鎖線で示す。これらの結果は、母材とほぼ母材と同じ傾向を示している。

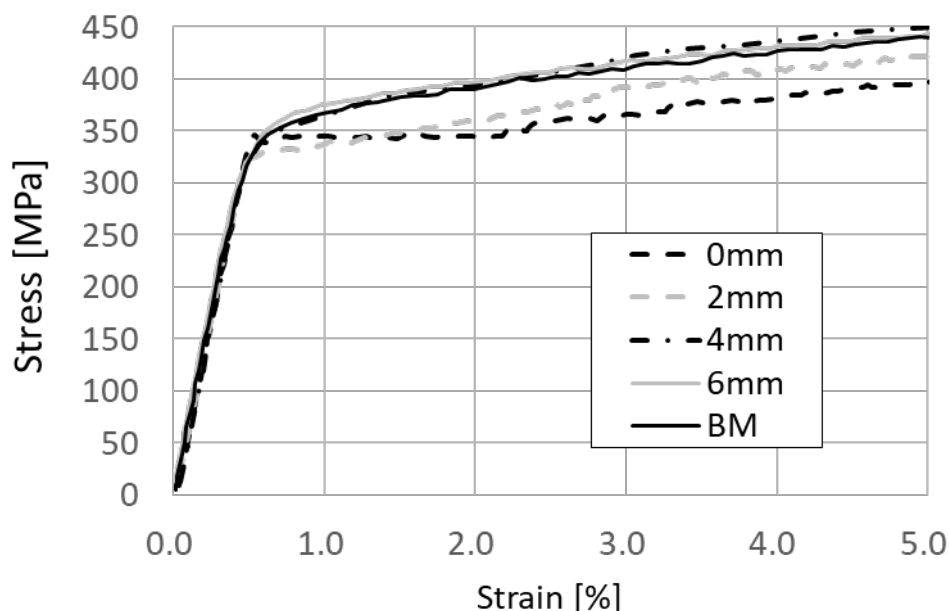


Fig. 3.6 Stress-strain relation of each area

### 3.4.2 接合線からの初期距離が疲労亀裂進展挙動に与える影響

Fig. 3.7, 3.8 に FSW 供試体の  $L=10, 40\text{mm}$  の  $da/dN-\Delta K$  曲線をそれぞれ示す。母材の亀裂進展速度を□で合わせて示す。 $L=40\text{mm}$  の場合、●で示す接合線を貫通しない右側亀裂の亀裂進展速度は母材とほぼ同一である。一方○で示す接合線を貫通する左側の亀裂の亀裂進展速度は、亀裂先端が接合線近傍にある場合、引張残留応力により加速している。亀裂先端が接合線を貫通した後、亀裂進展速度は徐々に減少し、母材の亀裂進展速度に漸近する。亀裂先端が接合線端近傍の場合、亀裂進展速度は母材の約 1.6 倍であった。Fig. 3.8 より、 $L=10\text{mm}$  の場合、接合線を貫通する亀裂の亀裂進展速度は、母材よりも速い。これに対して、接合線を貫通しない亀裂の亀裂進展速度も、母材よりも速い。亀裂先端が接合線端近傍にある場合、FSW 供試体の亀裂進展速度は母材の場合と比較して約 2.0 倍であった。接合線を貫通しない亀裂の加速比は、接合線を貫通する亀裂の加速比よりも小さかった。



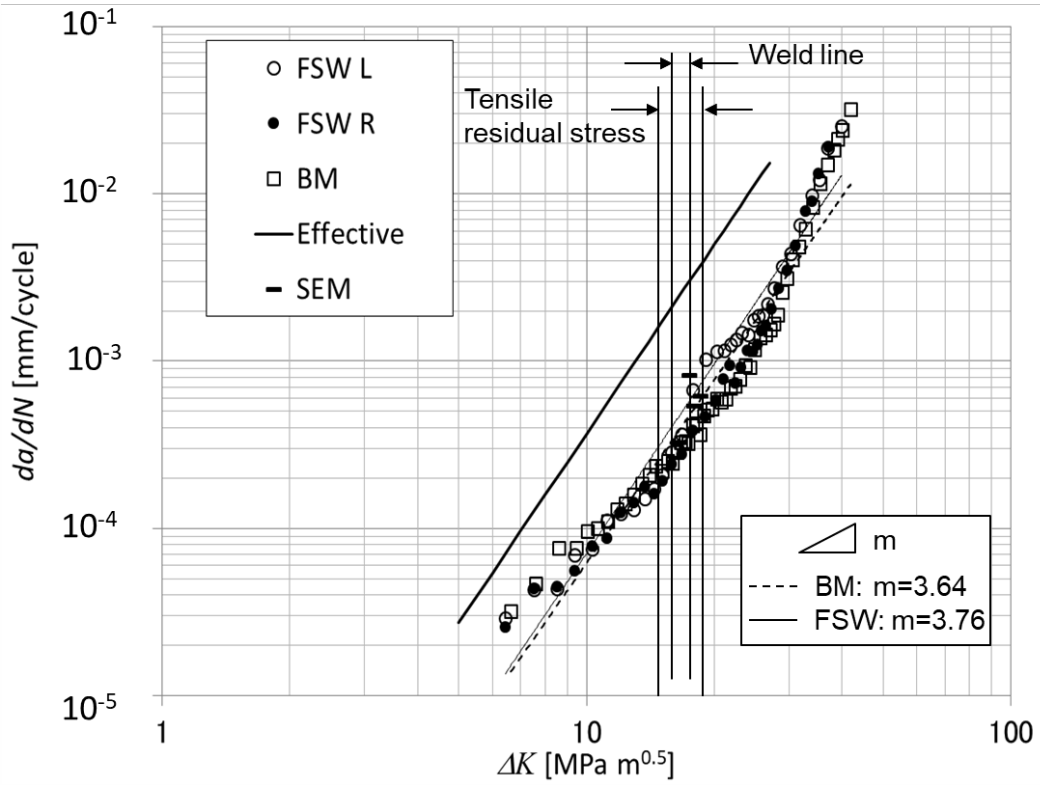


Fig. 3.7 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=40$ )

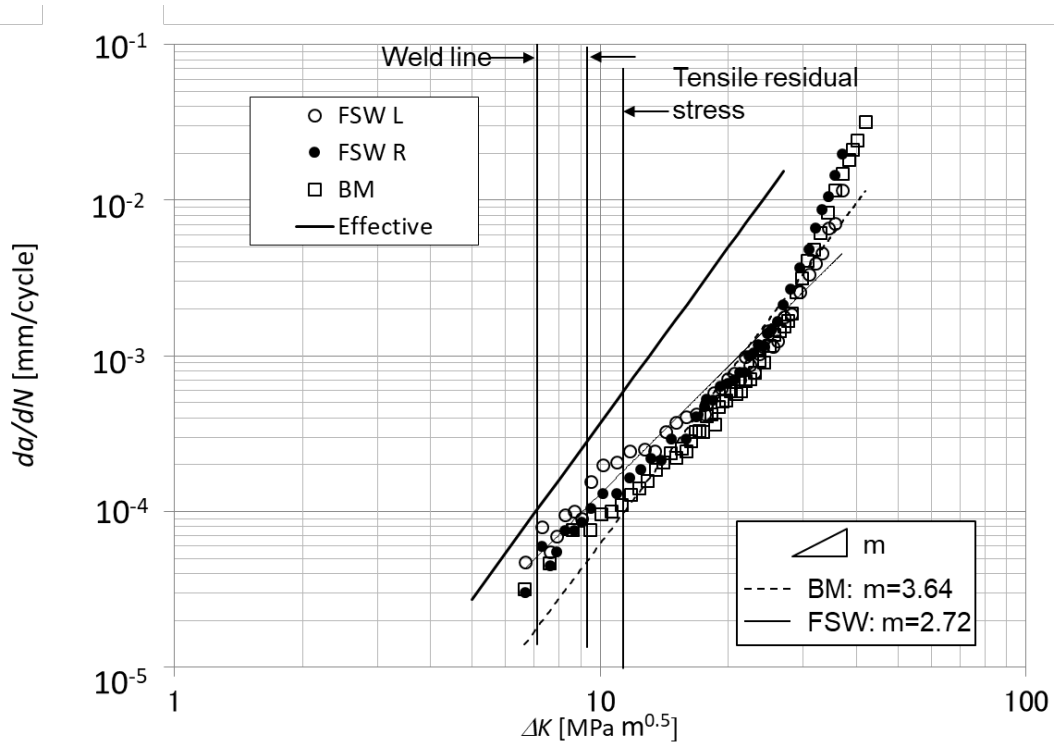


Fig. 3.8 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=10$ )

Fig. 3.9, 3.10 に、接合線近傍の亀裂の進展経路を示す。亀裂は接合線の右側から進展し、接合線を左側に通過する。亀裂は負荷方向に対してほぼ垂直に進展する。しかし、亀裂先端が接合線内にある場合、亀裂進展方向がツールマークに沿って偏向しつつ、数 mm 程度進展する。この傾向は、第 1 章 Fig. 1.1 に示すツール側においてのみ見られた。試験片の反対側では亀裂進展方向はより真っすぐであった。

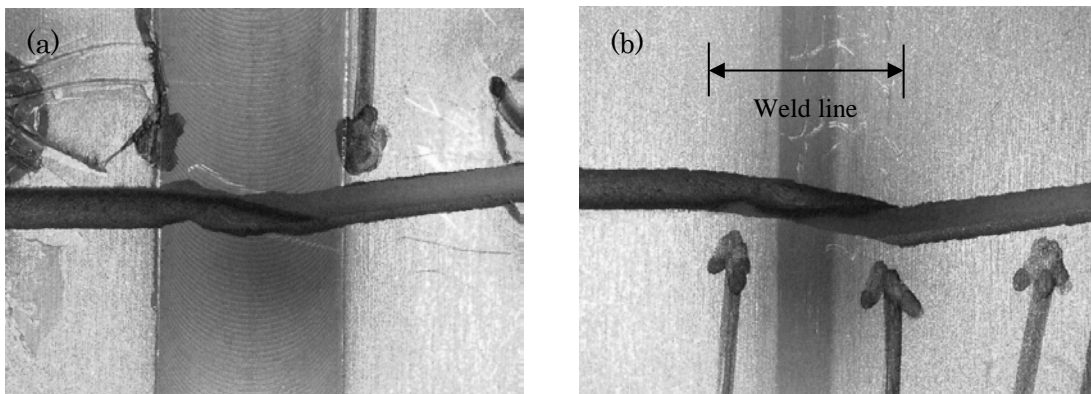


Fig. 3.9 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=40$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)

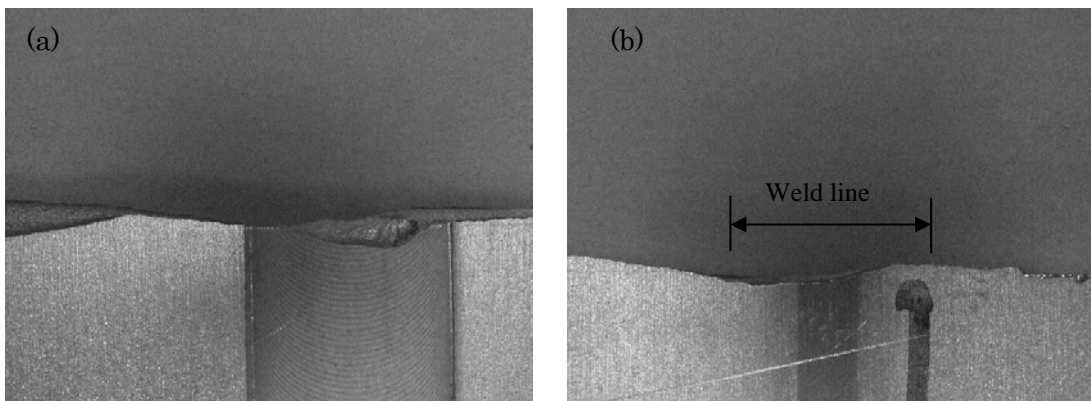


Fig. 3.10 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=10$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)

### 3.4.3 疲労亀裂進展挙動に応力比が与える影響

Fig. 3.11, 3.12 に応力振幅 50MPa、応力比 0.4, 0.7 の FSW 供試体の  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線を示す。比較のため、同じ試験条件の母材の試験結果を合わせて示す。

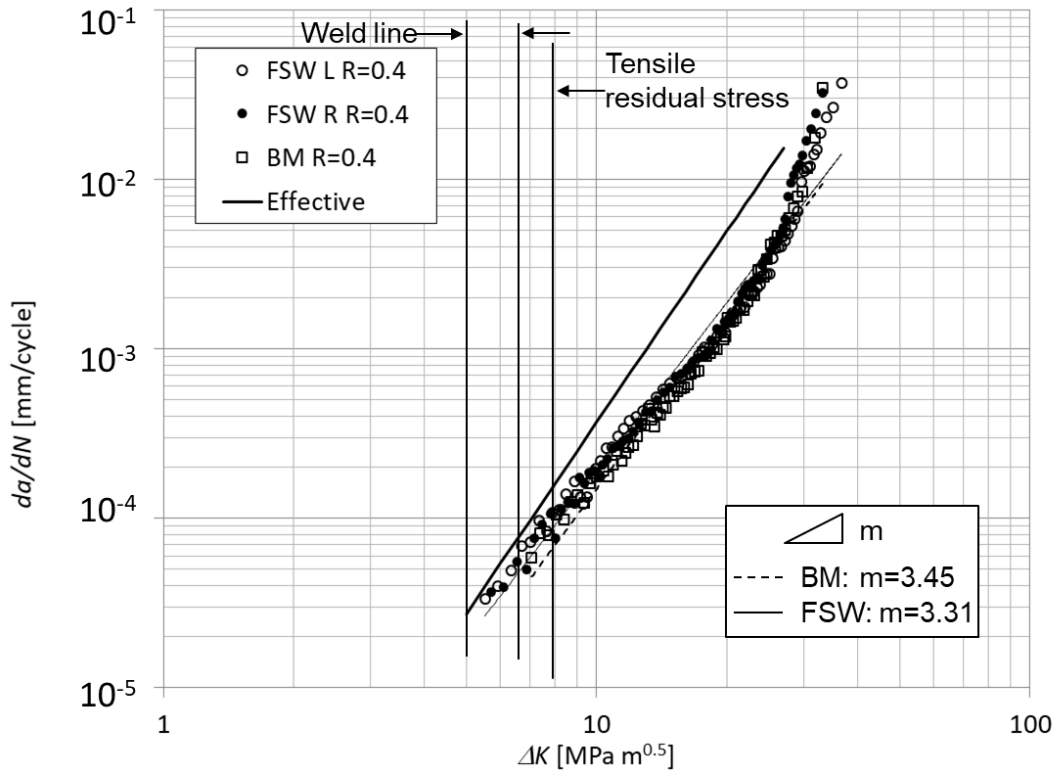


Fig. 3.11 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.4$ ,  $L=10$ )

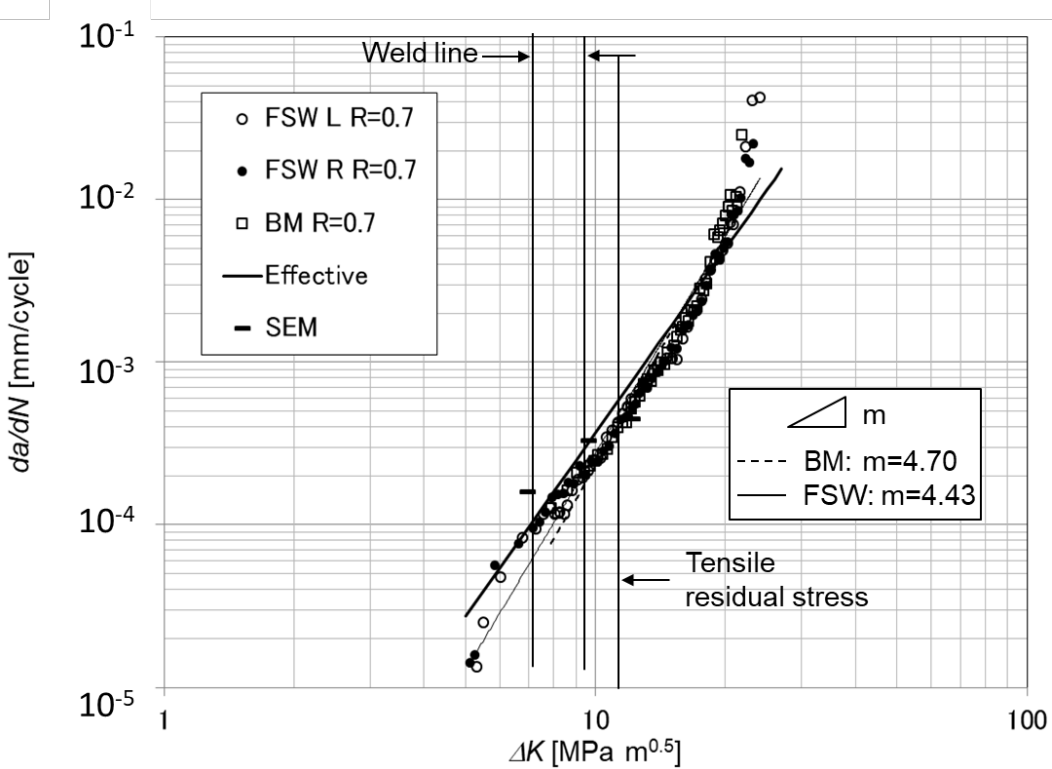


Fig. 3.12 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.7$ ,  $L=10$ )

応力比 0.7 の場合、亀裂が接合線を貫通するか否かに関わらず、FSW 供試体の亀裂進展速度は、母材の亀裂進展速度とほとんど同じであった。この場合、acceleration ratio は 1.0 である。FSW 供試体の応力比 0.4 の場合、母材の試験データと比較して接合線の前後で値を示し、最大値は 1.5 であった。Fig. 3.11 に示すように、接合線を横切らない亀裂の進展速度は、母材の亀裂進展速度と接合線を横切る亀裂の進展速度の間であった。これらの結果より、応力比が減少すると、加速率は大きくなることが明らかとなった。

Fig. 3.13, 3.14 に接合線周囲の亀裂の軌道を示す。亀裂進展方向は、Fig. 3.9, 3.10 と同じである。また、亀裂進展挙動は、3.4.2 節と同様である。

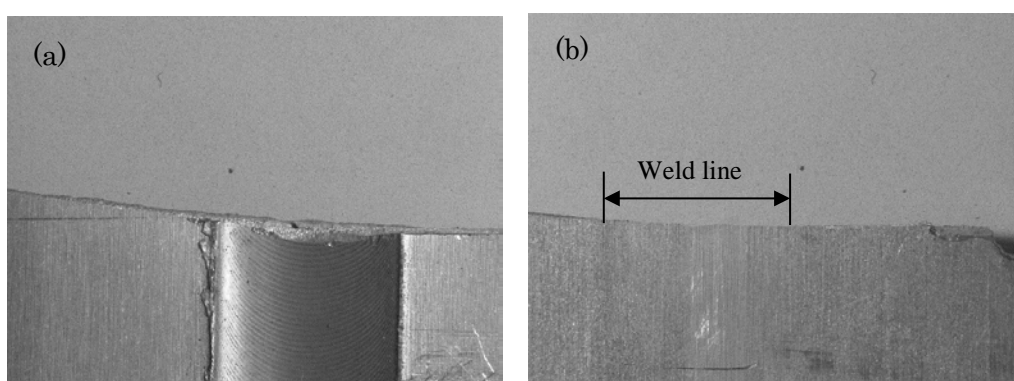


Fig. 3.13 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.4$ ,  $L=10$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)

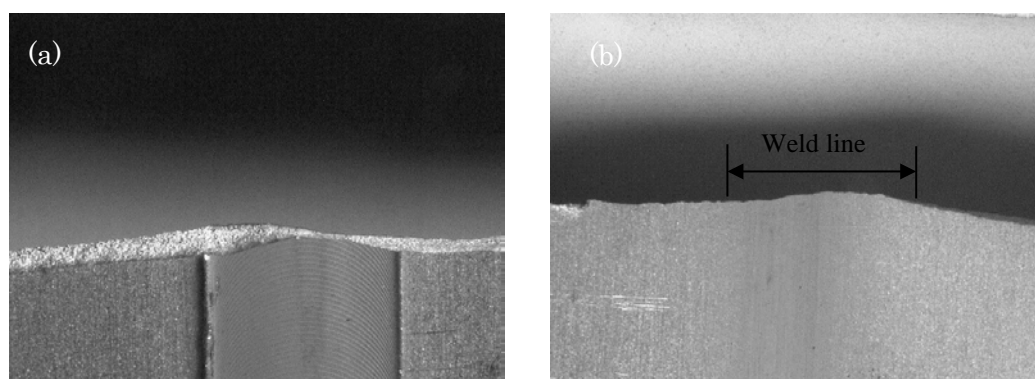


Fig. 3.14 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.7$ ,  $L=10$ ) (a) Tool side, (b) Root side (Inverse image)

#### 3.4.4 疲労亀裂進展挙動に接合線の向きが与える影響

Fig. 3.15 に接合線が負荷方向に対して垂直な場合の亀裂進展速度を示す。また、左右の亀裂の経路の一部を Fig. 3.16 に示す。図より、接合線の進行方向と逆向きの左側に進展する場合、亀裂進行方向に対して、ツールマークが凸になっ

ており、亀裂先端は接合線中央を進展した。接合線の進行方法に沿った右側に亀裂が進展する場合、ツールマークに沿って亀裂経路が偏向した。その後、接合線端に沿って亀裂が進展した。亀裂進展速度を比較すると、左右いずれの亀裂進展速度も母材の亀裂進展速度とほとんど差は見られなかった。

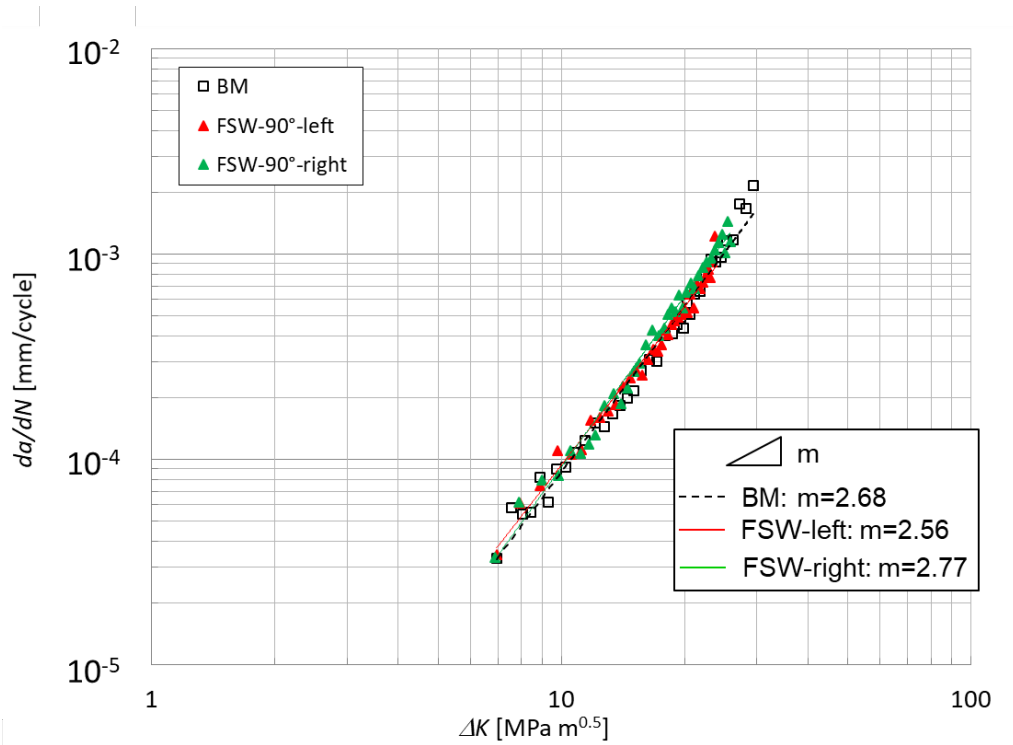


Fig. 3.15 Fatigue crack growth rate of FSW joint ( $R=0.1$ , 90deg)

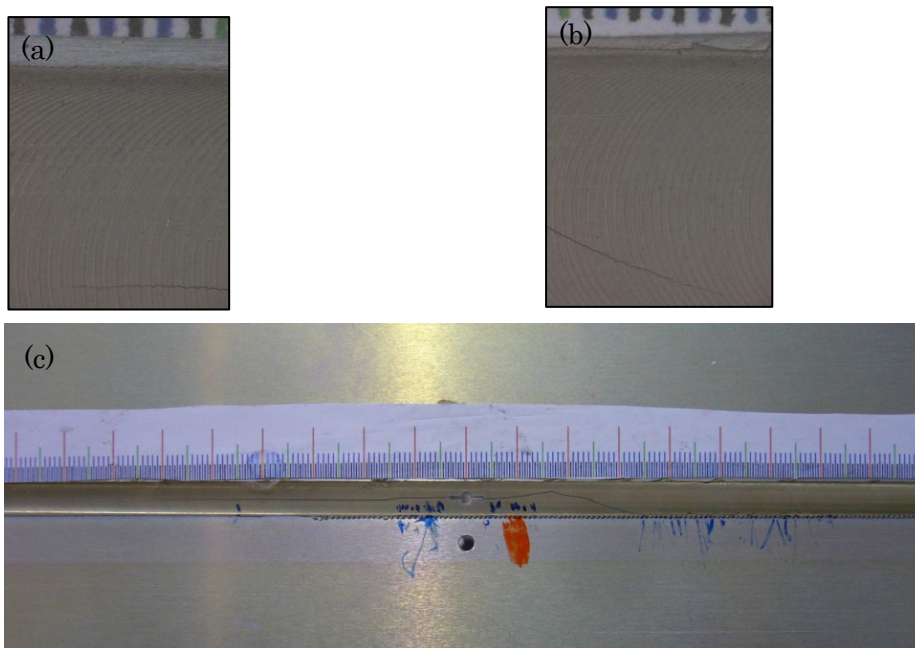


Fig. 3.16 Crack growth path of FSW joint ( $R=0.1$ , 90deg) (a) Left side, (b) Right side, (c) Overall crack growth path

## 3.5 考察

### 3.5.1 応力-歪関係

Lemmen らはデジタル画像相関法(Digital Image Correlation, DIC)を用いてFSW 継手の応力-歪曲線を求めている(文献 3.6)。同文献では、接合線に垂直な応力-歪関係が得られ、降伏応力分布が得られた。接合線上の応力-歪関係は母材と同様に負荷過程において緩やかな塑性変形を示している(文献 3.6 の Fig. 7)。一方で、本研究における接合線から 0 及び 2mm の応力-歪関係は Fig. 3.6 に示す通り母材とは明らかに異なる挙動を示した。応力-歪関係は、鉄鋼材に見られる塑性変形の初期にキックを生じている。第 2 章 Fig. 2.6 から、これらの位置の金属組織は、SZ 及び TMAZ/HAZ であることを確認した。

各部位のヤング率、降伏応力、引張強度、伸びを Table 3.2 に示す。ここでは応力-歪関係に関わらず、降伏応力は 0.2%永久塑性歪を生じる点とした。

Table 3.2 Tensile test result

	Young's Modulus GPa	0.2 % proof stress MPa	Tensile strength MPa	Elongation %
0mm, SZ	71.6	344	443	22.7
2mm, TMAZ/HAZ	71.7	331	466	28.0
4mm, HAZ/BM	74.2	351	492	24.7
6mm, BM	70.4	353	485	18.6
BM	72.9	357	482	19.9

接合線内の降伏応力及び引張強度は母材と比較して数%低いのに対して、伸びは母材より高い値となった。接合線中心から 6mm 離れた位置の特性は母材に近く、同位置の金属組織は母材と考えられる。接合線中心から 4mm 離れた位置の場合、強度は母材と同程度であるが、伸びは母材と比較して 24%高い値となった。TMAZ/HAZ での伸びは母材と比較して約 40%高いことから、同部には HAZ

が含まれると考えられる。従って、接合線中心から 4mm の位置は、BM/HAZ と判断される。

von Strombeck らは文献 3.7 で板厚 5mm の 2024-T3 アルミニウム合金の FSW 接合の接合各部の強度を行っている。文献 3.7 では、板厚が厚いことから HAZ 部での硬さ低下が確認されており SZ についても母材と比較して 30 程度硬さが低下している。接合各部の強度は硬さと相関性があり、HAZ、SZ では母材よりも低い降伏応力、引張強度が得られている。本研究では HAZ、SZ での硬さ低下は見られていないが、HAZ、SZ で強度低下が起こりえることが文献 3.7 の結果から推察される。

本結果は、接合線内の特性は接合プロセスによって異なっていることを示している。継手の特性を評価する際には、詳細なモデルを構築するためには、それぞれの部位の評価が必要であることを示している。

### 3.5.2 マスター曲線の評価

母材の応力比  $R=0.1, 0.4, 0.7$  の疲労亀裂進展試験結果を Fig. 3.17 に示す。

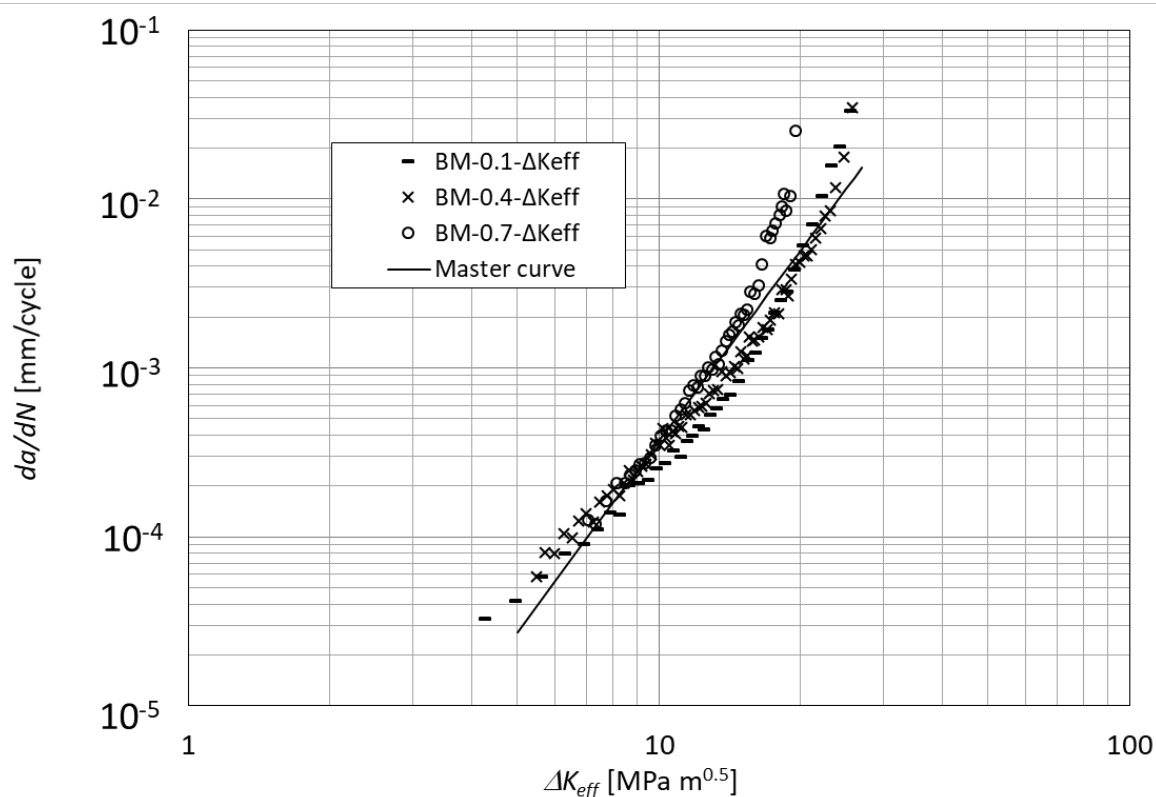


Fig. 3.17 Fatigue crack growth rate of base material

$\Delta K_{eff}$ は式(3.8), (3.9)から算出した。得られたマスター曲線を合わせて Fig. 3.17 に示す。また、得られたマスター曲線は次式で表される。

$$\frac{da}{dN} = 6.51 \times 10^{-8} (\Delta K_{eff})^{3.75} \quad (3.17)$$

### 3.5.3 試験片中心と接合線中心の距離の影響

修正応力比と亀裂長さの関係を Fig. 3.18 に示す。供試体中心と接合線中心の距離  $L=10\text{mm}$  の場合の応力比は、 $L=40\text{mm}$  の場合よりも大きい。また、 $L=40\text{mm}$  の場合の方が応力比の変化が大きい。応力比が最大となる位置は、最大残留応力位置と一致せず、亀裂先端が最大残留応力を 2, 3mm 超えた位置である。この特性は、Fig. 3.7, 3.8 にみられる  $da/dN-\Delta K$  線図の類似している。応力比は応力拡大係数に影響を与えることから、応力比が最大となる位置で、母材と比較して亀裂進展速度が最も早くなると考えられる。

疲労荷重は繰り返し負荷されることから、残留応力と比較して、疲労荷重が疲労亀裂進展挙動に与える影響は大きい。疲労荷重の影響は、亀裂長さが長くなるにつれ大きくなる。従って、接合線中心と供試体中心の距離が大きくなるに従い、残留応力の影響は小さくなる。Fig. 3.18 は同様の傾向を示している。

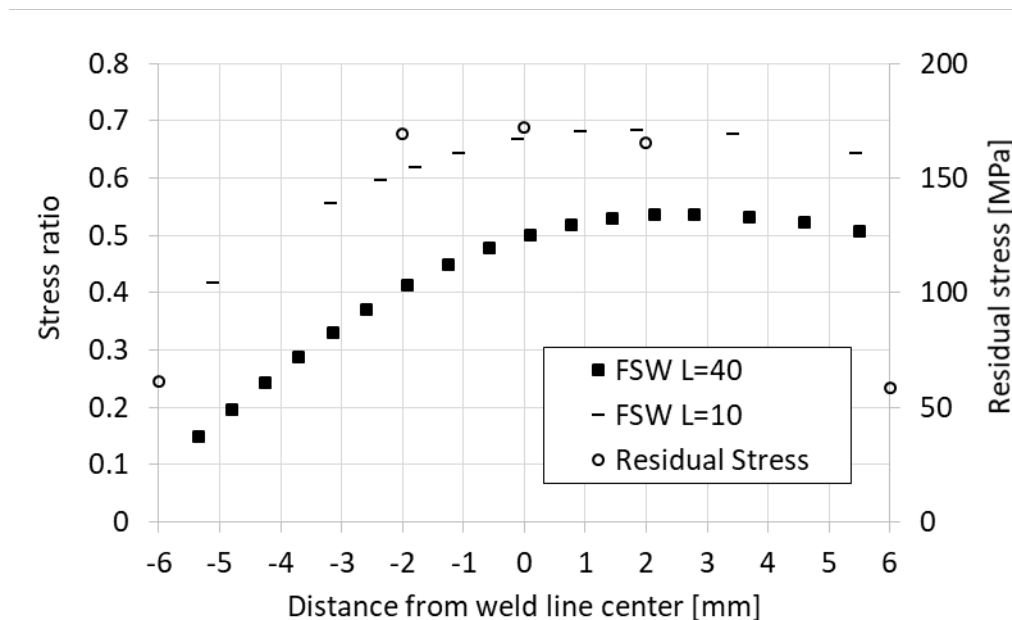


Fig. 3.18 Effect of weld line distance to modified stress ratio ( $R=0.1$ )



マスター曲線を Fig. 3.7, 3.8 に合わせて示す。亀裂進展速度が接合線周りで加速される場合であっても、FSW 試験片の  $da/dN-\Delta K$  線図は、母材の  $da/dN-\Delta K_{eff}$  線図と一致しない。この場合、FSW 継手の引張残留応力下であっても、亀裂は完全に開口していないことを意味している。 $L=10\text{mm}$  の方が  $L=40\text{mm}$  と比較して亀裂進展速度の加速率が高く、亀裂進展速度は  $da/dN-\Delta K_{eff}$  線図に近い。本試験で得られた  $L=10, 40\text{mm}$  における最大加速比は、それぞれ 2.0, 1.6 であった。次に、残留応力とマスター曲線を考慮した応力拡大係数を用いて、最大加速比を解析により求めた。解析結果を試験結果と合わせて Fig. 3.19 に示す。解析結果は実験結果と比較して約 2 倍大きい値を示した。また、供試体中心と接合線中心の距離が大きくなるに従い、解析と実験の差は小さくなった。

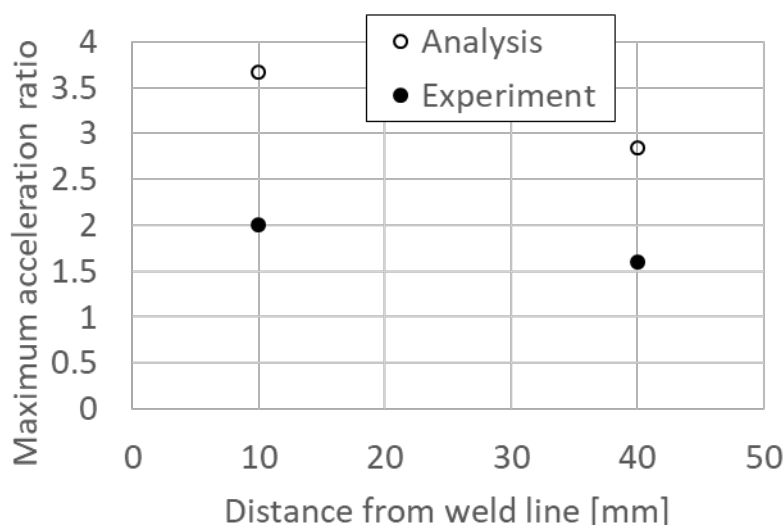


Fig. 3.19 Comparison of maximum acceleration ratio ( $R=0.1$ )

### 3.5.4 応力比 $R$ の影響

前節で示した通り、母材の  $da/dN-\Delta K_{eff}$  線図を Fig. 3.11, 3.12 に実線で示す。Fig. 3.11 は、FSW 供試体の  $R=0.4$  の場合、亀裂進展速度は  $da/dN-\Delta K_{eff}$  線図よりも小さく、亀裂は完全には開口していないと考えられる。Fig. 3.12 に示す通り、 $R=0.7$  の場合、FSW 供試体の亀裂進展速度は、有効応力拡大係数と亀裂進展速度の関係に近く、FSW 継手の残留応力が亀裂進展速度に与える影響は見られなかった。高応力比は、母材の平均応力を上げ FSW 供試体における残留応力の影響を弱めることから、この結果は妥当と考えられる。

引張残留応力のピークは接合線中心にみられるが、最大加速比は FSW 接合線の端で見られた。Fig. 3.20 に亀裂長さとお応力比の関係を示す。前節の結果と同様、応力比の最大値となる位置は接合線中心でなく、最大加速比が最大となる位置と同じとなった。

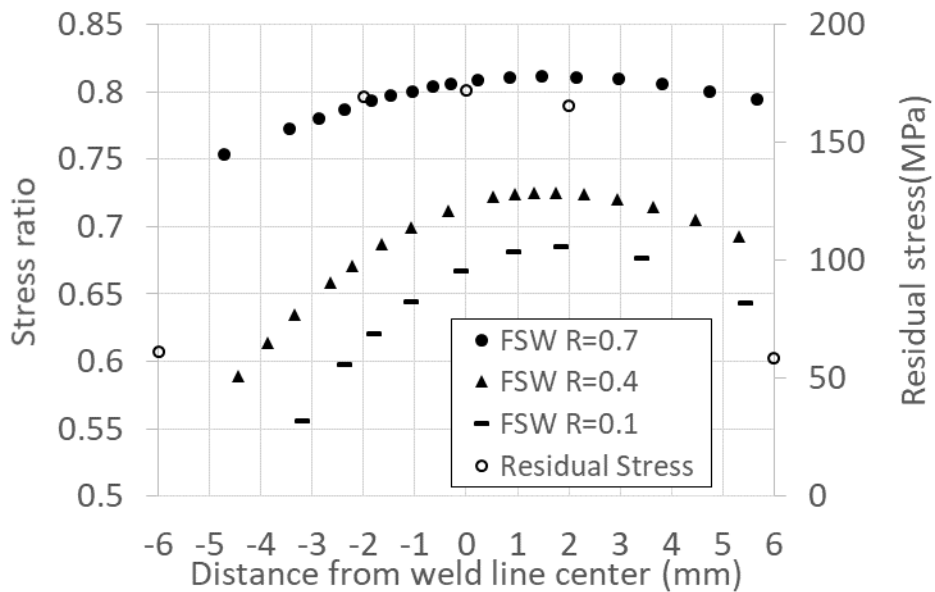


Fig. 3.20 Effect of weld line distance to modified stress ratio ( $L=10$ )

Fig. 3.21 に、応力振幅一定で応力比を変化させた場合の、接合線近傍での最大加速比と応力比の関係を示す。解析による最大加速比も合わせて示す。

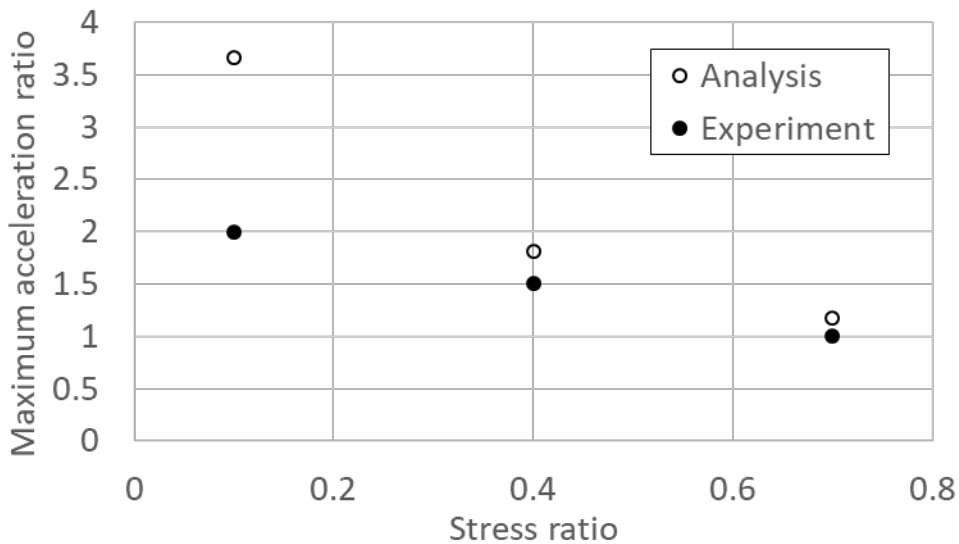


Fig. 3.21 Comparison of maximum acceleration ratio ( $L=10$ )

試験の場合、最大加速比は応力比に対して線形に変化するが、解析の場合、応力比に対してより急速に変化することが分かる。応力比の増加に対して、最大加速比は減少している。負荷時に亀裂が完全に開口する場合、加速比は 1.0 となる。実験の場合、応力比 0.7 で最大加速比が 1.0 になるのに対して、解析では、応力

比の増加により、最大加速比は 1.0 に漸近している。実験結果と解析結果の差は、 $R=0.1$  の場合に大きく、 $R=0.4, 0.7$  の場合に小さい。Fig. 3.20 に示す通り、応力比が高い場合、修正応力比は元の応力比に近い値となる。従って、修正応力比と元の応力比の差が小さくなるに従い、最大加速比の実験結果と解析結果の差も小さくなるのが分かる。接合線中心と供試体中心の距離が変化する場合についても、大きな変化ではないものの、同様の傾向がみられる。

### 3.5.5 接合線内の亀裂進展

Fig. 3.9, 3.10, 3.13, 3.14 にみられる通り、ツール側の場合、ある範囲においてツールマーク方向に沿って亀裂が進展するのに対して、ルート側の場合、亀裂進展はほぼ直線的である。FSW 供試体の疲労亀裂進展における亀裂進展方向の偏向は、Lemmen らによっても観察されている(文献 3.8)。同文献では、供試体の両面は切削されており、亀裂進展方向の偏向は材料内部の層状の微小構造によると結論づけられている。本章では、 $L=10\text{mm}$  において、応力比が増加するに従い、層状の微小構造に沿って亀裂が進展する範囲は小さい。これは、応力比の増加により疲労亀裂進展における有効応力が増加するためである。また、接合線中心と供試体中心の距離が増加するに従い、層状の微小構造に沿って疲労亀裂が進展する範囲は減少したと考えられる。本章において、 $R=0.1, L=40\text{mm}$  の場合、層状の微小構造の影響が最も小さい結果が得られた。接合線が負荷方向に対して垂直な場合、接合方向に亀裂が進展する場合、ツールマークに沿った亀裂進展方向の偏向が見られたが、上記と同じ理由であると考えられる。

第 2 章で FSW 試験片の疲労試験を行い、LOP 等を起点とする FSW 試験片の非貫通亀裂の亀裂進展速度が母材とほぼ同じであり、本接合条件では、金属組織が亀裂進展速度に与える影響は顕著でないことを示した。亀裂進展供試体は供試体寸法が大きく FSW 接合による残留応力の影響が亀裂進展速度に表れると考えられる。接合線が負荷方向と平行な 0 度供試体の場合、引張残留応力による亀裂進展速度の加速が確認された。一方、接合線が負荷方向と垂直で、接合線内を亀裂が進展する 90 度供試体の場合、亀裂進展速度の加速は見られなかった。接合に垂直な方向の残留応力は最大で 20MPa 程度であり、接合方向の最大引張残留応力 173MPa の約 14% であり、応力振幅 50MPa の 40% である。金属組織による亀裂進展速度の抑制は第 2 章の結果から影響は顕著でないと考えられることから、90 度供試体の場合、残留応力が亀裂進展速度に与える影響はほとんどないと判断される。加えて、FSW 接合において tool 側及び root 側で残留応力分布が異なるが、板厚方向の残留応力分布の違いが亀裂進展挙動に与える影響も小さいと判断される。

### 3.5.6 破面の微視観察

SEM を用いて破面観察を行った。 $L=10\text{mm}$  の供試体の場合、HAZ 及び BM においてストライエーションが観察されたが、SZ ではストライエーションは観察されなかった。 $R=0.7$  の破面観察結果を Fig. 3.22 に示す。

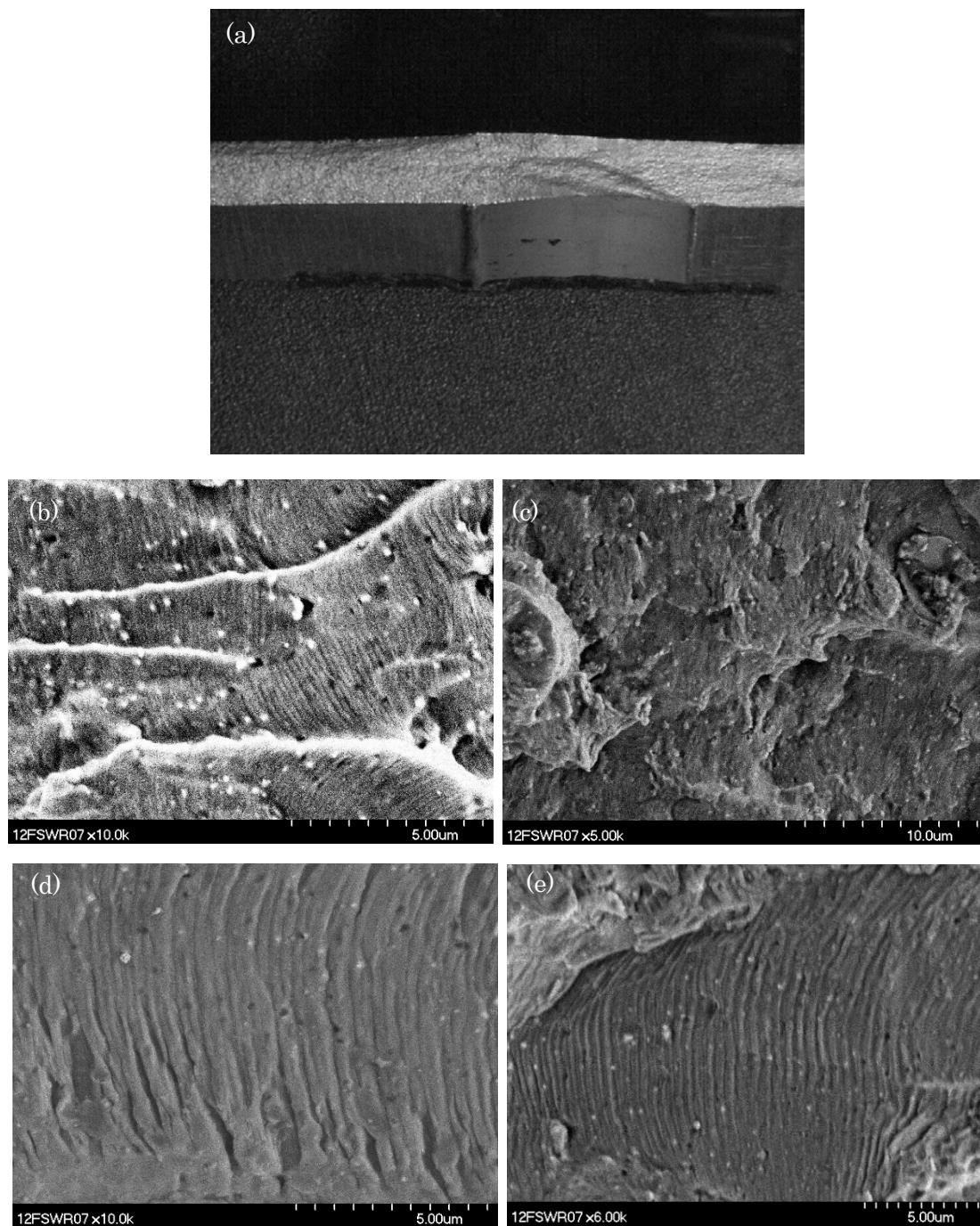


Fig. 3.22 Fracture surface observation of FSW joint ( $R=0.7$ ,  $L=10$ ) (a) Fracture surface, (b) BM, (c) SZ, (d) HAZ, (e) BM

一方で、 $L=40\text{mm}$  の場合、BM 及び SZ でストライエーションが観察された (Fig. 3.23)。

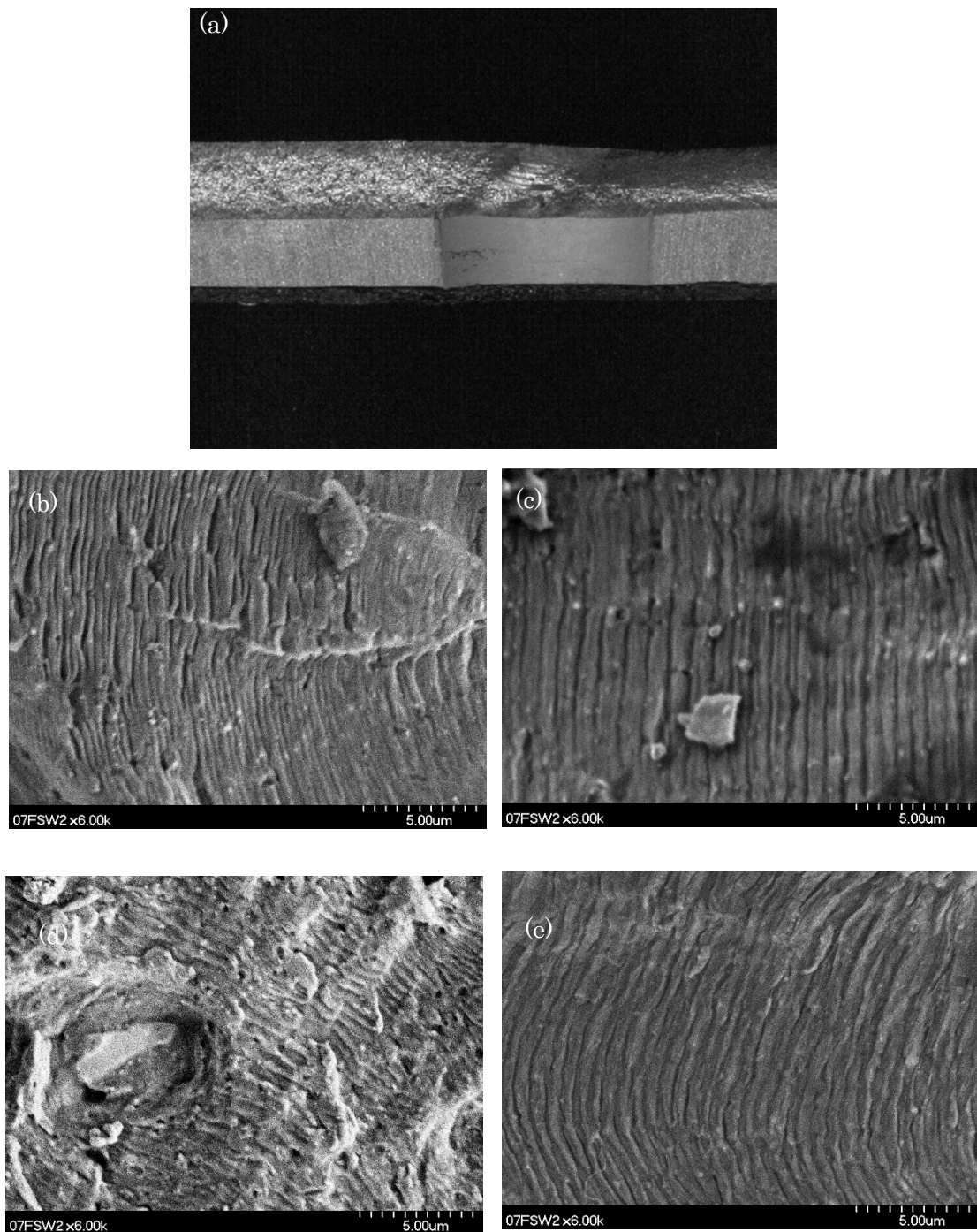


Fig. 3.23 Fracture surface observation of FSW joint ( $R=0.1$ ,  $L=40$ ) (a) Fracture surface, (b) BM, (c) HAZ, (d) SZ, (e) HAZ

一般に、疲労破面においてピッチが  $0.1$  から  $1.0\mu\text{m}$  のストライエーションが

観察される。Fig. 3.22, 3.23 で観察されたストライエーションピッチを Fig. 3.7, 3.12 に合わせて示す。観察されたストライエーションピッチは、亀裂長さ計測により得られた亀裂進展速度と同程度であることが分かる。

第 2 章で示した通り、本供試体において接合線内の硬さ分布は母材とほぼ同じである。SZ の降伏応力及び引張強度は母材より低く、応力-歪関係も母材とは異なっていた。一方で、ストライエーションは HAZ で観察されたが、TMAZ/HAZ の特徴は母材とは異なっている。ストライエーションピッチである約  $1\mu\text{m}$  と比較して、硬さ分布ピッチ ( $100\mu\text{m}$ ) 及び引張試験片寸法 ( $2\text{mm}$ ) は十分大きい。従って、本研究において、一部のケースにおいてのみストライエーションが観察された理由を、適切に説明することはできない。

本研究において、SZ の代表的な結晶寸法は第 2 章の Fig. 2.6 に示す通り約  $0.8\mu\text{m}$  である一方で、母材の板厚方向の結晶寸法は約  $20\mu\text{m}$  である。結晶粒界での亀裂進展速度は、結晶粒内と比較して遅いことが知られている (文献 3.9, 3.10)。結晶粒界での亀裂先端の変形は、結晶粒内での亀裂先端の変形とは異なると考えられる。ストライエーションは負荷時の塑性変形によって形成される。結晶寸法が小さくなると、結晶粒界は破面前方により密に分布するため、ストライエーションの形成を妨げる。本研究において、 $L=40\text{mm}$  の FSW 試験片の SZ においてストライエーションは観察された。亀裂進展速度の増加によって、SZ の結晶粒界がストライエーションの形成に与える影響が無視できるようになったためと考えられる。

### 3.5.7 非貫通亀裂の亀裂進展

第2章で明らかにした通り、条件Aの場合、2種類の破壊起点、LOP、バリ近くのツールマークが確認された。SEM観察により、いずれの疲労破面においてもストライエーションが観察された (Fig. 2.13, 2.14)。ストライエーションが観察された範囲は、LOPが破壊起点の場合、裏面より  $0.25\text{mm}$  から  $0.82\text{mm}$  の範囲、バリ近くのツールマークが破壊起点の場合、表面より  $0.62\text{mm}$  から  $1.25\text{mm}$  の範囲であった。

LOPが破壊起点の場合、非貫通亀裂の進展挙動をSEM観察から求めた結果を Fig. 3.24 に○で示す。同様に、バリ近くのツールマークが破壊起点の場合の非貫通亀裂の進展挙動を Fig. 3.24 に□で示す。第3.5.2節で求めた母材の  $R=0.1$  の貫通亀裂の進展挙動を Fig. 3.24 に実線で合わせて示す。条件Aにおける応力拡大係数範囲は、バリ近傍のツールマークによる亀裂及びLOPによる亀裂が試験片幅方向に貫通しており、板厚方向に進展する非貫通亀裂を仮定して求めた。本仮定は、破面観察結果に基づき設定した。

条件Bの場合、第2章において、2種類の破壊起点、バリ及び試験片エッジ部、が明らかにされている。いずれの破壊起点の場合も1/4楕円形状の疲労破面が観察され、SEMによりストライエーションが観察されている (Fig. 2.15, 2.16)。ストライエーションより得られた亀裂進展速度を合わせてFig. 3.24に示す。エッジ亀裂の応力拡大係数は、Newmannらの提案式 (文献3.11) により計算した。

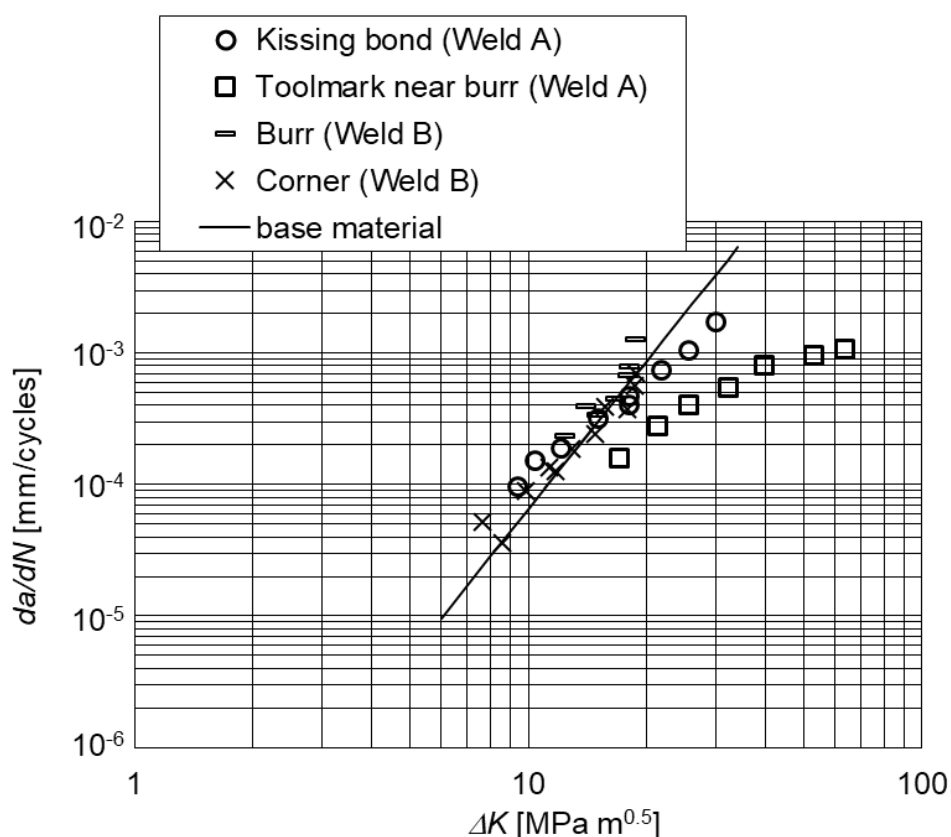


Fig. 3.24 Fatigue crack growth rates of the FSW specimens

Fig. 3.24より、条件Aのバリ近傍のツールマークが破壊起点の亀裂進展速度が、母材の亀裂進展速度と多少異なることが分かる。条件AのLOPが破壊起点の亀裂進展速度は母材とほぼ一致している。また、条件Bの亀裂進展速度は、母材と比較的一致している。

条件Aの場合、応力拡大係数は、亀裂が試験片幅方向に貫通しており、板厚方向に進展する非貫通亀裂を仮定して求めている。しかし、バリ近傍のツールマークが破壊起点の場合、亀裂先端は直線ではなく曲線となっている。亀裂先端を直線と仮定した場合、計算される応力拡大係数は実際の値よりも高い値と

なる。そこで、商用の応力拡大係数計算ソフトウェアNASGRO（文献3.12）を用いて、半楕円亀裂における応力拡大係数と亀裂先端を直線と仮定した場合の応力拡大係数を計算した。その結果、亀裂先端を直線と仮定した場合の応力拡大係数に対する半楕円亀裂の応力拡大係数の割合は、亀裂長さが0.62mmの場合0.83、亀裂長さが1.26mmの場合0.45となった。実際の亀裂は半楕円亀裂ではなく、試験片中央部と比較して短いものの試験片両幅端においても進展しており、かまぼこ型である。しかし、実際の応力拡大係数は亀裂先端を直線と仮定した場合よりも低く、 $da/dN-\Delta K$ 曲線は左側に移動し、母材データに近づくと考えられる。

次に試験片毎の  $da/dN-\Delta K$  曲線を Fig. 3.24 から取得し、疲労亀裂進展寿命の評価を行った。応力振幅 270MPa、約 5,000 サイクルで LOP から破断した試験片の場合、破面観察結果より、LOP の範囲は約 0.24mm であった。本試験片の疲労亀裂長さは最大で約 0.92mm であり、 $da/dN-\Delta K$  曲線から予測される疲労寿命は 1,800 サイクルであった。したがって、LOP から疲労亀裂に至るサイクルは約 3,200 サイクルと考えられる。一方、応力振幅 225MPa、バリ近くのツールマークを起点として約 86,000 サイクルで破断した場合、ツールマークに沿って多数の亀裂が存在し、これらは表面から 0.62mm で合流していることを確認した。最大疲労亀裂長さは 1.3mm であった。亀裂長さ 0.62mm から 1.3mm の疲労亀裂進展寿命を求めた結果、約 1,300 サイクルであった。亀裂長さ 0.62mm に至る前は多数の亀裂が同時に進展しており、0.62mm の疲労亀裂に成長するまでに要したサイクルが約 84,700 サイクルとなった。これらの結果は、バリ近傍のツールマークと比較して、LOP は接合面の分離後、急速に疲労亀裂の要因になることを示している。

## 3.6 結論

アルミニウム合金の FSW 継手の亀裂進展挙動に残留応力を含む接合が与える影響を、亀裂進展試験と解析により評価した。FSW 供試体の亀裂進展速度と母材の亀裂進展速度の比が最も大きくなる最大加速比は、残留応力が最も大きくなる接合線中心ではなく、接合線の端部近傍で観察された。残留応力の影響を考慮する修正応力比は残留応力下で変化し、修正応力比のピーク値は最大加速比の位置と一致することを示した。

接合線が負荷方向に垂直な 90 度供試体の場合、亀裂進展速度は母材と同程度であった今回の接合の場合、接合部の金属組織が接合部内の亀裂進展速度に与える影響は顕著でないことから、残留応力による亀裂進展速度の加速はないと



判断した。

残留応力の有無による応力拡大係数と亀裂進展速度のマスター曲線を用いた解析と実験値の比較により、FSW 供試体における亀裂進展速度の加速と修正応力比の関係について評価を行った。接合線中心と供試体中心の距離の影響及び外力による応力比の影響を評価した。接合線中心と供試体中心の距離の増加により、また、外力による応力比の増加により、最大加速比は減少した。試験結果と解析結果は同様の傾向を示したが、解析結果はより高い加速比となった。外力による応力比と修正応力比の差が小さくなるに従い、実験値と解析値の差が小さくなることを確認した。応力比  $R=0.1$  の場合で実験値と解析値の差は最も大きく、約 2 倍であった。準静的引張試験により得られた接合線内の応力-歪関係は、本研究における解析では考慮されていないが、FEM を用いた数値解析では考慮することが可能であり、上記の差を改善できる可能性がある。

FSW 試験片のツール側の亀裂進展方向は層状の微小構造に沿って進展する場合がある一方で、ルート側の亀裂進展方向はほぼ直線状であった。接合線中心と供試体中心の距離の増加により、また、応力比の増加により、亀裂進展方向が層状の微小構造に沿う範囲は減少した。この結果に基づき、本章で示した試験条件の場合、解析により亀裂進展挙動の傾向の定性的予測が可能と考えられる。

接合線が負荷方向に垂直な 90 度供試体の場合、亀裂進展方向と接合方向が同じ場合、接合線内でツールマークに沿って亀裂進展方向の偏向が見られた。接合による層状の微小構造の影響であると考察した。

$L=10\text{mm}$  の場合、FSW 供試体の SZ においてストライエーションは観察されなかった。一方で、 $L=40\text{mm}$  の場合、FSW 供試体の SZ においてストライエーションが観察された。接合部の硬さ分布は母材とほぼ同じであった。一方、TMAZ/HAZ 及び SZ の応力-歪関係は母材とは明らかに異なっており、降伏応力は母材よりも低い値であった。SZ の結晶寸法は、 $L=10\text{mm}$  における SZ のストライエーション形成を抑えたものの、 $L=40\text{mm}$  の場合には、効果がなくなったと考えられ、ストライエーションの形成に結晶寸法が影響することを確認した。

各条件における破面観察に基づく非貫通亀裂の亀裂進展評価の結果、LOPを破壊起点とする疲労亀裂進展速度は、MT試験に基づく母材の亀裂試験速度に近い値を示した。一方で、バリ近傍のツールマークが破壊起点の場合の亀裂進展速度は、母材の亀裂進展速度と異なる値となる結果となった。これは亀裂先端を直線と仮定したことにより、実際の亀裂と比較して応力拡大係数が高くなっているためと考えられる。

第 4 章  
FSW 接合部の亀裂進展に関する弾塑性  
FEM 解析

## 4.1 緒言

本章では、弾塑性 FEM 解析を用いて母材及び FSW 接合板の亀裂進展供試体の亀裂開口応力を求め、得られた亀裂開口応力と母材の亀裂進展試験データを用いて FSW 接合板の亀裂進展挙動の予測を行った。得られた結果と第 3 章で取得した亀裂進展試験結果との比較を行った。また第 3 章で求めた残留応力場における応力拡大係数と、残留応力場における亀裂進展速度の経験則を用いて、FSW 接合部の亀裂進展速度を求め、弾塑性 FEM 解析結果及び試験結果との比較を行った。

## 4.2 解析手法

供試体形状は、板厚 2mm、幅 400mm、長さ 1000mm であり、第 3 章 Fig. 3.2 に示されている。第 2 章の条件 B の接合板から供試体は切り出されている。第 3.2.2 節で行った疲労亀裂進展試験のうち、接合線と負荷方向が同じ方向であり、供試体中心と接合線の距離が 40mm で応力比が 0.1 の試験を対象として解析を行った。

FSW 接合部の残留応力分布は第 3 章 Fig. 3.5 に示されている。第 3 章で述べた通り、接合線の半幅 3mm に対して、接合線中心から約 9mm の範囲まで引張残留応力が残っている。FSW はツールの移動と回転により接合されるため、接合部の左右では塑性流動の相対速度が異なるが、使用する FSW 供試体の残留応力分布はほぼ左右対称であることが Fig. 3.5 より明らかである。

亀裂先端の応力拡大係数を Analytical に求める方法、及び弾塑性 FEM 解析により亀裂開口応力を求める方法の以下の 2 通りの方法を用いて、残留応力場における亀裂進展速度の評価を行った。

文献 4.1 の Analytical な手法を用いて残留応力場における亀裂先端の応力拡大係数を求めた。文献 4.1 では残留応力分布を(4.1)式で近似している。

$$\sigma_y(\xi) = \sigma_{res,max} \frac{1 - \xi^2}{\exp(-0.5\xi^2)} \quad (4.1)$$

ここで  $\xi$  は、接合線と試験片中央との距離  $L$  及び接合部の引張残留応力範囲の 1/2 の値  $d$  を用いてで表される無次元量であり、第 3 章(3.4)式で定義されている。 $\sigma_{res,max}$  は引張残留応力のピーク値を示す。(4.1)式を用いた場合、圧縮側の

残留応力のピーク値が-77MPa となり、開切法による測定結果である-13MPa と差が大きい。このため、本研究では、実験により得られた残留応力分布に近い、文献 4.2 の提案式を用いて残留応力分布を仮定することとした。文献 4.2 の提案式は第 3 章(3.2)式として、残留応力分布中の亀裂の応力拡大係数は、第 3 章で (3.5)式として示されている。

$$\sigma_y(\xi) = \sigma_{res,max} \frac{1 - \xi^2}{(1 + \xi^2)^2} \quad (4.2)$$

$$K_{res} = \frac{1}{\sqrt{\pi a}} \int_{-a}^a \sigma_y(\xi) \sqrt{\frac{a+\xi}{a-\xi}} d\xi \quad (4.3)$$

$a$  は半亀裂長さを、 $K_{res}$  は残留応力による応力拡大係数をそれぞれ示す。FSW 接合部における亀裂進展速度は、(4.3)式で得られた応力拡大係数と文献 4.1 で提案されている経験式を用いて求めた。

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{Weld\ panel} = \left(1 + F_{res} \frac{\sigma_{res,max}}{\Delta\sigma}\right) \left(\frac{da}{dN}\right)_{BM} \quad (4.4)$$

$F_{res}$  は残留応力場における応力拡大係数を  $\sigma_{res,max}(\pi a)^{1/2}$  で除した値、 $\Delta\sigma$  は応力振幅をそれぞれ示す。

次に、有限要素法を用いて亀裂進展挙動を評価する手法について説明する。金属材料の亀裂進展挙動評価には VCCT 法を使う手法がある。しかし、FSW 接合部を亀裂が進展する場合、亀裂先端近傍の応力状態が残留応力分布内の亀裂先端位置により大きく異なることから、VCCT 法の適用が妥当であるかは不明である。また、NASGRO 等の汎用亀裂進展データベースは、残留応力分布形状や残留応力の方向の模擬に制限がある。このため、本研究では、弾塑性 FEM 解析を用いて母材及び FSW 接合板の残留応力場における亀裂開口応力を求め、これらの亀裂開口応力と母材の亀裂進展試験データを用いて、FSW の亀裂進展挙動の予測を行った。解析においては、試験片の上下方向の対称性を考慮して試験片の上半分について解析を行った。解析には汎用解析コードである ABAQUS を使用した。解析は 2 次元解析とし、平面応力場を仮定した。解析モデルを Fig. 4.1 に示す。

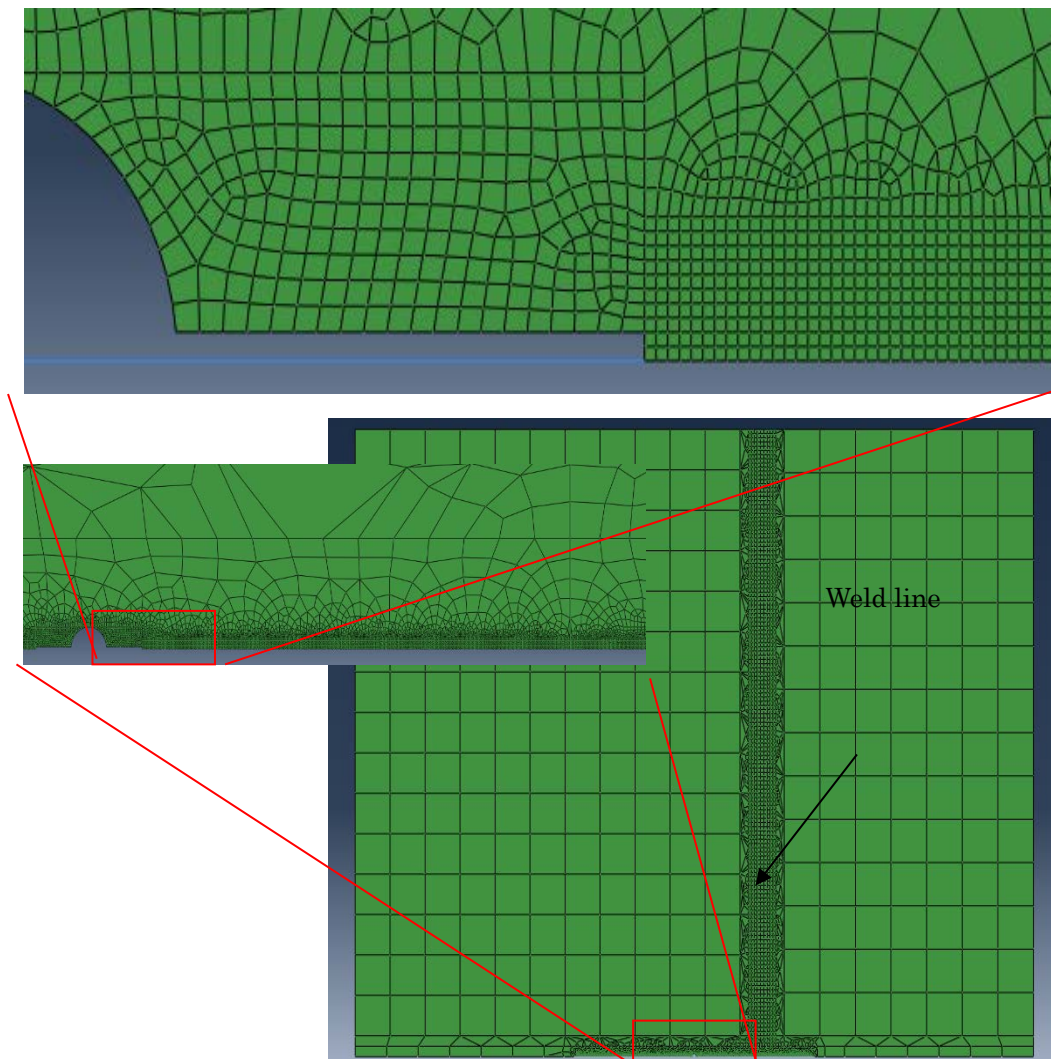


Fig. 4.1 FEM model

亀裂先端近傍の塑性変形の影響を考慮するために、亀裂先端近傍のメッシュ寸法は  $0.05\text{mm}$  とした。材料特性は、区分線形の弾塑性応力ひずみ関係、ミーゼスの降伏条件を用いた。硬化則については母材の亀裂開口応力予測に、等方硬化則(文献 4.3)、移動硬化則(文献 4.4)、両硬化則(文献 4.5)を用いた研究事例があり、各硬化則の比較検討は今後の課題と考えられる。本章では等方硬化則を採用した。接合部に生じる残留応力分布は、接合部近傍に仮想的に温度差を与えることにより、残留応力分布を付与した。

弾塑性 FEM 解析では、亀裂近傍の塑性変形に伴うクラッククロージャーの影響を評価するために、対称面に剛な接触対を設けた。亀裂開口応力の評価は、LaRue らの手法(文献 4.6)を用いた。対称面上の節点は、亀裂縁を除き全て対称方向の変位を拘束した。亀裂先端の塑性変形の影響を求めるために、最大荷重を

負荷した後除荷を行い、亀裂先端の節点の対称方向の変位拘束を解除した。その後、再度負荷を加え、亀裂面の接触が全て開放された際の外部応力を亀裂開口応力として定義することとした。

弾塑性 FEM 解析による亀裂開口応力の評価は、母材の亀裂開口応力の解析に使用されている(文献 4.3-4.5)。母材の亀裂開口応力に関する研究が見られる一方で、接合等により生じた残留応力場における亀裂開口応力を求めた事例はほとんどみられない。

亀裂進展速度の評価は、実験により得られた母材の  $da/dN-\Delta K$  曲線に対して、弾塑性 FEM 解析により得られた母材及び FSW 接合板の亀裂開口応力を用いて、FSW 接合板の  $da/dN-\Delta K$  曲線を求めた。FSW 接合板の場合、左右の亀裂長さが異なることから、応力拡大係数の評価は石田の補正係数(文献 4.7)を用いた。

### 4.3 結果及び考察

Fig. 4.2 に実験後の FSW 接合板の亀裂進展経路を示す。図より、接合線を越えたのち亀裂進展方向が下側に約 5 度傾いていることがわかる。接合時のツールの回転と移動により、FSW 接合部表面は凸状の模様を生じており、亀裂の偏向はこれに沿って生じていた。進展方向の偏向は小さいことから、前節で記載した通り解析においては上下対称を仮定することとした。

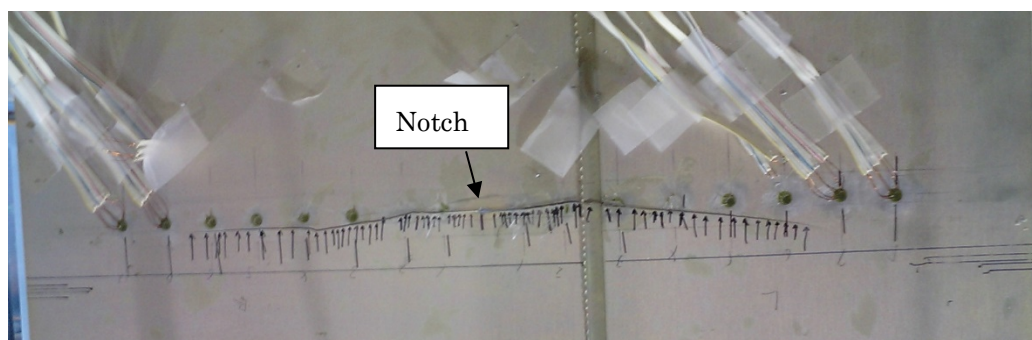


Fig. 4.2 Fatigue crack growth path on FSW panel

Fig. 4.3 に実験により得られた母材及び FSW 接合板の  $da/dN-\Delta K$  線図をプロットで示す。引張残留応力は、応力拡大係数振幅が  $16\sim 19\text{MPa m}^{1/2}$  の範囲である。図より、亀裂先端が引張残留応力分布に入った際に、引張残留応力による亀裂進展速度の加速が見られることがわかる。母材の亀裂進展速度に対する

FSW 接合板の亀裂進展速度の割合は最も大きい場合で約 2.2 であった。一方で、亀裂が接合線を通じた後も、亀裂進展速度は母材と比較して高いことがわかる。

Fig. 4.3 に Analytical な手法により得られた亀裂進展速度を破線で合わせて示す。実験結果と比較すると、接合線を通じたまではおよそ一致した傾向を示している。一方、接合線通過後は、亀裂進展速度が FSW 接合板及び母材の実験値よりも低くなっている。定性的な傾向は一致していることから、同手法により接合部の亀裂進展挙動の挙動を予測できると考えられる。今回使用した(4.4)式は、文献 4.1 においてアーク溶接された 18G2AV 鋼の亀裂進展試験結果と比較して妥当性が示されている。本研究で使用した試験片は 2024-T3 アルミニウム合金の FSW 接合板であるため、材質と接合方法が文献 4.1 と異なる。(4.4)式は経験式であることから、本材料への適用のためにはさらに検討が必要と考えられる。

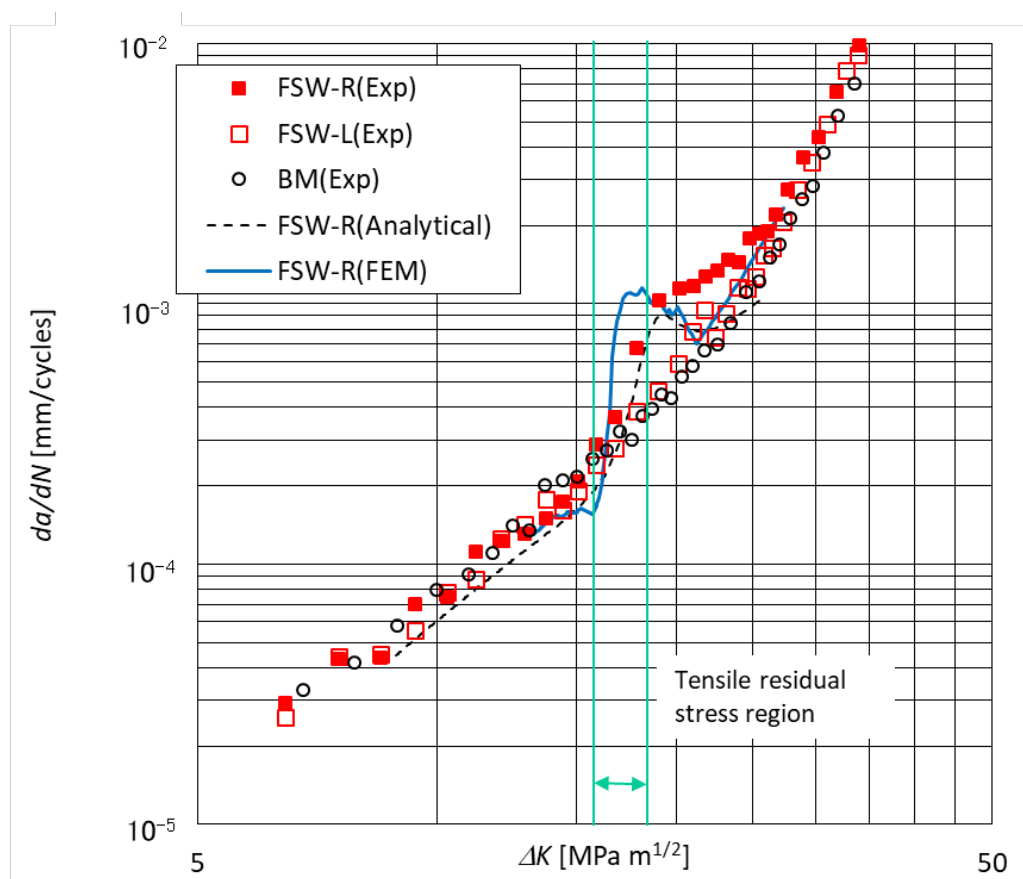


Fig. 4.3 Fatigue crack growth data for FSW panel

弾塑性 FEM 解析により得られた母材の亀裂開口応力を Fig. 4.4 に示す。横

軸は試験片中央から亀裂先端までの長さを示す。図より、亀裂長さの増加とともに亀裂開口応力も増加し、約 22mm で亀裂開口応力値が収束していることがわかる。収束した解析値は約 35MPa である。FSW 接合板の FEM 解析結果を Fig. 4.4 に合わせて示す。FSW 接合板の場合も、亀裂長さ約 22mm で亀裂開口応力の値が収束していると考えられる。弾塑性 FEM 解析による亀裂開口応力評価では、評定部のメッシュ寸法が小さいほど解が収束する亀裂長さが短くなることが知られている。著者らは評定部のメッシュ寸法 0.025mm で母材の亀裂開口応力の計算を行った場合、亀裂長さ約 12mm で収束する結果を得ている。本章における接合線位置は 40mm であり、Fig. 4.4 より FSW 接合部の残留応力により亀裂開口応力が影響を受ける亀裂長さにおける解の収束は、本メッシュ寸法で問題ないと判断される。

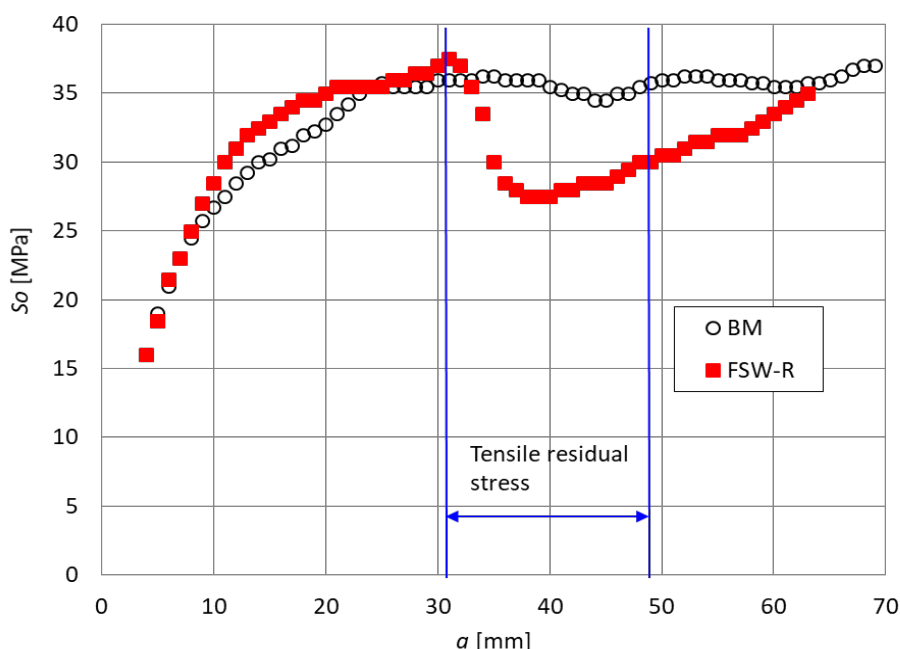


Fig. 4.4 Crack opening stress

亀裂先端が接合線から十分離れた位置にある場合、亀裂開口応力は、母材の亀裂開口応力とほぼ同じ値を示している。亀裂先端が引張残留応力内に入ると、亀裂開口応力が低下し、亀裂先端が接合線内に到達した際に最小値になることがわかる。亀裂先端が接合線を通ると、亀裂先端が接合線から遠くなるに従い亀裂開口応力は増加し、母材の亀裂開口応力に漸近する。FSW 接合板の場合、亀裂開口応力の最小値は接合線内部で約 27MPa であった。また、亀裂開口応力の変化は、亀裂先端が接合線に近づく場合と比較して、接合線を貫通した後に、亀裂先端が接合線から離れる場合の方が緩やかであることがわかる。これは、実



験結果において、亀裂先端が接合線に近づき、亀裂進展速度の加速が見られる位置と比較して、接合線を亀裂が貫通後、亀裂進展速度が母材の値に隣接する位置が接合線から離れていることと一致している。母材及び FSW 接合板の無負荷時の亀裂先端近傍の相当塑性ひずみの比較を行った。FSW 接合板の接合線中心に亀裂先端が到達する亀裂長さが 40mm の場合 (Fig. 4.5) と FSW 接合板の亀裂開口応力が母材の値に漸近した亀裂長さ 63mm の場合 (Fig. 4.6) の結果を示す。

図より、接合線内に亀裂先端がある場合、引張残留応力の影響により、相当塑性ひずみの値が高く塑性ひずみを生じている範囲が広いことがわかる。一方、亀裂先端が接合線から離れ母材と FSW 接合板の亀裂開口応力にほとんど差が見られない場合、引張残留応力が亀裂先端の塑性変形に与える影響は小さくなることがわかる。

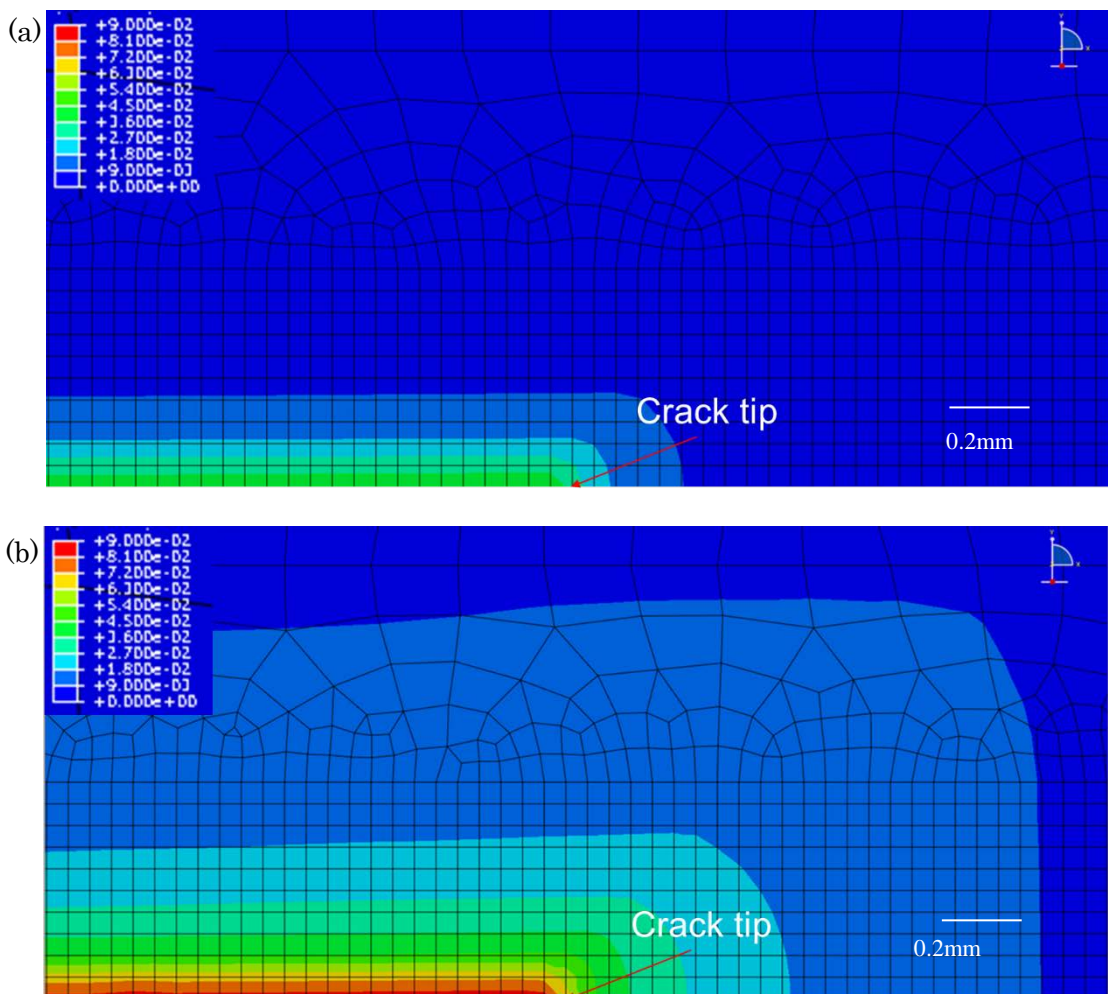


Fig. 4.5 Equivalent plastic strain distribution (crack length = 40mm,  $x=40$  at crack tip) (a) BM, (b) FSW

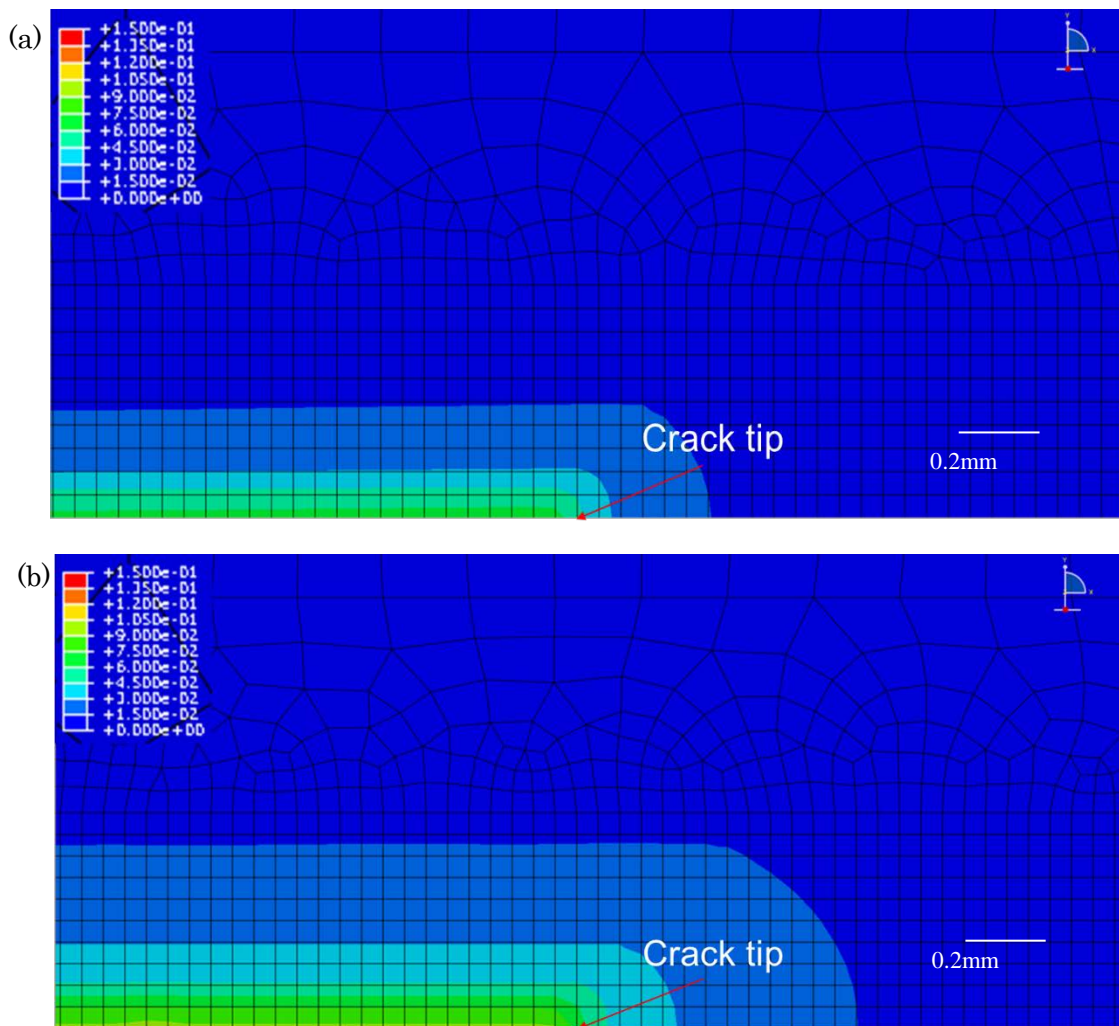


Fig. 4.6 Equivalent plastic strain distribution (crack length = 63mm,  $x=63$  at crack tip) (a) BM, (b) FSW

亀裂長さ 40mm の場合、無負荷時の亀裂縁の負荷方向変位を比較した結果を Fig. 4.7 に示す。ここで、横軸は亀裂先端からの横方向距離を表わしており、縦軸は亀裂縁の負荷方向変位を表わす。母材の場合、亀裂の負荷方向変位はほとんどみられないことがわかる。これに対して FSW 接合板の場合、亀裂先端から 0.25mm までの範囲を除き、亀裂縁が負荷方向に変形していることがわかる。亀裂先端から約 9mm までの範囲は接合による引張残留応力が分布していることから、同応力により亀裂縁が負荷方向に引き上げられていることがわかる。亀裂長さ 63mm の場合、母材及び FSW 接合板のいずれについても亀裂縁の負荷方向変位は、亀裂長さ 40mm の母材の場合と同じくほとんどみられなかった。

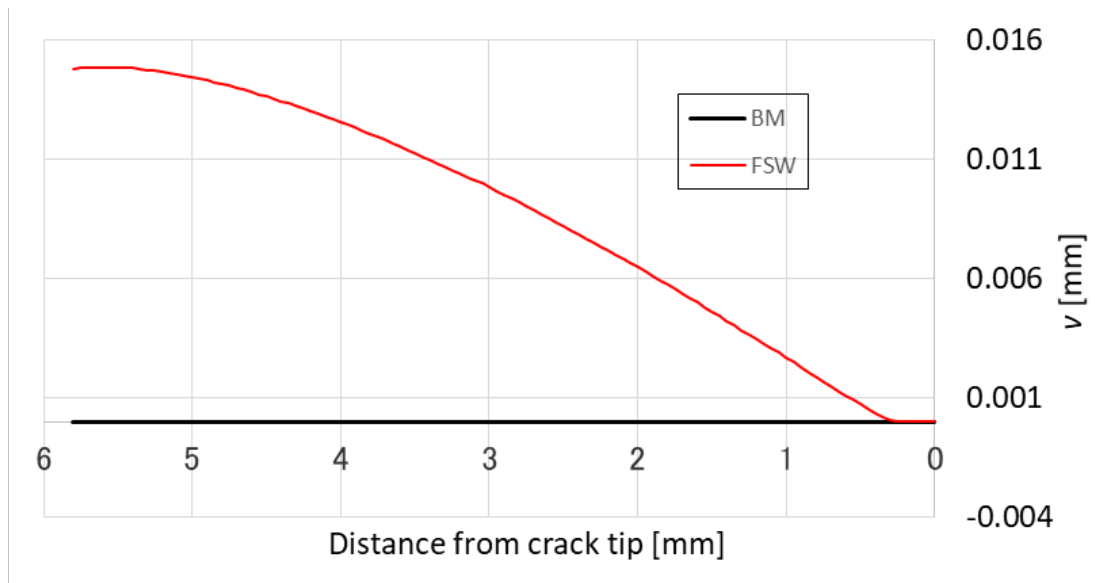


Fig. 4.7 Vertical displacement on crack wedge

母材及び FSW 接合板の無負荷時における亀裂縁の接触圧力分布の比較を行った。相当塑性ひずみの比較と同様、亀裂長さが 40mm (Fig. 4.8)、63mm (Fig. 4.9) の 2 通りの結果を示す。

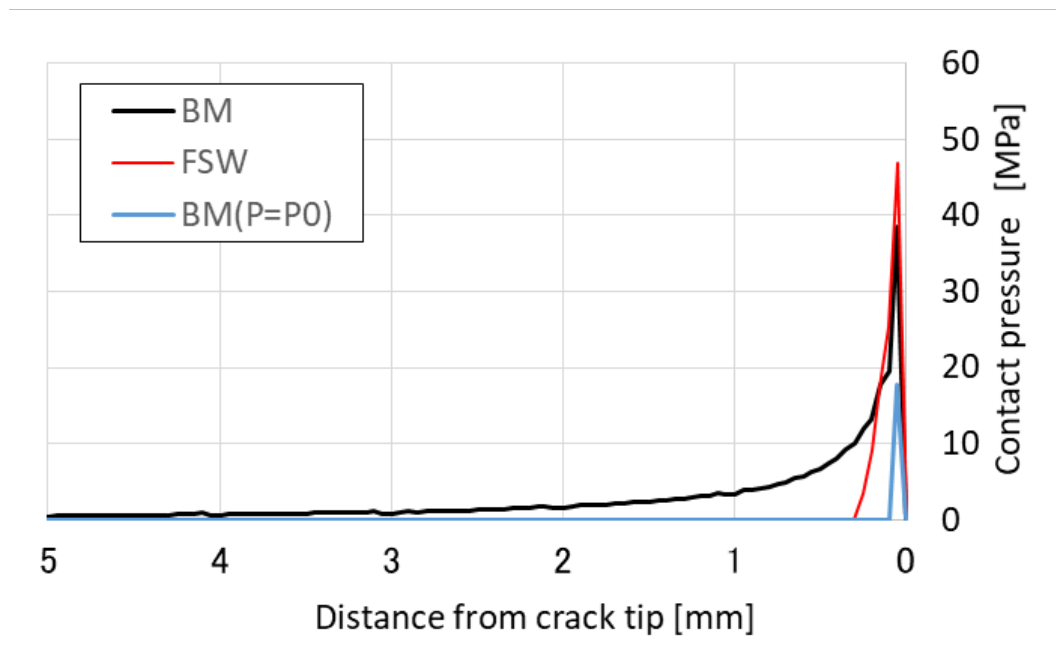


Fig. 4.8 Contact pressure on crack wedge (40mm)

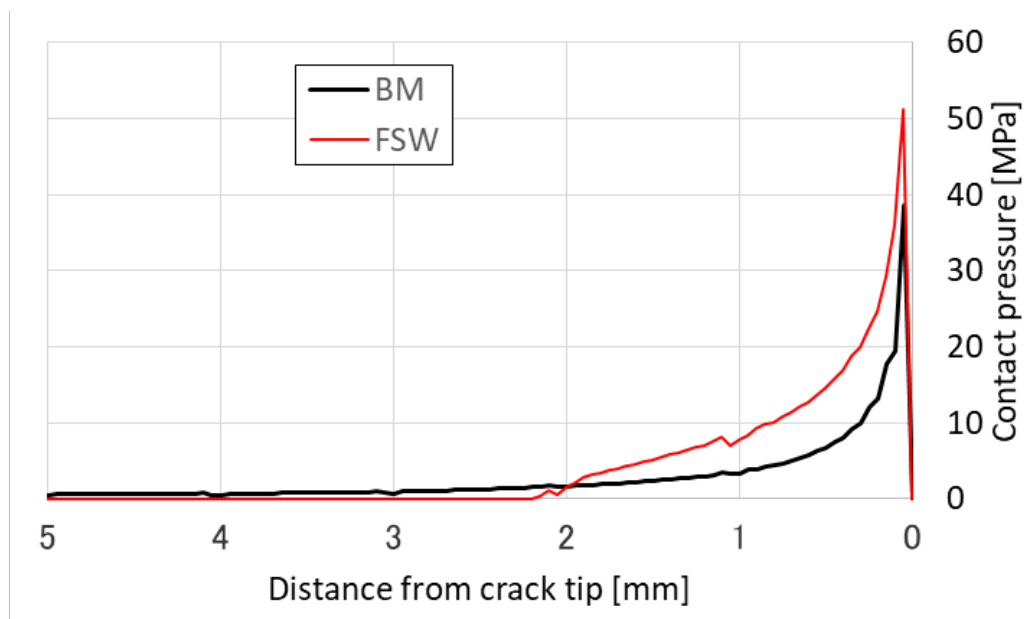


Fig. 4.9 Contact pressure on crack wedge (63mm)

図より、亀裂先端が接合線内にある場合、接触圧力の分布範囲は亀裂先端から0.25mmであり、母材と比較して極めて狭いことがわかる。この傾向は Fig. 4.7の亀裂縁の負荷方向変位分布と一致している。母材及び FSW 接合板で、接触圧のピーク値には大きな違いはみられなかった。次に亀裂先端が接合線を貫通している場合、母材と FSW 接合板の接触分布に大きな違いは見られなかった。亀裂先端と引張残留応力分布の距離が離れたことにより、引張残留応力分布の影響が小さくなり、母材と同様の傾向になったと考えられる。

無負荷時の亀裂先端近傍の応力分布を Fig. 4.10 に示す。図より、母材は亀裂縁に圧縮残留応力分布が作用し、亀裂進展方向にはこれと釣合う引張残留応力分布が見られる。一方、FSW 接合板の場合、母材と比較して亀裂縁の圧縮残留応力は高いことがわかる。Fig. 4.5 より、FSW 接合部に亀裂が進展した場合、母材と比較して大きな塑性変形が亀裂周りに生じており、塑性変形は亀裂進行方向に進むに従い減少している。このため、接合による引張残留応力が作用することにより亀裂先端近傍より高い圧縮応力が残ったと考えられる。また、引張残留応力の影響により亀裂進展方向には母材よりも高い引張応力が作用していることがわかる。

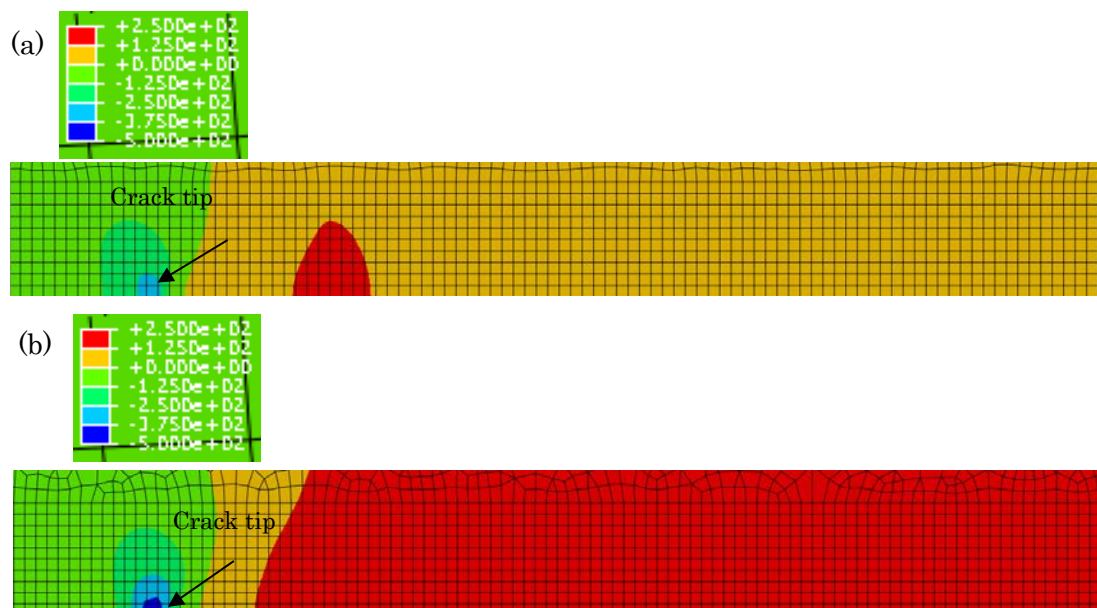


Fig. 4.10 Vertical stress on crack wedge and ahead of crack (a) BM, (b) FSW

FSW 接合板の亀裂開口応力値を母材に負荷した際の亀裂縁の接触圧力分布を青線で Fig. 4.8 に合わせて示す。図より、母材の亀裂先端近傍には接触圧力が存在することがわかる。FSW 接合部に亀裂先端がある場合、母材よりも塑性ひずみが多い。このため、接合時の温度変化等による残留応力がない場合を仮定すると、無負荷時の圧縮応力は FSW 接合板の方が大きくなり、亀裂開口応力も FSW 接合板の方が大きくなると考えられる。しかし、引張残留応力の影響により亀裂先端近傍の圧縮応力分布は亀裂先端近傍のみとなり、亀裂開口応力も母材と比較して低い値となったと考えられる。

次に、得られた亀裂開口応力から計算された FSW 接合板の  $da/dN-\Delta K$  曲線を実線で Fig. 4.3 に示す。Fig. 4.3 より、得られた亀裂進展挙動は、実験結果、経験式を用いた解析結果と比較して、FSW 接合板の亀裂進展特性を定性的には再現できていると考えられるが、残留応力の影響が大きめに出ていることがわかる。

$a-N$ 線図を Fig. 4.11 に示す。FEM 解析結果を用いた  $a-N$ 線図は、亀裂開口応力の評価が妥当である亀裂長さが 22mm 以降の Fig. 4.3 の結果を積分して求めた。図より  $a-N$ 線図は実験結果と概ね一致した結果が得られていることがわかる。

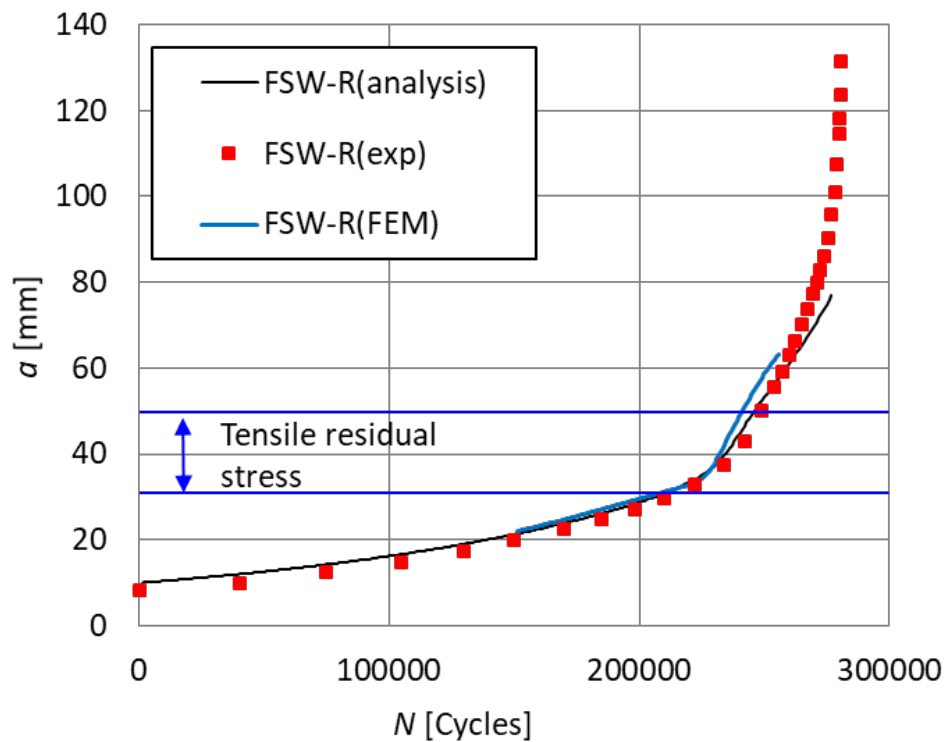


Fig. 4.11  $a$ - $N$  curve

## 4.4 結論

弾塑性 FEM 解析により母材及び FSW 接合板の亀裂進展試験における亀裂開口応力を求め、得られた亀裂開口応力を用いて、FSW 接合板の亀裂進展挙動を評価した。また、Analytical な手法から残留応力場の応力拡大係数を求め、亀裂進展速度の経験則を用いて FSW による残留応力場を進展する亀裂の進展挙動の予測を行った。

亀裂先端が FSW 内にある場合、亀裂先端の相当塑性歪は残留応力により母材と比較してピーク値及び塑性範囲が明らかに大きい。亀裂開口応力が母材の値に漸近した場合、FSW の亀裂先端の相当塑性歪は、塑性範囲に違いがみられる一方、ピーク値は母材と同程度であった。また、亀裂先端が接合線内にある場合、亀裂縁の無負荷時の接触範囲が母材と比較して明らかに小さいのに対して、亀裂開口応力が母材の結果に漸近した場合、亀裂縁の接触範囲は母材と同程度であり、定性的に妥当な結果であることを確認した。

解析において、FSW の亀裂開口応力が母材の亀裂開口応力に漸近するのは亀裂先端が接合線を越えた後であり、亀裂進展速度の実験値と解析値の比較から、FSW 接合板の亀裂進展挙動の予測が可能であることを示した。

# 第5章

## FSW 接合部の耐腐食性

## 5.1 緒言

本章では、2024-T3 FSW 継手の腐食試験について述べる。また、腐食試験による初期腐食がその後の継手の疲労寿命に与える影響について評価を行う。

## 5.2 試験方法

本章では、2024-T3アルミニウム合金及び同合金のFSW接合板より試験片を製作する。FSW継手の場合、接合による接合部の特性を安定させるため、試験片はFSW接合後少なくとも1か月以降に試験片の切り出しを行った。第2章の条件Aの接合板から試験片を切り出した。母材及びFSW継手の機械特性は第2章で取得しTable 2.2に纏めている。試験片は腐食試験に使用された後、腐食状況について検査を行った。また、腐食を付与した試験片を用いて、腐食損傷が疲労寿命に与える影響の評価を行った。腐食を生じていない試験片の疲労寿命との比較も合わせて行った。試験片の準備及び試験条件について以下に示す。

### 5.2.1 FSW継手の製作

本章では第2章の条件AのFSW接合板を使用した。接合時のツールの移動速度と回転速度の割合は2.0である。接合方向は負荷方向と垂直であり、接合線はFSW試験片の中央に位置している。母材の圧延方向は接合方向と並行、負荷方向と垂直である。FSW接合を行うことから、クラッド層を含まないBare材を用いた。FSW接合ツールのピン及びショルダーの直径は、それぞれおおよそ4mm及び10mmである。

### 5.2.2 試験片表面処理

ツールマーク及びバリおける表面の凹凸は腐食触媒の集中を生じ、単純な腐食環境暴露以上の腐食損傷を生じる可能性があることから、ASTM E-466に記載されている表面処理条件を用いて、FSW試験片の表面加工を行った。母材に対しても同様の表面処理を行い、母材及びFSW継手について、同じ表面処理で腐食試験を行った。母材及びFSW試験片の表面処理前後の板厚は、2.0mm及び1.6mmである。

### 5.2.3 腐食試験



試験片端部の影響を除くため、試験片中央の幅6mmの範囲を腐食範囲とした。評定部を除く範囲は、腐食を防止するためにマニキュアを塗布した。腐食媒体は60°Cの3.0%食塩水水溶液とした。母材及びFSW継手の腐食損傷に暴露時間が与える影響を調べるために、4通りの腐食暴露時間（24, 48, 72, 96h）について評価を行った。各暴露時間ごとに4体の試験片を使用した。しかし96h暴露をした母材試験片の1体については、腐食試験中に温度制御に問題が生じたことから、96h暴露の母材試験片は3体とした。

腐食環境暴露の後、試験片はアセトンに浸し超音波洗浄を行った。その後、CCDカメラを用いて腐食面の観察を行った。腐食ピットを含めた腐食の形態を計測するために、キーエンス社デジタルレーザーマイクロスコープKS-1100及びセンサーLT-9010を用いて、腐食表面の観察を合わせて行った。計測装置の深さ方向解像度は0.01 $\mu\text{m}$ であり、レーザーのスポット寸法は0.2 $\mu\text{m}$ である。計測結果により、面内のピット形状及び面内のピット形状に外接する楕円及び楕円の長軸及び短軸を求めた。本論文では、腐食ピットの深さに対する、面内のピット形状に外接する楕円の軸の長さの割合を腐食ピットのアスペクト比と定義する。さらに、計測で得られたピット深さと観察位置を含む正方の積の総和を求め、腐食ピットの容積として計算した。

#### 5.2.4 腐食試験片の疲労試験

腐食試験の後、腐食損傷が疲労寿命に与える影響を調べるために、腐食試験片の疲労試験を行った。腐食を付与した疲労試験片の形状及び試験方法はASTM E-466に準拠している。試験片形状は、第2章Fig. 2.2と同じである。腐食範囲を含む試験片形状をFig. 5.1に示す。疲労試験には25kN荷重レンジのINSTRON社製油圧試験装置8850を用い、荷重制御で試験を行った。荷重は、正弦波、応力比0.1、負荷速度5Hzとした。最大応力は200, 250MPaの2通りとし、同じ腐食環境暴露時間に対して4体中2体を同じ疲労試験条件とした。

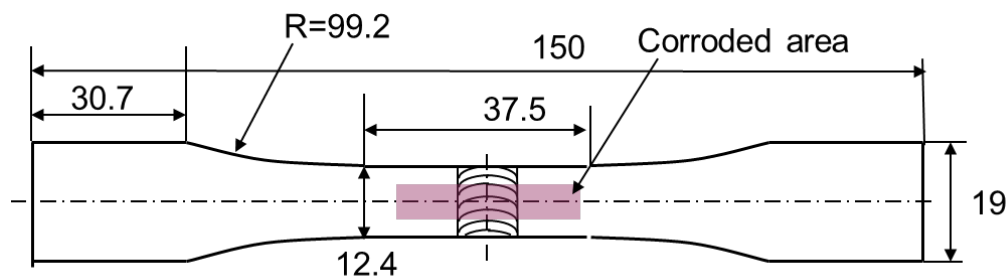


Fig. 5.1 Dimensions of fatigue test specimen

### 5.2.5 試験片観察

破面観察に、日立製作所製FE-SEM S-4700を用いた。TEM観察には日本電子製TEM JEM-2100Fを用いた。試料観察のための収束イオン寸法は2 mm<sup>2</sup>正方とした。また、TEM観察にて成分評価を行った後、日本電子製EDX JED-2300を用いてEDX分析を行った。

## 5.3 試験結果

### 5.3.1 腐食試験

24, 48, 72, 96h暴露された母材試験片の腐食面を、Fig. 5.2に示す。各暴露時間に対して腐食ピットがランダムに分布している。

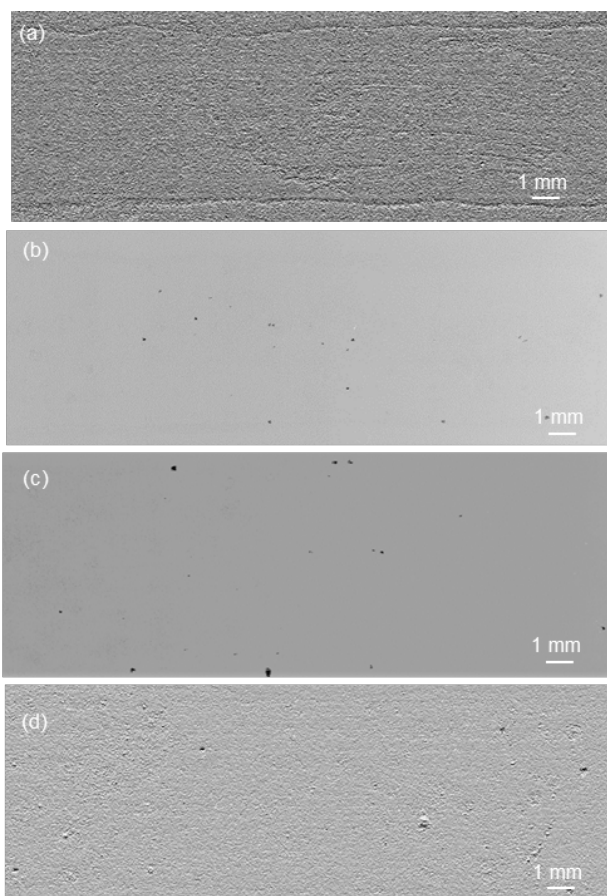


Fig. 5.2 Corroded surface of base material (a) 24-, (b) 48-, (c) 72-, and (d) 96-h exposure

同じ暴露時間に対するFSW試験片表面をFig. 5.3に示す。母材と異なった特徴

を示している。24h暴露において、母材試験片の場合と比較して接合線端部においてより損傷が大きい。暴露時間が長いほど、母材試験片とFSW試験片の損傷の違いは大きく、FSW試験片表面の腐食ピットは母材試験片と比較してより深くより幅広であった。また、腐食ピットは接合線の中心及び端部に集中している。第2章の金属組織観察から、これらの部位はSZ及びTMAZであることを確認した。

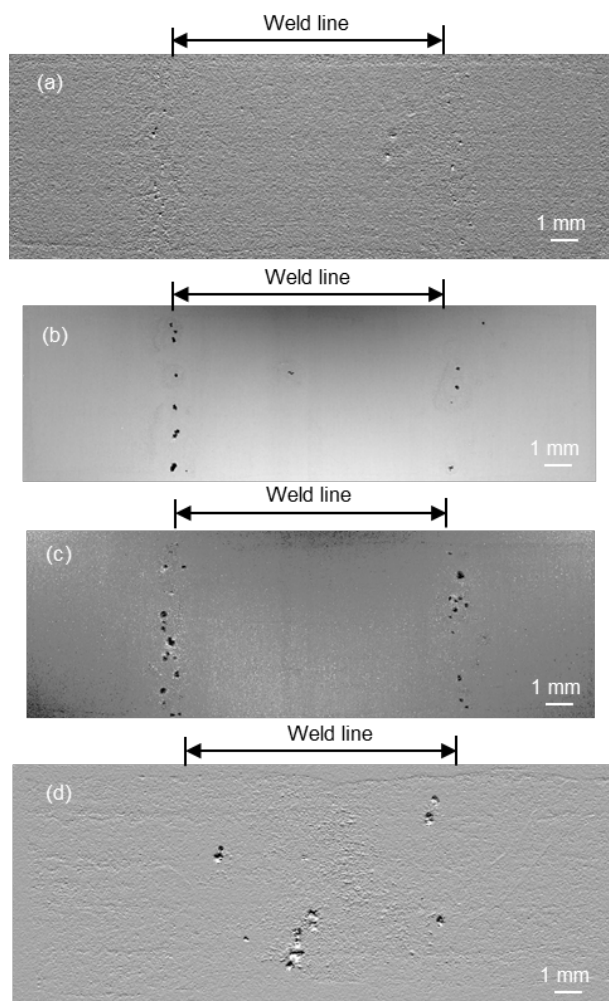


Fig. 5.3 Corroded surface of FSW specimen (a) 24-, (b) 48-, (c) 72-, and (d) 96-h exposure

### 5.3.2 腐食サンプルの疲労試験

腐食損傷の影響を調べるために腐食を付与した試験片を用いた疲労試験を行った。試験結果をTable 5.1及びFig. 5.4に示す。同じ表面処理で腐食損傷を付与しないFSW試験片の試験結果も合わせて示す。

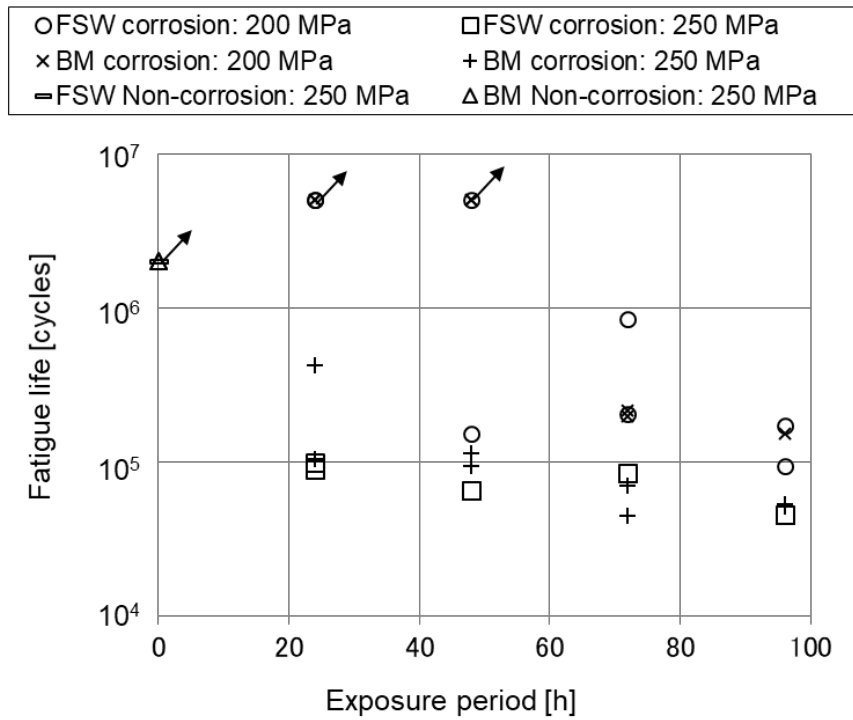


Fig. 5.4 Fatigue test result of prior corroded specimens

Table 5.1 Fatigue test results

	$\sigma_{max}$ (MPa)	Cycles to failure	No. of fracture origins	Fracture origin location	Remarks
BM-24-1	250	419309	1	BM	
BM-24-2	250	103478	1	BM	
BM-48-1	250	93258	1	BM	
BM-48-2	250	113139	3	BM	
BM-72-1	250	69959	1	BM	
BM-72-2	250	44156	1	BM	
BM-96-1	250	63149	1	BM	
BM-96-2	250	41559	1	BM	
BM-24-3	200	Run out	N/A	N/A	
BM-24-4	200	Run out	N/A	N/A	

Table 5.1 Fatigue test results (continued)

	$\sigma_{max}$ (MPa)	Cycles to failure	No. of fracture origins	Fracture origin location	Remarks
BM-48-3	200	Run out	N/A	N/A	
BM-48-4	200	Run out	N/A	N/A	
BM-72-3	200	214591	2	BM	
BM-72-4	200	195894	1	BM	
BM-96-3	200	151534	2	BM	
FSW-24-1	250	98376	1	SZ	tunneling
FSW-24-2	250	88530	1	SZ	
FSW-48-1	250	65196	1	SZ	
FSW-48-2	250	65030	1	SZ	tunneling
FSW-72-1	250	84032	2	TMAZ	
FSW-72-2	250	84898	1	TMAZ	
FSW-96-1	250	45151	3	SZ	
FSW-96-2	250	45519	1	SZ	tunneling
FSW-24-3	200	Run out	N/A	N/A	
FSW-24-4	200	Run out	N/A	N/A	
FSW-48-3	200	151963	1	SZ	tunneling
FSW-48-4	200	Run out	N/A	N/A	
FSW-72-3	200	202479	2	TMAZ	
FSW-72-4	200	842523	2	TMAZ	
FSW-96-3	200	170917	3	TMAZ	
FSW-96-4	200	93466	1	TMAZ	

最大応力250MPaの場合、腐食損傷を有する全試験片は、疲労試験中に破断した。また、腐食損傷を有しないFSW試験片の疲労寿命は、腐食損傷を有する試験片の10倍以上であり、腐食損傷が疲労寿命に対して極めて有害であることが明らかである。図に示す通り、腐食損傷を有する母材試験片とFSW試験片の疲労寿命の範囲は似ているが、24h暴露の母材試験片1体は、約42万サイクルであり他と比較して長い疲労寿命を示している。最大応力200MPaの場合、暴露時間が24, 48hにおいて500万サイクルでも破断しない事例が見られた。一方、暴露時間が長い場合、最大応力が200MPaであっても試験片の破断が見られた。暴露時間が長い場合、最大応力が疲労寿命に与える影響は小さくなることが分かる。

次に、破壊の起点を確認するために、破断面観察を行った。全ての試験片において、腐食ピットが破壊の起点であった。Table 5.1に、破壊起点となった腐食ピット数を合わせて示す。母材試験片と異なり、FSW試験片の場合、複数の腐食ピットが破壊の起点となりやすい (Fig. 5.5) ことが分かる。腐食環境への暴露が長いほど、この傾向が顕著である。Fig. 5.6に、96h暴露した母材試験片の破壊起点となった腐食ピットを示す。本研究における破面観察より、Fig. 5.6に示すように母材試験片の破壊起点となる腐食ピットは表面下を進展しないことが分かる。Table 5.1に破壊起点となる腐食ピットの特徴を合わせて示す。母材試験片に形成させる腐食ピットと同様に、FSW試験片のTMAZに形成される腐食ピットは表面下を進展するトンネル状にならない (Fig. 5.5)。

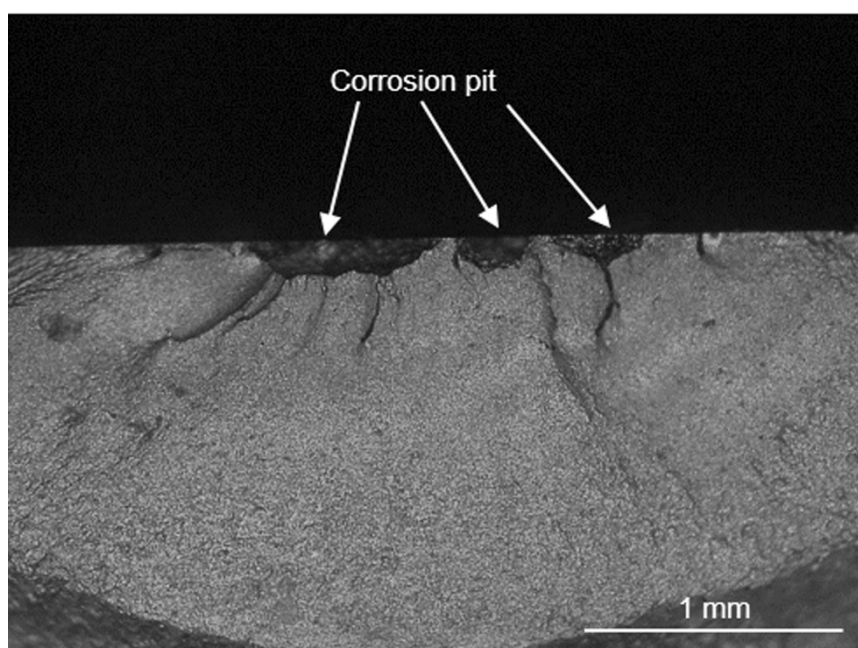


Fig. 5.5 Fracture surface of FSW joint with 96-h corrosive exposure

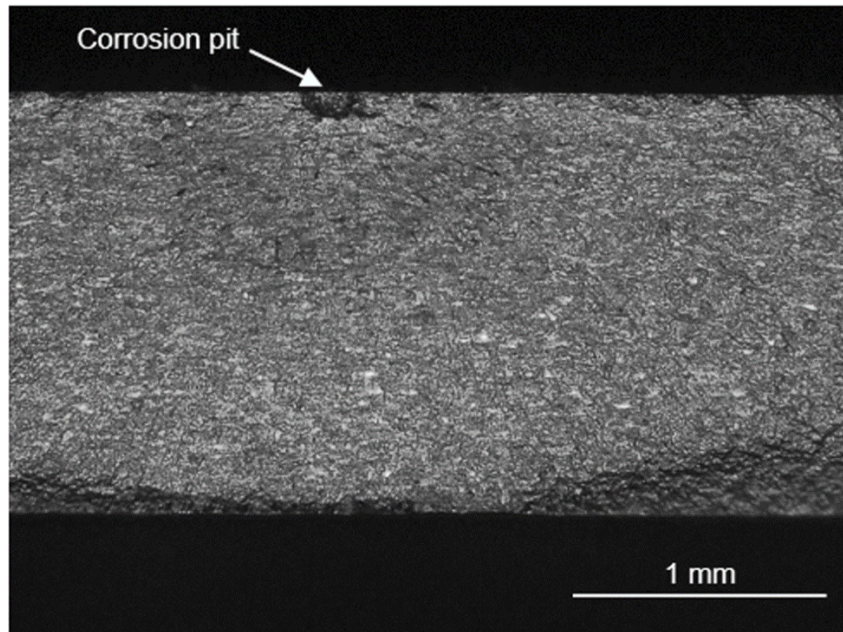


Fig. 5.6 Fracture surface of base material with 96-h corrosive exposure

一方、Fig. 5.7は96h暴露されたFSW試験片の腐食ピットを示している。同ピットはSZに形成され、表面下を進展しており、破壊の起点となっている。Table 5.1に示す通り、異なる暴露時間において同様の腐食ピットを要するFSW試験片は4体であった。

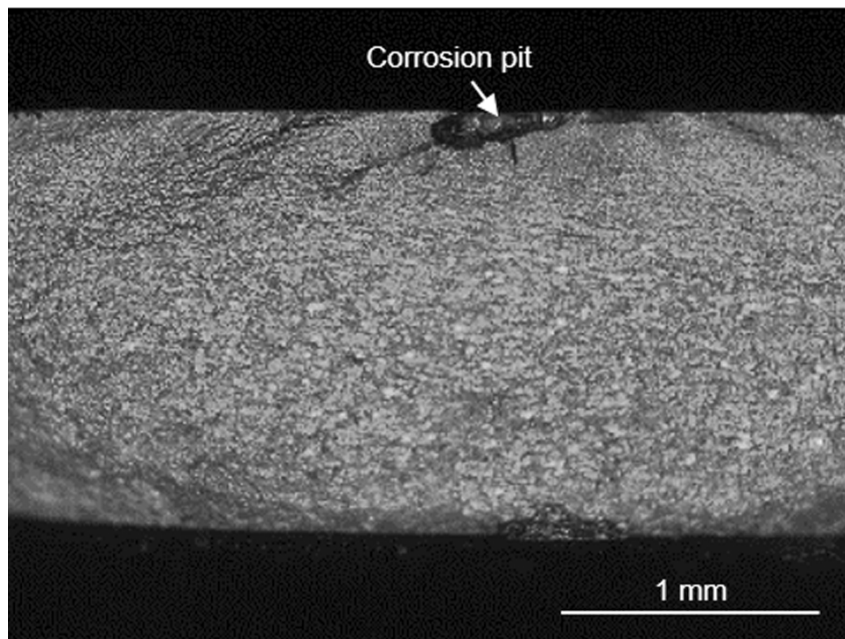


Fig. 5.7 Fracture surface of FSW joint with 96-h corrosive exposure (tunneling pit)

## 5.4 考察

過去、雲らは、FSW 7075-T6アルミニウム合金のTMAZ/heat affected zone (HAZ)に顕著な腐食ピットが見られることを明らかにしている（文献5.1）。同文献では、TMAZ/HAZ境界でのCuの集積が耐腐食性の低下であると結論づけている。本研究では、母材と比較して各接合部位における微視的特徴を明らかにするためにTEM観察を行った。観察結果をFig. 5.8に示す。本観察結果は文献5.1と多少異なった結果を示している。母材のTEM観察結果は、結晶粒内にランダムに針状の析出物が分布している。HAZにおける析出物の数は母材と比較して少なく、ほとんどが粒界に存在している。加えて、HAZにおける析出物の多くは粒状であり、針状は一部である。これに対して、TMAZ及びSZの析出物は、粒状であり多くが粒界に存在している（Fig. 5.8）。

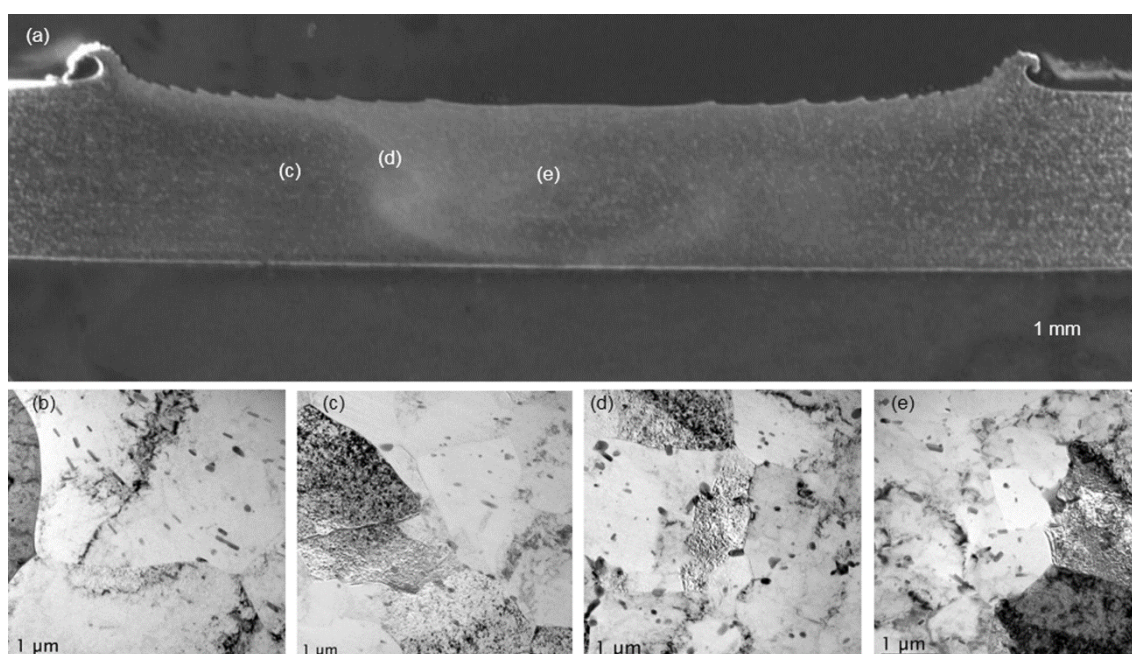


Fig. 5.8 TEM observations of FSW joint cross section (a) Overall section of FSW joint, (b) base material (outside of (a)), (c) HAZ, (d) TMAZ, and (e) SZ

各エリアの析出物の成分を調べるためにEDXSを用いた。Fig. 5.9に見られる通り、母材の析出物のEDXSより、母材の析出物には、Al, Cu, Mnが含まれることを示している。Al, Cu, Mgを含む析出物も見られるがAl, Cu, Mnを含む析出物の10分の1以下である。同じ傾向はHAZの析出物にも見られた（Fig. 5.10）。これに対して、Al, Cu, MgとともにAl, Cu, Mnを含む析出物がTMAZで



観察された (Fig. 5.11)。さらに、Mgを含む析出物は粒界で観察された。これら2通りの析出物はSZでも観察され (Fig. 5.12)、Mgを含む析出物は、粒界で見られた。MgはCuよりも耐腐食性が低いことが知られている。従って、Mgを含む析出物を持つTMAZ、SZの界面は、母材及びHAZと比較して耐腐食性が低い可能性を示唆しており、実験結果を一致した傾向となった。腐食損傷と金属組織のより詳細な関係の考察には、実際に腐食した部位のEDXS観察による検証が必要と考えられる。

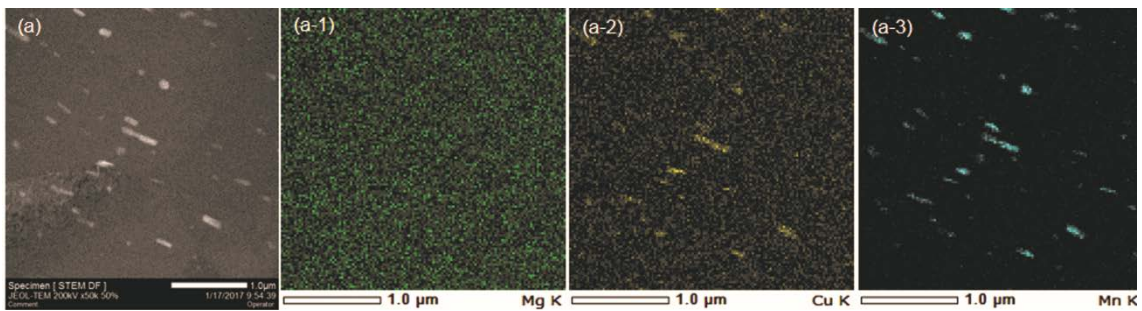


Fig. 5.9 EDXS observations of base material (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu, (a-3) Mn

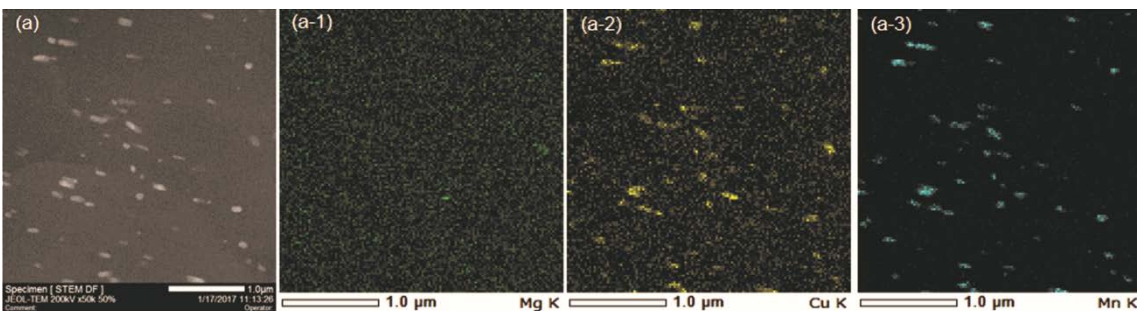


Fig. 5.10 EDXS observations of HAZ region (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu, (a-3) Mn

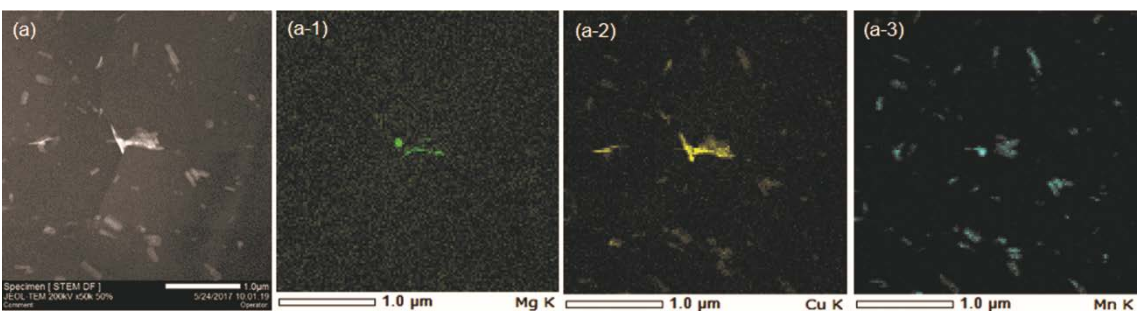


Fig. 5.11 EDXS observations of TMAZ region (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu, (a-3) Mn

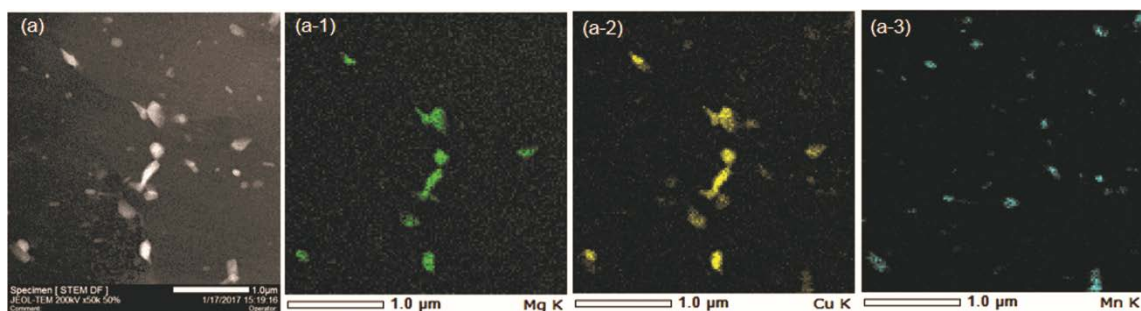


Fig. 5.12 EDXS observations of SZ region (a) SEM image, (a-1) Mg, (a-2) Cu, (a-3) Mn

また、EDXS観察により、SZの粒界におけるirregularな形状の添加物が確認されている。寸法は600nm程度であり他の析出物よりも大きく、疲労寿命を下げる可能性がある。

文献5.2で議論されている通り、SZの結晶は等軸で2μm程度である。前節で示した通り、SZ及びTMAZの粒界は母材やHAZの粒界よりも耐食性が低い。TMAZの場合、同じ結晶がFSWプロセスにより攪拌され厚さ方向に延ばされることから、腐食は板厚方向により進展しやすい可能性がある。

Table 5.2は、各暴露時間における腐食ピット数を示す。FSW試験片の場合、SZの腐食ピット数を除いた値を記載した。Table 5.3に各暴露時間における腐食ピット深さの平均及び変動係数を示す。平均ピット深さは、母材、FSW試験片のいずれの場合も暴露時間の増加により、非線形に増加することが分かる。また、母材の平均腐食ピット深さはFSW試験片と比較して約10μm小さいことが分かる。FSW試験片の腐食ピット深さの変動係数は、母材の変動係数と同等以上の値であった。Fig. 5.9～5.12に示す通り、FSW継手の金属組織は接合線に垂直な面に対して異なっており、接合線に垂直な方向に対して耐腐食性も異なると考えられる。これが母材と比較してFSW試験片において腐食損傷の変動が大きい理由であると考えられる。

Table 5.2 Number of observed corrosion pits

Exposure period (h)	Base material	FSW joint (Excluding SZ)
24	13	78
48	78	98
72	82	50
96	76	50

Table 5.3 Pit depths for various specimens

Exposure period (h)	Base material		FSW joint (Excluding SZ)	
	Average ( $\mu\text{m}$ )	Variation coefficient	Average ( $\mu\text{m}$ )	Variation coefficient
24	14.0	0.25	23.6	0.42
48	26.1	0.45	36.6	0.47
72	48.0	0.23	55.2	0.41
96	71.0	0.18	82.2	0.43

Table 5.4は各暴露時間及び各試験片における短軸に対するアスペクト比の平均値、変動係数を示す。母材、FSW試験片とも、暴露時間の増加により平均アスペクト比が減少している。また暴露時間が長い場合、FSW試験片のアスペクト比は母材と比較して20%大きいことが分かる。Table 5.3より、FSW試験片の腐食ピット深さは母材と比較して深い。Table 5.4より、FSW試験片の腐食ピットの短軸のアスペクト比の平均値は母材よりも大きいことが分かる。先に記載した通り、FSW試験片の腐食ピットはSZ及びTMAZにて主に観察され、本評価ではSZの腐食ピットは除外されている。TMAZにおいて、幾つかの試験片は厚さ方向に引き伸ばされている。これらの結晶は母材における結晶と比較して、面内方向でみると短い。従ってFSW試験片の場合、より急速に腐食損傷が広がる。また、FSW試験片のアスペクト比の変動係数は、母材と比較して大きい。

Table 5.4 Corrosion pit depth to short axis aspect ratio

Exposure period (h)	Base material		FSW joint (Excluding SZ)	
	Average	Variation coefficient	Average	Variation coefficient
24	5.2	0.37	5.4	0.69
48	4.0	0.48	4.0	0.63
72	3.3	0.33	3.8	0.45
96	2.8	0.21	3.3	0.52

Table 5.5は各暴露時間及び各試験片における腐食ピット容積に対するアスペクト比の平均値、変動係数を示す。暴露時間の増加により急速に、FSW試験片

の平均腐食ピット容積は、急速に増加している。これは、FSW試験片の深さ及びアスペクト比は、母材試験片と比較して大きいためである。

Table 5.5 Corrosion pit volume

Exposure period (h)	Base material		FSW joint ( Excluding SZ)	
	Average ( $10^6 \mu\text{m}$ )	Variation coefficient	Average ( $10^6 \mu\text{m}$ )	Variation coefficient
24	0.17	0.88	0.96	0.87
48	0.91	1.40	2.70	1.56
72	3.99	0.75	11.70	1.40
96	11.52	0.42	41.20	2.77

Fig. 5.13に96h暴露後の母材の腐食ピット深さ分布を示している。76個の腐食ピットが観察され、このうち約半分が深さ71~80 $\mu\text{m}$ である。

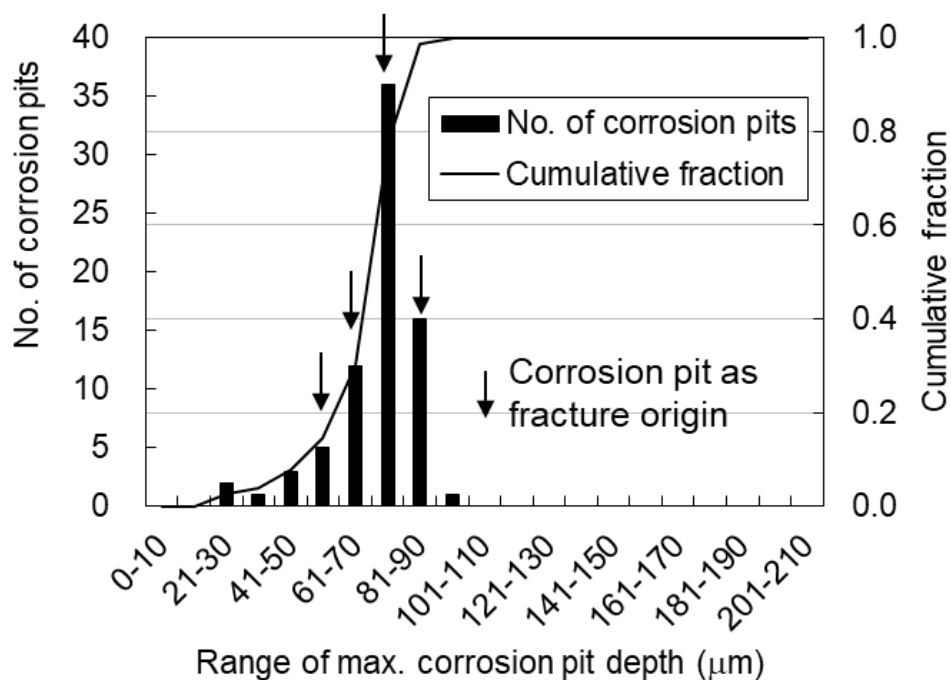


Fig. 5.13 Distribution of corrosion pit depths in base material after 96- h exposure

同様に、Fig. 5.14に96h暴露後のFSW試験片の腐食ピット深さ分布を示す。SZの腐食ピットはトンネル状になる (Fig. 5.7) ことがあるため、グラフでは考慮していない。50個の腐食ピットが評価されている。ピット深さは母材と比較して分布幅が広い。腐食ピット深さのメジアンは81~90 $\mu\text{m}$ である。しかしながら、1番目に深い腐食ピットは、231~240 $\mu\text{m}$ 、2番目に深い腐食ピットは151~160 $\mu\text{m}$ である。

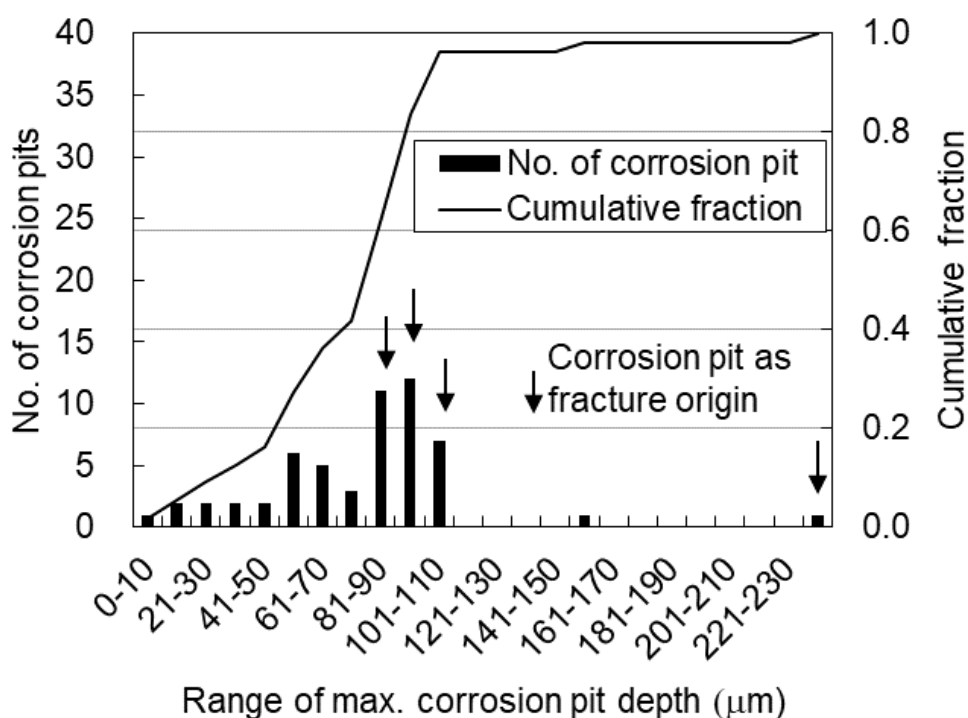


Fig. 5.14 Distribution of corrosion pit depths in FSW specimen after 96-h exposure, excluding corrosion pits in SZ region

Fig. 5.15に96h暴露後の母材の腐食ピット深さと短軸のアスペクト比の分布を、Fig. 5.16に96h暴露後のFSW試験片の結果 (SZの腐食ピットを除く) をそれぞれ示す。図より、母材及びFSW試験片において、アスペクト比が2.4~3.2の腐食ピット数は、それぞれ49、24であった。FSW試験片の場合、アスペクト比が5.6を超える腐食ピットが4個見られた。

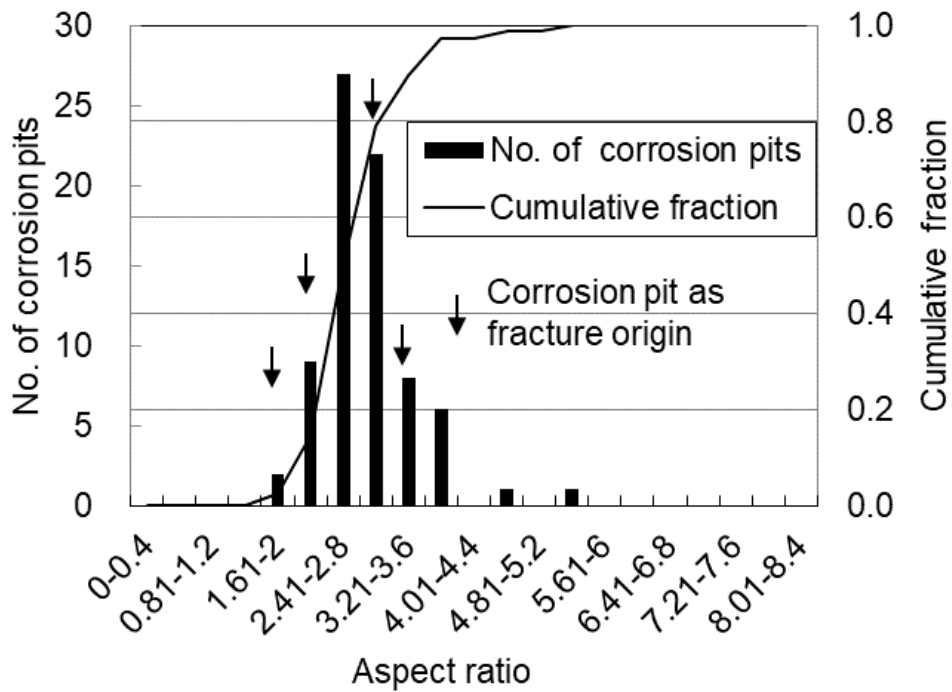


Fig. 5.15 Distribution of aspect ratios of corrosion pits in base material after 96-h exposure

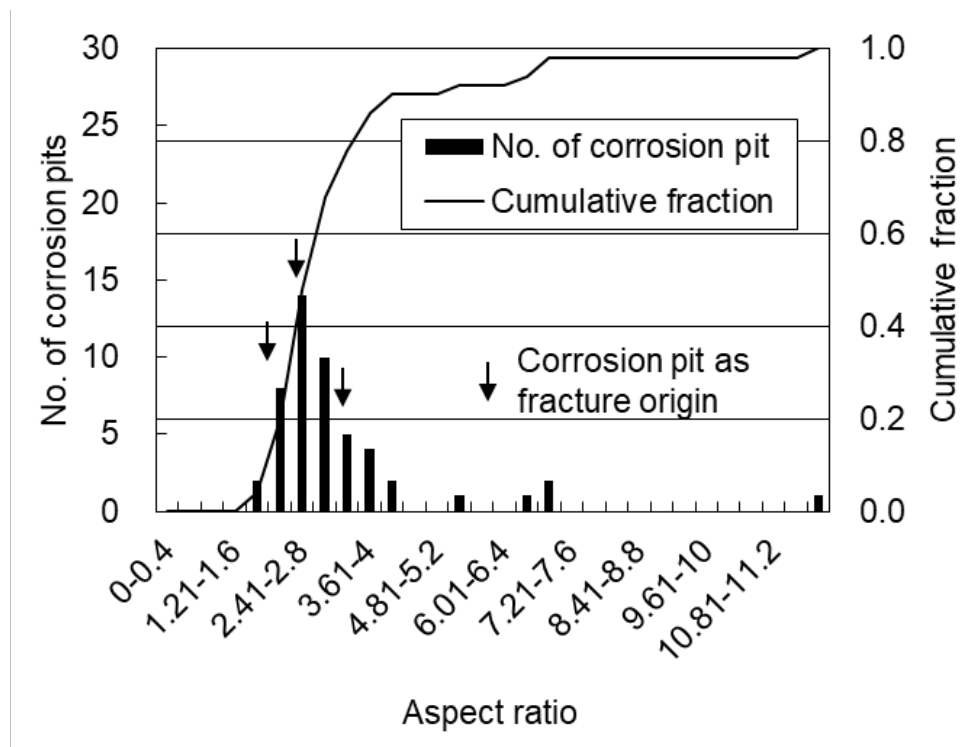


Fig. 5.16 Distribution of aspect ratios of corrosion pits in FSW specimen after 96-h exposure, excluding corrosion pits in SZ region

Fig. 5.17に96h暴露後の母材の破壊起点となった腐食ピットの容積の分布を示す。グラフのモードは $1.05\sim 1.2\times 10^5\ \mu\text{m}^3$ 、最大容積は $2.40\sim 2.55\times 10^5\ \mu\text{m}^3$ である。Fig. 5.18は96h暴露後のSZの腐食ピットを除くFSW試験片の分布を示す。横軸は母材と同じレンジである。2つの試験片の腐食ピット容積は $10^7\ \mu\text{m}^3$ オーダーであり、母材と比較して幅広に分布している。

破壊の起点となった腐食ピットの深さ、アスペクト比、容積を、各図において矢印で示す。得られた結果より、母材、FSW試験片とも最も深い腐食ピットが、必ずしも破壊の起点となる訳ではないことが分かる。Fig. 5.15, 5.16は、いずれの試験片の場合も、破壊の起点となる腐食ピットのアスペクト比が2.2~3.6の範囲であることを示しており、深い腐食ピットが必ずしも破壊の起点となっていない。母材、FSW試験片の破壊起点となった腐食ピットの容積をFig. 5.17, 5.18に示す。母材の場合、最大容積の腐食ピットは破壊の起点となっていない (Fig. 5.17)。FSW試験片の場合、最大容積の腐食ピットは破壊の起点となっている。しかし、FSW試験片FSW-96-3における最大容積の腐食ピットが $6.68\times 10^6\ \mu\text{m}^3$ であるのに対して、破壊の起点となった腐食ピットの容積は $1.50, 3.48, 3.51\times 10^6\ \mu\text{m}^3$ の3つであり、母材、FSW試験片のいずれの場合も、最大容積の腐食ピットが必ずしも破壊の起点とならないことを示している。

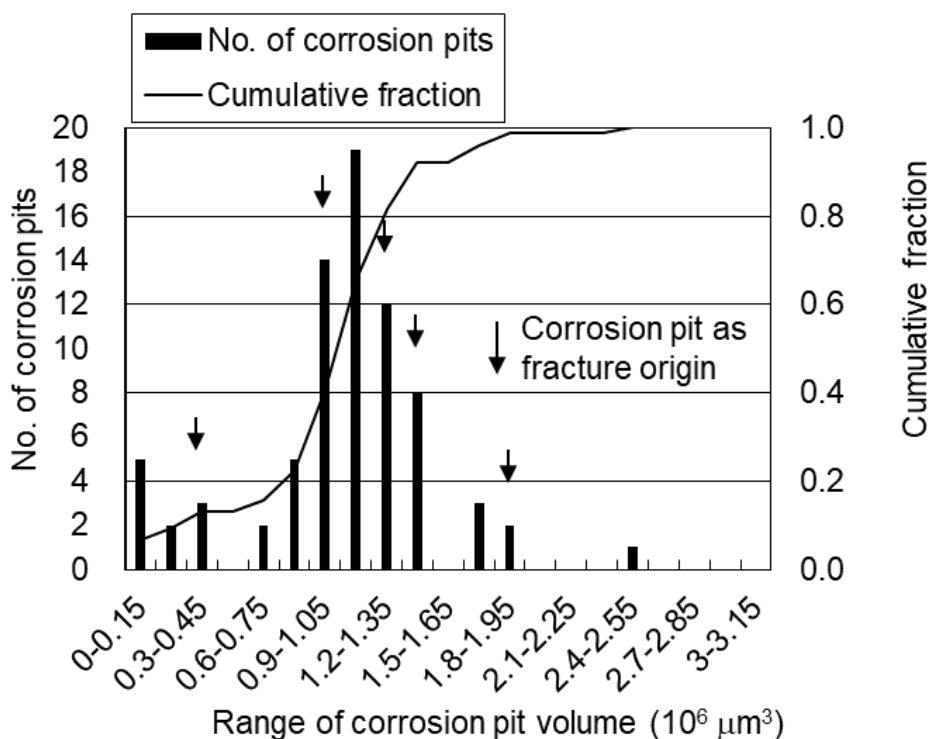


Fig. 5.17 Distribution of corrosion pit volumes in base material after 96-h exposure

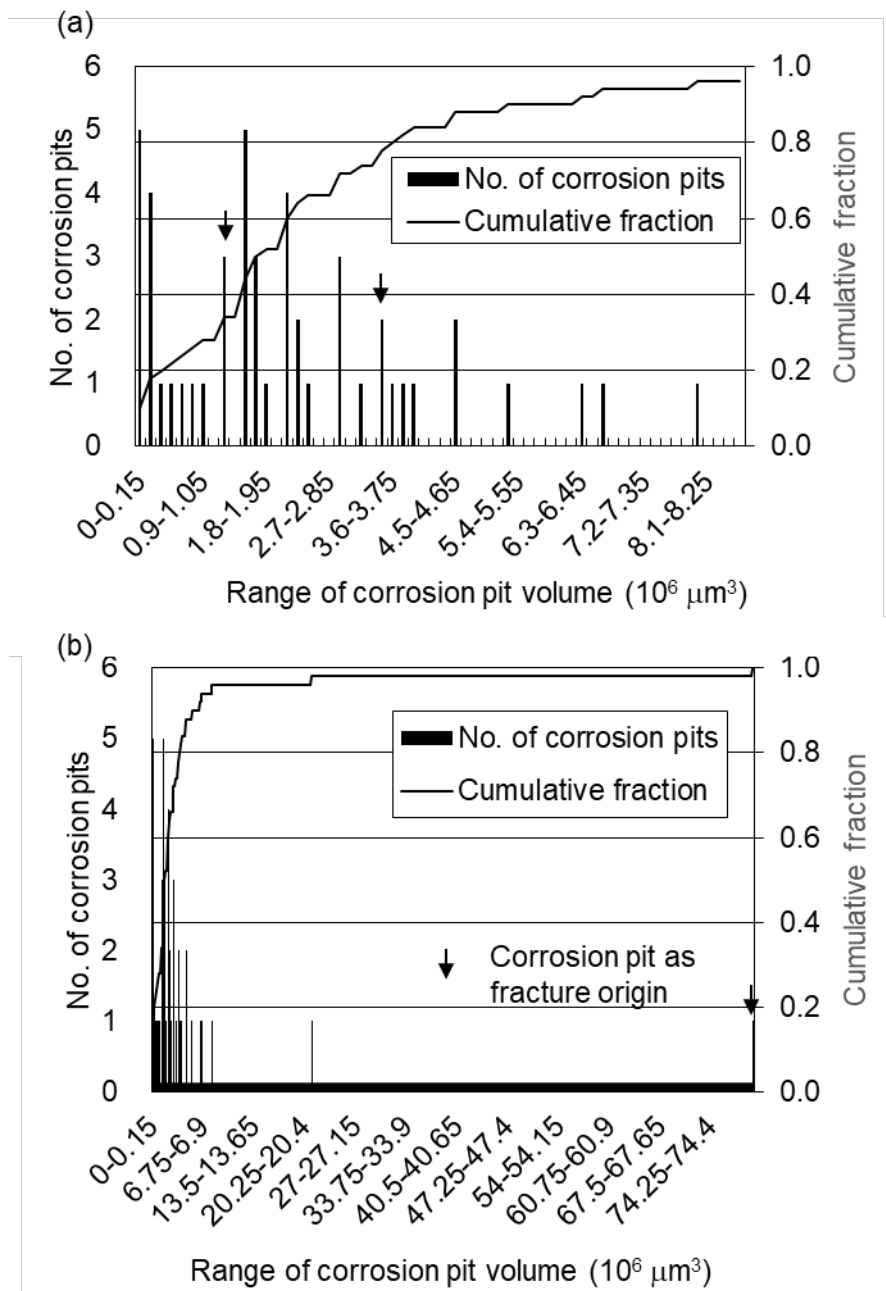


Fig. 5.18 Distribution of corrosion pit volumes in FSW specimen after 96-h exposure, excluding corrosion pits in SZ region (a) 0–8.55 x 10<sup>6</sup> μm<sup>3</sup>, (b) entire volume rang

Sankaranらは、文献5.3において、腐食ピットを初期亀裂サイズと仮定し、腐食ピットから試験片の破壊に至るまでの疲労寿命の予測を行っている。同文献では、平均腐食ピット寸法を用いた疲労亀裂進展寿命が試験結果と一致する



と結論付けている。Fig. 5.19～5.22に、24、48、72、96h暴露した場合の応力と疲労寿命の関係を示す。また、平均腐食ピット寸法を初期亀裂寸法として、試験片厚さに亀裂が進展するまでの寿命を商用ソフトNASGRO（文献5.4）を用いて計算した結果を、合わせてFig. 5.19～5.22に示す。負荷方向に対して垂直な腐食ピットの平均値（Table 5.6）を解析に使用した。解析において腐食ピットは試験片中央にあると仮定し、隣接する腐食ピットの影響を無視することとした。

Table 5.6 Corrosion pit size aspect ratio (perpendicular to loading axis)

Exposure period (h)	Base material		FSW joint (Excluding SZ)	
	Average	Variation coefficient	Average	Variation coefficient
24	5.6	0.36	5.4	0.55
48	4.5	0.55	4.2	0.62
72	3.4	0.36	4.1	0.47
96	3.0	0.25	3.7	0.50

図に示す通り、最大応力250MPaの場合の解析結果は比較的实验結果と一致している。これに対して、最大応力200MPaの場合、特に腐食暴露時間が短い場合において、解析結果と実験結果に明らかな違いが見られた。解析により評価された疲労亀裂進展寿命は、腐食ピットが亀裂として作用するまでの期間及び、亀裂進展におけるshort crackの影響を考慮していない。これらは、暴露時間が短い小さな腐食ピットにおいてより影響が大きい。これらの違いは、実験と解析の違いに寄与していると考えられ、文献5.4においても考察が行われている。さらに、母材とFSW試験片の腐食ピットの違いは小さく、両試験片で観察された傾向は類似している。Table 5.3から明らかなように、FSW試験片の平均腐食ピット深さは母材よりも約10 $\mu$ m深い。母材の腐食ピットの変動係数から、母材の腐食ピットの標準偏差は約10 $\mu$ mである。母材の腐食ピットの平均及び標準偏差の和は、FSW試験片の平均とほぼ同じである。FSW試験片の変動係数は、母材の2.5倍である。FSW試験片における平均よりも深い腐食ピットは母材試験片と比較してより短い疲労寿命となる。Jonesらは、文献5.5において、初期腐食を与えた2024-T3アルミニウム合金の疲労挙動を評価し、最も深い腐食ピットが必ずしも破壊の起点とならないことを示した。また、Meratiは文献5.6において、2024-T3アルミニウム合金の析出物分布と一定振幅疲労試験における破壊起点の評価を行い、最も大きな析出物が必ずしも破壊の起点に

はならないことを示した。本研究により、FSW試験片も同様の傾向を示すことが明らかとなった。

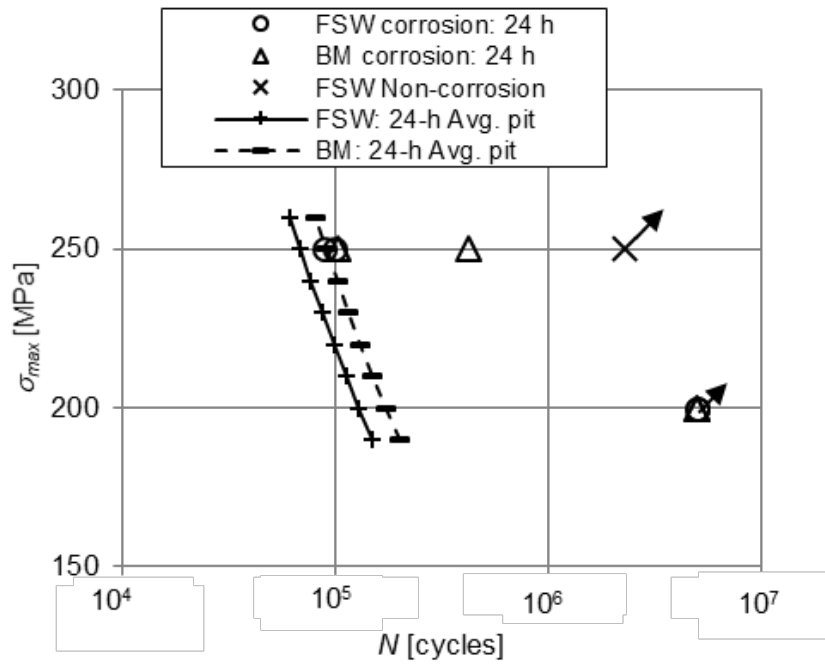


Fig. 5.19 Fatigue lives of prior corroded specimens with 24-h exposure

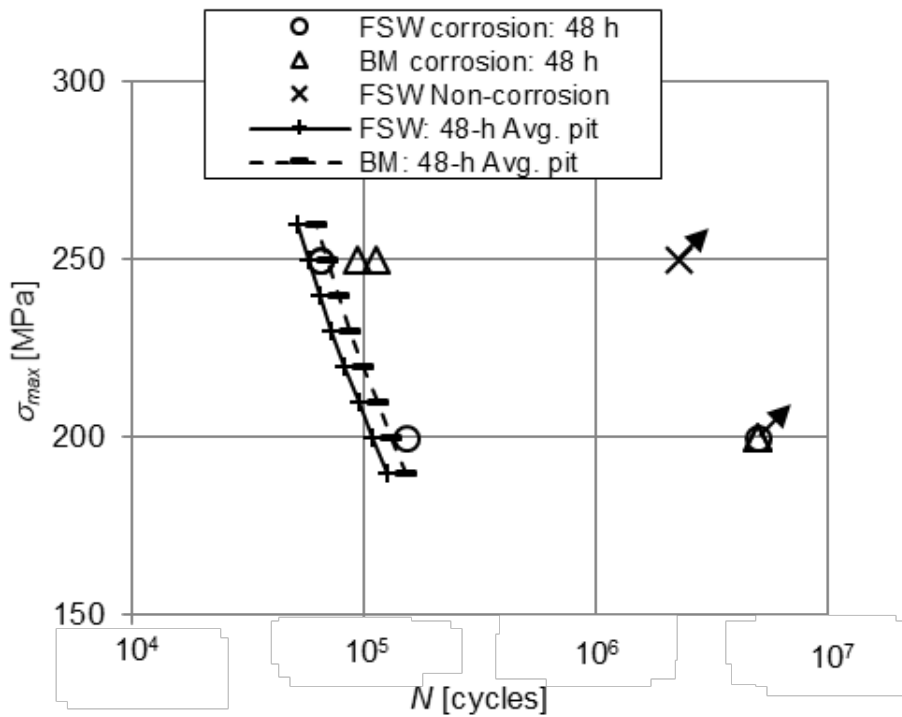


Fig. 5.20 Fatigue lives of prior corroded specimens with 48-h exposure

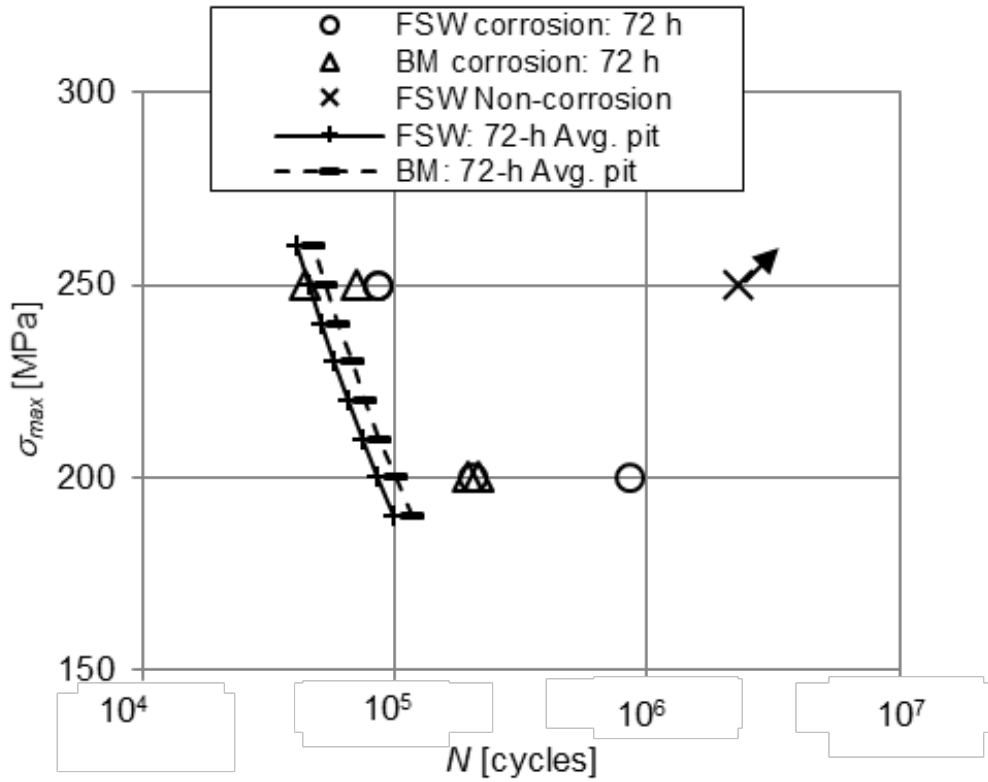


Fig. 5.21 Fatigue lives of prior corroded specimens with 72-h exposure

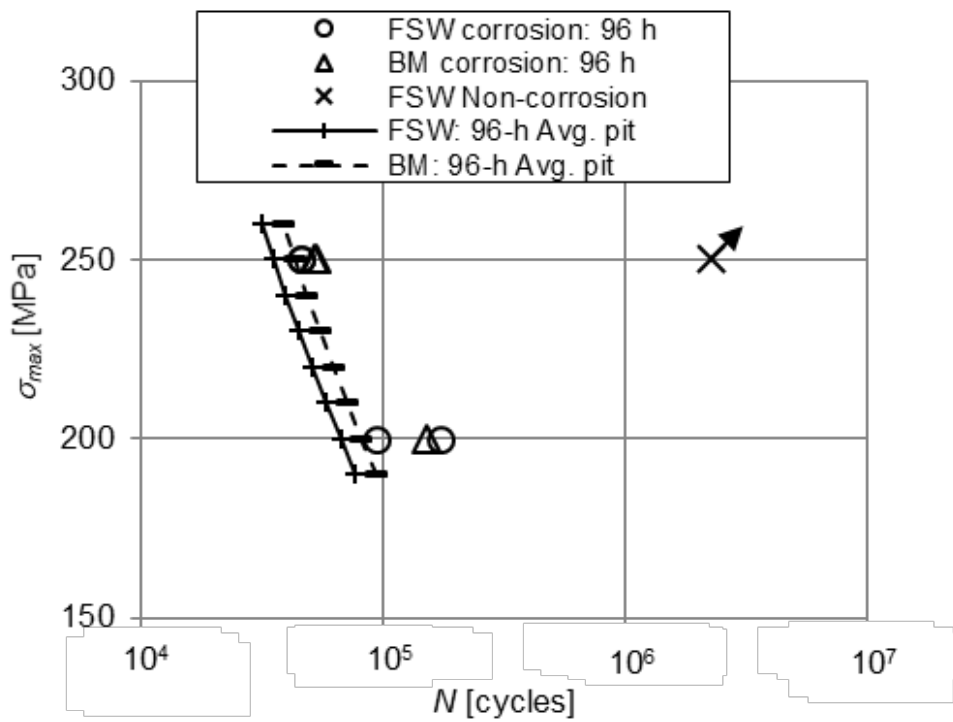


Fig. 5.22 Fatigue lives of prior corroded specimens with 96-h exposure

FSW試験片の腐食ピットは接合線中心及び端部に集中する傾向があることから、腐食ピットの密度は母材よりも高い。FSW試験片における腐食ピットの集中はこれらの連結をよい容易とし、母材と比較して疲労寿命を急激に減少させる可能性がある。この特性はより幅広の試験片においてより顕著となると考えられる。

## 6.5 結論

2024-T3 アルミニウム合金 FSW 継手の耐腐食性の評価を行った。腐食を付与した試験片の疲労寿命の評価を合わせて行った。腐食試験より、FSW 試験片の腐食ピットは接合線中央及び端部に集中するのに対して、母材の腐食ピットはランダムに分布する結果が得られた。接合各部の TEM 観察より、TMAZ 及び SZ の析出物は粒状で粒内に見られることを確認した。これに対して母材及び HAZ の析出物は針状で粒内に見られた。また各部の EDXS 解析により、TMAZ 及び SZ では Mg を含む析出物が粒界に存在する一方で、母材及び HAZ の析出物は Mg を含まないことを明らかにした。これらの結果から FSW の TMAZ, SZ の耐腐食性が母材と比較して低下している可能性を示唆した。

FSW 試験片の腐食ピットの深さ及び容積は母材の場合と比較して大きい結果が得られた。暴露時間が短い場合、母材と FSW 試験片の腐食ピットのアスペクト比に大きな違いは見られなかったが、暴露時間が長くなると、FSW 試験片の腐食ピットのアスペクト比は大きくなった。FSW 試験片に形成された平均より大きい腐食ピットは、母材試験片の腐食ピットと比較して疲労寿命に与える影響が大きいことを疲労試験により実証した。

疲労試験後の破面観察より、SZ の腐食ピットは表面下を進展する可能性があることが明らかとなった。本章において、他のエリアの腐食ピットに表面下の進展は見られなかった。また、最も深い腐食ピットまたは最大容積の腐食ピットが必ずしも破壊の起点とならないことを定量的に示した。

## 第6章

# FSW 接合部とリベット継手の疲労特性

## 6.1 緒言

本章では、2024-T3 アルミニウム合金を外板とするリベット継手の疲労試験を行い、2024-T3 アルミニウム合金 FSW 継手と疲労破壊の起点、疲労寿命の比較を行う。

## 6.2 試験方法

板厚2mmの2024-T3アルミニウム合金を用いてリベット継手を製作し、FSW継手との疲労特性の比較を行った。リベットは2117-T4アルミニウム合金である。リベット継手は日本の航空機製造社が製作した。Fig. 6.1に使用した3行3列の単純重ね継手の形状を示す。継手の幅、長さはそれぞれ60mm, 420mmである。リベット及びリベット穴の直径は3.96mm及び4.0mmである。リベットの縦横方向ピッチは20mmである。製造状態での疲労特性を取得するため、人為的な欠陥は継手には付与しなかった。

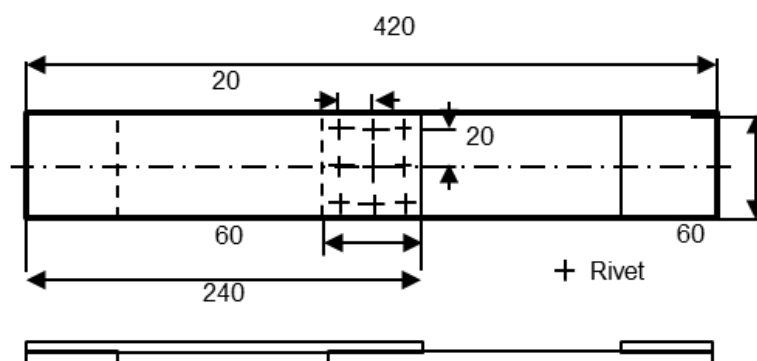


Fig. 6.1 Geometry of the fatigue test specimen of a riveted joint

試験には鷺宮製作所製5トン油圧試験装置を使用した。一定振幅の疲労荷重を試験片に負荷した。応力比は0.05、応力振幅 $\Delta\sigma=123.5$ 、100.0、79.8、69.8、59.8MPaとした。負荷速度は5Hzとした。疲労試験の後、破断サイクルを記録しCCDカメラにより破面観察を行った。

FSW試験片の疲労試験は第2章に示す。

## 6.3 結果及び考察

リベット継手の疲労寿命をFig. 6.2に+（プラス）で示す。第2章で行った2

通りの接合条件A, Bの疲労試験結果も合わせてFig. 6.2に示す。図に示す通り、リベット継手の疲労寿命はFSWと比較して明らかに短く、応力振幅59.8MPaの場合であってもリベット継手は疲労破壊を生じている。本試験結果では、リベット継手の疲労限は確認されなかった。

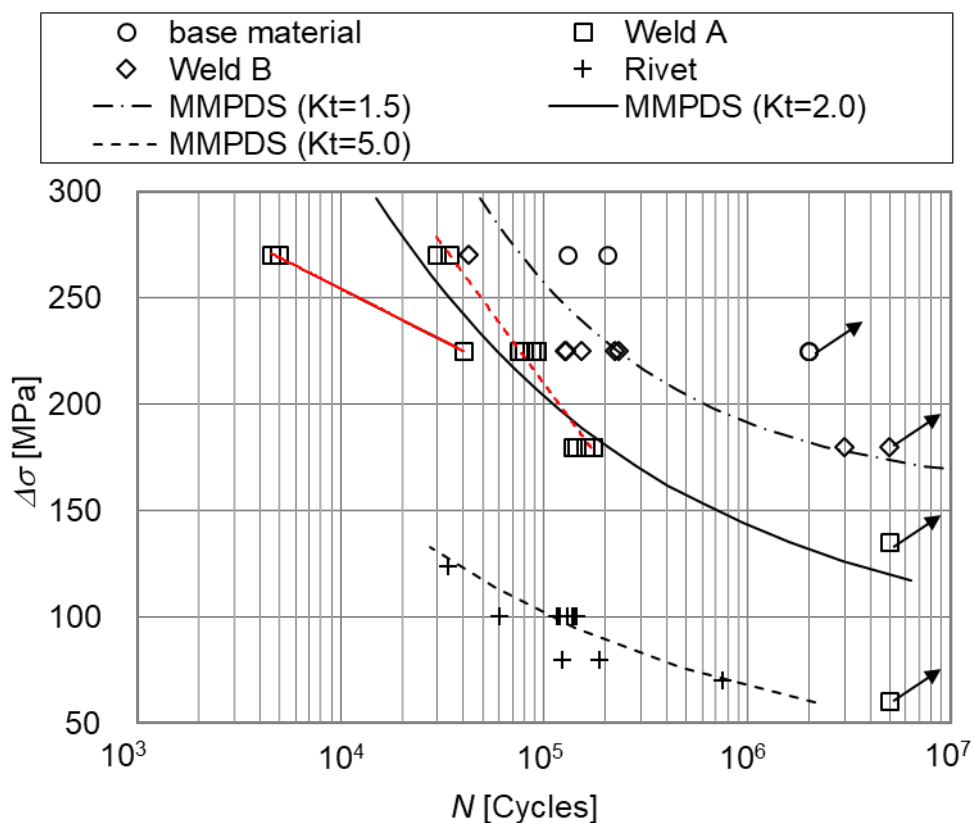


Fig. 6.2 Fatigue test result of riveted specimen

疲労試験後の試験片写真から、破壊起点はリベット継手の製造側であることが分かる (Fig. 6.3, 6.4)。破断した試験片の観察から、リベット継手の合わせ面、及び、リベットとリベット穴の側面における摩耗損傷を確認した。全ケースにおいて、疲労亀裂はこれらの摩耗損傷から進展していることを確認した。よって、リベット継手において摩耗損傷が破壊の起点となることが分かった。摩耗損傷から亀裂が形成された後、表面亀裂が板厚方向及び幅方向に進展している。

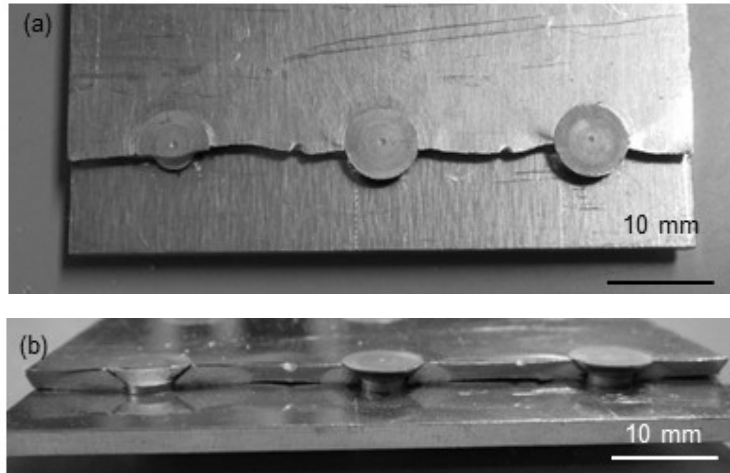


Fig. 6.3 Riveted joint fractured on manufacturing side ( $\Delta\sigma = 100.0$  MPa, failed at 143k cycles) (a) top view and (b) fracture surface

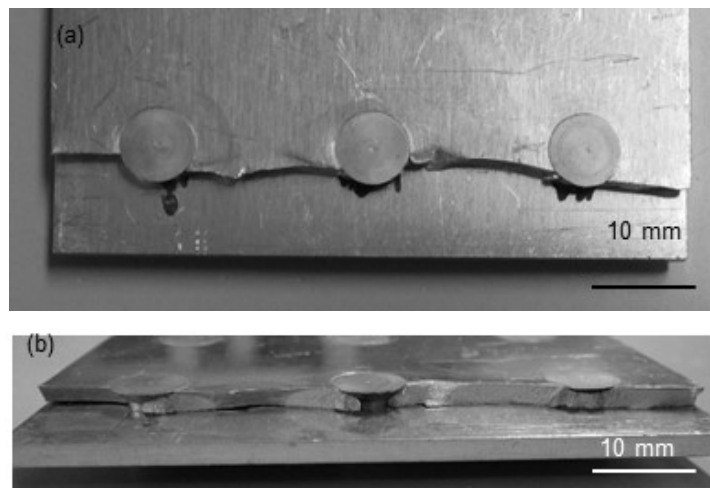


Fig. 6.4 Riveted joint fractured on the manufacturing side ( $\Delta\sigma = 69.8$  MPa, failed at 727k cycles) (a) top view and (b) fracture surface

いくつかの応力集中係数 $K_T$ におけるS-NデータがMMPDS-10（文献6.1）に収録されており、Fig. 6.2に合わせて示す。図より、条件Aでバリ近くのツールマークが破壊起点の場合、疲労寿命は $K_T=2.0$ の結果に近い。ツールマークの高さは0.45mmで、接合線幅よりも明らかに小さく応力集中係数を数値的に求めることは困難である。しかしながら、応力集中を有する疲労試験データと比較することにより等価な応力集中の予測は可能と考えられる。一方、条件Bの疲労試験結果は $K_T=1.5$ と2.0の間である。破面観察の結果、条件Bの破断位置はバ



り、もしくは接合線から離れた位置の端部であった。すなわち一部の試験片は母材部で破断している。バリが破壊起点の場合の疲労寿命は応力振幅  $\Delta\sigma=225\text{MPa}$  で、約  $1.28\times 10^5$ 、 $2.23\times 10^5$  サイクルであった。これらの疲労寿命は、母材の端部が破壊起点の場合の疲労寿命と大きな違いはない。MMPDSデータは表面を電解研磨した試験片のデータが掲載されている。従って、引用したMMPDSの疲労寿命と条件Bの疲労寿命の違いは、試験片の表面処理の違い、及び試験片端部の影響に基づく。第2章では、FSW試験片の破壊起点を、継手の表面加工によって制御できることを示した。条件Bの疲労試験結果は、母材よりも優れた疲労特性を示している。

リベット継手の場合、疲労試験結果はMMPDSの  $K_T=5.0$  の結果に近い。円穴の応力集中係数は3.0であり、リベット継手のように、孔が塞がれている場合の応力集中係数は幾分小さな値となる。破面観察より、合わせ面の相対滑りにより形成される摩耗損傷が、リベット継手の破壊起点であった。表面の摩耗損傷は、アルミニウム合金の疲労寿命を減少させることが一般に知られている。このことは応力集中のみがリベット継手の疲労寿命が低いことの要因でないことを示している。これらの2つの特性から、リベット継手の疲労限はFSW継手の疲労限を下回っている。

破面観察より、FSW継手と比較してリベット継手の破壊起点は摩耗損傷であった。繰り返し負荷における、外板の合わせ面もしくは外板のリベット穴とリベットとの接触面における接触圧と相対変位によって摩耗損傷は、形成される。多くの研究者によって議論されている通り（文献6.2, 6.3, 6.4）、摩耗損傷は、リベットとリベット穴のクリアランス、リベット締結力の影響を受ける。接触力は、合わせ面に摩擦応力を生じる。負荷応力が摩擦応力よりも低い場合、摩耗は生じない。負荷応力が摩擦応力よりも大きい場合、相対滑りを生じ合わせ面に摩耗を生じる。応力が高い場合、相対滑りは広範囲で生じ、相対滑り部の境界はリベット中立軸側に移動する。これは破面観察より確認される。Fig. 6.3, 6.4に示す通り、応力振幅100MPaの場合、破断位置はリベット孔中央から0.9mmの位置であるのに対して、応力振幅69.8MPaの場合、破断位置はリベット孔中央から2.0mmの位置である。また、応力振幅が小さい場合、最終破断部がより小さくなる。

準静的引張試験結果から、本リベット継手の引張強度は248.2MPaであった。母材、FSWの引張強度は、第2章からWeld A, Bでそれぞれ482.0, 435.2, 451.8MPaであり、リベット継手の強度とは大きく異なる。そこで、引張強度に対する応力振幅の割合を縦軸としてS-N線図を整理し直したものをFig. 6.5に示す。図より、縦軸を引張強度に対する応力振幅の割合にした場合、リベット継手とFSWの差は減少するものの、応力振幅/引張強度が0.4以下ではWeld Bが

run out、0.3以下ではWeld A, Bがrun outするのに対して、リベット継手は $10^6$ サイクル以下で破断しており、リベット継手に対してFSWの疲労寿命が長いことが分かる。

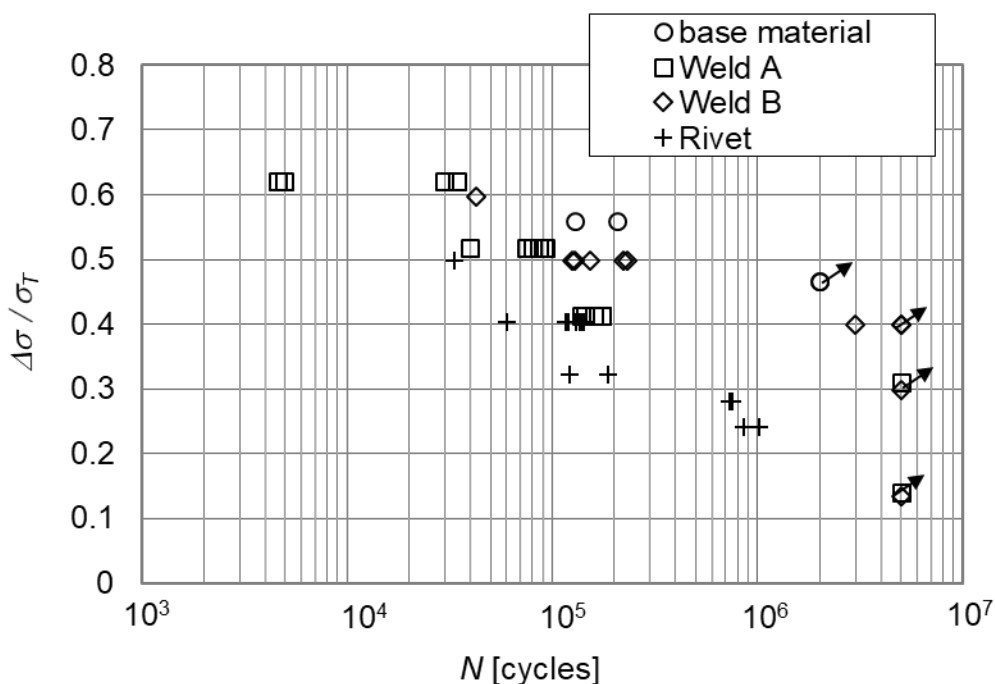


Fig. 6.5 Relationship between stress range/tensile strength and fatigue life

NRCC及びJAXAは、カウンターサンクリベット継手の疲労寿命予測を目的と共同研究を行っている（文献6.5）。疲労試験結果から、疲労荷重時に形成された合わせ面の摩耗損傷が疲労破壊の起点であることが明らかとなっている。応力振幅60.5PMa、 $R=0.069$ の場合、疲労亀裂が初めて観察された寿命、疲労亀裂が初めて連結した寿命、破断寿命は、それぞれ、 $1.95 \times 10^6$ 、 $2.11 \times 10^6$ 、2,113,534サイクルであった。文献6.5において、2つの隣接するリベット孔の亀裂が初めて連結されるまでのリベット継手の疲労寿命は2つの領域に分割されている。前者は合わせ面のリベット孔から0.5mmのコーナー亀裂が形成されるまでの寿命であり、後者は0.5mmのコーナー亀裂が初めて連結するまでの寿命である。リベット継手の疲労試験結果及びリベット継手の製造工程を含めた3次元FEM解析を用い、さらにSWT(Smith-Watson-Topper)歪寿命式(文献6.6)を用いて、0.5mmのコーナー亀裂が形成される寿命の予測を行った。さらに、アルミニウム合金の疲労亀裂特性、NRCC開発コードCan-GROWを用いた亀裂が隣接する影響を考慮して、0.5mmのコーナー亀裂から最初の連結までの寿命予測を行った。得られた解析結果は試験結果とよく一致している。

本研究におけるリベット継手の破面観察結果より、リベット継手の破壊起点は摩耗損傷であった。摩耗損傷はリベット孔周りに存在するため、摩耗損傷は、分散して存在する。隣接する亀裂の連結は、負荷応力が高い場合は残存部の引張破壊 (Fig. 6.3)、負荷応力が低い場合は疲労亀裂の連結 (Fig. 6.4)、による。これらの違いは、隣接する亀裂が連結するメカニズムの違いのみである。先の述べた疲労フェーズを2つの領域に分割する考えは、破面観察結果から、本研究においても適用可能であると考えられる。これは、リベット継手の亀裂進展挙動が、適切な応力拡大係数を適用することにより、母材の亀裂進展挙動によりモデル化が可能であることを示している。文献6.5で述べる通り、リベット継手における亀裂の応力拡大係数の評価のためには、製造工程、外力の影響及び隣接する亀裂の影響を考慮した、リベット継手の詳細モデル化が必要である。

2011年、T類飛行機に対して新たな要件としてLOVが制定された。LOVとは、機体に適用される設計及び整備方針によって、機体にWFDが生じないことを証明した期間である。本要件に適合するためには、適用部位に対するWFDシナリオの設定を行い、LOVまで設定したシナリオに基づくWFDが行いことを実証する必要がある。LOVの実証において、WFDの予測は必須ではない。しかしながら、より長い運用寿命でより軽量の飛行機を開発するためにはWFDが起こる可能性を予測する技術は不可欠である。リベット継手に対する上記の手法はWFDを予測する手法の一つの候補と考えられる。本研究で得られたFSW継手の試験結果は複数の疲労シナリオを明らかとしている。したがって、同手法をFSW継手のWFD予測に適用するためには、FSW継手とリベット継手を比較する追加の評価が必要となる。しかしながら、本研究で示した通り、接合条件により母材が破壊起点となり得ること、また、リベット継手と比較して高い疲労限を有することは、評価数を緩和する可能性がある。

## 6.4 結論

リベット継手の破断面観察から以下を明らかにした。負荷方向に沿った摩耗損傷範囲における破壊起点位置は、高応力の場合はリベット孔中央に近く、低応力の場合は中央から離れる。高応力の場合、合わせ面における相對滑り範囲が大きく、滑り範囲の端がリベット孔中央に近づく。FSWの疲労寿命は、接合条件により応力集中係数が1.0から2.0のS-N線図に近い結果を示すのに対して、リベット継手の疲労寿命は応力集中係数が5.0の場合に近く、FSWはリベット継手と比較して明らかに高い疲労寿命を有することを定量的に示した。

FSW継手において、破壊起点及び疲労挙動が数種類存在することは、それら

の評価により労力を要するが、接合条件により母材が破壊起点となり得ること、また、リベット継手と比較して高い疲労限を有することは、評価数を緩和する可能性がある。

# 第 7 章

## 結論

## 7.1 総括

第1章では、FSWに関する概要として、既存の溶接技術と異なり材料の融点以下で材料を接合できる点が利点であり、接合による金属組織や接合方法、条件、強度特性について様々な研究がなされていることを説明した。しかしながら、FSWの航空機構造への適用については、FSWの亀裂進展を含む疲労特性及び耐環境性に関する研究は十分とは言えないことを指摘し、本研究の目的を、FSW接合部における金属組織、硬さ、静強度等の特性に加えて、亀裂進展を含む疲労特性及び耐環境性の評価、並びにFSW継手の適用が期待されるリベット継手との破壊起点及び疲労特性の違いの考察とすることを述べた。また本論文の構成を記載した。

第2章では、接合部の材料特性を調べるために、接合部断面のマイクロビッカース硬さ試験を行った。母材及びHAZでは、硬さ分布の板厚方向変化はほとんどみられないこと、一方で、TMAZ及びSZの場合、塑性流動及び接合時の入熱により、硬さ分布が板厚方向に変化することを硬さ分布と光学顕微鏡及びEBSDによる組織観察から考察した。次にFSWの疲労試験及び、破断後の破面観察を行った。表面処理を行わない接合ままの場合、接合のツールマーク近傍のバリ、接合裏面のLOPが破壊の起点となることを把握した。また、接合ツールの移動軌道上に生じた接合不良を起点とした疲労破壊が起りうること、さらに、これらの接合に起因する破壊起点を除いた場合、母材と同様に試験片表面の析出物を起点とした疲労破壊を生じることを明らかにした。

第3章では、疲労亀裂進展試験及び解析を行い、FSWの疲労亀裂進展特性の評価を行った。接合線と試験片中心の距離及び応力比をパラメータとした場合、亀裂先端が接合線中心から2mm程度離れた位置で、残留応力場による影響を考慮した修正応力比が最も大きいこと、母材の亀裂進展速度に対する残留応力場による亀裂進展速度の加速割合が最も大きいことを実験及び解析により実証した。加速率は、接合線と試験片中心の距離が離れるに従い、また、応力比が高い場合、実験値と解析値の差が小さくなった。この結果に基づき、解析により亀裂進展挙動の傾向の予測が可能な範囲を示した。

第4章では、弾塑性有限要素法解析と母材の亀裂進展試験データを用いてFSWの亀裂進展挙動を評価する手法の検討を行った。解析では、母材の引張試験結果をもとに弾塑性挙動について区分線形を仮定し、材料硬化は等方硬化則を採用、降伏条件はミーゼス則を採用した。また、平面応力場を仮定して2次元解析を行った。亀裂前方の1要素ずつ亀裂を進展させ、繰り返し荷重を負荷することにより亀裂縁近傍に塑性変形を与えつつ亀裂進展を行い、各亀裂長さにおける亀裂開口応力を求めた。亀裂縁のメッシュ数が増加するに従い、亀裂開口

応力の値が漸近する特性を有することを確認した。残留応力場に亀裂先端がある場合、残留応力により亀裂先端の塑性変形が母材と異なり、引張残留応力下では亀裂開口応力が低下し定性的に妥当な結果を得た。母材、FSW の亀裂開口応力と母材の亀裂進展データをもとに FSW の亀裂進展速度を予測した結果、実験値と同様の傾向であり、同手法による残留応力場における亀裂進展挙動予測の妥当性を示した。

第5章は、FSW を食塩水に暴露した耐腐食性の評価を行うとともに、食塩水暴露後に腐食の様子を CCD 観察を行った。母材は暴露部全体にランダムに腐食ピットが形成されるのに対して、FSW は、接合中央部及び接合端部近傍に腐食ピットが集中すること、FSW に形成される腐食は母材よりも平均で深さが 10 $\mu$ m 程度深いこと、腐食ピットのアスペクト比は母材、FSW とで大きな差は見られないこと等の定量的違いを得た。母材と HAZ、TMAZ と SZ で析出物の傾向が異なることを、母材及び接合各部の TEM 観察及び EDX 計測により証明し、腐食特性の違いの要因として考察した。また、腐食環境暴露後の疲労試験により、FSW は母材よりも疲労寿命が低い傾向となること等の特性の違いを把握した。

第6章では、リベット継手の疲労試験を行い、破壊起点及び疲労寿命について FSW との比較を行った。FSW の疲労寿命は、接合条件により応力集中係数が 1.0 から 2.0 の S-N 線図に近い結果を示すのに対して、リベット継手の疲労寿命は応力集中係数が 5.0 の場合に近く、FSW はリベット継手と比較して明らかに高い疲労寿命を有することを定量的に示した。FSW の破壊起点が接合条件により異なるのに対して、リベット継手の破壊起点は合わせ面での摩耗損傷であることを明らかにした。

本論文で示した通り、接合条件は、接合部の材料特性、力学特性に影響を与える。一方で、第2章で示した通り、本研究で使用された接合条件は、欠陥のない接合を行うための接合条件として提案された要件をほぼ満たしている。従って、本論文で得られた知見は、本条件固有のものではなく、普遍性のあるものと考えられる。

## 7.2 今後の課題

本論文では、航空機構造に対する FSW の適用拡大を目的として、板厚 2mm の 2024-T3 アルミニウム合金 FSW 継手の金属組成、破壊の起点及び引張強度、疲労強度、疲労亀裂進展挙動について研究を行った。また、耐環境性の観点から、食塩水暴露下における耐腐食性及び腐食損傷後の疲労特性について研究を行っ

た。

以下の今後の課題について述べる。

#### 1) 接合線の方向が疲労亀裂進展挙動に与える影響の評価

接合線の方向と負荷方向に対して傾く場合、亀裂の進展方向に対する残留応力分布が異なる。残留応力が疲労亀裂進展に影響を与えること、並びに、接合時のツールマークや層状の微小構造が亀裂進展方向に影響を与えることが、従来の研究並びに本研究により明らかとなっている。これらは接合条件によって異なる可能性がある。従って、研究事例の少ない薄板の FSW 継手についても、接合線の方向が疲労亀裂進展挙動に与える影響を把握する必要がある。

#### 2) 負の応力比における疲労亀裂進展挙動の評価

航空機の胴体下面及び主翼上面は、運用形態により圧縮応力が作用する場合がある。従って適用部位に圧縮応力が作用する場合には、負の応力比における疲労亀裂進展挙動の評価が必要となる。

#### 3) 与圧による 2 軸応力下における疲労亀裂進展挙動の評価

旅客機の胴体外板は、与圧により周及び長手方向に繰り返し応力が作用する。リベット継手の疲労亀裂進展挙動評価において、近年、部分胴体構造を用いた試験及びこれを対象とした解析により、与圧による面外変形とともに 2 軸応力下における疲労亀裂進展試験が行われている。実運用における疲労亀裂進展挙動を把握するためには、2 軸応力下における疲労亀裂進展挙動の評価が必要となる。

#### 4) 解析モデルの他条件での評価

弾塑性 FEM 解析により得られた亀裂開口応力による残留応力場の亀裂進展解析は、本研究では応力振幅 50MPa、応力比 0.1 の場合について実験結果との比較を行っている。本論文で実施した異なる応力比、応力振幅における実験結果との比較とともに、並びに今後の課題で述べた条件についても実験結果と比較を行う必要がある。

#### 5) 耐雷性の評価

旅客機の運航要件として、機体が被雷した際には、次の運航に供する前に、着雷及び出雷位置の確認並びに被雷損傷に対する必要な補修措置を講じることが求められている。母材との被雷損傷の差は、運用において被雷損傷に対する補修規模の差となり運航効率に大きな影響を与える。従って、FSW の耐雷性の把握



が必要である。

#### 6) ストリンガー、カットアウト等を含む構造要素レベル以上での強度特性の評価

機体構造は、継手に加えストリンガーやフレーム等の補強構造から組み立てられており、外板には、窓、ドア、アクセスパネルなどのカットアウトが存在する。機体構造における疲労及び疲労亀裂進展の実証は、これらの実機構造に対して行われる。本研究で実施した研究及び上述の課題について検討を行った後には、FSW 継手にこれらを加えた構造要素レベル以上での検討が必要である。

#### 7) 引張残留応力の低減

接合により生じる引張残留応力は亀裂進展速度を加速させることから、引張残留応力を低減させることにより、損傷許容性を高めることが可能となる。接合条件の改良の他、1章で示したバーニシング等を用いて接合線に塑性変形を加えることにより、引張残留応力を低減させる技術を検討することは有益であると考えられる。

#### 8) リベット継手の亀裂進展特性とのトレードオフ

リベット継手の場合、リベット孔に亀裂が到達すると、その後の損傷進展はリベット孔周りからの進展となるため、一時的に亀裂進展が停止する。これは検査による損傷検出においてメリットとなっている。一方、FSW 継手の場合、負荷により継続的に亀裂が進展する。板厚を上げて接合部での亀裂進展速度をリベット継手の場合よりも下げる対策を行う場合、設計、製造、整備等の面でのトレードオフが必要と考えられる。

#### 9) 運用状態を想定した耐腐食性評価

実運用では、機体外板はクラッド層、アロジン処理、塗装によって耐腐食性の向上が図られている。現在 FSW 接合の研究のほとんどはベア材を用いていることから、実運用では、腐食対策としてアロジン処理、塗装が行われると考えられる。実運用を想定した耐腐食性評価を行い、クラッド層を有する母材にアロジン処理、塗装を施した場合の耐腐食性と比較を行う必要がある。

## 参考文献

### 第 1 章

- 1.1 Rhodes, C. G., Mahoney, M. W., Bingel, W. H., Spurling, R. A. and Bampton, C. C.: Effects of Friction Stir Welding on Microstructure of 7075 Aluminum, *Scripta Materialia*, Vol. 36, 1997, pp. 69-75.
- 1.2 Sutton, M. A., Yang, B., Reynolds, A. P. and Taylor, R.: Microstructural Studies of Friction Stir Welds in 2024-T3 Aluminum, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 323, 2002, pp. 160-166.
- 1.3 Sato, Y. S. and Kokawa, H.: Distribution of Tensile Property and Microstructure in Friction Stir Weld of 6063 Aluminum, *Metallurgical Materials Transactions A*, Vol. 32, 2001, pp. 3023-3031.
- 1.4 Jones, M. J., Heurtier, P., Desrayaud, C., Montheillet, F., Allehaux, D. and Driver, J. H.: Correlation between Microstructure and Microhardness in a Friction Stir Welded 2024 Aluminum Alloy, *Scripta Materialia*, Vol. 52, 2005, pp. 693-697.
- 1.5 Lemmen H. J. K., Alderliesten R. C. and Benedictus R.: Fatigue initiation behaviour throughout friction stir welded joints in AA2024-T3, *International Journal of fatigue*, Vol. 32, 2010, pp. 1928-1936.
- 1.6 Lemmen H.J.K., Alderliesten R.C. and Benedictus R.: Evaluating fatigue crack initiation location in friction stir welded AA2024-T3 joints, *International Journal of fatigue*, Vol. 33, 2011, pp. 466-476.
- 1.7 Uematsu, Y., Tokaji, K., Shibata, H., Tozaki, Y. and Ohmune, T.: Fatigue Behavior of Friction Stir Welds without Neither Welding Flash nor Flaw in Several Aluminum Alloys, *International Journal of fatigue*, Vol. 31, 2009, pp. 1443-1453.
- 1.8 Besel, M., Besel, Y., Alfaro Mercado, U., Kakiuchi, T. and Uematsu, Y.: Fatigue Behavior of Friction Stir Welded Al–Mg–Sc Alloy, *International Journal of fatigue*, Vol. 77, 2015, pp. 1-11.
- 1.9 Gemme, F., Verreman, Y., Dubourg, L. and Wanjara, P.: Effect of Welding Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of AA7075-T6 Friction Stir Welded Joints, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 34, 2011, pp. 877-886.
- 1.10 Biallas, G., Dalle Donne, C. and Juricic, C. :Monotonic and Cyclic

- Strength of Friction Stir Welded Aluminum Joints, in *Advances in Mechanical Behavior, Plasticity and Damage*, Berveiller, M. ed., Kidlington, Elsevier science, 2000, p. 115-120.
- 1.11 Dickerson, T. L. and Przydatek, J.: Fatigue of Friction Stir Welds in Aluminum Alloys that Contain Root Flaws, *International Journal of fatigue*, Vol. 25, 2003, pp. 1399–1409.
  - 1.12 Besel, Y., Basel, M., Alfaro Mercado, U., Kakiuchi, T. and Uematsu, Y.: Influence of Joint Line Remnant on Crack Paths under Static and Fatigue Loading in Friction Stir Welded Al-Mg-Sc Alloy, *Frattura ed Integrita Strutturale*, Vol. 35, 2016, pp. 359-369.
  - 1.13 Bussu, G. and Irving, P. E.: The Role of Residual Stress and Heat Affected Zone Properties on Fatigue Crack Propagation in Friction Stir Welded 2024-T351 Aluminum Alloy, *International Journal of fatigue*, Vol. 25, 2003, pp. 77-88.
  - 1.14 Frantini, L., Pasta, S. and Reynolds, A. P.: Fatigue Crack Growth in 2024-T351 Friction Stir Welded Joints: Longitudinal Residual Stress and Microstructural Effects, *International Journal of fatigue*, Vol. 31, 2009, pp. 495-500.
  - 1.15 Ma, Y. E., Staron, P., Fischer, T. and Irving, P. E.: Size effect on residual stress and fatigue crack growth in friction stir welded 2195-T8 aluminum – Part I: Experiments, *International Journal of fatigue*, Vol. 33, 2011, pp.1417-1425.
  - 1.16 Ma, Y. E., Staron, P., Fischer, T. and Irving, P. E.: Size effect on residual stress and fatigue crack growth in friction stir welded 2195-T8 aluminum – Part II: Modeling, *International Journal of fatigue*, Vol. 33, 2011, pp.1426-1434.
  - 1.17 Ma, Y. E. and Irving, P.: Residual Stress Effects and Fatigue Behavior of Friction-Stir-Welded 2198-T8 Al-Li Alloy Joints, *Journal of Aircraft*, Vol. 48, 2011, pp. 1238-1244.
  - 1.18 Pouget, G. and Reynolds, A. P.: Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds, *International Journal of fatigue*, Vol. 30, 2008, pp.463-472.
  - 1.19 Lemmen, H. J. K., Alderliesten, R. C. and Benedictus, R.: Macro and microscopic observation of fatigue crack growth in friction stir welded aluminum joints, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 78, 2011, pp. 930-943.

- 1.20 Sato, H., Yamada, Y. and Tanoue, Y.: Improvement of crack propagation properties of friction stir welded panels, *Proceedings of the 24<sup>th</sup> ICAF Symposium Vol. I*, Lazzeri, L. and Salvetti, A. eds., Pisa, Pacini, 2007, p. 163-171.
- 1.21 雲暁勇, 本橋嘉信, 伊藤勉, 浅野俊之, 平野聡, 摩擦攪拌接合した A7075 及び A6N01 アルミニウム合金の塩水噴霧サイクル試験による腐食挙動, 日本金属学会誌, 第 70 巻, 第 1 号, 2006, pp. 96-105.
- 1.22 Ghidini, T., Dalle Donne, C. and Alfaro Mercado, U.: Predicting the fatigue life of pristine and pre - corroded friction stir welded joints, *International Journal of Structural Integrity*, Vol. 2, 2011, pp. 200-213.
- 1.23 Terada, H.: AN ANALYSIS OF THE STRESS INTENSITY FACTOR OF A CRACK PERPENDICULAR TO THE WELD BEAD, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 8, 1976, pp. 441-444.
- 1.24 Terada, H. and Nakajima, T.: Analysis of stress intensity factor of a crack approaching welding bead, *International Journal of Fracture*, Vol. 27, 1985, pp. 83-90.
- 1.25 Tada, H. and Paris, P.C.: The stress intensity factor for a crack perpendicular to the welding bead, *International Journal of Fracture*, Vol. 21, 1983, pp. 279-284.
- 1.26 安岡哲夫, き裂先端前方塑性域に応力勾配と降伏応力勾配を有する場合の応力拡大係数の適用性, 東京工業大学 平成 25 年度学位論文
- 1.27 Grinka, G.: Effect of Residual Stresses on Fatigue Crack Growth in Steel Weldments Under Constant and Variable Amplitude Loads, *Fracture Mechanics, ASTM STP 677*, C. W. Smith, ed., ASTM, 1979, p.198-214.
- 1.28 Terada, H.: An analysis of a crack in the residual stress field of welding, *Role of Fracture Mechanics in Modern Technology*, Sih, G.C., Nisitani, H. and Ishihara, T. eds., North-Holland, Elsevier Science Publishers B.V., 1987, p. 899-910.

## 第 2 章

- 2.1 篠田剛, Friction Stir Welding (摩擦攪拌接合)の基礎と実際 第 3 回—施工条件—, 溶接技術, 2001, 7 月, p. 138-143.
- 2.2 Threadgill, P. L., Leonard, A., J., Shercliff, H. R. and Withers, P. J.: Friction Stir Welding of Aluminum Alloys. *International Materials Reviews*, Vol. 54, 2009, pp. 49-93.

- 2.3 Pacchione, M., Werner, S. and Ohrloff, N.: Design Principles for Damage Tolerant Butt Welded Joints for Application in the Pressurized Fuselage, *Proceedings of the 24<sup>th</sup> ICAF Symposium Vol. I*, Lazzeri, L. and Salvetti, A. eds., Pisa, Pacini, 2007, p. 224-240.
- 2.4 Jones, M. J., Heurtier, P., Desrayaud, C., Montheillet, F., Allehaux, D. and Driver, J. H.: Correlation between Microstructure and Microhardness in a Friction Stir Welded 2024 Aluminum Alloy, *Scripta Materialia*, Vol. 52, 2005, pp. 693-697.
- 2.5 Lemmen H. J .K., Alderliesten R. C. and Benedictus R.: Fatigue initiation behaviour throughout friction stir welded joints in AA2024-T3, *International Journal of fatigue*, Vol. 32, 2010, pp. 1928-1936.
- 2.6 Biallas, G., Dalle Donne, C. and Juricic, C. :Monotonic and Cyclic Strength of Friction Stir Welded Aluminum Joints, in *Advances in Mechanical Behavior, Plasticity and Damage*, Berveiller, M. ed., Kidlington, Elsevier science, 2000, p. 115-120.
- 2.7 Merati, A.: A Study of Nucleation and Fatigue Behavior of an Aerospace Aluminum Alloy 2024-T3, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, 2005, pp. 33-44.

### 第 3 章

- 3.1 Ishida, M.: Stress Intensity Factors for the Tension of an Eccentrically Cracked Strip, *Transactions of the ASME*, Vol. 33, No. 3, 1966, pp. 674-675.
- 3.2 Tada, H., Paris, P.C. and Irwin, G.R. *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, Third Ed., ASME Press, 2000, p. 531.
- 3.3 Terada, H. and Nakajima, T.: Analysis of stress intensity factor of a crack approaching welding bead, *International Journal of fracture*, Vol. 27, 1985, pp.83-90.
- 3.4 Ma, Y. E., Staron, P., Fischer, T. and Irving, P. E.: Size effect on residual stress and fatigue crack growth in friction stir welded 2195-T8 aluminum – Part II: Modeling, *International Journal of fatigue*, Vol. 33, 2011, pp.1426-1434.
- 3.5 Newman, J. C., Jr.: A Crack Opening Stress Equation for Fatigue Crack Growth, *International Journal of Fracture*, Vol. 24, 1984, pp. R131–R135.

- 3.6 Lemmen, H. J. K., Alderliesten, R. C., Pieters, R. R. G. M., Benedictus, R., and Pineault, J. A.: Yield Strength and Residual Stress Measurements on Friction-Stir-Welded Aluminum Alloys, *Journal of Aircraft*, Vol. 47, 2010, pp. 1570-1583.
- 3.7 von Strombeck, A., dos Santos, J.F., Torster, F., Laureano, P. and Kocak M.: FRACTURE TOUGHNESS BEHAVIOUR OF FSW JOINTS ON ALUMINUM ALLOY, *Proceedings of the First International Symposium on Friction. Stir Welding*, Thousand Oaks, CA, USA, Jun. 1999
- 3.8 Lemmen, H. J. K., Alderliesten, R. C. and Benedictus, R.: Macro and microscopic observation of fatigue crack growth in friction stir welded aluminum joints, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 78, 2011, pp. 930-943.
- 3.9 Blom, A. F., Hedlund, A., Zhao, A. W., Fathalla, A., Weiss, B., and Stickler, R.: Short Fatigue Crack Growth in Al2024 and Al 7475, *Behaviour of Short Fatigue Cracks*, Miller, K. J., and de los Rios, E. R. eds., Mechanical Engineering Publ., London, 1986, p. 37-66.
- 3.10 Okada, T., and Hoepfner, D. W.: The Behavior of Short Cracks in Corrosive Environment for 7075 Al Alloy, *Proceedings of the 23rd ICAF Symposium Vol. 2*, edited by Dalle Donne, C., DGLR, Bonn, 2005, p. 613-622.
- 3.11 Newman Jr., J. C. and Raju, I. S.: Stress-Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies, NASA Langley Research Center, Hampton, 1981.
- 3.12 *NASGRO Reference Manual, Version 8.01 Final*, Southwest Research Institute, 2016.

#### 第 4 章

- 4.1 Terada, H.: An analysis of a crack in the residual stress field of welding, *Role of Fracture Mechanics in Modern Technology*, Sih, G.C., Nisitani, H. and Ishihara, T. eds., North-Holland, Elsevier Science Publishers B.V., 1987, p. 899-910.
- 4.2 Tada, H., Paris, P.C. and Irwin, G.R. *The Stress Analysis of Cracks Handbook*, Third Ed., ASME Press, 2000, p. 531.

- 4.3 Solanki, K., Daniewicz, S. R. and Newman, J. C. Jr.: Finite element analysis of plasticity-induced fatigue crack closure: an overview, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 71, 2004, pp. 149-171.
- 4.4 Antunes, F. V. and Rodrigues, D. M.: Numerical simulation of plasticity induced crack closure: Identification and discussion of parameters, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, 2008, pp. 3101-3120.
- 4.5 向井喜彦, 西村新, FEMによる疲労き裂の開口応力レベルの評価法に関する研究, *材料*, 第37巻, 第419号, 1988, pp. 916-921.
- 4.6 LaRue, J. E. and Daniewicz, S. R.: Predicting the effect of residual stress on fatigue crack growth, *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, 2007, pp. 508-515.
- 4.7 Ishida, M.: Stress Intensity Factors for the Tension of an Eccentrically Cracked Strip, *Transactions of the ASME*, Vol. 33, No. 3, 1966, pp. 674-675.

## 第5章

- 5.1 雲暁勇, 本橋嘉信, 伊藤勉, 浅野俊之, 平野聡, 摩擦攪拌接合した A7075 及び A6N01 アルミニウム合金の塩水噴霧サイクル試験による腐食挙動, *日本金属学会誌*, 第70巻, 第1号, 2006, pp. 96-105.
- 5.2 Bussu, G. and Irving, P. E.: The Role of Residual Stress and Heat Affected Zone Properties on Fatigue Crack Propagation in Friction Stir Welded 2024-T351 Aluminum Alloy, *International Journal of fatigue*, Vol. 25, 2003, pp. 77-88.
- 5.3 Sankaran, K. K., Perez, R. and Jata, K. V.: Effects of pitting corrosion on the fatigue behavior of aluminum alloy 7075-T6: modeling and experimental studies, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 297, 2001, pp. 223-229.
- 5.4 *NASGRO Reference Manual, Version 8.01 Final*, Southwest Research Institute, 2016.
- 5.5 Jones, K., Shinde, S., Clark, P. N. and Hoepfner, D. W.: Effect of prior corrosion on short crack behavior in 2024-T3 aluminum alloy, *Corrosion Science*, Vol. 50, 2008, pp. 2588-2595.
- 5.6 Merati, A.: A Study of Nucleation and Fatigue Behavior of an Aerospace Aluminum Alloy 2024-T3, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, 2005, pp. 33-44.

## 第 6 章

- 6.1 *Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS)-10*, MMPDS Coordination Activity, Columbus, 2015.
- 6.2 Schijve, J.: *Fatigue of Structures and Materials*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 2001.
- 6.3 Muller, R. P. G.: An Experimental and Analytical Investigation on the Fatigue Behavior of Fuselage Riveted Lap Joints. The Significance of the Rivet Squeeze Force, and a Comparison 2024-T3 and Glare3, Ph.D. Thesis, Delft University of Technology, 1995.
- 6.4 Terada, H. and Okada, T.: Problems of Laboratory Tests for Durability Evaluation of Full-Scale Structures, *International Journal of fatigue*, Vol. 31, 2009, pp. 1068-1072.
- 6.5 Li, G., Renaud, G., Liao, M., Okada, T., and Machida S: A Methodology for Assessing Fatigue Life of a Countersunk Riveted Lap Joint, *Advances in Aircraft and Spacecraft Science*, Vol. 4, 2017, pp. s1-19.
- 6.6 Smith, K. N., Watson, P. and Topper, T. H.: A stress-strain function for the fatigue of metals, *Journal of Materials*, Vol. 5, 1970, pp.767-777.



付録  
FSW の耐雷性

## A.1 緒言

本章では、2024-T3 FSW 継手及び 2024-T3 アルミニウム合金の耐雷性について評価を行う。第 2 章の条件 B の FSW 接合板より試験片を切り出して評価を行った。

## A.2 試験方法

本研究では、FSW 接合に Bare 材を使用していることから、比較対象とする母材も Bare 材とした。試験片形状を Fig. A-1 に示す。試験片は幅 150mm、長さ 100mm、厚さ 2mm である。FSW 試験片の場合、接合線は試験片中央に位置している。また、接合線幅はツール側約 6mm、ピン側約 2mm である。

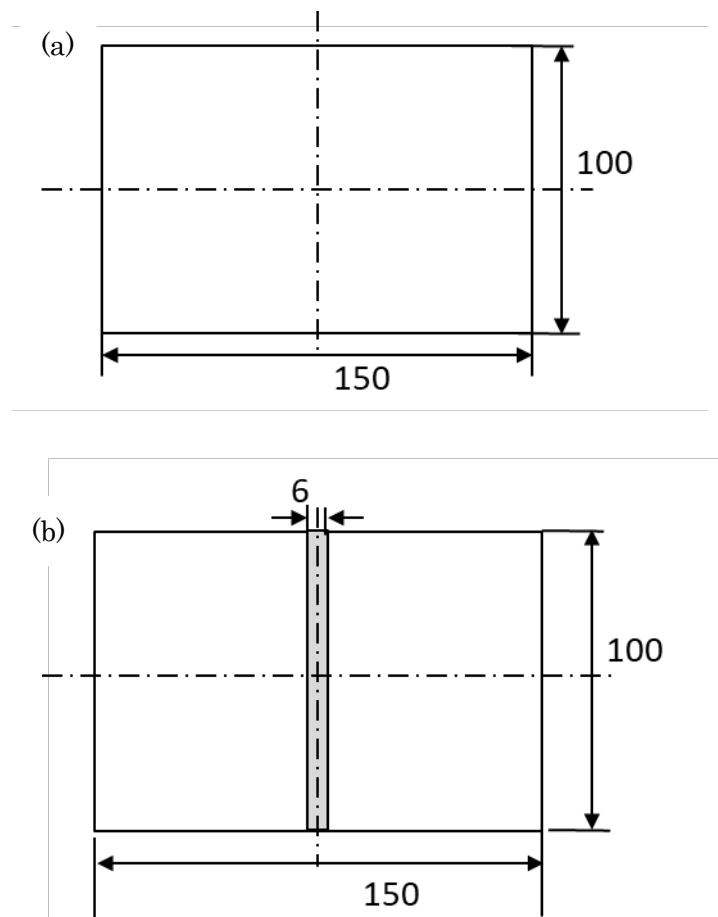


Fig. A.1 Geometry of specimen (a) Base material specimen, (b) FSW specimen

航空機の型式証明に使用される雷撃試験に関する規定である、SAE APR 5412B(文献 A.1)に記載されている雷撃試験波形を用いて雷撃試験を行った。規定では航空機の部位に応じて雷撃波形が定められている。本研究では、雷撃波形の形状は直撃雷を模擬する A 波形を用いることとし、ピーク電流の影響を調べるため、A 波におけるピーク電流を 3, 10, 40kA の 3 通りに修正した修正 A 波形を採用した。着雷位置は、接合板の表面接合線中央、接合線端部上の 2 通り、接合板裏側は接合線中央の 1 通りとして、接合線の位置及び接合板の表裏への被雷の影響について評価を行った。雷撃位置のブレを低減するために、本研究ではダイバー球ではなく突針を使用した。突針と試験片との間隔は 2mm とした。試験内容をまとめたものを Table A.1 に示す。雷撃試験には、株式会社昭電の所有するインパルス電流発生装置 SSGA 200-360 を使用した。雷撃試験の様子を Fig. A.2 に示す。

Table A.1 Lightning test condition

Peak current (kA)	Base material	FSW		
		Tool side (SZ)	Tool side (HAZ)	Root side (SZ)
3	○	-	-	-
10	○	○	○	-
40	○	○	-	○

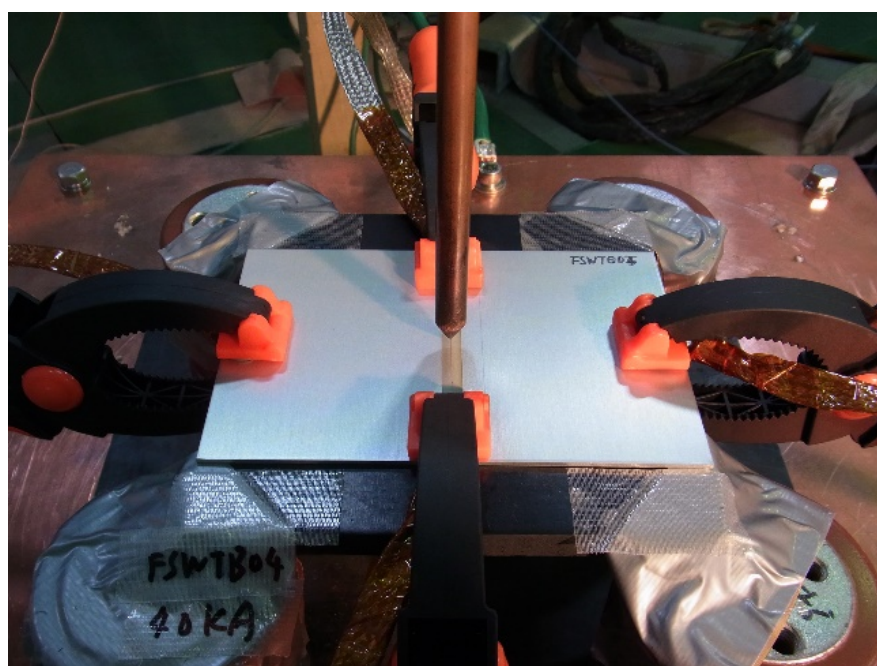


Fig. A.2 Set up of lightning test

雷撃試験後の損傷観察には、キーエンス社製 3D 計測マイクروسコープ VR-3000 を用いた。計測ピッチは面内 10 $\mu$ m、面外表示分解能は 0.1 $\mu$ m である。

## A.3 試験結果

### A.3.1 母材試験片

母材試験片の雷撃試験後の被雷損傷の写真を Fig. A.3 に示す。写真より試験片中央部に生じた被雷損傷の形状はほぼ円形であることがわかる。

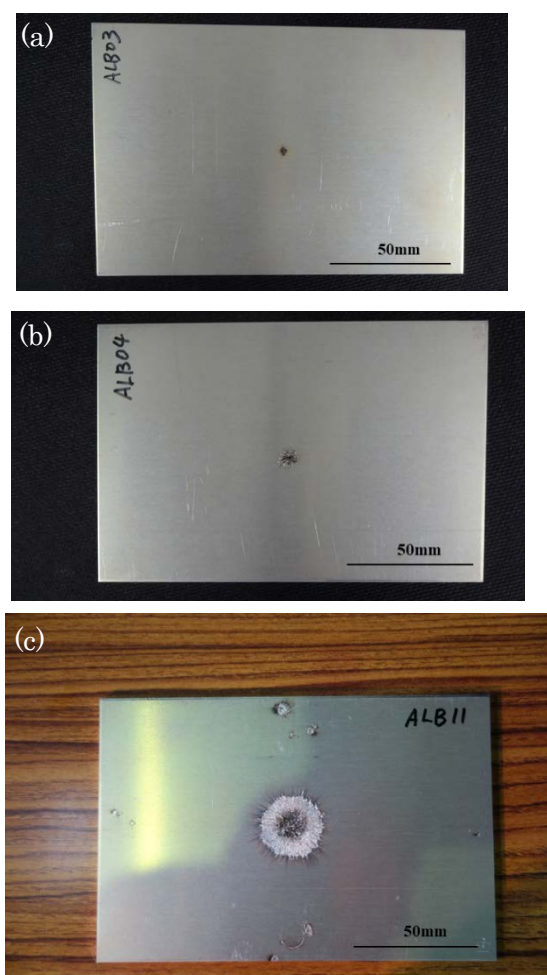


Fig. A.3 Lightning damage on base material (a) 3kA, (b) 10kA, (c) 40kA

3kA の場合、被雷部全体が褐色に変色しているのに対して、電流値が大きい場合、褐色部分の外側に、変色のないアルミニウム合金の溶融した部位が見られる

ことがわかる。これは、着雷時の発火により金属の溶融と変色が生じた部分と着雷後の電熱により金属の溶融のみを生じた部分との違いと想定される。変色のない溶損部に放射状の模様が見られることから、雷撃時の圧力伝播も溶損部の形成に影響を与えていると考えられる。また、3, 10kA と比較して 40kA の被雷損傷が急速に大きくなっていることがわかる。40kA 試験片の長辺、短辺の中央部に見られる損傷は、着雷した電気を試験片周囲から地上に逃がすために設けたワイヤー取り付け部での電気抵抗の差によって生じたものである。

雷撃試験後の試験片表面の損傷計測の一例を Fig. A.4 に示す。図より、雷撃損傷は、全体が凹むデントとは異なり、表面よりも上側に盛り上がる部分も見られることがわかる。これは雷撃により溶けた金属が再固形化する際に一様に固形化しなかったためと考えられる。雷撃により形成された凹凸部の容積は減少していることから、雷撃により材料の一部は溶損したと考えられる。

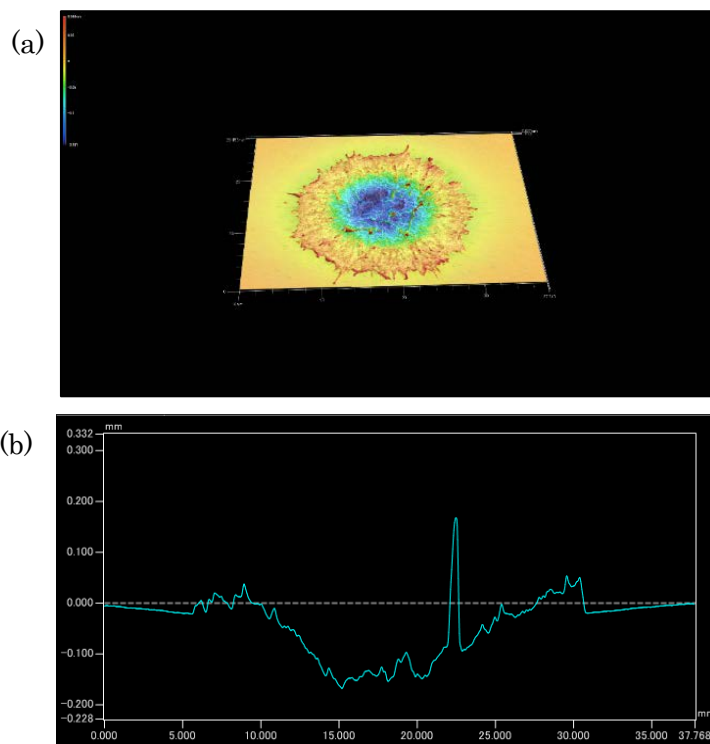


Fig. A.4 lightning damage on FSW joint (a) 3 dimensional contour measurement, (b) Convex and vortex of the specimen

### A.3.2 FSW 試験片

FSW 試験片の雷撃試験後の被雷損傷の写真を Fig. A.5 に示す。

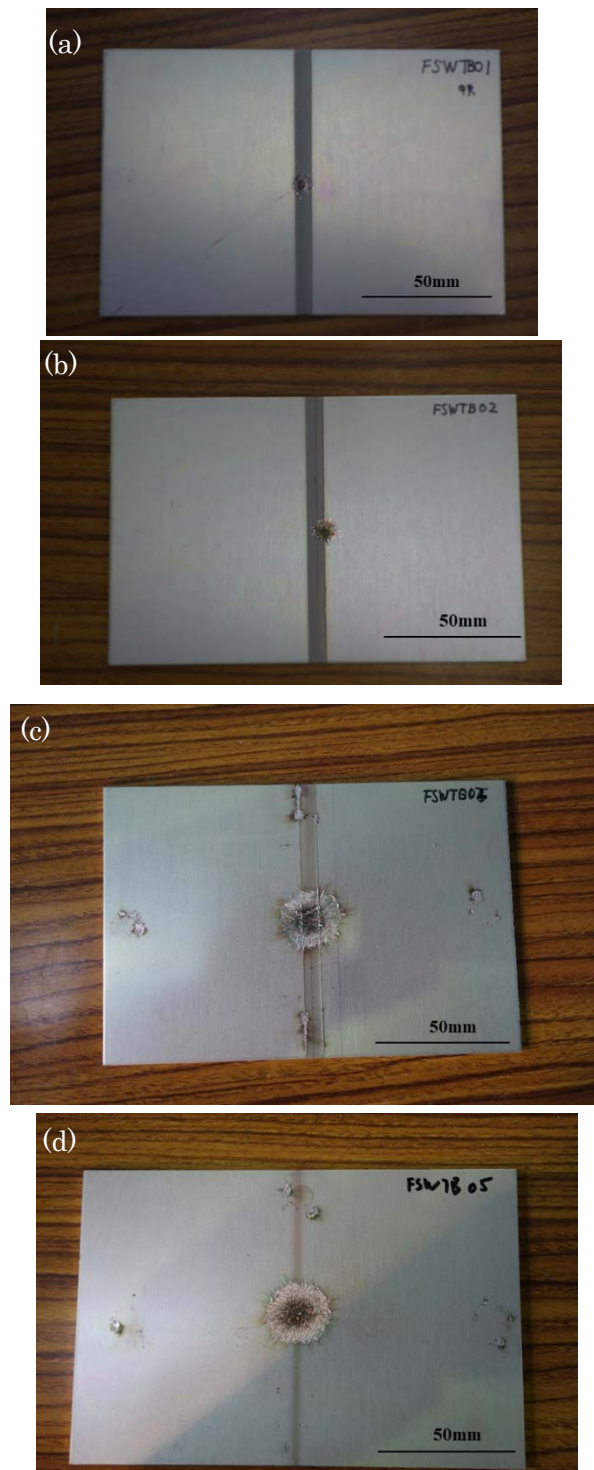


Fig. A.5 Lightning damage on FSW joint (a) SZ on Tool side, 10kA, (b) HAZ on Tool side, 10kA, (c) SZ on Tool side, 40kA, (d) SZ on the Root side, 40kA

写真より母材と同様に、被雷損傷の形状はほぼ円形であることがわかる。接合

線の SZ 部及び HAZ 部に雷撃損傷を与えた場合も、巨視的な被雷損傷形状は概ね円形であった。次に接合線のツール側及びルート側に雷撃を与えた場合の結果をみると、いずれの場合も母材と同様に、中央部では発火による変色を生じており、着雷位置から離れたところでは金属の溶融のみを生じていると考えられることを確認した。

雷撃損傷寸法をピーク電流値で整理した結果を Fig. A.6 に示す。ピーク電流に対する損傷面積は、10kA の場合、母材と FSW 試験片で大きな違いがないことがわかる。40kA の場合、FSW 接合の方が母材と比較して平均で 5%程度損傷面積が小さい結果が得られた。

雷撃により変色した範囲をピーク電流で整理した結果を Fig. A.7 に示す。図より、雷撃損傷寸法と同様に、ピーク電流が高いほど変色した範囲も広いことがわかる。損傷範囲と比較して変色範囲は母材、FSW のツール側、ルート側で差がみられた。また、ピーク電流に対して損傷範囲が非線形に増加するのに対して、変色した範囲はより線形に増加していることがわかる。

最大損傷深さをピーク電流で整理した結果を Fig. A.8 に示す。母材、FSW のいずれの場合も、ピーク電流の増加に伴い、最大損傷深さも増加していることがわかる。

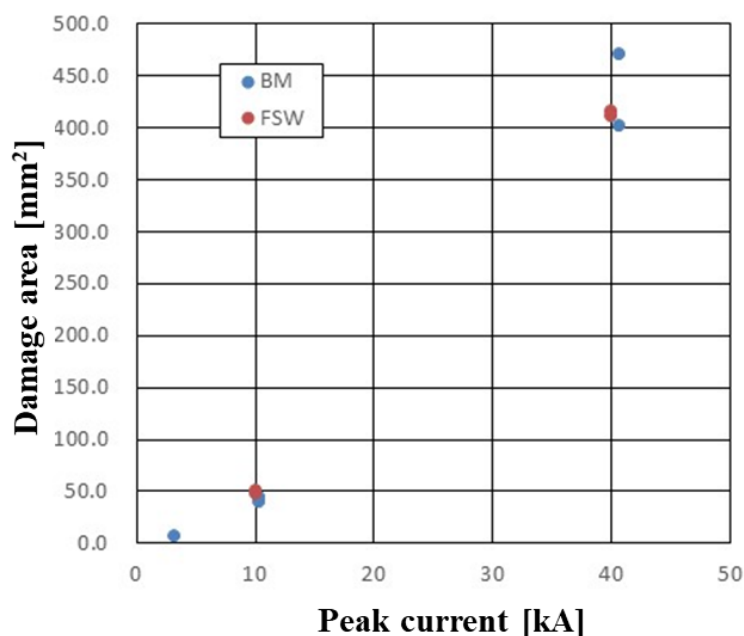


Fig. A.6 Relationship between peak current and damage size

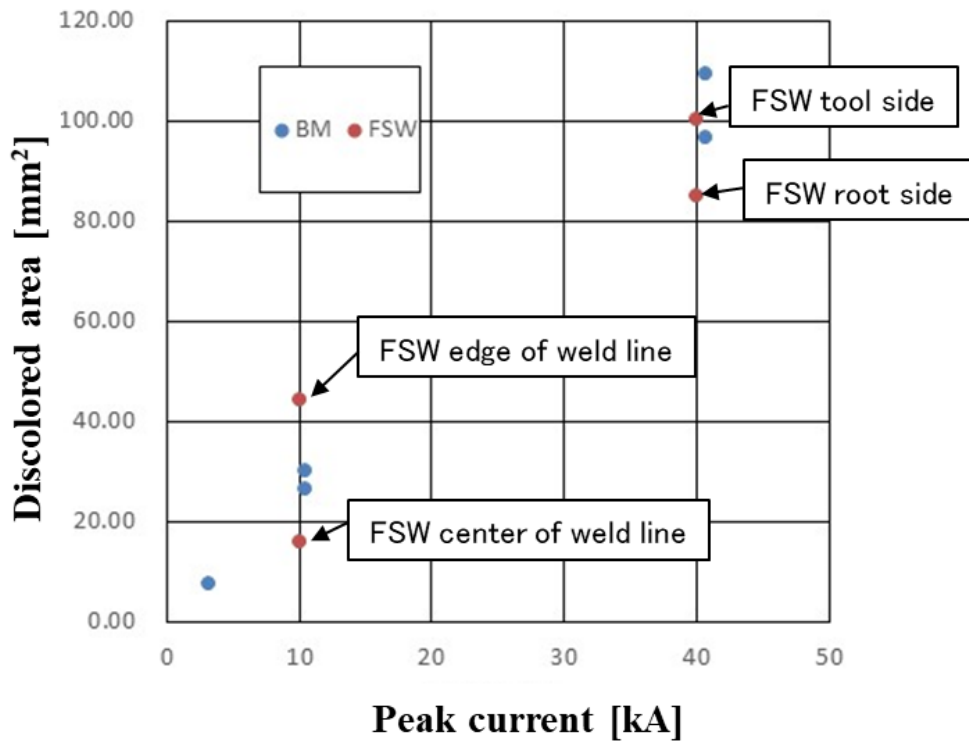


Fig. A.7 Relationship between peak current and discolored zone diameter

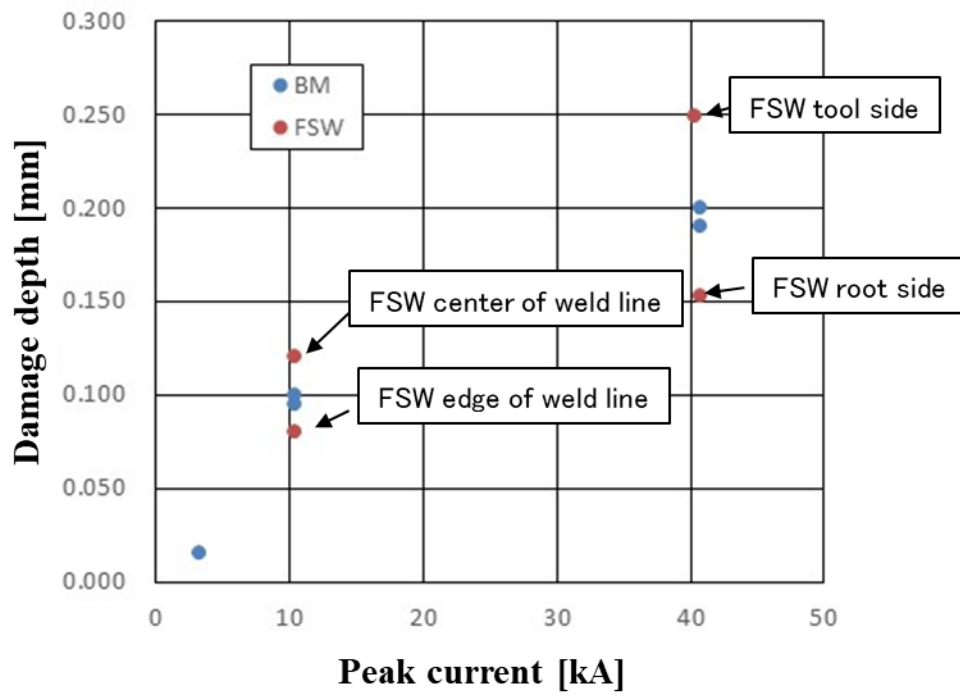


Fig. A.8 Relationship between peak current and damage depth



## A.4 結言

FSW の雷撃試験を実施し、雷撃による損傷の観察を行った。試験結果から、突心を用いる場合、母材と FSW 接合では、40kA の場合、FSW 接合の損傷範囲が 5%程度小さい結果が得られた。雷撃損傷中央の溶損と変色を伴う部位の広さは、母材及び FSW 接合のツール側、ルート側で差が見られた。母材と FSW 継手における耐雷性の違いをより定量的に把握するためには、FSW 各部における導電率の計測、マイクロビッカースによる被雷部断面の硬さ計測、被雷部を用いた強度試験、雷撃試験規格に定められている、ダイバー球の使用、より高いピーク電流及び複合波形での雷撃試験による評価が必要と考えられる。

## 参考文献

- A.1) Aircraft Lightning Environment and Related Test Waveforms, SAE APR 5412 Rev. B, Jan. 2013

# 本研究に係る業績

## 学術誌掲載論文

- (1) Takao Okada, Shigeru Machida, Naoyuki Watanabe, Fatigue Life and Fatigue Crack Growth Behavior of Nonthrough Crack in Friction Stir Welded 2024-T3 Aluminum Alloy, TRANSACTIONS OF THE JAPAN SOCIETY FOR AERONAUTICAL AND SPACE SCIENCES, Submitted.
- (2) Takao Okada, Shigeru Machida, Toshiya Nakamura, Corrosion Resistance Evaluation and Effects of Prior Corrosion and Stress on Fatigue Behavior of Friction Stir Welded AA2024-T3, [DOI:10.5006/2447], CORROSION, Vol.74, No.2, pp.169-180, 2018.
- (3) Takao Okada, Shigeru Machida, Toshiya Nakamura, Hirokazu Tanaka, Kazuya Kuwayama, Motoo Asakawa, Fatigue Crack Growth of Friction-Stir-Welded Aluminum Alloy, [DOI:10.2514/C034119], Journal of Aircraft, Vol.54, No.2, pp.737-746, 2017.
- (4) Takao Okada, Masako Suzuki, Haruka Miyake, Toshiya Nakamura, Shigeru Machida, Motoo Asakawa, Evaluation of crack nucleation site and mechanical properties for friction stir welded butt joint in 2024-T3 aluminum alloy, [DOI:10.1007/s00170-009-2513-x], International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol.50, pp.127-135, 2010.

## 国際会議

- (1) Takao Okada, Hiromitsu Miyaki, Yoshiyasu Hirano, Kazuo Iwasaki, Evaluation for lightning damage to 2024-T3 Aluminum alloy and friction stir welded Aluminum alloy, Proceedings of the 2017 International Conference on Lightning and Static Electricity, Nagoya, 2017.

- (2) Takao Okada, Shigeru Machida, Toshiya Nakamura, Takuya Noguchi, Masakazu Hirose, Motoo Asakawa, Fatigue Crack Growth Behavior in Residual Stress Field Formed by Friction Stir Welding, Proceedings of the 29<sup>th</sup> International Committee on Aeronautical Fatigue, Nagoya, 2017.
- (3) Takao Okada, Comparison of mechanical behavior between riveted and friction stir welded joint, Proceedings of the 2016 Asia-Pacific International Symposium on Aerospace Technology, Toyama, 2016.
- (4) Takao Okada, Ryosuke Ariumi, Motoo Asakawa, Shuji Kishishita, Shigeru Machida, Toshiya Nakamura, Evaluation of pre-corrosion damage on fatigue behavior of friction stir welded 2024-T3 Aluminum alloy, Proceedings of the 27<sup>th</sup> International Committee on Aeronautical Fatigue, Jerusalem, 2013.
- (5) Takao Okada, Ryosuke Ariumi, Motoo Asakawa, Shigeru Machida, Toshiya Nakamura, Effect of Corrosion Damage on Fatigue Life of Friction Stir Welded 2024-T3 Aluminum Alloy, Proceedings of the 2012 Asia-Pacific International Symposium on Aerospace Technology, Jeju, 2012.
- (6) Takao Okada, Kazuya Kuwayama, Motoo Asakawa, Toshiya Nakamura, Shigeru Machida, Shinya Fujita, Hiroyuki Terada, Evaluation of Fatigue Crack Growth Behavior in FSW Joint by Experiment, Analysis and Elasto Plastic FEM, Proceedings of the 26<sup>th</sup> International Committee on Aeronautical Fatigue, Montreal, 2011.
- (7) Takao Okada, Shigeru Machida, Mechanical Property of Friction Stir Welded Butt Joint in 2 mm Thick Aluminum Alloy, Proceedings of the 2010 Asia-Pacific International Symposium on Aerospace Technology, Xi'An, 2010.
- (8) Takao Okada, Kazuya Kuwayama, Shinya Fujita, Motoo Asakawa, Toshiya Nakamura, Shigeru Machida, PROPERTIES OF FATIGUE

CRACK PROPAGATION IN FRICTION STIR WELDED 2024-T3 ALUMINUM ALLOY, Proceedings of the 25<sup>th</sup> International Committee on Aeronautical Fatigue, Rotterdam, 2009.

- (9) Takao Okada, Masako Suzuki, Haruka Miyake, Toshiya Nakamura, Shigeru Machida, Motoo Asakawa, Evaluation of properties for friction stir welded butt joint in 2024-T3 aluminum alloy, Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Symposium on Friction Stir Welding, Awaji Island, 2008.

## 国内会議

- (1) 岡田 孝雄, 町田 茂, 中村 俊哉, 摩擦攪拌接合継手のき裂進展特性に関する研究, 第 59 回構造強度に関する講演会講演集, 2017.
- (2) 岡田 孝雄, 宮木 博光, 岩崎 和夫, アルミ合金摩擦攪拌接合継手の被雷損傷評価, 第 54 回飛行機シンポジウム講演集, 2016.
- (3) 岡田 孝雄, 宮木 博光, 摩擦攪拌接合継手の被雷損傷に関する研究, 第 58 回構造強度に関する講演会講演集, 2016.
- (4) 岡田 孝雄, 桑山 和也, 浅川 基男, 町田 茂, 中村 俊哉, 摩擦攪拌接合継手のき裂進展特性の評価, Proceedings of The Eighth Japan Congress on Structural Safety and Reliability 2015, 2015.
- (5) 岡田 孝雄, 田中 宏和, 桑山 和也, 浅川 基男, 町田 茂, 中村 俊哉, 2024-T3 アルミ合金 FSW 継手のき裂進展特性に関する研究 – 応力比の影響 –, 第 53 回飛行機シンポジウム講演集, 2015.
- (6) 岡田 孝雄, 有海 亮介, 浅川 基男, 中村 俊哉, 町田 茂, 2024-T3 FSW 継手の耐腐性と疲労強度, 第 52 回飛行機シンポジウム講演集, 2014.
- (7) 岡田 孝雄, 広瀬 正和, 浅川 基男, 町田 茂, 中村 俊哉, 弾塑性 FEM 解析による FSW 継手の疲労き裂進展の評価, 第 56 回構造強度に関する講演会講演集, 2014.

- (8) 岡田 孝雄, 広瀬 正和, 浅川 基男, 中村 俊哉, 町田 茂, 桑山 和也, 藤田 慎也, 野口 拓也, FSW 継手のき裂進展特性に応力振幅が与える影響, 第 51 回飛行機シンポジウム講演集, 2013.
- (9) 岡田 孝雄, 岸下 秀治, 有海 亮介, 浅川 基男, 中村 俊哉, 町田 茂, 腐食損傷を有する 2024-T3 FSW 継手の疲労強度(第 2 報), 第 55 回構造強度に関する講演会講演集, 2013.
- (10) 岡田 孝雄, 有海 亮介, 浅川 基男, 中村 俊哉, 町田 茂, 腐食損傷を有する 2024-T3 FSW 継手の疲労強度, 第 54 回構造強度に関する講演会講演集, 2012.
- (11) 岡田 孝雄, 桑山 和也, 町田 茂, 中村 俊哉, 浅川 基男, 藤田 慎也, 2024-T3 FSW 継手のき裂進展速度の評価, 第 53 回構造強度に関する講演会講演集, 2011.
- (12) 岡田 孝雄, 三宅 悠, 鈴木 雅子, 町田 茂, 浅川 基男, 中村 俊哉, A2024-T3 の摩擦攪拌接合における強度特性 (第 2 報), 第 50 回構造強度に関する講演会講演集, 2008.
- (13) 岡田 孝雄, 鈴木 雅子, 三宅 悠, 中村 俊哉, 浅川 基男, 町田 茂, 2024-T3 アルミニウム合金摩擦攪拌接合継手の特性に関する研究, 日本機械学会 2007 年年次総会講演集, 2007.

## 謝辞

本論文は、著者が国立研究開発法人宇宙航空研究開発機構にて取り組んだFSWに関する研究を基に製作した。

主査の首都大学東京の渡辺直行教授には、本課題を学位論文として取り組むために追加で検討すべき内容並びに、学位論文の内容について、様々なご助言、ご指摘をいただいた。副査の首都大学東京の北菌幸一教授、笥幸次教授、東京農工大学小笠原俊夫教授には、学位論文の内容について、ご助言、ご指摘をいただいた。

本論文の成果の一部は、宇宙航空研究開発機構と早稲田大学との共同研究にて行われた成果である。共同研究相手先の早稲田大学浅川基男教授及び同研究室の学生でFSWの研究に取り組んだ、宮口（旧姓鈴木）雅子様、山田（旧姓三宅）悠様、桑山和也様、藤田慎也様、有海亮介様、野口拓也様、広瀬正和様、田中宏和様には、様々な課題と一緒に取り組んでいただいた。日本大学の野本光輝准教授には摩擦攪拌接合の技術課題についてご助言をいただいた。宇宙航空研究開発機構の町田茂様、中村俊哉様には、著者の上席として本研究を進めるにあたり、様々なご助言をいただいた。また、宇宙航空研究開発機構の岩崎和夫様、株式会社エイ・イー・エスの岸下秀治様、田中裕基様には腐食試験のご支援をいただいた。株式会社インパルの滝川昇様には残留応力計測でご協力をいただいた。日本電子株式会社の鈴木敏之様にはTEM観察でご協力をいただいた。宇宙航空研究開発機構の宮木博光様、平野義鎮様、名古屋大学の澤木弘二教授、株式会社昭電の曾根原健夫様には、雷撃試験、耐雷性評価に関してご助言、ご協力をいただいた。また、宇宙航空研究開発機構の神田淳様をはじめとして著者の所属部署の方々には、様々なサポートをいただいた。

著者の首都大学東京社会人博士課程入学後は、首都大学東京渡辺研究室の諸岡聡助教、研究室の学生であった井上明子様、酒井一字様、安廣祐太様、松目悠里様には研究を進めるにあたりご協力いただいた。

ユタ州立大学のDavid W. Hoepfner名誉教授、同研究室のDr. Kimberli Jones、National Research Council CanadaのDr. Min Liao、独立行政法人労働者健康安全機構労働安全衛生総合研究所の山際謙太研究員を初めとするHOLSIP (HOListic Structural Integrity Process)会議のメンバーには、本研究における破壊の起点の形成及び損傷の進展に関する検討において貴重なご助言をいた

いた。元航空宇宙技術研究所の寺田博之様には、残留応力場のき裂の応力拡大係数について貴重なご助言をいただいた。

各位に心から感謝致します。

最後に、学位取得にあたり励ましてくれた家族の妻美紀様、長男礼志様、愛猫ぷーに感謝致します。

平成 30 年 3 月

岡田 孝雄