

# 溶融亜鉛めっきのFe-Al金属間化合物生成挙動に及ぼす 素材成分の影響

飛山 洋一\*・加藤 千昭\*

Effect of the Substrate Compositions on the Growth of Fe-Al Interfacial Layer Formed during Hot Dip Galvanizing

Yoichi TOBIYAMA and Chiaki KATO

**Synopsis :** It is important to clarify fundamentally the formation mechanism of a Fe-Al interfacial layer formed on a steel sheet during hot dip galvanizing to produce galvanized steel sheets with high strength. Effect of Si, Mn, and P in a pure iron sheet on the growth of the Fe-Al layer has been investigated using baths containing 0.15 mass% Al and 0.20 mass% Al. The amount of the Fe-Al layer formed at the interface between a zinc overlayer and a base metal containing Si decreased with increasing in Si content of the base metal both in the low Al added bath and in the high Al added bath. This was explained by the decrease in the reactivity of the base metal due to surface segregation of Si occurred during recrystallization annealing. Mn in a base metal restricted the formation of the Fe-Al layer in the high Al added bath, although Mn content in a base metal did not influence the amount of the Fe-Al layer in the low Al added bath. It was considered that particles of Mn oxide dispersed on the annealed base metal surface did not affect the dissolution of iron in the low Al added bath while they impeded the diffusion of Al through the thick Fe-Al layer in the high Al added bath. The amount of the Al-rich layer formed during galvanizing did not depend on P content in base metal in both baths.

**Key words:** galvanizing; Fe-Al interfacial layer; silicon; manganese; phosphorus.

## 1. 緒言

近年、車両軽量化と衝突安全性の確保という観点から、自動車用鋼板として高張力鋼板の開発が盛んになっている。周知のとおり鋼板の強化には鋼中へのSi, Mn, Pなどの固溶強化元素の添加が必須となっており、これら元素が添加された各種自動車用鋼板が開発されている。

一方、自動車用鋼板には車体防錆という観点から亜鉛めっき鋼板が使われており、なかでも製造コストが低廉で高耐食性を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板が現在亜鉛めっき鋼板の主流として開発実用化されている。

しかしながら高張力鋼板を素材とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造においては、必須の鋼中添加元素であるSi, Mn, Pなどの各元素が焼鈍時に表面濃化しめっき性を劣化させるという問題、さらにはZn-Fe合金反応を遅延させるという問題が生じる<sup>1-4)</sup>。

通常溶融亜鉛めっき鋼板、合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造プロセスにおいては、めっき密着性の確保という製品性能上の観点から浴中に微量のAlを添加している。めっきの密着性は、鋼板が溶融亜鉛浴に浸入した際に浴中のAlと反応してFe-Al金属間化合物を生成することにより、浴中での過度のZn-Fe合金化反応を抑制することで確保される。このようにFe-Al金属間化合物は溶融亜鉛めっき

鋼板の品質に大きな影響を及ぼすため、これまでその生成挙動に関しては多くの研究が行われてきた<sup>5-12)</sup>。

一方で、溶融めっき時の濡れ性が鋼板と溶融亜鉛との反応に支配されていること、さらに合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する場合のZn-Fe合金化反応にFe-Al金属間化合物が大きく影響することを考えると、高張力鋼板を素材とする溶融亜鉛めっき鋼板を製造する上でFe-Al金属間化合物の生成挙動に及ぼす鋼中成分の影響を明確にすることは重要である。

そこで今回めっき素材として高純度鉄を用い、添加元素以外の他元素の影響を極力排除して溶融亜鉛めっき時のFe-Al金属間化合物生成挙動に及ぼす固溶強化元素Si, Mn, Pの影響に関する調査を試みた。以下、詳細を報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 めっき素材

小型真空溶解炉でTable 1に示す鋼種を各約10kg溶製した。真空溶解にはベース材として(株)東邦亜鉛製の電解鉄マイロンHPを用い、必要に応じて添加元素を加えた。鋼塊表面の研削後、1523K×1800sの均熱処理を施した後、仕上げ温度1173Kでシートパーとした。その後、1373K×1800sの均熱処理の後、熱間圧延を行った。さらに、冷間

圧延を施し、板厚0.7mmのめっき素材とした。素材の化学分析値をTable 1に示す。なお、Table 1に示した以外の元素分析値は各素材とも、C 0.0007 mass%, S 0.0004 mass%以下、Al 0.001 mass%以下、N 0.0005 mass%, O 0.01 mass%以下であった。

2.2 めっき実験および合金化処理

めっき素材は、塩化メチレン蒸気脱脂後、3 mass%、343KのホメザリンF-250L中で1000 A/m<sup>2</sup>の電流密度で10s陽極電解した。さらに水洗後、333K、5 mass%の塩酸に5s浸漬した後、水洗乾燥し、以下に示すめっき処理の供試材とした。

実験室でのめっきは縦型溶融亜鉛めっき装置（レスカ製）により行った。まず、素材を5 vol%H<sub>2</sub>-N<sub>2</sub>、露点233Kの雰囲気中、昇温速度15K/sで1073Kまで昇温し、20s間保持した後、めっき浴温と同温度まで冷却しめっきした。めっきは、浴温748K、浴Al濃度 0.15 mass%および0.20 mass%、浴Fe濃度 0.01 mass%、めっき時間1sの条件で行った。めっき後、窒素ガスによりめっき付着量を約50 g/m<sup>2</sup>に調整し、623Kまでの冷却速度が15K/s以上となるように雰囲気ガスで冷却した。

なお、焼鈍材は焼鈍後748Kまでめっき時と同冷却速度で冷却し、その後、窒素ガスにて急冷して作製した。

2.3 焼鈍材およびめっき材調査

焼鈍材については、SEM（日本電子（株）製840F）による外観観察およびGDS、FTIR、FE-AESによる表面分析を行った。GDS（島津製作所製GDLS-5017）の測定条件は、Arガス流量 8.33 ml/s 電流値 20mAで行い、表面濃化量は

表層4sの積算カウントで評価した。

FTIR（日本電子（株）製FTIR: JIR-100）は高感度反射法を用い、入射角70°、平行偏光とした。参照試料として無添加材を用いた。

FE-AES（PHI社製model670）は、2kVのアルゴンイオンスパッタリングにより試料表面を清浄化したのち、加速電圧10kV、ビーム電流10nAでAESスペクトルを測定した。また、Fe III (703 eV)、Mn III (636 eV)、OI (503 eV)のオージェピークにより試料のマッピングを行った。

溶融亜鉛めっきのめっき/素材界面に存在するFe-Al金属間化合物は、めっき材を発煙硝酸に浸漬させることでFe-Al金属間化合物上の亜鉛およびZn-Fe合金層を溶解除去し<sup>13)</sup>、この材料をアルカリ溶液中で定電位溶解した溶液中のAlを分析することでFe-Al金属間化合物中のAlを定量した<sup>14)</sup>。また、Fe-Al金属間化合物の表面外観のSEM観察、さらにEPMA（島津製作所製EPMA-8705）による分析も行った。

溶融亜鉛めっき時に生成される初期合金層は、4 mass% サリチル酸メチル-1 mass% サリチル酸-10 mass% ヨウ化カリウム-メタノール溶液中で-700 mV vs. S.C.E.まで電流密度50 A/m<sup>2</sup>で溶解し、この試料についてSEMによる外観観察を行った。

3. 結果

3.1 めっき時のFe-Al金属間化合物量に及ぼす素材成分元素の影響

高純度鉄およびこれに固溶強化元素としてSi, P, Mnを添加した素材をAl含有率0.15 mass%, 0.20 mass%の浴でめっきを施した場合に生成するFe-Al金属間化合物について定量分析およびSEM観察を行った。なお、Si添加については、めっき時に点状の不めっきが発生した。以下、Fe-Al金属間化合物、初期合金層などの観察は、不めっき部および不めっき部周辺を除いた部分で実施した。

Fig. 1~3には、各素材成分元素濃度とFe-Al金属間化合物中のAl量との関係を示す。素材中Si量の増加に伴い

Table 1. Chemical compositions of the base metals (mass%).

No.	Marks	Si	Mn	P
434	base	< 0.0001	< 0.001	0.0001
435	0.6Si	0.56	< 0.001	0.0002
436	1.2Si	1.20	< 0.001	0.0001
437	0.1Mn	< 0.0001	0.11	0.0002
443	1.2Mn	< 0.0001	1.20	0.0002
444	2.3Mn	< 0.0001	2.30	0.0001
439	0.01P	< 0.0001	< 0.001	0.013
440	0.05P	< 0.0001	0.002	0.054
441	0.12P	< 0.0001	0.009	0.120

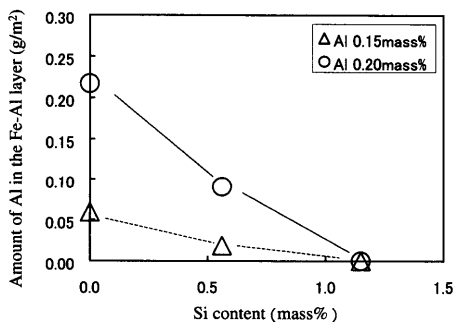


Fig. 1. Effect of the Si content of the base metal on the amount of Al in the Fe-Al layer formed during galvanizing.

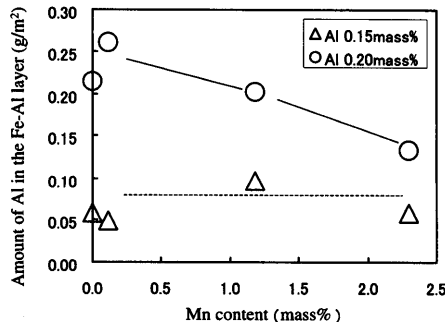


Fig. 2. Effect of the Mn content of the base metal on the amount of Al in the Fe-Al layer formed during galvanizing.

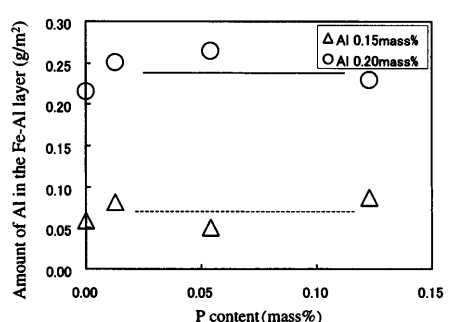


Fig. 3. Effect of the P content of the base metal on the amount of Al in the Fe-Al layer formed during galvanizing.

0.15 mass% Al浴, 0.20 mass% Al浴のいずれの場合にも Fe-Al中のAl量はFig. 1のように減少し, 1.2 mass% Si材の場合には浴Al濃度にかかわらずFe-Al金属間化合物はほとんど生成されなくなる。Fig. 2に示すように, Mnの場合には0.15 mass% Al浴ではFe-Al中Al量の素材中Mn濃度依存性は顕著でない。一方, 0.20 mass% Al浴では, Fe-Al中Al量はMn量の増加に伴い減少する。Fig. 3に示すように, Pの場合には浴Al濃度によらず, Fe-Al中Al量の素材中P濃度依存性は認められず, P濃度が0.12 mass%まで生成量は

ほぼ一定である。

Fig. 4, 5には, Fe-Al金属間化合物を観察するためにめっき層を発煙硝酸処理した試料のSEM観察結果を示す。またFig. 6には, 無添加材についてEPMAでAlの分布を調査した結果を示す。0.15 mass% Al浴の場合, 無添加材は素材のフェライト粒ごとで様相が異なり, 小孔が多数観察されるフェライト粒と比較的緻密なフェライト粒の両者が観察される。Fig. 6ではこの緻密な箇所Alが面状に分布しているのがわかる。0.6 mass% Si材は, 素地の粒界の浸食

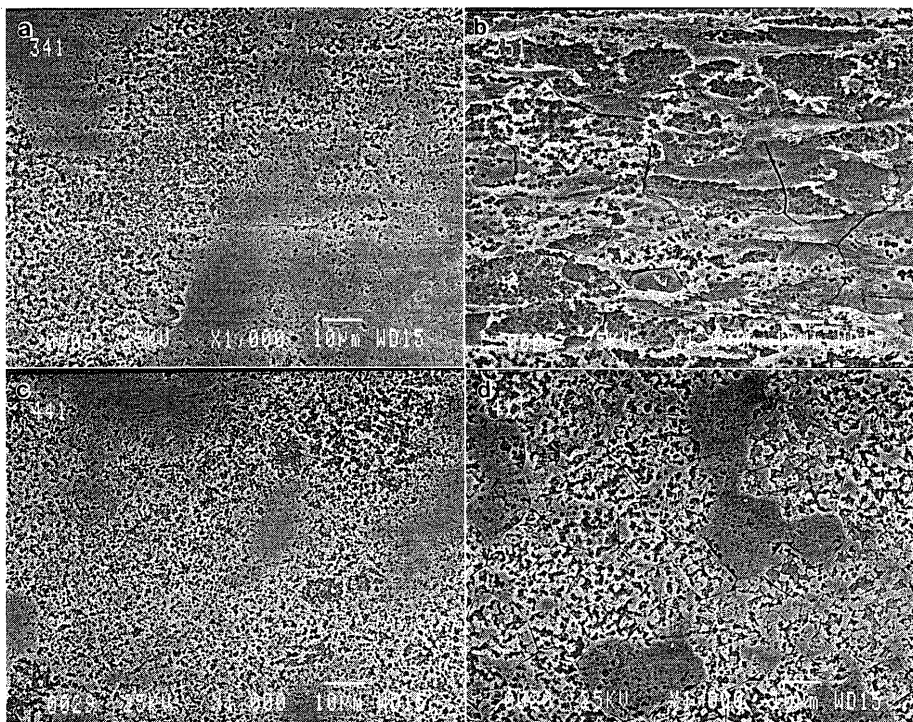


Fig. 4. Morphology of the Fe-Al layer in coatings obtained in a bath with 0.15 mass% Al on the base metal containing (a) no alloying element, (b) 0.6 mass% Si, (c) 2.3 mass% Mn and (d) 0.12 mass% P.

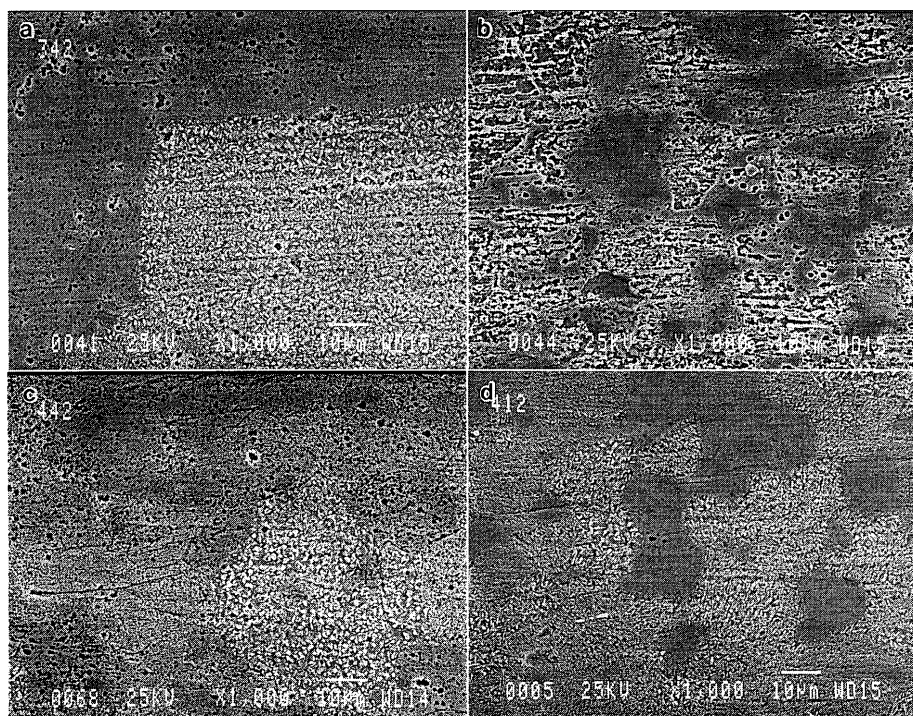


Fig. 5. Morphology of the Fe-Al layer in coatings obtained in a bath with 0.20 mass% Al on the base metal containing (a) no alloying element, (b) 0.6 mass% Si, (c) 2.3 mass% Mn and (d) 0.12 mass% P.

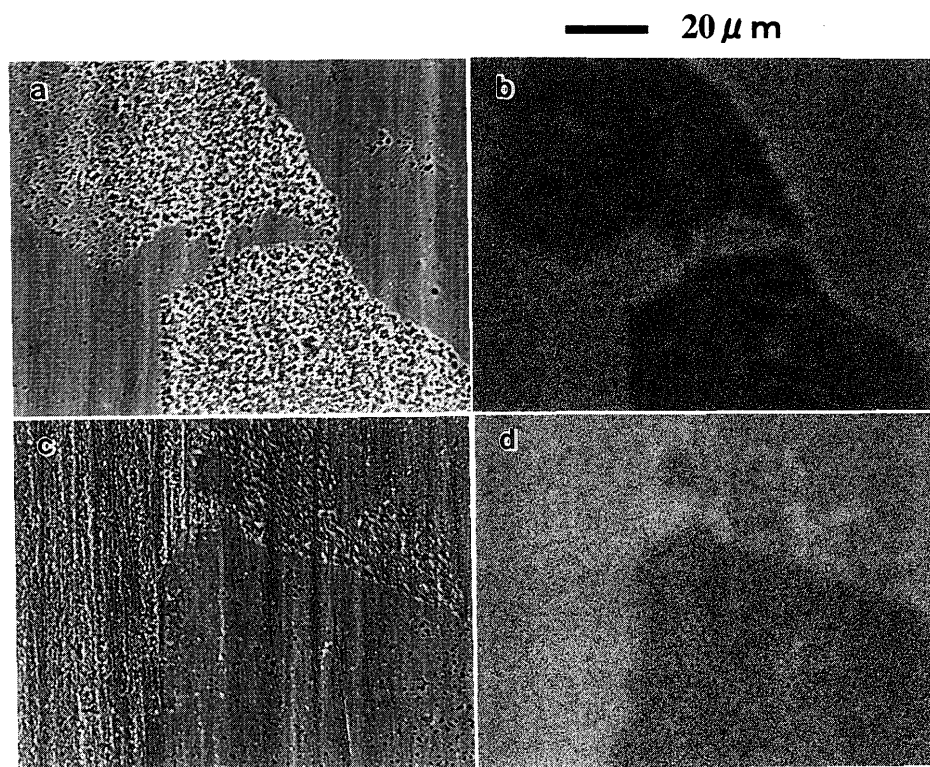


Fig. 6. Characteristic X-ray images of the Fe-Al layer in coatings on the base metal containing no alloying element. (a) SE, 0.15 mass% Al bath, (b) Al, 0.15 mass% Al bath, (c) SE, 0.20 mass% Al bath, (d) Al, 0.20 mass% Al bath.

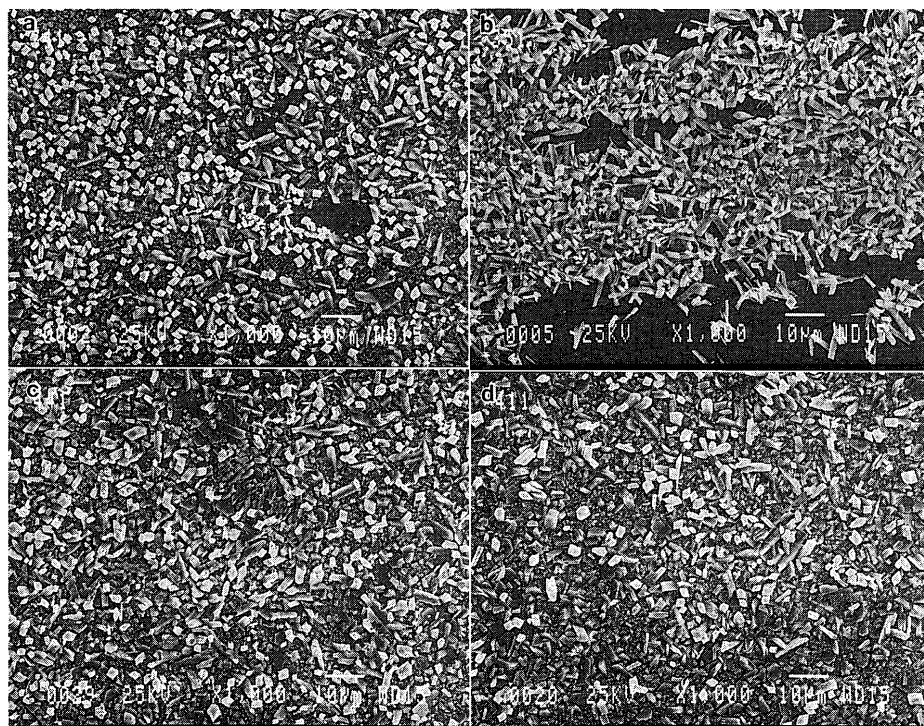


Fig. 7. Morphology of the Zn-Fe alloy layer in coatings obtained in a bath with 0.15 mass% Al on the base metal containing (a) no alloying element, (b) 0.6 mass% Si, (c) 2.3 mass% Mn and (d) 0.12 mass% P.

が観察され全体の凹凸が他材に比べ大きくなっている。2.3 mass% Mn材、0.12 mass% P材については無添加材と同様の様相が観察される。一方、0.20 mass% Al浴の場合、無添加材を見ると全体的に小孔の数は少なくなり、フェライト粒ごとにFe-Al金属間化合物の結晶粒の大きさに差が観察されるようになる。Fig. 6に示したAl分布の結果を見ると、0.20 mass% Al浴材ではAlが全面に分布していた。ただし、フェライト粒ごとでAl量に違いが見られ、Fe-Al

金属間化合物のフェライト粒による成長の違いが見られる。0.6 mass% Siの場合、小孔が多数観察されるフェライト粒と比較的緻密なフェライト粒の両者が観察される。2.3 mass% Mn材、0.12 mass% P材については、0.15 mass% Al浴の場合と同様に無添加材に似たFe-Al金属間化合物が観察される。

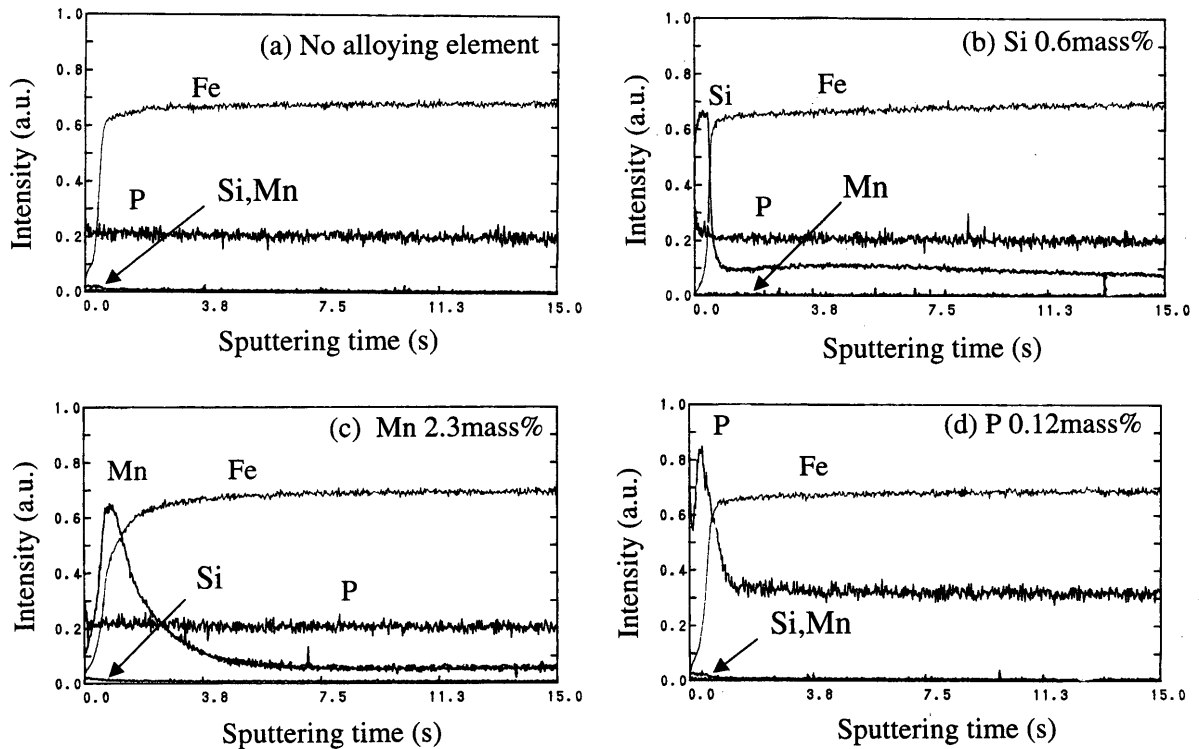


Fig. 8. GDS depth profiles of the annealed base metal containing (a) no alloying element, (b) 0.6 mass% Si, (c) 2.3 mass% Mn and (d) 0.12 mass% P.

### 3.2 めっき時の初期合金層生成挙動に及ぼす素材成分元素の影響

めっき時に生成されるZn-Fe系初期合金層を観察するために、めっき層のうち $\eta$ 相のみを定電流溶解法で溶解除去した0.15 mass% Al浴材についてSEM観察を行った。Fig. 7に結果を示す。無添加材では、全面が細かいZn-Fe系合金層で覆われているのが観察される。0.6 mass% Si材の初期合金層を見ると、全面がZn-Fe合金層で覆われているわけではなく、一部Zn-Fe合金が見られない領域が認められる。また、初期合金層の形態を見ると微細な結晶以外に針状のZn-Fe系合金層が無添加材に比べ多く観察される。2.3 mass% Mn材、0.12 mass% P材のいずれも、全面が細かいZn-Fe合金層で覆われており両者の外観は無添加材のZn-Fe合金層と類似している。

0.20 mass% Al浴でめっきした材料についても同様のSEM観察を行った。無添加材、2.3 mass% Mn材、0.12 mass% P材に関しては、Fig. 5で示したFe-Al金属間化合物の外観とほとんど一致しており、Zn-Fe合金層の存在は確認できなかった。一方、0.6 mass% Si材の場合には0.15 mass% Al浴時と同様の初期合金層が観察された。

なお、今回観察しためっき材には、いずれにもZn-Fe合金層が素材フェライト粒界で優先成長したoutburst反応は観察されなかった。

### 3.3 焼鈍後の素材性状

めっき挙動に及ぼす素材表面性状の影響を明らかにするために、焼鈍材の性状調査をSEM観察およびGDS, FTIR,

Fe-AESなどの表面分析により行った。

Fig. 8には、焼鈍材のGDSのディーププロファイルを示す。Si, Mn, P添加のいずれの場合にも成分元素の表面濃化が認められる。Fig. 9~11には、焼鈍材の表面をGDSでスパッタリングした時の表層4s間の積算カウントを成分元素濃度との関係でプロットした。Si, Mn, Pとも成分元素濃度の増加に伴い、表面濃化量も増加していることがわかる。

Fig.12には、焼鈍したSi添加材のFTIR高感度反射スペクトルを示す。0.6 mass%, 1.2 mass% Si材ともに $1230\text{ cm}^{-1}$ 付近に強い吸収が見られる。

Fig.13には、2.3 mass% Mn材の焼鈍材をFE-AESでマッピングした結果を示す。焼鈍材表面の2次電子線像を見ると、細かい粒状物が素材フェライト粒の近傍に多く見られる。この粒状物はフェライト粒内にも観察される。マッピングの結果から、粒状物の箇所にはMn, 酸素が多く検出され、他の箇所には比鉄が少なくなっている。Fig.14に示した粒状物のスペクトルからは、Mn, 酸素が検出された。焼鈍した2.3 mass% Mn材の素材フェライト粒内の表面をSEMで高倍率観察した結果を無添加材との比較でFig.15に示す。Mn添加材の表面には白い粒状物質が素材フェライト粒内の表面に比較的均一に分散された状態で観察される。

## 4. 考察

本調査では、熔融亜鉛めっき時に生成するFe-Al金属間

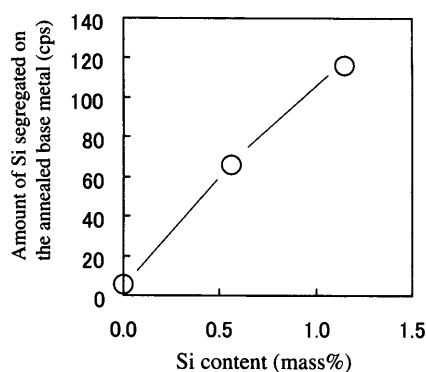


Fig. 9. Relationship between the Si content of the base metal and the amount of Si segregated on the metal surface after annealing.

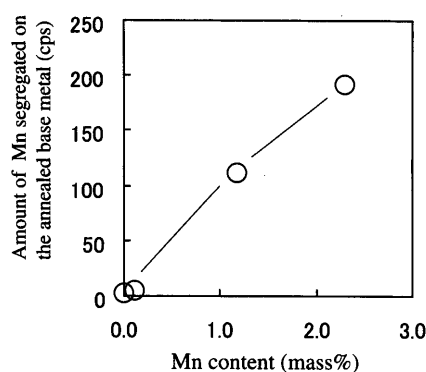


Fig. 10. Relationship between the Mn content of the base metal and the amount of Mn segregated on the metal surface after annealing.

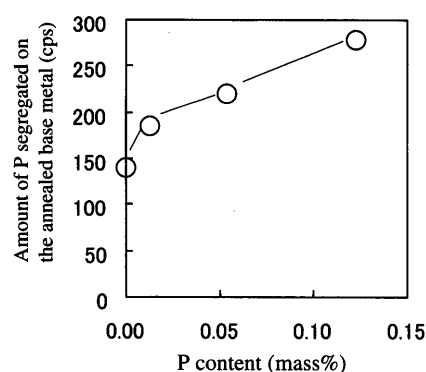


Fig. 11. Relationship between the P content of the base metal and the amount of P segregated on the metal surface after annealing.

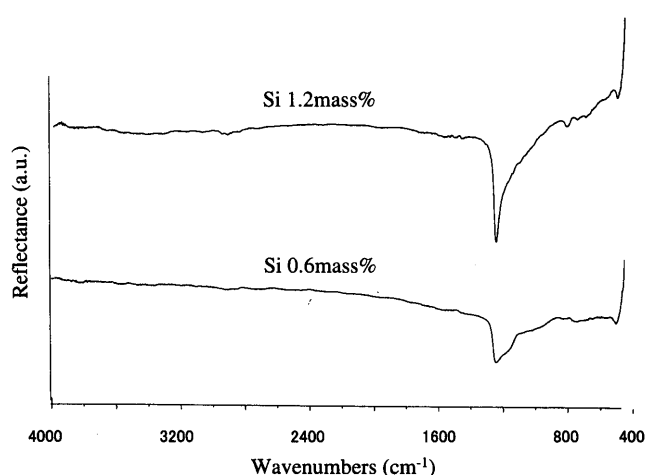


Fig. 12. FTIR reflection spectra of oxides formed on the surface of the annealed iron containing Si.

化合物量と素材成分との関係を調査したところ Fig. 1~3 に示すような結果が得られ、素材成分濃度の増加に伴う Fe-Al 生成量の増減が素材成分、浴 Al 濃度により異なることが示された。

極低炭素軟鋼を素材とした Fe-Al 金属間化合物の生成量とめっき条件との関係を調査した従来の研究では、Fe-Al 金属間化合物の生成機構を浴 Al 濃度の観点から見ると、浴 Al 濃度が 0.15 mass% の場合に Fe-Al 金属間化合物量は時間に対して一次に増加し、一方浴 Al 濃度が 0.20 mass% の場合には 1/2 次に増加することが示されている<sup>15)</sup>。すなわち Fe-Al 金属間化合物は、素材から溶出した鉄が溶融亜鉛中の Al と反応し素材に Fe-Al として析出する過程、次に Fe-Al 金属間化合物中の Al の拡散によって Fe-Al が成長していく過程の 2 つの過程により生成していくものと解釈できる。このうち、Fe-Al 中の拡散に関しては、Heumann ら<sup>16)</sup> により成長方向である *c* 軸方向にある空孔を通じての Al の拡散が容易であると報告されている。本調査における無添加材の 0.15 mass% Al 浴、0.20 mass% Al 浴での Fe-Al 金属間化合物の生成挙動は、上記極低炭素軟鋼の場合と同様の

機構によるものと考えられる。以下、無添加材の Fe-Al 金属間化合物生成機構に対して各成分がどのように影響しているかを焼鈍後の素材性状との関連で考察する。

#### ① Si の影響

一般に、鋼中 Si は酸化物生成の平衡酸素分圧が他元素に比べて小さく、優先酸化により表面濃化しやすいことが知られている。本調査では、Fig. 8, 9 に示したように焼鈍時の Si の表面濃化が見られ、また実際にめっきした際には不めっきが生じた。

本調査では、Fig. 12 に示したように焼鈍後の Si 添加材の表面には非晶質 SiO<sub>2</sub> と同定される<sup>17)</sup>物が存在した。Fig. 8 に示した GDS の結果では、0.6 mass% Si 含有材の Si 表面濃化層は Fe 換算のスパッタ速度から約 0.01 μm 程度と推定される。焼鈍材の調査では、非晶質 SiO<sub>2</sub> は Mn 酸化物のように直接観察することはできなかったが、素材上に酸素や金属イオンなどの透過性が低い均一な薄膜として存在しているものと思われる<sup>18)</sup>。

先述のように Fe-Al 金属間化合物の生成には、初期段階でまず鉄の溶出が必要となる。しかしながら、素材表層に非晶質 SiO<sub>2</sub> がある場合、非晶質 SiO<sub>2</sub> が先のような性質を有するため素材の溶出は著しく抑制されるものと考えられる。Fe-Al 金属間化合物は、溶解した鉄濃度と素材直上の Al 濃度が溶融亜鉛中の Fe-Al 溶解度曲線を越えた時点ではじめて析出するため、素材からの鉄の溶出が少なくなれば生成する Fe-Al 金属間化合物量も少なくなる。今回、いずれの浴 Al 濃度においても素材中 Si 濃度の増加に伴い Fe-Al 金属間化合物量が減少したのは、鉄の溶解性が Si 表面濃化量の増加に伴い低下するため、素材 Si 濃度の増加に伴い Fe-Al 量が減少するという結果になったものと考察される。

一方、Zn-55 mass% Al における Fe-Al 系界面合金層の生成に関する研究では、浴中への Si の添加により Fe-Al 金属間化合物中の Al の拡散が抑制され Fe-Al 金属間化合物生成量が減少するという報告<sup>19)</sup>があり、Fe-Al 金属間化合物中

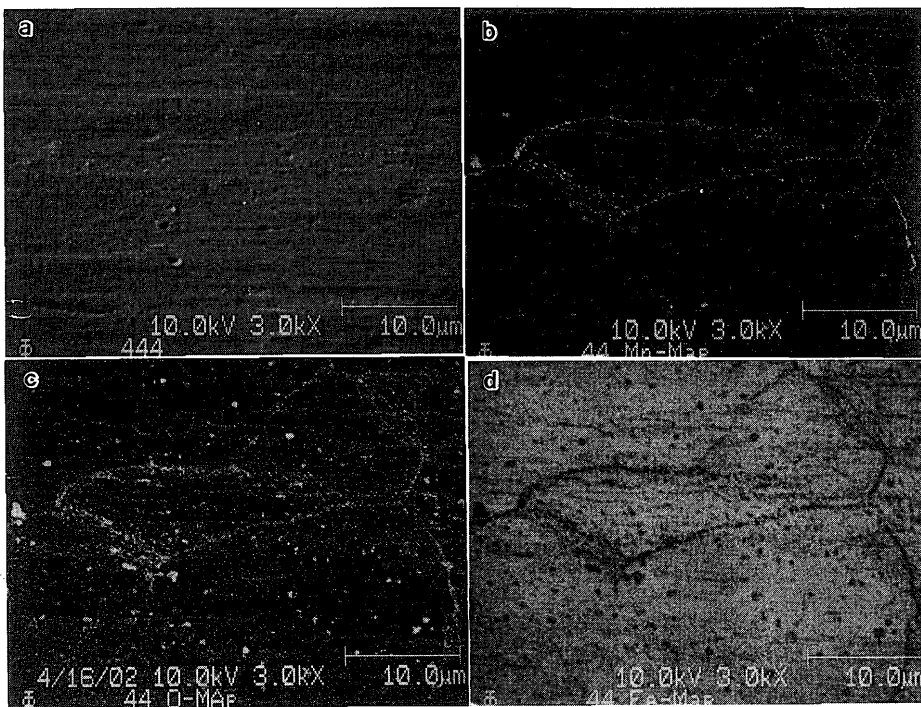


Fig. 13. AES-mapping image of the annealed base metal containing 2.3 mass% Mn: (a) SE, (b) Mn, (c) O and (d) Fe.

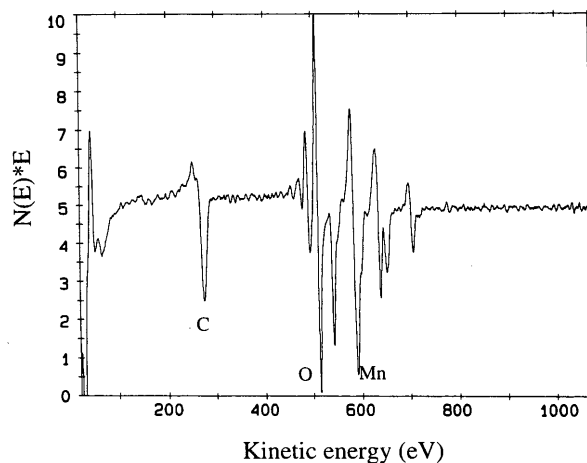


Fig. 14. AES spectrum of an oxide on the annealed base metal containing 2.3 mass% Mn.

にSiが取り込まれていればSiによるFe-Al金属間化合物中のAlの拡散抑制効果も考えられる。しかしながら、本結果で得られたFe-Al金属間化合物量がAl量で0.1 g/m<sup>2</sup>以下と少量であり、かつFig. 4, 5に示したように均一な皮膜として存在していなかったことを考慮すれば、前述の焼鈍時の表面濃化による素材の反応性低下のほうが支配的であると思われる。

② Mnの影響

Fig. 2に示したようにMn添加の溶融めっき時のFe-Al金属間化合物生成挙動を見た場合、0.15 mass% Al浴時には見られなかったFe-Al金属間化合物生成量のMn濃度依存性が0.20 mass% Al浴時には認められ、素材中Mn量の増加に伴いFe-Al金属間化合物生成量は減少した。以下、この原因について考察する。

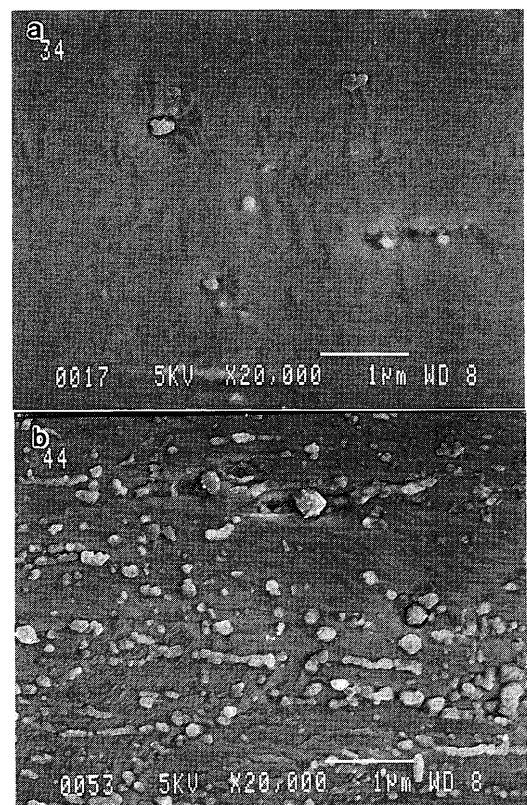


Fig. 15. Morphology of the annealed base metal containing (a) no alloying element and (b) 2.3 mass% Mn.

今回の実験では、焼鈍後のMn添加材の表面にはFig. 13, 15に見られるような粒状の物質が観察された。FE-AESでの分析結果から、この粒状物はMnの酸化物であると考えられる。本調査では、焼鈍後のMn添加材にはFig. 13, 15に示したような粒状の酸化物がフェライト粒面に散在してい

た。この酸化物の分布状態を見ると、酸化物で被覆されていない部分からの鉄の溶出は比較的容易に起こるものと考えられる。本調査で浴Al濃度が0.15 mass%と低い場合にFe-Al生成量が素材Mn量の影響を受けなかったのは、Mn量が2.3 mass%と多い場合でも焼鈍時に生成したMn酸化物が素材上に散在していたため鉄の溶出が無添加材と同程度に起こり、素材直上の鉄濃度が浴から供給されるAlと反応するのに十分な量に達していたためと考察される。

0.15 mass% Al浴の場合のように生成するFe-Al量が少ない時にはMnの影響は小さいことから考えて、0.20 mass% Al浴の場合Fe-Al生成に及ぼすMnの影響は反応の極初期では小さいと考えられる。すなわち、Mn酸化物の影響は、Fe-Alが層状に生成されFe-Al金属間化合物中のAlの拡散によりFe-Al金属間化合物の成長が進行する<sup>16)</sup>状態で発現したものと思われる。従来<sup>20)</sup>ではFe-Al金属間化合物中にMn-richな化合物が存在していることも報告されており、本調査で焼鈍材に観察された粒状酸化物はその上にFe-Al金属間化合物が層状に生成した場合、Fe-Alを通じて拡散してくるAlの障壁として作用するものと考えられる。すなわち高Al浴の場合、素材中Mn量の増加に伴いFe-Al量が減少したのは、素材Mn量が増えると粒状Mn酸化物が素材表面上に占める面積率が高くなり、Fe-Al金属間化合物中のAlの拡散がより困難になったためと考察される。

### ③ Pの影響

Fig. 3に示したようにFe-Al金属間化合物生成量に及ぼす素材中P量の影響を見ると、0.15 mass% Al浴、0.20 mass% Al浴のいずれの場合にもFe-Al量はP量により変化がなかった。

本調査では、P添加材の焼鈍材の表面を観察、分析したところMn添加材のような粒状物質は観察されず、またPの局所的な分布も見られなかった。GDSで検出された表面濃化層は、Fe換算のスパッタ速度から0.01 μm程度と見積もられる。焼鈍材のPの形態は、リン化合物で存在しているものと推定され<sup>21)</sup>、非晶質SiO<sub>2</sub>皮膜などと比べるとPの濃化層自体の溶融亜鉛への溶解は比較的容易で鉄の溶解を抑制する効果は小さいと考えられる。従って、低Al浴の場合Fe-Al生成量が素材中のP濃度により変化しなかったものと思われる。

また、高Al浴時にPの影響がなかったのは、Fe-Al生成初期に表層のP濃化層が溶解してしまい、Fe-Al金属間化合物が層状に生成した後、先の粒状Mn酸化物のようにAlの拡散を抑制するものが存在しなかったためと思われる。

## 5. 結言

高純度鉄をベースとして、固溶強化元素Si, Mn, Pの溶融

亜鉛めっき時のFe-Al金属間化合物生成挙動に及ぼす影響に関して0.15 mass% Al浴、0.20 mass% Al浴の場合で調査し、以下の知見を得た。

(1) 浴Al濃度によらずFe-Al金属間化合物生成量は素材中Si量の増加に伴い減少する。これは、焼鈍時に生成される非晶質SiO<sub>2</sub>皮膜による鉄の溶解性の著しい低下によるものと考えられる。

(2) めっき時のFe-Al生成量は、0.15 mass% Al浴では素材中Mn量の影響を受けない。一方、0.20 mass% Al浴ではFe-Al量はMn量の増加に伴い減少する。これは、焼鈍時に素材表面に生成する粒状Mn酸化物が低Al浴時には鉄の溶解に影響を及ぼさないのに対し、高Al浴ではFe-Al中のAl拡散の障壁として作用するためと考察される。

(3) めっき時のFe-Al金属間化合物生成量は、浴Al濃度によらず素材中P量の影響を受けない。P添加による素材表面の溶解性の変化、Fe-Al中のAl拡散抑制効果はないものと考えられる。

## 文 献

- 1) Y.Hirose, H.Togawa and J.Sumiya: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 665.
- 2) A.Nishimoto, J.Inagaki and K.Nakaoka: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), 989.
- 3) H.Takada, M.Sudo, I.Tsukutani, D.Takai, A.Hase and K.Tsuji: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1397.
- 4) M.Arai, Y.Adachi, T.Nakamori and N.Usuki: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 713.
- 5) A.R.P.Ghuman and J.I.Goldstein: *Metall. Trans.*, **2** (1971), 2903.
- 6) M.Urednicek and J.S.Kirkaldy: *Z. Metallkd.*, **64** (1973), 899.
- 7) H.Yamaguchi and Y.Hisamatsu: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 1160.
- 8) H.Nitto, T.Yamazaki, N.Morita, K.Yabe and S.Bando: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1719.
- 9) M.Saito, Y.Uchida, T.Kittaka, Y.Hirose and Y.Hisamatsu: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 947.
- 10) J.Inagaki, M.Sakurai and T.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 1273.
- 11) E.Baril and G.L'esperance: *Metall. Trans. A*, **30A** (1999), 681.
- 12) V.Furdanowicz and C.R.Shastry: *Metall. Trans. A*, **30A** (1999), 3031.
- 13) G.J.Harvey and P.D.Mercer: *Metall. Trans.*, **4** (1973), 619.
- 14) Y.Funahashi, S.Keba, N.Yoshida and Y.Matsumura: *CAMP-ISIJ*, **4** (1991), 1412.
- 15) M.Isobe, K.Kyono, N.Morito and A.Yasuda: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1567.
- 16) V.T.Heumann and S.Dittrich: *Z. Metallkd.*, **50** (1959), 617.
- 17) N.Morito and T.Ichida: *Corros. Sci.*, **17** (1977), 961.
- 18) S.Yamazaki: *Materia Jpn.*, **37** (1998), 179.
- 19) J.H.Selverian, A.R.Marder and M.R.Notis: *Metall. Trans. A*, **20A** (1989), 619.
- 20) I.Hertveldt, B.C.De Cooman and S.Claessens: *Metall. Trans. A*, **31A** (2000), 1225.
- 21) S.Hashimoto, K.Tahara, E.Hamada, M.Sakurai, J.Inagaki and M.Sagiyama: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 727.