

플라스마 아크 粉體肉盛法에 의한 Al合金의 硬化厚膜 合金化層의 形成

— 表面 合金化層의 硬化特性 및 耐摩耗성에 미치는 Si 添加의 效果 —

朴成斗* · 李暎浩** · 中田一博 · 松田福久***

Formation of Thicker hard Alloy Layer on Aluminum Alloy by PTA Overlaying with Metal Powders

— Effect of Si Adding on Hardening Characteristics and Wear Resistance of
 Alloyed Surface Layer —

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

Key Words : Plasma Transferred Arc Welding(플라스마 粉體肉盛熔接法), Alloyed Layer(合金化層), Hardening Characteristics(硬化特性), Wear Resistance(耐摩耗性), Hardness Distribution(硬度分布), Powder Feeding Rate(粉末供給量), Primary Si(初晶 Si), Travel Speed(移送速度)

Abstract

Effect of Si metal powders addition with the plasma transferred arc (PTA) overlaying process on characteristics of the alloyed layer in aluminum alloy(A5083) has been investigated. The overlaying conditions were 175-250A in plasma arc current, 500mm/min in travel speed, and 5-20g/min in powder feeding rate.

Main results obtained are summarized as follows.

1) Sufficient size of molten pool on surface of base metal was required for forming an alloyed layer ; in a fixed travel, the formation of alloyed layer with clear and beautiful surface depend upon the plasma arc current and powder feeding rate ; the greater plasma arc current and the smaller powder feeding rate were, the better bead was formed. Optimum alloyed conditions by which an excellent alloyed bead obtained

* 正會員, 天安工業專門大學 熔接技術科

** 正會員, 忠南大學校 工科學 機械工學科

*** 大阪大學 溶接工學研究所 材料學部門

was 225A in plasma arc current. PTA process made it possible to form an alloyed layer with up to 67wt% Si.

- 2) Microstructure in the alloyed layer was in accord with prediction from the Al-Si phase diagram
- 3) The hardness of the alloyed layer increased in proportion to Si content.

4) As volume fraction of primary Si increased, the specific wearness of the alloyed layer was significantly improved. However, no further improvement was found when the volume fraction was greater than about 30%.

5) Utilizing the PTA process, a crack free alloyed layer with maximum hardness of about Hv 310 could be obtained.

1. 緒 論

알루미늄(Al) 및 그合金은 가볍고 比強度(specific strength)가 높은 특성 때문에 航空機, 自動車 등의 輸送 및 産業機器 分野에 널리 이용되고 있다. 따라서, 최근 구조물의 경량화를 위하여 Al合金이 주목되고 있으나, Al合金은 鐵鋼材料에 비하여 耐摩耗性이 현저하게 저하하는 단점이 있다. 이 때문에 Al系 材料의 표면에 단단하고 두꺼운 硬化層을 형성하는 것이 중요한 과제로 되어 있으며, 최근에는 Al의 合金表面에 두께가 mm-단위의 厚膜表面 硬化層의 형성이 요구되고 있다^{1, 2)}. 이와같은 厚膜表面의 硬化層을 형성하기 위한 방법 중의 하나로서 表面을 용융하는 合金化法이 있다³⁾. 열원으로서는 高 에너지 密度 熱源인 Electron beam³⁻⁵⁾, Laser beam⁶⁻¹¹⁾ 및 Plasma arc¹²⁾ 등의 이용이 시도되고 있으나, 이들 방법 중에서 플라스마 粉體肉盛法(PTA)이 실용적으로 가장 유효한 방법의 하나로 생각되고 있다. 한편, Si는 Al合金의 耐摩耗性을 향상시키는 合金元素로 알려져 있으며, 최근에는 耐摩耗性을 보다 더 향상시키기 위하여 Si의 첨가량을 증

가시키는 검토가 진행되어 오고 있으나 현재로는 20~25wt.%가 한도로 되어 있다.

따라서, 本 研究에서는 表面을 용융하는 熱源으로서 PTA법을 사용하고, Al合金의 表面에 Si粉末을 첨가하여 耐摩耗性이 우수한 厚膜의 表面硬化 合金化層을 형성시키는 것을 검토하였다. 또 PTA법을 사용하여 적정한 合金化層의 形成條件과 硬化特性 및 耐摩耗性의 평가를 행하고, 形成組織과의 관계에 대하여 고찰을 하였다.

2. 使用材料 및 實驗方法

2.1 使用材料

母材는 비교적 強度가 높은 Al合金(A5083)板(150×100×12)을 사용하였으며, Table. 1에 그 化學成分을 나타내었다.

또, 合金化의 粉末材料로서 순도 99.9%의 Si合金粉末을 사용했다. Table.2³⁾에는 이 粉末의 일반적인 物理的 性質을 나타냈으며, Fig.1은 Si粉末의 입자지름과 형상을 나타냈다.

Table 1 Chemical composition of base metal

Material	Chemical composition(wt%)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A5083	0.30	0.23	0.09	0.47	4.15	0.16	0.19	0.01	Bal

Table 2 Physical properties of powder used

Material	Density (g/cm ³)	Melting poing (°C)	Boiling point (°C)	Heat expansion coefficient (°C ⁻¹) 20-100°C
Si	2.33	1410	2680	2.8-7.3×10 ⁻⁶

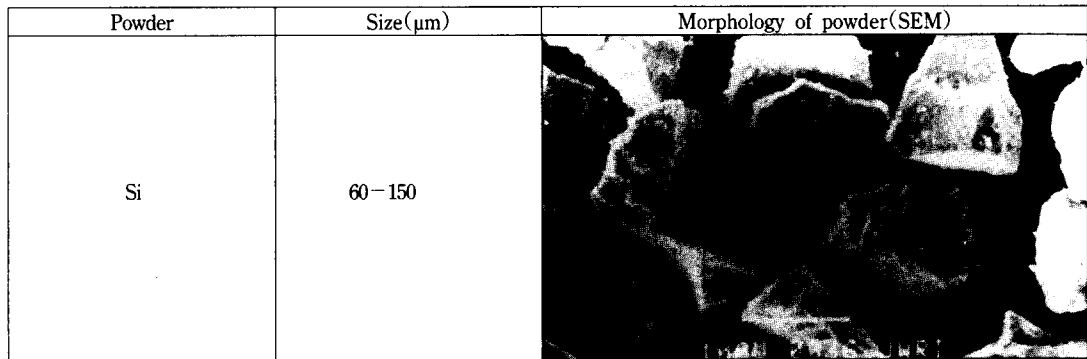


Fig 1 Grain size and shape of powder used

2.2 實驗方法

2.2.1 PTA 肉盛法에 의한 合金化層의 形成法

Fig2는 PTA 肉盛法の 原理를 나타낸 것이다. 플라즈마 아크에 의해 母材의 表面層을 일정한 移動速度로 용융시키면서, 토치 내에서 Si粉末을 플라즈마 아크를 통해 熔融池에 공급함으로써, 熔融部에 母材와 공급된 Si粉末과의 合金化層을 형성시켰다.

Table.3은 肉盛條件을 나타낸 것이다. PTA 肉盛電源으로는 인버터식 交流 直流 兩用熔接機(plasma 分體肉盛裝置, NPPS 100형)를 사용하였으며, 本 研究에서는 直流正極(DCEN)으로서 보호가스는 He을 사용하였다. 플라즈마 아크 전류는 175A에서 250A까지 변

화시켰으며, 토치의 移送速度는 500mm/min로 일정하게 하였다. 粉末供給量은 5~20g/min로 변화시켰고, 토치의 선단과 母材表面과의 거리는 8mm로 일정하게

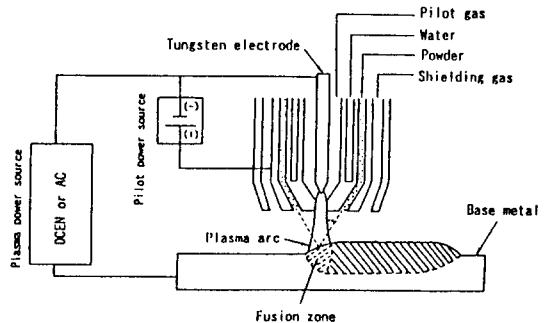


Fig 2 Schematic illustration of PTA overlaying process

Table 3 Overlaying condition used in this experiment

Plasma arc current (A)	Powder feeding rate (g/min)	Travel speed (mm/min)	He gas (1/min)		
			Pilot gas	Powder carrier gas	Shielding gas
175	5-20	500			
200					
225			2	2	45
250					

하였다.

2.2.2 合金化層의 組織觀察 및 形成 相의 同定法

얻어진 合金化層에 대하여 우선 그 表面外觀과 斷面形狀을 관찰하였다. 그리고 斷面 試驗片에 대하여 機械研磨(emery paper #1200까지), 버프연마(Al₂O₃ 0.3μm까지) 및 電解腐食(2% 硼弗水素酸溶液, 30V, 90 sec)을 한 후, 光學 및 走査型 電子顯微鏡(SEM)의 관찰, EPMA(Electron Probe Micro Analyzer)에 의한 元素分析을 실시하여 合金化層의 形成 相의 同定을 하였다.

2.2.3 合金化層의 硬度測定法

合金化層의 硬度測定은 Micro Vickers 硬度計를 이용하여, 비드 단면에 대하여 측정하중 9.8N, 하중 유지시간 20sec, 측정위치간 거리 0.5mm로 각각 설정하여 측정하였다. 摩耗試驗片에 대하여서는 摩耗面의 硬도를 동일하게 측정하였다.

2.2.4 合金化層 斷面에서의 初晶 Si의 體積率 測定

初晶 Si가 생성한 合金化層에 대해서는 이들 입자의 體積率을 측정하였다. 측정은 合金化層의 上·中·下部에 대하여 光學顯微鏡의 寫眞上(사진배율×400, 시야범위 5×5mm)에서 點算法(345 교점)에 의해서 실시하였다.

2.2.5 合金化層의 摩耗試驗法

合金化層의 耐摩耗性은 大越式 迅速 摩耗試驗機를 사용하여 평가하였다. 摩耗試驗片의 크기는 25^{mm}×50^{mm}×12^{mm}이며, 肉盛試片에서 肉盛 비드部가 시험편의 중앙부 길이방향에 위치하도록 잘라내었다. 비드의 豫盛部를 연삭한 후 emery paper #1500까지 연마하여 대기중의 無潤滑狀態에서 摩耗試驗을 실시하였다. 摩耗의 상대재에는 SUJ2계 回轉圓盤(Hv 650, 직경 30 mm)을 사용하였다. Fig.3에 그 원리도를 나타내었다. 마찰하중 10N, 마찰거리 100m, 마찰속도 4.36m/sec로 일정하게 하였고, 식(1)에 의하여 比摩耗量(specific wear)을 구하였다.

$$W_s = B \cdot b^3 / 8 \cdot r \cdot p \cdot l$$

여기서, W_s : 比摩耗量(mm³/Nm)

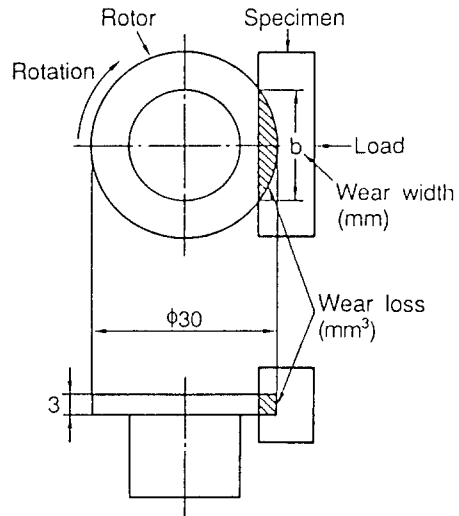
B : 回轉圓板의 두께(mm)

b : 摩耗痕의 幅(mm)

r : 回轉圓板의 半径(mm)

p : 荷重(N)

l : 摩耗距離(m)



Ogosi's universal wear testing machine and dimensions of rotor (Rotor : SUJ 2 , Hv 650)

Fig.3 Schematic illustration of wear testing

3. 實驗結果 및 考察

3.1 合金化層의 비드 外觀

Fig.4는 플라스마 아크 전류를 175~250A, 粉末供給量을 5~20g/min로 변화시킨 경우 Si粉末에 의한 合金化 bead의 外觀을 나타낸 것이다. 플라스마 아크 전류의 증가에 의해 비드의 幅은 넓게 되는 경향이 있었다. 전류가 175A와 200A의 소전류에서는 熔融池의 形成이 부족하여 粉末의 飛散 및 母材 위에 Si의 堆積層이 形成되었다. 이 경우, 供給量 15, 20g/min에서의 堆積層은 쉽게 박리되었다. 그러나, 플라스마 아크 전류의 증가에 따라서 양호한 비드 表面의 合金化層이 얻어졌다.

Fig.5는 Si粉末의 비드 表面外觀에 미치는 플라스마 아크 전류와 粉末供給量의 關係를 나타낸 것이다. 비드 外觀은 粉末堆積의 유무와 表面狀態의 정도에 따라

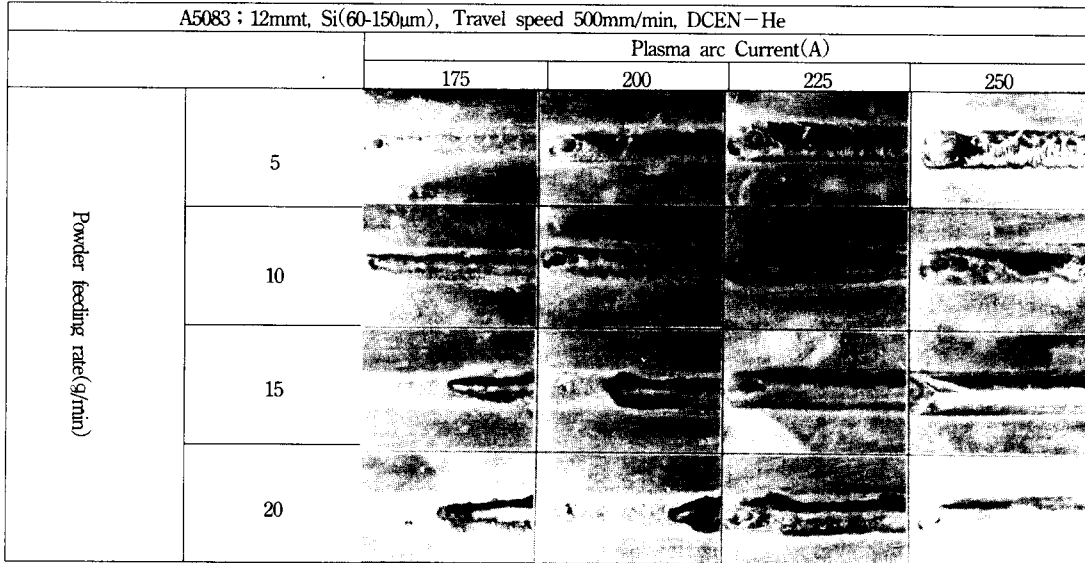


Fig.4 General appearance of Si alloyed bead surface

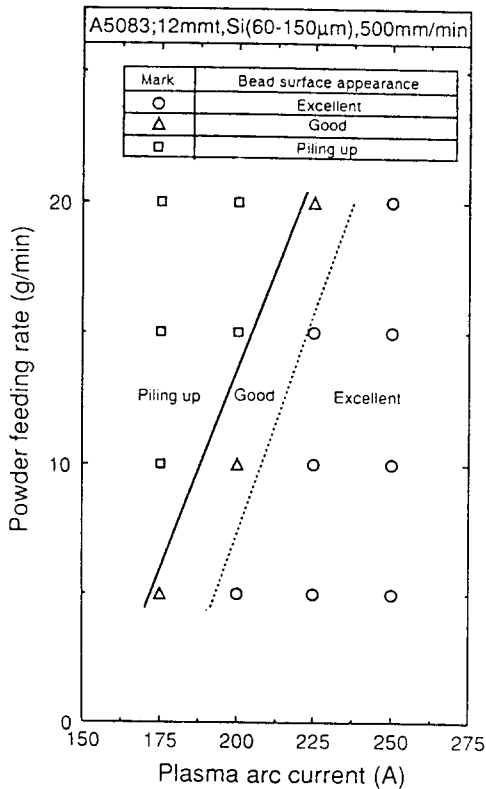


Fig. 5 Combined effect of plasma arc current and powder feeding rate on alloyed bead appearance

그림중에 나타난 바와같이 3段階로 분류하여 평가하였다. 즉, 粉末이 母材의 表面에 堆積하여 合金化層이 형성되지 않은 것은 “□”, 表面이 비교적 원활한 것을 “△”, 대단히 원활한 것을 “○”으로 나타내었다. 表面이 원활하며 양호한 비드 外觀이 얻어진 적정한 合金化의 조건범위는 어느 경우에도 200A 이상이며, 플라스마 아크 전류의 증가와 함께 적정한 粉末供給의 영역은 확대되었다.

3.2 合金化層의 비드 斷面形狀

Fig6은 Si 合金化 비드 중앙부의 斷面 macro 組織에 미치는 粉末供給량과 플라스마 아크 전류의 영향을 나타낸 것이다. 粉末供給량의 증가에 따라 용입깊이는 약간 증가하지만 비드 幅은 거의 일정하였다. 플라스마 아크 전류의 증가에 따라 비드 幅과 용입 깊이는 증가하는 경향을 나타내었으며, 合金化層 內에는 氣孔의 발생도 보였다. 또, 粉末供給량이 적은 경우에는 Si의 macro 偏析이라고 생각되는 불균일한 組織이 나타났지만, 적정한 合金化 條件에서는 macro 組織은 거의 균일하였다.

3.3 合金化層의 組織

Fig7(A), (B), (C), 및 (D) 는 플라스마 아크 전류 225A, 移送速度 500mm/min로 각각 일정하게 하고, Si의

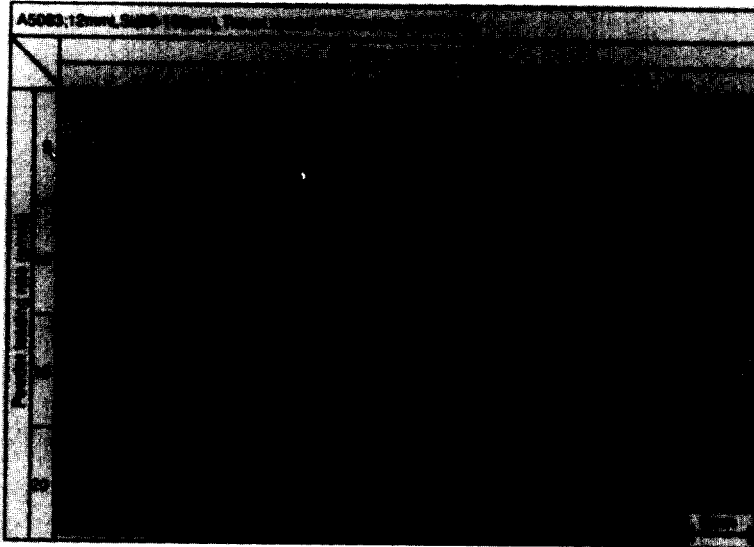


Fig. 6 Combined effect of plasma arc current and powder feeding rate on macrostructure of crosssection of Si alloyed layer

粉末량을 5~20g/min로 변화시킨 경우의 비드 斷面에 대한 組織 寫眞(a)와 (a) 중 b, c, d, e 부근을 확대한 微細組織을 나타낸 것이다. 또, 各 微細組織에 대한 정도값을 함께 나타냈으며, 이것에 대한 자세한 설명은 3. 4항에서 설명한다. 그리고, 組織 중에서 검게 나타나는 부분은 氣孔이라고 생각되며, 이 氣孔의 生成은 粉末량의 증가에 따라서 현저하게 증가하였다.

Fig.8은 Si 粉末량을 5~20g/min로 변화(플라즈마 아크 전류 225A, 移送速度 500mm/min로 일정)시킨 경우의 비드 斷面의 上, 中 및 下部에서의 대표적인 光學顯微鏡의 組織을 나타낸 것이다. Si 合金化層은 어느 粉末供給量에 있어서도 비드 단면 전체에서는 대략 均일한 組織을 나타내었다. 粉末供給量 5g/min에서는 전반적으로 均일한 亞共晶組織을 보이고 있다. 10g/min에서는 共晶組織에 3vol.% 정도 소량의 Si가 형성되고 또, Al 固溶體의 塊狀의 樹枝狀晶 部分이 형성하여 전체 組織의 不均일성을 나타내었다. 그러나, 15g/min에서는 共晶組織에 30vol.% 정도의 初晶 Si가 형성하여 上, 中 및 下部에서 均일한 組織分佈를 나타내었다. 20g/min에서는 共晶組織에 50vol.% 정도의 初晶 Si가 형성되어 中 및 下部에 粗大化한 板狀의 初晶 Si가 형성하였으나, 合金化層 내에서의 均열의 발생은 보이지 않았다.

Fig.9(a)는 Al-Si의 2元狀態圖이며, (b), (c), (d) 및 (e)는 粉末량이 각각 5g/min, 10g/min, 15g/min 및 20g/min인 경우의 SEM 組織과 各 生成 相에 대한 Si의 EPMA 定量分析 결과를 나타낸 것이다.

그림 (b)의 평균 Si량은 약 10wt%이며, 定量分析의 결과 Al+共晶을 나타내었다. 그림 (c)의 평균 Si량은 약 20wt%로 共晶과 初晶 Si, 그림 (d)의 평균 Si량은 약 40wt%이며, 形成組織은 치밀한 組織이었으며, 共晶과 初晶 Si를 나타내었다. 또, 그림 (e)의 평균 Si량은 67wt%로 共晶과 初晶 Si를 나타내었다.

이상의 결과를 狀態圖⁴⁾와 비교하면 Si 粉末량에 따라서 形成된 組織은 狀態圖와 잘 일치하였으며, 本研究의 범위 내에서 形成된 微細組織을 관찰한 결과, 形成組織이 대략 均一하고 치밀한 組織을 나타내고 있기 때문에 合金化層 내에서의 均열의 발생은 보이지 않았다.

Fig.10은 粉末供給量 5g/min, 10g/min, 15g/min 및 20g/min에 대한 代表的인 SEM組織과 面分析 결과를 나타낸 것이다. 그림 (a)는 亞共晶組織, (b), (c), (d)는 過共晶組織을 나타내고 있다.

Fig.11은 Si 合金化層의 Si 함유량과 初晶 Si의 體積率과의 관계를 나타낸다. Si 함유량의 증가에 따라서 初晶 Si의 體積率은 거의 직선적으로 증가하였다.

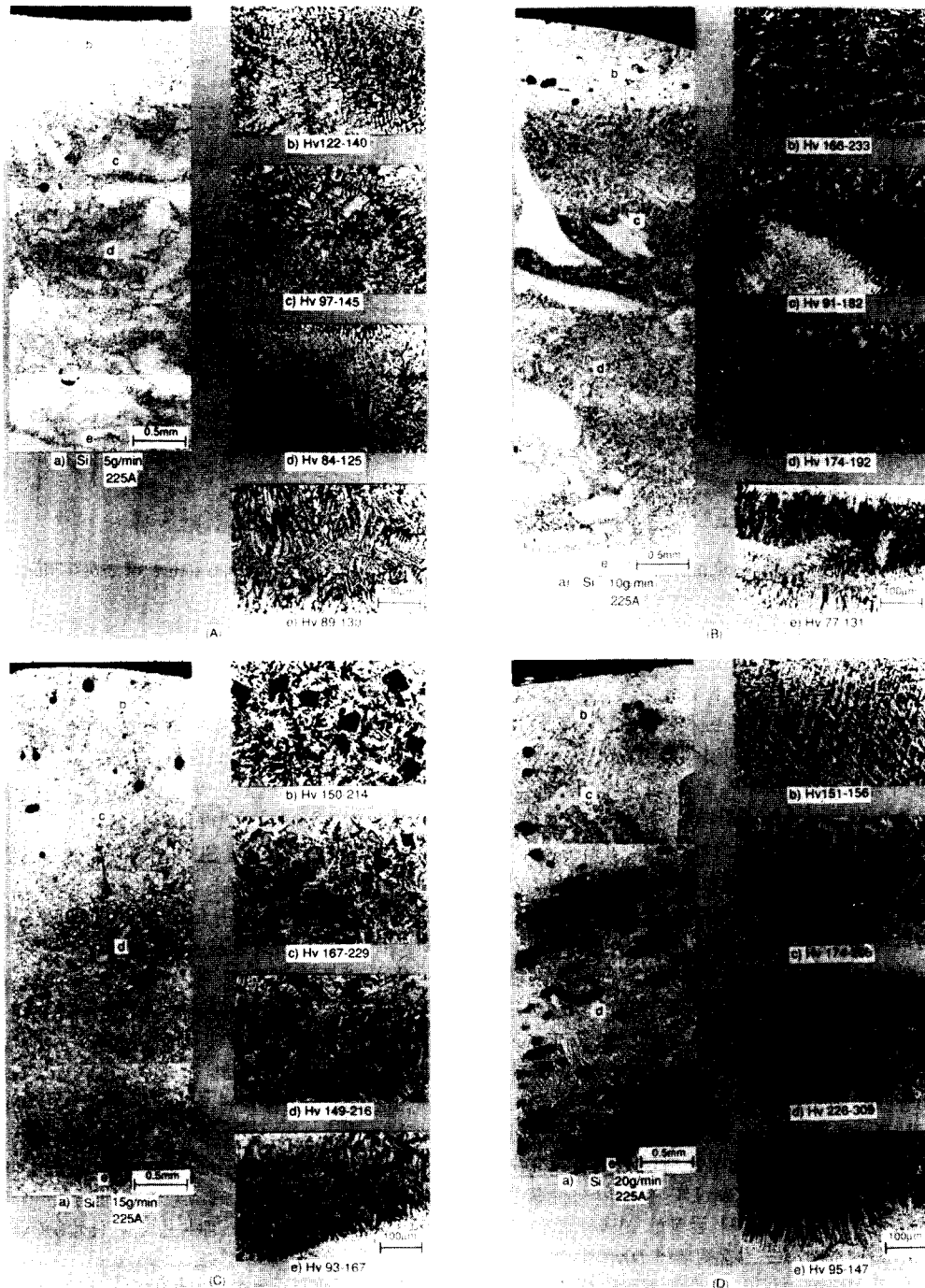


Fig. 7 Relation between microstructure change and hardness of Si alloyed layers of different powder feeding rate. (plasma arc current : 225A, powder feeding rate : 59/min(A), 109/min(B), 159/min(C) and 209/min(D))

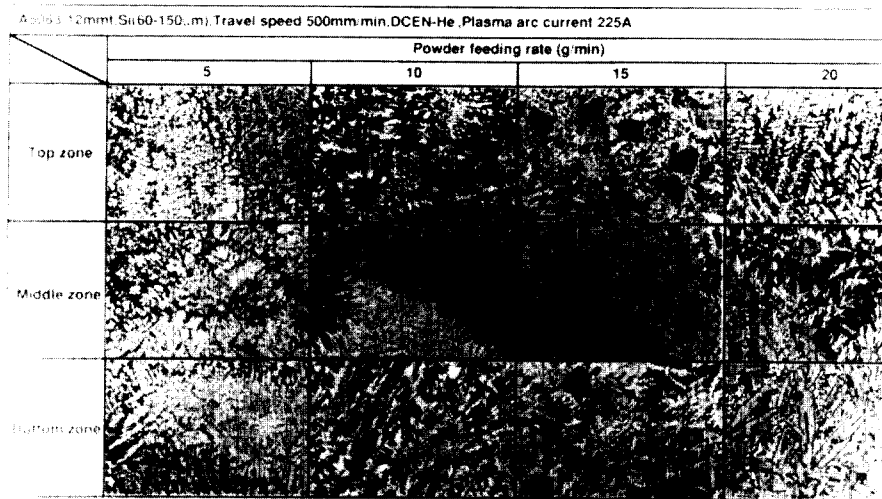


Fig. 8 Microstructure of Si alloyed layer at different powder feeding rate

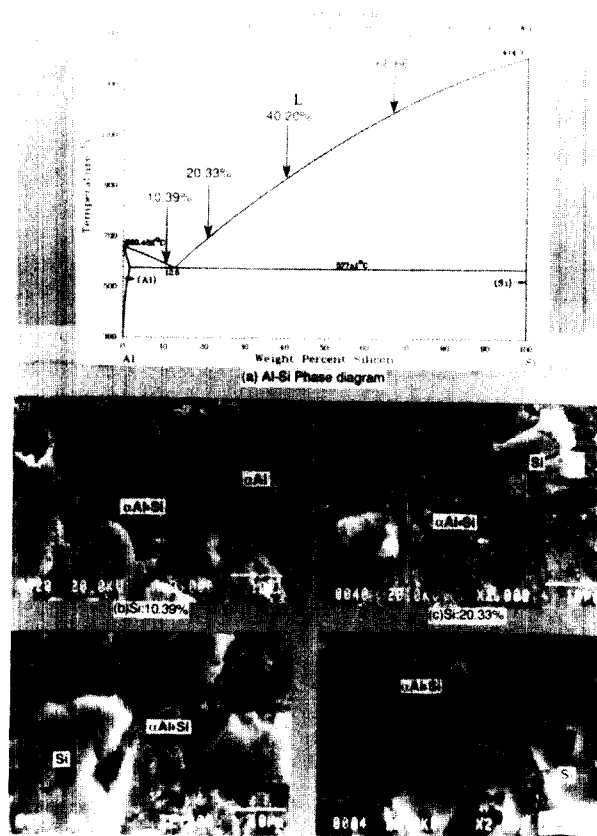


Fig. 9 SEM microstructure and mean Si content 10.39wt% (b), 20.33wt% (c), 40.20wt% (d) and 66.66wt% (e) of Si alloyed layer showing relationship between Al-Si phase diagram and phase formed (Al, Al+Si and Si)

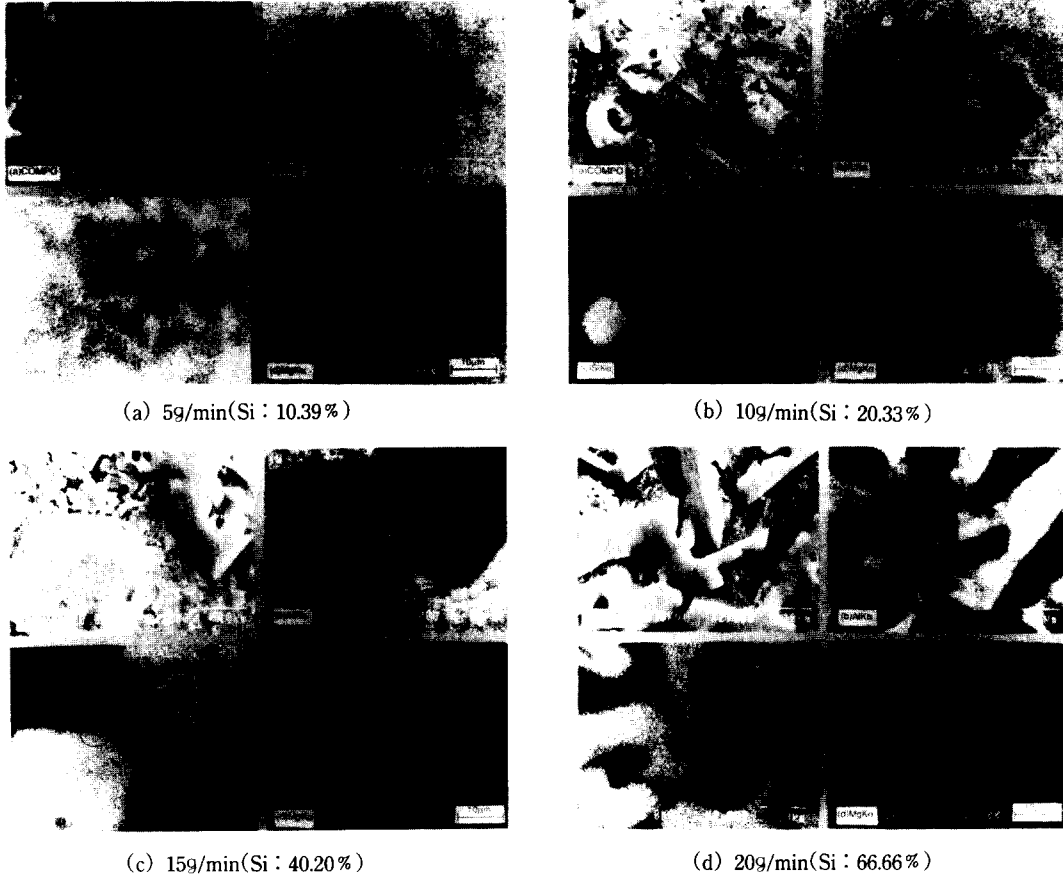


Fig. 10 Characteristics X-ray image of alloyed layer(Plasma arc current : 225A, powder feeding rate : 15g/min)

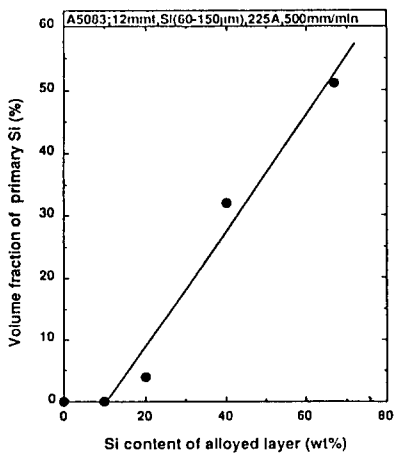


Fig. 11 Relation between volume fraction primary Si and Si content of alloyed layer

3.4 合金化層의 硬度分布

Fig.12는 플라즈마 아크 전류 225A, 移送速度 500 mm/min에 있어서 粉末供給량을 5~20g/min로 변화시킨 경우의 合金化層 表面에서 母材 용융부까지의 硬度分布를 나타낸 것이다.

Si 合金化層의 硬度는 粉末供給량의 증가에 따라서 전반적으로 증가하였다. 粉末供給량이 5, 10g/min의 경우 最高硬度는 Hv145와 Hv190 정도이며, 合金化層의 硬度分布의 변화는 비교적 작게 나타나고 있다. 이것은 合金化層이 균일한 組織을 나타내기 때문이다. 또, 粉末供給량이 15g/min에서의 最高硬度는 Hv230 정도이며, 평균적으로 Hv210 정도의 硬度分布를 나타내었다. 이것은 共晶組織에 33vol.%의 初晶 Si가 형성하고 있는 균일한 組織이 형성된 것이라고 생각된다. 그리고, 粉

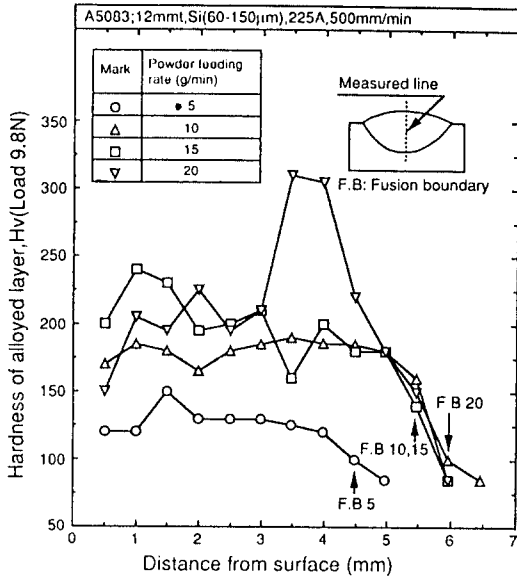


Fig. 12 Hardness distribution on crosssection of Si alloyed layers at different powder feeding rate

末共晶量 20g/min에서는 合金化層의 最高硬度는 Hv3 10까지 증가하고 있으나, 이것은 中, 下部에 치밀한 板狀의 初晶 Si(약 67wt% 정도)가 형성된 때문이라고 생각된다.

Fig.13은 Si 合金化層의 硬도와 合金化層의 Si 含有 量의 關係를 나타낸 것이다. Si量의 증가에 따라 硬 度는 증가하였다. 그러나 硬도는 Si量이 약 20%까지 완만하게 증가하지만, 그 후 增加率은 감소하고 더우기 Si量이 60% 이상으로 되면 급격히 증가하는 경향을 나타내었다.

Fig.14는 Si 合金化層의 硬도와 初晶 Si의 體積率의 關係를 나타낸 것이다. 初晶 Si의 體積率이 약 40%에서 硬도는 Hv230 정도로 별로 증가하지 않지만, 그 이 상에서는 급격히 증가하였다. 이와같은 경향은 炭化 物分散의 Al 合金¹⁰⁾이나 스테인리스강에서도 마찬가 지로 나타나고 있다. 이들의 결과에 의해서 初晶 Si의 vol.%와 硬도와의 사이에는 밀접한 關係가 있는 것으로 생각된다.

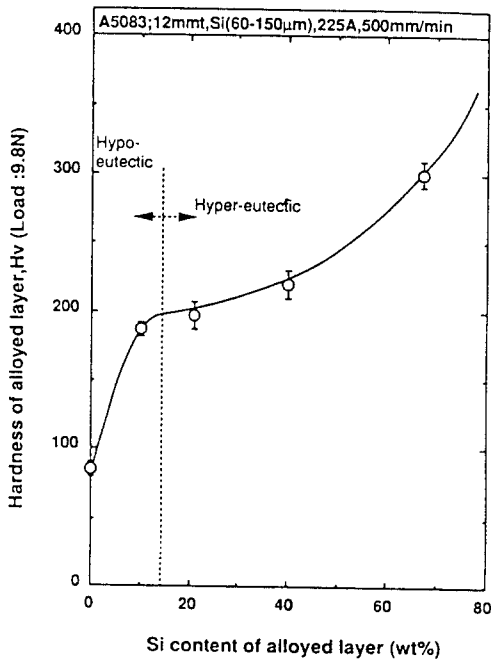


Fig. 13 Relation between hardness and Si content of alloyed layer

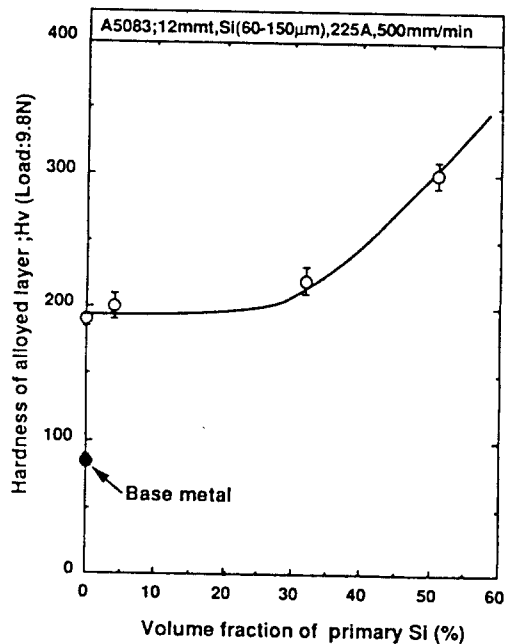


Fig. 14 Relation between hardness and volume fraction primary Si

3.5 合金化層의 耐摩耗性

Fig.15는 摩擦荷重 10N, 摩擦距離 100m, 摩擦速度 4.36m/sec로 일정하게 한 경우의 Si 合金化層에 대한 比摩耗量과 初晶 Si의 體積率과의 관계를 나타낸 것이다. 母材의 比摩耗量에 比較하여 Si의 體積率이 증가함에 따라 현저한 저하를 나타내고 있다. 즉, 比摩耗량은 母材에 比較하여 2배 정도로 감소하였다.

Fig.16은 摩擦荷重 10N 摩擦距離 100m, 摩擦速度 4.36m/sec로 일정하게 한 경우의 Si 合金化層에 대한 比摩耗량과 硬度와의 관계를 나타낸 것이다. Si 合金化층의 比摩耗량은 硬度의 증가와 함께 감소하는 경향을 나타내었다. 硬度 Hv220정도까지는 급격히 저하하였으며, 그 이상에서는 거의 일정한 값을 나타내고 있었다. 그러나, 硬度 Hv200 정도에서는 母材 比摩耗량의 약 1/2 정도까지 저하하였다.

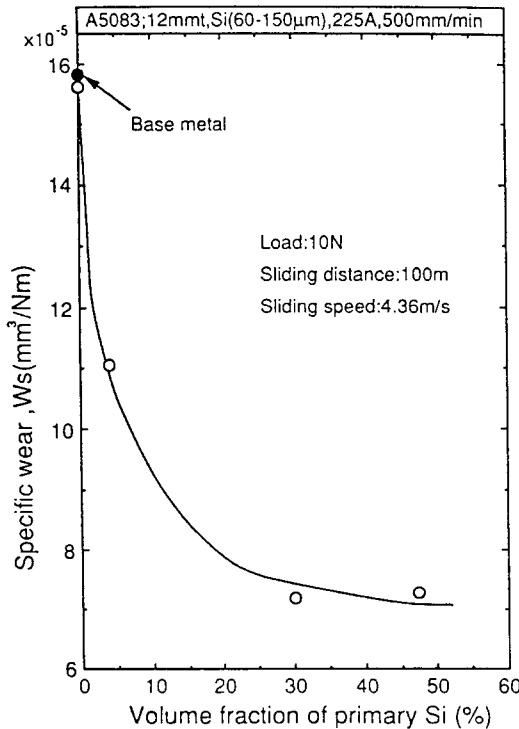


Fig. 15 Relation between specific wear of Si alloyed layer and volume fraction of primary Si

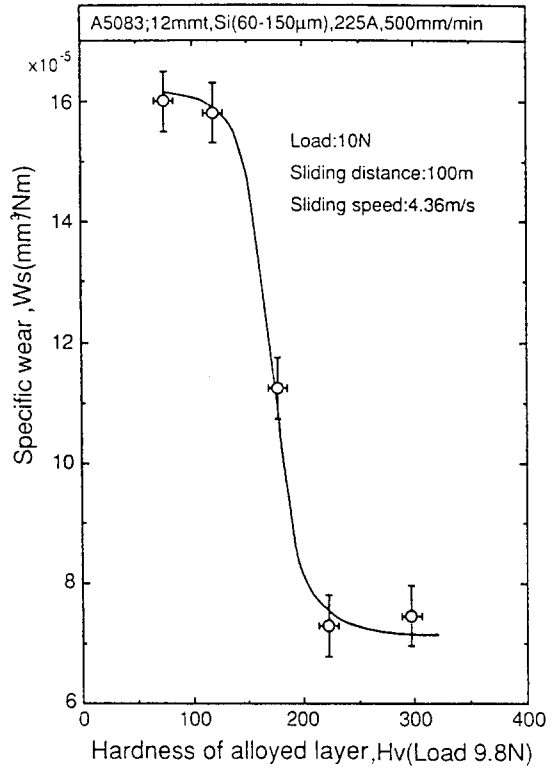


Fig. 16 Relation between specific wear and hardness of Si alloyed layer

4. 結 論

Al 合金의 表面에 厚膜表面 硬化層을 형성하기 위한 기초적인 研究로서, A5083의 母材에 直流 PTA法을 이용하여 母材表面을 용융하고, 그 熔融池에 Si 粉末을 공급하여 表面에 合金化層을 형성하였다. 移送速度는 500mm/min로 일정하게 하고, 플라즈마 아크 전류는 175~200A, 粉末供給量은 5~20g/min의 條件範圍에서 適정한 肉盛條件과 合金化層의 形成組織에 대하여 검토를 하여 다음의 結果를 얻었다.

1) 合金化層의 形成에는 母材의 表面에 충분한 熔融池의 형성이 要求된다. 즉, 表面이 아름답고 양호한 合金化 비드의 형성은 일정한 移送速度의 경우에는 플라즈마 아크 전류와 粉末供給量에 의존하고, 플라즈마 아크 전류가 크게 될수록, 또, 粉末供給量이 적을수록 양호한 비드가 형성된다. 이 양호한 合金化 비드가 얻어지는 適정한 條件範圍는 플라즈마 아크

전류가 225A 이상이었다. PTA法에 의해 Si량이 최고 약 67wt%까지의 合金化層을 形成하는 것이 가능하였다.

2) 合金化層이 형성된 組織은 Al-Si의 2元系 平衡 狀態圖에서 形成하는 相과 일치하였다.

3) Si 合金化層에 있어서 合金化層의 硬度는 Si量에 따라 증가하고, 本 研究의 범위내에서 最高硬度는 약 67wt% Si에서 약 Hv220~310이었다. 또, 合金化層 内에서는 균열의 발생은 보이지 않았다.

4) Si 合金化層의 耐摩耗性은 初晶 Si量이 증가함에 따라 현저하게 向上되었지만, 初晶 Si量이 약 30% 이상에서는 거의 一定値에 포화하였다.

參 考 文 獻

- 1) (財)金屬系材料研究開發센터-(JRCM)報告: Al 表面ミリオダ-硬化技術調査報告書,(1989)
- 2) 松田福久: 알루미늄表面厚膜硬化技術의 現狀 與 可能性, 輕金屬, Vol. 40, No. 10 (1990), pp.746-752
- 3) W. Hiller: Rev. Souldure, Vol. 36, (1980), pp.159
- 4) B. Vinet and Paidassi: Rapidly quenched metals, Elsevier science publisher, (1985), pp.937
- 5) M. H. Sohi and T. Bell: Proceedings of 2nd International conference on Power Beam Technology, The Welding Institute, UK, (1990), pp.286
- 6) J. D. Ayers: Thin Solid Films, Vol. 84, (1981), pp.323
- 7) A. W. Walker, W. H. Steem and D. R. F. West: Aluminium Technology 86, The Institute of Metals, London, Vol. 88, No. 1, (1986)
- 8) F. Matsuda and K. Nakada: Transactions of JWRI, Vol. 17, No. 2, (1988), pp. 457
- 9) E. Gaffet, J. M. Pelletier and S. B. Jobez: Applied surface science, Vol. 43, (1989), pp.248.
- 10) M. Pierantoni and Z. Blank: Proceedings of the 2nd IFHT Seminar, Lisbon, (1989), pp.317
- 11) G. Ricciardi, M. Cantello, G. Molino, W. Varani and E. Carlet: Proceedings of 2nd IFHT Seminar, Lisbon, (1989), pp.415.
- 12) 清水, 永井, 松田, 中田: プラズマ粉體內盛溶接法によるアルミニウム合金表面への炭化物複合化, 輕金屬, Vol. 40, No. 10, (1990), pp. 761~767
- 13) Colin J. Smithells: Metals reference book (5th Edition), Butterworths, pp. 188
- 14) Thaddeus B. Massalski: Binary Alloy Phase Diagrams (vol.1), ASM, (1986), pp.164
- 15) 中島, 納富, 草野, 上田: 超硬質材料による表面硬化肉盛溶接法の研究, 三菱重工技報, Vol. 18, No. 4, (1981), pp.93
- 16) L. M. Mondolfo: Aluminum alloys: structure and properties, Butter worths, (1976), pp. 250, 338.
- 17) 溶接學會編: 溶接・接合便覽, 丸善(1990), pp.1010