

Title	複動式摩擦攪拌点接合を用いたアルミニウム合金と鋼 の異種金属接合法の開発
Author(s)	武岡, 正樹
Citation	大阪大学, 2022, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/88048
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

複動式摩擦攪拌点接合を用いた

アルミニウム合金と鋼の異種金属接合法の開発

武 岡 正 樹

2022年1月

大阪大学大学院工学研究科

目次

第1	章	本研究の背景と目的	. 1
1	.1 7	本研究の背景	. 1
	1.1	.1 温室効果ガスの削減と自動車産業における燃費規制	. 1
	1.1	.2 マルチマテリアルボディの製造技術の必要性	3
	1.1	.3 異種金属接合法の研究動向	6
	1.1	.4 異種金属接合法の現状と課題	11
1	.2 7	本研究の適用対象と目的	12
	1.2	1 本研究の適用対象	12
	1.2	.2 FSSWを用いた新規異種金属接合法の開発	12
	1.2	.3 本研究の目的	14
1	.3 7	本論文の構成	15
第2	。 早 」 /	Scrubbing Refill FSSW 継手の静的强度特性の基礎検討	17
2	.1 ¥		17
2	.2 🛓		18
2	.3 🛓	美颖結果	20
	2.3	1 プロセスパラメータの設定	20
	2.3	.2 Sc−RFSSW 継手の機械的特性	22
2	.4 考		28
	2.4	.1 除荷試験による強度担保部位の明確化	28
	2.4	.2 Sc-RFSSW と Con-RFSSW の比較による強度向上因子の分析	31
	2.4	.3 Sc−RFSSW の接合界面分析	32
2	.5 肴	結言	34
笛つ	音		25
ס הא כ ג	' 두 1 ¥	ッルミーッム日並/ 起周派ガ鋼の按日、の週川	30 35
3	., " 2 5	^{111日} 主路方法	36
3		実験力仏	70 75
5			ינ 27
	0.0 2.2) 1 /
	ა.ა იი	.2 秘子强度に及ばりノール圧入加圧力の影音	10
2	o.o م لا	.5 36 RF35W 1237 る鋼板の利土面形成グガーズムの件の	1) 52
3	. 4 î		J.S
第4	章	異種金属界面の局所特性と微細構造の解析	54
4	.1 糸	者言	54
4	.2 身	尾験方法	55
4	.3 ᢖ	実験結果	58

4.3.1 微小引張試験片形状の検討	58
4.3.2 微小引張試験による界面強度評価	63
4.4 考察	67
4.4.1 界面強度分布が継手のマクロ強度に及ぼす影響	67
4.4.2 微小界面組織の分布	
4.5 結言	

第5章 アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合への適用	78
5.1 緒言	
5.2 実験方法	79
5.3 実験結果ならびに考察	81
5.3.1 ツール保持時間とめっき排出の関係	81
5.3.2 ツール先端形状による改善	87
5.4 結言	91

第6章 自動車製造適用のための検討 — ウェルドボンドエ法の適用可否検討—	92
6.1 緒言	
6.2 実験方法	
6.3 実験結果ならびに考察	
6.3.1 静的強度評価	
6.3.2 Sc-RFSSW における接着剤の排出メカニズムの解明	
6.4 結言	
第7章 総括	107
謝 辞	110
参考文献	111
本論文に関連した論文及び発表	116

1.1 本研究の背景

1.1.1 温室効果ガスの削減と自動車産業における燃費規制

世界では地球温暖化への危機感が日に日に高まっており、温室効果ガスの削減への取り組みが加速している。2015年の気候変動枠組条約第21回取締会議(COP21)では世界の平均気温上昇を産業革命以前と比較して2°C以下に抑えることが目標として設定されており、この目標を達成するために各国で温室効果ガスの排出規制が課せられるようになった。 温室効果ガスの内訳は日本を例にとるとFig.1-1に示すようにエネルギー起源CO2が約9割、さらにそのCO2排出量のうち運輸部門が約2割を占めることが報告されている¹⁾。さらに運輸部門の約9割を自動車が占めることから、自動車がCO2排出し及ぼす影響は大きい。COP21の2°C目標を達成するためには2050年までに世界のCO2排出量を60%削減する必要があり、国際エネルギー機関(IEA)は自動車部門に求められるCO2削減量を試算している。Fig.1-2に示す試算結果²⁾によると、2005年時点で3.5億トン排出されている温室効果ガスを2050年には1.5億トンまで削減する必要があり、この目標を達成するためには全車両の平均燃費を半分にする必要がある。そのため近年では欧米や中国を中心に新車に対する厳しい燃費規制が課されるようになった³⁾(Fig.1-3)。



Fig. 1-1 Detail of greenhouse gases in japan.¹⁾



Fig. 1-2 Estimation of greenhouse gas reduction emissions from Light-Duty Vehicle.²⁾



1.1.2 マルチマテリアルボディの製造技術の必要性

近年の自動車産業では欧州等の CO₂ 排出規制を背景にした燃費改善が強く求められて おり、自動車車体の軽量化や電気自動車(Electron vehicle:EV)の開発が盛んに進められて いる。Fig. 1-4 に示すように車体重量が 100 kg 減ると燃費が 1 km/L 改善するといわれてお り⁴⁰、車体重量の軽減は自動車産業において長く取り組まれているが、近年ではガソリン車 から EV への移行に伴ってその重要性が一層高まっている。これは EV で使用されるエネル ギーのうち 2 割が転がり抵抗によって失われるからである。Fig. 1-5 にガソリン車と EV のエ ネルギー消費の内訳を示しており⁵⁰、EV ではパワートレイン系での熱損失が大幅に減少す ることでエネルギー消費量が 3 分の 1 程度まで減少することが分かる。一方でパワートレイ ン系の熱損失以外は大きく変化しないため、相対的にエネルギー消費における転がり抵抗 が高くなる。この転がり抵抗は乗員を含む車体全体の重量に依存するため、EV におけるエ ネルギー効率の向上のためには車体重量の低減が重要となる。



Fig. 1-4 Relationship between Fuel Economy and Weight of Gasoline Vehicles.⁴⁾



Rolling resistance = rolling resistance coefficient × (vehicle weight + occupant weight) × gravitational acceleration

Fig. 1-5 Energy consumption of gasoline-powered vehicle and Electron Vehicle.⁵⁾

車体重量の低減方法の一つに、異なる材料を適材適所に配置する車体のマルチマテリア ル化がある。マルチマテリアル車の開発は一般的に Audi Q7 など高級車を中心に進められ ているが、近年のトレンドとして Fig. 1-6 に示すように C~D セグメント車にもマルチマテリア ル化が波及しつつある⁶⁾。代表的なマルチマテリアル車両の一つである Audi Q7 はボディ構 成材料の 50%以上をアルミニウム合金が占めており、用途に応じてシート材、鋳造材、押し 出し材の3種類のアルミニウム合金を使用していることが特徴である⁷¹(Fig. 1-7)。また構成 材料の種類が増えるため、車体製造に用いる接合方法も多種多様な技術が取り入れられて いる⁷(Fig. 1-8)。特に、アルミニウム合金と鋼の異種金属接合は種類が多く、Self piercing riveting(SPR)や Flow drill screw(FDS)、Friction element welding(FEW) といったリベット接 合や Clinching、Hemming などの機械的締結法が採用されている。このような機械的締結法 は継手強度が高く高信頼性の接合手法である一方、適用可能な板組に制限がある場合や、 リベットや塑性変形部の他部品との干渉、リベットによるコスト増や重量増が生じるなどの課 題があり、各手法で一長一短があるため自動車製造における異種金属接合の標準工法は 確立されていないと言える。標準工法となる接合手法がなく、複数の接合装置を適材適所で 自動車組み立てラインに導入することはすなわち初期コストの増加につながっており、マル チマテリアル化による車体軽量化の促進を妨げる要因の一つとなっている。以上のことから、 マルチマテリアル車体の一層の普及のためには、幅広い板組を重量増加なく接合可能な手 法の開発が必要であると言える。



Fig. 1-6 Transition of aluminum adoption rate of Euro Car Body vehicles.⁶⁾



Fig. 1-7 Body details of Audi Q7.⁷⁾



Fig. 1–8 Joining method applied to AudiQ7.⁷⁾

1.1.3 異種金属接合法の研究動向

自動車の車体製造で用いられる異種金属の点接合技術は、リベットや被接合材自体の変 形によって機械的締結力を得る方法と金属同士を冶金的に接合する方法がある。各手法の 特徴や研究動向を以下にまとめる。

(1) 機械的締結法(間接接合法)

機械的締結による異種金属の点接合技術は前述の Audi Q7 だけでも SPR、FDS、FEW、 Clinching がある。各接合の模式図を Fig. 1-9 に示しており、以下にそれぞれの特徴を列記す る⁸。

SPR は半中空のリベットを被接合材中に押し込むことでリベット先端を広げるように変形さ せ、インターロックを形成する技術である^{9,10)}。高い接合強度が得られることから自動車の異 種金属接合で最も広く使われている一方で、被接合材の鋼板の強度区分が 590 MPa 級を 超える場合接合が困難になることが報告されている¹¹⁾。そのため高張力鋼を接合する場合 は材質や形状を変更した特別製のリベットを用いる必要がある⁷⁾。またリベット長さが総板厚 で決まることから汎用性に乏しく、板組の異なる接合を実施するためには各接合位置に適し たリベットを使い分ける必要がある。そのため様々な形状のリベットを決まった接合位置に 応じて送給する自動送給機が開発されている¹²⁾。

FDS はねじ部を有するリベットを回転させながら圧入する手法であり、最大の特徴として片 側アクセスでの接合が可能なことが挙げられる^{13,14)}。すなわちリベットを圧入する反対側におけ る支持が不要であるため、中空構造などの接合に適用されることが多い。ねじピッチと回転数 からリベットが圧入された深さを算出することが可能であり、この特性を用いてリベットの進行 速度をフィードバック制御する技術が開発されている¹⁵⁾。SPR と同じく高張力鋼への圧入が困 難であり、その場合は下穴を事前に設ける必要がある¹¹⁾。

FEW は回転させたリベットをアルミニウム合金側から圧入し、アルミニウム合金を挟み込む 形で鋼と圧接することで機械的締結力を得る手法である^{16,17}。Audi Q7 に初適用された手法と して知られており⁷⁷、高い継手強度が得られる。リベットを回転させることからリベットの把持部 側が大きくなることが多く、被接合材からの突出部が大きくなることが課題の一つとして挙げら れる。そのためリベットの把持部を小さくするような開発が進められている。また SPR や FDS と 同様に少なくとも片側の被接合材を貫通する穴を形成してしまうため、適用箇所によっては水 分の侵入を防ぐためにシーリング材を塗布する必要がある。

Clinching はいわゆるかしめ接合のことであり、受け側のダイ、押し込み側のパンチと呼ばれ る工具を用いて、上下板を変形させることでインターロックを形成する手法である^{18,19}。リベット を使わない機械的締結法であり、さらに貫通穴が生じない利点があるが、大きな塑性変形を伴 うため高張力鋼板への適用が原理的に困難である¹¹⁾。



Fig. 1–9 Schematic illustration of the mechanical joining method.

(2) 冶金的接合法(直接接合法)

異種金属を冶金的に点接合する手法の代表例として抵抗スポット溶接(Resistance spot welding:RSW)と摩擦攪拌点接合(Friction spot welding:FSSW)が挙げられる。

RSW は被接合材の上下に接触させた電極によって、加圧しながら通電加熱することで被接 合材を溶融接合させる手法である。RSW は鋼/鋼接合の標準工法であり自動車ボディ接合の 大半を占める一方で、Audi Q7 の例を見てもアルミニウム合金/鋼の異種金属接合としての採 用は進んでいない⁷⁷。これはアルミニウム合金/鋼の溶融溶接が困難なためであり、Fig. 1-10 に示す各異種金属の組み合わせにおける溶接可能性でも、アルミニウム合金/鋼は溶接不可 能(5)という評価になっている²⁰⁷。このようにアルミニウム合金/鋼の溶接が困難とされるのは、 凝固時に多量の金属間化合物(Intermetallic compound: IMC)を形成し接合界面に脆化層が生 じるためである。

	Ag	AI	Au	Co	Cu	Fe	Mg	Mo	Nb	Ni	Pt	Sn	Та	Ti	W
AI	2														
Au	1	5													
Co	3	5	2				Га			:1:1:					
Cu	2	2	1	2		225	- FIG	om m	e equ	and		lagrai	II, voltr d	liffio	-1+
Fe	3	5	2	2	2	1	- we	ading	01 A	and	DISC	extrem	lely (mine	un
Mg	5	2	5	5	5	3									
Mo	3	5	2	5	3	2	3								
Nb	4	5	4	5	2	5	4	1							
Ni	2	5	1	1	1	2	5	5	5						
Pt	2	5	1	1	1	1	5	2	5	1					
Sn	2	2	5	5	2	5	5	3	5	5	5				
Та	5	5	4	5	3	5	4	1	1	5	5	5			
Ti	2	5	5	5	5	5	3	1	1	5	5	5	1		
W	3	5	4	5	3	5	3	1	1	5	1	3	1	2	
Zr	5	5	5	5	5	5	3	5	1	5	5	5	2	1	5

1:Weldable (Solid Solution Formation) 2: Almost weldable (complex tissue system)
3: Welds require caution (insufficient data on welds) 4: Welding requires extreme caution (no reliable data) 5: Non-Weldable (Intermetallic compound formation)
*)Welding handbook, Vol2, 8th edition, America Welding Society, (1991)

Fig. 1-10 Possibility of joining dissimilar materials based on phase diagrams.²⁰⁾

そのため RSW の異種金属接合の研究では接合の低入熱化による凝固層の低減を目指すも のが多く見受けられる。その一例として Fig. 1-11 に示すように電気抵抗が大きい鋼板側を優先 的に発熱させ、そこからの熱伝達をアルミニウム合金側への入熱とする手法が開発されており ²¹⁾、接合界面への入熱を大幅に低減させることで凝固により生じる脆化層の生成を抑制してい る。また他の研究では AI-Zn 共晶融解に注目しており、鋼板表面に Zn 層を有する亜鉛めっき 鋼板とアルミニウム合金を RSW することで低入熱でも効率よく新生面を形成することが可能な ことを示している²²⁾。他にも RSW 中に超音波振動を印加することで継手強度向上を達成してい る研究もあり、これは超音波振動のキャビテーション効果や濡れ性の変化により溶融池におけ る凝固プロセスを制御し、接合部中の凝固割れを軽減している²³⁾。また近年では過度な入熱に よる溶接欠陥を抑制するため、リアルタイムで電流・電圧を監視しフィードバック制御する方法 がアルミニウム合金の抵抗スポット溶接をターゲットに開発されている²⁴⁾。

このようにRSWでは接合界面に生じる凝固組織による強度低下が大きな問題となっており、 その抑制方法が種々研究されているが、板組に制限がある場合や接合強度にバラつきが生じ るなど依然課題は多い。



Fig. 1-11 Schematic illustration of dissimilar joining by RSW.²¹⁾

FSSW は溶融凝固がそもそも生じない固相接合法の一つであり、有力な異種金属接合法と して注目されている。FSSW による異種金属接合は、2005 年にマツダのロードスター²⁶におい て、アルミニウム合金製トランクリッドのヒンジレインフォースと鋼製ボルトリテーナの接合に量 産初適用された(Fig. 1-12 赤丸)。このとき用いられたのは回転ツールを上板にのみ圧入し、上 板のアルミニウム合金の材料流動によって下板の鋼板の新生面を形成することで、異種金属 の接触面同士を冶金的に接合する手法である²⁶(Fig. 1-13)。このとき下板とのツール接触を 避けるため、ツール中央の突起部であるピンが短いことを特徴とする。また鋼製部品には比較 的除去が容易な GI めっきが施されており、下板の鋼板の新生面が形成されやすくなるような 工夫がなされている。



Fig. 1-12 Trunk of Mazda Roadster.²⁶⁾



Fig. 1-13 Schematic illustration of dissimilar joining by FSSW.²⁶⁾

一方で、このように上板の材料流動で下板の新生面を形成する手法は、下板の表面状態の 影響を受けやすく、Fig. 1-14 に示すように GA めっき(合金化 Zn めっき)鋼や非めっき鋼との接 合時には接合強度が低下することが報告されている²⁷⁾。これは GA めっきや鋼板表面の酸化 膜が強固であり、接合中の除去が容易でないからと考えられる。



Fig. 1-14 Relationship between coat on steel and FSSW joint strength.²⁷⁾

このように従来の FSSW では亜鉛めっき鋼以外での安定的な接合が難しく、またガルバニッ ク腐食対策として異種金属間にシール材などを挟んだ条件では接合が困難という課題を有す る。そこで接合ツールを下板に大きく圧入し、下板を積極的に塑性流動させることで下板を上 板に食い込ませるように変形させる摩擦アンカー接合が開発されている²⁸(Fig. 1-15)。上下板 が機械的に接合されるため、アルミニウム合金と非めっき鋼との接合でも十分な継手強度が 得られ、また板間にシール材がある場合も接合可能と考えられる。このときツールの損耗を極 力避けるため球形の接合ツールを使用しており、球面に沿って鋼が流動しアンカーが形成され ることが特徴である。一方で、摩擦アンカー接合でアルミニウム合金と亜鉛めっき鋼板を接合 すると、接合強度が低下することが報告されている²⁹⁾。これはアルミニウム合金と亜鉛めっき の反応により、アンカー付近に多量の化合物層が形成することやアンカー形状が悪化すること が原因として挙げられている。なおこのように球形のツールを用いた摩擦アンカー接合の研究 では、鋼材として主に SPCC 材を使用しており、アルミニウム合金/超ハイテン鋼での報告事例 は見受けられない。このように FSSW では鋼板の表面状態や強度特性の影響を受けやすく、 幅広い板組を安定的に接合できることが求められている。



Fig. 1-15 Cross section and appearance of the joint of Friction Anchor Welding.²⁸⁾

1.1.4 異種金属接合法の現状と課題

1.1.3 項で挙げた異種金属接合法について、リベットの有無、継手強度、鋼板表面のめっ きの有無に対する適用可能性、鋼板の強度区分に対する適用可能性、継手の平滑さをまと めた結果を Fig. 1-16 に示す。リベット接合法である SPR、FDS、FEW は原理的に高い継手強 度が得られ、さらにめっきの有無によって受ける影響は小さいと言える。一方で前述のとおり SPR と FDS は高張力鋼板の接合に対して課題がある一方で、FEW は鋼板強度にかかわらず 接合可能である。しかしながらいずれの手法も被接合材の上下面のいずれかが盛り上がるこ とが避けられず、平滑さは損なわれる。またリベットを用いるため、リベット本体による他部品と の干渉やリベットによる打点コスト増加、重量増加という生産上の課題を有している。

リベットレス接合である Clinching、RSW、FSSW はリベット由来の課題は有しないが、リベット接合ほどの継手強度は望めない。さらに Clinching は高張力鋼の接合が難しく、適用板組は制限される。冶金的接合法の RSW、FSSW は大きな塑性変形を伴わないため鋼板強度の影響が原理的に小さいと考えられるが、表面状態の影響を受けやすい。とくに RSW は異種金属界面に粗大な IMC 層を形成しやすいため、安定的な接合強度を得ることが容易でない。FSSW は溶融を伴わないため、界面の化合物形成を抑制することが可能であるが、表面に除去可能な亜鉛めっきを設ける必要がある。このように現有するリベットレスの異種金属接合法は適用可能板組に課題があり、網羅的な板組対応を達成している手法は見受けられない。

		isint	coat o	n steel	5	steal strength	1	Smoothno	
Rivet	Process	Process	strength	Zn-coat (GI)	No-coat	270MPa	\sim 780MPa	980MPa∼	ss
-	SPR	Ø	0	0		*1	, 	×	
< required	FDS	O	0	0		*2	l	×	
×	FEW	O	0	0				×	
red	Clinching	0	0	0				×	
O not requir	RSW	\bigtriangleup	0	\triangle		*3		0	
	FSSW	0	0			*3		\bigtriangleup	
L		×1 specia	l rivet is requi	ired ×2	pre-hole is requ	ired ×3 Zı	n coat on steel i	is required	

 \bigcirc : Excellent \bigcirc : Good \triangle : Poor \times :Bad

Fig. 1–16 Features of dissimilar metal joining methods.

1.2 本研究の適用対象と目的

1.2.1 本研究の適用対象

本研究ではマルチマテリアル車体の一層の普及のため、異種金属接合法の標準工法を 開発することを目的としており、その適用対象として薄い外板と骨格部材との接合を設定して いる。具体的にはアルミニウム合金製のルーフや外板といったシート材と、鋼製の骨格部材の 接合をターゲットにしている(Fig.1-17)。これはアルミニウム合金のシート材がマルチマテリア ル車体に用いられるアルミニウム合金材の大半を占め、Audi Q7 でも適用されたアルミニウム 合金の7割を占めることに由来する⁷⁰。加えて重量やコスト増を生じないリベットレスな接合法 とする場合、冶金的接合は原理的に SPR などの機械的締結ほど継手強度が望めないことか ら、接合強度よりも意匠性や水密性が重要視される外板を狙いとしたものである。



Fig. 1–17 Audi Q7 body structure.⁷⁾

1.2.2 FSSWを用いた新規異種金属接合法の開発

FSSW は溶融を伴わない固相接合法であるため、異種金属界面における脆性的な IMC 層 の形成を抑制可能な手法として期待されている。しかしながら前述のように上板の材料流動 で下板の新生面を形成する異種金属接合手法では下板の表面状態の影響を受けやすく、 溶融亜鉛めっきなどの比較的除去が容易な皮膜を下板表面に設ける必要がある。このため 下板が非めっきの超高張力鋼の場合では FSSW 継手は十分な接合強度が得られないこと が報告されている²⁷⁾。自動車製造においては同じ車種のなかでも多種多様な板組の接合が 求められるため、下板の表面状態にかかわらず安定的に鋼板の新生面を形成可能な手法 である必要がある。 このような課題を解決するために、ツール接触による積極的な新生面形成を検討した。線 接合である摩擦攪拌接合(FSW: Friction stir welding)ではツールを下板に接触させる手法と して Friction stir scribe が開発されており高い継手強度が得られることが報告されている^{30,31)}。 しかしながら、Fig. 1–15 や Fig. 1–18 に示すように FSSW ではツールを下板に接触させても接 触面がそのまま露出してしまうため、接合面にはなり得ない。そこで本研究では、プロセス中に 材料を埋め戻すことが可能な複動式 FSSW(RFSSW: Refill FSSW)の適用を検討した^{32,33}。 RFSSW の最大の特徴は Fig. 1–19 に示すように、接合ツールが複数の部品で構成されてい ることである。RFSSW ツールは内側から材料を埋め戻すためのピン、圧入されるショルダ、そ して材料の流出を防ぐクランプの三種類のツールで構成され、このピンとショルダそれぞれが 加圧軸方向に対して独立に動作することで、接合部で生じる引抜穴をプロセス中に埋戻すこ とが可能になる。

本研究では下板へのツール接触そして複動式プロセスによる材料埋戻しを組み合わせた新 たな異種金属接合法として"Scrubbing RFSSW(Sc-RFSSW)"を開発した。当手法は自動車組 立ラインでの適用を想定し、短時間で高い界面清浄化効果を得ることを開発コンセプトとしてい る。Sc-RFSSW で用いられるツールは超硬合金製であり、Fig. 1-20 に示すプロセス模式図のよ うに高硬度なツールを下板表面に接触させることで積極的に下板の新生面を形成することを 狙いとしている。また Sc-RFSSW は埋め戻し工程により上板に貫通穴が生じず平滑な継手が 得られることも特徴の一つである。



Fig. 1-18 Schematic illustration of FSSW when tool contacted lower plate.



Fig. 1-19 Schematic illustration of Refill FSSW.



Fig. 1-20 Schematic illustration of Scrubbing Refill FSSW.

1.2.3 本研究の目的

鋼板側が骨格部材すなわち超高張力鋼が用いられることを想定すると、Fig. 1-16 に示すように大きな塑性変形を伴う Clinching は原理的に接合が困難であると考えられる¹¹⁾。そこで本研究では鋼板の大きな塑性変形を必要とせず、さらに冶金的接合のなかでも比較的接合強度が得られやすい FSSW に着目し、FSSW を基にした異種金属接合法として Sc-RFSSW を開発した。当手法は異種金属接合法の標準工法を目指しており、そのためには以下の 2 点を達成することが必要である。

(a)アルミニウム合金の外板と骨格部材の接合で生じる板組を網羅的に接合できること

(b) 安定的な接合を実現するために強度発現メカニズムが明らかであること

アルミニウム合金の外板と骨格部材では厚さ1 mm 程度の薄いアルミニウム合金板と、めっ きの有無や強度区分の異なる様々な板組を接合する必要があるが、Fig. 1-16 に示すようにリ ベットレスな手法では適用可能な鋼板強度に制限がある場合や、鋼板表面の状態に制限が課 されており、網羅的に接合できる手法は存在しない。したがって本研究ではアルミニウム合金/ 軟鋼の接合、アルミニウム合金/超高張力鋼の接合、アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合 を同一接合法にて達成できる手法を開発することを目的とした。加えてそれぞれの板組につい て静的強度評価ならびに接合部の詳細な観察を実施することで、新規開発する手法の強度発 現メカニズムを明らかにすることを目的とした。

さらに異種金属接合法における固有の課題としてガルバニック腐食があり、これは異種金属

の接触面に水分が侵入した際に局部電池が形成され、相対的に卑な金属が腐食される現象 である^{34,35)}。その対策として板間や接合部表面にシーリング材が塗布されるため、異種金属接 合法の評価では接合部への止水方法が合わせて議論されることが多い。特に点接合と接着剤 の併用である"ウェルドボンド工法"を板間への止水目的に適用する場合がしばしば見受けら れる³⁶⁾。したがって本研究ではウェルドボンド工法の実施可否を評価することで、自動車車体 への適用可能性を示すことを目的とした。

1.3 本論文の構成

本研究ではアルミニウム合金の外板と骨格部材の接合で生じる板組を網羅的に接合できる 手法を目指し、ツールと下板の接触による積極的な新生面形成をコンセプトにした新規異種金 属接合法"Scrubbing Refill FSSW"を開発した。本論文ではアルミニウム合金/軟鋼の接合、 アルミニウム合金/超高張力鋼の接合、アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合を同一の手法 で接合できることを目標に設定していることに加え、安定的な接合を実現するために強度発現 メカニズムを明らかにすることを目的とした。各章の主な内容は以下のとおりである。

第1章は緒言であり、研究背景から求められる技術要素をまとめ、新規異種金属接合法の開発コンセプトと本研究における目的を述べた。

第2章ではアルミニウム合金と軟鋼板の Sc-RFSSW 継手を作製し、FSSW や Refill FSSW 従来法との継手強度特性を比較することで基礎的な静的強度特性を評価した。加えて継手の強度担保部位を明らかにするために引張除荷試験を実施した。

第3章ではアルミニウム合金と超高張力鋼板の接合を実施し継手の静的強度を評価した。 さらに Sc-RFSSW における鋼板の新生面形成メカニズムを検討し、鋼板新生面と継手強度 特性との関係性を明確化した。

第4章では Sc-RFSSW における微細な異種金属界面を分析し、その分布を明らかにした。 さらに界面強度を評価するために微小引張試験を実施しており、ミクロ強度とマクロ強度の 関係性を検討した。

第5章ではアルミニウム合金と亜鉛めっき鋼の接合を実施し、ツール保持時間とめっき排 出の関係を明確化した。加えてツール先端形状によるめっき排出性の改善を検討した。

第6章では自動車適用への検討として、接着剤と点接合の併用であるウェルドボンド工法の適用可能性を検討した。そのなかで接着剤併用時の継手強度を評価するとともに、Sc-RFSSWにおける接着剤排出メカニズムを検討した。

最後に第7章は総括であり、本研究で得られた成果をまとめた。

第1章 本論文の背景と目的

- ・研究背景ならびに研究の必要性
- ・新規異種金属接合法の開発コンセプト
- ·研究目的

第2章 Scrubbing Refill FSSW 継手の静的強度特性の基礎検討

- ・実験計画法によるプロセスパラメータと継手強度の関係の解明
- ・FSSW、Refill FSSW 従来法との継手強度特性の比較
- ・除荷試験による強度担保部位の把握
- ・接合界面の冶金的観察



Fig.1-21 Flow chart of this study.

第2章 Scrubbing Refill FSSW 継手の静的強度特性の基礎検討

2.1 緒言

近年の自動車産業では欧州等の CO2 排出規制を背景にした燃費改善が強く求められて おり、マルチマテリアルボディによる車体軽量化や EV 化の開発が盛んに進められている。 自動車車体のマルチマテリアルボディの製造では Self Piercing Riveting など機械的締結法 が主に採用されているが ⁷⁾、リベットによるコスト増や重量増といった課題があるため、リベッ トレスで異種金属を冶金的に接合する摩擦攪拌点接合(FSSW)が注目されている。FSSW で は Fig. 2-1(a)に示すように回転ツールを上板にのみ圧入し、上板のアルミニウム合金の材料 流動によって下板の鋼板の新生面を形成することで、異種金属の接触面同士を冶金的に接 合する手法が一般的である。しかしながら上板の材料流動で下板の新生面を形成する手法 は、下板の表面状態の影響を受けやすく、GA めっき(合金化 Zn めっき)鋼や非めっき鋼との 接合時には接合強度が低下することが報告されている²⁷⁰。このような課題を解決するため、 本研究では複動式 FSSW(RFSSW)を用いた新たな異種金属接合法として、高硬度な接合ツ ールを下板表面に接触させ積極的な新生面形成を行うことをコンセプトとする Scrubbing RFSSW(:Sc-RFSSW)を開発した(Fig. 2-1(b))。本章では通常の FSSW では新生面形成が 容易でない非めっき鋼を対象とし、Sc-RFSSW によるアルミニウム合金/非めっき鋼継手の 基本的な機械的特性を評価するとともに、作製した継手の異種金属界面の冶金的接合状況 を明らかにすることを目的とした。









Fig. 2-1 Schematic illustration of (a) FSSW and (b) Sc-RFSSW.

2.2 実験方法

供試材として A6061-T6 アルミニウム合金板 (1.0 mmt)と非めっき軟鋼板 (1.2 mmt)を用いた。A6061-T6 アルミニウム合金板と非めっき軟鋼板の主要 5 元素の成分組成ならびに機械 的特性を Table 2-1 に示す。上板を A6061-T6 アルミニウム合金、下板を非めっき軟鋼板と し、引張せん断強度試験では 100 mm×30 mm、十字引張強度試験では 150 mm×50 mm の試験片を重ねて使用した。

		component	Tension Strength (N/mm ²)			
A6061-T6	Si	Cu	Mg	Fe	Al	
	0.65	0.29	1.0	0.3	Bal.	307
mild steel	С	Mn	Р	S	Fe	
	0.05	0.19	0.021	0.013	Bal.	333

Table 2-1Composition and mechanical properties of the A6061-T6 aluminum alloy and
mild steel.

接合試験には川崎重工業製の FSSW 装置と RFSSW 装置を用い、FSSW ではショルダ径 ルダ径 Ø8 mm、ピン径 Ø4.5 mm の超硬合金製ツールを使用した。本研究で用いた RFSSW 装置ではツール位置の到達をトリガーにプロセスステージが移行するため、同じ接合条件に 設定した場合も圧入・埋戻し工程におけるツールの実移動速度に応じて接合時間が多少変 動する。なお打点周辺の拘束として、FSSW では d20 mm の丸穴を設けた押さえ治具を使用 した。一方で RFSSW は材料の流出を防ぐためにショルダ外周にクランプ機構を有しており、 本章では設定加圧力のうち 5 kN をクランプ加圧力として打点周囲の押圧に利用した。従来 法として実施したツール/下板非接触の FSSW(Conventional-FSSW:Con-FSSW)、ツール/ 下板接触の FSSW (Scrubbing-FSSW: Sc-FSSW)、ツール/下板非接触の RFSSW (Conventional-RFSSW: Con-RFSSW)^{37,38)}の接合条件は以下の Table 2-2 に示すとおりで ある。このとき FSSW は時間制御、RFSSW は位置制御にて接合試験を実施した。FSSW の 接合では松田ら³⁹⁾が加圧力を段階的に高めることで異材 FSSW において高い継手強度が 得られることを報告しているため、圧入工程を 3 段階に分けて設定している。なおツール圧 入工程の加圧力を多段階に変化させる手法は鋼の FSSW でも継手強度改善に有効である ことが報告されている^{40,41)}。今回開発した Sc-RFSSW ではプロセスパラメータと継手強度の 関係性を明らかにするため、実験計画法(Design of Experiments:DoE)を実施している。そ の際、主要な8パラメータとして予熱工程の回転速度、圧入工程のピン移動速度、圧入深さ、 加圧力、回転速度、埋戻し工程のピン移動速度、加圧力、回転速度を設定し、2水準系のL8 直交行列表を作成して試験実施した。なおピンの移動速度を変更すると材料の引込み、埋 戻し速度が変わるため、結果としてショルダの移動速度も変更される。

Common	Plunging (1st)		Plunging (1st) Plunging (2nd)			ng (3rd)
Rotation rate (rpm)	Plunging time (sec)	Load (kN)	Plunging time (sec)	Load (kN)	Plunging time (sec)	Load (kN)
3000	2	0.8	2	1.2	4	2.8

Table 2-2 Joining conditions of (a) Con-FSSW, (b) Sc-FSSW, and (c) Con-RFSSW). (a)

(b)

Common	1 Plunging (1st)		Plungir	1g (2nd)	Plunging (3rd)		
Rotation rate (rpm)	Plunging time (sec)	Load (kN)	Plunging time (sec)	Load (kN)	Plunging time (sec)	Load (kN)	
3000	2	0.8	2	1.2	4	4.2	

(c)

Com	mon	Plun	Refilling	
Rotation rate (rpm)	Pin speed (mm/sec)	Plunging depth (mm)	Load (kN)	Load (kN)
1000	10	0.9	13	9

継手の機械的特性を明らかにするために引張試験ならびにビッカース硬さ試験を実施した。なお継手の静的強度評価としてせん断引張強度(Tensile shear strength :TSS)、十字 引張強度(Cross-tension strength :CTS)をそれぞれ N:5 体ずつ評価している。通常の引 張試験ではクロスヘッド速度を 10 mm/min、引張試験の途中で試験停止し各負荷時での継 手状態を観察するための除荷試験では任意の箇所で試験停止するためにクロスヘッド速度 を 1 mm/min としている。ビッカース硬さ試験では試験条件を荷重 100 gf、加圧時間 10 s と し、上下板界面から 0.5 mm の位置にて水平方向に 0.2 mm 間隔で測定した。

継手断面のマクロ組織ならびにミクロ組織を分析するために走査型電子顕微鏡 (Scanning electron microscope: SEM)を用いた観察を実施した。加えて、接合中の上下板界 面状況を明らかにするために、プロセスを中断するストップアクション試験を実施しており、そ の際板間に約 20 µm の純アルミニウム箔をトレーサとして設置した。分析の際にはアルミニ ウム合金板と純アルミニウムトレーサのエッチングとしてケラー試液を使用し、光学顕微鏡に て観察した。また上下板間に生じる中間生成物を分析するために、透過型電子顕微鏡 (Transmission electron microscope: TEM)を用いて観察しており、界面の成分組成分布を明 らかにするためにエネルギー分散型 X 線分析 (Energy dispersive X-ray spectroscopy: EDS) を用いた。 2.3 実験結果

2.3.1 プロセスパラメータの設定

新開発した Sc-RFSSW のプロセスパラメータと継手強度の関係性を明らかにするため、 DoE を用いてパラメータ効果を分析した。Fig. 2-2 に示す結果から TSS、CTS ともに圧入工 程の加圧力を高く、埋戻し工程の加圧力を低く設定することが好ましいことが明らかになった。 また圧入、埋戻しの両工程でピンの移動速度を速く設定する方が好ましいことが分かった。 一方で回転速度は TSS と CTS で異なる傾向を示したため、別途回転速度を独立変数とした 試験を実施したところ、Fig. 2-3 に示すように DoE で得られた結果と一致する傾向を示すこと が明らかになり、このとき 1000 rpm では TSS、CTS ともにアルミニウム合金中をき裂が進展 するプラグ破断が安定的に得られた。プラグ破断は主に界面強度が十分に高いときに見ら れ、き裂が進展する側の材料特性や板厚に強度依存することが多いため、界面破断よりも 品質保証の観点においても好ましい。したがって以降の章では DoE ならびに実験から最適 化された試験条件として Table 2-3 に示すプロセスパラメータを用いる。



Fig. 2–2 Relationship between the process parameters and joint strength clarified by DoE.



(a) Relationship between rotation rate and joint strength

Welding	Tensile She	ear Strength	Cross Tension Strength		
condition	1000 rpm	2000 rpm	1000 rpm	2000 rpm	
Upper plate	0	0			
Lower plate					
fracture mode	nugget pull out	nugget pull out	nugget pull out	interface fracture	

(b) Relationship between rotation rate and fracture modes

Fig. 2–3 (a) Relationship between rotation rate and joint strength and (b) fracture modes.

Table 2–3Optimized test conditions for Sc-RFSSW obtained from DoE and
experiments.

Common		Plunging		Refilling
Rotation rate (rpm)	Pin speed (mm/sec)	Plunging depth (mm)	Load (kN)	Load (kN)
1000	10	1.02	13	9

2.3.2 Sc-RFSSW 継手の機械的特性

新開発した Sc-RFSSW と従来法との比較として、FSSW と RFSSW の接合手法ならびに下 板へのツール接触の有無をそれぞれ変更し、継手形状ならびに継手強度への影響を評価し た。このとき各手法で得られる継手の断面写真を Fig. 2-4 に示す。継手の外観特徴としては、 FSSW ではツール形状に沿って上板の減肉が生じる一方で、RFSSW では材料の埋戻し工程 があることによって平滑な上板形状が得られていることが挙げられる。このとき Sc-FSSW で はツール先端面が下板に到達しているため上板減肉部がアルミニウム合金/鋼界面に到達 しており、ガルバニック腐食の発生が懸念される^{34,35)}。一方で、同様にツール先端面が下板 に到達している Sc-RFSSW では、ツール通過部に材料が埋め戻されることでアルミニウム合 金/鋼界面の露出を防いでおり、ガルバニック腐食特性において Sc-FSSW よりも有利である と推測される。なお、このようにツールと下板の接触を伴う接合プロセスでは下板がツール 形状に沿って変形していることが特徴として挙げられる。

Fig. 2-5 に各手法における継手強度と接合時間を示す。FSSW と RFSSW で継手強度に大きな差があり、下板へのツール接触の有無を問わず RFSSW では短時間で高い接合強度が得られることがわかった。加えて Sc-RFSSW は Con-RFSSW よりも高い CTS が得られている。したがって、新開発した Sc-RFSSW はアルミニウム合金と鋼の接合で従来法よりも高い継手強度が得られる手法であることが明らかになった。類似の研究として複数回の接合プロセスで材料埋戻しを行う FSSW⁴²⁾や、上下両面に複動式ツールを配置し接合する FSSW⁴³⁾などが実施されており、いずれもアルミニウム合金/非めっき軟鋼の接合において良好な継手強度が得られている。したがって鋼板に強い塑性変形を加えたのちにアルミニウム合金板を埋め戻すことで、優れた継手特性が得られることが明らかになった。



Fig. 2-4 Cross section of the joints obtained from Con-FSSW, Sc-FSSW, Con-RFSSW, and Sc-RFSSW.



Fig. 2–5 Joint strength and welding time in different joining methods.

以上の結果から Sc-RFSSW が従来法よりも高い接合強度が得られることが明らかになっ たが、その要因を解明するために各手法で作製した継手に対して、引張試験の途中で試験 停止し各負荷時での継手状態を観察する除荷試験を実施した。各継手の除荷試験における 荷重-変位曲線は Fig. 2-6 に示しており、各除荷試験継手の断面写真を Fig. 2-7~10 に示 す。なお Fig. 2-6 中の矢印は除荷した位置を示している。このとき Con-FSSW と Sc-FSSW の CTS では瞬間的に破断が生じるため最大強度後の除荷が困難であり、Fig. 2-7、Fig. 2-8 には参考のため破断後の CTS 断面写真を示している。



Fig. 2-6 Load displacement curves in the unloading tests of the joints obtained through (a) Con-FSSW, (b) Sc-FSSW, (c) Con-RFSSW, and (d) Sc-RFSSW.

まず Fig. 2-6(a)、Fig. 2-7 に示す Con-FSSW では TSS、CTS ともに最大強度直前でツー ル外周の塑性流動領域までが接合されており、当領域が継手の強度を担保していると言え る。このとき TSS ではアルミニウム合金中をき裂が進展するプラグ破断が生じているが、ツ ール形状に沿って上板が減肉しているため低い強度で破断している。また CTS では低強度 で界面破断が生じており上下板間の界面強度が低いことが示唆される。

次に Fig. 2-6(b)、Fig. 2-8 に示す Sc-FSSW では Con-FSSW と同様に TSS、CTS ともに 最大強度直前でツール外周の塑性流動領域までが接合されていることが分かる。一方でツ ール/下板の接触部が露出するため接合部となり得ず、き裂の進展距離としては短くなって いることが TSS、CTS ともに強度が低いことの要因であると考えられる。このときツール接触 部外周に下板の塑性変形によるアンカー部が形成されているが最大強度を担保する位置よ りも内径側であり、加えて最大強度直後ではき裂がアンカー表面を通過し引抜穴まで進展し ていることが確認された。

Fig. 2-6(c)、Fig. 2-9 に示す Con-RFSSW では TSS 継手では最大強度直前にツール外径 に相当する領域が接合されていた一方で、CTS 継手の接合領域は接合径を下回る範囲で あった。加えて最大強度後ではき裂はいずれも界面方向に進展しており、接合径が 10~ 15 %程度減少していることが確認された。以上の結果から、Con-RFSSW では継手に負荷 がかかるとき裂が界面に沿って徐々に内径側に進んでいき、最終的に破断に至ることが明 らかになった。このとき接合径が安定しないのは、上板の材料流動を介して下板への熱的・ 機械的作用を生じさせ、ツールが直接的に下板の新生面形成に作用できない Con-RFSSW の接合特徴に由来するものと推測される。

最後に Fig. 2-6(d)、Fig. 2-10 に示す Sc-RFSSW では、最大強度直前でツール外周相当 の領域まで接合されていることがわかる。最大強度後に注目すると、Fig. 2-3 にも示したよう に Sc-RFSSW ではアルミニウム合金中をき裂が進展するプラグ破断が生じており TSS、CTS ともにツール接触部の外周から上板側にき裂が進展していくことが確認されたため、ツール 外周相当の接合範囲で最大強度を担保していることが明らかになった。



Fig. 2-7 Cross section of Con-FSSW joints at different points of releasing load.



Fig. 2-8 Cross section of Sc-FSSW joints at different points of releasing load.



Fig. 2-9 Cross section of Con-RFSSW joints at different points of releasing load.



Fig. 2-10 Cross section of Sc-RFSSW joints at different points of releasing load.

2.4 考察

2.4.1 除荷試験による強度担保部位の明確化

Con-RFSSW とSc-RFSSW で接合径やき裂の進展方向に違いが見られたため、接合径と 界面強度に影響すると思われる下板表面の界面清浄化効果の違いを検証した。上下板間 にトレーサとして純アルミニウム箔を設置し、さらに接合試験を途中停止するストップアクショ ン法を用いて、最大ツール圧入量付近での上下板界面の状況を観察しておりその結果を Fig. 2-11 に示す。上下板間に設置したトレーサはツールが上板中を進行している最中は排 出されずに残留しており、下板に接触して初めて接合外部に排出される。このようなトレーサ 挙動は下板の鋼表面への作用を模擬していると言え、Sc-RFSSW の方が高い界面清浄化 効果を有していることが示唆される。加えて Sc-RFSSW ではツール接触部全面でトレーサが 排出されていることが確認されたことが、安定してツール外径相当の接合径が得られた要因 であると考えられる。そして Sc-RFSSW ではその後埋戻し工程によってショルダ内に格納さ れていたアルミニウム合金がツール/下板間に流れ込み、アルミニウム合金、鋼それぞれの 新生面同士が接触しながら入熱が加わることで接合界面に中間生成物が形成されると考え られる。



(a) Plunging depth : 0.8mm

Fig. 2-11 Material flow at a joint interface during RFSSW process. (The point of stopping process at (a) plunging depth:0.8 mm, (b)plunging depth:1.02 mm and (c)during refilling stage)





Fig. 2-11 Continued.

以上の結果のまとめとして、各接合継手の最大強度前後における接合外径をFig.2-12に 示す。薄灰色で示す範囲は各継手の最大強度直前の接合径であり、濃灰色で示す範囲は 各継手の最大強度直後の接合径である。したがって薄灰色と濃灰色の範囲の差が大きい ほど、最大強度前後でのき裂進展距離が大きいと言える。FSSW はツール圧入時に上板の アルミニウム合金がツール径よりも外側に押し出されるため、塑性流動領域が拡大し、相対 的に大きな接合径が得られる。一方で最大強度前後での接合径の差が大きいことから、界 面において瞬間的にき裂が進展していることがわかる。このとき Con-FSSW では接合面積 が大きい一方で、Sc-FSSW の接合面積は小さい。したがって Con-FSSW は強度担保部位 の外径が大きいが、界面強度が十分でないと言える。一方、Sc-FSSW はツールと下板の接 触面が露出し接合面になりえないため、他工法よりも接合面積が小さくなることがわかる。し

次に RFSSW はいずれも接合ツール径相当の接合径が得られていることがわかる。アルミ ニウム合金/亜鉛めっき鋼板の FSSW 継手において、TSS が中間層として生成される IMC に 影響されず接合面積に依存することが報告されており⁴⁴⁾、両 RFSSW 継手で同様の TSS が 得られたことは同様の接合面積が得られていたことによると考えられる。一方で、CTS は引 張試験中に剥離が起きた IMC の面積に依存することが報告されており⁴⁵⁾、Sc-RFSSW 継手 が Con-RFSSW 継手よりも高い CTS が得られたことは強度を担保している接合領域が大き いことが要因の一つであると推測される。



Fig. 2–12 Outer diameter of each joint before and after reaching the maximum strength.

2.4.2 Sc-RFSSW と Con-RFSSW の比較による強度向上因子の分析

これまでの結果から Con-RFSSW よりも Sc-RFSSW で高い接合強度が得られ、特に CTS では Con-RFSSW で界面破断であったのに対し Sc-RFSSW でプラグ破断になることが分か っている。一般的に界面破断からプラグ破断に破断モードが変わる主な要因としては、き裂 進展部にあたるアルミニウム母材の強度が低下することや、界面において母材よりもき裂が 進展しにくくなることが挙げられる。

そこでまず Fig. 2-13 に示すように Con-RFSSW と Sc-RFSSW の継手断面におけるアルミ ニウム合金の硬さ分布を取得した結果、接合部ならびにき裂進展部について両手法で同様 のアルミニウム合金硬さ分布を有すること分かった。今回のように接合部で低下する硬さ分 布は時効処理を施した 6000 系アルミニウム合金を摩擦攪拌接合した場合によく見られる。 6000 系アルミニウム合金の硬さは微細な針状析出物の密度によって説明でき、アルミニウ ム合金母材中の針状析出物が接合中の入熱でアルミニウム合金母材中に固溶することが 硬さ低下の原因であることが報告されている^{46,470}。以上の結果から Con-RFSSW と Sc-RFSSW で形成される接合部のうち、上板側の機械的特性は明瞭な差異がないことが示唆さ れた。



Distance from the center (mm)

Fig. 2–13 Hardness distributions of the aluminum alloys of Con-RFSSW and Sc-RFSSW joints.
次に除荷試験における、CTS 最大強度直後でのき裂の様子として Con-RFSSW はき裂先 端部、Sc-RFSSW は接合外周部を Fig. 2-14 に示す。いずれもアルミニウム合金母材中をき 裂進展していることがわかる一方で、Con-RFSSW が上下板界面に沿ってき裂進展している のに対し、Sc-RFSSW は接合外周部でき裂進展方向が上下板界面から上板方向に変化し ていることが明らかになった。Sc-RFSSW では接合外周部に形成された突起が上方を向い ており、き裂も突起に沿って上方へと進展方向が変わっている様子が見受けられる。以上の 結果から接合外周部における下板形状が接合強度ならびに破断形態に影響している可能 性が示唆された。



Fig. 2–14 Features of the crack just after reaching the maximum CTS.

2.4.3 Sc-RFSSW の接合界面分析

Fig. 2-15 に Sc-RFSSW 継手の接合部外周付近の接合界面を TEM 観察した結果を示す。 接合界面には厚さ 4~6nm 程度の薄い中間層が確認され、中間層を含む回折像では回折 斑点が存在しない領域が含まれることから、接合界面に生成した中間層は非晶質のアモル ファス層であることが明らかになった。このような非晶質界面は、IMC が形成される場合より も高い界面強度を有すると考えられている⁴²⁰。このとき Fig. 2-16 に示す界面の EDS 分析結 果より、中間層から O、Mg、Si の反応が確認され、アモルファス層には酸化物が存在するこ とが示唆された。なお田中ら⁴⁸⁰はアルミニウム合金と鋼板の FSSW において接合界面にアモ ルファス層が生成することを報告しており、今回観察された中間層も同様のものであると推 測される。Liu ら^{49,500}はアルミニウム合金/鋼界面に滑りが生じることでアルミニウム合金にナ ノスケールの準液体層が形成され、合金の結晶化開始温度よりも低い温度に冷却された時 点で、界面におけるアルミニウム合金の行なせん断ひずみ速度が維持された場合にアモ ルファスが形成されることを報告している。Sc-RFSSW ではツール接触部がショルダになる ため周速が大きくアルミニウム合金のUずみ速度が大きいと思われることに加え、Fig. 2-11(c)に示すようなアルミニウム合金の埋め戻し工程でアルミニウム合金/鋼界面に高いひず み速度が生じると考えられる。さらに Sc-RFSSW は接合時間、特にツールと下板表面が接 触している時間が短く、接合温度の上昇が抑えられたことで接合界面にアモルファス層が形成されたものと推測される。以上の結果から、新開発した Sc-RFSSW を用いることで、接合 界面にアモルファス層を有し高い界面強度を有するアルミニウム合金/鋼継手を作製可能な ことが明らかになった。



Fig. 2-15 TEM image of the Sc-RFSSW joint interface around the outer edge of welded area.



Point	С	0	Mg	Al	Si	Mn	Fe
1	0	0	0.4	98.1	0	0	1.5
2	0	17.2	4.8	65.9	5.8	0.9	5.4
3	0	3.5	0.6	20.2	2.8	1.2	71.7
4	1.1	1.7	0	2.0	0	0	95.2

Fig. 2-16 EDS analysis of the interface of the Sc-RFSSW joint.

2.5 結言

本章では RFSSW を用いた新規異種金属接合法として Sc-RFSSW を開発した。本章では 非めっき鋼を対象とし、Sc-RFSSW によるアルミニウム合金/非めっき鋼継手の基本的な機 械的特性を評価するとともに、作製した継手の異種金属界面の冶金的接合状況について明 らかにした。本章によって得られた知見を以下にまとめる。

- Sc-RFSSW のプロセスパラメータと継手強度の関係性を明らかにするため、DoE を用いてパラメータ効果を分析した。回転速度は TSS と CTS で異なる傾向を示したため、別途回転速度を独立変数とした試験を実施したところ、DoE で得られた結果と一致する傾向を示すことが確認された。最適化された接合条件では TSS、CTS ともにアルミニウム合金中をき裂が進展するプラグ破断が安定的に得られた。
- Sc-RFSSW はアルミニウム合金と鋼の接合において、従来法である Con-FSSW、Sc-FSSW、Con-RFSSW よりも高い継手強度が得られる手法であることが明らかになった。 加えて除荷試験結果より Sc-RFSSW 継手はツール外径相当の接合範囲でもって、継手 強度が担保されていることが確認された。
- 3. Sc-RFSSWではTSS、CTSともにアルミニウム合金中をき裂が進展するプラグ破断が安定的に得られた。Sc-RFSSW 継手では接合外周部に下板が隆起したフッキング形状が形成され、このフッキング形状に沿ってアルミニウム合金中をき裂進展する様子が確認された。したがって下板形状が接合強度ならびに破断形態に影響している可能性が示唆された。
- Sc-RFSSW によるアルミニウム合金/非めっき鋼継手は、接合界面に厚さ4~6 nm 程度の薄いアモルファス層を有することが明らかになった。このときアモルファス層からは0、 Mg、Siの反応が確認され、アモルファス層には酸化物が存在することが示唆された。

第3章 アルミニウム合金/超高張力鋼の接合への適用

3.1 緒言

本研究ではマルチマテリアル車体の一層の普及のため、異種金属接合法の標準工法を 開発することを目的としており、その適用対象として薄い外板と骨格部材との接合を設定して いる。第2章においてはSc-RFSSWが鋼板に除去容易な皮膜を設けずとも高い継手強度が 得られる手法であることが示された。また類似の研究である複数回の接合プロセスで材料 埋戻しを行う FSSW⁴²⁾や、上下両面に複動式ツールを配置し接合する FSSW⁴³⁾では、いずれ もアルミニウム合金/非めっき軟鋼の接合において良好な継手強度が得られていることが報 告されているが、超高張力鋼への適用可能性は明らかになっていない。さらに上板の材料 流動で下板の新生面を形成する手法は下板の表面状態の影響を受けやすく、下板が非め っきの超高張力鋼の場合では FSSW 継手は十分な接合強度が得られないことが報告されて

他工法で適用が困難なアルミニウム合金/非めっき超高張力鋼での接合手法を確立し、 そのメカニズム解明することができればマルチマテリアル車体の製造技術におけるニーズに 応える技術になりうると言える。したがって本章では開発法である Sc-RFSSW を用いたアル ミニウム合金/超高張力鋼の接合可能性を検討し、Sc-RFSSW 継手の強度特性とその強度 発現メカニズムを明らかにすることを目的にした。 3.2 実験方法

供試材として上板に A6061-T6 アルミニウム合金板(1.0 mmt)、下板にめっきが施されて いない 980 MPa 級超高張力鋼板(1.2 mmt)を用いた。接合試験には川崎重工業製の RFSSW 装置を用いショルダ径 d8 mm、ピン径 d4.5 mm の超硬合金製ツールを使用した。なお接合 は位置制御にて実施しており、接合条件を Table 3-1 に示している。RFSSW では接合ツール 外周に材料の流出を防ぐためのクランプ機構を有しており、本章では設定加圧力のうち5kN をクランプ加圧力として打点周囲の押圧に利用した。継手の機械的特性を評価するために クロスヘッド速度 10 mm/min にて引張試験を実施し、引張せん断強度(TSS)ならびに十字 引張強度(CTS)をいずれも N 数:5 体で評価した。継手断面のマクロ組織ならびにミクロ組 織を分析するために走査型電子顕微鏡(SEM)ならびに透過型電子顕微鏡(TEM)を用いた 観察を実施しており、界面の成分組成分布を明らかにするためにエネルギー分散型 X 線分 析(EDS)を用いた。なお TSS 評価後継手、CTS 評価後継手の断面観察では代表的な継手 として、5 体の N 数のうちの中央値が得られたものを選択している。加えて、下板表面の新 生面形成状況を明らかにするために、プロセスを中断するストップアクション試験を実施した。 このとき、任意のツール圧入位置でツールを強制的に引き抜いてプロセスを中断し、その後 水酸化ナトリウム水溶液で上板のアルミニウム合金を除去した後に鋼板表面を SEM にて観 察している。

Comn	non	Plun	Refilling	
Rotation rate Pin speed (rpm) (mm/sec)		Plunging depth (mm)	Load (kN)	Load (kN)
1000, 1500, 2000	10	0.9, 1.02	13, 14.7	9

Table 3–1 Joining conditions of RFSSW.

3.3 実験結果ならびに考察

3.3.1 継手強度に及ぼすツール圧入深さならびに回転速度の影響

Fig. 3-1 にアルミニウム合金/超高張力鋼接合における継手強度とツール回転速度の関係を示す。なお比較のためにツール/下板非接触の従来法(Con-RFSSW:ツール圧入深さ0.9 mm)、ツール/下板接触の開発法(Sc-RFSSW:ツール圧入深さ1.02 mm)の両手法を評価しており、いずれも圧入工程における加圧力は13 kN に設定した。このときいずれも接合時間は約1.6~2.0 s 程度であった。従来法である Con-RFSSW では十分な継手強度を得ることが難しく、特に1000 rpm で10 体中8 体、1500 rpm で10 体中5 体が接合直後に上下板が分離してしまう接合不良が生じた。特に1000 rpm において CTS 試験体全てで接合不良が生じた。そのため接合不良が生じた1000 rpm と1500 rpm において、1000 rpm では TSS:2 体、1500 rpm では TSS:4 体、CTS:1 体の結果をもって強度の平均値を算出している。

Fig. 3-1 より両手法ともに回転速度が増加するほど継手強度が向上する傾向が認められ た。第2章におけるアルミニウム合金/非めっき軟鋼の接合では1000 rpm で最大の CTS が 得られたことから、下板が超高張力鋼の場合は軟鋼の場合よりも高いツール回転数に設定 することが好ましいことが示唆された。またいずれの回転速度においても Sc-RFSSW で Con-RFSSWを大幅に上回る継手強度が得られており、Sc-RFSSWの回転速度2000 rpm 条 件にて最大強度 TSS:4.69 kN、CTS:1.37 kNを達成した。このとき継手の破断形態は Con-RFSSW の TSS と CTS、そして Sc-RFSSW の CTS の全てで界面破断が生じ、Sc-RFSSW の TSS のみでプラグ破断、部分プラグ破断、界面破断が混在する結果が得られた。プラグ破断 は主に界面強度が十分に高いときに見られ、き裂が進展する側の材料特性や板厚に強度 依存することが多いため、界面破断よりも品質保証の観点においても好ましい。以上の結果 から、Sc-RFSSW を用いることでアルミニウム合金/非めっき超高張力鋼の接合が可能であ り、従来法を大幅に上回る継手特性が得られることが明らかになった。

Con-RFSSW、Sc-RFSSW それぞれ最大の継手強度が得られた 2000 rpm 条件において アルミニウム合金/超高張力鋼継手の断面写真を取得しており、Fig. 3-2、Fig. 3-3 に接合ま まの継手と TSS、CTS 評価後の破断継手の結果を示す。接合ままの継手断面は図中に接 合範囲が示されており、Con-RFSSW ではピン直下のみの直径 4-4.5 mm ほど、Sc-RFSSW ではショルダ外周にあたる 8 mm ほどの接合径であった。このように Con-RFSSW、Sc-RFSSW で接合部の外径が大きく異なっている一方で、両手法ともに上下板の接合部形状に 大きな差は認められない。特に Sc-RFSSW ではツールと下板が接合中に接触しているが、 下板の塑性変形は小さく限定的であった。次に TSS、CTS 評価後の破断継手の断面に注目 すると Con-RFSSW の TSS、CTS と Sc-RFSSW の CTS では上下板の変形がほとんど見ら れない一方で、Sc-RFSSW の TSS では上板が大きく変形しており、さらに上板中をき裂が進 展して破断に至っていることが分かる。

37



Fig. 3-1 Joint strength of aluminum alloy / ultra-high strength steel joint.



Fig. 3-2 Cross section of the joints obtained from Con-RFSSW.



Fig. 3-3 Cross section of the joints obtained from Sc-RFSSW.

ここで接合界面の詳細な観察結果として Con-RFSSW、Sc-RFSSW の接合まま継手を SEM 観察した結果を Fig. 3-4、Fig. 3-5 に示す。それぞれの観察位置は Fig. 3-2、Fig. 3-3 中 に示すとおりである。まず Con-RFSSW 継手では接合部全面で明確な中間層は認められな かった。このときピン直下に相当する Fig. 3-4(a)(b)(c)では上下板が接合されていたのに対し、 ショルダ直下に相当する Fig. 3-4(d)では上下板は接合されていなかった。さらにピン直下で のみ鋼板表面の凹凸が確認され、ショルダ直下の大部分は鋼板表面が平坦な形状であっ た。鋼板表面の凹凸が確認された範囲は接合領域とおおよそ一致することから、鋼板表面 の凹凸は上板の材料流動によって鋼板表面が剥がされ新生面が形成されたものと推測さ れる。

一方で Sc-RFSSW では、特にショルダ直下の領域(Fig. 3-5(c)(d))において、中間層が不 均一ながらも生成している様子が認められた。この中間層はショルダ直下のうち内外周の 0.3 mm ほどの範囲のみで確認され、ショルダの肉厚中心では見受けられない。ショルダ内 周側では 0.3 µm ほどの厚みであったが、接合外周部においては局所的に最大 2 µm ほどの 厚さの領域が確認された。アルミニウム/鋼の異種金属界面では IMC を 1 µm 程度以下に薄 く形成することが好ましいと報告されており^{51,52}、薄い中間層を均一に形成することが重要と なる。なおこのときピン直下(Fig. 3-5(a)(b))では Con-RFSSW と同様に鋼板表面に微小な凹 凸が認められたものの明確な中間層を認められなかった。以上の結果から、Sc-RFSSW で Con-RFSSW よりも高い継手強度が得られたことは、Sc-RFSSW でショルダ直下に不均一な がらも中間層が形成されたことで接合径が拡大したことに起因すると推測される。



Fig. 3-4 SEM images of the Con-RFSSW joint interface. (a), (b), (c) and (d) corresponding to positions shown in Fig.3-2.



Fig. 3-5 SEM images of the Sc-RFSSW joint interface. (a), (b), (c) and (d) corresponding to positions shown in Fig.3-3.

以上のように Con-RFSSW と Sc-RFSSW で接合径に差が生じた要因を明らかにするため に、最大のツール圧入位置に到達した直後に接合を中断しツールを強制的に引き抜くストッ プアクションを実施した。得られたストップアクション継手には上板のアルミニウム合金が残 留していたため、水酸化ナトリウムでアルミニウム合金を除去した後に鋼板表面の様子を観 察している。その結果を Fig. 3-6 に示しており、参考のため、ツール/下板接触直後のストッ プアクション結果も示している。なおツール/下板接触直後に引き抜いた場合よりも最大ツー ル圧入量 1.02 mm に到達した場合の方がツール/下板の接触時間は約 0.1 s 長い。まずツ ール圧入深さ 0.9 mm にあたる Con-RFSSW (Fig. 3-6 (a))ではピン直下のみ鋼板表面の様 相が変化しており濃灰色の領域が生じている。このときショルダ直下は接合外周部との差異 は認められない。Fig. 3-6 (d)(e)には Fig. 3-6 (a)図中に示した測定点における EDS 分析結果 を示しており、濃灰色にあたる Fig. 3-6 (d)においてアルミニウム合金母材由来の元素である AI や Mg のピークが比較的大きくなっていることが分かる。したがってここで示す濃灰色の領 域とは、接合中に上板であるアルミニウム合金による力学的作用や冶金的な反応が生じた 領域であると推測される。次にツール/下板が接触した直後(Fig. 3-6 (b))ではショルダ内周 側から濃灰色の領域が拡大している様子が確認される。この段階では濃灰色の領域はショ ルダ外周部には到達しておらず、ショルダ肉厚に対して内縁側から45%程度の範囲に限ら れている。最後に Sc-RFSSW の接合条件に相当するツール圧入深さ 1.02 mm(Fig. 3-6 (c)) では、濃灰色の領域がショルダ、ピンの全面に広がっていることに加えて、ショルダ外周部に 約 0.3-0.4 mm 幅の円周状の摺動傷が生じていることが分かる。Fig. 3-5 の接合外周付近で 認められた比較的厚い中間層はショルダ外周部の 0.2-0.3 mm 程度の領域において認めら れたため、円周状の摺動傷が生じる範囲と比較的厚い中間層が認められる範囲が対応して いることが示唆された。

以上の結果から濃灰色の領域に相当する範囲が Fig. 3-2、Fig. 3-3 に示す継手の接合範囲と対応しており、ツール/下板の接触によって濃灰色の領域が拡大することが明らかになった。したがって Con-RFSSW と Sc-RFSSW で比較したときに鋼板表面の様相からも Sc-RFSSW で大幅に接合径が増加していることが認められた。特に Sc-RFSSW ではショルダ径に相当する接合部外周に明確に鋼板の新生面が形成されている領域が認められ、ツール/下板の接触による界面清浄化効果の向上が認められた。



(b) Immediately after tool / lower plate contacted



(c) Plunging depth : 1.02mm

Fig. 3-6 Clear steel surface of the lower plate and EDS measurement results.

(plunging load: 13.0 kN)

(The point of stopping process at (a)plunging depth: 0.9 mm, (b) Immediately after tool / lower plate contacted and (c)plunging depth: 1.02 mm)



(d) EDS analysis at position (d) in Fig. 3-6(a)



(e) EDS analysis at position (e) in Fig. 3-6(a)

Fig. 3-6 Continued.

3.3.2 継手強度に及ぼすツール圧入加圧力の影響

Sc-RFSSW では接合部外周の鋼板側に円周状の摺動傷を伴う明確な新生面が生じてい ることがわかったが、その範囲は外周から 0.3-0.4 mm 幅程度であった。そこで摺動傷を伴う ツール接触による新生面形成範囲と継手強度の関係を明らかにするために、ツール加圧力 を 13.0 kN から装置最大加圧力の 14.7 kN まで増加させ、加圧力が継手強度ならびに界面 清浄化効果に及ぼす影響を調べた。

まず圧入時加圧力と継手強度の関係として、加圧力を 14.7 kN に増加させたときの継手強度を Fig. 3-7、破断後の継手外観写真を Fig. 3-8、Fig. 3-9 に示す。なお回転速度は 13.0 kN 条件で最大強度が得られた 2000 rpm とし、比較のため Fig. 3-1 で示した 13.0 kN の継手強度を図中に点線枠で併記している。まず Fig. 3-7 に示す継手強度評価結果からツール圧入時の加圧力を向上させることで TSS が減少し、CTS が向上する傾向が得られた。



Pluning Load

Fig. 3-7 Relationship between joint strength and plunging load.

このとき継手の破断形態は Fig. 3-8、Fig. 3-9 より TSS は全数プラグ破断、CTS はプラグ 破断と部分プラグ破断、界面破断が混在する結果となった Fig. 3-2、Fig. 3-3 に示す加圧力 13.0 kN 条件では TSS はプラグ破断と部分プラグ破断、界面破断の混在、CTS ではいずれ も界面破断であったため、加圧力を向上させることで破断モードを改善可能なことが示され た。なお回転速度 2000 rpm、加圧力 14.7 kN 条件で得られた継手強度 TSS:約 4.07 kN、 CTS:約 1.63 kN は、アルミニウム合金/軟鋼の Sc-RFSSW 継手で得られる条件最適化した 際に得られる継手強度と同等以上であり、アルミニウム合金/軟鋼の最適条件は 1000 rpm、 13.0 kN であったため、下板の鋼種の強度区分が高い場合は接合条件を高回転数かつ高加 圧力に設定することが好ましいことが示唆された。

TSS	Joint strength (kN)	Welding time (s)	Fracture mode	Lower plate
1	4.14	1.69	nugget pull out	
2	4.10	1.72	nugget pull out	
3	4.05	1.71	nugget pull out	
4	4.03	1.70	nugget pull out	
5	4.03	1.68	nugget pull out	

Fig. 3-8 Fracture mode of TSS of the Sc-RFSSW joint. (plunging load: 14.7 kN)

CTS	Joint strength (kN)	Welding time (s)	Velding time (s) Fracture mode	
1	1.78	1.70	interface fracture	
2	1.66	1.69	nugget pull out	
3	1.58	1.71	semi-nugget pull out	
4	1.58	1.68	semi-nugget pull out	
5	1.56	1.68	interface fracture	

Fig. 3-9 Fracture mode of CTS of the Sc-RFSSW joint. (plunging load: 14.7 kN)

ここで Sc-RFSSW 継手断面として、接合ままの継手と破断後の TSS、CTS 継手の横断面 写真を Fig. 3-10 に示す。まず接合ままの継手に注目すると接合部の界面形状や接合径は 13.0 kN 条件の Sc-RFSSW で得られた継手(Fig. 3-3)との明瞭な差は認められない。このと き破断後の TSS、CTS 継手では Fig. 3-8、Fig. 3-9 にも示すようにき裂進展位置が変化して おり、き裂が上板表面にまで到達していることが分かる。以上の結果から、高加圧化による CTS 向上は機械的な結合力や接合面積の増加による強度向上でないことが推測されたた め接合界面の詳細観察を実施した。Fig. 3-11 に界面の SEM 像に示す。ピン直下(Fig. 3-11 (a)(b))では Fig. 3-5、Fig. 3-6 に示す 13.0 kN 条件と同様に微小な凹凸が生じていることが確 認され、ツール非接触部は加圧力条件に限らず類似の界面状態になっていると考えられる。 一方で、ショルダ直下(Fig. 3-11(c)(d))では均一かつ約 0.5 µm と薄い中間層が形成されてい ることが明らかになった。したがってツール圧入時の加圧力を向上させることでショルダ直下 全面において薄く均一な中間層を形成可能なことが示された。



Fig. 3-10 Cross section of the Sc-RFSSW joint. (plunging load: 14.7 kN)



Fig. 3-11 SEM images of the Sc-RFSSW joint interface. (plunging load:14.7 kN) (a), (b), (c) and (d) corresponding to positions shown in Fig.3-3.

このとき加圧力が新生面形成に及ぼす影響を明らかにするために、加圧力 14.7 kN 条件 においても、最大のツール圧入位置に到達した直後に接合を中断しツールを強制的に引き 抜くストップアクションを実施した。Fig. 3-12 にその結果を示す。ショルダ直下全面において 円周方向に沿った摺動傷が認められ、ショルダ接触面積に該当する範囲で明確な新生面が 形成されていることが明らかになった。Fig. 3-6(c) に示す加圧力 13.0 kN 条件では外周から 0.3-0.4 mm 幅程度が摺動傷の生じている範囲であったのに対し、加圧力 14.7 kN 条件では ショルダ肉厚 1.75 mm 相当の範囲で摺動傷が生じている。以上の結果から、加圧力を向上 させることで Sc-RFSSW のツール接触による新生面形成範囲が拡大し、広く均一な中間層 が形成されるようになったものと推測される。

Fig. 3-11 (c) に示す領域の中間層を、TEM を用いて観察した結果を Fig. 3-13 に示す。 接合界面には 200 nm 程度の比較的均一な IMC が形成されていることが確認された。また 界面の EDS 結果から、中間層は Al₁₃Fe₄ (Fig. 3-13 Point2)、Al₉FeSi₃ (Fig. 3-13 Point3)で構 成されていることが推測された。



Fig. 3-12 Clear steel surface of the lower plate. (plunging load: 14.7 kN) (The point of stopping process at plunging depth: 1.02 mm)



Fig. 3-13 TEM image of the Sc-RFSSW joint interface.

	+ 1	Al ₉ FeSi ₃ [1-1-1] (130) (220)
+ 2	+ 3	(332) (404) (202) (2-24)
+ 4	100 nm	10 nm ⁻¹

Point	0	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Cu
1	0	0	1.84	4.9	3.9	2.4	81.2	5.8
2	4.6	0	62.3	4.1	0.1	0.4	17.6	11.1
3	3.9	1.1	56.5	29.1	0	0.1	8.7	0.6
4	8.8	0	90.5	0	0.2	0	0.4	0.1

Fig. 3-13 Continued.

3.3.3 Sc-RFSSW における鋼板の新生面形成メカニズムの解明

Fig. 3-6、Fig. 3-12 のストップアクション試験結果より、Sc-RFSSW のツールが鋼板に接触 することでショルダ直下において摺動傷を伴う鋼板新生面が形成されることがわかった。加 えて、十分なツール圧入加圧力が設定されている場合、ショルダ直下全面で安定的に鋼板 新生面が形成されることが示された。ここでツールが下板に接触しない場合の新生面形成メ カニズムを検討するためにツール非接触領域である Sc-RFSSW 継手(14.7 kN 条件)のピン 直下部を SEM 観察ならびに EPMA 分析した。その結果を Fig. 3-14 に示す。このとき分析し た継手は Fig. 3-12 に示すストップアクション継手であり、図中(a)の位置を測定している。ま ず SEM 像に注目すると平滑な領域と窪みを伴う領域があることが分かる。次に EPMA でア ルミニウム母材由来の元素である Mg の反応をマッピングしたところ、主に上記窪み部に Mg 反応が確認された。このとき生じている窪みの大きさは 2-5 µm 程度であり、これは Fig. 3-4 (a)(b)で生じた鋼板表面の窪みとおおよそ一致していることから、鋼板表面が材料流動によ って剥ぎ取られているものと推測される。

そこで窪みが生じた領域を新生面形成領域と仮定し、各ストップアクション継手で取得した SEM 画像から新生面形成面積率を算出した。このときピン直下、ショルダ直下の内周側付 近、ショルダ直下の外周端部の3領域で面積率を算出している。なおツールが接触し摺動傷 が生じた領域は明瞭な塑性変形が認められた箇所として全面で新生面が形成されたものと して扱っている。Fig. 3-15 にその結果を示しており、Fig. 3-14 の SEM 像に示すような接合後 の鋼板表面に生じた窪みはおおよそ 70%程度の面積率であることが明らかになった。



Fig. 3-14 EPMA measurement result of the steel surface. (Pin area of Sc-RFSSW joint (14.7 kN))



Fig. 3-15 Clean surface ratio of each welded area.

ここで Fig. 3-15 に示す新生面形成面積率と対応する各領域の面積をかけ合わせること で、各継手の有効接合面積を算出した。Fig. 3-16 に各継手の CTS を縦軸に、有効接合面積 を横軸にしたグラフを示している。その結果、Con-RFSSW 継手(13.0 kN 条件)、Sc-RFSSW 継手(13.0 kN 条件)Sc-RFSSW 継手(14.7 kN 条件)の3 種類の継手において、有効接合面 積が大きくなるほど CTS が増加する傾向が得られ、これらはおおよそ線形的な関係であるこ とが明らかになった。佐藤ら⁴⁵はアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼板継手においてき裂が界 面組織を通過した有効断面積と CTS に相関があることを報告している。Fig. 3-17 の SEM 像 は Sc-RFSSW(14.7 kN 条件)における CTS 評価後継手の下板界面を示しており、当継手に おいても界面破断時にき裂の大部分が上下板界面を通過していることが分かる。したがって Sc-RFSSW では新生面形成率が向上することで有効な接合面積が増加し、高い CTS が得 られたものと推測される。

以上の結果から、本章で推測された超高張力鋼板表面の新生面形成メカニズムの模式 図を Fig. 3-18 にまとめる。Con-RFSSW の接合全面や、Sc-RFSSW のピン直下部などツー ルが接触しない領域では材料流動によって鋼板表面が剥ぎ取られることで新生面が形成さ れる。このとき剥離する領域は 70%程度の面積率であり、鋼板表面全面では新生面形成は 達成されない。一方で Sc-RFSSW ではショルダと下板が接触することで鋼板表面に新生面 が形成される。ショルダ接触部の新生面形成の効率化のためにはショルダ圧入時の加圧力 を高く設定することが好ましく、特にショルダ内径側における新生面形成面積が増加する。 十分な加圧力で鋼板に押し当てられた場合はショルダ接触部全面で均一な新生面が形成さ れることから、Sc-RFSSW ではツールと下板の接触によって広範な領域で均一な新生面を 安定的に得られ、従来法よりも高い CTS が得られやすい手法であると言える。



Fig. 3–16 Relationship between CTS and effective jointed area.



Fig. 3-17 Features of the crack.



Fig. 3-18 Schematic illustration of clear surface formation mechanism on RFSSW.

3.4 結言

本章では開発法であるSc-RFSSWを用いたアルミニウム合金/超高張力鋼の接合可能性 を検討し、Sc-RFSSW 継手の強度特性とその強度発現メカニズムを明らかにした。本章によ って得られた知見を以下にまとめる。

- (1) Sc-RFSSW 継手において従来法を大幅に上回る高い静的強度が得られ、破断モードの 改善も認められた。したがって Sc-RFSSW を用いることで優れた機械的特性を有するア ルミニウム合金/超高張力鋼継手を作製可能なことが明らかになった。
- (2) 接合条件と継手強度の関係について、下板に設置した鋼板の強度区分が高い場合は 回転速度と加圧力を高く設定することが好ましいことを明らかにした。
- (3) ツール圧入加圧力を向上させると界面清浄化効果が向上することで均一かつ薄い中間 層を形成できることがわかった。このとき認められた中間層は 200 nm 程度の IMC であ り、Al₃Fe、Al₉FeSi₃で構成されると推測される。
- (4) ツール非接触部と接触部における新生面形成メカニズムの違いを推測しており、接合部中のピン直下などツールが接触しない領域では材料流動によって鋼板表面が剥ぎ取られることで新生面が形成されるのに対し、ツールが十分な加圧力で鋼板に押し当てられた場合は接触部全面で均一な新生面が形成されることを示した。以上のメカニズムからSc-RFSSWではツールと下板の接触によって広範な領域で均一な新生面を安定的に得られる手法であることが明らかになった。
- (5) Sc-RFSSW 継手の CTS が各領域の新生面形成面積率とそれに対応する面積をかけ合わせることで算出した有効接合面積に依存することを明らかにした。Sc-RFSSW は接合外周部で高い新生面形成率が得られる接合手法であるため、効率的に高い CTS が得られる手法であることを示した。

第4章 異種金属界面の局所特性と微細構造の解析

4.1 緒言

本研究ではマルチマテリアル車体の一層の普及のため、異種金属接合法の標準工法を 開発することを目指しており、そのためにはアルミニウム合金の外板と骨格部材の接合で生 じる板組を網羅的に接合できること、安定的な接合を実現するために強度発現メカニズムが明 らかにすることが重要であると考えられる。

第2章、第3章ではアルミニウム合金/非めっき鋼の接合において、軟鋼から超高張力鋼の幅広い鋼板強度に対して接合可能であり、高い継手強度が得られることを明らかにした。

そこで本章では接合部の詳細な観察を実施することで、Sc-RFSSW 継手の強度発現メカニ ズムを明らかにすることを目的とした。特に界面強度を評価するために微小引張試験を実施 しており、ミクロ強度とマクロ強度の関係性を検討した。 4.2 実験方法

本章では接合部の詳細な観察として、異種金属継手の界面強度を測定するための微小引 張試験と、微細界面組織の観察を実施した。分析対象として Table 4-1 に示す 3 条件で作製 した継手を選択しており、Joining condition A,B はそれぞれ第二章におけるアルミニウム合 金/非めっき軟鋼の Sc-RFSSW、Con-RFSSW 継手、Joining condition C は第三章における アルミニウム合金/非めっき超高張力鋼の Sc-RFSSW(14.7 kN 条件)継手である。

微小引張試験では最初に試験片形状を決定するための予備試験を実施した。このとき予 備試験ではアルミニウム母材の一枚板から微小引張試験片を切り出し、試験片形状が最大 主応力に及ぼす影響を評価した。Fig. 4-1 にアルミニウム合金母材自体の応力-ひずみ線図 を取得するための試験片形状を、Fig. 4-2 に本研究で検討した4種類の微小引張試験片形 状を示す。微小引張試験片はいずれも厚さ0.5 mm であり、平行部に切り欠きを設けていな い試験片(Specimen A, B)と平行部に切り欠きを設けている試験片(Specimen C, D)を放電 加工にて作製した。このとき平行部幅は0.4 mm と0.5 mm の2種類としている。なお Specimen C, D の切り欠きは半円形状であり、最も細い箇所の幅が0.3 mm になるよう寸法 を設定している。また切り欠きは異種金属継手の界面相当の位置に設けるため、試験片の 一端から1.0 mm(上板厚相当)の位置に切り欠き中心があるよう加工している。

予備試験にて選定した試験片形状を用いて、3 条件の異種金属継手(Table 4-1)から微小引張試験片を作製した。微小引張試験片の引張方向が異種金属界面と垂直になるように切り出しており、試験片の採取位置は Fig. 4-3 (a)~(h)の 8 領域とし、それぞれ N 数:3 で作製した。なお Fig. 4-3(a)~(h)はそれぞれ幅 0.5 mm であるため、試験片厚さ 0.5 mm と一致する。微小引張試験は大阪大学廣瀬研究室所有の微小引張試験機を使用しており、ヘッド移動速度 1.0 μm/s にて試験実施した。

また微小引張試験片ならびに静的強度試験片の破面を観察するために走査型電子顕微 鏡(SEM)、エネルギー分散型 X 線分析(EDS)を用いた。さらに上下板間に生じる中間生成 物を分析するために、透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて観察しており、界面の成分組成分 布を明らかにするために EDS を用いた。

55

Common		Plun	ging	Refilling	Average of j	oint strength
Rotation rate (rpm)	Pin speed (mm/sec)	Plunging depth (mm)	Load (kN)	Load (kN)	TSS (kN)	CTS (kN)
1000	10	1.02	13	9	3.68	1.43

Table 4-1 Joining conditions of RFSSW.

upper plate: A6061-T6, lower plate: mild steel (no coated)

(a) Joining condition A :Sc-RFSSW.

Common		Plunging		Refilling	Average of j	oint strength
Rotation rate (rpm)	Pin speed (mm/sec)	Plunging depth (mm)	Load (kN)	Load (kN)	TSS (kN)	CTS (kN)
1000	10	0.9	13	9	3.58	0.88

upper plate: A6061-T6, lower plate: mild steel (no coated)

(b) Joining condition B :Con-RFSSW.

Common		Plun	ging	Refilling	Average of j	oint strength
Rotation rate (rpm)	Pin speed (mm/sec)	Plunging depth (mm)	Load (kN)	Load (kN)	TSS (kN)	CTS (kN)
2000	10	1.02	14.7	9	4.07	1.63

upper plate: A6061-T6, lower plate: UHSS steel (no coated)

(c) Joining condition C :Sc-RFSSW.



Fig. 4–1 Specimen configuration of tensile test of aluminum alloy base metal.









2.2 mm







(d) specimen D





Fig. 4-3 Observation region of the joint.

4.3 実験結果

4.3.1 微小引張試験片形状の検討

微小引張試験片形状を選定するための予備試験として、アルミニウム母材から微小引張 試験片を切り出し、試験片形状が最大主応力に及ぼす影響を評価した。まず本研究で用い た A6061-T6 アルミニウム合金母材の応力ひずみ曲線を Fig. 4-4 に示しており、最大主応力 は約 305 MPa であった。次に Fig. 4-2 に示す 4 種類の試験片形状 (Specimen A-D)の微小 引張試験片を作製しており、引張試験結果を Fig. 4-5、Fig. 4-6 に示す。なお試験片の切り 出し方向は、母材の引張方向と微小引張試験片の引張方向が一致するよう設定している。 また Fig. 4-5、Fig. 4-6 の横軸の変位は微小引張試験機のヘッド移動速度(1.0 μm/s)とサン プリング時間より算出している。

まず平行部に切り欠きを設けていない試験片(Specimen A, B)の最大主応力は Specimen A(Fig. 4-5(a): 平行部幅 0.4 mm)では約 290 MPa、Specimen B(Fig. 4-5(b): 平行部幅 0.5 mm) では約 280 MPa であった。またアルミニウム合金母材では約 300 MPa 付近で主応力がおお よそ一定になる区間があるが、Specimen A, B ともに似たような傾向が得られた。ここで微小 引張試験中の Specimen C, D の変形の様子を Fig. 4-7 に示しており、いずれも平行部でネ ッキングが生じ、平行部中で破断に至っていることが確認された。

次に上下板界面に相当する位置に半円形の切欠きを施した試験片(Specimen C, D)の最 大主応力はいずれもアルミニウム合金母材の最大主応力より高く Specimen C(Fig. 4-6(a): 平行部幅 0.4 mm)で約 340 MPa、Specimen D(平行部幅 0.5 mm:Fig. 4-6(b))で約 350 MPa であった。また Specimen C, D では主応力がおおよそ一定になる区間が Specimen A, B に 比べて短いことが分かった。微小引張試験中の Specimen C, D の変形の様子を Fig. 4-8 に 示す。Specimen C, D いずれも切り欠きを設けた範囲が大きく変形しており、特に Specimen D では切り欠き部のみに変形が集中している。したがって本研究で設けた切り欠き形状では 均一なネッキングが得られなくなり、切り欠き部に応力集中することで測定される主応力の 正確性が損なわれることが示唆された。

以上の結果から、平行部に切り欠きを設けていない Specimen A, B のうち、アルミニウム 合金母材の最大主応力と近しい結果が得られた Specimen A をアルミニウム合金/鋼継手の 界面強度を評価するための微小引張試験片形状として選択した。



Fig. 4-4 Stress strain curve of aluminum alloy base metal.



Fig. 4–5 Stress displacement curve of macro tensile test without notch.



Fig. 4-6 Stress displacement curve of macro tensile test with notch.



Fig. 4-7 Appearance of micro tensile specimen without notch before and after tensile test.



Fig. 4-8 Appearance of micro tensile specimen with notch before and after tensile test.

4.3.2 微小引張試験による界面強度評価

4.3.1 で選定した Specimen A 形状 (Fig. 4-2(a))を用いて Joining condition A~C の 3 種類 の異種金属継手の微小引張強度分布を取得した。Fig. 4-9 に Joining condition A、Fig. 4-10 に Joining condition B、Fig. 4-11 に Joining condition C の結果を示す。なお RFSSW 接合部 は円形であるため最外周の region H の微小引張試験片は必ず未接合部を含む。そのため region H はいずれも参考値として図中に示している。

まずアルミニウム合金/軟鋼の Sc-RFSSW 継手の微小引張強度分布である Fig. 4-9 に注 目すると、接合中心にあたる region (a)では微小引張強度に大きなばらつきが認められ、こ れはツール周速度が非常に小さく材料流動による界面清浄化作用が小さいことに起因する と推測される。一方で region (b)~(g)の広い範囲で高く均一な微小引張強度が得られている ことが分かる。このとき region (b), (d), (e)で全てアルミニウム合金中での母材破断が生じた のに対し、それ以外の各領域では母材破断と界面破断が混在する結果となった。なおこのと き母材破断時と界面破断時の代表的な外観写真を Fig. 4-12 に示す。以上の結果からアル ミニウム合金/軟鋼の Sc-RFSSW 継手では接合面の region (b)~(g)の広範囲で十分に高い 界面強度が得られることが明らかになった。

次にアルミニウム合金/軟鋼の Con-RFSSW 継手の微小引張強度分布である Fig. 4-10 に 注目すると、ショルダ直下部において Fig. 4-9 の Sc-RFSSW 継手とおおよそ同等の微小引 張強度が得られた一方で、界面破断の割合が増加することと、接合中心部(region (a)~(c)) で微小引張強度が低下することが分かった。

最後に、アルミニウム合金/超高張力鋼の Sc-RFSSW 継手の微小引張強度分布である Fig. 4-11 に注目すると、ショルダ直下部は高い微小引張強度が得られたが、ピン直下部は 相対的に微小引張強度が低かった。ピン直下部は region (b)から region (e)に向かって微小 引張強度が徐々に低下する傾向が確認され、特に region (e)で大幅に微小引張強度が低下 することが分かった。なお Joining condition C ではすべての微小引張試験において界面破 断が生じた。高い微小引張強度が得られた箇所においても界面破断が生じたことから、これ は Fig. 4-13 に示すようにアルミニウム合金/超高張力鋼の Sc-RFSSW 継手でアルミニウム 合金の接合部硬さが高かったため、アルミニウム合金中での破断が生じにくかったものと推 測される。



Fig. 4-9 Maximum stress of micro tensile specimen of joining condition A.(a) to (h) corresponding to positions of Fig. 4-3.



Fig. 4-10 Maximum stress of micro tensile specimen of joining condition B.(a) to (h) corresponding to positions of Fig. 4-3.



Fig. 4-11 Maximum stress of micro tensile specimen of joining condition B.(a) to (h) corresponding to positions of Fig. 4-3.



(a) Base metal fracture

(b) Interfacial fracture

Fig. 4-12 Example of fracture mode of micro tensile specimen.



Fig. 4–13 Vickers hardness distribution in aluminum alloy of the joint by joining condition A, B and C.

4.4 考察

4.4.1 界面強度分布が継手のマクロ強度に及ぼす影響

強度発現メカニズムを明らかにするために、2.3.2 項(Fig. 2-5)、3.3.2 項(Fig. 3-7)で得られ た静的強度と4.3 節で得られた微小引張強度の関係性を明確化した。まず TSS に注目する と、Joining condition A~C でおおよそ同等の静的強度が得られている。これは Fig. 2-12 や Fig. 3-3 に示すように接合径がおおよそ同等であること、強度担保部位である接合外周部に おける微小引張強度が Fig. 4-9、Fig. 4-10、Fig. 4-11 に示すようにおおよそ同等であったこ とに起因すると推測される。

一方で CTS に注目すると Joining condition A~C で強度差が認められ、特に Joining condition B, C の継手は同じ界面破断が生じるのにもかかわらず大きな強度差が生じている。 そこで Joining condition B, C の CTS 評価継手と微小引張試験継手のうち界面破断が生じたものを抽出し、継手のマクロ強度と界面のミクロ強度の関係性を検討した。

まず region(a)~(h)の各領域について Fig. 4-10、Fig. 4-11 で得られた微小引張強度のうち 界面破断が生じたものの平均値を縦軸に、各領域の面積を横軸にまとめた結果を Fig. 4-14 に示す。なお Joining condition B の接合面積は Fig. 2-12 に示す除荷試験時の最大強度前 の接合径を、Joining condition Cは Fig. 3-3 に示す接合領域をもとに決定した。2.4.1 節でも 述べたように Joining condition B(Con-RFSSW)の CTS 継手は最大強度前で接合径が縮小 したため、region(h)の接合面積が小さい。一方で Joining condition Cのような Sc-RFSSW で は Fig. 2-12 でも示すようにツール径相当の接合径を維持されるため、最外周の region(h)に おいて大きな接合面積が得られている。

このとき縦軸の微小引張強度と横軸の面積を乗算することで、各領域が受け持つ荷重を 算出することができ、region(a)~(h)のうち任意の領域 i における担保荷重を N_iと定義すると 次式で表すことができる。

$$N_i = q \times A_i \tag{1}$$

ここで q、A_iはそれぞれ region(a)~(h)のうち任意の領域 i における微小引張強度、領域面 積である。したがって Fig. 9 のそれぞれの長方形の面積が各領域の担保荷重 N_iを示してい ると言える。このとき Joining condition C の region(a)と region(h)のようにおおよそ同じ微小引 張強度であっても、接合面積の差によって各領域の担保荷重は大きく異なることがわかる。 region(h)は region(a)の約 15 倍の面積を有することから、各領域の担保荷重には接合面積 の寄与が大きく、外周に近づくにつれ大きな領域担保荷重が得られることが示された。


Fig. 4-14 Maximum stress of micro tensile specimen and total welded area at each region of the joint by joining condition (a) B and (c) C.

3.3.3 項では鋼板表面の新生面形成面積(有効接合面積)と CTS に線形的な関係がある ことが明らかになっており、また佐藤ら450はアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼板継手において き裂が界面組織を通過した有効断面積と CTS に相関があることを報告している。このように 接合部全面における界面状態が継手のマクロ強度に影響を及ぼすことが示唆されているた め、各領域の担保荷重を接合領域全面で合算したものを総界面強度(Total interfacial strength)として定義し、その算出結果を Fig. 4-15 に示す。その結果、Joining condition B, C 継手の最外周部である region (h)の担保荷重に大きな差があることが分かった。これは前述 のとおり Joining condition B で接合径が縮小していたからであり、最外周である region(h)の 面積が小さかったことに起因する。このとき Joining condition B.C 継手の総界面強度を横軸 に、CTS を縦軸に整理した結果を Fig. 4-16 に示す。その結果、総界面強度が増加するほど CTS が増加する傾向が認められたことから、Joining condition C で Joining condition B を上 回る CTS が得られたことは最外周である region(h)の担保荷重が高かったことに起因すると 考えられる。一方で region (a)~(g)の領域担保荷重の総和はおおよそ同等であり、最外周部 を除く接合内部の継手強度への寄与度は明らかでない。接合内部の界面強度が継手強度 に及ぼす影響を十分に理解するためには、数値解析による検証が必要であると言える。以 上より、Joining condition B. C で下板の鋼種や接合手法が異なるにも関わらず上記の関係 が得られたことから、アルミニウム合金/鋼の Sc-RFSSW 継手の CTS は強度担保領域にお ける最外周の担保荷重と相関があることが示唆された。



Fig. 4–15 Total interfacial strength of the joint by joining condition B and C.



Fig. 4-16 Relationship of cross tension strength and total interfacial strength.

4.4.2 微小界面組織の分布

4.4.1 項ではアルミニウム合金/鋼の Sc-RFSSW 継手の CTS が強度担保領域における最 外周の担保荷重に依存することを示した。そこで本項では異種金属接合面における界面強 度と界面組織との関係を明らかにすることを目的に、微小引張試験片の破面観察ならびに TEM による界面組織観察を実施した。このとき微小引張強度が region(a)~(h) で不均一で あったこと、全ての微小引張試験片で界面破断が生じたことを理由に Joining condition C の継手を対象に破面観察を実施した。

まず Joining condition C の微小引張試験片について、EDS を用いて鋼側破断面における AI マッピングを取得した結果を Fig. 4-17 に示す。その結果、ショルダが接触しない region (a) ~(d)では微小なアルミニウム凝着物が破面に残留していたのに対し、ショルダが接触する region (f)~(h)では粗大なアルミニウム凝着物が破面に残留する傾向が得られた。この傾向 はショルダ接触部、非接触部の境界である region (e)においても顕著に認められる。ここで、 AI が検出された領域の面積率を算出した結果を Fig. 4-18 に示す。なお図中には参考のた め、Fig. 4-11 に示した Joining condition C の微小引張強度を併記している。その結果、微小 引張強度と破面の AI 面積率に一定の相関があることが明らかになった。



Fig. 4-17 Al distribution of the fracture surface of micro tensile specimen by EDS.



Fig. 4–18 Relationship of maximum stress and Al area ratio of fracture surface of micro tensile specimen.

以上のように微小引張試験片における強度と破面の AI 面積率に一定の相関があったた め、CTS 継手の破面も同様に EDS 分析し、鋼側破断面における AI マッピングを取得した。 その結果、静的強度評価における CTS 破断面においても、ショルダが接触しない region (a) ~(d)では微小なアルミニウム凝着物が破面に残留していたのに対し、ショルダが接触する region (f)~(h)では粗大なアルミニウム凝着物が破面に残留する傾向が得られた。そこで静 的強度評価における CTS 破断面においても AI が検出された領域の面積率を算出したとこ ろ、Fig. 4-20 に示すように CTS 破面の AI 面積率と、微小引張試験強度ならびに微小引張 破面の AI 面積率の間に相関があることが明らかになった。したがって CTS 試験片の鋼側破 断面における AI 面積率を取得することで、界面強度を予測可能なことが示唆された。微小 引張試験による界面強度の取得は容易でないため、AI 面積率を代替指標として扱えること は簡便に界面強度を得る手法であると言える。



Fig. 4–19 Al distribution of the fracture surface of CTS joint by EDS.

72



Fig. 4–20 Relationship of maximum stress and Al area ratio of fracture surface of CTS joint.

このように破面組織と界面強度に相関があることが分かったため、TEM による界面組織 観察を実施した。なお Joining condition C の継手とともに、接合部全面で高い界面強度が得 られた Joining condition A の継手も比較対象として観察した。Joining condition A の結果を Fig. 4-21、Joining condition C の結果を Fig. 4-22 に示す。Joining condition A 総手の region(f) の界面組織の同定のために EDS 定量分析を実施しており、その結果を Table 4-2 に示す。 さらに Joining condition C 継手の region(d)と region(h)の界面組織の同定のために EDS マッ ピングを取得しており、その結果を Fig. 4-23 に示す。なお Joining condition C 継手の region(f) の界面組織は Fig. 3-13 のディフラクションパターンから同定した。

まず Fig. 4-21 に示す Joining condition A の継手では広い範囲で薄い界面組織が得られ ることが分かった。2.4.3 項(Fig. 2-16)でも述べているように、region (f)でアモルファスからな る 4-6 nm 程度の薄い界面組織が得られた。さらにショルダ非接触部である region (c)でも、 12 nm 程度のアモルファス層が形成されていることが明らかになった。最外周で最も入熱が 高いと思われる region (h)でも形成される IMC は厚さ 120 nm 程度と薄いことから、Joining condition A では接合面の広範な領域において薄い界面組織が形成されることで高い界面 強度が安定的に得られたものと推測される。なお微小引張強度のばらつきが大きく、いずれ も界面破断が生じた region (a)では明確な中間層は認められなかった。

次に Fig. 4-22 に示す Joining condition C の継手では、3.3.2 項(Fig. 3-13)でも述べている ように、高い界面強度が得られた region (f)で 200 nm 程度の IMC(Al₁₃Fe、Al₉FeSi₃)が確認さ れた。また最外周の region (h)でも十分に薄い 500-600 nm の Al-Fe-Si 系化合物が認めら れた。一方で、ショルダ非接触部である region (d)では AI-Fe 系化合物は認められず、界面 には約 160 nm の Si-Mn 濃化層や約 260 nm の Mg 酸化物層が確認された。当領域は微小 引張強度が低く、なおかつ破面における AI 面積率が低い領域であったことから、Si-Mn 濃化 層や Mg 酸化物層が混在する界面組織では十分な界面強度が得られなかったものと推測さ れる。なお region (d)で観察された Mg 酸化物層は 3.3.3 節の Fig. 3-14 で示した Mg 反応と対 応するものと推測される。このように微小引張強度ならびに破面の AI 面積率と界面に形成 する微細組織に一定の相関があることが明らかになった。



Fig. 4–21 TEM image of the joint by joining condition A.





region (h)



Fig. 4–22 TEM image of the joint by joining condition C.

Table 4-2 EDS measurement result of region (h) of the joint by joining condition A.

Layer	С	0	Mg	Al	Si	Cr	Mn	Fe
Al ₅ Fe ₂	2.81	2.94	0.18	66.28	2.11	0.06	0.30	25.32
AlFe	1.10	4.00	0.48	40.99	1.49	0	0	51.94



region (d)



region (h)

Fig. 4–23 EDS measurement result of the joint by joining condition C.

4.5 結言

本章では接合部の詳細な観察を実施することで、Sc-RFSSW 継手の強度発現メカニズムを 明らかにした。特に界面強度を評価するために微小引張試験を実施しており、ミクロ強度とマ クロ強度の関係性を明らかにした。本章によって得られた知見を以下にまとめる。

- (1) アルミニウム合金/鋼の Sc-RFSSW 接合部における界面強度分布を取得することで、 接合部各領域の担保荷重には接合面積の寄与が大きく、外周に近づくにつれ大きな 領域担保荷重が得られることが示された。このとき接合部最外周の担保強度と継手 の CTS に相関があることが明らかになった。一方で接合内部における界面強度が継 手強度に及ぼす影響への理解は不十分であり、数値解析による検証が必要であると 考える。
- (2) 微小引張強度と微小引張試験片の破面の AI 面積率に相関があることがわかった。さらに CTS 破面の AI 面積率と、微小引張試験強度ならびに微小引張破面の AI 面積率の間に相関があることが明らかになった。したがって CTS 試験片の鋼側破断面における AI 面積率を取得することで、界面強度を予測可能なことが示唆された。微小引張試験による界面強度の取得は容易でないため、AI 面積率を代替指標として扱えることは簡便に界面強度を得る手法として有用であると考えられる。
- (3) 微小引張強度ならびに破面の AI 面積率と界面に形成する微細組織に一定の相関が あることが示された。ツール/下板の非接触部では Mg の酸化物が界面に形成されて いたのに対し、ツール/下板の接触部では AI-Fe-Si 系の IMC が形成されていること が明らかになった。
- 以上の結果から、特に CTS における強度発現メカニズムは以下のように整理される。
 - ① 界面に形成される微細組織に応じて界面強度が決定される
 - ② 各微細組織の面積割合によって接合部全面における界面強度が決定される
 - ③ 継手の強度担保領域における最外周の担保強度と継手マクロ強度に相関がある

第5章 アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合への適用

5.1 緒言

本研究ではマルチマテリアル車体の一層の普及のため、異種金属接合法の標準工法を 開発することを目的としており、その適用対象として薄い外板と骨格部材との接合を設定して いる。第2章においては Sc-RFSSW が鋼板に除去容易な皮膜を設けずとも高い継手強度が 得られる手法であることが示された。また第3章ではアルミニウム合金/非めっき超高張力 鋼の接合で高い継手強度が得られることを明らかにした。したがってアルミニウム合金/非 めっき鋼の接合で優れた継手特性が得られることが分かったが、亜鉛めっきが設けられた 場合は十分に検討されていない。自動車用鋼板では防食性の観点から大半に亜鉛めっき が施されているため、めっきが継手強度ならびに異種金属界面に及ぼす影響の理解は重要 である^{38,39,53)}。本報では国際的に標準的な亜鉛めっきである溶融亜鉛めっき(GI)を対象とし ている。さらに接合中のツール接触によるめっきの排出挙動を明らかにすることが観点にお いても好ましいと考え、GI めっきを選択した。GA めっきは純 Zn 層と Fe-Zn 系の合金化層で 構成されているのに対し、GI めっきは純 Zn 層のみで構成されている。そのためアルミニウム 合金/GI めっき鋼継手であれば接合界面における Zn 残留量でもって、めっきの排出性を議 論できると考えた。さらに

本章では開発法である Sc-RFSSW を用いたアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合可能 性を検討し、アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき(GI)鋼継手の強度特性ならびにめっきの排 出特性を明らかにすることを目的とした。加えて、当手法はツールと鋼の直接接触で新生面 が形成されるため、ツール先端形状の変更によるめっき排出性向上を検討した。 5.2 実験方法

供試材として上板に A6061-T6 アルミニウム合金板(1.0 mmt)、下板に GI めっき軟鋼板 (1.2 mmt)を用いた。A6061-T6 アルミニウム合金板と GI めっき軟鋼板の主要 5 元素の成分 組成ならびに機械的特性を Table 1 に示す。なお使用した GI めっき鋼板のめっき厚さはおお よそ 22 µm 程度であった。接合試験には川崎重工業製の複動式 FSSW 装置を用い、ショル ダ径 ゆ8mm、ピン径 ゆ4.5mmの超硬合金製ツールを使用した。なお接合は位置制御にて実 施した。このとき回転数を 2000 rpm とし、圧入工程での加圧力を 13 kN、埋戻し工程での加 圧力を 9 kN、狙いのツール圧入深さを上板表面から 1.02 mm としている。複動式 FSSW で は接合ツール外周に材料の流出を防ぐためのクランプ機構を有しており、本章では設定加 圧力のうち 5 kN をクランプ加圧力として打点周囲の押圧に利用した。継手の機械的特性を 評価するために引張試験を実施した。通常の引張試験ではクロスヘッド速度を 10 mm/min、 引張試験の途中で試験停止し各負荷時での継手状態を観察するための除荷試験では任意 の箇所で試験停止するためにクロスヘッド速度を 1 mm/min としている。継手断面のマクロ 組織ならびにミクロ組織を分析するために走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた観察を実施し ており、界面の成分組成分布を明らかにするためにエネルギー分散型 X 線分析(EDS)を用 いた。加えて、接合中の上下板界面状況を明らかにするために、プロセスを中断するストッ プアクション試験を実施した。このとき、圧入工程直後の新生面形成状況を明確化するため に、圧入工程から埋戻し工程に移行する瞬間にツールを強制的に引き抜いてプロセスを中 断している。

		component	Tension strength (N/mm ²)			
A6061-T6	Si	Cu	Mg	Fe	Al	
	0.65	0.29	1.0	0.3	Bal.	307
GI coated steel	С	Mn	Р	S	Fe	
	0.04	0.15	0.009	0.006	Bal.	340

Table 5-1 Compositions and mechanical properties of the the A6061-T6 aluminum alloy and GI coated steel.

加えて、当手法はツールと鋼の直接接触で新生面が形成されるため、ツール先端形状の 変更によるめっき排出性向上を検討した。具体的には亜鉛めっきを速やかに排出するため に、通常平滑なショルダ端面にテーパ形状を設けた。このとき好ましいテーパ先端位置を明 らかにするために、テーパ先端位置がショルダ内周側(Tool I)、ショルダ肉厚中心(Tool C)、 ショルダ外周側(Tool O)の三種類のツールを用意した。それぞれの外観写真ならびに模式 図を Fig. 5-1 に示しており、いずれのツールもテーパ高さは 0.2 mm とした。

Highest point of the tool tip						
inside (Tool I)	center (Tool C)	outside (Tool O)				
Pin 0.2 mm	Pin 0.2 mm	Pin 0.2 mm				

Fig. 5–1 Shape of the tapered tool tip.

5.3 実験結果ならびに考察

5.3.1 ツール保持時間とめっき排出の関係

Fig. 5-2 にアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼板継手の強度評価結果を示す。このときツール/下板の接触時間と亜鉛めっき排出の関係を明らかにするため、圧入工程直後にツール/下板の接触状態を保持する工程を追加している。なお比較のため第 2 章で得られたアルミニウム合金/非めっき鋼の継手強度を図中に併記しており、このときの保持時間は 0 s である。まず保持時間 0 s では、アルミニウム合金/非めっき鋼継手に比べて大幅に継手強度が低下していることが分かる。Fig. 5-2 に接合中心から半径方向に接合界面組成の Zn 割合を取得した EDS 結果を示しており、保持時間 0 s では接合部ほぼ全域で多量の Zn 反応を示すことが明らかになった。これは亜鉛めっきが十分に排出されなかったことを示しており、保持時間 0 s での継手強度低下は亜鉛めっきの排出不足に起因すると推測される。

次にツール/下板の接触時間を設けた場合に注目すると、保持時間 1 s 以降で TSS、 CTS ともに向上する傾向が認められるのに対し、保持時間 2 s で最大の CTS が得られるこ とがわかった。さらに Fig. 5-3 から保持時間を設けた全ての条件で、界面における Zn 反応 が大幅に減少していることが確認された。したがって保持時間を設けることで亜鉛めっきの 排出が大幅に改善することが明らかになった。



Fig. 5–2 Relationship between holding time and joint strength.



Fig. 5–3 Relationship between holding time and Zn concentration distribution at joint interface.

このとき得られる継手断面の一例として、保持時間0s条件と最大 CTS が得られた保持時間2s条件の継手の断面写真をFig. 5-4に示す。なお参考としてFig. 5-3の EDS 取得位置を図中に示している。保持時間0sでは下板は平滑な形状を維持しているが保持時間2sの継手では鋼の塑性流動が生じ、下板がショルダ接触部に沿って大きく変形してしまっている。これは保持時間の制御が回転数や加圧力などの加工条件を保持するものであり、ツール位置を保持するものではないことから、接合時間の増加に伴い鋼板の軟化が進み変形量が大きくなったものと考えられる。また保持時間2sの継手におけるショルダ外周部に相当する部位を SEM 観察すると周期的な流動層が認められた(Fig. 5-5)。この流動層は EDS 分析結果より Al-Fe-Zn 系の化合物であることがわかっており上板と下板が攪拌され形成されたものと推測される。このように異種金属同士が強く攪拌された層状の組織は摩擦攪拌接合(FSW)でもしばしば認められる^{54,55)}。特に下板にツールが接触する場合に生じやすく、上下板が混ざり合うことで治金的な反応が促進されることに加えて、この層状組織中でき裂伝搬しやすいことが報告されている⁵⁶⁾。



Fig. 5-4 Cross section of the joints. ((a)holding time: 0 s, (b)holding time: 2 s)



Fig. 5–5 SEM image of the joint interface around the outer edge of welded area. (holding time :2 s)

このとき継手の破断形態に着目すると、保持時間2s条件のTSS継手は大半がアルミニ ウム合金中をき裂進展するプラグ破断が生じたのに対し、CTSではすべての継手が部分プ ラグ破断であった。Fig. 5-6にはその代表例としてTSS時にプラグ破断、CTS時に部分プラ グ破断した継手の外観写真を示す。ここで言う部分プラグ破断とは接合部のうちショルダ直 下部は界面破断、ピン直下部はプラグ破断が生じたものである。そこで CTS 継手のき裂進 展の様子を観察するために、引張試験の途中で試験停止し各負荷時での継手状態を観察 する除荷試験を実施した。なお試験停止した点をFig. 5-7(a)中に矢印で示している。Fig. 5-7 に示す除荷試験結果から、最大強度に到達する前に接合部外周にき裂が発生しており、前 述の周期的な流動領域中をき裂が進展していることが明らかになった。したがって接合部の 最外周は継手の最大強度には寄与しておらず、実質的な接合径が小さくなっていたものと 推測される。周期的な流動層はFSWでは十分な融合を示す指標となりうるが、当接合にお いては流動層が厚い箇所で20 µm 以上に達するため、き裂の進展経路になってしまったも のと思われる。アルミニウム合金/鋼の異種金属界面ではIMCを1 µm程度以下に薄く形成 することが好ましいと報告されており^{51.52}、継手強度向上のためには化合物層厚さを低減す ることが重要となる。

	Tensile Shear Strength	Cross Tension Strength
Upper plate		
Lower plate		
Joint Strength	3.70kN	1.03kN
fracture mode	nugget pull out	semi-nugget pull out

Fig. 5-6 Fracture modes of the joint. (holding time: 2 s)



Fig. 5–7 (a) Load displacement curves in the unloading tests. and (b) SEM image of the crack just after reaching the maximum CTS.

Fig. 5-5、Fig. 5-7(b)で示した周期的な流動層の形成要因を明確化するために、接合途中 でプロセス中断するストップアクション試験を実施しており、その結果を Fig. 5-8、Fig. 5-9 に 示す。保持時間 0 s、2 s の両条件で、埋戻し工程の直前でプロセス中断し瞬間的にツール を引き抜いている。保持時間 0 s、2 s ともに下板の形状はストップアクション時、接合完了時 でおおよそ一致しており、上板の埋戻し材の状態が大きく異なる。したがってストップアクショ ン継手では埋戻し時の材料流動の影響はなく、ツール圧入工程ならびに保持工程の塑性流 動結果のみを表していると言える。このとき、界面の詳細観察として継手断面写真の白枠内 の SEM 観察を行うと、保持時間 0 s では周期的な流動層がほとんど見られないのに対し、 保持時間 2 s では周期的かつ粗大な流動層が見受けられた。したがってツールと下板の接 触時間の増加とともにツールによる上下板の攪拌が増大し、周期的な流動領域が拡大する ことを確認した。以上の結果を受け、次章では流動層厚さの低減を目的に、ツール/下板接 触時間が短くても十分に亜鉛めっきが排出されるツール形状を検討した。



Fig. 5-8 Cross section of the joints formed by stop action test. (holding time: 0s)



Fig. 5–9 Cross section of the joints formed by stop action test. (holding time: 2 s)

5.3.2 ツール先端形状による改善

亜鉛めっきを速やかに排出するために、通常平滑なショルダ端面にテーパ形状を設ける ことを検討した。このとき好ましいテーパ先端位置を明らかにするために、テーパ先端位置 がショルダ内周側(Tool I)、ショルダ肉厚中心(Tool C)、ショルダ外周側(Tool O)の三種類 のツールを用意した。

テーパツールを用いた継手の断面写真を Fig. 5-10 に示しており、いずれのツールでも下板がテーパ形状に沿って変形している様子が確認された。したがって下板表面の塑性流動に対しテーパが一定の効果をもたらしていることが示唆された。なおいずれの継手も保持工程を設けていないため、保持時間 0 s 条件に相当する。また継手形状の一つの特徴として、上板もテーパ形状に沿って埋戻されることが挙げられる。内側にテーパ先端位置を設けたTool I では上板表面の段差が軽減され滑らかな形状になるため、上板をき裂が進展するプラグ破断時に強度改善が見込まれること、接合端部の電着塗装性や腐食特性が改善することが期待される。

Fig. 5-11 に各継手の強度評価結果を示す。内側にテーパ先端位置を設けた Tool I と外側にテーパ先端位置を設けた Tool O で強度改善が認められたが、肉厚中心に先端位置を

設けた Tool C では従来ツールと同等の強度特性が得られた。特に Tool I では保持時間なく 保持時間 2 s 相当の継手特性が得られ、内側にテーパ先端位置を設けたときに最も高い強度改善効果が得られることが確認された。



(a) inside :Tool I



(b) center : Tool C



(c) outside :Tool O

Fig. 5-10 Cross section of the joint using tapered tools.



Fig. 5-11 Strength of joint using tapered tools.

次に Tool I、Tool C、Tool O で界面近傍の組織観察を実施した結果を Fig. 5-12 に示す。 ToolIでは界面から亜鉛めっきが十分に除去されていることに加え、界面の周期的な流動領 域が大幅に軽減している様子が確認された。従来ツールで厚さ 20 µm 以上に形成された流 動領域(Fig. 5-4)は、同様の観察位置においても最大でも厚さ7µm 程度に抑制されており、 厚さ 1 µm 以下の領域も認められた。したがってショルダ先端のテーパ形状によってツール 接触時間が短くとも十分な亜鉛めっき排出性が得られ、加えてツール接触時間が短くなるこ とで界面の周期的な流動領域を抑制することができることが確認された。一方で低い継手強 度であった Tool C の継手では接合外周部に Zn リッチな化合物層が認められ、これは Al-Zn 共晶融解で生じた液相が滞留した凝固層であると思われる³⁸⁾。加えて Zn リッチ化合物層の 表面に沿ってき裂が認められたため、この粗大な化合物層が強度低下の要因になったもの と推測される。Tool C ではツール先端が屈曲しているため埋戻し時のツール/下板の空隙も 屈曲した形状となり、上板材の流動性が阻害されたことで亜鉛めっきが滞留しやすかったも のと考えられる。したがって Tool C 形状においてはテーパ高さを低くすることが好ましいと予 想される。Tool O では粗大な凝固層は認められず十分な亜鉛めっき排出効果が得られてい たが、接合外周部が最も大きな塑性流動が生じる領域であったことから、接合端部の鋼板 側においてき裂が見受けられた。

以上の結果から、接合端部における亜鉛めっき排出と流動層抑制の両立という観点で ToolIが最も優れており、三種類のテーパ形状のうち ToolIにおいて最も高い継手強度が得 られたものと考えられる。したがってツール先端のテーパ形状がアルミニウム合金/亜鉛め っき鋼継手の接合性改善に有効であり、ショルダ内径側にテーパ先端を設けることが好ましいことが示された。しかしながら未だ十分な CTS が得られていないこと、ツール形状によっては粗大な化合物層が生じてしまうことが明らかになった。



(a) inside :Tool I



(b) center :Tool C



(c) outside :Tool O



5.4 結言

本章では開発法である Sc-RFSSW を用いたアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合可能 性を検討し、アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき(GI)鋼継手の強度特性ならびにめっきの排 出特性を明らかにした。本章によって得られた知見を以下にまとめる。

- 保持時間を設けることで下板表面における亜鉛めっきの排出が大幅に向上し、継手 強度が改善可能であることを明らかにした。したがってツール接触によって亜鉛めっ きを排出可能であり、Sc-RFSSW によるアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合が可 能であることを示した。
- アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき(GI)鋼継手では界面に周期的な流動層が形成される場合があり、この流動層が厚く形成されると継手強度が低下する。また流動層形成に対してツール/下板接触時間との相関があることを明らかにした。
- ショルダ先端にテーパ形状を設けたテーパツールを考案し、テーパ形状を設けることで下板表面におけるめっきの排出特性の改善ならびに周期的な流動層形成の抑制が可能なことを明らかにした。さらにテーパ先端位置をショルダ内側に設けることが好ましいことを示した。

第6章 自動車製造適用のための検討 — ウェルドボンドエ法の適用可否検討—

6.1 緒言

異種金属接合法における固有の課題としてガルバニック腐食があり、これは異種金属の 接触面に水分が侵入した際に局部電池が形成され、相対的に卑な金属が腐食される現象 である^{34,35)}。その対策として板間や接合部表面にシーリング材が塗布されるため、異種金属 接合法の評価では接合部への止水方法が合わせて議論されることが多い。特に点接合と 接着剤の併用である"ウェルドボンドエ法"を板間への止水目的に適用する場合がしばしば 見受けられる³⁰⁾。ウェルドボンドエ法は自動車製造において鋼板の接合で実用化されており、 その工程としては硬化前の接着剤が板間にある状態で抵抗スポット溶接し、その後に熱処 理により接着剤を硬化させるというものである。ウェルドボンドエ法は接着剤劣化要因の一 つであるクリープ変形を抑制できることに加え、車体剛性の向上や車体の振動特性を改善 するなど車体構造におけるメリットが多いことで知られている 57-59)。さらに接合という観点に おいては異種金属継手の腐食を抑制する目的だけでなく、接着剤の経年劣化に対する強度 保証としての役割も有するため、接合部強度と接着剤強度が両立することが重要になる。し かしながら抵抗スポット溶接の異種金属接合では抵抗スポット溶接部の強度が大幅に減少 してしまい、接合自体が困難になることが報告されている⁶⁰。これは接着剤が板間に残留す ることで上下板の直接接触を阻害し、接合界面における IMC の形成を妨げることが原因で あるとされている。このように接合界面の冶金的な反応を伴う接合手法においては、接着剤 が阻害層となりうるためウェルドボンド工法の実施が難しいことが知られている。

自動車車体の製造に適用することを想定するならばウェルドボンド工法との親和性は必 須と言えるほど重要であり、本章では開発法である Sc-RFSSW のウェルドボンド工法の実施 可否を評価することで、自動車車体への適用可能性を示すことを目的とした。ウェルドボンド工 法の適用可能性を検討するうえでは、前述のとおり接合部強度と接着剤強度の両立が重要 となるため、Sc-RFSSW 接合部自体の強度と接着剤を含む継手全体の強度を評価する必要 がある。したがって本章では板間に接着剤を挟み、接合後に接着剤を硬化させることなく継 手強度評価することで点接合部強度を、接合後に接着剤を硬化したうえで継手強度評価す ることで継手全体の強度を評価した。さらに Sc-RFSSW における接着剤の排出メカニズムを 明らかにすることを目的に、外観や接合断面から接着剤の残留状況を分析した。

92

6.2 実験方法

供試材として上板に A6061-T6 アルミニウム合金板(40 mm×125 mm×1.0 mmt)、下板に めっきが施されていない 270 MPa 級軟鋼板(40 mm×125 mm×1.2 mmt)を用い、2 枚の板 の重ね代を 40 mm として種々の継手を作製した。板間に挟む接着剤として Three Bond 社製 の一液性加熱硬化型エポキシ配合樹脂 TB2249G を使用しており、硬化のための熱処理は 160°C、40 分にて実施した。当接着剤には金属充填剤としてアルミナ粉末が添加されており、 このような金属充填剤は抵抗スポット時の通電特性を改善することを目的に、自動車用構造 接着剤にはしばしば添加される³⁶⁾。接着剤の塗布厚さは自動車規格 JASO M 353 に準拠し 150 µm としている。Fig. 6-1 のようにスペーサとして厚さ約 150 µm のガラステープを貼付し ており、接着剤塗布後に重ね合わせた板をクリップで挟み、余分な接着剤を除去することで 狙いの塗布厚さとした。

本章ではウェルドボンド工法の適用可能性を検討するため、Sc-RFSSW 接合部自体の静 的強度と接着剤を含む継手全体の静的強度を評価した。Sc-RFSSW 接合部自体の静的強 度を評価するため、上下板間への接着剤の塗布の有無(Fig. 6-1 Joint A, B)で比較しており、 これら継手では接着剤は硬化させていない。さらに接着剤を含む継手全体の静的強度を評 価するため、接着剤を硬化熱処理しただけの継手(Fig. 6-1 Joint C)と上下板間に接着剤を 塗布したうえで接合しその後硬化熱処理を施した継手(Fig. 6-1 Joint D:ウェルドボンド継手) を作製した。

接合試験には川崎重工業製の RFSSW 装置を用い、ショルダ径 ¢8 mm、ピン径 ¢4.5 mm の超硬合金製ツールを使用した。なお接合は位置制御にて実施しており、接合条件を Table 6-1 に示している。第 5 章において下板表面に施しためっきの除去に下板表面での保持工 程が有効であることがわかっており、本章でも同様に保持時間を 1 s 設けている。なお今回 使用した RFSSW 装置における保持時間とは回転数や加圧力などの加工条件を保持するも のであり、ツール位置を保持するものではない。RFSSW では接合ツール外周に材料の流出 を防ぐためのクランプ機構を有しており、本章では設定加圧力のうち 5 kN をクランプ加圧力 として接合部周囲の押圧に利用した。継手の機械的特性を評価するためにクロスヘッド速度 10 mm/min にて引張試験を実施し、引張せん断強度(TSS)を N 数:5 体で評価した。継手断 面のマクロ組織ならびにミクロ組織を分析するために光学顕微鏡(Optical Microscope)なら びに走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた観察を実施しており、界面の成分組成分布を明らか にするためにエネルギー分散型 X 線分析(EDS)、電子線マイクロアナライザー(EPMA)を用 いた。なお TSS 評価後継手の断面観察では代表的な継手として、5 体の N 数のうちの中央 値が得られたものを選択している。

93

	Joint	Schematic illustration	joining	adhesive	hardened
А	joining	upper plate spot welding lower plate	0	_	
в	no hardened-adhesive + joining	adhesive (no hardened)	0	0	_
С	as hardened-adhesive	adhesive (hardened)	_	0	0
D	hardened-adhesive + joining (Weld Bonding)	adhesive (hardened)	0	0	0

Fig. 6-1 Schematic illustration of work pieces.

Table 6	∂−1 Joining	conditions	of Sc-RFSSW.
---------	-------------	------------	--------------

Common			Refilling		
Rotation rate (rpm)	Pin speed (mm/sec)	Plunging depth (mm)	Load (kN)	Holding Time (sec)	Load (kN)
1000	10	1.02	14.7	1	11

6.3 実験結果ならびに考察

6.3.1 静的強度評価

ウェルドボンド工法の適用可能性を検討するため、Sc-RFSSW 接合部自体の静的強度と 接着剤を含む継手全体の静的強度を評価した結果を Fig. 6-2 に示す。その結果、いずれの 接合継手でも抵抗スポット溶接時のような接合不良⁶⁰⁰が生じることはなく、十分な継手強度 が得られることが分かった。このとき硬化熱処理を施していない Joint A, B の比較から、Sc-RFSSW 接合部自体の静的強度は接着剤の有無にかかわらずおおよそ一定であり、阻害層 としての接着剤が板間に存在しても接合可能であることが明らかになった。

ここで硬化熱処理を施していない Joint A, B の各継手の破断部外観写真を Fig. 6-3 に示 す。接着剤を塗布しなかった Joint A は全て上板のアルミニウム合金中をき裂が進展するプ ラグ破断であったのに対し、接着剤を塗布した Joint B ではプラグ破断は N:5 体中 3 体であ った。プラグ破断は主に界面強度が十分に高いときに見られ、き裂が進展する側の材料特 性や板厚に強度依存することが多いため、界面破断よりも品質保証の観点においても好ま しい。接着剤を塗布した Joint B では一部の継手が界面破断となったため、Joint A よりも強 度ばらつきが大きくなったものと考えられる。



Fig. 6-2Joint strength of the Joint A, B, C and D.

	Joint strength (kN)	Fracture mode	Lower plate
1	3.65	nugget pull out	
2	3.57	nugget pull out	
3	3.64	nugget pull out	
4	3.30	nugget pull out	
5	3.58	nugget pull out	

(a) Joinit A: joining

	Joint strength (kN)	Fracture mode	Lower plate
1	4.05	nugget pull out	
2	2.96	interface fracture	
3	3.14	interface fracture	
4	3.46	nugget pull out	
5	3.98	nugget pull out	

(b) Joinit B: no hardened-adhesive + joining Fig. 6-3 Fracture mode of the joint A and B.

次に硬化熱処理を施した Joint C, D の比較から、接着剤を含む継手全体の静的強度は Sc-RFSSW の実施の有無にかかわらず 12 kN 程度の高い TSS が得られ、接着剤と Sc-RFSSWの併用が可能なことが示唆された。このとき Fig. 6-4 に示すとおり、いずれの継手も アルミニウム合金の母材破断が生じており、接合部強度は十分高いものであったことが示さ れた。ここで接着剤のみの Joint C と Sc-RFSSW と接着剤の併用である Joint D の両方に おいて母材破断が生じるほどの高い継手強度が得られた理由を考察するため、Joint B か ら Sc-RFSSW 接合部の単位面積強度を、Joint C から接着剤の単位面積当たりの強度を算 出した。その結果を Fig. 6-5 に示す。なお Sc-RFSSW ではショルダ径相当の接合面積が得 られることが分かっているためショルダ径 Ø mm を接合径としている。また接着剤は塗布領 域全面を接合面積とした。このとき Joint C はアルミニウム合金の母材破断が生じていること から、アルミニウム合金母材破断が生じ得る単位面積当たりの強度を示していると言える。 Fig. 6-5 に示す結果より、単位面積強度は接着剤のみの Joint C よりも Sc-RFSSW 接合部 強度を示す Joint B の方が高いことがわかり、Sc-RFSSW 接合部はアルミニウム合金の母 材破断が生じる以上の単位面積強度を有していることが明らかになった。したがって Joint D (ウェルドボンド継手)において、接着剤のみの Joint C に劣らない単位面積強度が得られる ことが推測され、Sc-RFSSW におけるウェルドボンド工法では接合部強度と接着剤強度が両 立可能であることが示唆された。以上の結果から、継手強度の観点において Sc-RFSSW へ のウェルドボンドエ法の適用が可能であることが明らかになった。

	Joint strength (kN)	Joint appearance
1	12.10	di santa
2	12.26	
3	12.27	Tage
4	12.12	
5	12.33	L L L L L L L L L L L L L L L L L L L



	Joint strength (kN)	Joint appearance
1	12.13	t time
2	12.17	
3	12.09	
4	12.17	S Frene A Strane
5	12.22	No Press

(b) Joint D: hardened-adhesive + joining Fig. 6-4 Continued.



Fig. 6–5 Tensile shear strength per welded aria of joint B and C.

6.3.2 Sc-RFSSW における接着剤の排出メカニズムの解明

Sc-RFSSW プロセスにおける接着剤の排出挙動を明らかにするため、継手外観観察なら びに断面観察を実施した結果を Fig. 6-6、Fig. 6-7 に示す。まず Fig. 6-6 は Joint B の引張 せん断試験後の写真であり、上下板ともに接着剤の塗布面を示している。接着剤を硬化さ せていないため引き剝がし時に塗布ムラが生じているが、接合部周辺に接着剤の残存量が 少ない領域が確認できる。この接着剤の残存量が少ない領域は、図中点線で示しているク ランプ外径(016 mm)とおおよそ一致することから、クランプで押圧された範囲で接着剤が押 出されて塗布厚さが 150 µm 以下になったものと推測された。

次に Fig. 6-7 に Joint A, C, D の条件で作製した継手の断面写真を示す。Joint B は接着 剤が硬化しておらず、試料調整や分析時に接着剤が流出するため観察が困難であった。ま ず Joint A と Joint D の比較では、Sc-RFSSW 接合部におけるツール圧入量に差異があるこ とが分かる。接着剤を塗布していない Joint A では、保持時間中に下板が軟化しツール圧入 量が増加していることが確認され、これは第5章で得られた結果と同様の傾向である。一方 で接着剤を塗布している Joint D では同じプロセス条件で接合しているのにも関わらずツー ルの下板への圧入量は小さい。これは阻害層である接着剤を排出する工程が保持時間に おいて支配的であったことを示唆している。以上の結果から、接着剤の塗布の有無によって Sc-RFSSW 接合部の入熱が異なることが示唆された。



Fig. 6–6The Sc-RFSSW joint appearance of Joint B after broken.



Fig. 6–7 Cross section of the joints of Joint A, C and D.

次に Joint C、D の比較では、Joint C の継手断面では板間に均一な接着剤層が形成され ているのに対し、Joint D の継手断面では Sc-RFSSW 接合部に元来の接着剤層は認めら れない。ここでより詳細な継手界面の観察結果として、Fig. 6-7 図内の(a)~(d)を SEM 観察し た結果を Fig. 6-8 に示す。Fig. 6-8 (a)(b)ではそれぞれ接着層が認められるのに対し、接合 部中である Fig. 6-8(c)(d)では接着層は認められず上下板が直接接触していることが確認さ れた。このとき、Fig. 6-8(c)をさらに詳細に観察したところ、Fig. 6-9 に示すように接合界面に 0.5 µm 程度の中間層が確認された。したがって Sc-RFSSW 接合部では接着剤が界面から 排出され、冶金的な接合が達成されていることが明らかになった。このとき Fig. 6-8 (a)では 均一に塗布された接着部において接着剤中に添加された金属充填剤が確認できる。クラン プ直下にあたる Fig. 6-8 (b)でも同様の金属充填剤が認められ、接合部中である Fig. 6-8 (c)(d)では金属充填剤が上板中に巻き上げられ界面から除去される様子が確認された。こ れはショルダの圧入によって押し出されたアルミニウム合金がショルダ内へ流動する際に生 じるものであり、アルミニウム合金同士の RFSSW における上下板界面の流動でも同様の挙 動が確認されている⁶²。

ここで接着剤の残留範囲を明らかにするため接合外周近傍に相当する Fig. 6-7 (e)を SEM 観察した。その結果、Fig. 6-10 に示すように 1-2 µm 程度の薄い接着層が認められた。一般 的に接着剤のせん断強度は接着層が薄くなるほど向上する傾向があり、接着層が 10 µm 程 度に薄く塗布された際に強度ピークが生じることが多いため⁶¹⁾、1-2 µm 程度の薄い接着層 においても十分な接着強度が得られるものと推測される。この接着層は接合径の外側から 100 µm 程度の箇所から Fig. 6-8(b)の領域まで連続的に認められ、Fig. 6-8(b)の領域から 徐々に接着層厚さが増加する。したがって接合部中は接着剤が十分に排出されるのに対し、 クランプ直下においては接着剤が残留し防水性が保たれることが明らかになった。



Fig. 6-8 SEM images of the cross section of joints of Joint C and D. (a) to (d) corresponding to positions in Fig. 6-7.



Fig. 6-9 SEM images of the cross section of joints of Joint C and D.



Fig. 6-10 SEM images of outer edge of welded area at Joint D.

次にウェルドボンド継手である Joint D の界面において、Fig. 6-7 (b)~(d)の範囲を EPMA 観察した結果を Fig. 6-11 に示す。まず接合部外である Fig. 6-11 (b)では界面に接着剤に由 来する C や金属充填剤である AI の反応が認められる。その一方で、接合外周端部である Fig. 6-11 (c)では界面ならびに上下板中に C の反応は認められない。第2章の結果より継 手の最大強度は接合端部によって担保されていることが示されており、その接合端部にお いて接着剤が十分に分散された健全な接合界面が形成されていることが明らかになった。 そして接合部中心である Fig. 6-11 (d)では接着剤や接着剤中の金属充填剤、AI-Fe 系化合物が上板中に巻き上げられる様子が確認されたものの接合界面に接着剤に由来する C が 濃化した領域は確認されない。以上の結果から今回作製した Sc-RFSSW 継手では接合界 面全面において阻害層としての接着剤が排出されていることが明らかになった。

以上の結果から Sc-RFSSW における接着剤排出メカニズムをまとめたものを Fig. 6-12 に 示す。板間に 150 µm 程度の厚さに塗布された接着剤はプロセス初期にクランプに押圧され、 Fig. 6-7、Fig. 6-10 に示すように 1 µm 程度まで排出される。次に圧入されるショルダが接着 剤や下板に直接接触することによって薄く残った接着剤も界面から排出される(Fig. 6-8(c)、 Fig. 6-11(c))。このとき接着剤やその金属充填剤、鋼板表面の酸化膜などが上板材料中に 分散する(Fig. 6-11 (d))。そして最後にショルダ内の材料が攪拌されながら埋め戻されること で接合が達成される。このとき接合部の外周では薄い接着剤が連続的に残留していること から異種金属接触部の防水は担保されており、なおかつ Sc-RFSSW は接合部に貫通穴が 生じない接合法であることから、十分な耐ガルバニック腐食性を有することが推測される。以 上の結果から、Sc-RFSSW はプロセス中に接合界面から接着剤を適切に排出することが可 能な手法であり、接着剤との併用であるウェルドボンド工法が可能な手法であることが明ら かになった。


Fig. 6-11 EPMA measurement result of cross section of the Weld Bonding joint.
(a): Outside of welded area (Fig. 6-8(b)), (b): Outer edge of welded area (Fig. 6-8(c)) and (c):Center of welded area(Fig. 6-8(d))



Fig. 6-12 Schematic illustration of adhesive discharge mechanism at Sc-RFSSW.

6.4 結言

本章では開発法である Sc-RFSSW のウェルドボンド工法の実施可否を評価することで、自 動車車体への適用可能性を示すことを目的とした。ウェルドボンド工法の適用可能性を検討 するうえでは、前述のとおり接合部強度と接着剤強度の両立が重要となるため、Sc-RFSSW 接合部自体の強度と接着剤を含む継手全体の強度を評価する必要がある。したがって本章 では板間に接着剤を挟み、接合後に接着剤を硬化させることなく継手強度評価することで点 接合部強度を、接合後に接着剤を硬化したうえで継手強度評価することで継手全体の強度 を評価した。さらに Sc-RFSSW における接着剤の排出メカニズムを明らかにすることを目的 に、外観や接合断面から接着剤の残留状況を分析した。本章によって得られた知見を以下 にまとめる。

- Sc-RFSSW に対してウェルドボンド工法の適用が可能なことを明らかにした。ウェルドボンド工法の適用可能性を検討するうえで板間に接着剤を挟んだ際の接合部強度、 接着剤を含むウェルドボンド継手全体の強度を評価しており、いずれも継手強度が低下しないことが明らかになった。
- 2. Sc-RFSSW 接合部の単位面積当たりの接合強度がアルミニウム合金の母材破断強度よりも十分に高いことを明らかにした。Sc-RFSSW 接合部強度が十分に高いため接着剤を含むウェルドボンド継手全体の強度が低下しなかったことものと推測された。
- 3. Sc-RFSSW における接着剤の排出メカニズムを明らかにした。プロセス初期にクラン プの押圧により接着剤は排出され、さらにショルダと下板の接触により接合領域の最 外周において界面から接着剤が排出される。そうすることで上下板が直接接触してい ることが確認されており、冶金的な結合力が十分に得られていることが示唆された。 加えて接合部周囲には接着剤が残留していることが明らかになり、接合部の外周で は薄い接着剤が連続的に残留していることから異種金属接触部の防水は担保される ことが推測された。

第7章 総括

本研究ではアルミニウム合金の外板と骨格部材の接合で生じる板組を網羅的に接合できる 手法を目指し、ツールと下板の接触による積極的な新生面形成をコンセプトにした新規異種金 属接合法"Scrubbing Refill FSSW"を開発した。本論文ではアルミニウム合金/軟鋼の接合、 アルミニウム合金/超高張力鋼の接合、アルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合を同一の手法 で接合できることを目標に設定していることに加え、安定的な接合を実現するために強度発現 メカニズムを明らかにすることを目的とした。本研究で得られた結果は、各章ごとに要約してい るが、ここでは主たる知見を以下に総括する。

第1章は緒言であり、研究背景から求められる技術要素をまとめ、新規異種金属接合法の開発コンセプトと本研究における目的を述べた。

第2章では RFSSW を用いた新規異種金属接合法として Sc-RFSSW を開発した。アルミニ ウムと非めっき軟鋼板の Sc-RFSSW 継手を作製し、FSSW や Refill FSSW 従来法との継手 強度特性を比較することで基本的な機械的特性を評価するとともに、作製した継手の異種 金属界面の冶金的接合状況について明確化した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) Sc-RFSSW のプロセスパラメータと継手強度の関係性を明らかにするため、DoE を用いてパラメータ効果を分析した。回転速度は TSS と CTS で異なる傾向を示したため、別途回転速度を独立変数とした試験を実施したところ、DoE で得られた結果と一致する傾向を示すことが確認された。最適化された接合条件では TSS、CTS ともにアルミニウム合金中をき裂が進展するプラグ破断が安定的に得られた。
- (2) Sc-RFSSW はアルミニウム合金と鋼の接合において、従来法である Con-FSSW、Sc-FSSW、Con-RFSSW よりも高い継手強度が得られる手法であることが明らかになった。 加えて除荷試験結果より Sc-RFSSW 継手はツール外径相当の接合範囲でもって、継 手強度が担保されていることが確認された。
- (3) Sc-RFSSWではTSS、CTSともにアルミニウム合金中をき裂が進展するプラグ破断が 安定的に得られた。Sc-RFSSW 継手では接合外周部に下板が隆起したフッキング形 状が形成され、このフッキング形状に沿ってアルミニウム合金中をき裂進展する様子 が確認された。したがって下板形状が接合強度ならびに破断形態に影響している可 能性が示唆された。
- (4) Sc-RFSSW によるアルミニウム合金/非めっき鋼継手は、接合界面に厚さ4~6 nm 程度の薄いアモルファス層を有することが明らかになった。このときアモルファス層からは O、Mg、Si の反応が確認され、アモルファス層には酸化物が存在することが示唆された。

第3章では Sc-RFSSW を用いたアルミニウム合金/超高張力鋼の接合可能性を検討し、 Sc-RFSSW 継手の強度特性とその強度発現メカニズムを明らかにした。得られた結果を以 下に要約する。

- (1) Sc-RFSSW 継手において従来法を大幅に上回る高い静的強度が得られ、破断モードの改善も認められた。したがって Sc-RFSSW を用いることで優れた機械的特性を有するアルミニウム合金/超高張力鋼継手を作製可能なことが明らかになった。
- (2) 接合条件と継手強度の関係について、下板に設置した鋼板の強度区分が高い場合

は回転速度と加圧力を高く設定することが好ましいことを明らかにした。

- (3) ツール圧入加圧力を向上させると界面清浄化効果が向上することで均一かつ薄い中 間層を形成できることがわかった。このとき認められた中間層は 200 nm 程度の IMC であり、Al₃Fe、Al₉FeSi₃で構成されると推測される。
- (4) ツール非接触部と接触部における新生面形成メカニズムの違いを推測しており、接合部中のピン直下などツールが接触しない領域では材料流動によって鋼板表面が剥ぎ取られることで新生面が形成されるのに対し、ツールが十分な加圧力で鋼板に押し当てられた場合は接触部全面で均一な新生面が形成されることを示した。以上のメカニズムから Sc-RFSSW ではツールと下板の接触によって広範な領域で均一な新生面を安定的に得られる手法であることが明らかになった。
- (5) Sc-RFSSW 継手の CTS が各領域の新生面形成面積率とそれに対応する面積をかけ 合わせることで算出した有効接合面積に依存することを明らかにした。Sc-RFSSW は 接合外周部で高い新生面形成率が得られる接合手法であるため、効率的に高い CTS が得られる手法であることを示した。

第4章では接合部の詳細な観察を実施することで、Sc-RFSSW 継手の強度発現メカニズム を明らかにした。特に界面強度を評価するために微小引張試験を実施しており、ミクロ強度と マクロ強度の関係性を明らかにした。本章によって得られた知見を以下にまとめる。得られ た結果を以下に要約する。

- (1) アルミニウム合金/鋼の Sc-RFSSW 接合部における界面強度分布を取得することで、 接合部各領域の担保荷重には接合面積の寄与が大きく、外周に近づくにつれ大きな 領域担保荷重が得られることが示された。このとき接合部最外周の担保強度と継手 の CTS に相関があることが明らかになった。一方で接合内部における界面強度が継 手強度に及ぼす影響への理解は不十分であり、数値解析による検証が必要であると 考える。
- (2) 微小引張強度と微小引張試験片の破面の AI 面積率に相関があることがわかった。さらに CTS 破面の AI 面積率と、微小引張試験強度ならびに微小引張破面の AI 面積率の間に相関があることが明らかになった。したがって CTS 試験片の鋼側破断面における AI 面積率を取得することで、界面強度を予測可能なことが示唆された。微小引張試験による界面強度の取得は容易でないため、AI 面積率を代替指標として扱えることは簡便に界面強度を得る手法として有用であると考えられる。
- (3) 微小引張強度ならびに破面の AI 面積率と界面に形成する微細組織に一定の相関があることが示された。ツール/下板の非接触部では Mg の酸化物が界面に形成されていたのに対し、ツール/下板の接触部では AI-Fe-Si 系の IMC が形成されていることが明らかになった。
- 以上の結果から、特に CTS における強度発現メカニズムは以下のように整理される。
 - ④ 界面に形成される微細組織に応じて界面強度が決定される
 - ⑤ 各微細組織の面積割合によって接合部全面における界面強度が決定される
 - ⑥ 継手の強度担保領域における最外周の担保強度と継手マクロ強度に相関がある

第5章では Sc-RFSSW を用いたアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合可能性を検討し、 アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき(GI)鋼継手の強度特性ならびにめっきの排出特性を明 らかにした。得られた結果を以下に要約する。

- (1)保持時間を設けることで下板表面における亜鉛めっきの排出が大幅に向上し、継手 強度が改善可能であることを明らかにした。したがってツール接触によって亜鉛めっ きを排出可能であり、Sc-RFSSWによるアルミニウム合金/亜鉛めっき鋼の接合が可 能であることを示した。
- (2) アルミニウム合金/溶融亜鉛めっき(GI)鋼継手では界面に周期的な流動層が形成される場合があり、この流動層が厚く形成されると継手強度が低下する。また流動層形成に対してツール/下板接触時間との相関があることを明らかにした。
- (3)ショルダ先端にテーパ形状を設けたテーパツールを考案し、テーパ形状を設けることで下板表面におけるめっきの排出特性の改善ならびに周期的な流動層形成の抑制が可能なことを明らかにした。さらにテーパ先端位置をショルダ内側に設けることが好ましいことを示した。

第6章では Sc-RFSSW のウェルドボンド工法の実施可否を評価することで、自動車車体へ の適用可能性を示すことを目的とした。ウェルドボンド工法の適用可能性を検討するうえでは、 前述のとおり接合部強度と接着剤強度の両立が重要となるため、Sc-RFSSW 接合部自体の 強度と接着剤を含む継手全体の強度を評価する必要がある。したがって本章では板間に接 着剤を挟み、接合後に接着剤を硬化させることなく継手強度評価することで点接合部強度を、 接合後に接着剤を硬化したうえで継手強度評価することで継手全体の強度を評価した。さら に Sc-RFSSW における接着剤の排出メカニズムを明らかにすることを目的に、外観や接合 断面から接着剤の残留状況を分析した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) Sc-RFSSW に対してウェルドボンド工法の適用が可能なことを明らかにした。ウェルドボンド工法の適用可能性を検討するうえで板間に接着剤を挟んだ際の接合部強度、 接着剤を含むウェルドボンド継手全体の強度を評価しており、いずれも継手強度が低下しないことが明らかになった。
- (2) Sc-RFSSW 接合部の単位面積当たりの接合強度がアルミニウム合金の母材破断強度よりも十分に高いことを明らかにした。Sc-RFSSW 接合部強度が十分に高いため接着剤を含むウェルドボンド継手全体の強度が低下しなかったことものと推測された。
- (3) Sc-RFSSW における接着剤の排出メカニズムを明らかにした。プロセス初期にクラン プの押圧により接着剤は排出され、さらにショルダと下板の接触により接合領域の最 外周において界面から接着剤が排出される。そうすることで上下板が直接接触してい ることが確認されており、冶金的な結合力が十分に得られていることが示唆された。 加えて接合部周囲には接着剤が残留していることが明らかになり、接合部の外周で は薄い接着剤が連続的に残留していることから異種金属接触部の防水は担保される ことが推測された。
- 第7章は総括であり、本研究で得られた成果をまとめた。

本研究の遂行ならびに本論文の執筆にあたり、終始丁寧なご指導を賜りました大阪大学 大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 生産科学コース 教授 廣瀬明夫博士に、心 から厚く御礼申し上げます。

本論文の作成にあたり、有益なご助言・ご討論を賜りました大阪大学 接合科学研究所 教授 藤井英俊博士、大阪大学 大学院工学研究科 教授 大畑充博士ならびに大阪大学 大学院工学研究科 准教授 小椋智博士に、厚く御礼申し上げます。

本研究の遂行にあたり、廣瀬研究室 助教 松田朋己博士には、丁寧なご指導・多くのご 助言を頂きました。ここに厚く御礼申し上げます。また本研究の遂行にあたり、実験に協力 頂いた廣瀬研究室の土田泰輔学士、深山拓真学士をはじめとする多くの方々に対して、感 謝いたします。

本論文を纏めるにあたり、大阪大学大学院 工学研究科 博士後期課程への入学を快諾 して頂き、学位取得に関し多くのご支援を頂きました川崎重工業株式会社 ものづくり推進 センター センター長 清水英樹氏、ならびに副センター長 藤本光生博士に対して、深く感謝 いたします。同センター 生産技術開発部 河原秀夫氏、大橋良司博士、横山毅士氏、吉川 脩平氏、大山恭平氏、春名俊祐氏をはじめとする先輩、ならびに同僚各位に対してご協力 頂いたことを感謝いたします。

さらに本研究の社内プロジェクトメンバーである精密機械・ロボットカンパニー ロボットディビジョン 福田拓也氏、小林良崇氏、三宅将弘博士、枝川直大氏をはじめとする関係各位 に対して、多くのご助言・ご協力を頂いたことを御礼申し上げます。

最後に、本論文の作成あたって心身ともに支えてもらった妻 美菜ならびに親類一同に対 して、心より感謝いたします。

2022年1月武岡正樹

- [1] 自動車を巡る環境問題の現状と今後の展望について, 三菱総合研究所, 1-9.
- [2] Fuel Economy State of the World 2016, GLOBAL FUEL ECONOMY INITIATIVE, 1-6.
- [3] K. Nishino:世界の燃費規制の進展と自動車産業の対応, 三井物産戦略研究所レポート, (2017), 1-20.
- [4] 自動車燃費一覧(平成 26 年 3 月), 国土交通省.
- [5] H. Kambe : Vehicle Weight Reduction and Application of Aluminum Alloy Casting Technology. Tokyo: Reed Exhibition Japan Ltd., 2019.
- [6] K. Kawai: Trends of Multi-Materialization and required Technologies in the Future. Tokyo: Reed Exjibition Japan Ltd., (2019).
- [7] T. Hambrecht and U. Alber: The new Audi Q7. Bad Nauheim: EuroCarBody 2015, (2015).
- [8] T. A. Barnes and I. R. Pashby: Joining techniques for aluminium spaceframes used in automobiles: Part II – adhesive bonding and mechanical fasteners, Journal of Materials Processing Technology, 99–1–3, (2000), 72–79.
- [9] Y. Abe, T. Kato, and K. Mori: Self-piercing riveting of high tensile strength steel and aluminium alloy sheets using conventional rivet and die, Journal of Materials Processing Technology,209-8, (2009), 3914-3922.
- [10] R. Porcaro, A. G. Hanssen, M. Langseth, and A. Aalberg: The behaviour of a self-piercing riveted connection under quasi-static loading conditions, International Journal of Solids and Structures, 43-17, (2006) 5110-5131.
- [11] T. Kobashi, T. Iwase, and K. Maeda: Comparison of Methods for Joining Dissimilar Metals, KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 67–1, (2018), 98–103.
- [12]Wilhelm Böllhoff GmbH & Co. KG: RIVSET Self-pierce riveting for modern multi-material design, (2018), https://www.boellhoff.com/de-en/products-and-services/assemblytechnology/self-pierce-riveting-rivset.php.
- [13] J. D. Skovron, B. J. Ruszkiewicz, L. Mears, and T. Abke : Effect of Electrical Augmentation on the Joining of Al6063-T5 Using Flow Drill Screws, Proceedings of the ASME 2016 International Manufacturing Science and Engineering Conference MSEC2016 ,(2016).
- [14] J. K. Sønstabø, P. H. Holmstrøm, D. Morin, and M. Langseth: Macroscopic strength and failure properties of flow-drill screw connections, Journal of Materials Processing Technology, 222, (2015), pp. 1–12.
- [15]DEPRAG SCHULZ GMBH u. CO.: ADAPTIVE DFS the adaptive DEPRAG Fastening System: automated, controlled flow form screw driving, DEPRAG press release, 2016, Available: https://www.deprag.com/en/presse201606a.html.
- [16] Skovron, J.D., Ruszkiewicz, B.J., Mears, L., Abke, T., Varma, A., Li, Y., Choi, H., Zhao, X.: Investigation of the Cleaning and Welding Steps From the Friction Element Welding Process, in: Volume 1: Processes. Presented at the ASME 2017 12th International Manufacturing Science and Engineering Conference collocated with the JSME/ASME

2017 6th International Conference on Materials and Processing, American Society of Mechanical Engineers, Los Angeles, California, USA, (2017), V001T02A004.

- [17] Absar, S., Ruszkiewicz, B.J., Skovron, J.D., Mears, L., Abke, T., Zhao, X., Choi, H.: Temperature measurement in friction element welding process with micro thin film thermocouples, Procedia Manufacturing, 26, (2018), 485-494.
- [18] J. P. Varis: The suitability of round clinching tools for high strength structural steel, Thin-Walled Structures, 40-3 (2002), 225–238.
- [19]X. He: Clinching for sheet materials, Science and Technology of Advanced Materials, 18– 1, (2017), 381–405.
- [20]K. Nakata: マルチマテリアル時代の接合技術, 産報出版, 2016.
- [21] A. Takami: Initiatives of Mazda's Joining Technology for Multi-materials. Tokyo: 2nd ADHESION & JOINING EXPO, 2018.
- [22]K. Miyamoto, S. Nakagawa, C. Sugi, K. Tsushima, S. Iwatani, S. Hojo, T. Ogura, A. Hirose, F.K. Kobayashi: Dissimilar metals joining of steel and aluminum alloy by resistance spot welding, quarterly journal of the Japan Welding Society, 32–2(2014), 83–94.
- [23]U. Shah and X. Liu: EffeCTS of ultrasonic vibration on resistance spot welding of transformation induced plasticity steel 780 to aluminum alloy AA6061, Materials & Design, 182(2019), 108053.
- [24]T. Aoki and T. Matsumoto: Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy Sheets for Automotive Structural Members, KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 69–1, (2019), 88–91.
- [25]株式会社ナ・デックス:ナ・デックス タイマーの適応制御、株式会社ナ・デックス HP, https://www.nadex.co.jp/business/factoryautomation/factoryautomationmaker/.
- [26]Y. Shoji, K. Takase, T. Gendo, K. Tao, K. Morikawa, and T. Noguchi: Development of Spot Friction Welding Technology of Aluminum Alloy and Steel, Mazda Technical Report 2006, 24 (2006).
- [27]R. Ohashi: Dissimilar Material Joining by FSSW, Journal of the Japan Welding Society, 87-1 (2018), 28-32.
- [28]K. Ohishi, M. Sakamura, K. Ota, and H. Fujii : Novel Dissimilar Spot Welding of Aluminum Alloy and Steel Sheets by Friction Stirring – Friction Anchor Welding of Aluminum Alloy and Steel –, quarterly journal of the Japan Welding Society, 32–1, (2014), 1–7.
- [29]M. Sakamura, "金属の塑性流動を利用した新たな接合技術の開発,"天田財団助成研 究成果報告書, 32, (2019), 201-204.
- [30] T. Wang, H. Sidhar, R. S. Mishra, and Y. Hovanski: Effect of hook characteristics on the fracture behaviour of dissimilar friction stir welded aluminium alloy and mild steel sheets, Science and Technology of Welding and Joining, 24–2 (2018) 178–184.
- [31] T. Wang, H. Sidhar, R. S. Mishra, Y. Hovanski, P. Upadhyay, and B. Carlson: Evaluation of intermetallic compound layer at aluminum/steel interface joined by friction stir scribe technology, Materials& Design, 174 (2019) 107795.

- [32]S. T. Amancio-Filho, A. P. C. Camillo, L. Bergmann, J. F. dos Santos, S. E. Kury, and N. G. A. Machado: Preliminary Investigation of the Microstructure and Mechanical Behaviour of 2024 Aluminium Alloy Friction Spot Welds, Materials Transactions, 52-5,(2011), 985-991.
- [33] L. M. Santana, U. F. H. Suhuddin, M. H. Ölscher, T. R. Strohaecker, and J. F. dos Santos: Process optimization and microstructure analysis in refill friction stir spot welding of 3– mm-thick Al-Mg-Si aluminum alloy, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 9–9–12,(2017), 4213–4220.
- [34] J. Naito and R. Suzuki: Multi-materialization of Automotive Body and Dissimilar Joining Technology to Realize the use of Multi-material, KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 69–1(2019) 60–64.
- [35]Y. C. Lim, L. Squires, T.-Y. Pan, M. Miles, J.K. Keum, G.-L. Song, Y. Wang, Z. Feng: Corrosion behaviour of friction-bit-joined and weld-bonded AA7075-T6/galvannealed DP980, Science and Technology of Welding and Joining, 22-6(2017), 455-464.
- [36]K. Haraga and M. Kodama: State of the Art and Prospests in the Future in Adhesive Bonding, Journal of the Japan Welding Society, 56-3(1987), 26-32.
- [37]S. Fukada, R. Ohashi, M. Fujimoto, and H. Okada: Refill friction stir spot welding of dissimilar materials consisting of A6061 and hot dip zinc-coated steel sheets, in Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding, Elsevier, (2013), 183-187.
- [38]U. F. H. Suhuddin, V. Fischer, A. Kostka, and J. F. dos Santos: Microstructure evolution in refill friction stir spot weld of a dissimilar Al-Mg alloy to Zn-coated steel, Science and Technology of Welding and Joining, 22-8 (2017), 658-665.
- [39] T. Matsuda, K. Owada, A. Numata, H. Shoji, T. Sano, M. Ohata, A. Hirose: Influence of interfacial structure on the fracture behavior of friction stir spot welded dissimilar joints, Mater. Sci. Eng. A 772 (2020) 138743.
- [40]Y. Hovanski, M. Santella, and G. J. Grant: Friction stir spot welding of hot-stamped boron steel, Scripta Materialia. 57-9 (2007) 873-876.
- [41]M. Santella, Y. Hovanski, and T.-Y. Pan: Friction Stir Spot Welding (FSSW) of Advanced High Strength Steel (AHSS), SAE International Journal of Materials and Manufacturing, 5-2 (2012) 382-387.
- [42]Y. F. Sun, H. Fujii, N. Takaki, and Y. Okitsu : Microstructure and mechanical properties of dissimilar Al alloy/steel joints prepared by a flat spot friction stir welding technique, Materials & Design, 47 (2013), 350–357.
- [43]X. Wang, Y. Morisada, and H. Fujii : High-strength Fe/Al dissimilar joint with uniform nanometer-sized intermetallic compound layer and mechanical interlock formed by adjustable probes during double-sided friction stir spot welding, Materials Science and Engineering: A, 809 (2015), 141005
- [44] Y. Sato, M. Tada, A. Shiota, H. Kokawa, S. Nakagawa, K. Miyamoto: Effect of Zn coating

on tensile shear strength in dissimilar friction stir spot welds of Al alloy and Zn-coated steel, Preprints of the National Meeting of JWS 84 (2009) 201-201.

- [45]Y. Sato, A. Shiota, H. Kokawa, S. Nakagawa, K. Miyamoto: Effect of microstructure on cross tension strength in dissimilar friction stir spot welds of Al alloy and Zn-coated steel, Preprints of the National Meeting of JWS 84 (2009) 202-202.
- [46]Y. S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan : Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding, Metall. Mater. Trans. A 30 (1999) 2429-2437.
- [47] M. Fujimoto, S. Koga, N. Abe, Y. Sato, H. Kokawa: Microstructural analysis of the stir zone of Al alloy produced by friction stir spot welding, Q. J. Jpn. Weld. Soc. 25 (2007) 553-559.
- [48]K. Tanaka, M. Kumagai, H. Yoshida: Dissimilar joining of aluminum alloy and steel sheets by friction stir spot welding, J. Japan Inst. Light Metals 56 (2006) 317–322.
- [49]F. C. Liu, P. Dong, J. Zyang, W. Iu, A. Taub, K. Sun: Alloy amorphization through nanoscale shear localization at AI-Fe interface, Mater. Today Phys. 15 (2020) 100252.
- [50] F. C. Liu, P. Dong: From thick intermetallic to nanoscale amorphous phase at AI-Fe joint interface: roles of friction stir welding conditions, Scr. Mater. 191 (2021) 167–172.
- [51] A. Hirose, F. Matsui, H. Imaeda, and K. F. Kobayashi: Interfacial Reaction and Strength of Dissimilar Joints of Aluminum Alloys to Steels for Automobile, Materials Science Forum, 475-479 (2005), 349-352.
- [52]T. Ogura and A. Hirose: Microstructural control of interface and mechanical properties in dissimilar metal joining between aluminum alloy and steel, Journal of Japan Institute of Light Metals, 66–9 (2011), 503–511.
- [53] H. Dong, S. Chen, Y. Song, X. Guo, X. Zhang, and Z. Sun: Refilled friction stir spot welding of aluminum alloy to galvanized steel sheets, Materials & Design, 94(2011), 457–466.
- [54]K. Kimapong and T. Watanabe: Lap Joint of A5083 Aluminum Alloy and SS400 Steel by Friction Stir Welding, Materials Transactions., 46-4 (2005), 835-841.
- [55]M. Watanabe, T. Ookawa, and S. Kumai: Formation of laminate structure at the friction stir weld interface of aluminum alloy/steel lap joint," J. Japan Inst. Light Metals, 57–11 (2007), 536–54.
- [56] M. Movahedi, A. H. Kokabi, S. M. S. Reihani, and H. Najafi: Effect of tool travel and rotation speeds on weld zone defeCTS and joint strength of aluminium steel lap joints made by friction stir welding, Science and Technology of Welding and Joining, 17–2 (2012), 162– 167
- [57] A. Takami:マツダにおける異種材料接合技術の取り組み, 3rd Lightweight Technology Innovation Forum NAGOYA, 2020, (2020).
- [58]K. Himuro, A. Sadai, K. Matsui, H. Sumida, and K. Yamamoto: Development of Technology to Estimate_Mazda technical report.pdf, Mazda Technical Report 2012, 30, (2012).
- [59] T. Nagai: マルチマテリアル車体を実現する接着・接合技術の今後とは-モビリティの進化と接着接合について-, 3rd Lightweight Technology Innovation Forum NAGOYA, 2020,

(2020).

- [60] S. Kawamatsu, A. Mizuno, and K. Narita: 自動車軽量化ニーズに応えるスポット溶接技術の開発, Welding technology, 69-3(2021), 44-47.
- [61] K. Haraga and C. Sato, 自動車軽量化のための接着接合入門, 日刊工業新聞社, 2015.
- [62] J. Shen, S. B. M. Lage, U. F. H. Suhuddin, C. Bolfarini, and J. F. dos Santos: Texture Development and Material Flow Behavior During Refill Friction Stir Spot Welding of AlMgSc, Metall and Mat Trans A, 49-1,(2018), 241-254.

【本論文に関連した論文】

- [1] <u>N. Takeoka</u>, T. Tsuchida, T. Matsuda, T. Ogura, R. Ohashi and A. Hirose: Analysis of Mechanical Properties of the Dissimilar Material Joint Using Scrubbing Refill Friction Stir Spot Welding, revised.
- [2] <u>武岡正樹</u>, 深山拓真, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫: 複動式摩擦攪拌点接 合を用いたアルミニウム合金/ 亜鉛めっき鋼の新規接合法の開発, 溶接学会論文集, 39-4 (2021), 379-385.
- [3] 武岡正樹, 土田泰輔, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫:スクラビング複動式摩 擦攪拌点接合のアルミニウム合金/超高張力鋼接合への適用, 軽金属溶接, 60-2 (2022), 1-8.
- [4] <u>武岡正樹</u>, 深山拓真, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫: 複動式摩擦攪拌点接 合を用いた新規異材接合法におけるウェルドボンド継手の継手強度特性, 軽金属溶接, in print.
- [5] <u>武岡正樹</u>, 土田泰輔, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫:スクラビング複動式摩 擦攪拌点接合継手における異種金属接合界面の局所特性と微細構造の解析, prepared.

【本論文に関連した発表】

- [1] <u>武岡正樹</u>, 土田泰輔, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫: 機械的特性と界面反応層の基礎検討 -複動式摩擦攪拌点接合を用いた新規異種金属接合法の開発 第一報-, 溶接学会全国大会講演概要, 109 (2021) 104-105.
- [2] 土田泰輔, 武岡正樹, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫:アルミニウム合金/非 めっき超高張力鋼の接合-複動式摩擦攪拌点接合を用いた新規異種金属接合法の開 発 第二報-, 溶接学会全国大会講演概要, 109 (2021) 106-107.
- [3] 深山拓真, 武岡正樹, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫:アルミニウム合金/亜 鉛めっき鋼の接合 -複動式摩擦攪拌点接合を用いた新規異種金属接合法の開発 第 三報-, 溶接学会全国大会講演概要, 109 (2021) 108-109.
- [4] <u>武岡正樹</u>, 土田泰輔, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫: 複動式摩擦攪拌点接 合を用いた新規異種金属接合法の開発と継手の機械的特性の解明, 軽金属溶接協会 2021 年度 年次講演大会研究成果発表会, (2021) 8.

【本論文に関連した受賞】

[1] 軽金属溶接協会2021年度年次講演大会研究成果発表会優秀発表賞,<u>武岡正樹</u>,土田泰輔,松田朋己,小椋智,大橋良司,廣瀬明夫:複動式摩擦攪拌点接合を用いた新規異種金属接合法の開発と継手の機械的特性の解明,軽金属溶接協会2021年度年 次講演大会研究成果発表会.