OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	亜鉛めっき鋼板を用いた鋼とAl合金の異種材料接合技術の確立と自動車車体への適用
Author(s)	宮本, 健二
Citation	大阪大学, 2014, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/50510
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

博士学位論文

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼とAl合金の異種材料接合技術の確立と自動車車体への適用

宮　本　健　二

2014年7月

大阪大学大学院工学研究科
マテリアル生産科学専攻

目 次

第 1 章 序論 …… 1
1.1 緒言 …… 1
1.2 鋼と Al 合金の異種材料接合の技術動向と現状 …… 2
1.2.1 鋼と Al 合金の異種材料接合の技術動向の俯瞰 …… 2
1.2.2 各種工法を適用した鋼と Al 合金の異種材料接合の継手特性 …… 4
1.2.3 各種接合工法の特質 …… 6
1.2.4 インサート金属による鋼と Al 合金の接合事例 …… 8
1.2.5 亜鉛めっき鋼板と Al 合金の接合事例 …… 8
1.3 本研究論文の構成 …… 11

第 2 章 亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料拡散接合の継手特性に及ぼす効果 …… 15
2.1 緒言 …… 15
2.2 実験方法 …… 15
2.2.1 供試材 …… 15
2.2.2 試験片形状 …… 16
2.2.3 接合方法 …… 16
2.2.4 分析方法 …… 16
2.3 実験結果, および考察 …… 16
2.3.1 鋼と Al 合金の異種材料接合の課題 …… 16
2.3.2 亜鉛インサートによるプロセス中の被接合材の酸化抑制効果 …… 20
2.3.3 亜鉛インサートによる接合継手強度の向上効果 …… 23
2.3.4 亜鉛インサートが接合継手の破断モードに及ぼす影響 …… 29
(1) CR 材と Al 合金の接合継手の破断モード …… 29
(2) GI 材と Al 合金の接合継手の破断モード …… 29
2.3.5 拡散接合による急冷試験片を用いた亜鉛めっき鋼板と Al 合金の異種材料接合プロセス進行メカニズムの検討 …… 39
(1) GI 材と Al 合金の接合プロセス進行過程の観察 …… 39
(2) GA 材と Al 合金の接合プロセス進行過程の観察 …… 44
(3) GI 材と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム …… 48
(4) GA 材と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム …… 48
2.4 結言 …… 54

第 3 章　抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合 …… 55
3.1 緒言 …… 55
3.2 実験方法 …… 55
3.2.1 供試材 …… 55
3.2.2 試験片形状 …… 55
3.2.3 接合方法 …… 55
3.2.4 分析方法 …… 59
3.3 実験結果 …… 59
3.3.1 亜鉛インサート, およびその材種の影響 …… 59
(1) Al-Zn 共晶反応を利用した Al 合金表面の酸化皮膜除去 …… 59
(2) 亜鉛インサートが Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に及ぼす影響 …… 61
(3) 亜鉛インサートによる接合継手強度の向上効果 …… 64
(4) 亜鉛インサートの材種が Al 合金表面の酸化皮膜除去状態に及ぼす影響 …… 64
(5) 亜鉛インサートの材種が Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に及ぼす影響 …… 67
(6) 亜鉛インサートの材種が接合プロセス進行メカニズムに及ぼす影響 …… 67
3.3.2 亜鉛インサートの材種が鋼と Al 合金の接合条件に及ぼす影響 …… 68
(1) GI 材と Al 合金の高強度継手作製の指針 …… 68
(2) GA 材と Al 合金の高強度継手作製の指針 …… 72
3.3.3 鋼と Al 合金の異種材料接合継手の強度発現メカニズム …… 76
(1) ナゲット径と接合継手強度 …… 76
(2) 鋼と Al 合金の異種材料接合継手の破断モード …… 76
(2-1) GI 材と Al 合金の接合継手の破断モード …… 76
(2-2) GA 材と Al 合金の接合継手の破断モード …… 81
(3) 有効接合長さと接合継手強度の関係 …… 86
3.4 結言 …… 89

第 4 章　抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金のシールスポット溶接 …… 91
4.1 緒言 …… 91
4.2 実験方法 …… 91
4.2.1 供試材 …… 91
4.2.2 試験片形状 …… 92
4.2.3 接合方法 …… 92
4.2.4 分析方法 …… 92
4.2.5 電極間の電流, 電圧計測 …… 92
4.2.6 耐食性試験 …… 94
4.2.7 被接合材の板厚測定 …… 94

4.3 実験結果 ……95
4.3.1 シールスポット溶接による鋼と Al 合金の接合継手の耐食性 ……95
4.3.2 シールスポット溶接継手の接合継手強度, および板厚減少量 ……95
4.3.3 シールスポット溶接における鋼と Al 合金の接合プロセス
進行メカニズムの検討 …… 107
4.3.4 シールスポット溶接の鋼と Al 合金の接合界面構造 ……114
4.4 結言 ……115

**第 5 章 抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合継手の
自動車車体への適用性評価** ……117
5.1 緒言 ……117
5.2 実験方法 ……117
5.2.1 供試材 ……117
5.2.2 接合方法 ……118
5.2.3 評価試験条件 ……118
(1) 車体性能要件の評価 ……118
(1-1) 静的引張特性 ……118
(1-2) 疲労特性 ……118
(1-3) 高速引張特性 ……119
(1-4) 低温・高温引張特性 ……119
(1-5) 耐食性 ……119
(2) 生産要件の評価 …… 120
(2-1) 板間ギャップ裕度特性 …… 124
(2-2) 打角ずれ裕度特性 …… 124
(2-3) 塗装工程における耐発生熱応力特性 …… 124
(2-4) 板組み展開性 …… 125
(3) 品質保証 …… 125
(3-1) 使用環境温度に対する接合界面構造の安定性 …… 125
5.3 実験結果 …… 128
5.3.1 車体性能要件の評価 …… 128
(1) 静的引張特性 …… 128
(2) 疲労特性 …… 128
(3) 高速引張特性 …… 128
(4) 低温・高温引張特性 …… 128
(5) 耐食性 …… 129
5.3.2 生産要件の評価 …… 134

(1) 板間ギャップ裕度特性 …… 134
(2) 打角ずれ裕度特性 …… 134
(3) 塗装工程における耐発生熱応力特性 …… 134
(4) 板組み展開性 …… 134
5.3.3 品質保証 …… 139
(1) 使用環境温度に対する接合界面構造の安定性 …… 139
5.4 結言 …… 141

第 6 章 亜鉛めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による異種材料接合技術の展開 …… 143
6.1 緒言 …… 143
6.2 共晶系亜鉛合金めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合 …… 144
6.2.1 実験方法 …… 144
(1) 供試材 …… 144
(2) 試験片形状 …… 144
(3) 接合方法 …… 144
(4) 分析方法 …… 146
6.2.2 実験結果, および考察 …… 146
(1) 共晶系亜鉛合金めっき種が接合継手強度に及ぼす影響 …… 146
(2) 共晶系亜鉛合金めっき種が接合継手の界面構造の形成状態に及ぼす影響 …… 150
(3) 共晶系亜鉛合金めっき種が接合継手の破断モードに及ぼす影響 …… 154
(3-1) GI 材と Al 合金の接合継手の破断モード …… 154
(3-2) Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手の破断モード …… 161
(3-3) Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手の破断モード …… 168
(4) 拡散接合による急冷試験片を用いた共晶系亜鉛合金めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズムの検討 …… 175
(5) 各めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム …… 179
(5-1) GI 材と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム …… 179
(5-2) Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム …… 179
(5-3) Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム …… 180
(6) 接合性向上のためのめっき組成の指針 …… 180
6.2.3 結言 …… 182
6.3 亜鉛めっき鋼板, 共晶系亜鉛合金めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による鋼と Mg 合金の異種材料接合 …… 183

6.3.1 実験方法 …… 183
(1) 供試材 …… 183
(2) 試験片形状 …… 183
(3) 接合方法 …… 183
(4) 分析方法 …… 184
6.3.2 実験結果 …… 184
(1) 拡散接合による鋼と Mg 合金の異種材料接合コンセプトの検証 …… 184
(2) 抵抗スポット溶接による鋼と Mg 合金の異種材料接合 …… 195
(2-1) 接合界面観察 …… 195
(2-2) 静的引張特性 …… 195
(2-3) Mg 合金母材の Al 添加量が継手特性に及ぼす影響 …… 199
(2-4) 亜鉛めっき鋼板めっき中の Al 添加量が継手特性に及ぼす影響 …… 202
(2-5) 車体性能要件の評価結果 …… 203
6.3.3 結言 …… 205

第 7 章 本論文の総括 …… 207

謝辞 …… 211

参考文献 …… 213

本研究に関する論文 …… 233

その他の研究実績 …… 235

第 1 章 序論

1.1 緒言

自動車産業は日本をはじめ多くの工業国の経済を支えている. 自動車の販売台数は 20 年前と比較して 7 割増加しており[1-1], 将来的には BRICs に代表される新興国での自動車需要が増えることが予想されていることから, 今後も, 基幹産業としてその重要な位置を占め続けると考えられる. そのような自動車産業に対して, 地球温暖化抑制の観点で, 温室効果ガス排出量低減のための自動車の低燃費化が強く求められている[1-2]. 自動車の燃費に関する規制は, 1975 年にアメリカで普通乗用車と小型トラックを対象とした CAFÉ（Corporate Average Fuel Economy）にて, はじめて行われた. その後, 1997 年 2 月に温室効果ガスの削減を進めるために締結された「気候変動枠組条約」（京都議定書）において, 先進国を対象に大幅な温室効果ガスの削減が義務づけられた. その中では, 日本も 2012 年までに 1990 年比で 6%の削減が課せられていた. 日本の 2007 年の二酸化炭素排出量は 1990 年に比べ 9.0%増加しており[1-3], 中でも自動車からの排出量は 19.5%と大幅に増加していることから, 自動車からの排出量削減が重要な意味を持つことがわかる[1-4]. 幸い, 今回は森林による吸収分, 海外の省エネ事業などへの出資と引き換えに得る国内排出枠等によって, 8.2%削減（速報値）という形で目標を達成したものの, 今後も継続して温室効果ガスの削減が望まれている. さらに, 地球温暖化抑制の観点のみならず, 近年の原油価格の高騰が一般消費者の自動車の低燃費化への期待を増大させている.

自動車の低燃費化の手法としては, 駆動系の効率向上, 走行時の抵抗低減, ハイブリッド車, 電気自動車といった動力機構の革新, 車両の軽量化等があげられる[1-5]. 車両の軽量化に関して言えば, 一般的に 100kg の軽量化によって 1～1.5km/L の燃費が向上する[1-6]ことから, 自動車の小型化, 後輪駆動から前輪駆動への転換, フレーム構造から部品点数の少ないモノコックボディへの転換といった方法が実用化されている[1-2]. しかし, そのような試みにもかかわらず, 車両の走行性, 快適性の向上, 衝突安全性の確保といった様々な要請を満足させるために車両重量は増加傾向にあり[1-7], より一層の軽量化が求められている. また, 車両重量の構成としては, 車体が 37%, シャシが 30%, パワートレーンが 14%, 内装が 12%, 電装が 4%, 空調部品が 3%を占めており, 車体の重量は車両の重量全体の約 4 割を占めている[1-8]ことから, 車体の軽量化は車両全体の軽量化効果に対する寄与率が大きいことがわかる.

車体の軽量化には車体材料の材料置換が有効な手段であり, 従来の普通鋼から, より強度の高い高張力鋼, もしくは Al 合金や Mg 合金といった軽合金への置換が挙げられる[1-2]. その中でも Al 合金は鋼に比べて高い比強度, 比剛性を持つことから軽量化効果が期待できるのみならず, 優れた耐食性を有することから, 車体外板等, 広い領域への適用が可能である. さらに, 再生 Al 材料の製造エネルギーが新塊の 3%程度であることから, リサイクル性にも優れている[1-9]. Audi A8, HONDA NSX 等といった一部車両でオールアルミニウム車体が実用化されているが, Al 合金の材料コストは鋼に比べて約 4 倍と高いため, その適用は高級車に限定

される. そこで, たとえば, フレームは鋼, パネルは Al 合金, 内装のモジュール部品は Mg 合金(鋳物)等といった形で, 各々の材料特性を活かして適材適所で使用するマルチマテリアル車体という考え方が軽量化効果, コストの双方で有効であると考えられる. そして, そのようなマルチマテリアル車体を実現するためには, 鋼と Al 合金, 鋼と Mg 合金といった互いに異なる材料を接合する技術の確立が不可欠となる.

鋼と Al 合金の接合では, Al 合金表面の緻密な酸化皮膜[1-10)~1-12)1-100)1-103)], あるいは接合過程に形成する脆弱な Al-Fe 金属間化合物[1-13)~1-15)]によって, 良好な接合継手を得ることは困難である. このような技術的課題を克服するために, 低温で Al 合金表面の酸化皮膜を除去し, 薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成する異種材料接合技術が望まれている.

1.2 鋼と Al 合金の異種材料接合の技術動向と現状

1.2.1 鋼と Al 合金の異種材料接合の技術動向の俯瞰

鋼と Al 合金の異種材料接合全体の技術動向を俯瞰するために, CiNii を用いて文献調査を行った.

Table 1.1 に鋼と Al 合金の異種材料接合に各種工法を適用した文献件数の時系列データを示す. 文献調査の結果から, 鋼と Al 合金の接合技術は大きく四つに分類できることがわかる. まず, 一つめに被接合材を溶融させない固相接合[1-16)~1-133)], 二つめに被接合材を溶融させる溶融溶接[1-134)~1-247)], 三つめに中間材を用い中間材を溶融させるロウ付け[1-248)~1-266)], 最後に四つめとして機械的締結[1-267)~1-275)]に分けられる. 固相接合には FSW(Friction Stir Welding)[1-16)~1-43)], 摩擦圧接[1-44)~1-78)], 超音波接合[1-79)~1-93)], 拡散接合[1-94)~1-121)], 圧延接合[1-122)~1-128)], 電磁圧接[1-129)~1-130)], 爆着[1-131)~1-133)]がある. 溶融溶接には抵抗スポット溶接[1-134)~1-170)], パルス通電加圧法[1-171)~1-173)], レーザ溶接[1-174)~1-191)], レーザ圧接[1-192)~1-219)], アーク溶接[1-220)~1-245)], 電子ビーム溶接[1-246)~1-247)]がある. ロウ付けにはレーザロウ付け[1-248)~1-261)], 拡散ロウ付け[1-262)~1-266)]がある. 機械的締結にはかしめによる締結を利用した SPR(Self-Piercing Rivets)[1-267)~1-275)]がある.

固相接合では摩擦圧接の検討事例が多く見られる. 摩擦圧接は軸状の被接合材を回転させながら互いに接触させ, 発生する摩擦熱を利用して固相の状態で接合する技術である. 摩擦圧接の文献は古くから見られ, 鋼と Al 合金の有効な接合工法として, 実産業界でもすでに広く利用されている. FSW による検討は 2000 年頃からはじまり, 2005 年以降の文献件数の増加が著しい. また, 拡散接合による基礎的検証も古くから行われている.

溶融溶接では抵抗スポット溶接, レーザ溶接, アーク溶接の適用事例が多く見られる. 抵抗スポット溶接に関しては, 1990 年頃から及川らによって鋼とアルミのクラッド材をはさんだ抵抗スポット溶接工法が検討されている[1-140)~1-141)1-144)~1-145)1-150)1-152)~1-153)]. レーザ溶接に関しては, 2000 年頃から沓名らによって加圧ローラーを備えたレーザ溶接が検討されている[1-193)~1-201)1-203)~1-204)1-206)~1-207)1-209)~1-214)1-216)~1-217)]. アーク溶接に関しては, 古川らによって CMT 法

Table 1.1 Trends of number of references related to dissimilar metals joining of steel and aluminum alloy by each joining method.

		Total number of references	Number of refernces according to the periods					
			～1984	1985～1989	1990～1994	1995～1999	2000～2004	2005～
Solid phase bonding	FSW	28	0	0	0	0	8	20
	Friction welding	35	4	2	5	12	8	4
	Ultrasonic bonding	15	0	0	0	7	6	2
	Diffusion bonding	28	1	3	1	7	6	10
	Roll bonding	7	0	3	1	1	2	0
	Electromagnetic welding	2	0	0	0	0	0	2
	Explosive bonding	3	1	0	1	0	1	0
Fusion welding	Resistance spot welding	37	4	0	9	8	4	12
	Pulsed electric-current bonding	3	0	0	0	1	2	0
	Laser welding	18	0	0	0	4	5	9
	Laser pressure welding	28	0	0	0	1	13	14
	Arc welding	26	4	1	0	0	6	15
	Electron beam welding	2	1	0	0	1	0	0
Brazing	Laser brazing	15	0	0	0	0	2	13
	Diffusion brazing	5	0	0	0	0	1	4
Mechanical fastening	SPR	9	0	0	0	0	1	8
Total number according to the periods		261	15	9	17	42	65	113

（Cold Matal Transfar）[1-235)1-240)～1-241)]が，笹部らによって MIG 溶接による検討が行われている[1-231)～1-232)1-237)～1-239)1-242)～1-244)]．アーク溶接の適用に関しては 2000 年頃から増加している．CMT 法はオーストリアの Fronius 社が開発した新しい工法であり，今後の技術開発の進展が期待される．

ロウ付けに関しては，松本らによってロウ材の改善による接合性の向上が検討されている[1-251)1-254)～1-256)1-261)]．特に 2005 年以降で適用事例が増加している．

機械的締結に関しても，ロウ付け同様，2005 年以降で検討事例が増加している．機械的締結である SPR は三菱自工の一部 SUV において，すでに実用化されている．

1.2.2 各種工法を適用した鋼と Al 合金の異種材料接合の継手特性

Table 1.2 に各種工法を適用した鋼と Al 合金の異種材料接合の継手特性を示す．

固相接合のうち FSW は，渡辺らによって SS400 材と A5083 材の突き合わせ継手において高い継手強度が得られている[1-23)]．突き合わせ継手の場合は，回転工具によって鋼表面の接合面の酸化皮膜を削ぎ落として鋼表面の新生面を露出させ，塑性流動させた Al 合金を押し付け，効果的な接合を実現していることによると言われている．また，宮川らによって車体接合継手に求められるせん断引張強度（Tensile Shear Strength（TSS）），十字引張強度（Cross Tensile Strength（CTS））評価が SPC270 材と A5052 材の組み合わせに対して行われた[1-28)]．TSS は強度が出るものの，CTS は十分な強度が得られていない．これは，接合面全体で強度発現にとって望ましい界面構造が形成されていないことによると考えられる．摩擦圧接は，木村らによって軟鋼と A5052 材の組み合わせに対して検討され，高い継手強度が得られている[1-78)]．先述のとおり，摩擦圧接については鋼と Al 合金の有効な接合工法として，実産業界でもすでに広く利用されている．超音波接合は，笹部らによって SPCE 材と A6022 材の組み合わせに対して行われたが，十分な継手強度が得られていない[1-90)]．その他，拡散接合，圧延接合，電磁圧接，爆着については比較的高い強度の継手が得られている．拡散接合や電磁圧接が実験室レベルでの検討にとどまっているのに対し，圧延接合や爆着はすでに工業的に実用化が進んでいる．

溶融溶接のうち，抵抗スポット溶接は，服部らによって溶融 Al めっきが施された SPCC 材と A6022 材の組み合わせに対して CTS 評価が行われ，高い継手強度が得られていた[1-169)]．パルス通電加圧法は，冨田らによって SUS304 材と A5056 材の組み合わせに対して，丸棒の継手強度が評価され，高い継手強度が得られていた[1-173)]．レーザ溶接は，蒔田らによって SPCC 材と A1050 材の組み合わせに対して，TSS 評価がなされ，溶融溶接の鋼と Al 合金の異種材料接合への適用可能性が検討された[1-190)]．レーザ圧接は，西本らによって SPCC 材と A6061 材の組み合わせに対して，TSS 評価がなされた[1-202)]．アーク溶接は，岩瀬らによって鋼板と A6063 材の組み合わせに対して，T 字隅肉引張評価がなされ，高い継手強度が得られていた[1-237)]．電子ビーム溶接は，荒田らによって SS41 材と A1100 材の組み合わせに対して，突き合わせ継手の引張評価がなされたが，実験室レベルの検討に留まっており，十分な継手強度は

Table 1.2 Joint properties of dissimilar metals joining of steel and aluminum alloy by each joining method.

		Combination of metals to be joined	Shape of test specimens	Evaluation mode	Reaction layer	Joint strength	Fracture position
Solid phase bonding	FSW	SS400/A5083	Sheet (t2.0 (Steel)/t2.0 (Al))	Butt joint	Not formed	210MPa	-
		SPC270C/A5052	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS, CTS	-	2.7kN (TSS), 0.6kN (CTS)	Bonded interface, Base metal
	Friction welding	Mild steel/A5052	Rod	Tensile load	Not formed	188MPa	Base metal (Al)
	Ultrasonic bonding	SPCE/A6022	Sheet (t0.8 (Steel)/t1.0 (Al))	U shape tensile load	-	10N/mm^2	Bonded interface
	Diffusion bonding	SPCE etc./A6061 etc.	Rod	Tensile load	-	145MPa	-
	Roll bonding	SS400/A1050	Sheet (t8.0 (Steel)/t3.0 (Al))	Tensile load	Not formed (Amorphous layer)	115MPa	Base metal (Al)
	Electromagnetic welding	SPCC etc./A6061 etc.	Sheet (t1.4 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS	IMC layer	320MPa	Base metal (Al)
	Explosive bonding	Mild steel/A1060	Sheet (t2.5 (Steel)/t2.5 (Al))	Tensile load	Fe_4Al_{13}	91MPa	Base metal (Al)
Fusion welding	Resistance spot welding	SPCC/A6022	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	CTS	Not formed	1.5kN	Base metal (Plug, Al)
	Pulsed electric-current bonding	SUS304/A5056	Rod	Tensile load	$FeAl_3$	140MPa	-
	Laser welding	SPCC/A1050	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.5 (Al))	TSS	-	240MPa	Bonded interface, Base metal (Al)
	Laser pressure welding	SPCC/A6061	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS, Peel	Fe_3Al	2.2kN (TSS), 32N/mm (Peel)	Base metal (Al)
	Arc welding	Steel/A6063	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	T shape fillet tensile load	Not formed	350kN/mm	-
	Electron beam welding	SS41/A11000	Sheet (t3.0 (Steel)/t3.0 (Al))	Butt joint	-	16kg/mm^2	Welded metal
Brazing	Laser brazing	Steel/A5182	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS	-	230N/mm	Bonded interface
	Diffusion brazing	SUS304/A1050 etc.	Sheet (t3.0 (Steel)/t3.0 (Al))	-	Si segregation, Al-Zn eutectic structure	-	-
Mechanical fastening	SPR	SPCC/A5052	Sheet (t0.8～2.0 (Steel)/t1.0～2.0 (Al))	TSS, CTS	-	260MPa (TSS), 125MPa (CTS)	Base metal (Al)

得られなかった [1-246].

ロウ付けのうちレーザロウ付けは，笹部らによって鋼板と A5182 材の組み合わせに対して，TSS 評価がなされ，高い継手強度が得られていた [1-231]．拡散ロウ付けは，鈴村らによって SUS304 材と A1050 材等の組み合わせに対して，接合界面の詳細な解析が行われた [1-262].

機械的締結である SPR は，加藤らによって SPCC 材と A5052 材の組み合わせに対して，TSS，CTS 評価がなされ，良好な継手強度が得られていた [1-271].

1.2.3 各種接合工法の特質

Table 1.3 に各種接合工法の特質を示す．自動車車体用の接合工法に求められる要件は大きく三つある．それらは継手形状の自由度，継手強度，コストである．以下，各種接合工法の車体用接合としての適用可能性を検討する．

まずは，継手形状の自由度の観点からスクリーニングを行う．固相接合を見た場合，摩擦圧接は軸物の接合に限定されるため，車体用の接合には適用できない．拡散接合，圧延接合，電磁圧接，爆着も，加圧や被接合材のレイアウトの関係で制約があり，車体用の接合に適用するには困難がともなう．さらに，超音波接合は接合可能な被接合材の板厚が限定される．次に，溶融溶接を見た場合，パルス通電加圧法，レーザ圧接も，加圧や被接合材のレイアウトの関係で制約があり，車体用の接合に適用するには困難がともなう．さらに，接合プロセスの雰囲気制御の関係上，電子ビーム溶接の適用も不可能である．上記結果より，継手形状の自由度の観点から，車体用の接合として適用可能な工法は FSW，抵抗スポット溶接，レーザ溶接，アーク溶接，レーザロウ付け，機械的締結であることがわかる．

次に，継手強度の観点からスクリーニングを行う．鋼と Al 合金の接合継手において強度を発現させるためには，鋼と Al 合金界面で形成される Al-Fe 金属間化合物層の生成を抑制することが必要となる．レーザ溶接，アーク溶接の場合は通常の同種材料接合とは異なり，Al-Fe 金属間化合物層の生成を抑制するための工夫が要求される．

最後に，コストの観点からスクリーニングを行う．機械的締結の場合，たとえば SPR ではリベットが必要となるため，大幅なコストアップにつながる．またアーク溶接，レーザロウ付けを用いる場合もロウ材，溶加材を用いるため，場合によってはコストアップにつながるため注意が必要である．

以上より，車体用接合として接合工法を俯瞰した場合，上記三つの要件に鑑みると FSW，抵抗スポット溶接，レーザ溶接，アーク溶接，レーザロウ付けが適していると考えられる．さらに，各接合工法の鋼と Al 合金の異種材料接合への適用に関する検討期間といった観点から見ると FSW，アーク溶接，レーザロウ付けは，技術の熟成度の面で，まだ歴史は浅く，抵抗スポット溶接，レーザ溶接に関する知見が豊富にストックされていると考えられる．

Table 1.3 Characteristics of each joining method.

		Joining area	Constraint of joint shape	Possiblity of joining from one direction	Heat-affected zone	Pretreatment	Gap tolerance	Dimensional precision	Controllability of Intermetallic compound formation
Solid phase bonding	FSW	Spot, Line	Lap, Butt	Possible	Medium	unnecessary	High	Middle	High
	Friction welding	Surface	Butt (Shaft)	Impossible	Small	unnecessary	High	Low	High
	Ultrasonic bonding	Spot, Surface	Lap, Butt	Possible	Small	unnecessary	High	High	High
	Diffusion bonding	Surface	Lap, Butt	Impossible	Medium	necessary	High	Middle	Low
	Roll bonding	Surface	Lap	Impossible	Medium	unnecessary	High	Middle	High
	Electromagnetic welding	Surface	Lap	Impossible	Small	unnecessary	High	Low	High
	Explosive bonding	Surface	Lap	Impossible	Small	unnecessary	High	Low	High
Fusion welding	Resistance spot welding	Spot	Lap	Impossible	Medium	unnecessary	High	Middle	Low
	Pulsed electric-current bonding	Surface	Lap, Butt	Impossible	Medium	unnecessary	High	Middle	Low
	Laser welding	Line	Lap, Butt, Fillet	Possible	Large	unnecessary	Middle	Middle	Low
	Laser pressure welding	Surface	Lap	Impossible	Medium	unnecessary	High	Middle	Middle
	Arc welding	Line	Lap, Butt, Fillet	Possible	Large	unnecessary	Middle	Low	Low
	Electron beam welding	Line	Lap, Butt, Fillet	Possible	Medium	unnecessary	Low	Middle	Low
Brazing	Laser brazing	Line	Lap, Butt, Fillet	Possible	Medium	necessary	Middle	Middle	Middle
	Diffusion brazing	Surface	Lap, Butt	Impossible	Medium	necessary	High	Middle	Middle
Mechanical fastening	SPR	Spot	Lap	Impossible	-	unnecessary	Low	High	-

1.2.4 インサート金属による鋼と Al 合金の接合事例

機械的締結を除いて，鋼と Al 合金の接合可否を決める要因は大きく二つある．一つめは Al 合金表面の強固な酸化皮膜の除去，二つめは Al-Fe 金属間化合物層生成の抑制である．酸化皮膜の除去に関しては，FSW などのように回転工具によって機械的な除去が行われない場合は，フラックスなどを用いて化学的に除去しなければならないのが現状である．フラックスを用いた場合は，接合後にフラックスを除去する洗浄工程，さらに，そのための設備が必要となり，コストアップにつながってしまう．また，溶融溶接により Al 合金を溶融させ，酸化皮膜を除去することが可能であるが，Al 合金が溶融してしまうと Fe と Al の拡散反応層の制御が困難となり，厚い Al-Fe 金属間化合物層が生成され，所望の継手特性を得ることが困難となる．そこで低温にて酸化皮膜を除去できる手段が強く望まれる．そのような観点から，様々な種類のインサート金属による接合性の改善が試みられている．

Table 1.4 にインサート金属を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合における接合性の改善事例を示す．黒田らは SUS316 材と A6061 材の接合の際，インサート金属として Ag，Cu，Ni を用いた．具体的には，各種インサート金属を被接合材表面に表面活性化プリコート処理（アルカリ洗浄→電解洗浄→塩酸活性化→ストライク金属めっき）した接合試験片を用いて拡散接合を行った．その結果，継手特性の向上を実現していた [1-105)]．稲波らは鉄基焼結合金と AC4C 材の接合の際，インサート金属として Cu，Zn，Sn，Ni を用いた．具体的には，各種インサート金属を AC4C 材表面にめっきし，鉄基焼結合金と抵抗溶接を行った．その結果，Ni 以外の Cu，Zn，Sn をインサート金属として用いた場合は継手特性が向上し，接合性が改善した [1-154)]．渡辺らは工業用純鉄材と工業用純 Al 材の接合の際，インサート金属として Zn を用いた．具体的には，工業用純鉄材のパイプに亜鉛めっきを施し，拡散接合を行った．その結果，継手特性と接合性を改善することができた [1-109)]．

これらの検討事例より，接合性の改善が期待できるインサート金属としては Ag，Cu，Ni，Sn，Zn が挙げられる．しかしながら，黒田らや稲波らの検討事例からもわかるように，Al-Ni の共晶温度は 640℃と Al の融点の 660℃に近い．接合性の改善の可否はプロセス温度に依存するため，その制御が困難であると考えられる．また，自動車用車体鋼板の一般的なめっき種として亜鉛めっきが使用されていることから，亜鉛めっきの Zn の利用に着目し，接合性の改善を試みることとする．

1.2.5 亜鉛めっき鋼板と Al 合金の接合事例

Table 1.5 に亜鉛めっき鋼板と Al 合金板の接合事例を示す．各種工法で亜鉛めっき鋼板と Al 合金の接合が検討されている．たとえば，固相接合では FSW，電磁圧接，溶融溶接では抵抗スポット溶接，レーザ圧接，アーク溶接，ロウ付けではレーザロウ付けによる検討事例が見られる．

固相接合のうち，FSW は宮川らによって溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI 材））等と A5052 材の組み合わせに対して TSS，CTS 評価がなされ，TSS は高い継手強度が得られた

Table 1.4 Examples of joining properties improvement by metal insertion in dissimilar metals joining of steel and aluminum alloy.

Joining process	Combination of metals to be joined	Shape of test specimens	Evaluation mode	Insert metal	Reaction layer	Joint strength	Fracture position
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Ag	Fe-Al	80MPa	-
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Ag	Ag_2Al, Ag_3Al	-	-
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Cu	AlCu, $AlCu_4$	-	-
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Ni	Al_3Ni	-	-
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Ag	Al_3Ni, $FeAl_3$, Fe_2Al_5, Fe_3Al	100MPa	-
Diffusion bonding	Industrial pure aluminum/Industrial pure iron	Pipe (t0.5 (Steel)/t0.5 (Al))	Tensile load	Zn	Al(40.4～39.7%)-Zn(44.9～43.6%)-Fe(16～15.4%) Al(8.5～13.2%)-Zn(91.0～83.5%)-Fe(0.5～3.4%)	1kN	Bonded interface of eutectic structure and reaction layer
Resistance spot welding	Iron-based sintered alloy/AC4C	Ring shape	Tensile load	Cu	-	23kN	-
Resistance spot welding	Iron-based sintered alloy/AC4C	Ring shape	Tensile load	Zn	-	21kN	-
Resistance spot welding	Iron-based sintered alloy/AC4C	Ring shape	Tensile load	Sn	-	25kN	-
Resistance spot welding	Iron-based sintered alloy/AC4C	Ring shape	Tensile load	Ni	-	5kN	-
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Ag	Fe-Al	140MPa	-
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Cu	-	110MPa	-
Diffusion bonding	SUS316/A6061	Rod	Tensile load	Ni	-	120MPa	-

Table 1.5 Examples of dissimilar metals joining of zinc coated steel sheet and aluminum alloy sheet.

Joining method	Combination of metals to be joined	Shape of test specimens	Evaluation mode	Zn plating type	Reaction layer	Joint strength	Fracture position
FSW	Steel/A5052	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS, CTS	Hot dip galvanizing, Zn electroplating	-	3.8kN (TSS), 0.38kN (CTS)	-
Electromagnetic welding	Steel/A1050	Sheet (t0.27 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS	Hot dip galvanizing	-	390MPa	Base metal
Resistance spot welding	HT980/A6022	Sheet (t1.2 (Steel)/t1.0 (Al))	CTS	Galvannealing	-	0.73kN	-
Resistance spot welding	HT590/A6022	Sheet (t1.2 (Steel)/t1.0 (Al))	CTS	Galvannealing	Al_5Fe_2, Al_3Fe	1.1kN	Base metal（Plug, Al）
Resistance spot welding	HT980/A6022	Sheet (t1.2 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS, CTS	Galvannealing	Al_5Fe_2, Al_3Fe	4.0kN (TSS), 1.1kN (CTS)	Base metal（Plug, Al）
Laser pressure welding	Steel/A6000	Sheet (t0.55 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS	Galvannealing	Fe_2Al_5, Fe_3Al	1.5kN	Base metal (Steel)
Laser pressure welding	Steel/A1050	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	-	Galvannealing	Fe_2Al_5, $Fe_2Al_5Zn_{0.4}$, Fe_4Al_{13}, FeAl	-	-
Laser pressure welding	Steel/A1050	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS, Peel	Galvannealing	Al(60%)-Fe(30%)-Zn(10%)	0.95kN (TSS), 42.9N/mm (Peel)	Base metal
Laser pressure welding	Steel/A6061	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS	Hot dip galvanizing	-	-	Base metal
Arc welding（CMT）	SPCC/A5052	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS	Hot dip galvanizing	$Al_{13}Fe_4$, Fe_2Al_5	150MPa	Base metal, Welded metal
Arc welding（CMT）	SPCC/A5052	Sheet (t0.8 (Steel)/t0.8 (Al))	TSS	Hot dip galvanizing	$Al_{13}Fe_4$, Al_8Fe_2Si, Fe_2Al_5	190MPa	Base metal (Al)
Laser brazing	IF Steel/A6000	Sheet (t0.8 (Steel)/t1.2 (Al))	TSS	Galvannealing	-	0.15kN/mm	Bonded interface
Laser brazing	IF Steel/A6000	Sheet (t0.8 (Steel)/t1.2 (Al))	TSS	Hot dip galvanizing	-	0.23kN/mm	Bonded interface
Laser brazing	Steel/A6061	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.2 (Al))	TSS	Galvannealing	Al-Fe-Si (Bonded interface of steel and blazing metal) Al-Si eutectic structure (Bonded interface of steel and blazing metal)	150N/mm	Bonded interface of steel and brazing metal
Laser brazing	Steel/A6061	Sheet (t1.0 (Steel)/t1.2 (Al))	TSS	Galvannealing	Al-Cu-Ag eutectic structure (Bonded interface of aluminum alloyl and blazing metal)	130N/mm	Base metal
Laser brazing	Steel/A6022	Sheet (t0.8 (Steel)/t1.0 (Al))	TSS	Galvannealing	-	190N/mm	≠Bonded interface

のに対し，CTS は満足のいく継手強度が得られなかった [1-35]．電磁圧接は岡川らによって GI 材と A1050 材の組み合わせに対して TSS 評価がなされ，比較的高い継手強度が得られていた [1-130]．

溶融溶接のうち，抵抗スポット溶接は漆原らによって合金化亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材））（980 級 GA 鋼板）と A6022 材の組み合わせに対して，CTS 評価がなされ，比較的高い継手強度が得られていた [1-166]．レーザ圧接は，沓名らによって GA 材と A6000 材の組み合わせに対して，TSS 評価がなされ，母材（鋼板側）で破断する接合継手が得られていた [1-212]．また，西本らによって GA 材と A1050 材の組み合わせに対して TSS，剥離評価がなされ，母材（Al 合金側）で破断する接合継手が得られていた [1-215]．アーク溶接（CMT 法）は古川らによって GI 材（SPCC 材）と A5052 材の組み合わせに対して，TSS 評価がなされ，比較的高い継手強度が得られていた [1-240]．

ロウ付けのうち，レーザロウ付けは松本らによって GA 材と A6022 材の組み合わせに対して，TSS 評価がなされ，比較的強度が高い，破断モードも母材である良好な接合継手が得られていた [1-254]．

以上，様々な工法による亜鉛めっき鋼板と Al 合金の接合が検討されており，GI 材と Al 合金の接合に関しては TSS，CTS といった双方のモードに対して比較的高い継手強度が得られている．国内で広く流通している GA 材と Al 合金の組み合わせに対しては，TSS は比較的高い継手強度が実現されているが，CTS は低い継手強度に留まっている検討事例が多い．また，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の組み合わせともに詳細に接合メカニズムを解明した事例はなく，良好な接合継手作製のための接合条件の決定，品質保証の観点から，接合メカニズムの解明が強く望まれている．

1.3 本研究論文の構成

本博士論文では，Al と共晶反応（381℃）を生じる Zn に着目し，その反応を利用することによって，大気中にて低温で Al 合金表面の酸化皮膜を除去し，投入熱量の低減により Al-Fe 金属間化合物層の生成を抑制するという接合コンセプトを提案し，その実現とともにメカニズムを解明すべく検討を行った．本接合コンセプトによれば，通常，車体用鋼板として使用されている亜鉛めっき鋼板のめっき中の Zn を用いるため，リベットやロウ材といった新たな中間材を必要とせず，コストアップにつながらない．本研究では最終的に，上記接合コンセプトを車体用の抵抗スポット溶接によって実現することを目的としている．その実現により，車体の軽量化のみならず，従来の Al 合金用抵抗スポット溶接機をそのまま流用できるため，新規の設備投資を必要とせず，コスト面での優位性も得られると考えられる．

Fig. 1.1 に本研究の流れを示す．本論文は全 7 章で構成される．

第 1 章では，本研究の方向性を決定するために，鋼と Al 合金の異種材料接合の研究動向全体を俯瞰した．その調査結果より新たな接合コンセプトを提案し，車体用接合技術としての実用化を想定して接合工法の選定を行った．

第 2 章では，亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料接合の継手特性に及ぼす効果を継手強度，Al-Fe 反応層の生成状態，破壊形態から体系的に検討し，明らかにした．その際，抵抗スポット溶接における接合プロセスは数百 ms で終了するという点，また，接合界面での温度状態は接合界面の電気抵抗によって発生する熱量によって決まるため，温度条件を揃えての接合メカニズムの検討が困難であるという点から，拡散接合を用いて検討を行った．さらに，国内で広く流通しているという点で，実用化する際に重要となる GA 材と Al 合金の接合を可能にするため，溶融亜鉛めっき（GI 材），合金化溶融亜鉛めっき（GA 材）といっためっき種の違いが，接合プロセスの進行過程にどのような影響を検討するために急冷試験片を用いて，プロセスの進行過程の観察を行った．その観察結果から，めっき種が接合プロセスの進行状態に与える影響を明らかにした．

第 3 章では，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の組み合わせに対して，抵抗スポット溶接による本接合コンセプトの適用を試みた．第 2 章同様，亜鉛インサートが抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合の継手特性に及ぼす効果を継手強度，Al-Fe 反応層の生成状態，破壊形態から体系的に検討した．また，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の各々の組み合わせについて，高い強度を有する接合継手を実現するための抵抗スポット溶接の適正条件の指針を明らかにした．さらに，接合面内における Al-Fe 反応層の生成状態と継手強度の関係を検討することで，継手強度発現メカニズムを明らかにした．

第 4 章では，本接合コンセプトを車体部材に適用する際に問題となる，鋼中の Fe と Al 合金中の Al のイオン化傾向の差によって生じる電食に対する耐食性を確保するためのシールスポット溶接コンセプトを提案した．抵抗スポット溶接継手，シールスポット溶接継手の双方を複合サイクル腐食試験（Cyclic Corrosion Test（CCT））に供することで，シールスポット溶接継手の電食防止機能を明らかにした．また，シールスポット溶接は接合界面のシール剤の存在により，溶接電流の通電経路が制限されるため，電気抵抗の増大，発熱量の増加が生じる．その結果，被接合材の板厚減少，継手強度の低下が起こりやすい．そこで，継手強度の向上をねらいとし，溶接電極間の電流，電圧を計測することで発熱量を求め，シールスポット溶接条件の適正化を行った．さらに，抵抗スポット溶接，シールスポット溶接の逐次観察試験片を作成し，抵抗スポット溶接とシールスポットの接合プロセスの進行過程の観察を行った．その結果から，シールスポット溶接を適用する際の留意点，および高い強度を有する接合継手を実現するためのシールスポット溶接条件の指針を明らかにした．

第 5 章では，車体性能要件，生産要件，品質保証といった観点で，自動車車体への適用性評価を行い，本接合コンセプトによって得られる接合継手が実用化に耐え得る諸特性を有していることを明らかにした．

第 6 章では，亜鉛めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による異種材料接合技術として本接合コンセプトの展開を試みた．まず，共晶系亜鉛合金インサートを用いることにより，抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合の接合性のさらなる改善を試みた．共晶系亜鉛合金インサートを用いることで，Al 合金表面の酸化皮膜の除去過程の，より一層の低温化が可

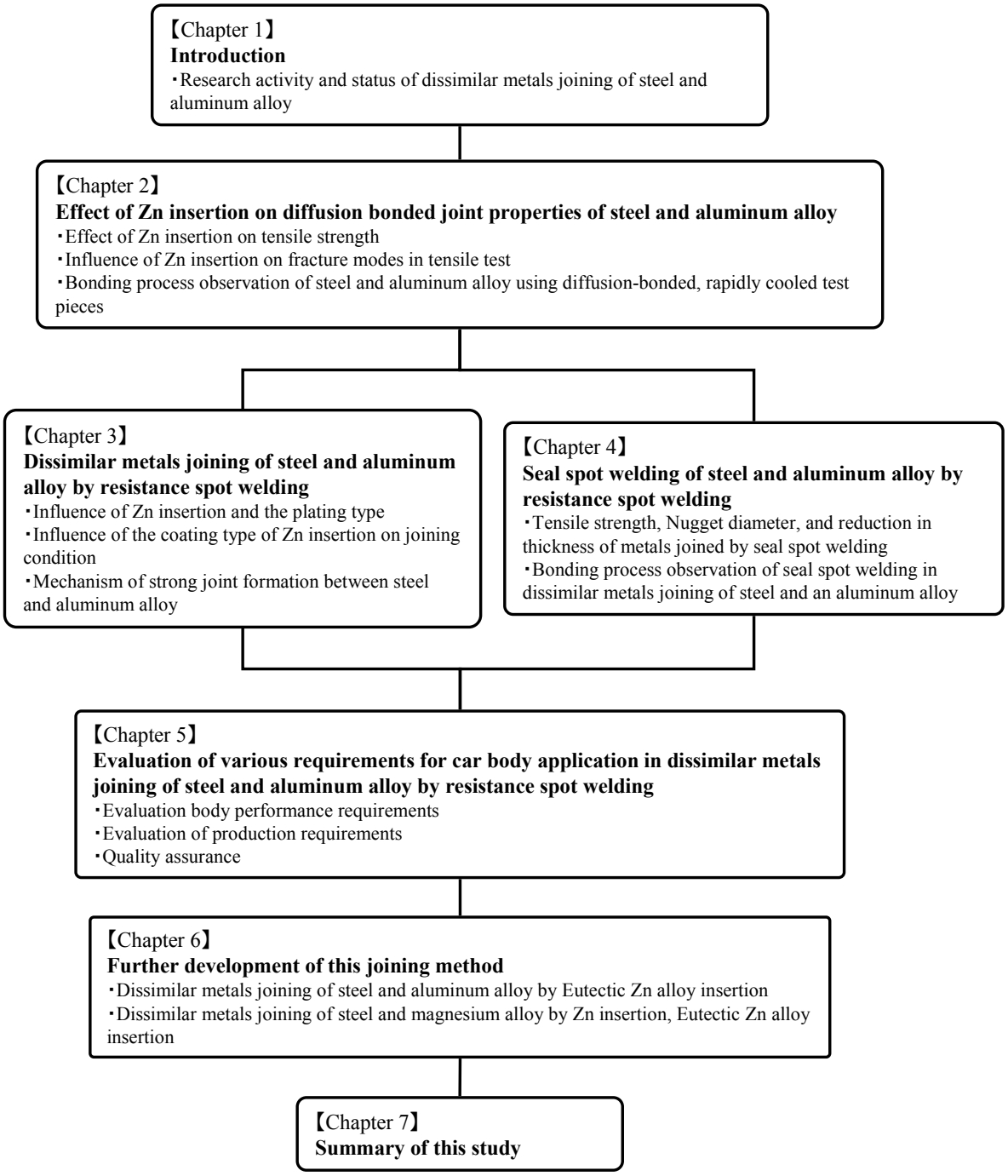


Fig. 1.1 Flow chart of this study.

能となり，接合継手特性の向上を実現できた．次に，抵抗スポット溶接による鋼と Mg 合金の異種材料接合において，亜鉛インサートを用いることにより，Mg 合金表面の酸化皮膜を低温で除去，さらに完全二相分離の系である鋼の Fe と Mg 合金の Mg に対し，Mg 合金の添加元素である Al を利用することで，Al-Fe 金属間化合物層，Al-Mg 金属間化合物層を生成させ，冶金的な接合を実現できた．

第 7 章では，本研究により得られた知見から，低コストで優れた継手特性を有する抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合に関する総括を行った．

第 2 章　亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料拡散接合の継手特性に及ぼす効果

2.1 緒言

本章では，亜鉛インサートによる鋼と Al 合金の異種材料接合の接合性への影響について接合界面の状態，継手強度，接合継手の破断モードといった観点で体系的，基礎的な検討を行った．その際，抵抗スポット溶接は数百 ms といったように極短時間にて接合プロセスが完了してしまうため，接合プロセス中に起こる現象メカニズムを詳細に観察するのは困難であるという点，また，電流による抵抗発熱が熱源になっているため温度条件を揃えての評価が困難であるという点から拡散接合による検討を行った．さらに，拡散接合による急冷試験片を用いた詳細観察を行うことにより，接合プロセスの進行メカニズムについて検討を行った．その際，国内での実車適用時に，その流通量から重要となる GA 材[2-1)]と Al 合金の接合を抵抗スポット溶接で可能とするため，GI 材と Al 合金に加えて，GA 材と Al 合金の組み合わせについても同様の検討を行い，めっき種が接合プロセスの進行状態に及ぼす影響について検討を行った．

2.2 実験方法

2.2.1 供試材

鋼には板厚 0.55mm の溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI 材）（原板 SPCC 材）），および板厚 0.55mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材）（原板 SPCC 材））を用いた．Al 合金には板厚 1mm の板（A6022-T4（同等材）（A6022 材）），および φ 5mm の丸棒（A6061-T6（A6061 材））の 6000 系 Al 合金を用いた．また，本接合コンセプトの効果を比較検証するために板厚 0.55mm の裸鋼板（Cold-rolled steel（CR 材）（SPCC 材））を用いた．亜鉛めっき鋼板と Al 合金，CR 材と Al 合金の各々の接合性を比較することにより，亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料接合の接合性に及ぼす効果について検討を行った．さらに，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の継手界面を観察，比較することにより，めっき種が接合プロセスの進行状態に及ぼす影響を明らかにした．試験片の前処理については，亜鉛めっき鋼板，CR 材ともに鋼側は有機溶剤による脱脂を行った．Al 合金側は材料の製造工程途中において，表面の酸化皮膜の厚さにばらつきが生じている可能性があることを考慮し，その厚さを揃えるために，酸化皮膜を一度研磨で除去後，放置し，自然生成させた．その後，有機溶剤による脱脂を行った．鋼，Al 合金ともに脱脂には超音波洗浄器を用いた．

Fig. 2.1 に亜鉛めっき鋼板の断面観察画像を示す．GI 材のめっき層は Zn で構成されており，厚さが約 6～20 μm であった．一方，GA 材のめっき層は合金化された $FeZn_8$（δ 相）で構成されており，厚さが約 8 μm であった．このことから，GI 材と Al 合金の場合，接合プロセス中に Al-Zn 共晶反応が生じるのに対し，GA 材と Al 合金の場合は δ 相と Al の反応が生じるものと考えられる．各々のめっき層の融点は GI 材が 420℃（亜鉛の融点），GA 材が 530～665℃

(Fe-Zn 合金の融点 [2-2])である.

2.2.2 試験片形状

Fig. 2.2 に丸棒と板を接合する際に用いた継手試験片形状を示す. 板同士の場合は重ねて接合を行い, 丸棒と板の場合は丸棒が板面に対して概垂直となるように接合を行い, 作製した継手試験片の接合界面観察を実施した. 引張特性評価のための継手強度試験, および継手強度試験後の破面観察には Fig. 2.2 に示す継手試験片を用いた. なお, 継手強度試験を行う際の引張速度は 0.05mm/s とした.

2.2.3 接合方法

接合には加圧機構, 加熱機構を有する拡散接合装置を用いた. 所望の接合温度まで加熱し, その後, 設定接合時間保持した後に空冷した. 急冷試験片は所望の接合温度まで加熱, 設定接合時間保持した後に水を満たした容器に投入して急冷した. 接合雰囲気はいずれも大気中とした. なお, 昇温速度を 3℃/s とし, 375～550℃の範囲で接合温度を変化させた.

2.2.4 分析方法

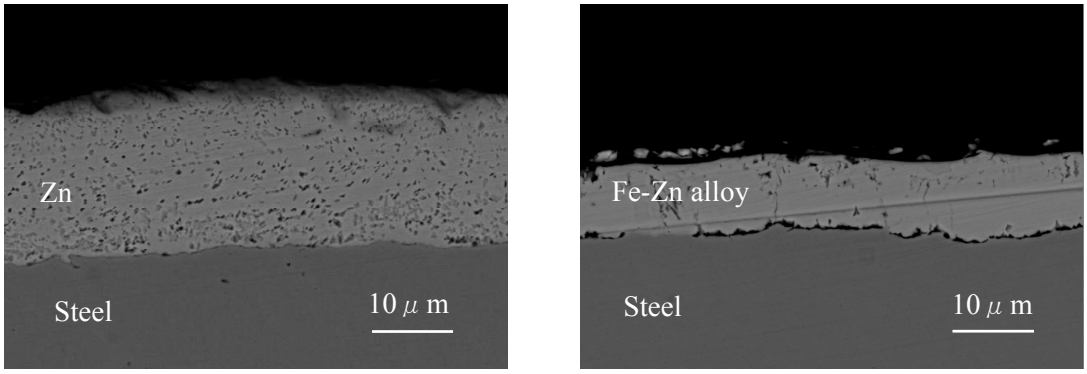
接合プロセス中の被接合材表面の酸化状態は, 接合性に大きな影響を及ぼす. そこで, 接合プロセス中における酸化皮膜の変化を明らかにするために X 線光電子分光法(X-ray Photoelectron Spectroscopy(XPS))を用いて観察を行った. また, 界面構造を明らかにするための接合界面観察にはオージェ分光法(Auger Electron Spectroscopy(AES)), 走査電子顕微鏡法(Scanning Electron Microscopy(SEM)), 透過型電子顕微鏡法(Transmission Electron Microscopy(TEM))を用いた. さらに, 継手強度試験後の破断モードを明らかにするための破面観察には光学顕微鏡(実体顕微鏡), SEM を用い, エネルギー分散型 X 線分光法(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy(EDX)), 波長分散型 X 線分光法(Wavelength-Dispersive X-ray Spectroscopy(WDX))により元素分析, 定量分析を行った.

2.3 実験結果, および考察

2.3.1 鋼と Al 合金の異種材料接合の課題

Al 合金表面に存在する酸化皮膜は接合の可否に大きく影響することから, 接合相当の加熱前後の酸化皮膜の状態を明らかにするため, XPS を用い Al_2O_3 のエッチングレート 26.4nm/min から換算して酸化皮膜の厚さを計測した.

Table 2.1 に各条件下における被接合材表面の酸化皮膜厚さの計測結果を示す. まず, 常温, 大気中での酸化皮膜の成長を調査するため, A6022 材, CR 材を研磨により鏡面仕上げし, 大気中で 3.6×10^3s, 4.3×10^4s 放置した試料の酸化皮膜の状態を分析した. 保持時間によらず A6022 材表面の酸化皮膜厚さは約 5nm, CR 材表面の酸化皮膜厚さは約 9nm で安定していた.



(a) GI steel　　(a) GA steel

Fig. 2.1 Cross sections of Zn coated steels (GI steel, GA steel).

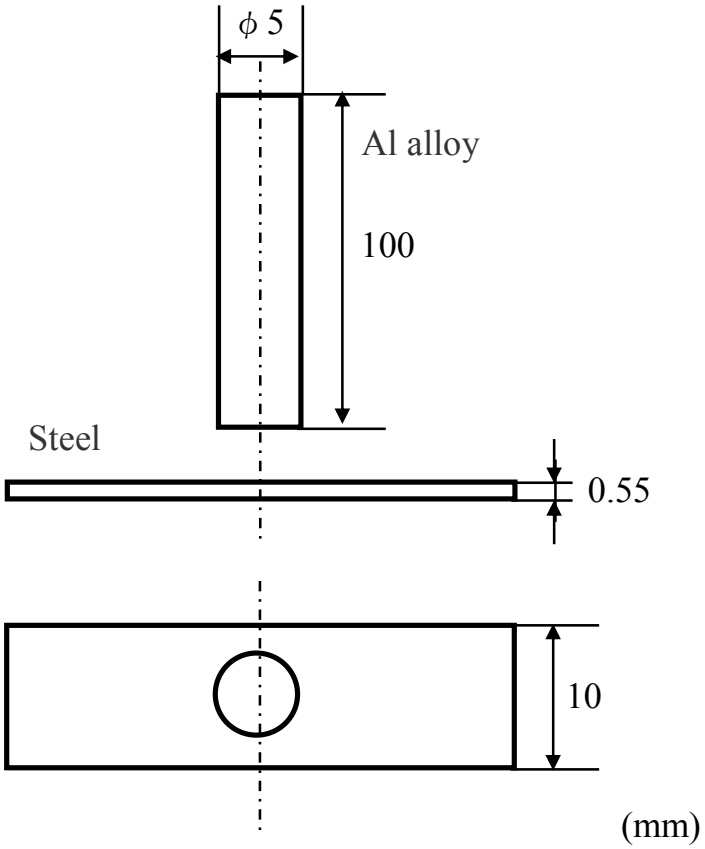


Fig. 2.2 Dimensions of tensile test specimen.

Table 2.1 Thickness of oxide film on surface of metals.

(a) Al alloy sheet (A6022)

Condition	Thickness of oxide film
Held in air for 3.6×10^3 s	5 nm
Held in air for 4.3×10^4 s	5 nm
Heated to 500℃	5 nm

(b) Steel (CR steel)

Condition	Thickness of oxide film
Held in air for 3.6×10^3 s	9 nm
Held in air for 4.3×10^4 s	9 nm
Heated to 500℃	1.3 μm

次に，接合プロセス中の加熱による酸化皮膜の状態変化を明らかにするため，A6022 材，CR 材を接合プロセス時相当の加熱速度（3℃/s）で 500℃まで加熱し，空冷した試料について酸化皮膜の状態を分析した．A6022 材表面の酸化皮膜は加熱による変化は見られず，厚さが約 5nm で安定していた．一方，CR 材表面の酸化皮膜は顕著な変化が見られ，XPS による分析からその厚さが約 1.3 μm まで成長していることがわかった．

以上の計測結果から，大気中にて鋼と Al 合金を接合する際，①Al 合金表面の安定した酸化皮膜の存在，②接合プロセス中における鋼表面の酸化皮膜の成長，という課題が存在するため，直接固相接合することは困難であると考えられる．

上記課題を解決すべく，Al 合金中の Al と低温にて共晶反応を起こすインサート金属を用いることにより，接合性の改善を図る接合コンセプトを提案した．

Fig. 2.3 に Al-Zn の二元状態図 [2-3]，Fig. 2.4 に Fe-Al の二元状態図 [2-4]を示す．Al 合金中の Al と低融点共晶融液を形成する Zn をインサート材として用いることで Al-Zn 共晶反応によって，Al 合金表面のごく表層において低温で液相を生じさせ，酸化皮膜を除去，接合部周囲に排出する．その結果，薄くて均一な Al-Fe 金属化合物層を生成し，高強度な鋼と Al 合金の異種材料接合継手を実現する．以下，本コンセプトを実証するための評価用継手試験片を作製し，接合界面の Al-Fe 金属間化合物層の生成状態を明らかにするための接合界面観察，引張特性を明らかにするための継手強度試験，およびその破断モードを明らかにするための

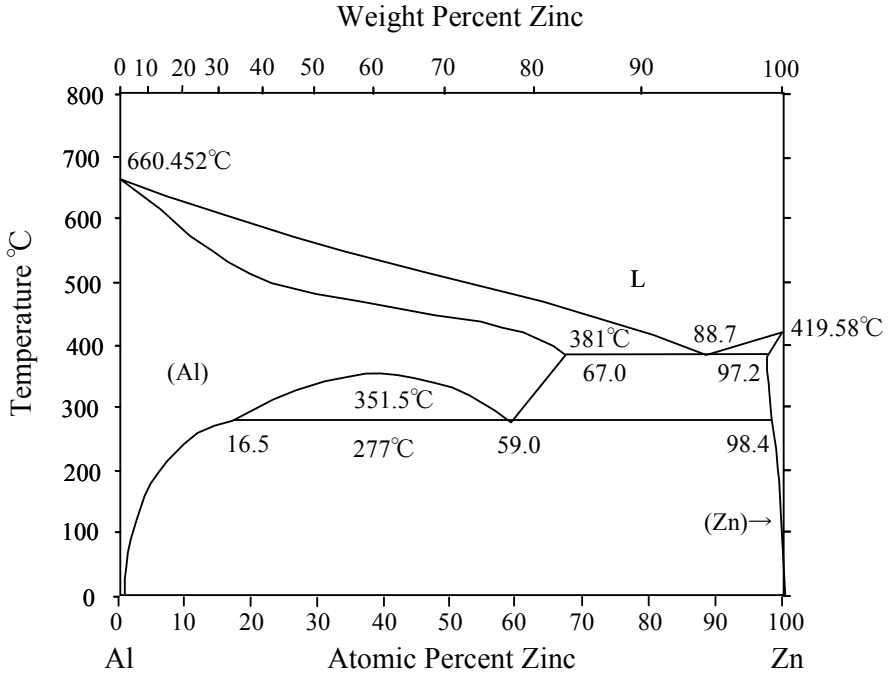


Fig. 2.3 Al-Zn binary phase diagram[2-3].

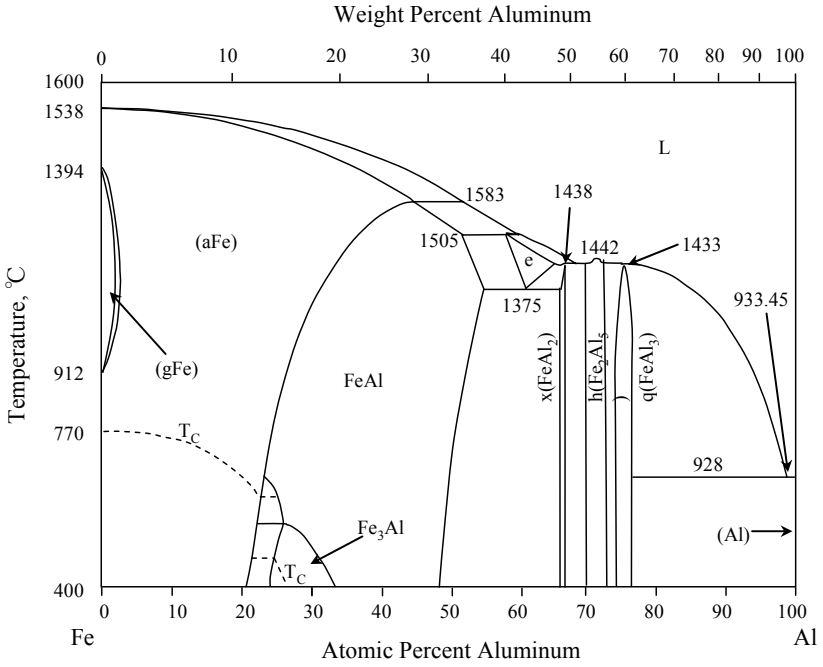


Fig. 2.4 Fe-Al binary phase diagram[2-4].

破面観察を行った. さらに, 本接合プロセスの進行過程を明らかにするために, 拡散接合による急冷試験片を作製し, 詳細な接合界面観察を行った. また, GI 材と Al 合金, GA 材と Al 合金の組み合わせの双方について観察を行うことで, めっき種が接合プロセスの進行状態に及ぼす影響を明らかにした.

2.3.2 亜鉛インサートによるプロセス中の被接合材の酸化抑制効果

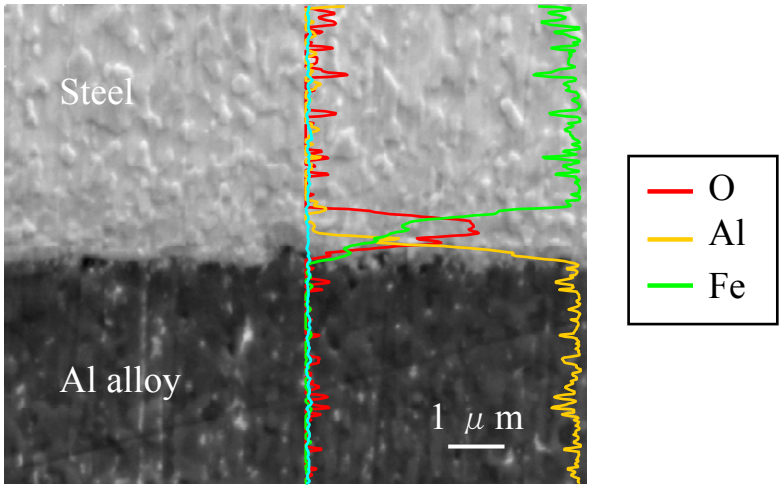
亜鉛めっき中の Zn が鋼と Al 合金の異種材料接合プロセスにおいて接合界面に生成する反応層に及ぼす影響を調査するために, CR 材と A6022 材, GI 材と A6022 材の各々の組み合わせで接合継手を作製し, AES による接合界面観察を行った. 接合条件は接合温度を 500℃, 接合時間を 10min, 接合加圧力を 5MPa とした.

Fig. 2.5 に CR 材と A6022 材の接合継手の AES による接合界面観察結果を示す. CR 材と A6022 材の接合界面では Al-Fe 金属間化合物層は確認されず, (a)接合面中央部で厚さ約 1 μm の酸化物, (b)接合面外周部で約 2 μm の酸化物が生成されているのが観察された. 接合界面の酸化については, 前述の XPS による分析結果が示すとおり, 大気中での接合であるため, CR 材表面が加熱によって大気中の酸素と反応することで酸化が進行していると考えられる. その際, 大気に晒されやすい外周部は中央部に比べ顕著に酸化が進行することがわかった. 接合界面に Al-Fe 金属間化合物層が確認されなかった要因としては, A6022 材表面に存在していた酸化皮膜, および接合プロセス時に形成した CR 材表面の酸化皮膜によって, Al, Fe の拡散反応が阻害されたためであると考えられる.

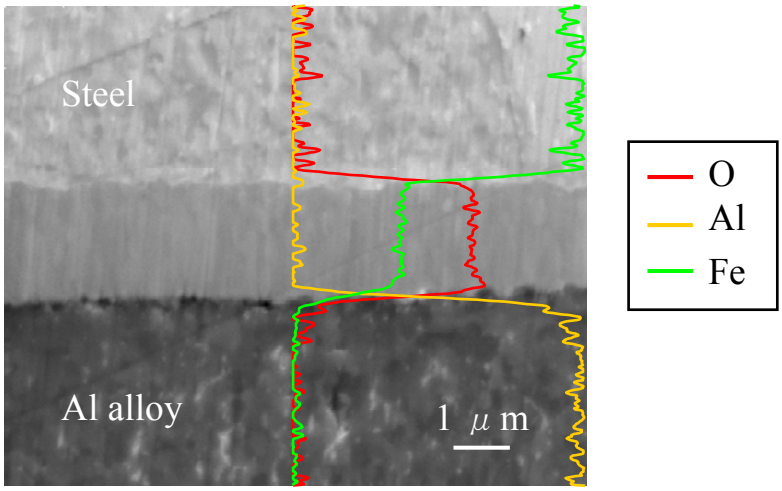
Fig. 2.6 に GI 材と A6022 材の接合継手の AES による接合界面観察結果を示す. GI 材と A6022 材の接合界面では(a)接合面中央部, (b)接合面外周部ともに酸化物は確認されず, Al, Fe の濃度分布がプラトー(平坦部)を示すことから, この部分で Al-Fe 金属間化合物層を生成していると判断した. 接合界面の酸化が進行しなかった要因としては, 接合プロセス中に生成する Al-Zn 共晶融液が接合プロセス時の接合界面への酸素の侵入を遮断することで GI 材の鋼表面の酸化を防止したためであると考えられる. 均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成された要因としては, A6022 材中の Al と GI 材の亜鉛めっき中の Zn が Al-Zn 共晶反応を生じることにより, A6022 材表面の酸化皮膜が除去, さらに, GI 材の亜鉛めっきの溶融にともない鋼の新生面が露出することで, A6022 材と GI 材の鋼の双方の新生面同士が直接接触し, Al, Fe の拡散反応が促進されたためであると考えられる.

以上の結果より, Al 合金中の Al と亜鉛めっき中の Zn との Al-Zn 共晶反応を利用することで, 大気中で Al 合金表面の酸化皮膜を低温で除去, 均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成することが可能となることがわかった.

さらに, 亜鉛めっき中の Zn が接合界面に生成する反応層に及ぼす影響をより詳細に調査するために, CR 材と A6061 材, GI 材と A6061 材の各々の組み合わせで接合継手を作製し, TEM による接合界面観察, EDX による元素分析, 定量分析を行った. 接合条件は接合温度を 475℃, 接合時間を 20min, 接合加圧力を 5MPa とした.



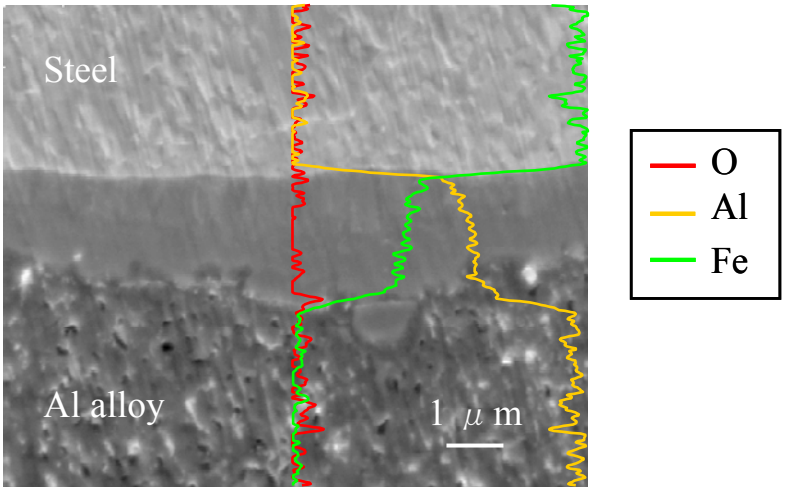
(a) Center region



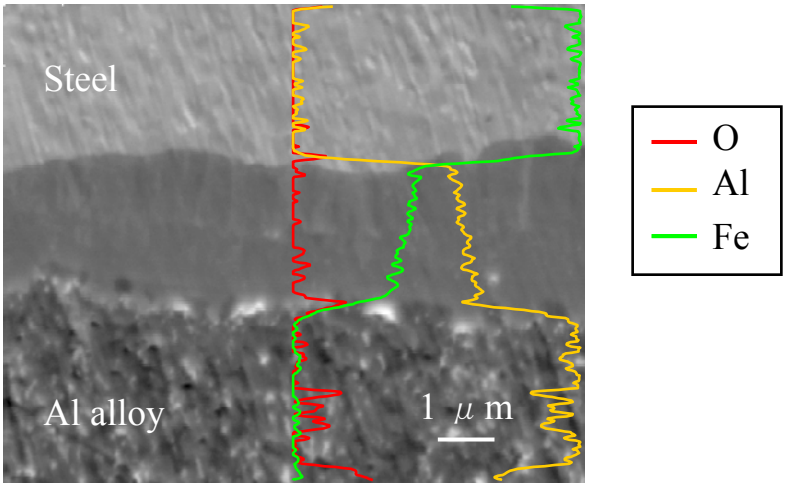
(b) Peripheral region

Bonding temperature: 500℃, Bonding time: 10min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.5 SEM images and AES line profiles across joint interface (CR steel and A6022).



(a) Center region



(b) Peripheral region

Bonding temperature: 500℃, Bonding time: 10min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.6 SEM images and AES line profiles across joint interface (GI steel and A6022).

Fig. 2.7 に CR 材と A6061 材の継手の TEM による接合面中央部の界面観察結果，EDX による元素分析，定量分析結果を示す．EDX による分析結果から，接合界面に Al-Fe 金属間化合物層は確認されず，O が確認された．CR 材側には接合時に加熱により形成された Fe の酸化物が確認され，A6061 材側には Mg が確認された．Mg の検出に関しては，Mg が有する還元作用により Al の酸化皮膜が分解されて Al_2MgO_4 を形成していると考えられる[2-5]．CR 材側，A6061 材側のいずれの酸化物も残存していることから，被接合材相互の直接的な密着，接合はなされていないと考えられる．

Fig. 2.8，Table 2.2 に GI 材と A6061 材の継手の TEM による接合面中央部の界面観察結果，ディフラクションパターン解析結果，EDX による元素分析，定量分析結果を示す．界面反応層は接合界面に対して垂直に伸びた柱状晶であることがわかった．また，ディフラクションパターン解析によって，生成している反応層は Al-Fe(Zn)の固溶体，および $FeAl_3$(Zn)の可能性があることがわかった．また，Fe-Zn 系化合物は界面で生成していなかった．

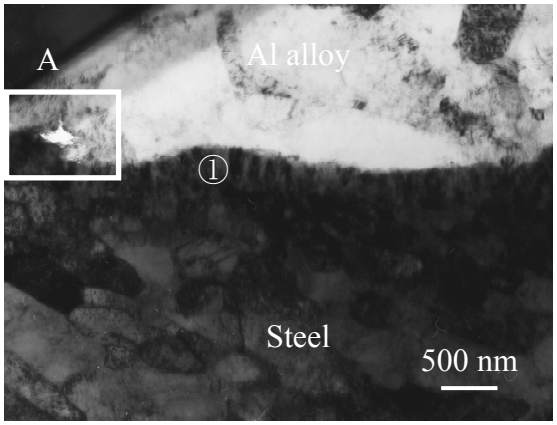
Fig. 2.9 に GI 材と A6061 材の継手の接合界面近傍の Zn の分布状態を明らかにするために行った WDX による観察結果を示す．Fig. 2.9 に示すとおり，A6061 材母材内部への Zn の拡散が確認された．Fig. 2.8，Fig. 2.9 の観察結果から，亜鉛めっき中の Zn は主として A6061 材中の Al と反応して共晶融液を生成し，加圧により外部へ排出されるため，Fe-Zn 系金属間化合物層は生成しないことがわかった．

以上の結果より，GI 材の亜鉛めっき中の Zn を利用することで，Al 合金中の Al と共晶融液を生じさせ，Al 合金表面の酸化皮膜を効果的に除去することができることがわかった．また，Al-Zn 融液，Zn 融液は接合プロセスにおける鋼表面の酸化を防止することができるため，Al 合金中の Al，鋼中の Fe の拡散反応が促進され，Al-Fe 金属間化合物層の生成による冶金的な接合が可能となることがわかった．

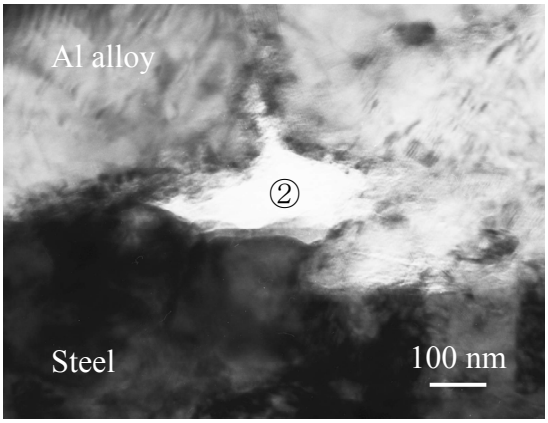
2.3.3 亜鉛インサートによる接合継手強度の向上効果

GI 材の亜鉛めっき中の Zn が鋼と Al 合金の異種材料接合の継手強度に及ぼす影響を明らかにするために CR 材と A6061 材，GI 材と A6061 材の各々の組み合わせで接合継手を作製し，継手強度試験を行った．接合条件は，接合温度を 475℃，500℃，接合時間を 1min，3min，5min，10min，20min，30min，接合加圧力を 5MPa とした．

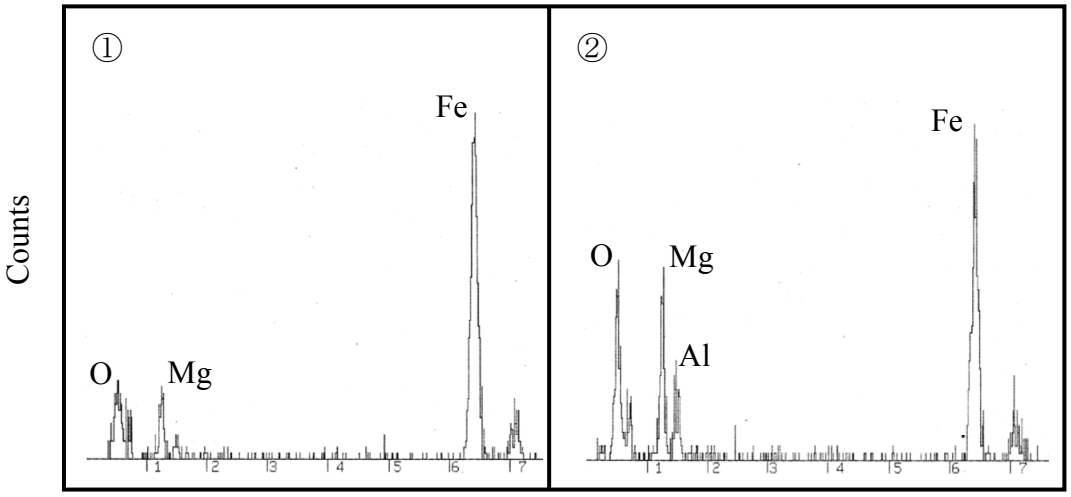
Fig. 2.10 に CR 材と A6061 材，GI 材と A6061 材の接合継手の継手強度試験結果を示す．CR 材と A6061 材の継手強度は，GI 材と A6061 材の接合継手に比べて低い強度を示した．また，接合温度，接合時間によらず大きな継手強度の変化は見られなかった．これは，前述したとおり Al 合金表面の自然酸化皮膜の存在，および接合プロセス加熱過程における鋼表面の酸化物生成により，Al と Fe の拡散反応の阻害，Al-Fe 金属間化合物層生成の抑制が生じたことによると考えられる．それに対して，GI 材と A6061 材の継手強度は CR 材と A6061 材の接合継手に比べて高い強度を示した．これは，亜鉛インサートによって，接合面の広い領域にわたって酸化皮膜の除去が促進され，均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成されたことによる



(a) Joint interface



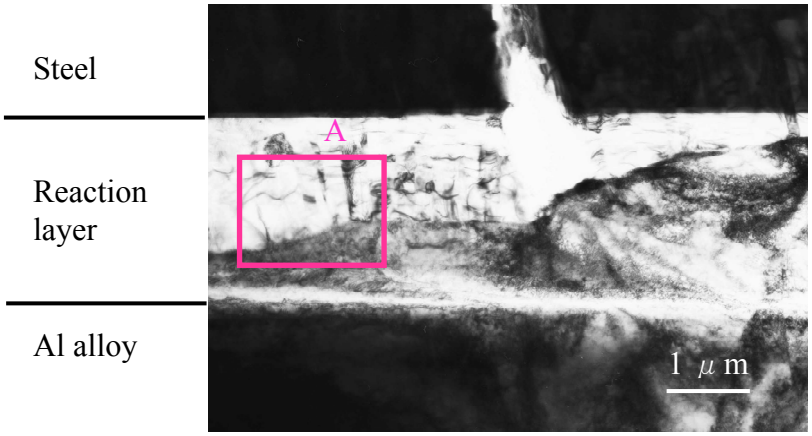
(b) Higher magnification of region A



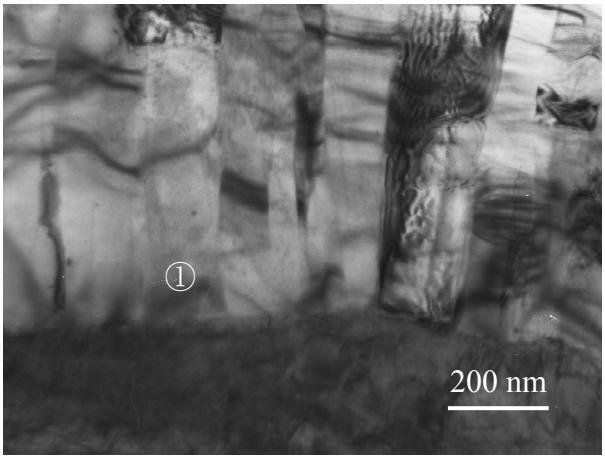
(c) EDX spectra of points ① and ②

Bonding temperature: 475℃, Bonding time: 20min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.7 TEM micrographs and EDX analysis results of joint interface (CR steel and A6061).



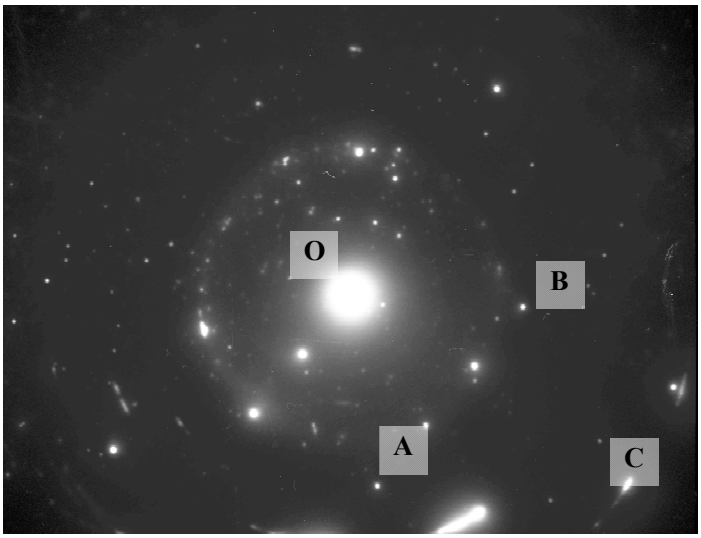
(a) Joint interface

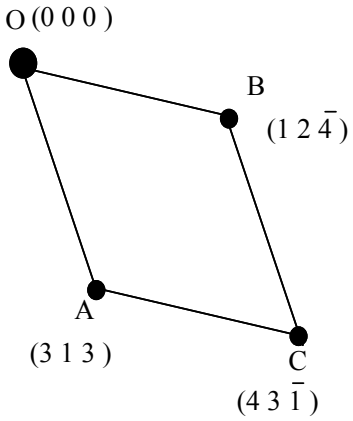


(b) Higher magnification of region A

Bonding temperature: 475℃, Bonding time: 20min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.8 TEM micrographs and diffraction pattern analysis result of joint interface (GI steel and A6061).





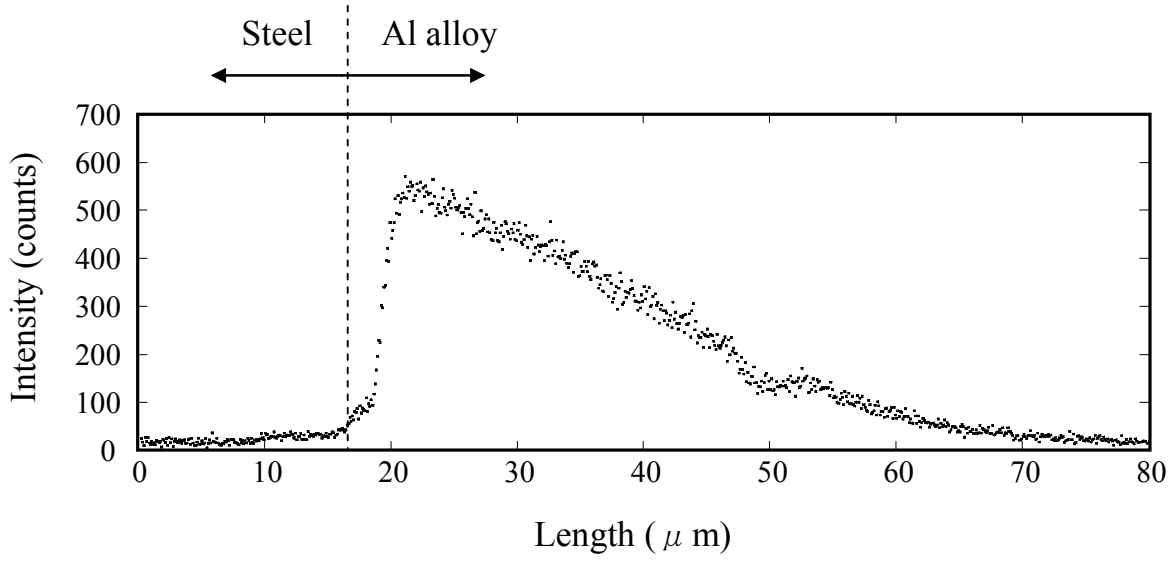
	$FeAl_3$ Orthorhombic a=7.7510 Å b=4.0336 Å c=23.771 Å			
	Index	d_{theor} (Å)	d_{exp} (Å)	error (%)
OA	(3 1 3)	2.08	2.09	0.4
OB	(1 2 $\bar{4}$)	1.85	1.85	0
OC	(4 3 $\bar{1}$)	1.09	1.1	0.9

(c) Diffraction pattern from point ①

Fig. 2.8 Continued.

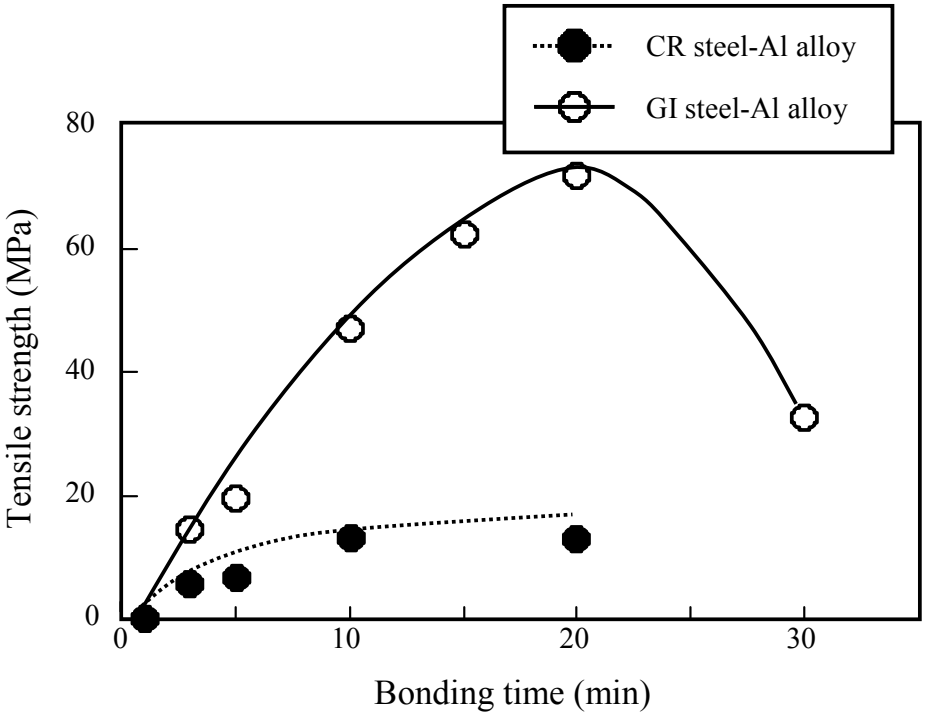
Table 2.2 EDX quantitative analysis result of region ① in Fig. 2.8 (GI steel and A6061).

	Chemical composition (mol%)			Identified phase
	Al	Fe	Zn	
Region ①	79.8	16.9	3.2	$FeAl_3$ (Zn)

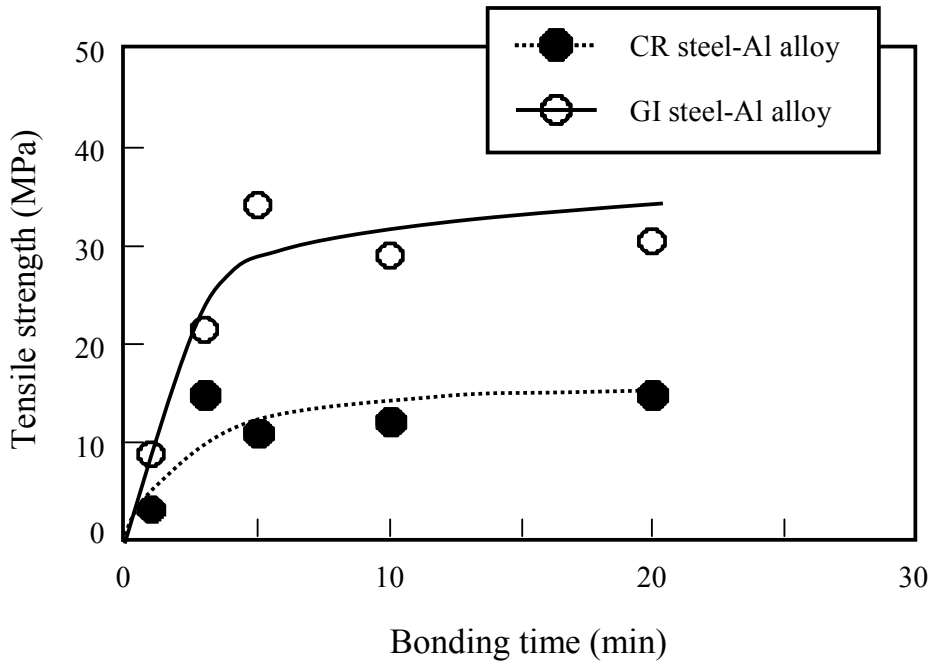


Bonding temperature: 475℃, Bonding time: 20min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.9 WDX line profile of Zn across joint interface (GI steel and A6061).



(a) Bonding temperature: 475℃



(b) Bonding temperature: 500℃

Bonding temperature: 475℃, 500℃, Bonding time: 1～30min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.10 Effect of Zn insertion on tensile strength of joints (CR steel and A6061, GI steel and A6061).

ものと考えられる.

2.3.4 亜鉛インサートが接合継手の破断モードに及ぼす影響

(1) CR 材と Al 合金の接合継手の破断モード

GI 材の亜鉛めっき中の Zn が鋼と Al 合金の異種材料接合継手の破断機構に及ぼす影響を明らかにするために, 比較対象として, CR 材と A6061 材の継手強度試験後の試料に対して, 光学顕微鏡とSEMを用いた破面観察, EDXによる元素分析, 定量分析を行った. なお, 破面における生成相の同定は EDX の分析結果に基づいて行った.

Fig. 2.11 に接合条件を接合温度 500℃, 接合時間 20min, 接合加圧力 5MPa とし, 低強度(14.9MPa)にとどまった接合継手の破面観察結果を示す. 破面観察は(a) A6061 材側の接合面中央部近傍の領域 A, (b) CR 材側の接合面中央部近傍の領域 B について行った. (a) A6061 材側破面の(a-2)領域 A より Al 合金母材, および Al の酸化皮膜, (b) CR 材側破面の(b-2)領域Bより鋼母材, およびFeの酸化皮膜が確認された. 以上の観察結果より, 接合面の大部分が未接合であり, CR 材と A6061 材の初期界面での破断, もしくは接合プロセス中に進行した CR 材側の酸化物近傍で破断が生じていることがわかった. また, 少ないながらも(b-2)の一部領域で Al-Fe(Zn)金属間化合物層が観察されたことから, 接合時の加圧により酸化皮膜が局所的に破壊され, Al と Fe の拡散反応が生じたと考えられる. CR 材と A6061 材の異種材料接合継手の強度が低い要因としては, 接合界面に酸化物による未反応領域が存在しているためであると考えられる.

(2) GI 材と Al 合金の接合継手の破断モード

GI 材と A6061 材の継手強度試験後の試料に対して, 光学顕微鏡と SEM を用いた破面観察, および EDX を用いた元素分析, 定量分析を行った.

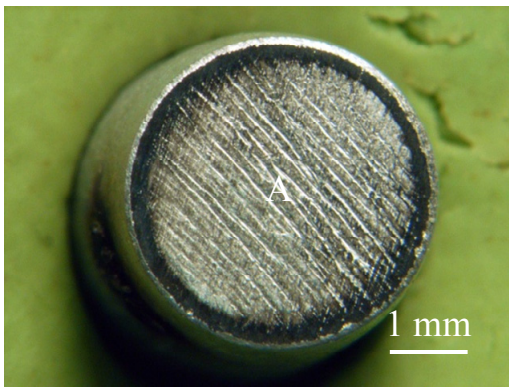
Fig. 2.12 に接合条件を接合温度 475℃, 接合時間 20min, 接合加圧力 5MPa とし, 比較的高強度(71.6MPa)を発現した接合継手の破面観察結果を示す. 破面観察は(a) A6061 材側の接合面中央部近傍の領域 A, 外周部よりの領域 B, (b) GI 材側の接合面中央部近傍の領域C, 外周部よりの領域D, 領域Eについて行った. (a) A6061 材側破面の(a-1)領域A, および(b) GI 材側破面の(b-1)領域 C においてディンプル状の Al 合金延性破面が観察された. また, (a) A6061 材側破面の(a-2)領域 B, および(b) GI 材側破面の(b-2)領域 D において, Al 合金延性破面と Al-Fe(Zn)金属間化合物が確認されたことから, この領域は Al 合金延性破断, およびAl合金母材とAl-Fe金属間化合物層の界面破断が混在した領域であることがわかった. さらに, (b) GI 材側破面の(b-4)領域 E において, Al-Zn 共晶相組織の残存が確認されたことから, 一部領域で Al 合金母材と Al-Zn 共晶相組織の界面破断が生じていることもわかった.

Fig. 2.13 に接合条件を接合温度 475℃, 接合時間 5min, 接合加圧力 5MPa とし, 低強度(17.9MPa)にとどまった接合継手の破面観察結果を示す. 破面観察は(a) A6061 材側の接合

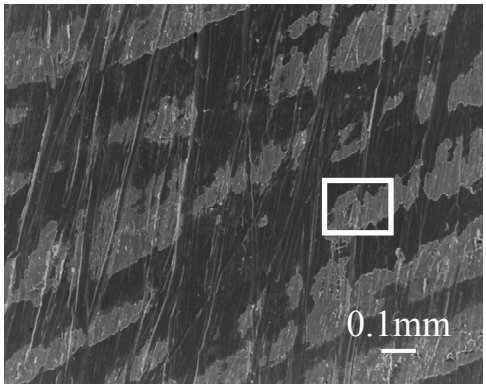
面中央部近傍の領域 A，外周部よりの領域 B，(b)GI 材側の接合面中央部近傍の領域 C，外周部よりの領域 D について行った．(a)A6061 材側破面の(a-1)領域 A，(a-2)領域 B ともに大部分が Al-Zn 共晶相組織内破断，および Al 合金母材と Al-Zn 共晶相組織の界面破断が生じていることがわかった．(b)GI 材側破面の(b-1)領域 C，(b-2)領域 D は鋼母材と Al-Zn 共晶相組織の界面破断，Al-Zn 共晶相組織内破断が生じていることがわかった．これは，Fig. 2.12 に示す高強度を発現した条件の接合時間が 20min であったのに対して，Fig. 2.13 に示す条件は接合時間が 5min と短時間であるために，Al-Zn 共晶融液の接合部周囲への排出が十分には進行せず，接合界面に残存したためであると考えられる．本観察結果から，高強度発現のためには Al-Zn 共晶融液の排出が重要となることがわかった．

Fig. 2.14 に接合条件を接合温度 500℃，接合時間 10min，接合加圧力 5MPa とし，低強度(29.0MPa)にとどまった接合継手の破面観察結果を示す．破面観察は(a)A6061 材側の接合面中央部近傍の領域 A，外周部よりの領域 B，(b)GI 材側の接合面中央部近傍の領域 C，外周部よりの領域 D について行った．(a)A6061 材側破面の(a-1)領域 A，(a-2)領域 B ともに大部分が Al 合金母材と Al-Fe(Zn)金属間化合物層の界面破断，Al-Fe(Zn)金属間化合物層内破断が生じており，(b)GI 材側破面の(b-1)領域 C，(b-2)領域 D ともにほぼ全域にわたって Al-Fe(Zn)金属間化合物層内破断が生じていることがわかった．接合面内の一部の領域で，Al 合金の延性破面が観察されたものの，その領域は少なく，大部分の領域で Al-Fe(Zn)界面反応層内破断が生じていた．本観察結果から，脆弱な Al-Fe 金属間化合物層が厚く成長した場合，金属間化合物層内破断を引き起こし，低強度となるため，高強度発現のためには薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層の生成が重要であることがわかった．なお，Fig. 2.10 の(a)内で，接合条件が接合温度 475℃，接合時間 30min，接合加圧力 5MPa である接合継手の強度が 33.0MPa と著しく低下しているのが確認されたが，その継手界面に生成する Al-Fe(Zn)金属間化合物層厚さは 3.2 μm であった．また，同様に接合継手の強度が 29.0MPa と低強度にとどまった Fig. 2.14 に示す接合継手の界面に生成する Al-Fe(Zn)金属間化合物層厚さは 6.6 μm であった．上記では Al-Fe 金属間化合物層厚さが増加することにより，化合物層内部での破断が生じやすくなり，その結果，継手強度が低下する現象をより端的に示すために，Fig. 2.14 に示す接合継手の破面観察結果を示すこととした．

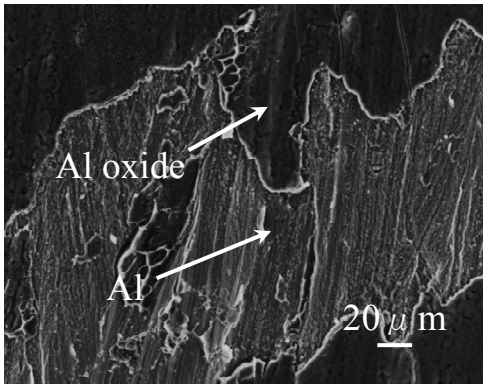
以上の結果から，GI 材の亜鉛めっき中の Zn により Al 合金表面の酸化皮膜が効果的に除去され，鋼と Al 合金の新生面同士の直接接触が生じ，Al と Fe の拡散反応が促進されることがわかった．その結果，冶金的かつ強固な接合面が形成され，Al 合金延性破断領域が増加，高い継手強度が得られた．また，高い継手強度を発現させるためには，接合界面の Al-Zn 共晶融液の残存をなくし，接合面の広い領域にわたって，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成し，Al 合金母材破断領域を拡大することが重要であることがわかった．



(a) Al alloy



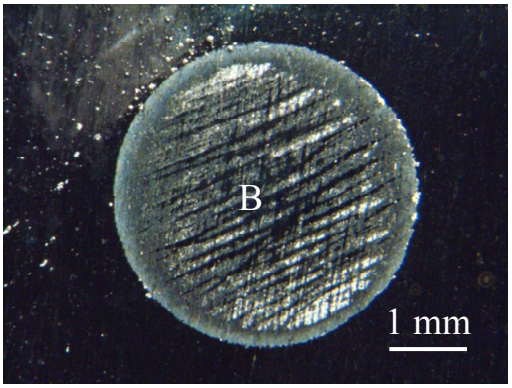
(a-1) Region A



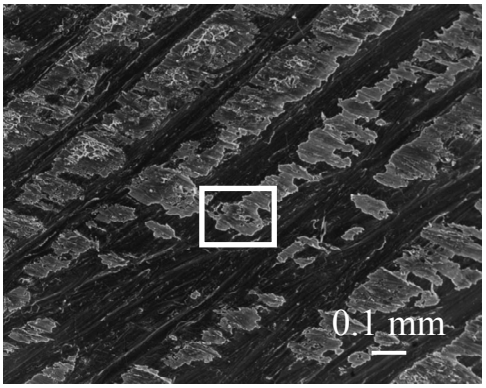
(a-2) Higher magnification of Region A

Bonding temperature: 500℃, Bonding time: 20min, Bonding pressure: 5MPa

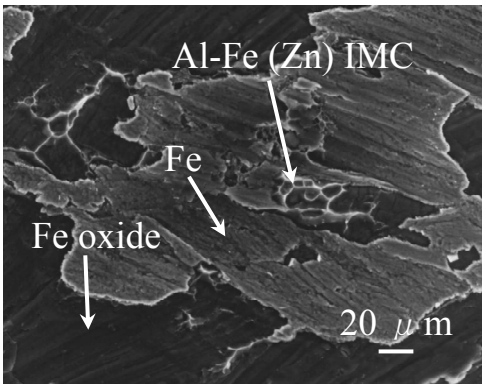
Fig. 2.11 Macro- and micrographs of fracture surfaces of joint (CR steel and A6061) (Tensile strength: 14.9MPa).



(b) Steel

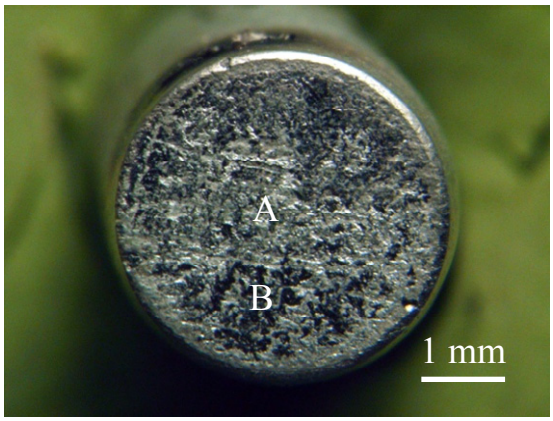


(b-1) Region B

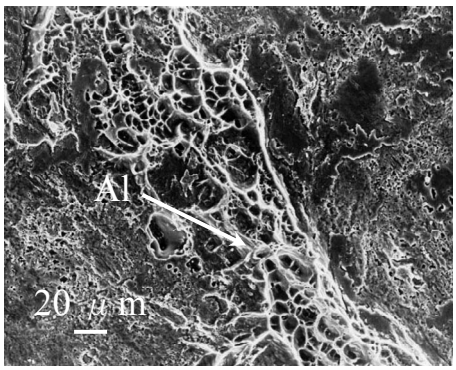


(b-2) Higher magnification of Region B

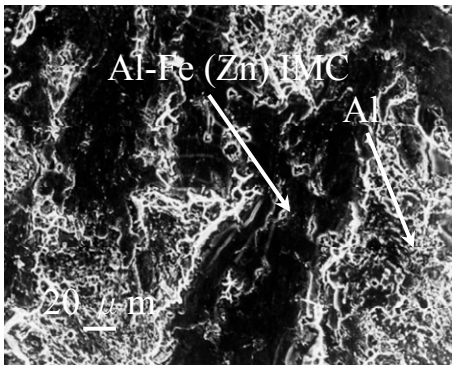
Fig. 2.11 Continued.



(a) Al alloy



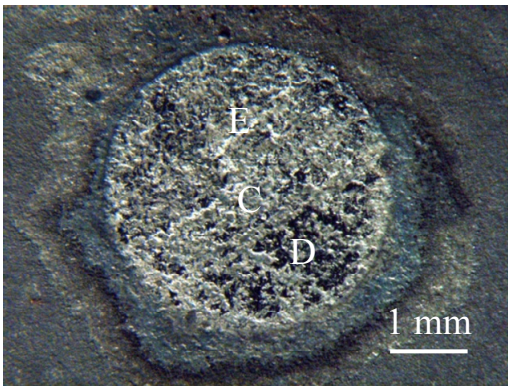
(a-1) Region A



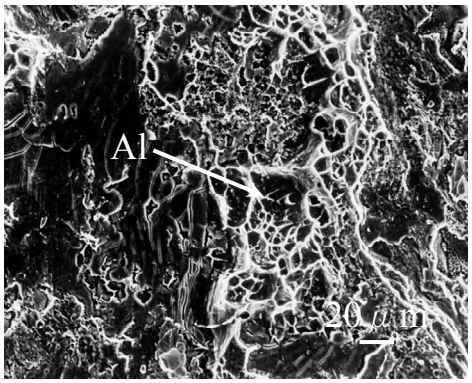
(a-2) Region B

Bonding temperature: 475℃, Bonding time: 20min, Bonding pressure: 5MPa

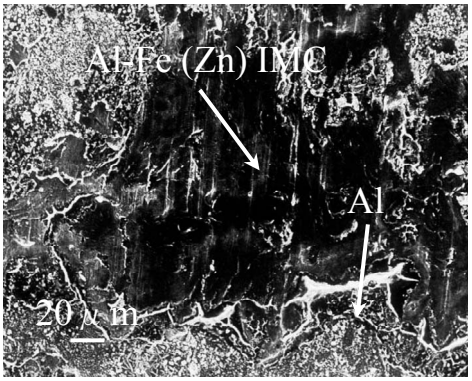
Fig. 2.12 Macro- and micrographs of fracture surfaces of joint (GI steel and A6061) (Tensile strength: 71.6MPa).



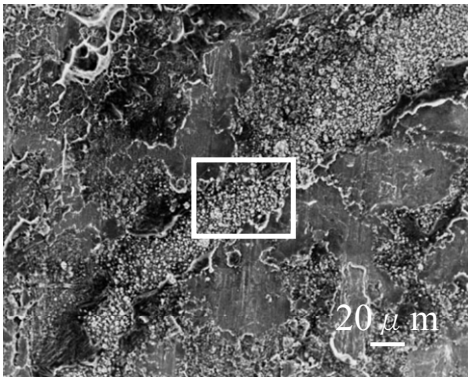
(b) Steel



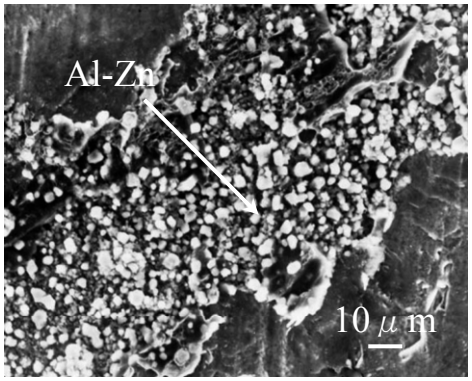
(b-1) Region C



(b-2) Region D

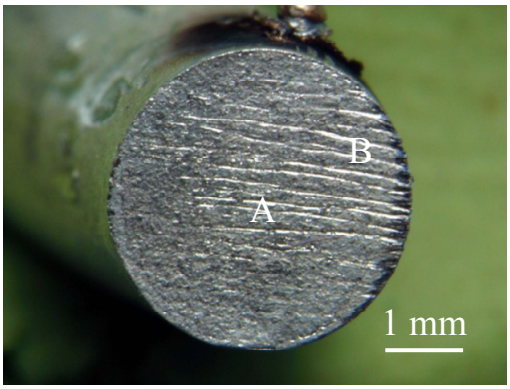


(b-3) Region E

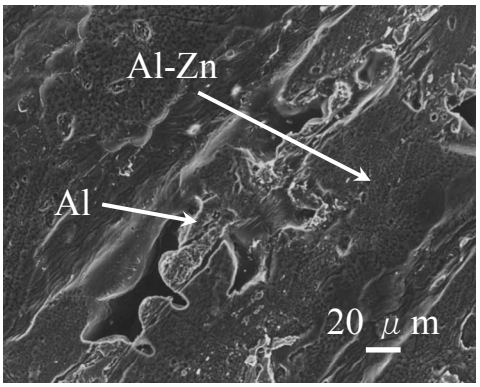


(b-4) High magnification of Region E

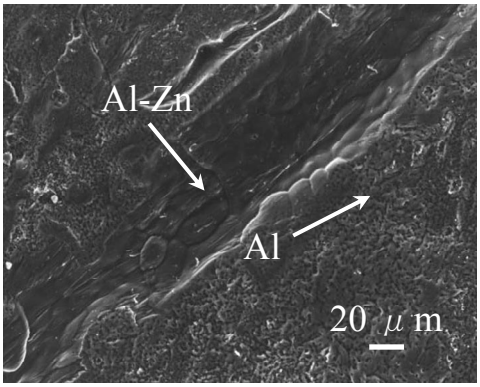
Fig. 2.12 Continued.



(a) Al alloy



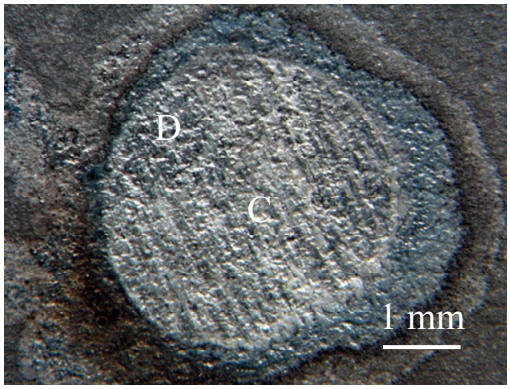
(a-1) Region A



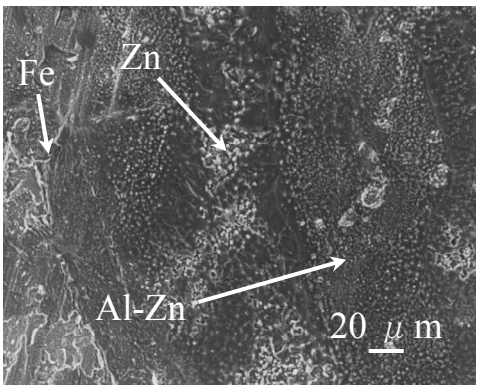
(a-2) Region B

Bonding temperature: 475℃, Bonding time: 5min, Bonding pressure: 5MPa

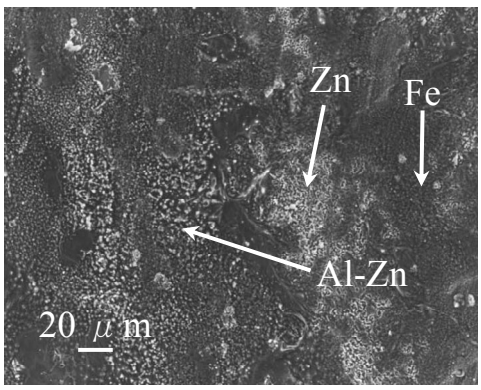
Fig. 2.13 Macro- and micrographs of fracture surfaces of joint (GI steel and A6061) (Tensile strength: 17.9MPa).



(b) Steel

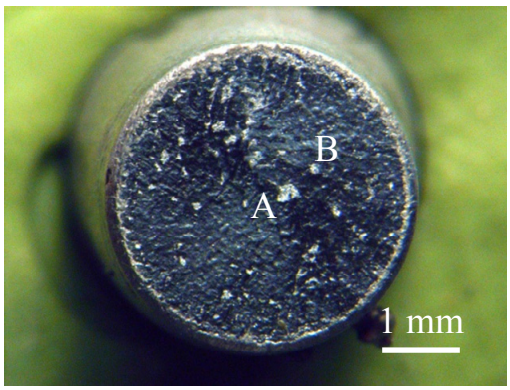


(b-1) Region C

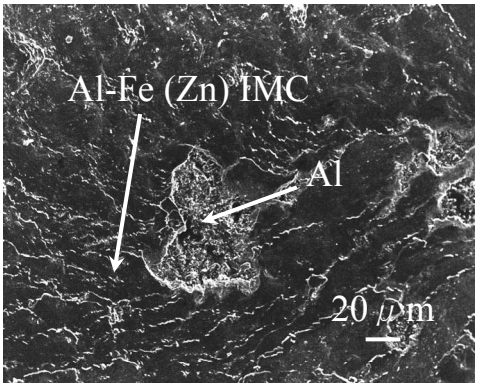


(b-2) Region D

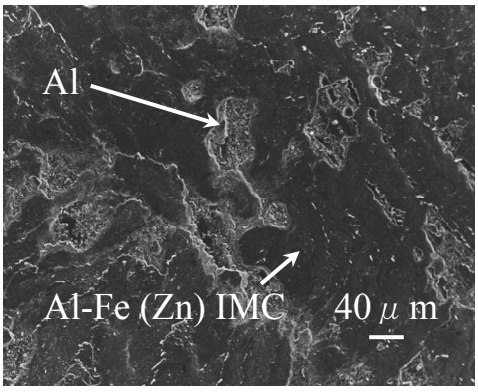
Fig. 2.13 Continued.



(a) Al alloy



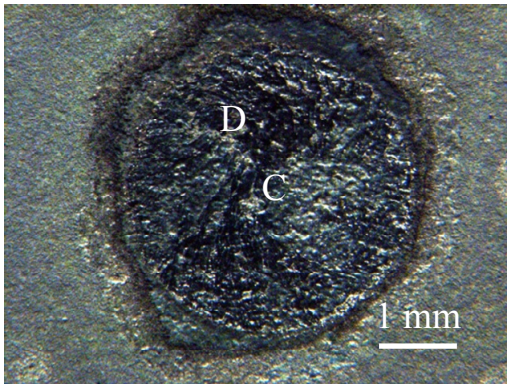
(a-1) Region A



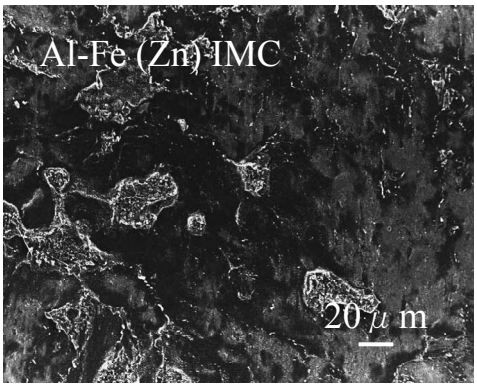
(a-2) Region B

Bonding temperature: 500℃, Bonding time: 10min, Bonding pressure: 5MPa

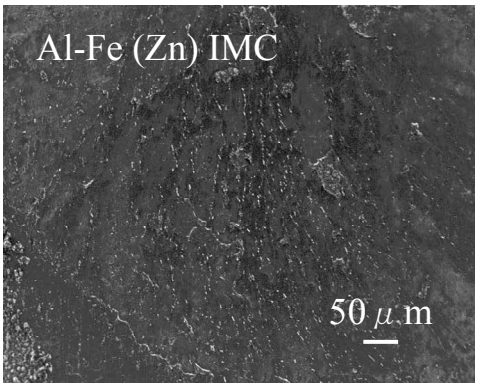
Fig. 2.14 Macro- and micrographs of fracture surfaces of joint (GI steel and A6061) (Tensile strength: 29.0MPa)



(b) Steel



(b-1) Region C



(b-2) Region D

Fig. 2.14 Continued.

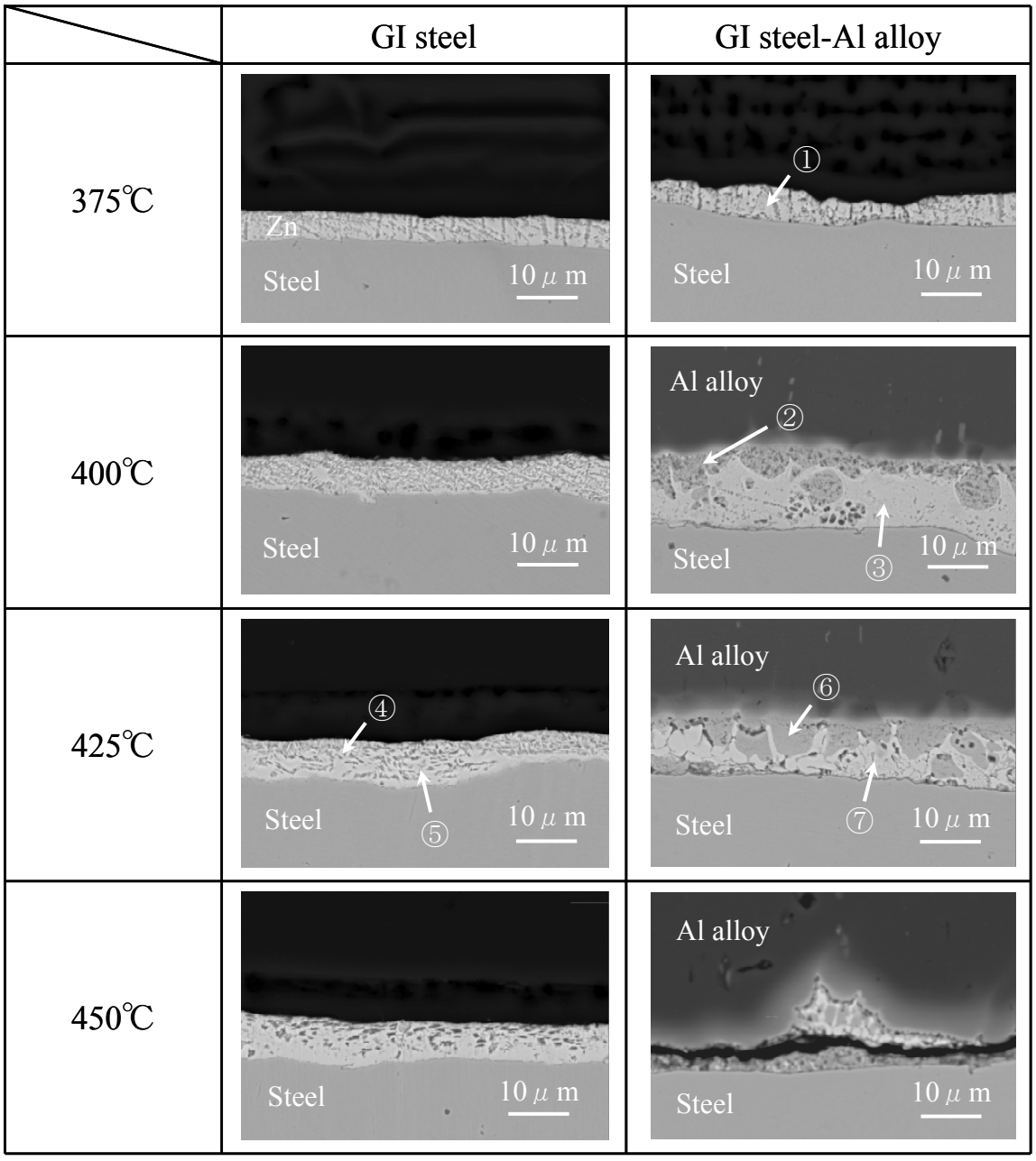
2.3.5 拡散接合による急冷試験片を用いた亜鉛めっき鋼板と Al 合金の異種材料接合プロセス進行メカニズムの検討

(1) GI 材と Al 合金の接合プロセス進行過程の観察

GI 材と Al 合金の異種材料接合プロセス時における接合界面の反応過程を明らかにするため GI 材と A6061 材を用いて観察用試験片を作製し，接合界面中央部の組織観察を行った．接合条件は接合温度を 375℃，400℃，425℃，450℃，475℃，500℃，接合時間を 0min，1min，接合加圧力を 5MPa とした．ただし，接合温度を 375℃，接合時間を 0min，接合加圧力を 5MPa として作製した試験片については，急冷時に破断したため鋼側のみを示すこととする．接合界面の観察に加えて，鋼中の Fe と亜鉛めっき中の Zn との反応過程を明らかにするため，GI 材を単独で加熱，急冷した試験片について同様の組織観察を行った．加熱条件は加熱温度を 375℃，400℃，425℃，450℃，475℃，500℃，加熱保持時間を 0min，1min とした．

Fig. 2.15 に SEM による組織観察結果，Table 2.3 に WDX による分析結果，Fig. 2.16 に Fe-Zn 二元系状態図[2-2)]を示す．GI 材を単独で加熱した際，450℃以上で亜鉛めっき層が化合物化しているのが観察されたが，Table 2.3 の分析結果と Fig. 2.16 に示す Fe-Zn 二元系状態図から界面に形成されている反応層は $FeZn_8$(δ 相)であると推測された．加熱温度 500℃以下では GI 材表面に未反応 Zn が残存しているが，接合温度 500℃，加熱時間 1min では亜鉛めっき層の Zn がすべて鋼の Fe と反応して $FeZn_8$ が形成されていた．一方，GI 材と A6061 材の接合界面においては，Al-Zn 共晶点（381℃）以上である 400℃，425℃において接合界面全体に Al-Zn 共晶融液が形成されていた．その際，GI 材の亜鉛めっきと鋼の界面に反応層は認められなかったことから，亜鉛めっき中の Zn は Fe-Zn 化合物が形成される前に Al-Zn 共晶融液を生成し外部へ排出されたと考えられる．なお，Fig. 2.15 の亜鉛めっき内部のうち，保持過程で液相であった領域には，暗灰色部の微細なボイドが認められるが，これは急冷による凝固過程における体積収縮によって生じたものと考えられる．

Fig. 2.17 に接合条件を接合温度 500℃，接合時間 1min，接合加圧力 5MPa で作製した接合継手の接合部周囲に排出された共晶融液の SEM による組織観察結果を示す．Fig. 2.15，Fig. 2.17 に示すとおり，425℃以上 450℃以下の接合温度で作製した接合継手の界面には，加圧により Al-Zn 共晶融液，Zn 融液が外部に排出されるものの，排出が困難である界面中央部には一部その残存が確認された．加熱温度が 475℃以上で作製した接合継手の界面には，その残存はほとんど確認されなかった．これは，加熱過程において Al-Zn 共晶融液，Zn 融液のさらなる外部への排出，および A6061 材中への Zn の拡散が進行したためであると考えられる．さらに接合温度 500℃，接合時間 1min で作製した接合継手の界面には，薄い Al-Fe（Zn）金属間化合物層が生成されていた．



Bonding temperature: 375～500℃, Bonding time: 0min, 1min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.15 SEM images of joint interfaces of rapidly cooled joints (GI steel and A6061).

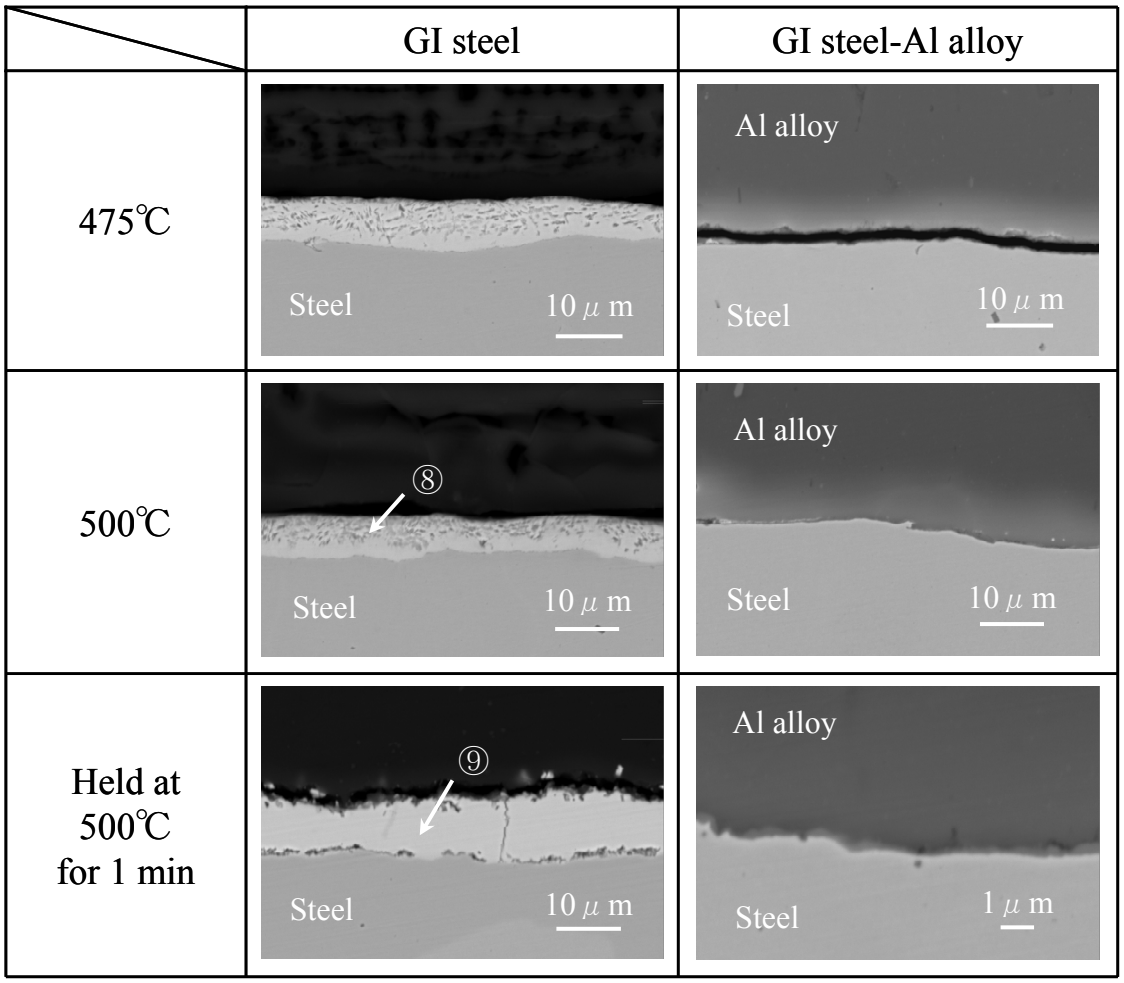


Fig. 2.15 Continued.

Table 2.3 WDX quantitative analysis results of joint interfaces (GI steel and A6061).

	Chemical composition (mol%)			Identified phase
	Al	Fe	Zn	
Region ①	3.7	3.2	93.1	Zn-Al-Fe
Region ②	43.4	1.5	55.1	Al+L
Region ③	4.1	3.2	92.7	L
Region ④	-	1.2	98.5	Zn
Region ⑤	-	3.1	96.4	Zn
Region ⑥	39.2	0.75	60.1	Al+L
Region ⑦	12.5	1.6	85.8	L
Region ⑧	-	9.2	89.8	$FeZn_8$
Region ⑨	-	11.9	87.2	$FeZn_8$

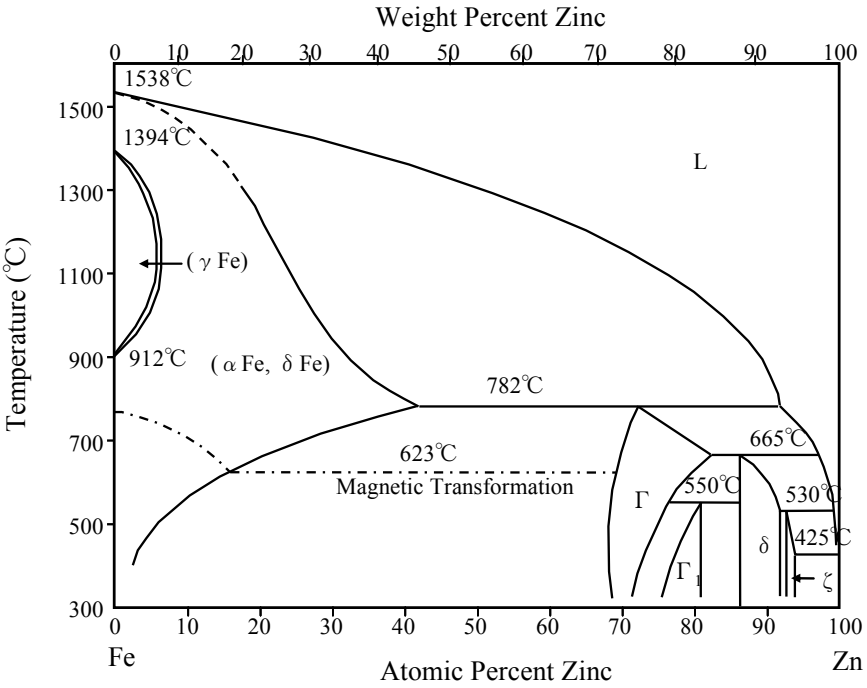
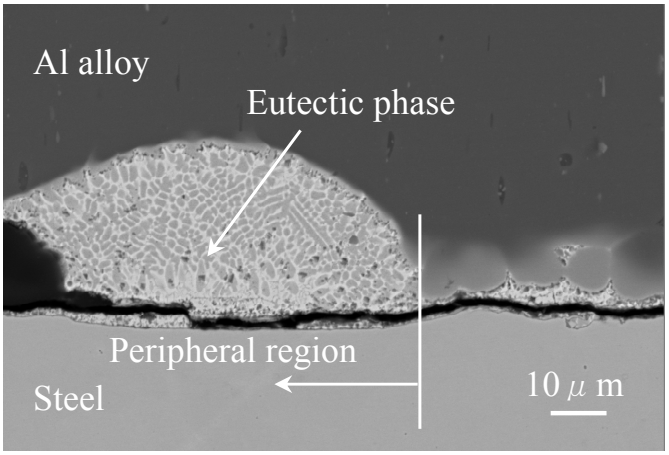


Fig. 2.16 Fe-Zn binary phase diagram[2-2)].



Bonding temperature: 500℃, Bonding time: 1min, Bonding pressure: 5MPa

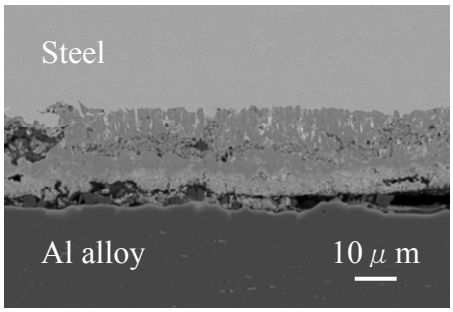
Fig. 2.17 SEM image of peripheral area of joint interface (GI steel and A6061).

(2) GA 材と Al 合金の接合プロセス進行過程の観察

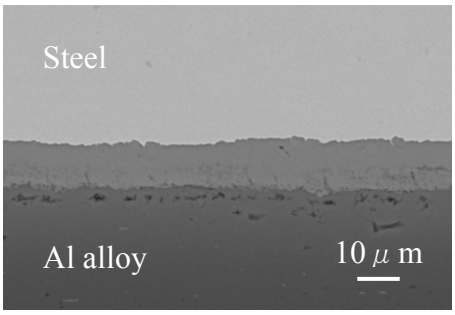
前述にて, GI 材の亜鉛めっき中の Zn と Al 合金中の Al の共晶反応を利用することで, Al 合金表面の酸化皮膜を低温で除去し, 接合性を向上させることができることを述べた. 自動車車体用亜鉛めっき鋼板として, 国内で広く流通するのは GA 材であり, GI 材とはめっき種が異なる. そこで, めっき種が本接合コンセプトに及ぼす影響を明らかにするために, GA 材と Al 合金の組み合わせの接合性について検討を行った. なお, 本検討に用いた GA 材のめっき層は全域 $FeZn_8$(δ 相)であった. GA 材と Al 合金の異種材料接合プロセス時における反応過程を明らかにするため GA 材と A6022 材を用いて観察用試験片を作製し, 接合界面中央部の組織観察を行った. 接合条件は接合温度を 375℃, 450℃, 475℃, 500℃, 525℃, 550℃, 接合時間を 0min, 5min, 10min, 20min, 接合加圧力を 5Mpa とした. ただし, 接合温度 475℃以下にて作製した試験片については, 急冷時に破断したため接着剤にて固定して樹脂埋め, 機械加工を施した後, 観察を行った.

Fig. 2.18 に接合温度を 525℃一定, 接合加圧力を 5MPa として, 接合時間を変化させた接合継手の界面の SEM による組織観察結果を示す. また, Fig. 2.19 に Fig. 2.18 の図中領域 A の高倍率観察結果, Table 2.4 に EDX による分析結果を示す. 接合界面には一様に厚さ 10 μm 程度の反応層が形成しているのが観察された. 時間経過に伴う反応層の成長はあまり見られないが, 反応層の内部が密になっていくのが確認された. 接合時間を 10min, 20min とした試料の接合界面には極めて密な反応層が生成されており, 定量分析では Zn は 1%程度しか検出されず, Fe-Al 二元状態図[2-4]より Fe 側から Fe_2Al_5(Zn), $FeAl_3$(Zn)の Al-Fe 金属間化合物層が生成されていると推測された. なお, Fig.2.19 の接合界面の領域②の $FeAl_3$(Zn)と判断される反応層内部に, ややコントラストが異なる層が認められるが, これは固溶した Zn の量の差異に起因していると考えられる.

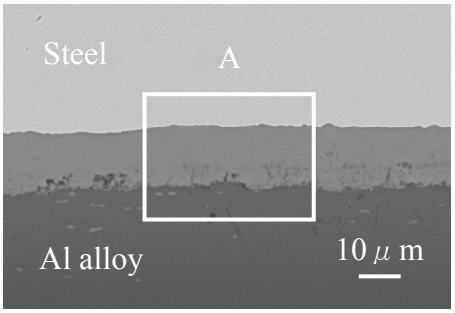
Fig. 2.20 に接合時間を 0min, 接合加圧力を 5MPa として, 接合温度を変化させて作製した観察用試験片の SEM による組織観察結果を示し, Fig. 2.21 に Fig. 2.20 の領域 A, 領域 B, 領域 C の高倍率での SEM による観察結果, Table 2.5 に EDX による分析結果を示す. Fig. 2.22 には Al-Fe-Zn 三元状態図[2-6]を示す. Fig. 2.20 が示すとおり, 接合温度 400℃以下の試験片の接合界面(a)では反応は見られず, めっき層にも変化は見られなかった. 接合温度が 450℃の接合界面(b)では界面全域で反応が生じ始め, 温度上昇とともに密着度が増し, 界面反応が進行しているのが確認された. また, Fig. 2.21 が示すとおり, 接合温度が 450℃の試験片の接合界面(a)領域 A では 1 層の反応層を形成, 475℃の試験片の接合界面(b)領域 B では鋼側にもう 1 層反応層が生成して 2 層の反応層を形成, さらに 550℃の試験片の接合界面(c)領域 C では再び 1 層の反応層を形成するといったように, 接合温度の上昇とともに界面構造が変化しているのが確認された. また, 接合温度の上昇にともない, 接合初期に形成された反応層(以下 layer 1)が薄くなり, あとから形成した層(以下 layer 2)が成長しているのがわかる. これら 2 層の反応層全体の厚さには明確な変化が確認されないことから, 初期に形成した反応層があとから形成した反応層に変化したと考えられる. また, Fig. 2.21 より 450℃, 475℃で形



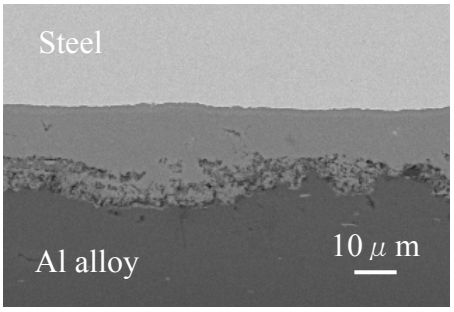
(a) 0 min



(b) 5 min



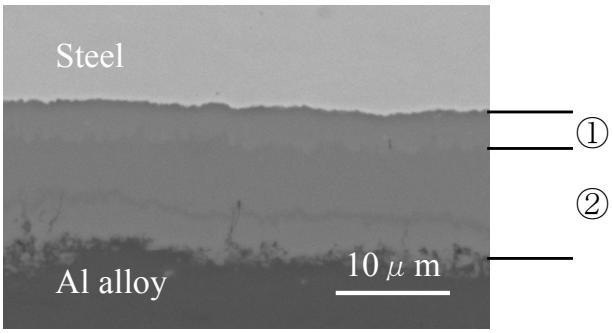
(c) 10 min



(d) 20 min

Bonding temperature: 525℃, Bonding time: 0～20min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.18 SEM images of joint interfaces (GA steel and A6022) .



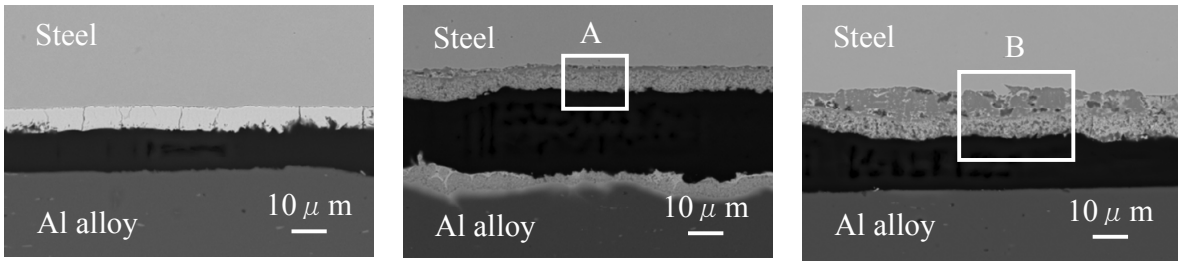
Region A

Bonding temperature: 525℃, Bonding time: 10min, Bonding pressure: 5MPa

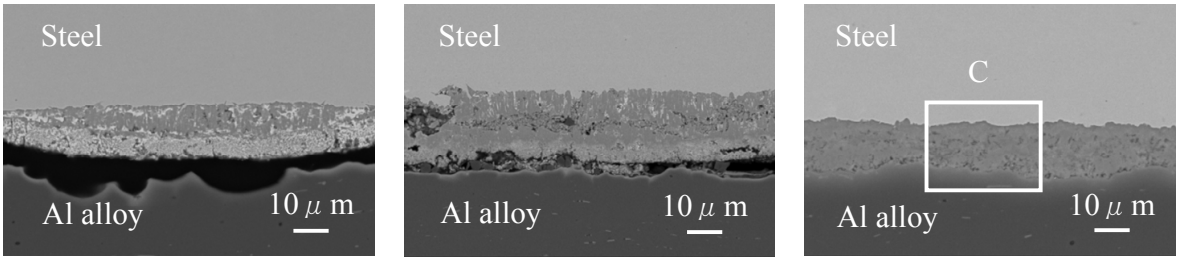
Fig. 2.19 SEM image of joint interface (High magnification of region A in Fig. 2.18) (GA steel and A6022).

Table 2.4 EDX quantitative analysis results of joint interface in Fig. 2.19 (GA steel and A6022).

	Chemical composition (mol%)			Identified phase
	Al	Fe	Zn	
Region ①	67.1	31.4	1.5	Fe_2Al_5 (Zn)
Region ②	77.5	21.3	1.2	$FeAl_3$ (Zn)



(a) 375℃　(b) 450℃　(c) 475℃



(d) 500℃　(e) 525℃　(f) 550℃

Bonding temperature: 375～550℃, Bonding time: 0min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.20 SEM images of joint interfaces of rapidly cooled joints (GA steel and A6022).

成した反応層は複数の相が混在している層であると考えられる. さらに, Table 2.5, Fig. 2.22 より領域 A の①, 領域 B の②で示された layer 1 は Al-Fe（Zn）金属間化合物（領域 A の鋼側に存在する暗灰色の層状の相）, Al（Zn 固溶）（領域 A の①, 領域 B の②における混合相のうち暗灰色の相）と Zn（液相）（領域 A の①, 領域 B の②における明灰色の相）の混合相であり, 領域 B の③で示された layer 2 は Al-Fe（Zn）金属間化合物と Zn（液相）の混合相であると推定される. そして, 領域 C の④で示された最終的に安定した反応層は Al-Fe（Zn）金属間化合物層であると考えられる.

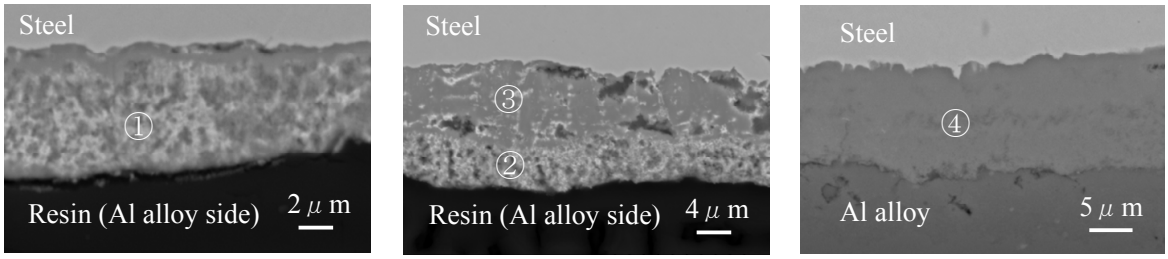
Fig. 2.23 に接合条件を接合温度を 525℃, 接合時間を 5min, 接合加圧力 5MPa として作製した接合継手の界面端部の SEM による組織観察結果, Table 2.6 に EDX による分析結果を示す. 界面端部には Zn を多く含んだ層が形成しており, 時間経過に伴って界面中央部に Fe-Zn 化合物として存在していた Zn が Al と反応して液相を生成して, 加圧により排出されたと考えられる.

(3) GI 材と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム

Fig. 2.24 に前述の拡散接合による急冷試験片を用いた接合界面観察の結果より明らかになった, GI 材と Al 合金の接合プロセスの進行状態の模式図を示す. 接合初期段階で, GI 材と Al 合金とが酸化皮膜を介して接触する（1st step）. 続いて, 加圧, 加熱により Al 合金表面に存在する酸化皮膜が Al 合金の塑性変形とともに部分的に破壊され, Al 合金の新生面が露出した部分から, Al 合金中の Al と亜鉛めっき中の Zn との拡散が生じることにより, 共晶温度以上の状態で共晶組成に達した部分で Al-Zn 共晶融液を生成する（2nd step）. 共晶融液の生成により Al 合金表面の酸化皮膜が順次除去される. Zn の融点以上に加熱されると液相の生成量がさらに増加し, 接合界面全体に液相が形成され, さらにこの液相が加圧により接合界面外部に排出される. 一部の亜鉛めっき層の Zn は Al 合金中に拡散するが, ほとんどの Zn は Al 合金との共晶相の形成に消費される（3rd step）. 接合プロセスの進行にともない, 一部界面に残存する Al-Zn 共晶融液, Zn 融液も Al 合金中への拡散によって消失する（4th step）. 最後に, 新生面の露出した Al 合金中の Al と鋼中の Fe の反応により, 薄くて均一な Al-Fe（Zn）金属間化合物層が形成される（5th step）. 以上のような反応過程を経て, GI 材と Al 合金の接合プロセスが進行していくと考えられる.

(4) GA 材と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム

Fig. 2.25 に前述の急冷試験片に接合界面観察の結果より明らかになった, GA 材と Al 合金の接合プロセスの進行状態の模式図を示す. 接合初期段階で, GA 材と Al 合金とが酸化皮膜を介して接触する（1st step）. 続いて, 加圧, 加熱により Al 合金表面に存在する酸化皮膜が Al 合金の塑性変形とともに部分的に破壊され, Al 合金の新生面が露出した部分から亜鉛めっき鋼板側へ Al 合金中の Al の拡散が始まる（2nd step）. Al 合金中の Al の拡散とともに Al と合金化亜鉛めっき層（$FeZn_8$）が反応し Al-Fe（Zn）金属間化合物, Al（Zn 固溶）と Zn（液相）



(a) Region A (b) Region B (c) Region C

Bonding temperature: 450～550℃, Bonding time: 0min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.21 SEM images of joint interfaces of rapidly cooled joints (High magnification of region A, region B, region C in Fig. 2.20) (GA steel and A6022).

Table 2.5 EDX quantitative analysis results of joint interfaces in Fig. 2.21 (GA steel and A6022).

	Chemical composition (mol%)		
	Al	Fe	Zn
Region ①	61.25	13.23	25.52
Region ②	60.02	15.80	24.18
Region ③	67.20	25.34	7.46
Region ④	75.02	20.78	4.20

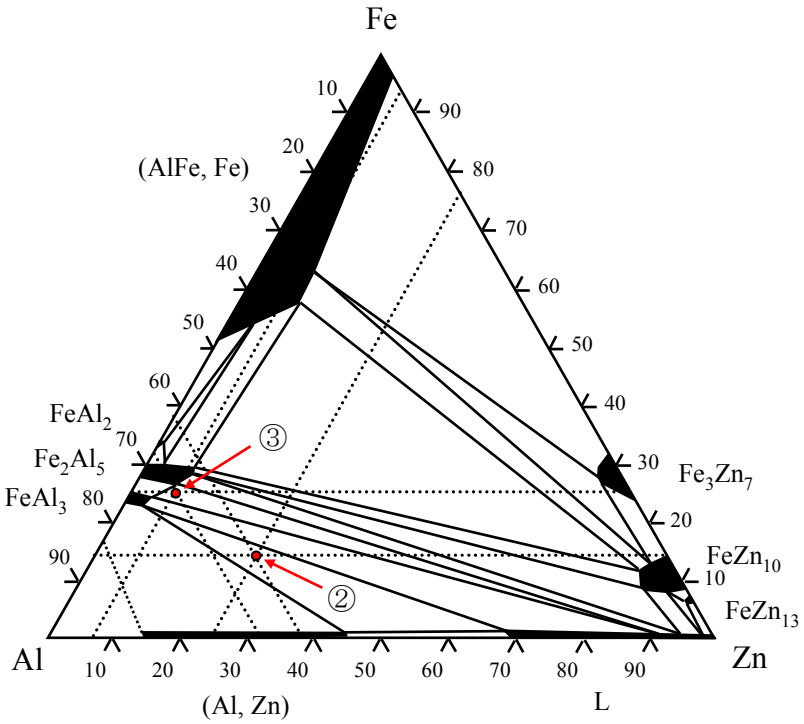
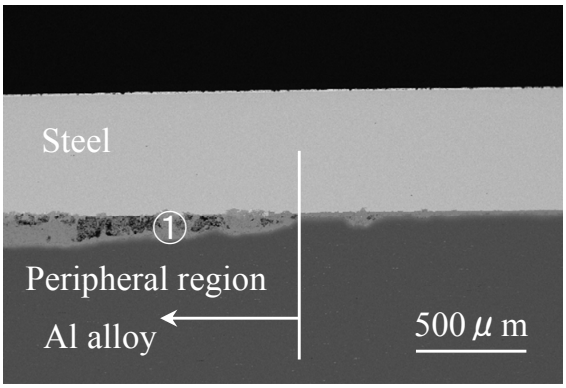


Fig. 2.22 Al-Fe-Zn ternary phase diagram (at 450℃)[2-6].



Bonding temperature: 525℃, Bonding time: 5min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 2.23 SEM image of peripheral area of joint interface (GA steel and A6022).

Table 2.6 EDX quantitative analysis result of peripheral area of joint interface in Fig. 2.23 (GA steel and A6022).

	Chemical composition (mol%)		
	Al	Fe	Zn
Region ①	84.5	0.7	14.8

の混合相（layer 1）が形成される．この混合相中の Zn は液相で存在しているため加圧により外周部へと排出されていく（3rd step）．さらに，Al の拡散が進むと，鋼と亜鉛めっき層の界面に Al-Fe（Zn）金属間化合物と Zn（液相）の混合相（layer 2）が形成される．Zn 液相の排出と Al の拡散が進むことにより layer 1 は時間の経過とともに薄くなり，これを置換するように layer 2 の厚さが増加する（4th step）．最終的に layer 1 は消失し（5th step），layer 2 の Zn 液相が接合部周囲に排出され，固相の一様な Al-Fe（Zn）金属化合物層が形成される（6th step）．その際，Zn 液相の排出が行われるものの，その間にも Al と Fe の拡散が進行し反応するため途中に形成する層全体の厚さは，接合前のめっき層の厚さと変わらず，合金化亜鉛めっき層（$FeZn_8$）が Al-Fe（Zn）金属間化合物層に置換されるような反応過程が進行する．そのため，接合時間が長くなると化合物層が厚く成長することとなる．

このように，接合プロセス進行中に Al-Zn 共晶融液が生成する GI 材と Al 合金の場合と比べて，GA 材と Al 合金の場合は接合プロセス進行中に固液混合相が生成するため，その反応生成物の排出が困難となる．その結果，厚い Al-Fe 金属間化合物層が生成しやすく GI 材に比べて接合性が劣ることとなっている．このことから，抵抗スポット溶接によって GA 材と Al 合金の高強度な接合継手を実現するためには，その加圧機構等を利用して，固液混合相を有効に排出することが重要であると考えられる．

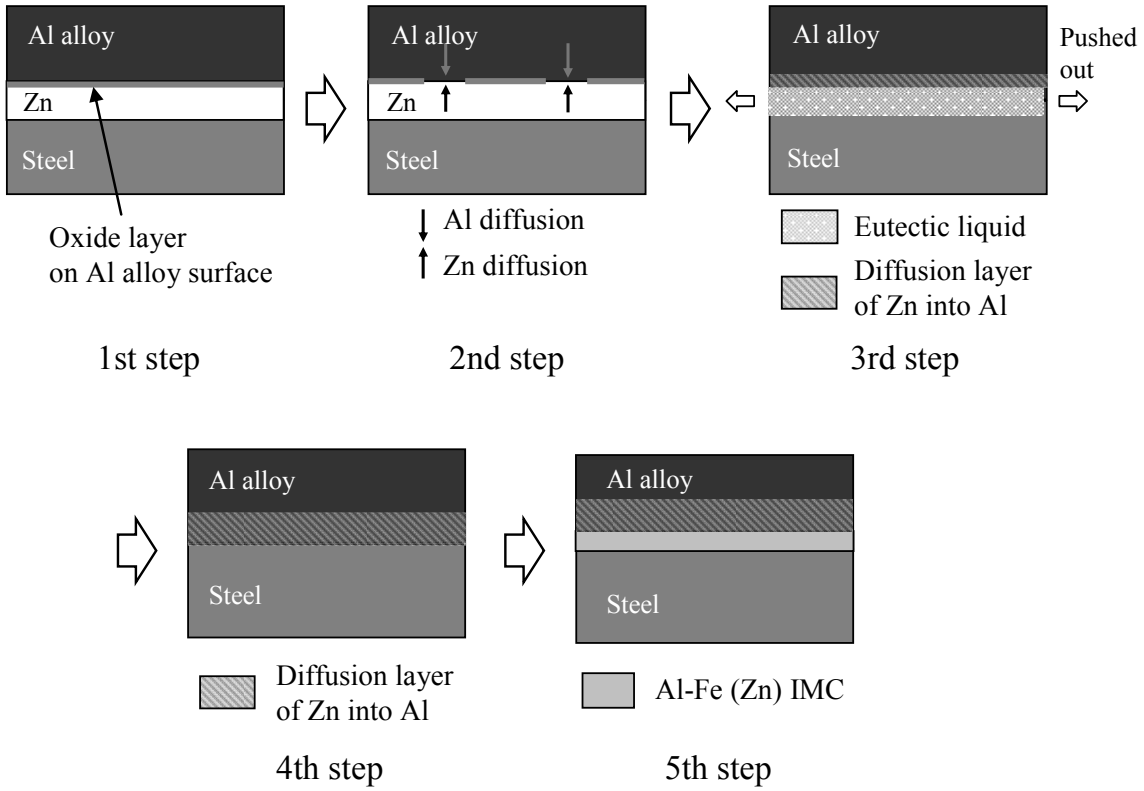


Fig. 2.24 Schematic illustrations of the diffusion bonding process between GI steel and aluminum alloy.

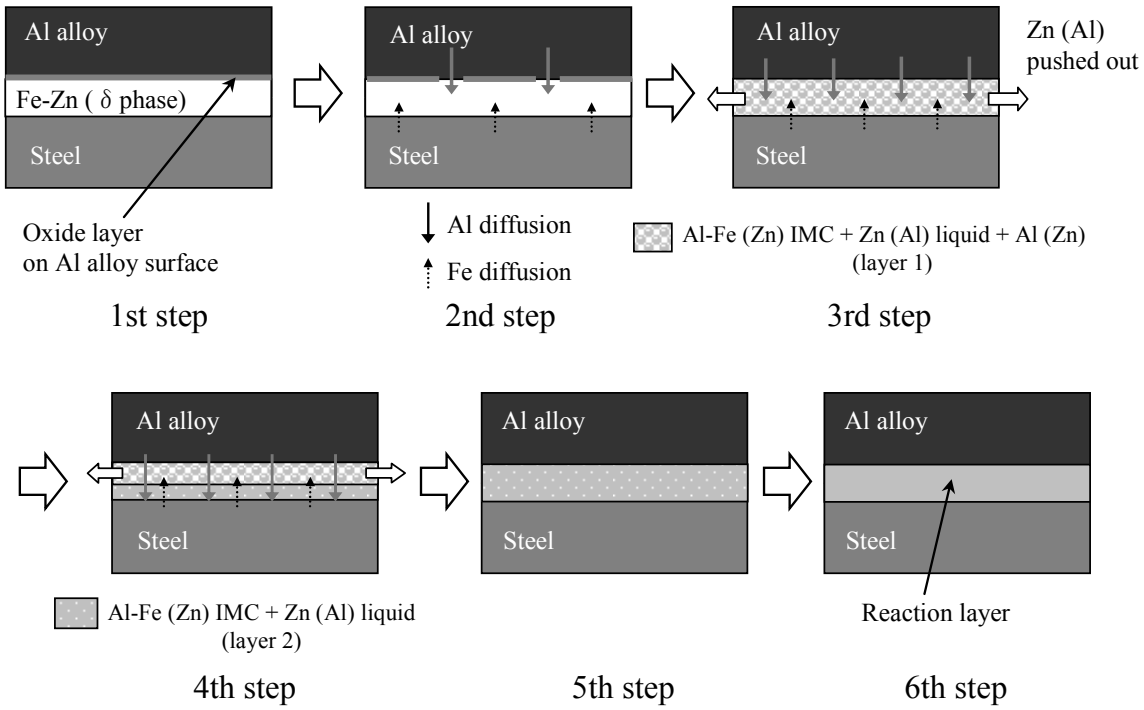


Fig. 2.25 Schematic illustrations of the diffusion bonding process between GA steel and aluminum alloy.

2.4 結言

亜鉛インサートを利用した新しいコンセプトの鋼とAl合金の異種材料接合方法を提案した．溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI材））とAl合金を用いた各種検討を行うことで，以下について明らかにした．

1) 接合界面観察から，亜鉛めっき中のZnを利用することで，Al合金中のAlとAl-Zn共晶反応を生じさせ，Al 合金表面の酸化皮膜を効果的に除去できることがわかった．また，その際に生じるAl-Zn共晶融液，Zn融液は接合プロセスにおける鋼表面の酸化を防止することができるため，Al合金中のAl，鋼中のFeの拡散反応が促進され，Al-Fe金属間化合物層の生成による冶金的な接合が可能となることがわかった．また，界面反応層は接合界面に対して垂直に伸びた柱状晶であり，TEM のディフラクションパターン解析によって，生成している反応層はAl-Fe（Zn）の固溶体，および$FeAl_3$（Zn）の可能性があることがわかった．
2) 継手強度試験結果から，GI 材と Al 合金の接合継手の継手強度は裸鋼板（Cold-rolled steel（CR 材））と Al 合金の接合継手に比べて高い強度を示すことがわかった．これは，亜鉛インサートによって，接合面の広い領域にわたって酸化皮膜の除去を促進し，均一なAl-Fe金属間化合物層を生成したことによると考えられる．
3) 破面観察結果から，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成することで，冶金的，かつ強固な接合面が形成され，Al 合金延性破断領域が増加，高い継手強度が得られることがわかった．高い継手強度を発現させるためには，接合界面のAl-Zn共晶融液の残存をなくし，接合面の広い領域にわたって，薄くて均一なAl-Fe金属間化合物層を生成し，Al合金母材破断領域を拡大することが重要である．

GI 材と Al 合金の組み合わせに加えて，国内で広く流通する合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材））とAl合金の組み合わせについて，拡散接合による急冷試験片を作製し，亜鉛めっき種が接合プロセスの進行状態に及ぼす影響を明らかにするための詳細観察を行い，以下のことがわかった．

4) GI材とAl合金の場合は，Al合金中のAlと亜鉛めっき中のZnとの拡散によりAl-Zn共晶反応による液相が生じ，その液相とともにAl合金表面の酸化皮膜，亜鉛めっきが除去された後，鋼と Al 合金の新生面が直接接触し，Al-Fe（Zn）の金属間化合物層が形成されるという接合プロセスの進行過程を示した．
5) GA材とAl合金の場合は，AlとFe-Zn合金化亜鉛めっき層（$FeZn_8$）が反応してAl-Fe（Zn）金属間化合物，Al（Zn 固溶）と Zn（液相）の混合相が形成される．次に，液相で存在するZnが加圧により接合部周囲へと排出されながらAlとFeの拡散が進み，鋼とめっき層の界面に新たに Al-Fe（Zn）金属間化合物と Zn（液相）の混合相が形成されるという接合プロセスの進行過程を示した．そのため，途中に形成する層全体の厚さは，接合前のめっき層の厚さと変わらず，合金化亜鉛めっき層（$FeZn_8$）が Al-Fe（Zn）金属間化合物層に置換されるような反応過程を示した．

第 3 章　抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合

3.1 緒言

第 3 章では，抵抗スポット溶接によって，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の組み合わせに対して接合を行い，第 2 章にて検討した接合コンセプトの実証を行うとともに，めっき種が接合界面の反応層の生成状態，継手強度，接合継手の破断モードに及ぼす影響について検討した．さらに，めっき種違いによる各々の接合プロセスの進行過程に応じて，電極形状と接合プロセス条件を検討することで継手強度の向上を試み，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の組み合わせに対して，高強度化のために有効な接合条件の方向性について検討を行った．

3.2 実験方法

3.2.1 供試材

鋼には板厚 0.55mm の溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI 材）（原板 SPCC 材）），および板厚 0.55mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材）（原板 SPCC 材））を用いた．Al 合金には板厚 1mm の 6000 系 Al 合金（A6022-T4（同等材）（A6022 材））を用いた．また，本接合コンセプトの効果を比較検証するために板厚 0.55mm の裸鋼板（Cold-rolled steel（CR 材）（SPCC 材））を用いた．亜鉛めっき鋼板と Al 合金，CR 材と Al 合金の各々の接合性を比較することにより，亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料接合の接合性に及ぼす効果について検討を行った．Fig. 2.1 に示すように GI 材のめっき層は Zn で構成されており，厚さが約 6～20 μ m であった．一方，GA 材のめっき層は合金化された $FeZn_8$（δ 相）で構成されており，厚さが約 8 μ m であった．抵抗溶接の際，接合界面の発熱状態に被接合材の導電率が影響を及ぼすが，たとえば炭素鋼（0.08C，0.31Mn）が 12（%IACS）[3-1]，6063-T6 が 51（%IACS）[3-2]であることから，通電時の発熱量は Al 合金に比べて鋼の方が大きいと考えられる．なお，試験片の前処理については，鋼，Al 合金ともに第 2 章と同様の処理を行った．

3.2.2 試験片形状

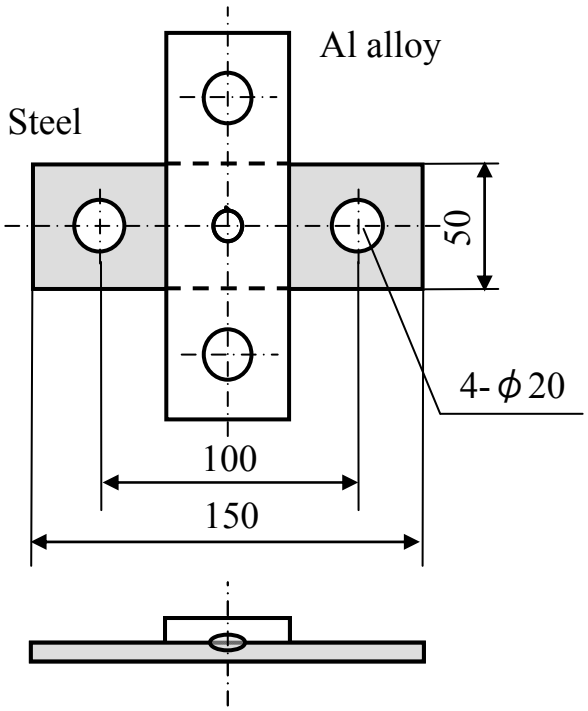
Fig. 3.1 に引張特性評価に用いた継手試験片形状を示す．引張特性評価には JIS Z3137 に準拠した十字引張試験片を用い，引張速度を 5mm/min として十字引張強度（Cross tensile strength（CTS））を求めた．

3.2.3 接合方法

抵抗スポット溶接機は鋼用の定置型単相交流式抵抗スポット溶接機（（㈱電元社製作所製，ND-25（最大加圧力：5.88kN，最大短絡電流：12kA）），および Al 合金用のガントランス一体型単相交流式抵抗スポット溶接機（（㈱電元社製作所製，特注品（最大加圧力：5.88kN，最大短絡電流：35kA））を用いた．溶接電流が 12kA 以下の接合には定置型の溶接機を用い，12kA 超の接合にはガントランス一体型の溶接機を用いた．

Fig. 3.2 に Al 合金用のガントランス一体型単相交流式抵抗スポット溶接機の概観図を示す. 二つの上下電極間に被接合材をセッティングし, 加圧, 通電することにより接合を行った.

Fig. 3.3 に本章で用いた溶接電極の形状を示す. 電極の材質はクロム銅(Cu-Cr)とし, 接合に供する亜鉛めっき鋼板のめっき種と適切な電極形状の関係について調べた. 電極には, 元径がφ12mm, φ16mm の(a)CF 形電極, (b)DR 形電極, 元径がφ16mm の(c)R 形電極を用いた. (a)CF 形電極は先端径をφ6mm とした. (b)DR 形電極は先端曲率半径を 40mm, 75mm, 先端径をφ6mm, φ8mm, φ10mm で変化させ, その影響を調べた. (c)R 形電極は先端の曲率半径を 20mm, 40mm, 75mmmm で変化させ, その影響を調べた. なお, 元径がφ12mm の電極は定置型の溶接機で用い, 元径がφ16mm の電極はガントランス一体型の溶接機で用いた.



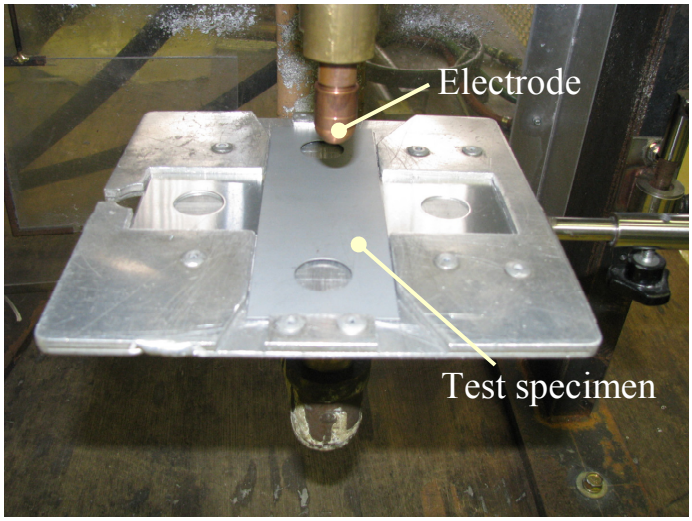
Cross tensile strength

*Ref. JIS Z3137

Fig. 3.1 Test specimen for cross tensile strength test.

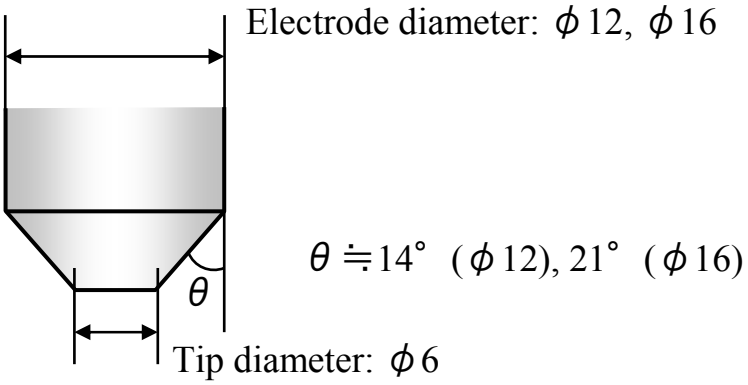


(a) Experimental apparatus

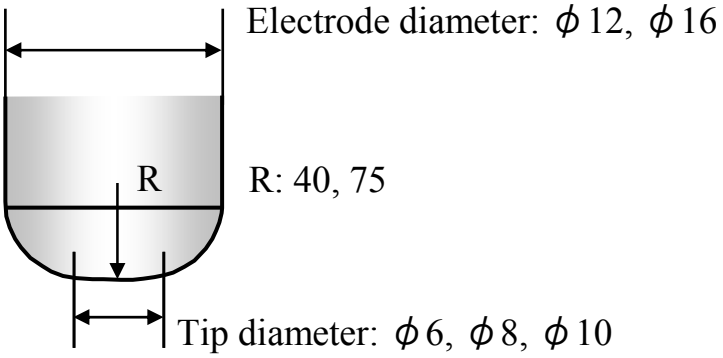


(b) Experimental setup

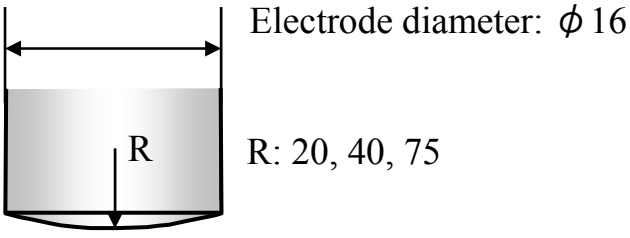
Fig. 3.2 Resistance spot welding machine.



(a) CF type (Cone Flat)



(b) DR type (Dome Radius)



(c) R type (Radius)

Fig. 3.3 Shape of electrodes.

3.2.4 分析方法

界面構造を明らかにするための接合界面観察には AES, SEM を用いた. さらに, 継手強度試験後の破断モードを明らかにするための破面観察には光学顕微鏡(実体顕微鏡), SEM を用い, EDX により元素分析, 定量分析を行った.

3.3 実験結果

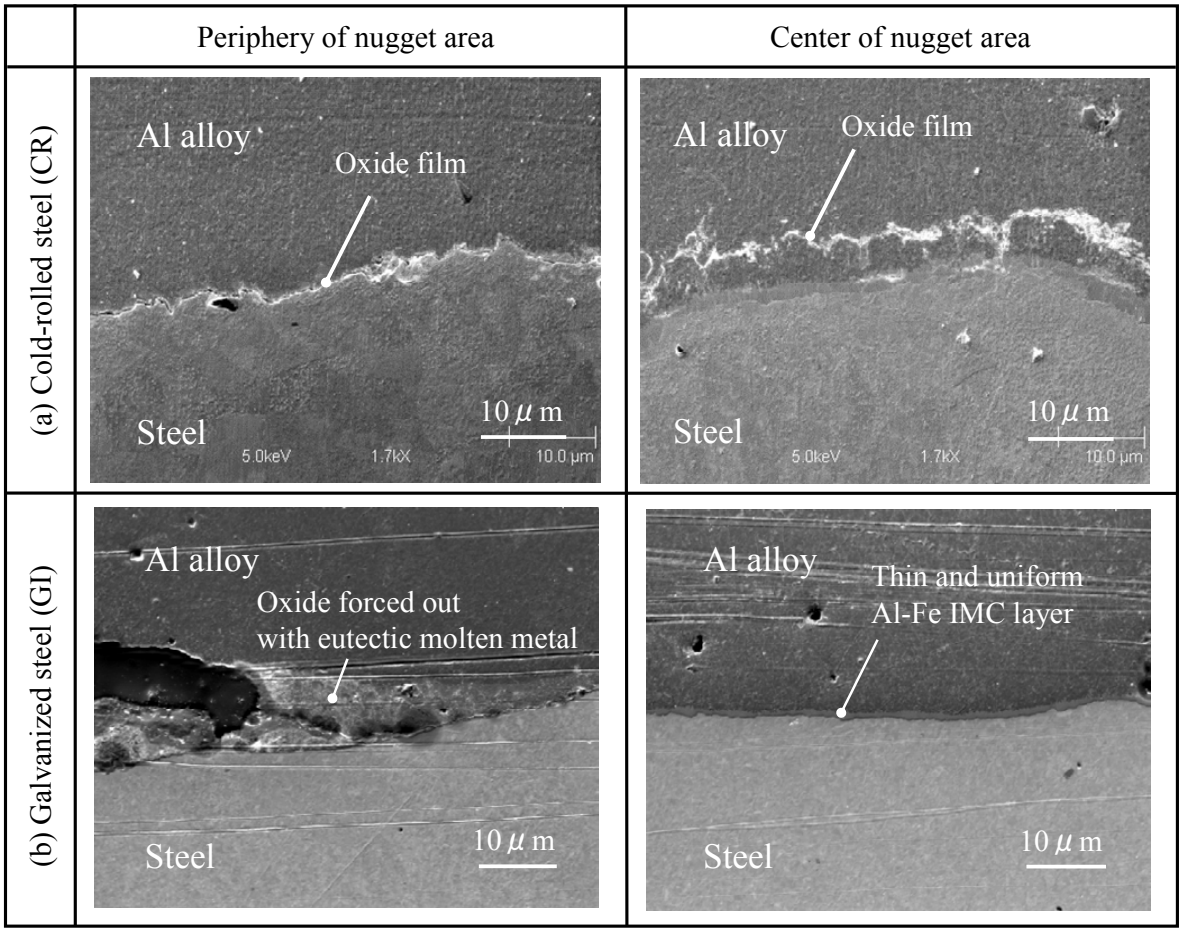
3.3.1 亜鉛インサート, およびその材種の影響

(1) Al-Zn 共晶反応を利用した Al 合金表面の酸化皮膜除去

抵抗スポット溶接によって接合した GI 材と A6022 材の接合継手, および比較対象とした CR 材と A6022 材の接合継手の双方について, AES, SEM を用いた接合界面観察を行い, Al-Zn 共晶反応を利用して Al 合金表面の酸化皮膜を除去し, Al-Fe 金属間化合物層を形成して冶金的な接合を実現するという接合コンセプトの検証を行った. 電極は鋼側を CF 形電極(元径: φ12mm, 先端径: φ6mm), Al 合金側を DR 形電極(元径: φ12mm, 先端曲率半径:40mm, 先端径: φ6mm)とした. 接合条件は溶接電流を 8.5kA, 12kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 1.18kN, 2.35kN とした.

Fig. 3.4 に接合コンセプトを実証するための SEM による接合界面観察像を示す. 接合界面観察はナゲット中央部, およびナゲット周辺部にて行った. なお, 鋼と Al 合金の異種材料接合において形成されるナゲットは Al 合金の同種材料スポット溶接継手のように接合界面をはさんで楕円状に形成されるのではなく, 鋼は溶融しないため, Al 合金側に半円状に形成される. (b)GI 材と A6022 材の接合継手の観察像のナゲット中央部で, 初期状態では形成していなかった厚さが 1μm 程度の薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成されており, 酸化皮膜の残存は確認されなかった. さらに, ナゲット周辺部において, Al-Zn 共晶融液(融点:381～420℃), Zn 融液(融点:420℃)に包まれて酸化皮膜が排出されているのが確認された. GI 材と A6022 材の接合継手の場合は Al-Zn の共晶反応を利用することで Al 合金表面の酸化皮膜が除去され, 薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成されると考えられる. 一方, 比較対象である(a)CR 材と A6022 材の接合継手の観察像のナゲット中央部で層状に酸化皮膜の残存が確認された. さらに, ナゲット周辺部では酸化皮膜の残存により Al と Fe の反応が阻害され, Al-Fe 金属間化合物層が生成されなかった. CR 材と A6022 材の接合継手の場合は接合面に酸化皮膜が残存し, 広い領域で Al-Fe 金属間化合物層が生成されなかったと推測される. なお, Al-Zn 共晶融液, Zn 融液, Al-Fe 金属間化合物層, 酸化皮膜の同定には AES を用いた.

以上より, GI 材のめっき中の Zn を利用することにより Al-Zn 共晶反応を生じさせ, 抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の継手界面において Al 合金表面の酸化皮膜を除去し, Al-Fe 金属間化合物層を生成できることがわかった.



(a) Welding current: 8.5kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

(b) Welding current: 12kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.35kN

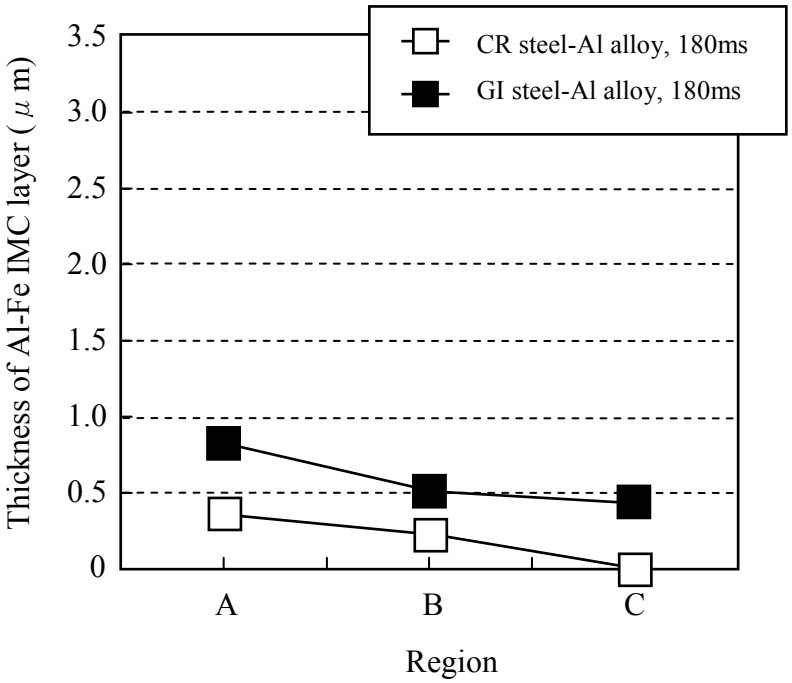
Fig. 3.4 Verification of joining concept (CR steel and A6022, GI steel and A6022).

(2) 亜鉛インサートが Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に及ぼす影響

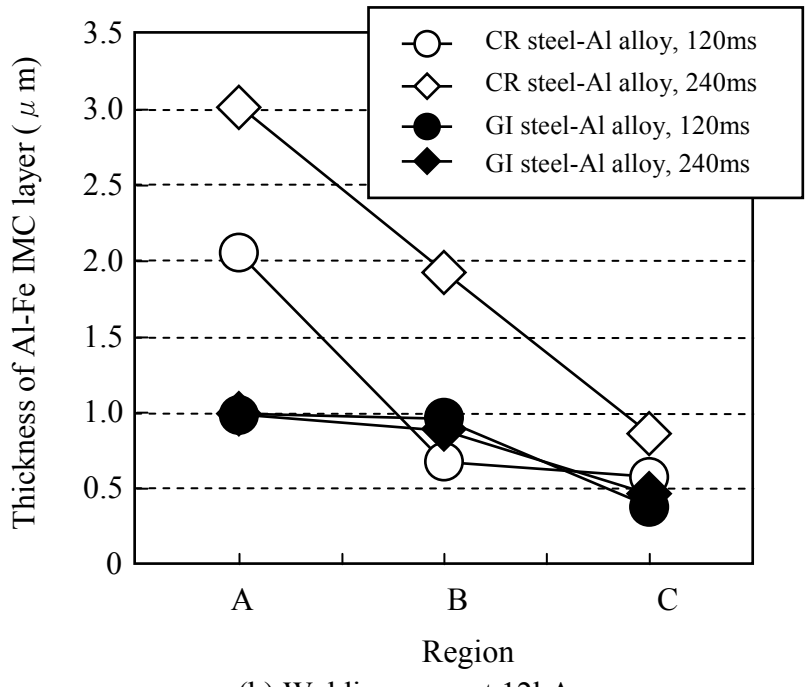
亜鉛インサートが抵抗スポット溶接継手の接合界面に生成する Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に及ぼす影響を調査するために，GI 材と A6022 材の接合継手の界面に生成する化合物層の厚さを計測した．比較対象として CR 材と A6022 材の接合継手の界面についても同様の計測を行った．電極は鋼側を CF 形電極（元径：φ12mm，先端径：φ6mm），Al 合金側を DR 形電極（元径：φ12mm，先端曲率半径：40mm，先端径：φ6mm）とした．接合条件は溶接電流を 8.5kA，12kA，通電時間を 120ms，240ms，加圧力を 1.18kN とし，接合界面に生成する化合物層の厚さを計測した．その際，ナゲット中央部を領域 A，ナゲット中央部とナゲット端部の中間部の位置を領域 B，ナゲット端部近傍の位置を領域 C として，各領域における化合物層の厚さを測定した．

Fig. 3.5 に Al-Fe 金属間化合物層厚さの測定結果，Fig. 3.6 に一例として溶接電流 12kA，通電時間 240ms，加圧力 1.18kN として接合した（a）CR 材と A6022 材の接合継手，および（b）GI 材と A6022 材の接合継手の領域 A における接合界面観察像を示す．Fig. 3.5，Fig. 3.6 より，溶接電流 8.5kA，通電時間 180ms，加圧力 1.18kN として接合した場合，GI 材と A6022 材の接合継手ではナゲット全域で薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成されていた．一方，CR 材と A6022 材の接合継手では，部分的に未接合領域を含んだ不均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成されていた．溶接電流 12kA，通電時間 120ms，240ms，加圧力 1.18kN として接合した場合も，GI 材と A6022 材の接合継手ではナゲット全域で薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成されていた．一方，CR 材と A6022 材の接合継手は領域 A において厚い Al-Fe 金属間化合物層の成長が確認された．また，領域 A と領域 B，領域 C との Al-Fe 金属間化合物層厚さの差は通電時間の増加とともにより顕著になった．Al-Fe 金属間化合物層厚さの分布状態に，このような差が生じた要因としては，接合プロセス時の接合面内の電流密度分布が影響していると推測される．GI 材と A6022 材の組み合わせでは，低電流，高電流の場合ともに，通電初期において亜鉛めっきの溶融が生じ，接合界面の広い領域で均一な分布の通電経路が確保され，さらに Al-Zn の共晶反応によって酸化皮膜の除去が生じるため，ナゲット全域で一様に反応が進み，均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成されたと考えられる．一方，CR 材と A6022 材の組み合わせでは，低電流の場合は A6022 材表面の酸化皮膜が接合を阻害するため Al-Fe 金属間化合物層が生成されにくく，酸化皮膜が破壊された領域のみ通電が生じ，部分的に Al-Fe 金属間化合物層を形成するが，それ以外の領域では未接合部を形成する．高電流の場合は，接合プロセス初期の段階で，電極による加圧によって接触しているナゲット中央部に電流が集中することで A6022 材が融点直下まで昇温し，ナゲット中央部近傍で表面の酸化皮膜の破壊が生じると，優先的に通電が生じ，その近傍で急激に反応が進むため，ナゲット中央部で厚く，周辺部では薄いといった不均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成されたと考えられる．

以上より，亜鉛インサートは鋼と Al 合金の継手界面の薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層の形成に寄与していることがわかった．



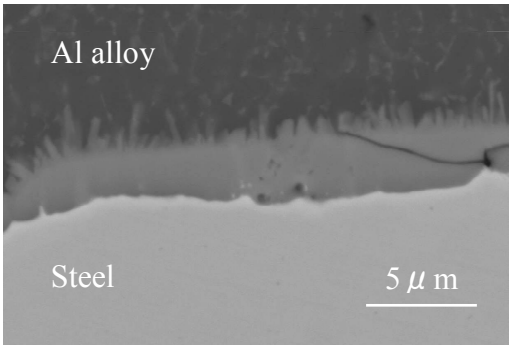
(a) Welding current 8.5kA
(Welding time: 180ms)



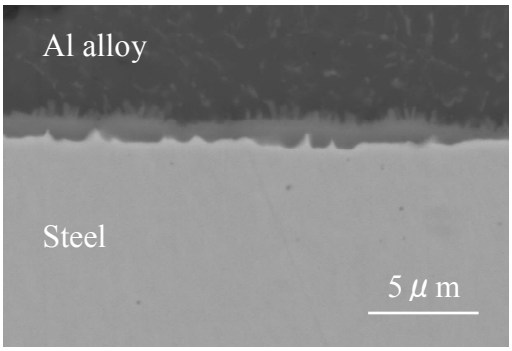
(b) Welding current 12kA
(Welding time: 120ms, 240ms)

Welding current: 8.5kA, 12kA, Welding time: 120～240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 3.5 Effect of Zn insertion on thickness of Al-Fe IMC layer (CR steel and A6022, GI steel and A6022).



(a) CR steel-A6022
(Thickness of Al-Fe IMC layer: 3.0μm)



(b) GI steel-A6022
(Thickness of Al-Fe IMC layer: 0.98μm)

(a) (b) Welding current: 12kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 3.6 Conditions of Al-Fe IMC layer on joint interfaces (CR steel and A6022, GI steel and A6022).

(3) 亜鉛インサートによる接合継手強度の向上効果

亜鉛インサートが抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の継手強度に及ぼす影響を調査するために，GI 材と A6022 材の接合継手，および比較対象として CR 材と A6022 材の接合継手について，引張特性評価試験を行い，CTS を求めた．電極は鋼側を CF 形電極（元径：φ12mm，先端径：φ6mm），Al 合金側を DR 形電極（元径：φ12mm，先端曲率半径：40mm，先端径：φ6mm）とした．接合条件は溶接電流を 8.5kA，12kA，通電時間を 120ms，240ms，加圧力を 1.18kN とした．

Fig. 3.7 に引張特性評価試験によって得られた CTS を示す．各プロットの継手強度の値は N=4 の平均値である．CR 材と A6022 材の接合継手に比べて，GI 材と A6022 材の接合継手は強度の向上が確認された．これは，前述のとおり，CR 材と A6022 材の接合継手は，接合面内で形成される Al-Fe 金属間化合物層が不均一であるのに対し，GI 材と A6022 材の接合継手は接合面内の広い領域にわたって，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成され，その結果，同面積あたりの継手強度が向上したと考えられる．

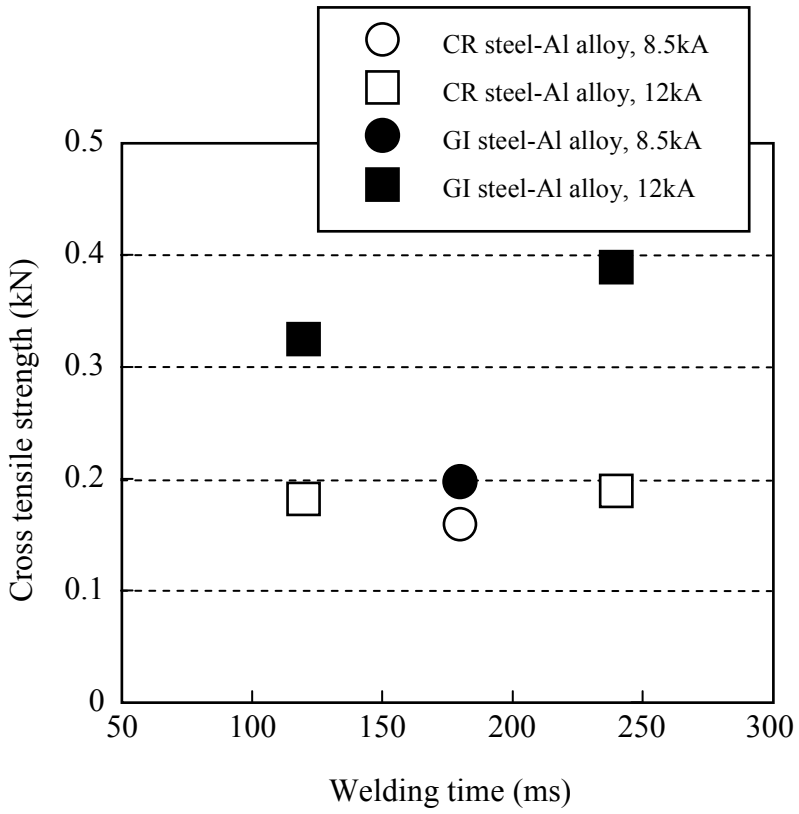
以上より，亜鉛インサートは抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の継手強度の向上に寄与していることがわかった．

(4) 亜鉛インサートの材種が Al 合金表面の酸化皮膜除去状態に及ぼす影響

国内で一般的に普及している亜鉛めっき鋼板は，GI 材とはめっき種が異なり，亜鉛めっきが合金化（$FeZn_8$）している GA 材である．そこで，めっき種が酸化皮膜除去状態に及ぼす影響を明らかにするために GI 材と A6022 材の接合継手に加えて，GA 材と A6022 材の接合継手の接合界面観察を行った．電極は鋼側を CF 形電極（元径：φ12mm，先端径：φ6mm），Al 合金側を DR 形電極（元径：φ12mm，先端曲率半径：40mm，先端径：φ6mm）とした．GI 材と A6022 材の接合継手，GA 材と A6022 材の接合継手ともに，接合条件は溶接電流を 12kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.35kN として作製した．

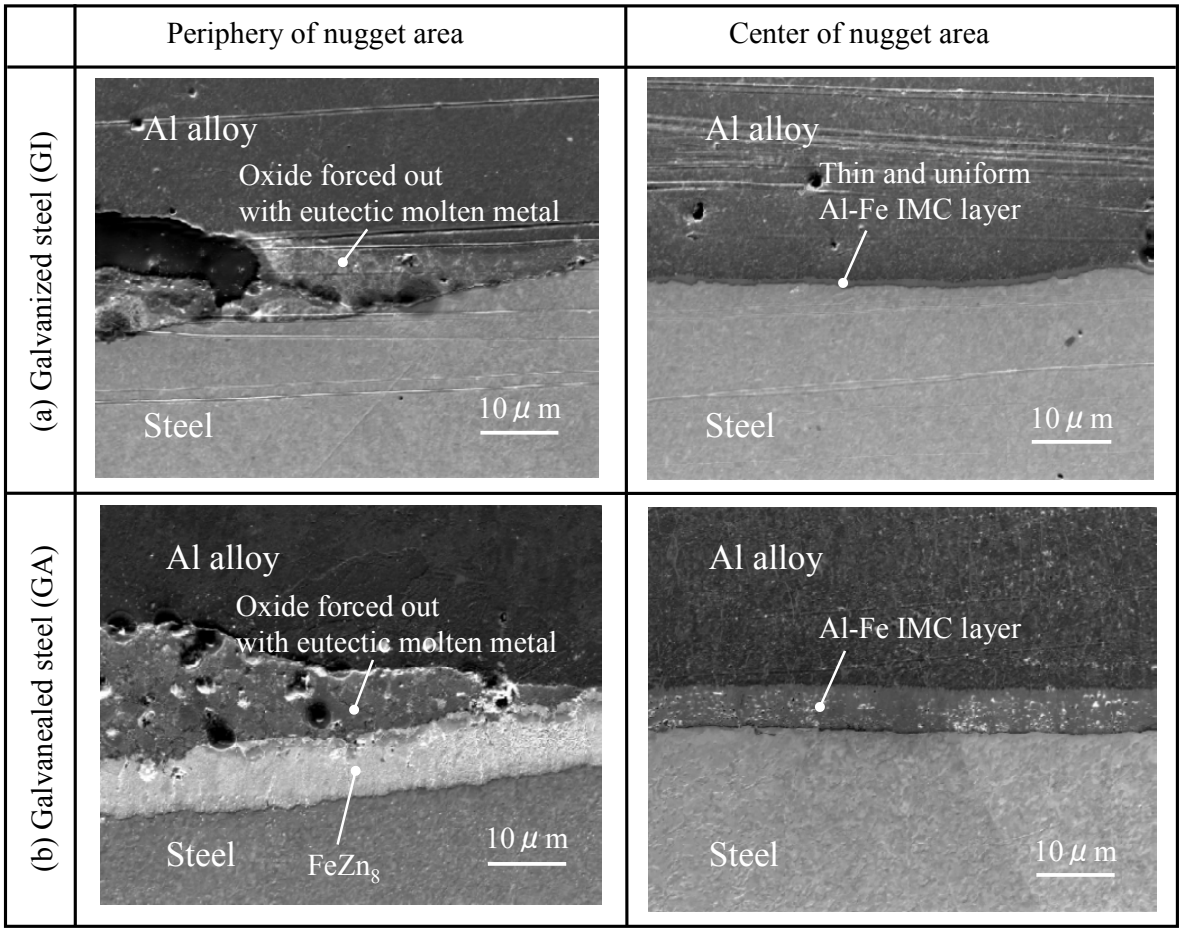
Fig. 3.8 に接合コンセプトを実証するための SEM による接合界面観察像を示す．Fig. 3.4 と同様，接合界面観察はナゲット中央部，およびナゲット周辺部にて行った．(a) GI 材と A6022 材の接合継手と同様，(b) GA 材と A6022 材の接合継手の界面には初期状態では形成していなかった Al-Fe 金属間化合物層を形成し，その金属間化合物層を介して密着界面が得られていることから冶金的な接合がなされていることが推測された．Al 合金表面の酸化皮膜は除去され，合金化亜鉛めっき（融点：530～665℃）融液とともに接合部周囲に排出されていることがわかった．上記，Al-Zn 融液，Fe-Zn 融液，Al-Fe 金属間化合物層，酸化皮膜の同定には AES を用いた．

以上より，本接合界面観察結果から，GA 材と Al 合金の接合継手においても，抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の界面で Al 合金表面の酸化皮膜を除去し，Al-Fe 金属間化合物層を生成可能であることがわかった．ただし，GA 材と Al 合金の接合継手の界面には，GI 材と Al 合金の接合継手の界面に比べて，厚い Al-Fe 金属間化合物層が形成されていた．



Welding current: 8.5kA, 12kA, Welding time: 120～240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 3.7 Effect of Zn insertion on cross tensile strength (CR steel and A6022, GI steel and A6022).



(a) (b) Welding current: 12kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.35kN

Fig. 3.8 Verification of joining concept (GI steel and A6022, GA steel and A6022).

(5) 亜鉛インサートの材種が Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に及ぼす影響

GI 材と A6022 材の接合継手の場合は，界面全域にわたって，厚さが 2 μm 以下の薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成されているのに対し，GA 材と A6022 材の接合継手の場合はナゲット中心部から接合部周囲にいくにともない，Al-Fe 金属間化合物層の厚さが変化しているのが確認された．その厚さは厚いところで 6～8 μm，薄いところで 2 μm 以下であった．それら厚さの不均一さを比較するために，接合界面の Al-Fe 金属間化合物層のうち，厚さが 2 μm 以下の領域と 2 μm 超の領域に分け，GI 材と A6022 材の接合継手と GA 材と A6022 材の接合継手について，電極形状，接合条件を同じにしてその比率を比較した．電極は鋼側，Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ6mm）とし，接合条件は溶接電流を 25kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.94kN とした．

Fig. 3.9 に亜鉛めっき種と生成している Al-Fe 金属間化合物層厚さの状態の関係を示す．Al-Fe 金属間化合物層の生成状態は，ナゲット中央部断面において，その厚さが 2 μm 以下の形成領域の長さの総和を求め，ナゲット断面の全体長さに対する比率により評価した．GI 材と A6022 材の接合継手は，形成される Al-Fe 金属間化合物層厚さはナゲット全域で 2 μm 以下であるのに対し，GA 材と A6022 材の接合継手は，Al-Fe 金属間化合物層厚さが 2 μm 以下の領域がナゲット全体に対して約 29%であった．

以上より，GA 材と Al 合金の接合継手は，GI 材と Al 合金の接合継手に比べて，接合界面に不均一で厚い Al-Fe 金属間化合物層を生成しやすいことがわかった．これは，めっき種の違いによって，接合プロセスの進行過程に差が生じていることに起因すると推測される．

(6) 亜鉛インサートの材種が接合プロセス進行メカニズムに及ぼす影響

第 2 章において，拡散接合による急冷試験片を用いて，GI 材と Al 合金の接合継手，および GA 材と Al 合金の接合継手について接合プロセスの進行過程を明らかにした．GI 材と Al 合金の継手の接合は，Al 合金中の Al と亜鉛めっき中の Zn の反応による Al-Zn 共晶融液，Zn 融液で Al 合金表面の酸化皮膜が除去された後，鋼と Al 合金の直接接触が生じ，Al-Fe（Zn）金属間化合物層が生成される．一方，GA 材と Al 合金の継手の接合は，Al 合金中の Al と合金化亜鉛めっき層（$FeZn_8$）の反応により，Al-Fe（Zn）金属間化合物，Al（Zn 固溶）と Zn（液相）の混合相が生じ，Al，Fe の混合相への拡散と混合相の接合部周囲への排出が進行しながら，Al-Fe（Zn）金属間化合物層が生成される．そのため，GA 材と Al 合金の接合継手は，GI 材と Al 合金の接合継手に比べて，厚い Al-Fe 金属間化合物層を生成しやすいと推測される．また，GA 材と Al 合金を接合する場合，抵抗スポット溶接に用いる電極の形状や接合条件によっては，プロセス中に生じる混合相の排出が効率的になされず，その結果，不均一な Al-Fe 金属間化合物層の生成につながると考えられる．

3.3.2 亜鉛インサートの材種が鋼と Al 合金の接合条件に及ぼす影響

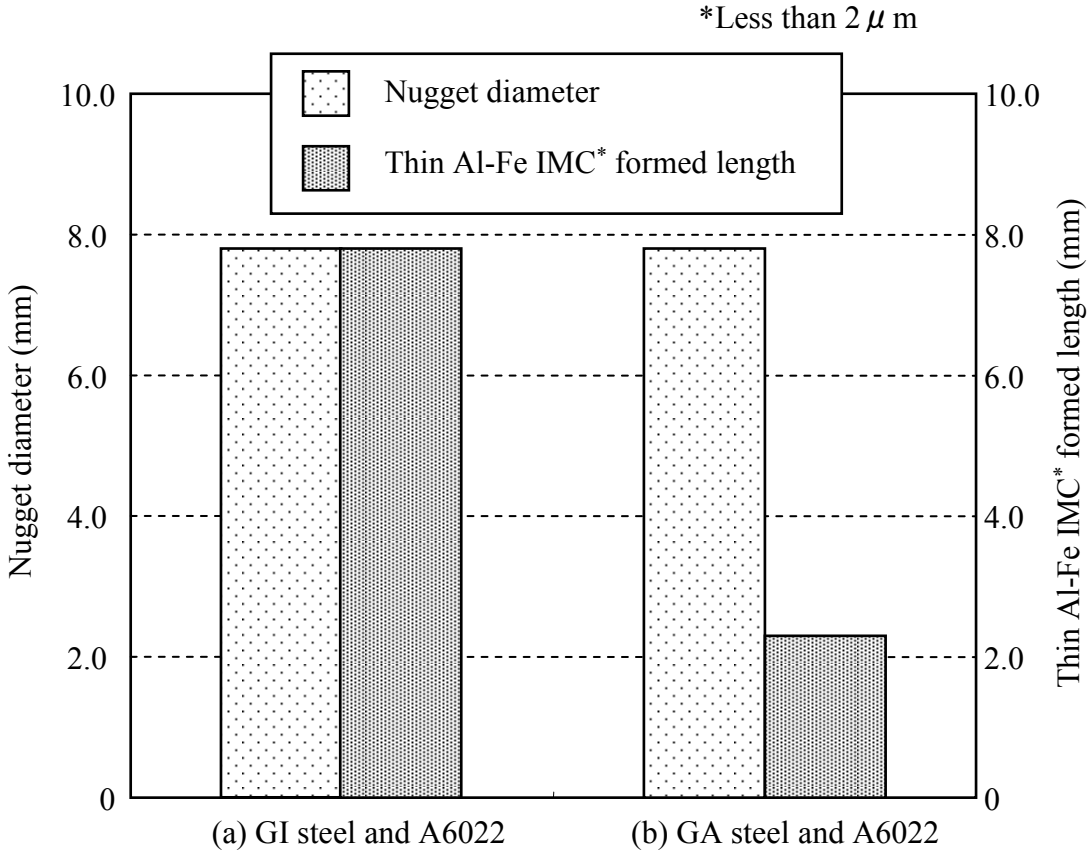
(1) GI 材と Al 合金の高強度継手作製の指針

GI 材と Al 合金の高強度継手作製の指針を検討するため，電極の形状，接合条件を変えて GI 材と A6022 材の接合継手を作製し，その強度を求めた．電極については，電極先端の曲率半径の選定により広い領域にわたって均一な加圧力，電流密度分布を確保できる R 形電極，および加圧力，電流密度は電極先端部近傍に集中し，被接合材の変形が生じやすいが，接合界面における反応生成物等の接合部周囲への排出性が高い DR 形電極を用いた．

Fig. 3.10 に R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm，75mm），DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ6mm）を用いた接合継手のナゲット径と CTS の関係を示す．接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.18～2.94kN とした．R 形電極による接合継手と DR 形電極による接合継手を比較した場合，R 形電極による接合継手の方が DR 形電極による接合継手に比べてナゲット径が小さいにもかかわらず，強度が高い．R 形電極を用いた場合と DR 形電極を用いた場合では，以下のような差異が生じる．R 形電極を用いた場合は，先端の曲率半径の大きさにはよるものの，均一な電流密度分布を得やすく，接合プロセス時の被接合材，特に A6022 材側の板厚減少も抑えやすい．その反面，接合プロセス時に生じる Al-Zn 共晶融液，Zn 融液，除去された A6022 材表面の酸化皮膜を接合部周囲に押し出す際の排出性は損なわれる場合がある．一方，DR 形電極を用いた場合は，接合プロセス時に生じる上記反応生成物等の排出性は確保されるものの，電流の通電経路がナゲット中央部に集中し，A6022 材側の板厚減少が生じやすい．本接合条件下で，DR 形電極による接合継手の方が R 形電極による接合継手に比べて強度が低かった理由としては，DR 形電極を用いた場合，母材強度の関係でプラグ破断が生じる側の A6022 材側に電極先端部の食い込みが生じ，板厚減少が生じたことに起因している．前述のとおり，GI 材と Al 合金の場合，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成させやすいため，接合プロセス時に接合界面に生じる反応相等の排出性は要求されるものの，DR 形電極が有するほどの排出性は必要とせず，DR 形電極を用いた場合に生じる板厚減少の継手強度に及ぼす影響の方が大きくなる．よって，DR 形電極ではなく，R 形電極を用いることで効率的にナゲット径，生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さが 2μm 以下の領域を拡大し，高い継手強度を実現できたと考えられる．

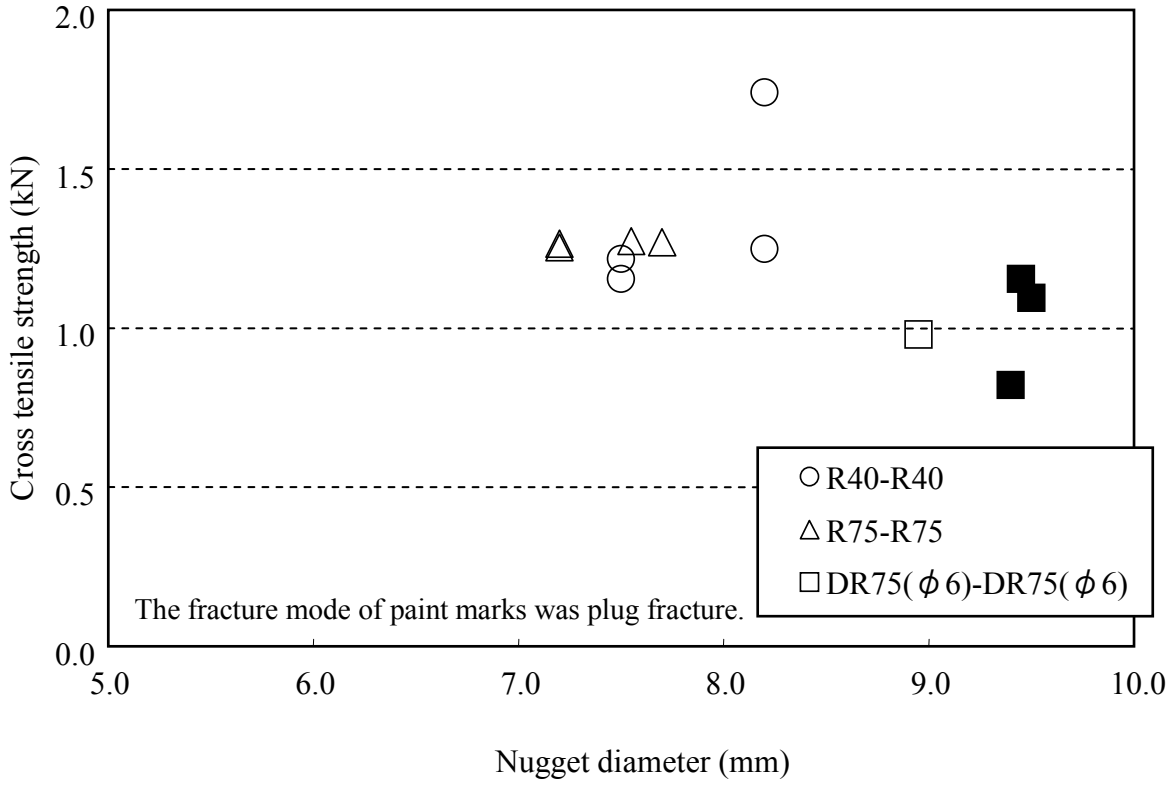
Fig. 3. 11 に R 形電極，DR 形電極を用いた場合の接合継手の断面像を示す．R 形電極による接合継手に比べて，DR 形電極による接合継手の方が A6022 材に著しい板厚減少が生じていることがわかる．この板厚減少によりプラグ破断が生じる際の継手強度が低下していると考えられる．

以上より，GI 材と Al 合金の高強度な接合継手を実現するためには，接合界面における反応生成物等の接合部周囲への排出性を確保し，Al 合金の板厚減少を抑えつつ有効にナゲット径を広げる事ができる電極，たとえば R 形電極を用いて接合することで，継手強度の向上が可能となる．



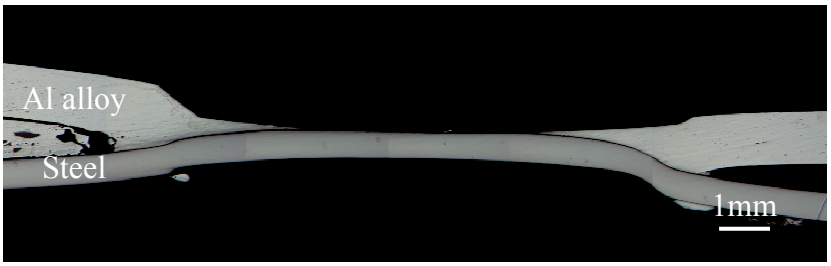
(a) (b) Welding current: 25kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

Fig. 3.9 Conditions of Al-Fe IMC layer on joint interfaces (GI steel and A6022, GA steel and A6022).



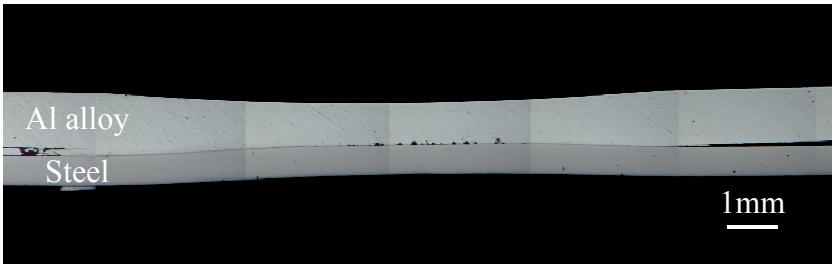
Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18～2.94kN

Fig. 3.10 Relation between shape of electrodes and cross tensile strength (GI steel and A6022).



(a) DR75(φ6)-DR75(φ6) (CTS:1.01kN)

Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN



(b) R75-R75 (CTS:1.27kN)

Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 3.11 Macro views of resistance spot welded joints (GI steel and A6022).

(2) GA 材と Al 合金の高強度継手作製の指針

GA 材と Al 合金の高強度継手作製の指針を検討するため，電極の形状，接合条件を変えて GA 材と A6022 材の接合継手を作製し，その強度を求めた．

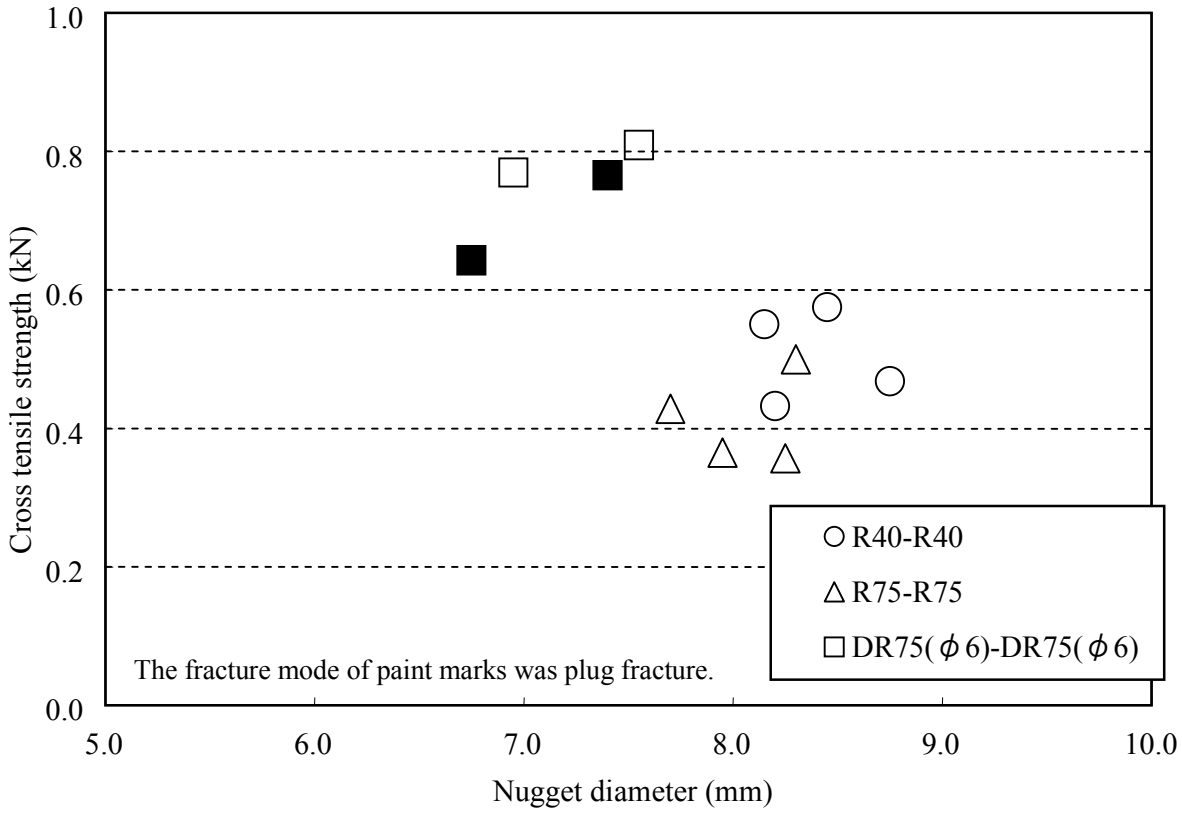
Fig. 3.12 に R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm，75mm），DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ6mm）を用いた接合継手のナゲット径とCTS の関係を示す．接合条件は，GI 材と A6022 材の場合と同様，溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.18～2.94kN とした．R 形電極による接合継手とDR 形電極による接合継手を比較した場合，R 形電極による接合継手の方が DR 形電極による接合継手に比べて，ナゲット径が大きいにもかかわらず，強度が低い．本結果から，GA 材と Al 合金を接合する場合，GI 材と Al 合金を接合する場合に比べて，より一層，接合プロセス時に生じる反応生成物等の排出性が継手強度に及ぼす影響が大きいことが推測される．

そこで排出性と継手強度の関係をより詳細に検討するため，DR 形電極の先端径と接合条件のうち加圧力を変化させることにより排出性を変化させ，排出性と継手強度の関係を求めた．

Fig. 3.13 に DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8，φ10）の先端径，および接合条件として加圧力を変化させた際のナゲット径とナゲット中央部断面における厚さ 2μm 以下の Al-Fe 金属間化合物層の生成長さの関係を示す．接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.94kN，5.88kN とした．先端径がφ10mm からφ8mm になることで，同程度のナゲット径に対して，Al-Fe 金属間化合物層の厚さが 2μm 以下の領域が顕著に増加していることがわかる．さらに，先端径がφ8mm の条件で加圧力を 2.94kN から 5.88kN に上げることで，一層その領域が増加している．本実験結果からも，GA 材と Al 合金を接合する場合，接合プロセス時の反応生成物等の排出性が継手強度に及ぼす影響が大きいことが確認された．GA 材と Al 合金の場合は接合プロセス時に Al 合金中の Al が合金化亜鉛めっき層（$FeZn_8$）内に拡散していくことにより Al-Fe（Zn）金属間化合物，Al（Zn 固溶）と Zn（液相）の混合相が生成されるが，その混合相の排出が最終的に接合界面に形成される Al-Fe 金属間化合物層の厚さに大きく影響する．そのため，排出性を向上させることで，接合界面に生成する化合物層も薄くなり，その厚さが 2μm 以下の領域が増大したと考えられる．

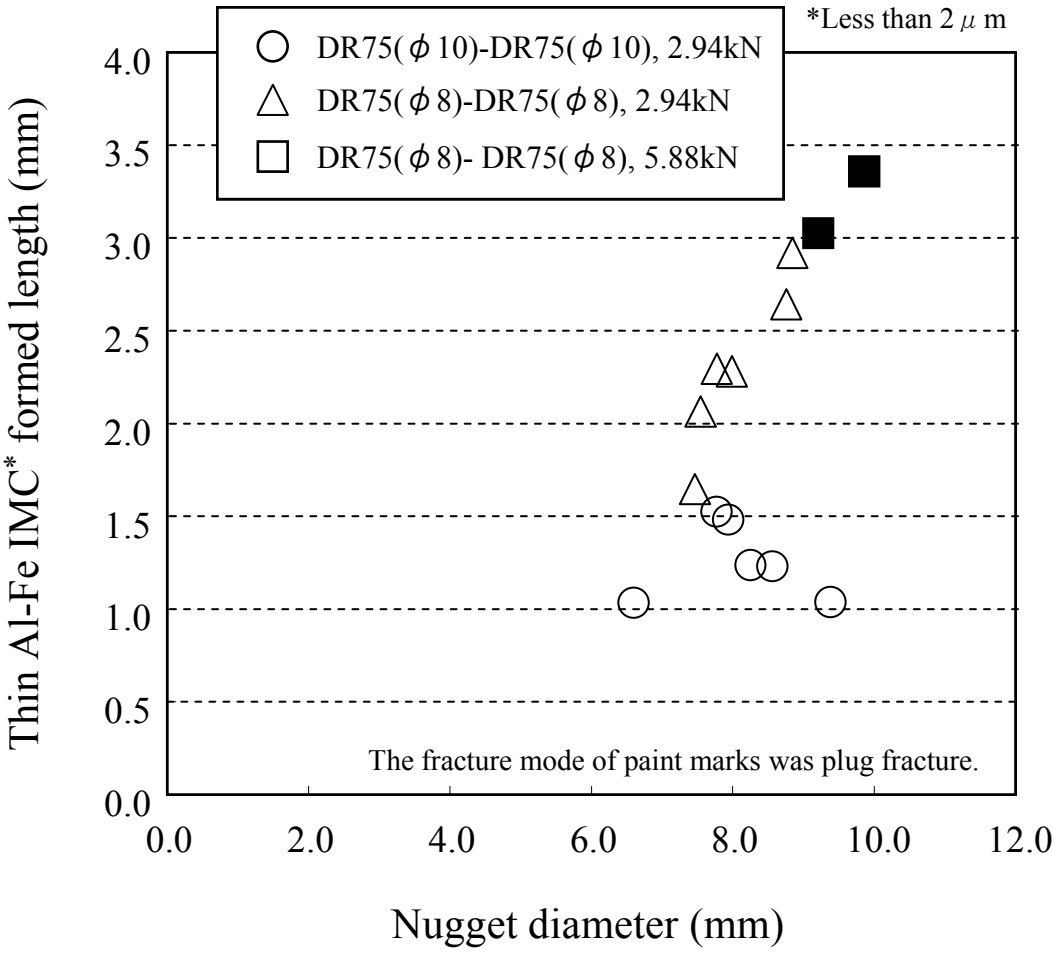
Fig. 3.14 に Fig. 3.13 のデータをナゲット径とCTS の関係で整理した結果を示す．各プロットのナゲット径はN=1 の代表値，CTS はN=4 の平均値である．同程度のナゲット径にもかかわらず，先端径をφ10mm からφ8mm，さらに先端径をφ8mm 一定で加圧力を 2.94kN から 5.88kN に変化させることで，継手強度が向上していることがわかる．これは，排出性を向上することで厚さが 2μm 以下の Al-Fe 金属間化合物層が生成する領域が拡大したことによると考えられる．

以上より，GA 材と Al 合金の高強度な接合継手を実現するためには，Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に密接に関係する，接合プロセス時に生じる Al-Fe（Zn）金属間化合物，Al（Zn 固溶）と Zn（液相）の混合相の接合部周囲への排出性がより一層要求される．そのため，それ



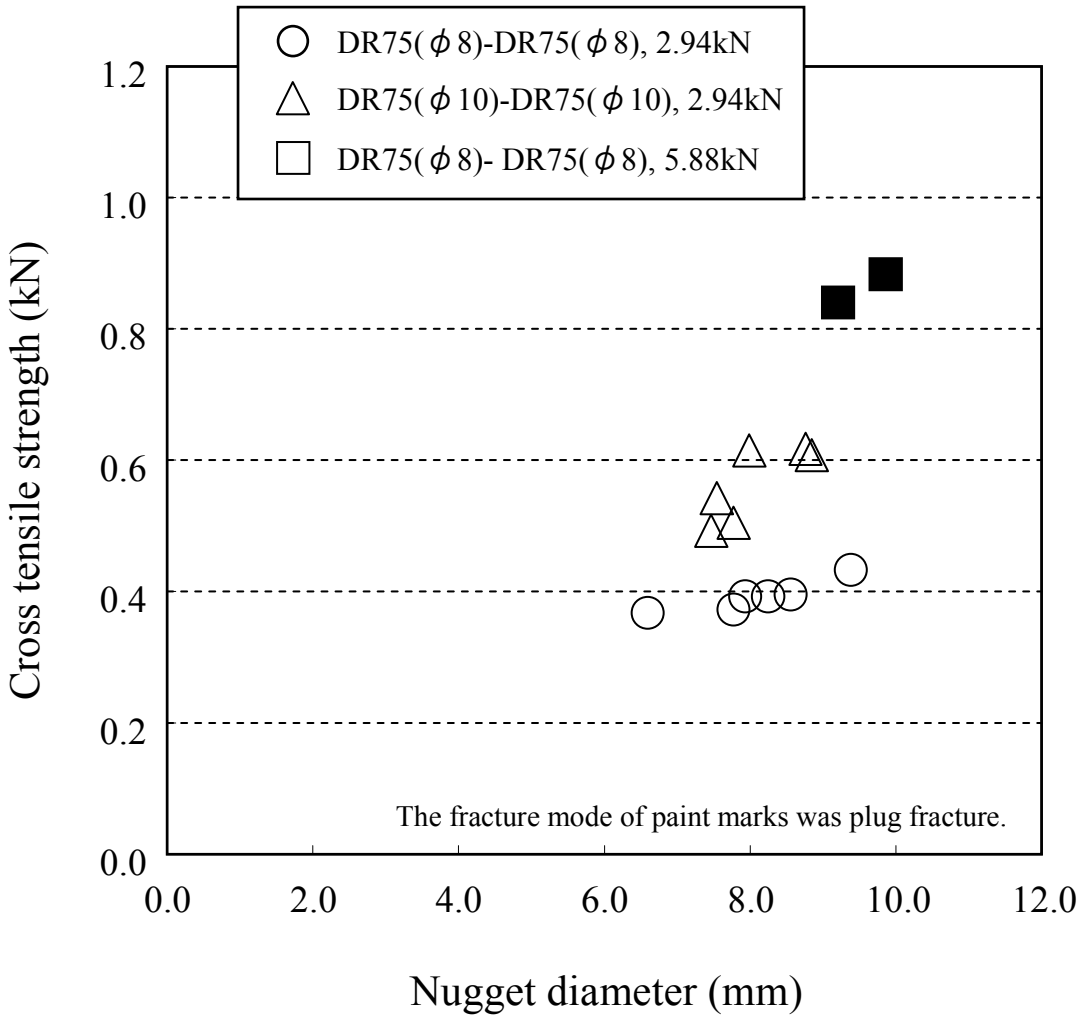
Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18～2.94kN

Fig. 3.12 Relation between shape of electrodes and cross tensile strength (GA steel and A6022).



Welding current: 23～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN, 5.88kN

Fig. 3.13 Relation between nugget diameter and thin Al-Fe IMC formed length (GA steel and A6022).



Welding current: 23～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN, 5.88kN

Fig. 3.14 Relation between nugget diameter and cross tensile strength (GA steel and A6022).

ら反応生成物等の排出性を優先した電極，たとえば DR 形電極を用い，さらに高加圧で接合することで継手強度の向上が可能となる．

3.3.3 鋼と Al 合金の異種材料接合継手の強度発現メカニズム

前述のとおり，溶融亜鉛めっき（GI 材），合金化溶融亜鉛めっき（GA 材）というように亜鉛めっき種により接合界面の Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に差異が生じることがわかった．そのため，亜鉛めっき種に応じた最適接合条件の指針を提示していくためには，鋼と Al 合金の異種材料接合継手の強度発現メカニズムを明らかにする必要がある．そこで，継手強度試験後の試験片の破面観察を行い，ナゲット径と継手強度，および Al-Fe 金属間化合物層の生成状態と破断モード，継手強度の関係について検討を行った．

(1) ナゲット径と接合継手強度

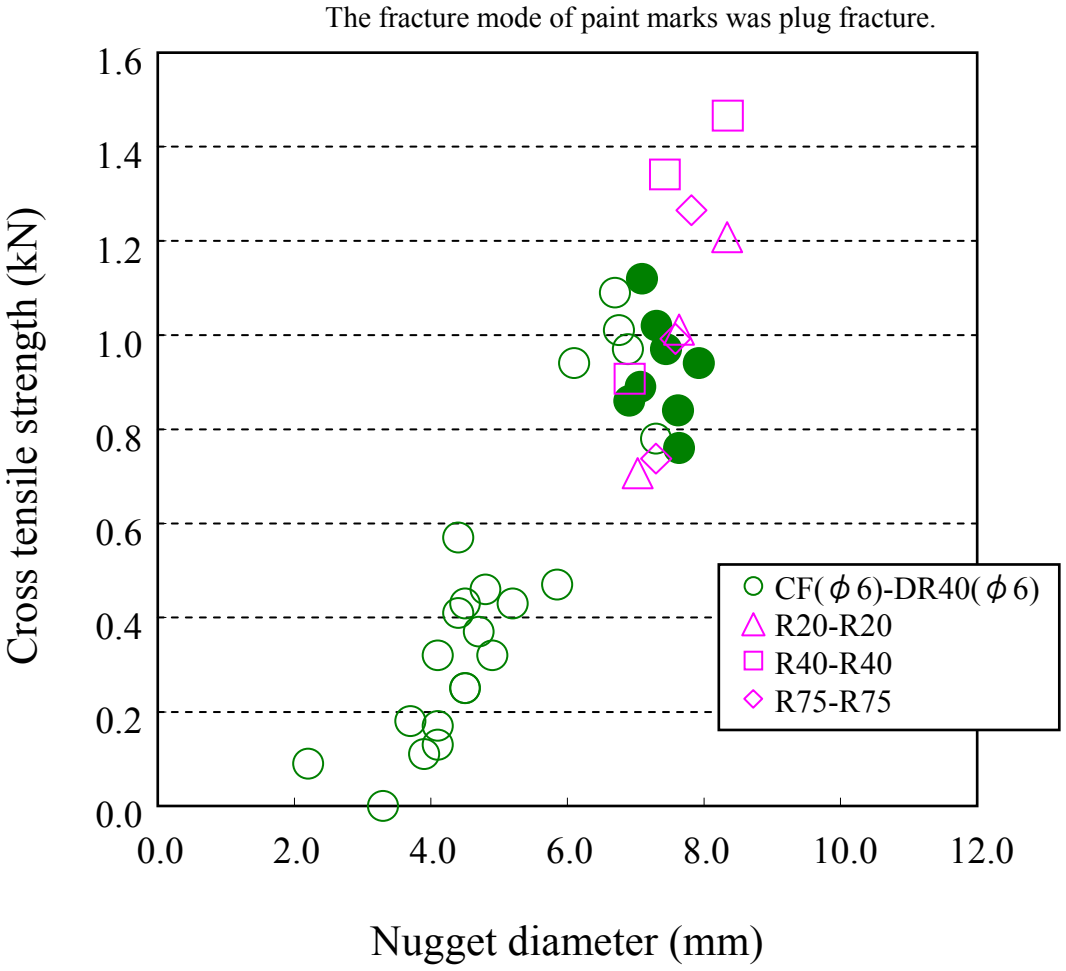
Fig. 3.15 に GI 材と A6022 材の接合継手，および GA 材と A6022 材の接合継手のナゲット径と CTS の関係を示す．各プロットのナゲット径は N=1 の代表値，CTS は N=4 の平均値である．(a) GI 材と A6022 材の接合継手の場合，全体としてナゲット径の増加にともない，強度向上の傾向が見られた．一方，(b) GA 材と A6022 材の接合継手の場合は，ナゲット径の増加にともない，強度向上の傾向が確認されるものの，同程度のナゲット径でも二倍以上の強度差を示す条件も見られ，(a) GI 材と A6022 材の場合に比べて，ばらつきが大きく，ナゲット径と継手強度の関係における相関性が乏しかった．(b) GA 材と A6022 材の接合継手において，ばらつきが生じている理由として，接合面内での Al-Fe 金属間化合物層厚さの不均一な分布が考えられる．そこで，その要因を明らかにするために，継手強度試験後の試験片に対して破面観察，EDX を用いた元素分析，定量分析を行い，Al-Fe 金属間化合物層の生成状態と破断モードの関係を調査した．

(2) 鋼と Al 合金の異種材料接合継手の破断モード

(2-1) GI 材と Al 合金の接合継手の破断モード

GI 材と A6022 材の継手強度試験後の試料に対して，光学顕微鏡と SEM を用いた破面観察，EDX を用いた元素分析，定量分析を行った．

Fig. 3.16 に比較的高強度（1.34kN）を示した GI 材と A6022 材の接合継手の破面観察結果を示す．電極は鋼側，Al 合金側ともに R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm）とし，接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.77kN とした．破面観察は (a) A6022 材側のナゲット中央部近傍の領域 A，その周辺部の領域 B，(b) GI 材側のナゲット中央部近傍の領域 C，その周辺部の領域 D について行った．(a) A6022 材側破面の (a-1)，(a-2) 領域 A，(b) GI 材側破面の (b-1)，(b-2) 領域 C から広い領域にわたって Al 合金の延性破面が確認された．また，延性破面を形成している領域の周辺部である (a) A6022 材側破面の (a-3) 領域 B，(b) GI 材側破面の (b-3) 領域 D から Al-Fe 金属間化合物層内破断と未接合状

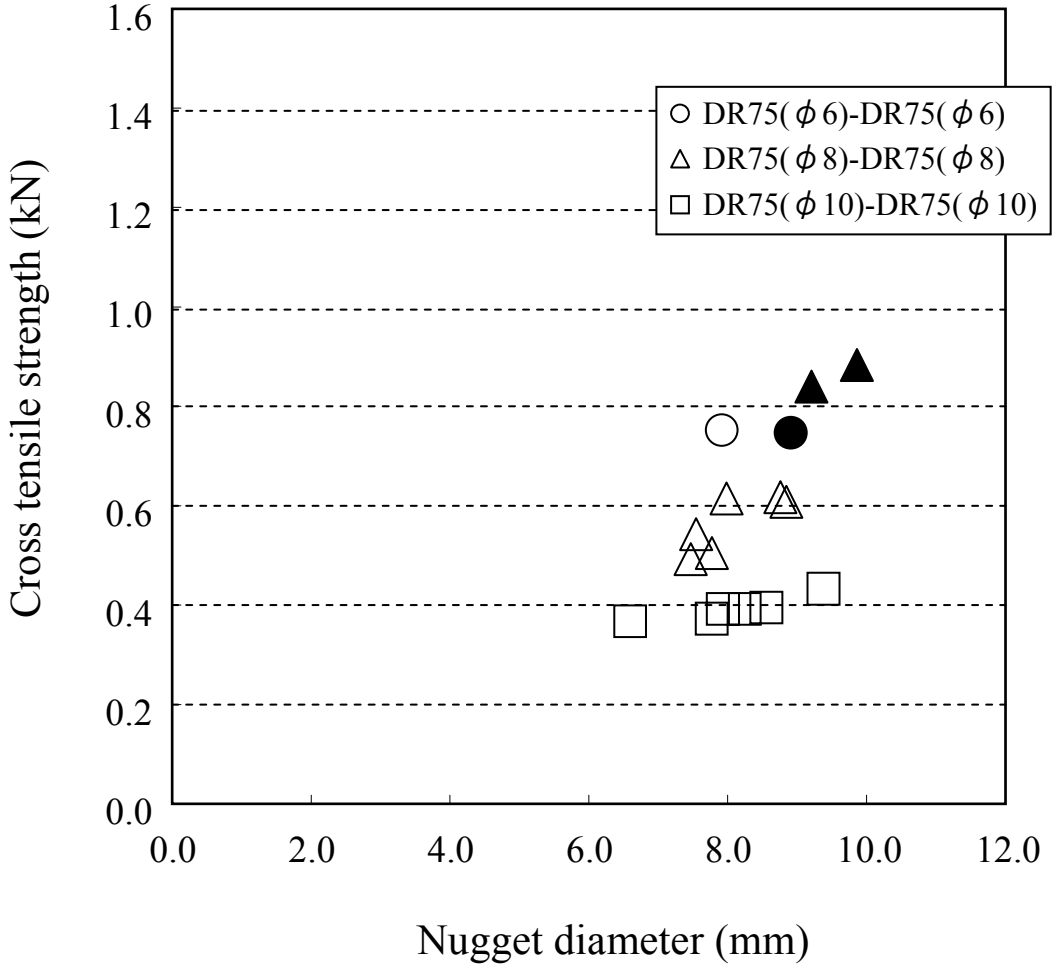


(a) GI steel and A6022

Welding current: 7～30kA, Welding time: 80～240ms, Welding pressure: 1.18～3.53kN

Fig. 3.15 Relation between nugget diameter and cross tensile strength (GI steel and A6022, GA steel and A6022).

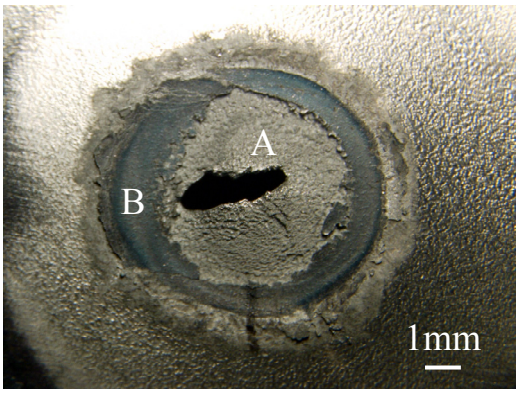
The fracture mode of paint marks was plug fracture.



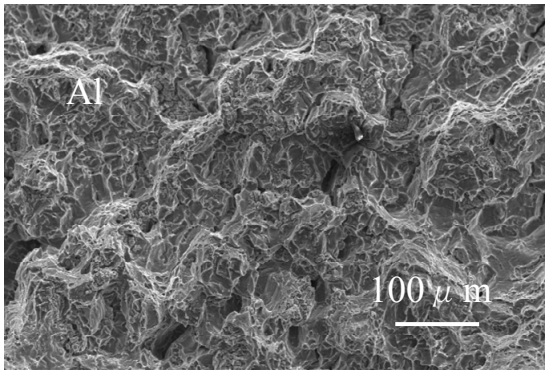
(b) GA steel and A6022

Welding current: 20～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94～5.88kN

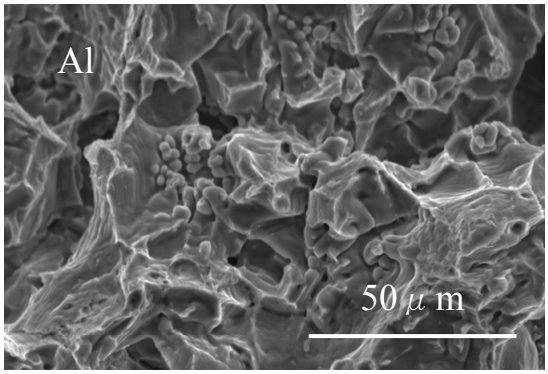
Fig. 3.15 Continued.



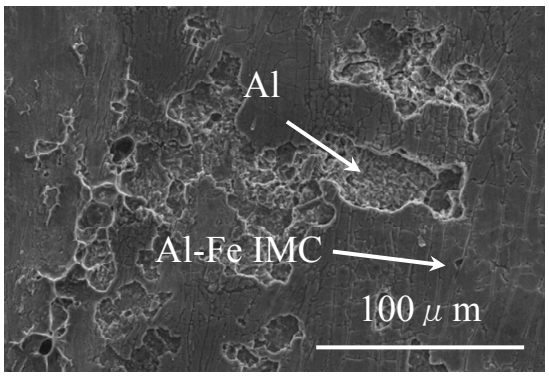
(a) Al alloy



(a-1) Region A



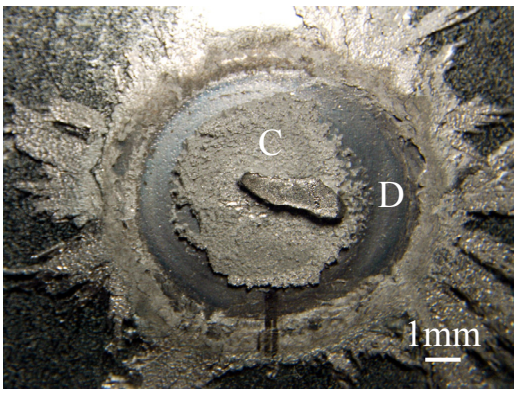
(a-2) High magnification of Region A



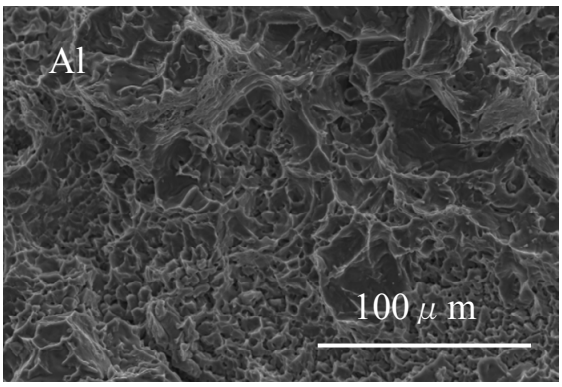
(a-3) Region B

Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.77kN

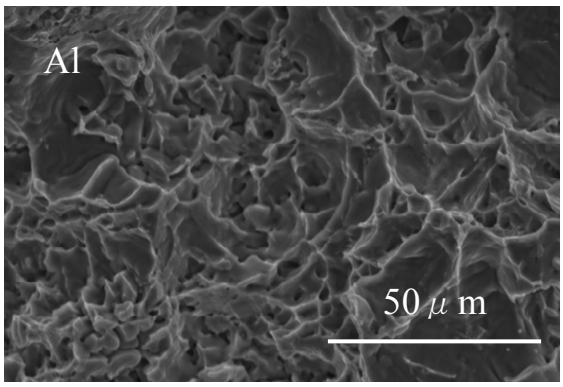
Fig. 3.16 Macro- and micrographs of fracture surfaces of joint (GI steel and A6022) (Cross tensile strength: 1.34kN).



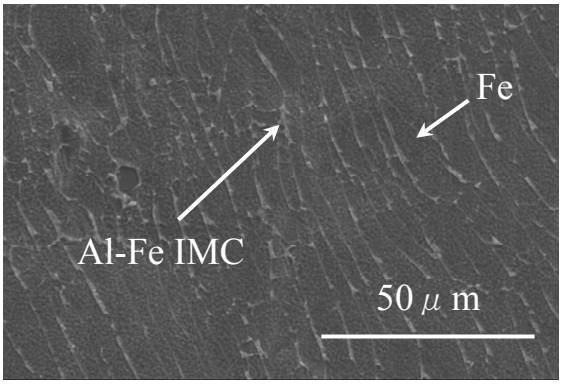
(b) Steel



(b-1) Region C



(b-2) High magnification of Region C



(b-3) Region D

Fig. 3.16 Continued.

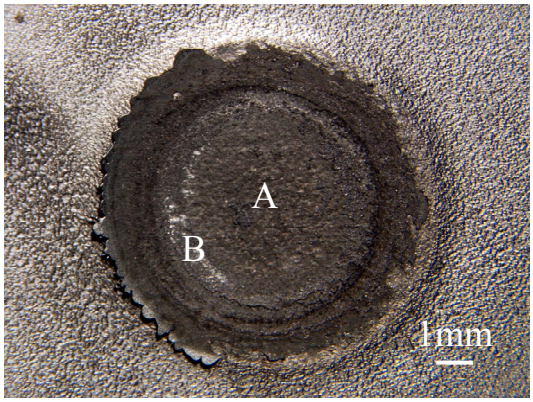
態による Al 合金と鋼の界面破断が混在しているのが確認された. 本観察結果より, 厚さが 2 μm 以下の薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成している領域と Al 合金の延性破面を形成している領域は一致していることがわかった. 周辺部で未接合状態が生じていた理由としては, 本接合に用いた電極が R 形電極であるため, ナゲット中央部に比べて, 周辺部に流れる電流が少なく発熱も小さいため, 反応が不十分となっていることに起因すると推測される. Al 合金の延性破面と継手強度には密接な相関があることから, 高強度を発現するためには, 薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成する領域を拡大することが重要である.

(2-2) GA 材と Al 合金の接合継手の破断モード

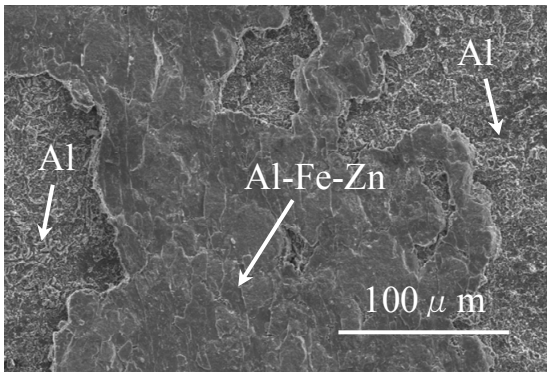
GA 材と A6022 材の継手強度試験後の試料に対して, 光学顕微鏡と SEM を用いた破面観察, EDX を用いた元素分析, 定量分析を行った.

Fig. 3.17 に低強度(0.36kN)を示した GA 材と A6022 材の接合継手の破面観察結果を示す. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:75mm, 先端径: φ8mm)とし, 接合条件は溶接電流を 22kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした. 破面観察は(a)A6022 材側のナゲット中央部近傍の領域 A, その周辺部の領域 B, (b)GA 材側のナゲット中央部近傍の領域 C, その周辺部の領域 D について行った. (a)A6022 材側破面の(a-1)領域 A, (a-2)領域 B, (b)GA 材側破面の(b-1)領域 C から反応層(Al-Fe-Zn)が確認された. このことから, 広い領域で反応層(Al-Fe-Zn)の内部における破断が生じていると考えられる. また, (a)A6022 材側破面の(a-1)領域 A, (a-2)領域 B の一部領域で Al が, (b)GA 材側破面の(b-1)領域 C, (b-2)領域 D の一部領域で Fe が確認されたことから, 反応層(Al-Fe-Zn)と Al 合金母材, および鋼母材との界面での破断が生じたと推測される. さらに, (b)GA 材側破面の(b-2)領域 D の一部領域で Al が確認された. この領域は厚さが 2 μm 以下の薄い Al-Fe 金属間化合物層が生成された領域と一致していることから, 薄い Al-Fe 金属間化合物層が生成した領域では Al 合金母材破断が生じることがわかった.

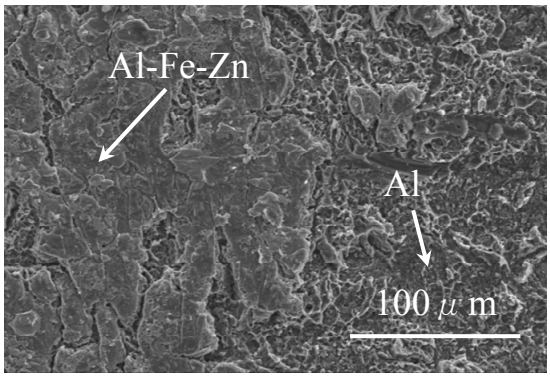
Fig. 3.18 に比較的高強度(0.88kN)を示した GA 材と A6022 材の接合継手の破面観察結果を示す. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:75mm, 先端径: φ8mm)とし, 接合条件は溶接電流を 30kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした. 破面観察は(a)A6022 材側のナゲット中央部近傍の領域 A, その周辺部の領域 B, さらにその外周部よりの領域 C, (b)GA 材側のナゲット中央部近傍の領域 D, その周辺部の領域 E について行った. (a)A6022 材側破面の(a-1)領域 A, (a-2)領域 B, (b)GA 材側破面の(b-1)領域 D より, ナゲット中央では低強度の接合継手の破面と同様に厚い反応層(Al-Fe-Zn)内部破断, 反応層(Al-Fe-Zn)と Al 合金母材, および鋼母材との界面での破断が確認されたが, (a)A6022 材側破面の(a-2)領域 B, (a-3)領域 C, (b)GA 材側破面の(b-2), (b-3)領域 E より, ナゲット周辺部の大部分で Al 合金母材破断が確認された. 低強度の破面の場合と同様, 高強度の破面の場合も, Al 合金母材破断が生じた領域は厚さが 2 μm 以下の薄い Al-Fe 金属間化合物層が生成された領域と一致していることがわかった.



(a) Al alloy



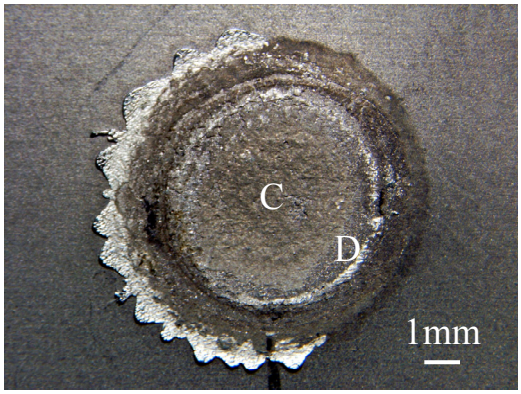
(a-1) Region A



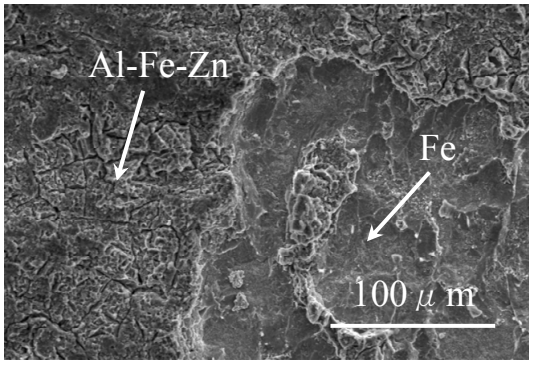
(a-2) Region B

Welding current: 22kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

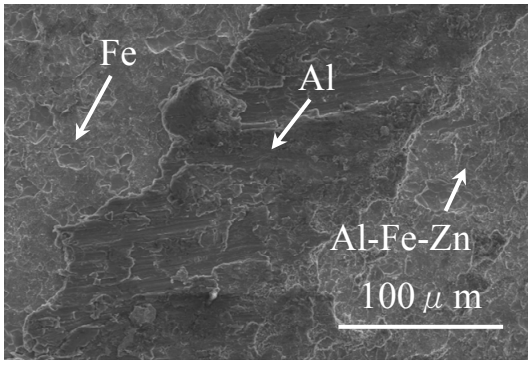
Fig. 3.17 Macro- and micrographs of fracture surfaces of joint (GA steel and A6022) (Cross tensile strength: 0.36kN).



(b) Steel

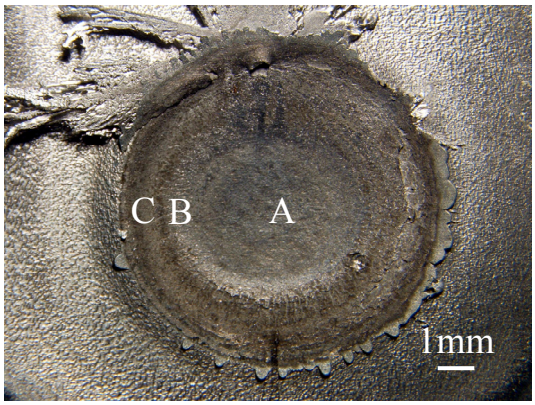


(b-1) Region C

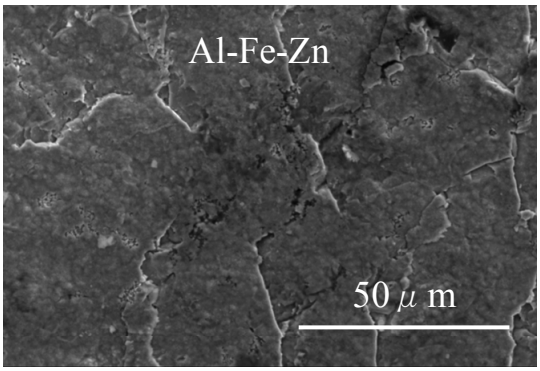


(b-2) Region D

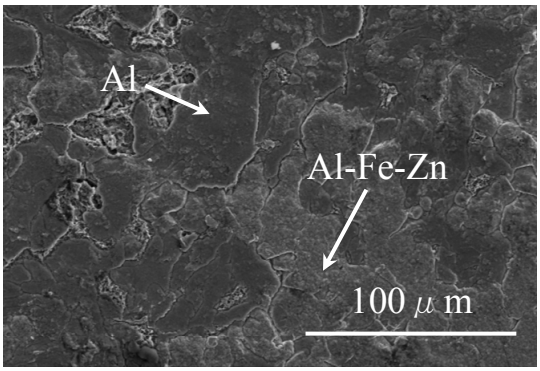
Fig. 3.17 Continued



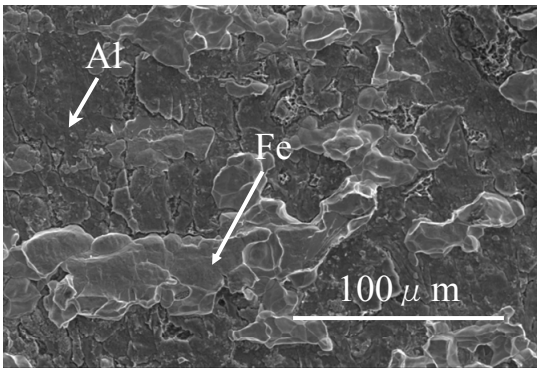
(a) Al alloy



(a-1) Region A



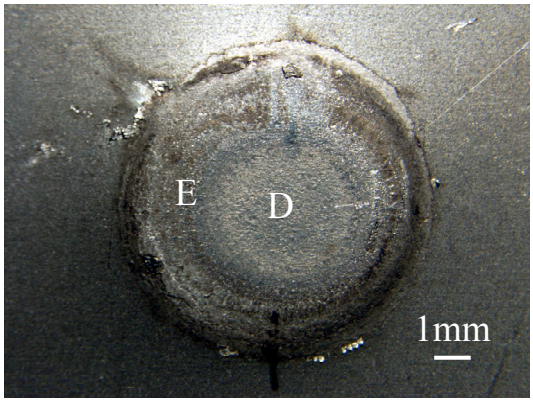
(a-2) Region B



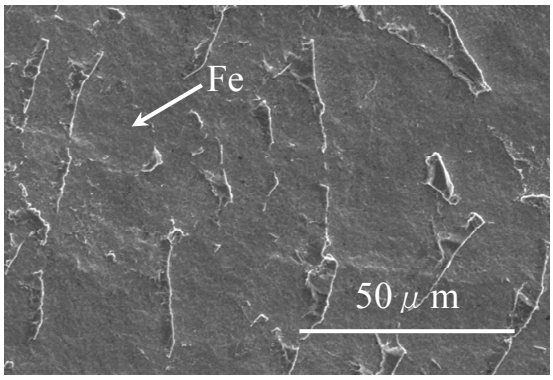
(a-3) Region C

Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

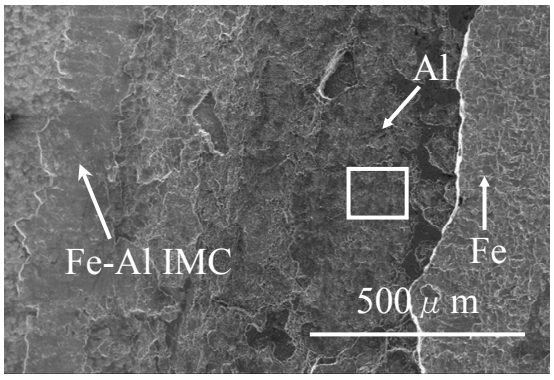
Fig. 3.18 Macro- and micrographs of fracture surfaces of joint (GA steel and A6022) (Cross tensile strength: 0.88kN).



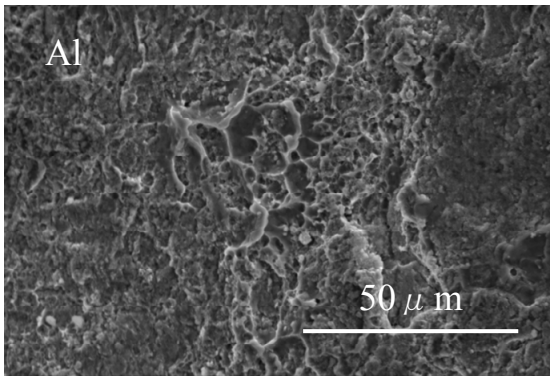
(b) Steel



(b-1) Region D



(b-2) Region E



(b-3) High magnification of region E

Fig. 3.18 Continued.

Fig. 3.19 に GA 材と A6022 材の接合界面像の一例を示す. 用いた電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:75mm, 先端径: φ8mm), 接合条件は溶接電流を 27kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 2.94kN とした. 接合ナゲット中央部である(a)領域 A で厚い Al-Fe 金属間化合物層を生成しており, ナゲットの中間部である(b)領域 B で一旦, その厚さが薄くなり, 端部である(c)領域 C で再び厚い Al-Fe 金属間化合物層を生成している. このような Al-Fe 金属間化合物層厚さが接合面内で分布を持つ傾向は GA 材と A6022 材の接合継手に共通して見られ, 今回の破面観察で Al 合金母材破断が確認された領域は Fig 3.19 の(b)領域 B に相当する領域である.

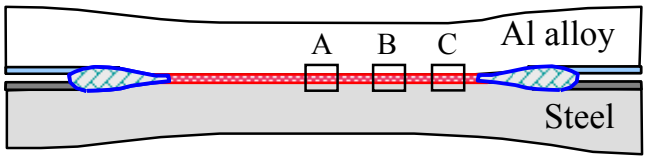
以上より, GA 材と Al 合金の接合継手の強度向上のためには, 接合プロセス時に生じる固液混合相の残存の結果形成される反応層(Al-Fe-Zn), および厚さが 2μm 以上の厚い Al-Fe 金属間化合物層の形成領域を低減し, 厚さが 2μm 以下の薄い Al-Fe 金属間化合物層が生成された領域を拡大することが重要である.

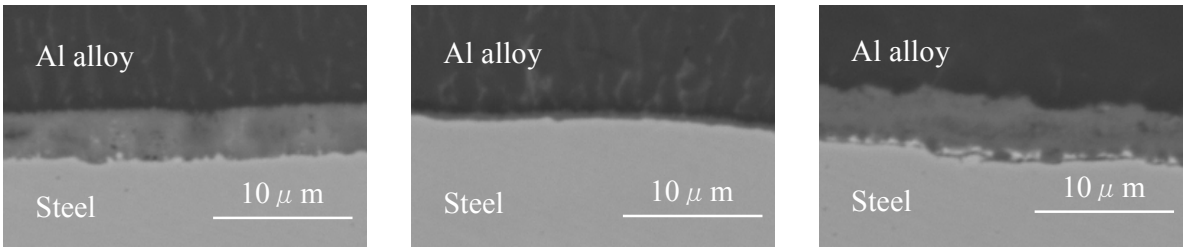
(3) 有効接合長さと接合継手強度の関係

前述の観察結果から, 厚さが 2μm 以下の薄い Al-Fe 金属間化合物層が生成された領域は, その破断モードが Al 合金母材破断と密接な相関があることから, その領域を有効接合長さと定義し, 継手強度との関係を調べた. 具体的には, SEM による接合界面観察からナゲット中央部断面の厚さが 2μm 以下の Al-Fe 金属間化合物層が生成した領域の長さを測定することにより求めた.

Fig. 3.20 に GI 材と A6022 材の接合継手, GA 材と A6022 材の接合継手の有効接合長さと CTS の関係を示す. 各プロットの有効接合長さは N=1 の代表値, CTS は N=4 の平均値である. GI 材と A6022 材の接合継手, GA 材と A6022 材の接合継手のいずれにおいても有効接合長さの増加にともない, 強度が上昇する傾向が見られ, 特に GA 材と A6022 材の接合継手についてはナゲット径と継手強度の関係に比べて, より明確な相関が見られた. GA 材と A6022 材の接合継手の場合は有効接合長さが 0 になると継手強度も 0 に外挿するような傾向を示している. 一方, GI 材と A6022 材の接合継手の場合は有効接合長さが約 3mm で継手強度が 0 となっている. 本結果は有効接合長さのうち, 継手強度に寄与していない領域が約 3mm 存在していることを示唆している. この領域は Fig. 3.16 にて確認された未接合状態のため鋼と Al 合金の界面破断を示していた外周部に相当する. GI 材と Al 合金の接合継手は, GA 材と Al 合金の接合継手に比べて, 薄い Al-Fe 金属間化合物層が生成される傾向がある. そのため, 先端形状が曲率を有する電極の外周部など, 十分な電流が確保されない領域では未接合領域を形成し, 有効接合長さの中に継手強度の発現に寄与しない領域が含まれている. これが, GI 材と A6022 材の接合継手の有効接合長さと継手強度の関係が外挿した際に原点を通らない理由であると推測される.

以上より, 高強度な鋼と Al 合金の接合継手を得るためには, GI 材と Al 合金の接合継手, GA 材と Al 合金の接合継手ともに, 厚さが 2μm 以下の Al-Fe 金属間化合物層が生成する有

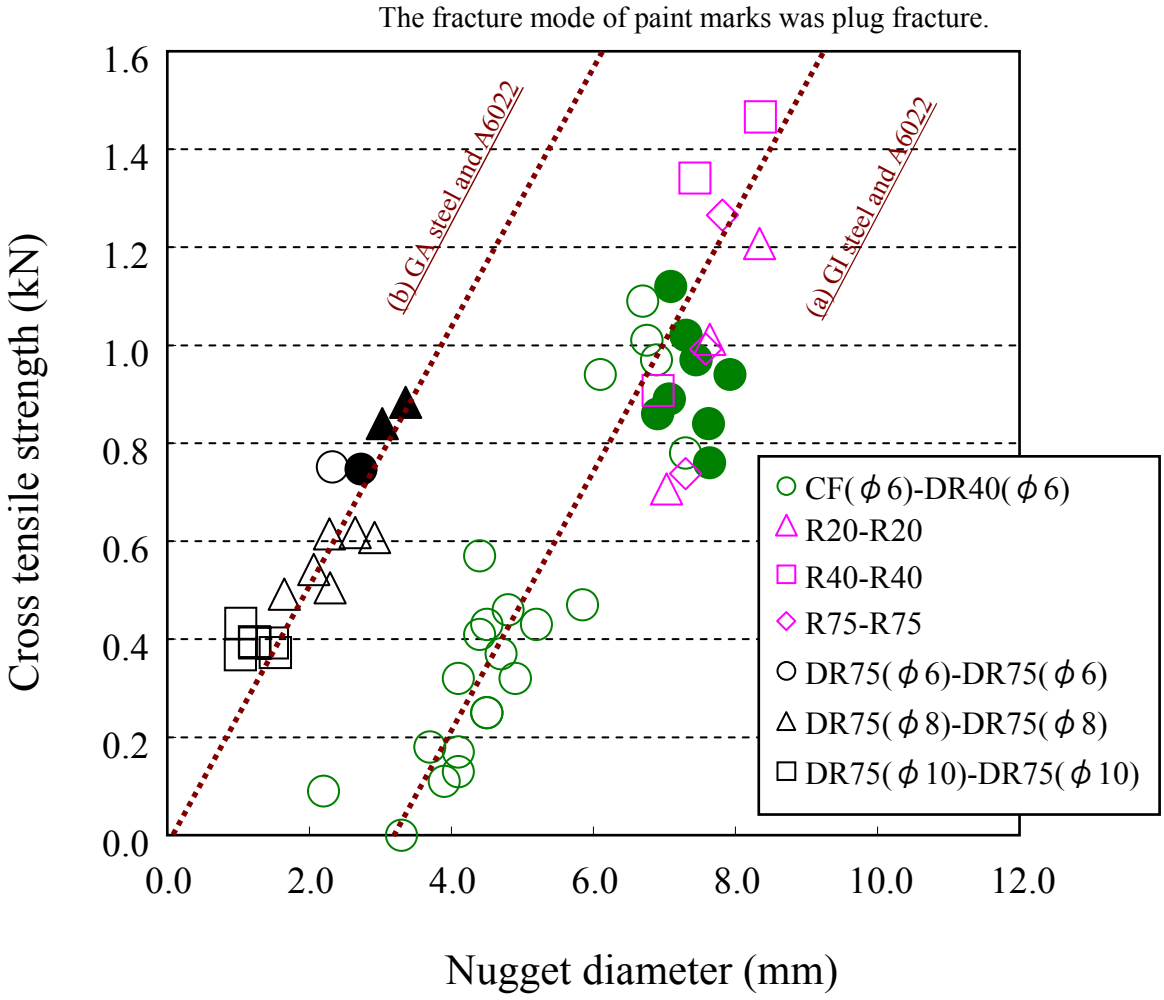




(a) Region A (b) Region B (c) Region C

Welding current: 27kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

Fig 3.19 Conditions of Al-Fe IMC layer on joint interface (GA steel and A6022).



(a) Welding current: 7～30kA, Welding time: 80～240ms, Welding pressure: 1.18～3.53kN
(b) Welding current: 20～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94～5.88kN

Fig. 3.20 Relation between effective bonded length and cross tensile strength (GI steel and A6022, GA steel and A6022).

効接合長さを接合面内で拡大する接合条件，電極形状を選定することが重要である．

3.4 結言

亜鉛インサートを利用した新しいコンセプトの鋼とAl合金の異種材料接合方法を提案した．抵抗スポット溶接による各種検討を行うことにより，以下について明らかにした．

1) 抵抗スポット溶接を用いた溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI 材））とAl 合金の接合において，亜鉛めっき中の Zn と Al 合金中の Al との Al-Zn 共晶反応を利用することで，Al 合金表面の緻密で強固な酸化皮膜を低温で効果的に除去し，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成することが可能であることがわかった．さらに，合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材））とAl合金の接合においても，Al合金表面の酸化皮膜の除去，Al-Fe 金属間化合物層の生成による冶金的な接合が実現可能であることが確認された．
2) 本接合条件下では，GA材とAl合金の接合継手は，GI材とAl合金の接合継手に比べて，界面に生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さに分布が生じ，総じて厚い化合物相層が生成しやすいことがわかった．Al-Fe 金属間化合物層の生成状態に差が生じた要因としては，溶融亜鉛めっき（GI 材），合金化溶融亜鉛めっき（GA 材）といっためっき種違いによる酸化皮膜除去機構，Al-Fe 金属間化合物の生成過程といった接合プロセスの進行過程の差異に起因していると推測される．
3) GI材とAl合金を接合する場合は，広い接合条件の裕度で薄くて均一なAl-Fe金属間化合物層を得やすいため，接合プロセス中に生じる Al-Zn 共晶融液，Zn 融液，除去された Al 合金表面の酸化皮膜といった反応生成物の接合部周囲への排出性を確保しつつ，被接合材である Al 合金の板厚減少を抑えつつ有効にナゲット径を広げる事の出来る電極，たとえば R 形電極を用いて接合することで，継手強度の向上を図ることができる．
4) GA 材と Al 合金を接合する場合は，接合プロセス中に生じる Al-Fe（Zn）金属間化合物，Al（Zn 固溶）と Zn（液相）の固液混合相の残存が，最終的に接合界面に生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さに影響する．そのため薄い化合物層が生成する領域を拡大するためには GI 材と Al 合金を接合する場合に比べて，電極にはより一層の排出性が要求される．そのような混合相の排出性を優先した電極，たとえば DR 形電極を用い，さらに高加圧で接合することで，継手強度の向上を図ることができる．
5) 鋼と Al 合金の異種材料接合継手の接合面内に生じる Al-Fe 金属間化合物層の厚さが 2 μm 以下の領域を有効接合長さと定義し，有効接合長さと継手強度の関係を調べた．有効接合長さと継手強度の関係はナゲット径と継手強度の関係に比べてばらつきが少なく，明確な相関が確認された．

第 4 章　抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金のシールスポット溶接

4.1 緒言

第 4 章では，鋼と Al 合金の異種材料接合継手の実用上の課題である Fe と Al のイオン化傾向の差に起因する電食 [4-1)]対策を検討した．異種材料接合継手近傍に水分が介在した場合，電食が進行するため，継手には水分を遮断するシール機能が要求される．そこで，Al-Zn 反応を利用して Al 合金表面の酸化皮膜を除去し，Al-Fe 金属間化合物層を形成して冶金的な接合を実現するという接合コンセプトを利用しながら，被接合材の間にシール剤をはさんで接合することで，接合部周囲からの水分を遮断し，継手強度と耐食性の双方を確保するシールスポット溶接を提案した．

本章では，はじめに，GI 材と Al 合金の組み合わせに対してシールスポット溶接を適用し，得られた接合継手を耐食性試験に供し評価することで，シールスポット溶接の電食防止機能を確認した．続いて，本技術の実用化の際，国内での流通量から重要となる GA 材と Al 合金の組み合わせに対してシールスポット溶接を適用し，以下に示す諸事項について検討した．接合界面にシール剤が残存すると継手強度の低下につながるため，接合界面からシール剤を可能な限り消失，排出させることが高強度なシールスポット溶接継手実現の要となる．そこで，電極間の電流，電圧を計測することで接合界面の状態をモニタリングし，シールスポット溶接継手の高強度化を図った．さらに，シールスポット溶接継手の接合界面の逐次観察を行うことにより，接合プロセスの進行過程を明らかにし，シールスポット溶接の適正接合条件の指針について検討した．さらに，得られたシールスポット溶接継手の接合界面を TEM により観察し，シール剤を用いない抵抗スポット溶接の場合と同様，接合界面に Al-Fe 金属間化合物層を生成し，冶金的な接合がなされているかを明らかにするための接合界面観察を行った．なお，抵抗スポット溶接，シールスポット溶接といった接合工法，方法を説明する場合の表記は「溶接」とし，それ以外の表記は「接合」とすることとした．

4.2 実験方法

4.2.1 供試材

鋼には板厚 0.55mm の溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI 材）（原板 SPCC 材）），および板厚 0.55mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材）（原板 SPCC 材））を用いた．Al 合金には板厚 1mm の 6000 系 Al 合金（A6022-T4（同等材）（A6022 材））を用いた．接合界面近傍への水分の侵入を遮断するためのシール剤には熱硬化型のエポキシ系構造用接着剤を用いた．試験片の前処理については，鋼，Al 合金ともに第 2 章と同様の処理を行った．なお，シール剤に熱硬化型のエポキシ系構造用接着剤を使用しているため，接合部周囲のシール剤の硬化が継手強度に寄与することとなる．そこで，抵抗スポット溶接によって得られた接合部ナゲットの強度を純粋に評価するために，接合部周囲に排出されたシール剤は硬化させずに評価に供した．後述 4.2.6 に示す耐食性を評価するための複合サイク

ル腐食試験（Cyclic Corrosion Test（CCT））においては，実車適用状態の電食防止機能を評価するために 170℃，20min でシール剤を硬化させた後，評価に供した．Fig. 2.1 に示すように GI 材のめっき層は Zn で構成されており，厚さが約 6～20 μm であった．一方，GA 材のめっき層は合金化された $FeZn_8$（δ 相）で構成されており，厚さが約 8 μm であった．

4.2.2 試験片形状

引張特性評価には Fig. 3.1 に示す JIS Z3137 に準拠した十字引張試験片を用い，引張速度を 5mm/min として CTS を求めた．

4.2.3 接合方法

抵抗スポット溶接機は，Fig. 3.2 に示す Al 合金用のガントランス一体型単相交流式抵抗スポット溶接機を用いた．溶接電極の材質はクロム銅（Cu-Cr）とし，Fig. 3.3 に示す（a）CF 形電極（元径：φ16mm，先端径：φ6mm），（b）DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm，75mm，先端径：φ6mm，φ8mm）を用いた．

4.2.4 分析方法

接合界面の構造を明らかにするために光学顕微鏡（実体顕微鏡），TEM を用いて観察を行い，EDX により元素分析，定量分析を行った．

4.2.5 電極間の電流，電圧計測

接合継手の形成には，接合界面の接触抵抗，被接合材の体積抵抗の大きさに応じて発生する熱量が重要な影響を及ぼす．シールスポット溶接の場合，被接合材間に絶縁剤であるシール剤が加わるため，継手強度を確保するためにはシール剤を接合界面から消失，接合部周囲に排出する必要がある．そのため，シールスポット溶接の場合は通常の抵抗スポット溶接の場合と比べて，接合界面の温度制御がより一層重要となる．そこで電極間の電流値，電圧値を計測し，それら値から電気抵抗値と発熱量を求め，シールスポット溶接の接合プロセスの進行過程における接合界面の温度状態の把握を試みた．その際，電流，電圧ともに交流であるため，各サイクルでの電流，電圧の実効値を計算し，それら値から電気抵抗値，発熱量を導出した．

Fig. 4.1 に電極間の電流，電圧計測状態の模式図，Fig. 4.2 に一例として，溶接電流を 27.5kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN として接合したシールスポット溶接時の電流，電圧の波形を示す．電流はトロイダルコイル，電圧はクリップケーブルからの検出値を計測した．電流，電圧の実効値は以下に示す式（4.1），（4.2）をもとに求め，得られた値から式（4.3），（4.4）をもとに電気抵抗値，発熱量を計算した．なお，シールスポット溶接においては，シール剤や接合界面に生成する反応物等の排出性に対して大きな影響を及ぼす加圧力も重要な因子であるが，本検討では加圧力固定で接合界面の発熱状態が接合継手特性に及ぼす影響

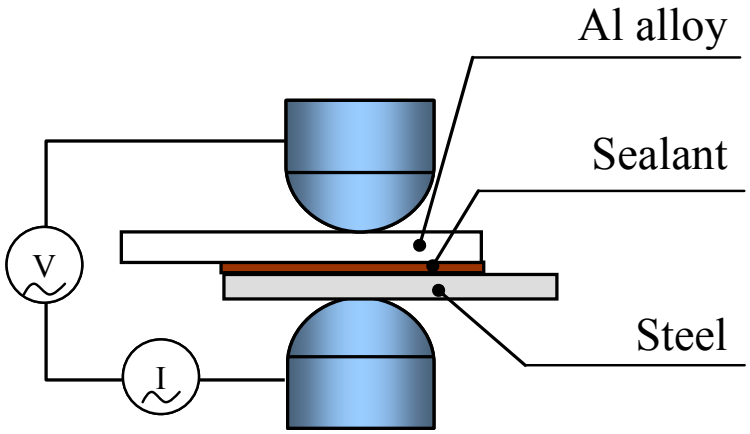
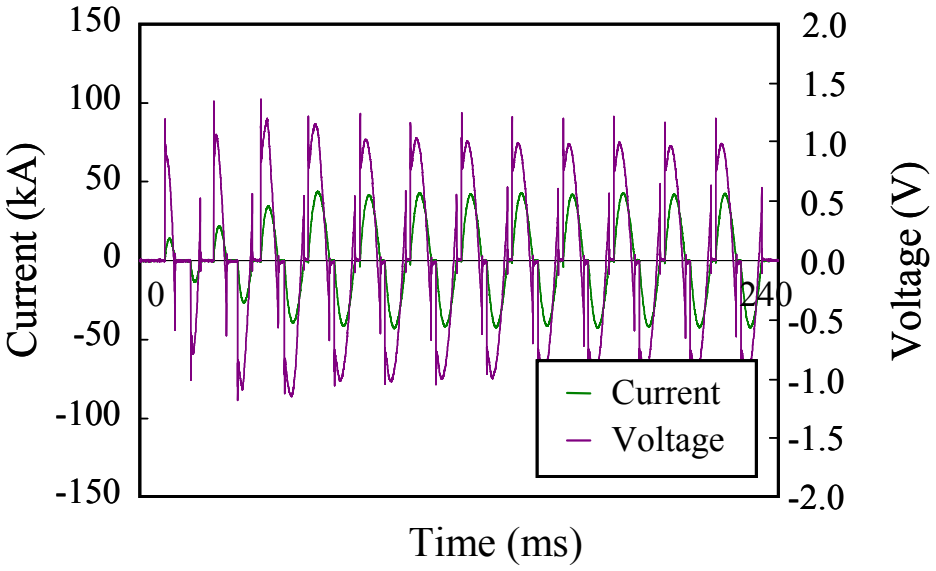


Fig. 4.1 Measurement setup of welding current and welding voltage.



Welding current: 27.5kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.2 Waveform of welding current and welding voltage (Seal spot welding) (GA steel and A6022).

に絞って検討を行うこととする.

$$I_{RMS} = \sqrt{\frac{1}{T}\int_{\Delta t=T} i(t)^2 dt} \cdots (4.1)$$

$$V_{RMS} = \sqrt{\frac{1}{T}\int_{\Delta t=T} v(t)^2 dt} \cdots (4.2)$$

$$R = \frac{V_{RMS}}{I_{RMS}} \cdots (4.3)$$

$$Q = \frac{1}{T}\int_{\Delta t=T} i(t)\cdot v(t) dt \cdots (4.4)$$

(I_{RMS}:実効電流(A), V_{RMS}::実効電圧(V), i(t):電流波形関数(A), v(t):電圧波形関数(V), R:電気抵抗(Ω), Q:発熱量(J))

4.2.6 耐食性試験

鋼と Al 合金の異種材料接合継手特有の課題である電食に対する耐食性を評価するために複合サイクル腐食試験(Cyclic Corrosion Test(CCT))を実施した.

Fig. 4.3 に耐食性評価に用いた継手試験片形状を示す. シールスポット溶接による接合継手, および抵抗スポット溶接による接合継手を CCT に供し, それらを比較することで, シールスポット溶接の電食防止機能を確認した.

Fig. 4.4 に CCT の条件を示す. 1 サイクルの中で塩水噴霧, 乾燥, 湿潤が実施される試験条件となっている. 塩水噴霧試験槽内の雰囲気は瞬時設定で移行時間は 30min 以内とし, 1 サイクル 8hr とした. 塩水噴霧試験槽内に試験片を設置し, 150 サイクル実施した後に接合界面断面の観察を行った. 上記条件で異種材料接合継手特有の課題である電食に対する耐食性を評価するための CCT を実施した.

Fig. 4.5 にシールスポット溶接によって得られる接合継手構造の模式図を示す. 本接合継手は接合部周囲がシール剤によって水分を遮断する構造となっているため, 継手強度と耐食性を両立できると考えられる.

4.2.7 被接合材の板厚測定

接合後の被接合材の板厚のうち, 母材強度と板厚のバランスからプラグで抜け, 継手強度への影響が大きい Al 合金の板厚を調べた. 板厚の測定にはポイントマイクロメータを用い, 接合後もナゲット部において鋼の板厚はほぼ変化がないことから, 鋼と Al 合金の板厚の合計値から鋼の初期板厚を差し引いて, Al 合金の板厚を求めた. 観測位置はナゲットの中央部にて

行った.

4.3 実験結果

4.3.1 シールスポット溶接による鋼と Al 合金の接合継手の耐食性

シールスポット溶接継手が電食に対する耐食性を有するかどうかを評価するために CCT に供した. 鋼には GI 材, Al 合金には A6022 材を用いた. 電極は鋼側を CF 形電極(元径: φ16mm, 先端径: φ6mm), Al 合金側を DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:40mm, 先端径: φ6mm)とした. 抵抗スポット溶接, シールスポット溶接ともに, 接合条件は溶接電流を 8kA+16kA(二段通電), 通電時間を 640ms, 加圧力を 2.94kN とした.

Fig. 4.6 に CCT の結果を示す. (a)抵抗スポット溶接継手の場合は CCT 後に Al 合金側に一部腐食が確認された. 一方, (b)シールスポット溶接継手の場合は腐食が確認されなかった. これらの結果から, (a)抵抗スポット溶接継手においては接合界面への水分の侵入により電食が生じたのに対し, (b)シールスポット溶接継手においては接合部を囲んだシール剤により接合界面への水分の侵入が遮断され, 電食が防止できたと考えられる.

以上より, シールスポット溶接継手が電食防止機能を有することがわかった.

4.3.2 シールスポット溶接継手の接合継手強度, および板厚減少量

4.3.1 にてシールスポット溶接継手の電食防止機能が確認できた. 以降は, 本技術の実用化の際に, その流通量から重要となる GA 材と Al 合金の組み合わせに対して, シールスポット溶接を適用する際の適正な接合条件の指針を明らかにすべく, 詳細な検討を行った.

抵抗スポット溶接, シールスポット溶接の接合プロセスとしての差異を明らかにするために, GA 材と A6022 材を用いて, 同形状の電極, 同接合条件にて接合継手を作製した. その際, 接合後の被接合材の板厚のうち, 母材強度と板厚のバランスからプラグで抜け, 継手強度への影響が大きい A6022 材のナゲット中央部の板厚の関係を調べた. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:75mm, 先端径: φ8mm)とし, 接合条件は溶接電流を 30kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした.

Fig. 4.7 に抵抗スポット溶接, シールスポット溶接の CTS と接合後の A6022 材の板厚を示す. 接合条件は同じであるにもかかわらず, シールスポット溶接の CTS は抵抗スポット溶接に比べて, その値が約半分であることがわかる. また, シールスポット溶接継手の A6022 材の板厚は抵抗スポット溶接の CTS に比べて約 0.6 倍となっている. プラグ破断する場合の CTS は, プラグで抜ける側の被接合材の板厚に概ね比例する. 本接合条件下の接合継手は, プラグ破断が生じる場合は全て A6022 材で生じるため, CTS の差異は主に A6022 材の板厚の差に起因していると考えられる.

Fig. 4.8 にシールスポット溶接継手の接合界面観察像の一例を示す. 接合条件は溶接電流を 27.5kA, 通電時間を 60ms, 120ms, 200ms, 240ms, 加圧力を 5.88kN とした. ナゲット中央部における A6022 材の板厚減少が進むにつれて, プラグ破断が生じるショルダー部の板厚も

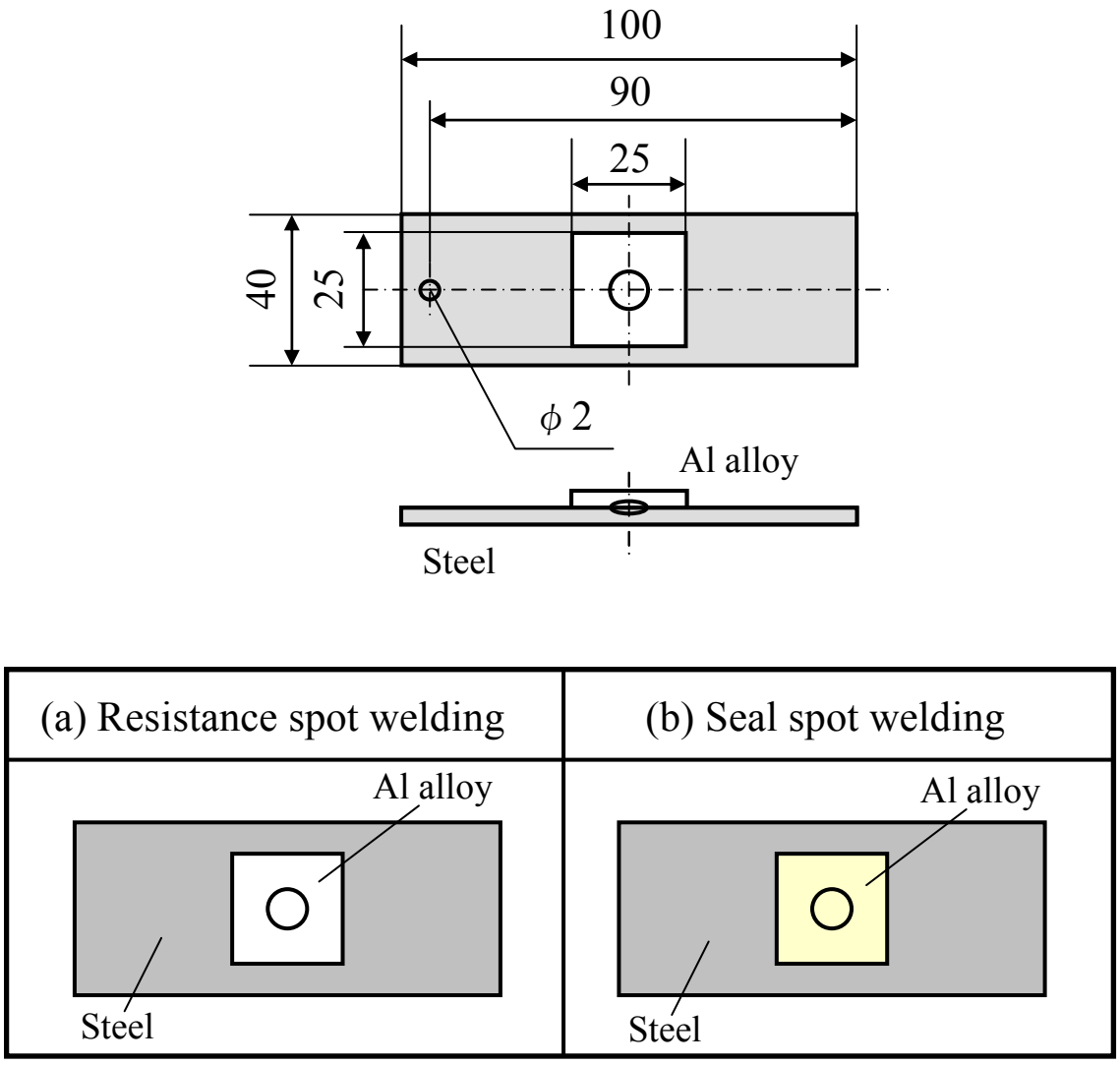
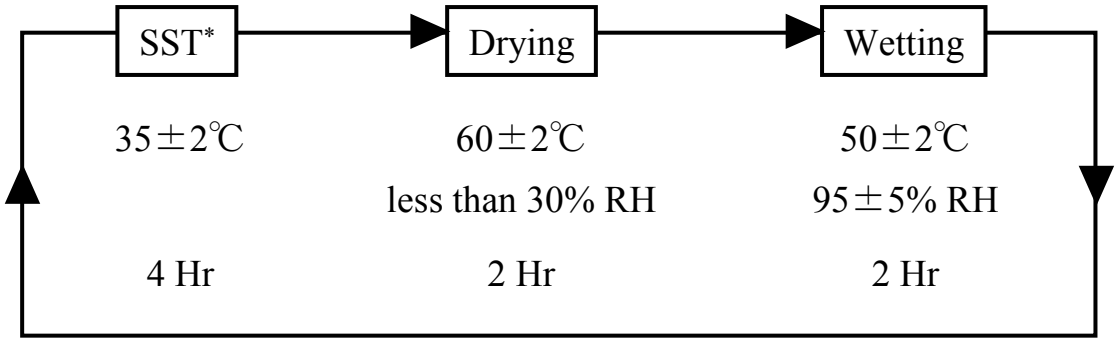


Fig. 4.3 Test specimens for cyclic corrosion test.



Cyclic corrosion test conditions

*SST: Salt Spray Test

Fig. 4.4 Cyclic corrosion test conditions.

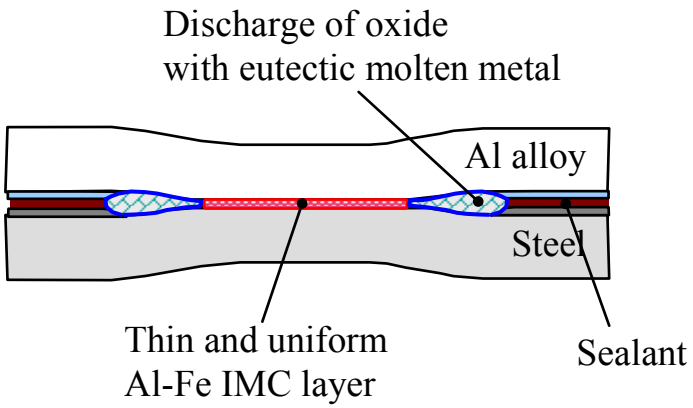
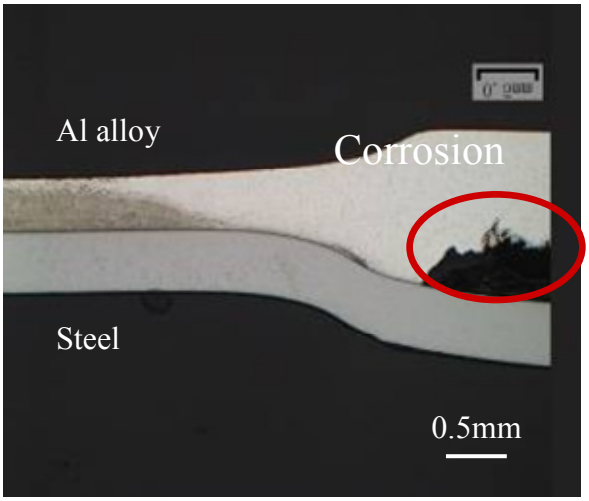
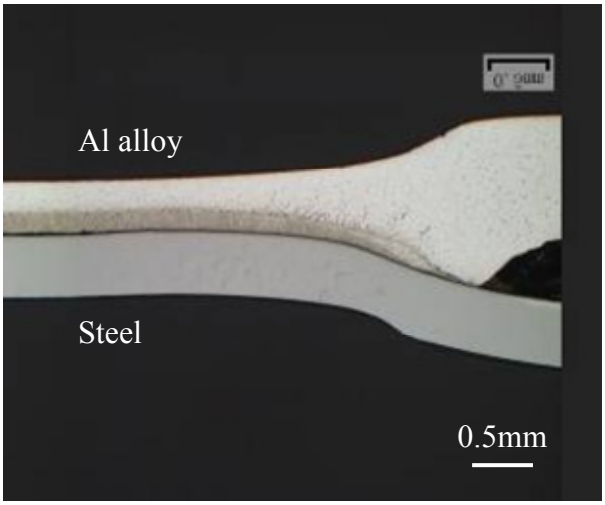


Fig. 4.5 Joint formed by seal spot welding.



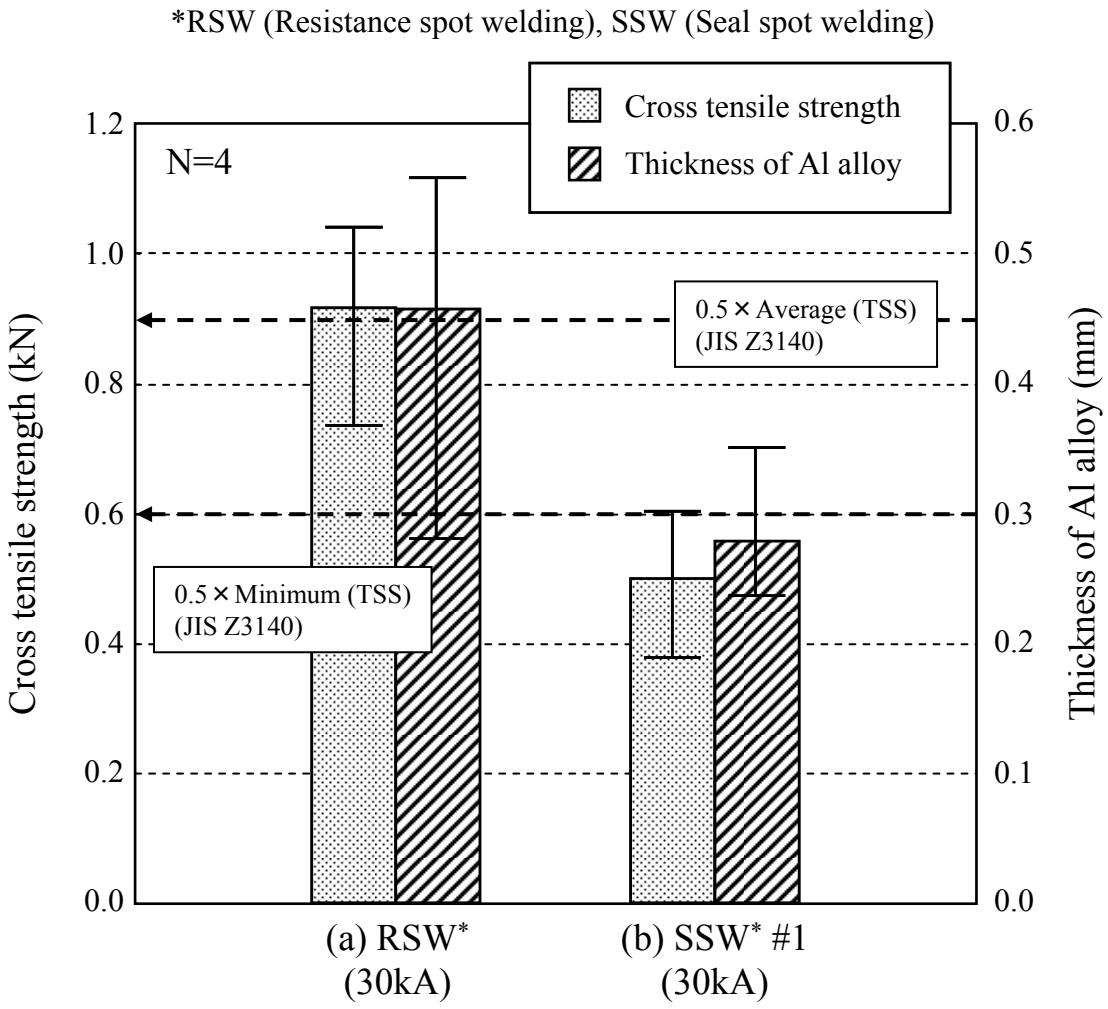
(a) Resistance spot welding



(b) Seal spot welding

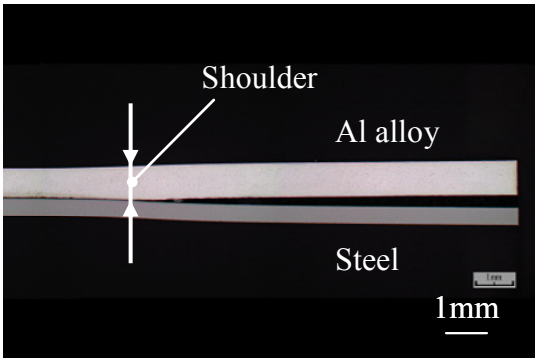
Welding current: 8～16kA, Welding time: 640ms, Welding pressure: 2.94kN

Fig. 4.6 Corrosion resistance characteristics of joints (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GI steel and A6022).

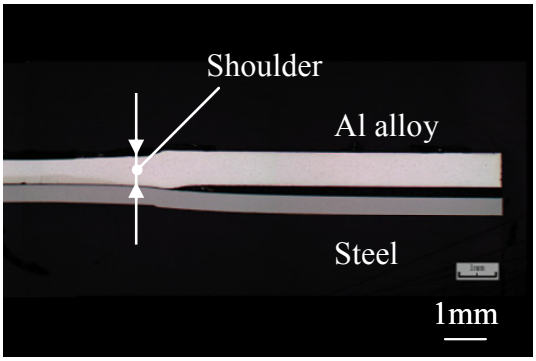


Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

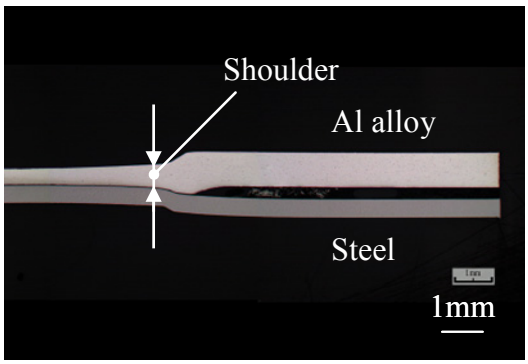
Fig. 4.7 Relation between cross tensile strength and thickness of Al alloy (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).



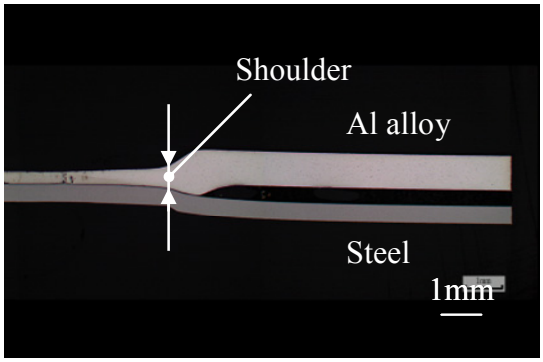
(a) 60ms



(b) 120ms



(c) 200ms



(d) 240ms

Welding current: 27.5kA, Welding time: 60～240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.8 Cross sections of joints (Seal spot welding) (GA steel and A6022).

減少していることがわかる. この板厚減少によって継手強度の低下が生じることから, 継手強度を確保するためには, その管理が重要となることがわかる. 抵抗スポット溶接継手, シールスポット溶接継手の各々の Al 合金の板厚減少量の差は, 接合界面近傍の発熱状態の違いに起因していると推測されることから, 溶接電極間の電流, 電圧を計測することにより, 接合プロセスの進行過程における接合界面の電気抵抗を求めた.

Fig. 4.9 に抵抗スポット溶接, シールスポット溶接における接合時間と電気抵抗の関係を示す. 接合初期 0～20ms における電極間の電気抵抗は抵抗スポット溶接に比べて, シールスポット溶接の方が大きく, 80～240ms 以降では抵抗スポット溶接とシールスポット溶接で, その大きさはほぼ変わらない. この初期状態の電気抵抗の差が発熱状態に影響を与えていると考えられる.

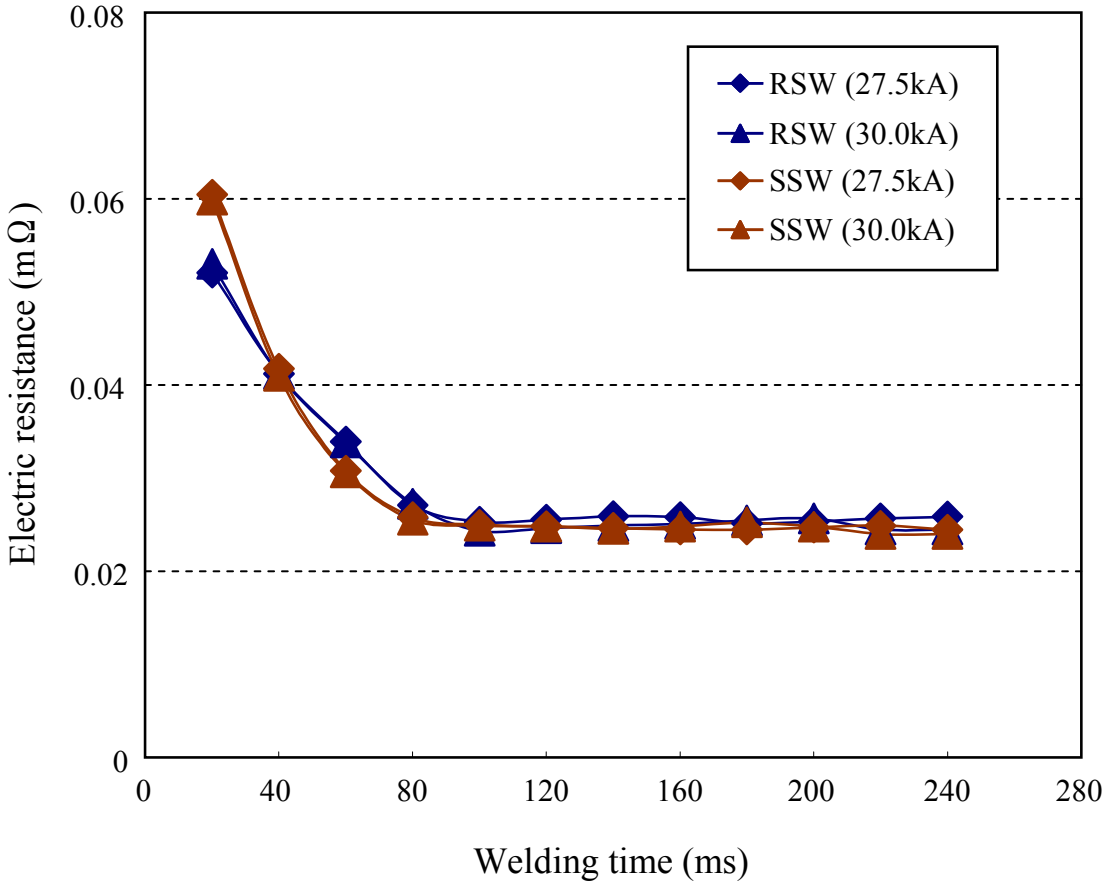
Fig. 4.10 に推測される接合初期状態における抵抗スポット溶接, シールスポット溶接の接合界面の状態を模式図にて示す. シールスポット溶接の場合, シール剤が電気的絶縁体であるため, 電流の通過経路が抵抗スポット溶接に比べて制限され, 接合界面の電気抵抗が抵抗スポット溶接に比べて増大し, その結果, 発熱量も増加すると考えられる. なお, 電気絶縁体であるシール剤が接合界面に存在しても通電する理由としては, 加圧によって局所的にシール剤が除去され, 亜鉛めっき鋼板と Al 合金の直接接触が一部生じ, そこを起点として通電, その発熱量による温度上昇にともない Al-Zn 融液, Zn 融液が生じ, シール剤の除去, 熱分解による消失が進行するためであると推測される. 通電メカニズムについては, すでに工業的に実用化されている接着剤と抵抗スポット溶接を併用した技術であるウエルドボンド [4-2)]の場合と同様であると考えられる. また, 継手強度低下の主な要因は発熱量の増加によって生じる Al 合金の板厚減少であると考えられる. さらに, 本接合プロセスの場合は, 一般的な同種材料の接合とは違い, Al 合金表面の酸化皮膜除去のために, 接合プロセス時に生じる Al-Zn 反応によって生じる液相を利用するため, 接合界面の発熱が不足, もしくは過剰になると酸化皮膜除去がなされないため, 接合初期での温度制御は, より重要になると推測される.

Fig. 4.11 に抵抗スポット溶接, シールスポット溶接の各接合条件での発熱量を示す. 同じ接合条件の(a)抵抗スポット溶接(Resistance spot welding(RSW))と(b)シールスポット溶接(Seal spot welding #1(SSW #1))を比較すると, (b)シールスポット溶接の方が(a)抵抗スポット溶接に比べて, 接合初期 0～20ms の発熱量が増加することがわかる. そこで, 接合初期の発熱量がほぼ等しくなる接合条件である(c)シールスポット溶接(Seal spot welding #2(SSW #2))を適用することにより, 接合界面の発熱状態の適正化を試みた. 電極は同じ DR 形電極とし, 接合条件は溶接電流を 27.5kA, 通電時間, 加圧力は各々同じ 240ms, 5.88kN とした.

Fig. 4.12 に Fig. 4.7 の結果に接合初期の発熱量がほぼ等しくなる条件である(c)シールスポット溶接(SSW #2)にて接合した結果を加えて示し, Fig. 4.13 に(a)抵抗スポット溶接(RSW), (c)シールスポット溶接(SSW #2)の破断モードを示す. TSS には JIS Z3140 という接合継手の品質基準があるのに対して, CTS には明確な品質基準が存在しない. そこで, TSS(A 級)(平均値, 最小値)の 0.5 倍を良否判定の基準として CTS の評価を行うこととした. Fig. 4.12 に示す

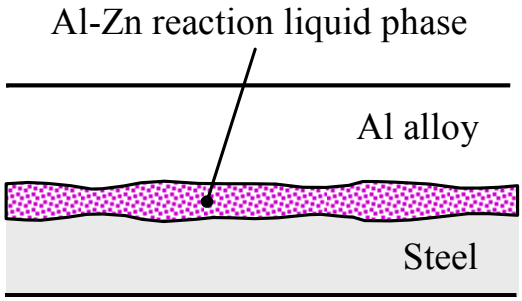
とおり，接合初期 0～20ms の発熱量を制御した条件の(c)シールスポット溶接(SSW #2)は A6022 材の板厚の低減を抑制し，CTS を向上することができた．また，その強度値はいずれも TSS の A 級(最小値)の 0.5 倍を超えており，平均値についても TSS の A 級(平均値)の 0.5 倍近傍の高い値を示した．また，Fig. 4.13 に示すとおり，破断モードについても，(a)抵抗スポット溶接(RSW)と同様，接合不良により接合界面から剥離することなく，A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードを示した．

以上より，シールスポット溶接の場合は抵抗スポット溶接に比べて，接合界面の電気抵抗の状態に応じて発熱量を制御し，被接合材の特にプラグ破断する側の被接合材料の板厚減少を抑制することが，より一層重要であることがわかった．

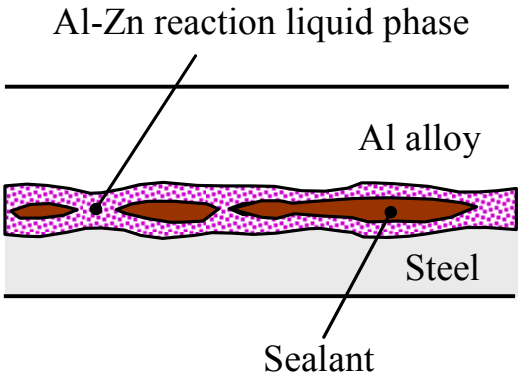


Welding current: 27.5kA, 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.9 Electrical resistance profiles of joint interfaces during joining process (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).

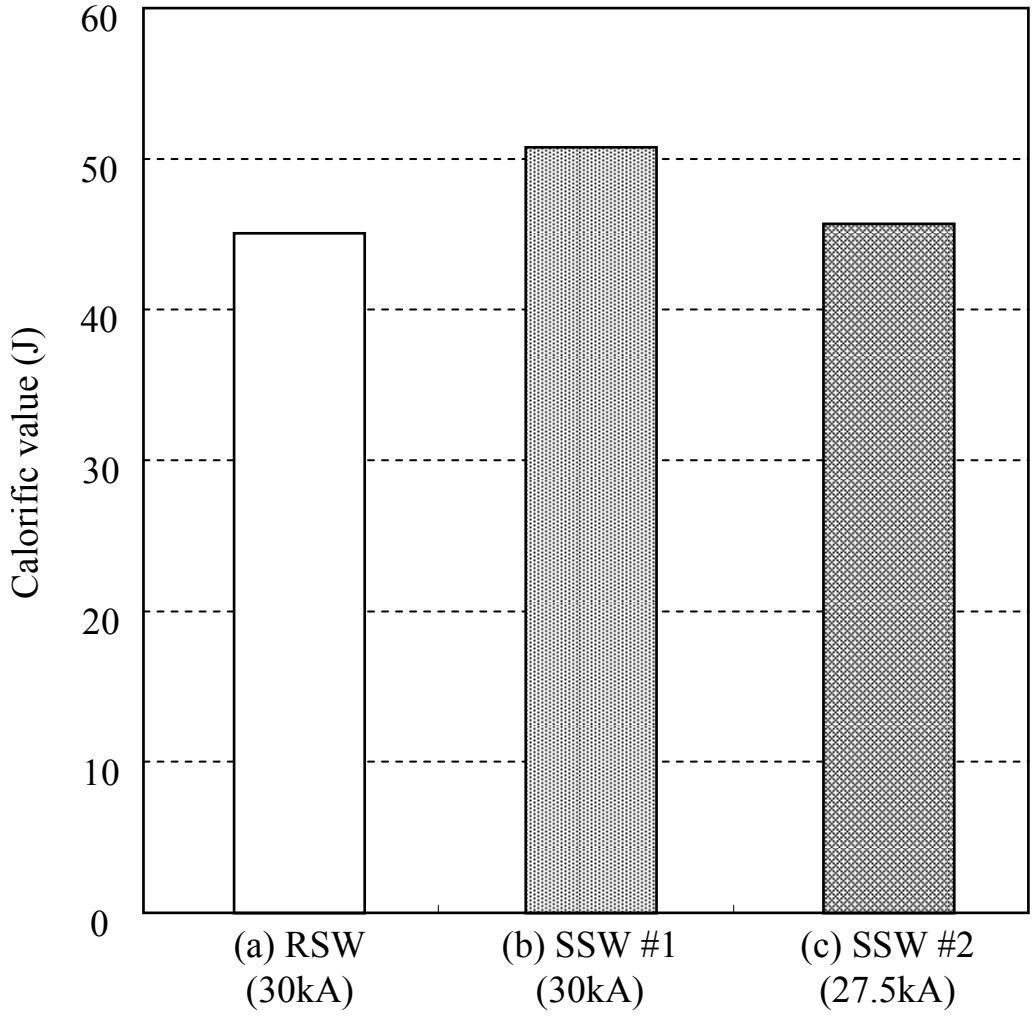


(a) Resistance spot welding



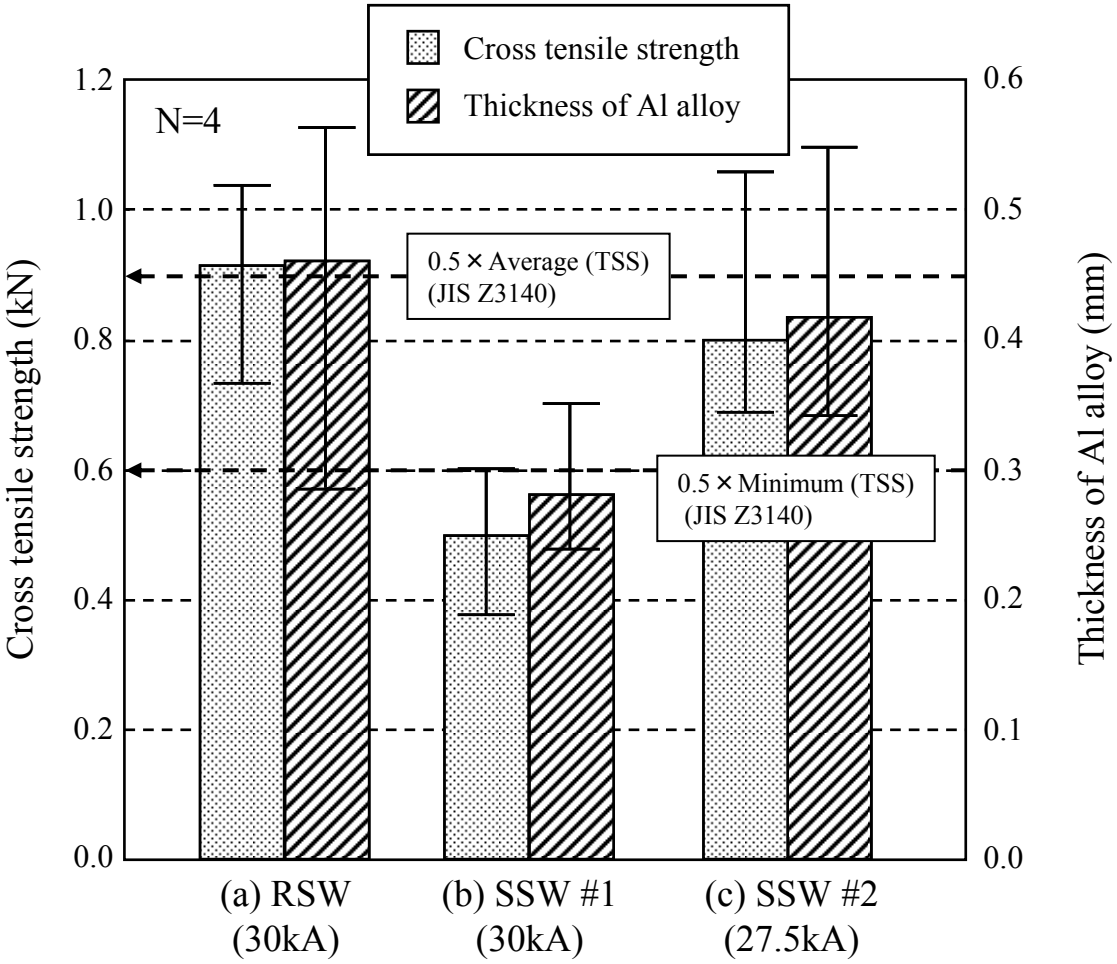
(b) Seal spot welding

Fig. 4.10 Joint interface conditions at the beginning of joining process (Resistance spot welding, Seal spot welding).



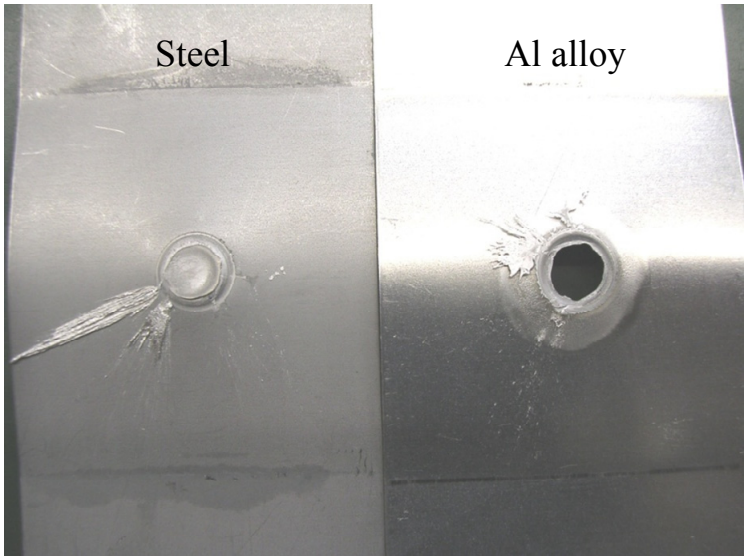
Welding current: 27.5kA, 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.11 Calorific values at the beginning of joining process (0～20ms) (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).

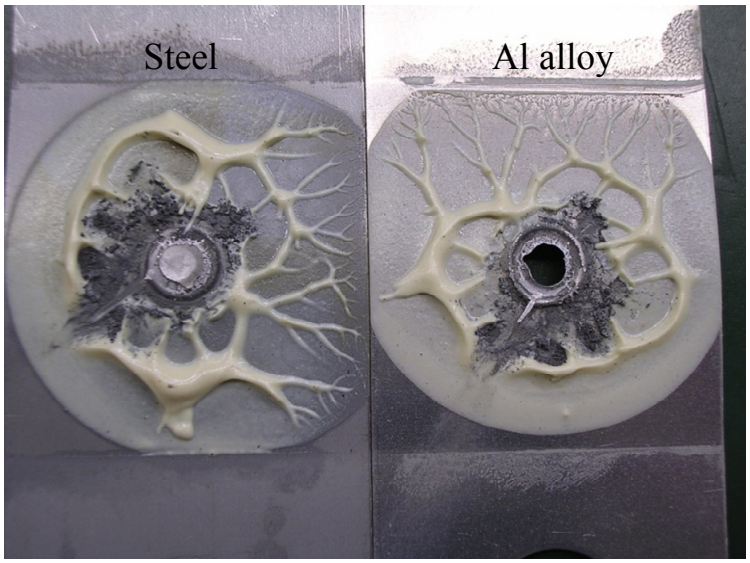


Welding current: 27.5kA, 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.12 Relation between cross tensile strength and thickness of Al alloy after calorific value consideration (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).



(a) Resistance spot welding (30kA)



(b) Seal spot welding #2 (27.5kA)

Welding current: 27.5kA, 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.13 Fracture modes of joints (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).

4.3.3 シールスポット溶接における鋼と Al 合金の接合プロセス進行メカニズムの検討

シールスポット溶接を亜鉛めっき鋼板と Al 合金の接合に適用した場合，その接合プロセスの進行過程において，シール剤の熱分解による消失，接合部周囲への排出，亜鉛めっき鋼板のめっき中の Zn と Al 合金中の Al の Al-Zn 反応による Al 合金表面の酸化皮膜除去，Al 合金の Al と鋼の Fe の拡散反応による Al-Fe 金属間化合物層の生成等といった様々な現象が発生，進行しながら，接合継手が形成される．それら接合プロセスの進行過程において生じる現象を明らかにすることは，シールスポット溶接継手の実用化にとって有効な知見となる．そこで，シールスポット溶接の進行過程で生じる現象を可視化するために，通電時間を数 10ms 刻みで停止させた逐次観察用試験片を作製し，接合界面観察を行った．比較対象として，抵抗スポット溶接についても，同様に逐次観察用試験片を作製し，接合界面観察を行った．鋼には GA 材，Al 合金には A6022 材を用いた．電極は鋼側，Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8mm）とした．抵抗スポット溶接の接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 20～240ms，加圧力を 5.88kN とし，シールスポット溶接の接合条件は溶接電流を 27.5kA，通電時間を 20～240ms，加圧力を 5.88kN とした．

Fig. 4.14 に比較対象である抵抗スポット溶接継手の接合プロセスの進行過程の観察結果を示す．接合界面観察は，接合部ナゲットの中央部にて行った．本接合条件下では，(a) 40ms で Al-Zn 反応を開始，(b) 80ms で Al-Fe 金属間化合物層を生成しているのが確認された．以降，(c) 120ms，(d) 160ms と接合時間が経過しても Al-Fe 金属間化合物層の厚さが成長することはなかった．Al-Zn 反応を利用して Al 合金表面の酸化皮膜を除去するという点からは，40ms までの発熱量の制御が重要となる．また，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成させ，冶金的な接合を実現するという点からは 80ms までの発熱量の制御が重要となる．本接合界面観察から，Al-Zn 反応，Al-Fe 金属間化合物層の生成といった一連の現象が発現していることが確認された．また，生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さは 80ms 以降でほぼ一定で変化しないこともわかった．

Fig. 4.15 にシールスポット溶接の接合プロセスの進行過程の観察結果を示す．シールスポット溶接の場合も，抵抗スポット溶接の場合と同様に接合界面観察は接合部ナゲットの中央部にて行った．本接合条件下では，(a) 40ms で Al-Zn 反応を開始，(b) 80ms で接合界面の一部で Al-Fe 金属間化合物層を生成，(d) 160ms でシール剤が接合界面から消失しているのが確認された．Al-Zn 反応を利用して Al 合金表面の酸化皮膜を除去するという点からは，40ms までの発熱量の制御が重要となる．また，Al-Fe 金属間化合物層を生成させ，冶金的な接合を実現するという点からは 80ms までの発熱量の制御が重要となる．さらに，シール剤を接合界面から消失，接合部周囲へ排出し，継手強度を確保するという点からは 160ms までの発熱量の制御が重要となる．本接合界面観察から，Al-Zn 反応，Al-Fe 金属間化合物層の生成，シール剤の接合界面からの消失，接合部周囲への排出といった一連の現象が発現していることが確認された．また，生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さは 80ms 以降でほぼ一定で変化しないこともわかった．さらに，Al-Zn 反応，Al-Fe 金属間化合物層の生成と並行して，シール剤

の熱分解，接合部周囲への排出が進行し，160ms 以降では接合界面からシール剤が消失していることも確認された．

Fig. 4.16 に比較対象である抵抗スポット溶接継手の接合時間と生成ナゲット径の関係を示す．本接合条件下においては，ナゲットは接合時間が 80ms で急激に形成され，それ以降ではほぼ一定で変化しないことがわかる．一方，A6022 材の板厚は，抵抗スポット溶接継手の場合も Fig. 4.8 に示すように接合時間とともに接合が終了するまで減少する．接合界面に生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さは 80ms 以降でほぼ一定で変化しないことから，必要とするナゲット径が確保されるタイミングで通電を停止することで，A6022 材の板厚減少が抑制され，継手強度が確保できると推測される．

Fig. 4.17 にシールスポット溶接継手の接合時間と生成ナゲット径の関係を示す．本接合条件下においては，ナゲットは接合時間が 80ms で急激に形成され，それ以降ではほぼ一定で変化しないことがわかる．一方，A6022 材の板厚は，Fig. 4.8 に示すように接合時間とともに接合が終了するまで減少する．接合界面に生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さは 80ms 以降でほぼ一定で変化しないことから，シール剤が接合界面から消失する 160ms 以降，必要とするナゲット径が確保されるタイミングで通電を停止することで，A6022 材の板厚減少が抑制され，継手強度が確保できると推測される．

Fig. 4.18 に抵抗スポット溶接継手，シール溶接継手の形成プロセスのまとめを示す．抵抗スポット溶接の場合，接合時間が 40ms で Al-Zn 反応が開始，80ms で Al-Fe 金属間化合物層が生成，その後 240ms で接合が終了するまで，Al-Fe 金属間化合物層の厚さは成長しない．ナゲットは 80ms で急激に形成される．一方，シールスポット溶接の場合，接合時間が 40ms で Al-Zn 共晶反応が開始，80ms で接合界面の一部領域で Al-Fe 金属間化合物層が生成，その後 240ms で接合が終了するまで，Al-Fe 金属間化合物層の厚さは成長しない．ナゲットは 80ms で急激に形成される．シール剤は 160ms で界面から消失するため，シール剤を接合界面から消失，接合部周囲へ排出して継手強度を確保するためには 160ms 以上の接合時間を確保する必要がある．抵抗スポット溶接継手，シールスポット溶接継手ともに 80ms 以降で Al-Fe 金属間化合物層の厚さが成長しない理由としては，接合面内のある一定の領域で冶金的な接合が達成されると，通電経路が確保され接合界面の電気抵抗が初期状態に比べて小さくなり，Al-Fe 金属間化合物層が成長する程度の発熱が接合界面に生じないためであると推測される．

以上より，シールスポット溶接の場合，継手強度を確保するためには抵抗スポット溶接に対してシール剤を接合界面から消失，接合部周囲へ排出させるための通電時間をさらに追加する必要がある．

Fig. 4.19 に継手強度と耐食性を両立するシールスポット溶接の継手構造要件を示す．シールスポット溶接の継手構造が高強度を発現するためには，①Al-Zn 融液，Zn 融液，除去された Al 合金表面の酸化皮膜の接合部周囲への排出，②シール剤の接合界面からの消失，接合部周囲への排出，③ナゲット径の確保，④被接合材（特に破断モードの関係で接合継手強

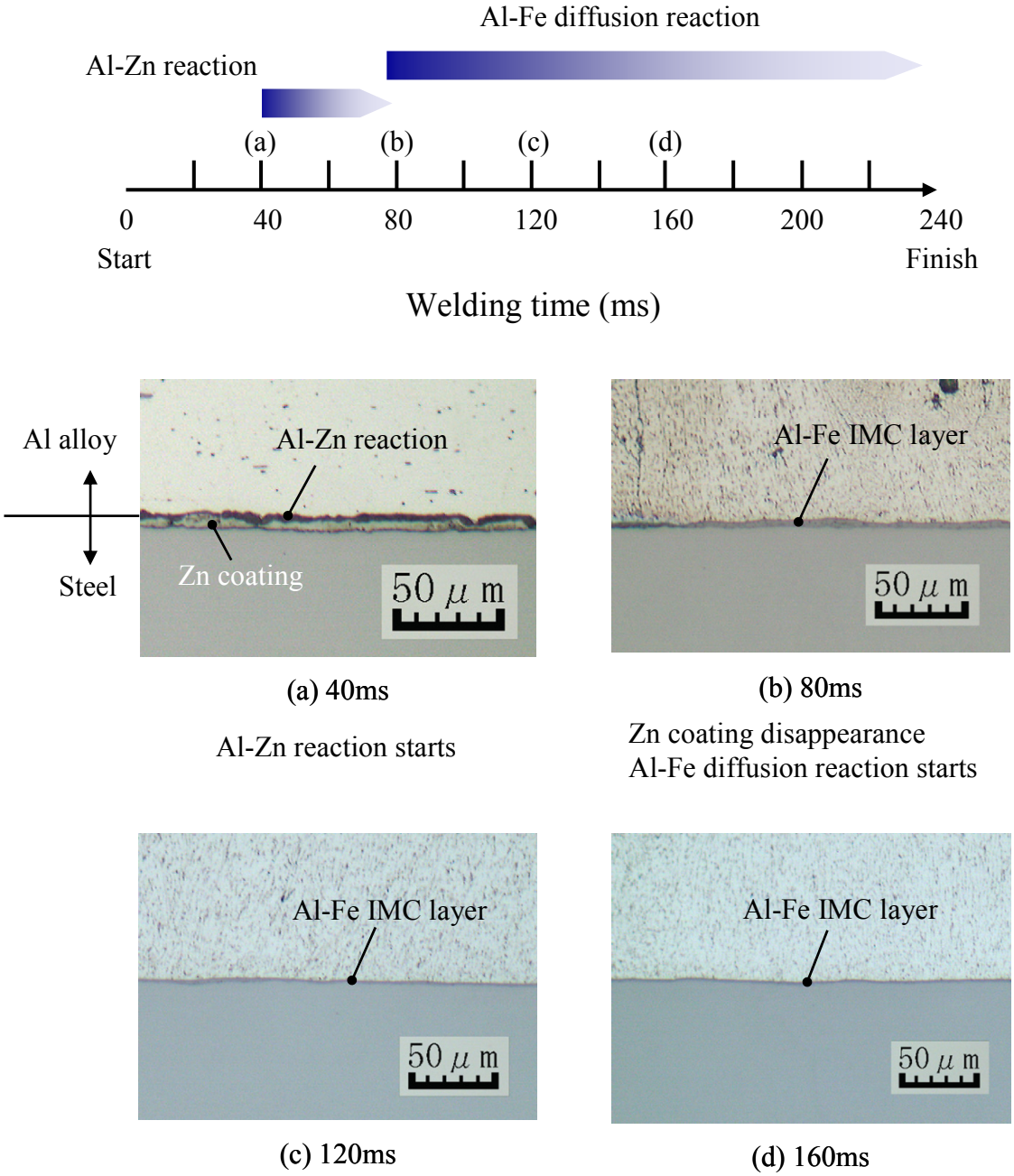
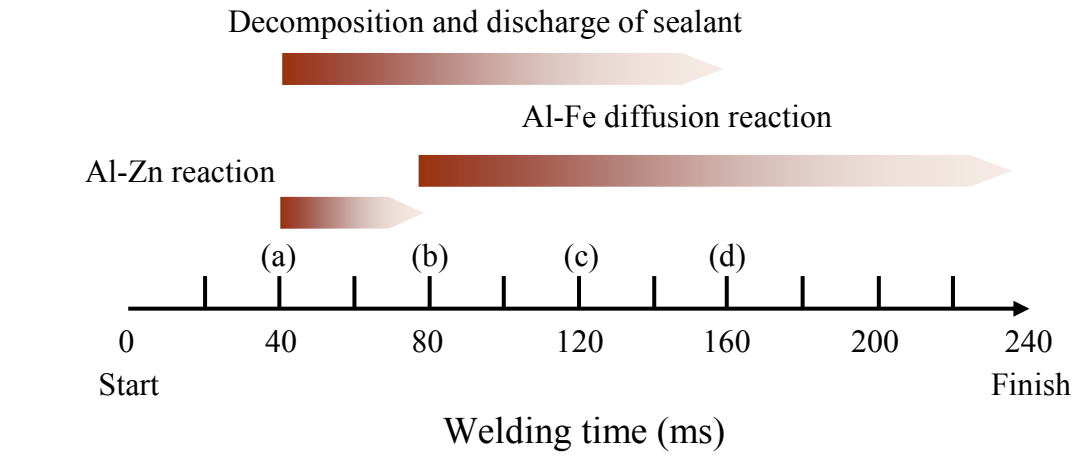
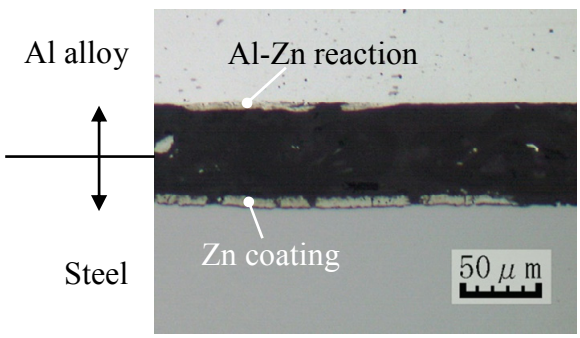


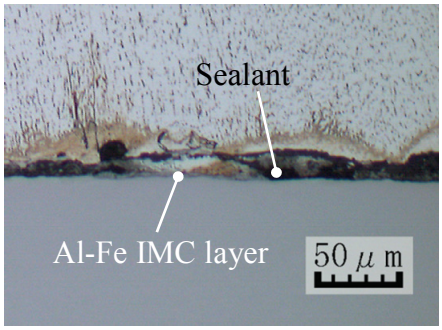
Fig. 4.14 Observation of joining process (Resistance spot welding) (GA steel and A6022).





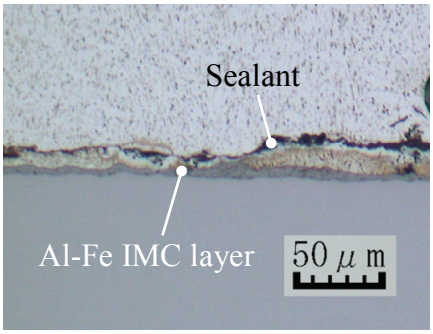
(a) 40ms

Al-Zn reaction starts partially



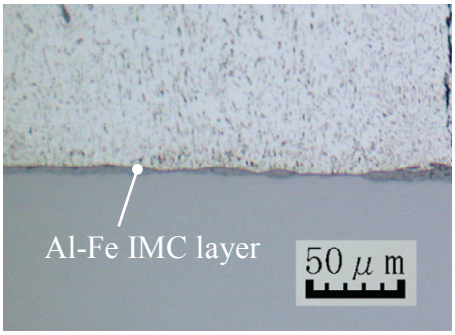
(b) 80ms

Al-Fe diffusion reaction starts partially



(c) 120ms

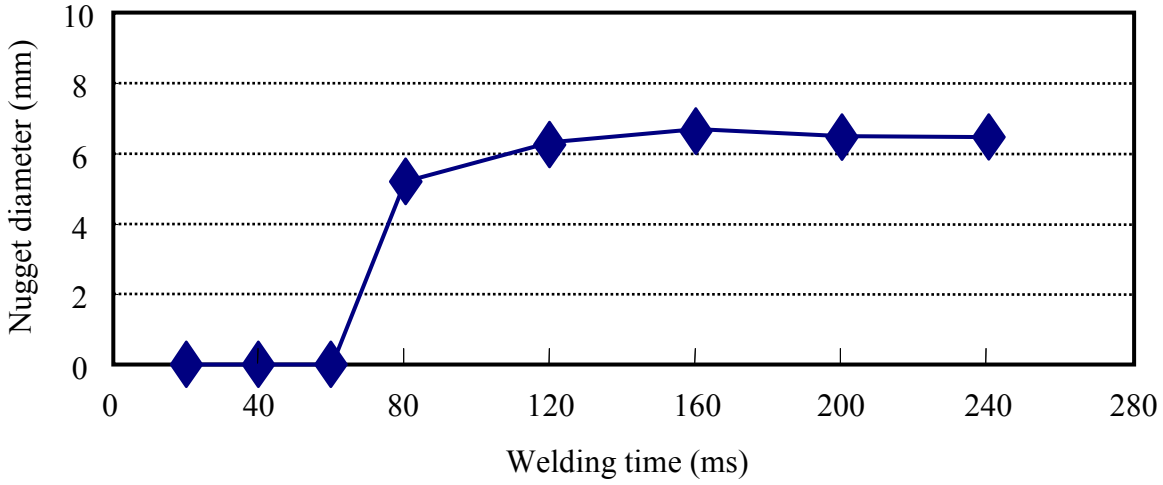
Al-Fe IMC layer region expansion



(d) 160ms

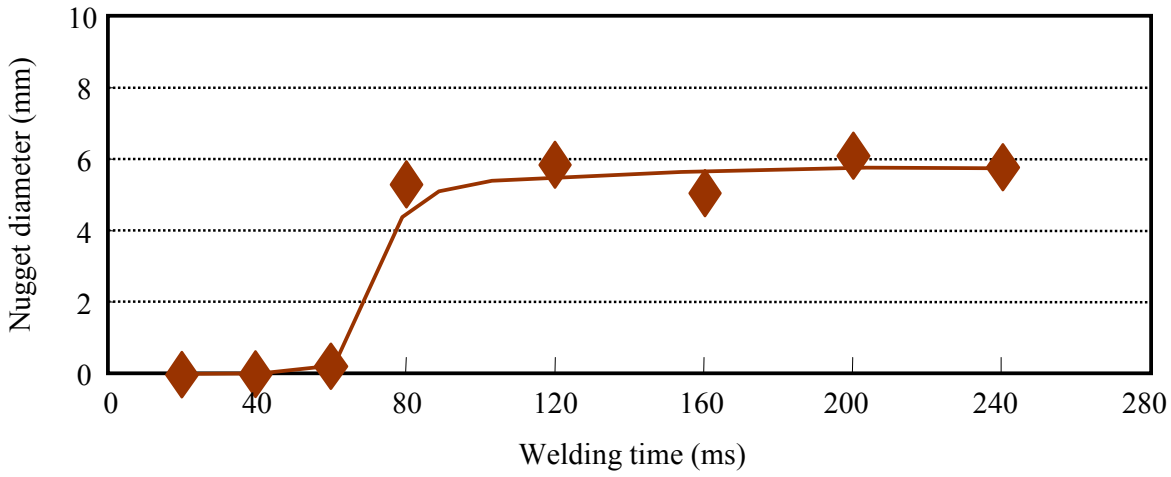
Discharge of sealant finishes

Fig. 4.15 Observation of joining process (Seal spot welding) (GA steel and A6022).



Welding current: 30kA, Welding time: 20～240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.16 Nugget diameter change through joining process (Resistance spot welding) (GA steel and A6022).



Welding current: 27.5kA, Welding time: 20～240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.17 Nugget diameter change through joining process (Seal spot welding) (GA steel and A6022).

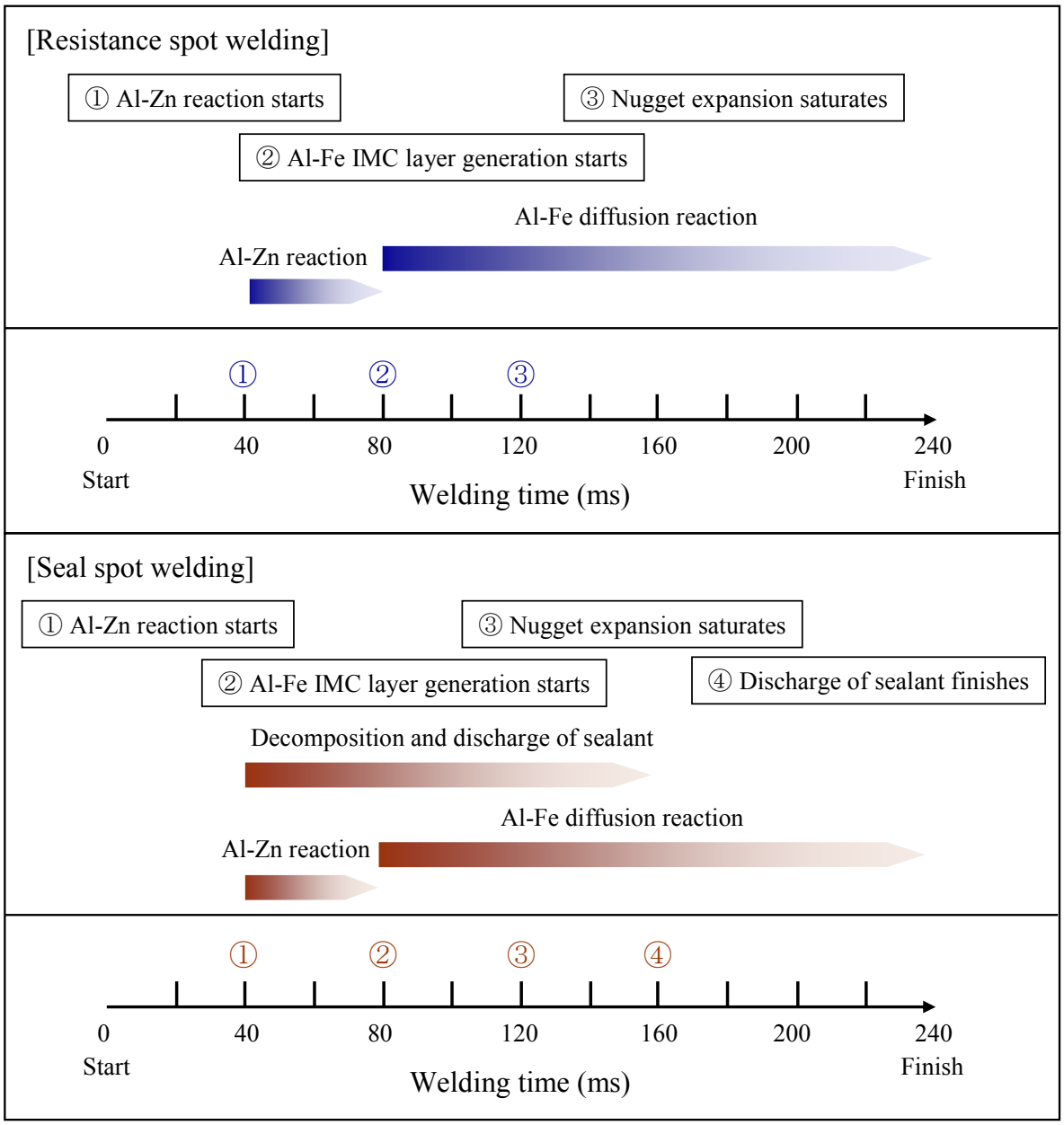


Fig. 4.18 Joint formations (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).

度への影響が大きい Al 合金）の板厚減少の抑制，が重要となる．前述のとおり，シールスポット溶接の場合，接合初期において，シール剤の存在により溶接電流の通電経路が限定されるため発熱過多となり，緻密な温度制御が要求される．また，第 2 章，第 3 章の検討結果より，GA 材と Al 合金の組み合わせの場合，接合プロセス中に生じる固液混合相（Al-Fe 金属間化合物，Al（Zn 固溶），Zn（液相）），シール剤を効率的に接合部周囲へ排出させることが要求される．そのためには，排出性の優れた DR 形電極の採用，および高加圧付与等が有効であると考えられる．また，Al-Fe 金属間化合物層が一部生成しても，シール剤が残存している場合があるため，抵抗スポット溶接よりも通電時間を長くする必要がある．その結果，Al 合金の板厚減少が生じやすい．そのため，シール剤の消失，Al 合金の板厚減少の抑制を両立できるような通電時間の制御が重要となる．上記を考慮した電極形状，接合条件を選定することで，高い継手強度を実現することが可能となる．

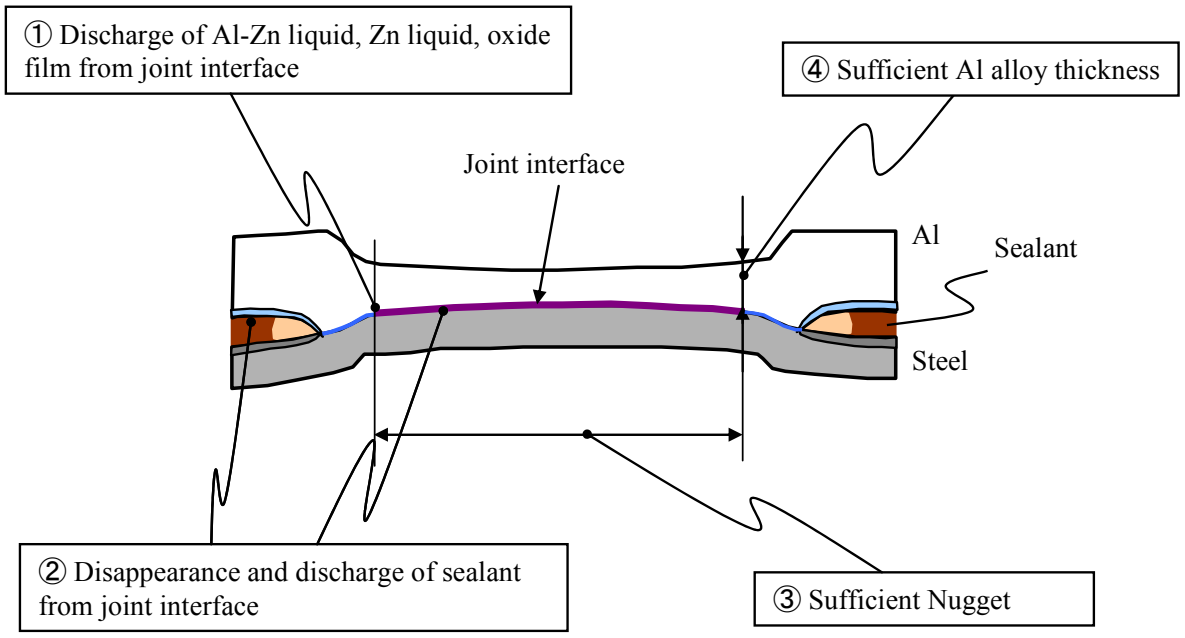
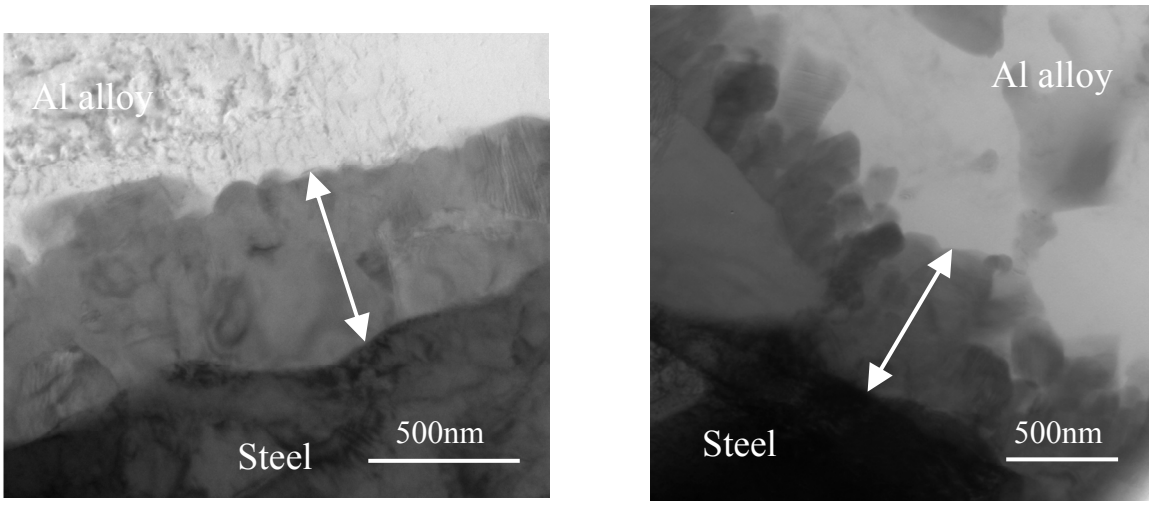


Fig. 4.19 Seal spot joint with both high tensile strength and corrosion resistance.

4.3.4 シールスポット溶接の鋼と Al 合金の接合界面構造

シールスポット溶接による接合継手の界面構造を詳細に観察するために TEM による接合界面観察，および EDX による元素分析，定量分析を行い，生成している Al-Fe 金属間化合物層の組成を同定した．比較対象として，抵抗スポット溶接についても同様の観察，分析を行った．シールスポット溶接継手については，シール剤が接合界面に残存しているかどうかの確認も行った．抵抗スポット溶接，シールスポット溶接ともに電極は鋼側，Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8mm）とした．抵抗スポット溶接の接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN とし，シールスポット溶接の接合条件は溶接電流を 27.5kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN とした．

Fig. 4.20 に TEM による接合界面観察結果を示す．本接合条件下における（a）抵抗スポット溶接継手，（b）シールスポット溶接継手ともに鋼と Al 合金の界面で Al，Fe の濃度分布がプラトー（平坦部）を示すことからこの部分で Al-Fe 金属間化合物層を生成していると判断した．EDX による分析結果から，形成された Al-Fe 金属間化合物層は $FeAl_3$ と推測された．また，TEM レベルの観察でも接合界面におけるシール剤の残存が確認されず，冶金的な接合継手が形成されていた．



(a) Resistance spot welding　　(a) Seal spot welding

(a) Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN
(b) Welding current: 27.5kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 4.20 Joint interface observation by TEM (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).

4.4 結言

鋼と Al 合金の異種材料接合において，亜鉛めっき鋼板と Al 合金の間にシール剤をはさんで接合することにより接合部周囲からの水分の浸入を遮断し，継手強度と耐食性の双方を確保できるシールスポット溶接コンセプトを提案した．本章ではその検討を行い，以下について明らかにした．

1) シールスポット溶接継手の電食に対する耐食性を評価するために複合サイクル腐食試験（Cyclic Corrosion Test（CCT））を行った．CCT 後の接合継手の接合界面観察結果において，抵抗スポット溶接継手の Al 合金の一部腐食が確認されたのに対し，シールスポット溶接継手には腐食が確認されなかった．本結果から，シールスポット溶接が電食防止機能を有していることがわかった．
2) シールスポット溶接の場合，通常の抵抗スポット溶接に比べて，接合界面の電気抵抗が大きい．これはシール剤が電気的絶縁体であり，溶接電流の通過経路が抵抗スポット溶接に比べて，制限されるためであると考えられる．その結果，シールスポット溶接は抵抗スポット溶接に比べて，被接合材の板厚減少が生じやすい．被接合材の板厚減少はプラグ破断時の継手強度の低下につながるため，シールスポット溶接継手の強度を確保するためには，電流値を抑制し，接合界面で発生する熱量の制御を行うことがより一層重要となる．
3) 接合界面で発生する熱量を制御することで，抵抗スポット溶接と同等の CTS を有する良好なシールスポット溶接継手が得られた．破断モードについても，接合不良により接合界面で剥離することなく，Al 合金側でプラグ破断する，良好なモードを呈した．
4) シールスポット溶接，比較対象として抵抗スポット溶接の接合プロセスの進行過程を可視化するために，通電時間を数 10ms 刻みで停止させた逐次観察用試験片を作製し，接合界面観察を行った．本接合条件下では，シールスポット溶接，抵抗スポット溶接ともに接合時間 40ms で Al-Zn 反応を開始，80ms で Al-Fe 金属間化合物層の生成を開始した．さらに，シールスポット溶接では 160ms でシール剤が接合界面から消失しているのが確認された．
5) シールスポット溶接，抵抗スポット溶接ともに接合界面に生成する Al-Fe 金属間化合物層の厚さは 80ms 以降，ほぼ一定で変化しない．よって，抵抗スポット溶接では 80ms 以降，必要とされるナゲット径が確保されるタイミングで通電を停止，シールスポット溶接ではシール剤が接合界面から消失する 160ms 以降，必要とされるナゲット径が確保されるタイミングで通電を停止することで継手の強度が確保できると推測される．
6) TEM 観察，EDX 分析の結果より，シールスポット溶接継手の接合界面に形成されている Al-Fe 金属間化合物層の組成は $FeAl_3$ と推測された．また，TEM レベルの観察でも接合界面におけるシール剤の残存が確認されず，冶金的なダイレクト接合部が形成されていた．

第 5 章　抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合継手の自動車車体への適用性評価

5.1 緒言

第 5 章では，抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合継手の自動車車体への適用性評価を行った．車体の接合継手には静的引張特性の他に，エンジン，シャシーの動作にともない発生する振動に耐え得る疲労特性 [5-1]，衝突時に発生する動的負荷に耐え得る高速引張特性 [5-2]，極寒地や車体の塗装工程といった様々な温度環境に応じた低温・高温引張特性，および風雨・塩害環境下での耐食性 [5-3]といった車体性能要件があり，実用化のためにはそれら特性を満足する必要がある．さらに，車体部材はプレスによって成形されるため，成形時にスプリングバックが生じると完成品の形状に寸法ばらつきが生じる [5-4]．その際，被接合材の板間ギャップにばらつきが生じるため，接合工法には板間ギャップのばらつきを許容できるだけの裕度が望まれる．また，車体部材は三次元形状を有しているため，抵抗スポット溶接機の上下電極は被接合材表面に対して必ずしも垂直には当たらないため，電極の打角に対する裕度も望まれる．そして，この技術を実用化していく際，板組み展開性（板厚違い，鋼種違い，三枚重ね）に対する裕度が望まれる．これら生産要件に対する裕度を評価するための試験を実施した．加えて，塗装工程において鋼と Al 合金の線膨張係数差により接合部には熱応力が発生することから，熱応力が継手強度に及ぼす影響を評価するための試験を実施した．最後に，品質保証の観点で重要となる，使用環境温度に対する接合界面構造の安定性について検討した．

5.2 実験方法

5.2.1 供試材

鋼には板厚 0.55mm の溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI 材）（原板 SPCC 材）），板厚 0.55mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材）（原板 SPCC 材）），板厚 0.8mm の GA 材（原板 SPCC 材），および板厚 1.2mm の GA 材（原板 SPFC590 材）を用いた．Al 合金には板厚 1mm の 6000 系 Al 合金（A6022-T4（同等材）（A6022 材）），板厚 1mm の 6000 系 Al 合金（6111-T4（同等材）（A6111 材））を用いた．試験片の前処理については，鋼，Al 合金ともに第 2 章と同様の処理を行った．シールスポット溶接におけるシール剤には熱硬化型のエポキシ系構造用接着剤を用いた．シール剤の取り扱いについては第 4 章と同様とし，抵抗スポット溶接によって得られた接合部ナゲットの強度を純粋に評価するために，接合部周囲に排出されたシール剤は硬化させずに評価に供した．後述 5.2.3 (1) (1-5)に示す耐食性を評価するための CCT においては，実車適用状態の防食機能を評価するために 170℃，20min でシール剤を硬化させた後，評価に供した．Fig. 2.1 に示すように GI 材のめっき層は Zn で構成されており，厚さが約 6～20 μm であった．一方，GA 材のめっき層は合金化された $FeZn_8$（δ 相）で構成されており，厚さが約 8 μm であった．

5.2.2 接合方法

抵抗スポット溶接機は，Fig. 3.2 に示す Al 合金用のガントランス一体型単相交流式抵抗スポット溶接機を用いた．溶接電極の材質はクロム銅（Cu-Cr）とし，Fig. 3.3 に示す（a）DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8mm），（b）R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm）を用いた．また，使用環境下での接合界面構造の安定性評価のために，拡散接合を用いて接合温度，接合時間と Al-Fe 金属間化合物層の状態変化の関係を求め，速度論的な検討を行った．

5.2.3 評価試験条件

(1) 車体性能要件の評価

車体の接合継手には静的引張特性の他に，疲労特性，高速引張特性，低温・高温引張特性，および耐食性といった車体特有の性能要件があり，実用化のためにはこれら要件を満足する必要がある．そこで，車体に要求される諸特性を評価するための試験を実施した．

(1-1) 静的引張特性

Fig. 5.1 に静的引張特性評価のうち，せん断引張試験に用いた継手試験片形状を示す．静的引張特性は，Fig. 3.1 に示す JIS Z3137 に準拠した十字引張試験片を用いた CTS 評価に加え，JIS Z3136 に準拠したせん断引張試験片を用いてせん断引張強度（Tensile shear strength（TSS））を求めた．引張速度は十字引張については第 3 章，第 4 章と同様 5mm/min とし，せん断引張についても 5mm/min として TSS，CTS を求めた．鋼には板厚 0.55mm の GA 材（原板 SPCC 材），Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた．電極は鋼側，Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8mm）とした．抵抗スポット溶接の接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN とし，シールスポット溶接の接合条件は溶接電流を 27.5kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN とした．

(1-2) 疲労特性

Fig. 5.2 に疲労特性評価に用いた継手試験片形状を示す．疲労特性は JIS Z3138 に準拠した試験片，試験方法により，（a）せん断引張，（b）十字引張の入力負荷モードによる評価を実施した．鋼には板厚 0.55mm の GA 材（原板 SPCC 材），Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた．比較のために A6022 材の同種材料スポット溶接継手の疲労特性も求めた．せん断引張疲労試験は最大荷重と最小荷重との比を 0.1 一定にして，繰り返し速度を 6～20Hz（正弦波が崩れない最大のサイクル）にて実施した．十字引張疲労試験は最大荷重と最小荷重との比を 0.1 と一定にし，繰り返し速度を 30Hz にて実施した．繰り返し回数は，ともに最大 10^7 回で打ち切り，疲労限を示す最大荷重を求めた．異種材料接合に用いた電極は鋼側，Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8mm）とした．抵抗スポット溶接の接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN とし，シー

ルスポット溶接の接合条件は溶接電流を 27.5kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした. 同種材料スポット溶接に用いた電極は上下両側ともに R 形電極（元径：φ16mm, 先端曲率半径：40mm）とし, 接合条件は溶接電流を 32kA, 通電時間を 200ms, 加圧力を 1.18kN とした.

(1-3) 高速引張特性

Fig. 5.3 に高速引張特性評価に用いた継手試験片形状を示す. 引張速度を静的 0.07m/s, 動的 6m/s, 10m/s, 15m/s まで変化させ, せん断引張負荷を加えた高速引張試験を行い, 静動比（動的強度/静的強度）を求めた. 評価試験には One Bar Method タイプの高速引張試験機を用いた. 鋼には板厚 0.55mm の GA 材（原板 SPCC 材）, Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた. 比較のために A6022 材の同種材料スポット溶接継手の高速引張特性も求めた. シールスポット溶接に用いた電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm, 先端曲率半径：75mm, 先端径：φ8mm）とした. シールスポット溶接の接合条件は溶接電流を 27.5kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした. 同種材料スポット溶接に用いた電極は上下両側ともに R 形電極（元径：φ16mm, 先端曲率半径：40mm）とし, 接合条件は溶接電流を 32kA, 通電時間を 200ms, 加圧力を 1.18kN とした.

(1-4) 低温・高温引張特性

低温・高温引張特性評価は Fig. 5.1 に示す試験片を用いて行った. 低温, 高温での使用環境を想定し, -40℃, 170℃の温度条件でせん断引張試験を行い, 室温（23℃）の TSS との比較を行った. 評価試験は, 恒温槽内に設置された引張試験機に試験片を固定し, 所望の設定温度に冷却, 加熱し, シールスポット溶接継手の引張試験を行った. 鋼には板厚 0.55mm の GA 材（原板 SPCC 材）, Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm, 先端曲率半径：75mm, 先端径：φ8mm）とした. 接合条件は溶接電流を 27.5kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした.

(1-5) 耐食性

Fig. 5.4 に耐食性評価に用いた継手試験片形状を示す. (b)シールスポット溶接部の 4 辺を取り囲むようにペイントシールを塗布し, シールスポット溶接部近傍のシール剤とともに 170℃, 20min の熱処理を施すことにより焼き固め, シールスポット溶接とペイントシールを併用することで十分な耐食性が確保できるかの確認を行った. 比較のために, (a)スポット溶接部の 3 辺を取り囲むようにペイントシールを塗布し, 焼き固めた試験片についても同様の試験に供した. なお, 前者は異種材料接合継手の車体への搭載を想定した仕様, 後者は従来の同種材料接合継手の車体搭載時の状態に相当し, 電食対策を全くとらない仕様となっている. 鋼には板厚 0.55mm の GA 材（原板 SPCC 材）, Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm, 先端曲率半径：75mm, 先端径：φ8mm）とした. 抵抗スポット溶接の接合条件は溶接電流を 30kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を

5.88kN とし，シールスポット溶接の接合条件は溶接電流を 27.5kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN とした．CCT は Fig. 4.4 に準じ，520 サイクル実施した後に合わせ面の観察を行った．

(2) 生産要件の評価

自動車車体用接合工法には，被接合材間のギャップや生産時における抵抗スポット溶接電極の傾きといった製造上のばらつきに対する裕度，塗装工程における鋼と Al 合金の線膨張係数差により発生する熱応力の継手強度への影響，板組み展開性（板厚違い，鋼種違い，三枚重ね）といった生産要件を満足する必要がある．また，使用環境温度が接合界面構造変化，継手強度に及ぼす影響は，品質保証の観点で重要な設計指針となる．そこで，これら生産，品質保証に関わる各種特性を評価するための試験を実施した．

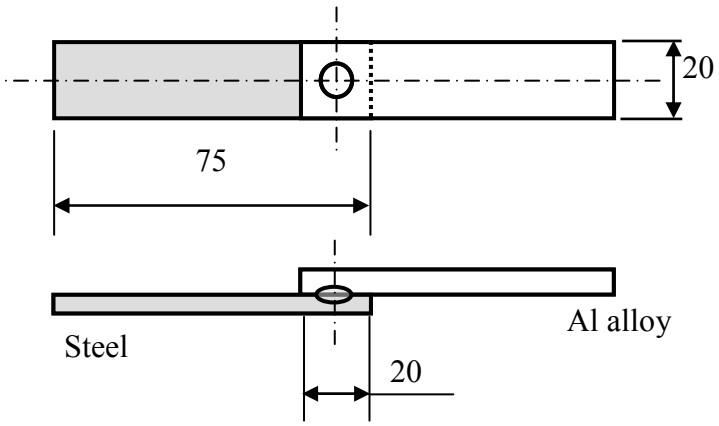
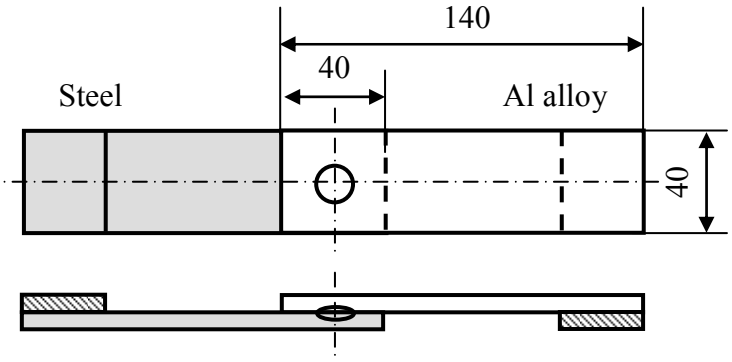
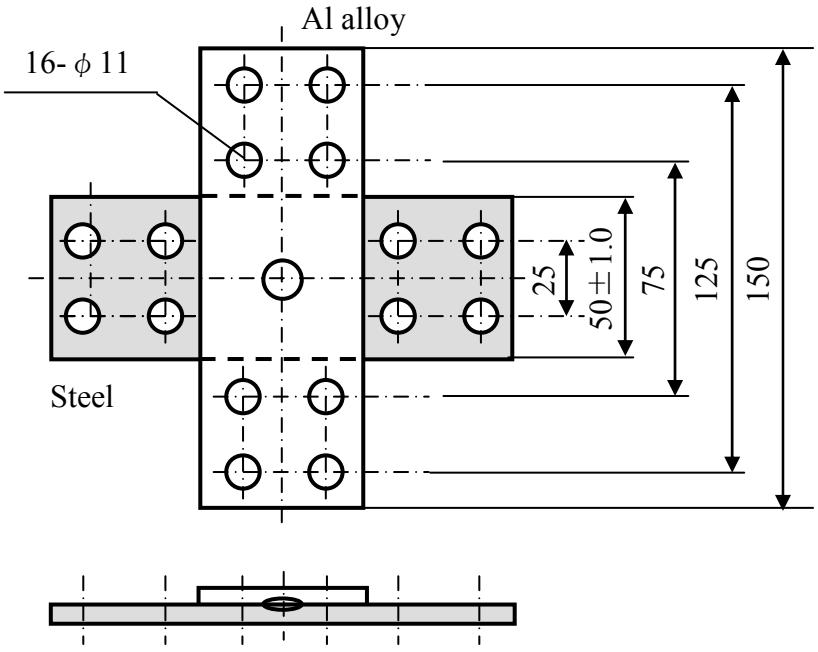


Fig. 5.1 Test specimen for tensile shear strength test.



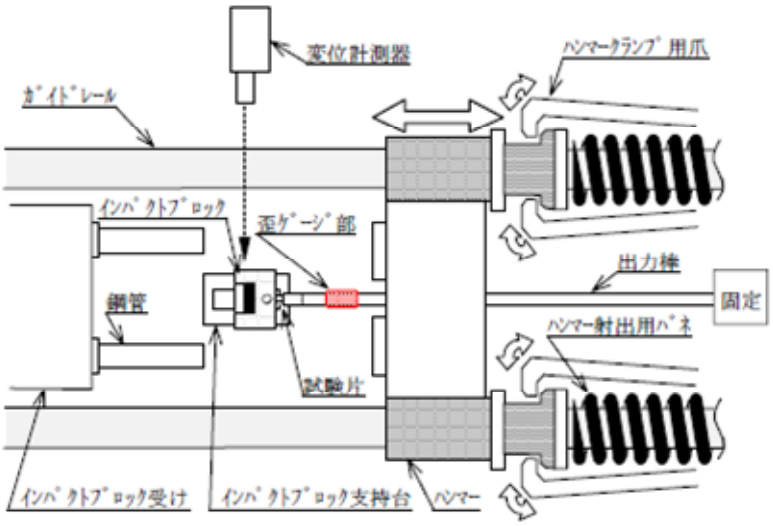
(a) Tensile shear load



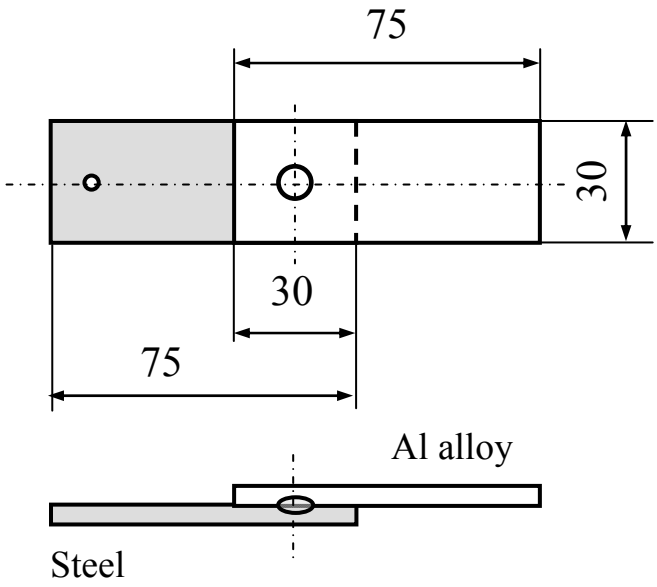
(b) Cross tensile load

*Ref. JIS Z3138

Fig. 5.2 Test specimens for fatigue test.



(a) High-speed tensile machine
(One bar method type)



(b) Tensile shear load

Fig. 5.3 Test specimen for dynamic tensile test.

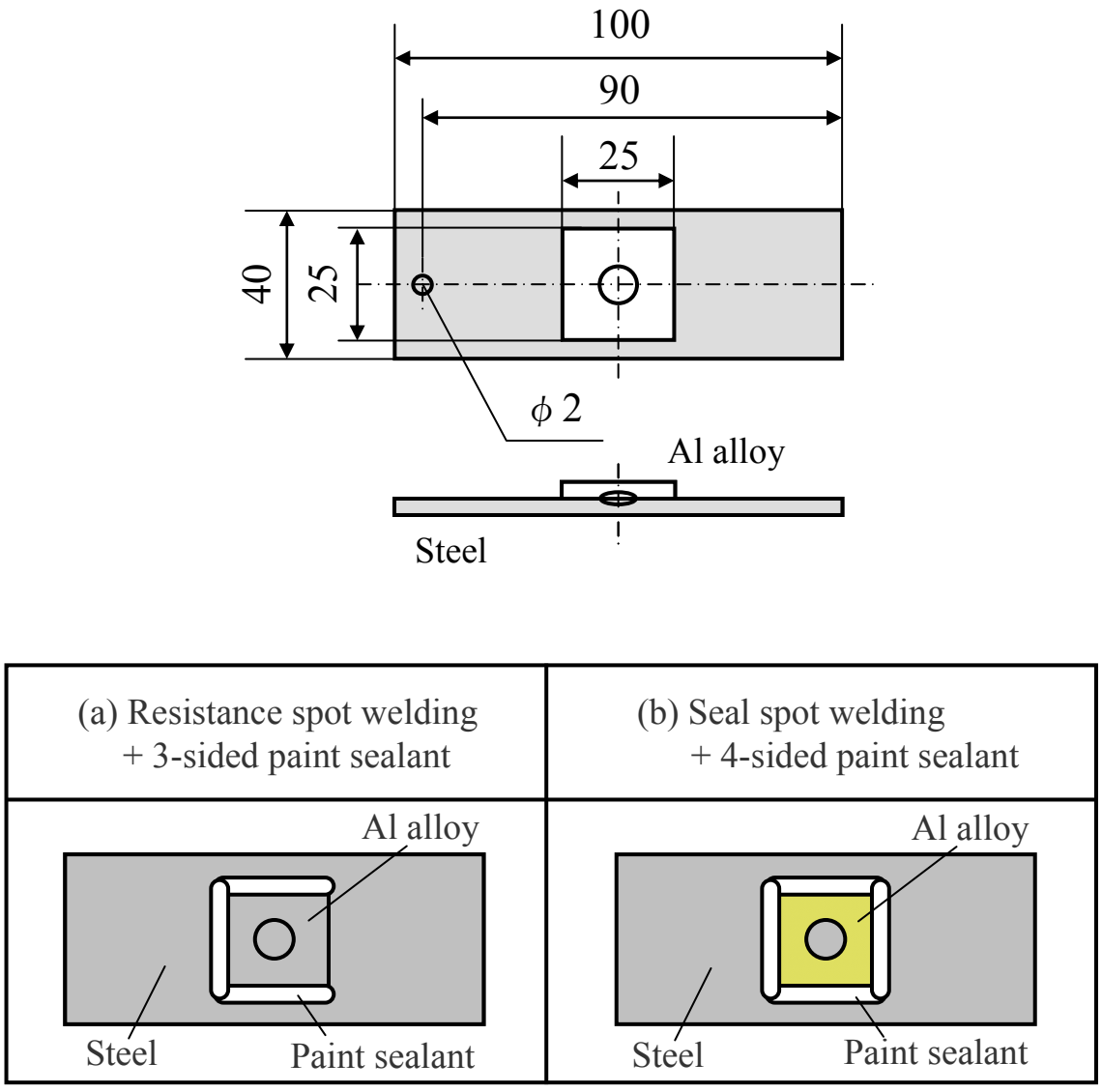


Fig. 5.4 Test specimens for cyclic corrosion test.

(2-1) 板間ギャップ裕度特性

板間ギャップのばらつきが継手強度に及ぼす影響を評価するために板間ギャップ裕度試験を実施した.

Fig. 5.5 に板間ギャップ裕度試験の状態図を示す. スペーサーを被接合材間に挟みボルトで固定した状態でスペーサーの厚さを 0mm, 1mm, 2mm と変化させ, シールスポット溶接を行った. 目標レベルは許容ギャップ量を 2mm とし, その状態で TSS が目標値を下回らないこととした. 鋼には板厚 0.55mm の GA 材(原板 SPCC 材), Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:75mm, 先端径: φ8mm)とした. 接合条件は溶接電流を 27.5kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした.

(2-2) 打角ずれ裕度特性

電極の打角ずれが及ぼす継手強度への影響を評価するために打角ずれ裕度試験を実施した.

Fig. 5.6 に打角ずれ裕度試験の状態図を示す. 打角を設けたジグに試験片を固定した状態で打角ずれ角度を 0°, 2.5°, 5°と変化させ, シールスポット溶接を行った. 目標レベルは許容打角ずれ裕度を 2.5°とし, その状態で TSS が目標値を下回らないこととした. 鋼には板厚 0.55mm の GA 材(原板 SPCC 材), Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:75mm, 先端径: φ8mm)とした. 接合条件は溶接電流を 27.5kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした.

(2-3) 塗装工程における耐発生熱応力特性

塗装工程の際, 車体部材には乾燥, 焼付けのための熱が付与され, 互いに線膨張差を有する鋼と Al 合金の異種材料接合継手には熱応力が発生する. その熱応力の程度によっては接合継手界面に亀裂等が生じ, 継手強度が低下することとなる. 発生する熱応力の継手強度に及ぼす影響を明らかにするため, 接合継手に塗装工程相当の熱負荷を加えた後, 継手強度の評価を行った. なお, 本検証では熱応力という力学的負荷の継手強度への影響を純粋に評価するためにシールスポット溶接継手ではなく, 抵抗スポット溶接継手にて評価を行った.

Fig. 5.7 に用いた熱応力の継手強度への影響評価に用いた継手試験片形状を示す. 抵抗スポット溶接にて 2 点接合された試験片に塗装工程相当の熱負荷を加えた後, 幅が 20mm, チャック間距離が 70mm となるように切断加工し, Fig. 5.1 に示す形状に相当するせん断引張試験片として取り出し, 引張速度を 5mm/min として TSS を求めた. 鋼には板厚 0.55mm の GA 材(原板 SPCC 材), Al 合金には板厚 1.0mm の A6022 材を用いた. 電極は鋼側, Al 合金側ともに DR 形電極(元径: φ16mm, 先端曲率半径:75mm, 先端径: φ8mm)とした. 接合条件は溶接電流を 30kA, 通電時間を 240ms, 加圧力を 5.88kN とした.

(2-4) 板組み展開性

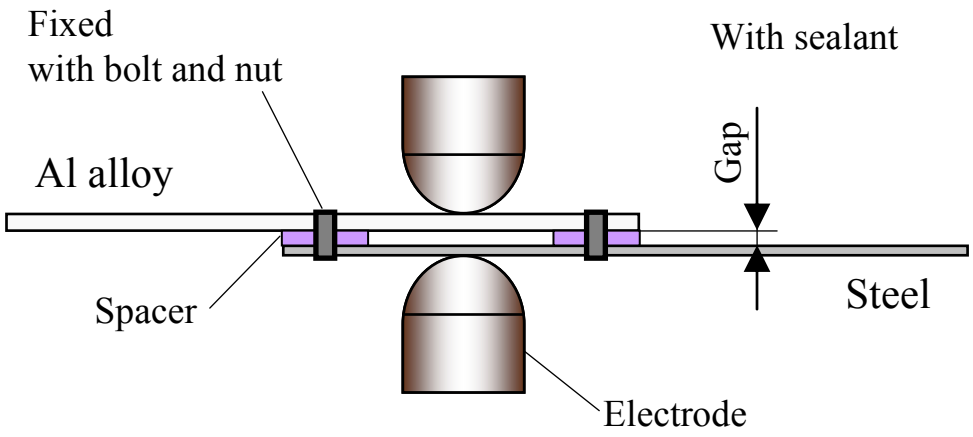
車体の接合継手には板厚違い，材種違い，三枚重ねといった様々な板組みのバリエーションが存在する．本接合コンセプトの板組み展開性を明らかにするため，各種板組みでのシールスポット溶接継手の静的引張特性評価を行った．鋼には板厚が 0.55mm，0.8mm の GA 材（原板 SPCC 材），板厚が 1.2mm の GA 材（原板 SPFC590 材）を用いた．Al 合金には板厚が 1.0mm の A6022 材，A6111 材を用いた．板組みとしては①GA 材（原板 SPCC 材，板厚 0.8mm）と A6022 材，②GA 材（原板 SPFC590 材，板厚 1.2mm）と A6111 材，③GA 材（SPFC590 材，板厚 1.2mm）と GA 材（原板 SPCC 材，板厚 0.8mm）と A6111 材の三種類について評価を行った．

板組み展開性の評価には Fig. 3.1，Fig. 5.1 に示す試験片を用い，引張速度を 5mm/min として TSS，CTS を求めた．ただし，三枚重ねである③についてはせん断引張試験時には 20×20mm，十字引張試験時には 50×50mm の GA 材（原板 SPFC590 材，板厚 1.2mm）を GA 材（SPCC 材，板厚 0.8mm）側に重ねて接合を行い，GA 材（原板 SPCC 材，板厚 0.8mm）と A6111 材の接合部分の TSS，CTS を求めた．いずれの板組みも，電極は鋼側，Al 合金側ともに DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8mm）とした．接合条件は①溶接電流を 23.5kA，通電時間を 300ms，加圧力を 5.88kN，②溶接電流を 27.5kA+30kA（二段通電），通電時間を 100ms，加圧力を 5.88kN，③溶接電流を 20.5kA，通電時間を 160ms，加圧力を 5.88kN とした．

(3) 品質保証

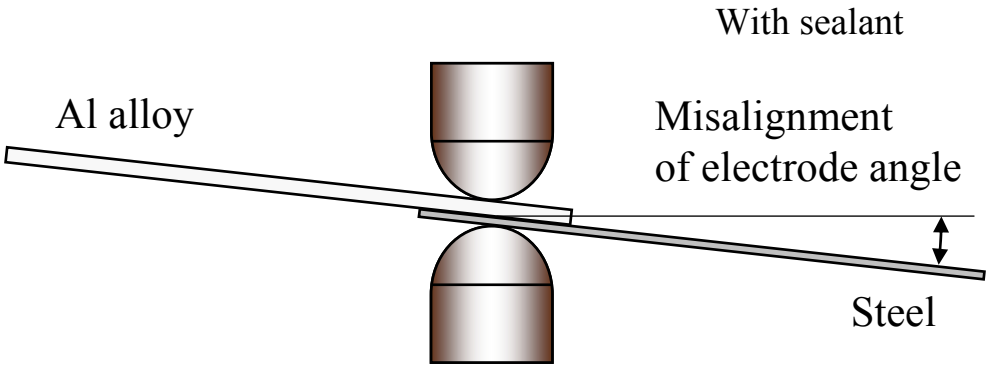
(3-1) 使用環境温度に対する接合界面構造の安定性

使用環境温度に対する接合界面構造の安定性は，実車適用の際，品質保証の観点で重要となる．そこで，使用環境温度として最も厳しいエンジンルーム内のダッシュパネルが晒される最高温度である 140℃[5-5)]の状態で 10 年使用した場合における，接合界面に形成した Al-Fe 金属間化合物層の安定性について検討を行った．その際，接合界面に形成した反応層の成長を評価するために，GI 材と A6022 材を用いて，拡散接合によって接合温度，接合時間を変化させて接合を行い，速度論的な検討を行った．



*Spacer thicknesses: 0 mm, 1 mm, 2 mm

Fig. 5.5 Gap tolerance test.



*Misalignment angles: 0° , 2.5° , 5°

Fig. 5.6 Tolerance test for misalignment of electrode.

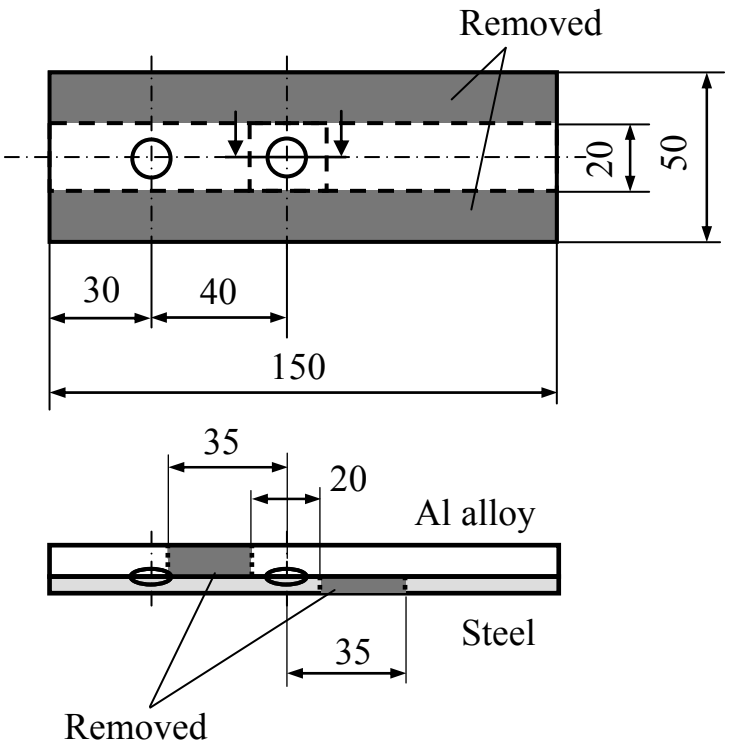


Fig. 5.7 Test specimen for thermal stress test

5.3 実験結果

5.3.1 車体性能要件の評価

(1) 静的引張特性

Fig. 5.8 に静的引張特性を示す. TSS は, 接合継手の品質基準である JIS Z3140 を用いて評価した. 界面にシール剤をはさんで接合を行ったシールスポット溶接についても, シール剤の残存によって生じると懸念される大幅な継手強度の低下は見られなかった. 本接合コンセプトによって得られた接合継手の TSS は, スポット溶接, シールスポット溶接ともに JISZ3140 の A 級(平均値, 最小値)レベルを満足しており, 良好な継手特性を示した. 破断モードについても, いずれも接合界面から剥離することなく, A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードを示した. CTS には明確な品質基準が存在しないため, TSS の 0.5 倍を基準として評価した. TSS の場合と同様, 界面にシール剤をはさんで接合を行ったシールスポット溶接についても, スポット溶接に対してシール剤残存による大幅な継手強度の低下は見られなかった. CTS についても, スポット溶接は TSS の A 級(平均値, 最小値)レベルの 0.5 倍を満足した. シールスポット溶接についても TSS の A 級(最小値)レベルの 0.5 倍を満足し, 平均値についても TSS の A 級レベルの目標(平均値)の 0.5 倍近傍の値を示す, 良好な継手特性を示した. 破断モードについても, TSS と同様, いずれも接合界面から剥離することなく, A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードであった.

(2) 疲労特性

Fig. 5.9 に疲労試験結果を示す. 本接合コンセプトによる接合継手のせん断引張負荷に対する疲労限はスポット溶接, シールスポット溶接ともに A6022 材の同種材料スポット溶接と同等強度であり, 良好な疲労特性であった. 破断に至った試験片の破断モードについても, 接合界面から剥離することなく, 薄板側である GA 材の母材で破断する良好なモードを示した. 十字引張負荷の疲労限についてもスポット溶接, シールスポット溶接ともに A6022 材の同種材料スポット溶接と同等強度であった. 破断に至った試験片の破断モードについても接合界面から剥離することなく, A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードであった.

(3) 高速引張特性

Fig. 5.10 に高速引張試験結果を示す. 本接合コンセプトの接合継手の静動比は 1.4～2.2 と, 今回評価した全ての引張速度において 1.0 以上であり, A6022 材の同種材料スポット溶接の 1.3～1.6 と比較しても高い静動比が得られた. 破断モードについても, いずれも接合界面から剥離することなく, A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードを示した.

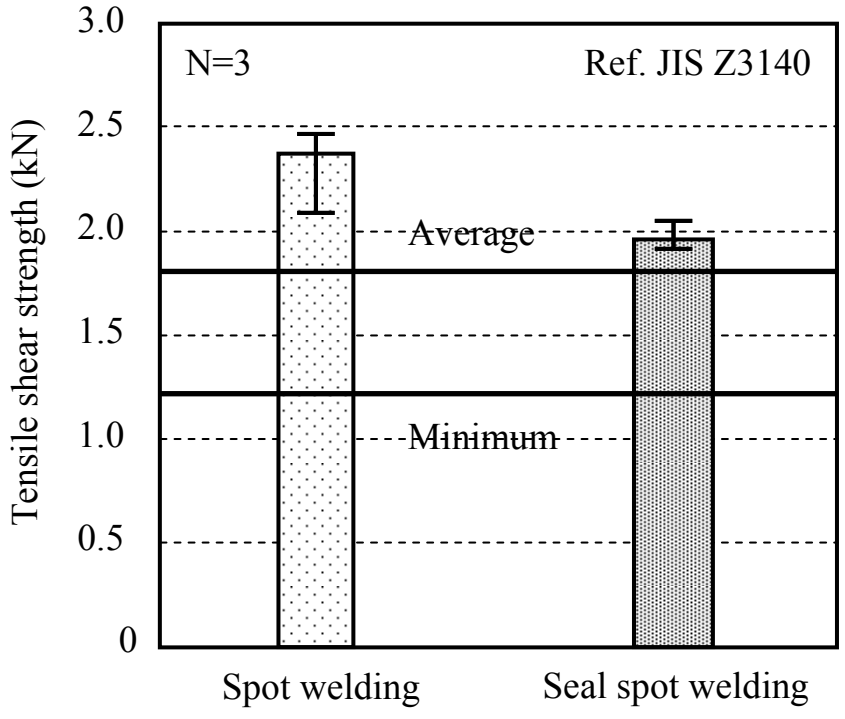
(4) 低温・高温引張特性

Fig. 5.11 に高温・低温引張試験結果を示す. 低温環境を想定した-40℃での TSS は室温環境の強度と同等であることがわかった. これに対し高温環境を想定した 170℃での TSS は室温

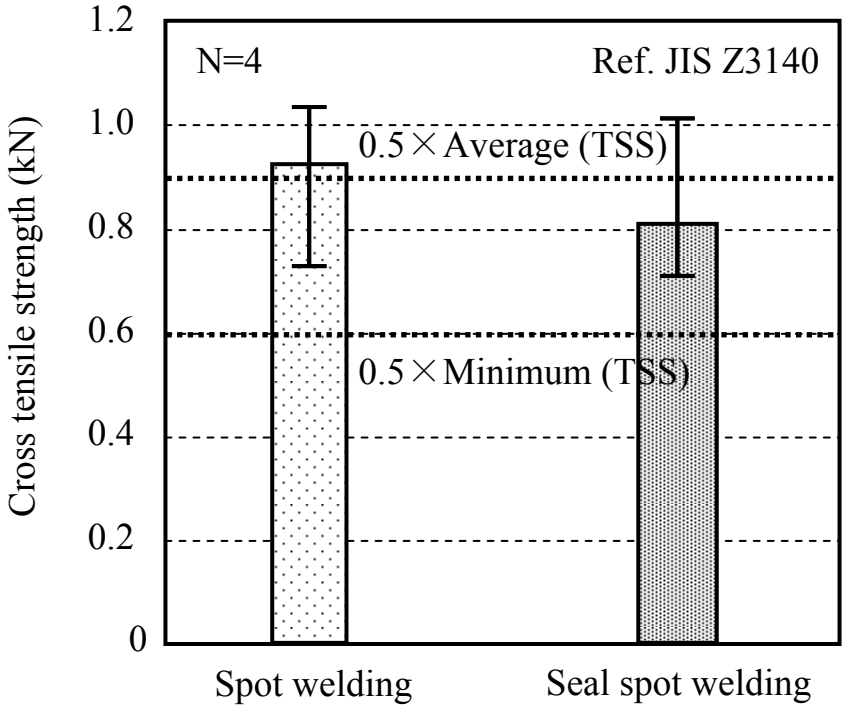
環境の強度の 80%程度であった. Fig.5.11 には引張特性に加えて, 6000 系 Al 合金の一種である A6063-T1 の 170℃における母材強度の低下率を示した. 室温（23℃）と 170℃の母材強度を比較した場合, 170℃の方が室温よりも 20%程度低い. このことから, 室温に対する 170℃での TSS の強度低下は材料自体の強度の低下に起因していると推測される. 破断モードについても, いずれも接合界面から剥離することなく, A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードであった.

(5) 耐食性

Fig. 5.12 に CCT の結果を示す. 電食対策を施さない仕様である, (a)スポット溶接の 3 辺を取り囲むようにペイントシールを塗布した試験片は合わせ面に腐食が見られた. 一方, 電食対策を施した仕様である, (b)シールスポット溶接部の 4 辺を取り囲むようにペイントシールを塗布した試験片の合わせ面には腐食が見られなかった. このことから, シールスポット溶接と 4 辺ペイントシールを併用することにより, 電食の進行を防止し, 耐食性を確保することができると考えられる.



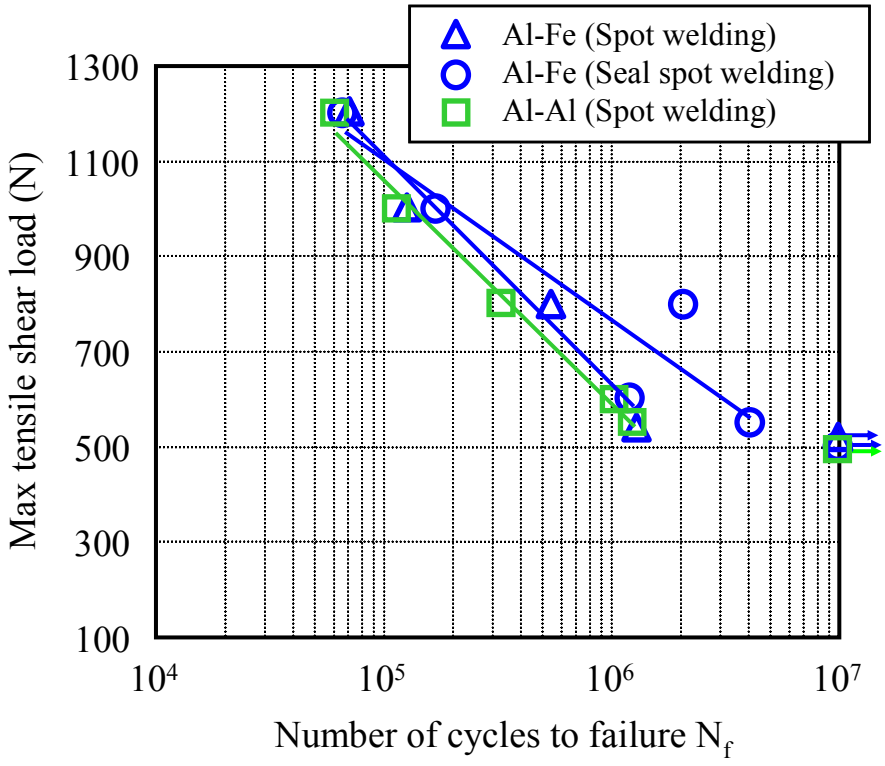
(a) Tensile shear strength



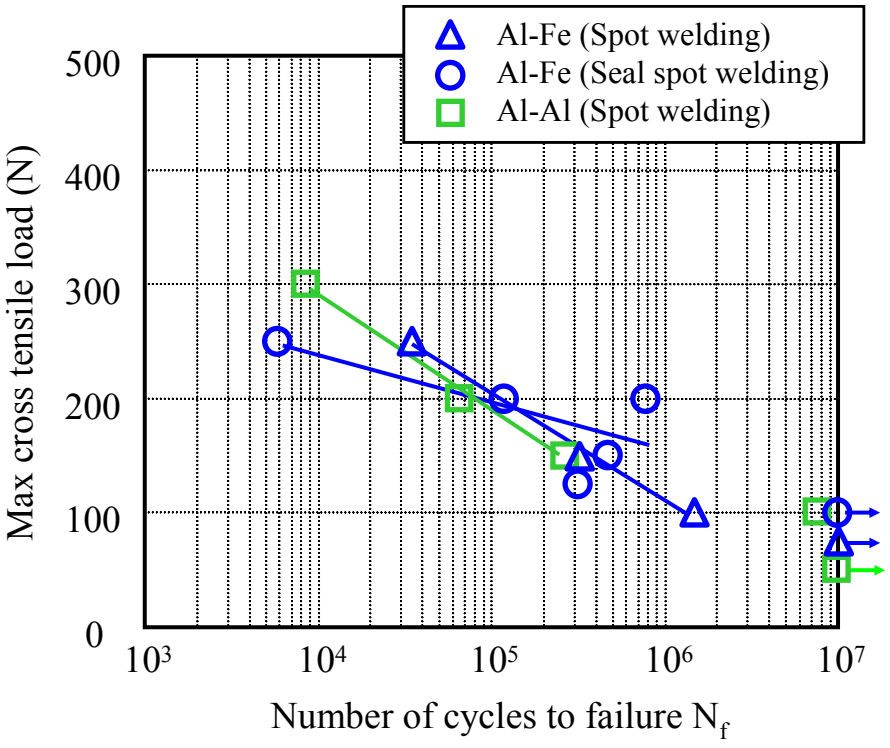
(b) Cross tensile strength

Welding current: 27.5kA, 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 5.8 Tensile strength (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).



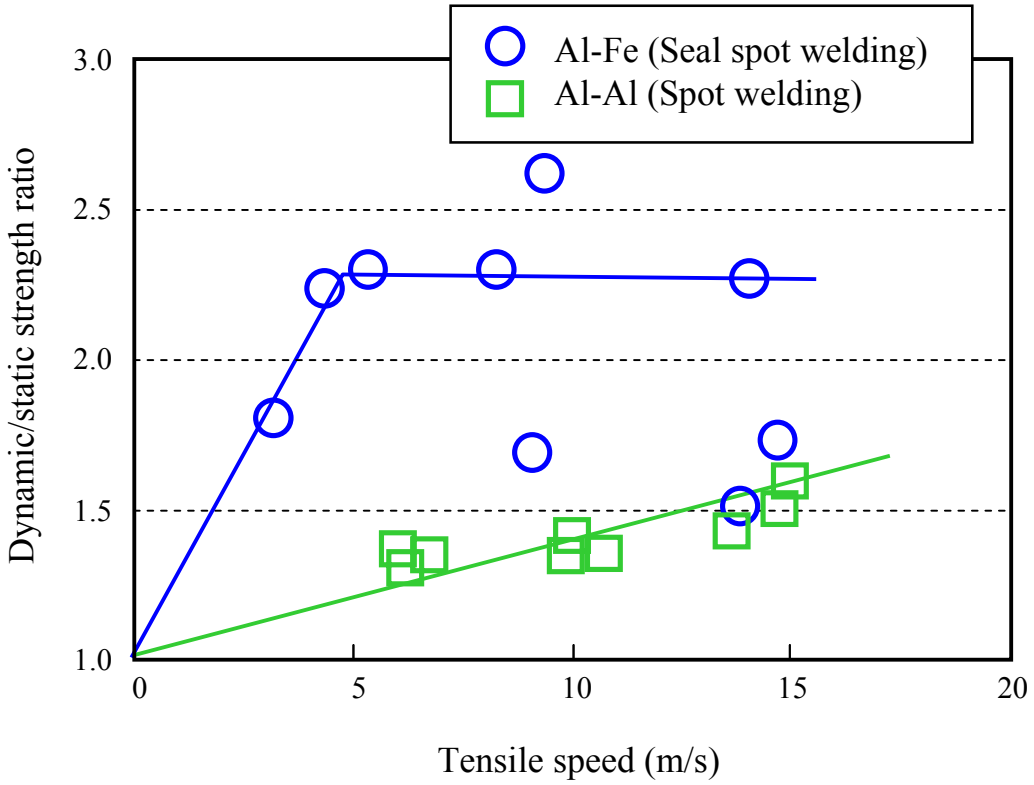
(a) Tensile shear load



(b) Cross tensile load

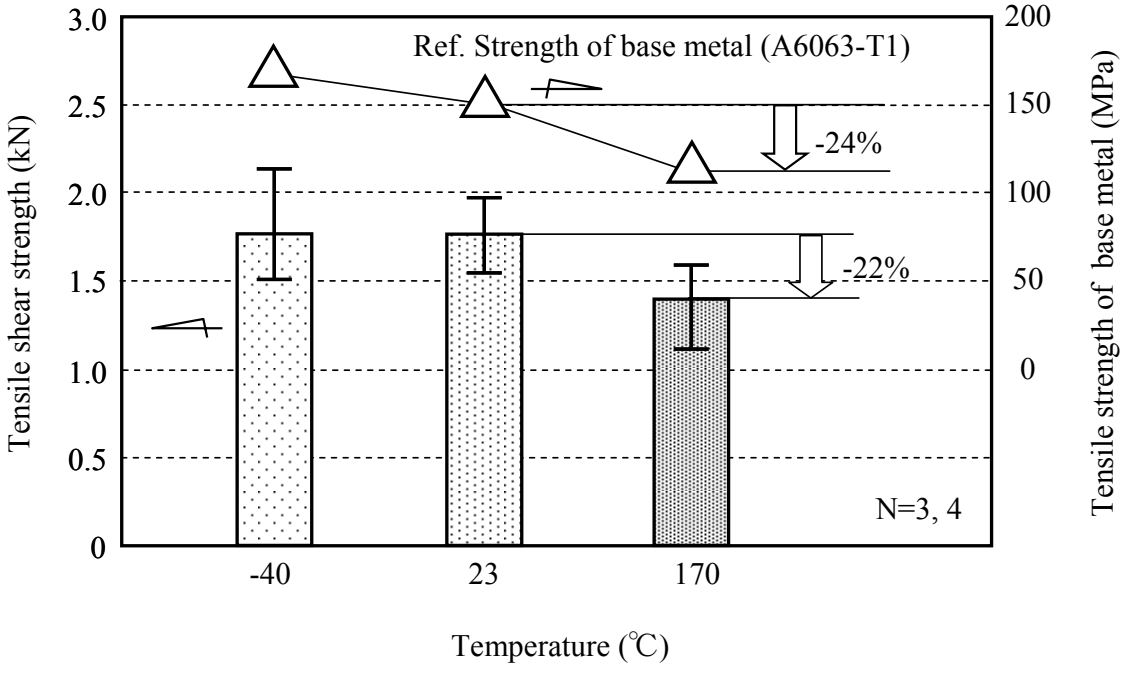
Welding current: 27.5～32kA, Welding time: 200ms, 240ms, Welding pressure: 1.18kN, 5.88kN

Fig. 5.9 Fatigue characteristics (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022, A6022 and A6022).



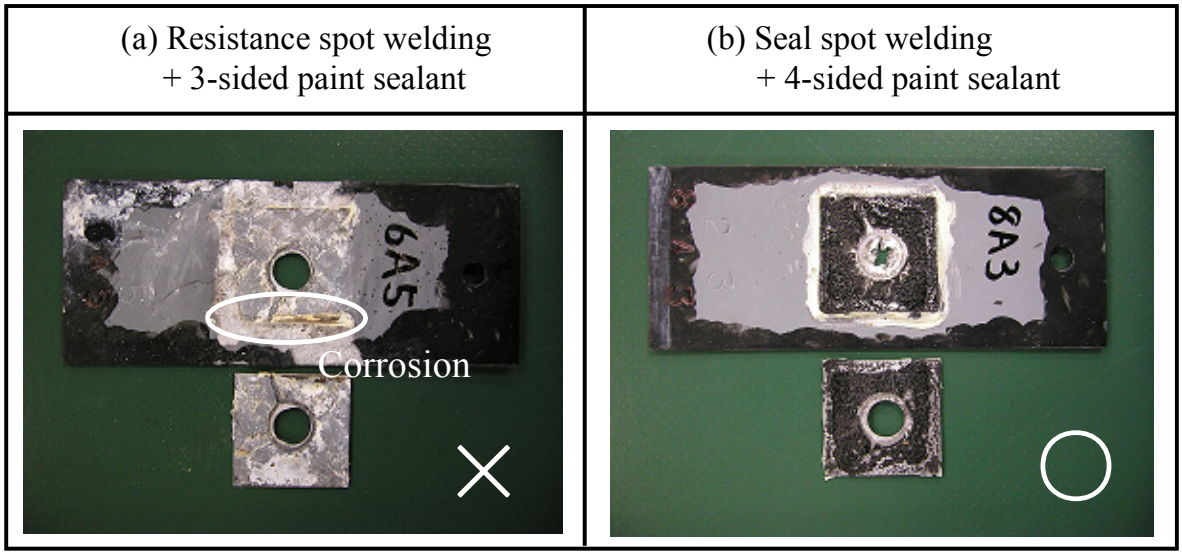
Welding current: 27.5kA, 32kA, Welding time: 200ms, 240ms, Welding pressure: 1.18kN, 5.88kN

Fig. 5.10 Dynamic tensile characteristics (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022, A6022 and A6022).



Welding current: 27.5kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 5.11 Tensile strength under extreme thermal conditions (Seal spot welding) (GA steel and A6022).



Welding current: 27.5kA, 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 5.12 Corrosion resistance characteristics (Resistance spot welding, Seal spot welding) (GA steel and A6022).

5.3.2 生産要件の評価

(1) 板間ギャップ裕度特性

Fig. 5.13 に板間ギャップ裕度試験の評価結果を示す. 板間ギャップを 0mm, 1mm, 2mm と大きくさせても TSS の低下は見られず目標レベルである 2mm の板間ギャップに対しても JISZ3140 の A 級(平均値, 最小値)を満足した. 破断モードについても A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードであった.

(2) 打角ずれ裕度特性

Fig. 5.14 に打角ずれ裕度試験の評価結果を示す. 打角ずれ 2.5°までは大幅な強度低下は見られず, JISZ3140 の A 級(平均値, 最小値)を満足した. 破断モードについても全て A6022 材母材側でプラグ破断する良好なモードを示した. ただし打角ずれが 5°では TSS がやや低下した. この要因を明らかにするために生成したナゲット径を計測した.

Fig. 5.15 に打角ずれ量とナゲット径の関係を示す. 打角ずれが 5°では形成されるナゲット径が小さくなっている. これは電極が被接合材に片当たりするため十分な径のナゲットが確保できないことから生じていると推測される.

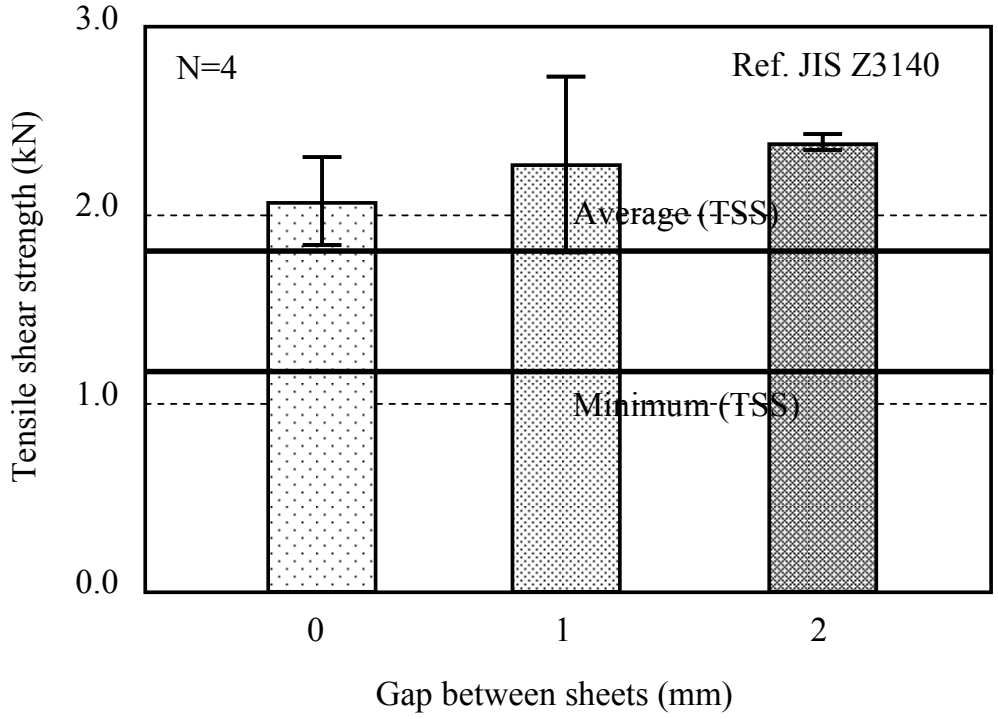
(3) 塗装工程における耐発生熱応力特性

Fig. 5.16 に評価試験片に熱電対を取り付けて測定した温度の実測値を示す. 塗装工程相当の熱負荷である RT(Room temperature)→170℃→RT→140℃→RT→140℃→RT(各設定温度(140℃, 170℃)に到達してから 20min 保持)が試験片で再現されていることが確認された.

Fig. 5.17 に熱応力の継手強度への影響を評価した試験結果を示す. 熱負荷を加えた接合継手の TSS は接合したままの試験片(As-welded joints)と同等であり, JISZ3140 の A 級(平均値, 最小値)を満足した. また, ナゲット周辺部に熱応力による亀裂の発生は確認されなかった. 破断モードについても接合したままの試験片と同様, A6022 材母材側が抜けるプラグ破断であった.

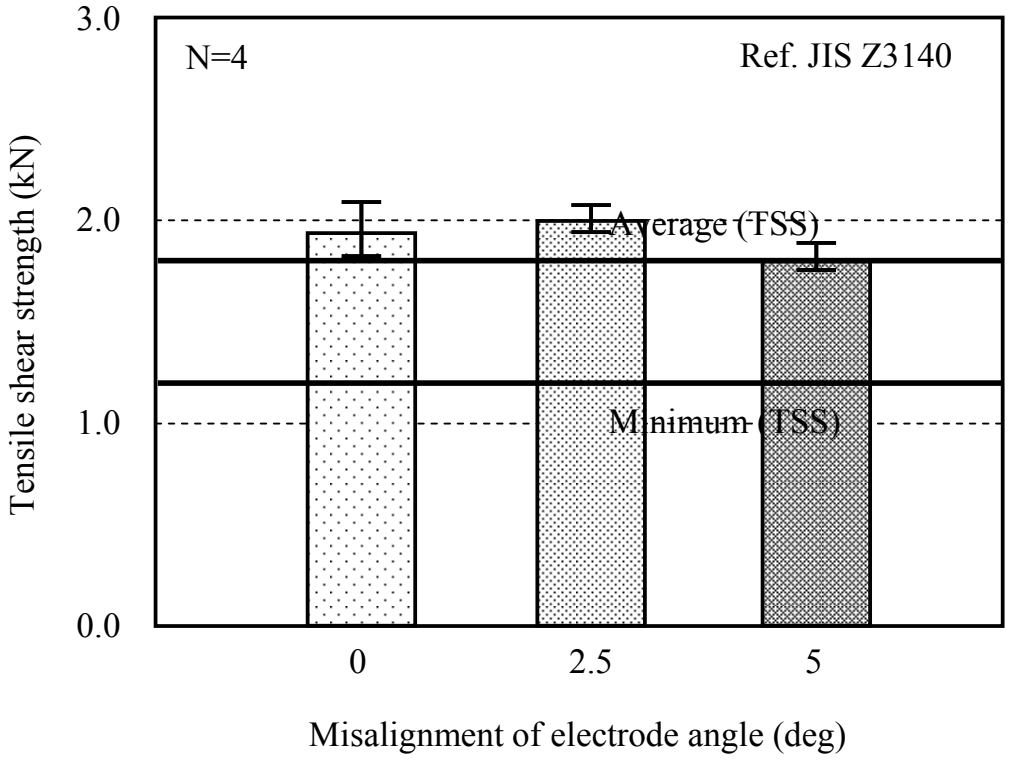
(4) 板組み展開性

Fig. 5.18 に板組み展開性の評価結果を示す. TSS は, 全ての板組みで JISZ3140 の A 級(平均値, 最小値)レベルを満足しており, 良好な継手特性を示した. 破断モードについても, いずれも接合界面から剥離することなく, A6022 材, A6111 材母材側でプラグ破断する良好なモードを示した. TSS の 0.5 倍を基準として評価した CTS についても全ての板組みで TSS の A 級(最小値)レベルの 0.5 倍を満足し, 良好な継手特性を示した. せん断引張試験と同様, 破断モードについても, いずれも接合界面から剥離することなく, A6022 材, A6111 材母材側でプラグ破断する良好なモードであった.



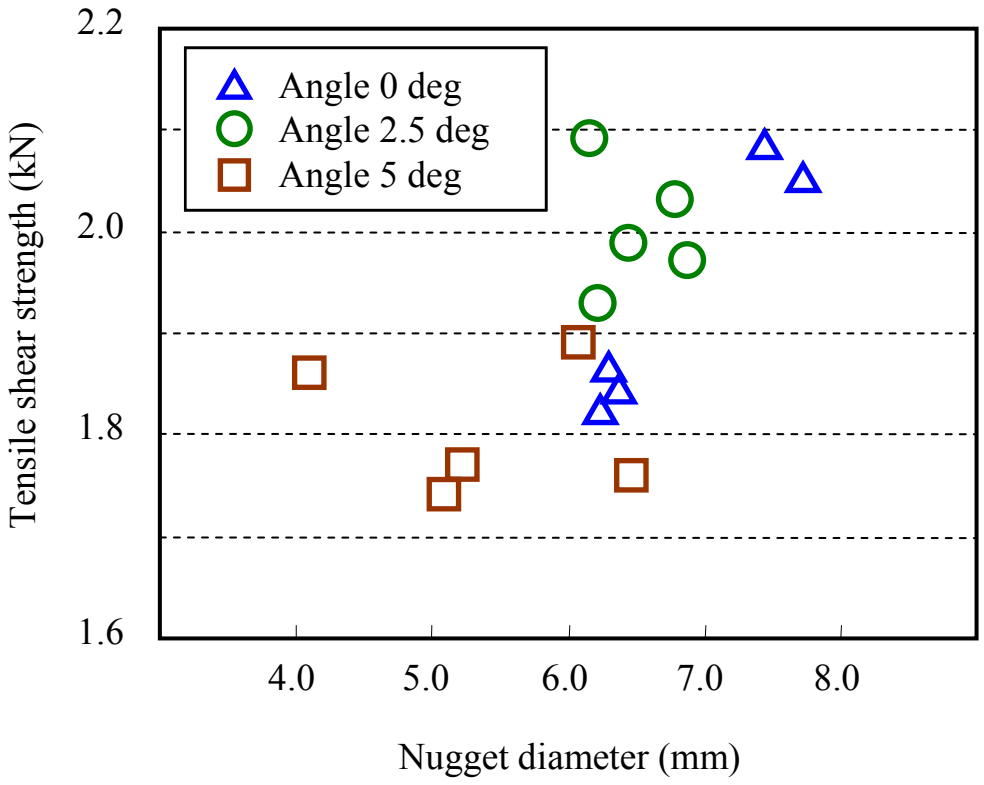
Welding current: 27.5kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 5.13 Results of gap tolerance test (Seal spot welding) (GA steel and A6022).



Welding current: 27.5kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 5.14 Results of tolerance test for misalignment of electrode angle (Seal spot welding) (GA steel and A6022).



Welding current: 27.5kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 5.15 Influence of electrode angle on nugget diameter and tensile shear strength (Seal spot welding) (GA steel and A6022).

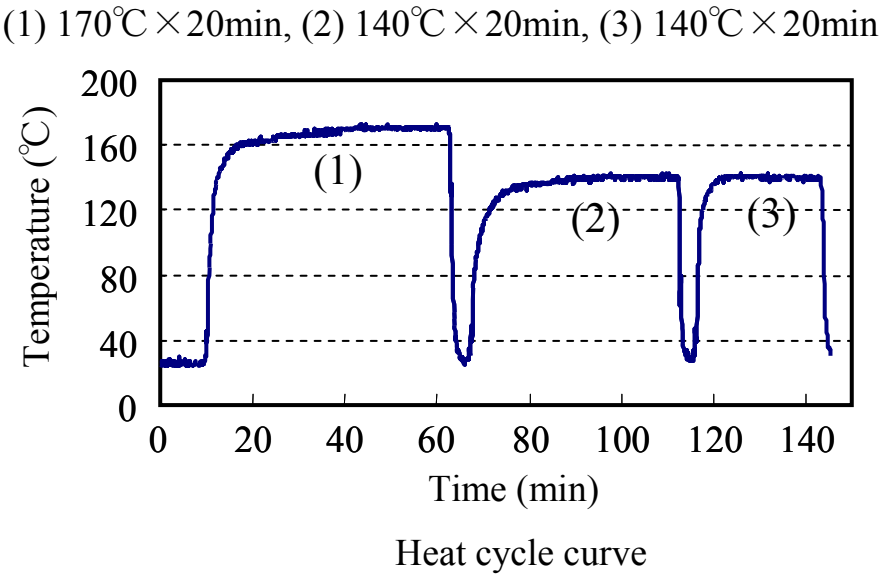
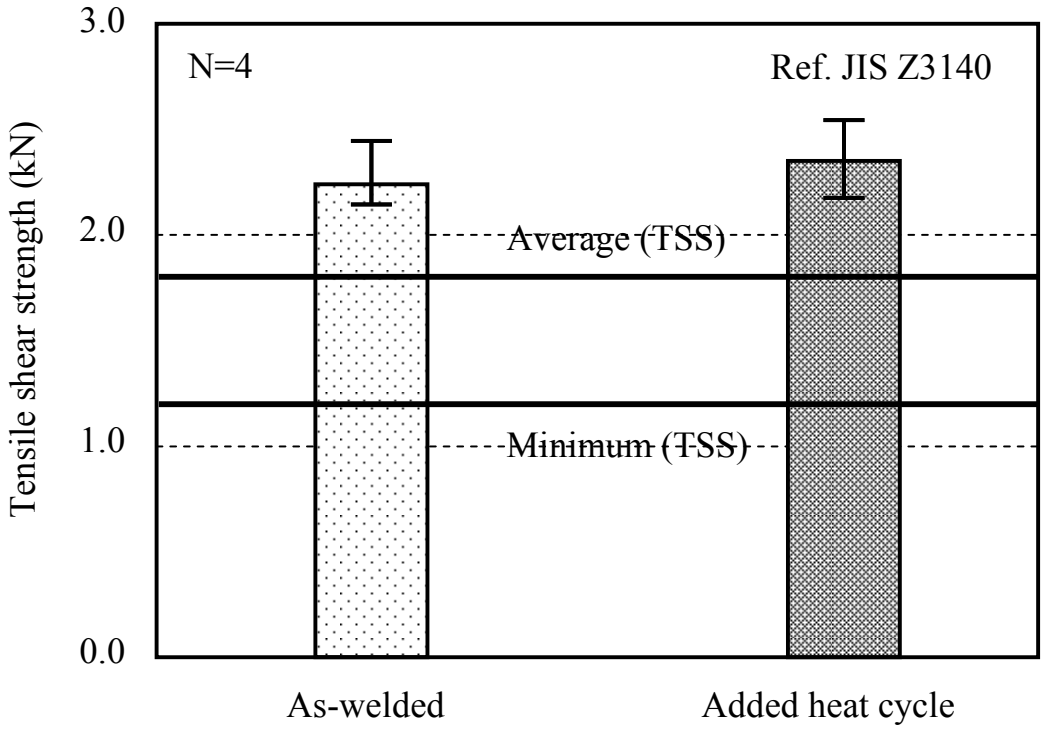
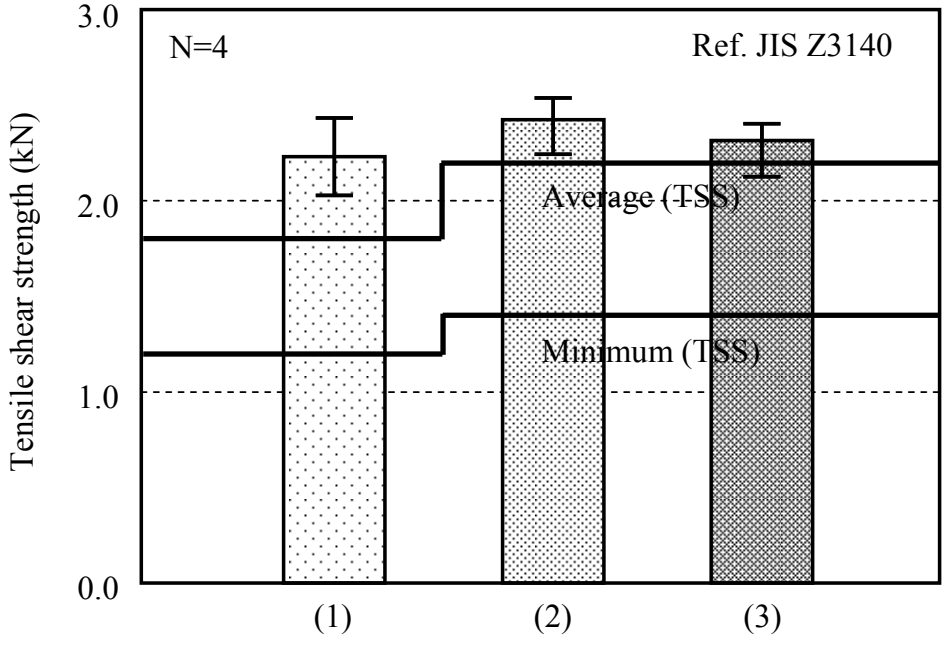


Fig. 5.16 Heat cycle condition.

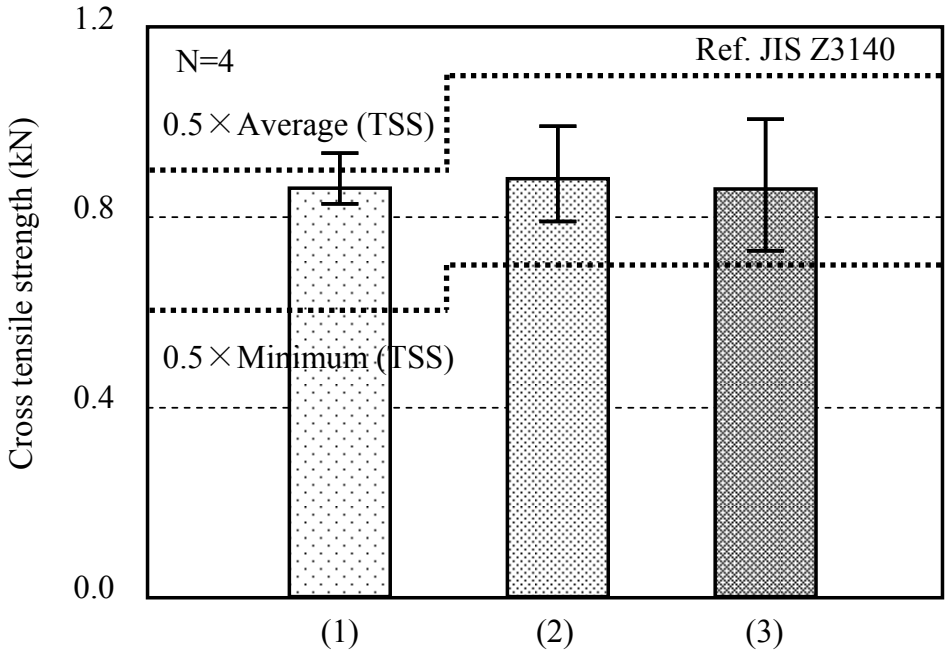


Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 5.17 Results of thermal stress test (Resistance spot welding) (GA steel and A6022).



(a) Tensile shear strength



(b) Cross tensile strength

(1) GA steel (SPCC, t=0.8mm) and A6022 (t=1.0mm)

(2) GA steel (SPFC590, t=1.2mm) and A6111 (t=1.0mm)

(3) GA steel (SPFC590, t=1.2mm), GA steel (SPCC, t=0.8mm) and A6111 (t=1.0mm)

Welding current: 20.5～30kA, Welding time: 100～300ms, Welding pressure: 5.884kN

Fig. 5.18 Results of tolerance test for panel combinations (Seal spot welding) (GA steel and A6022, GA steel and A6111, GA steel and GA steel and A6111).

5.3.3 品質保証

(1) 使用環境温度に対する接合界面構造の安定性

Fig. 5.19 に接合時間の平方根と生成する Al-Fe 金属間化合物層厚さの関係を示す. いずれの条件においても化合物層の成長はおおむね放物線則に従っており, その成長が拡散律則過程であることがわかった. また, 化合物層厚さが 0 になるまで外挿すると接合温度が低温の場合, 化合物層が成長し始めるまでに潜伏期間が確認された. この潜伏期間は, 母材の塑性変形による被接合材の密着, Al-Zn 共晶融液による酸化皮膜の除去に相当する時間であると考えられる. この潜伏期間は接合温度が低温であるほど長くなる傾向が見られた.

低温接合温度域において Al-Fe 金属間化合物層が形成されるまでに潜伏期間が存在することが認められたため, 化合物層の成長は単純な放物線則ではなく, 潜伏期間を考慮した放物線則で整理する必要がある. 反応層厚さが放物線則に従う場合には(5.1)式が成立する. また反応層成長の速度定数 K_D はアレニウス型の温度依存定数であることから(5.3)式に従う. ここで反応層の潜伏期間を t_o とすると, 潜伏期間を考慮した反応層成長の速度式は(5.2)で表すことができる. 潜伏期間を求めるため, 接合時間 t と反応層厚さ x の二乗との関係を調査した.

$$x^2 = K_D \cdot t \cdots (5.1)$$

$$x^2 = K_D \cdot (t - t_o) \cdots (5.2)$$

(x:反応層厚さ(m), K_D:反応層成長の速度定数(m^2/s), t:接合時間(s), t_o:反応層成長の潜伏期間(s))

$$K_D = K_0 \exp\left(-\frac{Q_D}{RT}\right) \cdots (5.3)$$

(K_D:反応層成長の速度定数(m^2/s), K_0:定数(m^2/s), Q_D:活性化エネルギー(kJ/mol), R:気体定数(kJ/mol･K), T:絶対温度(K))

Fig. 5.20 に接合時間 t と反応層厚さの二乗 x^2 との関係を表したグラフを示し, Fig. 5.21 に潜伏期間を考慮し, 反応層厚さと接合時間の平方根の関係から, 反応層成長の速度定数 K_D をアレニウスプロットした結果を示す. Fig. 5.21 より, 140℃の使用温度環境では $K_D=2.76\times10^{-47}$ となり, その状態で 10 年間経過した場合の Al-Fe 金属間化合物層の成長厚さは 9.33×10^{-14} μm であり, 実質 Al-Fe 金属間化合物層は成長せず, 安定していることがわかった.

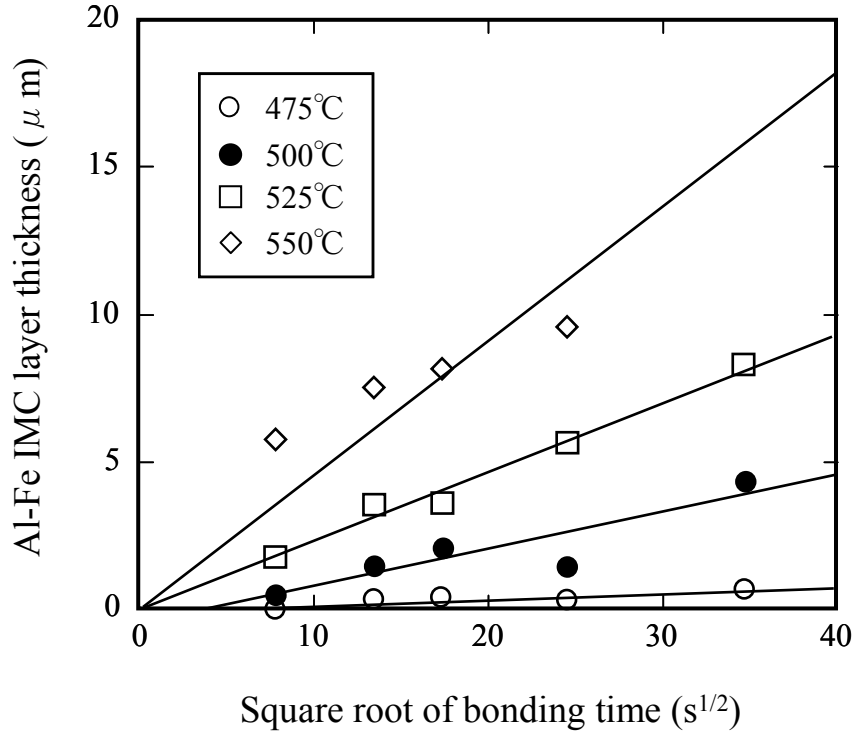


Fig. 5.19 Relation between square root of bonding time and Al-Fe IMC layer thickness (GI steel and A6022).

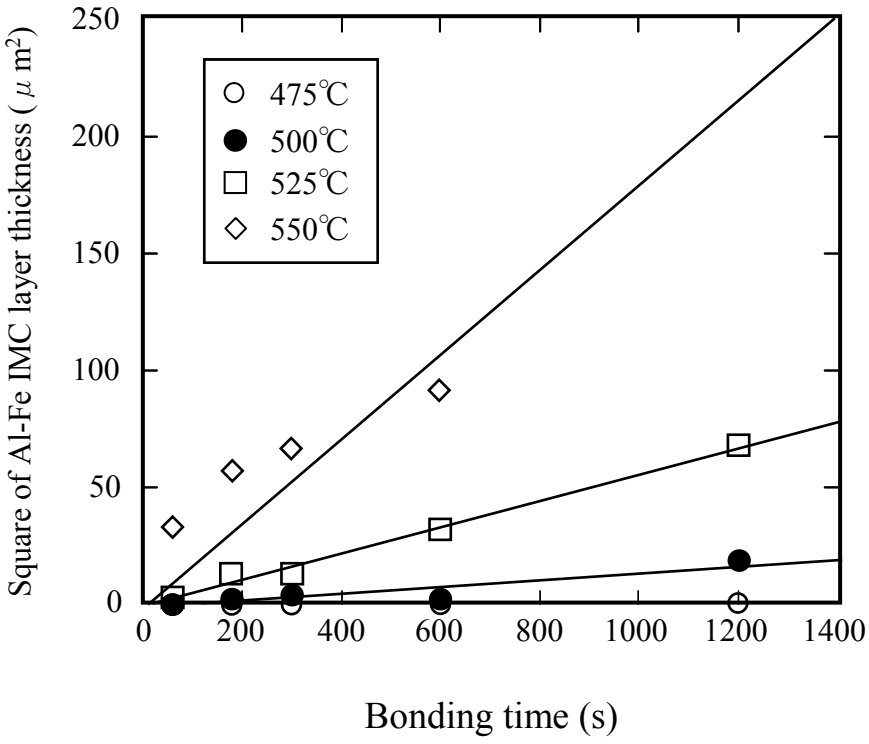


Fig. 5.20 Relation between bonding time and square of Al-Fe IMC layer thickness (Considering incubation period) (GI steel and A6022).

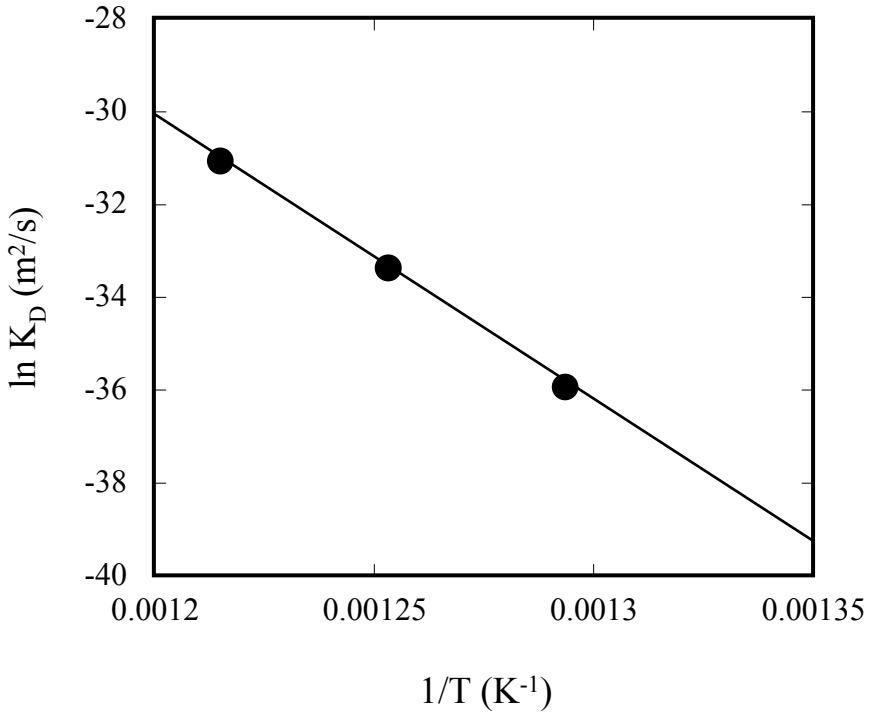


Fig. 5.21 Arrhenius plots of growth rate of Al-Fe IMC layer (Considering incubation period) (GI steel and A6022).

5.4 結言

自動車車体の接合継手に要求される特性として，静的引張特性，疲労特性，高速引張特性，低温・高温引張特性，耐食性といった車体性能要件，生産時の被接合材間のギャップ，抵抗スポット溶接電極の傾き等の製造上のばらつきに対する裕度，塗装工程における鋼と Al 合金の線膨張係数差により発生する熱応力の継手強度への影響，板組み展開性（板厚違い，鋼種違い，三枚重ね）といった生産要件を評価した．さらに，品質保証の観点で使用環境下における接合界面の安定性について検討した．それら評価結果から，以下について明らかにした．

1) 静的引張特性のみならず，疲労特性，高速引張特性，低温・高温引張特性，耐食性といった車体要求諸特性に対して実適用に耐え得る，良好な特性を示した．
2) 板間ギャップ，打角ずれ，塗装工程時の発生熱応力，板組み展開性といった生産要件についても実適用に耐え得る，優れた特性を示した．
3) 使用環境温度として最も厳しいと想定されるエンジンルーム内のダッシュパネルに相当する 140℃の温度環境下で 10 年使用した場合でも，接合界面に形成した Al-Fe 金属間化合物層は実質成長することなく安定していることが，アレニウスの速度論的考察から確認された．

第 6 章　亜鉛めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による異種材料接合技術の展開

6.1 緒言

第 1 章から第 5 章にかけて，自動車車体に適用可能な GI 材，GA 材といった亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合技術について検討してきた．それら検討結果から，GI 材を用いることで Al 合金表面の酸化皮膜を効果的に除去でき，接合界面に薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を形成できることがわかった．本章では，商業用共晶系亜鉛合金めっき鋼板（Al-Zn めっき鋼板，Al-Mg-Zn めっき鋼板）を用いることによる鋼と Al 合金の異種材料接合のさらなる接合性の改善について検討した．共晶系亜鉛めっき鋼板はめっき融点が低温であることから，プロセス温度の低温化が可能となり，形成されるナゲット径の拡大が期待できる．さらに，Al が添加されためっきを用いることで冶金反応を活性化し，接合面における Al-Fe 金属間化合物層の生成領域の拡大も望める．これら，めっき融点，およびめっき内の Al 添加が鋼と Al 合金の異種材料接合継手の接合性に及ぼす影響について検討を行った．

第 1 章でも述べたとおり，車体の軽量化には鋼から Al 合金，Mg 合金といった軽合金への材料置換が有効である．Mg 合金は耐食性については Al 合金には劣るものの，Al 合金に対して比重が約 0.7 倍，比強度が約 1.5 倍であり，その車体への適用により，より一層の軽量化が期待できる．そこで，鋼と Al 合金の接合コンセプトに改良を加えることによる鋼と Mg 合金の異種材料接合について検討を行った．鋼と Mg 合金の異種材料接合の可否を左右する影響因子の一つに Mg 合金表面の酸化皮膜があげられる．さらに Mg 合金の Mg と鋼の Fe は完全二層分離型の系であり，冶金的に接合する場合，両者の反応性が乏しいことが鋼と Mg 合金の直接接合を困難にしていた．このような技術的課題を克服するために，Mg 合金表面の酸化皮膜を除去し，薄くて均一な反応層を生成する異種材料接合技術が望まれていた [6-1]．これら課題に対し，Mg と共晶反応を生じる Zn に着目し，その反応を利用することによって，低温で Mg 合金表面の酸化皮膜を除去し，Mg 合金母材，およびめっき中に添加元素として含まれる Al を利用することにより Al-Fe 金属間化合物層，Al-Mg 金属間化合物層を生成し，冶金的に接合するという接合コンセプトを提案し，その検討を行った．Mg の融点が 650℃，Zn の融点が 420℃であるのに対し，Mg-Zn は 341℃において共晶点を有し，低温にて共晶反応が生じる [6-2]．この共晶反応は Mg 合金表面の酸化皮膜除去に対して有効であると考えられる．共晶反応によって Mg 合金表面の酸化皮膜が除去され，鋼と Mg 合金の新生面の直接接触が生じた後も，Mg 合金の Mg と鋼の Fe は完全二層分離型の系であり，両者の間で金属間化合物層を生成せず，また相互の溶解度もほとんどないため，冶金的な接合は容易でない [6-3]．そこで，Mg と Fe の双方と金属間化合物層を形成する元素の一つである Al を利用することで，Al を介することによる冶金的な接合を試みた．Mg 合金表面の酸化皮膜が共晶融液に包まれて接合部周囲に排出された後，Mg 合金と鋼双方の新生面が露出，相互に接触し，Mg 合金母材，および亜鉛めっき内に添加元素として含まれる Al と被接合材である鋼の Fe，Mg 合金の Mg が反応することで Al-Fe 金属間化合物層，Al-Mg 金属間化合物層が生成され，冶金的な接合が

実現できると考えられる. そこで, GI 材, 商業用共晶系亜鉛合金めっき鋼板(Al-Zn めっき鋼板, Al-Mg-Zn めっき鋼板)と Mg 合金(AZ31, AZ61, AZ91)の組み合わせに対して, 拡散接合, および抵抗スポット溶接による接合を行い, Mg 合金母材に含まれる Al の添加量, およびめっき中に添加された Al が鋼と Mg 合金の異種材料接合継手の接合性に及ぼす影響について検討を行った.

6.2 共晶系亜鉛合金めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合

6.2.1 実験方法

(1) 供試材

鋼には板厚 0.55mm の溶融亜鉛めっき鋼板(Galvanized steel(GI 材)(原板 SPCC 材)), 板厚 0.55mm の Al-Zn めっき鋼板(55%Al-45%Zn(めっき組成(at%))(原板 SPCC 材)), および板厚 0.55mm, 1.2mm の Al-Mg-Zn めっき鋼板(5%Al-2%Mg-Zn(めっき組成(at%))(原板 SPCC 材))を用いた. Al 合金には板厚 1mm の 6000 系 Al 合金(A6022-T4(同等材)(A6022 材))を用いた. 共晶系亜鉛合金めっき鋼板, GI 材と Al 合金の各々の接合性を比較することにより, 鋼と Al 合金の異種材料接合における, めっき種の影響について検討を行った. 試験片の前処理については, 鋼, Al 合金ともに第 2 章と同様の処理を行った.

Fig. 6.1 にめっき鋼板の SEM による断面像を示す. GI 材, Al-Zn めっき鋼板, Al-Mg-Zn めっき鋼板のめっき厚さは, 各々6～20 μ m, 25 μ m, 12 μ m であった. また, Al-Zn めっき鋼板のめっきと鋼の界面には Al-Fe 金属間化合物層と考えられる反応層が確認された.

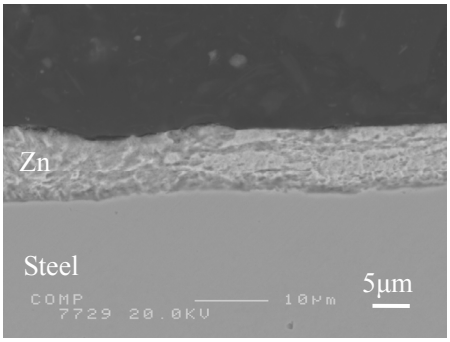
Table 6.1 に GI 材, Al-Zn めっき鋼板, Al-Mg-Zn めっき鋼板のめっきの化学組成と融点を示す. GI 材の Zn めっきの融点は 420℃, Al-Zn めっき鋼板の Al-Zn めっきの融点は 550℃, Al-Mg-Zn めっき鋼板の Al-Mg-Zn めっきの融点は 350℃であった.

(2) 試験片形状

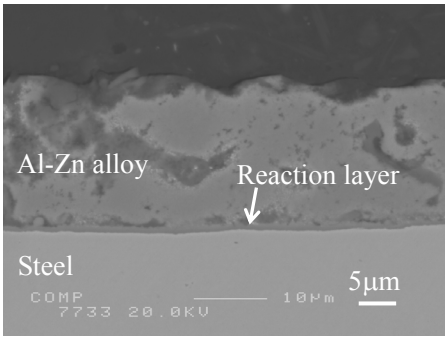
引張特性評価には Fig. 3.1 に示す JIS Z3137 に準拠した十字引張試験片を用い, 引張速度を 5mm/min として CTS を求めた.

(3) 接合方法

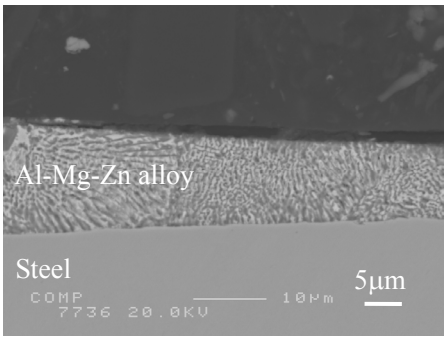
抵抗スポット溶接機は, Fig. 3.2 に示す Al 合金用のガントランス一体型単相交流式抵抗スポット溶接機を用いた. 溶接電極の材質はクロム銅(Cu-Cr)とし, Fig. 3.3 に示す(C)R 形電極(元径: ϕ 16mm, 先端曲率半径:40mm)を用いた. さらに, 接合プロセスの進行過程を詳細に観察するために拡散接合による接合界面観察用の試験片を作製した. 拡散接合では, 所望の接合温度 T℃まで 3℃/s で昇温した後に水を満たした容器に投入して急冷した. 接合雰囲気は大気中とし, 加熱温度を 380～500℃とした.



(a) GI steel



(b) Al-Zn coated steel



(c) Al-Mg-Zn coated steel.

Fig. 6.1 Cross sections of Zn coated steels (GI steel, Al-Zn coated steel, Al-Mg-Zn coated steel).

Table 6.1 Chemical compositions (at%) and melting point (℃) of coating metals.

	Mg	Al	Zn	Melting point (℃)
GI steel	-	-	100	420
Al-Zn coating	-	55	45	550
Al-Mg-Zn coating	2	5	Bal.	350

(4) 分析方法

接合界面の構造を明らかにするために光学顕微鏡（実体顕微鏡），SEM を用いて観察を行い，EDX，EPMA により元素分析，定量分析を行った．

6.2.2 実験結果，および考察

(1) 共晶系亜鉛合金めっき種が接合継手強度に及ぼす影響

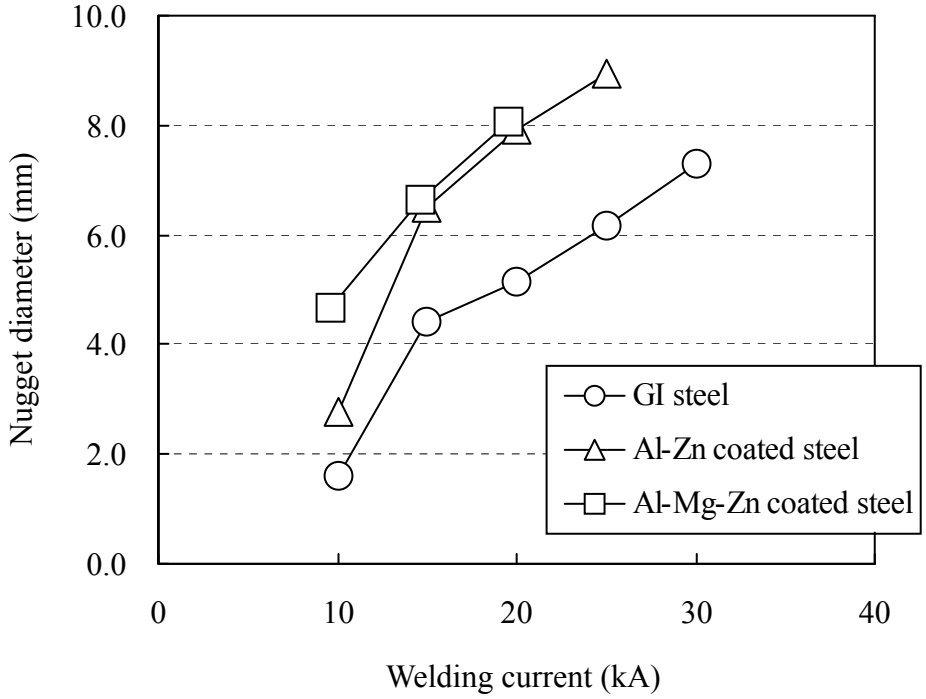
Fig 6.2 に溶接電流と形成したナゲット径の関係を示す．接合条件は溶接電流を 10～30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.18kN とした．GI 材（板厚：0.55mm），Al-Zn めっき鋼板（板厚：1.2mm），および Al-Mg-Zn めっき鋼板（板厚：1.2mm）と A6022 材，いずれの組み合わせの場合も，溶接電流の増加にともない，ナゲット径の増大が確認された．また，鋼板の板厚が同じ 1.2mm である Al-Zn めっき鋼板，Al-Mg-Zn めっき鋼板については，各溶接電流条件で同程度の径のナゲットを形成していることが確認された．

Fig6.3 に溶接電流と CTS の関係を示す．各プロットの CTS は N=4 の平均値である．CTS には明確な品質基準が存在しないため，TSS の 0.5 倍を基準として評価した．GI 材と A6022 材，および Al-Mg-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手において，TSS の A 級（平均値）レベルの 0.5 倍を満足する接合強度が得られた．特に，Al-Mg-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手は低溶接電流条件で高い強度を有する接合継手を得ることができた．

Fig. 6.4 に形成したナゲット径と CTS の関係を示す．各プロットのナゲット径は N=1 の代表値，CTS は N=4 の平均値である．Fig6.4 に示すとおり，同程度のナゲット径で GI 材，および Al-Mg-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手が高い強度を有していることがわかる．また，Al-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手は，溶接電流の増加にともなって，ナゲット径が増大しているにもかかわらず，継手強度が低下し，プラグ破断を呈していた．

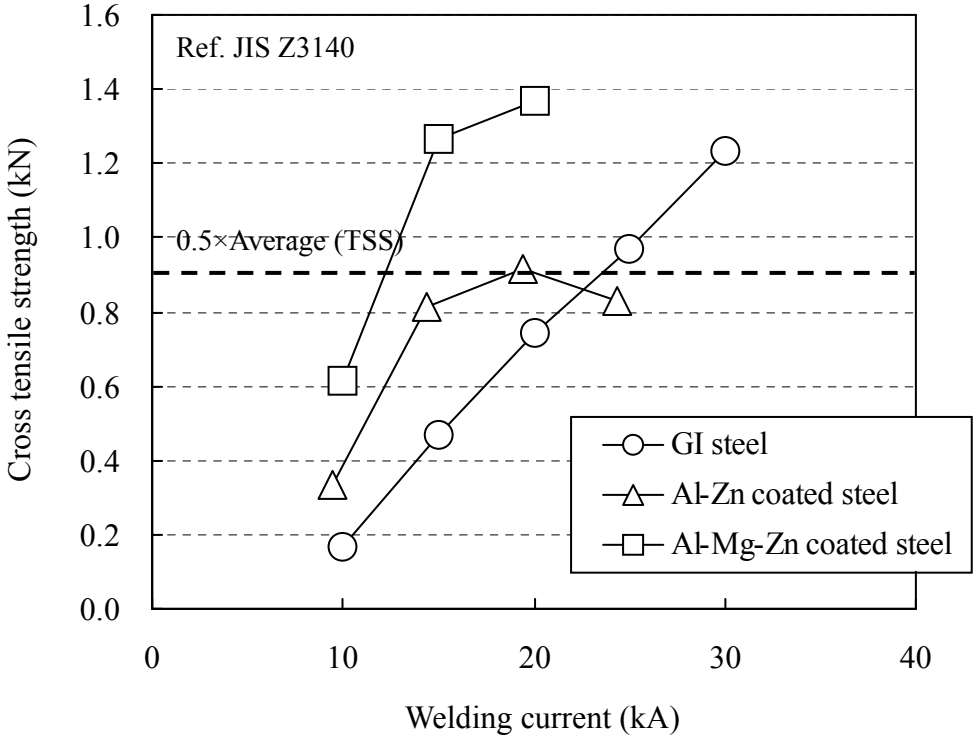
接合後の被接合材の板厚のうち，母材強度と板厚のバランスからプラグで抜け，継手強度への影響が大きい A6022 材の板厚を調べた．

Fig. 6.5 にナゲット中央部の A6022 材の板厚を示す．Al-Zn めっき鋼板と A6022 材の低強度，かつプラグ破断を呈する条件では，A6022 材の板厚が薄くなっていることが確認された．このことから，Al-Zn めっき鋼板と A6022 材接合継手は，溶接電流，および通電時間の増加によって，継手強度の向上は見込めないと考えられる．



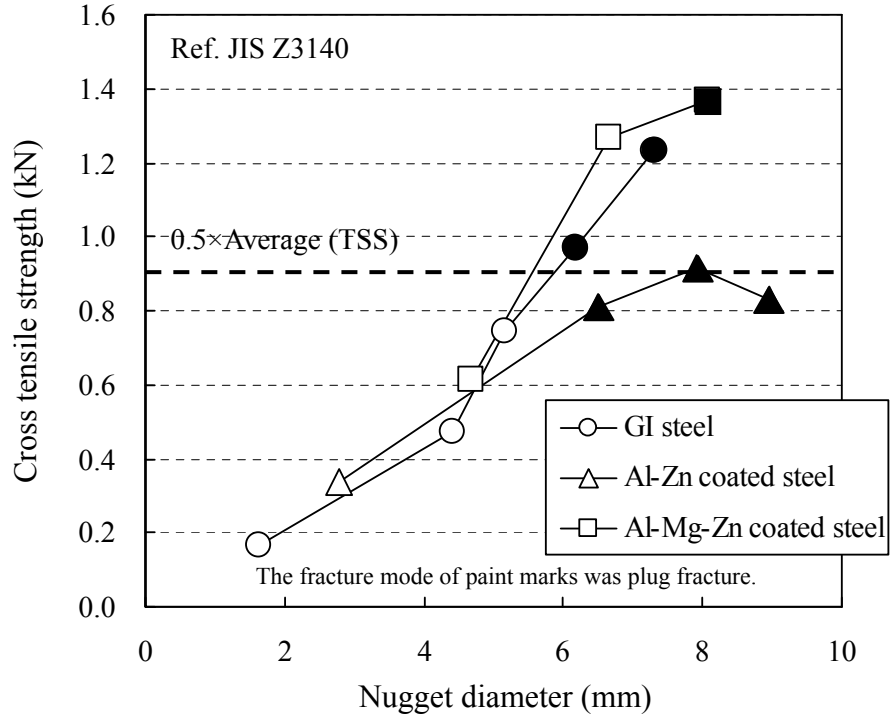
Welding current: 10～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 6.2 Relation between welding current and nugget diameter of Zn-based coating steel and A6022 joints (GI steel, Al-Zn coated steel, Al-Mg-Zn coated steel).



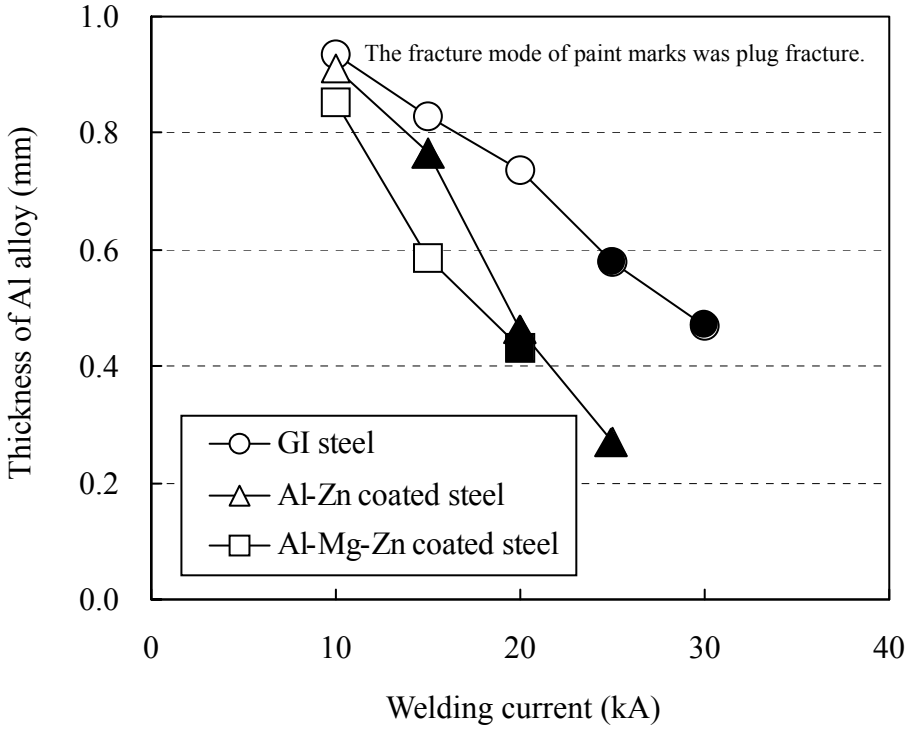
Welding current: 10～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 6.3 Relation between welding current and cross tensile strength of Zn-based coating steel and A6022 joints (GI steel, Al-Zn coated steel, Al-Mg-Zn coated steel).



Welding current: 10～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 6.4 Relation between nugget diameter and cross tensile strength of Zn-based coating steel and A6022 joints (GI steel, Al-Zn coated steel, Al-Mg-Zn coated steel).



Welding current: 10～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

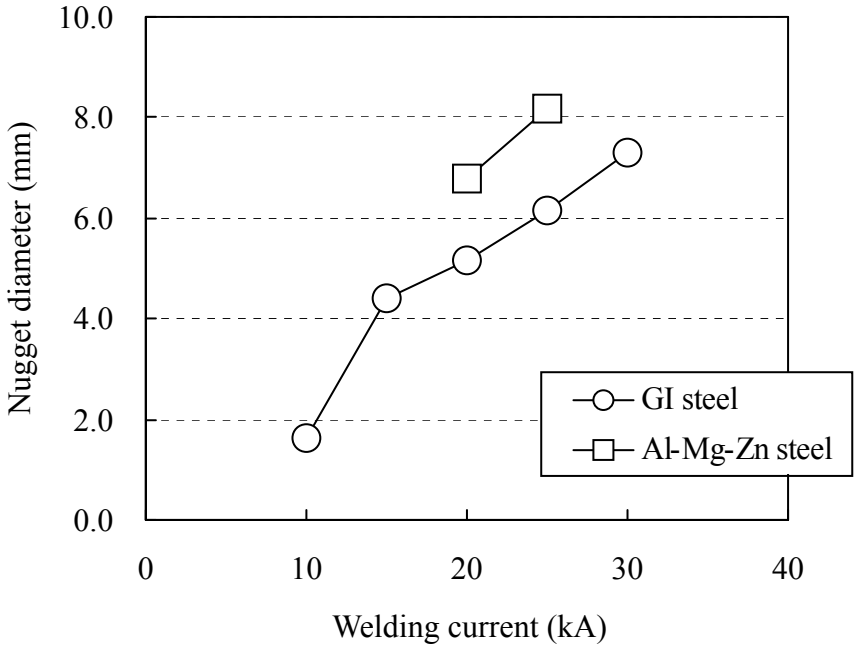
Fig. 6.5 Relation between welding current and thickness of A6022 of Zn-based coating steel and A6022 joints (GI steel, Al-Zn coated steel, Al-Mg-Zn coated steel).

以上の結果より，GI 材と Al 合金の組み合わせに対して，さらなる接合性の向上を図るためには共晶系の Al-Zn-Mg めっき鋼板の使用が有効であると考えられる．

Fig. 6.2～Fig 6.5 では板厚 0.55mm の GI 材と板厚 1.2mm の Al-Mg-Zn めっき鋼板の結果を比較してきた．抵抗発熱に対する板厚の影響を除外するために，GI 材と同じ 0.55mm の板厚の Al-Zn-Mg めっき鋼板を用いて，溶接電流と形成するナゲット径の関係を調べた．

Fig. 6.6 に溶接電流と形成したナゲット径の関係を示す．接合条件は溶接電流を 10～30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.18kN とした．Fig 6.6 に示すとおり，同じ溶接電流条件で Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手は GI 材の接合継手に対してナゲット径を拡大できることが確認できた．

以上より，GI 材，および Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手は，同程度のナゲット径で比較した場合，Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手に比べて高い継手強度を示すことがわかった．溶接電流を増加させることで，Al-Zn めっき鋼板の接合継手のナゲット径を拡大させることができるが，Al 合金の板厚減少が生じるため，高強度を発現させることが困難であった．また，GI 材の接合継手と Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手を比較した場合，Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手の方が同程度のナゲット径で高強度を示した．さらに，Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手の方が GI 材の接合継手に比べて，同溶接電流条件で大きなナゲット径を形成可能であることが確認された．



Welding current: 10～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 6.6 Relation between welding current and nugget diameter of Zn-based coating steel and A6022 joints (GI steel, Al-Zn coated steel, Al-Mg-Zn coated steel).

(2) 共晶系亜鉛合金めっき種が接合継手の界面構造の形成状態に及ぼす影響

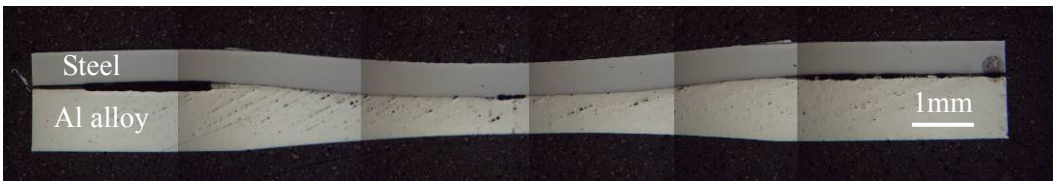
各めっき鋼板と Al 合金の接合継手の強度に差異が生じた要因を明らかにするために接合界面観察を行い，めっき種が接合界面構造の形成に及ぼす影響を検討した．さらに，継手強度試験後の試験片について破面観察を行い，各めっき鋼板の接合継手の破断モードの傾向を明らかにした．

Fig. 6.7 に GI 材と A6022 材の接合継手の断面マクロ像，およびナゲット中央部近傍の接合界面の SEM 像を示す．接合条件は溶接電流を 25kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.18kN とした．断面マクロ像から，接合界面の空隙が少なく，ナゲット形成領域の全域にわたって鋼と Al 合金が密着して接合されていることが確認された．また，SEM 像から，接合界面には厚さが 1 μ m 程度の薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成していることがわかった．GI 材のめっき融点が 420℃であることからその溶融にともない，接合界面が低温で保持され，チリの抑制，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層の形成がなされたと推測される．

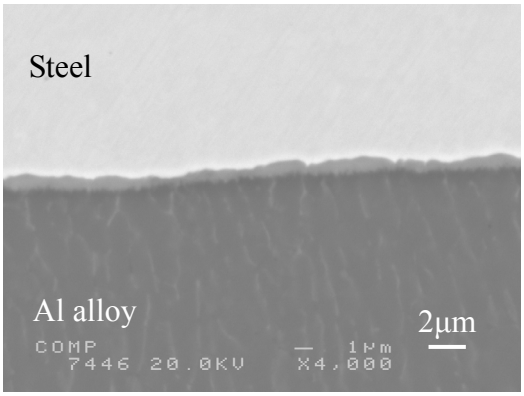
Fig. 6.8 に Al-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手の断面マクロ像，およびナゲット中央部近傍の接合界面の SEM 像を示す．接合条件は溶接電流を 15kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.18kN とした．断面マクロ像から，接合界面にチリ発生にともなって生じたと推測される空隙が多数確認された．また，SEM 像から，厚く，不均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成しているのがわかった．チリ発生にともなう空隙は，Al-Zn めっき鋼板の Al-Zn めっきの融点に起因していると推測される．本 Al-Zn めっきは Al リッチなため，その融点が 550℃と高く，高温状態になるまで液相が生じない．そのため，接合界面が高温になりチリが発生しやすくなっていると推測される．また，接合界面の温度が高温になるにともない，SEM 像に示すとおり，Al-Fe 金属間化合物層が厚く成長したと推測される．さらに，Fig. 6.2 (b)に示すとおり，Al-Zn めっきと鋼の界面に初期状態から Al-Fe 金属間化合物層が生成していたため，より成長しやすい状態にあったと考えられる．

Fig. 6.9 に Al-Mg-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手の断面マクロ像，およびナゲット中央部近傍の接合界面の SEM 像を示す．接合条件は溶接電流を 15kA，通電時間を 240ms，加圧力を 1.18kN とした．断面マクロ像から，GI 材の場合と同様，Al-Zn めっき鋼板の場合に比べて，Al-Mg-Zn めっき鋼板の場合の接合界面には空隙が少ないことが確認された．また，SEM 像から厚さが 1 μ m 程度の薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が形成しているのがわかった．これは Al-Mg-Zn めっき鋼板の Al-Mg-Zn めっきは三元共晶に近い組成であるため，その融点が 350℃と低く，接合過程で接合界面の温度が低温に保たれるため，チリが低減したと推測される．また，接合界面の温度が低温になるにともない，SEM 像に示すとおり，Al-Fe 金属間化合物層が薄く，均一に生成したと推測される．

以上より，GI 材と Al 合金，および Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手は Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手に比べて，接合プロセス時のチリ発生にともない接合界面に発生する空隙が少なく，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を形成していることが確認された．



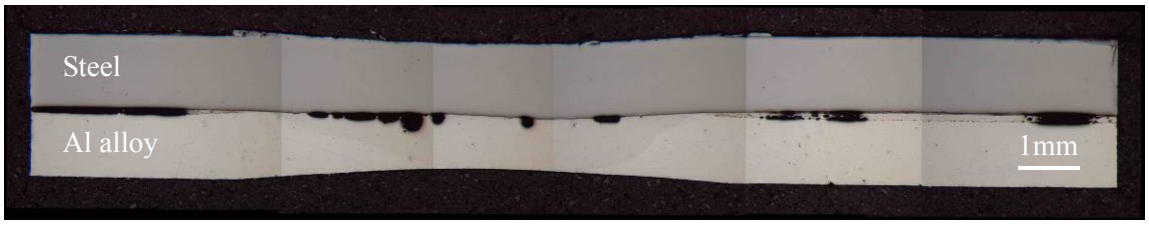
(a) Macro view of GI steel and A6022 joint



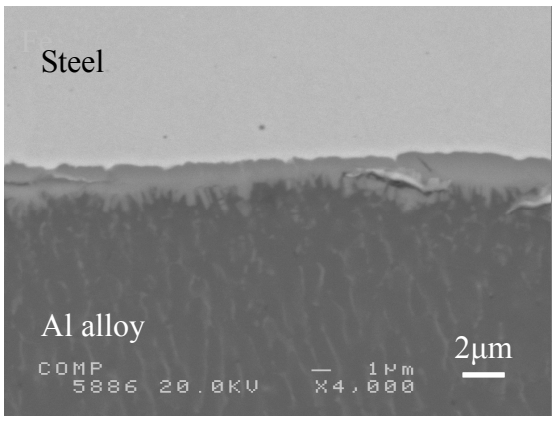
(b) SEM image of GI steel and A6022 joint interface

Welding current: 25kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 6.7 Macro view of joint and SEM image of joint interface (GI steel and A6022).



(a) Macro view of Al-Zn coated steel and A6022 joint



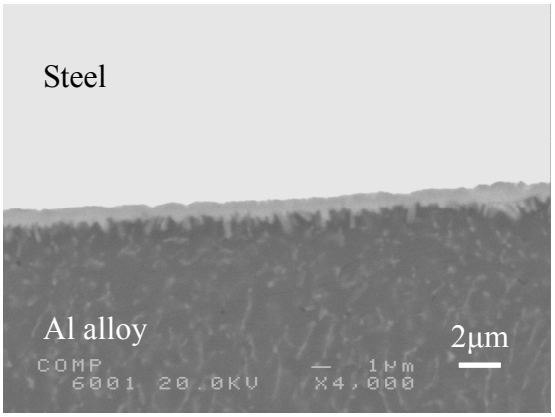
(b) SEM image of Al-Zn coated steel and A6022 joint interface

Welding current: 15kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig. 6.8 Macro view of joint and SEM image of joint interface (Al-Zn-coated steel and A6022).



(a) Macro view of Al-Mg-Zn coated steel and A6022 joint



(b) SEM image of Al-Mg-Zn coated steel and A6022 joint interface

Welding current: 15kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

Fig.6.9 Macro view of joint and SEM image of joint interface (Al-Mg-Zn-coated steel and A6022).

(3) 共晶系亜鉛合金めっき種が接合継手の破断モードに及ぼす影響

各めっき鋼板の継手強度試験後の試験片の破面観察を行った. その際, 接合界面破断, およびプラグ破断を呈した破面の双方について破面観察を行い, 各々のめっき鋼板の接合継手の破面内における破断形態の傾向を明らかにした.

(3-1) GI 材と Al 合金の接合継手の破断モード

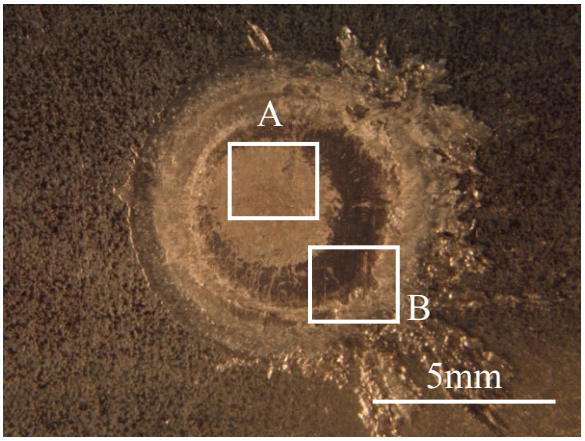
GI 材と Al 合金の接合継手の継手強度試験時の破断モードを明らかにするために破面観察を行った. 界面破断を呈した試験片の接合条件は溶接電流が 20kA, 通電時間が 240ms, 加圧力が 1.18kN であり, プラグ破断を呈した試験片の接合条件は溶接電流が 25kA, 通電時間が 240ms, 加圧力が 1.18kN であった.

Fig. 6.10 に界面破断(CTS:0.76kN)を呈した GI 材と A6022 材の接合継手の破面観察結果, Table 6.2 に破面各箇所の EDX による元素分析, 定量分析結果を示す. 破面観察は(a)鋼側のナゲット中央部近傍の領域 A, その周辺部の領域 B, (b)Al 合金側のナゲット中央部近傍の領域 C, その周辺部の領域 D について行った. EDX の分析結果において, (a)鋼側の(a-1)領域 A, (b)Al 合金側の(b-1)領域 C の双方から Al が検出されていることから, この領域では Al 合金母材破断が生じていると考えられる. また, 鋼側の(a-2)領域 B から Fe, Al 合金側の(b-2)領域 D から Al が検出されていることから, 鋼と Al 合金の界面で破断が生じていると推測される.

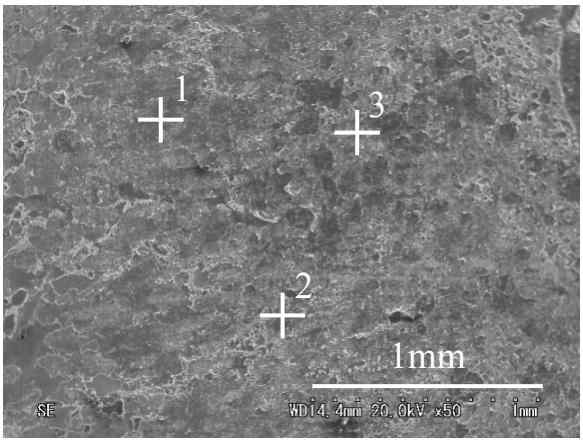
以上より, GI 材と Al 合金の接合継手はナゲット中央部では良好な接合部が形成されることで, Al 合金母材破断が生じているものの, ナゲット端部では未接合部が形成され, GI 材と Al 合金の界面で破断が生じる傾向があることがわかった.

Fig. 6.11 にプラグ破断(CTS:1.05kN)を呈した GI 材と A6022 材の接合継手の破面観察結果, Table 6.3 に破面各箇所の EDX による元素分析, 定量分析結果を示す. 破面観察は(a)鋼側のナゲット中央部近傍の領域 A, その周辺部の領域 B, (b)Al 合金側のナゲット中央部近傍の領域 C, その周辺部の領域 D について行った. EDX の分析結果から, ナゲット周辺部では鋼と Al 合金の界面破断が生じていると推測される.

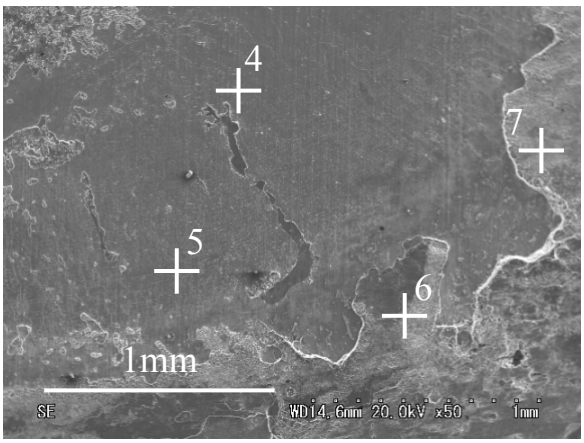
以上より, GI 材と Al 合金の接合継手は界面破断, およびプラグ破断の場合ともに接合部端部では未接合の領域が存在していることが確認された.



(a) Steel



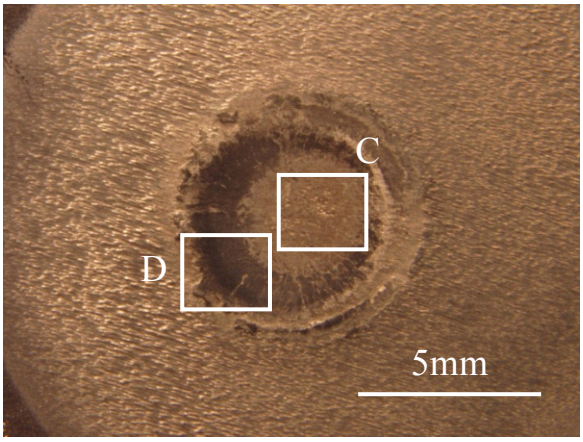
(a-1) Region A



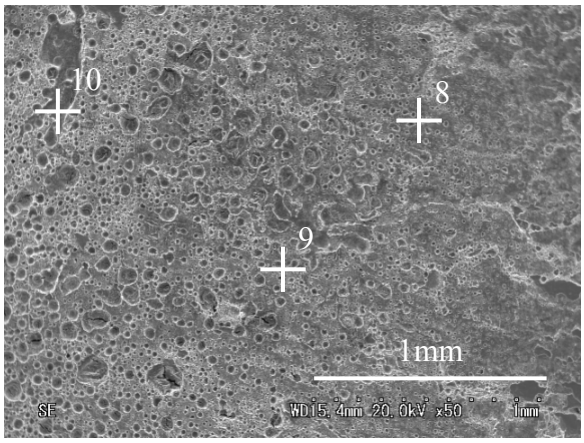
(a-2) Region B

Welding current: 20kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

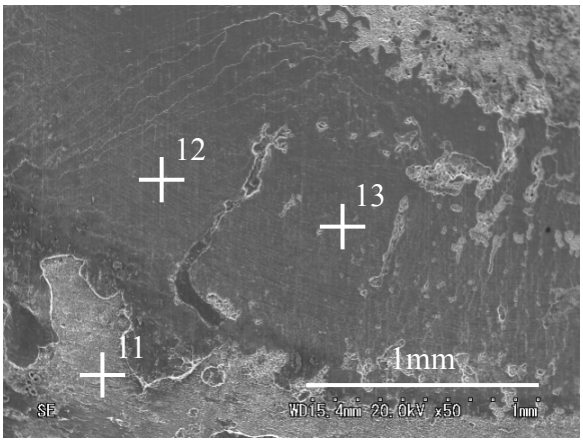
Fig. 6.10 Macro- and micrographs of fracture surface of joint (GI steel and A6022) (Joint interface fracture) (Cross tensile strength: 0.76kN).



(b) Al alloy



(b-1) Region C

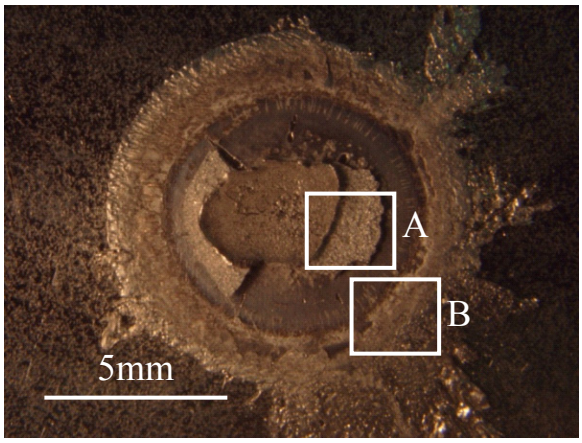


(b-2) Region D

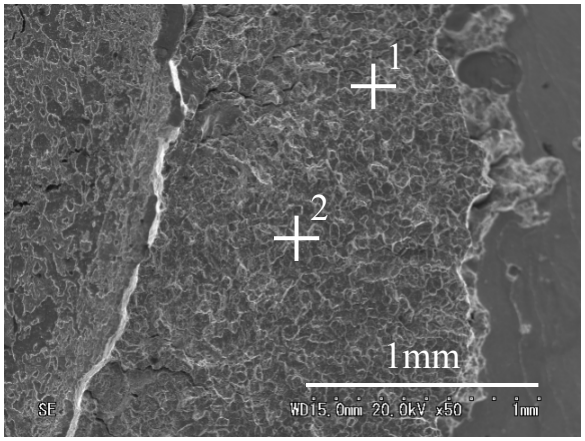
Fig. 6.10 Continued.

Table 6.2 EDX quantitative analysis results of fracture surfaces (GI steel and A6022) (Joint interface fracture).

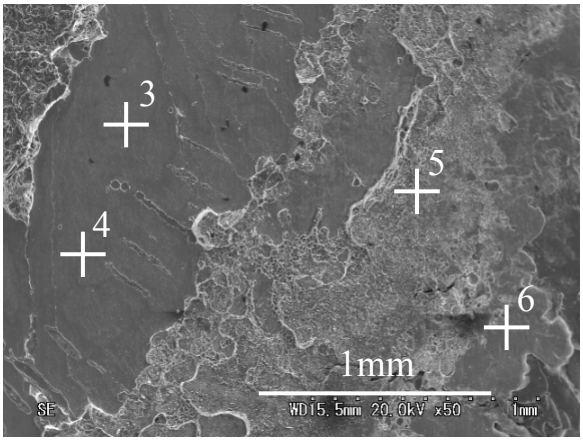
	Chemical composition (at.%)					
	Fe	Al	Zn	Mg	Si	O
Region(1)	12.35	81.24	1.66	1.69	0.00	3.08
Region(2)	0.73	91.92	1.17	1.48	1.04	3.65
Region(3)	11.19	80.64	1.68	2.14	1.72	2.63
Region(4)	80.68	12.67	1.52	1.75	0.43	2.94
Region(5)	88.26	4.29	1.24	2.27	0.51	3.44
Region(6)	1.54	94.73	1.62	1.07	0.23	0.82
Region(7)	0.88	85.99	3.96	2.06	1.53	5.59
Region(8)	0.00	91.00	1.31	2.24	1.37	4.08
Region(9)	0.43	87.79	2.15	2.04	1.67	5.93
Region(10)	0.45	88.93	2.57	1.33	1.28	5.44
Region(11)	0.00	93.37	0.51	1.36	0.92	3.83
Region(12)	8.81	84.53	0.63	1.73	1.42	2.88
Region(13)	8.62	86.9	0.48	1.20	1.30	1.49



(a) Steel



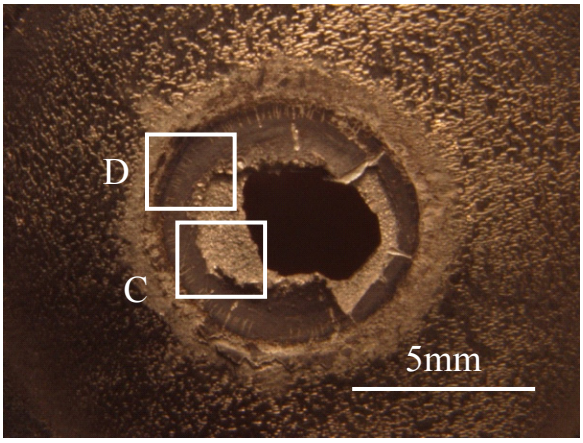
(a-1) Region A



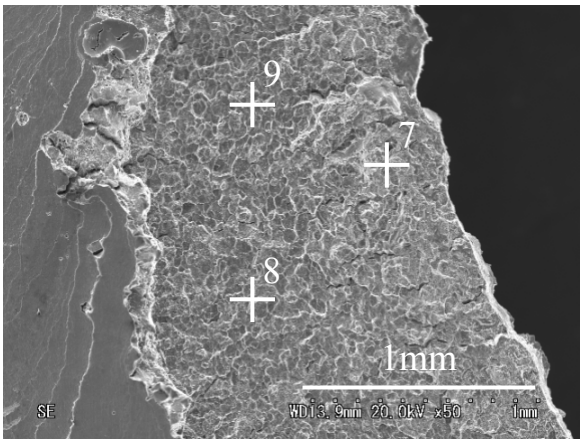
(a-2) Region B

Welding current: 25kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

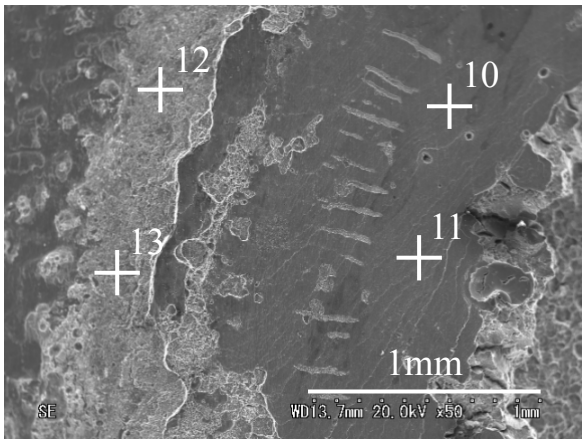
Fig. 6.11 Macro- and micrographs of fracture surfaces (GI steel and A6022) (Plug fracture) (Gross tensile strength: 1.05kN).



(b) Al alloy



(b-1) Region C



(b-2) Region D

Fig. 6.11 Continued.

Table 6.3 EDX quantitative analysis results of fracture surfaces (GI steel and A6022) (Plug fracture).

	Chemical composition (at.%)					
	Fe	Al	Zn	Mg	Si	O
Region(1)	4.06	89.56	0.61	1.03	0.59	4.15
Region(2)	0.00	96.34	0.56	1.45	1.65	0.00
Region(3)	69.24	23.60	2.28	1.82	0.53	2.53
Region(4)	83.76	7.41	2.28	2.33	0.89	3.32
Region(5)	6.02	84.93	1.95	1.93	1.82	3.36
Region(6)	0.46	47.81	38.80	3.68	5.05	4.19
Region(7)	0.00	91.52	0.44	1.58	3.03	3.44
Region(8)	0.58	88.98	0.68	1.85	2.91	5.00
Region(9)	0.49	91.19	0.63	1.61	2.80	3.28
Region(10)	7.11	85.39	0.63	1.85	2.29	2.73
Region(11)	7.09	87.90	0.33	0.96	1.55	2.17
Region(12)	0.00	88.02	4.00	1.62	2.23	4.14
Region(13)	0.40	84.44	5.35	2.81	4.44	2.57

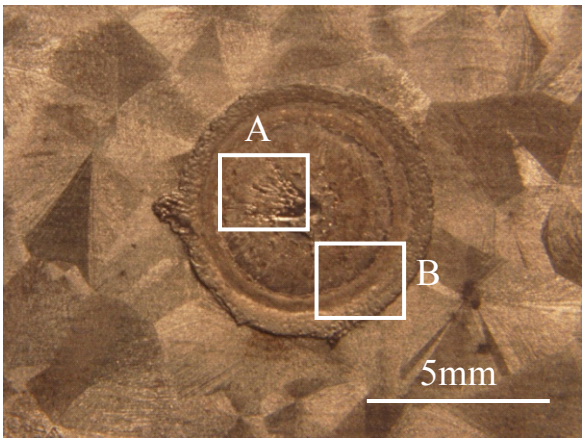
(3-2) Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手の破断モード

Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手の継手強度試験時の破断モードを明らかにするために，破面観察を行った．界面破断を呈した試験片の接合条件は溶接電流が 10kA，通電時間が 240ms，加圧力が 1.18kN であり，プラグ破断を呈した試験片の接合条件は溶接電流が 15kA，通電時間が 240ms，加圧力が 1.18kN であった．

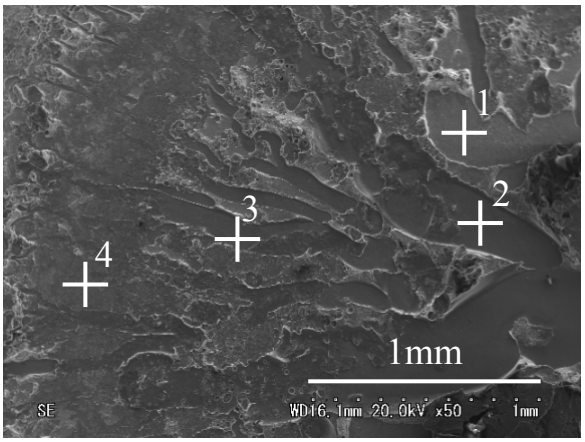
Fig. 6.12 に界面破断（CTS：0.27kN）を呈した Al-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手の破面観察結果，Table 6.4 に破面各箇所の EDX による元素分析，定量分析結果を示す．破面観察は（a）鋼側のナゲット中央部近傍の領域 A，その周辺部の領域 B，（b）Al 合金側のナゲット中央部近傍の領域 C，その周辺部の領域 D について行った．（a）鋼側の（a-1）領域 A からは Al リッチな Al-Fe 金属間化合物層が，（b）Al 合金側の（b-1）領域 C では Al 合金母材が確認されたことから，Al-Fe 金属間化合物層と Al 合金の界面で破断していることが確認された．Al-Zn めっき鋼板は接合前に鋼とめっき層の界面に Al-Fe 金属間化合物層が形成していたことから，この化合物層と Al 合金の界面で破断したと考えられる．また，破面にはチリ発生にともない形成されたと推測される空隙が多数確認された．

Fig. 6.13 にプラグ破断（CTS：0.83kN）を呈した Al-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手の破面観察結果，Table 6.5 に破面各箇所の EDX による元素分析，定量分析結果を示す．破面観察は（a）鋼側のナゲット中央部近傍の領域 A，その周辺部の領域 B，（b）Al 合金側のナゲット中央部近傍の領域 C，その周辺部の領域 D について行った．界面破断を呈した破面である Fig. 6.12 と同様，EDX の分析結果から，鋼側に Al-Fe 金属間化合物層と一部 Al 母材が確認された．Al 合金側はほぼ Al 合金母材で破断が生じていることが確認された．また，破面にはチリ発生にともなう空隙が多数確認された．

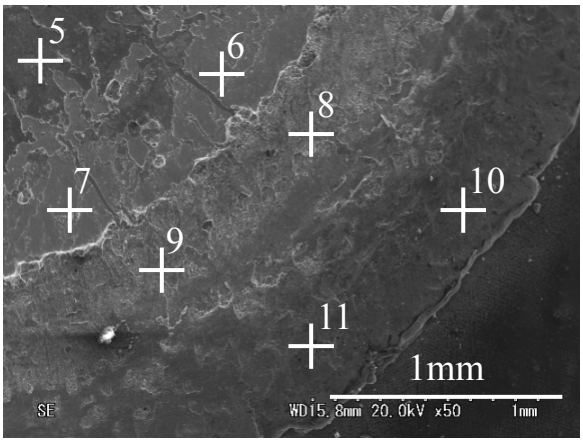
以上より，Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手は界面破断，およびプラグ破断の場合ともに，接合前に鋼とめっき層の界面に形成している Al-Fe 金属間化合物層と Al 合金の界面で破断が生じていることがわかった．また，チリ発生にともなう空隙が多数確認された．



(a) Steel



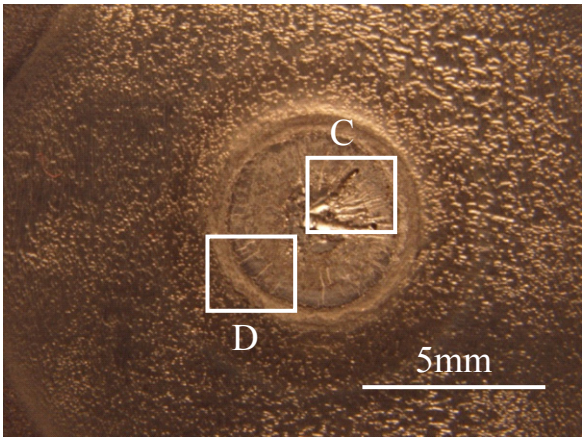
(a-1) Region A



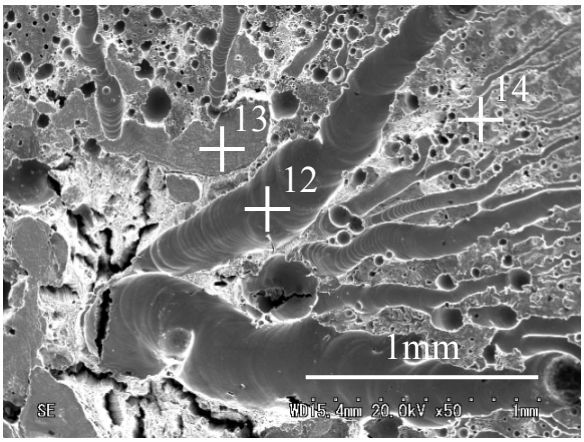
(a-2) Region B

Welding current: 10kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

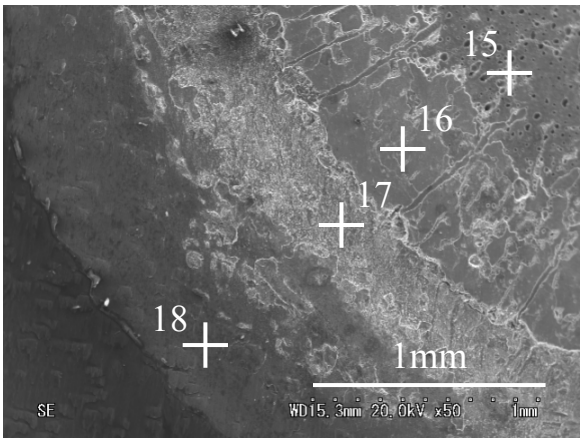
Fig. 6.12 Macro- and micrographs of fracture surfaces (Al-Zn coated steel and A6022) (Joint interface fracture) (Cross tensile strength: 0.27kN).



(b) Al alloy



(b-1) Region C

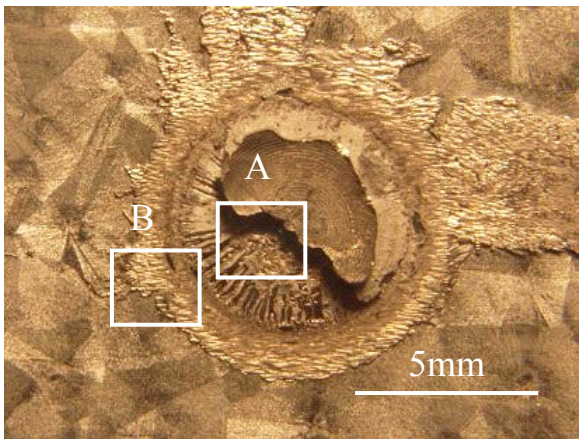


(b-2) Region D

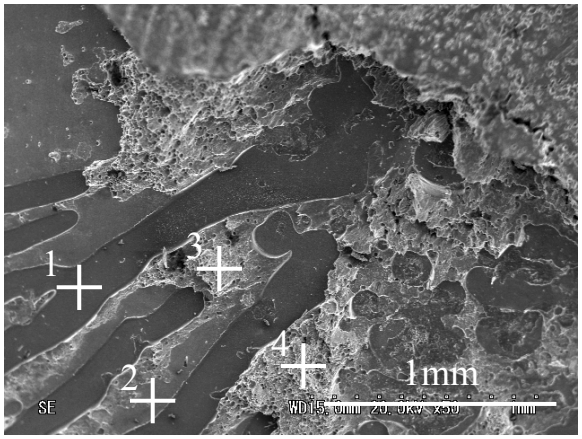
Fig. 6.12 Continued.

Table 6.4 EDX quantitative analysis results of fracture surfaces (Al-Zn coated steel and A6022) (Joint interface fracture).

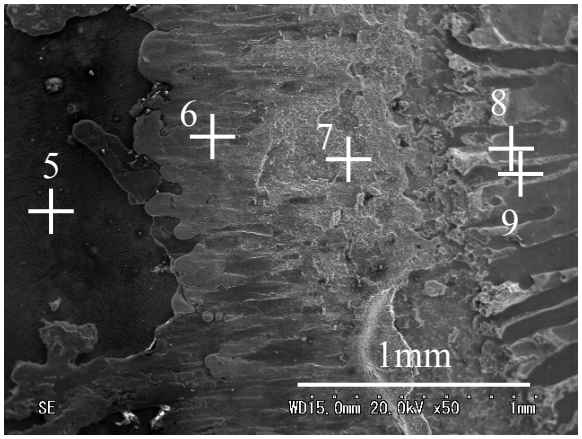
	Chemical composition (at.%)					
	Fe	Al	Zn	Mg	Si	O
Region(1)	58.62	31.94	1.79	2.76	0.92	3.96
Region(2)	21.35	73.48	0.52	1.64	1.01	2.00
Region(3)	21.03	73.10	1.47	1.49	1.30	1.61
Region(4)	17.94	70.76	1.24	1.67	2.17	6.23
Region(5)	14.82	72.93	1.22	2.11	1.15	7.78
Region(6)	81.01	8.99	1.26	3.14	0.65	4.95
Region(7)	84.27	10.17	0.00	1.39	0.00	4.17
Region(8)	0.56	93.78	3.33	0.62	0.00	1.71
Region(9)	0.55	89.99	3.55	1.54	0.52	3.85
Region(10)	1.17	65.13	23.18	1.55	5.26	3.71
Region(11)	1.14	66.09	19.96	2.06	4.67	6.07
Region(12)	4.44	94.29	0.00	0.45	0.00	0.82
Region(13)	18.27	73.63	0.68	1.08	1.86	4.47
Region(14)	1.00	91.98	0.66	1.70	1.92	2.74
Region(15)	0.35	88.09	0.33	2.01	1.42	7.81
Region(16)	12.2	81.26	0.38	1.10	1.56	3.50
Region(17)	0.25	91.35	1.96	1.46	0.87	4.11
Region(18)	0.00	90.44	0.61	1.82	4.44	2.70



(a) Steel



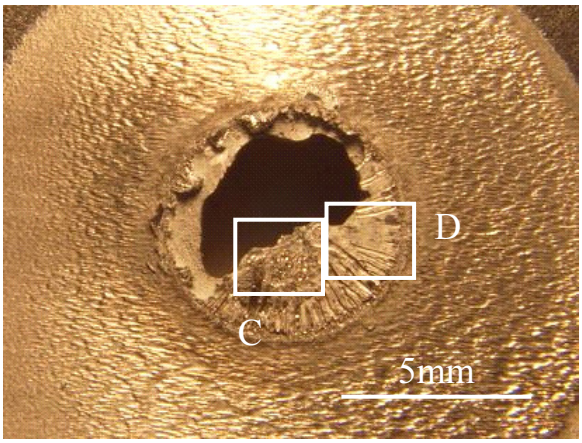
(a-1) Region A



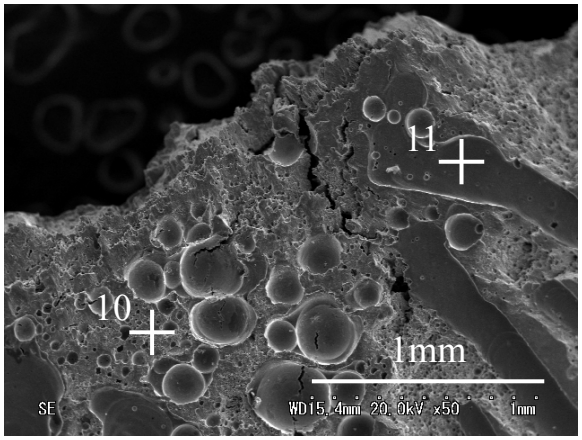
(a-2) Region B

Welding current: 15kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

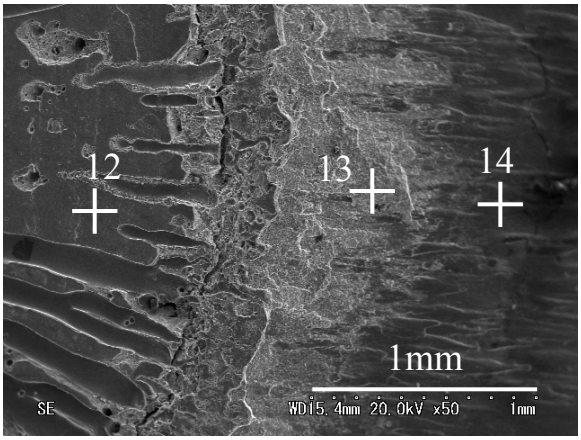
Fig. 6.13 Macro- and micrographs of fracture surfaces (Al-Zn coated steel and A6022) (Plug fracture) (Cross tensile strength: 0.83kN).



(b) Al alloy



(b-1) Region C



(b-2) Region D

Fig. 6.13 Continued.

Table 6.5 EDX quantitative analysis results of fracture surfaces (Al-Zn coated steel and A6022) (Plug fracture).

	Chemical composition (at.%)					
	Fe	Al	Zn	Mg	Si	O
Region(1)	19.80	74.75	0.35	1.25	1.02	2.83
Region(2)	17.92	77.18	0.37	1.50	1.03	2.01
Region(3)	1.15	95.41	0.46	1.07	0.69	1.23
Region(4)	3.39	89.62	1.22	1.09	0.94	3.74
Region(5)	0.86	62.23	20.54	2.64	3.00	10.73
Region(6)	0.25	49.32	28.36	1.80	1.64	18.64
Region(7)	2.34	80.61	4.20	1.73	1.72	9.39
Region(8)	19.40	76.64	0.00	1.42	1.16	1.38
Region(9)	26.45	66.12	2.28	1.61	1.56	1.98
Region(10)	0.93	74.02	0.00	5.17	1.47	18.41
Region(11)	1.25	93.57	0.00	1.80	1.44	1.94
Region(12)	0.52	94.53	0.15	1.72	1.03	2.05
Region(13)	0.68	80.37	11.19	1.30	1.22	5.25
Region(14)	0.43	89.91	0.98	1.61	1.12	5.95

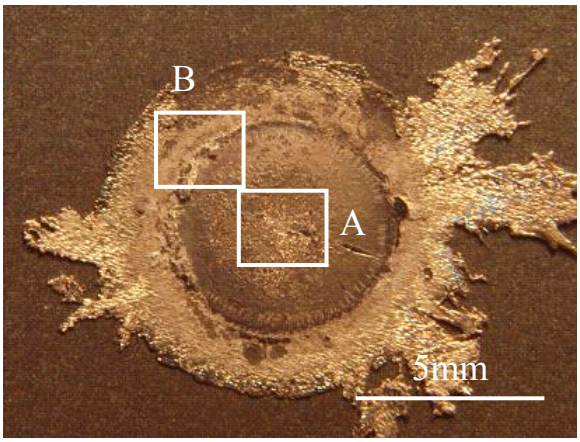
(3-3) Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手の破断モード

Al-Mg-Znめっき鋼板とAl合金の接合継手の継手強度試験時の破断モードを明らかにするために，破面観察を行った．界面破断を呈した試験片の接合条件は溶接電流が 15kA，通電時間が 240ms，加圧力が 1.18kN であり，わずかながらプラグ破断を呈した試験片の接合条件は溶接電流が 20kA，通電時間が 240ms，加圧力が 1.18kN であった．

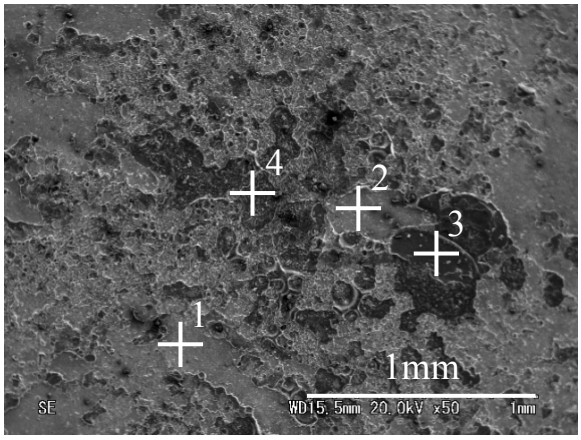
Fig. 6.14 に界面破断（CTS：1.22kN）を呈した Al-Mg-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手の破面観察結果，Table 6.6 に破面各箇所の EDX による元素分析，定量分析結果を示す．破面観察は（a）鋼側のナゲット中央部近傍の領域 A，その周辺部の領域 B，（b）Al 合金側のナゲット中央部近傍の領域 C，その周辺部の領域 D について行った．ナゲット全域にわたって，鋼側で Al-Fe 金属間化合物層，および Al が確認された．一方，Al 合金側では，Al-Fe 金属間化合物層が確認された．このことから，Al-Fe 金属間化合物層内破断と Al 合金母材破断が混在していると考えられる．

Fig. 6.15 にナゲット中央部の極一部でプラグ破断（CTS：1.31kN）を呈した Al-Mg-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手の破面観察結果，Table 6.7 に破面各箇所の EDX による元素分析，定量分析結果を示す．破面観察は（a）鋼側のナゲット中央部近傍の領域 B，その周辺部の領域 A，領域 C，（b）Al 合金側のナゲット中央部近傍の領域 E，その周辺部の領域 D について行った．界面破断を呈した試験片同様，鋼側で Al-Fe 金属間化合物層，および Al が確認された．一方，Al 合金側では，Al-Fe 金属間化合物層が確認された．このことから，Al-Fe 金属間化合物層内破断と Al 合金母材破断が混在していると考えられる．

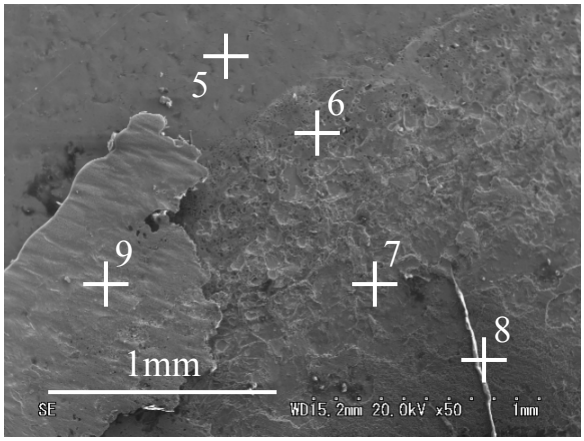
以上より，Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手は GI 材と Al 合金の接合継手に比べて，接合領域が拡大し，接合強度の発現に有効な面積を拡大していると考えられる．



(a) Steel



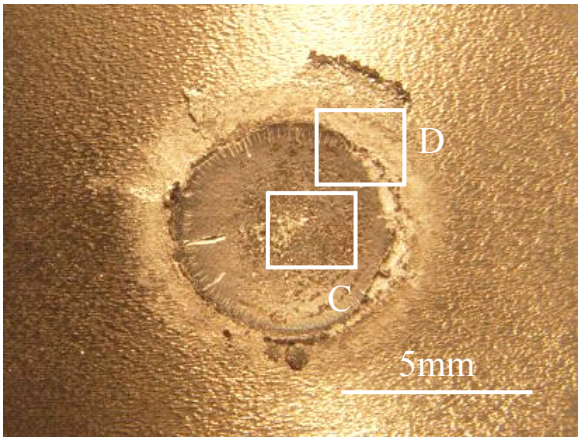
(a-1) Region A



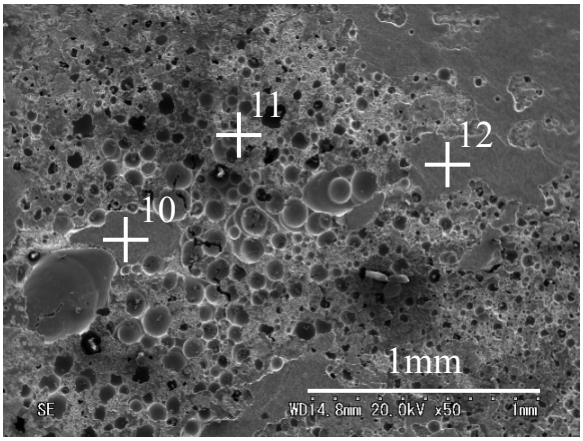
(a-2) Region B

Welding current: 15kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

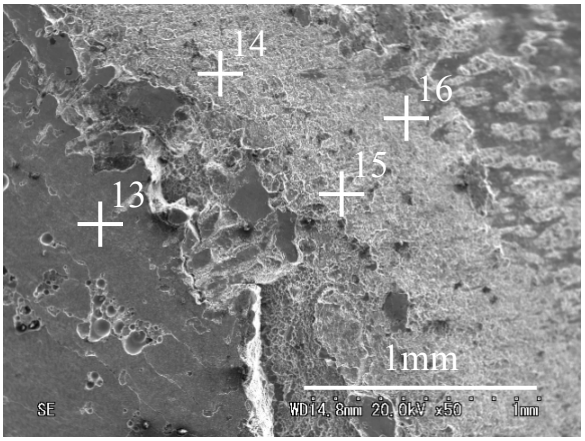
Fig. 6.14 Macro- and micrographs of fracture surfaces (Al-Mg-Zn coated steel and A6022) (Joint interface fracture) (Cross tensile strength: 1.22kN).



(b) Al alloy



(b-1) Region C

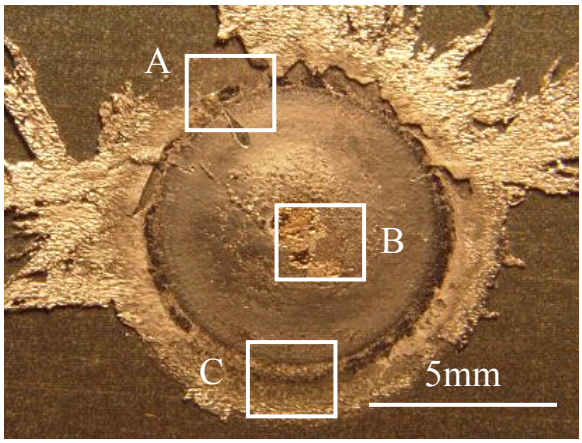


(b-2) Region D

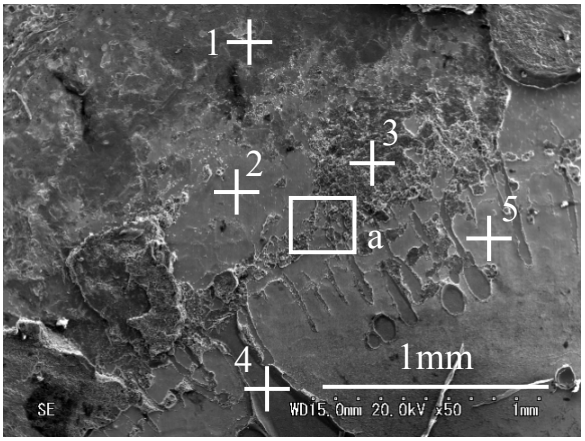
Fig. 6.14 Continued.

Table 6.6 EDX quantitative analysis results of fracture surfaces (Al-Mg-Zn coated steel and A6022) (Joint interface fracture).

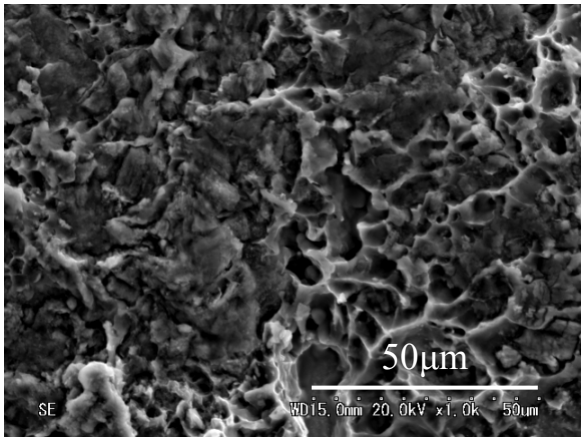
	Chemical composition (at.%)					
	Fe	Al	Zn	Mg	Si	O
Region(1)	81.63	4.49	1.23	2.14	0.60	9.93
Region(2)	72.30	11.71	1.06	3.00	2.51	9.42
Region(3)	21.37	73.55	0.29	1.36	0.81	2.63
Region(4)	0.89	90.80	0.00	3.33	1.80	3.18
Region(5)	1.24	9.38	42.3	10.33	1.98	34.78
Region(6)	1.17	16.31	56.41	4.27	2.58	19.27
Region(7)	4.31	34.73	29.03	10.29	1.95	19.68
Region(8)	0.83	80.17	7.67	1.58	0.95	8.80
Region(9)	0.80	10.29	60.39	13.33	2.40	12.78
Region(10)	18.52	76.05	0.00	1.14	1.69	2.59
Region(11)	19.66	72.74	0.00	1.34	2.17	4.09
Region(12)	18.87	74.39	0.00	0.86	2.59	3.29
Region(13)	13.08	80.07	0.00	1.53	2.25	3.07
Region(14)	0.00	85.29	3.68	1.67	1.85	7.51
Region(15)	1.39	60.60	18.56	5.52	1.12	12.8
Region(16)	0.52	81.63	10.30	1.56	0.60	5.40



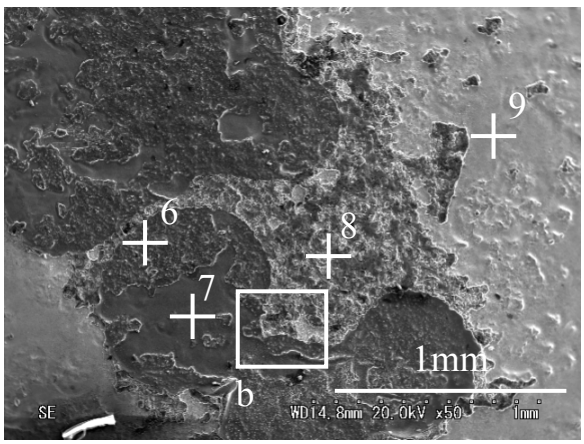
(a) Steel



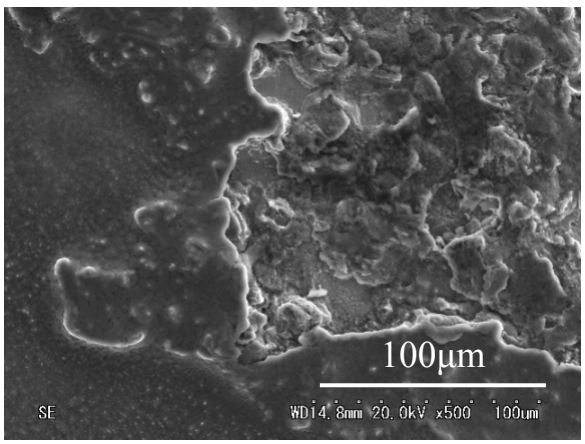
(a-1) Region A



(a-2) Region a



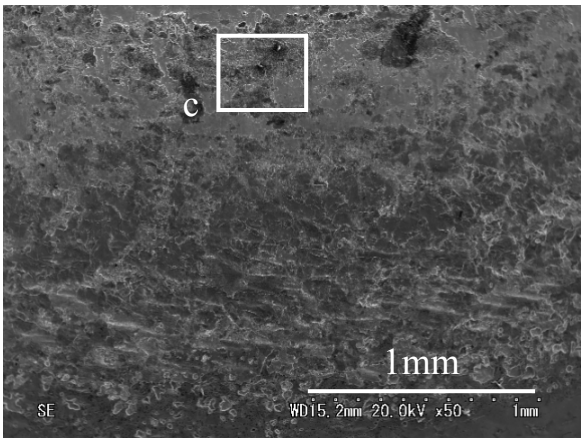
(a-3) Region B



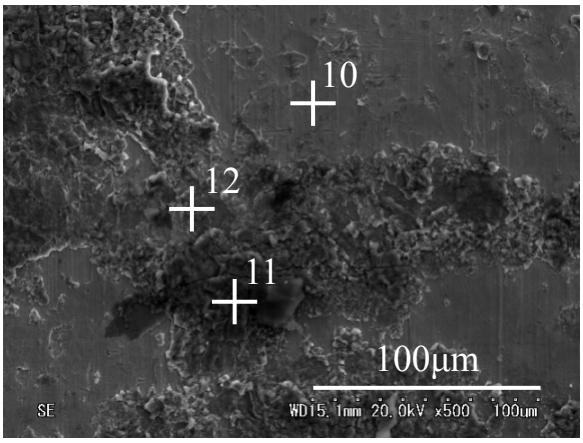
(a-4) Region b

Welding current: 20kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 1.18kN

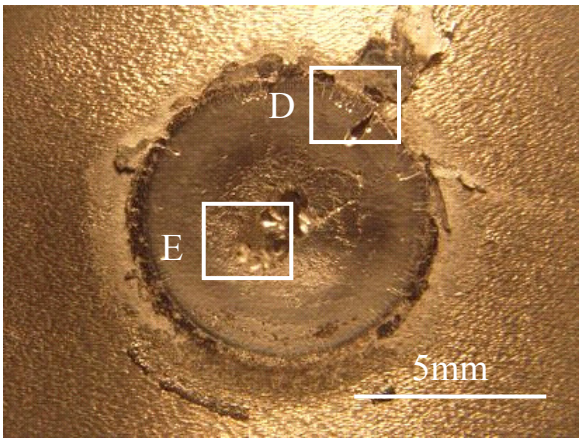
Fig. 6.15 Macro- and micrographs of fracture surfaces (Al-Mg-Zn coated steel and A6022) (Plug fracture) (Cross tensile strength: 1.31kN).



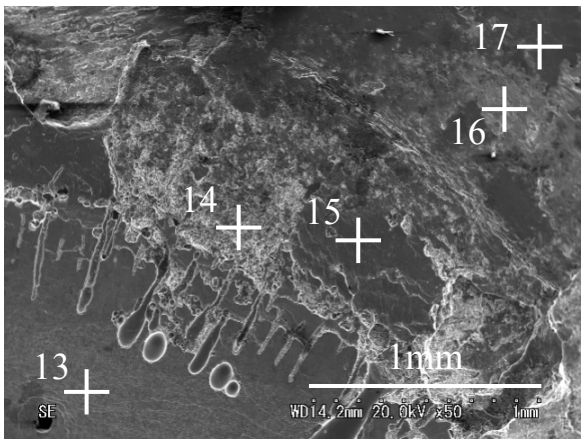
(a-5) Region C



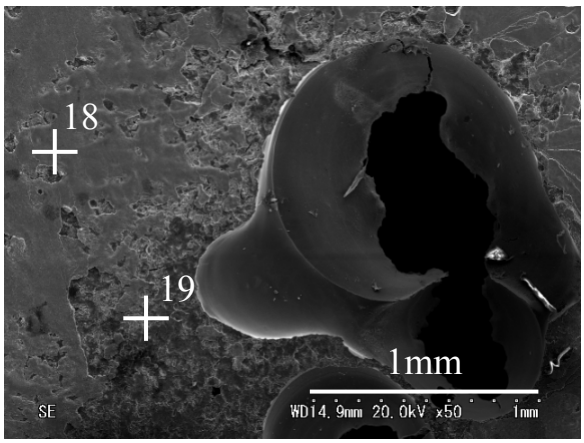
(a-6) Region c



(b) Al alloy



(b-1) Region D



(b-2) Region E

Fig. 6.15 Continued.

Table 6.7 EDX quantitative analysis results of fracture surfaces (Al-Mg-Zn coated steel and A6022) (Plug fracture).

	Chemical composition (at.%)					
	Fe	Al	Zn	Mg	Si	O
Region(1)	1.50	58.08	13.00	4.63	1.11	21.68
Region(2)	88.27	3.48	0.38	0.99	0.38	6.50
Region(3)	0.78	82.07	0.52	2.13	1.17	13.33
Region(4)	26.33	68.92	0.40	1.55	0.90	1.89
Region(5)	81.94	5.51	0.82	3.91	0.58	7.23
Region(6)	1.65	91.90	0.00	2.35	1.28	2.82
Region(7)	19.82	71.45	0.40	1.23	0.99	6.10
Region(8)	1.45	81.83	0.00	3.78	0.94	12.00
Region(9)	67.42	23.79	1.08	2.32	0.79	4.60
Region(10)	86.28	4.40	0.89	2.15	1.27	5.01
Region(11)	2.55	42.58	9.92	5.15	0.99	38.82
Region(12)	32.16	45.51	2.46	5.96	1.92	12.00
Region(13)	24.52	67.49	0.57	1.10	2.11	4.21
Region(14)	0.25	95.61	1.99	1.24	0.27	0.64
Region(15)	6.18	86.48	1.18	1.92	2.61	1.62
Region(16)	0.91	31.98	44.71	9.75	1.02	11.62
Region(17)	0.15	95.00	0.00	1.72	1.62	1.51
Region(18)	18.71	77.27	0.00	1.00	1.34	1.70
Region(19)	2.48	88.44	0.00	1.98	0.83	6.27

(4) 拡散接合による急冷試験片を用いた共晶系亜鉛合金めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズムの検討

各めっき鋼板と Al 合金の接合プロセスの進行過程を詳細に観察するために Al-Zn めっき鋼板と Al 合金, GI 材と Al 合金, および Al-Zn-Mg めっき鋼板と Al 合金に対して, 拡散接合による接合界面観察用の急冷試験片を作製した. 接合雰囲気は大気中とし, 接合温度を 380～500℃, 昇温速度を 3℃/s とした. 加圧については, 抵抗スポット溶接の加圧状況を可能な限り再現するため, 半径 4mm の鉄球を用いて 0.98kN の荷重をかけた.

Fig. 6.16 に Al-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手の急冷試験片の接合界面の SEM 像を示す. Fig. 6.16 に示すとおり, 500℃で Al-Zn 共晶反応によって, めっきの溶融が一部確認されたが, 大半のめっきが溶融せずに, 接合界面に残存していることがわかった.

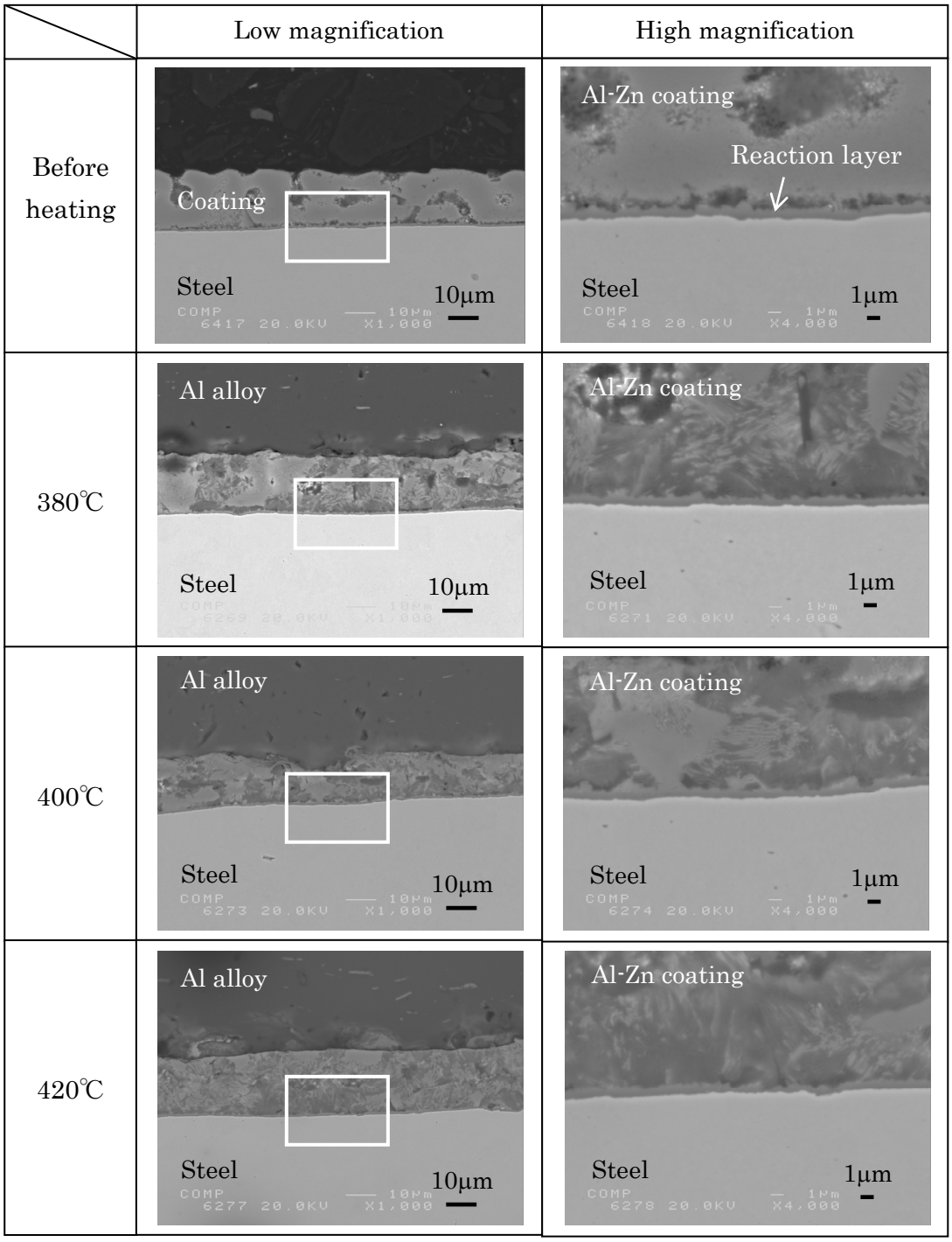
さらに, Al-Zn めっき鋼板と A6022 材の接合継手について, 反応層が厚く成長した加熱温度 500℃の急冷却試験片に対して, EDX による接合界面の元素分析, 定量分析を行った.

Fig. 6.17 に SEM 像, Table 6.8 に EDX による元素分析, 定量分析結果を示す. Fig. 6.16 に示すとおり, Al-Zn めっき鋼板では, めっき鋼板作製時に形成された Al-Zn めっきと鋼板の間の Al-Fe 金属間化合物層が加熱中においても Al-Zn めっきと鋼の界面に存在することが分かった. Fig. 6.17, Table 6.8 に示す EDX の分析結果から, Al-Zn めっきと鋼の界面の反応層が Al リッチな Al-Fe 金属間化合物であることが明らかとなった. Al リッチな金属間化合物である $FeAl_3$, Fe_2Al_5 の融点は, Fig. 2.4 に示した Al-Fe 二元状態図から共に 1400℃以上と高い. そのため今回の加熱急冷試験では溶融することなく界面に残留したと考えられる.

以上より, Al-Zn めっき鋼板を用いた場合は Al-Zn めっきの接合部周囲への排出に高温状態を必要とするため, 接合開始温度が高くなり, さらに, 鋼とめっきの界面に存在する Al-Fe 金属間化合物層が溶融せず, その化合物層を介して鋼と Al 合金が接合されることで, Al-Fe 金属間化合物層の成長が促進されるため厚い化合物層が形成されたと考えられる.

Fig 6.18 に GI 材と A6022 材, Al-Mg-Zn と A6022 材の接合継手の急冷試験片の接合界面の SEM 像を示す. Fig. 6.18 に示すとおり, Al-Mg-Zn めっき鋼板, および GI 材の場合は各々のめっきの融点を越えるとめっきが溶融し, 接合部周囲にめっき融液が排出されることが確認された. めっき融液が排出された後に露出した鋼の新生面と, 酸化皮膜が除去された A6022 材とが密着し, Al-Fe 金属間化合物層が形成されていくものと考えられる. さらに Al-Mg-Zn めっきの融点が 350℃, GI 材の Zn めっきの融点が 420℃と, Al-Mg-Zn めっきは Zn めっきより低融点であるため, 380℃において鋼と A6022 材が密着し, より低温での接合が可能となり, その結果, 薄い Al-Fe 金属間化合物層が形成, 高強度な接合継手が得られると考えられる.

以上より, 拡散接合による急冷試験片を用いて, Al-Zn めっき鋼板, Al-Mg-Zn めっき鋼板, および GI 材と Al 合金の接合プロセスの進行状態を検討し, Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合継手の接合界面に形成する Al-Fe 金属間化合物層が厚く成長し, Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金, および GI 材と Al 合金の接合継手の接合界面に形成する Al-Fe 金属間化合物層が薄く形成する要因を明らかにした.



Bonding temperature: 380～500℃, Bonding time: 0min, Bonding pressure: 5MPa

Fig.6.16 SEM images of joint interfaces of rapidly cooled joints (Al-Zn-coated steel and A6022).

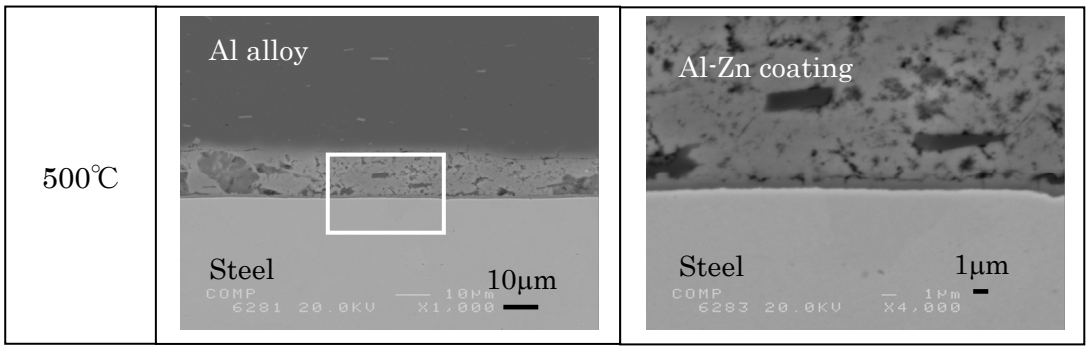
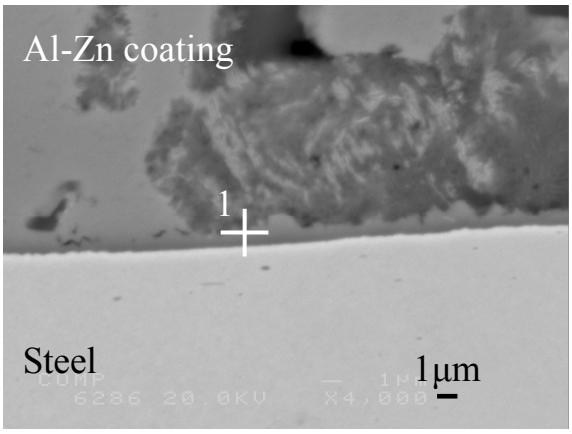


Fig.6.16 Continued.

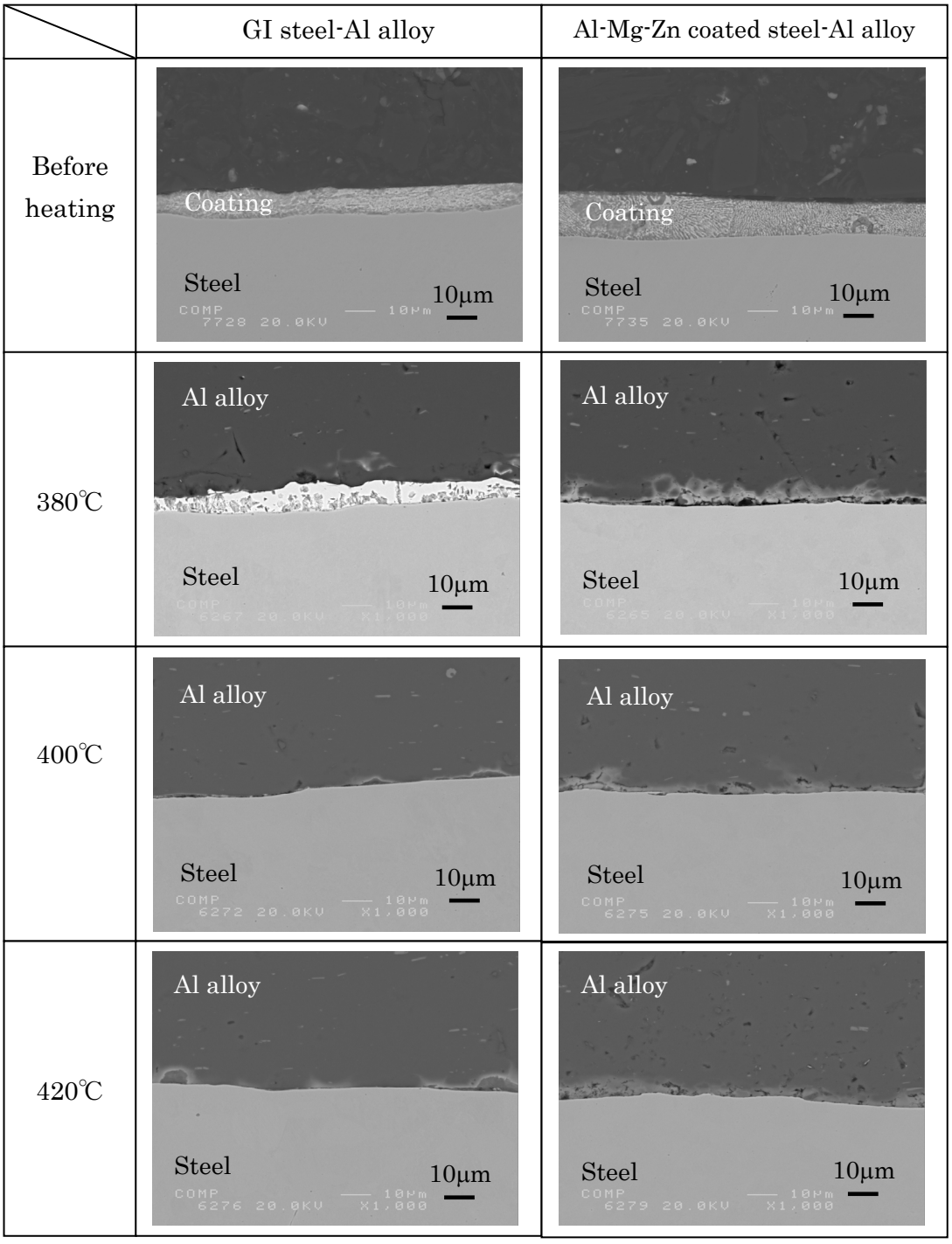


Bonding temperature: 500℃, Bonding time: 0min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 6.17 SEM image of joint interface (Al-Zn-coated steel and A6022).

Table 6.8 EPMA quantitative analysis result of joint interface in Fig. 6.17 (Al-Zn-coated steel and A6022).

	Chemical compositon (at.%)		
	Al	Zn	Fe
Region 1	71.54	9.16	19.30



Bonding temperature: 380～500℃, Bonding time: 0min, Bonding pressure: 5MPa

Fig.6.18 SEM images of joint interfaces of rapidly cooled joints (GI steel and A6022, Al-Mg-Zn-coated steel and A6022).

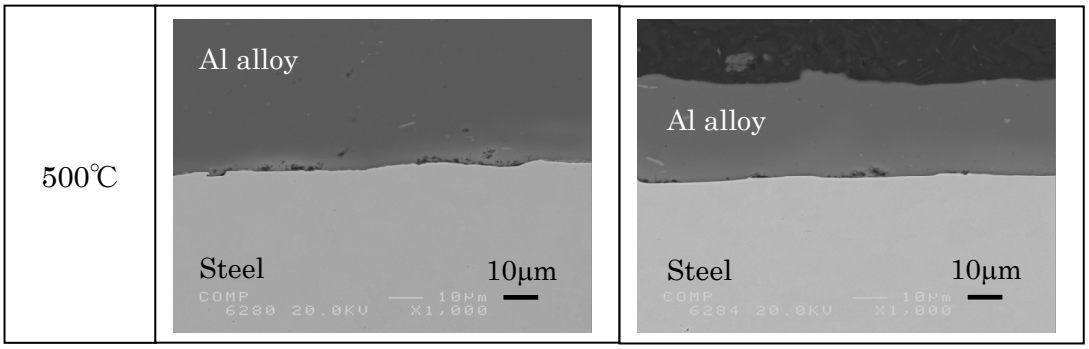


Fig.6.18 Continued.

(5) 各めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム

これまでの実験結果から推測される GI 材, Al-Zn めっき鋼板, および Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の抵抗スポット溶接における接合プロセスの進行過程をまとめる.

(5-1) GI 材と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム

拡散接合における GI 材と Al 合金の接合プロセスの進行過程については, 第 2 章で述べたが, ここでは抵抗スポット溶接による接合プロセスの進行過程について述べる.

Fig. 6.19 に GI 材と Al 合金の接合プロセスの進行状態の模式図を示す. 電極による加圧, および抵抗発熱によって Al 合金表面の酸化皮膜が一部破壊される. 酸化皮膜が破壊された領域において, 露出した Al 合金の新生面と亜鉛めっき中の Zn が反応し, Al-Zn 共晶反応による液相が生じる. この液相によって Al 合金表面の酸化皮膜は効果的に除去される. 共晶融液は電極による加圧によって外部に排出され, 鋼の新生面と Al 合金の新生面が直接接触する. 通電による温度の上昇にともない, Al と Fe の拡散が生じ, 接合界面に Al リッチな Al-Fe 金属間化合物からなる反応層が形成して冶金的な接合が達成されると考えられる.

(5-2) Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム

Fig. 6.20 に Al-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合プロセスの進行状態の模式図を示す. 本章で用いた Al-Zn めっき鋼板の鋼とめっき層の界面には Al-Fe 金属間化合物層が存在している. この化合物は融点が 1400℃と高いため, 接合プロセス中に溶融しないと推測される. また, めっき組成も Al リッチであり, その融点が 500℃と高いため, 接合プロセスが高温状態で進行すると考えられる. よって, めっき中の Zn と Al 合金中の Al の反応によって酸化皮膜が除去された後, Al 合金の新生面と鋼の新生面の直接接触が生じず, めっきと鋼界面に初期状態から存在する Al-Fe 金属間化合物と Al 合金との間で接触が生じ, 反応層が形成される. その際, 接合プロセス温度も高温なため, チリも生じやすく, Al-Fe 金属間化合物層が厚く形成し, 継手強度が低下すると推測される.

(5-3) Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合プロセス進行メカニズム

Fig. 6.21 に Al-Mg-Zn めっき鋼板と Al 合金の接合プロセスの進行状態の模式図を示す. 酸化皮膜の除去については, 本めっき鋼板のめっきは三元共晶に近い組成のため, その融点は 350℃と低く, 他のめっきよりも低温でめっき自身の溶融が生じることで酸化皮膜除去がなされるため, 接合プロセス温度の低温化, ナゲット面内での温度の均一化が図れる. その結果, 低電流条件で, 薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層の形成が可能となり, 高い強度を有する接合継手が得られると考えられる.

(6) 接合性向上のためのめっき組成の指針

本検討結果より, 接合界面に薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を薄く形成させることで, 継手強度が向上することがわかった. その実現のためには, めっき中の Zn と Al 合金中の Al との Al-Zn 共晶反応による液相を利用して, 低温で Al 合金の酸化皮膜を除去し接合することが効果的である. その際, より融点が低いめっきを利用することで, 接合プロセスの低温化, チリ発生の抑制につながり, 低電流条件で高い強度を有する接合継手を得ることができる. 本章で用いた Al-Mg-Zn めっき鋼板のめっき組成は三元共晶組成に近い, 低融点のめっきであるため, 低電流域で高い継手強度を得るためには有効であると考えられる.

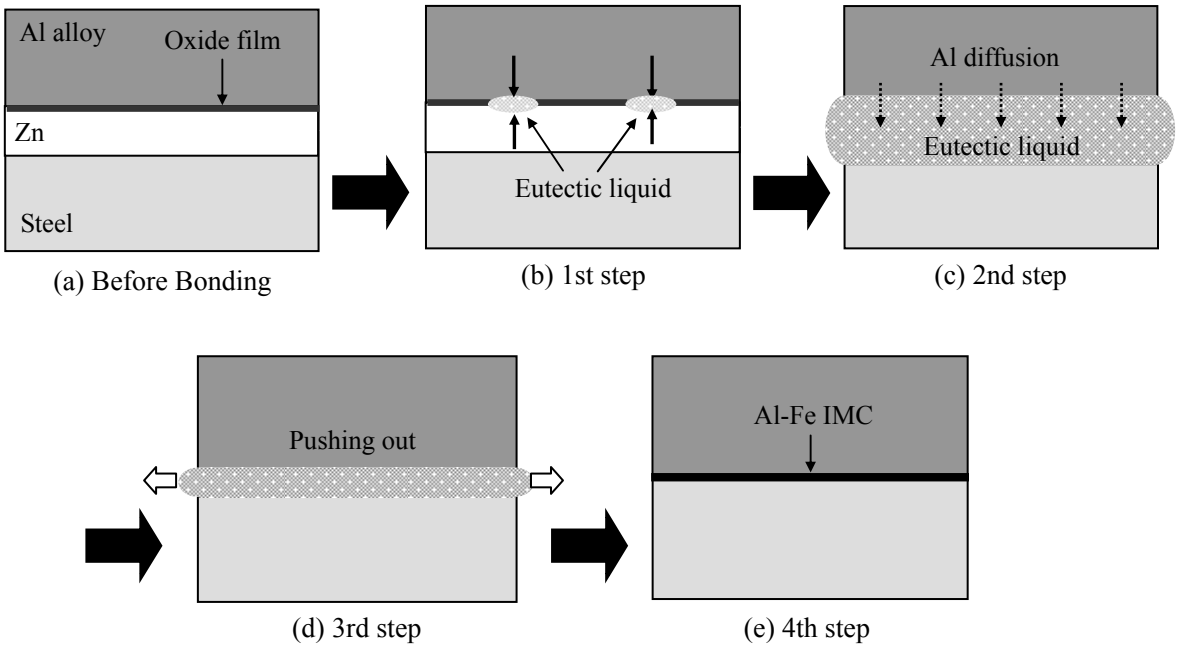


Fig. 6.19 Schematic illustrations of the resistance spot welding process between GI steel and aluminum alloy.

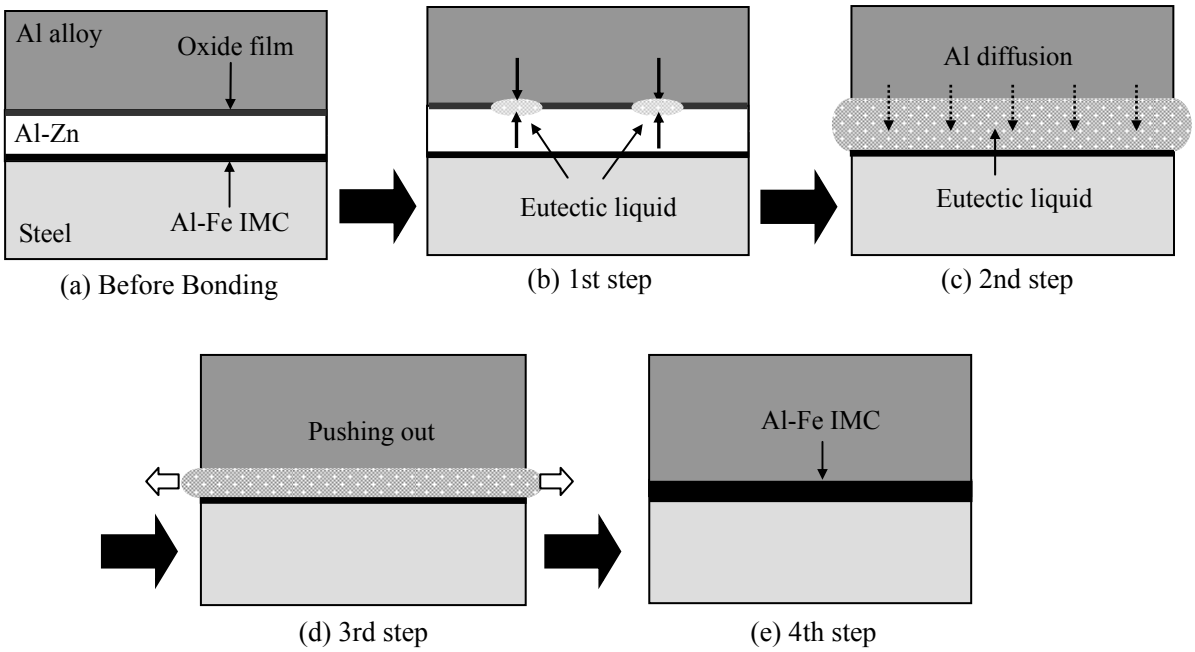
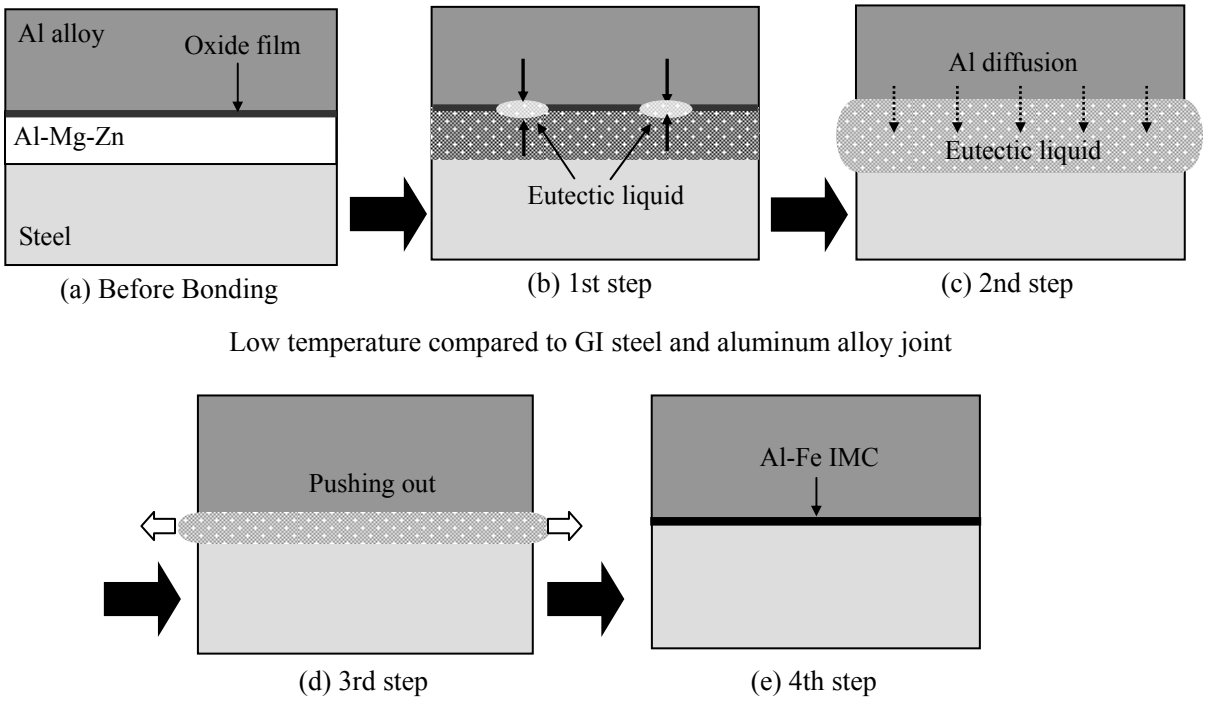


Fig. 6.20 Schematic illustrations of the resistance spot welding process between Al-Zn-coated steel and aluminum alloy.



Low temperature compared to GI steel and aluminum alloy joint

Fig. 6.21 Schematic illustrations of the resistance spot welding process between Al-Mg-Zn coated steel and aluminum alloy.

6.2.3 結言

鋼と Al 合金の異種材料接合のさらなる接合性改善をねらいとして，GI 材，および商業用共晶系亜鉛合金めっき鋼板（Al-Zn めっき鋼板，Al-Mg-Zn めっき鋼板）と Al 合金の組み合わせに対して，抵抗スポット溶接による接合を行い，以下について明らかにした．

1) Al-Mg-Zn めっき鋼板を用いることで，同溶接電流条件で GI 材の接合継手に比べて，ナゲット径を拡大することができた．また，同ナゲット径に対して継手強度を向上できた．一方，Al-Zn めっき鋼板の接合継手は継手強度が極値を持ち，Al-Mg-Zn めっき鋼板ほど高い継手強度が得られなかった．
2) 接合界面観察結果から，Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手は GI 材の接合継手同様，接合界面に薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層を形成していることが確認された．一方，Al-Zn めっき鋼板の接合継手の接合界面には，厚い Al-Fe 金属間化合物層を形成し，チリ発生にともなう空隙が多数確認された．
3) 破面観察の結果から，GI 材の接合継手がナゲット周辺部で未接合領域を形成し，鋼と Al 合金の界面破断が生じているのに対し，Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手はナゲットのほぼ全域で接合されていることが確認された．一方，Al-Zn めっき鋼板の接合継手は鋼とめっきの界面に接合前に形成していた Al-Fe 金属間化合物層と Al 合金との界面で破断が生じていた．また，破面観察からもチリ発生にともなう空隙が多数確認された．
4) 急冷試験片による観察結果から，Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手において，GI 材の接合継手に比べて，より低温でめっきの溶融による液相が生じ，接合界面から除去されているのが確認された．一方，Al-Zn めっき鋼板の接合継手の場合は高温でもめっきが接合界面に残存していることから，接合プロセスが高温化していると推測された．
5) Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手はめっきの低融点化にともない，接合プロセスが低温化されナゲット径が拡大，温度分布の均一化が生じ，その結果，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層がナゲット全域で形成され，高強度化したと考えられる．

6.3 亜鉛めっき鋼板，共晶系亜鉛合金めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による鋼とMg合金の異種材料接合

6.3.1 実験方法

(1) 供試材

鋼には板厚 0.55mm の溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel（GI 材）（原板 SPCC 材）），板厚 0.55mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel（GA 材）（原板 SPCC 材）），板厚 0.55mm の Al-Zn めっき鋼板（55%Al-45%Zn（めっき組成（at%）（原板 SPCC 材）），および板厚 0.55mm の Al-Mg-Zn めっき鋼板（5%Al-2%Mg-Zn（めっき組成（at%）（原板 SPCC 材））を用いた．Mg 合金には板厚 1.2mm の AZ31 材（3%Al-1%Zn（mol%）），AZ61 材（6%Al-1%Zn（mol%）），AZ91 材（9%Al-1%Zn（mol%））を用いた．これら材料を用いて接合を行なうことにより，Mg 合金母材，およびめっき中に添加された Al が鋼と Mg 合金の異種材料接合の接合性に及ぼす影響について検討を行なった．また，本接合コンセプトの効果を比較検証するために板厚 0.55mm の裸鋼板（Cold-rolled steel（CR 材）（SPCC 材））を用いた．亜鉛めっき鋼板と Mg 合金，CR 材と Mg 合金の各々の接合性を比較することにより，亜鉛インサートが接合性に及ぼす効果について検討を行った．試験片の前処理については，鋼は第 2 章と同様，Mg 合金は第 2 章の Al 合金に相当する処理を行った．GI 材，Al-Zn めっき鋼板，Al-Mg-Zn めっき鋼板のめっき厚さは，各々6～20 μ m，25 μ m，12 μ m であった．また，Al-Zn めっき鋼板のめっきと鋼の界面には Al-Fe 金属間化合物層が形成されているのが確認された．

(2) 試験片形状

静的引張特性は，Fig. 3.1 に示す JIS Z3137 に準拠した十字引張試験片，および Fig. 5.1 に示す JIS Z3136 に準拠したせん断引張試験片を用いて CTS，TSS を求めた．引張速度は CTS，TSS ともに 5mm/min として継手強度を求めた．疲労特性評価には Fig. 5.2 に示す JIS Z3138 に準拠した試験片，試験方法により，せん断引張，十字引張の入力負荷モードによる評価を実施した．

(3) 接合方法

抵抗スポット溶接機は，Fig. 3.2 に示す Al 合金用のガントランス一体型単相交流式抵抗スポット溶接機を用いた．溶接電極の材質はクロム銅（Cu-Cr）とし，Fig. 3.3 に示す（a）DR 形電極（元径：ϕ 16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：ϕ 8mm），（b）R 形電極（元径：ϕ 16mm，先端曲率半径：40mm）を用いた．さらに，接合プロセスの進行過程を詳細に観察するために拡散接合による接合界面観察用の試験片を作製した．拡散接合では，所望の接合温度まで加熱し，その後，設定接合時間保持した後に空冷した．急冷試験片は所望の接合温度まで加熱，設定接合時間保持した後に水を満たした容器に投入して急冷した．接合雰囲気は大気中，昇温速度は 3℃/s とし，加熱温度を 400～500℃，接合時間を 0～60min，接合加圧力を 5MPa とした．

(4) 分析方法

接合界面の構造を明らかにするために光学顕微鏡（実体顕微鏡），SEM，TEM を用いて観察を行ない，EDX，EPMA により元素分析，定量分析を行なった．今回検討した接合条件下で接合界面に形成される反応層は極めて薄いため，その反応層の同定を行うために，X 線回折法（X-ray diffraction（XRD））による解析に加えて，斜入射 X 線回折法（Grazing-incidence X-ray diffraction（GIXD））による解析を行った．その際，Fig. 6.22 のように，接合後の試験片に対して Mg 合金を切断，研磨を施し，SEM 観察により反応層が存在することを確認した後，GIXD による解析を行った．また，継手強度試験後の鋼側の破面についても GIXD による解析を行うことで，接合界面における反応層の形成状態を明らかにした．

6.3.2 実験結果

(1) 拡散接合による鋼と Mg 合金の異種材料接合コンセプトの検証

亜鉛インサートが鋼と Mg 合金の異種材料接合の接合性に及ぼす影響を明らかにするために CR 材と AZ31 材，および GI 材と AZ31 材の組み合わせで拡散接合を行った．接合条件は接合温度を 425℃，450℃，475℃，500℃，接合時間を 5min，10min，20min，60min，接合加圧力を 5MPa として接合した．

Fig. 6.23 に CR 材と AZ31 材の接合継手の接合温度，接合時間の変化にともなう接合界面像を示す．CR 材と AZ31 材の場合，Fig. 6.23 に示すとおり密着界面が得られず，特に低温，短時間側の条件では，接合がなされなかった．

Fig. 6.24 に接合界面に残存する酸化皮膜を示す．おもに接合プロセス中に形成したと推測される厚い酸化皮膜が確認された．CR 材と AZ31 材の場合，接合前に被接合材表面に存在する酸化皮膜，および接合プロセス中に形成される酸化皮膜が接合を阻害し，密着性が得られないため，継手強度が得られないと考えられる．

Fig. 6.25，Fig. 6.26 に GI 材と AZ31 材の接合継手の接合温度，接合時間の変化にともなう接合界面像を示す．CR 材と AZ31 材の場合とは異なり，密着界面が得られていることが確認できる．また，Fig. 6.25（a）に示すように接合温度 425℃の試験片の接合界面に反応層が形成されているのが確認された．

Fig. 6.27 に，Fig. 6.25（a）の領域 A の高倍観察像，および接合界面に形成された反応層の EDX による元素分析，定量分析結果を示す．EDX による分析結果より，この反応層は Mg-Zn 共晶組織であると推測された．

Fig. 6.28 に Fig. 6.26（d）の領域 B の高倍観察の接合界面観察像を示す．接合界面に 1 μ m 以下の薄くて均一な反応層が形成されているのがわかる．

Fig. 6.29 に接合温度を 450℃，接合時間を 60min，接合加圧力を 5MPa として接合した継手の接合界面の EPMA による面分析結果を示す．Fig. 6.29 より，接合界面には Al が濃化しており，形成した反応層中には Zn は確認されなかった．この反応層はインサートした Zn と Mg

合金母材との反応により形成したものではなく，AZ31 材に添加されている Al と鋼の Fe との反応物であると考えられる．この反応層の組成をより正確に同定するために，接合温度を 450℃，接合時間 60min，接合加圧力を 5MPa として接合した継手中央部の TEM 観察を行った．

Fig. 6.30 に接合界面に形成した反応層の組織観察結果，および XRD による構造解析結果を示す．この反応層は約 0.5 μm の厚さで，EDX による定性分析から Al と Fe のピークが確認された．また，XRD による解析によって，本観測位置で確認された反応層は Al-Fe 金属間化合物層（FeAl）であると推測された．

さらに，接合界面に形成する反応層をより詳細に同定するために，同接合条件で作製した接合継手について Fig. 6.22 に示す状態で GIXD による解析を行った．

Fig. 6.31 に GIXD による解析結果を示す．接合界面に形成する反応層は，$FeAl_3$，Fe_2Al_5，Al_3Mg_2，$Al_{12}Mg_{17}$ であることが確認された．

以上より，亜鉛めっき中の Zn と Mg 合金中の Mg の Mg-Zn 共晶反応によって，Mg 合金表面の酸化皮膜を除去できることがわかった．また，Mg 合金中の添加元素である Al を利用し，接合界面に Al-Fe 金属間化合物層，Al-Mg 金属間化合物層を生成することで冶金的な接合が可能となることがわかった．

さらに，亜鉛めっき鋼板と Mg 合金の接合プロセスの進行状態を明らかにするため，GI 材と AZ31 材の組み合わせで急冷試験片を作製し，SEM による接合界面観察を行った．急冷試験片は所望の接合温度まで加熱，設定接合時間保持した後に水を満たした容器に投入して急冷した．接合雰囲気はいずれも大気中とし，接合条件は接合温度を 400℃，425℃，450℃，475℃，500℃，接合時間を 0min，接合加圧力を 5MPa とした．なお，接合温度 400℃で接合した継手は急冷後破断したため，接着剤で固定して樹脂埋め，機械加工した後，観察を行った．

Fig. 6.32 に接合界面観察像，Table 6.9 に EDX による元素分析，定量分析結果を示す．Fig. 6.32（a）に示す接合温度 400℃の接合継手では反応相が確認されず，鋼側のめっき層にも変化は見られなかった．Fig. 6.32（b）～（e）に示す接合温度 425℃以上の継手では接合界面全体で反応相が生じており，EDX による定量分析から，その反応相は Mg-Zn 共晶相であること

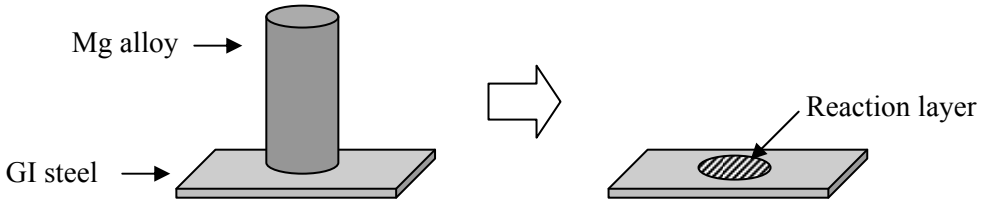
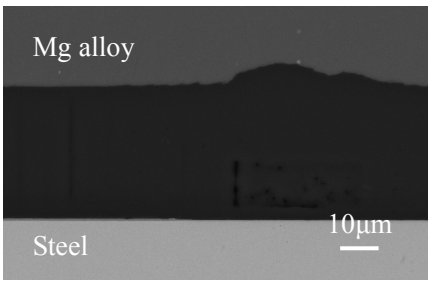
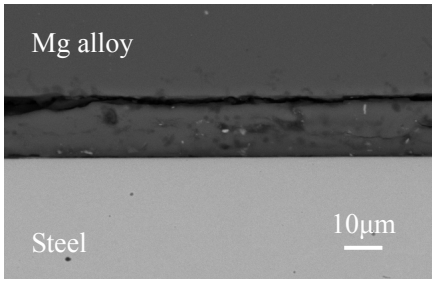


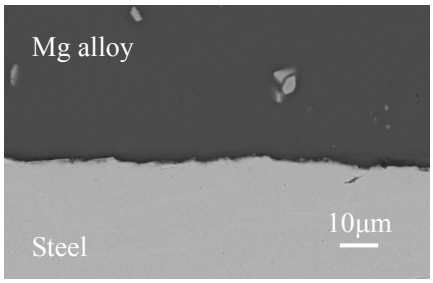
Fig. 6.22 Schematic illustration of test specimen for GIXD analysis.



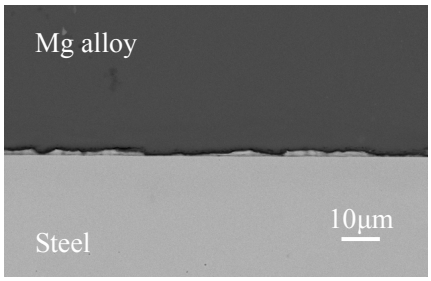
(a) 425℃ 10min.



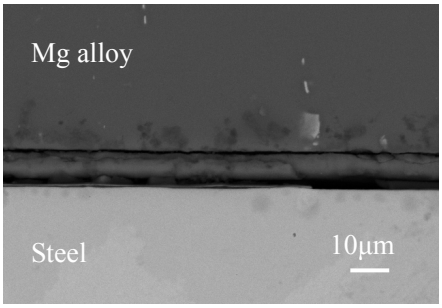
(b) 450℃, 10min.



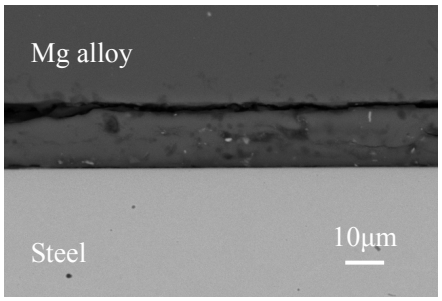
(c) 475℃, 10min.



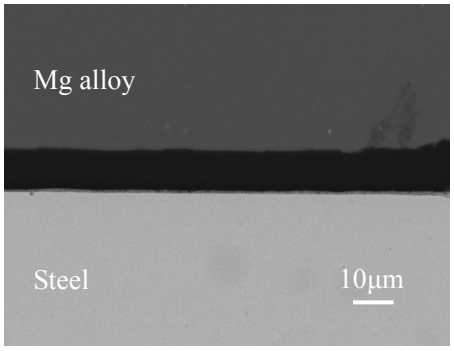
(d) 500℃, 10min.



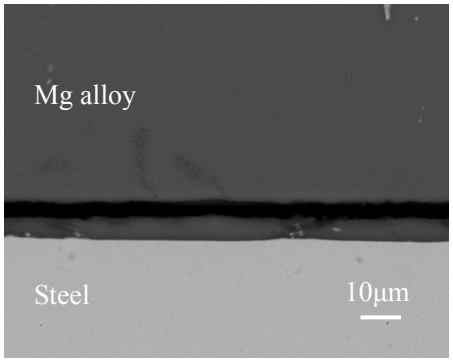
(e) 450℃, 5min.



(f) 450℃, 10min.



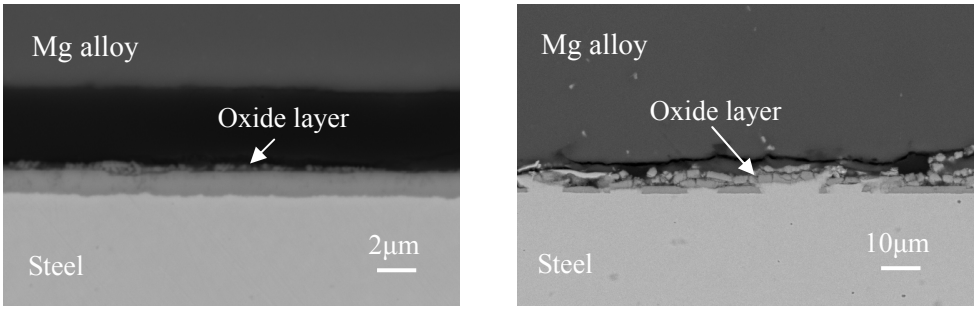
(g) 450℃, 20min.



(h) 450℃, 60min.

Bonding temperature: 425～500℃, Bonding time: 5～60min, Bonding pressure: 5MPa

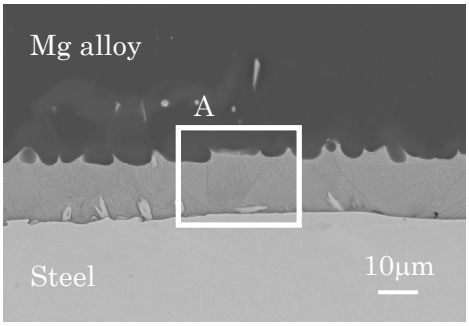
Fig. 6.23 SEM images of joint interfaces (CR steel and AZ31).



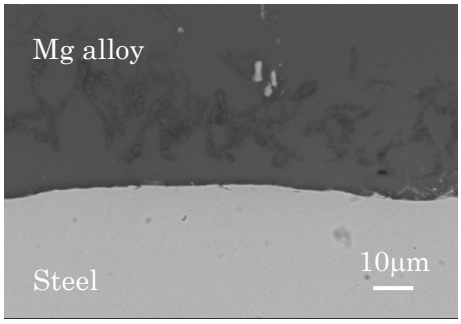
Bonding temperature: 450℃, Bonding time: 60min, Bonding pressure: 5MPa
Fig. 6.24 Oxide layers on joint interface (CR steel and AZ31).

がわかった. 共晶相中に見られるデンドライト組織は Mg リッチであり, これらは Mg の拡散, 溶融にともない, 過飽和な Mg が晶出したものと考えられる. また, この共晶相は接合温度の上昇にともない厚さが薄くなっており, 接合界面中央部で薄く, 端部では厚く形成されているのが観察された. このことから, 接合温度の上昇, 接合時間の経過にともない, 接合界面に形成した共晶相が接合部周囲へ排出されたと考えられる.

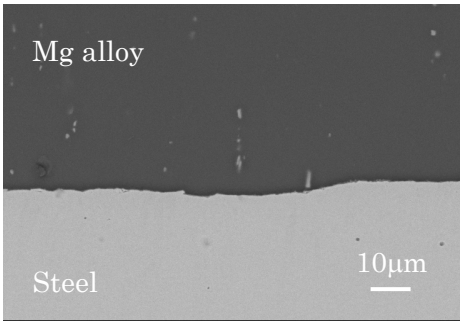
Fig. 6.33 に GI 材と Mg 合金の接合プロセスの進行状態の模式図を示す. 接合初期段階で, GI 材と Mg 合金とが酸化皮膜を介して接触する(1st step). 続いて, 加圧, 加熱により Mg 合金表面に存在する酸化皮膜が Mg 合金の塑性変形にともない, 部分的に破壊され, Mg 合金の新生面が露出した部分から, Mg 合金中の Mg と亜鉛めっき中の Zn との拡散が生じることにより, 共晶温度以上の状態で共晶組成に達した領域で Mg-Zn 共晶反応を生じる(2nd step). 共晶融液の生成により Mg 合金表面の酸化皮膜が順次除去される. Zn の融点以上に加熱されると液相の生成量がさらに増加し, 接合界面全体に液相が形成され, さらにこの液相が加圧により接合部周囲に排出される(3rd step). 共晶相中に溶解した Mg 合金中の Al が, Mg-Zn 共晶融液中に拡散し, 鋼の Fe, および Mg 合金の Mg と反応し, 反応層を形成する(4th step). 接合プロセスの進行にともない, 界面に形成した Mg-Zn 共晶相が完全に排出されると, 接合界面に反応層(Al-Fe 金属間化合物層, Al-Mg 金属間化合物層)を形成した鋼と Mg 合金の冶金的な接合がなされる(5th step).



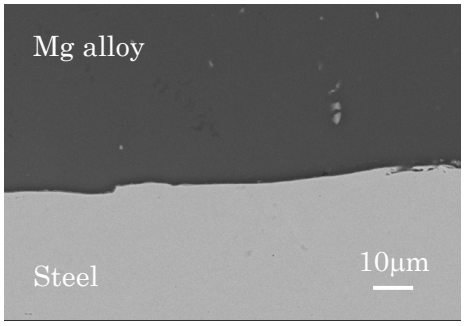
(a) 425℃, 10min.



(b) 450℃, 10min.



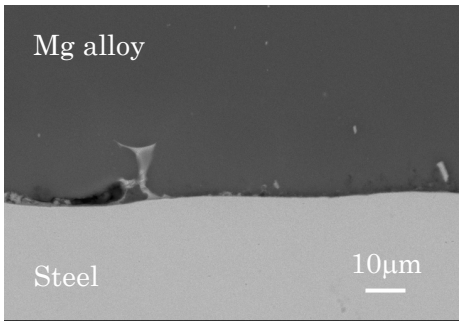
(c) 475℃, 10min.



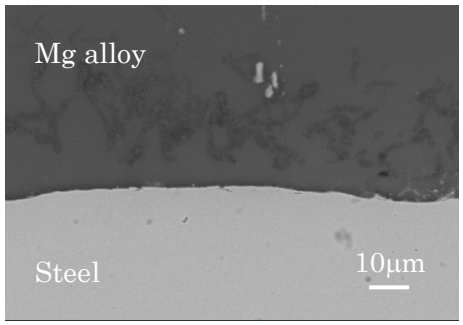
(d) 500℃, 10min.

Bonding temperature: 425～500℃, Bonding time: 10min, Bonding pressure: 5MPa

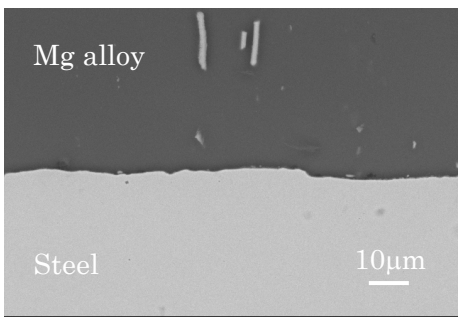
Fig. 6.25 SEM images of joint interfaces (GI steel and AZ31).



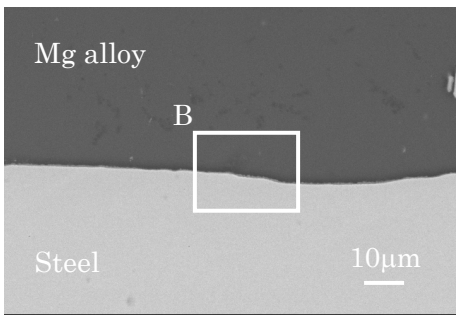
(a) 450℃, 5min.



(b) 450℃, 10min.



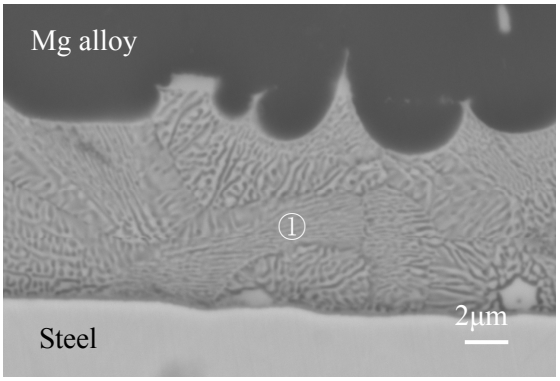
(c) 450℃, 20min.



(d) 450℃, 60min.

Bonding condition; temperature: 450℃, time: 5～60min, pressure: 5MPa

Fig. 6.26 SEM images of joint interfaces (GI steel and AZ31).



	Chemical composition (mol %)		
	Mg	Al	Zn
Region①	72.4	2.8	24.8

Fig. 6.27 SEM image of joint interface (High magnification of region A in Fig. 6.25) and EDX quantitative analysis result (GI steel and AZ31).
(Bonding condition; temperature: 425℃, time: 10min, pressure: 5MPa)

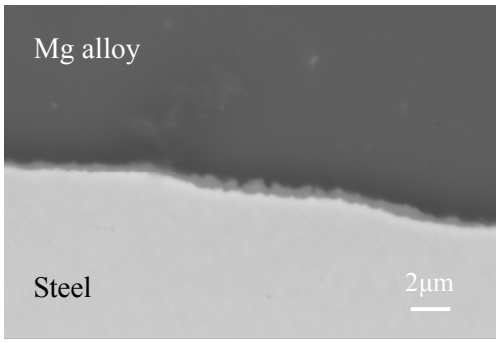
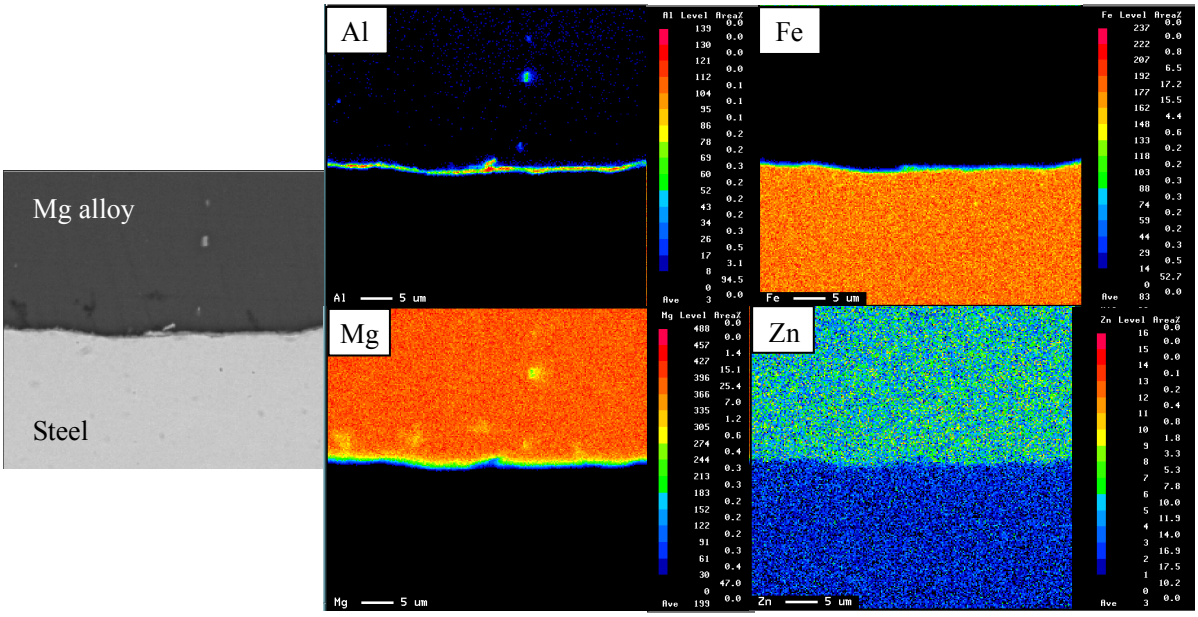
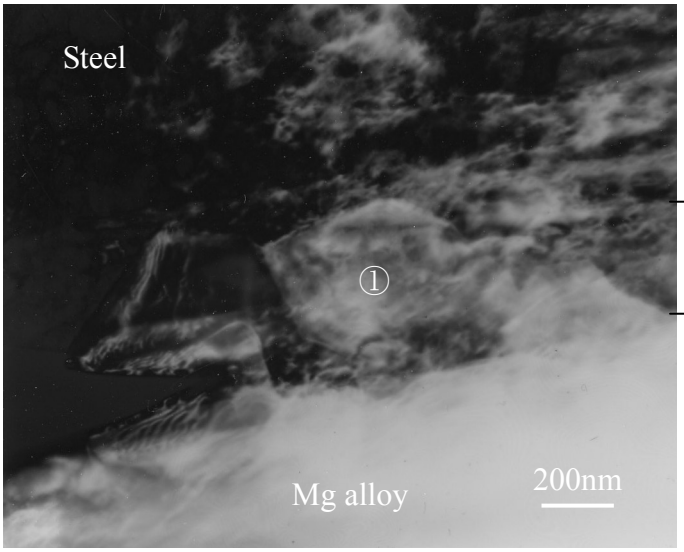


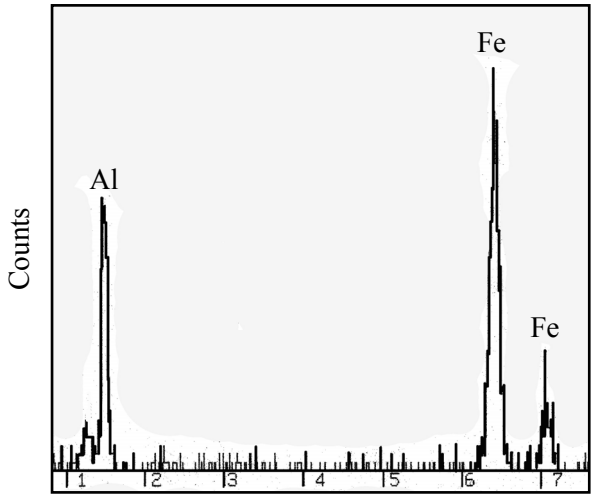
Fig. 6.28 SEM image of joint interface (High magnification of region B in Fig. 6.26) (GI steel and AZ31).



Bonding temperature: 450℃, Bonding time: 60min, Bonding pressure: 5MPa
Fig. 6.29 EPMA analysis result of joint interface (GI steel and AZ31).



(a) Joint interface

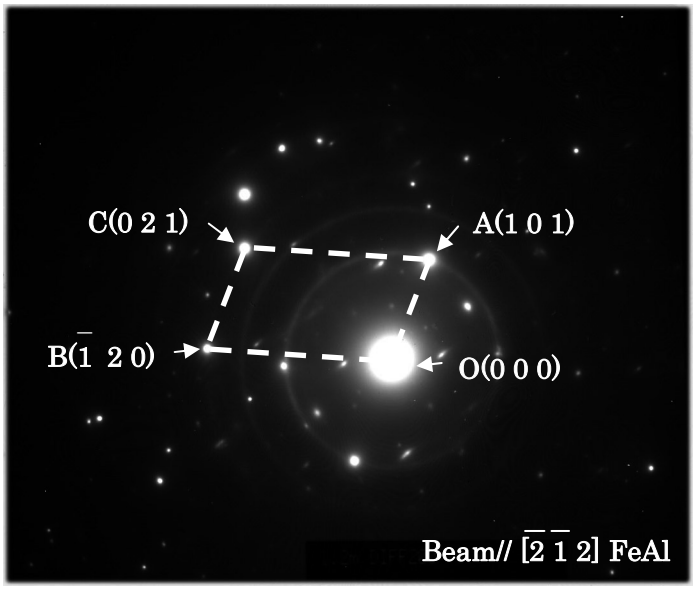


	Chemical composition (mol %)	
	Fe	Al
Region ①	56.5	43.5

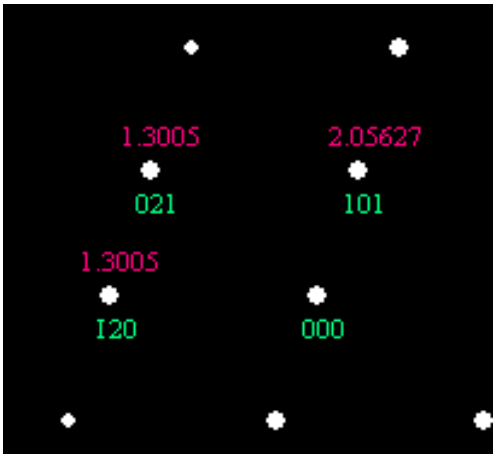
(b) EDX quantitative analysis result of region ①

Bonding temperature:450℃, bonding time:60min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 6.30 TEM image of joint interface (GI steel and AZ31) and crystal structure of FeAl.



(c) SAED pattern from region ①

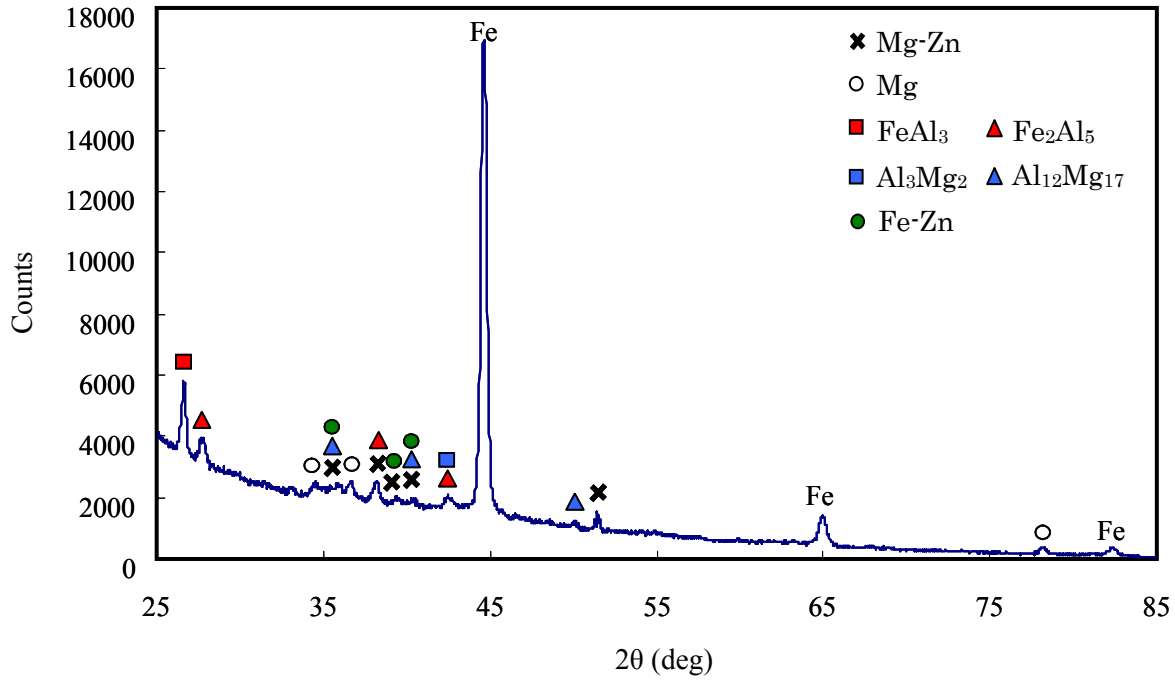


(d) Diffraction pattern of FeAl by computing software

	FeAl Cubic a= 2.8945Å b=2.8945Å c=2.8945Å			
	Index	d_{theor} (Å)	d_{exp} (Å)	error (%)
OA	(1 0 1)	2.048	2.126	3.81
OB	(1̄ 2 0)	1.2949	1.229	5.06
OC	(0 2 1)	1.2949	1.229	5.06

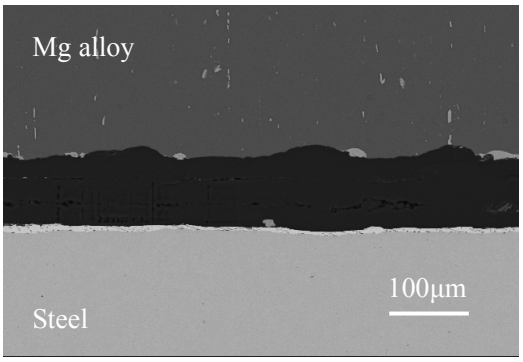
(c) Diffraction pattern from region ①

Fig. 6.30 Continued.

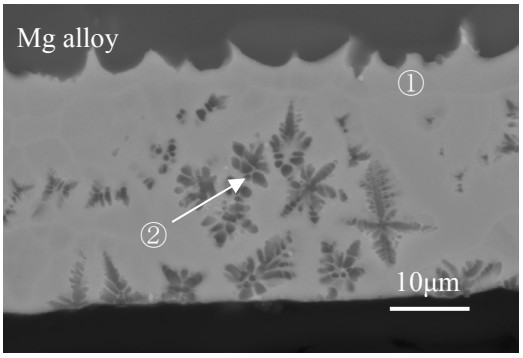


Bonding temperature:450℃, bonding time:60min, Bonding pressure: 5MPa

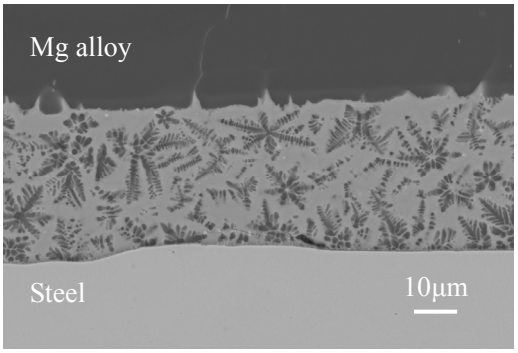
Fig. 6.31 Grazing-incidence X-ray diffraction pattern of joint interface (GI steel and AZ31).



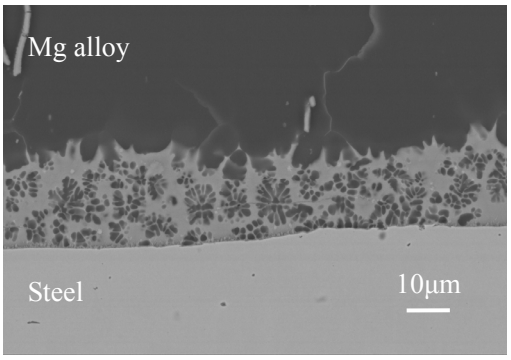
(a) 400℃ Quenched



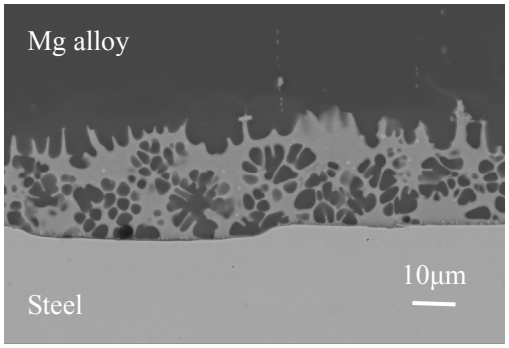
(b) 425℃ Quenched



(c) 450℃, Quenched



(d) 475℃, Quenched



(e) 500℃, Quenched

Bonding temperature: 400～500℃, Bonding time: 0min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 6.32 SEM images of joint interfaces of rapidly cooled joints (GI steel and AZ31).

Table 6.9 EDX quantitative analysis results of joint interface in Fig. 6.32 (GI steel andAZ31).

	Chemical composition (mol %)		
	Mg	Al	Zn
Region ①	70.7	2.3	27.0
Region ②	82.8	1.2	16.0

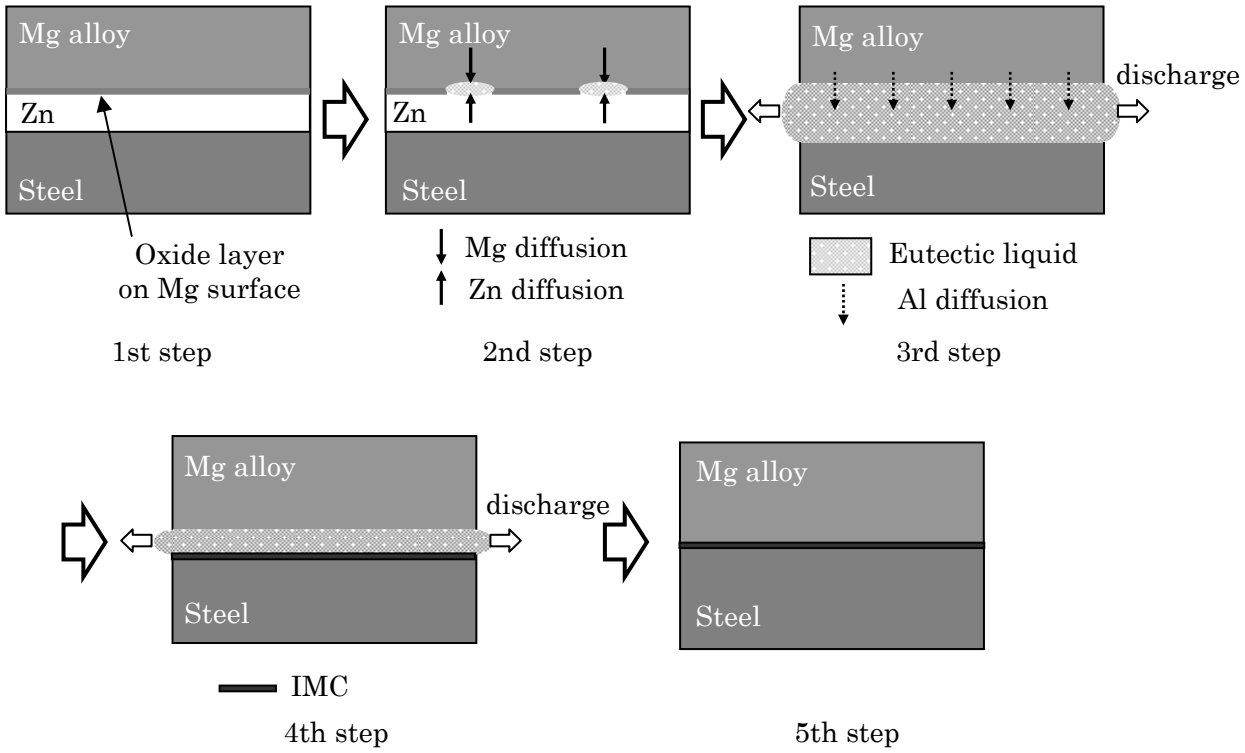


Fig. 6.33 Schematic illustrations of the diffusion bonding process between GI steel and Mg alloy.

(2) 抵抗スポット溶接による鋼と Mg 合金の異種材料接合

(2-1) 接合界面観察

Fig. 6.34 に GI 材と AZ31 材を用いて，抵抗スポット溶接により接合を行なった継手界面の SEM 観察像を示す．ナゲット中央部において，Mg 合金表面の酸化皮膜が除去され，金属間化合物層を生成し，接合部周囲において，Mg-Zn 共晶融液に包まれて Mg 合金表面の酸化皮膜が排出されているのが確認された．

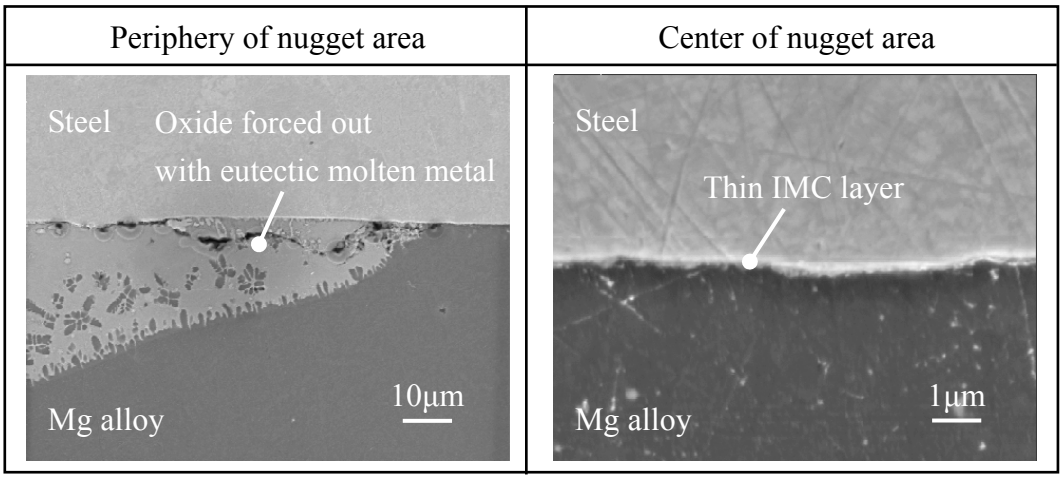
続いて，接合界面に生成された反応層の同定を行なうために，TEM 観察を行なった．Fig. 6.35 に接合界面の TEM 観察像を示す．Fig. 6.34 の領域 A，領域 B について XRD による構造解析を行なった結果，領域 A は Fe_2Al_5 相，領域 B は $Al_{12}Mg_{17}$ 相であることが確認された．また，領域 A，および領域 B の境界は明瞭ではなく Fe_2Al_5 相と $Al_{12}Mg_{17}$ 相が混在した反応層であると考えられる．

以上より，抵抗スポット溶接による Mg 合金と鋼の異種材料接合において，Mg-Zn 共晶反応により，Mg 合金表面の酸化皮膜を除去，接合部周囲に排出し，Mg 合金母材の添加元素である Al を介して，Al-Fe 金属間化合物層，Al-Mg 金属間化合物層を生成させ，冶金的な接合を実現できた．

(2-2) 静的引張特性

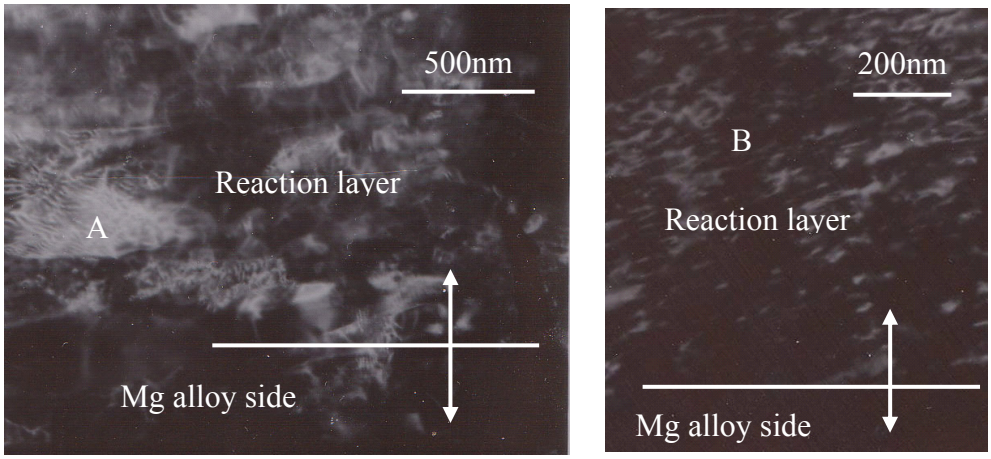
鋼には GI 材，GA 材，Mg 合金には AZ31 材を用いて，5.2.3 (1) (1-1)に準じた評価試験条件で接合継手の静的引張特性を求めた．比較対象として，CR 材と AZ31 材の接合継手についても静的引張特性を求めた．電極は GI 材と AZ31，および CR 材と AZ31 の接合には R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm），GA 材と AZ31 の接合には DR 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：75mm，先端径：φ8mm）を用いた．(1) CR 材と AZ31，(2) GI 材と AZ31 の接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.94kN とした．(3) GA 材と AZ31 の接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 5.88kN とした．

Fig. 6.36 に静的引張特性を示す．TSS は，接合継手の品質基準である JIS Z 3140 に準じて評価した．(2) GI 材と AZ31 材，(3) GA 材と AZ31 材の接合継手の TSS は，JIS Z3140 の A 級（平均値，最小値）レベルを満足しており，良好な継手特性を示した．一方，(1) CR 材と AZ31 材の接合継手は低強度を示し，JIS Z3140 の品質基準を満足することができなかった．これは，Mg 合金表面の酸化皮膜が接合を阻害し，反応層を形成することができず，冶金的な接合が実現できなかったためであると考えられる．CTS には明確な品質基準が存在しないため，TSS の 0.5 倍を基準として評価した．TSS の場合と同様，(1) CR 材と AZ31 材の接合継手が低強度を示しているのに対して，(2) GI 材と AZ31 材，(3) GA 材と AZ31 材の接合継手は CTS についても，JIS Z3140 の A 級（平均値，最小値）の 0.5 倍を超える，良好な継手特性を示した．なお，GA 材と GI 材ではめっき種が異なるため，AZ31 材との接合メカニズムが異なると考えられるが，今回の静的引張特性から，GA 材を用いた場合も，CR 材を用いた場合に対して継手強度の向上が可能であることが確認された．



Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

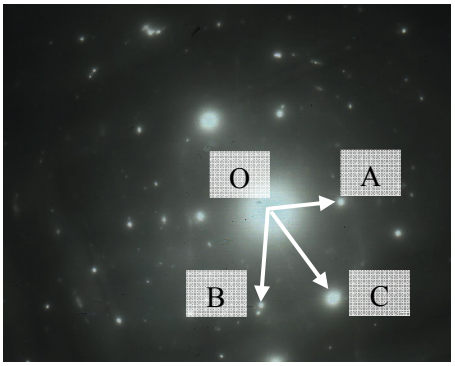
Fig. 6.34 SEM images of joint interface by Resistance Spot Welding (GI steel and AZ31).

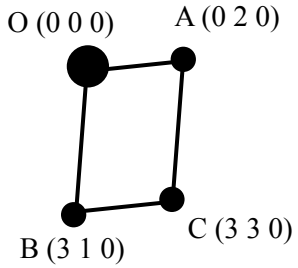


(a) Joint interface

Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

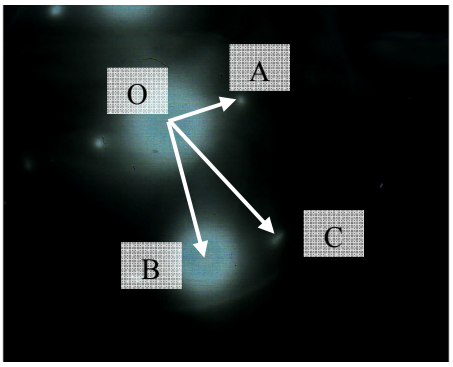
Fig. 6.35 TEM images of joint interface by Resistance Spot Welding (GI steel and AZ31).

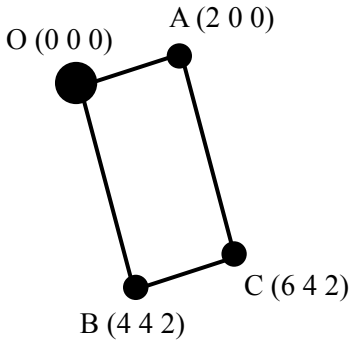




	Fe_2Al_5 Orthorhombic a= 7.649Å b= 6.413Å c= 4.217Å			
	Index	D_{theor} (Å)	D_{exp} (Å)	error (%)
OA	(0 2 0)	3.201	3.204	0.1017
OB	(3 1 0)	2.369	2.353	0.6743
OC	(3 3 0)	1.638	1.702	3.876

(b) Diffraction pattern from point A

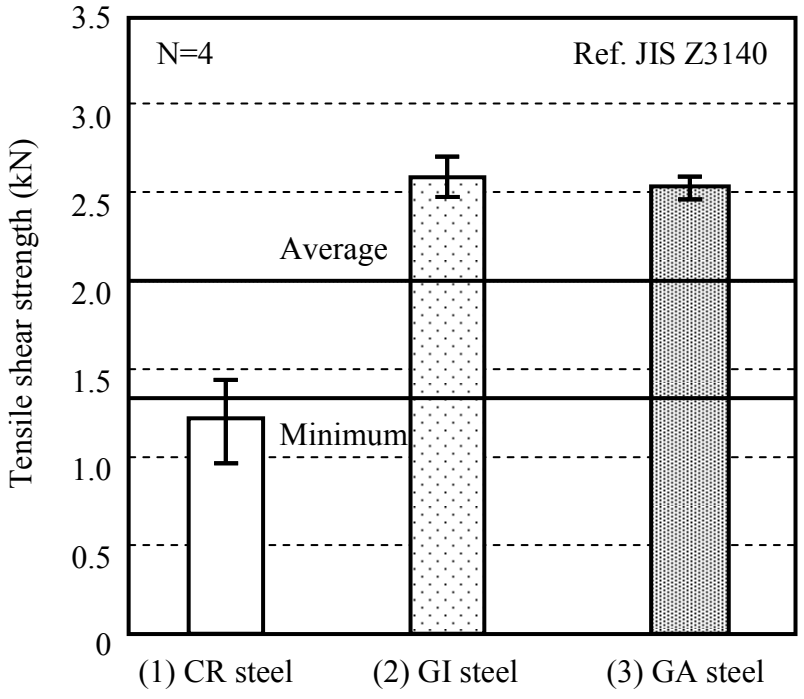




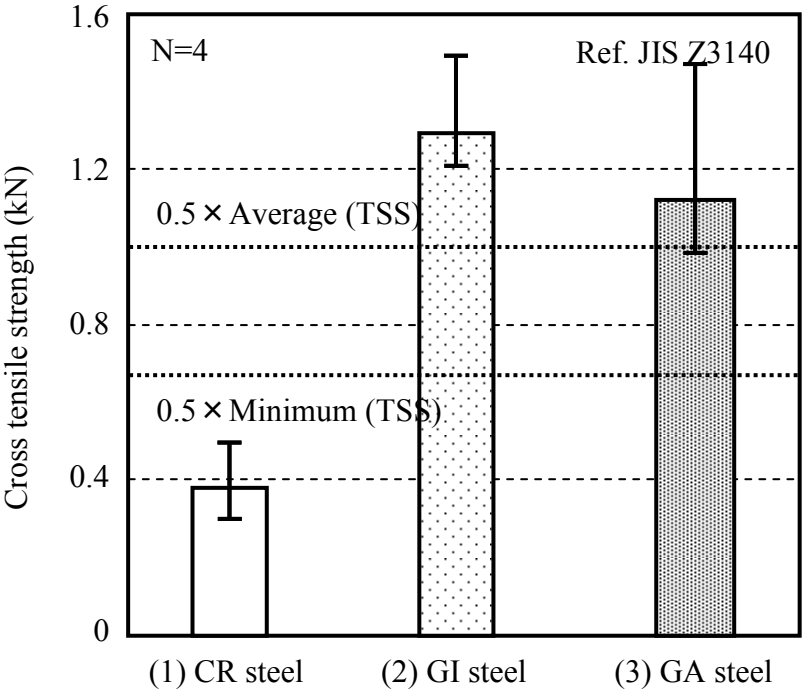
	$Al_{12}Mg_{17}$ Cubic a= 10.5438Å			
	Index	D_{theor} (Å)	D_{exp} (Å)	error (%)
OA	(2 0 0)	5.272	5.122	2.835
OB	(4 4 2)	1.757	1.664	5.304
OC	(6 4 2)	1.409	1.401	0.5657

(c) Diffraction pattern from point B

Fig. 6.35 Continued.



(a) Tensile shear strength



(b) Cross tensile strength

(1) (2) Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

(3) Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 5.88kN

Fig. 6.36 Tensile strength (CR steel and AZ31, GI steel and AZ31, GA steel and AZ31).

(2-3) Mg 合金母材の Al 添加量が継手特性に及ぼす影響

本接合コンセプトは鋼の Fe と Mg 合金の Mg の直接的な反応を利用したものではなく，母材中，もしくはめっき中に添加元素として含まれる Al を介して Al-Fe 間，Al-Mg 間の反応を利用した接合であるため，Al の添加量が接合性に影響を及ぼすと考えられる．そこで Mg 合金母材の Al 添加量の影響を明らかにするため，AZ31 材（3%Al-1%Zn（mol%）），AZ61 材（6%Al-1%Zn（mol%）），AZ91 材（9%Al-1%Zn（mol%））を用いて接合を行なうことにより，その接合性への影響を検討した．鋼には GI 材を用いた．電極は R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm）とし，接合条件は溶接電流を 20～30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.94kN とした．

Fig. 6.37 に各材料の接合継手の TSS を示す．溶接電流値が同じ条件で比較した場合，TSS の値は Al 添加量の増加とともに AZ31 材，AZ61 材，AZ91 材の順に大きくなっていることがわかる．このことから，今回用いた Mg 合金の範囲において，Mg 合金母材の Al の添加量の増加にともない，継手強度が向上することがわかった．

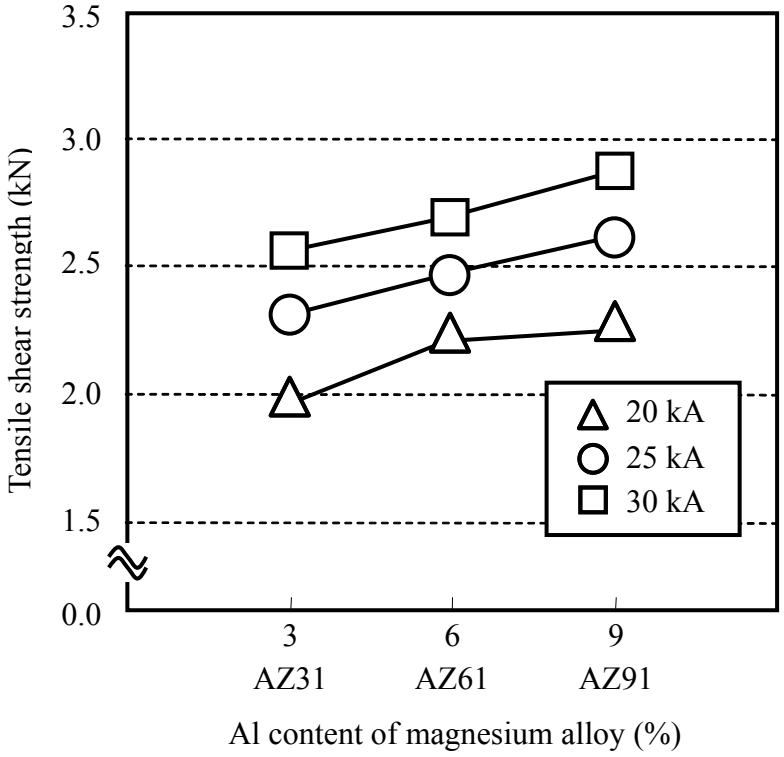
そこで，Al 添加量が継手強度向上に及ぼす要因を明らかにする目的で，接合温度，接合時間，および接合加圧力が同条件下（接合温度：475℃，接合時間：10min，接合加圧力：5MPa）の各材料の接合界面観察用試験片を作製し，形成される金属間化合物層の状態を観察した．

Fig. 6.38 に継手界面の拡散接合による接合界面観察像を示す．AZ31 材は SEM 観察レベルでは確認できない程度のごく薄い金属間化合物層が生成されているのに対して，AZ61 材，AZ91 材と Al 添加量が増すにしたがって約 2μm 程度の連続的で均一な金属間化合物層が確認された．このことから，Al 添加量の増加にともない，接合界面の反応性が向上し，金属間化合物層の生成が促進されることがわかった．このような連続的で均一な金属間化合物層の生成により，継手強度が向上したと考えられる．

さらに，Al 添加量が接合界面の反応性に及ぼす影響を明らかにするために，継手強度試験後の鋼側の破面に対して GIXD による解析を行なった．

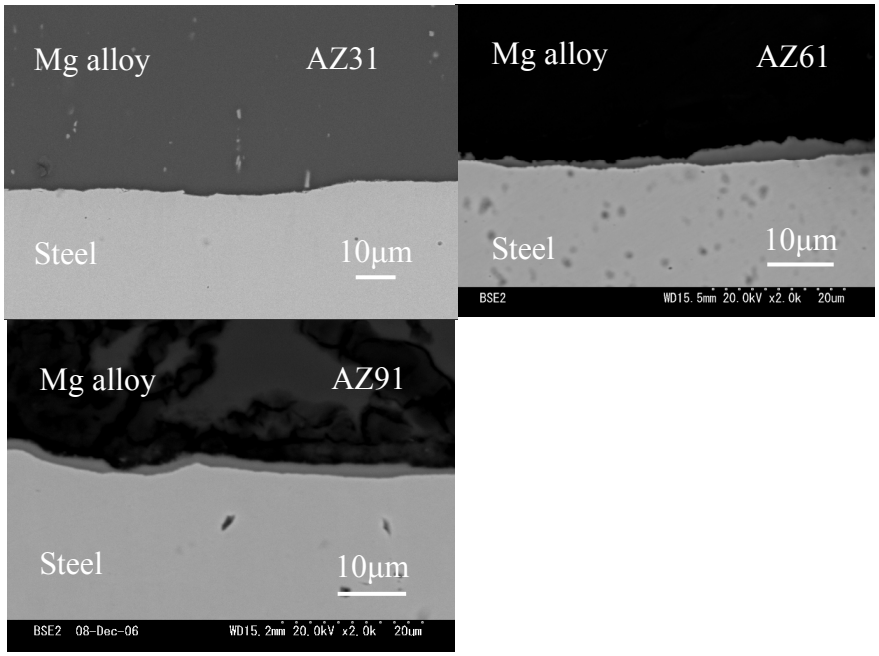
Fig. 6.39 に破面の XRD による解析結果を示す．AZ31 材，AZ61 材，AZ91 材と Al 添加量の増加にともない，Fe ピーク強度が減少，Mg ピーク強度が増加しており，破面における Mg 合金母材での破断領域が拡大していることがわかる．このことから，Al 添加量の増加によって，良好な接合界面が形成され，継手強度の向上に寄与したと考えられる．

以上より，今回用いた Mg 合金の範囲において，Mg 合金母材の Al の添加量を増加することで，接合界面の反応性を向上することができた．その結果，接合界面に連続的で均一な金属間化合物層を生成し，継手強度を向上することができた．



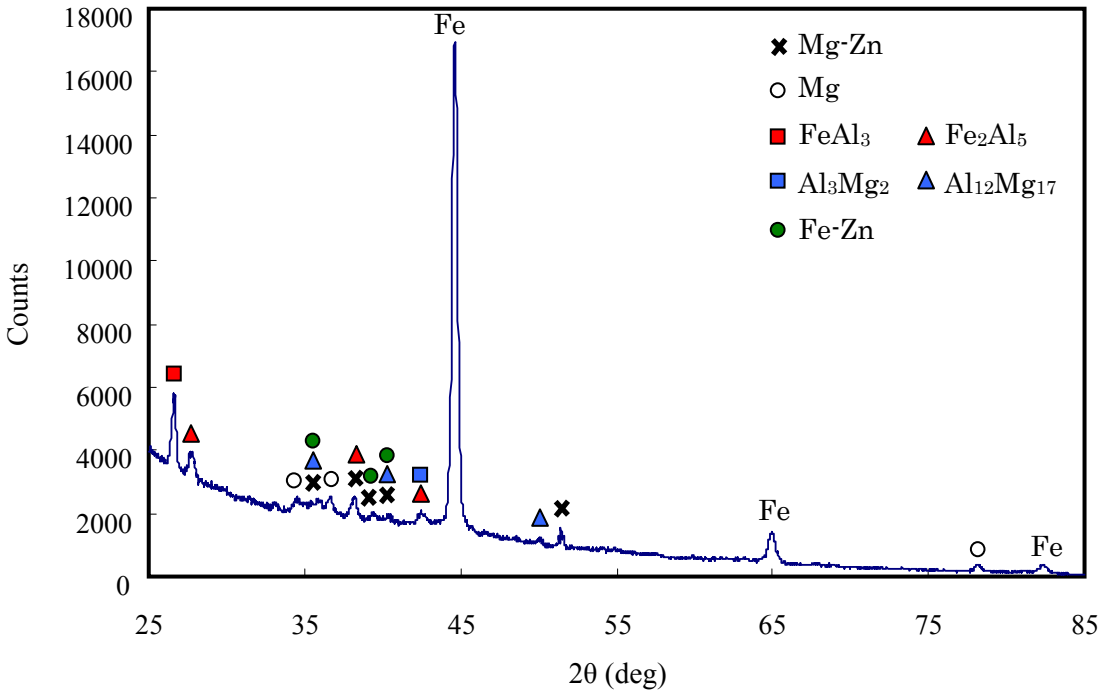
Welding current: 20～30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

Fig. 6.37 Relation between Al content of magnesium alloy and tensile shear strength (GI steel and AZ31, GI steel and AZ61, GI steel and AZ91).

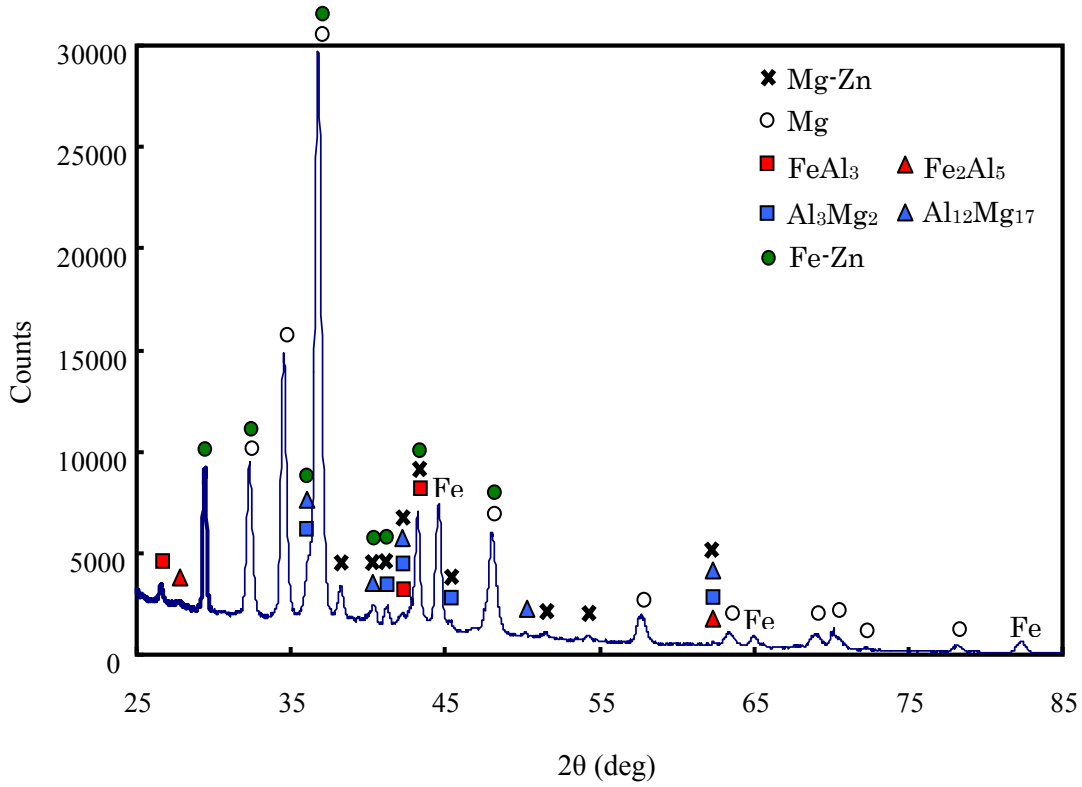


Bonding temperature: 475℃, Bonding time: 10min, Bonding pressure: 5MPa

Fig. 6.38 SEM images of joint interfaces by Diffusion bonding (GI steel and AZ31, GI steel and AZ61, GI steel and AZ91).



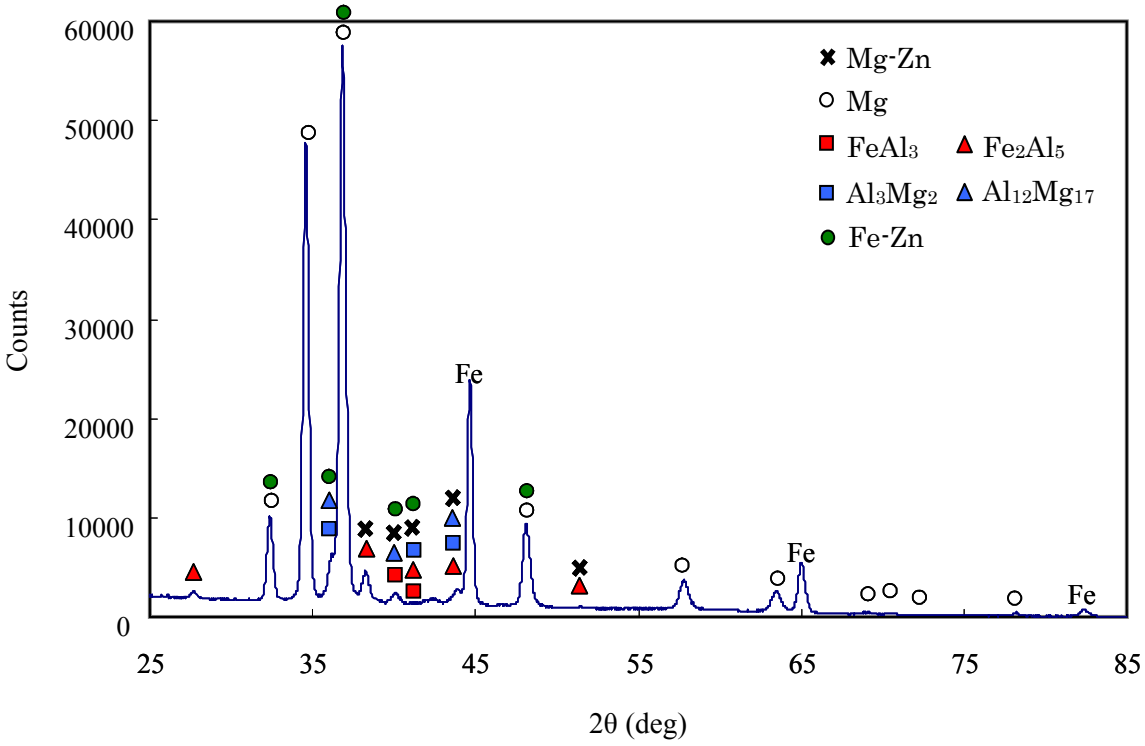
(a) GI steel and AZ31



(b) GI steel and AZ61

(a) (b) (c) Welding current: 30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

Fig. 6.39 Grazing-incidence X-ray diffraction of fracture surfaces of GI steel side by Resistance Spot Welding (GI steel and AZ31, GI steel and AZ61, GI steel and AZ91).



(c) GI steel and AZ91

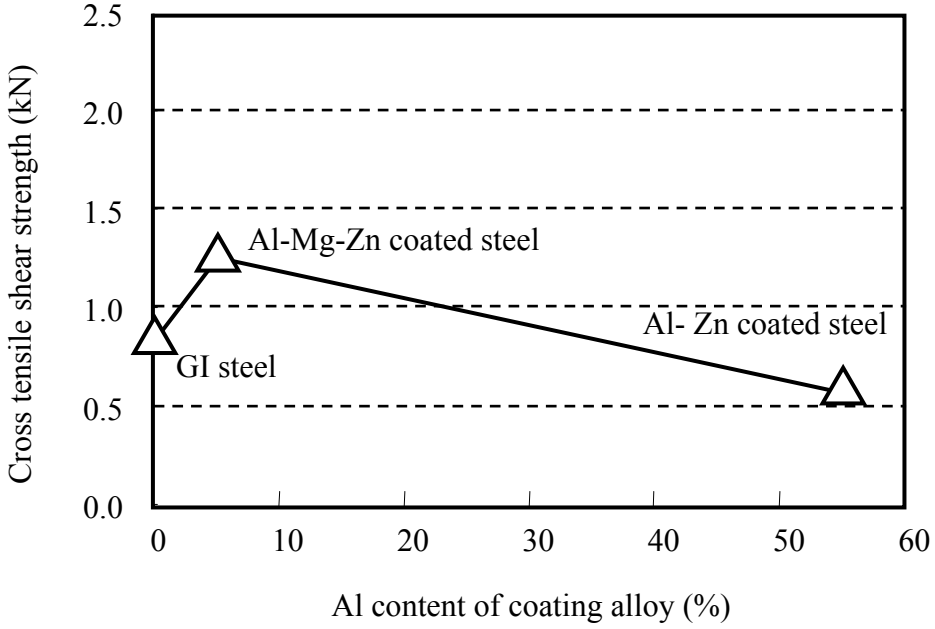
Fig. 6.39 Continued.

(2-4) 亜鉛めっき鋼板めっき中の Al 添加量が継手特性に及ぼす影響

Mg 合金を車体に適用する場合，その材料仕様は車体の要求特性から決まり，接合性の観点から材料仕様を変更することは実用的ではない．そこで，亜鉛めっき鋼板のめっきに Al 添加された材料を用い，その添加量が CTS に及ぼす影響について検討した．亜鉛めっき鋼板には，めっき内の Al 添加量が 0%である GI 材（100%Zn（at%））に加えて，Al 添加量が 5%である Al-Mg-Zn めっき鋼板（5%Al-2%Mg-Zn（at%）），55%の Al-Zn めっき鋼板（55%Al-45%Zn（at%）），Mg 合金には AZ31 材を用いた．電極は全てのめっき鋼板と AZ31 の組み合わせともに R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm）とし，接合条件は溶接電流を 20kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.94kN とした．

Fig.6.40 に各継手の CTS を示す．CTS は GI 材の接合継手に比べて，Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手の方が大きくなるものの，Al-Zn めっき鋼板の接合継手に関しては低下している．これは Al-Mg-Zn めっき鋼板，Al-Z めっき鋼板の接合継手はともに，GI 材の接合継手に比べて，接合界面での反応層の生成は促進されるものの，Al-Zn めっき鋼板は，55%という過剰な Al 添加量により厚い金属間化合物層が形成されるため，CTS が低下したと推測される．

以上の結果より，Mg 合金母材中の添加 Al のみならず，めっき中の添加 Al を利用することで接合界面での反応層の生成を促進し，継手強度を向上できることが確認された．また，過剰な Al 添加が継手強度の低下につながる可能性があることも示唆された．



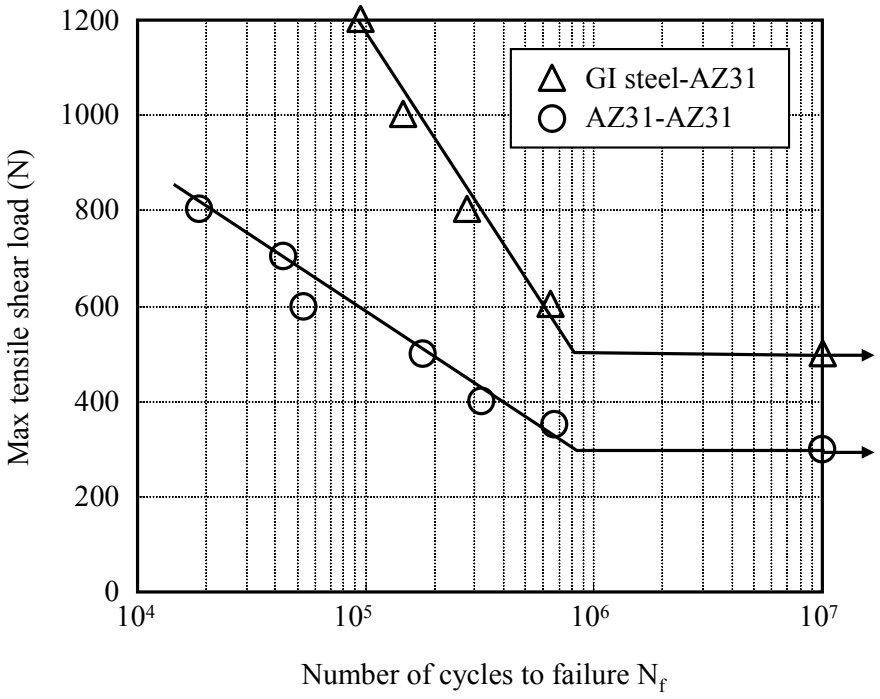
Welding current: 20kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

Fig. 6.40 Relation between Al content of coating alloy with cross tensile strength (GI steel and AZ31, Al-Mg-Zn coated steel and AZ31, Al-Zn steel and AZ31).

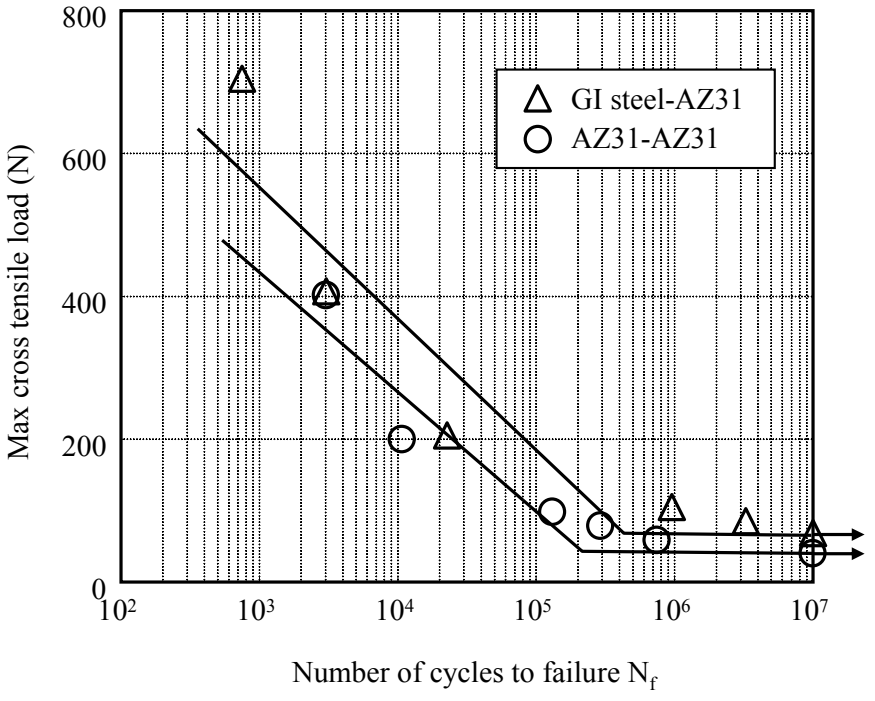
(2-5) 車体性能要件の評価結果

車体の接合継手には静的引張特性の他に，エンジン，シャシーの動作にともない発生する振動に耐える疲労特性が要求される．そこで，重要な車体性能要件の一つである疲労特性の評価を 5.2.3 (1) (1-2)に準じた評価試験条件で行なった．鋼には GI 材，Mg 合金には AZ31 材を用いた．比較のために AZ31 材同種材料スポット溶接の疲労特性も求めた．電極は GI 材と AZ31，AZ31 同種材料の接合ともに R 形電極（元径：φ16mm，先端曲率半径：40mm）を用いた．GI 材と AZ31 の接合条件は溶接電流を 30kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.94kN とし，AZ31 同種材料の接合条件は溶接電流を 24kA，通電時間を 240ms，加圧力を 2.94kN とした．

Fig. 6.41 に疲労試験結果を示す．せん断引張負荷，十字引張負荷の双方において，本接合コンセプトによる接合継手の疲労限は AZ31 材同種材料スポット溶接に比べて，同等以上の良好な疲労特性を示した．



(a) Tensile shear load



(b) Cross tensile load

Welding current: 24kA,30kA, Welding time: 240ms, Welding pressure: 2.94kN

Fig. 6.41 Fatigue characteristics (GI steel and AZ31, AZ31and AZ31).

6.3.3 結言

Mg 合金中の Mg と亜鉛めっき鋼板のめっき中の Zn との共晶反応，および Mg 合金中，めっき中に添加元素として含まれる Al と亜鉛めっき鋼板中の Fe，Mg 合金中の Mg との拡散反応を利用することで冶金的な接合を可能とする鋼と Mg 合金の異種材料接合コンセプトを提案した．亜鉛めっき鋼板と Mg 合金を用いた各種検討を行うことで，以下について明らかにした．

1) 拡散接合によって，亜鉛めっき鋼板と Mg 合金の異種材料接合のコンセプトの実証を行った．Mg-Zn 共晶反応を利用することにより，低温で Mg 合金表面の酸化皮膜を効果的に除去し，さらに Al-Fe，Al-Mg の拡散反応を利用することで，反応層（Al-Fe 金属間化合物層，Al-Mg 金属間化合物層）を生成し，冶金的に接合することができた．
2) Mg 合金母材の Al 添加量が接合性に及ぼす影響を検討するために，AZ31 材（3%Al-1%Zn（mol%）），AZ61 材（6%Al-1%Zn（mol%）），AZ91 材（9%Al-1%Zn（mol%））を用いて接合を行なった．今回の検討の範囲内では Al 添加量が増加することで，接合界面の反応性を向上することができた．その結果，界面に連続的で均一な金属間化合物層を生成し，継手強度を向上することができた．
3) 亜鉛めっき内の Al 添加量が接合性に及ぼす影響を検討するために，GI 材（100%Zn（at%）），Al-Mg-Zn めっき鋼板（5%Al-2%Mg-Zn（at%）），Al-Zn めっき鋼板（55%Al-45%Zn（at%））を用いて接合を行なった．GI 材に比べて，Al-Mg-Zn めっき鋼板を用いることで継手強度（CTS）を向上することができた．また，Al-Zn めっき鋼板の接合継手は GI 材，Al-Mg-Zn めっき鋼板の接合継手に比べて CTS が低下したことから，めっきへの過剰な Al 添加は継手強度の低下につながる可能性があることが示唆された．
4) 本接合コンセプトによる接合継手は車体への適用時に要求される疲労特性も満足した．

第 7 章　本論文の総括

本研究は，自動車車体の軽量化を実現するために，亜鉛めっき鋼板のめっき中の Zn と Al 合金中の Al との反応を利用することによって，大気中にて鋼と Al 合金の高い強度を有する異種材料接合継手を得ることを目的とした．亜鉛めっき鋼板のめっき中の Zn を用いることにより，リベットやロウ材といった新たな中間材を必要としないため，コストアップにつながらない．さらに，従来の Al 合金用抵抗スポット溶接機をそのまま流用できるため，新規の設備投資を必要とせず，コスト面での優位性も得られる．以下に本研究で得られた主な結果を示す．

第 1 章では，鋼と Al 合金の異種材料接合の技術動向を俯瞰するために調査を行い，各種工法を適用した鋼と Al 合金の異種材料接合の継手特性をまとめた．また，各種接合工法の特質を明らかにし，車体用接合工法としてそれら工法を用いる場合の利点と課題をまとめた．その際，継手形状の自由度，継手強度，コストの観点から工法の検討を行い，抵抗スポット溶接に絞り込んだ．さらにインサート金属を用いることによる接合性の向上を試みた事例を明らかにし，その中から特に亜鉛めっき鋼板の Zn に着目し，現状の技術レベルと課題を示した．

第 2 章では，拡散接合を用いて，亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料接合の継手特性に及ぼす効果を継手強度，Al-Fe 金属間化合物層の生成状態，破壊形態から体系的に検討した．Al 合金中の Al と亜鉛めっき中の Zn との Al-Zn の共晶反応を利用することで，大気中にて Al 合金表面の酸化皮膜を低温で効果的に除去し，均一な Al-Fe 金属間化合物層を生成することが可能であることが確認できた．また，冶金的な接合がなされることで，継手強度が向上し，Al 合金母材で破断する良好な破断モードが実現できた．さらに，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の組み合わせについて，拡散接合による急冷試験片を作製し，亜鉛めっき種が接合プロセスの進行状態に及ぼす影響を明らかにするための詳細観察を行った．プロセス進行中に Al-Zn 液相が生成する GI 材と Al 合金の接合継手に対して，GA 材と Al 合金の接合継手は固液混合相（Al-Fe（Zn）金属間化合物，Al（Zn 固溶），Zn（液相））が生成するため，その排出が困難であり，その残存の結果，厚い Al-Fe 金属間化合物層が生成しやすく接合性が劣ることがわかった．

第 3 章では，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の組み合わせに対して，抵抗スポット溶接による本接合コンセプトの適用を試みた．GI 材と Al 合金継手の接合界面を観察することで，Al-Zn の共晶反応により Al 合金表面の酸化皮膜が低温で除去され，薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層が生成するといった基本原理が発現することが確認された．また，そのような冶金的な接合の実現により，継手強度が向上した．GA 材と Al 合金継手の接合界面を観察することで，合金化亜鉛めっき層（$FeZn_8$）に Al が拡散することで生じる Zn の液相により Al 合金表面の酸化皮膜が除去され Al-Fe 金属間化合物層の生成することが確認されたが，生成する Al-Fe 金属間化合物層厚さは GI 材と Al 合金の場合に比べて厚くて不均一であった．これは，第 2 章で確認された，めっき種による接合進行プロセスの差異に起因すると推測された．めっき種違いによる各々の接合進行プロセスの状態に応じて，電極形状と接合プロセス条件を検

討することで継手強度向上を試み，GI 材と Al 合金，GA 材と Al 合金の各々の組合せについて，高強度化のために有効な接合条件の方向性を明らかにした．GI 材と Al 合金の場合は，被接合材の板厚減少を抑制しながら，広い領域で均一な電流密度分布が得られる R 形電極の適用が継手強度の向上のために効果的であることがわかった．GA 材と Al 合金の場合は，接合プロセス進行中に生じる固液混合相を効率的に排出するために，排出性が高い DR 形電極を適用し，高加圧で接合することが継手強度の向上のために有効であることがわかった．さらに，ナゲット断面中の Al-Fe 金属間化合物層厚さが 2 μ m 以下の領域を有効接合長さと定義し，有効接合長さと継手強度の関係を調べることで，それら関係には明確な相関があることがわかった．

第 4 章では，本接合コンセプトを車体部材に適用する際に問題となる，鋼中の Fe と Al 合金中の Al のイオン化傾向の差によって生じる電食に対する耐食性を確保するために，被接合材の間にシール剤をはさんで接合し，接合部周囲からの水分の遮断を可能とするシールスポット溶接を提案した．抵抗スポット溶接継手，シールスポット溶接継手の双方を複合サイクル腐食試験（Cyclic Corrosion Test（CCT））に供することで，シールスポット溶接継手の電食防止機能が確認できた．シールスポット溶接の場合は溶接電流の通電経路が制限されるため，電気抵抗の増大，発熱量の増加が生じる．その結果，被接合材の板厚減少，継手強度の低下が生じやすい．そこで，継手強度の向上をねらいとし，溶接電極間の電流，電圧を計測することで，接合界面に発生する熱量を求め，シールスポット溶接条件の適正化を行った．シールスポット溶接時に接合界面において発生する熱量を管理することで，Al 合金の板厚減少が抑制され，継手強度を向上させることができた．また，抵抗スポット溶接，シールスポット溶接の逐次観察試験片を作製し，抵抗スポット溶接，シールスポットの接合プロセス進行過程の観察を行った．今回検討した接合条件下では，抵抗スポット溶接の場合，40ms で Al-Zn 反応を開始，80ms で Al-Fe 金属間化合物層を生成しているのが確認された．一方，シールスポット溶接の場合，40ms で Al-Zn 反応を開始，80ms で Al-Fe 金属間化合物層を生成，160ms でシール剤が接合界面から消失しているのが確認された．シールスポット溶接の場合は，抵抗スポット溶接の場合と異なり，継手強度の低下につながるシール剤を消失させるための追加の通電時間が必要であることがわかった．さらに，抵抗スポット溶接，シールスポット溶接の接合界面を TEM によって観察し，生成する反応層の状態を明らかにした．抵抗スポット溶接の場合と同様，シールスポット溶接部の接合界面には Al-Fe 金属間化合物層が形成されており，その組成は $FeAl_3$ と推測された．シール剤に関しては，TEM レベルの観察でも接合界面での残存が確認されず，冶金的なダイレクト接合部が形成されていることが確認された．

第 5 章では，車体性能要件，生産要件，品質保証といった観点で，自動車車体への適用性評価を行った．車体性能要件としては，静的引張特性に加え，疲労特性，高速引張特性，低温・高温引張，耐食性に関する評価を行った．生産要件としては，被接合材間のギャップ，抵抗スポット溶接電極の傾き等の製造上のばらつきに対する裕度，塗装工程における鋼と Al 合金の線膨張係数差により発生する熱応力の継手強度への影響，板組み展開性（板厚違い，

鋼種違い，三枚重ね）に関する評価を行った．品質保証としては，使用環境温度に対する接合界面構造の安定性について検討した．本評価結果から，車体性能要件，生産要件，品質保証のいずれの観点からも，本接合コンセプトによる接合継手が要求された特性を満足し，実用化に耐え得ることがわかった．

第 6 章では，亜鉛めっき鋼板を用いた抵抗スポット溶接による異種材料接合技術として本接合コンセプトの展開を試みた．試みた内容としては，共晶系亜鉛合金インサートを用いた抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合，および亜鉛インサート，共晶系亜鉛合金インサートを用いた抵抗スポット溶接による鋼と Mg 合金の異種材料接合の二つについて検討した．共晶系亜鉛合金インサートを用いた抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合については，共晶系亜鉛合金インサートを用いることにより，抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合の接合性のさらなる改善を試みた．共晶系亜鉛合金インサートを用いることで，Al 合金表面の酸化皮膜の除去過程の，より一層の低温化が可能となり，接合界面における薄くて均一な Al-Fe 金属間化合物層の生成領域を拡大し，その結果，接合継手特性の向上を実現できた．亜鉛インサート，共晶系亜鉛合金インサートを用いた抵抗スポット溶接による鋼と Mg 合金の異種材料接合については，亜鉛インサートを用いることにより，Mg 合金表面の酸化皮膜を低温で除去，さらに完全二相分離の系である鋼の Fe と Mg 合金の Mg に対し，Mg 合金，およびめっきの添加元素である Al を利用することで，Al-Fe 金属間化合物層，Al-Mg 金属間化合物層を生成させ，冶金的な接合を実現できた．さらに，疲労特性を評価し，本接合コンセプトによる接合継手が車体への適用時に要求される疲労特性も満足することが確認された．

以上，本 7 章において自動車車体用として開発した亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合技術について総括した．

謝 辞

本研究の遂行にあたって，終始ご指導とご鞭撻を賜りました，大阪大学大学院 工学研究科 マテリアル生産科学専攻 生産科学コース 生産プロセス講座 機能化プロセス工学領域 教授 廣瀬明夫博士に心から厚く御礼申し上げます．

本論文の作成にあたって，ご指導とご助言を賜りました，大阪大学大学院 工学研究科 マテリアル生産科学専攻 生産科学コース 生産プロセス講座 加工物理学領域 教授 平田好則博士，複合化プロセス工学領域 教授 才田一幸博士に深く御礼申し上げます．

本論文の作成の機会を与えて頂き，激励を賜りました日産自動車株式会社 総合研究所 先端材料研究所 原田宏昭氏，津島健次氏，南部俊和博士に深甚の謝意を表します．

本論文の遂行と論文作成において多々ご指導，ご協力いただきました大阪大学大学院 工学研究科 マテリアル生産科学専攻 生産科学コース 生産プロセス講座 複合化プロセス工学領域 助教 小椋智博士，片山忠明氏，岩谷信吾氏，北條慎治氏，立花隆浩氏，上田佳祐氏，一般財団法人 電子科学研究所所長 小林紘二郎博士，日産自動車株式会社 総合研究所 先端材料研究所 中川成幸氏，杉千花氏，粕川実氏，総合研究所 実験試作部 柳田貞雄氏，元総合研究所 実験試作部 相原政夫氏，第一CAE・実験技術開発本部 車両実験部 福島晃氏，企画・先行技術開発本部 材料技術部 桜井寛氏，およびご支援くださった関係各位に心より御礼申し上げます．

最後に，本論文の作成において，様々な面で支えていただいた両親含め家族，友人達に御礼申し上げます．

2014年7月 宮本 健二

参 考 文 献

第 1 章

1-1) 松永明: “「生産技術をデザインする」の将来展望”, 自動車技術, 63-6 (2009), 12-17.

1-2) 林央: “自動車軽量化の動向とアルミニウム合金への期待”, 軽金属, 5-8 (2005), 371-376.

1-3) 環境省: 2007 年度(平成 19 年度)の温室効果ガス排出量(確定値).

1-4) (財)省エネルギーセンター編: “省エネルギー便覧(2004 年版)”, (財)省エネルギーセンター, (2004).

1-5) 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “自動車用溶接・接合技術”, 軽金属, 56 (2006), 184-188.

1-6) 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “自動車へのアルミニウム合金適用の動向とその接合技術の現状”, 軽金属溶接, 40-4 (2002), 155-161.

1-7) 岩月修一郎: “超低燃費車用アルミニウムボデーの開発”, 自動車技術, 55-4 (2001), 17-22.

1-8) 千葉晃司: “マルチマテリアル車体の動向(ガソリン車と EV 車)”, 軽金属溶接, 51-11 (2013), 423-429.

1-9) 石橋一郎, 佐野武司: “自動車用材料のリサイクル”, アルトピア, 33-4 (2003), 22-26.

1-10) 大橋修, 田沼欣司, 吉原一紘: “拡散溶接部の空隙表面における酸化皮膜の挙動”, 溶接学会論文集, 3-1 (1985), 477-483.

1-11) 圓城敏男, 池内建二, 古川潔: “アルミニウムの拡散接合面における酸化皮膜の挙動”, 軽金属, 35-7 (1985), 388-395.

1-12) 今泉重威: “アルミニウム合金と異種金属との溶接”, 軽金属溶接, 22-7 (1984), 310-320.

1-13) 川勝一郎, 北山誠二: “金属の拡散接合に関する研究”, 日本金属学会誌, 40-1 (1976), 96-103.

1-14) 森井泰, 藤田幾雄, “異種金属の拡散溶接”, 溶接技術, 22-11 (1974), 20-26.

1-15) 幸田成康, 諸住正太郎, 金井章: “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, 26-12 (1962), 764-768.

1-16) 宮田和明, 西原公: “Friction Stir Forming による鋼とアルミニウム合金の機械的接合”, 機械材料・材料加工技術講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 9 (2001), 77-78.

1-17) 渡辺健彦, 柳沢敦, 高山博史: “界面活性凝着接合法による鉄鋼とアルミニウム合金の接合: 回転ニードルによる異種材料の界面活性凝着接合法(第 1 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 71 (2002), 446-447.

1-18) 渡辺健彦, 柳沢敦, 高山博史: “界面活性化凝着接合法による鉄鋼とアルミニウム合金の接合と継手評価: 回転ピンによる異種材料の界面活性化凝着接合法(第 2 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), 70-71.

1-19) 藤井英俊, 高田豊, 辻伸泰, 中田一博, 野城清: “超微細粒アルミニウム, 鋼の摩擦撹拌接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 75 (2004), 26-27.
1-20) 清水寛人, 加藤数良, 時末光: “5052 アルミニウム合金/SPCE 鋼摩擦スポット接合継手の機械的性質”, 機械材料・材料加工技術講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 12 (2004), 293-294.
1-21) 清水寛人, 加藤数良, 時末光: “5052 アルミニウム合金/SPCC 鋼摩擦シーム接合継手の機械的性質”, 年次大会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 1 (2004), 513-514.
1-22) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: "アルミニウム合金板と鋼板の摩擦撹拌点接合", 軽金属学会大会講演概要, 106 (2004), 297-298.
1-23) 渡辺健彦, 柳沢敦, 高山博史: “回転ピンによる鉄鋼とアルミニウム合金の固相接合: 回転ピンによる異種材料の固相接合(第 1 報)”, 溶接学会論文集, 22-1 (2004), 141-148.
1-24) 坂本光, 上東規彰, 森田辰郎, 飯塚高志, 山口 克彦: “摩擦攪拌接合したアルミ合金/冷間圧延鋼板接合材の強度評価”, 学術講演会講演論文集(社団法人日本材料学会), 54 (2005), 199-200.
1-25) 渡辺健彦, 高山博史, 柳沢敦, 小沼静代: “回転ピンによる鉄鋼とアルミニウム合金の固相接合界面の観察: 回転ピンによる異種材料の固相接合(第 2 報)”, 溶接学会論文集, 23-4 (2005), 603-607.
1-26) 馬渕信太, 坂本光, 森田辰郎, 飯塚高志: “摩擦攪拌接合したアルミ合金/冷間圧延鋼板の強度および成形性の評価”, 学術講演会講演論文集(社団法人日本材料学会), 55 (2006), 1-2.
1-27) 坂本光, 馬渕信太, 森田辰郎, 飯塚高志: “摩擦攪拌接合したアルミ合金/冷間圧延鋼板の疲労強度および成形性の評価”, 年次大会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 1 (2006), 269-270.
1-28) 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: “摩擦攪拌作用を用いたアルミニウム合金-低炭素鋼の重ね接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 78 (2006), 182-183.
1-29) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: “摩擦撹拌点接合によるアルミニウム合金板と鋼板の異種金属接合”, 軽金属, 56-6 (2006), 317-322.
1-30) 玄道俊行, 西口勝也, 麻川元康: “摩擦熱を利用した鋼板とアルミニウム合金板の点接合技術の開発”, 軽金属溶接, 44-12, 528 (2006), 556-559.
1-31) 渡邊博之, 高橋誠, 池内建二, 有年雅敏: “アルミニウム合金/炭素鋼摩擦圧接界面組織形成への鋼の機械的性質の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 150-151.
1-32) 桑原雅哉, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: “摩擦攪拌作用を用いて作製したアルミ-鋼接合体の加熱による分離”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 172-173.

1-33) 青田欣也, 高橋誠, 池内建二: “アルミニウムと低炭素鋼のスポット摩擦撹拌接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 172-173.
1-34) 松村勇人, 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: “摩擦攪拌作用を用いたアルミニウム合金-高張力鋼板の異種金属重ね点接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 174-175.
1-35) 宮川堅, 松村勇人, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: “摩擦攪拌作用を用いたアルミニウム合金-めっき鋼板の重ね点接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 180-181.
1-36) 福本昌宏, 椿正己, 安井利明, 宮川堅, 松村勇人: “摩擦攪拌作用を用いたアルミニウム合金-低炭素鋼の重ね接合における接合界面の観察”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 186-187.
1-37) 渡邉満洋, 大川武士, 熊井真次: “アルミニウム合金/鋼摩擦攪拌重ね合せ接合界面における層状組織の生成”, 軽金属, 57-11 (2007), 536-541.
1-38) 熊井真次, 佐藤宏昌, 鈴木健太, 大川武士, 李光鎭, 渡邉満洋: “アルミニウム合金/鋼摩擦攪拌重ね合せ接合材の組織と接合強度に及ぼすプローブ先端位置の影響”, 軽金属, 57-11 (2007), 529-535.
1-39) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄: “摩擦撹拌点接合によるアルミニウム合金板と鋼板の異種金属接合”, 住友軽金属技報, 48-1 (2007), 21-26.
1-40) 岡根正樹, 高見雄一郎, 宮川堅, 安井利明, 福本昌宏: “摩擦攪拌による Al 合金/鉄鋼材料接合材の疲労強度特性”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 46-47.
1-41) 松本剛, 岩瀬哲, 笹部誠二, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金と鋼材との摩擦攪拌接合による異種金属接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 52-53.
1-42) 宮川堅, 宮川敬太郎, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏: “摩擦攪拌作用を用いたアルミニウム合金/軟鋼板の重ね点接合における入熱量の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 82 (2008), 64-65.
1-43) 森田辰郎, 坂本光, 馬渕信太, 飯塚高志: “冷間圧延鋼板と摩擦攪拌接合したアルミニウム合金の強度および成形性”, 材料, 58-4 (2009), 317-322.
1-44) 蓮井淳, 小川正幸, 田中英樹: “アルミニウムと炭素鋼の摩擦圧接”, 溶接学会全国大会講演概要, 19 (1976), 360-361.
1-45) 蓮井淳, 小川正幸, 田中英樹: “アルミニウムと炭素鋼の摩擦圧接について”, 溶接学会誌, 46-12 (1977), 858-862.
1-46) 菊地迪夫, 武田裕正, 諸住正太郎: “摩擦および爆発圧接したアルミニウムと鋼との接合界面”, 軽金属, 34-3 (1984), 165-173.
1-47) 加藤数良, 時末光: “アルミニウムと炭素鋼の摩擦圧接”, 溶接学会全国大会講演概要, 35 (1984), 20-21.
1-48) 蓮井淳, 菅泰雄, 小林博行: “銅-アルミニウム摩擦圧接継手のプレス加工材について”,

溶接学会論文集, 4-4 (1986), 43-49.

1-49) 石井正巳, 高橋実, 草野敏邦, 前田克範, 深谷茂生: “摩擦圧接バリを利用したアルミニウムと鋼の結合”, 塑性と加工, 28-322 (1987), 1206-1209.

1-50) 渋谷純市, 本多啓三, 杉山貞夫: “アルミニウムとステンレス鋼の固相接合(第1報): 摩擦圧接による継手特性について”, 溶接学会全国大会講演概 47 (1990), 290-291.

1-51) 小川恒一, 山口博, 越知秀, 菅泰雄: “インサートメタルを用いた炭素鋼とアルミニウム合金の摩擦圧接”, 溶接学会全国大会講演概要, 52 (1993), 92-93.

1-52) 篠田剛, 深草邦夫, 若菜良昭: “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), 196-197.

1-53) 越智秀, 小川恒一, 菅泰雄, 岩本卓也, 山本義秋: “インサートメタルを用いたアルミニウム合金と鋼の摩擦圧接”, 軽金属溶接, 32-11 (1994), 469-476.

1-54) 小川恒一, 越智秀, 山本義秋, 波部光利, 岩本卓也: “インサートメタルを用いた 2017 アルミニウム合金と S45C 炭素鋼の摩擦圧接”, 軽金属溶接, 32-1 (1994), 3-11.

1-55) 大植義夫, 中山英明, 小川恒一: “6061 アルミニウム合金と SUS304 ステンレス鋼摩擦圧接継手の疲労強度特性について”, 溶接学会全国大会講演概要, 57 (1995), 156-157.

1-56) 篠田剛, 遠藤誠一: “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), 206-207.

1-57) 小川恒一, 越智秀, 山本義秋, 川井五作: “アルミニウム合金管と S25C 炭素鋼管の摩擦圧接”, 圧力技術, 34-6 (1996), 381-387.

1-58) 川井五作, 小川恒一, 加藤数良, 時末光: “アルミニウム合金管と鋼管の摩擦圧接”, 溶接学会全国大会講演概要 59 (1996), 236-237.

1-59) 大植義夫, 澤井猛, 小川恒一, 中山英明: “6061 アルミニウム合金と S35C 炭素鋼摩擦圧接継手の疲労強度特性について”, 溶接学会全国大会講演概要 58 (1996), 168-169.

1-60) 大橋幹生, 福本信次, 椿野春繁, 沖田耕三, 有年雅俊, 富田友樹: “SUS304 ステンレス鋼と A6061 アルミニウム合金の摩擦圧接における接合強度支配因子”, 溶接学会全国大会講演概要 61 (1997), 278-279.

1-61) 篠田剛, 小川雅史, 遠藤誠一: “アルミニウムと鋼の摩擦圧接における金属間化合物生成について”, 溶接学会全国大会講演概要, 61 (1997), 290-291.

1-62) 椿野春繁, 大橋幹生, 沖田耕三, 有年雅俊, 富田友樹: “SUS304 ステンレス鋼と A1050 アルミニウムの摩擦圧接部組織”, 溶接学会全国大会講演概要 61 (1997), 280-281.

1-63) 沢井猛, 小川恒一, 越智秀, 山本義秋, 大植義夫: “6061 アルミニウム合金と 631 ニッケルクロム鋼の摩擦圧接における圧接条件式の検討”, 軽金属溶接, 35-3 (1997), 103-110.

1-64) 川井五作, 小川恒一, 時末光: “6061 アルミニウム合金管とS25C 鋼管摩擦圧接継手の強さに及ぼす接合部切削加工の効果”, 軽金属, 49-11 (1999), 559-563.
1-65) 川井五作, 小川恒一, 越智秀, 時末光: “アルミニウム合金管と S25C 炭素鋼管の摩擦圧接における継手強度と接合界面の構造について”, 圧力技術, 37-3 (1999), 148-155.
1-66) 川井五作, 小川恒一, 越智秀, 時末光: “アルミニウム合金と炭素鋼の摩擦圧接性”, 軽金属溶接, 37-7, 439 (1999), 295-302.
1-67) 篠田剛, 小川雅史, 遠藤誠一, 宮原一哉: “アルミニウムと炭素鋼の摩擦圧接”, 溶接学会論文集, 18-3 (2000), 365-372.
1-68) 山本尚嗣, 福永貴生, 高橋誠, 池内建二, 藤田雅: “Al 合金/鋼摩擦圧接継手の接合強さに及ぼす界面微細組織の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 69 (2001), 142-143.
1-69) 森川勝吉, 大植義夫, 辻野良二, 小川恒一: “A6061, A2017 アルミニウム合金とSUS304 ステンレス鋼の摩擦圧接継における予熱時間と継手強度に及ぼす接触検知方法の影響” 軽金属溶接, 39-2 (2001), 76-81.
1-70) 篠田剛, 河田真一, 竹上弘彰: “アルミニウム合金と炭素鋼の摩擦圧接”, 溶接学会全国大会講演概要 71 (2002), 408-409.
1-71) 横山隆, 小川恒一: “6061 アルミニウム合金/SUS304 ステンレス鋼摩擦圧接継手の衝撃引張特性”, 溶接学会論文集, 20-3 (2002), 415-424.
1-72) 福本信次, 小野敏嗣, 椿野晴繁, 有年雅敏, 富田友樹: “アルミニウム合金とステンレス鋼の摩擦圧接界面における反応層生成プロセス”, 軽金属溶接, 40-5 (2002), 220-226.
1-73) 篠田剛, 河田真一, 竹上弘彰: “アルミニウム合金と炭素鋼の摩擦圧接”, 溶接学会全国大会講演概要, 71 (2002), 408-409.
1-74) 篠田剛, 河田真一, 竹上弘彰: “アルミニウム合金と炭素鋼の摩擦圧接（第 2 報）”,溶接学会全国大会講演概要, 72 (2003), 52-53.
1-75) 山本尚嗣, 高橋誠, 有年雅敏, 池内建二: “工業用純アルミニウムと軟鋼との摩擦圧接継手の界面強度に対する金属間化合物層の影響”, 溶接学会論文集, 23-4 (2005), 622-627.
1-76) 山本尚嗣, 高橋誠, 池内建二, 有年雅敏: “アルミニウム合金と軟鋼との摩擦圧接界面における金属間化合物層の生成と成長”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 126-127.
1-77) 山本尚嗣, 高橋誠, 池内建二, 有年雅敏: “工業用純アルミニウム 1070 と軟鋼との摩擦圧接継手の界面強度に対する金属間化合物層の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 118-119.
1-78) 木村真晃, 石井宏樹, 日下正広, 海津浩一, 冨士明良: “A5052/S15CK 摩擦圧接の接合現象と継手強度”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 98-99.
1-79) 井神浩, 中嶌祐司, 松本史朗, 加藤周一郎: “超音波はんだ付によるアルミニウム合金

と鋼の接合”, 軽金属学会大会講演概要, 90 (1996), 113-114.
1-80) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 中村拓司, 太田裕之: “突き合わせ超音波溶接の温度上昇と溶接部諸特性について”, 電子情報通信学会技術研究報告. US, 超音波, 96-432 (1996), 51-58.
1-81) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 藤田勇樹, 中村拓司, 太田裕之: “突き合せ超音波溶接の温度上昇と溶接部諸特性について”, 電子情報通信学会論文誌. A, 基礎・境界, J80-A-10, (1997), 1757-1765.
1-82) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 柏野隆志, 菅原史治: “ステンレス鋼とアルミニウム材料の突き合わせ超音波溶接(突き合わせ超音波溶接について(28))”, 日本音響学会研究発表会講演論文集, 1 (1999), 901-902.
1-83) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 柏野隆志, 菅原史治: “アルミニウムおよびステンレス鋼材料の突き合わせ超音波溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 5 (1999), 514-515.
1-84) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 柏野隆志, 菅原史治: “ステンレス鋼とアルミニウム材料の突き合わせ超音波溶接部の特性(突き合わせ超音波溶接について(29))”, 日本音響学会研究発表会講演論文集, 1 (1999), 901-902.
1-85) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 比田井一晃, 長谷川敦史, 金井涼一: “ステンレス鋼とアルミニウム, アルミニウム合金材料の突き合わせ超音波溶接特性(突き合わせ超音波溶接について(30))”, 日本音響学会研究発表会講演論文集, 2 (1999), 1007-1008.
1-86) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 金井涼一, 比田井一晃, 長谷川敦史: “ステンレス鋼と耐食アルミニウム材料の突き合わせ超音波溶接特性(突き合わせ超音波溶接について(31))”, 日本音響学会研究発表会講演論文集, 2000 (2000), 891-892.
1-87) 辻野次郎丸, 上岡哲宜, 長谷川敦史, 金井涼一, 比田井一晃: “アルミニウムとステンレス鋼板の上下駆動式超音波溶接”, 日本音響学会研究発表会講演論文集, 1 (2000), 895-896.
1-88) 辻野次郎丸, 比田井一晃, 升岡茂樹, 外園健介, 上岡哲宜: “アルミニウム・ステンレス鋼材料の突き合わせ超音波溶接時の温度上昇の測定(突き合わせ超音波溶接について (36))”, 日本音響学会研究発表会講演論文集, 2001 (2001), 1113-1114.
1-89) 増井孝実, 伊藤雅章: “中間材を使用したアルミニウムと鉄鋼の超音波接合に関する研究”, 三重県科学技術振興センター工業研究部研究報告, 28 (2003), 75-77.
1-90) 笹部誠二, 岩瀬哲: “超音波接合によるアルミニウム/鋼の接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 74 (2004), 158-159.
1-91) 増井孝実, 伊藤雅章: “中間材を使用したアルミニウムと鉄鋼の超音波接合に関する研究(2)”, 三重県科学技術振興センター工業研究部研究報告, 29 (2004), 20-23.
1-92) 作山英雄, 渡辺健彦, 柳沢敦, 小沼静代: “アルミニウム合金と鉄鋼の超音波接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 348-349.
1-93) 増井孝実, 伊藤雅章: “アルミニウム合金と鉄鋼の超音波接合に関する研究”, 三重県

科学技術振興センター工業研究部研究報告, 30 (2005), 1-4.
1-94) 寺井清, 松田昭三, 永井裕善, 山田猛: “異材継手の拡散接合: アルミニウム及びアルミニウム合金と軟鋼”, 溶接学会全国大会講演概要, 12 (1973), 324-325.
1-95) 桃野正, 円城敏男: “アルミニウムと鋼の拡散溶接”, 軽金属, 35-7 (1985), 396-404.
1-96) 桃野正: “アルミニウムと鉄鋼の拡散溶接”, 軽金属, 35-7 (1985), 396-404.
1-97) 桃野正, 宮坂元博, 円城敏男: “チタン箔インサートによる 6063 アルミニウム合金と S20C 鋼の拡散溶接”, 軽金属, 37-6 (1987), 413-418.
1-98) 泰山正則, 小川和博, 小溝裕一: “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), 172-173.
1-99) 及川初彦, 斉藤亨, 永瀬隆夫, 切山忠夫: “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”, 鐵と鋼: 日本鐵鋼協會々誌, 83-10 (1997), 641-646.
1-100) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫: “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”, 鐵と鋼: 日本鐵鋼協會々誌, 83-10 (1997), 629-634.
1-101) 藤巻大介, 倉方小太朗, 桃野正, 田湯善章, 片山博, 福田隆: “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), 366-367.
1-102) 桃野正, 倉方小太朗, 田湯善章, 片山博: “鉄鋼材料とアルミニウム合金の接合界面反応層形成に及ぼす Si と Mg の影響”, 鋳物: 講演大会講演概要集, 132 (1998), 87.
1-103) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 切山忠夫: “鋼板/アルミニウム板接合体の界面におけるミクロ構造と金属間化合物の生成”, 鐵と鋼: 日本鐵鋼協會々誌, 84-1 (1998), 73-78.
1-104) 黒田晋一, 槙野一郎, 加田勝彦, 才田一幸, 西本和俊: “Ag インサート金属による A6061/SUS316 の拡散接合性の改善と数理的手法によるその定量的評価: アルミニウム合金とステンレス鋼の拡散接合に関する研究（第 2 報）”, 溶接学会論文集, 17-4 (1999), 519-525.
1-105) 黒田晋一, 才田一幸, 西本和俊: “A6061 と SUS316 の直接接合部の組織と特性: アルミニウム合金とステンレス鋼の拡散接合に関する研究（第 1 報）”, 溶接学会論文集, 17-3 (1999), 484-489.
1-106) 西本和俊, 才田一幸, 黒田晋一: “表面活性化プリコート法による SUS316 表面酸化皮膜の除去と A6061/SUS316 の拡散接合性改善: アルミニウム合金とステンレス鋼の拡散接合に関する研究（第 3 報）”, 溶接学会論文集, 18-4 (2000), 563-571.
1-107) 沓名宗春, RATHOD Manoj: “鋼-アルミニウム合金異材継手の界面での金属間化合物の生成に関する研究”, 溶接学会全国大会講演概要, 66 (2000), 196-197.
1-108) 沓名宗春, RATHOD Manoj: “鋼-アルミニウム合金異材継手の界面での金属間化合物の生成の関する研究”, 溶接学会全国大会講演概要, 66 (2000), 198-199.
1-109) 渡辺健彦, 須藤晶, 柳沢敦, 小沼静代, 大橋修, 吉岡隆幸: “亜鉛メッキによる鉄パイプとアルミニウムパイプの接合”, 溶接学会論文集, 18-4 (2000), 572-579.

1-110) 森清和, 松岡孝, 瀬戸芳樹, 竹内恒孝: “鋼-アルミ薄板の固相接合技術 第 1 報”, 溶接学会全国大会講演概要, 71 (2002), 166-167.
1-111) 佐藤裕二, 金井覚, 瀬戸佐智生, 小林優: “SUJ2 と A5083 の拡散接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 75 (2004), 92-93.
1-112) 佐藤裕二, 金井覚, 瀬戸佐智生, 小林優: “SUJ2 と A5083 の間接拡散接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 346-347.
1-113) 才田一幸, 黒田晋一, 西本和俊: “A6061 とプリコート金属の共晶反応による A6061 界面反応性向上: アルミニウム合金とステンレス鋼の拡散接合に関する研究(第 4 報)”, 溶接学会論文集, 23-3, 405-411.
1-114) 今枝裕貴, 近藤未希, 松井史明, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “アルミニウム合金/鋼ハイブリッド自動車車体のための異材接合部の界面構造と継手強度”, 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 130-131.
1-115) 西條謹二, 吉田一雄: “アルミニウム/鋼, 銅/鋼の表面活性化常温加圧接合性におよぼす露出雰囲気の影響”, 日本金屬學會誌, 69-3 (2005), 291-297.
1-116) 小林重昭, 糸井勇太, 奥貫隆史, 佐々木朋裕, 八高隆雄: “鋼/アルミニウム界面での合金層形成に及ぼす 2 段階熱処理の影響”, 日本機械学会関東支部ブロック合同講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 2006 (2006), 45-46.
1-117) 北條慎治, 岩谷信吾, 片山忠明, 廣瀬明夫, 小林紘二郎, 中川成幸, 宮本健二: “亜鉛インサートによる鋼とアルミニウム合金との異種材料接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 18-19.
1-118) 梅下英孝, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “アルミニウム合金/鋼異材接合の界面構造および接合強度に及ぼす合金元素の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 10-11.
1-119) 梅下英孝, 廣瀬明夫, 小林紘二郎, 今枝裕貴: “アルミニウム合金/鋼異材接合の接合性に及ぼす合金元素の影響” 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 220-221.
1-120) 齋藤雄一, 梅下英孝, 小椋智, 廣瀬明夫: “銅添加したアルミニウム合金と鋼との異材接合継手の特性評価”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 194-195.
1-121) 小椋智, 梅下英孝, 齋藤雄一, 廣瀬明夫: “アルミニウム/鋼異材接合の界面組織形成における添加元素の役割”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 196-197.
1-122) 迎静雄, 西尾一政, 加藤光昭, 井上季明, 丸本次男: “銅クラッド鋼及びアルミクラッド鋼の製造: 真空圧延接合法によるクラッド材の製造とその特性(第 2 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 43 (1988), 182-183.
1-123) 迎静雄, 西尾一政, 加藤光昭, 井上季明: “アルミニウムクラッド鋼の接合界面性状に及ぼす溶接熱サイクルの影響: 真空圧延接合法によるクラッド材の製造とその特性(第 3 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 45 (1989), 202-203.
1-124) 牧清二郎, 中村雅勇, 松田忠明, 永井直記: "巻付け異周速圧延による薄板の冷間

接合の研究 II アルミニウム板と鋼板の接合における接合強度に及ぼす圧延条件の影響", 塑性と加工, 30-336 (1989),71-76.

1-125) 迎静雄, 西尾一政, 加藤光昭, 井上李明, 住友賢治: “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: 真空圧延接合法によるクラッド材の製造とその特性(第 2 報)”, 溶接学会論文集, 12-4 (1994), 528-533.

1-126) 西尾一政, 加藤光昭, 河野隆之, 迎 静雄: “アルミニウムクラッド鋼における界面反応: 真空圧延接合法によるクラッド材の製造とその特性(第 7 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 63 (1998), 368-369 .

1-127) 西尾一政, 加藤光昭, 河野隆之: “アルミニウムクラッド鋼の界面反応に及ぼす製造方法と素材成分の影響 : 真空圧延接合法によるクラッド材の製造とその特性(第3報)”, 溶接学会論文集, 18-1 (2000), 18-25.

1-128) 黒川哲平, 西尾一政, 加藤光昭, 山口富子: “真空圧延接合法により作製したアルミクラッド鋼の接合部強度に及ぼす接合条件の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), 290-291.

1-129) 相沢友勝, 内海幸博: “アルミニウム/高張力鋼板の電磁シーム溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 328-329.

1-130) 岡川啓悟, 広橋光治, 相沢友勝: “電磁圧接による亜鉛めっき鋼板とアルミニウム薄板の重ね接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008)), 412-413.

1-131) 菊地迪夫, 武田裕正, 諸住正太郎: “摩擦および爆発圧接したアルミニウムと鋼との接合界面”, 軽金属, 34-3 (1984), 165-173.

1-132) 西田稔: “アルミニウム爆着クラッド鋼の加熱による接合境界部組織変化について”, 高温学会誌, 19-5 (1993), 204-215.

1-133) 外本和幸, 氏本泰弘, 藤田昌大: “アルミニウム-鋼における爆着界面反応組織の形成”, 軽金属溶接, 41-7, 487 (2003), 323-328.

1-134) 福井利安, 杉山禎彦: “抵抗スポット溶接によるアルミニウムと軟鋼の接合”, 住友軽金属技報, 18-3・4 (1977), 137-142.

1-135) 今泉重威: “自動車体用アルミニウム合金と軟鋼の抵抗スポット溶接による接合”, 軽金属溶接, 17-1 (1979), 10.

1-136) 仲田周次, 前川仁, 加柴良裕: “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): 表面処理法の溶接性におよぼす効果”, 溶接学会論文集, 2-1 (1984), 143-149.

1-137) 仲田周次, 前川仁, 加柴良裕: “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鈑の接合(第 2 報): 電流方向の溶接性におよぼす効果”, 溶接学会論文集, 2-2 (1984), 66-71.

1-138) 泰山正則, 小川和博, 高隆夫: “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 1 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 51 (1992), 302-303.

1-139) 泰山正則, 小川和博, 高隆夫: “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 2 報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 52 (1993), 98-99.
1-140) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫, 切山忠夫: “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: 鉄/アルミ異材接合技術に関する研究 第 1 報”, 溶接学会全国大会講演概要, 52 (1993), 100-101.
1-141) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫, 切山忠夫: “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: 鉄/アルミ異材接合技術に関する研究 第 2 報”, 溶接学会全国大会講演概要, 53 (1993), 398-399.
1-142) 泰山正則, 小川和博, 高隆夫: "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 3 報）", 溶接学会全国大会講演概要, 53 (1993), 400-401.
1-143) 泰山正則, 小川和博, 高隆夫: “アルミクラッド鋼をインサートしたアルミニュウムと鋼のスポット溶接（第 4 報）: 亜鉛メッキ鋼板/アルミ合金のスポット溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 54 (1994), 254-255.
1-144) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫, 切山忠夫: “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: 鉄/アルミ異材接合技術に関する研究 第 3 報”, 溶接学会全国大会講演概要, 55 (1994), 444-445.
1-145) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫, 切山忠夫: “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”, 本会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, MPW-34-94 (1994).
1-146) 井上正二, 福村勝彦, 曽我聡: “各種めっき鋼板とアルミ合金のスポット溶接性”, 日新製鋼技報, 69 (1994), 58-68.
1-147) 泰山正則, 小川和博, 高隆夫: “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）: Fe-Al の接合技術(第 5 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 58 (1996), 206-207.
1-148) 泰山正則, 福井清之, 小川和博, 高隆夫: “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）: Fe-A1 の接合技術（第 6 報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 59 (1996), 260-261.
1-149) 泰山正則, 小川和博, 高隆夫: “アルミクラッド鋼インサート抵抗溶接法の検討: 鋼/アルミニウムの異材接合に関する研究（第 1 報）”, 溶接学会論文集, 14-2 (1996), 314-320.
1-150) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫, 切山忠夫: “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: インサート材を用いた鋼とアルミニウムの異種金属接合（第 1 報）”, 溶接学会論文集, 14-1 (1996), 69-80.
1-151) 泰山正則, 福井清之, 小川和博, 高隆夫: "自動車材料 アルミクラッド鋼を用いた Al と鋼の接合", 住友金属, 48-4 (1996), 87-95.
1-152) 及川初彦, 斉藤亨, 吉村尚, 永瀬隆夫, 切山忠夫: “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: インサート材を用いた鋼とアルミニウムの異種金属接合（第 2 報）”, 溶接学会論文集, 14-2 (1996), 267-277.

1-153) 及川初彦, 斎藤亮: “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, 36-8 (1998), 367-378.

1-154) 稲波純一, 安達修平: “抵抗加熱法による鉄系焼結材料とアルミニウム合金の接合技術”, 自動車技術会論文集, 29-4 (1998), 123-128.

1-155) 渡辺健彦, 柳沢敦, 土井悠平: “アルミニウム基インサート材を用いた鋼とアルミニウム合金の抵抗溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), 370-371.

1-156) 漆原亘, 武田実佳子, 井戸秀和, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/高張力鋼の接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 74 (2004), 152-153.

1-157) 漆原亘, 武田実佳子, 井戸秀和, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/合金化溶融亜鉛めっき鋼板の接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 74 (2004), 154-155.

1-158) 漆原亘, 武田実佳子, 松本克史, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/高張力鋼の接合（第 2 報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 75 (2004), 238-239.

1-159) 玉木克武, 西尾一政, 加藤光昭, 山口富子, 中村憲和: “アルミニウムと軟鋼とのスポット溶接部における金属間化合物の形成”, 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 132-133.

1-160) 漆原亘, 武田実佳子, 松本克史, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/高張力鋼の接合（第 3 報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 134-135.

1-161) 武田実佳子, 漆原亘, 松本克史, 加藤淳: “アルミニウム/高張力鋼の接合強度・界面構造に及ぼす鋼材表面酸化形態の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 320-321.

1-162) 漆原亘, 武田実佳子, 松本克史, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/高張力鋼の接合（第 4 報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 322-323.

1-163) 岩瀬哲, 笹部誠二, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材との抵抗スポット溶接による異種金属接合（第一報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 324-325.

1-164) 服部保徳, 三尾野忠昭, 笹部誠二, 岩瀬哲: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材との抵抗スポット溶接による異種金属接合（第二報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 326-327.

1-165) 三尾野忠昭, 服部保徳, 岩瀬哲, 笹部誠二: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材との抵抗スポット溶接による異種金属接合（第三報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 78 (2006), 160-161.

1-166) 漆原亘, 武田実佳子, 松本克史, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/合金化溶融亜鉛めっき鋼板の接合（第 2 報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 78 (2006), 162-163.

1-167) 松本克史, 武田実佳子, 漆原亘, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/高張力鋼の接合(第 5 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 378-379.
1-168) 漆原亘, 武田実佳子, 松本克史, 加藤淳: “抵抗スポット溶接によるアルミニウム/合金化溶融亜鉛めっき鋼板の接合(第 3 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 376-377.
1-169) 服部保徳, 三尾野忠昭, 岩瀬哲, 笹部誠二: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材との抵抗スポット溶接による異種金属接合(第四報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 380-381.
1-170) 服部保徳, 三尾野忠昭, 清水剛, 笹部誠二, 岩瀬哲: "Al 合金とのスポット溶接性に優れた溶融アルミニウムめっき鋼板の接合機構", 日新製鋼技報 88 (2007), 1-9.
1-171) 冨田正吾, 長柄毅一, 中田一博: “パルス通電加圧焼結法によるアルミニウムと炭素鋼の焼結接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 65 (1999), 586-587.
1-172) 冨田正吾, 長柄毅一, 中田一博, 佐治重興, 加藤進: “パルス通電加圧焼結法によるアルミニウム合金と炭素鋼の固相接合”, 機械材料・材料加工技術講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 2001-9, (2011), 301-302.
1-173) 冨田正吾, 長柄毅一, 中田一博, 加藤進, 佐治 重興: “パルス通電加圧法による 5056 アルミニウム合金と SUS304 ステンレス鋼の固相接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 71 (2002), 162-163.
1-174) 臼井良輔, 片山聖二, 松縄朗: “異種金属材料のレーザ溶接性(第 1 報): ステンレス鋼とアルミニウム合金の溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 59 (1996), 52-53.
1-175) 鈴木実平, 玉置維昭, 五十君清司, 中西栄徳, 須賀谷伸晃: “炭酸ガスレーザを利用した鋼/アルミニウムの圧接: 接合結果におよぼす試験片温度履歴の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 61 (1997), 286-287.
1-176) 松本剛, 吉田正敏: “アルミニウム合金のレーザ溶接による突合せ溶接継手の評価”, 溶接学会全国大会講演概要, 61 (1997), 374-375.
1-177) 藤井正沸, 酒井勝雄, 伊藤嘉亮, 佐藤善久: “アルミニウム合金と軟鋼の YAG レーザ溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 61 (1997), 380-381.
1-178) 片山聖二, 水谷正海, 松縄朗, 深津憲一: “鉄鋼材料とアルミニウム合金のレーザ異材接合法: 重ね・突合せ同時 1 パス溶接法の開発”, 溶接学会全国大会講演概要, 67 (2000), 248-249.
1-179) 中川幾太郎, 宮下幸雄, 許金泉, 武藤睦治, 赤堀匡俊: “鋼-アルミ合金のレーザによる異材接合”, 機械材料・材料加工技術講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 9 (2001), 53-54.
1-180) 宮下幸雄, 許金泉, 武藤睦治, 赤堀匡俊, 中川幾太郎: “熱伝導解析に基づく鋼-アルミ合金のレーザによる異材接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 70 (2002), 10-11.
1-181) 宮下幸雄, 武藤睦治, 奥村勇人: “レーザによる鋼/アルミニウム合金異種金属接合体

の界面挙動”, 溶接学会全国大会講演概要, 72 (2003), 152-153.
1-182) 宮下幸雄, 武藤睦治, 許金泉, 奥村勇人: “鋼/アルミニウム合金のレーザ接合における界面制御”, 機械材料・材料加工技術講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 11 (2003), 341-342.
1-183) 谷内大世, BORRISUTTHEKUL Rattana, 宮下幸雄, 武藤睦治: “鋼/アルミニウム合金異種金属レーザ接合における接触片の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 238-239.
1-184) 才田健二, 宮崎康信: “アルミめっき鋼板の密着重ねレーザ溶接継手の強度特性とアルミの挙動”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 58-59.
1-185) 才田健二, 宮崎康信: “アルミめっき鋼板の密着重ねレーザ溶接継手の強度特性とアルミの挙動(第 2 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 50-51.
1-186) 宮下幸雄, 小池真央, 所克也, 武藤睦治, 田中裕規: “パルス YAG レーザによるステンレス鋼/アルミニウム合金異種金属接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 332-333.
1-187) 松本剛, 笹部誠二, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金と鋼材との YAG-ミグハイブリッド溶接による異種金属接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 334-335.
1-188) 飯塚高志, 石原孝典, 高倉章雄, 山口克彦: "軟鋼/アルミニウム合金の加圧突合せレーザ接合法の開発(第 4 報: 強度に及ぼす加工速度の影響に関する考察)", 塑性加工春季講演会講演論文集, 2007 (2007), 89-90.
1-189) 飯塚高志, 高倉章雄, 陸野宗一郎, 山口克彦: "軟鋼/アルミニウム合金の加圧突合せレーザー接合法の開発(第 5 報: 高圧負荷時における SPCC/A5052 の接合性)", 塑性加工連合講演会講演論文集, 58 (2007), 453-454.
1-190) 蒔田光明, 鈴木実平, 尾崎仁志, 川上博士: “Fe/Al レーザ溶接部の継手強度の検討”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 240-241.
1-191) 竹本正, 木村幸生, 川人洋介, 西川宏, 片山聖二: “レーザ照射法によるアルミニウム合金と鉄鋼のフラックスレス接合”, 軽金属溶接, 46-7 (2008), 300-308.
1-192) 鈴木実平, 玉置維昭, 五十君清司, 村上収一, 市川裕隆: “鋼-アルミニウムの圧接への炭酸ガスレーザの利用”, 溶接学会全国大会講演概要, 56 (1995), 196-197.
1-193) 沓名宗春, 菰田頼忠, RATHOD Manoj, 籠原幸彦: “接合強度に及ぼす圧接条件及び熱処理条件の影響: 軟鋼とアルミニウムのロール圧接継手の接合機構の研究(第 1 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 67 (2000), 314-315.
1-194) 沓名宗春, RATHOD Manoj: “SPCC 鋼と A5052 アルミニウム合金のレーザロール圧接継手の強度と界面相の関係: 異種金属のレーザロール圧接の研究(第 2 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 69 (2001), 92-93.
1-195) 沓名宗春, 菰田頼忠, RATHOD Manoj, 籠原幸彦: “低炭素鋼とアルミニウム合金のロ

ール圧接強度に及ぼす因子: 低炭素鋼とアルミニウムのロール圧接継手の接合機構の研究(第 3 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 69 (2001), 94-95.

1-196) 沓名宗春, RATHOD Manoj: "SPCC 鋼と A5052 アルミニウム合金の圧接条件の検討: 異種金属のレーザロール圧接の研究(第 1 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 68 (2001), 258-259.

1-197) 沓名宗春, 菰田頼忠, RATHOD Manoj, 籠原幸彦: "熱処理されたロール圧接継手に成長する金属間化合物の研究: 軟鋼とアルミニウムのロール圧接継手の接合機構の研究(第 2 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 68 (2001), 260-261.

1-198) 沓名宗春, RATHOD Manoj, AZAR Ammar: "SPCC 鋼と純アルミニウムのレーザロール圧接におけるシナージック制御: 異種金属のレーザロール圧接の研究(第 3 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 71 (2002), 40-41.

1-199) 沓名宗春, AZAR Ammar, RATHOD Manoj: "SPCC 鋼と純アルミニウム(1050)のレーザロール圧接における界面の熱サイクル: 異種金属のレーザロール圧接の研究(第 5 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), 294-295.

1-200) RATHOD Manoj, 沓名宗春: "レーザロール圧接による A5052 アルミ合金と SPPC 鋼の接合", 溶接学会論文集, 21-2 (2003), 282-294.

1-201) 沓名宗春, RATHOD Manoj, 菰田頼忠, 籠原幸彦: "低炭素鋼とアルミニウム合金のロール圧接継手の接合機構に関する研究", 溶接学会論文集, 21-1 (2003), 101-108.

1-202) 西本浩司, 藤井洋郎, 片山聖二: "A6061 アルミニウム合金と SPCC 鋼の接合:帯鋼のレーザクラッド異材接合技術(第 4 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 72 (2003), 154-155.

1-203) 沓名宗春, AZAR Ammar, RATHOD Manoj: "SPCC 鋼及びアルミ合金レーザロール圧接における延性な金属間化合物加速生成: 異種金属のレーザロール圧接の研究(第 6 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 74 (2004), 140-141.

1-204) 沓名宗春, 山上直樹, 坪井昭彦, RATHOD Manoj: "金属間化合物の生成に及ぼす溶接条件の影響: 高張力鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接法の研究(第 1 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 75 (2004), 182-183.

1-205) 西本浩司, 藤井洋郎, 片山聖二: "レーザ圧接法によるアルミニウム合金と低炭素鋼の接合", 溶接学会論文集, 22-4 (2004), 572-579.

1-206) 沓名宗春, 山上直樹, 坪井昭彦, RATHOD Manoj: "金属間化合物の生成に及ぼす加圧力, 走行速度及び板厚の影響: 高張力鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接法の研究(第 2 報)", 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 74-75.

1-207) 沓名宗春, 山上直樹, RATHOD Manoj, AZAR Ammar: "レーザロール溶接によるアルミニウム合金と各種鋼材の接合", 軽金属溶接 43-10 (2005), 483-496.

1-208) 西本浩司, 安宅健, 藤井洋郎, 片山聖二: "レーザ圧接法による亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金の接合", 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 242-243.

1-209) 沓名宗春, 尾崎仁志, 中川成幸, 宮本健二: “亜鉛メッキ鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接による異種金属接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 78 (2006), 96-97.
1-210) 尾崎仁志, 沓名宗春: “2kW ファイバーレーザを用いた低炭素鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 258-259.
1-211) 沓名宗春, 幸村惟史: “ステンレス鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接による異種金属接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 270-271.
1-212) 沓名宗春, 尾崎仁志, 吉田光宏, 中川成幸, 宮本健二: “2kW ファイバーレーザによる亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金板のレーザロール溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 70-71.
1-213) 沓名宗春, 幸村惟史: “接合界面層のミクロ組織及び継手性能に及ぼすレーザ・ローラ間距離の影響: ステンレス鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接による異種金属接合(第 2 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 326-327.
1-214) 尾崎仁志, 沓名宗春: “低炭素鋼とアルミニウム合金のグラファイトレスによるレーザロール溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 328-329.
1-215) 西本浩司, 奥本良博, 原野智哉, 安宅健, 藤井洋郎, 片山聖二: “レーザ圧接法による亜鉛めっき鋼板と工業用純アルミニウム合金の接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 76-77.
1-216) 沓名宗春, 幸村惟史: “ステンレス鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接による異種金属接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 248-249.
1-217) 尾崎仁志, 加藤崇充, 沓名宗春: “低炭素鋼とアルミニウム合金のレーザロール溶接における熱サイクルの数値シミュレーション”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 250-251.
1-218) 西本浩司, 奥本良博, 原野智哉, 安宅健, 藤井洋郎, 片山聖二: “レーザ圧接法によるアルミニウムと合金化溶融亜鉛めっき鋼板の接合”, 軽金属溶接, 46-10, 550 (2008), 459-469.
1-219) 西本浩司, 奥本良博, 原野智哉, 安宅健, 藤井洋郎, 片山聖二: “レーザ圧接された亜鉛めっき鋼板とアルミニウム異材接合界面の微細組織観察”, 溶接学会全国大会講演概要, 82 (2008), 104-105.
1-220) 村本徹五郎: “鋼とアルミ合金との溶接継手の動的強さ”, 溶接学会誌, 33-8 (1964), 684.
1-221) 杉山禎彦: “TIG 法によるアルミニウム合金と鋼の接合についての検討”, 溶接学会誌, 33-3 (1964), 288.
1-222) 村本徹五郎: “鋼とアルミ合金との溶接継手の動的強さ :〔Г.А.Бельчук, Сварочное Производство, 1963-11, No.11, стр.3〜5, 図 6, 表 3〕”, 日本機械学會誌, 67-545, (1964), 960.
1-223) 妹島五彦: “鋼とアルミニウムの溶接継手の機械的性質, V.R. Ryabov, et al., Weld.

Prod., 1966-1, Vol. 13, No. 1, p. 23-26, 図 5”, 日本機械学會誌, 69-575 (1966), 1692-1693.

1-224) 石田恒雄: “プラズマアークによる軟鋼とアルミニウムの接合反応について”, 溶接学会全国大会講演概要, 40 (1987), 278-279.

1-225) 村上太一, 中田一博, 牛尾誠夫, 仝紅軍: “MIG アーク溶接によるアルミニウムと鋼の異材接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 71 (2002), 258-259.

1-226) 村上太一, 中田一博, 牛尾誠夫, 仝紅軍: “MIG アークブレーズ溶接によるアルミニウムとステンレス鋼の異材接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), 334-335.

1-227) 武田実佳子, 松本克史, 武田裕之: “MIG ブレージングによるアルミニウム/鋼の接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), 332-333.

1-228) 武田実佳子, 松本克史, 武田裕之: “MIG ブレージングによるアルミニウム/鋼の接合（第 3 報）: Cu 系ワイヤによる接合強度に及ぼす継手形状の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 75 (2004), 262-263.

1-229) 松本克史, 武田実佳子, 武田裕之, 村井康生: “MIG 溶接によるアルミニウム/鋼接合強度に及ぼす継手形状・溶接条件の影響: Al 系ワイヤによる MIG 溶接の検討”, 溶接学会全国大会講演概要, 75 (2004), 260-261.

1-230) 武田実佳子, 武田裕之: “MIG ブレージングによるアルミニウム/鋼の接合（第 2 報）: 交流 MIG による接合試験”, 溶接学会全国大会講演概要, 74 (2004), 194-195.

1-231) 笹部誠二, 服部保徳: “溶接 新開発の溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材との接合（抵抗スポット接合・ミグブレージング・レーザブレージング）”, アルトピア, 35-12 (2005), 26-32.

1-232) 松本克史, 武田実佳子, 村井康生: “MIG 溶接によるアルミニウム/鋼接合強度に及ぼす母材の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 118-119.

1-233) 笹部誠二, 松本剛, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレージングならびにレーザブレージングによる異種金属接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 116-117.

1-234) 松本克史, 武田実佳子, 村井康生: “MIG 溶接によるアルミニウム/鋼接合強度に及ぼす Al 系ワイヤ組成の影響”, 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 174-175.

1-235) 古川一敏: “技術報告:新アーク溶接法 CMT プロセス（鋼とアルミニウムの異材溶接及び超薄板アルミニウムの溶接）”, 軽金属溶接, 43-10, 514 (2005), 469-475.

1-236) 前田興一, 田中晃二, 泰山正則: “アルミニウム合金板と亜鉛メッキ鋼板とのアーク溶接継手の性質”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 112-113.

1-237) 笹部誠二, 岩瀬哲, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレージングによる異種金属接合（第二報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 78 (2006), 16-17.

1-238) 笹部誠二, 岩瀬哲, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニ

ウム合金材と鋼材とのミグブレージングによる異種金属接合（第三報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 14-15.

1-239) 岩瀬哲, 笹部誠二, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレージングによる異種金属接合（第四報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 16-17.

1-240) 古川一敏, 加藤光昭, 西尾一政 ,山口富子 ,松本貴史: “CMT 溶接法を用いた亜鉛めっき鋼板とアルミニウム合金の溶接部の特性”, 軽金属溶接, 44-12, 528 (2006), 547-555.

1-241) 古川一敏, 加藤光昭, 西尾一政, 山口冨子, 松本貴史, 西本雄亮: “CMT 溶接による Al/SPCC の溶接と溶接部の特性”, 溶接学会全国大会講演概要, 78 (2006), 134-135.

1-242) 笹部誠二, 岩瀬哲, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレージングによる異種金属接合（第五報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 8-9.

1-243) 笹部誠二, 岩瀬哲, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレージングによる異種金属接合（第六報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 358-359.

1-244) 岩瀬哲, 笹部誠二, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレージングによる異種金属接合（第七報）”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 360-361.

1-245) 福田敏彦, 熊谷正樹, 難波圭三: “アルミニウム合金と鋼の MIG 溶接に関する研究”, 溶接学会全国大会講演概要, 82 (2008), 102-103.

1-246) 荒田吉明, 松田福久, 塚本進: “アルミニウムと鉄（炭素鋼）の電子ビーム溶接について”, 溶接学会全国大会講演概要, 13 (1973), 196-197.

1-247) 大久保通則, 菅又信, 金子純一: “電子ビーム溶接によるアルミニウムと鋼および銅の異材溶接性”, 軽金属学会大会講演概要, 91 (1996), 267-268.

1-248) 西本和俊, 才田一幸, 宋宇鉉, 安藤彰芳, 菊野智教: “アルミニウムと鉄鋼の異材レーザブレイジング”, 溶接学会全国大会講演概要, 72 (2003), 160-161.

1-249) 宋宇紘, 才田一幸, 安藤彰芳, 西本和俊: “アルミニウムろうによる接合性の基礎的検討: レーザブレイジングによるアルミニウム合金と鉄鋼材料の異材接合（第 1 報）”, 溶接学会論文集, 22-2 (2004), 315-322.

1-250) 西本和俊, 才田一幸, 宋宇鉉, 菊野智教: “タンデムビームを用いたアルミニウムと亜鉛メッキ鋼板の異材レーザブレイジング”, 溶接学会全国大会講演概要, 76 (2005), 78-79.

1-251) 笹部誠二, 松本剛, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金材と鋼材とのミグブレージングならびにレーザブレージングによる異種金属接

合”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 116-117.
1-252) 篠崎賢二, 山本元道, 澤田有志, 森田幹生, 森清和, 武村仲介: “最適レーザろう付条件の選定: アルミニウム合金と自動車用亜鉛めっき鋼板の異材レーザろう付技術の開発(第 1 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 214-215.
1-253) 篠崎賢二, 山本元道, 澤田有志, 森田幹生, 森清和, 武村仲介: “レーザろう付継手強度低下要因の解析: アルミニウム合金と自動車用亜鉛めっき鋼板の異材レーザろう付技術の開発(第 2 報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 216-217.
1-254) 松本剛, 笹部誠二: “レーザブレージングによるアルミニウム合金/合金化溶融亜鉛めっき(GA)鋼板の接合”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 306-307.
1-255) 松本剛, 笹部誠二, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金と鋼材とのレーザブレージングによる異種金属接合(第二報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 79 (2006), 304-305.
1-256) 松本剛, 笹部誠二, 服部保徳, 三尾野忠昭: “溶融アルミめっき鋼板を用いたアルミニウム合金と鋼材とのレーザブレージング溶接による異種金属接合(第三報)”, 溶接学会全国大会講演概要, 80 (2007), 72-73.
1-257) 鈴木孝典, 津村卓也, 中田一博: “Ag ろう材によるアルミニウム/鉄異材レーザブレーズ溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 306-307.
1-258) 才田一幸, 大西春樹, 西本和俊: “アルミニウム合金と亜鉛メッキ鋼のフラックスレス・レーザブレイジング”, 溶接学会全国大会講演概要, 81 (2007), 308-309.
1-259) 長代吉広, 鈴木孝典, 渡邊修平, 津村卓也, 中田一博: “Ag ろう材と Al ろう材を用いたアルミニウム/鉄異材レーザブレーズ溶接”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 392-393.
1-260) 樽井大志, 濱口祐司: “アルミニウム合金と溶融亜鉛メッキ鋼のレーザブレイジング”, 溶接学会全国大会講演概要, 83 (2008), 394-395.
1-261) 松本剛, 笹部誠二: “アルミニウム合金と鋼とのレーザブレージング溶接による異材接合”, 溶接技術, 56-4 (2008), 68-72.
1-262) 鈴村暁男, 劉樹英, 池庄司敏孝, 山崎敬久: “ステンレス鋼と各種アルミニウム合金のろう付性の比較”, 機械材料・材料加工技術講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 12 (2004), 299-300.
1-263) 池庄司敏孝, 劉樹英, 鈴村暁男, 山崎敏久: “アルミニウム合金ろう付におけるろう層の凝固過程と母材中の拡散についての数値解析”, 溶接学会全国大会講演概要, 77 (2005), 232-233.
1-264) 劉樹英, 鈴村暁男, 池庄司敏孝, 山崎敬久: “アルミニウム合金とステンレス鋼異材間大気中ろう付性の改善”, 機械材料・材料加工技術講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 14 (2006), 125-126.
1-265) 池庄司敏孝, 劉樹英, 鈴村暁男, 山崎敬久: “アルミニウム合金-ステンレス鋼大気ろ

う付性に及ぼす Al-Si 共晶ろう層の等温凝固挙動の影響”, 溶接学会論文集, 24-4 (2006), 362-367.

1-266) 鈴村暁男, 池庄司敏孝, 劉樹英, 山崎敬久: “ステンレス鋼とアルミニウム合金の異材間大気中ろう付け”, 年次大会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 1 (2007), 483-484.

1-267) 岩澤進, 森孝男: “アルミ: 高張力鋼 SPR 接合部における残留応力の有限要素法解析”, 年次大会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 1 (2004), 529-530.

1-268) 加藤亨, 安部洋平, 森謙一郎: “セルフピアシングリベットによるアルミニウム合金板と高張力鋼板の接合”, 塑性加工春季講演会講演論文集, 2005 (2005), 107-108.

1-269) 加藤亨, 安部洋平, 森謙一郎, RAVSHANBEK Yunsov: “セルフピアシングリベットによる高張力鋼板とアルミニウム合金板の接合”, 自動車技術会論文集, 37-6 (2006), 219-224

1-270) 土井滋, 森孝男: “アルミ-鋼リベット継手の引張せん断疲労強度”, 年次大会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 6 (2006), 185-186.

1-271) 加藤亨, 安部洋平, 森謙一郎, 呉宣: “セルフピアシングリベットによるアルミニウム合金板と鋼板の接合”, 塑性と加工, 47-541 (2006), 149-153.

1-272) 加藤亨, 安部洋平, 森謙一郎: “セルフピアシングリベットによるアルミニウム合金板と軟鋼板の異種 3 枚接合”, 塑性加工春季講演会講演論文集, 2006 (2006), 261-262.

1-273) 加藤亨, 安部洋平, 酒井慎吾, 森謙一郎: “セルフピアシングリベットによるアルミニウム合金板と高張力鋼板の異種 3 枚接合”, 塑性加工春季講演会講演論文集, 2007 (2007), 99-100.

1-274) 加藤亨, 安部洋平, 森謙一郎, 酒井慎吾, RAVSHANBEK Yunsov: “セルフピアシングリベットによる高張力鋼板とアルミニウム合金板の接合の予測”, 塑性加工春季講演会講演論文集, 2007 (2007), 97-98.

1-275) 加藤亨, 安部洋平, 森謙一郎, 酒井慎吾: “セルフピアシングリベットによるアルミニウム合金板と軟鋼板の 3 枚接合”, 塑性と加工, 49-568 (2008), 419-423.

第 2 章

2-1) 西方篤: “高耐食性表面処理鋼板の開発動向と防錆機構解明への取り組み”, 表面技術, 62-1 (2011), 2-7.

2-2) 日本金属学会, 金属データブック(改訂 3 版), (1993), 539.

2-3) 日本金属学会, 金属データブック(改訂 3 版), (1993), 479.

2-4) 日本金属学会, 金属データブック(改訂 3 版), (1993), 471.

2-5) 池内建二, 小谷啓子, 松田福久: “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, 14-1 (1996), 122-128.

2-6) Z.W. Chen, R.M. Sharp and J.T. Gregory: “Fe-AI-Zn Ternary Phase Diagram at 450 C”,

Materials Science and Technology, 6-12 (1990), 1173-1176.

第 3 章

3-1) 日本金属学会, 金属データブック(改訂 4 版), (2004), 131.
3-2) 日本金属学会, 金属データブック(改訂 4 版), (2004), 223.

第 4 章

4-1) 祖父江和治, 今井八郎: “三種類の金属間に発生する異種金属接触腐食”, 防錆管理 52-8 (2008), 285-292.
4-2) 今村美速, 笹部誠二: “アルミ材のウエルドボンド”, 溶接学会全国大会講演概要, 50 (1992), 188-189.

第 5 章

5-1) 窪島達雄, 赤崎智康, 大島恵, 岡部友三朗, 結城良治: “破壊力学に基づくスポット溶接構造の疲労寿命推定法の開発 第 3 報 FEM シェル解析におけるスポット溶接部モデル化手法の開発”, 自動車技術会論文集, 22-3 (1991), 91-96.
5-2) 杵渕雅男, 田村栄一: “スポット溶接部の高速変形・衝撃強度に関する研究: その 1: 油圧サーボ法による高速引張試験方法の検討”, 材料力学部門講演会講演論文集(一般社団法人日本機械学会), 2004 (2004), 123-124.
5-3) 木村昇士, 和泉浩一郎, 村松佑紀: “ハイブリッドドアにおける低弾性シーラを用いた水密構造による異種金属接触腐食の防止”, Honda R&D Technical Review, 25-1 (2013), 67-70.
5-4) 高橋進, 山部昌, 宮下洋介: “板成形における 2 次元スプリングバック解析手法の開発”, 日産技報, 36 (1995), 62-69.
5-5) カーエレクトロニクス研究会編著, 新カーエレクトロニクス, 山海堂, (1992), 104.

第 6 章

6-1) T. Araki, M. Koba, S. Nambu, J. Inoue and T. Koseki: “Reactive Transient Liquid Phase Bonding AZ31 Magnesium Alloy and Low Carbon Steel”, Materials Transactions, 52 (2011), 568-571.
6-2) T. B. Massalski, H. Okamoto and P. R. Subramanian and L. Kacprzak: Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition Volume 3, Ohio, ASM International, (1990), 2571-2572.
6-3) T. B. Massalski, H. Okamoto and P. R. Subramanian and L. Kacprzak: Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition Volume 2, Ohio, ASM International, (1990), 1722-1723.

本研究に関係する論文

【学術論文】

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合

1) 宮本健二, 中川成幸, 津島健次, 片山忠明, 岩谷信吾, 北條慎治, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “亜鉛インサートが鋼と Al 合金の異種材料拡散接合の継手特性に及ぼす効果（亜鉛インサートによる鋼と Al 合金の異種材料接合）”, 溶接学会論文集, (In press).
2) 宮本健二, 中川成幸, 杉千花, 津島健次, 岩谷信吾, 北條慎治, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金の異種材料接合（亜鉛インサートによる鋼と Al 合金の異種材料接合）”, 溶接学会論文集, (In press).
3) 宮本健二, 中川成幸, 杉千花, 小椋智, 廣瀬明夫: “抵抗スポット溶接による鋼と Al 合金のシールスポット溶接 (亜鉛インサートによる鋼と Al 合金の異種材料接合)”, 溶接学会論文集, (In press).
4) K. Miyamoto, S. Nakagawa, C. Sugi, H. Sakurai and A. Hirose: “Dissimilar Joining of Aluminum Alloy and Steel by Resistance Spot Welding”, SAE Int. J. Mater. Manuf. 2-1 (2009), 58-67.
5) 宮本健二, 中川成幸, 杉千花, 桜井寛, 廣瀬明夫: “抵抗スポット溶接による Al 合金と鋼との異種材接合”, 自動車技術会論文集, 40-3 (2009), 867-872.

共晶系亜鉛合金めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合

1) K. Ueda, T. Ogura, S. Nishiuchi, K. Miyamoto, T. Nanbu and A. Hirose: “Effects of Zn-based Alloys Coating on Mechanical Properties and Interfacial Microstructures of Steel /Aluminum Alloy Dissimilar Metals Joints Using Resistance Spot Welding”, Materials Transactions, 52 (2011), 967-973.

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Mg 合金の異種材料接合

1) 宮本健二, 中川成幸, 坂元宏規, 岩谷信吾, 北條慎治, 立花隆浩, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “抵抗スポット溶接による Mg 合金と鋼との異種材接合”, 自動車技術会論文集, 43-6 (2012), 1413-1418.
2) T. Tachibana, S. Hojo, S. Iwatani, T. Ogura, S. Nakagawa, K. Miyamoto and A. Hirose: “Effects of Zinc Insert and Al Content in Mg Alloy on the Bondability in Dissimilar Joints of Steel and Magnesium Alloy”, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 27 (2009), 183-186.

その他の研究実績

【会議発表】

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合

1) 宮本健二, 中川成幸, 杉千花, 桜井寛, 廣瀬明夫: “抵抗スポット溶接による Al 合金と鋼との異種材接合”, 自動車技術会, 2008 年秋季大会, 名古屋国際会議場, 10 月 22-24 日, (2008).
2) 宮本健二, 中川成幸, 杉千花, 桜井寛, 廣瀬明夫: “抵抗スポット溶接による Al 合金と鋼との異種材接合”, 軽金属溶接協会委員会, 軽金属溶接協会（神田）, 7 月 31 日, (2009).
3) 北条慎治, 岩谷信吾, 片山忠明, 廣瀬明夫, 小林紘二郎, 宮本健二, 中川成幸: “亜鉛インサートによる鋼とアルミニウム合金との異種材料接合”, 溶接学会平成 18 年度秋季全国大会, 北海道大学高等教育機能開発総合センター, 9 月 20-22 日, (2006).

共晶系亜鉛合金めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合

1) K. Ueda, T. Ogura, S. Nishiuchi, K. Miyamoto, T. Nanbu and A. Hirose: “Improvement of the bondability in dissimilar joint of steel and aluminum alloy using Zn-based alloys coating”, Materials Science & Technology 2010 Conference (MS&T10), ACerS et al., Houston, Texas, USA, Oct. 17-21, (2010).
2) 上田佳祐, 小椋智, 西内俊平, 宮本健二, 南部俊和, 廣瀬明夫: “亜鉛合金インサートを用いたアルミニウム合金/鋼異種材料スポット溶接”, 創設 50 周年記念シンポジウム, (社)溶接学会 溶接冶金研究委員会, 大阪大学, 10 月 7-8 日, (2010).
3) K. Ueda, T. Ogura, S. Nishiuchi, K. Miyamoto, T. Nanbu and A. Hirose: “The Effect of Zn-based Alloys Coating on Bondability of Resistance Spot Welding of Steel/Aluminum Alloy Dissimilar Joint”, The 12th Inter. Conf. on Aluminum Alloys (ICAA12), The Japan Institute of Light Metals (JILM), Yokohama, Japan, Sep. 5-9, (2010).
4) A. Hirose, T. Tachibana, S. Hojo, S. Iwatani, T. Ogura, S. Nakagawa, K. Miyamoto and K. F. Kobayashi: “Dissimilar Joining between Steel and Light Metals through Eutectic Reaction Using Zn Insert (Invited Talk)”, Materials Science & Technology 2009 Conference (MS&T09), ACerS et al., Pittsburgh, Pennsylvania, USA, Oct. 25-29, (2009).

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Mg 合金の異種材料接合

1) 宮本健二, 中川成幸, 坂元宏規, 岩谷信吾, 北條慎治, 立花隆浩, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “抵抗スポット溶接による Mg 合金と鋼との異種材接合”, 軽金属溶接協会委員会, 軽金属溶接協会（神田）, 12 月 7 日, (2011).
2) K. Miyamoto, S. Nakagawa, S. Iwatani, S. Hojo, T. Tachibana, T. Ogura, A. Hirose and K.

F. Kobayashi: “Dissimilar Joining of Magnesium Alloy and Steel by Resistance Spot Welding”, International Seminar on Welding Science and Engineering (WSE2011) & CCWS Seminar 2011, JWRI et al., Osaka, Japan, Nov. 17-21, (2011).

3) K. Miyamoto, S. Nakagawa, S. Iwatani, S. Hojo, T. Tachibana, T. Ogura, A. Hirose and K. F. Kobayashi: “Dissimilar Joining of Magnesium Alloy and Steel by Resistance Spot Welding”, International Workshop on Advanced Materials Joining and Processing, Univ. Waterloo, Waterloo, Canada, Oct. 21, (2011).
4) K. Miyamoto, S. Nakagawa, H. Sakamoto, S. Iwatani, S. Hojo, T. Tachibana, T. Ogura, A. Hirose and K. F. Kobayashi: “Dissimilar Joining of Magnesium Alloy and Steel by Resistance Spot Welding”, Materials Science & Technology 2011 Conference (MS&T11), ACerS et al., Columbus, Ohio, USA, Oct. 16-20, (2011).
5) 宮本健二, 中川成幸, 坂元宏規, 岩谷信吾, 北條慎治, 立花隆浩, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “抵抗スポット溶接による Mg 合金と鋼との異種材接合”, 自動車技術会, 2008 年秋季大会, 2011 年秋季大会, 札幌コンベンションセンター, 10 月 12-14 日, (2011).
6) A. Hirose, T. Tachibana, S. Hojo, S. Iwatani, T. Ogura, K. F.Kobayashi, S. Nakagawa and K. Miyamoto: “Dissimilar Joining of Magnesium Alloys and Steel Using Zinc Insert”, International Workshop on Welding and Joining of Mg alloys, Univ. Waterloo, Waterloo, Canada, July 28-29, (2011).
7) T. Tachibana, S. Hojo, S. Iwatani, T. Ogura,S. Nakagawa, K. Miyamoto and A. Hirose: “Effects of Zinc Insert and Al Content in Mg Alloy on the Bondability in Dissimilar Joints of Steel and Magnesium Alloys”, The 8th International Symposium of the Japan Welding Society (8WS), JWS, Kyoto, Japan, Nov. 16-18, (2008).
8) 立花隆浩, 北條慎治, 岩谷信吾, 小椋智, 中川成幸, 宮本健二, 廣瀬明夫: “亜鉛インサートを用いた鋼とマグネシウム合金の異種材料接合”, 平成 20 年度秋季大会, (社)溶接学会, 北九州国際会議場, 9 月 10-12 日, (2008).

【受賞】

1) 2011 年秋季大会学術講演会 優秀講演発表賞: 宮本健二, 中川成幸, 坂元宏規, 岩谷信吾, 北條慎治, 立花隆浩, 小椋智, 廣瀬明夫, 小林紘二郎: “抵抗スポット溶接による Mg 合金と鋼との異種材接合”, 自動車技術会, 2011 年秋季大会, 札幌コンベンションセンター, 10 月 12-14 日, (2011).
2) Best Poster Award: K. Ueda, T. Ogura, S. Nishiuchi, K. Miyamoto, T. Nanbu and A. Hirose: “The Effect of Zn-based Alloys Coating on Bondability of Resistance Spot Welding of Steel/Aluminum Alloy Dissimilar Joint”, The 12th Inter. Conf. on Aluminum Alloys (ICAA12), Sep. (2010).

【出願特許】

（国内）

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合

1) "異種金属の接合方法", 公開番号 2006-175502, 特許番号 4601052
2) "異種材料の接合方法", 公開番号 2006-198679, 特許番号 5120864
3) "抵抗溶接による異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2007-105737, 特許番号 4941876
4) "抵抗溶接による異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2007-130686, 特許番号 4905766
5) "抵抗スポット溶接による異種金属の接合方法", 公開番号 2007-301606, 特許番号 4961530
6) "抵抗スポット溶接による異種金属の接合方法", 公開番号 2007-326146, 特許番号 5051608
7) "異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2008-000754, 特許番号 4961531
8) "異種金属の接合方法及び装置", 公開番号 2008-023583, 特許番号 4961532
9) "異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2008-229658, 特許番号 4962907
10) "異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2008-264822, 特許番号 5186796
11) "異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2008-272825, 特許番号 5376391
12) "異種金属の接合方法及び接合装置", 公開番号 2008-284570
13) "異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2009-000700
14) "鋳物と板材の異種金属接合方法及びこれによる異種金属接合構造", 公開番号 2010-099672

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Mg 合金の異種材料接合

1) "異種金属の接合方法及び接合構造", 公開番号 2009-269085, 特許番号 5495093
2) "マグネシウム合金と鋼との異種金属接合方法", 公開番号 2010-082692, 特許番号 5326862
3) "マグネシウム合金と鋼の異種金属接合方法及び接合構造", 公開番号 2010-0947

（海外）

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Al 合金の異種材料接合

1) "Dissimilar metal joining method", 公開番号 2006/0150387, 特許番号 7850059, US
2) "Dissimilar metal joining method", 公開番号 2011/0056920, 特許番号 7984840, US
3) "Dissimilar metal joining method", 公開番号 2011/0100962, 特許番号 8020749, US
4) "Method, structure and apparatus for bonding dissimilar metals", 公開番号 101112740, 特許番号 200710000000, CN

5) "Method of bonding dissimilar metals materials using a seal material interposed therebetween ; Bonding structure formed by such method", 公開番号 1882542, 特許番号 602007010869.1-08, DE, FR, GB
6) "BONDING METHOD, BONDING STRUCTURE AND BONDING DEVICE OF HETERO-METAL", 公開番号 10-2008-0010302, 特許番号 10-0925580, KR
7) "Method for bonding a seal member and dissimilar materials made from metals", 公開番号 2008/0026247, 特許番号 8476549, US
8) "Bonding method of dissimilar materials made from metals and bonding structure thereof", 公開番号 1974847, 特許番号 602008006958.3-08, DE, FR, GB
9) "Bonding method of dissimilar materials made from metals and bonding structure thereof", 公開番号 2008/0241572, 特許番号 8058584, US
10) "BONDING METHOD OF DISSIMILAR MATERIALS MADE FROM METALS AND BONDING STRUCTURE THEREOF", 公開番号 10-2008-0089246, 特許番号 10-0983960, KR
11) "Bonding method of dissimilar materials made from metals and bonding structure thereof", 公開番号 2012/0021239, 特許番号 8507825, US

亜鉛めっき鋼板を用いた鋼と Mg 合金の異種材料接合

1) "Method of bonding different metals and bonded structure", 公開番号 101918168, 特許番号 200980000000, CN
2) "Joining method and joint structure of dissimilar metal", 公開番号 2011/0052935, 特許番号 8492005, US