

研究論文

PTA법에 의한 Al 합금표면의 Si 합금층 형성과 내마모성 개선

박성두* · 이영호** · 松田福久*** · 中田一博***

Improvement of Wear Resistance and Formation of Si Alloyed Layer on Aluminum Alloy by PTA Process

S. D. Park*, Y. H. Lee**, F. Matsuda*** and K. Nakada***

Key Words : Plasma Transferred Arc Welding (플라즈마 분체육성 용접법), Alloyed Layer (합금층), Wear Resistance (내마모성), Hardness Distribution (경도분포), Surface Hardening (표면경화), Primary Si (초정 규소), Aluminum Alloy (Al 합금)

Abstract

The formation of thick alloyed layer with high Si content have been investigated on the surface of Al alloy (A5083) plate by PTA process with Si powder. Hardening characteristics and wear resistance of alloyed layer was examined in relation to the microstructure of alloyed layer.

Thick hardened layer in mm-order thickness on the surface of A5083 plate can be formed by PTA process with wide range of process condition by using Si powder as alloying element because of eutectic reaction of Al-Si binary alloy.

High temperature and rapid solidification rate of molten pool, which are features of PTA process, enable the formation of high Si content alloyed layer with uniform distribution of fine primary Si particle.

High plasma arc current was beneficial to make the alloyed layer with smooth surface appearance in wide range of powder feeding rate, because enough volume of molten pool was necessary make alloyed layer.

Uniform dispersion of fine primary Si particle with about 30 μ m in particle size can be obtained

※ 1997년 7월 22일 접수

* 정희원, 천안공업전문대학 용접기술과

** 정희원, 충남대학교 공과대학 기계공학과

*** 비회원, 오사카대학 용접공학연구소 재료학부

in layer with Si content ranging from 30 to 50 mass %.

Hardness of alloyed layer increased with increasing Si content, but increasing rate of hardness differed with macrostructure of alloyed layer.

Wear resistance of alloyed layer depended on V_{Si} (volume fraction of primary Si) and was remarkably improved to two times of base metal at 20-30% V_{Si} without cracking, but no more improvement was obtained at larger V_{Si} .

1. 서 론

Al 합금은 경량 구조재로서 주목되고 있지만, 철강재료에 비하여 내마모성이 현저하게 낮은 단점을 가지고 있다. 이러한 Al 합금의 내마모성 향상을 위한 후판의 표면경화의 한 방법으로서 플라즈마 아크 분체 육성법(PTA법)을 사용하여, 현재까지 세라믹 입자 첨가¹⁻³⁾, 금속분말 첨가^{4, 5)} 및 양자의 동시 첨가⁶⁾에 의한 표면복합 합금층의 형성과 특성을 검토하였다.

이 중에서 금속분말 첨가법^{4, 5)}에 관하여는 상태에서 Si와 다른 반응계를 형성하는 대표적인 합금으로서 공정계의 Cu, 편정계의 Cr 및 포정·공정계의 Ni에 대하여 검토하였다. 그 결과, Cu가 표면 합금층을 가장 쉽게 형성할 수 있었고, 내마모성도 현저하게 향상되는 점에서 첨가금속으로는 공정계가 적당하였다. Al과 공정계를 형성하는 원소에는 Cu 이외에도 Si, Ca, Ge, La 등이 있고, 그 중에서도 Si는 실용적으로 내마모, 내열 Al 합금 주물의 중요한 합금원소로서 사용되고 있다. 특히, Al-Si의 과공정 합금은 Al과 Si의 공정조직 중에 경질 제2상 입자인 초정 Si 입자가 분산한 조직을 나타내고, 연성이 풍부한 연질 Al 기지 중에 단단한 초정 Si가 분산한 입자 분산형 복합재료의 일종이라고 생각된다. 내마모성의 향상을 위해서는 미세한 초정 Si 입자를 고밀도로 분산 복합화시키는 것이 필요하지만, 주조에서는 주조성, 특히 주입온도 때문에 첨가할 수 있는 Si량은 20wt. % 정도가 한계이며, 용고속도가 느리므로 초정 Si는 조대화 하여 판상으로 되고, 기계적 성질이 현저하게 열화되는 것으로 알려져 있다.

PTA법⁶⁾에서 용융 풀의 온도는 통상 주입온도보다도 상당히 높게 되고, 용고속도도 빠르므로 미세한 초정 Si를 고밀도로 분산한 복합층을 얻는 것

이 가능하다고 생각된다. 따라서, 본 연구에서는 PTA법으로 Al 합금표면에 Si 분말을 고농도로 첨가하여 내마모성이 우수한 Si 합금층의 형성을 목적으로 하여, 합금층의 형성조건과 합금층의 경도, 내마모성, Si량 및 미세 조직과의 관계를 검토하였다.

2. 사용재료 및 실험방법

2.1 사용재료

모재는 Al 합금(Al · 4.15wt. %Mg · 0.47wt. % Mn 합금)의 압연판(150I×100w×12mmt), 합금화 분말은 순도 99.9%, 공칭입도 60~150 μ m의 Si 분말을 사용하였다. 이것은 Fig. 1과 같이 모서리가 뾰족한 다각형 모양의 분쇄분이며, 분말은 진공건조 등의 전처리를 하지 않았다.

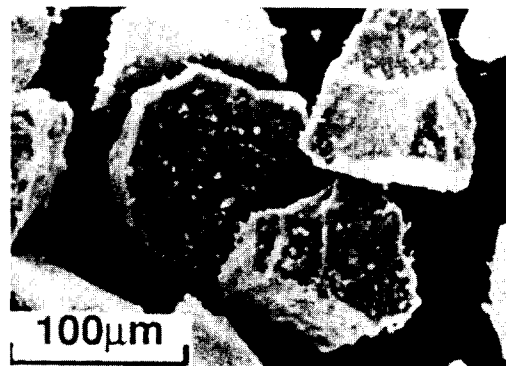


Fig 1. morphology of Si powder used, purity: 99.9%, grain size : 60~150 μ m

2.2 실험방법

2.2.1 PTA법에 의한 합금층의 형성법

PTA법⁴⁾은 플라즈마 아크로 모재의 표면층을 일정한 속도로 용융하면서, 플라즈마 토치 내에서 분말을 플라즈마 아크 속을 통하여 용융 풀에 공급하고, 모재와 공급된 분말과의 합금층을 모재 표면에 형성하는 방법이다. PTA 전원은 인버터식 교류직류 양용 용접기(플라즈마 분체육성장치, NPSS100형)를 사용하고, 방전 극성 및 사용 가스에는 비교적 넓은 조건범위가 얻어지는 직류 정극성과 He 가스를 사용하였다⁶⁾. 파일릿 가스, 실딩 가스 및 분말 캐리어 가스는 각각 6, 45와 6 l/min로 하였다. 또, 합금화 조건은 플라즈마 전류를 175~250A, 분말 공급량을 5~20g/min의 범위에서 변화시켜, 적절한 합금화의 조건범위를 구하였다. 또한, 토치의 이송속도는 500mm/min, 토치 선단과 모재 표면과의 거리는 8mm로 일정하게 유지하였다.

2.2.2 합금층의 조직관찰 및 형성 상의 동정법

합금층에 대하여 우선 표면 외관과 단면형상을 관찰하였다. 그리고, 단면 시험편에 대하여 기계연마(에머리 페이퍼 #1200까지), 버프 연마(Al₂O₃ 0.3μm까지)를 한 후, 전해부식(3% 붕불화수소산 용액, 15V, 10sec)을 하였다. 그 시험편에 대하여 광학 및 주사형 전자현미경(SEM)의 관찰, EPMA(Electron Probe Micro Analyzer)에 의한 원소분석 및 X선 회절법(diffraction, graphite 만곡결정 monochromator, CuKα선, 40kV, 20mA)에 의한 합금층의 형성 상을 동정하였다.

2.2.3 합금층의 경도 측정법

합금층의 경도는 마이크로 비커스 경도계를 사용하여 측정하중 9.8N, 하중 유지시간 20sec, 측정거리 0.5mm로 비드 단면을 측정하였다.

2.2.4 합금층의 마모 시험법

합금층의 내마모성⁵⁾은 Ogoshi식 신속 마모시험기를 사용하여 평가하였고, 마모의 상대재는 SUJ 2제 회전원판(Hv650, 직경 30mm)을 사용하였다. 또, 마모조건은 응착 마모를 일으키는 조건으로

하고, 마찰속도 4.36m/sec, 마찰하중 10N, 마찰거리 100m로 일정하게 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 합금층의 비드 외관 및 단면형상

Fig.2는 플라즈마 전류 200A에 있어서 분말 공급량을 5~20g/min까지 변화시킨 경우의 합금화 비드 외관을 나타낸 것이다. 플라즈마 전류치에 관계없이 분말 공급량이 증가함에 따라 비드 외관은 (a)의 원활한 상태에서 (b)와 같이 어느 정도凹凸이 있는 상태, 더욱이 (c)와 같이 분말이 모재 표면에 퇴적하고, 또 표면에서 쉽게 박리하여 양호한 비드 외관을 얻을 수 없는 상태(d)로 변화였다.

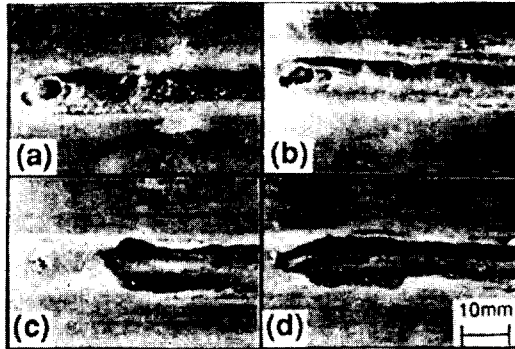


Fig 2. Typical Si alloyed bead appearance made by PTA process with various powder feeding rates(a) 5, (b) 10, (c) 15 and (d) 20g/min at 200A and T. S 500mm/min.

Fig.3은 비드의 표면상태에 미치는 플라즈마 전류와 분말 공급량의 관계를 나타낸 것이다. 선행연구⁴⁾와 같이 비드 표면상태가 원활한 경우를 ○표로 나타내고, 이것을 적절한 합금화 조건으로 하였다. 적절한 합금화 조건범위는 200A 이상의 높은 전류역에서 얻어지고, 또 플라즈마 전류의 증가와 함께 적절한 조건범위는 분말 공급량이 많은 영역으로 확대되었다. 이것은 3.2절에서 설명하는 바와 같이 합금층을 형성하기 위해서는 모재를 충

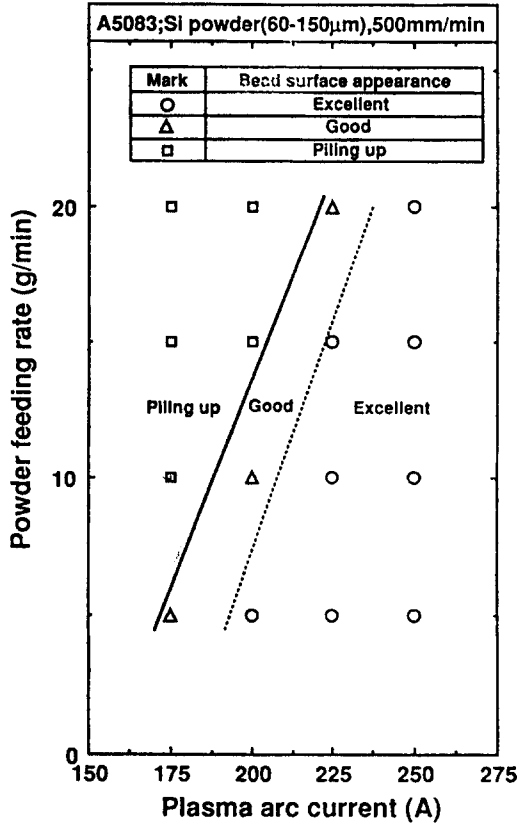


Fig 3. Combined effect of powder feeding rate and plasma arc current on surface morphology of alloyed layers.

분히 용융할 필요가 있으며, 또 용융 풀이 클수록 분말의 혼입도 쉽게 되기 때문이라고 생각된다.

Fig.4는 합금화 비드의 단면형상에 미치는 플라즈마 전류 175~250A와 분말 공급량 15~20g/min의 영향을 나타낸 것이다. 용입형상은 플라즈마 전류에 크게 관계되며, 플라즈마 전류가 클수록 용입깊이와 폭은 증가하였으나, 분말 공급량이 용입깊이와 폭에 미치는 영향은 작았다. 또, 합금층의 형성상태는 플라즈마 전류와 분말 공급량에 관계되며, 분말 공급량이 15~20g/min로 많은 경우, 175~200A의 낮은 전류쪽에서는 모재 내부에 합금층은 거의 형성되지 않고, 용융한 분말이 모재 표면에 퇴적하였다. 그러나, 225~250A의 높은 전류역에서는 모재 내부에 분말이 혼입되는 합금층을 형성하였다.

3.2 합금층의 조직과 조성

Fig.4의 비드 단면의 매크로 조직에서, 분말 공급량이 적은 경우(5~10g/min)의 합금층 내에는 백색의 띠 모양과 섬 모양의 부분이 관찰되고, 조직은 불균일 하였다. 그러나, 분말 공급량이 증가함에 따라 백색 부분은 감소하고 균일하였다. Fig. 5 (a), (b), (c) 및 (d)는 플라즈마 전류 225A, 분말 공급량 5, 10, 15 및 20g/min에 있어서 합금층의 표

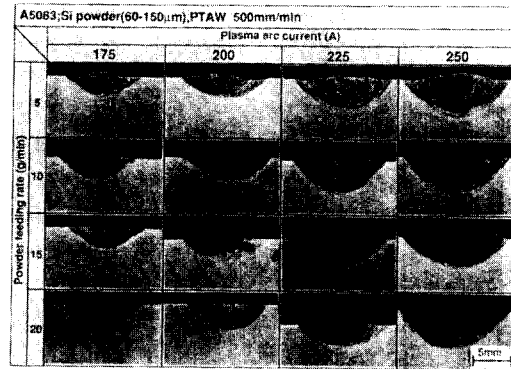


Fig 4. Combined effect of powder feeding rate and plasma arc current on macrostructure of cross section of alloyed layers.

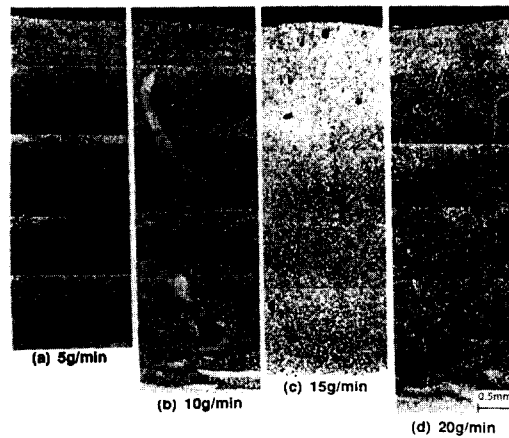


Fig 5. Cross-sectional microstructure of Si alloyed layer by PTA process at 225A and 500mm/min. (a) 5, (b) 10 (c) 15 and (d) 20g/min.

면에서 내부까지의 미세조직을 나타낸 것이다. Fig.6은 대표적인 확대 사진을 나타낸 것이다. 분말 공급량이 5, 10g/min인 경우는 용융 풀 내의 흐름으로 인한 매크로 편석에 의한 것이라고 생각되는 백색 부분이 띠 모양 또는 섬 모양으로 형성되어 있다. (b)에서는 적지만 회색 입자(후술하는 Si)도 인식되었다. 그러나, 15g/min(c)에서의 조직은 균일하고 백색 부분은 보이지 않았으며, 회색의 입자가 균일하게 분포되어 있다. 더욱이, 분말 공급량을 증가시킨 (d)에서는 입자는 봉상 또는 판상으로 조대화 하고, 합금층 내의 하부에 모이는 경향이 있었다. 또한, 분말 공급량이 많은 (d)에서는 기공(사진 중의 구상 또는 각형의 흑색부)의 발생량이 증가하였다.

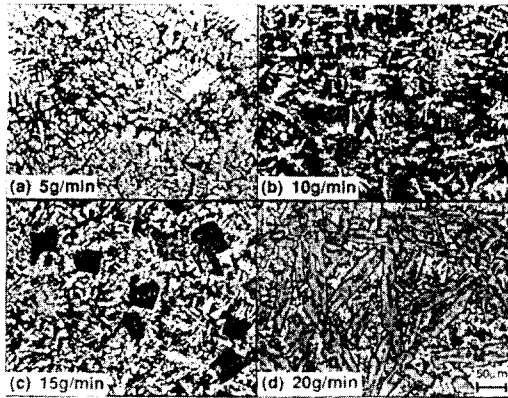


Fig 6. Typical microstructure of Si alloyed layer by PTA process at 225A and 500mm/min, (a) 5, (b) 10, (c) 15 and (d) 20g/min.

Fig.7은 이들 합금층의 SEM 조직과 EPMA 정량 분석에 의한 Si량과의 관계를 Al-Si의 2원 평형상태도와 함께 나타낸 것이다. 그림 중의 (a), (b), (c) 및 (d)의 조성은 각각 분말 공급량이 5, 10, 15 및 20g/min에 대응하고 있다. EPMA 분석과 X선 회절의 결과에서 (a)는 초정 α Al과 α Al+Si 공정으로 형성된 아공정 조직이며, 띠 모양과 섬 모양의 백색 상은 초정 α Al이었다. 다음에 (b)와 (c)에서 인식되었던 백색 입자와 (d)의 판상 입자는 어느 것이나 초정 Si이며, 주위의 기지는 α Al+Si의 공정이었다. 또, 약간이지만 Mg_2Si 도 인식되었다. EPMA 정량분석에 의한 Si량과 Al-Si의 2원 상태도

에서 예상되는 조성은 실제의 합금화 조성 (a)~(b)와 거의 일치하였다. 즉, 초정 Si의 체적을 V_{Si} 는 Fig.8과 같이 그림 중 파선으로 나타낸 Al-Si의 평형상태도에서 계산한 값과 거의 일치하였다. 또한, Si량이 가장 많은 경우에는 계산치 보다도 벗어나고 있지만, 이것은 이미 설명한 바와 같이 기지 편석 때문이라고 생각된다.

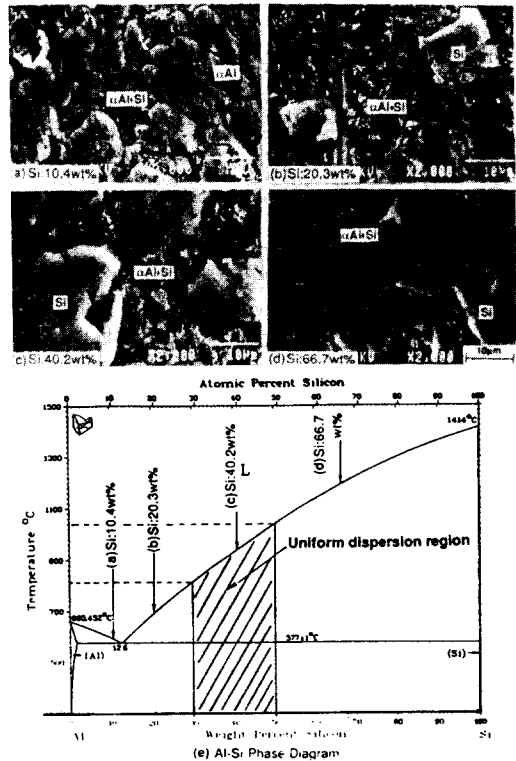


Fig 7. SEM microstructure with mean Si content of alloyed layer showing relationship between Al-Si phase diagram.

Fig.9는 균일한 조직을 나타낸 합금층의 상, 중 및 하부에서 초정 Si 입자의 입도분포로 사용한 Si 분말공급 전의 입경분포를 비교하여 나타낸 것이다. 사용한 Si 분말은 약 50µm와 100µm에서 2개의 피크를 갖는 공칭입도에서 나타난 광범위한 입도 분포를 나타내고 있다. 이것에 대한 합금층 내의 초정 Si의 입경분포는 약 30µm에서 예리한 피크를 나타내고, 그 분포도 20~50µm의 좁은 범위에 한

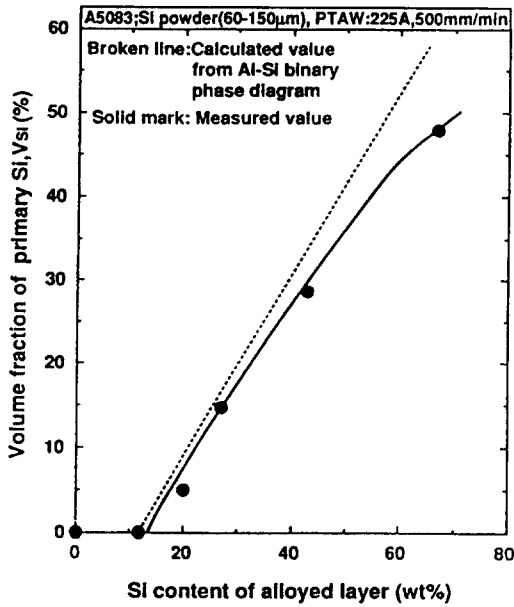


Fig 8. Relation between Si content and volume fraction of primary Si, V_{Si} of alloyed layer.

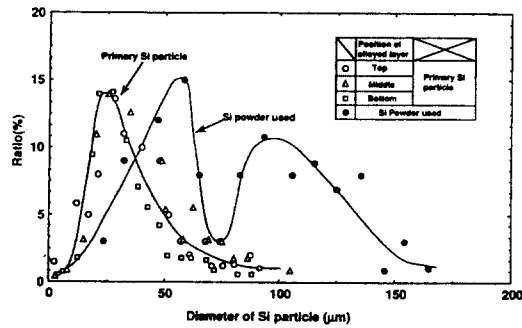


Fig 9. Distribution of grain size of primary Si in alloyed layer and Si powder used.
PTAW : 225, 500mm/min, 15g/min.

정되고 있다. 또한, Si 입자에 관하여는 공급한 Si 입자가 충분히 용융되지 않고, 미용융 상태에서 그대로 혼합된 것이라고 생각된다. 그러나, 합금층의 Si량과 형성조직 및 Si 입자의 체적율이 대략 상태도와 일치한 것, 또한 Fig. 9와 같이 공급한 Si 입자는 50~150 μ m의 큰 입도분포를 나타내었으나 합금층 내에서는 대략 30 μ m 전후로 일정하고, 또 공급된 Si 입자는 형상이 다른 판상의 Si가 인식

되는 것에서 합금층 내의 Si 입자는 초정 Si로 판단되었다.

이상의 결과, PTA법을 사용함으로써 통상의 주조법에서는 얻기 어려운 Si량 20~40wt. % 이상에서 미세한 초정 Si가 균일하게 분산된 합금층을 얻을 수 있었다.

3.3 균일한 합금층의 형성조건

Fig. 10은 형성조직의 균일화에 미치는 플라즈마 전류와 분말 공급량의 관계를 Fig. 3(비드 외관을 표시)에 겹쳐서 도시한 것이다. Si 입자가 균일하게 분포되는 조건은 전술한 적정 합금화 조건 보다도 더욱 좁게 된다. 또, 전류치가 일정한 조건에서 분말 공급량이 적은 경우에는 α Al의 매크로 편석, 많은 경우는 Si 입자의 매크로 편석으로 되므로 양자의 중간적인 분말 공급량에서 균일한 조직이 얻어졌다. 이 때의 분말 공급량은 전류치의 증가와

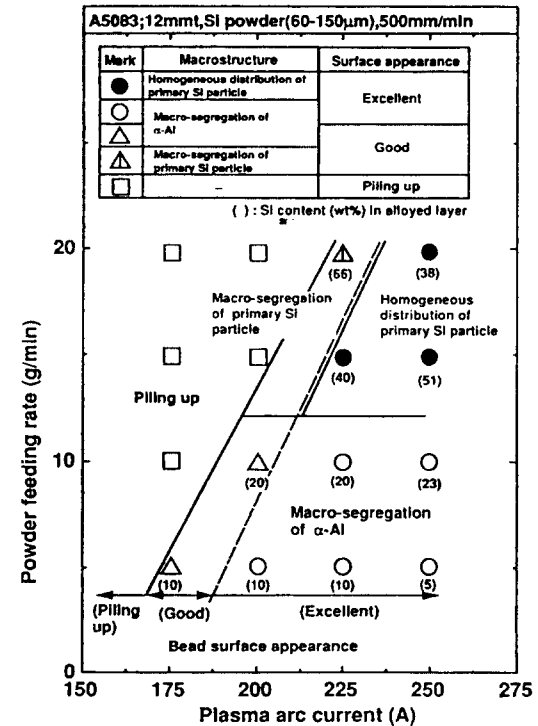


Fig 10. Combined effect of powder feeding rate and plasma arc current on macrostructure of alloyed layers.

함께 증가하는 경향이 있으며, 이것은 조직의 균일화에 합금층의 조성이 관계되는 것이라고 생각된다. 그림은 각 합금층의 Si량을 합쳐서 나타낸 것이며, 이것에 의해서 균일한 조성의 합금층은 Si량이 대략 30~50wt. %의 범위 내에 한정되는 것을 알 수 있었다.

Fig. 7의 Al-Si 상태도에 이 값을 삼입하면 사선의 범위로 되고, 초정 Si가 정출하는 액상선 온도는 약 800~1050°C의 범위로 된다. 선행 연구에서 설명한 바와 같이, 균일한 합금층의 형성에는 용접 열원으로 사용한 PTA법의 특징, 즉 높은 용융 풀의 온도 및 빠른 응고속도가 크게 영향을 미치는 것이라고 생각된다. Fig. 11은 균일한 조직이 얻어진 플라즈마 전류 225A, 분말 공급량 15g/min에서 용융 풀의 표면부근(표면에서 약 0.5mm 내부)의 온도이력을 나타낸 것이다. 최고 도달온도는 1080°C이며, 모재의 용점(640°C) 이상으로 유지된 시간은 약 2초였다. 선행 연구⁴⁾에서도 설명한 바와 같이 용융 풀의 온도는 표면이 가장 높고, 내부 쪽이 저하하는 것을 고려하면 균일한 합금층이 형성되는 조성에서 액상선 온도(약 800~1050°C)는 용융 풀의 온도 보다도 약간 낮은 온도라고 추정된다. Si량이 이 범위 보다 적은 경우에는 상태도에서도 알 수 있는 바와 같이, 액상선 온도가 저하하므로 용융 풀이 액상선 온도 이상으로 과열되는 정도가 크게 된다. 이 과열도가 크면 용융속의 점성이 저하⁶⁾하므로 용융 풀 내에 교반이 일어나기 쉽고, 매크로 편석에 의한 띠 모양 또는 섬 모양의 α Al 상이 쉽게 생긴다. 한편, Si량이 많게 되면 이것과는 반대로 과열도가 작아지므로 점성이 증가하고 용융 풀 내의 적당한 흐름에 의한 교반효과가 억제되기 때문에, 초정 Si의 편석이 쉽게 생긴다고 생각된다.

또, Al-Si 합금의 용융속의 유동성은 Si량이 약 10~15wt. %에서 가장 크게 되고, 이것 보다 Si량이 감소하거나 증가하여도 유동성은 저하한다⁶⁾. 이와 같은 조성적 인자는 상기의 경향을 더욱 촉진한다고 생각된다.

또, 용융 응고가 작은 용융 풀 내에 한정되므로 응고속도가 빠르고, 이 때문에 초정 Si의 성장이 억제되어 미세하게 분산된다고 생각된다.

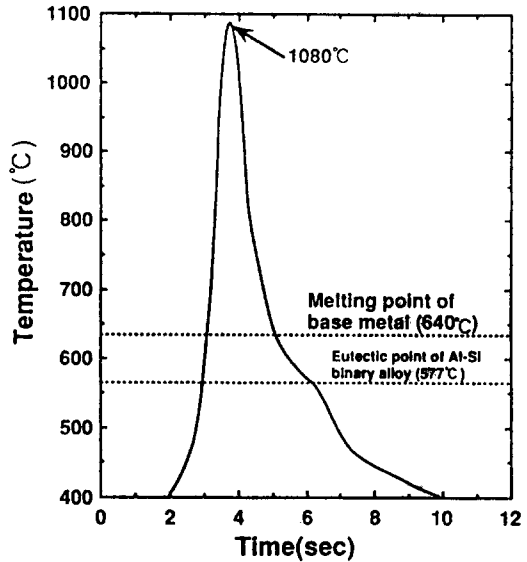


Fig 11. Typical example of temperature cycle in alloyed layer during PTA process. PTAW : 225A, 500mm/min, 15g/min.

3.4 합금층의 경도

Fig. 12는 플라즈마 전류 225A, 각 분말 공급량에 있어서 합금층의 중앙부 표면에서 모재 용융부까지의 경도분포를 나타낸 것이다. 어느 분말 공급량에서도 경도는 모재 보다도 현저하게 증가하였다. 경도가 증가하는 경향은 분말 공급량이 많을수록 크고, 또 분말 공급량 20g/min를 제외하면 경도분포도 대략 균일하였다. 또한, 20g/min에서 합금층의 밑 부분의 경도는 현저하게 증가되고 있지만, 이것은 합금층 내의 초정 Si가 불균일하게 분포되어 있기 때문이라고 생각된다.

Fig. 13은 합금층 내의 Si량과 경도의 관계를 나타낸 것이다. 경도가 증가하는 경향은 아공정역과 과공정역에서 크게 변화하였다. 아공정역에서 경도는 Si량의 증가와 함께 직선적으로 증가하지만, 과공정역에서는 지수함수적으로 증가하였다. 이것은 경도의 증가가 아공정역에서는 공정 Si, 또 과공정역에서는 공정 Si에 더하여 초정 Si가 관계되기 때문이라고 생각된다.

Fig. 14는 초정 Si의 V_s 와 경도의 관계를 나타낸 것이다. 초정 Si는 V_s 가 30% 까지는 거의 영향을

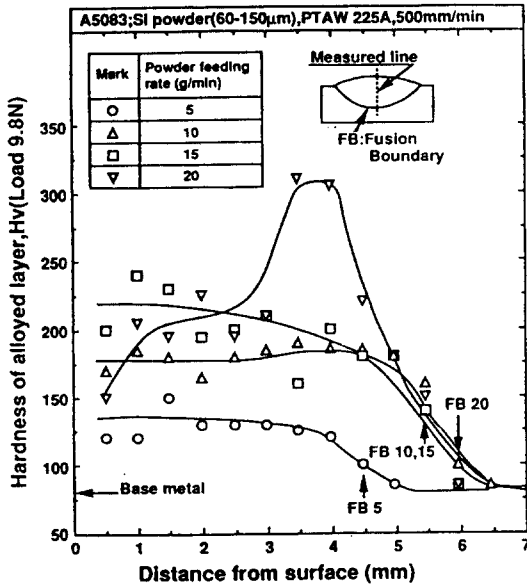


Fig 12. Hardness distribution on cross section of alloyed layers at different powder feeding rate in 225A.

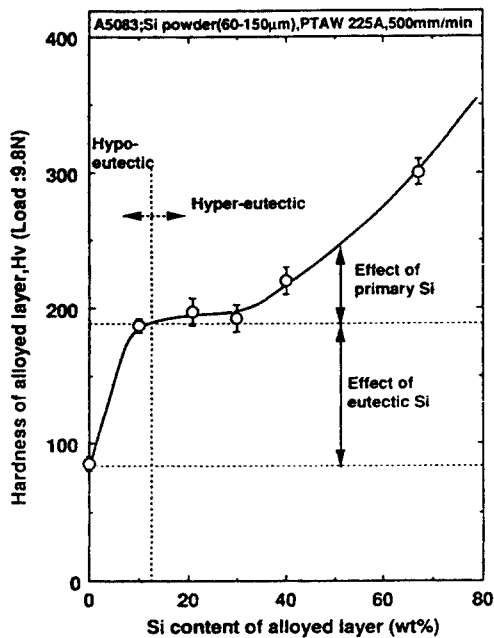


Fig 13. Relation between hardness and Si content of alloyed layer.

미치지 않았으나, V_{Si} 가 30% 이상으로 되면 경도는 급격히 증가하는 경향을 나타내었다. 이것은 입자 분산형 복합재료의 경화기구^{7,8)}와 잘 일치하고, 초정 Si가 치밀하게 분산하여 경도가 증가된 것을 나타내었다.

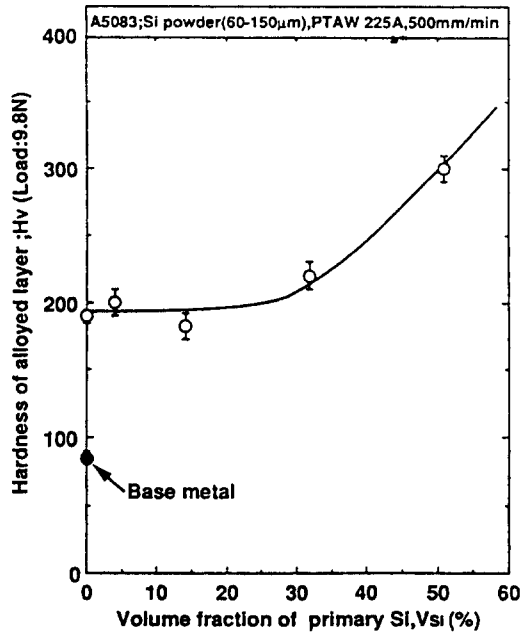


Fig 14. Relation between hardness and volume fraction of primary Si, V_{Si} of alloyed layer.

3.5 합금층의 내마모성

Fig. 15는 Si량과 내마모성의 관계를 나타낸 것이다. 내마모성에 대하여서도 아공정역과 과공정역에서 내마모성의 영향은 큰 차이가 있었다. 아공정역에서 내마모성은 모재에 대하여 거의 개선되지 않았으나, 과공정역에서의 내마모성은 현저하게 개선되고, 특히 Si량이 20wt. %에서는 현저한 효과를 얻었다.

Fig. 16은 초정 Si의 체적률과 비마모량의 관계를 나타낸 것이다. 합금층의 비마모량은 초정 Si의 체적률에 크게 관계되고 있으며, V_{Si} 가 약 20~30% 까지 비마모량은 V_{Si} 의 증가와 함께 급격히 감소하고, 그 이상에서 비마모량은 대략 일정한 값에 수렴하는 경향을 나타내었다. 이 경향은 전술한 경도와 같은 입자 분산형 복합재료의 내마모 특성과 잘 일

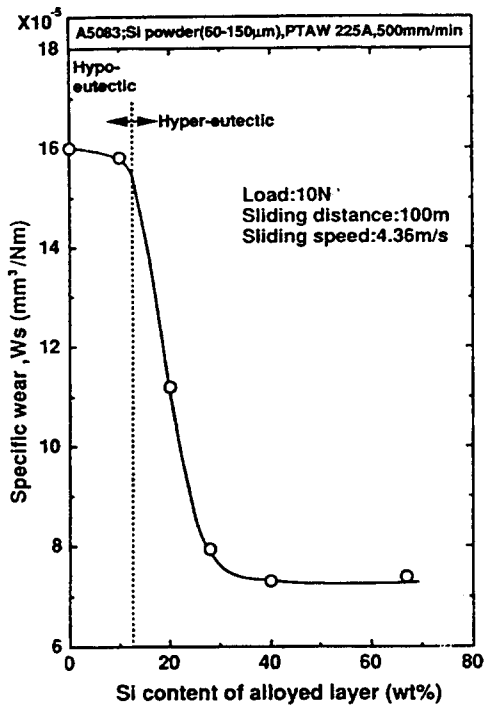


Fig 15. Relation between specific wear and Si content of alloyed layer.

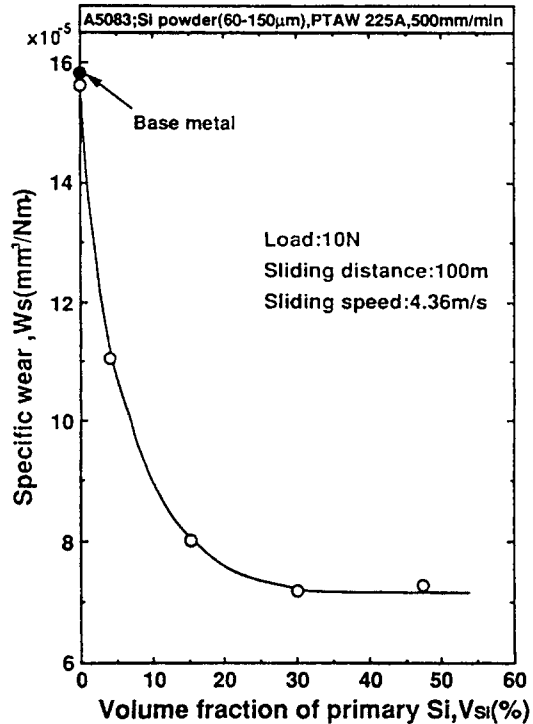


Fig 16. Relation between specific wear and volume fraction of primary Si, V_{Si} of alloyed layer.

치하며, 경질 입자인 초정 Si가 분산하므로서 내마모성이 크게 개선되는 것을 알았다.

Fig. 17은 합금층의 경도와 내마모성의 관계를 나타낸 것이다. 합금층의 내마모성은 경도가 약 Hv 150~200 사이에서 현저하게 개선되고, 그 이상으로 경도가 증가하여도 내마모성의 개선은 거의 되지 않았다. 이것은 합금층의 경도를 별로 증가시키지 않고, 우수한 내마모성이 얻어지는 것을 나타내고 있다. Si 합금의 내마모성 개선을 위해서는 경질의 금속간 화합물을 그 표면에 형성하는 방법이 있지만, 이와 같은 경우에는 금속간 화합물이 취약하므로 균열이 쉽게 발생된다. 따라서, 경질입자 분산형 합금층을 이용하므로서 경도의 증가에 따라 균열이 발생할 위험성을 배제하면서 내마모성을 개선할 수 있게 되었다. 또한, 내마모성은 초정 Si량과 입도분포도 크게 관계된다고 생각되지만, 이 문제에 관해서는 다음에 보고할 예정이다.

4. 결 론

본 연구에서는 PTA법을 사용하여 A5083 표면에 Si의 합금층을 형성하고, 합금층의 경도와 내마모성, 형성된 조직과의 관계를 검토하여 다음의 결과를 얻었다.

- 1) Al과 공정반응을 하는 Si는 용융 합금화 분말로서 적당하고, A5083의 표면에 mm 단위의 후막 합금층을 형성할 수 있었다.
- 2) 원활한 합금층을 형성하는 적절한 조건은 높은 전류역에서 얻어지고, 합금층을 형성하기 위해서는 충분한 용융 풀의 크기가 필요하였다.
- 3) 합금층의 Si량이 30~50wt. %에서 초정 Si의 평균 입경은 약 30µm로 미세하며, 합금층의 전체에 균일하게 분산하였다. 이 보다 적은 Si량에서는 초정 αAl이 띠 모양 또는 섬 모양으로 편석하고, 많은 Si량에서는 초정 Si가 판상으로 조대화 하여 합금층의 하부에 편석하였다.

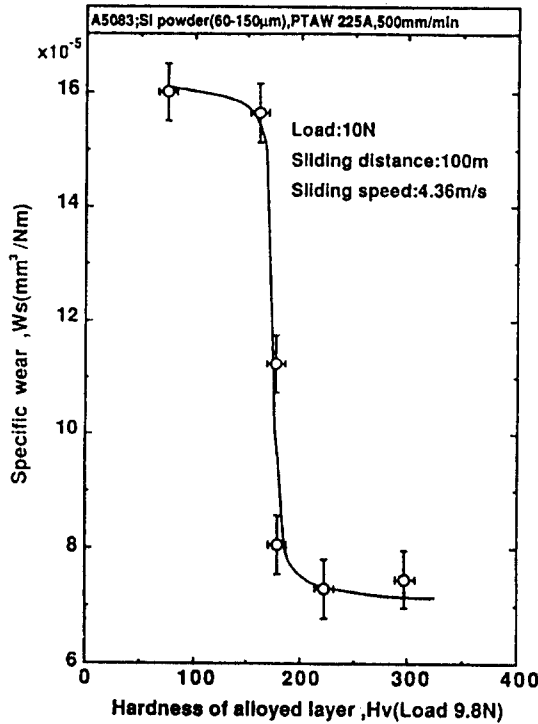


Fig 17. Relation between specific wear and hardness of alloyed layer.

- 4) 합금층의 경도는 Si량에 따라 증가하며, 증가하는 경향은 합금조직에 따라 큰 차이가 있었다.
- 5) 합금층의 내마모성은 초경 Si의 V_{50} 에 관계하

고, 20~30%의 V_{50} 에서 모재의 2배까지 개선되지만, 그 이상에서는 대략 일정한 값에 수렴하였다.

6) 이상의 결과에서 합금층의 경도와 내마모성에 대한 초경 Si의 기여는 입자분산형 복합재료의 경우와 일치하며, 내마모성이 개선된 후막의 합금층을 A5083 표면에 형성할 수 있었다.

참 고 문 헌

- 1) 松田福久 : 輕金屬, 40-10(1990), pp. 746.
- 2) 清水, 永井, 松田, 中田 : 輕金屬, 40-10(1990), pp. 761.
- 3) 河野, 佐久間, 渡邊, 室町 : 輕金屬, 37-2(1987), pp. 146.
- 4) 李, 中田, 李, 松田 : 高溫學會誌, 17-4(1991), pp. 177.
- 5) 李, 中田, 李, 松田 : 高溫學會誌, 17-4(1991), pp. 191.
- 6) 北岡, 藤倉, 神尾 : 輕金屬, 38-7(1988), pp. 426.
- 7) 松田, 中田, 徐, 橋本 : 溶接學會全國大會講演概要, 第49集(1991), pp. 276.
- 8) 中島, 納富, 草野, 上田 : 三菱重工技報, Vol. 18, No. 4, pp. 556.
- 9) 松田, 中田, 橋本 : 溶接學會全國大會講演概要, 第50集(1992), pp. 80.
- 10) 朴, 李, 中田, 松田 : 大韓熔接學會誌 ; 11-2(1993), pp. 74.