特集

超高強度鋼とその溶接技術

自動車用アルミめっきホットスタンプ 鋼板の諸特性*

楠見 和久**, 真木 純**, 及川 初彦***, 末広 正芳****

楠見 和久

真木 純

及川 初彦

末広 正芳

Properties of Aluminized Hot Stamped Steel Sheets for Automobile*

by KUSUMI Kazuhisa**, MAKI Jun**, OIKAWA Hatsuhiko*** and SUEHIRO Masayoshi****

キーワード

スポット溶接, 継手強度, 自動車用鋼板, 熱間プレス, 強度, 靱性, 耐食性

1. はじめに

近年, 環境問題に端を発する自動車の軽量化や衝突時の安全性向上といった観点から, 高強度鋼板の使用が積極的に行われている。部材によっては, より高強度の鋼板を用いることで板厚をより低減でき, 大きな軽量化が可能となることから, 用いられる鋼板の強度も 440MPa や 590MPa 級に止まらず 780MPa 級以上へと増加している。一方, 鋼板強度が増加するにつれ, 一般的には成形性が劣化する。これを克服するため, 各種組織制御を行った高強度鋼板が開発されてきた¹⁾。しかしながら, 鋼板強度が 1500MPa 程度になると, 複雑な形状へのプレス成形は困難になると考えられる。

これに対して, 1500MPa 程度の強度を持つ部材を得るため, ホットスタンプと呼ばれる成形法が実用化されている²⁾。この成形法では, 鋼板は 900℃程度のオーステナイト域の温度に加熱され, 常温の金型で成形されることにより焼入れられて鋼板の強度が増加する。用いられる鋼板としては, めっきが施されていない鋼板^{3,4)}およびめっきが施された鋼板が用いられる。めっき鋼板については溶融アルミ

めっき鋼板 USIBOR® 1500 P^{2, 5, 6)}や亜鉛めっき鋼板⁷⁾などが実用化されている。本報告では, ホットスタンプ特性と優れた耐食性を有するアルミめっき鋼板の各種特性に関して報告する。

2. ホットスタンプ工程

図1にホットスタンプ工程を簡単に示す。この成形法では, 鋼板をオーステナイト域の温度 (A_c3 以上) まで加熱することが必要である。例えば 0.2mass%程度の C 量を含む鋼板では, 850℃以上の温度に加熱することが必要となる。加熱後, 炉から取り出された鋼板は, プレス機まで搬送されて常温の金型で成形され, 同時に焼入れが行われる。成形後は, 鋼板全体が充分焼入れされるまで下死点で保持する。

ホットスタンプはこのような成形工程をとるが, めっきを施していない鋼板を使用する場合には, 加熱時のスケール生成や表層脱炭を抑えるため, 非酸化雰囲気で加熱する必要がある。また, 非酸化雰囲気で加熱した場合でも, 炉

図1 ホットスタンプ工程の模式図

*原稿受付 平成21年6月18日

** 新日本製鐵(株) 八幡技術研究部 Yawata R&D Laboratory, Nippon Steel Corporation

***正 員 新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所 Member, Steel Laboratories, Nippon Steel Corporation

**** 新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所 Steel Laboratories, Nippon Steel Corporation

からプレス機までの間は大気雰囲気となるため、短時間でも表層にスケールが生成する。プレス成形品は使用時には塗装が付与されるが、表層にスケールが存在すると問題となる。したがって、めっきを施していない鋼板を使用した場合には、スケールを除去するプロセスが必要となる。耐熱性に優れためっき鋼板を用いると、この工程が不要となる。

3. 素 材

前述したように、ホットスタンプ工程では鋼板を急速に冷却することで強度を高めるため、焼入れ性に優れることが必要となる。表面に関しては、耐熱性に優れためっきを施しておくことで、前述した加熱炉の雰囲気制御やスケール除去のためのプロセスが不要となり、製造性を容易にすることができる。以上のような条件を満足する鋼板としては、表1に示すような成分系のアルミめっき鋼板があげられる。なお、めっき付着量は両面で160g/m²である。この鋼板の各種特性を以下に概説する。

4. 母材特性

4.1 焼入れ前後の引張特性

本鋼板の焼入れ前後の特性を表2に示す。引張試験は、板厚1.4mmの素材からJIS5号引張試験片を作製して行った。出荷時の強度は490~590MPa級であり、焼入れ後は1500MPa以上となる。なお、鋼板の強度は、図2に示すよ

表1 検討に用いた鋼板の成分 (mass%)

C	Mn	Cr	B
0.22	1.2	0.15	0.0015

表2 焼入れ前後の引張特性

	YS	TS	El
	MPa	MPa	%
As coated	394	615	26
As formed	1280	1530	8

図2 C量と引張特性の関係

うにC量で調整することが可能である。図2は実験的にC量を変化させた素材を真空溶解で溶製し、焼入れ後の機械的特性を調査した結果である。これまで知られているように、焼入れ後の機械的特性はC量とともに増加することがわかる。焼入れ後の強度、つまり成形部品の強度は、C量を調整することで制御可能である。なお、焼入れ時の強度に対するMn、Cr等の置換型固溶元素の影響は小さいことが知られている。これら置換型固溶元素は焼入れ性に影響するため、次章で述べる焼入れ性を確保するためには重要となる。ただし、これら元素を過剰に添加すると、製品板の強度が高くなることを考慮しておく必要がある。

4.2 焼入れ性

図3にこの鋼板のCCT曲線を、図4に冷却速度と硬さの関係を示す。この鋼板は焼入れ性を高めるためにMnやBが添加されており、加熱温度が950℃の場合、約20℃/s以上の冷却速度で硬さをHv450~500の範囲とすることができる。この焼入れ速度は、冷却中でのフェライト、パーライトおよびベイナイトへの変態を避ける条件で決まる。これらの変態は、オーステナイト粒径が小さいと、すなわち加熱温度が低いと速くなるため、焼入れに必要な冷却速度が速くなる。この点については、加熱温度を900~1000℃として検討を行ったが、この範囲ではあまり大きな

図3 CCT曲線

図4 硬さにおよぼす冷却速度の影響

差はなく、どの加熱温度においても $20\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 程度に臨界冷却速度があった。

図3、図4および前述した他の加熱温度での実験結果から、ホットスタンプ時の鋼板の冷却速度が $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であれば、どのような冷却速度をとっても十分な硬さが得られることがわかる。しかしながら、実際のプレス工程では、加熱炉からプレス機へ搬送する間とプレス開始までの間は空冷に近い冷却速度となる。板厚 1.4mm 程度の鋼板では、大気雰囲気冷却すると $10\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の冷却速度となるが、この冷却速度で 600°C 以下まで冷却されると、鋼板の強度が低下することが図3と図4からわかる。 950°C から 600°C までの時間は $23\sim 35$ 秒となり、素材を炉から取り出してから 23 秒以内に金型での冷却を開始すれば素材を焼入れることが可能となる。なお、この関係は加熱条件や冷却中の雰囲気、周囲の環境により変化するため、高い精度が必要な場合にはそれに応じ決定する必要がある。

4.3 靱性

焼入れによりマルテンサイト相で強度を確保した場合には、靱性、特に低温での靱性が劣化する懸念がある。この点に関し、シャルピー衝撃試験で検討した結果を図5と図6に示す。図5は衝撃値と温度の関係、図6は脆性破面率を示す。なお、この試験では、 4mm の熱延鋼板を水焼

図5 シャルピー試験時の衝撃値と温度の関係

図6 シャルピー試験時の脆性破面率と温度の関係

入れ後に 2mm Uノッチ 2.5mm サブサイズの試験片に加工し、衝撃試験を実施した。吸収エネルギーは、室温から -60°C まであまり大きく変化しない。一方、脆性破面率は、 -40°C 以下で増加し、 -80°C では約 80% となり、遷移温度 (Tr_{50}) は -60°C 程度である。脆性破面率は板厚が薄くなると低下する傾向にあるため、 2.5mm より薄い板厚の場合には遷移温度はより低下するものと考えられる。以上の結果より、この鋼板は、マルテンサイト相を主体とする焼入れまの組織で使用されるが、通常的环境下で低温になって急激に吸収エネルギーが変化したり、破壊形態が変化することはないものと考えられる。

5. めっき特性

5.1 加熱時のめっき層の合金化

本鋼板の表層めっきは、 Si を 10% 含有するアルミめっきであり、Type 1 と呼ばれているものである。電気炉で板厚 1.6mm の素材を加熱した場合、保定温度に達するまでの時間は約 2 分であり、加熱中に融点の高い Fe-Al 合金層が生成される。

図7には 950°C で 0.5 分間保定した場合の合金化状況を、図8には表層のめっき層の Fe 、 Al および Si 濃度を板

図7 950°C で 30 秒保定した試料のめっき層構造を示す断面光学顕微鏡写真

図8 図7に対応したサンプルの板厚方向の Fe 、 Al 、 Si 元素濃度変化

厚方向に SEM-EDS で測定した結果を示す。合金化が進行すると、図 8 に示すような Al と Fe を含有する層状の合金相が形成される。この合金相は 5 層から構成され、Al 濃度は最表層から順に、約 50%, 30%, 50%, 30%, 10% と変化している。4 層目から母相にかけては、元素濃度が連続的に変化している。上記測定結果と Thermo-calc[®]により計算した Fe-Al-Si 系の状態図から、合金層は表面から、1, 3 層目が Fe_2Al_5 , 2 層目は Fe_2Al_5 , FeAl , $\text{Fe}_3\text{Si}_2\text{Al}_3$ の混相, 4 層目は FeAl , 5 層目は Al 固溶フェライトであると考えられる⁸⁾。

5.2 塗装性および塗装後耐食性

鋼板は自動車への適用に際して電着塗装されて使用されるが、通常、塗装性を確保するため塗装前に化成処理が

施される。化成処理は一般にリン酸亜鉛系の溶液中で行われ、表面にリン酸塩の皮膜を形成させる。この皮膜により塗装性、塗料密着性が確保されるが、Fe-Al 合金相は化成処理を行ってもこの皮膜が形成されない。これは、Fe-Al 合金相が酸に対して非常に安定な相であるためである。しかしながら、加熱処理後の表面は凹凸があり、これによるアンカー効果により、化成処理の有無に関わらず塗装性が確保される⁹⁾。

アルミめっき鋼板を 900℃で 2 分間加熱することで表層を Fe-Al 合金めっきとし、この鋼板を化成処理液に浸漬し、約 25 μm の電着塗装後、表面の塗装膜にクロス状の疵（クロスカット）を入れ、JASOM610 に定めた複合腐食試験（CCT）を 150 サイクル（50 日間）行った後の外観を図 9 に示す。JASO 法 CCT の試験条件を以下に示す。

塩水噴霧 (5%NaCl, 35℃, 2h) → 乾燥 (60℃, 4h) → 湿潤 (50℃, 2h)

図 9 JASO 法 CCT 試験 50 日後の試料外観

図 10 JASO 法 CCT 試験による塗膜膨れ幅の変化

図 11 JASO 法 CCT 試験 50 日後の板厚方向腐食深さの変化

比較材としては、めっきを施していない冷延鋼板と合金化溶解亜鉛めっき鋼板（付着量 45g/m²）を用い、それらの結果も併せて示してある。これらのサンプルのクロスカット部からの塗膜膨れ幅を片側最大膨れ幅として評価した結果を図 10 に、また 150 サイクル後の板厚方向への腐食深さを表面からレーザ光により測定した結果を図 11 に示す。これらの結果から、Fe-Al 合金相をめっき層とする鋼板の耐食性は、剥離幅、腐食深さとも冷延鋼板より優れ、合金化溶解亜鉛めっき鋼板と同等の特性を持つ事がわかる。

6. スポット溶接性

6.1 適正溶接電流範囲とスポット溶接継手の強度

アルミめっきホットスタンプ材のスポット溶接性を評価するため、まず、溶接電流とナゲット径の関係から適正溶接電流範囲を求めた。また、溶接継手の強度として、JIS 引張試験法に基づき、引張せん断強さと十字引張強さを調査した。

板厚 1.6mm のアルミめっき鋼板を 900℃で 2 分間加熱し、金型で両側から挟み込むことで焼入れを行い溶接用のサンプルを作製した。スポット溶接には単相交流式の電源を用い、Cu-Cr 製の DR 形電極（先端径：6φ，先端曲率：40R）を用いて、加圧力 4.9kN で 22cycles (60Hz = 1sec) の通電を行った。

ナゲット径に及ぼす溶接電流の影響を図 12 に示す。ナゲット径は溶接電流の増加とともに徐々に増加し、裸鋼板を溶接した場合と同様な傾向を示した。通常のアルミめっき鋼板では、めっきの融点が 600℃程度と低いため、通電中にめっきが熔融して通電路が拡大し、電流密度が低下してナゲットが形成される電流が高電流側に移行するケースが多い¹⁰⁾。しかし、ホットスタンプ材では、加熱中にアルミめっき層が合金化してめっきの融点が 1100℃以上に増加しているため、通電中にめっきが熔融せず通電路の拡大が起こらない。その結果、通常のめっき鋼板のようにナゲット形成電流が増加せず、裸鋼板を溶接した場合と同様の溶接挙動を示したものと考えられる。ナゲット径が $4\sqrt{t}$ と

図 12 ナゲット径に及ぼす溶接電流の影響

図 14 十字引張強さに及ぼす溶接電流の影響

図 13 引張せん断強さに及ぼす溶接電流の影響

図 15 スポット溶接部近傍の硬さ分布

なる電流値（ただし、 t は板厚）から散りが発生するまでの電流値を適正溶接電流範囲とすると、適正溶接電流範囲は約 3kA と非常に広いことがわかった。また、得られる最大ナゲット径も 7mm 程度と電極先端径を超える値であり、1470MPa 級の高強度鋼板でありながら、散りが発生せず安定して大きなナゲット径が得られるのがわかる。

図 13 と図 14 は、それぞれ、溶接継手の引張せん断強さと十字引張強さに及ぼす溶接電流の影響を示す。溶接電流が増加してナゲット径が増加すると、継手強度は増加する傾向を示した。引張せん断強さと十字引張強さを比較すると、十字引張強さの方が低い値を示すことがわかる。これは、鋼板強度が高くなると、十字引張試験（剥離方向に負荷された状態）での鋼板の曲げ変形が小さくなるため、ナゲット周囲での応力集中が高まって破断が生じ易くなるためと考えられる¹²⁾。継手の引張せん断強さは、母材強度の増加とともに増加するが、十字引張強さは、上記で述べた効果によって必ずしも母材強度に比例して増加しない。したがって、十字引張強さは、引張せん断強さに比べ低い値を示す¹³⁾。この傾向は既存ハイテンでも同様¹⁴⁾であり、ホットスタンプ材の継手強度も、その延長線上にあるものと考えられる。

図 15 にスポット溶接部の硬さ分布を示す。ナゲット内および母材部は Hv480 程度の硬さを示すが、熱影響

(HAZ) 部では Hv300 程度の値を示し軟化域が認められる。このような硬さ分布を示す理由は、以下の通りと考えられる。ナゲットおよびナゲット近傍は、通電中に Ac_3 以上の温度まで到達したため、その後の冷却で焼入れされ、ビッカース硬さが 480 程度になったと考えられる。この値は、ホットスタンプ工程で焼入れによりマルテンサイト変態した母材と同等の硬さである。一方、ナゲットから少し離れた熱影響部では、通電中の到達温度が Ac_3 以下であったため、その部分のマルテンサイトが焼き戻されて軟化したものと考えられる。しかし、このような硬さ分布を示すものの、引張試験時の破断位置はナゲット端部になる。これは、スポット溶接では、熱サイクルが非常に早いために HAZ 軟化領域が非常に狭くなり、周囲からの拘束によってその部分でき裂が発生し難いことが原因と考えられる。すなわち、形状が大きく変化しているナゲット端部で応力集中が起こり易いため、その部分でき裂が発生して破断が起こると考えられる¹⁰⁾。

6.2 適正溶接電流範囲に及ぼす加圧力、隙間の影響

スポット溶接では、電極による加圧によって鋼板同士を接触させて通電路を確保するため、加圧力や鋼板間の隙間は通電路の形成に大きな影響を及ぼし、結果として、適正溶接電流範囲にも大きな影響を及ぼす。一般的に、鋼板強度の増加とともに鋼板が塑性変形し難くなるため、通電路

図 16 適正溶接電流範囲に及ぼす加圧力の影響

の確保が難しくなって散りが発生し易くなり、十分なナゲット径が得られない場合がある。また、鋼板間に隙間が存在する場合には、加圧力によって隙間を無くすようにするが、加圧力が不十分であると通電路が狭くなって散りが発生し易くなり、十分なナゲット径が得られない場合がある。そこで、通電路形成を通してナゲット形成に影響を及ぼす因子として、加圧力と隙間の影響を検討した。

図 16 に適正溶接電流範囲に及ぼす加圧力の影響を示す。加圧力を増加させると、適正溶接電流範囲は拡大し高電流側に移行した。これは、加圧力の増加に伴って接触抵抗が低下すること、鋼板間の接触径が増加して電流密度が低下すること、また、散り発生が起り難くなることが原因と考えられる。ホットスタンプ材の強度は 1470MPa 級と非常に高いが、先端径 6mmφ の電極では、2.0kN のような低い加圧力でも散りが発生し難く、2.1kA 程度と比較的広い適正溶接電流範囲が得られる。これは、ホットスタンプ材の場合、スポット溶接時の加熱によって溶接部の強度が急激に低下し、鋼板間で十分な接触径が得られるためと考えられる。

一方、先端径 6mmφ の電極では、加圧力 2.0kN で 2.1kA の適正溶接電流範囲が得られたが、先端径 8mmφ の電極では、適正溶接電流範囲が 1.3kA と比較的低い値を示した。これは先端径 8mmφ の場合には、面圧が過度に低くなり、十分な接触径が得られず散りが発生し易くなったためと考えられる。加圧力を 2.9kN に増加させると、どちらの電極先端径においても、2kA 以上の広い適正溶接電流範囲が得られた。加圧力をさらに 4.9kN に増加させると、どちらの電極においても適正溶接電流範囲は増加したが、先端径 6mmφ では適正溶接電流範囲が加圧力 2.9kN の場合とほぼ同等であったのに対し、先端径 8mmφ では適正溶接電流範囲がさらに増加した。これは、加圧力を 2.9kN から 4.9kN に増加した場合、先端径が 6mmφ の場合は鋼板間の接触径がほぼ同等であったのに対し、先端径 8mmφ の場合には、電極先端径が大きかったために、さらに鋼板間の接触径が増加したことが原因と考えられる。すなわち、電極先端径が小さい場合には、より低い加圧力で通電径の拡大が飽和するのに対し、電極先端径が大きい場合には、十分な通電径を確保し散りを発生し難くするために、より高い加圧力が必要であることがわかる。このように、

図 17 適正溶接電流範囲に及ぼす隙間の影響

ホットスタンプ材で広い適正溶接電流範囲を得るためには加圧力の増加が必要であり、また、より大きなナゲット径を得るために電極先端径を拡大する場合には、さらに加圧力の増加が必要である。しかし、加圧力は極端に大きくする必要はなく、電極先端径程度の最大ナゲット径が得られる最小限の加圧力で良い。

次に、適正溶接電流範囲に及ぼす鋼板間隙の影響を図 17 に示す。スポット溶接には、単相交流式の電源を用い、Cu-Cr 製の DR 形電極（先端径：6φ，先端曲率：40R）を用いて、加圧力 4.9kN で 18cycles (50Hz=1sec) の通電を行った。試験片サイズは 30 x 100mm の短冊型で、30 x 30mm の冷延鋼板を試験片長手方向の両端にスペーサーとして挿入してハンドクランプで固定し、鋼板間隙間を設定した。隙間の値は 1.0, 2.0mm とし、隙間のスパンは 40mm とした。なお、比較材として JSC270E (270MPa 級の軟鋼板) を用いた。

適正溶接電流範囲は、ホットスタンプ材、JSC270E とともに、鋼板間隙間の存在によって高電流側に移行した。これは、スポット溶接の通電初期に、スペーサーを介して分流が生じ、鋼板を加熱するのにエネルギーが消費されたためと考えられる。この加熱による温度上昇によって鋼板の変形抵抗は低下し、加圧力によって塑性変形して 2 枚の鋼板が接触し、その部分でも通電が生じてナゲットが形成されるようになる。比較材である JSC270E では、隙間が増加しても適正溶接電流範囲はほとんど変化しない。これに対して、ホットスタンプ材では、まず、加圧力 3.9kN で見ると、隙間が 0mm から 1mm に増加しても適正溶接電流範囲の値はほとんど変化しないが、隙間が 1mm から 2mm に増加すると、適正溶接電流範囲の値は低下する。これは、隙間 2mm では十分な接触径が得られていないためと考えられる。一方、加圧力 5.6kN では、まず隙間 0mm の場合について見ると、適正溶接電流範囲が加圧力 3.9kN の場合より狭い。これは、加圧力を増加させ過ぎて電極が鋼板にめり込み、その結果、接触面積が増加して電流密度が低下したためではないかと考えられる。したがって、ホットスタンプ鋼板のような強度が非常に高い鋼板でも、過度の加圧力増加は望ましくないと考えられる。次に、隙間が 0mm から 1mm に増加した場合には、適正溶接電流範囲の値は増加している。これは、適度な加圧力によって鋼板間で十

図 18 連続打点性試験でのナゲット径の変化

図 19 溶接部と未溶接部におけるめっき層の状態（しゅう酸腐食）

図 20 SST によるスポット溶接部の塗装後耐食性試験結果（2000 時間後の外観）

分な接触径が得られることと、分流による鋼板の加熱によって電流の一部が消費されるため、溶接電流増加に対するナゲット径の増加率が低下するためと考えられる。一方、隙間が1mmから2mmに増加すると、適正溶接電流範囲の幅は低下する。これは、上記と同様に、加圧力を増加させても、隙間2mmで十分な接触径が得られないためと考えられる。

ホットスタンプ材ではスプリングバックは殆ど起こらず^{15, 16)}、ホットスタンプ材同士の場合では今回の試験のような隙間は生じ難いと考えられるが、相手材が冷間プレスしたハイテンの場合には、スプリングバックが生じて、鋼板間に隙間が発生することも考えられる。アルミめっきホットプレス材は、今回のような隙間試験においても2.0kA以上の広い適正溶接電流範囲を示したが、実部品で散りを

発生させず安定なスポット溶接を行なう場合や、大きなナゲット径をえるために先端径の大きな電極を用いる場合には、必要に応じて加圧力を増加させることが有効であると考えられる。

6.3 連続打点性

図18は連続打点性を評価した結果である。試験は6000点まで行ったが、この範囲ではナゲット径はほとんど変化せず、6000点以上の連続打点が可能であると考えられる。通常のアルミめっき鋼板では、めっきのAlと電極のCuが容易に反応してCu-Al合金を形成し、打点時にこれらが脱落して電極先端径が増加するため、電極寿命は短い場合が多い¹⁷⁾。一方、ホットスタンプしたアルミめっき鋼板では、めっき層は融点が1100℃以上のFe-Al合金相となっており、通電時にこのめっき層が溶融し難いため、めっき金属と電極との反応が起こり難くなって合金層が形成され難くなり、その結果、電極先端径も拡大しないと考えられる。これが、このような良好な連続打点性を持つ理由と考えられる。

6.4 スポット溶接部の耐食性

図19はスポット溶接部（スポット溶接時に電極と接していた部分）と未溶接部（電極と接触していなかった部分）の断面組織を示す。この図から、電極と接していた部分のめっき層は、スポット溶接時に温度が上昇してもほとんど変化せず、スポット溶接前と同様にめっき層がほぼそのまゝの状態に残留しているのがわかる。そのため、溶接部の塗装後耐食性は未溶接部と全く変わらず、図20に示すように、塩水噴霧試験（SST）にて2000時間経過後においても全く腐食していないことがわかる。他のめっき鋼板では、スポット溶接を行った際、電極と接していた部分のめっきは溶融して電極と母材の間から押し出され、溶接部のめっき量が少なくなるとともに溶接部周囲にめっき金属が盛り上がるため、この部分は十分な塗装厚みが確保できず耐食性に問題が生じることがある。すなわち、アルミめっきホットスタンプ材では、スポット溶接部においても、塗装後耐食性が優れていることがわかる。

7. 結 言

本報告では、ホットスタンプ用アルミめっき鋼板の母材特性、表面特性及びスポット溶接性について述べた。

母材特性に関しては、プレス成形時の金型焼入れで冷却速度がばらついても、30℃/s以上の冷却速度が確保できれば、均一な強度を有する部材が得られること、引張特性に関しては、YS:1280MPa, TS:1530MPa, El:8%が得られること、等を述べた。

表面特性に関しては、Fe-Al合金相はめっきを施していない鋼板より耐食性に優れ、通常自動車の防錆鋼板として使用される合金化溶融亜鉛めっき鋼板と同等の特性を有することを述べた。

スポット溶接性に関しては、高い継手強度が得られ、鋼板間隙間存在下においても2.0kA以上の広い適正溶接電流範囲が得られること、表層のアルミめっきがプレス前の加熱で融点の高いFe-Al合金相となるために、めっき層の存在による連続打点性の劣化がないこと、溶接部の塗装後

耐食性は優れることを述べた。

以上述べたようなホットスタンプ材を適用することで、比較的複雑な形状を持つ高強度で耐食性に優れた部材の製造が可能となるため、今後、その適用拡大が期待される。

参考文献

- 1) Senuma, T: ISIJ Int. 41 (2001) 520.
- 2) Bano, X. Laurent, J. P.: Proc.of 39th Mechanical Working and Steel Processing Conf. Vol. XXXV, Indianapolis, 1998, p.673.
- 3) 廣村敏樹, 内野龍一, 加藤希人, 佐藤昌彦: 自動車技術会学術講演会前刷集. 942, 1994-5, p.73.
- 4) 例えば, アイシン高丘: 東京モーターショー, 月間素材形, (2002) 43.
- 5) Cornette, D., Hourman, T., Hudin, O., Laurent, J. P., Reynaert, A.: Proc. of SAE. 2001, p.19.
- 6) Ronin, F.: Variant-Flexible Steel Forming in Automotive Production. 2nd European Practice Conf. Bad Nauheim, Frankfurt, 2002.
- 7) 今井和仁, 吉川幸宏, 土岐保: CAMP-ISIJ, 18 (2005) 557.
- 8) Sundman, B., Jansseon, B., Andersson, J. O.,: CAL-PHAD, 9 (1985) 153.
- 9) 末広正芳, 真木純, 楠見和久, 大神正浩, 宮腰寿拓: 新日鉄技報, No.378 (2003) 15.
- 10) 社団法人溶接学会軽構造接合加工研究委員会, 薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接, 産報出版, (2008) 187.
- 11) 社団法人溶接学会軽構造接合加工研究委員会, 薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接, 産報出版, (2008) 131.
- 12) 山崎一正, 佐藤浩一, 徳永良邦: 溶接学会論文集, 17 (1999) 553.
- 13) 社団法人溶接学会軽構造接合加工研究委員会, 薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接, 産報出版, (2008) 75.
- 14) 及川初彦, 村山元, 崎山達也, 高橋靖雄, 石川忠: 新日鉄技報, No.385 (2006) 36.
- 15) 楠見和久, 山本修治, 竹下哲郎, 中村修一, 阿部雅之, 末広正芳: CAMP-ISIJ, 18 (2005) 556.
- 16) 楠見和久, 山本修治, 竹下哲郎, 阿部雅之: 第56回塑性加工連合講演会講演論文集, (2005) 435.
- 17) 社団法人溶接学会軽構造接合加工研究委員会, 薄鋼板及びアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接, 産報出版, (2008) 188.