

プラズマアーク粉体肉盛法によるアルミニウム合金表面への シリコン合金化層の形成とその耐摩耗性の改善

—PTA法によるアルミニウム合金への硬化厚膜合金化層の形成 (第3報)—

Improvement of Wear Resistance of Aluminum Alloy by Forming Si Alloyed Layer on Its Surface with PTA Process.

—Formation of Thicker Hard Alloy Layer on Surface of Aluminum Alloy
by PTA Process with Metal Powder (3)—

松田福久*・中田一博*・朴成斗**・橋本武典***

Fukuhisa MATSUDA, Kazuhiro NAKATA, Sung-Du PARK and Takenori HASHIMOTO

(Received January 29, 1993)

High Si alloyed layer up to 67wt% and of 5mm in thickness has been successfully formed on aluminum alloy A5083 by means of Plasma Transferred Arc (PTA) process. Uniform distribution of fine primary Si particle with grain size of 20 to 40 μm was obtained in the alloyed layer of which Si content ranged from 30 to 50wt%.

Wear resistance of alloyed layer was improved depending on volume fraction of primary Si particle, V_{Si} and was remarkably increased at 20~30% of V_{Si} , but no more improvement in wear resistance than this was obtained even in higher V_{Si} .

Key Words: Plasma Transferred Arc Welding, Aluminum Alloy, Surface Hardening, Si Powder, Wear

1. 緒言

Al合金は軽量構造材料として注目されているが、鉄鋼材料に比べ耐摩耗性が著しく劣っている。著者らはAl合金の耐摩耗性向上のための厚膜表面硬化法としてプラズマアーク粉体肉盛法(PTA法)をとりあげ、これまでセラミックス粒子添加¹⁻³⁾、金属粉末添加^{1, 4, 5)}及び両者の

同時添加¹⁾による表面複合金化層の形成とその特性を検討してきた。

この内、金属粉末添加法に関しては、前報^{4, 5)}において状態図上でAlと異なる反応系を有する代表的な合金として共晶系のCu、偏晶系のCr及び包晶・共晶系のNiについて検討した。その結果、Cuが最も容易に表面合金化層を形成することができ、かつ耐摩耗性も著しく向上した

*大阪大学溶接工学研究所 (〒567 茨木市美徳ヶ丘11-1)

Welding Research Institute, Osaka University (11-1 Mihoga-oka, Ibaraki, Osaka 567, Japan)

**大阪大学溶接工学研究所 外国人客員研究員 (韓国, 天安工業専門大学)

***大阪大学大学院

ことから、添加金属には共晶系が適していることを明らかにした。Alと共晶系を有する元素にはCu以外にもSi, Ca, Ge, Laなどがあり、中でもSiは実用的にも耐摩耗、耐熱Al合金鋳物の主要合金元素として用いられている。特にAl-Si過共晶合金はAlとSiの共晶組織中に硬質第二相粒子である初晶Si粒子が分散した組織を呈し、延性に富む軟質Alマトリックス中に硬い初晶Siが分散した粒子分散型複合材料の一種と考えられる。耐摩耗性の向上のためには微細な初晶Si粒子を高密度に分散複合化させることが必要であるが、鋳造合金では鋳造性、特に鋳込み温度の見地から添加できるSi量は高々20wt%程度が限界であり、かつ鋳造では凝固速度が遅いため初晶Siは粗大化し板状となり、機械的性質を著しく劣化させるといわれている。

これに対してPTA法では前報¹⁾の結果により溶融池温度は通常の鋳込み温度よりもかなり高くなり、かつ凝固速度も速いため、微細な初晶Siを高密度に分散した複合化層を得ることができると考えられる。したがって、本報告では、PTA法を用いて、Al合金表面にSi粉末を高濃度で添加することにより耐摩耗性に優れたSi合金化層を形成することを目的として、合金化層の形成条件及び得られた合金化層の硬さ及び耐摩耗性とSi量及び組織との関係について検討した。

2. 使用材料及び実験方法

2.1 使用材料

母材にはAl合金として(Al-4.15wt%Mg-0.47wt%Mn合金)圧延板(150l×100w×12mmt)を、合金化粉末は純度99.9%、公称粒度60~150 μ mのSi粉末を用いた。これは粉碎粉であり、Fig. 1に示すように、角の尖った多角形状であった。なお、本研究で用いた粉末については、粉末の真空乾燥などの前処理は行っていない。

2.2 実験方法

2.2.1 PTA法による合金化層形成法

PTA法は前報¹⁾で述べたようにプラズマアーク

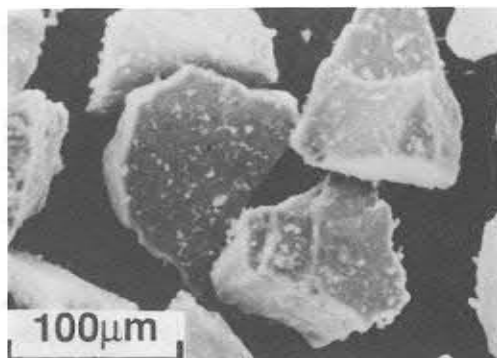


Fig. 1 Morphology of Si powder used, purity : 99.9%, grain size : 60~150 μ m.

クにより母材表面層を一定速度で溶融しながら、プラズマトーチ内から粉末をプラズマアーク中を通して溶融池に供給し、母材と供給された粉末との合金化層を母材表面に形成する方法である。PTA電源にはインバータ式交直両用溶接機(プラズマ粉体内盛装置, NPPS100型)を用いた。また、放電極性及び使用ガスには比較的広い適正条件範囲の得られる直流正極性とHeガスを用いた⁶⁾。パイロットガス、シールドガス及び粉末キャリアーガスはそれぞれ6.45及び6l/minとした。また、合金化条件はプラズマ電流を175~250A、粉末供給量を5~20g/minの範囲で変化させ、適正合金化条件範囲を求めた。なお、トーチ移動速度は500mm/min及びトーチ先端と母材表面間距離は8mm一定とした。

2.2.2 合金化層の組織観察及び形成相同定法

得られた合金化層に対して、まずその表面外観及び断面形状の観察を行なった。さらに、断面試験片において機械研磨(エメリー#1200まで)、パフ研磨(アルミナ0.3 μ mまで)を行なったのち、電解腐食(3%硼化水素酸水溶液, 15V, 10sec)を行なった。その試験片に対して、光学及び走査型電子顕微鏡(SEM)観察及びEPMAによる元素分析、さらに、X線回折法(ディフラクトメータ, グラファイト湾曲結晶モノクロメータ使用, CuK α 線, 40kV,

20mA) により合金化層の形成相の同定を行なった。

2.2.3 合金化層の硬さ測定法

合金化層の硬さ測定はマイクロビッカース硬さ計を用いてビード断面において測定荷重9.8Nで行なった。

2.2.4 合金化層の摩耗試験法

合金化層の耐摩耗性は前報⁵⁾と同様、大越式迅速摩耗試験機を用いて評価した。摩耗の相手材にはSUJ2製回転円盤 (Hv650, 直径30mm) を用いた。また、摩耗条件は凝着摩耗を起こす条件として、摩擦速度:4.36m/s, 摩擦荷重:10Nとし、摩擦距離は100m一定とした。

3. 実験結果及び考察

3.1 合金化層ビード外観及び断面形状

Fig. 2は、プラズマ電流200Aにおいて粉末供給量5~20g/minまで変化させた場合の合金化ビード外観を示す。プラズマ電流値に関係なく粉末供給量が増加するにしたがってビード外観は(a)の滑らかな状態から(b)の幾分凹凸のある状態、さらに(c)の粉末が母材表面に堆積し、また容易に表面から剝離して良好なビード外観を得ることができない状態に変化した。

Fig. 3は、ビード表面状態に及ぼすプラズマ電流と粉末供給量の関係を示す。前報³⁾と同様

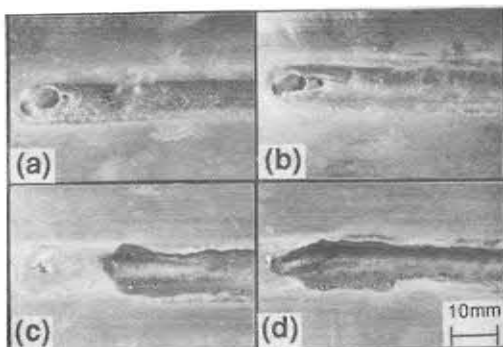


Fig. 2 Typical Si alloyed bead appearance made by PTA process with various powder feeding rates (a) 5, (b) 10, (c) 15 and (d) 20g/min at 200A and 500mm/min.

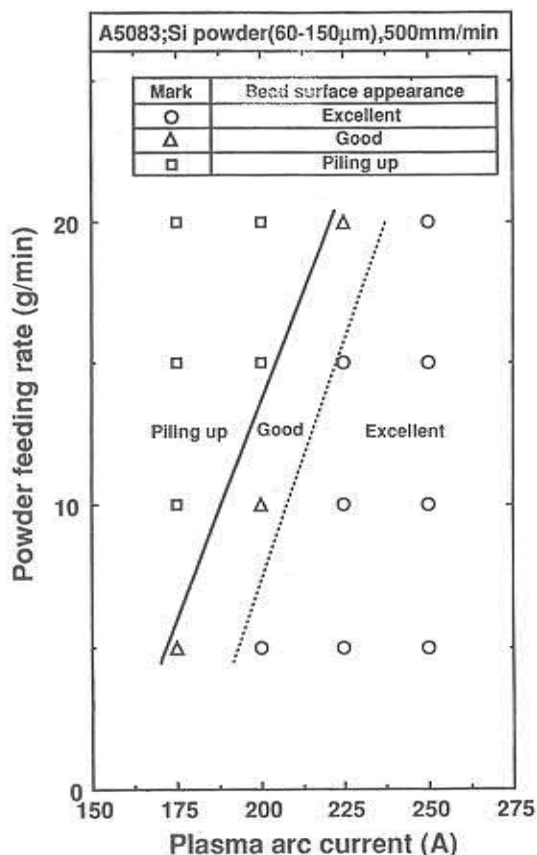


Fig. 3 Combined effect of powder feeding rate and plasma arc current on surface morphology of alloyed layers.

に、ビード表面状態が滑らかな場合を示す○印をもって適正合金化条件とした。適正合金化条件範囲は200A以上の高電流域で得られ、またプラズマ電流の増加とともにその範囲は粉末供給量の多い条件域にも拡大した。これは3.2でも述べるように合金化層を形成するためには母材が十分に熔融する必要があること、また熔融池が大きいほど粉末の混入もより容易になるためと考えられる。

Fig. 4は合金化ビード断面形状に及ぼすプラズマ電流及び粉末供給量の影響を示す。溶込形状はプラズマ電流に大きく依存し、プラズマ電流が大きいほど溶込深さ及び幅は増大し、これに対して粉末供給量が溶込深さ及び幅に及ぼす

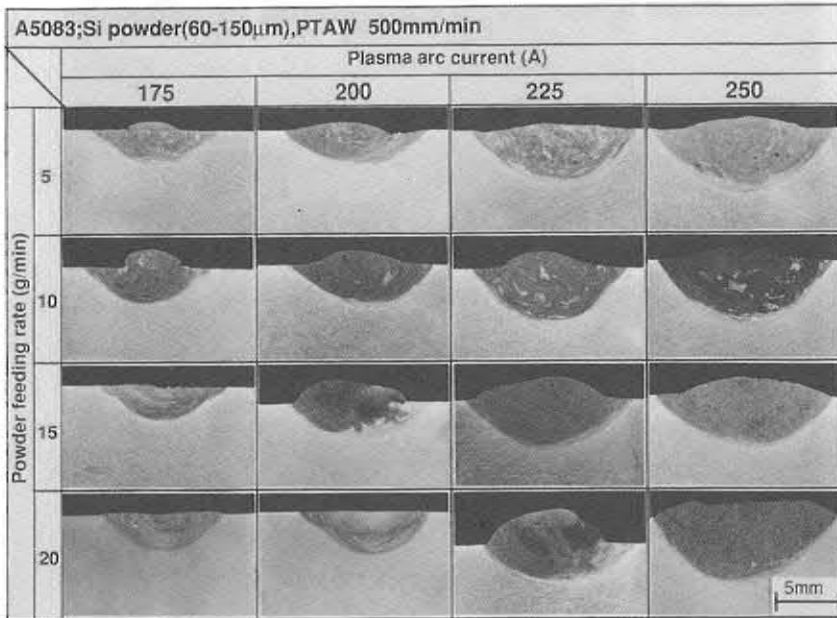


Fig. 4 Combined effect of powder feeding rate and plasma arc current on macrostructure of cross section of alloyed layers.

影響は小さい。また、合金化層の形成状態はプラズマ電流と粉末供給量の両方に依存し、175～200Aの低電流側ではFig. 4に示すように粉末供給量が15～20g/minと多い場合には母材内部に合金化層はほとんど形成されず、熔融した粉末が母材表面に堆積した。これに対し225～250Aの高電流域では粉末供給量が多い場合でも母材内部に粉末は混入され、合金化層を形成した。

3.2 合金化層の組織と組成

Fig. 4のビード断面におけるマクロ組織より、いずれの電流値でも粉末供給量が少ない場合(5～10 g/min)には、合金化層内には白色の帯状及び島状部分が認められ、組織は不均一であった。しかし、粉末供給量の増加とともに白色部分は減少し均一化した。Fig. 5 (a), (b), (c)及び(d)はプラズマ電流225A一定での粉末供給量5, 10, 15及び20g/minにおける合金化層の表面から内部にかけてのミクロ組織を示

す。また、Fig. 6はその代表的な拡大写真である。粉末供給量が5及び10g/minと少ない場合には、熔融池内の湯流れによるマクロ偏析によると考えられる白色部分が帯状もしくは島状に形成されている。(b)では少数ではあるが灰色粒子(後述するように初晶Si)も認められている。しかし、15g/min(c)では組織は均一となり、白色部分は認められず、これに替わって灰色の粒子が均一に分布している。さらに、粉末供給量を増加させた(d)では粒子は棒状もしくは板状に粗大化し、合金化層内下部に集まる傾向にあった。なお、粉末供給量の多い(d)では気孔(写真中の球状もしくは方形の黒色部)の発生量が増加した。Fig. 7は、これら合金化層のSEM組織とEPMA定量分析によるSi量との関係をAl-Si二元平衡状態図とともに示す。図中の(a), (b), (c)及び(d)の組成はそれぞれ粉末供給量が5, 10, 15及び20g/minに対応している。EPMA分析とX線回折結果より(a)は初晶 α Alと α Al+Si共晶よりなる亜共晶組織であり、帯状

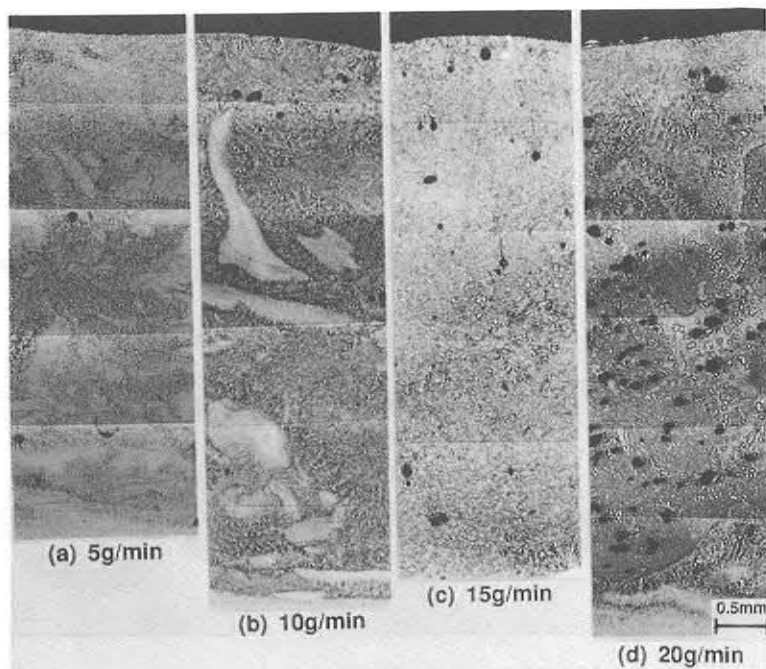


Fig. 5 Cross-sectional microstructure of Si alloyed layer by PTA process at 225A and 500mm/min. (a) 5, (b) 10, (c) 15 and (d) 20g/min.

及び島状白色相は初晶 α Alであった。次に(b)及び(c)で認められた白色粒子及び(d)の板状粒子はいずれも初晶Siであり、周囲のマトリックスは α Al+Si共晶であった。またわずかでは

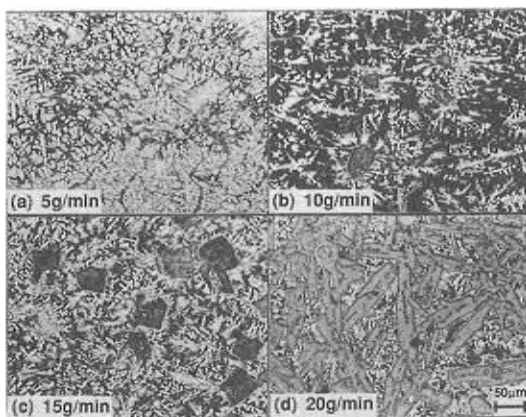


Fig. 6 Typical microstructure of Si alloyed layer by PTA process at 225A and 500mm/min. (a) 5, (b) 10, (c) 15 and (d) 20g/min.

あるが Mg_2Si も認められた。EPMA定量分析によるSi量とAl-Si二元系状態図より予想される組成は実際の合金化組成(a)~(d)にほぼ一致した。すなわち、初晶Siの体積率、 V_{Si} はFig. 8に示すように、図中破線で示したAl-Si平衡状態図からこの関係より計算した値とほぼ一致した。なお、Si量が多すぎる場合には計算値よりもずれているが、これはすでに述べたようにマクロ偏析によるためと考えられる。

次に、Fig. 9は均一組織を呈した合金化層の上、中及び下部での初晶Si粒子の粒度分布と使用したSi粉末の供給前の粒度分布を比較して示す。使用したSi粉末は約 $50\mu m$ と $100\mu m$ で2つのピークを有するものの公称粒度で示された広範囲な粒度分布を示していた。これに対して、合金化層内の初晶Siの粒度分布は約 $30\mu m$ で鋭いピークを示し、その分布も $20\sim 50\mu m$ の狭い範囲に限定されていた。なお、Si粒子に関しては、供給したSi粒子が十分に溶解せず、未溶

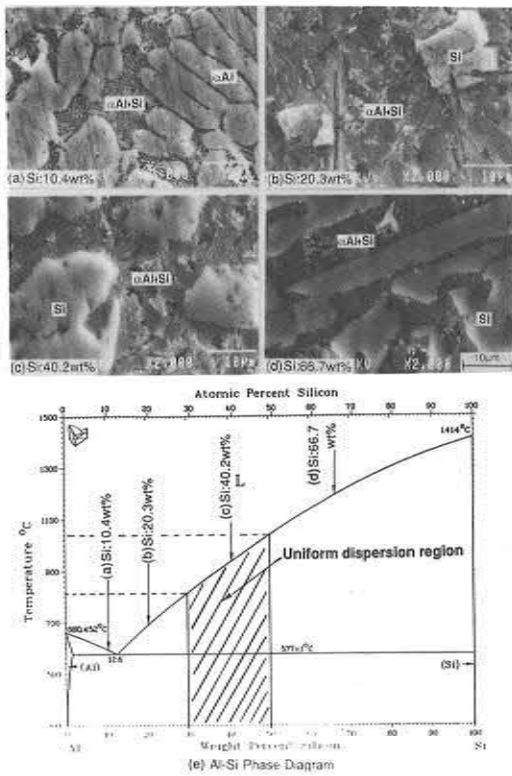


Fig. 7 SEM microstructure with mean Si content of alloyed layer showing relationship between Al-Si phase diagram.

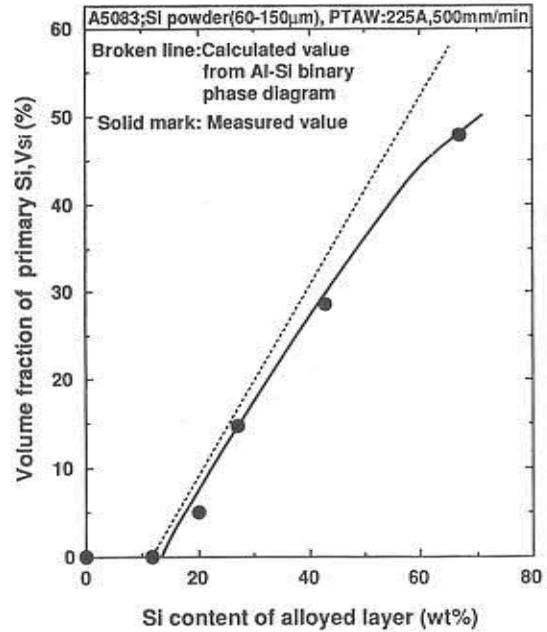


Fig. 8 Relation between Si content and volume fraction of primary Si, V_{Si} of alloyed layer.

融状態でそのまま混合したとも考えられる。しかし合金化層のSi量とその形成組織及びSi粒子の体積率がほぼ状態図と一致したこと、また、Fig. 9に示したように供給したSi粒子が50~150 μm と大きい粒度分布を示していたのに対

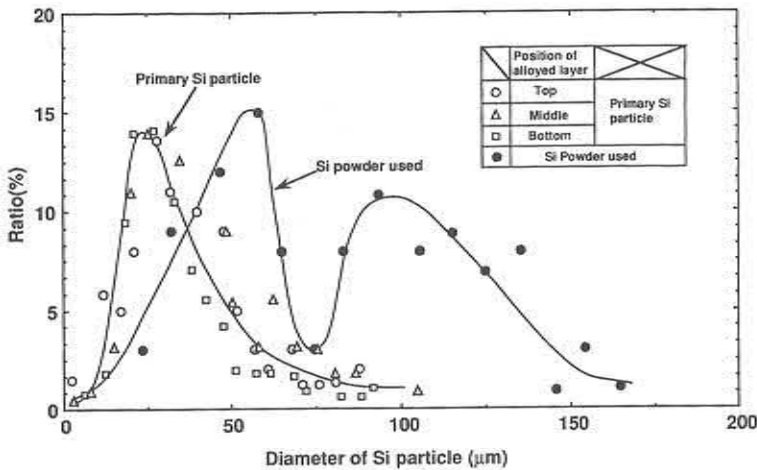


Fig. 9 Distribution of grain size of primary Si in alloyed layer and Si powder used. PTAW: 225A, 500mm/min, 15g/min.

して合金化層内ではほぼ一定の30 μm 前後の値であったこと、またさらに明らかに供給Si粒子とは形状が異なる板状のSiも認められたことなどから本研究では合金化層内のSi粒子は初晶Siと判断された。

以上の結果、PTA法を用いることにより通常の铸造法では得ることが困難なSi量が20~40 wt%以上の高Si量でかつ微細な初晶Siが均一に分散した合金化層が得られることが明らかになった。

3.3 均一合金化層形成条件

Fig. 10は形成組織の均一化に及ぼすプラズマ電流と粉末供給量の関係をビード外観を示したFig. 3に重ねて図示したものである。Si粒子が均一分布する条件は前述の適正合金化条件より

もさらに狭くなっている。また、電流値が一定の条件ででは粉末供給量が少ない場合には α Alのマクロ偏析、多い場合はSi粒子のマクロ偏析となるために両者の中間的な粉末供給量において均一組織が得られるようである。このときの粉末供給量は電流値の増加とともに増加する傾向にあり、このことは組織の均一化には合金化層の組成が関係していることを示唆していると考えられる。図中には各合金化層のSi量を合わせて示す。これより均一組成の合金化層はSi量がほぼ30~50wt%の範囲内に限定されることがわかった。

Fig. 7のAl-Si状態図にこの値を入れると図中の斜線を施した範囲となり、初晶Siが晶出する液相線温度は約800~1050 $^{\circ}\text{C}$ の範囲となる。前報で述べたように、均一合金化層の形成には溶接熱源を用いたPTA法の特徴すなわち高い溶融池温度及び速い凝固速度が大きく影響しているものと考えられる。Fig. 11は均一組織が得られたプラズマ電流225A、粉末供給量15g/minでの溶融池表面近傍(表面より約0.5mm内部)の温度履歴を示す。最高到達温度は1080 $^{\circ}\text{C}$ で

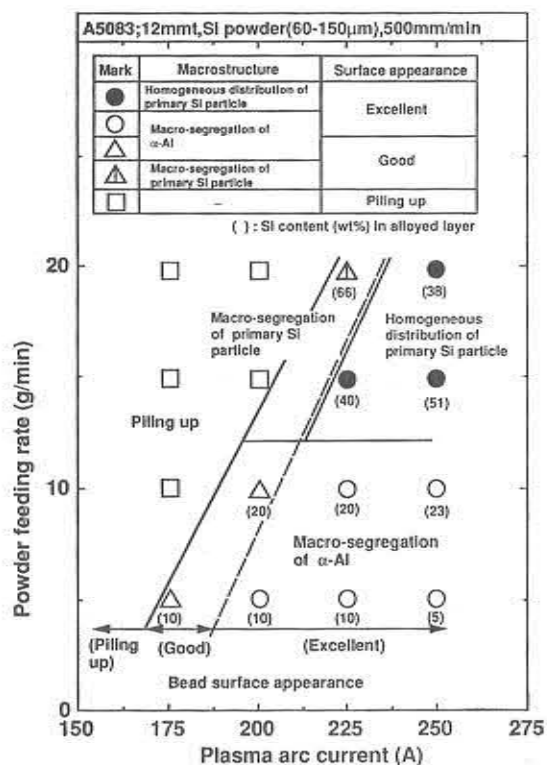


Fig. 10 Combined effect of powder feeding rate and plasma arc current on macrostructure of alloyed layers.

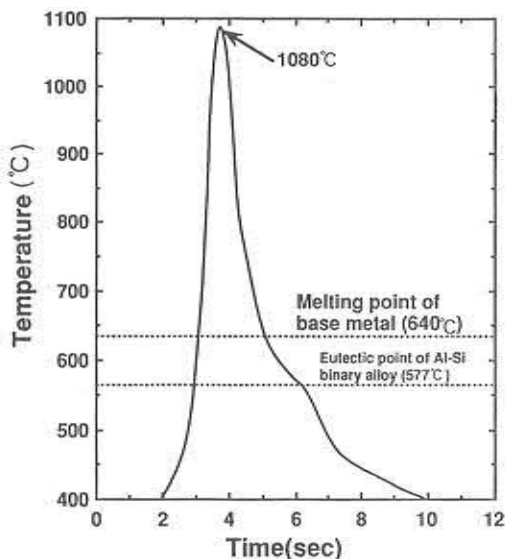


Fig. 11 Typical example of temperature cycle in alloyed layer during PTA process. PTAW : 225A, 500mm/min, 15g/min.

あり母材の融点 (640℃) 以上に保持された時間は約2秒であった。前報⁴⁾でも述べたように溶融池内の温度は表面が最も高く、内部に向かって低下することを考慮すると均一な合金化層が形成される組成での液相線温度 (約800~1050℃) は、溶融池の温度よりも若干低い温度であると推定される。Si量がこの範囲より少ない場合は、状態図からもわかるように、液相線温度が低下するために溶融池が液相線温度以上に過熱される程度が大きくなる。この過熱度が大きいと溶融金属の粘性が低下する⁵⁾ために溶融池内の攪拌が起こり易くなり、マクロ偏析による帯状もしくは島状 α -Al相を生じ易くなる。一方、Si量が多くなるとこれとは逆に過熱度が小さくなるために粘性が増加し溶融池内の適当な湯流れによる攪拌効果が抑制されるために、初晶Siの偏析を生じ易くなると考えられる。

また、Al-Si合金の溶融金属の流動性はSi量約10~15wt%で最も大きくなり、これよりSi量が減少しても、また増加しても流動性は低下する⁶⁾。このような組成的因子は上記の傾向をさらに促進すると考えられる。

またさらに溶融凝固が小さな溶融池内に限定されるために凝固速度が速く、このために初晶Siの成長が抑制され、微細に分散したと考えられる。

3.4 合金化層の硬さ

Fig. 12はプラズマ電流225Aでの各粉末供給量における合金化層中央部の表面から内部に向けての硬さ分布を示す。いずれの粉末供給量においても硬さは母材よりも著しく増加した。硬さの増加傾向は粉末供給量が多いほど大きく、また硬さ分布も粉末供給量20g/minを除いてはほぼ均一であった。なお20g/minにおいて合金化層底部で硬さは著しく増加していたが、これは前述したように合金化層内の初晶Siの不均一分布によるものである。

Fig. 13は合金化層内のSi量と硬さの関係を示す。硬さの増加傾向は亜共晶域と過共晶域で大きく変化した。亜共晶域では硬さはSi量の増

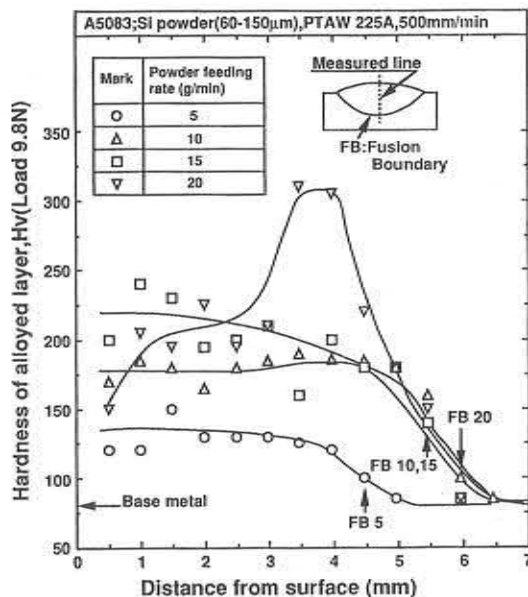


Fig. 12 Hardness distribution on cross section of alloyed layers at different powder feeding rate in 225A.

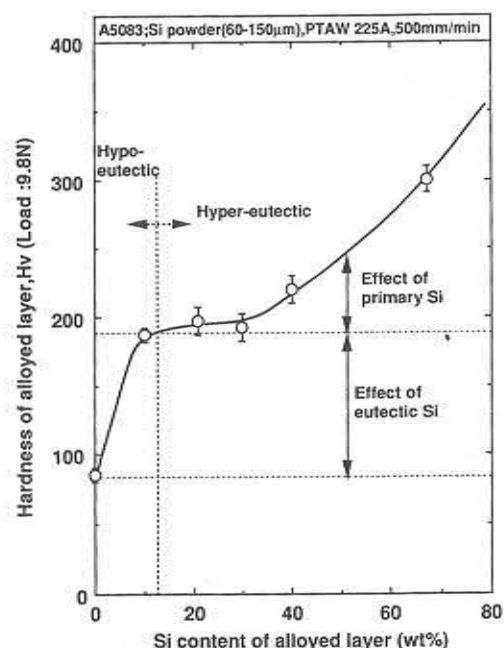


Fig. 13 Relation between hardness and Si content of alloyed layer.

加とともに直線的に増加するが、過共晶域ではSi量に対して指数関数的に増加した。これは、硬さ増加が亜共晶域では共晶Si, また過共晶域では共晶Siに加えて初晶Siが関係するためと考えられる。

Fig. 14は初晶Siの V_{Si} と硬さの関係を示す。初晶Siは V_{Si} が30%まではほとんど影響しないことがわかる。しかし、 V_{Si} が30%以上になると硬さは急激に増加する傾向を示した。これは、粒子分散型複合材料の硬化機構^{7, 8)}とよく一致しており、初晶Siが緻密に分散することにより硬さが増加したことを示している。

3.5 合金化層の耐摩耗性

Fig. 15はSi量と耐摩耗性の関係を示す。耐摩耗性についても亜共晶域と過共晶域とでは耐摩耗性への影響は大きく異なった。亜共晶域では耐摩耗性は母材に対してほとんど改善されなかった。これに対して、過共晶域になると耐摩耗性は著しく改善され、特にSi量20wt%以上では著しい効果が得られた。

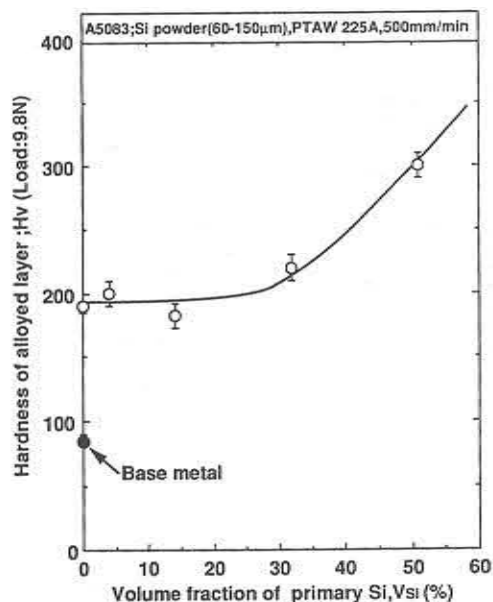


Fig. 14 Relation between hardness and volume fraction of primary Si, V_{Si} of alloyed layer.

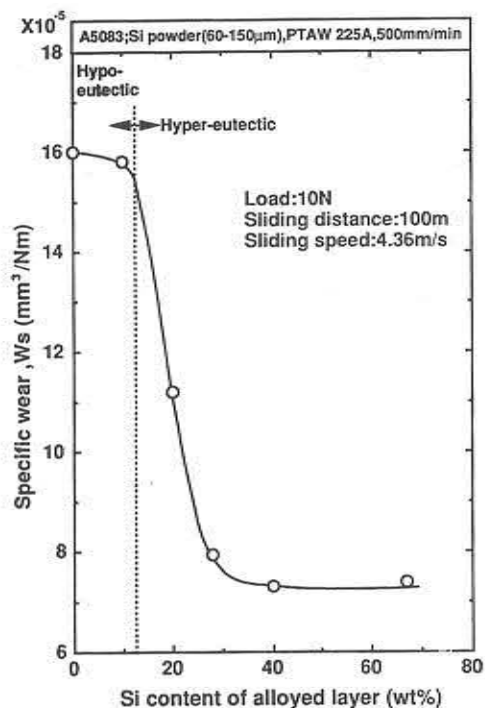


Fig. 15 Relation between specific wear and Si content of alloyed layer.

Fig. 16に初晶Siの体積率と比摩耗量の関係を示す。合金化層の比摩耗量は、初晶Siの体積率に大きく依存しており V_{Si} が約20~30%までは比摩耗量は V_{Si} の増加とともに急激に減少し、それ以上では比摩耗量はほぼ一定の値に収斂する傾向を示した。この傾向は、前述の硬さ同様粒子分散型複合材料の耐摩耗特性⁹⁾とよく一致しており、硬質粒子である初晶Siが分散することにより耐摩耗性が大きく改善されることがわかった。

Fig. 17は合金化層の硬さと耐摩耗性の関係を示す。合金化層の耐摩耗性は硬さが約HV150~200の間で著しく改善され、それ以上硬さを増加しても耐摩耗性の改善はほとんど認められなかった。このことは、合金化層の硬さをあまり増加させることなく、優れた耐摩耗性が得られることを示している。Al合金の耐摩耗性の改善のためには前報でも提言したように硬質の金

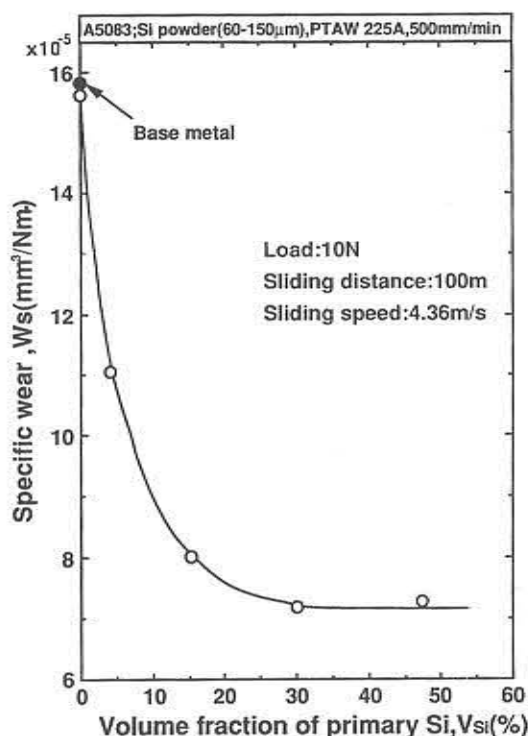


Fig. 16 Relation between specific wear and volume fraction of primary Si, V_{Si} of alloyed layer.

属間化合物層をその表面に形成する方法があるが、このような場合には金属間化合物が脆いため、割れが発生し易くなる。これに対して本法のように硬質粒子分散型合金化層を利用することにより硬さ増加にともなう割れ発生の危険性を排除しつつ耐摩耗性を改善できることが明らかになった。なお、耐摩耗性に対して初晶Si量とともにその粒度分布も大きく関係すると考えられるが、この問題に関しては別報で報告する予定である。

4. 結 言

本研究では、PTA法を用いてSi粉末を添加することによりAl合金(A5083)表面に高Si濃度の厚膜合金化層を形成することを検討した。さらに、得られた合金化層の硬さ及び耐摩耗性、ならびに形成組織との関係について検討を行

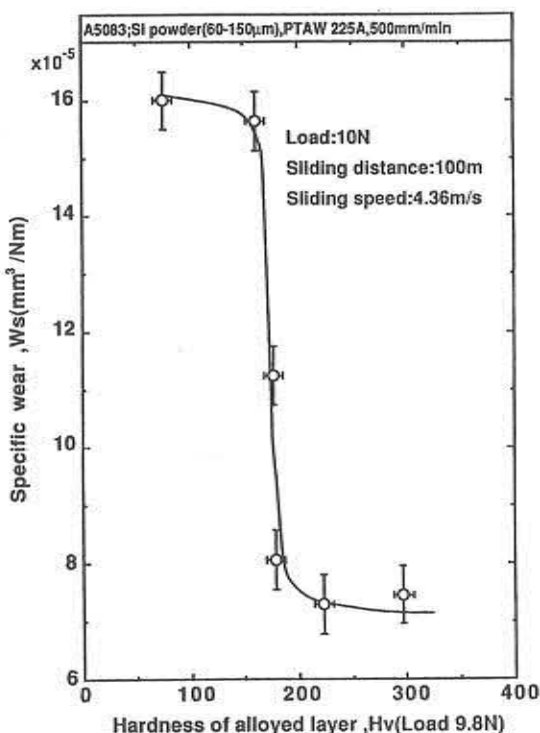


Fig. 17 Relation between specific wear and hardness of alloyed layer.

なった。得られた結果をまとめると次のようになる。

1) Alと共晶反応系を有するSiは溶融合金化法に対する合金化粉末として適しており、Al合金A5083板表面にPTA法により広い条件範囲にわたって合金化層厚さミリオオーダーの厚膜表面合金化層の形成が可能であった。

2) 合金化層の表面状態及び断面形状はプラズマ電流と粉末供給量に大きく依存した。滑らかな表面状態の合金化層が形成される適正合金化条件は高電流域で広く得られ、このことから、合金化層形成には十分な溶融池の大きさが必要であることがわかった。

3) 合金化層のSi量は粉末供給量にほぼ比例して増加し、特に、従来 casting 材では困難であった約40~67wt%まで添加することができた。またさらにSi量が30~50wt%では、初晶Siの

平均粒径は約30 μm と微細であり、かつ合金化層全域で均一に分散させることができた。これより低Si量では初晶 α -Alが帯状もしくは島状に偏析し、高Si量では初晶Siが板状に粗大化して、かつ合金化層下部に偏析した。

4) 合金化層の硬さは、Si量の増加にともない増加するが、その増加傾向は、合金組織により大きく異なった。亜共晶組成では共晶Siが硬さを増加させるが母材A5083の硬さHv80に対して、合金化層の硬さはHv180までであった。これに対して過共晶組成では共晶Siに加え初晶Siが硬さ増加に関係するが、初晶Siの体積率、 V_{Si} が約30%までは硬さ増加への寄与は小さくそれ以上では急激に硬さは増加し、約50%ではHv300に達した。

5) 大越式試験法の比摩耗量で評価した合金化層の耐摩耗性は、初晶Siの V_{Si} に依存し、 V_{Si} が20~30%までで耐摩耗性は母材の2倍までに著しく改善されるが、それ以上ではほぼ一定値に収斂した。

6) 以上の結果、合金化層の硬さ及び耐摩耗性に対する初晶Siの寄与は、粒子分散型複合材料の場合とよく一致しており、体積率を約20~30%に分散添加することにより硬さをあまり増加させることなく、耐摩耗性を著しく改善

した厚膜合金化層をAl材表面に形成できることが明らかになった。

謝 辞

本研究に対して、PTA装置の使用に便宜をお図りいただいた日鐵溶接工業(株)およびAl合金をご提供いただいた昭和アルミニウム(株)に対して厚くお礼を申し上げます。なお、本研究の一部は文部省科学研究補助金(平成4年度試験研究(B))によったことを記し謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 松田福久：軽金属，40-10 (1990) 746.
- 2) 清水，永井，松田，中田：軽金属，40-10 (1990)，761.
- 3) 河野，佐久間，渡辺，室町：軽金属，37-2 (1987) 146.
- 4) 李，中田，李，松田：高温学会誌，17-4 (1991) 177.
- 5) 李，中田，李，松田：高温学会誌，17-4 (1991) 191.
- 6) 北岡，藤倉，神尾：軽金属，38-7 (1988) 426.
- 7) 松田，中田，徐，橋本：溶接学会全国大会講演概要，第49集 (1991) p.276.
- 8) 中島，納富，草野，上田：三菱重工技報，Vol.18, No. 4, 556.
- 9) 松田，中田，橋本：溶接学会全国大会講演概要，第50集 (1992) p. 80.