Al₂O₃-Mg 系粉末パッキング法による鋼材表面への低 Al 合金層の形成

平井伸治* 片山 博* 蟹澤秀雄**

*室蘭工業大学工学部材料物性工学科

**新日本製鐵株式会社技術開発本部室蘭技術研究部

J. Japan Inst. Metals, Vol. 58, No. 12 (1994), pp. 1408-1413

Formation of Low Al Layer on Steel Surface by Powder Packing Method Using Mixture of Al₂O₃ and Mg Powders

Shinji Hirai*, Hiroshi G. Katayama* and Hideo Kanisawa**

*Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Muroran Institute of Technology, Muroran

**Muroran R&D Lab. Technical Development Bureau, Nippon Steel Co. Ltd., Muroran

In order to improve the corrosion resistance to chloride-containing aqueous solution of steel for concrete reinforcement, an attempt was made to form a low Al alloyed layer on steel surface by the powder packing method using a mixture of Al₂O₃ and Mg powders. The surface Al concentration and the thickness of alloyed layer increased with the increase of the treating temperature and time and Mg content in the powder mixture. In the case of the powder mixture containing SiO₂, the surface Al concentration and the thickness of the alloyed layer decreased with the increase of SiO₂ content. On the other hand, the surface Si concentration increased with SiO₂ content up to 5 mass% SiO₂ and then decreased. The anodic polarization tests showed a corrosion potential of -430 mV, a current density for maintaining the passive state of approximately 7 $\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$, and a pitting potential of +600 mV for the specimen having the surface composition of about 10 mass% Al. The corrosion potential increased and the pitting potential declined when the surface Al concentration was increased or decreased. In the case of a low Al-Si alloyed layer containing 4.8 mass% Al and 1.8 mass% Si, the pitting potential was almost the same as that of the low-Al alloyed layer, but the current density for maintaining the passive state was remarkably lower. In tensile and bending tests, it was found that an alloyed layer having the surface composition of about 10 mass% Al did not degrade the mechanical properties of the parent material and that it had excellent adhesion with the parent material. An alloyed layer could be formed even by heating specimen in no contact with the powder mixture. From this fact, it is concluded that Al₂O and SiO vapors produced in the powder mixture is reduced by Mg vapor on the surface of the specimen, forming the alloyed layer.

(Received June 17, 1994)

Keywords: low aluminum alloyed layer, steel, powder packing method, Al₂O₃, magnesium

I. 緒 言

近年、酸性雨によるコンクリートの中性化、コンクリートへの未洗浄の海砂の使用、海浜地区における風雨によるコンクリート構造物への塩粒子の蓄積、寒冷地における塩類等の路面凍結防止剤の散布等により、コンクリート構造物の塩害劣化が問題となっている⁽¹⁾。その原因は、通常の強アルカリ性環境下では腐食しない鉄筋用棒鋼が、アルカリ性を失ったコンクリート中では、水と酸素による腐食を受けやすくなり、また強アルカリ性であっても塩素イオンの共存により腐食が促進されるためである⁽²⁾⁽³⁾。

ところで、Sykes と Bampfylde⁽⁴⁾は Al を 0.83~16.16 mass% 含有する数種の Al 鋼の耐海水性を塩水噴霧試験により調べた

ところ Al 含有量の増加とともに耐塩性は増加し、とくに Al を 10 mass% 以上含有する Al 鋼は著しい耐塩性を有することを最初に明らかにした。最近では、この種の Al 鋼は、高濃度の塩素イオンを含む中性および強アルカリ性水溶液中においても優れた耐塩性を有することが報告されている⁽⁵⁾。しかし、通常の溶解法で製造した Al 鋼は、Al 含有量の増加とともに非金属介在物の析出により脆化し、伸びや衝撃値が著しく低いことが知られている⁽⁴⁾。そこで、鉄筋用棒鋼としては、表面処理により表面に Al を 8~16 mass% 含有する低 Al 合金層を形成させる方が有利と考えられる。

従来からの溶融 Al メッキ材は、耐候性と耐海水性⁽⁶⁾⁻⁽⁹⁾さらに耐高温酸化性⁽¹⁰⁾には優れるが、メッキ層が Fe₂Al₅ を主体とする高 Al 濃度の合金層とメッキ浴の付着層から構成されるため、高アルカリ性の環境下における耐塩性は期待できない。一

方、コロライジング法で知られる粉末バック法による Al 拡散被覆も、鋼の耐高温酸化性の向上を目的に、表面に Fe-Al 合金層を形成させるものであるが、工業的に実用化されている方法では表面 Al 濃度が 45 mass% 以上⁽¹¹⁾に達し、表面の高 Al 濃度化は避けられない。拡散剤中にフェロアルミ粉末とハロゲン化合物を配合したものを用いた場合、フェロアルミの Al 組成と合金層表面の Al 濃度が良く一致することも報告されているが⁽¹²⁾、低 Al 濃度の合金層の形成については報告されていない。

本研究では、Al を 8~18 mass% 含有する低 Al 合金層を形成させるために、粉末バック法の拡散剤として Al₂O₃ 粉末と Mg 粉末の混合物を用いて、鉄筋コンクリート用鋼材の Al 拡散被覆を試みた。表面 Al 濃度は、拡散剤中 Al の鋼材表面への供給速度と、母材中への Al の拡散速度の相対比に依存するから⁽¹³⁾、拡散剤にハロゲン化合物を添加した場合は、拡散剤からの Al の供給が母材中の拡散を上回り、表面が高 Al 濃度になってしまうため、本研究ではハロゲン化合物を添加しない方法を採用した。また、還元剤の Mg は、鋼中にほとんど溶解しないことから、還元により生成した Al のみが拡散した Fe-Al 合金層が形成され、さらに拡散剤の配合割合、処理温度、時間等を調整すれば低 Al 濃度の合金層の形成が可能な筈である。最初に低 Al 合金層を得るための処理条件を調査し、次に得られた合金層のアノード分極特性ならびに合金層が母材の機械的特性に及ぼす影響について検討を行い、最後にこの種の拡散剤を用いた方法による合金層の形成機構について考察した。また、低 Al-Si 合金層の形成を図るために、Al₂O₃ 粉末と Mg 粉末の混合物に SiO₂ 粉末を添加した拡散剤を用いた処理を行い、その合金層のアノード分極特性についても調べた。

II. 実験方法

試験片は鉄筋コンクリート用棒鋼鋼材 (JIS: SD30B, 0.23 mass% C, 0.24 mass% Si, 1.00 mass% Mn, 0.020 mass% P, 0.016 mass% S) であり、3 mm×17 mm×35 mm の板状に切り出した後、耐水研磨紙で表面を #600 に仕上げたものを用いた。拡散剤には、平均粒径が 4 μm の α-Al₂O₃ 粉末と平均粒径が 75 μm 以下の Mg 粉末を用い、また Si を合金化させる場合には平均粒径が 25 μm の SiO₂ 粉末を用いた。なお、α-Al₂O₃ 粉末と SiO₂ 粉末は特級試薬を用いた。

拡散被覆処理は、最初に所定の割合になるように配合した 24 g の拡散剤を外径 25 mm×内径 20 mm×長さ 120 mm の高純度アルミナ質タンマン管に充填し、試験片をその中央部に埋め込んだ。次に、これを外径 46 mm×内径 40 mm×長さ 400 mm の透明石英管内に挿入し、管内を Ar ガスで十分置換後、1173~1373 K 間の所定温度に保持された電気炉で 0.45~5.4 ks 加熱した。その後、透明石英管を電気炉から抜き出し、室温まで冷却した。なお、処理温度はタンマン管の側方に挿入した熱電対により検出した。

処理後の試験片は、蛍光 X 線による表面 Al 濃度の定量、合金層断面の光学顕微鏡観察ならびに EPMA による Al の線分析を行った。

また、コンクリート中の高アルカリ環境下における合金層の

耐塩性を評価するため、298 K に保持した 0.8 mass% NaCl を含む pH12 の Ca(OH)₂ 水溶液にてアノード分極測定を行った。その際、飽和カロメル電極 (SCE) を参照電極として用い、電位走査法により測定した。掃引速度は 50 mV/min⁻¹ で貴側に印加した。

さらに、引張試験および曲げ試験を行い、合金層の形成と加熱による母材の機械的性質の変化および合金層の亀裂発生状況を調査した。引張試験片は、全長 100 mm、平行部 φ6 mm×60 mm、チャック部 φ10 mm×20 mm、曲げ試験片は φ6 mm×100 mm の円柱に仕上げ、試料に所定の処理を施した後、試験に供した。引張試験にはアムスラー型試験機を用い引張速度は 10 mm/min とした。曲げ試験は巻付け曲げ試験方式で行った。加工度は曲げ半径/試験片半径 (R/r) 比で 3.33 から 0.67 まで段階的に変化させ、各 R/r 比における亀裂の発生状況を SEM により観察した。

III. 結果および考察

1. 拡散剤組成、処理温度および時間の影響

処理温度および時間を 1273 K, 2.7 ks 一定とし、合金層形成に及ぼす拡散剤の Mg 配合量の影響について調べた。Fig. 1 に合金層断面の EPMA による線分析結果を示す。いずれの配合組成の拡散剤においても、Al 濃度は、表面から内部に向かって連続的に減少した。また、表面 Al 濃度および合金層厚さは Mg 配合量とともに増大し、5~30 mass% Mg において表面 Al 濃度が 8~18 mass% に相当する合金層が得られた。

Fig. 1 の試験片の合金層表面について X 線回折を行った結果、表面 Al 濃度が 10 mass% 前後の場合、αFe 相のみが同定され、12~13 mass% Al では Fe₃Al、さらに 17 mass% Al にまで増大すると FeAl が同定された。なお、この 17 mass% Al 合金層の表面には空孔が観察された。

次に、拡散剤の配合割合を一定にし、表面 Al 濃度に及ぼす処理温度および時間の影響について調べた。Fig. 2 は 20 mass% Mg 配合の場合における表面 Al 濃度と処理時間の関係

Fig. 1 Results of line-analysis by EPMA across the cross-sections of the alloyed layers formed by treatment at 1273 K for 2.7 ks using powder mixtures of various compositions.

Fig. 2 Effect of the treating time on the surface Al concentration of the alloyed layer formed by treatment at various temperatures with the powder mixture containing 20 mass%Mg.

を示す。時間の経過とともに表面 Al 濃度は緩やかに増加し、長時間後には飽和した。また、高温ほど表面 Al 濃度の増加は速やかで、比較的短時間で 10 mass%Al に達した。

Fig. 3 は 10 mass%Mg-90 mass% Al_2O_3 の拡散剤に SiO_2 を 1~10 mass% 添加した場合の表面 Al および Si 濃度と合金層厚さの変化を示す。なお、処理条件は SiO_2 無添加の場合に約 10 mass%Al の表面 Al 濃度が得られた 1273 K, 2.7 ks である。 SiO_2 添加量の増加とともに表面 Al 濃度は大幅に低下し、また合金層厚さも減少した。これに対して、表面 Si 濃度は 5 mass% SiO_2 まで上昇し、3.5 mass% の最大値を示した後、さらに多量に SiO_2 を添加すると低下した。

2. アノード分極特性

Fig. 4 は種々の配合組成の拡散剤を用いて 1273 K にて 2.7 ks 処理した試験片のアノード分極曲線を示す。10 mass%Mg 配合の拡散剤を用いて得られた表面 Al 濃度が約 10 mass% の

Fig. 3 Effect of the amount of added SiO_2 on the surface Al and Si concentration of the alloyed layer formed by treatment at 1273 K for 2.7 ks using the powder mixture consisting of 10 mass%Mg and 90 mass% Al_2O_3 .

Fig. 4 Anodic polarization curves of the low-Al alloyed layers treated at 1273 K for 2.7 ks using powder mixture of various compositions.

試験片は、腐食電位が -430 mV で、その後、電位の上昇に伴い電流密度は緩やかに増大し、0 mV 前後で不動態を形成し、+600 mV 付近の孔食電位まで不動態維持電流密度は $7 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ を保持した。これに対して、表面 Al 濃度がさらに高くなったり、あるいは低下すると、腐食電位は増大し、また孔食電位は卑側に移動した。なお、表面 Al 濃度が 10 mass% 前後であれば、処理条件が異なってもいずれも良好な耐食性を示した。例えば、20 mass%Mg 配合の拡散剤を用いて 1323 K にて 0.45 ks 処理した試験片は、Fig. 2 から表面 Al 濃度が 10.0 mass% であるため、孔食電位は +600 mV に達した。

Fig. 5 は 10 mass%Mg-90 mass% Al_2O_3 の混合物に SiO_2 を添加した拡散剤を用いて 1273 K にて 2.7 ks 処理した試験片のアノード分極曲線を示す。 SiO_2 を 10 mass% 添加した場合は、表面 Al 濃度が 4.8 mass%, Si 濃度が 1.8 mass% の試験片が得られたが、この試験片では、腐食電位が -230 mV であり、その後、電流密度は緩やかに増加し、+620 mV 付近の孔食電位まで不動態維持電流密度は $1 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ を超えなかった。これに対して、表面 Al および Si 濃度がさらに高くなると、腐食電位は低下するが、不動態維持電流密度は増大した。

未処理の母材、アルミニウムおよびステンレス鋼(SUS304)についてアノード分極測定を行い、低 Al 合金層および低 Al-

Fig. 5 Anodic polarization curves of the low Al-Si alloyed layers formed by treatment at 1273 K for 2.7 ks using powder mixture containing (1) 2.5 mass% SiO_2 , (2) 7.5 mass% SiO_2 and (3) 10 mass% SiO_2 .

Si 合金層を形成させた処理材と比較した結果を Fig. 6 に示す. なお, 低 Al 合金層の試験片は Fig. 4 の 10 mass%Mg-90 mass%Al₂O₃ の拡散剤を用いたもの, 低 Al-Si 合金層の試験片は Fig. 5 の 10 mass%Mg-90 mass%Al₂O₃ の混合物に 10 mass%SiO₂ を添加した拡散剤を用いたものである. いずれの処理材も母材と比べると孔食電位が貴側に著しく増大した. また, ステンレス鋼と比べると孔食電位はほぼ同じ値を示し, 不働態維持電流密度は低 Al 合金層の試験片ではわずかに高いが, 低 Al-Si 合金層では著しく低い.

3. 機械的特性の評価

Fig. 4 において良好なアノード分極特性を示した 10 mass%Mg の拡散剤を用い, 1273 K にて 2.7 ks 処理した処理材と, それと同じ熱履歴を与えた母材(焼鈍材)および熱処理しない母材の機械的性質を比較した. その結果を Table 1 に示す. 処理材は加熱による結晶粒の粗大化のために母材に比べて降伏点と引張強さはわずかながら低下したが, 焼鈍材と比べて降伏点, 引張強さおよび伸びはいずれもほとんど同じであった. したがって, 合金層の形成によって機械的性質は低下しないと見なされる. ところで, Sykes と Bampfyld⁽⁴⁾によると 1023 K にて 3.6 ks 焼鈍後の 7.33 mass%Al 鋼の降伏点, 引張強さおよび伸びはそれぞれ 457.2 MPa, 515.9 MPa および 5.5% であり, Al 含有量がさらに 10.25 mass% から 11.16 mass% Al に増加すると, 降伏点および伸びのデータは測定されていないが, 引張強さは反対に 276.4 MPa から 251.76 MPa に減少するとされている. Table 1 の処理材の表面 Al 濃度は, Fig. 1 に示されるように約 10 mass% であるが, このように表面 Al 濃度が比較的高いにもかかわらず, 機械的性質が

Fig. 6 Comparison with the polarization curves of various materials.

ほとんど低下しない原因は, 合金層内部に向かって緩やかな Al の濃度勾配を有し, 加えて引張試験片の平行部の断面積に占める合金層の割合が 2.6% と非常に小さいためと考えられる.

次に, 処理材について合金層と母材との密着性を調べるため曲げ試験を行い, 湾曲部の外周部の亀裂の発生状況を SEM により観察した. 処理材は 10 mass%Mg の拡散剤を用い α Fe の合金層を形成させたものと, 30 mass%Mg の拡散剤を用いて FeAl の合金層を形成させたものであり, いずれも 1273 K にて 2.7 ks 拡散処理を行った. その結果, Fig. 7 に示すように α Fe の合金層では, 本実験で設定した最大の加工度である R/r 値=0.67 まで亀裂の発生は見られず, 母材との優れた密着性を示した. 一方, FeAl の合金層では, FeAl が脆弱で, しかも合金層に空隙も存在するため, $R/r=3.33$ の低い加工度で亀裂が発生し, さらに R/r 値の増加とともに亀裂の幅が増大した.

4. 低 Al 合金層の形成機構

低 Al 合金層の形成機構を明らかにするため 2, 3 の検討実験を行った. Fig. 8 は 1273 K にて 2.7 ks 処理後の拡散剤の X 線回折結果を示す. Mg 配合量の増加とともに α Al₂O₃ および MgAl₂O₄ の回折強度は低下し, 反対に MgO および Al の回折強度は増大した. また, 40 mass%Mg 配合では Al の他に Al₃Mg₂ の生成が確認された. Al の格子定数は, Mg 配合量が 10, 20, 30 および 40 mass% と増加するに伴い, 0.4050, 0.4061, 0.4069 および 0.4077 nm と増大した. したがって, Al₂O₃ の

Fig. 7 SEM photographs of the bent portion of the specimens formed by treatment at 1273 K for 2.7 ks using the powder mixture containing 10 mass%Mg and 40 mass%Mg.

Table 1 Results of comparing the mechanical properties of the specimen formed by treatment at 1273 K for 2.7 ks using the powder mixture containing 10 mass%Mg, parent steel annealed at the same condition and untreated parent steel.

Specimen	Treating conditions			Yield point/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
	Powder mixture/mass%	Temp./K	Time/ks			
Treated steel	10%Mg-90%Al ₂ O ₃	1273	1.8	325.3	533.1	26.3
	10%Mg-90%Al ₂ O ₃	1273	2.7	312.3	537.0	27.3
Annealed steel		1273	1.8	313.6	524.3	26.7
		1273	2.7	311.6	527.2	28.0
Parent steel				396.9	544.9	26.3

Mg 還元により生成する Al の量およびその Mg 濃度は Mg 配合量の増加とともに上昇し、40 mass%Mg 配合では Al 中の Mg 濃度は固溶限を超え Al_3Mg_2 を形成したものと考えられる。

次に、試験片を拡散剤中に埋め込まずに、拡散剤の表面より 5 mm 上方に保持した方法により合金層の形成を図った。10 mass%Mg の拡散剤を用い、1273 K にて 2.7 ks 処理した合金層表面の SEM 像を Fig. 9 に示す。白色を呈する多数の粒子の付着が観察され、EPMA による Mg- $\text{K}\alpha$, O- $\text{K}\alpha$ の分析の結果、Mg および O の濃化が見られたので、MgO 粒子の付着であることが確認された。この試験片の表面の Al 濃度は 2.8 mass% で、試験片を拡散剤中に埋め込んだ場合の約 10 mass% よりはかなり低い、合金層の形成が認められた。したがって、何らかの蒸気種が合金層の形成に寄与していることが推定される。なお、試験片を拡散剤中に埋め込んだ方法では、試験片表面への MgO の付着はほとんど見られなかった。

そこで、以上の実験結果から合金層は次のような機構により形成されるものと考えられる。最初に式(1)の反応により Al_2O_3 が一部還元されて Al_2O 蒸気を生成する。なお、反応(1)以降の標準自由エネルギー変化(ΔG°)は Turkdogan⁽¹⁴⁾ の収録データから求めた。

$$\Delta G^\circ/\text{J} = 225600 - 145.81T \quad (2)$$

Mg の活量が 1 の場合と、Al と合金化して 0.05 に低下した場合の Al_2O の平衡蒸気圧を求めると Fig. 10 のようになり、処理温度範囲ではかなり揮発することがわかる。次に Al_2O は気相を介して到達し、式(3)にしたがって Mg 蒸気によって還元され、鋼中に固溶する。

Fig. 9 SEM photograph of the surface of specimen formed by treatment at 1273 K for 2.7 ks in no contact of the specimen with the powder mixture of 10 mass%Mg.

$$\Delta G^\circ/\text{J} = -558900 + 253.423T \quad (4)$$

還元生成物の MgO は、試験片を拡散剤と接触させなかった場合は試験片の表面に生成するが、試験片を拡散剤中に埋め込んだ場合は、試験片に接触している拡散剤中の Al_2O_3 と反応し、 MgAl_2O_4 を形成するため、試験片の表面にほとんど付着しなかったものと考えられる。ところで、Fig. 2 において各温度とも一定温度で処理した場合、表面 Al 濃度が長時間後に飽和した理由として、還元により生成した Al との合金化により Mg の活量が低下するため式(1)さらには式(3)の反応が進行しなくなるものと考えられる。また、Mg 配合量を減ずると表面 Al 濃度が低下することも同様に説明できる。

5. 低 Al-Si 合金層の形成機構

10 mass%Mg-90 mass% Al_2O_3 の混合物に SiO_2 を 1~10

Fig. 8 X-ray diffraction patterns of the powder mixtures after treatment for 2.7 ks at 1273 K: (a) 10 mass%Mg, (b) 20 mass%Mg, (c) 30 mass%Mg, (d) 40 mass%Mg.

Fig. 10 Equilibrium vapor pressure of Al_2O when the activity of Mg is 1 and reduced to 0.05 as a result of alloying of Mg with Al.

Fig. 11 Effect of the treating time on the surface Al and Si concentration of alloyed layer formed in no contact of the specimen with the powder mixture.

mass%添加した拡散剤を用い、1273 Kにて2.7 ksの処理を行い、この処理後の拡散剤のX線回折を行った。その結果、すべての拡散剤から未反応の α -Al₂O₃の他、反応生成物としてAl, MgO, MgAl₂O₄, MgAl₂Si₃O₁₀が同定された。なお、MgAl₂Si₃O₁₀の回折強度はSiO₂添加量の増加とともに増大した。

また、試験片を拡散剤中に埋め込まずに、拡散剤の表面より5 mm上方に保持した方法により合金層の形成を図った。Fig. 11はこの実験における表面AlおよびSi濃度の経時変化を、試験片を拡散剤中に埋め込んだ場合と比較して示す。いずれの方法の場合も処理時間とともに表面Al濃度は増大し、反対に表面Si濃度は低下した。

以上の実験結果から低Al-Si合金層の形成機構は次のように考えられる。まず式(1)と式(5)の反応によりAl₂O₃およびSiO₂が還元されてそれぞれAl₂OおよびSiO蒸気を生成する。次いで、Al₂Oは式(3)、SiOは次の式(7)の反応によりMg蒸気によって還元され、鋼中に固溶するものと推定される。ただし反応(1)より反応(5)の方が ΔG° 値が小さいため、反応初期では反応(5)が先行するものと考えられ、事実、表面Si濃度はとくに試験片を拡散剤と接触させない場合、Al濃度を大幅に上回った。しかし、処理時間が長くなると、SiO₂はAl₂O₃および還元生成物のMgOとの反応により複酸化物(MgAl₂Si₃O₁₀)を形成し安定化されるため、SiO蒸気はほとんど生成しなくなる。この段階では反応初期に鋼中に固溶したSiは時間の経過とともに内部に拡散し、また後から固溶してくるAlによる希釈効果もあって、表面Si濃度は長時間ほど低下するものと考えられる。

$$\Delta G^\circ/\text{J} = 193010 - 140.96T \quad (6)$$

$$\Delta G^\circ/\text{J} = -625420 + 286.56T \quad (8)$$

N. 結 論

本研究では、鉄筋コンクリート用鋼材の耐塩性の向上を計るため、Al₂O₃粉末とMg粉末の混合物を拡散剤として用いた粉末パック法による低Al合金化処理を試みた。

得られた結果を以下に要約する。

(1) 表面Al濃度と合金層厚さは、処理温度、処理時間および拡散剤のMg配合量の増加とともに増大した。

(2) 10 mass%Mg-90 mass%Al₂O₃の混合物にSiO₂を添加した拡散剤を用いた場合、SiO₂添加量の増加とともに表面Al濃度と合金層厚さは減少し、一方、表面Si濃度は5 mass%にて最大値を示した。

(3) 表面Al濃度が10 mass%付近の合金層はアノード分極測定の結果、腐食電位が-430 mV、不働態維持電流密度が7 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 前後、孔食電位は+600 mVで良好な耐食性を示した。これに対して、表面Al濃度がさらに増加あるいは低下すると腐食電位は上昇し、孔食電位は低下した。

(4) 表面Al濃度が4.8 mass%、Si濃度が1.8 mass%の低Al-Si合金層の場合、腐食電位は-230 mV、不働態維持電流密度は1 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 以下、孔食電位は+620 mV付近であり、不働態維持電流密度は低Al合金層のものより低下した。ただし、表面のAlとSi濃度がさらに高くなると、腐食電位は低下するが、不働態維持電流密度はむしろ増大した。

(5) 引張試験および曲げ試験の結果、約10 mass%Alの合金層は母材の機械的性質をほとんど低下させず、また母材との密着性にも優れていることがわかった。

(6) 試験片と拡散剤を非接触の状態で加熱しても合金層が形成された。このことから、合金層は拡散剤中で発生したAl₂OおよびSiO蒸気が試験片の表面においてMg蒸気により還元されて形成するものと考察した。

文 献

- (1) 笠井芳夫：コンクリート工学，**25**(1987)，28.
- (2) 新井哲三：コンクリート工学，**25**(1987)，34.
- (3) C. Dehahanian and C. E. Locke: Corrosion, **38**(1982), 494.
- (4) C. Sykes and J. W. Bampfylde: J. Iron and Steel Institute, **100**(1934), 389.
- (5) 公開特許公報，昭64-79346.
- (6) 内田幸夫，服部保徳，広瀬祐輔：日新技報，**60**(1989)，122.
- (7) R. A. Legault and V. P. Pearson: Corrosion, **34**(1978), 344.
- (8) T. Johnsson and L. Nordhag: Proc. Interfinish 84, Israel, (1984), 412.
- (9) S. B. Agarwal and R. A. Legault: Materials Performance, **22**(1983), 19.
- (10) S. Denner and Y. W. Kim: Proc. Symp. High-Temp. Prot. Coat. at AIME Meeting, Atlanta, (1982), 233.
- (11) 吉田 薫，河上 護：熱処理，**27**(1987)，10.
- (12) T. H. Wang and L. L. Seigle: Materials Science and Eng., **A108**(1989)，253.
- (13) S. C. Kung and R. A. Rapp: J. Electrochem. Soc., **135**(1988)，731.
- (14) E. T. Turkdogan: Physical Chemistry of High Temperature Technology, Academic Press, N. Y., (1980), 5.