金属間化合物未形成域生成因子の検討*

－アルミめっき鋼板による鋼とアルミニウム合金との異種金属ミグブレイズ溶接－

笹部 誠二**, 松本 剛**, 岩瀬 哲**, 服部 保徳***, 三尾野忠明***

Study on the factors in creating the IMC Free Region* - Dissimilar Metal Joining of Aluminum Alloys to Steel in MIG-braze Welding by using the Advanced Hot-dip Aluminized Steel Sheet -

by SASABE Seiji**, MATSUMOTO Tsuyoshi**, IWASE Tetsu**, HATTORI Yasunori*** and MIONO Tadaaki***

Dissimilar metal joining of aluminum alloys to steel is generally difficult to be in practical use because of a formation of brittle intermetallic Fe-Al compound (IMC) at the interface of the joint. The authors have been researching in order to minimize the thickness of this brittle IMC for getting the excellent joint strength and have found that the formation of this brittle IMC is regionally prevented by using the advanced hot-dip aluminized steel sheet and by adopting the suitable joining conditions.

In particular this paper focuses the mechanism of creating this IMC free region in case of MIG-braze welding and the results obtained are as follows.

- (1) The creation of IMC-free region is initiated as the first process by the dissolution of the τ_5 phase (Fe-Al-Si) in the aluminized layer into the weld metal, and the temperature more than 886K for dissolution during MIG-braze welding and the use of filler metal for dilution of Fe and Si in τ_5 phase, have significant effects.
- (2) As the second process, the diffusion between aluminum-alloy weld metal and base steel is restricted by AlN on the surface thin layer of the base steel existed under 908K temperature during MIG-braze welding.

Key Words: dissimilar metal joining, MIG-braze welding, hot-dip aluminized steel sheet, aluminum alloy, inter metallic compound

1. 緒 言

異種金属接合用に開発したアルミめっき鋼板を用いれば、鋼とアルミニウム合金との冶金的な接合において良好な継手性能がえられることを筆者らは報告¹⁾している。その理由は、金属間化合物 (IMC) 未形成域が接合界面に必ず存在し、且つその存在部位が継手力学上有効と思われる溶接部外縁近傍に位置するといった特長に起因すると推定している。

この良好な接合強度を得るのに重要な役割を担う IMC 未形成域では、アルミめっき層と溶融めっき時に生成していた Fe-Al-Si 系 IMC 層 (τ_5 (Fe₂Al₃Si)) が消失していることおよびアルミニウム合金と鋼板との接合界面に N 濃縮相 (AlN) が存在²⁾することを確認している。これらのことから、AlN 層が Fe と Al との拡散障壁として機能することにより、溶接時に溶融したアルミニウム合金中にアルミめっき層ならびに IMC τ_5 が溶出し消失した後も新たな IMC の生成を抑制することで IMC 未形成域が出現するといえる。

本報では IMC 未形成域生成におよぼすミグブレイズ溶接

の各種因子の影響について様々な角度から検討した結果について報告する。

2. 供試材ならびに試験方法

用いた供試材は、アルミニウム合金板材 6022-T4 の板厚 1.0 mm ならびに異種金属接合用に開発したアルミめっき鋼板 1.0 mm であり、Table 1 にその特性の概略を示す。本アルミめっき鋼板は、高窒素含有低炭素鋼を母材とし、還元ガス雰囲気中で焼鈍後 Si を 9.2 mass% 含むアルミニウムめっき浴に浸漬し、ガスワイピングで片面あたりのめっき付着量が約 60 g/m² となるように調整して作製した。その断面組織を Fig. 1 に示す。前述した拡散障壁として機能する AlN 層は、めっき母材に高窒素含有低炭素鋼を用いることと製造工程の工夫により IMC τ_5 とめっき母材との界面に形成されることとなる。

このアルミめっき鋼板の上に、ラップ代を 50 mm として 6022材を重ね合わせ、A5554 (Al-2.7 mass%Mg-0.75 mass%Mn-0.13 mass%Cr) 溶加材にて重ねすみ肉継手を作製した。用いた電源は、交流ミグ溶接電源で、接合条件は Table 2 に示すとおりである。

IMC 未形成域生成因子を検討する上で、まずは溶接中の接合界面近傍ならびにアルミめっき鋼板裏面各部位の温度

*受付日 平成21年8月3日 受理日 平成21年12月17日 平成21年度春季全国大会で発表

**正 員 ㈱神戸製鋼所 Member, KOBE STEEL, Ltd.

***正 員 日新製鋼㈱ Member, NISSHIN STEEL Co., Ltd.

Table 1 Mechanical properties of tested materials

		Coating weight (g/m ²)	Thickness (mm)	Tensile Strength (N/mm ²)	Yield Strength (N/mm ²)	Elongation (%)
Aluminized Steel	Advanced HDAS*	63/70	1.0	395	325	32.6
	Aluminum alloy 6022	-		240	125**	29

*:Advanced hot-dip aluminized steel sheet for dissimilar metal joining

**:0.2%proof stress

Fig. 1 Cross-sectional structure of hot-dip aluminized N added steel sheet**Table 2** Welding conditions

Welding machine	AC-MIG power source
EN ratio	20~30%
Current	80~90A
Voltage	17~19V
Welding speed	60cpm
Shield gas(Argon)	25ℓ/min

Fig. 2 Schematic of measuring the temperature

を計測した。接合界面近傍の温度計測のために Fig. 2 に示すように、アルミめっき鋼板裏面側から 0.3 mm φ の孔を 0.8 mm の深さで開け、つまり接合界面から 0.2 mm の位置に K 熱電対（素線径 0.05 mm φ クロメル・アルメルで、シース外径 0.25 mm φ）を配置した。一方、アルミめっき鋼板裏面の計測は、素線径 0.32 mm φ の同 K 熱電対をパーカッション溶接にて裏面に接合しておこなった。

上記条件にてミグブレイズ溶接した溶接部の断面を、光学顕微鏡による組織観察と EPMA による分析をおこなった。

3. 試験結果

1) ミグブレイズ溶接時の温度計測結果

溶接中の温度計測結果を Fig. 3 に示す。各部位における

最高到達温度をプロットすると Fig. 4 のようになり、3 次の近似曲線にて推定すると、接合界面近傍の最高到達温度は約 1173 K で脚長のほぼ中央にて得られた。ルート部ならびに止端部に近づくに従い、その温度は低くなり約 873 K にまで低下する。一方、アルミめっき鋼板裏面の最高到達温度は、1073 K 弱で接合界面側より約 100 K 低い。また、脚長両端側になるに従い到達温度は低下し、ルート部相当裏面ならびに止端部相当裏面の温度は約 773 K となっている。

これらの計測結果から、IMC 未形成域はおおよそ 893 K 前後に到達していることがわかった。また、その温度に相当する部分はアルミめっき鋼板裏面側にも存在することもわかった。

2) 光学顕微鏡による断面観察結果

接合界面の断面観察からは、前報と同様に止端部あるい

Fig. 3 Temperature at the various positions during welding

Fig. 4 Distributions of maximum temperature

Fig. 5 IMC free region at the joining interface (on the left side)

Fig. 6 Micro structures of coating layer and joining interface at the back surface side of AHDAS (distance from the toe, max. temperature)

はルート部から内側、つまり高温側になるにしたがい、IMC (τ_5) が減少して IMC 未形成域が生成されるという様子が観察され、さらにその内側には Fig. 5 に示すように新たな IMC が生成していることも同様に観察された。

一方、溶接裏面側のアルミめっき鋼板めっき層各部位の断面マイクロ写真を、Fig. 6 に示す。各写真には、止端部に相当する裏面の位置からの距離と、その部位における Fig. 4 に示した到達温度分布の近似曲線から得られた最高到達温度を合わせて示した。これから、裏面側のめっき層と鋼板素地との接合界面には、いずれの部位においても塊状の IMC が観察され、接合界面側で観察されたような IMC の減少とそれとともなう IMC 未形成域の生成が生じるような様相は観察されなかった。

これらの試験結果から、IMC 未形成域が生じる温度は 893 K 前後と特定できたものの、同温度履歴を持つアルミめっき鋼板裏面のめっき層と鋼板素地との界面には同様な現象は観察されないこともわかった。

4. 考 察

IMC 未形成域の生成因子を推定するに際しては、温度因

Table 3 Welding conditions of melt-run on the AHDAS

Process	Welding current (A)	Welding voltage(V)	Welding speed (cm/min)	Filler materials
TIG	50	—	30	none
YAG Laser	2.0kW		120	none

子のみでは説明がつかないので、アルミめっき鋼板の表裏面の差異として溶加材の有無の影響を検討すると同時に、893 K 近傍という特定の温度域でのみ生成することの原因を検討した。

1) 溶加材の添加有無の影響調査

溶加材添加の有無の影響を検討するために、アルミめっき鋼板上に、溶加材を添加せずにティグアークならびに YAG レーザビームにてめっき層部分を溶融凝固させその断面のめっき層と鋼板素地との接合界面組織を観察した。

溶接条件は Table 3 に示すとおりで、手動ティグアーク溶接では、アークの安定化の点から溶接速度を上げることができず、鋼板素地まで溶融してしまったが、めっき層のみ溶融した部位近傍で比較観察することとした。

Fig. 7 に、両溶接法にて作製したビードオンプレート溶接材のめっき層と鋼板素地の断面マイクロ写真を示す。これから、ティグアーク、レーザービームの熱源にかかわらず、溶加材を添加しないでめっき層のみを溶融凝固させた場合には、IMC (τ_5) が減少して IMC 未形成域が生成されるという様相はいずれの部位にも観察されなかった。

以上のことから、溶加材を添加することが IMC 未形成域生成のための大きな前提条件となっているものと推定された。

2) 素材に存在していた IMC (τ_5) の溶接金属中への溶出

めっき層と鋼板素地との界面には素材段階で既に存在していた IMC は τ_5 であり、それと同成分の塊が溶接金属中へ

Fig. 7 Effect of welding method on IMC free region at the joining interface

浮上していることを Fig. 8 のとおり観察している。 τ_5 の融解温度は 886K (U11)~1128K (P5) と報告されており³⁾、温度的にはアルミニウム合金の溶接金属の溶融中に起こりえるものと考えられる。そこで、溶接金属各部位の Al, Fe, Si の 3 元素を 20 $\mu\text{m}\phi$ のビームサイズで EPMA にて半定量分析すると Fig. 9 に示す結果が得られた。

同図には、同様に測定した素材めっき層中の Fe, Si 量ならびに点分析による τ_5 中の Fe, Si 量も示す。ここで、めっき層中の Fe が、1.3mass% と比較的高いのは、素材製造工程のめっき時に Al-Si 浴中への鋼板素地成分の Fe 溶出によるもので、それがそのままめっき層として付与されたためと推定される。

溶接金属中の Fe, Si 量は、接合界面に近くなるほど高くなる傾向があり、めっき層からの希釈が推定される。しかし、Fe 量に関しては、めっき層中の Fe 量の方が溶接金属中のそれよりも低く説明がつかず、 τ_5 の溶出までを考慮すればつつまが合うことから、Fig. 8 に示した溶出現象は上

記融解温度以上の全域で生じていたものと推定される。

これらの溶出現象は、Fe, Si 量の少ない溶接金属との化学的ポテンシャルの平準化が可能な場合には起こりえるが、溶加材の添加がなく Fe, Si 量の比較的多いめっき層のみの溶融だけでは平準化は生じ難くまたその体積量も少ないので、めっき層が τ_5 や鋼板素地との反応拡散に消費された後はめっき層全体が合金層になるものと思われる⁵⁾。Fig. 6 に示したアルミめっき鋼板裏面の様相は、その状況を示唆したものと考えられる。

3) 拡散障壁としての AlN 作用効果

IMC 未形成域の鋼とアルミニウムとの接合界面には N を含む薄層が存在することを前報にて確認¹⁾すると同時に AlN と同定²⁾しており、BEDFORD らの報告⁶⁾と同様に鋼とアルミニウムとの拡散障壁として作用したものと考えられる。

IMC 未形成域が局所的にしか生成されないのは、この拡散障壁となる作用効果が、温度に影響を受けるためと推定し、アルミめっき鋼板を示差熱分析装置にて、893 K 近傍で

Fig. 8 Chemical compositions (mass%) of the compounds by spot analysis in TEM

Fig. 9 Distributions of Fe and Si in the various area of the weld metal

Fig. 10 Comp images of the interface between Al-Si coating layer and base steel in AHDAS after thermal cycles with various maximum temperature

20 K 刻みで加熱溶融凝固させた試料を作製し、その界面の Fe, Al の拡散状況を断面観察した。

その結果を Fig. 10, 11 に示すが、888 K では Fe, Al の拡散ならびに IMC の形成ともに観察されない箇所が局部的にあったが、908 K 以上では IMC が大きな塊になると同時にその IMC と鋼板素地との間に新たな反応層が観察されるようになり、IMC 未形成域はまったく観察されなくなった。IMC 未形成箇所が局部的に存在した 888 K のサンプルにおいては、IMC がめっき層中に溶出・消失するような現象は観察されず、棒状の IMC が何らかの原因で傾いて偶然隙間が生じたかのような様相で、その隙間部位のめっき層と鋼板素地との界面に IMC 未形成部が観察されたということである。いずれにしても 888 K では Fe と Al との拡散反応は観察されず、908 K 以上では拡散反応が観察されたことから、新たな IMC を生成させない拡散障壁なる作用効果が発揮される温度範囲が存在したものと考えられ、それは N の薄層 (AIN) によるものと推定している。

ところで、継手部接合界面の IMC 未形成域の生成様相と

Fig. 11 EPMA analysis of interface between the coating layer and base steel after thermal cycle with the maximum temperature -(a)888K (b)908K

Fig. 12 EPMA analysis of interface between the coating layer and base steel at the back surface side of MIG braze welded joint

異なるとはいえ、溶加材を添加しない示差熱試験装置を用いた試料に IMC 未形成箇所が局部的に観察されたことから、継手部裏面のめっき層界面を再度詳細に観察したところ、Fig. 12 に示す箇所が観察され、示差熱試料と同様に τ_5 の溶出・消失する現象を伴わない棒状の IMC の隙間に、IMC 未形成部が観察されるところとなった。この IMC 未形成部位は、888 K 近傍に相当し、界面長さにして僅か $10\mu\text{m}$ にも満たない局部的なものである。これらから、溶加材の

添加は τ_5 を溶接金属中へ溶出希釈させることにより IMC 未形成域を生成させるのに能動的な役割を果たしていることがわかった。

5. ま と め

接合界面に存在する IMC 未形成域の生成に関して、プロセス的には、素材中に存在していた τ_5 が溶接金属中に溶出し、 τ_5 と鋼板素地との間に配置していた AlN 層が鋼とアルミニウムとの界面に対峙して存在することとなり、Fe と Al との拡散が阻止されたものであると推定された。このプロセスにかかわる現象を、温度・溶加材・拡散障壁 (AlN) の各因子から検討した結果、以下のことがわかった。

- (1) 素材中存在していた τ_5 が溶出・消失するには、融解するための温度 (886 K) が先ずは必要で、さらに τ_5 の主成分である Fe, Si 量の少ない、希釈先として溶接金属を生成するための、溶加材の添加がそれを助長している。
- (2) Fe, Al の拡散に対して障壁 (AlN) として作用するのは、908 K 未満であること。

結局、IMC 未形成域が存在するのは、(1) の τ_5 融解温度以上で且つ (2) の拡散障壁として有効な温度以下となる 20 K 程度以内の狭い温度範囲となる領域と推定され、実際の継手で接合外縁部の狭い領域でのみ観察されたことと良く一致する。

参 考 文 献

- 1) S. Sasabe, T. Iwase, T. Matsumoto, Y. Hattori, T. Miono; Quarterly Journal of Japan Welding Society, Vol.27 (2009), No.2, 55s-59s.
- 2) Y. Hattori, T. Miono, T. Shimizu, S. Sasabe, T. Iwase; Nisshin Steel Engineering Reports, No.88 (2007), 1-9. (in Japanese)
- 3) G. Petzow and G. Effenberg; Ternary Alloys-A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams, Vol.5, VCH (1992), 413.
- 4) Y. Uchida, M. Fujita, Y. Hirose; The Journal of the Metal Finishing Society of Japan, Vol.33 (1982), No.10, 537-543. (in Japanese)
- 5) T. Sasaki, T. Yakou; ISIJ International, Vol.47 (2007), No.7, 1016-1022.
- 6) G. M. Bedford, J. Boustead; Journal of Materials Science, Vol.13 (1978), 253-260.