

플라즈마분체 오버레이법에 의한 알루미늄합금 표면의 경화특성에 관한 연구(II)

—후막 표면 합금화층의 경화특성과 내마모성—

李 揆 千* · 中田一博** · 姜 元 錫* · 李 暎 浩* · 松田福久**

Hardening Characteristics of Aluminum Alloy Surface by PTA Overlaying with Metal Powders(II)

—Hardening characteristics and wear resistance of thicker surface alloyed layer—

K.C. LEE*, K.H. NAKATA**, W.S. KANG*, Y.H. LEE* and F.H. MATSUDA**

Key Words : Surface Hardening(표면경화), Overlaying(오버레이), PTA Overlay(플라즈마 분체 오버레이), Aluminum Alloy(알루미늄합금), Wear Resistance(내마모성)

Abstract

The thick and hard alloyed layer was formed on the surface of Aluminum Cast Alloy(AC2B) by PTA overlaying process with Cr,Cu and Ni metal powders under the condition of overlaying current 150A, overlaying speed 150mm/min and different powder feeding rate 5-20g/min.

The characteristics of hardening and were resistance of alloyed layer have been investigated in relation to microstructure of alloyed layer.

As a result, it was made clear that Cu powder was the most superier one in three metal powders used due to an uniform hardness distribution of Hv 250-350, good wear resistance and freedom from cracking in alloyed layer of which microstructure consisted of hypereutectic.

On the contrary,irregular hardness distribution was usually obtained in Cr or Ni alloyed layers of which hardness was increased as Cr or Ni contents and reached to maximum hardness of about Hv 400-850 at about 60wt% Cr or 40wt% Ni in alloyed layer.

However the cracking occurred in these alloyed layers with higher hardness than Hv 250-300 at more

* 정회원, 충남대학교 기계공학과

** 비회원, 일본오사카대학 용접공학연구소

than 20-25wt% of Cr or Ni contents in alloyed layer.

Wear rate of alloyed layer was decreased to 1/10 in Cu alloyed layer and 1/5 or 1/3 in Cr or Ni alloyed layer with same hardness of about Hv 300 in comparison with that of base metal at higher sliding speed.

1. 서 언

알루미늄(Al)합금 표면에 내마모 특성이 우수한 후막표면경화층을 형성하는 방법으로서 플라즈마분체 오버레이법(PTA법)에 주목하여, 제1보에서는 그 합금화층의 형성기구에 대하여 검토하였다¹⁾. 그리고 Al합금주조재(AC2B)를 모재로 하고 합금화분말로서 Cr, Cu 및 Ni을 첨가한 경우의 합금화층 형성에 대한 적정조건을 구하고 아울러 그 형성 조직을 검토하였다.

본보에서는 동일 모재 및 합금화분말을 이용하여 제1보의 결과에 의거하여 형성시킨 적정합금화층에 대하여, 그 경화 특성 및 내마모 특성을 평가하고 또한 형성 조직과의 관계를 고찰하였다.

2. 사용재료 및 실험 방법

2.1 사용재료

모재는 Al합금주조재 AC2B(화학적분: 5.8%Si, 0.49%Fe, 2.5%Cu, 0.31%Mn, 0.04%Mg, 0.08%Zn)로서, 시험편 크기는 100'x60'x10mm'이었다. 합금화분말로는 순도 99.9%의 Cr(입도 50~100 μ m), Cu(입도 43~50 μ m) 및 Ni(입도 65~150 μ m)를 사용하였다.

2.2 실험방법

2.2.1 PTA법에 의한 합금화층 형성법

교류 플라즈마 아크에 의해 모재 표면을 용융하고, 플라즈마 토치에서 플라즈마 아크중을 통해서 용융지에 합금화분말을 공급하므로써 합금화층을 형성하였다. 그 방법은 제1보에서 서술하였다.

Table 1은 오버레이 조건을 나타낸다. PTA오버레이 전류로는 인버터식 교직양용기(플라즈마분체오버레이장치, NPPS 100형)를 이용하였다. 또 본 연구에서는 모재가 Al이기 때문에 방전 극성은 교류로 하였다. 교류주파수는 200Hz, 정극(EN)과 역극(EP)의 시간비율(T_{EN}/T_{EP})은 75/25로 일정하게 하였다. 오버레이 전류(Table 1 중의 I_{MEAN}) 및 오버레이 속도는 제1보에서 얻어진 적정오버레이 조건에 따라 각각 150A(역극전류 IEP=80A, 정극전류 IEN=217A) 및 150mm/min로 일정하게 하였다. 파이롯트가스 및 시일드가스는 Ar으로서 각각 0.5 및 16l/min로 하였다. 그리고 분말공급량은 캐리어가스 유량(Ar, 2l/min)을 일정하게 하여 5~20g/min로 변화시켰다. 또한 토치 선단과 모재 표면간 거리는 8mm로 하였다.

2.2.2 합금화층의 조직관찰법

얻어진 합금화층의 단면을 기계연마(사포 #1200), 버프연마(알루미나 0.3 μ m까지) 및 전해부식(2.5% 붕불화수소산 수용액, 15V, 10sec)후, 광학현미경 관찰을 하였다.

Table 1 Overlaying condition

IMEAN (A)	IEN (A)	IEP (A)	T_{EN}/T_{EP}	Powder feeding rate (g/min)	Overlaying speed (mm/min)	Ar gas(1/min)		
						Pilot gas	Powder carrier gas	Shield. gas
125	172	80	75/25	5 20	150	0.5	2	16
150	217							
175	255							
200	295							

2.2.3 합금화층의 경도측정법

합금화층의 경도 측정은 마이크로 비이커스 경도계 (측정하중, 9.8N)를 이용해서 비드 단면에 대하여 실시하였다. 마모시험편에 대해서도 마모면의 경도를 동일한 방법으로 측정하였다.

2.2.4 합금화층의 마모시험법

합금화층의 내마모성은 대월식 신속마모시험기를 이용해서 평가하였다. 마모시험편의 크기는 25* × 40* × 10mm*이며, 오버레이시편에서 오버레이 비드 부가 시험편 중앙부 길이 방향에 위치하도록 가공하였다. 비드의 오버레이부를 모재의 표면까지 연삭하여 사포로 #1500까지 연마한 뒤, 대기중에서 무운할로 마모시험을 실시하였다. 마모의 상수재로는 SUJ2계 회전원반(Hv 650, φ30mm)을 이용하였다. 마찰하중 9.8N, 마찰거리 100m로 일정하게 하고 마찰속도는 0.61~4.36m/sec까지 4단계로 변화시켰다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 합금화층의 조직

Cr, Cu 및 Ni합금화층의 형성조직에 대해서는 제1보에 상세히 기술하였으므로, 제2보에서는 대표적인 형성조직에 대해서 간단히 서술한다. Fig.1은 각 합금화분말에 대해서 분말공급량을 5~20g/min까지 변화시킨 경우의 합금화층의 단면 중앙부에 있어서 대표적인 조직을 나타낸다.

Cr의 경우, 분말공급량 5g/min에서는 침상조직(주로 CrAl₇), 10,15g/min에서는 침상 및 과상조직(주로 CrAl₄), 20g/min에서는 화합물이 층상(주로 Cr₅Al₈)으로 형성되고 이 부분에서는 균열이 발견되었다. Cu의 경우, 분말 공급량 5g/min에서는 아공정조직(α (Al)+E, E는 α+θ (CuAl₂)의 공정), 10g/min 이상에서는 초정 θ상이 치밀하게 분산된 과공정조직(θ +E)을 나타내었으며, 어느 경우에도 균열은 발생되지 않았다. Ni의 경우, 분말 공급량 5g/min에서는 침상조직 (NiAl₃), 10,15g/min에서는 침상조직 및 초정으로 정출한 Ni₂Al₃와 그 주위에 포정반응으로 형성된 NiAl₃가 확인되고 균열이 존재하였다. 20g/

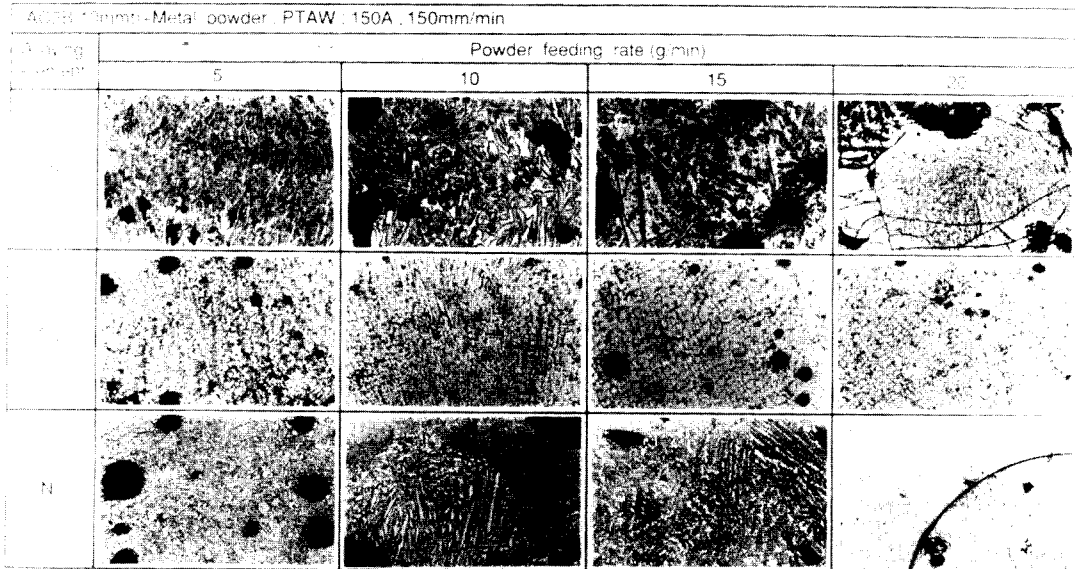


Fig.1 Microstructures of Cr, Cu and Ni alloyed beads in middle zones at different powder feeding rates.

min에서는 화합물 NiAl이 피상 또는 층상으로 중앙 부까지 형성되어 이 부분에서도 균열이 존재하였다.

3.2 화합물층의 경도 분포

Fig.2(a),(b),(c)에 오버레이 전류 150A, 오버레이 속도 150mm/min의 경우, 분말공급량을 5~20g/min일 때의 합금화층 표면으로부터 내부까지의 경도분포를 나타낸다.

(a) Cr합금화층

합금화층의 경도는 분말공급량의 증가에 따라서 전반적으로 증가하였다. 분말공급량 5g/min의 경우, 최고경도는 Hv 280 정도이며 합금화층의 경도분포 변화는 비교적 적었다. 이것은 합금화층이 균일한 침상조직($\alpha + CrAl_7$)을 나타내었기 때문이다. 또 5g/min에 비해서 10g/min에서는 합금화층의 경도가 비드 상층부로 갈수록 높은 값을 나타내었으며 최고 경도는 약 Hv 510이었다. 이것은 합금화층의 상층부에서 치밀한 침상조직 (주로 Cr_3Al_9 , $CrAl_4$)이 형성되었기 때문이다. 15.20g/min에서는 합금화층의 최고경도는 Hv 700~Hv 740로 증가하였지만 경도

값의 차이가 매우 컸다. 이것은 합금화층 전체에 균일한 조직이 얻어지지 않고 Cr의 편석에 의해 급속한 화합물이 피상 또는 층상(주로 Cr_5Al_8)으로 형성되었기 때문으로 생각된다. 한편 합금화층의 표면 근방은 내부보다도 경도가 낮은 경향을 나타내었으며, 이것은 Cr분말(비중 7.19)과 Al(비중 2.7)과의 비중 차에 의한 Cr의 마크로 편석의 영향으로 생각된다.

(b) Cu합금화층

어느 분말공급량에 있어서도 합금화층의 상부로부터 용융경계부까지 거의 동일한 형태의 경도 분포를 나타내었다. 분말공급량 5g/min에서는 아공정 조직($\alpha + E$)으로서 경도는 약 Hv 120~180이었다. 또 10g/min 이상에서는 초정으로서 θ 상(Hv 400~600)²⁾이 정출하여 치밀하게 분산된 과공정조직으로서, 분말공급량의 증가에도 불구하고 그 경도는 Hv 250~330로 포화하는 경향을 보였다. 제1보에서 서술한 EPMA정량 분석에 의하면 Cu합금화층에서는 각 분말공급량에 있어서 비드 단면에서의 Cu의 분포에는 변화가 없으며, 이 때문에 합금화층내의 경도 분포도 거의 일정한 값을 나타내는 것으로 생각된다. 이것은 Cu(비중 8.96)가 모재 Al합금과의 비중차는 크지만 넓은 조성범위에 걸쳐서 Al과 저융점의 공정반응(공정조성:33.0% Cu, 공정온도: 548°C)을 일

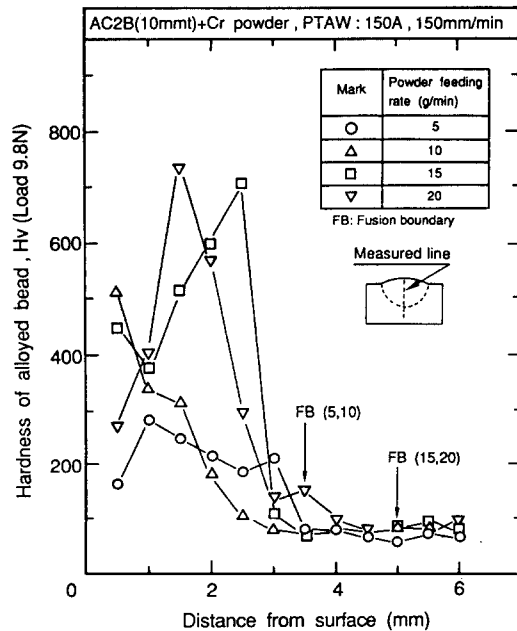


Fig.2(a) Hardness distribution on cross-section of Cr alloyed bead at different powder feeding rates.

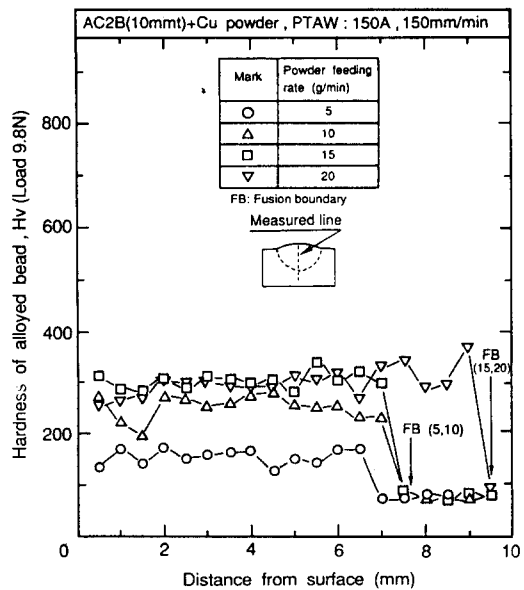


Fig.2(b) Hardness distribution on cross-section of Cu alloyed bead at different powder feeding rates.

오키기 때문에 합금화층 전체에 용이하고 균일하게 용융합금화되기 때문으로 생각된다.

(c) Ni합금화층

분말공급량 5g/min에서는 합금화층내에서 경도 약 Hv 200으로 거의 일정한 값을 나타내었다. 이것은 합금화층 전체에 초정 NiAl₃(경도: Hv 700~770)²⁾가 균일하게 침상으로 정출되었기 때문이다. 그러나 10 g/min 이상에서는 침상조직 이외에 Ni₂Al₃(경도: Hv 1100)²⁾ 및 NiAl(경도: Hv 300~700)³⁾의 금속간화합물이 피상 또는 층상으로 형성되었기 때문에 경도가 Hv 400~850로서 경도값에 현저한 차이가 있었다.

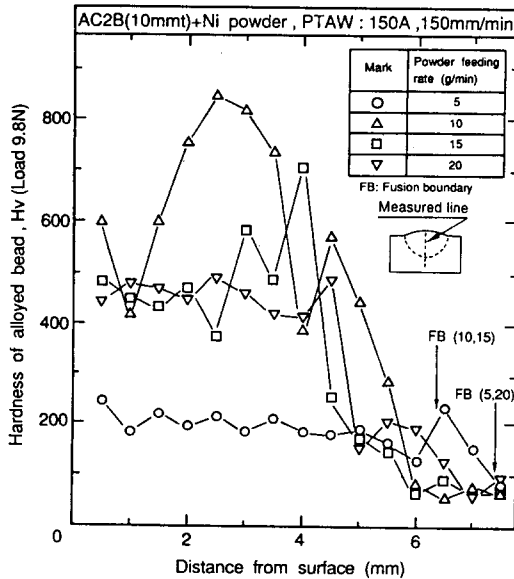


Fig.2(c) Hardness distribution on cross-section of Ni alloyed bead at different powder feeding rates.

3.3 합금화층의 경도와 합금량과의 관계

Fig.3, 4 및 5는 각각 Cr, Cu 및 Ni 합금화층의 경도와 합금량과의 관계를 나타낸다. 합금량은 경도 측정 위치에서의 EPMA에 의한 정량 분석값이다. 또 그림중의 흑인은 균열이 발생된 경우를 나타낸다. 그리고 실험 결과 및 상태도⁴⁾를 고려해서 주된 형성 조직의 범위를 그림의 하부에 나타낸다. 제1보에서의 형성 조직과 합금량과의 관계는 포정반응이 미완료한

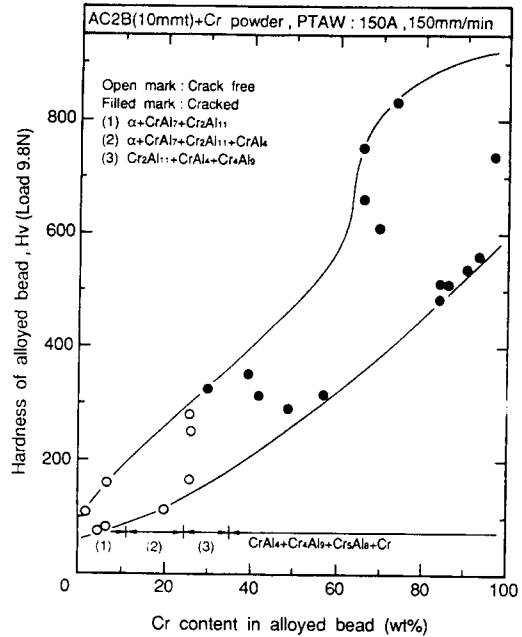


Fig.3 Relation between hardness and Cr contents of alloyed bead.

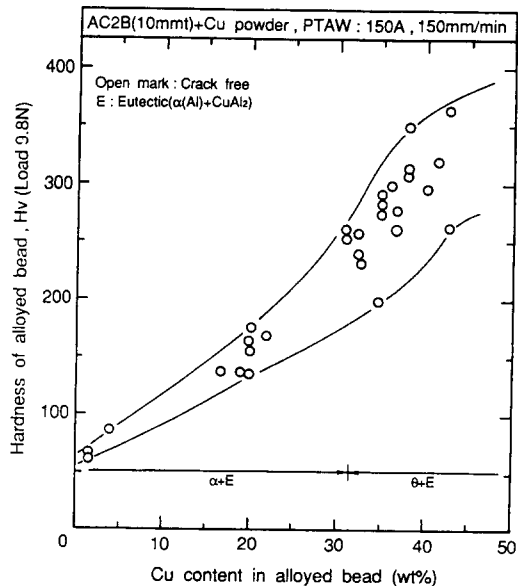


Fig.4 Relation between hardness and Cu contents of alloyed bead.

점을 제외하면 상태도와 일치하고 있는 것을 확인할 수 있다.

Cr합금화층(Fig.3)의 경우 Cr량 약 60%까지는 Cr량의 증가에 따라서 경도값이 거의 직선적으로 증가한다. 그리고 균열이 발생하지 않는 영역은 α 층에 $CrAl_3$ 이 초정으로 정출하여 침상조직을 형성하고, 또 이것에 일부 ($CrAl_3 + Cr_2Al_{11} + CrAl_4$)상이 형성되는 Cr량은 약 20~25%까지의 범위이며, 합금화층의 경도는 Hv 250~300이 한계로 생각된다. Cr량 약 30~60%에서 경도가 Hv 300~400으로 증가하지만, 합금화층내에서는 균열이 존재하였다. 이 경우의 조직은 치밀한 침상조직 ($Cr_2Al_{11} + CrAl_4 + Cr_4Al_9$)이었다. Cr량 약 60% 이상에서는 경도가 불연속적으로 증가하여 Hv 500~830에 달하였지만 이것은 주로 피상의 금속간화합물(Cr_5Al_8)의 형성에 의한 것이며 또한 균열이 존재하였다. Cu합금화층(Fig.4)에서는 Cu량의 증가에 따라서 경도는 연속적으로 증가하여 과공정조직인 약 40%Cu에서 최고 Hv 350을 나타내었다. 또한 균열은 전혀 발생되지 않았다.

Ni합금화층(Fig.5)에서는 Ni량 약 40%까지는 경도는 직선적으로 증가하였다. 그러나 균열이 발생하지 않는 영역은 ($\alpha + E$) 및 $NiAl_3$ 가 초정으로 정출하는 Ni량, 약 20~25%까지의 조성, 즉 공정반응계 조성범위 내이며 이 조성 범위내에서의 경도는 Hv 250~300이 상한이었다. Ni량 40% 이상에서는 경도

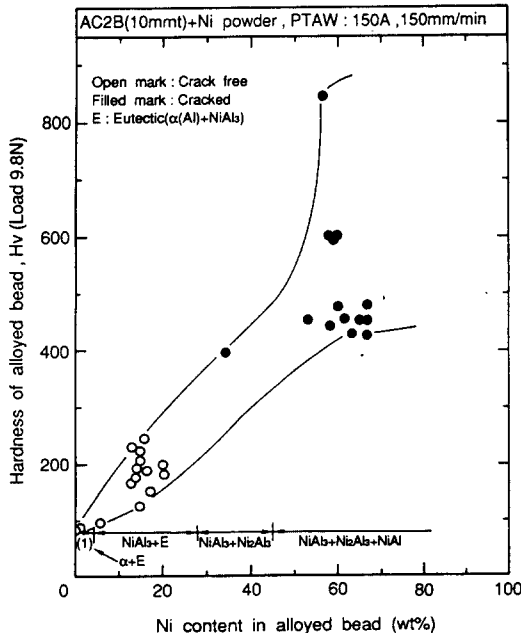


Fig.5 Relation between hardness and Ni contents of alloyed bead.

는 불연속적으로 증가하여 Hv 400으로부터 약 Hv 850에 달하였다. 조직은 치밀한 침상조직인 ($NiAl_3 + Ni_2Al_3$) 및 피상의 ($Ni_2Al_3 + NiAl$)이었으며 이 부분에서는 균열(●인)이 존재하였다.

3.4 합금화층의 내마모성

Fig.6(a), (b), (c)는 마찰하중 9.8N, 마찰거리 100 m인 경우의 Cr, Cu 및 Ni합금화층의 비마모량과 마찰속도와의 관계를 모재 AC2B와 비교하여 나타낸다. 모재의 비마모량은 마찰속도의 상승과 함께 급격히 증가한다. 이것은 응착마모에 의한 것으로 알려지고 있다⁹⁾. 이에 대해서 Cr, Cu 및 Ni합금화층에서는 어느 분말 공급량에 있어서도 그 비마모량은 모재보다도 현저하게 저하하였다. 또 분말 공급량 5 g/min에서는 마찰속도의 증가와 함께 비마모량은 다소 증가하지만, 10g/min 이상에서는 어느 합금화층에 있어서도 마찰속도에 관계없이 거의 일정한 값을 나타내며 5g/min의 값보다도 더욱 저하하였다. Cr 및 Ni의 분말 공급량 5g/min에서는 초정 금속간화합물의 침상조직, Cu의 분말 공급량 5g/min에

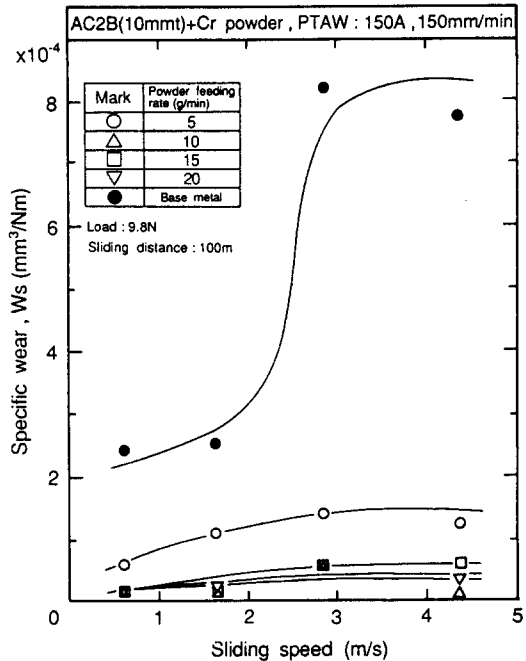


Fig.6(a) Relation between specific wear of Cr alloyed beads and sliding speed.

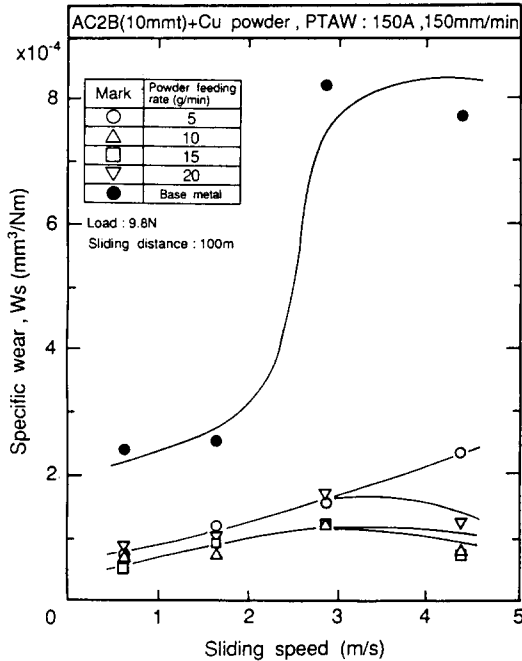


Fig.6(b) Relation between specific wear of Cu alloyed beads and sliding speed.

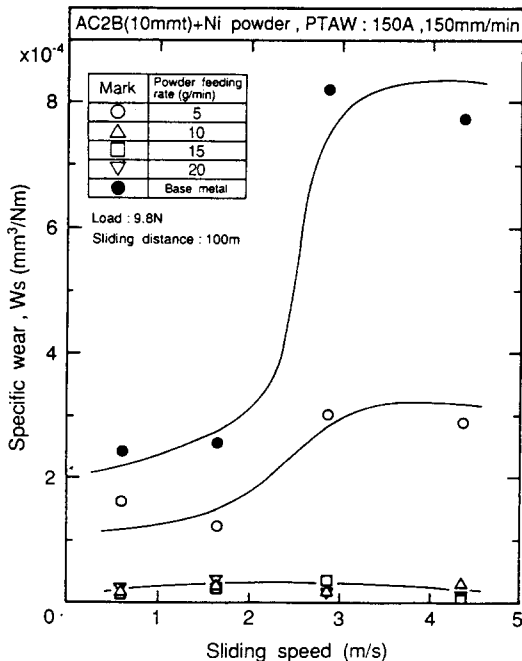


Fig.6(c) Relation between specific wear of Ni alloyed beads and sliding speed.

서는 아공정 조직이었다. 내마모성이 더욱 향상된 10 g/min 이상에서는 전자는 치밀한 침상 조직이나 과상·층상 화합물 조직, 후자에서는 과공정조직을 나타내며 내마모성 개선에는 이와 같은 조직의 형성이 적합한 것으로 생각된다.

Fig.7은 마찰하중 9.8N, 마찰거리 100m로 일정하게 한 경우의 Cr, Cu 및 Ni합금화층의 비마모량과 경도와의 관계를 나타낸다. 어느 합금화층에 있어서도 비마모량은 경도의 증가와 함께 감소하며, 특히 Cu 합금화층에서는 약 Hv 300에서 모재의 비마모량의 약 1/10까지 저하하였다. 이에 대하여 Cr 및 Ni합금화층에서는 동일 경도에서 비교하면 비마모량은 Cu 합금화층보다도 커서 모재의 1/10 정도까지 비마모량을 저하시키기 위해서는 약 Hv 400 이상이 필요하였다. Cu합금화층에서는 Cu는 α를 고용강화하는 것과 과공정역에서는 경한 초정 θ가 미세한 공정조직 (α+θ)으로 싸여 있어 치밀하게 분산 정출한 조직을 나타내기 때문에 비교적 낮은 경도에서도 비마모량이 현저하게 저하 되었다고 생각된다. 이에 대하여 Cr 및 Ni는 α의 강화에는 거의 관계하지 않아, 이 때문에 비마모량의 현저한 저하는 초정침상

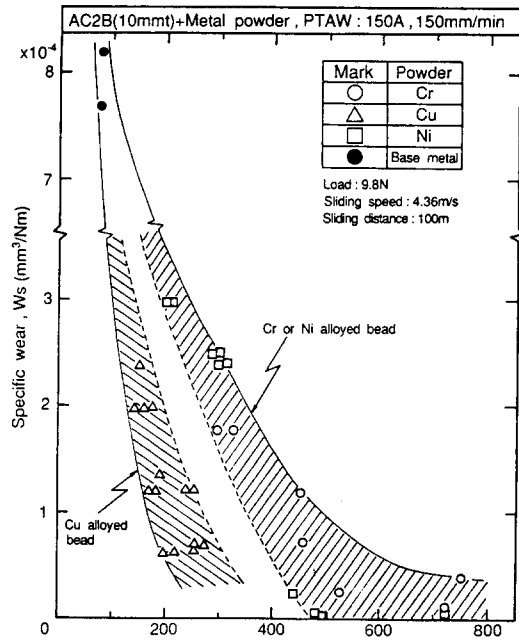


Fig.7 Relation between specific wear of Cr, Cu and Ni alloyed beads and hardness.

조직에서는 얻어지지 않고 Hv 400 이상을 나타내는 괴상 또는 층상 화합물조직에서 얻어졌다고 생각된다.

4. 결 언

Al주조합금(AC2B)표면에 Cr,Cu 및 Ni후막 표면 합금화층을 형성시켜 그 경도 및 내마모성에 대해서 검토하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 합금화층의 경도 분포, 내마모성 및 균열 발생 경향과 제1보에서 기술한 적정합금화 조건 범위를 종합적으로 고려하면 Cr, Cu 및 Ni의 합금화분말중에서 Cu가 합금화분말로써 가장 우수한 특성을 나타내었다.

2) Cu합금화층내에서는 동일한 경향의 경도 분포를 얻었다. 경도는 Cu량과 함께 증가하여 최고 경도는 약 40% Cu에서 Hv 300~350 정도이었다. 또 합금화층내에서는 균열이 발생되지 않았다.

3) Cr 및 Ni합금화층내에서는 경도 변화가 커서 Ni공급량이 적은 경우를 제외하면 동일한 경향의 경도 분포를 얻기가 곤란하였다. 경도는 합금량과 함께 증가하여 약 60% Cr 및 40% Ni 이상에서는 각각 Hv 500~850 및 Hv 400~850에 달하였다.

4) Cu합금화층내에서는 균열이 발생되지 않았지만 Cr 및 Ni합금화층에서는 균열이 발생되었다. 균열이 발생되지 않은 영역은 Cr 및 Ni량 약 20~25% 까지로써 주로 $CrAl_7$ 및 $NiAl_3$ 상이 각각 침상인 경우

이며, 경도는 어느 경우도 Hv 250~300 범위 이었다. 이상의 Cr 및 Ni량에서는 괴상 및 층상화합물 조직을 나타내기 때문에 균열이 발생되었다.

5) 합금화층의 내마모성은 어느 합금화원소에 대해서도 합금화층의 경도 증가와 함께 현저히 증가하였다. 특히 Cu의 효과가 커서 합금화층의 경도 약 Hv 300에서는, 고속마찰 속도에 있어서 비마모량은 모재의 약 1/10까지 저하함에 반하여 Cr 및 Ni에서는 동일 경도에서 각각 모재의 약 1/5 및 1/3이었다.

후 기

본 연구는 1991년도 한국과학재단 연구비(911-06 40-009-2) 지원하에 이루어진 것 중 일부이며 동재단 관계자 여러분께 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 1) 李, 中田, 李, 松田: 高温學會誌 17-4(1991), pp.177
- 2) L.M.Mondolfo: Aluminum Alloy; Structure and Properties, Butterworths, (1976) pp.250,338
- 3) (財)金屬系材料研究開發センター-(JRCM)報告: Al表面ミリオ-タ-硬化技術調査報告書, 1989, pp.3
- 4) Thaddeus B.Massalski: Binary Alloy Phase Diagrams (Volume 1), ASM, (1986) pp.104,106,142
- 5) 樋口, 飯島; 潤滑, 15-7(1970), pp.407-415