

自動車ボディ用超高強度鋼板スポット溶接部の信頼性向上

Reliability Improvement Techniques for Spot Weld of High Tensile Strength Steel Sheet for Automobile

若林千智* 宮崎康信 古迫誠司 渡辺史徳
Chisato WAKABAYASHI Yasunobu MIYAZAKI Seiji FURUSAKO Fuminori WATANABE

抄 録

自動車ボディにおいて、高い衝突安全性能と同時に環境性能が求められていることから、超高強度鋼板の適用拡大、および更に高い引張強度レベルの材料への置換えが広がっている。まず、こうした超高強度鋼材の変遷に触れ、自動車の組立てに広く用いられるスポット溶接の高強度鋼化に伴う課題について言及した。その中でも、継手強度の確保は大きな課題であり、それを受けて近年開発してきたスポット溶接の継手強度向上技術について紹介した。また、その継手強度向上技術でのばらつき低減効果についても紹介した。

Abstract

The use of high tensile strength steel sheet for automobile is increasing to achieve high crash-worthiness and high environmental performance. In the first place, the history of high tensile strength steel sheet and the problems of spot weld with high tensile strength steel sheet were introduced. One of the biggest problems is the weld strength lessen. This problem prevents to expand the use of high tensile strength steel sheet. To solve this problem, we developed some techniques of spot weld. These techniques improve the scattering of weld strength.

1. 緒 言

近年、自動車には環境性能および安全性能がより高いレベルで求められるようになってきている。日本では、環境性能においては、具体的な数値目標が設定されており、2009年度燃費実績値 16.3km/L に対して 2020年度目標 20.3km/L と 24.1%向上となっている。他国でも同様の動きがあり、欧州、米国、中国などでもそれぞれ規定および目標値が設けられている。更に、最近では英国、仏国において 2040年までにディーゼル・ガソリン車の販売の全廃が決定された。

また、安全性能においても衝突予防・安全ともに規定が厳しくなる方向で、法規の改変や安全性能評価項目の変更が予定されており、その向上は必須となっている。前者の環境性能は、車体を軽くすること、後者の安全性能のうち衝突安全に対しては重くすることが有利と考えられる。したがって相反するものを両立しなくてはならず、様々な開発が必要となってくる。その中で、材料開発も重要な役割

を果たしており、軽くても強さを発揮できるように、鋼の高強度化の取組みが行われ、高強度鋼板の適用が広がっている。今後も鋼板の更なる高強度化が進んでいくものと考えられる。

ところで車体を構成する鋼板は、プレスを経て主に抵抗スポット溶接によって部品へと組み立てられる。高強度鋼板の抵抗スポット溶接継手では、鋼板強度とともに継手強度が上昇するわけではなく、剥離モードでは逆に低下する現象が報告されている²⁾。継手強度が確保できないと、衝突時に部品としての性能を発揮することができないため、高強度化は達成できない。したがって、高強度鋼板の抵抗スポット溶接の継手強度向上は必須であり、高強度鋼板の適用拡大とともに研究が進められてきた。

たとえば、ナゲット径の拡大や、テンパー通電による溶接部の焼戻しが古くから知られた手法である³⁾。また、近年では偏析緩和後通電が開発されている⁴⁾。本報告では、溶接熱影響部 (Heat Affected Zone: 以下、HAZ) の靱性を向上することのできる HAZ オートテンパ促進型後通電⁵⁾

* 鉄鋼研究所 接合研究部 主幹研究員 工学博士 千葉県富津市新富 20-1 〒293-8511

をメインに、偏析緩和後通電と合わせて継手強度向上技術を紹介する。また、信頼性向上という観点から、継手強度のばらつきを低減することも必要となってくる。そこで、継手強度向上技術として紹介する後通電と継手強度のばらつきについても論じる。

2. 自動車に使われている超高強度鋼板

自動車に使用されている鋼の引張強度の範囲は広く、270MPa 級から、4000MPa 程度である。最も高いものは、スチールコードと呼ばれるタイヤに使用される鋼材である。骨格部材としては、1180MPa 級の冷延鋼板や、1470MPa 級のホットスタンプ鋼板が開発され実用化されている。一般に、鋼の高強度化は、成形性（延性や局部変形能など）を劣化させるものであり、その両立を目指して開発が進められてきた。その代表的なものとして、DP (Dual Phase) 鋼および低合金 TRIP (TRansformation Induced Plasticity) 鋼が挙げられる。DP 鋼の研究はオイルショックを契機に進んだ燃費向上の要求に呼応し積極的に実施された⁸⁾。

その結果、固溶強化や析出強化だけでは実現できないプレス成形性を具備した 590MPa 級以上の DP 高強度鋼板が広く実用化されるようになった。この DP 鋼では、延性を重視する場合にはフェライトとマルテンサイトの 2 相組織が、穴抜け性を重視する場合にはベイナイトを含むマイクロ組織が作り込まれる。近年では、980MPa や 1180MPa 級の実用化も進んでいる。更に延性を追求できる低合金 TRIP 鋼の開発も精力的に行われてきた。TRIP 現象自体は 1967 年に Zackay⁹⁾ によって報告されている。

しかし、当初は鋼板にオーステナイトを残留させるために、オーステナイト安定化元素である Ni, Mn などを多量に添加する必要があったため、コストの観点から実用化は進まなかった。しかし、その後、炭素によりオーステナイトを安定化させる低合金 TRIP 鋼が開発され、1989 年に熱延 780MPa 級鋼板が実部品として採用された。現在でも、低合金 TRIP 鋼は精力的に研究開発がなされている。その他、冷間でのプレス成形性の不足、プレス荷重の増加、形状凍結性の不足を避けるために、オーステナイト域の温度まで加熱し、金型でプレス成形と同時に焼入れを行うホットスタンプ鋼板も使われている。いずれの種類の高強度鋼板においても、軟鋼や 440MPa 級鋼板に比べ、C, Si や Mn 等の添加量が増える傾向があるのが特徴のひとつである。

3. 高強度鋼板の抵抗スポット溶接における課題

3.1 高強度鋼板の抵抗スポット溶接性の概要

超高強度鋼板では、軟鋼板に比べて電極で挟み込んだときの板同士のなじみが悪く、接触径が狭く通電路が広がりにくい。とくに板間に隙間がある場合に顕著である。また、抵抗値が高いことから散りが発生しやすい傾向がある。つ

まり、適切なナゲット径を確保できる適正電流範囲の確保が難しい。そのために、高加圧力、また通電時間の延長や、通電条件の変更などの対策が必要となる場合がある。

3.2 高強度鋼板の抵抗スポット溶接継手の継手強度

先に述べたように、高強度鋼板の剥離モードの継手強度は鋼板強度とともに上昇せずに低下する場合がある。スポット溶接継手の強度は引張せん断強さ (Tensile Shear Strength: 以下, TSS) および十字引張強さ (Cross Tensile Strength: 以下, CTS) が広く継手強度評価の指標として用いられている。後者の CTS が剥離モードの継手強度を代表するものとして使用されている。この CTS が高強度鋼板において、特に 780MPa 級以上の鋼板では上昇しない、もしくは低下してしまうという報告がある²⁾。そのため高強度鋼板の適用拡大の大きな障壁となっている。高強度鋼板の継手強度が低下する原因として、ナゲットが硬くなり脆くなることが挙げられる⁴⁾。

高強度鋼板の多くの場合、ナゲットおよび HAZ がマルテンサイトとなる。特に、炭素量が高い場合には、硬さが上昇する¹⁰⁾ ことから、より脆くなる傾向がある。こうした脆い、つまり靱性の低い組織となったナゲットではプラグ破断せずに、ナゲットの中にき裂が進展し、部分プラグ破断もしくは界面破断する。この破壊形態の遷移が、継手強度低下の原因である。過去に、鋼材成分による破断形態に与える影響に着目し、プラグ破断するか否かによって境界を求め、成分影響が定式化されており炭素当量 (以下, Ceq) と呼ばれている。この Ceq を、ある値以下にすることでプラグ破断を確保できるとしている¹¹⁾。こうした Ceq を用い、成分制限を設けて鋼板の開発が行われる場合もあるが、更なる優れた高機能高強度鋼板の開発のために、制限を超えざるを得ない場合もある。そうした鋼板の溶接に対して、スポット溶接方法の開発による信頼性向上が必要となる。

4. 高強度鋼板の抵抗スポット溶接の継手強度向上技術

先に述べたように、高機能鋼板つまり高強度かつ優れた成形性を具備する鋼板や、ホットスタンプ材などを対象にスポット溶接部の継手強度が不足する場合がある。この課題に対して、現在までに開発してきた技術について実験結果および考察を含めて紹介する。

4.1 継手強度向上に関する実験内容および結果

4.1.1 実験内容

供試材は、実験室で溶解-圧延-焼鈍した 2 鋼種を用いた。板厚は 1.2mm である。これらの Ceq および C 量、P 量を表 1 に示す。Ceq は、

$$Ceq = C + 1/6Mn + 1/5(Cr + Mo + V) + 1/15(Ni + Cu) \quad (1)$$

を使用した¹²⁾。

以降、A鋼、B鋼と称する。これらの鋼板に対してそれぞれ同鋼種同士の2枚を重ね溶接を行った。溶接機にはサーボモータ加圧式単相交流スポット溶接機(電源周波数50Hz)を用いた。溶接の通电パターンは図1に模式図を示すように2段通电で、1段目はナゲット形成を目的とした通电(以後、本通电と呼ぶ) I_1 、2段目はナゲット(溶融凝固部)およびHAZの改質を目的とした後通电 I_2 である。本実験において第二通电(後通电)の時間を0~1.4sまで変化させた。電流値は、ナゲット径が $5\sqrt{t}$ ($=5.5\text{mm}$, t :板厚)となるように本通电の電流値 I_1 を調整し、後通电 I_2 は、本通电電流値の95%とした。また、クール時間は0.04sに固定した。このクール時間や第二通电(後通电)の適切な条件は、板厚や鋼板の固有抵抗などによって異なる。

その指針については、ナゲット端部の偏析緩和を目的とした後通电条件の熱伝導解析による検討結果が古迫らによって報告¹³⁾されており、クール時間および後通电電流値 I_2 を決定するために参考にした。後通电時間については、本実験では偏析緩和に加えてHAZの改質も目的としてい

表1 供試材の成分および C_{eq} (mass%)
Chemical compositions of samples

	C	Mn	P	C_{eq}
Steel A	0.20	1.3	0.020	0.41
Steel B	0.21	2.9	0.010	0.69

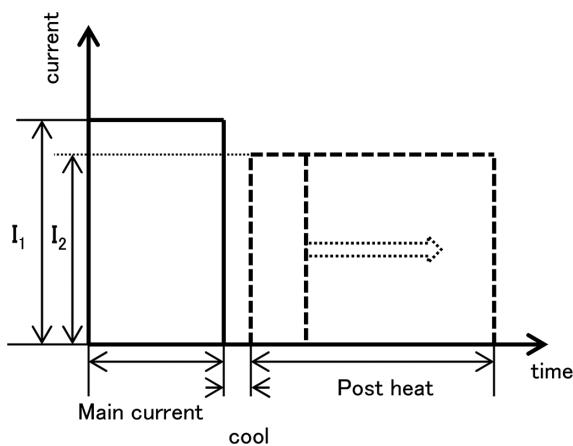


図1 通电パターンの模式図
Schematic image of current pattern

るため、古迫らによって推奨されている範囲を超えた長時間についても実験を行った。

上記の、溶接条件にて十字引張試験片を作製し ($n=3$)、引張試験を引張速度 $10\text{mm}/\text{min}$ で行い、CTSを測定した。その後、破断後サンプルの断面観察を光学顕微鏡にて実施した。また、溶接部の組織観察、分析を電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope: SEM)、後方散乱電子回折法 (Electron Backscatter Diffraction: EBSD)、元素マッピングをFE-EPMA (Field Emission-Electron Probe Micro Analysis)にて行った。

4.1.2 CTS と CTS 測定後の破断面

表1に示した2鋼種に対して、後通电時間を変化させて溶接し、CTSを測定した。その結果を図2に示す。 $(n=3)$ の平均値をプロットした) A鋼では、比較的短時間の後通电にてCTSが向上している。対して、B鋼では、後通电時間0.6s程度まで徐々にCTSが向上し、その後飽和していることが分かる。

図3にA鋼の後通电なしおよび後通电を付与したCTS後サンプルの断面像を示す。この断面から、後通电なしでは破線で囲った部分においてナゲット内へのき裂の進展が見られる。しかし、後通电0.1sや0.6sのサンプルでは、ナゲットへのき裂進展は見られない。この効果は後に詳細を示すが、ナゲット端部の偏析が緩和されたことに起因していると言われている^{3,4)}。次に、B鋼についてみると、図4に示すように、A鋼と同様に後通电なしではナゲット内に

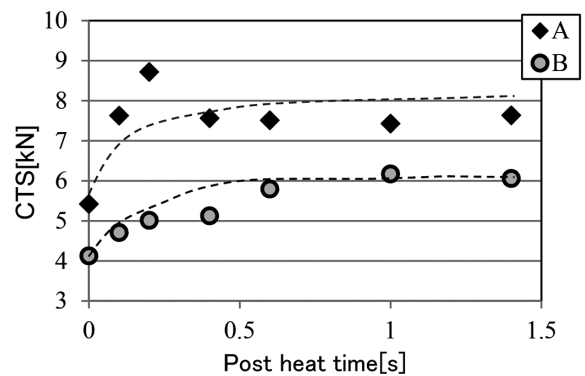


図2 後通电時間とCTS
Post heat time and CTS

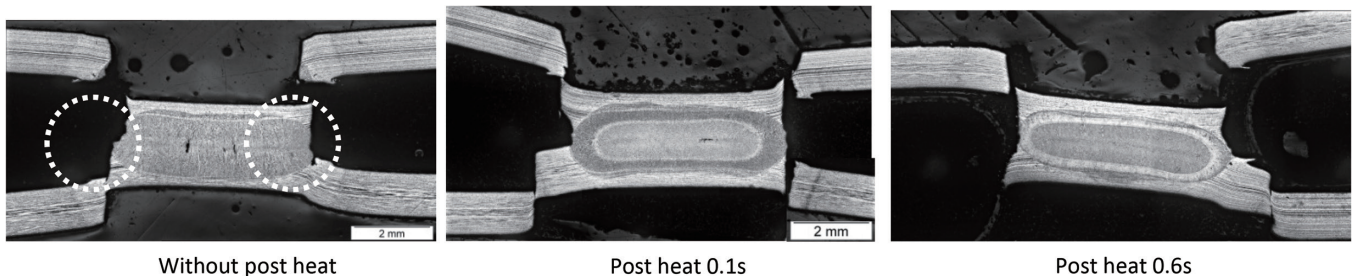


図3 CTS 後断面像 (A鋼)
Cross section image (sample A)

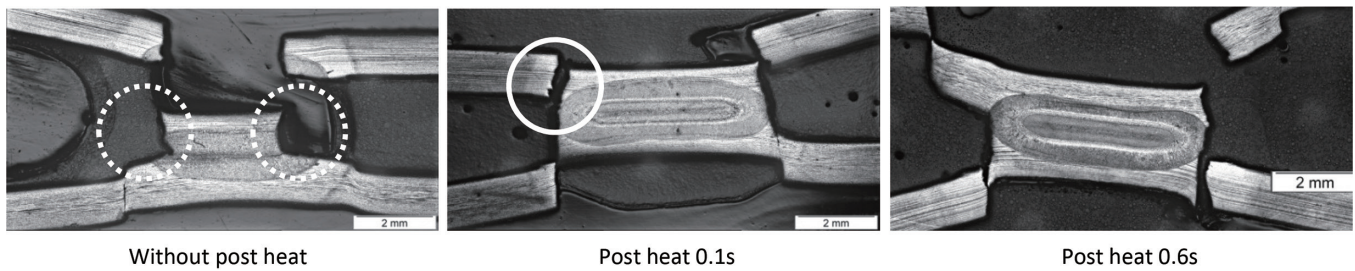


図4 CTS 後断面像 (B 鋼)
Cross section image (sample B)

き裂が進展し(破線部), 0.1sの後通電によってナゲット内へのき裂進展が抑制できている。

しかし, B鋼では後通電0.1sを付与したサンプルのHAZにおいては, あまり変形をせずに延性的な破断をしていないように見える(図4実線部)。対して, 後通電0.6sを付与したサンプルにおいては, いずれの破断部でも変形を大きく伴っており, 延性的な破断をしている。この破壊形態の遷移が, 継手強度向上の原因となっていると考えられる。以降に, 後通電によって生じている現象の詳細を示す。

4.2 偏析緩和によるナゲット内破断の抑制によるCTS向上

A, B鋼ともに短時間の後通電で, ナゲット内にき裂が進展することを防ぐことができていた。この理由について考察する。この現象については数年前から指摘されており, ナゲット端部の凝固偏析の偏析緩和による靱性向上が理由であるとされている^{4,6,7,13)}。この偏析緩和のメカニズムは, ナゲットの端部で本通電のあとのクール(無通電時間)によって凝固が進み, その後の後通電によって, 再度加熱されることによって偏析元素が拡散されることとされている。

その効果を見るために, 本実験で用いたA鋼のナゲット端部をEPMAによって観察した。その結果を図5に示す。図5では脆化元素とされているりん(以下, P)のマッピン

グを示す。後通電なしのものでは, ナゲット内(破線左上)の偏析が強く出ている。この偏析は, 凝固に由来するものである。単通電と後通電0.1sでは, ナゲット内の偏析が若干緩和している傾向が見られる。また, 後通電0.6sにおいてはこのEPMA像では凝固による偏析がほぼ確認されない程度まで偏析緩和されていることが分かる。B鋼においても同様の傾向であった。

脆化元素であるPなどが局所的に偏析すると, その部分の靱性を低下させる。しかし, 後通電によってその局所的な偏析が緩和され, 靱性を向上することができる。本実験では, 図5で後通電時間が長いほど, 偏析が緩和する傾向が見られるが, A, B鋼いずれにおいても, ナゲット内にき裂を進展させないようにするためには0.1sで足りている。0.1sでの原子の拡散をPに着目して検証する。図6に本通電(破線)のみと0.1sの後通電を付与した場合(実線)のナゲット端部から100 μ m内側の部分の熱弾塑性解析による温度履歴の推定結果を示す。後通電を0.1s付与した場合には, 1200 $^{\circ}$ C程度に冷却された後に1400 $^{\circ}$ C近くまで加熱されていることが分かる。この後通電の通電中に仮に1300 $^{\circ}$ C一定で, 濃度勾配の影響を無視し, 拡散距離 x を拡散係数 D として, $x = \sqrt{Dt}$, $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ (振動数項 $D_0 = 8.7 [10^{-4} \text{m}^2/\text{s}]$, 活性化エネルギー $Q = 273 [10^3 \text{J/mol}]$ とした。 R : 気体定数, T : 温度)で, 0.4 μ mと求められる。

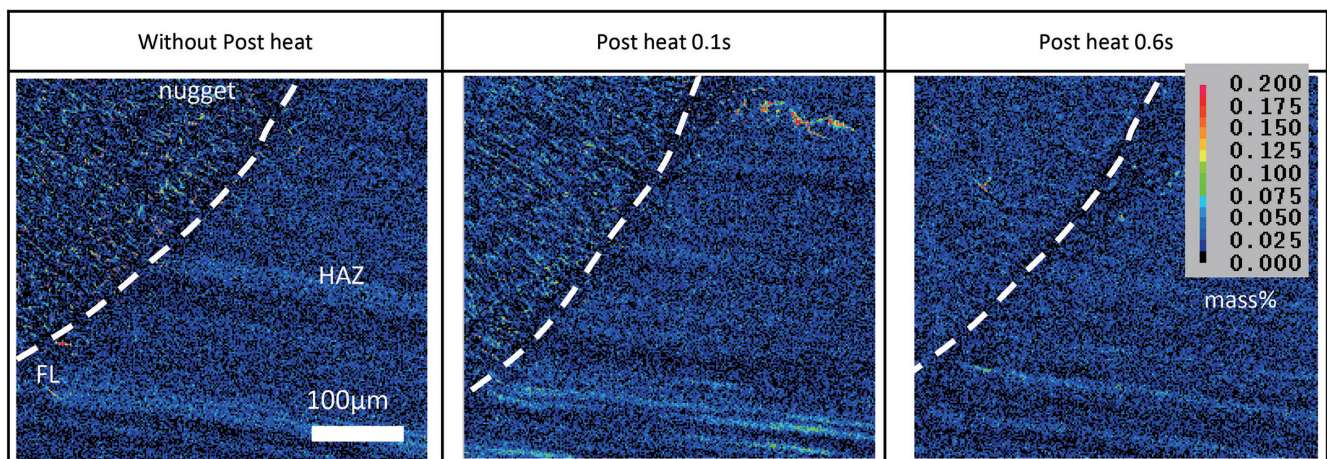


図5 A鋼のナゲット端部のEPMAマッピング(P)
EPMA mapping (P) of the edge part (sample A)

古迫ら¹²⁾は、本通電のみの場合の凝固偏析の幅は、1～5 μm であることを報告し、後通電において0.2 μm 以上拡散することを推奨している。この温度履歴の計算結果から推定される拡散距離は0.4 μm であり、これを十分に満たすものである。したがって、偏析緩和の効果が0.1sの後通電によって得られており、A、B鋼ともに、ナゲット内へのき裂進展を抑制できたと考えられる。またA鋼に関しては、0.1s程度の後通電によるナゲット端部の偏析緩和のみでCTSが十分向上できているため、長時間の後通電を行う必要はない。

次に、B鋼における、0.1sより長い後通電によるCTS向

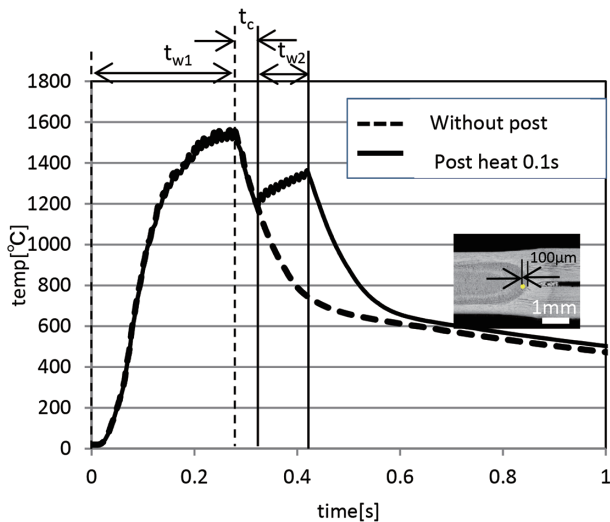


図6 本通電のみおよび後通電0.1sのナゲット端部の推定温度履歴
Estimated temperature histories of nugget edge

上のメカニズムを紹介する。

4.3 HAZのオートテンパの促進による破断部の靱性向上

4.3.1 後通電時間の延長によるHAZの組織変化

B鋼において比較的長時間の後通電を行った場合に、HAZでの破断が延性的になり、偏析緩和後通電（後通電時間0.1s）に対してCTSが向上した理由について考察する。HAZの破断形態が変化していることから、HAZの組織が変化していると考え、SEMによる観察を行った。その結果を図7に示す。観察位置は、ナゲット端部から100 μm 、板の重ね面より200 μm 離れた位置とした。A、B鋼のいずれの条件もラスマルテンサイト組織を呈していた。

A鋼ではすべての条件で微細な析出物が出ている領域が確認できる。しかし、B鋼では、後通電0.6sでは析出物が確認されるが、後通電なしおよび後通電0.1sではほとんど析出物が見られない。この析出物は鉄系炭化物であり、セメントイトに近い組成を示した。また、この析出物は、後通電なしの組織では見られないことから、被溶接材の炭化物の融け残りに由来していないと考えられる。つまり、溶接プロセス中に生じたものであるといえる。図8に単通電（破線）および、後通電が0.6s（実線）のときの熱弾塑性解析による温度履歴の推定結果を示す。

図8から、観察したHAZの温度履歴は、オーステナイト域に一度加熱され、その後冷却される。この熱履歴から、析出物はオートテンパ（冷却中の自動焼戻し）によるものと推定される。ここで、オートテンパとは、マルテンサイト開始温度（以下、 M_s 点）以下における冷却中に炭素が移動

	Without Post heat	Post heat 0.1s	Post heat 0.6s
A			
B			

図7 HAZのSEM像
SEM images of HAZ

し、焼戻しすなわちテンパーされることを言う。とくに M_s 点付近で変態したマルテンサイトでは、比較的高温にさらされる時間が長いいためテンパーされやすい傾向がある。一般に、マルテンサイトにおいて、焼入れままと比べて焼戻しを施した方が靱性は高くなる¹⁰⁾。そのことから、B 鋼では後通电の長時間化によって HAZ の微細炭化物析出が生じて靱性が向上し、図 4 の B 鋼の後通电 0.6s の断面のように HAZ で延性的に破断し、CTS が向上したものと考えられる。

4.3.2 炭化物析出量増加のメカニズム

次に、後通电 0.6s によって、HAZ の析出物が増加した理由について考察する。図 8 の実線で示した温度履歴は図 7 に示した後通电 0.6s の HAZ と同じ位置での熱履歴であるが、後通电によってオーステナイト単相域に滞留する時間も長く、温度も大きく上昇していることが分かる。このことから、後通电によって、旧オーステナイト粒径が大きくなっていったことが考えられる。実際、HAZ の最終組織(図 7 に示した部位と同等の位置)のマルテンサイト組織の EBSD の方位マップを見ると(図 9)、後通电時間 0.6s の方

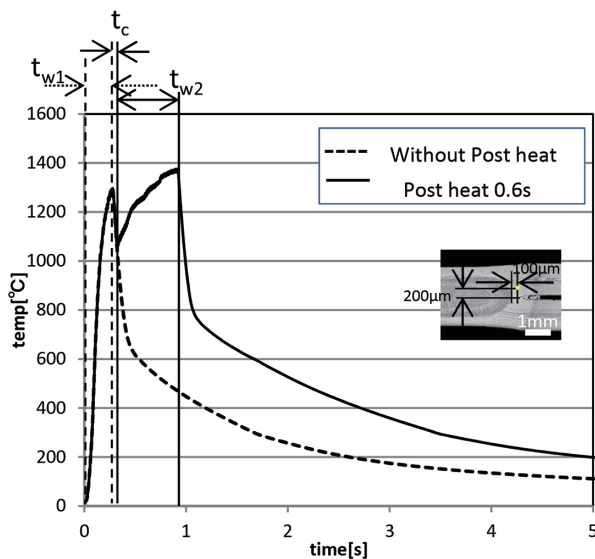


図 8 推定温度履歴 (SEM 観察 (HAZ) 位置相当)
Estimated temperature histories

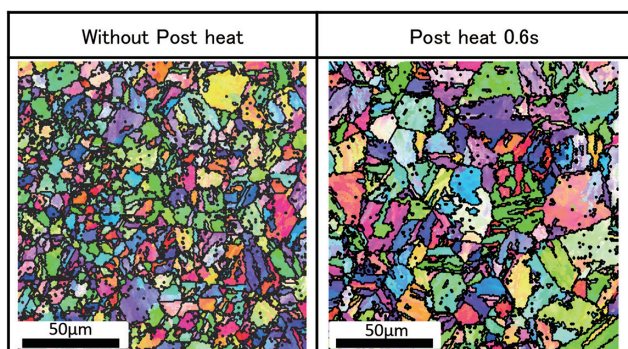


図 9 B 鋼における単通电と後通电 0.6s の EBSD-IPF 像
EBSD IPF image of B-steel

で大角粒界(ここでは、20 度とした)で見る粒径が大きくなっていることが見て取れる。

一般にラスマルテンサイトの大角粒界はブロックと呼ばれる単位に相当し、そのブロックの幅が広い方が旧オーステナイト粒径も大きいと報告されている¹²⁾。したがって、後通电時間 0.6s の HAZ は、単通电のものに対して旧オーステナイト粒径も大きくなっていったと考えられる。Garcia ら¹⁴⁾は、マルテンサイト変態において、旧オーステナイト粒径が小さくなるほど M_s 点が低下するという実験結果を示している。以上のことから、後通电の長時間化によって、HAZ の M_s 点が上昇したことにより、オートテンパが生じやすくなり、微細炭化物が析出したと考えられる。

5. 高強度鋼板の抵抗スポット溶接の継手強度ばらつき低減技術

自動車のボディは、衝突時の衝撃吸収とキャビンの客室空間を確保することが求められる。そのためには、車体を構成する部品の継ぎ目となる溶接部の信頼性が重要であると考えられる。ところで、今までに紹介してきた、ナゲット端部の偏析緩和および HAZ 部のオートテンパ促進による継手強度の向上技術によって、継手強度のばらつきを低減できる効果が提唱されている¹⁵⁾。この効果によって、スポット溶接部の信頼性を向上できるものと考えられる。以下に、ばらつき低減の効果および、その現象理解について示す。

5.1 実験内容および結果

5.1.1 実験内容

供試材は、実験室で溶解-圧延-焼鈍した材料を用いた。板厚は 1.2mm とした。これらの C_{eq} および C 量、P 量を表 2 に示す。 C_{eq} は、(1) 式を用いた。

以降、C 鋼と称する。溶接条件は、先の実験と同じく、溶接機にはサーボモータ加圧式単相交流スポット溶接機(電源周波数 50Hz)を用いた。溶接の通电パターンは図 1 に模式図を示した 2 段通电で、電流値はナゲット径が $5\sqrt{t}$ ($=5.5\text{mm}$) となるように本通电の電流値 I_1 を調整し、後通电 I_2 は、本通电電流値の 95% とし、本通电のみ、後通电 0.1s および 0.3s の 3 水準とした。この条件にて、3 水準それぞれに対して 30 体ずつ作製し、CTS を測定した。その後、破断形態について分類を行った。

5.1.2 実験結果

まず、CTS のばらつきを見るために、 $n=30$ のヒストグラ

表 2 供試材の成分および C_{eq} (mass%)
Chemical compositions of sample C

	C	Mn	P	C_{eq}
Steel C	0.19	2.6	0.010	0.62

ムを図 10 に示す。また、その平均値および標準偏差（正規分布）を表 3 に示す。

表 3 の平均値に対して、t 検定を行った結果、単通電に対して後通電 0.1s、後通電 0.3s とともに、有意水準 1% 未満で有意差が認められた。したがって、後通電による CTS がここでも認められた。ただし、本試験では 0.1s および後通電 0.3s の間では有意差は認められなかった。ばらつきに関しては、正規分布を仮定した標準偏差を見ると、単通電、後通電 0.1s、後通電 0.3s の順でばらつきが小さくなっているという結果となった。したがって、HAZ オートテンパ促進型には偏析緩和後通電に比較して CTS のばらつきを抑

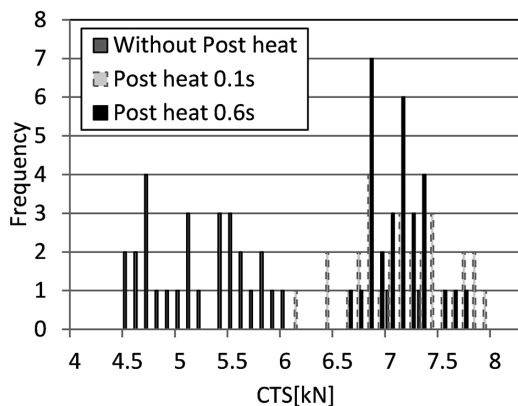


図 10 各条件における CTS (n=30) のヒストグラム
Histogram of CTS with varied current patterns

表 3 CTS の平均値および標準偏差
Average and standard deviation of CTS

	Without post heat	Post heat 0.1s	Post heat 0.3s
Average [kN]	5.3	7.1	6.9
Standard deviation [kN]	0.7	0.5	0.3

表 4 CTS 後サンプルの破断形態の分類
Classification of fracture morphology after CTS measurement

	Partial plug	Matrix	Plug
Without post heat	30	—	—
Post heat 0.1s	8	18	4
Post heat 0.3s	—	7	28

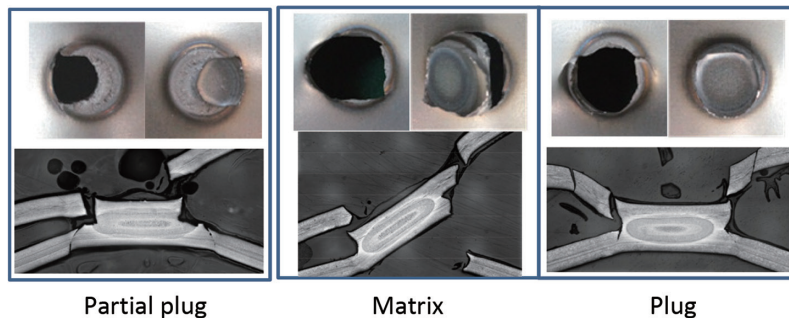


図 11 破断形態の分類
Classification of fracture morphology

える効果がより高いことが示唆された。

5.1.3 ばらつきに関する考察

5.1.2 に示した、ばらつきと相関のある因子として、継手強度と破断形態についての関係については言及¹³⁾されていることから破断形態に着目した。CTS を測定した後のサンプル外観から破断形態を図 11 に基づいて表 4 のように分類した。一般には、図 11 に示したプラグ破断と母材破断は分類せずにまとめてプラグ破断とするが、ここではその 2 つを区別することとした。

単通電では、すべて部分プラグ破断となっており、後通電 0.1s では、部分プラグ破断、プラグ破断および母材破断が混在し、後通電 0.3s では、プラグ破断および母材破断が混在していた。まず、部分プラグ破断を呈する単通電に対して、後通電を付与することで、CTS のばらつきを低減できることが分かる。この理由として、部分プラグ破断を呈するものではき裂進展経路が一樣ではなく、ゆえに最高荷重もばらつくものと考えられる。よって、後通電付与により部分プラグ破断を抑えき裂進展経路を比較的一様にできたためばらつきが抑えられたものと考えられる。また、後通電時間の延長により、き裂進展する HAZ 部の靱性向上が達成され短時間の後通電に比べ、母材破断を減らすことができおり、より安定的にき裂が進展できたものと考えられる。

6. 結 言

高強度鋼板のスポット溶接の継手強度向上技術、ばらつき低減技術として、比較的短時間でナゲット端部の偏析を緩和する後通電、および比較的長時間の後通電によって HAZ のオートテンパを促進する技術を紹介した。スポット溶接は、溶接に要する時間の短さが魅力のひとつであるが、紹介した技術は、一般的なスポット溶接に要する時間に対して大きな時間増加はなく、達成できる技術である。したがって、自動車の生産に大きな影響を与えることがないと見込まれるため、高強度鋼板の適用拡大に有力な手段になることを期待している。

参考文献

- 1) 国土交通省 HP : <http://www.mlit.go.jp/jidosha/kankyo.html>
- 2) 及川初彦 ほか: 新日鉄技報. (385), 36 (2006)
- 3) WES 7301 スポット溶接作業標準 (低炭素鋼及び低合金鋼) (解). 1986
- 4) Watanabe, F. et al.: Mathematical Modeling of Weld Phenomena. 10, 653-667 (2013)
- 5) 古迫誠司 ほか: 新日鉄技報. (393), 69 (2012)
- 6) Sawanishi, C. et al.: Science and Technology of Welding and Joining. 19 (1), 52 (2014)
- 7) 若林千智: 溶接技術. 3月号, (2017)
- 8) 高橋 学: 鉄と鋼. 100 (1), 82 (2014)
- 9) Zackay, F. et al.: Transactions of the ASM. (60), 252 (1967)
- 10) Krauss, G.: Materials Science & Eng. A. (273), 40 (1999)
- 11) 松山欽一 ほか: 抵抗溶接の基礎と実際. 初版. 東京, 産報出版(株), 2011, 242p
- 12) Ginzburg et al.: Flat Rolling Fundamentals. CRC Press, 2000, p. 141
- 13) 古迫誠司 ほか: 溶接学会論文集. 33 (2), 160 (2015)
- 14) Garcia-Junceda, A. et al.: Scripta Materialia. (58), 134 (2008)
- 15) 若林千智 ほか: 溶接学会全国大会講演概要. (100), 28 (2017)



若林千智 Chisato WAKABAYASHI
鉄鋼研究所 接合研究部
主幹研究員 工学博士
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



古迫誠司 Seiji FURUSAKO
鉄鋼研究所 接合研究部
主幹研究員 工学博士



宮崎康信 Yasunobu MIYAZAKI
鉄鋼研究所 接合研究部
首席主幹研究員 工学博士



渡辺史徳 Fuminori WATANABE
名古屋技術研究部
主任研究員