

Al 合金／鉄鋼異種金属継手の疲労設計指針確立に関する基礎的研究

代表研究者 岐阜大学工学部機械工学科 教授 植松美彦

共同研究者 岐阜大学工学部機械工学科 准教授 柿内利文

1. 緒 言

近年，環境問題や省エネルギーの観点から機械構造物の軽量化が進められており，比強度の高いアルミニウム（Al）合金の使用が増加している．その一方，高い信頼性と高強度を持つ鉄鋼も依然として広範に用いられており，Al 合金と鉄鋼の異種金属接合の需要が高まっている．従来から，鉄鋼どうしの接合には溶接がよく用いられてきた．一方，Al 合金の溶接は組織の粗大化や溶接欠陥を生じやすいなどの欠点があり，Al 合金に溶接は不向きである．また，Al 合金と鉄鋼の異種金属接合では，接合界面に脆い金属間化合物が形成されやすいなどの問題も指摘されている．摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding：FSW）は，摩擦熱により軟化した材料を攪拌して固相のまま接合する固相接合法である．FSW は溶接などの液相接合とは異なり，固相接合であるために Al 合金や異種金属の溶接時に生じる種々の問題を回避できる可能性のある有効な手法として着目されており[1]，現在，自動車や航空・宇宙産業など様々な分野で実用化が進んでいる．

Al 合金と鉄鋼の異種金属 FSW については，静的強度に最適な接合条件や接合組織の研究，さらに疲労挙動に関する研究なども過去に行われているが，疲労設計指針の確立に必要な疲労き裂進展（Fatigue Crack Propagation: FCP）まで踏み込んだ研究は見当たらない．本申請課題では，Al 合金と鉄鋼の異種金属接合を FSW で行うとともに，作製した継手を用いた FCP 試験を行い，継手接合界面の疲労き裂進展速度の破壊力学に基づく定量的評価と，設計へのフィードバックについて検討する．

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材は，厚さ 6 mm の Al 合金 A6061-T6 と，厚さ 5 mm のステンレス鋼 SUS304 の板材である．供試材の機械的性質および化学組成をそれぞれ Table 1, Table 2 に示す．納入板から 150×75 mm の寸法の板を切り出し，150 mm の辺を突き合わせて FSW によって接合した．

Table 1 供試材の機械的性質

Material	0.2% proof	Tensile	Elongation
	stress	strength	
	$\sigma_{0.2}$	σ_B	δ
	(MPa)	(MPa)	(%)
A6061-T6	286	326	19
SUS304	310	656	57

Table 2 供試材の化学組成

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A6061-T6	0.64	0.40	0.28	0.05	1.00	0.18	0.05	0.02	Bal.
Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe	
SUS304	0.06	0.58	0.81	0.03	0.00	8.05	18.22	Bal.	

2.2 摩擦攪拌接合 (FSW)

FSW はショルダーとプローブからなるツールを用い、一对の接合材が突き合わされた接合面に沿ってツールを回転させながら移動させることによって行われる。接合原理は、ツールと材料の間で生じる摩擦によってプローブ周囲の材料が高温に加熱され、軟化して激しい塑性流動を生じることによって接合面が消滅し被接合部が一体化する、というものである。

本研究では、日立製作所製の自動摩擦溶接機に FSW ツールを取り付けて接合を行った。ツールの回転方向と送り方向が一致する側 (Advancing side: A-side) に SUS304 を、ツールの回転方向と送り方向が逆向きになる側 (Retreating side: R-side) に Al 合金を、それぞれ配置した。なお、配置を逆にして R-side に鉄鋼を配置すると、接合は困難であることが報告されている[2]。また、ツールは熱間鍛造用の SKD61 からなるが、プローブ部分を FSW 時に鉄鋼側に挿入すると、加工抵抗および発熱が大きいためツールの摩耗が激しく現実的ではない。そこで、プローブは Al 側のみに挿入され、プローブの端面が SUS304 板に接する状態の接合条件を採用した。使用した FSW ツールの形状を Fig. 1 に示す。形状は、ショルダー径: $\phi 14$ mm, プローブ径: $\phi 6$ mm, プローブ長さ: 4.7 mm である。塑性流動を大きくするためにプローブ部には逆ネジがきつてある。また、ショルダー部にお椀型の加工を施した。これにより下向きの圧力が増加し、欠陥のほとんど無い接合が可能となる。

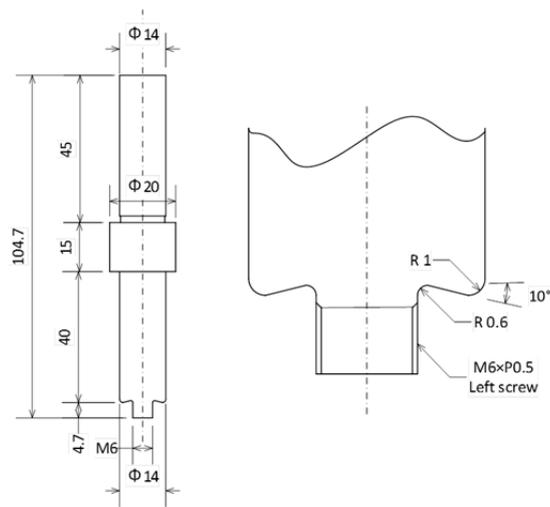


Fig. 1 摩擦攪拌接合 (FSW) のツール形状

2.3 試験片

Al/Steel 異種金属 FSW 継手から、引張試験片および ASTM E647 に基づく CT 試験片を作製した。試験片形状を Fig. 2 に示す。試験片の板厚については、接合後に表側 (FSW 時のツール挿入側) を削って板厚を 4.9 mm とし、さらに裏側を削って最終的に 4.0 mm にした。これは、特に裏面に未接合部の欠陥が存在する可能性があるため、研削によって強度試験結果から欠陥の影響を排除したものである。CT 試験片に用いた FSW 継手は、後述する引張試験で最も高い強度が得られた条件で作製した。また、初期き裂が接合面に沿うように作製した。さらに、き裂を界面に沿って進展させることを狙い、界面が底になるようなサイドグループを設けた。

2.4 実験方法

引張試験には容量 100 kN の万能引張試験機を用い、引張速度 5 mm/min で行った。硬さ試験はマイクロビッカース硬さ試験機を用いて、荷重 0.98 N、10 秒保持の条件で測定した。組織観察はエメリー紙 2000 番まで順次研磨、バフ研磨を施して鏡面まで仕上げた後、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。FCP 試験は容量 19.6 kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて応力比 $R=0.05$ 、繰返し速度 $f=10\text{Hz}$ で実施した。き裂長さは読み取り顕微鏡により測定した。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コンプライアンス法により、き裂開閉口挙動の測定も行った。

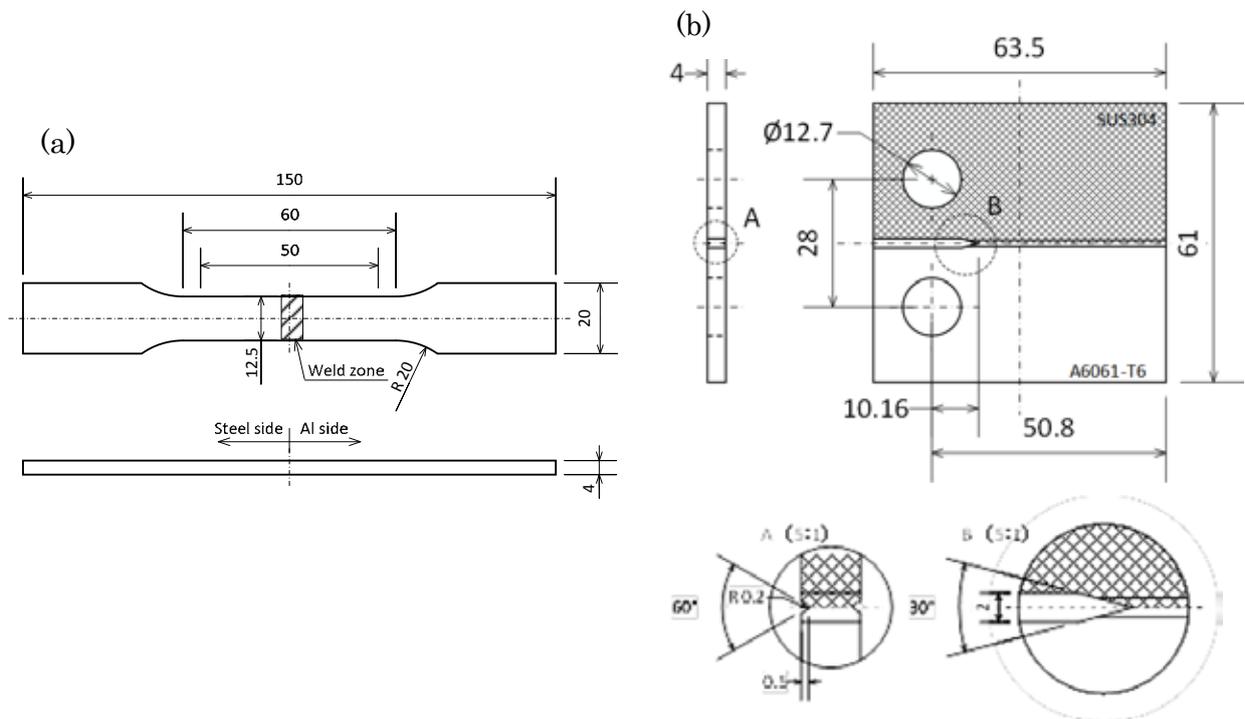


Fig. 2 試験片形状：(a) 引張り試験片，(b) CT 試験片

3. 実験結果および考察

3.1 引張試験

高い引張強度が得られる FSW の最適な接合条件を求めするため，送り速度を 100 mm/min，ツールの押込み量を Al 側上面から 0.8 mm で固定し，オフセット：0~0.2 mm，回転数：500~1000 rpm として FSW 継手を作製し，引張試験を行った．ここでツールオフセット量は，0mm でツールのプローブ端面が SUS304 板に触れている状態で，0.2mm は Al/Steel 界面からプローブが 0.2mm Al 側にオフセットされていることを意味する．それぞれの接合条件で得られた引張強さ (σ_B) とツール回転速度の関係を Fig. 3 に示す．オフセット 0 mm において 600, 700, 800 rpm での引張強さはそれぞれ 200, 201, 202 MPa であり，これらは全て Al 側で破断した．図中，Al 母材で破断した結果には「*」を付してある．これ以上の回転数，あるいは 0mm 以上のオフセット量で作製した継手では引張強さが減少する傾向にある．比較的引張り強さが低い場合には，すべて接合界面で破壊が生じた．Fig. 4 に代表的な引張り破断形態を示す．Al 部で破断した FSW 試験片と Al 合金母材の引張強さを比較すると，前者は后者より約 40 %低かった．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て析出硬化が失われたためと考えられる．

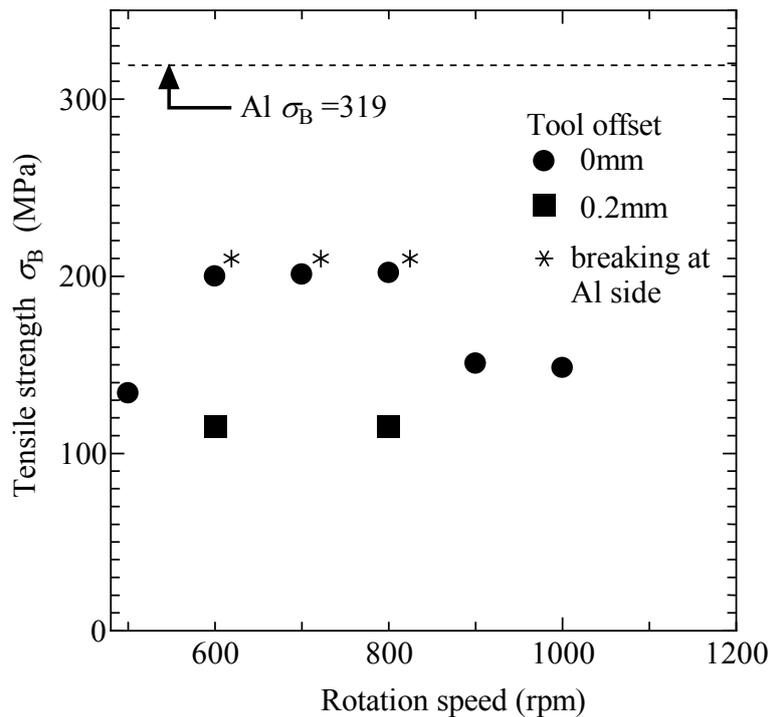


Fig. 3 引張り強さと接合条件の関係

硬さ試験結果は後述するが、破断は、硬さ低下が著しい熱加工影響部（TMAZ）に沿って生じた。以下に述べる組織観察，硬さ試験およびFCP試験に用いたFSW継手は、オフセット0mm，回転数700rpmの条件で作製した。

3.2 組織観察

Al/Steel FSW 接合材の断面組織写真を Fig. 5 に示す。SUS304 側にはプローブが挿入されていないため，変形は見られない。Fig. 5(b)はAl/Steelの境界部の拡大図であり，Al側は攪拌域（Stir Zone: SZ）となっている。SZでは，FSW時の動的再結晶のためにAl母材よりも結晶粒が微細化していることがわかる。また，SZでは界面近傍で削れたSUS304に由来する鉄粉が分散している。オフセット0mmであり，プローブはSUS304板に触れているのみであるが，プローブ周りにおけるAlの強い塑性流動によってSUS304が削り取られ，SZ内に分散したと考えられる。Fig. 5(c)は熱加工影響部（Thermo-Mechanically Affected Zone: TMAZ）であり，塑性流動痕が確認できる。また結晶粒の微細化は，SZほどは進行していない。Fig. 5(d)は熱影響部（Heat Affected Zone: HAZ），Fig. 5(e)は母材部の組織である。巨視的には色の違いが見受けられるが，微視的にはHAZ部と母材部の組織に大きな相違はない。

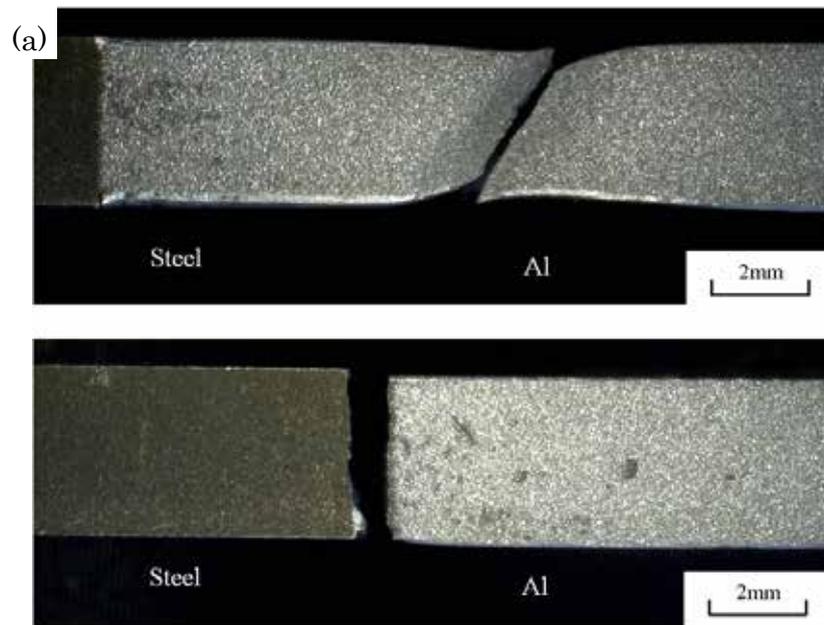


Fig. 4 引張り破断した試験片の側面からの観察様相：(a) Al 母材破断 (800rpm-offset0), (b) Steel-Al 界面破断 (800rpm-offset2)

3.3 硬さ試験

試験片厚さの中央位置で硬さを測定した結果を Fig. 6 に示す. Al 合金側は界面から 17 mm 程度まで軟化している. 特に TMAZ 部で硬さは最小となった. これは, 前述したように, 接合時の入熱によって析出物が再固溶したためと考えられる. SUS304 側では界面で著しい硬さの上昇がみられた. これは FSW 時にツールが接触することで加工硬化を生じたためと考えられる.

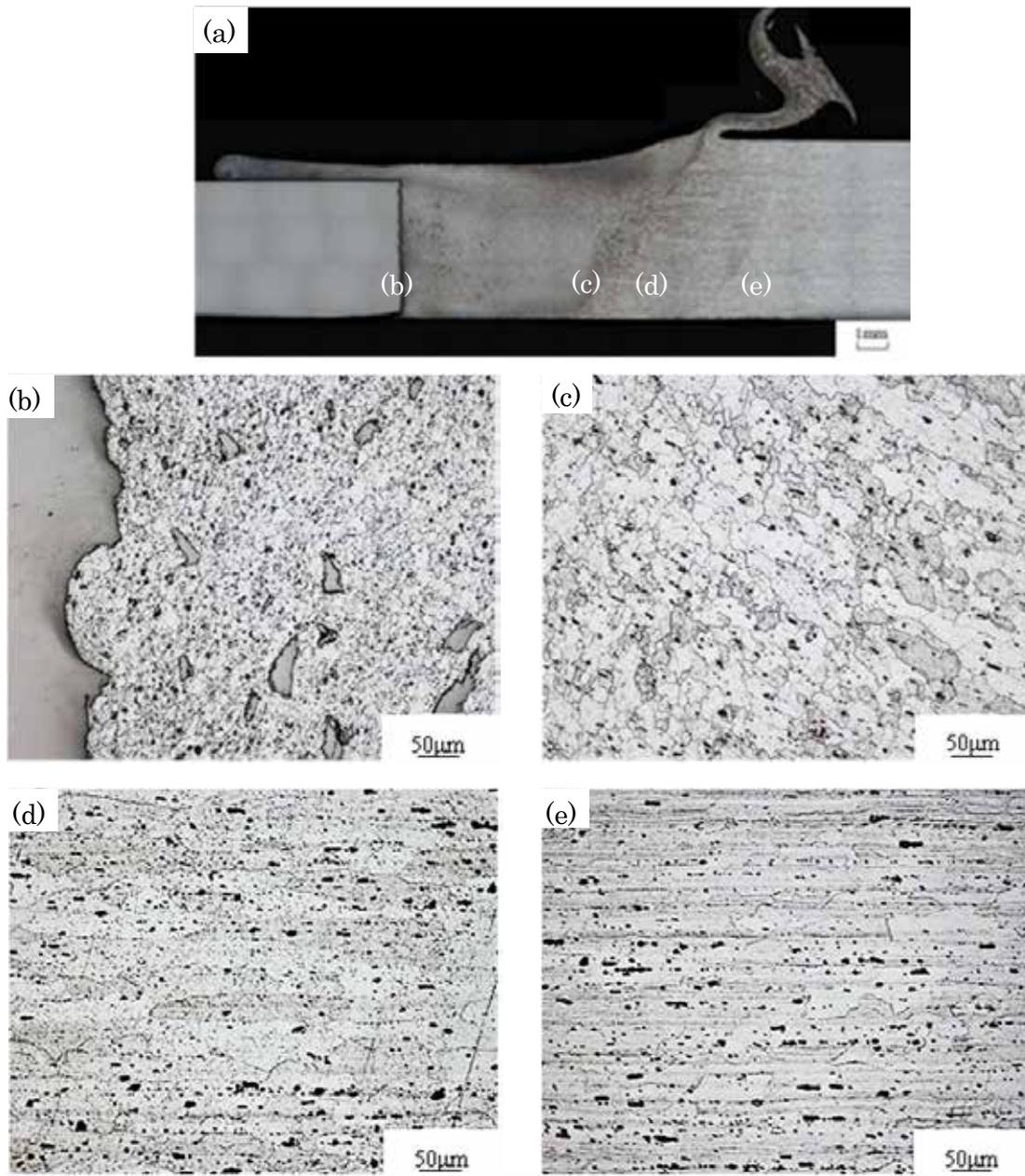


Fig. 5 組織様相: (a) 接合部概観, (b) SZ, (c) TMAZ, (d) HAZ, (e) 母材

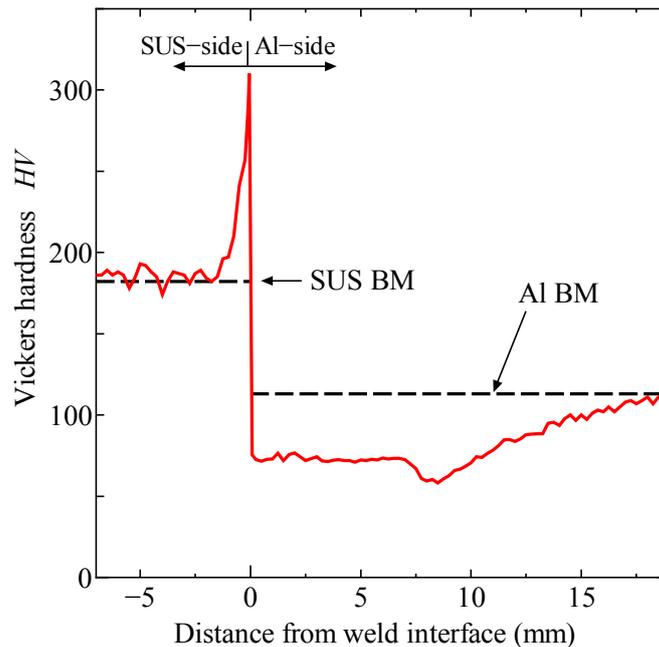


Fig. 6 試験片断面中央で計測した硬さ分布

3.4 疲労き裂進展 (Fatigue Crack Propagation: FCP) 試験

Al/Steel 異種金属 FSW 継手から作製した CT 試験片を用いて FCP 試験を行った。比較対象として Al 合金母材についても Fig. 2(b)と同形状の CT 試験片を作製し、同様の FCP 試験を行った。なお、サイドグループ付 CT 試験片の応力拡大係数 ΔK は以下の式で与えられる。

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

ここで、 $\alpha = a/W$ (a : き裂長さ, W : 試験片幅), ΔP : 荷重範囲, B : 試験片板厚, B_N : サイドグループ底の幅, B_e : 有効試験幅($= (B \times B_N)^{1/2}$)である。FCP 試験で得られたき裂進展曲線 ($a-N$ 曲線) を基に、5 点近似によってき裂進展速度 da/dN を算出した。Fig. 7 に Al 材と Al/Steel 接合材の $da/dN-\Delta K$ の関係を示す。Al/Steel 接合材では漸増試験中に Al 側へき裂が偏進したため、界面を進展した部分の結果のみを示した。図より、Al 母材より Al/Steel 接合材でき裂進展速度が遅い、すなわちき裂進展抵抗が高い傾向にある。下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} は Al 母材で $2.6 \text{ MPa m}^{1/2}$, Al/Steel 接合材で $6.9 \text{ MPa m}^{1/2}$ であり、Al/Steel 接合材のほうが 2.6 倍高かった。Fig. 8 に背面ひずみゲージ法によって得られたき裂開口応力拡大係数 K_{op} と K_{max} の比である

K_{op}/K_{max} と ΔK の関係を示す。図より、明らかに Al/Steel 接合材の K_{op}/K_{max} は Al 材のそれよりも高い。また、Al 材の K_{op}/K_{max} - ΔK 曲線は $\Delta K = 6, 8, 12 \text{ MPa m}^{1/2}$ で屈曲しているが、これは Fig. 7 の屈曲点とほぼ一致している。同様に Al/Steel 接合材においても K_{op}/K_{max} - ΔK 曲線の極小値 $\Delta K = 8 \text{ MPa m}^{1/2}$ は Fig. 7 の屈曲点に一致し、Al 材と同様の傾向を示した。Fig. 9 にき裂開口後のコンプライアンス λ とき裂長さの関係を示す。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、試験片の剛性の逆数に相当する。Fig. 9 ではき裂が完全開口した状態の、除荷弾性線から得られたコンプライアンスを示している。図より、Al/Steel 接合材の λ は Al 材のそれより若干小さいことがわかる。

まず Fig. 8 から明らかのように、Al/Steel 接合材と Al 材とではき裂開口点が大きく異なっており、Al/Steel の方が開口点は高い。開口点が上昇する原因として、主に塑性誘起き裂閉口、粗さ誘起き裂閉口、残留応力によるき裂閉口などが考えられる。Al/Steel 接合材では、それらの因子が全て Al 材よりも高いと推測される。塑性誘起き裂閉口については、Steel 側では Fig. 6 に示したように硬さが上昇しているが、Al 側では母材よりも大きく軟化している。すなわち、同一 ΔK 値に対して Al 側のき裂先端塑性域寸法は、母材よりも大きい。これが開口点上昇の一因と考えられる。

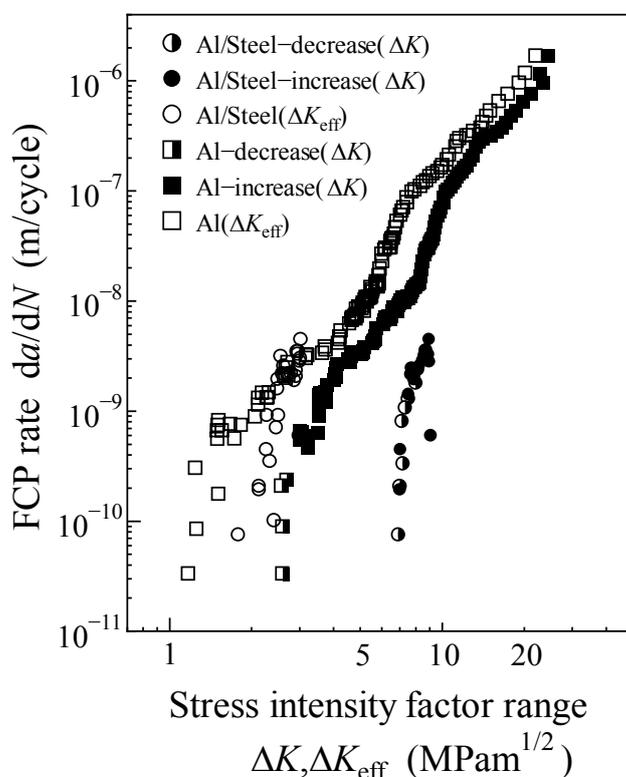


Fig. 7 da/dN - ΔK および da/dN - ΔK_{eff} 関係

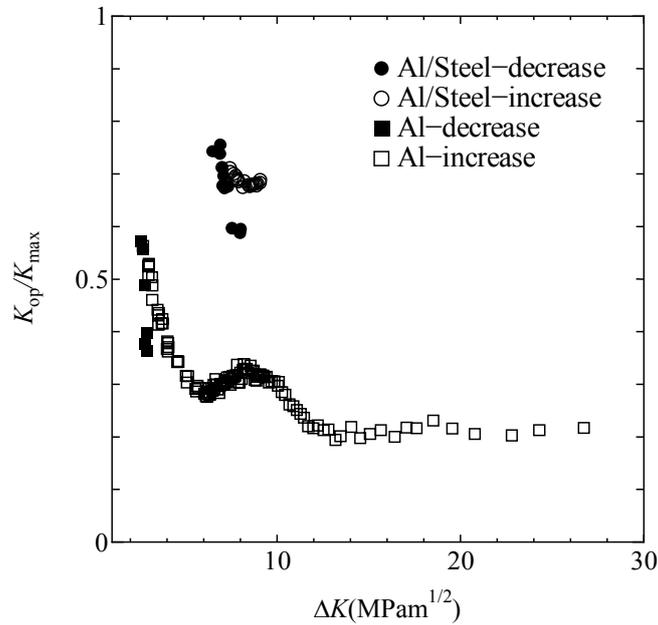


Fig. 8 K_{op}/K_{max} と ΔK の関係

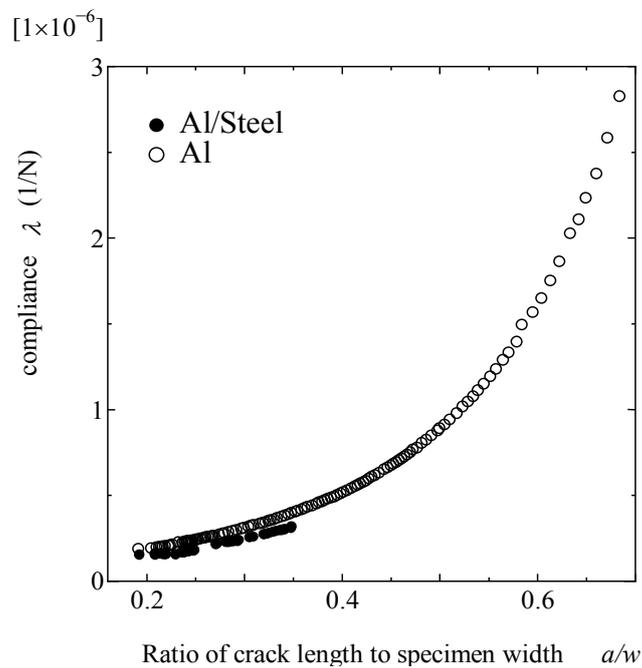


Fig. 9 コンプライアンスとき裂長さの関係

次に粗さ誘起き裂開口に関して、Al/Steel 接合材と Al 母材の破面粗さをレーザー顕微鏡によって測定した。その結果を Table 3 に示す。同一 ΔK 値で比較した場合、Al/Steel 接合材よりも Al 材の方が算術平均粗さ R_a は大きく、破面は粗い。したがっ

て、開口点の高い Al/Steel 接合材の方が破面は平坦であり、破面粗さ誘起き裂閉口の観点からは逆の結果となる。しかしながら、破面粗さ誘起き裂閉口が発現するにはき裂進展に関わるモードⅡ成分の寄与が重要となる。Al 材では、き裂面上下で同一材料であり、き裂進展はモードⅠ成分が支配的となる。一方 Al/Steel 接合材では、き裂上下で材料の弾性係数が異なり、モードⅡ成分が混入しやすくなる。その結果、わずかな破面粗さであっても、破面粗さ誘起き裂閉口が発現し、Al 母材よりもき裂開口点が上昇したと考えられる。残留応力については現在測定中であり、Al/Steel 接合材の接合界面近傍で、Al 側に 20MPa 程度の圧縮残留応力（き裂面垂直方向）が計測された。この値は必ずしも大きくはなく、残留応力の開口点上昇に対する寄与分は小さいと考えられる。すなわち、主として塑性誘起き裂閉口および破面粗さ誘起き裂閉口の顕在化により、Al/Steel 接合材の開口点が Al 母材よりも上昇したと推測される。

Table 3 疲労破面の算術平均粗さ

Mean roughness	Material	ΔK (MPa \cdot m ^{1/2})		
		7	8	9
R_a (μ m)	Al/Steel	10.4	6.5	8.8
	Al	20.6	23.0	21.3

Fig. 7 には、き裂開口点を考慮した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} ($= K_{\text{max}} \cdot K_{\text{op}}$) でき裂進展速度を整理した $da/dN \cdot \Delta K_{\text{eff}}$ を併せて示している。開口点を考慮することで、Al/Steel 接合材と Al 母材のき裂進展速度差は著しく小さくなっており、 ΔK でき裂進展速度を整理した場合に見られた差は、主として開口点の相違に起因したものと結論できる。 ΔK_{eff} で考えるき裂進展下限界値(ΔK_{eff})_{th} は、Al 母材、Al/Steel 接合材でそれぞれ 1.2, 1.8 MPa \cdot m^{1/2} であり、後者が前者より 1.5 倍高い。下限界値についても、 ΔK で整理した場合と比べると差は減少しており、き裂閉口現象の影響は大きいと言える。しかしながら、開口点を考慮してもなお 1.5 倍の差があり、Al/Steel 接合材の方が下限界値は高くなっている。き裂進展の下限界領域では、微視組織の影響が大きいことが知られており、FSW による結晶粒の微細化が影響している可能性も考えられる。また、Fig. 7 から Al 母材より Al/Steel 接合材の方がき裂進展速度は ΔK に対して敏感であることがわかる。すなわち、小さい ΔK の増加に対してき裂進展速度は大きく増加し、脆性的なき裂進展挙動を示した。これは、き裂が Al/Steel の FSW 接合界面に生成される脆い金属間化合物内を、あるいは金属間化合物層と母材の界面に沿って進展したためと考えられる。しかしながら、Al/Steel 接合材のき裂進展速度を定量的に評価するパラメータとしては、通常材料と同様に応力拡大係数範囲 ΔK が有効である。また、Al/Steel 接合材では開口点が高くなることから、正確な寿命予測には開口点を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を算出して評価することが望ましい。

Fig. 10 に FCP 試験後に破断した Al/Steel 接合材 CT 試験片の巨視的様相を示す。き裂は、Al 側へ偏進した後、界面より 6mm の位置で偏進を止め、そこからは接合界面に平行に進展し、最終破断に到った。界面より 6mm の位置は、硬さの最小値である TMAZ に相当し、FSW 最適接合条件での引張試験の破断部と一致していた。このように、CT 試験片ではサイドグループを付与したにもかかわらず、ほぼ全ての試験片でき裂は限られた区間のみを界面に沿って進展した後に Al 側へ偏進した。これは、Al の弾性係数が Steel よりも小さいことに加え、そもそも CT 試験片は形状の非対称性から力学的にき裂が偏進しやすいことに起因すると考えられる。このように、今回の結果では十分な長さのき裂進展領域を確保することが難しく、十分な ΔK の範囲で比較することができなかった。今後は接合後の後熱処理によって界面き裂進展を助長するか、CCT 試験片のように左右対称形の試験片を利用するなどの工夫が必要と考えられる。

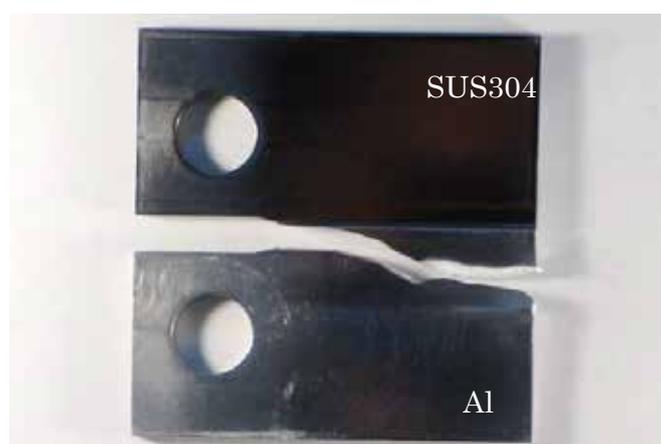


Fig. 10 破断後の Al/Steel 接合材 CT 試験片

4. 結 言

本申請課題では、Al/Steel 異種 FSW 継手から作製した CT 試験片を用いて疲労き裂進展 (FCP) 試験を行い、接合界面の FCP 挙動を精査するとともに、き裂進展速度を評価するパラメータについて検討した。得られた主な結言は以下の通りである。

- (1) 複数の条件下で Al/Steel の異種接合を試み、最適条件を見出した。最適条件で接合した材料については、引張り試験によって界面ではなく、Al 母材で破断することを確認した。
- (2) 組織観察では、Steel 側の側面がわずかに削り取られ、Al 内に Steel の破片が分散しているのが確認された。このように、Steel 側が削られて新生面が露出するため、高い接合界面強度が得られたと考えられる。

- (3) CT 試験片による Al/Steel 接合材の FCP 試験では、疲労き裂は接合界面に沿って進展するが、やがて Al 側に偏進することが確認された。開口点を考慮しない ΔK でき裂進展速度を評価した場合、Al/Steel 接合材の方が、Al 母材よりもき裂進展抵抗が高く、下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} も大きくなった。
- (4) Al/Steel 接合材で Al 母材よりもき裂開口点は高くなった。これは、塑性誘起き裂開口が Al 母材よりも顕著に生じたためと考えられる。さらに Al/Steel 接合材では、弾性係数の相違からモード II 成分が混入しやすく、破面粗さ誘起き裂開口についても顕在化しやすいためと考えられる。
- (5) き裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} でき裂進展速度を評価することにより、Al/Steel 接合材と Al 母材のき裂進展速度差は減少し、き裂開閉口挙動の相違が顕著な影響を及ぼしていることが判明した。一方で、下限界有効応力拡大係数幅 $(\Delta K_{eff})_{th}$ は、Al/Steel 接合材で Al 母材より 1.5 倍高かった。き裂開閉口挙動を考慮してもなお見られた相違は、微視組織に起因すると考えられる。

謝 辞

本研究は、公益財団法人 JFE21 世紀財団・2015 年度・技術研究助成により行った。ここに記して謝意を表します。

参考文献

- [1] (社) 溶接学会編, 溶接便覧, 丸善, (1985).
- [2] T. Watanabe, H. Takayama and A. Yanagisawa, Journal of Materials Processing Technology, 178, 342 (2006).