

車両軽量化に向けた構造用金属材料の
点接合技術に関する研究

(Study on Spot Joining Methods of Structural Metal
Materials for Lightweight Car Bodies)

2016 年 1 月

博士（工学）

渡辺 吾朗

豊橋技術科学大学

要 旨

車両軽量化に向けた構造用金属材料の点接合技術に関する研究

Study on Spot Joining Methods of Structural Metal Materials for Lightweight Car Bodies

車両の軽量化に向けたマルチマテリアル化を実現するために、軽量化金属材料として重要な高張力鋼板とアルミニウム合金の点接合技術に関して研究を行った。特に、(1)高張力鋼板同士の抵抗スポット溶接部の高強度化、(2)アルミ合金同士の抵抗スポット溶接部の高品位化、(3)高張力鋼板とアルミ合金の異種材点接合部の高信頼性化に対して、課題解決を検討した結果以下の知見を得ることができた。全体を通して、何れの点接合技術においても接合部の応力集中に着眼し、これを緩和、回避することができる接合体へ改善することによって継手の高品位、高信頼性に繋げることができた。

(1) 凹電極を用いることにより超高張力鋼板のスポット溶接における散り発生が抑制でき、これにより大径ナゲットを形成することができた。散りが抑制された理由は、電極の凹み部へ溶接膨張の逃げが形成されたためであった。ここで、従来電極における散り発生限界を超える電流値を適用して $4\sqrt{t}$ （継手強度保障の最低レベル、 $t=1\text{mm}$ ）以上のナゲット径を確保することができた。これにより、従来電極では設定することができなかった大きな電流値 8 kA により 6.5mm のナゲット径を得ることができた。ナゲット径が大きくなると破断形態が部分剥離破断からプラグ破断へと移行し、これと共に高張力鋼板で特に大きな課題である十字引張強さ（CTS）が増大した。ナゲット径 6.5mm では CTS が約 8 kN となり、従来電極の場合の 5.5kN に比べて約 1.5 倍向上した。凹電極の連続打点溶接性評価を行った結果、少なくとも 1400 打点まで CTS が低下しないことがわかった。これらのことから、高張力鋼板スポット溶接継手の強度向上のための一つの方策を提案することができた。

(2) アルミ合金板スポット溶接部に発生する割れ挙動解析を行い、次の知見を得た。

①ナゲット内および熱影響部における割れの破面は、何れもアルミ合金が熔融凝固したそのままの形態を呈していることから、このような割れは凝固割れで

要 旨

あることがわかった。凝固温度範囲が広い合金ほど割れやすく、又純アルミでは通常の溶接条件では全く割れが見られなかった。②同一材料においては、電流値を増加して溶融部の体積を大きくしたものの程割れが大きくなった。また、割れが発生した溶接部には引張残留応力が認められた。これより、アルミ合金板スポット溶接時に発生する割れは、溶融部の熱膨張により周囲が塑性変形をおこし収縮時の引張応力を受けて生じたものであるものと考えられた。③長時間通電あるいは予熱後に溶接を行うと、割れが小さくなりこの時の溶接部の引張残留応力が低減していた。即ち、予熱、後熱等により溶接部周辺の温度を高めて伸び易くし、最終凝固部へ集中する引張応力を分散・緩和させることが割れ抑制に対して重要であることが考えられ、高品位接合部を形成するための指針を得た。

(3) 摩擦肉盛点接合 (FSuSW) を提案し、超高張力鋼板とアルミ合金板の接合性を向上させることができた。この新しい手法は、消耗性アルミツールをアルミ合金側から回転させながら押込む方式で、所定時間保持した後、ツールを離してアルミ/鋼材間の点接合継手を形成させる。本方式には、アルミ側に予備穴を設けることにより塑性流動性が増しアルミ新生面が露出しやすいという特徴もある。今回は、軽量化材料として重要視される超高張力鋼板 (SPC980DP) とアルミ合金板 (A6061-T6) との接合を行った。表面酸化膜の厚いハイテン材を研磨してから接合すると、継手強度 (TSS, CTS) が無処理に比べて約 2 倍増大した。研磨処理によって接合界面に残存する酸化物層が大幅に減少し、これに伴って Fe-Al の薄い化合物層 (数十 nm 厚さ) が形成されたことが継手強度を向上させた要因であることが分かった。また、接合界面では Mg の還元作用が顕著となり、さらに Mg 酸化物が粒子状となって分散する現象が認められた。このことも界面酸化物を消失させる大きな要因であると考えられた。結果として TSS で約 6kN と、他の機械的接合法に匹敵する強度レベルが得られた。一方、疲労特性においては従来の FSSW 手法に比べ時間強度において優位 (耐久限度は同等) となることがわかった。

Abstract

Spot joining methods of structural metal materials were studied for multi-material lightweight car body design.

1. In spot welding of ultra-high-strength steel sheets, the generation of expulsion could be suppressed and large-diameter nuggets could be formed by using a concave electrode. The expulsion was suppressed because the clearance for expansion was formed when using the concave electrode. Thus, nuggets with a diameter of $\geq 4\sqrt{t}$ (lowest for securing joint strength, $t = 1$ mm) were obtained without expulsion in a greater welding current range than the range when using a conventional electrode. Furthermore, nuggets with a diameter of approximately 6.5 mm were formed with a large current of 8 kA, which could not be set when using the conventional electrode. In addition, a transition from partial interfacial fracture to pullout fracture occurred as the nugget diameter increased, and the cross-tension strength (CTS) tended to increase. A value of about 8 kN was obtained for a nugget with a diameter of 6.5 mm, which is approximately 1.5 times larger than the value (approximately 5.5 kN) obtained with the conventional electrode. The electrode life test indicated little deterioration in the CTS after 1400 welds. Thus, we propose using a concave electrode to improve the joint strength in the spot welding of ultra-high-strength steel sheets.

2. The cracking behavior in spot welding of aluminum alloys has been investigated, and the following has been found.

(1) The cracking appeared in both weld nugget and the heat affected zone adjoining to the electrode in the case of Al-Mg system alloys, and the solidification structures were observed in both the

fracture surfaces of cracks . The forms of fractures suggested that cracking in the nugget was solidification cracking and the one in the HAZ was HAZ burning.

(2) The cracking occurred most easy in the welds of commercial alloys of Al-Cu and Al-Mg systems in the ordinary welding conditions comes to the next as against the case of pure aluminum. Wider solidification temperature ranges of the aluminum alloys resulted in easier generation of cracks.

(3) The size of cracks and tensile residual stress in the radial direction of the weld could be reduced either by extending welding time or by preheating the sheets. In other words, the increase in the temperature around the weld nugget seemed to cause the decrease in both tensile stress and the ill chance of cracking.

3. Bonding between ultra-high-strength steel sheet and Al alloys was successfully improved by using friction surfacing spot welding (FSuSW). This new procedure consists of pressing a rotating consumable Al tool into the side of the Al sheet bonded to the steel sheet. The tool is held in place for a specified time until an overlay is formed, and then it is removed to form the spot joint for the Al/steel bond. In this technique, a hole is first drilled from the Al side. The hole increases the plastic flowability and readily exposes a fresh Al surface. SPC980 ultra-high-strength steel and A6061 Al alloy, materials of high interest for light structural applications, were bonded in this study. When high tensile steel with a thick oxide surface film was polished before the bonding process, the tensile shear strength and cross tensile strength of the joint were approximately twice those of a joint of unpolished steel. The oxide layer remaining in the bond interface was greatly reduced by the polishing treatment; it was found that the thin (several tens of nanometers) Fe-Al compound layer formed at the same time was a factor in the improvement of joint strength. It was also observed that the reducing action of Mg at the bond interface was greatly accelerated and Mg oxides took on a particle shape before diffusing. These events appear to be key factors in the disappearance of the interface oxides. A value of about 6 kN (tensile shear strength) was obtained, which was equal to

要 旨

mechanical joint level. In terms of fatigue property, the value of superior time-intensity and comparable fatigue limit was obtained by FSuSW relative to conventional FSSW.

車両軽量化に向けた構造用金属材料の点接合技術に関する研究

Study on Spot Joining Methods of Structural Metal Materials for Lightweight Car Bodies

目 次

第1章 緒 論

1-1	本研究の背景および目的	1
1-2	軽量化金属材料の点接合技術における現状と課題	5
1-2-1	高張力鋼板の抵抗スポット溶接	5
1-2-2	アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接	10
1-2-3	鋼板/アルミニウム合金板の異種材点接合技術	11
1-3	本論文の構成	16
1-4	参考文献	18

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

2-1	はじめに	24
2-2	十字引張強度に及ぼす溶接電極形状の影響	26
2-2-1	実験方法	26
2-2-2	実験結果および考察	27
(1)	凹電極使用による溶接電流範囲の拡大	27
(2)	凹電極使用時の連続打点性試験	33
2-3	ナゲット端部の応力に及ぼすナゲット径の影響	34
2-4	まとめ	38
2-5	参考文献	39

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

3-1	はじめに	41
3-2	溶接部の割れ挙動解析と抑制方法	42

3-2-1	実験方法	42
3-2-2	結果および考察	43
(1)	割れ発生個所の観察結果	43
(2)	割れ発生におけるアルミニウム合金材料間の比較	50
(3)	予熱した板のスポット溶接試験結果	56
3-3	溶接部残留応力に及ぼす通電時間の影響	59
3-4	まとめ	63
3-5	参考文献	64

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

4-1	はじめに	66
4-2	塑性流動現象と接合強度への影響	69
4-2-1	実験方法	69
4-2-2	実験結果および考察	72
(1)	接合体外観	72
(2)	接合継手強度	73
(3)	接合断面組織	76
(4)	塑性流動の推察	78
(5)	接合界面 TEM 分析	81
(6)	接合時の負荷荷重	84
4-3	まとめ	86
4-4	参考文献	86

第5章 高張力鋼板/Al 摩擦肉盛点接合継手の高信頼性化

5-1	接合強度に及ぼす超高張力鋼板表面研磨の影響	90
5-1-1	はじめに	90
5-1-2	実験方法	90
5-1-3	強度試験と分析方法	92
5-1-4	実験結果および考察	92
(1)	継手強度	92
(2)	接合断面観察	93



(3) 表面酸化膜の推定 -----	94
(4) 接合界面の STEM 分析 -----	95
(5) 継手強度に及ぼす接合保持時間の影響 -----	100
5-1-5 まとめ -----	102
5-1-6 参考文献 -----	102
5-2 接合継手の機械的特性 -----	105
5-2-1 はじめに -----	105
5-2-2 実験方法 -----	105
(1) 供試材および接合継手 -----	105
(2) 接合ツールおよび接合方法 -----	106
(3) 疲労試験方法 -----	107
5-2-3 実験結果および考察 -----	107
(1) 静的強度試験結果 -----	107
(2) 疲労強度試験結果 -----	109
5-2-4 まとめ -----	113
5-3 参考文献 -----	114
 第6章 総 括 -----	 115
 第7章 軽量化金属材料の点接合における今後の展望 -----	 117
 業績リスト -----	 119
 謝 辞 -----	 123

第1章

緒論

1-1 本研究の背景および目的

世界の自動車メーカーが軽量化に取り組む背景には、世界的な環境規制が挙げられる¹⁾。CO₂排出削減および資源消費の最小化のため、自動車産業においてはますます車体の軽量化が強いられている^{2) - 4)}。Fig. 1.1 は、主要国での自動車の燃費規制の動きを示したものである。例えば米国（対象：乗用車）では2025 年には23.9 km/ℓ まで、欧州では2020 年に25.8km/ℓ までの燃費改善が求められており（出典；国際クリーン交通委員会ICCT）¹⁾，それぞれ現時点（2015年）の燃費に比べて約60%，および約30%の改善が必要となる。また、日本の実情においても現在総エネルギー消費の24%を輸送機器が消費している（うち自動車が24%×0.89≒21.4%）ことから、自動車の燃費改善が非常に大きな課題となっている⁵⁾。燃費を改善する方策としてエンジンの効率化，電動化，空力の改善や

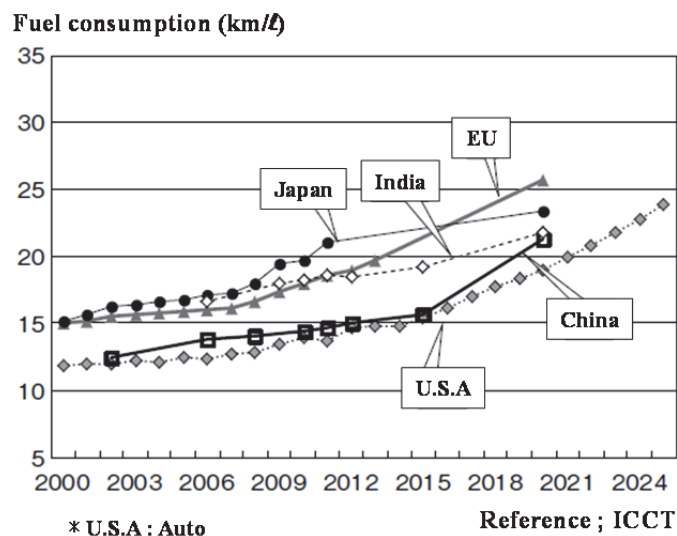


Fig. 1.1 Country-specific trends of fuel consumption regulations.¹⁾

第1章 緒論

摩擦の低減などが挙げられるが、これらでは不十分であり、車体の軽量化にも取り組まなければならない。Fig. 1.2 には車両重量と燃費の関係⁶⁾（出典：国土交通省）を示すが、一般的には車体が100kg軽くなると燃費が7~9%位向上すると言われており¹⁾、軽量化による燃費改善効果は大きいことがわかる。

軽量化においては、従来の軟鋼板から高張力鋼板に変更することによる薄板化や、鋼板に替わる軽量代替材料としてのアルミニウム合金板の採用が増大し

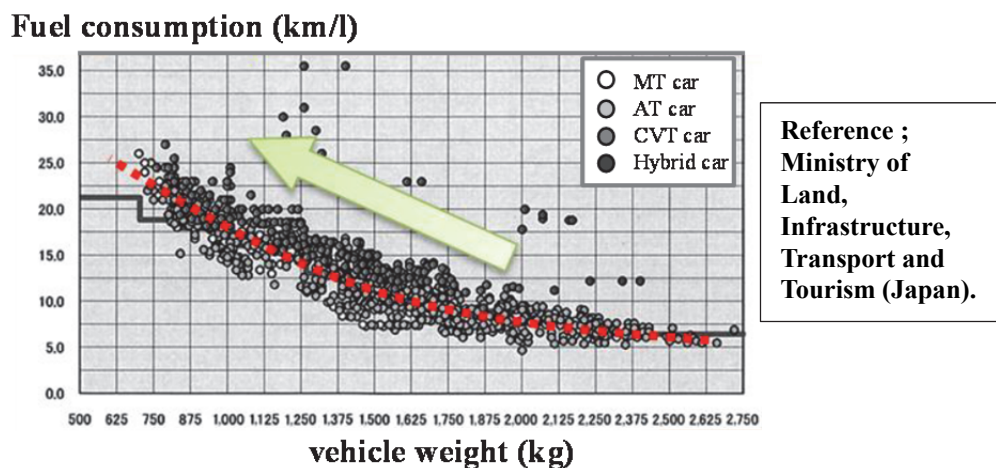


Fig. 1.2 Relationship between vehicle weight and fuel consumption.⁶⁾

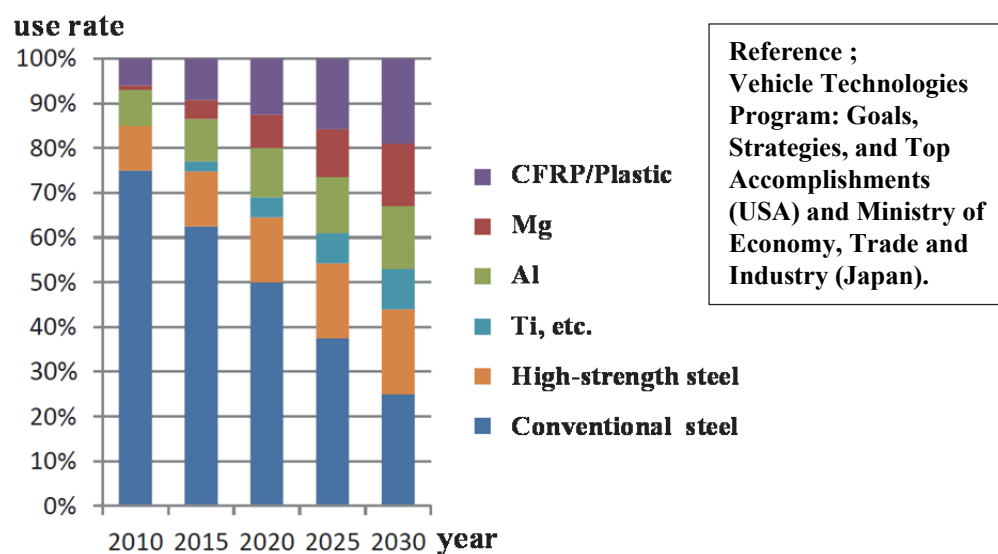


Fig. 1.3 Prediction of use rate of car body parts materials.⁵⁾

第1章 緒 論

てきた (Fig. 1.3)⁵⁾。ここで自動車ボデーの各部位の板厚決定要因を Table 1.1 に示す⁷⁾。各部位ごとに必要な特性が異なるため、それに合わせた材料選択が重要である。表中に斜線で示した領域は高張力鋼板が特に有効と考えられる特性で

Table 1.1 Main determinant of car body sheet thickness⁷⁾

特性 部類	板 厚 決 定 要 因					部 品 例
	張り剛性	耐デント性	部材剛性	耐久強度	大変形 衝撃強度	
外板	◎	斜線◎		△	斜線◎	フードアウター ドアアウター トタンクリッドアウター
内板	◎	△	○	斜線◎	斜線◎	フロア ダッシュ フードリッジ
構造部材 (注1)	A		◎			ボデーサイドメンバー クロスメンバー カウルボックス
	B			斜線◎		サイドメンバー デフマウントメンバー
	C				斜線◎	ドアガードバー サイドメンバー レインフォースシートベルト
基礎式 (注2)	$S \propto E \cdot t^m$ $P_b \propto E \cdot t^3$ $f_p \propto t \sqrt{\frac{E}{\rho}}$	$P_d \propto \sigma_{ys} \cdot t^2$ $E_d \propto \frac{\sigma_{ys}^2 \cdot t^4}{S}$	$K_d \propto E \cdot t$ $f_b \propto \sqrt{\frac{E}{\rho}}$	$\sigma_d \propto \sigma_{Ts}$	$P_c \propto t^{1.85} \cdot \sigma_{ys}^{0.575}$	

(注1) A : 主として剛性に支配される構造部材
B : 主として耐久性に支配される構造部材
C : 主として強度に支配される構造部材

斜線: 高強度鋼板が特に有効と考えられる特性
◎: この特性により支配される対象部品 多
○: (↑) 中
△: (↑) 少

(注2) S : 張り剛性

E : 縦弾性係数

t : 板厚

m : パネル形状による定数(1~3)

P_b : 飛移座屈荷重

f_p : パネルの固有振動

ρ : 密度

P_d : 耐デント性(荷重)

σ_{ys} : 完成部品の降伏強さ

E_d : 耐デント性(エネルギー)

K_b : 部材の曲げ剛性

f_b : 部材の固有振動数

σ_d : 耐久強度

σ_{Ts} : 引張強さ

P_c : 静的圧壊荷重

第1章 緒論

あり，例えば大変形衝撃強度が必要なドアガードバーなどに高張力鋼板が採用される理由がわかる．ここで重要なことは，必要特性に適した材料と板厚の選択をすることによって高張力鋼板やアルミニウム合金板などの軽量化材料を採用することが可能になるということである．つまり，より軽量の部素材を適材適所に使うマルチマテリアル化による最適設計が軽量化のキーとなる．近年鋼板の高強度化が進みアルミニウム合金においても高特性の材料が開発されており，今後益々マルチマテリアル化が拡大するものと考えられる^{2) 5)}．

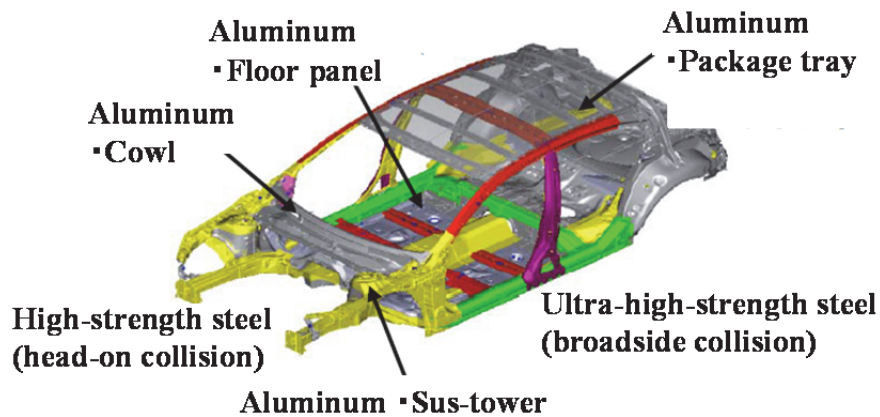


Fig. 1.4 Multi-Material design examples of Car Body Structures.⁸⁾

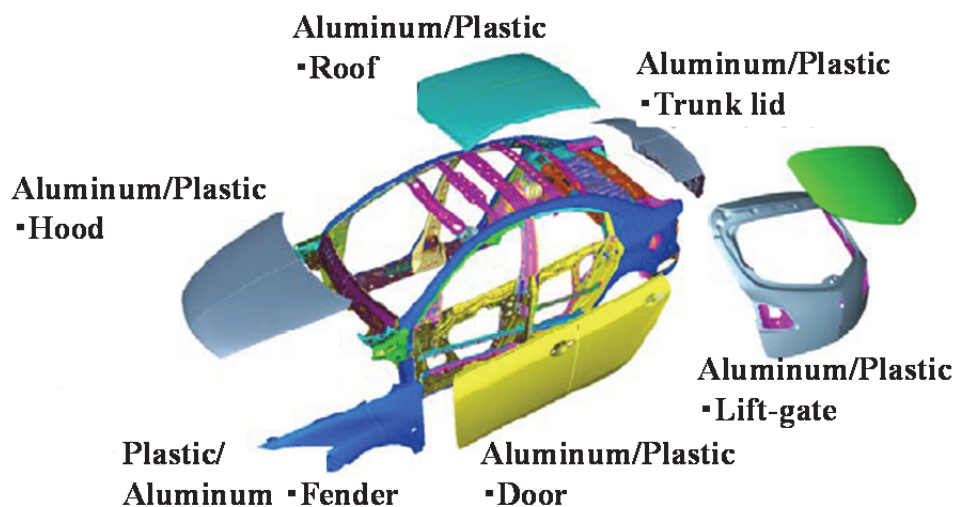


Fig. 1.5 Multi-Material design examples of Car Body Panels.⁸⁾

Fig. 1.4, Fig. 1.5 は新構造材料技術研究組合（Innovative Structural Materials Association, 略称：ISMA）によって想定された開発対象である⁸⁾。ボデー骨格構造における超高張力鋼板とアルミニウム合金の採用，ボデーパネル構造におけるアルミニウム合金もしくは樹脂材料の採用部位が示され，軽量化に向けたマルチマテリアル構造が具体化されたと言える。しかし，ここで非常に重要な開発課題が各部材の接合技術である。高張力鋼板同士，アルミニウム合金同士，さらに鋼板と軽金属との異種材料接合技術に関して世界中でも研究開発競争が激化している⁵⁾。このような背景から，本論文では，将来の車両の軽量化に向けたマルチマテリアル化実現のための役割を果たすため，軽量化金属材料として重要な高張力鋼板とアルミニウム合金それぞれの薄板を対象として，その点接合技術に関して研究を行った。特に，高張力鋼板同士の抵抗スポット溶接部の高強度化，アルミニウム合金同士の抵抗スポット溶接部の高品位化，高張力鋼板とアルミニウム合金の異種材点接合手法の提案とその接合部の信頼性について研究を行った。それぞれの研究課題については次項で述べる。なお，本論文では，自動車用鋼板の一般的分類に準じて，引張強さが270MPa の低強度鋼板を「軟鋼板」，これよりも引張強さの高い鋼板を「高張力鋼板」と呼ぶ。

1-2 軽量化金属材料の点接合技術における現状と課題

1-2-1 高張力鋼板の抵抗スポット溶接

自動車ボデー組み付けに用いられる溶接方法としては，抵抗スポット溶接，アーク溶接，レーザ溶接などがあるが，中でも抵抗スポット溶接は施工性，施工コストに優れることから，最も多く用いられる溶接法である⁹⁾。通常の自動車では1台あたりのスポット溶接点数は3000～6000点と言われている。因みに，ア

第1章 緒 論

ーク溶接は厚板に適した溶接法であり，1mm 前後の薄板へ適用すると溶け落ちを生じる場合がある．また，スパッタ（溶融部から飛散する溶滴：散り）の発生も少なくないため適応部位は限定される．一方，レーザ溶接においては抵抗スポット溶接に比べて継手に必要なフランジの幅を短くすることができ，また連続溶接ができるメリットもある．しかし日本ではインシャルコスト（初期投資）が高いこと，或いは素材間に僅かな隙間があると溶接品質の確保が難しくなりプレスパネルの隙間管理が厳しいことから，未だ適応個所が限られている¹⁰⁾．近年では高速のレーザ点溶接技術（laser screw welding；LSW）¹¹⁾の実用化例があるが，これも予め抵抗スポット溶接して隙間が縮小された箇所の補間・補強溶接として成立するものである．従って，高張力鋼板（薄板）の適用を進めるに際しては，抵抗スポット溶接性の確保が最重要項目であると言える．ここで，抵抗スポット溶接部の断面構造の模式図と各部の名称を **Fig. 1.6** に示す^{12) 13)}．中央部は溶融・凝固した碁石状の溶接金属であり，ナゲット(1) (nugget) と呼ばれる．ナゲットの外側には，溶接時の入熱によって組織が変化した熱影響部(2) (heat affected zone；HAZ)が存在する．熱影響部の外側における組織が元のままの領域は，母材(4) (base metal)である．熱影響部における板の合わせ面は圧

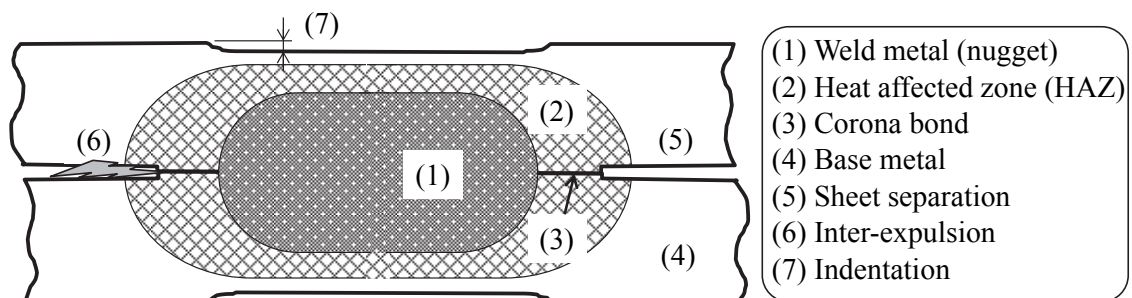


Fig.1.6 Schematic illustration of typical resistance spot welded joint cross-section.^{12) 13)}

第1章 緒 論

接状態となり，コロナボンド(3) (corona bond) と呼ばれる．コロナボンドの外側における，鋼板が接合されていない領域は，シートセパレーション(5) (sheet separation) と呼ばれる．このシートセパレーション部へ噴き出す溶融金属或いはその現象を中散り(6) (inter-expulsion) と呼ぶ．またこれが板の表面から噴き出すこともあるが，この場合は表散り (surface expulsion) と呼ばれる．溶接部の板表面には電極加圧力によって窪みが生じるがこの部分は圧痕(7) (indentation) と呼ばれる．

自動車ボデーでは高張力鋼板の採用が引張強さ 590MPa 級を中心にして進展してきたが，その後 780MPa 以上の超高張力鋼板へ拡大すると言われ¹⁴⁾，現在では，1800MPa 級の温間プレスホットスタンプ材が実用化されるまでに至っている¹⁵⁾．ここで，高張力鋼板の抵抗スポット溶接性においては，以下の①～⑤に示す様な材料特性に起因する課題が指摘されている¹⁶⁾．

① 高張力鋼板は軟鋼板より固有抵抗（電気抵抗率）が大きい．

固有抵抗は添加元素量と共に増加し，室温で比較すると，複合組織 (dual-phase ; DP) 鋼¹⁷⁾ は軟鋼の 2 倍に，変態誘起塑性 (transformation induced plasticity ; TRIP) 鋼¹⁷⁾ は軟鋼の 3 倍になる．即ち高張力鋼板のジュール発熱が大きくなるため，所定のナゲットが形成される電流が軟鋼板の場合より低下する．また，軟鋼板と高張力鋼板の二枚重ね（同板厚）の抵抗スポット溶接では，ナゲットが高張力鋼板側に偏って形成される．従って，健全なナゲットを形成するための溶接条件を，高張力鋼板の種類に応じて設定することが重要となる．

② 高張力鋼板は軟鋼板より表面が硬い（超高張力鋼板ほど）．

表面が硬い 780MPa 以上の超高張力鋼板は，加圧した電極と鋼板との接触面積が小さくなるため，電流密度が高くなって散りが発生し易くなり，散り発生限界電流値も低下する．これにより，適正溶接電流範囲，即ち必要最小限のナゲ

第1章 緒 論

ット径が得られる電流値から散りが発生するまでの電流値の範囲が狭くなる．
このため、母材部で破断させることができるような大きなナゲット径が得られなくなる（詳しくは第2章で述べる）．因みに、板厚 $t=1.0\text{mm}$ の鋼板で A 級溶接部を保証する最小ナゲット径は 4.3mm と規定されており（JIS3140）、必要最小限のナゲット径の目安は、確実性のために $4\sqrt{t}(=4.0\text{mm})$ とすることが多い．

また、高張力鋼板はスプリングバックが大きいために、板間に隙間ができ易くなると想定されるので、スプリングバックによる曲がりを持つ鋼板を対象にした溶接条件の検討も必要と考えられる．

③ 高張力鋼板は軟鋼板よりマルテンサイト組織になり易い．

高張力鋼板は添加元素の量が多く、マルテンサイト化の指標である炭素当量が増加するためにナゲット部の硬さが上昇する．但し、素材の段階でかなりマルテンサイト化されているので、高強度の高張力鋼板ほど抵抗スポット溶接の冷却過程での更なるマルテンサイト化は少なくなる．このため、ナゲット部の硬さは母材の強度が高くなるにつれて飽和する．即ち、抵抗スポット溶接後の硬さ（材料強度の代用指標）は溶接の冷却過程における金属組織の相変態によって定まるが、その変態が高張力鋼板の場合には鋼種によって異なるので、それを考慮して溶接条件を設定することが重要となる．

④ 高張力鋼板は軟鋼板より伸びが少ない．

高張力鋼板は高強度のものほど延性がない．これは抵抗スポット溶接部の信頼性（静的強度・衝撃強度・疲労強度）を確保・保証する上で特に注意が必要な点である．一般に、構造の破断強度は作用する応力と使用する材料の強度のバランスで定まる．軟鋼板の抵抗スポット溶接の場合には、破断時に最大応力発生部が塑性変形によって移行し、き裂がナゲット端では無くそこから少し離れた母材部に生じるため、破断強度が母材の強度で定まるとされている¹⁸⁾．こ

れに対し降伏応力が高く伸びも少ない高張力鋼板の場合には、応力分布が塑性変形の影響を受けにくいいため、特に超高張力鋼板ほどナゲット端部もしくはナゲット内での破断が起き易いと考えられる。またこれによって、ナゲット内部に発生した欠陥の影響も受け易くなると考えられる。

⑤ 高張力鋼板の素材強度は高いが、抵抗スポット溶接すると低下する。

高張力鋼板の抵抗スポット溶接では破断モードをナゲット内破断（剥離破断）もしくは部分剥離破断）では無く、HAZ・母材部破断（プラグ破断）とすることが重要である。Fig.1.7 には静的強度の引張せん断強さ (TSS) と十字引張強さ (CTS) に及ぼす母材の引張強さの影響を示す^{16) 19)}。破断モードがナゲット内破断（剥離）と HAZ・母材部破断（プラグ）に分かれ、特に CTS の場合には、母材の引張強さに比例しない結果になっている。これは、CTS の方が曲げの変形モードが支配的になるため、引張強さが低い方の鋼板に弾塑性大変形が生じ易く、超高張

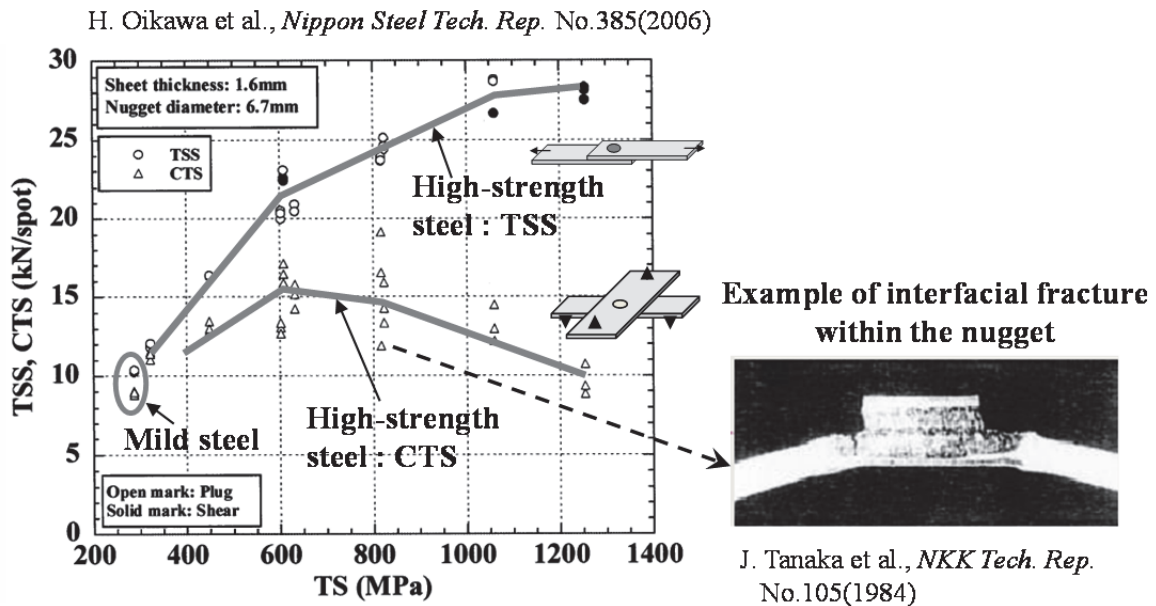


Fig. 1.7 Effect of base steel strength on TSS and CTS of joints.^{16) 19)}

力鋼板になるほどそれが生じ難くなった現象（④で説明）がより顕著に現れたものと推察される。この他、疲労強度における課題も多く未だ現象解明が遅れていると思われるが、上記課題の内、⑤（静的強度の CTS 向上）を解決することが軽量化に向けた波及効果が大きいと重要と考える。本研究においては、先ず静的強度の CTS を増大させ母材強度に対応した水準へ向上させることができる手法を提案することを目的とする。鋼種や板厚が異なる文献データとの横並び評価が難しいため、数値目標は定められないが、超高張力鋼板として 980MPa 級 DP 材、板厚 1.0mm を選定し、抵抗スポット溶接継手の CTS 向上を目標とした。

1-2-2 アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接

アルミニウム合金は軽量で比強度が高く、加工性と耐食性にも優れるため、自動車ボデーへの採用が急激に拡大してきた。フード、フェンダー、バンパー、リインフォースメント等への採用が多いが、継手形式としては、圧倒的に重ね継手あるいは重ねすみ肉継手が多い。車の量産性を考えると高張力鋼板と同様に、施工性、施工コストに優れる抵抗スポット溶接が適用されるべきである。しかしながら現状では、SPR（Self-Pierce Riveting）や FDS_R（Flow Drill Screw）などの機械的接合法が主流となっている。この理由は、アルミの熱による膨張・収縮が鋼の約 2 倍であるため、溶接時には歪み、変形を起こしやすく、割れやすい²⁰⁾ためと考えられる。抵抗スポット溶接では割れやポロシティの欠陥が発生しやすいため、これの改善が待たれるのが現状である。

アルミの抵抗スポット溶接に関する研究報告はそれほど多くないが、代表的なものは 1976～78 年に新幹線アルミニウム構体研究委員会で精力的に行われた研究報告²¹⁾が上げられる。但し板厚が 1.6～4mm という厚板を使用しており、溶接箇所の板表面にまで達するような割れは見られなかった。内部欠陥であるポ

ロシティに関する報告²²⁾があるが、材料中に含まれる水素量よりも大きな体積のポロシティが発生することから、これの主要因が散りの飛散によるものであることが推察された。先ずは散りを抑制することが課題であるが、内部欠陥の場合は継手強度あるいは水漏れ等への直接的な影響は少ないため重要度は高くはないと考えられる。一方、特に 1mm 程度の薄板溶接部で発生する貫通割れは、水漏れや外観品質上大変重要な課題である。しかしこのような薄板スポット溶接における貫通割れに関して検討された例は見当たらず、この発生機構についても明らかにされていなかった。そこで、本研究においてはアルミニウム合金抵抗スポット溶接部における割れの発生機構を解明し、またこれの抑制手法につなげる提案を行うことを目的とすることとした。

アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接におけるもう一つの大きな問題は、銅製電極チップがアルミ合金と反応するため損耗が激しく、電極の連続打点寿命が短くなることである。しかし近年、電極の自動ドレッシング²³⁾、或いは自動成形装置が進歩して、溶接工程現場での電極交換寿命を向上させることが可能となってきた。

1-2-3 鋼板/アルミニウム合金板の異種材点接合技術

車両軽量化のために単なる軽量化材料への置換をするのでは車体強度やコスト面から不合理が生じる²⁴⁾。このため、高強度材と低強度の軽量材を適材適所に配置し強度とコストのバランスをとるマルチマテリアル車体が注目されており²⁵⁾、これの実現のためには、異種材料の接合技術が必要となる。特に、融点差が大きいこと等から溶融溶接が困難であった鉄鋼材料とアルミ合金等の組合せにおいて、信頼性、作業性、コスト面から接着剤やリベットなどを用いない

第1章 緒論

直接接合に対する要望が高い^{26) 24)}。そこで本研究では、Fe/Al接合における基礎的な現象解明と根本的な課題解決の提案を目指すことから、鋼板には裸鋼板を用い、アルミ合金板との直接接合性を検討することにした。本研究を進めるに当たっての課題と方針を以下に述べる。

鋼板とアルミ合金を溶融溶接すると、溶接部に脆弱なFe/Alの金属間化合物 (intermetallic compound ; IMC) が生成され、継手強度や靱性が低下して信頼性が得られない^{27) -29)}。泰山ら³⁰⁾は、抵抗スポット溶接においてFe/Alを直接接合した際に接合界面に最も生じやすい FeAl_3 , Fe_2Al_5 二元系金属間化合物 (Fig.1.8 参照)³¹⁾ を溶解鑄造法にて作製し、これらのビッカース硬度並びに破壊靱性値 (K_{Ic}) を測定した。この結果、 FeAl_3 , Fe_2Al_5 の硬度はそれぞれ Hv892, Hv1013 と高く、 K_{Ic} は2.15 及び 2.30 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ と高強度鋼 (約80 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) と比べ

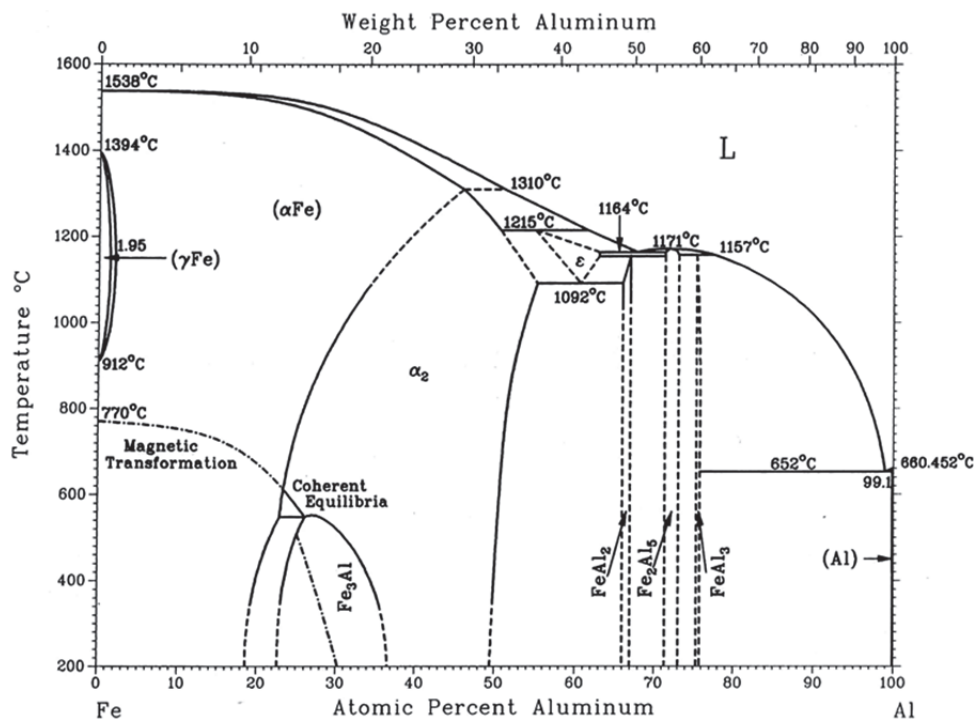


Fig. 1.8 Fe-Al equilibrium phase diagram ³¹⁾

第1章 緒 論

でも極めて低靱性であったことから、これらの化合物が脆性的な相であることを示した。従って、スポット溶接^{32) -34)}、レーザ溶接^{35) -37)}、アーク溶接^{38) -40)}等の溶融溶接においてはこの点に先ず留意しなければならない。このようなIMCの成長は固相接合、例えば拡散接合等においても起こり得る。450℃以上の加熱により脆弱な化合物、主にFeAl₃、Fe₂Al₅ が優先的に生成されることが知られている⁴¹⁾。泰山ら³⁰⁾の実験では、熱間圧延接合したFe（炭素鋼）/Al（純アルミ）クラッド材料に熱処理を施してIMC厚さの異なる試料を作製し、接合界面のせん断強度を調べた結果、IMC（Fe₂Al₅）が1μm以上に成長した場合に急激なせん断強度の低下が認められた。その他、迎ら⁴²⁾の報告では、Fe（SS400鋼）/Al（純アルミ）クラッド材料を真空圧延接合法により作製し、加熱処理を行って接合部に形成されIMCの成長挙動と接合部のせん断強さについて検討した結果、IMCが約1.5 μm以上に成長すると、せん断強度は急激に低下することがわかった。以上のことから、一つ目に重要な課題は、接合プロセスにおいてIMCの成長を抑えることである。

尚、裸鋼板ではなく、溶融亜鉛メッキ（GI）鋼板ならびに合金化溶融亜鉛メッキ（GA）鋼板とアルミ合金とのスポット溶接においては、溶融したZnとAlが反応して酸化膜が有効に除去され、界面に薄いIMCが形成されて良好な接合ができるなどの報告^{43) -44)}がある。摩擦攪拌点接合（Friction Stir Spot Welding；FSSW、詳しくは第4章で述べる）においても、GI鋼板などを用いた場合、メッキ成分を外部に排出する接合条件を設定することにより鋼の活性な面が塑性流動するアルミ合金と直接接触し固相接合が達成できるとの報告^{45) -46)}がある。これらは、接合時に界面に存在する低融点メッキ成分との反応を上手く利用した手法と言える。また、メッキの他、界面にFe/Alクラッド等のインサート材を用いた接合法も検討されている^{30) 47) -50)}。一方、実用面では、まずIMCの生成がない機械的接

第1章 緒 論

合法 (SPR, TOX_R (かしめ接合), FDS_R, ブラインドリベット等) が注目されてきた⁵¹⁾。最近では, 鉄製エレメント部品を鋼板と抵抗溶接もしくは摩擦接合し, その間にアルミ板を挟み込んで一体化する手法 (REW (Resistance element welding), FEW (Friction element welding)) の開発も報告されている²⁾。それぞれに継手特性が向上しているが, 部品にコストが掛かること, 或いは超高張力鋼板への適用開発などが重要となっている⁵²⁾。

本研究に話を戻すが, 固相拡散接合においても高い接合強度が得られる場合がある。IMC厚さは接合温度が高く, 接合保持時間が長いほど成長し, その挙動は次式で表される⁵³⁾。

$$x^2 = K (t - t_0) \text{-----} (1)$$

ここで, x はIMC厚さ, K は成長速度定数, t は保持時間, t_0 は潜伏時間である。小椋ら⁵³⁾によれば, 冷延鋼板と6000系アルミ合金の拡散接合においてIMC厚さを変えて継手強度を調べた結果, 0.5~1 μ m程度に薄くした場合に強度が増大した。しかし, これよりもさらに薄い場合には強度が低下する傾向が見られ, この理由は接合時間が短いために拡散接合が十分に進行せず, 一部の界面で未接合部が生じるためであると考えられた。このことから, 二つ目の課題は, IMCの厚さを薄くして且つ未接合部を作らないことであると考ええる。

三つ目の課題は, 鋼板やアルミの表面に酸化膜が存在すると, 両金属の接合が阻害されることである⁵⁴⁾。特に, 固相接合の場合で問題となる。すでに表面に酸化膜が存在している場合には, 変形などによってこれを破壊しながら接合しなくてはならない。これを考慮した接合方法としては, 爆着, 冷間圧延接合, 拡散接合, 圧接, 超音波接合, 摩擦圧接, 摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding; FSW), などがある。FSWによるアルミと鉄の固相接合では, 突合せ接合⁵⁵⁾, 重ね点接合, 重ねシーム接合などの形態で接合がなされている²⁴⁾。突合せ接合は

第1章 緒論

厚板に適した接合法であるが、接合界面の鋼板側にツールを僅かに接触させて攪拌することで、アルミの塑性流動と鋼表面の酸化膜除去によって新生面が接触しIMCが非常に薄いか殆ど生じないで接合が達成される^{55) 56)}。

以上の課題をまとめると次の点となる。

- ① 短時間の固相接合でIMCの成長をできるだけ小さくする。
- ② 加圧変形により界面の密着（接合率）を高め、未接合域を生じさせない。
- ③ 固相接合の阻害要因である表面酸化膜をできる限り消失させること。

上記①，②の観点から絞り込んだ鋼板/アルミの薄板接合手法は、FSSWとなった。しかしながら、従来のFSSWにおいては③を確実に果たせる物理機構があるか不明確である。また、**Fig. 1.9**に見られる様に、接合部断面には非消耗接合ツール先端形状を転写した凹凸形状を残し薄肉部を形成することから、継手の強度特性上懸念される点がある。このような背景から本研究では、FSSWの改良手法として、消耗性アルミツールを用いた薄肉部を作らない手法を考案した。これは摩擦肉盛現象（詳しくは第4章で述べる）を利用するもので、接合時間と共に増加する肉盛が得られることから、出発時点で素材を減肉しても良いことになる。この利点を活用しアルミ合金板に予備穴を開けた。詳細は第4章～第5章

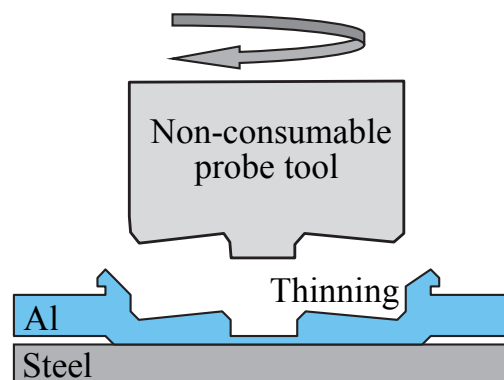


Fig. 1.9 Cross section of Friction stir spot welding (FSSW).

で述べるが、これによってアルミのダイナミックな塑性流動が生じるなど③の酸化膜消失に寄与できるかに着目して本研究を行った。従って、本研究の鋼板/アルミ接合における目的は、上記課題①～③および④薄肉部を形成しないこととした。

1-3 本論文の構成

本研究内容は、**Fig. 1.10** に示すような関係にあり、全 6 章で構成される。

本章では、マルチマテリアル化に向けた軽量化金属材料の点接合技術における研究課題を明確化し、大きくは 3 つのテーマから成ることを述べた。本題、第 2 章では、高張力鋼板スポット溶接継手の高強度化を可能にする電極形状の研究結果を述べる。第 3 章では、アルミニウム合金板スポット溶接部の割れ挙動を明確化し、高品位化のための提案をする。第 4 章及び第 5 章では Fe/Al 接合の信頼性を高めるための新たな手法、摩擦肉盛点接合を提案しその継手特性を示す。第 6 章では研究成果を総括し、得られた成果をまとめている。第 7 章では軽量化金属材料の点接合における今後の展望を述べている。

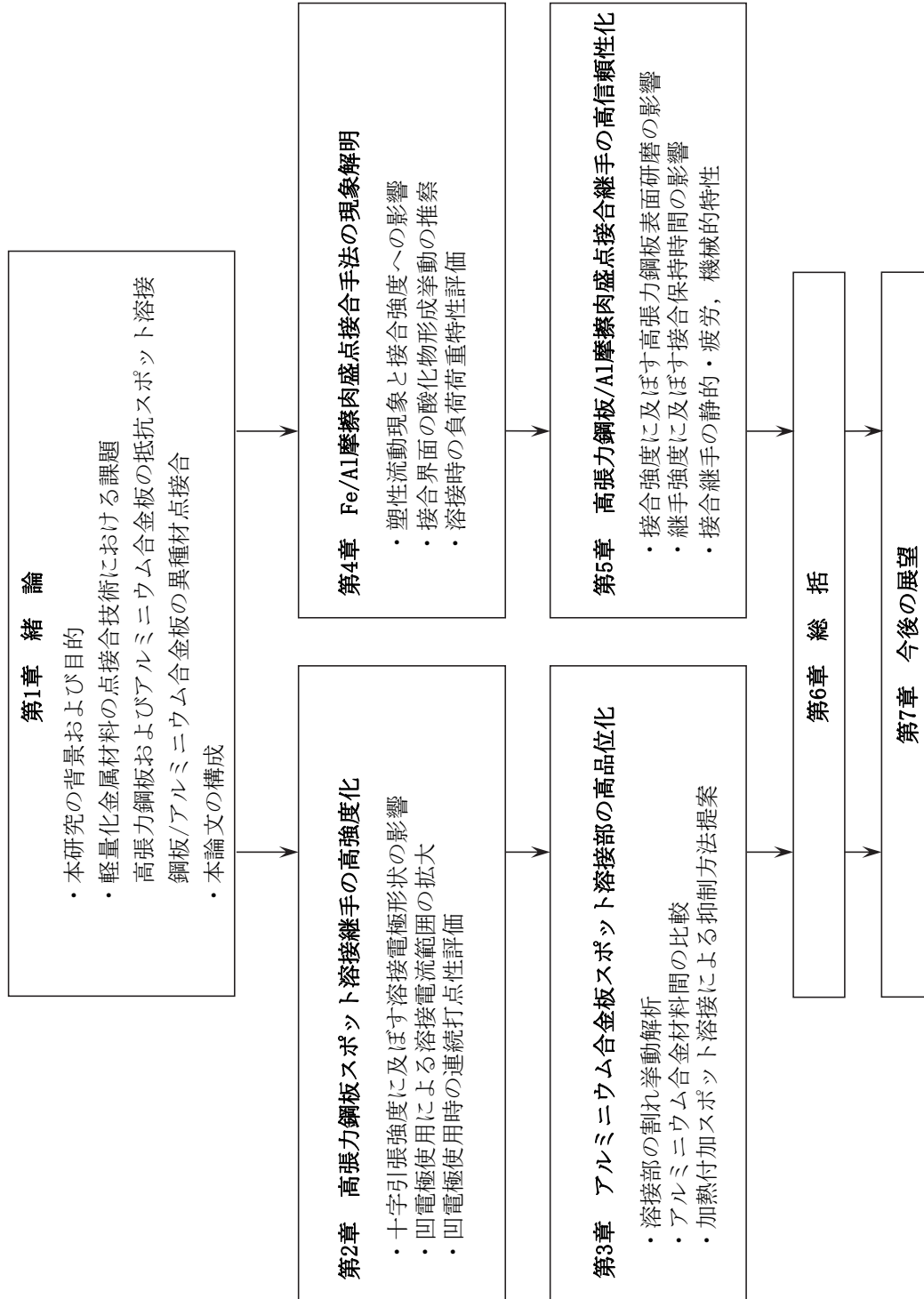


Fig. 1.10 Flow chart of this doctoral thesis.

1-4 参考文献

- 1) 福田佳之, 軽量化への取り組み進む欧米自動車メーカー, *経営センサー*, 東レ経営研究所, 12月号(2014) p10-p15
- 2) G. Meschut, V. Janzen and T. Olfermann “Innovative and Highly Productive Joining Technologies for Multi-Material Lightweight Car Body Structures” *Journal of Materials Engineering and Performance*, **23** (2014) 1515.
- 3) Figner G, Vallant R, Weinberger T, Schröttner H, Pašič H, and Enzinger N “Friction Stir Spot Welds between Aluminium and Steel automotive sheets: Influence of welding parameters on mechanical properties and microstructure” *Int. Inst. Weld. Doc. SC-Auto-20-08*(2008).
- 4) S. Furusako, F. Watanabe, G. Murayama, H. Hamatani, H. Oikawa, Y. Takahashi and T. Nose “Current Problems and the Answer Techniques in Welding Technique of Auto Bodies—First Part” *Nippon Steel Tech. Rep.* **103** (2013) 69.
- 5) 経済産業省 産業技術環境局 研究開発課, *革新的新構造材料等技術開発説明資料* (2014. 6. 16)
- 6) 国土交通省, 乗用車の燃費・CO₂ 排出量, ホームページ :
<http://www.mlit.go.jp/common/000037099.pdf>
- 7) 斉藤亨, 鋼板による車体の軽量化, *車体の軽量化に関するシンポジウム資料 5*, 溶接学会「車体の軽量化」特別研究会(1992) p50
- 8) 新構造材料技術研究組合, 技術開発 ①接合技術開発, ホームページ :
<http://isma.jp/provision.html>
- 9) 池田倫正, 高張力鋼板の抵抗スポット溶接における継手特性および新溶接

第1章 緒 論

- 技術, *溶接学会誌*, 84 (2015) 6, p11
- 10) 近藤正恒, 溶接・接合技術の適用 (自動車), *溶接学会誌*, 79 (2010) 8, p49
- 11) 熊谷孝士, 安木剛, 桑原正明, 是石智正, レーザースクリューウェルディングの破断モデルの開発 (第1報), *自動車技術会春季大会講演予稿集*, No. 30-15S (2015) p715
- 12) 須藤正俊, 野村伸吾, 溝口孝遠, 田中福輝, 高強度薄鋼板のスポット溶接性, *鉄と鋼*, 68-9 (1982), p1411-1420
- 13) 中山英介, 小型試験片による自動車用鋼板スポット溶接部の局所強度評価に関する研究, *京都大学学位論文*, (2010), p3
- 14) 山崎一正, 自動車用高強度鋼板の現状と今後の展望, *塑性と加工*, Vol. 46, No. 534, (2005), p565
- 15) 泰山正則, ホットスタンプ材の抵抗溶接技術, *溶接学会誌*, 84 (2015) 6, p17
- 16) 及川初彦, 村山元, 崎山達也, 高橋靖雄, 石川忠, 自動車用高強度鋼板のスポット溶接性, *新日鉄技報*, No. 385, (2006), p36
- 17) 自動車用材料共同調査研究会編, *ハイテンハンドブック*, (2008), p53-57
- 18) 森信行, 尼子龍幸, 局部ひずみによるスポット溶接構造の疲労強度推定, *日本機械学会論文集*, Vol. 55, No. 516, A(1989), p1716
- 19) 田中甚吉, 樺沢真事, 小野守章, 長江守康, *日本鋼管技報*, No. 105 (1984), p72-81
- 20) 軽金属協会編, *アルミニウムハンドブック(第4版)*, (1990), p106
- 21) 新幹線アルミニウム構体研究委員会, 抵抗溶接共同研究報告 第3報, *溶接技術*, vol. 25, No. 10, (1977)

第1章 緒 論

- 22) 西村晃尚, 永田浩, 近藤正恒, 自動車用アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接性, *溶接学会全国大会講演概要*, 50 (1992), p186-187
- 23) 山科良宣, 千木良敏行, 寺田幸夫, 加藤雅浩, 抵抗溶接における接合強度管理システムの開発, *OKI テクニカルレビュー*, 第 225 号 Vol. 82 No. 1 (2015), p61
- 24) 安井利明, アルミ/鉄, アルミ/チタンの異材接合の技術動向～FSW を中心として～, *溶接技術*, Vol. 62 (2014) 7, p51-54
- 25) 千葉晃司, マルチマテリアル車体の動向とアルミニウムへの期待, *アルミニウム*, 第 21 巻 第 89 号, (2014) p8-13
- 26) 中田一博, 異種材料接合のニーズとその接合法, *溶接技術*, 62 (2014) , p71-76
- 27) 今泉重威, アルミニウム合金と異種金属との溶接 (I) 総括及び熔融溶接, *軽金属溶接*, 22 (1984), p310-320
- 28) 今泉重威, アルミニウム合金と異種金属との溶接 (II) ろう付及び抵抗溶接, *軽金属溶接*, 22 (1984), p354-371
- 29) 今泉重威, アルミニウム合金と異種金属との溶接 (III) 固相接合, *軽金属溶接*, 22 (1984), p408-419
- 30) 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), p314-320
- 31) *Metals Handbook*, ASM International, Vol. 63, 10th Edition, (1992)
- 32) 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), p143-149

第1章 緒 論

- 33) 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), p66-71
- 34) 武田実佳子, 漆原亘, 松本克史, 加藤淳, 抵抗スポット溶接法による Fe-Al 異材接合技術の開発, *神戸製鋼技報*, Vol. 57 No. 2 (2007), p69-73
- 35) 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), p248-249
- 36) 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), p101-108
- 37) 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), p282-294
- 38) 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), p332-333
- 39) 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), p469-475
- 40) 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), p102-103
- 41) 沓名宗春, 低炭素鋼とアルミニウムの異材接合の研究, *溶接学会東海支部第45回溶接研究会資料*, (2000. 8)
- 42) 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

第1章 緒論

- 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), p528-533
- 43) 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), p867-872
- 44) 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, *溶接学会論文集*, 32-2 (2014), p95-106
- 45) 宮川堅, 椿正巳, 安井利明, 福本昌宏, 摩擦攪拌作用を用いた Al 合金/Zn めっき鋼板の重ね点接合, *溶接学会論文集*, 26-2 (2008), p131-136
- 46) 馮科研, 摩擦攪拌スポット溶接したアルミニウム合金板と各種めっき鋼板の異種金属接合界面組織と強度, *東京工業大学学位論文*, (2012) p25
- 47) 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), p69-80
- 48) 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), p87-95
- 49) 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), p267-277
- 50) 及川初彦, 斉藤亨, 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), p367-378
- 51) 崎山達也, 村山元, 内藤恭章, 才田健二, 宮崎康信, 及川初彦, 野瀬哲郎, 自動車ボディにおける鋼板とアルミニウム合金板との異種金属接合技術, *新日鉄技報*, No. 393 (2012), p92

第1章 緒論

- 52) 安部洋平, 加藤亨, 森謙一郎, 酒井慎吾, 超高張力鋼板とアルミニウム合金板のセルフピアスリベッティングにおけるダイ形状の決定, *塑性と加工*, 50-585 (2009-10) , p941
- 53) T. Ogura, H. Umeshita, Y. Saito and A. Hirose, “Characteristics and Estimation of Interfacial Microstructure with Additional Elements in Dissimilar Metal Joints of Aluminum Alloys to Steel”, *Q. J. JWS*, 27-2 (2009), p174-178
- 54) 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, *鉄と鋼: 日本鉄鋼協会々誌*, 83-10 (1997), p629-634
- 55) 福本昌宏, 椿正巳, 下田陽一郎, 安井利明, 摩擦攪拌作用による ADC12/SS400 材料間の接合, *溶接学会論文集*, 22-2 (2004), p309-314
- 56) 廣瀬明夫, マルチマテリアル化に応える異種材料接合の現状と課題, *溶接技術*, Vol. 62 (2014) 7, p43-44

第2章

高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

2-1 はじめに

十字引張強さ（CTS）においては，母材の高張力化に伴って溶接部内破断が顕著となり，破断径が小さくなることから継手強度は低下傾向となる．母材強度が 1000MPa 級及びそれ以上の超高張力鋼板になるとさらに継手強度が低下する¹⁾ことも報告されている．この理由としては，母材強度の増加に伴うナゲット周辺部での変形量低下と，その結果生じるナゲット近傍での応力集中が原因と考えられている³⁾．しかしながら，溶接工程内で容易に継手強度を向上させることのできる手法は未だ開発できていないのが現状である．

継手強度向上手法の一つに後通電によるテンパー処理（焼戻し）があり，これを用いると溶接部に硬さ変化が生じることが知られている⁴⁾⁻⁷⁾．しかしながら，本通電の後に冷却時間を挟んでさらに後通電を付加することは処理時間が増加するなどの課題がある⁸⁾．そこで，処理時間を増やすことなくナゲット端部における応力集中を緩和させることができれば，ナゲット内剥離ではなく母材破断を起こすことが可能になると考えた．そのためには，応力を受け持つナゲットの円形断面積を大きくすること即ちナゲット径を大きくすることが有効と考え，そのための方策を検討した．尚，ナゲット径の効果については 2-3 項でシミュレーションを用いた検討により確認を行なうことにする．

そもそも高張力鋼板のスポット溶接においては散りが発生し易く高電流条件が適用できないため⁹⁾，大径ナゲットの形成が困難であった．このことから，散りを抑制することができれば大径ナゲットを得ることができると考えられる．

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

Fig. 2.1 (a)には散りが発生した溶接部の断面観察結果を示すが、ナゲット端部とコロナボンド部が変形をして板-板間へ流動した形跡が認められた。これにより、散りはコロナボンド部が塑性流動を起こして板-板間に押し出され、この圧接部を失うことによって熔融ナゲット部が外へ飛び出して起きるものであると推察できた。**Fig. 2.2 (b)**には推察機構を模式的に示す。ナゲットの液体膨張の反力を受けて電極間の加圧力が増大し、また低温母材部が硬く変形し難いことからこの力が高温固体のコロナボンド部に作用して塑性流動を生じさせる。さらに熔融部の体積が増すとコロナボンド部がこれを防御できなくなって散りの発生に至ると考えられる。従って、この様な加圧力の増大を起こさないようにするには体積膨張の逃げを設けることが有効と考え、電極側に孔を開けた凹み形状電極（以下、凹電極）を用いる方策に至った。上下両方とも凹電極にした場合、片方のみ凹電極にした場合、何れもナゲット形成は可能であったため、コスト

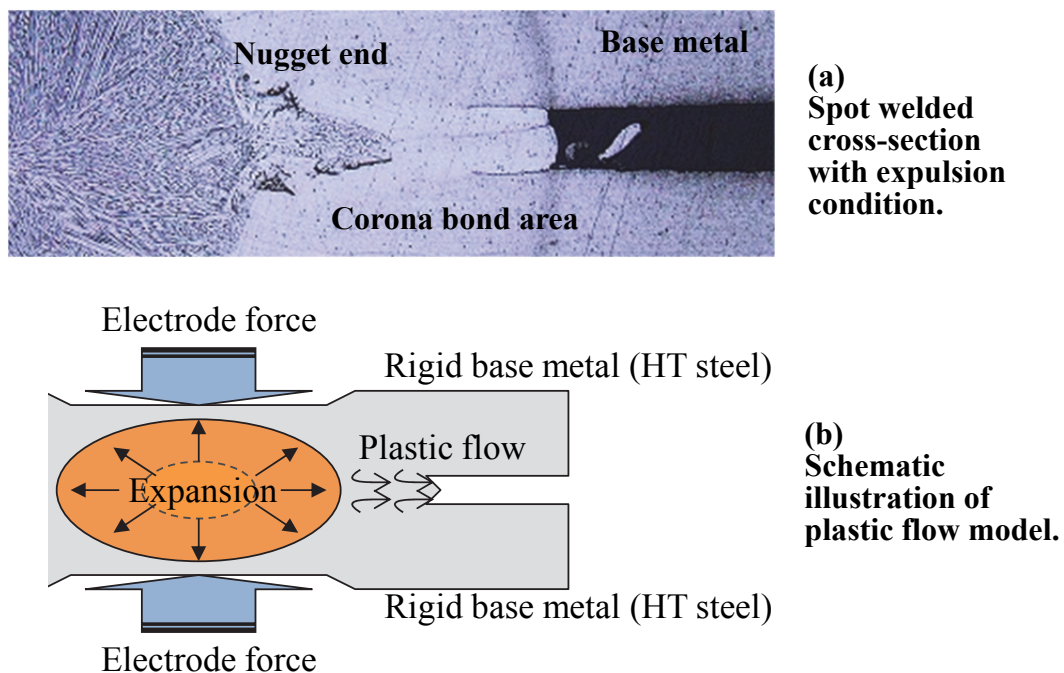


Fig.2.1 Plastic flow model of corona bond area for spot welding.

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

面含め先ずは片方凹電極を採用した．2-2 項では，凹電極を用いた時のナゲット形成現象，CTS への影響および連続打点性について検討した結果について述べる．

2-2 十字引張強さに及ぼす溶接電極形状の影響

2-2-1 実験方法

供試材料として 980MPa 級冷延鋼板（SPC980DP， t 1.0）を用い，2 枚重ね溶接を行った．化学組成を **Table 2.1** に示す．溶接機はサーボ加圧式直流溶接機を使用し，電極は上下共，先端径 $\phi 6$ ，電極径 $\phi 16$ ，先端曲率 40R の DR（ドームラジウス）型を用いた（**Fig. 2.2, 2.3**）．今回，片方の電極の中央に $\phi 2.0\text{mm}$ ，深さ 4mm のドリル孔を開けた．従来電極（孔なし）及び凹電極を用いた時の各溶接条件を **Table 2.2** に示す．溶接時の電極間加圧力の変化は溶接機に取付けたロードセルにより計測した．溶接条件毎のナゲット径と溶接部の断面形状を調べると共

Table 2.1 Chemical composition of SPC980DP (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Fe
0.13	0.97	2.16	0.011	0.004	balance

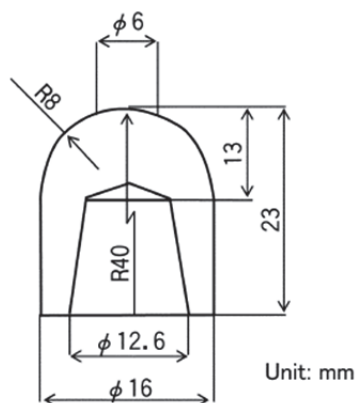


Fig. 2.2 Electrode geometry.



Fig. 2.3 Form of electrode tip.

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

に溶接継手の CTS を JISZ3137 に準拠して行った (Fig. 2.4). さらに, 溶接条件一定 (7.5kA, 10 サイクル, 3.0kN) で凹電極使用時の連続打点性評価を行った.

Table 2.2 Welding conditions

Electrodes' Setup	Force	Welding Current	Welding time (60Hz)
Conventional Conventional	3.0kN	5.0 – 8.5 kA	8 -15 cycles
Conventional Concave	3.0kN	5.0 – 8.5 kA	8 -15 cycles

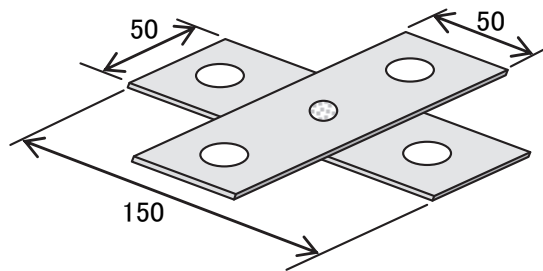


Fig. 2.4 Form of the test piece of cross-tension strength (CTS).

2-2-2 実験結果および考察


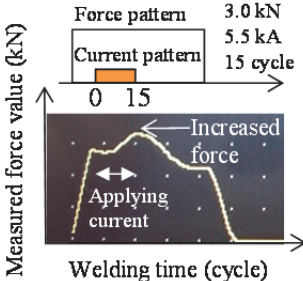
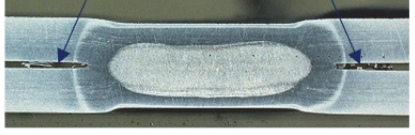

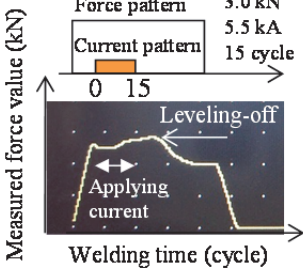
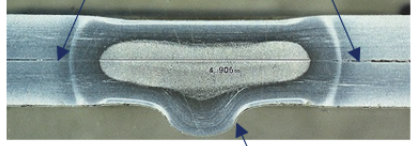
(1) 凹電極使用による溶接電流範囲の拡大

Table 2.3 には従来電極 (先端径 $\phi 6$), および凹電極 (先端径 $\phi 6$, 穴径 $\phi 2$) を用いた時の電極間加圧力の変化と溶接後の断面形状を並べて示す. 溶接条件 (設定値) は, 5.5kA, 15 サイクル, 3.0kN とした. 表中加圧力変化の線図は, 溶接機に取り付けた圧力センサーによる実測値をウェルドチェッカー (アマダミヤチ製) にて計測・表示したものである. 従来電極における電極間加圧力は通電

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

とともに増大し、通電終了間際が最も高くなって、設定加圧力（3 kN）の 20% 程度上昇することがわかった。これに対して凹電極では、加圧力の上昇は小さくなり横ばい状態となった。溶接部断面を見ると、電極穴位置に突出した凸部

Table 2.3 Electrode force change and weld shape

	Electrode tip form	Electrode force change	Cross section appearance
Conventional electrode	Top diameter $\phi 6$ 	Force pattern 3.0 kN Current pattern 5.5 kA 15 cycle Measured force value (kN) vs Welding time (cycle) graph showing a peak labeled 'Increased force' after 'Applying current' starts at cycle 0. 	Sheet separations are large 
Concave electrode	Top diameter $\phi 6$ Hole diameter $\phi 2$ 	Force pattern 3.0 kN Current pattern 5.5 kA 15 cycle Measured force value (kN) vs Welding time (cycle) graph showing a plateau labeled 'Leveling-off' after 'Applying current' starts at cycle 0. 	Sheet separations are small Clearance for expansion 

が形成されたことから、これがナゲット膨張の逃げとなったために加圧力の上昇が抑制されたものと推察した。一方、ナゲット端部から母材にかけて形成されるシートセパレーション（板間の開口）においては、ナゲット膨張による加圧力上昇が関係しているものと考えられるが、従来法では 0.2mm 位の開口が顕著に見られたのに対し、凹電極では極めて小さくなっていることがわかった。

Fig. 2.5 は通電時間（15 サイクル）と加圧力（3kN）を一定とし電流値を変えたときのナゲット径と散り発生限界電流値を調べた結果である。ナゲット径 $4\sqrt{t}$ 以上

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

を形成し、且つ散りを発生しない適正な溶接電流範囲を求めると、従来電極では 5kA～6.5kA で約 1.5kA と狭いのに対して、凹電極では 5kA～8.5kA となり約 3.5kA と拡大した。これは、散り発生の主要因であるナゲット膨張に伴う加圧力の上昇が凹電極使用時には抑制されて散りの発生限界電流値が高電流側に移行したためと考えられる。

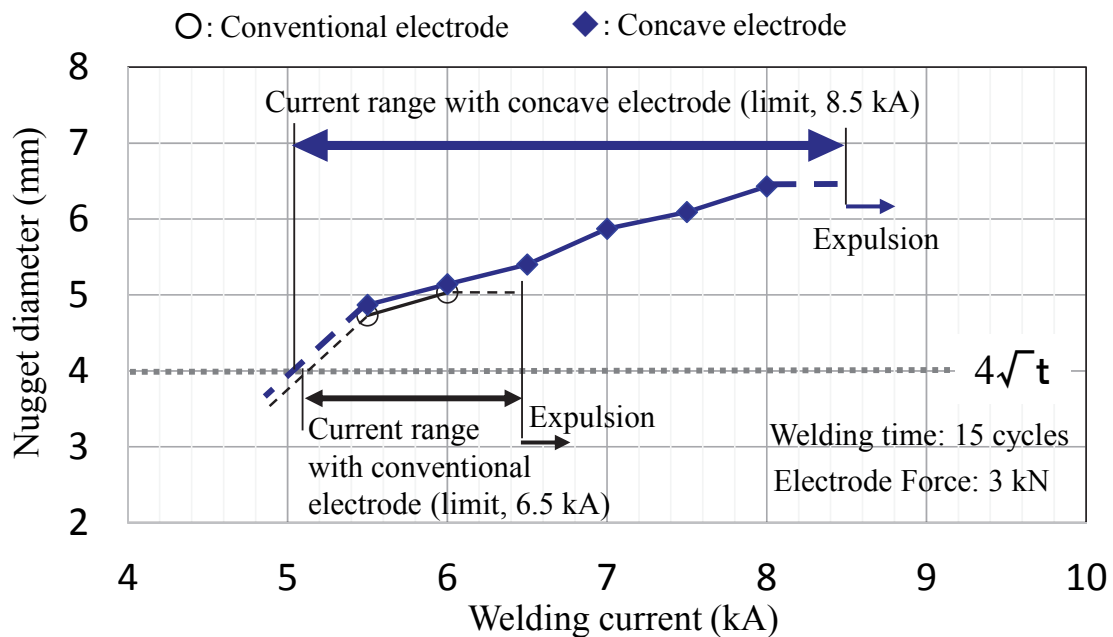


Fig. 2.5 Welding current range with concave electrodes and conventional electrodes.

凹電極の場合の全ての溶接条件において、CTS 後の外観（CTS 強度付記）および同じ条件で溶接した試料の断面写真（ナゲット径付記）を **Fig. 2.6～Fig. 2.7** に示す。これらの結果を合わせて **Fig. 2.8** には、溶接電流と通電時間を変えたウェルドローブ上にナゲット径の大きさを円の大きさで表したものを示す。また円の色で破断形態を表現し、数字で十字引張り強度の値を示した。これより、6.5kA 以下の低電流条件では、ほとんどがナゲット内はく離破断を示しているのに対

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

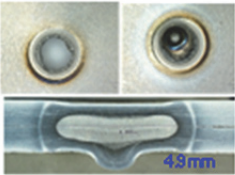
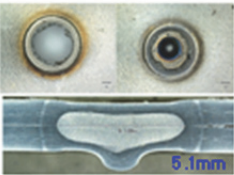
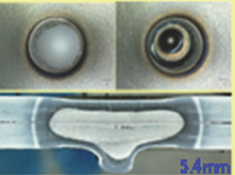
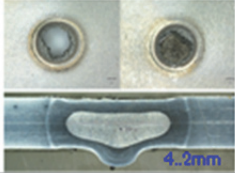
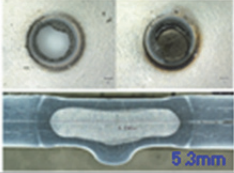
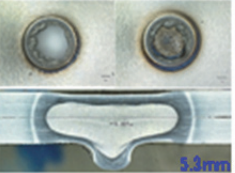
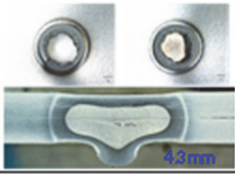
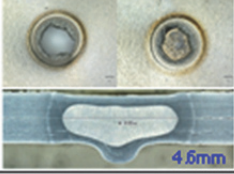
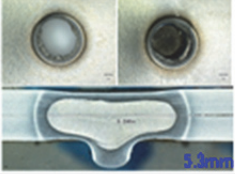
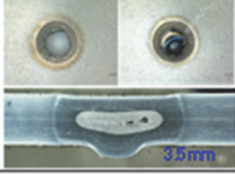
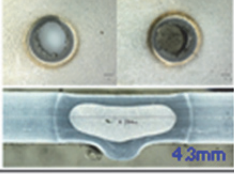
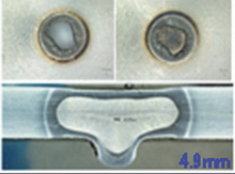
15 cycle			
12 cycle			
10 cycle			
8 cycle			
	5.5 kA	6.0 kA	6.5 kA

Fig. 2.6 Forms of fracture and weld shapes (1).

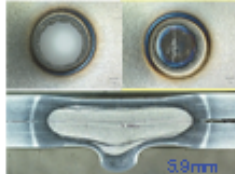
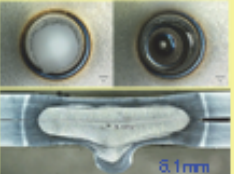
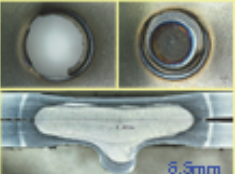
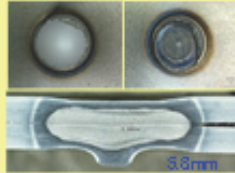
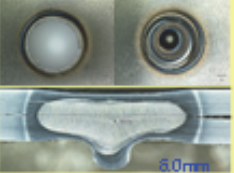
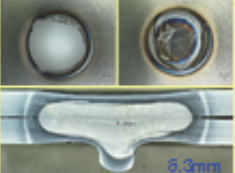
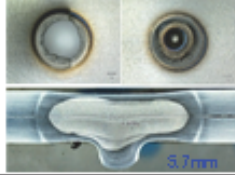
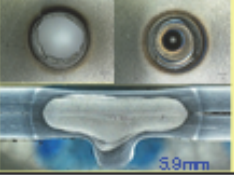
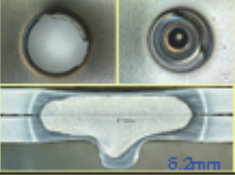
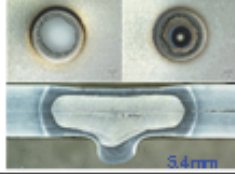
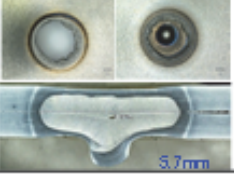
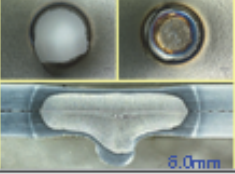
15 cycle			
12 cycle			
10 cycle			
8 cycle			
	7.0 kA	7.5 kA	8.0 kA

Fig. 2.7 Forms of fracture and weld shapes (2).

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

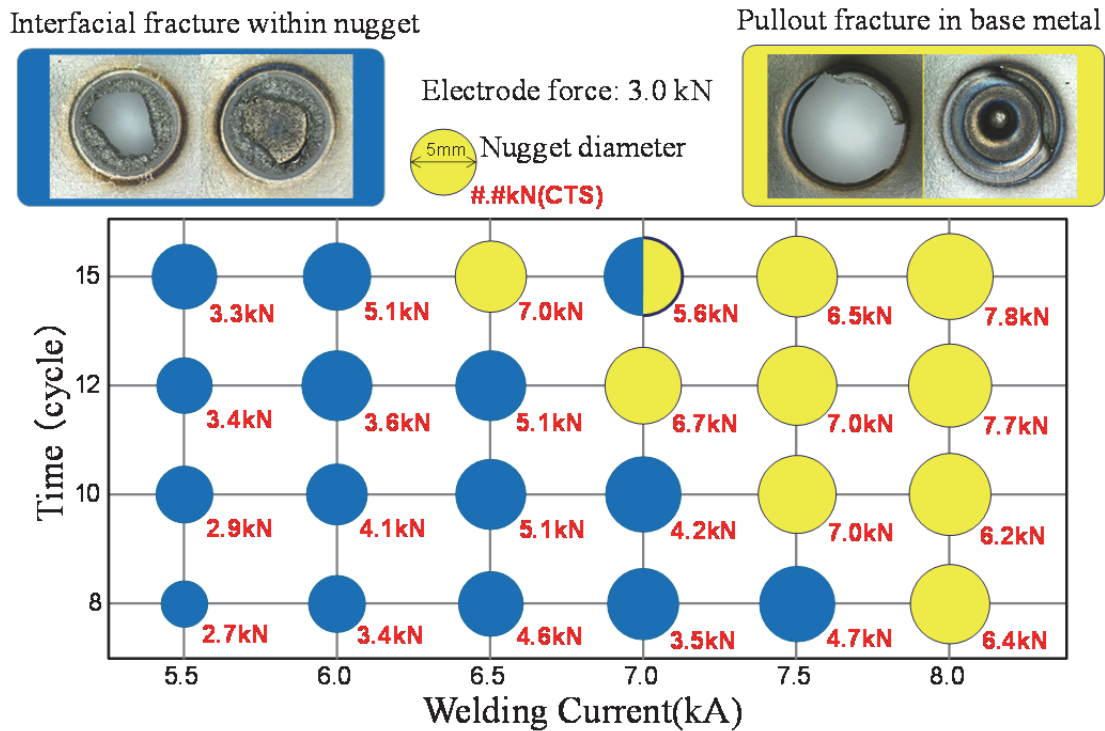


Fig. 2.8 CTS result and fracture form on the weld lobe.

して、7.0kA 以上の高電流条件では、母材部のプラグ破断となって破断強度も大きくなっていることがわかる。

Fig. 2.9 は凹電極および従来電極使用時の十字引張強度 (CTS) 評価結果を示す。先ず、従来電極および凹電極を用いてそれぞれ散りが発生しない条件範囲で電流値と通電時間を変えて種々のナゲットサイズの溶接部を形成したが、それぞれの溶接条件においてナゲット径観察用の試料と CTS 試験片を各 1 点作製した。Fig. 2.9 の CTS 評価結果に示した各ナゲット径は CTS 試験片そのものではなく、同条件で作製した観察用試料の値を代用した。Fig. 2.9 中、従来電極 (○印) の場合、ナゲット径は 4.5～5mm 程度で、CTS は $4.5\text{kN} \pm 1.5\text{kN}$ となり、何れもナゲット内剥離を伴った破断形態であった。代表的な試料断面：剥離破断例(a)を図中に示した。

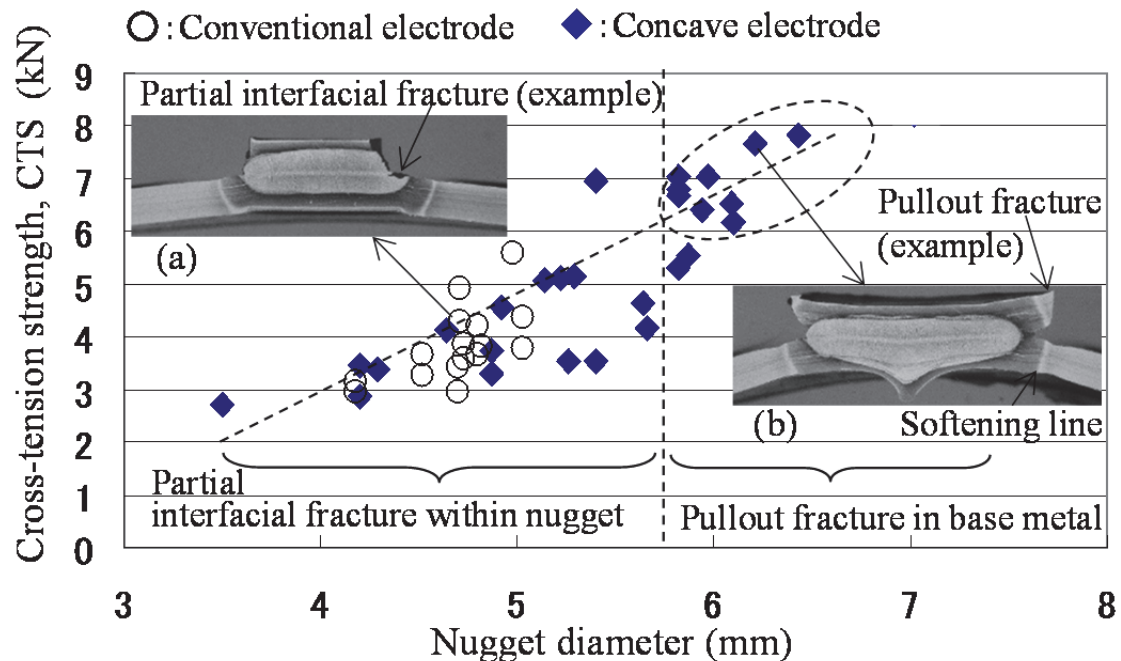


Fig. 2.9 Effect of nugget diameter on the CTS and comparison of fracture modes by using concave electrodes and conventional electrodes.

凹電極（◆印）の場合は，従来電極よりナゲット径を大きくすることが可能となり，またナゲット径拡大に伴って CTS 増大の傾向が見られた．ここでは，ナゲット径 6mm 程度以上で母材部のプラグ破断を生じる傾向となり CTS が 6kN ～8kN と高くなった．従来電極（約 5kN）に比べて約 1.5 倍向上した．この代表的断面：プラグ破断例(b)を図中に示す．この場合ナゲットの拡大に伴いナゲット端部での応力分散によって剥離破断が抑制されたものと推察される．さらに(b)を見ると,HAZ と母材部との境界付近の軟化部(図中の白線組織; softening line)^{10) 11)} において歪集中による括れが生じており，そこがプラグ破断の起点となったことがわかる．これにより，ナゲット径を上回る大径のプラグ破断を形成して CTS が増大したものと考えられる．

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

(2) 凹電極使用時の連続打点性試験

Fig. 2.10 には凹電極を用いて連続打点溶接した時の CTS の推移を示す。溶接条件は、散りを発生せずにナゲット径約 6mm ($6\sqrt{t}$) を得ることのできる 7.5kA, 10 サイクル, 3.0kN 一定とした。溶接は 2 秒 1 打点の速度で繰り返し、20 打点毎に約 20 秒の休止を挟んだ。また、200 打点毎に CTS 評価用の試料作製を行い、同時に感圧紙を用いて凹電極と鋼板との当り面形状の変化を調べた。

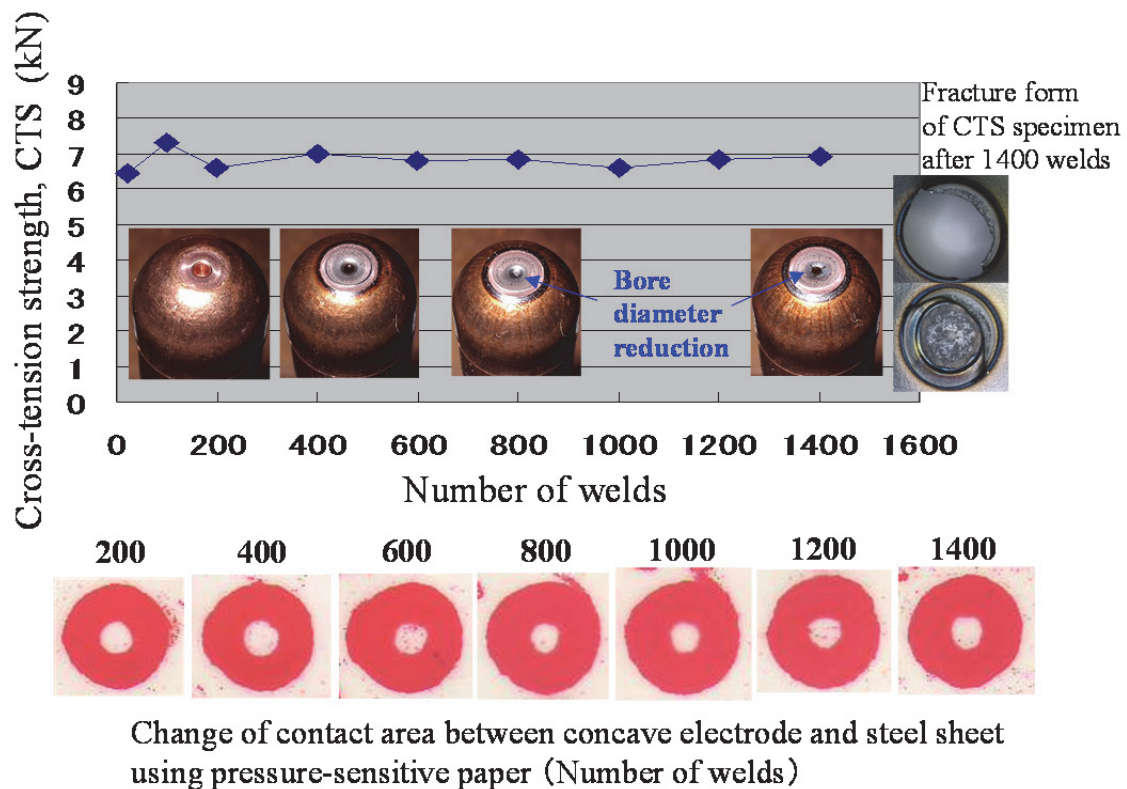


Fig. 2.10 Results of electrode life test (CTS change).

この結果、1400 打点を過ぎたところで初めて散りが発生した。その後 20 打点に 1 回位の頻度で散りが発生したため、凹電極による散り抑制効果が低下したものと判断しこの理由で試験を終了した。CTS の値はほぼ 6.5kN～7kN の間を推移し 1400 打点まで強度低下は認められなかった。一方、感圧紙で見た電極当り面

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

形状（ドーナツ形状の外径，内径）に関しても大きな変化は見られなかった．つまり通電面積は打点数が増してもほぼ一定であったと言える．但し，穴の奥部では内径の細りが生じていることが外観から認められた．これは打点毎に電極が軸方向に高荷重（3kN）を受け，穴の内面が穴を塞ぐ方向へ塑性変形したために生じたものであると推察した．

以上より，凹電極の連続打点性においては，少なくとも 1400 打点までは通電面積の変化が小さく電流密度がほぼ一定となり同等のナゲット径と継手強度が維持されたものであるということが分かった．しかし，穴奥部の細りと穴形状の変化に伴って溶接部の膨張逃げ効果が制限されて，散りが発生し易い状態へ陥ったものと考えられた．今後の実用面においては，穴の細りを回避するために定期的な電極成形を行うなどの工夫が必要であると思われる．

2-3 ナゲット端部の応力に及ぼすナゲット径の影響

ナゲット径を増大するとナゲット内剥離の進展が抑制された理由を明確にするため，ナゲット径を変えて CTS 試験を行った時のナゲット端部に生じる応力 σ_z (Z 軸方向) を ABAQUS 6.14 を用いて解析した．溶接部の構成要素は，**Fig. 2.9** (実験結果)，(a)試料（ナゲット径約 4.5mm），および (b)試料（ナゲット径約 6mm），並びに同材料で溶接条件と断面組織との関係を調べた文献¹²⁾を参考とし，**Fig. 2.11** に示すように寸法関係を定めた．ナゲット端からシートセパレーション起点までの間をコロナボンド（0.5mm）とし，ナゲット部（図中灰色部）含めてシートセパレーション起点より更に 0.2mm 外側まで（図中ハッチ部）をマルテンサイト組織（ビッカース硬さ Hv480），その外側の幅 0.15mm のラインを軟化組織（ビッカース硬さ Hv300）とした^{10) -12)}．高張力鋼板の母材硬さは Hv320 で，ヤング率 200GPa，ポアソン比 0.3 とおいた．各部の材料特性としてそれぞれ

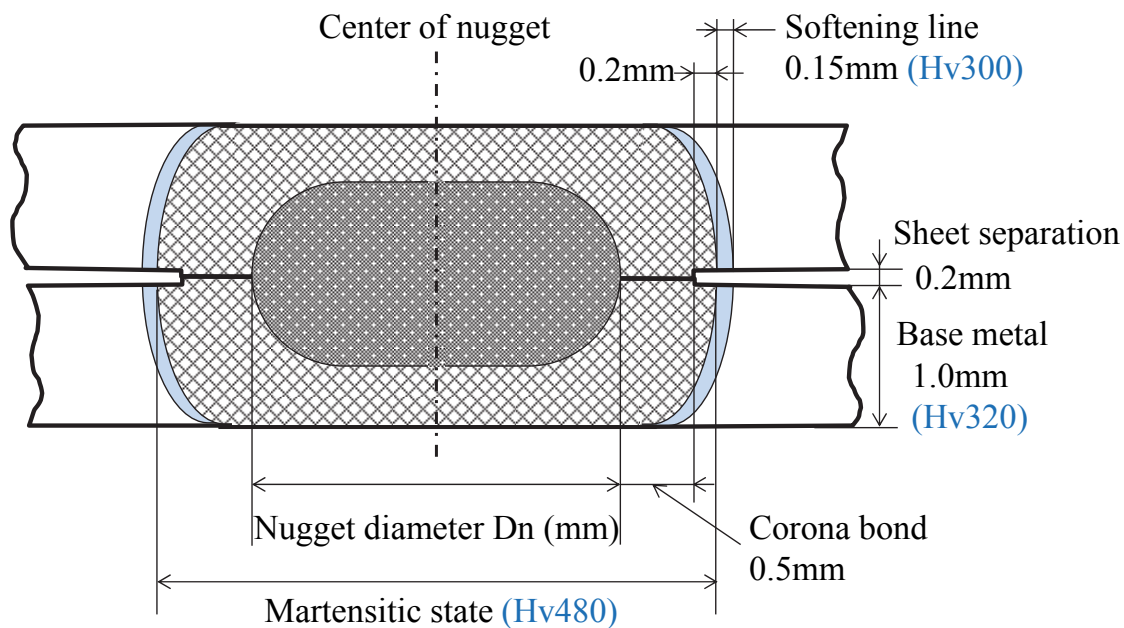


Fig. 2.11 Dimension and hardness of each part in spot welding model.

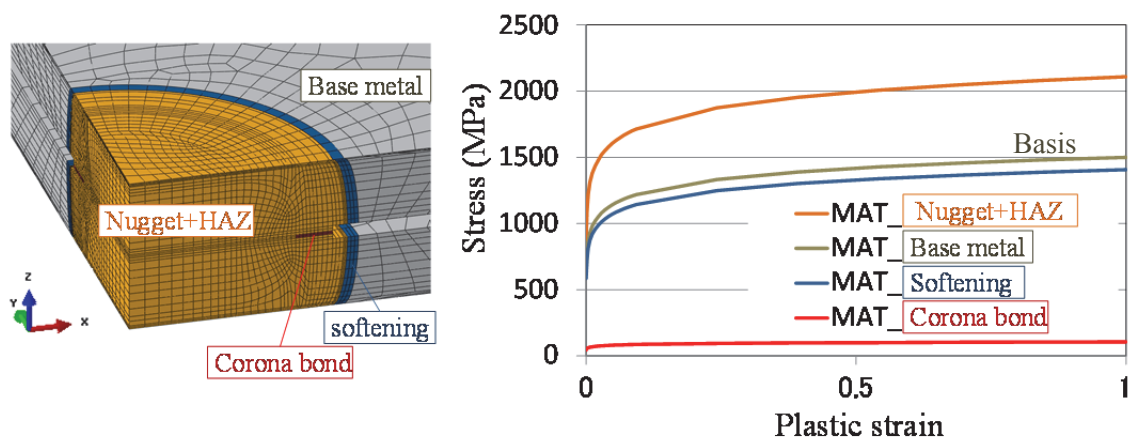


Fig. 2.12 Material properties of the joint parts.

れの応力-ひずみ線図が必要になるが，降伏応力が凡そ硬さに比例すると考え，母材の線図（単軸引張試験により実測した値）を基準にして各部の特性線図を定めた．**Fig. 2.12** には，上からナゲット+HAZ 部，母材部，および軟化部の応力-ひずみ線図を示す．図中最下部に示したコロナボンド部は，その密着強度が極

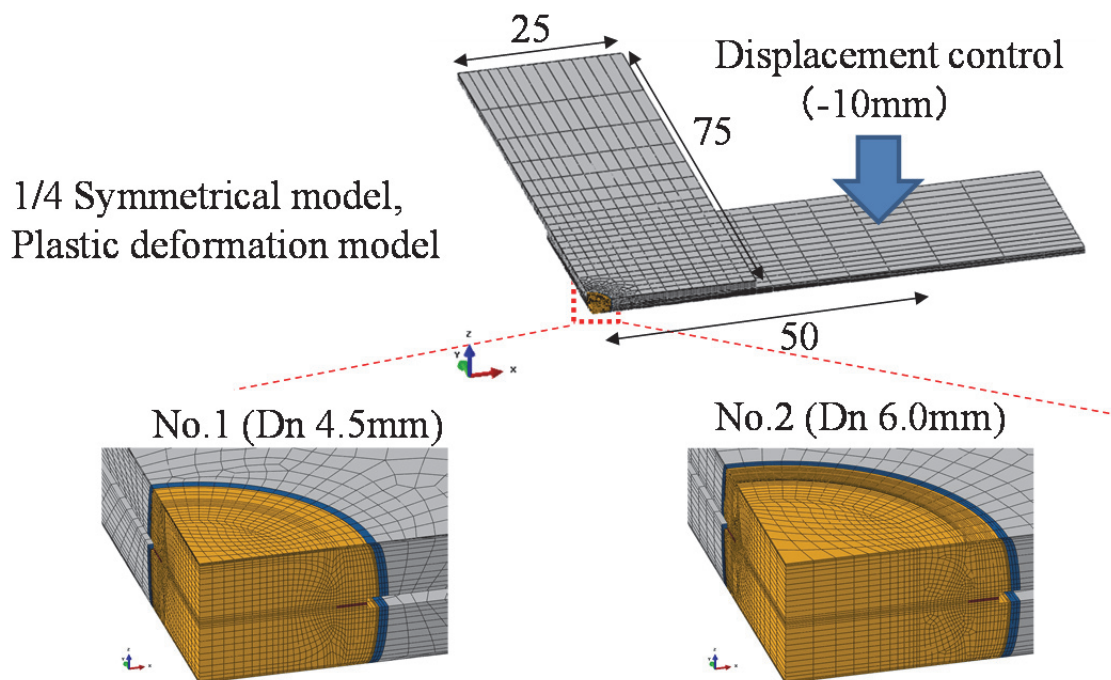


Fig. 2.13 Simulation models of cross-tension strength in different nugget diameters.

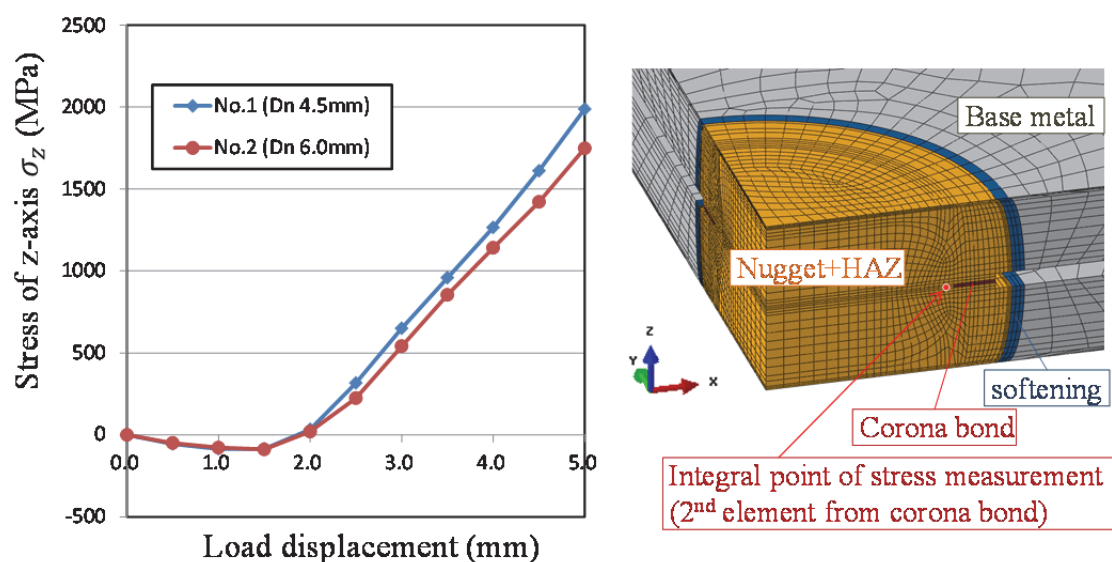


Fig. 2.14 Effect of nugget diameter on stress of nugget end.

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

めて小さいと考え、HAZ 部の材料強度の約 1/20 とおいた。Fig. 2.13 には、解析モデルの諸条件を示す。解析は、Fig. 2.4 に示した CTS 継手の 1/4 対称モデルとし、片方の短冊の 1 枚板の部分を全域一様に固定して、もう片方の短冊においては 1 枚板の部分を全域一様に矢印方向の強制変位を最大 10mm まで負荷した。本計算においては、初期き裂や、き裂進展は考慮していない。応力測定積分点は、コロナボンド端部からナゲット内部へ入った 2 要素目とし、剥離に作用すると考えられる Z 軸方向の応力 σ_z を 2 つのナゲット径 ($D_n=4.5\text{mm}$ (No. 1), $D_n=6.0\text{mm}$ (No. 2)) に対して計算した。変位と応力の関係を Fig. 2.14 に示すが、この結果、負荷変位 5mm 以下で定性的な見解を得ることができた。初期変位 2mm までは両ナゲット共僅かに圧縮側の応力が生じたが、その後変位と共に引張応力が増大した。増大傾向の傾きは、ナゲット径の大きい方 (6.0mm) が小さくなったことから、ナゲット端部に生じる開口応力がナゲット径の増大と共に緩和されることが分かった。これによりナゲット径が大きいほど剥離破断し難くいという傾向を明らかにすることができた。

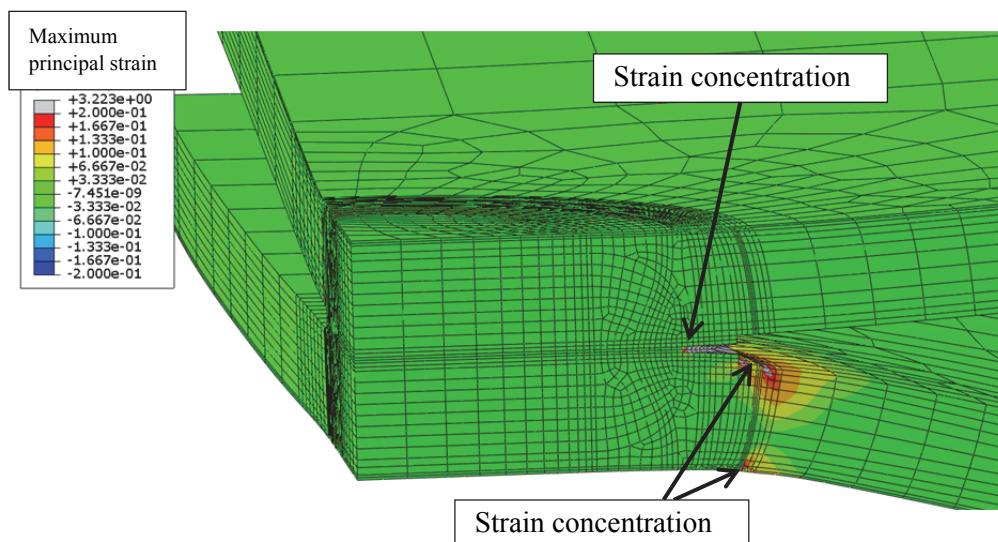


Fig. 2.15 Strain concentrations on the nugget end and the softening line.

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

尚、負荷変位が 5mm を超えると何れのナゲットにおいてもナゲット端部と軟化部分のひずみが 20%を超えて、き裂発生の兆候を示したが (Fig. 2.15), どちらが先に破断するかは計算はできていない。実験では、ナゲット径 6mm の場合は軟化部分のところが先にき裂を生じて破断に至り、ナゲット径 4.5mm の場合にはナゲット内への剥離き裂が先に生じた。これらの差異を計算によって求めるには、材料が開口し破断する条件などを導入しなければならない。特に高張力鋼板の抵抗スポット溶接では、ナゲット端部における P (リン) 偏析による脆化の影響により剥離破断し易い^{6) 7)} と言われていることから、ナゲット端部における不純物元素の偏析などによる脆化域の範囲と材料特性を厳密に定義してモデル化することも今後の解析を進める上で課題となる。

2-4 まとめ

凹み形状電極使用により高張力鋼板スポット溶接継手の十字引張強度特性を検討した結果、次のことが分かった。

- (1) 凹電極使用により膨張逃げが形成され、散り発生が抑制された。
- (2) 散りを発生しないでナゲット径 $4\sqrt{t}$ 以上を確保する溶接電流範囲が従来電極に比べて 拡大し、8kA で約 6.5mm のナゲットが形成できた。
- (3) ナゲット径が大きくなると母材部のプラグ破断モードに移行し、CTS が増大傾向となった。ナゲット径約 6.5mm で 8kN 近い値が得られ、従来電極 (約 4.5kN) に比べて約 1.5 倍向上した。
- (4) 連続打点性評価の結果、少なくとも 1400 打点まで CTS の低下がないことが分かった。打点と共に電極の穴形状に変化が生じるが、定期的な電極成形などを工夫して行えば実用化も可能であると考えられた。

2-5 参考文献

- 1) J. Tanaka, M. Kabasawa, M. Ono, and M. Nagae, “Spot Weldability of High Strength Steel Sheets,” *Kokan Technical Report*, **105** (1984), 72-81 (in Japanese)
- 2) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi, and K. Matsuyama, “Resistance spot weldability of high strength steel sheets for automobiles and the quality assurance of joints,” *Welding in the world*, Vol. 51, No. 3/4 (2007) 7
- 3) K. Yamazaki, K. Sato, and Y. Tokunaga, “Static and Fatigue Strength of Spot Welded Joints of Ultrahigh Strength Steel Sheets,” *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, **17** (4), 553 (1999) (in Japanese)
- 4) W. Chuko, and J. Gould, “Development of Appropriate Resistance Spot Welding Practice for Transformation-Hardened Steels,” *AISI/DOE Technology Roadmap Program*, No. DE-FC07-97ID13554 (2002)
- 5) M. Mimer, L.E. Svensson, and R. Johansson, “PROCESS ADJUSTMENTS TO IMPROVE FRACTURE BEHAVIOUR IN RESISTANCE SPOT WELDS OF EHSS AND UHSS,” *Welding in the World*, Vol.48(2004) p14-18
- 6) H. Hamatani, F. Watanabe, Y. Miyazaki, T. Tanaka, J. Maki, H. Oikawa, and T. Nose, “Characterization of cross tension strength in resistance spot welding ultrahigh strength steel sheets,” *Preprints of the National Meeting of J.W.S*, No. 89, 44 (2011) (in Japanese)
- 7) K. Taniguchi, H. Matsuda, R. Ikeda, and K. Oi, “Heat distribution in weld by short-time high-current post-heating and its improving effect on cross tension

第2章 高張力鋼板抵抗スポット溶接継手の高強度化

- strength,” *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*. **32** (3), 164-171 (2014)
(in Japanese)
- 8) M. Matsushita, K. Taniguchi, and K. Oi, “Development of Next Generation Resistance Spot Welding Technologies Contributing to Auto Body Weight Reduction,” *JFE Technical Report*, 18 (2013), 111-117 (in Japanese)
- 9) H. Oikawa, G. Murayama, T. Sakiyama, Y. Takahashi, and T. Ishikawa, *Shinnittetsu Giho*. (385), 36 (2006) (in Japanese)
- 10) Hernandez, V.H.B. et al., A study on heat affected zone Softening in resistance spot welded dual phase steel by nanoindentation, *J. Mater. Sci.*, 45, (2010) p1638,
- 11) Hernandez, V.H.B. et al., Nanoindentation and microstructure analysis of spot welded dual phase steel, *Material Letters*, 64, (2010) p207
- 12) 渡辺吾朗, 石井靖弘, 尼子龍幸, 高尾尚史, 高張力鋼板スポット溶接継手の組織と十字引張強度に及ぼす後通電の影響, *溶接学会講演概要*, 第 94 集 (2014) p28-29

第3章

アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

3-1 はじめに

アルミニウム合金は熱による膨張・収縮が鋼の約 2 倍であるため、溶接時には歪み、変形を起こしやすく、割れやすい¹⁾。抵抗スポット溶接部においても割れが発生する場合があります、中には板表面まで貫通した割れが生じることがある。このような割れが生じると、割れの大きさや種類により接合部の強度にも影響する上、水漏れ、腐食および外観品質などにおいて好ましくないと考えられる²⁾。このような強度以外の耐環境性や外観も含めて継手の品質を向上させることを高品位化と呼ぶ。溶接部の高品位化において重要な課題が割れ挙動の解明であることは 1-2-2 節で述べた。これまでにアルミニウム合金の抵抗スポット溶接部に発生する割れに関する報告例は極めて少ない。例えば 1976～78 年において新幹線アルミニウム構体研究委員会で精力的に行われた研究報告³⁾が上げられるが、ここでは板厚が 1.6～4mm という比較的厚い板を使用しており、溶接箇所の板表面にまで達するような割れは見られず、腐食や外観品質などの問題が懸念されることはなかった。

近年においては、自動車をはじめとする軽構造部材のアルミニウム化が叫ばれ^{4)~9)}、1mm 程度の薄板が使用されるケースが増えてきた。この場合溶接割れが板の内部に収まらずスポット溶接性のさらなる改善が要望されるようになってきた。しかしながら、割れの形態やその発生機構に関しては未だ不明の点が多い。そこで本章では、割れ発生原因を明らかにするために、凝固温度範囲の異なるアルミニウム合金を用いて割れの形態や発生条件等を調査した。

3-2 溶接部の割れ挙動解析と抑制方法

3-2-1 実験方法

供試材は 5000 系 (Al-Mg 系) 合金 : A 材を主体とし, 比較材としては, 2000 系 (Al-Cu 系) 合金 : B 材, 及び 1000 系純アルミニウム : C 材を用いた. 他に 6000 系 (Al-Si-Mg 系) 合金も使用したが, 割れ挙動は 5000 系と同様であったため, 本章では結果を省略する. 各供試材の組成を **Table 3.1** に示す. いずれも板厚 1.0mm で, 2 枚重ね溶接を行った. 溶接機は定置式エア一加圧・単相交流型を使用し, 電極は, 先端径 $\phi 6$, 電極径 $\phi 16$, 先端曲率 40R の DR 型 (第 3 章と同様) を用いた. その他の条件は **Table 3.2** に示す通常の溶接条件を用いた. 調査は下記の内容について行った.

Table 3.1. Chemical composition of materials (mass%)

Materials (Series)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Al
A (5000)	0.04	0.06	0.29	0.01	5.44	0.02	Bal.
B (2000)	—	—	4.3	0.6	1.5	—	Bal.
C (1000)	—	—	—	—	—	—	99.7% <

Table 3.2 Welding conditions

Electrode	Cu-Cr DR type $\phi 16$, 40R ($\phi 6$)
Welding current	16~32 kA
Welding time	2~11 cycles (60Hz)
Welding force	2.9 kN

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

- ① 割れ外観調査…実体顕微鏡による圧痕^{*} 表面の観察. (*: **Fig.1.6** 参照)
- ② 割れ内部の拡大観察…電子部品用拡大 X 線テレビ装置を用いた溶接部の割れ状態観察, 評価.
- ③ 溶接部断面マクロ組織と割れの観察…光学顕微鏡, SEM (Scanning Electron Microscope) による割れ発生場所と形態観察.
- ④ 供試材の融点調査…DTA (Differential thermal analysis) 示差熱分析法によりアルミニウム合金材料の凝固温度範囲を測定.
- ⑤ ウェルドロブ並びに割れ発生条件範囲調査…材料間の割れ発生条件範囲 (割れの生じやすさ) の比較を実施.
- ⑥ X 線残留応力測定…圧痕表面において, 半径方向の残留応力を測定.
- ⑦ 予熱した板のスポット溶接性調査…ホットプレート上で加熱した板を用いて溶接を行い, 割れ挙動を調査. 温度測定は接触式温度計を使用.

3-2-2 結果および考察

(1) 割れ発生箇所の観察結果

A 材, B 材および C 材を用いてスポット溶接を行なった. 溶接の手順としては, 電極チップ先端の損耗が激しいことを考慮し各板材に対してそれぞれ新品の電極を用い, 板材毎に 24kA で 10 点, 26kA で 10 点, 28kA で 10 点の順で合計 30 点の溶接を行った. 溶接後, 各条件において観察された圧痕表面の代表的な外観写真を **Fig. 3.1**~**3.3**, **Fig. 3.4**~**3.6** および **Fig. 3.7**~**3.9** に示す.

A 材において, **Fig. 3.1** (A-24kA) では, 割れの存在を確認することはできなかった. **Fig. 3.2** (A-26kA-No. 1), **Fig. 3.3** (A-28kA-No. 1) では圧痕の中央付近に板表面にまで達する割れが認められた. 尚, **Fig. 3.3** において圧痕表面に激しい凹凸形状が見られるのは, 溶接を繰り返す間に電極先端部が損耗し電極の凹凸形状

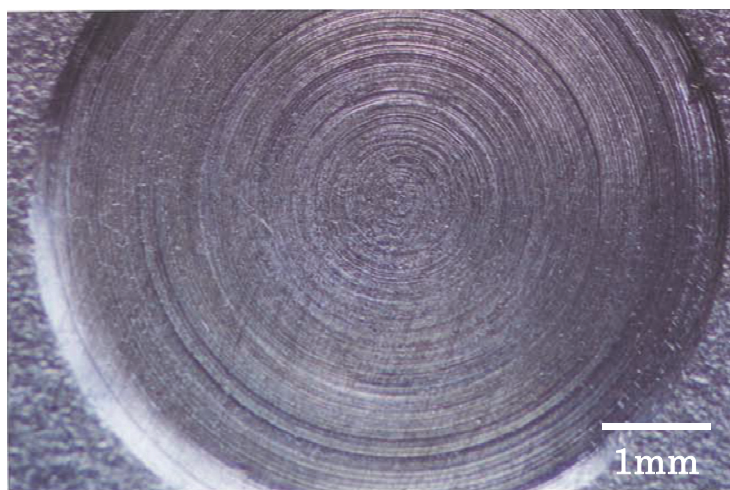


Fig. 3.1 Indentation surface of material A, 24kA-6cycles, no appearance of crack.

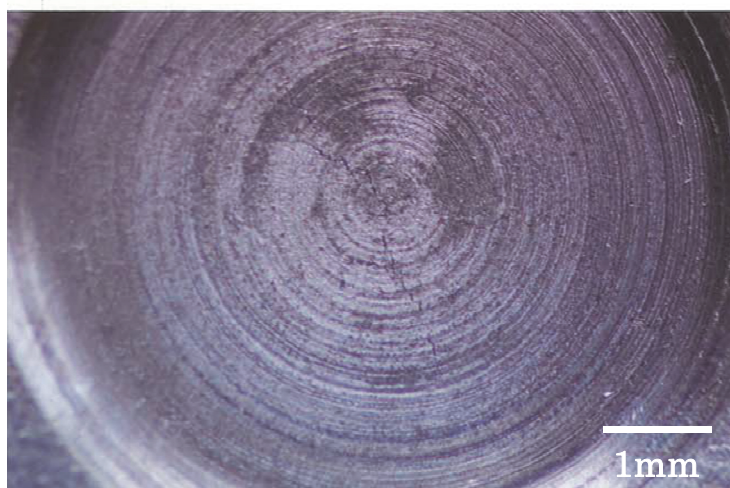


Fig. 3.2 Indentation surface of material A, 26kA-6cycles (No.1), appearance of center crack.



Fig. 3.3 Indentation surface of material A, 28kA-6cycles (No.1), appearance of center crack.

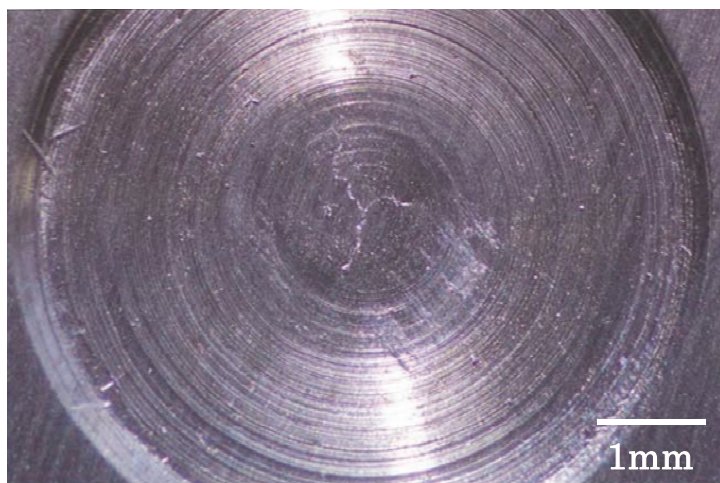


Fig. 3.4 Indentation surface of material B, 24kA-6cycles, appearance of center crack.

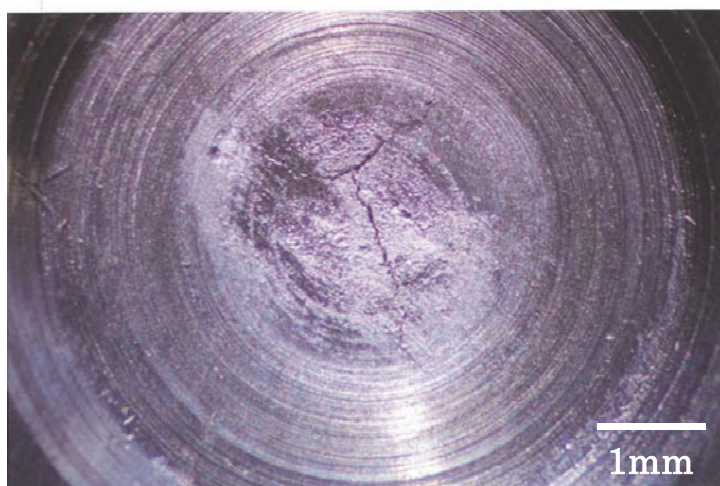


Fig. 3.5 Indentation surface of material B, 26kA-6cycles, appearance of center crack.

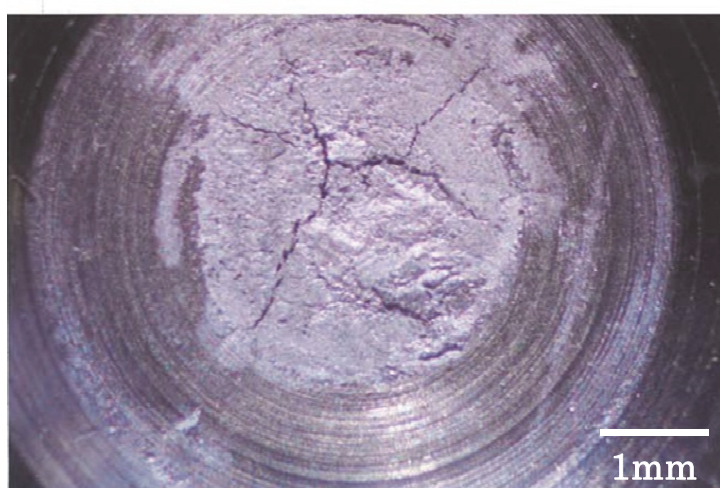


Fig. 3.6 Indentation surface of material B, 28kA-6cycles, appearance of large center crack.

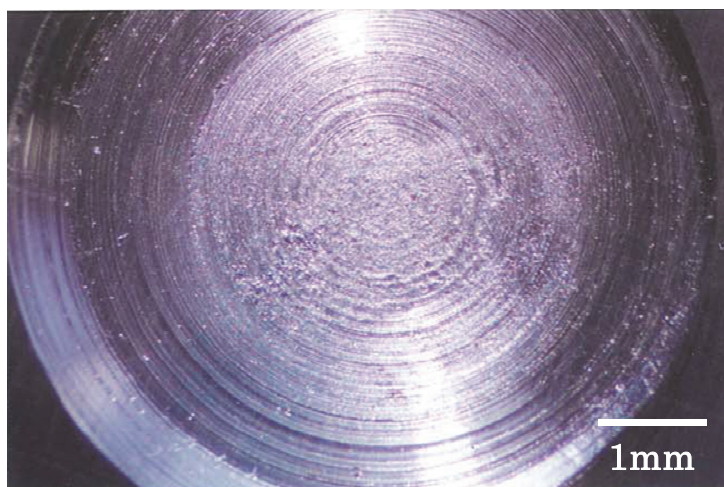


Fig. 3.7 Indentation surface of material C, 24kA-6cycles, no appearance of crack.

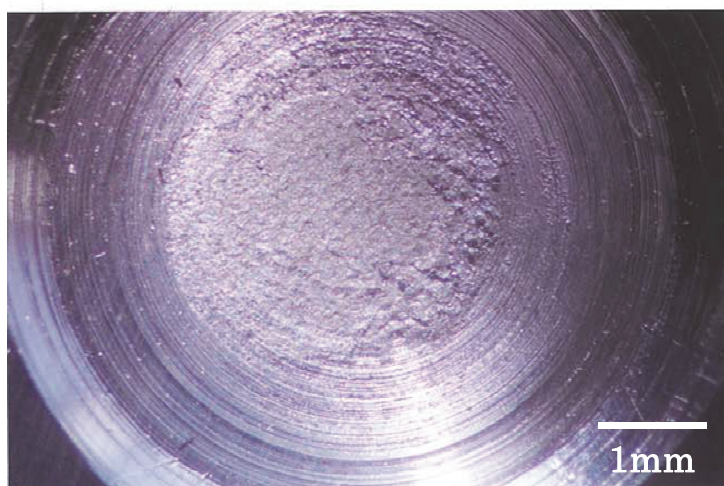


Fig. 3.8 Indentation surface of material A, 26kA-6cycles, no appearance of crack.



Fig. 3.9 Indentation surface of material A, 28kA-6cycles, no appearance of crack.

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

が転写されてできたものであり、割れではないと見なした。

B 材においては、**Fig. 3.4** (B-24kA)、**Fig. 3.5** (B-26kA) および **Fig. 3.6** (B-28kA) 何れの溶接条件においても割れが観察された。ここで割れの大きさ（開口部の幅と長さの目測）は電流値の増加と共に増大する傾向が見られた。この理由は次のように考察する。溶融部（ナゲット部）の体積が大きいものほど膨張量が大きくなり、板の浮き上がり現象（シートセパレーション）に見られるような大きな塑性変形をナゲット周辺に与え、これにより収縮時の引け量が大きくなったために割れが増大したものであると考えられる。一方、C 材においては、**Fig. 3.7** (C-24kA)、**Fig. 3.8** (C-26kA) および **Fig. 3.9** (C-28kA) に示すように電流値を増しても割れが認められなかった。従って、割れの発生要因としては溶融部の膨張、収縮挙動に加えてアルミニウム合金素材そのものの影響があるものと考えられた。

次に A 材について割れ発生部の詳細な観察を行った。**Fig. 3.10** には、26kA、6 サイクル溶接を行った試料 (A-26kA-No. 2) の外観写真と同試料の拡大 X 線写真を示す。ここでは圧痕表面から割れの発生が認められるが、X 線写真により内部の割れ形状まで詳しく見ることができた。この場合割れが Y 字型を呈していたが、

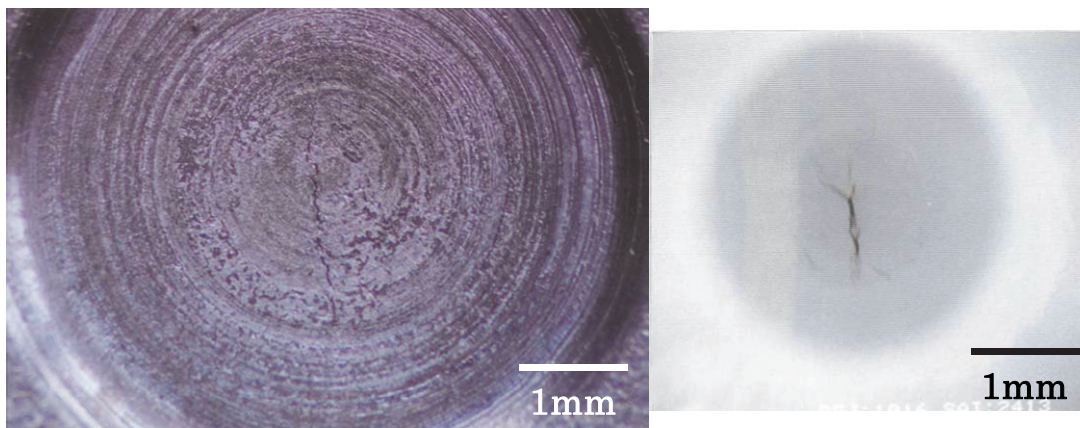


Fig. 3.10 Optical and X-ray micrographs of the same welded sample (Material A).

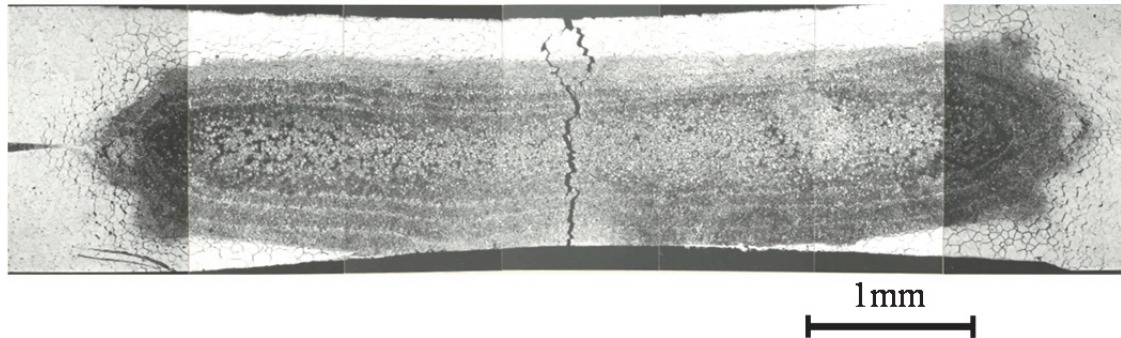
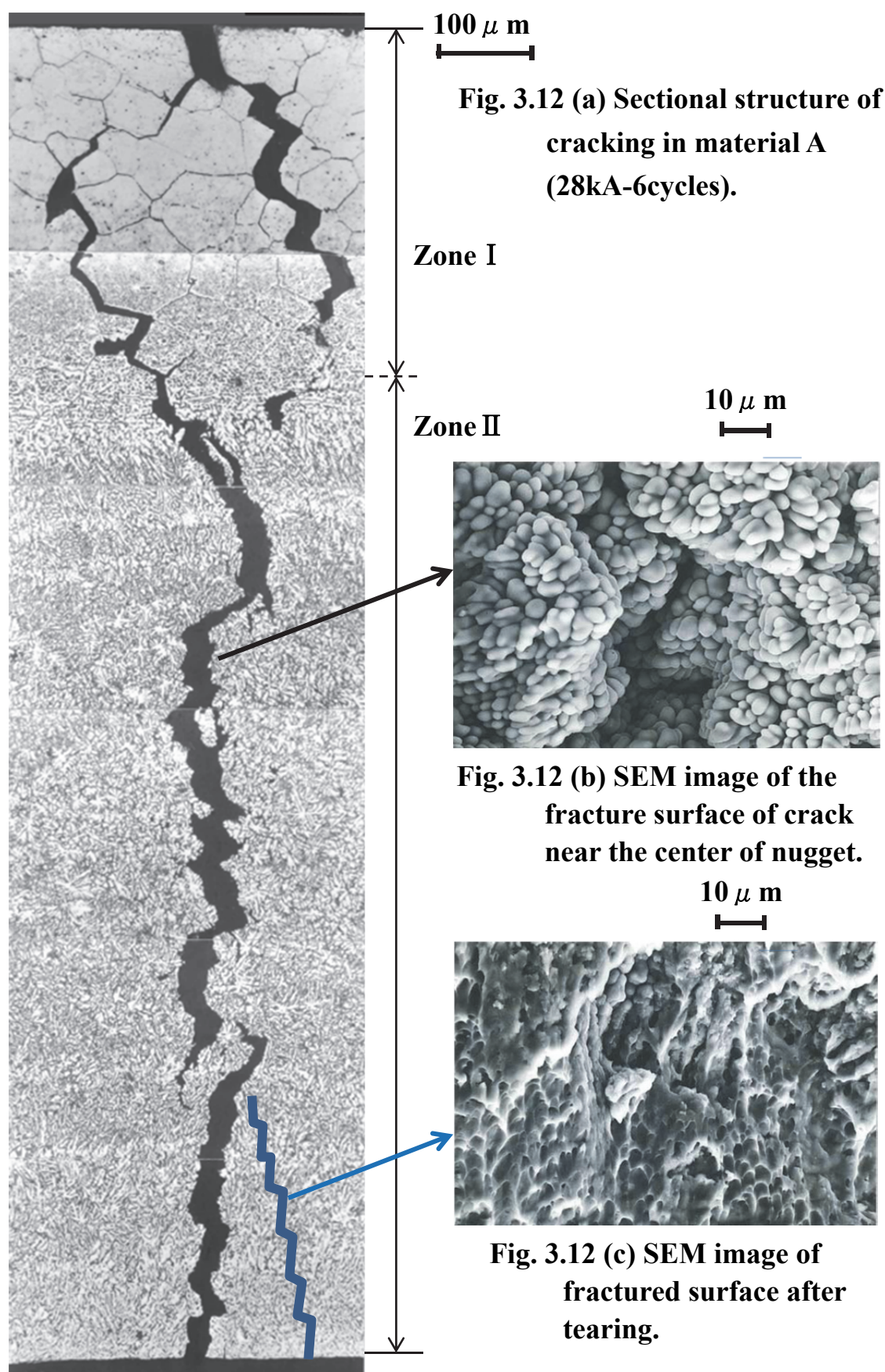


Fig. 3.11 Cross sectional weld structure of material A (welding current of 26kA, welding time of 6 cycles).

他の試料についても同様の X 線観察を行った結果、割れの特徴としては中心部から周辺部へ放射状に形成されたものが多かった。Fig. 3.11 には同条件で溶接を行った試料 (A-26kA-No. 3) の断面組織写真を示す。ここでは直径約 6mm の溶融部（ナゲット）を形成しており、この中央付近にナゲットを貫通する縦割れが観察される。このような割れが起こる機構の概略としては先に述べたように、溶融部の熱膨張により周囲が塑性変形を生じその後の冷却に伴う収縮時に引張応力を受けて割れが発生したものであると考えられる。また Fig. 3.11 においてはナゲット上部から板表面に渡る熱影響部においても割れが発生していることがわかる。

次に同試料の割れの内部を詳細に観察した。Fig. 3.12 (a) には顕微鏡組織を示すが、割れは溶融凝固したナゲット内部（Zone II）と熱影響部（Zone I）との全域に渡って生じた貫通割れとなっている。Fig. 3.12 (b) にはナゲット内の割れ表面の SEM 組織、Fig. 3.14 (c) には凝固部を新たに引き裂いた破断面の SEM 組織を示す。Fig. 3.12 (a) に見られるようにナゲット内部には微細なデンドライト組織が存在していることが分かる。ここで Fig. 3.12 (b) に示すように本来割れているところの表面においてはアルミニウム合金が溶融凝固したそのままの状態で



第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

あるのに対して、**Fig. 3.12 (c)** に示す破断面においては延性破面特有のディンプルパターンを呈するという相違が見られた。これらのことから溶接時に生じた割れは、溶けている時に口が開きその後に凝固が完了したもの、つまり凝固割れ（高温割れ）であるということがわかった。

続いてナゲット周辺の熱影響部における割れについて観察を行った。**Fig. 3.13** には A 材 (A-28kA-No. 2) の熱影響部における断面組織を示す。図中↓印で示すような粒界部においてデンドライト組織が生じているのが見られ、また割れがそのような粒界に沿って発生していることがわかる。**Fig. 3.13** には開口した粒界部の SEM 写真を示すが、表面が丸みを帯びて滑らかな形状になっていることからいわゆるバーニングと呼ばれる粒界部の溶融現象が認められた。さらにはこのことから、粒界部が溶けている液相の時期に口が開いたということ、即ち熱影響部においても凝固割れが生じたということがわかった。**Fig. 3.14** には粒界部のデンドライト組織の EPMA 元素マッピング (Cu) を示す。これにより、板表面近傍の熱影響部においては電極成分である Cu が粒界に沿って侵入したことが認められた。従って、今回のような比較的高電流条件においては電極先端が溶融するに至り、この Cu 元素が熱影響部へ侵入してその粒界の融点を低下させ、冷却時の引張応力を受けて開口しバーニングを生じさせたものと考えられた。

(2) 割れ発生におけるアルミニウム合金材料間の比較

これまでに述べたような凝固割れの発生においては、アルミニウム合金の凝固形態が影響するものと思われる。つまり凝固温度範囲の広いもの、固相線温度の低いもの程割れが生じやすいものと考えられる。そこでこのことを調べるために3種類のアルミニウム合金材料を用い、各材料の主な物性値を調べた。線膨張係数についてはカタログ値¹⁰⁾を採用し、溶融温度ならびに凝固温度範囲

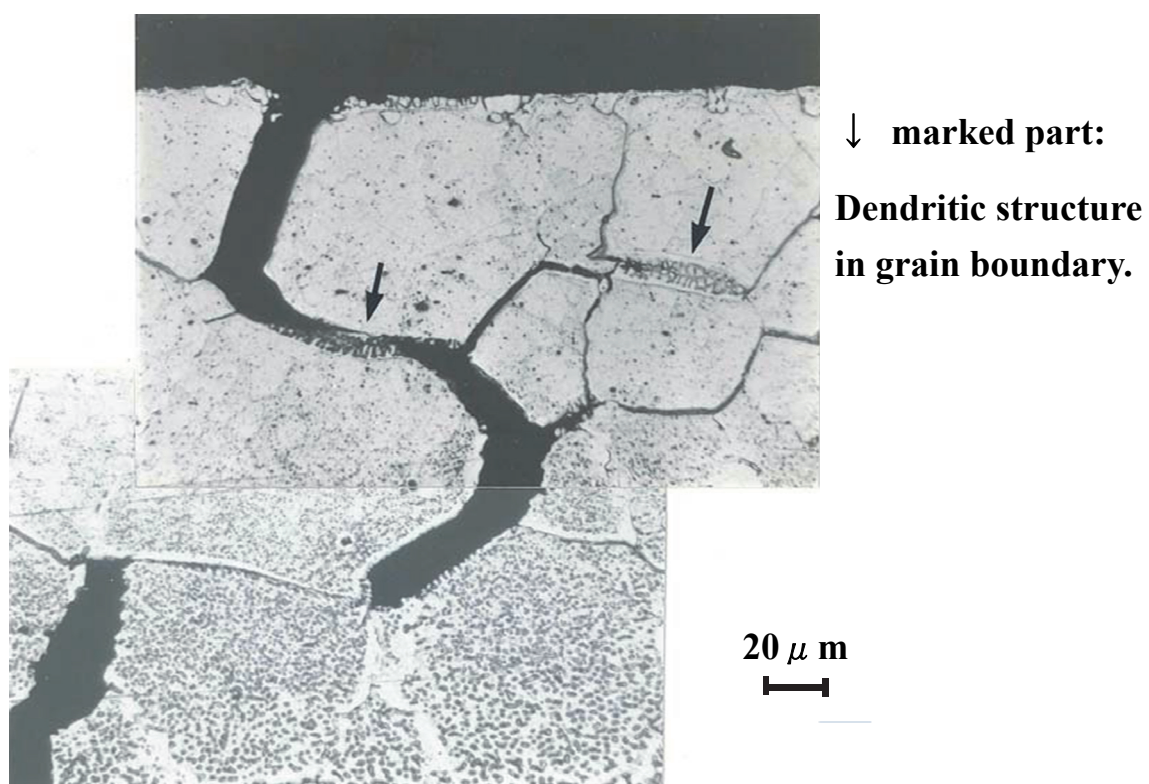


Fig. 3.13 Cracking in the heat affected zone of material A (welding current: 28kA, welding time: 6 cycles).

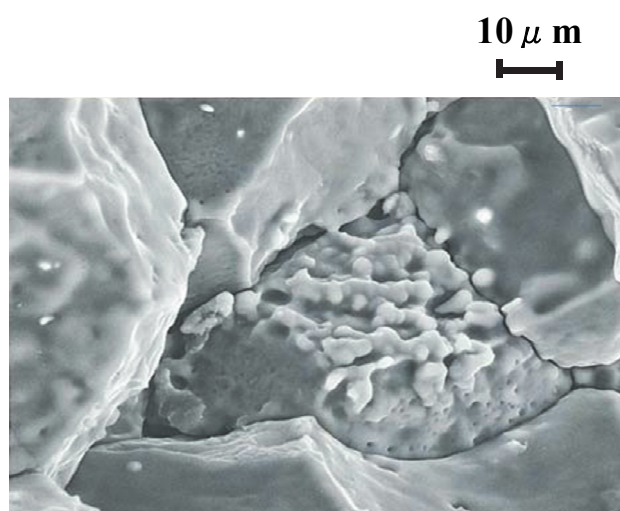


Fig. 3.14 Surface of grain boundary cracking.

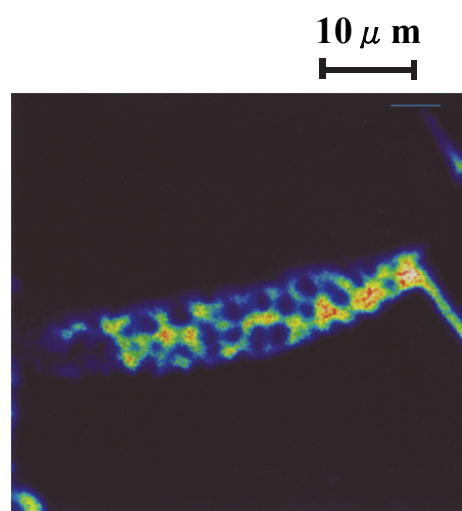


Fig. 3.15 Distribution of Cu element detected by EPMA (at the grain boundary shown in Fig. 4.6).

Table 3.3 Physical properties of materials¹⁰⁾

Materials (Series)	Solidus and liquidus temp. (solidification range) °C	Linear expansion coefficient (x10 ⁻⁶)
A (5000)	574 — 634 (60)	23.4
B (2000)	505 — 642 (137)	23.2
C (1000)	651 — 659 (8)	23.6

については DTA 示差熱分析により実測した結果を **Table 3.3** に示す。線膨張係数では材料間に差が見られないが凝固温度範囲においては顕著な差が認められた。特に低温側の融点（固相線温度）において B 材と C 材とを比べると約 150°C の開きがあった。これらの材料を用いて電流値と通電時間を変えて溶接を行い（同一条件で 3 点）、**Fig. 3.16** に示す拡大 X 線写真像により溶接部の割れの有無について判別を行った。割れの評価は、割れ長さがナゲット径の 15% を超える大きいものには⊗印、15% に満たない短いものには⊙印、全く割れの無いものには○印を付けて行った。これらの調査結果を各溶接条件でのナゲット径の平均値をとって作成したウェルドロブ上に重ねて表示した (**Fig. 3.17 (a) - (c)**)。

C 材についての結果を **Fig. 3.17 (c)** に示すが、直径 3~7mm のナゲットを形成する溶接条件範囲内において割れの発生は全く認められなかった。A 材については **Fig. 3.17 (a)** に示すが、図中斜線で示す領域において割れが認められた。ナゲット径即ち溶融部の体積が大きいものほど割れが顕著に発生することがわかった。これに対して、最も凝固温度範囲の広い B 材においては **Fig. 3.17 (b)** に示すように 割れ発生領域がさらに広範囲となり、ナゲット径が 4mm 以下の場合においても大きな割れが発生することがわかった。割れ発生領域に関して 3 つの材料をまとめたものを **Fig. 3.18¹¹⁾** に示す。これらの結果と割れの形態が凝固割れであることを合わせて考えると、凝固温度範囲の広い材料ほど割れが発生し

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

やすいということが明らかになった．つまり機構としては，冷却時に半凝固の状態に曝される時間が長くなるものほど開口し易く割れが生じやすいと考えられる．尚，**Fig. 3.18**¹¹⁾は本論文に先立ち，「薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接」(軽構造接合加工研究委員会編, 2008)¹²⁾にて引用掲載された．



Fig. 3.16 Examples of classification of cracking.

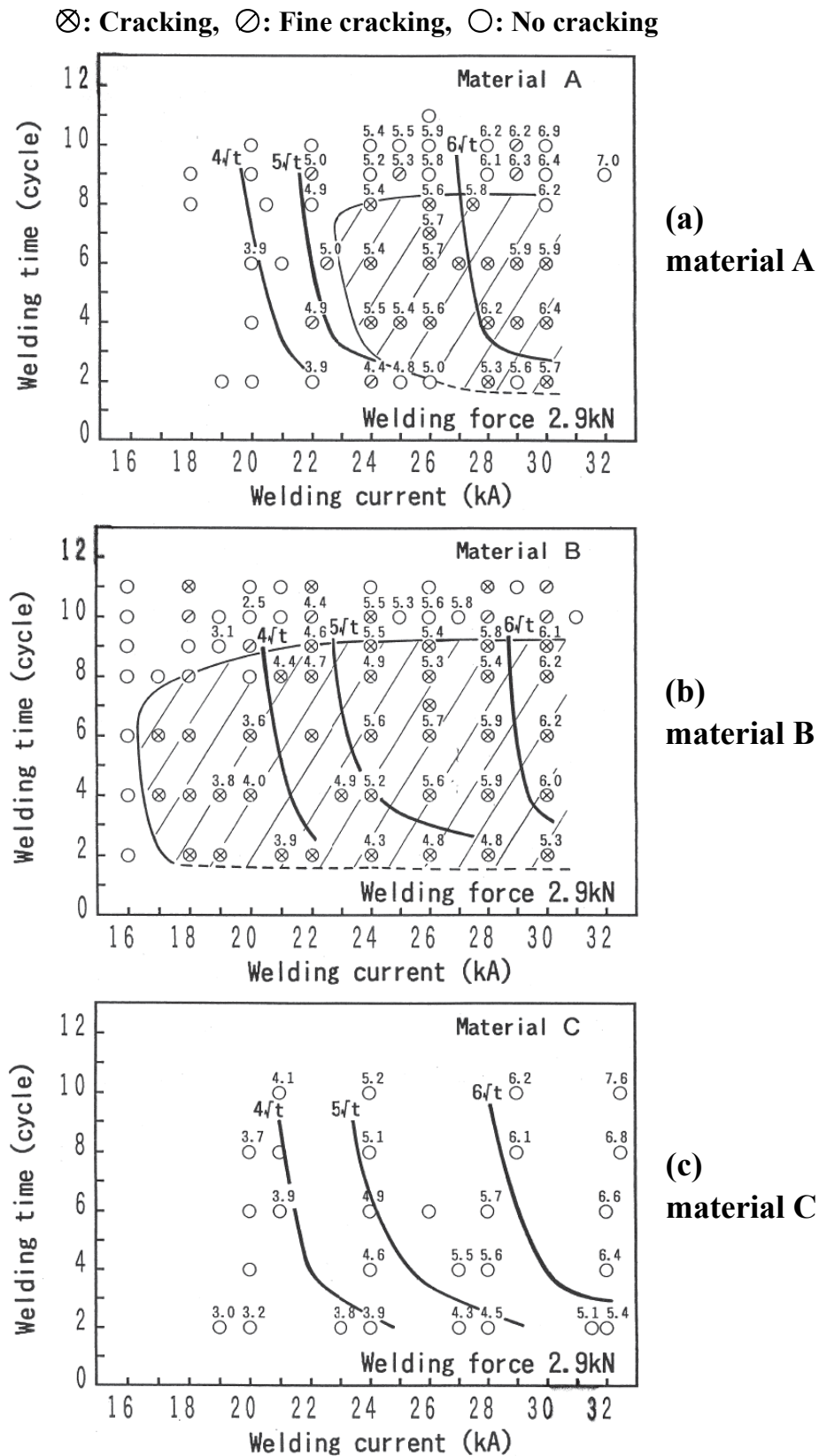


Fig. 3.17 Weld lobe and investigation results of cracking: (a) material A; (b) material B; (c) material C (Numerals show nugget dia.).

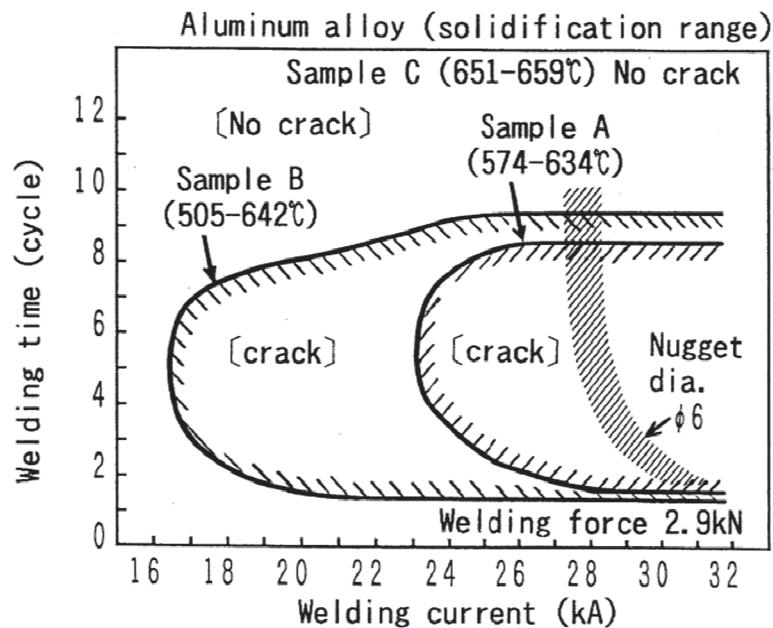


Fig. 3.18 Investigation results of cracking range of aluminum alloys.¹¹⁾

一方、**Fig. 3.17 (a)** (A 材) および **Fig. 3.17 (b)** (B 材) において通電時間が 9 ～ 10 サイクルを超える長時間の領域において割れが極めて少なくなるという傾向が認められた。この理由を調べるために、A 材において、割れ有り条件 (26kA, 6 サイクル) と割れ無し条件 (26kA, 10 サイクル) の両試料を用いて、溶接部圧痕表面からの

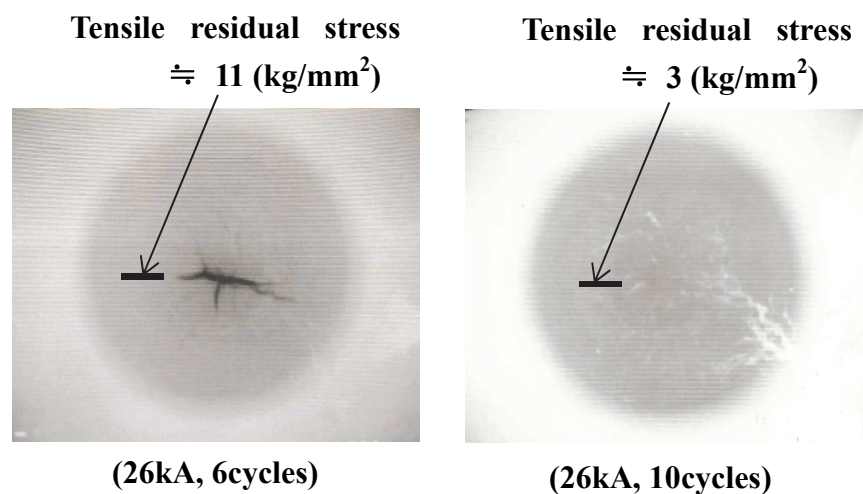


Fig. 3.19 X-ray residual stress measurement results of weld nuggets in material A (Comparison of welding cycle between 6 and 10 cycles).

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

X線残留応力測定を行った。その結果を **Fig. 3.19** に示すが、6 サイクル通電時では割れが開口した後でありながら約 11kgf/mm^2 の引張残留応力が検出されたのに対して、10 サイクル通電時には割れが発生しない状態で約 3kgf/mm^2 と $1/4$ 程度の低い引張残留応力値であった。このことから、通電時間が長くなることにより溶接部のナゲット周辺の温度が上昇し、通電終了時の引張応力が緩和されて割れが生じ難くなったものと考えられた。

(3) 予熱した板のスポット溶接試験結果

上記推察を確かめる為に、予め板をホットプレート上で加熱し、所定の温度で数十秒保持した後、即座にスポット溶接試験を行った。**Fig. 3.20** には 220°C で予熱した後に溶接を行った試料および予熱無しで溶接した試料の拡大 X 線写真を示す。A 材で予熱を与えたものは、明らかに割れが生じ難くなったことがわかる。この時の残留応力は -0.3kgf/mm^2 と 0 に近い値であった。最も割れが生じ易かった B 材においても、予熱後に溶接を行うと割れが顕著に小さくなる傾向が認められた。これらのことから、ナゲット周辺の温度が高くなると凝固収縮時に作用する引張応力が分散、緩和されて割れが抑制されるということが確認できた。以上の割れ抑制機構を推察すると次のようになる。**Fig. 3.21** には 5000 系アルミニウム合金の温間引張りにおける材料特性¹³⁾を示す。引張強さの温度依存性が 100°C 以上で急激に変化し温度の上昇と共に低下することがわかる。ここで伸びに着目すると、 200°C 位まで緩やかに上昇し、 200°C 以上では急激に大きくなって 400°C では 200% を超える結果であった。このことは、抵抗スポット溶接においても溶接部周辺の温度上昇によってその部分の伸び特性が変化し、溶接条件によっては冷却時に引張応力の緩和が起こり得ることを示唆するものである。**Fig. 3.22 (a) - (c)** には今回のスポット溶接時における割れ抑制機構の推察

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

モデルを示す。長時間溶接 (b), および予熱後溶接 (c) においてはナゲット周辺の温度が広範囲に上昇して応力緩和領域ができ、最終凝固部（ナゲット中心部）の開口（割れ）が生じ難くなるものと考えられた。この推察機構の確認のため市販ソフトを用いて計算した結果について 3-3 項に示す。

抵抗スポット溶接を行う前に板の予熱を行うことは実用上容易ではないと考えられる。また割れの抑制方法として単に通電時間を長くすることは作業能率上好ましくない。従って割れを抑制する方法としては、凝固温度範囲等の材料

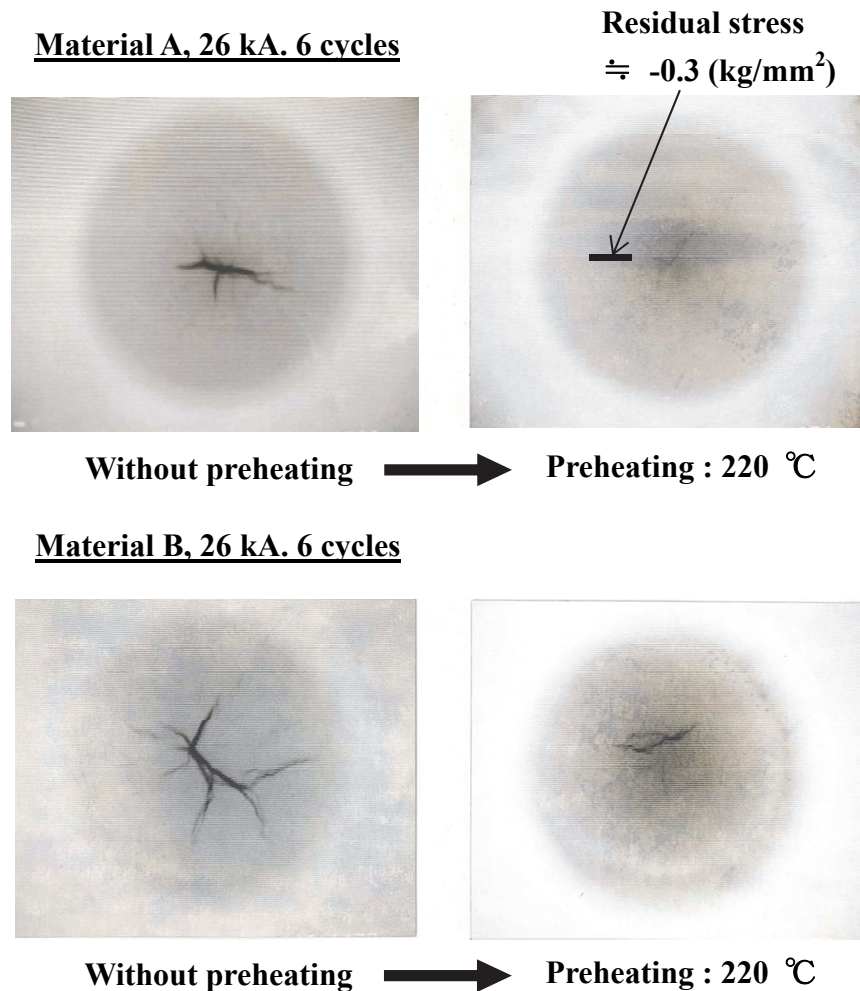


Fig. 3.20 Effect of preheating on cracking (material A and B).

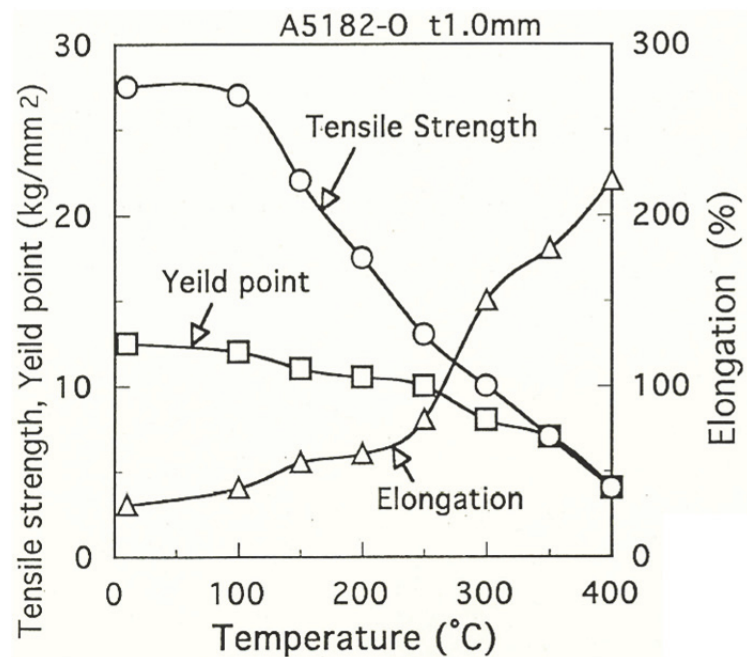


Fig. 3.21 Material property of aluminum alloy by warm tensile test.¹³⁾

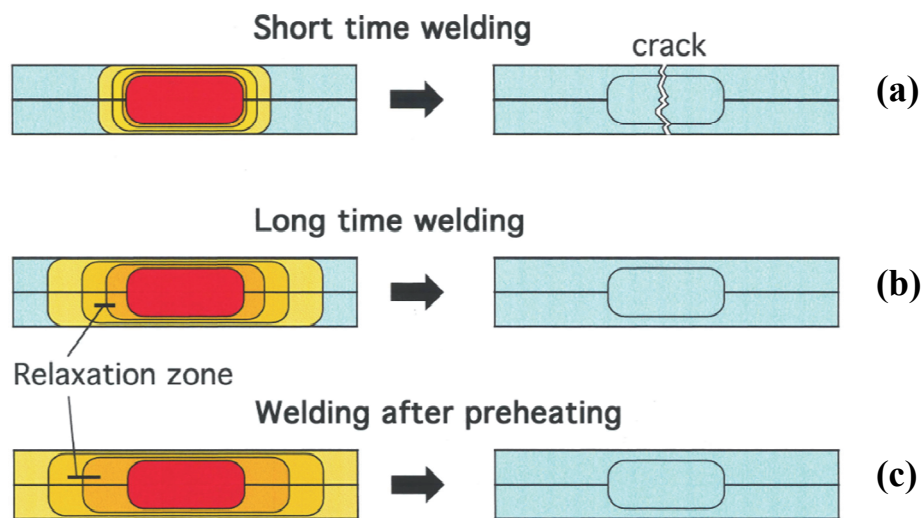


Fig. 3.22 Mechanism of suppression cracking.

物性値の点に留意するか、或いは溶接面からすると短時間で引張応力を押え込むような加圧力波形等の制御条件を提案することも必要であると考えられる。

3-3 溶接部残留応力に及ぼす通電時間の影響

Fig. 3.19 に示したように，短時間溶接で割れが生じた圧痕表面には大きな引張残留応力が検出されたのに対し，長時間溶接で割れが生じなかった圧痕表面では残留応力が小さくなった．しかしながら，溶接部の内部までこの傾向が成立しているのか不明であり，割れの要因と応力との関係は定まっていない．そこで，抵抗溶接用シミュレーションソフト SORPAS[®]（SWANTEC Software and Engineering ApS 製）を用いて応力分布を計算し，溶接条件との定性的な関係を調べた．対象材料は本章で実験を行った A 材（5000 系）としたが，SORPAS[®] のデータベースから材料特性の近い A5182（H34）材を選んで計算を行った（**Table 3.4**）¹⁴⁾．**Table 3.5**^{14) 15)} には計算に用いた応力－ひずみ特性の関係式（Flow stress curve）を初め，その他の材料物性の項目を示す．*印は温度依存性を導入している（データベースの数値は省略）．解析は，軸対称 2 次元モデル（**Fig. 3.23**）

Table 3.4 Material properties of the specimen¹⁴⁾

Chemical composition / mass%				Mechanical properties at room temperature		
Mn	Mg	-	Al	YS / MPa	TS / MPa	El / %
0.35	4.5	-	Bal.	340	240	10.0

Table 3.5 Material database contents used in the simulation^{14) 15)}

<p>*Flow stress curve</p> $\sigma_s = C \cdot (B + \varepsilon)^n \cdot \dot{\varepsilon}^m$ <p>σ_s : Flow stress C : Material constant B : Pre strain for work-hardened material ε : True strain n : Strain hardening exponent $\dot{\varepsilon}$: Strain rate m : Strain rate exponent</p>	<p>*Thermal conductivity (W/m・K) *Heat capacity (J/kg・K) Mass density (kg/m³) *Resistivity (μ・Ohm・m) *Thermal expansion coefficient (10⁻⁶/°C) *Young's modulus of elasticity (GPa=kN/mm²) Poisson's ratio</p>
--	--

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

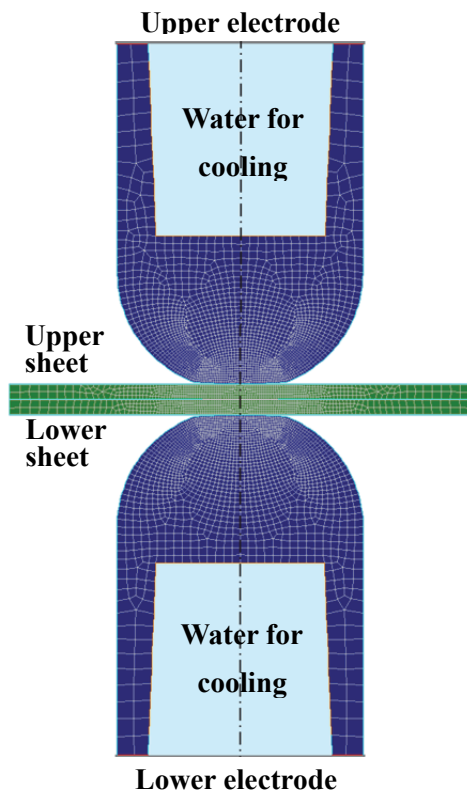


Table 3.6 Welding conditions used in the simulation

No.	1	2
Electrode diameter	6mm (Radius = 40mm)	
Electrode material	CrCu	
Power source	AC/50Hz	
Electrode Force	2.9 kN	
Main current	26 kA	
Weld time	3.33 cycles	8.33 cycles
Hold time	8.33 cycles	
Cool time	16.6 cycles	

Fig. 3.23 Simulation model.

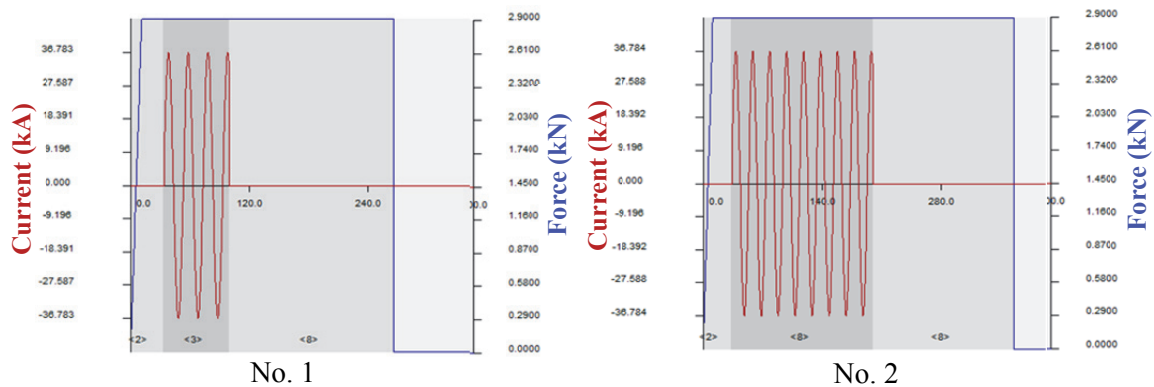


Fig. 3.24 Welding condition graphs used in the simulation.

で行い，アルミ合金板は板厚 1.0mm（軸対称のため円形 ϕ 30mm），電極は先端径 ϕ 6，電極径 ϕ 16，先端曲率 40R の DR 型とした．計算には，**Fig. 3.17** のウェルドロボ上で割れの生じた条件（26kA，4 サイクル/60 サイクル）と，割れが生じなかった条

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

件（26kA, 10 サイクル/60 サイクル）を採用した．SORPAS[®] の交流溶接条件は 50Hz 仕様であるため，実際の 60Hz をこれに換算し， $50 \times 4 / 60 = 3.33$ サイクル (No. 1) 並びに $50 \times 10 / 60 = 8.33$ サイクル (No. 2) を溶接時間とした．溶接条件をまとめて **Table 3.6** に示し，電流と加圧力のグラフを **Fig. 3.24** に示す．通電後の電極ホールド時間を 10/60 サイクル，電極上昇後の冷却時間を 20/60 サイクルとした．

Fig. 3.25 は溶接後のナゲット及び板の形状比較を示す．No. 1 のナゲット径が

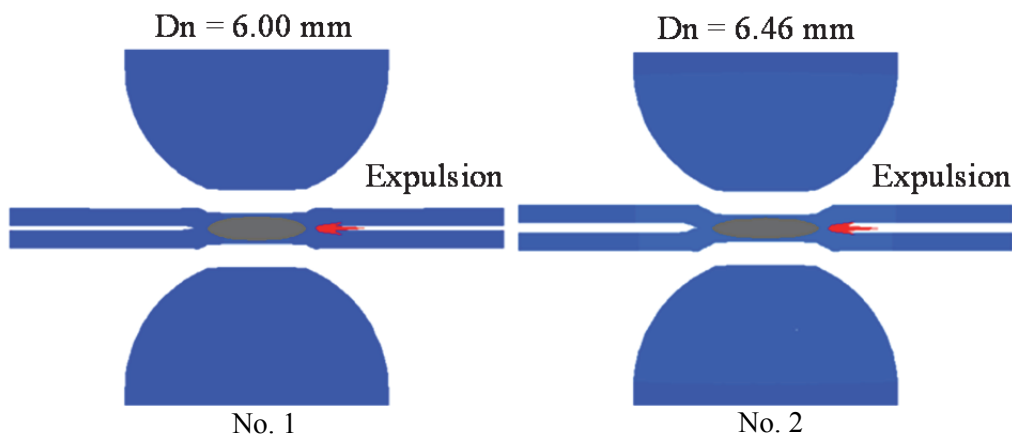


Fig. 3.25 Nugget and sheet separation shapes after welding.

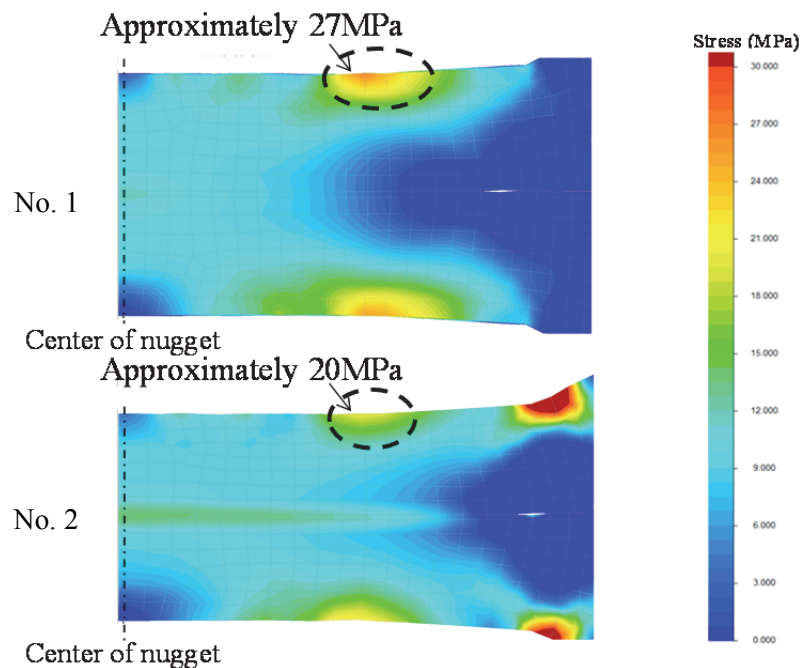


Fig. 3.26 Comparison of x-axis stress distributions after welding.

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

6.00mm に対して No. 2 は 6.46mm と大きくなった．実験結果はそれぞれ約 5.6mm と約 5.9mm で計算結果と少し開きがあるが，傾向は凡そ一致している．両者とも散りが発生するが，板変形及びシートセパレーションは No. 2 の方が大きくなっていることが分かる．**Fig. 3.26** には，溶接後に電極が板から離れた直後の溶接部断面における x 軸方向（半径方向）の応力分布を示す．カラスケールではマイナス応力（圧縮）となったところは青色（0 以下）となっている．何れも溶

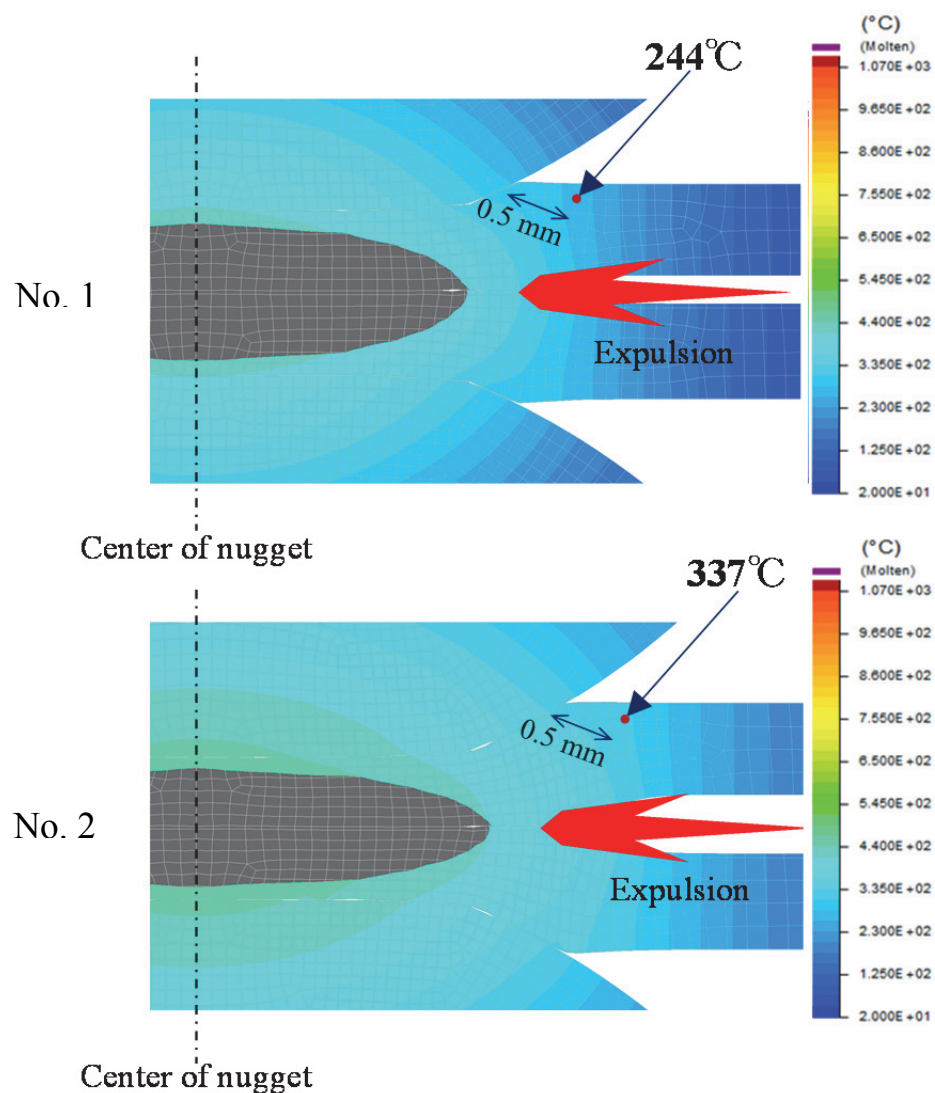


Fig. 3.27 Temperature distributions at the end of current heating.
(No.1 : Short time welding, No.2 : Long time welding)

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

接部内部の大半のところは引張応力が生じているが、特に圧痕表面付近の中ほど（図中円形破線部）に応力の高いところが見られる。ナゲット中央部の最終凝固部を開口させて凝固割れを引き起こす要因としてこのような半径方向の引張応力の影響が大きいと考えられる。両者を比較すると No. 1 が約 27MPa に対して No. 2 が約 20MPa となり、長時間通電の方が引張応力が低減する傾向にあることが確認できた。尚、No. 2 で電極のエッジが接触していた付近に局部的な引張応力が生じているが、これはインデンテーションと共に大きく変形したところが電極解放と同時に伸ばされて生じたものと思われる。

引張応力低減の要因を確かめるために、溶接部周辺の温度上昇を調べた。Fig. 3.27 には、通電時間終了時点の溶接部全体がほぼ最高温度に到達した時の温度分布を示す。一例として、No. 1, No. 2 それぞれにおいて電極接触端部から約 0.5mm 離れた点の温度を調べ比較した。ナゲット中心軸からの距離としては、No. 2 の計測点の方がより遠い点となるものの、結果は No. 1 が 244℃に対して No. 2 が 337℃と 90℃位高温になった。先に示した Fig. 3.21 のアルミ合金の高温特性において、この温度域での伸びが温度と共に急激に増大することが分かっている。従って、長時間通電（No. 2）においては、溶接部周辺の温度上昇が大きくなって伸びが増大し引張応力を緩和することになり、これが冷却・収縮時の溶接部内部の引張応力を低減した要因になったものと考えられた。

3-4 まとめ

アルミニウム合金板スポット溶接部に発生した割れに関する調査を行った結果、次のようなことがわかった。

(1) ナゲット内および熱影響部における割れの破面は、何れもアルミニウム合金が溶融凝固したそのままの形態を呈していることから、このような割れは

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

凝固割れであることがわかった。凝固温度範囲が広い合金ほど割れやすく、又純アルミニウムでは通常の溶接条件では全く割れが見られなかった。

(2) 同一材料においては、電流値を増加して熔融部の体積を大きくしたものの程割れが大きくなった。また、割れが発生した溶接部には引張残留応力が認められた。これより、アルミ合金板スポット溶接時に発生する割れは、熔融部の熱膨張により周囲が塑性変形をおこし収縮時の引張応力を受けて生じたものであるものと考えられた。

(3) 長時間通電あるいは予熱後に溶接を行うと、割れが小さくなりこの時の溶接部の引張残留応力が低減していた。即ち、予熱、後熱等により溶接部周辺の温度を高めて伸び易くし、最終凝固部へ集中する引張応力を分散・緩和させることが割れ抑制に対して重要であることが分かった。

3-5 参考文献

- 1) 軽金属協会編, アルミニウムハンドブック(第4版), (1990), p106
- 2) 溶接学会 抵抗溶接研究委員会, 抵抗溶接現象とその応用 I スポット溶接・上, (1982), p111-114
- 3) 例えば 新幹線アルミニウム構体研究委員会, 抵抗溶接共同研究報告 第3報, 溶接技術, Vol. 25 (1977) 10
- 4) 例えば 日経 BP 社編, 日経ニューマテリアル, 12/24 (1990), p11-13
- 5) 社団法人 日本アルミニウム連盟, アルミニウムの活用による機械工業の省エネに関する調査研究報告書, (1999. 3), p1-65
- 6) 中西栄三郎, 環境を考慮したマルチマテリアル車体構造, 溶接学会 シンポジウム「21世紀の自動車における接合技術」, (2002), p37

第3章 アルミニウム合金板抵抗スポット溶接部の高品位化

- 7) 大宮良信, 佐野豊和, 箕浦忠行, 自動車車体用材料の現状と動向, *KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS*, Vol. 57, (2007) No. 2, p2
- 8) 櫻井建夫, 自動車パネルのアルミ化動向, *KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS*, Vol. 57, (2007) No. 2, p45
- 9) 藤川真一郎, 神戸洋史, 水谷篤, マルチマテリアル車体と加工技術-車両軽量化のための材料・加工技術-, *塑性と加工*, Vol. 56, (2015) 654, p515-519
- 10) 軽金属協会編, *アルミハンドブック*, (1994), p26
- 11) 渡辺吾朗, 太刀川英男, 野村浩二, アルミ合金板スポット溶接部の割れ挙動解析, *溶接学会全国大会講演概要*, 53 (1993), p392-393
- 12) 軽構造接合加工研究委員会編, 「薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接」 *抵抗スポット溶接現象とその応用*, (2008) p213
- 13) 紫竹耕司, 山崎 淳, 渡辺豊臣, 小倉健一, アルミニウム合金材の温間絞り加工法, *塑性加工春季講演会概要*, (1991. 5), p239
- 14) SWANTEC Software and Engineering ApS, *SORPAS® 9.0 Material Database*
- 15) SWANTEC Software and Engineering ApS, *SORPAS® 9.0 USER MANUAL*, (2008) p95-96

第4章

Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

4-1 はじめに

近年、材料を溶融させず固相状態で接合可能な摩擦攪拌点接合が注目されており、Fe/Al 異種材接合への適用も検討されている。摩擦攪拌点接合は、摩擦攪拌接合（FSW）と同様、摩擦攪拌現象を利用した点接合法（特別な継手部品を用いないもの）として開発されてきた。これらは、FSSW (Friction Stir Spot Welding)¹⁾²⁾、FSJ (Friction Spot Joining)³⁾⁴⁾、或いは SFW (Spot Friction Welding)⁵⁾、FSpW (Friction Spot Welding)⁶⁾などの名称で呼ばれるが、接合原理は概ね同じであり、本論文ではFSSWと呼ぶことにする。プロセスとしては、**Fig. 4.1**に示すように、(i)先端にネジ加工されたプローブとその外縁に当たるショルダー部を有した接合ツール（プローブツール若しくはピンツールと呼ばれる）を回転させ、(ii)重ね合わせた板材料へ圧入しながらこれを攪拌し、(iii)初期位置から横移動することなく接合ツールを引抜いて接合を終了する³⁾。施工後の板表面にはプロー

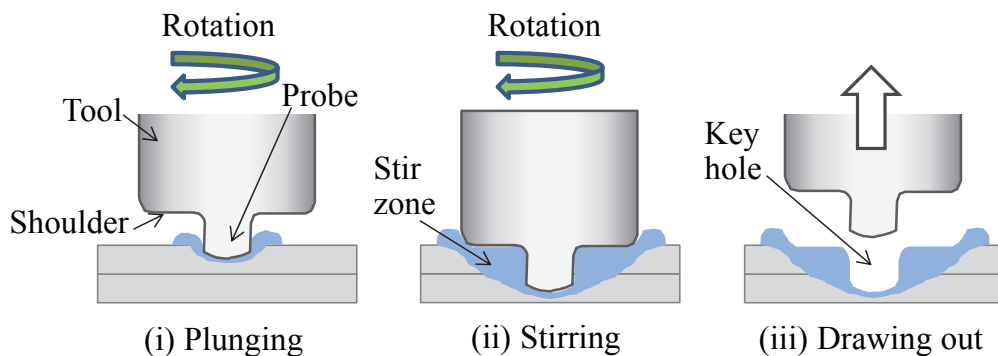


Fig. 4.1 Friction stir spot welding process sequence.³⁾

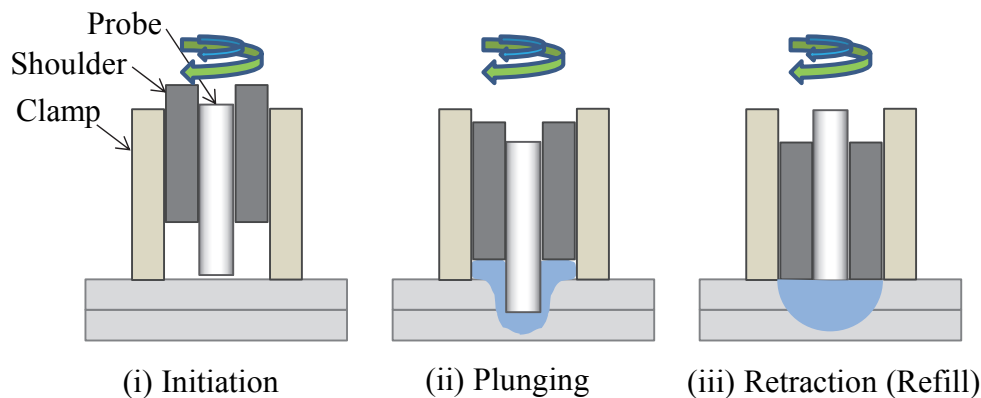


Fig. 4.2 Double-acting friction stir spot welding process sequence.^{7) 8)}

ブによって形成されたキーホールやショルダーの圧痕が生じる。FSSW の主な接合パラメータは、接合時間、ツール加圧力およびツール回転速度であり、これらの組合せによって継手強度が決まるとされる¹⁾。この他、**Fig. 4.2**に示すように、接合ツールがプローブ、ショルダー及びクランプに分かれ個別制御によって凹みを埋め戻すように動作させることができる複動式摩擦攪拌点接合法もある^{7) 8)}。この方法は機構が複雑でコスト面等課題があるが、接合後の板表面が平滑となるため、今後の開発が期待されている⁹⁾。**Fig. 4.1**方式では、Al/Al 接合^{10) 11)}、或いは亜鉛メッキ鋼板 (Fe) /Al 接合として既に自動車産業で実用化されている¹²⁾。また、亜鉛メッキ鋼板 (Fe) /Al 接合においては、宮川ら¹³⁾のフラットツール (プローブ無し) や、馮ら¹⁴⁾のプローブ径を大きくしたツールを用いた方法で亜鉛メッキを排除しながら鋼材新生面と Al の接合を行うなど様々な検討例がある。しかしながら、裸鋼板 (Fe)/Al の組合せで高強度継手が得られた例は少なく^{15) 16)}、第1章で述べた Fe/Al 接合の課題の全てを解決するには至っていない。既述したように、重要な課題は接合界面において酸化物並びに金属間化合物 (IMC) の生成を少なくすること、更にツール形状に沿った凹みと板厚減少による継手強度・信頼性の低下を改善することである。そこで本

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

研究では、接合と同時に肉厚を補填し強度向上を図る手法、摩擦肉盛点接合 (Friction Surfacing Spot Welding : FSuSW) の検討を行なった。

次に摩擦肉盛について説明する。摩擦肉盛法は、**Fig. 4.3**¹⁷⁾、**4.4**¹⁸⁾ に示すように、回転する肉盛材(丸棒)に圧力をかけて基材へ接触させ、回転接触面の摩擦発熱と共に基材を横移動させるものである。肉盛材と基材の両方の金属が摩擦熱により軟化する。開始直後は、両者の界面における最高温度は等しいが、材料の熱的性質(熱容量)の差により、次第に肉盛材の方が温度の高くなる現象を生じ、その結果、回転面に対する非対称な温度分布が生じる(**Fig. 4.5**)¹⁷⁾。従って時間が経過するとともに、最高到達温度域は摩擦界面より肉盛材側に移動し、回転面が肉盛材側に移動するようになる。これを回転接触面移動現象と

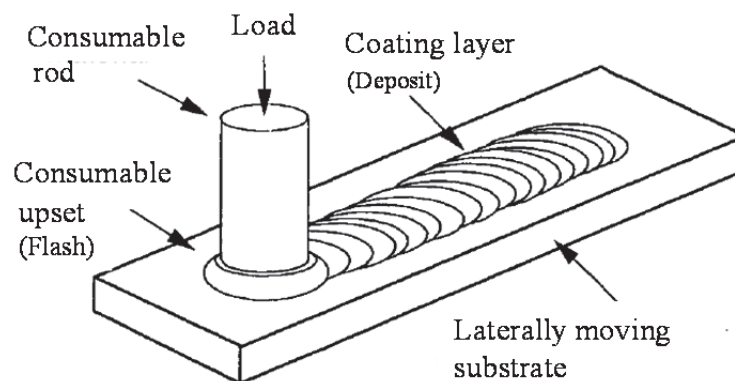


Fig. 4.3 Schematic of the friction surfacing process.¹⁷⁾

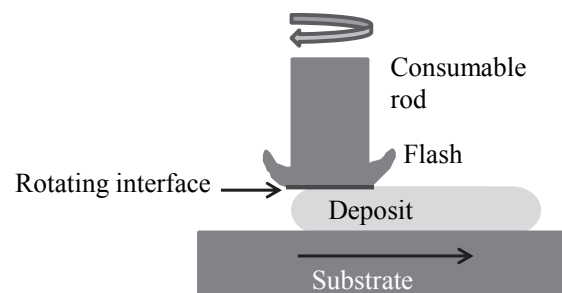


Fig. 4.4 Schematic of the friction surfacing system.¹⁸⁾

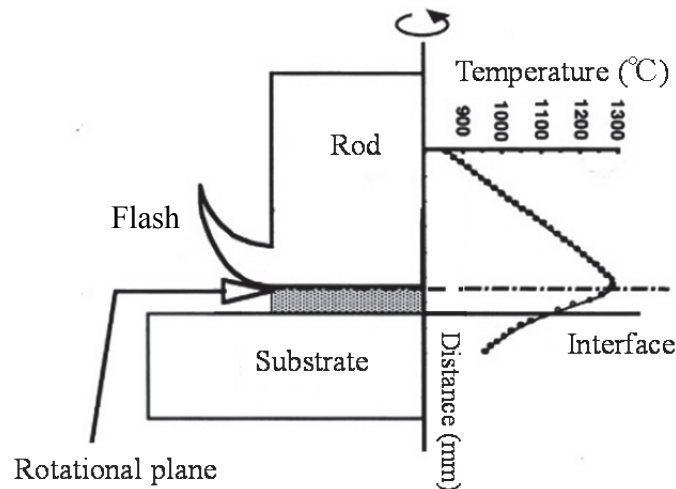


Fig. 4.5 Schematic of travelling phenomena of rotational plane. ¹⁷⁾

呼ぶ。この結果、安定な肉盛金属が基材に塑性的に圧着され、そして基材を横に移動させれば溶接ビードのような摩擦肉盛層が形成される¹⁷⁾¹⁹⁾²⁰⁾。尚、このプロセスにおいては肉盛材先端部にバリ（Flash）が形成される¹⁹⁾²⁰⁾。

本研究では、この手法を用いて横移動は行わずにアルミ合金板と軟鋼板とを点接合し、薄肉部を作らない継手の作製（摩擦肉盛点接合）を検討した。本章においては先ず、継手の静的強度、界面状態などを調べた結果について述べる。

4-2 塑性流動現象と接合強度への影響

4-2-1 実験方法

接合には、回転数およびツールの位置制御が正確に行える摩擦圧接機（日東制機製、ACM1型、回転数：100-4000rpm）、並びに立型マシニングセンター（ファナック製、ロボドリル α -T14iA、回転数：100-10000rpm）を使用した。供試材は、厚さ1mmのアルミ合金板（A6061-T6）、厚さ0.8mmの軟鋼板（SPC270）を用いた。自動車パネル（外板）用アルミ合金板材においては、殆どが6000系

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象説明

(Al-Mg-Si系) 合金となり、一部に5000系 (Al-Mg系) 合金が使用されている²¹⁾。6000 系合金は、自動車の製造工程にある塗装焼付の熱処理工程において強度が増加するベークハード性を付与できることなどから、国内外で自動車パネル用として主流である²¹⁾。一方、自動車構造用アルミ合金板においては、溶接性や耐食性の要求などから5000系が主となっているが、6000系 (A6061-T6材) もフレームや構造材に適した強度を有するためこの中に含まれる²¹⁾。将来的に、高強度のA6061-T6材を鋼板と組合せて適材適所へ多く使用することができれば軽量化の効果も大きいと考え、本研究においては A6061-T6材を採用することにした。また、本手法の摩擦攪拌兼肉盛材 (以後、アルミツールと呼ぶ) は、 $\phi 10\text{mm}$ の A2017材 (Al-Cu系) を用いた。理由は、材料強度が高いことと、後述するが肉盛材の流動現象 (流動軌跡) を知るために有効なマーカ元素 (Cu) が含まれるためである。これら供試材料の化学組成を**Table 4.1** に示す。

本接合法は、**Fig. 4.6** に示すようにアルミツールをアルミ合金板側から回転させながら押込む方式で摩擦攪拌と肉盛を同時に生じさせ、所定時間保持した後、肉盛材を離してアルミ/鋼板間の点接合部を形成させる方法である。回転数 N 、押込速度 v 、押込量 PD 、保持時間 t を **Table 4.2** に示す範囲で変化させて最適条件を調べた。継手の強度評価は、JIS Z3136 および JIS Z3137 に準拠し、接合継手の引張せん断強さ (TSS) 並びに十字引張強さ (CTS) を評価した。継手の作製は、TSS の場合、 $40\text{mm} \times 120\text{mm}$ の短冊を 40mm 重ね、CTS の場合、 $50\text{mm} \times 150\text{mm}$ の短冊を十字に重ね、治具で拘束して接合を行った。試験片形状を**Fig. 4.7** に示す。試験には、10 ton 万能試験機を使用した。

一方、接合強度向上のための方策検討として、アルミ合金板側に予備穴を設けて接合を行った。過去に樹脂板 ($t1.0$) と鋼板 ($t0.8$) を重ねて樹脂板側から $\phi 10$ のアルミツールを回転させて挿入することを試した際、樹脂板に $\phi 7$ の

Table 4.1. Chemical composition of workpiece materials (mass%)

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti+Zr	C	P	S	Al
Rod (A2017)	0.50	<0.70	4.00	0.70	0.60	<0.10	<0.25	<0.20	-	-	-	bal.
Sheet (A6061)	0.59	0.38	0.26	0.03	0.96	0.25	0.02	0.04	-	-	-	bal.
Sheet (SPC270)	0.002	bal.	-	0.205	-	-	-	-	0.019	0.0104	0.005	-

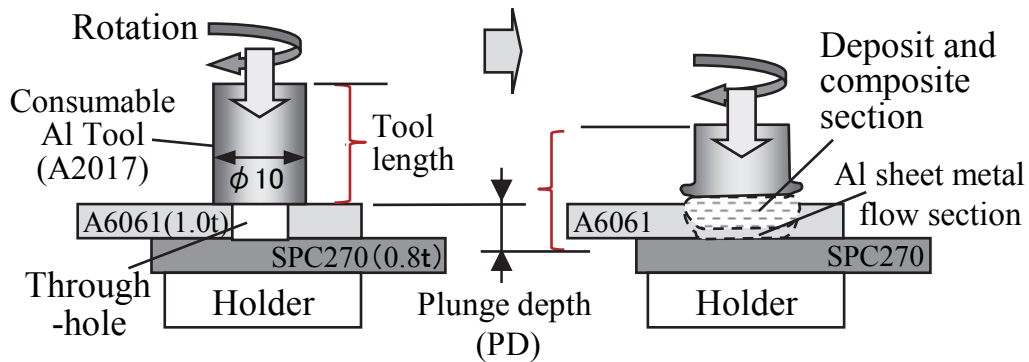


Fig. 4.6 Schematic illustration of activation spot joining using friction surfacing.

Table 4.2 Spot joining conditions

Tool rotation	N (rpm)	1000–3000
Tool plunge speed	v (mm/s)	0.5
Tool plunge depth	PD (mm)	0.8–1.4
Hold time of tool	t (s)	1, 2
Through-hole diameter	dia. (mm)	0, 5, 6, 7

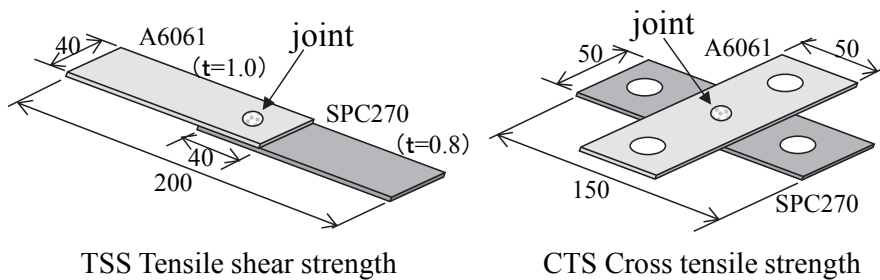


Fig. 4.7 Tensile test specimen.

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

予備穴を開けて行くと、穴の周囲の樹脂がツールで押し潰されて穴を塞ぐように流動して薄い膜を形成した。このような現象を Fe/Al 接合に利用すればアルミ合金板の表面積拡大が生じて活性化し、接合性が良くなるのではないかと考えた。また、接合部に肉盛をすることができれば、初期の材料に穴（欠肉）があっても最終的にこれを補うことができるものと予想した。そこで本研究では予備穴を採用し、先ず穴径 ϕ が接合強度に及ぼす影響を調べるため、 $\phi = 5, 6, 7\text{mm}$ 及び 0mm （穴なし）の 4 水準で比較を行った。また、接合界面の組織観察、TEM（Transmission Electron Microscopy）分析等を実施した。

4-2-2 実験結果および考察

(1) 接合体外観

Fig. 4.8 には摩擦肉盛点接合前後のアルミツール並びに試験片の外観の一例を示す。アルミ合金板には、 $\phi 7\text{mm}$ の予備穴をドリル加工にて開けてあるが (**Fig. 4.8 (a)**)、打抜き穴を用いても接合性に差異は無かった。**Fig. 4.8 (b)** に示すアルミツール先端にはバリが形成されており、バリを含めた先端径は約 12mm であ

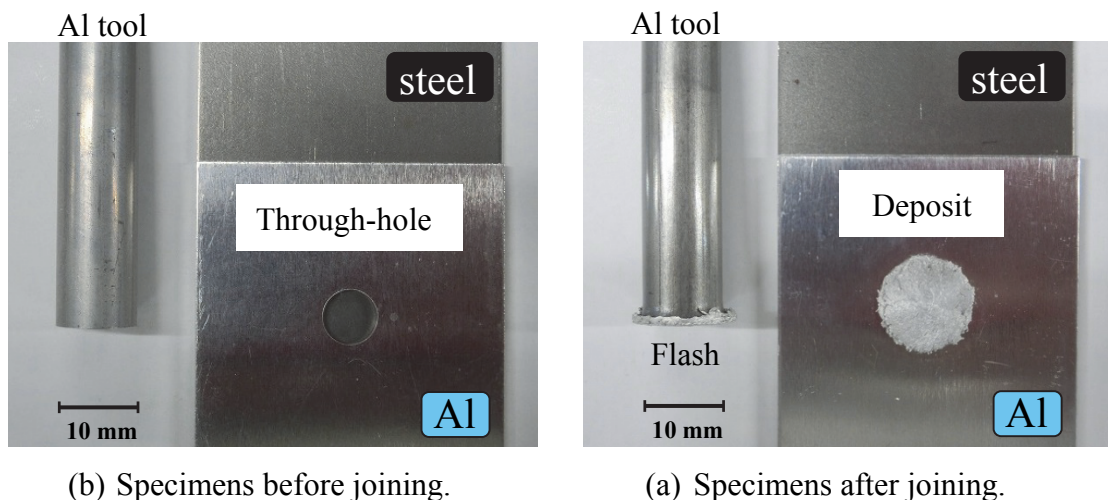


Fig. 4.8 Al tool and sheet specimens before (a) and after (b) joining.

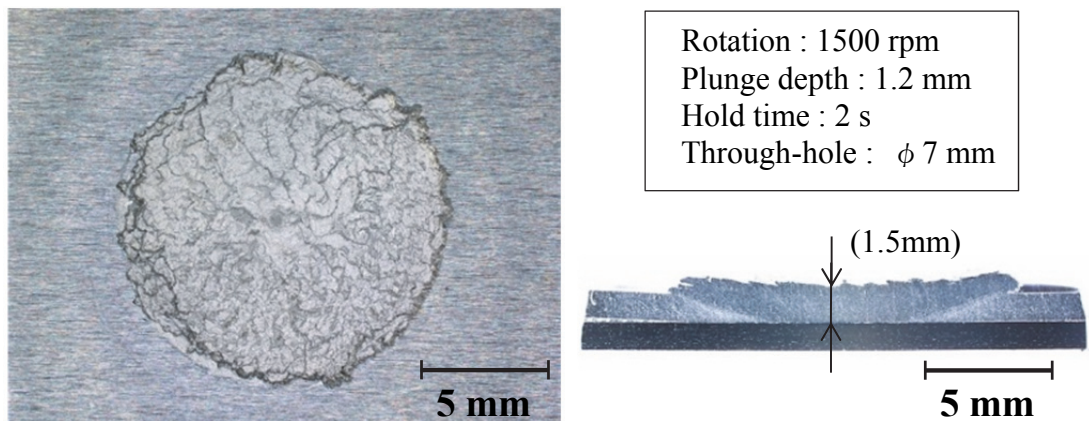


Fig. 4.9 Deposit shape and cross-section view of the joint.

った．アルミ合金板上にはアルミツール成分から圧着された肉盛部が見られるが，この直径はバリを含めたアルミツール先端と同等で約12mmであった．**Fig. 4.9**には肉盛部外観と接合部断面の一例を示す．接合条件は図中に示す通りである．肉盛部の表面には凹凸形状が見られるが，接合断面から見たアルミ側の厚さはアルミ合金板厚さ（1mm）を超える約1.5mmとなっている．まずは，薄肉部を作らない摩擦肉盛接合が可能であったと思われる．尚，この接合条件は，本供試材において絞り込んだ良好な条件であるが，穴径の影響に関しては次の（2）で述べ，保持時間の影響は第5章で述べることにする．

（2）接合継手強度

Fig. 4.10 は，継手強度（TSS）に対する予備穴径の影響を示す．予備穴径が大きくなると TSS も大きくなる傾向を示し，穴径 7mm で約 4.4kN（破断面積で除した応力値は約 82MPa）となった．これは，予備穴なしの場合の平均 2kN（55MPa）の約 2 倍であった．CTS においては，穴径 7mm において 0.8kN 程度であった．図中，（1）は従来文献¹⁵⁾における TSS の参考値 3.6kN（破断面積で除した応力値は約 36MPa）で，（2）は従来文献¹⁶⁾における CTS の参考値 0.6kN を示す．何れに

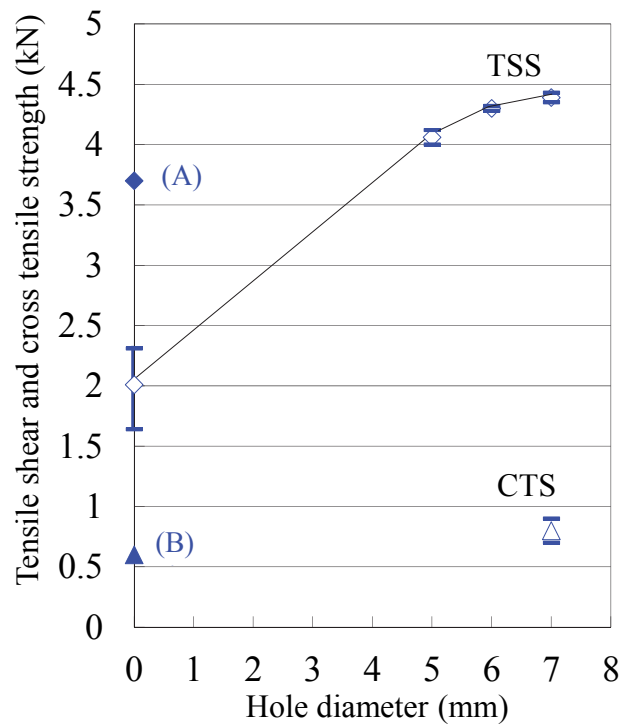


Fig. 4.10 Results of tensile strength test:

(A) Al/Fe-TSS (3.7 kN) with tool diameter of 13 mm ¹⁵⁾;

(B) Al/Fe-CTS (0.6 kN) with tool diameter of 10 mm. ¹⁶⁾

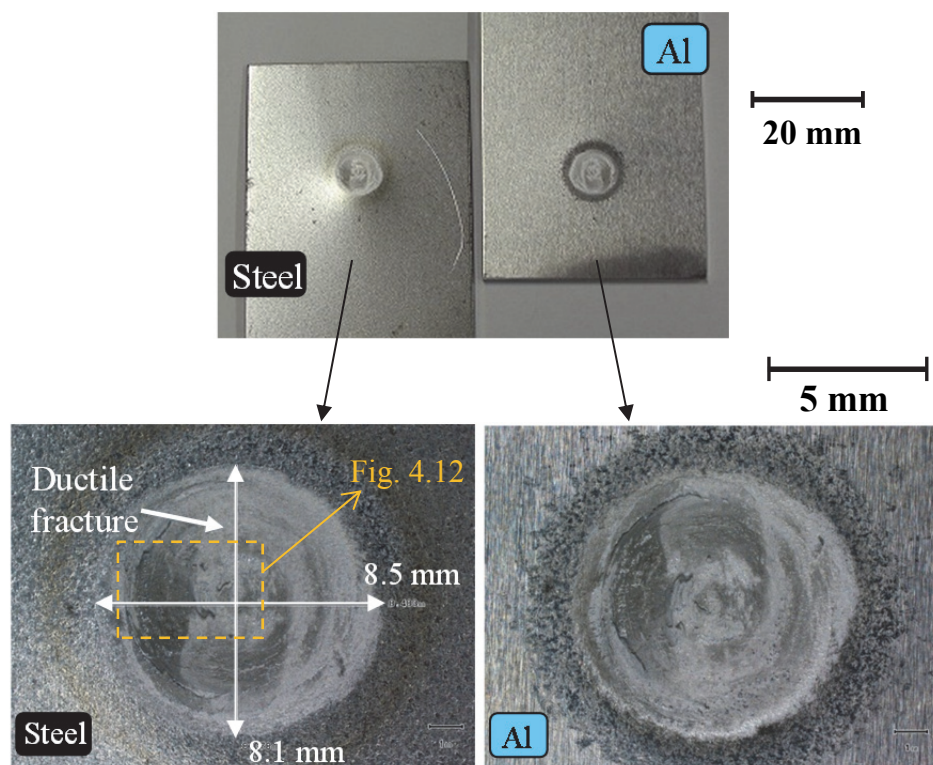


Fig. 4.11 Fractured steel and Al alloy surfaces after TSS measurements of hole with 7 mm diameter.

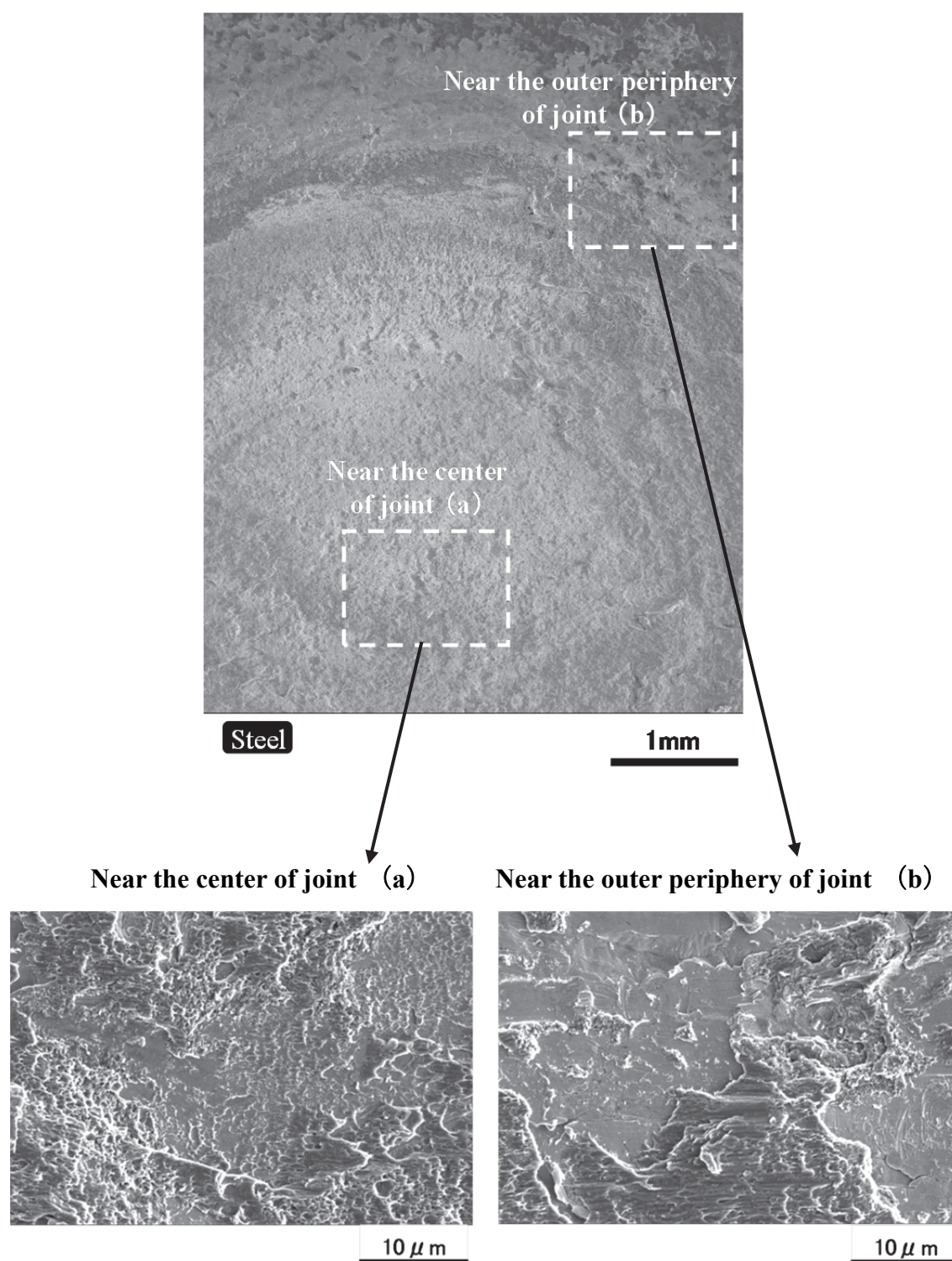


Fig. 4.12 Secondary electron images of fractured steel surface after TSS measurements (Through-hole : ϕ 7mm).

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

対しても、摩擦肉盛点接合（予備穴径 7mm）による継手強度が上回る結果であった。Fig.4.11 には、引張試験後の破断部の外観を示すが、破断形態は全て界面剥離破断となり、鋼板側表面にはアルミが付着した。Fig.4.12 は鋼板側表面に残存したアルミの二次電子像を示したもので（観察場所は Fig.4.11 内の破線枠）、さらにこの中の部分拡大像(a)は接合部中央付近、(b)は外周付近を見たものである。何れにおいてもアルミ側の破断痕跡となる延性破面（ductile fracture modes）を呈していた。但し、外周付近では鋼板の表面が露出した滑らかな領域も多く存在していたことから、中央付近に比べて界面接合強度は低下しているものと推察された。

(3) 接合断面組織

Fig. 4.13 (a)-(c)には、予備穴径 ϕ 7mm とした時の接合継手の断面マクロ組織を示す。ケラー氏液（HF:1.0%, HNO_3 :2.5%, HCl :1.5%, H_2O :95%）によって Cu 元素成分の多いところを優先的に腐食させたものである。アルミツールの成分である Cu 元素が肉盛部に浸透していることから、アルミツールとアルミ合金板とが混合・攪拌されて肉盛部を形成したことがわかる。しかしながら、Fig. 4.13 (d) に示す EPMA 面分析（元素マップ）の結果を見ると、鋼板(Fe)の上面付近には Cu 元素がほとんど存在しておらず、このことからアルミツールは鋼板の表面には接触していないということがわかった。つまり、予備穴の外周の 6000 系アルミ合金板が穴の中央へ向かって塑性流動し穴を塞いだということ、従って鋼板表面と密着して接合部を形成した相手材はアルミツールではなくてアルミ合金板であるということがわかった。この塑性流動現象の時間的変化の模式図を Fig. 4.14 に示す。予備穴径（ ϕ 7）より大きい径のアルミツール（ ϕ 10）を回転させて押し込んだ時に、穴の周囲のアルミ合金板が摩擦により温度上昇し鉛直方向

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

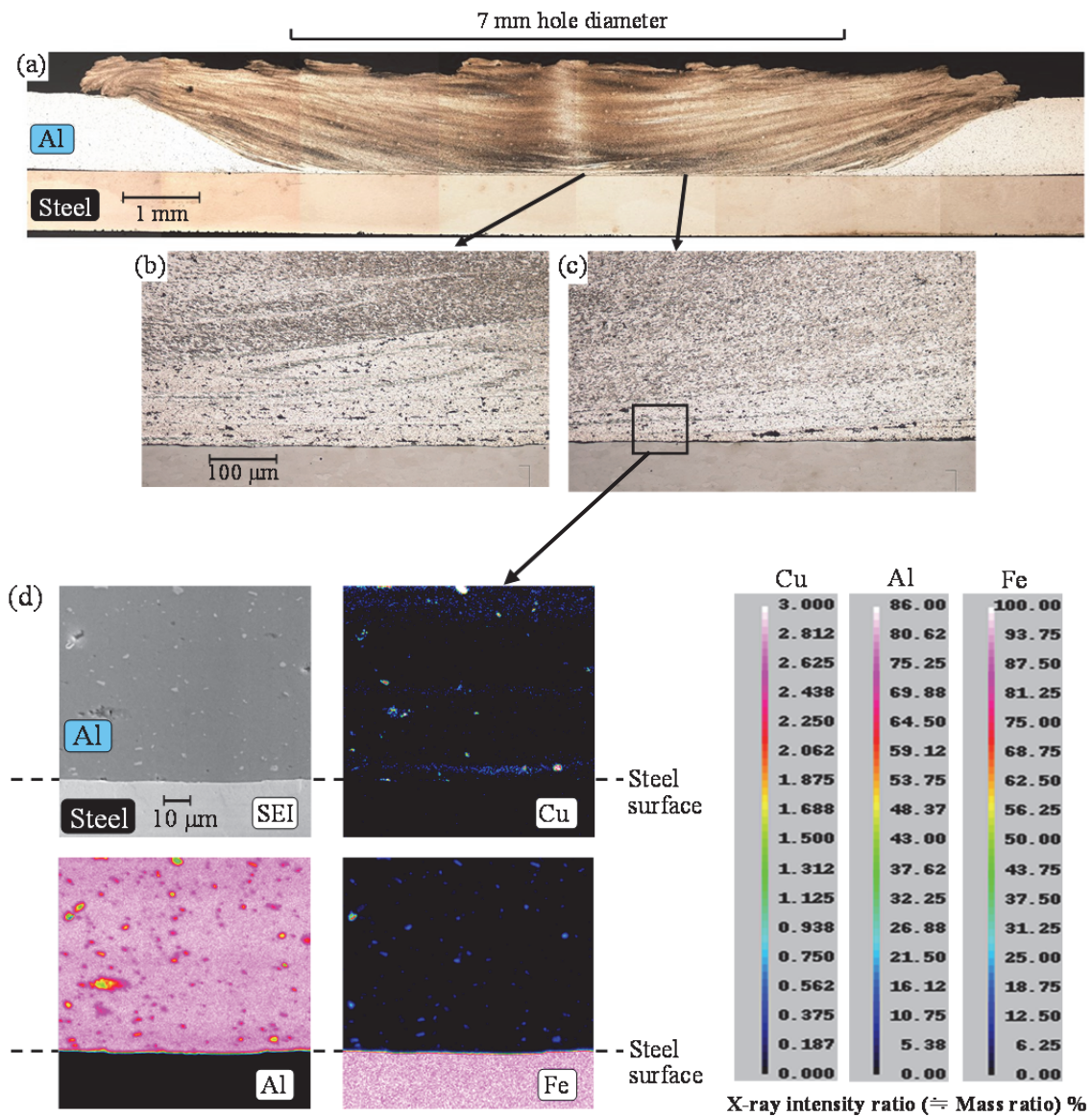


Fig. 4.13 (a)-(c) Cross-sectional observations and (d) EPMA element mapping of joint interface. Hole diameter of 7 mm.

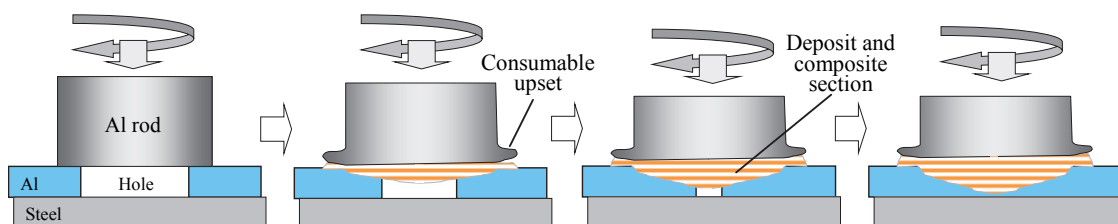


Fig. 4.14 Inference of plastic flow behavior for activation spot joining.

の圧力を受けて塑性変形を生じるが、その流動方向は拘束力の無い穴の中央へ向かう。そして最終的には穴が閉じて鋼板表面を覆うことになる。

(3) 塑性流動の推察

塑性流動による穴の閉塞現象の理解のために、数値モデルによる解析を試みた。ここではアルミツールではなく、非消耗の鋼ツールを用いてアルミ合金板の流動に関してのみ検討した。Fig. 4.15 には、計算に用いた簡易モデルの形状を示す。有限要素解析(FEM)ソフト Forge (Transvalor 社, フランス)のバージョン 2009 cluster を使用し、 $\phi 7\text{mm}$ の予備穴を空けたアルミ合金板の上から $\phi 10\text{mm}$

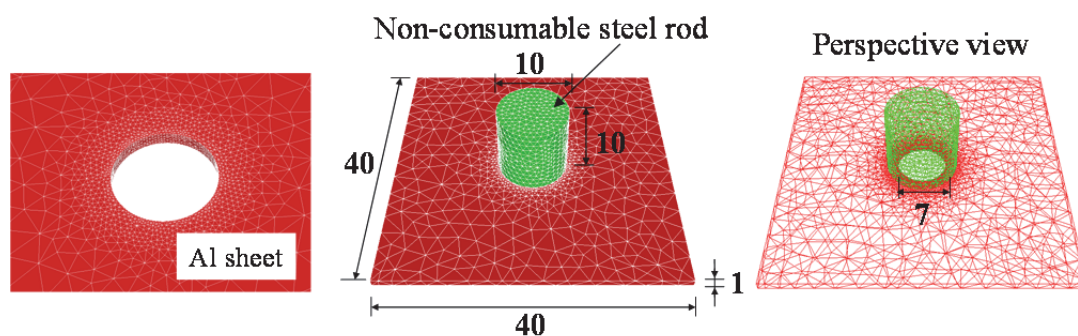


Fig. 4.15 Simulation model for plastic flow.

Table 4.3 Simulation conditions

Non-consumable steel rod	Material model	rigid body
	Initial temperature	20 °C
	Plunge depth	0.8 mm
	Plunge speed	0.5 mm/s
	Rotation	1500 rpm
Al alloy sheet	Material model	viscoplastic body
	Deformation resistance	database of comparable A6061
	Initial temperature	20 °C
Boundary condition	Coulomb friction	$\mu = 0.3$
	Coefficient of heat transfer	2 kW/m ² ·K

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象説明

の鋼ツールを回転させて深さ 0.8mm まで押込んだ. その他の計算条件は **Table 4.3** に示すとおりである. 境界条件としては摩擦係数 $\mu = 0.3$ (クーロン摩擦)²²⁾を採用し, 各材料間の凝着は無しとした. 鋼ツールは鋼体とし, アルミ合金板は粘塑性として Forge が内蔵する A6061 相当のデータベースを使用した. これは, ハンセル・スピッテルの式 (Hansel –Spittel equation) (1) に基づいた²³⁾もので, 流動応力 (σ_f) と材料強度 (A), 材料定数 ($m1, m2, \dots, m9$), 温度 (T), 相当ひずみ (ε) および相当ひずみ速度 ($\dot{\varepsilon}$) との関係式に Forge 保有の A6061 相当の数値 (2) を代入して計算を行ったものである. (2) において, $m5 \sim m9$ が 0 であるため, 基本式は (1)' となった.

$$\sigma_f = Ae^{m1T} T^{m9} \varepsilon^{m2} \varepsilon^{m4/\varepsilon} (1 + \varepsilon)^{m5T} \dot{\varepsilon}^{m7\varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m3} \dot{\varepsilon}^{m8T} \quad \text{----- (1)}$$

$$\begin{aligned} A &= 260.49451, & m5 &= 0, \\ m1 &= 0.00168, & m6 &= 0, \\ m2 &= 0.16992, & m7 &= 0, \\ m3 &= 0.0184, & m8 &= 0, \\ m4 &= 0.00073, & m9 &= 0, \end{aligned} \quad \text{----- (2)}$$

$$\sigma_f = Ae^{m1T} \varepsilon^{m2} \varepsilon^{m4/\varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m3} \quad \text{----- (1)'}$$

Fig. 4.16 には, 予備穴の形状変化について実験結果(a)とシミュレーション結果(b)を並べて示す. ツールの押込み量が増すと共にアルミ合金板が穴の中央方向へ流動し, 穴が閉塞することが実験と計算から認められた. この理由は材料が軟化し, 拘束を受けない方向へ流動したためであると考えられる. シミュレーションにおいては, 予備穴なしの計算も行い, 穴有りの場合と比較して次のことがわかった. **Fig. 4.16** 及び **Fig. 4.17** に示すように, 穴の外周エッジ部に 7 つの点 (No. 1~7) を定めて (穴無しの場合には座標として同じ位置に 7 つの点を

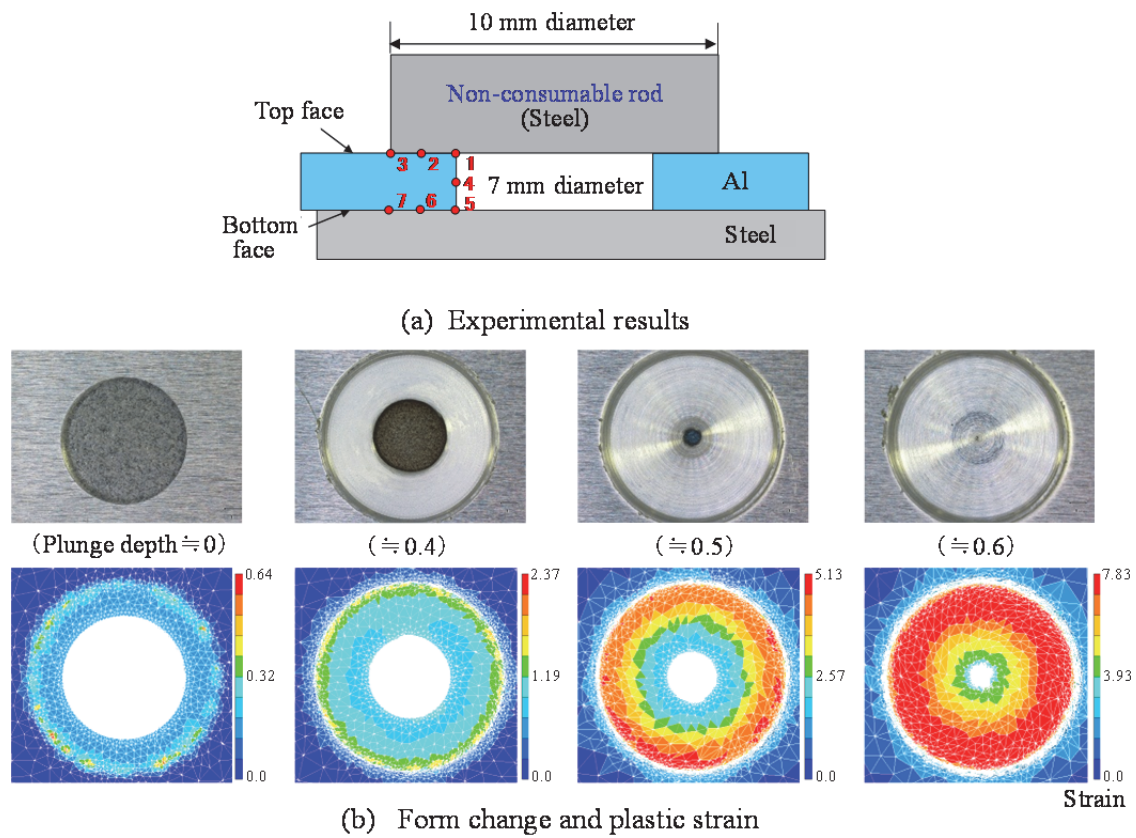


Fig. 4.16 Experimental and simulation results of change in through-hole form.

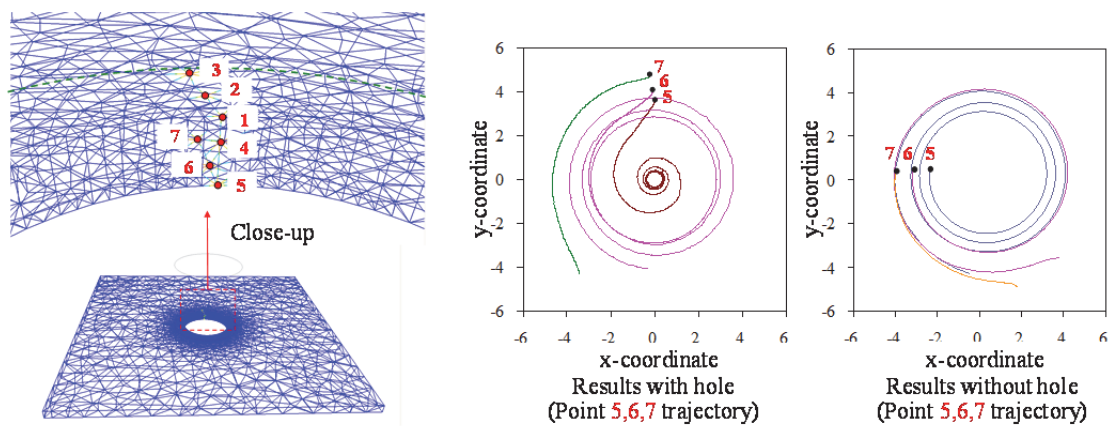


Fig. 4.17 Comparison of Al plastic flows in pressing and rotating process with and without hole.

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

定めて)、塑性流動中のこれらの軌跡を求めた。この結果を **Fig. 4.17** に示す。ツールが板に接触してから 0.8mm 押込む時間は $0.8/0.5=1.6(\text{s})$ で、この間のツール回転数は $1500 \times 1.6/60=40$ (回転)である。材料の動きを求めた **Fig. 4.17** で、No.6 の軌跡 (図中の赤ライン) に注目すると、穴有りの場合には 3 回転半ほど動くのに対して、穴無しの場合には 1 回転半の動きに留まることがわかった。従って、穴有りの場合の塑性流動は、穴無しに比べて 2 倍以上の回転速度でダイナミックに生じるものと考えられた。これらのことから、予備穴を配した摩擦点接合における穴の閉塞現象においては、アルミ合金板の表面積が拡大して自然酸化膜が寸断されること、さらに活発な流動によってアルミの新生面の露出が顕著になることが考えられた。

(5) 接合界面 TEM 分析

Fig. 4.18 (a) 及び **(b)** は、予備穴径 $\phi 7 \text{ mm}$ にて接合したときの接合界面における TEM 像 **(a)**、元素マップ **(b)** 及び線分析 **(c)** の結果を示す。**(a)** では鋼板側及びアルミ母材側にそれぞれ格子縞が観察されるが、これらに挟まれた接合界面には非晶質と見られる反応層が約 10nm の厚さで存在していることがわかる。その界面反応層には Mg の酸化物と Al の酸化物が存在していることを見なされ **(b, c)**、これらが非晶質酸化物層を構成しているものと考えられた。また、線分析 **(c)** を細かく見ると、Mg の酸化物が特に鋼側の界面においてより高い濃度で存在していることがわかった。このことから、アルミ合金中に含まれた Mg 元素が接合過程の中で、主に鋼表面に存在する酸化鉄を還元する形で鋼表面に集まり、Mg 酸化物となって界面反応層の一部を構成したものと考えられた。

これらの結果に基づき、予備穴を用いた本接合法の推察機構を **Fig. 4.19 (1)~(3)** に示す。まず穴が閉塞する塑性流動によってアルミ合金板の表面積が拡大す

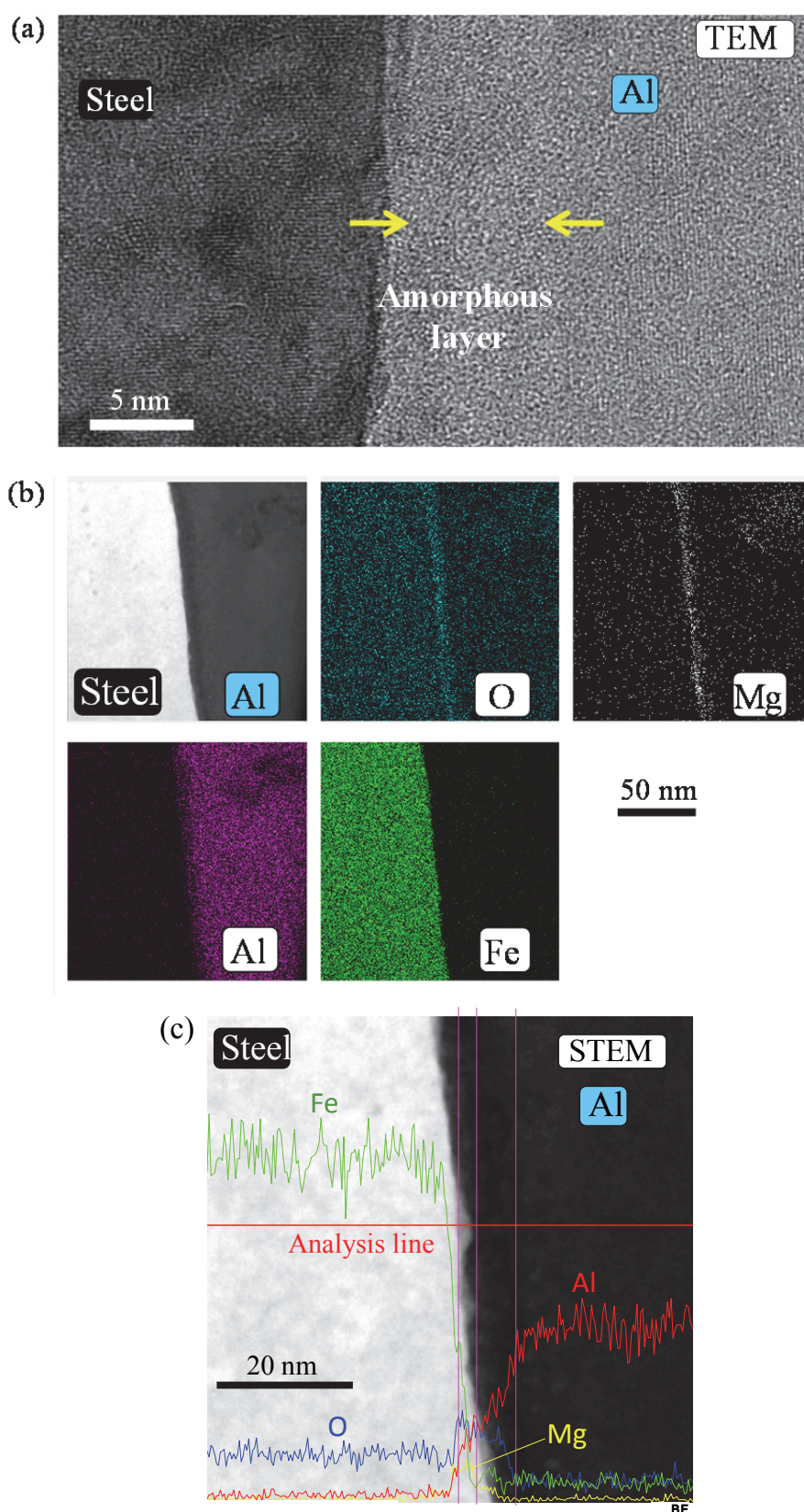


Fig. 4.18 (a) TEM imaging, (b) EDS element mapping, and (c) line analysis of joint interface. (EDS : Energy Dispersive X-ray Spectroscopy)

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

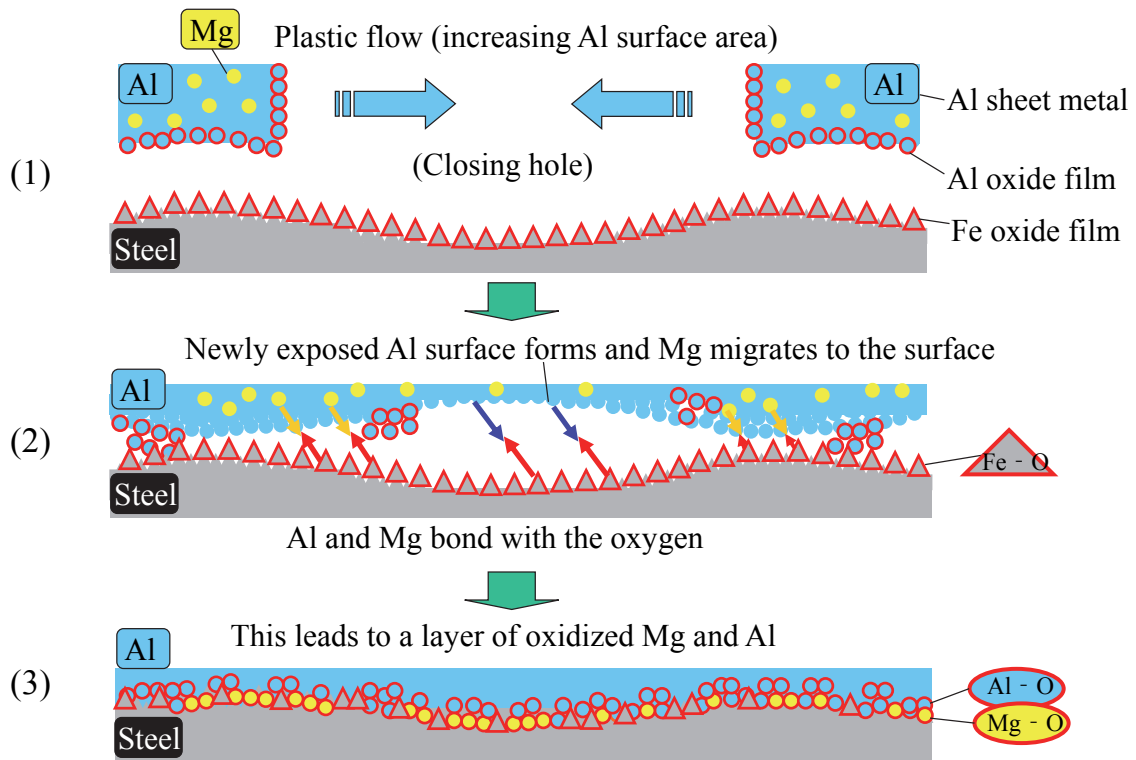


Fig. 4.19 Bonding model of interface for activation spot joining.

る(1). 次にアルミの新生面が露出して活性化し Al と鋼の表面の酸素が結合しやすくなり、さらにアルミ合金中に Mg 元素が酸素のゲッターとなって接合界面に集まる(2). この場合、Gibbs の自由エネルギーがネガティブに大きい元素ほど酸化されやすく、従って $Mg > Al > Fe$ の順に還元力が強いと考えられる. このようにして接合界面には Mg および Al の酸化物からなる最終的な反応層が形成される(3). 但し Mg および Al の酸化物は必ずしも強固な接合層として存在するものではないと思われる.

今回の軟鋼板とアルミ合金板を対象とした摩擦肉盛点接合においては、接合界面に非晶質酸化物層を形成したこと、さらにこれが約 10nm と非常に薄い層であったことにより、結果として比較的高い継手強度が得られたものと思われる. 本手法の特徴である予備穴の閉塞及び肉盛材とアルミ合金板との混合攪拌作用

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

が接合過程においてどのような影響を及ぼしたかについては、第5章で考察を行う。

(5) 接合時の負荷荷重

本手法において消耗性ツールに負荷される垂直荷重の時間的变化を調べた結果を予備穴有りの場合と穴無しの場合を比較して **Fig. 4.20** に示す。また予備穴有りの場合には、工程の途中で止めて作製した段階的試料の外観形状を図中に合わせて示す。先ず試料外観を見ると押込量 $PD=0.5\text{mm}$ の時、穴の周囲のアル

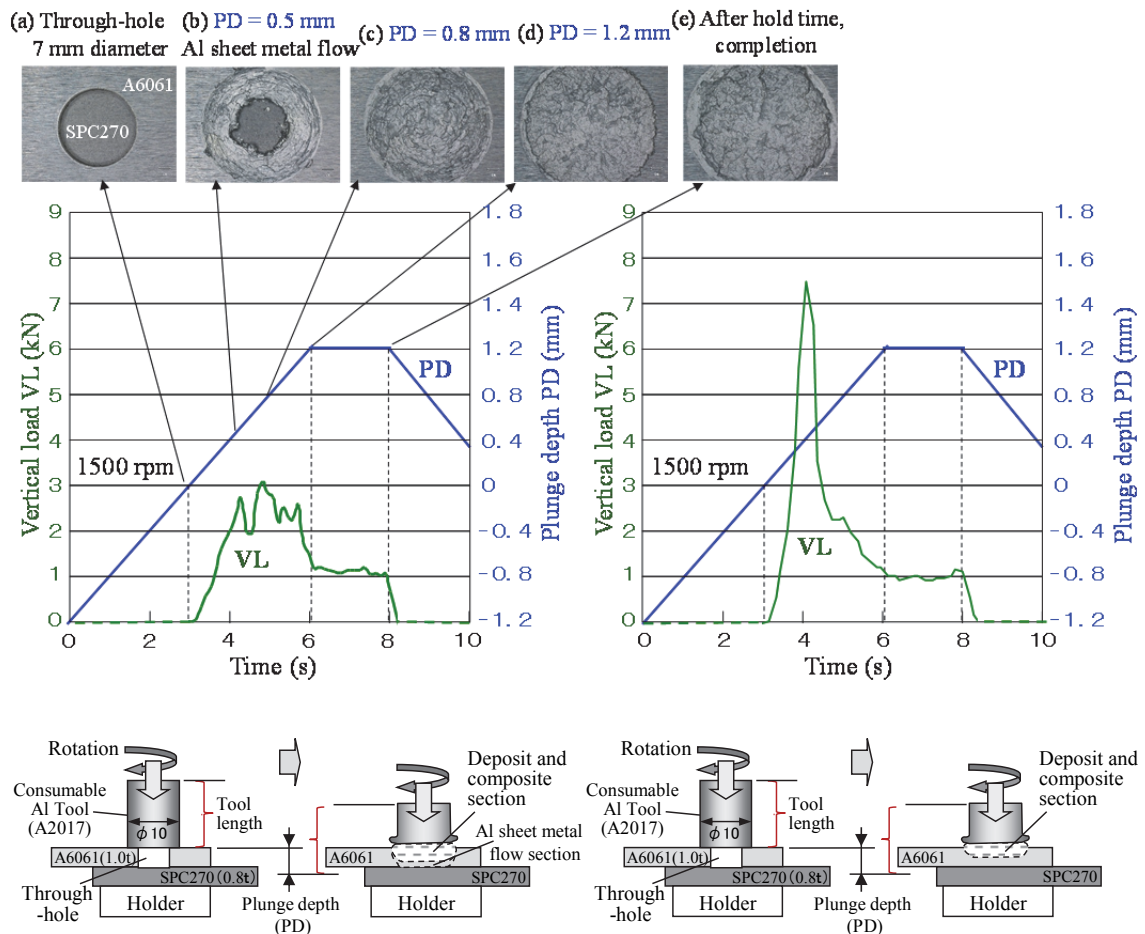


Fig. 4.20 Comparison of changes in vertical load for joining process with and without hole.

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

ミ合金板が中央へ流動したことがわかる．この場合，アルミツール先端に形成されるバリ (Fig. 4.8 参考) のために，実際の押込量は 0.5mm より小さいものと考えられる．次に PD=0.8mm では，穴は無くなり，その後肉盛量が増加する現象が認められた．一方，垂直荷重においては，穴無しの場合 (右図)，工程の初期に急速に増大して約 7.5kN に達したのに対し，穴有りの場合 (左図) では，穴の周囲が潰れやすいため約 3kN に留まることがわかった．Fig. 4.21 には，接合後の試料の代表的な外観写真 ((a) 予備穴有り，(b) 予備穴無し) を示す．肉盛部の形状に大きな差は無いが，(b) の方の肉盛高さが低い傾向にあった．アルミツール先端に形成されたバリは (b) の方が大きく，直径 13~14mm 位の不規則な形状となっていた．これは，(b) においてツール押込み初期の荷重負荷が大きくて，温度が上がらない間にツール先端への負荷により形状変化 (損傷) が激しくなったことも一因であると思われた．実用面を考慮すると，負荷荷重が低い方が装置コストの低減や，アルミツールとして採用できる合金材料の選択肢が広がる等

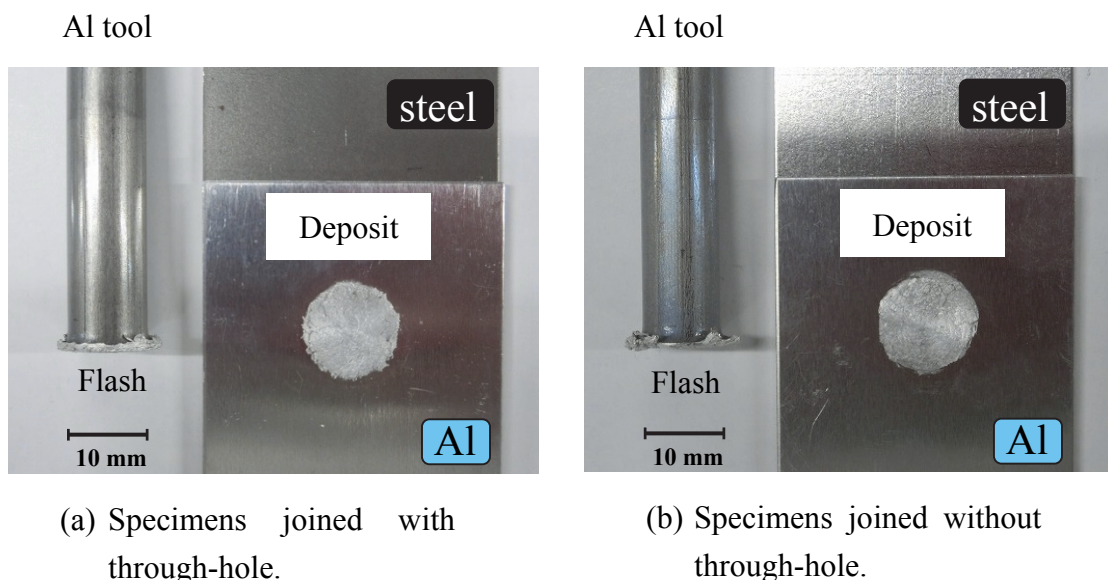


Fig. 4.21 Al tool and sheet specimens joined with and through-hole.

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

の利点があると思われる。各種アルミ合金の適用性検討や材料条件の明確化は今後の課題である。以上のことから、予備穴を用いた本手法は、継手強度向上効果に加えて低負荷荷重プロセスという優位性があることがわかった。

4-3 まとめ

軟鋼板とアルミ合金板の接合において、消耗性アルミツール（肉盛材）を用いた新しい接合法、摩擦肉盛点接合（FSuSW）を検討した結果、以下の点において優れた特徴があることが分かった。

- (1) アルミ合金板への予備穴付与とアルミツールによる肉盛部形成によって接合部の流動性が向上し、従来方式を超える継手強度を達成した。軟鋼板/アルミ合金接合継手の引張せん断強さ（TSS）は 4.4 kN（82MPa）であった。
- (2) 接合界面には 5～10nm の Mg, Al の酸化物層が存在した。表面積拡大によって露出した Al の酸化反応に加えて、アルミ合金中の Mg が鋼板表面の Fe 酸化物を還元し接合界面の活性化に寄与した可能性が考えられた。
- (3) 本接合手法は従来の FSSW のような予備穴を付与しない方式に比べて約 1/2 の低負荷荷重プロセスとなることがわかった。

4-4 参考文献

- 1) 藤本光生, 渡辺大介, 阿部奈津美, 佐藤裕, 粉川博之, 摩擦攪拌点接合で得られたアルミニウム合金重ね継手の引張せん断強度に及ぼす接合時間とねじの影響, *溶接学会論文集*, 26-4 (2008), p253-258

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

- 2) Joaquin M. Piccini, Hernan G. Svoboda, Effect of pin length on Friction Stir Spot Welding (FSSW) of dissimilar Aluminum-Steel joints, *Procedia Materials Science*, 9 (2015), p504- 513
- 3) 藤本光生, 古賀信次, 阿部奈津美, 佐藤裕, 粉川博之, 摩擦攪拌点接合で得られた6061アルミニウム合金攪拌領域の組織学的検討, *溶接学会論文集*, 25-4 (2007), p553-559
- 4) 藤本光生, 摩擦攪拌点接合(Friction Spot Joining), *溶接学会誌*, 78-6 (2009), p520-523
- 5) Tsung-Yu Pan, Armando Joaquin, Daniel E. Wilkosz, Larry Reatherford, John M. Nicholson, Spot Friction Welding for Sheet Aluminum Joining, *5th Int'l Symp. on Friction Stir Welding, Metz, France*, (2004)
- 6) P.H. F. Oliveira, S.T. Amancio-Filho, J.F. dos Santos, E. Hage Jr, Preliminary study on the feasibility of friction spot welding in PMMA, *Materials Letters*, Vol. 64-19, (2010), p2098-2101
- 7) 岡田豪生, 上向賢一, 藤本光生, 複動式摩擦攪拌点接合によるアルミニウム合金継手の機械的性質, *溶接学会講演概要*, 第88集 (2011) 103
- 8) Belgian Welding Institute, Development and evaluation of advanced welding technologies for multi-material design with dissimilar sheet metals, home page: <http://www.bil-ibs.be/en/friction-spot-welding>
- 9) 藤本光生, 岡田豪生, 上向賢一, 航空機産業へのFSSWの適用について, *溶接学会誌*, 80-8 (2011), p668-670
- 10) 玄道俊行, 西口勝也, 麻川元康, 摩擦点接合技術の開発, *日本金属学会誌*, 70-11 (2006), p870-873
- 11) (社)溶接学会編, *摩擦攪拌接合-FSWのすべて*, (2006), p234

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

- 12) 庄司庸平, 高瀬健治, 玄道俊行, 埤邦彦, 森川賢一, 野口竜弘, 鉄とアルミ材の点接合技術の開発, マツダ技報, No. 24(2006), p90-94
- 13) 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏, 摩擦攪拌作用を用いたAl合金/Znめっき鋼板の重ね点接合, 溶接学会論文集, 26-2(2008), p131-136
- 14) 馮科研, 渡邊満洋, 熊井真次, 6022 アルミニウム合金板/めっき鋼板摩擦攪拌スポット接合材のミクロ組織と接合強度, 軽金属, 61-9 (2011), p463-468
- 15) 田中晃二, 熊谷正樹, 吉田英雄, 摩擦攪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), p317-322
- 16) 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏, 摩擦攪拌作用を用いたAl合金/低炭素鋼の重ね点接合, 溶接学会論文集, 26-1(2008), p42-47
- 17) 篠田剛, 李錦旗, 摩擦肉盛法による表面改質研究の現状, 溶接学会誌, 66-6(1997), p441-446
- 18) H. KHALID RAFI, G. PHANIKUMAR and K. PRASAD RAO, Material Flow Visualization during Friction Surfacing, *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, Vol. 42A, (2011), p938
- 19) 深草邦夫, 佐藤次彦, 摩擦圧接における回転面の移動現象-実験結果及び移動機構-, 溶接学会誌, 50-10(1981), p953-958
- 20) 深草邦夫, 真の回転接触面の特性について-摩擦肉盛圧接の基礎研究-, 溶接学会論文集, 14-1(1996), p33-38
- 21) 櫻井建夫, 自動車パネルのアルミ化動向, *KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS*, Vol. 57, (2007) No. 2, p46
- 22) 宮川敬太郎, 宮川堅, 椿正己, 安井利明, 福本昌宏, 摩擦攪拌作用を用いたAl合金/軟鋼板の重ね点接合における接合条件が入熱量に与える影響,

第4章 Fe/Al 摩擦肉盛点接合手法の現象解明

溶接学会講演概要, 第83集 (2008) p48-49

- 23) Mark J. Lasley, A Finite Element Simulation of Temperature and Material Flow in Friction Stir Welding, *Master thesis of Brigham Young University*, 2005, p33-35

第5章

高張力鋼板/Al 摩擦肉盛点接合継手の高信頼性化

5-1 接合強度に及ぼす超高張力鋼板表面研磨の影響

5-1-1 はじめに

高比強度材料である高張力鋼板やアルミ合金板を車体に適用することが増加しており，これらの材料の異種材接合が必要になってきている¹⁾⁻³⁾．セルフピアシングリベット（SPR）などの機械的接合を用いることもできるが，部品コストのほか⁴⁾，最近使用量が増えてきた 980MPa 以上の超高張力鋼板（超ハイテン材）に対してはリベットを押込むことが難しく技術開発が必要になる⁵⁾．第5章では，消耗性アルミツールを用いて接合と同時に肉厚を補填する摩擦肉盛点接合（FSuSW）を考案した⁶⁾．そしてアルミ合金板と軟鋼板とを接合し，静的強度，界面状態などを調べ，この手法が有効であることを示した．本章では先ず，軽量化材料として期待が高まる超高張力鋼板とアルミ合金板との組合せで接合実験を行い，更なる高強度化をはかるための要件について検討を行ったのでその結果を述べる．

5-1-2 実験方法

供試材は，厚さ 1.0mm の超高張力鋼板（SPC980DP）と，厚さ 1mm のアルミ合金板（A6061-T6 材）を用いた．各供試材の化学組成を **Table 5.1** に示す．接合には，第4章と同様，立型マシニングセンター（ファナック製，ロボドリル α -T14iA，回転数：100-10000rpm）を使用した．回転速度 N ，押込速度 v および押込深さ

Table 5.1. Chemical composition of workpiece materials (mass%)

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti+Zr	C	P	S	Al
Rod (A2017)	0.50	<0.70	4.00	0.70	0.60	<0.10	<0.25	<0.20	-	-	-	bal.
Sheet (A6061)	0.59	0.38	0.26	0.03	0.96	0.25	0.02	0.04	-	-	-	bal.
Sheet (SPC980DP)	0.97	bal.	-	2.16	-	-	-	-	0.013	0.011	0.004	-

Table 5.2 Spot joining conditions

Tool rotation	N (rpm)	1500
Tool plunge speed	v (mm/s)	0.5
Tool plunge depth	PD (mm)	1.2
Hold time of tool	t (s)	1,2,3,5,7,10
Through-hole diameter	dia. (mm)	7

PD は、Table 5.2 に示す最適化した条件を用いた。保持時間 t については 1~10s の範囲で変化させた実験も行った。第 4 章で示したように、アルミ合金板には予備穴（ $\phi 7\text{mm}$ ）を開けた。本手法においては、アルミツールが下降すると予備穴の周囲のアルミ合金板が穴の中央へ流動して穴を閉塞し鋼板表面と密着して接合部を形成する。この時アルミツールが鋼板表面に接することはなく、鋼板に接するのは薄く伸ばされて表面積拡大したアルミ合金板である。つまり、Al の自然酸化膜が寸断されて新生面が露出し、活性化した Al が鋼板との接合力を高めるものと推察された。本章では、超高張力鋼板を用いた時の接合性検討のために超高張力鋼板接合側表面の研磨処理を行った。エメリー紙 #800 を鋼板表面に押付け、乾式で 100 往復回の手動研磨を行った。接合前には研磨有りとしの全ての試料にアセトン洗浄を施した。

一方、接合時の温度測定については、鋼板裏面に設置した熱電対での測定とツール先端部を狙った放射温度計での測定を行った。何れも接合部近傍の温度

ではあるが、到達温度は約 400℃となり、その後保持時間の間ほぼ一定であった。

5-1-3 強度試験と分析方法

第4章で行ったと同様 JIS Z3136 および JIS Z3137 に準拠し、接合継手の引張せん断強さ (TSS) 並びに十字引張強さ (CTS) を評価した。試験片形状を **Fig. 5.1** に示す。試験には、10 ton 万能試験機を使用した。また、接合機構解明のために、超高張力鋼板表面の酸化膜厚さ推定 (X-ray Photoelectron Spectroscopy : XPS)、接合界面観察 (SEM, TEM) および元素分析 (EDS) を実施した。

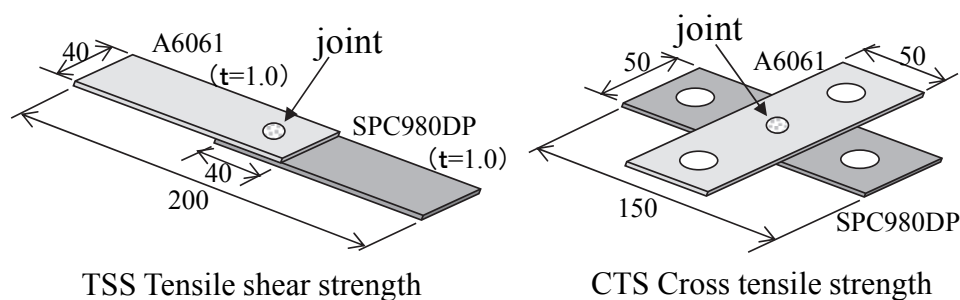


Fig. 5.1 Tensile test specimen.

5-1-4 実験結果および考察

(1) 継手強度

保持時間を 2s として接合実験を行った結果を **Fig. 5.2** に示す (サンプル数各 3)。超高張力鋼板無処理の場合の継手強度平均値 CTS: 0.25kN, TSS: 2.68kN に比べて、研磨有の場合には CTS: 0.66kN, TSS: 6.23kN と、それぞれ 2 倍以上向上した (何れも界面剥離破断: Interfacial fracture)。鋼板側へ付着残存した Al の面積を比べると研磨有の方が大きく、さらに TSS の応力値を比べても無処理が約

69MPa に対して研磨有が 107MPa と 1.5 倍向上したことが分かった (Fig. 5.3).

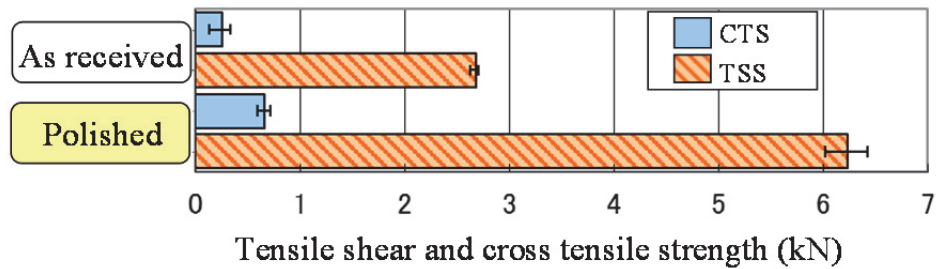


Fig. 5.2 Results of tensile strength test.

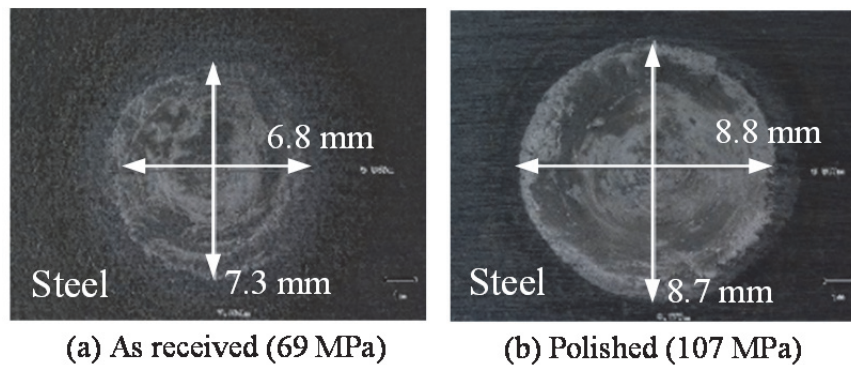


Fig. 5.3 Fractured surfaces of steels after TSS measurements.

(2) 接合断面観察

Ar イオンで研磨（クロスセクションポリッシュ）した接合断面の SEM 像を Fig. 5.4 に示す. 無処理(a)の方には鋼板表面にサブミクロンサイズの微細凹凸が存在したのに対し, 研磨有(b)では平坦で滑らかになっていた. しかしながら無処理の方でも AI 材がほぼ隙間なく充填されており, 空隙（未接合部）の存在は特に見られなかった. つまり, 真の接合面積率は両者とも同様に高いレベルであることがわかった. 従って, 無処理の方が研磨有に比べて継手強度が小さかった理由は, 表面形状によるものではなく他の要因があるものと考えられた.

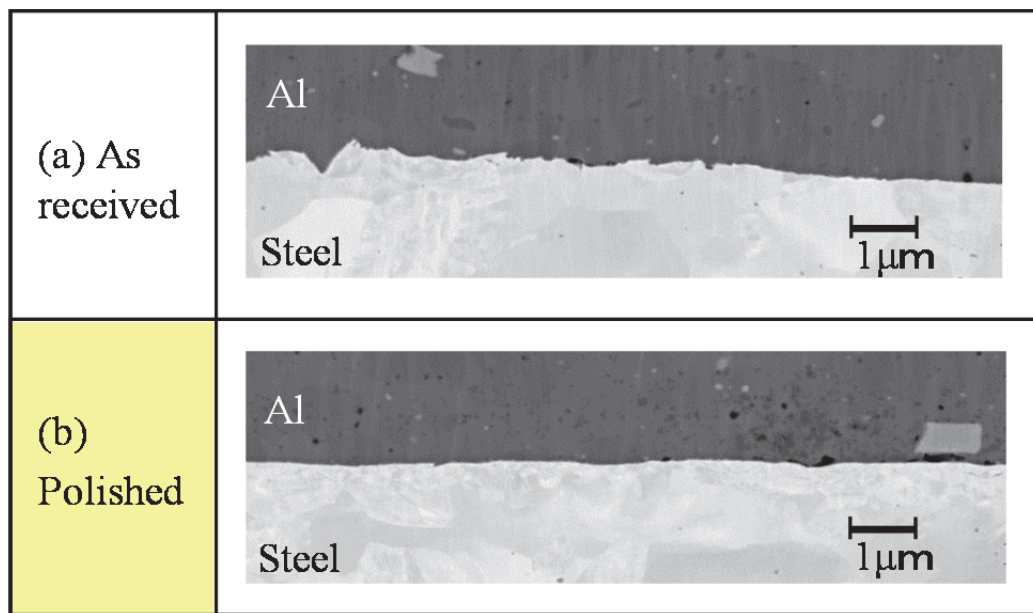


Fig. 5.4 Comparison of SEM images of joint interface with (a) and without (b) polishing of ultra-high-strength steel. (cross-section polishing)

(3) 表面酸化膜の推定

継手強度に影響を及ぼす要因として、表面酸化膜の厚さの違いが考えられるため、この分析を行った。研磨有においては、研磨後大気中で約半日経過したものを用いて分析した。鋼板の表面を Ar スパッタにより徐々に除去しながら XPS により元素分析を行い、深さ方向のプロファイルを求めた。Fig. 5.5 には無処理(a) と研磨有 (b) の結果をそれぞれ示す。最表面の酸素の組成比が半分になる深さを求め、これを酸化膜の凡その厚さとした。無処理 (a) では約 12nm であるのに対して、研磨有 (b) では約 2nm と大幅に減少していることが分かった。鋼板の高強度化を図るために Si, Mn 等の合金元素の添加量は多くなり、これらの元素が非常に酸化しやすいことから⁷⁾、超高張力鋼板の表面には厚い酸化膜が存在したものと考えられる。

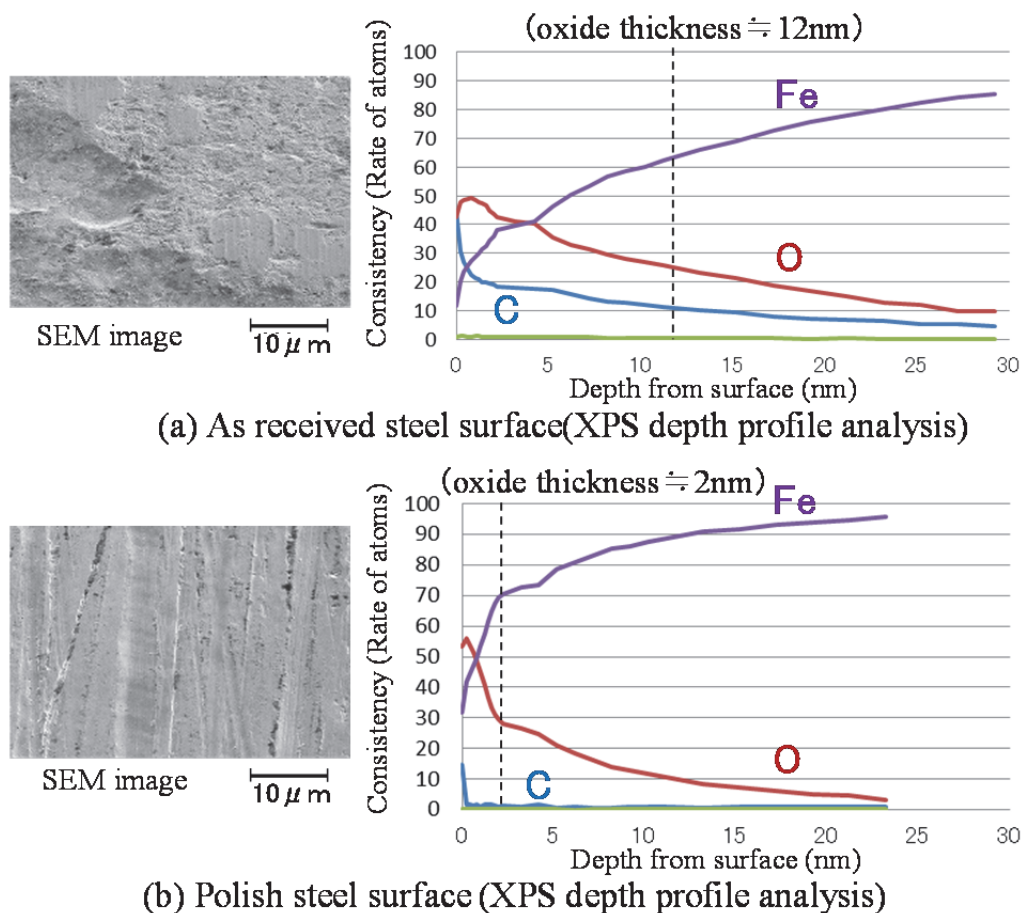


Fig. 5.5 Comparison of surface oxide thickness without (a) and with (b) polishing of ultra-high-strength steel.

(4) 接合界面の STEM 分析

Fig. 5.6 には、超高張力鋼板無処理 **(a)** の場合と研磨有 **(b)** の場合について、接合界面の ADF-STEM (Annular Dark Field-Scanning Transmission Electron Microscopy) 像および元素分析した結果を示す。STEM 像では、原子番号の大きい鋼板側が明るく見える。**(a)** の接合界面に数十 nm のグレーの層が見えるが、これは鋼板表面の凹凸形状を反映したものであり、反応層ではない。元素分布より、界面には酸化物層が存在していることが明確であった。ライン分析からは、約 50nm の酸化物層が、Al, Mg および O から構成されていることが分かった。これに対して、研磨有 **(b)** では、鋼板表面の酸化膜が少なかったために界面の酸化物層は

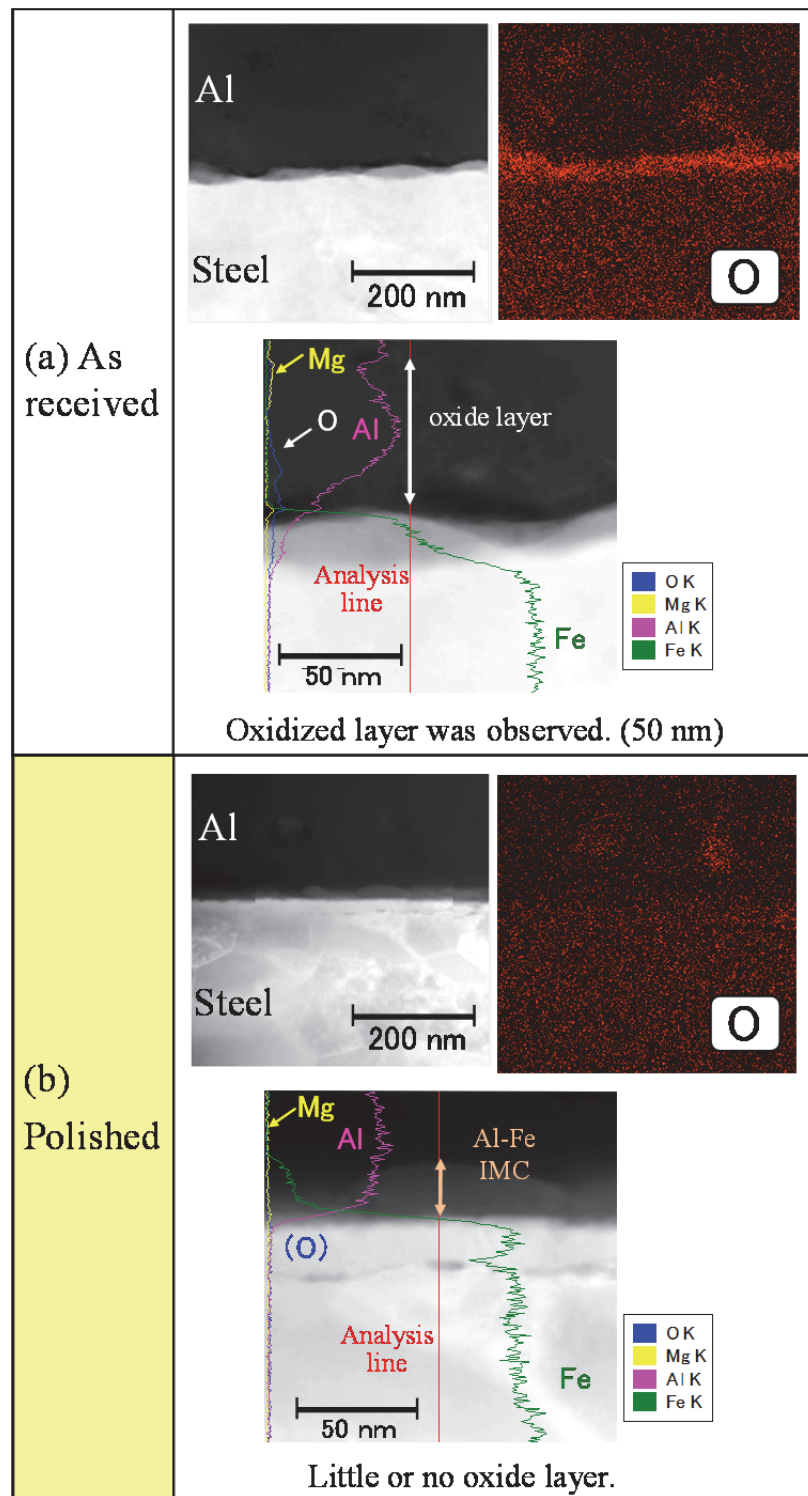


Fig. 5.6 Comparison of STEM images, oxygen distribution maps and line analysis of joint interface without (a) and with (b) polishing of ultra-high-strength steel.

(a) に比べて大幅に減少したことが分かった。また、界面には濃いグレーの連続した薄い反応層が観察された。ライン分析からは、主に Al, Fe からなる約 20nm の反応層が形成されていることが分かった。この反応層に対して、物質同定の目的でディフラクションパターンの取得を試みたが、分析幅が非常に狭いこと

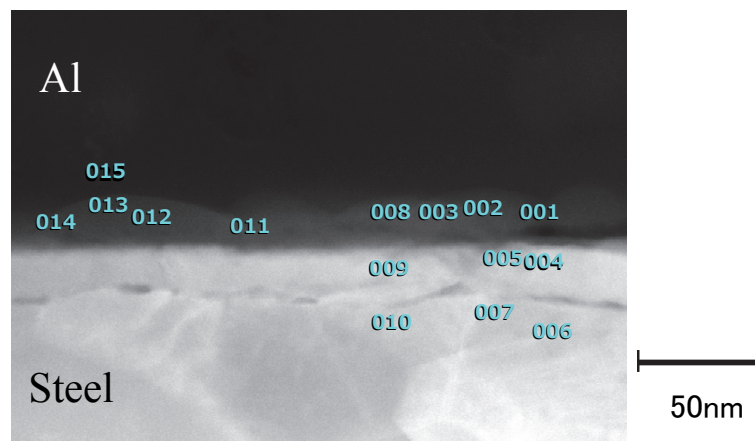


Fig. 5.7 EDS analysis points on the Fe/Al joint interface.

Table 5.3 Point atomic ratios of the joint interface in Fig. 5.7

No.	O	Mg	Al	Si	Fe	Total at %	Al/Fe ratio
001	13	0	72	5	10	100	7.2
002	12	0	71	5	13	100	5.5
003	14	0	63	8	15	100	4.2
004	7	0	2	3	87	100	0.02
005	11	0	3	5	81	100	0.04
006	12	0	2	7	80	100	0.03
007	12	0	1	9	78	100	0.01
008	22	0	46	17	15	100	3.1
009	16	0	2	10	73	100	0.03
010	15	0	1	11	73	100	0.01
011	27	0	40	19	14	100	2.9
012	31	0	42	18	10	100	4.2
013	37	0	38	19	6	100	6.3
014	34	0	38	20	9	100	4.2
015	47	0	29	24	1	100	29

からパターンを取得はできなかった。そこで、EDS 点分析により界面反応層近傍の原子比率を調べた。分析点は **Fig. 5.7** に示す 001～015 の 15 点である。この内、001, 002, 003, 008, 011, 012, 013 および 014 の 8 点が濃いグレーの層上にあり、その他はこれより離れている。原子比率の結果 (**Table 5.3**) を見ると、先の 8 点は他の 7 点とは異なり、Fe が Al 中へ拡散したと思われる数十%の比率で構成されていた。Al/Fe の比が最も小さいもので 011 の 2.9, 最も大きいもので 001 の 7.2 となっていたことから、この反応層は $\text{FeAl}_3 \sim \text{FeAl}_7$ (或いは FeAl_6) 相当であり、単層ではないものの Fe が Al マトリックス中へ拡散して形成された Al リッチな IMC 層であると推察できた。及川らによれば、Fe/Al の固相接合に及ぼす酸化膜の影響⁸⁾に関する検討で、Fe/Al 接合界面に酸化物層が存在するとこれがバリアとなって反応拡散を抑制すると述べられている。**Fig. 5.6** で、酸化物層が厚い (a) の場合には Fe-Al の反応層が形成されず、酸化物層が極めて少ない (b) で反応拡散が生じた理由は拡散バリアが減少したためであると考えられた。

FeAl_3 , Fe_2Al_5 に代表される Al リッチな IMC 層は脆くて機械的特性が悪いことが述べられているが⁹⁾、第 1 章で示したように、IMC 層厚さが $1\mu\text{m}$ 程度と薄い場合には接合継手強度が高くなることが報告されている¹⁰⁾。研磨鋼板を用いた著者らの手法では、接合が低温、短時間 (約 400°C , 2s) で行われたことから IMC 層は極めて薄くなった。これまでに拡散接合の場合も含め、IMC 層厚さを $0.5 \sim 1\mu\text{m}$ 程度に薄くした場合に強度が高かった¹¹⁾ことが知られているが、これより 1 ケタ以上薄い数十 nm の領域において、接合継手の機械的特性をさらに向上させる可能性もあると考えられた。

Fig. 5.8 には、**Fig. 5.6** と同様試料の STEM 分析を低倍で行った結果を示す。元素として Mg, Si を追加している。特徴的なことは、Mg が酸素ゲッターとなって界面に集まったことと、粒子状の Mg 酸化物¹²⁾ができてこれが界面の上方に分

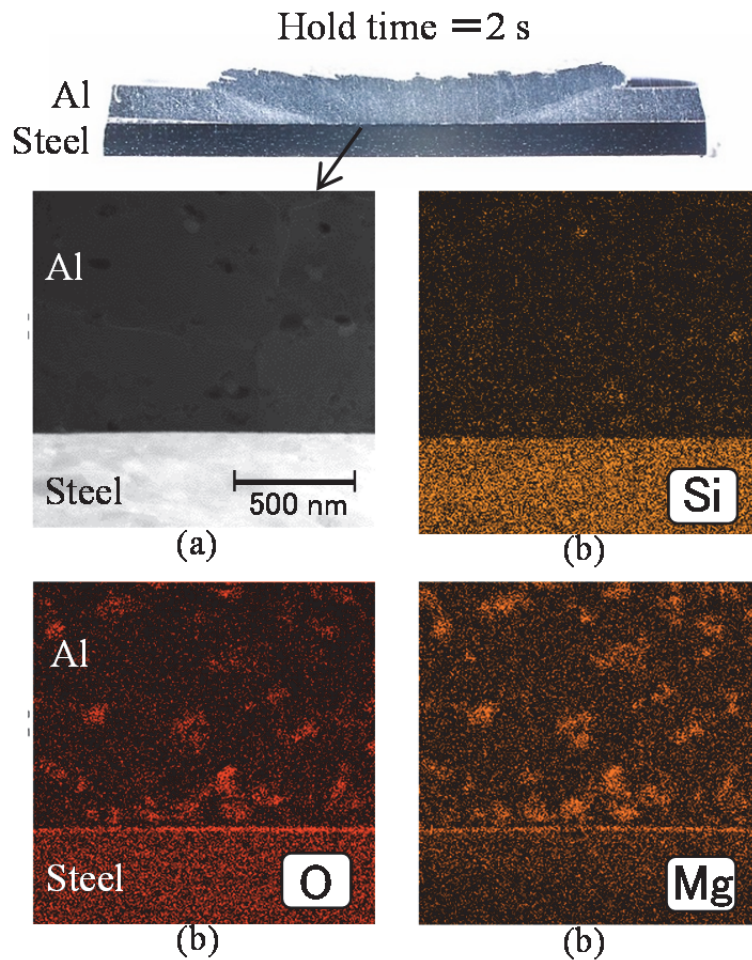


Fig. 5.8 ADF-STEM (a) and EDS element (b) mapping of joint interface on lower magnification.

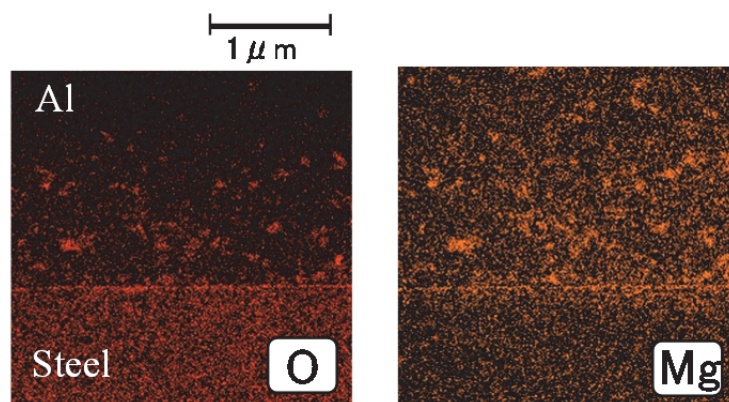


Fig. 5.9 EDS element mapping of joint interface on much lower magnification.

散したことである。Mg と Si の化合物はここでは特に見られなかった。摩擦肉盛点接合においては、界面の酸化物除去が非常に重要なプロセスとなるが、Mg 系のアルミ合金板を用いた場合には、Mg の還元作用が顕著となりこれが大きな役割を果たすことが認められた。Mg 酸化物の分散距離を把握するために同じ試料をさらに低倍で分析した結果を **Fig. 5.9** に示す。界面から $1\mu\text{m}$ を超える位の距離に粒子状の Mg 酸化物が分散したことがわかる。アルミ合金成分の特に Mg 元素が界面近傍のアルミの流動現象に伴って鋼板表面の酸化物と接触してこれを還元し、分散しては次々と新たな Mg 元素が鋼板と接触して還元を繰り返すものと推察された。これが酸化物層の極めて少ない接合界面を形成する機構であると考えられた。

(5) 継手強度に及ぼす接合保持時間の影響

Fig. 5.10 には、研磨鋼板を用いて、保持時間を変えて接合した時の TSS の変化を示す。保持時間 1s, 2s, 3s および 5s に対しては接合断面形状も合わせて示す。第 4 章の **Fig. 4.5** で示したように、回転接触面移動現象が生じて時間と共に肉盛高さが増加することが分かった。強度においては、1s 保持で 1 点肉盛不足・中央未接合品が発生したが、2s 以上保持すると、バラツキはあるものの大半が 6kN 台の高い強度を示した。保持時間に対する強度上昇は 5s 程度以上で飽和の傾向が見られた。必要以上に肉盛高さを増やす必要はないため、接合保持時間条件としては 2s~3s 程度が望ましいと考えられた。破断モードは全体的に界面剥離破断となったが、6kN を超えるものは母材破断を伴った複合的界面剥離破断となることが多かった。この代表的外観例を **Fig. 5.11** に示す。

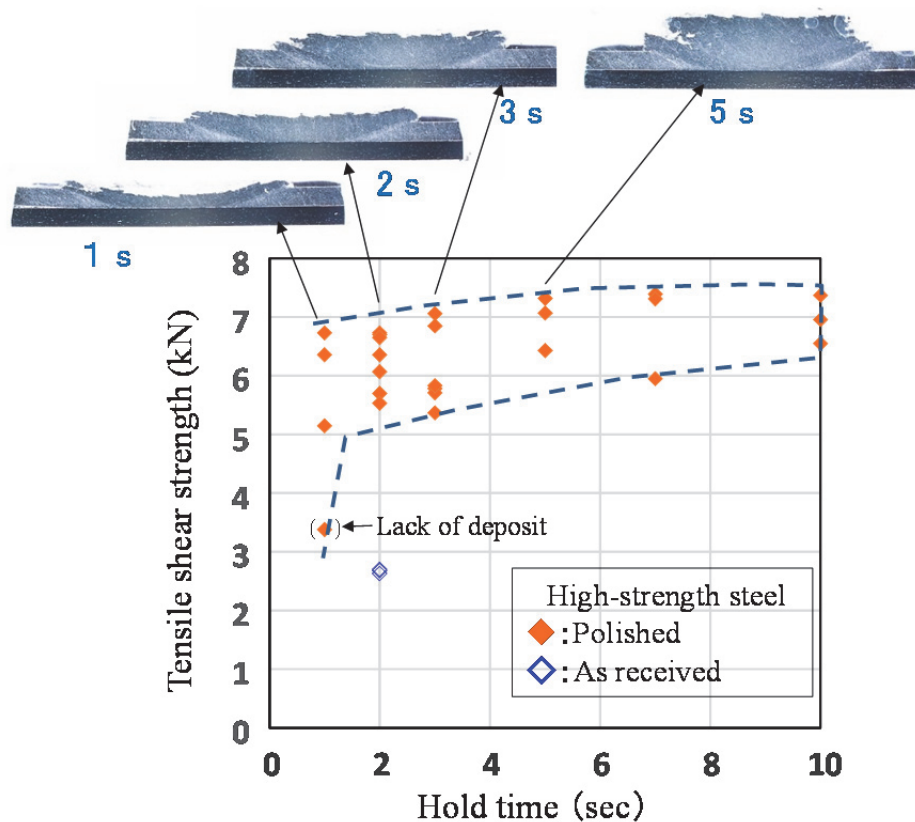
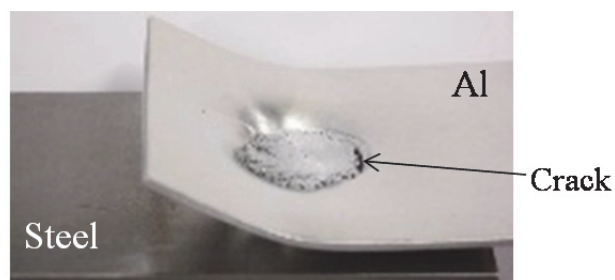


Fig. 5.10 Effect of the hold time on the TSS and cross-section shape of the joint.



Example : Pullout fracture and interfacial fracture occurred.
(Hold time 2 s, TSS=6.07 kN)

Fig. 5.11 Form of fracture after TSS testing.

5-1-5 まとめ

5-1 項では、摩擦肉盛活性化点接合を用い超高張力鋼板とアルミ合金板の接合性を向上させるための検討を行ない、つぎのことが明らかとなった。

(1) 表面酸化膜の厚い超高張力鋼板を研磨してから接合すると、機械的特性に優れた継手を形成することができた。継手強度（TSS, CTS）が無処理に比べて約2倍増大した。

(2) 研磨処理を行うと、接合界面に残存する酸化物層が大幅に減少した。これに伴って元素の拡散バリアが無くなり、Fe-Al の薄い化合物層（数十 nm 厚さ）を形成したことが継手強度を向上させた要因であることが分かった。

(3) Mg 系のアルミ合金板を用いた場合、接合界面における Mg の還元作用が顕著となり、さらに Mg 酸化物が粒子状となって界面から離れて分散する現象が認められた。このことも界面酸化物を消失させる大きな要因であると考えられた。

(4) 接合保持時間 2s～3s 程度で継手強度（TSS）が 6kN 前後となり飽和状態に近づいた。強度に寄与しない余分な肉盛は必要ないと考え、2s～3s 保持を適正条件と考えた。

5-1-6 参考文献

- 1) G. Meschut, V. Janzen and T. Olfermann “Innovative and Highly Productive Joining Technologies for Multi-Material Lightweight Car Body Structures” 2014 Journal of Materials Engineering and Performance, **23(5)** 1515.
- 2) Figner G, Vallant R, Weinberger T, Schröttner H, Pašič H, and Enzinger N “Friction Stir Spot Welds between Aluminium and Steel automotive sheets: Influence of

welding parameters on mechanical properties and microstructure” 2008 *Int. Inst.*

Weld. Doc. SC-Auto-20-08.

- 3) S. Furusako, F. Watanabe, G. Murayama, H. Hamatani, H. Oikawa, Y. Takahashi and T. Nose “Current Problems and the Answer Techniques in Welding Technique of Auto Bodies—First Part” 2013 *Nippon Steel Tech. Rep.* **103** 69.
- 4) T. Sakiyama, G. Murayama, Y. Naito, K. Saita, Y. Miyazaki, H. Oikawa and T. Nose “Dissimilar Metal Joining Technologies for Steel Sheet and Aluminum Alloy Sheet in Auto Body” 2013 *Nippon Steel Tech. Rep.* **103** 93.
- 5) Y. Abe, T. Kato, K. Mori and S. Sakai “Determination of Die Shape in Self-Pierce Riveting of Ultra High Strength Steel and Aluminum Alloy Sheets” 2009-10 *Journal of the JSTP*, **50(585)** 941.
- 6) G. Watanabe, Y. Yogo and H. Takao “Effect of material flow on joint strength in activation spot joining of Al alloy and steel sheets” *Materials Science and Engineering*, Vol.61, 2014, 012008.
- 7) M. Nomura, I. Hashimoto, M. Kamura, S. Kozuma and Y. Omiya ” Development of High Strength Cold-rolled Steel Sheets with Excellent Phosphatability” 2007 *Kobe Steel Engineering Reports*, **57(2)** 74.
- 8) H. Oikawa, T. Saito, T. Yoshimura and T. Nagase “Effect of Oxide Film on Solid Phase Bonding of Aluminum Sheet to Steel Sheet” 1997 *The Iron and Steel Institute of Japan*, **83(10)** 629.
- 9) M. Yasuyama, K. Ogawa and T. Taka “Spot Welding of Aluminum and Steel Sheet with insert of Aluminum Clad Steel Sheet -Spot Welding of Aluminum and Steel Sheet (I)-” 1996 *Q. J. Jpn. Weld. Soc.* **14(2)** 314.

- 10) S. Kuroda, K. Saida and K. Nishimoto “Microstructure and Properties of Directly Bonded Joint of A6061 Aluminum Alloy to SUS316 Stainless Steel -Study on Diffusion Bonding of Aluminum Alloy to Stainless Steel (Report 1)-” 1999 *Q. J. Jpn. Weld. Soc.* **17(3)** 484..
- 11) T. Ogura, H. Umeshita, Y. Saito and A. Hirose, “Characteristics and Estimation of Interfacial Microstructure with Additional Elements in Dissimilar Metal Joints of Aluminum Alloys to Steel”, *Q. J. JWS*, 27-2 (2009), p174-178
- 12) Keiko Kotani, Kenji Ikeuchi and Fukuhisa Matsuda, “Interfacial Phases in Diffusion-Bonded Joints of Al-Mg Alloys -Diffusion-Bonding Mechanism of Al Alloys by Transmission Electron Microscopy (Report 4)-, *Q. J. JWS*, 14-3 (1996), p551-562

5-2 接合継手の機械的特性

5-2-1 はじめに

5-1 項では、軽量化材料として重要視される超高張力鋼板とアルミ合金板との接合を行い、継手強度や界面状態に及ぼす超高張力鋼板の前処理の影響について調べた結果、表面を研磨して接合した場合継手強度が 2 倍以上向上することなどが分かった。本項では表面を研磨した超高張力鋼板とアルミ合金板との接合を行った場合の継手部の機械的性質（静的強度、疲労強度）について評価を行った。ここでは、第 4 章の **Fig. 4.1** 等で示した鋼ツールを用いた従来の FSSW 方式との強度比較を実施し、摩擦肉盛点接合（FSuSW）の相対的な強度レベルを把握したのでその結果について述べる。

5-2-2 実験方法

(1) 供試材および接合継手

供試材は、厚さ 1.0mm の 980MPa 級冷延鋼板（超高張力鋼板，SPC980DP）と、厚さ 1.0mm のアルミ合金板（A6061-T6 材）で、5-1 項と同じである。強度評価においては、先ず JIS Z3136 および JIS Z3137 に準拠し接合継手の静的引張せん断強さ（TSS）並びに静的十字引張強さ（CTS）を評価した（5-1 項と同様）。次に、JIS Z 3138 のスポット溶接継手の疲れ試験方法に準拠し、疲労強度を評価した。試験片形状は静的引張せん断強さの場合と同一とした。

5-1 項で示したように、超高張力鋼板基材の表面を研磨処理して接合した場合継手強度が増大したことから、本項の試験では全ての高張力鋼板に対して研磨処理を行った。研磨は、エメリー紙 #240 を用い自動研磨板上で 30s 保持して行った。

(2) 接合ツールおよび接合方法

本項で使用した接合ツールは3種類で、(A) アルミツール、(B) SKD 製プローブツール、および (C) 超硬製フラットツールである。ツール形状・諸元を **Table 5.4** に示す。(A)は本論文の対象ツールであり、(B) (C)は従来から用いられている非消耗性ツールである。

(A) 方式では、アルミツールをアルミ合金板側から回転させながら押込み、所定時間保持した後ツールを離して肉盛と同時にアルミ/鋼材間の点接合部を形成させる¹⁾。アルミ合金板の予備穴径は $\phi 7\text{mm}$ 一定とした。この時の加工条件、回転数 N 、押込速度 v 、押込深さ PD 、保持時間 t を **Table 5.5** に示す。保持時間は、5-1 項で示したように、TSS が飽和状態となる 2s を選定した。(B)、(C) においては、回転数、押込深さ、および保持時間を、何れも 3000rpm、0.8mm、3s で一定とした。高張力鋼板の表面研磨は (A) と同様に実施したが、アルミ合金板への予備穴は付与しなかった。尚、接合強度に寄与する接合界面の直径は、(A)、(B)、(C) 共に約 $\phi 8\text{mm}$ と同じにした。接合装置は何れも立型マシニングセンターを用いたが、(A) 方式は 5-1 項と同様のファナック製ロボドリル (α -T14iA、回転数：100-10000rpm)、(B) と (C) についてはオークマ製 (MP-46V、回転数：100-20000rpm) を使用した。

Table 5.4 Tool shapes and specifications

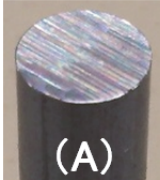


 <p>(A)</p>	 <p>(B)</p>	 <p>(C)</p>
<ul style="list-style-type: none"> • Consumable Al tool, A2017 ($\phi 10$) 	<ul style="list-style-type: none"> • Probe tool, SKD ($\phi 10$) • pin $\phi 3.0\text{mm}$ pitch 0.3 • height 0.7 	<ul style="list-style-type: none"> • Flat tool, carbide ($\phi 10$) • with center protrusion

Table 5.5 Spot joining conditions

Tool rotation	N (rpm)	1500
Tool plunge speed	v (mm/s)	0.5
Tool plunge depth	PD (mm)	1.2
Hold time of tool	t (s)	2
Through-hole diameter	dia. (mm)	7

(3) 疲労試験方法

疲労試験は、東京衡機製電気油圧式疲労試験機を用いて、試験周波数 30Hz、応力比 0 で実施した。試験片の取り付けチャック間距離は 130mm とした。破断判定は、最大荷重低下（試験片剛性の低下）が 10%以上になった点、若しくは表面き裂を確認した時点とした。

5-2-3 実験結果および考察

(1) 静的強度試験結果

Fig. 5.12 は、ツール (A)、(B) および (C) を用いた時の接合継手断面形状を示す。ツール (A) を用いた場合は継手部のアルミの厚さが約 1.5mm と元板厚 1.0mm に対して増加したが、ツール (B) ではエッジ部でアルミ残厚が約 0.4mm と減少し、(C) では全体的に約 0.3mm となって、それぞれ薄肉化した。

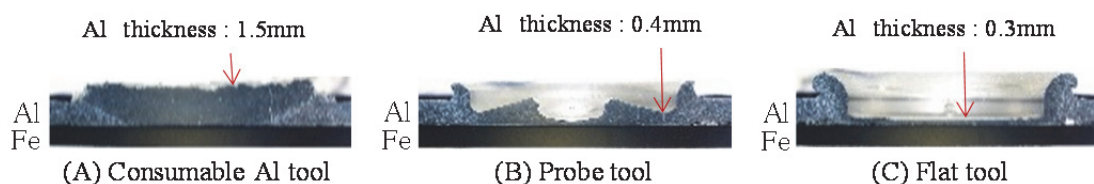


Fig. 5.12 Cross section appearances of lap joints (A), (B) and (C).

Fig. 5.13 には、各ツール使用時の引張せん断強さの比較を示す。それぞれ破断荷重を求めた結果である（各ツールとも接合面積は同等：直径約 8mm）。(A)を用いた場合に平均 6.25 kN となり、母材き裂（プラグ破断の途中段階）を伴った剥離破断（**Fig. 5.13, (A) = Fig. 5.11**），若しくは剥離のみの破断となった。これに対しツール(B)，(C)では、圧痕に沿ってプラグ破断となった。しかし薄肉化のため強度は約 3 kN と半減することがわかった。この結果、静的強度においては、肉盛によってアルミ厚さが増加したことが有益となり、摩擦肉盛点接合が他を大きく上回ることがわかった。

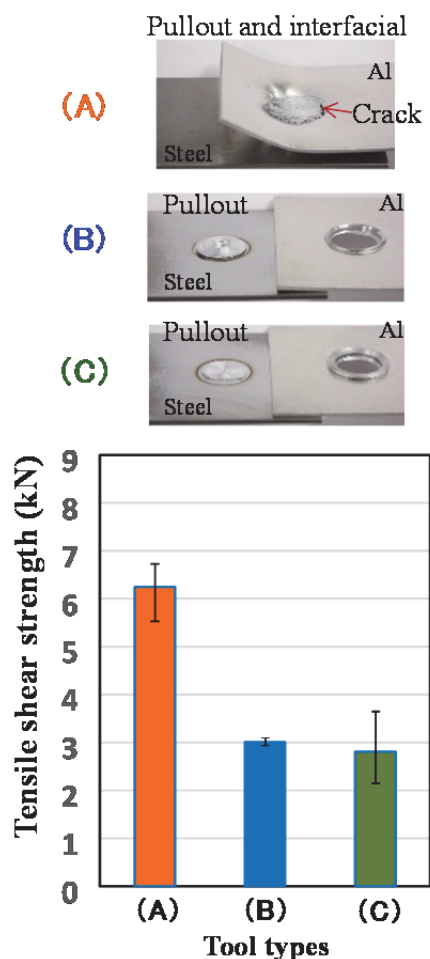


Fig. 5.13 Comparison of TSS and fracture shapes.

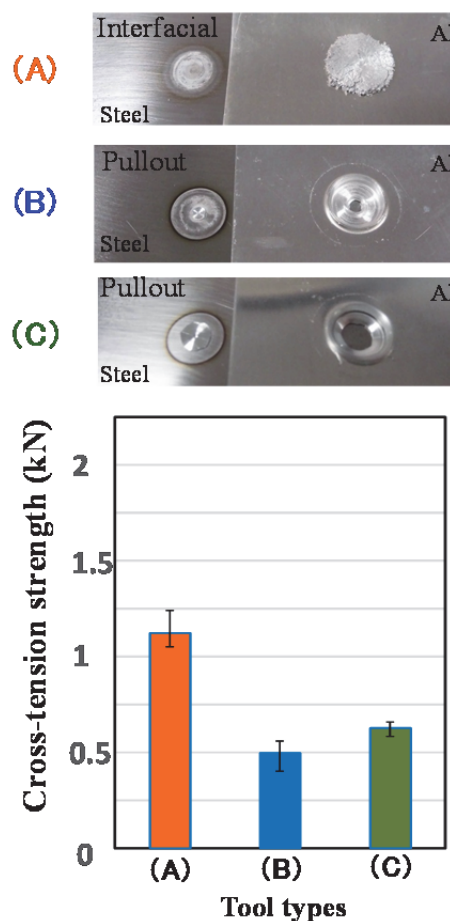


Fig. 5.14 Comparison of CTS and fracture shapes.

Fig. 5.14 には、十字引張強さの比較を示す。(A) の場合、強度レベルは引張せん断の 1/5 (約 1.2kN) となったが、(B)、(C) に比べると約 2 倍になることがわかった。破断モードは (A) が剥離破断、(B)、(C) はプラグ破断となったが、後者のプラグ破断径は引張せん断の場合より小さくなった。従って仮に破断荷重を破断面積で除して破断応力を求めると (A) と (B) 及び (C) の差は小さくなると思われる。但し、破断モードの異なる者同士で接合強度を一面的に比較するのは難しい面があり、厳密な検討は今後の課題としたい。

(2) 疲労強度試験結果

疲労強度試験結果ならびに一部の疲労き裂外観を合わせて **Fig. 5.15** に示す。表中 (A)、(B)、(C) に付記した数値は試験荷重 (N) である。時間強度に関しては、1kN 程度以上の高荷重域において、(A) > (B) > (C) の順に大きくなり、有意差が認められた。但し、疲労耐久限度については (A) が 850N、(B) が 800N と同程度であった。(C) においては疲労限が 400N と、(A)、(B) の約 1/2 であった。文献によれば、アルミ合金板同士の抵抗スポット溶接継手の疲労限は、20～45kgf 程度 (196～441N) と言われており²⁾、(A)、(B) とともにスポット溶接に比べると、レベル的には 2 倍くらい高いことがわかった。一方、これらの疲労強度特性の結果において、特に高荷重域と低荷重域で (A) と (B) の序列傾向の違いが見られたため、これに関して次のように検討・考察を行った。

まず **Fig. 5.15** の外観写真で、(C) -1.5kN、(C) -1kN においては薄肉部が長円状に抜け落ちたプラグ破断であったのに対し、(A)、(B) の場合は抜け落ちが無く疲労き裂が母材表面まで伝播した形態であった。このような疲労き裂の発生に着目し、き裂の起点を調べるために疲労後の断面とき裂発生箇所を観察した結果を **Table 5.6** に示す。次に、断面観察に基づいて疲労き裂発生箇所を 3 つに

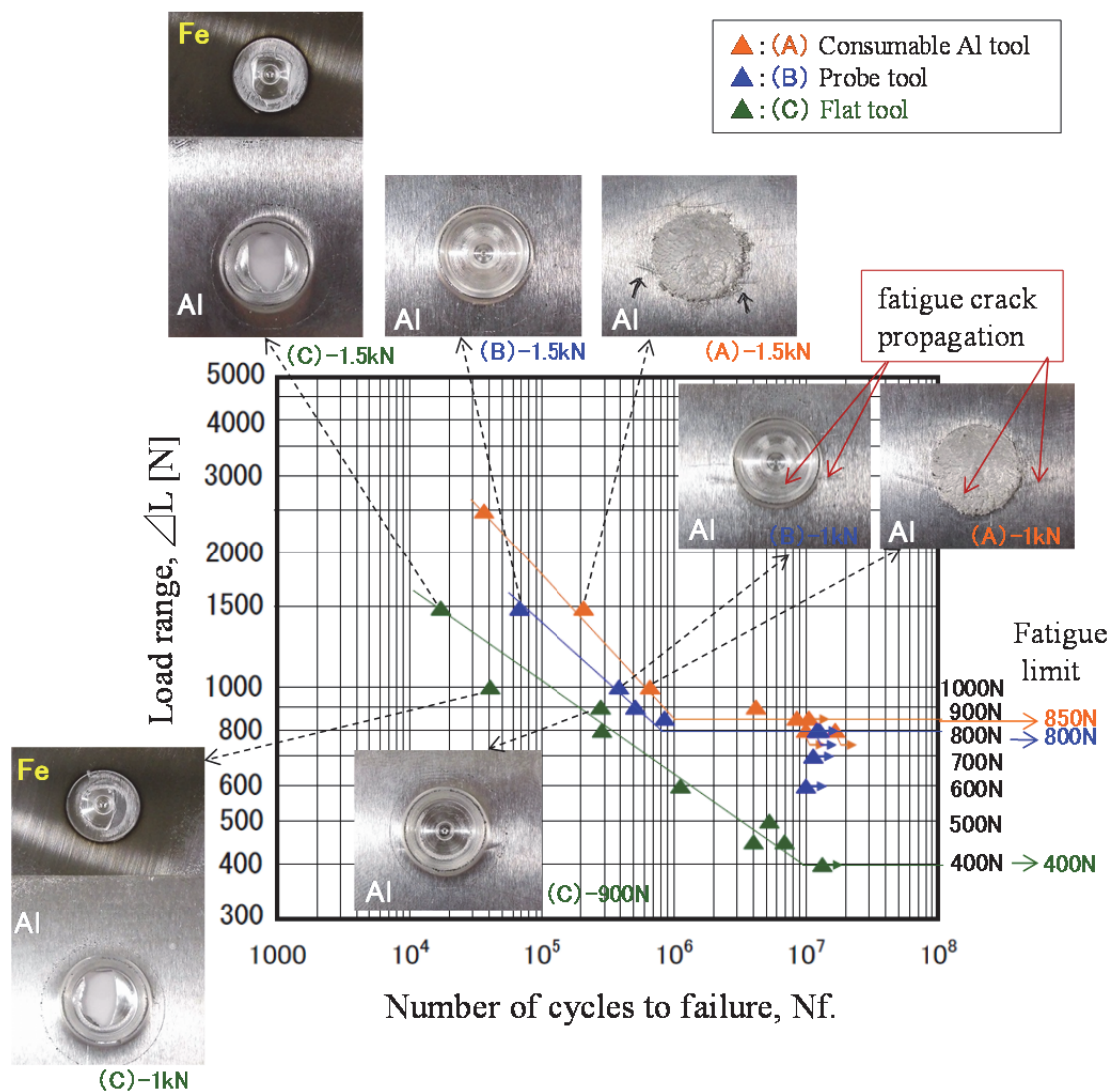


Fig. 5.15 Comparison of relationships between load range, ΔL and number of cycles to failure, N_f . (30Hz, stress ratio 0).

分類して整理した結果を Fig. 5.16 に示した。

先に分類結果を述べると、Fig. 5.16 中①は、接合領域の端部で発生する場合であり、非接合部の板間が離れることにより応力集中を受ける場所である。今回の (A), (B), (C) の接合径は何れも $\phi 8\text{mm}$ (半径 4mm) 程度で同じであった。

Table 5.6 Sectional images of crack after fatigue test

	Sectional images after fatigue test	Magnified images of crack
(A)- 1.5kN		
(A)- 1kN		
(B)- 1.5kN		
(B)- 1kN		
(C)- 900N		

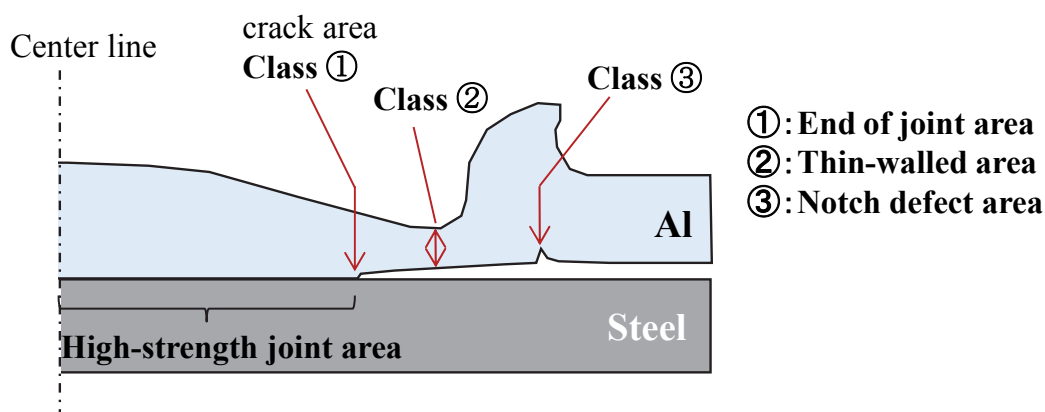


Fig. 5.16 Classification of fatigue crack initiation areas.

(①, ② and ③)

②は薄肉部で破断が生じる場合で、③は接合部の近傍に生じた切欠き（欠陥）部である。

Table 5.6 を見ると、肉盛接合 (A) -1.5 kN , (A) -1 kN で生じたき裂は、接合中心から 4 mm 位離れており、接合領域（ $\phi 8\text{ mm}$ 程度）の端部で発生した分類①のき裂である。(B) -1.5 kN では 2 箇所なき裂が生じているが、中央に近いものが分類①で、もう一方は薄肉部で発生した分類②である。この場合、最終的に①ではなく②において貫通き裂に至っており、従ってこのような高荷重域での疲労は静的試験に近い状態となり、薄肉部における塑性域の応力に支配されるものと考えられる。これに対して、(B) -1 kN では①のき裂のみであった。つまり、 1 kN 程度以下の低荷重域になると、薄肉化支配にはならなかったことがわかる。この場合は弾性域の応力による高サイクル疲労が主体になったものと思われる。

次に (C) -900 N では、接合部外側のアルミが浮き上がって生じた切欠き部(③)からき裂が発生し疲労破断に至っている。この場合も弾性域の応力が切欠き部に集中したことが疲労き裂の主要因になったと思われる。

第5章 高張力鋼板/Al 摩擦肉盛点接合継手の高信頼性化

以上まとめると、高荷重域では薄肉部に塑性ひずみが生じることによって、(B)、(C) の場合②で破断が生じるが、(A)は薄肉部が無いため、①のみで破断を生じ強度も高い。低荷重域では③若しくは①に弾性域の応力が集中し疲労破断に至る。(A) と (B) は、接合径が同じでき裂発生部①の場所が近かったことから、両者の疲労限が 800N と同程度になったものと考えられる。(C) の場合は、感受性の高い切欠き部③が存在したため、高サイクル疲労の破断荷重(疲労限)が最も低下したものと考えられる。尚、上記のような応力集中や破断モードの変化の詳細機構解明については、今後、組織や応力状態の解析を含め検討する必要がある。

摩擦肉盛点接合においても更なる疲労特性の向上に取り組む必要があると考える。摩擦肉盛点接合や従来の FSSW 何れにおいても、接合継手高信頼性化のための指針としては、き裂発生各危険部位に対しての改善が有効と考えられ、次のことが挙げられる。①：接合径を大きくする、②：厚肉化する、③：欠陥レスとする。そして、①、②および③をバランスよく向上させることが必要であると考えられる。

5-2-4 まとめ

本項では摩擦肉盛点接合を用いた高張力鋼板/アルミ合金板点接合継手の機械的特性を調べ、従来手法による接合継手との比較を行った結果、次のことが分かった。

(1) アルミツール(A)を用いた場合は継手部のアルミ厚さが約 1.5mm (元板厚=1.0mm) と増加したが、プローブツール(B)ではエッジ部でアルミ残厚が約 0.4mm, フラットツール(C)では全体的に約 0.3mm となり、それぞれ薄肉化した。

(2) 引張せん断強さは、(A)の場合に平均 6.25 kN となり、母材き裂を伴った剥離破断、若しくは剥離のみの破断となった。これに対しツール(B), (C)では、圧痕に沿ってプラグ破断となった。強度は、薄肉化のため約 3 kN と半減した。十字引張強さにおいても、(A)が(B), (C)に比べて約 2 倍となった。

(3) 疲労強度では、1kN 程度以上の高荷重域の時間強度において、(A) > (B) > (C) の順に大きくなった。但し、疲労耐久限は(A), (B)とも同程度（約 800N）であった。荷重域が異なると疲労特性が必ずしも薄肉化支配とはならないことなどが考察できた。

以上のことから、摩擦肉盛点接合は従来法に比べて静的強度、および時間強度において優位であることが分かった。

5-2-5 参考文献

- 1) G. Watanabe, Y. Yogo and H. Takao “Effect of material flow on joint strength in activation spot joining of Al alloy and steel sheets” *Materials Science and Engineering*, Vol.61, (2014), 012008
- 2) 溶接学会軽構造接合加工研究委員会編, *薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接 (初版)*, (2008 年) P215

第 6 章

総括

CO₂ 排出削減および資源消費の最小化のための車両の軽量化に向け、ボデーのマルチマテリアル化を実現するために、軽量化金属材料として重要な高張力鋼板とアルミニウム合金の点接合技術に関して研究を行った。特に、(1)高張力鋼板同士の抵抗スポット溶接部の高強度化、(2)アルミ合金同士の抵抗スポット溶接部の高品位化、(3)高張力鋼板とアルミ合金の異種材点接合部の高信頼性化における課題解決を検討した。以下に本研究で得られた結果を総括する。

第 2 章では、超高張力鋼板の抵抗スポット溶接部の強度向上策を検討した。凹電極を用いることにより凹み部へ溶接膨張の逃げが形成され、散り発生を抑制することができた。これにより、従来電極では設定することができなかった散り発生限界を超える電流値 (8 kA) を適用して 6.5mm の大径ナゲットを得ることができた。ナゲット径が大きくなると破断形態が部分剥離破断からプラグ破断へと移行し、これと共に高張力鋼板で特に大きな課題である十字引張強さ (CTS) が増大した。ナゲット径 6.5mm では CTS が約 8 kN となり、従来電極の場合の 5.5kN に比べて約 1.5 倍向上した。凹電極の連続打点溶接性評価を行った結果、少なくとも 1400 打点まで CTS が低下しないことがわかった。これらのことから、高張力鋼板スポット溶接継手の強度向上のための一つの方策を提案することができた。ここでは、大径ナゲットにすることでナゲット端部の応力集中を分散させたことが重要であった。

第 3 章では、アルミ合金板抵抗スポット溶接部に発生する割れ挙動解析を行い、次の知見を得た。①ナゲット内および熱影響部における割れの破面は、何れもアルミ合金が溶融凝固したそのままの形態を呈していることから、このような割れは凝固割れであることが分かった。凝固温度範囲が広い合金ほど割れやすく、又純アルミでは通常の溶接条件では全く割れが見られなかった。②同一材料においては、電流値を増加して溶融部の体積を大きくしたもの程割れが大きくなった。また、割れが発生した溶接部には引張残留応力が認められた。つまり、アルミ合金板スポット溶接時に発生する割れは、溶融部の熱膨張によ

第6章 総 括

り周囲が塑性変形をおこし収縮時の引張応力を受けて生じたものであることが分かった。③長時間通電あるいは予熱後に溶接を行うと、割れが小さくなりこの時の溶接部の引張残留応力が低減していた。即ち、予熱、後熱等により母材の温度を高め、最終凝固部へ集中する引張応力を分散・緩和させることが割れ抑制に対して重要であることが分かった。以上のことから、高品位接合部を形成するための指針を得た。

第4章では摩擦肉盛点接合 (FSuSW) を提案し、軟鋼板とアルミ合金板との接合性について検討を行なった。この新しい手法は、消耗性アルミツールをアルミ合金側から回転させながら押込む方式であり、所定時間保持した後、肉盛材を離してアルミ/鋼材間の点接合継手を形成させ、接合部を厚肉にすることができる。さらに、アルミ側に予備穴を設けることにより塑性流動性が増し表面積拡大によりアルミの新生面が露出しやすい特徴があることを示した。

第5章では軽量化材料として重要視される超高張力鋼板 (SPC980DP) とアルミ合金板 (A6061-T6) との接合を行った。表面酸化膜の厚い超高張力鋼板を研磨してから接合すると、継手強度 (TSS, CTS) が無処理に比べて約 2 倍増大した。研磨処理によって接合界面に残存する酸化物層が大幅に減少し、これに伴って Fe-Al の薄い化合物層 (数十 nm 厚さ) が形成されたことが継手強度を向上させた要因であることが分かった。また、接合界面では Mg の還元作用が顕著となり、さらに Mg 酸化物が粒子状となって分散する現象が認められた。このことも界面酸化物を消失させる大きな要因であると考えられた。結果として TSS で約 6kN と、他の機械的接合法に匹敵する強度レベルが得られた。一方、疲労特性においては従来の FSSW 手法に比べ時間強度において優位 (耐久限度は同等) となることがわかった。本方式の接合部は、応力集中して破断の起点となるような薄肉部を形成せず、即ち厚肉部によって応力集中を分散し継手強度を向上させたものであると考えられた。

以上のように、何れの点接合技術においても接合部の応力集中に着眼し、これを緩和、回避できる接合体へ改善することによって継手の高品位、高信頼性に繋げることができた。またこの接合体を作製するために必要な具体的なプロセス若しくは指針をそれぞれ提案することができた。

第7章

軽量化金属材料の点接合における今後の展望

本研究では、軽量化金属材料として重要な超高張力鋼板とアルミニウム合金板を組合せた同種材および異種材の点接合において新たな手法を適用し、各種継手の性能向上に向けた指針の確立を行った。超高張力鋼板同士の抵抗スポット溶接に関しては、凹み形状電極を用いることにより散り抑制効果が生じて、ナゲット径並びに継手剥離強度を従来溶接に比べ大幅に増大することができた。但し、本研究で用いた鋼板は厚さ 1mm の裸鋼板のみであり、車両構造に多く用いられる表面処理鋼板、特に合金化溶融亜鉛メッキ鋼板を用いた時の凹電極の溶接性能に関しては検討していない。今後は、裸鋼板に比べて散りの出やすい亜鉛メッキ鋼板に対する散り抑制効果を調査し、ナゲット径と剥離強度の向上レベルを明らかにする必要がある。また、電極損耗が顕著である亜鉛メッキ鋼板に対して凹電極を連続打点使用した時の凹み形状の変化、及び継手性能に対するロバスト性を調査することも重要である。さらに、厚板（2mm 前後位まで）に対して、凹電極の適用性と最適穴形状を明らかにすることも実用上重要である。継手の破断モードの数値解析においては、溶接中にナゲット端部に生じる不純物元素の偏析の影響なども考慮した計算が行えるよう、脆化領域とその材料特性を厳密に定義してモデル化することも検討すべきであると考えている。

アルミニウム合金同士の抵抗スポット溶接においては、長時間通電或いは予熱後に溶接を行うことで割れが抑制できることを明らかにした。実用面を考慮すると、単に通電時間を長くすることは作業能率上好ましくない。また、予熱手段もスペースや作業時間の点を工夫しないと実用上容易ではない。従って割れを抑制する方法としては、凝固温度範囲等の材料物性値の点に留意するか、或いは溶接面からすると短時間で引張応力を押え込むような多段加圧力波形を用いた制御条件を検討し提案することも必要である。

超高張力鋼板とアルミニウム合金板の異種材接合においては、新規摩擦肉盛点接合法（FSuSW）を提案し、継手の疲労特性が改善されること、静的強度が約 2 倍に向上することなどを明らかにした。但し、本研究では厚さ 1mm の薄板同士を用いたのみであり、また、鋼板側は裸鋼板のみであった。抵抗スポット溶接の場合と同様に、今後は合金化亜鉛メッキ鋼板を主要な相手材として研究

第7章 軽量化金属材料の点接合における今後の展望

に取り組む必要がある。摩擦肉盛においては最高温度部位が回転接触面となる特徴があるが、これは最も軟化したところが摺動することを意味する。板表面に亜鉛メッキ層があると亜鉛が溶けて板表面で摺動することが考えられる。裸鋼板と同様に肉盛部上面が回転接触面となるように工夫しなければならないと考える。また、厚板の場合の検討も必要である。例えばアルミ合金の板厚が 2mm となった場合、仮に位置と寸法全て相似形が適用できるとすると、予備穴径 = $\phi 7 \times 2 = \phi 14$, アルミツール径 = $\phi 10 \times 2 = \phi 20$ となる。この場合はツール断面積に応じて加圧力は 4 倍に増加することが予想され、装置の耐荷重を超えることも懸念される。従って今後、厚板に対してこのような相似形・大型化が必要となるか、或いは $\phi 10$ 程度の小径ツールで肉盛接合が成立するか、板厚毎の現象検討を行って適用条件を明確化する必要がある。

一方、鋼板とアルミの継手接触部には水分を介した電気腐食（電食）が生じるという問題がある。この電食を回避する方策としては、亜鉛などの犠牲腐食金属を備えておくこと、或いは徹底した防水対策を行うことである。前者に対しては、亜鉛メッキ鋼板を用いることである程度防止できるので、上述の接合性検討と合わせて取り組む必要がある。後者に対しては最終製品の完全な塗装により防水することであるが、望ましくは接合前の鋼板表面を塗装しておくこと、或いは接合界面にシール材を配してから接合を行うことである。今後、このような有機材料を介在した状態で摩擦肉盛点接合が可能であるかを調査し、課題解決を行っていくことが必要であると考えている。

業績リスト

【1】 本研究に係る論文

1. Goro WATANABE, Yasuhiro YOGO, Hisaaki TAKAO, “Effect of material flow on joint strength in activation spot joining of Al alloy and steel sheets” Materials Science and Engineering, Vol. 61, 2014, 012008, **p1-9**. (doi:10.1088/1757-899X/61/1/012008).
2. Goro WATANABE, Hisaaki TAKAO, Toshiaki YASUI, Masahiro FUKUMOTO, “Activation Spot Joining between Aluminum Alloy and High-strength Steel Sheet using Friction Surfacing” International Journal of Engineering and Technical Research (IJETR), Vol. 3, Issue-10, October 2015, **p198-202**.
3. Goro WATANABE, Tatsuyuki AMAGO, Yasuhiro ISHII, Hisaaki TAKAO, Toshiaki YASUI, Masahiro FUKUMOTO, “ Improvement of cross-tension strength using concave electrode in resistance spot welding of high-strength steel sheets” AIP Conference Proceedings of the American Institute of Physics, 1709, 020003(2016), **p1-8**. (doi: 10.1063/1.4941202).

【2】 国際会議

1. Goro WATANABE, Yasuhiro YOGO, Hisaaki TAKAO, “ Influence of material flow on joint strength in activation spot joining between Al Alloy and steel sheets”, Proceedings of International Symposium on Interfacial Joining and Surface Technology (IJST 2013), (November 2013, Osaka), **p51-52.**
2. Goro WATANABE, Tatsuyuki AMAGO, Yasuhiro ISHII, Hisaaki TAKAO, “ Improvement of cross-tension strength using concave electrode in resistance spot welding of high-strength steel sheets”, Proceedings of The 8th International Seminar on Advances in Resistance Welding (September 2014, Italy), Vol. 8, 2014, **p58-63.**
3. Goro WATANABE, Tatsuyuki AMAGO, Yasuhiro ISHII, Hisaaki TAKAO, Toshiaki YASUI, Masahiro FUKUMOTO, “ Improvement of cross-tension strength using concave electrode in resistance spot welding of high-strength steel sheets” The Irigo Conference 2015 (October 2015, Aichi), body. pdf **No. 22PM2-5.**
4. Goro WATANABE, Hideo TACHIKAWA, “Behavior of Cracking formed in Aluminum Alloy Sheets on Spot Welding”, International Institute of Welding (IIW) Commission III (June 1995, Sweden), IIW Document Number : **III-1041-95.**

【3】学会発表

1. 渡辺吾朗，与語康宏： 摩擦肉盛によるアルミニウム合金板と鋼板の活性化点接合，溶接学会全国大会講演概要，第 89 集（2011 年 9 月），p192-193.
2. 渡辺吾朗，石井靖弘，尼子龍幸，高尾尚史： 高張力鋼板スポット溶接継手の組織と十字引張強度に及ぼす後通電の影響，溶接学会全国大会講演概要，第 94 集（2014 年 4 月），p28-29.
3. 渡辺吾朗，尼子龍幸，石井靖弘，高尾尚史： 凹み形状電極使用による高張力鋼板スポット溶接継手の十字引張強度向上，溶接学会全国大会講演概要，第 95 集（2014 年 9 月），p104-105.
4. 渡辺吾朗，高尾尚史，安井利明，福本昌宏： 摩擦肉盛によるアルミニウム合金板と鋼板の活性化点接合（第二報）－継手強度に及ぼす高張力鋼板表面研磨の影響－，溶接学会全国大会講演概要，第96集（2015年4月），p88-89.
5. 渡辺吾朗，中垣貴紀，尼子龍幸，鈴木智博，伊関崇，安井利明，福本昌宏： 摩擦肉盛によるアルミニウム合金板と鋼板の活性化点接合（第三報）－重ね継手の機械的特性－，溶接学会全国大会講演概要，第97集（2015年9月），p26-27.
6. 渡辺吾朗，太刀川英男，野村浩二： アルミ合金板スポット溶接部の割れ挙動解析，溶接学会全国大会講演概要，第 53 集（1993 年 9 月），p392-393.

【4】 研究委員会での発表

1. 渡辺吾朗, 与語康宏： 摩擦肉盛によるアルミニウム合金板と鋼板の活性化点接合，溶接学会第 101 回軽構造接合加工研究委員会，（2013 年 6 月）資料 No. MP-539-2013.
2. 渡辺吾朗, 高尾尚史，安井利明，福本昌宏： 摩擦肉盛によるアルミニウム合金板と鋼板の活性化点接合 ―基本現象並びに継手強度に及ぼす高張力鋼板表面研磨の影響―，溶接学会第 99 回界面接合研究委員会（2015 年 6 月），資料 No. IJ-5-15.
3. 渡辺吾朗, 太刀川英男： アルミニウム合金板スポット溶接部の割れ挙動解析，溶接学会第 23 回軽構造接合加工研究委員会（1994 年 11 月）資料 No. MP-123-93.

【5】 出願特許

1. 渡辺吾朗, 菅沼徹哉： 接合体およびその製造方法，特許第 4591547 号.
2. 渡辺吾朗, 高尾尚史： スポット溶接電極および溶接方法，特開 2014-124653.

謝 辞

本論文をまとめるにあたり，懇切なる御指導と御教示を賜りました豊橋技術科学大学大学院工学研究科 機械工学系 界面・表面創製研究室 工学博士 福本昌宏教授（系長）に深厚なる謝意を表します。また，有益なる御助言と御教示を賜りました豊橋技術科学大学大学院工学研究科 工学博士 安井利明准教授，豊橋技術科学大学大学院工学研究科 工学博士 安部洋平准教授，および豊橋技術科学大学大学院工学研究科 工学博士 森謙一郎教授に深く御礼申し上げます。

本研究は豊橋技術科学大学大学院および株式会社豊田中央研究所にて行われたものであり，研究の機会を与えて頂くと共に，本論文をまとめるにあたり，御高配を賜りました豊橋技術科学大学大学院工学研究科 学長補佐 研究基盤センター長 伊崎昌伸教授，株式会社豊田中央研究所 菊池昇代表取締役所長，中西広吉取締役副所長，斎藤卓前代表取締役所長，中村浩取締役（材料分野担当）をはじめ役員の皆様，ならびに金子裕治理事に厚く御礼申し上げます。また，本論文をまとめるにあたり，種々の便宜と激励の言葉を頂いた株式会社豊田中央研究所 材料・プロセス1部 三田尾眞司部長に深く感謝いたします。

本研究を実施するにあたり御指導，御助言を頂きました株式会社豊田中央研究所 高尾尚史主席研究員，中川稔章主席研究員，鈴木智博室長，伊関崇室長，田中浩司室長および北山綱次室長に心から厚く御礼を申し上げます。

本研究の遂行にあたり熱心な討論，激励を頂いた西口公之大阪大学名誉教授，高橋康夫大阪大学教授，および篠田剛名古屋大学名誉教授に感謝の意を表します。

研究の苦楽を共にし、研究を遂行するにあたり討論，協力頂いた，株式会社
豊田中央研究所 尼子龍幸主任技師，浅田崇史研究員，与語康宏主任研究員，
鈴木教友主任技師，門浦弘明主任技師，石井靖弘技師，中垣貴紀技師，堀田昇
次技師，北山功志郎副研究員，高橋直子技師，北住幸介副技師，ならびに同研
究所の関係各位に厚く御礼申し上げます．また，本研究の遂行にあたり，有益
な御意見，御助言を頂いたトヨタ自動車株式会社，アイシン精機株式会社の関
係各位に感謝の意を表します．

最後に，終始支えと励ましになってくれた妻 直子はじめ家族に心から感謝し
ます．

平成 28 年 1 月 渡辺 吾朗