

研究論文

알루미늄표면에 금속-세라믹입자 복합첨가에 의한 내마모성개선

이규천* · 박성두** · 이영호*** · 中田一博**** · 松田福久*****

Improvement of Wear Resistance of Aluminum by Metal-Ceramic Particle Composite Layer

Kyu-Cheon Lee*, Sung-Du Park**, Young-Ho Lee***, Kazuhiro NAKATA****
and Fukuhisa MATSUDA*****

Key Words : Wear resistance(내마모성), Metal-ceramic particulated composite layer(금속·세라믹입자복합층), Al(알루미늄), TiC particle(티타늄입자), alloyed layer(합금층), PTA overlaying(플라즈마분체오버레이), TiC V/F(티타늄 카바이드 체적율)

Abstract

The present study was aimed to correlate the microstructure and the hardness as well as the wear resistance of the metal-ceramic particulated composite layer on the pure Al plate. The composite layers were constructed by the addition of TiC particles on the surface of Al-Cu alloyed layers by PTA overlaying process. Initially, the Al-Cu alloyed layers were achieved by the deposition of Al-(25~48%)Cu alloys on the pure Al plate by TIG process.

It was revealed that TiC particles were uniformly dispersed without any reaction with matrix in the composite layer. The volume fraction of TiC particles(TiC V F) increased from 12% to 55% with increasing the number of pass of composite layer. Hardnesses of (Al-48%Cu + TiC(3& 4layers)) composite layer were Hv450 and Hv560, respectively, due to the increase of TiC V/F. Hardnesses of (Al-Cu + TiC) composite layers decreased gradually with insreasing temperature from 100℃ to 400℃, and hardnesses at 400℃ were then reached to 1/5~1/10 of room

※ 1997년 7월 22일 접수

* 정회원, 두원공업전문대학 동력기계과

** 정회원, 천안공업전문대학 용접기술과

*** 정회원, 충남대학교 기계공학과

**** 비회원, Joing and Welding Research Institute, Osaka University, Japan

***** 비회원, Tarasaki Research & Development Center, Japan Power Engineering and Inspection Corp. (JAPEIC)

temperature hardnesses depending on the construction of composite layers. The Specific wear of (Al + TiC) layer and Al-48%Cu alloyed layer decreased to 1/10 of that of pure Al, while the specific wear of (Al-48%Cu + TiC(4 layers)) composite layer exhibited 1/15 of that of steel such as SS400 and STS304.

1. 서 론

경량구조재로서 비강도가 높은 알루미늄(Al) 및 그 합금이 항공기, 자동차산업 등의 수송 및 산업 기기분야에 널리 이용되고 있지만, 철강재료에 비하여 내마모성이 현저하게 떨어진다는 결점이 있다. 한편 내마모성 개선을 위하여 Al재료에 행하여지고 있는 기존의 표면처리기술^{1,2)}에 의한 표면경화층은 박막이며, 특히 Al재료가 연하기 때문에 면압 하중을 받는 상태에서 충분한 기능을 발휘하지 못하고 있다. 따라서 Al재료에 대하여 새롭고 우수한 기능 특성^{3,4)}, 특히 후막표면경화층에 의한 고경도·내마모성 등을 부여할 목적으로 국내외에서 기지재료, 합금물질 및 적용 프로세스 등의 선택으로 여러 방면에서 연구가 진척되어 그 가능성을 제시하고 있다.

본 연구에서는 기지조직의 경화를 위하여 순수 Al표면에 TIG열원을 이용하여 Al-Cu합금봉을 용융합금시키고, 이렇게 얻은 Cu합금층에 고용점, 고경도의 TiC분말을 플라즈마분체육성법(PTA법: Plasma transferred arc)으로 금속·세라믹입자 복합합금층⁵⁾을 형성하였다. 그리고 얻어진 복합합금층에 대하여 미세조직, 경화성 및 내마모성을 조사하였고, 또한 다층 오버레이로 TiC 분산입자의 고밀도화를 피하여 TiC입자의 체적율이 복합합금층에 미치는 영향을 분석하여, 이들에 의하여 금속·세라믹입자 복합합금층에 대한 경사기능 특성에 대하여 검토하였다.

2. 사용재료 및 실험 방법

2.1 사용재료

모재는 공업용 순수Al판(AI060:300×100×20mmt)을 사용하였고, 그 표면에 후막경화층을

형성시키기 위하여 Al-Cu합금봉을 용융합금화하였다. 이 경우 Al-Cu합금봉은 연속주조법인 OCC(Ohno Continuous Casting) 프로세스에 의하여 제작한 것으로 Cu량은 25, 33, 40 및 48mass%의 4종류이다. 그리고 탄화물계 세라믹인 TiC입자(순도 99.9%, 입도 45~106 μ m)를 Cu합금층내로 분산시켜서 복합층을 형성하였다. Fig. 1은 TiC입자의 형상을 보여주고 있으며 TiC분말은 이형탄화물 분쇄분으로 그 송금성은 양호하였다.



Fig. 1 Morphology of TiC powder used in this study (purity:99.9%, grain size:45-106 μ m)

2.2 실험 방법

2.2.1 TIG열원에 의한 Cu합금층 형성

일정한 속도의 TIG아크로 모재 표면을 용융하면서 Al-Cu합금봉을 연속적으로 공급하여 경화된 Cu합금층을 형성하였다. Table 1은 그 오버레이 조건을 나타낸다. TIG오버레이전원은 교류이며 보호가스는 Ar을 사용하였다. 합금층 형성을 위하여 동일 조건에서 25~48mass%Cu합금봉을 2층 오버레이하였으며 각 층의 비드수는 7 패스이었다.

Table 1. Overlay conditions of Al-Cu alloyed layer by TIG process

Arc current (A)	250
Travel speed (mm/min)	100
Al-Cu alloyed electrode feeding rate (mm/min)	300
Dia. of Al-Cu alloyed electrode (mm)	4
Cu content of Al-Cu alloyed electrode (mass%)	25, 33, 40, 48

2.2.2 PTA법에 의한 금속·세라믹입자 복합합금층 형성

Fig. 2는 PTA오버레이법의 원리도를 보여주고 있다. 플라즈마아크에 의하여 Cu합금층 표면을 일정한 속도로 용융하면서 TiC분말이 플라즈마아크를 통하여 용융지에 공급되어 금속·세라믹입자 복합합금층이 형성되었다. PTA 전원으로는 인버터식 교류/직류양용 용접기를 이용하였다. Table 2는 그 복합화조건을 보여주고 있다. 방전극성은 직류정극성으로 하였으며 He가스를 사용하였다. 플라즈마전원, 분말공급량 및 토치 이동속도는 각각 200A, 15g/min 및 500mm/min이었으며 모재 표면과 토치의 간격은 8mm로 하였다.

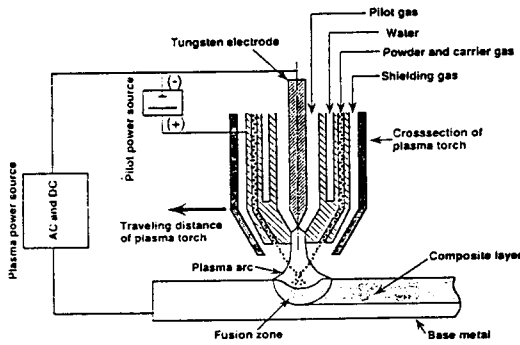


Fig. 2 Schematic illustration of PTA overlaying process

2.2.3 조직관찰

금속·세라믹 복합층의 표면 및 단면은 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하였으며 정량분석이 필요한 경우에는 EPMA를 이용하였고 X-선 회절법으로 복합층에 형성된 상을 살펴 보았다. 단

Table 2 Composite conditions of TiC powder on pure Al and Al-Cu alloyed overlayer by PTA overlaying process

Plasma arc current (A)	200
Travel speed (mm/min)	500
Powder feeding rate (g/min)	15
Polarity	DCEN-He
Number of pass	1-4

면시험편에 대하여서는 기계연마 (emery paper #1200까지) 와 버프연마 (Diamond Paste 0.3 μ m) 후, 3% 붕불화수소산수용액에서 15V의 조건으로 15sec 동안 전해부식시켰다. 이러한 관찰과 분석으로 TiC입자와 기지조직의 반응성에 대하여 조사하였다. 한편 복합층 단면의 상, 중 및 하부 조직의 광학현미경사진 (사진배율 \times 30) 으로 영상분석을 실시하여 TiC입자의 영향을 검토하였다.

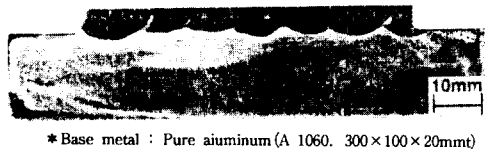
2.2.4 경화성 검토

경도는 단면조직에 대하여 실온에서는 마이크로 비커스 경도계 (측정하중 9.8N)를 이용하여 측정하였다. 한편 복합층의 경화성과 온도의 상관관계를 검토하기 위하여 고온미소경도측정장치 (고온미소경도계 QM-2형)를 이용하여 고순도 Ar가스 (99.999%이상) 분위기에서 100, 200, 300 및 400 $^{\circ}$ C의 일정 온도에서 직접부하방식 (압자:다이아몬드, 시험편치수:5 \times 10 \times 5mm, 하중:9.8N)으로 경도를 측정하였다. 각 시험온도까지의 온도상승시간은 20분이며, 그 시험온도에서 5분 유지 후 측정하였다. 그리고 내마모성시험⁷⁾은 대월식신속마모시험기를 이용하였으며 회전원반은 직경 30mm로 경도가 Hv650인 SUJ2재를 사용하였다. 또 마모조건은 마찰속도:4.36m/s, 마찰하중:10N, 마찰거리는 100m로 일정하게 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 Cu합금층과 TiC복합층의 비드외관 및 단면형상

Fig. 3은 TiC입자 복합화를 위하여 우선 TIG열원을 이용하여 제작한 Cu합금층의 마크로단면조직을 보여주고 있다. 이것은 Al-40%Cu합금봉으로 2층 오버레이한 것이다. 합금봉의 Cu함량에 관계없이 양호한 합금층을 얻을 수 있었으며 모재와의 밀착성도 양호하였다. 이것은 합금봉의 Cu함량(25~48mass%Cu) 범위가 Al과 저용점의 공정반응(공정조성:33%Cu, 공정온도:548℃)을 나타내고, 과공정역에서도 액상선온도는 591℃로 비교적 낮아 쉽게 Al모재와 용융합금층을 형성하기 때문으로 생각된다.



* Base metal : Pure aluminum(A 1060. 300×100×20mm)

Fig. 3 Macrostructure of cross section in Al-Cu alloyed overlayer

이와 같이 제작한 Cu합금층에 PTA법으로 TiC입자를 균일하게 분산시켜 복합층을 형성하였다. Fig.4는 그 대표적인 예로서, Cu량을 변화시킨 Cu합금층에 TiC분말을 첨가(3층 오버레이)한 복합층의 비드의 외관 및 단면 마크로조직을 보여주고 있다. 본 실험의 일정한 조건에서는 1~4층까지의 오버레이 복합화 비드의 외관은 양호하였다. 한편 층수가 증가함에 따라 복합층(Fig.6)의 TiC입자의 밀도가 증가하였지만, TiC입자가 불균일하게 분포하였거나 복합층 상부로 퇴적되지 않고 양호한 복합층을 얻을 수 있었다. 그리고 복합층이 형성될 때 Cu합금층이 채용되어 TiC입자가 분산되어 침전되는 깊이는 3.2~4.5mm이었다.

한편, 각 오버레이 복합층의 비드표면은 TiC입자로 피복되어 있고, 표면 바로 아래는 Al과 TiC의 비중 차이(Al:2.7, TiC:4.9)에 의해 Al-Cu합금성분으로 되어 있으며, 1층에서 4층 오버레이로 감에 따라 TiC입자의 분포가 더욱 균일하게 되었다. 이것은 복합화조건적 적정성 뿐만아니라 TiC입자와 Al의 비중 차이가 복합층 형성에 적절하며 Al의 젖음성^{8,9)}이 양호하기 때문으로 생각된다.

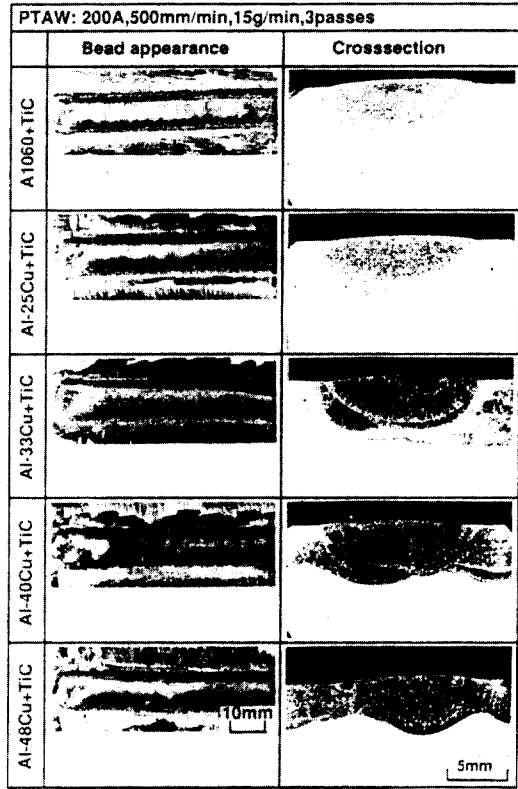


Fig. 4 Bead appearance and macrostructure of cross section in composite layer of 3passes

3.2 복합층의 조직

Fig.5는 25~48%Cu합금층의 대표적인 미세조직을 보여주고 있다. 25%Cu합금층은 아공정조직으로 다수 비드에 의한 열적 영향에도 불구하고 상이한 조직의 분포는 나타나지 않고, 전체적으로 균일한 조직을 나타낸다. 33%Cu합금층에서는 다수 비드에 의한 채용용 및 열류 이동에 의한 온도 구배에 따라서 입상과 침상의 공정조직을 나타내고 있다. 한편 40%Cu합금층은 등축의 공정 및 θ 상(CuAl₂)이 수지상정으로 성장한 과공정조직으로서, 급냉 응고에 의하여 비평형조직인 θ 상이 정출하고 있다. Cu량이 최대인 48%Cu합금층에서는 대부분 θ 상이 각형, 수지상정 및 침상정으로 정출하는 과공정조직을 나타낸다. 이상의 25, 33, 40 및 48%Cu합금층에서 실제 Cu량은 모재인 Al의 영향으로 각각 23.5, 30.8, 38.7 및 44.7mass%이었다.


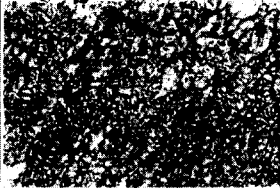
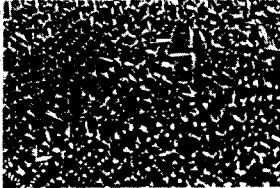

Al-mass%Cu	Microstructure	Hardness
25mass%Cu		Hv 140
33mass%Cu		Hv 190
40mass%Cu		Hv 230
48mass%Cu		Hv 300

Fig. 5 Microstructure and hardness at different mass%Cu in Al-Cu alloyed layer

Fig. 6은 48%Cu합금층에 TiC분말(분말공급량: 15g/min)을 4층 오버레이한 경우로 복합층내의 TiC입자 분포를 보여주고 있다. TiC입자(사진상에서 흑색)는 Cu합금층의 전체에 균일하게 분산되어 있고, 층수가 높아지면서 TiC입자의 분산 밀도는 증가하였다. Fig. 7은 복합층중에 TiC입자가 분포된 미세조직을 보여주고 있다. 48%Cu합금층에서 TiC입자는 초정 θ 상(백색 봉상의 금속간화합물) 및 α Al과 θ 상의 공정조직으로 둘러 싸여 있으며, EPMA 및 X-선회절에 의하면TiC(융점:3150℃)¹⁰ 입자는 조직과 상호 반응하지 않고 독립적으로 분산되어 있는 것으로 확인되고 있다. Fig. 8은 복합층의 SEM조직과 EPMA에 의한 특성 X-선상을 나타낸다. TiC입자는 기지조직과 용융 반응을 하지 않고, 원래의 TiC입자와 거의 같은 형상을 보여주

Al-48mass%Cu+TiC(4pass)

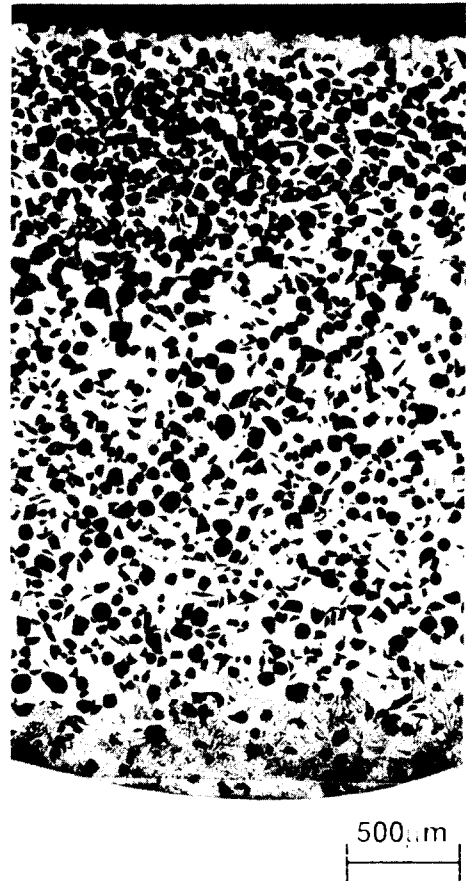


Fig. 6 Distribution of TiC particle in 48mass%Cu composite layer of 4passes

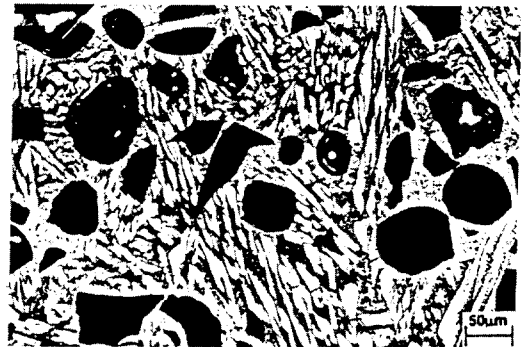


Fig. 7 Microstructure of 48mass%Cu and TiC composite layer

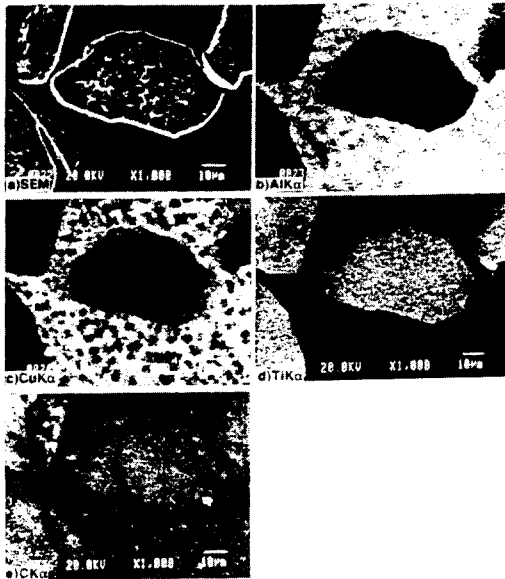


Fig. 8 Characteristics X-ray images of TiC particle in 25mass%Cu composite layer of 3passes

고 있다.

한편 Fig. 6, 7의 조직에서 기공과 균열은 보이지 않으나 기공은 복합층과 기지조직 사이에서 균열은 θ 상에 일부 존재하였다. 복합층의 기공은 기지조직인 Cu합금층중의 기공과 TiC입자에 부착된 H_2 , H_2O 등에 의하여 용융시 발생한 작은 기공들이 TiC입자의 영향으로 상부로 부유하지 못하고 응집된 결과로 생각된다. 따라서 복합층의 기공 방지를 위해서는 기지조직이 건전하여야 하며 서냉시키고, TiC분말은 진공중에서 충분히 건조시켜야 한다. 그리고 복합층의 균열은 기지조직의 영향이 크고, 조직중에 분산되어 있는 TiC입자의 체적율도 영향을 미치는 것으로 생각된다. 48%Cu합금층에서는 미소균열이 존재하였으며 그 복합층에서도 균열이 발생하고 있다. 이것은 경하고 취약한 θ 상의 정출과 재가열에 의한 것으로 생각된다. 또한, Al 및 θ 상의 열팽창 계수는 각각 $27.7 \times 10^{-6} K$ (293~773K), $15.9 \times 10^{-6} K$ (300~400K)¹¹⁾이고, 용고시 수축은 각각 6.4%(순도:99.6%), 3%¹¹⁾로써 이것도 균열 발생에 관계하는 것으로 생각된다. 한편 TiC입자 복합화시 금속과 세라믹의 물리적 성질 차이에 의한 것으로도 생각할 수 있다. 즉

열전도도와 열팽창계수(TiC: $7.4 \times 10^{-6} K$ (~1270K))^{10,12)}의 차이 및 그 차이에 의해 발생하는 열응력 등으로 TiC입자 체적율이 증가한 복합층에서 균열 발생이 쉬운 것으로 생각된다. 따라서 복합층의 균열 방지를 위해서는 기지조직의 경화에 유효한 θ 상의 체적율과 복합층중의 TiC입자 체적율을 고려할 필요가 있다. 더욱이 다층 오버레이에 의한 (Al-Cu+TiC) 금속·세라믹 복합합금이므로 금속-세라믹의 물리적 성질을 고려하여야 하며 복합화 후에 서냉이 요구된다.

3.3 복합층의 경도

Fig. 9는 기지조직인 25~48%Cu합금층에 대하여 TiC분말을 1~4층까지 오버레이한 경우의 평균 경도를 Cu합금층과 비교하여 나타내고 있다. Cu합금층의 경도는 Cu량의 증가와 함께 약 Hv 140(25%Cu합금층)으로부터 Hv300(48%Cu합금층)정도까지 증가하였다. 이들 기지조직에 TiC입자를 복합시키면 경도값은 1,2층 오버레이에서는 Cu합금층보다 각각 Hv60~70, Hv70~95정도 증가하였다. TiC입자의 분산 밀도가 증가한 3,4층 오

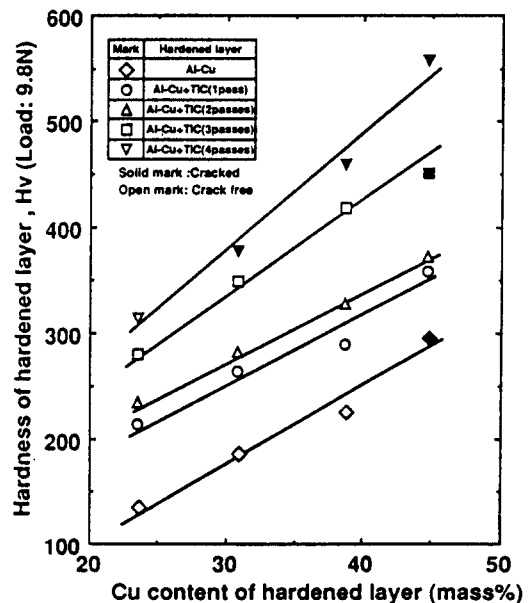


Fig. 9 Relationship between Cu content and hardness of TiC composite layer

버레이에서는 각각 Hv140~150, Hv170~260정도 까지 증가하였으며, 48%Cu합금층은 각각의 평균 경도가 약 Hv450, Hv560로 나타났다.

한편 경도값은 Cu량의 증가에 따라 상승하였으며, 40%Cu합금층 이상에서는 TiC입자를 3, 4층 오버레이하였을 경우 고밀도로 분산된 TiC(Hv3000)^{10, 12)} 입자 주의에 의한 θ 상(Hv400~600)¹¹⁾이 존재하므로 높은 경도를 나타내고 있는 것으로 생각된다. 따라서 이들 복합층에서는 균열(혹인)이 발생하였다.

Fig. 10은 복합층의 경도와 TiC입자의 평균 체적율과의 관계를 나타내고 있다. 복합층내의 TiC입자 체적율은 오버레이 층수의 증가에 따라 약 12~55%정도이었으며, 동일한 복합층에서는 TiC입자 체적율의 증가에 따라 경도값이 증가하였다. 그러므로 TiC입자 밀도가 경도에 영향을 미치고 있는 것을 알 수가 있다. 그러나 TiC입자의 밀도 증가는 기지조직의 조성과의 함에 균열(혹인)에 영향을 미치는 것으로 나타났다.

기지조직이 아공정인 경우 TiC입자의 고밀도화에도 불구하고 균열은 발생하고 있지 않으나, 공정조직인 33%Cu합금층과 과공정조직인 40%Cu합

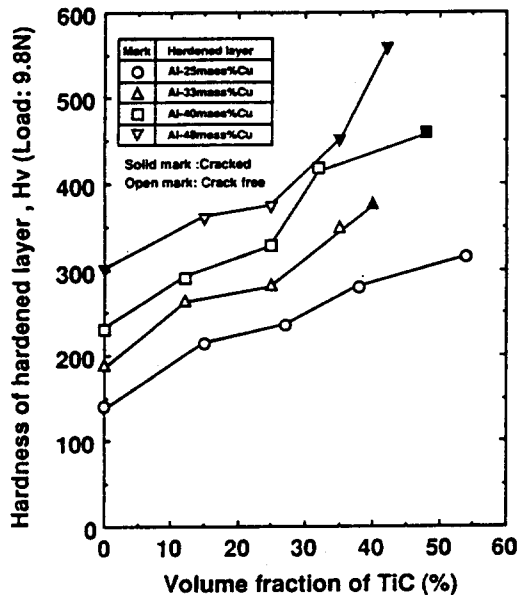


Fig. 10 Relationship between volume fraction of TiC and hardness of composite layer

금층의 4층 오버레이 그리고 대부분 θ 상인 48%Cu합금층의 3, 4층 오버레이에서는 균열이 발생하고 있다. 이것은 3.2절에서 서술한 바와 같이 TiC입자 복합화 과정에서 기지조직의 균열과 TiC입자의 체적율 증가에 의한 것으로 생각된다. 따라서 경도가 Hv370 이상이며 TiC입자 체적율이 약 40% 이상인 경우 균열이 발생하기 쉽다.

Fig. 11은 온도 변화에 따른 복합층의 경도 변화를 보여주고 있다. 순수Al, (Al+TiC)층 및 33%Cu, 48%Cu합금층의 경우도 비교하여 보여주고 있다. (Al-48%Cu+TiC(4층))복합층을 제외하고 대부분 100℃의 경도가 상온 경도와 큰 차이를 보여주지 않고 있지만, 온도가 증가함에 따라 경도는 일정하게 감소하는 경향을 보여주고 있다. (Al-33%Cu+TiC(4층)) 복합층은 경도가 직선적으로 감소하여 400℃에서 Hv50 이하를 나타내고 있으며, 상온에서 높은 경도값을 갖는 (Al-48%Cu+TiC(4층)) 복합층은 온도의 증가에 따라 경도가 직선적으로 감소하여 400℃에서 Hv110정도를 나타낸다. 이와 같

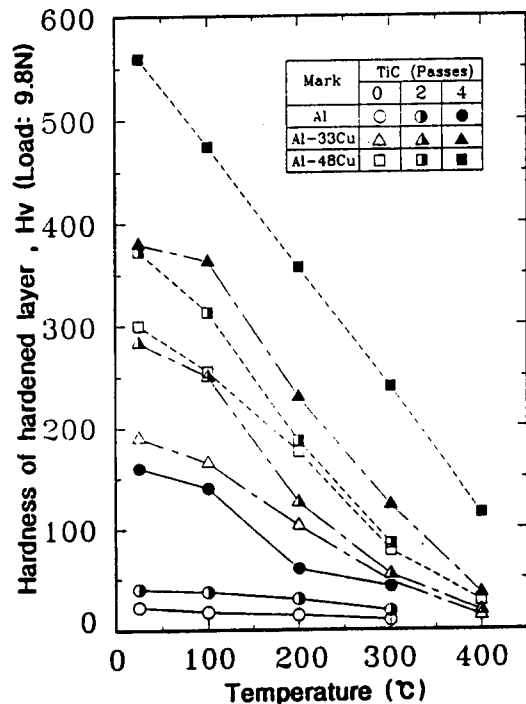


Fig. 11 Change of hardness values at elevated temperatures of composite layer

이 온도의 증가에 따라 경도의 급격한 저하는 근본적으로 기지조직의 연화가 원인이다. 한편 (CuAl₂+αAl)의 공정조직으로 둘러싸인 θ상이 330℃에서 경도가 급격히 저하¹¹⁾하며, TiC입자는 730℃에서 Hv640정도¹²⁾로 나타나기 때문에 이러한 경한 조직의 고온경도 저하도 원인이라고 할 수 있다.

3.4 복합층의 내마모성

Fig. 12는 48%Cu합금층에 TiC분말을 1~4층까지 복합화한 경우의 비마모량을 순수Al, 48%Cu합금층 및 (Al+TiC(3층)) 층과 비교하여 나타내고 있다. 한편 철강재료(SS400, STS304)의 비마모량도 함께 비교하였다. 48%Cu합금층과 (Al+TiC) 층에서는 비마모량이 모재인 순수Al의 약 1/10까지 감소하여 철강재료와 같은 수준의 내마모성을 보여주고 있다. 경한 θ상 조직인 48%Cu합금층에 경질 입자인 TiC분말을 4층 오버레이한 복합층은 48%Cu합금층, (Al+TiC) 층 및 철강재료에 비하여 비마모량이 1/15 이상 감소하여 매우 우수한 내마모성을 보여주고 있다.

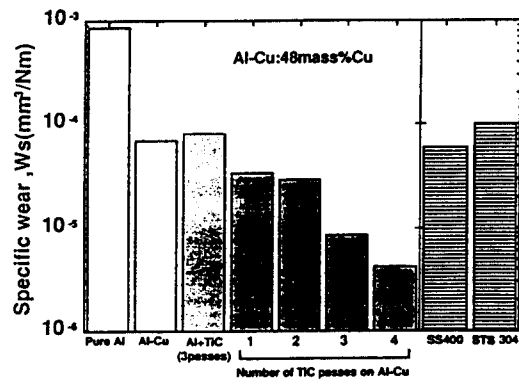


Fig. 12 Combined effect of Cu and TiC additions on specific wear

Fig. 13은 Fig. 12에서 서술한 재료들에 대한 비마모량과 경도와의 관계를 보여주고 있다. 순수Al과 Cu합금층에 TiC입자를 첨가함으로써 내마모성과 경도는 향상되었지만, (Al+TiC) 층은 Cu합금층의 수준에 지나지 않으며, (Al-Cu+TiC) 복합층과 비교하면 동일 조건(TiC 3층)에서 비마모량은 10배 정도 크고, 경도는 1/3 수준이다. 그러나 (Al-Cu+

TiC) 복합층은 기지조직인 Cu합금층과 비교하여 경도 Hv200~400범위에서는 경도의 증가에 따라 비마모량은 완만한 감소를 나타내지만, 그 이상의 경도값에서는 비마모량의 급격한 저하와 함께 균열이 발생하였다.

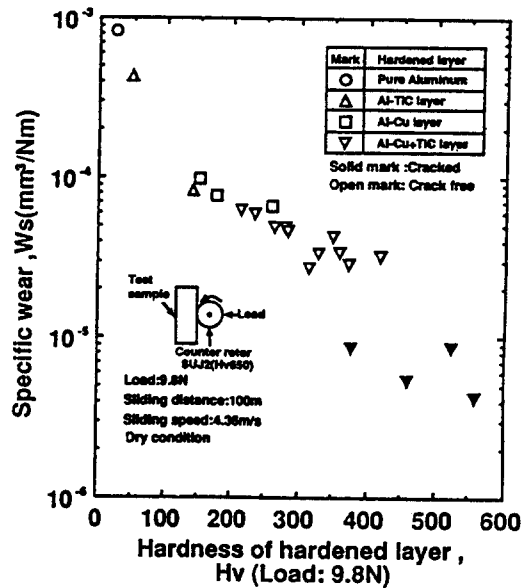


Fig. 13 Relationship between hardness and specific wear of composite layer

이상으로부터 (Al+TiC) 층이 (Al-Cu+TiC) 복합층과 비교하여 경도값과 내마모성이 떨어지는 원인은 기지조직의 특성 차이에 의한 영향이 크다. (Al+TiC) 층은 TiC입자가 Al기지에 분산되어 있으므로 마모시험시 마모의 진행 방향으로 이동하거나 응착마모현상¹³⁾을 일으킨다. 그러나 (Al-Cu+TiC) 복합층은 기지조직이 경화된 Cu합금조직으로 이 조직에 TiC입자가 분산되어 있어서 마모 상대재에 대한 저항성이 높다. 따라서 내마모성 평가는 마크로 경도값만으로는 그 평가가 어려우며, 또한 부재의 사용환경과 조건 등에 따라 다른 결과를 나타내기 때문에 내마모성 개선을 위해서는 기지조직의 강화와 함께 경질 입자의 적절한 고밀도화가 필수적이라고 생각된다.

4. 결 론

순수Al(AI060) 표면에 TIG열원을 이용하여 Cu량이 다른 Al-Cu합금층을 합금화한 후, 다시 Cu합금층에 대하여 PTA를 이용하여 탄화물계 세라믹인 TiC분말을 첨가하여 금속·세라믹입자 복합합금층을 형성시켰다. 그리고 그 복합합금층에 대하여 TiC입자의 분포 상태, 조직 및 경도(상온~400℃), 내마모성 등을 검토하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 25%Cu합금층은 초정 α Al이 정출한 아공정 조직이며, 33%Cu합금층은 등축정과 침상정의 라멜라 공정조직이었다. 그리고 40%Cu합금층은 과공정조직으로서 등축의 라멜라 공정과 입상·수지상정의 θ 상의 성장 조직이며, 48%Cu합금층은 침상과 각형의 θ 상이 등축정의 공정립에 둘러싸인 조직을 나타냈다.

2) (Al-Cu+TiC)복합층에서 TiC입자는 기지조직과 상호 반응을 일으키지 않고 독립적으로 분산되어 있으며, 복합층수의 증가에 따라 TiC입자의 평균 체적율은 12(1층)~55%(4층)로 고밀도화되면서 균일한 분산 상태를 나타냈다.

3) Cu량이 25에서 48%로 증가함에 따라 합금층의 평균 경도는 Hv140에서 Hv300으로 증가하였으며, TiC입자의 첨가로 복합층의 평균 경도는 Hv60~90(1, 2층), Hv140~260(3, 4층)정도의 증가를 나타냈다. 한편 동일 복합층에서도 TiC입자의 평균 체적을 증가에 따라 경도는 증가하며 (Al-48%Cu+TiC(3, 4층))복합층은 각각 Hv450(3층), Hv560(4층) 정도를 나타냈다.

4) 비마모량은 경도의 증가에 따라 감소하며 (Al+TiC)층, 48%Cu합금층은 순수Al과 비교하여 1/10 정도, (Al-48%Cu+TiC(4층))복합층은 철강재료와 비교하여 1/15 이상까지 감소하였다. 한편 복합층의 경도가 Hv200~400정도에서는 비마모량이 완만한 감소를 나타내고 있지만, 그 이상의 경도값에서는 비마모량이 급격하게 감소하며 이들 복합층에서는 균열이 발생하였다.

5) (Al-Cu+TiC)복합층의 고온에서의 경화성은 온도(100~400℃)의 증가에 따라 크게 감소하여 400℃에서 경도는 상온의 1/5~1/10정도이었다.

후 기

본 연구는 한국과학재단('93년도 전반기 해의

Post-Doc.) 지원에 의하여 연구되었으며, 관계자 여러분께 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. (財)金屬系材料研究開發センタ-(JRCM): アルミニウム表面シリオ-ダ-硬化技術調査報告書, (1989.3)
2. 松田福久: アルミニウム表面厚膜硬化技術の現状と可能性, 日本輕金屬, vol. 40, No. 10, (1990), pp. 746-752
3. 松田福久: 表面改質技術の展望と課題, 日本溶接技術, (1988), 7, pp. 58-65
4. 李揆千, 李暎浩, 松田福久, 中田一博: プラズマ粉體肉盛法によるアルミニウム合金の硬化厚膜合金化層の形成 (第1報), 日本高温學會誌, vol. 17, No. 4, (1991), pp. 177-190
5. 李揆千, 李暎浩, 松田福久, 中田一博: プラズマ粉體肉盛法によるアルミニウム合金の硬化厚膜合金化層の形成 (第2報), 日本高温學會誌, vol. 17, No. 4, (1991), pp. 191-198
6. 李揆千, 松田福久, 中田一博, 橋本武田: アルミニウム表面への金屬·セラミツクス粒子複合添加による耐摩耗性の改善, 日本輕金屬(第85回 秋期大會), (1993.11), pp. 3-4
7. 李暎浩, 姜元錫, 李揆千: 알루미늄합금의 표면경화에 관한 연구-Al 5083에 대한 TIG Overlay 경화-, 대한용접학회지, 제15권, 제1호, 1997, pp. 90-103
8. 中江秀雄: アルミニウム溶湯と非金屬の濡れ, 日本輕金屬, vol. 39, No. 2, (1989), pp. 136-146
9. V. LAURENT et al.; Wettability of SiC by aluminium and Al-Si alloys, Journal of Materials Science, 22, (1987) pp. 244-250
10. ア.ウエ.ヒヤケフシェスキ -: 超高融点金屬の高温腐食と防食, 日・ソ通信社, (1980), pp. 101-103
11. L. M. Mondolfo: Aluminum alloys, Structures and properties, Butter-worths, (1976), pp. 60-61, 63, 254
12. エル・ヘ・カテリニコワ: 超高融点材料便覽, 日・ソ通信社, (1977) pp. 30-31, 69-71, 230, 258-269
13. 通口: 非鐵金屬摩耗, 潤滑, vol. 15, No. 7, (1970), pp. 407-415