

Characteristics of Galvannealed Steel Sheet
Applied to Automobile Bodies安田 顕
Akira Yasuda鉄鋼研究所 水島表面
処理研究室 主任研究
員(課長)大堀 学
Manabu Ohori鉄鋼研究所 水島表面
処理研究室 主任研究
員(課長補)高村 日出夫
Hideo Koumura鉄鋼研究所 薄板表面
処理研究室 主任研究
員(掛長)安田 功一
Kouichi Yasuda鉄鋼研究所 強度接合
研究室 主任研究員(課
長)橋口 耕一
Kouichi Hashiguchi技術研究本部研究企画
部 主査(課長)

1 はじめに

合金化溶融亜鉛めっき鋼板は塗装後の耐食性が優れていることから、自動車車体材料として広く使用されるようになった。しかし、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を自動車車体に加工するためにはいくつかの問題があった。まず、合金化溶融亜鉛めっき鋼板にかぎらず表面処理鋼板に共通することであるが、プレス加工する場合のめっき剥離の問題がある^{1,2)}。すなわち、厳しいプレス加工における材料変形に耐える良好なめっき密着性を実現する必要がある。

第2に、プレス成形性自体の問題である。プレス成形性は、素地鋼板の材質とプレス金型との摺動性に依存する。連続溶融亜鉛めっき設備内の焼鈍炉のように短時間の加熱で良好な材質を得るためには、素地鋼板として極低炭素鋼を採用する必要がある。またプレス金型との摺動特性を改善するためには、めっき層の相構成を制御し、めっき密着性とプレス金型との摺動性を両立させる必要がある。

第3の問題はスポット溶接における電極チップの損耗である。合金化溶融亜鉛めっき層は、スポット溶接の銅電極と合金化し、比較

要旨

合金化溶融亜鉛めっき鋼板を自動車車体パネル用材料とするためには、種々の特性を改善する必要がある。プレス成形のために優れた機械的性質を得るとともに、スポット溶接の連続打点性を確保するためには Ti-Nb-B を複合添加した極低炭素鋼を素地鋼板とすることが有効である。また、プレス加工時のめっき剥離が少なく、かつプレス金型と摺動性が優れためっき層を得るためには、めっき層中の Fe 含有率を 8~11% の範囲に制御するとともに、760 K 近傍の温度で合金化処理し、めっき層の相構成を δ_1 単相に近くすることが重要である。プレス金型との摺動性を改善するためには、上層に 3 g/m² 以上の Fe-P 合金電気めっきを施すことも有効である。

Synopsis:

It is necessary to improve properties of galvannealed sheet steel in order to apply it to automobile body panels. Both excellent mechanical properties and high continuous spot weldability can be acquired by using Ti-Nb-B co-added extra-low C sheet steel as substrate material. Additionally it is important to control Fe content of coating within the range of 8 to 11% and to make coating almost into single phase, δ_1 , by galvannealing the coating at a temperature of about 760K to obtain good coating adhesion and good friction property in pressforming at the same time. A flash coating of Fe-P alloy on galvannealed coating is also effective to improve the friction property.

的融点が高い Zn-Cu 合金となり、電極の損耗を促進する。その結果、一つの電極で連続的に溶接可能な溶接打点数が低下し、スポット溶接の作業性を著しく低下させることがある³⁾。そこで必要最低限の連続溶接が可能となるよう、スポット溶接性を改善することも必要であった。

めっき密着性、プレス成形性、スポット溶接性などの各特性を支配する材料因子は、他の諸特性にも影響をおよぼすため、これらの問題を解決するためには総合的に諸特性の変化を検討する必要がある。現在、Ti-Nb-B 複合添加鋼を素地鋼板として、めっき層の相構成を制御することにより自動車車体用材料として優れた特性を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板が製造されている。

本報では該鋼板の製造条件とプレス加工性、めっき密着性、スポット溶接性等の諸特性について述べる。

2 合金化溶融亜鉛めっき鋼板のプレス加工性

2.1 素材成分と機械的性質

連続溶融亜鉛めっき設備内の焼鈍設備は、近年、冷延鋼板の製造

* 平成3年8月22日原稿受付

Table 1 Processing conditions for press-formable galvanized steel sheet

Steel	Processing conditions	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	$\bar{r}$	Aging index (MPa)
Low C (0.050% C)	Batch annealing (700°C, 10h) → CGL (600°C) → Overaged (off-line) (320°C)	176	314	46	1.8	0
Low C (0.025% C)	High temp. coiling (680°C) → CGL (730°C) → Overaged (off-line) (320°C 6H)	176	314	45	1.6	0
Low C (0.025% C)	High temp. coiling (680°C) → CGL (730°C) → Overaged (in-line) (400°C 3 min)	196	323	43	1.6	39
Extra-low C IF	High temp. coiling (680°C) → CGL (800°C)	157	304	48	1.8	0

Table 2 Chemical compositions of steel for press-formable galvanized steel sheet

(%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	N
A	0.002	0.01	0.15	0.010	0.008	0.046	tr.	0.022	0.003
B	0.002	0.01	0.10	0.011	0.007	0.057	0.030	0.007	0.003

設備として一般的になってきた連続焼鈍設備と酷似している。すなわち、基本的には急速加熱、短時間均熱、急速冷却からなる焼鈍方式である。連続焼鈍炉の場合、再結晶焼鈍の後、急速冷却し、300～400°Cで過時効処理を付加的にライン内で施すことにより、一般の低炭素 Al キルド鋼を素材として、良好な機械的性質を有するプレス成形用軟鋼製板を製造し得る⁴⁾。しかし、連続溶融亜鉛めっき設備では、過時効処理温度としては高温である 450～550°C の温度で、短時間の間に合金化処理を施すことが必要であるため、効果的な過時効処理を施すことができない。低炭素 Al キルド鋼を素地鋼板とし、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合、ライン外で事前に再結晶焼鈍を施したり、めっき後過時効処理することにより、高延性、高 $\bar{r}$ 値を得てきた。Table 1 に低炭素鋼を素材として、プレス成形用の合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する工程と、試作材の機械的性質を示す。一方、Ti や Nb などの炭化物形成元素を添加し、鋼中の C を析出物として固定した極低炭素鋼を素地鋼板とした場合、事前の再結晶焼鈍や過時効処理をせずに優れた機械的性質を有する鋼板が製造できる⁵⁾。さらに極低炭素鋼を素材とすれば、めっきや合金化処理において受ける熱履歴による機械的性質の変化がほとんどない。極低炭素鋼を素材として合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する際の工程と機械的性質の例を Table 1 に併せて示す。単純な工程で高延性、高 $\bar{r}$ 値の優れた機械的性質が得られる。このことから、自動車車体用合金化溶融亜鉛めっき鋼板の素材を極低炭素鋼板とすることが必要不可欠であり、極低炭素鋼が安定して大量に溶製し得るようになって、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が自動車車体用鋼板として広く用いられるようになった。

2.2 炭化物形成元素の選択

鋼中に侵入型固溶元素として存在する C や N は鋼板の機械的性質を劣化させるため、C や N を炭化物や窒化物として固定し、無害化するために、極低炭素鋼には通常 Ti や Nb が添加される。Table 2 に示す成分の二種の鋼を用いて、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造し、その材質を比較した。鋼 A は Nb のみを添加した鋼であり、鋼 B は Ti と Nb を複合して添加した鋼である。これらの鋼を用いて製造されためっき付着量 60 g/m² の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の機械的性質に及ぼす焼鈍温度の影響を Fig. 1 に示す。いずれの焼鈍

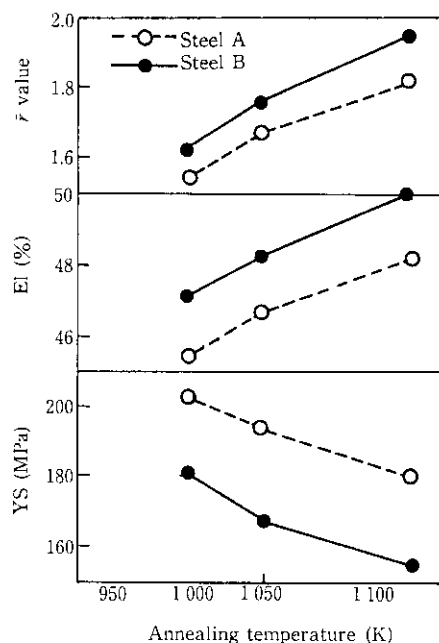


Fig. 1 Influence of annealing temperature on mechanical properties of steel sheet

温度においても Ti-Nb を複合添加した鋼 B は、鋼 A より高い延性と $\bar{r}$ 値を示し、良好な材質が得られる。鋼 B を用いて、1120 K 近い温度で焼鈍すれば、 $\bar{r}$ 値が 2.0 で 50% 以上の延性を示す超深絞り用の合金化溶融亜鉛めっき鋼板が製造できる。すなわち、良好な材質を得るためには Ti を添加することが必要である。

一方、Ti 添加鋼を素材として合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造すると、白筋状の外観むらを発生することがある。Photo 1 に合金化溶融亜鉛めっき鋼板にみられた白筋状欠陥部をセイコー電子のマッピングアナライザーで組成分析した結果を示す。白筋状部分では Zn 濃度が高く、Fe 濃度が低いことから合金化の進行が遅延していることがわかる。Ti-Nb 複合添加鋼を素材とした工程的な生産における白筋欠陥発生率におよぼす鋼中 Ti 添加量の影響を

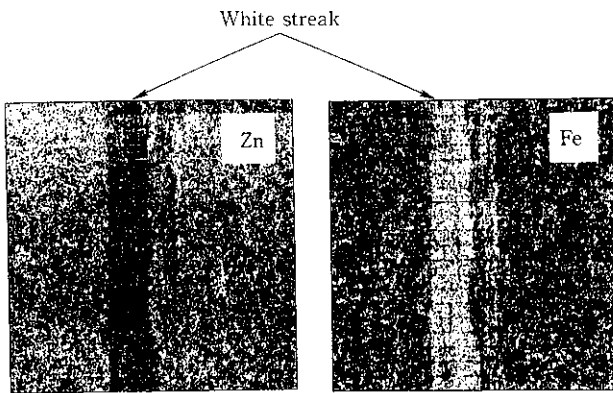


Photo 1 Chemical composition image of galvanized coating at white streak defects

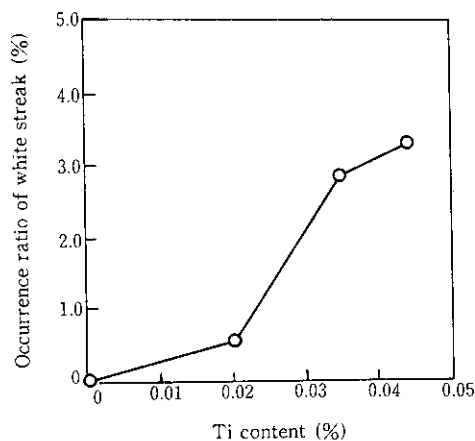


Fig. 2 Influence of Ti content of steel on occurrence of white streak defect

Fig. 2 に示す。Ti 添加量が 0.03% を超えると白筋欠陥の発生頻度が急増する。すなわち、鋼中への Ti 添加が白筋欠陥を誘発していると考えられた。

優れた機械的性質を得るためには Ti 添加は必要不可欠であり、美しい均一表面を得るためには Ti 添加を避けることが好ましいことから、一般的なプレス加工用鋼板は Nb 単独添加鋼を素材とし、特に優れたプレス成形性が要求される深絞り用および超深絞り用鋼板は Ti-Nb 複合添加鋼を素材として製造される。さらに Ti を添加する場合でも、鋼中の C, N 量をできるだけ低減して、Ti 添加量を削除することが合金化溶融亜鉛めっき素材として重要である。

2.3 プレス金型摺動性

素地鋼板が良好な機械的性質を有していても、めっき層とプレス金型との摺動性が劣るとその優れた機械的特性をプレス成形で生かすことができない⁶⁾。合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合、後述するようにめっき層の質により金型との摺動性は変化する。 $\bar{r}$ 値が異なり、金型との摺動性が劣る合金化溶融亜鉛めっき鋼板を選んで、円筒深絞り試験を行った。また、上層に Fe-P 合金電気めっきを施し、金型との摺動性改善を図った試片も同時に試験に供した。鋼板の板厚は 0.7 mm、めっき付着量は 60 g/m² であった。また、金型との摺動性を現わす指標として用いられる摩擦係数を無塗油状態で丸型ビードを用いたビードロー法⁷⁾で測定した結果、合金化溶融亜鉛めっきでは約 0.25、Fe-P めっき後では約 0.15 であった。円筒

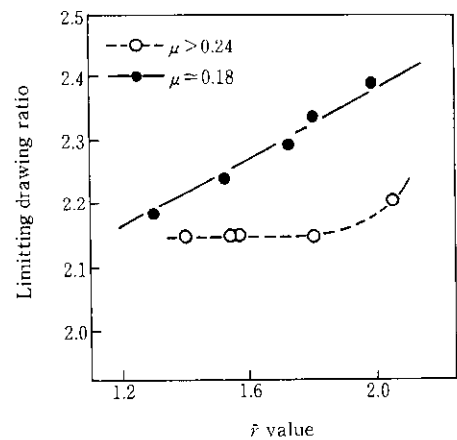


Fig. 3 Influences of r -value and friction resistance on deep-drawability of galvanized steel sheet (μ : friction coefficient)

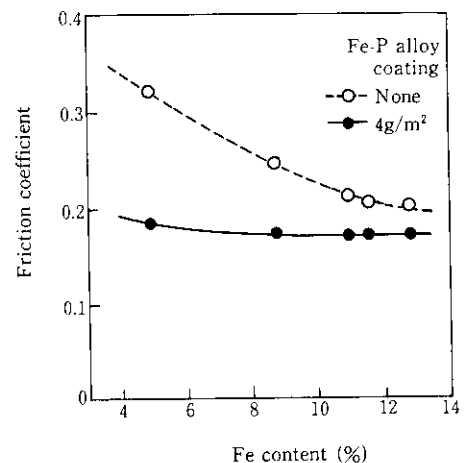


Fig. 4 Change in friction resistance of galvanized steel sheet according to an increase in Fe content of coating

深絞り試験はしわ押え荷重を 0.5 t とし、33 mmφ のボンチで、異なるブランク径の試片を成形、限界絞り比を求めた。結果を Fig. 3 に示す。 $\bar{r}$ 値が 1.4 と低い鋼板では金型との摺動性の差で、限界絞り比に大きな差はないが、 $\bar{r}$ 値が上昇するのにしたがって、低摩擦係数の Fe-P めっき材の限界絞り比が上昇するのに対し、合金化溶融亜鉛めっきのままの鋼板は限界絞り比が改善されない。すなわち、プレス成形性が金型との摺動性で支配されている。

Fig. 4 に合金化溶融亜鉛めっき層中の Fe 含有率が変化するときの摩擦係数の変化を示す。めっき層中の Fe 含有率が高くなるにしたがい摩擦係数は小さくなり、プレス金型との摺動性が改善される。Fig. 5 に Fe 含有率が 8% および 11% の合金化溶融亜鉛めっきを 100 g/l の $\text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ と 200 g/l の NaCl を溶解した水溶液中で 20 mA/dm² の定電流密度で溶解したときの電位変化例を示す。電位変化に現われるステージで Fe-Zn に合金の相が同定できる⁸⁾。11% Fe のめっき層の電位変化曲線は、単一のステージを示し、ほぼ δ_1 単相のめっきになっていると考えられる。一方、8% Fe のめっき層の電位変化は 2 段のステージを示し、 δ_1 と δ_2 相の二相からなるめっきであることが示唆される。 δ_2 相がめっき層表面に存在すると、プレス金型との摺動性が低下し、素地鋼板の優れた機械的性質がプレス加工性に反映されるのを妨げる。

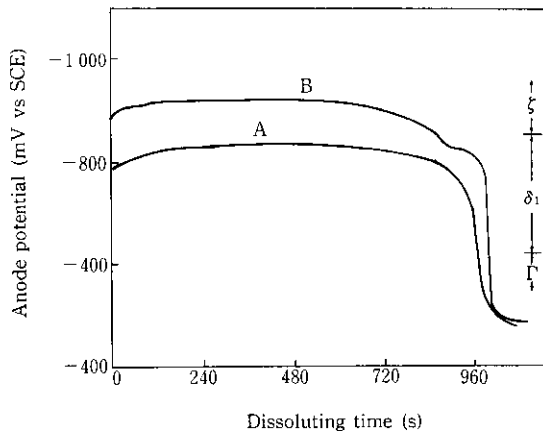


Fig. 5 Electric potential curves during anodic dissolution of galvanized coatings containing 11% Fe (A) and 8% Fe (B)

Table 3 Electroplating conditions of Fe-P alloy coating

Bath condition	Bath composition	Fe Total P	60~80 g/l 0.06~0.08 g/l
	pH		1.8~2.2
	Bath temperature		55°C
Processing condition	Current density		80~150 A/dm ²
	Flow rate		0.6~1.0 m/min
	Line speed		60~120 m/min

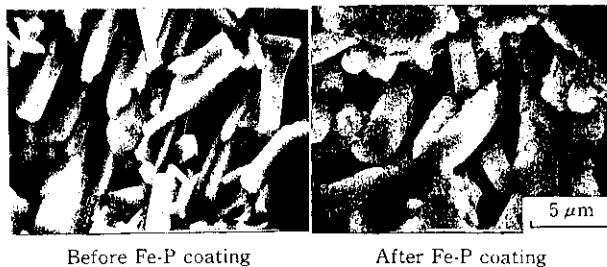


Photo 2 Appearances of galvanized coating with and without Fe-P alloy coating

合金化溶融亜鉛めっき鋼板のプレス成形における摺動問題を解決するためには、潤滑条件やプレス金型の改良などプレス技術上の手段に依拠するだけでなく、めっき層の摩擦特性自体を改善することも検討する必要がある。合金化溶融亜鉛めっき鋼板の上にさらにFe合金を電気めっきすることも、その一方法として採用されている。Table 3にFe系合金めっきの一例としてFe-P合金めっきのめっき条件を示す⁹⁾。Photo 2にFe-P合金めっき前後の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の結晶外観を示す。合金化溶融亜鉛めっき鋼板の摩擦係数に及ぼすFe-Pめっき付着量の影響をFig. 6に示す。3 g/m²以上の付着量で摩擦係数は約0.18程度まで低下し、著しい摺動性の改善効果が認められた。

Fe-Pめっきはリン酸塩処理性やカチオン電着塗装性を著しく改善する効果を有することから、二層合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、美しい塗装後外観を得る目的で主に車体外板に使用されるが¹⁰⁾ プレ

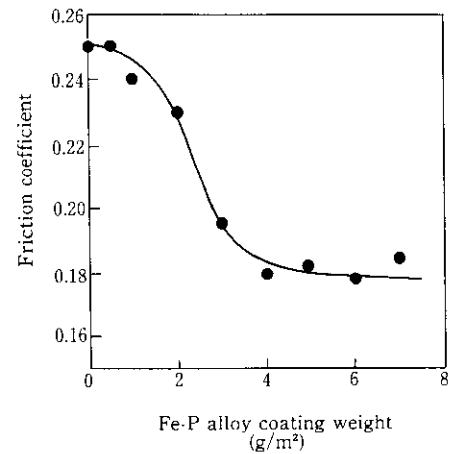


Fig. 6 Influence of Fe-P alloy coating weight on friction resistance of galvanized steel sheet

ス金型との摺動性改善効果を期待して、厳しいプレス加工が必要な一部の内板パネルにも使用される。

3 めっき密着性

合金化溶融亜鉛めっき層は硬質なFe-Zn化合物であるため、鋼板が変形すると、めっき層が破壊したりあるいは、めっき密着性が劣る場合には、めっきと鋼板の界面で剝離したりする。プレス加工においてめっき層の破壊や剝離が起ると、めっき損傷部での耐食性低下が起るだけでなく、ピンブル欠陥の原因となり、外板パネルに使用される場合には重大な問題となる¹¹⁾。

プレス加工におけるめっき剝離は、ビード通過時の曲げ-曲げ戻し変形部や縮みフランジ変形部などの圧縮応力を受ける部位で起りやすい。Fig. 7に示す形状の金型を用い、押す荷重を 4.9×10^3 Nとして、ビード通過時の曲げ-曲げ戻し変形を模した加工を試片に施し、ビード通過部のめっき剝離量を測定した。用いた試片のめっき付着量は60 g/m²とし、合金化溶融亜鉛めっきのままの試片と4 g/m²のFe-Pめっきを施した試片を測定に供した。めっき層中のFe含有量が、ビード部での変形により剝離するめっき層の量におよぼす影響をFig. 8に示す。Fe含有率が12%以上では、Fe-Pめっきの有無によらず、14~15 g/m²の剝離量となった。一方、めっき層中のFe含有率が9%以下の領域では、Fe-Pめっきを施さない場合、約3 g/m²の剝離が認められるのに対し、Fe-Pめっきを施した

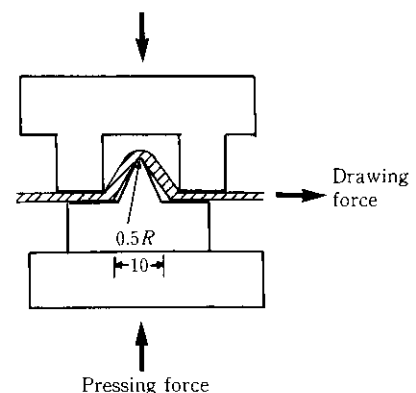


Fig. 7 Dimension of dice for a bead-draw test

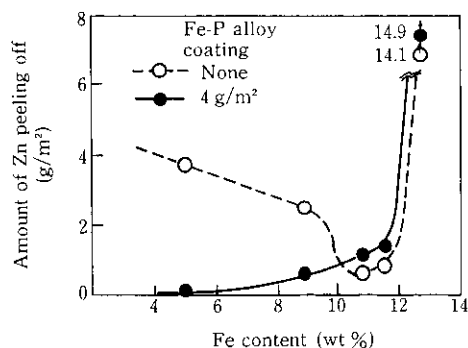


Fig. 8 Influence of Fe content on amount of coating peeling off during passing through bead model

場合にはほとんど剝離は起らない。めっき層中の Fe 含有率が高くなるとともに、鋼板とめっき層の界面に Γ 相 ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$) が成長し、めっき層が δ_1 相 (FeZn_{13}) と Γ 相の二層構造となり、鋼板が変形を受けると、めっき層内で破壊が起り、粉状にめっきが剝離する。いわゆるパウダリングが起る^{1,11)}。めっき層中の Fe 含有率が 12% 以上の領域の範囲で顕著に見られるパウダリングに対して、Fe-P めっきはほとんど影響をおよぼさない。一方、低 Fe 含有領域で起る剝離は、めっき層の破壊によるものではなく、鋼板とめっきの界面での剝離であり、本報ではフレーキングと呼ぶ。Photo 3 にフレーキングによる剝離断面を、Photo 4 にパウダリングとフレーキングによる剝離めっき片の外観を示す。フレーキングが、ほぼ鋼板とめっき層の界面で起きていること、フレーキングによる剝離片がパウダリングによる剝離片と比べ大きいことがわかる。Fig. 6 に示したように、Fe-P めっきにより金型摺動性が改善されるが、同時

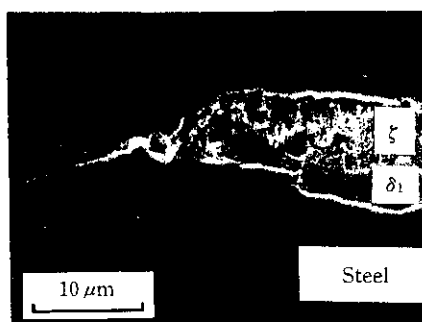
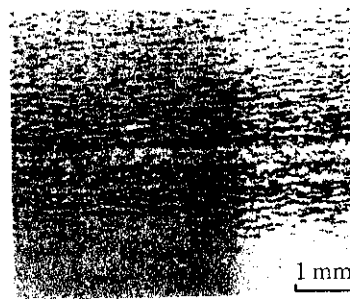


Photo 3 Cross-sectional observation of galvanized coating after flaking



Flaking



Powdering

Photo 4 Appearances of particles of coating peeled off by powdering and flaking

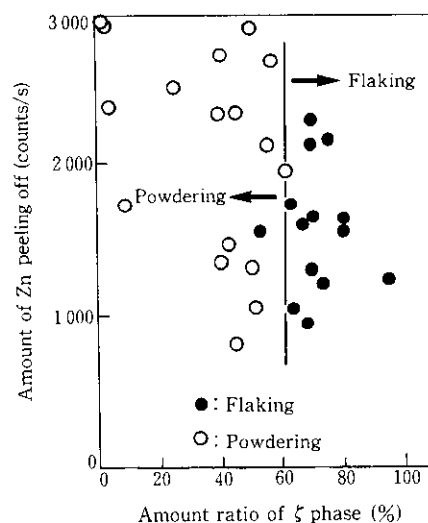


Fig. 9 Influence of ζ phase in coating on peeling form at bead model

に耐フレーキング性も改善される。種々の Fe 含有率の合金化溶融亜鉛めっき鋼板をビード型引き抜き試験に供したとき生じためっき剝離を、その剝離片形状からパウダリングとフレーキングに分類して Fig. 9 に示す。図の縦軸は剝離しためっき層の量を蛍光 X 線で分析したときの 1 秒当りのカント数である。横軸は、めっき層を陽極溶解したときに溶解に要した全電気量と ζ 相 (FeZn_{13}) の溶解に要した電気量の割合より求めためっき層中の ζ 相の割合である。図中、●印がフレーキングによる剝離を示す。剝離量によらず ζ 相が約 40% を臨界量として、めっきの剝離形態がフレーキングからパウダリングへ変化する。一般的に ζ 相が多いめっき相は、低 Fe 含有率であり、 Γ 相が少ないためにパウダリングは起きにくい、逆にフレーキングが起りやすくなる。これは、金型との摺動時、 ζ 相が金型に凝着してめっきを引きはがすことによりフレーキングとなるためと考えられる。

めっき層中の Fe 含有率を低く抑えて、耐パウダリング性を確保しつつ、 ζ 相量を少なくして、耐フレーキング性の改善を図ることが、プレス成形におけるめっき剝離を防止するためには重要である。めっき付着量が 60 g/m^2 の溶融亜鉛めっき鋼板を研究室で種々の温度に加熱し、Fe 含有率がほぼ 10% となるように保持時間を変えて合金化処理し、めっき層の相構成を X 線回折強度で調べた結果を Fig. 10 に示す。同一の Fe 含有率であっても、 ζ 相の量は合金化処理温度が低いほど多くなる。一方、耐パウダリング性を劣化さ

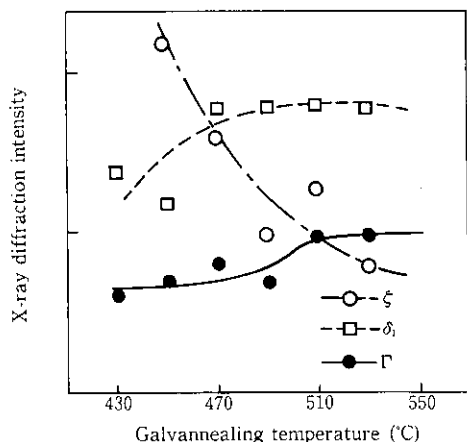


Fig. 10 Influence of galvannealing temperature on phase composition of galvannealed coating (Fe: 10%)

せる Γ 相の量は、Fe 含有率が 10% に保たれれば、500°C 以下の加熱温度では変化せず、500°C 以上で急増する¹²⁾。したがって、500°C 以下の可及的に高い温度で合金化処理すれば、耐パウダリング性および耐フレーキング性ともに優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られる。

4 スポット溶接性

自動車車体材料を冷延鋼板から表面処理鋼板に変えた場合、プレス成形性の他にスポット溶接性の劣化が重大な問題となる。合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合、連続的にスポット溶接を繰り返すと、電極の劣化が進み、ナゲットが形成されなくなる。Fig. 11 に、ナゲット径が $4.5 \times [\text{板厚 (mm)}]^{1/2}$ 以下となるまでに溶接可能な打点数を、さまざまな板厚のめっき付着量が 45 g/m^2 の合金化溶融亜鉛めっき鋼板について調べた結果を示す。素地鋼板はすべて極低炭素鋼板であった。板厚が薄いほど電極の損耗が著しく、連続溶接可能な打点数が少なくなる。Fig. 12 に素地鋼板が低炭素鋼と極低炭素鋼の合金化溶融亜鉛めっき鋼板の連続スポット溶接におけるナゲット径の変化を比較して示す。これら鋼板の板厚は 0.7 mm、めっき付着量はやはり 45 g/m^2 であった。素地や鋼板が低炭素鋼板の場合と比べ、極低炭素鋼板の場合、電極の損耗が著しく、少ない打点数でナゲットが形成されなくなる。Photo 5 に板厚 0.7 mm の低炭素鋼および極低炭素鋼を素材とした合金化溶融亜鉛めっき鋼板を 100 打点スポット溶接した後の電極断面を光学顕微鏡で観察した結果を示す。極低炭素鋼板を溶接した電極は先端に欠落が多く観察され、電極の損耗が早いことが推察される。板厚が薄い場合、溶接時の電極先端の温度上昇が大きいため、極低炭素鋼板の場合、溶接時に鋼板が著しく軟化し加圧力による板厚減少が著しく、そのためにナゲット形式に要する電流量が大きくなるため、電極の損耗が促進されることが考えられた。

自動車車体用の合金化溶融亜鉛めっき鋼板のプレス成形性を確保するために、優れた機械的性質が得やすい極低炭素鋼を素地鋼板として利用する必要がある。一方で、車体軽量化を図る目的で板厚が 0.7 mm 以下の鋼板が多く利用される現状では、スポット溶接の連続打点性を改善することが必要である。Fig. 13 に極低炭素鋼に 0.0005% の B 添加した場合の連続スポット溶接可能な打点数を B 添加なしの場合と比べて示す。素地鋼板の極低炭素鋼は Ti と Nb を複合添加した深絞り用鋼板で、板厚は 0.8 mm、めっき付着量は 45 g/m^2 であった。素地鋼板中に B を添加することにより、連続ス

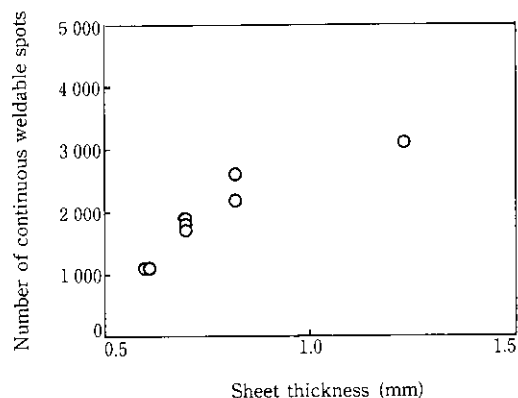


Fig. 11 Influence of sheet thickness on continuous spot weldability

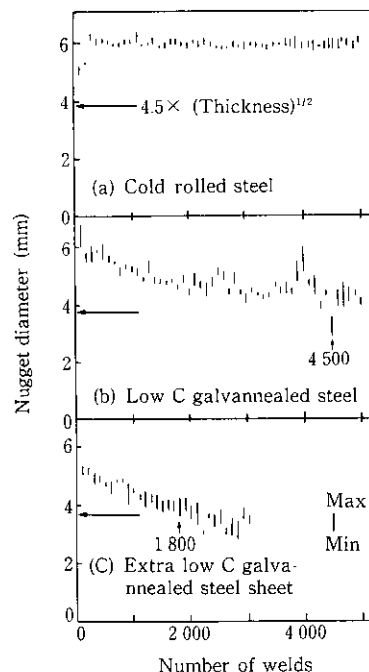


Fig. 12 Influence of galvannealed coating and chemical composition of base steel on change in nugget diameter in continuous spot welding

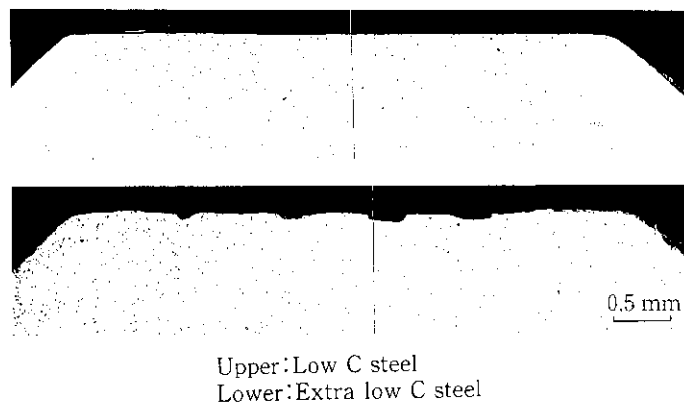


Photo 5 Damage of electrodes after continuous 100 welds of galvannealed steel sheets

ポット溶接打点数は大幅に改善される。Ti-Nb 複合添加鋼に B を添加することによりスポット溶接における熱影響部の粒成長が抑

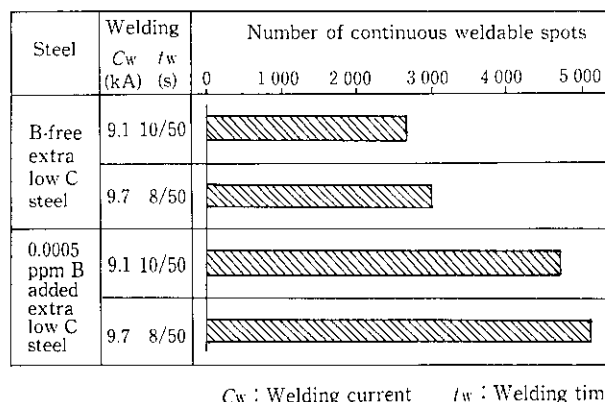


Fig. 13 Effect of B addition to base steel on continuous spot weldability of galvanized steel sheet

制され、スポット溶接部の疲労強度が改善できることが報告されている¹³⁾が、電極の損耗に対しても、粒成長抑制による鋼板の軟化抑制が有効にはたらいとえられる。

5 まとめ

合金化溶融亜鉛めっき鋼板を自動車車体パネル用途に使用する場合、従来から、めっき密着性、プレス加工性、スポット溶接性などの諸特性に問題があるとされてきた。これらの諸特性は相互に影響を及ぼすため、各特性を改善する対策を組み合わせる実施するためには、これら諸特性を総合的に検討する必要があった。プレス加工性は素地や鋼板に Ti-Nb 複合添加鋼を用いることにより優れた機械的性質を得るとともに、めっき層中の δ 相を低減することによりブ

レス金型との摺動性を改善することが必要であった。また、上層に Fe-P めっきを施すこともプレス金型との摺動性を改善する効果を有するため、一部に使用されている。めっき層中の δ 相を低減するために、めっき層中の Fe 含有率を高くすることは、耐バウダリング性の劣化を招き、めっき密着性の改善には好ましくない。しかし、合金化処理温度を選ぶことにより、Fe 含有率を過度に高くすることなく、 δ 相を低減しこれら両特性の改善が図り得る。一方、極低炭素鋼を素地鋼板とすると、スポット溶接の電極が著しく損耗し、連続溶接可能な打点数が小さくなる。したがって、鋼中に微量の B を添加し、スポット溶接の連続打点性の改善が図られた。

このように諸特性を改善された合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、そのすぐれた塗装後耐食性を生かして、自動車車体用鋼板として今後さらに広く利用されたいとえられる。

参考文献

- 1) 徳永良邦, 山田正人, 羽田隆司: 鉄と鋼, **72** (1980), 997
- 2) 浦井正章, 寺田 誠, 山口雅彦, 野村伸吾: 材料とプロセス, **1** (1988), 655
- 3) 池田倫正, 安田功一, 山口忠政, 志賀千晃: 材料とプロセス, **3** (1990), 1506
- 4) T. Obara, K. Sakata, and T. Irie: "Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel", Proceedings of the TMS-AIME Symposium, Dallas (USA), Feb. (1982), 99
- 5) S. Sato, T. Obara, M. Nishida, and T. Irie: *Trans ISIJ*, **24** (1984), 838
- 6) A. Yasuda, K. Yasuda, Y. Tobiyama, M. Isobe, and K. Yamato: Qualities of galvanized Steel Sheet with Fe-P Coating for Automotive Use, Proc. Galvatech '89, Tokyo (Japan), Oct. 1 (1989), 321
- 7) H. D. Nine: *J. Applied Metal Working*, **12** (1982), 200
- 8) W. Kapz: *Shahl und Eisen* **75** (1955), 1101
- 9) T. Honjo, K. Yamato, C. Kato, and T. Ichida: "Improvement of Paintability with Fe-P Coating on Zn-Fe and Zn-Ni Alloy Electroplated Steel", Proc. of 2nd IAVD Congress, Geneva (Italy), March (1985)
- 10) M. Otori, K. Kyono, M. Isobe, A. Yasuda, K. Hashiguchi, and K. Yamato: SAE Technical Paper Series, 910762
- 11) A. Yasuda, H. Koumura, K. Yamato, K. Onizawa, and H. Ota: "Development of High Performance Galvanized Steel Sheet for Outer Panels of Automotives", Proc. of World Materials Congress, Chicago (USA), Oct. (1988), 45
- 12) 高村日出夫, 安田 順, 森戸延行, 木村 肇: 材料とプロセス, **4** (1991), 662
- 13) 岡田 進, 佐藤 進, 阿部英夫, 池田東至朗: 材料とプロセス, **3** (1990), 1788