

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	

Osaka University Knowledge Archive : OUKA

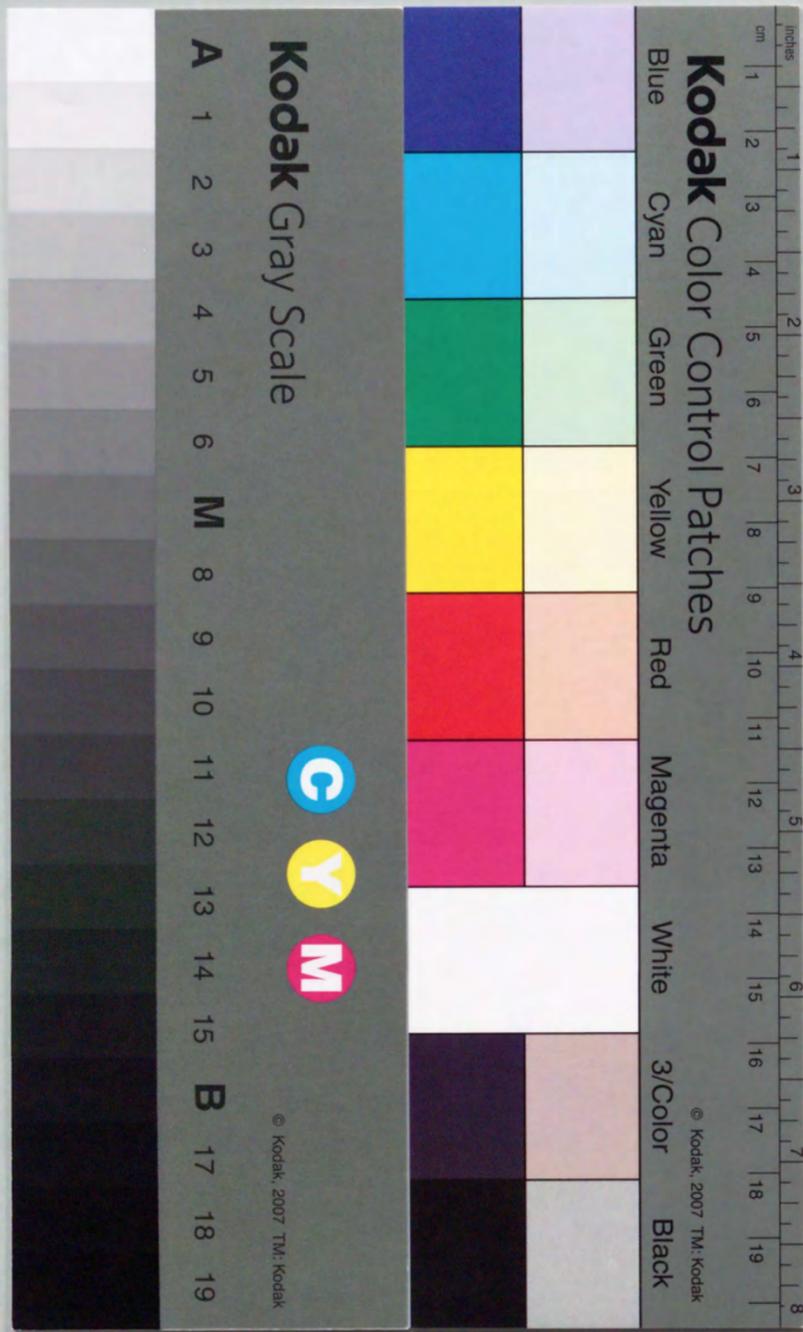
<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

Osaka University

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



①

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

目次

第1章 緒論	1
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	1
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	3
1.3 本研究の意義と目的	6
1.4 本論文の構成	7
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	10
2.1 緒言	10
2.2 実験方法	11
2.2.1 供試材料	11
2.2.2 接合装置	12
2.2.3 接合条件	14
2.2.4 調査内容	18
2.3 実験結果	19
2.3.1 圧延接合に及ぼす酸化膜の影響	19
2.3.2 圧延接合に及ぼす圧延条件の影響	22
2.3.3 接合界面における組織と拡散状態	25
2.3.4 接合界面におけるミクロ構造	26
2.3.5 圧延接合体の機械的特性	35
2.4 考察	40
2.4.1 圧延接合における素材の変形機構	40
2.4.2 圧延接合に影響を及ぼす因子	46
2.4.3 接合メカニズム	49
2.4.4 圧延接合と拡散接合の比較	53
2.4.5 圧延接合体の機械的特性に影響を及ぼす因子	55
2.5 結言	58
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	60
3.1 緒言	60
3.2 実験方法	60
3.2.1 供試材料	60

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、種類と界面における拡散状態	68
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	72
3.4	考察	76
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	76
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	79
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	82
3.4.4	金属間化合物層の組成と種類	84
3.4.5	金属間化合物層の生成・成長と接合強度の関係	86
3.4.6	金属間化合物層の生成・成長を抑制する方法	87
3.5	結言	87
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	89
4.2	実験方法	90
4.2.1	供試材料	90
4.2.2	溶接条件	90
4.2.3	調査内容	91
4.3	実験結果	92
4.3.1	鋼板とアルミニウム板のスポット溶接	92
4.3.2	ステンレス鋼板とアルミニウム板のスポット溶接	101
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	104
4.4	考察	107
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	107
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	110
4.5	結言	111
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	113
5.2	実験方法	114

5.2.1	供試材料	114
5.2.2	溶接条件	115
5.2.3	調査内容	116
5.3	実験結果	116
5.3.1	各組合せにおける接触抵抗測定結果	116
5.3.2	鋼板同士、アルミニウム板同士のスポット溶接	117
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	122
5.3.4	アルミクラッド鋼板同士のスポット溶接	127
5.3.5	鋼板と複層鋼板のスポット溶接	133
5.3.6	複層鋼板同士のスポット溶接	141
5.3.7	適正溶接電流範囲の比較	147
5.4	考察	148
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	148
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	150
5.5	結言	150
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	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	調査内容	157
6.3	実験結果	158
6.3.1	各組合せにおける接触抵抗測定結果	158
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	159
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	176
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	183
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	192
6.3.6	スポット溶接性に及ぼす電極形状の影響	196
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	200
6.3.8	継手の疲労強度特性	223
6.3.9	継手の耐食性	224
6.4	考察	224
6.4.1	スポット溶接性を支配する因子	224

6.4.2 継手強度を支配する因子	229
6.4.3 他の接合法との比較	232
6.5 結 言	235
第7章 熱間圧延接合法とスポット溶接法の接合性評価	237
7.1 緒 言	237
7.2 接合性評価	237
7.2.1 熱間圧延接合法の接合性評価	237
7.2.2 スポット溶接法の接合性評価	238
7.2.3 接合性評価のまとめ	239
7.3 結 言	240
第8章 総 括	241
参考文献	249
本研究に関連する公表論文	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なく、セラミックス系の粒子やフレーク、ウイスキー、などの短繊維も用いられている⁶⁾。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

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²⁹⁾。

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肉盛り法、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、CO₂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。CO₂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CO₂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、溶接部の強度や靱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⁸²⁾、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⁹⁶⁾や圧延法⁹⁷⁻⁹⁸⁾、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、丸棒やパイプ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

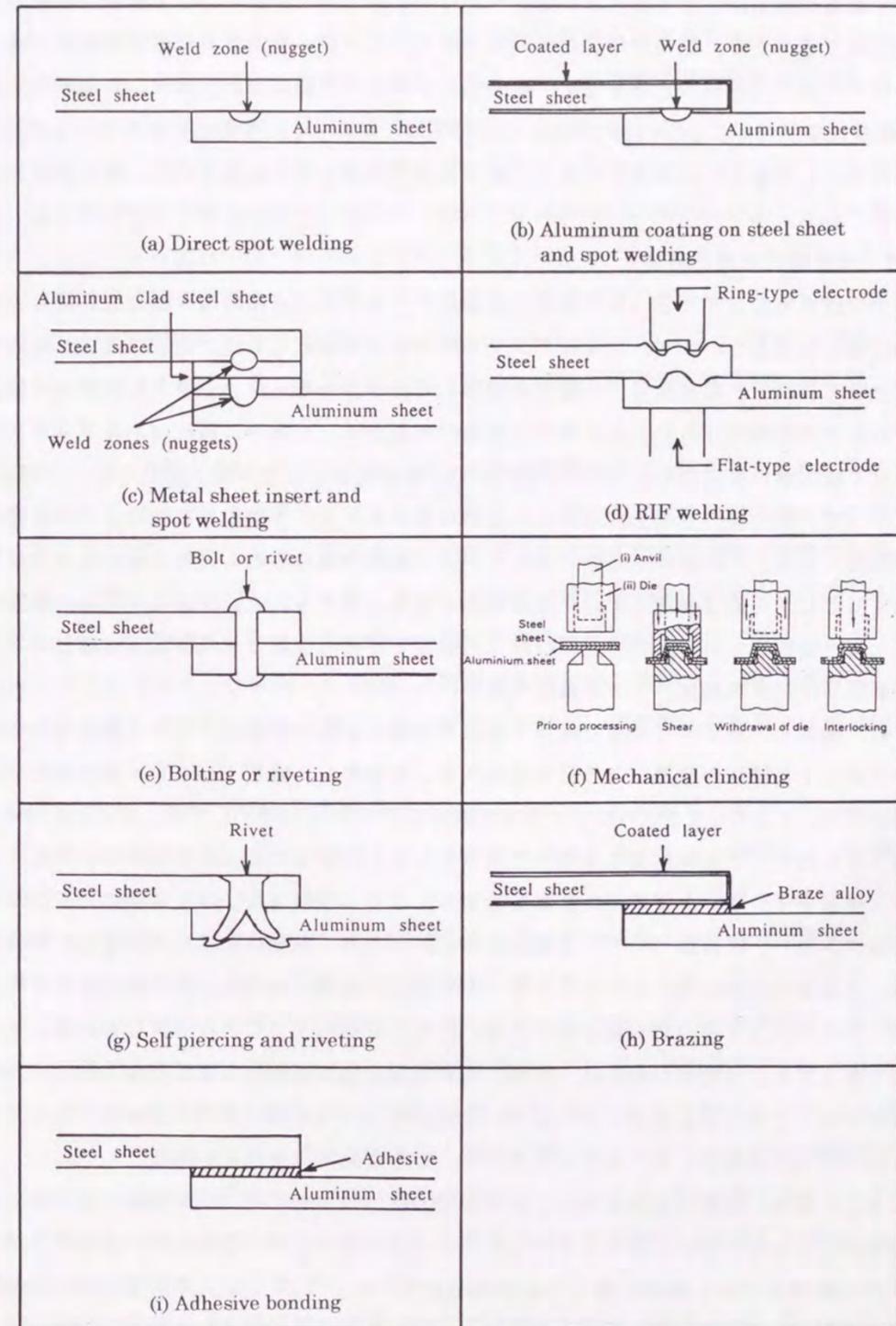


Fig. 1.1 Comparison of steel-aluminum joining methods.

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变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

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、セルフピアシング&リベット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。

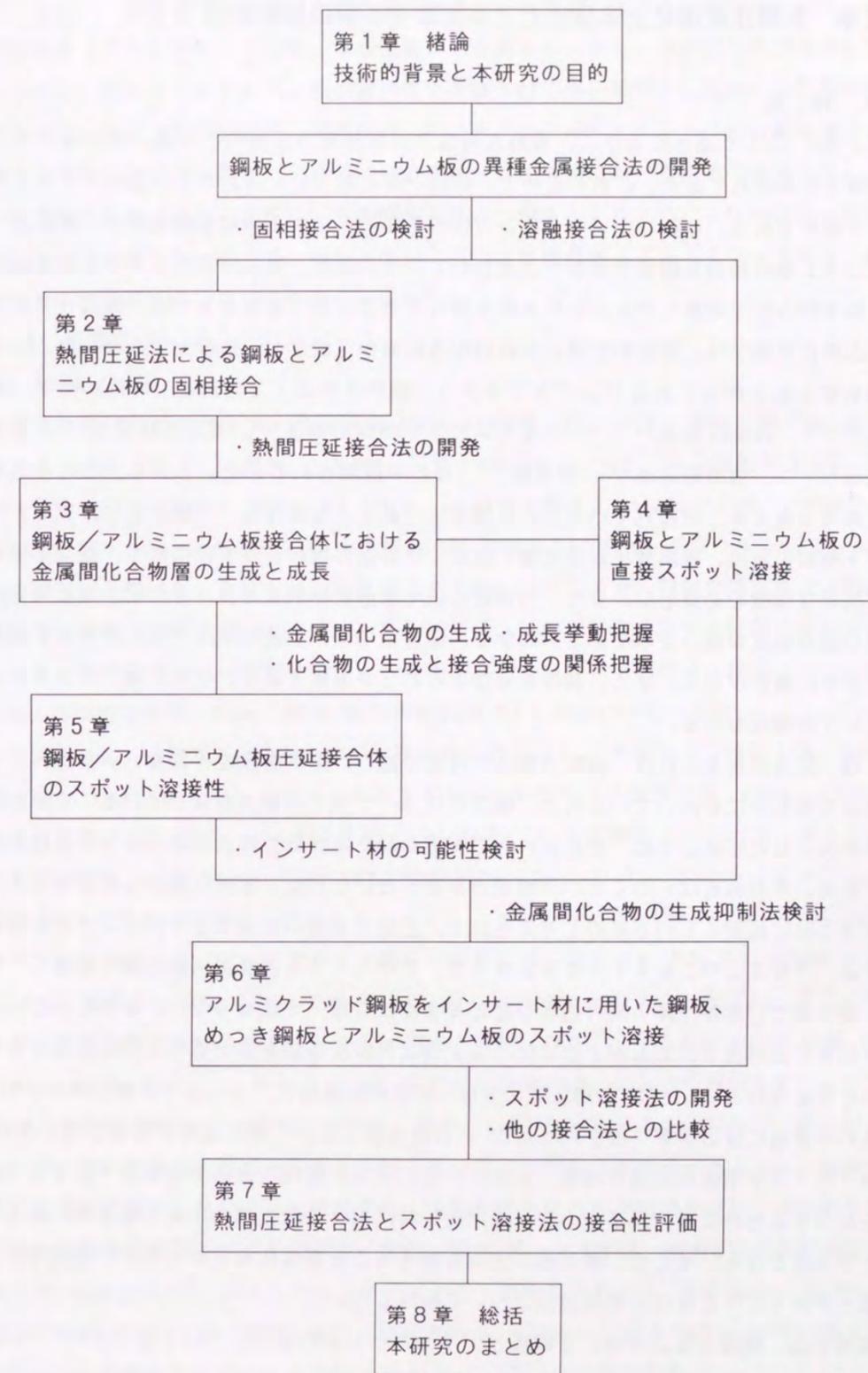


Fig. 1.2 Construction of this dissertation.

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⁴⁾⁹⁾。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⁴⁾⁷⁻⁵⁾⁰⁾、冷間圧延法⁶⁾²⁻⁶⁾⁴⁾、アルミめっき+熱間圧延法⁶⁾⁵⁾、異周速圧延法⁴⁾⁶⁾、真空圧延法⁶⁾⁶⁻⁶⁾⁸⁾、溶湯鍛造法⁶⁾⁹⁾、接着法⁷⁾⁰⁾、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變形させて、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、素材の變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¹⁾⁰⁾⁷⁾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¹⁾⁰⁾⁷⁾⁻¹⁾¹⁾³⁾。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

¹⁾⁰⁾⁷⁾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、マイクロ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Al板と略す)、Al-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Al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。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Al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Al板(A1)を用いた。使用したステンレス鋼板と純Al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	C	Si	Mn	P	S	Al	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	Al
A1050-O	A1	0.09	0.29	<0.01	<0.01	<0.01	-	<0.01	0.02	bal.
A3004-O	A3	0.21	0.45	0.14	1.06	1.01	0.02	0.06	0.02	bal.
A5052-O	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/m ³)	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-O	A5	0.60	2.68	69	97	208	25.7	0.323	0.72	8.8

t; Sheet thickness, ρ ; Density, E; Young's modulus, YS; Yield strength, TS; Tensile strength, EI; 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 ϕ 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 Al 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

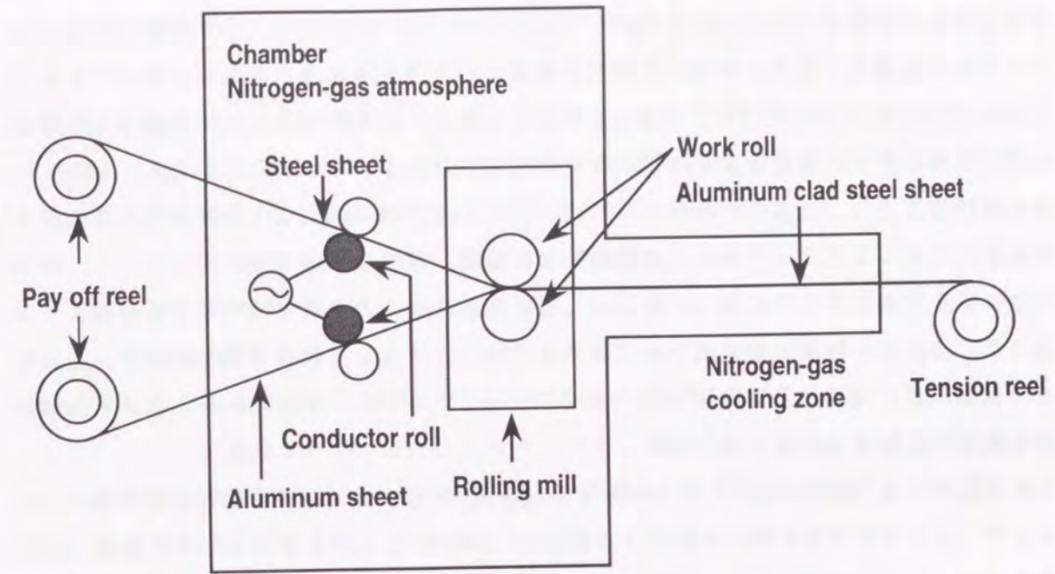


Fig. 2.1 Schematic diagram of direct resistance heating and rolling apparatus.

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

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 Al 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 Al 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^{4,3)}。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^{10,8)}。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 (φ 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 φ 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。

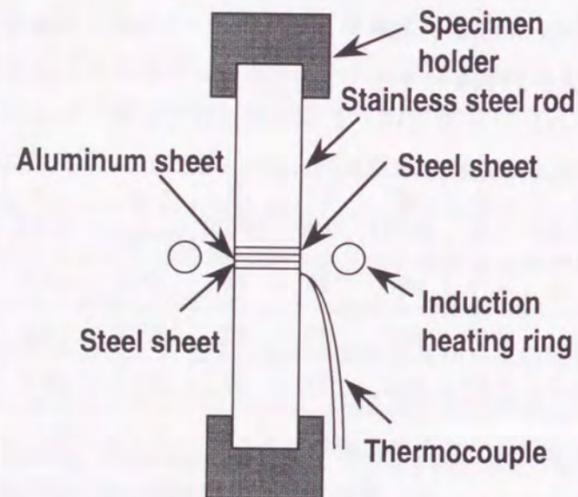


Fig. 2.2 Schematic diagram of diffusion bonding apparatus.

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 Al 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、Al-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 clad steel sheets and roll bonding conditions.

Symbol		FA1	FA2	FA3	FA4	FA5	FA6
Sheet type		CS/A1					CS/A5
Thickness of specimen (mm)	CS	0.40	0.70	0.60	0.50	0.40	0.40
	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 clad sheet (mm)		0.80	0.97	0.96	0.97	0.97	0.90
[Aluminum ratio]		[0.52]	[0.31]	[0.40]	[0.52]	[0.61]	[0.60]
Heating method		Direct resistance heating					
Heating temperature (K)		1028-1143					1158
Heating time (s)		90-145 (R.T. to Heating temperature)					
Bonding method		Hot rolling					
Bonding atmosphere		Nitrogen-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 Al 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。

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

Symbol		FA7	FA8	FA9-FA19	FA20	FA21
Sheet type		CS/A1/CS			CS/A3/CS	CS/A5/CS
Thickness of specimen (mm)	CS	0.20	0.40	0.40	0.20	0.40
	A1, A3, A5	0.60	0.60	0.50	0.60	0.60
Reduction (%)	CS	1.0	2.0	2.5-4.1	3.3	10.5
	A1, A3, A5	18.2	31.8	9.2-31.8	16.7	15.0
Thickness of clad sheet (mm)		0.89	1.19	1.12-1.22	0.89	1.23
	[Aluminum ratio]	[0.55]	[0.34]	[0.30-0.37]	[0.56]	[0.41]
Heating method		Direct resistance heating				
Heating temperature (K)		998-1108				
Heating time (s)		145 (R.T. to Heating temperature)				
Bonding method		Hot rolling				
Bonding atmosphere		Nitrogen-gas				

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 Al 板 (A1) の表面をワイヤブラシで研磨した。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 Al 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 Al 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。

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

Symbol		SA
Sheet type		SS/A1
Thickness of specimen (mm)	SS	0.40
	A1	0.80
Reduction (%)	SS	5.2
	A1	30.8
Thickness of clad sheet (mm)		0.93
[Aluminum ratio]		[0.59]
Heating method		Furnace
Heating temperature (K)		723
Heating time (s)		1800
Bonding method		Hot rolling
Bonding atmosphere		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 Al 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で拡散接合を行い、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 (φ 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 Al 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 2.6 Types of steel/aluminum laminates and diffusion bonding conditions.

Mark		FAD1	FAD2	SAD1	SAD2
Sheet type		CS/A1/CS		SS/A1/SS	
Thickness of specimen (mm)	CS, SS	0.40	0.40	0.40	0.40
	A1	0.60	0.60	0.60	0.60
Reduction (%)	CS, SS	2.5	0	0	0
	A1	33.3	43.3	40.0	50.0
Thickness of bonding sheet (mm) [Aluminum ratio]		1.18	1.14	1.16	1.10
		[0.34]	[0.30]	[0.31]	[0.27]
Heating method		Induction heating			
Bonding temperature (K)		773	823	823	873
Bonding time (ks)		1.8			
Bonding pressure (MPa)		45	38	45	38
Bonding atmosphere		Vacuum (10 ⁻³ Pa)			
Pre-treatment of specimen		Heating in air (723K, 1.8ks)			

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、マイ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%ナイト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1 μm）を実施した。さらに、接合界面近傍におけるマイクロ構造を調査す

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JIS 5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、JIS 5号、JIS 13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JIS 13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、JIS Z 2247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Al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Al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Al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（FeAl₃、Fe₂Al₃）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

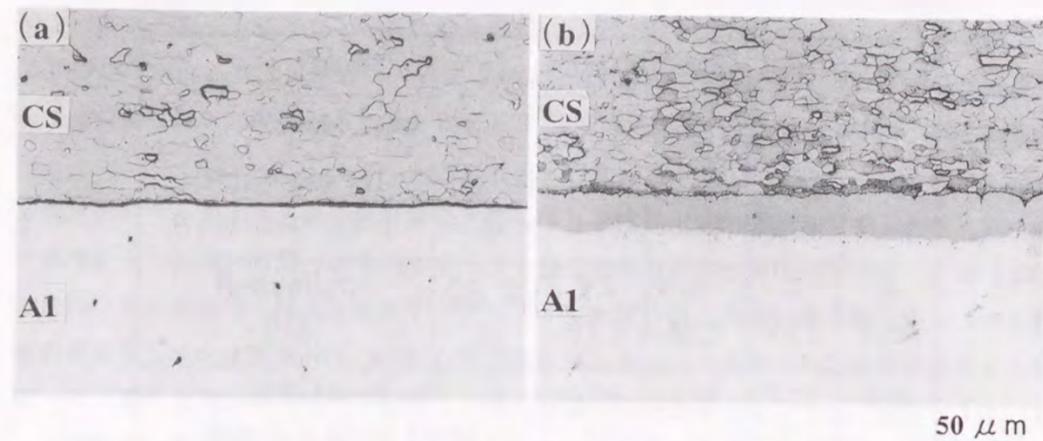


Fig. 2.3 Effect of oxide film on diffusion reaction at interfaces in diffusion bonding of steel and aluminum sheets (FAD2): (a) Oxidation in steel sheet side, (b) Oxidation in aluminum sheet side.

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Al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Al板(Al)を823K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、873Kで拡散接合した場合(SAD2)には、ステンレス鋼板側または純Al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($FeAl_3$, Fe_2Al_3)が生成されていた。この結果は、ステンレス鋼板と純Al板表面の酸化膜は、接合界面におけるFeとAl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Al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Al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Al板の固相接合では、ステンレス鋼板や純Al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Al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Al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Al板表面の酸化膜は、接合条件さえ選ばば、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Al板(Al)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Al板(Al)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O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Al板(Al)側では、表面付近のやや広い範囲でOが検出され、Al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Al板の表面にはAl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Al板(Al)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、Al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、

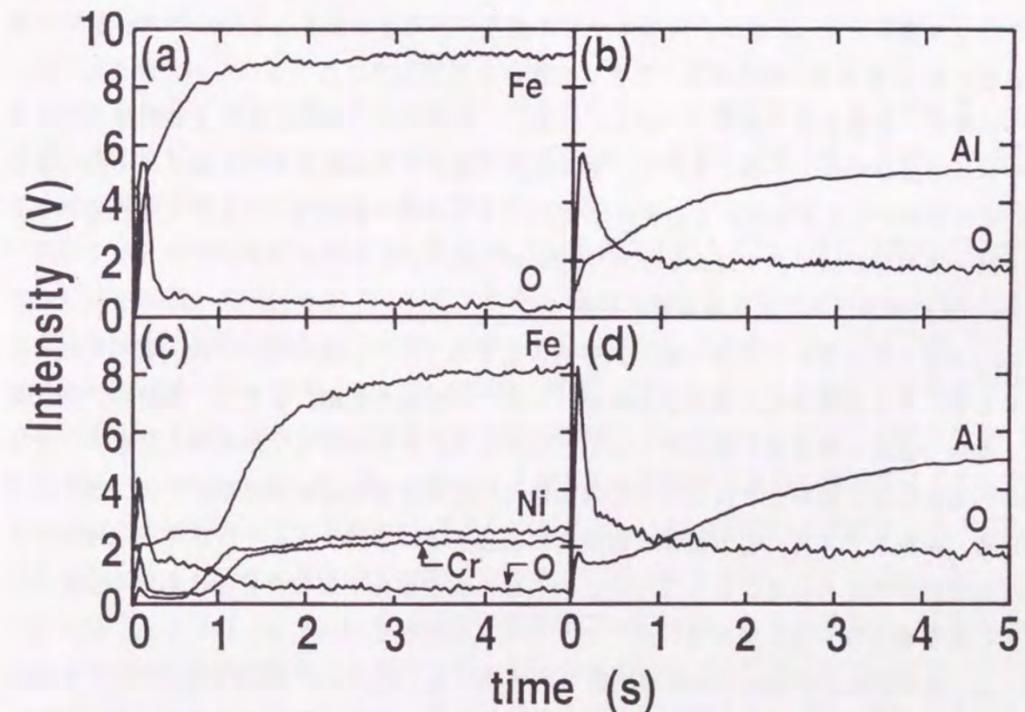


Fig. 2.4 GDS depth profiles of steel and aluminum sheets just before roll bonding: (a) Steel sheet side (FA1), (b) Aluminum sheet side (FA1), (c) Stainless steel sheet side (SA), (d) Aluminum sheet side (SA).

Fe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Al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气中で行われるため、ステンレス鋼板と純Al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Al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Al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、大气中におけるステンレス鋼板と純Al板の圧延接合では、ステンレス鋼板と純Al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Al板は接合されなかった。上記で述べたように、純Al板の表面には自然酸化膜が存在しており、また、大气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Al板を接合する際の阻害因子となるが、純Al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Al板は、大气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Al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、不活性雰囲気中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Al板）の圧下率との関係を示したものである。鋼板(CS)と純Al板(A1)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Al板の圧下率は鋼板の圧下率よりも大きい。純Al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Al板の

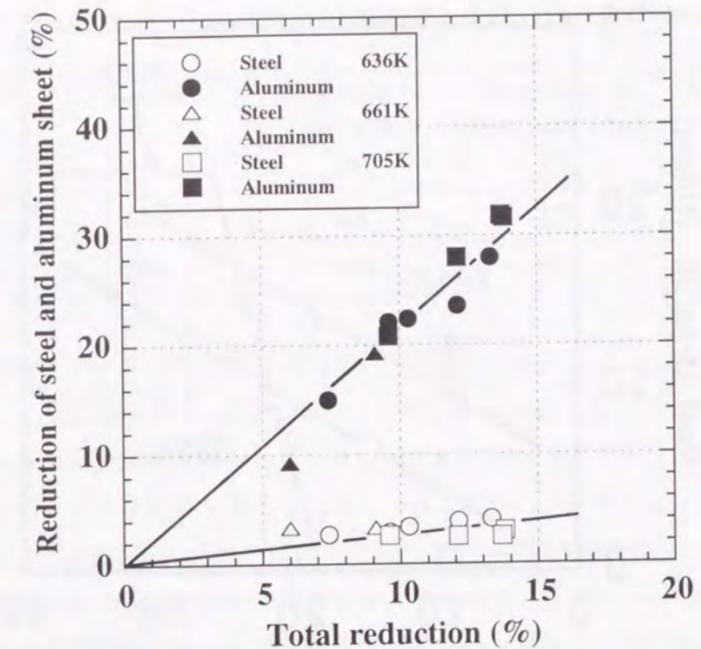


Fig. 2.5 Effects of total reduction and rolling temperature on reduction of steel and aluminum sheets.

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Al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705K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Al板の圧延接合では、純Al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Al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Al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Al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Al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Al板の界面では、接合温度が723K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。

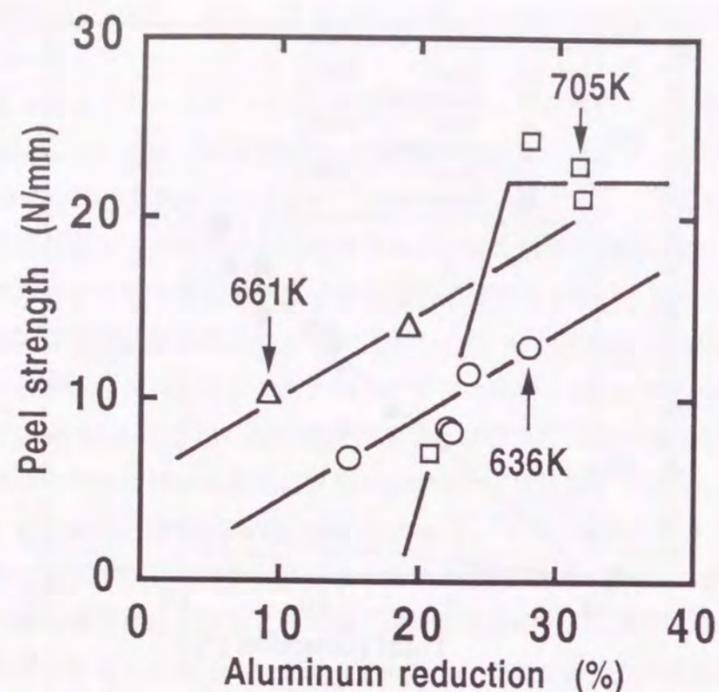


Fig. 2.6 Effects of aluminum sheet reduction and rolling temperature on peel strength of steel/aluminum laminates.

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 Al 板の圧下率が25%以上で peel 強度が飽和することから、純 Al 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 Al 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 peel 強度については、純 Al 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 peel 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, reduction of steel and aluminum sheet and total reduction.

Steel/aluminum laminate	Rolling force (kN)	Reduction of steel sheet (%)	Reduction of aluminum sheet (%)	Total reduction (%)
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 peel 強度の関係を調査した。鋼板 (CS) と純 Al 板 (A1) を圧延接合したアルミクラッド鋼板では、純 Al 板の圧下率が20%程度でも、peel 試験中に純 Al 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、peel 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 peel 強度を測定するために、板厚が0.8mmの純 Al 板を用いてアルミクラッド鋼板を作製し、純 Al 層が破断しないような状態で peel 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 peel 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⁶⁾、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 Al 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 peel 強度を比較すると、アルミクラッド鋼板の peel 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。

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

	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 Al 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 Al 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¹⁷⁻⁵⁰⁾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 Al 層の厚さを比較すると、鋼板は5%程度しか圧下されてい

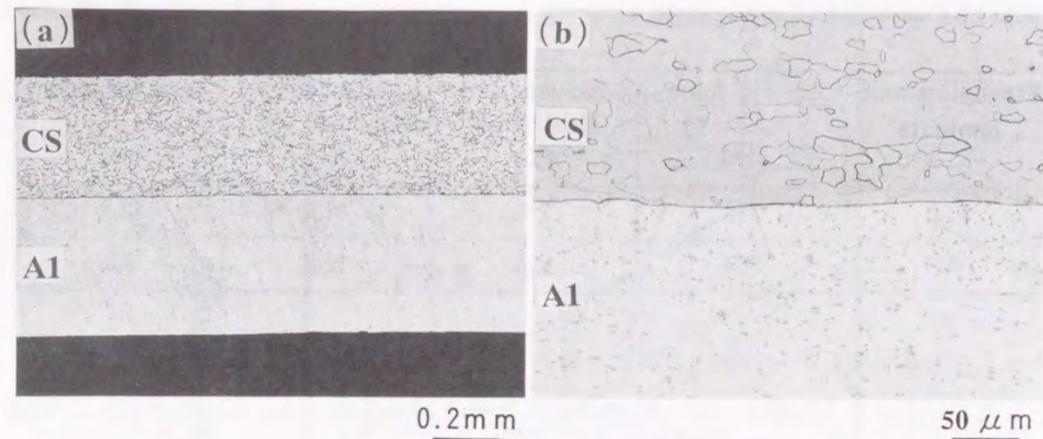


Fig. 2.7 Cross-section of aluminum clad steel sheet: (a) Macrostructure, (b) Microstructure.

ないのに対し、純 Al 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 Al 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 Al 板の値とほぼ同じであった。したがって、純 Al 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 Al 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 Al 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 接合界面におけるマイクロ構造

Fig.2.9 は、鋼板 (CS) と純 Al 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

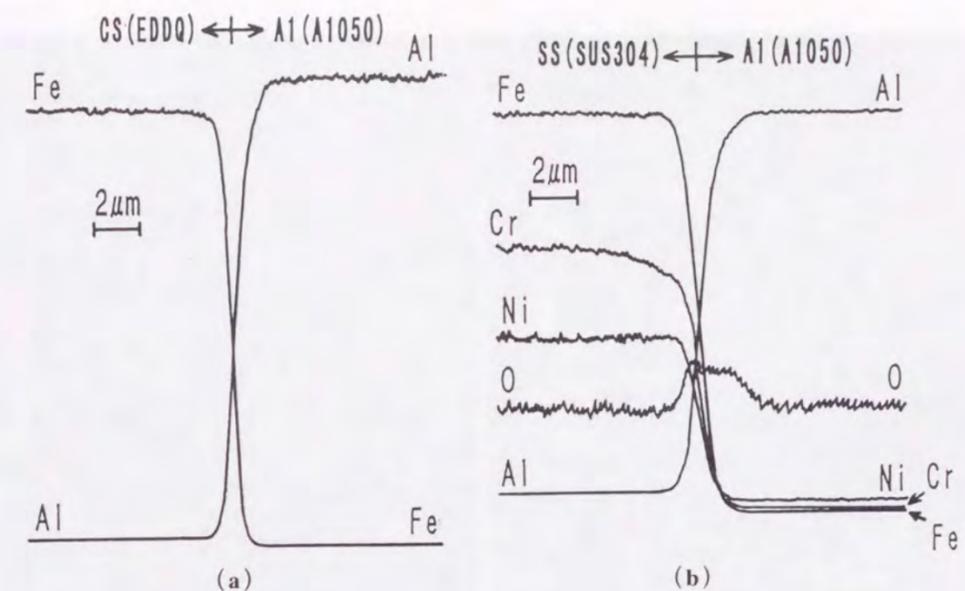


Fig. 2.8 EPMA line analyses at interfaces of aluminum clad steel sheet and aluminum clad stainless steel sheet: (a) FA1, (b) SA.

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 Al 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 Al と O が検出されることから、この組織は Al の非晶質酸化膜であるものと考えられた。この Al の非晶質酸化膜は、接合前に純 Al 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 Al 板 (A1) 側に突き出た組織 (図中 B) と純 Al 板側に存在する析出物 (図中 C) であり、(b) で示した Al 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 Al 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

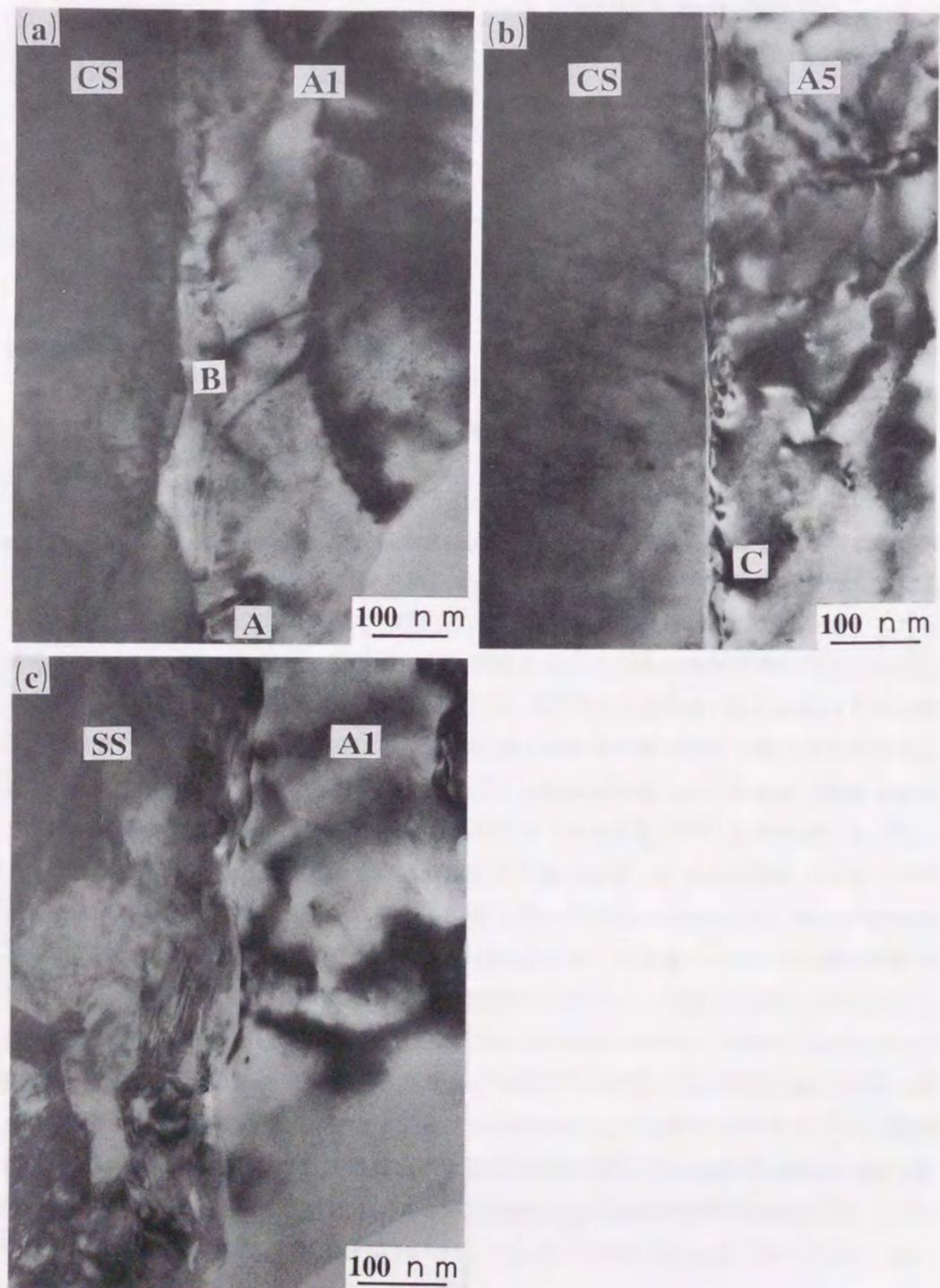


Fig. 2.9 TEM micrographs at interfaces of aluminum clad steel sheets and aluminum clad stainless steel sheet: (a) FA1, (b) FA6, (c) SA.

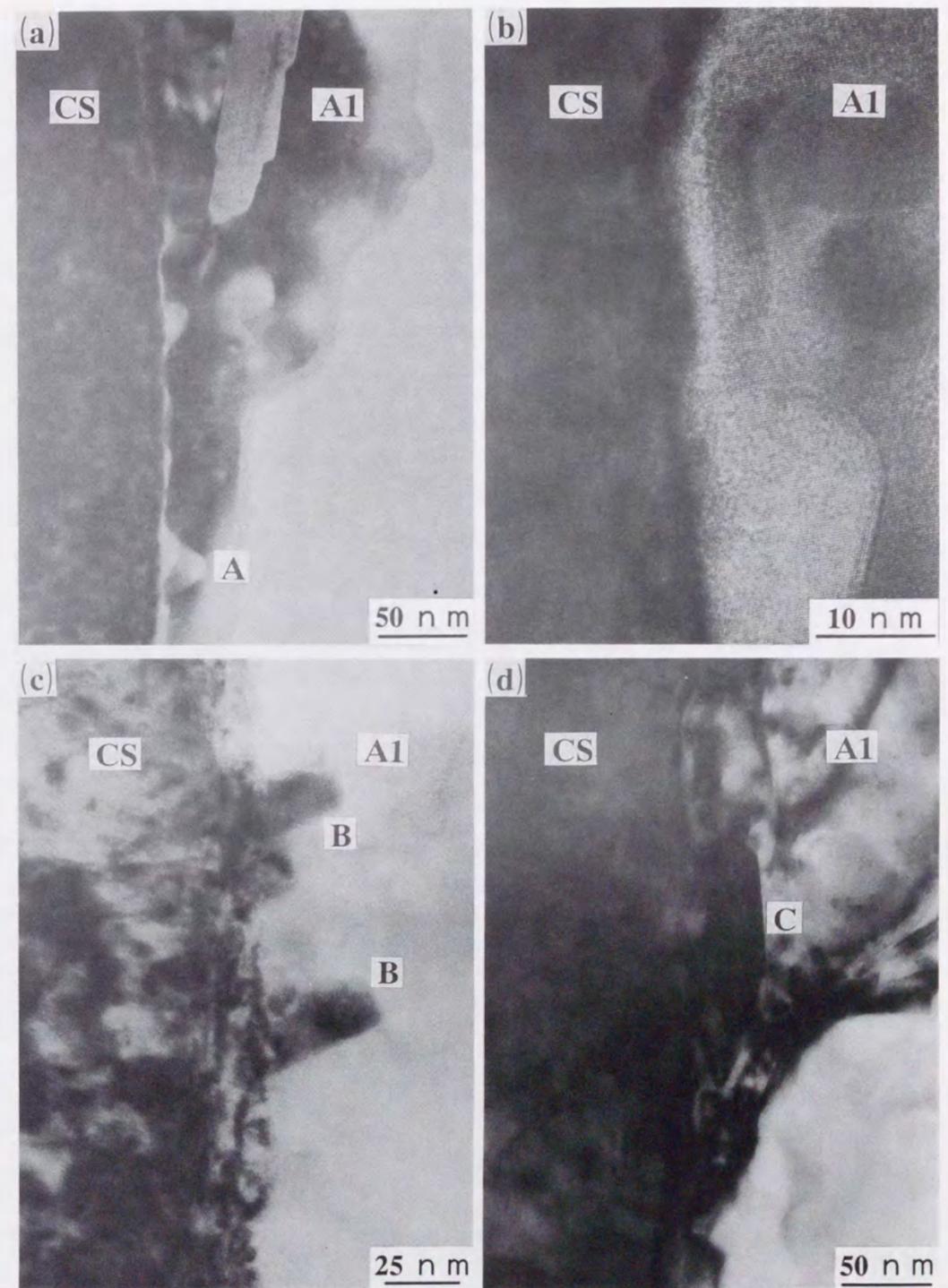


Fig. 2.10 TEM micrographs of typical microstructures at interface of aluminum clad steel sheet (FA1): (a) Indirect bonding section, (b) Amorphous layer at interface, (c) Direct bonding section, (d) Precipitate in aluminum sheet side.

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 Al 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 Al 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 Al 板側の結晶方位関係を調べたが、特定の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、Al 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 Al 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、別の箇所でも 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、Al 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、Al 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、Al 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、Al 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、特定の方位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 Cr_2O_3 と Cr_2O 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 Al 板 (A1) 側の層状組織 (図中 B) で行った結果、この層状組織は Al 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

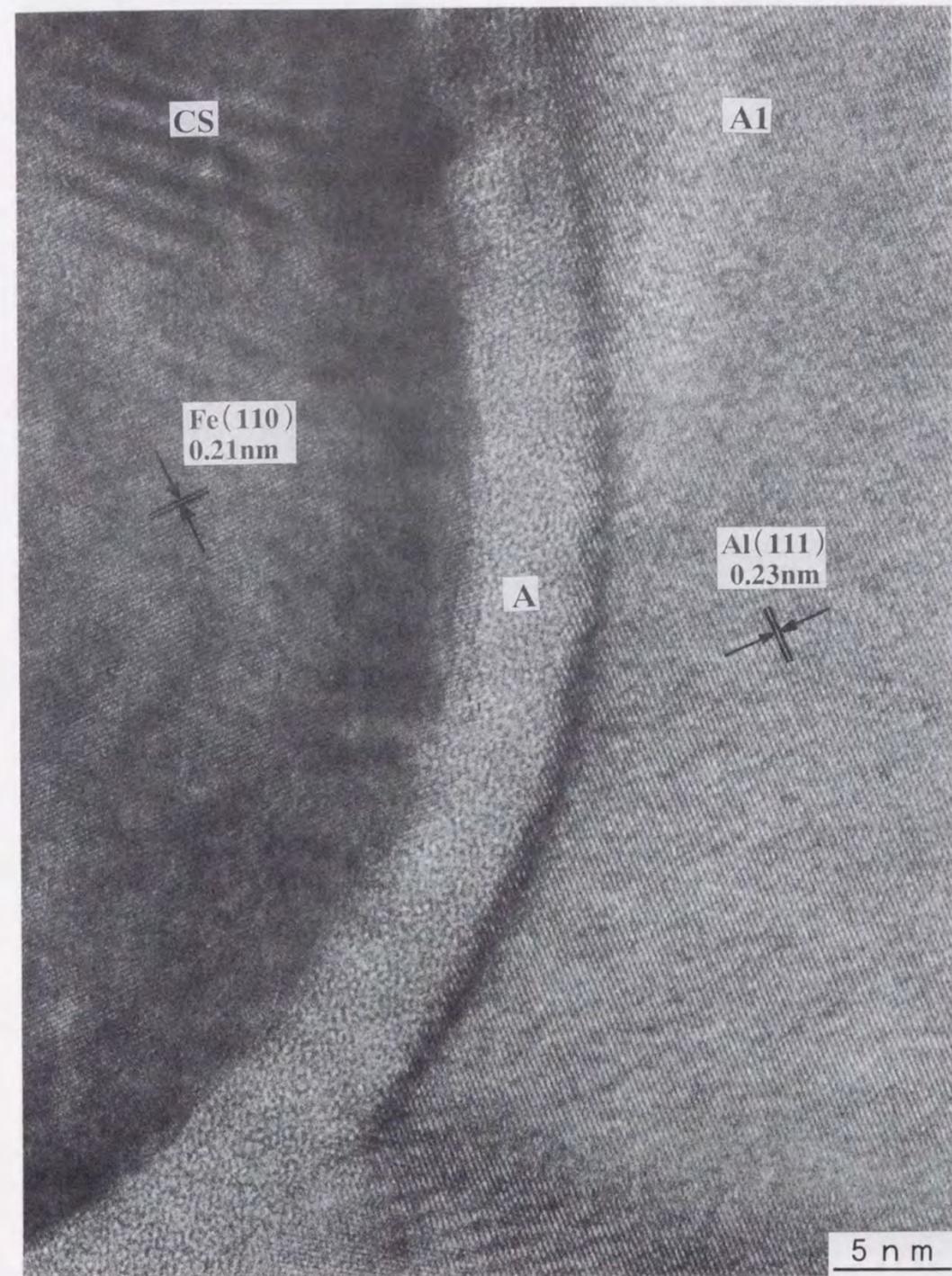


Fig. 2.11 TEM micrograph at interface of aluminum clad steel sheet (FA1).

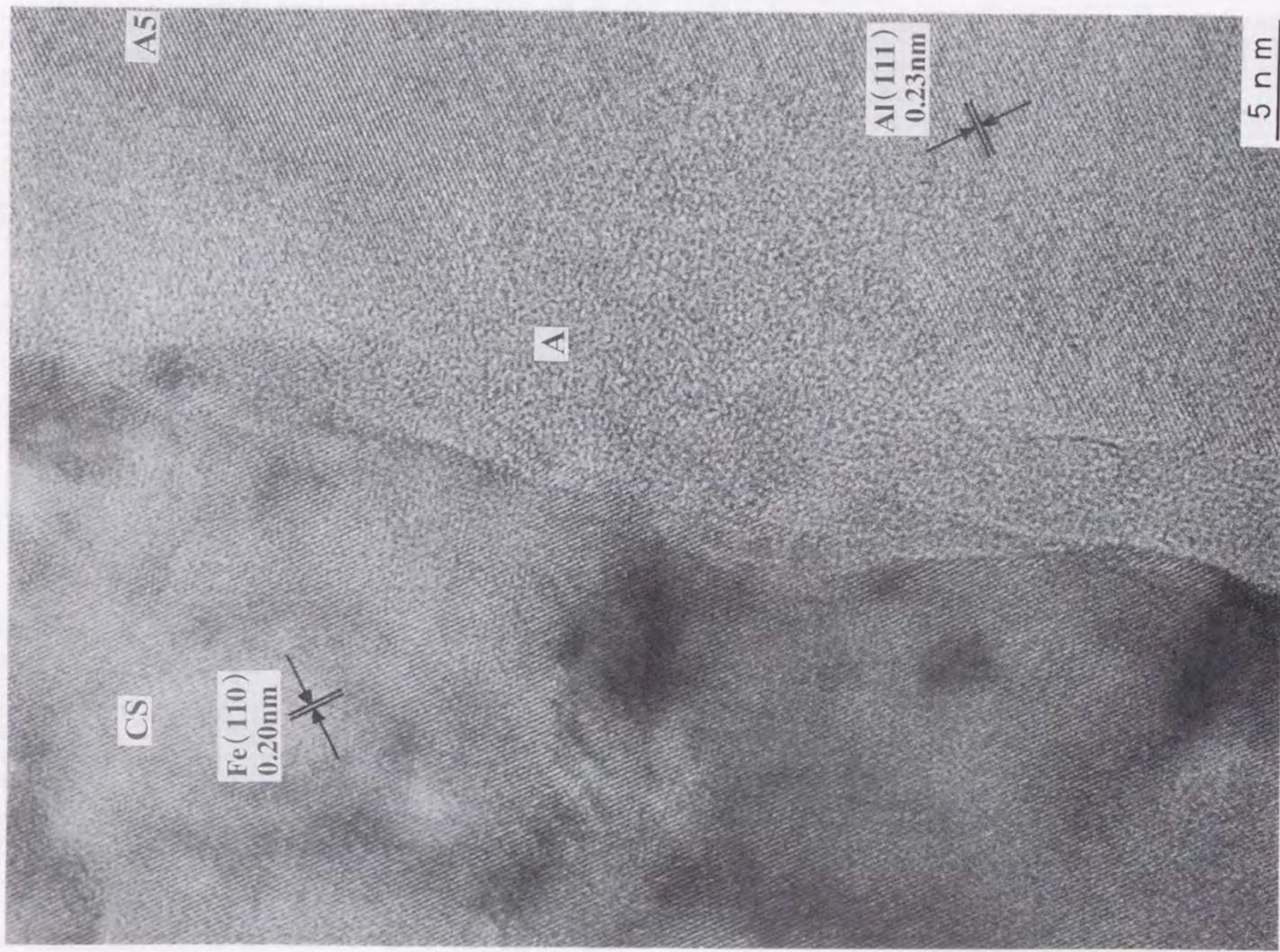


Fig. 2.12-(a) TEM micrograph at interface of aluminum clad steel sheet (FA6).

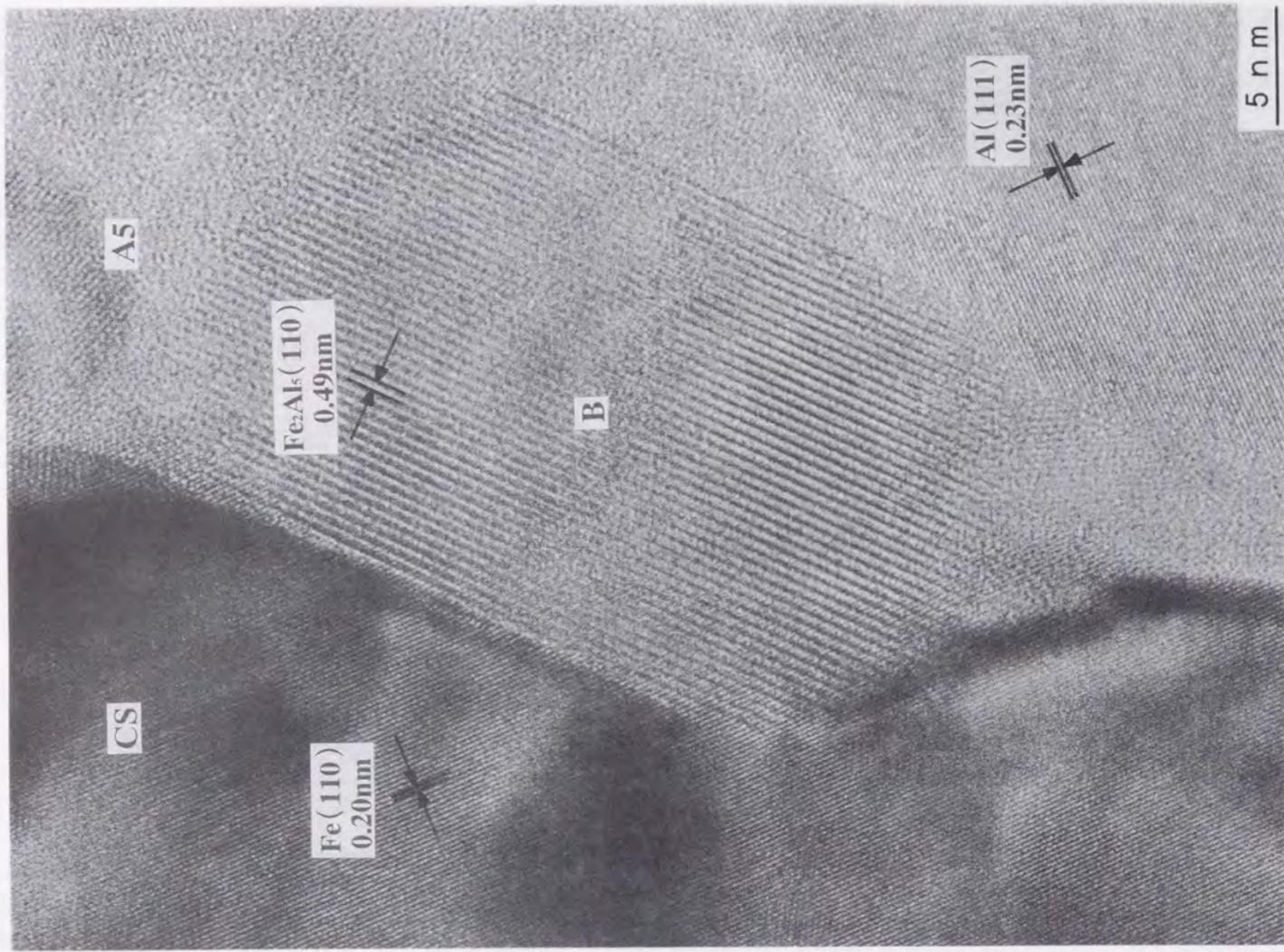


Fig. 2.12-(b) TEM micrograph at interface of aluminum clad steel sheet (FA6).

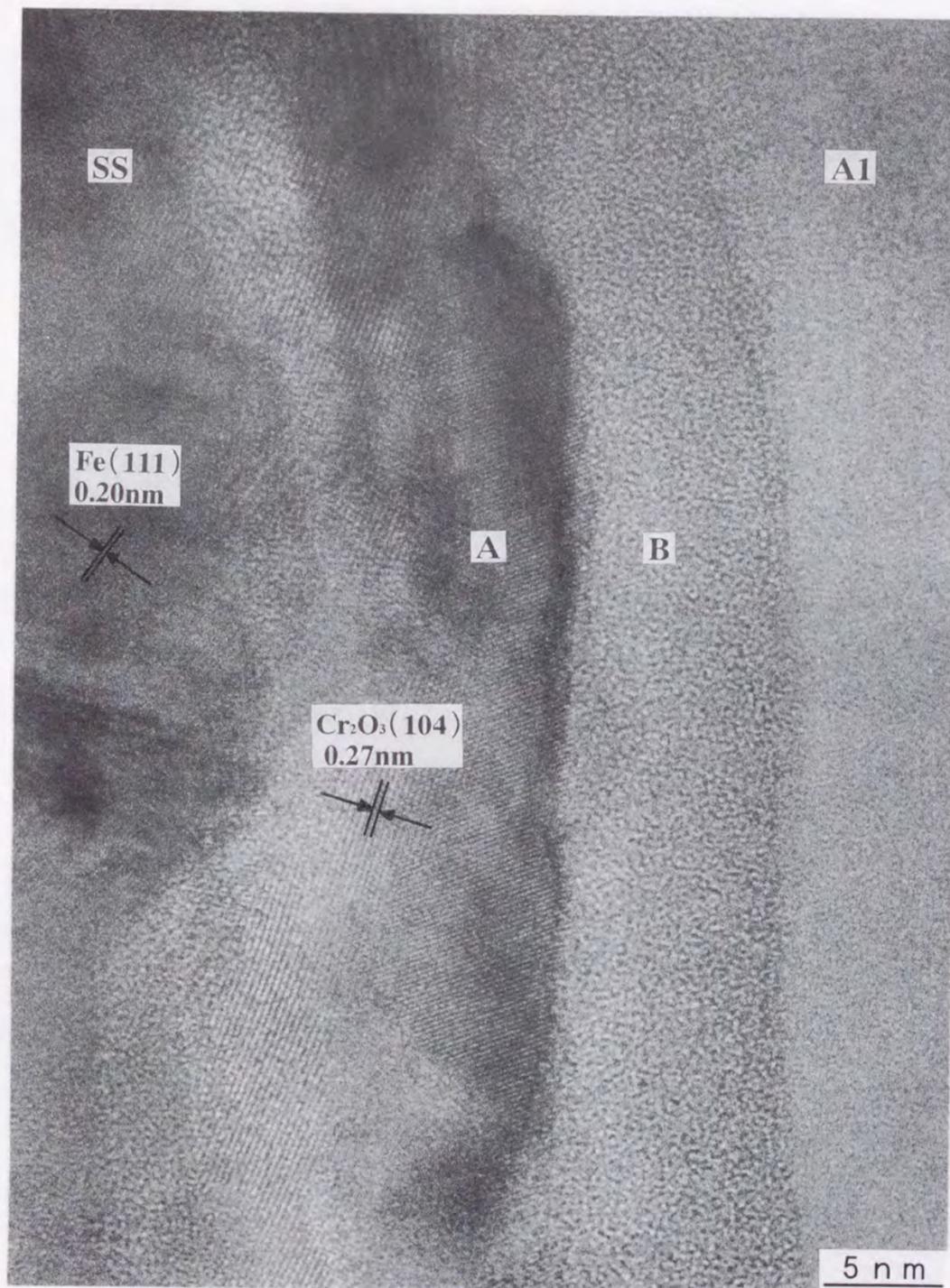


Fig. 2.13 TEM micrograph at interface of aluminum clad stainless steel sheet (SA).

観察され、ステンレス鋼板と純 Al 板は、これら Cr 酸化膜と Al 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 Al 板側の結晶方位関係を調べたが、特定の方位関係は認められなかった。また、SA の界面では局所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、Al、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⁶⁷⁾。

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 Al 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。

Table 2.9 Density and mechanical properties of steel and aluminum sheets 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	-	-
Aluminum clad steel	FA1	0.52	0.81	5.12	129	171	204	41.3	0.129	1.44	9.7	2.00	>32.1
	FA2	0.31	0.97	6.27	164	190	251	44.2	0.148	1.65	10.6	2.04	>25.3
	FA3	0.40	0.96	5.72	144	178	235	43.3	0.140	1.57	10.0	2.08	>34.8
	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, ρ ; Density, E; Young's modulus, YS; Yield strength, TS; Tensile strength, EI; 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 Al 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 に示したのものを含め、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。

$$M_{AC} = M_{Fe} \cdot t_{Fe} / t_{AC} + M_{Al} \cdot t_{Al} / t_{AC} \dots \dots \dots (2.1)$$

ただし、

M_{AC} 、 M_{Fe} 、 M_{Al} ；アルミクラッド鋼板、鋼板、アルミニウム板の特性値

t_{AC} 、 t_{Fe} 、 t_{Al} ；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プロットし、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○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○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Al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ピ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Al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。

$$YS_{0.2} = a \cdot Hv + b \quad \dots \dots \dots (2.2)$$

$$TS = c \cdot Hv + d \quad \dots \dots \dots (2.3)$$

ただし、

$YS_{0.2}$ ；鋼層の0.2%耐力

TS ；鋼層の引張強さ

Hv ；鋼層のピッカース硬さ

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

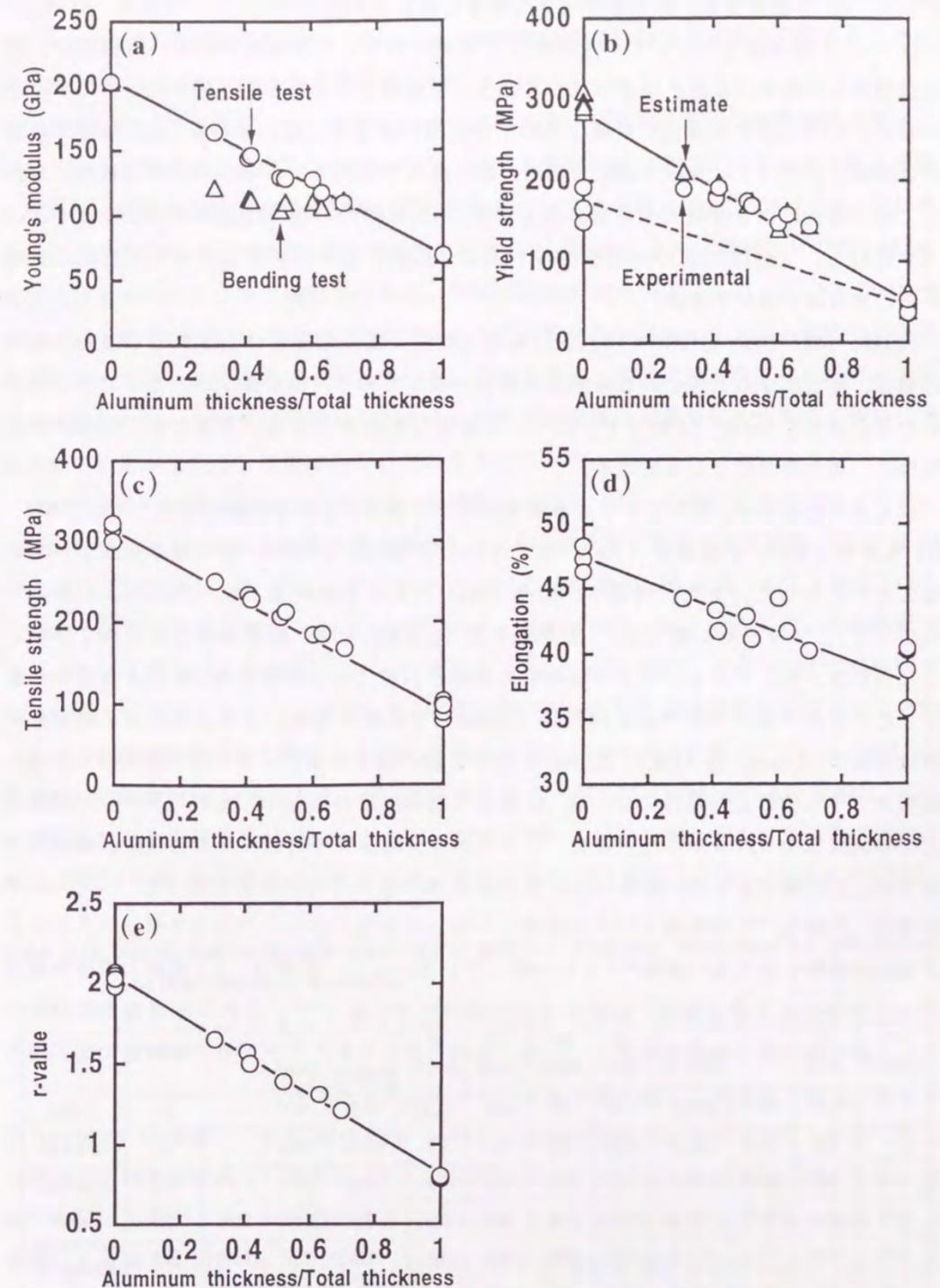


Fig. 2.14 Effect of aluminum layer thickness ratio on mechanical properties of aluminum clad steel sheets: (a) Young's modulus, (b) Yield strength, (c) Tensile strength, (d) Total elongation, (e) r-value.

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。○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(EI)、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Al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Al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(EI)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Al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(EI)、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Al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Al板より低い値を示した。これに対して、Al-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)、

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

	Symbol	Al/t	t (mm)	ρ (Mg/m ³)	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-O	A1	-	0.60	2.70	69	46	103	40.4	0.252	0.78	9.6	-
A5052-O	A5	-	0.60	2.68	69	97	208	25.7	0.323	0.72	8.8	-
Steel/ aluminum laminate	FA7	0.55	0.89	5.03	132	122	200	43.0	0.205	1.75	9.8	10.7
	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, ρ ; Density, E; Young's modulus, YS; Yield strength, TS; Tensile strength, EI; Total elongation, n; n-value, r; r-value, Er; Ericksen value, L.D.R; Limiting drawing ratio, PS; Peel strength

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 Al-Mg 板より低い値を示し、純 Al 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ピール強度と比較した。圧延温度と純 Al 板の圧下率が同じ圧延接合体でピ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 Al 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 Al 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 Al 板と比較すると、5.6 ~ 7.1 倍の値

Table 2.11 Deformation stress of steel and aluminum sheets.

Specimen	Symbol	Test temperature			
		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-O	A5	238	123	93	74

(Unit : MPa)

である。鋼板と純 Al 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 Al 板の圧下率を比較すると、純 Al 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 Al 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 Al 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、 h_{F1} と h_{A1} は鋼板とアルミニウム板の入口板厚、 h_{F2} と h_{A2} は鋼板とアルミニウム板の出口板厚、 l_{F1} と l_{A1} は圧延前の鋼板とアルミニウム板のある区

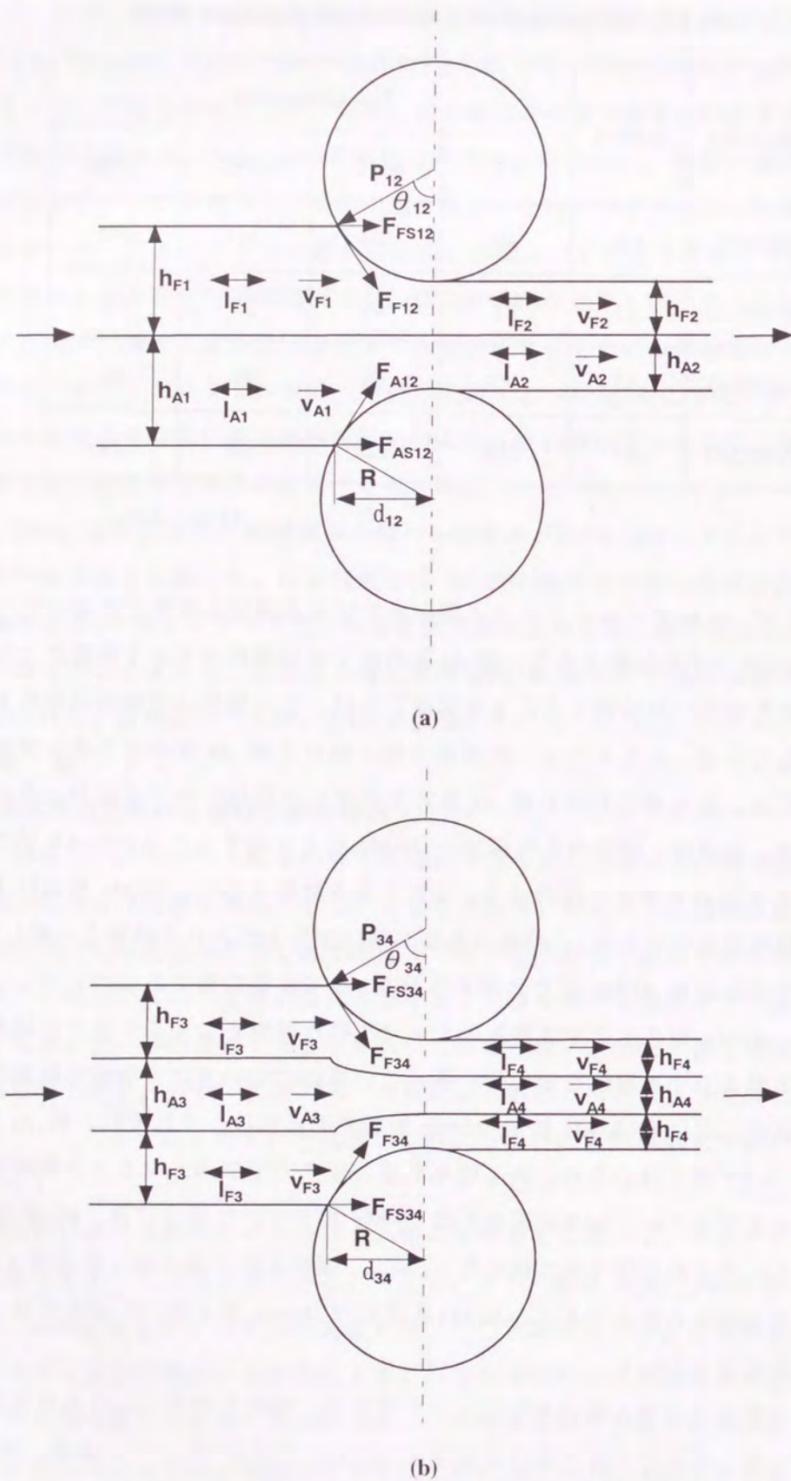


Fig. 2.15 Schematic diagram of rolling bonding of steel and aluminum sheet: (a) Aluminum clad steel sheet, (b) Steel/aluminum laminate.

間の長さ、 l_{F2} と l_{A2} は圧延後の鋼板とアルミニウム板のある区間の長さ、 v_{F1} と v_{A1} は鋼板とアルミニウム板の入口速度、 v_{F2} と v_{A2} は鋼板とアルミニウム板の出口速度、 θ_{12} はロールと材料の接触角（かみ込み角）、 d_{12} はロールと材料の接触長さ、 P_{12} はロール中心力、 μ_F と μ_A 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、 F_{F12} と F_{A12} 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、 h_{F3} と h_{A3} は鋼板とアルミニウム板の入口板厚、 h_{F4} と h_{A4} は鋼板とアルミニウム板の出口板厚、 l_{F3} と l_{A3} は圧延前の鋼板とアルミニウム板のある区間の長さ、 l_{F4} と l_{A4} は圧延後の鋼板とアルミニウム板のある区間の長さ、 v_{F3} と v_{A3} は鋼板とアルミニウム板の入口速度、 v_{F4} と v_{A4} は鋼板とアルミニウム板の出口速度、 θ_{34} はロールと材料の接触角（かみ込み角）、 d_{34} はロールと材料の接触長さ、 P_{34} はロール中心力、 μ_F は鋼板とロールの摩擦係数、 F_{F34} 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 Δt_{12} 、 Δt_{34} とすると、ロール半径 R とロールと材料の接触長さ d_{12} 、 d_{34} の間に下記の式が成り立つ。

$$d_{12} = R \cdot \sin \theta_{12} \quad \dots \dots \dots (2.4)$$

$$\Delta t_{12} = R - R \cdot \cos \theta_{12} \quad \dots \dots \dots (2.5)$$

$$d_{34} = R \cdot \sin \theta_{34} \quad \dots \dots \dots (2.6)$$

$$\Delta t_{34} = R - R \cdot \cos \theta_{34} \quad \dots \dots \dots (2.7)$$

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。

$$b \cdot h_{F1} \cdot l_{F1} = b \cdot h_{F2} \cdot l_{F2} \quad \dots \dots \dots (2.8)$$

$$b \cdot h_{A1} \cdot l_{A1} = b \cdot h_{A2} \cdot l_{A2} \quad \dots \dots \dots (2.9)$$

$$b \cdot h_{F3} \cdot l_{F3} = b \cdot h_{F4} \cdot l_{F4} \quad \dots \dots \dots (2.10)$$

$$b \cdot h_{A3} \cdot l_{A3} = b \cdot h_{A4} \cdot l_{A4} \quad \dots \dots \dots (2.11)$$

したがって、

$$l_{F2} / l_{F1} = h_{F1} / h_{F2} \quad \dots \dots \dots (2.12)$$

$$l_{A2} / l_{A1} = h_{A1} / h_{A2} \quad \dots \dots \dots (2.13)$$

$$l_{F4} / l_{F3} = h_{F3} / h_{F4} \quad \dots \dots \dots (2.14)$$

$$l_{A4} / l_{A3} = h_{A3} / h_{A4} \quad \dots \dots \dots (2.15)$$

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}

は、下記のように示される。

$$\alpha_{F12} = (h_{F1} - h_{F2}) / h_{F1} \quad \dots \dots \dots (2.16)$$

$$\alpha_{A12} = (h_{A1} - h_{A2}) / h_{A1} \quad \dots \dots \dots (2.17)$$

$$\alpha_{F34} = (h_{F3} - h_{F4}) / h_{F3} \quad \dots \dots \dots (2.18)$$

$$\alpha_{A34} = (h_{A3} - h_{A4}) / h_{A3} \quad \dots \dots \dots (2.19)$$

(2.12)~(2.15)に(2.16)~(2.19)を代入すると、

$$l_{F2} / l_{F1} = 1 / (1 - \alpha_{F12}) \quad \dots \dots \dots (2.20)$$

$$l_{A2} / l_{A1} = 1 / (1 - \alpha_{A12}) \quad \dots \dots \dots (2.21)$$

$$l_{F4} / l_{F3} = 1 / (1 - \alpha_{F34}) \quad \dots \dots \dots (2.22)$$

$$l_{A4} / l_{A3} = 1 / (1 - \alpha_{A34}) \quad \dots \dots \dots (2.23)$$

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。

$$\ln(l_{F2} / l_{F1}) = \ln(1 / (1 - \alpha_{F12})) \quad \dots \dots \dots (2.24)$$

$$\ln(l_{A2} / l_{A1}) = \ln(1 / (1 - \alpha_{A12})) \quad \dots \dots \dots (2.25)$$

$$\ln(l_{F4} / l_{F3}) = \ln(1 / (1 - \alpha_{F34})) \quad \dots \dots \dots (2.26)$$

$$\ln(l_{A4} / l_{A3}) = \ln(1 / (1 - \alpha_{A34})) \quad \dots \dots \dots (2.27)$$

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、 β_{FA12} および β_{FA34} は、下記の式で表される。

$$\beta_{FA12} = (1 - \alpha_{F12}) / (1 - \alpha_{A12}) \quad \dots \dots \dots (2.28)$$

$$\beta_{FA34} = (1 - \alpha_{F34}) / (1 - \alpha_{A34}) \quad \dots \dots \dots (2.29)$$

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。

$$F_{F12} = \mu_F \cdot P_{12} \quad \dots \dots \dots (2.30)$$

$$F_{A12} = \mu_A \cdot P_{12} \quad \dots \dots \dots (2.31)$$

$$F_{F34} = \mu_F \cdot P_{34} \quad \dots \dots \dots (2.32)$$

したがって、圧延方向に働く力 F_{FS12} 、 F_{AS12} 、 F_{FS34} は、下記のように表される。

$$F_{FS12} = F_{F12} \cdot \cos \theta_{12} = \mu_F \cdot P_{12} \cdot \cos \theta_{12} \quad \dots \dots (2.33)$$

$$F_{AS12} = F_{A12} \cdot \cos \theta_{12} = \mu_A \cdot P_{12} \cdot \cos \theta_{12} \quad \dots \dots (2.34)$$

$$F_{FS34} = F_{F34} \cdot \cos \theta_{34} = \mu_F \cdot P_{34} \cdot \cos \theta_{34} \quad \dots \dots (2.35)$$

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Al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643K、圧下力 $P_{12} = 216\text{kN}$ で圧延すると、実測値より、鋼板が5%、純Al板が30%圧延される。この場合の総板厚変化 Δt_{12} は0.2mmであるから、この値を(2.4)、(2.5)式に代入すると、 $d_{12} = 5.29\text{mm}$ が得られる。圧延速度は67~100mm/sであるから、接触時間は $5.29 \times 10^{-2} \sim 7.90 \times 10^{-2}\text{s}$ である。鋼板と純Al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Al板の歪速度は、それぞれ、 $0.63 \sim 0.95 \text{ S}^{-1}$ 、 $4.56 \sim 6.81 \text{ S}^{-1}$ となる。一方、鋼板と純Al板の相対すべり比 β_{FA12} は、(2.28)式より1.36となる。また、圧延方向に働く力 F_{FS12} と F_{AS12} は、潤滑状態では $\mu_F = 0.07$ 、 $\mu_A = 0.08$ であり¹³²⁾、また、 $P_{12} = 216\text{kN}$ であるから、(2.33)、(2.34)式に代入して、それぞれ、 $F_{FS12} = 15\text{kN}$ 、 $F_{AS12} = 17\text{kN}$ となる。

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Al板を重ね、圧延温度643K、圧下力 $P_{34} = 216\text{kN}$ で圧延すると、実測値より、鋼板が5%、純Al板が30%圧延される。この場合の総板厚変化 Δt_{34} は0.22mmであるから、この値を(2.6)、(2.7)式に代入すると、 $d_{34} = 5.55\text{mm}$ が得られる。圧延速度は67~100mm/sであるから、接触時間は $5.55 \times 10^{-2} \sim 8.28 \times 10^{-2}\text{s}$ である。鋼板と純Al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Al板の歪速度は、それぞれ、 $0.60 \sim 0.90 \text{ S}^{-1}$ 、 $4.35 \sim 6.49 \text{ S}^{-1}$ となる。一方、鋼板と純Al板の相対すべり比 β_{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 $\mu_F = 0.07$ であり、また、 $P_{34} = 216\text{kN}$ であるから、(2.35)式に代入して、 $F_{FS34} = 15\text{kN}$ 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、 $0.19 \sim 0.30 \text{ S}^{-1}$ 、 $1.37 \sim 2.16 \text{ S}^{-1}$ となり、純Al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

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_2O_3 、 Fe_3O_4 、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 Al 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 Al_2O_3 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 Al 酸化膜が観察されないことから明らかである。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 Al 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

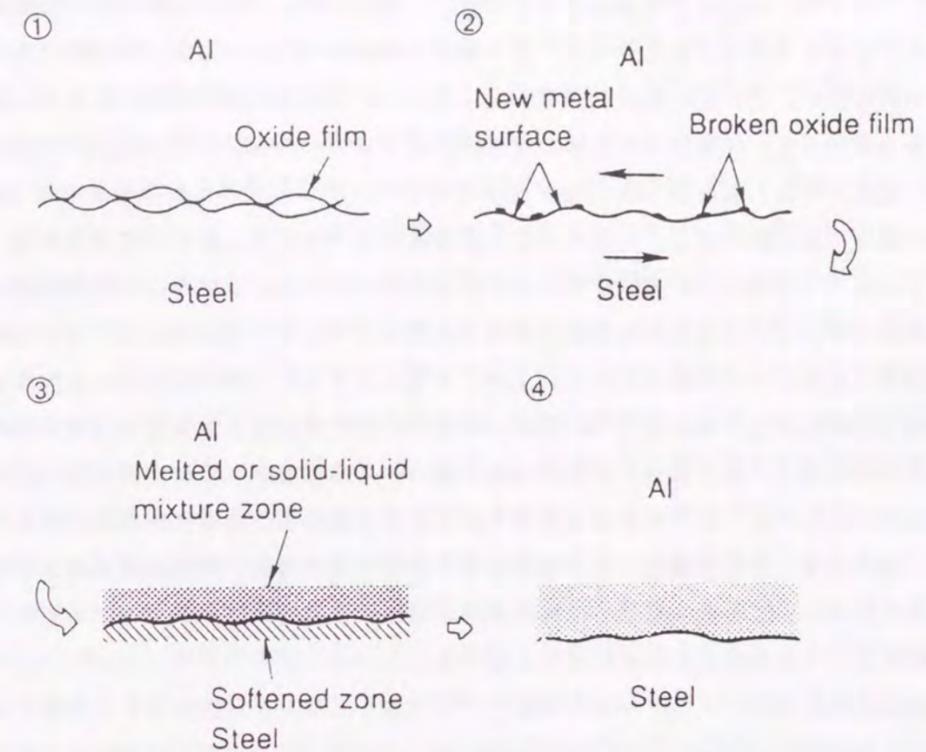


Fig. 2.16 Roll bonding model at interface of steel and aluminum sheet.

成される Cr_2O_3 、 CrO_2 、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 Al 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 Al 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 N_2 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变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

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 % でピ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だと考えられる。

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¹¹⁶⁾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 Al 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-Al 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

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 Al 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のが可能である。

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 Al 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 Al 板圧延接合体 (FA1) では、純 Al 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 Al 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 Al 板が接合されていた。この Al の非晶質酸化膜は、拡散接合された純 Al 同士の界面¹¹⁸⁻¹²²⁾ や超高真空中で常温接合された純 Al 同士の界面¹³⁵⁻¹³⁷⁾ 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 Al 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 Al 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 Al 板の表面に存在する Al 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¹³⁴⁾。したがって、鋼板とアルミニウム板の圧延接合では、Al の酸化膜が破壊されて冶

金的に接合される場合だけでなく、Al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Al同士はAl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Al原子の直接接合は必要ではなく、Al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Al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、Alの非晶質酸化膜では、必ずしもAl原子とO原子が強固に結合していないため、Al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、Alの非晶質酸化膜中のAl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Al原子の相互拡散やFe原子とAl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、Fig.2.12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Al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、Alの非晶質酸化膜を介したFeとAlの相互拡散が起こっており、かつ、界面にAlの非晶質酸化膜が存在していても、Fe原子とAl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Al板側のAl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Al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、圧下率の増加とともに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} (m^2/s)とすると、Einsteinの式より、下記のように表される^{108, 124)}。

$$D_{Al} = D_{Al0} \cdot \exp(-Q_{Al}/RT) \quad \dots \dots \dots (2.36)$$

$$d_{Al} = (2 \cdot D_{Al} \cdot t)^{1/2} \quad \dots \dots \dots (2.37)$$

$$D_{Fe} = D_{Fe0} \cdot \exp(-Q_{Fe}/RT) \quad \dots \dots \dots (2.38)$$

$$d_{Fe} = (2 \cdot D_{Fe} \cdot t)^{1/2} \quad \dots \dots \dots (2.39)$$

ただし、

D_{Al0} 、 D_{Fe0} : 比例定数 (m^2/s)

Q_{Al} 、 Q_{Fe} : 活性化エネルギー (J/mol)

R : ガス定数 ($J/mol \cdot K^{-1}$)

T : 絶対温度 (K)

t : 時間 (s)

$D_{Al0} = 1.0 \times 10^4 m^2 s^{-1} \sim 5.9 \times 10^4 m^2 s^{-1}$ 、 $Q_{Al} = 188 \sim 246 kJ/mol$ であり、また、 $D_{Fe0} = 1.2 \times 10^5 \sim 91 m^2 s^{-1}$ 、 $Q_{Fe} = 135 \sim 258 kJ/mol$ であるから¹³⁸⁻¹⁴⁰⁾、705 Kで鋼板と純Al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Alの拡散係数 D_{Al} 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、 $D_{Al} = 3.09 \times 10^{22} \sim 1.10 \times 10^{19} m^2 s^{-1}$ 、 $D_{Fe} = 6.98 \times 10^{18} \sim 1.19 \times 10^{15} m^2 s^{-1}$ となる。圧延接合が始まってから室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Alの拡散距離と純Al板側でのFeの拡散距離を計算すると、それぞれ、 $d_{Al} = 0.06 \sim 0.99 nm$ 、 $d_{Fe} = 7.92 \sim 103 nm$ 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Alの拡散領域は認められていない。一方、純Al板(A1)側ではFe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Al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。

一方、ステンレス鋼板(SS)と純Al板(A1)を圧延接合体した場合(SA)には、Crの結晶酸化膜とAlの非晶質酸化膜を介してステンレス鋼板と純Al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Al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Al板の圧延接合では、ステンレス鋼板に比べて、純Al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Al板が十分に变形して両者が接合されれば、Cr酸化膜とAl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Al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

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 Al 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 Al、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 Al 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、 $D_{Al} = 8.76 \times 10^{-22} \sim 2.45 \times 10^{-19} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ 、 $D_{Fe} = 2.09 \times 10^{-17} \sim 2.12 \times 10^{-18} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ 、 $D_{Ni} = 5.20 \times 10^{-17} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ 、 $D_{Cr} = 9.67 \times 10^{-20} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ 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、 $d_{Al} = 0.08 \sim 1.48 \text{ nm}$ 、 $d_{Fe} = 13.7 \sim 138 \text{ nm}$ 、 $d_{Ni} = 21.6 \text{ nm}$ 、 $d_{Cr} = 0.93 \text{ nm}$ 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 Al の拡散領域は認められていない。一方、純 Al 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 Al 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 Al 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 Al 板接合体 (SA) の界面におけるマイ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 Al 非晶質酸化膜が観察され、これを介して鋼板 (CS) と純 Al 板 (A1) が接合されていた。一方、Al 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 Al 板側では、少なくとも 50nm 以上の Fe または Al の拡散領域は認められなかった。このマイクロ構造は、FA6 でも基本的には同じであるが、FA6 の全ての界面では、Mg を含んだ均一な Al 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

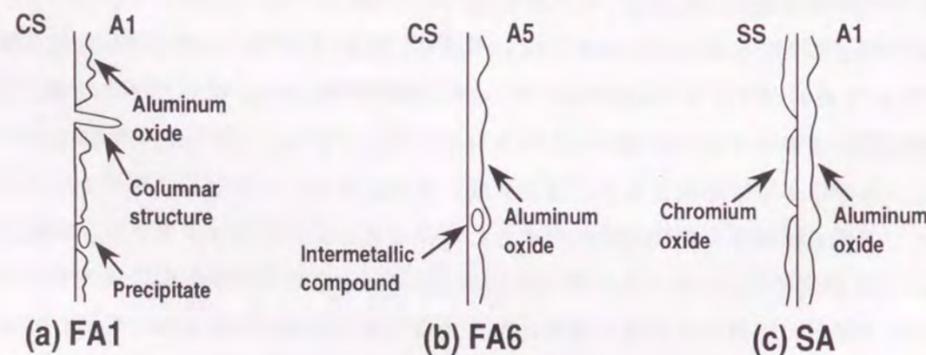


Fig. 2.17 Schematic illustration of microstructures at interfaces of roll bonding sheets: (a) FA1, (b) FA6, (c) SA.

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 Al 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 Al 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、Al、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、FeAl₃、Fe₂Al₅ などの Fe-Al 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 Al 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

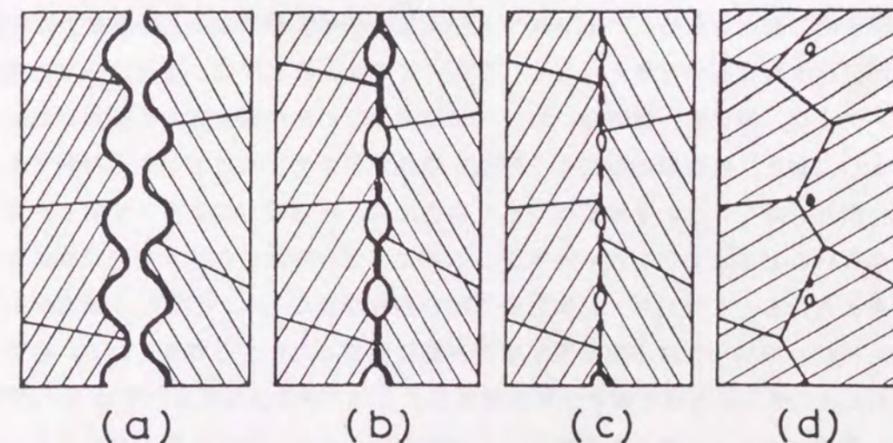


Fig. 2.18 Diffusion bonding model at interface of steel and aluminum.

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らないような圧力を加えながら、 $0.5 \sim 0.8 T_M K$ (T_M : 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、未密着部はポイドとなり、加圧力とポ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ポイドの収縮が進行する ((c))。その後、ポ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Al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Al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Al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

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と、ポ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Al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Al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Al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。

$$\sigma_1 = F_1 \cdot \varepsilon^{n_1} \quad \dots \dots \dots (2.40)$$

$$\sigma_2 = F_2 \cdot \varepsilon^{n_2} \quad \dots \dots \dots (2.41)$$

ただし、
F₁、F₂: 定数

また、log σ - log εの傾き、すなわちn値は、下記の式で示される。

$$\frac{d(\log \sigma)}{d(\log \varepsilon)} = (n_1 \cdot P_1 + n_2 \cdot P_2) / (P_1 + P_2) \quad \dots \dots \dots (2.42)$$

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 P_1 と P_2 の内分比で決まる。一方、 P_1 と P_2 の荷重比は、下記の式で示される。

$$P_1/P_2 = 1/a \cdot F_1/F_2 \cdot \varepsilon^{n_1-n_2} \dots \dots \dots (2.43)$$

$n_1 - n_2 > 0$ 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 n_2 から n_1 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

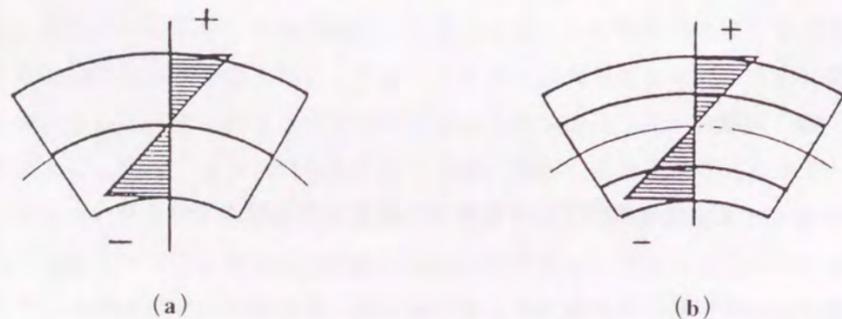


Fig. 2.19 Distribution of distortion in laminate: (a) Two layer laminate, (b) Three layer laminate.

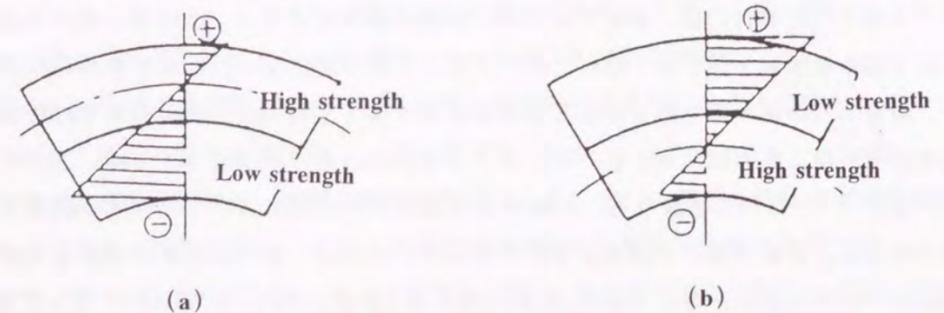


Fig. 2.20 Movement of neutral face in laminate by bending: (a) High strength material sheet existed in outside, (b) High strength material sheet existed in inside.

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

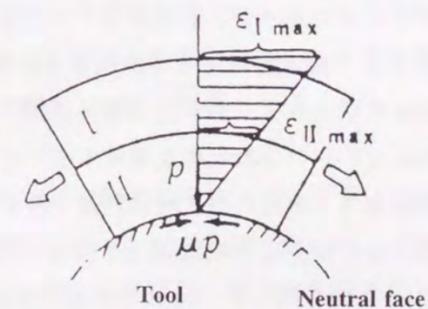


Fig. 2.21 Distribution of distortion in laminate in bending test.

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 Al 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撻動した

場合の鋼層の摩擦係数が 0.117 と純 Al 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 Al 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 Al 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、ステンレスの一樣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 Al 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、ピ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⁴³⁾は、純 Al 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 Al 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：1 mm) であり、また、3 層接合体では、鋼層：アルミニウム層：鋼層が 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。

(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 Al 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 Al 板圧延接合体のピール強度は、純 Al 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 Al 板は、Al 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 Al 板は、Cr の結晶酸化膜と Al の非晶質酸化膜を介して接合されており、界面で局所的な 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、Al、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-Al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。

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延装置を用いた。また、ステンレス鋼板(SS)と純Al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

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

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)	Direct resistance heating	1143K (CS)	Hot rolling	Nitrogen gas
CS/A3(R) [CS/A3/CS]	0.88 [0.57]	4.3 (CS) 16.7 (A3)		1161K (CS)		
CS/A5(R) [CS/A5/CS]	0.90 [0.60]	9.3 (CS) 10.0 (A5)		1158K (CS)		
SS/A1(R) [SS/A1/SS]	1.18 [0.36]	5.3 (SS) 30.4 (A1)	Furnace	723K, 1.8ks (SS, A1)		Air

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

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

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。

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

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)	Induction heating	723-873 K 0.3-3.6 ks	30-52	Vacuum 10 ⁻³ Pa
CS/A5(D) [CS/A5/CS]	1.09-1.26 [0.28-0.38]	2.5 (CS) 20.0-48.3(A5)		723-823 K 0.3-3.6 ks	83-115	
SS/A1(D) [SS/A1/SS]	1.11-1.29 [0.28-0.38]	0 (SS) 18.0-48.3(A1)		773-873 K 0.3-3.6 ks	30-45	
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	

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、JIS K 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723K以上で、CS/A3(R)では673K以上で、CS/A5(R)では648K以上で、また、SS/A1(R)では823K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723Kと773Kで加熱・保持した時の断面組織である。CS/A1(R)を723K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

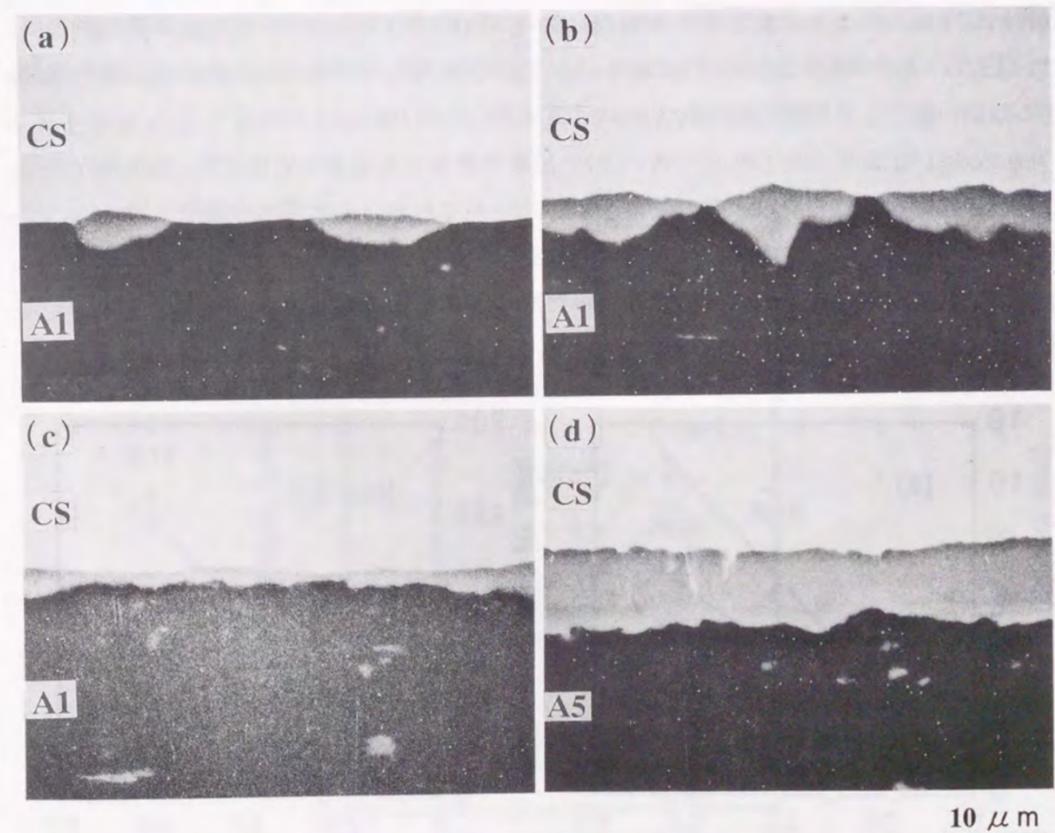


Fig. 3.1 SEM micrographs of intermetallic compound (IMC) layers formed at interfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A1(R) 723K-1.8ks, (b) CS/A1(R) 723K-3.6ks, (c) CS/A1(R) 773K-0.3ks, (d) CS/A5(R) 723K-1.8ks.

た。この成長形態は、大家¹³⁾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Al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Fe₂Al₃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

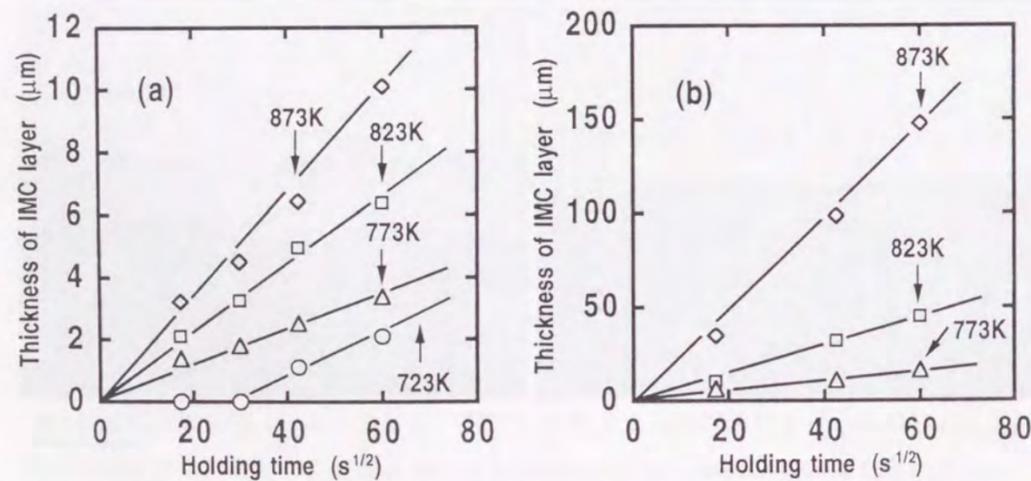


Fig. 3.2 Relation between square root of holding time and thickness of intermetallic compound (IMC) layers: (a) CS/A1(R), (b) CS/A1(D).

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Alの非晶質酸化膜が拡散バリアとして働いたためと考えられる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Al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Al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

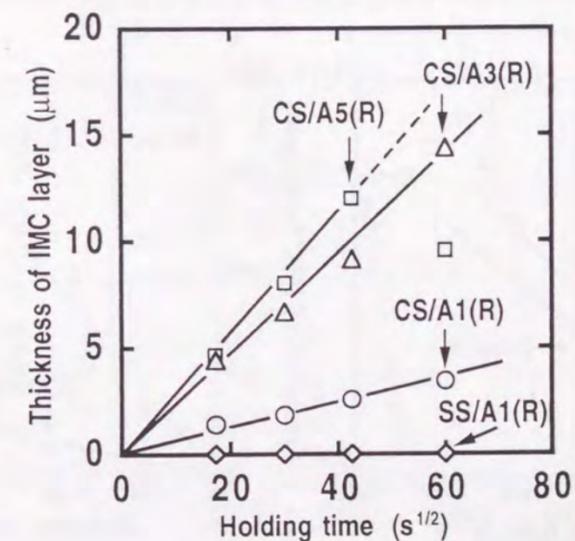


Fig. 3.3 Comparison of growth rate of intermetallic compound (IMC) layers at 773K.

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、Al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Al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)と比較した。その結果をFig.3.4の(a)に示す。SS/A1(R)を773K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、873K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Al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、823K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、アルミニウム

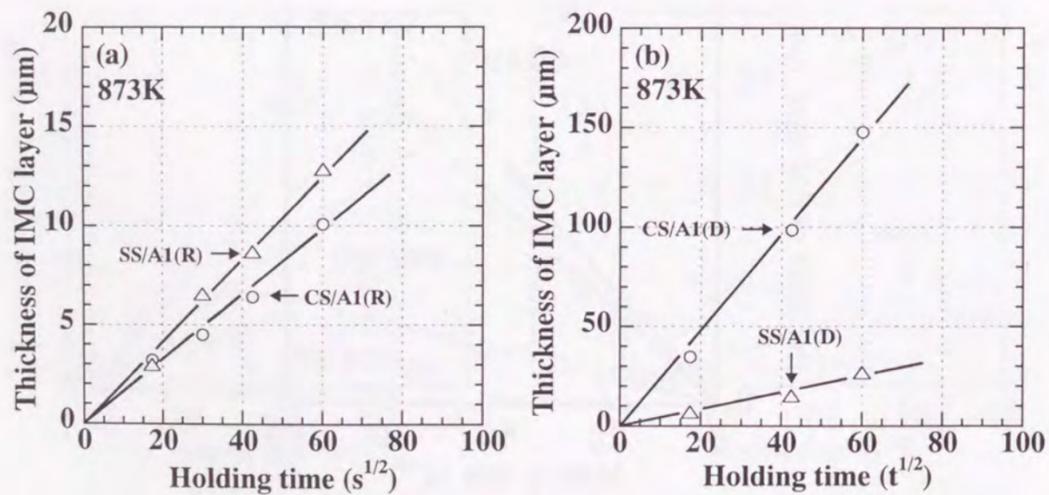


Fig. 3.4 Comparison of growth rate of intermetallic compound (IMC) layers: (a) CS/A1(R) and SS/A1(R), (b) CS/A1(D) and SS/A1(D).

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(773K)は、SS/A1(D)の場合(823K)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、873K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。

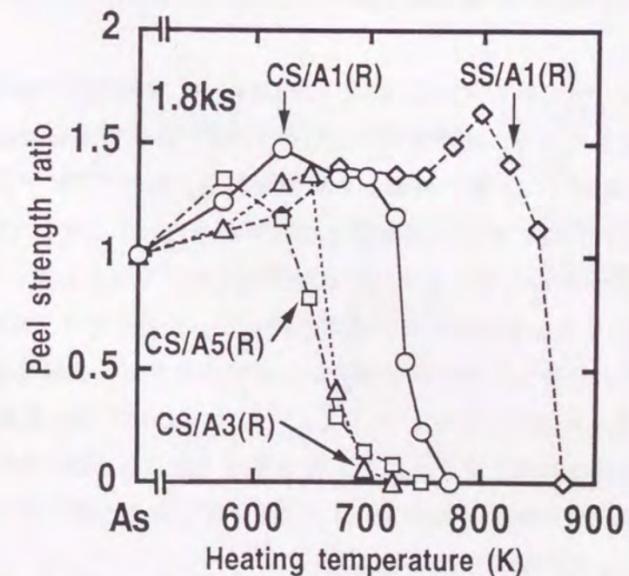


Fig. 3.5 Effect of heating temperature on peel strength of roll bonding sheets.

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。ピール強度は、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 $2 \mu\text{m}$ 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 $1.0 \sim 1.5 \mu\text{m}$ 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。

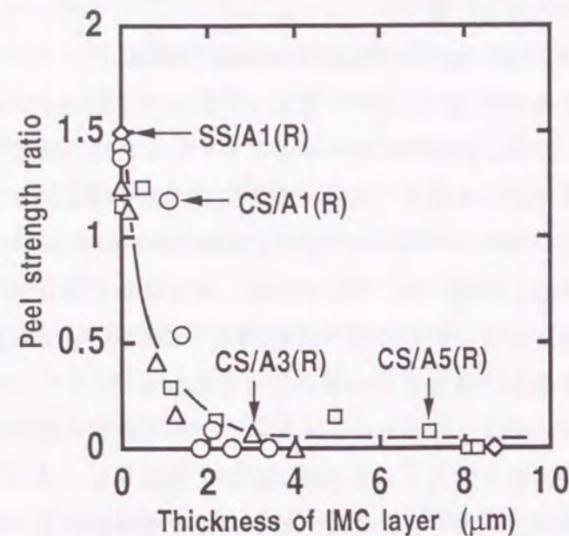


Fig. 3.6 Effect of thickness of intermetallic compound (IMC) layers on peel strength of roll bonding sheets.

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 $10 \mu\text{m}$ 以上で接合強度が低下すると報告している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

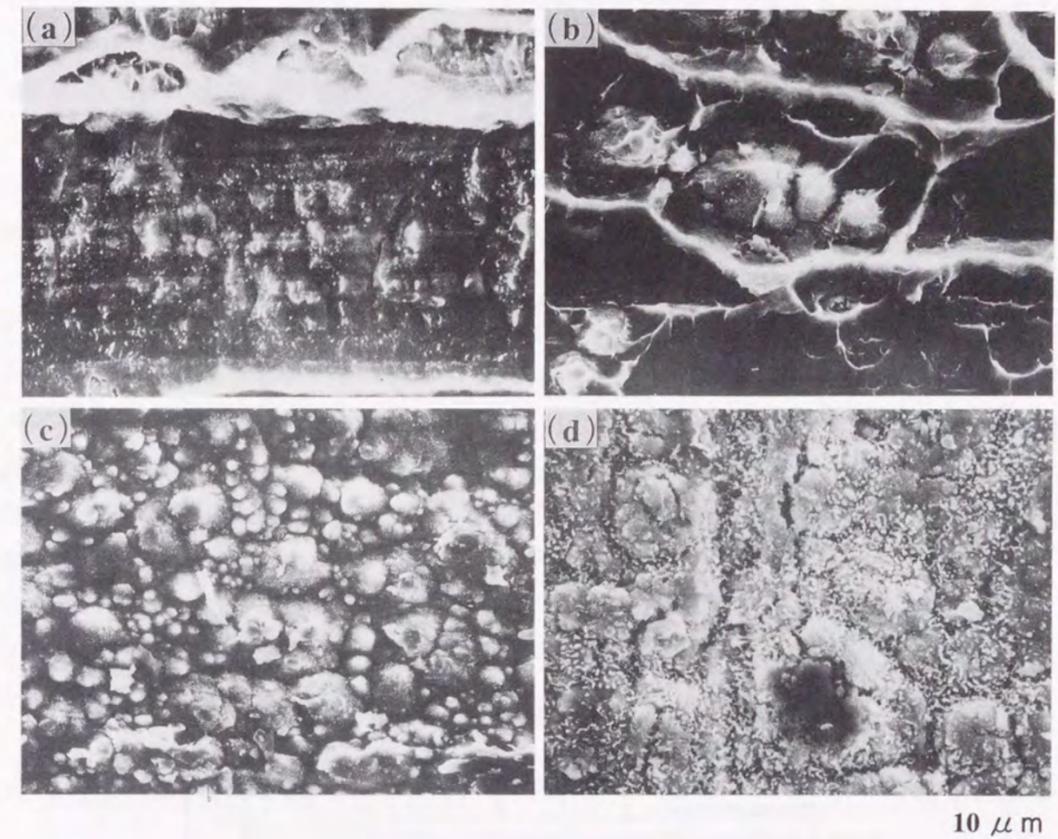


Fig. 3.7 SEM micrographs of peeled surfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A1(R) Before heating, (b) CS/A1(R) 723K-1.8ks, (c) CS/A1(R) 773K-1.8ks, (d) CS/A5(R) 773K-1.8ks.

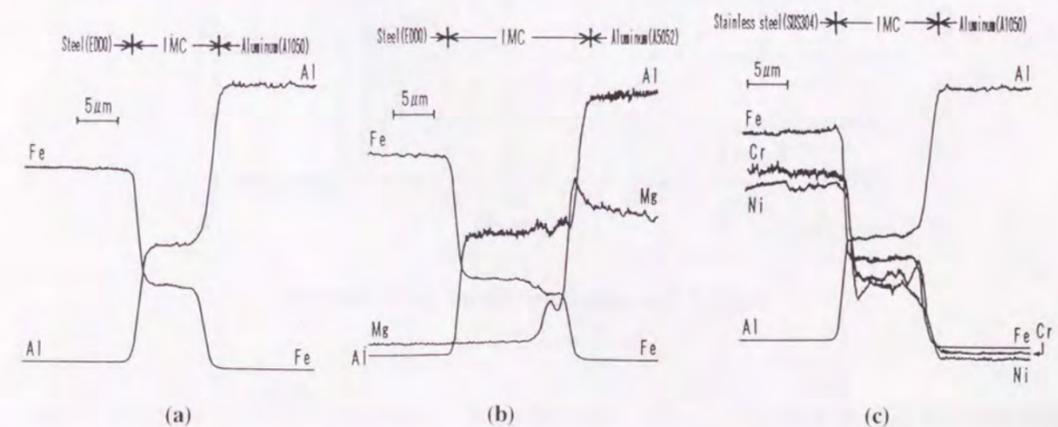


Fig. 3.8 EPMA line analyses at interfaces of roll bonding sheets after heating: (a) CS/A1(R) 823K-1.8ks, (b) CS/A5(R) 723K-0.9ks, (c) SS/A1(R) 873K-3.6ks.

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_3Al_5 組成の金属間化合物が、また、アルミニウム板側では $FeAl_3$ 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、 $FeAl_3$ 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 $FeAl_3$ が生成され、その後、 Fe_2Al_5 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Al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-Al 2元系状態図¹⁶⁸⁾からわかるように、Al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

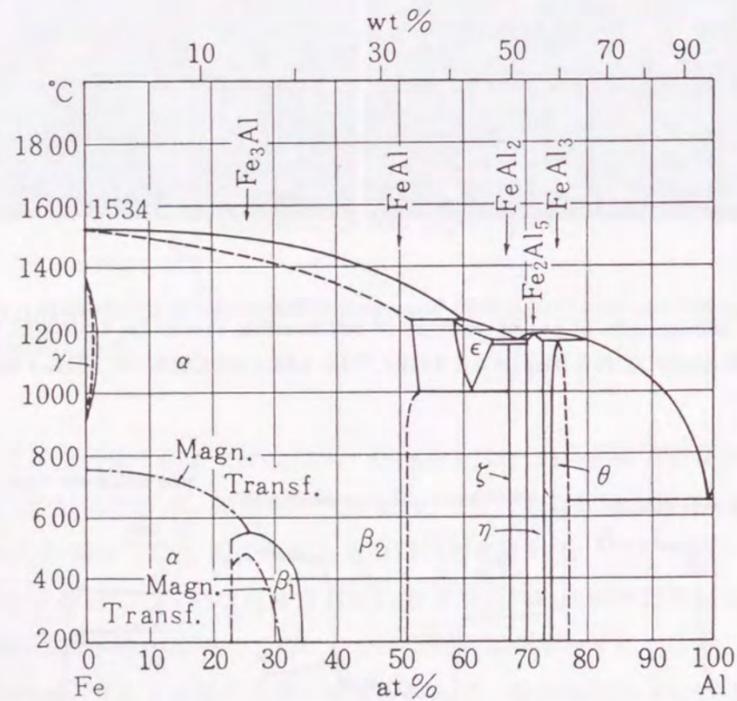


Fig. 3.9 Iron-aluminum binary phase diagram.

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

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 $FeAl_3$ と Fe_2Al_5 の生成が認められた。一方、CS/A5(R)の界面では、648 K以上で $FeAl_3$ と Fe_2Al_5 の生成が認められ、773 K以上では $FeAl_2$ 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 $FeAl_3$ と Fe_2Al_5 の生成が認められ、 $FeAl_2$ 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、 $(Fe,Cr)Al_3$ 、 $(Fe,Cr)_2Al_5$ 、 $(Fe,Cr)_3Al_2$ 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、Al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、 $FeAl_3$ 、 Fe_2Al_5 、 $FeAl_2$ 、 $FeAl$ 、 Fe_3Al の5種類が知られているが¹⁶⁸⁾、今回は、この内、Al

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

Roll bonding sheet	Heating temperature (K)	Type of intermetallic compound		
		$FeAl_3$	Fe_2Al_5	$FeAl_2$
CS/A1(R)	673	×	×	×
	723	△	△	×
	773	○	○	×
	823	○	○	×
	873	○	○	×
CS/A5(R)	673	△	○	×
	723	○	○	×
	773	○	○	△
	823	○	○	△
	873	○	○	△
SS/A1(R)	673	×	×	×
	723	×	×	×
	773	×	×	×
	823	×	×	×
	873	○	○	△

Holding time ; 1.8ks

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1 μ m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 μ m)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。デバイシェラー環を解析すると、Fe₂Al₃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Alが検出されることから、この舌状の金属間化合物はFe₂Al₃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、Fe₂Al₃の他にFeAl₃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、Fe₂Al₃がC軸方向に優先成長するためである¹⁶⁾。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Al板(A1)側に向かって成長している。0.5 μ m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、Fe₂Al₃、FeAl₃、FeAl₅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Alが検出されることから、Fe₂Al₃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

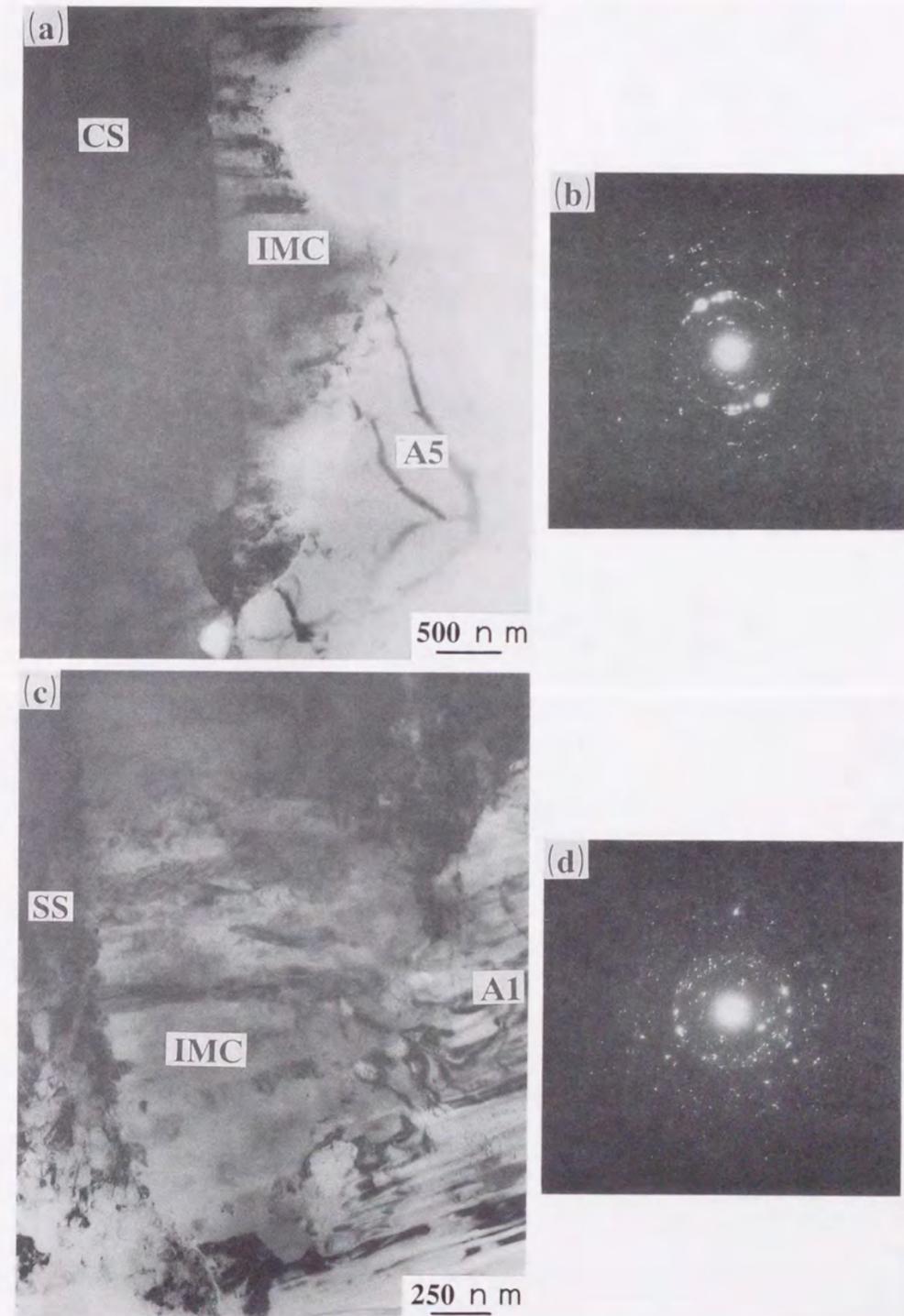


Fig. 3.10 TEM micrographs and electron diffraction patterns of intermetallic compound (IMC) formed at interfaces of roll bonding sheets: (a) and (b) CS/A5, (c) and (d) SS/A1.

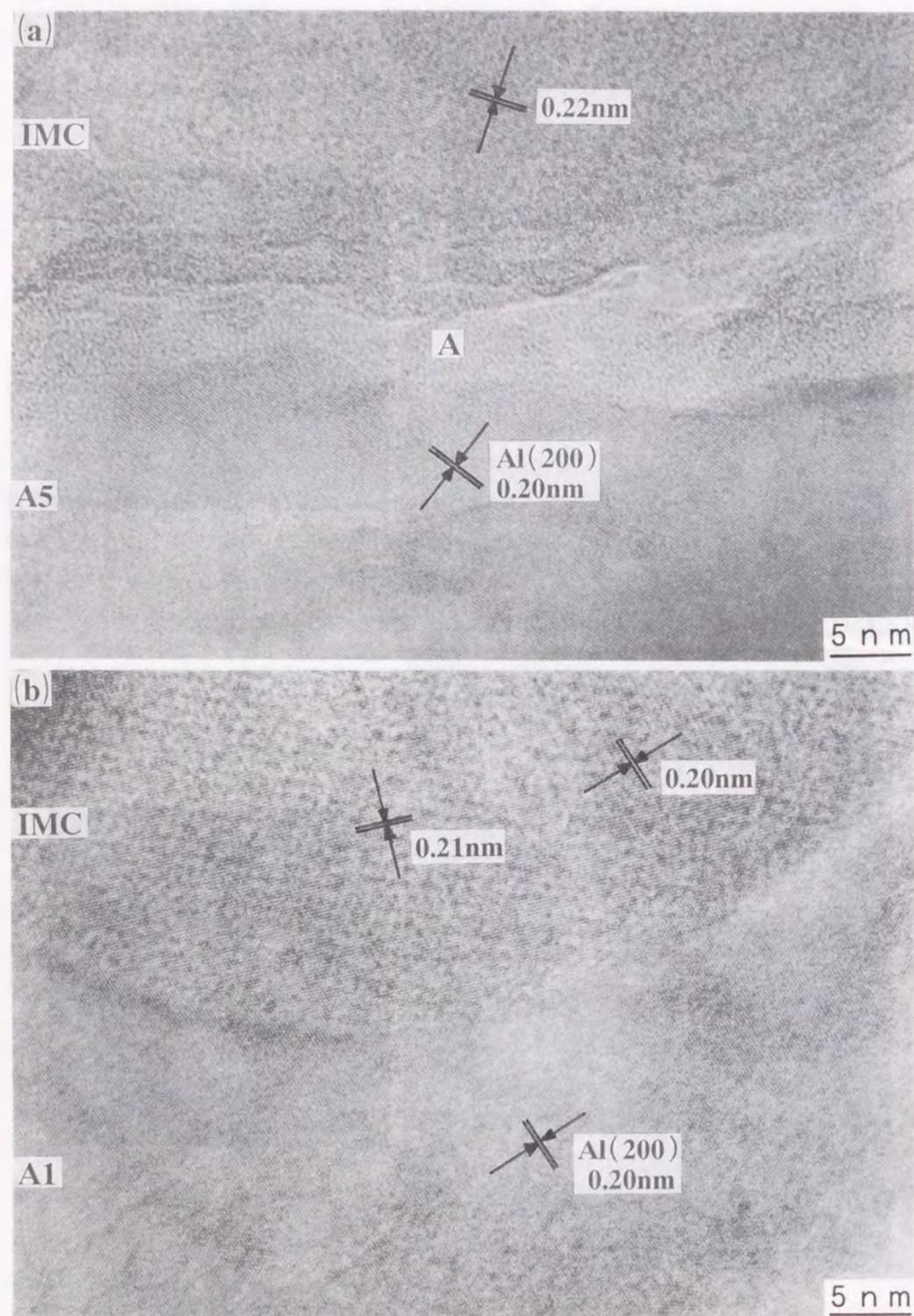


Fig. 3.11 TEM micrographs at IMC/aluminum interfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A5, (b) SS/A1.

層をEDXで分析すると、AlとO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Al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)との間で特定の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Al板界面(IMC/A1)で純Al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)との間で特定の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、この結果をさらにマイクロ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

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

Element	IMC	IMC/A5	A5
Fe	34.00	0	0
Al	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Al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Al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、Al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、Al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Al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AlやMgは検出されず、

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、Al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、特定の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Al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、FeAl₂、またはFe₂Al₃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Al板(A1)側に向かって生成されており、純Al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(Cr₂O₃)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Al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)}。

$$d^2 = K \cdot t \quad \dots \dots \dots (3.1)$$

$$K = K_0 \cdot \exp(-Q/RT) \quad \dots \dots \dots (3.2)$$

ただし、

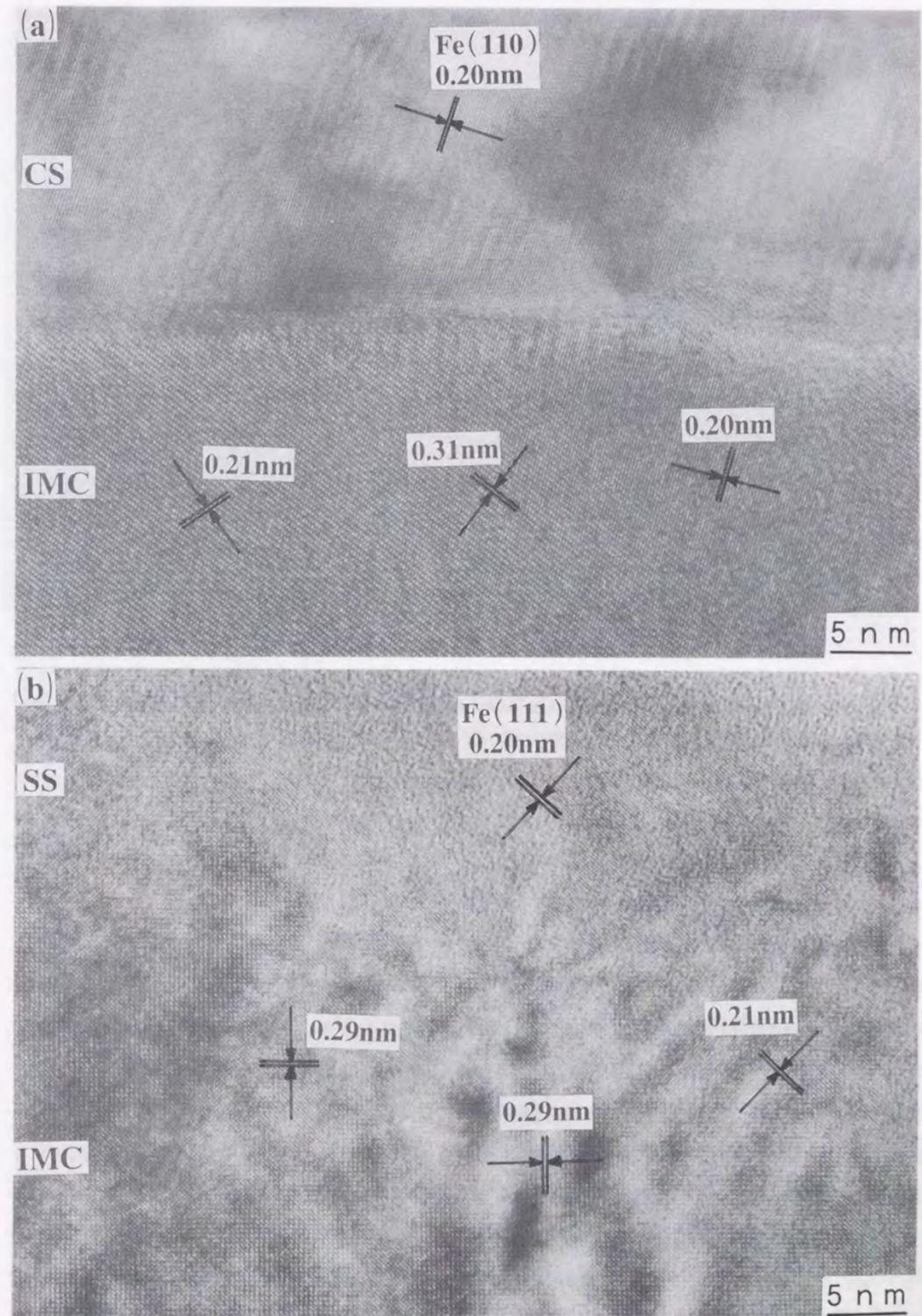


Fig. 3.12 TEM micrographs at steel/IMC interfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A5, (b) SS/A1.



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

K, K_0 ; 比例定数 (m^2/s)

Q ; 活性化エネルギー (J/mol)

R ; ガス定数 ($J/mol \cdot K^{-1}$)

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 K_0 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 K_0 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

Table 3.6 Comparison of K_0 and Q values.

Bonding specimen	Temperature (K)	K_0 (m^2/s)	Q (KJ/mol)	
CS/A1(R)	773-873	2.50×10^{-7}	116	Present work
CS/A3(R)	673-873	2.76×10^{-2}	174	
CS/A5(R)	673-823	5.68×10^{-2}	176	
CS/A1(D)	773-873	6.01×10^2	235	
CS/A5(D)	723-823	1.87×10	210	
Armco iron /99.99%Al	878-928	1.59×10^{10}	172	Shibata et al.
SS400 /99.99%Al	853-923	4.04×10^{-3}	226	Mukae et al.

及ぼす因子について検討した。

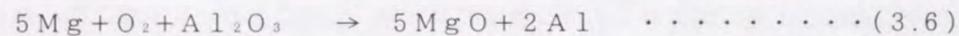
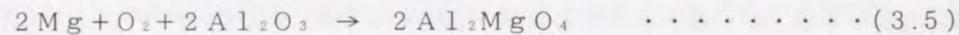
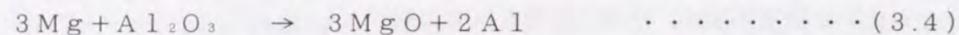
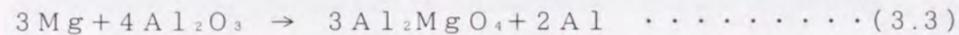
3.4.2 金属間化合物層の生成と成長に影響を及ぼす因子

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Al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Al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

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^{6),7),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Al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Al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Al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Al同士を拡散接合した場合の界面では、Al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Al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Al板の接合界面およびステンレス鋼板と純Al板の接合界面でも観察されている。なお、通常、純Alの表面には、Al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 -Al₂O₃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Al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。



上記の式で、(3.3)式と(3.4)式は、MgとAl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Al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Al₂O₃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、AlとOがほぼ2:3であることがわかっているため¹¹⁹⁾、上記の反応式では α -Al₂O₃と仮定して表した。いずれの場合にも、MgはAl₂O₃を還元し、Al₂MgO₄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、Al₂MgO₄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

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、Alの非晶質酸化膜がそのまま界面に残留し、0.3~1.0%ではAl₂MgO₄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Al₂MgO₄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573~823K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Alの非晶質酸化膜は還元され、いずれのAl-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Al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、Al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Al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Al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 同士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Al 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、Al 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、Al 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Al 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、Al 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Al 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Al 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

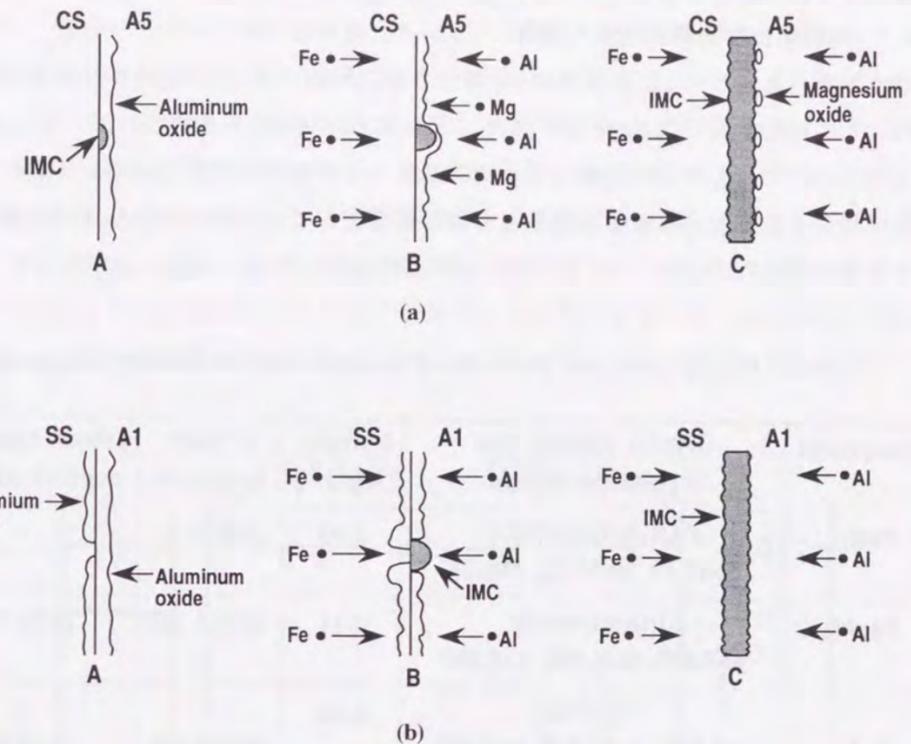


Fig. 3.14 Reaction model at interfaces of roll bonding sheets: (a) CS/A5, (b) SS/A1.

るAl 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Al 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Al 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、Al 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Al 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Al の拡散速度が間に合わず¹⁶¹⁾、Al の非晶質酸化膜中のAl が金属間化合物の生成に消費され、結果としてAl とO 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Al の酸素固溶度は非常に低いため、Al 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

に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 Fe_2Al_5 が生成されており、これ以外にも Al 側では $FeAl_3$ が、また、Fe 側では $FeAl_2$ 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、 $FeAl_3$ 、 Fe_2Al_5 、 $FeAl_2$ 、 $FeAl$ 、 Fe_3Al 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 Crystal 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_2Al_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 $\alpha=89.49$, $\beta=122.65$, $\gamma=90.54$	4.36	1000-1050	17.9X10 ⁻⁶
$FeAl$	Cubic a=2.895	5.37	400-520	18.9X10 ⁻⁶
Fe_3Al	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
Al	Cubic a=4.049	2.71	23-26	23.9X10 ⁻⁶

の実験では、これらの内、Al 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、Al 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 Al 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、Al の供給が十分であるため、最初に Al が最もリッチな $FeAl_3$ 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 $FeAl_2$

が Fe_2Al_5 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_2Al_5 は Fe リッチな $FeAl_2$ 、 $FeAl$ 、 Fe_3Al 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 の濃度変化を模式的に表すと Fig. 3.15 のようになる。図に示したように、金

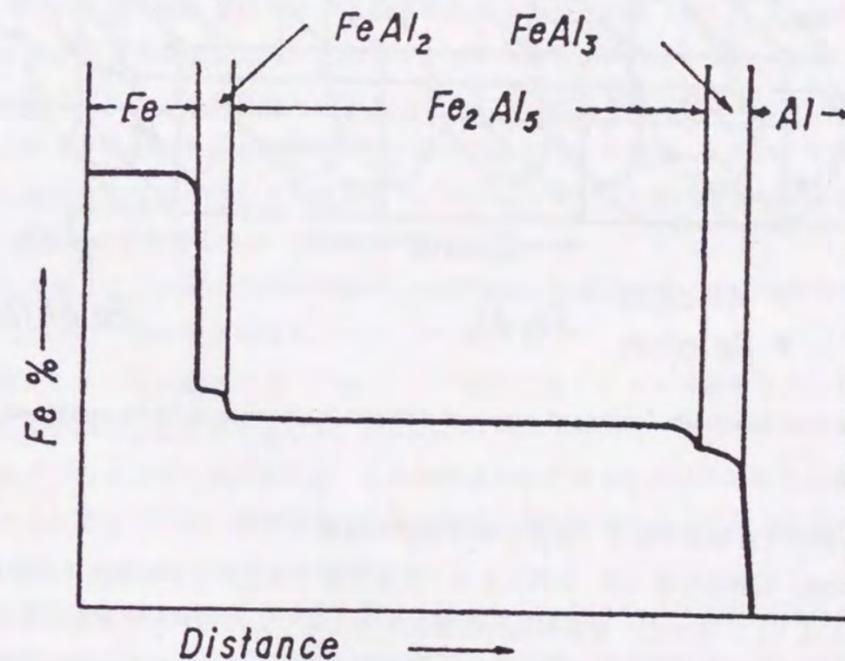


Fig. 3.15 Change of iron content in iron-aluminum intermetallic compound (IMC) layer formed at interface of bonding sheets.

属間化合物中での組成は、 Fe_2Al_5 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、 Fe_2Al_5 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、 Fe_2Al_5 の成長速度は非常に早い。以上のことから、 Fe_2Al_5 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

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。Fe₂Al₃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、Fe₂Al₃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。

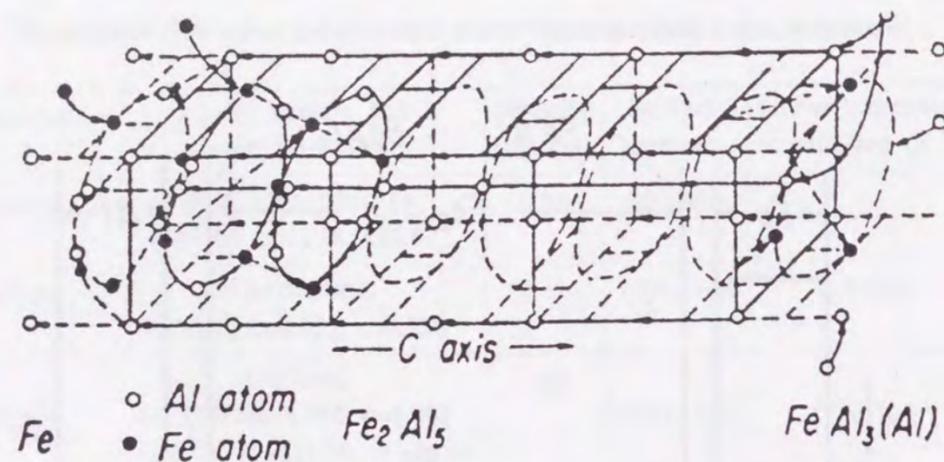


Fig. 3.16 Schematic drawing of supposed diffusion mechanism in Fe₂Al₃ compound.

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Al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Al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Al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。Alは立方晶であるが、アルミニウム板側に生成されるFeAl₃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FeAl、FeAl₂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、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 ~ 235 kJ/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2 μm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 Fe_2Al_5 であり、これ以外にも FeAl_3 、 FeAl_2 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Al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の結晶方位関係は認められなかった。

(7) ステンレス鋼板/純Al板接合体では、金属間化合物層と純Al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の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、 CO_2 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、 CO_2 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⁶⁴⁻⁶⁶⁾、(b)アルミめっき+スポット溶接法⁶⁷⁾、(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⁶⁸⁾、(e)リベット接合、(f)メカニカルクリンチ⁶⁹⁻⁷¹⁾、(g)セルフピアシング&リベッティング⁷²⁾、(h)ろう付法⁷³⁾、(i)接着法⁷⁴⁾、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.

Steel	Symbol	(mass%)										
		C	Si	Mn	P	S	Al	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	Al
A5052-O	A1	0.09	0.27	0.03	0.04	2.48	0.19	0.01	0.01	bal.
5.5%Mg-O	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

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-O	A1	1.00	95	197	26.9
5.5%Mg-O	A2	1.00	130	290	35.0

t; Sheet thickness, YS; Yield strength, TS; Tensile strength, EI; Total elongation

Table 4.3 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 diameter, R; Dome radius of curvature

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。

4.2.3 調査内容

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

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。

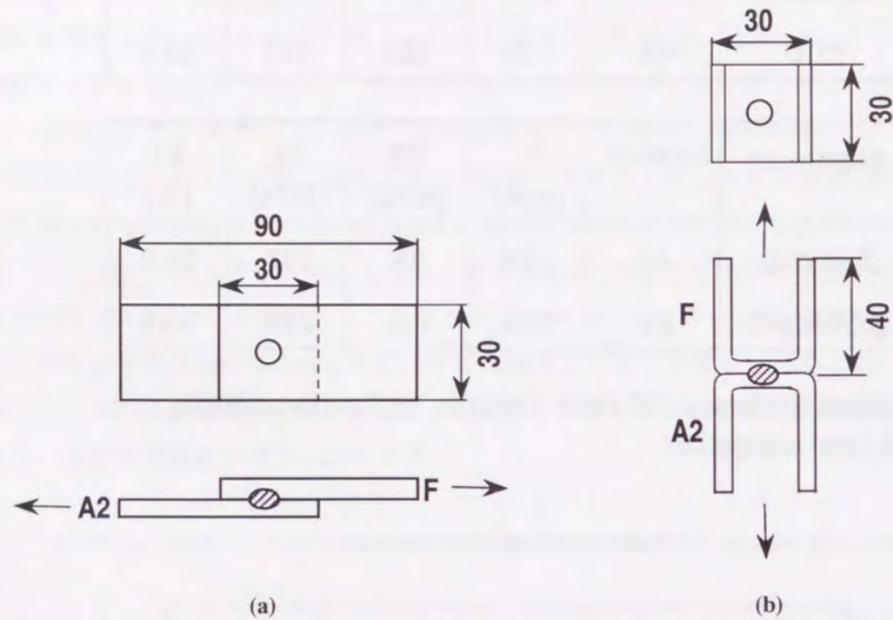


Fig. 4.1 Dimensions of specimens (mm): (a) Tensile shear test, (b) U-tension test (F: steel sheet, A2: aluminum sheet).

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¹⁾⁸⁾²⁾、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

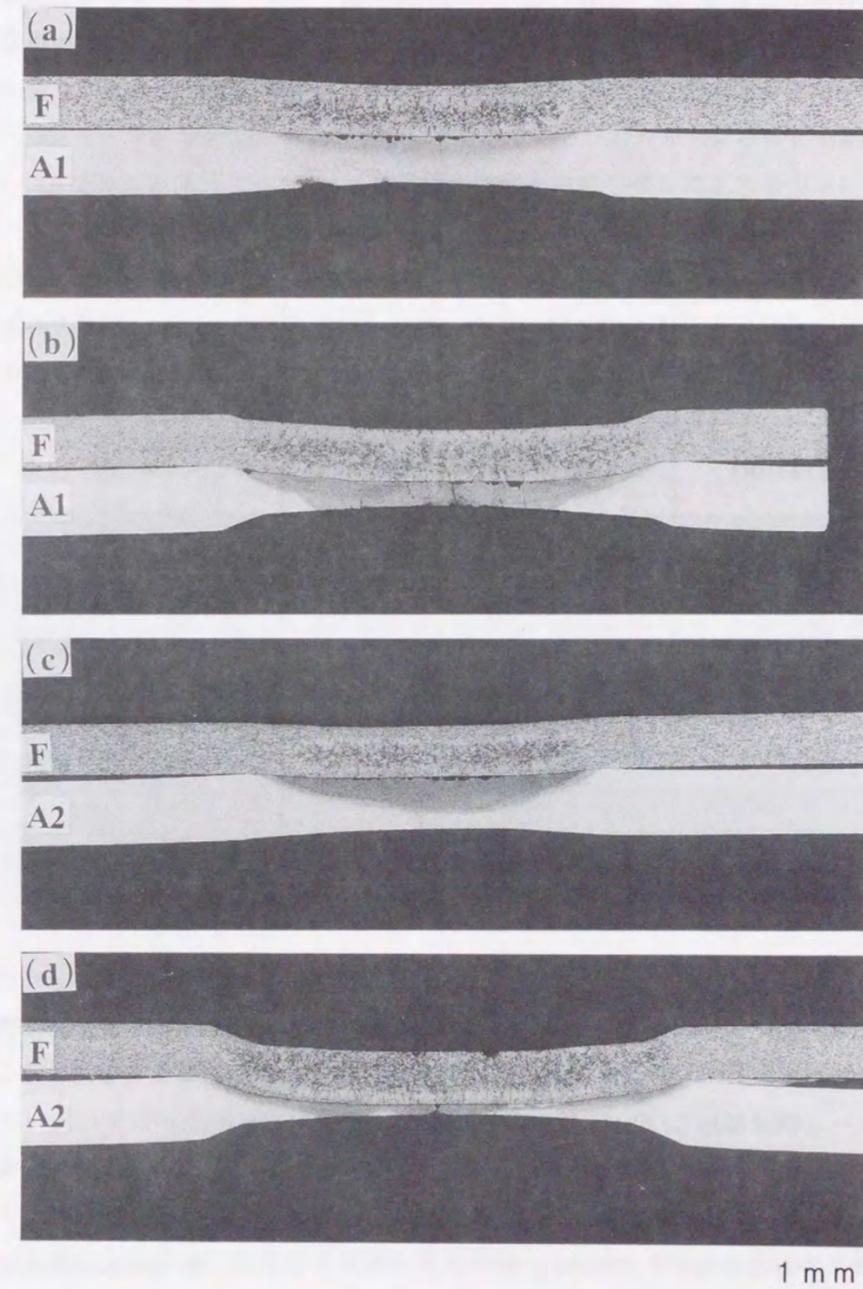


Fig. 4.2 Macrostructures of steel-aluminum spot weld joints: (a) F-A1 10.0kA-0.2s, (b) F-A1 14.4kA-0.2s, (c) F-A2 10.0kA-0.2s, (d) F-A2 14.6kA-0.2s.

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。

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

	Melting point (K)	Electric resistivity ($n\Omega \cdot m$)	Thermal conductivity ($W/m \cdot K$)
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

一方、Al-Mg 板側のナゲットが鋼板/Al-Mg 板界面から Al-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 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 Al-Mg 板側に熱伝導し、その結果、融点が鋼板の約 1/2 である Al-Mg 板は鋼板/Al-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 Al-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 Al-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 Al-Mg 板の変形抵抗が下がり¹³¹⁾、電極加圧による Al-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、Al-Mg 板表面でのピックアップ現象（電極と Al-Mg 板が合金化反応を起こし、電極によって Al-Mg 板の表面の一部が取り去られる現象）や Al-Mg 板側での散りの発生（溶融した Al-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、Al-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、溶接部におけるマイクロ組織を

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 $2\mu m$ 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_2Al_5 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 ($H_v = 900 \sim 1000$) 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、破壊靱性値を調査しているが、 Fe_2Al_5 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。

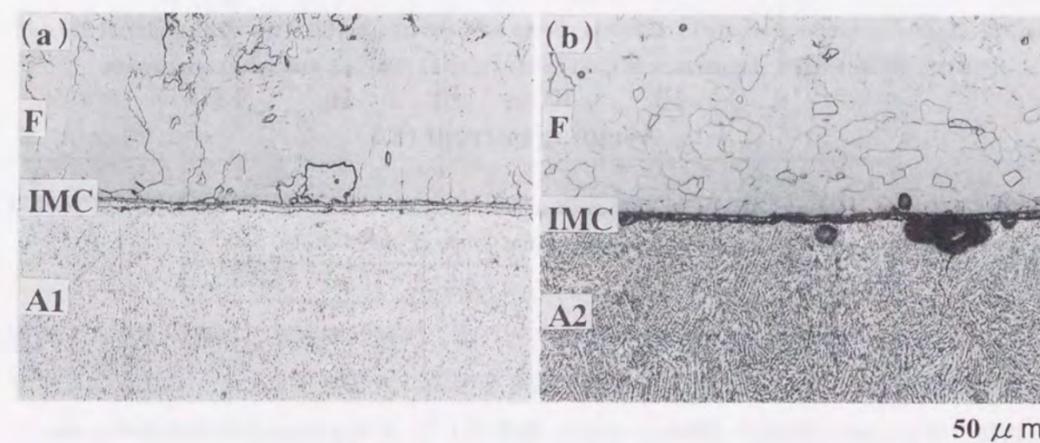


Fig. 4.3 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones: (a) F-A1 10.0kA-0.2s, (b) F-A2 10.0kA-0.2s.

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 $2\mu m$ 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

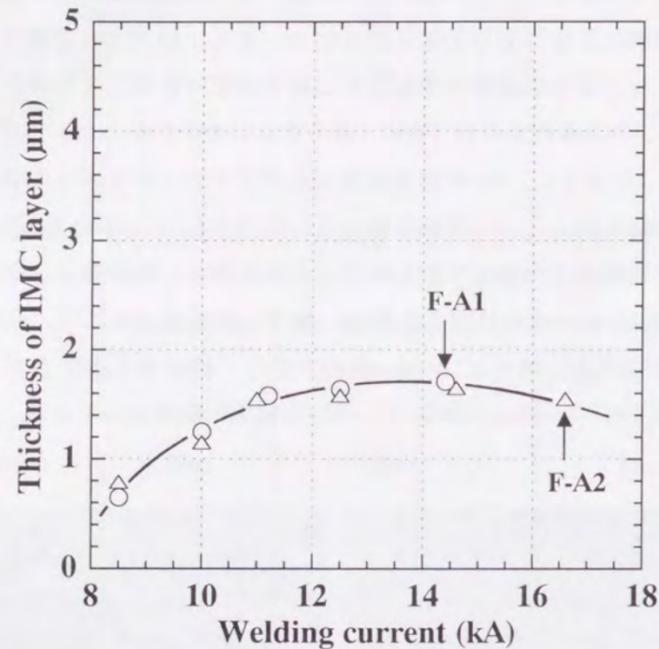


Fig. 4.4 Effect of welding current on thickness of intermetallic compound (IMC) layers formed at steel/aluminum interfaces of steel-aluminum joints (F-A1, F-A2).

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Alの非晶質酸化膜を還元して、FeとAl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、Al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1~5 μm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。

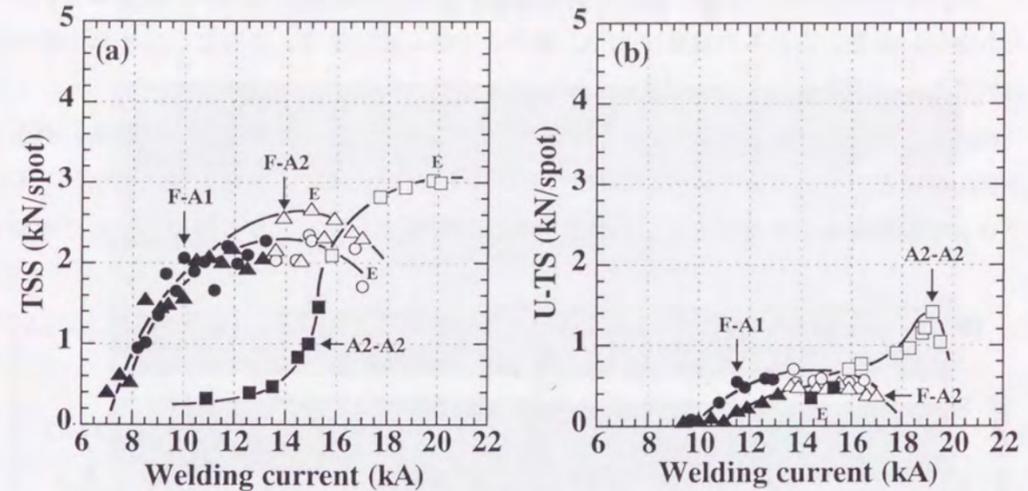


Fig. 4.5 Relation between welding current and tensile strength of steel-aluminum (F-A1, F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

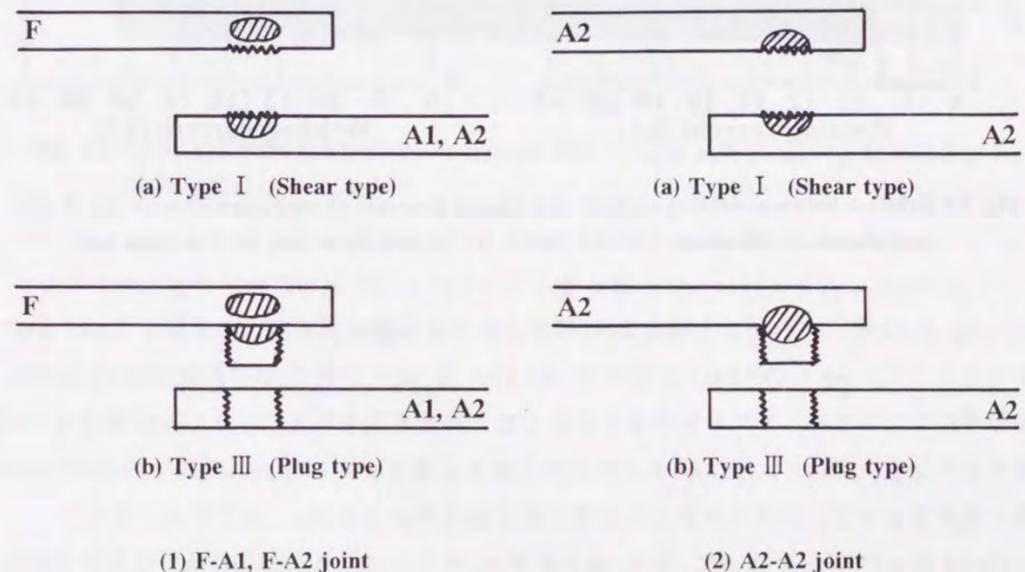


Fig. 4.6 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel-aluminum (F-A1, F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints.

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

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

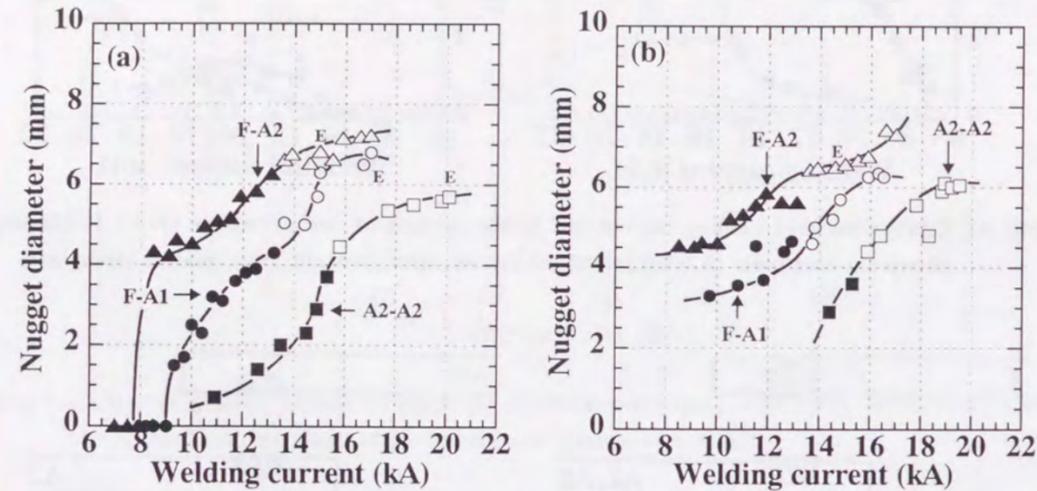


Fig. 4.7 Relation between welding current and nugget diameter of steel-aluminum (F-A1, F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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

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。

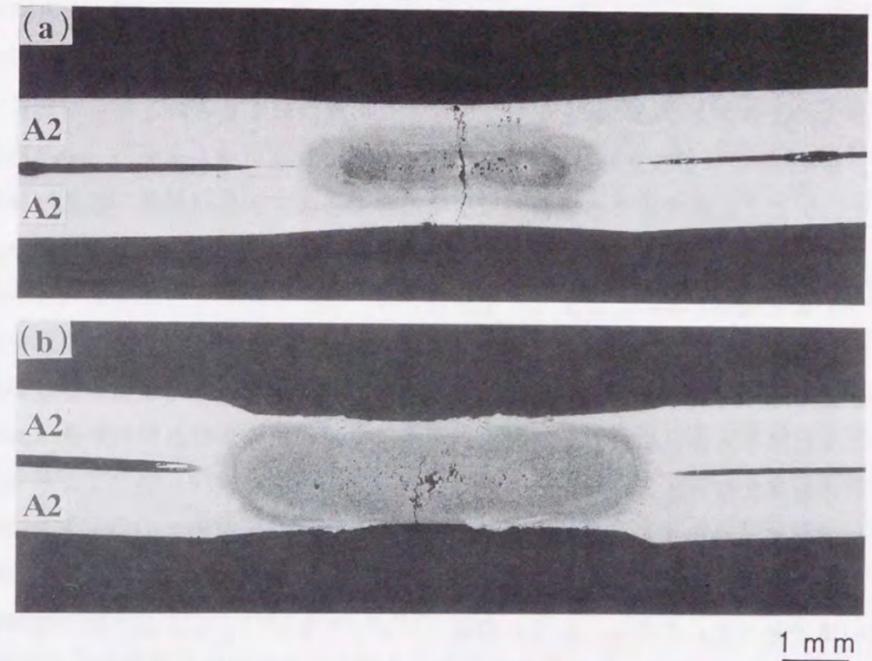


Fig. 4.8 Macrostructures of aluminum-aluminum (A2-A2) spot weld joints: (a) 14.9kA-0.2s, (b) 19.8kA-0.2s.

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⁾。

$$TSS_{SH} = A \cdot \pi \cdot d^2 / 4 \cdot \sigma_{NU} \quad \dots \dots \dots (4.1)$$

$$TSS_{PL} = B \cdot \pi \cdot d \cdot t \cdot \sigma_{BM} \quad \dots \dots \dots (4.2)$$

ただし、

TSS_{SH}: せん断破断が起きる時の継手の引張せん断強さ (kN)

TSS_{PL}: 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

(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。

$$C T S_{PL} = C \cdot d \cdot t \quad \dots \dots \dots (4.3)$$

ただし、

- C T S_{PL} : 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^{179-181, 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マイクロ組織を、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はわからない。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Fe₃Al₂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

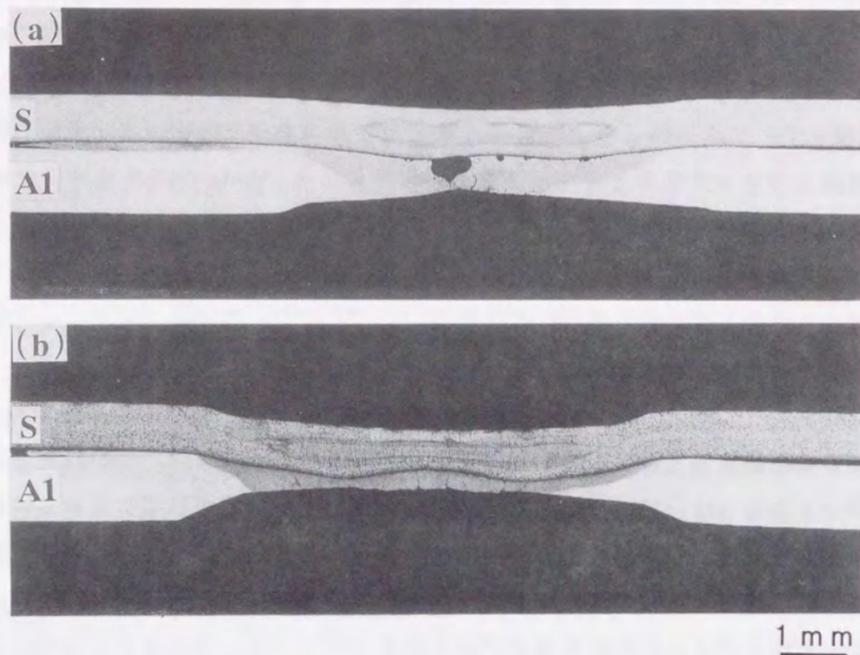


Fig. 4.9 Macrostructures of stainless steel-aluminum (S-A1) spot weld joints: (a) 11.0kA-0.2s, (b) 14.3kA-0.2s.

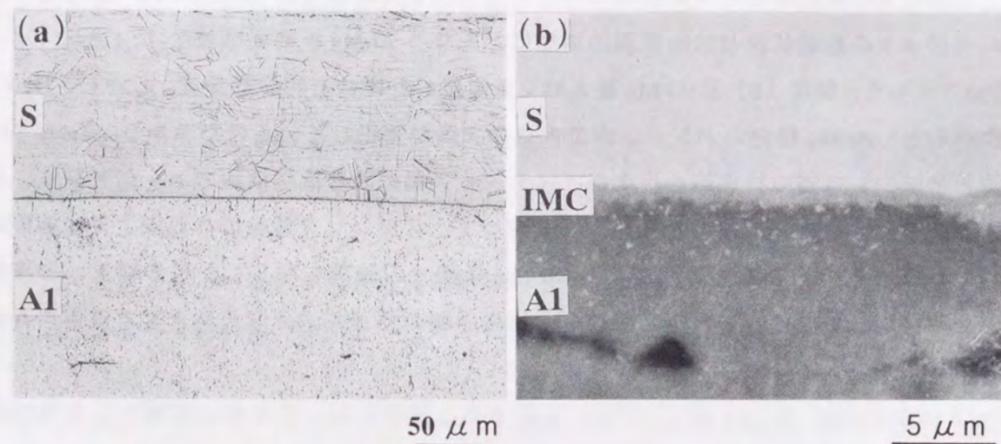


Fig. 4.10 Microstructures at stainless steel/aluminum interface of spot weld zone (S-A1 11.0kA-0.2s): (a) Optical microscope, (b) Scanning electron microscope.

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

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 (●→○, ◆→◇) 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。

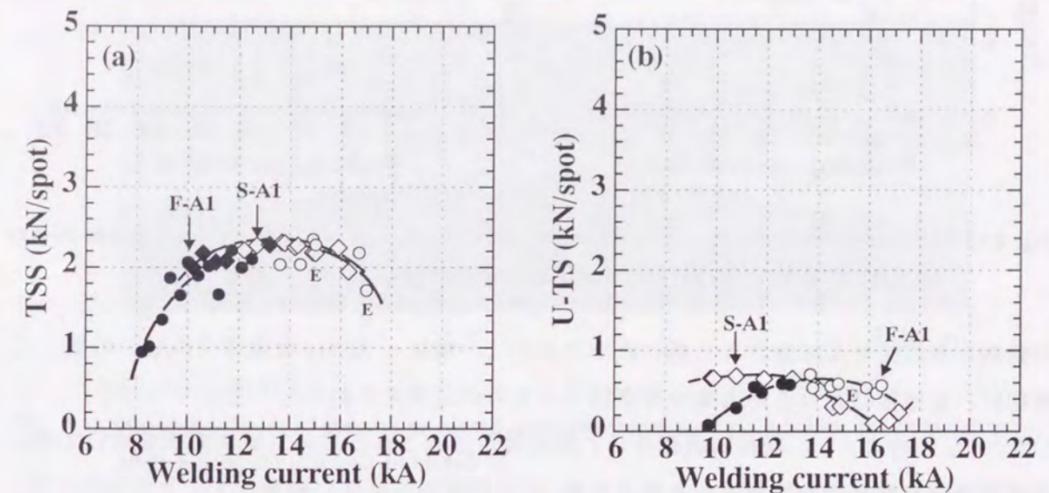


Fig. 4.11 Relation between welding current and tensile strength of stainless steel-aluminum (S-A1) and steel-aluminum (F-A1) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

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

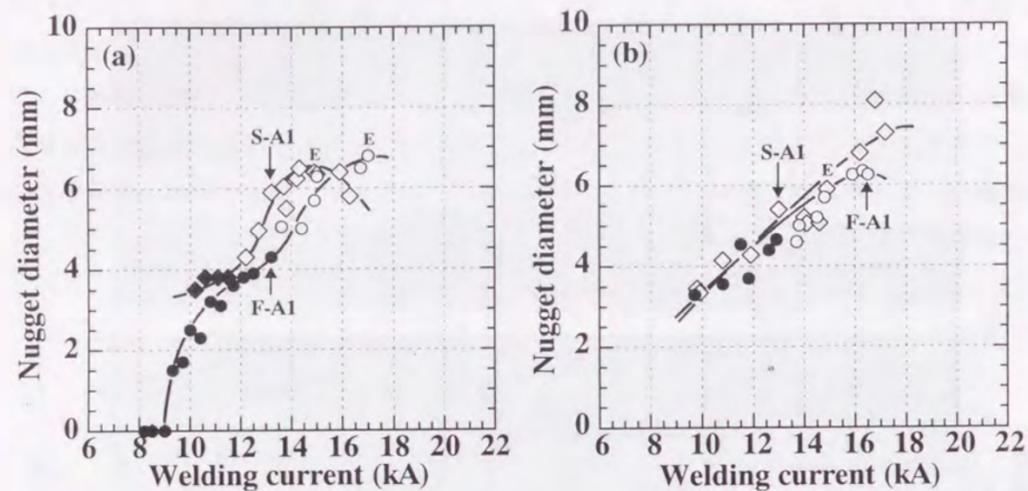


Fig. 4.12 Relation between welding current and nugget diameter of stainless steel-aluminum (S-A1) and steel-aluminum (F-A1) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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はわからなかった。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 μ m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-Al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

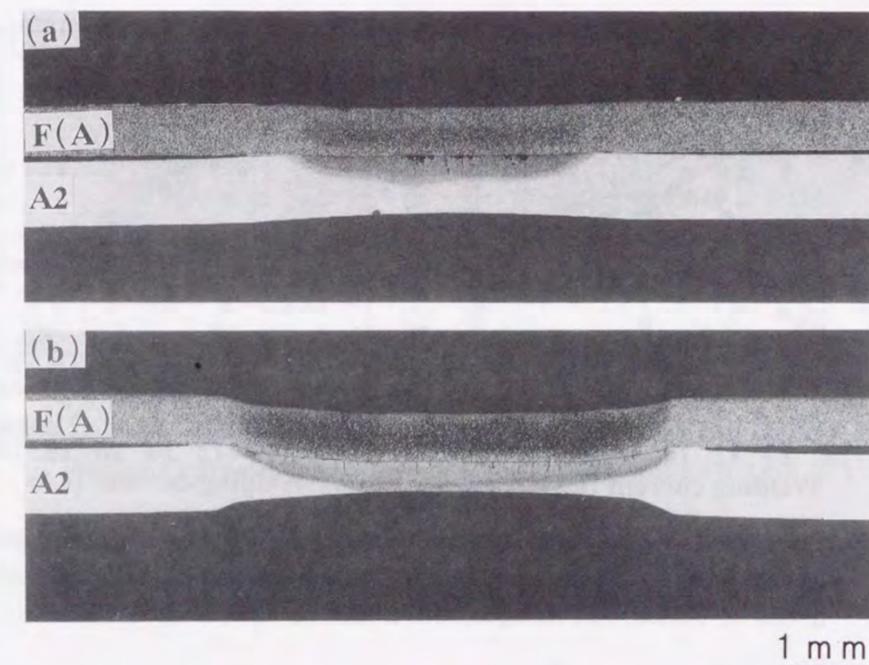


Fig. 4.13 Macrostructures of aluminum coated steel-aluminum spot weld joints: (a) F(A)-A2 10.1kA-0.2s, (b) F(A)-A2 14.0kA-0.2s.

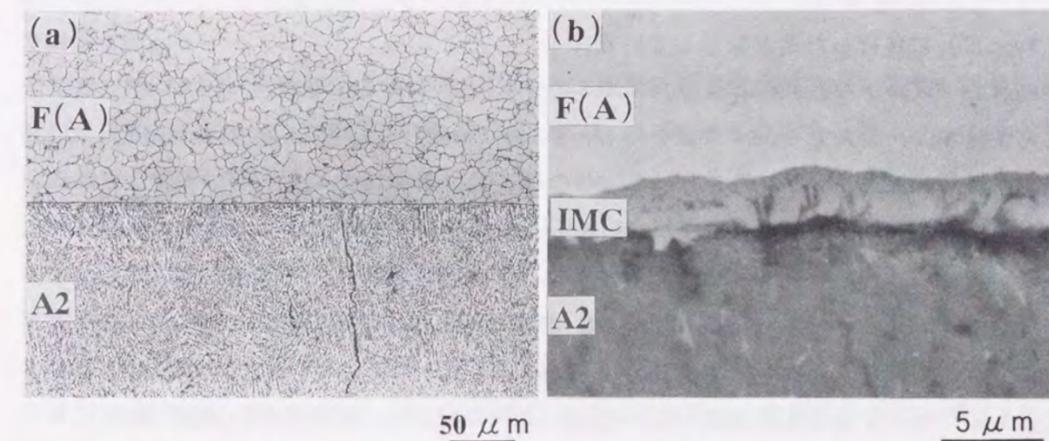


Fig. 4.14 Microstructures at aluminum coated steel/aluminum interface of spot weld zone (F(A)-A2 12.1kA-0.2s): (a) Optical microscope, (b) Scanning electron microscope.

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Al-Mg板(A2)および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

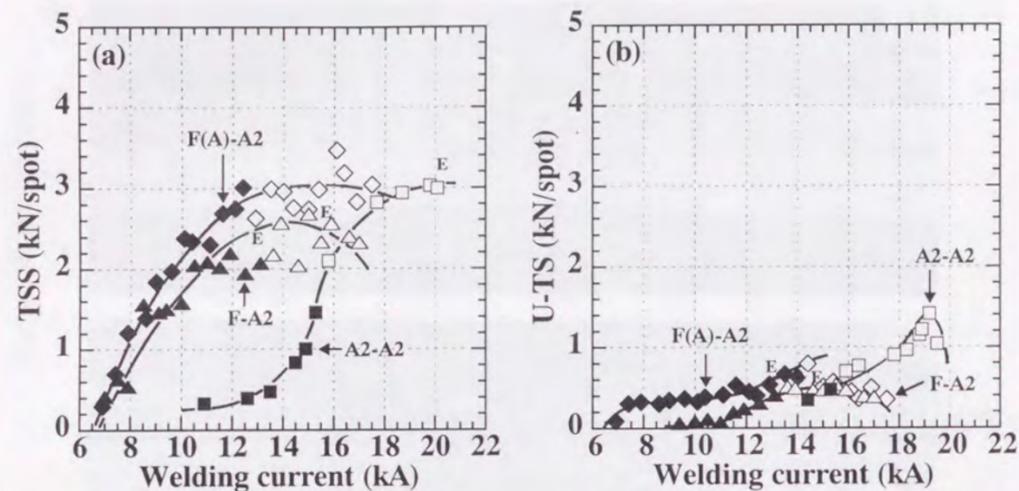


Fig. 4.15 Relation between welding current and tensile strength of aluminum coated steel-aluminum (F(A)-A2), steel-aluminum (F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

ともにプロット記号が変化 (◆→◇, ▲→△, ■→□) 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

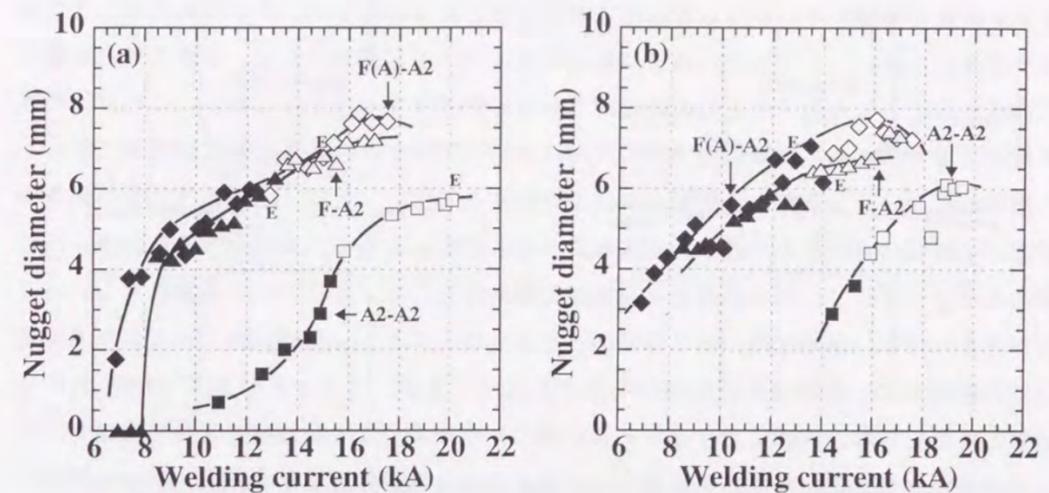


Fig. 4.16 Relation between welding current and nugget diameter of aluminum coated steel-aluminum (F(A)-A2), steel-aluminum (F-A2) and aluminum-aluminum (A2-A2) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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 箔を挿入することにより、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

4.4.1 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

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 (Fe₂Al₅) 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⁸⁹⁾でも認められており、溶湯鍛造法のように、短時間でステ

ステ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⁸⁹⁾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20μm)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100μm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100μm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

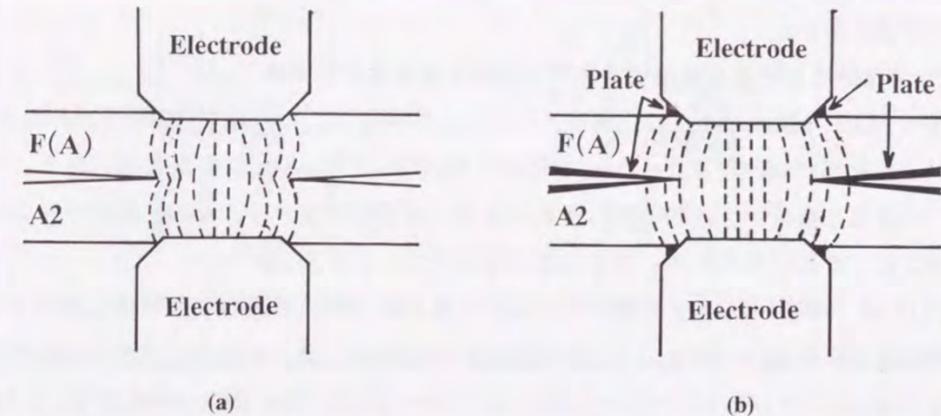


Fig. 4.17 Spot welding process of aluminum coated steel sheet to aluminum sheet: (a) First stage, (b) Second stage.

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

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 $1 \sim 5 \mu\text{m}$ 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 TSS_{SH} が TSS_{PL} 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、 TSS_{SH} が TSS_{PL} 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。

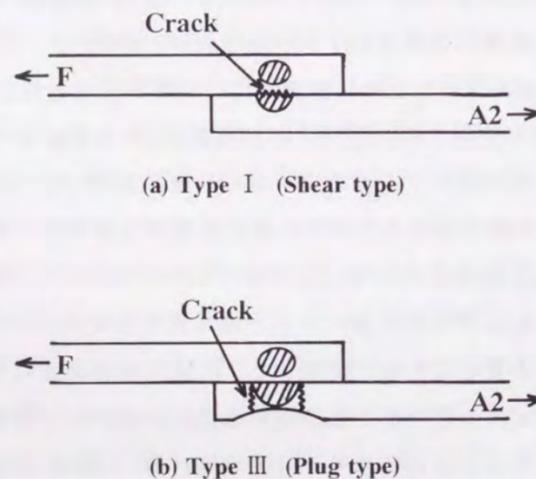


Fig. 4.18 Fracture modes in tensile shear testing of steel-aluminum joint: (a) Type I (Shear type), (b) Type III (Plug type).

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

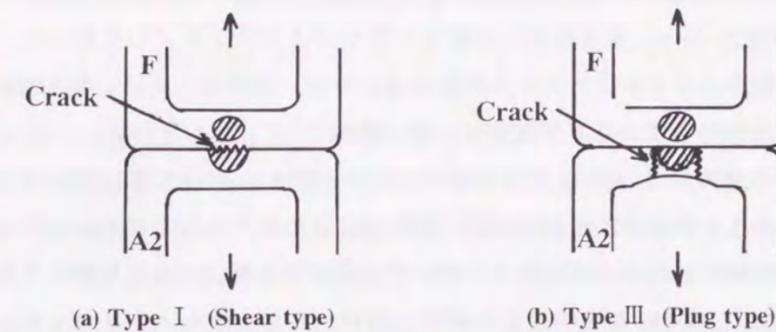


Fig. 4.19 Fracture modes in U-tension testing of steel-aluminum joint: (a) Type I (Shear type), (b) Type III (Plug type).

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 板表面のピ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、 TSS_{SH} が TSS_{PL} 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 $2 \mu\text{m}$ 程度の金属間化合物層 (Fe_2Al_3) 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 $1 \mu\text{m}$

m程度の金属間化合物層(Fe:Al)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 μ m程度の金属間化合物層(Fe:Al)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(Fe:Al)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Al板2層接合体であるアルミクラッド鋼板と鋼板/純Al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Al-Mg板同士のスポット溶接を実施した。次に、鋼板またはAl-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	C	Si	Mn	P	S	Al	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	Al
A1050-O	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-O	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 laminate	FAF1	0.89	5.03	132	122	200	43.0	0.205	1.75	9.8	-	10.7
	FAF2	1.19	6.24	155	183	259	45.4	0.175	1.58	10.5	-	14.5

t;Sheet thickness, ρ ;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, EI;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Al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Al板と合わせて圧延し、板厚とFe/Al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Al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Al層の板厚比は、それぞれ、Fe:Al:Fe=1:2:1、Fe:Al: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。

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

Steel	Symbol	C	Si	Mn	P	S	Al	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	Al
Al-Mg	A	0.06	0.07	0.33	-	5.52	-	-	-	bal.

Table 5.4 Mechanical properties of steel, aluminum and roll bonding 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	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 laminate	FAF1	0.89	5.03	132	122	200	43.0	0.205	1.75	9.8	-	10.7
	FAF2	1.19	6.24	155	183	259	45.4	0.175	1.58	10.5	-	14.5

t;Sheet thickness, ρ ;Density, E;Young's modulus, YS;Yield strength, TS;Tensile strength, EI;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Al層側にAl-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Al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 5.5 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 diameter, 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 mΩ 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 mΩ 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 (mΩ)
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 mΩ 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) 同士と 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

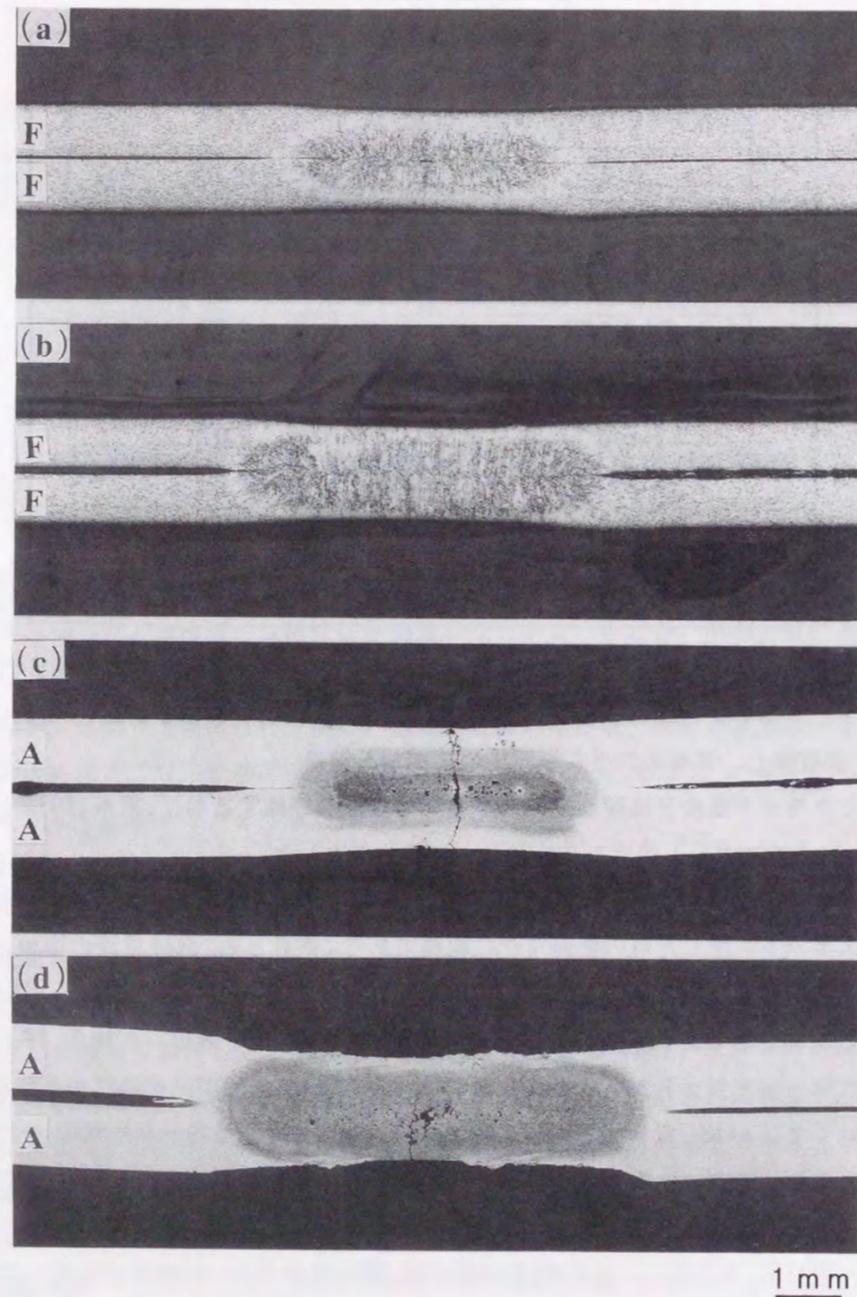


Fig. 5.1 Macrostructures of steel-steel (F-F) and aluminum-aluminum (A-A) spot weld joints:
 (a) F-F 5.6kA-0.2s, (b) F-F 7.4kA-0.2s, (c) A-A 14.9kA-0.2s, (d) A-A 19.8kA-0.2s.

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倍と非常に大きいので、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ステップ通电、すなわち、溶接直後に溶接電流の1/2程度の電流で後通电を行い、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同値を示すが、7.2kA以上では、引張せん断強さが増加しているにもかか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、

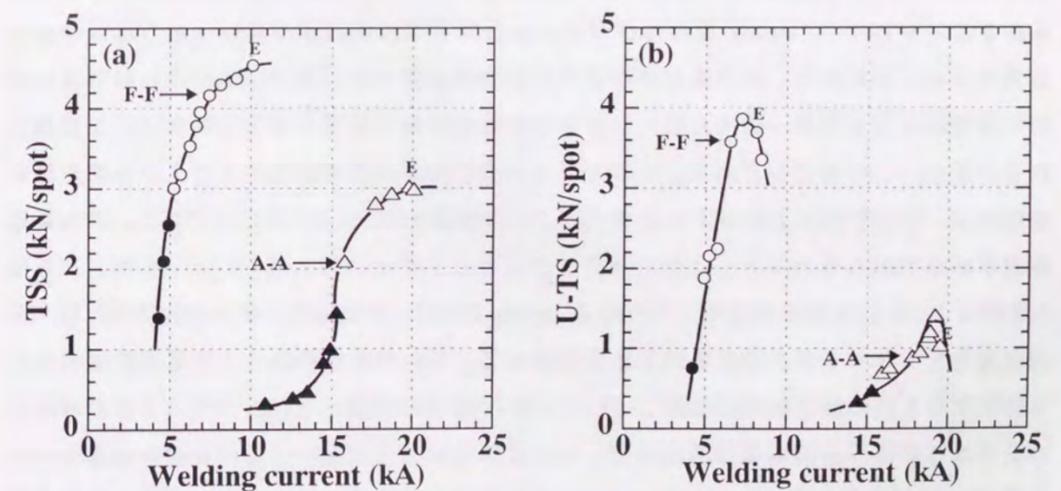


Fig. 5.2 Relation between welding current and tensile strength of steel-steel (F-F) and aluminum-aluminum (A-A) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

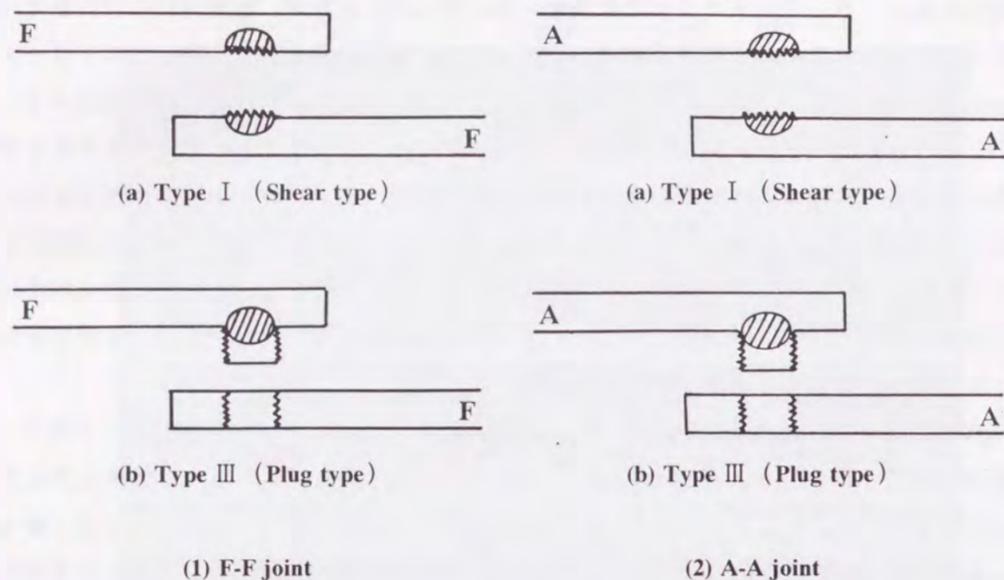


Fig. 5.3 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel-steel (F-F) and aluminum-aluminum (A-A) joints.

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⁾、Al-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、Al-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Al-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

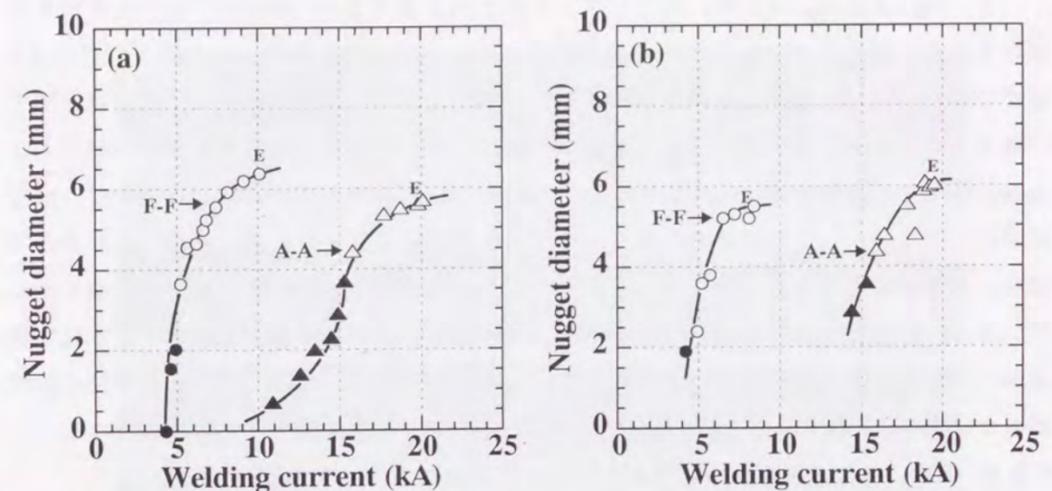


Fig. 5.4 Relation between welding current and nugget diameter of steel-steel (F-F) and aluminum-aluminum (A-A) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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ョンが起こったり、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、14.5kA以上の電流になると、酸化膜の薄い部分で局所的な通電が起こり、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、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。

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靱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 Al 層側に Al-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 Al 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、Al 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 Al 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/Al 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/Al 界面では、厚さ 2 ~ 4 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_2Al_5 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)で明らかのように、アルミクラッド鋼板の Fe/Al 界面から純 Al 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 Al 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 Al 層側に伝導し、これによって純 Al 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

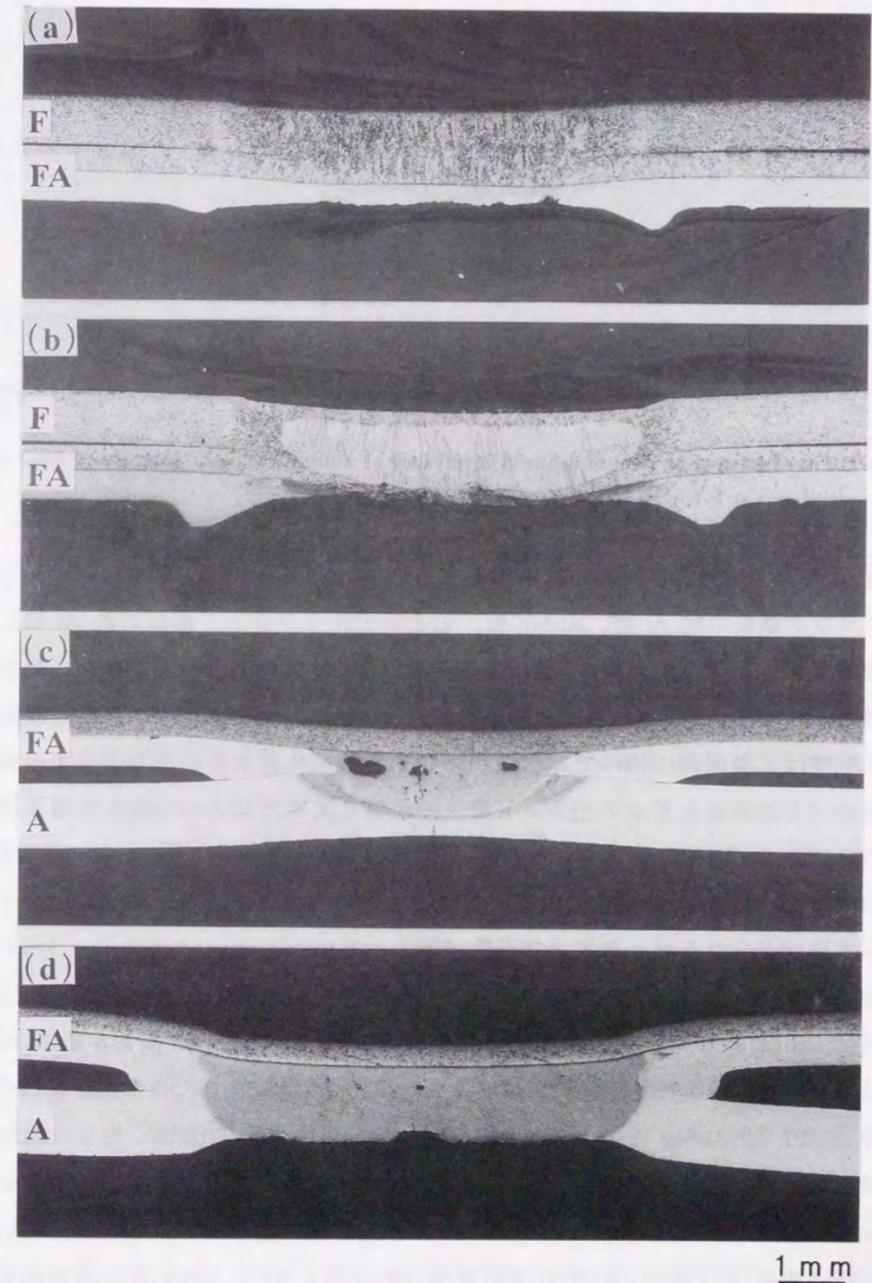


Fig. 5.5 Macrostructures of steel-aluminum clad steel (F-FA) and aluminum clad steel-aluminum (FA-A) spot weld joints: (a) F-FA 10.5kA-0.2s, (b) F-FA 12.2kA-0.2s, (c) FA-A 14.6kA-0.2s, (d) FA-A 17.3kA-0.2s.

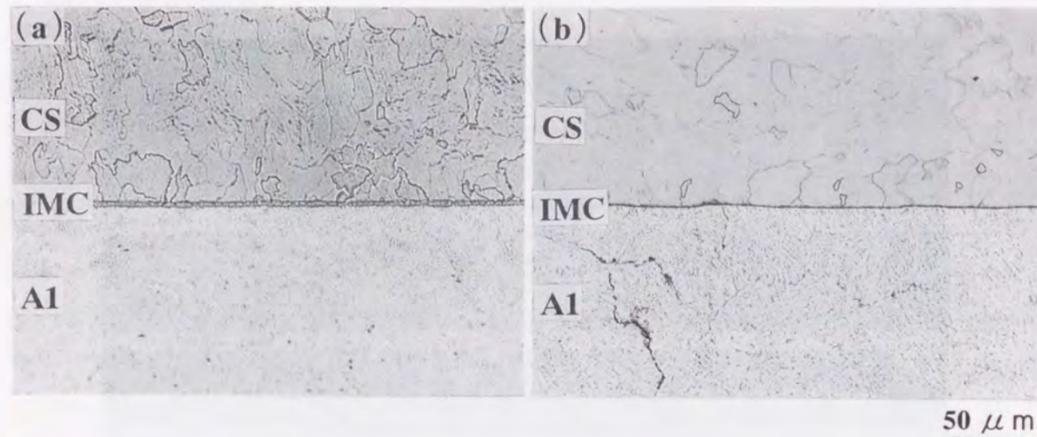


Fig. 5.6 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding: (a) F-FA 10.5kA-0.2s, (b) FA-A 14.6kA-0.2s.

ため、純 Al 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 Al 層、Al-Mg 板、およびアルミクラッド鋼板の純 Al 層と Al-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 Al 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 Al-Mg 板の板厚減少や、電極と Al-Mg 板が反応して Al-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 Al 層側に Al-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 Al-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

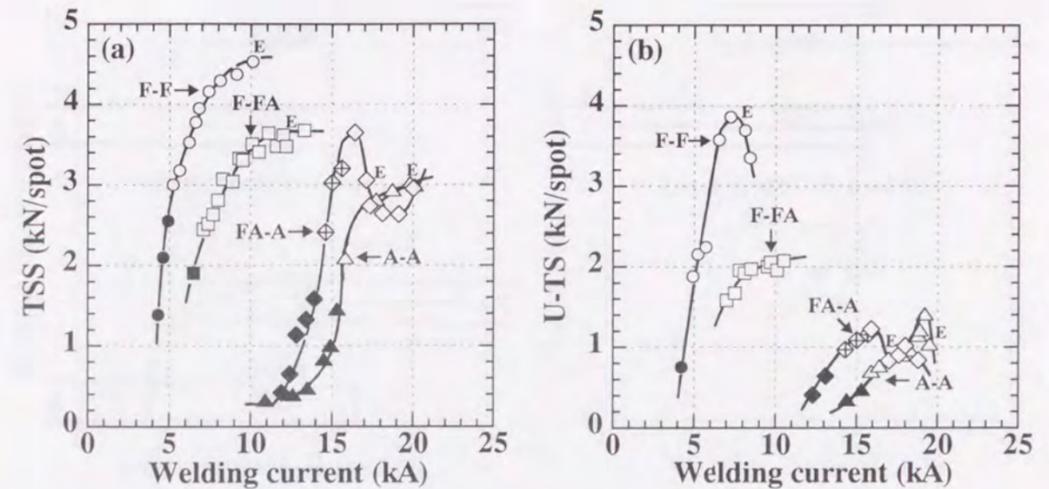


Fig. 5.7 Relation between welding current and tensile strength of steel-aluminum clad steel (F-FA) and aluminum clad steel-aluminum (FA-A) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

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、溶接電流の増加とともに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 (□) 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/Al 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 Al 層側に Al-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 Al 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

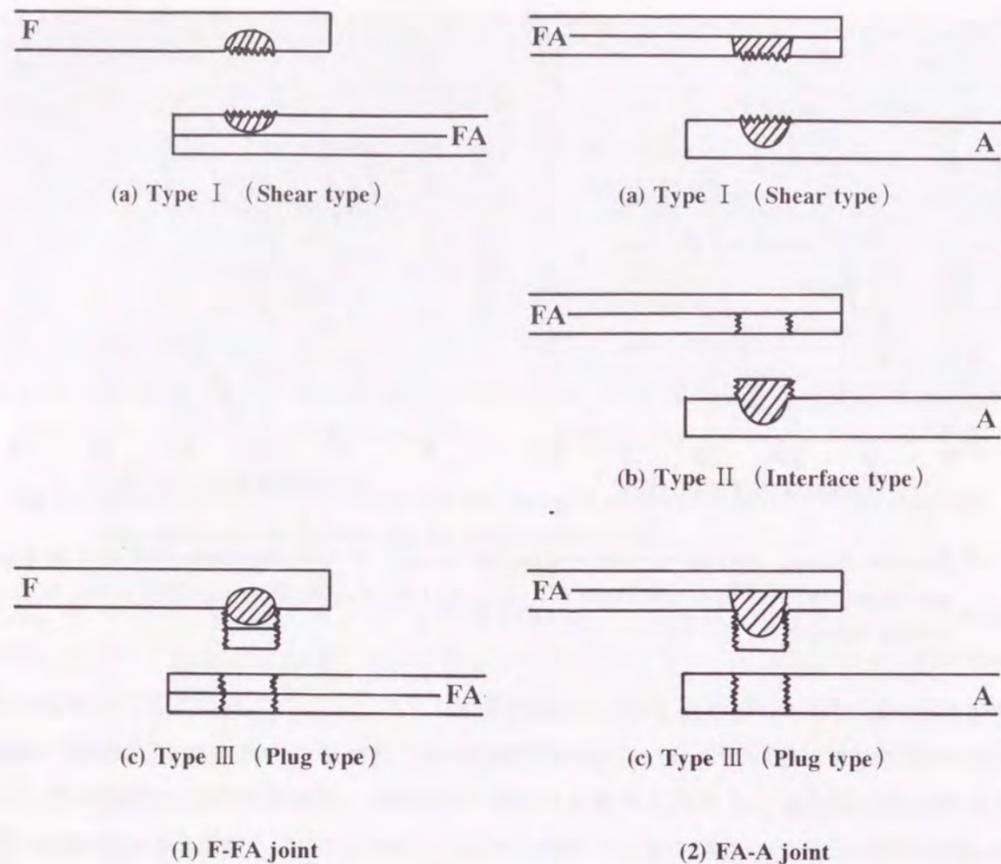


Fig. 5.8 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel-aluminum clad steel (F-FA) and aluminum clad steel-aluminum (FA-A) joints.

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

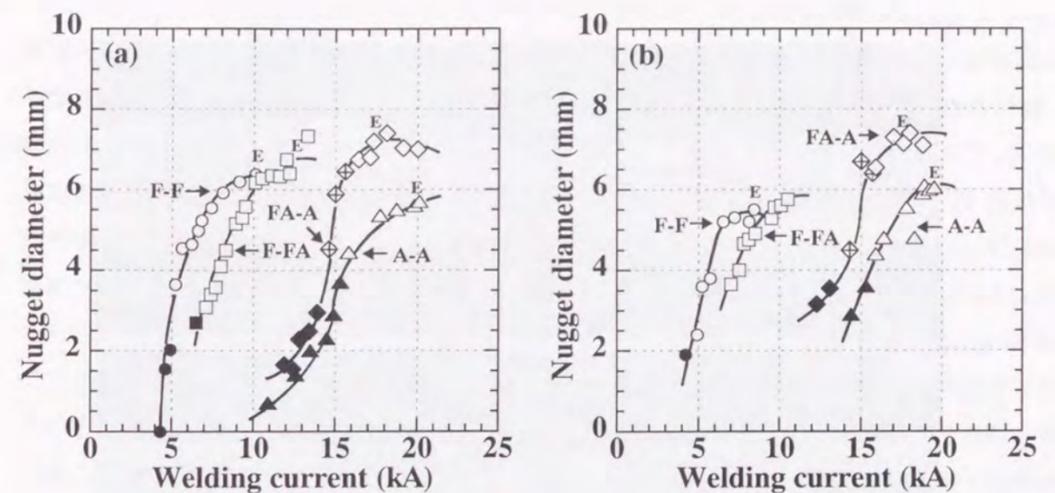


Fig. 5.9 Relation between welding current and nugget diameter of steel-aluminum clad steel (F-FA) and aluminum clad steel-aluminum (FA-A) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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 Al 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

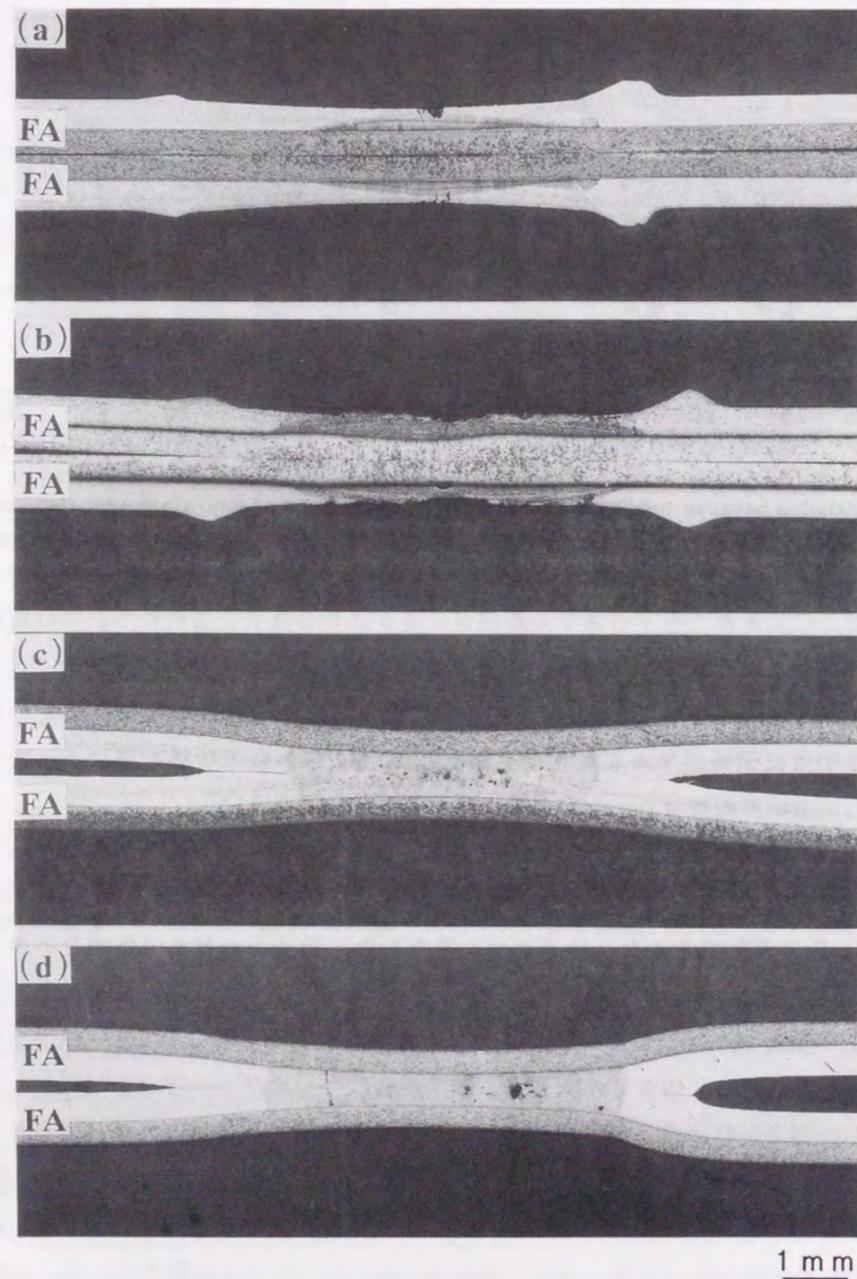


Fig. 5.10 Macrostructures of aluminum clad steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) spot weld joints: (a) FA-FA(F) 14.3kA-0.2s, (b) FA-FA(F) 17.4kA-0.2s, (c) FA-FA(A) 10.8kA-0.2s, (d) FA-FA(A) 13.1kA-0.2s.

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 Al 層側では、鋼層側でのジュール発熱の影響によって、Fe/Al 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 Al 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、 Fe_2Al_5 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 Al 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 (Fe_2Al_5) が生成されていた。

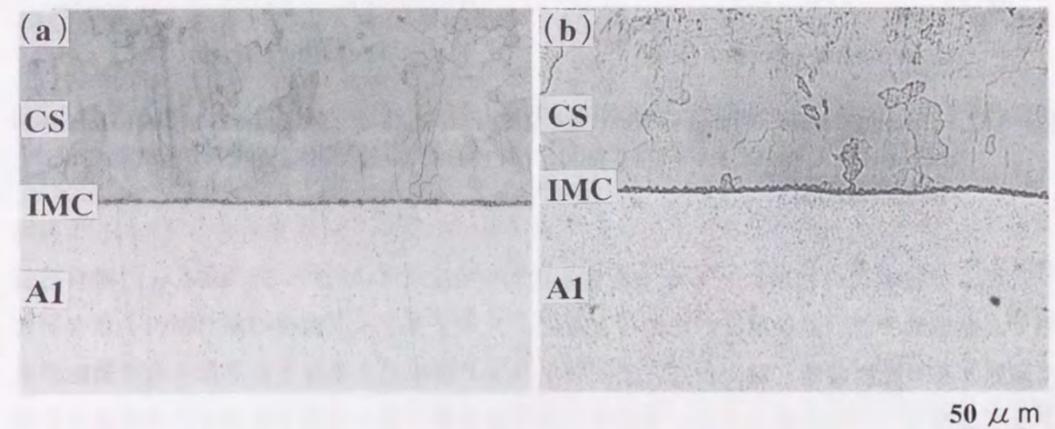


Fig. 5.11 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding: (a) FA-FA(F) 14.3kA-0.2s, (b) FA-FA(A) 10.8kA-0.2s.

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 Al 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 Al-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

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。

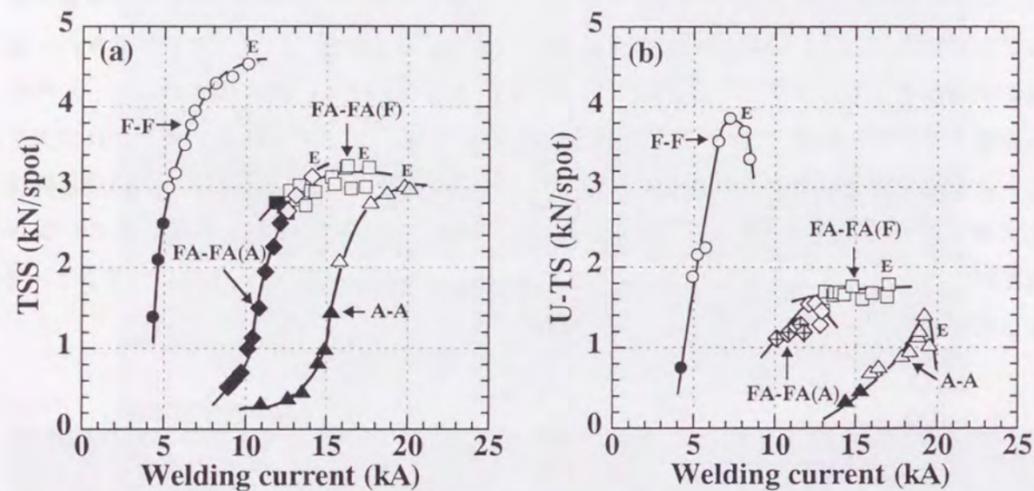


Fig. 5.12 Relation between welding current and tensile strength of aluminum clad steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

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(□)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Al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/Al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Al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

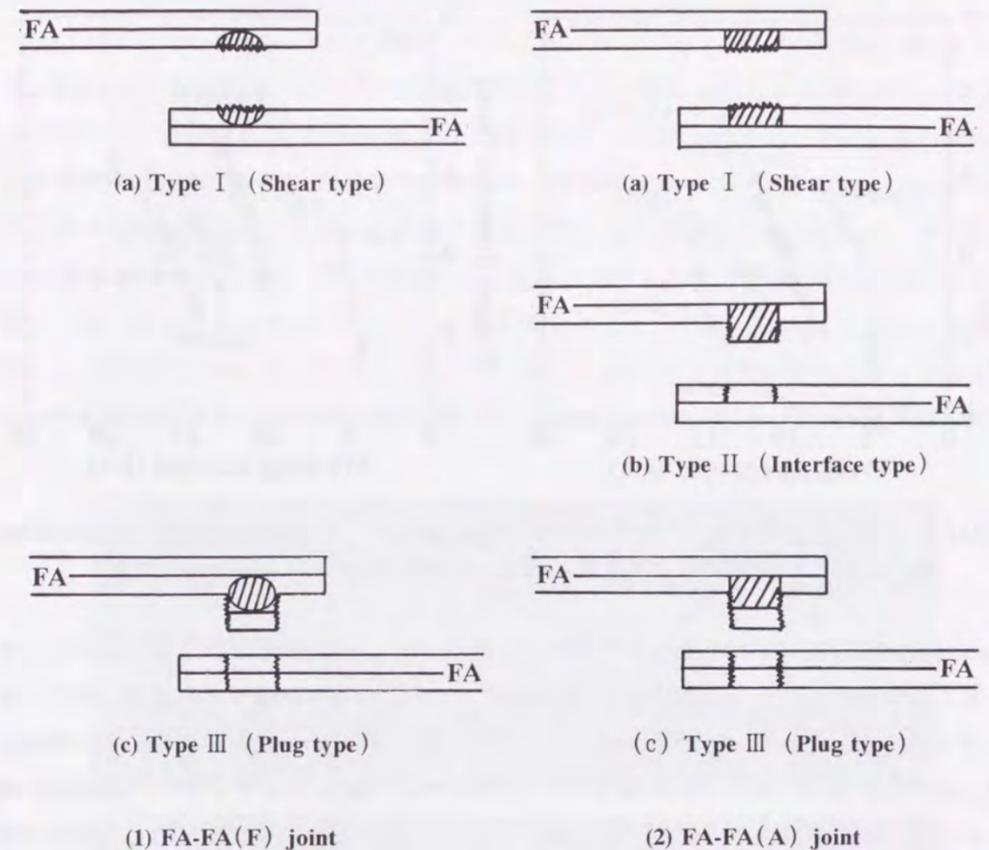


Fig. 5.13 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of aluminum clad steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) joints.

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Al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。

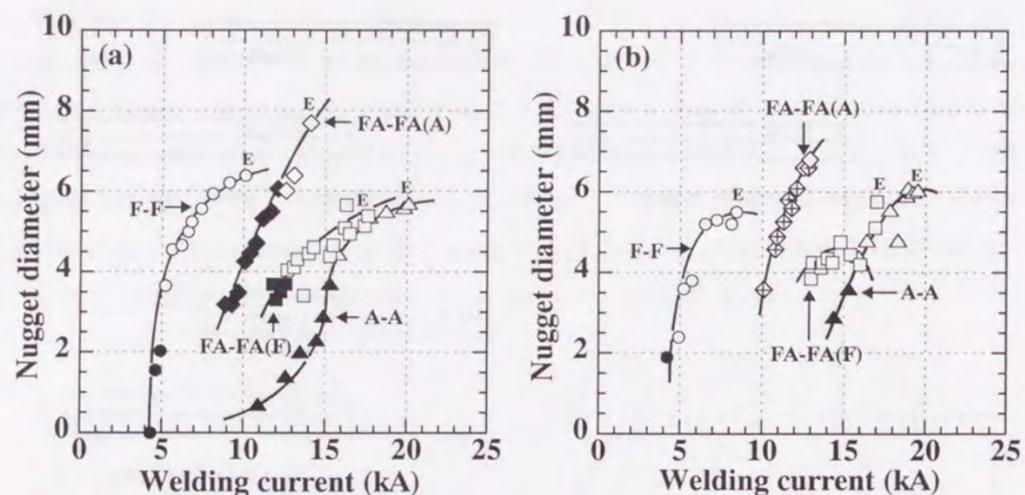


Fig. 5.14 Relation between welding current and nugget diameter of aluminum clad steel-aluminum clad steel (FA-FA(F), FA-FA(A)) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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 Al 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/Al 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 Al 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 Al 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 Al 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 Al 層が溶接部から完全に

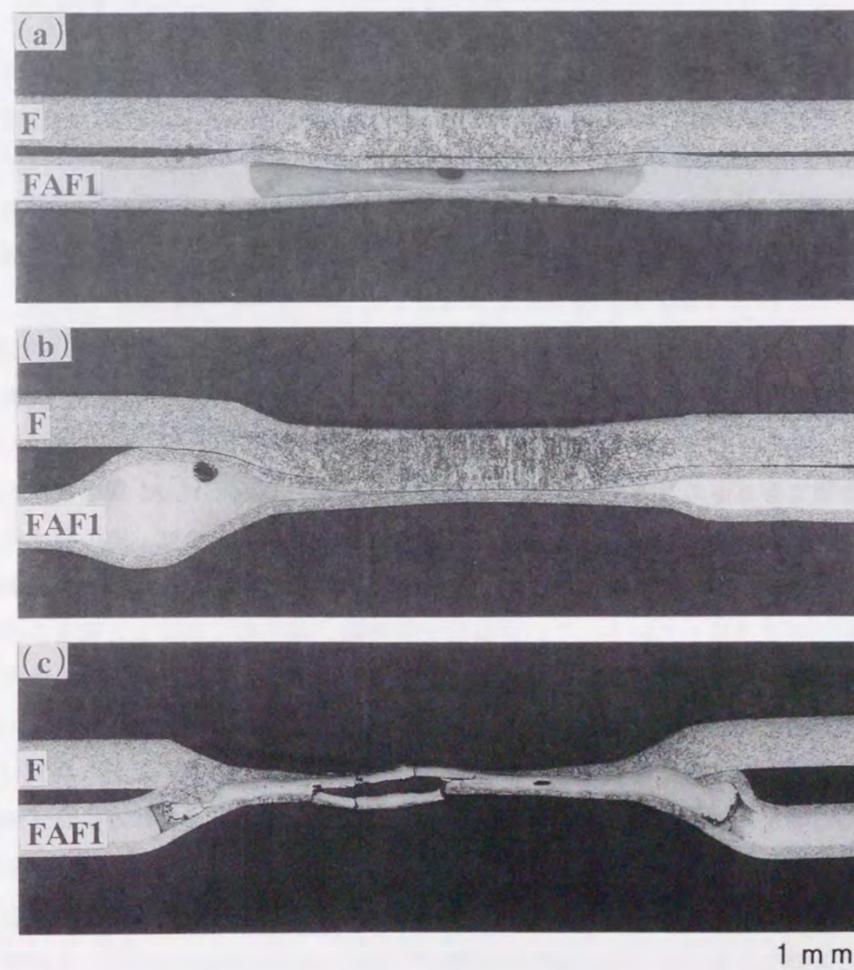


Fig. 5.15 Macrostructures of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF1) spot weld joints: (a) 8.1kA-0.2s, (b) 11.9kA-0.2s, (c) 15.5kA-0.2s.

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、Fe₃Al 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⁾。金属間化合物の組成が Fe₃Al であったのは、鋼板をも含めた鋼層と純 Al 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 Al 層がかなり残留している。また、複層鋼板の純 Al 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、Fe₃Al 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-Al 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 Al 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 Fe₃Al であったのは、その組成付近で安定な金属間化合物が Fe₃Al 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/Al 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 ~ 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、Fe₂Al₅ 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

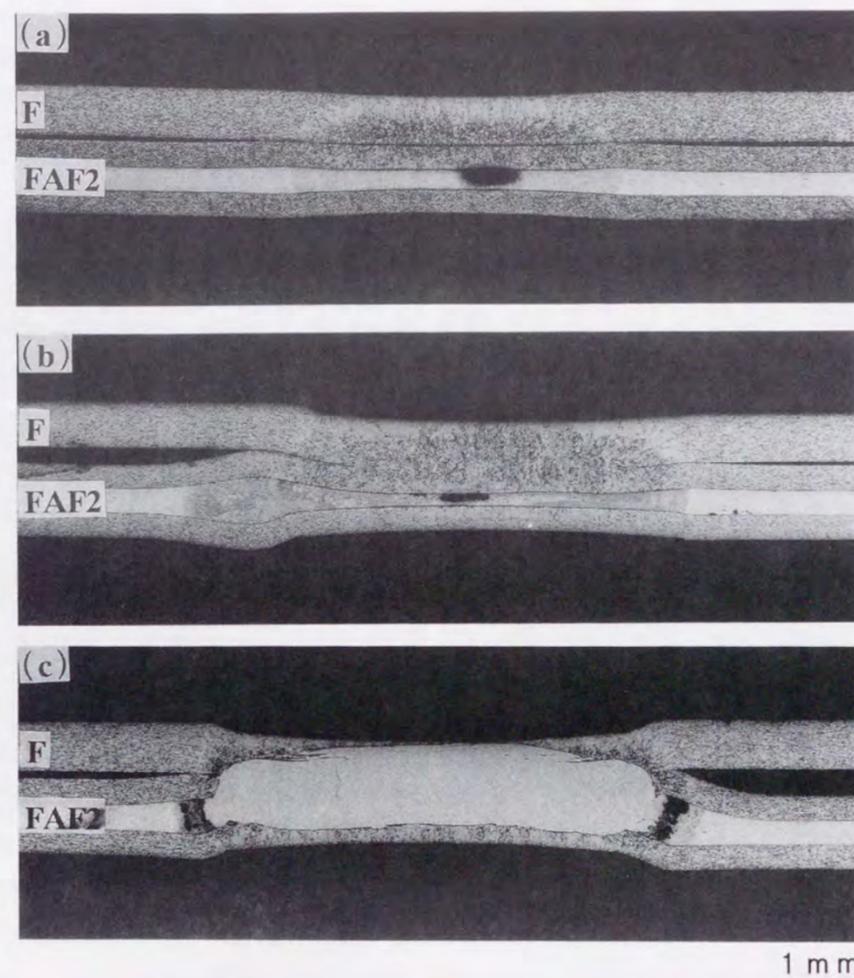


Fig. 5.16 Macrostructures of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF2) spot weld joints: (a) 6.1kA-0.2s, (b) 8.2kA-0.2s, (c) 10.0kA-0.2s.

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 Al 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 E P M A 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 (Fe₃Al) 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

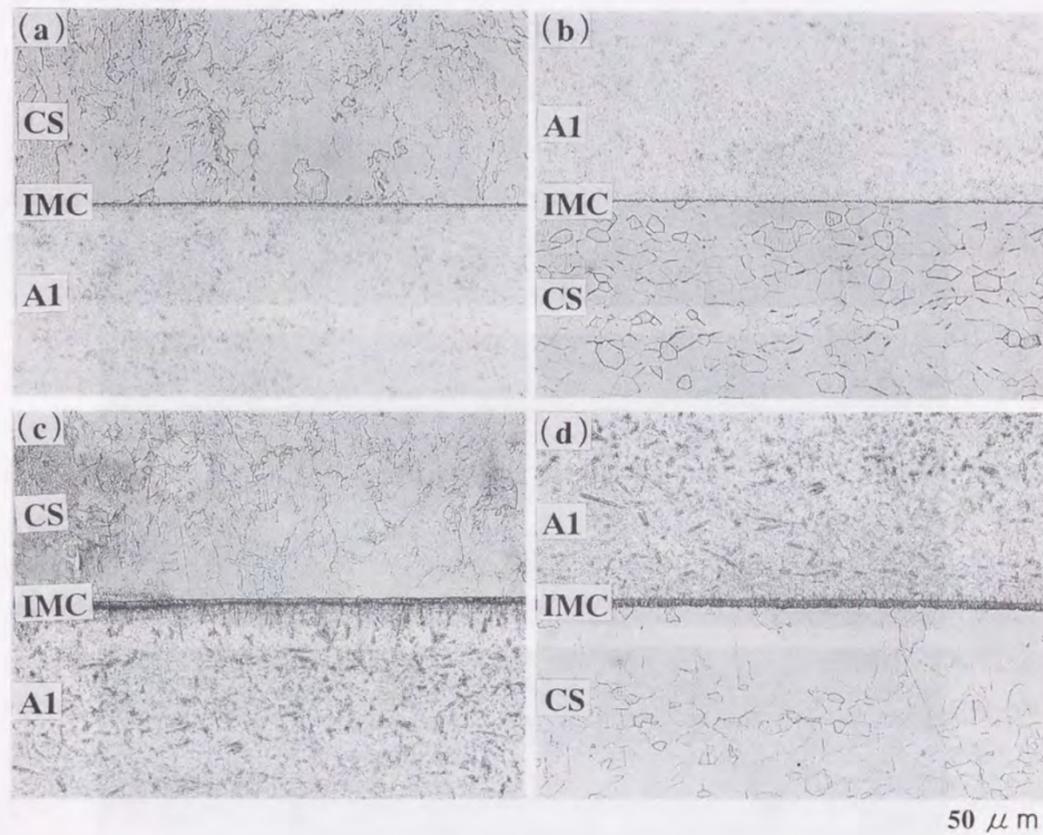


Fig. 5.17 Microstructures at steel/aluminum interfaces of steel/aluminum laminate after spot welding: (a) (b) F-FAF1 8.1kA-0.2s, (c) (d) F-FAF2 8.2kA-0.2s.

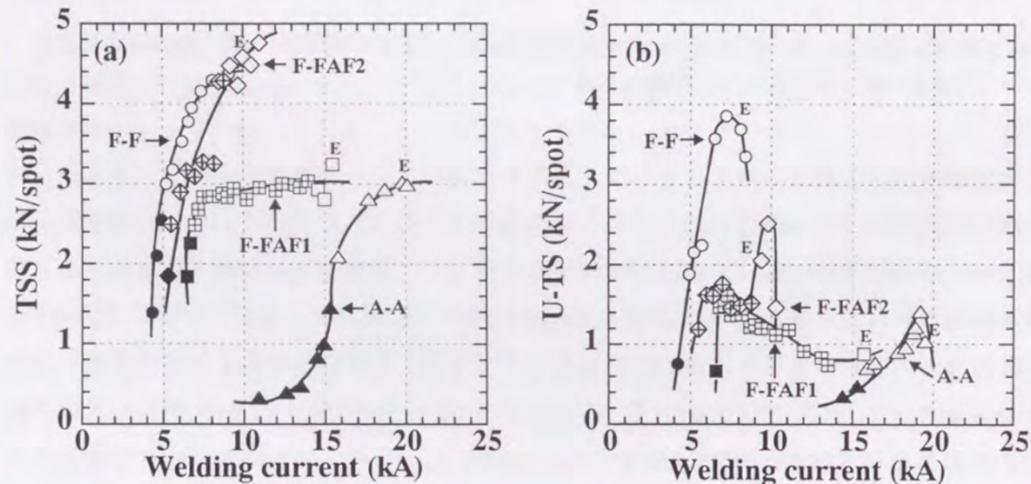


Fig. 5.18 Relation between welding current and tensile strength of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF1, F-FAF2) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

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 Al-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 9.0kA 以下で示す値は、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/Al 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/Al 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/Al 界面で破断する界面破断 (田) から、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。これらの破断形態を Fig.5.19 にまとめて示す。

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 Al-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 Al 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。

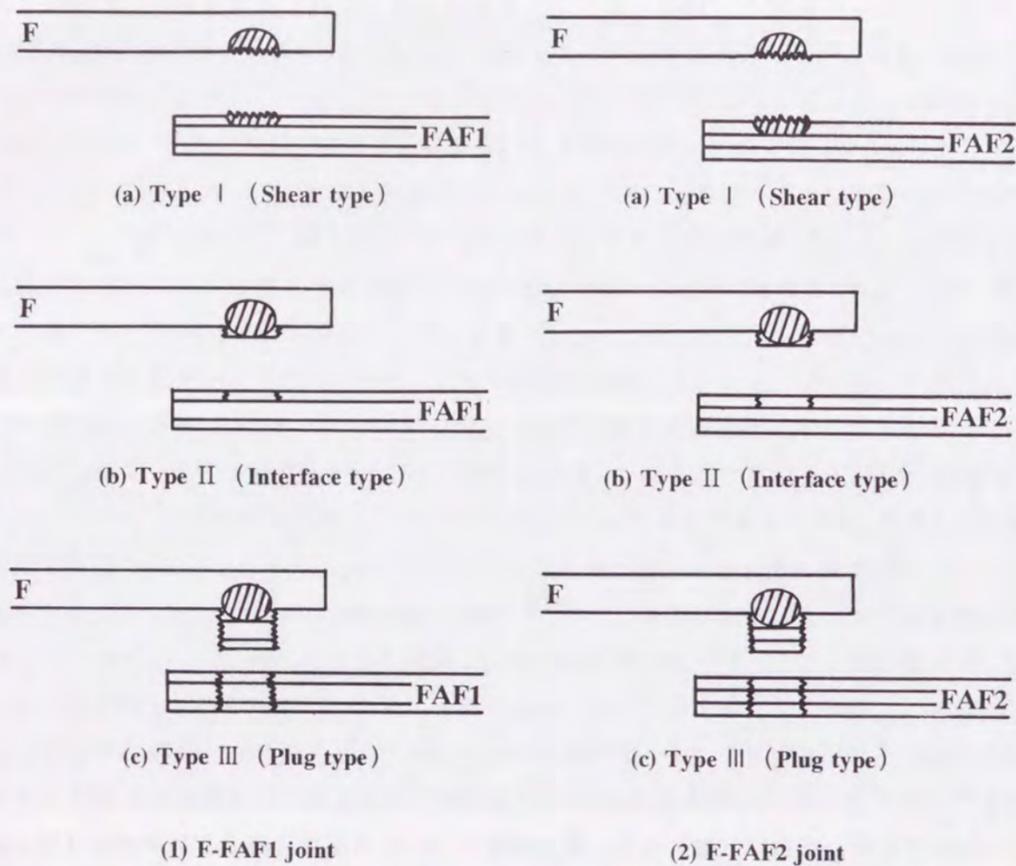


Fig. 5.19 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF1, F-FAF2) joints.

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/Al 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/Al 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 Al 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/Al 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/Al 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

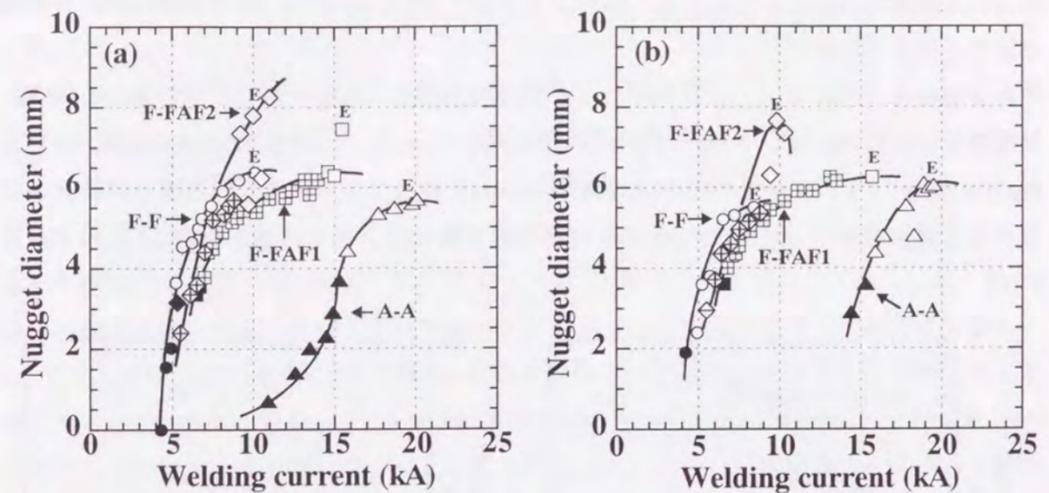


Fig. 5.20 Relation between welding current and nugget diameter of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF1, F-FAF2) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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/Al 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

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

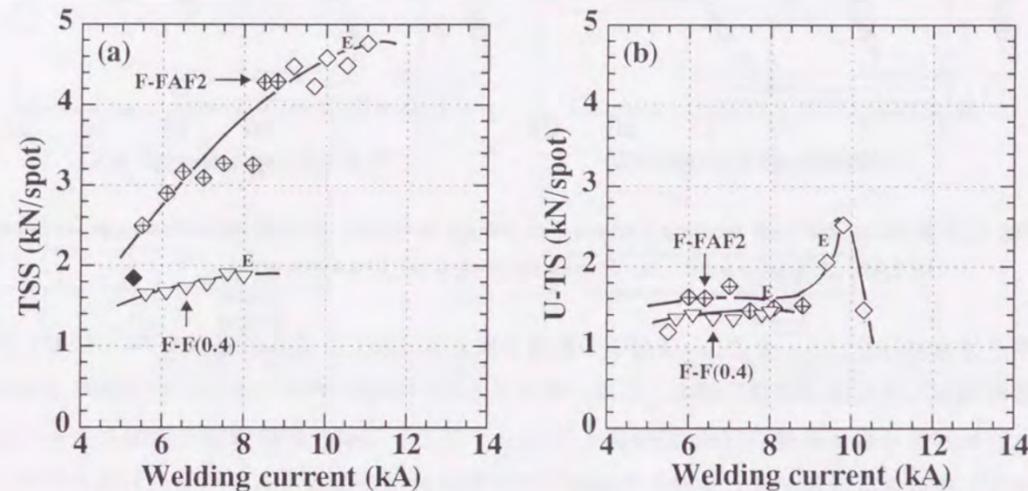


Fig. 5.21 Comparison of tensile strength of steel-steel/aluminum laminate (F-FAF2) and steel-steel (F-F(0.4)) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

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/Al 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/Al 界面で破断が起こる場合には、複層鋼板の Fe/Al 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/Al 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、Fe/Al 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 Al 層がかなり押し出されていた。純 Al 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、FeAl 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 Al 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 Al 層は電極加圧によって押し出されていた。また、純 Al 層の溶融部では、ブローホールが観察された。溶接電流の増加とともに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、FeAl 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 Al 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 FeAl 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、Fe₂Al₃ 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

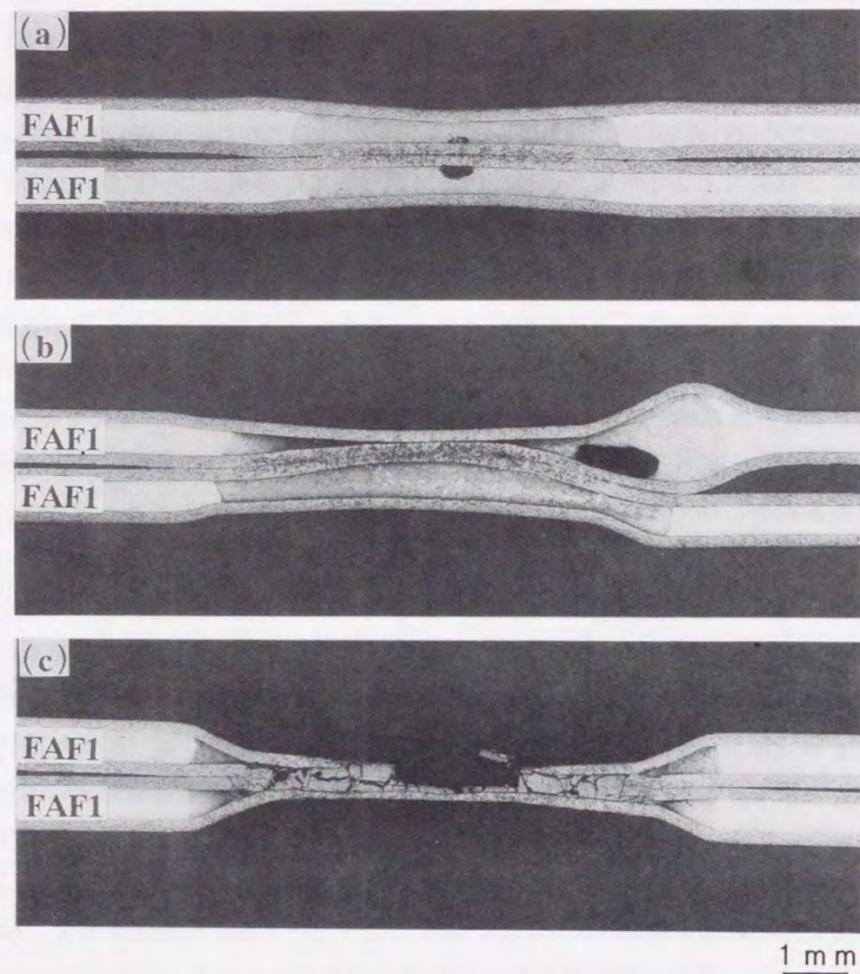


Fig. 5.22 Macrostructures of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF1-FAF1) spot weld joints: (a) 9.0kA-0.2s, (b) 12.9kA-0.2s, (c) 16.0kA-0.2s.

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 Al 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 Al 層中で生成された金属間化合物 (Fe_2Al_5) 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¹⁶⁾。

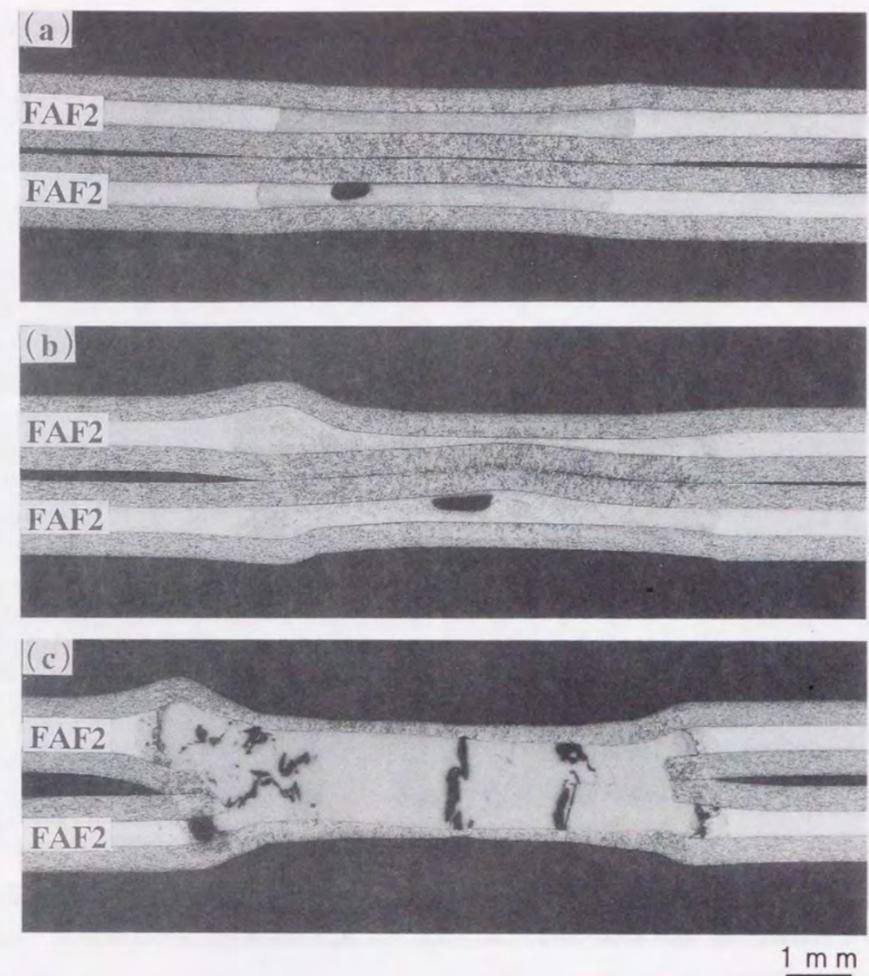


Fig. 5.23 Macrostructures of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF2-FAF2) spot weld joints: (a) 7.0kA-0.2s, (b) 8.8kA-0.2s, (c) 11.3kA-0.2s.

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、 $F-F >$

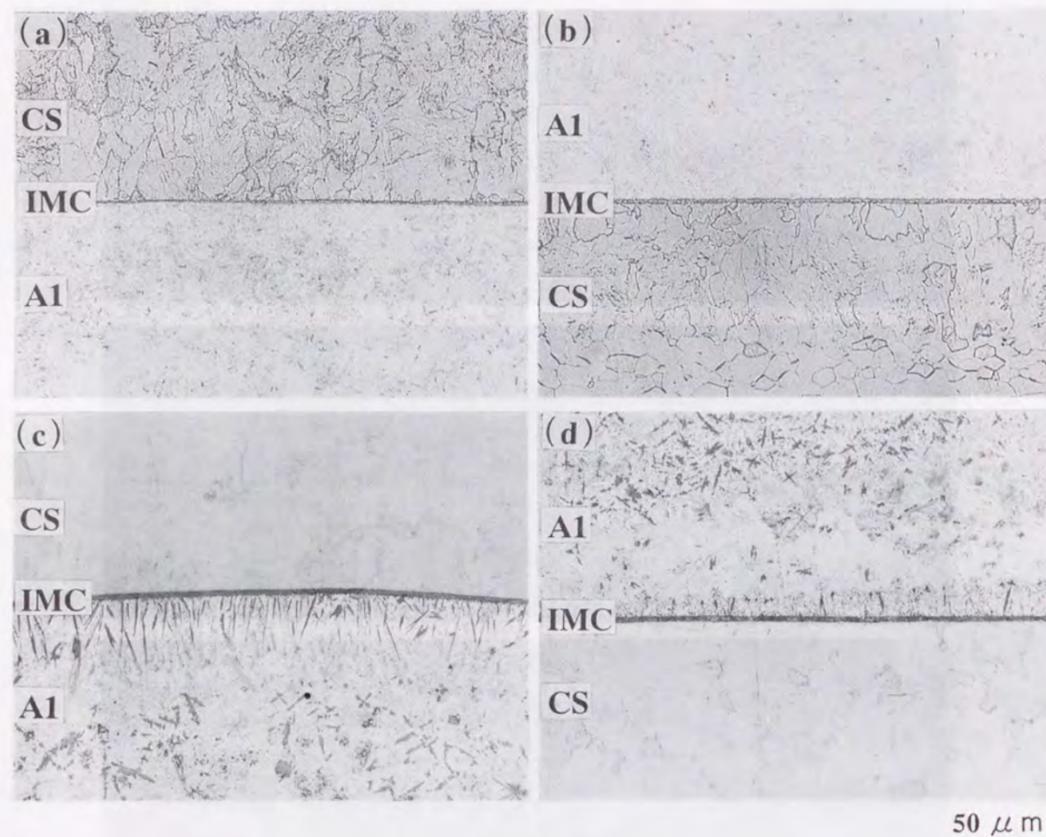


Fig. 5.24 Microstructures at steel/aluminum interfaces of steel/aluminum laminates after spot welding: (a) (b) FAF1-FAF1 12.9kA-0.2s, (c) (d) FAF2-FAF2 8.8kA-0.2s.

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/Al 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断破断 (◆) から、複層鋼板の Fe/Al 界面で破断する界面破断 (令) 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/Al 界面で破断する界面破断 (令) 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

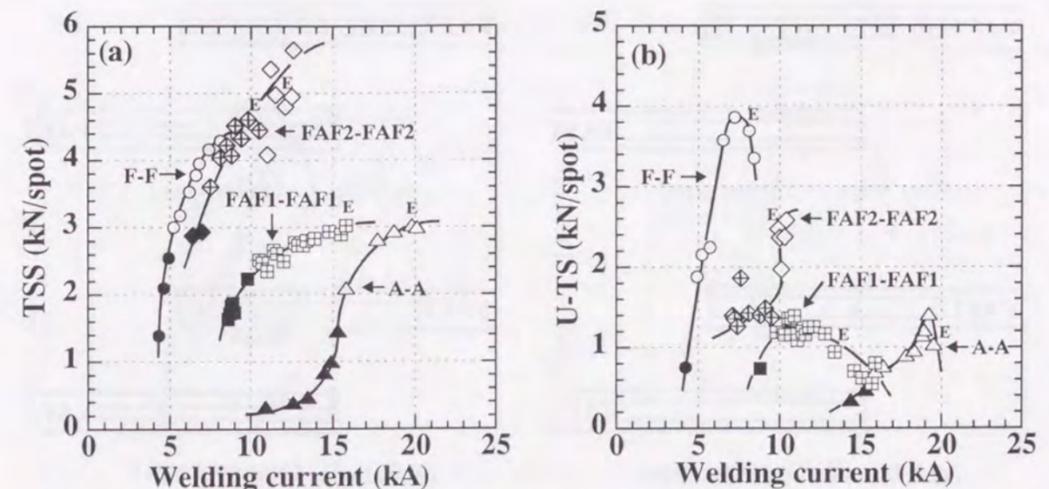


Fig. 5.25 Relation between welding current and tensile strength of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF1-FAF1, FAF2-FAF2) joints: (a) Tensile shear strength (TSS), (b) U-tension strength (U-TS).

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 Al 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/Al 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 Al 層の接合強度が低下して、複層鋼板の Fe/Al 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ため、ナゲット径が増加した割合だけ引張せん断強さが増加

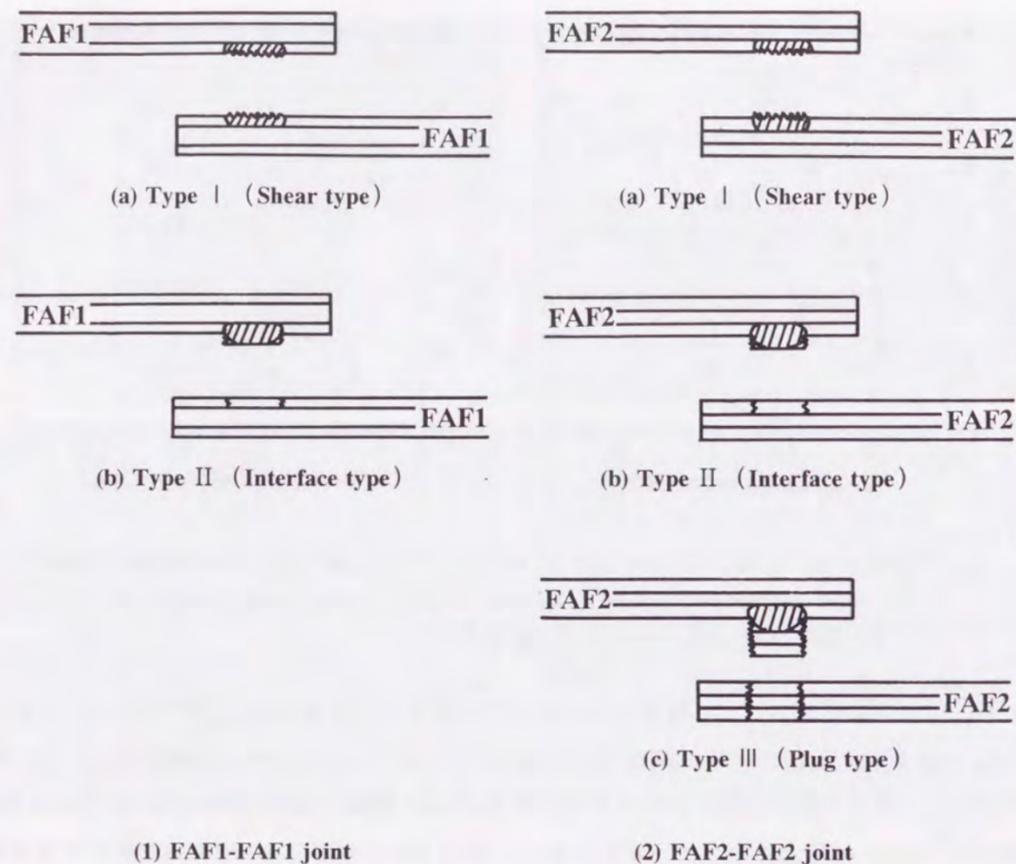


Fig. 5.26 Fracture modes observed in tensile shear testing and U-tension testing of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF1-FAF1, FAF2-FAF2) joints.

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/Al 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/Al 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

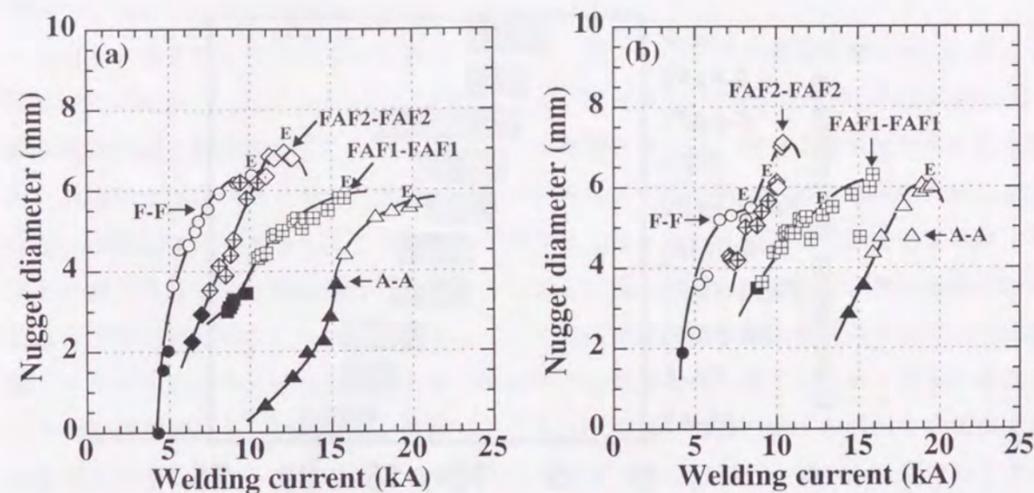


Fig. 5.27 Relation between welding current and nugget diameter of steel/aluminum laminate-steel/aluminum laminate (FAF1-FAF1, FAF2-FAF2) joints: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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 $4\sqrt{t}$ (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 Al 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 Al 層の方が融点が低いためと考えられる。

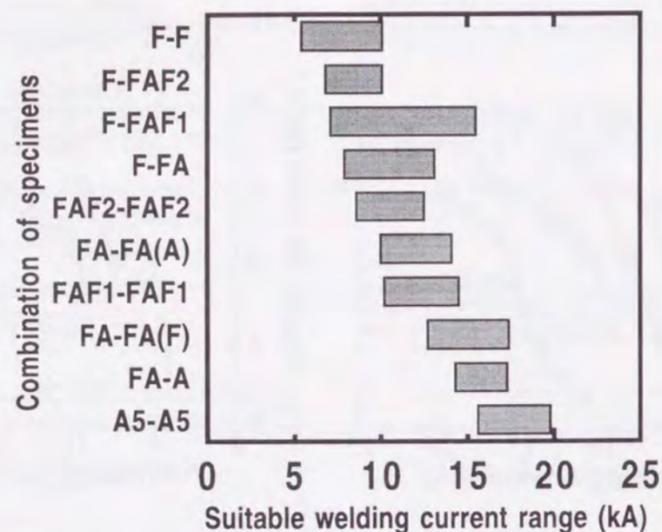


Fig. 5.28 Comparison of suitable welding current range of various joints.

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、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 Al 層側に伝導し、融点の低い純 Al 層や Al-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 Al 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、局所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 Al 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 Al 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 Al 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、Al-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 Al 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ので、圧延接合体の鋼層の板厚比が高くなるほど、純 Al 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 Al 層や Al-Mg 板の変形抵抗を低下させるため、溶接部における純 Al 層や Al-Mg 板の厚さを低下させる。さらに、この抵抗発熱は、散りの発生やピックアップ現象をも助長するため、これによっても純 Al 層や Al-Mg 板の厚さは低下する。純 Al 層や Al-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 Al 層または Al-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 Al 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 Al 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 Al 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 Al 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 Al-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 Al-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/Al 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 Al 層の接合強度が低下し、界面で破

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 Al 層の界面で、厚さ 1~5 μm 程度の Fe-Al 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_3Al 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 Al 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、その部分の靱性が低いため、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、靱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、比較的靱性が高い Fe_3Al または FeAl 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/Al 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 Al-Mg 板を溶接した場合には、Fe/Al 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 Al-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 Al-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 Al 層の表面に存在する Al 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/Al 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 Al 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 Al 層同士の界面で形成され、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。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/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 (Fe_3Al) 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_2Al_3) 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 Al 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 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。

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Al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Al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	C	Si	Mn	P	S	Al	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	Al
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	-	-
Aluminum clad steel	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
	FA2	0.40	0.96	5.72	144	178	235	43.3	0.140	1.57	10.0	2.08	>34.8
	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, EI; 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）¹⁾⁷⁾を用いた。上記で述べた様々な板厚の鋼板と純Al板を組み合わせ、窒素雰囲気中で鋼板のみを1028～1143Kまで加熱した後、純Al板と合わせて圧延し、板厚とFe/Al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。

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

Steel	Symbol	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Fe
EDDQ	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.
	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	Al
A2017-T3	A2	0.53	0.21	4.01	0.77	0.55	0.05	0.12	0.03	bal.
Al-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型やピンベル型を、また、下側にR型やF型を用いた²⁾⁶⁾。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（1～10cycles）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 6.4 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
EDDQ	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	-	-
	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, ρ ; Density, E; Young's modulus, YS; Yield strength, TS; Tensile strength, EI; 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
l; 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 Al 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、この組み合わせで、上側電極を C F 型やピンベル型に、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 C F 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。

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 E P M A 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

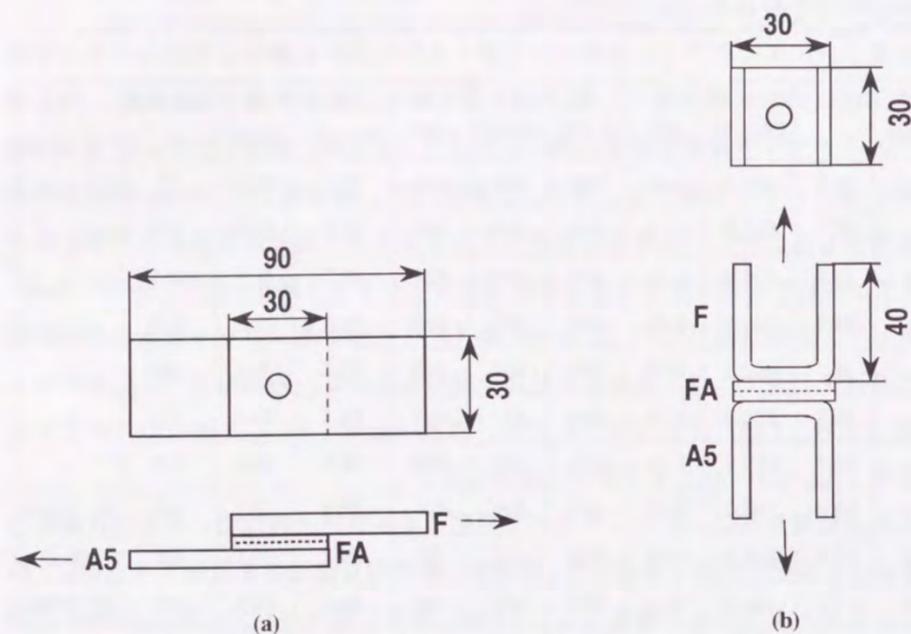


Fig. 6.1 Dimensions of specimens: (a) Tensile shear test, (b) U-tension test (F: Steel sheet, FA: Aluminum clad steel sheet, A5: Aluminum sheet).

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。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.

Specimen	Steel sheet (F);0.80 mm Aluminum clad steel sheet (FA);0.77 mm Aluminum 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

Table 6.7 Corrosion test conditions.

Corrosion test	Test condition
SST	5%NaCl, 308K
CCT	SST 6h → 1h → 343K, RH60% 4h → 2h → 322K, RH95% 4h → 2h → 253K, 4h (24h/1cycle)

Chemical conversion treatment and ED coating were conducted after spot welding

たは 0.05 ~ 0.08 mΩ 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 Al 層とを接触させた場合には、接触抵抗は 9.32 ~ 17.4 mΩ 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 Al、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 Al 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 Al 層との接触抵抗は 0.66 ~ 1.23 mΩ 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

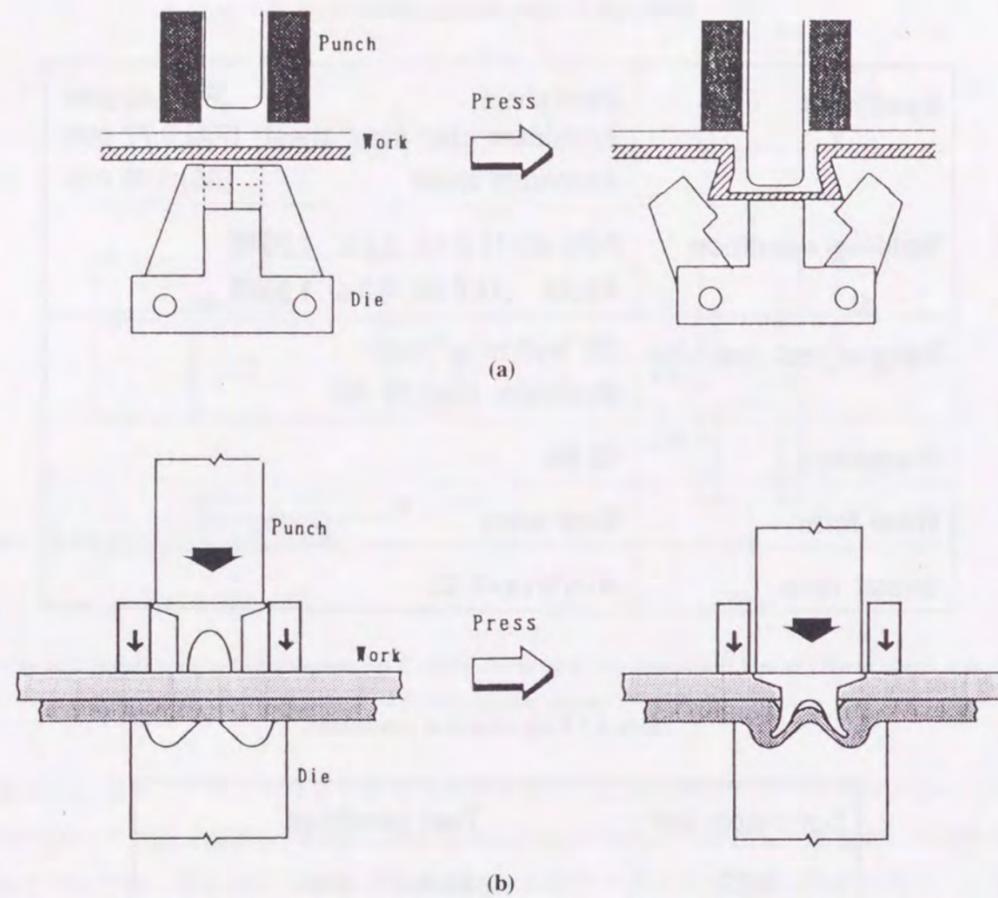


Fig. 6.2 Mechanical joining methods: (a) Tog lock (TGL) method, (b) Self piercing & riveting (SPR) method.

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、凝固組織を表すピ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 (mΩ)
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、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 (溶融部) が形成されていた。Al-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界面から Al-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 Al-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、Al-Mg 板側でのナゲット形成に関しては、Al-Mg 板、アルミクラッド鋼板の純 Al 層、および Al-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、Al-Mg 板とアルミクラッド鋼板の純 Al 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、Al-Mg 板の表面とアルミクラッ

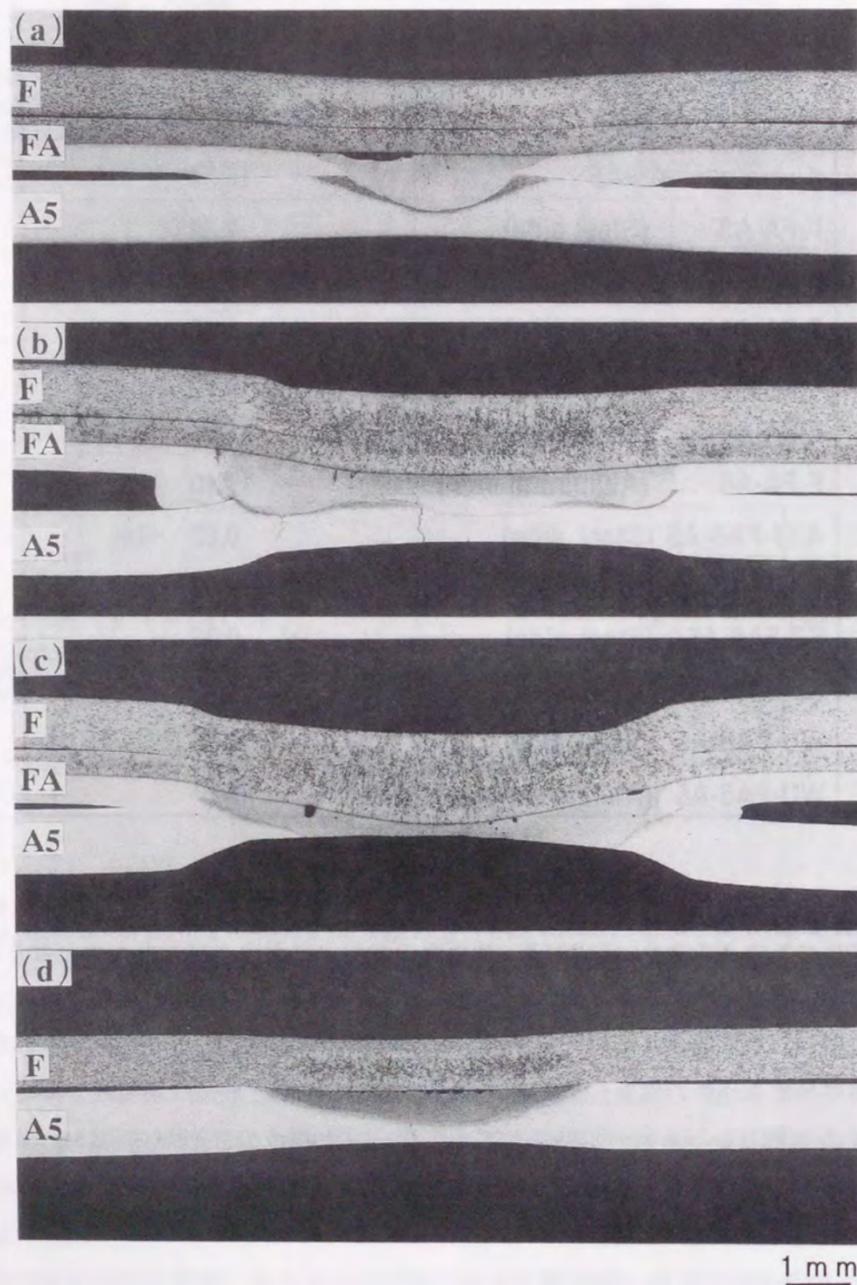


Fig. 6.3 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) and steel-aluminum (F-A5) spot weld joints: (a) F-FA-A5 8.0kA-0.2s, (b) F-FA-A5 10.8kA-0.2s, (c) F-FA-A5 14.4kA-0.2s, (d) F-A5 10.0kA-0.2s.

ド鋼板の純 Al 層側の表面には固有抵抗が高い酸化膜が存在するため、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 Al 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。

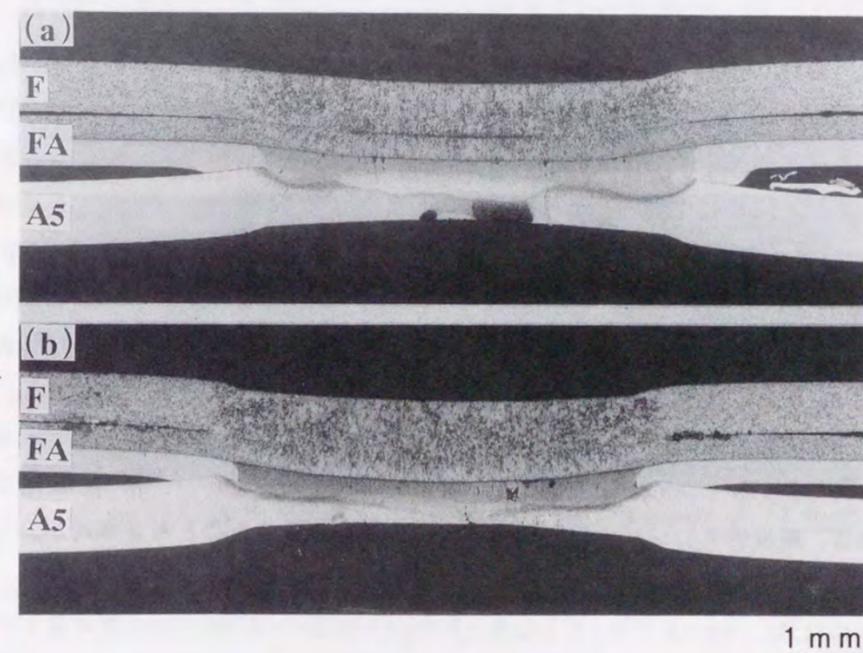


Fig. 6.4 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) spot weld joints: (a) Non pickling 12.2kA-0.2s, (b) Pickling 11.9kA-0.2s.

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、電極による加圧とピ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

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、電極加圧やピックアップによる 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 5 μ m 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 2 μ m 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_2Al_3 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/Al 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 Fe_2Al_3 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。

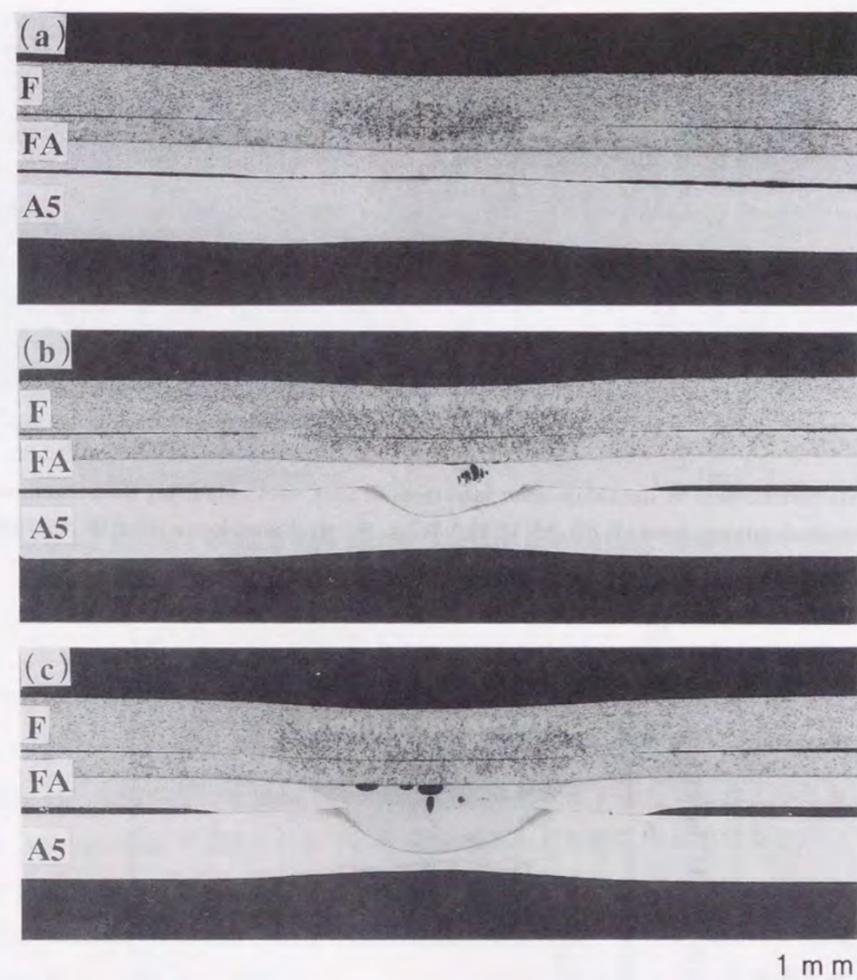


Fig. 6.5 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) spot weld joints:
(a) 8.7kA-0.04s, (b) 8.7kA-0.08s, (c) 8.7kA-0.12s.

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 μ m 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 2 μ m 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/Al 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、

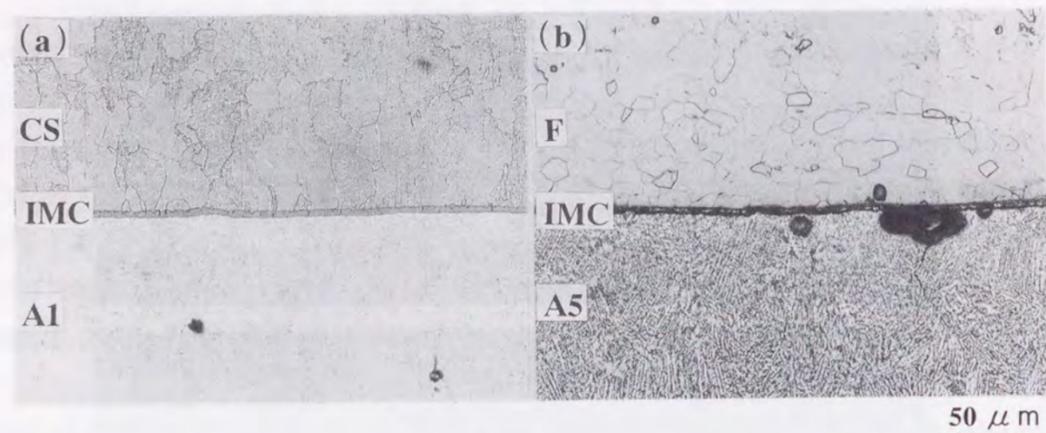


Fig. 6.6 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones: (a) steel-aluminum clad steel-aluminum joint (F-FA-A5 10.8kA-0.2s), (b) steel-aluminum joint (F-A5 10.0kA-0.2s).

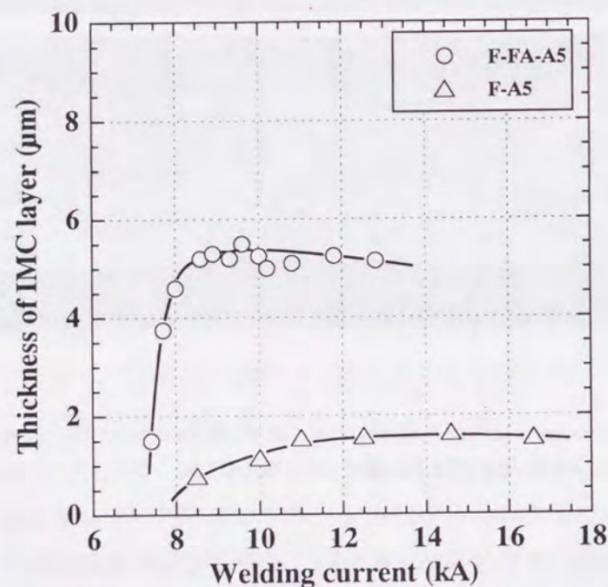


Fig. 6.7 Effect of welding current on thickness of intermetallic compound (IMC) layers formed at steel/aluminum interfaces of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5) and steel-aluminum joints (F-A5).

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/Al 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

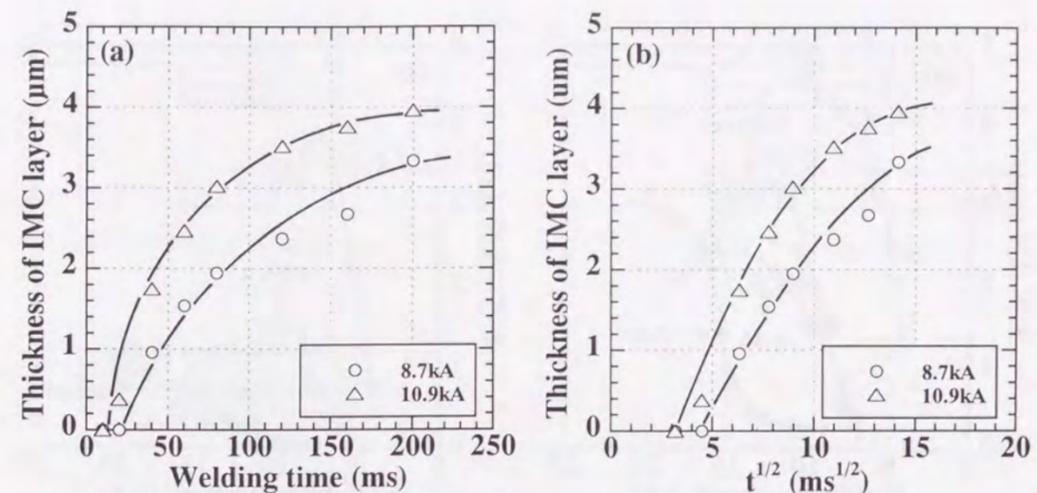


Fig. 6.8 Relation between welding time and thickness of intermetallic compound (IMC) layers formed at steel/aluminum interfaces of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5).

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、引張せん断強さとは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、

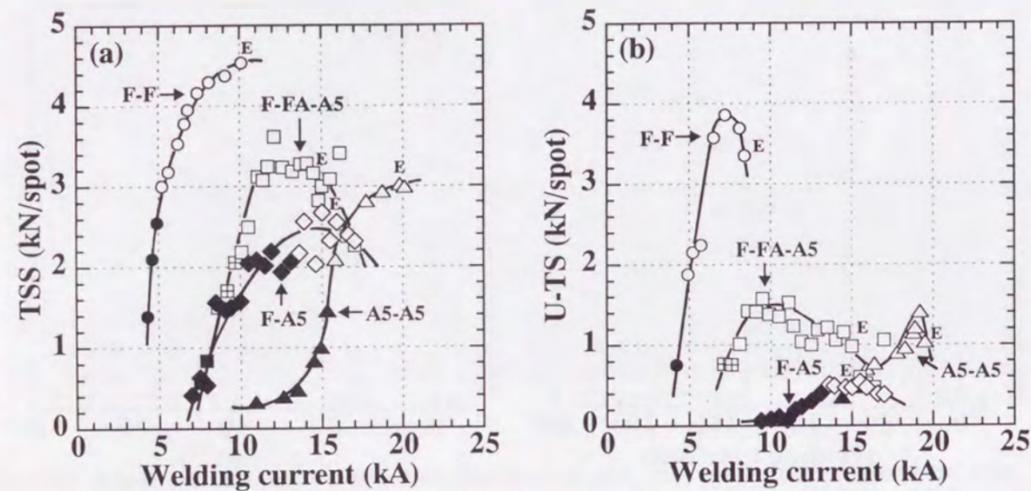


Fig. 6.9 Relation between welding current and tensile strength of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5), steel-aluminum joints (F-A5), steel-steel joints (F-F) and aluminum-aluminum joints (A5-A5): (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

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

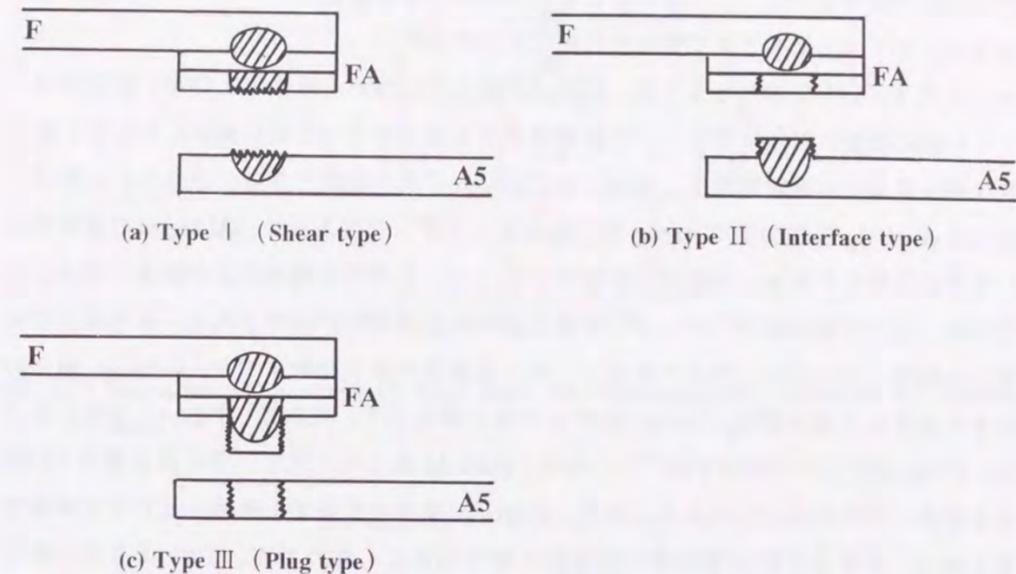


Fig. 6.10 Fracture modes observed in tensile shear testing of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5).

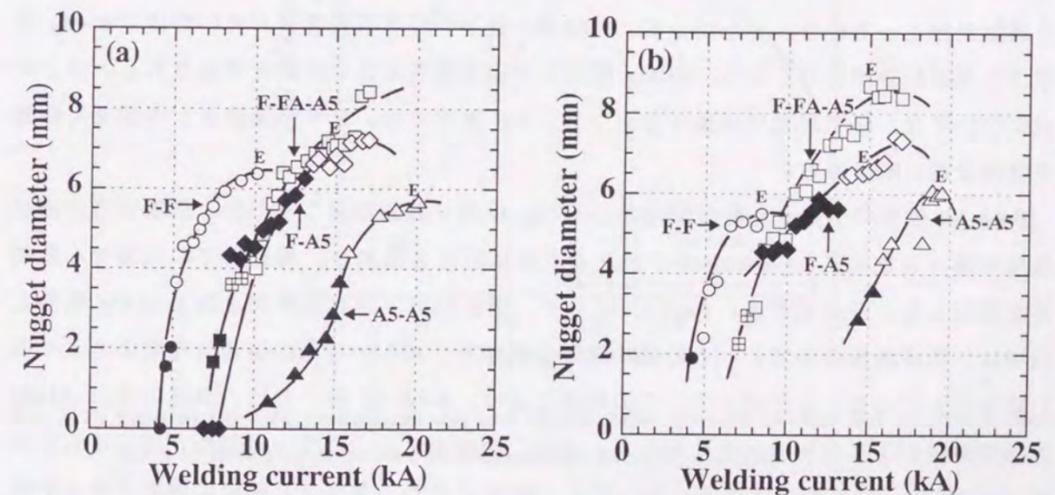


Fig. 6.11 Relation between welding current and nugget diameter of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5), steel-aluminum joints (F-A5), steel-steel joints (F-F) and aluminum-aluminum joints (A5-A5): (a) Tensile shear test, (b) U-tension test.

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

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

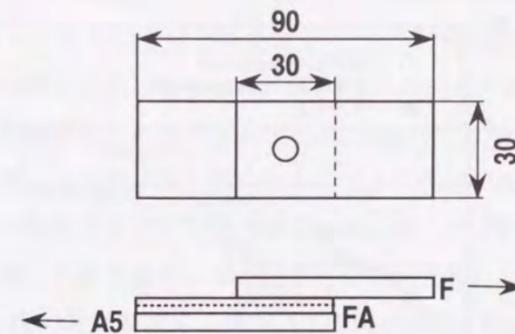


Fig. 6.12 Dimensions of specimens (F: Steel sheet, FA: Aluminum clad steel sheet, A5: Aluminum sheet).

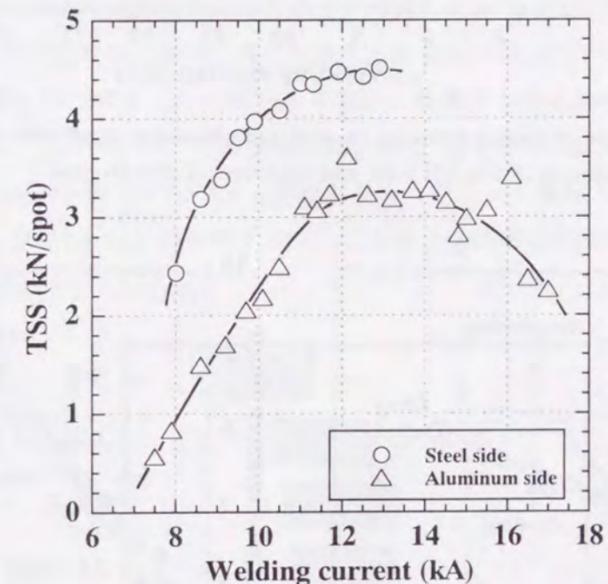


Fig. 6.13 Relation between welding current and tensile shear strength in steel and aluminum sheet sides of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA-A5).

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

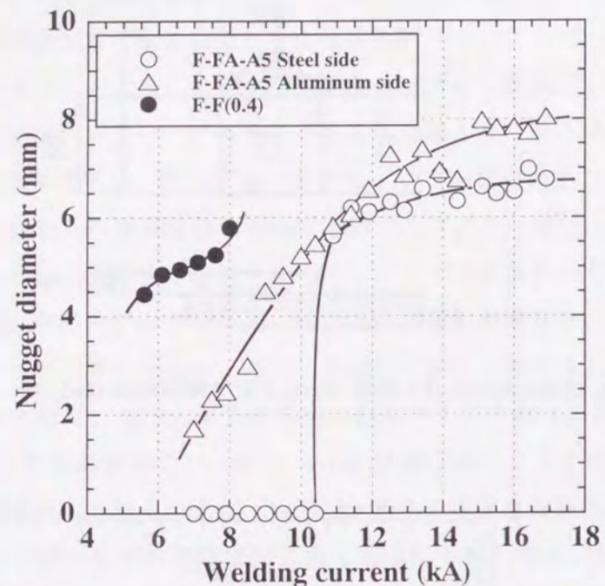


Fig. 6.14 Comparison of nugget diameter in steel and aluminum sheet sides of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) joint and steel-steel (F-F(0.4)) joint.

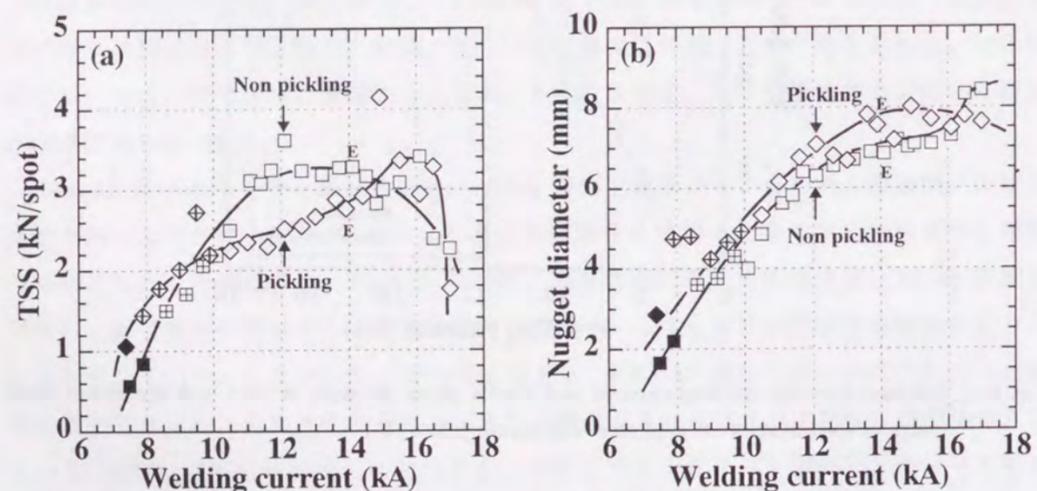


Fig. 6.15 Comparison of tensile shear strength and nugget diameter of F-FA5-A5 (Non pickling) and F-FA5-A5 (Pickling) joints: (a) Tensile shear strength, (b) Nugget diameter.

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、両方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、

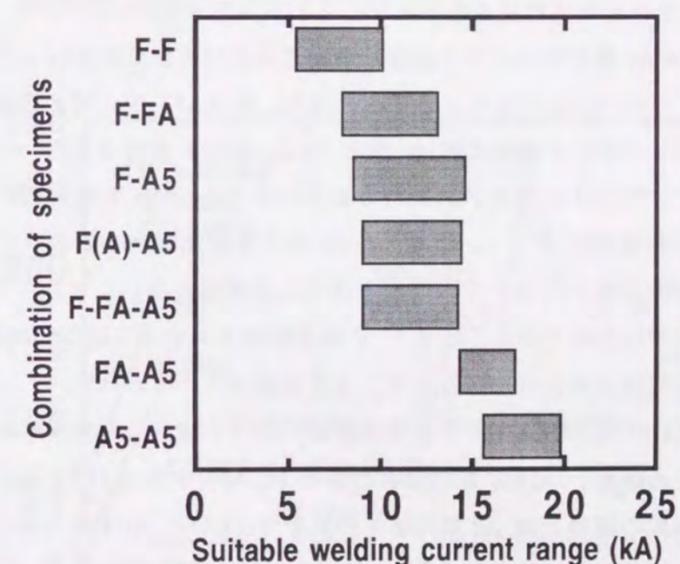


Fig. 6.16 Comparison of suitable welding current range of steel-steel (F-F), steel-aluminum clad steel (F-FA), steel-aluminum (F-A5), aluminum coated steel-aluminum (F(A)-A5), steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) aluminum clad steel-aluminum (FA-A5) and aluminum-aluminum (A5-A5) joints.

適正溶接電流範囲は、ナゲット径が $4\sqrt{t}$ （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 Al 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 Al 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。Al-Mg 板側のナゲット内における Mg 濃度は、Al-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 Al 層と Al-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-Al 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、Al 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

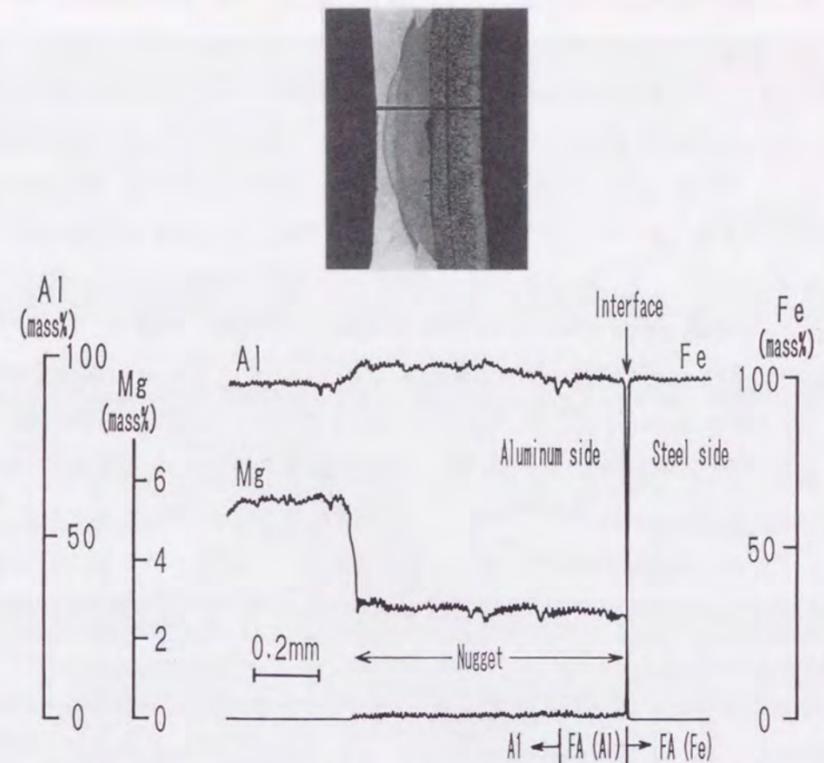


Fig. 6.17 EPMA line analysis in spot weld zone of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) joint.

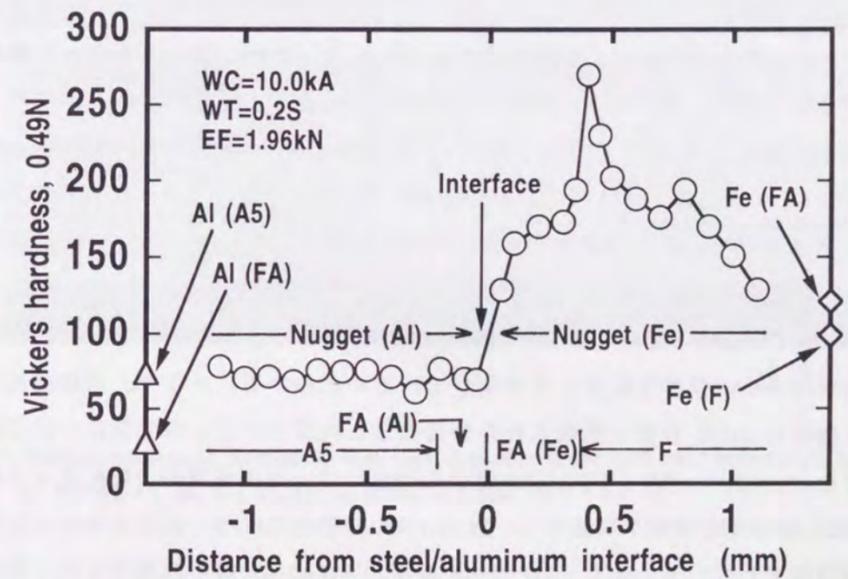


Fig. 6.18 Distribution of Vickers hardness in spot weld zone of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) joint.

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/Al 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 Al-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 Al-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、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る。Al-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 Al-Mg 板側に伝導し、Al-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 Al 層の比率が高くなるほど、Al-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 Al-Mg 板の板厚減少も少なくなっている。これは、純 Al 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 μm 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 Fe_2Al_3 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) 層の厚さは徐々に減少し、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 μm 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

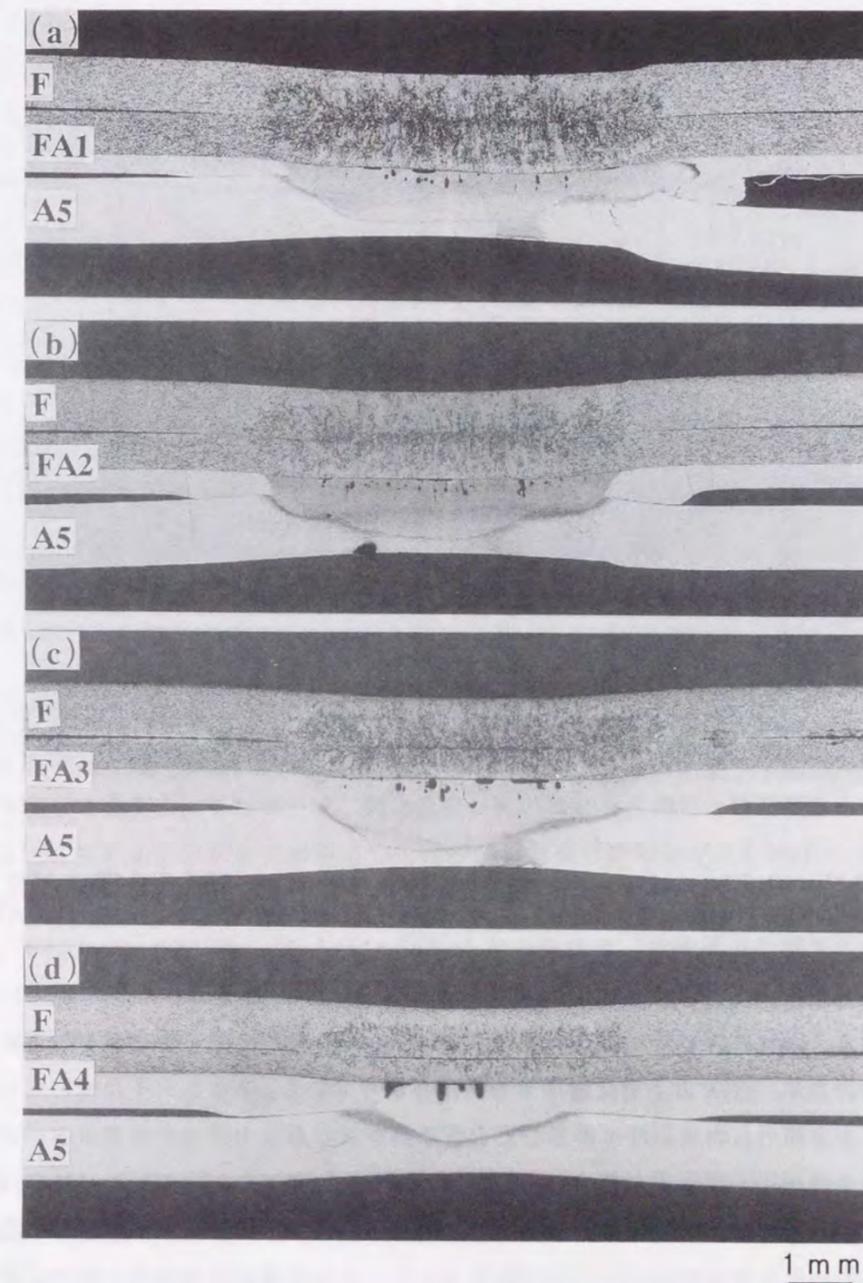


Fig. 6.19 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (9.0kA-0.2s): (a) F-FA1-A5, (b) F-FA2-A5, (c) F-FA3-A5 and (d) F-FA4-A5.

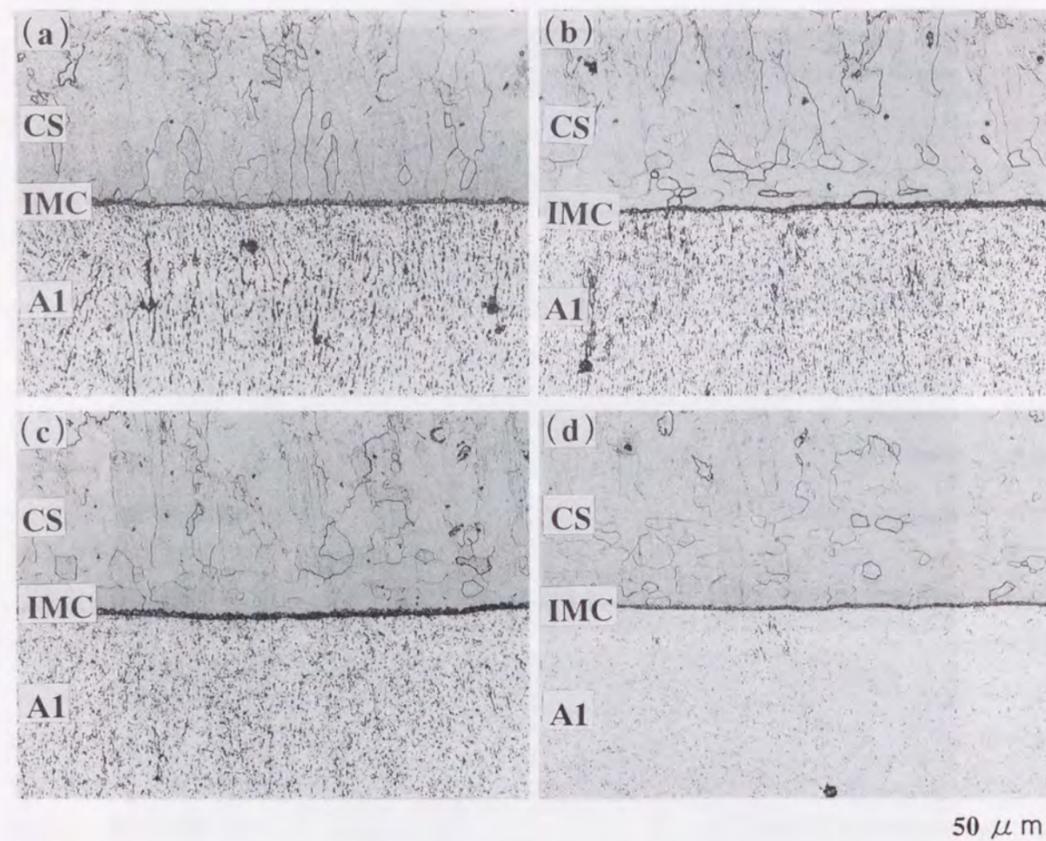


Fig. 6.20 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding (10.0kA-0.2s): (a) F-FA1-A5, (b) F-FA2-A5, (c) F-FA3-A5, (d) F-FA4-A5.

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 ~ 3 μm) 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/Al 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

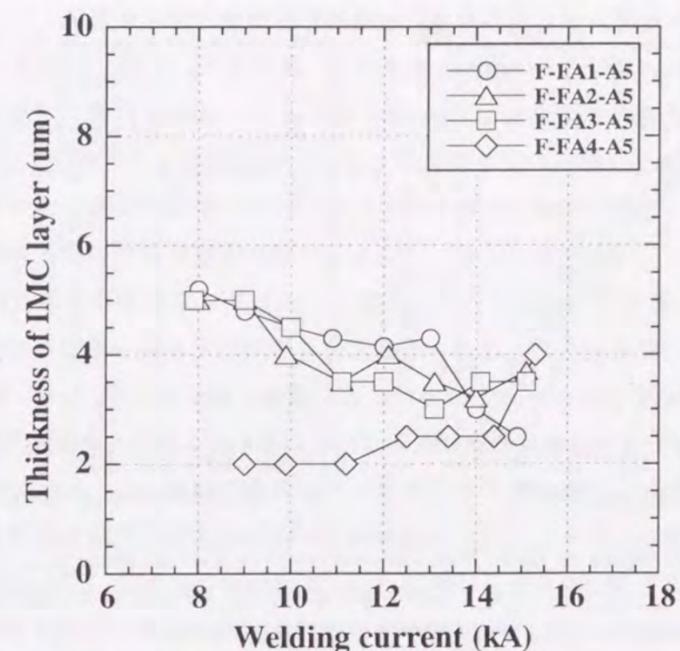


Fig. 6.21 Effects of thickness ratio of aluminum clad steel sheets on thicknesses of iron-aluminum intermetallic compound (IMC) layers formed at steel/aluminum interfaces of steel-aluminum clad steel-aluminum joints.

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/Al 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。一方、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

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/Al 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、溶接電流の増加とともに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/Al 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/Al 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がある。

Fig.6.22 は、Fe/Al 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 Al 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

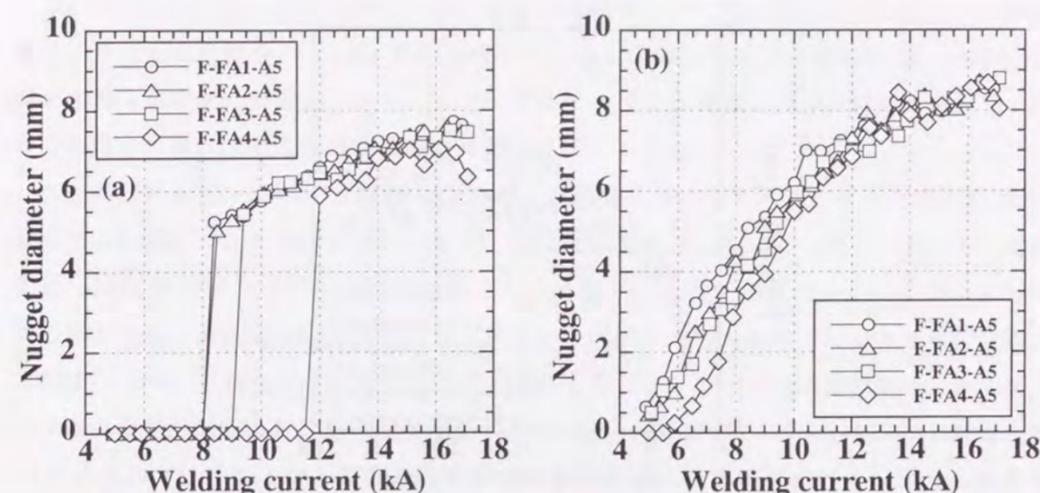


Fig. 6.22 Effects of thickness ratio of aluminum clad steel sheets on nugget diameters of joints:
(a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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 Al 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/Al 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

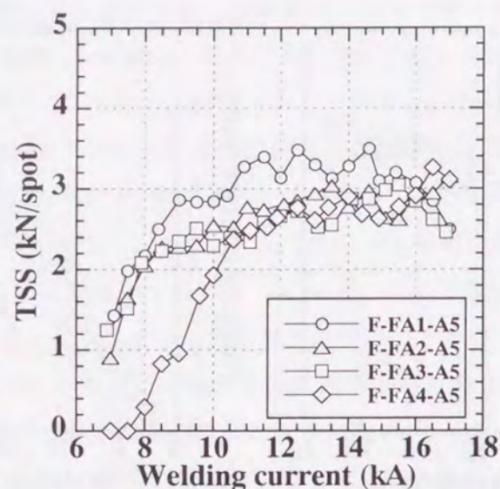


Fig. 6.23 Effects of thickness ratio of aluminum clad steel sheets on tensile shear strength of joints.

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 ($4\sqrt{t}$ 、 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)

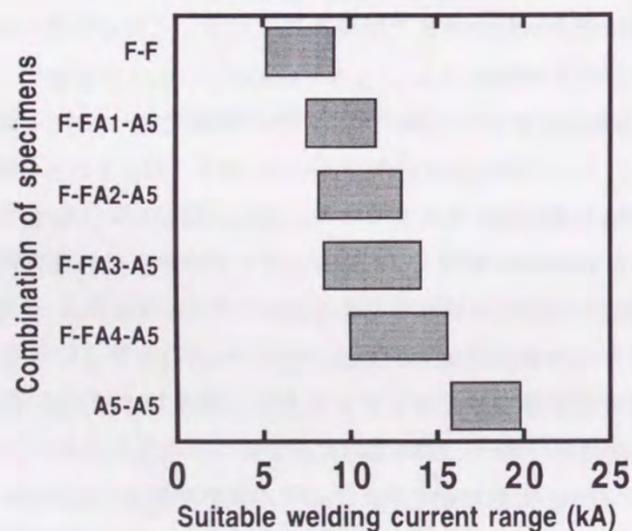


Fig. 6.24 Effects of thickness ratio of aluminum clad steel sheets on suitable welding current range of joints.

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/Al 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 λ 、およびそれらの比 R/λ 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 λ 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/λ 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 λ 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/λ 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 、 λ 、および R/λ の値は、Fe/Al 板厚比の変化とともに比例的に変化し、上記の Fe/Al 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

Table 6.9 Comparison of electric resistivity and thermal conductivity.

	Electric resistivity R (nΩ·m)	Thermal conductivity λ (W/m·°C)	R/λ (nΩ·m ² ·°C/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/Al 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/Al 界面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、厚さ 2 ~ 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試験片の X 線回折測定を行うと、Fe₃Al₂ 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/Al 界面では、Fe-Al 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 継手の値が大きくなる。引張せん断試験時の破断はアル

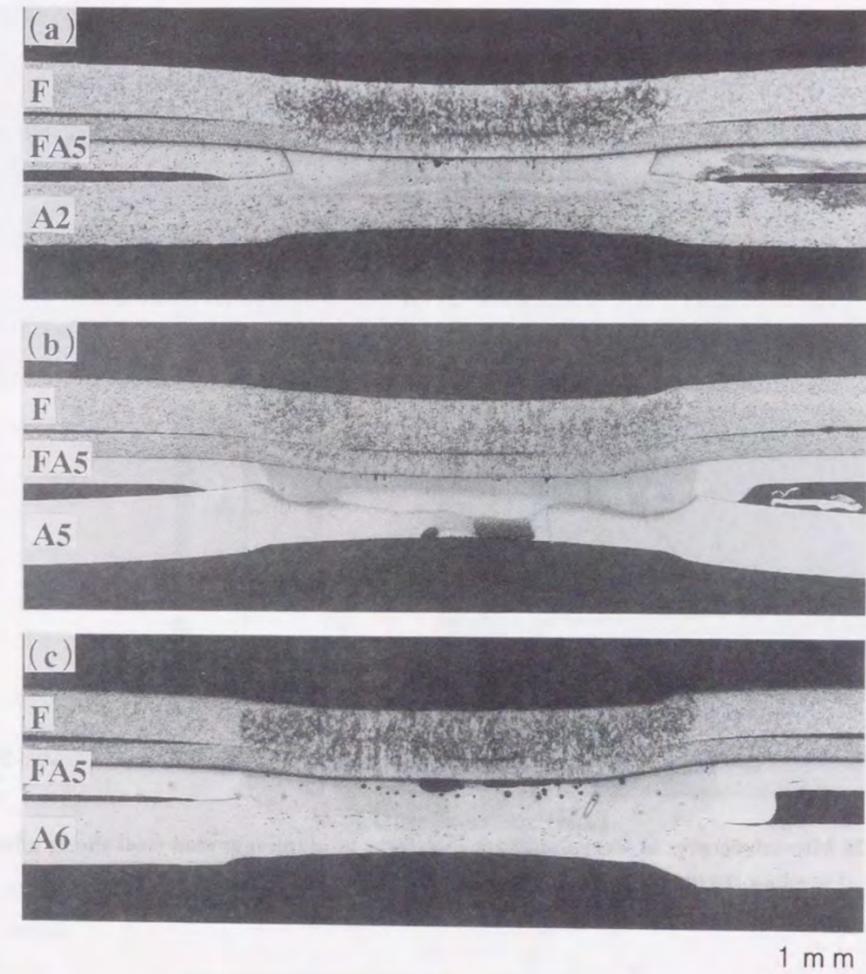


Fig. 6.25 Macrostructures of steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (12.0kA-0.2s): (a) F-FA5-A2, (b) F-FA5-A5, (c) F-FA5-A6.

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

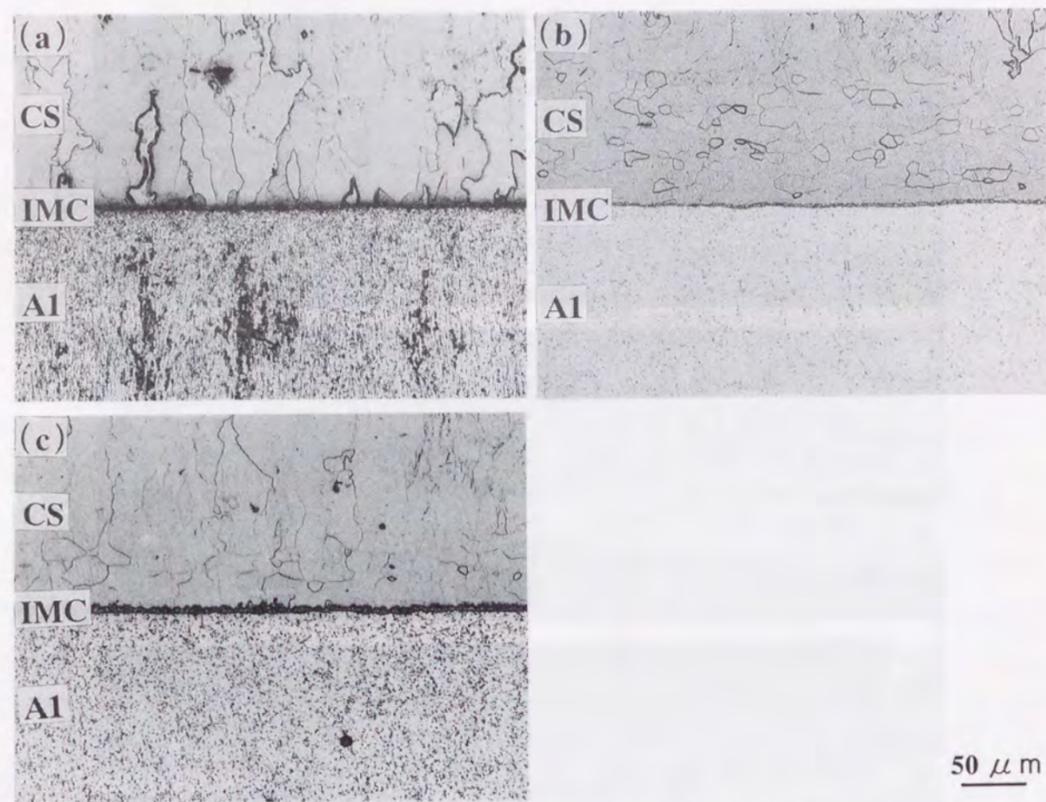


Fig. 6.26 Microstructures at steel/aluminum interfaces of aluminum clad steel sheets after spot welding (10.0kA-0.2s): (a) F-FA5-A2, (b) F-FA5-A5, (c) F-FA5-A6.

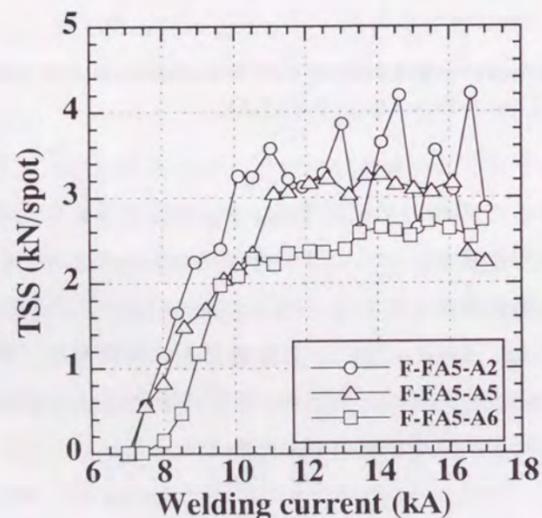


Fig. 6.27 Effects of types of aluminum alloy sheets on tensile shear strength of joints.

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

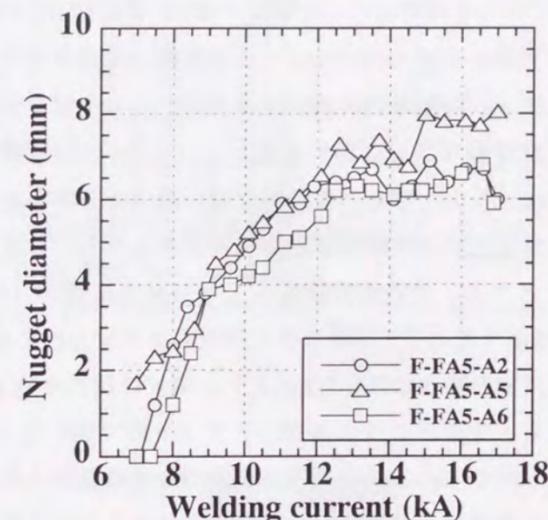


Fig. 6.28 Effects of types of aluminum alloy sheets on nugget diameter on aluminum sheet sides of joints.

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/λ 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 λ 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/λ 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^{18,21)}、 $A6 > A5 > A2$ 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、

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 Al 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 (Mg₂Si) 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(Al)) 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 Al 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

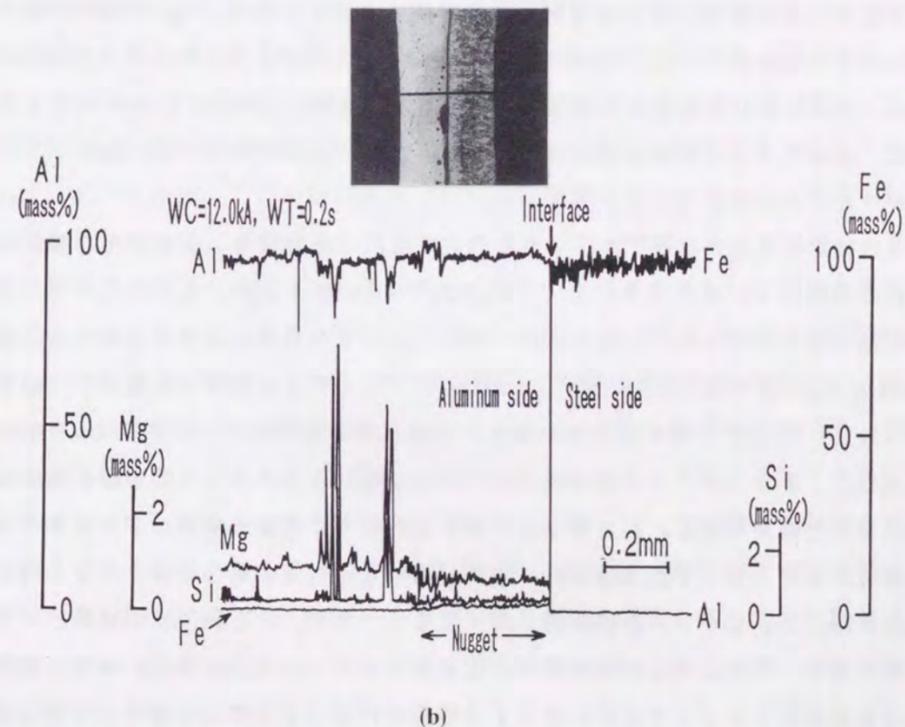
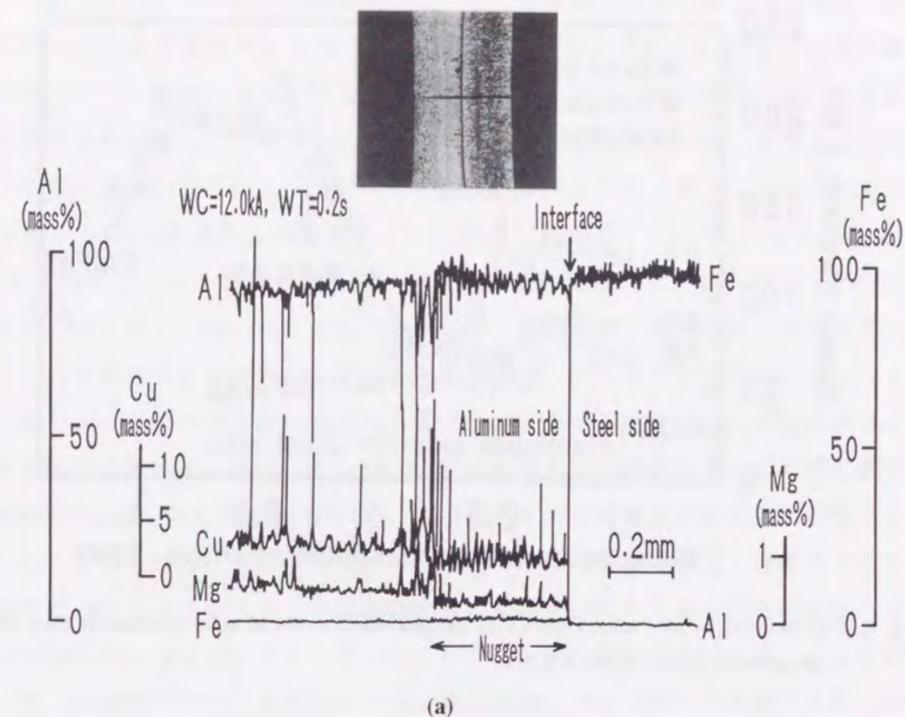


Fig. 6.29 EPMA line analyses in spot weld zones of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (12.0kA-0.2s): (a) F-FA5-A2, (b) F-FA5-A6.

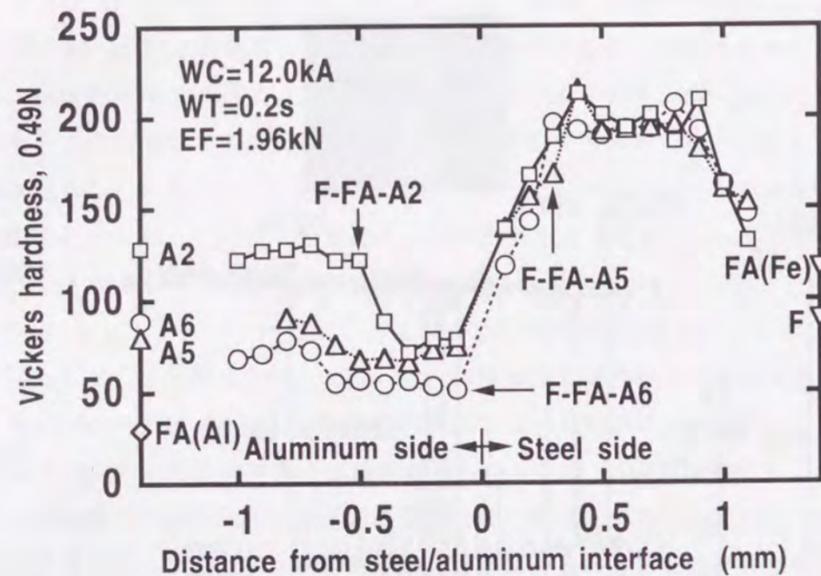


Fig. 6.30 Distributions of Vickers hardness in spot weld zones of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (12.0kA-0.2s).

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、プ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プ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Al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。

一方、A6の時効処理温度は428～443K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433K、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。

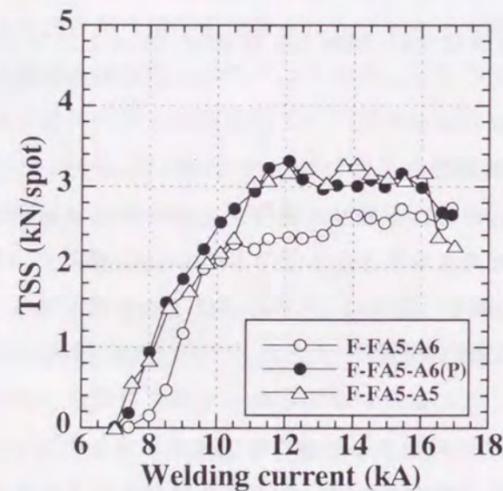


Fig. 6.31 Effects of ageing treatment on tensile shear strength of steel-aluminum clad steel-aluminum joints (F-FA5-A6).

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

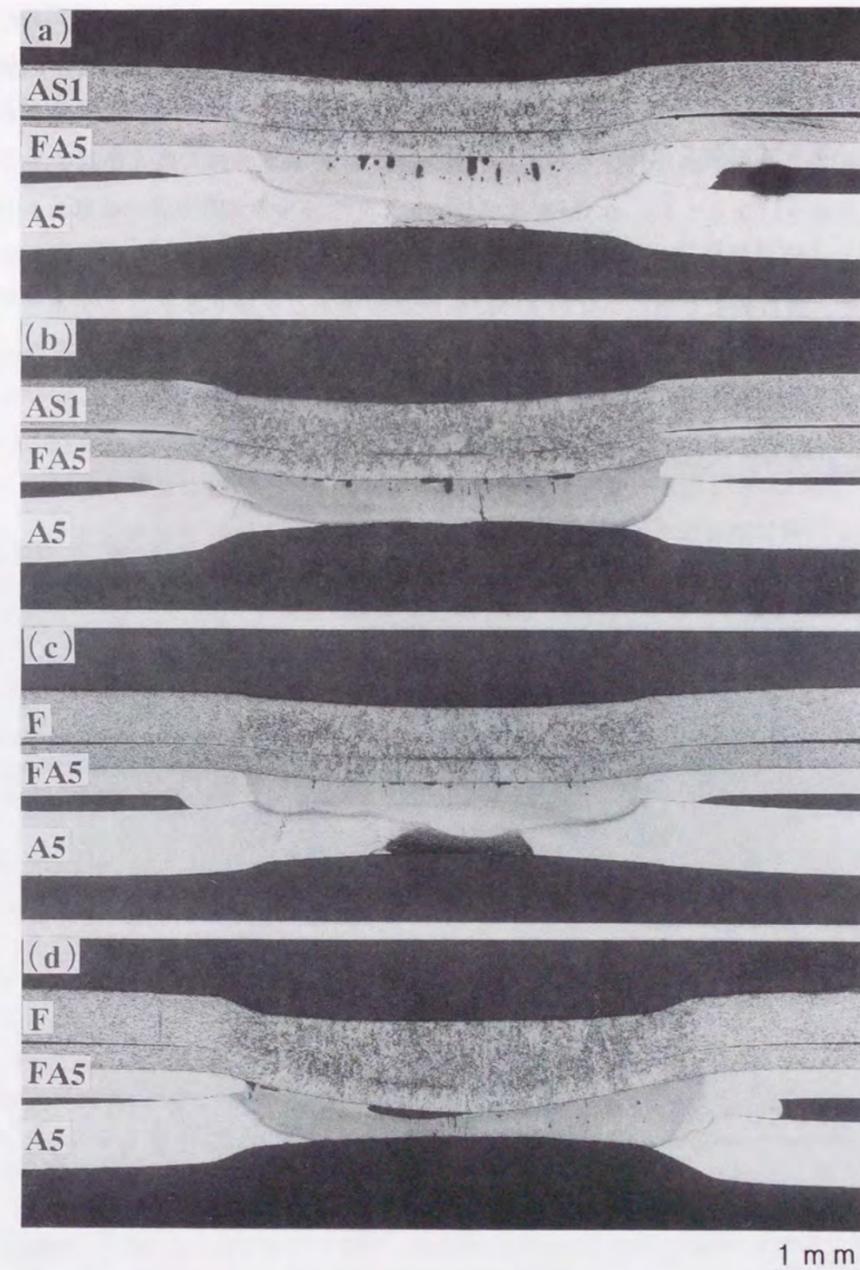


Fig. 6.32 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (b) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s, (c) F-FA5-A5 11.1kA-0.2s, (d) F-FA5-A5 14.1kA-0.2s.

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い場合でも、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、鋼板側より融点が高い 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/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、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

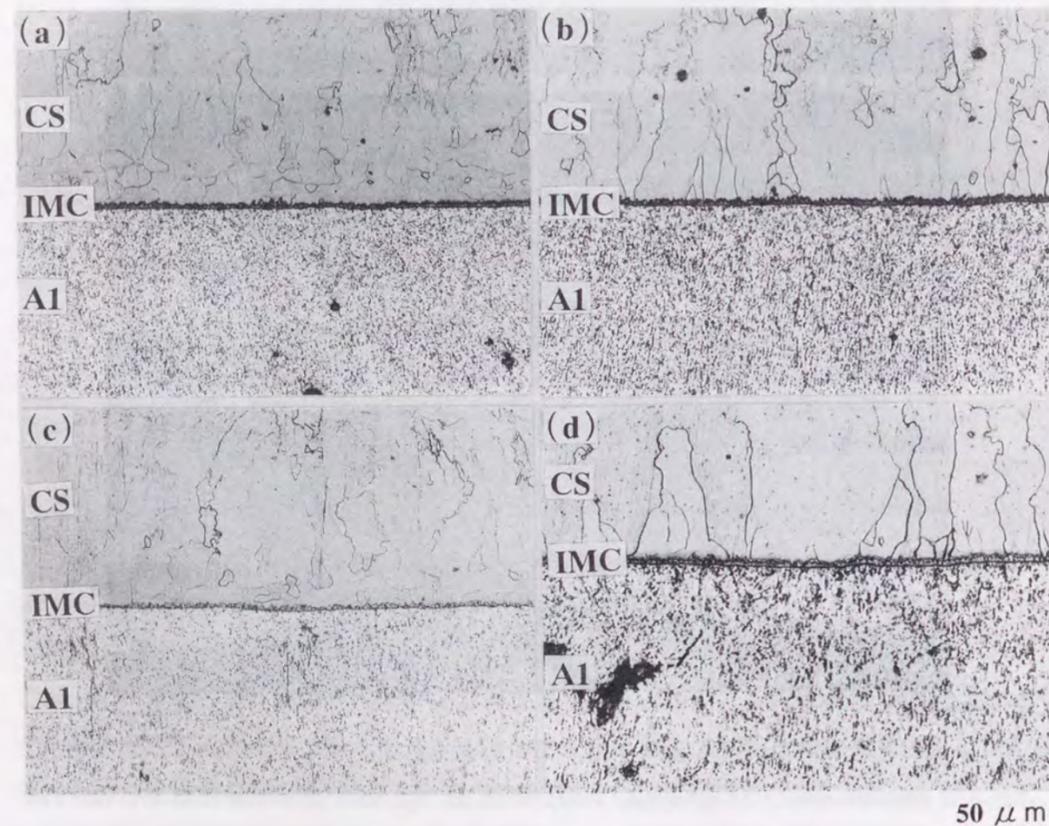


Fig. 6.33 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (b) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s, (c) F-FA5-A5 11.1kA-0.2s, (d) F-FA5-A5 14.1kA-0.2s.

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 Fe₃Al₂ 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、Fe₃Al₂ タイプの金属間化合物 (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。

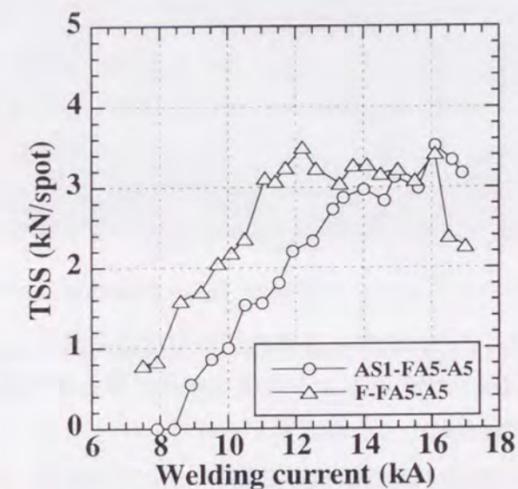


Fig. 6.34 Relation between welding current and tensile shear strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints.

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

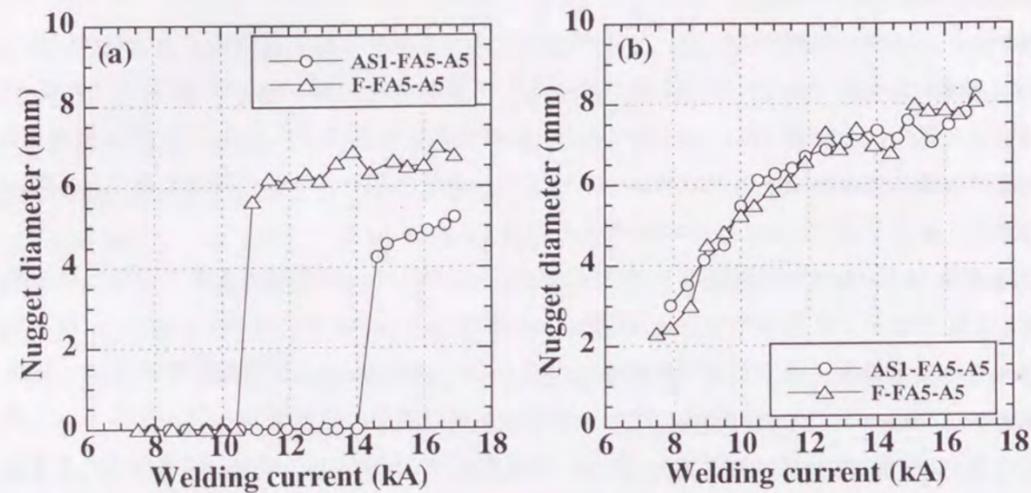


Fig. 6.35 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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^{21,4)}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、ピンベル型) 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、

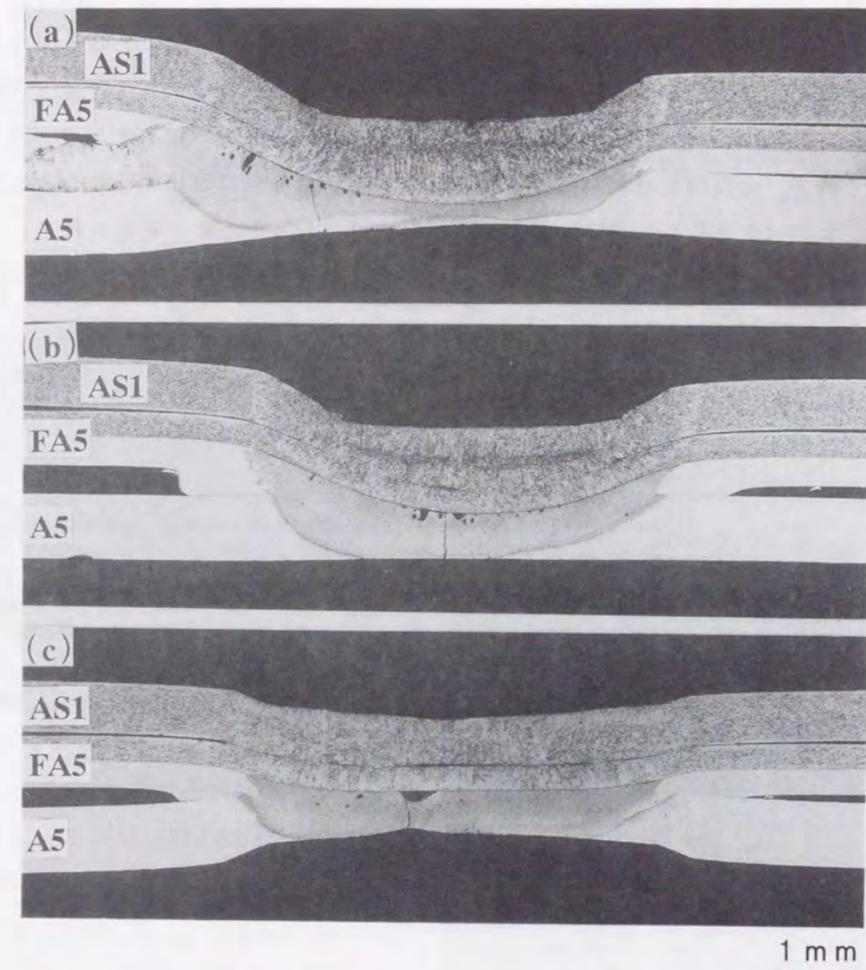


Fig. 6.36 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) CF-R 13.1kA-0.2s, (b) CF-F 13.0kA-0.2s, (c) DR-DR 13.0kA-0.2s.

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

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 界面におけるマイ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、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。

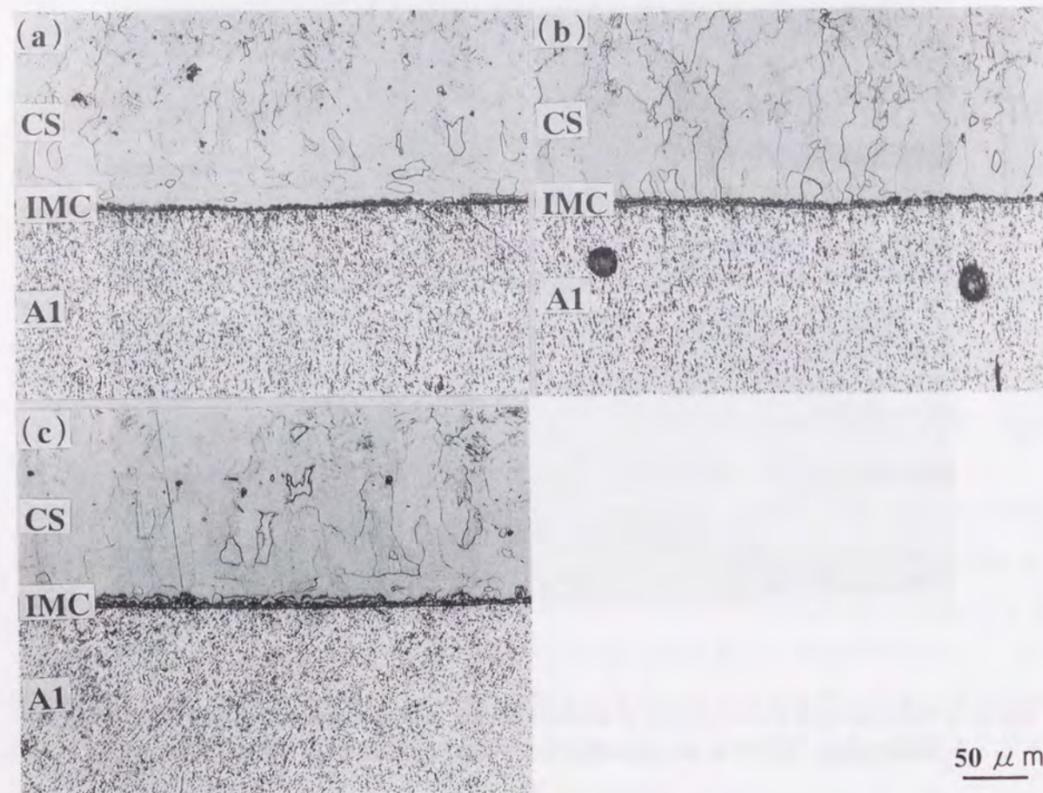


Fig. 6.37 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) CF-R 13.1kA -0.2s, (b) CF-F 13.0kA-0.2s, (c) DR-DR 13.0kA-0.2s.

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

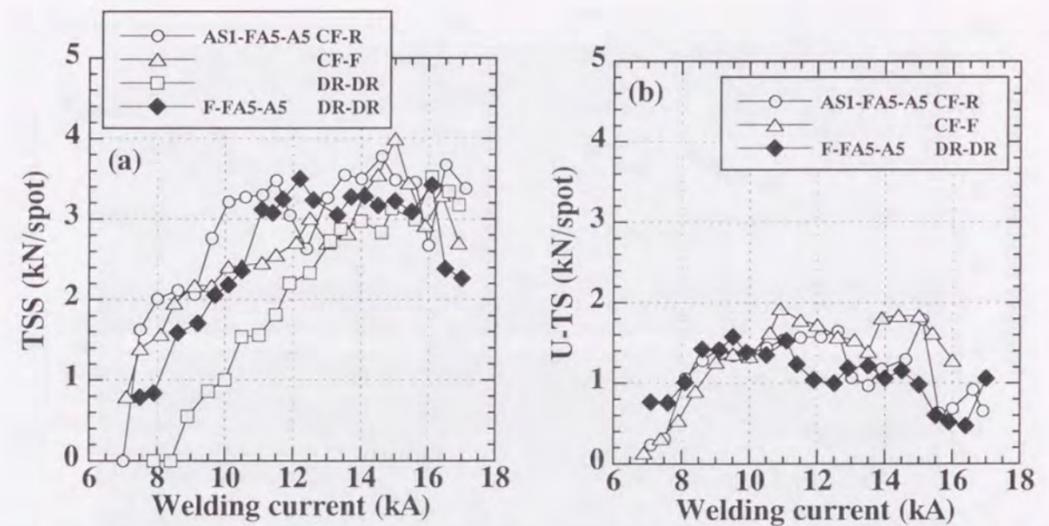


Fig. 6.38 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

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 の組合せて 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-FA5-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ピンベル電極（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

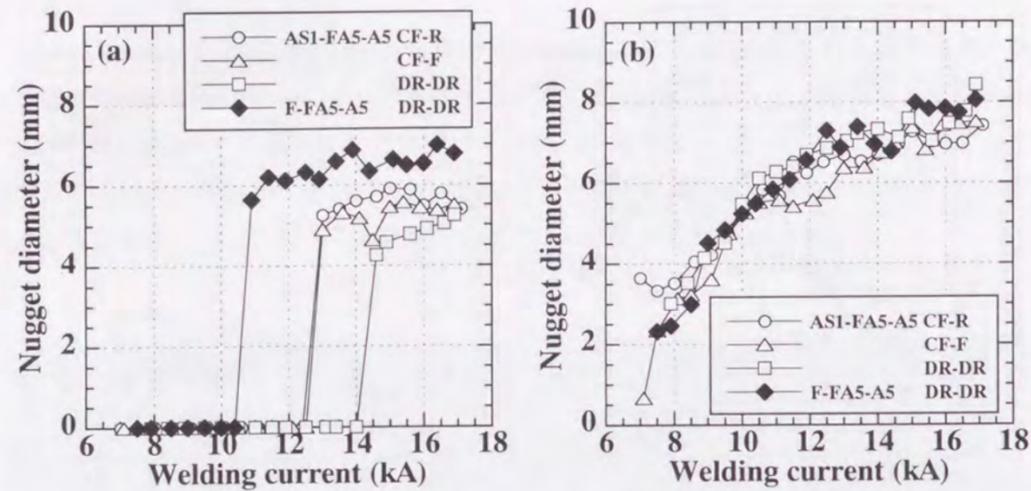


Fig. 6.39 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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、溶接時間の变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、溶接時間の变化とともに、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、溶接時間の变化とともに、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 界面のマイ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。

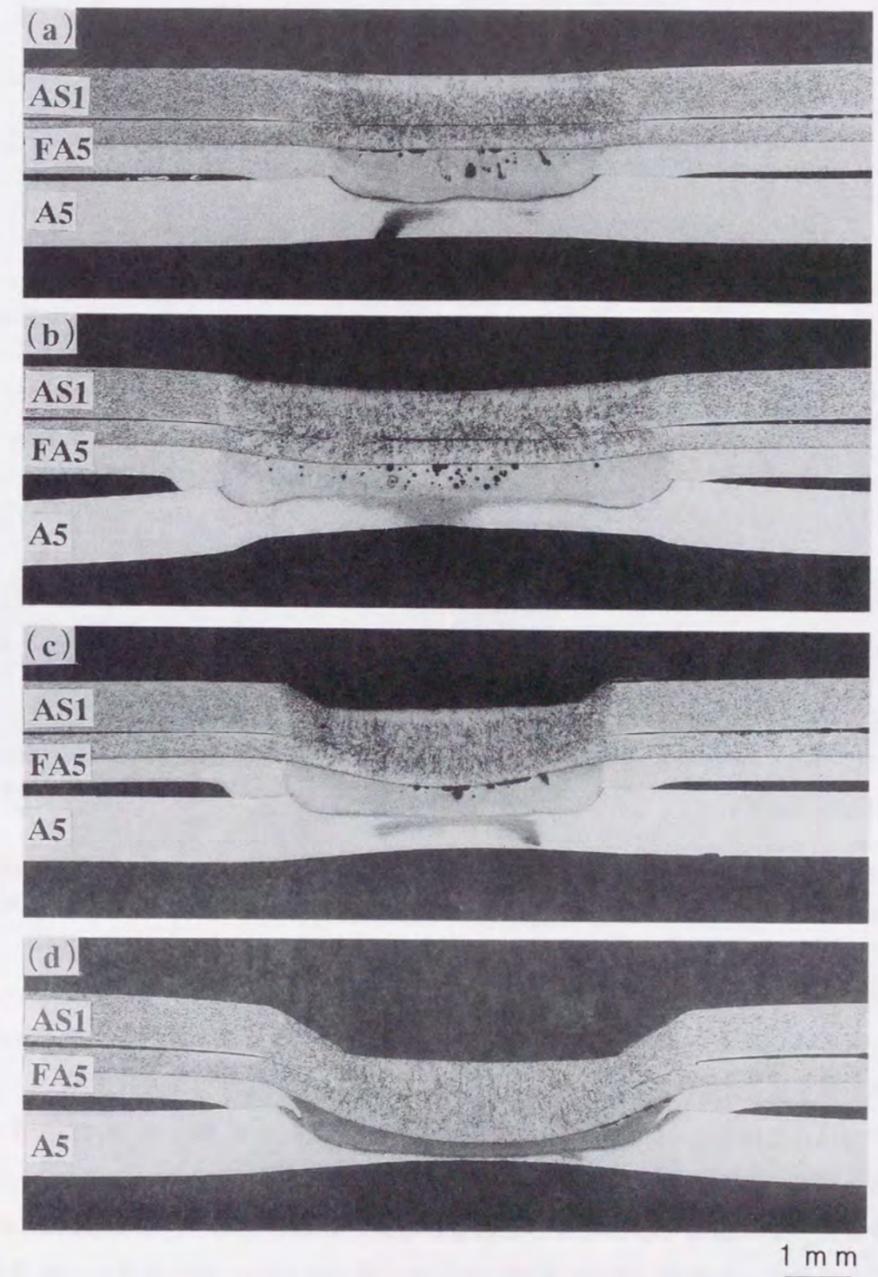


Fig. 6.40 Nugget formation process of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) DR-DR 14.0kA-0.04s, (b) DR-DR 14.0kA-0.12s, (c) CF-R 14.0kA-0.04s, (d) CF-R 14.0kA-0.12s.

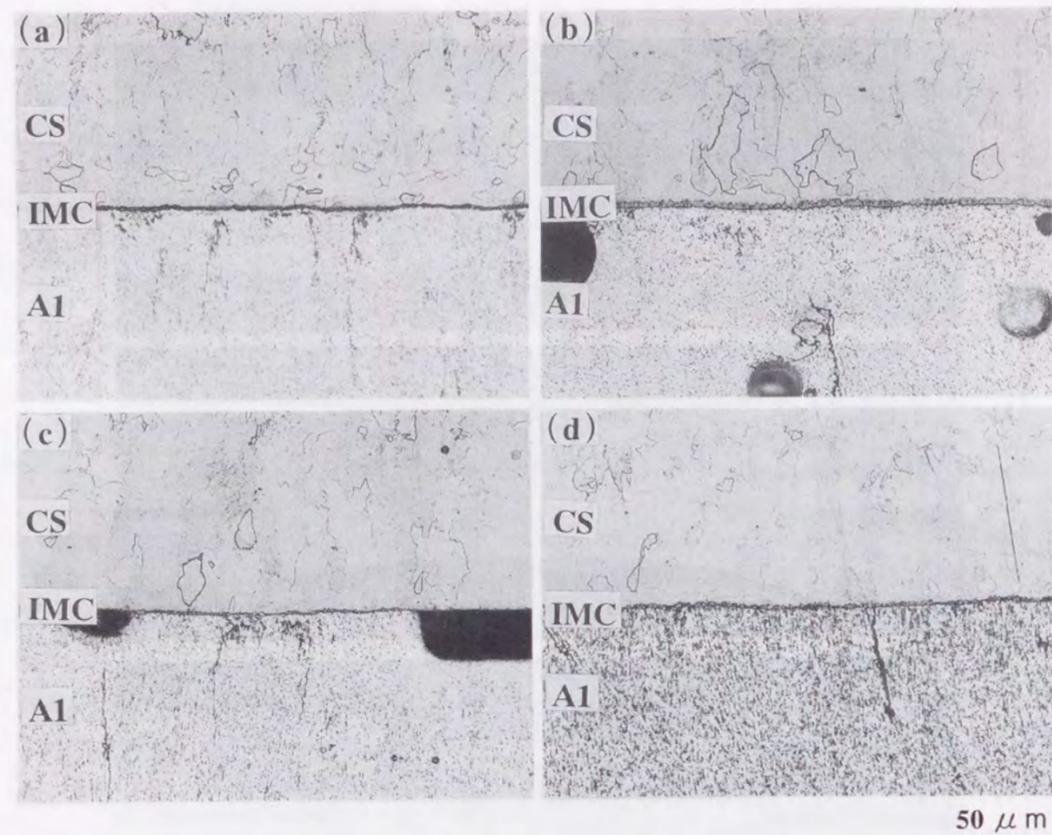


Fig. 6.41 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) DR-DR 14.0kA-0.04s, (b) DR-DR 14.0kA-0.12s, (c) CF-R 14.0kA-0.04s, (d) CF-R 14.0kA-0.12s.

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 $Fe : Al = 2.2 : 1$ 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 Al-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 $Fe : Al = 1 : 1$ 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。

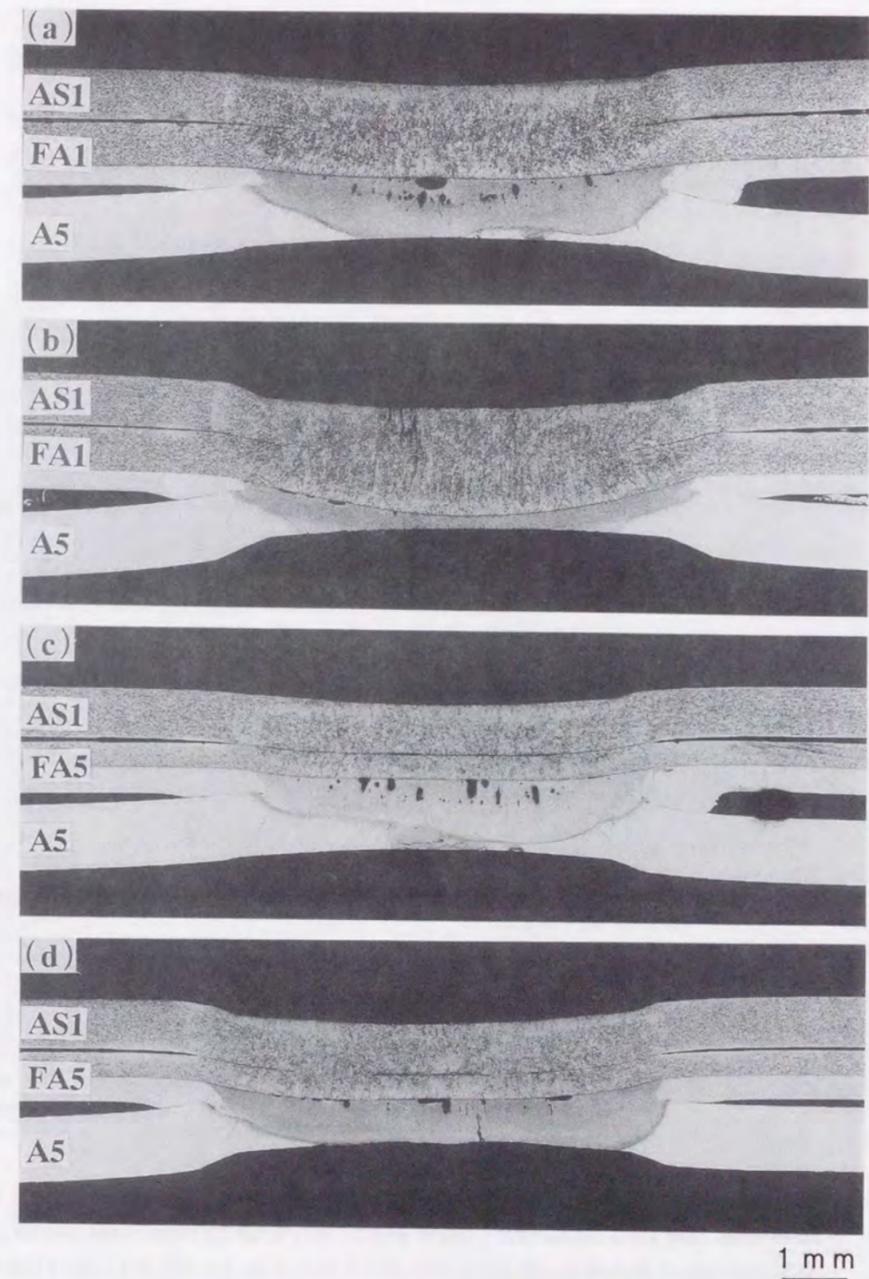


Fig. 6.42 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA1-A5 11.1kA-0.2s, (b) AS1-FA1-A5 13.9kA-0.2s, (c) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (d) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s.

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 界面におけるマイ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。

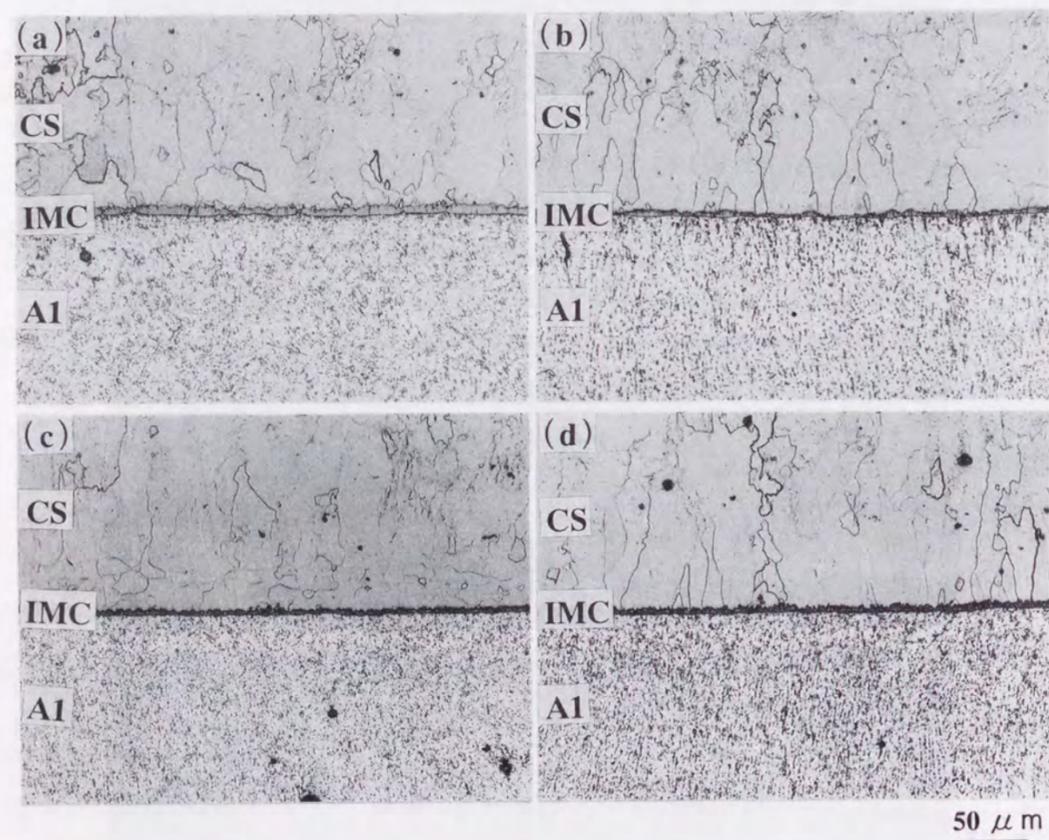


Fig. 6.43 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA1-A5 11.1kA-0.2s, (b) AS1-FA1-A5 13.9kA-0.2s, (c) AS1-FA5-A5 11.0kA-0.2s, (d) AS1-FA5-A5 14.1kA-0.2s.

Fig.6.44 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だったが、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

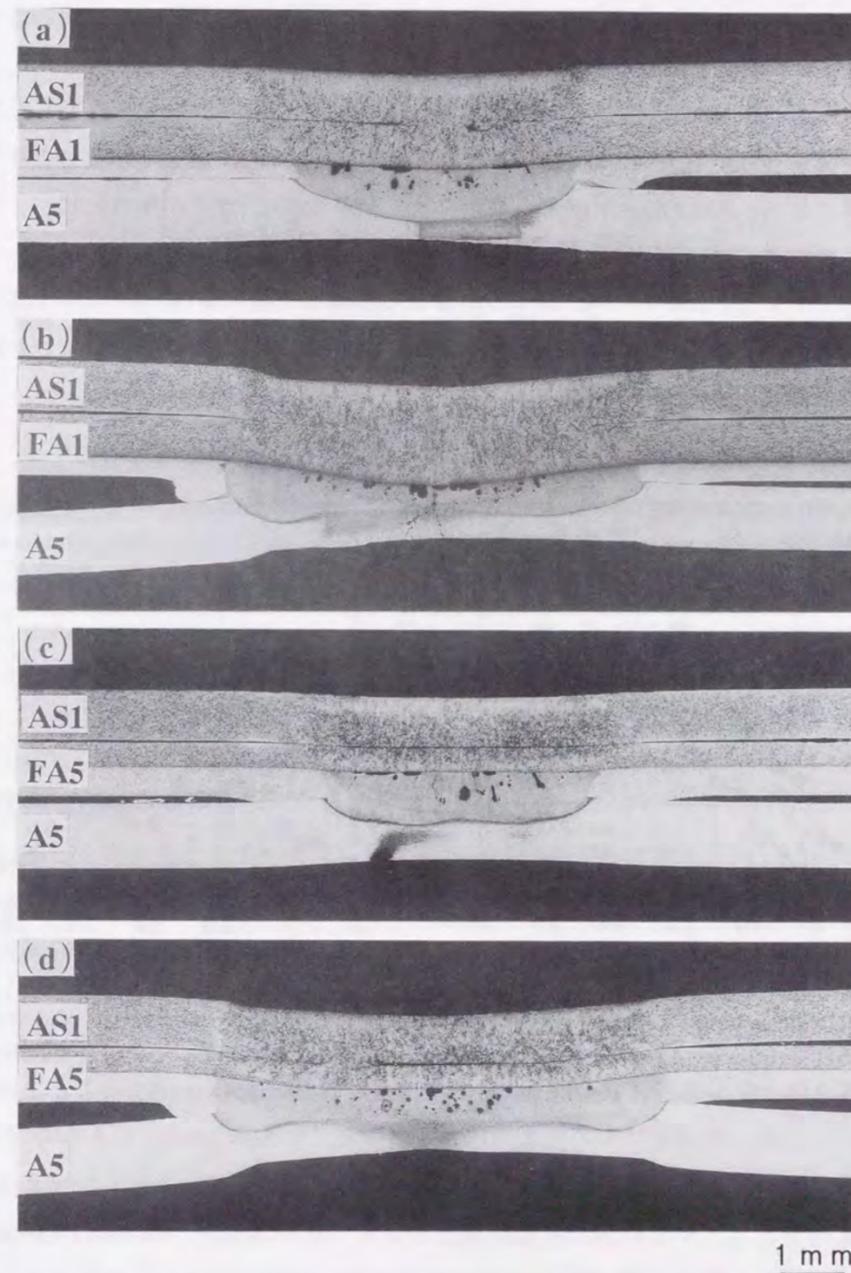


Fig. 6.44 Nugget formation process of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) spot weld joints: (a) AS1-FA1-A5 14.0kA-0.04s, (b) AS1-FA1-A5 14.0kA-0.08s, (c) AS1-FA5-A5 14.0kA-0.04s, (d) AS1-FA5-A5 14.0kA-0.08s.

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。

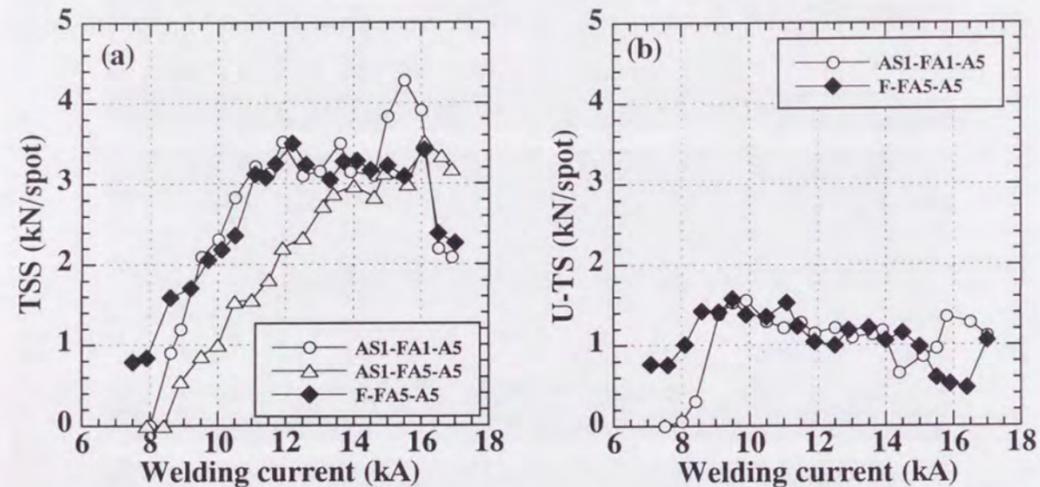


Fig. 6.45 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

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

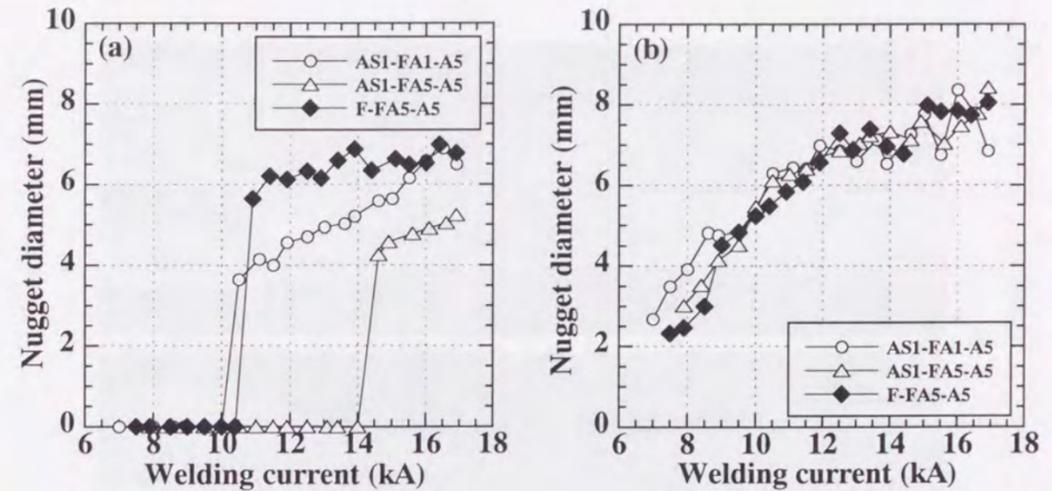


Fig. 6.46 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS1-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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

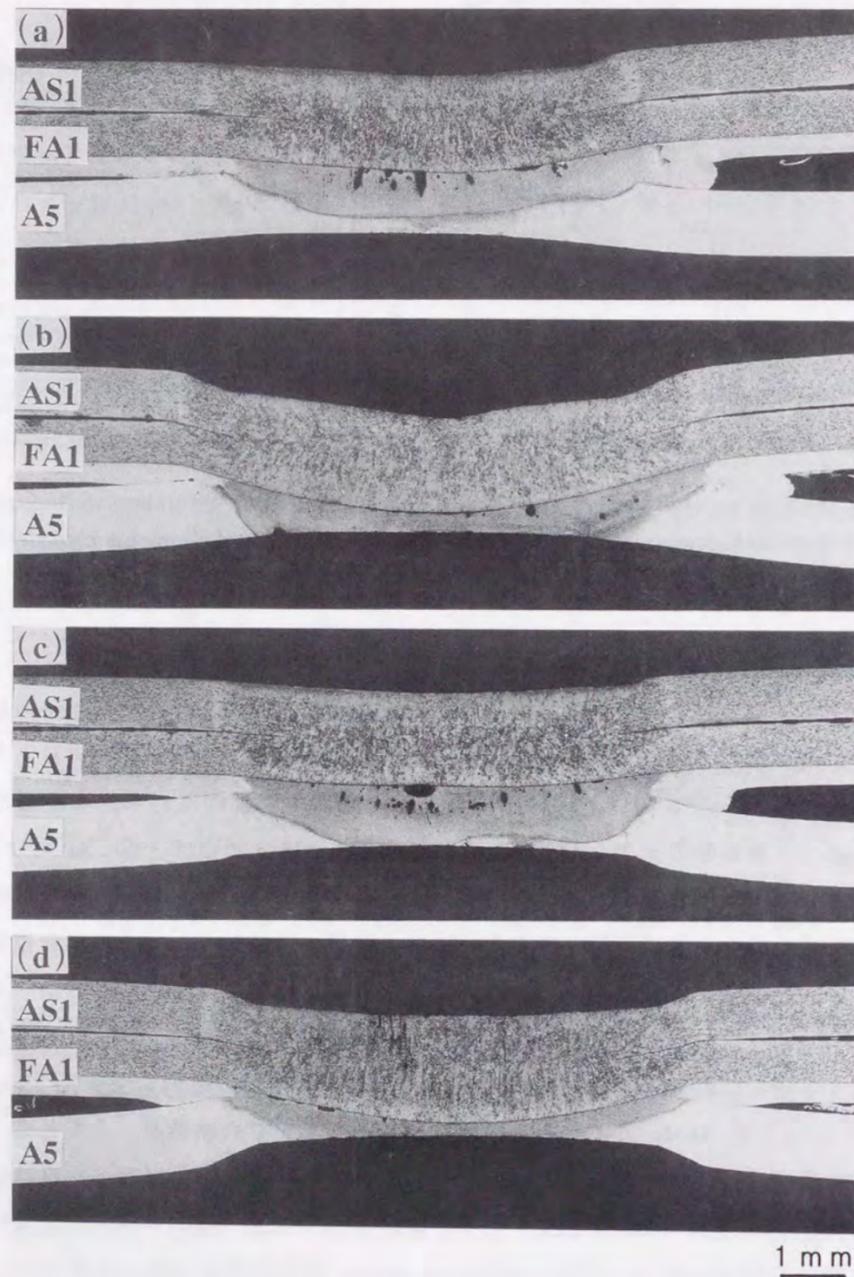


Fig. 6.47 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) spot weld joints: (a) DR-R 10.9kA-0.2s, (b) DR-R 14.0kA-0.2s, (c) DR-DR 11.1kA-0.2s, (d) DR-DR 13.9kA-0.2s.

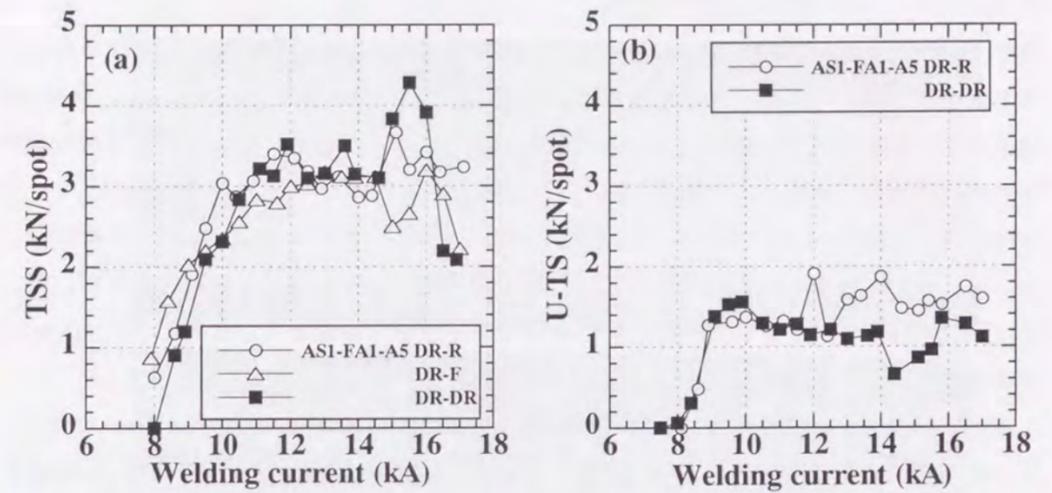


Fig. 6.48 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

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

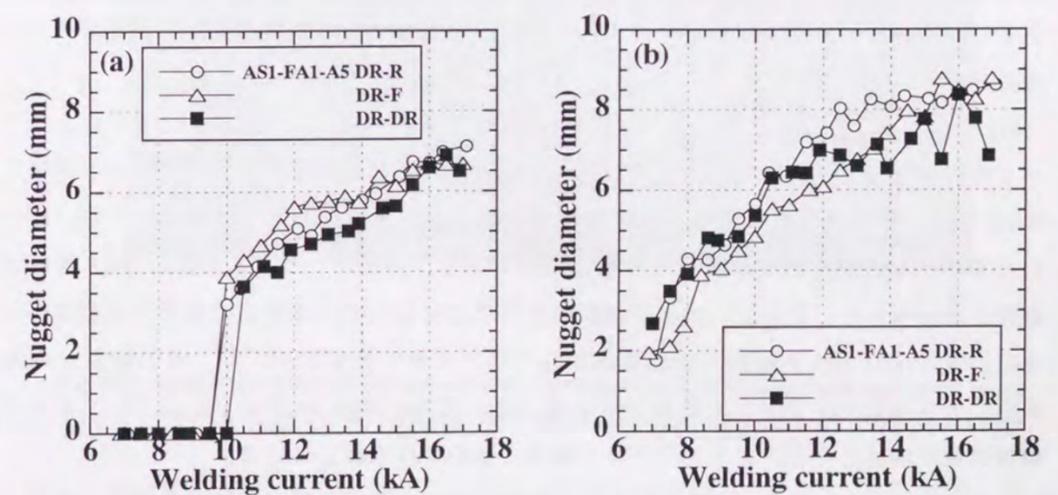


Fig. 6.49 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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、Al-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、Al-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 Al-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 Al-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、Al-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 Al-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、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、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、Al-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。

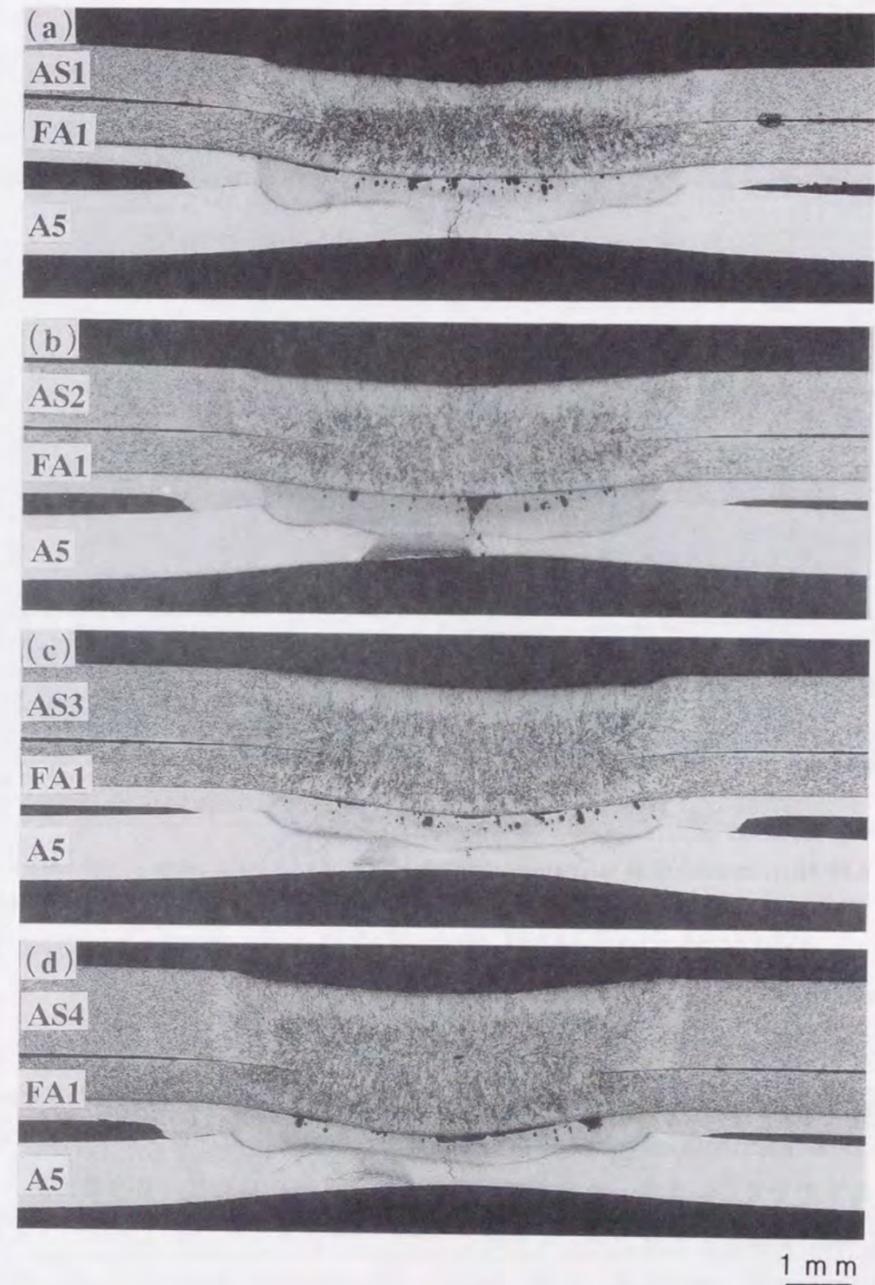


Fig. 6.50 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (11.0kA-0.2s): (a) AS1-FA1-A5, (b) AS2-FA1-A5, (c) AS3-FA1-A5, (d) AS4-FA1-A5.

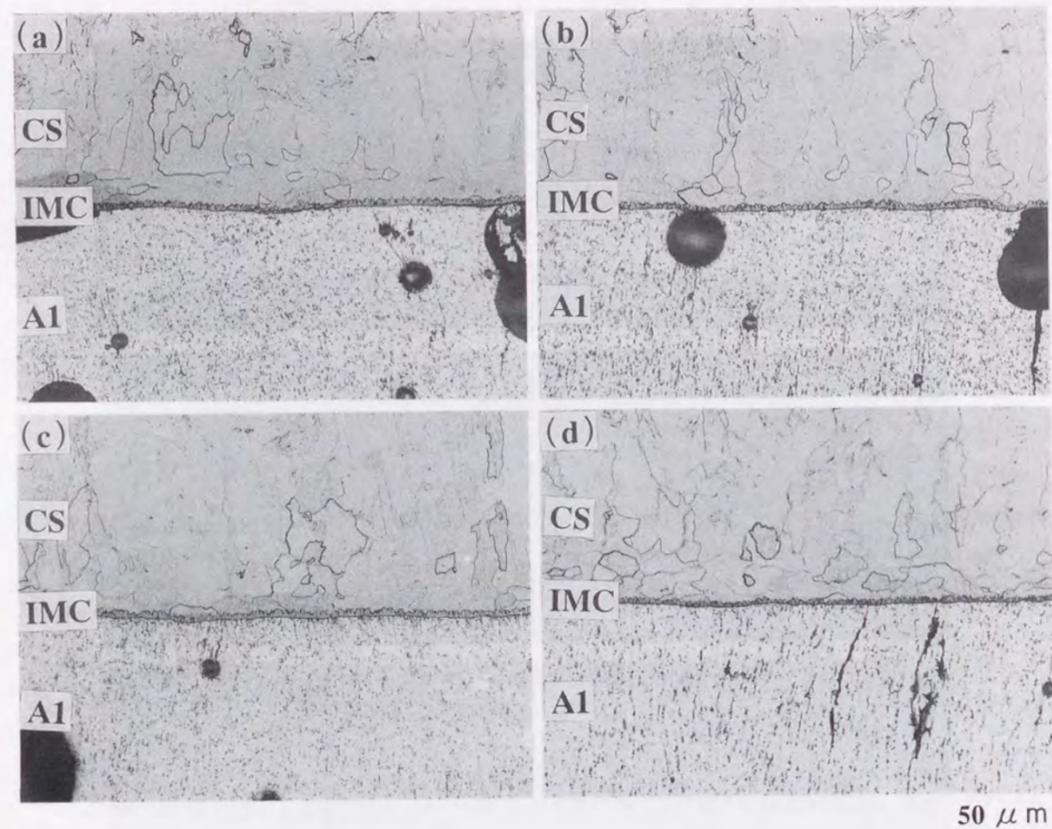


Fig. 6.51 Microstructures at steel/aluminum interfaces of spot weld zones of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (11.0kA-0.2s): (a) AS1-FA1-A5, (b) AS2-FA1-A5, (c) AS3-FA1-A5, (d) AS4-FA1-A5.

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.6.52 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、

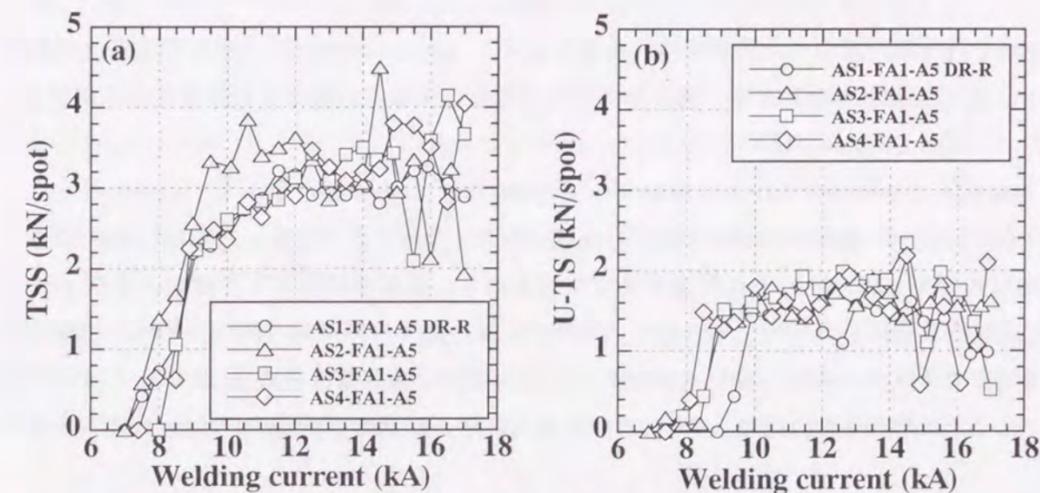


Fig. 6.52 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS2-FA1-A5, AS3-FA1-A5, AS4-FA1-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

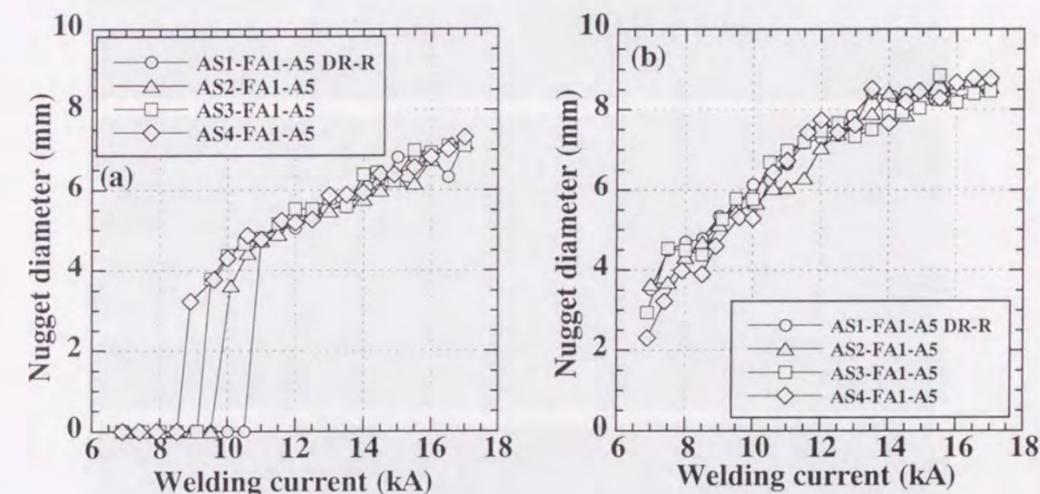


Fig. 6.53 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, AS2-FA1-A5, AS3-FA1-A5, AS4-FA1-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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 : Al = 2.2

: 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、めっ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

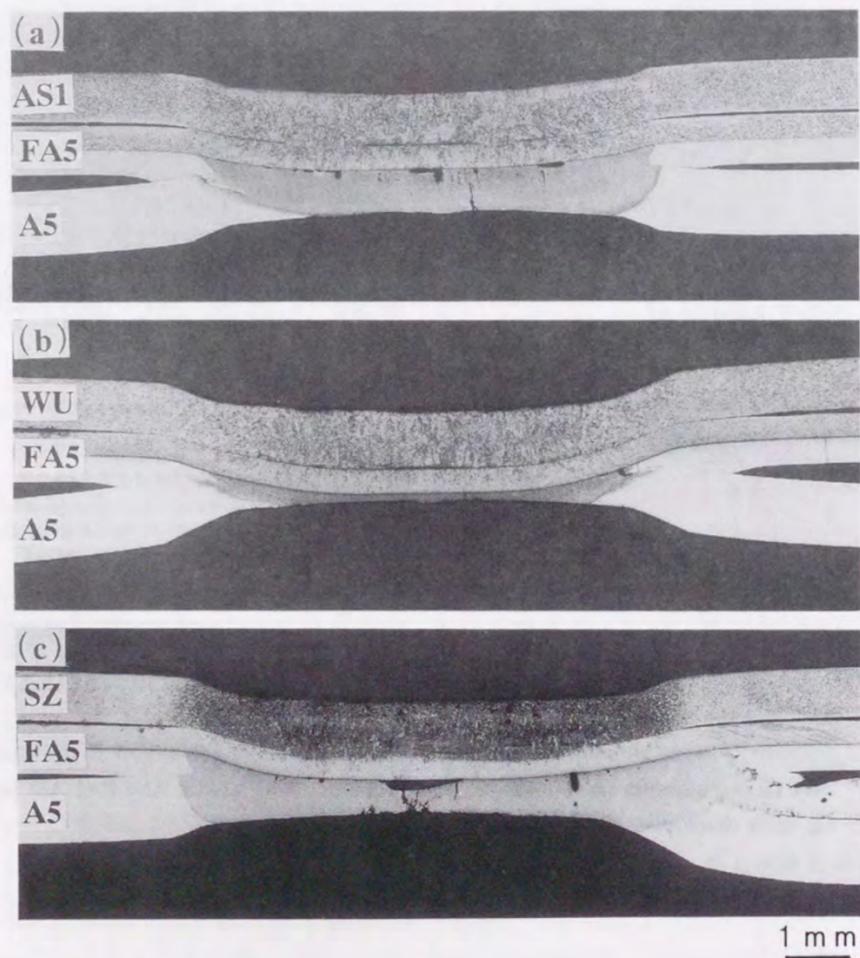


Fig. 6.54 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (14.0kA-0.2s): (a) AS1-FA5-A5, (b) WU-FA5-A5, (c) SZ-FA5-A5.

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

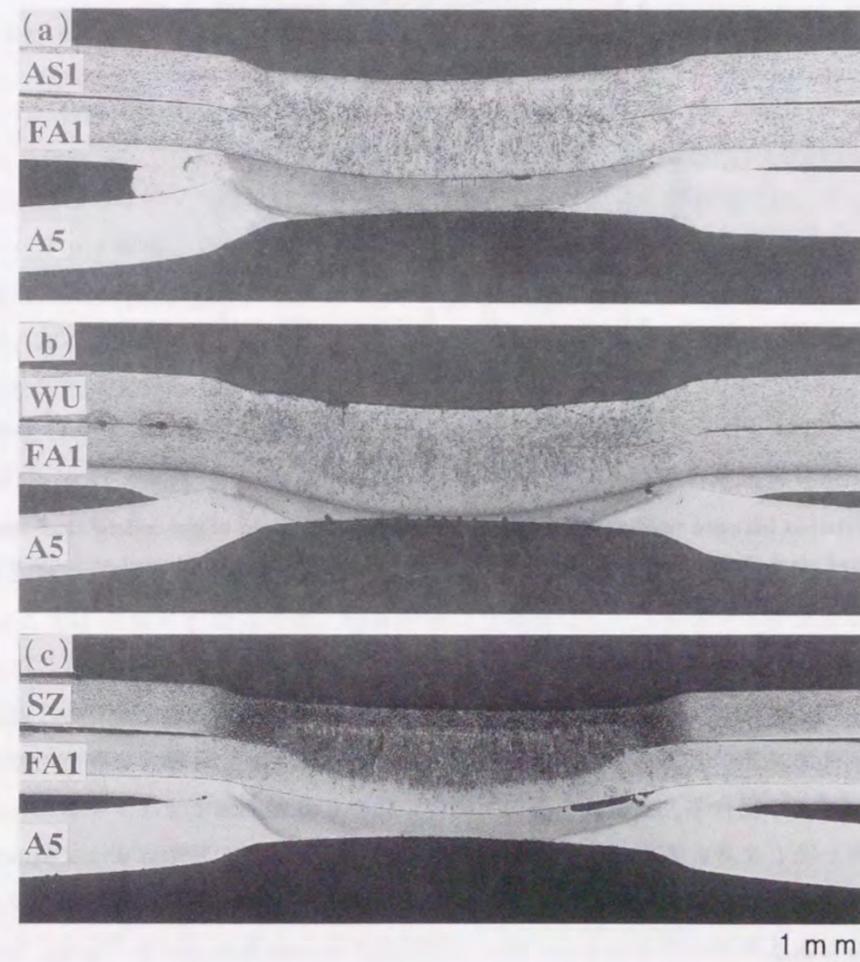


Fig. 6.55 Macrostructures of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum spot weld joints (12.0kA-0.2s): (a) AS1-FA1-A5, (b) WU-FA1-A5, (c) SZ-FA1-A5.

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。

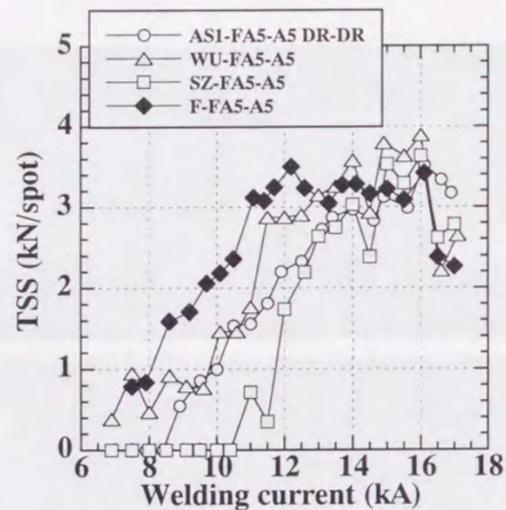


Fig. 6.56 Relation between welding current and tensile shear strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5, WU-FA5-A5, SZ-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints.

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 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ですが、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 板の方が融点が高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

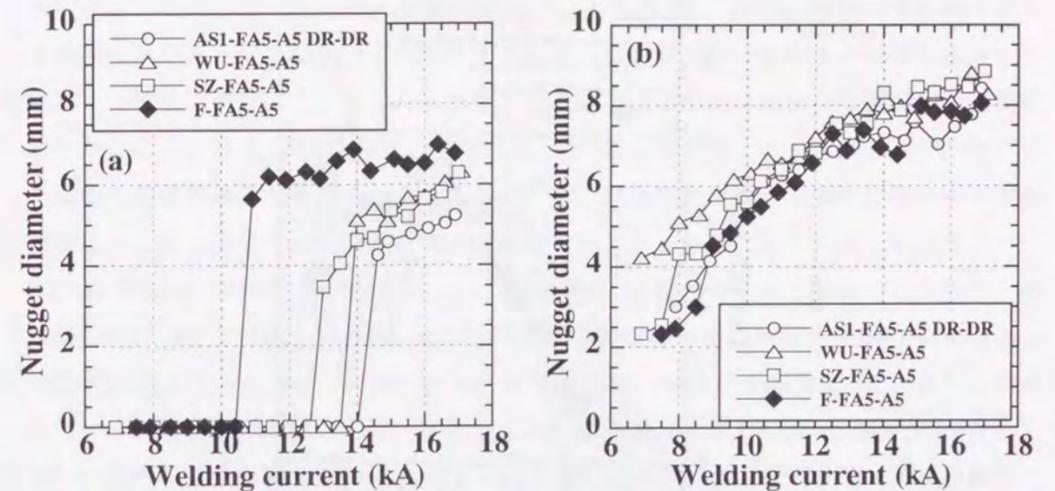


Fig. 6.57 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA5-A5, WU-FA5-A5, SZ-FA5-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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、

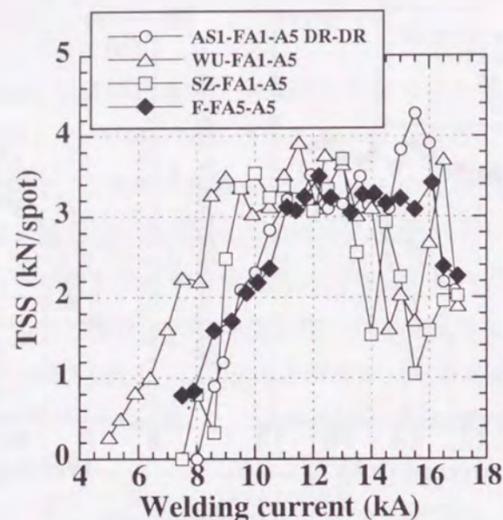


Fig. 6.58 Relation between welding current and tensile shear strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, WU-FA1-A5, SZ-FA1-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints.

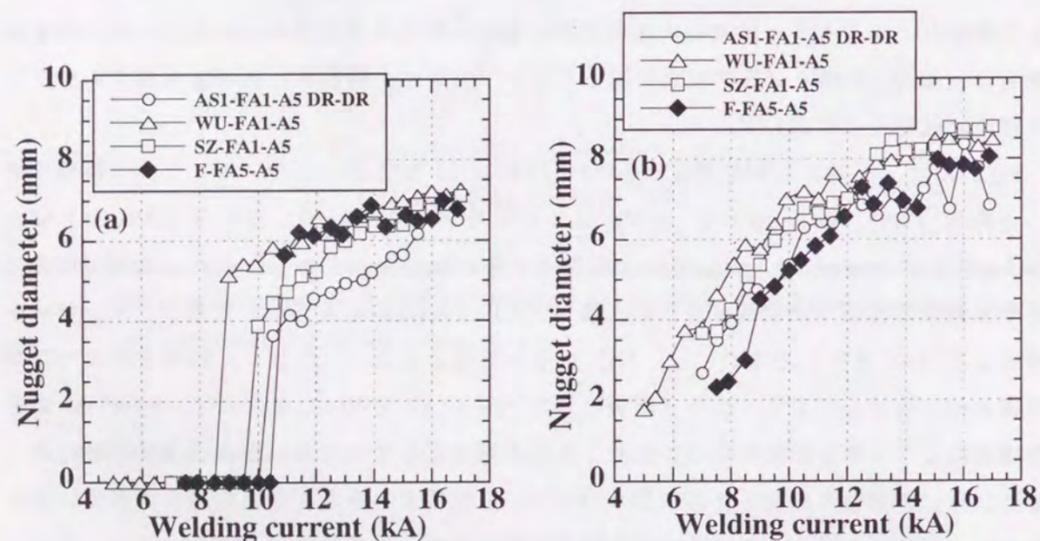


Fig. 6.59 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5, WU-FA1-A5, SZ-FA1-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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

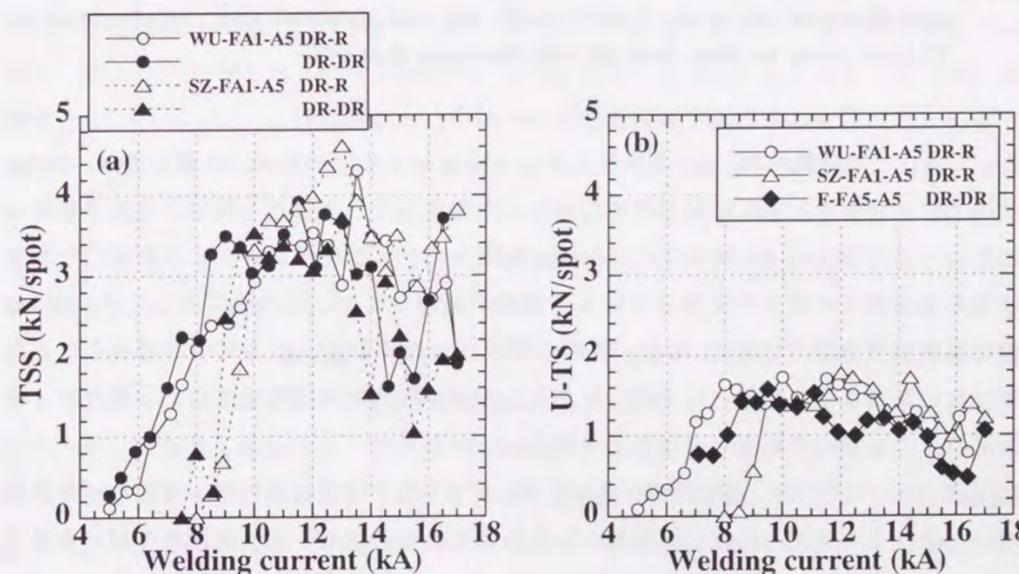


Fig. 6.60 Relation between welding current and tensile strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (WU-FA1-A5, SZ-FA1-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

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

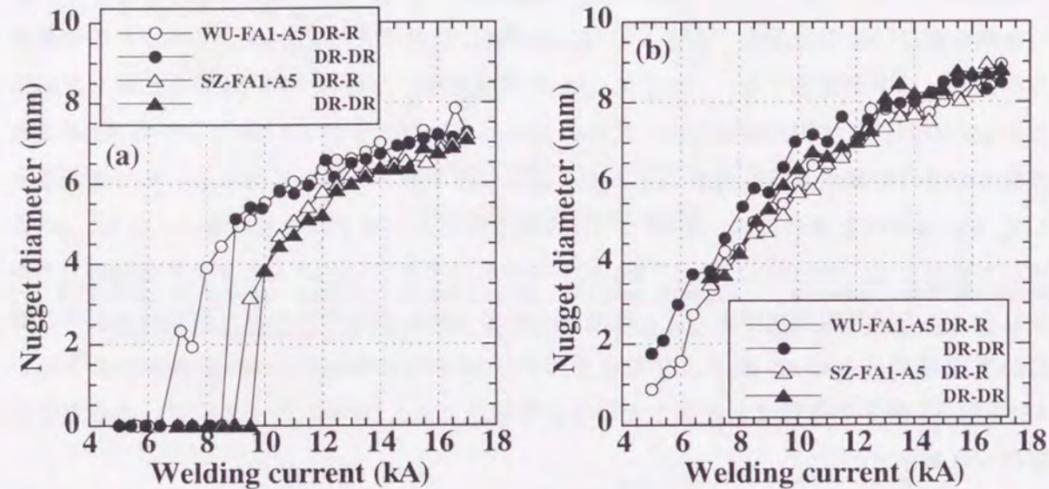


Fig. 6.61 Relation between welding current and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (WU-FA1-A5, SZ-FA1-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA5-A5) joints: (a) Steel sheet side, (b) Aluminum sheet side.

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、Al-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、Al-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 $4\sqrt{t}$ になってもめっき鋼板側で破断が起るため、Al-Mg 板側で破断が起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

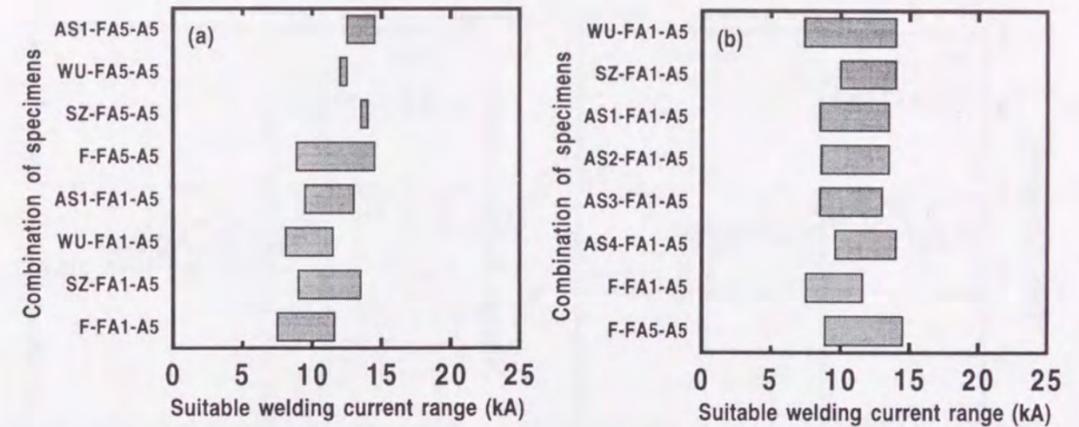


Fig. 6.62 Suitable welding current range of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum and steel-aluminum clad steel-aluminum joints: (a) DR-DR, (b) DR-R.

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がる。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がる。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、Al-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、Al-Mg 板側の電極損耗に伴い、Al-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、ピール試験でめっき鋼板側と Al-Mg 板側のナゲット径を測定した結果、Al-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、

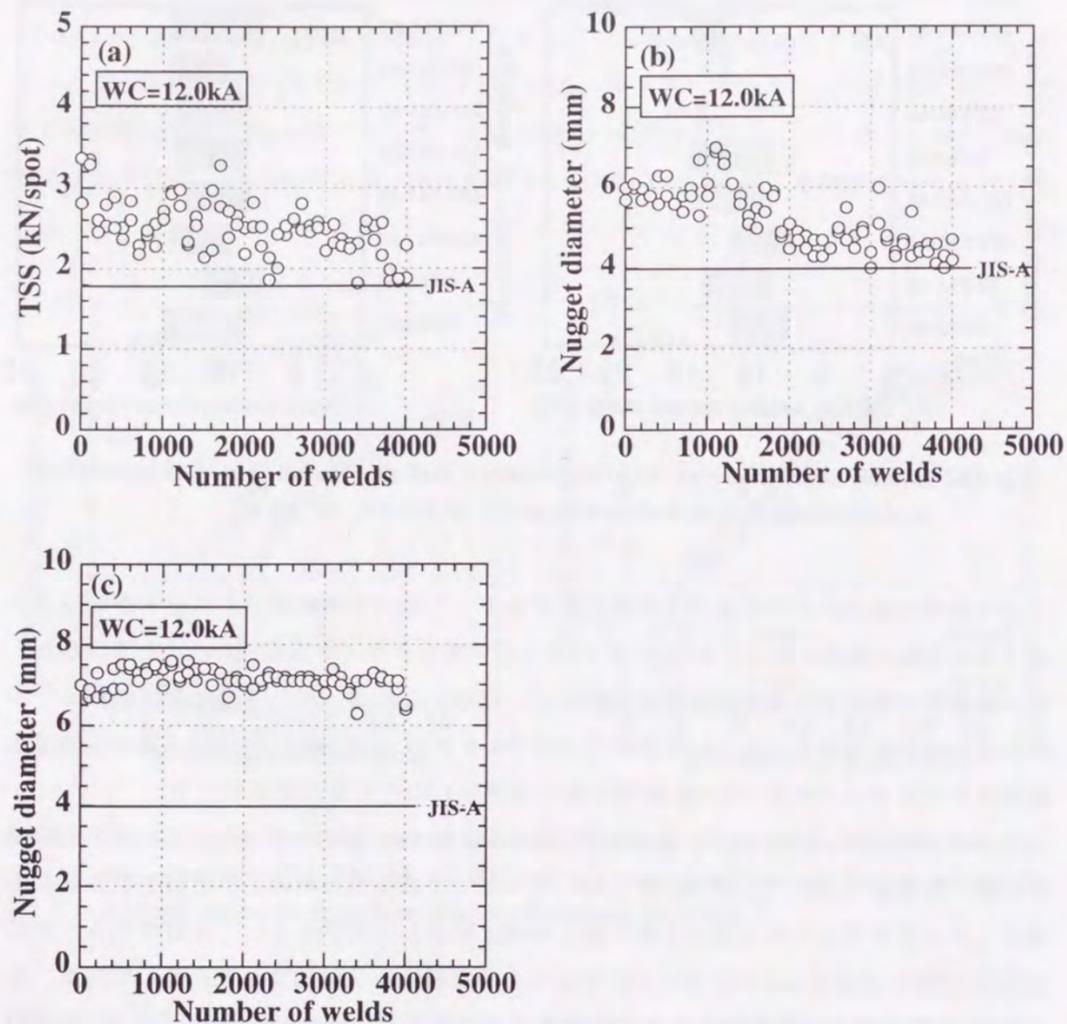


Fig. 6.63 Tensile shear strength and nugget diameter of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints as a function of number of welds: (a) Tensile shear strength, (b) Nugget diameter on steel sheet side, (c) Nugget diameter on aluminum sheet side.

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、Al-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

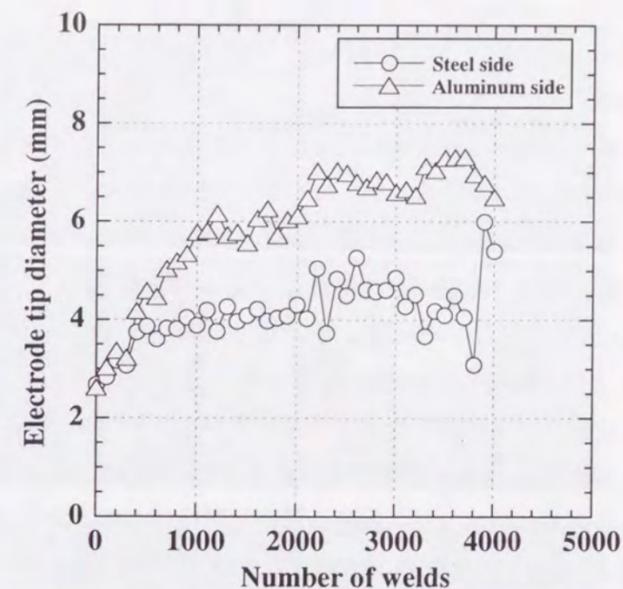


Fig. 6.64 Relation between number of welds and diameter of electrode tip.

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、J I S 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

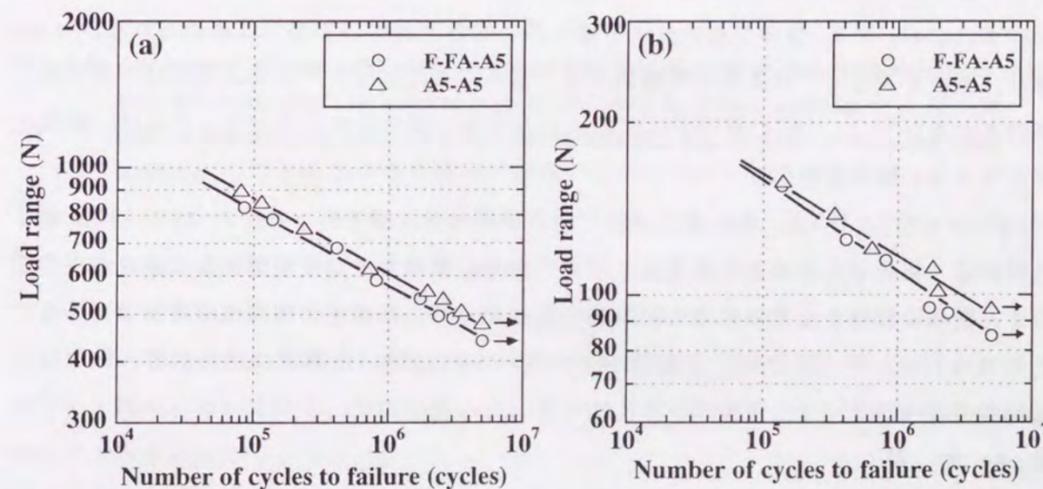


Fig. 6.65 Comparison of fatigue strength of steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) and aluminum-aluminum (A5-A5) joints: (a) Tensile shear, (b) Cross tension.

こるため、比較として、Al-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

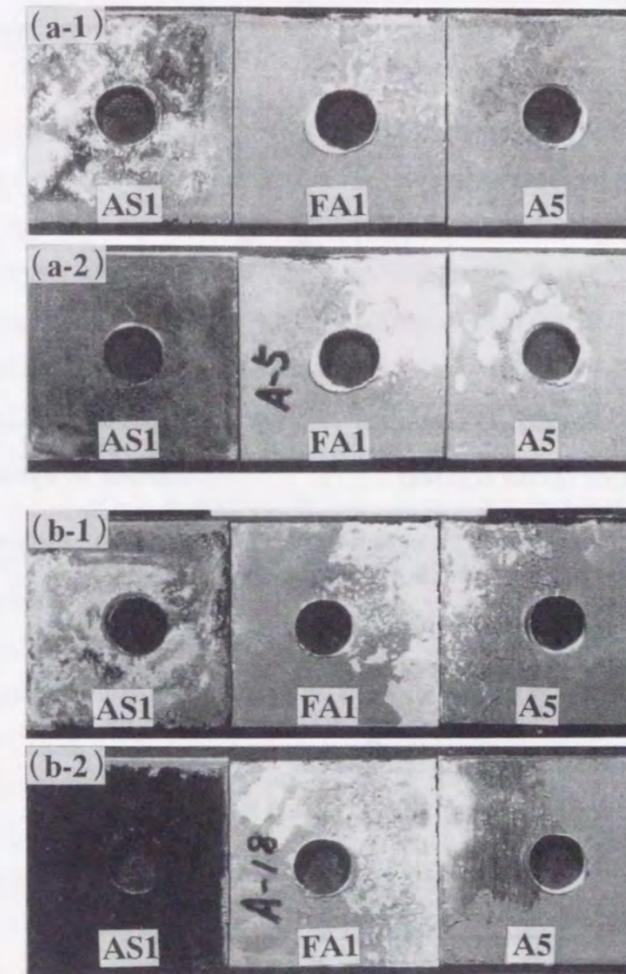


Fig. 6.66 Appearance of spot weld zones of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints after corrosion test: (a-1) SST-90cycles Before washing, (a-2) SST-90 cycles After washing, (b-1) CCT-90cycles Before washing, (b-2) CCT-90 cycles After washing.

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。

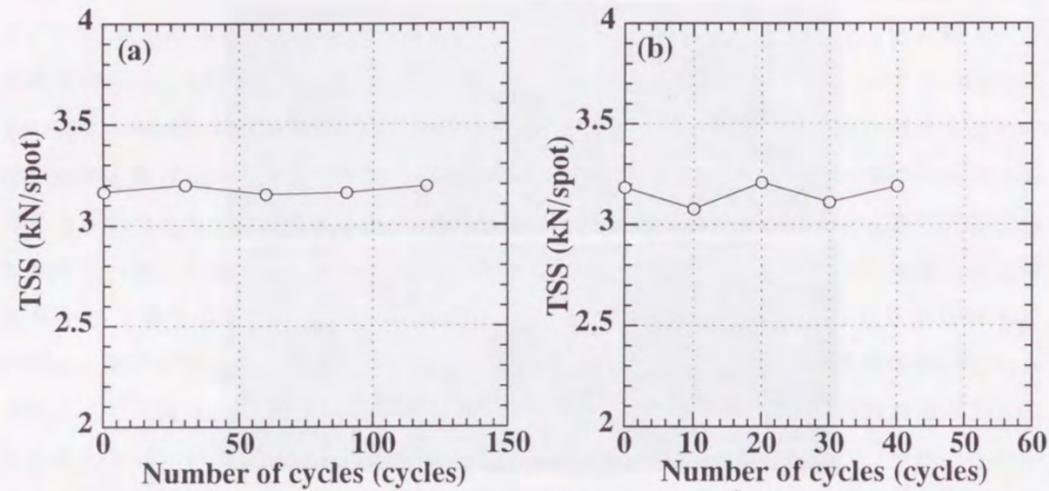


Fig. 6.67 Relation between corrosion cycles and tensile shear strength of galvanized steel-aluminum clad steel-aluminum (AS1-FA1-A5) joints: (a) SST, (b) CCT.

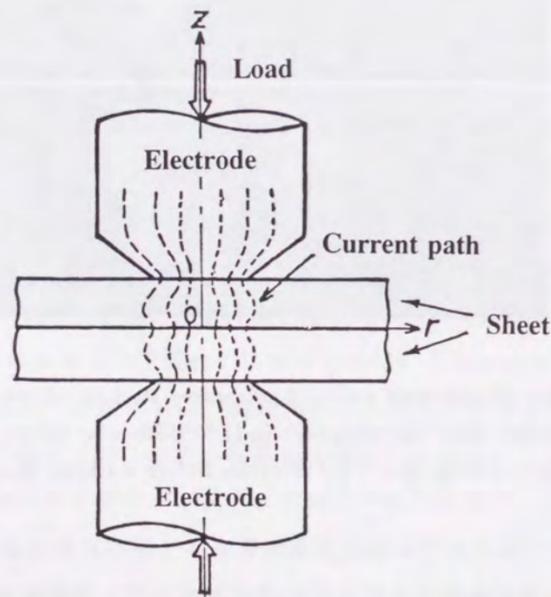


Fig. 6.68 Principal of resistance spot welding.

今、板中の任意の位置 (r, z) の時刻 t における電流密度を $\delta(r, z, t)$ (A/m^2)、固有抵抗を $\rho(r, z, t)$ ($\Omega \cdot m$) 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⁾。

$$\int_0^t \int_V \rho \delta^2 / J \, dv \, dt \quad \dots \dots \dots (6.1)$$

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 σ 、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⁾。

$$T = \Theta \times \rho \delta^2 / J = \Theta \times \rho / J \times 16 / \pi^2 \times I^2 / D^4 \quad \dots \dots \dots (6.2)$$

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 Θ 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設定する必要がある。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。

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 Al 層+ Al-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¹⁸²⁾。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 Al 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 Al 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 Al 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ポット溶接では、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 Al-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；φ 6.0mm）より先端径が小さい CF 型電極（先端径；φ 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、Al-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、Al-Mg 板に CF 型電極を用いると、電極と接触している部分の窪みが大きくなるため、Al-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、Al-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と考えられる。

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)のブ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ブ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⁾。

$$TSS_{SH} = A \cdot \pi \cdot d^2 / 4 \cdot \sigma_{NU} \quad \dots \dots \dots (6.3)$$

$$TSS_{PL} = B \cdot \pi \cdot d \cdot t \cdot \sigma_{BM} \quad \dots \dots \dots (6.4)$$

ただし、

TSS_{SH} : せん断破断が起きる時の継手の引張せん断強さ (kN)

TSS_{PL} : 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、 TSS_{SH} 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、 TSS_{PL} 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断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 Al 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 継手の破断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

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

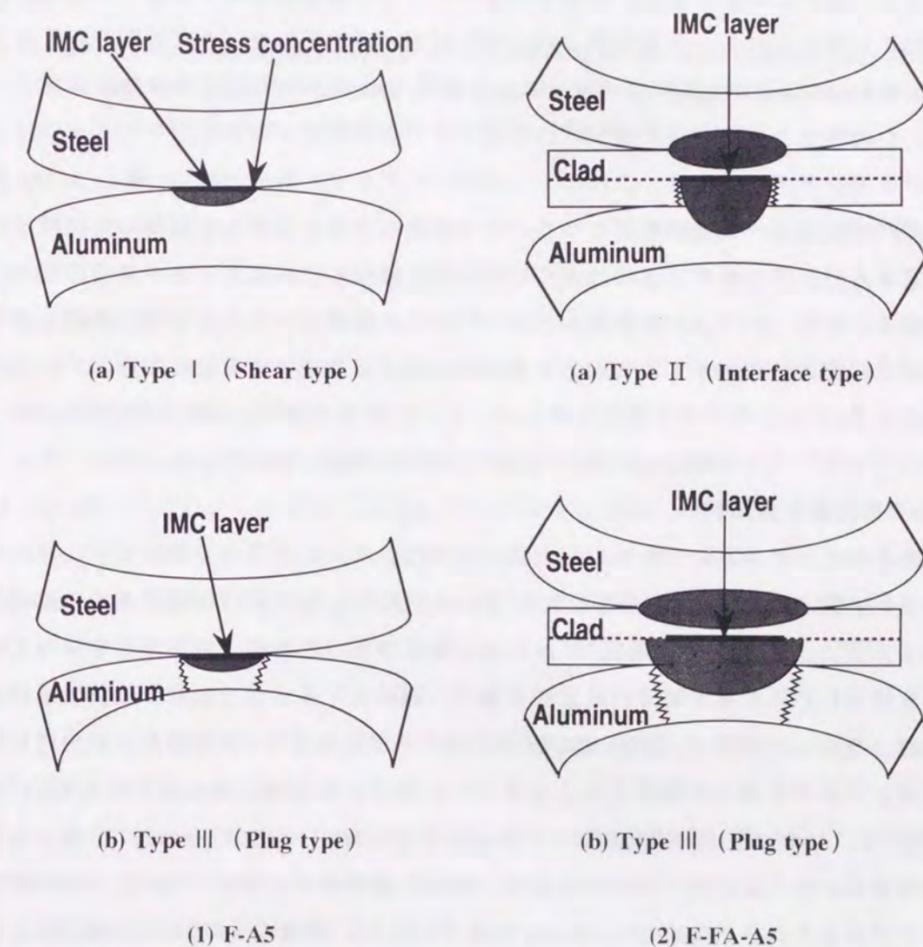


Fig. 6.69 Comparison of fracture modes of steel-aluminum (F-A5) and steel-aluminum clad steel-aluminum (F-FA-A5) joints.

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/Al 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 Al 層と Al-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

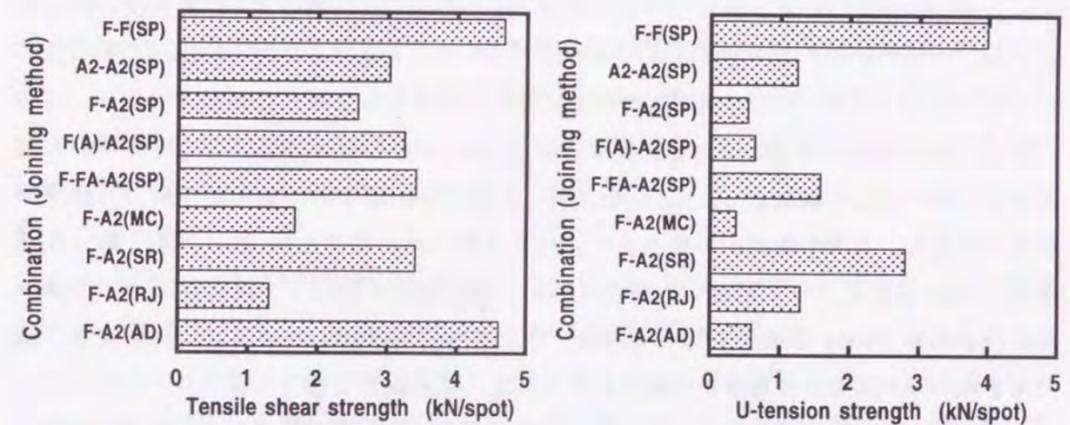


Fig. 6.70 Comparison of joint strength by various method (SP: Spot welding, MC: Mechanical clinching, SR: Self piercing & riveting, RJ: Rivet joining, AD: Adhesion bonding): (a) Tensile shear strength, (b) U-tension strength.

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 Al-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²²³)も

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/Al 界面では、厚さ 2~5 μm の Fe-Al 系金属間化合物層 (Fe_2Al) 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/Al 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 Al 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/Al 界面で生成される Fe-Al 系金属間化合物層 (Fe₃Al₂) 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 : 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 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 Al 板が優先的に圧下されて純 Al 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た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。ピール強度が低く、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。

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 Al 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 Al 板のみが優先的に圧下された。また、純 Al 板は圧延後の冷却過程で焼鈍されるため、鋼層と純 Al 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、未だ実用

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、Al-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、Al-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、Al-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

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、マイ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Al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 Al 板圧延接合体のピール強度は、純 Al 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 Al 板は、Al 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 Al 板は、Cr の結晶酸化膜と Al 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、Al、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と比較した。さらには、接合界面におけるマイ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-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 2 μm 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 Fe₃Al₂ であり、これ以外にも FeAl₃、FeAl₂ 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 Al 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の結晶方位関係は認められなかった。

(7) ステンレス鋼板/純 Al 板接合体では、金属間化合物層と純 Al 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の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 2 μm 程度の金属間化合物層 (Fe₃Al₂) 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 1 μm 程度の金属間化合物層 (Fe₃Al₂) 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 (Fe₂Al₃) 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 Al 層の表面に存在する Al 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/Al 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 Al 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 Al 層同士の界面で形成され、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。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/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 (Fe₃Al) 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 (Fe₂Al₃) 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 Al 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 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/Al 界面では、厚さ 2~5 μm の Fe-Al 系金属間化合物層 (Fe₂Al₃) 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/Al 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 Al 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/Al 界面で生成される Fe-Al 系金属間化合物層 (Fe₂Al₃) 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 C F 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 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き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^{2,27)}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，通産省資料調査会編，(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編，(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編，(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.
- 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.
- 26) 溶接・接合便覧，溶接学会編，丸善，(1990)，p.972-974.
- 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 (1991) 3-18, p.8-24.
- 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，(1992)，p.11-28.
- 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，鎌田，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の製造技術，鉄と鋼，75 (1989)，p.1680-1687.

- 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：Al-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).
- 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 (1993)，p.13-27.
- 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，Al-ある，11 (1993)，p.8-16.
- 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，22 (1984)，p.310-320.
- 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，軽金属溶接，22 (1984)，p.354-371.
- 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 (1984)，p.408-419.
- 62) R. Baboian and G. Haynes: Joining dissimilar metals with transition materials, Paper 760714, SAE, (1976).
- 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)，p.716-722.
- 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，p.27-33.
- 65) 川瀬，榎本，高木，石田，田中：Al/アルミナイズド鋼クラッド鋼板の開発，日新製鋼技報，44 (1981)，p.96-112.
- 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)，p.55-64.
- 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，溶接学会論文集，9 (1991)，p.17-23.
- 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.
- 69) 溶湯鍛造内釜，NIKKEI MECHANICAL，10.17 (1994)，p.10-11.
- 70) 石井，白田，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.
- 71) V. V. Trutnev and M. Kh. Shorshorov: Diffusion welding of austenitic steel to aluminum and 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.
- 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, 曾我: 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.

- 94) 鈴川, 他: 新時代を担う構造接着技術-Part 2, アルミ-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.
- 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.
- 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, (1995), p.124-126.
- 98) U. Jaroni, H. Pircher, T. Stegemann, and M. Nagel: Tailored blanks in hybrid technique steel-aluminum, 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.
- 100) 片山, 臼井, 松縄: アルミニウムと鉄のレーザー異材接合, 大阪大学レーザー研究所報告, 61 (1997), p.30-31.
- 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.466-472.
- 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素技術, 5 (1991) 8, p.19-28.
- 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), p.9-11.
- 104) S T J 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, 軽金属溶接, 16 (1978), p.345-364.
- 105) 後藤, 岡, 向井, 福田, 松本, 郷: アルミニウム-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.
- 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, 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プロセスの開発, 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マイ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

- 複層鋼板の機械的特性, 材料とプロセス, 5 (1992), p.1775
- 112) 及川, 齊藤, 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, II-8-93 (1993).
- 113) 及川, 齊藤, 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ト溶接, 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, II-3-98 (1998).
- 117) 米光: Al-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: Al-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Al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: Al-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: Al-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回界面接合研究委員会資料, 溶接学会, II-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.
- 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.
- 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, 日本金属学会誌, 54 (1990), p.713-719.
- 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.1002-1010.
- 138) 平野: アルミニウム中の拡散, 軽金属, 29 (1979), p.249-262.
- 139) 金属データブック (日本金属学会編), (1994), p.20.
- 140) I. A. Akimova, V. M. Mironov and A. V. Pokoyev: Aluminum diffusion in iron, Fiz. Met. Metalloved., 56 (1983) 6, p.1225-1227.
- 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.
- 143) 大橋: 拡散接合の現状と将来, 鉄と鋼, 72 (1986), p.373-379.
- 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), 溶接学会論文集, 3 (1985), p.303-315.
- 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, 溶接学会論文集, 4 (1986), p.586-592.
- 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, 5 (1992), p.1779.
- 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, 材料とプロセス, 6 (1993), p.1575.
- 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 (1991-1) 360, p.13-19.
- 149) 白田, 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43回塑性加工連合講演会論文, (1992), p.573-576.
- 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会論文, (1994), p.571-574.
- 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演会論文, (1986), p.67-70.

- 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) 白田, 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, Metallurgical 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.

- 172) G. M. Scamans and E. P. Butler: In situ observations of crystalline oxide formation during aluminum and aluminum alloy oxidation, Metallurgical Transactions A, 6A-11 (1975), p.2055-2063.
- 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 (1985), p.152-158.
- 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), p.477-483.
- 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.
- 176) T. Heumann, S. Dittrich: Z. Metallk., 50 (1959), p.617.
- 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, 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).
- 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.24-27.
- 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「アルミニウムと異種材料の接合」, (1996), p.11-20.
- 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.
- 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, 14 (1996), p.314-320.
- 184) 高, 小川, 秦山: アルミニウムと鋼の抵抗溶接技術, 溶接技術, 41 (1993), p.83-87.
- 185) 現代溶接技術大系, 第 8 巻, 抵抗溶接, (1979).
- 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資料, 溶接学会, RW-54C-82, (1982).
- 187) J I S ハンドブック 16・溶接, 日本規格協会, (1993).
- 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ポット溶接, 溶接学会論文集, 14 (1996), p.69-80.
- 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.

- 193) 及川, 齊藤, 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) 齊藤, 水橋: 制振鋼板の抵抗溶接, 溶接技術, 37 (1989), p.80-85.
- 198) 水橋, 齊藤: 樹脂複合鋼板の溶接性, プレス技術, 27 (1989) 13, p.73-77.
- 199) 及川, 齊藤, 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, 齊藤, 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ト溶接-1, 溶接学会全国大会講演概要集, 53 (1993), p.398-399.
- 201) 及川, 齊藤, 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ト溶接-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, 齊藤, 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) J I S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) 泰山, 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) 泰山, 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) 泰山, 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.

- 213) 泰山, 福井, 小川, 高: アルミクラッド鋼を用いたAlと鋼の接合, 住友金属, 48 (1996) 4, p.87-95.
- 214) 泰山, 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.
- 215) J I Sハンドブック 16 溶接, (1993), p.306-310.
- 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, 溶接学会, (1996), p.79-209.
- 217) 新日本製鐵(株)・技開月報, (1993).
- 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, 住友軽金属技報, 33 (1992)1, p.28-35.
- 219) R. Baboian and G. Haynes: Corrosion resistance of aluminum-transition-steel joints for automobiles, Paper 932353, SAE, (1993).
- 220) R.Baboian and G.Haynes: Reducing corrosion in aluminum-steel joints, *Automotive Engineering*, January (1994), p.103-105.
- 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, 溶接学会技術資料 No.7, (1982).
- 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, 溶接学会全国大会講演概要, 58 (1996), p.262-263.
- 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) 齊藤: 高張力鋼の抵抗溶接, 溶接技術, 30 (1982), p.34-38.
- 227) T. Arai and H. Oikawa: Nitride and carbide coating on ceramics by molten salt immersing method, *Proceeding of Sintering 87*, (1987), P.17-21.

本研究に関する公表論文

- 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マイ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(株) 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(株) 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、(株)日鐵テクノリサーチ)、元主任研究員・高橋靖雄博士(現、日溶工テクノサービス(株))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、(株)ニッテクリサーチ)、辻勇一氏(現、太平工業(株))、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、(株)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。

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、(株)日鐵テクノリサーチ 専務)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。

