

Al-Si 合金粉末による Mg 合金鋳造材の表面複合化

金森陽一* , 樋尾勝也*

Composite Coating with Al-Si Alloy Powder for Cast Mg Alloy

Yoichi KANAMORI and Katsuya HIO

1. はじめに

Mg 合金は実用金属の中で最も軽量であることから、自動車部品などへの利用が望まれている¹⁾。しかし、Mg 合金は耐食性や耐摩耗性が悪いことから、これらの機能が必要な部品については、成形後に化成処理、陽極酸化などの表面処理が行われており^{2),3)}、その利用を妨げている。Mg 合金の耐食性、耐摩耗性を低コストで向上させる技術が開発できれば、Mg 合金の利用拡大は更に加速すると考えられる。

金属材料表面の耐摩耗性を向上させる技術として、鑄ぐるみや表面被覆法が知られている^{3),4)}。これらの方法では、鑄造プロセス時に、硬質物質を鑄ぐるむ、あるいは溶湯の熱で硬質物質を溶融・生成させることで表面に皮膜を形成させる。従って、表面処理が不要となり、コスト低減が期待できる^{4),5)}。

これまでに、鑄鉄については多くの研究が行われている^{6),7)}が、Mg 合金に前記方法を適用する研究は報告されていない。

そこで、本研究では、鑄造プロセス時に、Mg 合金表面に耐摩耗性に優れた皮膜を形成させる技術の開発を目的として、鑄型内に設置した Al-Si 合金粉末を Mg 合金溶湯の熱で溶融させ、Mg 合金表面に耐摩耗性に優れた皮膜を形成させる技術について、検討した。

2. 実験方法

2.1 試験片の作製

実験には、市販の AZ91Mg 合金(以下、AZ91 とする。)と Al-12%Si 合金粉末(以下、粉末とする。)を用いた。表 1, 2 にそれぞれの化学成分、図 1 に粉

* 金属研究室

表 1 AZ91Mg 合金の化学組成

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Fe	Mg
9.1	0.71	0.22	0.01	0.003	0.001	0.002	Bal

表 2 Al-12%Si 合金粉末の化学組成

Si	Fe	Cu	Zn	Ni	その他	Al
12.1	0.022	0.001	0.004	0.002	0.001	Bal

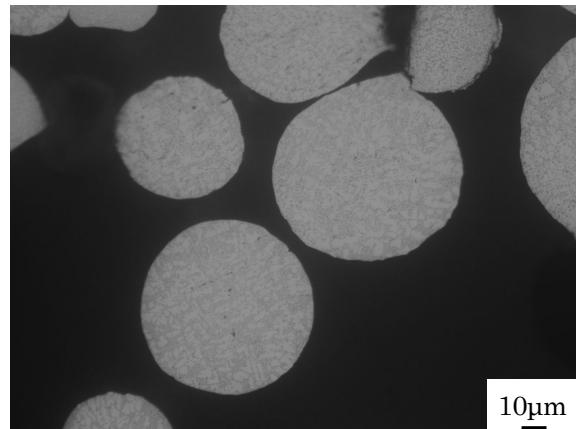


図 1 Al-12%Si 合金粉末の断面写真

表 3 Al-12%Si 合金粉末の粒度分布 (wt%)

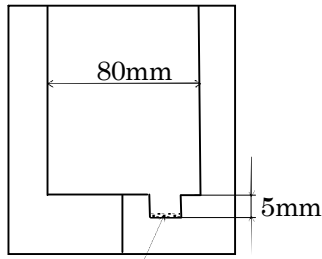
45 μ m 以下	45 ~ 63 μ m	63 ~ 75 μ m	75 μ m 以上
18.5	33.5	48	0.0

末の断面写真、表 3 に粉末の粒度分布を示す。

作製した試験片の形状は 50mm × 10mm × 高さ 5mm である。(試験片の上部に、80mm × 50mm 程度の押湯部がある。)

試験片の作製手順は、以下の通りである。図 2 に示す試験片作製用金型の底部に粉末約 0.1g をなるべく均一になるように設置し、473K または 573K に加熱した。この金型に、1023K の AZ91 溶湯約

500g を注湯し，そのまま，または 100MPa で加圧しながら凝固させ，試験片とした．



Al-12%Si 合金粉末

図2 試験片作製用金型

2.2 評価

作製した試験片の評価としては，外観の評価，光学顕微鏡による組織観察，EDS による元素分析，X線回折による相の同定，ビッカース硬さ測定を行った．

X線回折による相の同定は，試験片表面を 1000 番のエメリー紙で研磨した後にを行った．ビッカース硬さ測定は，試験力 0.98N で行った．



図3 作製した試験片の外観写真

3. 実験結果と考察

3.1 加圧の効果

図3に，573K に加熱した金型に，AZ91 溶湯を注湯し，加圧なし(a)と 100MPa で加圧(b)しながら凝固させて作製した試験片の外観写真を示す．それぞれの写真の円の部分（80mm）が押湯部で，その下部の長方形の部分試験片である．なお，試験片の見える面（10mm×50mm）が，粉末を設置した部分である．

加圧なし(図3-a)では，AZ91 と粉末は明らかに分離したままで，うまく成形できなかった．一方，100MPa 加圧(図3-b)では，AZ91 と粉末が一体となり，外観上，うまく成形できた．

この結果は，加圧により，粉末への AZ91 溶湯の浸透が促進されるとともに，粉末への溶湯熱の伝熱が向上し，粉末が溶融あるいは铸ぐるまれたことによるものであると考えられる．

3.2 金型温度の影響

図4は，金型温度：473K(a)と 573K(b)で，100MPa で加圧しながら凝固させて作製した皮膜の光学顕微鏡写真（エッチングなし）である．

金型温度：473K(図4-a)では，溶け残っている粉末が観察され，完全に溶融していないことがわか

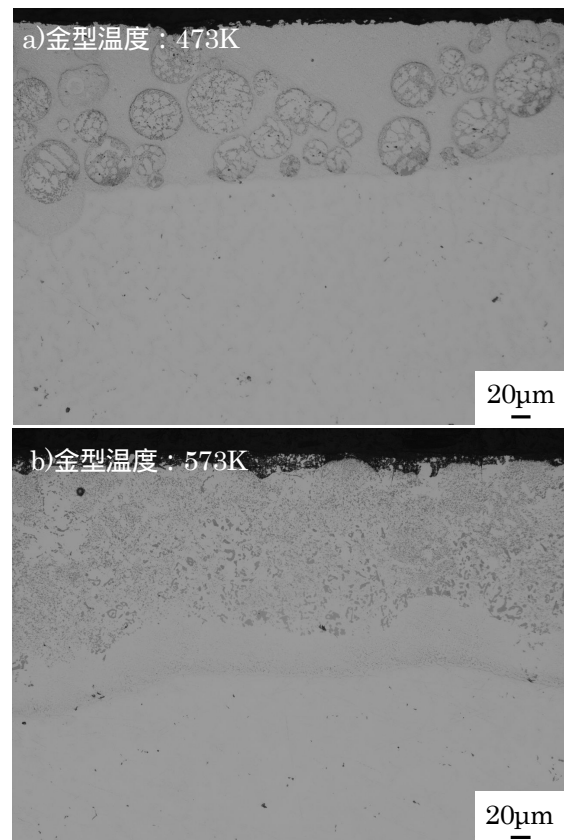


図4 皮膜の光学顕微鏡写真

た。金型温度：573K(図 4-b)では、未溶解の粉末は観察されず、微細な析出物が確認された。この析出物は、粉末が溶解してできた析出物であり、この結果は、金型温度：573K(図 4-b)では、粉末が溶解したことを示している。

3.3 皮膜のミクロ組織と EDS による元素分析

図 5 は、金型温度：573K、100MPa で加圧しながら凝固させて作製した皮膜の 5%クエン酸によるエッチング後の光学顕微鏡写真である。写真の上部が表面で下部が Mg 合金部である。

図 5 から、皮膜は 3 つの領域 (A~C 部) に分かれているように見受けられる。最表面の A 部では、数 μm の微細な析出物が観察された。EDS による元素分析の結果から、この微細な析出物は Mg と Si の化合物であることがわかった。また、A 部のマトリックスについて、EDS による元素分析を行ったところ、Mg と Al が検出された。更に Mg と Al の濃度比をみると Mg 合金部の Mg と Al の濃度比とは明らかに異なっていた。この結果から、Mg は皮膜最表面まで浸透し、マトリックスとして Al との化合物を形成していることがわかった。

B 部では、A 部と同様な微細な析出物に加え、ロッド状の析出物も観察された。このロッド状の析出物はマトリックスと共晶組織を形成していた。B 部の EDS による元素分析の結果では、微細な析出物からは Mg と Si、マトリックスからは、Mg と Al、

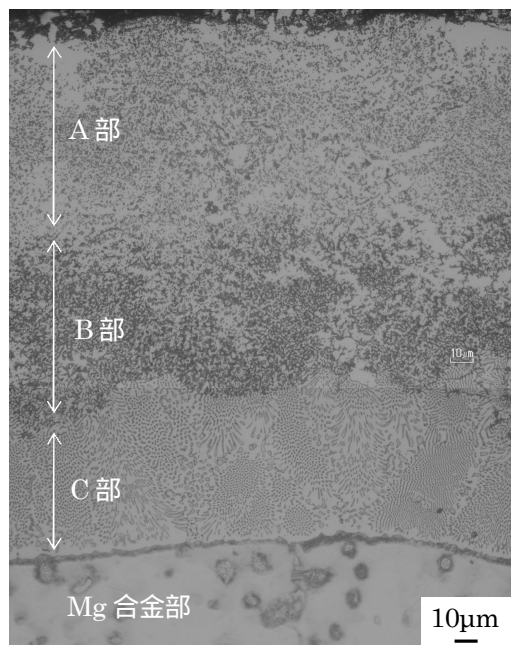


図 5 皮膜の光学顕微鏡写真

ロッド状の析出物からは Mg が検出された。この結果から、B 部の微細な化合物も Mg と Si の化合物であること、共晶組織は Mg と Al 化合物とロッド状の Mg 固溶体から形成されていることがわかった。

C 部では、B 部で観察されたロッド状の析出物とマトリックスとの共晶組織が観察された。C 部の EDS による元素分析の結果でも、マトリックスからは Mg と Al、ロッド状の析出物からは Mg が検出されたが、Si は検出されなかった。この結果から、C 部の共晶組織も Mg と Al 化合物とロッド状の Mg 固溶体から形成されていること、C 部には Si が含まれないことがわかった。

3.4 X線回折による相の同定

図 6 に AZ91 粉末、作製した皮膜 (573K、100MPa 加圧) の X 線回折パターンの結果を示す。

AZ91 では、母相の Mg のほか $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ や Al_6Mn のピークが確認された。粉末では、Al と Si のピークのみが確認された。

作製した皮膜では、Mg、Al、Si、 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 及び Mg_2Si のピークが確認された。この Mg_2Si は AZ91、粉末のどちらにおいても確認されておらず、粉末が溶解し AZ91 溶湯と反応してできた化合物である。光学顕微鏡写真及び EDS による元素分析の結果から A 及び B 部で観察された微細な析出物は Mg_2Si であると推定される。

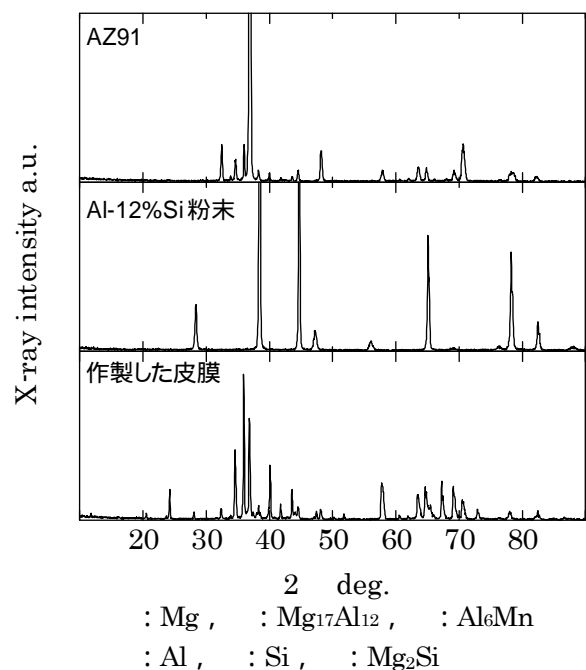


図 6 皮膜の X 線回折パターン

また、作製した皮膜では Mg のピークより、 $Mg_{17}Al_{12}$ のピークが強く検出された。EDS による元素分析の結果から A 部のマトリックスは $Mg_{17}Al_{12}$ であると推定される。また、B 及び C 部で観察されたロッド状の析出物は Mg 固溶体であることから、B 及び C 部の共晶組織は $Mg_{17}Al_{12}$ とロッド状の Mg 固溶体からなると推定される。

3.5 皮膜の硬さ

図 7 に、AZ91 と作製した皮膜 (573K, 100MPa 加圧) の硬さ測定の結果を示す。測定位置は表面から約 100 μ m である。AZ91 の硬さは約 70HV0.1 であった。これに対し、作製した皮膜の硬さは、ばらつきはあるものの約 260HV0.1 で AZ91 の 3 倍以上の硬さが得られた。レーザクラディングによる AZ91 の表面改質の研究において、実験条件によって異なるが、200~300HV0.2 が得られており⁹⁾、本実験の結果とほぼ同じ値であった。

図 7 の硬さを測定した位置は、表面から約 100 μ m で、図 5 の B 部である。B 部で確認された Mg_2Si 、 $Mg_{17}Al_{12}$ の硬さは、それぞれ、約 450HV⁹⁾、約 250HV¹⁰⁾とされている。作製した皮膜 (B 部) において、約 260HV0.1 が得られた要因としては、微細な Mg_2Si 及び $Mg_{17}Al_{12}$ (Mg 固溶体との共晶組織) によるものであると考えられる。

また、表面から約 170 μ m の図 5 の C 部の硬さは約 210HV0.1 で B 部より低かった。この結果は、C 部では微細な Mg_2Si の析出がないためであると考えられる。A 部については、表面近傍であるため、硬さの測定ができなかった。

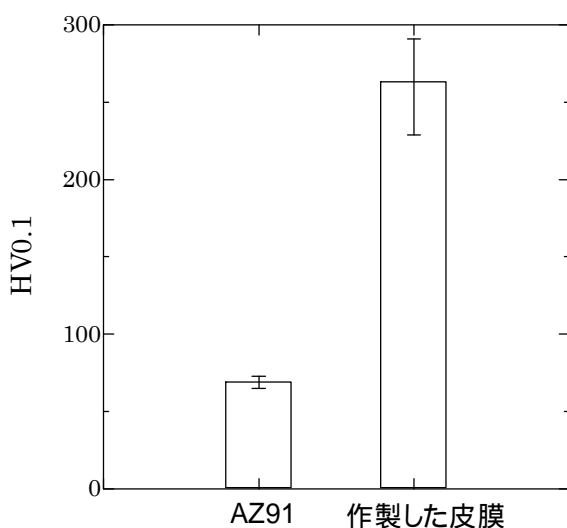


図 7 皮膜の硬さ

4. 結論

Al-Si 粉末を Mg 合金溶湯の熱で溶融させ、Mg 合金表面に耐摩耗性に優れた皮膜を形成させる技術について検討した結果、以下の結論を得た。

- ・凝固時の加圧及び適切な鑄造条件を選定することにより、AZ91 表面に皮膜を形成させることは可能であった。
- ・作製した皮膜の硬さは、約 260HV0.1 で AZ91 の硬さの 3 倍以上の値が得られた。
- ・粉末の溶融及び AZ91 との反応により、 Mg_2Si 及び $Mg_{17}Al_{12}$ が生成し、これらが皮膜の硬さを大幅に向上させたと考えられる。

参考文献

- 1)板倉浩二：“マグネシウム合金の自動車への適用動向と課題”. 金属, 80, p649-654(2010)
- 2)日本マグネシウム協会：“マグネシウム”. p81-104(2009)
- 3)山口恵太郎：“マグネシウム合金の表面処理”. 機械技術協会講演会テキスト. p67-75(1998)
- 4)浅野和典：“鑄造複合化技術と鑄鉄の接合技術の動向”. 鑄造工学, 78, p96-105(2006)
- 5)渡辺貞四郎：“金属被覆鑄造法”. 鑄物, 55, p381-387(1983)
- 6)田辺重則ほか：“フェロクロム粉と低融点 Ni 基合金粉による鑄鉄の表面被覆法”. 鑄物, 67, p78-81(1995)
- 7)堺邦益ほか：“自溶性ニッケル合金粉とセラミックボールによる鑄鉄の表面複合化”. 鑄物, 68, p3887-391(1996)
- 8)高木亨ほか：“レーザクラディングによる Z91D マグネシウム合金の表面改質”. 軽金属, 51, p619-624(2001)
- 9)軽金属学会：“アルミニウムの組織と性質”. p231(1991)
- 10)市川理衛ほか：“マグネシウム合金の熱間硬さにおよぼすその金属間化合物の影響”. 軽金属, 14, p264-268(1964)