日本金属学会誌 第 48 巻 第 2 号 (1984) 173-180

Fe-Zn 間反応に及ぼす鋼中の Si および C の相乗効果*

内 山 休 男** 古 賀 秀 人**
大久保 京 夫*** 笹 田 顕 郎****

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 2 (1984), pp. 173-180

Effect of Carbon and Silicon in Steel on the Fe-Zn Reaction

Yasuo Uchiyama**, Hideto Koga**, Takao Ohkubo***
and Akio Sasada****

Fe-C binary alloys, Fe-Si binary alloys, Fe-C-Si ternary alloys and several commercial alloys were immersed in a pure zinc bath at 733 K for 600 s, and the structures and the thicknesses of alloy layers formed and quantities of iron having reacted with zinc were measured, in order to clarify the effect of carbon and silicon in steel on the Fe-Zn reaction.

The reactivity of Fe-C binary alloys does not depend on the carbon concentration. The reactivity of Fe-Si binary alloys increases up to about 0.1 mass% Si, decreases in a region of 0.25 mass% Si and then increases with increasing silicon concentration. It is found that the carbon and silicon in steel have the interaction on the Fe-Zn reaction, and in the high silicon concentration the carbon promotes the growth of a zeta layer and suppresses the growth of a (δ + η) mixture layer which is promoted by the silicon.

(Received August 13, 1983)

Keywords: hot dip galvanizing, alloy layer, iron mass loss, intermetallic compound, iron-carbon alloys, iron-silicon alloys, iron-carbon-silicon alloys

I. 緒 言

近年、鉄鋼の防錆に対する認識が高まるにしたがい、安価で防食性がすぐれた亜鉛めっき鉄板の用途が広がってきた。このため、種々の鋼に対して溶融亜鉛めっきが施されるようになっており、今後さらに新しい鋼種が溶融亜鉛めっきされていくものと考えられる⁽¹⁾⁻⁽⁷⁾。

この場合めっき原板がリムド鋼からキルド鋼へと変換されたことによって生じた混乱が再現されかねない。そこで、新しい鋼種を溶融亜鉛めっきする際のめっき作業の計画を立てるための指針となる知見の確立が望まれるが、現在までのところあまり整理された状況とはいえない。

ところで、鋼中に含まれる第 2 元素としては 5 元素と呼ばれる C, Si, Mn, P, S のほかに Ni, Cr などの合金元素が考えられる。これらの元素が Fe-Zn 間反応に及ぼす影響は、単独ではかなり研究されているが⁽⁸⁾、2 種類以上の元素が鋼中に同時に存在する場合の相乗効果についてはほとんど研究されていない。

そこで、本研究ではまず第 1 段階として Fe-C 2 元合金、

Fe-Si 2 元合金、および Fe-C-Si 3 元合金を用いて鋼中に同時に存在する C および Si が Fe-Zn 間反応に及ぼす相乗効果を明らかにする。

II. 実験方法

電解鉄に所定量の炭素粉末および金属シリコンを加え、高周波真空溶解し、 $\phi 32$ mm の金型に鑄込み種々の組合せの炭素量・けい素量を含む Fe-C 2 元合金、Fe-Si 2 元合金、および Fe-C-Si 3 元合金を作製した。次いで、機械加工により一端に支持棒を通す $\phi 4$ mm の小孔を穿孔した厚さ約 2 mm の円板を切り出した。この円板の表面を研磨して鏡面とし、真空中で Fe-Si 2 元合金および Fe-C-Si 3 元合金は 1173 K に、Fe-C 2 元合金は A_3 線より 40~50 K 高い温度に 1 時間保持後炉冷し、再度研磨・脱脂して実験に供した。また、一部実用鋼も Fe-C-Si 3 元合金として使用した。作製した合金および実用鋼の化学組成を Table 1 ~ Table 3 に示す。Table 3 中の No. 48~No. 54 は実用鋼である。なお、Mn, P, S についてはすべての鋼種について分析を行っていないが、同一の方法を用いて作製した

** 長崎大学工学部材料工学科 (Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Nagasaki University, Nagasaki)

*** 長崎大学工学部、現在：日立マイクロコンピュータ株式会社 (Faculty of Engineering, Nagasaki University, Nagasaki. Present address: Hitachi Microcomputer Engineering, Ltd., Kodaira, Tokyo)

**** 長崎大学工学部、現在：長菱エンジニアリング株式会社 (Faculty of Engineering, Nagasaki University, Nagasaki. Present address: Choryo Engineering Co., Ltd., Nagasaki)

* 1981 年 11 月日本金属学会京都大会、1982 年 4 月日本金属学会東京大会に発表

Table 1 Chemical compositions of Fe-C binary alloys (mass%).

Steel No.	C	Si	Mn	P	S
1	0.019	<0.01	<0.01	0.003	0.005
2	0.210	<0.01			
3	0.218	<0.01	<0.01	0.004	0.005
4	0.264	<0.01			
5	0.307	<0.01			
6	0.354	<0.01			
7	0.412	<0.01			
8	0.440	<0.01			
9	0.484	<0.01			
10	0.534	<0.01			
11	0.537	<0.01	<0.01	0.003	0.005
12	0.611	<0.01			

Table 2 Chemical compositions of Fe-Si binary alloys (mass%).

Steel No.	C	Si	Mn	P	S
13	0.001	0.07	<0.01	0.003	0.004
14	0.005	0.10	0.04	0.003	0.007
15	0.001	0.18	<0.01	0.003	0.004
16	0.003	0.23	<0.01	0.003	0.004
17	—	0.25	0.04	0.005	0.007
18	0.005	0.27	0.01	0.001	0.0031
19	0.006	0.31	0.01	0.001	0.0033
20	0.003	0.37	0.01	0.001	0.0033
21	0.004	0.40	0.01	0.001	0.0034
22	—	0.73	0.04	0.004	0.006

Table 3 Chemical compositions of Fe-C-Si ternary alloys (mass%).

Steel No.	C	Si	Mn	P	S
23	0.08	0.11	<0.01	<0.005	<0.005
24	0.09	0.14	<0.01	<0.005	<0.005
25	0.096	0.33	<0.01	0.005	0.005
26	0.15	0.19	<0.01	<0.005	<0.005
27	0.17	0.28	<0.01	<0.005	<0.005
28	0.17	0.40	<0.01	<0.005	<0.005
29	0.17	0.48	<0.01	<0.005	<0.005
30	0.42	0.26	<0.01	<0.005	<0.005
31	0.40	0.49	<0.01	<0.005	<0.005
32	0.455	0.35	<0.01	0.005	0.004
33	0.497	0.34	<0.01	0.005	0.004
34	0.507	0.15	0.04	0.006	0.004
35	0.55	0.33	<0.01	<0.005	<0.005
36	0.57	0.47	<0.01	<0.005	<0.005
37	0.115	0.17			
38	0.126	0.27			
39	0.101	0.47			
40	0.267	0.17			
41	0.246	0.30			
42	0.256	0.35			
43	0.255	0.45			
44	0.415	0.12			
45	0.13	0.17			
46	0.24	0.16			
47	0.40	0.17			
48	0.13	0.34	1.48	0.008	0.003
49	0.17	0.04	1.00	0.014	0.015
50	0.101	0.24	0.58	0.018	0.025
51	0.151	0.28	0.63	0.013	0.006
52	0.267	0.33	0.32	0.026	0.006
53	0.374	0.22	0.86	0.023	0.017
54	0.509	0.28	0.87	0.013	0.007

ことから、分析を行わなかった鋼の Mn, P, S 量は分析を行った鋼と同程度であると考えられる。

亜鉛浴には JIS 規格の最純亜鉛地金を使用し、各浸漬ごとに新しい亜鉛浴を用いた。

浸漬温度は 733 K とし、浸漬時間は 600 s とした。試料浸漬方法およびその他の実験方法については既報⁽⁹⁾に詳述したので省略する。

III. 実験結果

1. Fe-C2 元系

Fe-C2 元合金上に形成される合金層の代表組織として、Fe-0.307 mass% C 合金上に形成された合金層の組織を Fig. 1 に示す。Fe-C2 元合金と熔融亜鉛との反応により形成される合金層は、鉄側から薄い Γ 層[†], 厚い δ_1 層^{††} および層状に形成された ζ 層よりなる。また、合金層中には Fe_3ZnC 3 元炭化物の粒子が見られ、この粒子は合金中の炭素量が多くなるにつれて多くなる。

Fig. 2 に合金層厚さと Fe-C2 元合金の炭素量との関係を示す。全合金層厚さ、 ζ 層厚さおよび δ_1 層厚さは、いずれも純鉄を除いて炭素濃度依存性を示さない。

Fig. 3 に各反応鉄量と合金中の炭素量との関係を示す。全反応鉄量および合金層中の鉄量は、純鉄を除いて炭素濃度依存性を示さず、亜鉛浴中へ溶出した鉄量は純鉄およびいずれの Fe-C2 元合金の場合にも約 $10 \text{ g} \cdot \text{m}^{-2}$ 程度で、炭素濃度依存性を示さない。

2. Fe-Si2 元系

Fe-Si2 元合金上に形成される合金層は、0.1 mass% Si 付近では薄い Γ 層、 δ_1 層につづいて粒状の結晶よりなる

Fig. 1 Structure of the alloy layer formed on Fe-0.307C alloy immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s.

- † Γ 層は、2 重層よりなることが報告され⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾, Bastin ら⁽¹²⁾によって Γ と Γ_1 の 2 相よりなることが報告されているが、低倍率では 2 重層を確認することが困難であるので、まとめて Γ 層と記す。
- †† Ghoniem ら⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾によれば、これまで一相として考えられていた δ_1 相は δ_{1K} と δ_{1P} の 2 相に分けられるが、反証も出されている⁽¹⁵⁾。ここでは、 δ_{1P} と δ_{1K} とを併わせて δ_1 と記す。

Fig.2 Relation between the thickness of the alloy layer formed on Fe-C alloys immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s (μm) and the carbon concentration (mass%).

Fig.3 Relation between the quantities of iron having reacted with zinc of Fe-C alloys immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s ($\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$) and the carbon concentration (mass%).

厚い δ 層が形成され、0.18 mass%Si においては δ_1 層上に部分的に($\delta_1+\eta$)混合層が形成される。0.25 mass%Si 付近では純鉄上に形成される合金層と同様に合金層/鋼素地に平行な方向に連った層状の ζ 層が形成される。さらに Si 含有量が多くなると、 δ_1 層につづいて($\delta_1+\eta$)混合層が形成され、その上に細長い短冊状に発達した ζ 結晶が形成される。

形成される合金層の厚さは、Fig.4 に示すように各合金層ごとに異なったけい素濃度依存性を示す。 ζ 層は 0.1 mass%Si に大きな極大を示し、けい素量が増加すると薄くなり 0.25 mass%Si に極小を示し、さらにけい素量が増加すると再び厚くなるが、約 0.35 mass%Si 以上になるとほぼ一定厚さとなる。 δ_1 層厚さは、 ζ 層とは逆に 0.1 mass%Si 付近で薄くなり、0.25 mass%Si 付近では僅かに厚くなるが、さらにけい素量が多くなると再び薄くなる。 $(\delta_1+\eta)$ 混合層は 0.3 mass%Si 以上においては Si の増加にほぼ比例して厚く形成される。全合金層厚さは、 ζ 層厚さのけい素濃度依存性に対応して 0.1 mass%Si 付近

Fig.4 Relation between the thickness of the alloy layer formed on Fe-Si alloys immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s (μm) and the silicon concentration (mass%).

Fig.5 Relation between the quantities of iron having reacted with zinc of Fe-Si alloys immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s ($\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$) and the silicon concentration (mass%).

に極大を、0.25 mass%Si 付近には極小を示し、0.4 mass%Si 以上においては($\delta_1+\eta$)混合層厚さと対応したけい素濃度依存性を示す。

Fig.5 に反応鉄量のけい素濃度依存性を示す。全反応鉄量および合金層中の鉄量は、0.1 mass%Si に極大を、0.25 mass%Si に極小を示したのち、急激に多くなり 0.4 mass%Si 以上ではゆるやかに多くなる。熔融亜鉛中へ溶出した鉄量は、0.2 mass%Si 付近において極小を示し、約 0.3~0.4 mass%Si 以上の高いけい素濃度においてはほぼ一定値となる。

3. Fe-C-Si 3 元系

Fe-C-Si 3 元合金上に形成される合金層は、Fig.6~Fig.11 に示すように、炭素量・けい素量の組合わせによ

Fig.6 Structure of the alloy layer formed on Fe-0.09C-0.14Si alloy immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s.

Fig.7 Structure of the alloy layer formed on Fe-0.13C-0.17Si alloy immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s.

り異なる。Steel No.23 (0.08C, 0.11Si) あるいは Steel No.24 (0.09C, 0.14Si) の場合には, Fig.6 に示すように Fe-0.18 mass%Si 2 元合金と類似の合金層が形成される。炭素量・けい素量がこれら両鋼と僅かに異なる Steel No.26 (0.15C, 0.19Si), Steel No.37 (0.115C, 0.17Si), Steel No.45 (0.13C, 0.17Si) および Steel No.49 (0.17C, 0.04Si) においては, Fig.7 に一例を示すように, Fe-0.25 mass%Si 合金と同様の合金層が形成される。けい素量が 0.17 mass% 程度で炭素量が増加すると, Fig.8 に一例として示した Steel No.47 (0.40C, 0.17Si) に形成された合金層のよう

Fig.8 Structure of the alloy layer formed on Fe-0.40C-0.17Si alloy immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s.

Fig.9 Structure of the alloy layer formed on Fe-0.101C-0.47Si alloy immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s.

に, 合金層中の Fe_3ZnC 粒子が多くなり, δ_1 層および ζ 層が厚くなるが, 合金層の形成状態は Fig.7 と同じである。炭素量が 0.1~0.2 mass% でけい素が増すと, 合金層は Fe-Si 2 元合金と同様の組織変化を示すが, 0.4 mass%Si 以上のけい素濃度では Fig.9 に示すように ζ 相が柱状から再び小結晶へと変わる。炭素量・けい素量がともに多くなると, Fig.10 および Fig.11 に示すように粒状結晶よりなる厚い層が形成される。

Fe-C-Si 3 元合金をほぼ同程度の炭素量あるいはけい素量のグループに分け, 各々について合金層厚さおよび反応

Fig.10 Structure of the alloy layer formed on Fe-0.267C-0.33Si alloy immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s.

Fig.11 Structure of the alloy layer formed on Fe-0.40C-0.49Si alloy immersed in the pure zinc bath at 733 K for 600 s.

鉄量のけい素濃度依存性あるいは炭素濃度依存性を検討した。これらの結果および Fe-C 2 元合金, Fe-Si 2 元合金についての結果を参考にして各合金層厚さの等厚さ線図を描き Fig.12~Fig.14 に、反応鉄量の等値線図を描き Fig.15~Fig.17 に示す。

全合金層厚さは、Fig.12 より 0.1 mass% Si で厚く、

Fig.12 Isopleth map of the total thickness of the alloy layer (μm) depending on the carbon concentration (mass%) and the silicon concentration (mass%) for a 733 K, 600 s immersion.

Fig.13 Isopleth map of the thickness of the zeta layer (μm) depending on the carbon concentration (mass%) and the silicon concentration (mass%) for a 733 K, 600 s immersion.

Fig.14 Isopleth map of the thickness of the ($\delta_1 + \eta$) layer (μm) depending on the carbon concentration (mass%) and the silicon concentration (mass%) for a 733 K, 600 s immersion.

Fig.15 Isopleth map of iron mass loss ($\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$) depending on the carbon concentration (mass%) and the silicon concentration (mass%) for a 733 K, 600 s immersion.

Fig.16 Isopleth map of the quantity of iron remaining in the alloy layer ($\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$) depending on the carbon concentration (mass%) and the silicon concentration (mass%) for a 733 K, 600 s immersion.

Fig.17 Isopleth map of the quantity of iron dissolved into the zinc bath ($\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$) depending on the carbon concentration (mass%) and the silicon concentration (mass%) for a 733 K, 600 s immersion.

0.2 mass%~0.3 mass%Si では薄くなるが、高炭素・高けい素においては厚くなる。また、0.2 mass%C・0.1 mass%Si 付近に鞍部が存在する。層厚さは、Fig.13 より 0.3 mass%Si までは全合金層厚さと同じ炭素濃度依存性・けい素濃度依存性を示すが、0.4 mass%Si 以上の高けい素濃度においては大きな炭素濃度依存性を示す。 $(\delta_1+\gamma)$ 混合層は、Fig.14 の点線より右側の約 0.3 mass%Si 以上において形成され、低炭素・高けい素において厚い層が形成される。

全反応鉄量および合金層中の鉄量は、Fig.12 に示した全合金層厚さと同じ炭素濃度依存性・けい素濃度依存性を示し、0.1 mass%Si において大きく、0.2~0.3 mass%Si では低下し、高炭素・高けい素において大きい。また、0.2 mass%C・0.1 mass%Si 付近に鞍部が存在する。溶融亜鉛中へ溶出した鉄量は、Fig.17 に示すように大きな炭素濃度依存性・けい素濃度依存性を示さないが、Fe-C 2 元合金および 0.3 mass%Si 付近において低い。

IV. 考 察

1. 合金層組織

Fe-C 2 元系平衡状態図によると共析点の組成は 0.8~0.86 mass%C である⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。本実験に使用した Fe-C 2 元合金試料の炭素含有量は 0.019~0.611 mass%C であり、完全焼鈍されているため、浸漬前の素地組織はフェライト+パーライトである。これらの試料上に形成された合金層は、合金層中の Fe_3ZnC 粒子を除くと種類および形成状態は純鉄上に形成される合金層⁽⁹⁾とほとんど同じである。Price ら⁽¹⁸⁾はパーライト鋼を用いて 723 K, 3.6 ks 浸漬においてフェライト上に形成される合金層の組織とパーライト鋼上に形成される組織とが異なることを報告しているが、内山ら⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾は 733 K, 600 s 浸漬において両組織の間に差がないことを報告している。本研究の結果は後者の結果を支持している。

Fe-Si 2 元合金上に形成される合金層は、0.07~0.18 mass%Si 付近においては粒状あるいは柱状の厚い層が形成され、0.2~0.3 mass%Si においては結晶粒が大きい。純鉄上に形成される合金層と同様の合金層であり、0.3 mass%Si 以上になると $(\delta_1+\gamma)$ 混合層が形成される。0.1 mass%Si 付近において厚い層が形成される現象は、少量の炭素が共存しても同様であるが、高炭素を含有すると δ_1 層が厚く成長した合金層が形成される。また、他の炭素量・けい素量の組合せにおいて形成される合金層組織では、一般にけい素濃度依存性が大きく現われるが、高けい素濃度においては炭素濃度依存性が現われる。

2. 合金層厚さ

Fig.2 より、Fe-C 2 元合金の全合金層厚さ、 δ_1 層厚さ、および層厚さはフェライト+パーライト組織ではほぼ一定厚さであり、合金層組織が変化しないことと対応してい

る。Fe-Si 2 元合金の合金層厚さは、これまでの報告^{(22)~(24)}とはほぼ同じけい素濃度依存性を示すが、0.2 mass% Si 付近より層に($\delta_1 + \gamma$)混合層の形成が加わり、0.3 mass% Si 付近以上では急激に厚くなる。

以上のように、Fe-C 2 元合金の合金層厚さは炭素濃度依存性を示さないことから、鋼中に共存する炭素とけい素とが相乗効果を及ぼさないならば、Fe-C-Si 3 元合金の合金層の等厚さ曲線は Si 濃度依存性のみが現われると思われる。そこで、Fig. 12~Fig. 14 における各等厚さ曲線を検討すると、一般に縦軸に平行な方向の曲線が多い。このことはけい素濃度依存性が主として現われていることを示すが、0.1 mass% Si 付近および高いけい素濃度においては炭素濃度依存性が現われるなど、鋼中に共存する炭素とけい素は合金層厚さに相乗効果を及ぼすことを示す。

3. 反応鉄量

Fe-C 2 元合金の反応鉄量は Fig. 3 に示したごとく 733 K, 3.6 ks 浸漬においては鋼中の炭素量に依存しない。これまでの報告によれば⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾、層状パーライト組織を有する鋼が、焼入れ・焼戻し組織を有する鋼あるいは純鉄より溶融亜鉛との反応性が高い。これらの報告にしたがうと、本研究で用いた Fe-C 2 元合金の反応鉄量は炭素量の増加とともに、すなわちパーライト量の増加とともに多くななければならない。これらの報告の中で Bablik⁽²⁵⁾が用いた鋼は、0.78 mass% C, 0.14 mass% Si, 0.39 mass% Mn, 0.017 mass% P, および 0.024 mass% S を含む。本研究の結果から明らかなように、0.14 mass% Si を含む鋼は Sandelin effect に対応した大きな反応性を示し、炭素とともに Fe-Zn 間反応に相乗効果を及ぼす。したがって、Bablik の結果は炭素のみの効果を示しているとはいえない。一方、Horstmann⁽²⁶⁾が用いた鋼は、0.88 mass% C, 0.01 mass% Si, 0.16 mass% Mn, 0.015 mass% P, および 0.007 mass% S を含む。鋼中のけい素と磷は Fe-Zn 間反応に相乗効果を及ぼすことが知られている⁽²⁷⁾が、Horstmann が用いた鋼の水準では影響を及ぼさない。また、0.16 mass% Mn, 0.007 mass% S も Fe-Zn 間反応に影響を及ぼさない⁽²⁸⁾。したがって Horstmann の結果と本研究の結果との差異を、用いた鋼の組成の違いにより説明することはできない。しかし、Horstmann の結果は 3.6~18 ks の浸漬についての結果である。この浸漬時間の間に、試料は焼戻される⁽¹⁸⁾⁽²⁹⁾。本研究で用いた 600 s に比して Horstmann の研究が長時間についての研究であることが、両研究結果の差異の原因ではないかと考えられる。

ところで、Price ら⁽¹⁸⁾は先に述べたように、鋼の組成により形成される合金層が異なることを報告しているが、同時に、723 K, 3.6 ks 浸漬では鋼の熱処理が Fe-Zn 間の反応性に影響を及ぼさないことを報告している。彼らがパーライト組織、723 K, 3.6 ks 浸漬について得た約 100 g·m⁻² という鉄損失値は、我々が Fe-0.851 mass% C 鋼の完全焼

鈍材の 733 K, 3.6 ks 浸漬について得た 105 g·m⁻² の鉄損失値と同程度である。

Fe-Si 2 元合金の反応鉄量の変化は、これまでの報告^{(22)~(24)}と同じ挙動であり、鋼中に共存する炭素とけい素は、Fig. 15~Fig. 17 に示すように反応鉄量に対して相乗効果を及ぼすことが明らかである。

V. 結 言

本研究は、Fe-C 2 元合金、Fe-Si 2 元合金および Fe-C-Si 3 元合金を 733 K において 600 s 間溶融亜鉛中へ浸漬し、形成される合金層および反応鉄量を研究することにより鋼中に共存する炭素およびけい素が Fe-Zn 間反応に及ぼす相乗効果を明らかにした。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) Fe-C 2 元合金上に形成される合金層の組織は、純鉄上に形成される合金層の組織とほぼ同じであるが、合金層中には Fe₃ZnC 粒子が散在する。Fe-Si 2 元合金の場合には、0.07~0.18 mass% Si において厚い層が形成され、0.3 mass% Si 以上においては($\delta_1 + \gamma$)混合層が形成される。Fe-C-Si 3 元合金上に形成される合金層は、炭素量・けい素量により変化し、炭素は高いけい素においても結晶粒を細かくするとともに、($\delta_1 + \gamma$)層の生成を抑制する。

(2) 形成される合金層の厚さは、上記(1)の合金層組織の炭素濃度依存性・けい素濃度依存性に対応し、Fe-C 2 元合金ではほぼ一定厚さであり、Fe-Si 2 元合金では 0.1 mass% Si 付近で層が、0.3 mass% Si 以上において($\delta_1 + \gamma$)混合層が厚くなる。Fe-C-Si 3 元合金では一般にけい素の影響が大きく現われるが、高いけい素においては炭素が共存することにより層が厚くなり、($\delta_1 + \gamma$)層が薄くなる。

(3) 合金層中の鉄量および全反応鉄量は、全合金層厚さとはほぼ同じ炭素濃度依存性・けい素濃度依存性を示す。

(4) 鋼中に同時に存在する炭素とけい素は、Fe-Zn 間反応に相乗効果を及ぼす。このため、炭素およびけい素を同時に含む鋼を溶融亜鉛めっきして通常のめっき組織を得るには、けい素は 0.2~0.3 mass% の範囲内、とくに炭素量が多い場合には 0.2~0.25 mass% 以内でなければならない。

文 献

- (1) G.E. Ruddle, J.J. Seibist, R.H. Packwood and K.M. Rickwick: *Proc. of Seminar on Hot Dip Galvanizing*, (1976), 5.1.
- (2) H.J. Bottcher: 鉛と亜鉛, **97** (1980), 30.
- (3) 渡辺 孝: 塗装技術, **19** (1980), 152.
- (4) 渡辺 孝: 塗装技術, **19** (1980), 111.
- (5) H.J. Bottcher: 鉛と亜鉛, **91** (1979), 37.
- (6) H.V. Scaldwell: *Corr. Prev. Control.*, **26** (1979), 5.
- (7) D. Sommerville: *Intern. Conf. Lead Zinc 80's*, (1980), 77.
- (8) P. Dreulle: *Proc. of Seminar on Galvanizing Silicon Containing Steels*, International Lead and Zinc Research Organization, New York, (1975), 21.

- (9) 古賀秀人, 内山休男, 安芸隆房: 日本金属学会誌, **42**(1978), 136.
- (10) A.A.Hershman: *Proc. of 7th Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing*, Pergamon Press, Oxford, (1967), 189.
- (11) 古賀秀人, 内山休男, 安芸隆房, 深堀博史: 長崎大学工学部研究報告, **7**(1976), 79.
- (12) G.F.Bastin, F.J.J.van Loo and G.D.Rieck: *Z.Metallk.*, **65**(1974), 656.
- (13) M.A. Ghoniem and K.Löhberg: *Metall.*, **26**(1972), 1026.
- (14) P.Reutner and H-J Engell: *Arch.Eisenhüttenw.*, **51**(1980), 457.
- (15) G.F.Bastin, F.J.J.van Loo and G.D.Rieck: *Z. Metallk.*, **68**(1977), 359.
- (16) M.Hansen and K.Anderko: *Constitution of binary alloys*, McGraw-Hill Book Co., New York, (1965), 433.
- (17) 岡本正三, 浅田千秋: 鉄鋼I, 新制金属講座新版材料篇, 日本金属学会, (1973), 13.
- (18) G.D.S.Price and J.A.Charles: *J.Iron Steel Inst.*, **211**(1973), 871.
- (19) 古賀秀人, 内山休男, 安芸隆房: 日本金属学会誌, **44**(1980), 1012.
- (20) 内山休男, 古賀秀人: 日本金属学会誌, **44**(1980), 1018.
- (21) 内山休男, 古賀秀人, 田村今男: 日本金属学会誌, **45**(1981), 1030.
- (22) 古賀秀人, 内山休男, 井口公明, 高下 修: 日本金属学会誌, **45**(1981), 29.
- (23) 内山休男, 古賀秀人, 井口公明: 日本金属学会誌, **45**(1981), 697.
- (24) Y.Uchiyama, H.Koga and H.Inokuchi: *Trans. JIM*, **24**(1983), 272.
- (25) H.Bablik: *Galvanizing hot dip*, E.and F.N.Spon. Ltd., (1950).
- (26) D.Horstmann: *Proc. of 6th Intern. Conf. on Hot Dip Galvanizing*, Zinc Development Association, London, (1962), 319.
- (27) G.Hansel: *Metall.*, **34**(1980), 828.
- (28) J.J.Sebisty and G.E.Ruddle: Research Report No.R225, Department of Energy, Mines and Resouces, Mines Branch, Ottawa, (1972).
- (29) Y.Uchiyama and H.Koga: Reports of the Faculty of Engineering, Nagasaki University, **13**(1983), 243.