

合金化溶融亜鉛めっき鋼板の耐パウダリング性に及ぼすめっき皮膜構造の影響

論 文

櫻井理孝*・張 力偉*²・田尻泰久*・近藤隆明*

Effect of Coating Structure on Powdering Resistance of Galvannealed Steel Sheet

Michitaka SAKURAI, Li Wei ZHANG, Yasuhisa TAJIRI and Takaaki KONDO

Synopsis:

Effect of coating structure on powdering resistance of galvanized steel sheet was investigated and the followings are clarified.

1) Higher galvannealing temperature deteriorates powdering resistance. But slower cooling from higher temperature (500~550°C) improves powdering resistance.

2) In the case of lower galvannealing temperature (= 440°C), the powdering resistance is rather good, although the cooling rate doesn't affect powdering resistance.

3) Exfoliation of galvanized steel sheet after tensile test correlates with amount of powdering evaluated from draw bead test.

4) Γ_1 -phase ($\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$) is formed along the interface of coating galvanized at lower temperature ($\leq 500^\circ\text{C}$) or cooled slowly from high galvannealing temperature.

5) The decrease of Γ_1 ratio [$\Gamma_1/(\Gamma + \Gamma_1)$] deteriorates powdering resistance.

Key words: powdering resistance; galvanized steel sheet; Γ_1 -phase ($\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$), Γ -phase ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$), galvannealing condition; draw bead test.

1. 緒 言

合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、耐食性・塗装性・溶接性に優れていることから、自動車用・家電用・建材用をはじめとして広く用いられている。しかし一方で、プレス成形加工の際にめっき層が粉末状に剝離（いわゆるパウダリング）しやすいという問題点がある。めっき層のパウダリングは、耐食性や塗装性の劣化につながり、またプレス金型に堆積した粉末は、加工材にきずや凹凸状の欠陥を生じさせる原因となる。

従来、合金化溶融亜鉛めっき鋼板のパウダリング現象については多くの報告がなされている^{1)~7)}。耐パウダリング性に影響を及ぼすめっき条件としては、鋼種²⁾、めっき付着量⁵⁾、皮膜中 Fe 含有率⁵⁾⁶⁾、合金化温度⁵⁾、浴温、浴中 Al 濃度⁴⁾⁵⁾ などがある。めっき皮膜構造については、 Γ 相の厚さに関するもの²⁾³⁾、 δ 相の残存量に関するもの⁴⁾、高 Fe 濃度の δ_1 相に関するもの⁵⁾、めっき皮膜の残留歪みに関するもの⁷⁾ などがある。

本報告では、耐パウダリング性とめっき皮膜構造の関係を明らかにすることを目的として、合金化温度および冷却速度を変えて皮膜中 Fe 含有量が 10 wt% 一定となるように合金化処理した合金化溶融亜鉛めっき鋼板の耐パウダリング性について調査した結果を報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

供試材は、無酸化炉型連続溶融亜鉛めっきパイロットラインで製造した板厚 0.8 mm の亜鉛めっき鋼板で、下地原板は低炭素 Al キルド鋼を用いた。その化学成分を Table 1 に、製造条件を Table 2 に示す。

Table 1. Chemical composition of the substrate steel.

Steel	Chemical composition (wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	N
Low C Al-killed	0.040	0.010	0.18	0.016	0.023	0.022	0.0014

平成 2 年 9 月本会議講演大会にて発表 平成 2 年 11 月 19 日受付 (Received Nov. 19, 1990)

* NKK 鉄鋼研究所 (Steel Research Center, NKK Corporation, 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*² NKK 鉄鋼研究所 (現: National Steel Corp.) 工博 (Steel Research Center, NKK Corporation, Now National Steel Corp.)

Table 2. Galvanizing condition.

Coating weight	58 g/m ²
Al content in bath	0.15 wt%
Pb content in bath	0.10 wt%
Bath temperature	460°C
Entry temperature of sheet into bath	460°C

2.2 合金化処理

上記試料を真空理工(株)製赤外線加熱装置を用いて大気中にて合金化処理を行った。一定昇温速度で加熱し、合金化温度は 440, 500, 550, 580°C の 4 水準、冷却方法は水冷、風冷、炉冷の 3 種類で行いめっき皮膜中の Fe 含有率が 10 wt% となるように合金化温度を設定した。Fig. 1 に合金化処理のヒートパターンを示す。

2.3 耐パウダリング性の評価

耐パウダリング性は、ドロビーッド試験⁸⁾によって評価した。Fig. 2 にドロビーッド試験の条件を示した。まず、合金化処理しためっき鋼板の非対象面のめっきを希塩酸で溶解剥離後石油ベンジンで脱脂して試験片の重量を測定した。試験片に一定量の防錆油(日本パーカライズン(株)製: Nox Rust 530F)を塗布し、対象面をビード側にしてドロビーッド試験を行った。試験片を石

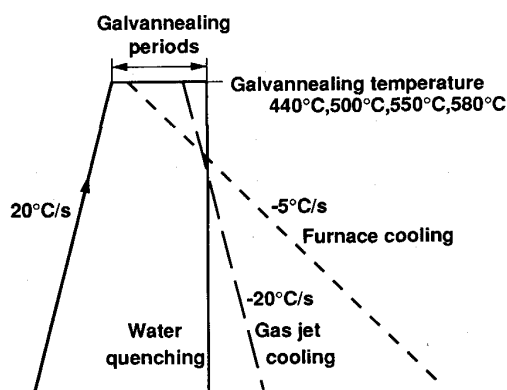


Fig. 1. Galvannealing heat patterns.

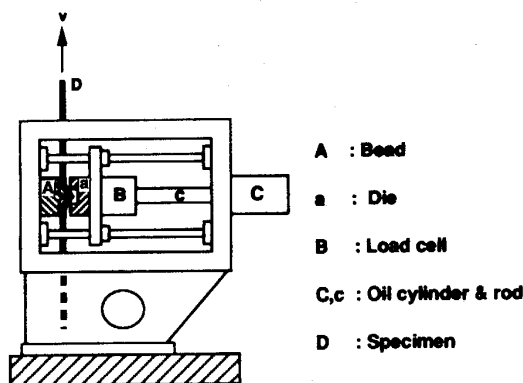


Fig. 2. Schematic illustrations of draw bead tester.

油ベンジンで脱脂後、対象面をテープ剥離して、さらに石油ベンジンで脱脂した後重量測定を行い、試験前後での重量差からパウダリング量を求めた。

2.4 めっき皮膜構造の解析

合金化処理しためっき皮膜を SEM によって観察した。なお、めっき皮膜の断面は 1% 硝酸アルコール溶液(ナイトール)により一定条件で腐食を行った。

めっき皮膜構造を詳細に解析するため、せん断引張試験によってめっき皮膜を剥離した。Fig. 3 のようにエポキシ系接着剤(セメダイン(株)製: セメダインスーパー)で試料と冷延鋼板を接着面積 25×25 mm² で貼り合わせ、24 h 放置した後 100°C・30 min で焼き付けた。この試験片をアムスラー型引張試験機を用い、引張速度 50 mm/min でめっき皮膜を剥離させた。得られた剥離面の皮膜側 (Coating side) および地鉄側 (Substrate side) を SEM により観察し、さらに X 線回折により剥離面の相の同定を行った。なお、比較のためめっき皮膜表面 (Surface) についても X 線回折を行った。本研究では剥離界面近傍の情報を得ることを目的に薄膜 X 線回折法を用いた。X 線回折には理学電機(株)製 RU 200 型を用い、対陰極を Cu としフィルターで遮光し、薄膜ア

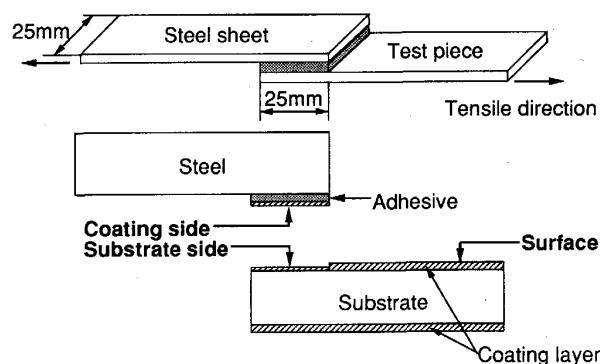


Fig. 3. Sample preparation method for instrumental analysis.

Conditions of Draw Bead Test

- Bead tip radius : $R=0.5\text{mm}$
- Bead height : $h=4\text{mm}$
- Loading force : $P=500\text{kgf}$
- Drawing speed : $v=200\text{mm/min.}$
- Strip width : 30mm
- Sliding length : 120mm

タッチメントによりX線入射角 2° で実施した。管電圧は 50 kV、管電流は 200 mA、走査速度は $2^\circ/\text{min}$ の条件で測定した。回折線の同定は原則として GELLINGS らの文献値^{9)~11)} によった。

3. 実験結果

3.1 めっき皮膜組織

440, 500, 550°C で合金化処理し水冷しためっき皮膜の組織を Photo. 1 に示す。水冷したサンプルを用いた理由は、冷却過程での合金化の影響を最小限にするためである。Photo. 1 ではめっき皮膜の断面研磨を鋼板面と垂直に行い表面と断面が同時に見えるように撮影は鋼板面と 45° の角度で行った。めっき皮膜の断面部分を観察すると、地鉄界面近傍に観察前の腐食によってできた深い溝が認められる。この部分は EDX による点分析結果から Fe 濃度が約 15~25% であることが判明したため、 Γ 相 ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$) または Γ_1 相 ($\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$) であると推定された。Photo. 1 より合金化温度が低くなるにしたがいこの Γ または Γ_1 の相は薄くなるのがわかる。

550°C で均熱合金化処理し異なる冷却方法で得られためっき皮膜の組織は、合金化温度が低くなる場合と同じ傾向を示し、冷却速度が遅くなるにしたがい Γ または Γ_1 の相は薄くなった。

3.2 ドロービード試験結果

合金化温度および冷却速度を変えてめっき皮膜中の Fe 濃度が 10% となるように合金化処理した試験片のドロービード試験結果を Fig. 4 に示す。

耐パウダリング性は合金化温度が高くなるにしたがい劣化するが、580°C で合金化処理したものではめっき皮

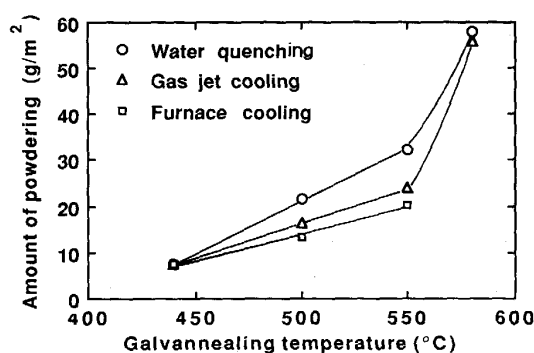


Fig. 4. Effect of galvannealing temperature and cooling process on amount of powdering.

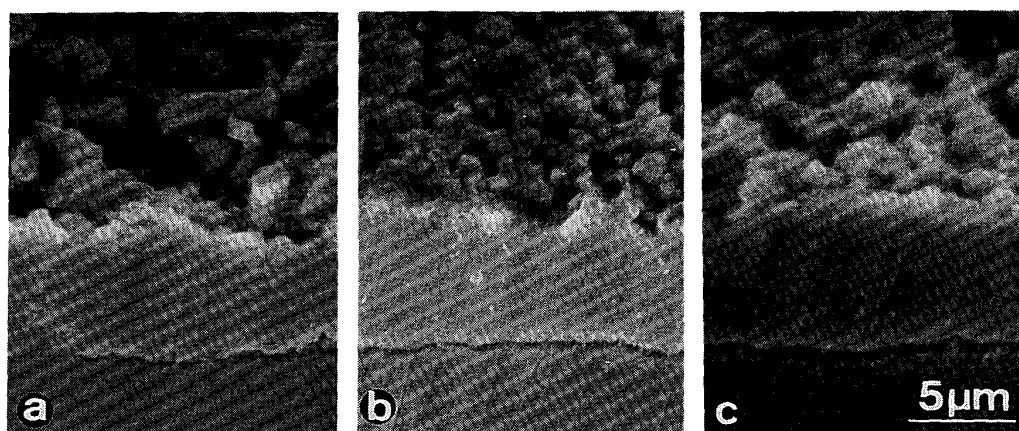
膜の大部分が剥離した。580°C まで昇温し炉冷したものは冷却過程で合金化が過度に進行しめっき皮膜中の Fe 濃度が 10% を超えてしまうため、試験データとしてプロットすることができなかった。

合金化温度 500, 550°C では冷却速度が速い方が耐パウダリング性は低下するが、合金化温度 440°C では冷却速度による差は認められず、いずれの条件でも良好であった。

3.3 せん断引張試験結果

せん断引張試験後の試験片の破面から、2種類の破壊形態が観察された。一つはめっき皮膜が剥離する場合、もう一つは接着剤内部で凝集破壊する場合で、接着剤と試験片表面との界面での接着破壊は認められなかった。なお、後節で詳細に述べるが、めっき皮膜の剥離はめっき皮膜と地鉄との界面近傍で起こっている。

Fig. 5 にせん断引張試験後のめっき皮膜の剥離面積率とドロービード試験結果との関係を示したが、この両



Galvannealing temperature
(a):440°C (b):500°C (c):550°C

Photo. 1. Microstructures of coatings galvannealed at various temperature followed by water quenching.

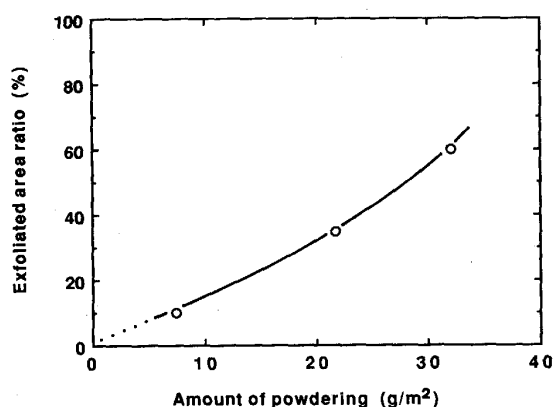


Fig. 5. The relation between amount of powdering evaluated from draw bead test and exfoliated area ratio evaluated from tensile test.

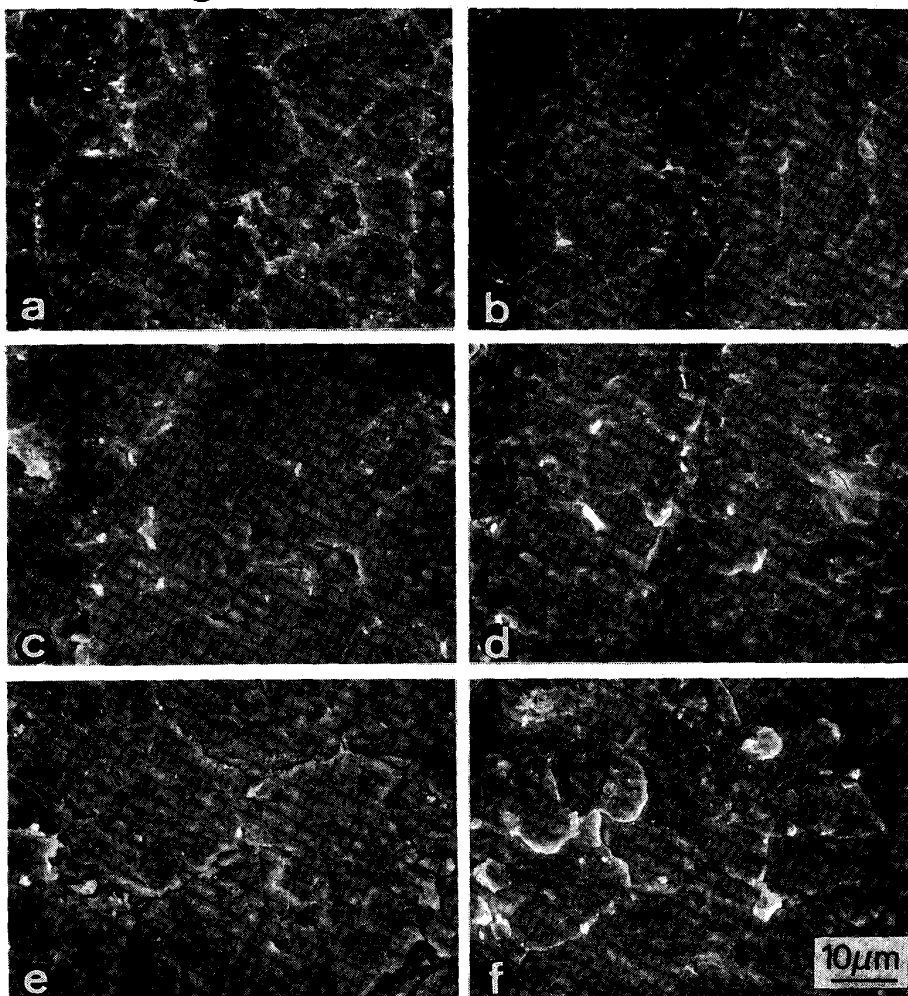
者は非常に良く相関する。ここでめっき皮膜の剝離率は、 $(\text{めっき皮膜内部で剝離した面積})/(\text{接着面積}) \times 100$ で定義し、SEM 観察および EDX 分析にてめっき皮膜の剝離を確認した後、面積を目視により判定した。せん断引張試験によるめっき皮膜の剝離面積率は、せん断力に対するめっき剝離強度として評価することができる¹²⁾。すなわち、耐パウダリング性に対して界面の剝離強度が大きく影響すると考えられ、後節で示すせん断引張試験による剝離面の解析が重要であることを示す。

3.4 めっき皮膜剝離面の組織

せん断引張試験によりめっき皮膜を剝離し、剝離部の観察を行った。Photo. 2 に 440, 500, 550°C で合金化処理し水冷しためっき皮膜の結果を示す。550°C で合金化処理した場合、10~30 μm 径の地鉄粒界に相当する白

Coating side

Substrate side



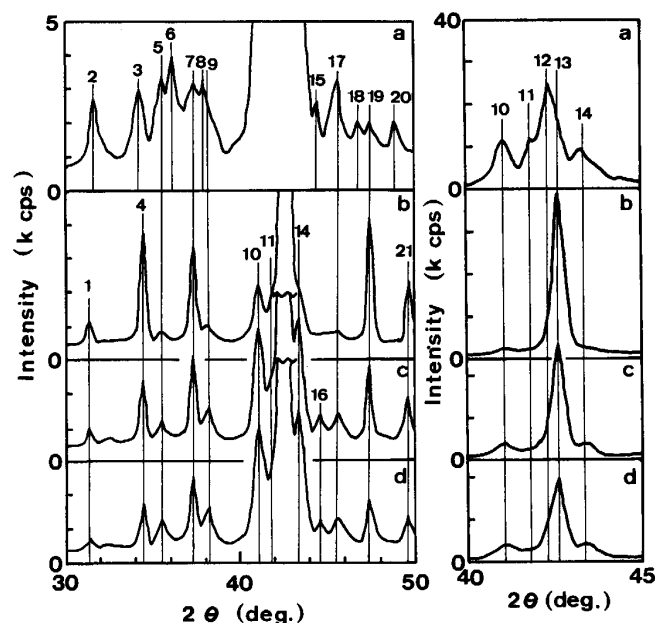
Galvannealing temperature

(a),(b):550°C (c),(d):500°C (e),(f):440°C

Photo. 2. Microappearances of fractured surfaces.

い模様が観察される。これは 500°C の場合にも認められるが、550°C の場合に比べかなり不明瞭になっている。また、440°C の場合にはこの模様が観察されない。一方、550°C の場合はマクロ的にはめっき剥離面が平滑であるのに対して、合金化温度が低くなると地鉄側に 10~50 μm 程度の鱗状を呈する部分とその周囲に割れ目が観察されるようになる。

550°C で均熱合金化し異なる冷却方法で得られためっき皮膜の場合、冷却速度が遅くなるにしたがい、合金化温度が低くなるのと同様の破断面を呈した。すなわち、



Target : Cu

Samples were galvannealed at (a)(b) 550°C, (c) 500°C,

(d) 440°C followed by water quenching.

Fig. 6. X-ray diffraction patterns of (a) surface and (b)(c)(d) coating side of fractured surfaces.

高温 (550°C) 合金化処理しても徐冷 (Furnace cooling) することにより、低温 (440°C) 合金化処理のものと同様の破断面になることがわかった。

4. 考 察

4.1 めっき皮膜剥離面の構造解析

Fig. 6 にめっき皮膜の薄膜 X 線回折結果を示す。Fig. 6 a は 550°C で合金化処理し水冷したサンプルのめっき皮膜の表面 (Surface) を測定した結果を、また、Fig. 6 b, c, d はそれぞれ b : 550°C, c : 500°C, d : 440°C で合金化処理し水冷したサンプルのめっき皮膜をせん断引張試験により剥離した後皮膜側 (Coating side) を測定した結果を示す。Table 3 に Fig. 6 で観察された回折線を GELLINGS らの測定結果^{9)~11)}と照合して同定した結果を示す。各回折線に対して GELLINGS らによって調査された粉末 X 線回折による強度比も併せて示した。

550°C で合金化処理し水冷しためっき皮膜表面の表層は、Fig. 6 a で観察される回折ピークが δ_1 相 (FeZn_7) 単独のピーク (No. 6, 11, 12, 15, 20) で構成されることから δ_1 相主体であると言える。ここで、Pb のピークが観察されるのは、めっき皮膜が凝固する際に亜鉛めっき浴中の低融点の Pb が融液状態でとどまり、最後に凝固する表層に押し出されて濃化したものと考えられる。一方、めっき皮膜剥離面の皮膜側の表層は Γ または Γ_1 相が主体であると考えられる。Table 3 に示したように Γ 相、 Γ_1 相、 δ_1 相は多くの部分で重複している。しかしながら Fig. 6 b, c, d では Γ または Γ_1 相特有のピーク (No. 1, 4, 13, 19, 21) が観察され δ_1 相単独のピーク (No. 6, 11, 12, 15, 20) が認められないことから Γ または Γ_1 相であると判断した。

Table 3. Indexing of diffraction lines in Fig. 6.

Line	d (nm)	$\delta_1^{(9)}$	I_{rel}	$\Gamma_1^{(11)}$	I^*	$\Gamma^{(11)}$	I^*	Others
1	0.2847			0.2845(620)	W	0.2841(310)	W	0.2820 Pb(100)
2	0.2824							
3	0.2612							
4	0.2601			0.2598(444)	M	0.2599(222)	M	
5	0.2520	0.2524(233)	6	0.2519(711)(551)	M			0.2027 α -Fe(110)
6	0.2486	0.2486(235)	7					
7	0.2403	0.2403(143)	6	0.2404(642)	S	0.2404(321)	MW	
8	0.2372							
9	0.2345	0.2348(146)	4	0.2343(731)(533)	S			
10	0.2197	0.2193(154)	45	0.2197(733)	S			
11	0.2161	0.2160(14·12)	45					
12	0.2132	0.2136(330)	100			0.2122(330)(411)	VS	
13	0.2120			0.2120(660)(822)	VVS			
14	0.2080	0.2092(241)	31	0.2078(751)(555)	VS			
15	0.2041	0.2070(05·10)	19					
16	0.2030	0.2040(05·11)	7					
17	0.1990			0.1974(911)(753)	M			
18	0.1942	0.1992(249)	10					
19	0.1918			0.1918(664)	MS	0.1918(332)	MS	
20	0.1864	0.1867(24·14)	8					
21	0.1838			0.1837(884)	MW	0.1833(422)	MW	

* Intensity sequence : VVS>VS>S>MS>M>MW>W>VW

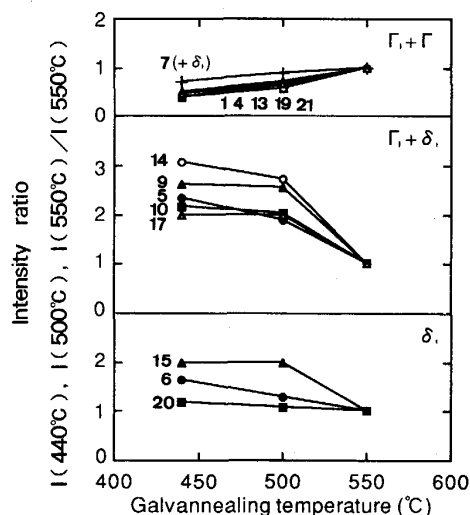
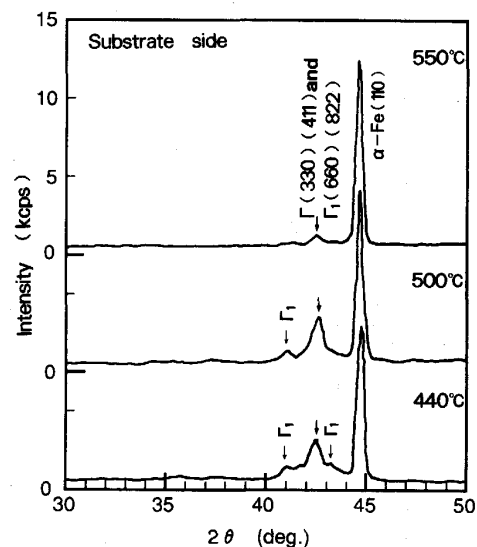


Fig. 7. Effect of galvannealing temperature on intensity ratio of each peak.

めっき皮膜剥離面の皮膜側表層について、Fig. 7 に合金化温度の違いによるX線回折ピーク強度比の変化を示した。ここで、X線回折ピーク強度比は、550°Cでの各ピーク強度に対する各温度でのピーク強度比で与えた。なお、 δ_1 相は明瞭なピークとは認められなかったが回折線に相当する位置での強度比で与えた。めっき皮膜剥離面の皮膜側の表層において $\Gamma + \Gamma_1$ 相の回折ピーク強度比は合金化温度が低くなるにつれて一様に低下している。これに対し、 δ_1 相に相当する位置の強度比は、合金化温度が低くなるにつれてやや増加の傾向にある。一方、 $\Gamma_1 + \delta_1$ の強度比を見ると、合金化温度が低くなるにつれて増加し、しかも δ_1 相に相当する位置の強度比増加率を上回っている。以上のことから、合金化温度の低下とともに Γ 相が減少するが、 Γ_1 相と δ_1 相は増加し、さらに $\Gamma_1 + \delta_1$ の強度比増加率に対して Γ_1 相の強度比増加寄与率が高いことがわかる。試みに回折線 No. 5 ($\Gamma_1 + \delta_1$) と No. 6 (δ_1) を比較する。粉末X線回折での δ_1 相の相対強度は No. 5 ($I_{rel} = 6$) と No. 6 ($I_{rel} = 7$) ではほぼ同等であるが合金化温度低下にともなう強度上昇は No. 5の方が大きく、このことから Γ_1 相の強度比増加寄与率が高いことがわかる。また、No. 9 と No. 10 (両者とも $\Gamma_1 + \delta_1$) を比較すると、粉末X線回折での δ_1 相の相対強度は No. 10 がはるかに大きいにもかかわらず合金化温度低下にともなう No. 9の強度上昇が大きいことから、合金化温度低下によって、各ピーク強度に与える δ_1 相の影響は極めて小さいといえる。

Fig. 8 に 440, 500, 550°C で合金化処理し水冷したサンプルのめっき皮膜をせん断引張試験を行って剥離した地鉄側 (Substrate side) を測定した結果を示す。



Target : Cu

Samples were galvannealed at various temperature followed by water quenching.

Fig. 8. X-ray diffraction patterns of substrate side.

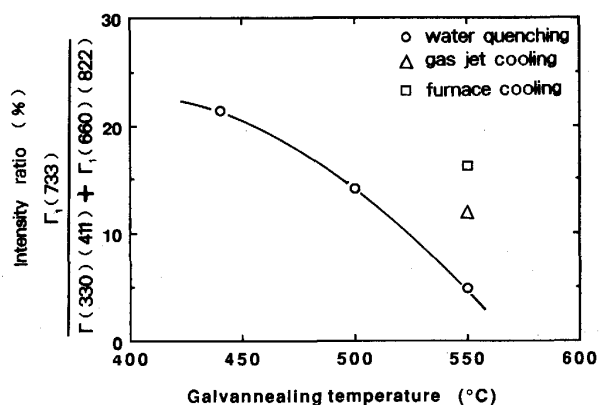


Fig. 9. Effect of galvannealing temperature on Γ_1 ratio [$\Gamma_1 / (\Gamma + \Gamma_1)$] of fractured surface (coating side + substrate side).

550°C の場合、非常に弱い Γ 相のピークしか認められない。500°C の場合、 Γ_1 相の回折強度が強くなっている。また、 Γ と Γ_1 のメインピーク強度が 550°C の場合に比べて強くなっているのがわかる。したがって、500°C の場合には剥離面に Γ_1 相が確実に存在し、さらにめっきの一部が地鉄側に残存することが明らかとなった。440°C の場合、500°C の場合と良く似た回折パターンを示すが、 Γ_1 相の回折強度がさらに強くなっているのがわかる。また、地鉄側にめっきの一部が残存するのも、500°C の場合と同様である。

そこで、 Γ_1 相の回折強度に注目して、 Γ_1 比と合金化温度との関係を Fig. 9 に示した。ここで、 Γ_1 比は、

$$[\Gamma_1(733)/\Gamma_1(660)(822) + \Gamma(330)(411)] \times 100$$

で表し、強度は剥離面の皮膜側および地鉄側のピーク強度の合計で与えた。Fig. 9 から合金化温度が低くなるにしたがい剥離界面近傍の Γ_1 比が大きくなることがわかる。また、550°C で均熱合金化処理し異なる冷却方法で得られためっき皮膜の薄膜X線回折結果も Fig. 9 に併せて示した。水冷した場合、剥離界面近傍は Γ 相主体になっているのに対し、風冷あるいは炉冷した場合は剥離面に Γ_1 相が存在することが明らかとなった。また、合金化温度が低くなる場合と同様に、冷却速度が遅くなるにしたがい剥離界面近傍の Γ_1 比が大きくなることがわかる。

4.2 合金化条件とめっき皮膜構造

Fig. 10 に GELLINGS ら¹¹⁾ により作成された Fe-Zn 二元系状態図を示す。

状態図によれば、Fe-Zn 金属間化合物としては、 δ (FeZn_{13}), δ_1 (FeZn_7), Γ_1 ($\text{Fe}_5\text{Zn}_{21}$), Γ ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$) の4種類がある。 δ 相の包晶点は 530°C であり、それ以上の温度では熱力学的には存在できない。同様に、 Γ_1 相の包晶点は 550°C でありそれ以上の温度では熱力学的に存在できない。本研究で得られた結果を状態図をもとにして検討する。

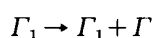
Photo. 1 より状態図にはほぼ対応する形で 440°C で均熱し水冷した皮膜には表層に柱状の δ 相が認められ、550°C で均熱し水冷した皮膜には δ 相は認められない。

同様に、440°C あるいは 500°C で均熱し水冷した皮膜には界面近傍に Γ_1 相が認められるのに対し、550°C で均熱し水冷した皮膜には Γ_1 相はほとんど認められない。

一方、550°C で均熱した後に冷却方法を変えた場合には、水冷で認められなかった Γ_1 相が風冷あるいは炉冷で認められるようになっている。これは、風冷あるいは

炉冷の場合 550°C から冷却される過程で Γ_1 相が十分に成長する時間が与えられたためであると考えられる。

前節で、剥離界面近傍に存在する Γ_1 比について述べた。 Γ 相と Γ_1 相の存在量を定量化するまでには至っていない。 Γ_1 比に定性的な差の生じる原因について状態図をもとに考察する。状態図上で Γ_1 相が単独で存在できる組成範囲は、440°C では 15.8~19.8 wt% Fe, 500°C では 16.0~18.8 wt% Fe であり、550°C では存在できない。等温合金化では、拡散反応にともない Fe 濃度の低い相から順次生成する。 Γ_1 の組成範囲は高温ほど低 Fe 濃度側になっているため、高温では Fe 濃度が相対的に低い領域から



の反応がおこり Γ 相に転移してしまう。したがって、組成範囲の広い低温の方が Γ_1 の存在比率が大きくなる。また、冷却速度を遅くした場合にも同様のことがいえる。

中森ら⁵⁾ は、450°C と 640°C の二つの温度で約 22% Fe の合金化熔融亜鉛めっき鋼板を作成し、めっき皮膜のX線回折測定結果から、合金化温度の低い場合 Γ または Γ_1 相のうち Γ_1 相が優先的で、合金化温度の上昇により Γ 相が優先的となることを示している。この結果は本研究の結果と一致する。

4.3 耐パウダリング性におよぼすめっき皮膜構造の影響

Γ_1 比と耐パウダリング性の関係を Fig. 11 に示す。この両者は、非常に良い相関を示す。さらに、前章で述べたせん断引張試験によりめっきが剥離した領域の面積率と耐パウダリング性の関係を考え合わせると、 Γ_1 比が高いほどせん断力に対する界面の剥離強度が向上して

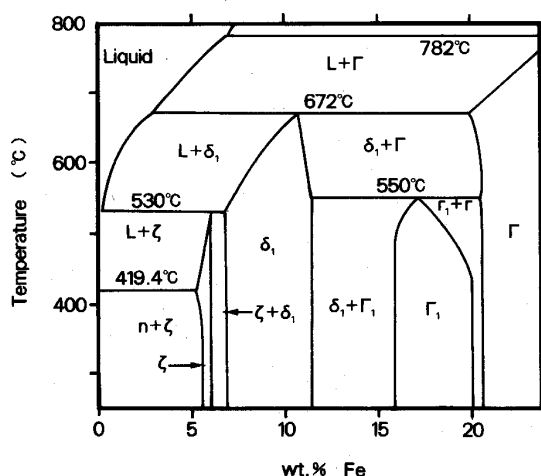


Fig. 10. The phase diagram of Fe-Zn system¹¹⁾.

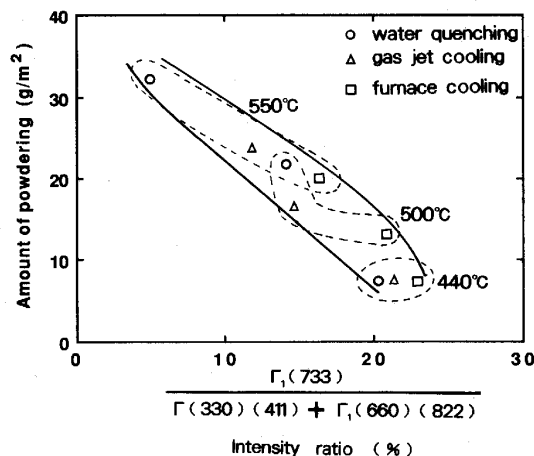


Fig. 11. The relation between $\Gamma_1/(\Gamma + \Gamma_1)$ ratio of fractured surface and amount of powdering evaluated from draw bead test.

いることがわかる。一方、前述したように、合金化温度が 550°C の場合、剥離は地鉄と Γ 相の界面で発生していることから、地鉄と Γ 相の密着力が弱いために耐パウダリング性が劣化したものと考えられる。

合金化溶融亜鉛めっき鋼板の Γ 相を調査した例として、徳永²⁾は $\delta_1 + \Gamma$ 相の厚みが耐剥離性に影響すると報告しており、中山³⁾は Γ_1 相厚とその被覆率が耐剥離性に影響すると報告している。本研究では剥離界面近傍における Γ または Γ_1 相の X 線回折強度が低下した場合、耐パウダリング性が向上していることから、ピーク強度を厚さとみなせば徳永らや中山らの結果と一致する。しかしながら、本研究で観察した剥離面は Γ または Γ_1 相が多く δ_1 相はほとんど認められなかった。今回用いたアルミキルド鋼は Out-burst の起こりにくい鋼種¹³⁾であり、比較的均一な合金化反応が起こっていると推定できる。本研究は、このように比較的均一な合金相構造を有するめっき皮膜において、界面近傍の Γ_1 比がめっき密着力に影響を与えることを示したものである。

5. 結 言

合金化溶融亜鉛めっき鋼板の耐パウダリング性に対するめっき皮膜構造の影響について調査した。特に、耐パウダリング性に影響を及ぼすめっき条件の中で、付着量・Fe 含有率・浴温・浴中 Al 濃度などの条件を一定にし、合金化温度および冷却速度を変えてサンプルを作成し、めっき皮膜構造の変化と耐パウダリング性の関係について考察し、以下の結論を得た。

(1) 合金化温度が高いほど耐パウダリング性は低下する。しかしながら、高温 (500~550°C) で合金化しても遅い速度で冷却すると耐パウダリング性は改善される。

(2) 合金化温度が低い (440°C) 場合には冷却速度の

影響はみられず、耐パウダリング性は良好である。

(3) 接着剤を用いためっき皮膜のせん断引張試験後のめっき皮膜の剥離面積率は、ドロビーボード試験結果とよく対応し、耐パウダリング性に対して界面の剥離強度が大きく影響する。

(4) 低温 ($\leq 500^\circ\text{C}$) で合金化するかあるいは高温で合金化しても冷却速度を遅くすると、めっき皮膜と地鉄の界面近傍に Γ_1 相が生成する。

(5) 界面近傍の Γ_1 比 [$\Gamma_1 / (\Gamma_1 + \Gamma)$] が高いほど、界面の剥離強度は上昇し耐パウダリング性は良好となる。

文 献

- 1) J. INAGAKI, S. NAKAMURA, M. YOSHIDA and A. NISHIMOTO: SAE Paper 890349 (1989)
- 2) 徳永良邦, 山田正人, 羽田隆司: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 997
- 3) 中山元宏, 沼倉行雄, 金丸辰也: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 649
- 4) 浦井正章, 寺田 誠, 山口雅彦, 野村伸吾: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 651
- 5) T. NAKAMORI and A. SHIBUYA: Proc. on World Material Cong. of Corrosion-Resistant Automotive Sheet Steels (1988), p. 139 [Int. ASM]
- 6) 高村日出夫, 安田 顕, 大和康二: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1626
- 7) Y. TAJIRI, S. SHIMADA, M. SAKURAI and T. ADANIYA: SAE Paper 900508 (1990)
- 8) 中村清治, 由田征史: 鉄と鋼, **70** (1984), S 1113
- 9) P. J. GELLINGS, E. W. de BREE and G. GIERMAN: Z. Metallkd., **70** (1979), p. 312
- 10) P. J. GELLINGS, E. W. de BREE and G. GIERMAN: Z. Metallkd., **70** (1979), p. 315
- 11) P. J. GELLINGS, G. GIERMAN, D. KOSTER and J. KUIT: Z. Metallkd., **71** (1980), p. 70
- 12) 中森俊夫, 坂根 正, 土岐 保: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 1702
- 13) 西本昭彦, 稲垣淳一, 中岡一秀: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 989