

自動車用薄板材料の抵抗スポット溶接継手の
信頼性向上に関する研究

2010年3月

池田 倫正

目次

第1章 緒論	1
1.1 本研究の背景	1
1.2 合金化溶融亜鉛めっき鋼板の抵抗スポット溶接における課題と本研究の目的	3
1.3 アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接における課題と本研究の目的	5
1.4 多数枚重ね抵抗スポット溶接における課題と本研究の目的	6
1.5 本研究の構成	8
第2章 合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時のナゲット形成に及ぼす電極先端形状の影響	11
2.1 緒言	11
2.2 実験方法	12
2.2.1 供試材料	12
2.2.2 溶接条件	12
2.2.3 評価方法	13
2.3 実験結果および考察	14
2.3.1 連続打点溶接における電極先端部の損耗過程	14
2.3.2 電極損耗をシミュレートした電極によるナゲット形成現象の検討	15
2.3.3 連続打点溶接時の最適電極損耗挙動の解析	22
2.4 結言	23
第3章 合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時の電極損耗に及ぼす電極先端温度の影響	25
3.1 緒言	25
3.2 実験方法	26
3.2.1 供試材料	26
3.2.2 溶接条件	26
3.2.3 電極先端近傍温度の測定方法	26
3.2.4 電極先端温度の推定方法	27
3.2.5 電極先端形状および鋼板溶接部へのCu離脱状態の測定方法	30
3.3 実験結果および考察	30
3.3.1 電極先端温度に基づく溶着現象の解析	30
3.3.2 連続打点溶接時の電極損耗に及ぼす電極先端温度の影響	33
3.3.3 溶着現象と連続打点溶接性との関連性に関する検討	38
3.4 結言	40

第4章 合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接におけるナゲット形成安定化技術	42
4.1 緒言	42
4.2 実験方法	42
4.2.1 供試材料	42
4.2.2 溶接条件	43
4.2.3 電極先端温度の推定方法	43
4.2.4 電極先端近傍温度の測定方法	43
4.2.5 電極先端形状および鋼板溶接部へのCu離脱状態の測定方法	44
4.3 実験結果および考察	44
4.3.1 連続打点溶接性に及ぼす電極形状の影響	44
4.3.2 連続打点溶接性に及ぼす電極冷却状態の影響	47
4.3.3 混合打点モードにおける連続打点溶接時の電極損耗現象の検討	49
4.3.4 混合打点モードにおける連続打点溶接性に及ぼす溶接条件の影響	55
4.4 結言	60
第5章 アルミニウム合金板のナゲット形成に及ぼす電極先端損耗の影響	62
5.1 緒言	62
5.2 実験方法	62
5.2.1 供試材料	62
5.2.2 溶接条件	63
5.2.3 電極先端性状の測定方法	63
5.3 実験結果および考察	64
5.3.1 連続打点溶接中のナゲット形成点の移動現象	64
5.3.2 連続打点溶接性に及ぼす電極損耗状態の関係	68
5.4 結言	70
第6章 アルミニウム合金板の連続打点溶接におけるナゲット形成安定化技術	71
6.1 緒言	71
6.2 実験方法	71
6.2.1 供試材料	71
6.2.2 溶接条件	72
6.2.3 評価方法	72
6.3 実験結果および考察	73
6.3.1 連続打点溶接性に及ぼす電極形状の影響	73
6.3.2 連続打点溶接性に及ぼす表面クロメート皮膜の影響	77
6.4 結言	82

第7章 多数枚重ね抵抗スポット溶接におけるナゲット形成安定化技術の開発	84
7.1 緒言	84
7.2 実験方法	85
7.2.1 供試材料	85
7.2.2 溶接条件	86
7.2.3 ナゲット形成過程の直接観察手法	86
7.2.3 数値シミュレーション方法	86
7.3 実験結果および考察	87
7.3.1 高板厚比板組みにおける薄板－厚板間でのナゲット形成現象	87
7.3.2 高板厚比板組みに適した加圧力および溶接電流制御	91
7.3.3 三枚重ね板組みへの「2段加圧・2段通電」溶接の適用	94
7.3.4 四枚重ね板組みへの「2段加圧・2段通電」溶接の適用	97
7.4 結言	98
第8章 総括	100
謝辞	103
参考文献	104
本研究に関する発表論文	109

第1章 緒論

1.1 本研究の背景

自動車には様々な性能が求められているが、近年、1) 乗員保護のための衝突安全性能向上、2) 地球温暖化防止のための燃費向上、の2つが最重要の項目として挙げられている。中でも、1997年の京都議定書発行以降は、地球温暖化防止のための二酸化炭素削減が国家的課題となったために、自動車の二酸化炭素排出量削減はより重要度を増している。Fig.1-1に自動車の二酸化炭素排出の動向および排出規制を示す¹⁾。自動車の二酸化炭素排出量削減、すなわち燃費向上を達成するために、エンジンおよび駆動系の効率向上、走行抵抗の低減などの技術開発が積極的に進められているが、これらの開発課題とともに、「車両重量の軽量化」が非常に重要な項目として注目されている。特に、車両重量の約25%を占めるとされる車体(ボデー)はその軽量化効果が大きいとされ、大きな技術課題と位置付けられている²⁾。自動車車体の軽量化の手段としては、車体構造の改善および材料の最適置換が考えられるが、この内、材料置換については、防錆性能に優れた表面処理鋼板、高張力鋼板、アルミニウム合金の適用拡大が有効とされる。それぞれ、表面処理鋼板は車体の外板あるいは足廻り部材に使用することで錆代低減による薄肉化が可能になること、高張力鋼板は車体骨格の強度部材の薄肉化が可能になること、アルミニウム合金板は同じ厚さであれば鋼板の1/3までの軽量化が可能になること、という軽量化効果が期待されている。しかし、これらの素材を積極的に車体に採用していくためには製

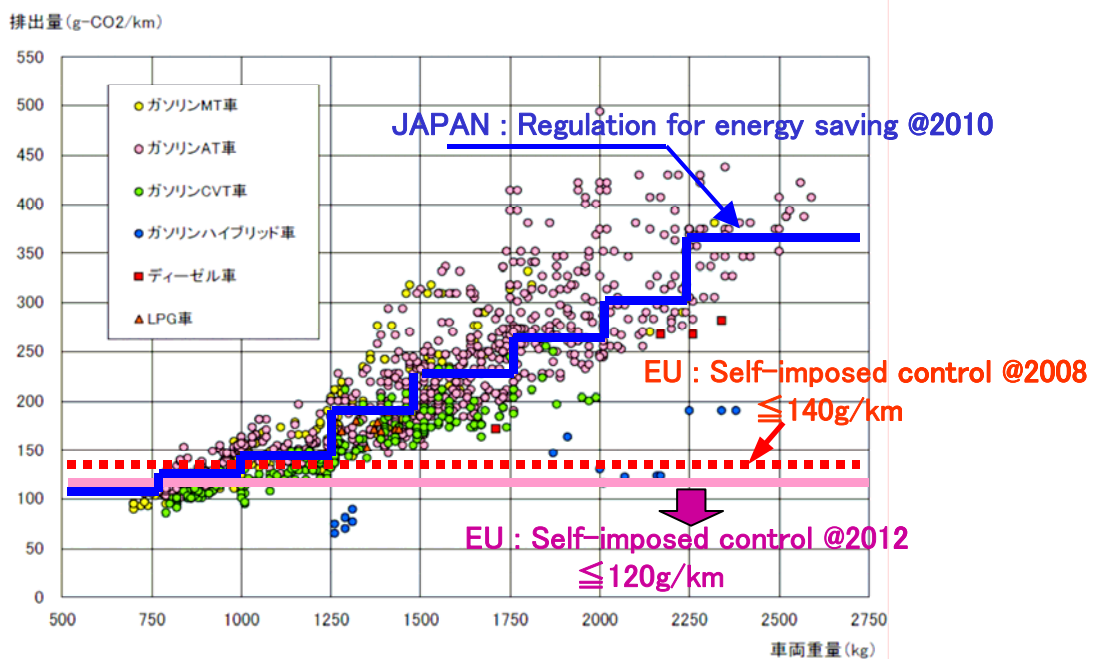


Fig.1-1 CO2 emissions (10-15 mode) of passenger vehicles¹⁾.

造技術面からの対応が不可欠であり、従来の製造工程の中でいかに効率的に適用できるかが重要な技術開発課題となる。

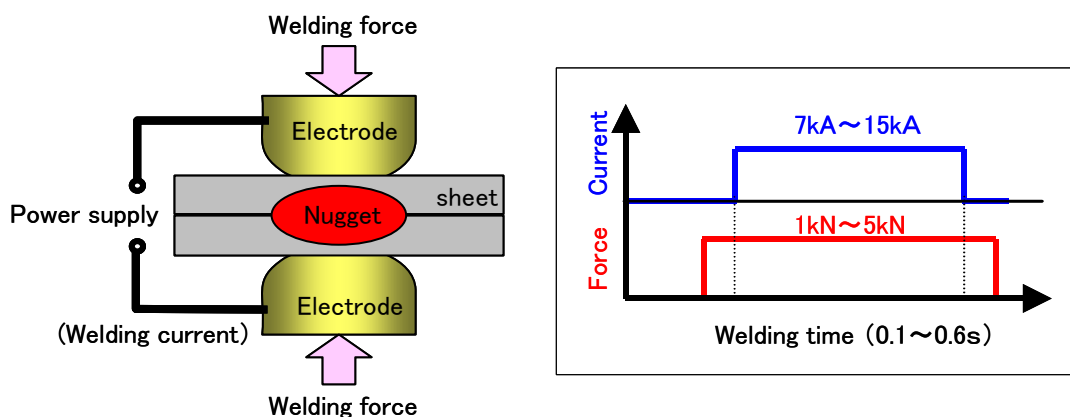


Fig.1-2 Schematic illustrations of resistance spot welding process.

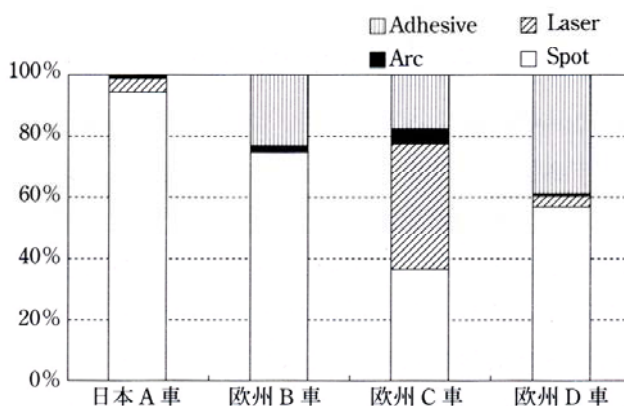


Fig.1-3 Welding technologies used for automobile manufacture³⁾.

自動車車体の製造工程は、プレス工程、溶接工程、塗装工程に分けられる。この内、車体組立の大部分を担う溶接工程では、抵抗溶接、アーク溶接、レーザ溶接、ブレージング、摩擦攪拌点接合、接着、機械的接合など実にさまざまな接合技術が用いられており、接合部に対して要求される性能によって適切な接合技術が選択されている³⁾。抵抗溶接は、Fig.1-2 に示すように溶接部分に大電流を流すことで発生する抵抗発熱を利用した溶接方法である。非常に短時間での施工が可能なることから、他の溶接方法と比較して低コスト化、高能率化を達成することが可能であり、自動車車体の大量生産に際しては非常に有効な溶接技術となっている (Fig.1-3)。そのため、抵抗溶接は車体の製造工程において最も多く使用される溶接方法になっており、自動車の生産性向上、品質安定化に大きく貢献している。この自動車製造に適用される抵抗溶接は、さらに、スポット溶接、プロジェクション溶接、シーム溶接などに分けられ、中でも最も適用箇所が

多い溶接方法が抵抗スポット溶接である。

自動車車体は、主に薄板をプレス加工した部材を抵抗スポット溶接することによって組立てられており、1台当たり 3000～6000 点ものスポット溶接箇所がある。プレス部品をある単位まで組立溶接する「サブ組立ライン」、車体全体を組立溶接する「メイン組立ライン」を経て自動車車体は製造される。抵抗スポット溶接の原理そのものは非常にシンプルであるが、自動車を取り巻く環境の変化にあわせて多くの技術開発がなされた結果、溶接技術として大きく進歩してきた。特に、溶接ガンを搭載した多関節ロボットが導入された⁴⁾1970 年以降は、トランスとガン間の2次ケーブル削除⁵⁾、インバータ電源によるトランス軽量化⁶⁾、オフラインティーチング⁷⁾、打点毎の溶接条件設定および一括管理、電動加圧式ガン^{8)~10)}など、多くの技術が実用化されている。今後も、自動車車体の製造における重要な溶接方法であり続けるものと考えられる。

本研究では、抵抗スポット接合を研究対象として取り上げ、まず、二枚重ね板組みの抵抗スポット溶接について最も広く使用されている合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびアルミニウム合金板を対象として連続打点溶接現象を解析し、ナゲット形成安定化のために必要な溶接技術を検討した。次に、二枚重ね板組みよりも接合部の安定確保が困難となる異厚多数枚重ね板組みの抵抗スポット溶接についてナゲット形成安定化技術を検討することにより、自動車車体に適用される様々な抵抗スポット溶接継手の信頼性向上を達成することを目的とする。本章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびアルミニウム合金板を対象とした抵抗スポット溶接、および多数枚重ね板組み抵抗スポット溶接におけるナゲット形成安定化に関する課題を述べるとともに、本研究の目的を概説する。

1.2 合金化溶融亜鉛めっき鋼板の抵抗スポット溶接における課題と本研究の目的

自動車車体の軽量化の手段として、防錆性能に優れた表面処理鋼板を車体の外板あるいは下廻り部材に適用することが行われており¹¹⁾、錆発生による鋼板の減肉速度を表面処理によって低減することで薄肉化を可能にしている。表面処理鋼板¹²⁾としては、溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛(Zn-Fe)めっき鋼板、Zn-Niめっき鋼板など亜鉛めっきを主体とする種々の鋼板が既に実用化されている。表面処理鋼板の抵抗スポット性は冷延鋼板(表面処理の施されていない裸鋼板)と比較すると劣化するとされている^{13)~15)}が、これらの亜鉛系めっき鋼板の中でも、合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、防錆性のほかにも化成処理性、塗装二次密着性に優れ¹⁶⁾、溶接性も良好^{14), 15)}とされており、日本国内の自動車メーカーにおいて最も多く使用されている。

冷延鋼板の抵抗スポット溶接では電極先端は極めて損耗し難く、しかもほぼ平坦に先端部が

拡大するという単純な損耗機構であったため、適切な溶接条件を設定すれば溶接を実施するうえで問題はなかった。したがって、亜鉛めっき鋼板の抵抗スポット溶接に関する研究においても、理想的な電極先端形状が維持されている条件下でナゲット形成機構を解析した研究^{17)~19)}、あるいは、ウェルドロブ特性により溶接可能電流範囲を検討して溶接性を評価した研究^{20), 21)}などがこれまでも多数報告されてきた。また、亜鉛めっき鋼板の抵抗スポット溶接ではクロム銅製電極が多く使用されているが、この電極先端に亜鉛の合金層が形成され、連続打点溶接にともない合金層は拡大する。この合金層の脱落により電極と鋼板の接触面積は増加し、溶接部の電流密度が低下するため連続打点溶接性は劣化する。最近、このような観点から、連続打点溶接中の電極損耗状態^{13), 22)~26)}、連続打点溶接中のウェルドロブ変化^{15), 27)}などに関する報告もなされているが、連続打点溶接時の電極損耗によってもたらされるようなわずかな電極先端部形状の変化がナゲット形成にどの程度影響を及ぼすかについて定量的に調べられた報告例はない。

Cu-Zn 合金層の形成には電極先端部温度が大きな影響を及ぼしていると推定されるが、電極先端部では温度勾配が非常に大きくその測定は非常に困難である。抵抗スポット溶接中の電極温度の報告としては、熱電対や赤外線温度計あるいは金属組織観察などを利用した温度測定の例^{19), 28)~32)}があり、また、ナゲット成長過程のシミュレーションをするために数値計算により鋼板および電極中の温度推定^{33)~37)}をすることも数多く行われてきたが、電極先端温度に着目し、さらには電極損耗と電極先端温度の関係について検討した報告例はない。

連続打点溶接性については、ナゲット形成余裕電流幅による整理、あるいは電極先端径 5mm の電極でナゲットが形成される電流を I_B 、電極先端径 6mm の電極でナゲットが形成される電流を I_0 とした場合、 $(I_0 - I_B)$ によって整理できるという報告^{15), 23), 26)}があるが、これらは溶接時に一定速度で電極が損耗することを前提にした推定であり、電極損耗速度の違いに着目した評価方法は検討されていないのが現状である。亜鉛めっき鋼板を対象とした具体的な連続打点溶接性向上技術としては、溶接条件^{38)~40)}、電極^{24), 41)~49)}の観点から検討した報告がなされている。クロム銅以外の複合材料、アルミナ分散銅などの新電極材質^{24), 41)~46)}、あるいは電極形状^{47)~49)}など、電極に関連する報告がより多くなされている。しかし、電極先端温度および溶着現象の観点から電極に関して解析し、連続打点溶接性との関連を検討した報告例はない。

また、自動車の生産ラインでは、単一の種類の鋼板のみを溶接する単独打点溶接に加えて、亜鉛めっき鋼板と冷延鋼板を混合して溶接する、いわゆる混合打点溶接が実施されることも多い。しかし、亜鉛めっき鋼板のみを溶接する単独打点溶接の場合と比較すると、混合打点溶接

では連続打点溶接性が劣化するとされている^{50), 51)}。

したがって、本研究では、自動車車体に最も多く使用されている合金化溶融亜鉛めっき鋼板を対象とし、連続打点溶接時に生じる電極先端部形状の変化がナゲット形成に及ぼす影響について明確にし、さらに、電極先端温度上昇および溶着現象に着目して連続打点溶接中の電極損耗機構について解析し、単独打点溶接および混合打点溶接における連続打点溶接性向上技術を提案することを目的とする。

1.3 アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接における課題と本研究の目的

アルミニウム合金板は鋼板に替わる軽量素材として早くから注目されており、自動車での使用量も確実に増加している。Audi A8などのオールアルミニウム車体も生産されているが、鋼とアルミニウムを併用した材料ハイブリッド車体が主流となっており、自動車車体の中ではフードやドアなどの蓋物にアルミニウム合金板が多く採用されている。

しかし、アルミニウム合金板は鋼板と比較して熱伝導率は約3倍、固有抵抗は約1/3であるため、抵抗スポット溶接の際には抵抗発熱が発生し難く、かつ発生した熱が逃げ易いという特性をもち、溶接し難い材料として知られている。そのため、アルミニウム合金板の溶接には、鋼板の溶接と比べて高い溶接電流、短い通電時間、高い加圧力の設定が必要とされる。さらに、板表面は緻密で強固な酸化皮膜で覆われていることも、抵抗スポット溶接を困難にしている。特に、連続打点溶接性は鋼板と比較して著しく劣るとされている^{52)~55)}。そのため、アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接特性を向上させるために、アルミニウム合金板の表面処理方法^{52)~57)}、溶接方法^{58), 59)}、電極^{61)~63)}の改良、あるいは連続打点溶接における溶接継手強さ変化特性^{64)~68)}などについての報告がなされている。しかし、自動車車体へのアルミニウム合金板の本格採用を考えると、大量生産に対応するために必要な連続打点溶接性が十分確保できているとはいえず、より一層の向上が求められている。特に、アルミニウム合金板の溶接では溶接継手強度により連続打点溶接性が評価されているが、そのばらつき抑制が課題とされる。

連続打点溶接性を向上させるために、アルミニウム合金板の溶接においても合金化溶融亜鉛めっき鋼板と同様に電極形状についての検討^{61)~63)}がなされているが、検討されている電極形状はR形もしくは電極先端の頂角の広いタイプの電極のみであり、十分な検討がなされていない。

また、アルミニウム合金板の表面処理方法^{52)~57)}については、酸洗による酸化膜除去によって

通電経路の安定確保を実現させてナゲット形成を安定化させようという試みがほとんどであり、アルミニウム合金板に表面皮膜を付与してナゲット形成安定化させることは検討されていない。

そこで、本章では、連続打点溶接におけるナゲット形成を安定化させるために、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点性向上に有効であったCF形電極の適用性を検討し、さらに、アルミニウム合金板の表面処理として酸化皮膜除去した後にさらに均一なクロメート処理を施すことによる連続打点溶接時の継手強度のばらつき抑制効果について検討し、連続打点溶接性向上技術についての提案を行う。

したがって、本研究では、連続打点溶接における電極損耗形態の観点から溶接打点毎の溶接継手強さのばらつき原因を明確にし、ナゲット形成安定化の観点から連続打点溶接性向上技術を提案することを目的とする。

1.4 多数枚重ね抵抗スポット溶接における課題と本研究の目的

自動車車体用材料として、アルミニウム合金板とならぶ軽量材料として高張力薄鋼板がある。高張力薄鋼板は、車体の軽量化とともに高強度化による衝突安全性向上の要求にも対応できることから、急速にその適用が進んでおり、既に 980MPa 級高張力鋼板も実適用されている。今後、さらに高強度の高張力鋼板が自動車車体に適用されていくものと推定される。

高張力薄鋼板を抵抗スポット溶接する際には、まず、継手強度を安定に確保することが必要である。高張力薄鋼板の溶接継手特性については、鋼板成分の影響、溶接条件の影響などの検討^{(69)~(72)}がなされ、精度のよい継手の強度推定式の提案⁽⁷³⁾もされている。したがって、例えば、Fig.1-4 に示すように、鋼板組成などを適正に制御することによって十分な溶接継手特性を得ることができるようになっている。しかし、継

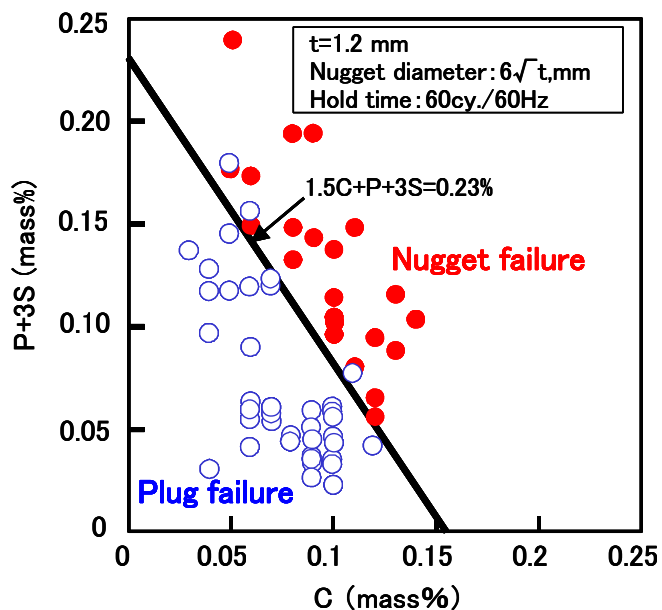


Fig.1-4 Relation between fracture mode of CTS and steel chemical compositions⁽⁷²⁾.

手強度を確保する上で鋼板特性に問題のない高張力鋼板であっても、これらをより有効に自動車車体に適用するためには、高効率かつ安定的な溶接施工方法が必要である。

抵抗スポット溶接される板組みには、板厚、鋼種などの違いにより非常に多くの組合せがあり、中でも、三枚重ねの板組みは二枚重ね板組みよりもナゲット径確保が難しいとされる。特に、Fig.1-5 に示すような車体のセンタピラー部など高張力鋼板を車体補強部材として適用する場合、溶接板組みは外板(軟鋼板)、補強部材(高張力鋼板)および内板(高張力鋼板)の三枚重ねとなる場合が多く、板厚比(=板組みの総板厚/板組みの中で外側に配置された薄板の板厚)が大きい場合に薄板-厚板間にいかに安定してナゲットを確保するかが大きな問題であり、溶接品質確保のために板厚比は制限されているのが現状である。板厚比制限を緩和できる溶接技術を開発することができれば、自動車車体の設計自由度向上が可能になり、さらなる車体軽量化にも繋がるものと考えられる。

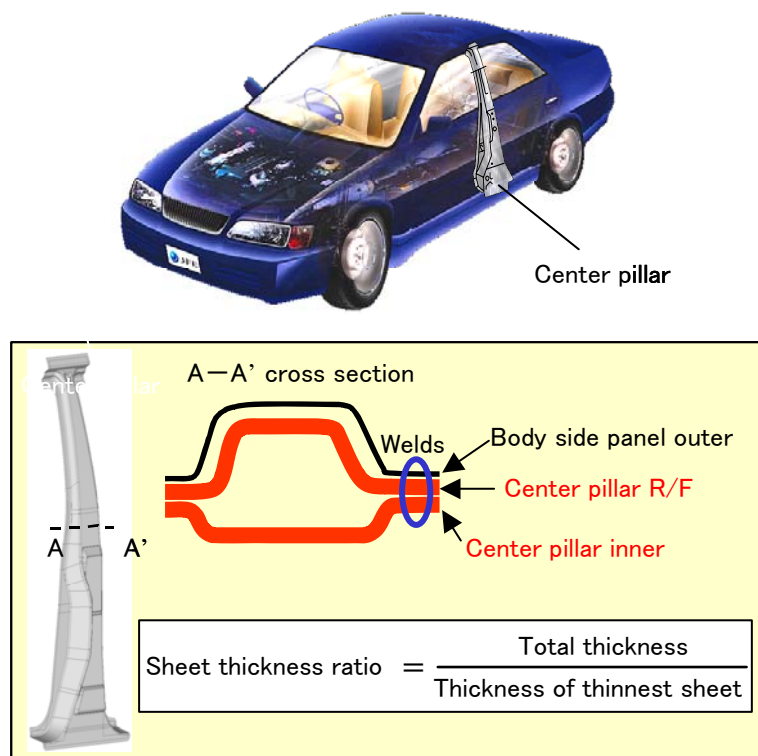


Fig.1-5 Welding part with three sheet assembly with high sheet thickness ratio.

通電中の加圧力および溶接電流の制御に関しては、これまでもアルミニウム合金溶接で鍛圧のために通電中の加圧力増加を検討した例⁷⁴⁾、散り防止のために通電中に加圧力を増加させた例⁷⁵⁾、あるいは、テンパー通電によりナゲット硬さ低減を検討した例⁶⁹⁾などいくつかの報告が

なされてきたが、高板厚比の三枚重ね板組みにおけるナゲットの安定確保という観点での報告はなされていない。しかし、最近の電動サーボ溶接ガンは、動作応答機能あるいは多段加圧制御機能など性能面での向上が著しく、通電中に溶接電流と加圧力を任意に設定することは十分に可能である。

したがって、本研究では、高張力鋼板を含む高板厚比の複数枚重ね板組みを対象とし、通電中のナゲット形成過程(ナゲットの形成位置, 形状など)を任意に制御する方法について検討し、高板厚比板組みにおいてナゲットを安定形成することが可能な溶接プロセスを提案することを目的とする。

1.5 本研究の構成

本研究では、抵抗スポット接合を研究対象として取り上げ、まず、二枚重ね板組みの抵抗スポット溶接について最も広く使用されている合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびアルミニウム合金板を対象として連続打点溶接現象を解析し、ナゲット形成安定化のために必要な溶接技術を検討した。次に、二枚重ね板組みよりも接合部の安定確保が困難となる異厚多数枚重ね板組みの抵抗スポット溶接についてナゲット形成安定化技術を検討することにより、自動車車体に適用される様々な抵抗スポット溶接継手の信頼性向上を達成することを目的とする。

Fig.1-1 に本研究の流れを示す。

第1章は緒論であり、本研究を行うに至った背景として、二枚重ね板組みとして合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接、異厚多数枚重ね板組みの抵抗スポット溶接における課題を明確にし、本研究の重要性と目的を明確にする。

第2章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を対象とし、連続打点溶接時に生じる電極先端部形状の変化がナゲット形成に及ぼす影響について明確にすることを目的とする。連続打点溶接における電極寿命は、その電極先端の損耗が一定量を越えることにより溶接ナゲットが十分形成されなくなることにある。そこで、連続打点溶接中の電極先端の模式的損耗パターンを考え、電極先端をその形状に加工することにより連続打点中の電極先端形状をシミュレートする。そして、このシミュレート電極により連続打点溶接中のナゲット形成現象(ナゲット形成, 散りおよび溶着)の変遷を把握し、実際の連続打点溶接時の電極寿命に対して電極損耗形態が及ぼす影響について検証する。

第3章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を対象とし、電極先端温度上昇および溶着現象に着目して連続打点溶接中の電極損耗機構について解析する。そのため、溶接中の電極先端温度

第1章 緒論

を実験と数値計算により推定し、その結果を用いて電極先端温度上昇に影響を及ぼす因子を明らかにする。また、電極先端温度の推定結果を元に溶着現象のメカニズムを解明し、さらに、連続打点溶接性と溶着現象の関連性について考察する。

第4章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を対象とし、電極先端温度および溶着現象の観点から、連続打点溶接性に及ぼす電極の影響について形状および冷却状態に着目して解析する。さらに、連続打点溶接性に及ぼす混合打点溶接の影響についても電極先端温度および溶着現象の観点から解析し、連続打点溶接性の向上技術についての提案を行う。

第5章では、アルミニウム合金板を対象とし、連続打点溶接における電極損耗形態の観点から溶接打点毎の溶接継手強さのばらつき原因について解析し、その原因の明確化を図る。

第6章では、アルミニウム合金板を対象とし、連続打点溶接におけるナゲット形成を安定化させるために、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点性向上に有効であったCF形電極の適用性を検討し、さらに、アルミニウム合金板の表面処理として酸化皮膜除去した後にさらに均一なクロメート処理を施すことによる連続打点溶接時の継手強度のばらつき抑制効果について検討し、連続打点溶接性向上技術についての提案を行う。

第7章では、高張力薄鋼板を含む異厚多数枚重ねの高板厚比板組みを対象とし、通電中のナゲット形成過程(ナゲットの形成位置、形状など)を任意に制御する方法について検討し、高板厚比板組みにおいて溶接性向上を達成できるナゲット形成過程制御プロセスの提案を行う。

第8章は結論であり、本研究によって得られた主な結果を総括して結論とする。

第1章 緒論

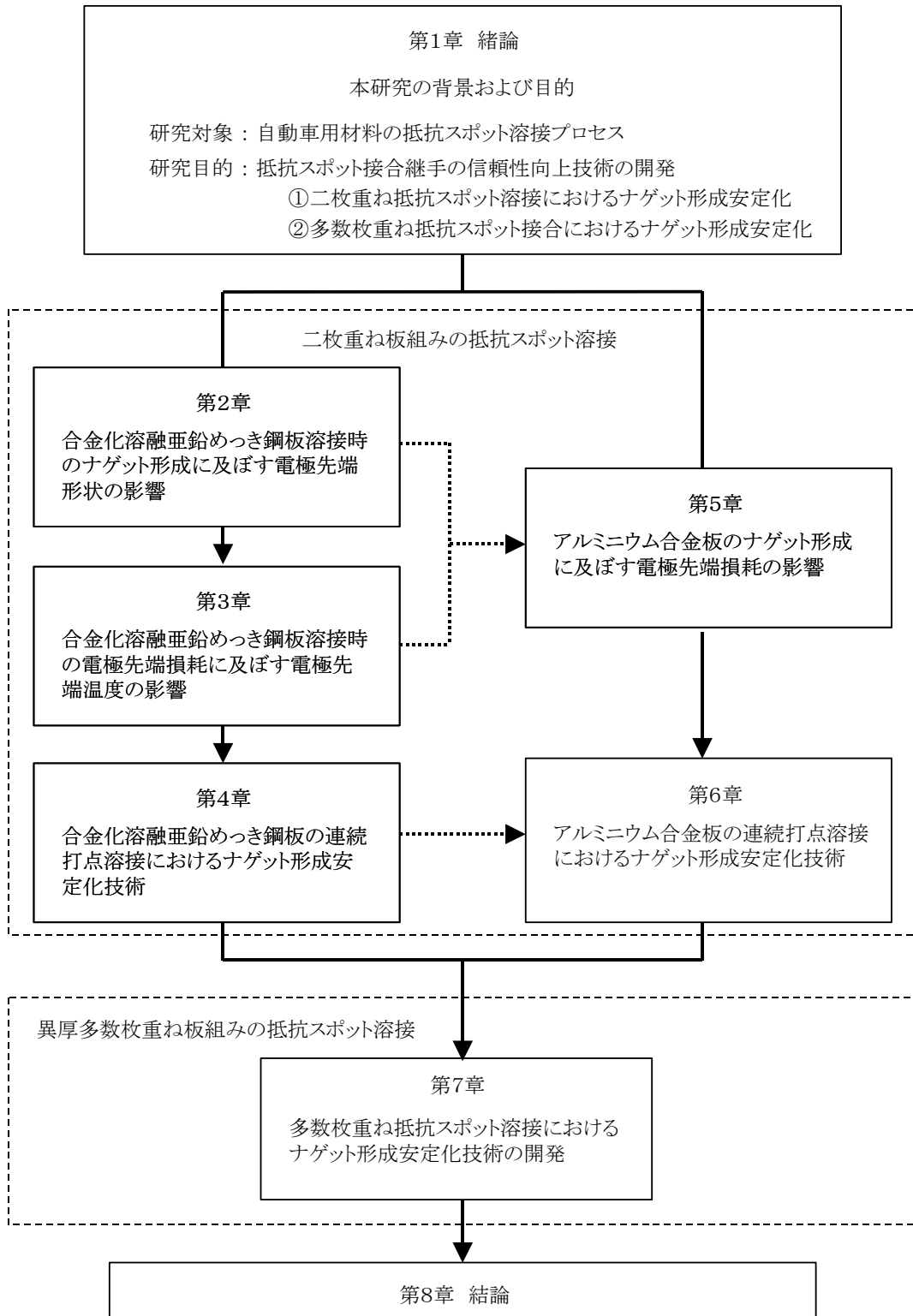


Fig.1-6 Flow chart of this study

第2章 合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時のナゲット形成に及ぼす電極先端形状の影響

2. 1. 緒言

冷延鋼板の抵抗スポット溶接では電極先端は極めて損耗し難く、しかもほぼ平坦に先端部が拡大するという単純な損耗機構であったため、適切な溶接条件を設定すれば溶接を実施するうえで問題はなかった。したがって、亜鉛めっき鋼板の抵抗スポット溶接に関する研究においても、理想的な電極先端形状が維持されている条件下でナゲット形成機構を解析したもの^{17)~19)}、あるいは、ウェルドローブ特性により溶接可能電流範囲を検討して溶接性を評価したもの^{20), 21)}などがこれまでも多数報告されてきた。また、亜鉛めっき鋼板の抵抗スポット溶接ではクロム銅製電極が多く使用されているが、この電極先端に亜鉛の合金層が形成され、連続打点溶接にともない合金層は拡大する。この合金層の脱落により電極と鋼板の接触面積は増加し、溶接部の電流密度が低下するため連続打点溶接性は劣化する。最近、このような観点から、連続打点溶接中の電極損耗状態^{13), 22)~26)}、連続打点溶接中のウェルドローブ変化^{15), 27)}などに関する報告もなされているが、連続打点溶接時の電極損耗によってもたらされるようなわずかな電極先端部形状の変化がナゲット形成にどの程度影響を及ぼすかについて定量的に調べられた報告例はない。

したがって、本章では、自動車車体に最も多く使用されている合金化溶融亜鉛めっき鋼板を対象とし、連続打点溶接時に生じる電極先端部形状の変化がナゲット形成に及ぼす影響について明確にすることを目的とする。連続打点溶接における電極寿命は、その電極先端の損耗が一定量を越えることにより溶接ナゲットが十分形成されなくなることにある。そこで、連続打点溶接中の電極先端の模式的損耗パターンを考え、電極先端をその形状に加工することにより連続打点中の電極先端形状をシミュレートする。そして、このシミュレート電極により連続打点溶接中のナゲット形成現象(ナゲット形成、散りおよび溶着)の変遷を把握し、実際の連続打点溶接時の電極寿命に対して電極損耗形態が及ぼす影響について検証する。

2. 2. 実験方法

2. 2. 1. 供試材料

Table2-1 に示す板厚 0.7mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板を用いた。C含有量が 0.0022mass%の極低炭素系鋼板であり、自動車車体の外板用として用いられる高成形特性を有する鋼板である。亜鉛めっきは鋼板の両面に施されており、片面の目付量は 45g/m² である。溶接に際しては、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を2枚重ねて溶接を実施した。

Table2-1 Chemical composition of hot-dip galvanized steel sheet used.

(mass%)					
C	Si	Mn	P	S	Nb
0.002	0.01	0.12	0.02	0.01	0.02

Thickness : 0.7mm

Nominal coating rate : 45/45 g/m²

2. 2. 2. 溶接条件

溶接機は定置型直上加圧式の単相交流ダイレクト通電方式のタイプを使用し、加圧は圧縮空気によるエア加圧方式を用いた。標準溶接条件をTable2-2 に示す。溶接電極は、先端径 5mm Φ、先端角度 45° のCF (Cone Flat) 形電極を用い、材質は銅に 1.0%程度の Cr を添加した析出強化型 Cr-Cu 合金とした。溶接時の電極加圧力は 1.86kN、溶接タイムスケジュールは初期加圧時間 20cycles (1cycle=0.02s)、通電時間 10cycles、保持時間 5cycles、連続打点溶接時の電極開放時間 65cycles とした。単相交流の周波数は 50Hz である。また、電極は上下とも 2.0l/min の水量の冷却水で冷却させた。

Table2-2 Spot welding conditions.

Electrode tip	CF type configuration , Face diameter : 5mm Φ Electrode angle (taper) : 45° Material : Cr-Cu
Electrode force	1.86kN
Weld schedule	Ts=20, Tw=10, Th=5, To=65 cycles (50Hz)
Cooling water	Upper / Lower electrode : 2.0 / 2.0 l/min

連続打点中の電極先端形状をシミュレートするために、CF 形電極の先端部を Fig. 2-1 に示す形状に加工した。先端部形状のタイプを、

Ts:Squeeze time , Tw:Weld time , Th:Hold time , To:Off time

(a) 平坦形, (b) 凸形, (c) 凹形に分類しており, 先端径, 凸部径, 凹部径, 凸部および凹部の曲率半径を変化させて溶接実験に用いた.

ウェルドローブ特性の調査に際しては, 加圧力および溶接タイムスケジュールは一定として溶接電流のみを変化させ, ピール試験により得られるボタン径をナゲット径とみなして測定し, ナゲット径形成開始電流, 散り発生電流, 溶着電流を調査した. 連続打点溶接試験では, 97打点連続して溶接した後に3点のサンプル溶接を実施することで, 100打点毎のナゲット径の変化を測定した.

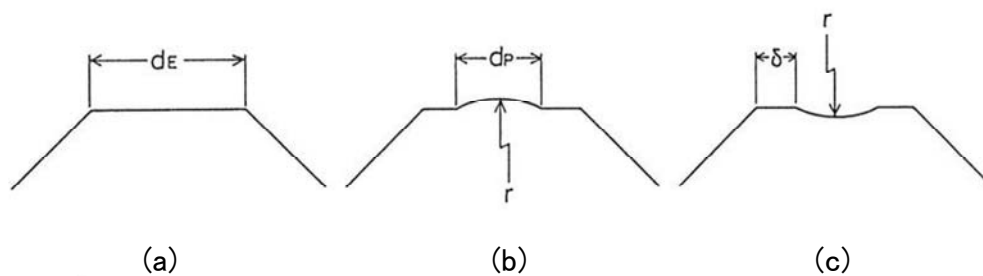


Fig.2-1 Schematic illustrations of electrode face configuration.
(a)Flat type. (b)Projection type. (c)Pit type.

2. 2. 3. 評価方法

溶接中のナゲット形成過程を評価するために, 設定通電時間の途中で通電を停止した溶接サンプルを採取し, 溶接サンプルの中心部での断面が観察できるように切断し, ピクリン酸飽和水溶液でエッチングを施すことでナゲット形成状態を観察した.

また, 連続打点溶接中に損耗した電極先端形状の変化を調査するために, 溶接サンプルの溶接圧痕跡の表面形状を表面粗さ計を用いて測定した. 一部, 電極先端部を直接, 表面粗さ計で形状測定しているが, 圧痕形状の測定結果とよく一致することを確認しており, 電極先端部の形状変化を把握する上では本方法を用いた.

2. 3. 実験結果および考察

2. 3. 1. 連続打点溶接における電極先端部の損耗過程

合金化溶融亜鉛めっき鋼板を連続打点溶接すると、電極先端は複雑な形状に変化しながら損耗していく。その結果、一定条件で溶接を続けた場合、ある打点数以上ではナゲット形成が不可能な状態となる。Fig. 2-2 に合金化溶融亜鉛めっき鋼板について測定した連続打点溶接時の溶接打点数とナゲット径との関係を示す。JIS Z 3140 でB級と規定されるナゲット径 $4.5\sqrt{h}$ (h は板厚) を下限径とした場合、電極寿命は 2200 打点となり、また、自動車車体の製造ラインで管理可能な下限値とされている $3\sqrt{h}$ を下限径とした場合は 4000 打点になることがわかる。

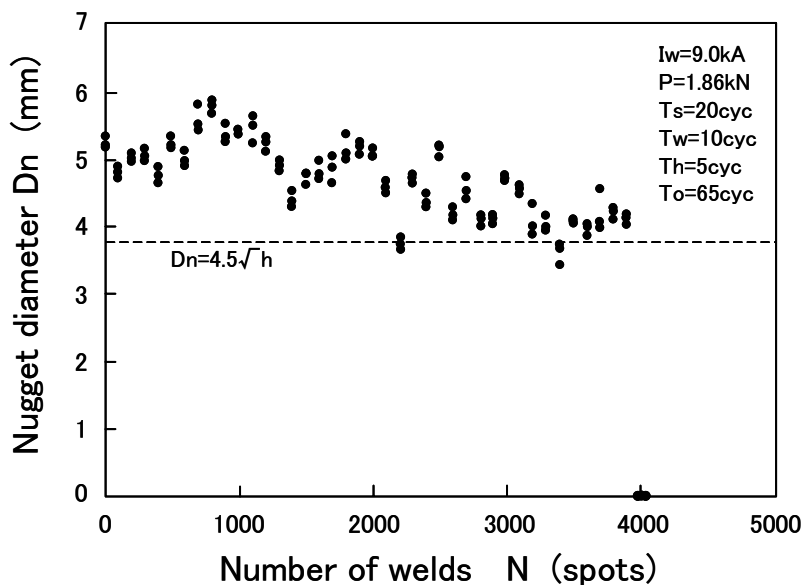


Fig.2-2 Electrode life test result showing change in nugget diameter with number of welds.

Fig. 2-3 に、Fig. 2-2 の連続打点溶接における電極先端形状の変化を粗さ計で測定した結果を示す。電極先端径は溶接打点数の増加とともに拡大しその形状も変化していくが、初期ナゲットよりも大きなナゲットが形成される 500～1000 点付近では上下電極ともに凸形になっており、その結果として溶接点中央部での電流集中が生じてナゲット径が増加したものと考えられる。また、ナゲット径が形成されなくなる 4000 点付近では電極先端部に凸部分がなくなり平坦に近い状態になり、電流密度が著しく低下したと考えられる。また、電極先端部の凹凸形状は 0.1mm 程度の変化であることから、電極先端形状の微妙な変化によりナゲット形成が左右されているものと推察される。

また, Fig. 2-4 に連続打点溶接時の電極先端形状の変化によるウェルドローブ特性の変化を確認するため, 連続打点溶接前の初期電極および 800 打点溶接後の電極を用い, 溶接電流とナゲット径の関係を調査した結果を示す。電極先端が凸形になっている800打点後の電

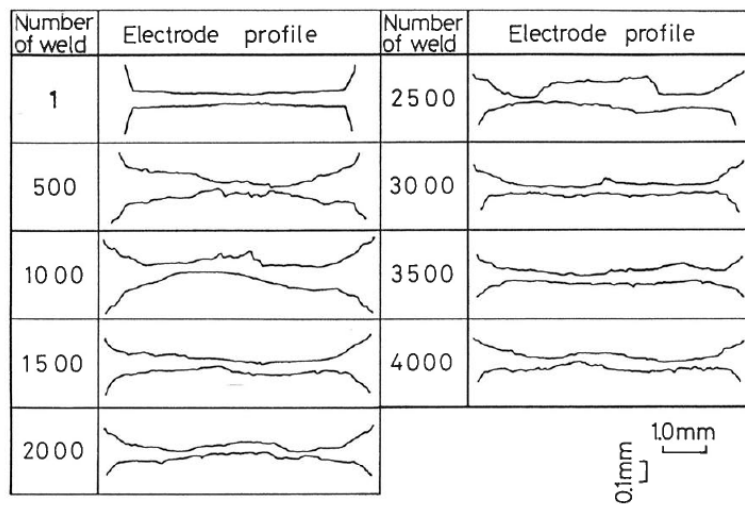


Fig.2-3 Change in profile at electrode face with number of welds. (Weld current : 9.0kA, electrode force : 1.86kN)

極では, 初期電極の場合よりもナゲット形成開始電流が 0.5kA低電流化しており, また, 連続打点溶接電流ではより大きなナゲットが形成されることが確認された。

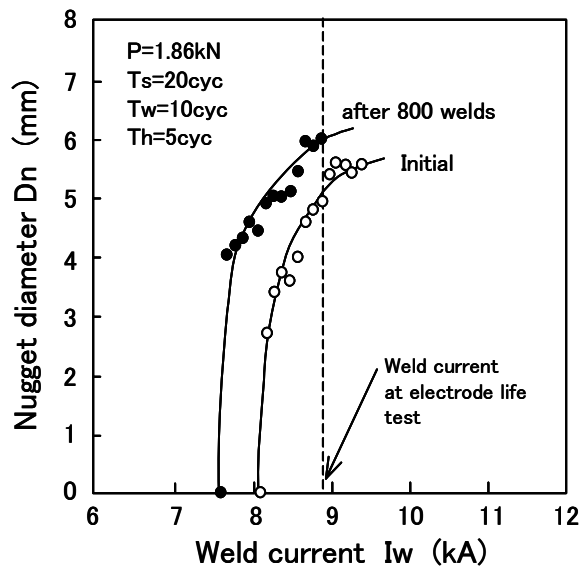


Fig.2-4 Comparison of nugget growth with initial electrode and that after 800 welds.

2. 3. 2. 電極損耗をシミュレートした電極によるナゲット形成現象の検討

Fig. 2-5 にFig. 2-1 に示した3タイプの加工電極を用いた溶接によって得られた溶接部断面

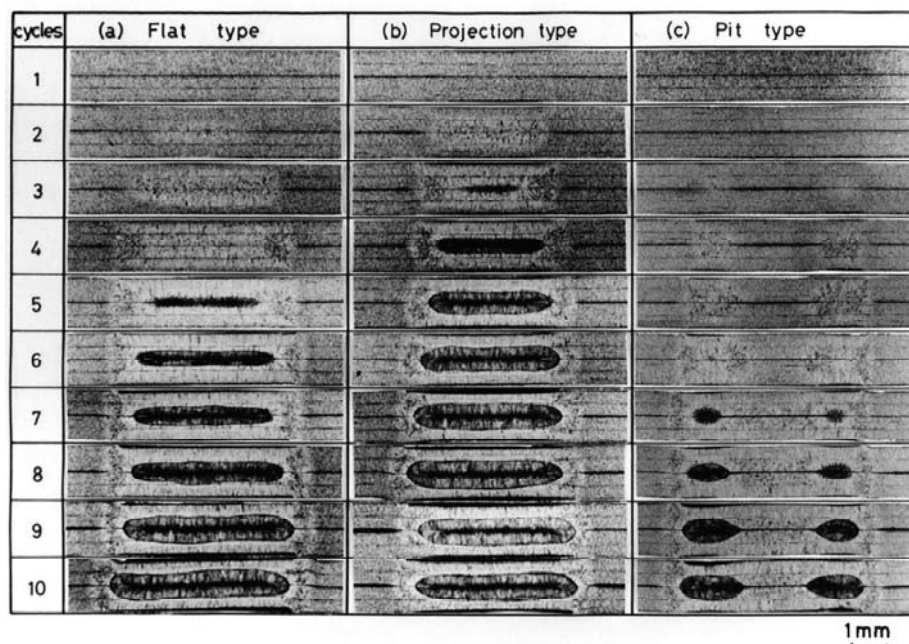


Fig.2-5 Effect of weld time on nugget growth with three types of electrode face configuration.
 (a)Flat type (Weld current : 9.0kA). (b)Projection type (Projection diameter : 5mm, weld current : 7.7kA). (c)Pit type (Rim width : 1mm, weld current : 8.6kA)

マクロ写真を示す。平坦形、凸形、凹形電極を用いて、通電時間を1～10cyclesまで1cycle毎に変化させた。電極先端径は5mmとし、凸形電極では凸部の直径5mm、曲率半径40mm、凹形電極ではリム部の幅1mm(凹部の直径3mm)、曲率半径40mmとした。また、溶接電流はそれぞれの電極を用いて通電時間10cyclesで溶接した場合に直径5mmのナゲットが形成される電流を選択した。それぞれの溶接電流を比較すると、平坦形電極:9.0kA、凸形電極:7.7kA、凹形電極:8.6kAとなった。同一電極先端径の平坦形電極と比較すると、凸形電極では溶接中央部に電流が集中するため平坦形電極と比較すると電流値が低いにもかかわらずナゲットの形成開始が早くなっていた。一方、凹形電極ではリング状ナゲットが平坦形電極よりも遅いタイミングで形成されていた。凹形電極では溶接部円周部に電流が集中してリング状ナゲットが形成されるが、電流集中度は凸形電極に比べると少なく、平坦形電極よりも低電流での溶接になったため、ナゲット形成がおそくなったものと推定できる。

次に、電極損耗をシミュレートするために電極先端形状を種々変化させ電極を用いた溶接によって得られたウェルドローブ特性について検討する。Fig. 2-6 に平坦形電極において電極先端径を変化させたときの溶接電流とナゲット径の関係を示す。電極先端径が拡大するにつれて電流密度が低下し、ナゲットを形成するために必要な電流値が大きくなった。また、Fig. 2-7 に、Fig. 2-6 の結果から得られたナゲット形成開始、散りおよび溶着した時の電流値と電極

先端径との関係を示した. Fig. 2-7 からは, 9.0kA の電流で溶接する場合, 電極先端径が 5.0mm の場合には 5mm Φ 程度のナゲットが形成されるが, 先端径はわずか 0.3mm 拡大して

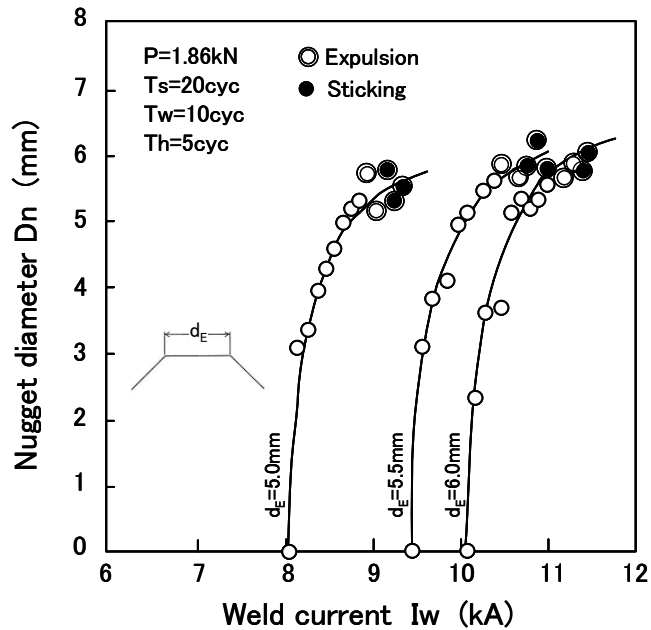


Fig.2-6 Effect of weld current on nugget diameter and weld performance by flat type electrode with various face diameter.

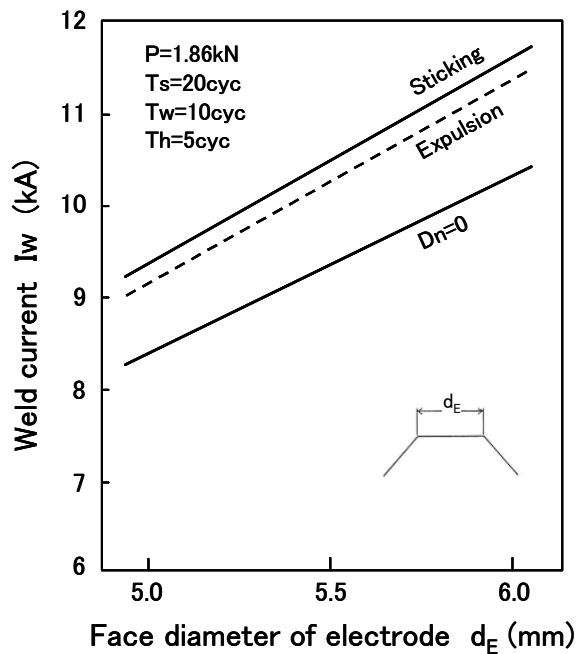


Fig.2-7 Effect of face diameter of flat type electrode on weld performance ($D_n=0$, expulsion and sticking).

5.3mm 程度になるとナゲットはもはや形成されなくなることが推定される。

Fig. 2-8 に、電極先端の全面が 40R の曲率をもつ凸形電極において電極先端径を変化させたときの溶接電流とナゲット径の関係を示す。ナゲット形成開始電流は先端径によらずほぼ同じであり、この範囲内の変化であれば電流密度分布が先端径にほとんど依存しないものと考えられる。また、凸形電極は平坦形電極と比べ、通電にともなう板－電極間の接触径の増大が大き

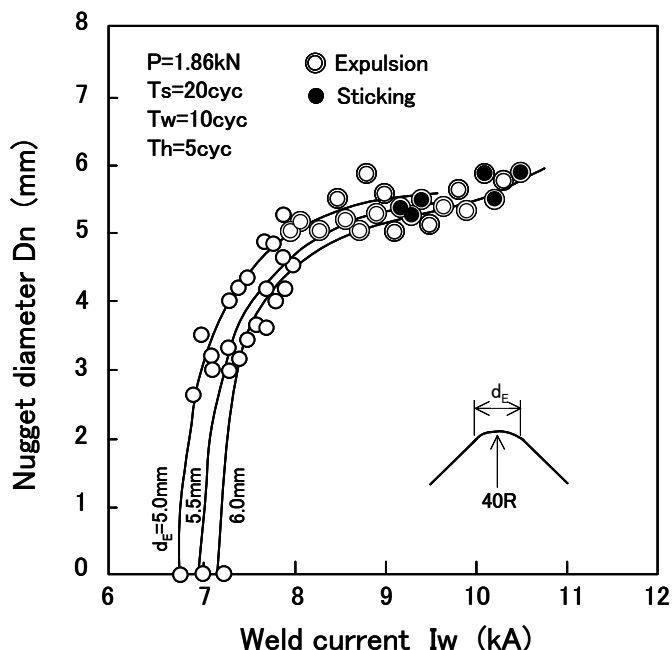


Fig.2-8 Effect of weld current on nugget diameter and weld performance by projection type electrode with various face diameter.

いため、電流が増加してもナゲット成長速度は鈍化する挙動を示した。

Fig. 2-9 に、各種凸形電極を用いた溶接結果より得られた、ナゲット形成開始、散りおよび溶着電流と電極先端径の関係を示した。凸部分の直径(凸部径)が溶接性に及ぼす影響を検討するため、凸部径が(a)電極先端径と同値、(b)4mm、(c)3mm の場合について、電極先端径を5mm～6mm まで変化させた。電極先端における凸部比率の大きいFig. 2-9(a)および(b)の場合では、ナゲット形成開始電流は電極先端径にほとんど依存しないが、溶着電流は先端径の拡大にしたがって高電流になることが示されている。これは、上述したように凸形電極の溶接では通電中の電極先端通電径の拡大が大きくなるため、溶着が起こる通電後期では電極先端通電径は電極先端径に依存するためと考えられる。一方、電極先端における凸部比率が少ないFig. 2-9(c)の場合には、ナゲット形成開始、散りおよび溶着電流と電極先端径の関係は平坦形電極

の場合に近い挙動を示した. Fig. 2-10 に示した電極先端径 5.5mm で, 先端部全面を凸部に加工し凸部曲率半径を 40R から 80R まで変化させたときの結果においても, より平坦形の形状に近づく 80R の溶接結果は電極先端径 5.5mm の平坦形電極の場合に近い結果となった.

次に, リム幅 1mm, 凹部の曲率半径 40mm とした凹形電極を用いて, 電極先端径を 5mm ~

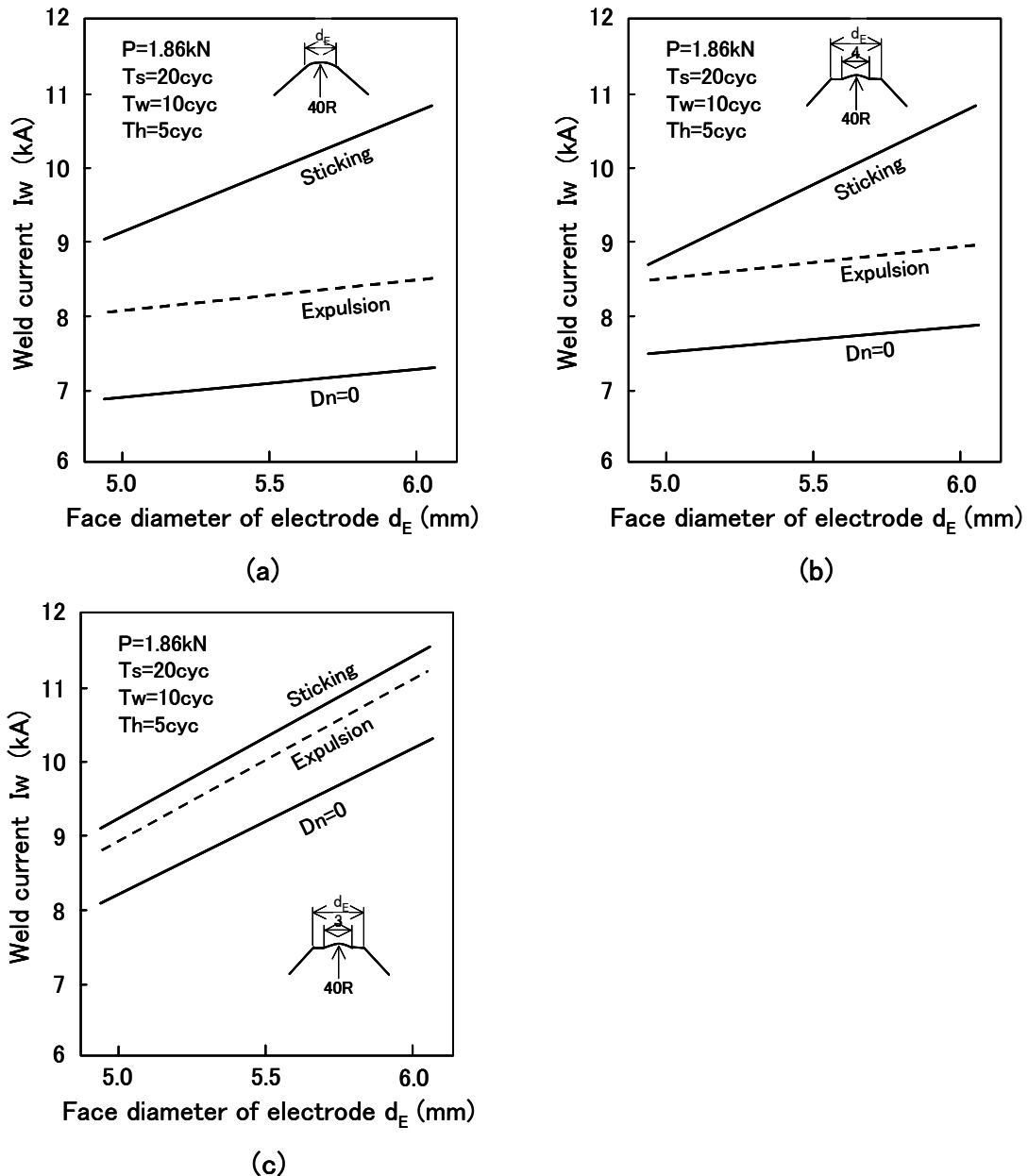


Fig.2-9 Effect of face diameter of projection type electrode on weld performance ($D_N=0$, expulsion and sticking).

(a)Projection diameter : 5mm . (b)Projection diameter : 4mm .

(c)Projection diameter : 3mm .

6mm に変化させた場合の溶接電流とナゲット径の関係をFig. 2-11 に示す. 凹形であるために溶接部円周に電流が集中してナゲットが形成されるため, ナゲット形成開始電流に達するとナゲ

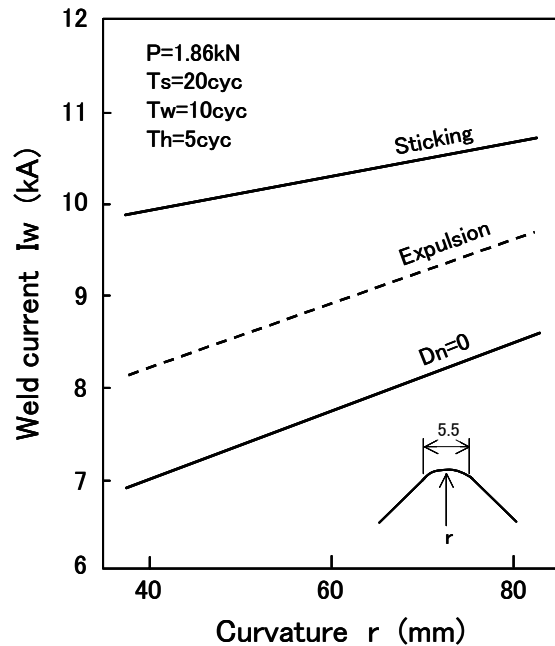


Fig.2-10 Effect of face curvature of projection type electrode on weld performance ($D_N=0$, expulsion and sticking).

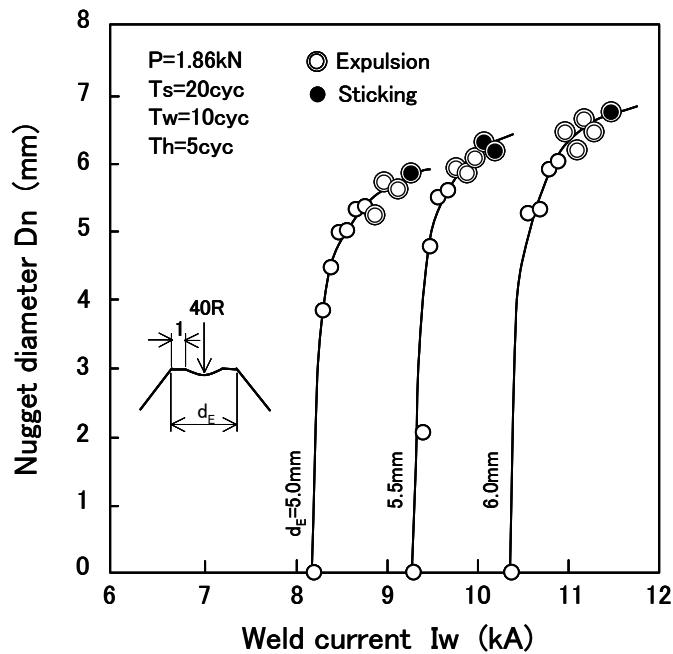


Fig.2-11 Effect of weld current on nugget diameter and weld performance by pit type electrode with various face diameter.

ットは急激に拡大している。また、Fig. 2-12 に、リム幅を(a) 1mm, (b) 0.5mm に加工した凹形電極を用いた溶接結果より得られた、ナゲット形成開始、散りおよび溶着電流と電極先端径の関係を示す。平坦形電極の場合 (Fig. 2-7) と比較すると、ナゲット形成開始電流および溶着電流はやや低くなっているが、リム幅が小さいほど溶接円周部への電流集中によってナゲットが形成されやすくなるため、散り発生電流は低電流側に移行している。

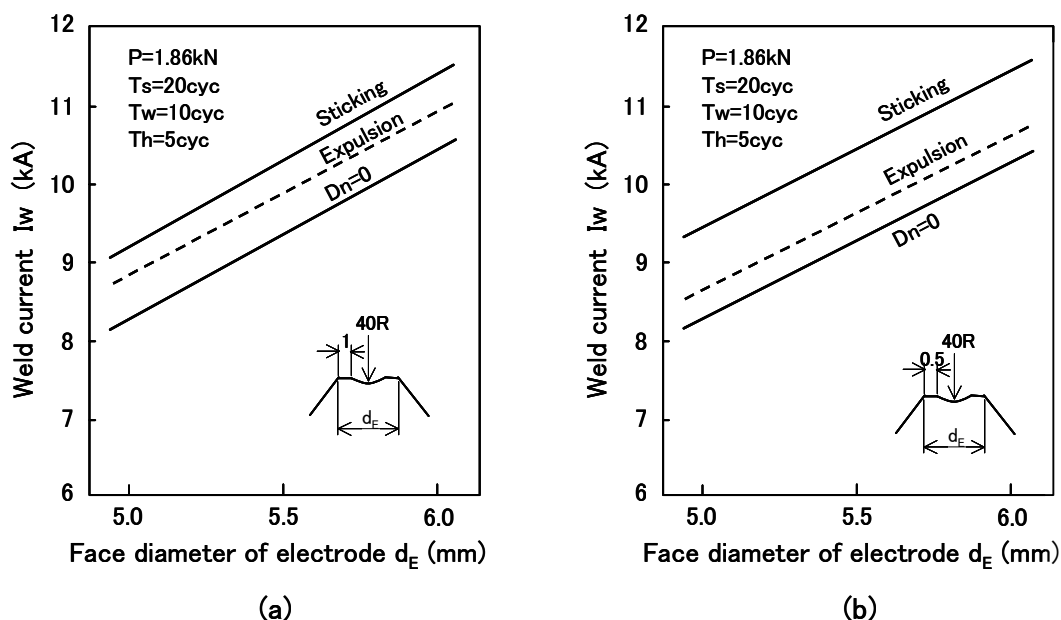


Fig.2-12 Effect of face diameter of pit type electrode on weld performance ($D_n=0$, expulsion and sticking). (a)Rim width : 1mm. (b)Rim width : 0.5mm.

凹形電極では、リング状ナゲットが形成されやすいことは先に述べたとおりであるが、リング状ナゲットは継手強度の低下は生じないと報告¹⁷⁾されているものの、ナゲット形成過程における安定性が不足するため溶接部の品質保証の観点からは望ましくない。Fig. 2-11 の電極先端径 5mm と 5.5mm の場合の溶接部断面マクロ観察を行い、ナゲット径形状がリング状であるか基石状(通常タイプ)であるかを測定した結果をFig. 2-13 に示す。リング状ナゲットにならないようにするためにはかなり高電流で溶接する必要があるが、高電流設定すると溶着は生じやすくなるため、リング状ナゲットの状態を除いた適正溶接電流範囲は極めて狭い結果となった。

以上、先端部を種々の形状に加工したシミュレート電極を用いて、電極先端部のわずかな形状変化にともなうナゲット形成特性の変化について明確にした。

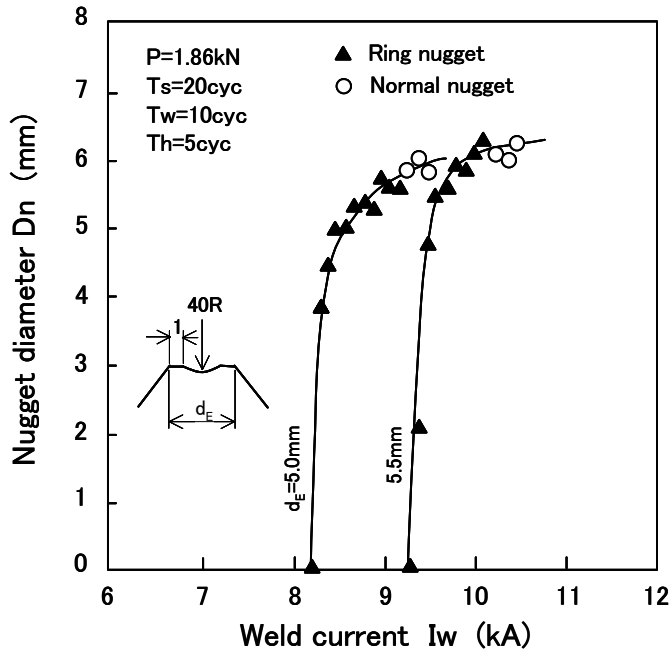


Fig.2-13 Effect of weld current on nugget diameter and nugget shape by pit type electrode with different face diameter.

2. 3. 3. 連続打点溶接時の最適電極損耗挙動の解析

合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接においては、電極先端の損耗を冷延鋼板と同程度に抑制することは極めて困難である。しかし、連続打点溶接中に電極先端径が拡大した場合でも、電極先端の損耗形態によっては連続打点溶接性は大きく改善される可能性があると考えられる。

Fig. 2-6～2-12 の結果を元に、先端径 5.0mm のCF形電極を用いて溶接電流 9.0kA で連続打点溶接を行うときの最適な損耗パターンについて検討した。Fig. 2-14(a)には電極先端部が凸形損耗した場合のナゲット形成現象(ナゲット形成開始、散りおよび溶着の発生)に及ぼす電極先端径と凸部径の関係を、Fig. 2-14(b)には電極先端部が凹形損耗した場合の溶接特性に及ぼす電極先端径とリム部幅の関係を整理した結果を示す。電極に凸部が形成されながら先端径が拡大していくFig. 2-14(a)の場合には、電極先端径が初期径 5mm からわずかでも拡大すると、 $4.5\sqrt{h}$ (h は板厚)のナゲット径を確保するためには凸部の形成が必要であることが示されている。しかし、凸部分が大きくなり過ぎると散り(溶融金属の一部が溶接部の外に飛散する現象、で、通常は板一板間から飛散する)が発生するようになり、さらには溶着を引き起こすことになる。特に、溶着は形成された凸部分を引き剥がし電極損耗速度を加速させる作用があると考えられ、

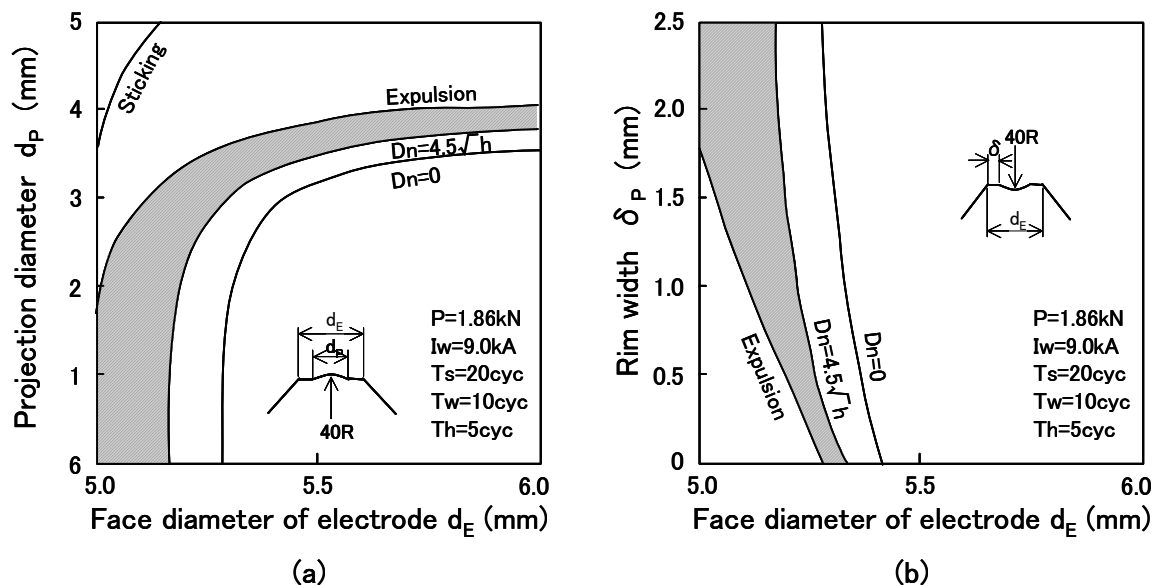


Fig.2-14 Effect of electrode face configuration on weld performance.
(a)Projection type. (b)Pit type.

かえって短寿命化すると考えられる。したがって、凸部を形成しながら連続打点溶接性を向上させるためには、図中のハッチング部分で示される凸部径を確保しながらの電極先端損耗形態であることが必要と示唆される。

同様に、電極に凹部分が形成されながら先端径が拡大していくFig. 2-14(b)の場合にも、図中のハッチング部分の凹部形状を確保することが最適と考えられる。しかし、この場合は電極先端径が5.3mmまで拡大するとリム部の幅が狭くなっても $4.5\sqrt{h}$ のナゲットは形成されず、5.4mmまで拡大するとナゲット形成もできなくなることから、凹形損耗形態は凸形に比べて連続打点溶接性の観点からは極めて不利であるといえる。

以上より、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接性向上を達成するには、電極先端径が拡大してもナゲット形成を維持できる凸形損耗が有効であり、その凸部形状を適度な形状に保つことにより溶着抑制も可能とし、電極損耗速度の抑制にも効果があると推定される。

2. 4. 結言

本章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接時に生じる電極先端部形状の変化がナゲット形成に及ぼす影響について検討し、実際の連続打点溶接時の電極寿命に対して電極損耗形態が及ぼす影響について検討した。以下に得られた結果をまとめる。

- 1) 連続打点溶接において電極先端部が損耗拡大し平坦に近い状態になるとナゲットが形成されなくなるが、電極先端部の凹凸形状の深さは0.1mm程度の変化であった。
- 2) 先端形状が凸形になると溶接電流が中央部に集中し、平坦形電極よりも低電流でのナゲット形成が可能となった。
- 3) 電極先端形状が凹形になった場合は、ナゲット形成開始電流は平坦形電極とほぼ同じであったが、溶接電流が円周部に集中するために $4.5\sqrt{h}$ (h は板厚)のナゲットは平坦形よりも低電流で形成可能であった。
- 4) 連続打点溶接性向上のためには電極先端が適度な凸形状を保って損耗することが必要であり、先端径5mmのCF形電極で板厚0.7mmの合金化溶融亜鉛めっき鋼板を溶接する場合、電極先端径が6mmまで拡大してもナゲット形成は可能であった。
- 5) 電極先端径が拡大してもナゲット形成を維持できる凸形損耗が有効であり、その凸部形状を適度な形状に保つことにより溶着抑制も可能とし、電極損耗速度の抑制にも効果があると推定された。

第3章 合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時の電極損耗に及ぼす電極先端温度の影響

3. 1. 緒言

亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接中の電極損耗は Cu 合金電極と鋼板表面の Zn めっき層が反応することによって引き起こされているとされ、その損耗形態について多くの報告^{13), 22)~24)}がなされている。電極寿命に至った後の電極の断面観察により電極先端に形成される Cu-Zn 合金層 (γ -Brass)は硬くて割れやすい状態にあり、溶接時にこれらが脱落することによって電極損耗が進み、めっきの種類によって形成される合金層および形状が異なることなども報告^{23), 24)}されている。しかし、このような電極損耗状態についての解析例は多いものの、電極損耗を支配する因子に関して基礎的に検討した報告例は少ない。

Cu-Zn 合金層の形成には電極先端部温度が大きな影響を及ぼしていると推定されるが、電極先端部では温度勾配が非常に大きくその測定は非常に困難である。抵抗スポット溶接中の電極温度の報告としては、熱電対や赤外線温度計あるいは金属組織観察などを利用した温度測定の例^{19), 28)~32)}があり、また、ナゲット成長過程のシミュレーションをするために数値計算により鋼板および電極中の温度推定^{33)~37)}をすることも数多く行われてきたが、電極先端温度に着目し、さらには電極損耗と電極先端温度の関係について検討した報告例はない。

また、連続打点溶接性については、従来より、ナゲット形成余裕電流幅による整理、あるいは電極先端径 5mm の電極でナゲットが形成される電流を I_B 、電極先端径 6mm の電極でナゲットが形成される電流を I_0 とした場合、 $(I_0 - I_B)$ によって整理できるという報告^{15), 23), 27)}があるが、これらは溶接時に一定速度で電極が損耗することを前提にした推定であり、電極損耗速度の違いに着目した評価方法は検討されていないのが現状である。

本章では、電極先端温度上昇および溶着現象に着目して連続打点溶接中の電極損耗機構について解析する。そのため、溶接中の電極先端温度を実験と数値計算により推定し、その結果を用いて電極先端温度上昇に影響を及ぼす因子を明らかにする。また、電極先端温度の推定結果を元に溶着現象のメカニズムを解明し、さらに、連続打点溶接性と溶着現象の関連性について考察する。

3. 2. 実験方法

3. 2. 1. 供試材料

本章においても、前章で用いた板厚 0.7mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板を溶接実験に用いた。C含有量が 0.0022mass%の極低炭素系軟鋼板であり、自動車車体の外板用として用いられる高成形特性を有する鋼板である。亜鉛めっきは鋼板の両面に施されており、目付量は 45g/m² である。溶接に際しては、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を2枚重ねて溶接を実施した。

3. 2. 2. 溶接条件

溶接機は定置型直上加圧式の単相交流ダイレクト通電方式のタイプを使用し、加圧は圧縮空気によるエア加圧方式を用いた。溶接電極は、先端径 5mm Φ 、先端角度 45° のCF形電極を用い、材質は銅に 1.0%程度の Cr を添加した析出強化型 Cr-Cu 合金とした。標準溶接条件として、電極加圧力は 1.86kN、溶接タイムスケジュールは初期加圧時間 20cycles、通電時間 10cycles、保持時間 5cycles、連続打点溶接時の電極開放時間 65cycles とした。単相交流の周波数は 50Hz である。また、電極は上下とも 2.0l/min の水量の冷却水で冷却させた。

ウェルドロブ特性の調査に際しては、加圧力、溶接タイムスケジュールは一定とし溶接電流のみを変化させ、ピール試験により得られるボタン径をナゲット径として測定し、ナゲット径形成開始電流、散り発生電流、溶着電流を調査した。連続打点溶接試験は、97 打点連続して溶接した後、3 点のサンプル溶接を実施し、100 打点毎のナゲット径の変化を測定することとし、溶接打点数とナゲット径の関係から連続打点溶接性を評価した。電極寿命の判定はナゲット径が $4.5\sqrt{h}$ (hは板厚) となる溶接打点数とした。

3. 2. 3. 電極先端近傍温度の測定方法

電極先端部での溶接中の温度を把握するため、熱電対による実測を試みた。Fig. 3-1 に示すように電極を加工した上で電極内部より中心部分に電極先端近傍まで熱電対を挿入することで、溶接中の温度上昇を測定した。熱電対の挿入穴径は 1.6mm Φ であり、電極先端面から 0.3mm～1.0mm の位置で測定を行った。熱電対は 0.2mm Φ の Pt-Pt20%Rh を使用し、パーカッション溶接

により温度測定位置に熱電対を取り付けた。

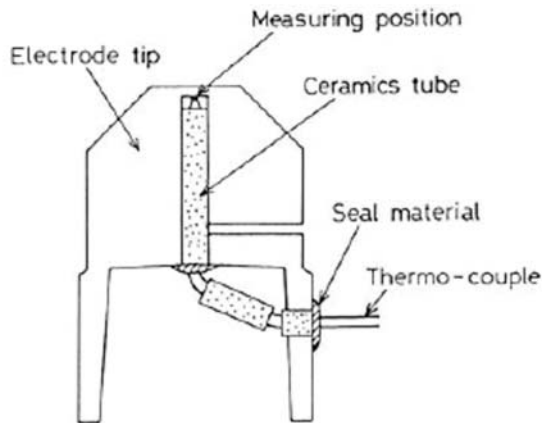


Fig.3-1 Measuring method of electrode tip temperature.

3. 2. 4. 電極先端温度の推定方法

前項に示した熱電対による実測により電極先端近傍での温度を測定することは可能と考えられるが、電極先端での温度測定はできない。そこで、電極先端温度を推定するために汎用ソフト CHANCE を用いて数値シミュレーションを行った。Fig. 3-2 に用いた軸対称モデルを示す。

本研究の目的はより正確に電極先端温度を推定することであるため、他の数値シミュレーション手法のように全ての現象を連成解析する方法ではなく、安藤ら¹⁹⁾が測定したように溶接中の鋼板溶接部から電極への流入熱量を測定し、この結果を基に温度推定を試みた。溶接条件あるい

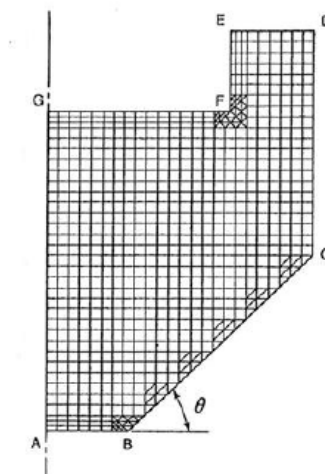


Fig.3.2 Finite element model of electrode tip for calculation.

は被溶接鋼板が大きく変わった場合などでは流入熱量が変化するため汎用性はないが、本研究で対象とするある限定した溶接条件内での溶接に対しては、誤差要因を排除した正確な推定が可能と考えた。以下に、電極先端温度の推定手法について説明する。

まず、Fig.3-2 に示す電極先端面 AB は通電中平面熱源に接しており、鋼板での発熱に起因する熱流が電極先端面に対して均一に流入し、電極冷却端 EFG は一定温度(20°C)の水流により冷却され、電極側面 BCD および溶接終了後の電極先端面 AB は大気放冷されると仮定した。使用した Cr-Cu 電極の物性値には銅の物性値を用い、比熱および熱伝導率は温度依存性を考慮した。

溶接により電極先端面に流入する熱量は、Fig.3-3 に示す位置での水温変化を熱電対により測定して計算した。Fig.3-4 に連続打点溶接中の冷却水温度変化の測定例を示す。冷却水温の上昇、低下が定常状態になったところでの水温変化を時間について積分することにより、溶接1打点当りの流入熱量を算出することができる。ただし、通電によりシャンクおよびホルダーでも抵抗発熱が生じるため、鋼板の無い状態で通電することによりシャンクおよびホルダーでの抵抗発熱を測定し、溶接点から電極への流入熱量を正確に求めた。この流入熱量を通電時間および加圧保持時間を変化させて測定し、時間について微分することで流入熱波形が求められる。Fig.3-5 に、溶接電流 8.5kA、通電時間 10cycles、加圧保持時間 5cycles の溶接条件で測定された電極への流入熱波形を示す。また、Fig.3-6 には測定によって得られた溶接電流と1打点当りの総流入熱量の関係を示す。数値シミュレーションでは、Fig. 3-5 および Fig.3-6 に示したデータに基づいた熱量が電極先端面に流入するとして計算した。

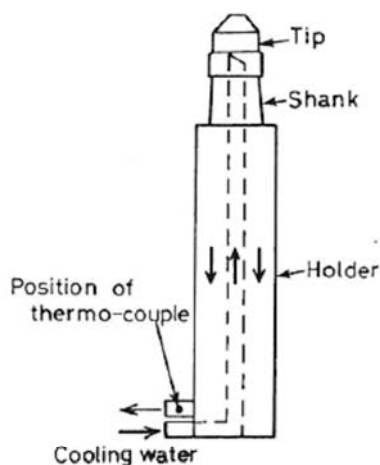


Fig.3-3 Position of thermo-couple for measurement of cooling water temperature.

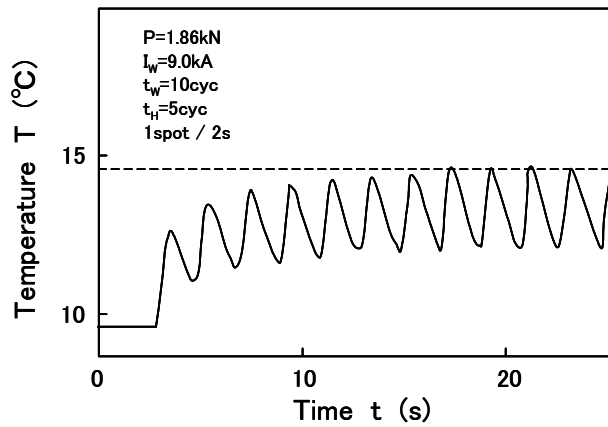


Fig.3-4 Change in temperature of cooling water due to consecutive welds.

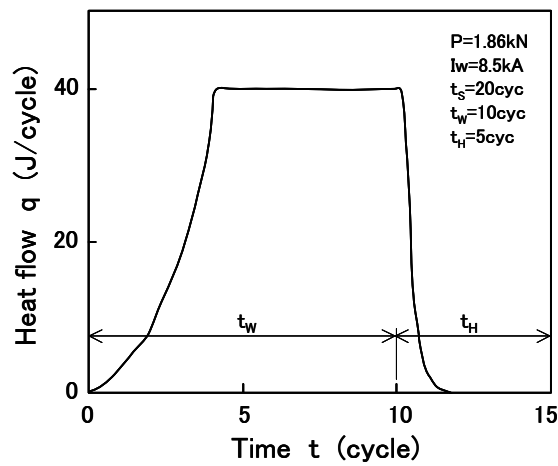


Fig.3-5 Heat flow pattern at electrode tip for one weld.

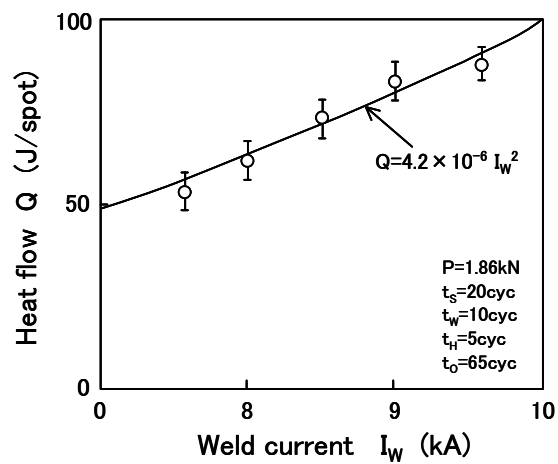


Fig.3-6 Relation between weld current and heat flow at electrode.

3. 2. 5. 電極先端形状および鋼板溶接部への Cu 離脱状態の測定方法

連続打点溶接中に損耗した電極先端形状の変化を調査するために、溶接サンプルの溶接圧痕跡の表面形状を表面粗さ計で測定した。別途、電極先端部を直接、表面粗さ計で形状測定しており、圧痕形状の測定結果とよく一致することを確認している。

電極から鋼板溶接部表面への Cu の離脱状態を定量的に把握するため、蛍光 X 線分析 (XRF) を用いて測定した。Fig. 3-7 に、鋼板溶接部サンプルを用いて、湿式分析によって測定した Cu 付着量と蛍光 X 線分析で測定した Cu 検出強度を比較した結果を示す。両者には良好な 1 次関係が確認されることから、この検量線を用いて鋼板溶接部表面の Cu 付着量を定量化することとした。連続打点溶接時の Cu 付着量は、連続溶接中の鋼板溶接サンプルから測定した。

また、鋼板溶接部表面の Cu 付着分布を測定するために、EPMA 装置によるマッピング分析を実施した。

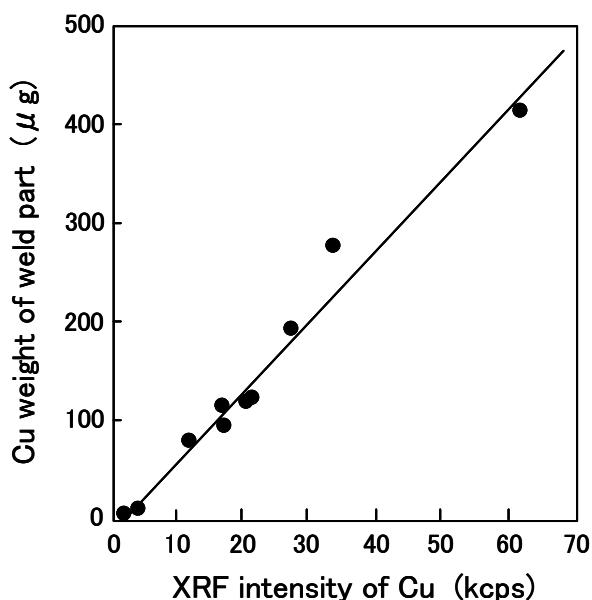


Fig.3-7 Relation between XRF intensity of Cu and Cu weight at weld surface.

3. 3. 実験結果および考察

3. 3. 1. 電極先端温度に基づく溶着現象の解析

Fig.3-8 に1打点溶接における通電直後の電極温度分布の計算結果を示す。溶接電流 9.0kA,

通電時間 10cycles, 加圧力 1.86kN である。電極先端部中央は 600°Cまで加熱されており, 先端に近いほど急激な温度上昇がみられる。このシミュレーションモデルによる温度推定の妥当性を確認するために, 前節で述べた測定方法による電極先端近傍(中心部)での温度測定結果と比較した結果を, Fig.3-9 に示す。測定結果および計算結果ともに最高温度で比較した。Fig.3-9 (a)は電極先端面から電極内部への距離とその位置での最高加熱温度との関係を示している。実線は計算結果, プロットは測定結果である。Fig. 3-9 (b)および(c)は, 電極先端面から 0.75mm の点での最高加熱温度に及ぼす通電時間および溶接電流の影響について, 測定値と計算値を併記した図である。実線が 0.75mm での計算結果, プロットが測定結果を示している。実線で示す計算値と測定プロットは, (a), (b)および(c)のいずれにおいてもよく一致しており, 本研究で提案したシミュレーションモデルを用いた電極先端温度の推定結果は妥当であると考えられる。

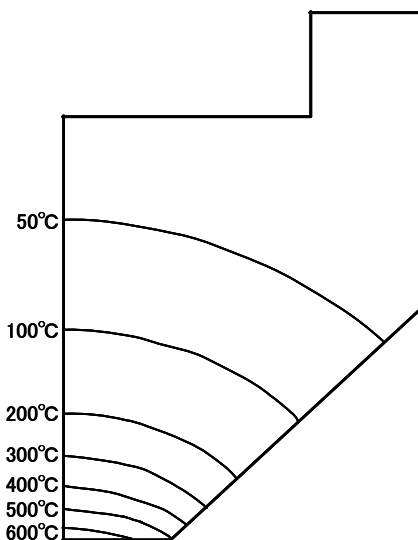


Fig.3-8 Calculated result of temperature distribution in electrode tip.
(Weld current:9.0kA, weld time:10cycles, electrode force:1.86kN, cone angle of electrode:45°)

Fig. 3-9 には電極先端温度の計算結果も示しているが, 電極先端は適正な溶接条件の場合には 650~700°C程度に, より高電流, 長時間通電の溶接条件では 800°Cまで温度上昇することが推定された。また, Fig.3-9(b)より, 通電時間が 10cycles 以下では電極先端温度は通電時間の増加とともに大きく上昇するが, 10cycles 以上では温度変化が緩やかになる傾向が確認された。

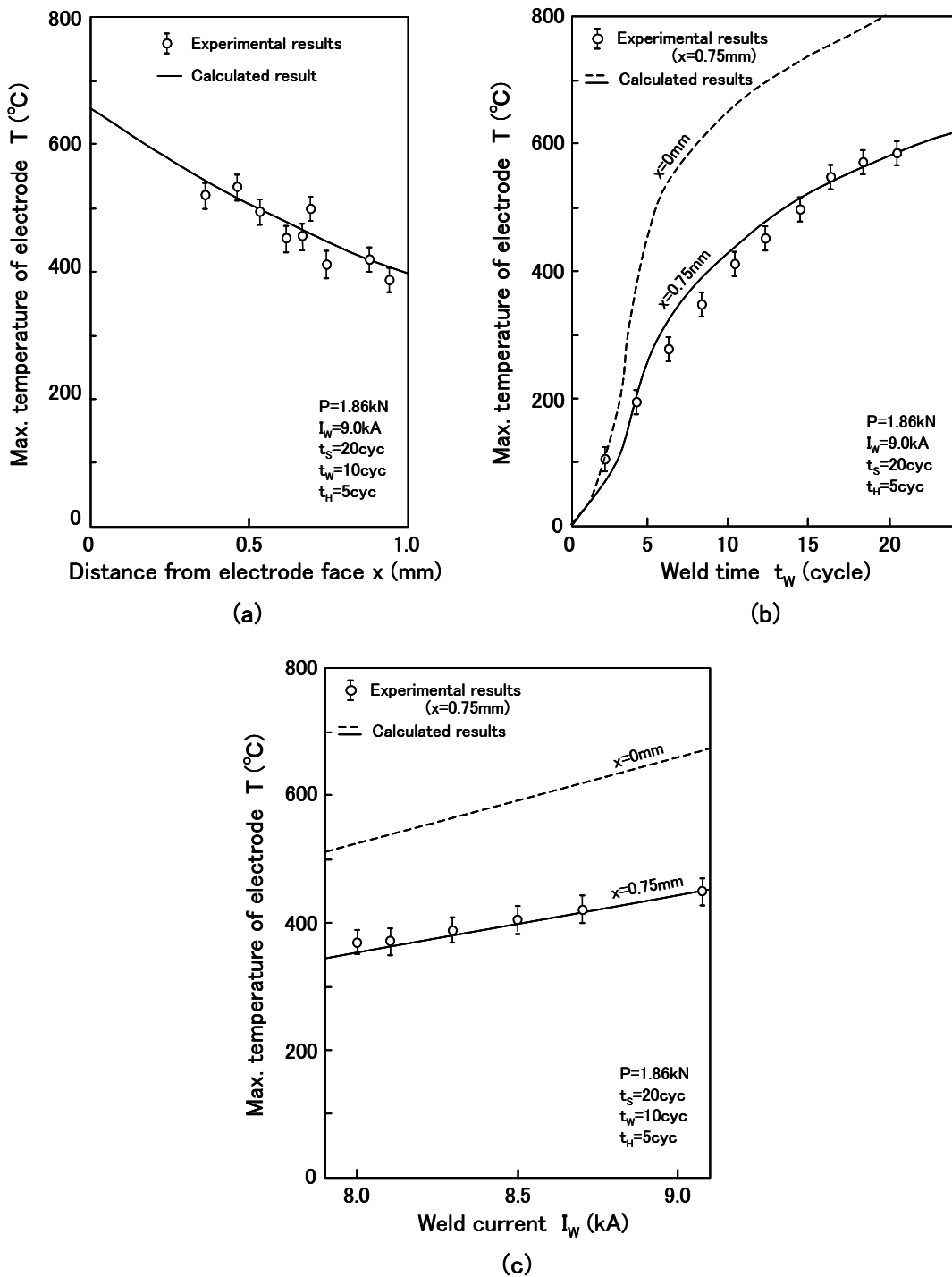


Fig.3-9 Comparisons of electrode tip temperature between calculated results and experimental results. (a) Distance from electrode face. (b) Weld time. (c) Weld current.

次に、電極先端温度と溶着現象の関連性を検討するために、数値計算によって求めた電極先端温度と溶接実験から求めた溶着限界との関係を比較した。Fig.3-10 に溶接電流と通電時間を変化させた場合の比較結果を示す。破線を境にして、右上が鋼板と電極間で溶着が生じる領域である。溶接電流および通電時間が種々変化させた場合においても、用いた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶着限界条件での電極先端温度は約 750°C の一定温度と推定された。したがって、溶着現象と電極先端温度に強い相関があり、一定温度以上に電極先端が加熱されることによって溶着は引き起こされているものと結論できる。

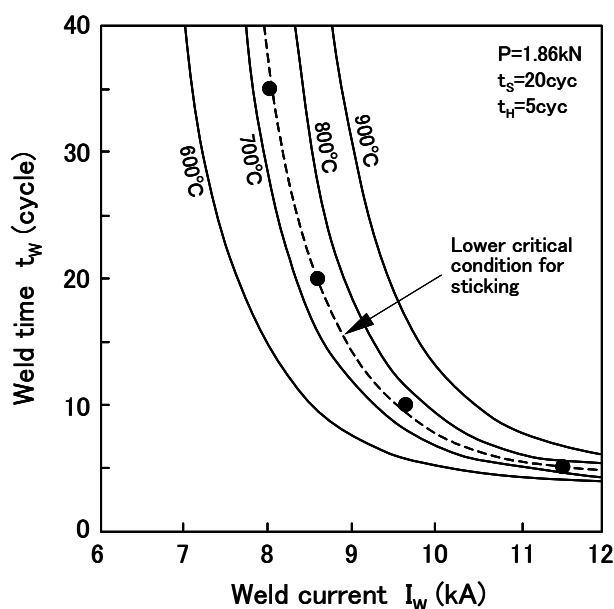


Fig.3-10 Relation between welding conditions (weld current and time) for sticking and electrode face temperature.

3. 3. 2. 連続打点溶接時の電極損耗に及ぼす電極先端温度の影響

溶着が発生すると鋼板溶接部表面には Cu 色が一部観察されるように、溶着によって Cu 電極の離脱、すなわち電極損耗が進行するものと考えられる。そこで、Cu 電極の鋼板溶接部表面への離脱状態を定量的に把握するために蛍光 X 線分析により鋼板溶接部表面 Cu 付着量を測定した。Fig.3-11 に通電時間 10cycles の溶接条件における溶接電流と鋼板溶接部表面 Cu 量との関係を示す。Cu 付着量は溶着の生じる溶接電流よりも低い電流 8.5kA から増加し始め、溶着限界電流 9.7kA を越えると著しく増加する傾向が確認された。Fig.3-12 に、溶着限界電流よりも低

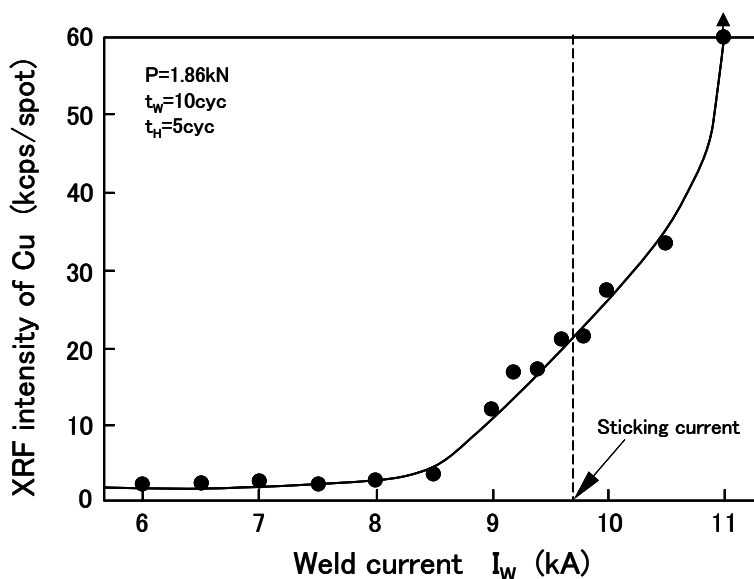


Fig.3-11 Relation between weld current and Cu weight at weld surface.

い溶接電流9.1kAで溶接した鋼板溶接部表面のCu付着分布をEPMAにより分析した結果を示す。白色部分はCuが検出された領域を示す。電極先端が接触した全面ではなく、より温度が高いと推定される電極先端中央部に接触した部分でCuが検出された。したがって、溶接電流が8.5kA以上に増加すると温度の高い電極中央部分からCuの鋼板溶接部への付着現象が生じ、その付着範囲は溶接電流の上昇とともに拡大し、溶着限界電流では電極先端全面でCu付着が生じたと推察される。

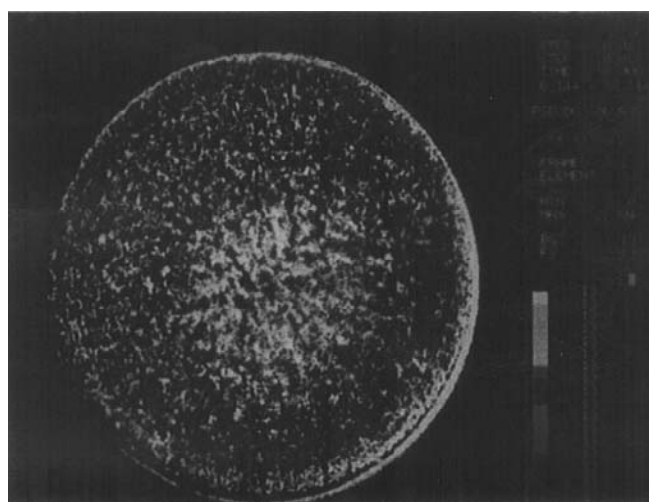


Fig.3-12 EPMA mapping results of Cu on welded sample surface.

電極 Cu の離脱と鋼板 Zn めっき層溶融の関係について考察する. Fig.3-13 および Fig.3-14

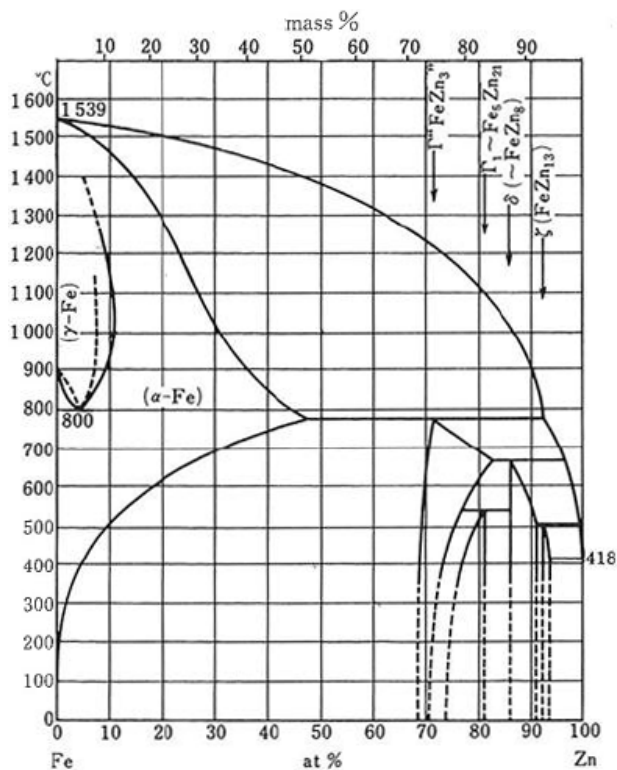


Fig.3-13 Fe-Zn constitutional diagram

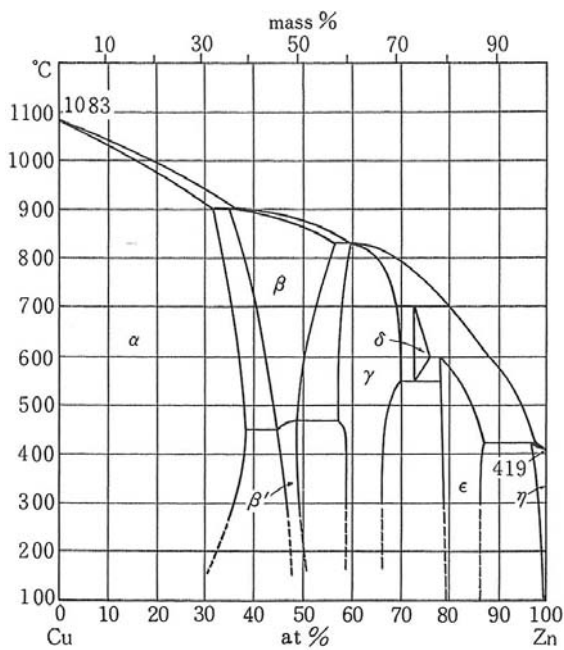


Fig.3-14 Cu-Zn constitutional diagram

に FeZn めっきと Cu 電極に関する二元系状態図⁷⁶⁾を示す. Fig.3-13 が Fe-Zn 二元系状態図, Fig.3-14 が Cu-Zn 二元系状態図である. 合金化溶融亜鉛めっき鋼板の FeZn めっきはめっき層中の Fe 含有量が平均 10%程度であることから, 融点は 800°C程度となる. しかし, めっき表層では Fe%が低下する傾向にあることから 700°C以下でもめっき表層の一部は溶融すると考えられる. 次に, 溶融した Zn めっきが電極先端面に接触, Zn が Cu 中に拡散して CuZn 合金を形成すると, 融点は純 Cu の融点 1083°Cよりも大きく低下する. 以上により, 電極 Cu は, 溶接電流 8.5kA 以上の溶接条件で溶接した時に鋼板溶接部表面へ離脱したものと考えられる. 電極先端温度の点からまとめると, 電極先端中央部の温度が 600°C以上に上昇すると鋼板表面の Zn めっき層が溶融して CuZn合金層を形成し, 鋼板溶接部表面への Cu 付着が生じ始める. さらに電極先端中央部温度が上昇し 750°C以上になると Zn めっき層の溶融範囲も拡大し電極先端全面で CuZn 合金が形成され, 通電終了後に電極と鋼板が離れる時に溶着現象が発生し, 鋼板溶接部表面への Cu 付着も増加したと結論される.

次に, 鋼板溶接部表面への Cu 付着により, 連続打点溶接中の電極先端損耗がどのように変化するかについて検討した. まず, 溶接電流を変化させて連続打点溶接した場合の溶接電流と電極先端形状変化の関係について調査した. Fig.3-15 に測定結果を示す. (a)溶接電流 8.6kA, (b)溶接電流 9.1kA, (c)溶接電流 10.6kA である. (c)の場合は溶着限界よりも高い電流であり, Cu 電極離脱による電極先端損耗が激しいため電極先端の拡大も著しい結果となった. Fig.3-15 (b)および(c)の条件で連続打点溶接したときの鋼板溶接部表面 Cu 付着量の変化を測定した結果を Fig.3-16 に示す. 電極先端温度の高い 10.6kA の方が鋼板溶接部表面 Cu 付着量は多く,

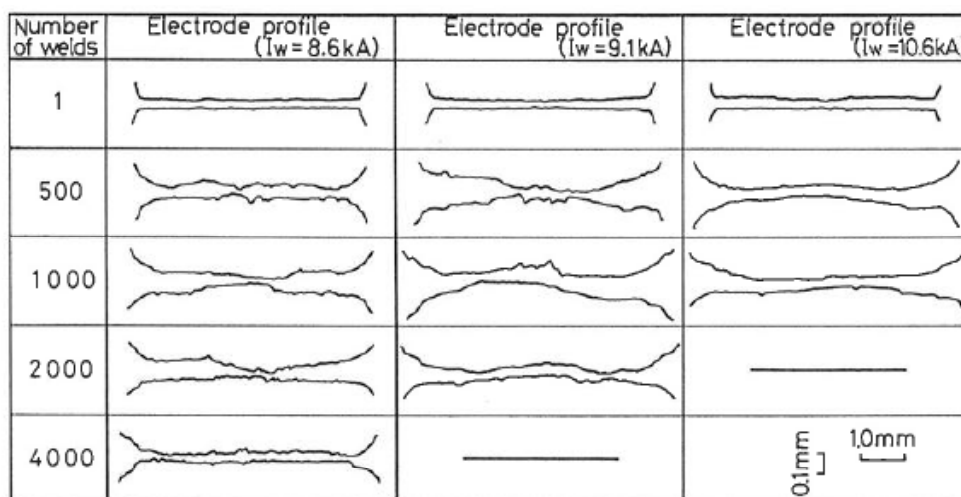


Fig.3-15 Effect of weld current on change of electrode face profile with weld number.

Fig.3-15 の電極先端形状変化と一致している。ともに Cu 付着量が減少傾向になっているのは、連続打点数の増加により電極先端径が拡大することにより電極先端温度上昇が低下するためである。2000 打点後ではほぼ同程度の電極損耗速度であることが示されている。

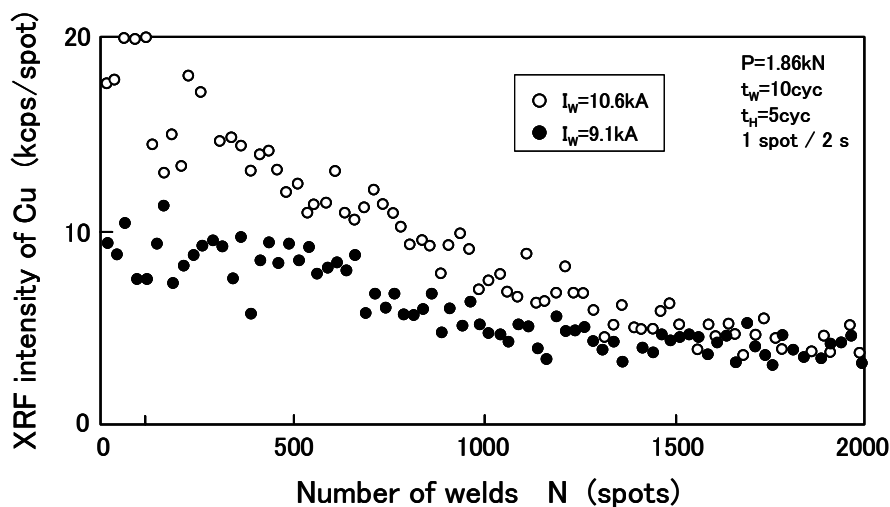


Fig.3-16 Change in XRF intensity of Cu at weld surface with number of welds.

Fig. 3-15 に示した電極先端損耗状態の差をナゲット形成の点から定量的に評価したのが Fig.3-17 である。連続打点溶接を6水準の溶接電流(8.6kA~10.6kA の間)で実施し、連続打点溶接によって損耗した電極を用いて、ナゲット径判定のためのピール試験は連続打点溶接電流

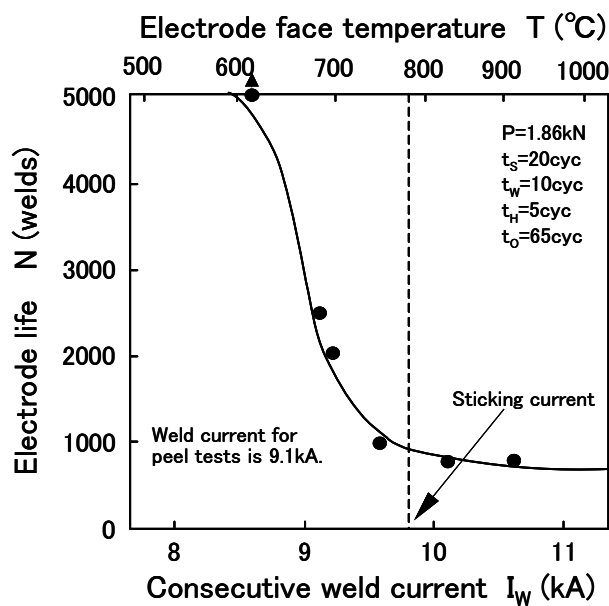


Fig.3-17 Effect of weld current on attack on electrode face. (The electrode life were evaluated by the nuggets given with constant weld current of 9.1kA)

に関係なく一定の電流(9.1kA)で溶接した. これにより得られた基準ナゲット径を下回るまでの溶接打点数を測定し, 連続打点溶接によって損耗した電極の損耗状態を示す数値として比較を行った. 図中には, 横軸に溶接電流と各溶接条件において推定した電極先端温度を併記した. 電極先端温度の低い低溶接電流であるほどナゲット形成可能な溶接打点数は増加しており電極損耗が軽微であると判断されるが, 溶着限界電流以上では溶接打点数は大きく減少した. また, Fig.3-11 に示した溶接電流と鋼板溶接部表面 Cu 付着量の関係において Cu 付着量が増加し始めるのは 9.0kA 以上であったが, Fig.3-17 で電極損耗による溶接打点数の減少が始まったのも 9.0kA 以上であり. 両結果にはよい相関が確認された.

3. 3. 3. 溶着現象と連続打点溶接性との関連性に関する検討

前項までにおいて, 連続打点溶接時の電極損耗は直接的には電極から鋼板溶接部表面への Cu 付着であり, Cu付着量は溶接時の電極先端温度あるいはウェルドロブ特性における溶着限界条件を基準にすることで整理可能なことが明らかになった. そこで, 溶着限界条件を基準として連続打点溶接性を評価する方法について検討した.

Fig.3-18 に溶接電流と通電時間を変化させたときのウェルドロブ特性を示す. 短時間通電であるほどナゲット形成に必要な電流値は増加しているが, 20cycles 以上の長時間通電ではナ

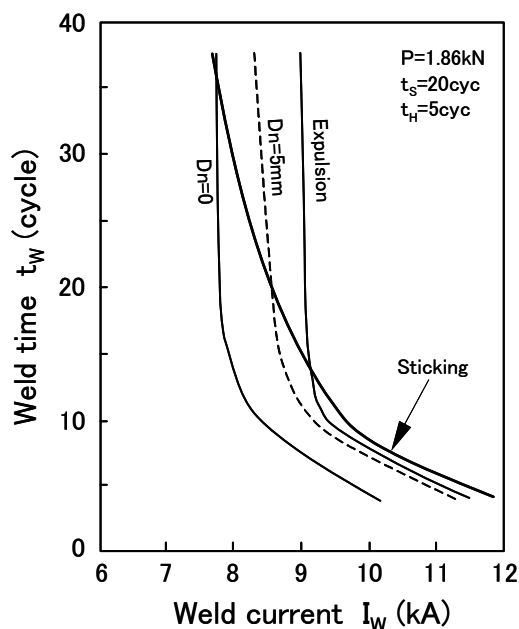


Fig.3-18 Effect of weld current and weld time on weld performance.
(D_n : Nugget diameter)

ゲット成長が飽和するため電流値の増加はほとんどない。これに対して溶着限界電流は長時間通電においてもなお低下し続けるため、短時間通電ではナゲット形成開始電流よりも溶着限界電流は高いが、長時間通電では逆に溶着限界電流が低い結果となった。各通電時間における溶着限界電流とナゲット形成電流とを比較すると、長時間通電の方がナゲット形成時に溶着しやすい傾向にあった。Fig.3-19 に通電時間と連続打点溶接性の関係を示す。連続打点溶接電流は、それぞれの通電時間設定においてナゲット径が 5mm φとなる溶接電流とした。溶着限界電

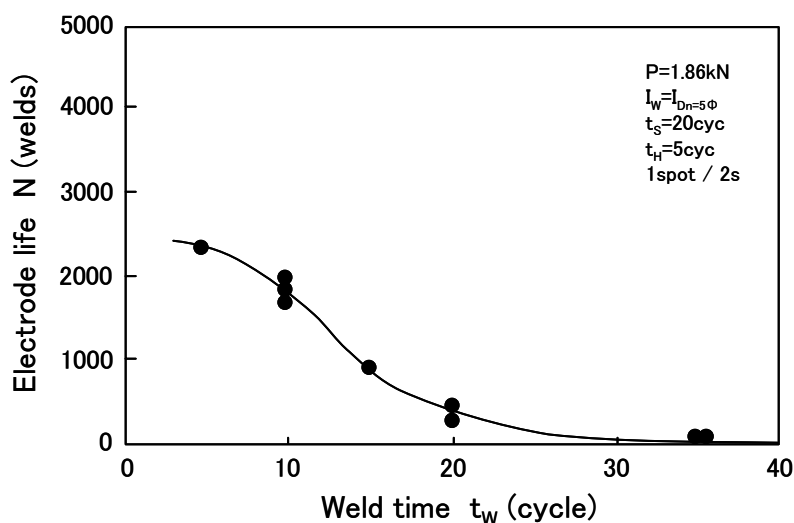


Fig.3-19 Change in electrode life with weld time.

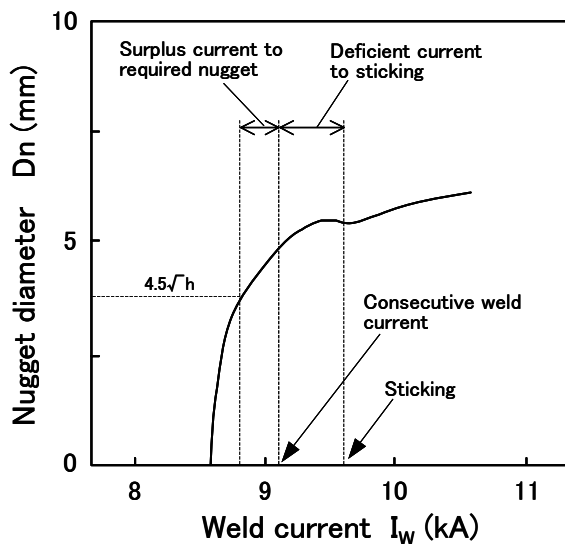


Fig.3-20 Definition of surplus current to required nugget. (h :thickness)

流より高い電流を連続打点溶接電流としている長時間通電では連続打点溶接性は低下し、逆に、溶着限界電流までに余裕のある電流を連続打点溶接電流とした短時間通電では連続打点溶接性が向上した。

溶着限界条件を基準として連続打点溶接性を評価するために、Fig.3-20 に示すようなウェルドローブ特性において、溶着限界電流値と 5mm φ のナゲットが形成される溶接電流の差を溶着余裕電流幅と定義した。Fig.3-21 に、対象鋼板は供試材の合金化溶融亜鉛めっき鋼板であるが、さまざまな溶接条件下での連続打点溶接結果を溶着余裕電流幅をもとに整理した結果を示す。連続打点溶接性と溶着余裕電流幅には相関があることが示されており、Fig.3-21 によって連続打点溶接性の推定が可能であると考えられた。

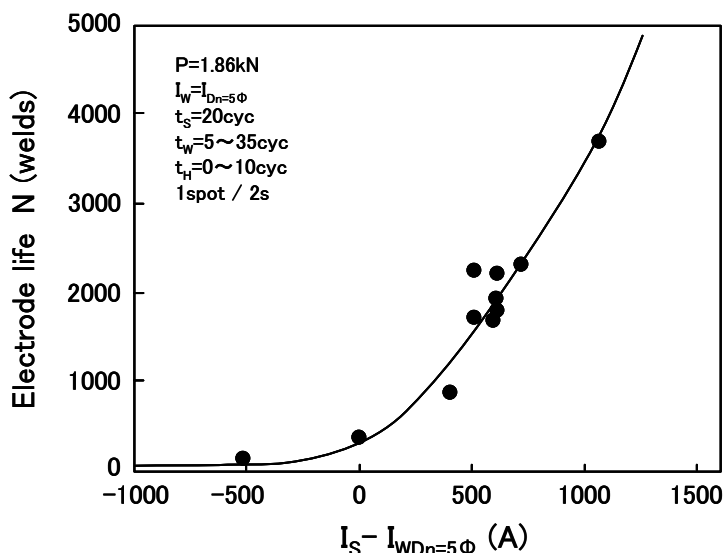


Fig.3-21 Effect of current range ($I_{Sticking} - I_{Dn=5\phi}$) on electrode life.
 (I_S : sticking current. $I_{Dn=5\phi}$: current for getting 5mm diameter nugget.)

3. 4. 結言

本章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接時に生じる電極損耗機構を明確にするために、電極先端温度上昇および溶着現象に着目して検討を行い、連続打点溶接性への影響について検討した。以下に得られた結果をまとめる。

- 1) 提案したシミュレーションモデルにより電極先端近傍(先端面から 0.3~1.0mm)での電極先端温度が精度よく推定できた。

- 2) 合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶着限界条件での電極先端推定温度は溶接条件によらず約750℃であり、一定温度以上に電極先端が加熱されることによって溶着は引き起こされたと推定された。
- 3) 電極先端中央部の温度が600℃以上に上昇すると鋼板表面のZnめっき層が溶融してCuZn合金層を形成し、鋼板溶接部表面へのCu付着が生じ始める。さらに電極先端中央部温度が上昇し750℃以上になるとZnめっき層の溶融範囲も拡大し電極先端全面でCuZn合金が形成され、通電終了後には溶着現象が発生し、鋼板溶接部表面へのCu付着量も増加したと考えられる。
- 4) 連続打点溶接時の電極損耗と鋼板溶接部表面Cu付着量には相関があり、鋼板溶接部表面Cu付着量を抑制すると電極損耗は抑制され、Cu付着量が増加すると電極損耗は激しくなった。
- 5) 溶着限界電流値と5mmφのナゲットが形成される溶接電流の差として定義した溶着余裕電流幅と連続打点溶接性とは相関が確認され、この関係を用いることによって、さまざまな溶接条件についても供試材料の連続打点溶接性推定が可能と考えられた。

第4章 合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接におけるナゲット形成安定化技術

4. 1. 緒言

亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接性向上については、溶接条件^{38)~40)}、電極^{24), 41)~49)}の観点から評価した報告がなされている。ただし、溶接条件は連続打点溶接性の観点よりもむしろ所定のナゲット径を得ることを主眼に設定されることが多いため、溶接条件による対策は実現性が低いという面がある。そのため、実際の溶接施工を想定すると電極変更による連続打点溶接性向上の方が望まれ、クロム銅以外の複合材料、アルミナ分散銅などの新電極材質^{24), 41)~46)}、あるいは電極形状^{47)~49)}など、電極に関連する報告がより多くなされてきた。しかし、電極先端温度および溶着現象の観点から電極に関して解析し、連続打点溶接性との関連を検討した報告例はない。

また、自動車の生産ラインでは、単一の種類の鋼板のみを溶接する単独打点溶接に加えて、亜鉛めっき鋼板と冷延鋼板を混合して溶接する、いわゆる混合打点溶接が実施されることも多い。しかし、亜鉛めっき鋼板のみを溶接する単独打点溶接の場合と比較すると、混合打点溶接では連続打点溶接性が劣化するとされている^{50), 51)}。したがって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接性の向上を考えた場合、混合打点溶接に対しても十分な検討をしておく必要がある。

したがって、本章では、電極先端温度および溶着現象の観点から、連続打点溶接性に及ぼす電極の影響について形状および冷却状態に着目して解析する。さらに、連続打点溶接性に及ぼす混合打点溶接の影響についても電極先端温度および溶着現象の観点から解析し、連続打点溶接性の向上技術についての提案を行う。

4. 2. 実験方法

4. 2. 1. 供試材料

板厚 0.7mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびめっきなしの冷延鋼板を溶接実験に用いた。ともに極低炭素系軟鋼板である。亜鉛めっきは鋼板の両面に施されており、目付量は 45g/m² である。溶接に際しては、供試鋼板を2枚重ねて溶接を実施した。

4. 2. 2. 溶接条件

溶接機は定置型直上加圧式の単相交流ダイレクト通電方式のタイプを使用し、加圧は圧縮空気によるエア加圧方式を用いた。溶接電極は、先端径 5mm Φ 、先端角度 45° のCF形電極を用い、材質は銅に 1.0%程度の Cr を添加した析出強化型 Cr-Cu 合金とした。標準溶接条件として、電極加圧力は 1.86kN、溶接タイムスケジュールは初期加圧時間 20cycles、通電時間 10cycles、保持時間 5cycles、連続打点溶接時の電極開放時間 65cycles とした。単相交流の周波数は 50Hz である。また、電極は上下とも 2.0l/min の水量の冷却水で冷却させた。

ウェルドロブ特性の調査に際しては、加圧力、溶接タイムスケジュールは一定とし溶接電流のみを変化させ、ピール試験により得られるボタン径をナゲット径として測定し、ナゲット径形成開始電流、散り発生電流、溶着電流を調査した。連続打点溶接試験は、単独溶接の場合は 97 打点連続して溶接した後に 3 点のサンプル溶接を実施し 100 打点毎のナゲット径の変化を測定した。混合打点溶接の場合は、亜鉛めっき鋼板 25 打点溶接の後、冷延鋼板を 25 打点溶接することを繰り返して行い 100 打点毎に合金化溶融亜鉛めっき鋼板 3 点のサンプル溶接を実施し、ナゲット径変化を測定した。電極寿命の判定はナゲット径が $4.5\sqrt{h}$ (h は板厚) となる溶接打点数とした。

4. 2. 3. 電極先端温度の推定方法

第2章と同じ軸対称モデルを用いて電極温度の数値シミュレーションを実施した。ただし、電極形状の影響を検討するために、先端角度 θ を 15~60° で変化させた。また、1打点溶接後の温度分布に加え、電極温度上昇がほぼ飽和すると考えられる連続10打点溶接後の温度分布についても計算した。

4. 2. 4. 電極先端近傍温度の測定方法

第3章と同様に、電極先端部での溶接中の温度を熱電対により実測した。電極内部より中心部分に電極先端近傍まで熱電対を挿入し。熱電対の挿入穴径は 1.6mm Φ 、電極先端面から 1.0mm の位置で測定を行った。熱電対は 0.2mm Φ の Pt-Pt20%Rh を使用し、パーカッション溶接

により温度測定位置に熱電対を取り付けた。

4. 2. 5. 電極先端形状および鋼板溶接部への Cu 離脱状態の測定方法

連続打点溶接中に損耗した電極先端形状の変化を調査するために、溶接サンプルの溶接圧痕跡の表面形状を表面粗さ計で測定した。

電極から鋼板溶接部表面への Cu の離脱状態を定量的に把握するため、蛍光 X 線分析 (XRF) を用いて測定した。連続打点溶接時の Cu 付着量は、連続溶接中の鋼板溶接サンプルから測定した。

また、鋼板溶接部表面の Cu 付着分布を測定するために、EPMA 装置によるマッピング分析を実施した。

4. 3. 実験結果および考察

4. 3. 1. 連続打点溶接性に及ぼす電極形状の影響

CF形電極の先端角度(本論分では先端部の外角と定義)を変化させることで、電極先端温度への先端形状の影響について検討した。Fig.4-1 に先端角度 15° および 60° の場合の電極温度分布の計算結果を示す。ナゲット径が 5mm Φ となる溶接電流を用いたときの、1打点通電終了後の温度分布である。先端角度 60° の電極の方が熱容量は小さいため電極先端部分は高温になっており、電極先端は 700°C 以上に達している。Fig.4-2 に先端角度を 15, 30, 45, 60° と変

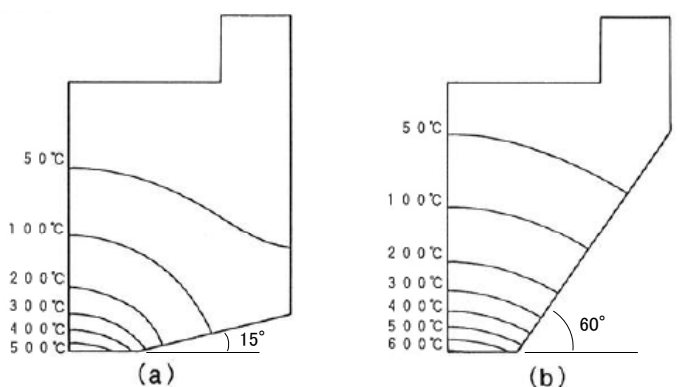


Fig.4-1 Isothermal maps of maximum temperature in truncated cone electrode with 15 and 60 degree cone angle. (a)15 degree, (b)60 degree. (Electrode force:1.86kN, Nugget diameter:5mm)

化させたときの電極先端温度の計算結果を示す. 1打点溶接後および連続10打点溶接後ともに先端角度の増加にしたがい電極先端温度は上昇しており, 電極先端温度の点から考えると先端角度の増加は電極損耗にとって厳しい条件になると推定される. また, 連続打点溶接の場合の電極先端温度は, 1打点溶接後に電極が冷却する前に次の溶接が始まるため, 1打点溶接の場合に比べて約 100°C 上昇することが推定された. 電極先端角度の変化が溶接特性(ナゲット形成, 散りおよび溶着発生)に及ぼす影響を Fig.4-3 に示す. 先端角度の増加とともにナゲット形成電流および散り発生電流はやや低下する傾向にあるが, 溶着限界電流は著しく低下しており,

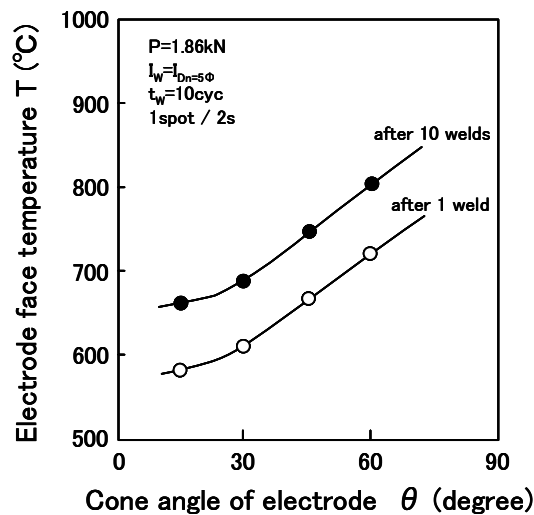


Fig.4-2 Relation between cone angle of the electrode and the calculated maximum temperature at electrode face.

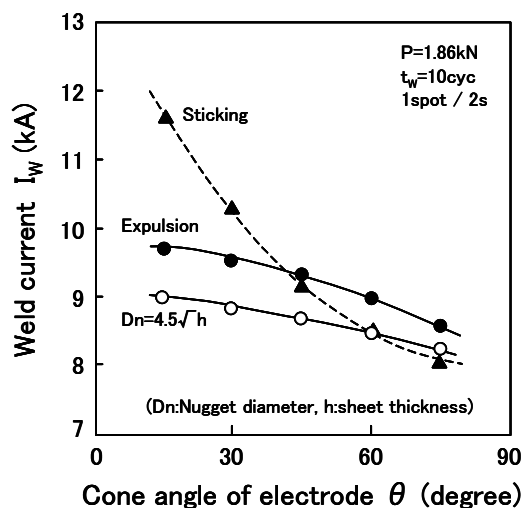


Fig.4-3 Effect of cone angle of the electrode on weld performance (nugget growth, expulsion and sticking).

電極先端温度に大きく依存する結果となった。Fig. 4-1 および 4-2 に示された電極先端温度の上昇によって溶着が低電流でも発生し易くなったと理解される。

Fig. 4-4 に、電極先端角度 15° および 60° の電極を用いて連続打点溶接をし、各打点の鋼板溶接部表面の Cu 付着量を蛍光X線分析した結果を示す。電極先端角度によらず、溶接打点数が増加すると電極先端径拡大による電流密度低下が生じ電極先端温度は低下するため、Cu 付着量は打点数の増加とともに減少する傾向がある。しかし、先端角度 60° の方が 15° に比較すると、打点数によらず鋼板溶接部表面 Cu 付着量は多くなっており、電極先端温度の推定結果と一致した。したがって、先端角度を減少させることが電極損耗抑制のためには有効であることがわかる。また、Fig. 4-5 に連続打点溶接後の電極先端形状の測定結果を示す。破線が連続打点

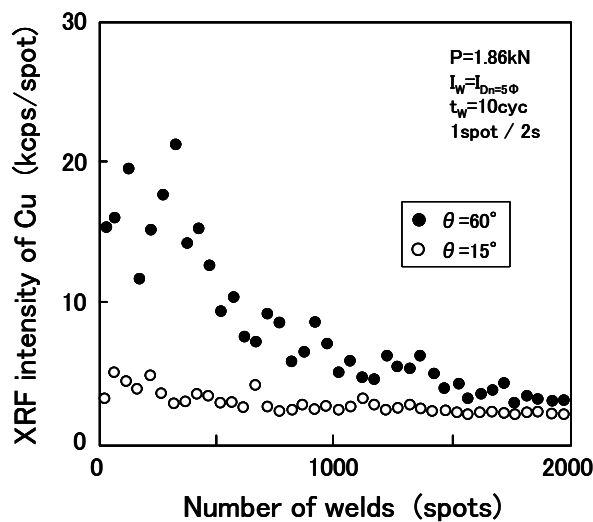


Fig.4-4 Comparison of XRF intensity of Cu on sheet surfaces welded with 15 and 60 degree cone angle electrode in continuous spot welding.

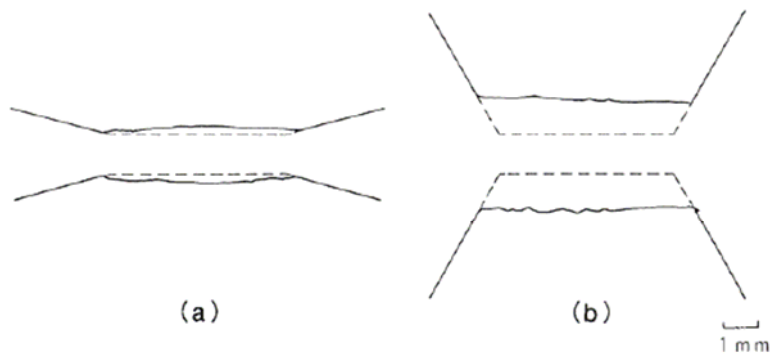


Fig.4-5 Electrode top face profiles after electrode life tests.
(a)15 degree, (b)60 degree. (Electrode force:1.86kN, Nugget diameter:5mm)

溶接前の形状である。鋼板溶接部表面へのCu付着量の大きい先端角度 60° 電極での損耗が激しいことが確認された。Fig.4-6には、電極先端角度を連続打点溶接性(電極寿命)との関係を示す。先端角度の増加による電極先端温度の上昇が電極損耗を促進しているにもかかわらず、連続打点溶接性は先端角度の増加とともに減少するのではなく先端角度 $30^\circ \sim 45^\circ$ において最大となった。これは、先端角度の増加にしたがって電極先端径の拡大率が小さくなることに起因しており、Fig.4-5の電極先端角度 15° と 60° とで連続打点溶接終了後(ナゲットが形成されなくの電極先端径がほぼ同じであることから)もわかる。

以上のことから、連続打点溶接性に優れた最適なCF形電極の先端角度は電極損耗と電極先端拡大率の関係から導出でき、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合は $30^\circ \sim 45^\circ$ であることが明らかとなった。この角度は、経験上、バランスのよい角度としてこれまで採用されている形状に合致していた。なお、自動車メーカーの製造ラインで多用されているDR形電極(先端径 $6\text{mm}\Phi$ 、先端曲率半径 40mm 、元径 16mm)は幾何学的にはCF形電極の先端角度 15° に近い形状である。

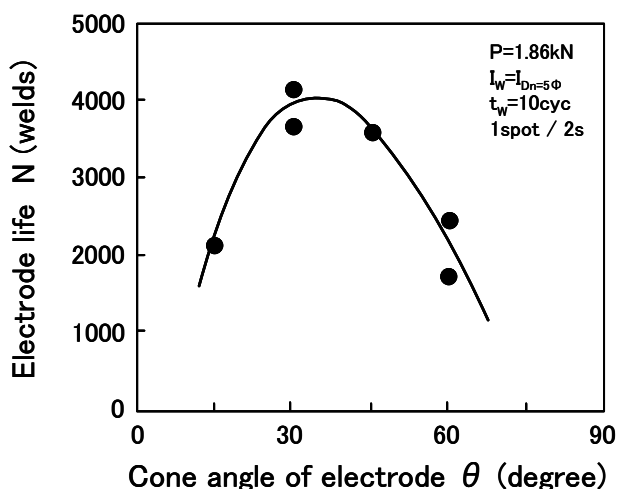


Fig.4-6 Relation between cone angle and electrode life with truncated cone electrode.

4. 3. 2. 連続打点溶接性に及ぼす電極冷却状態の影響

電極の冷却状態は電極先端温度に大きく影響を及ぼすと考えられる。特に、連続打点溶接時にはその影響が大きいと想定される。Fig.4-7に電極先端面から冷却端までの距離(以降、冷却端距離という)と連続打点溶接性の関係を示す。通電時間が 10cycles (0.2s)と短時間であることから、1打点溶接での電極先端温度上昇には冷却条件の変化はほとんど影響しないと考えられ

るが、冷却端距離が短くなると電極の熱容量は小さくなるので連続打点溶接中の冷却端温度は大きく上昇し、電極先端温度は上昇すると考えられる。そのため、冷却短距離が 7mm 以下に減少すると、連続打点溶接性が大きく劣化する結果になったと推察された。実際の溶接ラインにおいて損耗電極を再研磨して使用する場合は、冷却端距離に十分留意する必要があるといえる

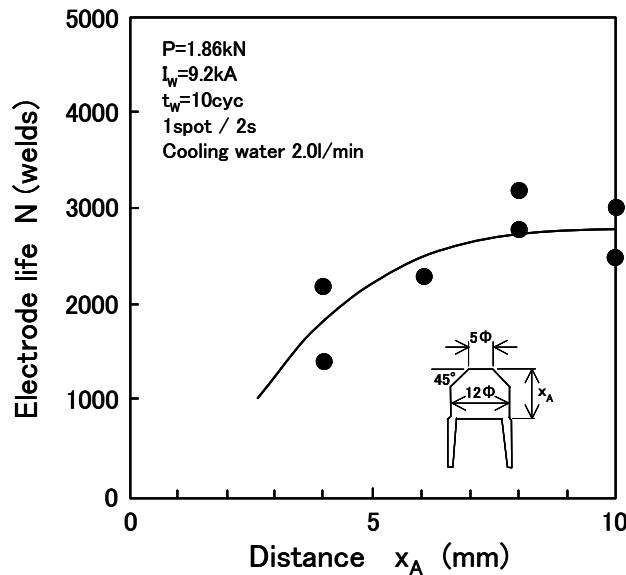


Fig.4-7 Relation between distance from top face to water cooled edge in truncated cone electrode and electrode life.

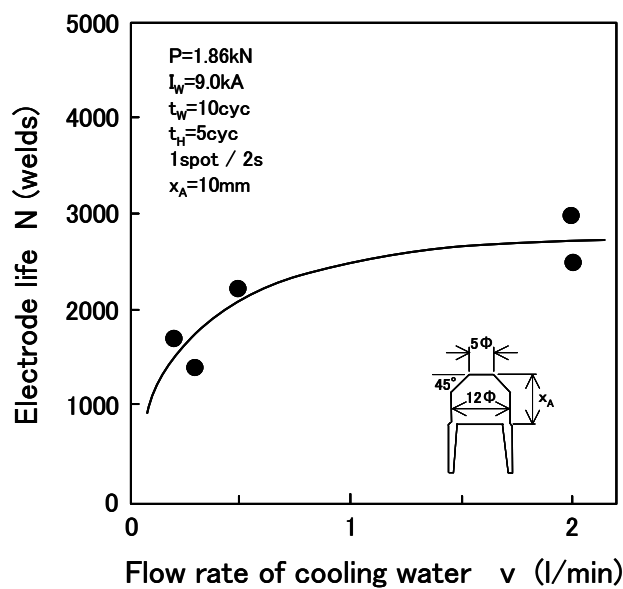


Fig.4-8 Relation between flow rate of cooling water and electrode life with truncated cone electrode.

次に、電極の冷却水量と連続打点溶接性の関係を Fig.4-8 に示す。冷却水量の減少により冷却端の温度は上昇するため、連続打点溶接性も劣化する傾向になったと推定される。特に、冷却水量が 0.5l/min 以下に減少した場合に連続打点溶接性の低下が顕著であった。

Fig.4-9 に連続打点速度と連続打点溶接性の関係について示す。溶接後の電極先端温度が十分に低下する打点速度 0.1spot/s (10 秒間に 1 打点溶接) の場合と比べ、打点速度が 0.5spot/s (2 秒間に 1 打点溶接) 以上に増加すると連続打点溶接性は低下することが確認された。打点速度の増加とともに電極開放時間における冷却時間が短くなるため電極が十分に冷却されず、そのため電極先端温度が上昇することで連続打点溶接性が劣化したと推定された。

以上より、冷却端距離の短縮、冷却水量の低減、連続打点速度の増加により、電極先端温度が上昇し、鋼板溶接部での Cu 付着量が増大し、連続打点溶接性が劣化することが明らかになった。

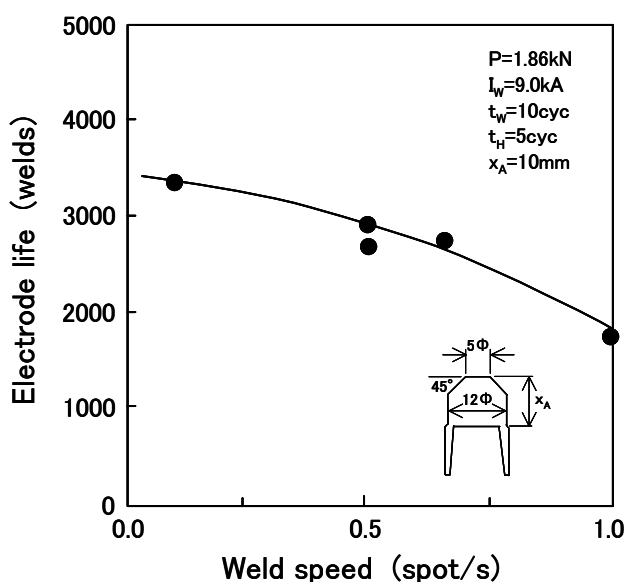


Fig.4-9 Relation between spot welding speed and electrode life with truncated cone electrode.

4. 3. 3. 混合打点モードにおける連続打点溶接時の電極損耗現象の検討

合金化溶融亜鉛めっき鋼板と冷延鋼板の混合打点溶接における溶接打点数とナゲット径の関係を Fig.4-10 に示す。単独打点溶接では、Fig.2-2 に示したように 3000~4000 打点程度の連続打点溶接性が示されるが、混合打点溶接では 2500 打点にまで劣化している。連続打点溶接

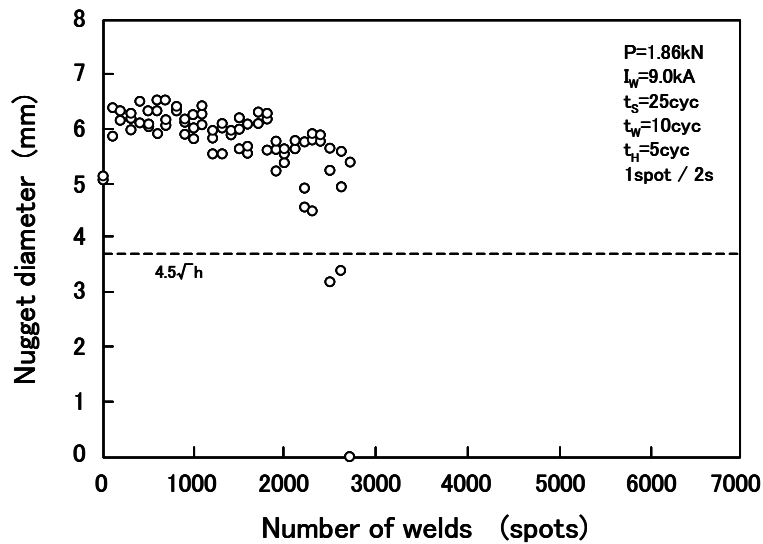
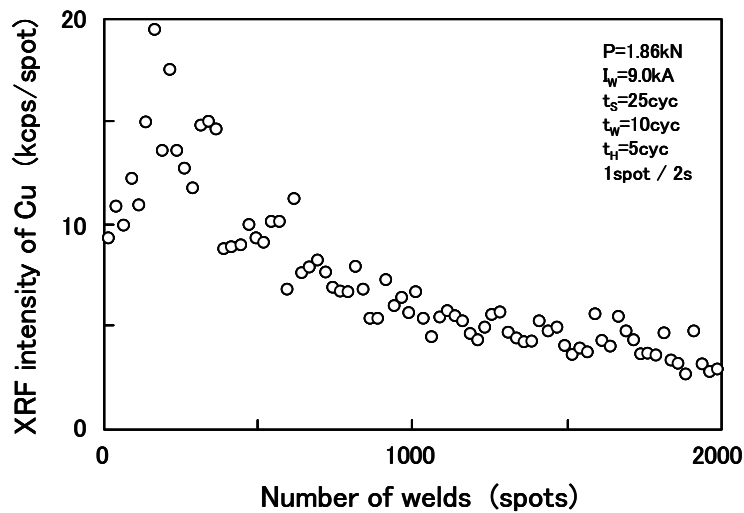


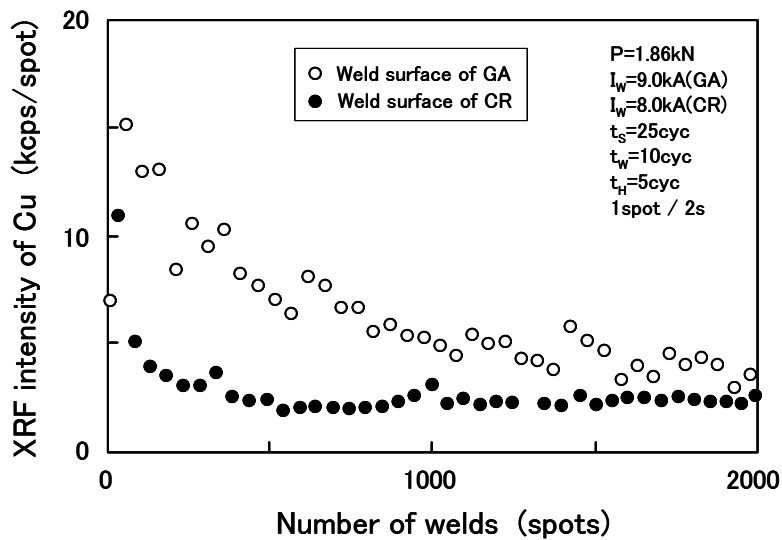
Fig.4-10 Change in nugget diameter during electrode life test in alternate spot welding of galvanized steel sheets and bare steel sheets.



(a) Spot welding of galvanized steel sheets(GA).

Fig.4-11 Changes in XRF intensity of Cu on sheet surfaces welded during electrode life tests.

時の鋼板溶接部表面 Cu 付着の変化を測定した結果を Fig.4-11 に示す. (a)が単独打点溶接, (b)が混合打点溶接の場合である. 混合打点溶接では, Cu 付着量が合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時の方が冷延鋼板溶接時よりも2~3倍程度多くなっており, 電極損耗はほとんど合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接時に生じていた. 単独打点溶接と混合打点溶接を比較すると Cu 付着量は単独打点溶接の方が多く, 混合打点溶接の方が電極損耗の量自体は少ないことがわか



(b) Alternate spot welding of galvanized steel sheets(GA) and bare steel sheets(CR).

Fig.4-11 Continued.

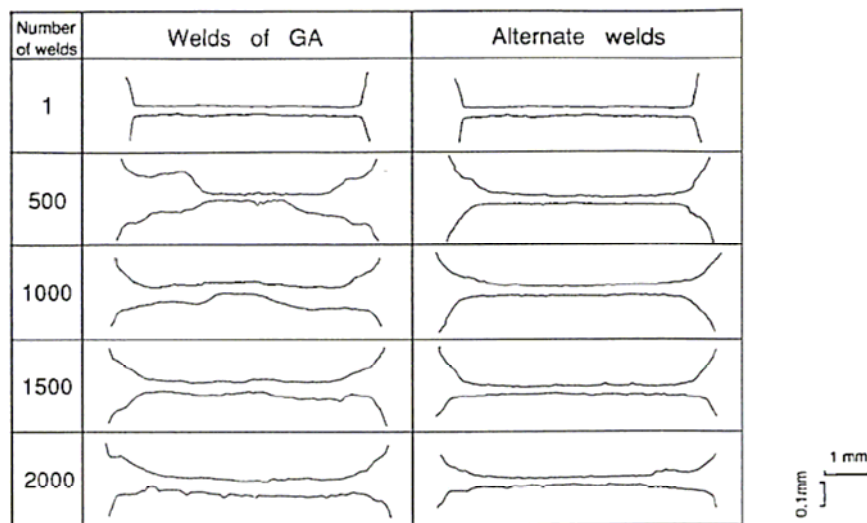


Fig.4-12 Changes in electrode top face profiles during electrode life tests.

る。しかし、Fig.4-12 に示した連続打点溶接時の電極先端の損耗形状測定結果より、混合打点では電極先端損耗形態が平坦形であることが確認された。平坦形の方が同じ損耗量であれば電極先端面の広がり大きくなり電流密度が低下しやすい状態になるため、混合打点溶接の方が電極寿命は劣化したと考えられる。GA鋼板溶接時に電極表面凹凸を形成したCu-Zn合金層が冷延鋼板溶接時に取られることにより電極寿命は劣化するとの報告⁵¹⁾があるが、冷延鋼板溶

接時の電極から鋼板溶接部への Cu 移行量は少なく、むしろ、電極先端形状の平坦化が支配的因子であると推定された。

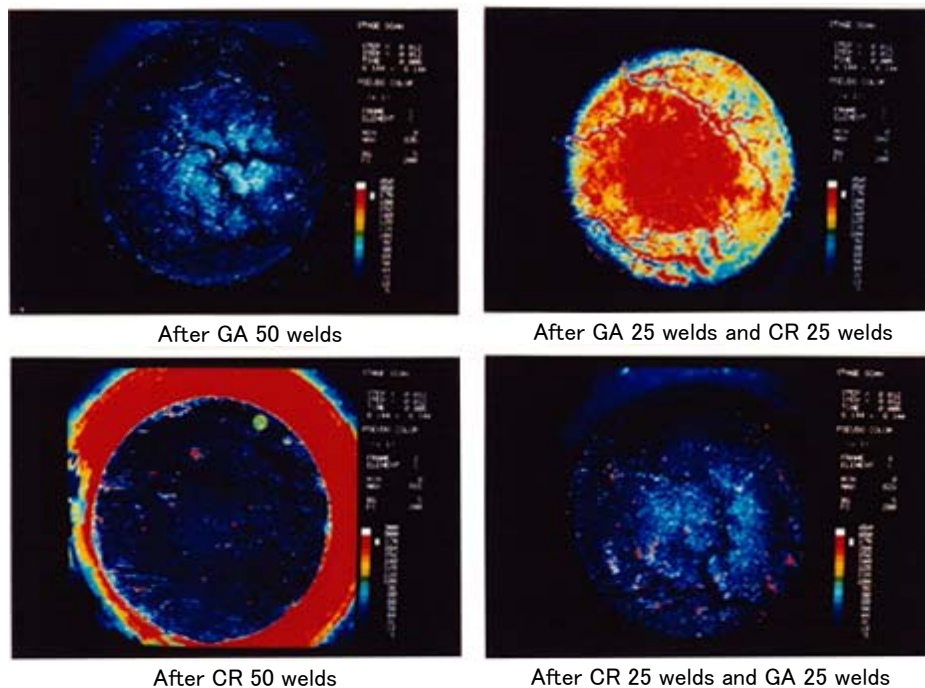


Fig.4-13 Comparison of EPMA analysis of carbon on top face of worn electrodes after 50 spot welds.

混合打点溶接では溶接ナゲットがリング状になり、その原因として電極先端での炭化物の形成が指摘されている⁴³⁾。混合打点溶接では、冷延鋼板溶接により固有抵抗の高い炭化物が形成されるため、電流の流れる経路が加圧部の周辺に制限されナゲットがリング状になるとの報告である。Fig.4-13に連続50打点溶接後の電極表面のCのEPMAマッピング結果を示す。それぞれ、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のみ50打点、冷延鋼板のみ50打点、合金化溶融亜鉛めっき鋼板25打点後に冷延鋼板25打点、冷延鋼板25打点後に合金化溶融亜鉛めっき鋼板25打点の4種類の組合せで溶接した。合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接後に冷延鋼板を溶接した場合のみ、表面に高C領域が形成されていることが確認された。Fig.4-14に混合打点溶接中の初期電極間抵抗(10cycles 通電溶接における1cycle 目の電極間抵抗)の変化を示す。冷延鋼板溶接時に初期電極間抵抗は大きく増加しており、電極先端での高抵抗物質形成を確認できた。電極先端面に高抵抗物質が形成される場合、かなりの発熱源になると考えられる。そこで、連続打点溶接中の電極先端温度(測定点は電極先端から1.1mm 内部)を測定した。Fig.4-15に結果を示す。温

度測定は全て合金化溶融亜鉛めっき鋼板時に実施した. 冷延鋼板を25打点溶接した後に電極先端温度は上昇し, 合金溶融亜鉛めっき鋼板25打点溶接後には電極先端温度は低下した. したがって, 混合打点溶接では, 冷延鋼板溶接時に電極先端に高抵抗の炭化物が形成され, この炭化物は通電路制限によりナゲットをリング状にするとともに電極先端温度を100°C近くも上昇

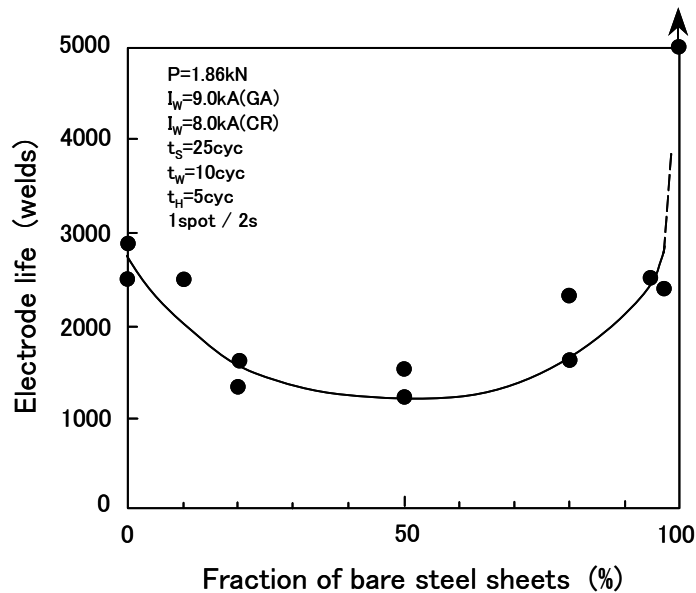


Fig.4-16 Effect of fraction of bare steel sheets on electrode life test of alternate spot welding.

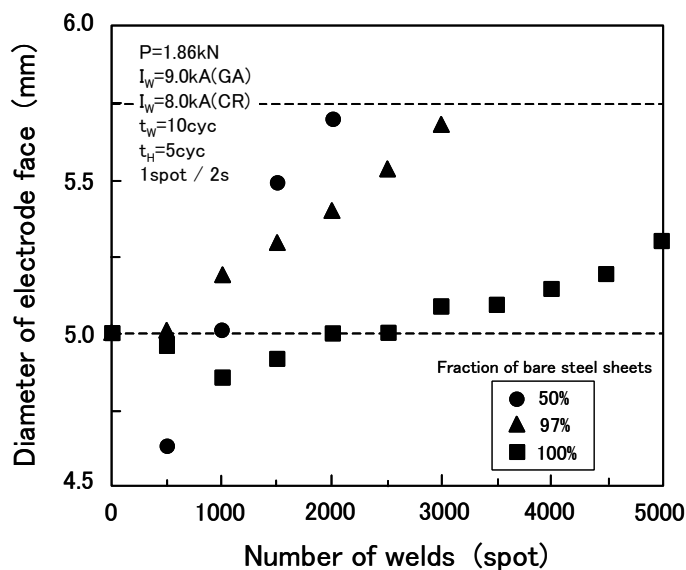


Fig.4-17 Effect of fraction of bare steel sheets on top face diameter electrode during alternate spot welding.

させる効果があると推察された。

混合打点における2種類の鋼板の混合比率を変えた場合の連続打点溶接性を Fig.4-16 に示す。横軸は冷延鋼板の混合比率を示している。連続打点溶接性は混合比率 50%前後で極小値を示し、また、混合比率 97% (合金化溶融亜鉛めっき鋼板が 3%混合された場合) では混合比率 100% (冷延鋼板の単独溶接) に比べて著しく劣化した。この要因について以下に考察する。まず、混合比率が 50%以下の範囲においては、混合比率の増加とともに連続打点溶接性が劣化する傾向は電極先端平坦化現象によって説明できる。すなわち、冷延鋼板による溶接打点数が多くなるほど電極先端合金層は冷延鋼板溶接部に移行し、かつ電極先端の平坦化も進行する。そして、通電面積が拡大し、電流密度が低下することでナゲット形成が不十分になり連続打点溶接性は劣化する。

次に、混合比率が 50%以上になると、合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時の電極損耗量が少なくなるため冷延鋼板溶接時の電極先端平坦化の影響も少なくなり、連続打点溶接性は改善される傾向になった、と考えられる。次に、混合比率 97% (合金化溶融亜鉛めっき鋼板が 3%混合) の場合に連続打点溶接性が著しく低下したことを明確にするために、混合比率 50%、97%、100%の場合における連続打点溶接中の電極先端径変化を測定した。Fig.4-17 に結果を示す。混合比率 97%では、100%に比べると電極先端径の拡大速度は非常に大きく、混合比率 50%の場合に近い変化を示していた。また、Fig.4-18 に合金化溶融亜鉛めっき鋼板を 3 打点溶接し

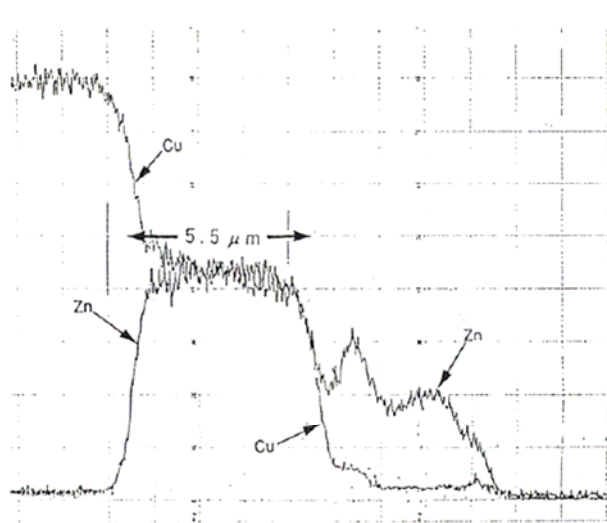


Fig.4-18 EPMA analysis of Cu and Zn at electrode top after 3 spot welds of galvanized steel sheets.

た後の電極先端断面のEPMA結果を示す. 3 打点だけの溶接にも関わらず電極先端部には展伸性の大きい Cu-Zn 合金層が既に形成されている. Fig.4-19 は連続打点溶接試験後の損耗した電極先端部に形成された合金層を示しているが, u-Zn 合金層は $40\ \mu\text{m}$ 程度となっている. Fig.4-18 と Fig.4-19 を比較すると, 打点だけの溶接においても容易に Cu-Zn 合金層は電極先端部に形成され, この Cu-Zn 合金層の形成が混合比率 97%と 100%における電極先端径拡大速度の差異を生じさせたと推定された. 以上をまとめると, 混合打点溶接時には, 合金化溶融亜鉛めっき鋼板が数%でも含まれる電極先端部には Cu-Zn 合金層が形成され, 電極先端径拡大速度は大きく増加し連続打点溶接性を劣化させ, また, 混合打点比率 50%前後では合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時の電極損耗と冷延鋼板溶接時の電極先端平坦化が重畳されたことで, 連続打点溶接性は最も劣化したと推察される.

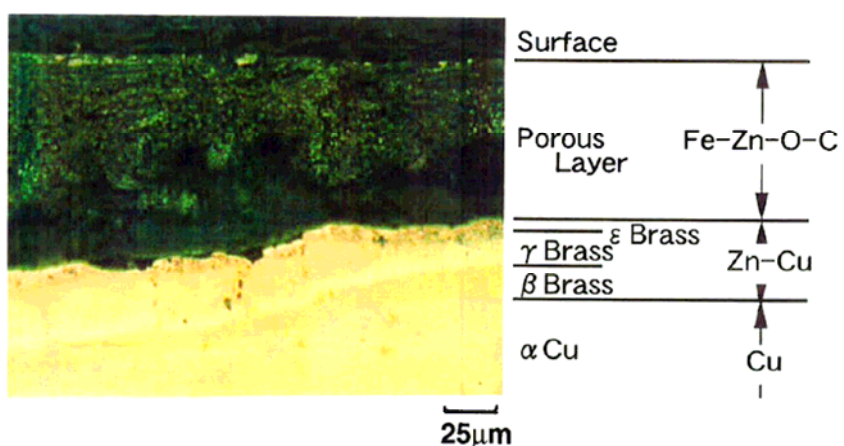
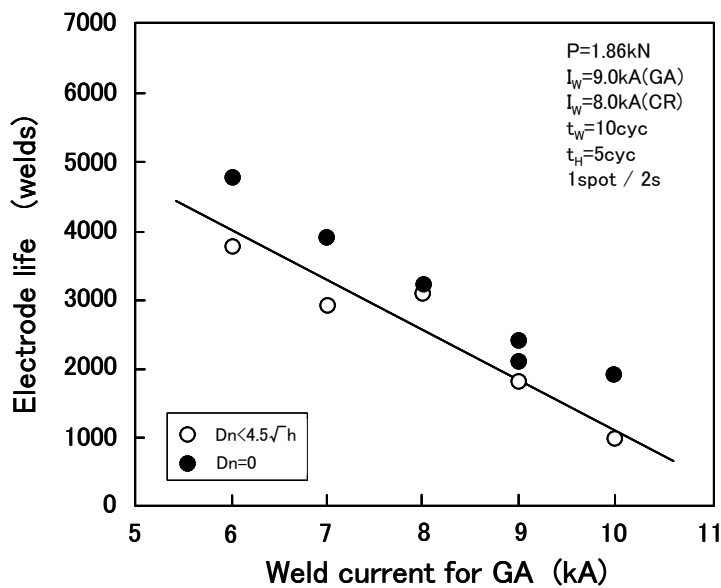


Fig.4-19 Zn-Cu alloy layer and Fe-Zn-O-C layer formation at electrode top face after electrode life test.

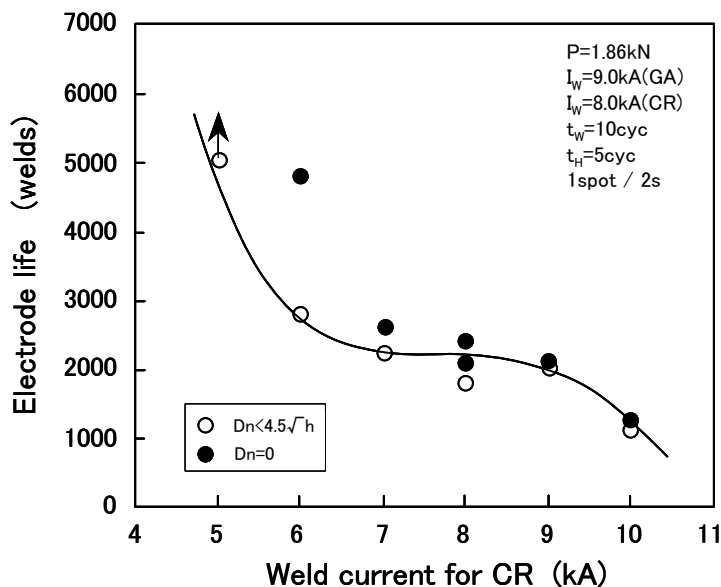
4. 3. 4. 混合打点モードにおける連続打点溶接性に及ぼす溶接条件の影響

混合比率 50%において, 連続打点溶接性に及ぼす各鋼板溶接時の電極先端温度の影響について検討する. 第3章において示したように溶接電流が高くなると電極先端温度も上昇することから, 各鋼板の溶接電流を変化させることにより電極先端温度を変化させ, 連続打点溶接性への影響について検討した. Fig.4-20 に結果を示す. (a)に合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接電流を, (b)に冷延鋼板の溶接電流を変化させた場合を示す. (a)より, 合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶接時の電極先端温度を高くして電極損耗を大きくさせると, 混合打点の連続打点溶接性も劣化する傾向にあることが確認された. また, (b)より, 冷延鋼板溶接電流 5kA 以下では混合打

点での連続打点溶接性低下はほとんど生じないが、6~9kA ではほぼ同等の連続打点溶接性となり、10kA 以上では連続打点溶接性が著しく低下することが確認された。10kA 以上では電極先端温度は 800°C以上上昇すると推定されることから、冷延鋼板溶接時には電極軟化も著しくなり電極先端部の変形による電極先端径拡大が一段と増加したと考えられる。したがって、混合打



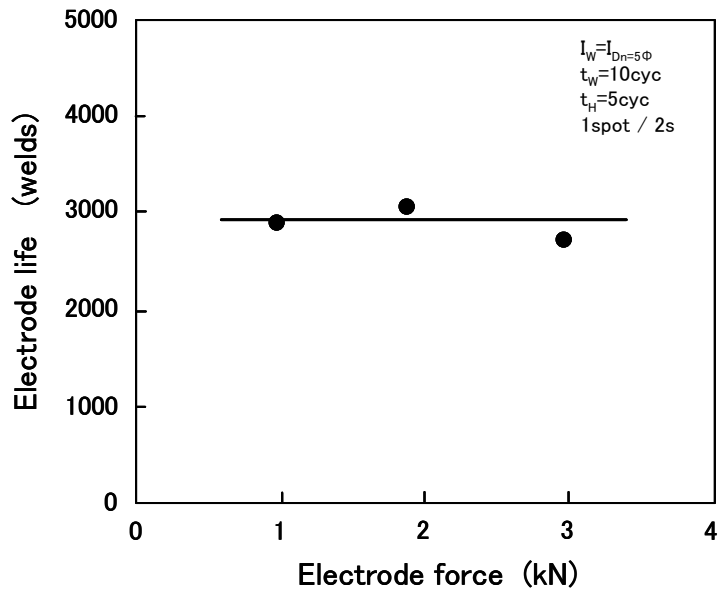
(a) Change in welding current of galvanized steel sheets.



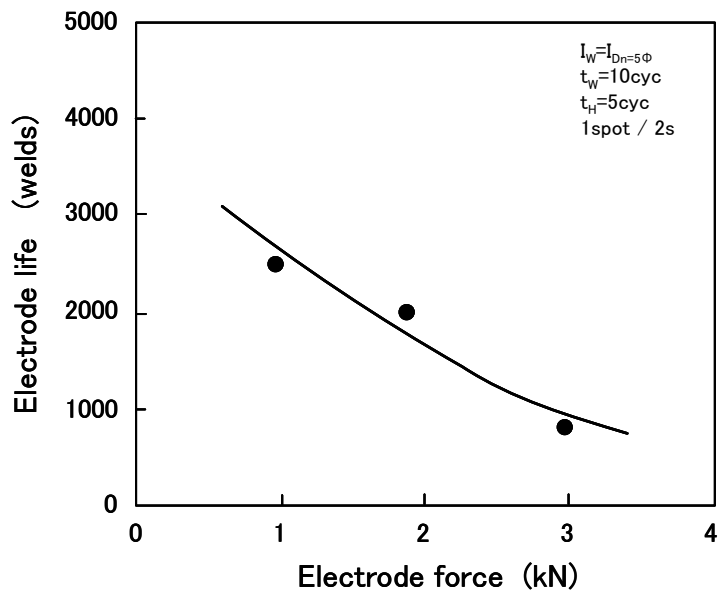
(b) Change in welding current of bare steel sheets.

Fig.4-20 Effect of welding current on electrode life of alternate spot welding.

点溶接において、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接電流値は連続打点溶接性を左右する要因であり慎重な設定が必要であるが、一方、冷延鋼板の溶接電流は多少変動しても連続打点溶接性には大きな影響を及ぼさないことが明らかとなった。



(a) Spot welding of galvanized steel sheets.



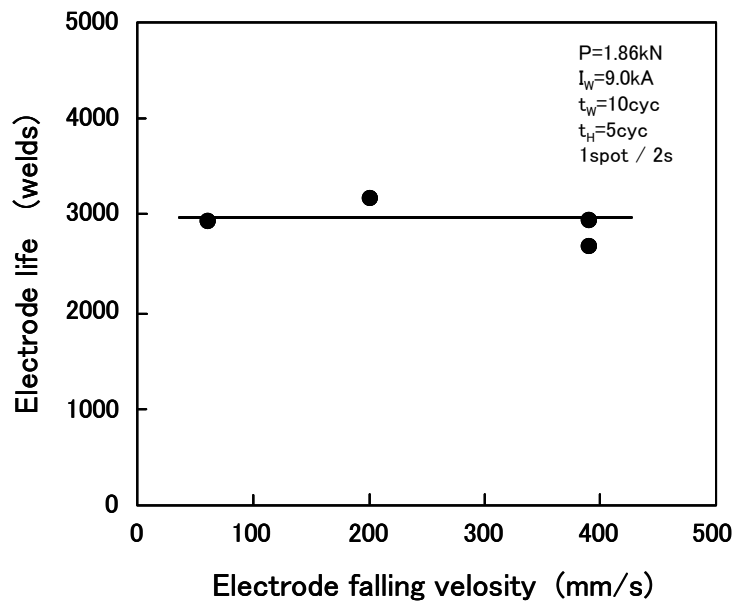
(b) Alternate spot welding of galvanized steel sheets and bare steel sheets.

Fig.4-21 Effect on electrode force on electrode life.

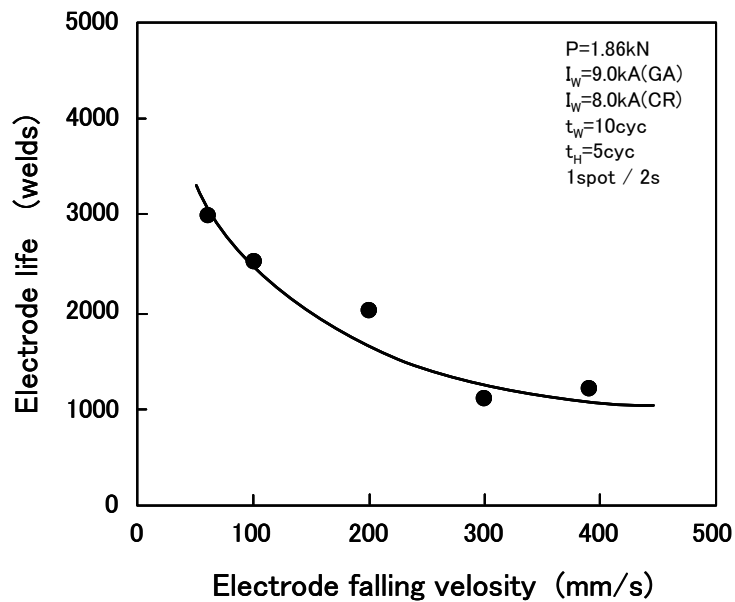
混合打点溶接時の電極先端部平坦化に影響を及ぼす因子として、加圧力と電極加圧速度について検討した。Fig.4-21 に加圧力と連続打点溶接性の関係を示す。加圧力は 100kgf~300kgf で変化させた。(a)は合金化溶融亜鉛めっき鋼板の単独打点溶接、(b)は混合比率 50%の混合打点溶接の結果である。単独打点溶接では、連続打点溶接性は加圧力が変化しても一定であった。加圧力が大きくなると電極先端部は変形し易くなると考えられるが、単独打点溶接では Cu-Zn 合金層形成および鋼板溶接部表面への Cu 付着による電極損耗の凹凸化挙動の方が支配的であったと推定される。これに対して、混合打点溶接では加圧力の増加により連続打点溶接性は低下した。前述したように、混合打点では冷延鋼板溶接時の電極先端平坦化が連続打点溶接性を劣化させる主因子であるため、加圧力の増加は平坦化を大きく促進させたと考えられる。したがって、混合打点溶接では、低加圧力の溶接条件設定が連続打点溶接性を向上させる有効な手段になることが明らかになった。

Fig.4-22 に電極加圧速度(電極加圧時に電極が鋼板に接触するときの速度)と連続打点溶接性の関係を示す。(a)は合金化溶融亜鉛めっき鋼板の単独打点溶接、(b)は混合比率 50%の混合打点溶接の結果である。抵抗スポット溶接機の加圧シリンダーおよび電極の重量は一定であるが、電極が鋼板に加圧されるとき電極加圧速度は加圧シリンダーに圧縮空気を供給するバルブ開閉状態、電極間ストロークとシリンダー容量およびシリンダー摩擦係数などによって変化する。ここでは 50mm/s~400mm/s の間で変化させて連続打点溶接性への影響を測定した。合金化溶融亜鉛めっき鋼板の単独打点溶接では電極加圧速度が変化しても連続打点溶接性は変化しなかったが、混合打点溶接では電極加圧速度の増加とともに連続打点溶接性は低下した。電極加圧速度が増加すると、加圧時に電極に加わる衝突エネルギーは増加することから、加圧力増加と同様に塑性変形による電極先端平坦化が促進したと考えられる。

以上より、混合打点溶接では、冷延鋼板溶接時の溶接電流、圧力および電極加圧速度を低く設定することにより連続打点溶接性の向上が期待されると結論される。



(a) Spot welding of galvanized steel sheets.



(b) Alternate spot welding of galvanized steel sheets and bare steel sheets.

Fig.4-22 Effect on electrode pressurization speed on electrode life.

4. 4. 結言

本章では、電極先端温度および溶着現象の観点から、CF形電極を用いて連続打点溶接性に及ぼす電極形状および冷却状態の影響について検討し、さらに混合打点における連続打点溶接性について検討し、連続打点溶接性向上のための指針を得た。以下に得られた結果をまとめる。

- 1) 電極先端角度の増加により電極先端温度は上昇すると推定され、実際の溶接においても鋼板溶接部表面Cu付着量は増加していることから、先端角度の増加により電極損耗量は増大することを確認した。
- 2) 先端角度の増加とともに同じ損耗量に対する電極先端径拡大率は減少するため、溶接部での電流密度低下は生じ難くなる。このため、連続打点溶接性に優れた最適なCF形電極の先端角度は電極損耗量と電極先端拡大率の関係から導出でき、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合は 30° ~ 45° であることが明らかとなった。
- 3) 冷却端距離の短縮は連続打点溶接中の電極先端温度を上昇させることで鋼板溶接部表面Cu付着量を増大させ、特に、冷却短距離が7mm以下に減少すると連続打点溶接性は大きく劣化することが明らかになった。
- 4) 電極冷却水量の低減は連続打点溶接中の電極先端温度を上昇させ、特に、冷却水量が0.5l/min以下に減少した場合に連続打点溶接性は大きく劣化することが明らかになった。
- 5) 連続打点速度の増加は、連続打点溶接中の電極先端温度を上昇させ、特に、打点速度が0.5spot/s(2秒間に1打点溶接)以上に増加すると連続打点溶接性は劣化することが明らかになった。
- 6) 混合打点溶接では、単独打点溶接と比較して鋼板溶接部表面Cu付着量が少なく電極損耗量自体は少なかった。また、混合打点の冷延鋼板溶接時には、電極から鋼板溶接部へのCu付着は少ないものの電極先端形状の平坦化を促進させており、この電極先端平坦化が連続打点溶接性を劣化させたと推定された。
- 7) 混合打点溶接では、冷延鋼板溶接時に電極先端に高抵抗の炭化物が形成され、この炭化物は通電制限によりナゲット形状をリング状にし、電極先端温度を 100°C 近くも上昇させる効果があると推察された。
- 8) 混合打点における2種類の鋼板の混合比率を変えた場合、合金化溶融亜鉛めっき鋼板溶

接時の電極損耗と冷延鋼板溶接時の電極先端平坦化現象により、連続打点溶接性は混合比率 50%前後で極小値を示した。また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が数%でも含まれると電極先端部には Cu-Zn 合金層が形成され電極先端径拡大は大きく進行し、冷延鋼板の単独打点に比較して連続打点溶接性は著しく劣化することが明らかになった

- 9) 混合打点溶接では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の設定溶接電流は連続打点溶接性を左右する要因であり慎重な設定が必要だが、冷延鋼板の設定溶接電流は多少変動しても連続打点溶接性には大きな影響を及ぼさないことが明らかとなった。
- 10) 混合打点溶接では、加圧力増加および電極加圧速度増加により電極先端平坦化が促進され連続打点溶接性は低下する傾向にあるため、低加圧力かつ低電極加圧速度の設定が連続打点溶接性向上には有効であることが明らかになった。

第5章 アルミニウム合金板のナゲット形成に及ぼす電極先端損耗の影響

5. 1. 緒言

アルミニウム合金板は鋼板と比較して熱伝導率は約3倍、固有抵抗は約1/3であるため、抵抗スポット溶接の際には抵抗発熱が発生し難く、かつ発生した熱が逃げ易いという特性をもつ。そのため、アルミニウム合金板の溶接には、鋼板の溶接と比較して高い溶接電流、短い通電時間、高い加圧力の設定が必要とされる。さらに、板表面は緻密で強固な酸化皮膜で覆われていることも、抵抗スポット溶接を困難にしている。連続打点溶接性についても、鋼板と比較すると著しく劣るとされている^{52)~55)}。そのため、アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接特性を向上させるために、アルミニウム合金板の表面処理方法^{52)~57)}、溶接方法^{58)~60)}、電極^{61)~63)}の改良、あるいは連続打点溶接における溶接継手強さ変化特性^{64)~68)}などについての報告がなされてきた。しかし、自動車車体へのアルミニウム合金板の本格採用を考えると、大量生産に対応するために必要な連続打点溶接性が十分確保できているとはいえず、より一層の向上が求められている。特に、アルミニウム合金板の溶接では溶接継手強度により連続打点溶接性が評価されているが、そのばらつき抑制が課題とされる。

そこで、本章では、連続打点溶接における電極損耗形態の観点から溶接打点毎の溶接継手強さのばらつき原因について解析し、その原因の明確化を図る。

5. 2. 実験方法

5. 2. 1. 供試材料

板厚 1.0mm の 5000 系のアルミニウム合金板 5182 を溶接実験に用いた。Table5-1 にアルミニウム合金板の化学組成を示す。アルミニウム合金板には酸洗処理を施さず、表面酸化皮膜厚さは 250 Å に調整した。比較のために、第2章から第4章の実験に用いた板厚 0.7mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板を用いた。

溶接に際しては、供試板を2枚重ねて溶接を実施した。

Table5-1 Chemical composition of aluminum alloy sheet used.

(mass%)						
Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	Al
4.50	0.06	0.03	0.12	0.20	0.01	bal.

5. 2. 2. 溶接条件

溶接機は定置型直上加圧式の単相交流ダイレクト通電方式のタイプを使用し、加圧は圧縮空気によるエア加圧方式を用いた。溶接電極は先端曲率半径 80mm, 直径 16mm のR形電極を用い、材質は銅に1.0%程度のCrを添加した析出強化型Cr-Cu合金とした。アルミニウム合金板の溶接条件は、加圧力 3.92kN, 通電時間 6cycles (アップスロープ 1cycle 含む), 保持時間 15cycles, 連続打点溶接時の電極開放時間 49cycles, 溶接電流 29kAとした。単相交流の周波数は 50Hz である。また、電極は上下とも 3.0l/min の水量の冷却水で冷却させた。

合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接条件は、加圧力 1.96kN, 通電時間 10cycles, 保持時間 5cycles, 連続打点溶接時の電極開放時間 55cycles, 溶接電流 8.8kAとした。電極冷却水量は上下とも 2.0l/min とした。

連続打点溶接試験での継手特性評価には引張せん断試験を用い、20打点溶接毎に2組の溶接継手を作製して評価した。

5. 2. 3. 電極先端性状の測定方法

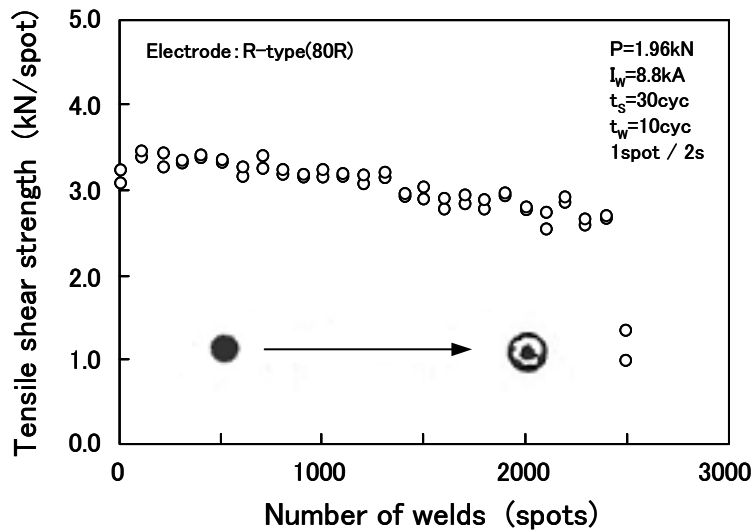
連続打点溶接により損耗した電極先端状態を調査するために、感圧紙を板と電極の間に挿入して圧痕径を測定した。さらに、詳細な電極先端凹凸形状を測定する際には表面粗さ計を用いた。

また、溶接後の電極先端面のCu, Al, Mg, Oの分布を測定するために、EPMAによるマッピング分析を実施した。

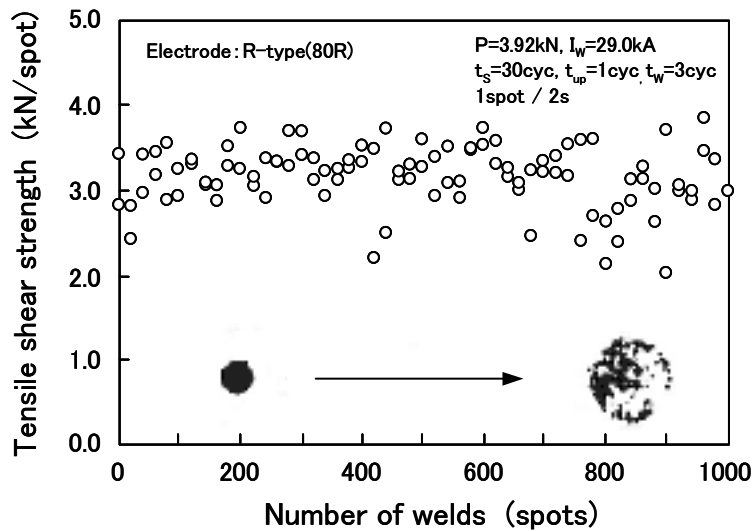
5. 3. 実験結果および考察

5. 3. 1. 連続打点溶接中のナゲット形成点の移動現象

Fig.5.1 に、アルミニウム合金板と合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、R形電極を用いて連続打点溶接したときの継手の引張せん断強さ変化を示す。(a)の合金化亜鉛めっき鋼板の場合、2500 打点溶接でナゲットが形成されなくなるまで溶接打点毎の継手強度のばらつきは小さ



(a) Galvanized steel sheet



(b) Aluminum alloy sheet

Fig.5-1 Change in the tensile shear strength of welded joint with consecutive welding.

いが、(b)のアルミニウム合金板の場合は、1000 打点溶接にもかかわらず打点毎のばらつきは非常に大きくなることが確認された。アルミニウム合金板を 1000 打点溶接した後の電極と、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を 2500 打点溶接した後の電極について、感圧紙によって測定した先端損耗状態で比較すると、アルミニウム合金板の場合は溶接打点数が合金化溶融亜鉛めっき鋼板の 40%であるにもかかわらず約3倍にも拡大していた。また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合は電極先端径が拡大すると電流密度低下によりナゲット未形成の現象が生じるが、アルミニウム合金板の場合は Fig.5-1 (b) に示されるように、継手強度は大きくばらつくものの電極先端径が拡大してもナゲットは形成していることが確認され、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接現象とは大きく異なっていた。アルミニウム合金板の溶接では、電極によって加圧された領域の一部に通電経路が限定されるためナゲットが形成されたと考えられる。

そこで、アルミニウム合金板におけるナゲット形成現象を解析するため、アルミニウム合金板の溶接部表面の観察を行った。ナゲット形成点は表面が白色化しているため容易に推定可能であることから、連続打点溶接中の全溶接点に対して電極加圧範囲内でのナゲット形成点を調査した結果、三種類に分けられる不連続移動をすることが示された。Fig.5-2 に観察されたナゲット形成点の移動現象を模式化して示した。Type I はナゲット形成点が全く違う場所に突然移動する場合、Type II は二ヶ所通電の状態を経てナゲット形成点が移動する場合、Type III はナゲットがほとんど形成されない状態を経てナゲット形成点が移動する場合である。この時の溶接部断面

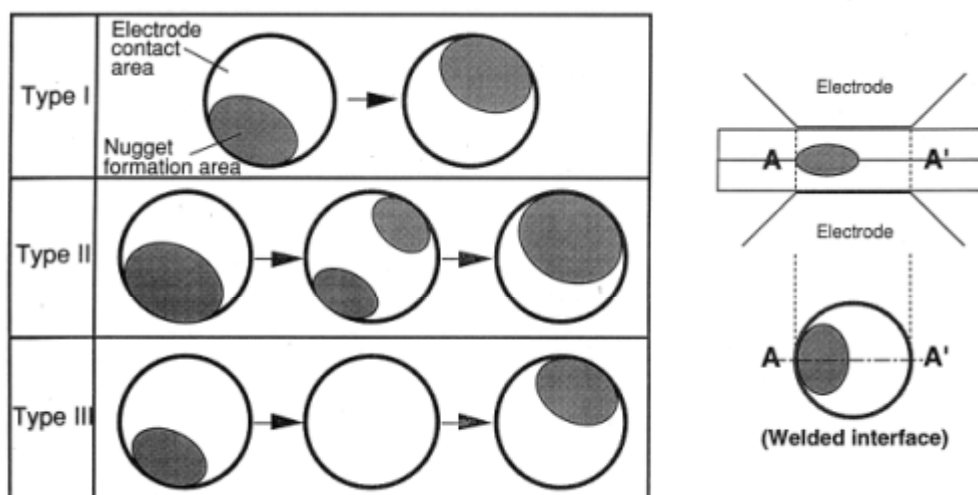


Fig.5-2 Schematic illustration of the transition behavior in location and size of nugget during consecutive welding of aluminum alloy sheets.

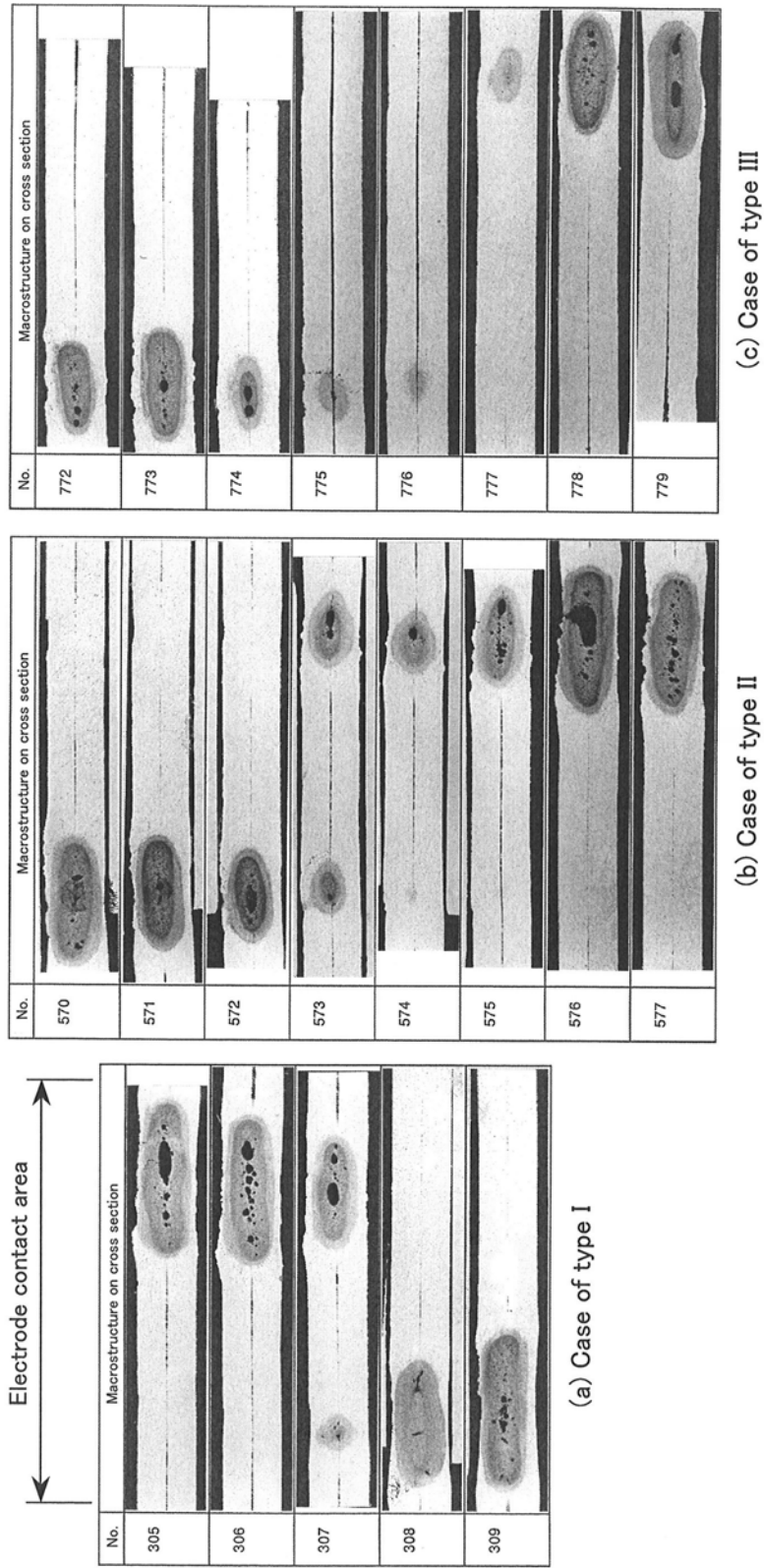


Fig.5-3 Changes of macrostructure in cross section of welded joint during consecutive welding of aluminum alloy sheets

を Fig.5-3 に示す. 溶接部表面から推定したように, 溶接部断面マクロからもナゲット形成点の不連続移動現象が確認できた. また, 溶接部断面マクロからはナゲット形成点の不連続移動が生じる時にナゲット径が減少することが確認され, 溶接継手の引張せん断強さの低下を引き起こしたと推定された. 特に, Type III はナゲットがほとんど形成されない状態を経るため, 溶接継手の引張せん断強さが最も低下する状態となっていた.

連続打点溶接におけるナゲット形成点の移動現象をさらに正確に把握するために, 全溶接部分についてナゲット形成点の電極加圧範囲内での位置測定を行った. その結果を Fig.5-4 に示す. 図中に示したように, ナゲット形成点の位置を角度によって表わすことで数値化した. 連続打点溶接初期には合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合と同様に電極加圧部中央にナゲットが形成されるが, 150打点目以降は偏った位置にナゲットは形成されていた. 連続打点数の増加とともに Fig.5-2 および Fig.5-3 に示したナゲット形成点の不連続移動が生じ始め, 不連続移動の形態は Type I から Type II, Type III へと変化した. Type III が頻繁に現れる800打点以降は溶接継手強さのばらつきが非常に大きくなるため, Fig.5-1 に示したように継手強度も大きく変化したと推定される. すなわち, アルミニウム合金板の連続打点溶接時の継手引張せん断強さは, ナゲット形成点の不連続移動する場合に大きなばらつきを生じたものと結論される. また, このことは, 抜取試験のタイミングあるいは頻度の違いにより, 連続打点溶接試験における溶接継手強さの

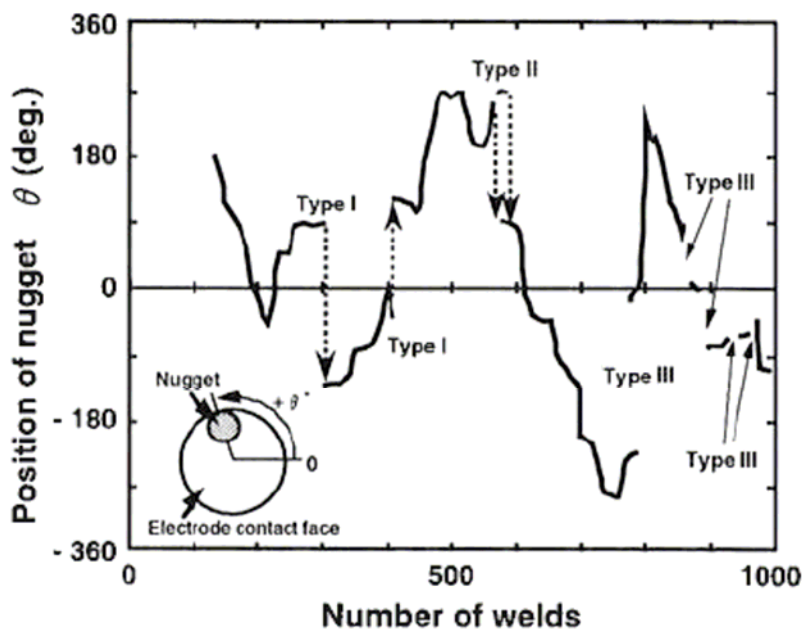


Fig.5-4 Transition of nugget location during consecutive welding of aluminum alloy sheets

評価結果は大きく変動することを示しており、この点を考慮した電極寿命評価が必要であるといえる。

5. 3. 2. 連続打点溶接性に及ぼす電極損耗状態の関係

前項でナゲット形成点の移動現象が生じることを示したが、Fig.5-5 に連続打点溶接により移動現象を生じたときの電極先端損耗形状を測定し、ナゲット形成点と比較した結果を示す。電極先端損耗形状は表面粗さ計および感圧紙によって測定した。GA鋼板の抵抗スポット溶接と同様、アルミニウム合金板の場合も上下電極を突き合わせたときの局所的な接触箇所にナゲットは形成されると考えられる。しかし、本実験においては、同様の現象も認められたが、Fig.5-5 に示すように上下電極の接触部とナゲット形成点とが必ずしも一致せず、局所的な接触箇所以外でのナゲット形成が確認された。すなわち、(a)の表面粗さ計による測定では、上下電極の接触部は右側であるがナゲット形成点は左側の矢印で示した位置であり、(b)の感圧紙による測定では、ナゲット形成点は最も上下電極の接触状態の少ない位置となっていた。

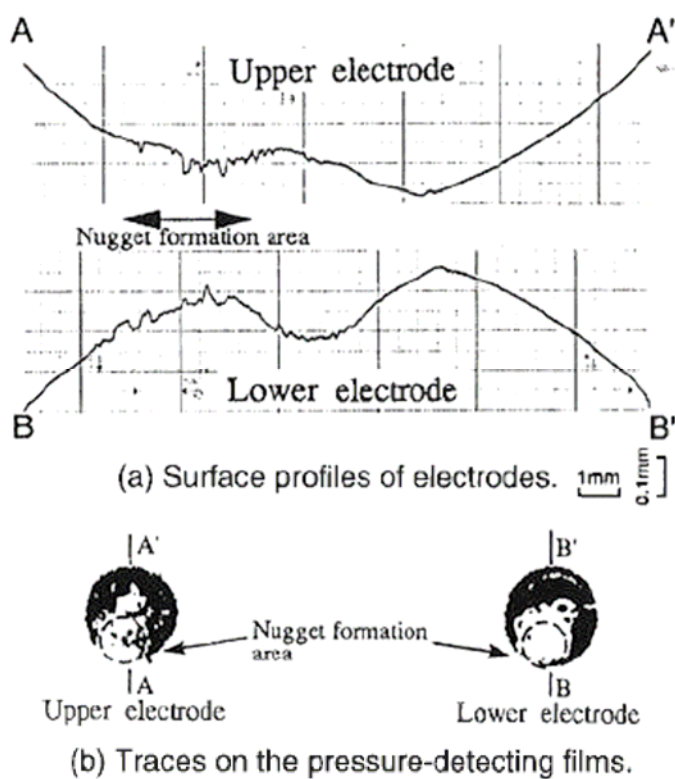


Fig.5-5 Surface profiles of worn electrodes and the traces on the pressure-detecting films in aluminum alloy sheets spot welding.

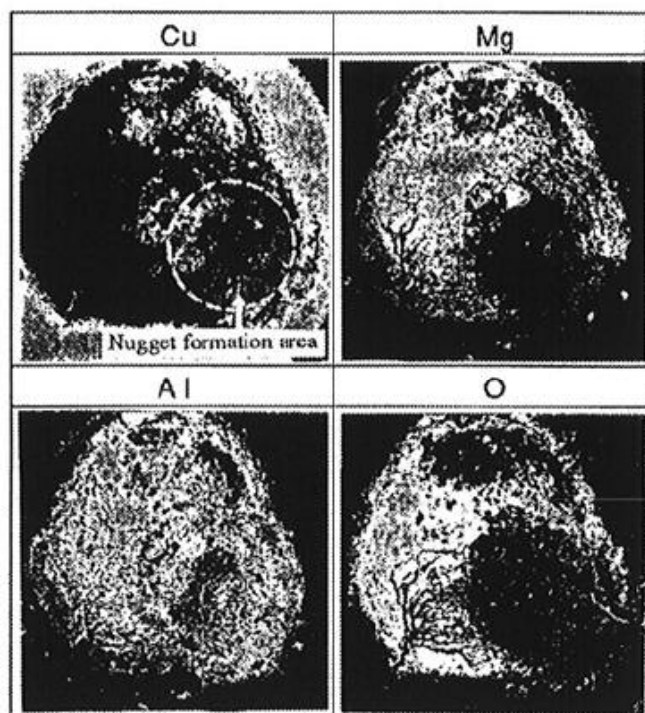


Fig.5-6 Results of EPMA on a worn electrode face in aluminum alloy sheets spot welding.

上下電極の局所的な接触箇所以外でナゲット形成が生じる原因を検討するため、EPMA により電極先端損耗面の元素分析を行った。Fig.5-6にEPMA結果を示す。ナゲット形成点に対応する部分を破線の円で示している。MgとOの分布状態は良く一致しており、しかも、MgとOの少ない部分はナゲット形成点と一致していることが明らかである。用いたアルミニウム合金板表面はMgOあるいは Al_2O_3 といった酸化皮膜が生じ易い状態にあること、溶接時には電極先端部はかなり高温になることなどから、損耗電極のごく表面部はアルミニウム合金板と同様に酸化皮膜が生じ易い状態にある。したがって、Fig.5-6におけるMgおよびOはMgO分布を示していると推定され、上下電極の局所的な接触箇所以外でナゲット形成が生じる原因は絶縁体であるMgOの少ない部分に電流が優先的に流れるためと推察される。また、この損耗状態の電極で溶接が繰り返されると、MgO形成の少ない電極先端部分では、通電によるCu-Al合金層形成および電極損耗が優先的に進行し凹化が進行し、さらに凹部が十分大きくなってアルミニウム合金板との接触が通電中に生じなくなると、他のMgOに覆われている電極先端凸部分の中で相対的にMgO形成の少ない箇所に電流は流れるようになると考えられる。電極損耗径がさらに大きく拡大した場合は、MgO分布および電極損耗部の凹凸状態の不均一性も大きくなるため、Fig.5-2に示したナゲット形成点の不連続移動現象が生じ易くなると考えられる。

以上より、アルミニウム合金板の連続打点溶接において電極先端径が著しく拡大してもナゲットが形成されるのは、損耗電極表面に形成される MgO と電極先端凹凸形状の2つの要因により通電経路が極端に制限されているためと推察される。

5. 4. 結言

本章では、連続打点溶接における電極損耗形態の観点から溶接打点毎の溶接継手強さのばらつき原因について検討した。以下に得られた結果をまとめる。

- 1) アルミニウム合金板の連続打点溶接では、電極先端径が初期状態から約3倍に拡大してもナゲット未形成になることはなく、電極加圧された領域の一部にナゲット形成される現象が確認された。
- 2) アルミニウム合金板の連続打点溶接では、電極が損耗すると電極加圧範囲内でナゲット形成点が不連続移動をすることが示された。このナゲット形成点移動現象は、ナゲット形成点が全く違う場所に突然移動する Type I, 二ヶ所通電の状態を経てナゲット形成点が移動する Type II, ナゲットがほとんど形成されない状態を経てナゲット形成点が移動する Type III の3種類に分類されることが明らかになった。
- 3) アルミニウム合金板の連続打点溶接では、上下電極の接触部とナゲット形成点とが必ずしも一致しない現象が確認された。電極先端面に MgO の形成が確認され、MgO が形成されていない部分に優先的に溶接電流が流れたものと推察され、ナゲット形成点の不連続移動も MgO 形成による通電経路の制限が原因であると考えられた。

第6章 アルミニウム合金板の連続打点溶接におけるナゲット形成安定化技術

6. 1. 緒言

アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接に関して、アルミニウム合金板の表面処理方法^{44)~49)}、溶接方法^{50)~52)}、電極^{53)~55)}などが溶接性に及ぼす影響について報告がなされているが、連続打点溶接時の電極損耗および溶接部形成の不安定化は大きな課題である。しかし、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接性向上に効果的であった電極形状と比較すると、アルミニウム合金板の溶接において検討されている電極形状はR形もしくは電極先端の頂角の広いタイプの電極のみであり、十分な検討がなされていない。また、アルミニウム合金板の表面処理方法については、酸洗による酸化膜除去によって通電経路の安定確保を実現させてナゲット形成を安定化させようという試みがほとんどである。

そこで、本章では、連続打点溶接におけるナゲット形成を安定化させるために、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点性向上に有効であったCF形電極の適用性を検討し、さらに、アルミニウム合金板の表面処理として酸化皮膜除去した後にさらに均一なクロメート処理を施すことによる連続打点溶接時の継手強度のばらつき抑制効果について検討し、連続打点溶接性向上技術についての提案を行う。

6. 2. 実験方法

6. 2. 1. 供試材料

板厚 1.0mm の 5000 系のアルミニウム合金板 5182 を溶接実験に用いた。電極形状についての検討に用いたアルミニウム合金板は、酸洗処理を施さず表面酸化皮膜厚さは 250 Å に調整した。また、表面処理の検討に用いたアルミニウム合金板は、酸洗処理によって表面酸化皮膜を除去した後に、20mg/m² および 80mg/m² のクロメート処理を施した。クロメート処理は片面に付着させるタイプと両面に付着させるタイプを作製し、溶接実験によって種々組合せた。

溶接に際しては、供試板を2枚重ねて溶接を実施した。

6. 2. 2. 溶接条件

溶接機は定置型直上加圧式の単相交流ダイレクト通電方式のタイプを使用し、加圧は圧縮空気によるエア加圧方式を用いた。溶接電極は4種類の形状を用いた。先端径 5mm Φ 、先端角度 15° ~45° のCF形電極、先端径 16mm Φ 、先端曲率半径 8~80mm のR (Radius)形電極、先端径 3~7mm のDR (Dome Radius)形電極、先端径 6mm Φ 、先端曲率半径 40mm のDR形電極である。電極元径は 16mm、電極材質は Cu に 1.0%程度 の Cr を添加した析出強化型 Cr-Cu 合金とした。

溶接条件は、加圧力 1.96~3.92kN、通電時間 3~5cycles (アップスロープ 1cycle 含む)とし、連続打点溶接は 1 打点/2 秒の速度で実施した。単相交流の周波数は 50Hz である。また、電極は上下とも 3.0l/min の水量の冷却水で冷却させた。

6. 2. 3. 評価方法

連続打点溶接試験での継手特性評価には引張せん断試験を用い、20打点溶接毎に2組の溶接継手を作製して継手強度変化を測定した。

連続打点溶接により損耗した電極先端状態を調査するために、感圧紙を板と電極の間に挿入して圧痕径を測定した。また、溶接部のシートセパレーションを Fig.6-1 に示す2箇所の位置で測定した。

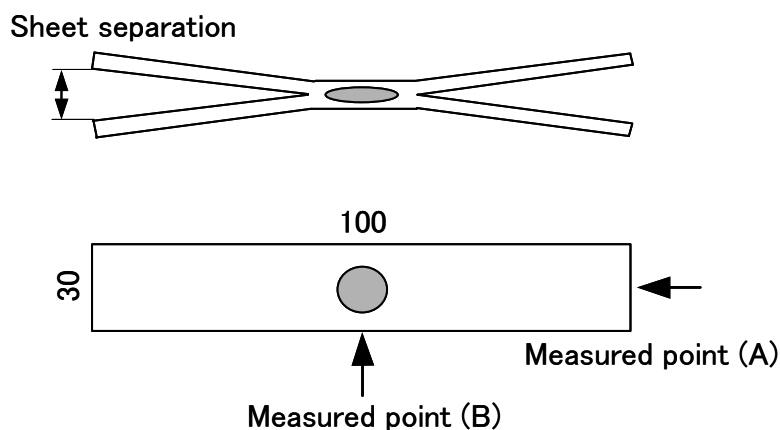


Fig.6-1 Schematic showing of sheet separation.

電極先端部での溶接中の温度を熱電対により実測した。CF (Cone Flat) 形電極を用いて電極内部より中心部分に電極先端近傍まで熱電対を挿入し。熱電対の挿入穴径は 1.6mm Φ 、電極先端面から 0.5mm の位置で測定を行った。熱電対は 0.2mm Φ の Pt-Pt20%Rh を使用し、パーカッション溶接により温度測定位置に熱電対を取り付けた。

6. 3. 実験結果および考察

6. 3. 1. 連続打点溶接性に及ぼす電極形状の影響

電極先端角度 15°、30°、45° のCF形電極を用いて、加圧力 3.92kN、通電時間 4cycles (アップスロープ 1cycle 含む) でアルミニウム合金板の連続打点溶接を実施した。Fig.6-2 に連続打点溶接性と電極先端角度の関係を示す。連続打点溶接性は継手引張せん断強さ 1.96kN を下限強度として判定した。連続打点溶接性は先端角度の増加とともに向上した。継手強度の点で判断すると、R形電極の場合と比較しても大きく向上することが確認された。また、Fig.6-2 の連続打点溶接における電極先端損耗径の変化を Fig.6-3 に示す。電極先端径も先端角度の増加とともに拡大する傾向を示しており、電極先端径が 7mm 程度まで拡大したときの溶接打点数が Fig6-2 に示した連続打点溶接性の結果とほぼ一致した。アルミニウム合金板の連続打点溶接においても電極熱容量が小さくなれば(先端角度が大きくなれば)電極先端温度は上昇すると考え

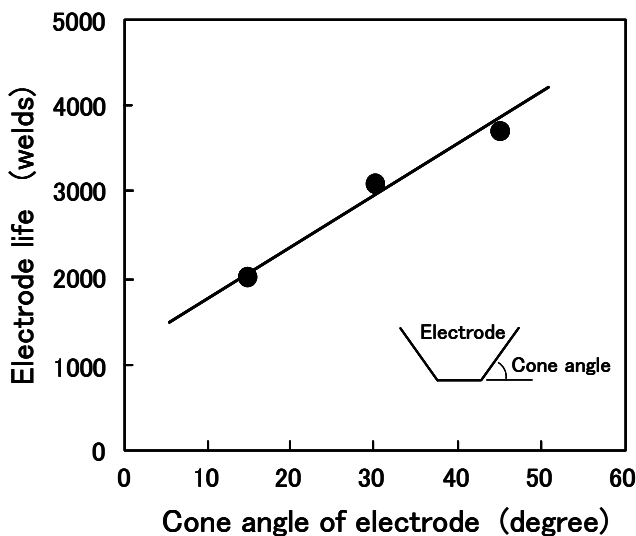


Fig.6-2 Relation between cone angle and electrode life in aluminum alloy sheets spot welding with truncated cone electrode.

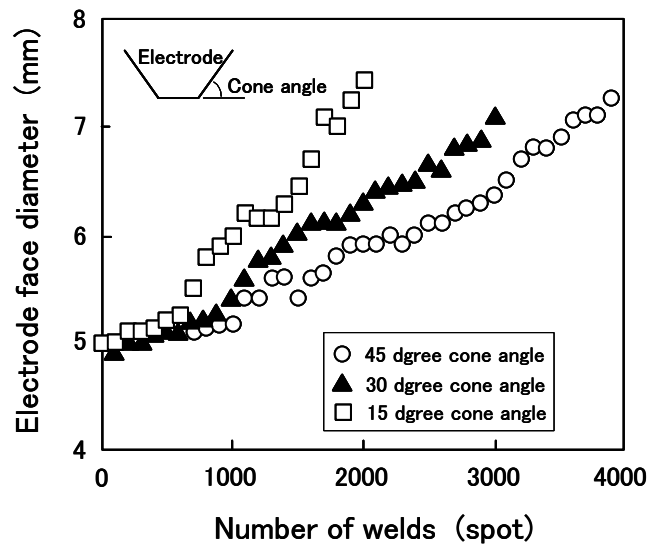


Fig.6-3 Changes in face diameter of truncated cone electrode during electrode life tests of aluminum alloy sheets.

られるが、アルミニウム合金板は合金化溶融亜鉛めっき鋼板よりも低融点かつ高熱伝導率であることから、溶融ナゲットからの熱伝導に基づく電極先端への熱流入は非常に少なく、結果として電極先端温度上昇への影響も少なかったと考えられる。したがって、アルミニウム合金板の電極損耗は、板表面に存在する高抵抗の酸化膜において発生する過大発熱、もしくは酸化膜により通電点が制限されたことによる局所発熱によって引き起こされたと推察される。

CF形電極における先端角度の増加は連続打点溶接性を向上させたが、アルミニウム合金板溶接では鋼板と比較すると電気固有抵抗が小さく熱伝導率が高いため大電流溶接となっており、大電流溶接でも溶接安定性を確保するために合金化溶融亜鉛めっき鋼板の約2倍の加圧力が用いられる。本実験でも、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接(Fig.4-6)で1.96kNであった加圧力を3.92kNに増加させている。そのため、溶接部でのシートセパレーションの増加あるいは溶接部厚さの減少が顕著に生じた。電極先端角度15°、30°、45°のCF形電極を用いた溶接部について、シートセパレーションと溶接部厚さを測定した結果をFig.6-4に示す。先端角度45°の溶接ではシートセパレーションが急激に増加する傾向となった。継手強度の点からの連続打点溶接性は良好であるものの、継手変形の観点から先端角度は30°以下が推奨される。

溶接部のシートセパレーション量についてR形電極を用いた溶接により検討した。Fig.6-5に先端曲率半径とシートセパレーションの関係を示す。先端曲率半径を20mm以下にするとシート

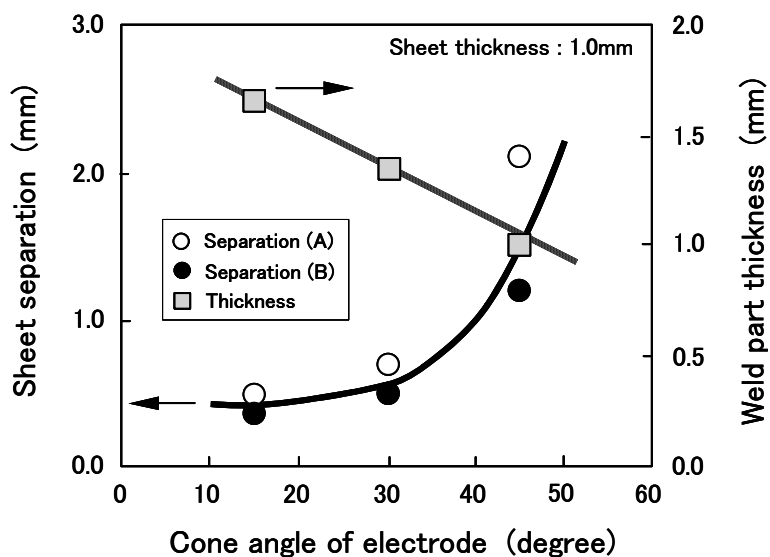


Fig.6-4 Relation between cone angle, sheet separation and weld part thickness in aluminum alloy sheets spot welding with truncated cone electrode.

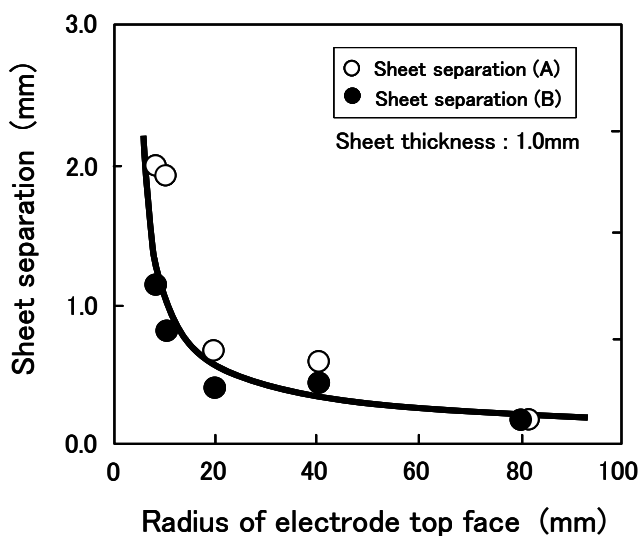


Fig.6-5 Relation between radius of domed electrode and sheet separation in aluminum alloy sheets spot welding.

セパレーションは急激に拡大した. Fig.6-6に先端曲率半径20mmのR形電極を用いた場合の連続打点溶接性を示す. 加圧力3.92kN, 通電時間4cycles (アップスロープ1cycle含む)はFig.6-2

と同じとした。1200 打点程で継手強度の下限値を下回っており、連続打点溶接性が不十分であった。

次に、DF (Dome Flat) 形電極を用いて検討した。先端曲率半径 8mm のドーム形電極の先端部に平坦部分を加工した電極である。電極先端径は3~7mm に変化させた。Fig.6-7に先端径とシートセパレーションの関係を示す。先端平坦部の導入によりシートセパレーションは抑制され、

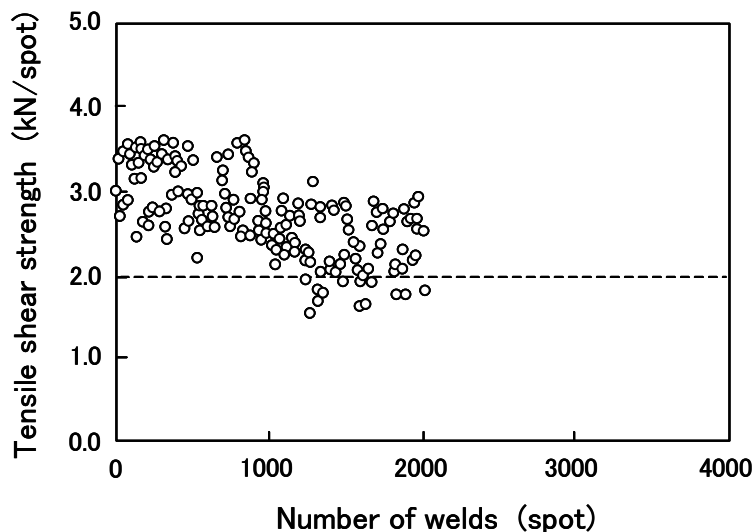


Fig.6-6 Result of electrode life test of aluminum alloy sheets with 20mm radius domed electrode.

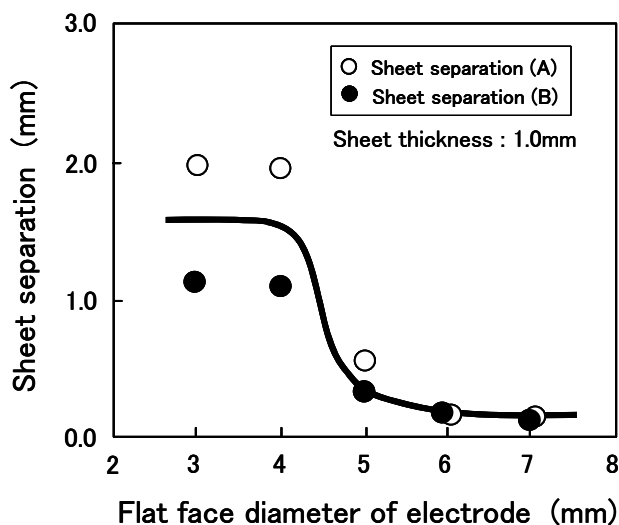


Fig.6-7 Relation between flat face diameter of domed flat electrode and sheet separation in aluminum alloy sheets spot welding.

先端径5mm以上にするこで、十分な効果が得られた。Fig.6-8に、先端径5mmのDF形電極を用いた場合の連続打点溶接性を示す。2500点以上の電極寿命が示されており、十分な特性が得られることが明らかになった。

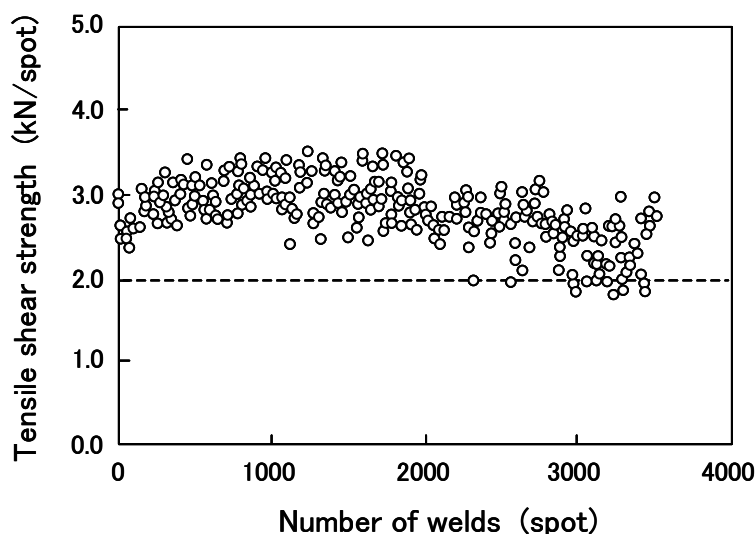


Fig.6-8 Result of electrode life test of aluminum alloy sheets with domed flat electrode with 5mm flat face.

6. 3. 2. 連続打点溶接性に及ぼす表面クロメート皮膜の影響

アルミニウム合金板の酸化皮膜除去に関する研究^{44)~49)}では、電極一板間での酸化皮膜の存在によって引き起こされる局所的な過剰発熱は抑制され、溶接部形成の安定化が可能になるとされている。一方で、低融点かつ高熱伝導率であるために溶融部形成し難いアルミニウム合金板においては、板一板間の酸化皮膜は発熱源として有効である可能性も考えられる。そこで、表面皮膜をコントロールすることによるナゲット形成の安定性確保の可能性について検討した。

Fig.6-9 にアルミニウム合金板のクロメート皮膜量と継手引張せん断強さの関係を示す。クロメート処理の記号A/Bについて説明する。Aは電極に接する板表面側の皮膜量、Bは板同士が接触する板表面側の皮膜量である。0/0 は酸化膜除去のまま、80/0 は電極に接する板表面に80mg/m²、板同士が接する板表面は酸化膜除去のままであることを示しており、クロメート皮膜量を様々に変化させた板組みを溶接した。継手強度へのクロメート皮膜の影響を明確にするため、溶接電流は15kAと低めに設定した。電極は先端径6mmΦのDR形電極、加圧力は2.65kN、通

電時間は 6cycles (アップスロープ 1cycle 含む) とした。板-板間にクロメート皮膜がない場合は継手の引張せん断強さが 1.0kN 以下と低強度を示したが、板-板間に 80mg/m² のクロメート皮膜がある場合は、2.0kN 程度まで継手強度は上昇した。板-板間にクロメート皮膜を付与するこ

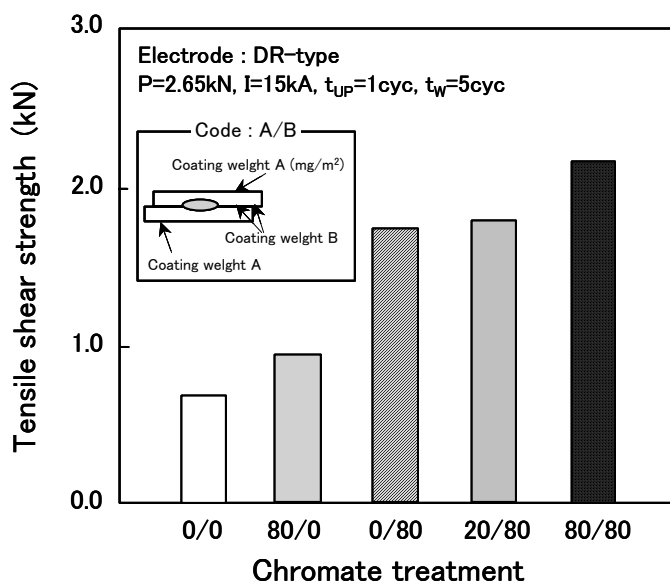


Fig.6-9 Effect of chromate coating weight on tensile shear strength of welded joints.

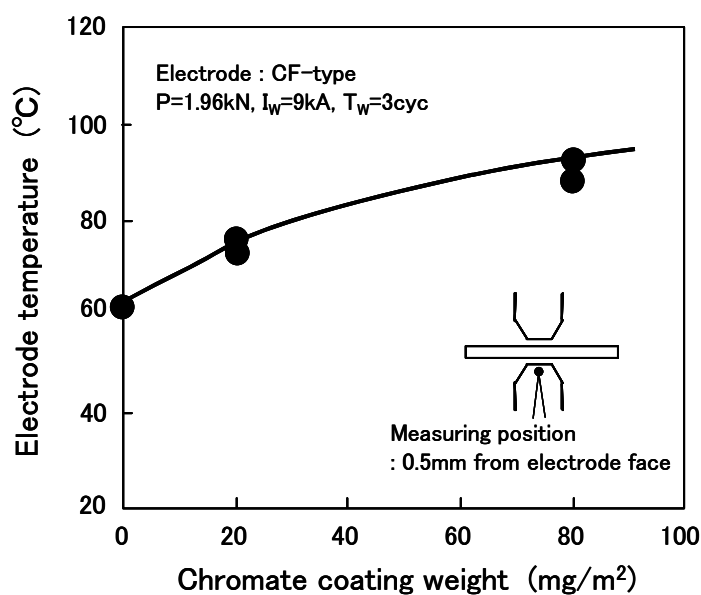


Fig.6-10 Relation between chromate coating weight and the maximum temperature of electrode measured on welding of single sheet.

とでナゲット形成が促進されており、連続打点溶接性の向上も期待される。

次に、板－電極間に存在するクロメート皮膜が電極損耗に及ぼす影響について検討した。アルミニウム合金板の溶接では電極－板間で発生する発熱によって電極損耗が生じると考えると、電極に接する側の板表面に厚いクロメート皮膜が存在すると電極損耗が促進されると想定される。板－板間の発熱の影響をなくし、電極－板間で発生する発熱のみの影響をみるため、1枚板溶接により評価した。Fig.6-10 にクロメート皮膜量と電極先端温度の関係を1枚板溶接によって測定した結果を示す。電極先端温度は電極表面から 0.5mm 内側の位置で測定し、温度測定を容易にするためCF形電極を用いた。クロメート皮膜量の増加に従い電極先端温度は上昇した。また、Fig.6-11 は、Fig.6-10 の1枚板溶接をDR形電極で 1000 打点実施した後に損耗電極の先端径を測定した結果である。クロメート皮膜量の増加に従い1000 打点溶接後の電極先端径は拡大する傾向にあり、特に 80mg/m² の付着量の場合に先端径は大きく拡大した。1枚板の溶接では板－板間での発熱はないため、電極－板間での発熱のみによって電極先端温度の上昇、および電極先端損耗が発生したと推定される。

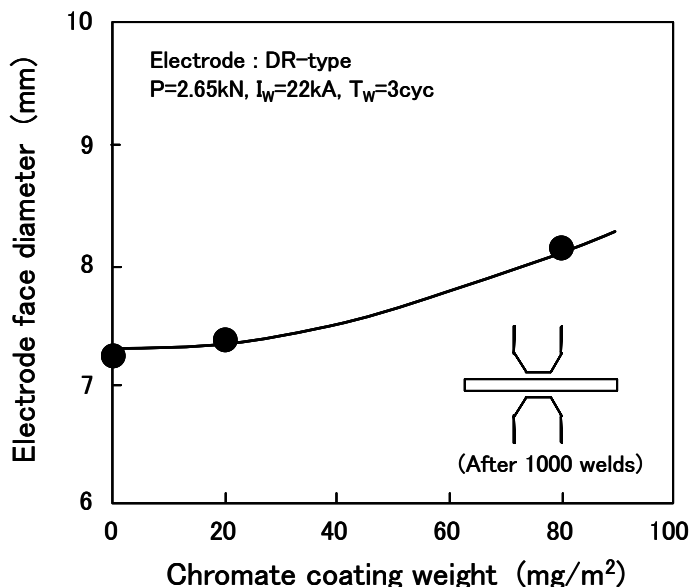
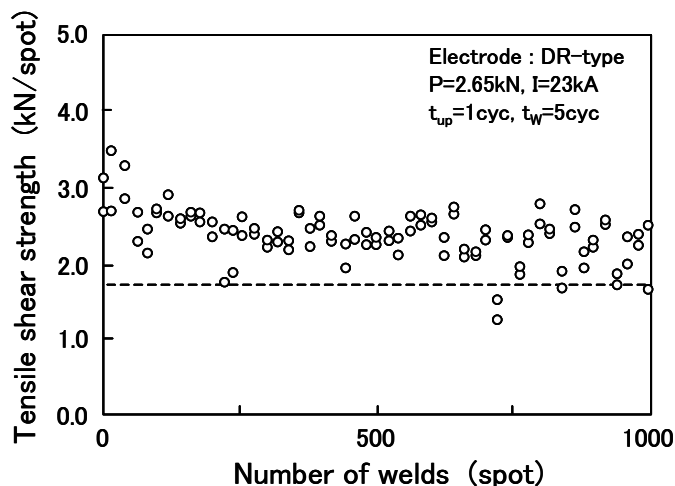
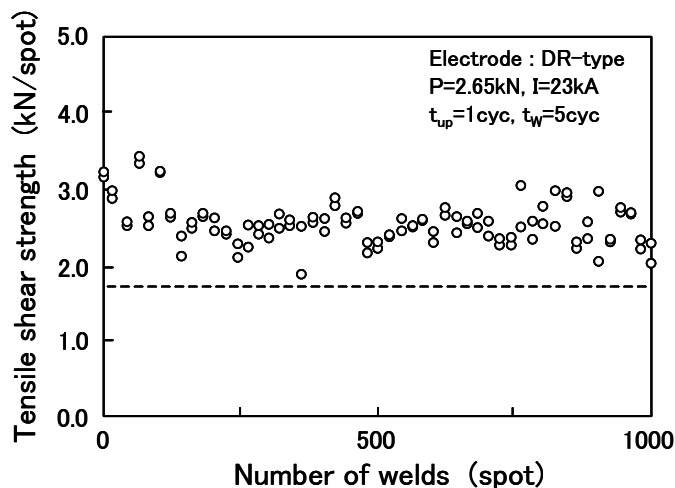


Fig.6-11 Relation between chromate coating weight and the electrode face diameter after 1000 welds of single sheet.

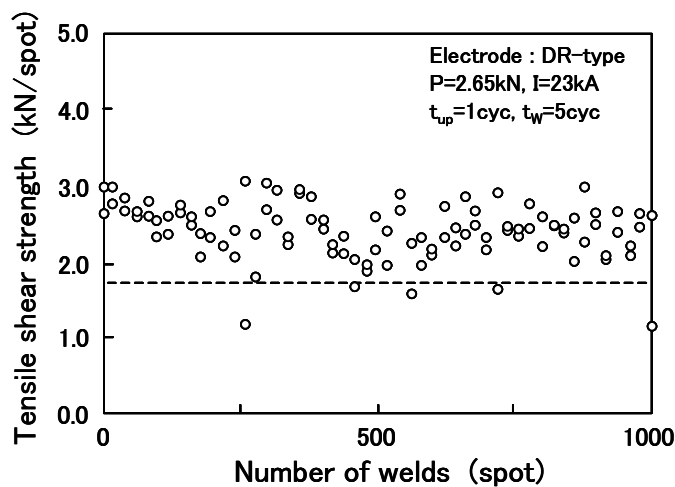
Fig.6-12 に両面にクロメート処理を施したアルミニウム合金板を用いて連続打点溶接性を評価した結果を示す。クロメート皮膜量は、0mg/m²、20 mg/m²、80 mg/m² の3水準とし、溶接条件は先端径 6mmΦのDR形電極、加圧力 2.65kN、通電時間 6cycles(アップスロープ 1cycle 含む)、



(a) Coating weight : 0 mg/m²



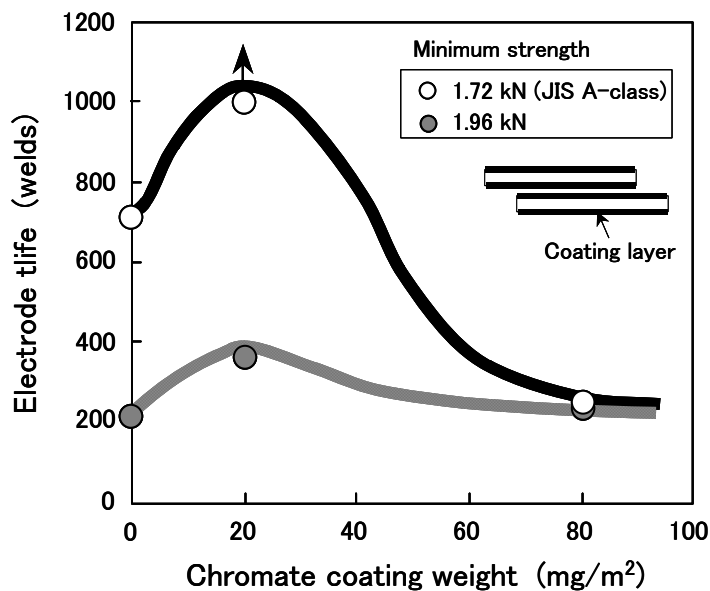
(b) Coating weight : 20 mg/m²



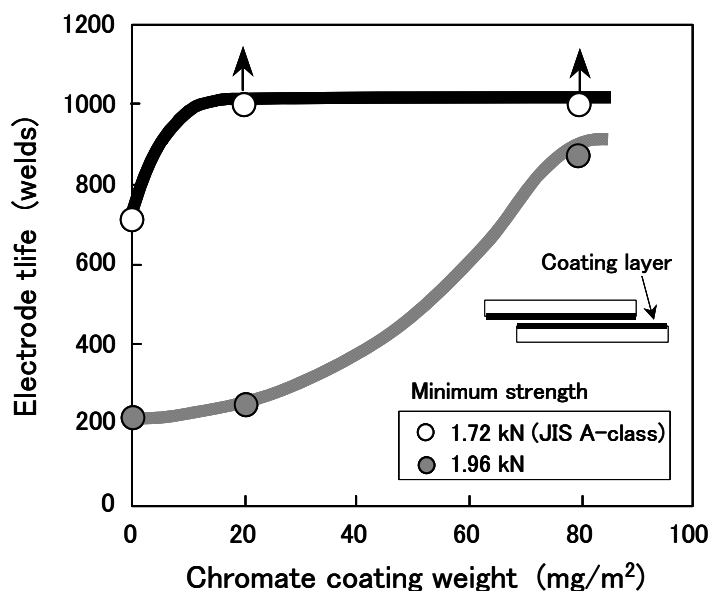
(c) Coating weight : 80 mg/m²

Fig.6-12 Electrode life tests of aluminum alloy sheets coated with chromate at both side surfaces.

溶接電流 23kA とした。Fig.6-12 から、クロメート皮膜量と連続打点溶接性の関係図を作成したのが Fig.6-13(a) である。クロメート皮膜量 20 mg/m^2 の場合に、連続打点溶接時の継手引張せん断強さのばらつきが最も少なく、連続打点溶接性は最も良好であった。また、片面クロメート処理



(a) Coated at both side surfaces.



(a) Coated at inner side surfaces.

Fig.6-13 Effects of chromate coating weight on electrode life at difference combination of coating face.

アルミニウム合金板を用い、板一板間にクロメート皮膜が配置されるようにした場合のクロメート皮膜量と連続打点溶接性の関係 Fig.6-13 (b)に示す。溶接条件は Fig.6-12 と同じである。クロメート皮膜量の増加とともに連続打点溶接性は向上しており、ナゲット形成の点では板一板間でのクロメート皮膜による発熱促進が非常に重要であったことが明らかである。

以上より、アルミニウム合金板の両表面に皮膜を処理する場合は、電極一板間での発熱による電極損耗の抑制、および板一板間での発熱によるナゲット形成の促進のバランスをとることが、連続打点溶接性向上のためには重要であることが明らかとなった。また、アルミニウム合金板の表面に適正な皮膜を処理することでナゲット形成の安定化および連続打点溶接性の向上を達成できることが明らかとなった。

6. 4. 結言

本章では、連続打点溶接におけるナゲット形成を安定化させるために、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点性向上に有効であったCF形電極の適用性を検討し、さらに、アルミニウム合金板のクロメート処理を施すことによる連続打点溶接性への影響について検討した。以下に得られた結果をまとめる。

- 1) 電極先端角度 15° , 30° , 45° のCF形電極を用いて連続打点溶接を実施した結果、先端角度の増加とともに連続打点溶接性は向上し、先端角度 45° では 3700 打点の連続打点溶接性を確保可能であった。
- 2) CF形電極の先端角度が大きいほど電極先端径の損耗率は低下した。合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接のように、溶融ナゲットからの熱伝導による電極先端温度上昇によって電極損耗が生じるのではなく、電極に接する板表面に存在する酸化膜に起因した発熱によって電極損耗は引き起こされたと推察された。
- 3) CF形電極における先端角度の増加は溶接部のシートセパレーションを増加させ、溶接部大きく変形させた。シートセパレーション量と連続打点溶接性の両方を満足できる電極形状としてDF形電極が適しており、電極先端径 5mm の場合の連続打点溶接性は 2500 打点とすることが明らかになった。
- 4) クロメート皮膜処理をしたアルミニウム合金板の溶接実験より、板一板間に接する側の皮膜はナゲット形成を促進し、電極一板間に接する側の皮膜は電極先端を損耗させる効果があることが明らかになった。

- 5) 両面クロメート処理アルミニウム合金板の連続打点溶接性は、電極損耗を大きく促進せず、ナゲット形成を促進できるクロメート皮膜量 20 mg/m^2 の場合に最も良好になった。また、板一板間にクロメート皮膜を配置した片面クロメート処理アルミニウム合金板の連続打点溶接性は、皮膜量の増加とともに向上し、クロメート皮膜量 80 mg/m^2 の場合に最も良好になった。

第7章 多数枚重ね抵抗スポット溶接におけるナゲット形成安定化技術の開発

7.1. 緒言

抵抗スポット溶接される板組みには、板厚、鋼種などの違いにより非常に多くの組合せがあり、中でも、三枚重ねの板組みは二枚重ね板組みよりもナゲット径確保が難しいとされる。特に、車体のセンタピラー部など高張力鋼板を車体補強部材として適用する場合、溶接板組みは外板(軟鋼板)、補強部材(高張力鋼板)および内板(高張力鋼板)の三枚重ねとなる場合が多く、板厚比(=板組みの総板厚/板組みの中で外側に配置された薄板の板厚)が大きい場合に薄板-厚板間にいかに安定してナゲットを確保するかが大きな問題であり、溶接品質確保のために板厚比は制限されているのが現状である。したがって、板厚比制限を緩和できる溶接技術を開発することができれば、自動車車体の設計自由度向上が可能になり、さらなる車体軽量化にも繋がるものと考えられる。

一方、近年、抵抗スポット溶接システムは大きな進歩を遂げている。多関節溶接ロボットと溶接コントローラ(電流波形制御)が統合されたことで、ロボット制御盤でロボット動作に加えて、加圧力、溶接電流などの制御が一括してできる、いわゆる統合システムが構築されている。特に、電動サーボ溶接ガン^{7)~10)}の普及は溶接電極の動作ストロークあるいは電極加圧力を自由に設定することを可能にすることから、一つの溶接点から別の溶接点位置まで移動する際の電極先端軌道の最適化(生産効率向上)、板組みおよび部材状況が異なる溶接点毎の加圧力最適化(溶接品質向上)など、様々な効果が得られている。

通電中の加圧力および溶接電流の制御に関しては、これまでもアルミニウム合金溶接で鍛圧のために通電中の加圧力増加を検討した例⁷⁴⁾、散り防止のために通電中に加圧力を増加させた例⁷⁵⁾、あるいは、テンパー通電によりナゲット硬さ低減を検討した例⁶⁹⁾などいくつかの報告がなされてきたが、高板厚比の三枚重ね板組みにおけるナゲットの安定確保という観点での報告はなされていない。さらに、上述した電動サーボ溶接ガンは、動作応答機能あるいは多段加圧制御機能など性能面での向上が著しく、通電中に溶接電流と加圧力を任意に設定することも十分に可能であるといえる。

そこで、本章では、これまで溶接困難とされてきた高板厚比板組みを対象とし、上述の最新溶接システムを活用することによって、通電中のナゲット形成過程(ナゲットの形成位置、形状な

ど)を任意に制御する方法について検討し、高板厚比板組みにおいて溶接性向上を達成できるナゲット形成過程制御プロセスの提案を行う。

7.2. 実験方法

7.2.1. 供試材料

三枚重ね板組みの抵抗スポット溶接におけるナゲット形成過程の模式図を Fig.7-1 に示す。溶接部は通電中も水冷された上下電極によって冷却されるため、ナゲットは板組み全体の中央部付近(上下電極のほぼ中間)に形成される。したがって、総板厚に対して薄板の部分が相対的に薄い場合(高板厚比の場合)は、薄板-厚板間にまでナゲットが成長し難くなり、一般的に、三枚重ね板組みでの板厚比は4~5以下に制限される場合が多いとされる。

本研究では、高板厚比の三枚重ね板組みとして、板厚 0.7mm の 270MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板(以下、GA鋼板と称す)および板厚 2.3mm の 780MPa 級GA鋼板を用い、板厚比が

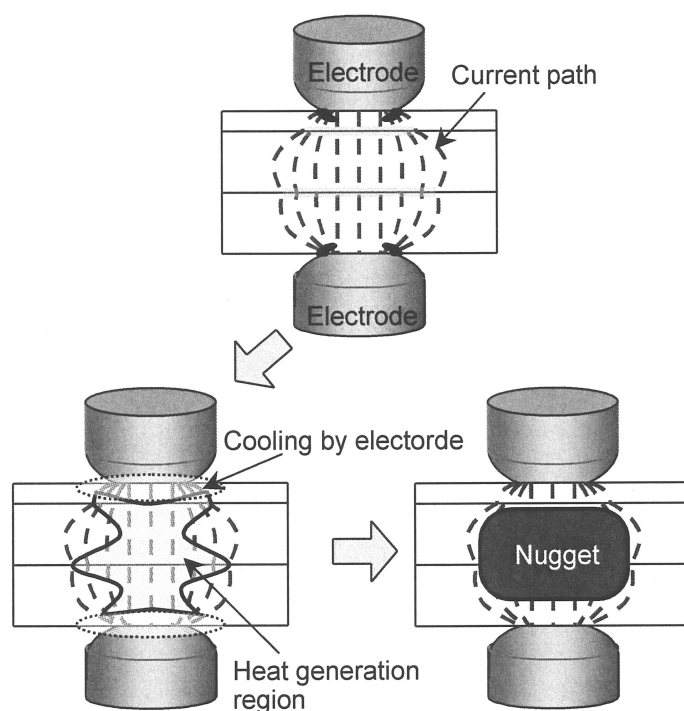


Fig.7-1 Schematic diagram of process of nugget formation in resistance spot welding of three sheet joint.

7.6 となる 0.7mm+2.3mm+2.3mm の板組みについて主に検討した。鋼板はすべて、目付量 45g/m² の両面めっきである。

7. 2. 2. 溶接条件

抵抗スポット溶接機は通電中の加圧力および溶接電流を多段変化させることが可能なサーボモータ加圧式单相交流溶接機(電源周波数 50Hz)を用い、電極は Cr-Cu 製の DR 形電極(先端曲率半径 40mm)を標準として用いた。

溶接サンプルにおけるナゲット形成状態を調査するために、溶接サンプルはナゲット中央部で正確に切断・研磨しピクリン酸飽和水溶液によってエッチングを施すことにより、断面マクロを観察した。一部の溶接サンプルについては、JISに準拠した十字引張試験により継手強度の評価も実施した。

7. 2. 2. ナゲット形成過程の直接観察手法

通電中のナゲット形成現象を明確に把握するために、高速度ビデオカメラを用いた直接観察手法を試みた。溶接する板組みの鋼板端面をDR形電極の中央になるように配置し、鋼板端部を電極によって加圧・通電し、鋼板端面(断面部)での溶融挙動を直接観察するという手法である。鋼板端部を溶接するため溶接電流および加圧力は実際の溶接よりも低値に設定し、形成されるナゲット径がほぼ同じになるようにした。高速度ビデオカメラの撮影条件は、撮影速度 1000 コマ/秒、シャッタースピード 1/3000 秒とし、溶接板組みは上述した 0.7mm+2.3mm+2.3mm の三枚重ね板組み(板厚比 7.6)を用いた。

7. 2. 3. 数値シミュレーション方法

通電中のナゲット形成現象を推定するために、市販の数値シミュレーションソフト「Quick Spot」を用いた熱弾塑性有限要素法による温度分布解析を行った。数値計算に用いた二次元軸対称モデルを Fig.7-2 に示す。なお、数値計算に用いた熱伝導率、導電率、ヤング率、降伏応力などの温度依存の材料定数は、実際に供試鋼板を用いて測定することによって得た値を用いた。

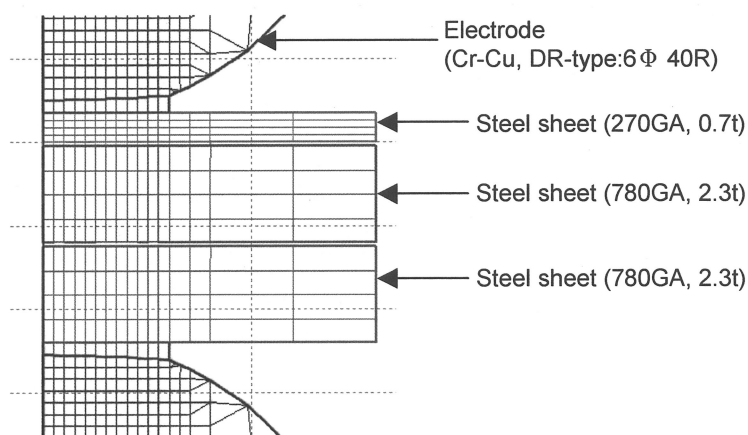


Fig.7-2 FEM model of resistance spot welding
(sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 7.6).

7. 3. 実験結果および考察

7. 3. 1. 高板厚比板組みにおける薄板－厚板間でのナゲット形成現象

高板厚比の三枚重ね板組みとして、前項で述べた 0.7mm+2.3mm+2.3mm (板厚比 7.6) の板組みにおける薄板－厚板間でのナゲット形成現象について検討した。Fig.7-3 に、先端径 6mm ΦのDR形電極で4cycles 通電した場合の溶接断面マクロに及ぼす加圧力および溶接電流の影響について示す。総板厚が 5.3mm であることから標準的な(十分なナゲット径を確保できる)通電時間は 30cycles 程度と考えられるため、4cycles はかなり短い通電時間設定といえ、通電初期の溶接過程を評価することを意図したものである。加圧力は、対象板組みの適正加圧力として 4.90kN を、低めの加圧力として 1.96kN を選択して溶接したが、溶接電流が比較的低い場合には加圧力によらず電極直下の鋼板表面に近い部分での温度上昇が確認された。また、加圧力 4.90kN では、溶接電流を 11.0kA まで増加させても薄板－厚板間でナゲットは形成されなかったが、加圧力を 1.96kN に低減させることによって、溶接電流 9.3kA 以上で薄板－厚板間でナゲットが形成される現象が確認された。この結果より、1.96kN の加圧力設定は加圧力不足のため通電時間 30cycles 程度の溶接を実施しても厚板－厚板間での十分なナゲット形成はできないものの、薄板－厚板間でのナゲット形成という点に限って考えれば、1.96kN まで加圧力を低下させ

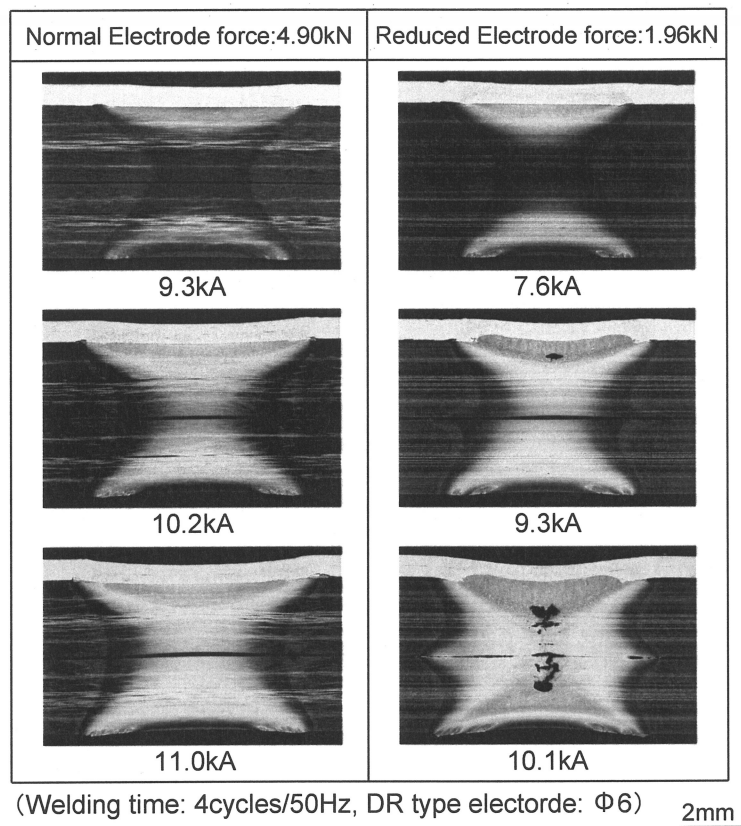


Fig.7-3 Effect of electrode force on formation of nugget between thin sheet and thick sheet (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 7.6).

ることは非常に有効であることが明らかである。

次に、三枚重ね板組み溶接でのナゲット形成について、Fig.7-2 のモデルを用いてシミュレーションを実施した。Fig.7-4 に、加圧力 4.90kN と 1.96kN における溶接部断面の温度分布の計算結果を示す。先端径 6mm Φ の DR 形電極を用い溶接電流は 9.5kA 固定の条件とし、通電時間を変化させた。Fig.7-3 の溶接電流 9.3kA で得られた断面マクロと、Fig.7-4 の通電時間 4cycles の計算結果がほぼ同じ溶接条件になるが、両方の発熱状態を比較すると良い一致を示していた。そこで、この数値シミュレーション結果を基にして、高板厚比の三枚重ね板組みのナゲット形成現象について解析した。

まず、加圧力 4.90kN の場合であるが、通電時間 4cycles 以下では溶接電流密度が高い領域である電極近傍において優先的な温度上昇がみられたが、水冷電極による抜熱効果により 6cycles 以降では電極間中央部付近での温度上昇が顕著になり、8cycles では厚板－厚板間でナゲットが形成されるもの、薄板－厚板間でのナゲット形成はみられなかった。なお、ナゲット

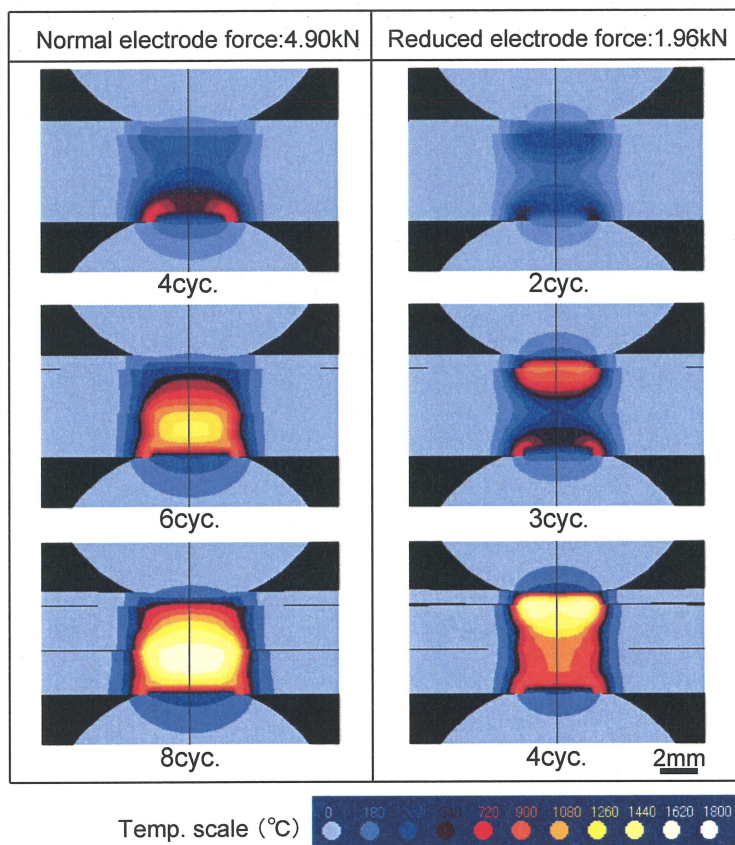


Fig.7-4 Results of numerical simulation of effect of electrode force on formation of nugget between thin sheet and thick sheet (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 7.6).

形成位置がやや厚板側の下電極に偏っているのは、電極加圧による表面変形の小さな厚板側において電極－板間の接触面積が小さくなったことが影響したと考えられる。

これに対して、加圧力1.96kNの場合は、4.90kNの場合と同様な電極による抜熱効果があるにも関わらず、通電時間4cyclesの時点において薄板－厚板間にナゲットが形成されており、全く異なる発熱状態となった。薄板－厚板間にナゲットが形成される要因としては、板－板間での接触抵抗(皮膜抵抗)による発熱および板－板間で通電面積が制限されること(電流密度が増加)による発熱が考えられるが、めっき融点が750°C程度であるGA鋼板を用いていることから接触抵抗は通電開始後1cycles程度で消失するため、板－板間での通電面積制限が発熱状態変化の主要因であると推定される。そこで、数値シミュレーションにより板－板間接触状態について検討した。結果をFig.7-5に示す。加圧力4.90kNと1.96kNの場合において、通電開始前の電極加圧されただけの状態とナゲット形成直前での状態について比較した。加圧力4.90kNの場

合は、通電の前後で薄板-厚板間接触径はわずかしか変化していないが、加圧力 1.96kN の場合は、通電によって薄板-厚板間の接触径が約1/2と顕著に減少しており、薄板-厚板間の電流密度は約4倍に増加したことが示唆されている。薄板-厚板間の接触径の減少はシートセパレーション(板と板の合わせ面が開く現象)によって生じていることから、加圧力 1.96kN の場合は、通電初期に電極直下で発熱が生じた際の熱膨張力に対して加圧力が十分低かったことがその要因として考えられる。

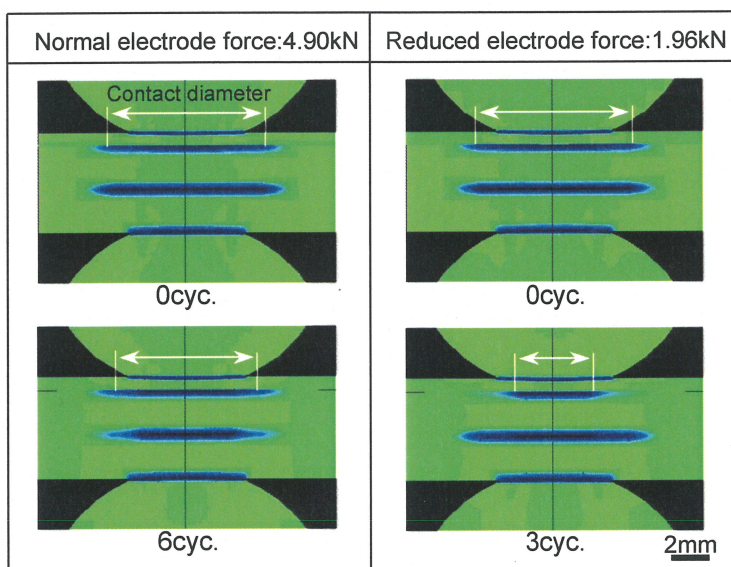


Fig.7-5 Results of numerical simulation of effect of electrode force on contact diameter between thin sheet and thick sheet (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 7.6).

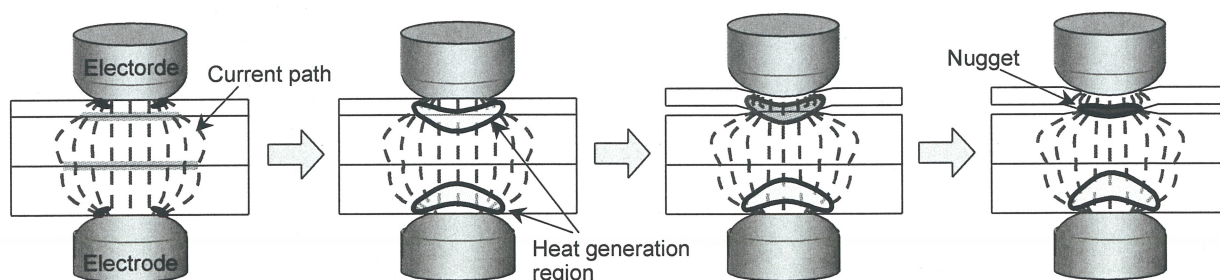


Fig.7-6 Schematic diagram of process of nugget formation between thin sheet and thick sheet using reduced electrode force.

以上の検討により推定された溶接メカニズムを、模式図として Fig.7-6 にまとめた。高板厚比の三枚重ね板組みの溶接では、通电初期に電極直下の薄板側で発熱・膨張が生じる際、十分に加圧力が低く設定されている場合は、熱膨張により薄板-厚板間の通电部でシートセパレーションが生じて接触径が減少し、その結果、薄板-厚板間の電流密度が急増しナゲットが形成される、という溶接メカニズムである。

7.3.2. 高板厚比板組みに適した加圧力および溶接電流制御

前項までの検討において低加圧力化により薄板-厚板間でのナゲット形成が可能であることが明らかになったが、低加圧力化は厚板-厚板間でのナゲット形成に対しては加圧力不足となり、十分なナゲット径を得ることができない。そこで、通电中に加圧力および溶接電流を変化させることにより、薄板-厚板間および厚板-厚板間の両方に十分なナゲット径を確保する溶接プロセスについて検討した。

Fig.7-7 に高板厚比板組みに適した新溶接プロセス「2段加圧・2段通电」の模式図を示す。一段目は、低加圧力・短時間通电・高電流とすることで薄板-厚板間でナゲットを形成させ、二段

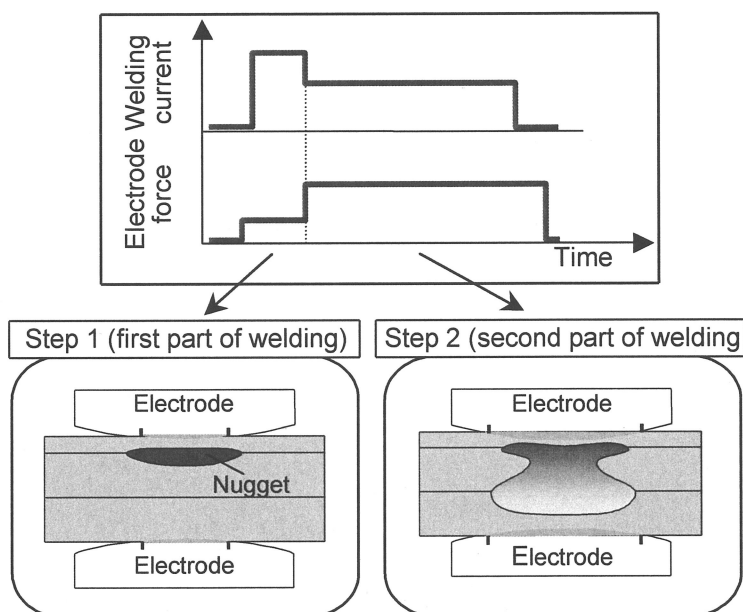
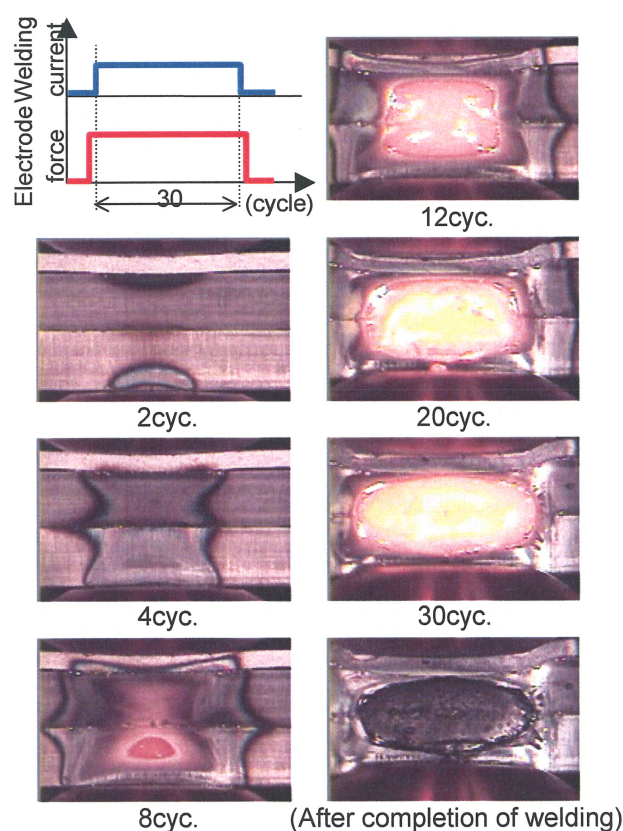


Fig.7-7 Schematic diagram of current/force control method for welding of three sheet joint and welding process.

目では、高加圧力・長時間通電とすることで電極冷却と鋼板発熱のバランスにより板組み中央部付近となる厚板-厚板間においてナゲットを形成させる、というプロセスである。前述したように、最新の電動サーボ溶接ガンは、動作応答機能あるいは多段加圧制御機能など性能面での向上が著しく、通電中に溶接電流と加圧力を任意に設定することが十分に可能であることから、電動サーボ溶接ガン適用を前提とすることで高板厚比板組みのナゲット形成安定化が可能になるものと考えた。

この新溶接プロセスにおける溶融部形成現象を把握するため、高速度ビデオカメラを用いて通電中の溶融挙動の直接観察を試みた。数値シミュレーションでの検討と同様の 0.7mm + 2.3mm + 2.3mm の三枚重ね板組み(板厚比 7.6)について、一定加圧溶接(従来方法)と「2段加圧・2段通電」溶接の両方について実施した。加圧力は一定加圧溶接と「2段加圧・2段通電」溶接の2段目とを同じに設定し、通電時間については一定加圧溶接は 30cycles, 「2段加圧・2段通



(a) Welding under constant force

Fig.7-8 Results of observation of nugget formation phenomenon in resistance spot welding of three sheet joint by high speed video camera.

電」溶接は1段目 3cycles, 2段目 25cycles とした. なお, 厚板一下電極間での表散り発生を防止しナゲット形成の安定性を確保するために, 下電極には先端部を平坦に加工したDF形電極(先端径 6mm)を用いた.

撮影した高速度ビデオ映像から静止画像を取り出したものを Fig.7-8 に示す. (a)が一定加圧溶接, (b)が「2段加圧・2段通電」溶接である. (a)では, 厚板中での発熱が先行しており, 8cycles ではやや板組み下側から溶融が始まっているが, 12cycles ではほぼ中央部に溶融部形成が観察された. また, 溶融部はかなり大きくなったにもかかわらず, 薄板-厚板間までは溶融部は成長しなかった. (b)では, 一段目(低加圧力・短時間通電・高電流の条件)では, 2cycles で溶融が始まり, 3cycles で薄板-厚板間に溶融部形成が観察された薄板-厚板間での選択的な溶融部形成現象が明確に示された. 2段目(高加圧力・長時間通電の条件)では, まず薄板-厚板間の溶融部が凝固し, その後, 発熱領域が薄板-厚板間間から厚板-厚板間へと移動していく様子

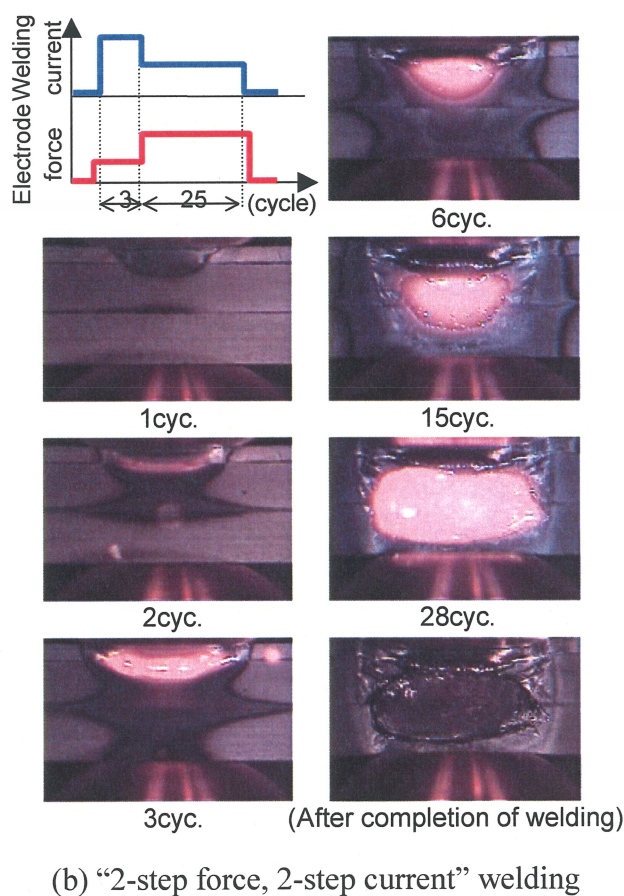


Fig.7-8 Continued

が明瞭に観察された。溶融部の凝固は、2段目条件では、加圧力の増大により薄板－厚板間の接触面積が拡大し、かつ溶接電流が減少したため生じたと推定される。また、発熱領域の移動は、電極冷却と発熱のバランスにより生じたものと推察される。

以上より、「2段加圧・2段通電」溶接プロセスを適用することより、薄板－厚板間と厚板－厚板間のそれぞれに十分なナゲット径を確保することが可能になると考えられる。なお、本技術は通電中に低加圧から高加圧に制御し低加圧の時に薄板－厚板間での十分な発熱を確保しているが、高加圧から低加圧に制御した場合は高加圧での通電時に板－板間が十分に密着・接合し通電面積が拡大するため低加圧時に薄板－厚板間での発熱効果を得ることはできない。しかし、通電を伴わないで高加圧を付与するだけであれば、通電初期に電極直下の薄板側での発熱・膨張、さらには薄板－厚板間でのシートセパレーションによる通電径の減少プロセスへの影響はほとんどないものと推察される。実際の工場生産時には板－板間に隙間が生じることが多々発生するが、2段加圧制御の前に通電をさせないで高加圧の状態を設けること、すなわち、高加圧、低加圧、高加圧の3段加圧制御にすることは、板－板間の隙間を密着させナゲット形成をより安定化させる上では有効と考えられる。

7.3.3. 三枚重ね板組みへの「2段加圧・2段通電」溶接の適用

0.7mm+2.3mm+2.3mm の三枚重ね板組み(板厚比 7.6)について、一定加圧溶接と「2段加圧・2段通電」溶接を実施し、ナゲット形成特性および継手十字引張強度における差異を比較検討した。

Fig.7-9 に一定加圧溶接での溶接電流とナゲット径の関係および溶接部の断面マクロ観察の結果を示す。溶接条件は、加圧力 3.0kN, 通電時間 20cycles, 上電極にはDR形電極(先端径 8mm Φ), 下電極にはDF形電極(先端径 6mm Φ)を用いた。適正電流範囲はナゲット径 $4\sqrt{t}$ (t は板厚)以上、かつ散り発生までと定義し、図中にその適正電流範囲をハッチングで示した。厚板－厚板間のナゲット径は溶接電流 8kA 以上で $4\sqrt{t}$ 以上を確保できているが、断面マクロからも明らかなように薄板－厚板間は溶接電流 7.5kA 以下では全く溶融しておらず、 $4\sqrt{t}$ 以上のナゲット径を得るためには溶接電流 8.6kA 以上が必要であり、適正電流範囲は 0.4kA との結果になった。したがって、0.7mm+2.3mm+2.3mm の三枚重ね板組みに対して一定加圧溶接を適用した場合は、ほとんど適正範囲がないと判断される。

次に、Fig.7-10 に「2段加圧・2段通電」溶接での2段目通電の溶接電流とナゲット径の関係お

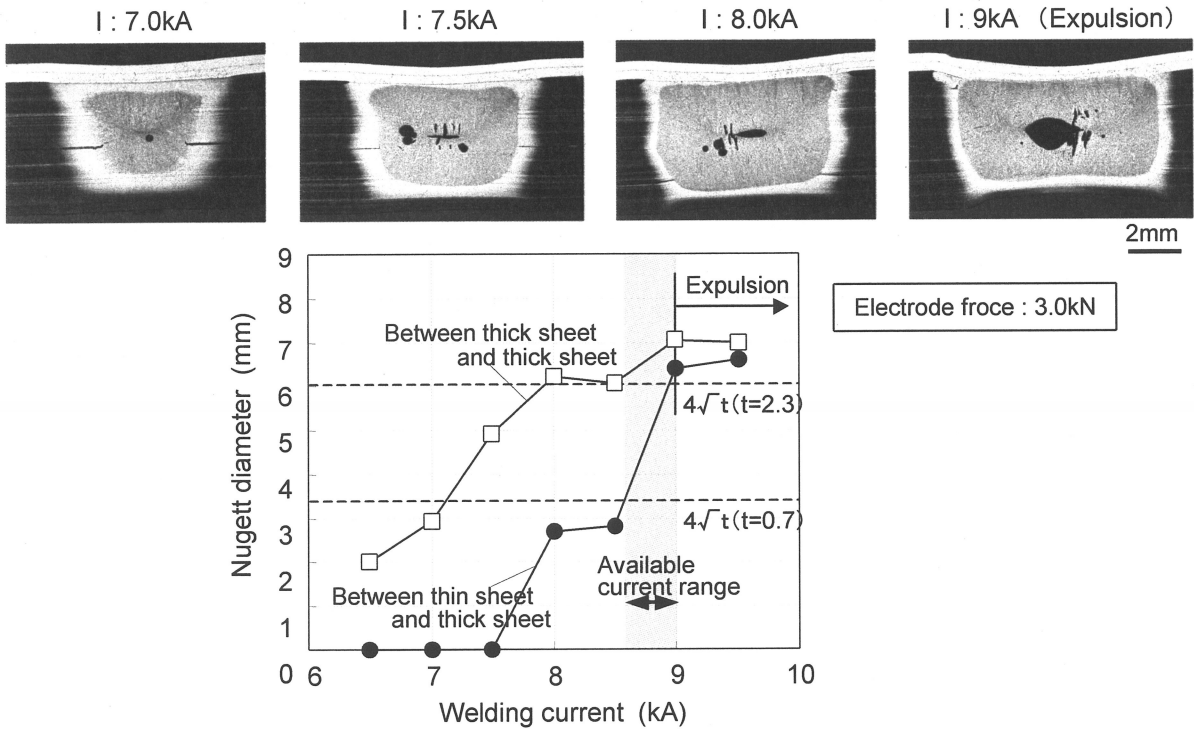


Fig.7-9 Weld lobe result and cross-sectional macros of resistance spot weld of three sheet joint under constant force (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 7.6).

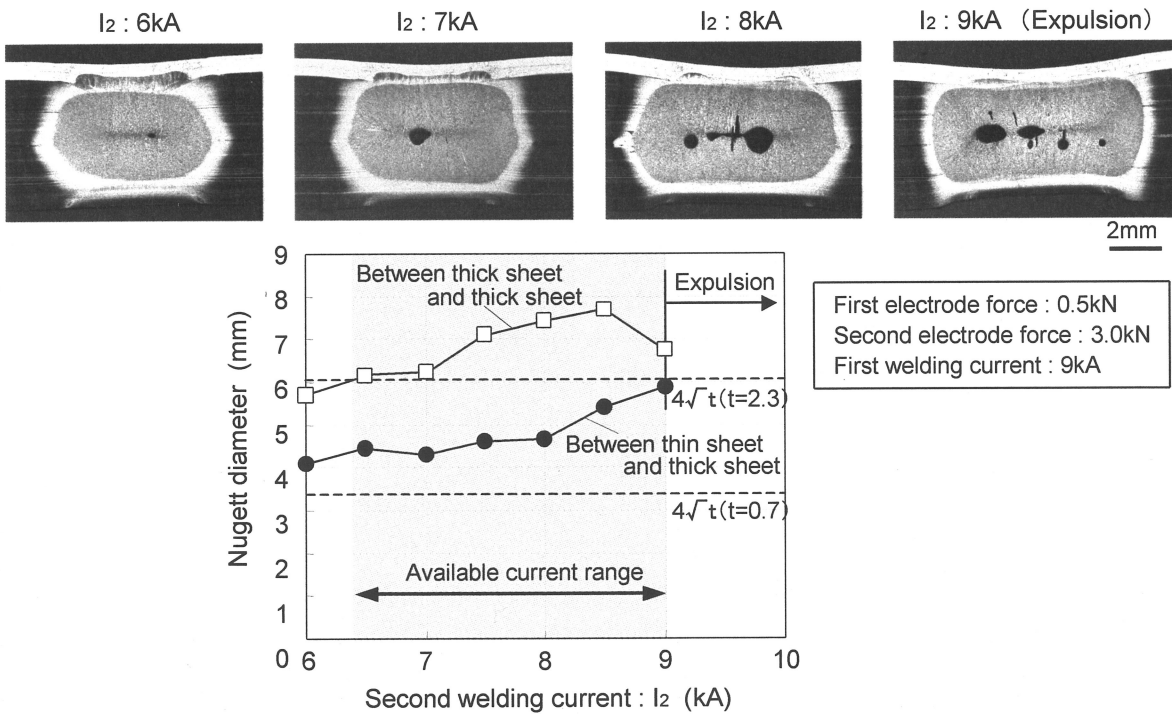


Fig.7-10 Weld lobe result and cross-sectional macros of "2-step force, 2-step current" resistance spot weld of three sheet joint (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 7.6).

よび溶接部の断面マクロ観察の結果を示す。溶接条件は、一段目条件は加圧力 0.5kN, 通電時間 5cycles, 溶接電流 9kA で一定とし、二段目条件のうち加圧力 3.0kN および通電時間 20cycles は一定とした上で、二段目通電の溶接電流のみを変化させた。電極形状は Fig.7-9 と同様とし、上電極にDR形電極(先端径 8mm Φ), 下電極にDF形電極(先端径 6mm Φ)を用いた。Fig.10 の断面マクロより、一段目通電によるナゲット形成が確認できるが、特に、二段目通電が 6kA あるいは 7kA と比較的低い場合において薄板-厚板間でのナゲットが明瞭に確認された。また、二段目通電に対する適正電流範囲は 2.6kA と十分に広い範囲となっており、「2段加圧・2段通電」溶接の有効性が確認された。なお、薄板-厚板間だけではなく厚板-厚板間のナゲット径も、同じ溶接電流で一定加圧溶接の結果と比較すると大きくなる傾向が示されているが、これは一段目で溶接部が加熱されることで固有抵抗値が増大し、厚板-厚板間の発熱も助長されたためと推定される。

得られた溶接継手の十字引張強度と溶接電流の関係を Fig.7-11 に示す。横軸の溶接電流は、「2段加圧・2段通電」溶接の場合は二段目通電の溶接電流としている。継手強度は、0.7mm の 270MPa 級GA鋼板と 2.3mm の 780MPa 級GA鋼板の間で評価した。Fig.7-9 および Fig.7-10 で得られたナゲット径のデータと同様の傾向が十字引張試験でも示されており、「2段加圧・2段通電」溶接の適用により十字引張強度および引張試験によって得られる溶接部のプラグ径は増加

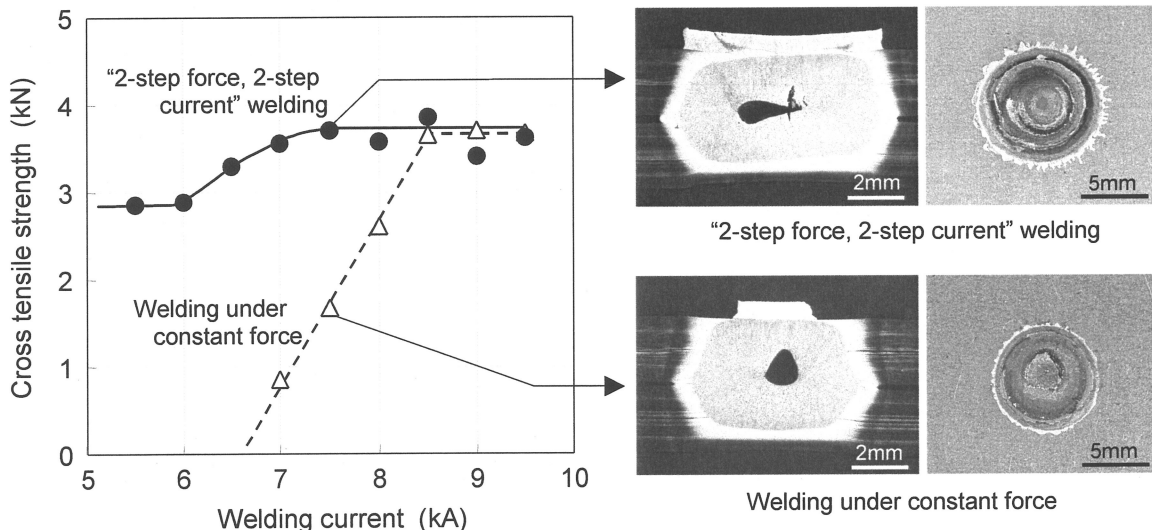


Fig.7-11 Cross tensile strength between thin sheet and thick sheet, cross-sectional macros and weld appearances after tensile test of resistance spot weld of three sheet joint (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 7.6).

し、Fig.7-10 で示された適正電流範囲では十分な十字引張強度を確保可能なことが明らかとなった。

7. 3. 4. 四枚重ね板組みへの「2段加圧・2段通電」溶接の適用

次に、「2段加圧・2段通電」溶接の適用性をさらに高板厚比となる板組みで検討するために、上記板組みに板厚 2.3mm の 780MPa 級GA鋼板を一枚加えた 0.7mm+2.3mm+2.3mm+2.3mm の四枚重ね板組み(板厚比 10.9), 板厚 0.7mm の 270MPa 級GA鋼板および板厚 2.3mm の 780MPa 級冷延鋼板を用いた 0.7mm+2.3mm+2.3mm+0.7mm の四枚重ね板組み(板厚比 8.6)について溶接を実施した。

Fig.7-12 は板厚比 10.9 の場合の溶接部断面マクロを示している。(a)は一定加圧溶接,(b)は「2段加圧・2段通電」溶接である。電極は、上電極にDR形電極(先端径 8mm Φ), 下電極にDF形電極(先端径 6mm Φ)を用いた。(a)では、厚板-厚板間で散りが発生するまで溶接電流を高く設定したにもかかわらず、薄板-厚板間にはナゲットが形成されなかったが、(b)では、三枚重ねの場合と同様、1段階目通電による薄板-厚板間でのナゲット形成を確認することができており、板厚比が 10 以上になった場合でも本技術の適用の可能性が示された。

Fig.7-13 は板厚比 8.6 の場合の「2段加圧・2段通電」溶接部断面マクロを示している。電極は、上下電極ともにDR形電極(先端径 8mm Φ)を用いた。2箇所ある薄板-厚板間ではそれぞれナゲット形成が確認された。抵抗スポット溶接には稼動側電極と固定側電極の2つの電極があるが、

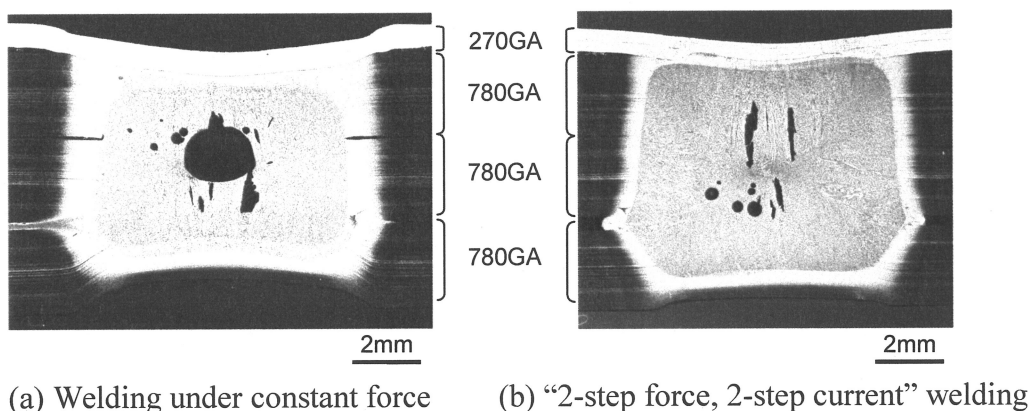


Fig.7-12 Cross-sectional macros of resistance spot weld of four sheet joint (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt+2.3mmt; sheet thickness ratio: 10.9).

本研究で検討した「2段加圧・2段通電」の溶接メカニズムは、電極の稼動、固定の状態に関係なく有効であるといえる。

ただし、四枚重ね溶接を実際に適用する場合には、厚板－厚板間のナゲット径確保のための高加圧力仕様ガンの整備、鋼板間の重ねギャップ量の抑制など、設備上あるいは施工上の課題解決が必要と考えられる。

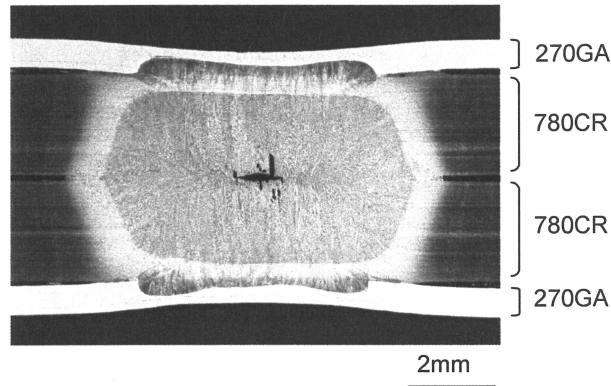


Fig.7-13 Cross-sectional macros of resistance spot weld of four sheet joint (sheet joint: 0.7mmt+2.3mmt+2.3mmt+0.7mmt; sheet thickness ratio: 8.6).

7. 4. 結言

本章では、高板厚比板組みの抵抗スポット溶接において、通電中の加圧力と溶接電流を制御することによって薄板－厚板間のナゲットを安定確保する溶接プロセスについて検討した。以下に得られた結果をまとめる。

- 1) 板厚比の三枚重ね板組みの溶接では、通電初期に電極直下の薄板側で発熱・膨張が生じる際、十分に加圧力が低く設定されている場合は、熱膨張により薄板－厚板間の通電部でシートセパレーションが生じて接触径が減少し、その結果、電流密度が増加することで薄板－厚板間でのナゲット形成が可能となった。
- 2) 一段目は、低加圧力・短時間通電・高電流とすることで薄板－厚板間でナゲットを形成させ、二段目では、高加圧力・長時間通電とすることで厚板－厚板間でナゲットを形成させるという「2段加圧・2段通電」溶接プロセスにより、高板厚比の三枚重ね板組み溶接における適正電

流範囲拡大が可能になることを明らかにした。

- 3) 「2段加圧・2段通電」溶接の適用により十字引張強度および破断時のプラグ径が増加し、十分な十字引張強度を確保可能なことを明らかにした。
- 4) 四枚重ね板組みへの「2段加圧・2段通電」溶接の適用性を検討し、板厚比が10以上になった場合でも薄板－厚板間でのナゲット形成が可能になることが示された。

第8章 総括

本研究では、抵抗スポット接合を研究対象として取り上げ、まず、二枚重ね板組みの抵抗スポット溶接について最も広く使用されている合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびアルミニウム合金板を対象として連続打点溶接現象を解析し、ナゲット形成安定化のために必要な溶接技術を検討した。次に、二枚重ね板組みよりも接合部の安定確保が困難となる異厚多数枚重ね板組みの抵抗スポット溶接についてナゲット形成安定化技術を検討することにより、自動車車体に適用される様々な抵抗スポット溶接継手の信頼性向上に取り組んだ。

以下に各章で得られた結論の要約を順に述べる。

第1章では、本研究の目的、必要性と背景を説明し、二枚重ね板組みとして合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接、異厚多数枚重ね板組みの抵抗スポット溶接における課題を示した。

第2章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接時に生じる電極先端部形状の変化がナゲット形成に及ぼす影響について検討し、連続打点溶接性向上のためには電極先端径が拡大してもナゲット形成を維持できる凸形損耗が有効であり、先端径 5mm の CF 形電極で板厚 0.7mm の合金化溶融亜鉛めっき鋼板を溶接する場合、電極先端径が 6mm まで拡大してもナゲット形成は可能であった。また、その凸部形状を適度な形状に保つことにより溶着抑制も可能であることから電極損耗速度の抑制にも効果があると推定された。

第3章では、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の電極損耗機構について検討し、電極先端中央部の温度が 600°C 以上に上昇すると鋼板表面の Zn めっき層が溶融して CuZn 合金層を形成し、鋼板溶接部表面への Cu 付着が生じ始める。さらに電極先端中央部温度が上昇し 750°C 以上になると Zn めっき層の溶融範囲も拡大し電極先端全面で CuZn 合金が形成され、通電終了後には溶着現象が発生し、鋼板溶接部表面への Cu 付着量も増加したと推定された。また、溶着限界電流値と 5mm φ のナゲットが形成される溶接電流の差として定義した溶着余裕電流幅と連続打点溶接性とは相関が確認され、この関係を用いることによって、さまざまな溶接条件についても連続打点溶接性の推定が可能と考えられた。

第4章では、CF形電極を用いて合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続打点溶接性に及ぼす電

極形状および冷却状態の影響について検討し、電極先端角度の増加により、①電極先端温度が上昇し電極損耗量は増大すること、②同じ損耗量に対する電極先端径拡大率は減少し溶接部での電流密度低下が生じ難いこと、を明らかにし、連続打点溶接性に優れたCF形電極の先端角度は $30^{\circ} \sim 45^{\circ}$ であることを示した。また、冷却端距離の短縮、電極冷却水量の低減、連続打点速度の増加は、連続打点溶接中の電極先端温度を上昇させ連続打点溶接性が劣化することを明らかにした。

さらに、混合打点溶接では、単独打点溶接と比較して鋼板溶接部表面 Cu 付着量が少なく電極損耗量も少ないが、混合打点の冷延鋼板溶接時に電極先端形状の平坦化が促進されており、この電極先端平坦化が連続打点溶接性を劣化させたと推定された。また、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が数%でも含まれると電極先端部には Cu-Zn 合金層が形成され電極先端径は大きく拡大し、冷延鋼板の単独打点に比較して連続打点溶接性は著しく劣化することが明らかになった。混合打点溶接での連続打点溶接性向上には、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の溶接電流を低く設定し、加圧力および電極加圧速度を低減することが有効であることが明らかになった。

第5章では、アルミニウム合金板の連続打点溶接における溶接継手強さのばらつき原因について検討し、電極先端径が初期状態から約3倍に拡大しても電極加圧された領域の一部にナゲットが形成される現象を確認し、さらに、電極が損耗すると電極加圧範囲内でナゲット形成点が一箇所から複数箇所へ移動する現象を明らかにした。このナゲット形成点移動現象は、ナゲット形成点が一箇所から複数箇所へ移動する Type I、二ヶ所通電の状態を経てナゲット形成点が移動する Type II、ナゲットがほとんど形成されない状態を経てナゲット形成点が移動する Type III の3種類に分類された。また、このナゲット径形成点移動は、電極先端面に MgO が形成されていない部分に優先的に溶接電流が流れたことによって生じたものと推察した。

第6章では、CF形電極を用いアルミニウム合金板の連続打点溶接について検討し、溶融ナゲットからの熱伝導による電極先端温度上昇によって電極損耗が生じるのではなく、電極に接する板表面に存在する酸化膜に起因した発熱によって電極損耗は引き起こされると推定した。そのため、合金化溶融亜鉛めっき鋼板とは異なり、電極先端角度の増加とともに連続打点溶接性は向上した。ただし、先端角度の増加は溶接部のシートセパレーションを増加させるため、先端径 5mm のDF形電極が適しており、連続打点溶接性は 2500 打点となることが明らかになった。

また、クロメート皮膜処理をしたアルミニウム合金板の溶接性を検討し、板一板間に接する側

の皮膜はナゲット形成を促進し、電極－板間に接する側の皮膜は電極先端を損耗させる効果があることが明らかになった。両面クロメート処理アルミニウム合金板の連続打点溶接性は、電極損耗を大きく促進せず、ナゲット形成を促進できるクロメート皮膜量 20 mg/m^2 の場合に最も良好になることが明らかになった。

第7章では、高板厚比板組みの抵抗スポット溶接において、通電中の加圧力と溶接電流を制御することによって薄板－厚板間のナゲットを安定確保する溶接プロセスについて検討し、「2段加圧・2段通電」（一段目を低加圧力・短時間通電・高電流とすることで薄板－厚板間にナゲット形成、二段目を高加圧力・長時間通電とすることで厚板－厚板間にナゲット形成）の適用により、高板厚比の三枚重ね板組み溶接における適正電流範囲拡大が可能になることを明らかにした。「2段加圧・2段通電」溶接の適用により十字引張強度および破断時のプラグ径が増加し、十分な十字引張強度を確保可能なことを明らかにした。

また、四枚重ね板組みへの「2段加圧・2段通電」溶接の適用性を検討し、板厚比が 10 以上の場合でも薄板－厚板間でのナゲット形成は可能なことを明らかにした。

謝辞

本論文を執筆するにあたり、九州工業大学工学研究科教授 寺崎俊夫博士に、終始多大なるご指導と適切なるご教授を賜ったことを心からお礼を申し上げます。

また、有益なご助言、ご指導を賜りました九州工業大学工学研究科教授 長谷部光弘博士、九州工業大学工学研究科教授 赤星保浩博士、九州工業大学工学研究科教授 松田健次博士、九州工業大学工学研究科准教授 秋山哲也博士に心からお礼を申し上げます。

本論文をまとめ、公開の機会を与えていただいたJFEスチール株式会社 スチール研究所長 関田貴司専務、前スチール研究所長(現JFEテクノリサーチ株式会社社長) 影近博博士、スチール研究所副所長 廣畑和宏常務、スチール研究所副所長 津山青史常務に心からお礼を申し上げます。

本研究は、JFEスチール株式会社にて遂行されたものであり、長年にわたり適切にご指導とご助言をいただいたスチール研究所主席研究員 安田功一博士、接合・強度研究部長 小野守章博士、JFEテクノリサーチ株式会社 橋口耕一博士に心からお礼を申し上げます。

本研究の中で多くのご助言、ご協力いただいたスチール研究所 接合・強度研究部の木谷靖主任研究員、片岡時彦主任研究員、沖田泰明主任研究員、実験の遂行に多大な協力をいただいた溶接、薄板関係の多数の研究員および技術員の方々に心からお礼を申し上げます。

最後に、私の家族の理解と配慮のもとで本論文をまとめることができました。妻子に心から感謝します。

参考文献

- 1) 国土交通省 :自動車燃費一覧(H21.3), <http://www.mlit.go.jp/jidosha/>
- 2) 中西 :自動車の軽量化と接合技術, 溶接学会論文集, Vol.23, No.1(2005) 151-156
- 3) 森 :自動車ボデーの接合技術動向, 自動車技術, Vol.61, No.4(2007) 13-17
- 4) 中村 :自動車ボデー組立ラインにおけるロボットの信頼性向上活動, 日本設備管理学会誌, Vol.1, No.1(1990) 21-29
- 5) 飛田 :自動車ボデーにおけるスポット溶接技術の現状と将来, 自動車技術, Vol.40, No.1(1986) 76-98
- 6) 柴田 :インバータ制御直流スポット溶接機の現状, ジョイテック, Vol.6, No.1(1990) 26-28
- 7) 飛田 :自動車工場におけるスポット溶接のための新しいロボット技術, 溶接技術(1988) 64-72
- 8) 鈴木 :電動加圧式スポット溶接装置の開発と適用, 溶接技術, Vol.35, No.3(1997) 81-84
- 9) 長島, 山崎 :最近の抵抗溶接機器, 溶接技術, Vol.48, No.4(2000) 71-75
- 10) 吹田, 鈴木清司, 坂本好隆, 柴田洋一 :自動車スポット溶接ロボット技術における電動サーボガンの現状について, 自動車技術, Vol.50, No.12(1996) 57-63
- 11) 山本 :自動車における防錆対策の現状, 溶接学会軽構造接合加工研究委員会資料, MP-31-89 (1989)
- 12) 宮坂 :自動車用表面処理鋼板の開発動向, 第 186・187 回西山記念講座(2005)
- 13) 西口, 松山, 土井 :合金化亜鉛めっき鋼板のスポット溶接での電極寿命に関する研究, 溶接学会抵抗溶接研究委員会資料, RW-209-82 (1982)
- 14) 近藤, 斉藤 :最近の自動車用亜鉛めっき鋼板および高張力鋼板の抵抗スポット溶接, 溶接学会誌, Vol.55, No.3 (1986) 166-174
- 15) 高, 福井 :表面処理鋼板の連続打点溶接性の評価, 溶接学会軽構造接合加工研究委員会資料, MP-32-89 (1989)
- 16) 渡辺, 石田 :自動車用化成処理皮膜, 金属表面技術, Vol.39, No.11(1988) 682-687
- 17) C.T.Lane and T.W.Eager :Cinematography of resistance spot welding of galvanized steel sheets, Weld J., Vol.66(1987) 2660s-2665s
- 18) 山内, 高 :めっき鋼板のスポット溶接性, 溶接学会論文集, Vol.1, No.3(1983) 355-360
- 19) 志田, 梶原, 小園, 小倉 :抵抗スポット溶接における被溶接材の表面温度とナゲット形成過程との関連性, 溶接学会論文集, Vol.1, No.3(1983) 349-354

参考文献

- 20) S.Mathien and P.Patou :Zinc coating influence on spot-weldability of hot-dip galvanized steel sheets, SAE, 850273(1985)
- 21) J.E.Gould and W.A.Peterson :A detailed examination of weldability lobs for a range of zinc-coated steels, SAE, 88027(1988)
- 22) 齊藤, 高橋 :めっき鋼板のスポット溶接における電極寿命について, 溶接学会全国大会講演概要集, 第41集(1987) 76-79
- 23) 齊藤 :めっき鋼板のスポット溶接連続打点支配要因の解明, 溶接学会誌, Vol.30, No.6 (1991) 484-489
- 24) 西林, 井上 :分散強化銅スポット溶接チップの耐久性について, 溶接学会抵抗溶接研究委員会資料, RW-141-78(1978)
- 25) 堀田, 岡 :電極寿命に及ぼす表面ZnO 系皮膜の検討, 溶接学会全国大会講演概要集, 第52集(1993) 110-111
- 26) 野村, 小西, 近藤 :亜鉛めっき鋼板のスポット溶接における電極寿命, 溶接学会全国大会講演概要集, 第46集(1990) 102-103
- 27) 高橋, 齊藤 :電気亜鉛めっき鋼板のスポット溶接性, 溶接学会全国大会講演概要集, 第39集(1986) 154-155
- 28) 安藤, 中村, 西口, 浜崎 :点溶接機電極の先端部の温度上昇の実測と計算, 溶接学会誌, Vol.35, No.11(1966) 1103-1120
- 29) 堀田, 岡 :連続打点性に及ぼす板厚の影響, 溶接学会全国大会講演概要集, 第45集(1989) 182-183
- 30) J.E.Gould :An experimental of nugget development during spot welding, using both experimental and analytical techniques, Weld J., Vol.66(1987) 1s-10s
- 31) E.W.Kim and T.W.Eager :Measurement of transient temperature response during resistance spot welding, Weld J., Vol.68(1989) 303s-312s
- 32) W.V.Alcini :Experimental measurement of liquid nugget heat convection in spot welding, Weld J., Vol.69(1990) 177s-180s
- 33) H.A.Nied :The finite element modeling of the resistance spot welding, Weld J., Vol.63(1984) 123s-132s
- 34) J.Zajac and D.Drabek :A numerical model of resistance spot welding, 2nd Int. Conf. Compu. Tech. Welding, June(1988) 219-228
- 35) H.S.Cho and Y.J.Cho :A study of the thermal behavior in resistance spot welds, Weld J., Vol.68(1989) 236s-244s

参考文献

- 36) D.Dickinson, C.Liang and O.Jammal :Modeling of resistance spot weld nugget growth – Application fo automotive industry, SAE, 900738(1990)
- 37) P.S.Wei and C.Y.Ho :Axisymmetric nugget growth during resistance spot welding, Journal of heat transfer, Vol.112(1990) 309–316
- 38) C.R.Weymueller :How to fabricators resistance–well galvanized steel, Welding Design and Fabrication, Vol.51, No.9(1978) 84–89
- 39) K.T.Haworth and R.Rolls :Electrode tip deterioration during spot welding hot dip galvanized steel, Welding And Metal Fabrication, Vol.38, No.8(1970) 307–311
- 40) J.Kelly and P.M.Knowlson :Spot welding galvanized steel, Welding And Metal Fabrication, Vol.36, No.12(1968) 447–453
- 41) 中村, 浜崎, 小保方 :亜鉛鉄板の点溶接, 溶接学会誌, Vol.32, No.11(1963) 26–30
- 42) 野谷 :亜鉛メッキ鋼板のスポット溶接用電極材料について, 溶接技術, Vol.21, No.6(1973) 117–120
- 43) A.V.Nadkarni and E.P.Weber : A new dimension in resistance welding electrode materials, Vol.56, No.11(1977) 331s–338s
- 44) 田沼 :スポット溶接用電極材料, 溶接学会抵抗溶接研究委員会資料, RW-013-77(1977)
- 45) 田中, 野口 :アルミナ分散強化銅複合タイプスポット溶接電極, 溶接技術, Vol.25, No.3(1987) 59–68
- 46) 熊谷, 永田 :アルミナ分散強化銅抵抗溶接電極の性能評価, 伸銅技術研究会誌, Vol.29(1990) 133–140
- 47) R.J.Simmons, C.D.Sorensen and T.W.Eagar :Electrode geometry in resistance spot welding, Weld J., Vol.69(1990) 45s–51s
- 48) W.P.Simons :Spot welding electrode life, Weld J., Vol.46(1967) 915–920
- 49) H.Lohbrand and A.Frings :Resistance spot welding of zinc-coated sheet steels, Thyssen Tech. Ber.(1989) 213–220
- 50) 齊藤, 高橋 :スポット溶接における電極寿命について, 溶接学会抵抗溶接研究員会資料, RW-373-88(1988)
- 51) 野村, 小西, 近藤 :亜鉛めっき鋼板の混合打点溶接におけるスポット溶接電極損耗過程, 溶接学会全国大会講演概要集, 第45集(1989) 176–177
- 52) G.A.Dorsey and F.E.Gibbs :Aluminum pretreatment to improve resistance spot weld tip life, SAE, 770204(1977)

参考文献

- 53) E.P.Patrick, J.R.Auhl and T.S.Sun :Understanding the process mechanisms is key to reliable resistance spot welding aluminum auto body components, SAE, 840291(1984)
- 54) G.L.Leone and B.Aitshller :Improvement on the resistance spot weldability of aluminum body sheet, SAE, 840292(1984)
- 55) T.Ronnhult, U.Rilby and I.Oleffjord :The surface state and weldability of aluminum alloy, Mater. Sci. and Eng., Vol.42(1980) 329-336
- 56) J.M.O'Brien and W.J.Titus :Arc cleaning for joining aluminum, SAE, 830524(1983)
- 57) U.D.Mallya :Effects of contact resistance in resistance welding of aluminum, Weld J., Vol.63, No.2(1984) 41s-44s
- 58) F.Ashton and D.D.Rager :An arc-cleaning approach for resistance welding aluminum, Weld J., Vol.55, No.9(1976) 750-757
- 59) 田中, 笹部 :アルミニウムのスポット溶接におけるピックアップ現象について, 軽金属溶接, Vol.16, No.9(1978) 402-410
- 60) C.A.Roest and D.D.Rager :Resistance welding parameter profile for spot welding aluminum, Weld J., Vol.53, No.12(1974) 529-536
- 61) M.A.Glagola and C.A.Roest :Nickel plated Electrodes for spot welding aluminum, SAE, 760167(1976)
- 62) E.Ostgaard :Spot welding aluminum as delivered, Metal. Const., Vol.12, No.2(1980) 78-86
- 63) R.M.Rivett and S.A.Westgate :Improvements in resistance welding of aluminum for automobile manufacture, SAE, 810359(1981)
- 64) D.K.Aidun and R.W.Bennett :Effect of resistance welding variables on the strength of spot welded 6061-T6 aluminum alloy, Vol.64, No.12(1985) 15-25
- 65) 永田, 野村, 近藤 :アルミ板の抵抗スポット溶接における連続打点性, 溶接学会全国大会講演概要集, 第49集(1991) 324-325
- 66) 西村, 永田, 近藤 :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集, 第50集(1992) 186-187
- 67) 今村, 笹部 :Al-Mg合金板の抵抗スポット溶接品質, 溶接学会全国大会講演概要集, 第51集(1992) 296-297

参考文献

- 68) S.E.Arrington :Twisting electrodes improve tip life and weld quality on resistance spot welded aluminum sheet, SAE, 950717(1995)
- 69) 別所, 松岡, 長谷部, 保母, 川井 :高張力薄鋼板の点溶接, 住友金属, Vol.26, No.2 (1974) 182-192
- 70) 山内, 高 :高張力薄鋼板のスポット溶接性, 住友金属, Vol.33, No.4(1981) 567-578
- 71) 田中, 野村, 小久保 :高強度冷延鋼板のスポット溶接性, 鉄と鋼, Vol.68, No.9(1982) 1437-1443
- 72) 近藤, 斉藤 :最近の自動車用亜鉛めっき鋼板及び高張力鋼板の抵抗スポット溶接性, 溶接学会誌, Vol.55, No.2(1986) 97-106
- 73) 小野 :薄鋼板・表面処理鋼板の溶接, 第 184, 185 回西山記念講座(2005) 139-165
- 74) 奥田 :厚板の点溶接, 溶接技術, Vol.21, No.12(1973) 92-97
- 75) 長谷川, 古賀, 武市, 八木, 小池, 荒砂 :最新接合技術を提供したロボット溶接システム, 川崎重工技報, No.152(2003) 22-27
- 76) 日本金属学会編 :金属データブック, 丸善(2004)

本研究に関する発表論文

- 1) Rinsei IKEDA, Koichi YASUDA, Koichi Hashiguchi, Tomiharu OKITA and Takanori YAHABA : Effect of Electrode Configuration on Electrode Life in Resistance Spot Welding of Galvannealed Steel and Aluminum Alloy for Car Body Sheets, Proceedings of International Body Engineering Conference, IBEC'95, Vol.19 (1995)pp.144-151
- 2) Rinsei IKEDA, Koichi YASUDA and Koichi Hashiguchi : Resistance Spot Weldability and Electrode Wear Characteristics of Aluminum Alloy Sheets, Welding in the World, Vol.41, No.6(1998)pp.492-498
- 3) 池田倫正, 沖田泰明, 小野守章, 安田功一 : 高板厚比板組み溶接を可能にする新抵抗スポット溶接技術, 溶接技術, Vol. 55, No. 3(2007)pp. 78-82
- 4) 池田倫正, 沖田泰明, 小野守章, 安田功一 : 高板厚比三枚重ね抵抗スポット溶接技術の開発, 自動車技術, Vol. 61, No. 4(2007)pp. 36-41
- 5) 池田倫正, 沖田泰明, 小野守章 : 自動車車体組立用の新溶接技術, JFE技報, No. 16 (2007)pp. 40-45
- 6) 池田倫正, 沖田泰明, 小野守章, 安田功一 : 加圧制御を活用した抵抗スポット溶接技術「Intelligent Spot Welding」の開発, まてりあ, Vol. 48, No. 2(2009)pp. 76-78
- 7) 池田倫正, 沖田泰明, 小野守章, 安田功一, 寺崎俊夫 : 通電中の加圧力および溶接電流制御を活用した抵抗スポット溶接技術の開発, 溶接学会論文集 投稿中
- 8) 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 志賀千晃 : 合金化亜鉛めつき鋼板の抵抗スポット溶接(第1報), 溶接学会全国大会講演概要, 第47集(1990)pp. 152-153
- 9) 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 志賀千晃 : 合金化亜鉛めつき鋼板の抵抗スポット溶接(第2報), 溶接学会全国大会講演概要, 第47集(1990)pp. 154-155
- 10) 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 志賀千晃 : 合金化亜鉛めつき鋼板の抵抗スポット溶接, 溶接学会軽構造接合加工研究委員会, MP-58-90(1990)
- 11) 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 志賀千晃 : 合金化亜鉛めつき鋼板の抵抗スポット溶接(第3報), 溶接学会全国大会講演概要, 第49集(1991)pp. 320-321

- 12) 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 志賀千晃 : 合金化亜鉛めっき鋼板の抵抗スポット溶接, 材料とプロセス, Vol. 3(1990)pp. 1506-1507
- 13) 池田倫正, 山口忠政, 中野善文 : 合金化溶融亜鉛めっき鋼板の混合打点抵抗スポット溶接, 材料とプロセス, Vol. 6(1993)pp. 587
- 14) 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 橋口耕一 : アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接, 溶接学会全国大会講演概要, 第53集(1993)pp. 388-389
- 15) 池田倫正, 山口忠政, 中野善文, 橋口耕一 : アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接, 溶接学会軽構造接合加工研究委員会, MPW-27-94(1994)
- 16) 池田倫正, 安田功一, 片岡義弘, 橋口耕一 : アルミニウム合金板の抵抗スポット溶接特性に及ぼす表面皮膜の影響, 溶接学会全国大会講演概要, 第56集(1995)pp. 172-173
- 17) 池田倫正, 安田功一, 片岡義弘 : 極低炭素系高張力鋼板の抵抗スポット溶接特性に及ぼす添加元素の影響, 溶接学会全国大会講演概要, 第57集(1995)pp. 232-233
- 18) 池田倫正, 西山直樹, 上杉康治, 橋口耕一 : 樹脂被覆Al合金板のスポット溶接性に及ぼす電極間初期抵抗の影響, 溶接学会全国大会講演概要, 第61集(1997)pp. 240-241
- 19) 池田倫正, 安田功一 : 自動車用薄板材料の抵抗スポット溶接, 材料とプロセス, Vol. 15, No. 2(2002)pp. 356-359