表面合金元素制御による溶接継ぎ手特性に 優れた Mn 系析出強化型合金化溶融 亜鉛めっき高張力鋼板の開発

鈴木善継¹⁾ 大澤一典²⁾ 京野一章¹⁾
清水哲雄²⁾ 田中俊吾³⁾

1. 緒 言

地球環境保全を目的として CO₂ ガス排出規制が強化される中、低燃費化に寄与する自動車車体の軽量化が重要な課題になっている。車体軽量化、耐衝突安全性⁽¹⁾および防錆性⁽²⁾を両立させるため、構造用部材として引張強度(TS)が 590 MPa 以上の合金化溶融亜鉛めっき(GA)鋼板の開発が進められている。一般に鋼板の高強度化は C, Si, Mn, P 等の固溶強化元素型元素を添加することで容易に達成できる。しかしながら、C, Si, Mn のような焼入性を増す元素や P, S のように溶接部ナゲット内の材質を脆化させる元素の添加量が多いほど自動車用途として重要な特性であるスポット溶接性が劣化する⁽³⁾⁽⁴⁾。そのため、ナゲット内破断を起こして溶接継ぎ手特性が劣化することが知られている(図 1)。従って、鋼板の成分設計には溶接性に影響すると言われている炭素当量の低減と高強度化とを両立させる必要がある。

炭素当量を低減するには鋼中 C 量を低減することが最も効果的であるが、再結晶温度が上昇するため溶融亜鉛めっき処理の前に実施される焼鈍工程で高温処理が必須になる。その結果、高強度化のために添加された熱力学的に易酸化性である Si, Mn 等の合金元素が鋼板表面に選択酸化して濃化し、めっき品質が劣化する⁽²⁾⁽⁵⁾。そのため、従来の技術では高張力 GA 鋼板のめっき品質の確保と、炭素当量の低減による溶接継ぎ手特性の向上を両立させることが不可能であっ

図 1 鋼板化学成分が溶接部の破断形態に及ぼす影響。

た。

著者らは、鋼板の最表層部における合金元素の濃度分布を制御することで溶接継ぎ手特性を大幅に改善した析出強化型高張力 GA 鋼板を開発した。その技術について報告する。

2. 鋼板成分設計の考え方

高強度化と同時に優れためっき特性、溶接継ぎ手特性を確保するために、式(1)で定義される炭素当量： $Pcm^{(3)(4)}$ が 0.24 以下になるように成分設計を行った。具体的には、めっき特性やスポット溶接性、伸びフランジ性等の観点から Si, P, S 添加量を極力抑えた C-Mn 添加鋼をベースにした。

$$Pcm/\text{mass}\% = C + Si/30 + Mn/20 + 2P + 4S \quad (1)$$

高強度化を達成するためにめっき特性を損ねない炭化物形成元素である Ti, Nb を添加することで⁽⁶⁾、析出強化⁽⁷⁾と結晶粒微細化による強化⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾を図った。780 MPa 以上の GA 鋼板には、さらに Mo を複合添加した。これは、Mo-Ti-Nb 系の複合炭化物の析出による強度上昇が期待できるだけでなく、Mo は熱力学的に酸化されにくい⁽²⁾ため、焼鈍時に鋼板

* 川崎製鉄株式会社

1) 技術研究所表面処理研究部門主任研究員

2) 技術研究所薄板研究部門主任研究員

3) 水島製鉄所商品技術部薄板室主査

Development of Mn-bearing Precipitation-hardening High-tensile Galvannealed Sheet Steels with Excellent Welded-joint Properties, by Controlling Alloy Element Content at Steel Surface; Yoshitsugu Suzuki, Kazunori Osawa, Kazuaki Kyono, Tetsuo Shimizu (Kawasaki Steel Corporation)

2002年11月5日受理

表面に選択酸化せずめっき特性を劣化させないためである。

以上のような考え方で成分設計した冷延鋼板を母材とする TS590～980 MPa 級析出強化型高張力 GA 鋼板を製造するにあたり、主に焼鈍条件を最適化することでめっき層直下の鋼板の最表層部における Mn の濃度を低下させた。その結果、高温焼鈍によるめっき品質の劣化を防ぐと同時に析出強化、結晶粒微細化による強化、組織強化等の強化機構を最大限に利用することで高強度化を実現した(表 1)。

開発した高張力 GA 鋼板は従来型の高張力冷延鋼板と遜色のない機械的特性を有するだけでなく、高強度化によって疲労強度も上昇した。さらには高速引張試験時における動的吸収エネルギーを測定したところ、耐衝突安全性も良好であることも確認された。これらの特性を踏まえて本開発鋼を自動車構造用材料に適用することで、当該部品を 10-20% 軽量化することが出来た。

3. 合金化溶融亜鉛めっき皮膜特性

鋼中 Si, P 添加量、もしくは炭素当量が高い従来鋼を母材とした従来型 GA 鋼板と開発した GA 鋼板のめっき皮膜を除去して地鉄を露出させ、表面から深さ方向への Mn の濃度分布をグロー放電発光分析装置で定量分析した(図 2)。従来鋼は表層部の Mn 濃度が地鉄内部の十分に深い位置(約 6 μm)における濃度と比べて殆ど変化していないが、開発鋼は最表層部(約 2 μm 深さまで)の Mn 濃度が低下していること

図 2 めっき層直下の深さ方向濃度プロファイル。

が分かった。両者について、めっき直前の焼鈍後の鋼板表面を電子顕微鏡観察した。従来鋼は Mn 系酸化物が多量に濃化していたが(図中矢印)、開発鋼では濃化が抑制されていた(図 3)。さらに GA 鋼板の曲げ加工時のめっき剥離量を蛍光 X 線で定量化することでめっき密着性を比較評価した(図 4)。従来鋼は剥離量が多かったが、開発鋼は剥離量が少なくめっき密着性が良好だった。また従来鋼はめっき層の合金化処理工程における反応速度が遅く反応温度が高温化したため、めっき層中の鉄含有率を一定の領域に制御することが困難であった。これらの事実から、従来鋼では焼鈍後に表面濃化した酸化物がめっきの合金化反応特性を低下させたためにめっき品質が劣化した。開発鋼ではめっき層直下の鋼板の最表層部における Mn 濃度が低減して選択酸化が抑制されたため、めっき品質が改善したことが分かった。その結果、低炭素当量鋼であるため焼鈍工程で高温処理が必要である鋼板であっても良好なめっき品質が得られた。以上の技術を適

図 3 めっき直前の鋼板表面状態電子顕微鏡観察写真。

図 4 従来鋼と開発鋼のめっき密着性。

表 1 開発鋼の機械的特性。

鋼 種	鉄連規格	化学組成値			強化機構	機械的特性 ³⁾			
		主成分	その他	炭素等量 (Pcm ²⁾)		板厚 /mm	降伏強度 /MPa	引張強度 /MPa	伸特性 (El/%)
開発鋼	JAC590R	C-Mn 鋼	Ti, Nb	0.21	析出強化	1.4	440	621	26
	(JAC780Y) ¹⁾	C-Mn 鋼	Mo, Ti, Nb	0.24	析出強化+組織強化	1.2	531	785	21
	(JAC980Y) ¹⁾	C-Mn 鋼	Mo, Ti, Nb	0.24	析出強化+組織強化	1.2	602	988	15

1) 規格化されていない 2) $P_{cm}/\text{mass}\% = C + Si/30 + Mn/20 + 2P + 4S$ 3) JIS 5 号試験片を使用し、JIS Z 2204 規格に従って実施

用することで、低炭素当量でかつめっき品質に優れる 590～980 MPa 級 GA 鋼板をいち早く開発することに成功した。

4. スポット溶接時の継ぎ手特性

GA 鋼板を先端部の直径 6 mm の DR 型電極を用いてスポット溶接し、ピール剥離、引張試験を行うことで、ナゲット部剥離形態観察および引張剪断強度(TSS)、十字引張強度(CTS)測定を実施した。炭素当量の高い従来鋼ではナゲット内破断を起こしたが、本開発鋼の破断形態は、炭素当量の抑制効果によって母材破断となり、良好な溶接強度を示すことが分かった(図 5)。また CTS と TSS との比で表される延性比(CTS/TSS)は、鋼板のミクロ組織や機械的特性によら

図 5 各種試験模式図とピール剥離試験後のナゲット部剥離形態。

図 6 延性比(CTS/TSS)と炭素当量(Pcm)の関係。

図 7 自動車部品への適用例(フロントインサイドシル)。

ず炭素当量と明瞭な対応関係が見られることが分かり、0.5 以上で、良好なスポット溶接部継ぎ手特性が得られた(図 6)。

以上のように鋼板を低炭素当量設計することで、炭素当量の高い従来鋼と比較して高い延性比と優れた溶接継ぎ手特性を示す 590～980 MPa 級 GA 鋼板が開発出来た。

5. 開発鋼の実用化状況と技術的意義

開発鋼は主にメンバーやリインフォースメント等の自動車車体の構造部材として既に実用化されており(図 7)、現在、月産数千トンの規模で工程生産を行っている。今後自動車メーカーでの採用が拡大するため、生産量がさらに増加する見込みである。このように本開発 GA 鋼板は実用的にも優れた特性を有するだけでなく、以下のような観点から地球環境保全にも大きく貢献するものと期待される。

(1) 高強度化により、自動車車体の軽量化による低燃費化へ寄与する。当該部品として 10-20%の軽量化を達成。

(2) めっき密着性が良好であるため部品をプレス加工する際の生産性が良好。

(3) 溶接継ぎ手特性に優れ、スポット溶接性が良好であるため、車体組み立て時のエネルギーロスが少ない。

6. 工業所有権

国内特許出願14件，外国特許出願 2 件。

文 献

- (1) 安田 顯, 古君 修, 清野芳一: 川崎製鉄技報, **32**(2000), 1.
- (2) Y. Suzuki, K. Osawa, C. Kato, K. Sakata, O. Furukimi and K. Mochizuki: *Galvanised Steel Sheet Forum-Automotive*, London, (2000), 57.
- (3) 斎藤 亨, 高橋靖雄, 山田有信, 西 武史: 自動車技術会, スポット溶接強度分科会, SWS-12-2, 88.
- (4) 斎藤 亨: 溶接技術, **30**(1982), 34.
- (5) 広瀬祐輔, 戸川 博, 住谷次郎: 鉄と鋼, **68**(1982), 665.
- (6) 西本昭彦, 稲垣淳一, 中岡一秀: 鉄と鋼, **68**(1982), 1404.
- (7) T. Gladman, D. Dulieu and I. D. MacIvor: *Microalloying 75*, Union Carbide Corp., New York, (1976), 32.
- (8) 大澤一典, 坂田 敬, 古君 修: 材料とプロセス, **13**(2000), 1266.
- (9) 大澤一典, 清水哲雄, 坂田 敬, 鈴木善継, 篠原章翁: 自動車技術会, 学術講演会前刷集, **90**(2001), 15.
- (10) 大澤一典, 清水哲雄, 坂田 敬, 鈴木善継, 篠原章翁: 材料とプロセス, **14**(2001), 1385.