

Title	鋼板とアルミニウム板の接合プロセスとその接合性の 評価に関する研究
Author(s)	及川, 初彦
Citation	大阪大学, 2000, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3178662
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka



鋼板とアルミニウム板の接合プロセスと その接合性の評価に関する研究

平成12年4月

及川初彦

	0
	鋼板とアルミニウム その接合性の評
	平成
	及川

ム板の接合プロセスと 評価に関する研究

成12年4月

川初彦

第	1	궡투	5	袑		副	一田				•	•	•	•	•	•
	1		1	QTH	阎	板	Ł	P	ル	111	11	: 5	11	板	io)接
	1		2	(Har	圌	板	と	7	ル	111	11	: 1	12	杨	えを	:接
	1		3	7	本	研	究	0	意	義	2	E	的	J		
	1		4	17	本	論	文	0	構	成						
第	2	놀루	Ŧ	熱	目	目日	EQ	正治	去	2	よ	る	鋼	板	2	P)
	2		1	ST	诸		言									
	2		2	011	夷	験	方	法								
		2	.2.	1		供	試	材	料							
		2	.2.	2		接	合	装	置							
		2	.2.	3		接	合	条	件							
		2	.2.	4		調	查	内	容							
	2		3	411	夷	験	結	果								
		2	.3.	1		圧	延	接	合	12	. 乃	213	ます	一型	安化	」膜
		2	.3.	2		圧	延	接	合	12	. 乃	213	ぼす	日日	EQ	E条
		2	.3.	3		接	合	界	面	12	: 7	31	ける	5 彩	1緒	我と
		2	.3.	4		接	合	界	面	12	: 7	31	ける	5 3	: 5	7 1
		2	.3.	5		圧	延	接	合	体	0.2	つ杉	幾柄	成的	白朱	宇性
	2		4	.11	考		察									
		2	.4.	1		圧	延	接	合	-15	1	31	t 7	5	長杉	すの
		2	.4.	2		圧	延	接	合	-13	易	ショー	野を	ED	とに	ぼす
		2	.4.	3		接	合	×	力	1	. 7	× 1	4			
		2	.4.	4		圧	延	接	合	. 2	: 执	古昔	女 担	安仁	10) H
		2	.4.	5		圧	延	接	合	伯	50	の核	幾杯	成的	内朱	5 性
	2		5		出口		110									
第	3	7	誈	鎁	目木	Ę,	1-	P)	V	111	-	ゥ	4	板	接	合
	3		1		な石		言									
	3		2		実	験	方	法								
		3	.2.	1		供	if.	材	彩	F						
		-		-												

目 次

					•		•						•				•	•	•	1
3	法	っカ	议	公要	28	: 2	: わ	った	: 技	支術	行的	力背	行厅	HIT.						1
3	· す	70	防	RO]][]	围题	三点	it	议	É¥	20	可研	F穿	CL.						3
																				6
																				7
	111	-	ウ	4	板	の	固	相	接	合										10
																				10
																				11
																				11
																				12
																				14
																				18
																				19
T) 景	、裡	E S																	19
4	= O)景	ノ組	E ST																22
]/	古樹		自	LU																25
甘田		E																		26
																				35
																				40
边	5 开	2.楼	长桂	主具																40
大	17	-																		46
																				49
記	L																			53
	· 星	ン参	聖方	EX	513	F	FB	E F	2											55
	- 水				× 10															58
																				00
- 1	1-	+>	1+	Z	个	5	日日	11-	~	竹加	R	D	生	50	L	БÛ	巨			60
		5		9	MZ.	府街	111	14	-	1//	宿		T.	JX.		ix.				60
																				60
																				60
	•																-			00

i

3.2.2 鋼板/アルミニウム板接合体の作製 ・・・・・・・・・・・			61
3.2.3 調査内容 • • • • • • • • • • • • • • • • • • •			62
3.3 実験結果 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・			63
3.3.1 圧延接合体、拡散接合体における金属間化合物層の生成と成長・			63
3.3.2 金属間化合物層の生成・成長と界面の剥離強度の関係 ・・・・・			67
3.3.3 金属間化合物層の組成 種類と異面における拡散状態			69
3.3.4 接合界面のミクロ構造と全屋間化合物層の生成・成長茶動・・・			79
			76
3.4.1 界面におけるFeとAlの拡散と全層間化合物層の生成,成長,			70
3.4.2 金属間化合物層の生成と成長に影響を及ぼす用子			70
3.4.3 接合界面のミクロ構造と全層関化合物層の生成,成長米動の関係			19
34.4 全属間化合物層の組成と種類			04
345 全属間化合物層の生成,成長と接合強度の間径		• •	04
346 全属間化合物層の生成,成長と後日强度の関係,			80
3.5 結 言・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・			87
		• •	87
第4音 鋼板とアルミニウム板の声控スポット次位			0.0
4 1 绕 章 · · · · · · · · · · · · · · · · · ·		• •	89
4 2 実験方法・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・			89
4.2.1 供試材料 •••••			90
4.2.2 次接条件			90
4 2 3 調查内容 • • • • • • • • • • • • • • • • • • •			90
4 3 宝翰结里 •••••			91
4.3.1 鋼板とアルミニウム板のフボット溶接			92
4.3.2 ステンレス鋼板とアルミニウム板のスポット裕接			92
433 アルミめっき鋼板とアルミニウム板のスホット俗技・・・・・・			101
			104
4.4.1 茨培冬佐 細板の主面状能と淡接知にわけて全屋間ルを開屋の			107
1.1.1 冶技米汗、 調牧の衣面状態と俗技命にわける並属面化合物層の 生成との関係			105
142 淡塔邨にわける全屋町ル合駒屋の生まと継手が座の町屋			107
1.1.2 俗按即にわりる並属间化石物層の生成と継于强度の関係 ・・・・		•	110
1.0 M a			111
第5音 鋼板 / アルミニウノ 振民 体体合体 ホラ ポート やけい			1.00
5 1 鉄 三 · · · · · · · · · · · · · · · · · ·			113
5.9 宝殿去注	•	•	113
0. 2 天駅 万 法 · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	•	•	114

		5.2.1	供試材	料・								• •	• •		•	•		•	•	•	•	114
		5.2.2	溶接条	件 •				• •				• •	• •		•	•			•	•	•	115
		5.2.3	調查内	容·			• • •	• •				• •	• •	• •	•	•			•	•	•	116
	5	.3 実	験結果				• •	• •				• •	• •						•	•	•	116
		5.3.1	各組合	せにま	らける	接触	抵抗	測定	結果	į .	• •	• •	• •	• •	•	•			•		•	116
		5.3.2	鋼板同	士、フ	アルミ	ニウ	ム板	同士	のス	ポッ	ノトジ	容接	•	• •	•			•	•	•	•	117
		5.3.3	鋼板、	アルミ	ミニウ	ム板	とア	ルミ	クラ	יש ו	;鋼材	仮の	スオ	ペッ	ト深	客接		•	•			122
		5.3.4	アルミ	クラッ	ド鋼	板同	士の	スポ	ット	溶接	安.	• •	• •	• •	•	•		•	•	•	•	127
		5.3.5	鋼板と	複層銷	岡板の	スポ	ット	溶接	•			• •	• •		•	•		•	•		•	133
		5.3.6	複層鋼	板同士	このス	ポッ	ト溶	接			• •	•	• •		•		• •	•	•		•	141
		5.3.7	適正溶	接電流	旋範囲	の比	較					•	• •			•		•	•	•	•	147
	5	.4 考	察・			• • •	• • •				• •	• •		• •	•		• •	•	•	•	•	148
		5.4.1	圧延接	合体0	ロスポ	ット	溶接	性に	影響	を生	チえる	る因	子			•		•	•	•	•	148
		5.4.2	溶接部	におけ	する金	属間	化合	物の	生成	えと組	米手 引	 歯 度	のほ	剧係	•	•	• •	•	•	•		150
	5	.5 結	言。	• •		• • •	• •	• •		• •		• •	• •	• •	•		• •	•		•	•	150
第	6	章 ア)	ルミクラ	ッド	鋼板を	モイン	・サ-	- ト 柞	才に	用い	た鋼	板、	め	っき	鋼	板。	Ł					
		ア,	ルミニウ	ム板	のスオ	ポット	、溶技	妾			• •	•	• •	• •	•	•	• •	•	•	•	•	153
	6	.1 緒	言・		• • •		• • •			• •	• •	•		• •	•	•	• •	•	•	•		153
	6	.2 実	験方法	• •	• • •	• • •			• •		• •	•	• •	• •	•	•	• •	•	•	•	•	154
		6.2.1	供試材	料・	• • •		• • •				• •				•	•	• •	• •	•	•	•	154
		6.2.2	溶接条	件・	• • •	• • •	• •	• •		• •	• •	•		• •			• •	•	•	•	•	155
		6.2.3	調查内	容·	• • •		• •				• •	•		• •	•		• •	• •	•	•	•	157
	6	.3 実	、験結果		• • •	• • •	• • •			• •	• •	•			•	•	• •	• •			•	158
		6.3.1	各組合	せにま	らける	接触	抵抗	測定	結果		• •			• •	•	•	• •	•	•	•	•	158
		6.3.2	インサ	ート杉	オを用	いた	鋼板	とア	ルミ	= ;	ウム林	板の	スオ	ドッ	ト消	\$接		•	•	•	•	159
		6.3.3	スポッ	ト溶接	後性に	及ぼ	すア	ルミ	クラ	· ツ]	《鋼材	板の	板厚	夏比(の景	/ 響		•	•	•		176
		6.3.4	スポッ	ト溶接	後性に	及ぼ	すア	ルミ	二ウ	レム植	反の利	重類	の暴	影響	•	•	• •	• •	•	•	•	183
		6.3.5	インサ・	ート杉	すを用	いた	めっ	き鋼	板と	アル	VE	ニウ	ム机	反の	スオ	ペッ	1	溶打	妾	•	•	192
		6.3.6	スポッ	ト溶接	後性に	及ぼ	す電	極形	状の)影響	в <u>т</u> •	•	• •	• •	•		• •	• •		•	•	196
		6.3.7	スポッ	ト溶接	後性に	及ぼ	すア	ルミ	クラ	· ット	《鋼林	坂の	板厚	夏比(の景	《響		•	•	•	•	200
		6.3.8	継手の	疲労強	度特	性・	• •	• •	• •		• •	•	• •	• •	•	•		•		•	•	223
		6.3.9	継手の	耐食性	ŧ		• •	• •	• •		• •	• •	• •	• •	•	•				•	•	224
	6	.4 考	察・				• •	• •		• •		•	• •	• •		•		•		•	•	224
		6.4.1	スポッ	ト溶技	後性を	支配	する	因子														224

ii

6.4.	.2	迷手	強力	度を	e z	三西	きす	3	因	子		•	•	•	•	•	•	•	•	•		•	•		•	•	•	•	•	•	•	229
6.4.	.3 1	他の	接行	合注	52	0) H	較			•	•	•	•	•	•	•		•		•		•			•	•	•		•		232
6.5	結	言	•	•	•	•	•	•				•		•	•	•	•		•	•		•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	235
第7章	熱間	圧列	E接	合	法	2	スプ	*	ット	溶	接	法	0	接	合	性	評	価		•						•	•	•		•		237
7.1	緒	言	•			•		•	•				•	•	•		•					•				•	•			•		237
7.2	接行	合性	評伯	赿	•			• •	•				•							•		•						•				237
7.2.	.1 💈	熱間	压致	正接	RA	i法	; D	接	合	性言	平伯	Η	•	•		•	•	•	•	•			•			•	•	•	•	•		237
7.2.	.2 ;	スポ	ッ	ト落	转	法法	:0	接	合	性言	平伯	Б	•	•	•	•		•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•		238
7.2.	3 1	妾合	性言	平佃	5 <i>σ</i>)ま	と	め	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	239
7.3	結	言	•	•	•	•			•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•		•	•	•	•	•	•	•	•	•	240
第8章	総	括	•	•	•	•	•	• •	•	•	•	•	•	•	•	•	•		•	•	•	•			•	•	•	•	•	•	•	241
参考文献	•		•			•	•						•	•							•				•						•	249
本研究に	関連	する	云	表	論	文				•					•	•										•						260
謝 辞																																261

第1章 緒 論

1.1 鋼板とアルミニウム板の接合法が必要とされた技術的背景 近年の急速な科学技術の進歩には目を見張るものが多く、スペースシャトル、航空機、 鉄道車両、自動車、船舶、などの輸送機器から、ビル、橋梁、道路、などの建築構造物、 電子機器や家電製品、スポーツ用品やレジャー用品に至るまで、数多くの高度な技術が生 かされている。特に、パソコンや携帯電話で代表されるように、我々の身の回りにおける 日常製品の進歩は、止まる所を知らないような勢いである。一方、このような急速な進歩 の中で、素材に対する要求レベルはますます高度化しており、かつ、その要求特性も多様 化している。これらの要求に対して、従来は単一素材を改良することにより対応してきた が、近年の要求特性はかなり高レベル化しており、これにも限界がある。 複合材料1-6)は、これらの要求に答えて生まれた材料である。すなわち、優れた特性を 持った材料同士を組み合わせ、単一素材では成し得ない優れた複数の特性、あるいは全く 新しい特性を得ることを目的としている。複合化によって期待される特性としては、例え ば、機械的特性、電気的特性、磁気的特性、光学的特性、化学的特性、生体的特性、熱的 特性、放射線的特性、などがある。複合材料は、マトリックス(母材)と組み合わせる材 料から構成されており、これをマトリックスの種類で分類すると、①高分子基複合材料7-⁸⁾、②金属基複合材料⁹⁻¹⁶⁾、③セラミックス基複合材料¹⁷⁻¹⁸⁾、の3つに大別することが できる。これら3種類の複合材料は、マトリックスが繊維で強化されている場合が多いの で、一般的には、繊維強化プラスチック (FRP: Fiber reinforced plastic)、繊維強化金属 (FRM: Fiber reinforced metal)、繊維強化セラミックス(FRC: Fiber reinforced ceramics)、 と呼ばれる場合が多い。しかし、最近では、長繊維で強化されるだけではなく、セラミッ クス系の粒子やフレーク、ウィスカー、などの短繊維も用いられている。。複合材料とし ては、これらの他にも、C/Cコンポジット¹⁹⁾やナノ複合化セラミックス²⁰⁾、金属間化 合物複合材料²¹⁾、コーティング材料²²⁻²⁴⁾、積層膜²⁵⁾、などがある。

上記で述べた複合材料の内、実際によく使われているのは、高分子基複合材料である繊 維強化プラスチックである。また、これに匹敵するほどよく使われているのが、金属基複 合材料であるクラッド材²⁶⁻²⁹⁾である。クラッド材のクラッド(Clad)とは、もともと覆 うという意味があり、「ある金属が他の金属により全面に渡って被覆され、かつ、その境 界面が金属組織的に接合された材料」と定義されている26,28-29)。クラッド材は、被覆 される金属板(母材)と被覆する金属板(合せ材)から構成された積層形の複合材料であ り、両金属の特性を併せ持った優れた材料である。クラッド材の種類は多く、現在までに 知られている金属板の組合せとしては、ステンレス/鋼30-32)、チタン/鋼33-40)、ニッ ケル/鋼41)、ニッケル/ステンレス42)、アルミニウム/ステンレス43-44)、チタン/ア

- 1 -

ルミニウム44-45)、などがある。しかし、そのほとんどは母材に炭素鋼板や低合金鋼板が 用いられているため、これらは、クラッド鋼板と呼ばれる場合が多い。クラッド鋼板は単 一材料では得られないような優れた特性や機能性を持つため、化学反応容器や建築物、橋 梁、輸送機、調理器具、など多方面で使われている20)。

ところで、従来、様々なクラッド鋼板が検討されてきたが、これらの中で製造すること が最も難しいと言われてきたのがアルミクラッド鋼板である。これは、鋼板とアルミニウ ム板の接合が非常に難しいことに起因している。クラッド鋼板の製造法としては、①圧延 法、②鋳込法、③爆着法、④肉盛法、⑤拡散接合法、などがあるが26.28-29)、生産性の 観点から、一般的には大気中での冷間圧延法や熱間圧延法で製造される場合が多い。しか し、鋼板とアルミニウム板を圧延法で接合することは非常に難しいのである。なぜなら、 冷間圧延法では、圧下率(圧延後の総板厚/圧延前の総板厚)を50%以上にしても安定 した接合強度が得られず、また、熱間圧延法では、鋼板とアルミニウム板の表面に酸化膜 が生成されて接合さえも難しくなるからである46)。そこで、従来は、爆着法26,47-50)の みで生産が行われていた。しかし、爆着法では、製造可能なサイズに制限があり、さらに、 生産性が低くコストが高い点も問題である。そのため、圧延法を用いた製造プロセスの開 発が望まれていた。アルミクラッド鋼板は、アルミクラッドステンレス鋼板と同様、軽量 であることに加え、熱伝導特性や磁気特性にも優れているため、今後、家電製品や調理器 具などの分野で実用化が期待されている。したがって、この意味から、圧延法を用いた鋼 板とアルミニウム板の接合技術が必要とされている。

一方、近年、СО2ガスの増加による地球温暖化が大きな問題として取り上げられてき ており、国際会議などでも、CO2ガスの削減が急務の課題として真剣に討議されている。 CO2ガスは、工場や発電所などから大量に排出されるほか、自動車などの輸送機器から も多量に排出されている。СО2ガスの削減問題に対して、自動車メーカーでは、軽量化 によって CO 2 ガスの 排出量を 軽減 しようという 試みが 成されている。 車体の 軽量化は、 排出ガス量を減らすだけでなく、ガソリンなどのエネルギー消費量を減らすことに対して も有効な手段であるため、地球環境を守り、限りある資源やエネルギーを節約する上でも 重要である。したがって、自動車分野では、軽量化の問題は、衝突安全性向上の問題と並 んで最も重要な課題のひとつとなっている。

車体を軽量化する方法としては、例えば、①高強度鋼板使用による鋼板の薄板化や部品 点数の削減、②アルミニウム、マグネシウムなどの軽金属や樹脂の使用、③構造改善によ る部品点数の削減(テーラードブランクやハイドロフォーム部品などの活用)、などが考 えられるが51-52)、これらの中で比重が低いアルミニウムを使用することは、軽量化に対 してかなり有効な手段になり得るものと考えられる。アルミニウムは、比重が2.7と鋼 の7.8に比べて1/3程度であり、剛性を考慮して板厚を増加させたとしても、鋼の約 半分の重量で構造物を構成することができる。また、加工性に優れるだけでなく、樹脂に

比べてリサイクル性も良好である。したがって、数年前より、自動車にアルミニウム部品 を適用しようという動きが活発化してきており、エンジンやホイールなどに加えて、フー ドやボンネット、トランク、さらには、フレームやボディーにもアルミニウム部品を適用 すべく検討が行われている53-58)。 しかし、アルミニウムの素材費は、比重を考慮しても鋼の3倍以上もあり、かつ、その 加工費も鋼に比べて高くなることが予想される。したがって、アルミニウムを使用する際 には、かなりのコストアップを考慮しなくてはならない。また、成形性、耐食性、溶接性 の点においても、鋼に比べて劣っているため、さらなる改善が必要とされている。したが って、現状では、自動車用鋼材の全てをアルミニウム材で置き換えることは困難である。 しかし、鋼に比べて非常に軽いという点では魅力ある材料であるため、これを有効に利用 するためには、鋼部品の一部をアルミニウム部品で置き換えるのが最も得策ではないかと 考えられる。しかし、このような鋼とアルミニウムが混在するようなハイブリッド構造体 では、鋼とアルミニウムを接合することが可能な信頼性ある技術が必要となる。今後、自 動車分野においては、アルミニウム部品の適用がますます拡大するものと予想されるが、 これに伴い、鋼とアルミニウムを接合する技術、特に、鋼板とアルミニウム板を接合する 技術がますます必要になるものと考えられる。したがって、この意味からも、鋼板とアル ミニウム板を接合する技術は非常に重要である。 1.2 鋼板とアルミニウム板を接合する際の問題点と従来の研究

従来、鋼とアルミニウムの接合法として様々な方法が提案されているが、自動車分野で 最も多く使われている溶接法で鋼とアルミニウムを接合すると、溶接部で脆弱な金属間化 合物が生成され、溶接部の強度や靭性が低下して信頼性ある継手が得られないのである⁴⁶ ⁵⁹⁻⁶¹⁾。また、この化合物は、鋼とアルミニウムを溶融させない冶金的接合法、例えば、 固相接合法などにおいても、接合温度が高過ぎたり、継手が熱履歴を受けると生成される。 これは、鋼とアルミニウムの接合界面でFeとAlの相互拡散が起こるからである。固相 接合界面で金属間化合物層が生成されると、界面の接合強度が低下し、やがて金属間化合 物層とアルミニウムの界面で剥離に至る。したがって、鋼とアルミニウムの接合する際に は、以下の観点に立った手法を選ぶことが大切である46)。 ①金属間化合物を生成させないか、生成させたとしても最小限に抑える方法

爆着、圧延接合、拡散接合、圧接、超音波接合、などの固相接合法 ②生成させた金属間化合物を接合面から排出する方法 フラッシュバット溶接、プロジェクション溶接、共晶ろう付、摩擦圧接、など ③鋼およびアルミニウムとなじみやすい金属をインサートする方法 インサート金属を用いた各種溶接法、など ④その他の方法

ろう付、機械的接合、接着、など

鋼とアルミニウムの接合で、次に問題となるのは、鋼やアルミニウムの表面に酸化膜が 存在すると、両金属の接合が阻害されることである。これは、特に、固相接合法の場合で 問題となる。したがって、両金属を接合する際には、表面に酸化膜が生成されないように 注意すべきである。また、すでに酸化膜が存在している場合には、変形などによって、こ れを破壊しながら接合しなくてはならない。これを考慮した接合法としては、爆着、冷間 圧延接合、拡散接合、圧接、超音波接合、摩擦圧接、などがある。

以上のような観点に立って、従来より、鋼とアルミニウムの接合法に関する研究が様々 な分野において行われている46,59-61)。まず、アルミクラッド鋼板を製造する方法とし ては、(a)爆着法47-50)、(b)冷間圧延法62-64)、(c)アルミめっき+熱間圧延法65)、(d)真 空圧延法⁶⁶⁻⁶⁸⁾、(e)異周速圧延法⁴⁶⁾、(f)溶湯鍛造法⁶⁹⁾、(g)接着法⁷⁰⁾、などが検討され ている。また、丸棒やパイプを接合する方法としては、拡散接合法71-79)や摩擦圧接法80 -83)、などが検討されている。さらに、鋼板とアルミニウム板を接合する方法としては、 Fig.1.1 で示したように、(a)直接スポット溶接法⁸⁴⁻⁸⁶⁾、(b)アルミめっき+スポット溶接 法⁸⁷⁾、(c)アルミクラッド鋼板インサート+スポット溶接法⁶²⁾、などのスポット溶接法や、 (d)電極加圧+通電加熱法⁸⁸⁾、などの固相接合法、(e)リベット接合、(f)メカニカルクリ ンチ⁸⁹⁻⁹¹⁾、(g)セルフピィアシング&リベッティング⁹²⁾、などの機械的接合法や、(h) ろう付法⁹³⁾、(i)接着法⁹⁴⁾、などの方法が検討されている。また、これらを組み合わせた 方法、例えば、接着+スポット溶接(ウェルドボンド)や接着+リベット接合(リベット ボンド)、接着+メカニカルクリンチ⁹⁴⁾、ピン打ち込み+抵抗溶接⁹⁵⁾、なども検討され ている。さらに、最近では、レーザーを用いた圧接法®6)や圧延法®7-98)、レーザー溶接 法99-100)、などが検討されている。これらの接合法は、上記で述べた鋼とアルミニウム の接合における問題点をカバーした優れた方法ではあるが、それぞれ、利点、欠点を有し ている。以下、これらの接合法における問題点について述べる。

まず、アルミクラッド鋼板の製造で用いられている接合法について述べる。爆着法は、 厚板の製造には適しているが薄板の製造には不向きであり、かつ、製品の大きさにも制限 がある。また、大量生産が難しく、コストも高くなる。冷間圧延法は、界面の接合強度が 大きくばらつくことが知られており、圧延後安定化焼鈍を行っても接合強度は安定しない。 アルミめっき+熱間圧延法は、界面の接合強度があまり高くなく、また、片側がアルミめ っき鋼板であるため用途が限定される。真空圧延法は、真空チャンバーが必要であるため、 大量生産を行うような場合には不向きであり、かつ、コストも高くなる。異周速圧延法も、 界面の接合強度が低いことが知られている。溶湯鍛造法は、形状や厚さに制限があり、接 合前には前処理を必要とする。次に、丸棒やバイブの接合法で問題点を上げると、拡散接 合法は、真空チャンバーを必要とするため、生産ラインへの適用には不向きである。また、 摩擦圧接法は、接合強度が大きくばらつくことが知られている。最後に、鋼板とアルミニ ウム板の接合法で問題点を上げると、直接スポット溶接法とアルミめっき+スポット溶接



- 4 -

Fig. 1.1 Comparison of steel-aluminum joining methods.

- 5 -

法では、溶接部で金属間化合物層が生成されるため、信頼性ある継手が得られない。電極 加圧+通電加熱法は、事前に表面研磨を行わないと接合強度がばらつき、また、電極の形 状が特殊であるため、電極寿命の点で問題がある。リベットやボルトを用いた接合では、 穴あけや位置合せが必要となるため、施工が煩雑になり問題が多い。メカニカルクリンチ は、接合強度が低いことが問題である。ろう付法は、大気中で行うことが困難であるため、 生産ラインへの適用には不向きである。接着法は、剥離方向の強度が低く、経年劣化も心 配されている。

1.3 本研究の意義と目的

以上の点を考慮して、どのような方法が鋼板とアルミニウム板の接合法として最適であ るかについて考える。まず、アルミクラッド鋼板の製造法としては、熱間圧延法が最適で あると考えられる。なぜなら、大量生産に適しており、また、厚さや厚さ比を自由に変化 させることが可能だからである。熱間圧延法の問題点は、加熱中に鋼板とアルミニウム板 の表面で酸化膜が生成され、この酸化膜によって両金属板の接合が阻害されることである。 したがって、酸化膜の生成を抑制することが可能であれば、界面の接合強度も高くなるこ とが期待される。この意味から、アルミクラッド鋼板の製造法としては、酸化膜の生成を 抑制することが可能な熱間圧延法が最適であるものと考えられる。アルミクラッド鋼板は 優れた特性を持つため、そのニーズは高く、安定した接合強度で大量生産することが可能 な製造法が開発されれば、その意義は大きい。

一方、鋼板とアルミニウム板で継手を作製する場合には、アルミクラッド鋼板インサー ト+スポット溶接法が最適であると考えられる。なぜなら、実用上最も多く使われている 溶接法を用いており、また、アルミクラッド鋼板をインサート材として用いることにより、 溶接で最も問題となる金属間化合物の生成を防ぐことが可能になるからである。アルミク ラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板とアルミニウム板の溶接法は、新幹線¹⁰¹⁻¹⁰³⁾や LNGタンカー、護衛船¹⁰⁴⁻¹⁰⁶⁾で既に使用されており、信頼性ある接合法として期待さ れる。インサート材に用いるアルミクラッド鋼板は、従来、爆着法のみで製造されていた ため、形状やコストの点で問題があったが、圧延法で製造することが可能になれば、この 問題も解決する。自動車分野では、現状、機械的接合法や接着法などの非冶金的接合法で 鋼板とアルミニウム板を接合しているが、生産性やコストの観点から、鋼板とアルミニウ ム板のスポット溶接法に対するニーズは高く、その開発が望まれている。

しかし、従来、熱間圧延法を用いた鋼板とアルミニウム板の接合法に関しては、ほとん ど研究が行われていない。また、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板とアル ミニウム板のスポット溶接に関しても報告例が少ない⁶²⁾。そこで、本研究においては、 鋼板とアルミニウム板の接合法開発を目的として、熱間圧延法を用いた鋼板とアルミニウ ム板の接合法、およびアルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板とアルミニウム板 のスポット溶接法について検討する。

1.4 本論文の構成

本論文の構成を Fig.1.2 に示す。本論文は、8 章から構成されている。 第1章は緒論であり、まず、鋼板とアルミニウム板の接合法が必要とされた技術的背景 とその問題点について述べた。また、鋼とアルミニウムの接合に関する従来の研究につい て触れた後、本研究の意義と目的、本論文の構成について述べた。 第2章では、熱間圧延法を用いた鋼板とアルミニウム板の接合について述べた。すなわ ち、窒素雰囲気中で通電加熱と圧延を行う熱間圧延法を用い、鋼板とアルミニウム板の接 合性に及ぼす素材表面の酸化膜と圧延条件の影響を明らかにし、最適接合条件を見出した。 また、熱間圧延法で作製された鋼板/アルミニウム板接合体の界面における組織、拡散状 態、ミクロ構造を明らかにし、鋼板とアルミニウム板の接合メカニズムについて議論した。 さらに、鋼板/アルミニウム板圧延接合体の機械的特性を調査し、複合則が成り立つこと を明らかにした。

第3章では、鋼板とアルミニウム板の接合で最も問題となる、固相接合界面での金属間 化合物層の生成・成長挙動について述べた。まず、上記、熱間圧延法で作製された鋼板/ アルミニウム板接合体を用い、金属間化合物層の生成・成長挙動に及ぼす熱処理条件と母 材成分の影響を明らかにした。また、界面における各種元素の拡散状態や金属間化合物層 の種類、組成、組織について明らかにし、圧延接合体と拡散接合体で比較した。さらに、 接合界面におけるミクロ構造と金属間化合物層の生成・成長挙動との関係、金属間化合物 層の成長と界面の接合強度との関係について明らかにし、金属間化合物層の生成抑制法を 提案した。

第4章では、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板とアルミニウム板のスポ ット溶接について述べる前に、鋼板とアルミニウム板の直接スポット溶接について調査し た結果を述べた。すなわち、鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板とアルミニウム板 をスポット溶接し、溶接部における金属間化合物層の生成状態と継手強度の関係、金属間 化合物層の生成挙動に及ぼす鋼板の表面状態の影響を明らかにした。

第5章では、アルミクラッド鋼板をインサート材として用いることを前提に、事前に、 熱間圧延法で作製された鋼板/アルミニウム板接合体のスポット溶接性について調査した 結果を述べた。すなわち、鋼板、アルミニウム板とアルミクラッド鋼板のスポット溶接性、 アルミクラッド鋼板同士のスポット溶接性、鋼板と鋼/アルミニウム/鋼複層鋼板のスポ ット溶接性、鋼/アルミニウム/鋼複層鋼板同士のスポット溶接性を明らかにし、圧延接 合体のスポット溶接性を支配する因子や、圧延接合体の界面特性に及ぼすスポット溶接の 影響について明確にした。

第6章では、第4章、第5章の結果を基に、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた、鋼板、めっき鋼板とアルミニウム板のスポット溶接について検討した結果を述べた。 まず、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板とアルミニウム板のスポット溶接

- 6 -

- 7 -

について検討し、スポット溶接性に及ぼすアルミクラッド鋼板の板厚比とアルミニウム板 の種類の影響を明らかにし、スポット溶接性を支配する因子について議論した。また、ア ルミクラッド鋼板をインサート材に用いためっき鋼板とアルミニウム板のスポット溶接に ついて検討し、スポット溶接性に及ぼす電極形状、アルミクラッド鋼板の板厚比の影響を 明らかにした。また、この継手の疲労強度、耐食性についても調査した。最後に、継手と しての特性を他の接合法、例えば、機械的接合法や接着法と比較し、インサート材を用い たスポット溶接法以外にも、セルフピィアシング&リベッティング法が有望であることを 明らかにした。

第7章では、第2章から第6章で得られた結果を基に、熱間圧延法で鋼板とアルミニウ ム板を固相接合した場合の接合性と、この方法で製造されたアルミクラッド鋼板をインサ ート材に用い、鋼板とアルミニウム板をスポット溶接した場合の接合性を、他の接合法の 場合と比較しながら評価した。

第8章は、本研究で得られた結果の総括である。



第2章 熱間圧延法による鋼板とアルミニウム板の固相接合

2.1 緒 言

第1章、1.1で述べたように、優れた特性や機能性を得るため、従来、様々なクラッ ド鋼板が製造されてきた。これらの中で、製造が最も難しいと言われているのがアルミク ラッド鋼板である。これは、アルミニウム板の表面に存在する緻密な酸化膜が、鋼板とア ルミニウム板の接合を阻害するからと言われている。また、仮に、アルミニウム板表面の 酸化膜を除去して鋼板とアルミニウム板を接合することができたとしても、鋼板とアルミ ニウム板の界面では、比較的容易に金属間化合物層が生成され、鋼板とアルミニウム板が 剥離してしまうからである⁴⁶⁾。アルミクラッド鋼板を製造する方法としては、従来、爆 着法⁴⁷⁻⁵⁰⁾、冷間圧延法⁶²⁻⁶⁴⁾、アルミかっき+熱間圧延法⁶⁵⁾、異周速圧延法⁴⁶⁾、真空 圧延法⁶⁶⁻⁶⁸⁾、溶湯鍛造法⁶⁹⁾、接着法⁷⁰⁾、などが検討されてきた。しかし、これらの中 で、実用上最も多く使われている方法は爆着法である。なぜなら、冷間圧延法、アルミめ っき+熱間圧延法、異周速圧延法では、安定した界面の接合強度が得られず、真空圧延法 では高価な装置を必要とし、また、溶湯鍛造法では形状が限定され、さらに、接着法では 界面の接合強度が低いからである。しかし、爆着法では、製造可能なアルミクラッド鋼板 の大きさに限界がある。また、薄板を製造することが困難であり、さらには、コストが高 いという問題点もある。

一方、圧延法を用いれば、薄板の製造が可能であり、形状も限定されない。また、この方法は大量生産にも向いているため、爆着法に比べて多くの利点を有している。しかし、従来検討された圧延法では、製造されたアルミクラッド鋼板の界面における接合強度が低く、また、その値もばらつくという問題点があった。これは、界面における接合が不十分であることに起因しているものと考えられる。圧延法を用いた鋼板とアルミニウム板の接合では、アルミニウム板を十分に変形させて、アルミニウム板表面の酸化膜を破壊し、かつ、接合面で必要かつ最小限の拡散が起こるようにしなくてはならない。そのためには、素材の変形と界面での拡散が十分に起こるような熱間圧延法を用いることが最善策であるものと考えられる。しかし、熱間圧延法では、圧延前に鋼板とアルミニウム板が加熱され、これらの表面に酸化膜が生成されるため、この酸化膜によって両金属板の接合が阻害され、アルミクラッド鋼板の製造が困難になる。したがって、熱間圧延法で鋼板とアルミニウム板が加熱され、これらの表面に酸化膜が生成されるため、この酸化酸によって両金属板の接合が阻害され、アルミクラッド鋼板の製造が困難になる。したがって、熱間圧延法で鋼板とアルミニウム板を接合するためには、圧延前の加熱時と圧延時における酸化膜の生成を最小限に抑えることが必要となる。そこで、酸化膜の生成を抑えることが可能なプロセス¹⁰⁷⁾を開発し、鋼板とアルミニウム板の圧延接合法について検討した。

本章では、熱間圧延法を用いた鋼板とアルミニウム板の接合について述べる¹⁰⁷⁻¹¹³。 まず、鋼板とアルミニウム板を窒素雰囲気中で通電加熱した後圧延する熱間圧延プロセス ¹⁰⁷⁾を用い、鋼板とアルミニウム板の最適接合条件を検討しながら、鋼板/アルミニウム 板接合体(アルミクラッド鋼板、複層鋼板)を作製した。次に、拡散接合法の場合と比較 しながら、鋼板とアルミニウム板の接合性に及ぼす酸化膜の影響や圧延条件の影響を明ら かにした。また、熱間圧延法と拡散接合法でステンレス鋼板とアルミニウム板を接合した 場合と比較しながら、鋼板/アルミニウム板接合体の界面における組織や拡散状態、ミク 口構造を明らかにした。さらに、その結果を基に、鋼板とアルミニウム板の接合メカニズ ムについて議論した。加えて、鋼板/アルミニウム板接合体(アルミクラッド鋼板、複層 鋼板)の機械的特性についても明らかにした。

2.2 実験方法

2.2.1 供試材料

圧延接合用の素材として、冷延鋼板 (EDDQ、記号; CS、以下、鋼板と略す)、オース テナイト系のステンレス鋼板 (SUS304、記号;SS、以下、ステンレス鋼板と略す)、純ア ルミニウム板 (A1050-O、記号; A1、以下、純 AI 板と略す)、AI-Mn 合金板 (A3004-O、記 号; A3、以下、Al-Mn 板と略す)、および Al-Mg 合金板 (A5052-O、記号; A5、以下、Al-Mg 板と略す)を用いた。それぞれの化学組成を Table 2.1 に、また、機械的特性値を Table 2.2 に示す。鋼板 (CS) と純 AI 板 (A1) については、板厚が異なる3~4種類の材料を使用 したが、化学組成と機械的特性値に大きな差が認められなかったため、代表として、板厚 0.4mmの鋼板と板厚 0.6mm の純 Al 板の値を Table 2.1 と Table 2.2 に示した。 本実験では、3種類の接合体(以下、圧延接合体と記す)、すなわち、鋼板(CS)と純 Al 板 (A1)、Al-Mg 板 (A5) を接合したアルミクラッド鋼板 (2 層接合体; CS/A1、CS/A5 タ イプ)と純 Al 板 (A1)、Al-Mn 板 (A3)、Al-Mg 板 (A5) を鋼板 (CS) の間に挟んで接合 した複層鋼板 (3 層接合体; CS/A1/CS、CS/A3/CS、CS/A5/CS タイプ)、およびステンレス 鋼板 (SS) と純 Al 板 (A1) を接合したアルミクラッドステンレス鋼板 (2 層接合体; SS/A1 タイプ)を作製した。アルミクラッド鋼板の素材には、板厚 0.4、0.5、0.6、0.7mm の鋼板 (CS) と板厚 0.5、0.6、0.8mm の純 Al 板 (A1)、板厚 0.6mm の Al-Mg 板 (A5) を用いた。 また、複層鋼板の素材には、板厚 0.2、0.4mm の鋼板 (CS) と板厚 0.5、0.6mm の純 AI 板 (A1)、Al-Mn 板 (A3)、および Al-Mg 板 (A5)を用いた。これらの鋼板とアルミニウム 板は、全て幅 300mm のコイルであった。鋼板は、板厚 0.2mm のもののみ加工硬化材(フ ルハード材)であり、それ以外は焼鈍材であった。しかし、後で述べるように、加工硬化 材は圧延前の通電加熱によって焼鈍され、通常の焼鈍された冷延鋼板と同じ機械的特性値 (Table 2.2 参照)を示すようになる。また、純 Al 板、Al-Mn 板、Al-Mg 板は全て焼鈍材で あった。これとは別に、アルミクラッドステンレス鋼板の素材には、板厚 0.4mm、幅 300mm、 長さ 500mm のステンレス鋼板 (SS) と板厚 0.6mm、幅 300mm、長さ 500mm の純 AI 板 (A1) を用いた。使用したステンレス鋼板と純 AI 板はいずれも焼鈍材であった。 一方、これに対して、拡散接合用の素材としては、上記と同じ鋼板 (CS)、ステンレス

Table 2.1 Chemical compositions of steel, stainless steel and aluminum sheets used for roll bonding.

Steel	Symbol	С	Si	Mn	Р	S	AI	N	Ti	Ni	Cr	Fe
EDDQ	CS	0.0039	0.015	0.14	0.013	0.017	0.057	0.0022	0.051		-	bal.
SUS304	SS	0.067	0.47	0.89	0.027	0.008	-			8.73	18.14	bal.

Aluminum	Symbol	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	AI
A1050-O	A1	0.09	0.29	<0.01	<0.01	<0.01		<0.01	0.02	bal.
A3004-0	A3	0.21	0.45	0.14	1.06	1.01	0.02	0.06	0.02	bal.
A5052-0	A5	0.09	0.27	0.03	0.04	2.48	0.19	0.01	0.01	bal.

Table 2.2 Mechanical properties of steel, stainless steel and aluminum sheets used for roll bonding.

Steel	Symbol	t (mm)	ρ (Mg/m ³)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)
EDDQ	CS	0.40	7.87	203	192	321	47.3	0.240	1.98	10.0
SUS304	SS	0.40			314	782	64.7	0.326	0.86	13.3

Aluminum	Symbol	t (mm)	ρ (Mg/m³)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)
A1050-O	A1	0.60	2.70	69	46	103	40.4	0.252	0.78	9.6
A3004-O	A3	0.60	2.72	69	79	185	22.5	0.248	0.65	8.9
A5052-0	A5	0.60	2.68	69	97	208	25.7	0.323	0.72	8.8

t;Sheet thickness, p;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, El;Total elongation, n;n-value, r;r-value, Er;Ericksen value

鋼板 (SS)、および純 Al 板 (A1) を用いた。試験片の形状は Ø 12mm の円盤状であり、 鋼板 (CS) とステンレス鋼板 (SS) の板厚は 0.4mm、純 Al 板 (A1) の板厚は 0.6mm であ った。拡散接合では、純 AI板(A1)を鋼板(CS)またはステンレス鋼板(SS)で挟んだ 3 層接合体(CS/A1/CS、SS/A1/SS タイプ、以下、拡散接合体と記す)を作製した。

2.2.2 接合装置

鋼板(CS)と3種類のアルミニウム板(A1、A3、A5)の接合には、通電加熱圧接装置 ¹⁰⁷⁾を用いた。接合装置の概略を Fig.2.1 に示す。なお、Fig.2.1 は、アルミクラッド鋼板(2)



層接合体)を作製する場合を示している。装置は、鋼板とアルミニウム板を所定の温度ま で加熱する通電加熱帯、加熱された鋼板とアルミニウム板を圧延接合する圧延機、接合さ れた板(圧延接合体)を巻取り温度まで冷却する冷却帯と3基のペイオフリール (POR)、 および1基のテンションリール (TR) から構成されている。圧延前の鋼板とアルミニウ ム板の加熱は、交流電源を用いた通電加熱によって行っている。すなわち、Fig.2.1 に示す ように、電流は圧延ロールを介したループ上を流れ、圧延ロールと通電ロールとの距離お よび通電する電流量を変化させることによって、鋼板とアルミニウム板の温度を変化させ ることが可能である。低周波電源を採用することにより、鋼板とアルミニウム板の偏加熱 を防いでいる。圧延前の素材の温度は放射温度計で、また、圧延後の接合体の温度は接触 式温度計で測定した。圧延中の加圧力は、ロードセルで測定した。

一方、加熱中および圧延中における鋼板とアルミニウム板の酸化を防ぐために、通電加 熱帯および圧延機をチャンバー内に置き、窒素ガスを流して不活性雰囲気にした。その時 の酸素濃度は、0.19 ~ 0.22vol %であった。圧延後は、窒素ガスを吹き付けることによっ て圧延接合体を冷却し、表面の酸化を防いだ。このように、本装置では通電加熱を用いる ため、鋼板とアルミニウム板が数秒のオーダーで急速に加熱される。また、加熱と圧延が 窒素雰囲気中で行われるため、従来、熱間での圧延接合で問題となっていた素材表面の酸 化を防ぐことができる。したがって、圧延接合の阻害因子と考えられる鋼板表面とアルミ ニウム板表面の酸化膜が生成されにくくなるため、鋼板とアルミニウム板の接合が容易に なるものと考えられる。

通電加熱圧接装置を用いた圧延接合では、接合前に鋼板やアルミニウム板の表面を研磨

Fig. 2.1 Schematic diagram of direct resistance heating and rolling apparatus.

-13 -

する処理は行わなかった。したがって、アルミニウム板の表面には、自然酸化膜が存在しているものと考えられる。また、接合前の鋼板には防錆油が塗布されていたが、アセトン洗浄などの脱脂は行わず、布で拭き取る程度に止めた。表面に残留した防錆油は、通電加熱中に蒸発したが、鋼板表面には炭素などの汚れが残留するものと考えられる。しかし、後で述べるように、これら酸化膜や汚れは、接合の阻害因子にはならなかった。本装置で作製されたアルミクラッド鋼板と複層鋼板の板幅は、ほぼ 250mm であった。

ステンレス鋼板 (SS) と純 AI 板 (A1)の圧延接合は、大気中での熱間圧延法によって 行った。これは、従来、良く知られているように、ステンレス鋼板と純 AI 板は、大気中 での熱間圧延で接合することが可能だからである⁴³⁾。作製されたアルミクラッドステン レス鋼板の板幅は 300mm であった。

拡散接合には、高周波誘導加熱型の拡散接合装置を用いた¹⁰⁸⁾。接合装置の概略を Fig.2.2 に示す。真空チャンバー内で円盤状(Ø 12mm)の純 Al 板 (A1)を同じ形状の鋼板 (CS) またはステンレス鋼板 (SS)で挟み、上下方向からØ 12 × 40mm のステンレス丸棒 (SUS304)で加圧しながら高周波で誘導加熱し、一定の圧力・温度に保持して、鋼板 (CS) またはステンレス鋼板 (SS)と純 Al 板 (A1)を拡散接合した。



Fig. 2.2 Schematic diagram of diffusion bonding apparatus.

2.2.3 接合条件

鋼板とアルミニウム板の圧延接合について検討するために、アルミクラッド鋼板と複層 鋼板を作製した。アルミクラッド鋼板の作製には、Fig.2.1 に示した圧延接合装置を用いた。 圧延前の通電加熱では、固有抵抗が高く熱伝導度が低い鋼板の方がアルミニウム板より加 熱されやすい。したがって、本実験では、主に鋼板が加熱される結果となった。通電加熱 によって、鋼板(CS)のみを 1028 ~ 1143 Kまで加熱した後、純 AI 板(A1) と合わせて 圧延し、鋼層とアルミニウム層の厚さ比が異なる5種類のアルミクラッド鋼板(CS/A1 タ イプ、記号; FA1 ~ FA5)を作製した。また、同様に、鋼板(CS)のみを加熱した後、AI-Mg 板(A5)と合わせて圧延し、アルミクラッド鋼板(CS/A5 タイプ、記号; FA6)を作製し た。圧延速度は 67 ~ 100mm/s であり、圧下力は、98 ~ 294kN であった。圧延用の素材、 作製したアルミクラッド鋼板の種類、加熱・圧延条件を Table 2.3 に示す。なお、アルミ ニウム板の温度は、鋼板からの輻射熱によって、圧延直前には 338 K程度まで上昇してい た。鋼板の加熱温度はアルミニウム板の融点より高いが、圧延時に鋼板とアルミニウム板 が接触すると、鋼板側からアルミニウム板側に向かって熱伝導が生じるため、圧延温度は アルミニウム板の融点より下がるものと考えられる。実際、圧延直後のアルミクラッド鋼 板の温度を測定すると、673 ~ 713 Kであることがわかった。圧延後のアルミクラッド鋼 板は、窒素ガスの吹き付けにより、10 K / sの速度で室温まで冷却された。

Table 2.3 Types of aluminum

Symbol		FA1	FA2	FA3	FA4	EA5	EA6
Cymbol		1.41	1.42	TAU	TAT	TAS	TAU
Sheet type	•			CS/A1			CS/A5
Thickness of	CS	0.40	0.70	0.60	0.50	0.40	0.40
specimen (mm)	A1, A5	0.60	0.50	0.60	0.80	0.80	0.60
Reduction	CS	4.0	4.8	4.4	5.0	5.0	9.5
(%)	A1, A5	31.0	39.0	35.5	37.5	26.3	10.2
Thickness of clas (mm)	d sheet	0.80	0.97	0.96	0.97	0.97	0.90
[Aluminum ra	tio]	[0.52]	[0.31]	[0.40]	[0.52]	[0.61]	[0.60]
Heating meth	nod		Direc	t resist	ance he	ating	
Heating temperat	ure (K)		1	028-114	3		1158
Heating time	(s)	90	-145 (R.	T. to He	ating ter	mperatu	re)
Bonding meth	hod			Hot r	olling		
Bonding atmos	phere			Nitroge	en-gas		

一方、複層鋼板の作製にも Fig.2.1 に示した圧延接合装置を用いた。通電加熱によって 鋼板 (CS)のみを 998 ~ 1108 Kまで加熱した後、純 AI板 (A1) と合わせて圧延し、鋼層

1	clad	steel	sheets	and	roll	bonding	conditions.
---	------	-------	--------	-----	------	---------	-------------

とアルミニウム層の厚さ比が異なる13種類の複層鋼板(CS/A1/CSタイプ、記号;FA7 ~ FA19)を作製した。また、同じ条件で鋼板 (CS)のみを加熱した後、Al-Mn 板 (A3) および Al-Mg 板 (A5) と合わせて圧延し、2 種類の複層鋼板 (CS/A3/CS タイプ、記号; FA20、 CS/A5/CS タイプ、記号; FA21)を作製した。なお、アルミニウム板の温度は、鋼板から の輻射熱によって、圧延直前には 338 K程度まで上昇していた。圧延用の素材、作製した 複層鋼板の種類、加熱・圧延条件を Table 2.4 に示す。なお、先にも述べたように、複層 鋼板の素材である厚さ 0.2mm の鋼板は加工硬化材であったが、圧延前の加熱で十分焼鈍 されるため、通常の冷延鋼板と同じ組織、同じ機械的特性になっていた。このように、鋼 板は圧延前の加熱によって十分に焼鈍されるため、加工硬化材を用いても良い。圧延直後 の複層鋼板の温度は、アルミクラッド鋼板の場合と同様であった。

Symbo	1	FA7	FA8	FA9-FA19	FA20	FA21			
Sheet ty	pe	-	CS/A1/CS		CS/A3/CS	CS/A5/CS			
Thickness of specimen (mm)	CS A1, A3, A5	0.20 0.60	0.40 0.60	0.40 0.50	0.20 0.60	0.40 0.60			
Reduction (%)	CS A1, A3, A5	1.0 2.0 2. 18.2 31.8 9.5		2.5-4.1 9.2-31.8	3.3 16.7	10.5 15.0			
Thickness of cl (mm) [Aluminum	ad sheet ratio]	0.89 [0.55]	1.19 [0.34]	1.12-1.22	0.89	1.23 [0.41]			
Heating me	ethod	Direct resistance heating							
Heating temper	ature (K)			998-1108					
Heating tim	ie (s)		145 (R.T.	to Heating te	mperature)				
Bonding me	Bonding method			Hot rolling					
Bonding atmo	Bonding atmosphere			Nitrogen-gas	;				

Table 2.4 Types of steel/aluminum laminates and roll bonding conditions.

これに対して、アルミクラッドステンレス鋼板(SS/A1タイプ、記号;SA)の作製は、 以下の手順で行った。まず、圧延前のステンレス鋼板(SS)と純 AI板(A1)の表面をワ イヤーブラシで研磨した。これは、圧延前に試験片の表面を研磨すると、ステンレス鋼板 と純 AI 板の接合強度が向上し、ばらつきも小さくなることが経験的に知られているから である。次に、試験片をアセトンで洗浄して、油、研磨粉などを除去した。洗浄後は研磨 面が内側になるように両金属板を重ね合わせ、先端がずれないようにスポット溶接で固定 した。その後、この試験片を大気炉に入れ、773 K, 1.8ksの条件で加熱・保持した。大気 炉から取り出した後は、大気中で素早く圧延し、ステンレス鋼板と純 AI 板を接合した。 なお、圧延直後の試験片の温度は 723 K程度であった。圧延用の素材、作製したアルミク ラッドステンレス鋼板の種類、加熱・圧延条件を Table 2.5 に示す。

Symbol		SA
Sheet type)	SS/A1
Thickness of	SS	0.40
specimen (mm)	A1	0.80
Reduction	SS	5.2
(%)	A1	30.8
Thickness of clar (mm) [Aluminum ra	d sheet	0.93
Heating meth	nod	Furnace
Heating temperat	ure (K)	723
Heating time	(s)	1800
Bonding meth	Hot rolling	
Bonding atmos	Air	

また、鋼板またはステンレス鋼板とアルミニウム板の接合に及ぼす酸化膜の影響を調べ るために、鋼板 (CS)、ステンレス鋼板 (SS) または純 AI 板 (A1) のどちらか一方の表 面に酸化膜を生成させ、これらの試験片を組み合わせて拡散接合を行い、拡散反応が起こ るかどうかを調べた。酸化膜は、大気炉中で加熱・保持することによって生成させた。酸 化膜の生成条件を Table 2.6 に示す。拡散接合には、Fig.2.2 に示した装置を用いた。真空チ ャンバー内で円盤状 (Ø 12mm) の純 Al 板 (A1) を同じ形状の鋼板 (CS) またはステン レス鋼板(SS)で挟んで、上下方向からステンレス丸棒で加圧し、高周波で誘導加熱す ることによって、純 AI 板を鋼板またはステンレス鋼板で挟んだ3層接合体 (FAD1~ SAD1、以下、拡散接合体と記す)を作製した。拡散接合に用いた素材、作製した接合体 の種類、加熱・加圧条件を Table 2.6 に示す。

Table 2.5 Types of aluminum clad stainless steel sheets and roll bonding conditions.

Mark		FAD1	FAD2	SAD1	SAD2
Sheet type		CS/A	1/CS	SS/A	1/SS
Thickness of specimen (mm)	CS, SS A1	0.40 0.60	0.40 0.60	0.40 0.60	0.40 0.60
Reduction (%)	CS, SS A1	2.5 33.3	0 43.3	0 40.0	0 50.0
Thickness o bonding sheet ([Aluminum ra	of (mm) tio]	1.18 [0.34]	1.14 [0.30]	1.16 [0.31]	1.10
Heating meth	od	In	duction	heatin	ng
Bonding temperat	ure (K)	773	823	823	873
Bonding time	(ks)		1.	.8	
Bonding pressure	(MPa)	45	38	45	38
Bonding amosp	here	١	/acuum	(10-3Pa)
Pre-treatment of s	pecimen		Heating (723K,	j in air 1.8ks)	

Table 2.6 Types of steel/aluminum laminates and diffusion bonding conditions.

2.2.4 調査内容

上記で述べた圧延接合体や拡散接合体を用い、鋼板とアルミニウム板の最適接合条件や 接合性に及ぼす酸化膜の影響、圧延条件の影響を調査した。また、ステンレス鋼板/アル ミニウム板接合体の場合と比較しながら、鋼板/アルミニウム板接合体の界面における組 織や拡散状態、ミクロ構造を調査した。さらに、鋼板/アルミニウム板接合体の機械的特 性についても調べた。

まず、圧延前の試験片の表面に生成されている酸化膜の状態を調べるために、直流定電 圧法でGDS分析を行った。スパッタリングにはArガスを用い、Ar流量;150 ml/min、 アノード径;4mm、直流電圧;600 Vの条件で表面からスパッタリングを行い、深さ方向 の元素分布を測定した。

次に、圧延接合体、拡散接合体の断面組織を調べるために、上記で作製したそれぞれの 接合体の断面を機械研磨し、2%ナイタールで腐食した組織を光学顕微鏡で観察した。ま た、接合界面近傍における元素の拡散状態を調べるために、断面におけるEPMA線分析 (ビーム径;約1µm)を実施した。さらに、接合界面近傍におけるミクロ構造を調査す

るために、TEMによる断面組織観察を実施した。TEM観察用の試験片は、圧延接合体 の界面に垂直な方向から薄板材を切り出し、機械研磨の後、イオンシニング法によって薄 膜化して作製した。TEM観察は加速電圧 300kV で行い、界面における元素の拡散状態 や生成された化合物の組成を調べるためにEDX分析(ビーム径;30、50nm)を行った。 また、制限視野電子線回折法で化合物の同定を行った。 一方、アルミクラッド鋼板と複層鋼板、およびその素材の密度をアルキメデス法で測定 した。また、それぞれの機械的特性値を評価した。ヤング率は、試験片に歪ゲージを貼り 付けて、引張試験と曲げ試験の両方で測定した。ヤング率測定に用いた引張試験片の形状 はJIS5号引張試験片であり、曲げ試験片の形状は20×300mmであった。引張特性値 は、JIS5号、JIS13号A引張試験片を用いて評価した。n値は伸びの値が5-10 %の間で定義式から計算した。また、r値はJIS13号A引張試験片を用いて評価し、 伸びの値が 15 %の所で定義式から計算した。しかし、アルミクラッド鋼板では、伸びの 増加とともに引張試験片がアルミニウム層側に反るため、反りの影響が少ない5%の所で r値を求めた。エリクセン試験は、JISZ2247に準拠して行い、成形高さ(エリクセン値) を求めた。また、円筒深絞り試験(TZP試験)によって限界絞り比(L.D.R)を求めた。 この場合のポンチ径は 50mm、コーナー径は 5mm であった。これに加え、JIS K 6854 に準 拠してピール試験を行い、接合界面におけるピール強度(剥離強度)を測定した。ピール 試験に用いた試験片の形状は 20 × 300mm であり、長さ 200mm の範囲での平均値をピー ル強度とした。

2.3 実験結果

2.3.1 圧延接合に及ぼす酸化膜の影響

鋼板とアルミニウム板を大気中で熱間圧延して接合した場合には、圧延前の加熱で鋼板 とアルミニウム板の表面に酸化膜が生成されるため、この酸化膜が阻害因子となって接合 が困難になるものと考えられる。そこで、まず、Fig.2.2 で示した拡散接合装置を用いて、 鋼板とアルミニウム板の接合に及ぼす酸化膜の影響を調べた。

2.2.3 で述べたように、鋼板 (CS) または純 Al 板 (A1) のどちらか一方の表面に酸化膜 を生成させ、酸化膜を生成させた試験片とそうでない試験片を組み合わせて拡散接合を行 い、接合界面における反応形態を調べた。また、この結果を、ステンレス鋼板(SS)と 純 AI 板 (A1) を拡散接合した場合と比較した。接合条件は、Table 2.6 に示した通りであ る。鋼板 (CS) または純 AI 板 (CS) のどちらか一方の表面に酸化膜を生成させ、823 K で拡散接合した場合 (FAD2) を Fig.2.3 に示す。(a)の鋼板 (CS) 側のみに酸化膜を生成 させた場合には、接合界面では何も生成されておらず、界面で容易に剥離した。しかし、 (b)の純 AI 板 (A1) 側のみに酸化膜を生成させた場合には、接合界面で化合物層が生成 されていた。接合面を剥離させてX線回折を行うと、この化合物は、Fe-Al 系の金属間化 合物層(FeAls、Fe:Als)であることがわかった。773 Kで拡散接合した FAD1の試験片でも

- 19 -



Fig. 2.3 Effect of oxide film on diffusion reaction at interfaces in diffusion bonding of steel and aluminum sheets (FAD2): (a) Oxidation in steel sheet side, (b) Oxidation in aluminum sheet side.

同じ結果が得られている。したがって、鋼板表面に生成された酸化膜は、接合界面におけ る反応の阻害因子、すなわち、FeとAlの拡散バリアとなるが、純 AI 板表面に生成さ れた酸化膜は、必ずしもそうならないことがわかった。

一方、同じ条件で表面に酸化膜を生成させ、ステンレス鋼板(SS)と純 AI板(A1)を 823 Kで拡散接合した場合(SAD1)には、化合物層が生成されていなかった。しかし、873 Kで拡散接合した場合 (SAD2) には、ステンレス鋼板側または純 AI 板側のどちらに酸化 膜を生成させても、接合界面で Fe-Al 系の金属間化合物層 (FeAls、Fe2Als) が生成されて いた。この結果は、ステンレス鋼板と純 AI 板表面の酸化膜は、接合界面におけるFeと A1の相互拡散に対して、必ずしもバリアにならないことを示している。したがって、圧 延接合のような鋼板と純 AI 板の固相接合では、鋼板の表面が酸化されるような条件では 接合が困難であるが、純 AI 板の表面が酸化されるような条件では接合が可能であるもの と考えられる。これに対して、ステンレス鋼板と純 AI 板の固相接合では、ステンレス鋼 板や純 AI 板が酸化するような条件でも接合が可能であるものと考えられた。実際、鋼板 と純 AI 板を大気中で加熱してから圧延で接合しようとしても困難であるが、ステンレス 鋼板と純 AI 板を大気中で加熱した後圧延で接合することは可能である。以上の結果より、 鋼板表面の酸化膜は圧延接合の阻害因子になるが、ステンレス鋼板表面と純 AI 板表面の 酸化膜は、接合条件さえ選べば、必ずしも圧延接合の阻害因子にならないものと考えられ た。この理由については、2.4.2で考察する。

次に、圧延接合する直前の試験片を採取し、加熱による表面の酸化状態を調べた。まず、 Fig.2.1 で示した通電加熱圧接装置を用いてアルミクラッド鋼板 (FA1)を作製する際に、 圧延直前の鋼板 (CS) と純 AI 板 (A1) を採取し、GDSで表面の酸化状態を調べた。ま

た、アルミクラッドステンレス鋼板 (SA) を作製する際に、圧延直前のステンレス鋼板 (SS)と純 AI 板(A1)を採取し、同様に酸化状態を調べた。その結果を Fig.2.4 に示す。Fig.2.4 の横軸はスパッタリング時間であり、試験片表面からの深さに対応している。なお、試験 片の種類によってスパッタリング速度が異なるため、同一のスパッタリング時間でも、表 面からの深さは異なっている。まず、アルミクラッド鋼板(FA1)を作製する場合(図中 の(a)と(b)) について見ると、鋼板 (CS) 側ではごく表面でのみ〇が検出され、Feの 強度はスパッタリング時間とともに急激に母材の値まで回復している。一方、純 AI板(A1) 側では、表面付近のやや広い範囲でOが検出され、A1の強度は緩やかに増加している。 この結果は、鋼板の表面にはほとんど酸化膜が生成されていないが、純 AI 板の表面には A1の自然酸化膜が存在していることを示している。これに対して、アルミクラッドステ ンレス鋼板 (SA) を作製する場合 (図中の(c)と(d)) には、ステンレス鋼板 (SS) 側の ごく表面にNi、Cr、Oのピークが認められ、それより内部では、Ni、Cr、Feの 強度が一旦低下した後、母材の値まで回復している。一方、純 AI 板 (A1) 側では、(b) とよく似た強度曲線を示しているが、表面におけるOの強度が高く、A1の強度曲線の回 復も(b)に比べてわずかながら緩やかである。この結果は、ステンレス鋼板の表面にCr、



Aluminum sheet side (SA).

Fig. 2.4 GDS depth profiles of steel and aluminum sheets just before roll bonding: (a) Steel sheet side (FA1), (b) Aluminum sheet side (FA1), (c) Stainless steel sheet side (SA), (d)

F e の酸化膜が存在しており、また、純 Al 板の表面に(b)の自然酸化膜より厚い酸化膜が 生成されていることを示している。

このような結果が得られたのは、以下の理由によるものである。すなわち、アルミクラ ッド鋼板の作製では、圧延前に窒素雰囲気中で試験片が急速に加熱されるため、鋼板と純 AI板の表面はほとんど酸化されなかったが、アルミクラッドステンレス鋼板の作製では、 圧延前の加熱と圧延が大気中で行われるため、ステンレス鋼板と純 AI 板の表面が酸化さ れたものと考えられる。以上の結果より、通電加熱圧接装置を用いた鋼板と純 AI 板の圧 延接合では、鋼板表面には酸化膜が存在せず、また、純 AI 板表面に自然酸化膜が存在し た状態で接合が行われるが、大気中におけるステンレス鋼板と純 AI 板の圧延接合では、 ステンレス鋼板と純 AI 板の表面に酸化膜が存在した状態で接合が行われるものと考えら れた。Fig.2.1 で示した圧延接合装置で、窒素ガスを流さずに圧延した場合には、どのよう な条件で圧延しても鋼板と純 AI 板は接合されなかった。上記で述べたように、純 AI 板の 表面には自然酸化膜が存在しており、また、大気中で通電加熱する場合には鋼板のみが加 熱されて表面に酸化膜が生成されることから、鋼板表面の酸化膜は鋼板と純 AI 板を接合 する際の阻害因子となるが、純 AI 板表面の酸化膜は、必ずしも接合の阻害因子にはなら ないものと考えられた。この結果は、上記で述べた拡散接合の結果と一致している。一方、 ステンレス鋼板と純 AI 板は、大気中でも圧延接合が可能であることから、ステンレス鋼 板表面と純 AI 板表面の酸化膜は、必ずしも接合の阻害因子にならないものと考えられた。 この結果も、拡散接合の結果と一致している。したがって、熱間圧延による鋼板とアルミ ニウム板の接合では、不活性雰囲気、すなわち、酸素から遮断された雰囲気が必要となる が、それは必ずしも真空である必要性はなく、0.2%程度の酸素が含まれた不活性雰囲気、 例えば、窒素雰囲気やアルゴン雰囲気でも十分であることがわかった。

2.3.2 圧延接合に及ぼす圧延条件の影響

2.3.1 で述べたように、熱間圧延による鋼板とアルミニウム板の接合では、雰囲気制御、 すなわち、不活性雰囲気で加熱と圧延を行うことが重要である。これは、素材の表面、特 に、鋼板の表面に酸化膜を生成させないためである。したがって、加熱時と圧延時におけ る雰囲気制御は、鋼板とアルミニウム板の接合性に大きな影響を及ぼす。一方、雰囲気以 外にも、鋼板とアルミニウム板の圧延接合に影響を及ぼす因子として、圧下率(圧下力) と圧延温度が考えられる。なぜなら、これらは、固相接合で重要な界面における密着性と 拡散に影響を及ぼすからである。そこで、これらの影響について調べた。なお、圧下率と は、圧延後の板厚を圧延前の総板厚で割った値である。Fig.2.5 は、複層鋼板(FA9 ~ FA19) の作製において、各圧延温度(圧延直後の温度)における総圧下率と個々の素材(鋼板と 純 AI 板)の圧下率との関係を示したものである。鋼板(CS)と純 AI 板(AI)の圧下率 は、総圧下率の増加とともに増加している。また、純 AI 板の圧下率は鋼板の圧下率より も大きい。純 AI 板の圧下率が鋼板の圧下率よりも大きいのは、圧延時における純 AI 板の



Fig. 2.5 Effects of total reduction and sheets.

変形抵抗が鋼板に比べて低いからであると考えられる。圧延時における鋼板およびアルミ ニウム板の変形抵抗と圧下率の関係については、2.4.1 で詳細に議論する。なお、Fig.2.5 の 結果は、従来の結果114-116)と一致している。 Fig.2.6 は、各圧延温度において、純 Al 板 (A1)の圧下率とピール強度 (鋼板/純 Al 板 界面の剥離強度)の関係を調べた結果である。ピール強度は、純 AI 板の圧下率および圧 延温度の増加とともに増加している。しかし、圧延温度が 705 Kでは、圧下率が 25 %以 上でピール強度の値が飽和している。なお、鋼板(CS)の圧下率とピール強度の関係に ついても調べたが、両者の間に顕著な相関関係は認められなかった。以上の結果から、鋼 板と純 AI 板の圧延接合では、純 AI 板の圧下率と圧延温度が界面の剥離強度に大きな影響 を及ぼすことがわかった。鋼板またはステンレス鋼板と純 AI 板の圧延接合では、総圧下 率の増加とともに界面の接合強度が高くなることが知られている 63-64 67-68 116)。 Fig.2.5 で示したように、純 AI 板の圧下率は総圧下率の増加とともに増加することから、 今回の結果は、これら従来の結果と一致しているものと考えられる。また、ステンレス鋼 板/純 AI 板接合体の界面における接合強度は、圧延温度の上昇とともに増加することが 経験的に知られていたが、今回の結果は、鋼板/純 AI 板接合体について、これを定量的 に示したものと言える。一方、次章で述べるように、鋼板と純 AI 板の界面では、接合温 度が 723 Kを越えると、脆弱な Fe-Al 系金属間化合物層が生成され接合強度は低下する。

Fig. 2.5 Effects of total reduction and rolling temperature on reduction of steel and aluminum



Fig. 2.6 Effects of aluminum sheet reduction and rolling temperature on peel strength of steel/aluminum laminates.

したがって、723 Kを過度に越えた温度で圧延することは望ましくなく、圧延温度として は、最も高い剥離強度が得られる 723 K程度が最適であるものと考えられる。圧延温度が 705 Kでは、純 AI板の圧下率が 25%以上でピール強度が飽和することから、純 AI板の圧 下率は、最大でも30%程度で十分であるものと考えられる。

一方、純 Al 板 (A1) の代わりに、Al-Mn 板 (A3) と Al-Mg 板 (A5) を用いて鋼板 (CS) との圧延接合を行ったが、総圧下率を純 AI 板の場合と等しくするためには、圧延温度と 圧下力を高く設定する必要があることがわかった。これは、圧延時における Al-Mn 板と Al-Mg 板の変形抵抗が、純 Al 板より高いためであると考えられる。圧延前の加熱温度が 同じ場合において、鋼板、アルミニウム板および全体の圧下率を比較した結果を Table 2.7 に示す。Al-Mg 板を用いた場合 (FA21) には、純 Al 板を用いた場合 (FA8) に比べて、 アルミニウム板の圧下率は低く、逆に、鋼板の圧下率は高い値を示した。アルミニウム板 の変形抵抗と圧下率の関係については、2.4.1 で議論する。なお、Al-Mn 板、Al-Mg 板を用 いた場合のビール強度については、純 AI 板を用いた場合と同じ条件(アルミニウム板の 圧下率と圧延温度が等しい条件)で圧延することが難しかったため、両者でどちらのピー ル強度の方が高いかを比較することはできなかった。

複層鋼板の場合と同様に、アルミクラッド鋼板についても、各圧延温度におけるアルミ

Table 2.7 Comparison of rolling force, red

Steel/aluminum laminate	Rolling force	Reduction of steel sheet	Reduction of aluminum sheet	Total reduction
	(kN)	(%)	(%)	(%)
FA8	214	2.0	31.8	13.2
FA21	304	10.5	15.0	9.8

ニウム板の圧下率とピール強度の関係を調査した。鋼板(CS)と純 AI板(A1)を圧延接 合したアルミクラッド鋼板では、純 AI板の圧下率が 20%程度でも、ピール試験中に純 AI 層が破断し正確な値が測定できなかった。この時の値は 32N/mm であることから、ピール 強度の値はそれ以上であるものと考えられる。アルミクラッド鋼板のピール強度を測定す るために、板厚が 0.8mm の純 AI 板を用いてアルミクラッド鋼板を作製し、純 AI 層が破断 しないような状態でピール強度の値を測定した。その結果、最大で 70N/mm が得られた。 圧延法で接合された鋼板/アルミニウム板接合体のピール強度については、真空圧延法に よる結果で 39.2N/mm 以上という値が報告されており⁶⁶⁾、本実験で得られた値は、これと 同等かそれ以上であることがわかった。圧延温度が同じで、純 AI 板の圧下率も同じ場合 について、Table 2.8に示すようにアルミクラッド鋼板と複層鋼板のピール強度を比較する と、アルミクラッド鋼板のピール強度の方が高いことがわかった。これは、アルミニウム 板の変形機構の差が原因ではないかと考えられた。詳細については 2.4.1 で議論する。

	Rolling temperature (K)	Reduction of steel sheet (%)	Reduction of aluminum sheet (%)	Total reduction (%)	Peel strength (N/mm)
Aluminum clad steel sheet	633	1.0	19.9	12.4	32.3
Steel/aluminum laminate	638	3.5	21.9	10.5	9.5

2.3.3 接合界面における組織と拡散状態

Fig.2.7 は、鋼板 (CS) と純 AI 板 (A1) を圧延接合したアルミクラッド鋼板 (FA1)の 断面組織である。アルミクラッド鋼板の鋼板/純 AI 板界面は、非常に平坦で滑らかであ る。これは、圧延接合体の特徴であり、爆着材の場合47-50)とは大きく異なっている。光 学顕微鏡のレベルでは、界面でマクロな欠陥や Fe-Al 系金属間化合物層の存在は認められ なかった。また、鋼層と純 AI 層の厚さを比較すると、鋼板は5%程度しか圧下されてい

1	luction	of	steel	and	aluminum	sheet	and	total	reduction.

Table 2.8 Comparison of peel strength of aluminum clad steel sheet and steel/aluminum laminate.



Fig. 2.7 Cross-section of aluminum clad steel sheet: (a) Macrostructure, (b) Microstructure.

ないのに対し、純 AI 板の方は 30%以上も圧下されているのがわかった。これは、先にも 述べたように、圧延時における純 AI 板の変形抵抗が鋼板に比べて低かったためであり、 複層鋼板やアルミクラッドステンレス鋼板でも、同じ結果が得られている。アルミニウム 層のビッカース硬さを測定すると、焼鈍された純 AI 板の値とほぼ同じであった。したが って、純 AI 板は圧延の過程で一旦は加工硬化されるが、圧延後の冷却過程で再び焼鈍さ れるものと考えられた。鋼板(CS)と Al-Mg板(A5)を圧延接合したアルミクラッド鋼 板(FA6)についても同様の組織観察を行ったが、鋼層とアルミニウム層の圧下率が異な る以外は、FA1 とほぼ同じ結果であった。また、ステンレス鋼板(SS)と純 AI 板(A1) を圧延接合したアルミクラッドステンレス鋼板でも、同様の結果が得られた。

Fig.2.8 は、アルミクラッド鋼板 (FA1) とアルミクラッドステンレス鋼板 (SA) の断面 をEPMAで線分析した時の結果である。FA1と SA の界面付近では、EPMAで検出さ れるオーダーの相互拡散領域や金属間化合物層の生成を示す濃度プロファイルは認められ なかった。なお、SA の界面ではOが検出されたが、これは、加熱と圧延が大気中で行わ れたため、ステンレス鋼板と純 AI板の表面に酸化膜が生成されていたためと考えられる。 一方、FA1 は窒素雰囲気中で作製されたため、界面でOは検出されなかった。これらの結 果は、Fig.2.4 のGDS分析の結果と一致している。Al-Mg板を用いたアルミクラッド鋼板 (FA6)についても同様の分析を実施したが、アルミニウム層中で Mg が検出される他は FA1 の場合と同様であり、界面における Mgの濃化は認められなかった。

2.3.4 接合界面におけるミクロ構造

Fig.2.9 は、鋼板 (CS) と純 AI 板 (A1) および鋼板 (CS) と Al-Mg 板 (A5) を接合した 2種類のアルミクラッド鋼板 (FA1、FA6) と、アルミクラッドステンレス鋼板 (SA)の 界面を、TEMを用いて低倍で観察した結果である。FA1の界面は、(a)で示したように、 凹凸が少なく非常に滑らかである。しかし、鋼板(CS)側の結晶粒が小さい所では、結

- 26 -



steel sheet: (a) FA1, (b) SA.

晶粒の形に沿って多少凹凸が生じている箇所もある。界面付近では、純 Al 板 (A1) 側に 突き出た柱状の組織(図中A)や析出物(図中B)が観察される所もある。FA6の界面も、 (b)で示したように、凹凸が少なく滑らかである。しかし、FA1 とは異なり、界面に白い 層状の組織が観察される。この組織は、所々で、Al-Mg 板 (A5) 側に向かって凸形状にな っていた(図中C)。一方、(c)で示したように、SAの界面では、多少凹凸が観察された。 また、FA6の場合と同様に、界面で層状の組織が観察されたが、FA1で観察された柱状の 組織や析出物の存在は認められなかった。なお、いずれの場合においても、界面で欠陥の 存在は認められなかった。

Fig.2.10 は、FA1 の界面をさらに高倍で観察した結果である。(a)は純 AI 板 (A1) 側で 観察された層状組織(図中A)である。(b)はこれをさらに拡大して観察した結果である が、層状組織には厚い所と薄い所が存在する。この部分では、特徴的なモワレ模様が観察 され、EDXで分析するとA1と〇が検出されることから、この組織はA1の非晶質酸化 膜であるものと考えられた。このA1の非晶質酸化膜は、接合前に純 AI 板の表面に存在 していた自然酸化膜が残存したものと考えられる。また、厚さ分布が存在するのは、圧延 によって変形を受けたためと考えられる。(c)と(d)は、純 AI 板 (A1) 側に突き出た組織 (図中B)と純 AI 板側に存在する析出物(図中C)であり、(b)で示したA1酸化膜が存 在しない箇所で観察された。(c)の突き出た組織と(d)の析出物では、明確な格子像が観察 された。また、EDXでこの部分を分析するとFeとA1が検出された。以上のことから、 この部分は Fe-Al 系の金属間化合物であるものと考えられた。界面全体を観察すると、ほ

Fig. 2.8 EPMA line analyses at interfaces of aluminum clad steel sheet and aluminum clad stainless

- 27 -







Fig. 2.9 TEM micrographs at interfaces of aluminum clad steel sheets and aluminum clad stainless steel sheet: (a) FA1, (b) FA6, (c) SA.

Fig. 2.10 TEM micrographs of typical microstructures at interface of aluminum clad steel sheet (FA1): (a) Indirect bonding section, (b) Amorphous layer at interface, (c) Direct bonding section, (d) Precipitate in aluminum sheet side. とんどの部分で(a)の組織が観察され、(c)や(d)の組織が観察される場所はごくわずかで あった。

Fig.2.11 ~ Fig.2.13 は、FA1、FA6、および SA の代表的な界面で格子像を撮影した結果で ある。FA1の場合には、Fig.2.11で示したように、ほとんどの界面で厚さ2~20nmのA1 非晶質酸化膜(図中A)が観察された。したがって、鋼板(CS)と純 AI板(A1)は、こ の非晶質酸化膜を介して接合されているのがわかった。なお、鋼板側と純 AI 板側の結晶 方位関係を調べたが、特定な方位関係は認められなかった。

一方、FA6の白い層状組織(凸部を含む)を中心に界面を観察したのが Fig.2.12の(a)と (b)である。Al-Mg 板 (A5) 側では、(a)で示すように、厚さ 3 ~ 15nm の非晶質構造に現 れる特徴的なコントラストの部分 (図中A) が観察された。この部分をEDXで分析する と、A1とOの他にわずかなMgも検出されることから、この部分はMgを含んだA1の 非晶質膜であるものと考えられた。この非晶質酸化膜は、界面全般に渡って存在し、鋼板 (CS)とAl-Mg板(A5)は、この非晶質酸化膜を介して接合されていた。この酸化膜は、 接合前に Al-Mg 板の表面に存在していた自然酸化膜が界面に残存したものと考えられる。 酸化膜中にMgが含まれていたのは、Al-Mg板の表面に存在する酸化膜にMgが含まれて いたか¹¹⁷⁾、熱間での圧延接合の際に Al-Mg 板 (A5) 中のMgが界面に拡散したためと考 えられる。なお、1.3mol%以上のMgを含んだ Al-Mg合金同士の拡散接合では、接合中に Mgが界面に拡散してAlの非晶質酸化膜を還元し、MgOの結晶粒子が生成されること が知られている¹¹⁸⁻¹²²⁾。Fig.2.12の(b)は、別の箇所で FA6の界面を観察した結果である が、Al-Mg板(A5)側の凸部では、母材とは異なった格子像(図中B)が観察された。こ の部分をEDXで分析するとFeとAlが検出され、Fe:Al のものと考えられる格子面も 認められることから、A1非晶質酸化膜の周辺部では、局部的に Fe-Al 系の金属間化合物 が生成されているものと考えられた。なお、FA6の界面では、ほとんどの部分で(a)に示 す組織が観察された。FA1 では、A1の非晶質酸化膜が存在する部分では金属間化合物が 生成されていなかったが、FA6 では、A1の非晶質酸化膜が存在する部分でも金属間化合 物が生成されていた。このことから、A1非晶質酸化膜中にMgが存在すると、これを介 したFeとAlの相互拡散が容易になるのではないかと推測された。なお、FA6の界面で 鋼板側と Al-Mg 板側の結晶方位関係を調べたが、特定な関係は認められなかった。

これに対して、SAの場合には、Fig.2.13で示したように、接合界面で2種類の層状組織 が観察された。ステンレス鋼板(SS)側の層状組織(図中A)をEDXで分析し、また、 制限視野での電子線回折を行った結果、この層状組織は Croo と Croo. であることがわか った。このCr酸化膜は、圧延接合前の大気中加熱でステンレス鋼板表面に生成されたも のと考えられ、通常大気中でステンレス鋼板表面に生成される酸化膜と一致している123)。 また、同様の解析を純 AI 板(A1)側の層状組織(図中B)で行った結果、この層状組織 はA1の非晶質酸化膜であることがわかった。これらの酸化膜は界面のほとんどの部分で



- 30 -

Fig. 2.11 TEM micrograph at interface of aluminum clad steel sheet (FA1).







- 33 -



Fig. 2.13 TEM micrograph at interface of aluminum clad stainless steel sheet (SA).

- 34 -

観察され、ステンレス鋼板と純 AI 板は、これらCr酸化膜とA1酸化膜を介して接合さ れていた。SA の場合についても、ステンレス鋼板側と純 AI 板側の結晶方位関係を調べた が、特定な方位関係は認められなかった。また、SAの界面では局部的な金属間化合物の 生成は認められなかった。なお、EDX分析でFA1とFA6およびSAの界面付近における 拡散状態を調べたが、30nm 以上のFe、A1、Cr、Niの拡散領域は存在しないこと がわかった。なお、ビーム径の小さいEDXで分析を行った結果では、数 nm の拡散領域 があるとの報告もある。
「)。

2.3.5 圧延接合体の機械的特性

Table 2.9は、熱間圧延法で作製されたアルミクラッド鋼板 (FA1~FA5)の密度、機械 的特性、およびピール強度(界面の剥離強度)の値を、その素材である鋼板(CS)およ び純 AI板(A1)の値と併せて示したものである。なお、エリクセン値の測定では、アル ミクラッド鋼板の鋼層側、アルミニウム層側のどちらにポンチを当ててもほぼ同じ値が得 られたが、L.D.R の測定では、アルミニウム層をダイス側にするとかなり低い値を示した ため、鋼層をダイス側にして測定した時の結果を Table 2.9 に示した。

and aluminum clad steel sheets.

	Symbol	Al/t	t (mm)	ρ (Mg/m ³)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)	L.D.R	PS (N/mm)
EDDQ	CS		0.40	7.87	203	192	321	47.3	0.240	1.98	10.0		
A1050-0	A1		0.60	2.70	69	46	103	40.4	0.252	0.78	9.6		
	FA1	0.52	0.81	5.12	129	171	204	41.3	0.129	1.44	9.7	2.00	>32.1
Aluminum	FA2	0.31	0.97	6.27	164	190	251	44.2	0.148	1.65	10.6	2.04	>25.3
clad steel	FA3	0.40	0.96	5.72	144	178	235	43.3	0.140	1.57	10.0	2.08	>34.8
clad steel	FA4	0.52	0.97	5.16	128	169	213	41.1	0.135	1.39	10.2	2.12	>33.7
	FA5	0.61	0.97	4.75	127	147	185	44.2	0.133	-	10.3	2.04	>33.7

Al/t;Thickness ratio of aluminum, t;Sheet thickness, p;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, El;Total elongation, n;n-value, r;r-value, Er;Ericksen value, L.D.R;Limiting drawing ratio, PS;Peel strength

アルミクラッド鋼板の密度と機械的特性の値は、素材である鋼板と純 AI 板の値の間で、 鋼層/アルミニウム層の板厚比とともに変化した。そこで、Table 2.9 に示したものをも含 め、様々な板厚、板厚比のアルミクラッド鋼板で、それぞれの特性値が複合則に従うかど うかを調べた。アルミクラッド鋼板や複層鋼板のような積層複合体における複合則は下記 の式で示される。

Table 2.9 Density and mechanical properties of steel and aluminum sheets used for roll bonding

ただし、

Mac、MFe、MA1; アルミクラッド鋼板、鋼板、アルミニウム板の特性値 tAC、tFe、tA1;アルミクラッド鋼板、鋼層、アルミニウム層の厚さ

そこで、横軸にアルミニウム層の厚さとアルミクラッド鋼板の総厚さの比をとり、また、 縦軸に各特性値をとってブロットし、複合則から予想される値と比較した。検討結果の一 例を Fig.2.14 の(a)~(e)に示す。

(a)は、ヤング率について検討した結果である。図中〇印で示す引張試験から求めたヤ ング率の値は、直線で示した複合則から予想される値とほぼ一致している。したがって、 ヤング率では複合則が成り立っている。一方、曲げ試験から求めたヤング率の値(図中△ 印)は、板厚比に関係なくほぼ一定であり、複合則から予想される値より低い値である。 この理由については、2.4.5で議論する。

(b)は、0.2 %耐力 (YS) について検討した結果である。図中〇印で示す 0.2 %耐力の値 (実測値)は、複合則から予想される破線の値より高い値を示している。0.2 %耐力の値 が、このような高い値を示したのは、アルミクラッド鋼板の製造中に、素材である鋼板と 純 AI 板が圧延されて加工硬化し、0.2%耐力の値が上昇したためではないかと推測される。 そこで、実際に加工硬化が起こっているかどうかを確かめるために、アルミクラッド鋼板 のアルミニウム層と鋼層のビッカース硬さを測定した。その結果、アルミニウム層の測定 値は、純 AI 板の焼鈍材と同じ値であり、アルミニウム層では加工硬化が起こっていない (焼鈍状態)ことがわかった。一方、鋼層の硬さを測定すると、素材(焼鈍材)より上昇 していることがわかった。したがって、0.2 %耐力の値の上昇は、主に鋼層の加工硬化が 原因であるものと考えられた。鋼板の 0.2 %耐力と引張強さの値は、硬さの値に比例する ことが経験的に知られており124-125)、アルミクラッド鋼板の鋼層の 0.2 %耐力と引張強 さの値は、鋼層の硬さの値から下記の式を用いて推定することができる。

$Y S_{02} = a \cdot H v + b$	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	(2.2	2)	
$T S = c \cdot H v + d$																						(2.3	3)	

ただし、

YSoz;鋼層の0.2%耐力	TS;鋼層の引張強さ
Hv;鋼層のビッカース硬さ	a、b、c、d;係数

そこで、この推定値からアルミクラッド鋼板の 0.2 %耐力を計算し、再度プロットを実施 した。その結果を△印で示す。推定値から計算したアルミクラッド鋼板の 0.2 %耐力の値 は実測値と良く一致しており、複合則から予想される実線上の値とも一致している。した





Fig. 2.14 Effect of aluminum layer thickness ratio on mechanical properties of aluminum clad steel sheets: (a) Young's modulus, (b) Yield strength, (c) Tensile strength, (d) Total

がって、0.2%耐力でも、複合則が成り立っていることがわかった。

(c)は、引張強さ(TS)について検討した結果である。引張強さの値は、直線で示した 複合則から予想される値とほぼ一致しており、引張強さでも複合則が成り立っているのが わかる。〇印で示す実測値が直線よりわずかに高い値を示しているのは、0.2%耐力の場 合と同様に、アルミクラッド鋼板の鋼層の加工硬化が原因であるものと考えられる。しか し、加工硬化による鋼層の引張強さの上昇は、0.2%耐力の場合に比べてはるかに小さい (すなわち、上記(2.3)式のcの値が(2.2)式のaの値に比べて非常に小さい)ため、直線 からのずれは非常に小さい。

(d)は、伸び(EI)について検討した結果である。多少のばらつきはあるものの、伸び の値は、複合則から予想される直線上の値と一致しており、複合則が成り立っているのが わかる。また、(e)は、r値(r)について検討した結果である。r値でも、他の場合と 同様に、複合則が成り立っている。

以上述べたように、アルミクラッド鋼板のヤング率(E;引張試験で求めたヤング率)、 0.2 % 耐力 (YS)、引張強さ (TS)、伸び (El)、 r 値 (r) では、複合則が成り立ってい ることがわかった。また、同様に、密度(DS)でも複合則が成り立っていた。しかし、 n値(n)、エリクセン値(Er)、限界絞り比(L.D.R)では、複合則は成り立っていない ことがわかった。アルミクラッド鋼板のn値は、素材である鋼板と純 AI 板より低い値を 示した。また、エリクセン値を同板厚(1.0mm)で比較すると、アルミクラッドの鋼板の 値は鋼板の 12.4mm、純 Al 板の 12.1mm に比べて低い値を示した。さらに、限界絞り比は、 鋼層をダイス側にした場合には、純 AI 板より鋼板に近い値を示したが126-127)、板厚比 との相関は認められなかった。また、アルミニウム層をダイス側にした場には、鋼層をダ イス側にした場合より低い値を示し、この値は Al-Mg 板より低い値であった126-127)。本 結果は、八尋ら126)や松田ら127)の結果と一致している。また、アルミクラッドステンレ ス鋼板で検討した大家の結果43)とも一致している。なお、大家は、0.2 %耐力の値が複合 則から予想される値より高い値を示すと結論づけているが43)、これは圧延接合時のステ ンレス鋼板層の加工硬化を考慮していないためと考えられ、ステンレス鋼板層の加工硬化 を考慮すれば、基本的には複合則が成り立つものと考えられる。

ところで、アルミクラッド鋼板の密度は 4.57 ~ 6.27Mg/m³ であり、鋼板の 7.87Mg/m³ に 比べると 20~ 40%も低い値である。したがって、アルミクラッド鋼板を素材として用い れば、剛性を考慮して板厚を増加させたとしても、鋼板に比べかなりの軽量化が可能であ る。一方、アルミクラッド鋼板の伸び(El)の値は、いずれも 40 %以上と鋼板並の値を 示した。また、r値、エリクセン値(Er)、限界絞り比(L.D.R)の値は、鋼板よりやや低 いものの、アルミニウム板に比べて高い値を示した。このことから、今回作製したアルミ クラッド鋼板は、アルミニウム板に比べて、成形性に優れているものと考えられる。なお、 先にも述べたように、限界絞り比を求める成形試験では、ポンチ側をアルミニウム層側に

した場合と鋼層側にした場合の両方について試験を行ったが、ポンチ側をアルミニウム層 側にした場合には成形性が良く、逆にポンチ側を鋼層側にした場合には成形性が劣った。 この原因については、2.4.5で考察する。 一方、ピール試験によって、それぞれのアルミクラッド鋼板の界面の剥離強度(鋼層と アルミニウム層の接合強度)を測定したが、ピール強度の測定中にアルミニウム層が破断 したため、正確な値は測定できなかった。しかし、いずれの場合にも、Table 2.9に示した ように、25.3N/mm 以上の高い値が得られた。先にも述べたように、素材として厚い純 Al 板を用いてアルミクラッド鋼板を作製し、ピール強度の値を測定すると、最大で 70N/mm の値が得られている。したがって、本プロセスで作製されたアルミクラッド鋼板の剥離強 度は、非常に高い値であることがわかった。このように、熱間圧延で作製されたアルミク ラッド鋼板のピール強度は非常に高いため、成形中に界面で剥離が起こったり、鋼層とア ルミニウム層がずれて、表面にしわが生じることはなかった。 アルミクラッド鋼板の場合と同様に、複層鋼板(FA7、FA8、FA21)についても、密度、 機械的特性、およびピール強度の値を調査した。その結果を、素材である鋼板 (CS)、純 AI 板 (A1) および Al-Mg 板 (A5) の値と併せて Table 2.10 に示す。純 Al 板 (A1) を鋼板 (CS) で挟んで接合した複層鋼板 (FA7、FA8) では、密度 (DS)、ヤング率 (E; 引張試験で 求めたヤング率)、0.2 % 耐力 (YS)、引張強さ (TS)、伸び (El)、 r 値 (r) で複合則が 成り立っていた。しかし、n値(n)、エリクセン値(Er)では複合則が成り立っていな かった。n値は素材である鋼板および純 AI 板より低い値を示し、また、エリクセン値(Er) も同板厚の鋼板と純 AI 板より低い値を示した。これに対して、AI-Mg 板 (A5)を鋼板 (CS) で挟んで接合した複層鋼板 (FA21) では、密度 (DS)、ヤング率 (E; 引張試験で求めた ヤング率)、r値(r)では複合則が成り立っていたが、0.2%耐力(YS)、引張強さ(TS)、

and steel/aluminum laminates.

	Symbol	Al/t	t (mm)	р (Mg/m3)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)	PS (N/mm)
EDDQ	CS	-	0.40	7.87	203	192	321	47.3	0.240	1.98	10.0	
A1050-0	A1	-	0.60	2.70	69	46	103	40.4	0.252	0.78	9.6	
A5052-0	A5	-	0.60	2.68	69	97	208	25.7	0.323	0.72	8.8	-
Steel/	FA7	0.55	0.89	5.03	132	122	200	43.0	0.205	1.75	9.8	10.7
laminate	FA8	0.34	1.19	6.24	155	183	259	45.4	0.175	1.58	10.5	14.5
	FA21	0.41	1.23	6.10	-	274	314	20.8	0.091	1.40	9.0	5.8

Al/t;Thickness ratio of aluminum, t;Sheet thickness, p;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, El;Total elongation, n;n-value, r;r-value, Er;Ericksen value, L.D.R;Limiting drawing ratio, PS;Peel strength

Table 2.10 Density and mechanical properties of steel and aluminum sheets used for roll bonding

伸び (El)、n値 (n)、エリクセン値 (Er) では複合則が成り立っていなかった。0.2 % 耐力 (YS)、引張強さ (TS)、伸び (El) で複合則が成り立っていなかったのは、先にも 述べたように、圧延接合中における鋼板の加工硬化が原因であるものと考えられる。すな わち、圧延時における Al-Mg 板の変形抵抗が高かったために、鋼層が加工硬化され、こ れによって鋼層の 0.2 %耐力と引張強さが上昇し、また、伸びが低下したためと考えられ る。したがって、アルミクラッド鋼板の場合と同様に、これらを考慮に入れれば、Al-Mg 板を鋼板で挟んで接合した複層鋼板でも、複合則は成り立つものと考えられる。一方、複 層鋼板のn値は、鋼板および Al-Mg 板よりも低い値を示した。この原因については、2.4.5 で議論する。また、エリクセン値は、同板厚の鋼板と AI-Mg 板より低い値を示し、純 AI 板を用いた場合よりも低い値であった。このように低い値を示したのは、圧延時における 鋼板の加工硬化が原因であるものと考えられる。

次に、Table 2.10 に示した複層鋼板のピール強度を、Table 2.9 に示したアルミクラッド 鋼板のビール強度と比較した。圧延温度と純 AI 板の圧下率が同じ圧延接合体でビール強 度を比較すると、アルミクラッド鋼板の方が複層鋼板よりも高い値であることがわかった。 これは、後で述べるように、圧延接合時における純 AI 板の変形機構の差が原因ではない かと推測される。詳細については、2.4.1で議論する。

2.4 考察

2.4.1 圧延接合における素材の変形機構

圧延で鋼板とアルミニウム板を接合する場合のように、金属同士の固相接合では、接合 界面において十分な密着を達成することが重要である。なぜなら、固相接合においては、 接合面の原子同士を引力が及ぼし合う距離まで近づかせなくてはならないからである。し たがって、そのためには、金属表面に存在するマクロな凹凸を変形させて接合界面におけ る欠陥を減少させ、接合面積を増加させなくてはならない。また、接合の阻害因子となる 汚染皮膜や酸化膜を、分解、拡散消失、変形による破壊、などによって除去する必要性が ある128-129)。ここでは、まず、圧延接合における素材の変形機構と界面の密着過程につ いて考える。

圧延接合時における鋼板とアルミニウム板の変形を考える上で、それぞれの材料の変形 抵抗を把握しておくことは重要である。そこで、まず、鋼板 (CS)、純 AI 板 (A1)、Al-Mn 板(A3)、Al-Mg板(A5)の変形抵抗を文献¹³⁰⁻¹³¹⁾から調べた。金属材料の変形抵抗は 歪速度によって変化するが、歪速度によるこれらの材料の変形抵抗の変化は比較的小さい ため、変形抵抗の値としては、歪速度 6.0 S 1 で引張試験を実施した時の値を選んだ。ま た、引張試験温度としては、室温と圧延温度に近い 623、673、723 Kを選んだ。さらに、 変形抵抗は歪量の増加とともに増加するが、対数歪が 0.2 ~ 0.6 の範囲ではほとんど変化 しないため、対数歪が 0.4 の場合を選んだ。各材料の変形抵抗を Table 2.11 に示す。 まず、623~723 Kにおける鋼板の変形抵抗を純 AI 板と比較すると、5.6~7.1 倍の値

Cassimon	Sumbol	Test temperature								
Specimen	Symbol	R.T.	623K	673K	723K					
SSPDX	CS	294	256	243	214					
A1050-O	A1	87	46	37	30					
A3004-O	A3	189	69	49	44					
A5052-0	A5	238	123	93	74					

である。鋼板と純 AI 板でアルミクラッド鋼板または複層鋼板を作製した場合について、 鋼板と純 AI板の圧下率を比較すると、純 AI板の圧下率は鋼板の5~7倍程度となってお り、圧下率が変形抵抗に反比例することを考慮すれば、この結果は変形抵抗から予想され る結果と一致している。したがって、圧延接合時における純 AI 板の圧下率が鋼板に比べ て大きかったのは、圧延時における純 AI 板の変形抵抗が鋼板に比べて低かったからであ ると考えられる。同様に、鋼板の変形抵抗を Al-Mn 板と比較すると 3.7 ~ 4.9 倍である。 鋼板と Al-Mn 板を組み合わせた場合について圧下率を比較すると、Al-Mn 板の圧下率は鋼 板の3~5倍程度になっており、この場合も変形抵抗から予想される結果と一致している。 また、鋼板の変形抵抗を Al-Mg 板と比較すると 2.1 ~ 2.9 倍の値である。しかし、圧下率 を比較すると、Al-Mg板の圧下率は鋼板の1~ 1.5倍程度であり、この場合には変形抵抗 から予想される値より小さな値を示している。この原因については、明確な結論が得られ ていない。圧延時における Al-Mn 板と Al-Mg 板の変形抵抗は、それぞれ、純 Al 板の 1.5 ~ 2.2 倍、2.5 ~ 2.7 倍と高いため、同じ圧延温度と圧下力でアルミクラッド鋼板または複 層鋼板を作製する場合には、Al-Mn 板または Al-Mg 板を用いた場合には、純 Al 板の場合 に比べてアルミニウム板の圧下率は低くなり、逆に、鋼板の圧下率は高くなるはずである。 これを実験結果と照らし合わせると、Al-Mn 板または Al-Mg 板を用いた場合には、実際、 このような結果になっている。

次に、鋼板とアルミニウム板の変形について考える。鋼板とアルミニウム板を圧延接合 する場合について、圧延ロールと素材の関係を Fig.2.15 に示す132-133)。なお、Fig.2.15 の (a)はアルミクラッド鋼板を作製する場合を、(b)は複層鋼板を作製する場合を表している。 (a)で、Rはロール半径、hFiとhAiは鋼板とアルミニウム板の入口板厚、hF2とhA2は 鋼板とアルミニウム板の出口板厚、1 F1と1 A1は圧延前の鋼板とアルミニウム板のある区

Table 2.11 Deformation stress of steel and aluminum sheets.

(Unit : MPa)

- 41 -



Fig. 2.15 Schematic diagram of rolling bonding of steel and aluminum sheet: (a) Aluminum clad steel sheet, (b) Steel/aluminum laminate.

- 42 -

間の長さ、1F2と1A2は圧延後の鋼板とアルミニウム板のある区間の長さ、VF1とVA1は 鋼板とアルミニウム板の入口速度、VF2とVA2は鋼板とアルミニウム板の出口速度、 012 はロールと材料の接触角(かみ込み角)、d12はロールと材料の接触長さ、P12はロール 中心力、μFとμAは鋼板とロールまたはアルミニウム板とロールの摩擦係数、FF12と FA12は鋼板とロールまたはアルミニウム板とロールの間に働く摩擦力を表す。また、(b) で、Rはロール半径、hF3とhA3は鋼板とアルミニウム板の入口板厚、hF4とhA4は鋼板 とアルミニウム板の出口板厚、1 F3と1 A3は圧延前の鋼板とアルミニウム板のある区間の 長さ、1 F4と1 A4は圧延後の鋼板とアルミニウム板のある区間の長さ、VF3とVA3は鋼板 とアルミニウム板の入口速度、VF4とVA4は鋼板とアルミニウム板の出口速度、034はロ ールと材料の接触角(かみ込み角)、d34はロールと材料の接触長さ、P34はロール中心 力、ルFは鋼板とロールの摩擦係数、FF34は鋼板とロールの間に働く摩擦力を表す。 総板厚の変化をΔt12、Δt34とすると、ロール半径Rとロールと材料の接触長さd12、 d 34の間に下記の式が成り立つ。

 $d_{12} = R \cdot s i n \theta_{12} \cdot \cdot \cdot$ $\Delta t_{12} = R - R \cdot c \circ s \theta_{12}$ $d_{34} = R \cdot sin\theta_{34} \cdot \cdot \cdot$ $\Delta t_{34} = R - R \cdot c \circ s \theta_{34}$

鋼板とアルミニウム板のある区間で考えると、板幅が十分に広い場合には、板幅の変化 は無視できるから、体積一定の法則より、板幅をbとすると、下記の式が成り立つ。

 $b \cdot h_{F1} \cdot l_{F1} = b \cdot h_{F2} \cdot l_{F2}$ $\mathbf{b} \cdot \mathbf{h}_{A1} \cdot \mathbf{l}_{A1} = \mathbf{b} \cdot \mathbf{h}_{A2} \cdot \mathbf{l}_{A2}$ $b \cdot h_{F3} \cdot l_{F3} = b \cdot h_{F4} \cdot l_{F4}$ $b \cdot h_{A3} \cdot l_{A3} = b \cdot h_{A4} \cdot l_{A4}$

したがって、

 $1_{F2}/1_{F1} = h_{F1}/h_{F2} \cdot \cdot \cdot$ $1_{A2}/1_{A1} = h_{A1}/h_{A2} \cdot \cdot \cdot$ $l_{F4}/l_{F3} = h_{F3}/h_{F4} \cdot \cdot \cdot$ $l_{A4}/l_{A3} = h_{A3}/h_{A4} \cdot \cdot \cdot$

•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	(2.4)
•							•		•		•	•		•			(2.5)
•				•	•	•			•				•	•			(2.6)
•	•	•					•	•		•		•	•	•	•		(2.7)

•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	·(2.8)
			•										•	•	·(2.9)
•	•	•	•	•			•	•				•	•	•	(2.10)
											•			•	(2.11)

•	•	•	•	•	•		•		•	•	•	•	•	(2.	1	2)
•		•	•	•	•									(2.	1	3)
•		•	•		•	•	•					•	•	(2.	1	4)
										•				(2.	1	5)

また、(a)と(b)における鋼板とアルミニウム板の圧延率、 α F12、 α A12、 α F34、 α A34

$\alpha_{F12} =$	$(h_{F1} - h_{F2})$	/ h F 1	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	(2	. 1	6)	
$\alpha_{A12} =$	$(h_{A1} - h_{A2})$	/ h 🗤		•										•			•		(2	. 1	7)	
$\alpha_{F34} =$	$(h_{F3} - h_{F4})$	/ h F 3	•	•	•	•		•	•			•	•	•		•			(2	. 1	8)	
$\alpha_{A34} =$	$(h_{A3} - h_{A4})$	/h A 3																•	(2	. 1	9)	

(2.12)~(2.15)に(2.16)~(2.19)を代入すると、

$1_{F2}/1_{F1} = 1 / (1 - \alpha_{F12})$				•	•				(2	2.2	0))
$1_{A2}/1_{A1} = 1/(1-\alpha_{A12})$		•						•	(2	2.2	1))
$1_{F4}/1_{F3} = 1/(1 - \alpha_{F34})$		•	•			•			(2	2.2	2))
$1_{A4} / 1_{A3} = 1 / (1 - \alpha_{A34})$									(2	2.2	3))

したがって、(a)と(b)で素材の変形にともなう鋼板とアルミニウム板の対数歪は、下記の 式で表される。

l n	(l F2/l F1)	= 1 n	(1/	$(1 - \alpha_{F12}))$	•	• •	•		•	•	(2.2	4)	
l n	(1 _{A2} /1 _{A1})	= 1 n	(1/	$(1 - \alpha_{A12}))$		• •	•	•		•	(2.2	5)	
l n	(l F4/l F3)	= 1 n	(1/	$(1 - \alpha_{F34}))$			•	•	•	•	2.2	6)	
l n	$(1_{A4}/1_{A3})$	= 1 n	(1/	$(1 - \alpha_{A34}))$							2.2	7)	

一方、(a)と(b)における鋼板とアルミニウム板の相対すべり比、*B* FA12および*B* FA34は、 下記の式で表される。

$\beta_{FA12} =$	($1 - \alpha_{F12})$	/	(1	$- \alpha_{A12})$	•	•	•	•	•	•	•	•	•	(2.2	8)
β FA34 =	($1 - \alpha_{F34})$	1	(1	$-\alpha_{A34})$										(2.2	9)

また、(a)と(b)で、鋼板とロールまたはアルミニウム板とロールの間に働く摩擦力は、下 記の式で表される。

$F_{F12} = \mu_F \cdot$	P 12	•	•	•	•			•		•	•			•			(2	. 3	0)
$F_{A12} = \mu_A \cdot$	P 12	•	•	•	•	•				•	•	•				•	(2	. 3	1)
$F_{F34} = \mu_F \cdot$	Рз4		•	•			•				•				•		(2	. 3	2)

- 44 -

したがって、圧延方向に働く力FF512、FA512、FF534は、下記のように表される。

まず、(a)のアルミクラッド鋼板を作製する場合について、圧延接合時における鋼板と 純 AI 板の歪速度について考える。なお、ロールの半径 R は 70mm である。今、厚さ 0.4mm の鋼板と厚さ 0.6mm の純 Al 板を重ね、圧延温度 643 K、圧下力 P12= 216kN で圧延する と、実測値より、鋼板が5%、純 AI板が 30%圧延される。この場合の総板厚変化ムt12 は 0.2mm であるから、この値を(2.4)、(2.5)式に代入すると、d12=5.29mm が得られる。 圧延速度は 67~ 100mm/s であるから、接触時間は 5.29 × 10⁻²~ 7.90 × 10⁻²s である。鋼板 と純 AI 板の対数歪は、(2.24)、(2.25)式より 0.05 と 0.36 となるから、この場合の鋼板と純 AI 板の歪速度は、それぞれ、0.63 ~ 0.95 S⁻¹、4.56 ~ 6.81 S⁻¹となる。一方、鋼板と純 AI 板の相対すべり比βFA12は、(2.28)式より 1.36 となる。また、圧延方向に働く力FFS12と FAS12は、潤滑状態ではルF=0.07、ルA=0.08であり132)、また、P12=216kNであるか ら、(2.33)、(2.34)式に代入して、それぞれ、FFS12=15kN、FAS12=17kNとなる。

となる。

以上の結果より、アルミクラッド鋼板または複層鋼板を作製する場合の、鋼板と純 Al 板の歪速度は、それぞれ、0.19~0.30 S⁻¹、1.37~2.16 S⁻¹となり、純 AI 板の歪速度は、 変形抵抗を調べた時の歪速度の値 6.0 S⁻¹に近い値であることがわかった。一方、鋼板の 歪速度は、変形抵抗を調べた時の歪速度より一桁程小さな値であることがわかった。しか し、この歪速度の範囲では、変形抵抗の変化は小さいので、先に述べた鋼板とアルミニウ ム板の変形抵抗の比較は、妥当なものと考えられる。 一方、アルミクラッド鋼板を作製する場合と複層鋼板を作製する場合では、相対すべり と圧延方向に働く力で大きな差は認められなかった。しかし、先にも述べたように、両者

 $F_{FS12} = F_{F12} \cdot cos \theta_{12} = \mu_F \cdot P_{12} \cdot cos \theta_{12} \cdot \cdot \cdot \cdot (2.33)$ $F_{AS12} = F_{A12} \cdot \cos \theta_{12} = \mu_A \cdot P_{12} \cdot \cos \theta_{12} \cdot \cdot \cdot \cdot (2.34)$ $F_{FS34} = F_{F34} \cdot \cos \theta_{34} = \mu_F \cdot P_{34} \cdot \cos \theta_{34} \cdot \cdot \cdot \cdot (2.35)$

次に、(b)の複層鋼板を作製する場合について考える。今、厚さ 0.4mm の鋼板と厚さ 0.6mm の純 AI 板を重ね、圧延温度 643 K、圧下力 P 34 = 216kN で圧延すると、実測値より、鋼 板が5%、純 AI板が 30%圧延される。この場合の総板厚変化△t 34は 0.22mm であるか ら、この値を(2.6)、(2.7)式に代入すると、d 34= 5.55mm が得られる。圧延速度は 67~ 100mm/s であるから、接触時間は 5.55 × 10² ~ 8.28 × 10²s である。鋼板と純 AI 板の対数 歪は、(2.26)、(2.27)式より 0.05 と 0.36 となるから、この場合の鋼板と純 AI 板の歪速度は、 それぞれ、0.60~0.90 S⁻¹、4.35~6.49 S⁻¹となる。一方、鋼板と純 AI 板の相対すべり 比 B FA34は、(2.29)式より 1.36 となる。また、圧延方向に働く力 F FS34は、潤滑状態では μ_F= 0.07 であり、また、P₃₄= 216kN であるから、(2.35)式に代入して、F_{FS34}= 15kN

でピール強度を比較すると、アルミクラッド鋼板の方が高い値を示した。この理由につい ては、以下のように考えられる。第3章で述べるように、アルミクラッド鋼板をピール試 験した後の鋼層側の剥離面ではアルミニウムが観察される。これは、界面の接合強度が高 いために、アルミニウム層がむしり取られ、鋼板側に転写されるためである。一方、複層 鋼板をピール試験した後の剥離面では、局所的にアルミニウムが観察されない部分が観察 され、この部分が多く観察される場合にはピール強度が低い値を示した。したがって、ア ルミクラッド鋼板と複層鋼板のピール強度の差は、有効接合面積の差に起因しているもの と考えられる。すなわち、ロールで直接アルミニウム板に圧力を加えた方が、鋼板を介し てアルミニウム板に圧力を加えた場合より、確実に鋼板とアルミニウム板の接触が行われ ているものと考えられる。この理由については明確ではないが、鋼板とアルミニウム板の 変形抵抗の差、圧延ロールとの摩擦力の差、あるいは接合時におけるアルミニウム板の拘 束力の差に起因して、アルミニウム板の変形機構に差がでたためではないかと考えられる。 2.4.2 圧延接合に影響を及ぼす因子

2.3.1、2.3.2 で述べたように、鋼板とアルミニウム板の圧延接合に影響を及ぼす因子とし ては、①鋼板とアルミニウム板の表面に生成される酸化膜、②アルミニウム板の圧下率、 ③圧延(接合)温度、の3つが上げられる。以下、これらの影響について議論する。

まず、鋼板とアルミニウム板の表面に生成される酸化膜の影響について考える。2.3.1 で述べたように、大気中での加熱によって鋼板表面に生成される FeO、Fe:Oi、Fe:Oi、 Fe:Oi、 など のFe酸化膜は、接合の阻害因子となる。これは、鋼板表面に生成されるFe酸化膜は、 成長速度が非常に早いため、短時間で厚い酸化膜が生成され、これが鋼板とアルミニウム 板の界面で拡散バリアとして働くためである。実際、Fig.2.3の(a)で示したように、723 K で加熱しただけでも、接合界面にはかなり厚いFe酸化膜が生成されており、この酸化膜 が接合を阻害していることは明らかである。一方、アルミニウム板表面に生成されるA1 酸化膜は、必ずしも接合の阻害因子にはならない。これは、以下の理由によるものと考え られる。アルミニウム板の表面には緻密な AbOs 酸化膜が生成されるが、この酸化膜は緻 密であるがゆえに成長速度が非常に遅く117,134)、その結果、非常に薄い酸化膜が生成さ れる。これは、Fig.2.3 の(b)の断面組織でA1酸化膜が観察されないことからも明らかで ある。迎ら⁶⁷⁻⁶⁸⁾や八尋ら¹¹⁴⁻¹¹⁵⁾は、鋼板とアルミニウム板の圧延接合では、Fig.2.16 に示すように、圧延時における接合面に垂直な方向の加圧変形や平行な方向のせん断変形 によって薄いA1酸化膜は極端に薄くなるか、あるいは寸断され、その結果、金属面同士 が接触して接合されるため、接合の阻害因子にならなくなると説明している。しかし、2.3.4 で述べたように、アルミニウム板表面の酸化膜は、必ずしも破壊される場合だけではなく、 界面に薄い酸化膜が存在していても接合は行われる。この点については、2.4.3の接合メ カニズムの所で議論する。

ところで、ステンレス鋼板とアルミニウム板の圧延接合でも、ステンレス鋼板表面に生



成される Cr2O3、Cr3O4、などのCr酸化膜は、必ずしも接合の阻害因子にはならない。こ の理由は、アルミニウム板表面に生成されるA1酸化膜の場合と同じである。すなわち、 ステンレス鋼板表面に生成されるCr酸化膜は緻密であり厚さが非常に薄いため、圧延時 に極端に薄くなるか、あるいは破壊され、その結果、拡散バリアとはならず接合の阻害因 子にならないものと考えられる。実際、2.3.4 で述べたように、ステンレス鋼板とアルミ ニウム板は、薄いCr酸化膜とA1酸化膜を介して接合されている。以上のことから、鋼 板表面に厚い酸化膜が生成される場合には、接合が困難になるものと考えられた。したが って、鋼板とアルミニウム板の圧延接合では、鋼板表面を酸化させないように、Arガス やN2ガスを用いた不活性雰囲気が必要である。ただし、真空雰囲気は必ずしも必要とし ない。一方、これに対して、アルミニウム板やステンレス鋼板の表面に酸化膜が生成され ても、十分な変形さえ与えれば、圧延接合は可能である。したがって、ステンレス鋼板と アルミニウム板の圧延接合は、大気中でも十分可能である。 次に、アルミニウム板の圧下率の影響について考える。アルミニウム板の表面には、室 温状態においても緻密な酸化膜が生成されているため^{117,134)}、鋼板と接合するためには、 アルミニウム板を十分に変形させてこの酸化膜を極限まで薄くするか、あるいは寸断して 金属面同士を接触させなければならない。アルミニウム板の圧下率は変形量を表している

Fig. 2.16 Roll bonding model at interface of steel and aluminum sheet.

- 47 -

ので、アルミニウム板の圧下率が増加するほど、鋼板とアルミニウム板の接合強度は増加 するものと考えられる。したがって、接合強度を増加させるためには、全体の圧下率を増 加させれば良い。しかし、Fig.2.5 で示したように、圧下率をあまり増加させると、鋼層の 圧下率も増加して、圧延接合体自体の成形性が低下してしまう。一方、Fig.2.6 で示したよ うに、圧延(接合)温度を 705 Kまで上昇させると、アルミニウム板の圧下率が 25 %で ビール強度の値が飽和する。したがって、圧延温度を 705 K以上まで上昇させれば、アル ミニウム板の圧下率は 30 %程度で十分であることがわかる。ちなみに、冷間圧延法によ って鋼板とアルミニウム板を圧延接合するためには、アルミニウム板の圧下率が 50 %以 上は必要であることがわかっている。また、アルミニウム同士を冷間圧接するためには、 焼鈍材で 40 %以上、加工材で 60 %以上の変形が必要であることもわかっている¹³⁵⁾。 Fig.2.5 で示したように、鋼層とアルミニウム層の圧下率は総圧下率に比例することから、 接合強度に対しては、圧下率を増加させるよりも圧延温度を上昇させた方が得策である。 なお、接合強度に対して鋼板の圧下率があまり影響しないのは、鋼板表面にはもともと緻 密な酸化膜がないことと、界面での接触が鋼板に比べて優先的に変形するアルミニウム板 の変形によって支配されるためたと考えられる。

上記の場合と同様に、ステンレス鋼板とアルミニウム板の圧延接合でも、アルミニウム 板の圧下率の増加とともに接合強度は増加する。これは、上記と同じ理由によるものと考 えられる。しかし、ステンレス鋼板の表面にも緻密なCr酸化膜が存在しているため、ス テンレス鋼板の圧下率が増加すれば、接合強度も増加するはずである。土居ら¹¹⁶¹は、接 合強度はアルミニウム板の圧下率の増加とともに増加し、ステンレス鋼板の圧下率とは無 関係であると述べている。この理由については、2.4.3 で議論する。なお、圧延接合では、 界面に垂直な方向の加圧変形とともに、界面に平行な方向のせん断変形も重要である。こ の理由についても 2.4.3 で議論する。

最後に、圧延(接合)温度の影響について考える。圧延温度を上昇させることは、以下 の点において重要である。まず、圧延温度の上昇によって、鋼板より融点の低いアルミニ ウム板は優先的に変形するようになるため、アルミニウム板表面の酸化膜の破壊や界面に 存在する欠陥の消滅が促進される¹²⁸⁻¹²⁹⁾。次に、圧延温度を上昇させることによって、 界面でのFe原子とA1原子の相互拡散が促進され、その結果、界面の欠陥が消滅し接合 が強固になる。したがって、総圧下率を最小限に抑え、かつ、鋼板とアルミニウム板を強 固に接合することが可能になるため、圧延接合体の成形性を低下させることもなくなる。 この意味から、圧延前と圧延時における素材の酸化を防止することが可能であるなら、圧 延温度を 723 K程度まで上昇させるのが良い。しかし、それ以上温度を上昇させると、相 互拡散が起こり過ぎて、界面で Fe-AI 系の金属間化合物層が生成される恐れがあるため、 圧延温度は 723 K程度を上限とするのがよいものと考えられる。金属間化合物層の生成温 度については、次章で述べる。本実験における最適な圧延温度は、従来、経験的に知られ

- 48 -

ている最適圧延温度と一致している。なお、今回作製したアルミクラッド鋼板のピール強 度は、真空圧延材と同レベルであったが、これは窒素中で加熱・圧延を行ったために、接 合の阻害因子となる酸化膜が素材表面に生成されなかったことと、アルミニウム層の圧下 率が高かったことが原因であるものと考えられる。 なお、アルミクラッド鋼板または複層鋼板の作製で、Al-Mg板を用いた場合には、Al-Mg 板の変形抵抗が高いため、Al-Mg 板の圧下率を上げることができなかった。しかし、界面 のピール強度を向上させるためには、Al-Mg 板の圧下率を増加させることが重要である。 したがって、そのためには、純 AI 板を用いた場合より高い圧下力で圧延しなくてはなら ない。しかし、圧下力を上げすぎると、鋼板の圧下率も高くなるため、圧延接合体の成形 性が低下する。圧下力が上げられない場合には、圧延温度を高くして、Al-Mg 板の変形抵 抗を低下させるのもひとつの手段である。しかし、通電加熱圧接装置で圧延温度を高くす るためには、鋼板の加熱温度を高くしなくてはならないため、鋼板がオーステナイト領域 まで加熱されて集合組織が失われ成形性が低下する。また、圧延温度をあまり高く設定す ると、界面で Fe-Al 系の金属間化合物層が生成されやすくなる。したがって、最も有効な 手段は、Al-Mg 板の加熱温度を上昇させ、金属間化合物層が生成されないような圧延温度 で接合することである。しかし、Al-Mg板を純 Al板と同じ変形抵抗で圧延するためには、 773 K以上に加熱することが必要であり、この温度では金属間化合物層が生成されるため、 実質的には、成形性を損なわずに圧延接合体を作製することは困難である。以上述べたこ とは、Al-Mn 板を用いた場合でも同様であるが、この場合には、Al-Mg 板に比べて低い温 度で変形抵抗を下げることが可能である。 2.4.3 接合メカニズム

2.3.1 ~ 2.3.4 で得られた結果をもとに、鋼板とアルミニウム板の圧延接合メカニズムに ついて考察する。従来、鋼板とアルミニウム板の圧延接合では、Fig.2.16 で示したように、 圧延による変形によってアルミニウム板表面のA 1 酸化膜が破壊されて新生面が露出さ れ、この新生面と鋼板とが冶金的に接合されると説明されてきた⁶⁷⁻⁶⁸⁻¹¹⁵⁻¹¹⁶⁾。しかし、 2.3.4 で述べたように、今回作製した鋼板/純 AI 板圧延接合体 (FA1) では、純 AI 板の圧 下率が 30 %以上であるにも関わらず、接合界面の大部分で、厚さ 2 ~ 20nm のA 1 非晶質 酸化膜が存在しており (Fig.2.11 参照)、この非晶質酸化膜を介して、鋼板と純 AI 板が接 合されていた。このA 1 の非晶質酸化膜は、拡散接合された純 AI 同士の界面¹¹⁸⁻¹²²⁾ や 超高真空中で常温接合された純 AI 同士の界面¹³⁵⁻¹³⁷¹でも観察されるものである。今回 の圧延接合では、接合前に純 AI 板表面の酸化膜除去は行っていないため、この非晶質酸 化膜は、接合前に純 AI 板の表面に存在していた非晶質酸化膜が残存したものと考えられ る。純 AI 板の表面に存在するA 1 酸化膜は、723 K以下で生成される場合には非晶質状 態であり、その厚さは、673 Kで 25.2ks 焼鈍しても 11nm 程度であることがわかっている ⁽¹⁴⁾。したがって、鋼板とアルミニウム板の圧延接合では、A 1 の酸化膜が破壊されて治

- 49 -

金的に接合される場合だけではなく、A1の非晶質酸化膜を介して両者が接合される場合 もあると考えた方が良さそうである。池内、小谷ら118-122)や、須賀ら135-137)も、純 AI 同士はA1の非晶質酸化膜を介して固相接合される場合があると指摘しており、今回もこ れと同じ状況で接合が行われたと考えられる。以上のことから、鋼板とアルミニウム板の 接合では、必ずしもFe原子とA1原子の直接接合は必要ではなく、A1の非晶質酸化膜 を介した接合も可能であることがわかった。接合界面にA1の非晶質酸化膜が存在するに も関わらず、なぜ、鋼板とアルミニウム板の接合が可能であるかについては明らかではな いが、A1の非晶質酸化膜では、必ずしもA1原子とO原子が強固に結合していないため、 A1原子がFe原子とも結合するためではないかと推測される。仮に、もし、A1の非晶 質酸化膜中のA1原子とO原子が強固に結合していれば、この非晶質酸化膜を介したFe 原子とA1原子の相互拡散やFe原子とA1原子の結合は起こらないはずである。しかし、 次章で述べるように、この圧延接合体を 723 K以上で加熱すると、界面で Fe-Al 系の金属 間化合物層が生成される。これは、Fig2.12 で示した鋼板/ Al-Mg 板圧延接合体 (FA6) で も同様である。すなわち、界面に存在するA1の非晶質酸化膜中で、局部的に Fe-Al系の 金属間化合物が生成されている。この結果は、A1の非晶質酸化膜を介したFeとA1の 相互拡散が起こっており、かつ、界面にA1の非晶質酸化膜が存在していても、Fe原子 とA1原子が結合することを意味している。したがって、この非晶質酸化膜は、鋼板側の Fe原子とも純 AI 板側のA1原子とも結合している可能性がある。そこで、次に、圧延 接合体の界面におけるFeとA1の相互拡散について検討した。

Fig.2.6 で示したように、アルミニウム板の圧下率が増加すると界面の剥離強度が増加す る。これは、圧下率の増加にともない鋼板とアルミニウム板の接合面積が増加するため、 結果として、この非晶質酸化膜を介したFeとAlの相互拡散が容易になるためと考えら れる。また、圧延温度の上昇とともに剥離強度が増加するのは、FeとAlの拡散係数が 増加するためと考えられる。そこで、鋼板とアルミニウム板を圧延接合した場合について、 界面付近におけるFeとAlの平均拡散距離を計算した。アルミニウム中でのFeの平均 拡散距離d_{Fe}と鋼中でのAlの平均拡散距離d_{Al}(m)は、アルミニウム中でのFeの拡 散係数をD_{Fe}、鋼中でのAlの拡散係数をD_{Al}(m²/s)とすると、Einsteinの式より、 下記のように表される^{108, 124)}。

$D_{A1} = D_{A10} \cdot e_{X} p_{(-Q_{A1})}$	R	Т)			•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	·(2.36	;)
$d_{A1} = (2 \cdot D_{A1} \cdot t)^{1/2}$	•		•	•	•	•	•	•	•		•	•	•	•	•	·(2.37)
$D_{Fe} = D_{Fe0} \cdot e \times p (-Q_{Fe})$	R	Т)				•		•	•	•	•			•	• (2.38	;)
$d_{Fe} = (2 \cdot D_{Fe} \cdot t)^{1/2}$			•													· (2.39))

ただし、

DA10、DFe0、:比例定数(m²/s) QA1、QFe:活性化エネルギー(J/mol) R:ガス定数(J/mol·K⁻¹) T:絶対温度(K) t:時間(s)

 $D_{A10} = 1.0 \times 10^{5} \text{m}^{2} \text{s}^{-1} \sim 5.9 \times 10^{4} \text{m}^{2} \text{s}^{-1}, \ Q_{A1} = 188 \sim 246 \text{kJ/mol} \ \text{cb}, \ \text{sc}, \ D_{Fe0} = 1.2$ × 10⁵~91m²s⁻¹、Q_{Fe} = 135~ 258kJ/mol であるから¹³⁸⁻¹⁴⁰、705 Kで鋼板と純 AI 板を接 合した場合 (FA1) について、(2.36)式と(2.38)式より、鋼板 (CS) 側でのA1の拡散係 数D_{A1}と純 Al 板 (A1) 側でのFeの拡散係数D_{Fe}を計算すると、それぞれ、D_{A1}= 3.09 × 10⁻²² ~ 1.10 × 10⁻¹⁹ m² s⁻¹、 D_{Fe} = 6.98 × 10⁻¹⁸ ~ 1.19 × 10⁻¹⁵ m² s⁻¹ となる。圧延接合が始まっ てから窒素冷却されるまでの時間はt = 4.5s であるから、これらの値を(2.37)式と(2.39) 式に代入して鋼板側でのA1の拡散距離と純 AI 板側でのFeの拡散距離を計算すると、 それぞれ、dA1=0.06~0.99nm、dFe=7.92~103nmとなる。これをFig.2.11で実施した EDX分析の結果と照らし合わせると、鋼板 (CS) 側では確かにA1の拡散領域は認め られていない。一方、純 AI 板 (A1) 側では F e の拡散領域が認められる可能性もあるが、 EDX分析の結果では認められていない。この理由としては、接合界面にA1の非晶質酸 化膜が存在していたため、直接接合されている場合に比べて拡散速度が遅くなったことが 考えられる。今回の圧延条件では、FeとAlの拡散距離が非常に短かったため、Alの 非晶質酸化膜を介した相互拡散を証明することはできなかった。しかし、鋼板/ Al-Mg 板接合体 (FA6) におけるTEM観察の結果からも、FeとAlの相互拡散が起こってい ることは十分に考えられる。

ー方、ステンレス鋼板 (SS) と純 AI 板 (A1) を圧延接合体した場合 (SA) には、Cr の結晶酸化膜とA1の非晶質酸化膜を介してステンレス鋼板と純 AI 板が接合されていた。 ステンレス鋼板の表面に緻密なCrの結晶酸化膜が存在していても接合が行われるのは、 Cr酸化物とA1酸化物が固溶体を形成しやすく、親和性が良いためではないかと推測さ れる¹⁴¹⁾。また、ステンレス鋼板表面のCr酸化膜は厚さ 20nm 程度と非常に薄いため、 この酸化膜は剥離せず接合状態が保たれるものと考えられる。この圧延接合体では、アル ミニウム板の圧下率の増加とともに接合強度が増加したが、ステンレス鋼板の圧下率と接 合強度との間では顕著な相関関係が認められなかった。この理由は、ステンレス鋼板と純 AI 板の圧延接合では、ステンレス鋼板に比べて、純 AI 板の方が優先的に変形するため、 ステンレス鋼板の表面にCr酸化膜が存在していても、純 AI 板が十分に変形して両者が 接合されれば、Cr酸化膜とA1酸化膜の親和性によって十分な接合強度が得られるため と考えられる。したがって、この圧延接合体では、接合強度が主に純 AI 板の圧下率によ って支配されるものと考えられた。これに対して、ステンレス鋼板と同じ条件で鋼板表面

- 51 -

に生成されるFe酸化膜は非常に厚くて拡散バリアとなり、かつ、この酸化膜は非常に剥 離しやすいため、鋼板と純 AI 板は大気中で圧延接合しにくいものと考えられた。

次に、この圧延接合体におけるA1、Fe、Ni、Crの拡散について検討する。723 Kでステンレス鋼板と純 AI 板を接合した場合(SA)について、上記と同様に、ステンレ ス鋼板 (SS) 側でのAlの拡散係数と純 Al板 (A1) 側でのFe、Ni、Crの拡散係数 を計算すると、それぞれ、 $D_{A1} = 8.76 \times 10^{-12} \sim 2.45 \times 10^{-19} m^2 s^4$ 、 $D_{Fe} = 2.09 \times 10^{-17} \sim 2.12$ × 10^{15} m²s⁻¹、 D_{Ni} = 5.20 × 10^{17} m²s⁻¹、 D_{cr} = 9.67 × 10^{20} m²s⁻¹となる¹³⁸⁾。したがって、鋼板 側と純 Al 板側でのそれぞれの元素の拡散距離を計算すると、 d AI = 0.08 ~ 1.48nm、 d Fe = 13.7~138nm、d_{Ni} = 21.6nm、d_{cr} = 0.93nm という値が得られる。これを Fig.2.13 で実 施したEDX分析の結果と照合すると、ステンレス鋼板側では確かにA1の拡散領域は認 められていない。一方、純 AI 板側ではFe、Niの拡散領域が認められる可能性もある が、EDX分析の結果では認められていない。これは接合界面にCrの結晶酸化膜とA1 の非晶質酸化膜が存在するためと考えられる。すなわち、これらの酸化膜が存在するため に、直接接合されている場合に比べて拡散速度が遅くなったためと考えられる。

Fig.2.17 は、鋼板/純 AI 板接合体 (FA1)、鋼板/ Al-Mg 板接合体 (FA6)、およびステ ンレス鋼板/純 AI 板接合体 (SA) の界面におけるミクロ構造を模式図で表したものであ る。FA1 では、接合界面のほとんどで厚さ 2 ~ 20nm のA1 非晶質酸化膜が観察され、こ れを介して鋼板(CS)と純 AI板(A1)が接合されていた。一方、A1の非晶質酸化膜が 存在していない部分では、Fig.2.10 の(c)で示した柱状組織や(d)で示した析出物が観察さ れる。この柱状組織や析出物は、先にも述べたように、局部的に生成された Fe-Al 系金属 間化合物(IMC)である。また、鋼板側と純 AI 板側では、少なくとも 50nm 以上のFeま たはA1の拡散領域は認められなかった。このミクロ構造は、FA6 でも基本的には同じで あるが、FA6の全ての界面では、Mgを含んた均一なA1非晶質酸化膜が生成されており、 かつ、その非晶質酸化膜内では、Fe-Al 系金属間化合物 (IMC) が生成されている箇所も



Fig. 2.17 Schematic illustration of microstructures at interfaces of roll bonding sheets: (a) FA1, (b) FA6, (c) SA.

ある。一方、SAの場合には、接合界面の全てで、厚さ 10nm 程度のCrの結晶酸化膜と 厚さ 10nm 程度のA1の非晶質酸化膜が並んで生成されており、この酸化膜を介してステ ンレス鋼板 (SS) と純 AI 板 (A1) が接合されていた。これらの酸化膜は, 圧延前の大気 中加熱で生成されたものである。FA6 と SA では、FA1 のように酸化膜が存在しない部分 は認められず、SAでは局部的な Fe-Al 系金属間化合物 (IMC)の生成も認められなかった。 また、FA1の場合と同様に、少なくとも 50nmの範囲では、ステンレス鋼板 (SS) 側と純 Al (A1) 板側で、Fe、A1、Cr、Niの拡散領域は認められなかった。

2.4.4 圧延接合と拡散接合の比較

以上、鋼板またはステンレス鋼板とアルミニウム板の圧延接合について述べてきたが、 次に、圧延接合と拡散接合の違いについて検討する。鋼またはステンレス鋼とアルミニウ ムの拡散接合に関しては、従来、多くの検討がなされている⁷¹⁻⁷⁹⁾。鋼とアルミニウムの 拡散接合で問題となるのは、接合部の強度が 25MPa 程度と非常に低く 67-68, 73-75)、母材 で破断するような高い接合強度が得られないことである。また、接合強度を増加させるた めに、接合温度、接合時間を増加させると、接合界面で、FeAb、FeAb、FeAb、FeAl 系金 属間化合物層が生成されて、容易に破断してしまうのである。そこで、各種のインサート 材を用いた接合法が検討されたが46,73,79)、母材強度に達するような接合強度は得られ ていない。これに対して、冷間圧接¹³⁵⁾や摩擦圧接^{46,80-83)}、真空圧延⁶⁶⁻⁶⁸⁾、あるい は上記で述べた熱間圧延では、母材強度に匹敵するほどの高い接合強度が得られている。 そこで、まず、この理由について考える。 鋼とアルミニウムを拡散接合した時の接合過程を Fig.2.18 に示す^{135,142-143)}。鋼とア ルミニウムが固相状態で接合されるためには、Fe原子とA1原子をお互い引き合う距離 (固体の原子間距離)まで接近させる必要がある。しかし、実際の金属表面には、酸化膜



Fig. 2.18 Diffusion bonding model at interface of steel and aluminum.

をはじめ、吸着層や水分、油脂類などの汚染層、あるいは凹凸が存在しており、接合面に おける原子同士の結合を妨げている。拡散接合では、加熱や加圧によってこれらの接合阻 害因子を除去、分散、あるいは破壊し、接合を成し遂げている128-129.135)。具体的には、 真空などの不活性雰囲気中で被接合材同士を突き合わせ、接合部で大きな塑性変形が起こ らないような圧力を加えながら、0.5~0.8 T MK (TM: 被接合材の融点)の温度に加熱、 保持することによって接合を行う。この場合、Fig.2.18 で示したように、まず最初に表面 の凹凸の塑性変形あるいはクリープ変形によって密着部が形成され、同時に酸化膜の局部 破壊も生じる((b))。次に、さらに密着化が進むとともに、未密着部はボイドとなり、 加圧力とボイド表面のエネルギーを駆動力とするクリープ変形と原子の拡散によってボイ ドの収縮が進行する((c))。その後、ボイドがほとんど消滅し、さらに界面を横切る結晶 粒界の移動が生じて、固相接合が成し遂げられるのである((d))^{135,142-143}。固相接 合過程に関しては、いくつかのモデルが提案されている^{128-129,144-145}。一方、アルミ ニウム表面の酸化膜は非常に安定で、かつ、アルミニウム中の酸素の固溶度は非常に低い ため、この酸化膜は分解されずに接合界面に残留する135.142-143)。

これに対して、冷間圧接や摩擦圧接、真空圧延、熱間圧延では、拡散接合の場合とは異 なり、接合面に垂直な一軸方向の加圧力だけでなく、鋼板とアルミニウム板の相対すべり、 すなわち、接合面に平行な方向のせん断力も働く。接合面に垂直な一軸方向の加圧力が働 いた場合には、接合面に平行な方向の変形が少ないため、接合面でA1の酸化膜が不均一 な状態で残留する可能性がある。しかし、圧延のように、接合面に平行な方向のせん断力 も働く場合には、せん断変形によって界面でA1酸化膜が均一に変形されて非常に薄くな るか、あるいは寸断されるため、界面で均一な接合が行われるものと考えられる。迎ら67 - 68)は、圧延接合の場合のせん断方向の変形を調査し、鋼板に比べアルミニウム板の変形 の方が 15 %程度大きいことを報告している。したがって、このせん断変形はアルミニウ ム板側で優先的に起こるため、アルミニウム板表面の酸化膜が効率よく変形または寸断さ れ、両者が接合されるものと考えられる。なお、このせん断変形は、上記で述べた接合の 阻害因子、例えば、酸化膜、吸着層、水分、油脂類などの汚染層を除去する点においても 有利であるし、また、接合面に存在する凹凸を塑性変形させる点においても有利である。 一般的に、鋼とアルミニウムを拡散接合した場合には、圧延接合のように安定した接合強 度が得られないことがよく知られているが、これは、接合界面における変形状態に起因す るものと考えられる。すなわち、拡散接合で接合強度が安定しないのは、一軸方向の加圧 であったために、不均一なA1酸化膜が接合界面に残留したためと考えられる。接合強度 の向上に対して、せん断方向の変形が重要であることは、異周速圧延法¹⁴⁶⁻¹⁴⁷⁾によって、 ステンレス鋼板とアルミニウム板を容易に圧延接合できることからも明らかである。なお、 アルミクラッド鋼板のピール強度は、複層鋼板より高い値であったが、この原因としても せん断変形が考えられる。すなわち、3層構造の複層鋼板の場合には、アルミニウム板の

- 54 -

せん断変形が両側の鋼板によってある程度拘束されるため、結果としてピール強度が低く なったものと推測される。これに対して、2層構造のアルミクラッド鋼板では、複層鋼板 に比べてせん断変形が大きいため、ボイドの消滅が促進され、結果としてピール強度が高 くなったものと考えられる。

一方、ステンレス鋼とアルミニウムは容易に拡散接合することが可能であり、かつ、接 合強度も、純 AIの母材強度に匹敵する値(98MPa 程度)が得られている46.71-72.76-78. 135)。鋼の代わりにステンレス鋼を用いると、なぜ拡散接合が容易になるかについては明 らかではない。しかし、2.4.3 で述べたように、ステンレス鋼表面のCr酸化膜とアルミ ニウム板表面のA1酸化膜の親和性が良いことがひとつの原因として考えられる。また、 次章で述べるように、この組合せでは、接合界面で Fe-Al 系の金属間化合物層が生成され にくい。したがって、FeとA1の相互拡散が十分起こるような温度まで接合温度を上昇 させることが可能であるため、容易に接合することが可能であるものと考えられる。なお、 金属間化合物層が生成されにくいのは、界面に存在するCr酸化膜とAlの非晶質酸化膜 が原因であるものと考えられる。

2.4.5 圧延接合体の機械的特性に影響を及ぼす因子

最後に、2.3.5 で得られた結果をもとに、圧延接合体の機械的特性について考察する。 圧延接合体のような積層複合板の機械的特性値は、引張試験のように板厚断面内の歪分布 が均一である場合には、算術平均的な複合則に従うと言われている63-64,148-149)。これ を今回の結果と比較すると、アルミクラッド鋼板、複層鋼板では、n値を除いて、複合則 が成り立っている。一方、n値では複合則は成り立っておらず、この結果は従来の結果と 一致している^{126-127,150-151})。森ら¹⁵⁰⁻¹⁵¹は、積層複合板の応力-歪曲線がn乗則に 従わないことを実験的に見い出し、n値の算出式として下記の式を提案している。すなわ ち、n値がn1の材料とn2の材料(ただし、n1>n2)を組み合わせると、積層した個々 の材料にかかる応力 σ1、σ2と歪 εの関係は、下記の式で示される。

$\sigma_1 =$	F 1	•	E ⁿ¹	•	•	•	•	•	
$\sigma_2 =$	F 2	•	E ⁿ²		•		•	•	

ただし、 F1、F2:定数

また、10gσ-10gεの傾き、すなわちn値は、下記の式で示される。

 $d(\log\sigma)/d(\log\varepsilon)$ $= (n_1 \cdot P_1 + n_2 \cdot P_2) / (P_1 + P_2) \cdot \cdot \cdot \cdot \cdot \cdot \cdot (2.42)$

- 55 -

ただし、

σ:積層複合板にかかる応力
 ε:積層複合板の歪

したがって、n値はそれぞれの材料にかかる加重P1とP2の内分比で決まる。一方、P1 とP2の荷重比は、下記の式で示される。

 $P_1/P_2 = 1/a \cdot F_1/F_2 \cdot \varepsilon^{n1-n2}$ · · · · · · · · · · · (2.43)

 $n_1 - n_2 > 0$ だから、 $\varepsilon^{n_1 - n_2}$ は ε の増加とともに増加する。したがって、n値は、歪の 増加とともにn2からn1へと増加する。これを今回の結果と照らし合わせると、アルミク ラッド鋼板と複層鋼板のn値は、鋼板と純 Al 板のn値がほぼ同じ値(0.24 ~ 0.28)であ るにも関わらず、これより低い値(0.12~0.15、0.16~0.19)を示し、上記の計算式から 予想される値とは一致しない。この理由については様々な観点から検討したが、明確な結 論は得られていない。なお、アルミクラッド鋼板の引張試験では、変形中に鋼層を内側と する反りを生じた。これは、鋼層の方がr値が大きいため、一様変形においても鋼板の方 が板幅が小さく、その結果として反りが生じるためと考えられる127,150)。

一方、曲げ変形のように断面内で引張から圧縮までの歪分布が存在し、各層が異なった 応力状態の下で歪を受ける場合には、積層複合板の機械的特性値は算術平均では表せなく なる148-149)。実際、圧延接合体の曲げ試験から求めたヤング率やエリクセン値、限界絞 り比は複合則に従っていない。圧延接合体のように、各層の接合状態が強固である場合に は、Fig.2.19 で示したように、2層接合体および3層接合体とも、単一板と同じ歪分布を 示す。一方、Fig.2.20 に示したように、接合強度が十分に大きく、ずれ変形が生じないよ うな2層構造の接合体を曲げ加工すると、強度が高い層を外側にした場合には、中立面が 外側に移動するため、積層複合板全体としては板厚増加となり、また、強度の高い層を内 側にした場合には、中立面が内側に移動するため板厚減少となる148-149)。今、そのよう





- 56 -



な場合の一例として、中立面が積層複合板の内表面に一致する場合を示すと Fig.2.21 のよ うになる。両側の層の内、内側の層の方が引張歪が小さく、さらに引張曲げでは、工具面 圧を生じ、工具-材料間の摩擦力が歪の進行を抑制する作用を持つため、内材は外材に比 べて破断くびれが発生しにくくなる。したがって、曲げ変形では、強度が高い層を外側に した方が有利である。また、低延性層を外側にして曲げ成形すると破断発生が早まり、高 延性層を外側にして曲げ変形を行うと破断発生が遅れる149)。したがって、曲げ変形では、 延性が高い層を外側にした方が有利である。これに対して3層構造の積層複合板では、各 層の曲げ歪量の差が減るため、上記の効果は少なくなる。これらを、今回作製した圧延接



合体の場合と照らし合わせる。まず、限界絞り比を求めるために、深絞り成形である円筒 深絞り試験を実施した場合には、アルミクラッド鋼板の純 AI 層(強度の低い層)をダイ ス側にした場合には、わずかに変形させただけで破断が生じたが、鋼層(強度が高い層) をダイス側にした場合には深く絞ることが可能であった。この理由としては、まず、鋼層 の方が高強度であったことが考えられる。また、引張曲げ戻し変形を受けながら摺動した



Fig. 2.20 Movement of neutral face in laminate by bending: (a) High strength material sheet existed in outside, (b) High strength material sheet existed in inside.

Neutral face

Fig. 2.21 Distribution of distortion in laminate in bending test.

場合の鋼層の摩擦係数が 0.117 と純 AI 層の摩擦係数の 0.151 より小さいため¹²⁷⁾、鋼層を ダイス側にした場合には、深絞り変形時の摩擦抵抗が低くなり、結果として、ポンチ肩部 や側壁部の板厚減少が小さくなって深く絞ることが可能になったものと考えられる。さら に、鋼層の方が高r値であったことも理由として考えられる。r値が異なる材料を組み合 わせた積層複合板では、高r値の材料をダイス側にした方が深絞り性が良いことが知られ ているが152)、今回の実験でも、r値が高い鋼層をダイス側にした方が深く絞ることが可 能であった。r値が高い方が深絞り性が良好であるのは、変形時におけるダイス側での板 厚減少が少ないためと考えられる。これに対して、張出し成形であるエリクセン試験では、 どちらの層をポンチ側にしても、大きな差が認められなかった。これは、鋼層と純 AI 層 でn値、伸びにあまり差がなかったためと考えられる。一方、複層鋼板の深絞り性と張出 し成形性は、同板厚の鋼板よりは劣るが、純 AI 板よりは高い値を示した。これは、表皮 の鋼層の効果であるものと考えられる。なお、アルミクラッドステンレス鋼板では、アル ミニウム層をダイス側にした方が、張出し性、深絞り性とも優れている。これは、ステン レスの一様伸びが低いためである153-154)。今回、ヤング率については詳細な解析を行う ことができなかったが、曲げ変形で求めたヤング率が複合則に従わないのも、上記で述べ たように、断面内で引張から圧縮までの歪分布が存在し、各層が異なった応力状態の下で 歪を受けるからであると考えられる。

ところで、今回作製された2層および3層の鋼板/純 AI 板圧延接合体は、いずれも 40 %以上の伸びを示し、かつ、r値、エリクセン値、限界絞り比も比較的高い値であった。 また、ビール強度の値も高いため、成形中に鋼層とアルミニウム層が剥離したり、ずれる ことによってしわが発生することもなかった。したがって、この圧延接合体は鋼板と同様 に成形することが可能であるため、軽量部材として使用することが可能である。大家⁴³¹ は、純 AI 板をステンレス鋼板でサンドイッチした3層圧延接合体で密度、曲げ剛性を計 算した結果、純 AI 板の表面にステンレス鋼板層を積層することによって、剛性は急激に 増加し、表面のステンレス鋼板層を 15 %とした時に、最も軽量効果があることを示して いる。したがって、軽量鋼板としては、この板厚構成を持った3層接合体が望ましいもの と考えられる。なお、理論式¹⁵⁵⁻¹⁵⁶⁾を用いて、0.8 mmの鋼板と同じ剛性を持ち、かつ、30 %の軽量化を可能にする圧延接合体の板厚比を計算すると、2層接合体では、鋼層:アル ミニウム層が 0.32:0.68 (総厚さ:1mm)であり、また、3層接合体では、鋼層:アル ミニウム層が 0.20:0.44:0.20 (総厚さ:0.84 mm) であることがわかった。今回 作製した複層鋼板は、ほぼ、この板厚比構成に近いものである。

2.5 結 言

窒素雰囲気中で通電加熱と圧延を行う熱間圧延法で、鋼板とアルミニウム板の圧延接合 について検討し、これを、大気中での熱間圧延法によってステンレス鋼板とアルミニウム 板を接合した場合と比較した結果、以下の結論が得られた。

- 58 -

(1)鋼板、ステンレス鋼板とアルミニウム板の圧延接合では、鋼板表面のFe酸化膜は 接合の阻害因子になるが、ステンレス鋼板表面のCr酸化膜とアルミニウム板表面のA1 非晶質酸化膜は、必ずしも接合の阻害因子にならないことがわかった。
(2)窒素雰囲気中で通電急速加熱と圧延を行う熱間圧延法を用いることにより、アルミ クラッド鋼板と複層鋼板を製造することが可能であった。
(3)通電加熱圧接装置では、素材の加熱が急速であり、かつ、加熱と圧延が窒素雰囲気 中で行われるため、鋼板とアルミニウム板の表面はほとんど酸化されていなかった。
(4)鋼板/純AI板圧延接合体のビール強度は、純AI板の圧下率および圧延温度の増加 とともに増加した。アルミクラッド鋼板のビール強度は 32N/mm 以上であり、真空圧延材 と同レベルであった。また、複層鋼板のビール強度より高い値を示した。圧延接合体のビ ール強度が高い値を示したのは、鋼板とアルミニウム板の表面がほとんど酸化されていな かったことと、アルミニウム板の圧下率が高かったことが原因であると考えられる。
(5)圧延接合体の界面では、光学顕微鏡レベルで観察される欠陥や金属間化合物層の存 在は認められなかった。

(6) 圧延接合された鋼板と純 AI 板は、A1の非晶質酸化膜を介して接合されており、 この酸化膜が存在しない部分では、局部的に Fe-AI 系の金属間化合物が生成されていた。 また、接合界面の両側 50nm の範囲内では、FeとA1の拡散領域は認められなかった。 (7) 圧延接合された鋼板と AI-Mg 板は、Mgを含んだA1の非晶質酸化膜を介して接 合されており、酸化膜の周辺部では、局部的に Fe-AI 系の金属間化合物が生成されていた。 また、接合界面の両側 50nm の範囲内では、FeとA1の拡散領域は認められなかった。 (8) 圧延接合されたステンレス鋼板と純 AI 板は、Crの結晶酸化膜とA1の非晶質酸 化膜を介して接合されており、界面で局部的な Fe-AI 系金属間化合物の生成は認められな かった。また、接合界面の両側 50nm の範囲内では、Fe、A1、Ni、Crの拡散領域 は認められなかった。

(9)アルミクラッド鋼板と複層鋼板の密度、ヤング率、0.2 %耐力、引張強さ、伸び、 r値の値は、素材である鋼板と純 Al 板の値の中間を示し、複合則が成り立っていた。一 方、n値、エリクセン値、限界絞り比では、複合則が成り立っていなかった。
(10)曲げ剛性を考慮に入れると、軽量鋼板としては、アルミクラッド鋼板より複層鋼板 の方が優れていることがわかった。

第3章 鋼板/アルミニウム板接合体における金属間化合物層の生成と成長

3.1 緒 言

第2章では、熱間圧延法を用いた鋼板とアルミニウム板の固相接合について述べた。熱 間圧延法による鋼板とアルミニウム板の接合では、不活性雰囲気中で素材の加熱と圧延を 行い、鋼板とアルミニウム板の表面、特に鋼板の表面を酸化させないことが重要である。 また、鋼板とアルミニウム板の接合強度を高め、かつ、安定化させるためには、アルミニ ウム板の圧下率を増加させ、かつ、圧延温度を上昇させることが重要である。しかし、圧 延温度をあまり高く設定することはできない。なぜなら、圧延温度を 723 K以上に設定す ると、界面で Fe-Al 系の金属間化合物層が生成され、接合強度が低下するからである。

拡散接合法などの固相接合法で鋼とアルミニウムを接合すると、接合温度が高い場合に は Fe-Al 系の金属間化合物層が生成される⁷¹⁻⁷⁹⁾。また、金属間化合物層が生成されない 場合でも、この接合体が熱サイクルを受けると、金属間化合物層が生成される43.157-158)。 これは、鋼とアルミニウムの界面でFeとAlの相互拡散が起こり、容易に化合物が生成 されるからである。界面でこの化合物層が生成されると、接合強度は著しく低下し、やが て化合物層とアルミニウムの界面で剥離が生じるようになる43,157-158)。したがって、 鋼板とアルミニウム板の接合強度を高く保つためには、この化合物層の生成を抑えること が重要である。そのためには、Fe-AI系金属間化合物層の生成・成長条件を十分に把握し ておく必要がある。この理由から、鋼板/アルミニウム板界面における金属間化合物層の 生成・成長挙動について検討した。

本章では、圧延接合法と拡散接合法によって作製された鋼板/アルミニウム板接合体と ステンレス鋼板/アルミニウム板接合体の界面における金属間化合物の生成・成長挙動に ついて述べる159-160)。最初に、圧延接合体を用いて、金属間化合物層の生成・成長に及 ぼす熱処理条件と母材成分の影響を調べた。また、この結果を拡散接合体の場合と比較し た。さらに、界面付近における各種元素の拡散状態と界面で生成された金属間化合物層の 種類、組成、組織を調べた。加えて、圧延接合体の界面における金属間化合物層の生成・ 成長挙動をTEMで観察し、界面のミクロ構造と金属間化合物層の生成・成長挙動との関 係について明らかにした。最後に、金属間化合物の生成・成長と界面の接合強度との関係 についても調べた。

3.2 実験方法

3.2.1 供試材料

供試材料としては、2.2.1 で述べた、冷延鋼板 (CS)、ステンレス鋼板 (SS) と3種類の アルミニウム板 (A1, A3, A5) を用いた。それぞれの化学組成と機械的特性は、Table 2.1 と Table 2.2 に示した通りである。

- 60 -

3.2.2 鋼板/アルミニウム板接合体の作製

鋼板 (CS) とアルミニウム板 (A1, A3, A5) の接合には、Fig.2.1 で示した通電加熱圧 接装置を用いた。また、ステンレス鋼板 (SS) と純 AI 板 (A1)の接合には、大気中での 熱間圧延法を用いた。本実験では、アルミニウム板を鋼板またはステンレス鋼板でサンド イッチした複層鋼板 (CS/A1(R)~ SS/A1(R);以下、圧延接合体と略す)と、鋼板または ステンレス鋼板とアルミニウム板を接合したアルミクラッド鋼板(CS/A5, SS/A1;以下、 圧延接合体と略す)を作製した。圧延に用いた素材、作製した接合体の種類、加熱・圧延 条件を Table 3.1 と Table 3.2 に示す。 複層鋼板からは、断面組織観察 (SEM観察) 用とし て 10 × 10mm の試験片を、また、ピール試験用として 20 × 200mm の試験片を切り出し た。これらの試験片を、大気炉中で 573~ 873 K, 0.3~ 3.6ks の条件で加熱・保持して空 冷した。一方、アルミクラッド鋼板からは、断面組織観察(TEM観察)用として 10×10mm の試験片を切り出し、CS/A5では 673 K, 0.9ks の条件で、SS/A1 では 873 K, 0.3ks の条件

Symbol [Sheet type]	Thickness (mm) [Al ratio]	Reduction (%)	Heating method	Heating condition	Bonding method	Atmosphere
CS/A1(R) [CS/A1/CS]	0.88 [0.57]	6.0 (CS) 16.3 (A1)		1143K (CS)		
CS/A3(R) [CS/A3/CS]	0.88 [0.57]	4.3 (CS) 16.7 (A3)	resistance heating	1161K (CS)	Hot	Nitrogen gas
CS/A5(R) [CS/A5/CS]	0.90 [0.60]	9.3 (CS) 10.0 (A5)		1158K (CS)	rolling	
SS/A1(R) [SS/A1/SS]	1.18 [0.36]	5.3 (SS) 30.4 (A1)	Furnace	723K, 1.8ks (SS, A1)		Air

Symbol [Sheet type]	Thickness (mm) [Al ratio]	Reduction (%)	Heating method	Heating condition	Bonding method	Atmosphere
CS/A5 [CS/A5]	0.90 [0.60]	9.5(CS) 10.2(A5)	Direct resistance heating	1158K (CS)	Rolling	Nitrogen-gas
SS/A1 [SS/A1]	0.93 [0.59]	5.2(SS) 30.8(A1)	Furnace	723K, 1.8ks (SS, A1)		Air

Table 3.1 Types of roll bonding sheets and roll bonding conditions.

Table 3.2 Types of roll bonding sheets and roll bonding conditions.

- 61 -
で加熱・保持して空冷した。なお、アルミクラッド鋼板の加熱条件は、部分的に金属間化 合物が生成される条件とした。ピール試験用として複層鋼板を用いたのは、アルミクラッ ド鋼板では、ピール試験中にアルミニウム層が破断して、正確なピール強度が求められな いからである。金属間化合物層の生成・成長状態とピール強度との対応を調べるために、 複層鋼板の剥離面からSEM観察用の試験片を作製した。

一方、圧延接合体と比較するために、Fig.2.2 で示した拡散接合装置を用いて、複層鋼板 と同じタイプの3層接合体 (CS/A1(D)~ SS/A1(D);以下、拡散接合体と略す)を作製し た。接合方法と試験片のサイズは、2.2.2 で述べた通りである。拡散接合で用いた素材、 作製した接合体の種類、加熱・加圧条件を Table 3.3 に示す。

Symbol [Sheet type]	Thickness (mm) [Al ratio]	Reduction (%)	Heating method	Heating condition	Bonding pressure (MPa)	Atmosphere
CS/A1(D) [CS/A1/CS]	1.10-1.22 [0.29-0.36]	2.5 (CS) 27.0-46.6(A1)		723-873 K 0.3-3.6 ks	30-52	
CS/A5(D) [CS/A5/CS]	1.09-1.26 [0.28-0.38]	2.5 (CS) 20.0-48.3(A5)	Induction	723-823 K 0.3-3.6 ks	83-115	Vacuum
SS/A1(D) [SS/A1/SS]	1.11-1.29 [0.28-0.38]	0 (SS) 18.0-48.3(A1)	heating	773-873 K 0.3-3.6 ks	30-45	10-3Pa
SS/A5(D) [SS/A5/SS]	1.10-1.25 [0.27-0.36]	0 (SS) 25.0-50.0(A5)		723-823 K 0.3-3.6 ks	83-115	

Table 3.3 Types of diffusion bonding sheets and diffusion bonding conditions.

3.2.3 調査内容

熱処理後の圧延接合体(複層鋼板)と拡散接合体の断面を研磨し、SEMによる断面組 織観察を行って、金属間化合物層の生成・成長状態を観察した。また、圧延接合体の断面 でEPMAによる線分析を行い、界面付近における各種元素の拡散状態や金属間化合物層 の組成を調べた。さらに、JISK 6854 に準じたピール試験によって、界面のピール強度(剥 離強度)を調べた。ピール試験後の剥離面では、SEMによる組織観察、X線回折測定に よる金属間化合物の同定を行った。

一方、圧延接合体(アルミクラッド鋼板)の界面でTEM観察を行うために、TEM観 察用の試験片を作製した。試験片は、圧延接合体の界面に垂直な方向から薄板材を切り出 し、機械研磨の後、イオンシニング法によって薄膜化して作製した。TEM観察は加速電 圧; 300kV の条件で行い,制限視野電子線回折法で金属間化合物層の同定を行った。また、 界面付近における拡散状態や化合物の組成を調べるために、EDX分析 (ビーム径;約

30nm)を行った。

3.3 実験結果

3.3.1 圧延接合体、拡散接合体における金属間化合物層の生成と成長 接合界面における金属間化合物層の生成・成長挙動を調べる前に、加熱前の圧延接合体 で金属間化合物層が生成されているかどうかをSEMで調べた。その結果、加熱前の圧延 接合体では金属間化合物層は生成されていないことがわかった。一方、加熱後の圧延接合 体では、CS/A1(R)では 723 K以上で、CS/A3(R)では 673 K以上で、CS/A5(R)では 648 K 以上で、また、SS/A1(R)では 823 K以上で金属間化合物層が生成されていた。これに対し て、拡散接合体では、全ての条件で金属間化合物層が生成されていた。Fig.3.1は、CS/A1(R) と CS/A5(R)を 723 Kと 773 Kで加熱・保持した時の断面組織である。CS/A1(R)を 723 K で加熱した場合には、まず、純 Al 板 (A1) 側に突き出した舌状の金属間化合物が局部的 に界面で生成され、加熱時間の増加とともにそれらが連なり、やがて層状になって成長し



Fig. 3.1 SEM micrographs of intermetallic compound (IMC) layers formed at interfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A1(R) 723K-1.8ks, (b) CS/A1(R) 723K-3.6ks, (c) CS/A1(R) 773K -0.3ks, (d) CS/A5(R) 723K-1.8ks.

10 µ m

た。この成長形態は、大家⁺³⁾や迎ら¹⁵⁸⁾の観察結果と一致している。また、773 Kで加 熱した場合には、0.3ks で既に層状の金属間化合物層が生成され、加熱時間の増加ととも にその厚さも増加した。一方、CS/A5(R)を 723 K, 1.8ks の条件で加熱した場合には、CS/A1 (R)に比べてかなり厚い金属間化合物層が生成され、金属間化合物層の成長速度が非常に 早いことがわかった。なお、金属間化合物層の成長にともない、金属間化合物層とアルミ ニウム板の界面で剥離が生じたが、剥離が生じた時の金属間化合物層の厚さは、圧延接合 体の種類によって異なっていた。Fig.3.1 で示したように、成長初期においては、金属間化 合物層は主にアルミニウム板側に向かって成長し、加熱時間の増加とともに鋼板側にも成 長した。これは鋼中でのAlの拡散速度に比べて、アルミニウム中でのFeの拡散速度の 方が早いためだと考えられる108)。しかし、加熱時間の増加とともに金属間化合物層中へ のFeの拡散も進むため、鋼板/金属間化合物層界面が鋼板側に後退し、鋼板側にも金属 間化合物層が成長する161)。一方、成長初期に金属間化合物層が局部的に生成されるのは、 界面にA1の非晶質酸化膜が存在するため¹⁰⁸⁾、生成されやすい場所で金属間化合物層が 優先的に生成されるためだと考えられる。なお、(a)と(b)で示した舌状の金属間化合物層 は、主に FezAls であることが知られている。この金属間化合物層は、C軸方向に優先成長 するため、主として界面に垂直な方向に成長することがわかっている161-162)。

Fig.3.2 は、圧延接合体である CS/A1(R)と拡散接合体である CS/A1(D)で、加熱時間の平 方根と金属間化合物層の厚さとの関係を示したものである。金属間化合物層の厚さは、加 熱時間の平方根に対して直線的に増加しており、拡散律速が成り立っているのがわかる。 また、加熱温度が高くなるほど金属間化合物層の成長速度は増加する。成長速度に与える 影響は、加熱時間より加熱温度の方が大きい。本結果は、泰山157)、迎158)、西尾163)ら



Fig. 3.2 Relation between square root of holding time and thickness of intermetallic compound (IMC) layers: (a) CS/A1(R), (b) CS/A1(D).

- 64 -

の結果と一致している。一方、CS/A1(R)を 723K で加熱した場合には、短時間側で金属間 化合物層の生成が認められていない。これは、先にも述べたように、界面に存在するA1 の非晶質酸化膜が拡散バリアとして働いたためだと考えられる108)。また、金属間化合物 層の成長速度は、CS/A1(R)に比べて CS/A1(D)の方がはるかに大きい。このように、拡散 接合体における金属間化合物層の成長速度が圧延接合体に比べて早かったのは、Table 3.1 と Table 3.3 で示したように、拡散接合体の方がアルミニウム板の圧下率が大きかったた めだと考えられる。すなわち、拡散接合体では、加圧によってアルミニウム板が大きく変 形し、界面に存在するA1の非晶質酸化膜がかなり破壊されるため、鋼板とアルミニウム 板が直接接合された領域が増加し、その部分でFeとAlの拡散が容易になるため、結果 として、金属間化合物層の成長速度が早くなったものと考えられる。

Fig.3.3 は、各圧延接合体における金属間化合物層の成長速度を比較した結果である。ま ず、アルミニウム板の種類による成長速度の差を比較すると、CS/A1(R)< CS/A3(R)< CS/A5(R)の順に成長速度が増加している。この傾向は、加熱温度が異なっても同様であ った。また、拡散接合体である CS/A1(D)と CS/A5(D)を比較すると、CS/A5(D)の方が金 属間化合物層の成長速度が早かった。このように、金属間化合物層の成長速度に差が認め られたのは、A1 < A3 < A5の順にアルミニウム中のMg濃度が増加し、それに伴って金 属間化合物層の成長速度が増加したためである^{61,71-72,76)}。これは、MgがFeとAl の拡散係数を増加させるためと考えられている⁷²⁾。通常、CS/A3 接合体または CS/A5 接 合体の界面には、接合前にアルミニウム板の表面に存在していたA1の非晶質酸化膜が残 存しているものと考えられる117,164-165)。しかし、この接合体を加熱すると、アルミニ



Fig. 3.3 Comparison of growth rate of intermetallic compound (IMC) layers at 773K.

ウム板中のMgが接合界面に拡散し、これがAlの非晶質酸化膜を還元してMg酸化物を 生成するため、A1の非晶質酸化膜は消失していくものと考えられる118-122)。一方、こ のMg酸化物は、Mg濃度が高いほどより低温で粒状になるため、その場合には界面にお けるFeとA1の相互拡散が容易になり、その結果、金属間化合物層がより低温で生成さ れ、かつ、その成長速度も増加するものと考えられる。詳細については、3.4.1で述べる。 なお、CS/A5(R)の 3.6ks で金属間化合物層の厚さが低い値であるのは、加熱中に金属間化 合物層とアルミニウム板の界面で剥離が生じ、化合物層の成長が止まったためである。

一方、鋼の種類による成長速度の差を、圧延接合体である CS/A1(R)と SS/A1(R)で比較 した。その結果を Fig.3.4 の(a)に示す。SS/A1(R)を 773 Kで加熱した場合には、金属間化 合物層が生成されていなかったため、873 Kで成長速度を比較した。(a)より、SS/A1(R) と CS/A1(R)における金属間化合物層の成長速度は同レベルであることがわかった。しか し、CS/A1(R)と SS/A1(R)ではアルミニウム板の圧延率が異なるため、鋼の種類による影 響だけを見ることは難しい。そこで、拡散接合体でアルミニウム板の圧下率がほぼ等しい CS/A1(D)と SS/A1(D)で金属間化合物層の成長速度を比較した。その結果を(b)に示す。(b) より、CS/A1(D)に比べて SS/A1(D)の方が金属間化合物層の成長速度が遅いことがわかっ た。これは、SS/A1(D)の界面には、拡散バリアとなるA1の非晶質酸化膜に加えてCr 酸化膜も存在しているため¹⁰⁸⁾、この酸化膜によってFeとAlの拡散が阻害されたため と考えられる。なお、SS/A1(R)と SS/A1(D)の場合には、823 K以上でのみ金属間化合物 層の生成が認められたが、これも、Cr酸化膜の存在が原因であるものと考えられる。 以上の結果より、金属間化合物層の成長は拡散律速に従い、その厚さは、加熱温度、加熱 時間、アルミニウム板の圧下率の増加とともに増加することがわかった。また、アルミニ



Fig. 3.4 Comparison of growth rate of intermetallic compound (IMC) layers: (a) CS/A1(R) and SS/A1(R), (b) CS/A1(D) and SS/A1(D).

ウム板中のMg濃度が増加すると、金属間化合物層の生成温度は低下し、成長速度は増加 する。さらに、鋼中にCrが含まれると、金属間化合物層の生成温度は上昇し、成長速度 は低下する。これらの結果は、圧延接合体、拡散接合体に共通して認められる。なお、SS/A5 (D)の金属間化合物層の生成温度(773 K)は、SS/A1(D)の場合(823 K)に比べて低い。 したがって、ステンレス鋼板を用いた場合にも、アルミニウム板中のMgによる金属間化 合物層の生成促進効果は認められる。なお、金属間化合物層の生成・成長を抑制する元素 としては、Siがよく知られている65,162,166)。 3.3.2 金属間化合物層の生成・成長と界面の剥離強度の関係

Fig.3.5 は、圧延接合体の加熱温度とピール強度との関係を示したものである。なお、加 熱時間は 1.8ks であり、縦軸は加熱前のピール強度を1とした時の強度比である。各接合 体のピール強度は、加熱温度の増加とともに一旦増加した後急激に低下する。また、鋼板 (CS) との組合せでは、アルミニウム板中のMg濃度が高いほどピール強度はより低温 で低下している。一方、SS/A1(R)では、873 Kでピール強度が急激に低下する。温度の上 昇とともに一旦ピール強度が増加するのは、加熱によって界面付近で拡散が起こり、ミク ロな欠陥が消滅してより強固に接合されるためと考えられる128-129)。一方、温度が上昇 してピール強度が低下するのは、界面でのFeとAlの相互拡散によって金属間化合物層 が生成され、金属間化合物層とアルミニウム板の界面で剥離が生じるようになるからであ る。Fig.3.5 は加熱時間が一定の場合の結果であるが、逆に加熱温度を一定にすると、加熱 時間の増加とともにピール強度は低下し、ピール強度が低下する時間は、加熱温度が高い ほど短時間側に移行する。この結果は、迎らの結果158)と一致している。



Fig. 3.5 Effect of heating temperature on peel strength of roll bonding sheets.

Fig.3.6 は、圧延接合体において、金属間化合物層の厚さとピール強度との関係を示した ものである。ビール強度は、いずれの場合も、金属間化合物層の厚さが増加すると急激に 低下し、厚さ2μm程度でほぼ0となる。森井らは⁷²⁾、ステンレス鋼とアルミニウムの が、本結果はそれよりはるかに低い値であり、金属間化合物層の厚さが 1.0 ~ 1.5 μm程 度でせん断強さが低下するという迎らの結果158)と一致している。



Fig. 3.6 Effect of thickness of intermetallic compound (IMC) layers on peel strength of roll bonding sheets.

Fig.3.7 は、圧延接合体である CS/A1(R)と CS/A5(R)の、加熱前後の剥離面(CS 側)を SEMで観察した結果である。加熱前の CS/A1(R)では、金属間化合物の組織は観察され ず、純 Al (A1) が鋼板 (CS) 側に付着した組織が観察された¹⁶⁰⁾。一方、723 K, 1.8ks の条件で加熱した場合には、粒状の金属間化合物が部分的に生成されていた。また、773 K, 1.8ks の条件では、全面に渡って粒状の金属間化合物が生成されていた。一方、CS/A5 (R)の 773 K, 1.8ks でも金属間化合物が観察されたが、その形態は CS/A1(R)の場合とは 異なっていた。このことから、接合体の種類によって生成される金属間化合物の種類が異 なっているものと考えられた。なお、アルミニウム(A1、A5)側の剥離面でも観察を行 ったが、剥離が金属間化合物とアルミニウム板の界面で起こるため、金属間化合物が剥離 拡散接合で、金属間化合物層の厚さが 10 µm以上で接合強度が低下すると報告している した後のアルミニウム板の組織が観察された。

3.3.3 金属間化合物層の組成、種類と界面における拡散状態

Fig.3.8 は、金属間化合物層が生成された圧延接合体の断面で、EPMAによる線分析を





1.8ks, (b) CS/A5(R) 723K-0.9ks, (c) SS/A1(R) 873K-3.6ks.

10 µ m

Fig. 3.7 SEM micrographs of peeled surfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A1(R) Before heating, (b) CS/A1(R) 723K-1.8ks, (c) CS/A1(R) 773K-1.8ks, (d) CS/A5(R) 773K-1.8ks.

Fig. 3.8 EPMA line analyses at interfaces of roll bonding sheets after heating: (a) CS/A1(R) 823K-

行った結果である。金属間化合物層の中央部では、FeとAlがほぼ一定の組成を示すが、 アルミニウム板側と鋼板側のごく狭い領域では、組成がわずかに変化している((b)と(c) 参照)。そこで、それぞれの領域で点分析を行った結果、中央部では Fe:Als 組成の金属間 化合物が、また、アルミニウム板側では FeAls 組成の金属間化合物が生成されていること がわかった。鋼板側では明確に組成を断定することはできなかったが、FeAl: 組成に近い 金属間化合物が生成されている可能性がある。この結果は、従来の報告43,158,161-162, 167)と一致している。なお、金属間化合物層の生成・成長過程では、まず、アルミニウム 板側で FeAls が生成され、その後、Fe2Als が生成されることがわかっている158,161-162)。 一方、界面付近における元素の拡散状態を調べると、金属間化合物層から鋼板側へのA1 の拡散およびアルミニウム板側へのFeの拡散は認められなかった。これは、Fig.3.9 に示 した Fe-AI 2元系状態図¹⁶⁸⁾からわかるように、A1はFeをほとんど固溶しないためで あり、また、一旦金属間化合物層が生成されると、FeとAlは金属間化合物層の生成に



Fig. 3.9 Iron-aluminum binary phase diagram.

消費されるためと考えられる。一方、CS/A5(R)では、金属間化合物層と Al-Mg 板 (A5) の界面で高い濃度のMgが検出されており、金属間化合物層の中でもMgが検出されてい た。また、SS/A1(R)でも金属間化合物層の中でCrとNiが検出されていた。このよう な界面での拡散は、加熱前には観察されなかったものである。SS/A1(R)での結果は、大

- 70 -

家⁴³⁾や沖ら¹⁶⁹⁾、P.C. Tortorici¹⁷⁰⁾の結果と一致している。 圧延接合体の界面で生成された金属間化合物の種類を調べるために、加熱時間 1.8ks の 試験片で、鋼板 (CS) 側とステンレス鋼板 (SS) 側の剥離面におけるX線回折測定を行 った。その結果を Table 3.4 に示す。CS/A1(R)の界面では、723 K以上で FeAls と Fe2Alsの 生成が認められた。一方、CS/A5(R)の界面では、648 K以上で FeAls と Feals の生成が認 められ、773 K以上では FeAla も生成されている可能性がある。CS/A3(R)では、CS/A5(R) と同じ結果であった。また、SS/A1(R)の界面では、873 K以上で FeAls と Fe2Als の生成が 認められ、FeAlaも生成されている可能性がある。なお、SS/A1(R)の界面で生成される Fe-Al 系金属間化合物にはCrやNiが含まれており、(Fe,Cr)Ab、(Fe,Cr)2Ab、(Fe,Cr)3Ab、な どが生成されていることが知られている43,169-170)。各接合体で金属間化合物の種類が 異なっているのは、界面におけるFeとAlの拡散の容易さが異なっているためと考えら れる。各温度で加熱時間を変化させ、金属間化合物の種類を調べた結果では、加熱温度、 加熱時間の増加とともに、A1リッチな化合物からFeリッチな化合物へと変化していく ことがわかっている161)。金属間化合物の種類としては、Fig.3.9の状態図で示したように、 FeAls, Fe2Als, FeAl, FeAl, Fe3Al の5種類が知られているが168)、今回は、この内、A1

Roll	Heating	Type of i	ntermetallic o	ompound
bonding sheet	temperature (K)	FeAl ₃	Fe ₂ Al ₅	FeAl ₂
	673	×	×	×
	723	Δ	Δ	×
CS/A1(R)	773	0	0	×
	823	0	0	×
	873	0	0	×
	673	Δ	0	×
	723	0	0	×
CS/A5(R)	773	0	0	Δ
	823	0	0	Δ
	873	0	0	\triangle
	673	×	×	×
	723	×	×	×
SS/A1(R)	773	×	×	×
	823	×	×	×
	873	0	0	Δ

Table 3.4 Relation between heating temperature and types of intermetallic compound (IMC).

Holding time ; 1.8ks

- 71 -

リッチ側の3種類の金属間化合物の生成が認められている。

3.3.4 接合界面のミクロ構造と金属間化合物層の生成・成長挙動

次に、接合界面のミクロ構造と金属間化合物層の生成・成長挙動との関係を調べるため に、Table 3.2 で示した試験片 (CS/A5、SS/A1)を用いて、界面におけるTEM観察を行っ た。なお、加熱前のミクロ構造については、2.3.4 で述べた通りである。

Fig.3.10は、加熱後の CS/A5 と SS/A1 の界面を観察した結果である。(a)で示したように、 CS/A5の界面では、厚さ1µm程度の舌状の金属間化合物が局部的に生成されており、主 に Al-Mg 板 (A5) 側に向かって成長している。また、この金属間化合物は、幅 100~200nm の柱状組織から構成されている。柱状組織が数本入る制限視野(0.5 µm)で金属間化合 物の電子線回折像を撮影すると、(b)で示したように回折像はデバイシェラー環になって おり、やや配向性は認められるものの全体的には多結晶構造になっていた。デバイシェラ 一環を解析すると、FezAls に対応する格子面が得られ、また、金属間化合物のEDX分析 でも、Feに対して約2倍のA1が検出されることから、この舌状の金属間化合物は FezAls と考えられた。この結果は、3.3.3 で述べたEPMA分析やX線回折測定の結果と一致し ている。なお、EPMA分析とX線回折測定の結果では、加熱後の CS/A5 の界面で、Fe:Als の他に FeAls も生成されていることがわかっている。なお、金属間化合物が柱状組織で構 成され、電子線回折で配向性が認められたのは、Fe:Als がC軸方向に優先成長するためで ある¹⁶¹⁾。一方、(c)で示したように、SS/A1の界面でも舌状の金属間化合物が生成されて いるが、その数は CS/A5 に比べて少なく、0.3mm の範囲に3~4個の割合である。SS/A1 の界面に生成された金属間化合物も柱状組織から構成されており、主に純 AI 板 (A1) 側 に向かって成長している。0.5 µmの制限視野で金属間化合物の電子線回折像を撮影する と、(d)で示したように、デバイシェラー環に多種の格子面が現れていることから、2種 類以上の金属間化合物が混在している可能性がある。加熱後の SS/A1の界面では、Fe:Als、 FeAls、FeAls が生成されていることがわかっていることから、この金属間化合物は、これ らが混在したものと考えられる。なお、この金属間化合物をEDXで分析すると、Feに 対して約2倍のA1が検出されることから、Fe2Alsの存在は確認できた。

ところで、CS/A5 と SS/A1 の界面では局部的に金属間化合物が生成されていたが、金属 間化合物が生成されている部分とそうでない部分とを比較するために、金属間化合物が生 成されていない部分についても界面の観察も行った。その結果、両者とも加熱前と同じ組 織であることがわかった。このことから、金属間化合物は界面の生成されやすい箇所で優 先的に生成され、その生成のされやすさは、界面に存在する酸化膜の状態と深く関係して いるものと考えられた。

Fig.3.11 は、CS/A5 と SS/A1 の界面に生成された舌状の金属間化合物の中央部で、金属 間化合物/Al-Mg 板界面(IMC/A5)と金属間化合物/純 Al 板界面(IMC/A1)を観察した 結果である。CS/A5 では、IMC/A5 界面で非晶質層(図中A)が観察された。この非晶質



Fig. 3.10 TEM micrographs and electron diffraction patterns of intermetallic compound (IMC) formed at interfaces of roll bonding sheets: (a) and (b) CS/A5, (c) and (d) SS/A1.



500 n m





250 n m





層をEDXで分析すると、A1と〇の他に比較的高い濃度のMgが検出されることから、 この非晶質層はA1とMgの非晶質酸化膜であるものと考えられた。この非晶質酸化膜は、 IMC/A5 界面のほとんどの部分で観察され、非晶質酸化膜が無く金属間化合物と Al-Mg 板 が直接接している部分はごくわずかであった。なお、IMC/A5 界面では、所々でクラック が発生していた。また、金属間化合物(IMC)と Al-Mg板(A5)との間で特定な結晶方位 関係は見い出せなかった。一方、SS/A1 では、金属間化合物/純 AI 板界面(IMC/A1) で 純 AI 板と金属間化合物が直接接しており、加熱前に SS/A1 界面で観察されたCrの結晶 酸化膜やAlの非晶質酸化膜(Fig.2.13参照)は観察されなかった。また、純 Al板(A1) と金属間化合物 (IMC) との間で特定な結晶方位関係は見い出せなかった。 3.3.3 で述べたように、加熱後の CS/A5(R)の界面では、Al-Mg 板 (A5) 側から IMC/A5 界面に向かってMgが拡散している。そこで、この結果をさらにミクロなオーダーで調査 するために、IMC/A5界面でEDX分析を行った。その結果を Table 3.5 に示す。金属間化

Element	IMC	IMC/A5	A5
Fe	34.00	0	0
AI	65.21	87.74	94.97
Mg	0.79	12.26	5.03
Al/Fe	1.92	-	-

合物内では、Feに対して約2倍のA1が検出されるほか、微量のMgも検出されている。 一方、IMC/A5 界面では、Al-Mg 板 (A5) 内に比べて高い濃度のMgが検出された。しか し、IMC/A5 界面から 30nm 以上離れた Al-Mg 板 (A5) 内ではMg濃度は低下している。 なお、Al-Mg板(A5)側ではFeは検出されず、Feの拡散領域は認められなかった。こ れらの結果は、先のEPMA分析の結果とも一致している。加熱前の CS/A5 の界面には A1の非晶質酸化膜が存在しているが、その断面をEPMAで線分析すると界面でMgの 濃化は認められない。したがって、IMC/A5 界面で高い濃度のMgが検出されたのは、加 熱によってMgが CS/A5 界面に拡散し、A1の非晶質酸化膜の一部が還元されて、Mg 酸化膜に変化したためだと考えられる¹¹⁸⁻¹²²。さらにMgの拡散が進むと、A1の非晶 質酸化膜は全てMg酸化物になり、形状も粒子状に変化するため、界面でのFeあるいは A1の拡散が容易になり、金属間化合物の生成は助長されるものと考えられる。一方、 CS/IMC 界面でもEDX分析を実施したが、鋼板 (CS) 内ではA1やMgは検出されず、

Table 3.5 Results of EDX point analysis at interface of CS/A5 roll bonding sheet (mol%).

- 75 -

これらの拡散領域は存在しないことがわかった。また、SS/A1についても分析を行ったが、 先のEPMA分析と同じ結果が得られた。

Fig.3.12 は、舌状金属間化合物の中央部で鋼板/金属間化合物界面(CS/IMC)とステン レス鋼板/金属間化合物界面 (SS/IMC) を観察した結果である。CS/A5 では鋼板 (CS) と金属間化合物 (IMC) が界面で直接接しており、IMC/A5 界面とは異なり、A1の非晶 質酸化膜は存在していなかった。また、鋼板 (CS) と金属間化合物 (IMC) の間では、特 定な方位関係は認められなかった。一方、SS/A1 でもステンレス鋼板(SS)と金属間化合 物(IMC)が界面で直接接しており、加熱前に SS/A1 界面に存在したCrの結晶酸化膜や A1の非晶質酸化膜は認められなかった。ステンレス鋼板(SS)と金属間化合物(IMC) の方位関係について調べると、Fe(111)に対して面間隔 0.21nm の金属間化合物の格子が平 行な関係になっており、Feの(111)面に対してエピタキシャル成長している。この格子は、 FeAl、FeAl, または FezAl, のものではないかと推測される。

Fig.3.13 は、SS/A1 界面に生成された舌状金属間化合物の端部で、Cr酸化膜を中心に 界面を観察した結果である。金属間化合物は界面のCr酸化膜の欠陥部でステンレス鋼板 (SS) 側から純 AI 板 (A1) 側に向かって生成されており、純 AI 板 (A1) 側では金属間 化合物がCr酸化膜のある部分にも回り込んで成長している。Fig.3.13の中央部に見える のがCr酸化膜(CroO4)であるが、金属間化合物端部のCr酸化膜の厚さは、通常界面 に存在するCr酸化膜に比べて3倍以上も厚くなっている。なお、写真右側が純 AI板(A1) 側に回り込んで成長した金属間化合物であり、左側がステンレス鋼板(SS)側である。 金属間化合物の端部付近を観察すると、あたかも金属間化合物の成長に伴って端部のCr 酸化膜が押し縮められ、Cr酸化膜の厚さが厚くなったかのように見える。CS/A5、SS/A1 界面における金属間化合物層の生成プロセスについては 3.4.2 で考察する。

3.4 考察

3.4.1 界面におけるFeとAlの拡散と金属間化合物層の生成・成長

鋼板/アルミニウム板接合体のように、金属Aと金属Bが接合された拡散対において、 金属Bの中への金属A、または金属Aの中への金属Bの固溶度が限られている場合には、 FeとAlの相互拡散によって接合界面に金属Aと金属Bからなる金属間化合物層が生成 され、この化合物層の厚さは時間とともに増加する。このような拡散は反応拡散と呼ばれ ている171)。接合界面で金属間化合物層が生成され、拡散律速が成り立つ場合には、金属 間化合物層の厚さdと加熱時間tとの間には下記の関係式が成り立つ157-158,160-161)。

$d^2 = K \cdot t$	• •	• •	•	• •	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•	(3.	1)
$K = K_{0} \cdot e \ge p$	(-	Q/	R	T)		•										•	•						(3.	2)



ただし、

Fig. 3.12 TEM micrographs at steel/IMC interfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A5, (b) SS/A1.



Fig. 3.13 TEM micrograph of chromium oxide layer around intermetallic compound (IMC) at interface of SS/A1 roll bonding sheet.

K, Ko;比例定数(m²/s) Q;活性化エネルギー(J/mol) R; ガス定数 (J/mol・K⁻¹) T;絶対温度(K)

そこで、3.3.1 で得られたデータを基に、(3.1)式と(3.2)式より、比例定数Koと活性化エ ネルギーQの値を求めた。その結果を Table 3.6 に示す。なお、Table 3.6 では、比較のため、 従来求められているKoとQの値も同時に示してある。活性化エネルギーQは、116~ 235kJ/mol の値を示す。圧延接合体では、アルミニウム板中にMgが含まれるとQの値が 増加している。また、圧延接合体に比べて拡散接合体の方がQの値が高いことから、アル ミニウム板の圧下率が高いほどQの値は増加するものと考えられる。このように、各接合 体でQの値が異なるのは、アルミニウム板中のMg量や圧下率が界面に存在する酸化膜の 形態や厚さに影響を及ぼし、その結果、FeとAlの相互拡散に影響を及ぼしたためだと 考えられる。この観点に立てば、接合雰囲気も酸化膜の状態に影響を及ぼすため、Qの値 に影響を与えるものと考えられる。そこで、次に、金属間化合物層の生成と成長に影響を

Bonding specimen	Temperature (K)	K ₀ (m²/s)	Q (KJ/mol)	
CS/A1(R)	773-873	2.50X10-7	116	
CS/A3(R)	673-873	2.76X10-2	174	
CS/A5(R)	673-823	5.68X10-2	176	Present work
CS/A1(D)	773-873	6.01X102	235	
CS/A5(D)	723-823	1.87X10	210	
Armco iron /99.99%Al	878-928	1.59X1010	172	Shibata et al.
SS400 /99.99%AI	853-923	4.04X10-3	226	Mukae et al.

及ぼす因子について検討した。

3.4.2 金属間化合物層の生成と成長に影響を及ぼす因子 金属間化合物層の生成と成長に影響を及ぼす因子としては、3.3.1 で述べたように、① アルミニウム板の圧下率、②アルミニウム板中のMg量、③鋼板表面のCr酸化膜、の3 つが上げられる。以下、これらの影響について考察する。 まず、アルミニウム板の圧下率の影響について考える。アルミニウム板の圧下率が高く なると、アルミニウム板の表面に存在するA1の非晶質酸化膜は破壊され、鋼板とアルミ ニウム板が直接接触する面積は増加するものと考えられる。接合界面におけるFeとA1 の相互拡散は、非晶質酸化膜を介した場合より直接接触している場合の方がより容易であ ると考えられるため、アルミニウム板の圧下率の増加とともに、金属間化合物層の成長速 度は増加するものと考えられる。実際、今回作製した鋼板/アルミニウム板拡散接合体で は、アルミニウム板の圧下率が18~50%であり、圧延接合体の10~17%に比べて非常 に高い値であるため (Table 3.1、Table 3.3 参照)、金属間化合物層の成長速度は、圧延接合 体に比べてはるかに大きな値であった。拡散接合体では、一軸方向の加圧であるため、圧 延接合体に比べて非晶質酸化膜が破壊されにくいと考えられるが、今回の拡散接合体では、 アルミニウム板の変形が非常に大きかったために、非晶質酸化膜も十分に破壊され、金属 間化合物層の成長速度も増加したものと考えられる。 次に、アルミニウム板中のMg量の影響について考える。Fig.3.3 で示したように、圧延 接合体と拡散接合体では、アルミニウム板中のMg量が増加すると、金属間化合物層の成

Table 3.6 Comparison of K₀ and O values

- 79 -

長速度が増加する。この結果は、鋼板とアルミニウム板を拡散接合した場合の結果と一致 している^{61,71-72,76})。Mg量の増加とともに金属間化合物層の成長速度が増加したのは、 Mgによって接合界面に存在するA1の非晶質酸化膜の形態が変化したためではないかと 考えられる。以下、このA1酸化膜に及ぼすMgの影響について考える。小谷らは、各種 アルミニウム合金の拡散接合において、接合界面におけるA1酸化膜の挙動について検討 している¹¹⁸⁻¹²²)。これによれば、純 AI同士を拡散接合した場合の界面では、A1の非 晶質酸化膜が観察されている。この非晶質酸化膜は、接合前の純 AI板の表面に存在して いた自然酸化膜が残存したものと考えられ、本実験における鋼板と純 AI板の接合界面お よびステンレス鋼板と純 AI板の接合界面でも観察されている。なお、通常、純 AIの表面 には、A1の非晶質酸化膜が生成されているが、高温で加熱された場合には、結晶酸化膜 である γ-ALO5 が生成されることがわかっている¹⁷²)。一方、Mgを含むアルミニウム合 金同士の拡散接合では、界面に存在する酸化膜の形態が、母在中のMg量と接合温度によ って大きく変化することがわかっている。すなわち、アルミニウム合金中に 0.3 %以上の Mgが存在すると、接合界面に存在するA1の非晶質酸化膜はMgと反応することがわか っている¹¹⁸⁻¹²²)。この場合の反応式を下記に示す。

$3 Mg + 4 A 1_2 O_3 \rightarrow$	3 A 1 2 M g O 4 + 2 A 1	•	•	•	•	•	•	•	•	•(3.3)
$3 Mg + A 1_2 O_3 \rightarrow$	3 MgO+2A1		•	•	•	•	•		•	·(3.4)
2 M g + O z + 2 A 1 z O 3	→ 2 A 1 2 M g O 4	•	•	•	•		•	•		·(3.5)
5 Mg + O ₂ + A 1 ₂ O ₃	\rightarrow 5 MgO + 2 A 1		•		•	•		•		·(3.6)

上記の式で、(3.3) 式と(3.4) 式は、MgとA1の非晶質酸化膜が直接反応する場合を 示しており、また、(3.5) 式と(3.6) 式は、雰囲気中の酸素の供給を受けて、MgとA1 の非晶質酸化膜が反応する場合を示している。なお、界面に存在する酸化膜は Al-O₃ では ないが、破断面でこの非晶質酸化膜の組成を分析した結果では、A1とOがほぼ2:3で あることがわかっているため^{11,9}、上記の反応式ではα-Al-O₃ と仮定して表した。いずれ の場合にも、Mgは Al-O₃ を還元し、Al-MgO₄ または MgO を生成する。小谷らの検討¹¹⁸⁻¹²²⁾によれば、上記反応式における自由エネルギー変化はいずれも負の値をとる。したが って、上記反応は、いずれも起こり得るものと考えられる。しかし、拡散接合における界 面の密着性と真空中での接合であることを考慮すると、雰囲気からの酸素の供給は難しい ものと考えられる。また、(3.5) 式と(3.6) 式は酸化反応であるため、この反応によって 小谷らが観察したような界面における酸化物密度の減少や酸化被膜の分散が起こるとは考 えにくい。したがって、Mgを含むアルミニウム合金の拡散接合では、主に(3.3) 式と (3.4) 式の反応が起こるものと考えられる。一方、Al-MgO₄ と MgO のどちらが生成され るかは、アルミニウム中のMg量と接合温度によって決まる。Mg量、接合温度と生成さ

- 80 -

れる酸化物の種類および形態の関係を調べると^{119,121)}、Mg量が0~0.01%では上記反 応は起こらず、A1の非晶質酸化膜がそのまま界面に残留し、0.3~1.0%では Al-MgO4の 結晶酸化物粒子が生成され、1.0 ~ 2.4 %では MgO の結晶酸化物粒子が生成される。非晶 質酸化膜から結晶酸化物粒子への変化は、Mg濃度の増加とともにより低い温度で起こる ようになる。また、界面で生成される Al-MgO4 と MgOは、いずれも粒径 10~ 100nm の非 常に微細な粒子である。これを本実験の場合と照らし合わせると、本実験で用いた Al-Mg 板 (A3、A5) 中のMg量は、それぞれ 1.01 %と 2.48 %であり、また、熱処理温度は 573 ~ 823 Kである。したがって、この熱処理条件においては、Mgによって界面に存在する A1の非晶質酸化膜は還元され、いずれの AI-Mg 板を用いた場合にも、界面で粒子状の MgO が生成されるものと考えられる。実際、2.3.4 で述べたように、熱処理前の CS/A5 接 合体の界面には微量なMgを含んだAlの非晶質酸化膜が存在していたが、熱処理後の CS/A5 接合体の界面(IMC/A5 界面)では、3.3.4 で述べたように、高い濃度のMgが検出 される局在化したA1の非晶質酸化膜が観察された。今回、TEMで観察した熱処理後の 試験片は、鋼板/アルミニウム板界面で剥離が生じていないごく短時間加熱した試験片を 用いたため、MgO の結晶酸化物は観察されなかったが、熱処理前に比べて、A1の非晶 質酸化膜中のMg濃度が大幅に増加していることから、熱処理によって上記(3.4)式の 反応が進行していることは十分に考えられる。小谷ら¹²¹⁾は、Al-Mg 合金の拡散接合にお いて、界面に存在するA1の非晶質酸化膜中におけるMgの富化が母材からのMgの拡散 に基づくものと仮定し、拡散方程式を用いて解析を行った。その結果、母材のMg濃度が 高いほど低い温度で非晶質酸化膜中のMgの富化が生じることがわかっている。したがっ て、非晶質酸化膜から結晶酸化物粒子へ変化する温度は、母材中のMg濃度が高いほど低 温になるものと考えられる。

以上のことから、アルミニウム板中のMg量の増加とともに金属間化合物層の成長速度 が増加するのは、熱処理によってMgが界面に拡散し、界面に存在するAlの非晶質酸化 膜と反応して粒状のMg酸化物となり、Alの非晶質酸化膜が消失して界面におけるFe とAlの相互拡散が容易になるためと考えられる。また、3.3.1 で述べたように、アルミ ニウム板中のMg量の増加とともに金属間化合物層の生成温度が低下するのは、母材中の Mg濃度が高いほどより低い温度で非晶質酸化膜中のMgの富化が生じ、その結果、非晶 質酸化膜から結晶酸化物粒子へ変化する温度が低温側にシフトするためと考えられる。

次に、鋼板表面のCr酸化膜の影響について考える。3.3.1 で述べたように、SS/A1(R) 接合体では、他の圧延接合体に比べ、金属間化合物層が生成される温度が高い。また、SS/A1 (D)接合体における金属間化合物層の成長速度は、CS/A1(D)に比べて低い。これは、2.3.4 で述べたように、接合界面に緻密なCrの結晶酸化膜が存在するためであると考えられる。 すなわち、この緻密な酸化膜の存在によって界面におけるFeとA1の相互拡散が阻害さ れるため、金属間化合物層の成長速度も遅くなるものと考えられる。実際、3.3.4 で述べ

たように、SS/A1 接合体の界面では、Cr酸化膜の欠陥部でのみ金属間化合物が生成され ている。一方、熱処理温度を上昇させると、界面に緻密なCr酸化膜が存在しているにも 関わらず均一な金属間化合物層が生成されるようになり、SS/IMC 界面にも IMC/A1 界面に もCrの結晶酸化膜は存在しなくなる。大橋らは173-174)、SUS304 同土の拡散接合にお いて、接合界面に存在するCr酸化膜は凝集し、やがて消失することを見い出している。 また、Cr酸化物が消失するのは、母材中のSiやMnによってCr酸化膜が還元され、 母材中に酸素が拡散するためだと結論づけている。大橋らが実施した拡散接合の温度は 1373 Kと高いため、今回の熱処理条件である 823 Kでこのような酸化膜の消失反応が起 こるかどうかは疑問である。しかし、大橋らが指摘しているように、アルミニウム中の酸 素の固溶度は小さいため、少なくともアルミニウム中への酸素の拡散は有り得ない。した がって、Cr酸化膜の消失機構は、ステンレス鋼中に酸素が拡散して消滅したか、あるい は、ステンレス鋼表面に存在する炭素が接合界面に残留し、これによってCr酸化膜が還 元されて消滅したのではないかと考えられる。なお、拡散接合における界面の酸化膜消失 機構については、Takahashiらの検討結果¹⁷⁵⁾がある。

3.4.3 接合界面のミクロ構造と金属間化合物層の生成・成長挙動の関係

3.4.2 で述べた結果を基に、接合界面のミクロ構造と金属間化合物層の生成・成長挙動 の関係について考察する。Fig.3.14 は、CS/A5、SS/A1の界面におけるミクロ構造と加熱に よる金属間化合物の生成過程を模式図で表したものである。加熱前の CS/A5 の界面には A1の非晶質酸化膜が存在し、金属間化合物が局部的に生成されている(A)。金属間化 合物が生成されている場所は、Fig.2.12の結果を見る限りでは、A1の非晶質酸化膜中の ようである。次に CS/A5 を加熱すると、Mgが界面に向かって拡散し、A1の非晶質酸 化膜の一部はMg酸化膜に変化する。一方、FeとAlはAlの非晶質酸化膜のより容易 な所で拡散し、これらが結合して局部的に界面で舌状の金属間化合物が生成される(B)。 この際、界面に存在していたA1の非晶質酸化膜は、金属間化合物の成長とともに IMC/A5 界面に押し出され、その部分に残留する。一方、加熱時間の経過とともに、A1の非晶質 酸化膜はMg酸化膜(MgO)になり、その形態も粒状に変化していく¹¹⁸⁻¹²²⁾。その結果、 界面でのFeとAlの拡散が容易になり、金属間化合物の生成・成長は助長されて、 IMC/A5 界面で粒状のMg酸化物を残存したまま金属間化合物層が成長するものと考えら れる(C)。なお、アルミニウム板中のMg濃度が高いほど、また、加熱温度が高いほど Mg酸化物が粒状になりやすくなるため、金属間化合物の成長速度は増加する。

一方、加熱前の SS/A1 の界面にはCrの結晶酸化膜とA1の非晶質酸化膜が存在し、金 属間化合物は生成されていない(A)。SS/A1を加熱すると、Cr酸化膜の欠陥部でA1 の非晶質酸化膜を介したFeとAlの拡散が起こり、界面で舌状の金属間化合物が局部的 に生成される (B)。この際、金属間化合物両端のCr酸化膜は両端に押されて縮み、そ の部分の厚さは通常の部分に比べて厚くなる。また、金属間化合物はCr酸化膜が存在す



CS A5

Fig. 3.14 Reaction model at interfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A5, (b) SS/A1.

る A1 側にも回り込んで生成される。ところで、加熱前に存在していたA1の非晶質酸化 膜は、IMC/A1および SS/IMC のどちらの界面にも存在していなかった。金属間化合物が生 成されていない部分ではCrとAlの酸化膜が存在していることから、金属間化合物が生 成された部分ではA1の非晶質酸化膜が消滅したものと考えられる。アルミニウム同士の 拡散接合では、A1の非晶質酸化膜は消滅しにくいことがわかっており173-174)、金属間 化合物が生成された場合になぜA1の非晶質酸化膜が消滅したかについては明確ではな い。理由のひとつとしては、以下のことが考えられる。すなわち、金属間化合物の成長速 度が非常に早いためにA1の拡散速度が間に合わず¹⁶¹⁾、A1の非晶質酸化膜中のA1が 金属間化合物の生成に消費され、結果としてA1と〇が分離したのではないかと考えられ る。分離後のOの挙動については明かではないが、純 AIの酸素固溶度は非常に低いため、 A1 中に拡散するとは考えにくい。したがって、金属間化合物中に拡散するか、あるいは 界面に残留した炭素によって還元されたのではないかと推測される。一方、時間の経過と ともに界面で十分拡散が行われるようになると金属間化合物が層状に成長する (C)。こ の場合には、界面に存在するCr酸化膜が拡散の障害になるが、Cr酸化膜は加熱中に母 材中のSiやMnによって還元されて消滅するため¹⁷³⁻¹⁷⁴⁾、界面の拡散バリアが無くな り金属間化合物は層状に成長すると考えられる。いずれにせよ、この酸化膜の消滅挙動に



- 83 -

ついては今だ明らかではなく、今後、さらなる研究が必要である。

3.4.4 金属間化合物層の組成と種類

3.3.3 で述べたように、圧延接合体、拡散接合体の界面では主に Fe₂Al₅ が生成されており、 これ以外にもA1側では FeAl₅ が、また、Fe側では FeAl₂ が生成されていた。大家⁴³⁾、 泰山¹⁵⁷⁾、迎¹⁵⁸⁾も、圧延接合体の界面で生成される金属間化合物層について調べた結果、 同じ結論を得ている。Fe-Al 系金属間化合物の種類としては、FeAl₅、Fe₂Al₅、FeAl₂、FeAl₄、Fe₃Al の5種類が知られている¹⁶⁸⁾。これらの金属間化合物の特性を Table 3.7 に示す⁷²⁾。今回

Table 3.7 Crysta	l system and	properties of	iron-aluminum	intermetallic	compounds.
------------------	--------------	---------------	---------------	---------------	------------

Compound	Crystal system and crystal parameter	Density (Mg/m ³)	Vickers hardness	Linear expansion coefficient (K-1)
FeAl ₃	Orthorhombic a=47.43, b=15.45, c=8.07	3.95	820-980	
Fe ₂ AI ₅	Orthorhombic a=7.675, b=6.403, c=4.203	4.11	1000-1100	15.0X10-6
FeAl ₂	Triclinic a=7.609, b=16.916, c=4.869 α =89.49, β =122.65, γ =90.54	4.36	1000-1050	17.9X10-6
FeAl	Cubic a=2.895	5.37	400-520	18.9X10-6
Fe ₃ AI	Cubic a=5.78	6.67	250-350	14.6X10-6
α-Fe	Cubic a=2.866	7.87	91-101	11.7X10-6
γ-Fe	Cubic a=3.60	7.87	182	18.2X10-6
AI	Cubic a=4.049	2.71	23-26	23.9X10-6

の実験では、これらの内、A1リッチ側の3種類の化合物が生成されていた。また、加熱 温度と時間を変化させて生成される金属間化合物の種類を調べた結果では、温度の上昇、 時間の増加とともに、A1リッチな化合物からFeリッチな化合物へと変化していくこと がわかっている¹⁶¹⁾。以上のことを踏まえ、接合界面における金属間化合物層の生成過程 について考える¹⁶¹⁻¹⁶²⁾。以前にも述べたように、アルミニウム板中におけるFeの拡散 速度は、鋼板中におけるA1の拡散速度よりもはるかに早い。したがって、加熱初期には、 主にアルミニウム板中に向かってFeが拡散し、この部分でまず化合物が生成される。こ の部分では、A1の供給が十分であるため、最初にA1が最もリッチな FeAb が生成され るものと考えられる。しかし、鋼板側からも常時Feが供給されるため、鋼板側では FeAb が Fe:Als に変化していく。一方、この化合物は拡散異方性があり、C軸方向に優先成長す るため¹⁷⁶⁾、舌状の化合物が界面に垂直な方向にアルミニウム板側に向かって成長する。 この層の成長速度は鋼板中へのAlの拡散に比べて速いため、鋼板側でのAlの拡散領域 は認められない。しかし、加熱時間の増加とともに化合物層中へのFeの拡散も進むため、 鋼板と化合物層の界面が鋼板側に後退し、鋼板側にも化合物層が生成される。この際、鋼 板中でのAlの拡散速度はアルミニウム板中でのFeの拡散速度に比べて遅いため、鋼板 側ではAlの供給が不十分となり、Fe:Als はFeリッチな FeAls、FeAl、FesAl に変化して いくものと考えられる。界面におけるEPMA分析の結果に基づいて、金属間化合物層に おけるFeの濃度変化を模式図的に表すとFig. 3.15のようになる。図に示したように、金



Distance

Fig. 3.15 Change of iron content in iron-aluminum intermetallic compound (IMC) layer formed at interface of bonding sheets.

属間化合物中での組成は、Fe₂Al⁵ 中では均一であり、鋼板およびアルミニウム板との界面 では急激に変化している。界面でFeとAlの相互拡散が起こる場合には、Fe₂Al⁵ 中にお いても濃度変化があるはずであるが、そのような濃度勾配は観察されていない。また、Fe₂Al⁵ の成長速度は非常に早い。以上のことから、Fe₂Al⁵ の生成モデルとしては、瞬時に拡散が 行われるようなモデルでなければ説明ができない。このようなモデルとしては、柴田らが 提案しているような瞬時拡散モデル¹⁶¹⁾が考えられる。すなわち、金属間化合物層中での 拡散は、全ての原子が相対的に、かつ瞬時に、将棋倒しが行われるかのようにその位置を

- 85 -

移動することによって行われるものとする考え方である。Fe:Als の結晶構造は、既に報告 されているように176)、空格子点が多い斜方晶型のものであり、その拡散機構のひとつの 考え方を示すと、Fig.3.16のようになる。これによると、FeとAlの原子は、それぞれ の占めるべき格子点の隣の空位に入り、次にある原子の後押しをするように次々に拡散し ていく機構である。実際、このような拡散が行われているかどうかについては明らかでは ないが、Fe:Als 中での組成の均一性や成長速度の早さを考えると、このような拡散機構も 十分に考えられる。



Fig. 3.16 Schematic drawing of supposed diffusion mechanism in Fe₂Als compound.

3.4.5 金属間化合物層の生成・成長と接合強度の関係

圧延接合体、拡散接合体では、加熱によって接合界面で金属間化合物層が生成されると、 接合強度が低下し、やがて、金属間化合物層とアルミニウム板の界面で剥離が生じるよう になる。以下、この理由について考える。金属間化合物層を成長させた圧延接合体の断面 で光学顕微鏡を用いて金属間化合物層とアルミニウム板の界面を観察すると、金属間化合 物層側で多くの欠陥が観察される。この欠陥は、3.3.4 でも述べたように、TEMも用い た場合にも観察され、柴田ら161)や細田ら177)も、これと同じ現象を観察している。金属 間化合物層の成長にともない、金属間化合物層とアルミニウム板の界面で欠陥が発生する 理由としては、まず、Kirkendall 効果が考えられる^{124,171,178)}。先にも述べたように、ア ルミニウム板中でのFeの拡散速度は、鋼板中でのA1の拡散速度に比べて非常に早い。 金属間化合物層が主にアルミニウム板側に向かって成長することから考えても、金属間化 合物層中からアルミニウム板中に拡散するFe原子の量は、アルミニウム板中から金属間 化合物層中へ拡散するA1原子の量に比べてはるかに多いものと考えられる。したがって、 金属間化合物層中へのA1の供給が不十分となるため、金属間化合物層側で欠陥が発生す

ることは十分に考えられる。

一方、剥離が生じる別の理由としては、金属間化合物層とアルミニウム板とで結晶構造 や熱膨張係数が違うことが考えられる。すなわち、異なる結晶構造のものが生成されるこ とによって界面での結合力が低下したり、熱膨張係数の差によって加熱後の冷却時に熱応 力が発生し、剥離が生じやすくなるのではないかと考えられる。そこで、それぞれの結晶 構造や熱膨張係数の値を Table 3.7 で比較した。A1は立方晶であるが、アルミニウム板 側に生成される FeAls は斜方晶であるため、両者の結晶構造は大きく異なっている。これ に対して、α-Fe, γ-Feは立方晶であり、鋼板、ステンレス鋼板側で生成される FeAI、 FeAl: は立方晶と正方晶であるから、両者の結晶構造は比較的近い。一方、熱膨張係数の 値を比較すると、アルミニウム板側では熱膨張係数の差が大きいが、鋼板とステンレス鋼 板側ではアルミニウム板側に比べて熱膨張係数の差は小さい。このように、アルミニウム 板側では結晶構造が大きく異なっており、かつ、熱膨張係数の差も大きいため、金属間化 合物層の成長に伴って金属間化合物層とアルミニウム板の界面で剥離が生じることも十分 に考えられる。これ以外にも、柴田ら¹⁶¹⁾が指摘しているように、化合物の生成に伴う10 %程度の体積変化も理由として考えられる。詳細については、さらに検討が必要である。 3.4.6 金属間化合物層の生成・成長を抑制する方法 以上の結果から、圧延接合体の界面で、金属間化合物層の生成・成長を抑制する方法と

しては、以下のことが考えられる。

①素材として、Mg量が少ないアルミニウム板またはステンレス鋼板を用いる。 ②圧延接合時に、圧下率を最小限に抑える。 ③圧延接合時または圧延接合後に、圧延接合体の温度を 648 K以下に維持する。 上記の点に注意すれば、圧延接合体の接合強度を高く維持することが可能である。

3.5 結 言

圧延接合法と拡散接合法によって作製された鋼板/アルミニウム板接合体の界面におけ る金属間化合物層の生成・成長挙動について調べた結果、以下の結論が得られた。

(1) 鋼板/アルミニウム板接合体の界面では、加熱によって、Fe-Al 系の金属間化合物 層が生成されることがわかった。金属間化合物層が生成される温度は、鋼板、アルミニウ ム板の種類とその組合せによって異なっていた。 (2) 金属間化合物層は、拡散律速に従って成長することがわかった。また、その時の活 性化エネルギーの値は、116~235kJ/mol であった。金属間化合物層の成長速度は、アル ミニウム板中にMgが含まれると、また、アルミニウム板の圧下率が増加すると増加し、 逆に、ステンレス鋼板を用いると減少した。 (3) 鋼板/アルミニウム板接合体の剥離強度は、厚さ2μm以上の金属間化合物層が生 成されると急激に低下した。

(4) 鋼板/アルミニウム板接合体の界面で生成される金属間化合物層は、主に FezAls で あり、これ以外にも FeAla、FeAlaが生成されていた。

(5)加熱後の鋼板/アルミニウム板接合体の界面をTEMで観察した結果、柱状晶で構 成された2~3種類の金属間化合物が生成されていることがわかった。

(6) 鋼板/ Al-Mg 板接合体では、金属間化合物層と Al-Mg 板の界面で、一部がMg酸 化膜に変化したA1の非晶質酸化膜が存在していた。一方、鋼板と金属間化合物層の界面 には酸化膜が存在していなかった。また、それぞれの界面で特定な結晶方位関係は認めら れなかった。

(7) ステンレス鋼板/純 AI 板接合体では、金属間化合物層と純 AI 板の界面およびステ ンレス鋼板と金属間化合物層の界面で、Crの結晶酸化膜とAlの非晶質酸化膜は存在し ていなかった。また、金属間化合物層とアルミニウム板の界面では特定な結晶方位関係が 認められなかったが、ステンレス鋼板と金属間化合物層の界面では、一定の結晶方位関係 が認められた。

(8)鋼板/アルミニウム板接合体の界面に存在する酸化膜の存在形態は、金属間化合物 層の生成・成長に大きな影響を及ぼすものと考えられた。

第4章 鋼板とアルミニウム板の直接スポット溶接

4.1 緒 言

近年、CO2ガスの増加による地球の温暖化が大きな問題として取り上げられており、 自動車メーカーでは、CO2ガスの排出量を低減させるために、車体の軽量化に真剣に取 り組んでいる。車体の軽量化は、排出ガス量の低減だけでなく、エネルギー消費量を減ら すことに対しても有効であるため、地球環境を守り、資源を節約する上で重要である。 車体を軽量化するためには、様々な方法が考えられるが51-52)、これらの中で、比重が 低いアルミニウムを使用することはかなり有効な手段となり得る。アルミニウムは比重が 鋼の1/3程度であり、剛性を考慮して板厚を増加させても、鋼の約半分の重量で構造物 を構成することができる。また、加工性やリサイクル性も良いため、数年前より、フード やボンネット、トランクなどに適用しようという動きが活発化している53-58)。 しかし、アルミニウムの素材費は鋼の3倍以上であり、加工費も鋼に比べて高くなる。 また、成形性、耐食性、溶接性も鋼に比べて劣っているため、さらなる改善が必要となる。 したがって、現状では、自動車用鋼材の全てをアルミニウム材で置き換えるのは困難であ るが、軽量という点では魅力ある材料であるため、その一部を置き換えるのが最も得策で はないかと考えられる。一方、このような鋼とアルミニウムが混在する構造体では、これ らを接合する技術が必要となり、今後、この技術の重要性は高まるものと考えられる。

鋼とアルミニウムの接合法としては、様々な方法が考えられるが、自動車分野で最も多 く使われている溶接法では大きな問題を抱えている。すなわち、鋼とアルミニウムを直接 溶接すると、溶接部で脆弱な金属間化合物 (Intermetallic compound: IMC) が生成され、信 頼性ある継手が得られないのである46,59-61)。しかし、自動車分野では、生産性やコス トの観点から、鋼板とアルミニウム板のスポット溶接法に対するニーズは高い。 鋼板とアルミニウム板の接合法としては、第1章の 1.2 で述べたように、(a)直接スポ ット溶接法⁸⁴⁻⁸⁶⁾、(b)アルミめっき+スポット溶接法⁸⁷⁾、(c)アルミクラッド鋼板インサ ート+スポット溶接法⁶²⁾、(d)電極加圧+通電加熱法⁸⁸⁾、(e)リベット接合、(f)メカニカ ルクリンチ⁸⁹⁻⁹¹⁾、(g)セルフピィアシング&リベッティング⁹²⁾、(h)ろう付法⁹³⁾、(i)接 着法⁹⁴⁾、など様々な方法が検討されているが、これらの中で、アルミクラッド鋼板をイ ンサートして鋼板とアルミニウム板を溶接する方法は、新幹線101-103)やLNGタンカー、 護衛船104-106)で既に使用されており、信頼性ある方法として期待される。したがって、 以下の章においては、第2章で述べたアルミクラッド鋼板をインサート材に用い、鋼板と アルミニウム板をスポット溶接する方法について検討するが、その前に、鋼板とアルミニ ウム板を直接スポット溶接した場合の溶接挙動を把握しておくことは重要である。 そこで、本章では、鋼板とアルミニウム板の直接スポット溶接について検討した結果を

述べる179-181)。すなわち、鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板とアルミニウム板 を組み合わせてスポット溶接を行い、溶接部における金属間化合物層の生成状態と継手強 度の関係、金属間化合物層の生成に及ぼす鋼板の表面状態の影響について明らかにし、直 接スポット溶接の可能性について議論した。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材料

スポット溶接に用いる鋼板として、板厚 0.8mm の冷延鋼板 (EDDQ、記号:F、以下、 鋼板と略す)、オーステナイト系のステンレス鋼板(SUS304、記号:S、以下、ステンレ ス鋼板と略す)、および両面にそれぞれ 60g/m²の Al-Si めっきが施されたアルミめっき鋼 板(記号:F(A))を用いた。ステンレス鋼板とアルミめっき鋼板を用いたのは、それぞ れの表面に存在するCr酸化膜または Al-Si めっきによって、スポット溶接部における金 属間化合物 (Intermetallic compound: IMC) 層の生成が抑制されることを期待したものであ る⁸⁷⁾。一方、アルミニウム板としては、板厚 1.0mm のMg組成が異なる2種類の Al-Mg 板(記号:A1、A2)を用いた。これは、第3章で述べたように、金属間化合物層の成長 速度はアルミニウム板中のMg量とともに増加するため、スポット溶接においてもこの現 象が認められるかどうかを確かめるためである。それぞれの板の化学組成を Table 4.1 に、 また、機械的特性値を Table 4.2 に示す。

Table 4.1 Chemical compositions of steel and aluminum sheets used for spot welding.

(mass%)

Steel	Symbol	С	Si	Mn	Р	S	AI	N	Ti	Ni	Cr	Fe
EDDQ	F	0.0042	0.014	0.17	0.015	0.014	0.055	0.0026	0.049	-	-	bal.
SUS304	S	0.079	0.43	0.87	0.028	0.006	0.002	0.0294	-	8.71	18.23	bal.
DDQ	F(A)	0.053	0.005	0.22	0.012	0.011	0.024	0.0033	-	-	-	Bal.

Aluminum	Symbol	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	AI
A5052-0	A1	0.09	0.27	0.03	0.04	2.48	0.19	0.01	0.01	bal.
5.5%Mg-0	A2	0.06	0.07	0.33	-	5.52	0.01	-	0.01	bal.

4.2.2 溶接条件

スポット溶接には、ダイアフラム式の定置型スポット溶接機(単相交流、定格容量 60kVA)を用いた。溶接条件を Table 4.3 に示す。実験では、まず、鋼板(記号:F)と Al-Mg 板(記号:A1、A2)をスポット溶接し、次いで、ステンレス鋼板(記号:S)と Al-Mg板 (記号:A1)、アルミめっき鋼板(記号:F(A))と Al-Mg板(記号:A2)をスポット溶 接した。また、比較のため、Al-Mg板(A2)同士のスポット溶接も実施した。溶接前の試

- 90 -

Table 4.2 Mechanical properties of steel and aluminum sheets used for spot welding.

Steel	Symbol	t (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)
EDDQ	F	0.80	149	300	46.3
SUS304	S	0.80	314	782	64.7
DDQ	F(A)	0.80	264	367	38.0

Aluminum	Symbol	t (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)
A5052-0	A1	1.00	95	197	26.9
5.5%Mg-0	A2	1.00	130	290	35.0

El;Total elongation

Electrode	Dome-radius type D=16mm, d=6.0mm, R=40mm Cu-Cr alloy
Welding current	4.2 - 20.1 kA
Welding time	0.2 s (10 cycles)
Electrode force	1.96 kN
Pre-treatment	Oiling

4.2.3 調查内容

溶接部におけるナゲットと金属間化合物 (IMC) 層の生成状態を観察するために、スポ ット溶接後の試験片(30×30mm)の断面を研磨し、2%ナイタールと2%フッ酸で腐食 した組織を光学顕微鏡で観察した。なお、一部は、SEMで観察した。また、引張せん断

t;Sheet thickness, YS;Yield strength, TS;Tensile strength,

Table 4.3 Welding parameters.

験片は防錆油を塗布するのみとし、Al-Mg板の表面研磨や酸洗は行わなかった。

- 91 -

試験とU字引張試験を行い、継手のせん断方向と剥離方向の引張強さを測定した。試験片の形状を Fig.4.1 に示す。なお、図中の矢印は引張方向を示している。引張試験後は、各継手の破断形態を観察した。また、破断後の試験片を用いてナゲット径の測定を行い、ナゲット内で破断した場合には破断部の直径を、Al-Mg 板のナゲット周囲で破断した場合にはプラグ部(試験片の凸部)の直径を測定してナゲット径とした。



Fig. 4.1 Dimensions of specimens (mm): (a) Tensile shear test, (b) U-tension test (F: steel sheet, A2: aluminum sheet).

4.3 実験結果

4.3.1 鋼板とアルミニウム板のスポット溶接

Fig.4.2 の(a)と(b)および(c)と(d)は、溶接電流を変えて、鋼板(F) と2種類の Al-Mg 板(A1、A2)を直接スポット溶接した時の断面マクロ組織である。いずれの場合も、鋼 板側のナゲットは鋼板中央部で形成されており、Al-Mg 板側のナゲットは、鋼板/ Al-Mg 板界面から Al-Mg 板側に向かって形成されている。また、溶接電流が増加すると、Al-Mg 板の電極と接触していた部分の板厚は減少している。鋼板側のナゲットが鋼板の中央部で 形成されたのは、鋼板の中央部で最も温度が上昇したためと考えられる。Table 4.4 に鋼、 ステンレス鋼、およびアルミニウムの物性値を示すが¹⁸²⁾、鋼の固有抵抗はアルミニウム の約 1.8 ~ 3.9 倍であることから、鋼板は Al-Mg 板に比べてジュール(抵抗)発熱しやす いことがわかる。また、アルミニウムの熱伝導度は鋼の約 1.7 ~ 3.3 倍であることから、 Al-Mg 板は鋼板に比べて熱が逃げやすいものと考えられる。したがって、鋼板の電極と接

- 92 -

(a) F A1 (b)F A1 (c)F A2 (\mathbf{d}) F A2

Fig. 4.2 Macrostructures of steel-aluminum spot weld joints: (a) F-A1 10.0kA-0.2s, (b) F-A1 14.4kA-0.2s, (c) F-A2 10.0kA-0.2s, (d) F-A2 14.6kA-0.2s.



触している側では水冷された電極によって熱が奪われ、また、Al-Mg 板と接触する側では Al-Mg 板側に熱が奪われるため、ナゲットは温度が最も上昇しやすい鋼板の中央部で形成 されたものと考えられる。スポット溶接部における抵抗発熱現象については、第6章で詳 しく述べる。

	Melting point (K)	Electric resistivity $(n \Omega \cdot m)$	Thermal conductivity (W∕m · K)
EDDQ	1803	108	70
SUS304	1700 - 1744	718	20
A1050-O	919 - 930	28	230
A5052-O	880 - 922	49	140
5.5%Mg-O	847 - 911	59	120

Table 4.4 Physical parameters of steel, stainless steel and aluminum.

一方、AI-Mg 板側のナゲットが鋼板/ AI-Mg 板界面から AI-Mg 板側に向かって形成され たのは、鋼板側でのジュール発熱が AI-Mg 板側でのナゲット形成に影響を及ぼすためと 考えられる。すなわち、通電時に鋼板側は優先的に加熱され融点に達するが、そこで発生 したジュール熱は即座に AI-Mg 板側に熱伝導し、その結果、融点が鋼板の約 1/2 である AI-Mg 板は鋼板/ AI-Mg 板界面から溶融するものと考えられる。このジュール発熱の影響 は、電極直下の AI-Mg 板の厚さにも影響を及ぼすものと考えられる。すなわち、溶接電 流の増加とともに電極直下の AI-Mg 板の厚さが減少するのは、溶接電流の増加、すなわ ちジュール発熱量の増加とともに AI-Mg 板の変形抵抗が下がり¹³¹¹、電極加圧による AI-Mg 板の変形量が増加するためと考えられる。また、このジュール発熱の影響は、溶接 電流の高い領域で、AI-Mg 板表面でのビックアップ現象(電極と AI-Mg 板が合金化反応を 起こし、電極によって AI-Mg 板の表面の一部が取り去られる現象) や AI-Mg 板側での散 りの発生(溶融した AI-Mg 板の一部が飛散する現象)をも引き起こすため、これによっ て、AI-Mg 板の板厚減少はさらに助長されるものと考えられる。

Fig.4.3 の(a)と(b)は、Fig.4.2 の(a)と(c)で示した継手の、溶接部におけるミクロ組織を

光学顕微鏡で観察した結果である。鋼板と Al-Mg 板の溶接部 (鋼板/ Al-Mg 板界面) で は、厚さ2µm程度の化合物層が生成されている。また、(a)と(b)で化合物層の厚さに差 は認められなかった。引張試験後の破断面でこれらの化合物層のX線回折測定を行うと、 これは Fe:Als タイプの金属間化合物 (IMC) 層であることがわかった。この化合物は、3.4.3 の Table 3.7 で示したように、Fe-Al 系金属間化合物の中でも最も硬さの値が高い (H v = 900 ~ 1000) 化合物であることが知られている。泰山ら^{157,183)} は、溶解鋳造法によって 4 種類の Fe-Al 系金属間化合物を作製し、ビッカース硬さ、厚縮強さ、破壊靭性値を調査 しているが、Fe:Als タイプの金属間化合物は、伸び、靱性値ともに低い値を示し、脆性で あることがわかっている。鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接部で生成される金属間化合物 層については、井上ら⁸⁷⁾、泰山、高ら¹⁸³⁻¹⁸⁴⁾ も同様の結論を得ている。



Fig. 4.3 Microstructures at steel/alun (b) F-A2 10.0kA-0.2s.

Fig.4.4 は、溶接電流と溶接部で生成される金属間化合物(IMC)層の厚さの関係を示したものである。鋼板 – Al-Mg 板継手(F-A1、F-A2)では、溶接電流の増加とともに金属間化合物層の厚さは緩やかに増加し、約2μmで飽和している。また、F-A1とF-A2では、化合物層の厚さに大きな差は認められない。溶接電流の増加とともに金属間化合物層の厚さが飽和するのは、溶接電流が増加すると鋼板と Al-Mg 板が変形して鋼板または Al-Mg 板と電極との接触径が増加し、電流密度が低下して、鋼板/ Al-Mg 板界面における到達 温度が一定になるためと考えられる。電極の接触径と溶接部における温度上昇との関係については、第6章で詳細に述べる。一方、F-A1とF-A2で金属間化合物層の厚さに大きな差が認められないのは、スポット溶接部で Al-Mg 板が溶融するからである。第3章で述べたように、圧延接合された鋼板/アルミニウム板接合体で Al-Mg 板中のMg量の増加

Fig. 4.3 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones: (a) F-A1 10.0kA-0.2s,

- 95 -



Fig. 4.4 Effect of welding current on thickness of intermetallic compound (IMC) layers formed at steel/aluminum interfaces of steel-aluminum joints (F-A1, F-A2).

とともに金属間化合物層の成長速度が増加するのは、Mgが接合界面に存在するA1の非 晶質酸化膜を還元して、FeとA1の相互拡散を容易にするからである。しかし、スポッ ト溶接の場合には、溶接部(鋼板/ Al-Mg 板界面)で Al-Mg 板が溶融するため、A1の 非晶質酸化膜によるバリアの効果は無くなり、その結果、金属間化合物層の成長速度にも 差が無くなるものと考えられる。鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接部で生成される金属間 化合物層の厚さについては、井上⁸⁷⁾、泰山、高ら^{87,183-184)}も同様の調査を行っており、 厚さ1~5µm程度の金属間化合物層が生成されるという結論を得ている。井上ら⁸⁷⁾は、 通電時間と金属間化合物層の厚さとの間に放物線則が成り立つと述べている。

Fig.4.5 の(a)と(b)は、鋼板 (F) と Al-Mg 板 (A1、A2) をスポット溶接した時の、溶接 電流と継手の引張せん断強さ (TSS)、およびU字引張強さ (U-TS)の関係を示したもの である。なお、比較のため、Al-Mg板(A2)同士をスポット溶接した場合についても示し てある。それぞれの図で、溶接電流の増加とともにプロット記号が変化(●→○,▲→△, ■→□)しているのは、Fig.4.6 で示すように、継手の破断形態が、ナゲット内(鋼板/ Al-Mg 板界面または Al-Mg 板/ Al-Mg 板界面) で破断するせん断破断タイプ(●,▲,■: Type I)から、Al-Mg板のナゲット周囲でプラグ状に破断するプラグ破断タイプ(○,△,□ : Type III)に移行したことを示している。また、図中Eは散り(溶融部の一部が板間か ら飛散する現象)発生電流を示し、それ以上の電流で散りが発生することを示している。

- 96 -







(F-A1, F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints.

Fig.4.5 の(a)で示したように、鋼板と Al-Mg 板を直接溶接した F-A1 継手と F-A2 継手の 引張せん断強さは、溶接電流の増加とともに増加し、最大で 2.4kN および 2.7kN という高 い値を示した後減少している。また、F-A2 継手の引張せん断強さの最大値は、F-A1 継手 より高い値を示している。一方、F-A2継手の引張せん断強さの最大値(2.7kN)は、Al-Mg 板同士を溶接した継手(A2-A2)の最大値(3.0kN)より低い値を示している。これに対し

Fig. 4.5 Relation between welding current and tensile strength of steel-aluminum (F-A1, F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.



(a) Type I (Shear type)



(b) Type III (Plug type)

(2) A2-A2 joint

Fig. 4.6 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel-aluminum

- 97 -

て、Fig.4.5 の(b)で示したように、U字引張強さでは、F-A1 継手と F-A2 継手で差が認め られない。また、これらの値は、A2-A2 継手より低い値である。さらに、いずれの継手に おいても、U字引張強さは、引張せん断強さより低い値を示した。

Fig.4.7 の(a)と(b)は、F-A1、F-A2、および A2-A2 の各継手について、溶接電流とナゲッ ト径の関係を示したものである。なお、Fig.4.5 の場合と同様に、破断形態の変化とともに プロット記号を変化させてある。各継手のナゲット径は、溶接電流の増加とともに増加し



Fig. 4.7 Relation between welding current and nugget diameter of steel-aluminum (F-A1, F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

ている。F-A2継手のナゲット径は F-A1 継手より大きな値を示すが、これは、Table 4.4 で 示したように、A1 (A5052-O) に比べて A2 (5.5 % Mg) の方が固有抵抗が高く、かつ、 熱伝導性が低いため、ナゲットがより成長したためと考えられる。また、F-A1継手と F-A2 継手のナゲット径は、A2-A2 継手より大きな値を示すが、これは、鋼板側でのジュール発 熱の効果によって、ナゲットがより成長したためと考えられる。

Fig.4.5の(a)で示したように、F-A1継手と F-A2継手の引張せん断強さは、最大で 2.4kN、 2.7kN と比較的高い値を示し、溶接部で金属間化合物層が生成されても、引張せん断強さ は極端に低下しないことがわかった。これは、引張せん断試験においては、必ずしも溶接 部の端部、すなわち、金属間化合物層の端部で応力集中が起こらないために、その部分で 容易にクラックの発生が起こらないためと考えられる。また、F-A2 継手のナゲット径の 最大値が A2-A2 継手より高いにも関わらず、F-A2 継手の引張せん断強さの最大値が A2-A2 継手より低い値を示したのは、F-A2 継手においては、鋼板側でのジュール発熱の影響に よって、ナゲット周囲の Al-Mg 板の厚さが A2-A2 継手に比べて薄いためと考えられる。 Fig.4.8 は Al-Mg 板同士を溶接した継手 (A2-A2) のマクロ組織であるが、Fig.4.2 との比較

- 98 -



19.8kA-0.2s.

スポット溶接継手では、ナゲット内でのせん断破断、あるいはナゲット周囲でのプラグ 破断が起こる場合の引張せん断強さは、それぞれ、実験的に下記の式で求められることが 知られている185-186)。

ただし、

TSSsH: せん断破断が起きる時の継手の引張せん断強さ(kN) TSSPL:プラグ破断が起きる時の継手の引張せん断強さ(kN) d:ナゲットの直径(mm) t:被溶接材の板厚(mm) **σ**NU:ナゲット部のせん断強さ(MPa) σ BM: 被溶接材の引張強さ(MPa) A、B:係数

より、F-A2継手の方が溶接部付近の Al-Mg 板の厚さが薄くなっている。

1 mm

Fig. 4.8 Macrostructures of aluminum-aluminum (A2-A2) spot weld joints: (a) 14.9kA-0.2s, (b)

 $TSS_{SH} = A \cdot \pi \cdot d^2 / 4 \cdot \sigma_{NU} \cdot \cdots \cdot \cdots \cdot \cdots \cdot (4.1)$ $T S S_{PL} = B \cdot \pi \cdot d \cdot t \cdot \sigma_{BM} \quad \cdots \quad \cdots \quad \cdots \quad \cdots \quad \cdots \quad \cdots \quad (4.2)$

- 99 -

(4.1)式と(4.2)式において、係数AとBの値は、鋼板の場合には1に近い値を、また、ア ルミニウム板の場合にはそれより低い値(0.7~0.8程度)をとることが実験的にわかっ ている。(4.2) 式より、Al-Mg 板でプラグ破断が起こる場合には、ナゲット周囲の Al-Mg 板の厚さが薄い方が引張せん断強さは低い値を示す。したがって、F-A2 継手の引張せん 断強さが A2-A2 継手より低い値を示したのは、この理由によるものと考えられる。

一方、F-A2 継手の引張せん断強さは、F-A1 継手より高い値を示した。(4.2) 式で示し たように、プラグ破断が起こる場合の引張せん断強さは、ナゲット径と被溶接材の引張強 さに比例する。したがって、F-A2 継手の方がナゲット径の値が大きく、また、A2 の引張 強さが A1 より高いために、引張せん断強さが高い値を示したものと考えられる。なお、 Fig.4.2 で示したように、同じ電流で比較すると、F-A2 継手の方が溶接部付近の Al-Mg 板 の板厚が薄くなっている。したがって、板厚が薄い分だけ引張せん断強さが低い値を示す ために、先に述べた高い値の分と相殺されて、引張せん断強さの差がわずか 0.3kN しかな かったものと考えられる。

これに対して、Fig.4.5 の(b)で示したように、U字引張強さでは、F-A1 と F-A2 の継手 で差が認められなかった。また、これらの値は、Al-Mg板同士を溶接した継手(A2-A2) より低い値であった。さらに、いずれの継手においても、U字引張強さは引張せん断強さ より低い値を示した。継手の剥離方向の引張強さについては明確な式は得られていないが、 従来提案されているものとしては、十字引張強さで下記の式が知られている186)。なお、 従来の実験では、十字引張強さとU字引張強さ187)で、ほとんど差が認められないことが わかっている。

 $CTS_{PL} = C \cdot d \cdot t \quad \cdots \quad (4.3)$

ただし、

CTSPL: プラグ破断が起きる時の継手の十字引張強さ(kN) d:ナゲットの直径(mm) t:被溶接材の板厚(mm) C:係数

Al-Mg板の引張強さが異なり、かつ、プラグ破断を起こしているにも関わらず、F-A1とF-A2 でU字引張強さに差が認められないのは、(4.3)式からもわかるように、剥離方向の引張 強さが母材 (Al-Mg板)の引張強さの影響をほとんど受けないためと考えられる。これは、 鋼板同士のスポット溶接継手でも認められており、鋼板の引張強さを増加させても、剥離 方向の引張強さはほとんど増加しないことがわかっている¹⁸⁸⁾。剥離方向の引張強さが母 材の引張強さの影響を受けないのは、剥離方向に引張応力をかけた場合、ナゲット部にお ける応力集中が激しいため、ノッチ効果によって、母材強度の影響が反映されることなく

容易に破壊するためと考えられる。また、F-A1 継手と F-A2 継手では、溶接部(金属間化 合物層)端部での応力集中が激しいため、ノッチ効果によって金属間化合物層の端部から 容易にクラックが発生するためと考えられる178-181,183-184,189-190)。一方、F-A1 継手 と F-A2 継手のU字引張強さが A2-A2 継手より低い値であったのは、上記で述べた金属間 化合物端部でのノッチ効果とジュール発熱の影響による Al-Mg 板の板厚減少が原因であ ると考えられる。さらに、U字引張強さが、引張せん断強さより低い値であったのは、U 字引張試験では、溶接部における応力集中が顕著になり、金属間化合物層の部分で容易に 破壊が起こるためと考えられる179-181,183-184,189-190)。溶接部における応力集中と破 壊の関係については4.4.2で議論する。

以上の結果より、鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合、Al-Mg 板中の Mg 量は、 継手の引張せん断強さとU字引張強さにほとんど影響を及ぼさないことがわかった。また、 直接スポット溶接では、溶接部における金属間化合物層の生成がU字引張強さの低下に大 きな影響を及ぼすため、信頼性ある継手は得られないことがわかった。溶接部で金属間化 合物層が生成されると、耐衝撃性も低下するため、この意味からも望ましくない。鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合の継手強度については、井上ら⁸⁷⁾、泰山、高ら¹⁸³ -184)も検討しており、上記と同じ結論を得ている。 4.3.2 ステンレス鋼板とアルミニウム板のスポット溶接

Fig.4.9 の(a)と(b)は、溶接電流を変えて、ステンレス鋼板(S)と Al-Mg 板(A1)をス ポット溶接した時の断面マクロ組織である。ステンレス鋼板(S)側と Al-Mg板(A1)側 でのナゲットの形成状況と溶接電流の増加にともなう Al-Mg板の板厚減少は、Fig.4.2の(a) と(b)で示した、鋼板(F)と Al-Mg板(A1)を溶接した場合と同じである。しかし、Fig.4.2 と比べると、Al-Mg 板側のナゲット内で大きな欠陥が発生しているのがわかる。Table 4.4 に鋼とステンレス鋼の物性値を示すが、ステンレス鋼の固有抵抗は鋼の 6.6 倍と高く、逆 に、熱伝導度は鋼の 1/3 程度と低い。したがって、ステンレス鋼板での温度上昇は鋼板に 比べてかなり大きくなるため、これが Al-Mg 板側での溶融を助長し、その結果、溶接部 で散りが発生しやすくなるため、飛散した溶融金属の部分が大きな欠陥として残留するも のと考えられる。

Fig.4.10 の(a)は、Fig.4.9 の(a)で示した継手の溶接部におけるミクロ組織を、光学顕微 鏡で観察した結果である。光学顕微鏡観察の結果からは、ステンレス鋼板と Al-Mg 板の 溶接部(ステンレス鋼板/ Al-Mg 板界面)で、金属間化合物層が生成されているかどう かがわからない。そこで、同じ試験片の断面をSEMで観察した。その結果を(b)に示す。 ステンレス鋼板と Al-Mg 板の界面では、厚さ1µm程度の化合物層が生成されていた。 引張試験後の破断面で、これらの化合物のX線回折測定を行うと、これは Fe:Als タイプの 金属間化合物 (IMC) 層であることがわかった。以上の結果から、表面に緻密なCr酸化 膜が生成されているステンレス鋼板を用いても、溶接部における金属間化合物層の生成は

- 101 -



Fig. 4.9 Macrostructures of stainless steel-aluminum (S-A1) spot weld joints: (a) 11.0kA-0.2s, (b) 14.3kA-0.2s.





防げないことがわかった。

Fig.4.11 の(a)と(b)は、ステンレス鋼板(S)と Al-Mg 板(A1)をスポット溶接した時 の、溶接電流と継手の引張せん断強さ(TSS)、およびU字引張強さ(U-TS)の関係を示 ラグ破断タイプ(○, ◇: Type III)に移行したことを示している。



Fig.4.11 の(a)からわかるように、ステンレス鋼板- Al-Mg 板継手 (S-A1) の引張せん断 強さは、最大で 2.3kN の高い値を示し、鋼板- Al-Mg 板継手 (F-A1) と同レベルの値であ った。一方、(b)で示したように、S-A1継手のU字引張強さのカーブは、F-A1継手とは異 なっていた。また、U字引張強さは、引張せん断強さより低い値を示した。 Fig.4.12の(a)と(b)は、S-A1継手と F-A1 継手について、溶接電流とナゲット径の関係を 示したものである。なお、Fig.4.11の場合と同様に、破断形態の変化とともにプロット記 号を変化させてある。いずれの継手も、溶接電流の増加とともにナゲット径は増加してい る。また、S-A1継手と F-A1 継手では、ナゲット径に大きな差が認められない。 S-A1 継手と F-A1 継手でU字引張強さの曲線に差が認められたのは、以下の理由による ものと考えられる。まず、S-A1 継手の低電流側でU字引張強さが高いのは、ステンレス 鋼板表面のCr酸化膜の存在によって金属間化合物層の生成が抑制されたためと考えられ る。また、溶接電流が 12kA 以上でU字引張強さが低下しているのは、ステンレス鋼板は 鋼板に比べて溶接時に発熱しやすく熱が逃げにくいため、Al-Mg 板側で板厚減少や散りの 発生、およびそれに伴う欠陥の発生が顕著になったためと考えられる。また、継手のU字

したものである。なお、比較のため、鋼板 (F) と Al-Mg 板 (A1) をスポット溶接した場 合についても示してある。それぞれの図で、溶接電流の増加とともにプロット記号が変化 (●→〇, ◆→◇) しているのは、Fig.4.6 の(1)で示したように、継手の破断形態が、ナ ゲット内(ステンレス鋼板/ Al-Mg 板界面または鋼板/ Al-Mg 板界面)で破断するせん 断破断タイプ(●, ◆: Type I)から、Al-Mg板のナゲット周囲でプラグ状に破断するプ





Fig. 4.12 Relation between welding current and nugget diameter of stainless steel-aluminum (S-A1) and steel-aluminum (F-A1) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

引張強さが引張せん断強さより低い値であるのは、鋼板 - Al-Mg板継手(F-A1)の場合と 同様に、溶接部における応力集中が原因であるものと考えられる179-181,183-184. ¹⁸⁹⁻¹⁹⁰⁾。このように、表面に緻密なCr酸化膜が生成されたステンレス鋼板を用いても、 溶接部で金属間化合物層が生成されるため、U字引張強さは低い値を示すことがわかった。 4.3.3 アルミめっき鋼板とアルミニウム板のスポット溶接

Fig.4.13の(a)と(b)は、溶接電流を変えて、アルミめっき鋼板(F(A))と Al-Mg板(A2) をスポット溶接した時の断面マクロ組織である。アルミめっき鋼板 (F(A)) 側と Al-Mg 板(A2)側でのナゲットの形成状況と溶接電流の増加にともなう Al-Mg板の板厚減少は、 Fig.4.2 の(c)と(d)で示した、鋼板(F)と Al-Mg板(A2)を溶接した場合と同じである。 これらの結果は、井上らの結果87)と一致している。

Fig.4.14 の(a)は、Fig.4.13 の(a)で示した継手の溶接部におけるミクロ組織を、光学顕微 鏡で観察した結果である。光学顕微鏡観察の結果からは、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板 の溶接部 (アルミめっき鋼板/ Al-Mg 板界面) で、金属間化合物層が生成されているか どうかがわからなかった。そこで、同じ試験片の断面をSEMで観察した。その結果を(b) に示す。アルミめっき鋼板と Al-Mg 板の界面では、厚さ2 μm程度の化合物層が生成さ れていた。引張試験後の破断面で、これらの化合物のX線回折測定を行うと、これは FeiAls タイプの金属間化合物 (IMC) 層であることがわかった。以上の結果から、表面にアルミ めっき層がコーティングされたアルミめっき鋼板 (F(A))を用いても、溶接部における 金属間化合物層の生成は防げないことがわかった。アルミめっき鋼板と Al-Mg 板の溶接 部で生成される金属間化合物層については、井上ら⁸⁷⁾も同様の結論を得ている。 Fig.4.15 の(a)と(b)は、アルミめっき鋼板 (F(A)) と Al-Mg 板 (A2) をスポット溶接し (a) F(A)A2 (b) $\mathbf{F}(\mathbf{A})$ A2

10.1kA-0.2s, (b) F(A)-A2 14.0kA-0.2s.



Fig. 4.14 Microstructures at aluminum coated steel/aluminum interface of spot weld zone (F(A)-A2 12.1kA-0.2s): (a) Optical microscope, (b) Scanning electron microscope.

- 104 -



Fig. 4.13 Macrostructures of aluminum coated steel-aluminum spot weld joints: (a) F(A)-A2



 $5 \mu m$

た時の、溶接電流と継手の引張せん断強さ(TSS)、およびU字引張強さ(U-TS)の関係 を示したものである。なお、比較のため、鋼板 (F)と AI-Mg 板 (A2) および AI-Mg 板 (A2) 同士をスポット溶接した場合についても示してある。それぞれの図で、溶接電流の増加と



Fig. 4.15 Relation between welding current and tensile strength of aluminum coated steelaluminum (F(A)-A2), steel-aluminum (F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

ともにプロット記号が変化 ($\diamond \rightarrow \diamond$, $\blacktriangle \rightarrow \triangle$, $\blacksquare \rightarrow \Box$) しているのは、Fig.4.6 で示したよ うに、継手の破断形態が、ナゲット内(アルミめっき鋼板/Al-Mg板界面、鋼板/Al-Mg 板界面、または Al-Mg 板/ Al-Mg 板界面) で破断するせん断破断タイプ(◆,▲,■: Type I)から、Al-Mg板のナゲット周囲でプラグ状に破断するプラグ破断タイプ(◇,△,□ : Type III) に移行したことを示している。

Fig.4.15 の(a)からわかるように、アルミめっき鋼板- Al-Mg 板継手 (F(A)-A2) の引張 せん断強さは、最大で 3.0kN の値を示し、鋼板- Al-Mg 板継手 (F-A2) より高く、Al-Mg 板同士継手(A2-A2)並の値であった。この結果は、井上らの結果⁸⁷⁾と一致している。 一方、Fig.4.15の(b)で示したように、F(A)-A2継手のU字引張強さは、引張せん断強さよ り低い値を示し、F-A2継手に近い値を示した。

Fig.4.16 の(a)と(b)は、F(A)-A2、F-A2、および A2-A2 の各継手について、溶接電流と ナゲット径の関係を示したものである。なお、Fig.4.15の場合と同様に、破断形態の変化 とともにプロット記号を変化させてある。いずれの継手も、溶接電流の増加とともにナゲ ット径は増加している。また、F(A)-A2 継手と F-A2 継手では、ナゲット径に大きな差が 認められず、これらの継手のナゲット径の最大値は、A2-A2 継手より大きな値を示した。 これは、F(A)-A2 継手と F-A2 継手では、鋼板側でのジュール発熱の効果によって、A2-A2 継手よりナゲット径が大きくなるためと考えられる。

F(A)-A2 継手の引張せん断強さが F-A2 継手より高い値を示したのは、溶接時にアルミ めっきが溶融して、アルミめっき鋼板/ Al-Mg 板界面の通電路が拡大され、その結果、 電流密度が低下するためにジュール発熱量が小さくなり、発熱による溶接部直下の Al-Mg



(a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

板の板厚減少量が F-A2 継手に比べて少なくなったためと考えられる。泰山ら191-192)は、 Al-Mn めっき鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接において、Al-Si 箔をインサートすることに より、溶接部で生成される金属間化合物層の生成を抑制して、Al-Mg 板同士継手と同レベ ルの十字引張強さを得ている。スポット溶接に及ぼすアルミめっきの影響については、4.4.1 で議論する。

一方、Fig.4.15 の(b)で示したように、F(A)-A2 継手のU字引張強さが引張せん断強さよ り低い値を示し、F-A2 継手に近い値を示したのは、F-A2 継手の場合と同様に、スポット 溶接部で金属間化合物層が生成され、その部分で応力集中を起こして容易に破壊するため である。このように、表面にアルミめっきがコーティングされたアルミめっき鋼板を用い ても、溶接部で金属間化合物層が生成され、これがU字引張強さの低下に影響を及ぼすた め、信頼性ある継手は得られない。

4.4 考察

4.3.1 で述べたように、鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、溶接部で脆 弱な金属間化合物 (Fe:Als) 層が生成されるため、Al-Mg 板同士を溶接した場合に比べ、 剥離方向の強度が低下して、信頼性のある継手が得られない。一方、鋼板と Al-Mg 板を 直接スポット溶接した場合でも、コンデンサー型のスポット溶接機を用い、高電流で短時 間のスポット溶接を行うと、溶接部で金属間化合物層が生成されず、高い継手強度が得ら れることを仲田ら85-86)は報告している。この現象は、溶湯鍛造法を用いたステンレス鋼 板とアルミニウム板の接合。9)でも認められており、溶湯鍛造法のように、短時間でステ



4.4.1 溶接条件、鋼板の表面状態と溶接部における金属間化合物層の生成との関係

ンレス鋼板と溶融アルミニウムを接触させて接合させる場合には、界面で金属間化合物層 が生成されない。したがって、非常に短時間でスポット溶接を行えば、金属間化合物層を 生成させることなく溶接することは可能であるものと考えられる。しかし、この方法では 大電流を要するため、電極寿命が非常に短いという欠点があり、実用的には困難である。

溶接部における金属間化合物層の生成を抑制する方法としては、上記以外にも、鋼板の 表面に金属間化合物層の生成を抑制するようなものを存在させる方法が考えられる。この 方法のひとつとして、表面に緻密なCr酸化膜が存在しているステンレス鋼板を用いるこ とが考えられる。なぜなら、第3章で述べたように、ステンレス鋼板/アルミニウム板接 合体の界面では、金属間化合物層が生成されにくいため、スポット溶接で Al-Mg 板側が 溶融したとしても、界面におけるCr酸化膜の存在によって金属間化合物層の生成が抑制 される可能性があるからである。また、上記で述べた溶湯鍛造法によるステンレス鋼板と アルミニウム板の接合⁶⁹では、接合界面で金属間化合物層が生成されていないからであ る。しかし、結果は、4.3.2 で述べたように、ステンレス鋼板を用いても、溶接部におけ る金属間化合物層の生成を阻止することは出来ず、U字引張強さは Al-Mg 板同士を溶接 した場合に比べて低い値を示した。

溶接部における金属間化合物層の生成を抑制するもうひとつの方法としては、表面にア ルミめっきがコーティングされた鋼板を用いることが考えられる。これは、Al-Mg板とで きるだけ馴染みの良い金属めっき層を溶接部に存在させることによって、金属間化合物層 の生成を抑制しようとしたものである。しかし、4.3.3 で述べたように、両面に、それぞ れ 60g/m² (厚さ;約 20 µm)のアルミめっきがコーティングされたアルミめっき鋼板を 用いても、溶接部における金属間化合物層の生成を阻止することはできず、U字引張強さ は Al-Mg 板同士を溶接した場合に比べて低い値を示した。これは、井上らの結果⁸⁷⁾と一 致している。泰山ら191-192)は、厚さ 100 µm程度の各種金属箔をインサートして、各種 めっき鋼板と Al-Mg 板を高電流、短時間の条件でスポット溶接した結果、厚さ 100 µmの Al-Si 箔をインサートして Al-Mn めっき鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した場合には、溶 接部で金属間化合物層が生成されず、高い十字引張強さが得られることを報告している。 鋼板の表面にアルミめっきが存在する場合の溶接プロセスを Fig.4.17 に示す。(a)で示し たように、通電初期には、鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した場合と同様の通電路とな る。しかし、(b)で示したように、時間の経過とともに、電極/アルミめっき鋼板界面お よびアルミめっき鋼板/ Al-Mg 板界面のアルミめっきが溶融するため、(a)に比べて通電 路が拡大され、電流密度が低下して、ジュール発熱量は鋼板と Al-Mg 板を溶接した場合 に比べて小さくなるものと考えられる。この結果、溶接部における Al-Mg 板の板厚減少 量は、鋼板と Al-Mg 板を溶接した場合に比べて小さくなる。また、アルミめっきの溶融 による通電路の拡大によって、接合部の面積は拡大するものと考えられる。したがって、 これらの理由により、F(A)-A2継手の引張せん断強さは F-A2継手より高くなり、A2-A2





継手並の値を示したものと考えられる。一方、Al-Si 箔をインサートして Al-Mn めっき鋼 板と Al-Mg 板をスポット溶接した場合には、まず融点が最も低い Al-Si めっきが溶融し、 次に Al-Mn めっきが溶融するが、この時間が非常に短いために、金属間化合物層が生成 される時間がなく、かつ、溶融した Al-Si 箔も Al-Mn めっきも外に排出されるため、溶接 部で金属間化合物層が生成されないものと考えられる。すなわち、Al-Si 箔をインサート した場合に金属間化合物層が生成されなかった理由は、仲田ら⁸⁵⁻⁸⁶⁾が報告しているよう に、非常に短時間の溶接を行ったために金属間化合物層が生成されにくかったこと、また、 溶接時にアルミめっきが溶融して、アルミめっき鋼板/ Al-Mg 板界面の通電路が拡大さ れ、その結果、電流密度が低下するためにジュール発熱量が小さくなったこと、さらに、 溶融した Al-Si めっきが排出されるために、仮に金属間化合物が生成されたとしても同時 に排出されること、などが考えられる。このように、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板のス ポット溶接において、Al-Si 箔をインサートし、高電流で短時間のスポット溶接を行えば、 金属間化合物層を生成させることなく溶接することは可能である。しかし、実用上、アル ミめっき鋼板とアルミニウム板で継手を作製することはほとんどなく、また、継手の部分 だけをアルミでめっきするのも困難である。さらに、薄い Al-Si 箔をインサートするのも 施工上難しく、実用化の点で疑問が残る。

以上、述べたように、高電流で短時間の溶接やアルミめっき鋼板とインサート材(Al-Si 箔)を用いた溶接を行うことによって、金属間化合物層を生成させることなく鋼板と Al-Mg 板を溶接することは可能である。しかし、継手強度の安定性や実施工上の問題があり、今 後の検討が必要とされている。通電加熱を用いた鋼板とアルミニウム板の接合法としては、 これらの他にも、通電加熱と加圧を組み合わせた固相接合法(RIF法)⁸⁸⁾が知られて いるが、この接合法でも、①継手強度が安定しない、②高い継手強度を得るためにアルミ



Fig. 4.17 Spot welding process of aluminum coated steel sheet to aluminum sheet: (a) First stage,

- 109 -

ニウム板表面の研磨を必要とする、③電極先端部に電流が集中するため電極寿命が短い、 などの問題がある。

4.4.2 溶接部における金属間化合物層の生成と継手強度の関係

4.3.1 ~ 4.3.3 で述べたように、鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板の スポット溶接部では、厚さ1~5µm程度の金属間化合物 (IMC) 層が生成される。この 場合、引張せん断強さは比較的高い値を示すが、U字引張強さは、Al-Mg 板同士を溶接し た場合に比べて低い値を示す。以下、この理由について考える。

Fig.4.18 は、鋼板 – Al-Mg 板継手 (F-A2) にせん断方向の引張荷重をかけた場合 (引張 せん断試験)の破壊モードを示した図である。この場合には、溶接部で必ずしも応力集中 は起こらない。したがって、ナゲット径が小さい場合には、(4.1)式、(4.2)式で示した TSSsH が TSSFL より小さいため、(a)で示したように、ナゲット内でせん断タイプの破断 (鋼板 / Al-Mg 板界面での破断: Type I)が起こる。しかし、ナゲット径が大きくなると、TSSsH が TSSFL より大きくなるため、(b)で示したように、クラックは Al-Mg 板の板厚方向に成 長し、プラグ破断 (Type III)が起こる。プラグ破断が起こる場合の引張せん断強さは、(4.2) 式で示したように、溶接部付近の Al-Mg 板の板厚によって決まるため、F-A2 継手の引張 せん断強さの最大値は、A2-A2 継手に比べてわずかに低くなるものと考えられる。



(a) Type I (Shear type)



(b) Type III (Plug type)

Fig. 4.18 Fracture modes in tensile shear testing of steel-aluminum joint: (a) Type I (Shear type), (b) Type II (Plug type).

一方、Fig.4.19 は、F-A2 継手に剥離方向の引張荷重をかけた場合(U字引張試験)の破壊モードを示した図である。この場合には、せん断方向に引張荷重をかけた場合に比べて、溶接部、すなわち、金属間化合物(IMC)層の部分での応力集中は激しい。先にも述べたように、この部分は非常に脆弱であるため、ノッチ効果によって溶接部の端部から容易に



(a) Type I (Shear type)

Fig. 4.19 Fracture modes in U-tension (b) Type III (Plug type).

破壊が起こる。したがって、ナゲット径が小さい場合には、(a)で示したように、ナゲッ ト内でせん断タイプの破断(鋼板/ Al-Mg 板界面での破断: Type I) が起こる。この場 合のU字引張強さを引張せん断強さと比較すると、U字引張強さは、はるかに低い値を示 す。したがって、U字引張試験におけるノッチ効果は顕著であることがわかる。一方、溶 接電流が高くなると、Al-Mg 板側のナゲット径が増加し、また、電極加圧と電極による Al-Mg 板表面のビックアップおよび散りの発生などの影響によって、Al-Mg 板の板厚が薄 くなり、TSSm が TSSm より大きくなるため、(b)で示したように、クラックは Al-Mg 板の 板厚方向に成長し、プラグ破断 (Type III) が起こる。プラグ破断する場合のU字引張強 さの最大値を引張せん断強さの最大値と比較すると、U字引張強さは引張せん断強さの 1/5 程度である。Al-Mg 板同士の継手 (A2-A2) においても、U字引張強さの最大値は引張せ ん断強さの最大値より低い値を示すが、それでも 1/2 程度である。このように、F-A2 継手 の引張せん断強さの最大値が A2-A2 継手に比べてわずかに低い値であるにも関わらず、 F-A2 継手のU字引張強さの最大値が A2-A2 継手に比べてかなり低い値であるのは、先に も述べたように、U字引張試験では、金属間化合物層の端部でノッチ効果によって容易に 破壊が生じるためと考えられる。

4.5 結 言

鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板との直接スポット溶接について 検討した結果、以下の結論が得られた。

(1) 鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、溶接部で厚さ2μm程度の金 属間化合物層 (Fe:Als) が生成されていた。この継手の引張せん断強さは、Al-Mg 板同士 を溶接した継手よりわずかに低い値であったが、U字引張強さは、それと比較してかなり 低い値であった。Al-Mg 板中のMg濃度の違いは、継手強度に影響を及ぼさなかった。 (2) ステンレス鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、溶接部で厚さ1μ



(b) Type III (Plug type)

Fig. 4.19 Fracture modes in U-tension testing of steel-aluminum joint: (a) Type I (Shear type),

-111 -

m程度の金属間化合物層(Fe:Als)が生成されていた。この継手の引張せん断強さとU字 引張強さは、鋼板と Al-Mg 板を溶接した継手と同レベルであった。したがって、表面に 緻密なCr酸化膜が存在するステンレス鋼板を用いても、溶接部における金属間化合物層 の生成を防ぐことはできず、U字引張強さは低い値を示した。

(3) アルミめっき鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、溶接部で厚さ2 μm程度の金属間化合物層(FezAls)が生成されていた。この継手の引張せん断強さは、Al-Mg 板同士を溶接した継手と同レベルであったが、U字引張強さは、それと比較してかなり低 い値であり、鋼板と Al-Mg 板を溶接した継手と同レベルであった。したがって、表面に アルミめっきがコーティングされたアルミめっき鋼板を用いても、溶接部における金属間 化合物層の生成を防ぐことはできず、U字引張強さは低い値を示した。

(4) 鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場 合には、溶接電流の増加とともに、継手の破断形態が、溶接部界面で破断するせん断破断 タイプから、Al-Mg 板のナゲット周囲で破断するプラグ破断タイプに移行した。

(5) 鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手で、 U字引張強さが Al-Mg 板同士を溶接した継手に比べて低い値を示すのは、溶接部で応力 集中が起こり、脆弱な金属間化合物層の端部で、ノッチ効果によって容易に破壊が起こる ためと考えられた。

(6) 鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接では、鋼板、 ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板側でのジュール発熱が、Al-Mg 板側でのナゲット形成 に大きな影響を及ぼすことがわかった。

第5章 鋼板/アルミニウム板圧延接合体のスポット溶接性

5.1 緒 言

第4章では、鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接することが可能であるかどうかにつ いて検討した。鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、継手の引張せん断強 さは比較的高い値を示すが、U字引張強さは、Al-Mg 板同士を溶接した継手に比べて低い 値を示す。これは、溶接部(鋼板/Al-Mg板界面)で、脆弱な Fe-Al系金属間化合物 (Fe2Als) 層が生成され、この部分で容易に破壊が起こるからである。この金属間化合物層の生成は、 表面に緻密なCr酸化膜が存在するステンレス鋼板を用いても、また、アルミめっきがコ ーティングされたアルミめっき鋼板を用いても、防ぐことができなかった。したがって、 鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接し、強度特性に優れた信頼性ある継手を得ることは かなり難しそうである。

一方、従来より、鋼板とアルミニウム板の溶接において、アルミクラッド鋼板をインサ ート材に用いると、高い継手強度が得られることが良く知られている。これは、アルミク ラッド鋼板をインサート材に用いることにより、鋼板とアルミニウム板の溶接で最も問題 となる Fe-Al 系金属間化合物の生成を防ぐことが可能になるからである。したがって、こ の方法は、新幹線101-103)やLNGタンカー、護衛船104-106)で既に使用されている。 このような理由から、鋼板とアルミニウム板のスポット溶接においても、アルミクラッ ド鋼板をインサート材として用いることを考えたが、この検討を行う前に、アルミクラッ ド鋼板自体のスポット溶接性を把握しておくことは重要である。なぜなら、これによって、 インサート材としての適正を評価できるだけでなく、アルミクラッド鋼板自体を部材とし て用いる場合にも、このデータが必要になるからである。このような理由から、本章にお いては、複層鋼板をも含め、鋼板/アルミニウム板圧延接合体のスポット溶接性について

評価した。

本章では、鋼板/純 AI 板2 層接合体であるアルミクラッド鋼板と鋼板/純 AI 板/鋼板 3層接合体である複層鋼板のスポット溶接性について述べる112,193)。最初に、比較対照 として、鋼板同士と AI-Mg 板同士のスポット溶接を実施した。次に、鋼板または AI-Mg 板とアルミクラッド鋼板の組合せ、およびアルミクラッド鋼板同士の組合せでスポット溶 接を行い、溶接部におけるナゲットや金属間化合物層の生成状態、継手の強度、破断形態、 ナゲット径、適正溶接電流範囲、などを調査した。また、鋼板と複層鋼板の組合せ、また は複層鋼板同士の組合せでスポット溶接を行い、同様の調査を実施した。さらに、圧延接 合体のスポット溶接性を支配する因子や溶接部における金属間化合物層の生成状態と継手 強度との関係について議論し、アルミクラッド鋼板のインサート材としての適用可能性に ついて検討した。

5.2 実験方法

5.2.1 供試材料

アルミクラッド鋼板と複層鋼板の素材には、第2章と同じ、厚さ 0.4mm の鋼板 (EDDQ) と厚さ 0.6mm の純 Al 板 (A1050-O)、および厚さ 0.2mm、0.4mm の鋼板 (EDDQ) と厚さ 0.6mm の純 Al 板(A1050-O)を用いた。それぞれの板の化学組成と機械的特性値を Table 5.1 と Table 5.2 に示す。なお、厚さ 0.2mm の鋼板は加工硬化材 (フルハード材) であったが、この材 料は圧延前の通電加熱によって焼鈍され、通常の焼鈍材と同じ機械的特性値になる。

Table 5.1 Chemical compositions of steel and aluminum sheet used for roll bonding.

Steel	Symbol	С	Si	Mn	Р	S	AI	N	Ti	Fe
EDDQ	CS	0.0039	0.015	0.14	0.013	0.017	0.057	0.0022	0.051	bal.

Aluminum	Symbol	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	AI
A1050-0	A1	0.09	0.29	<0.01	< 0.01	<0.01		<0.01	0.02	bal.

Table 5.2 Mechanical properties of steel and aluminum sheet used for roll bonding and roll bonding sheets.

	Symbol	t (mm)	ρ (Mg/m ³)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)	LDR	PS (N/mm)
EDDQ	CS	0.40	7.87	203	192	321	47.3	0.240	1.98	10.0		
A1050-0	A1	0.60	2.70	69	46	103	40.4	0.252	0.78	9.6	-	•
Aluminum clad steel	FA	0.81	5.12	129	171	204	41.3	0.129	1.44	9.7	2.00	>32.1
Steel/aluminum	FAF1	0.89	5.03	132	122	200	43.0	0.205	1.75	9.8	-	10.7
laminate	FAF2	1.19	6.24	155	183	259	45.4	0.175	1.58	10.5		14.5

t;Sheet thickness, p;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength,

El;Total elongation, n;n-value, r;r-value, Er;Ericksen value, LDR;Limiting drawing ratio, PS;Peel strength

圧延接合には、第2章で述べた通電加熱圧接装置(Fig.2.1参照)¹⁰⁷⁾を用いた。窒素雰 囲気中で鋼板のみを 1128 Kまで通電加熱した後、純 AI 板と合わせて圧延し、アルミクラ ッド鋼板を作製した。同様に、通電加熱によって鋼板のみを 998 ~ 1108 Kまで加熱した 後、純 AI 板と合わせて圧延し、板厚と Fe/AI 板厚比が異なる2種類の複層鋼板を作製し た。圧延後のアルミクラッド鋼板の厚さは 0.81mm であり、鋼層と純 AI 層の板厚比は、Fe : Al = 1:1.1 であった。また、複層鋼板の厚さは 0.80mm および 1.20mm であり、鋼層と 純 AI 層の板厚比は、それぞれ、Fe: AI: Fe = 1:2:1、Fe: AI: Fe = 1:1:1であった。

アルミクラッド鋼板と複層鋼板の機械的特性値を Table 5.2 に示す。 スポット溶接には、上記、アルミクラッド鋼板と複層鋼板の他に、第4章と同じ、厚さ 0.8mm の鋼板(記号:F)と厚さ 1.0mm の Al-Mg 板 (Al-5.5 % Mg、記号:A)を用いた。 それぞれの板の化学組成を Table 5.3 に示す。また、スポット溶接に用いた試験片の機械 的特性値を、Table 5.4 にまとめて示す。

Steel	Symbol	С	Si	Mn	Р	S	AI	N	Ti	Fe
EDDQ	F	0.0042	0.014	0.17	0.015	0.014	0.055	0.0026	0.049	bal.

Aluminum	Symbol	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	AI
Al-Mg	Α	0.06	0.07	0.33	-	5.52	-			bal.

	Symbol	t (mm)	ρ (Mg/m ³)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)	LDR	PS (N/mm)
EDDQ	F	0.80	7.87	209	149	300	46.3	0.269	2.03	11.6	2.28	•
Al-Mg	A	1.00	2.68	69	130	290	35.0	0.358	0.78	9.7	1.85	•
Aluminum clad steel	FA	0.81	5.12	129	171	204	41.3	0.129	1.44	9.7	2.00	>32.1
Steel/aluminum	FAF1	0.89	5.03	132	122	200	43.0	0.205	1.75	9.8		10.7
laminate	FAF2	1.19	6.24	155	183	259	45.4	0.175	1.58	10.5		14.5

t;Sheet thickness, p;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, El;Total elongation, n;n-value, r;r-value, Er;Ericksen value, LDR;Limiting drawing ratio, PS;Peel strength RM : Steel and aluminum sheet used in producing aluminum clad steel sheet FA, FAF1, FAF2 ; Aluminum clad steel sheet and steel/aluminum laminate used in spot welding

5.2.2 溶接条件

スポット溶接には、第4章と同じ、ダイアフラム式の定置型スポット溶接機(単相交流、 定格容量 60kVA)を用いた。溶接条件を Table 5.5 に示す。実験では、まず、鋼板(記号 :F) 同士と Al-Mg 板 (記号:A) 同士をスポット溶接し、ベースデータとした。次に、 アルミクラッド鋼板(記号:FA)の鋼層側に鋼板(F)を、また、アルミクラッド鋼板(FA) の純 AI 層側に AI-Mg 板 (記号:A)をスポット溶接し、さらに、アルミクラッド鋼板 (FA) 同士をスポット溶接した。アルミクラッド鋼板同士のスポット溶接では、鋼層側同士を重 ねた場合と純 AI 層側同士を重ねた場合の両方について溶接を行った。これに加え、鋼板 (F) と2種類の複層鋼板(記号: FAF1、FAF2)、および複層鋼板(FAF1、FAF2)同士の

Table 5.3 Chemical compositions of steel and aluminum sheet used for spot welding.

Table 5.4 Mechanical properties of steel, aluminum and roll bonding sheets used for spot welding.

- 115 -

Table 5.5 Welding parameters.

Electrode	Dome-radius type D=16mm, d=6.0mm, R=40mm Cu-Cr alloy
Welding current	4.2 - 20.1 kA
Welding time	0.2 s (10 cycles)
Electrode force	1.96 kN
Pre-treatment	Oiling

D; Diameter, d; Tip diamete, R; Dome radius of curvature

スポット溶接も実施した。複層鋼板同士をスポット溶接する場合には、同じ複層鋼板の組合せで溶接を行った。溶接前の試験片は防錆油を塗布するのみとし、Al-Mg 板の表面やアルミクラッド鋼板の純 Al 層の表面を研磨したり、試験片を酸洗するなどの処理は行わなかった。なお、スポット溶接を行う前に、各組合せにおける板-板間の接触抵抗を測定した。接触抵抗の測定には、先端径 4.5mm のCF型電極を用い、加圧力 1.96kN のもとに1 Aの電流を流して室温で測定を行った。

5.2.3 調査内容

スポット溶接した試験片(30 × 30mm)の断面を研磨し、2%ナイタールと2%フッ酸 で腐食した組織を光学顕微鏡で観察して、溶接部におけるナゲットと金属間化合物(IMC) 層の生成状態を観察した。また、引張せん断試験とU字引張試験を行い、継手のせん断方 向と剥離方向の強度を測定した。試験片の形状は、第4章の Fig.4.1 に示したものと同じ である。引張試験後は、各継手の破断形態を観察した。また、破断後の試験片を用いてナ ゲット径の測定を行い、ナゲット内で破断した場合には破断部の直径を、アルミクラッド 鋼板の界面や鋼板、Al-Mg板のナゲット周囲で破断した場合にはプラグ部(試験片の凸部) の直径を測定してナゲット径とした。

5.3 実験結果

5.3.1 各組合せにおける接触抵抗測定結果

各組合せにおいて、接触抵抗を測定した結果を Table 5.6 に示す。鋼板同士あるいは鋼板と圧延接合体の鋼層とを接触させた場合には、接触抵抗が 1.44 ~ 3.15 m Ωの値を示すのに対し、Al-Mg板同士あるいは Al-Mg板と圧延接合体の純 Al 層とを接触させた場合には、接触抵抗は 15.5 ~ 40.2 m Ωと前者に比べて一桁高い値を示した。これは、Al-Mg板の表面には Mg酸化膜が、また、圧延接合体の純 Al 層の表面には Al 酸化膜が存在し、こ

Table 5.6 Comparison of contact resistance in various joints.

Combination of specimens	Contact resistance (m Ω)				
F-F	2.31				
A-A	16.50				
F-FA	1.44				
FA-A	16.30				
FA-FA(F)	1.78				
FA-FA(A)	15.47				
F-FAF1	2.07				
F-FAF2	1.98				
FAF1-FAF1	2.01				
FAF2-FAF2	2.10				

れらが緻密で固有抵抗が高いためであると考えられる117)。酸洗またはエメリー紙での研 磨を行うと、接触抵抗は 0.75 ~ 1.15 m Ω と一桁~二桁程低い値を示す。 5.3.2 鋼板同士、アルミニウム板同士のスポット溶接 アルミクラッド鋼板と複層鋼板のスポット溶接性を評価する前に、鋼板(F)同士と Al-Mg 板(A)同士のスポット溶接を行い、ベースデータとした。 Fig.5.1の(a)と(b)および(c)と(d)は、溶接電流を変えて、鋼板(F)同土と Al-Mg板(A) 同士をスポット溶接した時の断面マクロ組織である。両者とも、溶接電流の増加とともに、 ナゲット径が増加している。これは、溶接電流が増加すると、抵抗(ジュール)発熱量が 増加するからである。(a)と(b)で示したように、鋼板同士を溶接した継手(F-F)では、 楕円形の均一なナゲットが形成されており、ナゲット内で欠陥の存在は認められなかった。 これに対して、Al-Mg 板同士を溶接した継手(A-A)では、不均一な形状のナゲットが形 成されており、ナゲット内ではブローホールや割れが観察された。A-A 継手でナゲットの 形状が不均一になったのは、Al-Mg 板表面に不均一な厚さの Mg 酸化膜が存在するためと 考えられる¹¹⁷⁾。すなわち、固有抵抗が高い Mg酸化膜が不均一に存在することによって、 電流の流れが不均一になり、その結果、発熱も不均一になって、ナゲットの形状も不均一 になったものと考えられる。笹部ら194-195)は、アルミニウム板表面の酸化膜が 7.5nm を 越えるとナゲットの形状が不均一になり、同時に、継手の引張せん断強さも低下してばら つきも大きくなると述べている。このような酸化膜の影響を少なくするためには、予加圧 やエメリー紙による研磨、酸洗などによって、予め酸化膜を破壊したり除去すれば良いこ とが知られている。これによって、継手強度の低下やばらつきはある程度防止することが

- 117 -





可能である。一方、アルミニウムは水素を大量に含んでいるため、溶融時にこれらがガス となって発生し、このガスが凝固の際にナゲット内に閉じこめられるため、ブローホール が発生する196)。また、凝固の際のアルミニウムの体積収縮率は鋼の5倍と非常に大きい ため、ナゲット内では割れが発生しやすくなる。ブローホールは水素に起因して発生する ため、スポット溶接のように冷却速度が非常に早い場合には、ブローホールの発生を完全 に防ぐことは難しい。これに対して、ナゲット内で発生する割れは、溶接部の冷却速度を 低下させ凝固速度を低下させればある程度は防ぐことが可能である。この具体的な方法と しては、2ステップ通電、すなわち、溶接直後に溶接電流の 1/2 程度の電流で後通電を行 い、冷却速度を低下させる方法が考えられている。

Fig.5.2の(a)と(b)は、鋼板同士(F-F)とAl-Mg板同士(A-A)をスポット溶接した時の、 溶接電流と継手の引張せん断強さ (TSS)、およびU字引張強さ (U-TS)の関係を示した ものである。なお、Fig.5.2 において、溶接電流の増加とともにプロット記号が変化(●→ ○, ▲→△) しているのは、Fig.5.3 で示すように、継手の破断形態が、ナゲット内で破断 するせん断破断タイプ(●,▲:Type I)から、ナゲット周囲の母材で破断するプラグ 破断タイプ(○, △: Type III)に移行したことを示している。また、図中Eは散り(溶 融部の直径が電極先端径より大きくなり、溶融部の端部が板間から飛散する現象)発生電 流を示し、それ以上の電流で散りが発生することを示している。F-F の組合せでは、溶接 電流の増加とともに引張せん断強さは放物線的に増加している。また、U字引張強さは、 溶接電流が 7.2kA までは引張せん断強さとほぼ同じ値を示すが、7.2kA 以上では、引張せ ん断強さが増加しているにも関わらず減少している。7.2kA以上でU字引張強さが低下す るのは、後で述べるように、鋼板の変形や散り発生が原因ではないかと考えられる。一方、



Fig. 5.2 Relation between welding current and tensile strength of steel-steel (F-F) and aluminumaluminum (A-A) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

- 119 -



(1) F-F joint

(2) A-A joint

Fig. 5.3 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel-steel (F-F) and aluminum-aluminum (A-A) joints.

A-A の組合せでも、溶接電流の増加とともに引張せん断強さは増加するが、溶接電流に対 する増加が放物線的ではなく、14.5kA あたりから急激に増加するS字型を示している。 また、U字引張強さも、溶接電流の増加とともに増加しているが、その絶対値は引張せん 断強さの 1/2 程度である。A-A 継手のU字引張強さが、引張せん断強さに比べて低い理由 については明確な結論は得られていない。しかし、高強度鋼板では母材の高強度化、すな わち伸びの低下にともない延性比(十字引張強さ/引張せん断強さ)が低下するとの報告 もあることから¹⁸⁸⁾、AI-Mg 板の伸びが低いことがU字引張強さが低い理由ではないかと 推測される。すなわち、応力集中の顕著なU字引張試験では、伸びの値が低い材料ほど容 易に破壊が起こるため、結果として、U字引張強さが低い値を示すのではないかと推測さ れる。また、この他にも、AI-Mg 板のスポット溶接部で発生するマイクロクラックやMg の偏析が、U字引張強さの低下に影響することが考えられる。詳細については、さらなる 検討が必要であろう。

Fig.5.4の(a)と(b)は、鋼板同士(F-F)とAI-Mg板同士(A-A)をスポット溶接した時の、 溶接電流とナゲット径の関係を示したものである。F-F の場合には、溶接電流の増加とと もにナゲット径は放物線的に増加している。溶接電流の増加とともにナゲット径の増加率 が低くなるのは、溶接電流が増加すると発熱量が増加して溶接中における鋼板の変形量が 大きくなり、電極と鋼板の接触面積が増加して電流密度が低下するため、電流を増加させ ても発熱量があまり増加しなくなるためである。また、電流が増加してナゲット径が電極 先端径より大きくなると、電極による加圧によってナゲット端部で散り(溶融部が飛散す





る現象)が発生するため、それ以上の電流では、ナゲット径は増加しなくなる。第4章の (4.2)式で示したように、引張せん断強さは、プラグ破断が起こる場合にはナゲット径に 比例する。したがって、引張せん断強さは、ナゲット径の増加とともに放物線的に増加し たものと考えられる。これに対して、U字引張強さは 7.2kA 以上で減少している。第4章 の(4.3)式で示したように、U字引張強さもナゲット径に比例するため、ナゲット径が増 加すればU字引張強さも増加するはずである。しかし、U字引張試験では、溶接部におけ る応力集中が顕著であるため、高電流域で溶接部付近の鋼板が変形してシートセパレーシ ヨンが起こったり、散りが発生したりすると、ノッチ効果が顕著になってナゲット端部で の破壊が起こりやすくなるため、U字引張強さは低下するものと考えられる。一方、A-A の場合には、F-Fの場合に比べて、溶接電流範囲が 6kA 以上も高くなっている。これは、 アルミニウムの固有抵抗が鋼に比べて低く (鋼の 1/2)、また、熱伝導性が鋼に比べて高い ため (鋼の 1.7 倍)、溶接部で温度が上昇しにくかったためと考えられる。A-A の場合に は 14.5kA 以上でナゲット径が急激に増加しているが、これは、先に述べたように、Al-Mg 板表面に存在する Mg酸化膜の影響であるものと考えられる。すなわち、14.5kA 以下の電 流では、固有抵抗の高い酸化膜の存在によって大きなナゲットが形成されにくいが、14.5kA 以上の電流になると、酸化膜の薄い部分で局部的な通電が起こり、その部分で大きな抵抗 発熱が生じて、ナゲット径が急激に増加するものと考えられる。A-Aのナゲット径の値は、 F-F の場合に比べてばらつきが大きいが、これは、酸化膜の影響によって通電が不均一に なり、その結果、溶接部における抵抗発熱が不均一になったためと考えられる。A-A 継手 では、ナゲット径がS字型を描いて増加するため、引張せん断強さもこれに合わせて増加 している。

- 121 -

一方、Fig.5.2 と Fig.5.4 から、同じナゲット径で A-A 継手と F-F 継手の引張せん断強さを 比較すると、鋼板と Al-Mg 板で母材強度がほぼ等しいにも関わらず、A-A 継手の方が F-F 継手に比べて低い値を示している(第4章の(4.1)式、(4.2)式参照)。すなわち、鋼板同士 の継手では、第4章で示した(4.1)式、(4.2)式のA、Bがほぼ1に近い値を示すのに対し、 Al-Mg 板同士の継手では、それより低い値(0.7 ~ 0.8)を示している。この理由について は明確ではないが、引張試験時の偏心の差や溶接部の破壊靭性値の差に起因しているので はないかと推測される。同様に、A-A 継手のU字引張強さは、F-F 継手より低い値を示し ている。したがって、A-A 継手では、第4章で示した(4.3)式のCが、F-F 継手より低い値 を示している。この理由についても明確ではなく、先に述べたように、母材の伸びや溶接 部のマイクロクラック、Mgの偏析、などが影響しているのではないかと推測される。

5.3.3 鋼板、アルミニウム板とアルミクラッド鋼板のスポット溶接

Fig.5.5 の(a)と(b)および(c)と(d)は、溶接電流を変えて、アルミクラッド鋼板の鋼層側 に鋼板を溶接した場合 (F-FA) と、純 AI 層側に AI-Mg 板を溶接した場合 (FA-A) の、ス ポット溶接部における断面マクロ組織を示したものである。F-FAの場合には、鋼板とア ルミクラッド鋼板の鋼層との間で、また、FA-A の場合には、アルミクラッド鋼板の純 AI 層と Al-Mg 板との間で、それぞれナゲットが形成されていた。(b)で示したように、F-FA の場合には、溶接電流が 12.2kA を越えると、溶接部で鋼板とは明らかに異なる粗大な結 晶粒の組織が観察された。この部分をEPMAで点分析すると、A1が1~2mass%程度 検出されることから、この部分は、フェライト安定化元素であるA1が鋼板に溶け込むこ とによって生成される粗大フェライト組織であるものと考えられた。一方、FA-A の場合 には、Al-Mg 板側のナゲット内でブローホールが観察されたが、これは、Al-Mg 板同士の 溶接の所で述べたように、Al-Mg 板または純 Al 層中に溶解していた水素が溶接中にガス 化し、凝固時に閉じこめられて生成されたものである。

Fig.5.6 は、F-FAと FA-A 継手の溶接部で、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面のミクロ組 織を観察した結果である。いずれの継手においても、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で は、厚さ2~4µmの化合物層が生成されていた。引張試験後の破断面でこれらの化合物 のX線回折測定を行うと、これは、FezAls タイプの Fe-Al 系金属間化合物層であることが わかった。このタイプの金属間化合物は、硬さの値が高く、非常に脆弱であることが知ら れている72,183)。

一方、アルミクラッド鋼板の純 Al 層側における溶融部は、Fig.5.5 の(c)と(d)で明らか なように、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面から純 AI 層側に向かって広がっている。こ の現象は、(a)と(b)で示した F-FA 継手でも認められている。純 AI 層側における溶融部が このように形成されたのは、鋼板とアルミクラッド鋼板の鋼層で生じたジュール熱が純 AI 層側に伝導し、これによって純 AI 層側の溶融が支配されたからだと考えられる¹⁸⁹⁻¹⁹⁰⁾。 なお、通電初期においては、鋼板とアルミクラッド鋼板の接触部でもジュール熱は生じる

0.2s, (d) FA-A 17.3kA-0.2s.



Fig. 5.5 Macrostructures of steel-aluminum clad steel (F-FA) and aluminum clad steel-aluminum (FA-A) spot weld joints: (a) F-FA 10.5kA-0.2s, (b) F-FA 12.2kA-0.2s, (c) FA-A 14.6kA-



Fig. 5.6 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding: (a) F-FA 10.5kA-0.2s, (b) FA-A 14.6kA-0.2s.

ため、純 AI 層側での溶融には、これも影響するものと考えられる。なお、ジュール熱は、 アルミクラッド鋼板の純 AI 層、AI-Mg 板、およびアルミクラッド鋼板の純 AI 層と AI-Mg 板の接触部でも生じるが、アルミニウムの固有抵抗は鋼の26~55%であり、かつ、熱伝 導度は鋼の 1.7 ~ 3.3 倍もあるため、Al-Mg 板側でのジュール熱の効果が純 Al 層側の溶融 に与える影響は、鋼板側に比べて非常に小さいものと考えられる。したがって、純 AI 層 側の溶融は、主に鋼板とアルミクラッド鋼板の鋼層で生じたジュール熱と接触抵抗による ジュール熱によって支配されるものと考えられる。F-FAと FA-A の場合には、高電流側で、 電極加圧による AI-Mg 板の板厚減少や、電極と AI-Mg 板が反応して AI-Mg 板の一部が電 極によって持ち去られるピックアップ現象が起こっていた。

Fig.5.7 の(a)と(b)は、アルミクラッド鋼板の鋼層側に鋼板を溶接した場合(F-FA)と、 純 AI 層側に AI-Mg 板を溶接した場合 (FA-A)の、溶接電流と継手の引張せん断強さ (TSS)、 およびU字引張強さ(U-TS)の関係を示したものである。なお、Fig.5.7では、比較のため、 鋼板同士 (F-F)と AI-Mg 板同士 (A-A)の場合の結果も併せて示してある。また、溶接 電流の増加とともに継手の破断形態が変化するため、それに対応させて、各継手のプロッ ト記号を変化させてある。

まず、Fig.5.7 の(a)で各継手の引張せん断強さを比較すると、F-FA 継手の引張せん断強 さの最大値は F-F 継手より低い値を示している。また、FA-A 継手の引張せん断強さの最 大値は A-A 継手より高い値を示しているが、16.5kA でピークを示した後は減少し、A-A 継手並の値まで低下している。一方、Fig.5.7 の(b)で示したように、F-FA 継手のU字引張 強さの最大値も F-F 継手より低い値を示す。また、FA-A 継手のU字引張強さの最大値は A-A 継手並の値を示すが、16.0kA でピークを示した後は減少し、A-A 継手より低い値まで 低下している。F-FA 継手と FA-A 継手のU字引張強さと引張せん断強さを比較すると、U



tension strength (U-TS).

字引張強さの値は引張せん断強さの1/2程度である。 次に、溶接電流の増加にともなう継手の破断形態の変化について述べる。まず、F-FA 継手の引張せん断試験では、Fig.5.7 の(a)で示したように、電流値が 7.1kA で鋼ナゲット 内で破断するせん断破断(■)から、アルミクラッド鋼板のナゲット周囲で破断するプラ グ破断(□)へと移行した。これに対し、FA-A継手では、電流値が 14.6kA でアルミナゲ ット内で破断するせん断破断(◆)から、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面で破断する界 面破断(↔)へと移行し、さらに 16.4kA で Al-Mg 板のナゲット周囲で破断するプラグ破 断(◇)へと移行した。一方、U字引張試験の結果を見ると、Fig.5.7の(b)で示したよう に、F-FA 継手では全ての電流範囲でアルミクラッド鋼板のナゲット周囲で破断するプラ グ破断(口)であった。これに対して、FA-A継手では、電流値が 14.3kA でアルミナゲッ ト内で破断するせん断破断(◆)から、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で破断する界面 破断(⊕)へと移行し、さらに 17.0kA で Al-Mg 板のナゲット周囲で破断するプラグ破断 (◇) へと移行した。これらの破断形態を Fig.5.8 にまとめて示す。 Fig.5.9 の(a)と(b)は、アルミクラッド鋼板の鋼層側に鋼板を溶接した場合(F-FA)と、 純 AI 層側に AI-Mg 板を溶接した場合 (FA-A)の、溶接電流とナゲット径の関係を示した ものである。なお、継手の破断形態の変化にあわせて、各継手のプロット記号を変化させ てある。まず、F-FA 継手の溶接電流範囲は、F-F 継手に比べて 2kA 程度高くなっている。 これは、アルミクラッド鋼板中に、鋼板より固有抵抗が低く熱伝導度が高い純 AI 層が存 在したためである。一方、FA-A 継手の溶接電流範囲は、A-A 継手に比べて 2kA 程度低く なっている。これは、アルミクラッド鋼板中に、Al-Mg 板より固有抵抗が高く熱伝導度が



- 125 -



Fig. 5.8 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel-aluminum

clad steel (F-FA) and aluminum clad steel-aluminum (FA-A) joints.

低い鋼層が存在したためである。F-FA 継手のナゲット径は、10.0kA 以下で F-F 継手より 低い値を示すが、それ以上ではほぼ同じ値を示している。一方、FA-A 継手のナゲット径 は、14.0kA 以下で A-A 継手と同じ値であるが、それ以上では、むしろ A-A 継手より高い 値を示し、18.0kAでピークを示した後は溶接電流の増加とともに減少している。

F-FA 継手と F-F 継手の引張せん断強さとU字引張強さを、同じナゲット径で比較する と、プラグ破断した場合には、F-F 継手より F-FA 継手の方が低い値を示している。これ は F-FA 継手の破壊が、鋼板に比べて引張強さが低いアルミクラッド鋼板で起ったためで ある。一方、FA-A 継手の引張せん断強さが A-A 継手より高い値を示したのは、以下の理 由によるものと考えられる。まず、Fig.5.9 で 14.0kA 以上におけるナゲット径の値を見る と、A-A 継手に比べ FA-A 継手の方が大きな値を示している。これは、アルミクラッド鋼 板の鋼層におけるジュール発熱の効果によるものと考えられる。したがって、FA-A 継手 では、A-A 継手に比べ、Al-Mg 板側のナゲットが大きく成長したため、引張せん断強さが 高い値を示したものと考えられる。しかし、14.0kA以下ではナゲット径にあまり差が認



められないにもかかわらず引張せん断強さに差が認められる。これについては詳細な原因 が不明であるが、FA-A継手では純 Al 層と Al-Mg 板でナゲットを形成するため、Al-Mg 板 同士でナゲットを形成する A-A 継手に比べてナゲットの強度や変形能に差が存在する、 あるいは引張試験時のアルミクラッド鋼板と Al-Mg 板の変形状態の差によってナゲット 周辺部の応力状態が異なる、などが考えられる。

A-A 継手の場合と同様に、F-FA 継手と FA-A 継手でも、引張せん断強さに比べU字引張 強さは低い値を示す。これは、F-FA 継手ではアルミクラッド鋼板で、また、FA-A 継手で は Al-Mg 板で破断が生じたためである。すなわち、溶接部のU字引張強さが引張せん断 強さより低い純 Al 層を含んだアルミクラッド鋼板、あるいは Al-Mg 板で破断が生じたた め、U字引張強さが低い値を示したものと考えられる。ところで、FA-A 継手では、溶接 電流が高いところで、引張せん断強さ、U字引張強さ、ナゲット径ともに減少している。 引張せん断強さとU字引張強さが減少した理由としては、ナゲット径が減少したこと、電 極による Al-Mg 板側での加圧や Al-Mg 板表面のピックアップ現象によって Al-Mg 板の板 厚が減少したこと、が考えられる。一方、ナゲット径が減少した理由としては、散りの発 生や通電径の増加によりナゲットが十分成長しなくなったことが考えられる。 5.3.4 アルミクラッド鋼板同士のスポット溶接

Fig.5.10 の(a)と(b)および(c)と(d)は、溶接電流を変えて、アルミクラッド鋼板の鋼層 側同士を重ね合わせて溶接した場合(FA-FA(F))と、純 AI 層側同士を重ね合わせて溶接 した場合 (FA-FA(A))の、スポット溶接部における断面マクロ組織を示したものである。 (a)で示したように、FA-FA(F)継手の低電流域では、鋼層同士の界面で黒い線が観察され る。この線は、鋼板同士 (F-F) または鋼板とアルミクラッド鋼板 (F-FA) を低電流で溶



- 127 -



Fig. 5.10 Macrostructures of aluminum clad steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) spot weld joints: (a) FA-FA(F) 14.3kA-0.2s, (b) FA-FA(F) 17.4kA-0.2s, (c) FA-FA(A) 10.8kA-0.2s, (d) FA-FA(A) 13.1kA-0.2s. 接した場合に観察されるものであり、ピクリン酸でエッチングしても観察されることから、 鋼層同士の固相接合界面であるものと考えられる。一方、(b)で示したように、溶接電流 が増加すると、界面の温度が上昇してナゲットが形成されるため、この線(固相接合界面) は消滅する。これに対して、純 AI 層側では、鋼層側でのジュール発熱の影響によって、Fe/AI 界面から広がった溶融部が観察される。電流値が高い場合には、電極による純 AI 層の圧 縮や純 Al 層表面でのピックアップ現象が起こっている。スポット溶接部では、Fe-Al 系金 属間化合物は生成されていなかったが、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面では、Fig.5.11の (a)で示したように、厚さ1~5 µmの化合物層が生成されていた。引張試験後の破断面 でこれらの化合物のX線回折測定を行うと、これは、Fe2Als タイプの金属間化合物層であ ることがわかった。FA-FA(A)継手でも、純 AI 層同士の接触面でナゲットが形成され、電 流値の増加とともにナゲット径が増加している。この場合には、鋼層側でのジュール発熱 の影響を受けて、Fe/Al 界面から広がった溶融部が純 Al 層同士の接触面で融合されてナゲ ットが形成されているような様相を呈している。溶接部では、Al-Mg 板同士の溶接と同様 にブローホールや割れが発生している。また、Fe-Al 系金属間化合物は生成されていなか ったが、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面では、Fig.5.11の(b)で示したように、厚さ1~5 μmの金属間化合物層 (FezAls)が生成されていた。



Fig. 5.11 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding: (a) FA-FA(F) 14.3kA-0.2s, (b) FA-FA(A) 10.8kA-0.2s.

Fig.5.12は、アルミクラッド鋼板の鋼層側同士を重ね合わせて溶接した場合(FA-FA(F)) と、純 AI 層側同士を重ね合わせて溶接した場合(FA-FA(A))の、溶接電流と継手の引張 せん断強さ(TSS)、およびU字引張強さ(U-TS)の関係を示したものである。なお、比 較のため、鋼板同士(F-F)と AI-Mg 板同士(A-A)の場合も示してある。FA-FA(F)継手 の引張せん断強さは、溶接電流とともにわずかに増加するだけであり、F-F 継手に比べて

50 µ m

低い値を示した。また、U字引張強さも、わずかに増加するだけであり、F-F 継手と比べ ても低い値である。さらに、FA-FA(F)継手のU字引張強さは、引張せん断強さより低い 値である。引張せん断強さ、U字引張強さとも値のばらつきは大きい。一方、FA-FA(A) 継手の引張せん断強さは、溶接電流とともにS字型のカーブを描いて増加しており、その 最大値は A-A 継手と同レベルである。これに対して、U字引張強さは、わずかに増加す るだけであり、その最大値は A-A 継手と同レベルである。FA-FA(A)継手のU字引張強さ も、引張せん断強さに比べて低い値であり、値のばらつきも大きい。



Fig. 5.12 Relation between welding current and tensile strength of aluminum clad steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

次に、溶接電流の増加にともなう破断形態の変化について述べる。FA-FA(F)継手の引 張せん断試験では、溶接電流の増加とともに、アルミクラッド鋼板の鋼層側のナゲット内 で破断するせん断破断(■)から、アルミクラッド鋼板のスポット溶接部周囲で破断する プラグ破断(口)へと移行した。一方、U字引張試験では、全電流範囲で、アルミクラッ ド鋼板のスポット溶接部周囲で破壊するプラグ破断(□)であった。これに対して、FA-FA (A)継手の引張せん断試験では、電流の増加とともに、純 AI 層側のナゲット内で破断す るせん断破断(◆)から、アルミクラッド鋼板のスポット溶接部周囲で破壊するプラグ破 断(◇)へと移行した。一方、U字引張試験では、全電流範囲で、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で破断する界面破断(◇)であった。これらの破断形態を Fig.5.13 にまとめて示す。

Fig.5.14 の(a)と(b)は、アルミクラッド鋼板の鋼層側同士を重ね合わせて溶接した場合 (FA-FA(F))と、純 AI 層側同士を重ね合わせて溶接した場合(FA-FA(A))の、溶接電 流とナゲット径の関係を示したものである。なお、比較のため、鋼板同士 (F-F) と Al-Mg



(a) Type I (Shear type)



(c) Type III (Plug type)

(1) FA-FA(F) joint

steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) joints.

板同士 (A-A)の場合も示してある。FA-FA(F)継手の溶接電流範囲は、F-F 継手より高電 流側にあり、溶接電流が増加してもナゲット径の増加はわずかである。また、ナゲット径 の最大値は、F-F 継手より小さく値のばらつきも大きい。これらは、アルミクラッド鋼板 中に、鋼板より固有抵抗が低く熱伝導度が高い純 AI 層が存在したことに起因するもので ある。すなわち、アルミクラッド鋼板は、鋼板に比べて、通電による抵抗発熱量が低く熱 が逃げやすいため、ナゲットが形成されにくくなり、その結果、溶接電流範囲が高電流側 に移行し、ナゲット径も小さくなったものと考えられる。一方、FA-FA(A)継手の溶接電 流範囲は、A-A 継手より低電流側にあり、ナゲット径の値は溶接電流とともに増加してい る。また、ナゲット径の最大値は、A-A 継手より高い値である。これは、アルミクラッド 鋼板中に、Al-Mg 板より固有抵抗が高く熱伝導度が低い鋼層が存在したためである。すな わち、アルミクラッド鋼板は、Al-Mg 板に比べて、通電による抵抗発熱量が高く熱が逃げ にくいため、ナゲットが形成されやすくなり、その結果、溶接電流範囲が低電流側に移行 し、かつ、ナゲット径も大きくなったものと考えられる。

-FA





(c) Type III (Plug type)

(2) FA-FA(A) joint

Fig. 5.13 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of aluminum clad

-131-



Fig. 5.14 Relation between welding current and nugget diameter of aluminum clad steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

Fig.5.12 において、FA-FA(F)継手の引張せん断強さとU字引張強さが、溶接電流ととも にあまり変化せず、ばらつきが大きかったのは、ナゲット径があまり変化せず、かつ、ば らつきが大きかったからである。また、FA-FA(F)継手の引張せん断強さとU字引張強さ の最大値が F-F 継手に比べて低い値を示したのは、Fig.5.14 に示したように、FA-FA(F)継 手のナゲット径の最大値が F-F 継手に比べて小さかったことと、鋼板に比べて引張強さが 低いアルミクラッド鋼板でプラグ破断が起こったためである。一方、FA-FA(F)継手のU 字引張強さが引張せん断強さより低い値を示したのは、先にも述べたように、U字引張試 験では、ナゲット部における応力集中が激しいため、引張せん断試験より容易に破壊が起 こるためと考えられる。A-A 継手では、U字引張強さが引張せん断強さの 1/2 程度であっ たが、アルミクラッド鋼板も板厚の半分が純 AI 層で構成されているため、この効果によ って、U字引張強さが低い値を示したものと考えられる。

一方、FA-FA(A)継手の引張せん断強さが、溶接電流とともに大幅に増加するのは、ナ ゲット径の値が溶接電流とともに大幅に増加するからである。しかし、U字引張強さの増 加量は、引張せん断強さに比べて小さい。これは、先にも述べたように、U字引張試験で は、ナゲット部における応力集中が激しいため、引張せん断試験より容易に破壊が起こる ためと考えられる。FA-FA(A)継手の引張せん断強さとU字引張強さの最大値は、ナゲッ ト径の最大値が A-A 継手に比べて高い値であるにも関わらず、A-A 継手と同レベルの値 である。これは、引張せん断試験では、Al-Mg 板に比べて引張強さが低いアルミクラッド 鋼板でプラグ破断が起こったため、ナゲット径の値と相殺されて、同レベルの値になった ものと考えられる。また、U字引張試験では、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で破断が 起こったためと考えられる。

5.3.5 鋼板と複層鋼板のスポット溶接 Fig.5.15 の(a)~(c)は、鋼板と板厚比が Fe: Al: Fe = 1:2:1 の複層鋼板を溶接した場 合 (F-FAF1) の、スポット溶接部における断面マクロ組織を示したものである。(a)で示 したように、溶接電流が 11.0kA までは、FA-FA(F)の場合と同様に、鋼板と複層鋼板の鋼 層は固相接合されていた。複層鋼板の鋼層は、溶接電流の増加、すなわち、溶接部の温度 が上昇すると、電極による加圧によって変形している。また、これと同時に、鋼層に挟ま れた純 AI 層も、加圧によって溶接部から押し出されている。さらに、純 AI 層の溶融した 部分では、中央部で大きなブローホールが観察される。これは、Al-Mg 板同士の場合と同 様に、水素に起因したものと考えられるが、ブローホールが純 AI 層の上方に位置するの は、水素の気泡が上方に浮上したためと考えられる。一方、純 AI 層が溶接部から完全に







0.2s, (b) 11.9kA-0.2s, (c) 15.5kA-0.2s.

1 mm

Fig. 5.15 Macrostructures of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF1) spot weld joints: (a) 8.1kA-
押し出される電流値では、(b)で示したように、鋼板と鋼層の接触面でナゲットが形成さ れ、電流値の増加とともにナゲット径が増加する。しかし、溶接電流をさらに増加させる と、(c)で示したように、鋼層の内側で白い組織が観察されるようになる。この部分のビ ッカース硬さを測定すると 300 程度の値を示し、また、引張試験後の破断面でX線回折測 定を行うと、FesAl 組成の化合物に対応するピークが観察されることから、この白い組織 は Fe-AI 系の金属間化合物であるものと考えられた⁷²⁾。金属間化合物の組成が Fe-AI であ ったのは、鋼板をも含めた鋼層と純 AI 層の板厚比が3:1であったためと考えられる。

Fig.5.16 の(a)~(c)は、鋼板と板厚比が Fe: Al: Fe = 1:1:1の複層鋼板を溶接した場 合(F-FAF2)の、スポット溶接部における断面マクロ組織を示したものである。(a)で示 したように、溶接電流が 6.4kA までは、F-FAF1 の場合と同様に、鋼板と複層鋼板の鋼層 は固相接合されていた。しかし、(b)で示したように、溶接電流が 7.0kA 以上では、鋼板 /鋼層界面の線はなくなり、鋼板と鋼層の間で楕円形のナゲットが形成されていた。 F-FAF1に比べて、複層鋼板の鋼層の変形が小さいため、この場合には、F-FAF1の場合と は異なり、溶接部に純 AI 層がかなり残留している。また、複層鋼板の純 AI 層の溶融部で は、F-FAF1の場合と同様に、水素に起因すると考えられるブローホールが観察された。 F-FAF1の場合に比べ、低電流で大きなナゲットが形成されたのは、FAF2の方が鋼層の厚 さが厚く(約2倍)、ジュール発熱量が多かったためと考えられる。溶接電流の増加とと もにナゲット径が増加するが、溶接電流が 9.2kA 以上では、(c)で示したように、鋼層の 内側で白い組織が観察される。この部分のビッカース硬さを測定すると、250~270の値 を示し、また、引張試験後の破断面でX線回折測定を行うと、FeAI 組成の化合物に対応 するピークが観察されることから、この白い組織は、F-FAF1の場合と同様に、Fe-AI系の 金属間化合物であるものと考えられた⁷²⁾。鋼板をも含めた鋼層と純 AI 層の板厚比が4: 1であったにも関わらず金属間化合物層の組成が FesAl であったのは、その組成付近で安 定な金属間化合物が FeiAl であったためと考えられる。実際、溶接部では 0.1 ~ 0.3mm の 鋼層が合金化せず残留している。この金属間化合物は、溶接部で残留した鋼層の中に内包 されるように生成されていた。

Fig.5.17 の(a)と(b)および(c)と(d)は、Fig.5.16 の(a)と Fig.5.17 の(b)において、溶接部 における複層鋼板の Fe/AI 界面のミクロ組織を観察した結果である。なお、(a)と(c)は鋼 板を溶接した側を、また、(b)と(d)はそれとは逆側を観察した結果である。いずれの場合 にも、複層鋼板の Fe/Al 界面では、厚さ1~5µmの化合物層が生成されていた。引張試 験後の破断面でこれらの化合物のX線回折測定を行うと、これは、Fe2Als タイプの金属間 化合物層であることがわかった。(a)と(b)および(c)と(d)を比較した結果、金属間化合物 層の厚さは、鋼板を溶接した側の方が厚いことがわかった。これは、鋼板を溶接した側の 方がジュール発熱の影響を大きく受け、温度がより上昇したためと考えられる。また、 F-FAF1と F-FAF2 では、後者の方が厚い金属間化合物層が生成されていた。これは、後者



 (\mathbf{a})

0.2s, (b) 8.2kA-0.2s, (c) 10.0kA-0.2s.

の方が複層鋼板の鋼層が厚く、ジュール発熱量が高いため、溶接部の温度がより上昇し、 金属間化合物層の成長速度が速くなったためと考えられる。ところで、(c)と(d)で示した ように、F-FAF2の場合には、複層鋼板の純 AI 層中で、溶接前には観察されなかったラス 状の組織が観察された。これは、溶接電流が低い場合には観察されなかった組織であるが、 溶接電流が 8.3kA 以上になると観察されるものである。この部分をEPMAで点分析する と、ほぼ Fe: Al = 2:5 の組成になっていることから、この部分は純 Al 層中で生成され た金属間化合物 (Fe:Als) であるものと考えられた。このような組織は、鋼と溶融アルミ ニウムの接触部でも生成されるものであり、従来の研究においても、しばしば存在が確認 されている161)。

Fig.5.18 は、鋼板と2種類の複層鋼板を溶接した場合(F-FAF1、F-FAF2)の、溶接電流







1 mm

Fig. 5.16 Macrostructures of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF2) spot weld joints: (a) 6.1kA-



Fig. 5.17 Microstructures at steel/aluminum interfaces of steel/aluminum laminate after spot welding: (a) (b) F-FAF1 8.1kA-0.2s, (c) (d) F-FAF2 8.2kA-0.2s.



Fig. 5.18 Relation between welding current and tensile strength of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF1, F-FAF2) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

と継手の引張せん断強さ (TSS)、およびU字引張強さ (U-TS)の関係を示したものであ る。なお、比較のため、鋼板同士 (F-F)と AI-Mg 板同士 (A-A)の場合も示してある。F-FAF1 継手の引張せん断強さは、溶接電流とともに増加するが、7.5kA 以上では値が飽和してい る。また、F-FAF2 継手の引張せん断強さも、溶接電流とともに増加するが、8.5kA 以上で は値が急激に増加する。各継手の引張せん断強さを比較すると、F-F > F-FAF2 > F-FAF1 となっているが、F-FAF2 継手の 8.5kA 以上で示す高い方の値は、F-F 継手と同レベルの値 であった。一方、F-FAF1 継手のU字引張強さは、溶接電流の増加とともに急激に増加し た後低下している。これに対して、F-FAF2 継手のU字引張強さは、溶接電流が 7.0kA ま では増加するが、その後低下し、9.0kA で再度増加した後、10.0kA 以上で急激に低下して いる。各継手のU字引張強さを比較すると、F-F > F-FAF2 > F-FAF1 となっているが、 F-FAF2 継手のU字引張強さを比較すると、F-F > F-FAF2 > F-FAF1 となっているが、 F-FAF2 継手のU字引張強さは、F-FAF1 継手と同レベルの値であった。また、F-FAF1 継手と F-FAF2 継手のU字引張強さは、引張せん断強さより低い値であった。

次に、溶接電流の増加にともなう破断形態の変化について述べる。F-FAF1 継手の引張 せん断試験では、溶接電流の増加とともに、鋼板/複層鋼板間の鋼ナゲット内で破断する せん断破断(■)から、複層鋼板の Fe/AI 界面で破断する界面破断(田)に移行し、さら に、溶接部で金属間化合物が生成された場合には、金属間化合物の周囲で破断するプラグ 破断(□)へと移行した。また、F-FAF2 継手の引張せん断試験でも、破断形態の変化は 同様であった。一方、F-FAF1 継手のU字引張試験では、鋼板/複層鋼板間の鋼ナゲット 内で破断するせん断破断(■)から、複層鋼板の Fe/AI 界面で破断する界面破断(田)に 移行し、さらに、溶接部で金属間化合物が生成された場合には、金属間化合物の周囲で破 断するプラグ破断(□)へと移行した。これに対して、F-FAF2 継手のU字引張試験では、 複層鋼板の Fe/AI 界面で破断する界面破断(�)から、金属間化合物の周囲で破断するプ

Fig.5.20の(a)と(b)は、鋼板と2種類の複層鋼板を溶接した場合(F-FAF1、F-FAF2)の、 溶接電流とナゲット径の関係を示したものである。なお、比較のため、鋼板同士(F-F) と AI-Mg 板同士(A-A)の場合も示してある。F-FAF1継手と F-FAF2 継手の溶接電流範囲 は、F-F 継手よりわずかに高電流側にあり、さらに、F-FAF1 継手と F-FAF2 継手では、F-FAF1 継手の方がわずかに高電流側に位置していた。これは、複層鋼板中に鋼板より固有抵抗が 低く熱伝導度が高い純 AI 層が存在したためである。すなわち、鋼板に比べて、複層鋼板 の方が、通電による発熱量が低く熱が逃げやすいため、ナゲットが形成されにくくなり、 その結果、溶接電流範囲が高電流側に移行したものと考えられる。また、FAF1の方が FAF2 より鋼層の厚さが薄かったため、ジュール発熱量が低くなり、溶接電流範囲が高電流側に 位置したものと考えられる。F-FAF1 継手のナゲット径の最大値は、F-F 継手と同レベルの 値を示したが、F-FAF2 継手の 9.0kA 以上で、溶接部において金属間化合物が生成される 場合には、F-F 継手よりナゲット径は大きな値を示した。



Fig. 5.19 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steelsteel/aluminum laminate (F-FAF1, F-FAF2) joints.

Fig.5.18 において、F-FAF1 継手の引張せん断強さが 7.5kA 以上で飽和するのは、破断が 複層鋼板の Fe/AI 界面で生じるからである。先にも述べたように、複層鋼板の Fe/AI 界面 では、溶接によって金属間化合物層が生成されているため、この場合における鋼層と純 AI 層の接合強度は低下しているものと考えられる。したがって、7.5kA以上で作製された継 手の引張せん断試験を行うと、複層鋼板の Fe/AI 界面で容易に剥離が起こり、引張せん断 強さは、厚さ 0.2mm の鋼層の強度によって決まってしまうものと考えられる。このよう な破断形態は、制振鋼板のスポット溶接でも認められており、この場合にも、溶接電流の 増加とともに引張せん断強さは飽和している¹⁹⁷⁻¹⁹⁸⁾。なお、7.5kA 以上でもナゲット径 は増加しているので、前章の(4.2)式によれば、ナゲット径が増加した割合だけ引張せん 断強さが増加しても良いはずであるが、実際には値が飽和している。これは、溶接電流の 増加とともにジュール発熱量が増加するため、複層鋼板の鋼層の変形抵抗が低下して鋼層 の厚さが薄くなるためではないかと考えられる。F-FAF2 継手の 7.5 ~ 8.0kA の範囲でも、 Fe/AI 界面で金属間化合物が生成されているため、上記と同じ理由によって、引張せん断



強さは飽和している。ただし、FAF2の鋼層の厚さは FAF1 の2倍であるため、F-FAF2 継 手で飽和した値は F-FAF1 継手より高い値を示している。これに対して、溶接部で金属間 化合物が生成される場合(F-FAF2継手の 8.5kA 以上)には、溶接電流の増加とともに引 張せん断強さは増加する。溶接部で脆弱な金属間化合物が生成されているにも関わらず、 引張せん断強さが高い値を示すのは、Fig.5.16の(c)で示したように、金属間化合物が鋼層 によって内包されているため、引張せん断試験において、ノッチ効果の影響がなくなるた めと考えられる。溶接電流が 8.5kA 以上では、F-FAF2 継手のナゲット径が F-F 継手より大 きいにも関わらず引張せん断強さが F-F 継手と同レベルであるが、これは、破断が起こる 複層鋼板 (FAF2) の引張強さが鋼板より低いからである。 一方、F-FAF1 継手のU字引張強さは、7.0kA 以上で溶接電流とともに低下している。こ の場合の破断形態は、引張せん断試験の場合と同様に、複層鋼板の Fe/AI 界面における破 断であるから、溶接電流の増加とともにU字引張強さが低下するのは、複層鋼板の鋼層の 厚さが低下するためではないかと考えられる。特に、U字引張試験では、ナゲット部にお ける応力集中が激しいため、U字引張強さは引張せん断強さより低い値を示す。F-FAF2 継手の 8.5kA 以下でも同様の傾向が認められるが、FAF2 の鋼層の厚さは FAF1 の2 倍であ るにも関わらずU字引張強さは同レベルの値である。これについても、ナゲット部におけ る応力集中が原因ではないかと考えられるが、詳細な理由は不明である。一方、F-FAF2 継手の溶接部で金属間化合物が生成された場合には、U字引張強さは高い値を示すが、こ の値は F-F 継手より低い値である。この理由のひとつとして、複層鋼板の引張強さが鋼板 より低いことが上げられるが、それを考慮しても値が低すぎる。したがって、U字引張試 験のように、ナゲット部における応力集中が激しい場合には、溶接部で生成された金属間



-139-

化合物が鋼層で内包されていても、脆弱な金属間化合物の存在が、継手強度に影響を及ぼ すものと考えられた。

複層鋼板の Fe/Al 界面で破断が起こった場合の引張せん断強さとU字引張強さの値が、 複層鋼板の鋼層の強度に支配されるかどうかを調べるために、厚さ 0.8mm の鋼板 (F) と FAF2 の鋼層と同じ厚さ (0.4mm) の鋼板 (F(0.4)) をスポット溶接し、引張せん断強さと U字引張強さを測定して、F-FAF2継手の場合と比較した。その結果を Fig.5.21 に示す。溶



Fig. 5.21 Comparison of tensile strength of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF2) and steel-steel (F-F(0.4)) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

接電流が同じ場合、F-F継手と F-F(0.4)継手ではほぼ同じナゲット径を示すことから、板 厚を考慮すると、前章の(4.2)式より、F-F(0.4)継手の引張せん断強さは、F-F 継手の 1/2 になるはずである。しかし、実測値はこれより低い値を示している。これは、引張せん断 試験時に、ナゲットを中心に試験片の偏心が起こり、引張せん断強さが幾分低下するから である185-186)。F-FAF2 継手において、複層鋼板の Fe/Al 界面で破断が起こる (鋼層が破 断する)場合の引張せん断強さは、F-F(0.4)継手よりも高い値である。したがって、F-FAF2 継手の引張せん断試験では、複層鋼板の Fe/Al 界面で金属間化合物層が生成されているに も関わらず、Fe/Al 界面の接合強度が引張せん断強さの増加に寄与するものと考えられた。 一方、F-FAF2継手において、複層鋼板の Fe/AI 界面で破断が起こる(鋼層が破断する)場 合のU字引張強さは、F-F(0.4)継手の値と一致している。したがって、F-FAF2 継手のU字 引張試験で、複層鋼板の Fe/AI 界面で破断が起こる場合には、複層鋼板の Fe/AI 界面の接 合強度はU字引張強さの増加に寄与しないものと考えられた。これは、複層鋼板の Fe/AI 界面で金属間化合物層が生成されている場合において、鋼層が剥離方向に引っ張られると、 Fc/AI 界面で容易に剥離するためと考えられる。

5.3.6 複層鋼板同士のスポット溶接

Fig.5.22 の(a)~(c)は、板厚比が Fe: Al: Fe = 1:2:1の複層鋼板同士を溶接した場合 (FAF1-FAF1)の、スポット溶接部における断面マクロ組織を示したものである。溶接電 流が 15.5kA までは、電極の加圧によって複層鋼板の鋼層はかなり変形しており、(a)で示 したように、鋼層同士が固相接合されている(鋼層同士の界面で線が観察される)ケース が多く観察され、(b)のように界面で線が観察されないケースは少なかった。また、溶接 電流の増加とともに、電極による加圧によって純 AI 層がかなり押し出されていた。純 AI 層の溶融部では、ブローホールが観察された。しかし、溶接電流をさらに増加させると、 (c)で示したように、鋼層の内側で白い組織が観察された。この部分のビッカース硬さを 測定すると 350 程度の値を示し、また、引張試験後の破断面でX線回折測定を行うと、FeAI 組成の化合物に対応するピークが観察されることから、この白い組織は Fe-Al 系の金属間 化合物であるものと考えられた⁷²⁾。金属間化合物層の組成が FeAl であったのは、鋼層と 純 AI 層の総板厚比が1:1であったためと考えられる。

Fig.5.23 の(a)~(c)は、板厚比が Fe: Al: Fe = 1:1:1の複層鋼板同士を溶接した場合 (FAF2-FAF2)の、スポット溶接部における断面マクロ組織を示したものである。溶接電 流が 9.5kA までは、(a)で示したように、鋼層の界面で線が観察される場合や、(b)で示し たように、線が観察されない場合があった。FAF2-FAF2の場合には、鋼層が厚いため、 FAF1-FAF1の場合ほど鋼層の変形は大きくなかったが、純 AI 層は電極加圧によって押し 出されていた。また、純 AI 層の溶融部では、ブローホールが観察された。溶接電流の増 加にともないナゲット径は増加するが、溶接電流が 10.8kA 以上では、(c)で示したように、 鋼層の内側で白い組織が観察された。この部分のビッカース硬さを測定すると、340~400 の値を示し、また、引張試験後の破断面でX線回折測定を行うと、FeAI 組成の化合物に 対応するピークが観察されることから、この白い組織は、Fe-Al 系の金属間化合物である ものと考えられた⁷²⁾。鋼層と純 AI 層の総板厚比が2:1であったにも関わらず金属間化 合物層の組成が FeAI であったのは、複層鋼板の鋼層が全て溶融せず残留したためと考え られる。実際、溶接部では 0.3 ~ 0.4mm の鋼層が合金化せずに残留しており、金属間化合 物は、この鋼層の中に内包されるように生成されている。

Fig.5.24 の(a)と(b)および(c)と(d)は、Fig.5.22 の(b)と Fig.5.23 の(b)において、溶接部 における複層鋼板の Fe/Al 界面でのミクロ組織を観察した結果である。なお、(a)と(c)は 内面(ナゲット)側を、また、(b)と(d)はそれとは逆(電極)側を観察した結果である。 いずれの場合にも、複層鋼板の Fe/Al 界面では、厚さ1~5 µmの化合物層が生成されて いた。引張試験後の破断面でこれらの化合物のX線回折測定を行うと、これは、Fe:Als タ イプの金属間化合物層であることがわかった。(a)と(b)および(c)と(d)を比較した結果、 金属間化合物層の厚さは、内面(ナゲット)側の方が厚いことがわかった。これは、ナゲ ット(内面)側の方がジュール発熱の影響を大きく受け、温度がより上昇したためと考え

-141-



Fig. 5.22 Macrostructures of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF1-FAF1) spot weld joints: (a) 9.0kA- 0.2s, (b) 12.9kA-0.2s, (c) 16.0kA-0.2s.

られる。一方、FAF1-FAF1と FAF2-FAF2 では、後者の方が厚い金属間化合物層が生成され ていた。これについては、後者の方が複層鋼板の鋼層が厚く、ジュール発熱量が高いため、 結果としてより温度が上昇し、金属間化合物層の成長速度が速くなったためと考えられる。 ところで、(c)と(d)で示したように、FAF2-FAF2の場合には、複層鋼板の純 AI 層中で、 溶接前には観察されなかったラス状の組織が観察される。これは、溶接電流が低い場合に は観察されなかった組織であるが、溶接電流が 8.8kA以上になると観察されるものである。 この部分をEPMAで点分析すると、ほぼ Fe: Al = 2:5になることから、この部分は純 AI 層中で生成された金属間化合物 (Fe:Als) であるものと考えられた。先にも述べたよう に、このような組織は、鋼と溶融アルミニウムの接触部で生成されるものであり、従来の 研究においても、しばしば存在が認められている161)。



Fig.5.25 は、複層鋼板同士を溶接した場合(FAF1-FAF1、FAF2-FAF2)の、溶接電流と継 手の引張せん断強さ (TSS)、およびU字引張強さ (U-TS)の関係を示したものである。 なお、比較のため、鋼板同士 (F-F)と Al-Mg 板同士 (A-A)の場合についても示してあ る。FAF1-FAF1 継手の引張せん断強さは、溶接電流とともに放物線的に増加している。ま た、FAF2-FAF2 継手の引張せん断強さも、溶接電流とともに増加するが、10.5kA 以上では 値が大きくばらついている。各継手の引張せん断強さを比較すると、F-F > FAF2-FAF2 > FAF1-FAF1 となっているが、FAF2-FAF2 継手の 9.0kA 以上で示す値は、F-F 継手と同レベ ルの値である。一方、FAF1-FAF1のU字引張強さは、溶接電流とともに増加した後低下し ている。これに対して、FAF2-FAF2 のU字引張強さは、溶接電流とともに増加し、金属間 化合物が生成されると急激に増加している。各継手のU字引張強さを比較すると、F-F>

Fig. 5.23 Macrostructures of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF2-FAF2) spot weld joints: (a) 7.0kA- 0.2s, (b) 8.8kA-0.2s, (c) 11.3kA-0.2s.

-143-



Fig. 5.24 Microstructures at steel/aluminum interfaces of steel/aluminum laminates after spot welding: (a) (b) FAF1-FAF1 12.9kA-0.2s, (c) (d) FAF2-FAF2 8.8kA-0.2s.

FAF2-FAF2 > FAF1-FAF1 となっており、FAF2-FAF2 継手の低い方の値は、FAF1-FAF1 継手 と同レベルの値であった。また、FAF1-FAF1 継手と FAF2-FAF2 継手のU字引張強さは、引 張せん断強さより低い値を示した。

次に、溶接電流の増加にともなう破断形態の変化について述べる。FAF1-FAF1 継手の引 張せん断試験では、溶接電流の増加とともに、複層鋼板間の鋼ナゲット内で破断するせん 断破断(■)から、複層鋼板の Fe/AI 界面で破断する界面破断(田)に移行した。また、 FAF2-FAF2 継手の引張せん断試験では、複層鋼板間の鋼ナゲット内で破断するせん破断 (◆)から、複層鋼板の Fe/AI 界面で破断する界面破断(④)に移行し、さらに、溶接部 で金属間化合物が生成される場合には、金属間化合物の周囲または内部で破断するプラグ 破断(◇)へと移行した。一方、FAF1-FAF1 継手のU字引張試験では、複層鋼板間の鋼ナ ゲット内で破断するせん断破断(■)から、複層鋼板の Fe/Al 界面で破断する界面破断(田) に移行した。これに対して、FAF2-FAF2 継手のU字引張試験では、複層鋼板の Fe/AI 界面 で破断する界面破断(④)から、溶接部で生成された金属間化合物の周囲または内部で破



strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

断するプラグ破断(◇)へと移行した。これらの破断形態を Fig.5.26 にまとめて示す。 Fig.5.27 の(a)と(b)は、複層鋼板同士を溶接した場合(FAF1-FAF1、FAF2-FAF2)の、溶 接電流とナゲット径の関係を示したものである。なお、比較のため、鋼板同士(F-F)と Al-Mg 板同士 (A-A) の場合についても示してある。FAF1-FAF1 継手と FAF2-FAF2 継手の溶接電 流範囲は、F-F継手より高電流側にあり、さらに、FAF1-FAF1 継手と FAF2-FAF2 継手では、 FAF1-FAF1 継手の方が高電流側に位置していた。これは、複層鋼板中に、鋼板より固有抵 抗が低く熱伝導度が高い純 AI 層が存在したためである。すなわち、鋼板に比べて、複層 鋼板の方が、通電による発熱量が低く熱が逃げやすいため、ナゲットが形成されにくくな り、その結果、溶接電流範囲が高電流側に移行したものと考えられる。また、FAF1の方 が FAF2 より鋼層の厚さが薄かったためにジュール発熱量が低くなり、溶接電流範囲が高 電流側になったものと考えられる。FAF1-FAF1 継手のナゲット径の最大値は、F-F 継手と 同レベルの値を示したが、FAF2-FAF2 継手の 11.0kA 以上で、溶接部で金属間化合物が生 成される場合には、F-F継手よりナゲット径は大きな値を示した。 Fig.5.25 において、FAF1-FAF1 継手の引張せん断強さが 13.0kA 以上で飽和するのは、破 断が複層鋼板の Fe/AI 界面で生じるからである。これは、先にも述べたように、複層鋼板 の Fe/Al 界面では、溶接によって金属間化合物層が生成されるため、この場合には鋼層と 純 AI 層の接合強度が低下して、複層鋼板の Fe/AI 界面で容易に剥離が起こるからである。 しかし、この場合の引張せん断強さは、厚さ 0.2mm の鋼層の強度によってのみ決まるの ではなく、先にも述べたように、Fe/Al 界面の剥離強度も寄与する。なお、13.0kA 以上で もナゲット径は増加しているので、ナゲット径が増加した割合だけ引張せん断強さが増加



-145-





(1) FAF1-FAF1 joint



Fig. 5.26 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF1-FAF1, FAF2-FAF2) joints.

しても良いはずである。しかし、実際にはそのようになっていない。これは、溶接電流の 増加とともにジュール発熱量が増加するため、複層鋼板の鋼層の変形抵抗が低下して、鋼 層の厚さが薄くなるためと考えられる。FAF2-FAF2継手の 9.5~ 11.0kA の範囲では、複層 鋼板の Fe/AI 界面で金属間化合物層が生成されているが、この場合にも引張せん断強さの 値が飽和する。これも、上記と同じ理由によるものである。これに対して、11.0kA以上 で溶接部で金属間化合物が生成される場合には、溶接電流の増加、すなわち、ナゲット径 の増加とともに、引張せん断強さは増加する。11.0kA以上で、FAF2-FAF2継手のナゲット 径が F-F 継手より大きくなるにも関わらず、引張せん断強さが F-F 継手と同レベルである のは、破断が起こる複層鋼板 (FAF2) の引張強さが鋼板より低いからである。

一方、FAF1-FAF1継手のU字引張強さは、11.0kA以上で溶接電流とともに低下している。 この場合の破断形態は、引張せん断試験の場合と同様に、複層鋼板の Fe/AI 界面における 破断であるから、U字引張強さが低下するのは、複層鋼板の鋼層の厚さが低下するためで はないかと考えられる。特に、U字引張試験ではナゲット部における応力集中が激しいた



(b)U-tension test.

め、U字引張強さは、引張せん断強さより低い値を示す。FAF2-FAF2 継手の 8.0 ~ 9.5kA 付近でも同様の傾向が認められるが、FAF2の鋼層の厚さは FAF1 の2倍であるにも関わ らずU字引張強さの値は同レベルの値である。これについても、ナゲット部における応力 集中が原因ではないかと考えられるが、詳細な理由については不明である。一方、 FAF2-FAF2 継手の溶接部で金属間化合物が生成された場合には、U字引張強さは高い値を 示すが、この値は F-F 継手より低い値である。この理由のひとつとして、複層鋼板の引張 強さが鋼板より低いことが上げられるが、それを考慮しても値が低すぎる。したがって、 U字引張試験のように、ナゲット部における応力集中が激しい場合には、溶接部で生成さ れた金属間化合物が鋼層で内包されていても、脆弱な金属間化合物の存在が、継手強度に 影響を及ぼすものと考えられた。

5.3.7 適正溶接電流範囲の比較

以上、各組合せにおけるスポット溶接性評価を実施してきたが、最後にそれぞれの適正 溶接電流範囲を比較してみた。その結果を Fig.5.28 に示す。なお、適正溶接電流範囲とし ては、ナゲット径が4√t(t:各組合せにおける最小の板厚) mmになる電流値から、 散りが発生する電流値までとした。適正溶接電流範囲は、鋼板と鋼層の厚さの和が増加す るほど低電流側に移行し、また、Al-Mg 板と純 Al 層の厚さの和が増加するほど高電流側 に移行した。これは、Al-Mg 板および純 Al 層が、鋼板および鋼層に比べて、固有抵抗が 低く、また、熱伝性が高いためと考えられる。一方、アルミクラッド鋼板同士の組合せで は、純 AI 層を内側にした方が適正溶接電流範囲は低電流側に存在した。これは、鋼層に 比べ純 AI 層の方が融点が低いためと考えられる。



-147-





5.4 考察

5.4.1 圧延接合体のスポット溶接性に影響を与える因子

5.3.3 ~ 5.3.7 で圧延接合体 (アルミクラッド鋼板、複層鋼板)のスポット溶接性につい て述べたが、以下においては、圧延接合体のスポット溶接性を支配する因子について議論 する。まず、スポット溶接性に影響を及ぼす因子としては、接触抵抗が上げられる。今回 の実験では、溶接前に試験片の酸洗や研磨を行わなかったため、AI-Mg 板の表面にはMg 酸化膜が、また、圧延接合体の純 AI 層の表面にはA1酸化膜が存在しているものと考え られる¹¹⁷⁾。これらの酸化膜は固有抵抗が高いため、5.3.1 で述べたように、アルミニウム 同士の組合せでは、鋼同士の場合に比べて、接触抵抗は一桁程高い値になる。したがって、 アルミニウム同士の接触面におけるジュール発熱量は、鋼同士の場合に比べて、高い値に なるものと考えられる。しかし、Al-Mg 板と純 Al は熱伝性が良く融点が低いため、鋼同 士の場合ほど、接触抵抗がナゲットの形成・成長に影響を及ぼさない。むしろ、先に述べ たように、アルミナゲットの形成・成長には、鋼板、圧延接合体の鋼層および鋼同士の接 触面における抵抗発熱が大きく寄与する。これは、鋼板、圧延接合体の鋼層および鋼同士 の界面で発生したジュール発熱が純 AI 層側に伝導し、融点の低い純 AI 層や AI-Mg 板を溶 融させるからである。なお、Al-Mg 板と純 Al 層の表面の酸化膜は、アルミナゲットの形 状や散りの発生、ナゲット内での欠陥や割れの発生に大きく影響する。なぜなら、Mgま たはA1の酸化膜が不均一に生成されていると、通電状態が不均一になって発熱が不均一 になったり、局部的な温度上昇を起こしたり、溶接部の膨張・収縮を助長するからである。 しかし、圧延接合体では、アルミナゲットの形成に鋼側でのジュール発熱が大きく寄与す るため、酸化膜の存在による接触抵抗の増加が、圧延接合体のスポット溶接性に及ぼす影 響は小さいものと考えられる。

スポット溶接性に影響を及ぼす因子としては、次に、圧延接合体の鋼層と純 AI 層の板 厚比が上げられる。5.3.3 ~ 5.3.7 で述べたように、圧延接合体の純 AI 層は、鋼層に比べて、 固有抵抗が低く熱伝性が高い。したがって、圧延接合体では、鋼層の板厚比が高くなるほ ど、通電によって発熱しやすく熱が逃げにくくなり、逆に、純 AI 層の板厚比が高くなる ほど、通電によって発熱しにくく熱が逃げやすくなる。また、鋼板と組み合わせれば、抵 抗発熱量は高くなって熱は逃げにくくなり、AI-Mg 板と組み合わせれば、抵抗発熱量は低 くなって熱は逃げやすくなる。したがって、圧延接合体の板厚比と組み合わせる板の種類 は、ナゲットの形成・成長、すなわち、ナゲット径に大きく影響するため、継手の強度に 大きな影響を及ぼす。特に純 AI 層側でのナゲット形成・成長には、鋼層側での抵抗発熱 の影響が大きいため、圧延接合体の鋼層の板厚比が高くなるほど、純 AI 層側でのナゲッ トの形成・成長は容易になる。

一方、鋼板や圧延接合体の鋼層における抵抗発熱は、純 AI 層や AI-Mg 板の変形抵抗を 低下させるため、溶接部における純 AI 層や AI-Mg 板の厚さを低下させる。さらに、この 抵抗発熱は、散りの発生やビックアップ現象をも助長するため、これによっても純 AI 層 や AI-Mg 板の厚さは低下する。純 AI 層や AI-Mg 板の厚さが低下すると、継手の強度は低 下する。これに加え、純 AI 層または AI-Mg 板の変形抵抗が低下すると、電極との接触面 積が増加して電流密度が低下したり、複層鋼板の場合のように、純 AI 層が溶接部から押 し出されて電流分布が変化するため、これによってもナゲットの形成・成長は影響を受け る。鋼層と純 AI 層の板厚比は、ナゲット径や散りの発生に影響を及ぼすため、5.3.7 で述 べたように、当然ながら適正溶接電流範囲にも影響を及ぼす。すなわち、適正溶接電流範 囲は、鋼層の板厚比が高いほど低電流側に移行し、純 AI 層の板厚比が高いほど高電流側 に移行する。圧延接合体の板厚比と溶接部における抵抗発熱量との関係については、第6 章で詳細に検討する。

スポット溶接性に影響を及ぼす因子としては、最後に、圧延接合体の母材強度と溶接部 で生成される金属間化合物層が上げられる。なぜなら、これらは、継手強度に大きな影響 を及ぼすからである。前章でも述べたように、プラグ破断が起こる場合には、母材の引張 強さが高い方が継手強度は高い値を示す。圧延接合体の場合、鋼層の方が純 AI 層より引 張強さが高いので、鋼層の板厚比が高い方が母材の引張強さは高い値となる。また、同じ 板厚で比較すると、圧延接合体の引張強さは、鋼板および AI-Mg 板より低い値となる。 したがって、圧延接合体でプラグ破断が起こる場合には、鋼板や AI-Mg 板でプラグ破断 が起こる場合より継手強度は低い値となる。また、この場合の継手強度は、圧延接合体の 鋼層の板厚比が低いほど低い値となる。 一方、圧延接合体の Fe/AI 界面で生成される金属間化合物層も継手強度に影響を及ぼす。 なぜなら、この化合物層の生成によって、鋼層と純 AI 層の接合強度が低下し、界面で破

-149-

断が起こるようになるからである。また、5.3.5 と 5.3.6 で述べたように、複層鋼板の場合 には、溶接部で金属間化合物が生成されると、化合物が生成されない場合に比べて、継手 の強度は高い値をとる。溶接部における金属間化合物の生成と継手強度の関係については、 5.4.2 で述べる。

5.4.2 溶接部における金属間化合物の生成と継手強度の関係

圧延接合体をスポット溶接すると、鋼層と純 AI 層の界面で、厚さ1~5μm程度の Fe-AI 系金属間化合物層が生成される。スポット溶接時に圧延接合体の界面で生成される化合物 は Fe:Als であり、この化合物層が生成されると、前章でも述べたように、界面の接合強度 は0にはならないが、接合強度が低下してその部分から破壊が起こりやすくなる。実際、 圧延接合体をスポット溶接した場合には、5.3.3~5.3.6 で述べたように、鋼層と純 AI 層の 界面で剥離が起こり、継手強度が低い値を示す場合があった。したがって、圧延接合体を スポット溶接した場合には、界面で金属間化合物層が生成され、この化合物層の生成が継 手強度に大きな影響を及ぼすことがわかった。

一方、アルミクラッド鋼板を溶接した場合には、溶接部で鋼とアルミニウムが合金化さ れて金属間化合物が生成されることはなかったが、複層鋼板を溶接した場合には、5.3.5 と 5.3.6 で述べたように、溶接部で塊状の金属間化合物が生成された。しかし、この場合 には、継手強度は低下するのではなく、むしろ高い値を示した。この理由としては、金属 間化合物が残留した鋼層によって内包されていることが考えられる。すなわち、金属間化 合物が外部に露出されている場合には、その部分の靭性が低いため、ノッチ効果によって その部分から容易に破壊が起こるが、靭性の高い鋼層によって内包されていると、大きく 生成された金属間化合物自体がナゲットとなって破壊するため、継手強度は高い値を示し たものと考えられる。また、溶接部で生成された金属間化合物が、比較的靭性が高い Fe.Al または FcAl であったことも、金属間化合物から破壊が起こらない理由として考えられる。

以上、述べたように、圧延接合体をスポット溶接すると、Fe/AI 界面で金属間化合物が 生成される。このような脆弱な金属間化合物が生成されることは望ましいことではないが、 鋼板とアルミクラッド鋼板、またはアルミクラッド鋼板と AI-Mg 板を溶接した場合には、 Fe/AI 界面で金属間化合物が生成されているにも関わらず、必ずしも継手強度が低い値を 示しているわけではない。したがって、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いれば、 継手強度を低下させることなく、鋼板と AI-Mg 板を溶接できる可能性がある。そこで、 第6章では、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板と AI-Mg 板のスポット溶 接について検討する。

5.5 結 言

鋼板または Al-Mg 板と組み合わせ、鋼板/純 Al 板圧延接合体(アルミクラッド鋼板、 複層鋼板)のスポット溶接性について検討した結果、以下の結論が得られた。

(1) Al-Mg板同士、圧延接合体の純 Al 層と Al-Mg板、および圧延接合体の純 Al 層同士 の組合せでは、鋼板同士、鋼板と圧延接合体の鋼層、および圧延接合体の鋼層同士の組合 せに比べて、接触抵抗が1桁程高い値を示した。これは、Al-Mg板の表面に存在するMg 酸化膜または純AI層の表面に存在するA1酸化膜の影響だと考えられる。 (2) 鋼板とアルミクラッド鋼板をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは鋼 板とアルミクラッド鋼板の鋼層との間で形成され、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面では 金属間化合物層が生成されていた。適正溶接電流範囲は、鋼板同士の場合より高電流側に 移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、鋼板同士の場合に比べて低い値を示し、U 字引張強さは引張せん断強さに比べて低い値であった。 (3) アルミクラッド鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接することは可能であった。ナゲッ トはアルミクラッド鋼板の純 AI 層と Al-Mg 板との間で形成され、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面では金属間化合物層が生成されていた。Al-Mg 板側でのナゲット形成には、鋼 層側でのジュール発熱が大きな影響を及ぼすことがわかった。適正溶接電流範囲は、Al-Mg 板同士の場合より低電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、Al-Mg 板同士 並またはこれ以上の値を示し、U字引張強さは引張せん断強さより低い値であった。 (4) アルミクラッド鋼板同士をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは鋼層 同士または純 AI 層同士の界面で形成され、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面では金属間 化合物層が生成されていた。鋼層を内側にした場合、適正溶接電流範囲は鋼板同士の場合 より高電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、鋼板同士の場合に比べて低 い値を示した。一方、純 Al 層を内側にした場合、適正溶接電流範囲は Al-Mg 板同士の場 合より低電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、Al-Mg 板同士の場合と同 レベルの値を示した。U字引張強さは引張せん断強さより低い値であった。 (5) 鋼板と複層鋼板をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは鋼板と複層鋼 板の鋼層との間で形成され、複層鋼板の Fe/AI 界面では金属間化合物層が生成されていた。 溶接電流が高い場合には、溶接部で塊状の金属間化合物 (FesAl) が生成された。適正溶 接電流範囲は鋼板同士の場合より高電流側に移行し、鋼層の板厚比が低い複層鋼板を用い た場合の方が高電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは鋼板同士の場合に比 べて低い値を示したが、鋼層の板厚比が高い複層鋼板を用いた場合で塊状の金属間化合物 が生成された場合には、鋼板同士と同レベルの値を示した、U字引張強さは鋼板同士の場 合に比べて低い値であり、引張せん断強さと比べても低い値であった。 (6) 複層鋼板同士をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは複層鋼板の鋼層 同土の界面で形成され、複層鋼板の Fe/Al 界面では金属間化合物層が生成されていた。溶 接電流が高い場合には、溶接部で塊状の金属間化合物 (FeAI) が生成された。適正溶接電 流範囲は鋼板同士の場合より高電流側に移行し、鋼層の板厚比が低い複層鋼板を用いた場 合の方が高電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは鋼板同士の場合に比べて

低い値を示したが、鋼層の板厚比が高い複層鋼板を用いた場合で塊状の金属間化合物が生成された場合には、鋼板同士と同レベルの値を示した、U字引張強さは鋼板同士の場合に 比べて低い値であり、引張せん断強さと比べても低い値であった。

(7) 圧延接合体をスポット溶接した場合には、圧延接合体の Fe/AI 界面で、厚さ1~5 μm程度の金属間化合物層(Fe₂Al₅)が生成された。この化合物層が生成されると、界面 の接合強度は低下し、引張試験時に界面で剥離する場合があった。しかし、複層鋼板をス ポット溶接した場合のように、溶接部で塊状の金属間化合物が生成された場合には、継手 の強度は低下せずむしろ高い値を示した。これは、金属間化合物が鋼層によって内包され ているためと考えられた。

(8) 各継手の破断形態は、溶接電流の増加とともに変化した。破断形態としては、ナゲ ット内で破断するせん断破断タイプ、圧延接合体の界面で剥離し鋼層または純 AI 層が破 断する界面破断タイプ、AI-Mg 板または圧延接合体のナゲット周囲で母材が破断するプラ グ破断タイプの3種類があった。破断形態によって、継手の強度は大きく影響された。 (9) スポット溶接時に圧延接合体の Fe/AI 界面で金属間化合物層が生成されても、継手 強度は必ずしも低下しない。したがって、鋼板と AI-Mg 板をスポット溶接する際にアル ミクラッド鋼板をインサート材として用いれば、高い継手強度が得られる可能性がある。 第6章 アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板、めっき鋼板と アルミニウム板のスポット溶接

6.1 緒 言

第5章では、鋼板または Al-Mg 板と組み合わせて、圧延接合体(アルミクラッド鋼板、 複層鋼板)のスポット溶接性を評価した。その結果、アルミクラッド鋼板は、鋼板または Al-Mg 板とスポット溶接することが可能であり、それ自身同士でもスポット溶接が可能で あることがわかった。また、複層鋼板も、鋼板とスポット溶接することが可能であり、そ れ自身同士でもスポット溶接が可能であることがわかった。さらに、それぞれの継手強度 は、比較的高い値を示すことがわかった。これらの結果は、圧延接合体を構造部材として 用いることが可能であることを示している。また、アルミクラッド鋼板は、鋼板または Al-Mg 板とスポット溶接することが可能であるから、これをインサート材に用いて鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接することも可能であるものと考えられ、この場合には、高い継手 強度が得られる可能性がある。

先にも述べたように、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いて、鋼板とアルミニウム板を溶接すると、高い継手強度が得られることは良く知られている。これは、アルミクラッド鋼板をインサート材として用いることにより、鋼板とアルミニウム板の溶接で最も 問題となる Fe-Al 系金属間化合物の生成を防ぐことが可能になるからである。したがって、 この方法は、新幹線¹⁰¹⁻¹⁰³⁾ やLNGタンカー、護衛船¹⁰⁴⁻¹⁰⁶⁾ で既に使用されている。 しかし、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接に 関しては報告例が少なく⁶²⁾、系統的な研究も行われていない。

そこで、本章では、第5章の結果を基に、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた 鋼板、めっき鋼板とアルミニウム板のスポット溶接について検討した結果を述べる¹⁷⁹⁻ ^{181,189-190,193,199-205)}。まず、アルミクラッド鋼板をインサート材として用いた場合 の鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接挙動について明らかにし、直接溶接した場合と比較し た。また、スポット溶接性に及ぼすアルミクラッド鋼板の板厚比の影響、アルミニウム板 の種類の影響について明らかにし、スポット溶接性を支配する因子について議論した。さ らに、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いためっき鋼板と Al-Mg 板のスポット溶 接について検討し、スポット溶接性に及ぼす電極形状の影響、アルミクラッド鋼板の板厚 比の影響について明らかにした。また、この継手の疲労強度、耐食性についても明らかに した。最後に、継手としての特性、例えば静的強度、疲労強度、耐食性、などを他の接合 法、例えば、機械的接合法や接着法と比較し、アルミクラッド鋼板をインサート材に用い たスポット溶接法が、どの程度のレベルに位置づけられるかを明確にした。また、冶金的 接合法以外の方法についても、適用の可能性を議論した。

-153-

6.2 実験方法

6.2.1 供試材料

アルミクラッド鋼板の素材には、第2章と同じ、厚さ 0.4、0.5、0.6、0.7mmの鋼板 (CS) と厚さ 0.5、0.6、0.8mm の純 AI 板 (A1) を用いた。それぞれの板の化学組成と機械的特 性値を Table 6.1 と Table 6.2 に示す。なお、鋼板と純 Al 板は、板厚によって化学組成と機 械的特性値に大きな差が認められないため、厚さ 0.4mm の鋼板と厚さ 0.6mm の純 AI 板の 値を代表値として示した。

Table 6.1 Chemical compositions of steel and aluminum sheet used for roll bonding.

Steel	Symbol	С	Si	Mn	Р	S	AI	N	Ti	Fe
EDDQ	CS	0.0039	0.015	0.14	0.013	0.017	0.057	0.0022	0.051	bal.

Aluminum	Symbol	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	AI
A1050-O	A1	0.09	0.29	<0.01	<0.01	<0.01	-	<0.01	0.02	bal.

Table 6.2 Mechanical properties of steel and aluminum sheet used for roll bonding and aluminum clad steel sheets.

	Symbol	Al/t	t (mm)	ρ (Mg/m ³)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)	L.D.R	PS (N/mm)
EDDQ	CS	-	0.40	7.87	203	192	321	47.3	0.240	1.98	10.0		
A1050-O	A1	-	0.60	2.70	69	46	103	40.4	0.252	0.78	9.6		
	FA	0.52	0.81	5.12	129	171	204	41.3	0.129	1.44	9.7	2.00	>32.1
	FA1	0.31	0.97	6.27	164	190	251	44.2	0.148	1.65	10.6	2.04	>25.3
Aluminum	FA2	0.40	0.96	5.72	144	178	235	43.3	0.140	1.57	10.0	2.08	>34.8
ciau sicci	FA3	0.52	0.97	5.16	128	169	213	41.1	0.135	1.39	10.2	2.12	>33.7
	FA4	0.61	0.97	4.75	127	147	185	44.2	0.133	-	10.3	2.04	>33.7
	FA5	0.51	0.77	5.25	129	174	207	42.8	0.117	-	10.0	2.00	>30.6

Al/t;Thickness ratio of aluminum, t;Sheet thickness, ρ ;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, El;Total elongation, n;n-value, r;r-value, Er;Ericksen value, L.D.R;Limiting drawing ratio, PS;Peel strength

圧延接合には、第2章で述べた通電加熱圧接装置(Fig.2.1参照)¹⁰⁷⁾を用いた。上記で 述べた様々な板厚の鋼板と純 AI板を組み合わせ、窒素雰囲気中で鋼板のみを 1028 ~ 1143 Kまで加熱した後、純 AI 板と合わせて圧延し、板厚と Fe/AI 板厚比が異なる6種類のア ルミクラッド鋼板(記号; FA、FA1 ~ FA4、FA5)を作製した。アルミクラッド鋼板の機 械的特性値を Table 6.2 に示す。

スポット溶接には、上記、アルミクラッド鋼板の他に、厚さ 0.8mm の鋼板(記号; F)、 厚さ 0.8、1.0、1.2、1.4mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板(記号; AS1 ~ AS4、目付量; 60/60 g/m²)、厚さ 0.8mm の溶融亜鉛めっき鋼板 (記号; SZ、目付量; 60/60 g/m²)、厚さ 0.8mm の片面有機皮膜めっき鋼板(記号; WU、目付量; 20/20 g/m²)と、厚さ 1.0mm の 2000 系 アルミニウム合金板 (A2017-T3、記号; A2、以下、Al-Cu 板と略す)、5000 系アルミニウ ム合金板(記号; A5、以下、Al-Mg板と略す)、6000系アルミニウム合金板(A6061-T6、 記号;A6、以下、Al-Si板と略す)を用いた。それぞれの板の化学組成と機械的特性値を、 Table 6.3 と Table 6.4 に示す。

Steel	Symbol	С	Si	Mn	Р	S	AI	N	Ti	Fe
	F	0.0042	0.014	0.17	0.015	0.014	0.055	0.0026	0.049	bal.
	AS1	0.001	0.01	0.14	0.008	0.006				bal.
	AS2	0.002	0.006	0.18	0.012	0.013		-	-	bal.
EDDQ	AS3	0.002	0.004	0.20	0.013	0.016	-	-	-	bal.
	AS4	0.002	0.009	0.15	0.010	0.005				bal.
	SZ	0.002	0.01	0.15	0.005	0.005			-	bal.
	WU	0.002	0.01	0.16	0.006	0.005			-	bal.

Aluminum	Symbol	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	AI
A2017-T3	A2	0.53	0.21	4.01	0.77	0.55	0.05	0.12	0.03	bal.
AI-Mg	A5	0.06	0.07	0.33	-	5.52		-	-	bal.
A6061-T6	A6	0.69	0.21	0.33	0.06	1.09	0.18	0.10	0.03	bal.

6.2.2 溶接条件

スポット溶接には、第4章、第5章と同じダイアフラム式の定置型スポット溶接機(単 相交流、定格容量 60kVA)を用いた。溶接条件を Table 6.5 に示す。電極は、上下とも、 主にDR型を用いたが、スポット溶接性に及ぼす電極形状の影響を調べた場合には、上側 にCF型やピンペル型を、また、下側にR型やF型を用いた²⁰⁶⁾。溶接時間は 0.2s(10cycles) 一定としたが、ナゲットの成長過程を観察した場合には、溶接時間を 0.02 ~ 0.2s (1~ 10 cycles)の範囲で変化させた。溶接前の試験片は防錆油を塗布するのみとし、Al-Mg板

Table 6.3 Chemical compositions of steel and aluminum sheets used for spot welding.

-155-

Table 6.4 Mechanical properties of steel and aluminum sheets used for spot welding.

	Symbol	t (mm)	ρ (Mg/m ³)	E (GPa)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n (5-10%)	r	Er (mm)	LDR
	F	0.80	7.87	209	149	300	46.3	0.269	2.03	11.6	2.28
	AS1	0.80	7.87	209	160	310	47.0	0.223	1.70		-
	AS2	1.00	7.87	209	160	310	47.0	0.217	1.75		-
EDDQ	AS3	1.20	7.87	209	150	300	49.0	0.220	1.67		-
	AS4	1.40	7.87	209	150	300	51.0	0.236	1.66		-
	SZ	0.80	7.87	209	155	305	47.0	0.225	1.78		-
	WU	0.80	7.87	209	160	310	48.0	0.228	1.85		-
A2017-T3	A2	1.00	2.79	69	368	451	14.8	0.144	0.82	5.6	-
Al-Mg	A5	1.00	2.68	69	130	290	35.0	0.358	0.78	9.7	1.85
A6061-T6	A6	1.00	2.70	69	258	286	14.0	0.101	0.71	6.9	-

t;Sheet thickness, p;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, El;Total elongation, n;n-value, r;r-value, Er;Ericksen value, LDR;Limiting drawing ratio

Table 6.5 Welding parameters.

Electrode	 (a)Dome-radius typ (d=6.0mm, R=40mm) (b)Cone flat type (d=3.5mm) (c)Radius type (R=100mm) (d)Flat type (d=16mm) (e)Pinpel type (d=4.0, 5.0,6.0 mm, l=1.0, 3.0 mm) D=16mm, Cu-Cr alloy
Welding current	4.0 - 20.0 kA
Welding time	(a)0.2 s (10 cycles) (b)0.02 - 0.2 s (1 - 10 cycles)
Electrode force	1.96 kN
Pre-treatment	Oiling

d; Tip diameter, R; Dome radius of curvature

I; Length, D; Diameter

や純 Al 層の表面研磨、酸洗などは行わなかった。しかし、一部の試験片では、Al-Mg 板 と純 AI 層の表面に存在する酸化膜の影響を調べるために、# 600 のエメリーペーパーを

用いて、Al-Mg板と純 Al 層の表面を研磨した。

実験では、まず、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板とアルミニウム合金 板のスポット溶接について検討した。最初に、基本的な溶接性を調べるために、Fe: Al =1:1.1のアルミクラッド鋼板(記号;FA)をインサートして、鋼板(記号;F)とAl-Mg 板(記号;A5)をスポット溶接した。なお、比較のため、鋼板同士と Al-Mg 板同士のス ポット溶接も実施した。次に、溶接性に及ぼすアルミクラッド鋼板の板厚比の影響を調べ るために、板厚が同じで板厚比が異なる4種類のアルミクラッド鋼板(記号; FA1~FA4) をインサートして、鋼板(記号;F)と Al-Mg板(記号;A5)をスポット溶接した。最後 に、溶接性に及ぼすアルミニウム合金板の影響を調べるために、Fe: Al = 1:1のアルミ クラッド鋼板(記号; FA5)をインサートして、鋼板(記号; F)と3種類のアルミニウ ム合金板(記号; A2、A5、A6)をスポット溶接した。

上記で得られた結果を基に、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いためっき鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接について検討した。最初に、基本的な溶接性を把握するために、Fe : Al = 1:1.1 のアルミクラッド鋼板 (記号; FA5) をインサートして、厚さ 0.8mm の合 金化溶融亜鉛めっき鋼板(記号; AS1)と Al-Mg板(記号; A5)をスポット溶接した。ま た、この組み合せで、上側電極をCF型やピンペル型に、また、下側電極をR型やF型に 変化させ、溶接性に及ぼす電極形状の影響を調べた。次に、溶接性に及ぼすアルミクラッ ド鋼板の板厚比の影響を調べるために、板厚比の異なる2種類のアルミクラッド鋼板(記 号; FA1、FA5) をインサートして、厚さ 0.8mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板(記号: AS1) と Al-Mg 板(記号; A5)をスポット溶接した。また、厚さ 0.8、1.0、1.2、1.4mm の合金化 溶融亜鉛めっき鋼板(記号; AS1 ~ AS4)を用い、溶接性に及ぼすめっき鋼板の板厚の影 響を調査した。最後に、溶接性に及ぼすめっき種や目付量の影響を調べるために、2種類 のアルミクラッド鋼板(記号; FA1、FA5)をインサートして、厚さ 0.8mm の溶融亜鉛め っき鋼板(記号:SZ)または片面有機皮膜めっき鋼板(記号:WU)とAl-Mg板(記号;A5) をスポット溶接した。なお、スポット溶接を行う前に、各組合せにおける板-板間の接触 抵抗を測定した。接触抵抗の測定には、先端径 4.5mm のCF型電極を用い、加圧力 1.96kN のもとに1Aの電流を流して室温で測定を行った。

6.2.3 調査内容

最初に、スポット溶接部の調査を行った。スポット溶接した試験片(30 × 30mm)の断 面を研磨し、2%ナイタールと2%フッ酸で腐食した組織を光学顕微鏡で観察して、溶接 部におけるナゲットと金属間化合物(IMC)層の生成状態を観察した。また、溶接部近傍 における硬さ分布測定とEPMA分析を行った。 次に、引張せん断試験とU字引張試験を行い、継手のせん断方向と剥離方向の強度を測 定した。試験片の形状を Fig.6.1 に示す。引張試験後は、各継手の破断形態を観察した。 また、破断後の試験片を用いてナゲット径の測定を行い、ナゲット内で破断した場合には

-157-



Specimen	Steel sheet(F);0.80 mmAluminum clad steel sheet(FA);0.77 mmAluminum sheet(A5);1.00 mm
Welding condition	F-FA-A5;11.0 kA, 0.2 s 1.96kN A5-A5 ;18.0 kA, 0.2 s 1.96kN
Fatigue test machine	Oil hydraulic type Maximum load;50 kN
Frequency	10 Hz
Wave form	Sine wave
Stress ratio	Min/Max=0.02

Corrosion test	
SST	
CCT	S
	2
	2
	(2
Chemical conver	sic

were conducted after spot welding

たは 0.05 ~ 0.08 m Ω の値を示すのに対し、アルミニウム合金板とアルミクラッド鋼板の 純 AI 層とを接触させた場合には、接触抵抗は 9.32 ~ 17.4 m Ωと前者に比べて一桁~三桁 高い値を示した。これは、前章でも述べたように、アルミニウム合金板の表面にはA1、 Mg、Siの酸化膜が、また、アルミクラッド鋼板の純 Al 層の表面にはA1酸化膜が存 在し、これらが緻密で固有抵抗が高いためであると考えられる117)。酸洗またはエメリー 紙での研磨を行うと、アルミニウム合金板とアルミクラッド鋼板の純 AI 層との接触抵抗 は 0.66~ 1.23 m Ω と一桁~二桁程低い値を示す。 6.3.2 インサート材を用いた鋼板とアルミニウム板のスポット溶接



Fig. 6.1 Dimensions of specimens: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test (F: Steel sheet, FA: Aluminum clad steel sheet, A5: Aluminum sheet).

破断部の直径を、アルミクラット鋼板の界面や鋼板、Al-Mg 板のナゲット周囲で破断した 場合にはプラグ部(試験片の凸部)の直径を測定してナゲット径とした。なお、一部の試 験片については、鋼板側とアルミニウム板側の両側でナゲット径の測定を行ったが、この 場合には、溶接した試験片を剥離方向に引き剥し、引張試験の場合と同様にナゲット径を 測定した。また、鋼板側については断面組織からもナゲット径を測定した。

これに加え、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いたスポット溶接継手(F-FA-A5) について疲労試験を実施した。疲労試験条件を Table 6.6 に示す。疲労試験後は、破壊し た部分の断面組織観察を行った。また、AS1-FA1-A5 継手について、化成処理、電着塗装 後に耐食試験を実施した。耐食試験条件を Table 6.7 に示す。

最後に、スポット溶接継手と他の接合法を比較するために、代表的な機械的接合法であ る Tog lock 法と Henrob 法で鋼板 (F) と Al-Mg 板 (A5) を接合し、継手強度を測定した。 接合法の概略を Fig.6.2 に示す。Tog lock 法では、直径 4.57mm のポンチと直径 5.33mm、深 さ 0.8mm の 2 分割型ダイスを用いた。また、Henrob 法では、直径 5mm、長さ 6mm の打ち 込みリベット(材質; S38C 焼入れ材)を用いた。

6.3 実験結果

6.3.1 各組合せにおける接触抵抗測定結果

各組合せにおいて、接触抵抗を測定した結果を Table 6.8 に示す。鋼板またはめっき鋼 板とアルミクラッド鋼板の鋼層とを接触させた場合には、接触抵抗が 1.47 ~ 2.34 mΩま Table 6.6 Fatigue test conditions.

Table 6.7 Corrosion test conditions.

Test condition

5%NaCl, 308K

ST 6h \rightarrow 1h \rightarrow 343K, RH60% 4h \rightarrow $h \rightarrow 322K, RH95\% 4h \rightarrow 2h \rightarrow$ 53K, 4h 24h/1cycle) on treatment and ED coating





Fig. 6.2 Mechanical joining methods: (a) Tog lock (TGL) method, (b) Self piercing & riveting (SPR) method.

Fig.6.3 の(a)~(c)は、鋼板と Al-Mg 板の間に Fe: Al = 1:1.1 のアルミクラッド鋼板を インサートし、溶接電流を変化させてスポット溶接した場合(F-FA-A5)の断面マクロ組 織である。なお、比較として、鋼板と Al-Mg 板を直接溶接した場合(F-A5)の断面マクロ 組織を(d)に示す。溶接電流が 10.2kA 以下では、(a)で示したように、鋼板とアルミクラ ッド鋼板の鋼層の界面で黒くエッチングされた線が観察されるが、溶接電流が 10.8kA を 越えると、(b)と(c)で示したように、この線は消滅する。この黒い線は、凝固組織を表す ビクリン酸エッチングを行っても観察されることから、溶接電流が 10.2kA 以下では、鋼 板とアルミクラッド鋼板の界面でナゲットが形成されているのではなく、鋼板とアルミク ラッド鋼板は固相接合されているものと考えられた。溶接電流が 10.8kA を越えると、鋼 板とアルミクラッド鋼板の界面でナゲットが形成されるようになるため、固相接合界面で ある黒い線は消滅する。ナゲットが鋼板側に片寄った形で形成されているのは、鋼板の板 Table 6.8 Comparison of contact resistance in various joints.

Combination of specimens	Contact resistance (m Ω)
F-F	2.31
A5-A5	16.50
F-FA-A2 (Steel side)	2.34
F-FA-A2 (Aluminum side)	15.60
F-FA-A5 (Steel side)	1.47
F-FA-A5 (Aluminum side)	10.90
F-FA-A6 (Steel side)	1.84
F-FA-A6 (Aluminum side)	17.40
AS1-FA5-A5 (Steel side)	0.05
AS1-FA5-A5 (Aluminum side)	9.32
SZ-FA5-A5 (Steel side)	0.06
SZ-FA5-A5 (Aluminum side)	13.98
WU-FA5-A5 (Steel side)	0.08
WU-FA5-A5 (Aluminum side)	14.10

厚がアルミクラッド鋼板の鋼層の2倍であったために、鋼板側でのジュール発熱量の方が 鋼層側に比べて大きくなり、その結果、鋼板側の方がより温度上昇したためと考えられる。 一方、AI-Mg 板側では、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面から AI-Mg 板側に向かってナゲ ット(溶融部)が形成されていた。AI-Mg 板側のナゲットがこのように形成されたのは、 前章でも述べたように、鋼板、アルミクラッド鋼板の鋼層、および鋼板とアルミクラッド 鋼板の界面で発生したジュール熱が、アルミクラッド鋼板の外面から AI-Mg 板側に伝導 したためと考えられる^{112,189-190,193)}。逆に言えば、鋼板側で発生したジュール熱は AI-Mg 板側に伝導して奪われるため、鋼板側では温度が上昇しにくくなり、その結果、溶 接電流が 10.2kA 以下では、鋼板側でナゲットが形成されず、鋼板とアルミクラッド鋼板 が固相接合されたものと考えられる。なお、AI-Mg 板側でのナゲット形成に関しては、AI-Mg 板、アルミクラッド鋼板の純 AI 層、および AI-Mg 板側でのナゲット形成に関しては、AI-Mg 板、アルミクラッド鋼板の純 AI 層、および AI-Mg 板とアルミクラッド鋼板の界面で発生 したジュール熱もナゲットの形成に寄与するものと考えられる。しかし、前章で述べたよ うに、AI-Mg 板とアルミクラッド鋼板の純 AI 層の固有抵抗は低いため、通電によって発 生するジュール熱は、固有抵抗が高い鋼板およびアルミクラッド鋼板の鋼層で発生するジ ュール熱に比べて非常に小さいものと考えられる。一方、AI-Mg 板の表面とアルミクラッ



Fig. 6.3 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) and steel-aluminum (F-A5) spot weld joints: (a) F-FA-A5 8.0kA-0.2s, (b) F-FA-A5 10.8kA-0.2s, (c) F-FA-A5 14.4kA-0.2s, (d) F-A5 10.0kA-0.2s.

ド鋼板の純 AI 層側の表面には固有抵抗が高い酸化膜が存在するため、AI-Mg 板とアルミ クラッド鋼板の界面で発生するジュール熱は比較的高いのではないかと考えられる。そこ で、Al-Mg 板側のナゲット形成に及ぼすこのジュール発熱の影響を調べるために、Al-Mg 板とアルミクラッド鋼板の純 AI 層の表面を# 600 のエメリー紙で研磨し、この試験片で 継手(F-FA5-A5)を作製して、これを研磨しない場合と比較した。Fig.6.4 は両者の断面マ クロ組織を比較した結果である。(a)では鋼板側で一部固相接合線が観察されるが、それ 以外のマクロ組織では大きな差は認められず、Al-Mg 板側のナゲット径にも差が認められ なかった。したがって、Al-Mg 板側のナゲット形成には、Al-Mg 板とアルミクラッド鋼板 の界面で発生するジュール熱はほとんど影響しないものと考えられた。



(a) Non pickling 12.2kA-0.2s, (b) Pickling 11.9kA-0.2s.

以上の結果より、F-FA-A5の場合には、鋼板とアルミクラッド鋼板の界面で、また、ア ルミクラッド鋼板と Al-Mg 板の界面で、それぞれ独立してナゲットが形成されることが わかった。また、溶接電流が増加すると、鋼板側と Al-Mg 板側のナゲット径は増加する が、さらに溶接電流が増加すると、(c)で示したように、アルミクラッド鋼板と Al-Mg 板 の界面で溶融したアルミニウムが左右に飛び出すようになり、また、電極による加圧とビ ックアップ現象によって、電極が接触していた部分の Al-Mg 板の板厚は減少する。なお、 Al-Mg 板側のナゲット内ではブローホールが観察されたが、これは、前章でも述べたよう

Fig. 6.4 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) spot weld joints:

-163-

に、Al-Mg 板または純 Al 層中に溶解していた水素が溶接中にガスとなって発生し、これ が凝固中に閉じ込められたために生成されたものである196)。インサート材を用いた場合 のマクロ組織((b))を、直接溶接した場合のマクロ組織((d))と比較すると、インサー ト材が存在しないだけで、鋼板側と Al-Mg 板側でのナゲット(溶融部)の形成状態は非 常に似ている。したがって、インサート材の有り無しに関わらず、鋼板と Al-Mg 板をス ポット溶接した場合には、Al-Mg 板側でのナゲット形成に鋼板側でのジュール発熱が大き な影響を及ぼすことがわかった。また、電極加圧やビックアップによる Al-Mg 板の板厚 減少や Al-Mg 板側のナゲット内におけるブローホールの発生も同様に観察される。アル ミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接については、R. Baboian ら^{62,207-209)}や高、泰山ら^{183-184,210-213)}も同様の検討を行っており、上記と 同じ結論を得ている。

Fig.6.5 の(a)~(c)は、通電時間を変化させて、F-FA-A5 継手におけるナゲットの形成過 程を観察した結果である。溶接電流が 8.7kA では、(a)で示したように、通電時間が 0.04s で、まず鋼板とアルミクラッド鋼板の界面で固相接合が行われ、続いて、(b)で示したよ うに、通電時間が 0.08s でアルミクラッド鋼板と Al-Mg 板の界面でナゲットが形成された。 通電時間が 0.12s では、(c)で示したように、Al-Mg 板側のナゲットは、アルミクラッド鋼 板の Fe/Al 界面から Al-Mg 板側に向かって成長していた。溶接電流が 10.9kA でも同様の実 験を行ったが、鋼板側では 0.02s で、また、Al-Mg 板側では 0.04s でナゲットが形成されて おり、Al-Mg 板側でナゲットが形成される時間が早くなっていることがわかった。したが って、F-FA-A5継手では、まず鋼板側で固相接合またはナゲットの形成が行われ、その後、 Al-Mg 板側でナゲットが形成されることがわかった。このことから、Al-Mg 板側でのナゲ ット形成は、鋼板側でのジュール発熱の影響を大きく受けるものと考えられた。これにつ いては、高、泰山ら183-184,210-213)も同じ結論に至っている。

Fig.6.6 の(a)は、Fig.6.3 の(b)で示した、F-FA-A5 継手の溶接部中央におけるミクロ組織 である。溶接による熱履歴を受けたアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面では、溶接前には観 察されなかった厚さ5μm程度の化合物層が生成されていた。この化合物層はどの電流値 においても生成されており、溶接電流の増加とともに厚くなる傾向が認められた。一方、 Fig.6.6の(b)は、Fig.6.3の(d)で示した、F-A5継手の溶接部界面(鋼板/Al-Mg板界面)を 観察した結果である。鋼板と Al-Mg 板の界面では、厚さ2μm程度の化合物層が生成され ていた。引張せん断試験を行った後の破断面で、これらの化合物のX線回折測定を行うと、 Fe-Al 系金属間化合物である Fe-Als に対応するピークが検出され、それ以外の化合物の存 在は認められなかった。したがって、F-FA-A5継手の場合にはアルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で、また、F-A5継手の場合には鋼板/Al-Mg板界面で、それぞれ FeiAlsタイプの Fe-Al 系金属間化合物が生成されていることがわかった。スポット溶接時に生成される金属間化 合物層については、高、泰山ら^{183-184,210-213)}も同じ結論を得ている。



(a) 8.7kA-0.04s, (b) 8.7kA-0.08s, (c) 8.7kA-0.12s.

Fig.6.7 は、F-FA-A5 継手と F-A5 継手について、溶接電流と溶接部で生成される金属間 化合物 (IMC) 層の厚さとの関係を示したものである。F-FA-A5 継手では、溶接電流の増 加とともに金属間化合物層の厚さは急激に増加し、溶接電流が 9.0kA 以上では、約5 µm の値で飽和している。一方、F-A5 継手では、金属間化合物層の厚さは緩やかに増加し、 約2µmの値で飽和している。両者を比較すると、F-FA-A5 継手で生成される金属間化合 物層の方が、F-A5 継手に比べて高い値になっている。溶接電流の増加とともに金属間化 合物層の厚さが一定値になるのは、溶接電流の増加とともに、鋼板と Al-Mg 板が変形し て通電径が増加し、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面または鋼板/ Al-Mg 板界面における 到達温度が一定になるためと考えられる。また、金属間化合物層の厚さに差が認められた のは、F-A5継手に比べて F-FA-A5継手の方がジュール発熱量が多い(F-A5継手に比べて、

Fig. 6.5 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) spot weld joints:



Fig. 6.6 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones: (a) steel-aluminum clad steel-aluminum joint (F-FA-A5 10.8kA-0.2s), (b) steel-aluminum joint (F-A5 10.0kA-0.2s).



Fig. 6.7 Effect of welding current on thickness of intermetallic compound (IMC) layers formed at steel/aluminum interfaces of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5) and steel-aluminum joints (F-A5).

F-FA-A5 継手の方が、アルミクラッド鋼板の鋼層の分だけジュール発熱量が多い)ことが 原因として考えられる。

Fig.6.8 の(a)は、F-FA-A5 継手において、溶接時間とアルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で 生成される金属間化合物 (IMC) 層の厚さとの関係を示したものである。金属間化合物層 の厚さは、溶接時間とともに放物線的に増加している。そこで、横軸に溶接時間の 1/2 乗



FA -A5).

をとり、再度プロットした結果を Fig.6.8 の(b)に示す。金属間化合物層の厚さは直線的に は増加しておらず、拡散律速が成り立っていないのがわかる。これは、溶接時間とともに 各板が変形し、電流密度が変化して、溶接部の温度が変化するためと考えられる。鋼と溶 融アルミニウムの界面で生成される Fe-Al 系金属間化合物層については幸田ら¹⁶²⁾も検討 を行っているが、この場合には、拡散律速が成り立つという結論を得ている。なお、鋼と 溶融アルミニウムの界面では、両者が固相状態の場合に比べて、金属間化合物層の成長速 度は非常に速い。これは、溶融アルミニウム中におけるFe原子の拡散速度と鋼中に侵入 するAlの速度が、固相状態に比べて、非常に速いためと考えられる。

Fig.6.9 の(a)と(b)は、F-FA-A5 継手における溶接電流と引張せん断強さ(TSS)および U字引張強さ(U-TS)の関係を、F-A5継手、鋼板同士を溶接した継手(F-F)、および Al-Mg 板同士を溶接した継手(A5-A5)と比較して示したものである。なお、各継手において、 溶接電流とともにプロット記号が変化しているのは、破断形態の変化を示している。まず、 各継手の引張せん断強さを(a)で比較すると、F-FA-A5 継手の引張せん断強さは、溶接電 流が 8.0kA までは F-A5 継手に近い値を示すが、それ以上の電流値では F-A5 継手より高い 値を示し、その最大値は F-F 継手よりは低いが A5-A5 継手より高い値を示している。一方、 F-FA-A5 継手のU字引張強さは、溶接電流が 10.5kA までは増加するが、その後は減少して いる。U字引張強さの最大値は、(b)で示したように、F-A5 継手よりは高く A5-A5 継手並 であるが、F-F 継手に比べると低い値である。また、F-FA-A5 継手のU字引張強さは、引 張せん断強さに比べると 1/2 程度である。F-F 継手のU字引張強さは、引張せん断強さと ほぼ同じ値であるが、F-A5 継手と A5-A5 継手のU字引張強さは、F-FA-A5 継手と同様に、



-167-





引張せん断強さより低い値を示す。

次に、溶接電流の増加にともなう破断形態の変化について述べる。まず、F-FA-A5 継手 の引張せん断試験では、Fig.6.9の(a)で示したように、溶接電流が 8.5kA で、Al-Mg 板のナ ゲット内で破断するせん断破断タイプ(■:Type I)から、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面で破断する界面破断タイプ(田: Type II)へと移行し、さらに溶接電流が10.2kAで、 Al-Mg板のナゲット周囲で破断するプラグ破断タイプ(□:Type III)へと移行した。一方、 U字引張試験では、Fig.6.9 の(b)で示したように、溶接電流が 8.2kA で、アルミクラッド 鋼板の Fe/Al 界面で破断する界面破断(田: Type II)から、Al-Mg 板のナゲット周囲で破 断するプラグ破断タイプ(□: Type III)へと移行した。これらの破断形態の変化を Fig.6.10 に示す。なお、第4章でも述べたように、F-A5 継手でも溶接電流の増加にともなう破断 形態の変化は認められており、ナゲット内 (鋼板/ Al-Mg 板界面) で破断するせん断破 断タイプ (◆: Type I) から、Al-Mg 板のナゲット周囲で破断するプラグ破断タイプ (◇ : Type III) へと移行した。

Fig.6.11 の(a)と(b)は、F-FA-A5、F-A5、F-F、および A5-A5 の各継手について、溶接電 流とナゲット径の関係を示したものである。なお、F-FA-A5 継手では、引張試験時の破断 が Al-Mg 板側で起こるため、Al-Mg 板側のナゲット径を示してある。また、Fig.6.9 と同様 に、破断形態の変化とともにプロット記号を変化させてある。F-FA-A5 継手と F-A5 継手 の溶接電流範囲は、F-F継手とA5-A5継手のほぼ中間に位置している。したがって、F-FA-A5 継手と F-A5 継手では、A5-A5 継手より低い電流で Al-Mg 板側のナゲット形成が行われて いる。また、F-FA-A5 継手のナゲット径は、F-A5 継手と同レベルの値を示し、A5-A5 継手













A5

(b) Type II (Interface type)

A5

A5

Fig. 6.10 Fracture modes observed in tensile shear testing of steel-aluminum clad steel-aluminum



より高い値を示している。このように、F-FA-A5 継手と F-A5 継手の溶接電流範囲が A5-A5 継手より低電流側に移行し、かつ、ナゲット径の最大値が A5-A5 継手より高い値を示し たのは、先に述べたように、鋼板側でのジュール発熱の効果によるものと考えられる112. 189-190, 193)。すなわち、鋼板側で発生したジュール熱が Al-Mg 板側に伝導し、これによ

-169-

って Al-Mg 板側でのナゲット形成が助長されるため、より低電流でナゲットが形成され、 形成されるナゲット径も大きくなるものと考えられる。

Fig.6.9 と Fig.6.11 で示したように、F-FA-A5 継手の引張せん断強さとU字引張強さは、 ナゲット径の増加とともに増加し、溶接電流がある値を越えると逆に減少している。継手 強度が減少する時の破断形態は、Al-Mg 板におけるプラグ破断であることから、これは、 電極による Al-Mg 板の加圧や Al-Mg 板表面のピックアップによって、Al-Mg 板の板厚が減 少したためと考えられる。引張せん断強さに比べて、U字引張強さの方が顕著に減少して いるのは、U字引張試験の方がナゲット周辺部での応力集中が顕著であり、板厚減少の効 果がより顕著にでるためと考えられる。一方、各継手の値を比較すると、F-FA-A5 継手の 引張せん断強さの最大値は、A5-A5 継手より高い値を示す。これは、Fig.6.11 で示したよ うに、Al-Mg板でプラグ破断を起こし、かつ、F-FA-A5継手のナゲット径の最大値がA5-A5 継手より高い値を示すからである。また、F-FA-A5 継手の引張せん断強さとU字引張強さ の最大値は、ナゲット径の最大値がほぼ同じ値であるにも関わらず、F-A5より高い値を 示している。これは、溶接部におけるノッチ効果によるものである。引張せん断強さとU 字引張強さを比較すると、F-FA-A5 継手のU字引張強さの最大値は、引張せん断強さの 1/2 程度である。これは、F-A5 継手と A5-A5 継手でも同様であり、いずれも Al-Mg 板でプラ グ破断が起こっている。したがって、F-FA-A5 継手のU字引張強さが低いのは、Al-Mg 板 でプラグ破断が起こり、かつ、Al-Mg 板のU字引張強さが低いためと考えられる。以上の 点については、後で詳細に議論する。なお、F-F 継手では、U字引張強さと引張せん断強 さはほぼ同じ値である。

F-FA-A5 継手の引張せん断試験では、Al-Mg 板側で破断が起こるため、鋼板側での接合 強度を調べるために、Fig.6.12 で示したような試験片を作製し、鋼板側での引張せん断強 さを測定した。その結果を、Fig.6.13 に示す。鋼板側の引張せん断強さは、Al-Mg 板側と 同様に、溶接電流の増加とともに放物線的に増加し、Al-Mg 板側の引張せん断強さより高 い値を示している。したがって、この理由により、F-FA-A5 継手では、強度の低い Al-Mg 板側で破断が生じたものと考えられる。また、鋼板とアルミクラッド鋼板が固相接合され ている 10.2kA 以下の溶接電流においても、鋼板とアルミクラッド鋼板の界面でせん断破 壊は起こらず、アルミクラッド鋼板のナゲット周囲で破断するプラグ破断となっていた。 この結果より、鋼板側での引張せん断強さは、固相接合状態においても十分高い値であり、 この部分で破壊は起こらないことがわかった。

一方、F-FA-A5 継手において、Al-Mg 板側に奪われるジュール熱が、鋼板側でのナゲッ ト形成にどの程度まで影響を及ぼすかを調べるために、F-FA-A5 継手で用いた鋼板(F) とアルミクラッド鋼板の鋼層と同じ板厚の鋼板 (F(0.4)) とをスポット溶接し、F-FA-A5 継手の鋼板側のナゲット径と比較した。その結果を Fig.6.14 に示す。なお、Fig.6.14 では、 F-FA-A5 継手の Al-Mg 板側のナゲット径も示してある。F-FA-A5 継手では、鋼板側のナゲ





ットが形成される電流値が高電流側に移行している。したがって、Al-Mg 板側に熱が奪わ れることによって、鋼板側でのナゲット形成は大きな影響を受けることがわかった。しか し、Fig.6.13 で示したように、鋼板側が固相接合状態であっても、その接合強度は Al-Mg 板側より高いため、鋼板側で破断が起こることはなかった。一方、F-FA-A5 継手の鋼板側 のナゲット径は、Al-Mg 板側より低い値を示している。これは、鋼板側のジュール熱が Al-Mg 板側に奪われることと、Al-Mg 板側の方が融点が低いためと考えられる。 Fig.6.15 は、アルミクラッド鋼板をインサートした継手(F-FA5-A5)において、引張せ ん断強さと Al-Mg 板側のナゲット径に及ぼす、Al-Mg 板表面とアルミクラッド鋼板の純 Al



Fig. 6.12 Dimensions of specimens (F: Steel sheet, FA: Aluminum clad steel sheet, A5: Aluminum

Fig. 6.13 Relation between welding current and tensile shear strength in steel and aluminum sheet sides of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5).



Fig. 6.14 Comparison of nugget diameter in steel and aluminum sheet sides of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) joint and steel-steel (F-F(0.4)) joint.





層の表面の酸化膜の影響を調べた結果である。(a)で示したように、引張せん断強さでは、 9.0kA までは酸化膜を除去しない方が低い値を示しているが、それ以上の電流では逆に高 い値を示している。しかし、15.5kA 以上では、どちらも同じ値をとっている。一方、(b) で示したように、Al-Mg 板側 のナゲット径では、両者でほとんど差が認められない。(b) の結果より、Al-Mg 板側のナゲット径には、酸化膜の影響はほとんど無いことがわかる。

これは、酸化膜が除去され、Al-Mg 板とアルミクラッド鋼板の接触抵抗が低下し、これに よるジュール発熱が低下したとしても、鋼板側でのジュール発熱が Al-Mg 板側でのナゲ ット形成に大きな影響を及ぼすためと考えられる。一方、ナゲット径で差が認められない にも関わらず、引張せん断強さでは差が認められた。研磨有りの継手が 9.0kA より低い電 流で高い値を示したのは、不均一な酸化膜の除去によって欠陥の無い均一なナゲットが形 成され、かつ、この時の破断がナゲット内で起こったためと考えられる。これに対して、 それ以上の電流で研磨無しの継手が高い値を示すのは、研磨無しの継手では、電極と接触 している部分の Al-Mg 板の板厚が厚く、かつ、この時の破断が Al-Mg 板で起こるためと 考えられる。酸化膜が除去された継手で Al-Mg 板の板厚が薄くなるのは、不均一な酸化 膜の除去によってナゲットが均一に形成され、Al-Mg 板側の温度が均一に上昇するためと 考えられる。以上の結果より、アルミクラッド鋼板をインサートした継手では、Al-Mg 板 側のナゲット形成は、ほとんど鋼板側でのジュール発熱によって支配されているものと考 えられた。また、研磨を行わない方が、高い引張せん断強さが得られている。 Fig.6.16 は、第4章、第5章で述べた継手をも含め、各継手の適正溶接電流範囲を示し たものである。すなわち、F-FA-A5、F-A5の他、鋼板同士 (F-F)、Al-Mg板同士 (A5-A5)、 アルミめっき鋼板と Al-Mg 板 (F(A)-A5)、鋼板とアルミクラッド鋼板 (F-FA)、アルミク ラッド鋼板と Al-Mg 板 (FA-A5) の各継手についても適正溶接電流範囲を示した。なお、



Fig. 6.16 Comparison of suitable welding current range of steel-steel (F-F), steel-aluminum clad steel (F-FA), steel-aluminum (F-A5), aluminum coated steel-aluminum (F(A)-A5), steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) aluminum clad steel-aluminum (FA-A5) and aluminum-aluminum (A5-A5) joints.

-173-

適正溶接電流範囲は、ナゲット径が4√t (ただし、tはプラグ破断が生じた板の厚さ、 単位;mm)になる電流値から散りが発生する電流値までとした。F-FA 継手の適正溶接 電流範囲は F-F 継手より高電流側に存在しており、また、FA-A5 継手の適正溶接電流範囲 は A5-A5 継手より低電流側に存在している。一方、F-A5、F(A)-A5、F-FA-A5 の各継手の 適正溶接電流範囲は、F-F 継手と A5-A5 継手の中間に存在している。F-FA 継手の適正溶接 電流範囲が F-F 継手より高電流側に存在するのは、アルミクラッド鋼板の純 AI 層の存在 によって、アルミクラッド鋼板でのジュール発熱量が鋼板に比べて低くなり、かつ、アル ミクラッド鋼板の熱伝導度が鋼板より大きいためと考えられる。すなわち、アルミニウム の固有抵抗は鋼の 26 ~ 55 % であり、かつ熱伝導度は鋼の 1.7 ~ 3.3 倍もあるため、この 効果によって、F-FA 継手の適正溶接電流範囲が F-F 継手より高電流側に存在したものと 考えられる。FA-A5継手の適正溶接電流範囲が A5-A5 継手より低電流側に存在するのは、 これとは逆の理由で説明される。一方、F-A5、F(A)-A5、F-FA-A5の各継手の適正溶接電 流範囲が F-F 継手と A5-A5 継手の中間に存在しているのは、鋼板、ステンレス鋼板、アル ミめっき鋼板と Al-Mg 板の厚さ比が、また、(鋼板+アルミクラッド鋼板の鋼層)と(Al-Mg 板+アルミクラッド鋼板の純 AI 層)の厚さ比がほぼ1:1であることから、上記と同様 に説明される。したがって、鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接では、鋼板側でのジュール 発熱の効果によって、Al-Mg 板同士の溶接に比べて低い電流で溶接を行うことが可能とな る。この結果、Al-Mg 板同士の溶接に比べて電極と Al-Mg 板との合金化反応が少なくなる ため、F-FA-A5継手などでは電極寿命が延びることが予想される。

Fig.6.17は、F-FA-A5継手のスポット溶接部断面でEPMA線分析を行った結果である。 AI-Mg 板側のナゲット内におけるMg濃度は、AI-Mg 板 (A5)中のMg濃度の約 1/2 であ る。これは、アルミクラッド鋼板の純 AI 層と AI-Mg 板とが溶融部で均一に混合されたた めと考えられる。ナゲット内でEPMA点分析を行うと1 mass %程度のFeが検出され た。ナゲット内の組織観察を行った結果、Fe-AI 系金属間化合物や鉄の介在物の存在は認 められず、また、室温でアルミニウムは鉄をほとんど固溶しないことから考えて¹⁶⁸⁾、鉄 が微細な状態でナゲット内に析出しており、これが検出されたのではないかと考えられた。 なお、鋼板側でも同様の点分析を行ったが、A1は検出されなかった。

Fig.6.18 は、F-FA-A5 継手のスポット溶接部断面における硬さ分布を示したものである。 なお、溶接に用いた鋼板と Al-Mg 板の硬さの値を Fig.6.18 中の Fe(F)と Al(A)で、また、 アルミクラッド鋼板の鋼層と純 Al 層の硬さの値を Fe(FA)と Al(FA)で示した。Al-Mg 板 側のナゲット内における硬さの値は、ナゲット内でのMg濃度が溶接した Al-Mg 板の約 1/2 であるにもかかわらず、Al-Mg 板の硬さとほぼ同じ値を示している。ナゲット内での化学 組成および溶接によってナゲット部が完全焼鈍状態になっていることを考慮に入れると、 ナゲット内の引張強さは、A5082-O または A5182-O のそれに近い値 (275 ~ 290MPa) を示 すものと考えられる。この値は、今回用いた Al-Mg 板の引張強さの値 (300MPa) に近い



Fig. 6.17 EPMA line analysis in (F-FA-A5) joint.



Fig. 6.18 Distribution of Vickers hardness in spot weld zone of steel-aluminum clad steelaluminum (F-FA-A5) joint.



Fig. 6.17 EPMA line analysis in spot weld zone of steel-aluminum clad steel-aluminum

-175-

ため、ナゲット内の硬さも溶接に用いた Al-Mg 板と同レベルになったものと考えられる。 したがって、アルミクラッド鋼板の素材に純 Al 板を用いても、Al-Mg 板側の溶接部の強 度は、Al-Mg 板同士を溶接した場合と同等になる。したがって、F-FA-A5 継手の引張せん 断強さとU字引張強さが A5-A5 継手より高かったのは、ナゲット部の強度が両者で同レ ベルであり、ナゲット径に差が認められたためと考えられる。なお、先に述べた1 mass %程度のFeの固溶によってナゲット部の硬さが向上することも考えられるが、その寄与 の割合は明確ではない。

6.3.3 スポット溶接性に及ぼすアルミクラッド鋼板の板厚比の影響

Fig.6.19の(a)~(d)は、Fe/AI 板厚比が異なる4種類のアルミクラッド鋼板(FA1~FA4) をインサートして、鋼板(F)と AI-Mg 板(A5)をスポット溶接した時の断面マクロ組織 である。鋼板側と AI-Mg 板側では、それぞれ独立してナゲットが形成されており、鋼板 側のナゲットは鋼板とアルミクラッド鋼板の界面で、また、AI-Mg 板側のナゲットは、ア ルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面から AI-Mg 板側に向かって形成されている。AI-Mg 板側で このようにナゲットが形成されるのは、鋼板側で発生したジュール熱が AI-Mg 板側に伝 導し、AI-Mg 板側のナゲット形成に影響を及ぼしたためである¹⁸⁹⁻¹⁹⁰⁾。それぞれの組織 を(a)~(d)で比較すると、同じ電流値では、アルミクラッド鋼板の鋼層の比率が高くなる ほど、鋼板側のナゲットの中心はアルミクラッド鋼板側に片寄る。これは、鋼層の比率が 高くなるほど、アルミクラッド鋼板側での最高到達温度が高くなり、溶融の中心がアルミ クラッド鋼板側に寄るからである。一方、アルミクラッド鋼板の純 AI 層の比率が高くな るほど、AI-Mg 板側の溶融部(ナゲット)は小さくなり、かつ、電極加圧による AI-Mg 板 の板厚減少量も少なくなっている。これは、純 AI 層の厚さ比が増加することによって、 アルミクラッド鋼板でのジュール発熱量が小さくなり、また、アルミクラッド鋼板の熱伝 導度が増加するため、溶接部における最高到達温度が低くなるためである。

Fig.6.20 は、Fig.6.19 の(a)~(d)の試験片において、スポット溶接部におけるアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面のミクロ組織を示したものである。アルミクラッド鋼板の界面では、 厚さ 2 ~ 5 μ mの Fe-Al 系金属間化合物 (IMC) 層が生成されている。引張試験後の破断 面でX線回折測定を行うと、この部分では Fe₂Al₅のみが同定された。

Fig.6.20 の(a)~(d)を比較すると、金属間化合物層の厚さは、インサートするアルミク ラッド鋼板の Fe/Al 板厚比によって異なっているのがわかる。そこで、溶接電流とアルミ クラッド鋼板の Fe/Al 界面で生成された金属間化合物層の厚さとの関係について調べた。 その結果を Fig.6.21 に示す。F-FA1-A5 継手の場合には、溶接電流が 11kA までは金属間化 合物 (IMC) 層の厚さは除々に減少し、11~13kA の範囲でほぼ一定の値を示した後、14kA からは再び低下している。また、F-FA2-A5 継手と F-FA3-A5 継手の場合には、溶接電流が 11kA までは緩やかに減少しているが、それ以上の電流では 3~4 μ mの範囲でほぼ一定 の値を示している。F-FA1-A5、F-FA2-A5、および F-FA3-A5の各継手で比較すると、9kA

(a)FA1 A5 (\mathbf{b}) F FA2 A5 (c) F FA3 A5 (\mathbf{d}) F FA4 A5

Fig. 6.19 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (9.0kA-0.2s): (a) F-FA1-A5, (b) F-FA2-A5, (c) F-FA3-A5 and (d) F-FA4-A5.





50 µ m

Fig. 6.20 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding (10.0kA-0.2s): (a) F-FA1-A5, (b) F-FA2-A5, (c) F-FA3-A5, (d) F-FA4-A5.

までは金属間化合物層の厚さに差が認められないが、10kA以上ではわずかに差が認めら れる。一方、F-FA4-A5 継手では、溶接電流値が 14.5kA までほぼ一定の値(2~3μm) を示しているが、15kA以上では増加する傾向を示している。

以下、金属間化合物層の厚さがこのような挙動を示した理由について考える。アルミク ラッド鋼板の Fe/AI 板厚比が異なると、アルミクラッド鋼板におけるジュール発熱量とア ルミクラッド鋼板自体の熱伝導度が異なる。すなわち、アルミクラッド鋼板の鋼層が厚く なるほど、通電に伴うアルミクラッド鋼板でのジュール発熱量は増加し、かつ、アルミク ラッド鋼板自体の熱伝導度は低下する。したがって、このような場合には、通電時間とと もに温度はより上昇しやすくなるものと考えられる。一方、通電の際には、温度の上昇と ともに鋼板と Al-Mg 板は変形しやすくなるため、電極と鋼板および Al-Mg 板との接触面 積は増加する。したがって、このような場合には、通電部の電流密度が低下するため温度 は上昇しにくくなる。特に溶接電流が増加した場合には、短時間で鋼板と Al-Mg 板が変 形するようになるため、電極との接触面積が増加し、電流密度が低下して温度は上昇しに



aluminum clad steel-aluminum joints.

くくなる。一方、金属間化合物層の厚さは、通電中における Fe/Al 界面での到達温度と保 持時間によって決まる。したがって、到達温度が高いほど金属間化合物層の厚さが厚くな るものと考えられる。以下、これら2つの因子の影響を考慮しながら、Fig.6.21の結果に ついて考察する。

まず、F-FA1-A5、F-FA2-A5、および F-FA3-A5 の各継手で、溶接電流の増加とともに金 属間化合物層の厚さが低下したのは、溶接電流の増加とともに電極と鋼板および Al-Mg 板との接触面積が増加したためである。すなわち、電極との接触面積が増加することによ って電流密度が低下するため、Fe/Al 界面での温度が上昇しにくくなり、金属間化合物層 の厚さも低下したものと考えられる。実際、これらの試験片の組合せで、電極圧力による 鋼板側と Al-Mg 板側の窪みの直径を観察すると、11kA までは溶接電流の増加とともに窪 みの直径は増加しているが、11kA で窪みの直径が電極先端径の 6.0mm に達すると、それ 以上の電流では窪みの直径は飽和してしまう。F-FA1-A5、F-FA2-A5、および F-FA3-A5の 各継手における金属間化合物層の厚さが、11kA以上で一定の値を示したのは、電極との 接触面積が飽和し、Fe/AI 界面での到達温度が飽和したためではないかと考えられる。-方、F-FA1-A5継手の場合には、14kA以上で再び金属間化合物層の厚さが低下しているが、 これは散りの発生が原因である。すなわち、F-FA1-A5 継手では溶接電流が 11.5kA 以上で Al-Mg 板側から散りが発生しているが、14.0kA 以上ではこれが顕著になるため、Al-Mg 板 側の溶接部がほとんど飛散してしまう。したがって、金属間化合物層が十分成長する前に

Fig. 6.21 Effects of thickness ratio of aluminum clad steel sheets on thicknesses of iron-aluminum intermetallic compound (IMC) layers formed at steel/aluminum interfaces of steel-

-179-

Al-Mg 板の溶接部が飛散してしまうため、金属間化合物層の厚さが低下したものと考えら れる。なお、F-FA2-A5 継手と F-FA3-A5 継手でも、それぞれ、13kA と 14kA で散りが発生 するが、本実験の範囲内では F-FA1-A5 で見られたような Al-Mg 板側での飛散現象は起こ らないため、金属間化合物層の厚さは低下しない。これに対して、F-FA4-A5 継手の場合 には、アルミクラッド鋼板の純 Al 層の厚さが厚いため、他の試験片に比べてアルミクラ ッド鋼板におけるジュール発熱が小さく、アルミクラッド鋼板自体の熱伝導度も大きい。 したがって、Fe/AI 界面での温度が上昇しにくくなるため、金属間化合物層の厚さも緩や かに増加したものと考えられる。なお、溶接電流の増加にともなう電極との接触面積の増 加や散りの発生も考えられるが、この場合には、電極と鋼板および Al-Mg 板との接触面 積があまり変化せず、かつ、散りの発生も起こっていない。これは、他の試験片に比べて、 通電時に温度が上昇しにくかったためではないかと考えられる。

以上、述べたように、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 板厚比の変化は金属間化合物層の厚 さに影響を及ぼすことがわかった。しかし、Fig.6.22で示したように、F-FA1-A5、F-FA2-A5、 および F-FA3-A5 の各継手では、Fe/AI 板厚比が連続的に変化しているにもかかわらず、金 属間化合物層の厚さの変化挙動にはわずかな違いしか認められなかった。この理由として は、先にも述べたアルミクラッド鋼板におけるジュール熱の発生と熱伝導度との関係、電 極との接触面積の変化とそれに伴う通電中の温度変化、および散りの発生などが関係して いるためではないかと推測される。なお、Fig.6.22の結果は、Fig.6.7 で示した結果とも異 なっている。Fe: Al=1:1.1 のアルミクラッド鋼板を用いた時の結果では、溶接電流の増 加とともに金属間化合物層の厚さは増加しやがて飽和している。しかし、同じ板厚比のア ルミクラッド鋼板を用いた F-FA3-A5 継手の場合には、そのような挙動を示していない。 このような差が認められた原因としては、アルミクラッド鋼板の厚さが異なる(Fig.6.7 で 用いたアルミクラッド鋼板の板厚は 0.81mm) ことによる通電時のジュール熱量の差とそ れに伴う電極との接触面積の変化挙動の差が原因ではないかと考えられるが、詳細につい ては今後も検討する必要性がある。

Fig.6.22 は、Fe/AI 板厚比の異なる4種類のアルミクラッド鋼板をインサート材に用いて 溶接を行った時の、溶接電流とナゲット径の関係を示したものである。(a)は鋼板側のナ ゲット径を、(b)は Al-Mg 板側のナゲット径を示しており、鋼板側が固相接合の場合には 鋼板側のナゲット径を0とした。(a)で示したように、鋼板側のナゲット径のカーブは、 アルミクラッド鋼板の純 AI 層の比率が高くなるほど、より高電流側で立ち上がる傾向を 示している。しかし、F-FA2-A5 継手と F-FA3-A5 継手では、ほとんど差が認められない。 また、いずれの場合も、溶接電流の増加とともに鋼板側のナゲット径は増加しているが、 14.0kA 以上では組合せに関係なくほぼ同じ値を示している。一方、(b)で示したように、 Al-Mg 板側のナゲット径のカーブも、鋼板側と同様に、アルミクラッド鋼板の純 Al 層の 比率が高くなるほど高電流側で立ち上がっている。しかし、鋼板側の場合ほど顕著な差は



(a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

ない。この傾向は、Fig.6.19 で示した断面組織でも観察されている。鋼板側のナゲット径 の場合と同様に、F-FA2-A5 継手と F-FA3-A5 継手ではナゲット径にほとんど差は認められ ない。また、いずれの場合も、溶接電流の増加とともにナゲット径が増加しているが、11.5kA 以上ではほぼ同じ値を示している。溶接電流の増加とともに、継手の種類に関係なく、鋼 板側と Al-Mg 板側のナゲット径が同じ値をとるのは、溶接電流の増加とともにナゲット 径が飽和するからである。なお、鋼板側と Al-Mg 板側のナゲット径を比較すると、Al-Mg 板側のナゲット径の方が鋼板側よりわずかに大きな値を示している。また、Al-Mg 板側の ナゲットの方が鋼板側より低い電流で形成されている。これは鋼板に比べ Al-Mg 板の方 が融点が低いことが原因である。

Fig.6.23 は、溶接電流と継手の引張せん断強さの関係を示したものである。鋼層の比率 が最も高いアルミクラッド鋼板を用いた F-FA1-A5 継手では、8.5 ~ 15.0kA の範囲で、他 に比べ引張せん断強さが高い値を示している。また、純 AI 層の比率が最も高いアルミク ラッド鋼板を用いた F-FA4-A5 継手では、立ち上がりのカーブが高電流側に移行している。 一方、F-FA2-A5 継手と F-FA3-A5 継手では、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 板厚比が異なる にもかかわらずほとんど差は認められない。また、いずれの継手においても、溶接電流の 増加とともに引張せん断強さは増加しているが、15.0kA以上では、全ての場合で引張せ ん断強さが同レベルの値 (2.5~ 3.2kN) に近づいている。先にも述べたように、引張せん 断試験時の破断は Al-Mg 板側で起こり、その時の破断形態は、Fig.6.10 で示したように、 ① Al-Mg 板側のナゲット内におけるせん断破断、②アルミクラッド鋼板界面での破断、 ③ Al-Mg 板でのプラグ破断、に分類できた。F-FA1-A5 継手の場合には、8.4kA で界面破断 からプラグ破断へ移行し、ナゲット内破断は認められなかった。F-FA2-A5 継手の場合に

Fig. 6.22 Effects of thickness ratio of aluminum clad steel sheets on nugget diameters of joints:

-181-



Fig. 6.23 Effects of thickness ratio of aluminum clad steel sheets on tensile shear strength of joints.

は、7.5kA でナゲット内破断から界面破断に移行し、さらに 8.5kA でプラグ破断へと移行 した。一方、F-FA3-A5 継手と F-FA4-A5 継手の場合には、それぞれ、8.5kA と 10.6kA でナ ゲット内破断からプラグ破断へと移行し、界面破断は認められなかった。

Fig.6.24 は、4種類のアルミクラッド鋼板をインサート材に用いた時の、適正溶接電流 範囲を比較したものである。なお、適正溶接電流範囲としては、Al-Mg 板側のナゲット径 が 4.0mm (4√t、tは Al-Mg 板の厚さ;1.0mm)の大きさになる電流値から、Al-Mg 板 側で散りが発生する電流値までとした。また、Fig.6.24 では、比較のため、鋼板同士 (F-F)



と Al-Mg 板同士 (A5-A5) の場合の適正溶接電流範囲も示してある。アルミクラッド鋼板 をインサートした鋼板と Al-Mg 板の溶接では、適正溶接電流範囲が鋼板同士と Al-Mg 板 同士の場合の中間に位置している。また、アルミクラッド鋼板の純 Al 層の比率が高くな るにつれて、適正溶接電流範囲は高電流側に移行している。

以上の結果より、鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接に及ぼすアルミクラッド鋼板の Fe/Al 板厚比の影響について考察する。Fig.6.22、Fig.6.23、および Fig.6.24 で示したように、鋼板 側と Al-Mg 板側でのナゲット径の立ち上がりカーブ、引張せん断強さの立ち上がりカー ブ、および適正溶接電流範囲は、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 板厚比によって変化する。 これは、スポット溶接時にアルミクラッド鋼板で生じるジュール発熱量の差とアルミクラ ッド鋼板の熱伝導度の差が原因であると考えられる。すなわち、アルミクラッド鋼板の純 Al 層の比率が高くなるほど鋼層の比率が低くなるため、通電時におけるジュール発熱量 は低下する。また、熱伝導度は複合則に従うため、アルミクラッド鋼板の純 Al 層の比率 が高くなるほどアルミクラッド鋼板の熱伝導度も増加し、溶接時に熱は逃げやすくなる。 そのため、アルミクラッド鋼板の純 Al 層の比率が高くなると、溶接時の発熱量は小さく なり熱も逃げやすくなるため、ナゲットは成長しにくくなる。したがって、Fig.6.22 ~ Fig.6.24 のような結果が得られたものと考えられる。

しかし、今回の結果では、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 板厚比の変化に伴うナゲット径 の変化が必ずしも比例的ではなかった。その例として、F-FA2-A5 継手と F-FA3-A5 継手で は、板厚比が異なるにも関わらずナゲット径と引張せん断強さで差が認められなかった。 そこで、通電によるアルミクラッド鋼板の加熱されやすさを比較するために、各アルミク ラッド鋼板の固有抵抗Rと熱伝導度入、およびそれらの比R/入の値を比較してみた¹⁸²⁾。 その結果を Table 6.9 に示す。なお、Table 6.9 では、鋼板と Al-Mg 板の値も併せて示してあ る。また、アルミクラッド鋼板の固有抵抗Rと熱伝導度入の値は、それらが複合則に従う として計算したものである。R/Aは、その値が大きくなるほど発熱しやすく、熱が逃げ にくいことを示している。当然、通電によって温度が上昇すれば、室温に比べてRは大き くなり入は小さくなるものと考えられるが、この変化は各アルミクラッド鋼板で比例的に 変化するものと考えられるため、室温でのR/入を比較すれば加熱のされやすさを推測す ることができる。Table 6.9 より明かなように、アルミクラッド鋼板のR、入、およびR/ 入の値は、Fe/AI 板厚比の変化とともに比例的に変化し、上記の Fe/AI 板厚比の変化による ナゲット径や引張せん断強さの変化を説明できない。この理由については不明であるが、 通電時におけるアルミクラッド鋼板での温度上昇の差とそれに伴う電極と鋼板および Al-Mg 板の接触面積の差が関係しているのではないかと推測される。 6.3.4 スポット溶接性に及ぼすアルミニウム板の種類の影響 Fig.6.25 の(a)~(c)は、アルミクラッド鋼板 (FA5) をインサートして、鋼板と3種類の アルミニウム合金板 (A2、A5、A6) をスポット溶接した時の断面マクロ組織である。い



-183-

Table 6.9 Comparison of electric resistivity and thermal conductivity.

	Electric resistivity	Thermal conductivity	R / λ
	R (n Ω · m)	λ (W/m·℃)	$(\mathbf{n} \Omega \cdot \mathbf{m}^2 \cdot ^{\circ} \mathbb{C}/\mathbb{W})$
EDDQ	108	70	1.54
A1050-O	28	230	0.12
A2017-T3	51	130	0.39
Al-Mg	59	120	0.49
A6061-T6	40	170	0.24
FA1	83	120	0.69
FA2	75	136	0.55
FA3	66	153	0.43
FA4	60	166	0.36

ずれの継手においても、鋼板側とアルミニウム板側で、それぞれ独立にナゲットが形成さ れており、アルミニウム板側のナゲットは、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面からアルミ ニウム板側に向かって形成されていた。合金組成の異なる3種類のアルミニウム板を用い ても、鋼板側とアルミニウム側におけるナゲットの形成状態は同じであった。なお、A6 を用いた場合には、アルミニウム側のナゲット内で、溶接前には存在していなかった大き な晶出物が観察された。

Fig.6.26 の(a)~(c)は、Fig.6.25 の(a)~(c)で示した継手について、スポット溶接部でア ルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面を観察した結果である。アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面 では、厚さ2~5μmの化合物層が生成されていた。引張試験後の破断面でこれらの試験 片のX線回折測定を行うと、Fe:Alsの存在が確認され、それ以外の化合物の存在は認めら れなかった。したがって、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面では、Fe-AI 系の金属間化合 物層が生成されていることがわかった。この金属間化合物層の厚さは、A2 を用いた場合 で 2.0 µm程度、A5 で 2.0 ~ 5.0 µm、A6 で 2.5 ~ 4.0 µmであり、それぞれでわずかな 差が認められた。

Fig.6.27 は、溶接電流と継手の引張せん断強さの関係を示したものである。引張せん断 強さは、F-FA5-A2 > F-FA5-A5 > F-FA5-A6 の順に低くなっているが、溶接電流が 11.0kA 以上では、F-FA5-A2 継手の値が大きくばらついている。引張せん断試験時の破断はアル

(a) F-FA5-A2, (b) F-FA5-A5, (c) F-FA5-A6.

ミニウム板側で起こり、その時の破断形態は、Fig.6.10 で示したように、①ナゲット内破 断、②界面破断、③プラグ破断、の3つに分類できた。F-FA5-A2 継手の場合には、8.4kA でナゲット内破断から界面破断へ移行し、9.6kAでさらにプラグ破断へと移行した。 F-FA5-A5 継手の場合には、8.6kA でナゲット内破断から界面破断に移行し、10.1kA でさら にプラグ破断へと移行した。一方、F-FA5-A6継手の場合には、10.5kAでナゲット内破断 からプラグ破断へと移行し、界面破断は認められなかった。

前章で述べたように、スポット溶接継手の引張せん断強さは、被溶接材の引張強さに比 例する。そこで、各アルミニウム合金板の引張強さを Table 6.4 で比較してみたが、A2 だ けが高く、A5と A6 はほぼ同じ値であった。したがって、引張せん断強さと引張強さは 対応していない。そこで、この原因を調べるために、ナゲット径の値や溶接部における元



Fig. 6.25 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (12.0kA-0.2s):



Fig. 6.26 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding (10.0kA-0.2s): (a) F-FA5-A2, (b) F-FA5-A5, (c) F-FA5-A6.



Fig. 6.27 Effects of types of aluminum alloy sheets on tensile shear strength of joints.

素分布、硬さ分布などを調べた。 Fig.6.28 は、溶接電流とアルミニウム板側のナゲット径との関係を示したものである。 なお、鋼板側のナゲット径についても調査を行ったが、各アルミニウム合金板で、ほとん ど差は認められなかった。アルミニウム板側のナゲット径は、溶接電流が 12.5kA までは F-FA5-A6 継手がわずかに低い値を示し、また、12.5kA 以上では F-FA5-A2 継手がわずかに 高い値を示した。このように、アルミニウム板側のナゲット径で差が認められたのは、ア



joints.

Fig. 6.28 Effects of types of aluminum alloy sheets on nugget diameter on aluminum sheet sides of

ルミニウム板の固有抵抗と熱伝導度の差、および液相線・固相線温度の差が原因だと考え られる。まず、固有抵抗と熱伝導度の差について考えると、Table 6.9で示したように、R ノ入の値が大きくなるほど、スポット溶接時のジュール発熱量は大きく熱は逃げにくくな る。当然、通電によって温度が上昇すれば、各アルミニウム合金板は固溶状態になるため、 一般的には、室温の場合に比べRは大きくなり入は小さくなることが予想される。この変 化の度合いは各アルミニウム合金板で異なっているため、厳密には室温でのR/Aの値で ナゲットの大きさを推測することは問題があるが、大まかな傾向を把握することは可能で ある。R/λの値よりナゲット径の値を推測すると、ナゲット径の値は、A6 < A2 < A5 の順に大きくなるものと考えられる。一方、各アルミニウム合金板が溶融し始める温度を 調べると182)、A6 > A5 > A2 の順で低くなっている。液相線・固相線温度がこの温度に 対応すると考えると、ナゲット径は A6 < A5 < A2の順で大きくなるものと考えられる。 したがって、両者の結果を考え合わせると、ナゲット径の値は A6 が一番小さく、A5 と A2 は同等であるか、どちらかが大きな値をとるものと推測される。Fig.6.26の結果を見ると、

-187-

12.0kA 以下では A6 のみが低い値をとり、A2 と A5 ではほとんど差が認められなかった。 これは上記で述べた因子の影響によってナゲット径が決定されたためであると考えられ る。一方、溶接電流が 12.5kA 以上では、A5 のみが高い値をとり、A2 と A6 ではほぼ同じ 値であった。この原因としては、A2と A6 が時効析出材であるため、温度上昇によって 固溶状態が変化し、結果としてR/λの値が変化したためではないかと推測される。

Fig.6.29の(a)と(b)は、スポット溶接部の断面をEPMAで線分析した時の結果であり、 (a)は F-FA5-A2 継手の場合を、(b)は F-FA5-A6 継手の場合を示している。まず、(a)の場 合から見ると、アルミナゲット内ではCuとMgの濃度が母材の約1/2の値を示している。 これは、アルミクラッド鋼板の純 AI 層と A2 が液相状態で混合されたためである。また、 アルミニウム板側のナゲット内と母材の熱影響部では、CuやMgが偏析した部分が認め られ、特にナゲット/母材境界部では偏析が著しい。一方、(b)の場合でも、アルミニウ ム板側のナゲット内では、SiとMgの濃度が母材の約 1/2 である。アルミニウム板側の 母材の熱影響部では、SiとMgが濃化した部分が認められる。この部分を観察すると、 化合物が認められることから、この化合物はSiとMgの化合物 (Mg.Si) ではないかと 考えられた。なお、この化合物は、アルミニウム板側のナゲット内でも観察された。一方、 (a)と(b)との比較から、(b)の場合には(a)ほど著しい偏析は認められないことがわかった。 また、いずれの場合にも、アルミニウム板側のナゲット内では、1 mass %程度のFeが 検出されたが、ナゲット内で Fe-Al 系金属間化合物の存在は認められなかった。状態図か ら考えると、AlはFeをほとんど固溶しないため、アルミニウム板側のナゲット内では Feが微細に分散して晶出しているのではないかと考えられる。

次に、スポット溶接部の断面で硬さ分布を調べた結果を Fig.6.30 に示す。なお、Fig.6.30 では、アルミニウム母材の硬さ(A2、A5、A6)とアルミクラッド鋼板の鋼層および純 Al 層の硬さ(FA(Fe)、FA(AI))も同時に示してある。また、横軸において、F-FA5-A2では-0.4 ~0の範囲が、F-FA5-A5では-0.5~0の範囲が、F-FA5-A6では-0.6~0の範囲がほぼアル ミニウム板側のナゲットの部分に対応している。鋼板側では、各アルミニウム合金板を用 いた場合で硬さに差は認められないが、アルミニウム合金板側ではそれぞれで差が認めら れる。いずれの場合にも、アルミニウム板側のナゲット部の硬さは母材に比べて低い値を 示しており、特にA2の場合で顕著である。この理由としては、アルミクラッド鋼板の純AI 層とアルミニウム合金板が溶接によって混合されナゲット部の合金元素濃度が低下したこ と、溶接によって粒界に偏析が生じたこと、また、A2 と A6 が時効処理材であったため 溶接によって析出物が再固溶したこと、が考えられる。それぞれのアルミニウム合金の場 合について考えると、A5 は焼鈍状態の固溶強化型合金であるため、ナゲット部とナゲッ ト近傍の熱影響部の硬さは、母材に比べてわずかに低くなっているだけである。一方、A6 は時効処理材であるため、溶接によってナゲット部とナゲット近傍の熱影響部は析出物が 再固溶した状態になるため、その部分の硬さは母材に比べて低くなっている。同様に、A2





Fig. 6.29 EPMA line analyses in spot weld zones of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (12.0kA-0.2s): (a) F-FA5-A2, (b) F-FA5-A6.

(b)

-189-



Fig. 6.30 Distributions of Vickers hardness in spot weld zones of steel-aluminum clad steelaluminum joints (12.0kA-0.2s).

も時効処理材であるため、ナゲット部の硬さは母材に比べて低くなっている。しかし、ナ ゲット近傍の熱影響部の硬さは母材に比べて低くなっていない。A2 の熱影響部で硬さが 低くならない原因としては、A2 は室温でも時効が進むため、A2 のナゲット近傍の熱影響 部では、溶接後再び時効が進み強度が回復したためと考えられる。これに対し、ナゲット 部では、溶接によって合金元素濃度が低下し、また、偏析もあるため、強度が十分に回復 しなかったものと考えられる。

以上の結果をもとに、各アルミニウム合金板を用いた場合で、引張せん断強さに差が認 められた原因について考える。まず、Fig.6.28 で示したように、各アルミニウム合金板を 用いた場合で、ナゲット径に差が認められたことがその原因として考えられる。しかし、 Fig.6.27 と Fig.6.28 を比べると、ナゲット径の大小は必ずしも引張せん断強さの結果と一致 していない。そこで、次に溶接部の強度と破壊形態の関係について考える。Fig.6.30 で示 したように、アルミナゲット部の硬さは母材より低いことから、その部分の強度は母材よ り低いものと考えられる。したがって、ナゲット径がある値までは、アルミナゲット内で せん断破断が起こることが予想され、実際、溶接電流が低い場合にはナゲット内でのせん 断破断が起こる。しかし、溶接電流が高くなるにつれて、さらに、界面破断、ブラグ破断 へと移行する。このように破断形態が変化する理由については後で述べるが、破断形態の 変化で界面破断からブラグ破断に移行する理由のひとつとしては、ナゲット周辺部のコロ ナボンド(固相接合部)の形成が考えられる。すなわち、溶接電流の増加とともにナゲッ ト周辺ではコロナボンドの形成が観察されるが、これによってナゲットの周りが強固に固 相接合されるようになるため、界面破断からナゲット周囲で破断するプラグ破断へ移行す るようになるものと考えられる。Fig.6.30 の結果を見る限りではこれが寄与した可能性は 十分にある。一方、破断形態がこのように変化すると、ナゲット内破断が起こる場合には ナゲット部の強度によって引張せん断強さが支配され、界面破断が起こる場合にはアルミ クラッド鋼板の界面の強度によって引張せん断強さが支配され、また、プラグ破断が起こ る場合にはナゲット周囲の母材強度によって引張せん断強さが支配される。Fig.6.27 と Fig.6.30 を比較すると、ナゲット内破断とプラグ破断の場合には、硬さの大小と引張せん 断強さの値はよく対応しているのがわかる。なお、界面破断の場合には、溶接後のアルミ クラッド鋼板の界面強度と引張せん断強さとが対応しているものと考えられる。

次に、各アルミニウム合金板の強度の影響について考える。なお、以下の議論では、ス ポット溶接継手の引張せん断強さが、被溶接材の引張強さに比例するとして話を進める。 A5 は焼鈍状態の固溶強化型合金であるため、Fig.6.30 で示したように溶接部の強度低下は 小さいものと考えられる。したがって、この場合の引張せん断強さは、破断形態にかかわ らず溶接前の A5 の引張強さから予想される値に近い値が得られるものと考えられる。一 方、A2の場合には、Fig.6.30で示したようにナゲット内の硬さが低いため、ここで破断す る場合には、引張せん断強さは溶接前の A2 の引張強さから予想される値より低い値を示 す。ところが、プラグ破断の場合には、Fig.6.30 で示したようにナゲット近傍の熱影響部 の硬さがあまり低下しないため、引張せん断強さも溶接前の A2 の引張強さから予想され る値に近い値を示すものと考えられる。しかし、F-FA5-A2 継手の 11.0kA 以上では、プラ グ破断にもかかわらず引張せん断強さが大きくばらついていた。この原因としては、 Fig.6.29 で示したCuとMgの偏析が考えられ、ナゲットと母材の境界部でCuとMgが 激しく偏析していたため、この偏析が原因となって強度がばらついたものと考えられる。 また、A2ではCuとともに低融点多元共晶物を生成するSiやMgも含まれているため、 低融点化合物が生成される可能性がある。この化合物が生成されると、引張せん断試験時 にその部分でクラックが生じやすくなるため、強度にばらつきが生じる。なお、試験前にA2 の溶接部を光学顕微鏡で観察したが、マイクロクラックは観察されなかった。一方、A2 同士のスポット溶接では、溶接電流が高くなってもナゲット内破断のみが起こり、引張せ ん断強さの値はばらついていた。A2同士の溶接では、偏析やマイクロクラックが生じる ことはよく知られているが、今回の溶接でもこれらが原因となって引張せん断強さがばら ついたものと考えられる。なお、A2同士のスポット溶接では、高電流域でもナゲット内 破断であったが、F-FA5-A2 では 11.0kA 以上でプラグ破断を起こしていた。これはアルミ クラッド鋼板の純 AI 層とアルミニウム板が溶接時に液相状態で混合され、ナゲット部の Cu、Mg、Siの濃度が低下したためと考えられる。 最後に、A6の場合について考えると、A6は時効処理材であるため、Fig.6.30で示した ように、スポット溶接によってナゲット部とナゲット近傍の熱影響部の硬さは低下する。

-191-

一方、A6の時効処理温度は 428 ~ 443 Kであるため、室温では時効が進まない。したが って、ナゲット内破断、プラグ破断にかかわらず、引張せん断強さは溶接前の A6 の引張 強さから予想される値より低い値を示す。そこで、溶接による時効処理材の強度低下の影 響を調べるために、F-FA5-A6の継手を 433 K, 57.6ks の条件で時効処理(T6 処理)し、 引張せん断強さを調べた。その結果を Fig.6.31 中の F-FA-A6(A)で示す。F-FA5-A6 の引張 せん断強さは、時効処理によって上昇し、F-FA5-A5 継手と同レベルの値になっている。 溶接前の A5 と A6 の引張強さがほぼ同じであることを考え合わせると、時効処理を施せ ば、引張せん断強さは溶接前の母材の引張強さから予想される引張せん断強さまで回復す ることがわかる。なお、一般的には、時効性アルミニウム合金の溶接部を再度時効処理し ても、合金元素が偏析しているため、強度は完全には回復しない。しかし、Fig.6.29 の(b) で示したように、F-FA5-A6のアルミナゲット内では偏析が少なかったため、時効処理に よってナゲット部も強度が回復したものと考えられる。



Fig. 6.31 Effects of ageing treatment on tensile shear strength of steel-aluminum clad steelaluminum joints (F-FA5-A6).

以上述べたように、各種アルミニウム合金を用いて溶接を行った場合には、破断形態の 変化と溶接によるアルミニウム合金自体の強度変化とが引張せん断強さに大きな影響を及 ぼすものと考えられた。なお、ナゲット径の影響については明確にできなかったが、当然、 影響は大きいものと考えられる。

6.3.5 インサート材を用いためっき鋼板とアルミニウム板のスポット溶接

Fig.6.32 の(a)と(b)は、Fe: Al = 1:1.1のアルミクラッド鋼板(FA5)をインサートし、 溶接電流を変えて、板厚 0.8mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (AS1) と Al-Mg 板 (A5) を スポット溶接した時(AS1-FA5-A5)の断面マクロ組織である。なお、比較として、同じ



14.1kA-0.2s.



Fig. 6.32 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (b) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s, (c) F-FA5-A5 11.1kA-0.2s, (d) F-FA5-A5

アルミクラッド鋼板をインサートして鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した時 (F-FA5-A5) のマクロ組織を(c)と(d)に示す。AS1-FA5-A5 継手では、めっき鋼板側でナゲットが形成 されにくく、かなり高電流側になっても、一部固相接合の部分(黒い線の部分)が残され ていた。これは、通電中にめっきが溶融して電流密度が低下し、めっき鋼板側でナゲット が形成される温度まで到達しにくくなるためと考えられる。なお、めっき鋼板側でナゲッ トが形成されていなくても、Al-Mg板側では、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面から Al-Mg 板側に向かってナゲットが形成されている。これは、めっき鋼板側でのジュール発熱の影 響によって、鋼板側より融点が低い Al-Mg 板側が溶融するからである。

Fig.6.33 の(a)~(d)は、Fig.6.32 の(a)~(d)の試験片において、スポット溶接部における アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面のミクロ組織を観察した結果である。アルミクラッド鋼 板の Fe/Al 界面では、いずれの場合も、厚さ 2 ~ 5 µmの化合物層が生成されている。引



Fig. 6.33 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steelaluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steelaluminum (F-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (b) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s, (c) F-FA5-A5 11.1kA-0.2s, (d) F-FA5-A5 14.1kA-0.2s.

張試験後の破断面でX線回折測定を行うと、この部分では Fe:Al, のみが同定され、他の化 合物の存在は認められなかった。したがって、めっき鋼板を用いた場合にも、Fe2Als タイ ブの金属間化合物 (IMC) 層が生成されることがわかった。AS1-FA5-A5 継手と F-FA5-A5 継手で金属間化合物層の厚さを比較すると、両者で大きな差は認められなかった。これは、 溶接部の最高到達温度が両者で異なっていても、溶接時間が非常に短時間であったため、 両者であまり差がでなかったものと考えられる。

Fig.6.34 は、AS1-FA5-A5 継手と F-FA5-A5 継手について、溶接電流と継手の引張せん断 強さの関係を示したものである。AS1-FA5-A5 継手の引張せん断強さは、F-FA5-A5 継手に 比べて、高電流側で立ち上がる傾向を示している。AS1-FA5-A5 継手の破断形態は、溶接 電流が 12.5kA で、めっき鋼板/アルミクラッド鋼板界面での破断からアルミクラッド鋼 板の Fe/Al 界面での破断に移行し、さらに溶接電流が 15.0kA で、Al-Mg 板でのプラグ破断 に移行した。これに対して、F-FA5-A5 継手の破断形態は、溶接電流が 8.6kA で、アルミナ ゲット内でのせん断破断からアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面での破断に移行し、さらに 溶接電流が 10.1kA で、Al-Mg 板でのプラグ破断に移行した。



joints.

Fig.6.35 は、溶接電流とナゲット径の関係を示したものである。なお、(a)はめっき鋼板 側または鋼板側のナゲット径を、(b)は Al-Mg 板側のナゲット径を示している。(a)で示し たように、F-FA5-A5 継手の鋼板側でのナゲットは、溶接電流が 10.8kA 以上で形成される のに対し、AS1-FA5-A5 継手のめっき鋼板側でのナゲットは、溶接電流が 14.6kA 以上で形 成され、ナゲットが形成される電流値が高電流側に移行している。また、ナゲット径の最

Fig. 6.34 Relation between welding current and tensile shear strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum(F-FA5-A5)



Fig. 6.35 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum(F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

大値は、AS1-FA5-A5 継手の方が低い値を示している。これに対して、Al-Mg 板側のナゲ ット径では両者で大きな差が認められない。これらの結果は、泰山らの結果214)と一致し ている。

Fig.6.35 の(b)より、Al-Mg 板側のナゲット径では大きな差が認められなかったにも関わ らず、溶接電流が 14.5kA 以下では、AS1-FA5-A5 継手の引張せん断強さが F-FA5-A5 継手よ り低い値を示した。これは、引張せん断試験時の破壊が、ナゲットの形成されていないめ っき鋼板側か、あるいはアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面で起こったためである。めっき 鋼板側では、めっき鋼板とアルミクラッド鋼板が固相接合されているが、界面にめっきが 存在するため、接合状態はめっきによるろう付となり、接合強度が Al-Mg 板側より低い ため、めっき鋼板側で破断が起こるものと考えられる。

6.3.6 スポット溶接性に及ぼす電極形状の影響

上記で述べたように、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いためっき鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接では、めっき鋼板側でナゲットが形成されにくくなる。したがって、信 頼性ある継手を作製するためには、めっき鋼板側でナゲットが形成されやすくなるような 手段を講じる必要性がある。そこで、めっき鋼板側で電流密度が上がるような形状の電極 (CF型、ピンペル型)を使用し、ナゲットが形成されやすくなるかどうかを調べた。

Fig.6.36 の(a)~(c)は、めっき鋼板側にCF型電極(先端径 3.6mm)を用い、Al-Mg板側 にR型電極(曲率半径 100mm) またはF型電極(先端径 16mm) を用いて AS1-FA5-A5 継 手を溶接した時(CF-R、CF-F)の断面マクロ組織を、上下ともDR型電極を用いた場合 (DR-DR)と比較した結果である。なお、Al-Mg板側でR型またはF型電極を用いたのは、



電極と接触する部分の Al-Mg 板の板厚減少を最小限に留め、できる限り高い引張せん断 強さを得ようとしたものである。CF-Rの場合には溶接電流が11.9kAで、また、CF-Fの場 合には溶接電流が13.0kAで、それぞれ、めっき鋼板側のナゲットが形成されており、DR-DR の場合に比べ、低電流でナゲットが形成されていた。しかし、CF-Rと CF-Fの場合には、 DR-DR の場合に比べ、めっき鋼板側の窪みが大きくなっていた。これは、先端径の小さ なCF型電極を用いることにより面圧が上がったことと、めっき鋼板側の電流密度が上が って発熱量が増加し、溶接部の温度が上昇して、めっき鋼板が変形しやすくなったためと 考えられる。一方、CF-RとCF-Fの場合には、DR-DRの場合に比べ、Al-Mg板側の窪みは 小さくなっていた。これは、Al-Mg板側でR型またはF型電極を用いたことによって、 DR型電極を用いた場合に比べ接触面積が大きくなり、面圧が低下して、Al-Mg 板の変形

Fig. 6.36 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) CF-R 13.1kA-0.2s, (b) CF-F 13.0kA-0.2s, (c) DR-DR 13.0kA-0.2s.

-197-

が抑えられたためと考えられる。

Fig.6.37 の(a)~(c)は、Fig.6.36 の(a)~(c)の継手において、溶接部におけるアルミクラ ッド鋼板の Fe/Al 界面におけるミクロ組織を観察した結果である。アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で生成された金属間化合物層の厚さは、CF-R、CF-F と DR-DR とで、ほとんど 差が認められず、金属間化合物層の厚さに及ぼす電極形状の影響は認められなかった。こ れは、先にも述べたように、溶接時間が非常に短時間であったためと考えられる。



Fig. 6.37 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steelaluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) CF-R 13.1kA -0.2s, (b) CF-F 13.0kA-0.2s, (c) DR-DR 13.0kA-0.2s.

Fig.6.38 の(a)と(b)は、電極組合せが CF-R、CF-F で AS1-FA5-A5 継手を作製した場合の 引張せん断強さとU字引張強さを、電極組合せが DR-DR で AS1-FA5-A5 継手を作製した場 合、および電極組合せが DR-DR で F-FA5-A5 継手を作製した場合と比較した結果である。 CF-R、CF-FでAS1-FA5-A5継手を作製した場合には、DR-DRの場合に比べ、低電流で引張 せん断強さのカーブが立ち上がっており、CF-F に比べ CF-R の方が急激に立ち上がってい



joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

る。これは、CF-R の方が、めっき鋼板側の電流密度が高く発熱量が高いためである。し かし、いずれの継手も、DR-DR で F-FA5-A5 継手を作製した場合とほぼ同じカーブを示し ている。なお、引張せん断強さの最大値は、どれも同じ値である。一方、U字引張強さで も、CF-R、CF-Fで AS1-FA5-A5 継手を作製した場合のカーブは、DR-DR で F-FA5-A5 継手 を作製した場合とほぼ同じカーブを示している。

Fig.6.39 の(a)と(b)は、Fig.6.38 で示した各継手において、溶接電流とナゲット径の関係 を示したものである。めっき鋼板側のナゲット径では、CF-Rと CF-Fの組合せで AS1-FA5-A5 継手を作製した場合の方が、DR-DR の場合に比べ、低電流で立ち上がる傾向 を示しており、かつ、その最大値も大きな値を示している。しかし、F-FA5-A5 継手より は低い値を示している。一方、Al-Mg 側のナゲット径では、各継手で大きな差は認められ ない。以上の結果より、CF-Rと CF-F では、めっき鋼板側のナゲットが低電流で形成され ており、めっき鋼板側で電流密度を高めた効果が認められる。しかし、F-FA-A5 継手のレ ベルには至っていない。一方、Al-Mg 板側のナゲット径で差が認められないにも関わらず、 DR-DR の組合せで引張せん断強さが低い値を示したのは、ナゲットが形成されにくいめ っき鋼板側で破壊が起こったからである。

なお、めっき鋼板/アルミクラッド鋼板界面とアルミクラッド鋼板/ Al-Mg 板界面の 接触抵抗を上げてジュール発熱量を増加させるために、溶接荷重を 1.470kN に低下させて 同様の実験を行ったが、引張せん断強さとナゲット径で大きな変化は認められなかった。 また、めっき鋼板側での電流密度をさらに上げるために、めっき鋼板側で先端が凸型のビ ンペル電極(先端径 4 ~ 6mm、長さ 1、3mm)を用い、Al-Mg 板側でR型またはF型電極



-199-



Fig. 6.39 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

を用いて同様の実験を行ったが、溶接電流が 11.0kA 以下で、めっき鋼板側の溶着が起こ り良好な溶接はできなかった。これは、めっき鋼板側で電流密度を上げすぎたために、電 極とめっき鋼板の界面で過大発熱が起こり、電極が合金化して溶着したためと考えられる。

Fig.6.40 は、DR-DR と CF-R の組合せで AS1-FA5-A5 継手を作製した時の、溶接時間の変 化に伴うナゲットの形成過程を観察した結果である。(a)と(b)で示したように、DR-DR の組合せでは、溶接時間の変化とともに、めっき鋼板側で発熱は起こっているが、発熱量 が不足しているため、一部で溶融部が形成されるだけであった。一方、Al-Mg 板側では、 溶接時間とともにナゲットが成長しているのが観察された。これに対して、(c)と(d)で示 したように、CF-R の組合せでは、溶接時間の変化とともに、めっき鋼板側と Al-Mg 板側 でほぼ同時にナゲットが形成され、時間の経過とともにナゲットは成長した。なお、CF-F の組合せでも観察を行ったが、CF-R の場合と同じであった。

Fig.6.41 の(a)~(d)は、Fig.6.40 の(a)~(d)で示した継手において、溶接部におけるアル ミクラッド鋼板の Fe/Al 界面のミクロ組織を観察した結果である。アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面では、Fe-Al 系の金属間化合物層が生成されており、その厚さは、溶接時間とと もに増加している。一方、DR-DR と CF-R の組合せでは、金属間化合物層の厚さに差は認 められなかった。

6.3.7 スポット溶接性に及ぼすアルミクラッド鋼板の板厚比の影響

めっき鋼板側でナゲットが形成されやすくするためには、電極形状を変えてめっき鋼板 側の電流密度を上げるのもひとつの手段であるが、これ以外にも、アルミクラッド鋼板の 鋼層の板厚比を上げて、めっき鋼板側でのジュール発熱量を増加させる方法も考えられる。 (a) AS1 FA5 A5 (b) AS1 FA5 A5 (c) AS1 FA5 A5 (d)AS1 FA5 A5

Fig. 6.40 Nugget formation process of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) DR-DR 14.0kA-0.04s, (b) DR-DR 14.0kA-0.12s, (c) CF-R 14.0kA-0.04s, (d) CF-R 14.0kA-0.12s.







そこで、鋼層の板厚比が高いアルミクラッド鋼板を用い、めっき鋼板側でのナゲット形成 に及ぼす影響を調べた。

Fig.6.42 の(a)と(b)は、上下ともDR型電極を用い、板厚比が Fe:AI = 2.2:1のアル ミクラッド鋼板 (FA1) をインサートして、めっき鋼板 (AS1) と AI-Mg 板 (A5) を溶接 した時の断面マクロ組織を示したものである。なお、比較のため、板厚比が Fe:AI = 1 :1のアルミクラッド鋼板 (FA5) を用いた場合の結果を(c)と(d)に示す。FA5 を用いた 場合には、溶接電流が 14.0kA でもナゲットが局部的に形成されるのみであるのに対し、FA1 を用いた場合には、溶接電流が 11.1kA でナゲットが形成されており、裸鋼板を用いた F-FA5-A5 の場合と同じ電流値でナゲットが形成されていた。したがって、鋼層の板厚比 が高いアルミクラッド鋼板を用いることにより、めっき鋼板側のナゲットは、より低電流 で形成されることがわかった。これは、鋼層の板厚比が高くなることによって、めっき鋼 板側でのジュール発熱量が増加するためと考えられる。



Fig. 6.42 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA1-A5 11.1kA-0.2s, (b) AS1-FA1-A5 13.9kA-0.2s, (c) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (d) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s.

Fig.6.43 の(a)~(d)は、Fig.6.42 の(a)~(d)の継手において、溶接部におけるアルミクラ ッド鋼板の Fe/Al 界面におけるミクロ組織を観察した結果である。アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面で生成された金属間化合物層の厚さは、アルミクラッド鋼板として FA1 を用い た場合と FA5 を用いた場合でほとんど差が認められず、金属間化合物層の厚さに及ぼす アルミクラッド鋼板の板厚比の影響は認められなかった。これは、先にも述べたように、 溶接時間が非常に短時間であったためと考えられる。



50 µ m

Fig. 6.43 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steelaluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA1-A5 11.1kA-0.2s, (b) AS1-FA1-A5 13.9kA-0.2s, (c) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (d) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s.

Fig.6.44 は、AS1-FA1-A5 継手を作製した時の、溶接時間の変化に伴うナゲットの形成過程を、AS1-FA5-A5 の場合と比較した結果である。FA5 を用いた場合には、(c)と(d)で示したように、溶接時間が 0.08s でもめっき鋼板側で局部的にナゲットが形成されるだけであったが、FA1 を用いた場合には、(a)と(b)で示したように、溶接時間が 0.04s でめっき

-204-



Fig. 6.44 Nugget formation process of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA1-A5 14.0kA-0.04s, (b) AS1-FA1-A5 14.0kA-0.08s, (c) AS1-FA5-A5 14.0kA-0.04s, (d) AS1-FA5-A5 14.0kA-0.08s.
鋼板側のナゲットが形成されていた。なお、Al-Mg 板側のナゲットは、FA1 を用いた場合 の方がわずかに成長速度が早かった。また、FA1を用いた場合には、FA5を用いた場合に 比べ、Al-Mg板の電極と接触している部分の板厚は顕著に低下した。

Fig.6.45 の(a)と(b)は、上下とも DR 型電極を用い、AS1-FA1-A5 継手を作製した場合の 引張せん断強さとU字引張強さを、AS1-FA5-A5 継手と F-FA5-A5 継手を作製した場合と比 較した結果である。AS1-FA1-A5 継手の場合には、AS1-FA5-A5 継手の場合に比べ、低電流 で引張せん断強さのカーブが立ち上がっており、F-FA5-A5 継手の場合とほぼ同じカーブ を示している。また、AS1-FA1-A5 継手の引張せん断強さの最大値は、F-FA5-A5 継手より 高い値を示している。一方、U字引張強さでも、AS1-FA1-A5 継手の場合には、F-FA5-A5 継手の場合とほぼ同じカーブを示している。



Fig. 6.45 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

Fig.6.46 の(a)と(b)は、Fig.6.45 で示した各継手において、溶接電流とナゲット径の関係 を示したものである。まず、めっき鋼板側のナゲット径を見ると、AS1-FA1-A5 継手のナ ゲット径は、AS1-FA5-A5 継手の場合より低電流で立ち上がる傾向を示しており、かつ、 その最大値も大きな値を示している。しかし、F-FA5-A5 継手よりは低い値を示している。 一方、Al-Mg 側のナゲット径では、各継手で大きな差は認められない。以上の結果より、 AS1-FA1-A5 継手では、めっき鋼板側のナゲットが低電流で形成されており、めっき鋼板 側でジュール発熱量を高めた効果が認められる。しかし、F-FA-A5 継手のレベルには至っ ていない。一方、Al-Mg 板側のナゲット径で差が認められないにも関わらず、AS1-FA1-A5 継手の引張せん断強さの最大値が F-FA5-A5 継手より高い値を示した理由については不明



であり、Al-Mg板側の板厚が影響しているのではないかと推測される。 なお、アルミクラッド鋼板の鋼層の板厚比を、どの程度まで上げれば、めっき鋼板側の ナゲット形成に対して効果があるかを調べるために、Fe: Al = 1.4:1 のアルミクラッド 鋼板(板厚;0.79mm)を用いて同様の実験を行ったが、効果は認められなかった。した がって、めっき鋼板側のナゲット径を低電流で形成させるためには、Fe: Al = 2:1以上 のアルミクラッド鋼板を用いることが必要であると考えられた。なお、めっき鋼板側での ナゲット形成を低電流側に移行させるためには、鋼層の板厚比を上げることも重要である が、ジュール発熱量を上げるために、鋼層の厚さの絶対値を上げることも重要である。

Fig.6.47 の(a)~(d)は、溶接性に及ぼす電極形状の影響を調べるために、AS1-FA1-A5 継 手を作製する場合において、上側に DR 型電極を、下側にR型電極を使って (DR-R)、め っき鋼板 (AS1) と Al-Mg 板 (A5) を溶接した時の断面マクロ組織を、上下とも DR 型電 極を用いた場合(DR-DR)と比較した結果である。溶接電流を変化させてマクロ組織を調 査した結果、DR-RとDR-DRとでは、めっき鋼板側と Al-Mg 板側のナゲット形成状態に大 きな差は認められず、また、電極と接触する Al-Mg 板側の窪みでも、大きな差は認めら れなかった。

Fig.6.48 の(a)と(b)は、AS1-FA1-A5 継手を作製する場合において、めっき鋼板側に DR 型電極を用い、また、Al-Mg 板側でR型電極とF型電極を用いた場合(DR-R、DR-F)の 引張せん断強さとU字引張強さを、上下とも DR 型電極を用いた場合(DR-DR)と比較し た結果である。Al-Mg 板側にR型またはF型電極を用いても、引張せん断強さのカーブは DR 型電極を用いた場合とほぼ同じである。一方、U字引張強さは、溶接電流が 12.0kA 以



-207-



Fig. 6.47 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) spot weld joints: (a) DR-R 10.9kA-0.2s, (b) DR-R 14.0kA-0.2s, (c) DR-DR 11.1kA-0.2s, (d) DR-DR 13.9kA-0.2s.



上で、DR-Rの方が高い値を示した。 Fig.6.49 の(a)と(b)は、Fig.6.48 の(a)と(b)において、溶接電流とナゲット径の関係を示 したものである。まず、DR-RとDR-DRを比較すると、めっき鋼板側のナゲット径、およ び Al-Mg 板側のナゲット径ともに、DR-R の方がわずかに大きな値を示している。次に、 DR-Fと DR-DR を比較すると、めっき鋼板側のナゲット径では DR-F の方が大きな値を示 しているが、Al-Mg 板側のナゲット径では、12.5kA までは DR-F の方が小さな値を示して いる。DR-R と DR-F でめっき鋼板側のナゲット径が大きくなった理由、および Al-Mg 板



Fig. 6.49 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

Fig. 6.48 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

-209-

側でのナゲット径の挙動に関する理由については明確な結論は得られていないが、めっき 鋼板、アルミクラッド鋼板、AI-Mg 板の変形状態と電極の接触状態の差、およびこれに伴 う電流経路の変化が原因ではないかと推測される。DR-R、DR-F と DR-DR では、AI-Mg 板 側のナゲット径に差が認められるにも関わらず、引張せん断強さに大きな差は認められな かった。これは、両者で AI-Mg 板側の板厚が異なっているためと考えられる。一方、U 字引張強さでは、DR-R の方が高い値を示した。これは、DR-R の方が AI-Mg 板の板厚減少 が小さいためと考えられる。このことから、AI-Mg 板側にR型またはF型電極を用いるこ とは、継手強度の点でも有利である。したがって、以下の実験では、電極として DR-R の 組合せでスポット溶接を行った。

次に、スポット溶接性に及ぼすめっき鋼板の板厚の影響を調べるために、Fe: Al = 2.2 :1のアルミクラッド鋼板 (FA1) をインサート材に用い、板厚 0.8、1.0、1.2、1.4mm の めっき鋼板 (AS1 ~ AS4) と Al-Mg板 (A5) をスポット溶接した。なお、電極の組合せは、 上側が DR 型、下側が R 型 (DR-R) とした。

Fig.6.50の(a)~(d)は、FA1をインサートして、板厚の異なる4種類のめっき鋼板とAI-Mg 板をスポット溶接した場合(AS1-FA1-A5、AS2-FA1-A5、AS3-FA1-A5、AS4-FA1-A5)の断 面マクロ組織である。溶接電流を変化させて、ナゲットの形成状態を調査した結果、めっ き鋼板側のナゲットは、めっき鋼板の板厚が厚くなるほどより低電流で形成され、かつ、 めっき鋼板側に片寄って形成されることがわかった。これは、めっき鋼板の板厚増加とと もにジュール発熱量が増加することと、板厚増加によって最高温度に到達する位置がめっ き鋼板側に移動するためと考えられる。一方、AI-Mg 板側のナゲットでは顕著な差が認め られないが、AI-Mg 板の電極と接触していた部分の厚さは、高電流側で、めっき鋼板の板 厚が厚くなるほど薄くなっていた。これは、先に述べたように、めっき鋼板の板厚増加と ともにジュール発熱量が増加し、AI-Mg 板の温度が上昇して、変形抵抗が下がるためだと 考えられる。

Fig. 6.51の(a)~(d)は、Fig.6.50の(a)~(d)の継手において、溶接部におけるアルミクラ ッド鋼板の Fe/Al 界面におけるミクロ組織を観察した結果である。アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面で生成された金属間化合物層の厚さは、めっき鋼板の厚さが増加しても、ほと んど変化しないが、めっき鋼板の板厚が増加すると、アルミクラッド鋼板の FA1 界面で 剥離が認められた。これは、めっき鋼板の板厚増加によって、溶接部の最高到達温度が上 昇し、アルミクラッド鋼板の変形抵抗が低下して大きな変形が起こり、その結果、Fe/Al 界面に大きな応力がかかったためと考えられる。実際、Fig.6.50 で示したように、めっき 鋼板の板厚増加とともにアルミクラッド鋼板の変形量は増加している。

Fig.6.52 の(a)と(b)は、板厚が異なる4種類のめっき鋼板を用いて継手を作製した場合の、引張せん断強さとU字引張強さを示したものである。引張せん断強さは、AS2 を用いた場合で、他の継手に比べて高い値を示しているが、高電流域では大きくばらついている。

AS1 FA1 A5 (b) AS2 FA1 A5 (c) AS3 FA1 A5 (\mathbf{d}) AS4 FA1 A5

 (\mathbf{a})

Fig. 6.50 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (11.0kA-0.2s): (a) AS1-FA1-A5, (b) AS2-FA1-A5, (c) AS3-FA1-A5, (d) AS4-FA1-A5.





Fig. 6.51 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steelaluminum clad steel-aluminum spot weld joints (11.0kA-0.2s): (a) AS1-FA1-A5, (b) AS2-FA1-A5, (c) AS3-FA1-A5, (d) AS4-FA1-A5.

一方、U字引張強さでは、めっき鋼板の板厚が増加するほど、U字引張強さのカーブがよ り低電流で立ち上がる傾向を示しているが、最大値では大きな差が認められない。

Fig.6.53 の(a)と(b)は、Fig.6.52 で示した各継手において、溶接電流とナゲット径の関係 を示したものである。まず、めっき鋼板側のナゲット径を見ると、溶接電流が 10.5kA 以 下では、めっき鋼板の板厚が増加するほど、ナゲット径のカーブは低電流で立ち上がる傾 向を示しているが、10.5kA以上では、ナゲット径に差が認められない。一方、Al-Mg側の ナゲット径では、各継手で大きな差は認められない。したがって、めっき鋼板側のナゲッ ト径に対しては、めっき鋼板の板厚増加によるジュール発熱量増加の効果が認められるが、 Al-Mg 板側のナゲット径に対してはあまり効果が認められない。めっき鋼板側と Al-Mg 板 側で比較すると、Al-Mg 板側の方がナゲット径の値は大きい。これは、めっき鋼板側のジ ユール発熱が Al-Mg 板側に奪われることと、Al-Mg 板の方が融点が低いためと考えられる。 この結果を Fig.6.52 の結果と照らし合わせると、Al-Mg 板側のナゲット径を見る限りでは、





(a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

なぜ、AS2 を用いた場合に、引張せん断強さが低電流で立ち上がるかについては不明であ る。一方、めっき鋼板の板厚増加とともに、U字引張強さが低電流側で立ち上がるのは、 めっき鋼板の板厚増加とともに、より低電流でめっき鋼板側のナゲットが形成されるため、 めっき鋼板側で剥離破壊が起こらなくなるためである。 最後に、スポット溶接性に及ぼすめっき種と目付量の影響を調べるために、Fe: AI = 2.2



-213-

:1とFe:Al = 1:1.1のアルミクラッド鋼板 (FA1、FA5) をインサート材に用い、めつ き種と目付量が異なる2種類のめっき鋼板(WU、SZ)と Al-Mg板(A5)をスポット溶接 し、めっき鋼板として AS1 を用いた場合と比較した。なお、電極の組合せは、上側が DR 型、下側が DR 型または R 型 (DR-DR、DR-R) とした。

Fig.6.54 の(a)~(c)は、上下とも DR 型電極を用い (DR-DR)、FA5 をインサートして、 3 種類のめっき鋼板(AS1、WU、SZ)と Al-Mg板(A5)をスポット溶接した場合(AS1-FA5-A5、 WU-FA5-A5、SZ-FA5-A5)の断面マクロ組織である。溶接電流を変化させて、ナゲットの 形成状態を観察した結果、WU を用いた場合には、全ての電流域でめっき鋼板側が固相接 合状態であった。これに対して、AS1を用いた場合には、溶接電流が 14.1kA で局部的に ナゲットが形成され、また、SZを用いた場合には、13.0kA で完全なナゲットが形成され



Fig. 6.54 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (14.0kA-0.2s): (a) AS1-FA5-A5, (b) WU-FA5-A5, (c) SZ-FA5-A5.

ていた。したがって、めっき鋼板のめっき種や目付量によって、めっき鋼板側でのナゲッ トの形成状態が変化することがわかった。一方、Al-Mg 板側のナゲットでは顕著な差が認 められないが、Al-Mg 板の電極と接触していた部分の厚さは、めっき鋼板の種類によって 異なっていた。

Fig.6.55 の(a)~(c)は、FA5 の代わりに FA1 をインサートして、3種類のめっき鋼板 (AS1、WU、SZ)とAl-Mg板(A5)をスポット溶接した場合(AS1-FA1-A5、WU-FA1-A5、 SZ-FA1-A5)の断面マクロ組織である。溶接電流を変化させて、ナゲットの形成状態を観 察した結果、めっき鋼板側のナゲットは、いずれのめっき鋼板においても、FA5 を用いた 場合に比べ 3 ~ 4kA 程度低電流側で形成されており、鋼層の板厚比が高いアルミクラッ ド鋼板を用いた効果が認められる。一方、Al-Mg 板側のナゲットでは顕著な差が認められ







Fig. 6.55 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (12.0kA-0.2s): (a) AS1-FA1-A5, (b) WU-FA1-A5, (c) SZ-FA1-A5.

ないが、Al-Mg 板の電極と接触していた部分の厚さは、めっき鋼板の種類によって異なっ ていた。

Fig.6.56 は、上下とも DR 型電極を用い (DR-DR)、FA5 をインサートして、3 種類のめ っき鋼板 (AS1、WU、SZ) と Al-Mg 板 (A5) をスポット溶接した場合 (AS1-FA5-A5、 WU-FA5-A5、SZ-FA5-A5)の、引張せん断強さを示したものである。なお、比較のため、 めっき鋼板の代わりに裸鋼板を用いた場合(F-FA5-A5)の結果も示してある。めっき鋼板 を用いた場合には、いずれの場合も、裸鋼板を用いた場合に比べ、引張せん断強さのカー ブが高電流側で立ち上がっている。また、高電流側への移行状態は、めっき鋼板の種類に よって異なっており、SZ-FA5-A5継手では、立ち上がりがかなり高電流側に移行していた。



Fig. 6.56 Relation between welding current and tensile shear strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5, WU-FA5-A5, SZ-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints.

Fig.6.57 の(a)と(b)は、Fig.6.56 で示した各継手において、溶接電流とナゲット径の関係 を示したものである。まず、めっき鋼板側のナゲット径を見ると、めっき鋼板を用いた場 合には、いずれの場合も、裸鋼板を用いた場合に比べ、高電流側でナゲットのカーブが立 ち上がっている。また、高電流側への移行状態は、めっき鋼板の種類によって異なってい たが、めっき目付量との相関は見い出せなかった。一方、Al-Mg 側のナゲット径では、各 継手で大きな差は認められなかった。めっき鋼板側と AI-Mg 板側で比較すると、AI-Mg 板 側の方がナゲット径の値は大きいが、これは、めっき鋼板側のジュール発熱が Al-Mg 板 側に奪われることと、Al-Mg板の方が融点が低いためだと考えられる。この結果を Fig.6.56 の結果と照らし合わせると、溶接電流が 14.0kA 以下では、引張せん断強さとナゲット径



との間には顕著な相関関係は認められなかった。これは、この電流域では、めっき鋼板と アルミクラッド鋼板の界面で破断が起こり、その時の引張せん断強さが、各種めっきを介 した鋼板とアルミクラッド鋼板の接合強度に支配されるためと考えられる。一方、高電流 側では、Al-Mg 板側でプラグ破断が起こるため、引張せん断強さと Al-Mg 板側でのナゲッ ト径は比較的良く対応している。

Fig.6.58 は、上下とも DR 型電極を用い (DR-DR)、FA1 をインサートして、3 種類のめ っき鋼板 (AS1、WU、SZ) と Al-Mg 板 (A5) をスポット溶接した場合 (AS1-FA1-A5、 WU-FA1-A5、SZ-FA1-A5)の、引張せん断強さを示したものである。なお、比較のため、 めっき鋼板の代わりに裸鋼板を用いた場合(F-FA5-A5)の結果も示してある。インサート 材として FA1 を用いた場合には、FA5 を用いた場合に比べ、引張せん断強さのカーブが 低電流側に移行しており、めっき鋼板として AS1 と SZ を用いた場合には、F-FA5-A5 継手 とほぼ同じカーブを示している。また、めっき鋼板として目付量の少ない WU を用いた 場合には、引張せん断強さのカーブが F-FA5-A5 継手より低電流側で立ち上がっている。 しかし、引張せん断強さの最大値は各継手で同じであった。

Fig.6.59 の(a)と(b)は、Fig.6.58 で示した各継手において、溶接電流とナゲット径の関係 を示したものである。まず、めっき鋼板側のナゲット径を見ると、FA1 をインサート材に 用いることにより、FA5 を用いた場合に比べ、ナゲット径のカーブが低電流側に移行して おり、WUを用いた場合には、F-FA5-A5 継手より低電流側で立ち上がっている。しかし、 ナゲット径の最大値は各継手で同じである。一方、Al-Mg 側のナゲット径では、AS1 を用 いた場合には、F-FA5-A5 継手とほぼ同じカーブを示すが、WUとSZを用いた場合には、









Fig. 6.59 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, WU-FA1-A5, SZ-FA1-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

ナゲット径のカーブが F-FA5-A5 継手より低電流側で立ち上がっており、かつ、絶対値も 高い値を示している。めっき鋼板側と Al-Mg 板側で比較すると、Al-Mg 板側の方がナゲッ

ト径の値は大きい。これは、めっき鋼板側のジュール発熱が Al-Mg 板側に奪われること と、Al-Mg 板の方が融点が低いためと考えられる。この結果を Fig.6.58 の結果と照らし合 わせると、低電流側では、引張せん断強さとナゲット径との間には顕著な相関関係は認め られなかった。これは、先にも述べたように、この電流域では、めっき鋼板とアルミクラ ッド鋼板の界面で破断が起こるからである。一方、高電流側では、Al-Mg 板側でプラグ破 断が起こるため、引張せん断強さと Al-Mg 板側でのナゲット径は良く対応している。

Fig.6.60 の(a)と(b)は、WU-FA1-A5 継手と SZ-FA1-A5 継手を作製する場合において、め っき鋼板側に DR 型電極を、また、Al-Mg 板側にR型電極を用いた場合(DR-R)の引張せ ん断強さとU字引張強さを、上下とも DR 型電極を用いた場合 (DR-DR) と比較した結果 である。なお、U字引張強さでは、比較のため、電極組合せが DR-DR で F-FA5-A5 継手を 作製した場合の結果も示してある。まず、引張せん断強さについて見ると、めっき鋼板と して WU を用いた場合には、DR-R と DR-DR でほとんど差が認められない。また、SZ を 用いた場合には、DR-DRに比べて DR-Rの方が高い値を示したが、大きな差は認められな かった。一方、U字引張強さでは、電極組合せが DR-R の場合でのみ実験を行ったが、幅 広い電流域で F-FA5-A5 継手よりわずかに高い値を示した。Fig.6.48 で示したように、 AS1-FA1-A5 継手の引張せん断強さとU字引張強さでも、DR-DR と DR-R で、大きな差は 認められなかった。

Fig.6.61 の(a)と(b)は、Fig.6.60 の(a)と(b)において、溶接電流とナゲット径の関係を示



Fig. 6.60 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (WU-FA1-A5, SZ-FA1-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

-219-

したものである。まず、DR-RとDR-DRを比較すると、めっき鋼板側のナゲット径では、 WU-FA1-A5 継手の低電流側で差が認められるだけで大きな差は認められないが、Al-Mg板 側のナゲット径では、DR-DR の方がわずかに高い値を示している。めっき鋼板側のナゲ ット径に関しては、Fig.6.49 で示した AS1-FA1-A5 の結果と一致しているが、Al-Mg 板側の ナゲット径では、DR-DR の方が大きな値を示し、AS1-FA1-A5 継手とは逆の結果になって





いる。一方、この結果を Fig.6.60 の結果と照らし合わせると、WU-FA1-A5 継手では、AI-Mg 板側のナゲット径でわずかに差が認められたにも関わらず、引張せん断強さでは差が認め られた。一方、SZ-FA1-A5 継手では、Al-Mg 板側のナゲット径でわずかに差が認められた だけであったが、引張せん断強さでは大きな差が認められた。この原因としては、AI-Mg 板側にR型電極を使うために Al-Mg 板側の窪みが少なくなり、応力集中が緩和されたた めではないかと考えられる。以上のことから、Al-Mg 板側にR型電極を用いることは、継 手強度の点でも有利であるものと考えられる。

Fig.6.62 の(a)と(b)は、電極組合せが DR-DR と DR-R の場合について、各種めっき鋼板 を用いた場合での適正溶接電流範囲を示したものである。なお、めっき鋼板を用いた場合 には、Al-Mg 板側のナゲット径が4√tになってもめっき鋼板側で破断が起こるため、 Al-Mg 板側で破断が起こる電流値を下限電流値とした。インサート材として Fe: Al = 1: 1.1 のアルミクラッド鋼板 (FA5)を用いた場合には、めっき鋼板の使用によって、下限 電流値が上昇し、裸鋼板を用いた場合より適正溶接電流範囲は狭くなる。これは、溶接中



にめっきが溶融することによって電流密度が低下し、めっき鋼板側でナゲットが形成しに くくなるからである。一方、Fe: Al = 2.2:1のアルミクラッド鋼板(FA1)を用いると、 めっき鋼板の場合でも適正溶接電流範囲は広くなる。これは、めっき鋼板側でのジュール 発熱量が増加するからである。電極組合せが DR-R では、DR-DR に比べて、適正溶接電流 範囲は広くなる。これは、Al-Mg 板側で散りが発生しにくくなるためである。

Fig.6.63 の(a)~(c)は、上下とも DR 型電極を用い、FA1 をインサートして、合金化溶融 亜鉛めっき鋼板(AS1)と Al-Mg板(A5)をスポット溶接した時の、打点数と引張せん断 強さ、およびナゲット径(めっき鋼板側、AI-Mg 板側)の関係を示したものである。溶接 電流を 12.0kA に設定し、100 点ごとに引張せん断試験片を2体採取して評価した結果、打 点数が 4000 点においても、引張せん断強さが 1.8kN 以上、めっき鋼板側と Al-Mg 板側の ナゲット径が、4.0mm 以上および 6.0mm 以上の値を示していた。継手の破断が Al-Mg 板側 で起こるため、この結果を Al-Mg 板同士の連続打点性評価の結果と比較すると、引張せ ん断強さと Al-Mg 板側のナゲット径は、4000 点においても、JISのA級の最小値を下 回っていなかった²¹⁵⁾。Al-Mg板同士のスポット溶接における連続打点数は 3000 点程度で あることから²¹⁶⁾、この継手の連続打点性は、Al-Mg 板同士の場合より優れていることが わかった。引張せん断強さは、打点数が 2000 点まではかなりばらついたが、それ以降は ばらつきが小さくなる傾向を示した。これは、AI-Mg 板側の電極損耗に伴い、AI-Mg 板側 の電極と接触している部分の窪みが小さくなって Al-Mg 板の板厚減少が小さくなったた めと考えられる。継手の破断形態は、全て Al-Mg 板でのプラグ破断であった。なお、ビ ール試験でめっき鋼板側と AI-Mg 板側のナゲット径を測定した結果、AI-Mg 板側は全てプ ラグ破断であったが、めっき鋼板側は 3600 点でプラグ破断から、めっき鋼板側のナゲッ ト内で破断するせん断破断に移行した。これは、電極損耗に伴い、電流密度が低下して、



-221-





めっき鋼板側でナゲットが形成されにくくなったためと考えられる。

Fig.6.64 は打点数と電極先端径の関係を示したものである。めっき鋼板側に比べて、AI-Mg 板側の電極先端径の方がはやく増大している。したがって、合金化による電極の損耗は、 Al-Mg 板側の方が大きいことがわかる。Al-Mg 板側の電極重量減少量を測定すると、Al-Mg 板同士の連続打点性評価を行った場合の 70 %程度であることから、Al-Mg 板側の電極損 耗量は Al-Mg 板同士の場合に比べて少ないことがわかった。Al-Mg 板側で電極が損耗し電 極先端径が増大しているにも関わらず、引張せん断強さが 4000 点まで高い値を示したの は、Al-Mg 板側のナゲットが、めっき鋼板側でのジュール発熱の影響を受けて形成されて



いるためと考えられる。同様の実験を溶接電流が 14.0kA でも実施したが、4000 点におい ても、JISのA級の値を満足していた。 6.3.8 継手の疲労強度特性

Fig.6.65 の(a)と(b)は、FA をインサートして鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手 (F-FA-A5)について、せん断方向と剥離方向に荷重をかけて疲労試験を実施した結果で ある。なお、F-FA-A5 継手の引張せん断試験とU字引張試験では、Al-Mg 板側で破断が起



Fig. 6.65 Comparison of fatigue strength of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) and aluminum-aluminum (A5-A5) joints: (a) Tensile shear, (b) Cross tension.

Fig. 6.64 Relation between number of welds and diameter of electrode tip.

-223-

こるため、比較として、AI-Mg板同士を溶接した継手(A5-A5)の結果も併せて示してあ る。5×10⁶回における荷重範囲を比較すると、F-FA-A5継手の疲労強度は、せん断方向、 剥離方向とも、A5-A5 継手と同レベルであるものと考えられた。これは、いずれの継手に おいても、Al-Mg 板で破断が起こるためと考えられる。両者でわずかな差が認められたの は、Al-Mg 板におけるナゲット径の差か、あるいは、鋼板と Al-Mg 板との曲げモーメント の差が原因であるものと考えられる。一方、いずれの継手においても、せん断方向に荷重 をかけた方が、剥離方向に荷重をかけた場合より高い値を示した。これは、剥離方向に荷 重をかけた場合の方が、ナゲット周囲における応力集中が激しいためと考えられる。 F-FA-A5 継手では、アルミクラッド鋼板がインサートされているため、荷重の偏心が大き くなることによってナゲット周囲に作用する曲げモーメントが増大し、応力が増大するこ とによって A5-A5 継手に比べ疲労強度が低下することが懸念されたが²¹⁷⁾、今回の実験結 果ではその影響は認められなかった。鋼板の場合と同様に、FA1 をイサートして合金化溶 融亜鉛めっき鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手(AS1-FA1-A5) についても同様に 疲労試験を実施したが、5×10⁶回における疲労強度では、わずかに低い値を示した。 これは、FAに比べて FA1の板厚の方が厚かったために、オフセット効果によって、曲げ モーメントに差がでたためと考えられる。

6.3.9 継手の耐食性

Fig.6.66 は、スポット溶接後、化成処理と電着塗装を行った AS1-FA1-A5 継手について、 塩水噴霧試験 (SST: Salt Spray Test) と複合環境腐食試験 (CCT: Cyclic Corrosion Test) を行 い、めっき鋼板とアルミクラッド鋼板の溶接部周囲、およびアルミクラッド鋼板と Al-Mg 板の溶接部周囲を 90 サイクルで観察した結果である。塩水噴霧試験で 120 サイクルまで、 また、複合環境腐食試験で 90 サイクルまで試験を行ったが、めっき鋼板側と Al-Mg 板側 のいずれにおいても、異常な腐食箇所や優先的に腐食されている部分は認められなかった。 通常、鋼板とアルミニウム板の接触部では、電食現象によってアルミニウム板が優先的に 腐食されるが²¹⁸⁾、今回の継手ではこのような腐食は認められなかった。これは、鋼板と アルミニウム板の接触部がアルミクラッド鋼板の界面だからである。

Fig.6.67 の(a)と(b)は、塩水噴霧試験と複合環境腐食試験を行った後の AS1-FA1-A5 継手 について、引張せん断強さを測定した結果である。腐食サイクルが増加しても、継手の引 張せん断強さはほとんど変化していない。したがって、本継手の耐食性は良好であるもの と考えられる。アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた場合の腐食試験の結果は、 Baboian らの結果^{62, 207-208, 219-220)}と一致している。

6.4 考察

6.4.1 スポット溶接性を支配する因子

アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板(めっき鋼板)とアルミニウム板のス ポット溶接において、まず、重要なことは、十分な継手強度を得るために、鋼板側とアル AS1 (b-2) AS1

AS1

AS1

(a-2)

Fig. 6.66 Appearance of spot weld zones of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints after corrosion test: (a-1) SST-90cycles Before washing, (a-2) SST-90 cycles After washing, (b-1) CCT-90cycles Before washing, (b-2) CCT-90 cycles After washing.

ミニウム板側の両方で確実にナゲットを形成させることである。このためには、鋼板側と アルミニウム板側の熱バランス(ジュール発熱と熱伝導)を考慮する必要性がある。そこ で、まず、2枚の板のスポット溶接におけるジュール発熱と温度上昇、およびこれに伴う ナゲット形成について考え、この結果から、アルミクラッド鋼板をインサートした場合に ついて考察する。

Fig.6.68 は、2枚の板同士をスポット溶接する場合の原理を示した図である。スポット 溶接では、電極先端での応力集中を利用して通電路を制限し、この部分で高電流密度を確 保してジュール発熱量を高め、この部分を溶融させて板同士を溶接している。





Fig. 6.67 Relation between corrosion cycles and tensile shear strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints: (a) SST, (b) CCT.



Fig. 6.68 Principal of resistance spot welding.

今、板中の任意の位置(r, z)の時刻tにおける電流密度を δ (r, z, t)(A/m^2)、 固有抵抗をρ(r, z, t)(Ω·m)とすると、通電開始から時刻tまでに板中で発生 した総発熱量Q(cal)は、下記の式で求められる²²¹⁾。

J'S ρδ'/Jdvdt

-226-

ただし、 J:熱の仕事当量(4.18J/cal)

板中の電流密度分布が一定で、しかも電極などへの熱伝導損失なしにこの発熱量が全て 板の各部に蓄積されるとすれば、(6.1)式より、スポット溶接時の発熱量Qは、固有抵抗 ρと通電時間tに比例し、また、電流密度δの2乗に比例する。スポット溶接では、溶接 電流I、通電時間t、電極加圧力Pが三大要素といわれているが、これは、溶接電流Iと 電極加圧力Pが電流密度δと相関関係を持ち、また、発熱量Qが通電時間tに比例するか らである。電流密度に対しては、電極先端の形状も大きな影響を与えるため重要な因子と なる。一方、スポット溶接部における温度上昇を定量的に求めるためには、板-電極間、 板-板間の力学的釣り合いから通電径を求め、また、板中および電極中での電流分布と熱 伝導方程式を解くことによって求められる。今、板厚方向にのみ温度分布があると考え、 しかも、板の比熱C、密度 G、熱伝導率Kなどが一定と仮定すると、ある時刻における実 温度Tは以下の式で示される221)。

ただし、 $\Theta = T J / \rho \delta^2$ I:溶接電流、D:電流通路径

(6.2) 式で、TとOの値は、母材が決まれば定数と考えてよいので、この結果は、単純 には溶接部の温度上昇、すなわち溶接部の形成に対しては、通電径の影響が最も大きく(4 乗の効果)、次いで溶接電流値(2乗の効果)、母材の固有抵抗値(1乗の効果)の順に

影響することを表している。

先にも述べたように、インサート材を用いた鋼板とアルミニウム板のスポット溶接では、 鋼板側で発生したジュール熱がアルミニウム板側に伝導し、アルミニウム板側でのナゲッ ト形成に大きな影響を及ぼす。このことは、逆に言えば、鋼板側で発生したジュール熱が アルミニウム板側に奪われることを意味している。したがって、鋼板側で十分な大きさの ナゲットを形成させるためには、鋼板側でジュール熱が十分に発生するようにする設定す る必要性がある。特に、めっき鋼板を用いた場合には、溶接中にめっきが溶融して電流経 路が拡大し、電流密度が低下して発熱量が低下するため、注意が必要である。しかし、鋼 板側でのジュール発熱があまり大きくなりすぎると、散りが発生したり、アルミニウム板 の電極と接触している部分の板厚が極端に減少するため、適度な値に設定することが重要 である。

 $T = \Theta \times \rho \delta^{2} / J = \Theta \times \rho / J \times 16 / \pi^{2} \times I^{2} / D^{4} \qquad \cdots \qquad (6.2)$

-227-

アルミクラッド鋼板をインサートした鋼板とアルミニウム板のスポット溶接では、6.3.2 で示したように、鋼板側とアルミニウム板側の板厚比(鋼板+鋼層と純 AI 層+ AI-Mg 板 の板厚比)が1:1.2程度であれば、鋼板側とアルミニウム板側でそれぞれバランスよく ナゲットが形成された。(6.2)式で示したように、板中の任意の位置における温度上昇は 固有抵抗に比例し、また、熱伝導度に反比例するものと考えられる。今、鋼板と Al-Mg 板の固有抵抗と熱伝導度を調べると、鋼板の固有抵抗は Al-Mg 板の 1.8 倍程度であり、逆 に、Al-Mg板の熱伝導度は鋼板の 1.7 倍程度である1821。したがって、固有抵抗の比と熱 伝導度の比がほぼ等しいため、鋼板側とアルミニウム板側の板厚比がほぼ同等であれば、 バランス良くナゲットが形成されたものと考えられる。6.3.3 で示したように、鋼板とア ルミニウム板の板厚がほぼ同じである場合には、アルミクラッド鋼板の板厚比はほぼ Fe : Al = 1:1 であれば良く、これより鋼層の板厚比を増加させれば鋼板側でナゲットが形 成されやすくなり、純 AI 層の板厚比を増加させれば鋼板側でナゲットが形成されにくく なる。当然ながら、ナゲット形成に対しては、アルミクラッド鋼板の板厚比だけでなく、 鋼層と純 AI 層の厚さの絶対値も重要である。一方、アルミクラッド鋼板が同じであれば、 鋼板の板厚が増加すれば鋼板側でナゲットが形成されやすくなり、Al-Mg 板の板厚が増加 すれば鋼板側でナゲットが形成されにくくなる。したがって、インサート材を用いた鋼板 とアルミニウム板のスポット溶接では、鋼板とアルミニウム板の板厚、アルミクラッド鋼 板の鋼層と純 AI 層の厚さと板厚比が鋼板側とアルミニウム板側のナゲット径に大きな影 響を及ぼす。また、6.3.4 で述べたように、アルミニウム合金板の種類によって固有抵抗 と熱伝導度が異なるため、これもナゲット形成に影響を及ぼす。

これに対して、アルミクラッド鋼板をインサートしためっき鋼板とアルミニウム板のス ボット溶接では、6.3.5 で示したように、めっき鋼板側でナゲットが形成されにくくなる。 この場合には、6.3.2 で述べたように、溶接電流を増加させてもめっき鋼板側で完全なナ ゲットは形成されず、逆に AI-Mg 板側で散りが発生するため、適正溶接電流範囲が狭く なって問題となる。(6.2) 式で示したように、溶接部の温度上昇に対しては、通電径を小 さくする効果が最も大きい。通電径を小さくするためには、電極加圧力を下げる方法と電 極先端形状を変える方法があるが、電極加圧力を 1.47kN まで下げても、ナゲット形成に 対して大きな効果は認められなかった。一方、6.3.6 で述べたように、めっき鋼板側で DR型電極(先端径; Ø 6.0mm)より先端径が小さいCF型電極(先端径; Ø 3.5mm)を 用いると、より低電流でめっき鋼板側のナゲットが形成され、めっき鋼板側で電流密度を 増加させた効果が認められた。当然、AI-Mg 板側にもCF型電極を用いれば、通電径が小 さくなり効果は増大することが予想されるが、AI-Mg 板側にそF型電極を用いるた、電極と 接触している部分の窪みが大きくなるため、AI-Mg 板側は窪みが小さくなるR型電極やF 型電極を用いる方が良いものと考えられる。なお、AI-Mg 板側にR型電極を用いても、低 電流でめっき鋼板側のナゲットが形成され、継手強度も低い値を示さない。これは、めっ き鋼板側にCF型電極を用いただけでもめっき鋼板側の通電路が制限され、また、Al-Mg 板側のナゲット径形成は、主にめっき鋼板側でのジュール発熱によって支配されるからだ と考えられる。しかし、先端径の小さいCF型電極を用いると、めっき鋼板においても、 電極と接触するめっき鋼板の部分の窪みがかなり大きくなるため、外観上問題となる。

上記(6.2) 式より、溶接部における温度上昇に対しては、母材の固有抵抗も影響する。 したがって、めっき鋼板側でのナゲット形成を容易にするためには、アルミクラッド鋼板 の鋼層の板厚比を増加させるか、あるいは、めっき鋼板の板厚を増加させて、ジュール発 熱量を増加させることが有効であると考えられる。6.3.7 で述べたように、板厚比が Fe: Al = 2.2:1 のアルミクラッド鋼板をインサート材に用いると、低電流でめっき鋼板側のナ ゲットが形成されており、固有抵抗の効果は認められる。この効果は電極組合せが DR-R の場合にも認められ、めっき鋼板側と Al-Mg 板側で窪みによる外観品質の低下が問題に なることもないため有効な手段である。一方、めっき鋼板の板厚が増加した場合にも、よ り低電流でナゲットが形成され、固有抵抗による効果が認められる。しかし、めっき鋼板 の板厚が増加した場合には、板厚が厚いめっき鋼板側にナゲットが片寄ることと、過大な ジュール熱の発生によって、Al-Mg 板側で散りが発生しやすくなるという問題が生じる。 また、継手においては、めっき鋼板の板厚を自由に選択することは不可能である。以上の ことから、めっき鋼板側で確実にナゲットを形成させるためには、アルミクラッド鋼板の 板厚比を制御することが重要であるもの考えられる。

以上、述べてきたように、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板(めっき鋼板)とアルミニウム板のスポット溶接では、めっき鋼板側とアルミニウム板側で確実なナ ゲット形成を行うことが重要であり、そのためには、鋼板側とアルミニウム板側の板厚比 をバランスさせることが重要である。また、めっき鋼板を用いた場合には、アルミクラッ ド鋼板の板厚比を制御することが重要である。スポット溶接性の重要な指標としては、継 手強度が考えられる。そこで、次に、継手強度を支配する因子について考察する。

6.4.2 継手強度を支配する因子

6.3.2 で述べたように、アルミクラッド鋼板をインサートし、鋼板(めっき鋼板)とア ルミニウム板をスポット溶接した継手では、溶接電流の増加とともに、継手の破断形態が、 Fig.6.10 で示したように3段階に変化する。Fig.6.10 で示した(a)のせん断破断から(C)のプ ラグ破断への変化は、通常の鋼板同士とアルミニウム板同士の継手でも観察されるもので あり、ナゲットの成長に起因して生じる変化である。スポット溶接継手では、ナゲット内 でのせん断破断、あるいはナゲット周囲でのプラグ破断が起こる場合の引張せん断強さの 値は、それぞれ、実験的に下記の式で求められることがわかっている¹⁸⁵⁻¹⁸⁶⁾。

 $T S S_{SH} = A \cdot \pi \cdot d^2 / 4 \cdot \sigma_{NU} \cdot \cdots \cdot \cdots \cdot \cdots \cdot (6.3)$ $T S S_{PL} = B \cdot \pi \cdot d \cdot t \cdot \sigma_{BM} \cdot \cdots \cdot \cdots \cdot \cdots \cdot (6.4)$

-229-

ただし、

TSSsH: せん断破断が起きる時の継手の引張せん断強さ(kN) TSSPL: プラグ破断が起きる時の継手の引張せん断強さ(kN) d:ナゲットの直径(mm) t:被溶接材の板厚(mm) **σ**NU:ナゲット部のせん断強さ(MPa) σ_{BM}: 被溶接材の引張強さ(MPa) A、B:係数

(6.3)、(6.4)式より、ナゲット径dが小さい場合には、TSSsH の方が小さな値となり、ナゲ ット内でせん断破断が起こるが、ナゲット径dが大きくなると、TSSn の方が小さい値と なり、ナゲットの周囲でプラグ破断が起こるようになる。したがって、せん断破断からプ ラグ破断に移行するのである。しかし、アルミクラッド鋼板をインサートした継手の引張 せん断試験では、(a)のせん断破断から(b)の界面破断へ移行し、さらに(c)のプラグ破断 へ移行する。また、U字引張試験では、(b)の界面破断から(c)のプラグ破断へ移行する。 これらの変化は、アルミクラッド鋼板と Al-Mg 板を溶接した場合にも認められるもので ある。(a)から(b)へ破断形態が移行するのは、溶接電流の増加に伴い、Al-Mg 板側のナゲ ットが成長して Al-Mg 板側の接合強度が向上することと、アルミクラッド鋼板の界面で 金属間化合物層が成長し、その部分の接合強度が低下することに起因している。すなわち、 アルミクラッド鋼板の純 Al 層と Al-Mg 板の接合強度に比べ、アルミクラッド鋼板界面の 接合強度の方が低くなるため、アルミクラッド鋼板の界面で破壊が起こりやすくなったも のと考えられる。一方、破断形態が(b)から(c)へ移行する理由は、以下のように考えられ る。溶接電流の増加とともに金属間化合物層が生成される領域が増加するが、第4章でも 述べたように、この部分の接合強度は比較的高いため、溶接電流の増加とともに、この部 分の接合強度も増加するものと考えられる。一方、アルミクラッド鋼板の純 AI 層と Al-Mg 板が接合されているナゲットの周囲では、電極加圧によって Al-Mg 板の板厚が減少する。 したがって、アルミクラッド鋼板の金属間化合物層が生成されている部分の接合強度の方 が、アルミクラッド鋼板の純 Al 層と Al-Mg 板が接合されている部分の強度より高くなる ため、Al-Mg 板側でプラグ破断が起こるようになるものと考えられる。

ところで、アルミクラッド鋼板をインサートした継手 (F-FA-A5) では、鋼板と Al-Mg 板を直接溶接した継手(F-A5)に比べて、厚い金属間化合物層が生成されているにもかか わらず、継手強度は高い値を示した。以下、この理由について考える。Fig.6.69は、U字 引張試験の場合について、F-A5 継手と F-FA-A5 継手の破壊形態を示したものである。な お、引張せん断試験では、(2)の(a)Type B の前にせん断破断タイプがある以外は同じで ある。Fig.6.69 の(1)-(a)で示したように、F-A5 継手では、スポット溶接によって鋼板と Al-Mg 板の界面で金属間化合物層が生成される。引張せん断試験とU字引張試験では、こ

-230-

の金属間化合物層の部分に応力集中が起こるが、この部分は非常に脆弱であるため、切り 欠き (ノッチ) 効果によって簡単に破壊が生じてしまう。したがって、Fig.6.69 の(1)-(a) で示したように、溶接電流が 13.0kA 以下では、せん断タイプの破断 (鋼板/アルミ板界 面での破断)が生じるものと考えられる。引張せん断強さとU字引張強さを比較すると、 U字引張強さの方がはるかに低い値を示すことから、この切り欠き効果は、特にU字引張 試験で顕著であることがわかる。また、この継手はハンマーなどで衝撃力を加えたり捻っ たりすると容易に破壊するが、これも脆弱な切り欠き部に応力が集中し破壊するためと考 えられる。一方、溶接電流が高くなると、電極加圧と表面のピックアップ、散り発生など の影響によって、Al-Mg板の電極と接触する部分の板厚が薄くなり、Fig.6.69の(1)-(b)で 示したように Al-Mg 板で破壊が生じるようになるため、プラグ破断へ移行するものと考 えられる。プラグ破断する場合の引張せん断強さとU字引張強さを F-FA-A5 継手の場合と





(b) Type III (Plug type)

(1) F-A5

Fig. 6.69 Comparison of fracture modes of steel-aluminum (F-A5) and steel-aluminum clad steelaluminum (F-FA-A5) joints.

(a) Type II (Interface type)



(b) Type III (Plug type)

(2) F-FA-A5

比較すると、F-A5 継手の引張せん断強さとU字引張強さはかなり低いことがわかる。こ れは先に述べた Al-Mg板の板厚減少が、F-A5 継手の場合で顕著に進むからである。

一方、これに対して、F-FA-A5 継手の場合でも、アルミクラッド鋼板の界面で金属間化 合物層が生成されると、Fe/AI 界面での接合強度が低下する。その結果、ナゲット径の増 加とともに、Fig.6.10 の(a)で示したせん断タイプの破断から Fig.6.69 の(2)-(a)で示した界 面破断へと移行するものと考えられる。しかし、溶接電流が高くなると Al-Mg 板側のナ ゲット径は増加するが、界面における金属間化合物層の生成は通電径の変化などによって 生成面積はそれ程拡大しないものと考えられる。そのため、Fig.6.69 の(2)-(b)で示したよ うに、金属間化合物層の生成面積に比べて、アルミナゲットの面積は大きくなる。このよ うな状態で引張試験を行うと、金属間化合物層の部分には引張応力がかかるが、この領域 はナゲット径に比べて小さく、かつ、F-A5 継手のように外部に露出されていない(すな わち、切り欠き形状になっていない)こと、また、剥離強度が高いまわりの部分で支えら れていること、などの理由により、破壊はアルミクラッド鋼板の界面ではなく、Al-Mg 板 で起こるものと考えられる。その結果、Fig.6.69 の(2)-(b)で示したプラグ破断が起こるよ うになり、F-A5 継手より強度が高くなるものと考えられる。なお、プラグ破断が起こっ たもうひとつの理由としてコロナボンドの形成が考えられる。すなわち、アルミナゲット 周辺でコロナボンドが形成され、これによってアルミクラッド鋼板の純 AI 層と AI-Mg 板 の接合強度が増加しプラグ破断が起こったことが考えられる。しかし、破壊した試験片の 断面を観察すると、コロナボンド部は完全に剥がれて破壊していることから前者の説の方 が支持される。なお、F-FA-A5 継手は、ハンマーなどで衝撃を与えても容易に破壊しない が、これは金属間化合物層がアルミクラッド鋼板の界面に存在することに起因しているも のと考えられる。アルミクラッド鋼板をインサートした継手の強度と破断形態に関しては、 泰山ら183-184,210-213)も検討しており、上記と同様の結論に至っている。

6.4.3 他の接合法との比較

信頼性ある鋼板とアルミニウム板の接合法としては、アルミクラッド鋼板をインサート したスポット溶接法の他にも、機械的接合法(Riveting法、Tog lock法、TOX法、Self piercing & riveting 法) ^{89-92,222-223)} や接着法⁹⁴⁾ がある。そこで、ここでは、直接溶接やアルミめ っき鋼板を使用したスポット溶接の結果をも含め、鋼板とアルミニウム板の異種金属接合 で特に問題となる、引張強さ(引張せん断強さ、U字引張強さ)、疲労強度、耐食性に焦 点をあてて、アルミクラッド鋼板をインサートした継手の特性を、他の接合法の場合87. ⁹⁴⁾と比較する。なお、機械的接合法には、Tog lock法(MC)とSelf piercing & riveting法 (SR)を用いた。また、アルミリベット継手(RJ)と接着継手(AD)の値は、文献値⁹⁴⁾ を用いた。アルミリベットの直径は 3.2mm であり、また、接着継手の接着部の面積は 25 × 25mm であった。したがって、各継手の接合部の面積はそれぞれ異なっている。 最初に、継手の引張せん断強さとU字引張強さを比較する¹⁸⁰⁻¹⁸¹。Fig.6.70の(a)と(b)

は、スポット溶接継手の引張せん断強さとU字引張強さの最大値を、他の接合法の場合と 比較した結果である。まず、スポット溶接継手(SP)で比較すると、引張せん断強さで



は、Fig.6.70 の(a)で示したように、鋼板-アルミクラッド鋼板- Al-Mg 板継手 (F-FA-A5 (SP))とアルミめっき鋼板- Al-Mg 板継手(F(A)-A5(SP))の値はほぼ同レベルであり、 Al-Mg板同士継手(A5-A5(SP))よりわずかに高い値を示した。一方、U字引張強さでは、 Fig.6.70 の(b)で示したように、F-FA-A5(SP)継手の値は、A5-A5(SP)継手を含む他のスポ ット溶接継手より高い値を示している。 一方、スポット溶接継手(SP)の値を、他の接合法と比較すると、引張せん断強さで は、Fig.6.70の(a)で示したように、F-FA-A5(SP)継手とF(A)-A5(SP)継手の値は、Self piercing & riveting 法で接合された継手 (F-A5(SR)) と同レベルの値であり、Tog lock 法やリベット 法で接合された継手(F-A5(MC)、F-A5(RJ))より高い値を示す。なお、接着継手(F-A5(AD)) が高い値を示すのは、接着部の面積が大きい(25 × 25mm)からであり、ナゲット径と同 じ面積で比較すれば、むしろ F-FA-A5(SP)継手の方が高い値である。一方、U字引張強さ では、Fig.6.70の(b)で示したように、F-FA-A5(SP)継手の値は、Self piercing & riveting 法で 接合された継手(F-A5(SR))よりは低いが、Tog lock 法やリベット法あるいは接着法で接 合された継手 (F-A5(MC)、F-A5(RJ)、F-A5(AD)) よりは高い値である。以上の結果から、 鋼板-アルミクラッド鋼板- Al-Mg 板継手 (F-FA-A5(SP))の強度は、他の接合法と比べ ても高い値を示すことがわかった。また、Self piercing & riveting 法による鋼板と AI-Mg板 の接合法でも高い継手強度が得られ、この方法も有望であると考えられた。機械的接合や 接着によって接合された鋼板-アルミニウム板継手の引張強さについては、原賀ら224)も

Fig. 6.70 Comparison of joint strength by various method (SP: Spot welding, MC: Mechanical clinching, SR: Self piercing & riveting, RJ: Rivet joining, AD: Adhesion bonding): (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

-233-

検討を行っている。その結果によれば、鋼板とアルミニウム板を機械的に接合または接着 した継手の引張せん断強さと十字引張強さは、アルミニウム板同士を接合した継手と同レ ベルである。その中でも、Self piercing & riveting 法で接合された継手は、高い継手強度を 示し、今回の実験結果と一致している。一方、接着継手では、引張せん断強さは高い値を 示すが、十字引張強さは、アルミニウム板同士をスポット溶接した継手に比べて低い値を 示している。これは、接着が剥離方向の力に対して弱いためと考えられる。

次に、継手の疲労強度について比較する。Fig.6.65 で示したように、アルミクラッド鋼 板をインサートして鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手の、せん断方向、剥離方向 の疲労強度は、Al-Mg 板同士の場合と同レベルであった。井上ら⁸⁷⁾は、アルミめっき鋼 板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手について疲労強度を調査し、その結果、この継手 の疲労強度も Al-Mg 板同士の場合と同レベルであることを示している。この結果は、溶 接部で脆弱な金属間化合物層が生成されていても、疲労強度の低下にはつながらないこと を意味している。この理由としては、継手の静的引張強度に差があっても、スポット溶接 部の疲労強度はナゲット近傍のノッチ形状に支配されるため、溶接部で脆弱な化合物が生 成されていても、ほとんど影響を受けないためと考えられる。この現象は、高強度鋼板の 溶接部でも認められている225-226)。したがって、スポット溶接継手の疲労強度において は、アルミクラッド鋼板をインサートした効果は認められない。一方、Self piercing & riveting 法で接合された鋼板 – Al-Mg 板継手のせん断方向の疲労強度は、Al-Mg 板同士をスポット 溶接した継手より高い値を示した²²⁴⁾。この原因のひとつとしては、Self piercing & riveting 法で Al-Mg 板同士を接合した継手の疲労強度が、Al-Mg 板同士をスポット溶接した継手の 疲労強度より高いことが上げられる²²⁴⁾。これは、前者の継手で、スポット溶接の場合ほ どノッチ効果の影響が少ないためと考えられる。また、Self piercing & riveting 法で作製さ れた鋼板 – Al-Mg 板継手のせん断方向の疲労強度が、Al-Mg 板同士継手より高い値である ことから²²⁴⁾、鋼板と Al-Mg 板の剛性の差が影響したことも原因として考えられる。これ に対して、接着で接合された鋼板- Al-Mg 板継手の疲労強度は、他の方法で接合された 継手より高い値を示した²²⁴⁾。これは、接着で接合された継手の静的強度が他の継手に比 べて高かったためであり、同じ静的強度の継手で比較すれば、疲労強度は同レベルである と考えられる。

最後に、継手の耐食性について比較する。Fig.6.66 と Fig.6.67 で示したように、アルミク ラッド鋼板をインサートして鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手では、溶接部で異 常な腐食は起こっておらず、CCT試験を行っても継手の引張せん断強さは低下しなかっ た。この結果は、Baboian らの結果^{208,220)}と一致している。この結果を、他の接合法で 作製された継手の場合と比較すると⁹⁴⁾、鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した継手で は、CCT試験によって継手の引張せん断強さは低下するが、TOX法、アルミリベット 接合などの機械的接合法や接着法では、継手の引張せん断強さは低下しない。これらの継

手の接合部では、Al-Mg 板側で白錆が発生し激しい腐食が起こっているが、これは、鋼板 と Al-Mg 板の接触により、鋼板がカソード、Al-Mg 板がアノードとなってガルバニック腐 食が起こるためである。しかし、機械的接合や接着では、継手強度の低下にまで至ってい ないのに対し、スポット溶接継手では、継手強度が急激に低下している。この原因につい ては不明であるが、溶接部で生成された金属間化合物層の部分で腐食が加速されるためで はないかと推測される⁹⁴⁾。アルミめっき鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した場合にも溶 接部で金属間化合物層が生成されることから、この継手もCCT試験によって、引張せん 断強さが低下するものと考えられる。

6.5 結 言

アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた、鋼板、めっき鋼板とアルミニウム合金板 とのスポット溶接について調査した結果、以下の結論が得られた。

(1) アルミクラッド鋼板をインサート材として用いることにより、鋼板と Al-Mg 板を スポット溶接することが可能であった。この場合の適正溶接電流範囲は十分に広い範囲で あり、鋼板同士および Al-Mg 板同士を溶接した場合の中間に位置した。 (2) 鋼板側のナゲットは、鋼板とアルミクラッド鋼板の鋼層の界面で、また、Al-Mg板 側のナゲットは、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面から Al-Mg 板側に向かって形成されて いた。ナゲットの形成過程を調査した結果、通電時間の増加とともに、まず、鋼板側でナ ゲットが形成され、その後、Al-Mg 板側でナゲットが形成された。 (3) Al-Mg板側のナゲットがアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面から形成され、かつ、Al-Mg 板同士より低電流域で Al-Mg 板側のナゲットが形成されるのは、鋼板側でのジュール発 熱が、Al-Mg 板側でのナゲット形成に影響を及ぼすためと考えられた。 (4) 溶接部におけるアルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面では、厚さ2~5µmの Fe-AI 系 金属間化合物層 (FezAls) が生成され、溶接電流の増加および溶接時間の増加とともに、 その厚さは増加した。

面破断に移行し、さらにプラグ破断へと移行した。 けるためと考えられた。

(7) アルミクラッド鋼板の Fe/AI 板厚比は、スポット溶接性に影響を及ぼした。すなわ ち、アルミクラッド鋼板の純 AI 層の比率が高くなるほど、引張せん断強さとナゲット径 の立ち上がりカーブ、および適正溶接電流範囲は高電流側に移行した。しかし、溶接電流

(5)継手の引張せん断強さとU字引張強さは、Al-Mg板同士を溶接した場合と同レベル の値を示し、鋼板と Al-Mg 板を直接溶接した場合より高い値を示した。引張せん断試験 とU字引張試験における継手の破断形態は、溶接電流の増加とともに、せん断破断から界

(6) Al-Mg 板表面に存在する酸化膜は、Al-Mg 板側のナゲット径の大きさには影響を及 ぼさなかった。これは、Al-Mg 板側のナゲット形成が鋼板側でのジュール発熱の影響を受 が高くなると、引張せん断強さ、ナゲット径ともに同じ値になった。アルミクラッド鋼板 の Fe/AI 板厚比によって溶接性に差が認められた原因としては、アルミクラッド鋼板の鋼 層におけるジュール発熱とアルミクラッド鋼板の熱伝導度の差、およびそれに伴う電極と 鋼板および Al-Mg 板との接触状態の変化が考えられる。

(8) スポット溶接時にアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面で生成される Fe-Al 系金属間化 合物層(FezAls)の厚さは、アルミクラッド鋼板のFe/AI板厚比によって異なっていた。

(9)スポット溶接で用いるアルミニウム板の種類は、スポット溶接性に影響を及ぼした。 すなわち、アルミニウム合金の種類により、引張せん断強さ、ナゲット径に差が認められ た。アルミニウム合金の種類によってこれらに差が認められた原因としては、アルミニウ ム合金板の固有抵抗、熱伝導度の違いや、溶接部における偏析状態、時効処理の影響が考 えられる。また、破壊形態の差によって、引張せん断強さも変化した。

(10) アルミクラッド鋼板をインサート材に用いて、めっき鋼板と Al-Mg 板をスポット溶 接した場合には、めっき鋼板側でナゲットが形成されにくくなった。これは、めっき鋼板 側でめっきが溶融し、電流密度が低下するためと考えられた。めっき鋼板側におけるナゲ ットの形成のされにくさは、めっきの種類によって異なっていた。

(11) めっき鋼板側で先端径が小さいCF型電極を使うことにより、より低電流でめっき 鋼板側のナゲットが形成された。これは、めっき鋼板側で電流密度が増加したためと考え られる。しかし、この場合には、めっき鋼板側での窪みが大きくなった。

(12) 板厚比が Fe: Al = 2.2:1 のアルミクラッド鋼板を用いることにより、より低電流 でめっき鋼板側のナゲットが形成された。これは、アルミクラッド鋼板の鋼層の板厚比が 増加することによって、ジュール発熱量が増加し、アルミクラッド鋼板の熱伝導度が低下 したためと考えられた。同様の効果は、板厚の厚いめっき鋼板を用いることによっても認 められたが、この場合には、適正溶接電流範囲が狭くなった。

(13) アルミクラッド鋼板をインサートして鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手の、 せん断方向と剥離方向の疲労強度は、Al-Mg 板同士をスポット溶接した継手と同レベルで あった。

(14) アルミクラッド鋼板をインサートしてめっき鋼板と AI-Mg 板をスポット溶接した継 手では、溶接部で異常な腐食は起こっておらず、CCT試験後も、継手の引張せん断強さ は低下しなかった。

(15) アルミクラッド鋼板をインサートして、鋼板とアルミニウム合金板をスポット溶接 した場合には、継手の静的強度、疲労強度、耐久性が、機械的接合法や接着法などと比較 しても優れていることがわかった。

第7章 熱間圧延接合法とスポット溶接法の接合性評価

7.1 緒 言

第2章では熱間圧延法を用いた鋼板とアルミニウム板の固相接合法について、第4章で は鋼板とアルミニウム板の直接スポット溶接法について、第5章ではアルミクラッド鋼板 と複層鋼板のスポット溶接性について、第6章ではアルミクラッド鋼板をインサート材に 用いた鋼板、めっき鋼板とアルミニウム板のスポット溶接法について検討した結果を報告 した。本章では、これらの結果を基に、熱間圧延法で鋼板とアルミニウム板を固相接合し た場合の接合性と、この方法で製造されたアルミクラッド鋼板をインサート材に用い、鋼 板とアルミニウム板をスポット溶接した場合の接合性を、他の接合法の場合と比較しなが ら評価する。

7.2 接合性評価

7.2.1 熱間圧延接合法の接合性評価

まず、熱間圧延法で鋼板とアルミニウム板を固相接合した場合の接合性を、従来の接合 法、すなわち、爆着法、冷間圧延法、アルミめっき+熱間圧延法、真空圧延法、異周速圧 延法、溶湯鍛造法、接着法、の場合と比較しながら、界面の接合強度、耐食性、機械的特 性、スポット溶接性の観点から評価する。

アルミクラッド鋼板と複層鋼板の特性で最も重要になるのは、鋼板/アルミニウム板界 面での接合強度である。なぜなら、これが低いと、製造後の加工プロセス、例えば、曲げ や成形過程で容易に剥離が起こったり、界面に平行な方向にずれが生じてしわが発生する、 などの問題が生じるからである。また、界面に局所的な未接合部が存在すると、耐食性試 験で、この部分の優先腐食が起こり、腐食が進行して剥離が起こるからである。熱間圧延 法を用いた今回の接合プロセスでは、界面のピール強度が 32N/mm 以上と非常に高い値で あり、成形加工中に界面で剥離が起こったり、しわが発生することはなかった。これは、 素材が窒素雰囲気中で通電急速加熱されたために、接合の阻害因子となる酸化膜が素材表 面に生成されなかったこと、熱間圧延法であったために、純 AI 板が優先的に圧下されて 純 AI 板の圧下率が高くなったこと、また、界面で適度な拡散反応が起こったこと、が原 因であると考えられる。今回のピール強度の値は、従来、接合性が良好であると言われて いる爆着法や真空圧延法の場合と同レベルの値であり、冷間圧延法、アルミめっき+熱間 圧延法、異周速圧延法、溶湯鍛造法、接着法、などと比べると一桁程度高い値であった。 ビール強度が低く、界面に未接合部が存在すると、界面剥離、しわの発生、界面腐食、な どが起こり、従来、大きな問題となっていた。しかし、本プロセスで製造されたアルミク ラッド鋼板、複層鋼板の接合強度は非常に高いため、後加工を必要とする部品、例えば、 自動車用部品などにも十分使用が可能である。 アルミクラッド鋼板や複層鋼板の特性で、次に重要なポイントとなるのは成形性である。

-237-

もともと、これらの材料は軽量鋼板として期待されているため、部材として用いる場合、 成形性は重要なファクターである。第2章で述べたように、本プロセスで鋼板と純 AI 板 を圧延接合した場合には、鋼板はほとんど圧下されず、純 AI 板のみが優先的に圧下され た。また、純 AI 板は圧延後の冷却過程で焼鈍されるため、鋼層と純 AI 層は焼鈍状態にな っていた。したがって、アルミクラッド鋼板と複層鋼板の伸び、r値、エリクセン値、限 界絞り比は、鋼板よりは劣るがアルミニウム板よりは高い値を示し、良好な成形性を示す。 これを従来の接合法と比較すると、真空圧延法と接着法では比較的良好な成形性を示すが、 爆着法、冷間圧延法、アルミめっき+熱間圧延法、異周速圧延法では、接合中に加工硬化 が起こるため成形性が低く、また、溶湯鍛造法ではもともとの材料の成形性が低いという 問題があった。したがって、本プロセスでは、素材の成形性を維持しつつ、高い接合強度 を得ることが可能であるため、メリットは非常に大きい。

アルミクラッド鋼板や複層鋼板の特性で、3番目に重要なことは、溶接が可能であるか どうかである。第5章で述べたように、アルミクラッド鋼板と複層鋼板は、界面が金属的 に接合されているため、接着法などの場合とは異なり、導電性が良好である。したがって、 鋼板やアルミニウム板とスポット溶接することが可能である。

最後に、本プロセスでは、形状が限定されず薄板化や板厚比の制御も可能である。また、 生産性が良く、大量生産も可能である。これは、形状的に制限が多く、薄板化や大量生産 が難しい爆着法や、真空チャンバーを必要とし生産性や広幅化が難しい真空圧延法と比較 しても大きなメリットであるものと考えられる。以上の結果より、本プロセスは、接合性 が良好であり、かつ、製造法としても優れているものと考えられる。

7.2.2 スポット溶接法の接合性評価

次に、熱間圧延法で製造されたアルミクラッド鋼板をインサート材に用い、鋼板とアル ミニウム板をスポット溶接した場合の接合性を、他の接合法、すなわち、直接スポット溶 接法、機械的接合法(Riveting法、Tog lock法、Self piercing & riveting法)、接着法、の場合 と比較しながら、静的強度(引張せん断強さ、U字引張強さ)、疲労強度、耐食性、の観 点から評価する。

最初に、継手の静的強度を比較すると、アルミクラッド鋼板をインサートした方法では、 継手の引張せん断強さとU字引張強さが、鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板とを直接スポット溶接した継手より高い値を示した。これは、熱間圧延法で製造 されたアルミクラッド鋼板の界面における接合強度が高いことと、溶接時に界面で金属間 化合物層が生成されノッチ効果がないことが原因である。第4章で述べたように、通常の 実ラインで使用されている交流溶接機を用いた直接スポット溶接では、溶接部で脆弱な金 属間化合物層が生成されるため、高い継手強度は得られない。溶接部で金属間化合物層を 生成させないようにするためには、コンデンサースポット溶接機を用いれば良いが、この 方法では、電極劣化時に安定した接合強度を得るのが難しいという問題があり、未た実用 化されていない。したがって、現状では、直接スポット溶接の可能性は低いものと考えら れる。一方、アルミクラッド鋼板をインサートした継手の引張せん断強さは、Self piercing & riveting 法で接合された継手と同レベルであり、Tog lock 法やリベット法、接着法で接合 された継手より高い値を示す。これに対して、U字引張強さは、Self piercing & riveting 法 で接合された継手よりは低いが、Tog lock 法、リベット法、接着法で接合された継手より は高い値である。以上の結果から、アルミクラッド鋼板をインサートした継手の静的強度 は、他の接合法と比較しても、高い値を示すことがわかった。 次に、継手の疲労強度を比較すると、アルミクラッド鋼板をインサートした方法では、 せん断方向、剥離方向の疲労強度が、AI-Mg 板同士の場合と同レベルの値を示し、これは

次に、継手の疲労強度を比較すると、アルミクラッド鋼板をインサートした方法では、 せん断方向、剥離方向の疲労強度が、AI-Mg 板同士の場合と同レベルの値を示し、これは 直接溶接の場合でも同様であった。一方、Self piercing & riveting法、接着法で接合された 継手の疲労強度は、AI-Mg 板同士を溶接した継手より高い値を示す。したがって、疲労強 度に関しては、AI-Mg 板同士をスポット溶接した場合と同レベルだが、Self piercing & riveting 法や接着法と比べるとわずかに劣っている。

次に、継手の耐食性を比較する。アルミクラッド鋼板をインサートした継手では、溶接 部で異常な腐食は起こっておらず、耐食性試験を行っても継手の引張せん断強さは低下し なかった。これに対して、直接スポット溶接法では、耐食性試験によって継手の引張せん 断強さが低下するが、機械的接合法や接着法では、継手の引張せん断強さは低下しない。 したがって、耐食性においても、本接合法は優れているものと考えられる。

以上、継手の静的強度、疲労強度、耐食性の観点から述べてきたが、最後に、施工性、 コストをも含めて、各種接合法を評価する。スポット溶接法では、静的強度、疲労強度、 耐食性に優れ、また、従来のスポット溶接ラインを使えるという点で、アルミクラッド鋼 板をインサートした方法が最も優れているものと考えられる。施工性の点で、アルミクラ ッド鋼板の固定法が問題点とされるが、これは大きな問題ではなく、様々な方法を適用す ることが可能である。また、この方法では、アルミクラッド鋼板の価格が 1500 円/kgと 非常に高いことが欠点であったが、最近では、300円/kgと Al-Mg 板並の価格のアルミ クラッド鋼板も市販されており、コストの問題も解決しつつある。一方、Self piercing & riveting 法は、静的強度、疲労強度、耐食性に優れており、アルミクラッド鋼板をインサ ートした方法と並んで有望な方法である。問題点は、接合に大きな荷重が必要であり、現 状のラインに即適用することが困難であることと、リベット1個当たり5~10円の価格 がかかり、スポット溶接の1~3円/点に比べると高いことである。接着法については、 仮止めの必要性や接着剤の経年劣化、耐熱サイクルの問題があるが、これらの特性は現在 改良されつつあり、今後の発展に期待するところである。鋼板とアルミニウム板の接合法 として、どの方法が最適であるかについては、まだ議論が必要であるが、それぞれの接合 法の利点を生かし、適用箇所によって使い分けることが望ましいものと考えられる。 7.2.3 接合性評価のまとめ

-239-

以上、述べたように、熱間圧延法で鋼板とアルミニウム板を固相接合した場合には、高 い接合強度を得ることが可能であり、この方法で製造されたアルミクラッド鋼板、複層鋼 板の成形性、スポット溶接性は優れていることがわかった。また、この方法で製造された 界面の接合強度が高いアルミクラッド鋼板をインサート材に用いることにより、鋼板とア ルミニウム板を強固にスポット溶接することが可能であり、この継手特性も良好であるこ とがわかった。本研究では、アルミクラッド鋼板と複層鋼板の製造技術を確立することと、 鋼板とアルミニウム板の信頼性有る接合技術を確立することを目的としたが、熱間圧延法 を用いることによって前者の目的を達成し、また、この方法で製造されたアルミクラッド 鋼板をインサート材として用いることにより、後者の目的を達成した。

7.3 結 言

熱間圧延法で鋼板とアルミニウム板を固相接合した場合の接合性と、この方法で製造さ れたアルミクラッド鋼板をインサート材に用い、鋼板とアルミニウム板をスポット溶接し た場合の接合性を、他の接合法と比較しながら評価した結果、以下の結論が得られた。

(1)熱間圧延法で製造されたアルミクラッド鋼板と複層鋼板では、界面の接合強度が十 分に高く、また、成形性、溶接性も良好であった。したがって、鋼板とアルミニウム板の 固相接合に熱間圧延法を用いた場合の接合性は良好であるものと考えられた。

(2)熱間圧延法で製造されたアルミクラッド鋼板をインサートして、鋼板とアルミニウム板をスポット溶接した場合には、高い継手強度が得られ、また、疲労特性、耐食性も良好であった。したがって、鋼板とアルミニウム板のスポット溶接にインサート材を用いた場合の接合性は良好であるものと考えられた。また、この方法以外にも、Self piercing & riveting 法や接着法も有望であるものと考えられた。

(3)熱間圧延法を用いることによって、界面の接合強度が高く、成形性、スポット溶接 性に優れたアルミクラッド鋼板、複層鋼板の製造技術を確立し、また、この方法で製造さ れたアルミクラッド鋼板をインサート材として用いることにより、鋼板とアルミニウム板 の信頼性有る接合技術を確立した。

第8章 総 括

技術の進歩とともに、素材に対する要求レベルはますます高度化しており、かつ、その 要求特性も多様化している。これらの要求に対して、従来は単一素材を改良することによ り対応してきたが、近年の要求特性はかなり高レベル化しており、これにも限界がある。 これに対して、優れた特性を持った材料同士を組み合わせ、単一素材では成し得ない優れ た複数の特性、あるいは全く新しい特性を得ることを目的に複合材料が開発されている。 一方、最近、CO2ガスの増加による地球の温暖化が大きな問題として取り上げられるよ うになり、これに対応して、自動車などの分野では、燃費向上のために、比重が軽いアル ミニウムを車体に使おうという試みがなされている。

本研究は、上記背景のもとに実施されたものであり、その第一の目的は、軽量鋼板、 熱伝導特性・磁気特性に優れた機能性材料、あるいは鋼板とアルミニウム板を溶接する際 のインサート材料として大きな期待が寄せられるアルミクラッド鋼板や複層鋼板の製造方 法を確立することである。また、第二の目的は、鋼板とアルミニウム板が混在するような ハイブリッド構造体で不可欠となる、鋼板とアルミニウム板の接合方法を確立することに ある。前者の目的を達成するために、熱間圧延法による鋼板とアルミニウム板の圧延接合 方法について検討し、また、後者の目的を達成するために、アルミクラッド鋼板をインサ ート材料に用いた鋼板とアルミニウム板のスポット溶接方法について検討した。その結果、 圧延接合法とスポット溶接法を用いて、信頼性ある鋼板とアルミニウム板の接合法を確立 することができた。

第1章では、まず、緒論として、鋼板とアルミニウム板の接合法が必要とされた技術的 背景とその問題点について述べた。また、鋼とアルミニウムの接合に関する従来の研究に ついて触れた後、本研究の意義と目的、本論文の構成について述べた。 第2章では、熱間圧延法を用いた鋼板とアルミニウム板の圧延接合法について述べた。 まず、窒素雰囲気中で鋼板とアルミニウム板を通電加熱した後圧延する熱間圧延法を用い、 拡散接合法の場合と比較しながら、鋼板とアルミニウム板の接合性に及ぼす酸化膜と圧延 条件の影響、および最適接合条件を明らかにした。また、熱間圧延法と拡散接合法で作製 された、鋼板/アルミニウム板接合体の界面における組織や拡散状態、ミクロ構造を明ら かにし、ステンレス鋼板/アルミニウム板接合体の場合と比較しながら、鋼板とアルミニ ウム板の接合メカニズムについて議論した。さらに、鋼板/アルミニウム板接合体の機械 的特性について明らかにした。得られた結論は、以下の通りである。 (1)鋼板、ステンレス鋼板とアルミニウム板の圧延接合では、鋼板表面のFe酸化膜は 接合の阻害因子になるが、ステンレス鋼板表面のCr酸化膜とアルミニウム板表面のA1 非晶質酸化膜は、必ずしも接合の阻害因子にならないことがわかった。

-241-

(2) 窒素雰囲気中で通電急速加熱と圧延を行う熱間圧延法を用いることにより、アルミ クラッド鋼板と複層鋼板を製造することが可能であった。

(3) 通電加熱圧接装置では、素材の加熱が急速であり、かつ、加熱と圧延が窒素雰囲気 中で行われるため、鋼板とアルミニウム板の表面はほとんど酸化されていなかった。

(4)鋼板/純AI板圧延接合体のピール強度は、純AI板の圧下率および圧延温度の増加 とともに増加した。アルミクラッド鋼板のピール強度は 32N/mm 以上であり、真空圧延材 と同レベルであった。また、複層鋼板のピール強度より高い値を示した。圧延接合体のピ ール強度が高い値を示したのは、鋼板とアルミニウム板の表面がほとんど酸化されていな かったことと、アルミニウム板の圧下率が高かったことが原因であると考えられる。

(5) 圧延接合体の界面では、光学顕微鏡レベルで観察される欠陥や金属間化合物層の存 在は認められなかった。

(6) 圧延接合された鋼板と純 AI 板は、A1の非晶質酸化膜を介して接合されており、 この酸化膜が存在しない部分では、局部的に Fe-Al 系の金属間化合物が生成されていた。 また、接合界面の両側 50nm の範囲内では、FeとAlの拡散領域は認められなかった。 (7) 圧延接合された鋼板と Al-Mg 板は、Mgを含んだAlの非晶質酸化膜を介して接 合されており、酸化膜の周辺部では、局部的に Fe-Al 系の金属間化合物が生成されていた。 また、接合界面の両側 50nm の範囲内では、FeとAlの拡散領域は認められなかった。 (8) 圧延接合されたステンレス鋼板と純 AI 板は、Crの結晶酸化膜とA1の非晶質酸 化膜を介して接合されており、界面で局部的な Fe-Al 系金属間化合物の生成は認められな かった。また、接合界面の両側 50nm の範囲内では、Fe、A1、Ni、Crの拡散領域 は認められなかった。

(9) アルミクラッド鋼板と複層鋼板の密度、ヤング率、0.2%耐力、引張強さ、伸び、 r値の値は、素材である鋼板と純 AI 板の値の中間を示し、複合則が成り立っていた。-方、n値、エリクセン値、限界絞り比では、複合則が成り立っていなかった。

(10)曲げ剛性を考慮に入れると、軽量鋼板としては、アルミクラッド鋼板より複層鋼板 の方が優れていることがわかった。

第3章では、鋼板とアルミニウム板の接合で最も問題となる金属間化合物の生成につい て述べた。すなわち、鋼板とアルミニウム板の固相接合界面における金属間化合物層の生 成・成長挙動について明らかにした。まず、上記、熱間圧延法で作製された鋼板/アルミ ニウム板接合体を用い、接合界面における金属間化合物層の生成・成長に及ぼす熱処理条 件や母材成分の影響について明らかにした。また、界面における各種元素の拡散状態や金 属間化合物層の種類、組成、組織、について明らかにし、圧延接合体と拡散接合体で比較 した。さらには、接合界面におけるミクロ構造と金属間化合物層の生成・成長挙動の関係、 金属間化合物層の成長と界面の接合強度との関係について明らかにし、固相接合界面にお ける金属間化合物層の生成防止法を提案した。得られた結論は、以下の通りである。

(1)鋼板/アルミニウム板接合体の界面では、加熱によって、Fe-AI系の金属間化合物 層が生成されることがわかった。金属間化合物層が生成される温度は、鋼板、アルミニウ ム板の種類とその組合せによって異なっていた。 (2)金属間化合物層は、拡散律速に従って成長することがわかった。また、その時の活 性化エネルギーの値は、116~235kJ/mol であった。金属間化合物層の成長速度は、アル ミニウム板中にMgが含まれると、また、アルミニウム板の圧下率が増加すると増加し、 逆に、ステンレス鋼板を用いると減少した。 (3) 鋼板/アルミニウム板接合体の剥離強度は、厚さ2μm以上の金属間化合物層が生 成されると急激に低下した。 (4) 鋼板/アルミニウム板接合体の界面で生成される金属間化合物層は、主に FeaAls で あり、これ以外にもFeAla、FeAlaが生成されていた。 (5)加熱後の鋼板/アルミニウム板接合体の界面をTEMで観察した結果、柱状晶で構 成された2~3種類の金属間化合物が生成されていることがわかった。 (6) 鋼板/ Al-Mg 板接合体では、金属間化合物層と Al-Mg 板の界面で、一部がMg酸 化膜に変化したA1の非晶質酸化膜が存在していた。一方、鋼板と金属間化合物層の界面 には酸化膜が存在していなかった。また、それぞれの界面で特定な結晶方位関係は認めら れなかった。

(7)ステンレス鋼板/純 AI板接合体では、金属間化合物層と純 AI板の界面およびステ ンレス鋼板と金属間化合物層の界面で、Crの結晶酸化膜とAlの非晶質酸化膜は存在し ていなかった。また、金属間化合物層とアルミニウム板の界面では特定な結晶方位関係が 認められなかったが、ステンレス鋼板と金属間化合物層の界面では、一定の結晶方位関係 が認められた。

層の生成・成長に大きな影響を及ぼすものと考えられた。 第4章では、鋼板とアルミニウム板の直接スポット溶接について述べた。すなわち。鋼 板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板とアルミニウム板との組合せでスポット溶接を行 い、溶接部における金属間化合物層の生成状態と継手強度との関係、金属間化合物層の生 成に及ぼす鋼板の表面状態の影響について明らかにした。また、直接スポット溶接の可能 性についても議論した。得られた結論は、以下の通りである。 (1) 鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、溶接部で厚さ2μm程度の金 属間化合物層 (Fe₂Al₅)が生成されていた。この継手の引張せん断強さは、Al-Mg 板同士 を溶接した継手よりわずかに低い値であったが、U字引張強さは、それと比較してかなり 低い値であった。Al-Mg 板中のMg 濃度の違いは、継手強度に影響を及ぼさなかった。 (2) ステンレス鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、溶接部で厚さ1μ m程度の金属間化合物層 (FeAk) が生成されていた。この継手の引張せん断強さとU字

(8) 鋼板/アルミニウム板接合体の界面に存在する酸化膜の存在形態は、金属間化合物

-243-

引張強さは、鋼板と Al-Mg 板を溶接した継手と同レベルであった。したがって、表面に 緻密なCr酸化膜が存在するステンレス鋼板を用いても、溶接部における金属間化合物層 の生成を防ぐことはできず、U字引張強さは低い値を示した。

(3) アルミめっき鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場合には、溶接部で厚さ2 μm程度の金属間化合物層(Fe:Als)が生成されていた。この継手の引張せん断強さは、Al-Mg 板同士を溶接した継手と同レベルであったが、U字引張強さは、それと比較してかなり低 い値であり、鋼板と AI-Mg 板を溶接した継手と同レベルであった。したがって、表面に アルミめっきがコーティングされたアルミめっき鋼板を用いても、溶接部における金属間 化合物層の生成を防ぐことはできず、U字引張強さは低い値を示した。

(4) 鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板を直接スポット溶接した場 合には、溶接電流の増加とともに、継手の破断形態が、溶接部界面で破断するせん断破断 タイプから、Al-Mg板のナゲット周辺部で破断するプラグ破断タイプに移行した。

(5) 鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手で、 U字引張強さが Al-Mg 板同士を溶接した継手に比べて低い値を示すのは、溶接部で応力 集中が起こり、脆弱な金属間化合物層の端部で、ノッチ効果によって容易に破壊が起こる ためと考えられた。

(6)鋼板、ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板と Al-Mg 板のスポット溶接では、鋼板、 ステンレス鋼板、アルミめっき鋼板側でのジュール発熱が、Al-Mg 板側でのナゲット形成 に大きな影響を及ぼすことがわかった。

第5章では、熱間圧延法で作製された鋼板/アルミニウム板接合体のスポット溶接性に ついて述べた。すなわち、鋼板とアルミニウム板のスポット溶接にアルミクラッド鋼板を インサート材として用いるのに際し、鋼板およびアルミニウム板とアルミクラッド鋼板と のスポット溶接について検討し、また、アルミクラッド鋼板同士のスポット溶接や、鋼板 と鋼/アルミニウム/鋼複層鋼板とのスポット溶接、鋼/アルミニウム/鋼複層鋼板同士 のスポット溶接についても検討し、圧延接合体のスポット溶接性を支配する因子や、圧延 接合体の界面特性に及ぼすスポット溶接の影響について明らかにした。また、アルミクラ ッド鋼板のインサート材としての適用の可能性についても議論した。得られた結果は、以 下の通りである。

(1) Al-Mg板同士、圧延接合体の純 Al 層と Al-Mg板、および圧延接合体の純 Al 層同士 の組合せでは、鋼板同士、鋼板と圧延接合体の鋼層、および圧延接合体の鋼層同士の組合 せに比べて、接触抵抗が1桁程高い値を示した。これは、Al-Mg板の表面に存在するMg 酸化膜または純 AI 層の表面に存在するA1酸化膜の影響だと考えられる。

(2) 鋼板とアルミクラッド鋼板をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは鋼 板とアルミクラッド鋼板の鋼層との間で形成され、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面では 金属間化合物層が生成されていた。適正溶接電流範囲は、鋼板同士の場合より高電流側に

字引張強さは引張せん断強さに比べて低い値であった。 (3) アルミクラッド鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接することは可能であった。ナゲッ トはアルミクラッド鋼板の純 AI 層と AI-Mg 板との間で形成され、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面では金属間化合物層が生成されていた。AI-Mg 板側でのナゲット形成には、鋼 層側でのジュール発熱が大きな影響を及ぼすことがわかった。適正溶接電流範囲は、Al-Mg 板同士の場合より低電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、Al-Mg 板同士 並またはこれ以上の値を示し、U字引張強さは引張せん断強さより低い値であった。 (4) アルミクラッド鋼板同士をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは鋼層 同士または純 AI 層同士の界面で形成され、アルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面では金属間 化合物層が生成されていた。鋼層を内側にした場合、適正溶接電流範囲は鋼板同士の場合 より高電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、鋼板同士の場合に比べて低 い値を示した。一方、純 AI 層を内側にした場合、適正溶接電流範囲は AI-Mg 板同士の場 合より低電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、Al-Mg 板同士の場合と同 レベルの値を示した。U字引張強さは引張せん断強さより低い値であった。 (5) 鋼板と複層鋼板をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは鋼板と複層鋼 板の鋼層との間で形成され、複層鋼板の Fe/Al 界面では金属間化合物層が生成されていた。 溶接電流が高い場合には、溶接部で塊状の金属間化合物(FesAl)が生成された。適正溶 接電流範囲は鋼板同士の場合より高電流側に移行し、鋼層の板厚比が低い複層鋼板を用い た場合の方が高電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは鋼板同士の場合に比 べて低い値を示したが、鋼層の板厚比が高い複層鋼板を用いた場合で塊状の金属間化合物 が生成された場合には、鋼板同士と同レベルの値を示した、U字引張強さは鋼板同士の場 合に比べて低い値であり、引張せん断強さと比べても低い値であった。 (6) 複層鋼板同士をスポット溶接することは可能であった。ナゲットは複層鋼板の鋼層 同士の界面で形成され、複層鋼板の Fe/Al 界面では金属間化合物層が生成されていた。溶 接電流が高い場合には、溶接部で塊状の金属間化合物(FeAl)が生成された。適正溶接電 流範囲は鋼板同士の場合より高電流側に移行し、鋼層の板厚比が低い複層鋼板を用いた場 合の方が高電流側に移行した。引張せん断強さとU字引張強さは鋼板同士の場合に比べて 低い値を示したが、鋼層の板厚比が高い複層鋼板を用いた場合で塊状の金属間化合物が生 成された場合には、鋼板同士と同レベルの値を示した、U字引張強さは鋼板同士の場合に 比べて低い値であり、引張せん断強さと比べても低い値であった。 (7) 圧延接合体をスポット溶接した場合には、圧延接合体の Fe/Al 界面で、厚さ1~5 μm程度の金属間化合物層 (Fe:Als) が生成された。この化合物層が生成されると、界面 の接合強度は低下し、引張試験時に界面で剥離する場合があった。しかし、複層鋼板をス ポット溶接した場合のように、溶接部で塊状の金属間化合物が生成された場合には、継手

移行した。引張せん断強さとU字引張強さは、鋼板同士の場合に比べて低い値を示し、U

の強度は低下せずむしろ高い値を示した。これは、金属間化合物が鋼層によって内包され ているためと考えられた。

(8)各継手の破断形態は、溶接電流の増加とともに変化した。破断形態としては、ナゲ ット内で破断するせん断破断タイプ、圧延接合体の界面で剥離し鋼層または純 AI 層が破 断する界面破断タイプ、Al-Mg 板または圧延接合体のナゲット周囲で母材が破断するプラ グ破断タイプの3種類があった。破断形態によって、継手の強度は大きく影響された。

(9)スポット溶接時に圧延接合体の Fe/Al 界面で金属間化合物層が生成されても、継手 強度は必ずしも低下しない。したがって、鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接する際にアル ミクラッド鋼板をインサート材として用いれば、高い継手強度が得られる可能性がある。

第6章では、アルミクラッド鋼板をインサート材に用いた鋼板、めっき鋼板とアルミニ ウム板のスポット溶接について述べた。まず、アルミクラッド鋼板をインサート材に用い た場合の鋼板とアルミニウム板のスポット溶接挙動について明らかにした。また、スポッ ト溶接性に及ぼすアルミクラッド鋼板の板厚比の影響、アルミニウム板の種類の影響につ いて明らかにし、スポット溶接性を支配する因子について議論した。さらに、アルミクラ ッド鋼板をインサート材を用いためっき鋼板とアルミニウム板のスポット溶接について検 討し、スポット溶接性に及ぼす電極形状の影響、アルミクラッド鋼板の板厚比の影響につ いて明らかにした。また、この継手の疲労強度、耐食性についても明らかにした。最後に、 継手としての特性を他の接合法、例えば、機械的接合法や接着法と比較し、インサート材 を用いたスポット溶接以外にも、機械的接合法や接着法も有望であることを明らかにした。 得られた結果は、以下の通りである。

(1) アルミクラッド鋼板をインサート材として用いることにより、鋼板と Al-Mg 板を スポット溶接することが可能であった。この場合の適正溶接電流範囲は十分に広い範囲で あり、鋼板同士および Al-Mg 板同士を溶接した場合の中間に位置した。

(2) 鋼板側のナゲットは、鋼板とアルミクラッド鋼板の鋼層の界面で、また、Al-Mg板 側のナゲットは、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面から Al-Mg 板側に向かって形成されて いた。ナゲットの形成過程を調査した結果、通電時間の増加とともに、まず、鋼板側でナ ゲットが形成され、その後、Al-Mg 板側でナゲットが形成された。

(3) Al-Mg板側のナゲットがアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面から形成され、かつ、Al-Mg 板同士より低電流域で AI-Mg 板側のナゲットが形成されるのは、鋼板側でのジュール発 熱が、Al-Mg板側でのナゲット形成に影響を及ぼすためと考えられた。

(4) 溶接部におけるアルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面では、厚さ2~5µmの Fe-Al 系 金属間化合物層(FeaAls)が生成され、溶接電流の増加および溶接時間の増加とともに、 その厚さは増加した。

(5)継手の引張せん断強さとU字引張強さは、Al-Mg板同士を溶接した場合と同レベル の値を示し、鋼板と Al-Mg 板を直接溶接した場合より高い値を示した。引張せん断試験 とU字引張試験における継手の破断形態は、溶接電流の増加とともに、せん断破断から界 面破断に移行し、さらにプラグ破断へと移行した。 (6) Al-Mg 板表面に存在する酸化膜は、Al-Mg 板側のナゲット径の大きさには影響を及 ぼさなかった。これは、Al-Mg 板側のナゲット形成が鋼板側でのジュール発熱の影響を受 けるためと考えられた。

(7)アルミクラッド鋼板の Fe/AI 板厚比は、スポット溶接性に影響を及ぼした。すなわ ち、アルミクラッド鋼板の純 AI 層の比率が高くなるほど、引張せん断強さとナゲット径 の立ち上がりカーブ、および適正溶接電流範囲は高電流側に移行した。しかし、溶接電流 が高くなると、引張せん断強さ、ナゲット径ともに同じ値になった。アルミクラッド鋼板 の Fe/Al 板厚比によって溶接性に差が認められた原因としては、アルミクラッド鋼板の鋼 層におけるジュール発熱とアルミクラッド鋼板の熱伝導度の差、およびそれに伴う電極と 鋼板および Al-Mg 板との接触状態の変化が考えられる。 (8)スポット溶接時にアルミクラッド鋼板の Fe/AI 界面で生成される Fe-AI 系金属間化 合物層(Fe₂Al₅)の厚さは、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 板厚比によって異なっていた。 (9)スポット溶接で用いるアルミニウム板の種類は、スポット溶接性に影響を及ぼした。 すなわち、アルミニウム合金の種類により、引張せん断強さ、ナゲット径に差が認められ た。アルミニウム合金の種類によってこれらに差が認められた原因としては、アルミニウ ム合金板の固有抵抗、熱伝導度の違いや、溶接部における偏析状態、時効処理の影響が考 えられる。また、破壊形態の差によって、引張せん断強さも変化した。 (10) アルミクラッド鋼板をインサート材に用いて、めっき鋼板と Al-Mg 板をスポット溶 接した場合には、めっき鋼板側でナゲットが形成されにくくなった。これは、めっき鋼板 側でめっきが溶融し、電流密度が低下するためと考えられた。めっき鋼板側におけるナゲ ットの形成のされにくさは、めっきの種類によって異なっていた。 (11) めっき鋼板側で先端径が小さいCF型電極を使うことにより、より低電流でめっき 鋼板側のナゲットが形成された。これは、めっき鋼板側で電流密度が増加したためと考え られる。しかし、この場合には、めっき鋼板側での窪みが大きくなった。 (12) 板厚比が Fe: AI = 2.2:1 のアルミクラッド鋼板を用いることにより、より低電流 でめっき鋼板側のナゲットが形成された。これは、アルミクラッド鋼板の鋼層の板厚比が 増加することによって、ジュール発熱量が増加し、アルミクラッド鋼板の熱伝導度が低下 したためと考えられた。同様の効果は、板厚の厚いめっき鋼板を用いることによっても認 められたが、この場合には、適正溶接電流範囲が狭くなった。 (13) アルミクラッド鋼板をインサートして鋼板と Al-Mg 板をスポット溶接した継手の、 せん断方向と剥離方向の疲労強度は、Al-Mg 板同士をスポット溶接した継手と同レベルで あった。

(14) アルミクラッド鋼板をインサートしてめっき鋼板と AI-Mg 板をスポット溶接した継

-247-

手では、溶接部で異常な腐食は起こっておらず、CCT試験後も、継手の引張せん断強さ は低下しなかった。

(15) アルミクラッド鋼板をインサートして、鋼板とアルミニウム合金板をスポット溶接 した場合には、継手の静的強度、疲労強度、耐久性が、機械的接合法や接着法などと比較 しても優れていることがわかった。

第7章では、第2章から第6章の結果を基に、熱間圧延法で鋼板とアルミニウム板を固 相接合した場合の接合性と、この方法で製造されたアルミクラッド鋼板をインサート材に 用い、鋼板とアルミニウム板をスポット溶接した場合の接合性を、他の接合法の場合と比 較しながら評価した。得られた結果は、以下の通りである。

(1) 熱間圧延法で製造されたアルミクラッド鋼板と複層鋼板では、界面の接合強度が十 分に高く、また、成形性、溶接性も良好であった。したがって、鋼板とアルミニウム板の 固相接合に熱間圧延法を用いた場合の接合性は良好であるものと考えられた。

(2) 熱間圧延法で製造されたアルミクラッド鋼板をインサートして、鋼板とアルミニウ ム板をスポット溶接した場合には、高い継手強度が得られ、また、疲労特性、耐食性も良 好であった。したがって、鋼板とアルミニウム板のスポット溶接にインサート法を用いた 場合の接合性は良好であるものと考えられた。また、この方法以外にも、Self piercing & riveting法や接着法も有望であるものと考えられた。

(3) 熱間圧延法を用いることによって、界面の接合強度が高く、成形性、スポット溶接 性に優れたアルミクラッド鋼板、複層鋼板の製造技術を確立し、また、この方法で製造さ れたアルミクラッド鋼板をインサート材として用いることにより、鋼板とアルミニウム板 の信頼性有る接合技術を確立した。

本研究では、従来、困難とされた、鋼板とアルミニウム板の異種金属接合の問題を取り 上げ、これら金属の接合技術確立を目的とした。その結果、熱間圧延法とインサート材を 用いたスポット溶接法によって、これら金属の接合が可能であることを見い出した。鋼板 とアルミニウム板で継手を作製する方法としては、上記インサート法以外にも、機械的接 合法や接着法などの方法がある。したがって、これら接合法の利点と欠点をよく見極め、 組立行程において上手に使い分けることによって、メリットはさらにでるものと考えられ る。今後、自動車分野では、車体軽量化のために、ますますアルミニウムが使われるもの と考えられるが、その際、これらの異種金属接合法は、効力を発揮するものと考えられる。

一方、本研究では、セラミックスに関する過去の知見²²⁷⁾を基に Fe-Al 系金属間化合物 に関する考察も行った。金属間化合物は脆弱である場合が多いため、従来はあまり歓迎さ れない化合物であった。しかし、一部には興味のある特性を示すものもあるため、機能性 材料として検討されつつあり、今後の研究成果が期待されるところである。本研究の成果 が、環境問題や新材料の開発に少しでも役立てば幸いである。

参考文献

1) 田谷:米国における複合材料の現状と動向,鉄と鋼,74 (1988), p.1727-1733. 2) 森田: 複合材料, 金属, (1990) 4, p.39-47. 3) 新素材便覧, 通産省資料調查会編, (1990), p.718-738. 4) 菅野, 高田, 木下: 複合材料, NIKKEI NEW MATERIALS, 97 (1991) 5-20, p.81-92. 5) 福田: 複合材料の開発動向と課題, 日本機械学会誌, 96 (1993) 893, p.278-284. 6) 及川:材料の複合化はどこまで進むか,溶接技術,42(1994), p.62-71. 7) 植村: プラスチック系複合材料, 軽金属, 37 (1987), p.503-513. 8) 新素材ハンドブック, 新素材ハンドブック編集委員会編, (1988), p.115-128. 9) 森田:金属基複合材料の設計,金属,(1985) 11, p.21-26. 10) 浅沼, 廣橋: 金属基複合材料の研究開発動向, 金属, (1987) 12, p.35-41. 11) 大蔵:金属系繊維強化複合材料の現状,鉄と鋼,74 (1988), p.413-420. 12) 新素材ハンドブック, 新素材ハンドブック編集委員会, (1988), p.129-140. 13) 森田:機能性(金属基)複合材料,金属,(1989)1, p.60-65. 14) 香川:構造用金属基複合材料,金属,(1989) 1, p.66-71. 15) 溶接·接合便覧,溶接学会編,丸善,(1990),p.1104-1110. 16) 森田:金属基複合材料,金属,(1993) 8, p.59-63. 17) 新素材ハンドブック, 新素材ハンドブック編集委員会, (1988), p.153-161. 18) 秋宗:繊維強化セラミックスの研究動向,金属,(1992)4, p.42-47. 19) 木村, 安田: C/Cコンポジットの研究動向, 金属, (1992) 4, p.34-41. 20) 新原,中平:ナノ複合化セラミックスの研究動向,金属,(1992) 4, p.13-18. 21) 坂本:金属間化合物複合材料の研究動向,金属,(1992) 4, p.48-55. 22) 新素材ハンドブック, 新素材ハンドブック編集委員会編, (1988), p.169-197. 23) 荒谷: PVD・CVD技術による薄膜のハイブリッド化, 溶接学会誌, 57 (1988), p.216-223. 24) 五十嵐: 表面処理法による傾斜機能材料の研究動向, 金属, (1992) 4, p.6-12.

- 26) 溶接·接合便覧, 溶接学会編, 丸善, (1990), p.972-974.
- (1991) 3-18, p.8-24.
- (1992), p.11-28.
- - の製造技術,鉄と鋼,75 (1989),p.1680-1687.

25) 新素材ハンドブック, 新素材ハンドブック編集委員会編, (1988), p.163-168.

27) 櫻井:ユニークな用途を発掘し始めたクラッドメタル, NIKKEI NEW MATERIALS, 94

28) クラッド鋼溶接の実際,日本高圧力技術協会・クラッド研究委員会編,産報出版,

29) 及川:クラッド鋼の溶接技術,溶接技術,42(1994)3,p.139-148.

30) 北岡, 鑓田, 川原田, 藤井, 奥村, 千貫: 鋳込圧延法によるステンレスクラッド鋼板

-249-

- 31) 福田: 圧延ステンレスクラッド鋼の接合強度特性と界面性状,鉄と鋼,76(1990), p.254-261.
- 32) 福田, 岩館: 圧延ステンレスクラッド鋼の接合強度特性とその評価法, 鉄と鋼, 76 (1990), p.1293-1300.
- 33) 吉原, 川並, 鈴木: 圧延法によるチタンクラッド鋼の接合状態, 鉄と鋼, 72 (1986), p.671-677.
- 34) 川並,吉原: 圧延クラッド材の製造技術,鉄と鋼,74 (1988), p.617-623.
- 35) 小溝,村山,大谷:Tiと炭素鋼の接合性と界面反応,鉄と鋼,74 (1988), p.1822-1838.
- 36) 福田,清野: 圧延チタンクラッド鋼の接合強度特性と界面性状,鉄と鋼,75 (1989), p.1162-1169.
- 37) 黒澤: 圧延法で製造したチタンクラッド鋼板の接合界面の析出相について, 日本金属 学会会報, 29 (1990), p.519-526.
- 38) 福田: 圧延クラッド鋼の製造と界面強度特性, 日本金属学会会報, 31 (1992), p.190-196.
- 39) 山本,中村,倉橋:接合に液相を利用した圧延チタンクラッド鋼板製造技術の開発, 鉄と鋼, 79 (1993), p.62-68.
- 40)藤田,吉原:極低炭素鋼/チタンクラッド材料界面のオージェ電子分光解析,鉄と鋼, 79 (1993), p.76-82.
- 41) 北田,小林,辻,平,卯目,伊藤:高ニッケル合金クラッドUOE鋼管,日本鋼管技 報, 119 (1987), p.17-24.
- 42) 井上:ステンレス・ニッケルクラッド鋼,金属,7(1989), p.21-24.
- 43) 大家:ステンレスクラッドアルミニウム板の諸特性,神戸製鋼技報,39(1989)3, p.61-64.
- 44) 鶴田: ステンレス・アルミ, チタン・アルミクラッド板の開発, 特殊鋼, 40 (1991) 10, p.54-57.
- 45) 鶴田: チタン・アルミニウムクラッド板の紹介, チタニウム・ジルコニウム, 39 (1990), p.138-139.
- 46) 今泉:アルミニウム合金と異種金属の溶接,軽金属溶接,34 (1996), p.67-79.
- 47)藤田,千葉,立川:爆発圧接法とその応用,日本金属学会会報,20 (1981), p.385-393.
- 48) 立川,石本: A1-Mg系合金と鋼の爆接における界面現象,溶接学会論文集,3 (1985), p.335-341.
- 49) 久保田:爆発圧着法による金属の接合,塑性と加工,28 (1987), p.1121-1127.
- 50) 久保田:爆発圧着法による金属複合材料,溶接学会全国大会講演概要,49(1991), p.10-13.
- 51) 田中:これからの自動車車体用材料,ふえらむ,1(1996),p.101-107.

- 52) 先端自動車材料技術,日本工業技術振興協会編,(1992).

- (1993), p.13-27.
- (1993), p.8-16.
- 22 (1984), p.310-320.
- 接, 22 (1984), p.354-371.
- (1984), p.408-419.
- SAE. (1976).
- p.716-722.
- p.27-33.
- 製鋼技報, 44 (1981), p.96-112.
- p.55-64.
- 会論文集, 9 (1991), p.17-23.
- 69) 溶湯鍛造内釜, NIKKEI MECHANICAL, 10.17 (1994), p.10-11.
- 70) 石井, 臼田, 小山, 門脇: Fe/Al/Fe クラッド薄板の機械的特性とプレス成形性, 6 (1993), P.448.
- aluminum alloys, Weld Prod, 14 (1967) 10, p.18-23.
- 72) 森井,藤田:異種金属の拡散溶接,溶接技術,22 (1974), p.20-26.

53)細見:自動車のアルミ化の進展と動向,住友軽金属技報, 32 (1991), p.1-19.

54)細見:自動車用アルミ材料(1),ジョイテック,(1991)11, p.26-35.

55)細見:自動車用アルミ材料(2),ジョイテック,(1991)12, p.30-38.

56)細見:自動車のアルミ化と接合,軽金属溶接, 30 (1992), p.153-165.

57)細見:自動車のアルミ化から見た第30回東京モーターショー, Al-ある, 10

58) 細見:自動車のアルミ化から見た第30回東京モーターショー, A1-ある, 11

59) 今泉:アルミニウム合金と異種金属との溶接 (I)総括及び溶融溶接,軽金属溶接,

60) 今泉:アルミニウム合金と異種金属との溶接 (II) ろう付及び抵抗溶接, 軽金属溶

61) 今泉:アルミニウム合金と異種金属との溶接 (Ⅲ) 固相接合, 軽金属溶接, 22

62) R. Baboian and G. Haynes : Joining dissimilar metals with transition materials, Paper 760714,

63) 石尾:冷間圧接による金属クラッド薄板の製造方法と接着機構,鉄と鋼,75 (1989),

64) 石尾:冷間圧接による金属クラッド板の製法と用途,塑性と加工, 32 (1991) 360,

65) 川瀬, 槙本, 高木, 石田, 田中: A1/アルミナイズド鋼クラッド鋼板の開発, 日新

66) 西条,吉田,平松:真空圧延による冷間圧延クラッド材の試作,東洋鋼板,29 (1991).

67) 迎, 西尾, 加藤, 井上, 畠中: 真空圧延接合装置の試作とクラッド材の製造, 溶接学

68) 迎, 西尾, 加藤: 真空圧延接合法と異種金属の接合, 熱処理, 32 (1992) 3, p.120-123.

71) V. V. Trutnev and M. Kh. Shorshorov : Diffusion welding of austenitic steel to aluminum and

73) N. Iwamoto, M. Yoshida, S. Tabata, T. Takeuchi, and M. Makino : Diffusion welding of mild steel

to aluminum, Transactions of JWRI, 4 (1975) 2, p.67-70.

- 74) 川勝,北山:アルミニウムと銅及び鋼の拡散接合に関する研究,軽金属溶接,14 (1976), p.415-420.
- 75) 川勝, 北山:金属の拡散接合に関する研究, 日本金属学会誌, 40 (1976) 1, p.96-103.
- 76) S Elliott and E R Wallach : Joining aluminum to steel Part 1 Diffusion bonding, Metal Construction, March (1981), p.167-171.
- 77) E. R. Naimon, J. H. Doyle, C. R. Rice, D. Vigil, and D. R. Walmsley : Diffusion welding of aluminum to stainless steel, Welding journal, November (1981), p.17-20.
- 78) P. D. Calderon, D. R. Walmsley, and Z. A. Munir : An investigation of diffusion welding of pure and alloyed aluminum to type 316 stainless steel, Welding journal, April (1985), 104s-112s.
- 79) 桃野, 圓城: アルミニウムと鋼の拡散接合, 軽金属, 35 (1985), p.396-404.
- 80) 森井,二松,青山:アルミニウムと異種金属の摩擦圧接による継手の性質,軽金属溶 接, 15 (1977), p.457-463.
- 81) 篠田, 深草, 若菜: 電動型摩擦圧接機によるアルミニウム 鋼の接合に関する研究, 溶接学会全国大会講演概要, 55 (1994), p.196-197.
- 82) 篠田,遠藤:純アルミニウムと鋼の摩擦圧接に関する研究,溶接学会全国大会講演概 要, 56 (1995), p.206-207.
- 83) 山下:摩擦圧接,溶接学会全国大会講演概要集,56 (1995), p.15-19.
- 84) W. F. Hess and E. F. Nippers, Jr. : A method for welding sheet aluminum to S.A.E. 4140 steel, Welding journal, March (1946), 129s-148s.
- 85)仲田,前川,加柴:高電流密度・短時間スポット溶接法によるアルミニウム合金板と 軟鋼板の接合(第1報),溶接学会論文集,2(1984),p.143-149.
- 86) 仲田, 前川, 加柴: 高電流密度・短時間スポット溶接法によるアルミニウム合金板と 軟鋼板の接合(第2報),溶接学会論文集,2(1984),p.264-269.
- 87) 井上,福村,曽我:各種めっき鋼板とアルミ合金のスポット溶接,日新製鋼技報,69 (1994), p.58-68.
- 88) 佐藤,片山:アルミニウム合金と他種金属の抵抗溶接について,軽金属溶接,15 (1977), p.393-400.
- 89) 町田:塑性加工技術による接合・複合(2),軽金属溶接, 33 (1995), p.37-43.
- 90) J.M.Sawhill, Jr. and S.E. Sawdon : A new mechanical joining technique for steel compared with spot welding, Paper 830128, SAE, (1983).
- 91) ポンチおよびダイによる薄板部品の接合, TOXカタログ, (1996).
- 92) S. A. Westgate : Resistance welding and mechanical fasteners-A comparison, Proceedings of International Symposium of Automobile Technologies Automum 29 (1996) 2, p.869-877.
- 93) 雀部:異種金属のろう付,溶接技術, 37 (1989), p.176-181.

- 95) アルミ合金と鋼の抵抗溶接接合,(株)アカネカタログ,(1996).
- 96) 鈴木,玉置,五十君,村上,市川:鋼-アルミニウムの圧接への炭酸ガスレーザー の利用, 溶接学会全国大会講演概要, 56 (1995), p.196-197.
- (1995), p.124-126.
- 98) U. Jaroni, H. Pircher, T. Stegemann, and M. Nagel : Tailored blanks in hybrid technique steelaluminum, Materials & Body Testing · IBEC'96, (1996), p.114-116.
- 99) 藤井, 酒井, 伊藤, 佐藤: アルミニウム合金と軟鋼のYAGレーザー溶接, 溶接学 会講演概要集, 61 (1997), p.380-381.
- 報告, 61 (1997), p.30-31.
- 472.
- 素技術,5(1991)8,p.19-28.
- p.9-11.
- 溶接, 16 (1978), p.345-364.
- 105)後藤、岡、向井、福田、松本、郷:アルミニウムー鋼複合材(クラッド)の工作法 の検討, 日立造船技報, 40 (1979), p.217-227.
- p.50-56.
- 107) 吉村,上野,辻,永瀬,切山,四本松:鉄/アルミ複層鋼板製造用通電加熱圧接ブ ロセスの開発,材料とプロセス,5(1992),p.1774.
- 108) 及川,斉藤,吉村,永瀬:鋼板とアルミニウム板の固相接合に及ぼす酸化膜の影響, 鉄と鋼, 83 (1997), p.629-634.
- 109) 及川,斉藤,吉村,永瀬:鋼板/アルミニウム板接合体の界面におけるミクロ構造 と金属間化合物の生成,鉄と鋼,84 (1998), p.73-78.
- 110) 及川, 斉藤, 永瀬, 上野, 林田: 通電加熱圧接法によって製造された Fe/Al 2 層複 層鋼板の機械的特性と溶接性,材料とプロセス,5(1992), p.1776.
- 111) 林田,織田,吉村,切山,及川:通電加熱圧接法によって製造された Fe/Al/Fe 3層

- 94) 鈴川,他:新時代を担う構造接着技術-Part2,アルミー鋼異材接合技術,自 動車技術会·構造接着技術特設委員会, No.9408 SYMPOSIUM, (1994), p.34-58.
- 97) R. Polzin, R. Poprawe, R. Kawalla, and H. Pircher : Transition joints: New ways of design for aluminum-steel light weight body components, Advanced Technologies & Processes · IBEC'95,

- 100) 片山, 臼井, 松縄: アルミニウムと鉄のレーザ異材接合, 大阪大学レーザー研究所
- 101) 松岡:鉄道車両のハイブリッド構体の構体結合構造,軽金属溶接,27 (1989), p.466-
- 102) 長瀬,工藤,坂下,鈴木,阿久津:ハイブリッド構体における異種金属接合等の要
- 103) 鈴木:鉄道車両産業界での現状と課題,溶接学会全国大会講演概要集,56(1995),
- 104) STJ委員会:アルミニウム合金 鋼複合材の船舶への応用に関する研究,軽金属
- 106) 今井, 中村: アルミ合金-鋼, 混合構造物の工作について, 溶接技術, 28 (1980) 8,

複層鋼板の機械的特性,材料とプロセス,5(1992),p.1775

- 112) 及川,斉藤,吉村,永瀬,切山,林田:鉄/アルミクラッド材の機械的特性と接合 性, 第32回界面接合研究委員会資料, 溶接学会, IJ-8-93 (1993).
- 113) 及川, 斉藤, 吉村, 永瀬, 切山: Fe/Al クラッド材を用いた鋼板とアルミ板のスポッ 溶接,軽構造接合加工研究委員会・アルミニウム合金の抵抗スポット溶接分科会資 料, 溶接学会, MPW-34-94 (1994).
- 114) A. Yahiro, T. Masui, T. Yoshida, and D. Doi: Development of nonferrous clad plate and sheet by warm rolling with different temperature of materials, ISIJ International 31 (1991), pp.647-654.
- 115) A. Yahiro, T. Masui, T. Yoshida, and D. Doi : Development of aluminum clad plate and sheet by warm rolling, The Sumitomo Search, 49 (1992)4, p.54-63.
- 116) 土居、米満:ステンレス鋼とアルミニウムの圧延接合,第 47 回界面接合研究委員会 資料, 溶接学会, IJ-3-98 (1998).
- 117) 米光: A1-Mg合金の高温酸化について, 住友軽金属技報, 34 (1993), p.81-86.
- 118) 池内,小谷,松田:A1-Mg-Si系6063合金の拡散接合界面における酸化 物の挙動,溶接学会論文集,14 (1996), p.122-128.
- 119) 小谷,池内,松田:実用A1合金の接合界面における形成相,溶接学会論文集,14 (1996), p.382-388.
- 120) 小谷,池内,松田:6063,5005,および7N01合金の接合界面の形成相 に及ぼす接合温度の影響,溶接学会論文集,14 (1996), p.389-397.
- 121) 小谷,池内,松田: A1-Mg2元系合金の接合界面における形成相,溶接学会論 文集, 14 (1996), p.551-562.
- 122) 小谷, 鄭, 池内, 松田: A1-X2元系合金 (X=Mg, Si, Mn, Zn, Cu) の接合界面の形成相,溶接学会論文集,15(1997),p.352-358.
- 123) ステンレス鋼便覧第3版 (ステンレス協会編), (1995), p.362.
- 124) 小原:金属組織学概論,朝倉書店, (1977).
- 125) Lars-Erik Svensson:Control of microstructures and properties in steel arc welding, CRC Press, (1994), p.174-179.
- 126) 八尋, 芝原, 広瀬: アルミ/鋼クラッド薄板の成形性について, 第3回薄鋼板成形 技術研究会資料,塑性加工学会, 91-34 (1991), p.61-68.
- 127) 松田,上野,恵比根,野々山,松居:Fe/Al クラッド材のプレス成形性,第4回薄鋼 板成形技術研究会資料,塑性加工学会,94-(1994).
- 128) 高橋: 固相接合の基礎, 軽構造接合加工研究委員会資料, 溶接学会, MP-84-92 (1992).
- 129) 高橋: 固相接合における密着過程(空隙収縮過程)のモデル化の現状と問題点, 第32 回界面接合研究員会資料,溶接学会, IJ-2-93 (1993).
- 130) 新日鐵社内データ, (1993).

- 131) TECHNICAL DATE SHEET, スカイアルミ(株), (1991).
- 132) 加藤:金属塑性加工学,丸善,(1971), p.113-205.
- 演会, (1984), p.557-560.
- 134) アルミニウムハンドブック 第5版, (1994), p.50.
- 日本金属学会誌, 54 (1990), p.713-719.
- -1010.
- 139) 金属データブック(日本金属学会編), (1994), p.20.
- Metalloved., 56 (1983) 6, p.1225-1227.

- 143) 大橋: 拡散接合の現状と将来, 鉄と鋼, 72 (1986), p.373-379.
- 接学会論文集, 3 (1985), p.303-315.
- 会論文集, 4 (1986), p.586-592.
- 5 (1992), p.1779.
- 材料とプロセス, 6 (1993), p.1575.
- (1991-1) 360, p.13-19.
- 43回塑性加工連合講演会論文, (1992), p.573-576.
- 会論文, (1994), p.571-574.
- 演会論文, (1986), p.67-70.

133)田中,告野:クラッド(3層)圧延解析モデルと実験による検討,塑性加工春季講

135) 池内:アルミニウム合金と異種金属との固相接合, 軽金属, 46 (1996), p.298-306.

136) 須賀, 宮沢, 高木: 表面活性化法によるAlおよびCu常温接合界面のTEM観察,

137) 高橋, 高木, 須賀, B. Gibbesch, G. Elssner, 板東: Al/Al常温接合体の組織的, 機械的および電気的特性に及ぼす接合環境の影響,日本金属学会誌,55 (1991), p.1002

138) 平野: アルミニウム中の拡散, 軽金属, 29 (1979), p.249-262.

140) I. A. Akimova, V. M. Mironov and A. V. Pokoyev : Aluminum diffusion in iron, Fiz. Met.

141) Phase diagrams for ceramists, The American Ceramic Society Inc., (1988), p.110.

142) 大橋: アルミニウムの拡散接合, 軽金属溶接, 36 (1998), p.105-110.

144) 西口, 高橋: 基本的な接合機構に基づく固相接合過程の定量的検討(第1報), 溶

145) 西口, 高橋, 高橋: 固相接合における界面拡散の過渡現象とその促進効果, 溶接学

146)米満,土居: Al/SUS304 クラッド材の異周速圧延による製造法検討,材料とプロセス,

147) 米満, 土居: Al/SUS304 クラッド材の異周速圧延接合における硬材圧延温度の影響,

148) 近藤,平岩:金属クラッド板のプレス成形における基本的考え方,塑性と加工,32

149) 臼田,橋本: 複層板材のプレス成形性, 塑性と加工, 38 (1997-1) 432, p.40-44.

150) 森, 栗本, 八尋, 芝原: ステンレス-アルミニウム積層板の一軸引張変形特性, 第

151) 森, 栗本: 積層板を構成する材料のn値, r値の算出法, 第45回塑性加工連合講演

152) 大森, 岡崎, 吉田, 伊藤: クラッド鋼板の深絞り成形, 昭和 61 年度塑性加工春季講

- 153) 森, 栗本, 八尋, 広瀬: ステンレス-アルミニウム積層板の成形性, 第43回塑性加 工連合講演会論文, (1992), p.149-152.
- 154) 日野,吉田,岡田:ステンレス/アルミニウム積層板の二軸成形限界,平成5年度 塑性加工春季講演会論文, (1993), p.277-280.
- 155) 木野, 堀田, 岡: 自動車材料としての軽量ラミネート鋼板, 製鉄研究, 329 (1988), p.23-27.
- 156) 臼田,松津,水井,潮田: 複層鋼板による車両の軽量化限界,新日鐵月報, (1990).
- 157) 秦山、小川、小溝:アルミニウムと鋼の接合界面における金属間化合物の成長挙動 とその特性, 溶接学会全国大会講演概要, 50 (1992), p.172-173.
- 158) 迎, 西尾, 加藤, 井上, 住友: アルミニウムクラッド鋼の接合界面特性に及ぼす加 熱処理の影響,溶接学会論文集,12(1994),p.528-533.
- 159) 及川,斉藤,吉村,永瀬,切山,林田:鉄/アルミクラッド材の界面における金属 間化合物の生成・成長挙動,材料とプロセス,6(1993),p.1574.
- 160) 及川,斉藤,永瀬,切山:鋼板/アルミニウム板接合体の界面における金属間化合 物の生成と成長,鉄と鋼,83 (1997), p.641-646.
- 161) 柴田,諸住,幸田:固相拡散によるFe-Al合金層の生成,日本金属学会誌,30 (1966), p.382-388.
- 162) 幸田,諸住,金井:アルミニウム被覆鋼の合金層の組成および成因について,日本 金属学会誌, 26 (1962), p.764-769.
- 163) 西尾,加藤,河野,迎:アルミクラッド鋼における界面反応,63 (1998), p.368-369.
- 164) Aruna Bahadur : Behaviour of Al-Mg alloys at high temperature, Journal of Materials Science, 22 (1987), p.1941-1944.
- 165) D. J. Field, G. M. Scamans, and E. P. Butler : The high temperature oxidation of Al-4.2 wt pct Mg alloy, Metallugical Transactions A, 18A March (1987), p.463-472.
- 166) 藤巻, 倉方, 桃野, 田湯, 片山, 福田:鉄鋼とアルミニウムの拡散接合界面反応相 成長に及ぼす母材合金元素の影響,溶接学会全国大会講演概要,63 (1998), p.366-367.
- 167) 沖, 蒲地, 合田, 平戸: 溶射アルミニウム層とアームコ鉄および炭素鋼基材間の反 応拡散による合金層の生成,日本金属学会誌, 52 (1988), p.999-1005.
- 168) 金属データブック (日本金属学会編), (1994), p.471.
- 169) 沖,合田:アルミニウムを溶射したオーステナイト系ステンレス鋼の熱処理に伴う 合金層の生成,日本金属学会誌,58 (1994), p.966-972.
- 170) Peter C. Tortorici and M. A. Dayananda : Phase formation and interdiffusion in Al-clad 430 stainless steels, Materials Science and Engineering, A244, (1998), p.207-215.
- 171) 平野: アルミニウムおよびアルミニウム合金中の原子の拡散, 軽金属, 31 (1981), p.206-216.

- 2063.
- (1985), p.152-158.
- p.477-483.
- 176) T. Heumann, S. Dittrich:Z. Metallk, 50 (1959), p.617.
- 回路実装学会誌, 11 (1996) 7, p.510-513.
- 178) 阿部:金属組織学序論,コロナ社, (1979).
- 27.
- 「アルミニウムと異種材料の接合」, (1996), p.11-20.
- 金属溶接, 36 (1998), p.367-378.
- 182) アルミニウムハンドブック 第5版, (1994), p.25-27.
- 14 (1996), p.314-320.
- 185) 現代溶接技術大系, 第8巻, 抵抗溶接, (1979).
- 資料, 溶接学会, RW-54C-82, (1982).
- 187) JISハンドブック16·溶接,日本規格協会,(1993).

- ポット溶接,溶接学会論文集,14 (1996), p.69-80.

172) G. M. Scamans and E. P. Butler : In situ observations of crystalline oxide formation during aluminum and aluminum alloy oxidation, Metallugical Transactions A, 6A-11 (1975), p.2055-

173) 大橋,田沼,吉原:拡散溶接部の表面被膜のオージェ解析,溶接学会論文集,3

174) 大橋,田沼,吉原:間隙表面における酸化被膜の挙動,溶接学会論文集,3 (1985),

175) Y. Takahashi, T. Nakamura, and K. Nishiguchi : Dissolution process of surface oxide film during diffusion bonding of metals, Journal of Materials Science 27 (1992), p.485-498.

177)細田, L. Yang, 京極, 須賀:分離を前提とした接合-可逆的インターコネクション,

179) 及川, 斉藤: 異種金属のスポット溶接, 溶接学会全国大会講演概要, 56 (1995), p.24-

180)及川,斉藤:鋼とアルミニウムのスポット溶接,軽金属溶接構造協会シンポジウム

181) 及川,斉藤:インサートメタルを用いた鋼板とアルミニウム板のスポット溶接,軽

183) 秦山,小川,高:アルミクラッド鋼インサート抵抗溶接法の検討,溶接学会論文集,

184) 高,小川,泰山:アルミニウムと鋼の抵抗溶接技術,溶接技術,41 (1993), p.83-87.

186) 仲田, 佐治, 他:抵抗溶接における材料特性と溶接品質(3),抵抗溶接研究委員会

188) 高橋:高張力鋼のスポット溶接,溶接技術,(1977) 3, p.24-28.

189) 及川, 斉藤: 鉄とアルミニウムの新しい抵抗溶接技術, 溶接技術, 41 (1993), p.75-82. 190) 及川,斉藤,吉村,永瀬,切山:アルミクラッド鋼と鋼およびアルミニウムとのス

191) 秦山,小川,高:めっき層を利用したアルミニウムと鋼の瞬間加熱接合技術(その I), 溶接学会全国大会講演概要集, 58 (1996), p.206-207.

192) 秦山,小川,高:めっき層を利用したアルミニウムと鋼の瞬間加熱接合技術(その II), 溶接学会全国大会講演概要集, 59 (1996), p.260-261.

-257-

- 193) 及川,斉藤,吉村,永瀬,切山,近藤:鉄とアルミニウムの複層鋼板のスポット溶 接性について,溶接学会軽構造接合加工研究委員会資料,MP-87-92 (1992).
- 194) 笹部,井土,古金:アルミニウム合金薄板材の接合,神戸製鋼技報,42(1992),p.37-40.
- 195) 笹部:溶接学会軽構造接合加工研究委員会資料, MP-91-, (1991).
- 196) アルミニウムハンドブック 第5版, (1994), p.121-124.
- 197) 斉藤,水橋:制振鋼板の抵抗溶接,溶接技術, 37 (1989), p.80-85.
- 198)水橋,斉藤:樹脂複合鋼板の溶接性,プレス技術,27(1989)13, p.73-77.
- 199) 及川,斉藤,吉村,永瀬,切山:鉄/アルミ2層インサート材料のスポット溶接性 と異材接合への適用,溶接学会全国大会講演概要集,52 (1993), p.100-101.
- 200) 及川, 斉藤, 吉村, 永瀬, 切山: Fe/Al クラッド材を用いた鋼板とアルミ板のスポッ 卜溶接-1,溶接学会全国大会講演概要集,53 (1993), p.398-399.
- 201) 及川, 斉藤, 吉村, 永瀬, 切山: Fe/Al クラッド材を用いた鋼板とアルミ板のスポッ 卜溶接-2, 溶接学会全国大会講演概要, 55 (1994), p.444-445.
- 202) H.Oikawa and T.Saitoh : New resistance welding techniques for steel and aluminum, Welding International, 7 (1993) 10, p.820-827.
- 203) H.Oikawa, T.Saitoh, T.Yoshimura, T.Nagase, and T.Kiriyama : Spot welding of steel and aluminum using insert sheet, AWS 75th Annual Convention Abstract, (1994), p.13
- 204) H.Oikawa, S.Ohmiya, T.Yoshimura, and T.Saitoh: Resistance spot welding of steel and aluminum sheets using insert metals, Science & Technology of Welding and Joining, 4 (1999) 2, p.80-88.
- 205) 及川,斉藤,吉村,永瀬,切山:鋼とアルミニウムのスポット溶接に及ぼす各種因 子の影響,溶接学会論文集,14 (1996), p.267-277.
- 206) JISハンドブック16 溶接, (1993), p.615-621.
- 207) R. Baboian and G. Haynes: Transition materials for automotive applications, Paper 930707, SAE, (1993).
- 208) R. Baboian, G. Haynes, and W. Gorman : Method of joining steel and aluminum on automobiles using transition joints, Body Assembly & Manufacturing · IBEC' 93, (1993), p.19-24.
- 209) Transition material improves spot welding of aluminum to steel, Welding journal, June (1994), p.71-73.
- 210) 秦山,小川,高,八尋,芝原:アルミクラッド鋼の製造とアルミと鋼の接合への応 用,溶接学会軽構造接合加工研究委員会資料,MP-101-92 (1992).
- 211) 秦山,小川,高:クラッド鋼インサートによるFeとAlの接合技術,溶接学会溶 接冶金研究委員会資料, SW-2278-93 (1993).
- 212) 秦山,小川,高:アルミクラッド鋼をインサートしたアルミニウムと鋼の接合技術, 自動車技術会学術講演会前刷集, 933 (1993) 5, p.81-83.

- (1996) 4, p.87-95.
- 215) JISハンドブック16 溶接, (1993), p.306-310.
- 溶接学会, (1996), p.79-209.
- 217) 新日本製鐵(株)·技開月報, (1993).
- 技報, 33 (1992)1, p.28-35.
- automobiles, Paper 932353, SAE, (1993).
- January (1994), p.103-105.
- 溶接学会技術資料 No.7, (1982).
- 接学会全国大会講演概要, 58 (1996), p.262-263.
- 会資料, (1994).
- 225) 高橋:高張力鋼のスポット溶接,溶接技術, 25 (1977), p.24-28.
- 226) 斉藤:高張力鋼の抵抗溶接,溶接技術, 30 (1982), p.34-38.
- - method, Proceeding of Sintering 87, (1987), P.17-21.

213) 秦山,福井,小川,高:アルミクラッド鋼を用いたA1と鋼の接合,住友金属,48

214) 秦山,小川,高:アルミクラッド鋼をインサートしたアルミニウムと鋼のスポット 溶接(第4報)溶接学会全国大会講演概要集,54(1994), p.254-255.

216) アルミニウム合金板とアルミ鋳物の接合技術,軽構造接合加工技術シンポジウム,

218) 宇佐見,長谷川,田部:自動車用アルミニウム合金と鋼との接触腐食,住友軽金属

219) R. Baboian and G. Haynes : Corrosion resistance of aluminum-transition-steel joints for

220) R.Baboian and G.Haynes : Reducing corrosion in aluminum-steel joints, Automotive Engineering,

221)抵抗溶接現象とその応用(I)スポット溶接・上,溶接学会抵抗溶接研究委員会編,

222) 岩瀬,今村,笹部:メカニカルファスナによるアルミニウム合金板の接合強度,溶

223) N. Bonde and S. Grange-Jansson : Self-piercing riveting in high-strength steel-A way to increase fatigue life, Advanced Technologies & Processes · IBEC'96, (1996), p.16-20.

224) 原賀,他:アルミ/異種材接合の強度特性,自動車技術会・構造接着技術特設委員

227) T. Arai and H. Oikawa : Nitride and carbide coating on ceramics by molten salt immersing

本研究に関係する公表論文

- 1) 及川,斉藤,吉村,永瀬:鋼板とアルミニウム板の固相接合に及ぼす酸化膜の影響, 鉄と鋼, 83 (1997), P.629-634.
- 2) 及川,斉藤,永瀬,切山:鋼板/アルミニウム板接合体の界面における金属間化合物 の生成と成長,鉄と鋼,83 (1997), p.641-646.
- 3) 及川, 斉藤, 吉村, 切山: 鋼板/アルミニウム板接合体の界面におけるミクロ構造と 金属間化合物の生成,鉄と鋼,84 (1998), p.73-78.
- 4) H. Oikawa and T. Saitoh : New resistance welding techniques for steel and aluminum, Welding International, 7 (1993) 10, p.820-827.
- 5) 及川,斉藤,吉村,永瀬,切山:アルミクラッド鋼と鋼およびアルミニウムとのスポ ット溶接,溶接学会論文集,14(1996),p.69-80.
- 6) 及川, 斉藤, 吉村, 永瀬, 切山: 鋼とアルミニウムのスポット溶接に及ぼす各種因子 の影響,溶接学会論文集,14(1996),p.267-277.
- 7) 及川, 斉藤: インサートメタルを用いた鋼板とアルミニウム板のスポット溶接, 軽金 属溶接, 36 (1998), p.367-378.
- 8) H. Oikawa, S. Ohmiya, T. Yoshimura and T. Saitoh : Resistance spot welding of steel and aluminum sheets using insert metals, Science & Technology of Welding and Joining, 4 (1999) 2, p.80-88.
- 9) H. Oikawa and T. Saitoh: Resistance spot welding of steel and aluminum sheet using insert metal, Welding International, 13 (1999) 5, p.349-359.
- 10) T. Arai and H. Oikawa : Nitride and carbide coating on ceramics by molten salt immersing method, Proceeding of Sintering 87, (1987), P.17-21.

謝 辞

本論文をまとめるに際し、多大なる御教授・御指導を賜り、長時間にわたる討論を通 して数多くの有益な御助言をいただきました、大阪大学大学院 工学研究科 生産科学専攻 教授・小林紘二郎博士に心から感謝の意を表します。

また、本論文をまとめるに際し、数多くの有益な御指導を賜り、終始、暖かな御助言を いただきました、大阪大学大学院 工学研究科 生産科学専攻 教授・仲田周次博士、大阪 大学 接合科学研究所 教授・池内建二博士、大阪大学大学院 工学研究科 生産科学専攻 助教授・廣瀬明夫博士に心から感謝の意を表します。

本研究は、新日本製鐵㈱ 技術開発本部 鉄鋼研究所において実施されたものであり、本 研究の実施と本論文をまとめる機会を与えていただくとともに、有益な御助言をいただい た、新日本製鐵(㈱ フェロー・百合岡信孝博士、接合研究センター 所長・藤雅夫氏、主幹 研究員・小原昌弘博士(現、大分技術研究部)、元主幹研究員・斉藤亨博士(現、㈱日鐵 テクノリサーチ)、元主任研究員・高橋靖雄博士(現、日溶エテクノサービス㈱)に深く 感謝の意を表します。

また、本研究を遂行するにあたり、多大な御協力、有益な御討論、懇切な御指導をいた だいた、広畑製鐵所 設備部 マネジャー・斉藤芳夫氏 (現、㈱ニッテクリサーチ)、辻勇 一氏 (現、太平工業㈱)、吉村尚氏 (現、名古屋製鐵所 設備部)、上野伸二氏 (現、太平 工業(株)、永瀬隆夫氏、切山忠夫氏(現、ニッテツ電子(株)、広畑製鐵所 薄板工場・工場 長·四本松雅彦氏、広畑技術研究部 主任研究員·林田輝樹氏(現、大分技術研究部)、 主幹研究員・織田昌彦博士 (現、(株)ニッテクリサーチ)、鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主 任研究員・大宮慎一氏、㈱日立サイエンスシステムズ・永田文男博士、下津輝穂氏に厚く 御礼申し上げます。

に感謝の意を表します。

本研究は、テクニカルスタッフの多大な御協力を得て成し遂げられたものであり、実験 の遂行に際し多大な御協力をいただいた、TSセンター 主任・林田国洋氏(現、三島光 産(株)、菊池仁氏、研究遂行時に大分技術研究部、名古屋技術研究部、広畑技術研究部、 および堺技術研究部から応援に来ていただいた、澤田晨朗氏、近藤賢二氏、田宅仁氏、細 川隆洋氏に心から御礼申し上げます。また、アルミクラッド鋼板の製造技術開発に携わっ た広畑製鐵所 設備部の諸氏に感謝の意を表します。 最後に、本論文は、家族の理解と協力なくしては作成できなかったものであり、有益な

時間を与えてくれるとともに精神的支えになってくれた妻と娘に感謝いたします。

本論文を作成する機会を与えていただくとともに、終始、御高配を賜った、鉄鋼研究所 所長・奥村直樹博士、前鉄鋼研究所所長・加藤忠博士(現、㈱日鐵テクノリサーチ 専務)

-261-



