

# **Al-Steel 異種金属摩擦攪拌接合継手の 作製と機械的特性評価**

**Fabrication of friction stir Al-Steel dissimilar  
welds and evaluation of mechanical properties**

2020 年 3 月

小 川 大 介



# **Al-Steel 異種金属摩擦攪拌接合継手の 作製と機械的特性評価**

**Fabrication of friction stir Al-Steel dissimilar  
welds and evaluation of mechanical properties**

2020 年 3 月

小 川 大 介

# 目 次

<b>第1章 緒論</b>	<b>1</b>
1. 1 異種金属接合の背景	1
1. 2 金属接合材における界面評価の重要性	2
1. 3 摩擦攪拌接合の原理と特徴	3
1. 4 異種金属接合に関する研究動向	6
1. 5 本論文の目的および構成	7
<b>第2章 テーラードブランク Al-Steel 異種金属継手の FSW 接合条件と機械的特性の最適化</b>	<b>9</b>
2. 1 緒言	9
2. 2 実験方法	10
2. 2. 1 供試材	10
2. 2. 2 接合条件および熱処理条件	11
2. 2. 3 試験片形状および試験方法	16
2. 3 実験結果	18
2. 3. 1 引張り試験に基づく接合条件最適化	18
2. 3. 2 組織観察	21
2. 3. 3 硬さ分布	24
2. 3. 4 後熱処理の影響	26
2. 4 考察	31
2. 5 結言	32
<b>第3章 Al-Steel 異種金属 FSW 継手の残留応力解析</b>	<b>33</b>
3. 1 緒言	33
3. 2 実験方法	34
3. 2. 1 供試材および接合条件	34
3. 2. 2 残留応力測定方法	36
3. 3 実験結果	37
3. 4 考察	45
3. 5 結言	46

第4章 Al-Steel 異種金属 FSW 継手の界面疲労き裂進展	47
4. 1 緒言	47
4. 2 界面の力学について	48
4. 3 実験方法	52
4. 3. 1 供試材および接合条件	52
4. 3. 2 試験片形状および試験方法	53
4. 4 実験結果	55
4. 4. 1 後熱処理（再 T6 処理）による材料評価	55
4. 4. 2 疲労き裂進展挙動	62
4. 4. 3 き裂開閉口挙動	67
4. 4. 4 破面観察	71
4. 4. 5 破面粗さ測定	79
4. 5 考察	80
4. 5. 1 界面き裂特有の混合モードとき裂開閉口挙動	80
4. 5. 2 疲労き裂進展経路とき裂前縁の塑性域	81
4. 5. 3 有効繰返し塑性域と結晶粒径	82
4. 6 考察	84
第5章 結論	85
参考文献	89
謝 辞	95



# 第1章 緒 論

## 1.1 異種金属接合の背景

近年，自動車や航空機，鉄道車両といった様々な産業分野において，環境問題への関心の高まりとともに，機械・構造物の高性能化だけでなく，省資源，省エネルギー化が求められている．なかでも，“軽量化”の観点から，鉄鋼材料よりも軽量で比強度が高い材料への代替が進められている．しかし，高い信頼性と高強度，低コストなどのメリットから鉄鋼材料も依然として広く用いられている．そのため，同一機械構造内で鉄鋼材料と軽量材料を適材適所に使う，いわゆるマルチマテリアル化が試みられており，異種金属接合の需要が高まっている．この軽量材料の中でも，アルミニウム(Al)合金は比重が鉄鋼材料の約3分の1と軽量であり，強度や耐食性も優れているので軽量化が必要な構造物への適用が進められている．

これまで，接合法といえば溶融溶接が一般的に用いられてきたが，Al合金同士の溶融溶接は組織の粗大化や空洞状欠陥を生じやすいために品質管理が難しいといった欠点があり，溶融溶接には不向きな材料とされている．また，異種金属の組合せでは，それぞれの材料の融点の違いから溶融溶接が困難であり，特に接合時に生じる高温溶融状態において，接合界面に脆い金属間化合物(IMC : Intermetallic Compound)が生成しやすいなど課題が多かった．しかし近年，これらの課題を解決するための新たな固相接合法が開発・実用化されてきている．

上述のような背景のもと，1991年にイギリス公立の溶接・接合研究所(The Welding Institute : TWI)において開発された摩擦攪拌接合(Friction Stir Welding : FSW)技術に注目が集まっている．FSWは溶融溶接とは異なる固相接合であることが特徴であり，Al合金同士の溶接時に生じるブローホールや溶接割れ感受性など，種々の問題を解決する可能性がある[1]．また，FSWはAl合金と鉄鋼等の異種金属接合に適用できるという特徴も有し，接合時の温度上昇が低いいため，金属間化合物の生成を抑制することが可能である．さらに，この技術をスポット接合に適用した摩擦攪拌スポット接合(Friction Stir Spot Welding : FSSW)

や材料の組織改質を目的とした摩擦攪拌プロセス(Friction Stir Processing : FSP)といった幅広い分野での応用を期待されている技術である[2]。現在、日本国内においては鉄道車両製造に実用化され、欧州諸国では航空、宇宙、造船などに使用されている。しかし、実績はまだ少なく、今後さらなる利用拡大が期待されている[3]。

## 1.2 金属接合材における界面評価の重要性

機械・構造物のマルチマテリアル化が進められることによって、異種金属材料を接合する工程は重要な役割を担っている。機械・構造物の高性能化の追求により、継手の使用環境も苛酷となってきた。また、安全性に対する社会的関心の高まりもあり、接合材の疲労特性の評価は必要不可欠となっている。通常、機械・構造物を設計する場合、作用する応力とその材料の静的強度を下回るように寸法・形状が決定される。しかし、最大負荷応力が静的強度を十分下回っていても、それが繰り返し作用すると機械・構造物が破壊に至る、すなわち疲労破壊する場合がある。実際には、腐食環境、平均応力、切欠き、さらに表面仕上げなど多くの因子の影響が重なることから[4]、疲労破壊は極めて複雑な現象である。

接合部は、これまでの破壊事故において破壊の起点となることが多数報告されている。溶接による船の建造が開始された当初の1942年から1946年にかけて約5000隻のうち、1000隻以上の船舶にき裂が生じ、10数隻にぜい性破壊が発生した事例が報告されている。これらの船舶のぜい性破壊は、溶接継手の低温切欠きぜい性と溶接割れなどの溶接欠陥、または構造上の応力集中箇所を起点として、外力に加えて溶接残留応力が寄与して生じたと分析されている[5]。その後も欧州を中心に橋梁や石油精製タンクのぜい性破壊が生じた[6, 7]。1980年3月、イギリス北海油田で発生した半潜水型石油掘削用海洋構造物アレクサンダー・キーランド号が冬の嵐で転覆し、123名が死亡した事故は、水平支えパイプの水中聴音機サポートフランジ管取付け部の溶接部欠陥から発生した疲労き裂が原因であった[8, 9]。き裂発生箇所に塗料が検出されたことから、建造中の溶接不良によってき裂が発生し、波の衝撃を受けているうちにき裂が成長し、脚1本が破断して転覆した。



以上の事例からわかるように、接合部が受ける疲労に対する耐久性，信頼性を確立することは，機械・構造物の安全性の維持のために極めて重要である。

### 1.3 摩擦攪拌接合の原理と特徴

FSW では Fig.1.1 および 1.2 に示すような，径の大きいショルダーと細いプローブからなる円柱状工具（ツール）を高速で回転させながらプローブ部を材料に挿入し，ショルダー部は被接合材と接触させる．その結果，ツールのショルダー部と材料間で生じる摩擦熱によって材料が高温に加熱され，軟化する．プローブによって突合せ面において軟化した材料が激しい塑性流動を生じ，その結果，接合面（突合せ面）が消滅し，被接合部を一体化させる方法である．ショルダー部は摩擦による発熱と，塑性流動する材料の閉じ込めの役割を持つもので，表面は若干凹面となっている場合が多い．また，プローブ表面には逆ねじが切られ，周囲の材料に対して回転方向のみならず上下方向にも塑性流動の駆動力を与え，複雑な流れを生じる工夫が施されている．この塑性流動は，接合面に存在する酸化皮膜等の汚染層を粉砕・分散させ，また，接合面の密着性を達成する上で重要な役割を果たすと考えられている[3]．また，Al-Steel のような異種金属間での FSW の場合，ツールを高硬度の鉄鋼材料に挿入すると加工抵抗および発熱が大きくなり，ツールの摩耗や破損が発生する．そこで，Al-Steel の異種金属の FSW 接合では，Fig.1.2 に示すようにプローブ部を Al 側にのみ挿入し，ツールの回転と摩擦熱により Al 合金を塑性流動させ，鉄鋼材料の接合面に凝着させることで接合を行う手法も提案されている．

Al 合金側にツールを挿入した際の Al-Steel 異種金属 FSW 継手内に生じる接合部の組織を模式的に Fig.1.3 に示す．界面付近の Al 合金は著しい攪拌を受けしており，このエリアは「攪拌部（Stir zone : SZ）」と呼ばれ，一般的に粒径数  $\mu\text{m}$  程度の等軸で微細な結晶粒からなる微視組織を有する．これは，材料が強い塑性変形を受けながら高温で再結晶する，いわゆる動的再結晶現象による結晶粒微細化と考えられている．SZ の外側には，塑性変形は受けるものの再結晶が生じないため，結晶粒が塑性流動方向に伸びた形状となる「熱加工影響部（Thermo-Mechanically Affected Zone : TMAZ）」，その外側には，塑性変形の影響は認められないが，摩擦熱の影響を受けている「熱影響部（Heat Affected

Zone : HAZ)」が存在する．そして HAZ の外側が「母材部 (Base Metal Zone : BM)」になっている[10]．一般に，ツールの回転方向と進行方向が一致する側は「Advancing side : A-side」，逆になる側は「Retreating side : R-side」と呼ばれる[10]．また，接合ツールが挿入される面は Top 面，背面は Bottom 面と呼ばれる[3]．異種金属接合の際は，A-side に鉄鋼材料を，R-side に Al 合金を配置することが一般的であり，逆の配置では接合強度が著しく低下することが知られている[11,12]．接合に関するパラメータは

- 1) ツールの回転速度
- 2) ツールの送り速度
- 3) ツールオフセット
- 4) ツール押し込み量
- 5) ツールの傾き角

などが挙げられ，接合条件が少し変われば継手の引張強度や攪拌された Al の微視組織などに大きく影響がでる．また異材接合に関しては，被接合材の厚さや材料配置などもパラメータに含まれることになり，より一層接合条件が複雑化する．

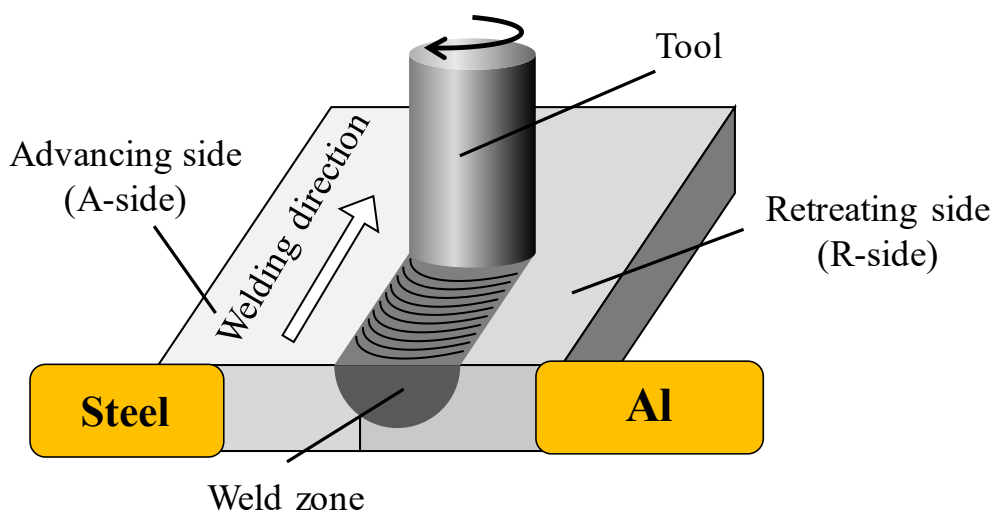


Fig.1.1 Schematic illustration of FSW process.

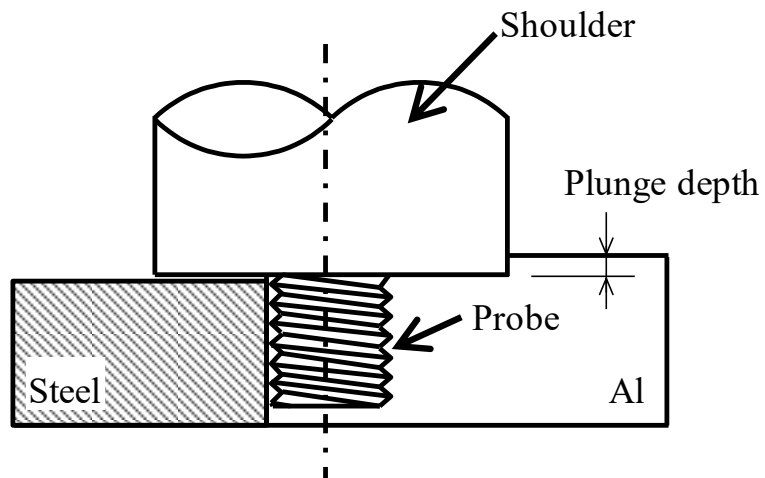


Fig.1.2 Schematic illustration of Al-Steel FSW joint in which tool is inserted into Al side.

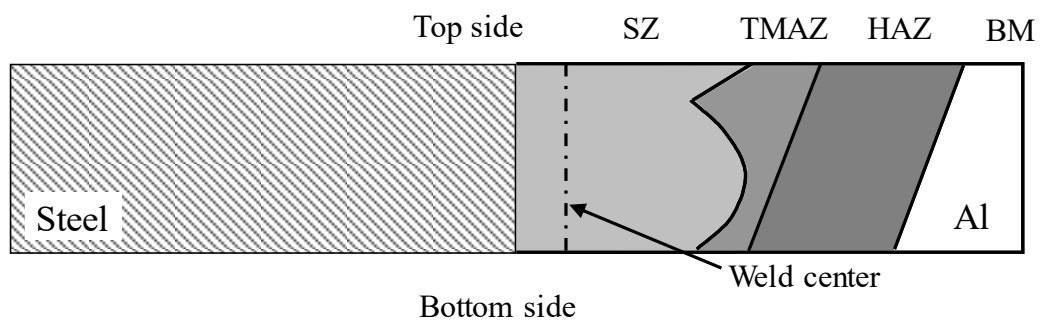


Fig.1.3 Schematic illustration of weld structure of dissimilar joint between Al and Steel.

## 1.4 異種金属接合に関する研究動向

近年、複数の材料を組み合わせることで軽量化や諸特性、機能向上を実現する材料の適材適所の利用（マルチマテリアル化）が進められている。日本国内においては、構造材料の高性能化、軽量化をめざし、経済産業省、内閣府、文部科学省がそれぞれ分担しながら研究開発を進めており、特に自動車用構造部材の開発は新構造材料技術研究組合（ISMA）を中心に産学官が連携して高張力鋼板、アルミニウム、チタン、マグネシウム、CFRP などの素材利用とそれらのマルチマテリアル化に欠かせない接合技術等の研究開発が進められている[13].

自動車の製造工程で用いられている金属接合法には、溶融溶接による抵抗スポット溶接や MIG 溶接、レーザー溶接の他に、かしめ機構の SPR（Self Pierce Riveting）や貫通ねじ機構の FDS（Flow Drill Screw）、固相接合法の摩擦攪拌接合（FSW）などが利用されている[14-16]. なかでも、FSW は摩擦熱による入熱温度が接合材の融点に達しないため、溶融・凝固を伴わない固相接合法であるため、接合時の変形が小さく接合欠陥が少ない利点があることから、Al 合金と鉄鋼材料の接合のみでなく、銅、マグネシウム、チタン、CFRP などの組合せで異材接合する例も報告されている[17].

特に、FSW による Al 合金と鉄鋼材料の組み合わせに関する研究報告は多くある。例えば福本・安井らは、Al 合金と鉄鋼の FSW による連続突合せ接合に成功しており、ツールオフセット量などの接合条件を最適化すれば、継手の引張り破断が Al 合金と鉄鋼の界面でなく、Al 合金の母材側で発生するなど健全な継手作製が可能であることを示した[11,18]. Ikeuchi らは、摩擦圧接を用いた純 Al と鉄鋼の接合性を研究し、界面に形成される金属間化合物層の厚さとともに接合強度が低下すると報告している[19]. 田中努らは、Al 合金と鉄鋼の接合条件が金属間化合物層厚さや接合強度に与える影響について研究し、低入熱の接合条件では金属間化合物層厚さが微量であるため接合強度への影響が少ないが、入熱量が増加すると金属間化合物層厚さが急激に増加し、それに応じて接合強度が急激に低下することを報告している。また金属間化合物成長メカニズムとして、FSW による拡散律速であることを示唆している。これらの結果は、Al 合金と鉄鋼の異材接合では界面で形成される金属間化合物が接合に対するキーファクターであること、接合強度は金属間化合物層の厚さと強い相関があ

ることを明らかにした。また、FSW で作製したアルミニウムと鉄鋼のテーラードブランク材における接合材の成形性に関する検討例もあり、LDR1.8 (Limiting Drawing Ratio (限界絞り比)) 以上の成形性を有していることが明らかになっている[20]。長谷川・大久保らは、Al 合金と鋼材の TIG 溶接、抵抗スポット溶接、摩擦攪拌点接合での入熱の違いによる金属間化合物の形成挙動について検討し、TIG 溶接よりも抵抗スポット溶接および摩擦攪拌点接合の方が、金属間化合物の形成量が少なく、継手強度が高いことを報告している[21]。西田らは、A3003 と SUS304 の重ね摩擦攪拌接合継手の破壊靱性と疲労き裂進展挙動について検討している。その結果破壊靱性値  $K_{IC}$  は、母材よりやや低くなること、FSW 継手の疲労き裂進展速度  $da/dN$  は実用的なき裂進展抵抗を備えていることをなど示した[22]。

## 1.5 本論文の目的および構成

前述のように、Al-Steel 異種金属 FSW 継手の接合条件最適化や静的強度に関する研究は進んでいる。しかしながら、異種金属継手を機械構造物として実際に用いる場合、繰返し荷重下における疲労特性が問題になる。また、Al-Steel 異種金属継手の疲労強度に関する検討例はほとんど無いのが現状である。そこで本論文の目的は、Al-Steel 異種金属 FSW 継手における機械的特性だけでなく、疲労特性および破壊機構を解明することである。まず、板厚の異なる Al 合金板とステンレス(SUS)鋼板のテーラードブランク摩擦攪拌接合継手の機械的特性について検討を行う。次いで、Al-Steel 摩擦攪拌接合継手の界面 FCP (Fatigue Crack Propagation) 挙動および破壊機構について検討する。また、継手の疲労挙動に対する大きな影響因子となる、残留応力についても検討する。

本論文の構成および具体的な内容は以下の通りである。第1章の緒論では、異種金属接合の背景、異種金属接合材における界面評価の重要性、摩擦攪拌接合の原理と特徴について述べるとともに、異種金属接合に関する従来研究成果をまとめた。さらに、本研究の目的および構成について述べた。

第2章では、テーラードブランク Al-Steel 異種金属継手の FSW 接合条件と機械的特性の最適化について検討する。

第3章では、Al-Steel 異種金属継手の残留応力解析について検討する。

第4章では、Al-Steel 異種金属 FSW 継手を用いて、CT 試験片を用いた界面疲労き裂進展（FCP）試験を行う。この結果に基づいて、FCP 挙動やき裂進展挙動に及ぼす異種金属 FSW 接合界面の影響について検討する。

第5章の結論では、第2～4章までの結果を総括するとともに、将来の展望について解説する。

## 第2章 テーラードブランク Al-Steel 異種金属継手の FSW 接合条件と機械的特性の最適化

### 2.1 緒 言

近年，“軽量化”の観点から、鉄鋼材料よりも軽量で比強度が高い材料への代替が進められており、場所によって最適な素材を使い分けるマルチマテリアル化が試みられている[23]。種々の軽量材料の中でもアルミニウム（Al）合金は有力な代替材料であり、自動車1台あたりの使用量が年々増加している。それに伴い、Al 合金同士だけでなく、Al 合金と鉄鋼等の異種金属接合への要望が増えており、様々な手法が開発・実用化されつつある。第1章で述べたように、摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding: FSW）技術は、従来から溶接が困難であった Al 合金同士、あるいは Al 合金と鉄鋼等の異種金属接合を可能にし、かつ継手の機械的特性が優れているとして、鉄道車両・自動車等の構造へ急速に実用化が進んでいる。特に異材接合については、FSW をスポット接合に応用した摩擦攪拌スポット接合（Friction Stir Spot Welding: FSSW）も含めると、Al 合金と鉄鋼の接合[24-32]のみでなく、Al 合金と CFRP[33-36]など、Al 合金を非金属材料に異材接合する例も報告されている。福本・安井らは、Al 合金と鉄鋼の FSW による連続突合せ接合に成功しており、ツールオフセット量などの接合条件を最適化すれば、継手の引張り破断が Al 合金と鉄鋼の接合界面でなく、Al 合金の母材側で発生するなど健全な継手作製が可能であることを示した[24-25]。それらの研究では、Al 合金と鉄鋼のいずれも、厚さ 5mm の同厚で接合を行っている。その場合、Al 合金と鉄鋼のいずれの表面にも FSW ツールのショルダー部が接する状態にあり、いわゆる同種 Al 合金で一般的に行われているツールショルダー部の押し込みを行うと、鉄鋼へツールを押し込むことになり、ツール損耗の原因となる。

そこで本章では、板厚の異なる Al 合金板とステンレス鋼板の突合せ接合を FSW で行い、引張り強度特性を評価してテーラードブランク材の最適接合条件の検討を行う。この際、Al 合金板を鋼板よりも厚くし、ツールショルダー部が

Al 合金には侵入するが鋼板には侵入しない条件とし、ツールの損耗を防いだ。また一般に、自動車に用いられる熱処理型の 6000 系 Al 合金の T6 材を FSW 接合した場合、接合時の入熱によって軟化してしまうことが知られている。このような軟化は機械的特性に対して悪影響を及ぼすが、後熱処理によってある程度回復が可能と考えられる。しかし、Al-Steel のような異種金属 FSW 継手の機械的特性に及ぼす後熱処理の影響については検討例がない。そこで、最適接合条件が得られた後、後熱処理継手の引張り試験を実施し、後熱処理の影響についても検討する。

## 2.2 実験方法

### 2.2.1 供試材

供試材は、Al合金A6061-T6圧延材（板厚6mm）ならびにオーステナイト系ステンレス鋼SUS304圧延材（板厚5mm）である。両材料の化学組成をTable 2.1、機械的性質をTable 2.2に示す。また、それぞれの組織写真をFig.2.1に示す。いずれも板断面における組織観察例であるが、A6061-T6材は圧延によって扁平な結晶粒となっており、その平均結晶粒径は圧延平行方向80 $\mu\text{m}$ 、圧延垂直方向25 $\mu\text{m}$ であった。一方SUS304は、圧延による組織異方性は認められない等軸粒であり、平均結晶粒径は20 $\mu\text{m}$ である。

Table 2.1 Chemical composition (wt.%).

Material	Fe	Si	Mn	Cu	Mg	Zn	Cr	Ti	Al
A6061-T6	0.3	0.68	0.05	0.29	1.0	0.03	0.18	0.02	Bal.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
SUS304	0.06	0.62	1.16	0.03	0.007	8.03	18.24	Bal.



Table 2.2 Mechanical properties.

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $\delta$ (%)
A6061-T6	286	326	19
SUS304	332	658	52

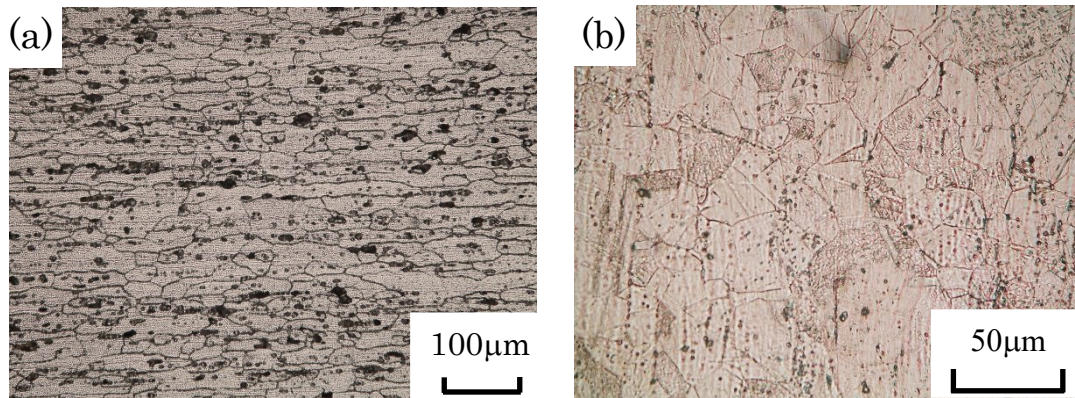


Fig.2.1 Microstructures of base metals:

(a)A6061-T6, (b)SUS304.

### 2.2.2 接合条件および熱処理条件

75×150mmのA6061-T6（板厚6mm）とSUS304（板厚5mm）を突合せ、150×150mmの形状にし、その突合せ面に摩擦攪拌接合を施した。Fig.2.2に示すように各材料の圧延方向と接合方向は同じである。SUS304の端面は研削処理を施して平滑に仕上げてある。一方、A6061-T6側は突合せ面で攪拌されるため、端面処理は行わず納入状態におけるせん断加工面のまま使用した。接合の際、ツールの回転方向と送り方向が一致するA-side側（Advancing side: A-side）にSUS304を配置し、ツールの回転方向と送り方向が逆向きのR-side（Retreating side: R-side）にはA6061-T6を配置した。逆の配置では良好な接合が行われぬ例がすでに報告されており[24,26]、本研究ではA-sideにSUS304を配置する条件のみとした。

A6061-T6板とSUS304板の突合せ接合は、自動摩擦溶接機（(株)日立設備エンジニアリング社製、SHH204-718型）にFSWツールを取り付けて行った。使用したツール形状をFig.2.3に示す。材質はSKD61、ショルダー径φ14mm、プローブ

径 $\phi 6\text{mm}$ 、プローブ長さは $4.7\text{mm}$ であり、プローブ部には塑性流動を大きくするため逆ねじが切ってある。また、ショルダー部はお椀状、プローブ先端は平面となっている。ツール形状の詳細をFig. 2.4に示す。

通常の低融点金属における同種金属接合では、突合せ面とプローブ中央が一致するようにツールを挿入して接合するが、Al-Steel異種金属接合においては、ツールを材料の突合せ面に挿入すると鉄鋼材料側での加工抵抗および発熱が大きく、ツールの摩耗が激しくなり、場合によっては破損することがありうる。そこで本研究では、Fig.2.5に示すようにプローブをA6061-T6側のみに挿入し、ツールの回転と摩擦熱により塑性流動状態となったAl合金を界面で鉄鋼材料表面に押し付け、凝着させることで接合を行う。ここで接合条件の一つとして、接合界面であるSUS304端面からプローブ側面までの距離をツールオフセット量として定義した。また、Al-Steel継手では塑性流動を閉じ込めるために、ショルダー部を板厚が若干厚いAl合金板中に押し込んで接合を行う。これをツールショルダー部押込み量として定義する。

接合条件をTable 2.3に示す。本研究では高い引張り強度を得られる最適接合条件を決定するため、ツールオフセット量を0および $0.2\text{mm}$ 、回転数を $100\text{rpm}$ 毎に $500\sim 1000\text{rpm}$ の条件で接合を行った。ツールショルダー部の押し込み量を $0.8\text{mm}$ と設定したため、ショルダー部表面とSUS304板の間には $0.2\text{mm}$ の隙間が存在し、ショルダーがSUS304に直接接触れることはない。詳細な実験結果は2.3.1節に示すが、これにより最適接合条件はツールオフセット $0\text{mm}$ 、ツールの回転速度 $700\text{rpm}$ とし、引張り試験以外の実験に用いたAl-Steel継手は全てこの最適接合条件で接合した。

また接合ままの状態のものに加え、接合後に熱処理を施した状態についても実験を行った。2.3.3節で詳しく述べるが、接合時の入熱によってAl側で軟化が生じたため後熱処理を行ったものである。後熱処理は人口時効とし、 $180^\circ\text{C}$ 条件下で $10\text{h}$ 保持後に空冷した。以後、Fig.2.6に示すように、これらをAsweld材、Post Aged (PA) 材と呼ぶ。

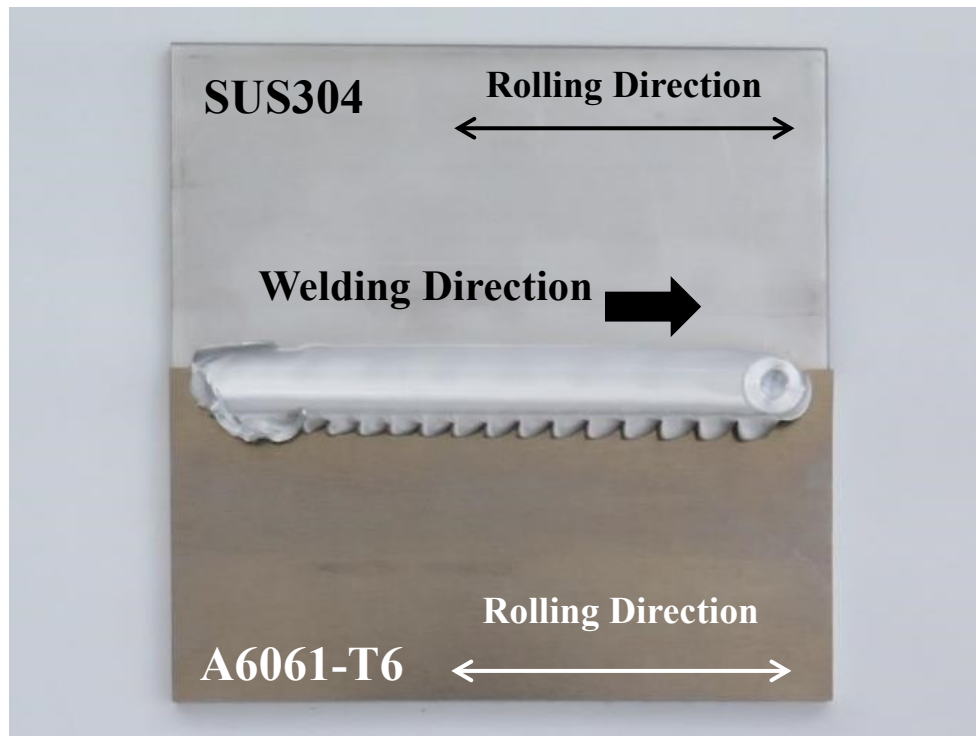


Fig. 2.2 Appearance of Al-Steel joint sheet.

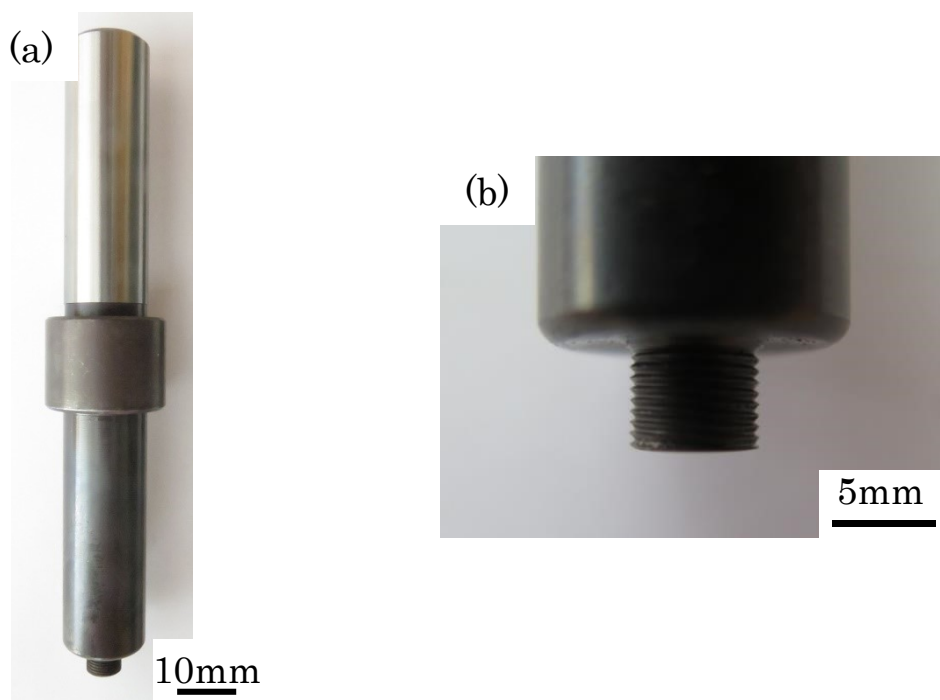


Fig.2.3 Appearance of FSW tool.

(a)All, (b)Head.

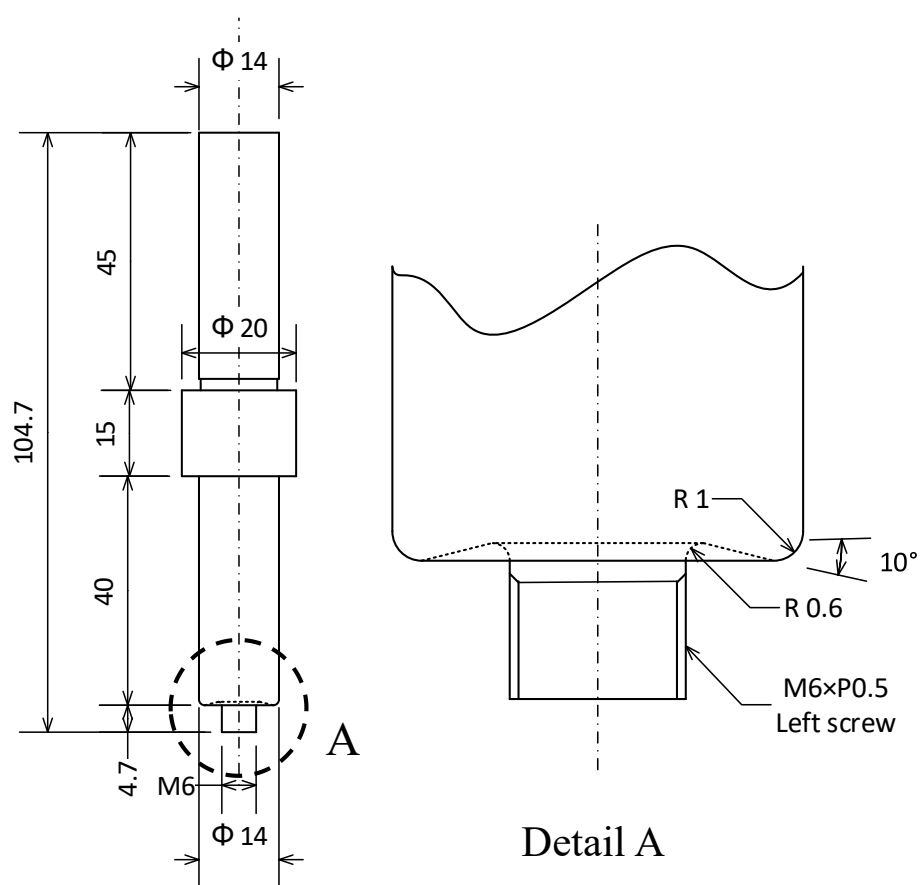


Fig.2.4 Configuration of FSW tool.

Table 2.3 Welding conditions.

	Al/Steel joint
Tool shoulder diameter(mm)	φ14
Tool probe diameter(mm)	φ6
Tool pin length(mm)	4.7
Rotating speed(rpm)	500 - 1000
Travelling speed(mm/min)	100
Tool offset(mm)	0, 0.2
Tool plunge depth(mm)	0.8
Tilt angel(deg.)	3
End face treatment	Steel: Grinding Al: As-received

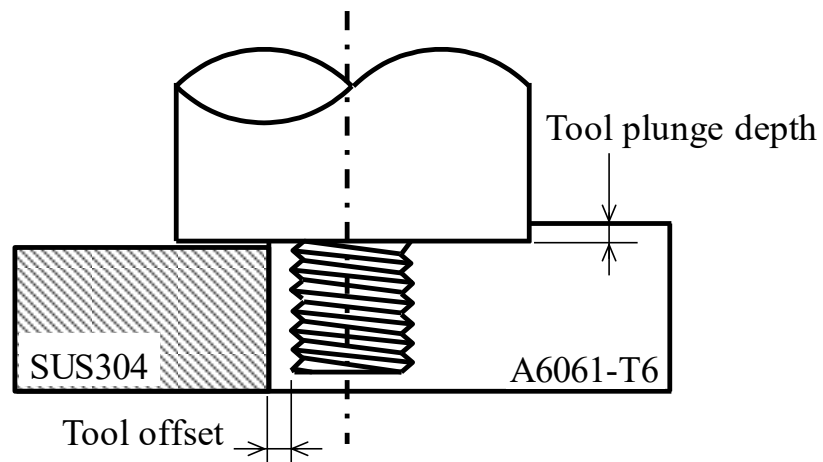


Fig.2.5 Schematic illustration of FSW process between Al and Steel.

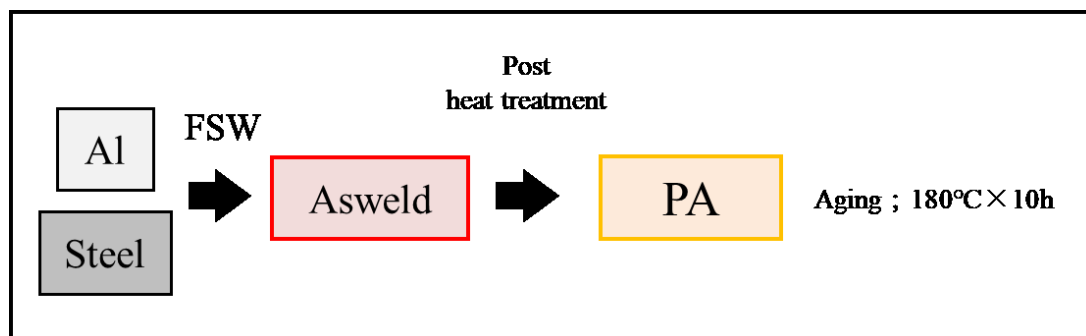


Fig.2.6 Post heat treatment condition.

### 2.2.3 試験片形状および試験方法

FSWによって突合せ接合されたAl-Steel継手 (Fig.2.2) から, Fig.2.8に示す引張り試験片 (JIS Z 2241 13B号試験片準拠) を作製した. ツールの中心ではなく, A6061-T6とSUS304の接合界面がゲージ部の中心となるよう引張り試験片をワイヤーカットにて接合板より切り出した. なお, テーラードブランクままの引張り試験片に加え, 接合部に発生するフラッシュ形状の影響や裏面近傍で発生する可能性のある未接合部の影響を除外するため, フライス加工によってフラッシュを除去した試験片も作製した. その場合, 試験片形状はFig.2.7に示すように板厚4mmとなる.

引張り試験には容量100kNの万能試験機 ((株)島津製作所製, AG-IS 100kN) を用い, 引張り速度5mm/minとした. また, 組織観察および硬さ測定の試験片は, 接合断面を樹脂埋込して研磨を施した. 硬さの線分布計測にはマイクロビッカース硬さ試験機 ((株)アカシ製, HM-125型) を用い, 荷重0.98N, 10秒間保持の条件でステンレス鋼の板厚中心を0.25mmピッチで測定した. また硬さの面分布計測には, 自動硬さ試験機 (丸本ストルアス(株)社製, Dura Scan-70 G5) を用い, 荷重0.49N, 測定ピッチ0.15mmとしてAl合金側のみで計測した. 組織観察は接合部断面をエメリー紙で2000番まで順次研磨したのち, バフ研磨を施し, 5%フッ酸水溶液を用いてエッチングを行い, 光学顕微鏡を用いて観察した. さらに, X線CT撮像による材料流動特性が可能であるため, マイクロフォーカスX線CT装置 (東芝ITコントロールシステム(株)製, TOSCANER-3230  $\mu$  FD) により透過像を観察し, Al合金側への鉄片の分散状況を観察した.

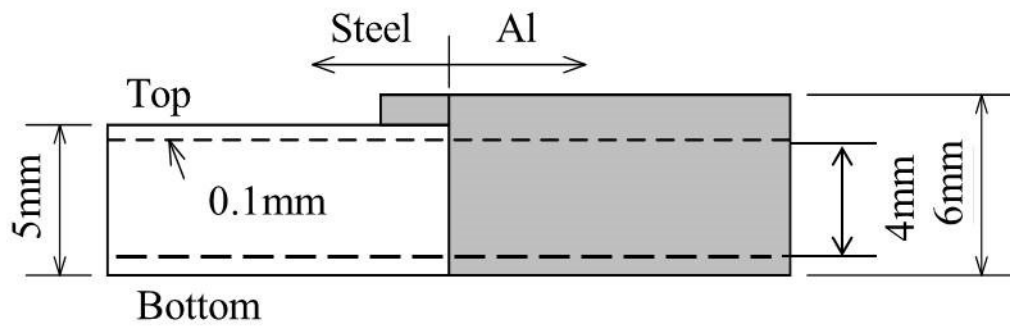


Fig.2.7 Sampling of specimen from FSW joint.

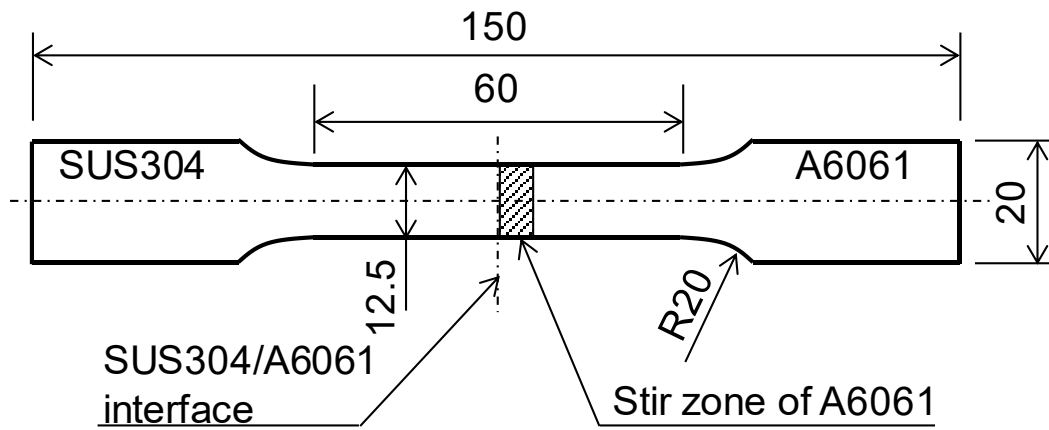


Fig.2.8 Configuration of tensile specimen.

## 2.3 実験結果

### 2.3.1 引張り試験に基づく接合条件最適化

上下面をフライス加工によって除去し、板厚を4mmとした試験片における、引張り強さとツールオフセット量、およびツール回転速度の関係をFig. 2.9に示す。また、Fig.2.10に引張り試験後の試験片様相を示す。オフセット0.2mmおよびオフセット0mm、主軸回転数500, 900, 1000rpmについては接合強度が低く、全て接合界面で破断した。一方、オフセット0mm、主軸回転数600, 700, 800rpmでの引張り強さはそれぞれ200, 201, 202MPaであり、全てAl母材側で破断した。Fig.2.9中、Al母材側で破断したデータについては、\*印が付してある。Al母材で破断した継手とA6061-T6納入材の引張り強さを比較すると、継手の強度は約38%低下している。Fig. 2.11は、母材部で破断した継手を横方向から観察した例である。硬さ試験結果は後述するが、硬さが最も大きく低下した熱加工影響部（Thermo-mechanically affected zone: TMAZ）に沿って破断が生じていることがわかる。なお、これらの引張り試験結果に基づき、本研究では母材破壊が生じる接合条件の中から、オフセット0mm、主軸回転数700rpmを最適接合条件とした。

次に、Al母材側で破断した接合条件（オフセット0mm、主軸回転数700rpm）において、フライス加工による表面除去を行わず、FSWテーラードブランクままの引張り試験を行った。その結果、Al側の攪拌部（Stir zone: SZ）における最小断面積から算出した引張り強さは201MPaとなり、フライス加工で表面除去した継手と同じ強度が得られた。しかし、Fig. 2.12に破断した試験片を上面より観察した結果を示すが、引張り破壊はAl母材のTMAZではなく接合界面部で生じた。Fig. 2.13は、SUS304側の破面をSEM観察した結果であるが、破断面は延性破面で典型的な等軸ディンプルで覆われていた。



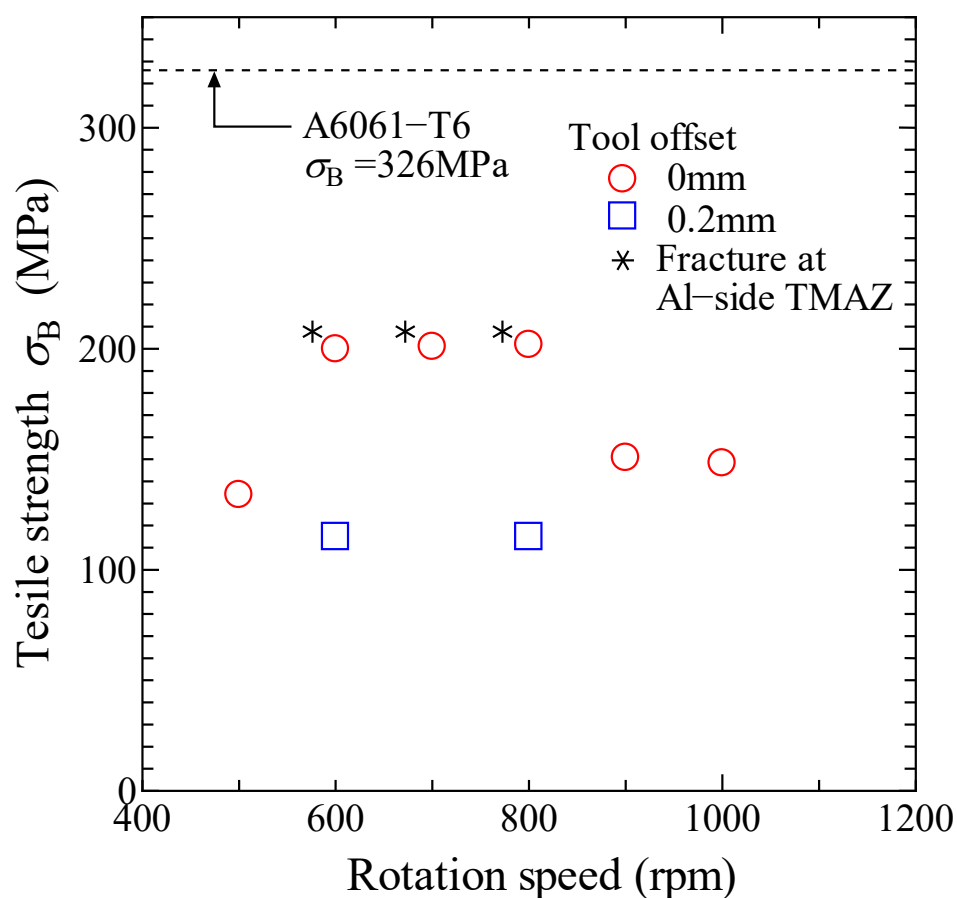


Fig.2.9 Tensile test results of Al-Steel joints.

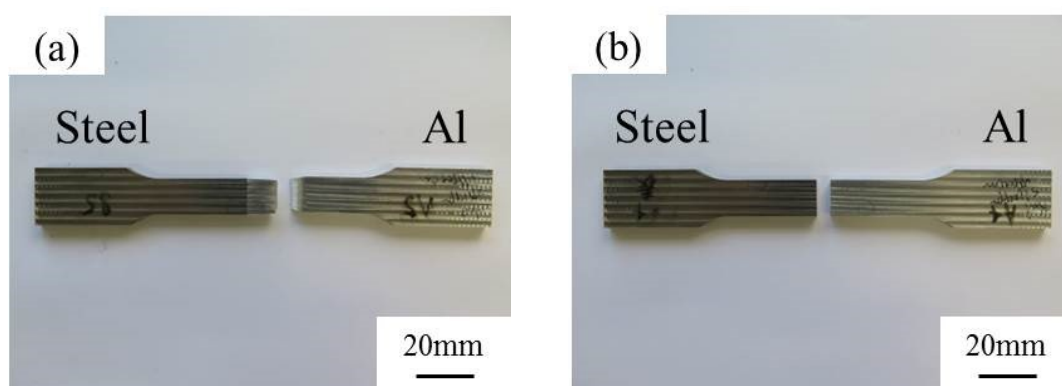


Fig.2.10 Fractured specimens.

(a) Fracture at Al side.  
(joined at 700rpm-offset0mm)

(b) Fracture at interface.  
(joined at 1000rpm-offset0mm)

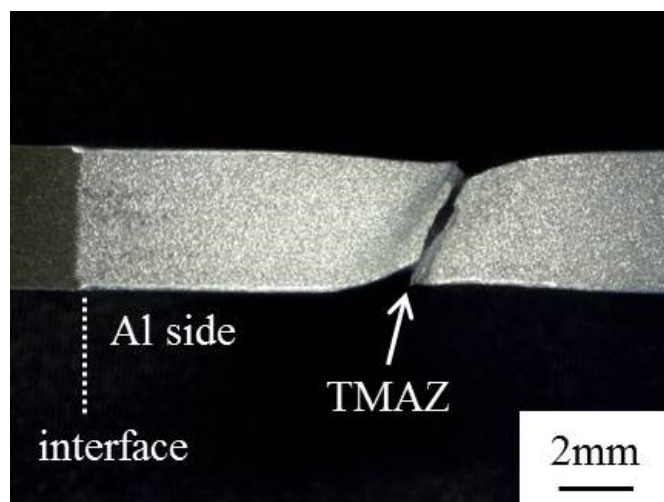


Fig.2.11 Side view of tensile-fractured Al-Steel joint without welding flash.

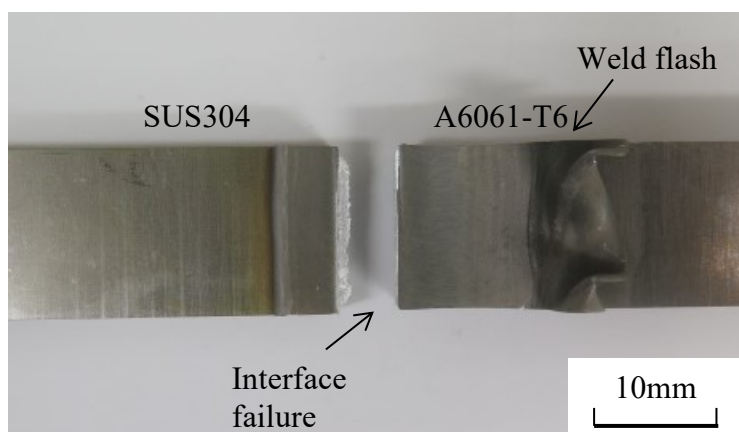


Fig. 2.12 Macroscopic top view of tensile-fractured tailored blank.

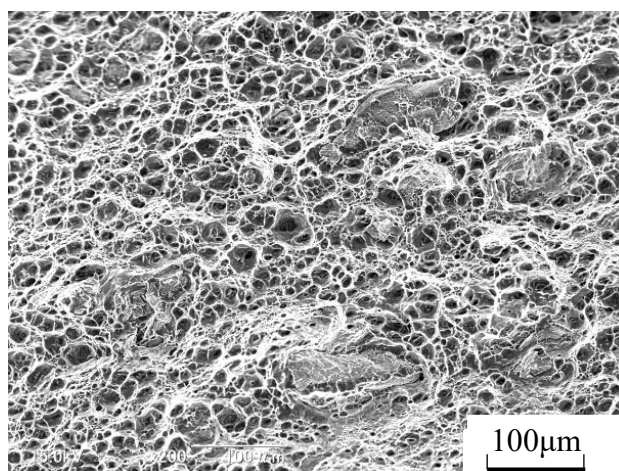


Fig. 2.13 Fracture surface observed on SUS304 side.

### 2.3.2 組織観察

最適条件で接合した継手の断面組織および撈拌部 (SZ), 熱加工影響部 (TMAZ), 熱影響部 (Heat affected zone: HAZ), 母材 (Base metal: BM) の組織写真をFig. 2.14に示す. Fig. 2.14(a)の巨視的様相からわかるように, Al合金板とSUS板では板厚が異なるために界面からAl側へ徐々に板厚が増加している. これにより, TMAZでの応力は界面部よりも小さくなる. その結果前述のように, テーラードブランクままの引張り試験では界面破壊が生じたと考えられる. Fig. 2.14(b)~(g)は, Fig. 2.14(a)中の各領域の拡大図であり, SZ (Fig. 2.14(b)~(c)) において, 矢印で示すように数10 $\mu$ m程度の大きさを有する鉄片が界面近傍に分散しているのが認められた. また, A6061-T6母材組織 (BM: Fig. 2.14(g)) と比べ, SZおよびTMAZ (Fig. 2.14(d)~(e)) において結晶粒の微細化が確認できた. HAZ (Fig. 2.14(f)) の組織はBMとほぼ同じである. SZ, TMAZ, HAZ, BMの平均結晶粒径はそれぞれ9 $\mu$ m, 30 $\mu$ m, 57 $\mu$ m, 63 $\mu$ mであった.

最適接合条件下では, Fig. 2.14(b)で示したように接合界面近傍に鉄片の分散が認められた. そこで, 最適接合条件以外の継手も含め, X線 $\mu$ CTにてAl合金側における継手内部の様相を非破壊的に観察した. Fig. 2.15は, 継手界面近傍におけるX線 $\mu$ CT像を横方向から見たものであり, いずれの図面も上側がツール侵入側 (Top side) で, 下側が裏当て側 (Bottom side) である. X線はAlを透過し, 鉄部分が黒く表示されている. 引張り強さが低く, 界面破断した条件であるオフセット0.2mm, 主軸回転数800rpm (Fig. 2.15 (a)) およびオフセット0mm, 主軸回転数500rpm (Fig. 2.15 (b)) では, 界面近傍に鉄片の分散がほとんど見られなかった. 一方, 最適接合条件と定義し, Al母材側で破断したオフセット0mm, 主軸回転数700rpm (Fig. 2.15(c)) では, 撈拌部分の広範囲にわたって鉄片が分布していることが確認できた. しかし回転数がさらに高い場合, すなわちオフセット0mm, 主軸回転数1000rpmでは界面破断が生じ, 引張り強さも低い. このときの観察結果がFig. 2.15 (d)であるが, 鉄片の分布は不均一であり, 表および裏面付近でより深く鉄片がAl母材側に侵入している. 同接合条件では, このような不均一分布を生じるようなAlの塑性流動が発生し, 引張り強さが低下したと思われる. これらのことから, FSWツールにより鋼板の突合せ面をわずかに削って新生面を露出させること, およびAl側での塑性流動が板厚方向でなるべく均一に分布することが, 健全な継手を得るためには重要と考えられる.

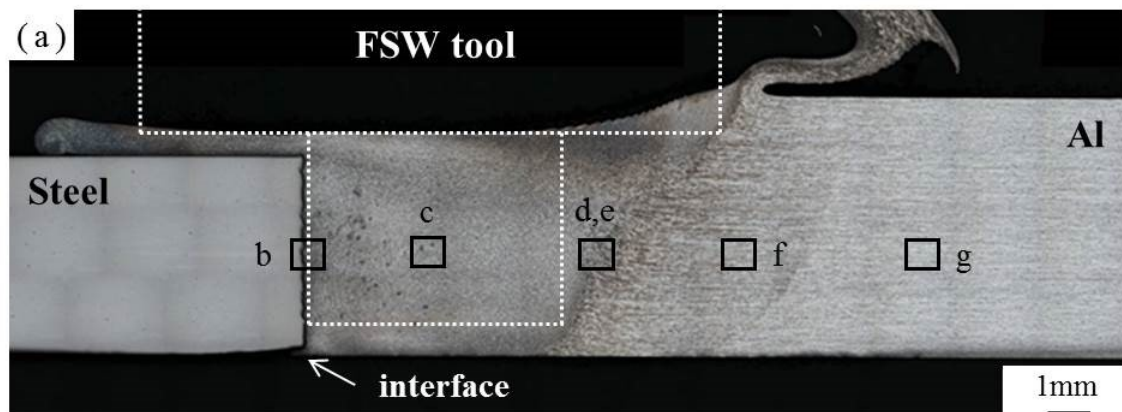
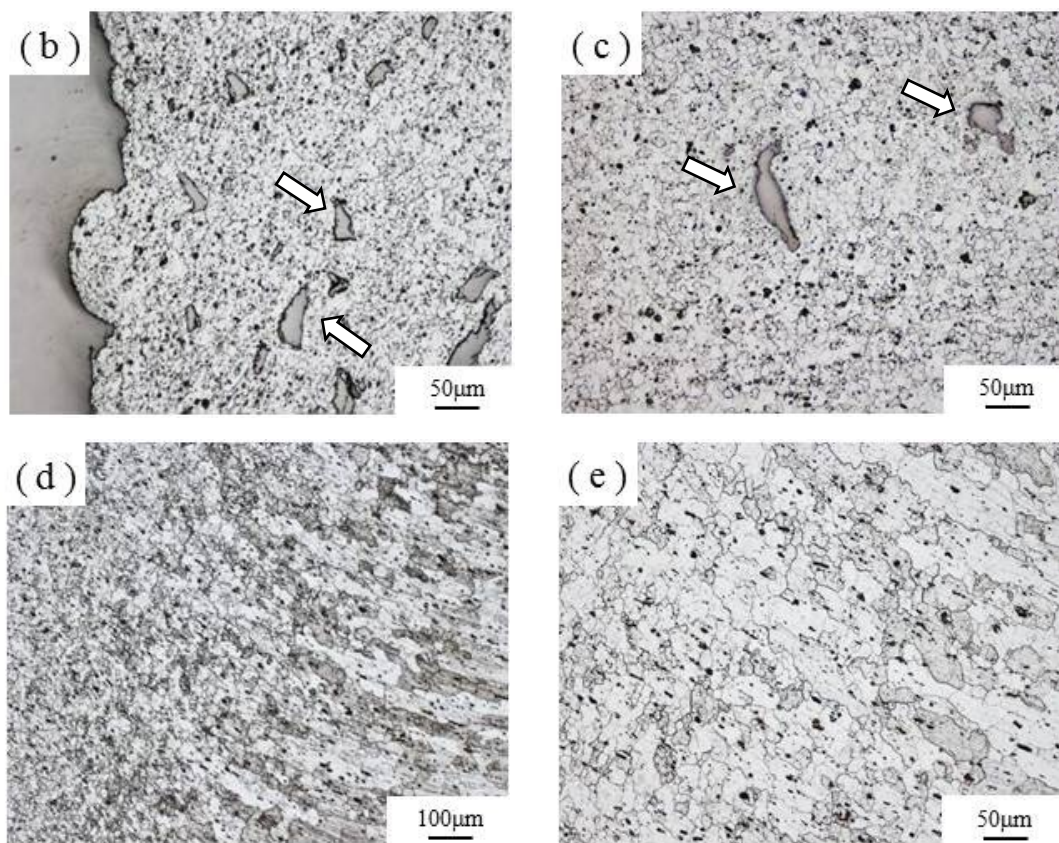


Fig.2.14 Microstructures of near weld zone of Al-Steel joint.

- (a) Macroscopic view.
- (b) Magnified view of SZ near Interface. (x20)
- (c) Magnified view of SZ at tool center. (x20)
- (d) Magnified view of TMAZ. (x10)
- (e) Magnified view of TMAZ. (x20)
- (f) Magnified view of SZ near Interface. (x20)





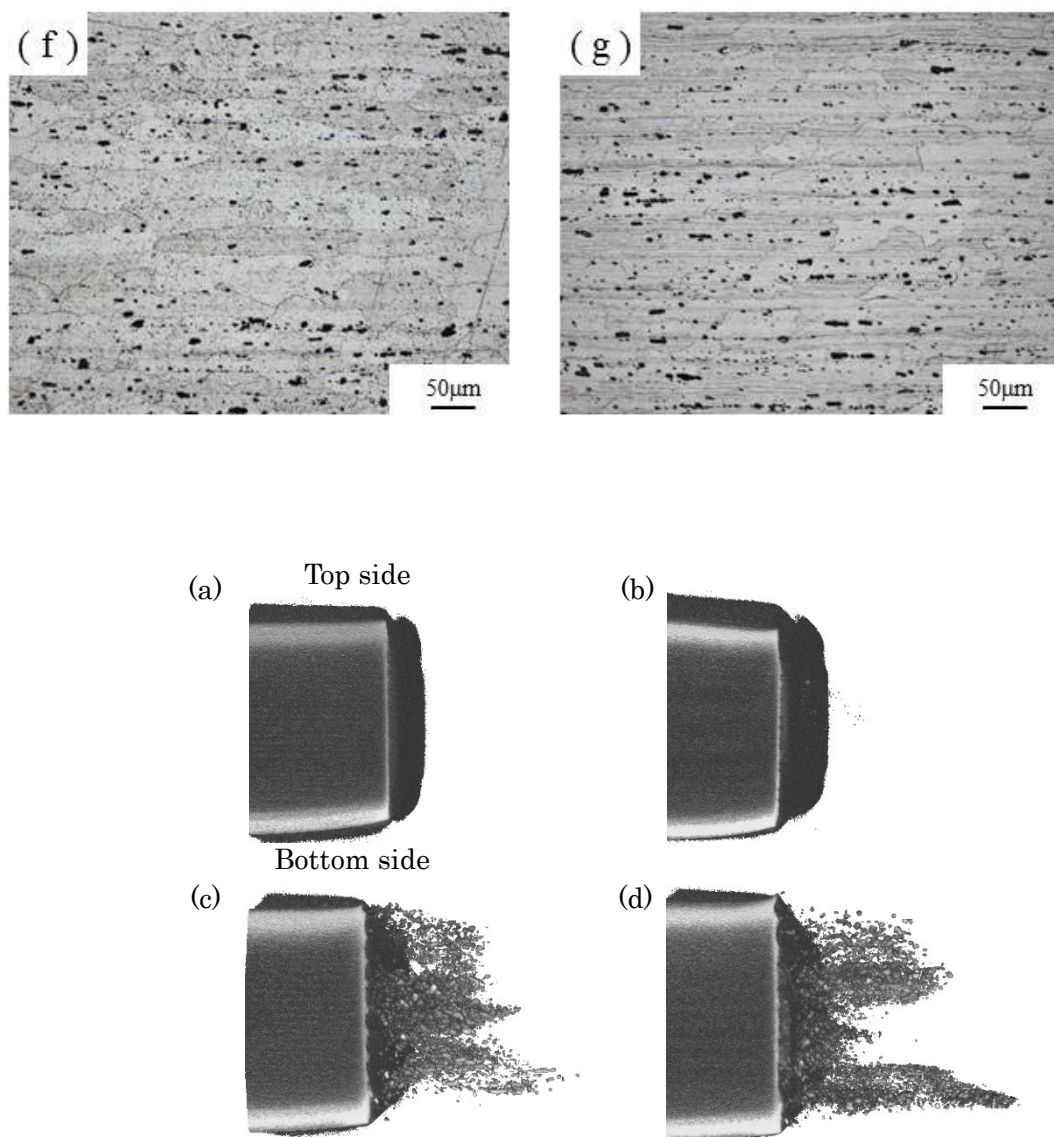


Fig. 2.15 X-ray  $\mu$ CT cross section of Al-Steel joint. (a) 800rpm-offset 0.2mm, (b) 500rpm-offset 0mm, (c) 700rpm-offset 0mm, (d) 1000rpm-offset 0mm.

### 2.3.3 硬さ分布

SUS304板厚中心を基準とし、接合界面近傍において0.25mm間隔で硬さ分布を測定した結果をFig.2.16示す。また鋼材，Al母材の硬さも併記する。横軸（ $x$ 軸）は突合せ面（接合界面）を $x=0$ とし，R-side（Al合金側）を正として示しており，それに対応するFSW特有の組織も併記した。SUS304側の界面近傍において，著しい硬さの上昇がみられた。接合前の板でも端面部で同様の硬さ上昇が確認できたことから，接合前の端面研削処理によって局所的にSUS304が加工硬化したと考えられる。A6061-T6側は，摩擦攪拌によって接合界面から17mm程度まで軟化しており，特にTMAZの硬さが低い。これは接合時の入熱によってT6処理による析出物が再固溶したためと考えられる。特にTMAZで最小値を示した理由としては，析出部の再固溶に加えて結晶粒径の影響が考えられる。TMAZではSZと同様に析出物の再固溶が生じているが，SZほど顕著な微細化は生じておらず，相対的にSZより平均結晶粒径が大きいいため，ホールペッチ則により硬さはSZより低く，最小を示したと考えられる。HAZから母材に向かうにつれて硬さは上昇し，母材の値に漸近していた。硬さの面分布測定結果をFig. 2.17に示す。図中左端が接合界面であり，SUS304側の測定は行っていない。Al側のTMAZにおいて軟化が生じていることがわかる。Fig. 2.11で示したように，フライス加工で表面除去した継手はTMAZで破断したが，破断部と最軟化部は良く一致している。また，界面近傍には局所的に島状の高硬度領域が分布しているが，これはAl側に分散した鉄片に対応している。

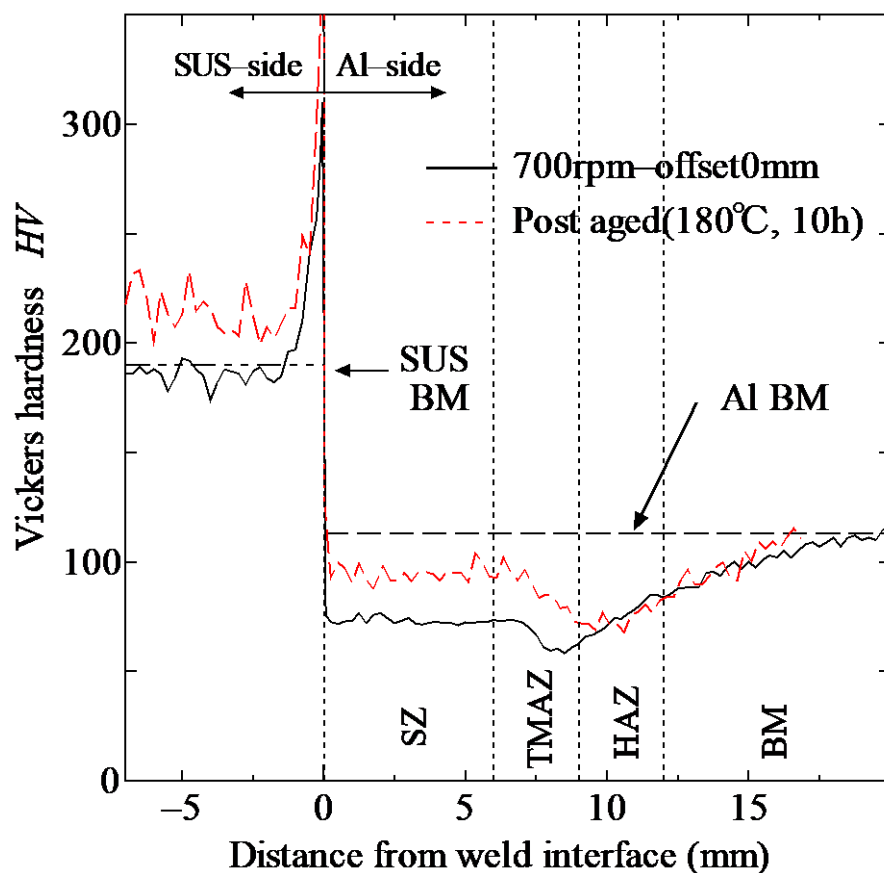


Fig.2.16 Hardness profiles of Al-Steel joint.

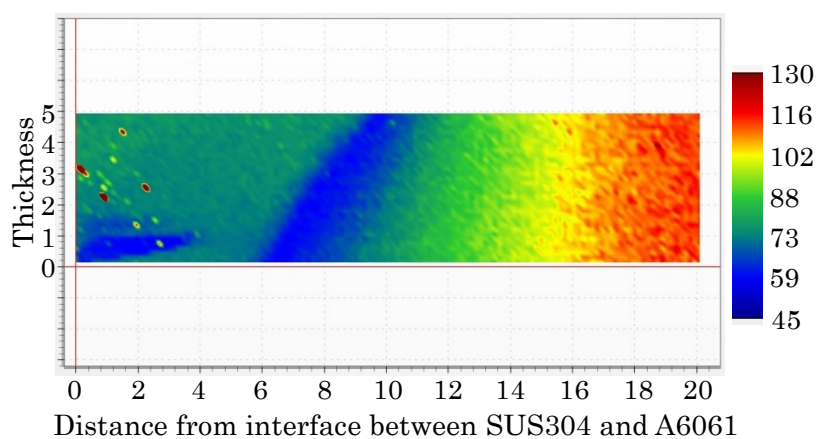


Fig. 2.17 Hardness map of Al-Steel joint measured on Al side.

### 2.3.4 後熱処理の影響

前項で示したように、接合時の入熱によってAl側で軟化が生じた。そこで、接合材に対して後熱処理を施した。後熱処理は人工時効とし、180℃条件下で10時間保持した。ここでFSW継手に溶体化処理を行うと、SZで異常粒成長が生じることが知られているため[37,38]、後熱処理は溶体化処理のない時効処理、いわゆるT5処理とした。Fig.2.16中には、PA材の硬さも併示しているが、後熱処理によって硬さが上昇していることがわかる。しかし、溶体化処理を伴わない時効のみでは、硬さが母材と同程度となるまでは回復しなかった。また、PA材の硬さ面分布測定結果をFig.2.18に示す。Fig.2.17と比較してSZ, TMAZ, HAZの全領域で硬さが上昇していることがわかる。また、界面近傍における局所的な硬さ上昇部として鉄片の分散も確認できる。Fig.2.19は、PA材における継手部断面組織およびSZとTMAZにおける組織様相である。溶体化処理を行っていないため、再結晶や粒成長による組織変化は認められなかった。またFig.2.19(b)で示すように、界面近傍での顕著な金属間化合物層の成長もない。Fig.2.20, Fig.2.21にそれぞれ、Asweld材およびPA材の板厚中心の界面付近におけるEDX分析結果を示す。それぞれSEM像, Feマップ, Alマップ, 低倍率後方散乱電子(BSE: Back Scattered Electron)像, 高倍率BSE像を示している。BSE像では明るい部分と暗い部分がそれぞれ、FeとAlを表している。これにより、Asweld材およびPA材においてAlと鋼の界面で金属間化合物層が明確に検出されなかった。これは、界面の金属間化合物層の厚さがサブミクロンであり、後熱処理温度が時効の180℃と比較的低温だったため、金属間化合物層の成長が発生しなかったと考えられる。

次に、フライスにより溶接フラッシュを除去した試験片及びテーラードブランクままの試験片を用いて、引張り試験を行った。なお後熱処理材については、試験片本数は3本である。その結果、フライスで表面除去した試験片は3本中2本がTMAZで破断し、222MPaの引張り強さが得られた。1本は界面で破断したが、引張り強さは若干低いものの212MPaとなった。全てを平均すると218MPaとなり、後熱処理によって引張り強さは約8.5%上昇したことになる。一方テーラードブランクままの試験片は、全て界面で破断し、未処理材と同様の破壊形態となった。しかし、後熱処理材の引張り強さは3本平均で179MPaであり、フライス加工した試験片よりも強度が低い点が未処理材と異なる。後熱処理材で



は、Bottom面を1mm程度除去したことで引張り強さが212MPaまで向上することから、Bottom面に欠陥が存在していたことが考えられる。後熱処理したテーラードブランクままの試験片における引張り破断後の様相をFig. 2.22に示す。Fig. 2.22(a)と2.22(b)が、それぞれSUS304側の側面と破面を巨視的に観察した例であり、破断が界面近傍で生じたこと示している。また、Fig. 2.22(c)は2.22(b)中の破線領域を拡大したものであるが、Bottom側に0.6~0.7mm程度の未接合欠陥が認められた。この領域はFig. 2.22(a)の矢印で示す部位に相当する。Bottom側の0.7mmが未接合と仮定して引張り強さを再計算すると207MPaとなることから、Fig. 2.22(c)で示した未接合部の存在が、テーラードブランクままの試験片で低強度になった主因と考えられる。なお、この未接合部は後熱処理によって生じたわけではない。著者らは前報[31]でSS400とA6061-T6のFSWによる異材接合継手を用いて疲労試験を行ったが、接合欠陥からの疲労き裂発生が認められた。本報では厚さ5mmのSUS304鋼板を用いたが、同じ接合条件であっても、未処理材と後熱処理材でBottom側における未接合欠陥の有無に相違があり、異材接合では接合のばらつきに注意が必要であることを示唆している。しかし欠陥部をフライスにより取り除けば、後熱処理は強度向上に有効であることが判明した。

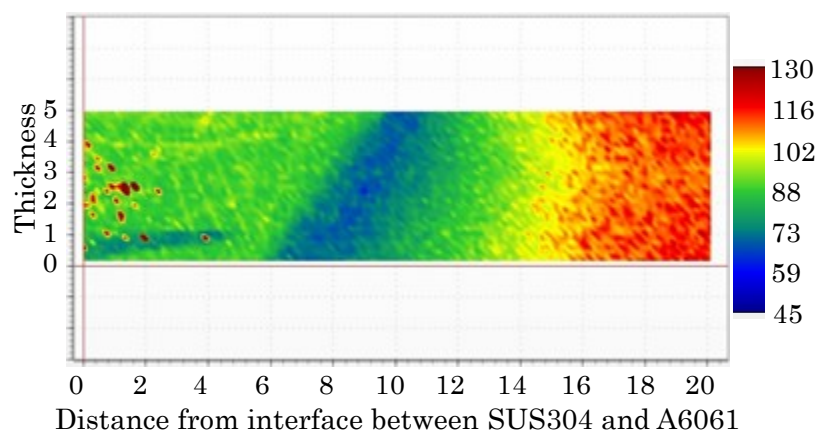


Fig. 2.18 Hardness map of post aged Al-Steel joint measured on Al side.

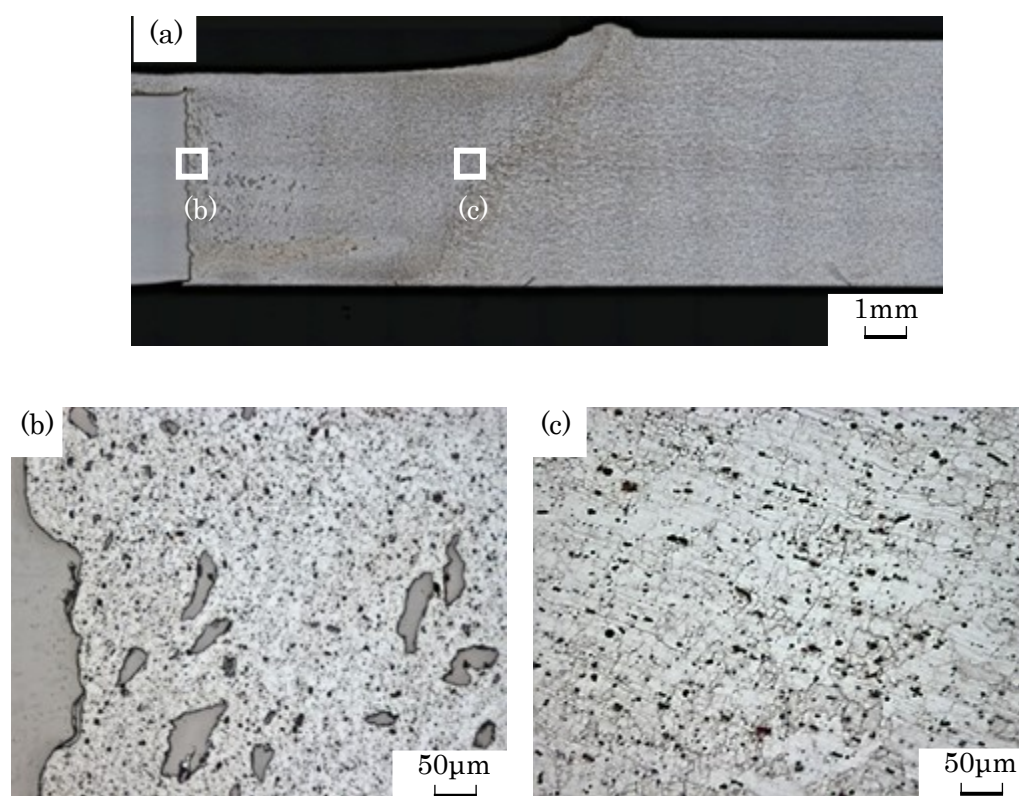


Fig. 2.19 Microstructure of post aged Al-Steel joint: (a) Macroscopic appearance, (b) SZ, (c) TMAZ.

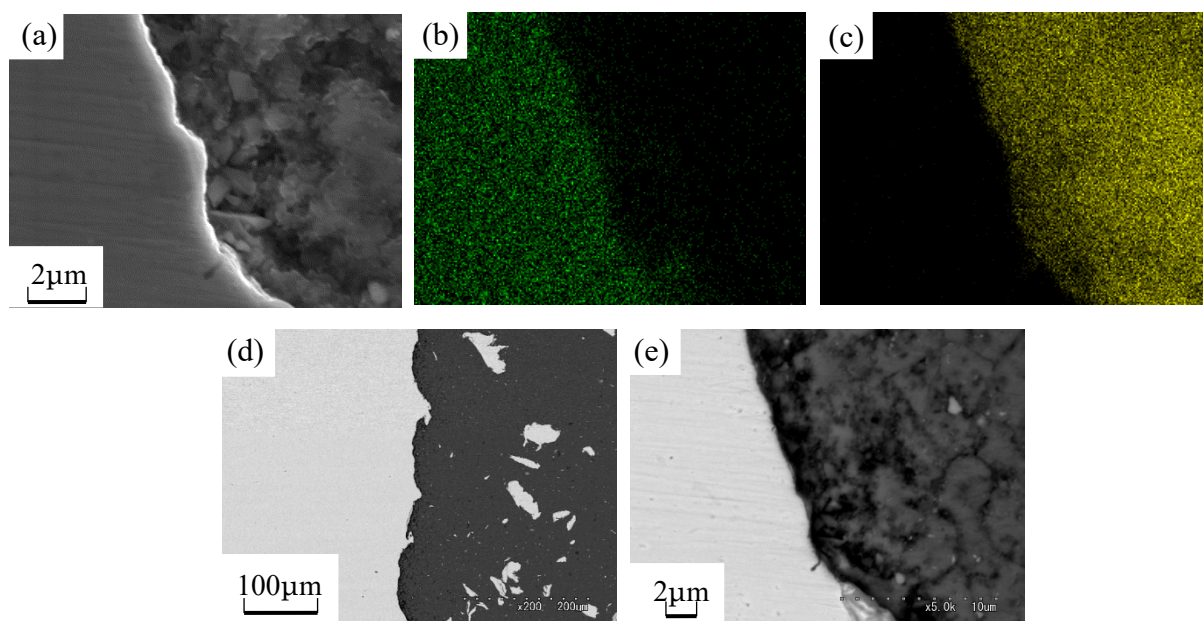


Fig. 2.20 Microstructures of the Asweld specimen near the interface at the mid-thickness: (a) SEM image, (b) Fe map (c) Al map, (d) BSE image at low magnification, (e) BSE image at high magnification.

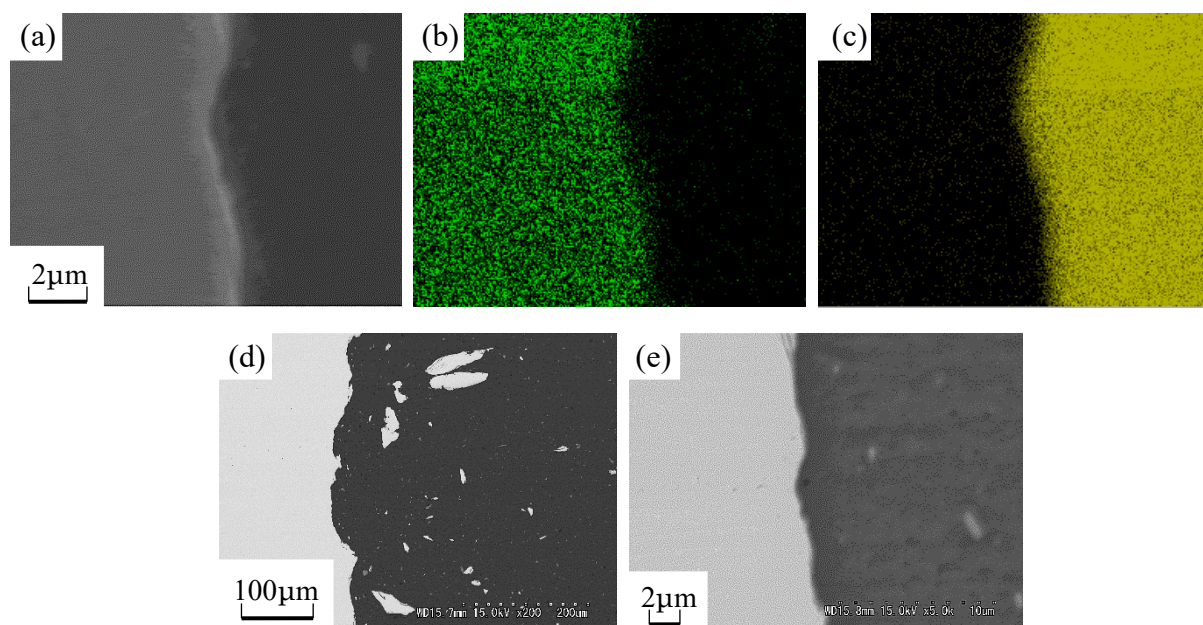


Fig. 2.21 Microstructures of the PA specimen near the interface at the mid-thickness: (a) SEM image, (b) Fe map (c) Al map, (d) BSE image at low magnification, (e) BSE image at high magnification.

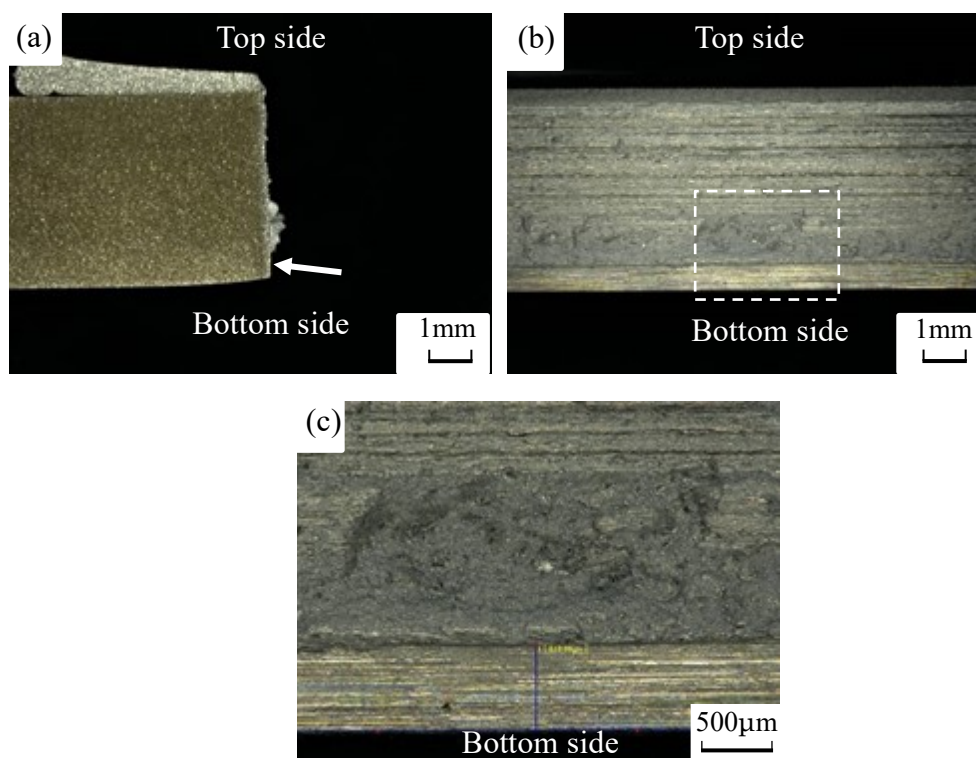


Fig. 2.22 Tensile fracture surfaces of post aged Al-Steel joint: (a) Side view, (b) Fracture surface observed on SUS304 side, (c) Magnified view of the rectangular area in Fig. (b).



## 2.4 考 察

Al 合金同士の FSW 同種金属継手の機械的特性は、母材と同程度か、場合によっては 40%程度まで低下することが知られている[39]. 一般的に熱処理型 Al 合金展伸材では、FSW 継手の硬さは SZ および TMAZ, HAZ で軟化し、引張り試験を行うと、軟化部分から破断することが報告されている[40,41]. 本研究においても、最適接合条件（オフセット 0mm, 主軸回転数 700rpm）において、Al 合金側の TMAZ 硬度が最も軟化し、母材強度と比べ接合強度が 38%低下した. この接合条件において、FSW テーラードブランクままの引張り試験を行ったところ、界面近傍から破断した. SUS304 側の破面を SEM 観察した結果は、破断面は延性破面で典型的な等軸ディンプルで覆われており、さらに破面を付属の EDX で分析したところ Fig.2.21 に示すように、Al のみが検出された. すなわち、巨視的には Fig. 2.12 で示したように界面破壊ではあるものの、破面は Al 合金で覆われていることから、静的引張りの破壊形態は界面近傍の Al 母材破壊と考えることができる. テーラードブランクままの界面近傍の Al 母材破壊、フライス加工による表面除去継手の母材 TMAZ 破壊のいずれもが応力レベルでは同じ強度であったが、組織観察で示したように、テーラードブランクでは TMAZ での板厚が若干厚いため、相対的に板厚の薄い界面近傍での Al 母材破壊になったと考えられる. 同時にこれは、接合材における界面は、軟化した TMAZ と同程度の強度を有していることを示唆している.

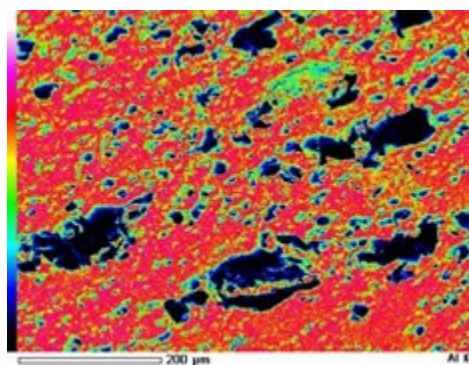


Fig.2.21 Fracture surface observed of EDX(Al) on SUS304 side.

## 2.5 結 言

本章では摩擦攪拌接合（FSW）により，板厚の異なるA6061-T6板とSUS304板を突合せ接合したテーラードブランクを作製し，組織観察や引張り試験を通して最適な接合条件について検討した．さらに，テーラードブランクに対して後熱処理を実施し，後熱処理が及ぼす影響についても検討した．得られた主な結論は以下のとおりである．

(1) Al合金板の厚さを鋼板よりも厚くし，さらにツールをAl側へオフセットすることで，プローブ，ショルダーともに鋼板へ侵入しない条件で接合を行った．プローブ端面が鋼板端面にほぼ接触する状態に保ち，主軸回転数を600, 700, 800rpmとした場合に高強度の継手を得られた．

(2) 得られた継手の溶接フラッシュをフライス加工によって除去し，板厚をAl板と鋼板で同じにした試験片では引張り強さ201 MPaとなった．引張り破壊はAl母材のTMAZで発生し，高い界面強度が得られた．またフライス加工していないテーラードブランクはAl側が厚いため，界面で破壊が生じたが，引張り強さはフライス加工した継手と同じであった．

(3) 最適接合条件で作製した継手でも，引張り強さはA6061-T6納入材と比較して約38%低下した．これは接合時の入熱によって析出硬化物が再固溶し，SZ内およびTMAZに沿った軟化が生じたためである．

(4) X線 $\mu$ CTにより，鉄片がAl側に分散していることが確認された．良好な接合継手では，Al側における鉄片の分散が板厚方向に均一であった．高い界面強度を得るには，鋼板の端面がわずかに削れて新生面が露出することと，塑性流動が板厚方向でなるべく均一であることが重要であると確認された．

(5) 後熱処理を施すことで，軟化部の硬さは上昇した．フライス加工した引張り試験片では，後熱処理によって引張り強さが約8.5%向上した．テーラードブランクまま試験片では，Bottom側に接合欠陥が認められたことから，厚さ5mmの鋼板を接合に用いる際には，欠陥の有無に注意する必要がある．

## 第3章 Al-Steel異種金属FSW継手の残留応力解析

### 3.1 緒 言

機械・構造物の中で、鉄鋼材料と軽量材料を適材適所に使い分けるマルチマテリアル化が試みられており、異種接合の需要が高まっている。なかでも、摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding: FSW）技術は、異種金属接合手法の一つと考えられている。FSW は固相接合法であり、異なる溶融点温度の材料を接合する手法として期待されている。これまでの溶融溶接手法による異種金属接合では、溶接線に沿って溶融・凝固により、溶融溶接部に高い残留応力が発生する。一方、溶接部の疲労特性は、残留応力の影響を大きく受けることが知られており[42,43]、疲労設計の観点から、継手の残留応力評価は重要な課題である。そこで、FSW における残留応力もいくつかの手法で評価されている。例えば、従来の X 線回折法（X-ray diffraction : XRD）[43]、中性子回折法[44-46]、ひずみゲージ穿孔法[47]などが用いられている。一般的に、FSW は固相接合法であるため、摩擦攪拌接合の残留応力は、溶融溶接の残留応力よりも低くなることが知られている[48]。しかし、Al-Steel 異種金属 FSW では、Al 合金と鉄鋼材料の熱膨張係数が異なるため、高い残留応力が発生する可能性がある。A7075/A2024[49]、A5083/A6082[50]および A6061/A2024[51]の異種 Al 合金 FSW において、残留応力分布は A-side 側（Advancing side : A-side）と R-side（Retreating side : R-side）でわずかに異なることが報告されている。Zhan と Shirzadi らは、Al-Cu の異種金属 FSW における残留応力分布について評価している[52]。しかし、Al-Steel 異種金属 FSW の残留応力に関する検討例はほとんどないのが現状である。

そこで本章では、板厚の異なる Al 合金とステンレス鋼板の突合せによる異種金属 FSW 継手について、接合部分の残留応力状態について検討を行う。また、自動車に用いられる熱処理型 6000 系 Al 合金を FSW 接合した場合、接合時の入熱によって軟化することが知られている。このような軟化は機械的特性に対して悪影響を及ぼすが、後熱処理によってある程度回復が可能と考えられるため、後熱処理が残留応力に及ぼす影響についても検討する。

## 3.2 実験方法

### 3.2.1 供試材および接合条件

供試材は、長さ200mm、幅75mmのAl合金A6061-T6圧延材（板厚6mm）と、同サイズのオーステナイト系ステンレス鋼SUS304圧延材（板厚5mm）である。それぞれの機械的性質をTable 3.1に示す。A6061-T6の方が引張り強度や延性が低くなっているが、熱膨張係数についてはSUS304と比べ36%も高い。FSWツールには、第2章にて用いたもとの同形状のツールを用いた。Fig.3.1に示すようにツールの回転方向と送り方向が一致するA-sideにSUS304を配置し、ツールの回転方向と送り方向が逆向きのR-sideにはA6061-T6を配置した。プローブの摩耗を防ぐために、Al合金のみに挿入した。接合界面であるSUS304端面からプローブ側面までの距離をツールオフセット量として定義し、ツールオフセット量は0mmに設定し、プローブの側面はSUS304端面にわずかに触れている。ツールショルダー後端部の押込み量は0.8mmとして、ツールの前進角を3° 傾斜させ、送り速度を100mm/min、主軸回転数700rpmの条件で接合した。FSWの入熱によってAl側で軟化が生じたため、接合後に熱処理を施した状態についても検討した。後熱処理は人工時効とし、180℃条件下で10h保持後に空冷した[53]。本章における接合条件は、前章での最適接合条件であり、後熱処理も前章と同条件である。

Table 3.1 Mechanical properties.

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	Elongation $\delta$ (%)	Thermal expansion coefficient $\alpha$ ( $\times 10^{-6}/K$ )
A6061-T6	286	326	19	23.6
SUS304	332	658	52	17.3



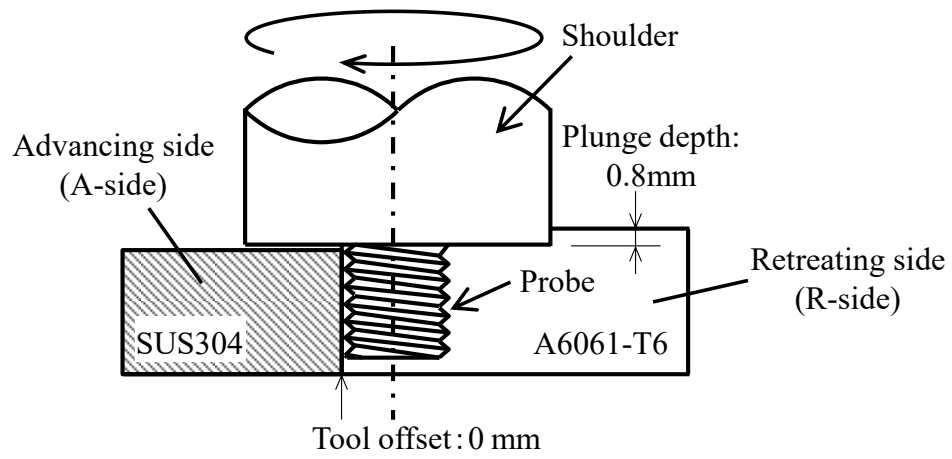


Fig.3.1 Schematic illustration of joining process.

### 3.2.2 残留応力測定方法

残留応力の測定には、 $\cos\alpha$ 法を用いるパルステック工業(株)製のX線残留応力測定装置 $\mu$ -X360sを用いた (Fig.3.2) . 測定条件として、X線源：Cr-K $\alpha$ 線，解析面：Al (311) ，管電圧：30kV，管電流：1.5mAとした．また，照射面スポット径は $\phi 2\text{mm}$ である．残留応力の測定手法として，X線回折を用いた $\sin^2\psi$ 法が最も一般的に用いられている．しかし，この装置では $\cos\alpha$ 法[54,55]を採用しており，その理論は平，田中，山崎らによって1978年に提案されたものである[56]．金属材料のような多結晶の場合，入射X線を中心に， $360^\circ$  方向に回折した回折X線リング（デバイ環）を形成するため，デバイ環を取得し，無応力試料を基準に測定試料のデバイ環との差（ひずみ）を求めることで，残留応力を算出する手法である．この手法を用いた残留応力測定装置としてパルステック工業(株)によって $\mu$ -X360sが開発された装置である．

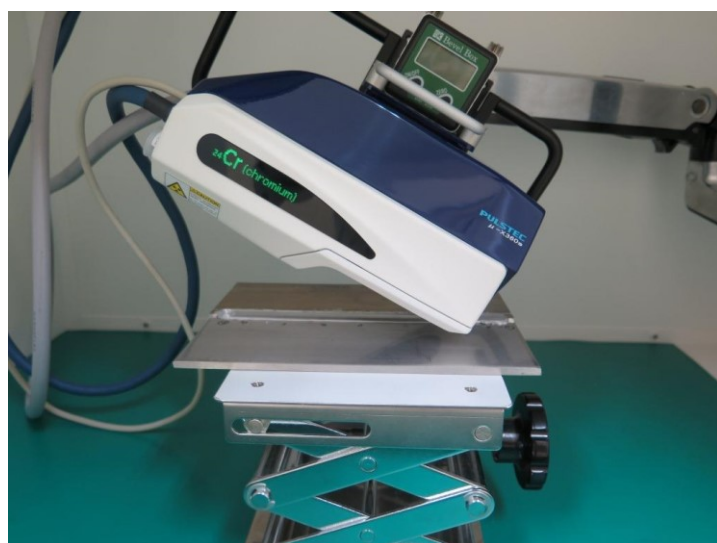


Fig.3.2 Aspects of residual stress measurement.

### 3.3 実験結果

摩擦攪拌接合後のバリをバンドソーにより除去したあと、表面研磨処理を施さないで、テーラードブランクままの試験片により残留応力を測定した。引張り破断はAl母材側で発生したため、残留応力はAl合金側のみ測定した。Fig.3.3(a)～(c)は、SZの上面、下面および母材部で測定した典型的なデバイ環を示している。これらのデバイ環が、 $\cos\alpha$ 法における残留応力測定に使用される。SZには平均結晶粒径 $11\mu\text{m}$ の微細な結晶粒があるため、SZに明確なデバイ環が得られたと考えられる。一般に、X線スポット径 $\phi 2\text{mm}$ 内に多くの結晶粒子がある場合、強度のばらつきが小さい連続デバイ環が得られる。一方、母材側のデバイ環では、SZのデバイ環よりも強度のばらつきが大きくなった。これは、Al合金母材の平均結晶粒径が $80\mu\text{m}$ であり、X線スポット径内の粒子数がSZよりも少ないため、強度分布の散乱が大きくなったと考えられる。

Fig.3.4(a)の模式図に示すように、接合開始点の板材端面からAl合金とSUS304の接合界面近傍に沿って、25mm間隔でA～G点の残留応力を測定した。その時の残留応力分布をFig.3.5に示す。ここで、接合方向と平行方向の残留応力を $\sigma_{xr}$ 、接合方向に対して垂直方向の残留応力を $\sigma_{yr}$ と定義している。一般的に、接合方向に垂直な残留応力 $\sigma_{yr}$ が、接合材の疲労特性に大きく影響を与えと考えられる。図に示すように、 $\sigma_{xr}$ は引張り残留応力であるのに対し、 $\sigma_{yr}$ は圧縮残留応力であり、応力分布は接合開始から終了までほぼ一定の値であることがわかった。 $\sigma_{xr}$ と $\sigma_{yr}$ の平均値はそれぞれ36MPaと-29MPaであり、残留応力の絶対値が接合界面付近で小さいことを示している。 $\sigma_{yr}$ 値は、A～G間の領域で圧縮残留応力となっている。本来、接合線に垂直な $\sigma_{yr}$ の分布は自己平衡型となるのが合理的であり、接合線に沿って全て圧縮になることはない。すなわち、接合開始点と終了点近くに引張り残留応力が発生している、もしくは板厚方向にも残留応力分布があり、板厚中央部付近で引張り残留応力が存在していると推察される。しかし、本手法では板厚方向への残留応力分布計測は困難であり、自己平衡型分布の検証については今後の検討課題である。

次に、Fig.3.4(b)に模式的に示すように、接合界面からX線スポット径と同一の2mm間隔に残留応力を測定し、接合方向に対して垂直方向の残留応力分布について評価を行った。Fig.3.4(b)に示す測定領域は、接合界面からの距離に応じてIとIIの領域に分類している。ここで、ツールの挿入側を表面（Top side）と

している。Fig.3.6(a)～(b)に、それぞれ表面側の領域ⅠおよびⅡで測定された残留応力 $\sigma_{xr}$ を示している。Fig.3.6(a)に示すように、 $A_i \sim G_i$ の $i=1 \sim 5$ （領域Ⅰ）間で残留応力はほぼ一定であったが、領域Ⅱの接合中心付近で引張り応力が増加していた（Fig.3.6(b)）。Fig.3.6(c)～(d)に示すように裏面側の残留応力分布についても同じような傾向であったが、残留応力の絶対値としては、裏面側の方が高い値を示していた。さらに、残留応力は接合終了点に向かって徐々に減少していた（Fig.3.6(c)）。接合方向に対して平行な残留応力分布の傾向を理解しやすくするため、 $A_i \sim G_i$ 点間の残留応力を平均化し、接合界面からの距離をX軸としてまとめた結果をFig.3.7に示す。同図には平均化した際のばらつきについても表記している。接合方向に平行な残留応力 $\sigma_{xr}$ は、表面側よりも裏面側の方が高くなっている。引張り残留応力は、表裏両側において接合界面から10～12mmの距離で最大値を示している。表面側では、最大値になる前に残留応力が一度減少していた。また、引張り残留応力の最大値は約120MPaであった。

Fig.3.8(a)～(b)は、表面側の領域ⅠおよびⅡで測定した、接合方向に対して垂直な残留応力 $\sigma_{yr}$ を示している。Fig.3.8(c)～(d)は、裏面側の残留応力を示す。 $\sigma_{yr}$ の絶対値は、接合方向に沿った $\sigma_{xr}$ の残留応力と比べ小さいことがわかった。 $\sigma_{xr}$ と同様に、残留応力分布の傾向を明確にするため、 $A_i \sim G_i$ の平均残留応力について接合界面からの距離をx軸としてまとめた結果をFig.3.9に示す。表裏両側の接合界面付近では圧縮残留応力が支配的であり、接合界面から約4～8mmにおいて急速にゼロに近づいた。また絶対値としては小さいが、表側のみ接合界面から約10～20mmの位置で圧縮残留応力が生じていた。Fig.3.7に示す $\sigma_{xr}$ 分布よりも、 $\sigma_{yr}$ 分布の方が表面と裏面との残留応力分布の差は小さくなっていた。

Fig.3.10(a)～(b)に後熱処理した試料について、平均残留応力 $\sigma_{xr}$ および $\sigma_{yr}$ を接合界面からの距離の関数として示す。すなわち、後熱処理前のFig.3.7およびFig.3.9に対応するものである。なお、残留応力測定したサンプルは前述の熱処理前と同じものを用いた。第2章で述べたように、SZの硬さは、後熱処理によって増加したが、組織変化はなかった。Fig.3.10の残留応力分布についてもFig.3.7およびFig.3.9の分布と同じ傾向を示した。すなわち、後熱処理によって残留応力への影響はないことが判明した。

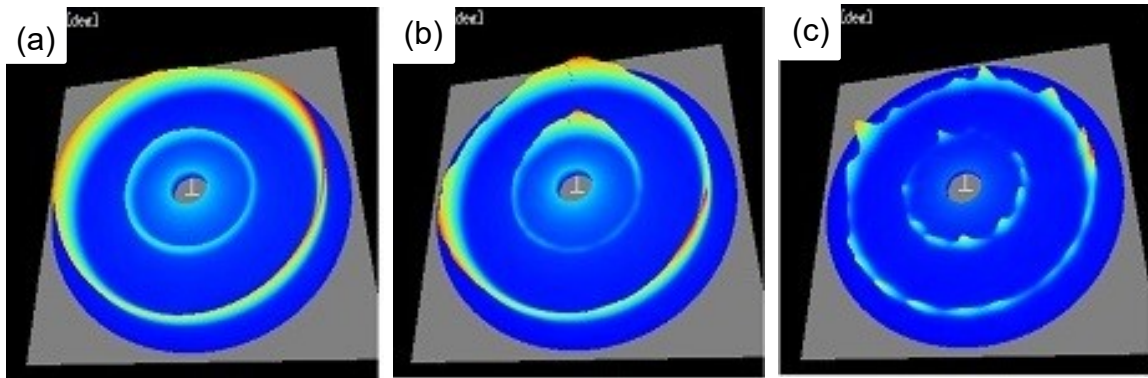


Fig.3.3 Debye-Scherrer rings measured on Al side: (a) Top side of SZ, (b) Bottom side of SZ, (c) Base metal.

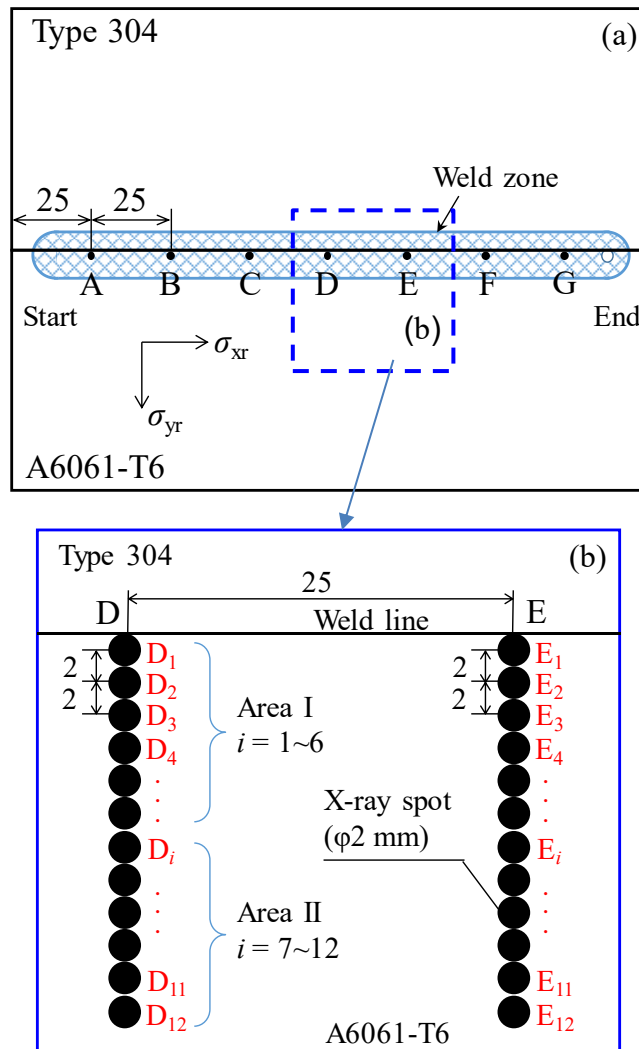


Fig.3.4 Schematic illustration showing the locations of residual stress measurements: (a) Along the weld line, (b) Perpendicular to the weld line.

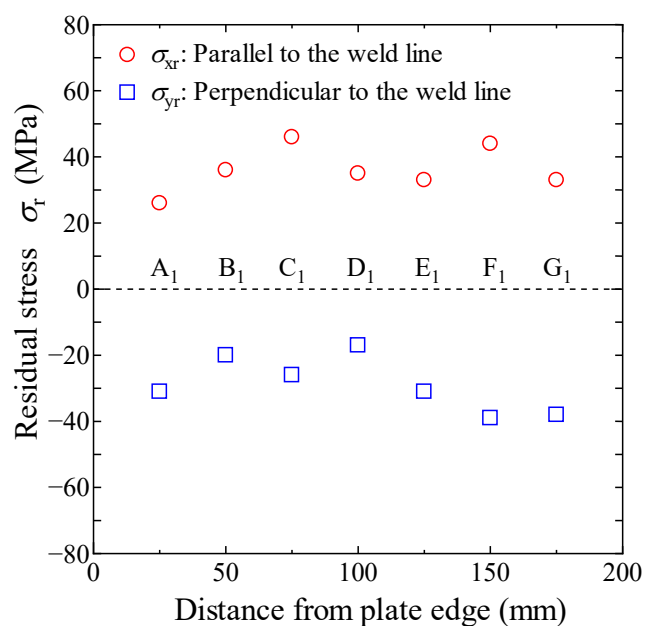


Fig.3.5 Residual stress distributions along the weld interface on Al side.

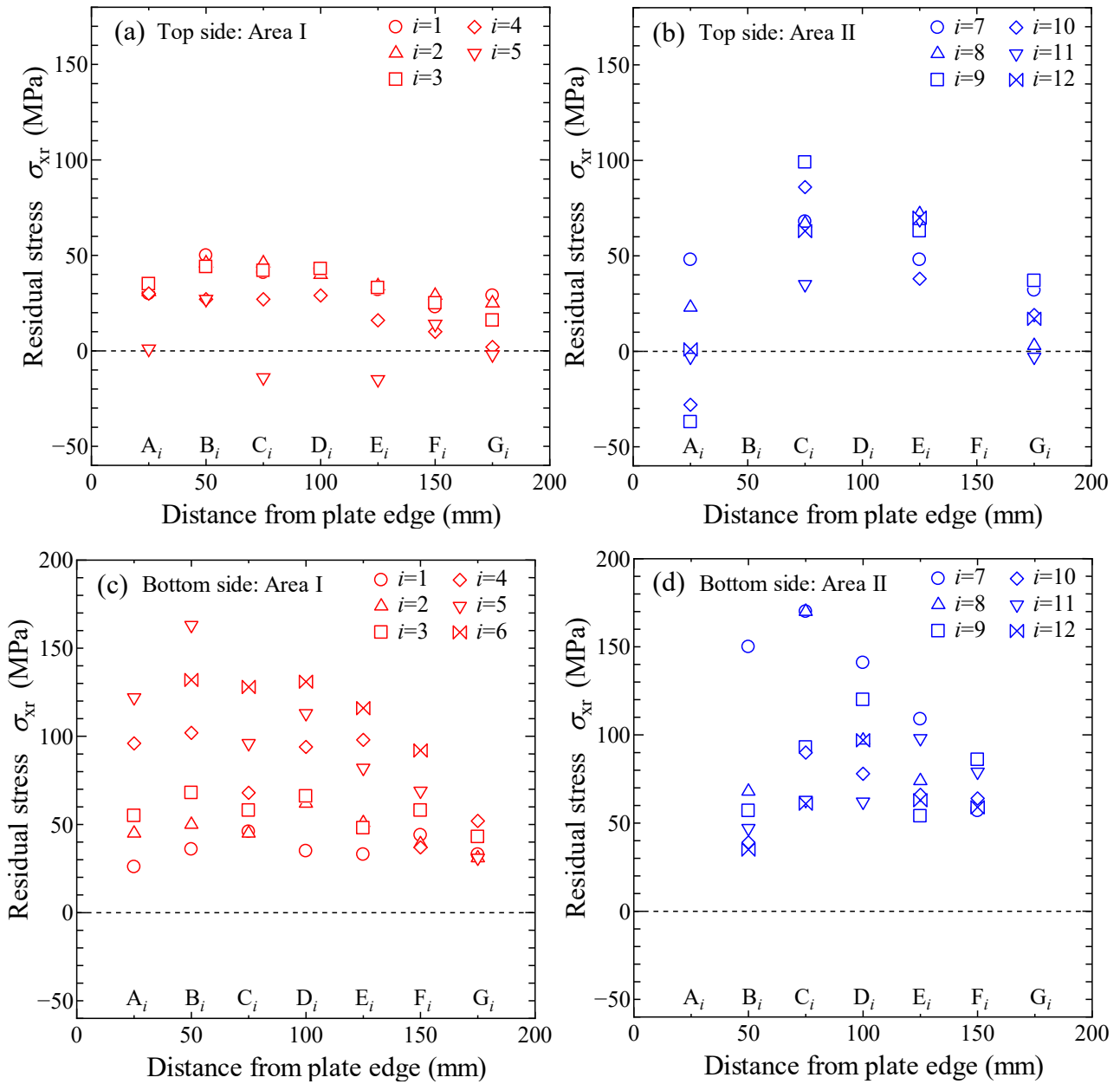


Fig.3.6 Residual stress,  $\sigma_{xr}$ , distributions from the weld line: (a) Top side, Area I, (b) Top side, Area II, (c) Bottom side, Area I, (d) Bottom side, Area II.

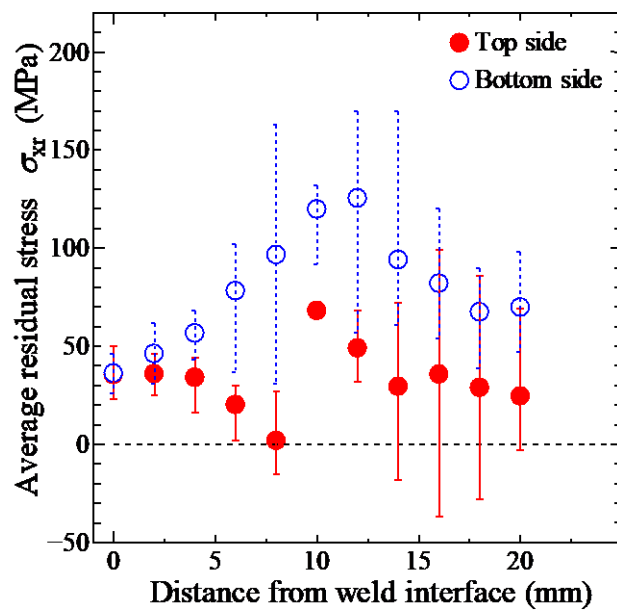


Fig.3.7 Average residual stresses,  $\sigma_{xr}$ , as a function of the distance from the weld interface.



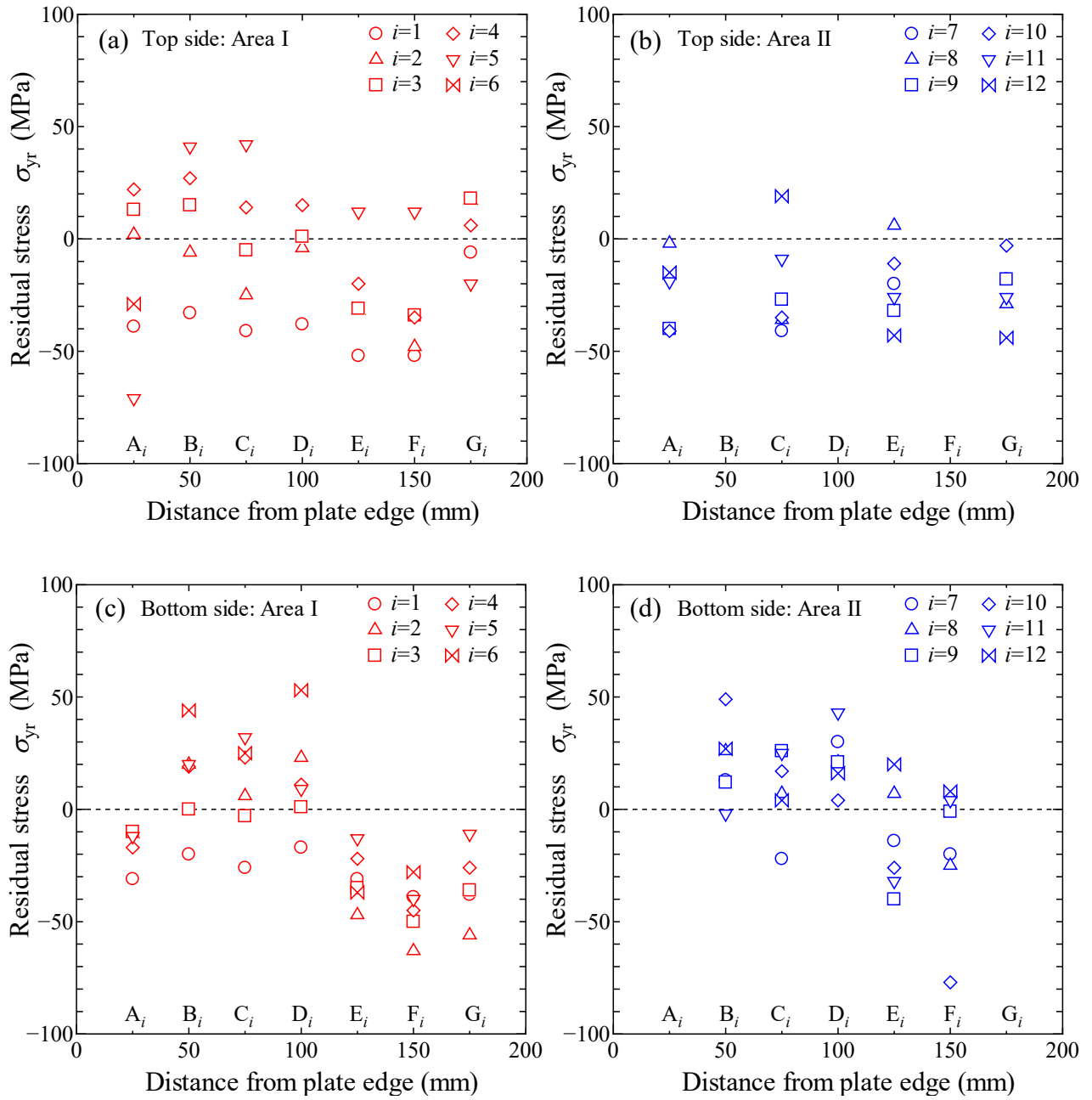


Fig.3.8 Residual stress,  $\sigma_{yr}$ , distributions from the weld line: (a) Top side, Area I, (b) Top side, Area II, (c) Bottom side, Area I, (d) Bottom side, Area II.

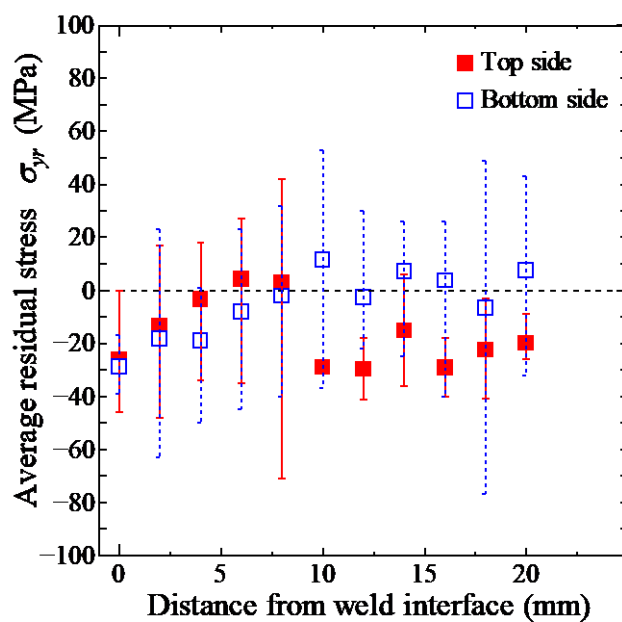


Fig.3.9 Average residual stresses,  $\sigma_{yr}$ , as a function of the distance from the weld interface.

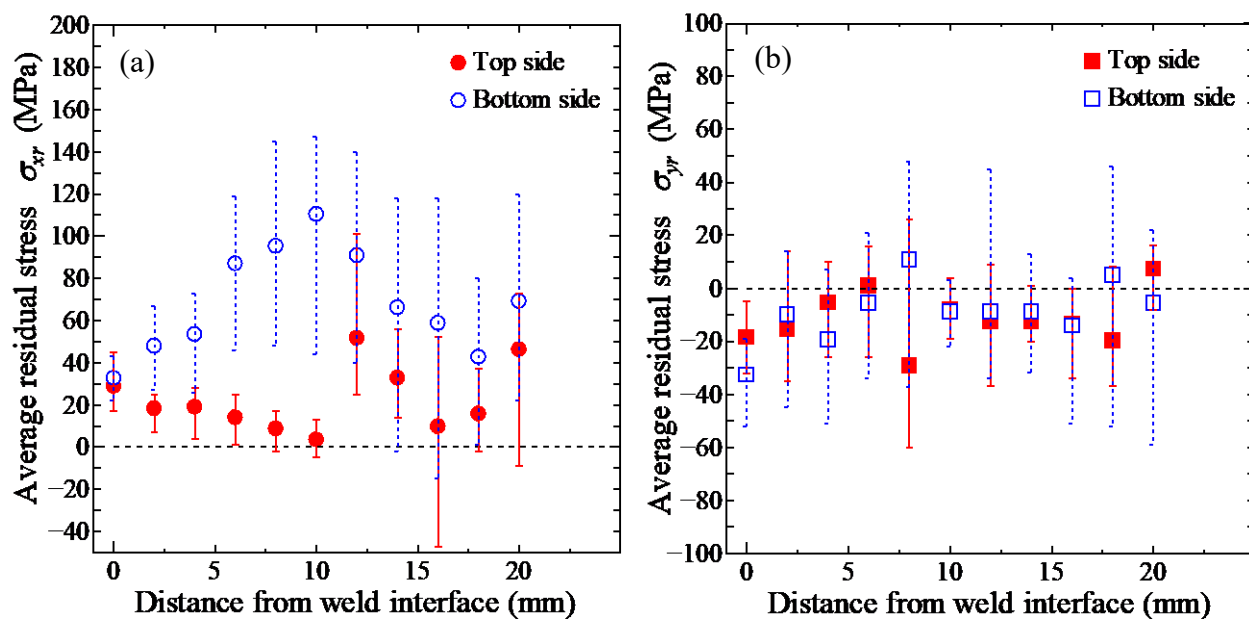


Fig.3.10 Average residual stresses of the post-aged plate as a function of the distance from the weld interface: (a)  $\sigma_{xr}$ , (b)  $\sigma_{yr}$ .

### 3.4 考 察

A6061 / A6061 同種金属の摩擦攪拌接合継手における残留応力については、いくつか報告されている。例えば、Feng らは厚さ 6.5 mm の A6061-T6 板 FSW 継手について、数値計算による残留応力と、中性子回折法によって測定された残留応力の比較を行った[57]。その結果、最大縦方向残留応力 $\sigma_{xx}$ は約 150 MPa（引張り）であると結論付けている。Liu らは、厚さ 4mm の FSW 継手を用い、等高線法によって残留応力分布を測定した。その結果、最大 $\sigma_{xx}$ は約 150 MPa（引張り）であり、厚さ 4 mm の板の中間の厚さで生じたと結論付けている[58]。He らは、穴あけ法により残留応力を評価し、最大 $\sigma_{xx}$ は 129 MPaであることを示した[59]。同時に、溶接線に垂直な残留応力 $\sigma_{yy}$ を推定し、溶接線全体で値が -25 MPa から 33 MPa で変動することを明らかにした。これらの計測例から言えることは、すべての場合において、残留応力の値は本研究における異種金属 FSW 継手の残留応力値と類似しているということである。以上のことから、A6061 / SUS 304 異種金属接合の残留応力は、Al 合金と鉄鋼材料の異なる熱膨張係数にもかかわらず、A6061 / A6061 同種 FSW 継手の残留応力とほぼ同等であることを示している。FSW は固相接合法であり、接合中の温度上昇は従来の溶融溶接よりもはるかに低い。その結果、熱膨張係数が大きく異なる場合でも、残留応力は小さくなると考えられる。

### 3.5 結 言

本章では、摩擦攪拌接合（FSW）により、板厚の異なるA6061-T6板とSUS304板を突合せ接合したテーラードブランクを作製し、 $\cos \alpha$ 法による残留応力を測定した。また、後熱処理の影響についても検討した。得られた主な結論は、以下のとおりである。

(1) 接合方向に対して平行および垂直方向の残留応力は、それぞれ、接合界面付近で主に引張り残留応力および圧縮残留応力となった。接合界面付近の残留応力は小さく、接合線に沿ってほぼ一定であった。

(2) 接合方向に対して平行な残留応力は、接合界面から約10～12 mm離れた位置で引張り残留応力の最大値を示した。一方、接合方向に対して垂直な残留応力は、接合界面付近で圧縮残留応力であり、界面からの距離が増加するにつれて急速に減少した。

(3) 後熱処理は、残留応力分布にほとんど影響を与えなかった。

(4) Al -Steel異種金属FSW継手の最大残留応力は、Al / Al同種金属FSW継手の残留応力とほぼ同等であった。熱膨張係数はAlと鋼で異なるが、固相接合であるFSWにおける接合時温度上昇では、大きな残留応力を誘引することはなかった。

## 第4章 Al-Steel異種金属FSW継手の界面疲労き裂進展

### 4.1 緒 言

鉄鋼材料と軽量材料を適材適所に使い分けるマルチマテリアル化が試みられており、異種接合の需要が高まっている。従来から、溶融溶接が一般的に用いられてきたが、Al 合金同士の溶融溶接は組織の粗大化や空洞状欠陥を生じやすいために品質管理が難しいといった欠点があり、溶融溶接には不向きな材料とされている。また、異種金属の組合せでは、それぞれの材料の融点の違いから溶融溶接が困難であり、特に接合時に生じる高温溶融状態において、接合界面に脆い金属間化合物（Intermetallic Compound : IMC）が生成しやすいなど課題が多い。そのような背景の下、摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding: FSW）技術は固相接合法であり、異なる溶融点温度の材料を接合する手法として期待されている。

第2章において、Al-Steel 異種金属 FSW 継手の接合条件最適化や静的強度に関する検討を行った。しかしながら、異種金属継手を機械構造物として実際に用いる場合、繰返し荷重下における疲労特性が問題になる。FSW は比較的新しい技術であるが、微視組織や機械的性質に関する研究に加え、近年では疲労破壊機構に関する研究も多くみられる。例えば西田らは、A3003 と SUS304 の重ね摩擦攪拌接合継手の破壊靱性と疲労き裂進展挙動について検討している[22]。しかし、Al-Steel 異種金属突合せ継手の疲労強度に関する検討例はほとんど無いのが現状である。

そこで本章では、板厚の異なる Al 合金とステンレス鋼板の突合せによる異種金属 FSW 継手から採取した CT 試験片を用いて、疲労き裂進展（Fatigue Crack Propagation : FCP）挙動および破壊機構について検討を行う。この結果に基づいて、FCP 挙動や破壊機構に及ぼす異種金属 FSW 接合界面の影響について検討する。このとき、第2章で検討した Asweld 材、PA 材ともに Al 合金側に硬さの偏りが見られ、本章の目的である FCP 試験のき裂進展経路に影響を与えると考えられるため、Al 合金側の硬さを均一化するために再 T6 処理を行った材料の FCP 挙動についても検討する。

## 4.2 界面の力学について[60-69]

疲労き裂進展については, Elber によって提唱された疲労き裂特有の現象であるき裂開閉口現象が深く関わっている[70]. これは, き裂自身によってその先端に形成された塑性域中をき裂が進展することで, き裂先端後方き裂自由表面に残留引張変形が残り, これが周りの弾性域に拘束されることでき裂閉口時にき裂縁に圧縮残留応力が生じ, き裂開口の遅延, およびき裂の早期閉口が起きる現象として知られている. しかし, 異なる材料で構成された接合材や構造体においては, 界面や界面端に応力が集中し, 界面の強度が母材より弱くなり, 界面に沿った破壊が生じやすい. そのため, 界面破壊現象に対するき裂の破壊力学評価が重要である.

異種材料を接合した界面のき裂に関する研究は, Williams[60]によってき裂先端近傍の応力の振動特性が指摘され, Erdogan[61], England[62], Rice[63]などによって種々の境界条件に対する界面き裂の弾性解が示された.

Fig.4.1 に示す一様材料中のき裂先端の近傍の応力場は応力拡大係数  $K$  により

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi x}} \quad (4.1)$$

と表される. ここでの  $x$  はき裂先端からの距離を表しており, き裂先端に近づく ( $x \rightarrow 0$ ) 応力が無限大に発散する  $\sigma_y \rightarrow \infty$  という関係が成り立つ. 二つの異なる等方性材料が接合された界面上のき裂を考える. Fig.4.2 に示すようにそれぞれの材料のせん断弾性係数, ポアソン比を  $\mu_i, \nu_i$  ( $i=1, 2$ ) とする. その場合  $\theta=0^\circ$  の界面上の応力分布は次式となる.

$$\left[ \sigma_y + i\tau_{xy} \right]_{\theta=0} = \frac{K_1 + iK_2}{\sqrt{2\pi r}} \left( \frac{r}{l} \right)^{i\varepsilon} \quad (4.2)$$

ここで  $l$  はき裂長さ,  $r$  はき裂先端からの距離,  $\varepsilon$  は材料 1, 2 の組み合わせで決まるバイマテリアル定数であり, 以下のように定義される

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left( \frac{\frac{\chi_1}{\mu_1} + \frac{1}{\mu_2}}{\frac{\chi_2}{\mu_2} + \frac{1}{\mu_1}} \right) \quad (4.3)$$

$\chi_i$  は材料が平面応力状態, 平面ひずみ状態かを示し, それぞれ

$$\chi_i = \frac{3-\nu_i}{1+\nu_i} \quad (\text{平面応力状態}) \quad (4.4)$$

$$\chi_i = 3-4\nu_i \quad (\text{平面ひずみ状態}) \quad (4.5)$$

となっている.  $K_I+iK_{II}$  は界面き裂の複素応力拡大係数と呼ばれている. 式 (4.2) は振動特異性を有し, Fig.4.3 に示すようにき裂先端近傍で振動することがわかる.

界面き裂の特性を以下にまとめる.

- 1) 界面き裂先端では応力の振動特異性 (oscillation singularity) が現われ, き裂面開口部では変位のオーバーラップが生じることが知られている.
- 2) 界面き裂の複素応力拡大係数  $K_I$  と  $K_{II}$  は Mode I, II の変形 (Fig.4.4) による応力拡大係数  $K_I$  と  $K_{II}$  と対応しない.
- 3) 界面き裂は一軸引張のような単純な負荷の場合でも混合モードとなる.

以上より, 界面き裂の応力場・応力拡大係数は従来の一様材のそれと全く異なるものとなり, 応力や変位の評価は複雑なものである.

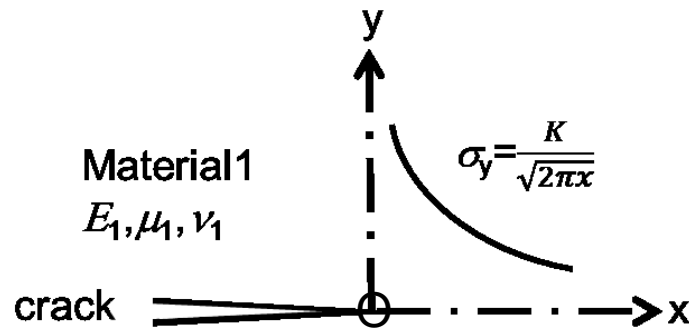


Fig.4.1 Stress field near crack tip.

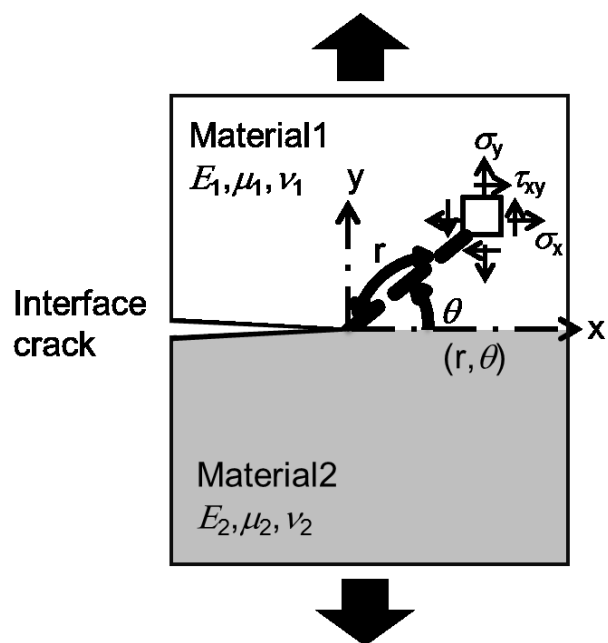


Fig.4.2 Schematic illustration of interfacial crack and coordinate system.



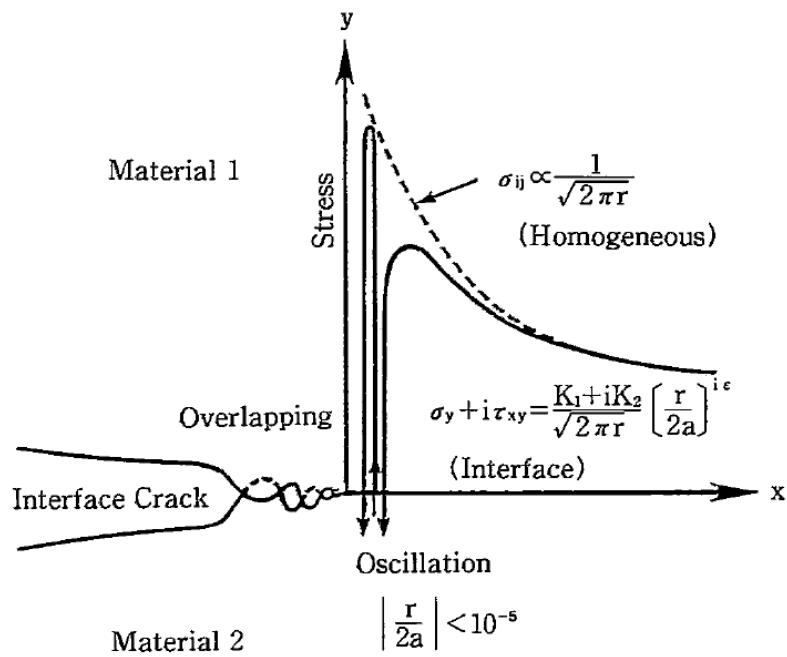
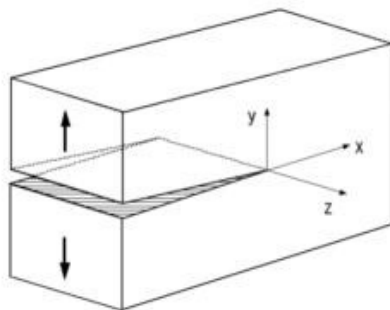
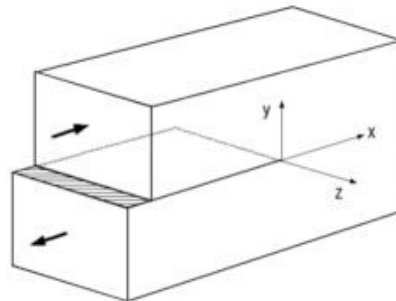


Fig.4.3 Interface crack model with oscillation singularity.

Mode I



Mode II



Mode III

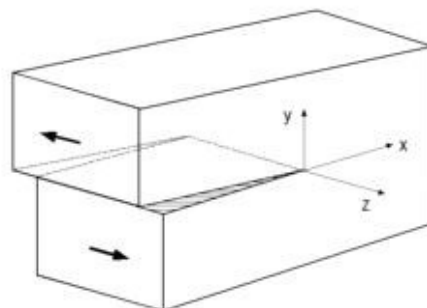


Fig.4.4 Mode of crack surface displacement.

### 4.3 実験方法

#### 4.3.1 供試材および接合条件

供試材は、長さ 200mm、幅 75mm の Al 合金 A6061-T6 圧延材（板厚 6mm）と、同サイズのオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 圧延材（板厚 5mm）である。本章における接合条件は、第 2 章での最適接合条件と同様である。すなわち、ツールオフセット量を 0mm、ツールショルダー後端部の押込み量は 0.8mm として、ツールの前進角を 3°傾斜させ、送り速度を 100mm/min、主軸回転数 700rpm の条件で接合した。後熱処理については、前章での 180°C10h の人工時効処理のみを施したものに加え、530°C2h の溶体化処理後、水冷し 180°C10h の人工時効処理を施したものの、530°C24h の溶体化処理後、水冷し 180°C10h の人工時効処理を施したものの 3 種類を用いた。後熱処理は試験片形状に加工後に行い、人工時効処理後は全て空冷した。以後、Fig.4.5 に示すように、これらを Asweld 材、Post Aged (PA) 材、Post Solution2h Aged (PS<sub>2</sub>A) 材、Post Solution24h Aged (PS<sub>24</sub>A) 材と呼ぶ。

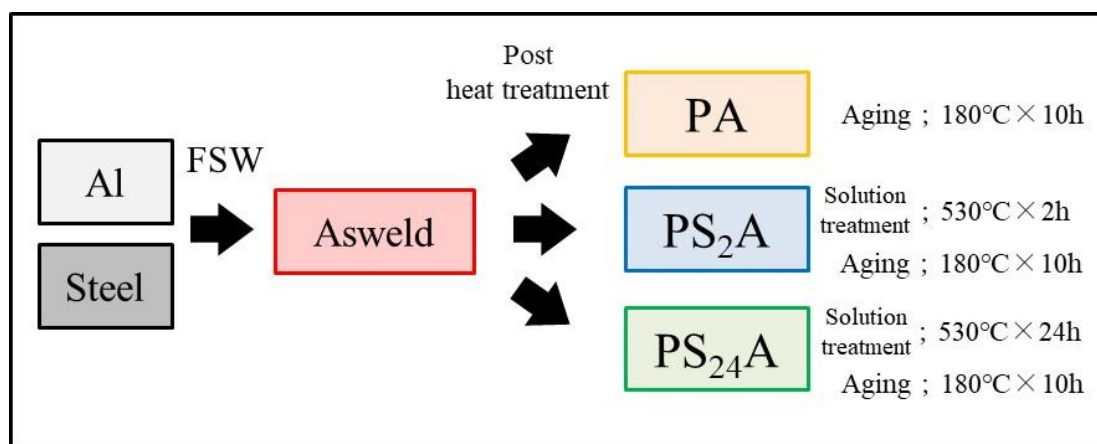


Fig.4.5 Post heat treatment condition.

### 4.3.2 試験片形状および試験方法

FSW によって接合された Al-Steel 継手から ASTM E647 に基づく CT 試験片を作製した。試験片形状を Fig.4.6 に示す。初期き裂が接合面に沿うように作製した。また、試験片の板厚は Fig.4.7 に示すように、FSW 接合後に表面（Top 面：FSW 時のツール挿入側）を削って板厚を 4.9mm とし、さらに裏面（Bottom 面）を削って最終的に 4.0mm にした。これは、特に裏面に生じる未接合部分の欠陥が存在するため、強度試験結果から研削によって欠陥の影響を排除するためである。

CT 試験片は、き裂を界面に沿って進展させることを狙い、サイドグループを設けてある（応力集中係数  $K_t=3$ ）。サイドグループの深さは 0.5mm であり Top 面側、Bottom 面側の両側に設けてあるため、4.4.2 節の式（4.7）で使用する本試験片のサイドグループ底の幅  $B_N$  は 3mm である。さらに、き裂先端の観察を容易にするため、サイドグループ底をエメリー紙で 2000 番まで順次研磨し、さらにバフ研磨を施して FCP 試験に供した。

硬さ試験にはマイクロビッカース硬さ試験機を用い、試験荷重 0.98N、保持時間 10sec で測定を行った。また硬さの面分布計測には、自動硬さ試験機を用い、荷重 0.49N、測定ピッチ 0.15mm として Al 合金側のみ計測した。金属間化合物は走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて反射電子（BSE）で観察し、結晶方位解析はエメリー紙で 2000 番まで順次研磨し、バフ研磨さらにイオンミリング処理を施してから電子線後方散乱回折（EBSD）法で行った。

FCP 試験は容量 19.6kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて、軸荷重下、室温大気中、繰返し速度  $f=10\text{Hz}$ 、応力比  $R=0.05$  の条件で行った。き裂長さは読み取り顕微鏡で測定した。また界面中心に合わせて貼った背面ひずみゲージを用いた除荷弾性コンプライアンス法により、き裂開閉口挙動を測定した。FCP 試験後の破面観察は SEM を、破面粗さ測定にはレーザー顕微鏡を用いた。

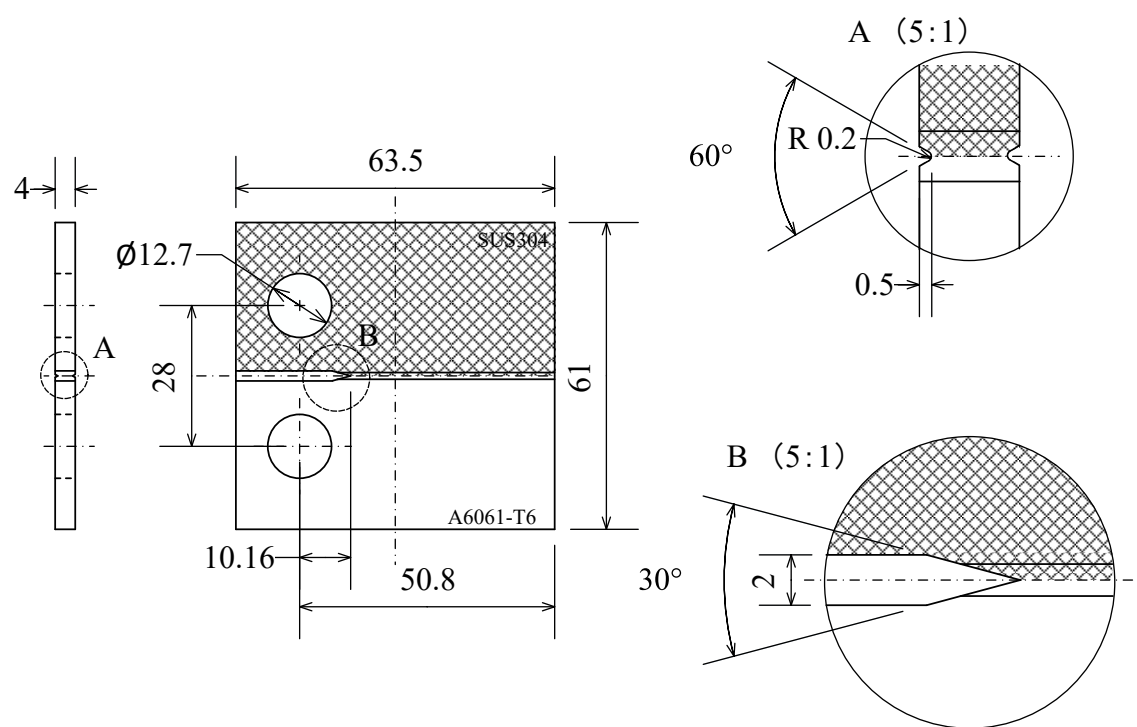


Fig.4.6 Configuration of CT specimen.

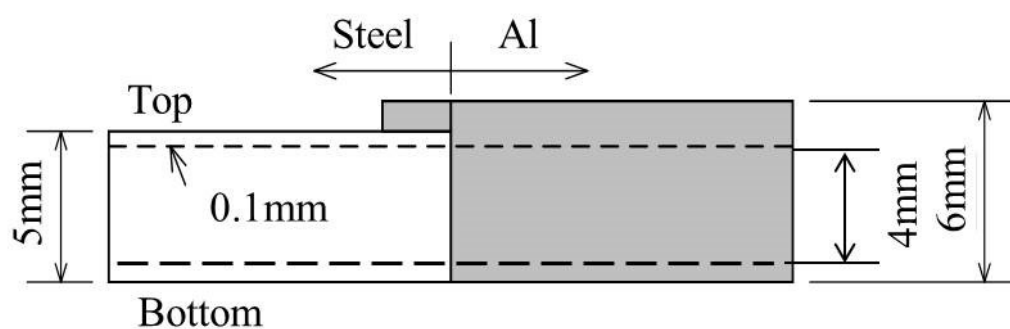


Fig.4.7 Sampling of specimen from FSW joint.

## 4.4 実験結果

### 4.4.1 後熱処理（再T6処理）による材料評価

SUS304 板厚中心を基準とし、接合界面近傍において 0.25mm 間隔で硬さ分布を測定した結果を Fig.4.8 に示す。なお、Asweld 材および PA 材については、第 2 章で述べた結果と同じである。Asweld 材に再 T6 処理を行った PS<sub>2</sub>A 材および PS<sub>24</sub>A 材は全体的に硬さが減少したが、硬さの偏りがなくなり、均一化した。Fig.4.9 に PS<sub>2</sub>A 材の Al 合金側硬度マッピングを示す。硬さは全体的に軟化しているが、攪拌部（SZ）と熱加工影響部（TMAZ）の境界では、わずかに硬い部分が残っている。軟化した要因として、SZ や TMAZ だけでなく Al 合金側全てで析出物の再固溶が生じたためと考えられる。

次に、界面近傍の金属間化合物を、反射電子（Back Scattered Electron : BSE）を用いて、SEM 観察した。Fig.4.10 に PS<sub>2</sub>A 材、PS<sub>24</sub>A 材の板厚中心における SEM 写真を示す。PS<sub>2</sub>A 材においても、Asweld 材および PA 材と同様に、1 $\mu$ m 以上の金属間化合物層は確認されなかった。しかし PS<sub>24</sub>A 材では厚さ 11 $\mu$ m の金属間化合物層が確認された。PSA 材の溶体化処理を、10h、48h および 168h 施した Al-Steel 継手についても同様の観察をした。結果を Fig.4.11 に示す。金属間化合物層厚さは溶体化処理時間とともに増加していた。そのため金属間化合物層厚さと溶体化処理時間の関係を、同材料を組み合わせた FSW 重ね合わせ継手の参考文献の結果[71]とともに Fig.4.12 に示す。なお、168h の試料は計測前に界面破断してしまった。Fig.4.12 において本研究結果と参考文献結果は概ね一致しており、溶体化処理時間 48 時間までは比例関係にあることがわかる。しかし 48h 以降の 168h の継手においては金属間化合物層の成長があまり見られなかった。これは金属間化合物層の粗大化によって Fe 原子と Al 原子の相互拡散が抑制されたためと考えられ、本 Al-Steel 継手の最大金属間化合物層厚さは 25 $\mu$ m 程度と推測される。加えて、PS<sub>24</sub>A 材の金属間化合物層をエネルギー分散型 X 線分析（EDX）によって元素分析した結果を Table 4.1 に示す。Fe と Al の原子数比は 1:3.8 程度となっており、Fe と A の金属間化合物は多数存在するが、その中でも FeAl<sub>3</sub> や Fe<sub>2</sub>Al<sub>7</sub> が生成していると考えられる。

Asweld 材、PA 材、PS<sub>2</sub>A 材、PS<sub>24</sub>A 材の接合界面において EBSD による結晶方位解析を行った。板厚中心部で解析した結果を Fig.4.13-16 に示す。なおステ

トップ数は倍率 200 倍のとき、 $3\mu\text{m}$ 、1000 倍のとき  $0.6\mu\text{m}$  である。それぞれ図の上部がツール挿入面である Top 面、下部が Bottom 面、界面より左が Steel、右が Al 合金を示している。全てにおいて、攪拌による結晶方位のばらつき及び結晶粒の微細化が見られるが、後熱処理による相違は確認されなかった。平均結晶粒径は Asweld 材、PA 材、PS<sub>2</sub>A 材、PS<sub>24</sub>A でそれぞれ  $11\mu\text{m}$ 、 $11\mu\text{m}$ 、 $11\mu\text{m}$ 、 $10\mu\text{m}$ 、であった。一般的に、FSW 継手では溶体化処理によって攪拌部で結晶粒が粗大化する、いわゆる異常粒成長が生じる。しかし、今回の異種金属継手では認められなかった。これは、攪拌部に鉄片が分散しているため、ピンング効果によって溶体化処理温度でも粒成長が生じなかったと考えられる。

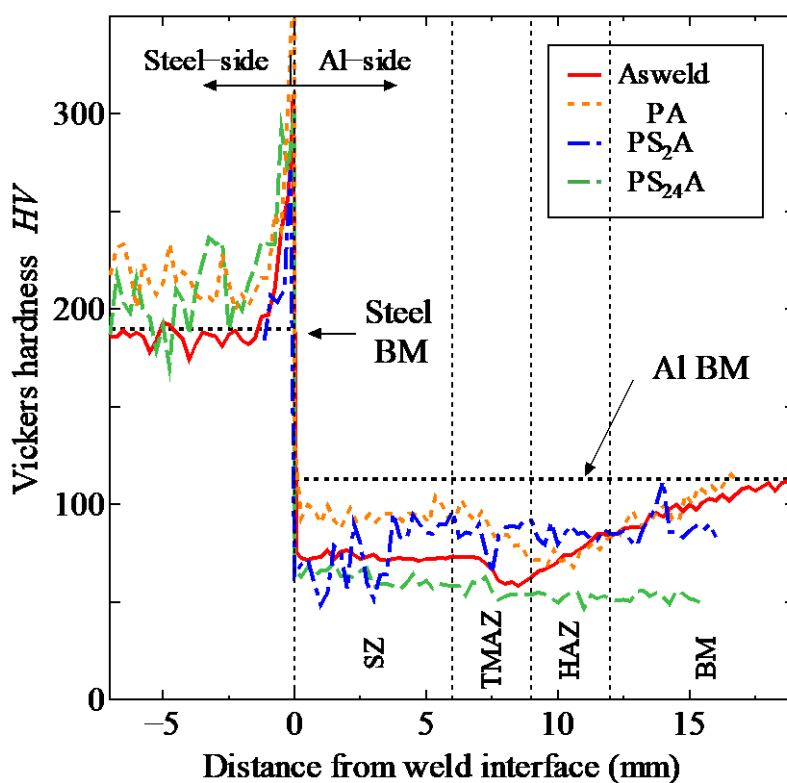


Fig.4.8 Hardness distribution.

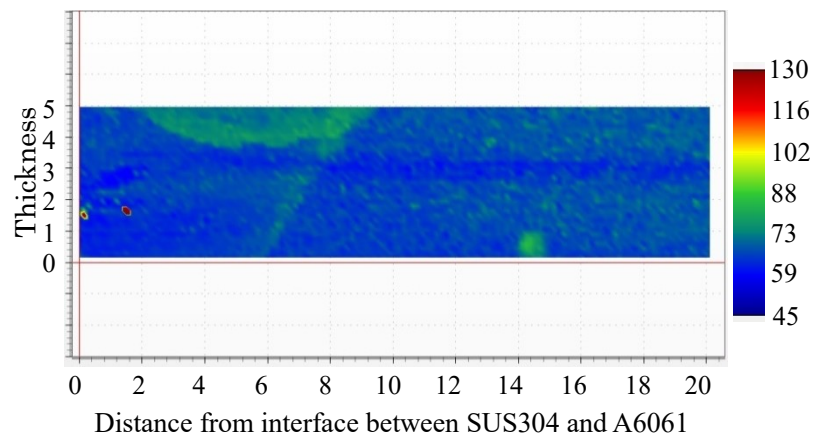


Fig.4.9 Hardness map of PS<sub>2</sub>A.

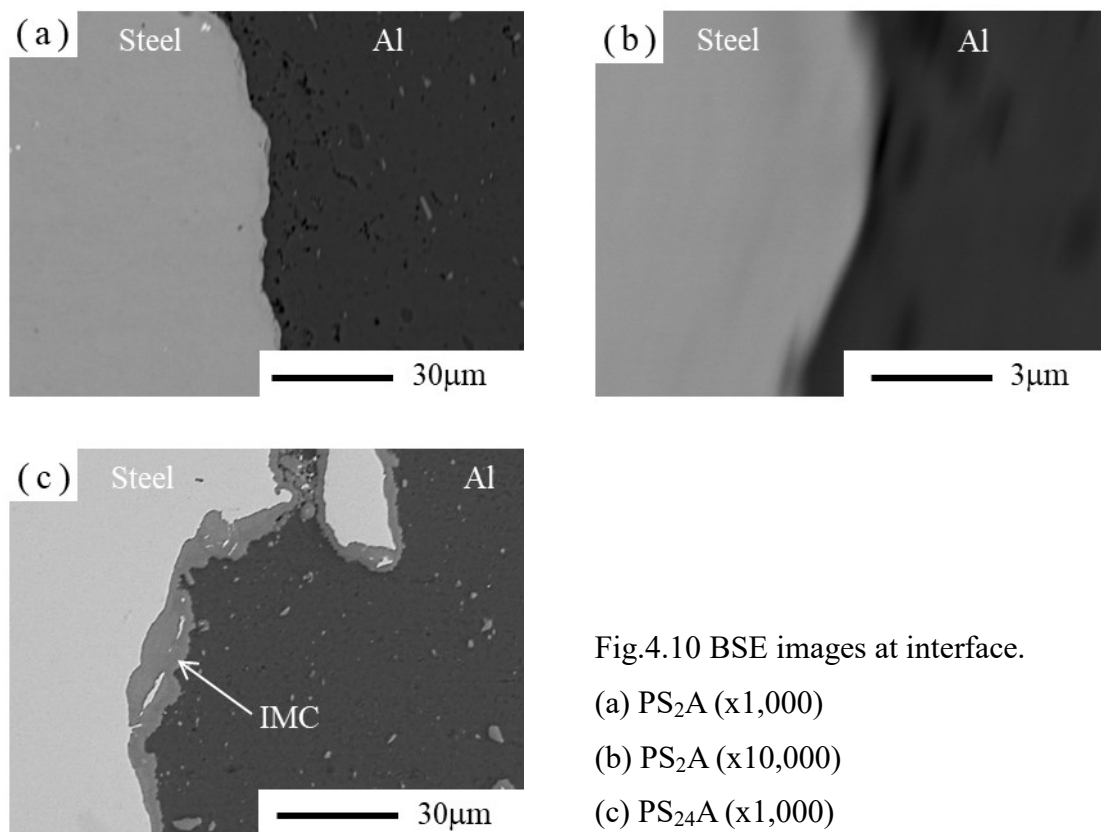


Fig.4.10 BSE images at interface.

- (a) PS<sub>2</sub>A (x1,000)
- (b) PS<sub>2</sub>A (x10,000)
- (c) PS<sub>24</sub>A (x1,000)

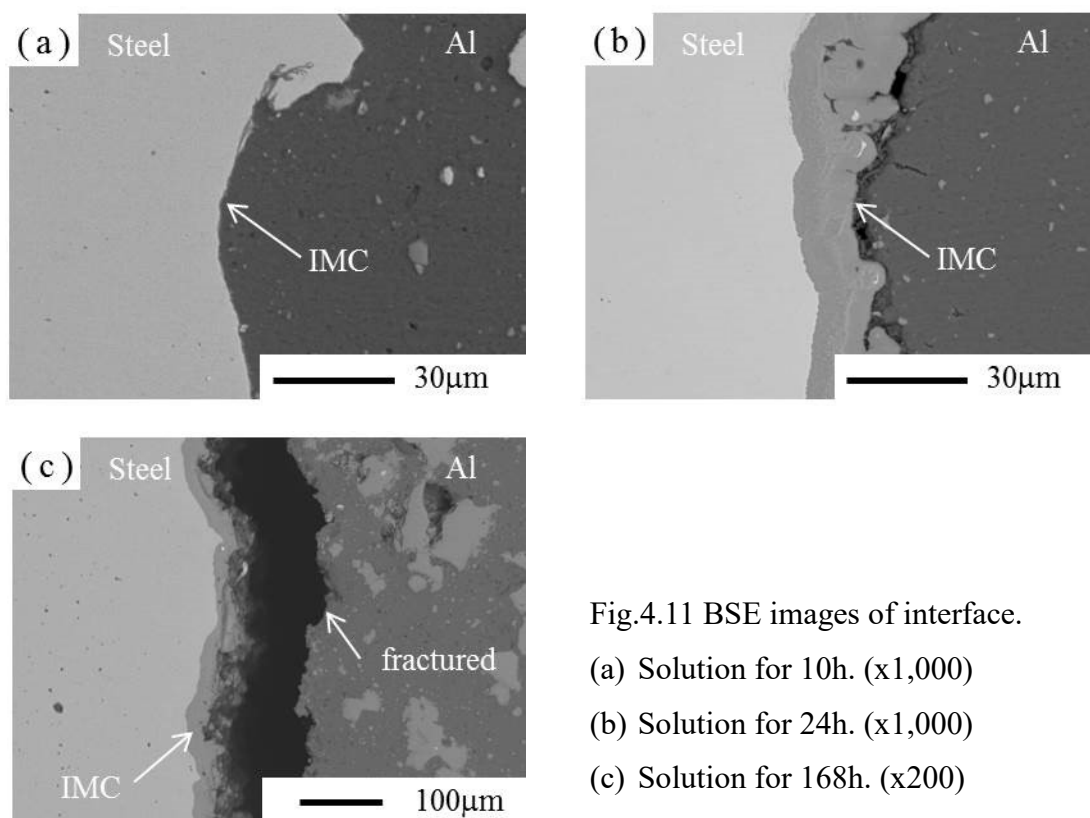


Fig.4.11 BSE images of interface.

- (a) Solution for 10h. (x1,000)
- (b) Solution for 24h. (x1,000)
- (c) Solution for 168h. (x200)



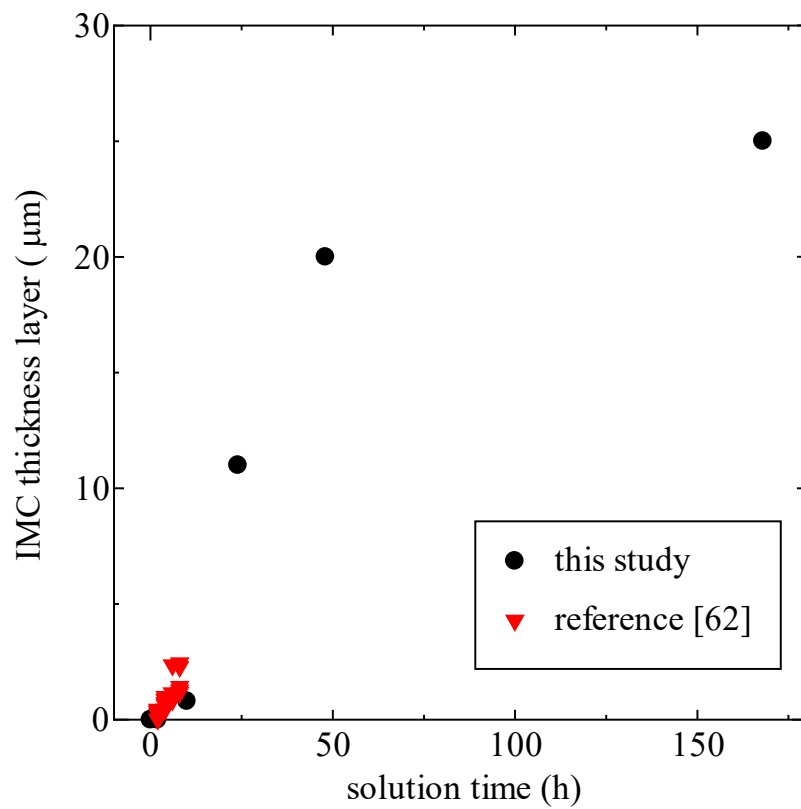


Fig.4.12 Relationships between IMC thickness and solution time.

Table 4.1 EDX analysis of IMC layer.

Element	Mass concentration (%)	Atomic ratio (%)
Fe	33.33	19.00
Al	61.35	72.41
Si	2.36	2.68
O	2.97	5.91

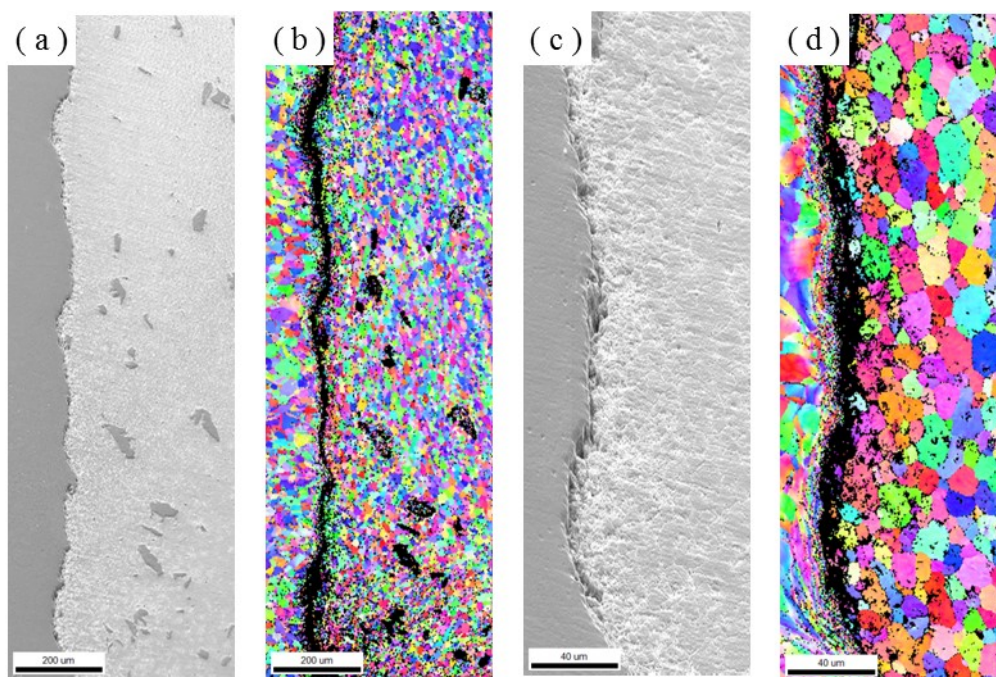


Fig.4.13 EBSD analysis of Asweld.

(a) SEM image at x200. (b) IPF map at x200.  
(c) SEM image at x1000. (d) IPF map at x1000.

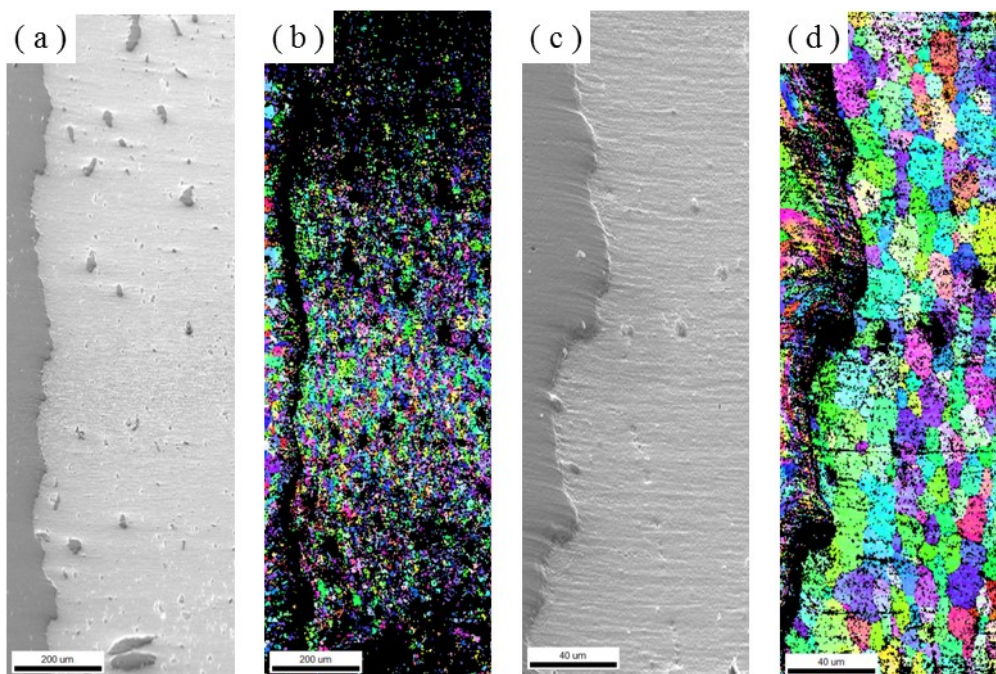


Fig.4.14 EBSD analysis of PA.

(a) SEM image at x200. (b) IPF map at x200.  
(c) SEM image at x1000. (d) IPF map at x1000.



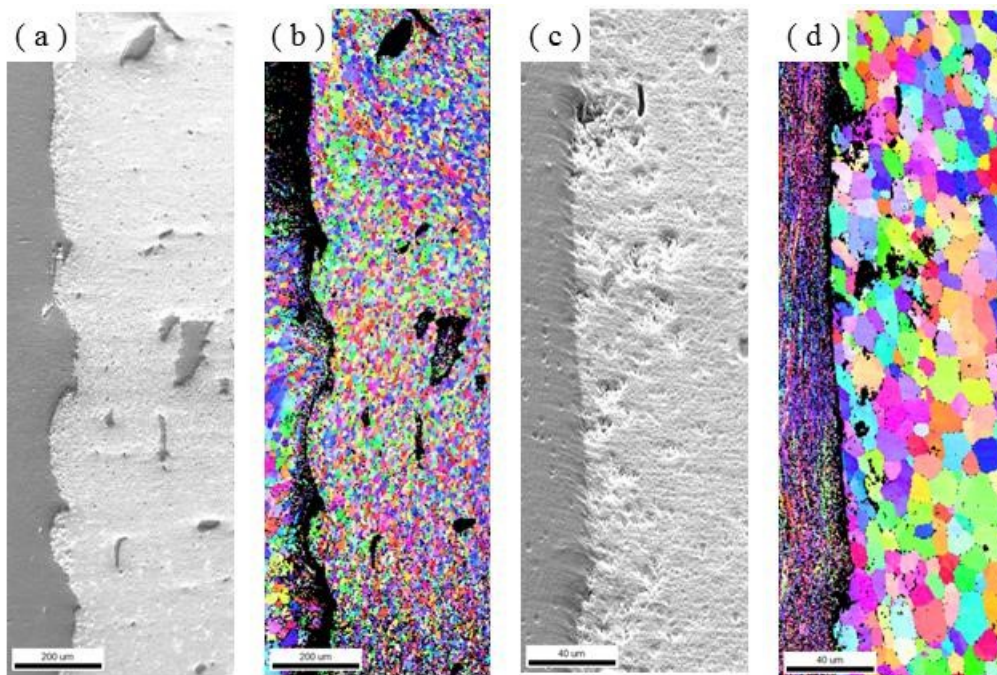


Fig.4.15 EBSD analysis of PS<sub>2</sub>A.

(a) SEM image at x200. (b) IPF map at x200.  
(c) SEM image at x1000. (d) IPF map at x1000.

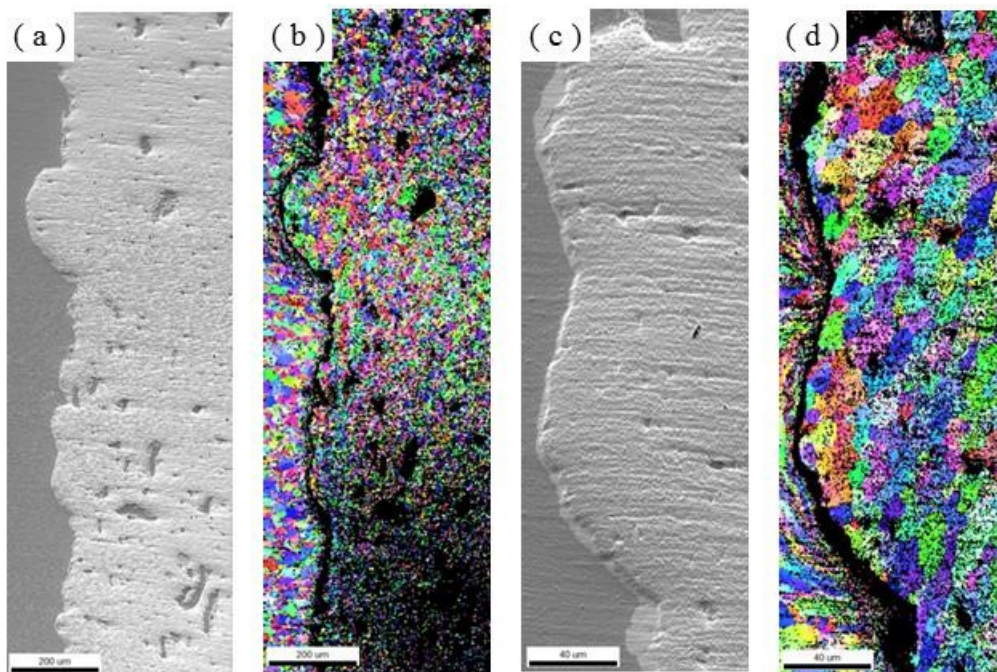
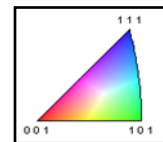
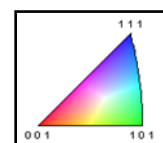


Fig.4.16 EBSD analysis of PS<sub>24</sub>A.

(a) SEM image at x200. (b) IPF map at x200.  
(c) SEM image at x1000. (d) IPF map at x1000.



#### 4.4.2 疲労き裂進展挙動

Al-Steel 継手である Asweld 材, PA 材, PS<sub>2</sub>A 材, PS<sub>24</sub>A 材および比較対象として A6061-T6 母材についても FCP 試験を行った. ASTM E647 に基づく CT 試験片の応力拡大係数範囲 $\Delta K$  は以下の式で与えられる.

$$\Delta K = \frac{\Delta P(2 + \alpha)}{B\sqrt{W}(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (4.6)$$

ここで,  $\alpha = a/W$  ( $W$ : 試験片幅,  $a$ : き裂長さ),  $\Delta P$ : 荷重範囲,  $B$ : 試験片板厚である. 本研究ではサイドグループ付き CT 試験片を用いて試験を行っているため, 式 (4.6) の試験片板厚  $B$  をサイドグループ底の幅  $B_N$  を用いた有効試験幅  $Be$  ( $=\sqrt{B \times B_N}$ ) とした式 (4.7) を用いている[72].

$$\Delta K = \frac{\Delta P(2 + \alpha)}{B_e\sqrt{W}(1 - \alpha)^{3/2}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (4.7)$$

式 (4.7) の信頼性を確認するため, A6061-T6 母材で Fig.4.6 と同形状でサイドグループを設けていない CT 試験片を作製し, FCP 試験を行った. FCP 試験で得られたき裂進展曲線 ( $a$ - $N$  曲線) を基に, 5 点近似によつてき裂進展速度 ( $da/dN$ ) を算出した. 結果を Fig.4.17 に示すがサイドグループの有無に関わらず一致し, 式 (4.7) の信頼性が確認された.

この式 (4.6) および式 (4.7) は Al 合金母材 (一様材) においてはき裂進展評価のパラメータとして用いることができるが, Al-Steel 継手では 4.2 節で述べた通り応力場の特異性が一様材と異なり, この式を用いた評価はできない. そこで先行研究[73]では, Al 合金母材および Al-Steel 継手の両方で式 (4.7) の応力拡大係数 $K$ とエネルギー解放率  $G$  をそれぞれ用いて同様の試験を評価している. 一般に, エネルギー解放率  $G$  は応力拡大係数 $K$ と同様に破壊のパラメータとしてよく用いられ, エネルギー解放率  $G$  は混合モードの場合でも複雑な界面き裂を単一のパラメータとして評価できるとされている. 先行研究[73]の結果, 応力拡大係数 $K$ とエネルギー解放率  $G$  それぞれの評価による差異は見られなかった. そのため本節では Al 合金母材と Al-Steel 継手の結果を比較するために便宜上, Al-Steel 継手にも式 (4.7) を用いて応力拡大係数範囲 $\Delta K$ を算出した.

実際の試験では予き裂を導入後,  $\Delta K$ 漸減試験 ( $\Delta K$  decreasing procedure) により下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{th}$  を求めた後,  $\Delta K$ 漸増試験 ( $\Delta K$  increasing procedure) を行った. Fig.4.18 に FCP 試験によって得られた  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線を示

す。

FCP 試験後の Asweld 材, PS<sub>2</sub>A 材, PS<sub>24</sub>A 材の CT 試験片の巨視的様相を Fig.4.19 に示す。Asweld 材はき裂が界面で発生した後,  $\Delta K$  漸減試験中では界面近傍を進展し,  $\Delta K$  漸増試験にて大幅に Al 合金側へ屈曲して TMAZ で破断した。そのため Fig.4.18 上には屈曲前の結果のみを示している。また PA 材では予き裂の段階で Al 側への屈曲が生じたため, 試験を中断した。PS<sub>2</sub>A 材では Fig.4.19 の巨視的様相では界面で破断しているように見えるが, Fig.4.20 に示す疲労き裂進展経路の観察により界面近傍の Al 合金側を疲労き裂が進展していたことが確認された。PS<sub>24</sub>A 材では FCP 試験中, き裂進展初期段階において Top 面側で Al 合金側屈曲き裂, Bottom 面側で界面き裂の進展が確認された。その後, 両側において Al 合金側屈曲き裂, 界面き裂の 2 つのき裂が確認され, 最終的には界面で破断した。一部材に対して 2 つのき裂を有する場合, 式 (4.7) を用いることはできないが双方の FCP 挙動を比較するために, 双方のき裂に対してそれぞれそのき裂のみが存在すると仮定して, 式 (4.7) を用いることで  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線を算出した。Fig.4.21 に Al 合金側屈曲き裂, 界面き裂および同時点におけるそれらのき裂長さを用いて得られた平均き裂の  $da/dN$ - $\Delta K$  曲線を示す。これより Al 合金側屈曲き裂, 界面き裂, 平均き裂の間に FCP 挙動の差異は見られなかった。そのため Fig.4.18 にはこれらを代表して平均き裂の結果を示している。

Fig.4.18 からわかるように, Al-Steel 継手である Asweld 材, PS<sub>2</sub>A 材, PS<sub>24</sub>A 材全てにおいて FCP 挙動に差異は見られなかったため, 後熱処理は FCP 挙動に影響は与えないと考えられる。しかし Al-Steel 継手と Al 合金母材では FCP 挙動は大きく異なっており, 同一  $\Delta K$  において Al-Steel 継手の FCP 速度は遅いことが確認された。特に低  $\Delta K$  領域 ( $\Delta K < 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) において, この差は顕著であった。

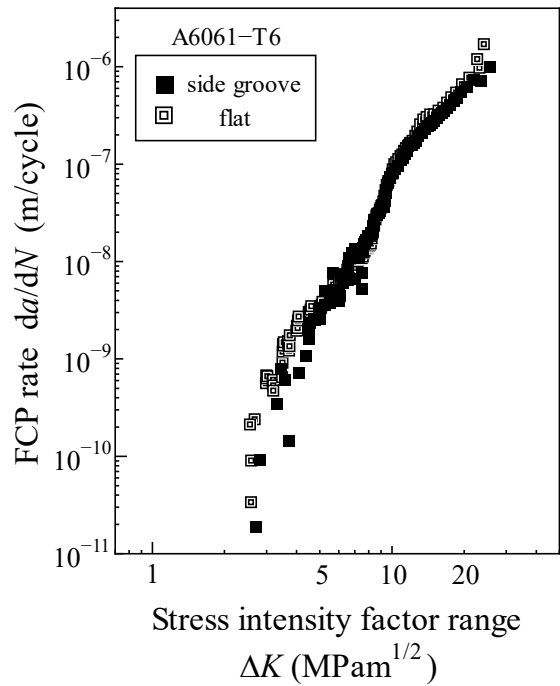


Fig.4.17  $da/dN$ - $\Delta K$  curves for the effects of side groove.

	decreasing	increasing
A6061-T6	□	■
Asweld	○	●
PS <sub>2</sub> A	◇	◆
PS <sub>24</sub> A	△	▲

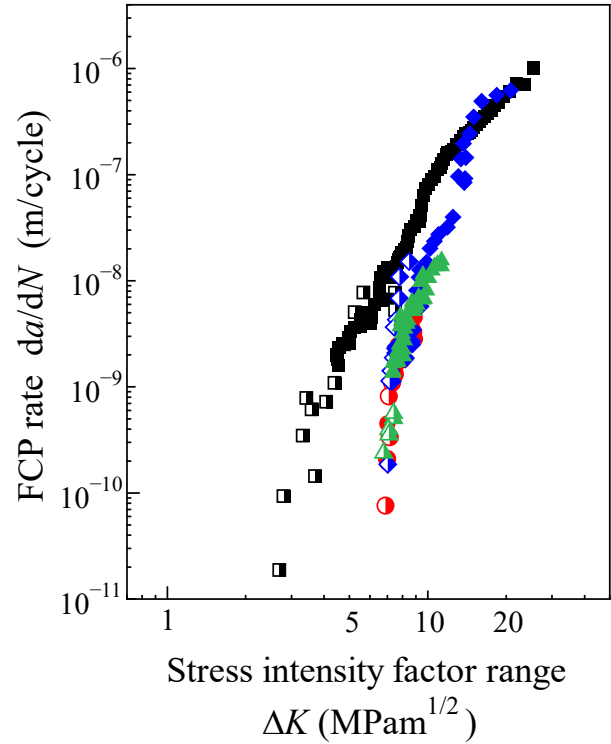


Fig.4.18  $da/dN$ - $\Delta K$  curves.

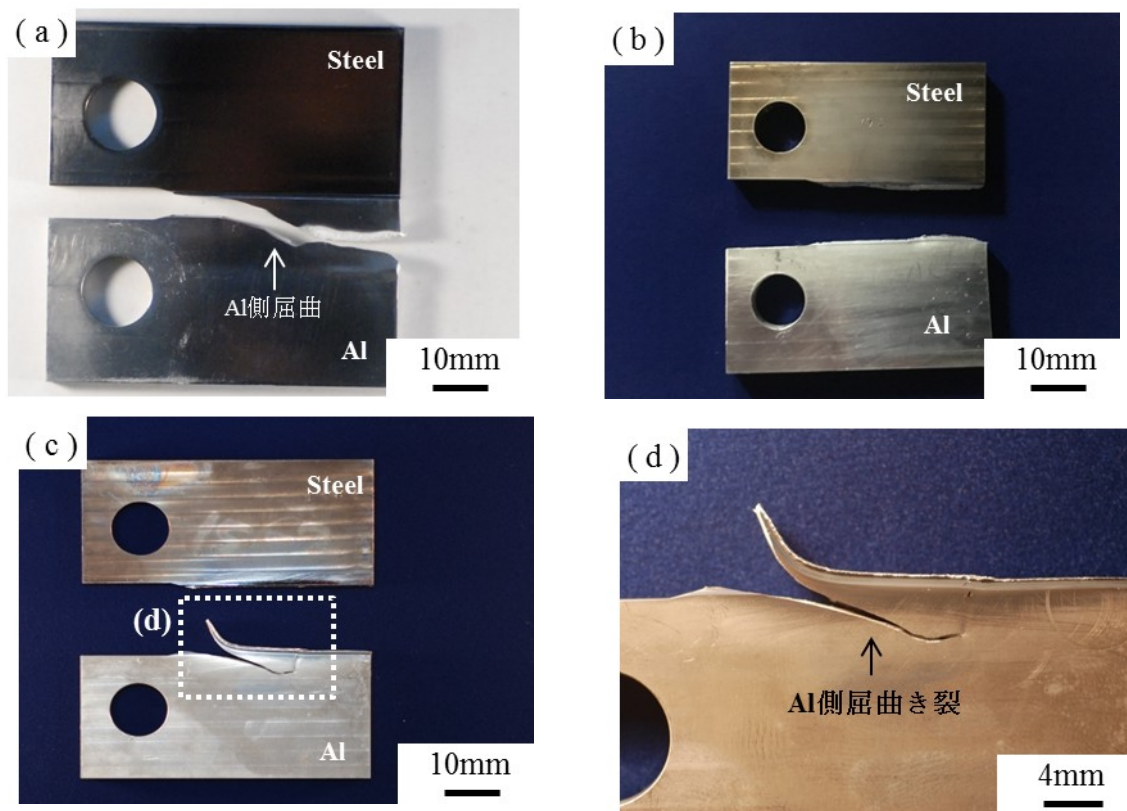


Fig.4.19 CT specimens after FCP tests.

(a)Asweld (b)PS<sub>2</sub>A (c)PS<sub>24</sub>A (d)Crack curved toward Al side of PS<sub>24</sub>A.

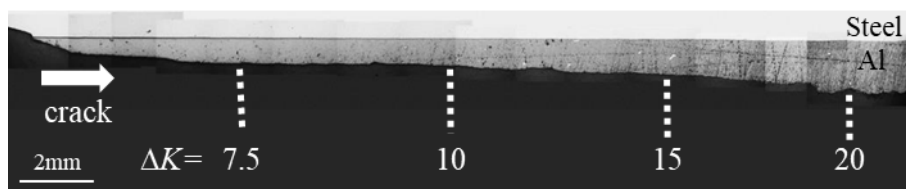


Fig.4.20 FCP route of PS<sub>2</sub>A.



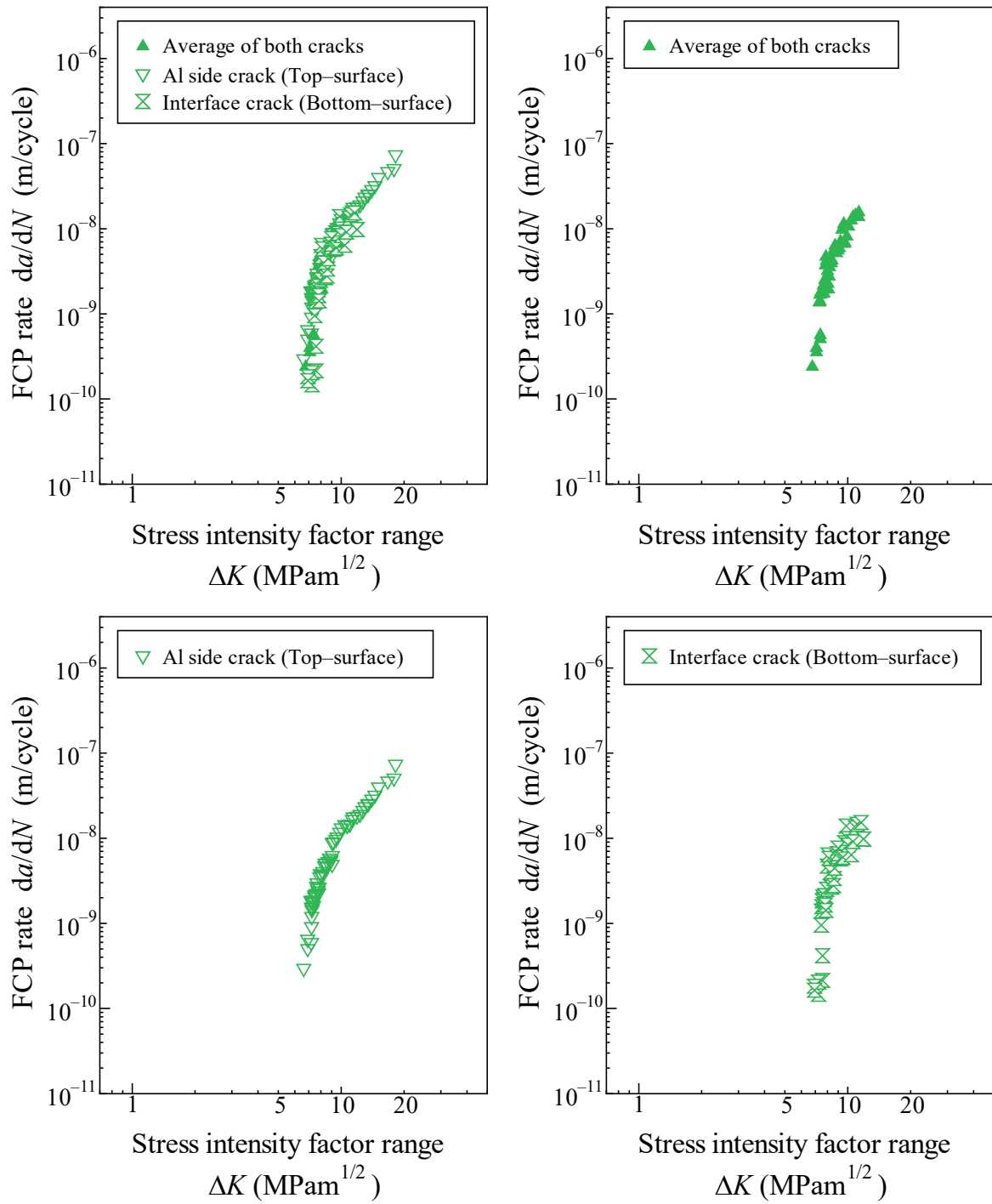


Fig.4.21  $da/dN$ - $\Delta K$  curves of PS<sub>24</sub>A.

(a) All, (b) Average of both crack,  
(c) Al side crack, (d) Interface crack.



#### 4.4.3 き裂開閉口挙動

Fig.4.22 に背面ひずみゲージを用いた除荷弾性コンプライアンス法で測定した Asweld 材, PS<sub>2</sub>A 材, PS<sub>24</sub>A 材, A6061-T6 母材の荷重-引算変位曲線を示す. またき裂開口時のコンプライアンス $\lambda$ とき裂長さ比  $a/w$  の関係を Fig.4.23 に示す. なおコンプライアンスは, ひずみを負荷荷重で除したものであり, 試験片剛性の逆数に相当する. Al-Steel 継手の方で Al 合金母材よりもコンプライアンスが低く, 剛性が高いことが確認された. これは背面ひずみゲージを界面の中心に貼付しているため, Al-Steel 継手では Al 合金よりも剛性の高い Steel の影響が反映されているからである.

また荷重-引算変位曲線より求めたき裂開口応力拡大係数  $K_{op}$  を用いて, き裂開口応力拡大係数比  $K_{op}/K_{max}$  と応力拡大係数範囲  $\Delta K$  の関係を Fig.4.24 に示す. Fig.4.18 と同様に後熱処理による大きな差は見られないが, Al-Steel 継手の方が Al 合金母材よりも  $K_{op}/K_{max}$  が著しく高かった.

この  $K_{op}$  を用いて Fig.4.22 を再整理した  $da/dN-\Delta K_{eff}$  曲線を Fig.4.25 に示す. き裂開閉口挙動を考慮したことにより, Al-Steel 継手と Al 合金母材の FCP 挙動の差は著しく小さくなり, 高 $\Delta K_{eff}$ 領域 ( $\Delta K_{eff} > 3 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) では同一直線上に重なった. また低 $\Delta K_{eff}$ 領域 ( $\Delta K_{eff} < 3 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) では, 依然として最大 30%程度の差があるものの, Fig.4.18 に比べて小さくなっていることがわかる. この結果から同種継手と Al-Steel 継手で FCP 速度の差が生じる要因としては, き裂開閉口挙動が支配的であると考えられる.

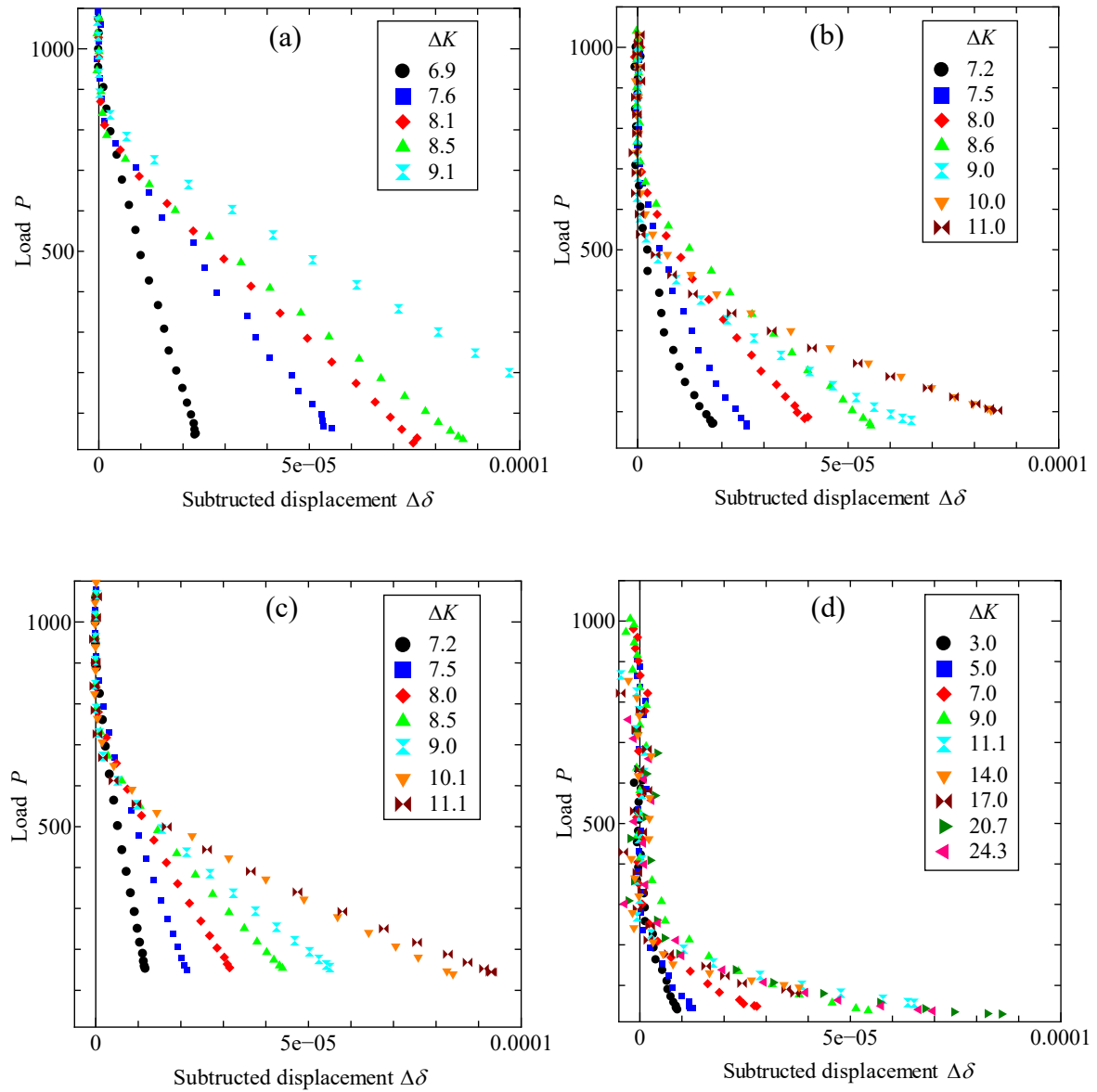


Fig.4.22  $P - \Delta\delta$  curves.

(a) Asweld (b) PS<sub>2</sub>A (c) PS<sub>24</sub>A (d) A6061-T6

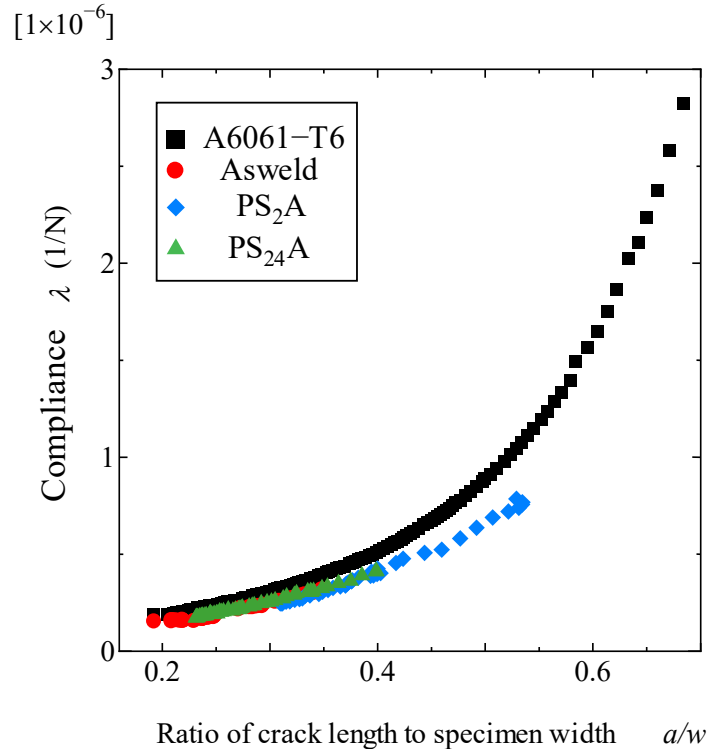


Fig.4.23 Relationship between compliance and ratio of crack length.

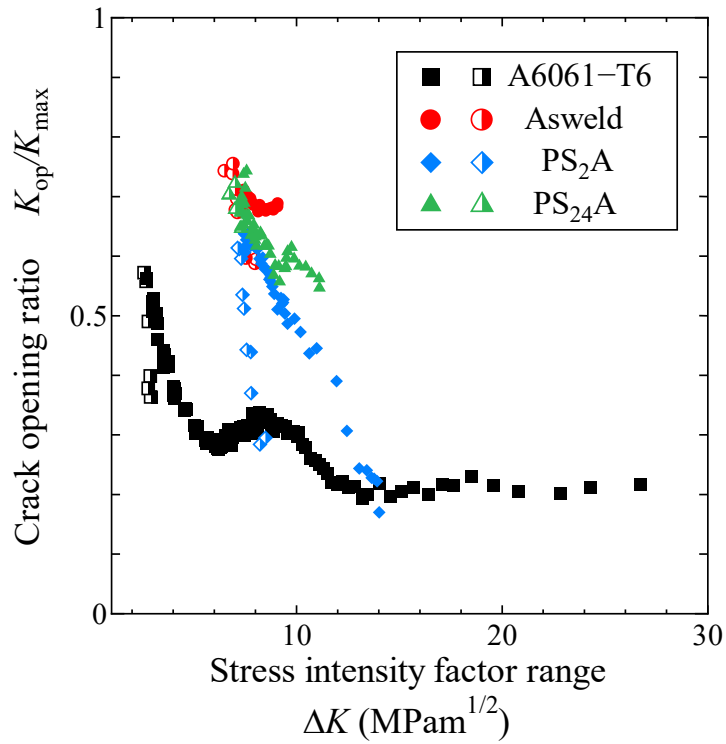


Fig.4.24 Relationship between  $K_{op}/K_{max}$  and  $\Delta K$ .

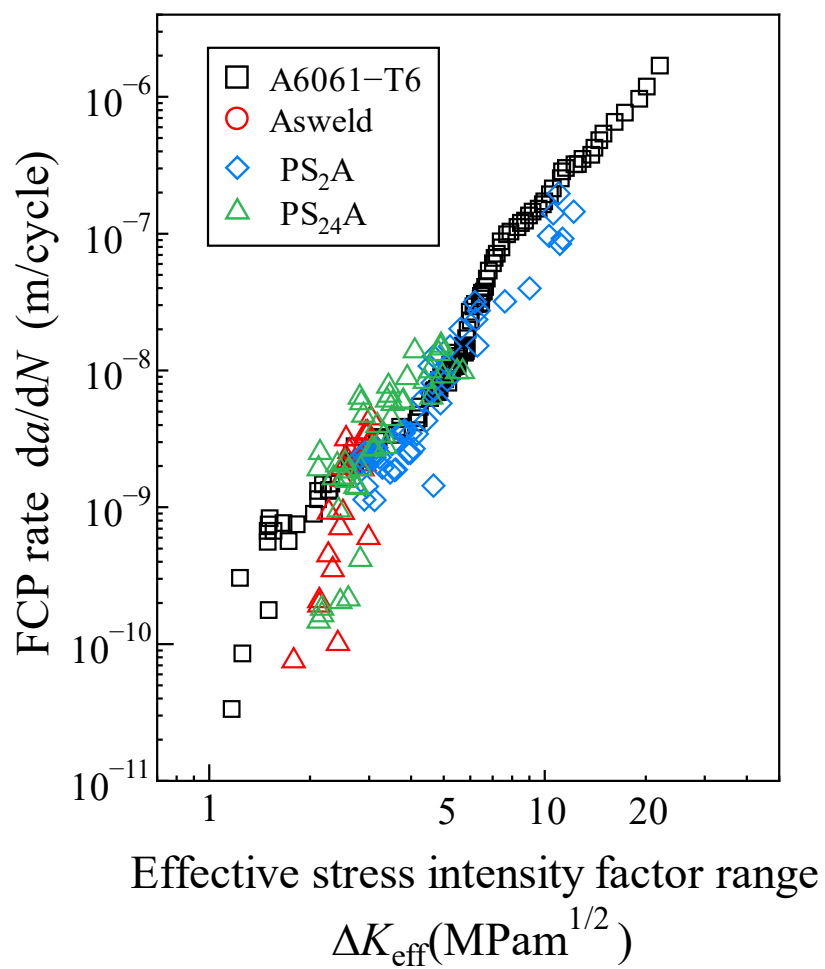


Fig.4.25  $da/dN$ - $\Delta K$  curves.

#### 4.4.4 破面観察

FCP 試験後に Asweld 材, PS<sub>2</sub>A 材, PS<sub>24</sub>A 材, A6061-T6 母材それぞれの破面を, SEM で観察した. Fig.4.26-4.29 に Asweld 材, PS<sub>2</sub>A 材, PS<sub>24</sub>A 材, A6061-T6 母材の疲労き裂進展部の巨視的写真を, 対応する  $\Delta K$  を併記して示す. Asweld 材および PS<sub>2</sub>A 材は Steel 側, Al 合金側の破面に相違は見られなかった. これは界面ではなく, 界面近傍の Al 合金側をき裂が進展したためと考えられる. PS<sub>24</sub>A 材も Steel 側, Al 合金側の破面に相違は見られなかったが, Asweld 材および PS<sub>2</sub>A 材に比べて比較的平らであった.

Fig.4.30-4.33 に Asweld 材, PS<sub>2</sub>A 材, PS<sub>24</sub>A 材, A6061-T6 母材の同一  $\Delta K$  領域での微視的写真 (1,000 倍) を示す. Asweld 材および PS<sub>2</sub>A 材では類似した破面が確認されたが, PS<sub>24</sub>A 材では異なっており平らな破面となっていた. これは Asweld 材および PS<sub>2</sub>A 材が界面近傍の Al 合金側をき裂が進展したのに対し, PS<sub>24</sub>A 材では界面もしくは金属間化合物層内部をき裂が進展したためと考えられる. しかし, Asweld 材および PS<sub>2</sub>A 材が界面近傍の Al 合金側をき裂が進展したにも関わらず, Al 合金母材とは破面が異なっていた. これは, Asweld 材および PS<sub>2</sub>A 材では FSW によって結晶粒微細化が生じているためと考えられる.

同試験片の応力拡大係数ごとの破面の違いに着目してみると, PS<sub>2</sub>A 材の低  $\Delta K$  領域 ( $\Delta K=7.0, 8.0, 9.0, 10.0 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) と高  $\Delta K$  領域 ( $\Delta K=15.0 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) では明らかに破面様相が異なっているのがわかる. これは低  $\Delta K$  領域では粒界き裂と粒内き裂が混在しているのに対し, 高  $\Delta K$  領域では粒内き裂のみが生じているためと考えられる. 粒界き裂と判断した理由は, PS<sub>2</sub>A 材の Al 合金側界面近傍 SZ 部の平均結晶粒径は  $10\mu\text{m}$  程度であり, 破面の凹凸形状と一致しているからである.

PS<sub>24</sub>A 材では界面もしくは金属間化合物層内部をき裂が進展したと考えられるため, SEM で BSE を用いて Steel 側の破面観察を行った. これを Fig.4.34 に示す. 全ての  $\Delta K$  領域において, Steel (白い部分) と金属間化合物 (灰色の部分) が確認できたため, 疲労き裂は金属間化合物内部ではなく, Steel と金属間化合物の界面を進展したことがわかった. また  $\Delta K$  領域ごとの破面の違いは見られないが, 金属間化合物部は Steel 部に比べ平らな破面を示していた.

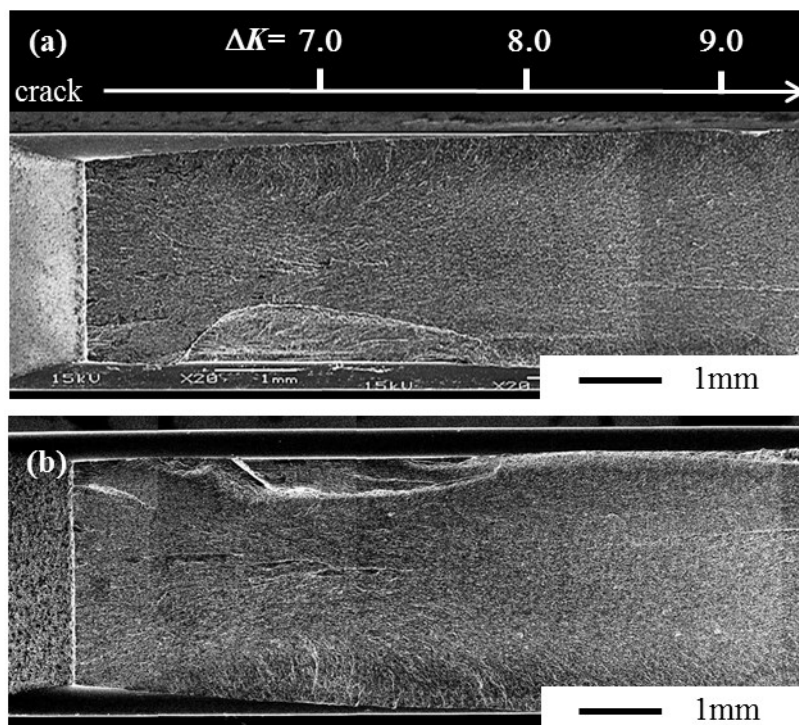


Fig.4.26 Fracture surface of Asweld after FCP test.

(a) Steel side (b) Al side

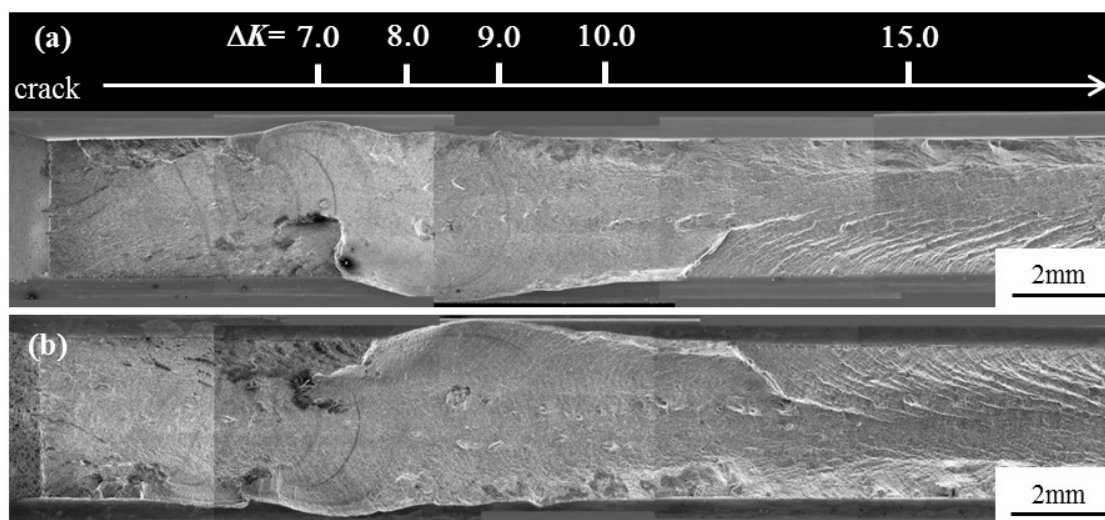


Fig.4.27 Fracture surface of PS<sub>2</sub>A after FCP test.

(a) Steel side (b) Al side

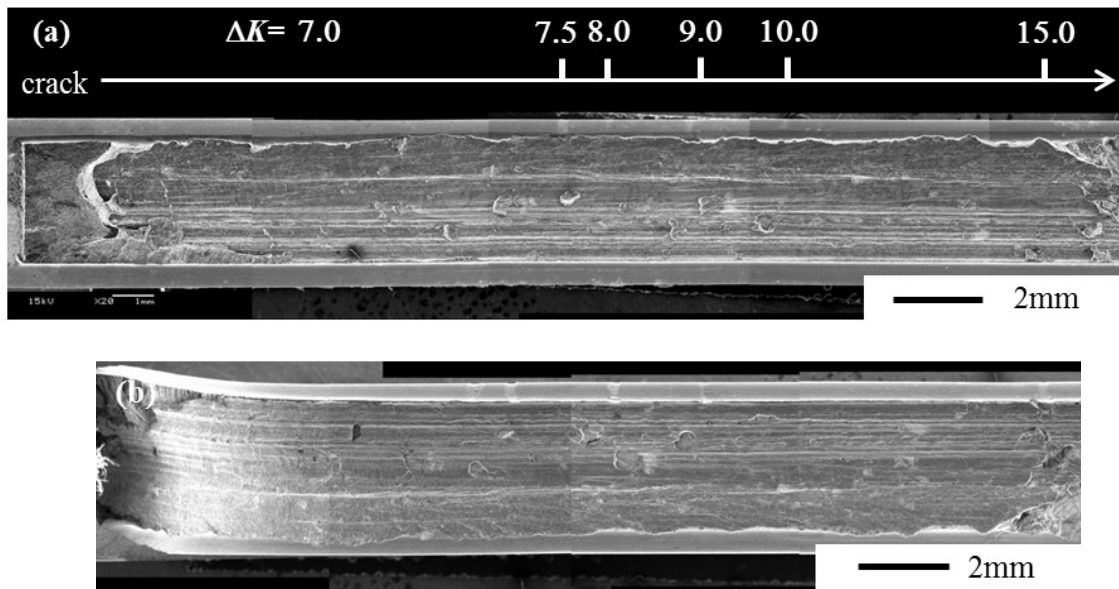


Fig.4.28 Fracture surface of PS<sub>24</sub>A after FCP test.

(a) Steel side (b) Al side

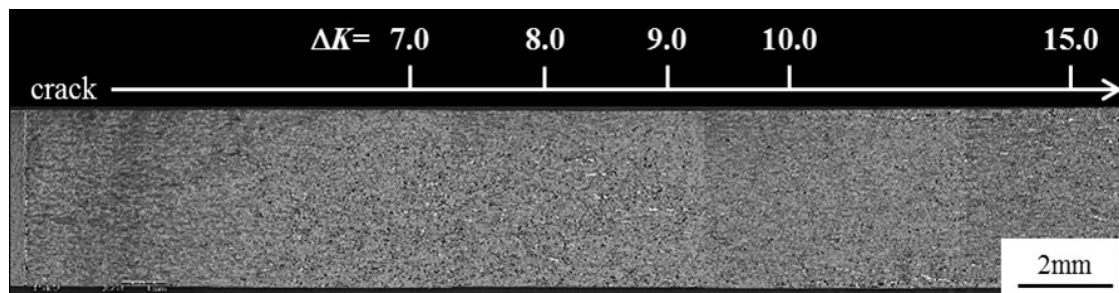


Fig.4.29 Fracture surface of A6061-T6 after FCP test.

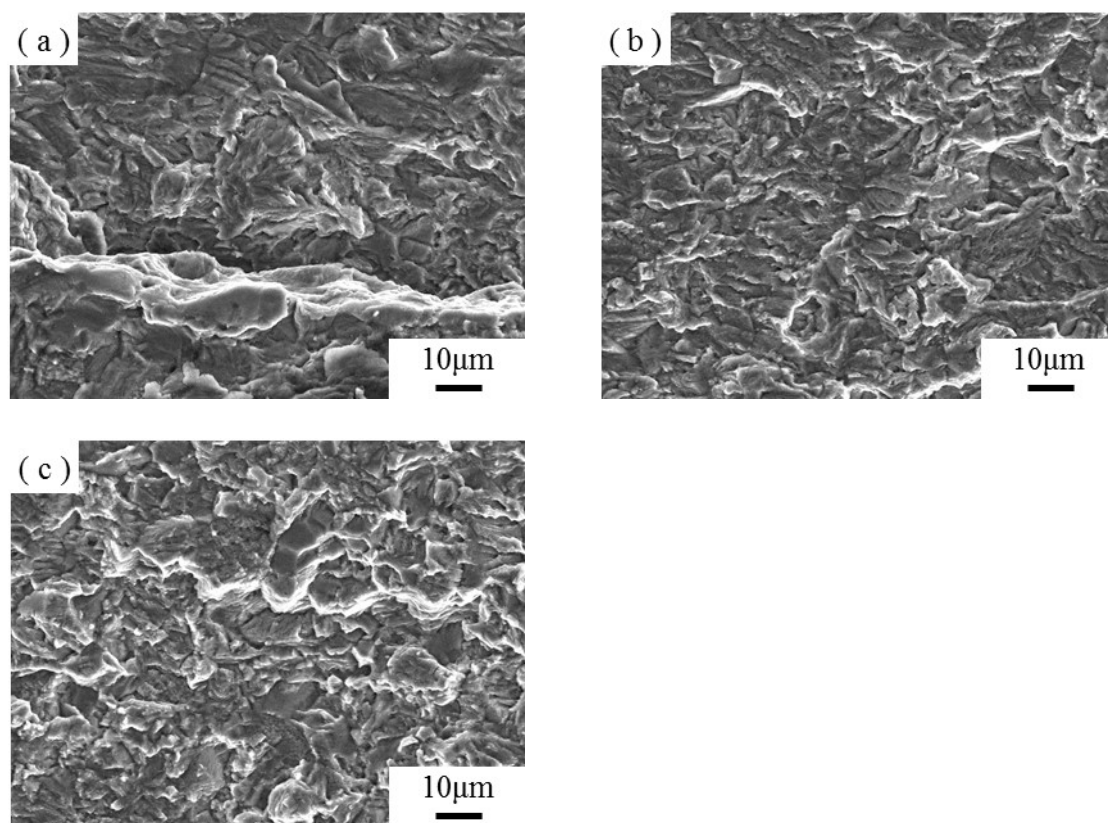


Fig.4.30 Fracture surface at steel side of Asweld after FCP test.

(a)  $\Delta K=7.0$  (b)  $\Delta K=8.0$  (c)  $\Delta K=9.0$



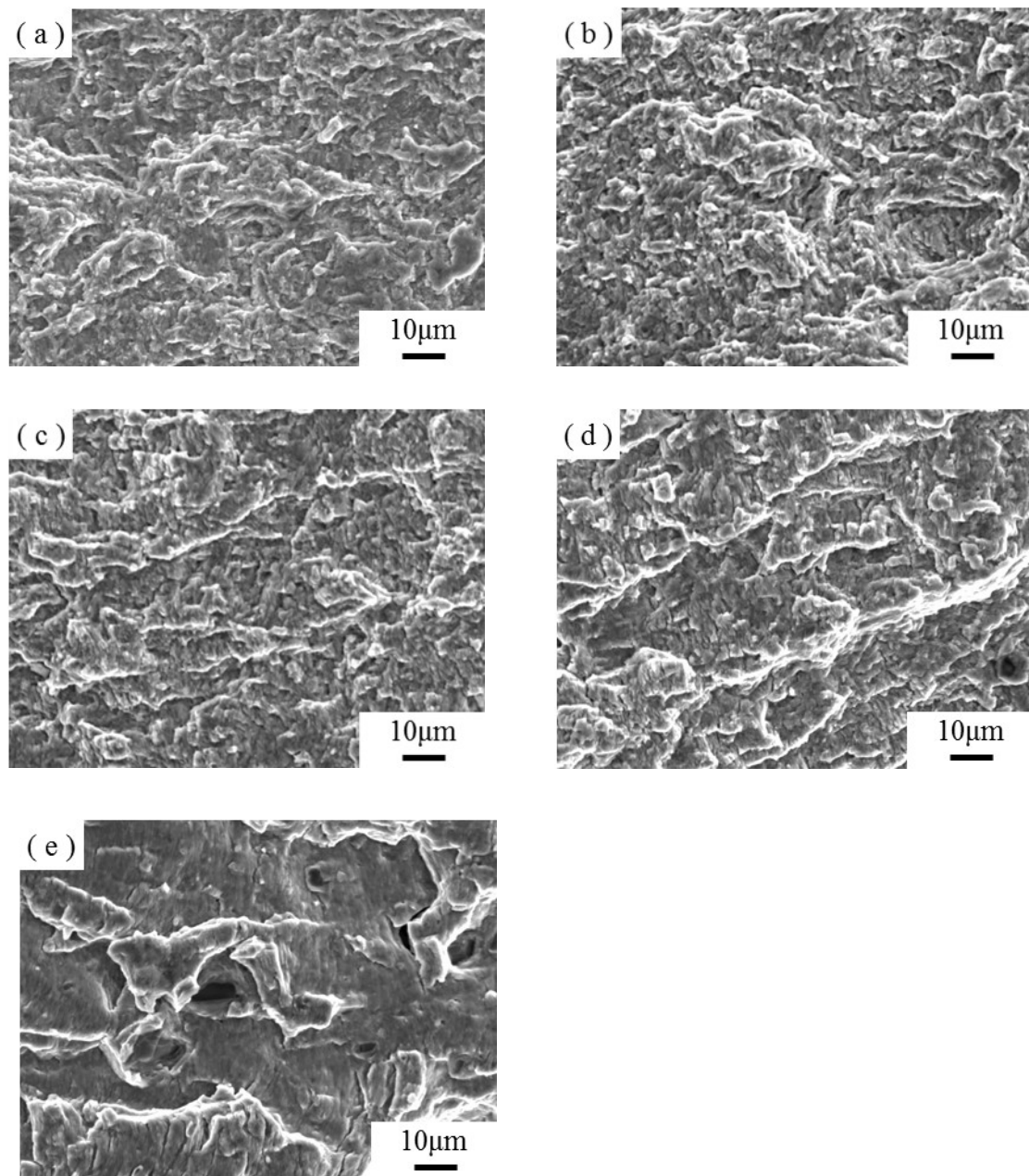


Fig.4.31 Fracture surface at steel of PS<sub>2</sub>A after FCP test.

(a)  $\Delta K=7.0$  (b)  $\Delta K=8.0$  (c)  $\Delta K=9.0$  (d)  $\Delta K=10.0$  (e)  $\Delta K=15.0$

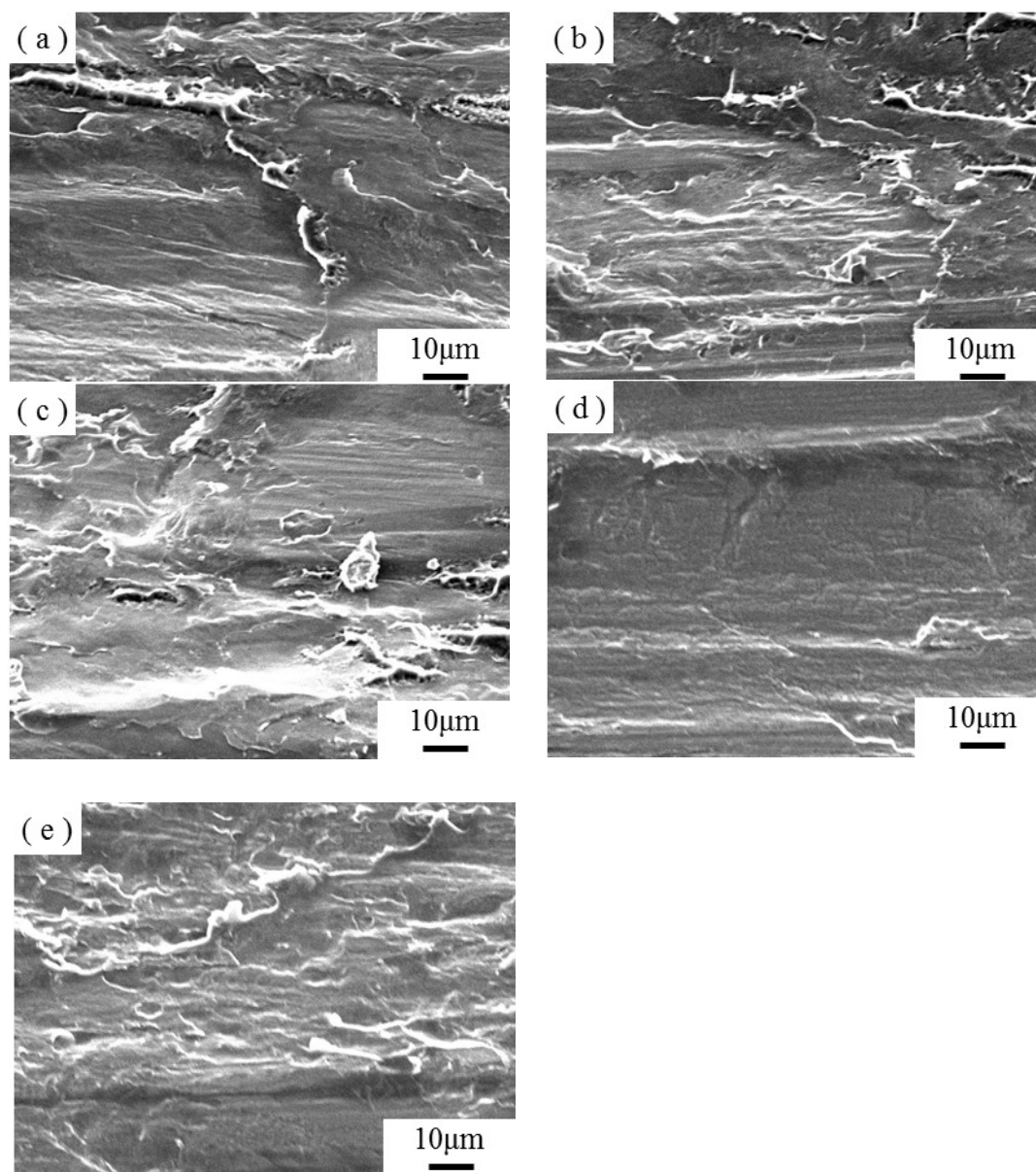


Fig.4.32 Fracture surface at steel of PS<sub>24</sub>A after FCP test.

(a)  $\Delta K=7.5$  (b)  $\Delta K=8.0$  (c)  $\Delta K=9.0$  (d)  $\Delta K=10.0$  (e)  $\Delta K=15.0$

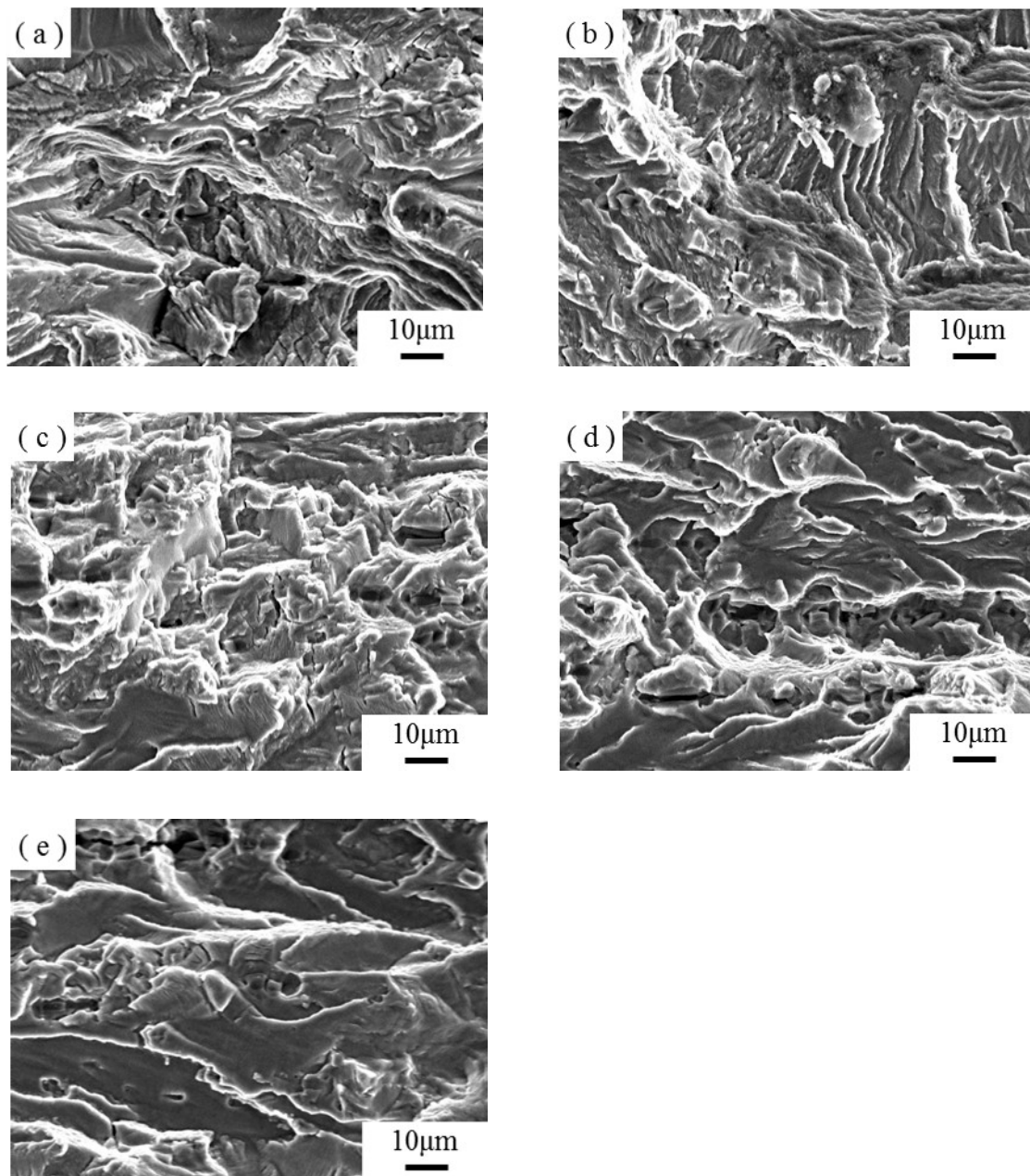


Fig.4.33 Fracture surface of A6061-T6 after FCP test.

(a)  $\Delta K=7.0$  (b)  $\Delta K=8.0$  (c)  $\Delta K=9.0$  (d)  $\Delta K=10.0$  (e)  $\Delta K=15.0$

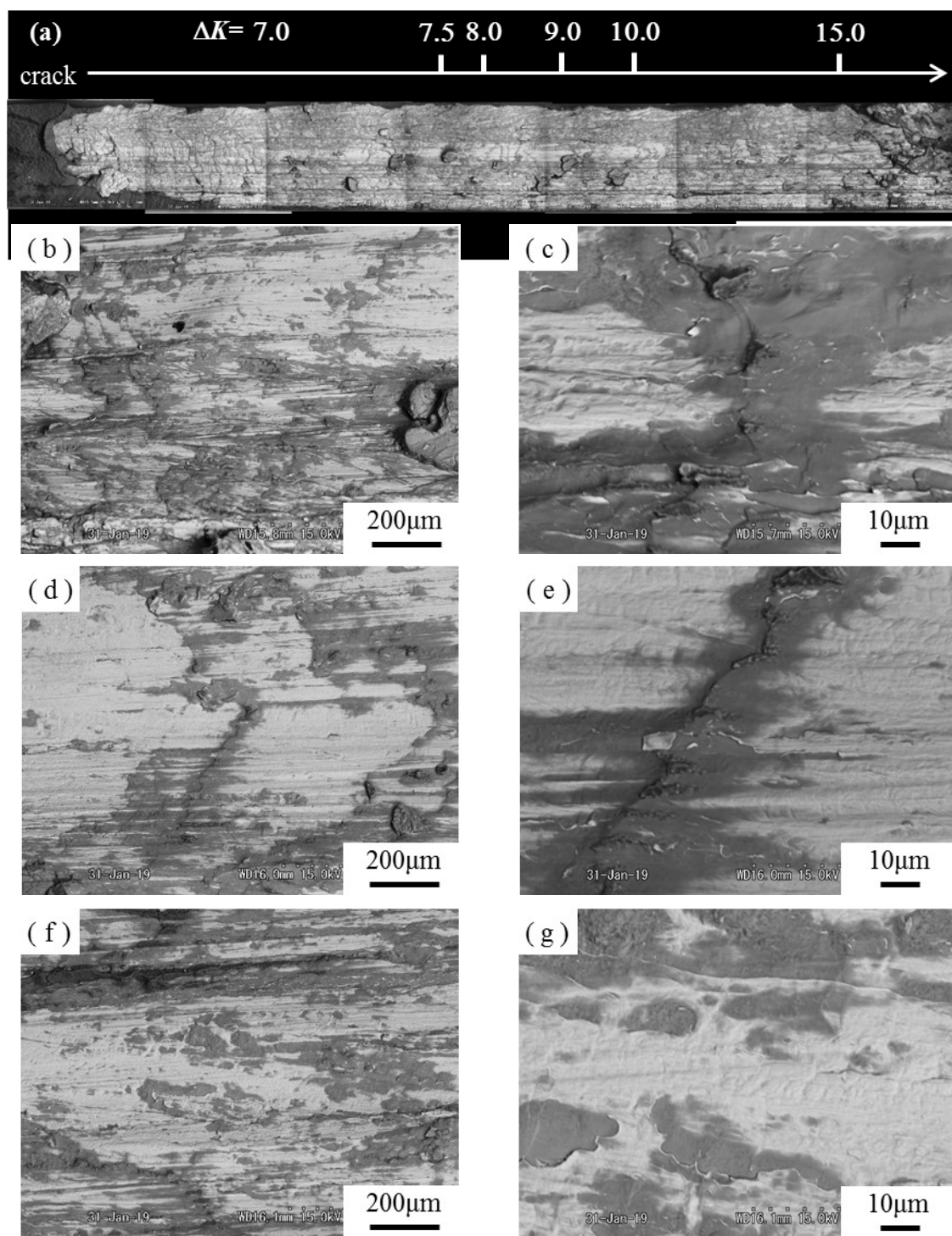


Fig.4.34 Fracture surface at steel of PS<sub>24</sub>A after FCP test by BSE.

(a) Macroscopic image

(b)  $\Delta K=8.0$  at x200 (c)  $\Delta K=8.0$  at x1000 (d)  $\Delta K=10.0$  at x200

(e)  $\Delta K=10.0$  at x1000 (f)  $\Delta K=15.0$  at x200 (g)  $\Delta K=15.0$  at x1000

#### 4.4.5 破面粗さ測定

4.4.3 節に示したように Al-Steel 継手は Al 合金母材に対して、著しくき裂開口応力拡大係数比が高かった。この原因として破面粗さ誘起き裂開口が考えられるため、Asweld 材および A6061-T6 母材の破面粗さをレーザ一顕微鏡によって測定した。Table 4.2 にそれぞれの応力拡大係数における破面の算術平均粗さ  $R_a$  を示す。同一  $\Delta K$  値で比較した場合、Asweld 材よりも A6061-T6 母材の方が算術平均粗さ  $R_a$  は大きく、破面が粗くなっている。これは Asweld 材では FSW によって結晶粒の微細化が生じているためと考えられる。破面粗さ誘起き裂開口では、破面が粗いほどき裂開口荷重が高くなるため、この結果は FCP 試験での結果と相反するものであり、破面粗さの影響ではないことが確認された。

Table 4.2 Roughness of fracture surface.

Mean roughness	Material	$\Delta K$ (MPa $\cdot$ m <sup>1/2</sup> )		
		7	8	9
$R_a$ ( $\mu$ m)	Al/Steel	10.4	6.5	8.8
	Al	20.6	23.0	21.3

## 4.5 考 察

### 4.5.1 界面き裂特有の混合モードとき裂開閉口挙動

4.2 節で述べたように、異種接合材料に等軸引張りをかけてもき裂面の変位様式は Mode I にならず、材料の弾性係数の違いから必ず Mode I + Mode II の混合モードとなることが知られている。また先行研究[73]では、有限要素法 (Finite Element Method ; FEM) 解析を用いて、同材料を組み合わせた同形状の CT 試験片において、 $K_2$  が  $K_1$  に対して常に 1/5 程度の大きさでき裂先端を支配しており、本研究の条件においても応力分布は混合モードになっていることが確認された。

本研究では Fig.4.24 に示したように、Al-Steel 継手のき裂開口応力拡大係数比  $K_{op}/K_{max}$  は Al 合金母材よりも著しく高く、同種継手の Al-Steel 継手における FCP 速度の相違に関して、き裂開閉口挙動が主因となっていた。き裂進展下限界域近傍の低  $\Delta K$  領域において、き裂開閉口挙動は破面粗さ誘起き裂開閉口の影響が大きいことが知られている[74]。しかし、4.4.5 節に示したように、破面粗さは FSW による結晶粒微細化によって、Al-Steel 継手の方が Al 合金母材よりも小さく、直接的な破面粗さ誘起き裂開閉口の影響は考えられにくい。

そこで本節では、界面き裂特有の混合モードによって生じる破面粗さ誘起き裂開閉口を提唱する。そもそも破面粗さ誘起き裂開閉口とは、Fig.4.35 に模式的に示すように Stage I 進展モード時のジグザグ形状のき裂によって形成された凹凸を持つ破面が、荷重を受けた際、Mode I と Mode II の混合変位挙動をすることで、Mode II 変位成分によってずれが生じ、き裂の開口が遅くなる現象である[74]。そのため一般的には、Stage I 進展モード時のき裂進展下限界域近傍で顕著に現れる現象であり、Mode I 変位のみの Stage II での影響因子としては小さい。しかし、本研究では  $\Delta K$  に関わらず常に界面き裂特有の混合モードが生じているため、全  $\Delta K$  領域で破面粗さ誘起き裂開閉口が生じていると考えられる。つまり、界面き裂では材料の弾性係数の違いから生じる Mode I + Mode II の混合モードによって、全  $\Delta K$  領域で破面粗さ誘起き裂開閉口が生じ、これが異種材料接合継手界面における FCP 挙動を支配していると考えられる。

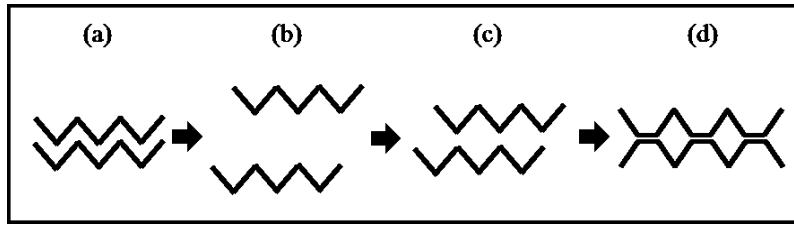


Fig.4.35 Schematic illustration of roughness-induced crack closure.

#### 4.5.2 疲労き裂進展経路とき裂前縁の塑性域

4.2 節で述べたように、疲労き裂進展とその疲労き裂自身によって形成されたき裂前縁の塑性域には密接な関係がある。Fig.4.20 で示したように PS<sub>2</sub>A 材では、疲労き裂は界面近傍の Al 合金側を進展していたため、き裂前縁塑性域と界面の距離を調査した。平面ひずみ条件における繰返し塑性域寸法は以下の式 (4.8) で与えられる。

$$\omega_p^c = \frac{1}{2\sqrt{2}\pi} \left( \frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (4.8)$$

$\sigma_y$  は材料の降伏応力であり、本節では Al 合金母材の 0.2%耐力 (286MPa) に 2.3.1 節の引張試験によって得られた継手効率 (63%) 分の補正をした 180MPa を Al-Steel 継手の 0.2%耐力としてここに用いた。Table 4.3 にそれぞれの応力拡大係数範囲  $\Delta K$  に対するき裂と界面の距離  $d$ 、繰返し塑性域寸法  $\omega_p^c$  およびき裂先端塑性域と界面の距離  $d-(\omega_p^c/2)$  を示す。また Fig.4.36 にこれらの模式図を示す。き裂先端塑性域は界面に達しておらず、Al 合金側にのみ存在していた。

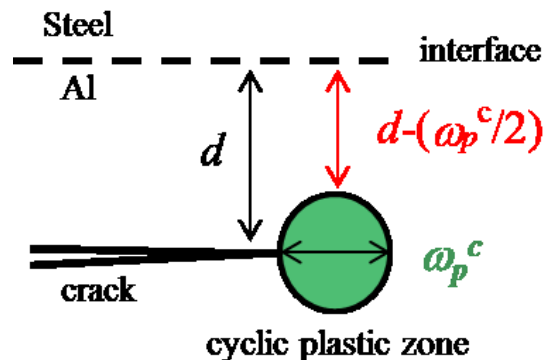


Fig.4.36 Schematic illustration of distance between interface and cyclic plastic zone.

Table.4.3 Distance between interface and cyclic plastic zone.

$\Delta K$ (MPa $\cdot$ m <sup>1/2</sup> )	$d$ (mm)	$\omega_p^c$ (mm)	$d-(\omega_p^c/2)$ (mm)
7.5	0.72	0.049	0.69
8.0	0.71	0.055	0.68
9.0	0.73	0.07	0.69
10.0	0.77	0.09	0.73
12.0	0.84	0.12	0.78
15.0	1.0	0.19	0.90
18.0	1.2	0.28	1.07
20.0	1.3	0.35	1.17

#### 4.5.3 有効繰返し塑性域と結晶粒径

4.4.3 節で、き裂開閉口挙動を考慮すると Al-Steel 継手と Al 合金母材の FCP 挙動の差は著しく小さくなり、高 $\Delta K_{\text{eff}}$ 領域 ( $\Delta K_{\text{eff}} > 3 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) では同一直線上に重なることを示した。しかし低 $\Delta K_{\text{eff}}$ 領域 ( $\Delta K_{\text{eff}} < 3 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) では依然として最大 30%程度の差があった。一般的にき裂進展下限界域近傍の低 $\Delta K$ 領域では、FCP 挙動に微視組織的な影響があることが知られている。特に有効繰返し塑性域寸法( $\omega_p^c$ ) $_{\Delta K_{\text{eff}}}$ と材料の結晶粒径の関係を調査することは、FCP 挙動の変化の関係を示すのに有効な手段とされている[75][76]。

平面ひずみ条件における有効繰返し塑性域寸法( $\omega_p^c$ ) $_{\Delta K_{\text{eff}}}$ は以下の式 (4.9) で与えられる[77]。

$$(\omega_p^c)_{\Delta K_{\text{eff}}} = \frac{1}{2\sqrt{2}\pi} \left( \frac{\Delta K_{\text{eff}}}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (4.9)$$

なお式 (4.8) と同様に、 $\sigma_y$  には Al-Steel 継手の 0.2%耐力 (180MPa) を用いた。Table 4.4 に有効繰返し塑性域寸法( $\omega_p^c$ ) $_{\Delta K_{\text{eff}}}$ と Al-Steel 継手界面の Al 側 SZ 部の平均結晶粒径  $d_{\text{gs}}$  (=9 $\mu\text{m}$ ) の比に対応する $\Delta K_{\text{eff}}$ と Al-Steel 継手を代表して PS<sub>2</sub>A 材の $\Delta K$ の値を示す。有効繰返し塑性域寸法が平均結晶粒と一致するのは、 $\Delta K_{\text{eff}} = 3.2 \text{ MPa m}^{1/2}$  のときであり、これは Fig.4.25 において Al-Steel 継手と Al 合金母材の間に差が現れる遷移点と概ね一致していた。

また、有効繰返し塑性域寸法と結晶粒径の関係は破面様相の変化とも相関性



がある．参考文献[68]では有効繰返し塑性域寸法が 1~2 結晶粒程度のとき粒界破面を，3 結晶粒程度のとき粒界破面から徐々にプラトー破面に遷移していき，それ以上になるとプラトー破面の割合が増えていくと述べられている．本研究でも，これと同様の破面様相の変化が Fig.4.31 に見られていた．

Table.4.4 Effective cyclic plastic zone size ratio for grain size.

$(\omega_p^c) \Delta K_{\text{eff}} / d_{\text{gs}}$	$\Delta K_{\text{eff}}$ (MPa $\cdot$ m $^{1/2}$ )	$\Delta K$ (PS $_2$ A) (MPa $\cdot$ m $^{1/2}$ )
1	3.2	8
2	4.6	9
3	5.6	10
4	6.4	11
5	7.2	-
6	7.9	-
7	8.5	12
8	9.1	-
9	9.7	-
10	10.2	13

## 4.6 結 言

本章では、摩擦攪拌接合 (FSW) により、板厚の異なる A6061-T6 板と SUS304 板を突き合せ接合したテーラードブランクを作製し、CT 試験片を用いた接合界面の疲労き裂進展 (FCP) 試験を行い、その疲労き裂進展挙動について検討した。さらに、後熱処理によって生じる疲労き裂進展への影響についても検討した。得られた主な結論は以下のとおりである。

(1) 溶体化処理を加えた後熱処理 (PS<sub>2</sub>A, PS<sub>24</sub>A) によって全体的に軟化し、SZ, TMAZ, HAZにおける硬さの分布はなくなり均一化した。

(2) 反射電子を用いたSEM観察の結果、溶体化処理10時間以上のとき、界面での金属間化合物相の成長が確認され、PS<sub>24</sub>A材では厚さ11 $\mu$ mであった。Asweld材、PA材、PS<sub>2</sub>A材では厚さ1 $\mu$ m以下の金属間化合物しか確認されなかった。

(3) 疲労き裂進展試験の結果、Al-Steel継手のFCP速度はAl合金母材より全体的に遅く、特に低 $\Delta K$ 領域 ( $\Delta K < 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) においてこの差は顕著であった。

(4) き裂開閉口挙動を調査した結果、き裂開閉口応力拡大係数比 $K_{op}/K_{max}$ はAl-Steel継手の方がAl合金母材よりも著しく高かった。き裂開閉口挙動を考慮すると、Al-Steel継手とAl合金母材のFCP挙動の差は著しく小さくなり、高 $\Delta K_{eff}$ 領域では一致した。き裂進展下限界域近傍では依然として差があるものの、差は小さくなっており、この差が表れる遷移点では有効繰返し塑性域寸法と結晶粒径が一致した。

(5) 同種継手とAl-Steel継手でFCP速度に相違が生じる原因は、全 $\Delta K$ 領域で混合モード型の破面粗さ誘起き裂開閉口が生じるためであり、さらにき裂進展下限界域近傍ではき裂先端塑性域と結晶粒径の関係など複雑な微視組織的要因が重畳していると考えられる。

## 第5章 結 論

機械・構造物に軽量化が求められることから、鉄鋼材料と軽量材料を適材適所に使い分けるマルチマテリアル化が進められており、異種材料接合の需要が高まっている。異材接合手法の中でも、摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding: FSW) 技術は、固相接合法であることから幅広い分野での応用が期待されていることを示した。しかし、機械・構造物における疲労破壊の大部分が接合部分周辺から発生することから、異種金属継手を機械構造物として実際に用いる場合、機械的特性だけでなく、繰返し荷重下における疲労特性を検討することが、機械・構造物の安全性や信頼性の維持において極めて重要となる。

そこで、本論文では、Al-Steel 異種金属 FSW 継手における機械的特性だけでなく、疲労特性および破壊機構を解明することを目的とした。板厚が異なる Al 合金板とステンレス鋼板のテーラードブランク FSW 継手の機械的特性や残留応力について検討した。次いで、Al-Steel 異種金属 FSW 継手の FCP (Fatigue Crack Propagation) 挙動および破壊機構について検討した。本研究により得られた結論を以下にまとめる。

第2章では、Al 合金 A6061-T6 (板厚 6mm) とオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 (板厚 5mm) の突合せ接合を FSW で行い、組織観察や引張り試験をとおしてテーラードブランク材の最適な接合条件について検討を行った。さらに、テーラードブランク材に対して後熱処理を施し、後熱処理が及ぼす影響についても検討した。

(1) Al合金板の厚さを鋼板よりも厚くし、さらにツールをAl側へオフセットすることで、プローブ、ショルダーともに鋼板へ侵入しない条件で接合を行った。プローブ端面が鋼板端面にほぼ接触する状態に保ち、主軸回転数を600, 700, 800rpmとした場合に高強度の継手が得られた。

(2) 得られた継手の溶接フラッシュをフライス加工によって除去し、板厚をAl板と鋼板で同じにした試験片では引張り強さ201 MPaとなった。引張り破壊はAl母材のTMAZで発生し、高い界面強度が得られた。またフライス加工していないテーラードブランクはAl側が厚いため、界面で破壊が生じたが、引張り

強さはフライス加工した継手と同じであった。

(3) 最適接合条件で作製した継手でも、引張り強さはA6061-T6納入材と比較して約38%低下した。これは接合時の入熱によって析出硬化物が再固溶し、SZ内およびTMAZに沿った軟化が生じたためである。

(4) X線 $\mu$ CTにより、鉄片がAl側に分散していることが確認された。良好な接合継手では、Al側における鉄片の分散が板厚方向に均一であった。高い界面強度を得るには、鋼板の端面がわずかに削れて新生面が露出することと、塑性流動が板厚方向でなるべく均一であることが重要であると確認された。

(5) 後熱処理を施すことで、軟化部の硬さは上昇した。フライス加工した引張り試験片では、後熱処理によって引張り強さが約8.5%向上した。テーラードブランクまま試験片では、Bottom側に接合欠陥が認められたことから、厚さ5mmの鋼板を接合に用いる際には、欠陥の有無に注意する必要がある。

第3章では、最適加工条件にて接合した、Al-Steel異種金属FSW継手について、デバイ環を用いるCos  $\alpha$ 法によって接合部分の残留応力状態について検討した。

(1) 接合方向に対して平行および垂直方向の残留応力は、それぞれ、接合界面付近で主に引張り残留応力および圧縮残留応力となった。接合界面付近の残留応力は小さく、接合線に沿ってほぼ一定であった。

(2) 接合方向に対して平行な残留応力は、接合界面から約10~12 mm離れた位置で引張り残留応力の最大値を示した。一方、接合方向に対して垂直な残留応力は、接合界面付近で圧縮残留応力であり、界面からの距離が増加するにつれて急速に減少した。

(3) 後熱処理は、残留応力分布にほとんど影響を与えなかった。

(4) Al-Steel異種金属FSW継手の最大残留応力は、Al / Al同種金属FSW継手の残留応力とほぼ同等であった。熱膨張係数はAlと鋼で異なるが、固相接合であるFSWにおける接合時温度上昇では、大きな残留応力を誘引することはなかった。

第4章では、Al-Steel異種金属FSW継手を用いて、CT (Compact Tension : CT) 試験片により界面疲労き裂進展挙動および破壊機構について検討を行った。この結果に基づいて、FCP 挙動やき裂進展挙動に及ぼす異種金属 FSW 接合界

面の影響について検討した。

(1) 溶体化処理を加えた後熱処理 (PS<sub>2</sub>A, PS<sub>24</sub>A) によって全体的に軟化し, SZ, TMAZ, HAZにおける硬さの分布はなくなり均一化した。

(2) 反射電子を用いたSEM観察の結果, 溶体化処理10時間以上するとき, 界面での金属間化合物相の成長が確認され, PS<sub>24</sub>A材では厚さ11 $\mu$ mであった。Asweld材, PA材, PS<sub>2</sub>A材では厚さ1 $\mu$ m以下の金属間化合物しか確認されなかった。

(3) 疲労き裂進展試験の結果, Al-Steel継手のFCP速度はAl合金母材より全体的に遅く, 特に低 $\Delta K$ 領域 ( $\Delta K < 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) においてこの差は顕著であった。

(4) き裂開閉口挙動を調査した結果, き裂開閉口応力拡大係数比 $K_{op}/K_{max}$ はAl-Steel継手の方がAl合金母材よりも著しく高かった。き裂開閉口挙動をすると, Al-Steel継手とAl合金母材のFCP挙動の差は著しく小さくなり, 高 $\Delta K_{eff}$ 領域では一致した。き裂進展下限界域近傍では依然として差があるものの, 差は小さくなっており, この差が表れる遷移点では有効繰返し塑性域寸法と結晶粒径が一致した。

(5) 同種継手とAl-Steel継手でFCP速度に相違が生じる原因は, 全 $\Delta K$ 領域で混合モード型の破面粗さ誘起き裂開閉口が顕著に生じるためであり, さらにき裂進展下限界域近傍ではき裂先端塑性域と結晶粒径の関係など複雑な微視組織的要因が重畳していると考えられる。

以上のように, 本論文で得られた成果は, 板厚が異なる Al-Steel 異種金属 FSW 継手の最適接合条件を見出し, 接合界面の残留応力ならびに FCP 挙動について実用的に貴重な情報を提供しているとともに, 学術的にも多くの新しい有用な知見が得られた。FSW を用いた接合材の機械・構造物の安全性・信頼性および耐久性の維持・管理に貢献できるものと期待される。今後, 輸送機器の燃費向上や機能性向上にとともに, 機械構造物のマルチマテリアル化が一層加速すると予測されていることから, 異材接合が最も重要な課題となっている。本研究成果は, 特に異種金属 FSW 継手に関する設計指針に対して重要な知見であると考えられる。本研究において, Al 合金板と鋼板を選択したが, マルチマテリアル化における異種金属の組み合わせには, 様々な材料構成や選択肢が考えられる。例えば Al 合金と Ti 合金や Mg 合金といった異種金属の接合のほか, CFRP の様な非金属と金属材料との接合が課題となっている。今後, これらの組み合わせに対して, FSW やレーザー溶接などその他の接合手法について検討する課

題があり，接合材の安全性および信頼性評価をどのように行うべきかの設計指針を提案することが課題になると思われる．

## 参考文献

- [1] (社) 溶接学会編, 溶接便覧, 丸善(1985).
- [2] 溶接学会, 摩擦攪拌接合, 産峰出版(2006).
- [3] 池内健二 : 材料, 51(2002)476.
- [4] 荒木 透, 堀部 進 : 金属疲労の力学と組織学, 養賢堂, (1984) 1-3.
- [5] H. Petroski : 橋はなぜ落ちたのか設計の失敗学, 朝日選書, (2001) 30-32.
- [6] R.M. Denys : ASTM STP1058, (1990) 160-174.
- [7] 島津 孝之 : 鋼構造 (第 2 版) , 森北出版, (2003) 5-6.
- [8] 矢島 浩 : 溶接学会誌, 68, 7(1999) 6-10.
- [9] J.R. Chiles : 最悪の事故が起こるまで人は何をしていたのか, 草思社, (2006) 32-34.
- [10] K.V.jata, S.L.Semiatin : Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys, Scripta mater, 43, (2000) 743-749.
- [11] 福本昌宏, 椿正巳, 下田陽一郎, 安井利明 : 摩擦攪拌作用による ADC12/SS400 材料間の接合, 溶接学会論文集, **22**, 2(2004) 309-314.
- [12] T. Watanabe, Y. Takayama and A. Yanagisawa : Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding, Journal of Materials Processing Technology, **178**, (2006) 342-349.
- [13] 高橋健治 : 特殊鋼, **67**, 5(2018) 2-7.
- [14] 鈴木励一, 内藤純也 : 特殊鋼, **67**, 5(2018) 25-28.
- [15] 岩尾信哉 : Nikkei Automotive, 7(2017) 70-73.
- [16] 巽明彦 : マルチマテリアル車体における異材接合技術, 日本機械学会誌, **122**, 1206 (2019) 20-23.
- [17] 東レリサーチセンター : 異種材料接合技術の最新動向-摩擦攪拌接合技術-, (2018).
- [18] 安井利明, 下田陽一郎, 椿正巳, 石井貴之, 福本昌宏 : 摩擦攪拌作用による 6063/S45C 材料間の高速接合性 -摩擦攪拌作用による異種金属材料間の接合法の研究 (第 1 報) -, 溶接学会論文集, **23**, 3(2005) 469-475.
- [19] K.Ikeuchi, N.Yamamoto, M.Takahashi, M.Aritoshi : Efeect of interfacial reactionlayer on bond strength of friction bonded joint of Al alloys to steel, Trans.JWRI, 34, (2005) 1-10.

- [20]田中努, 平田 智丈, 森重 大樹, 四宮 徳章, 白川 信彦 : 摩擦攪拌接合法によるアルミニウムと鋼の異材接合技術, 軽金属溶接, **50**, 3(2012).
- [21]長谷川 利之, 大久保 通則 : 各種接合法による SPCC 鋼/A6061 アルミニウム合金の異材接合, 軽金属溶接, **50**, 3(2012).
- [22]西田英人, 小椋智, 波多野遼一, 倉嶋寛貴, 藤本光生, 廣瀬明夫 : A3003/SUS304 重ね摩擦攪拌接合継手の破壊靱性と疲労き裂進展挙動, 溶接学会論文集, **33**, 1(2015).
- [23]杉本幸弘 : 自動車のマルチマテリアル化と異材接合技術, 溶接学会誌, **87**, 1(2018)66-70.
- [24]福本昌宏, 椿正巳, 下田陽一郎, 安井利明 : 摩擦攪拌作用による ADC12/SS400 材料間の接合, **22**, 2(2004)309-314.
- [25]安井利明, 下田陽一郎, 椿正巳, 石井貴之, 福本昌宏 : 摩擦攪拌作用による 6063/S45C 材料間の高速接合性-摩擦攪拌作用による異種金属材料間の接合法の研究 (第 1 報) , 溶接学会論文集, **23**, 3(2005) 469-475.
- [26]T. Watanabe, Y. Takayama and A. Yanagisawa : Joining of aluminum alloy to steel byr friction stir welding, Journal of Materials Processing Technology, **178**(2006)342-349.
- [27]安井利明, 下田陽一郎, 椿正巳, 石井貴之, 福本昌宏 : 摩擦攪拌作用により接合した 6063Al 合金/S45C 炭素鋼の接合界面の微視組織観察-摩擦攪拌作用による異種金属材料間の接合法の研究 (第 2 報) , 溶接学会論文集, **25**, 3(2007)426-430.
- [28]田中努, 森重大樹, 平田智丈 : 純アルミニウムと軟鋼の異種金属摩擦攪拌接合材の接合界面における金属間化合物形成機構, 溶接学会論文集, **29**, 2(2011)101-106.
- [29]H. Uzun, C.D. Donne and A. Argagnotto, T. Ghidini and C. Gambaro : Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel, Materials and Design, **26**(2005)41-46.
- [30]M. Girard, B. Huneau, C. Genevois, X. Sauvage and G. Racineux : Friction stir diffusion bonding of dissimilar metals, Science and Technology of Welding and joining, **15**, 8(2010)661-665.
- [31]植松美彦, 柿内利文, 近藤英介, 戸崎康成, I. Ibrahim : A6061/SS400 異種金属摩擦攪拌接合継手の疲労挙動, 溶接学会論文集, **31**, 2(2013)112-118.



- [32]K. Komerla, A. Naumov, C. Mertin and U. Prah : Investigation of microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA6016-T4 and DC04 alloy joints, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **94**(2018)4209-4219.
- [33]永塚公彬, 斧田俊樹, 岡田俊哉, 中田一博 : 摩擦重ね接合による Mg 添加量の異なる種々のアルミニウム合金/樹脂の直接異材接合, *溶接学会論文集*, **32**, 4(2014)235-241.
- [34]F. Yusof, Y. Miyashita, N. Seo, Y. Mutoh and R. Moshwan : Utilising friction spot joining for dissimilar joint between aluminium alloy (A5052) and polyethylene terephthalate, *Science and Technology of Welding and joining*, **17**(2012)544-549.
- [35]J.V. Esteves , S.M. Goushegir, J.F. dos Santos, L.B. Canto, E. Hage Jr. and S.T. Amancio-Filho : Friction spot joining of aluminum AA6181-T4 and carbon fiber-reinforced poly (phenylene sulfide):Effects of process parameters on the microstructure and mechanical strength, *Materials and Design*, **66**(2015)437-445.
- [36]Y. Ogawa, Y. Xiong, H. Akebono, M. Kato, K. Tanaka and A. Sugeta : Fatigue properties of friction stir welds of treated Al to carbon fibre-reinforced plastic, *Science and Technology of Welding and joining*, **23**(2018)79-86.
- [37]柴柳敏哉, 前田将克, 奈賀正明 : 摩擦攪拌処理を施した 5083 アルミニウム合金の組織とその高温安定性, *軽金属*, **56**, 7(2006)347-353.
- [38]植松美彦, 戸梶恵郎, 戸崎康成, 栗田達夫, 村田瞬亮 : Al-Mg-Si 系合金摩擦攪拌スポット接合継手の疲労挙動に及ぼす後熱処理の影響, *溶接学会論文集*, **26**, 1(2008)7-14.
- [39]時松光 : FSW (摩擦攪拌接合) の基礎と応用, 日刊工業新聞社, (2005).
- [40]岡村久宜, 青田欣也, 江角昌邦 : アルミニウム合金の摩擦攪拌接合と構造物への適用, *軽金属*, **50**, 4(2000)166-172.
- [41]岡田俊哉, 木田啓一, 岩木俊一, 石川武, 江口法孝, 大岩直貴, 難波圭三 : 摩擦攪拌接合部の形態と組織-構造用アルミニウム合金の摩擦攪拌接合継手の諸特性に関する研究(第2報), *軽金属溶接構造協会誌*, **45**, 4(2007)23-36.
- [42]Pouget G, Reynolds AP : Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds, *International Journal of Fatigue*, **30**(2008)463-472.

- [43]Peel M, Steuwer A, Preuss M, et al. : Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds. *Acta Materialia*, **51**(2003)4791-4801.
- [44]Linton VM, Ripley MI : Influence of time on residual stresses in friction stir welds in agehardenable 7xxx aluminium alloys, *Acta Mater*, **56**(2008)4319–4327.
- [45]Woo W, Feng Z, Wang WL : Neutron diffraction measurements of residual stresses in friction stir welding, *Science and Technology of Welding and Joining*, **16**(2011)23–32.
- [46]Haghshenas M, Gharghouri MA, Bhakhri V, et al. : Assessing residual stresses in friction stir welding: neutron diffraction and nanoindentation methods. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **93**(2017)3733–3747.
- [47]Xu W, Liu J, Zhu H : Analysis of residual stresses in thick aluminum friction stir welded butt joints, *Materials & Design*, **32**(2011)2000-2005.
- [48]Mishra RS, Ma ZY : Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering R*, **50**(2005)1-78.
- [49]Prime MB, Gnäupel-Herold T, Baumann JA, et al. : Residual stress measurements in a thick, dissimilar aluminium alloy friction stir weld, *Acta Materialia*, **54**(2006)4013-4021.
- [50]Steuwer A, Peel MJ, Withers PJ : Dissimilar friction stir welds in AA5083–AA6082: The effect of process parameters on residual stress, *Materials Science and Engineering A*, **441**(2006)187–196.
- [51]Zapata J, Toro M, López D : Residual stresses in friction stir dissimilar welding of aluminum alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, **229**(2016)121–127.
- [52]Zhang C, Shirzadi AA : Measurement of residual stresses in dissimilar friction stir-welded aluminium and copper plates using the contour method, *Science and Technology of Welding and Joining*, **23**(2018)394–399.
- [53]小川大介, 柿内利文, 橋場圭吾, 植松美彦 : 摩擦攪拌により作製した Al/Steel 異種金属テーラードブランクの強度特性と後熱処理の影響, *溶接学会論文集*, **136**, 3(2018)160-166.

- [54]Delbergue D, Texier D, Lévesque M, et al. : Comparison of two X-ray residual stress measurement methods:  $\sin^2\psi$  and  $\cos \alpha$ , through the determination of a martensitic steel X-ray elastic constant, Materials Research Proceedings, Residual Stresses 2016, **2**(2016)55–60.
- [55]Kohri A, Takaku Y, Nakashiro M : Comparison of X-ray residual stress measurement values by  $\cos \alpha$  method and  $\sin^2 \Psi$  method, Materials Research Proceedings, Residual Stresses 2016, **2**(2016)103–108.
- [56]平修二, 田中啓介, 山崎利春 : 細束 X 線応力測定の一方法とその疲労き裂伝ぱ問題への応用, 材料, **27**, 294(1978)251-256.
- [57]Feng Z, Wang XL, David SA, et al. : Modelling of residual stresses and property distributions in friction stir welds of aluminium alloy 6061–T6, Science and technology of welding and joining, **12**, 4(2007)348–356.
- [58]Liu C, Yi X : Residual stress measurement on AA6061–T6 aluminum alloy friction stir butt welds using contour method, Materials & Design, **46**(2013)366–371.
- [59]He J, Ling Z, Li H : Effect of tool rotational speed on residual stress, microstructure, and tensile properties of friction stir welded 6061–T6 aluminum alloy thick plate, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, **84**(2016)1953–1961.
- [60]M.L.Williams : The stresses around a fault or crack in dissimilar media, Bulletin of the Seismological Society of America, **49**, 2(1959)199-204.
- [61]Erdogan F : Stress distribution in bounded dissimilar materials with cracks, Journal of Applied Mechanics, **32**, 2(1965)403-410.
- [62]A.H.England : A crack between dissimilar media, Journal of Applied Mechanics, **32**, 2(1965)400-402.
- [63]J.R.Rice, G.C.Sih : Plane problems of cracks in dissimilar media, Journal of applied mechanics, **32**, 2(1965)418-423.
- [64]H.C.Cao, A.G.Evans : An experimental study of the fracture resistance of biomaterial interfaces, Mechanics of Materials, **7**, 4(1989)295-304.
- [65]結城良治, 曹相鳳 : 異材界面のき裂の応力拡大係数の境界要素解析, 日本機械学会論文集 A, **55**, 510(1989)340-347.
- [66]結城良治, 許金泉 : 界面き裂の力学, 生産研究, **42**, 8(1990)508-514.

- [67]池田徹, 宮崎則幸, 祖田敏弘, 宗像健 : 異種材界面き裂の混合モード破壊基準, 日本機械学会論文集 A, **58**, 555(1992)2080-2087.
- [68]結城良治, 界面の力学, 培風館, (1993)91-93.
- [69]岸本喜久雄 : 界面破壊力学, 材料, **49**, 2(2000)238-244.
- [70]W.Elber : The significance of fatigue crack closure, ASTM STP 486, (1971)230-242.
- [71]Ryoichi Hatano, Tomo Ogura, Tomoki Matsuda, Tomokazu Sano, Akio Hirose : Relationship between intermetallic compound layer thickness with deviation and interfacial strength for dissimilar joints of aluminum alloy and stainless steel, Materials Science and Engineering A, **735**(2018)361-366.
- [72]市川昌弘, 高松徹 : 材料, **36**, 408(1987).
- [73]鈴木健太郎 : 岐阜大学学位論文, (2015).
- [74]城野政弘, 宋智浩 : 疲労き裂 き裂開閉口と進展速度推定法, 大阪大学出版会, (2005) 17-18.
- [75]城野政弘, 宋智浩 : 疲労き裂 き裂開閉口と進展速度推定法, 大阪大学出版会, (2005) 77-84.
- [76]城野政弘, 菅田淳, 山田真治 : 材料, **37**, 421(1988).
- [77]城野政弘, 菅田淳 : アルミニウム合金の疲労き裂進展抵抗, 軽金属, **40**, 7(1990)543-553.

## 謝 辞

本研究は、岐阜大学大学院工学研究科生産開発システム工学専攻博士後期課程在籍中に実施した研究の成果をまとめたものである。

本研究の遂行に際して、材料試験・疲労に関する貴重な研究機会を与えて下さいました岐阜大学工学部機械工学科 植松美彦教授，ならびに柿内利文准教授に深く感謝の意を表します。学位を取得する機会を与えて頂いただけでなく，終始懇切なるご指導，ご鞭撻を賜りました。重ねて御礼申し上げます。

本論文のまとめと審査にあたり，細部にわたり大変貴重な意見を頂戴し，丁寧なご指導を賜りました岐阜大学工学部機械工学科 山下実教授に厚く御礼申し上げます。

疲労き裂進展試験において有益な助言をいただきました豊田工業高等専門学校 中島正貴名誉教授，ならびに岐阜大学工学部 秋田正之技術職員に心より御礼申し上げます。

本研究の実験や測定に関してご協力いただきました岐阜大学大学院 橋場圭吾様をはじめ，研究室の皆様は心より御礼申し上げます。

本研究を行う機会を与えて頂き，ご支援ご指導を賜りました岐阜県産業技術総合センター（旧 岐阜県工業技術研究所）所長，ならびに部長をはじめ，職員の皆様に深く感謝申し上げます。

最後に，博士課程進学を快く受け入れ，支えてくれた妻と両親，子供たちに心より感謝いたします。

2020 年 3 月

小川 大介

