

プラズマアーク粉体肉盛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2報)

— 厚膜表面合金化層の硬化特性とその耐摩耗性 —

Formation of Thicker Hard Alloy Layer on Surface of Aluminum
Alloy by PTA Overlaying with Metal Powders (Report 2)

— Hardening Characteristics and Wear Resistance of Thicker Surface Alloyed Layer —

李 揆千*・中田一博**・李 曠浩***・松田福久**
Kyu-Cheoun LEE, Kazuhiro NAKATA, Young-Ho LEE and Fukuhisa MATSUDA

(Received March 4, 1991)

The thicker 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 wear resistance of alloyed layer have been investigated in relation to the microstructures of alloyed layer.

As a result, it was made clear that Cu powder was the most superior one in metal powder used due to a 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 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.

Key Words: Surface Hardening, Overlaying, Aluminum Alloy, PTA Welding, Wear Resistance.

*大阪大学溶接工学研究所外国人客員研究員 (忠南大学校 機械工学科)

**大阪大学溶接工学研究所 (〒567 茨木市美穂ヶ丘11-1)

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

***忠南大学校 機械工学科 (〒305-764 大田市儒城区弓洞220, 韓国)

Dept. of Mechanical Engineering, Chungnam National University (220 Kungdong, Yusong-ku, Daejeon, 305-764, Republic of KOREA)

1. 緒言

アルミニウム (Al) 合金表面に耐摩耗特性に優れた厚膜表面硬化層を形成する方法としてプラズマアーク粉体肉盛法 (PTA法) に注目し、第1報ではその合金化層形成機構について検討した¹⁾。そしてAl合金鋳物 (AC2B) を母材とし、合金化粉末としてCr, CuおよびNiを添加したときの合金化層形成に対する適正条件を求め、さらにその形成組織を明らかにした。

本報では第1報と同一の母材および合金化粉末を用いて、第1報の結果に基づいて作製した適正合金化層に対して、その硬化特性および耐摩耗特性の評価を行い、形成組織との関係について考察を行った。

2. 使用材料および実験方法

2.1 使用材料

母材はAl合金鋳物, AC2B (化学成分: 5.8% Si, 0.49% Fe, 2.5% Cu, 0.31% Mn, 0.04% Mg, 0.08% Zn) であり、試片寸法は $100^1 \times 60^w \times 10\text{mm}^t$ である。合金化粉末には純度99.9%のCr ($50 \sim 100 \mu\text{m}$), Cu ($43 \sim 50 \mu\text{m}$) およびNi ($65 \sim 150 \mu\text{m}$) を使用した。いずれも前報¹⁾と同一材料である。

2.2 実験方法

2.2.1 PTA法による合金化層形成法

交流プラズマアークにより母材表面を溶融し、プラズマトーチよりプラズマアーク中を通して溶融池に合金化粉末を供給することにより、合金化層を形成した。その詳細は第1報に示した。

Table 1はその肉盛条件を示す。PTA肉盛電源にはインバータ式交直両用溶接機 (プラズマ粉体肉盛装置, NPPS100型) を用いた。また本研究では母材がAl合金であるため、放電極性は交流とした。交流周波数は200 Hz, 正極 (EN) と逆極 (EP) の時間比率 (T_{EN}/T_{EP}) は75/25一定とした。また、肉盛電流 (Table 1中の I_{MEAN}) および肉盛速度は前報で得られた適正肉盛条件に

Table 1 Overlaying condition used.

I_{MEAN} (A)	I_{EN} (A)	I_{EP} (A)	T_{EN}/T_{EP}	Powder feeding rate (g/min)	Overlaying speed (mm/min)	Ar gas (l/min)		
						Pilot gas	Powder carrier gas	Shield. gas
150	217	80	75/25	5 1 20	150	0.5	2	16

基づいてそれぞれ、150A (逆極電流 $I_{EP}=80\text{A}$, 正極電流 $I_{EN}=217\text{A}$) および150mm/min一定とした。パイロットガスおよびシールドガスはいずれもArであり、それぞれ0.5および16 l/min一定とした。さらに粉末供給量は一定キャリアーガス流量 (Ar, 2 l/min) のもとで、5~20g/minまで変化させた。またさらに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法

得られた合金化層の断面試験片について機械研磨 (エメリー紙#1200まで), パフ研磨 (アルミナ $0.3 \mu\text{m}$ まで) および電解研磨 (2.5% 硼酸水溶液, 15V, 10sec) の後、光学顕微鏡観察およびEPMAによる元素分析を行った。

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ピッカース硬度計を用いてビード断面において測定荷重9.8Nで行った。摩耗試験片に対しては、摩耗面の硬さを同様に測定した。

2.2.4 合金化層の摩耗試験法

合金化層の耐摩耗性は大越式迅速摩耗試験機を用いて評価した。摩耗試験片寸法は $25^w \times 40^l \times 10\text{mm}^t$ であり、肉盛試片より肉盛ビード部が試験片中央部長手方向に位置するように切り出した。ビード予盛部を研削後、エメリー紙#1500まで研磨し、大気中にて無潤滑にて摩耗試験に供した。摩耗の相手材にはSUJ2製回転円盤 (Hv650, 直径30mm) を用いた。摩擦荷重9.8N, 摩擦距離100mと一定とし、摩擦速度は0.61~4.36m/secまで4段階に変化させた。

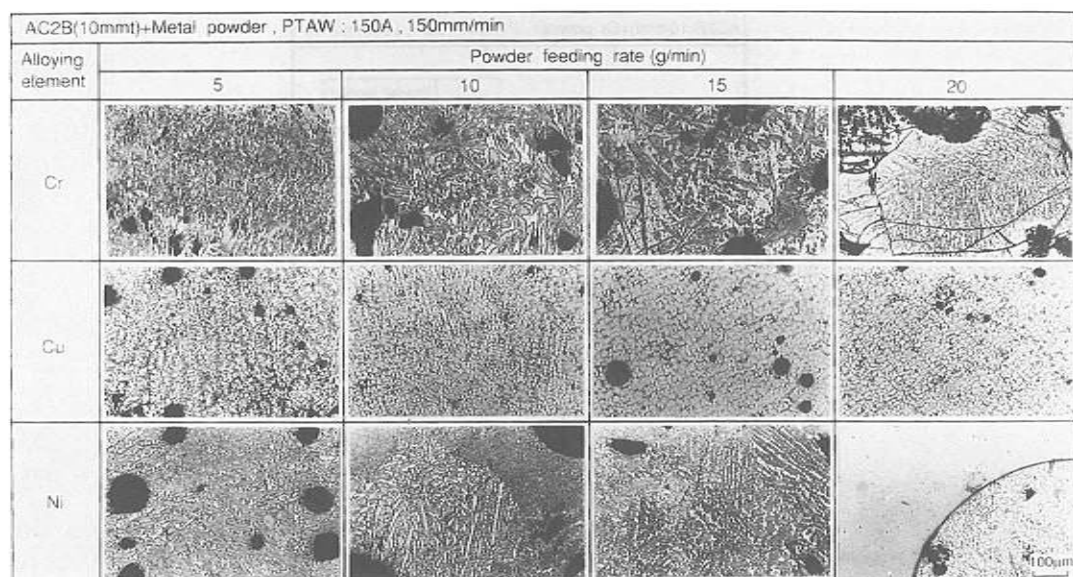


Fig. 1 Microstructures of Cr, Cu and Ni alloyed beads in middle zones at different powder feeding rates.

3. 実験結果および考察

3.1 合金化層の組織

Cr, CuおよびNi合金化層の形成組織については第1報で詳細に述べたので、ここでは代表的な形成組織について簡単に述べる。Fig. 1は各合金に対して粉末供給量を5~20g/minまで変化したときの合金化層の断面中央部における代表的な組織を示す。

Crの場合、粉末供給量5g/minでは針状組織(主としてCrAl₇)、10、15g/minでは針状および塊状組織(主としてCrAl₄)、20g/minでは化合物が層状(主としてCr₅Al₈)に形成され、この部分では割れが認められた。Cuでは5g/minは亜共晶組織(α (Al)+E、Eは α + θ (CuAl₂)の共晶)、10g/min以上では初晶 θ 相が緻密に分散した過共晶組織(θ +E)を示し、いずれの粉末供給量においても割れはまったく認められなかった。Niでは5g/minでは針状組織(NiAl₃)、10、15g/minでは針状組織および初晶で晶出したNi₂Al₃とその周囲に包晶反応で形成されたNiAl₃が確認され、割れが認められた。20g/minでは化合物NiAlが塊状もしくは層状に中央部

まで形成されこの部分でも割れが認められた。

3.2 合金化層の硬さ分布

Fig. 2(a), (b), (c)に肉盛電流150A、肉盛速度150mm/minにおいて粉末供給量を5~20g/minまで変化した場合の合金化層表面から内部への硬さ分布を示す。

(a) Cr合金化層

合金化層の硬さは粉末供給量の増加にしたがって全般的に増加した。粉末供給量5g/minの場合最高硬さはHv280ほどであり、合金化層の硬さ分布の変化は比較的小さい。これは合金化層が均一な針状組織(α +CrAl₇)を示したためである。また5g/minに比べ10g/minでは合金化層の硬さがビード断面上層部に向かうにしたがって高い値を示し、最高硬さは約Hv510であった。これは合金化層の上層部に向かうにしたがって緻密な針状組織(主としてCr₄Al₉、CrAl₄)が形成されたためである。15、20g/minでは合金化層の最高硬さはHv700~Hv740まで増加したが、硬さ分布に著しい変動が認められた。これは合金化層全体に均一な組織が得られずCrの偏析により金属間化合物が塊状もしくは

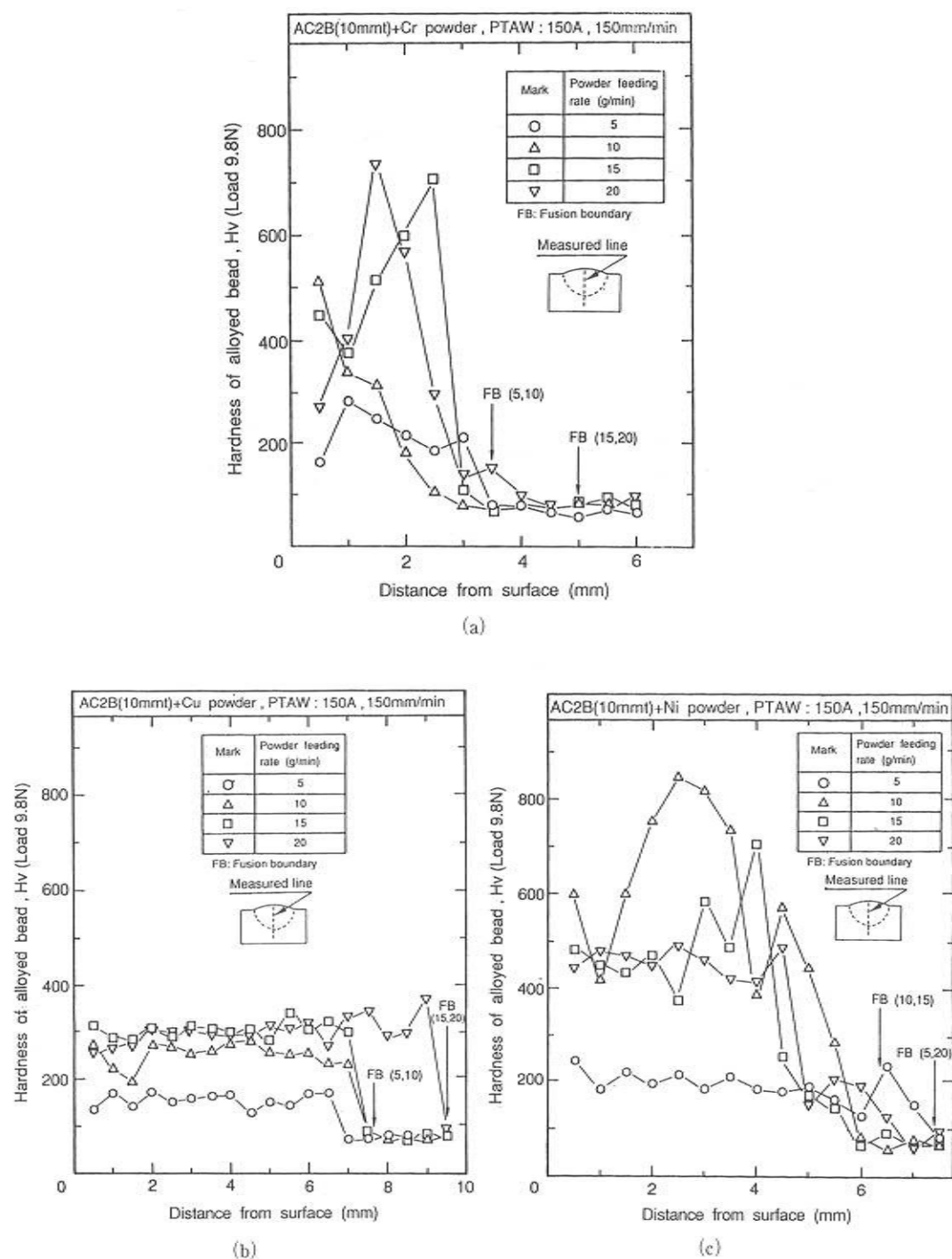


Fig. 2 Hardness distribution on cross section of alloyed bead at different powder feeding rates, (a); Cr alloyed bead, (b); Cu alloyed bead, (c); Ni alloyed bead.

は層状(主として Cr_5Al_8)に形成されたためである。なお合金化層の表面近傍は内部よりも低い硬さを示す傾向が認められたが、これはCr粉末(比重7.19)とAl(比重2.7)との比重差によるCrのマクロ偏析の影響と考えられる。

(b) Cu合金化層

いずれの粉末供給量においても合金化層の上部から熔融境界部まではほぼ様な硬さ分布を示した。粉末供給量5g/minでは亜共晶組織($\alpha+E$)として約Hv120~180を示した。また10g/min以上では初晶として θ 相(Hv400~600)²⁾が晶出し緻密に分散した過共晶組織であり、粉末供給量の増加にもかかわらずその硬さはHv250~330に飽和する傾向にあった。前報で述べたごとく、EPMA定量分析によればCu合金化層では各粉末供給量において、ビード断面におけるCuの分布は同様であり、このために合金化層内の硬さ分布もほぼ一定の値を示したと考えられる。Cu(比重8.96)は母材Al合金との比重差は大きいものの、広い組成範囲にわたってAlと低融点の共晶反応(共晶組成; 33.0%Cu, 共晶温度; 548℃)を起こすために合金化層全体に容易にかつ均一に溶融合金化され易くなるためと考えられる。

(c) Ni合金化層

粉末供給量5g/minでは合金化層内における硬さは約Hv200とほぼ一定な値を示した。これは合金化層全体に初晶 $NiAl_3$ (硬さ; Hv700~770)²⁾が均一に晶出した針状組織を呈したためである。しかし、10g/min以上では針状組織以外に Ni_2Al_3 (硬さ; Hv1100)²⁾および $NiAl$ (硬さ; Hv300~700)³⁾の金属間化合物が塊状もしくは層状に形成されるためにHv400~850の範囲で著しく硬さ分布の変動が認められた。

3.3 合金化層の硬さと合金量との関係

Fig. 3, 4および5はそれぞれCr, CuおよびNi合金化層の硬さと合金量との関係を示す。合金量は硬さ測定位置でのEPMAによる定量分析値である。また図中の黒印は割れの発生が認められた場合を示す。さらに実測結果および状態図⁴⁾

を考慮して主たる形成組織の範囲を図中下部に示す。第1報において形成組織と合金量との関係は包晶反応が未完了な点を除けば状態図と一

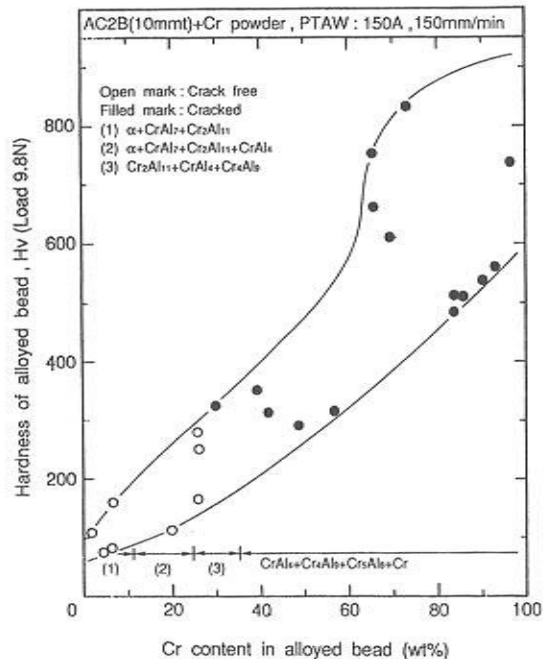


Fig. 3 Relation between hardness and Cr contents of alloyed bead.

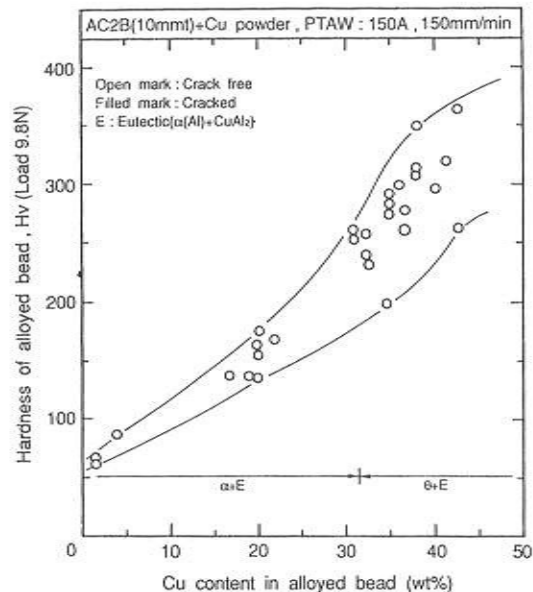


Fig. 4 Relation between hardness and Cu contents of alloyed bead.

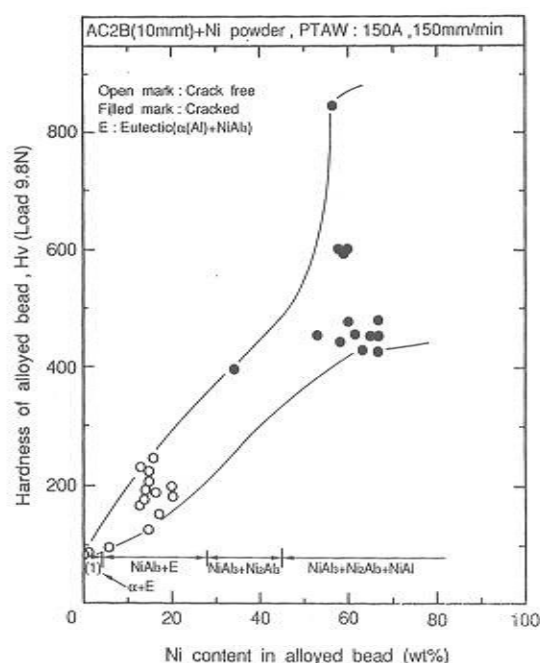


Fig. 5 Relation between hardness and Ni contents of alloyed bead.

致することを確認している。

Cr合金化層 (Fig.3) の場合、Cr量が約60%までは硬さはCr量の増加にしたがってほぼ直線的に単調増加する。そして割れが発生しない領域は α 中に CrAl_7 が初晶で晶出して針状組織を形成し、またこれに一部 ($\text{CrAl}_7 + \text{Cr}_2\text{Al}_{11} + \text{CrAl}_4$) 相が形成するCr量約20~25%までの範囲であり、合金化層の硬さはHv250~300が限界と考えられる。Cr量が約30~60%では硬さはHv300~400と増加するが合金化層内には割れが認められた。この場合の組織は緻密な針状組織 ($\text{Cr}_2\text{Al}_{11} + \text{CrAl}_4 + \text{Cr}_4\text{Al}_9$) であった。Cr量が約60%以上では硬さは不連続的に増加し、Hv500~830に達したがこれは主として金属間化合物 (Cr_5Al_8) の塊状組織の形成によるものであり、また割れの発生も認められた。

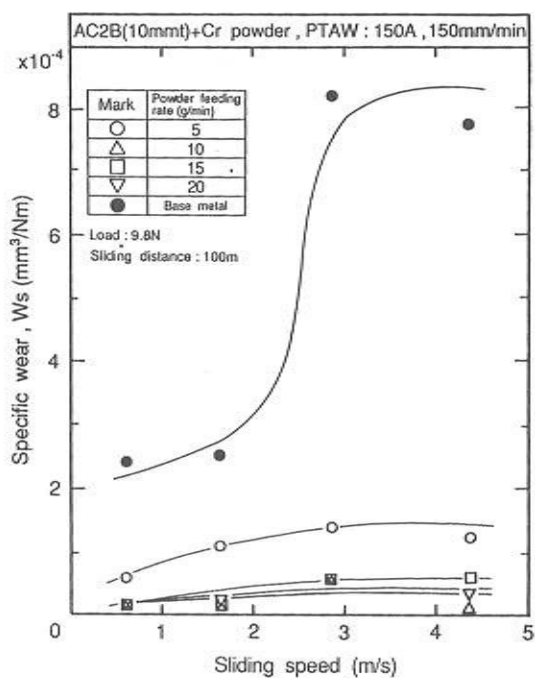
Cu合金化層 (Fig.4) ではCu量の増加にしたがって硬さは連続的に増加し、過共晶組織の約40%Cuで最高Hv350を示した。また割れはまったく認められなかった。

Ni合金化層 (Fig.5) ではNi量約40%までは硬さは直線的に増加した。しかし割れが発生しない領域は ($\alpha + E$) および NiAl_3 が初晶で晶出するNi量約20~25%までの組成、すなわち共晶反応系組成範囲内であり、この組成範囲内での硬さはHv250~300が上限であった。Ni量が40%以上では硬さは不連続的に増加し、Hv400から約850に達した。形成組織は緻密な針状組織 ($\text{NiAl}_3 + \text{Ni}_2\text{Al}_3$) および塊状化合物 ($\text{Ni}_2\text{Al}_3 + \text{NiAl}$) を形成し、この部分では割れの発生 (●印) が認められた。

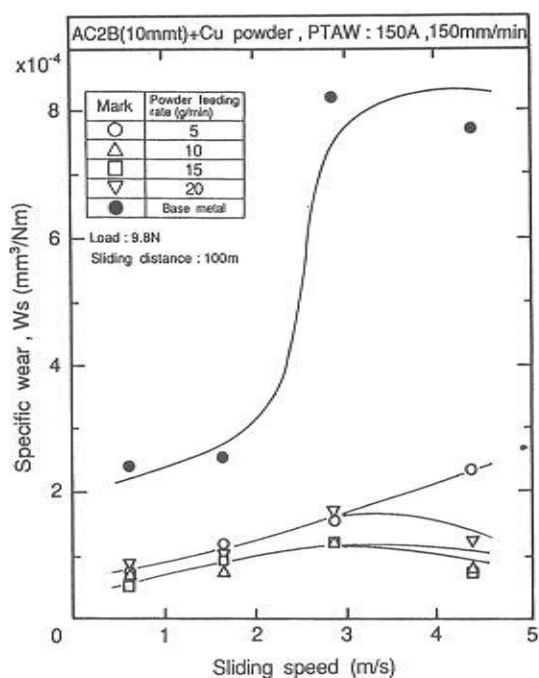
3.4 合金化層の耐摩耗性

Fig.6 (a), (b), (c) は摩擦荷重9.8N、摩擦距離100m一定としたときのCr,CuおよびNi合金化層の比摩耗量と摩擦速度の関係を母材AC2Bと比較して示す。母材の比摩耗量は摩擦速度の上昇とともに急激に増加する。これは凝着摩耗によると言われている⁵⁾。これに対し、Cr,CuおよびNi合金化層ではいずれの粉末供給量においてもその比摩耗量は母材よりも著しく低下した。また5g/minでは摩擦速度の増加とともに比摩耗量は多少増加するが、10g/min以上ではいずれの合金化層においても摩擦速度にかかわらずほぼ一定の値を示し、かつ5g/minの値よりもさらに低下した。CrおよびNiの5g/minでは初晶金属間化合物の針状組織、Cuの5g/minでは亜共晶組織であった。耐摩耗性が更に向上した10g/min以上では前者では緻密な針状組織や塊状・層状化合物組織、後者では過共晶組織を呈し、耐摩耗性の改善にはこのような形成組織が適している。

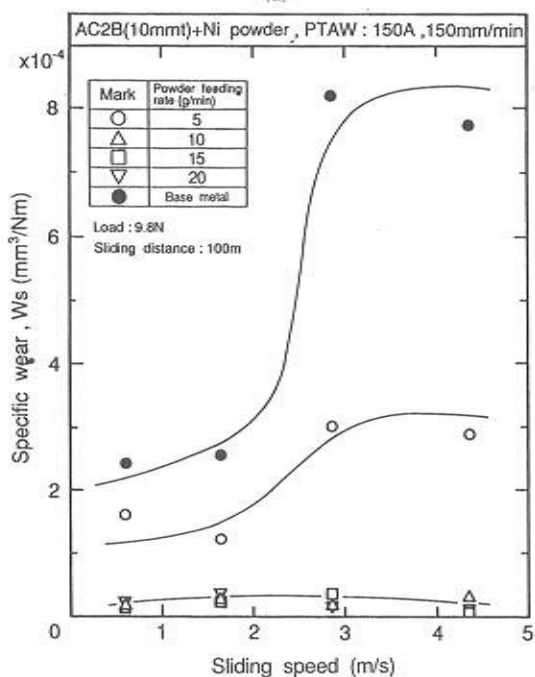
Fig.7は摩擦荷重9.8N、摩擦距離100m一定としたときのCr,CuおよびNi合金化層の比摩耗量と硬さの関係を示す。いずれの合金化層でも比摩耗量は硬さの増加とともに減少し、特にCu合金化層では約Hv300で母材の比摩耗量の約1/10まで低下した。これに対し、CrおよびNi合金化層では同一硬さで比較するとその比摩耗量はCu合金化層よりも大きく、母材の1/10程度にまで比摩耗量を低下させるためには約



(a)



(b)



(c)

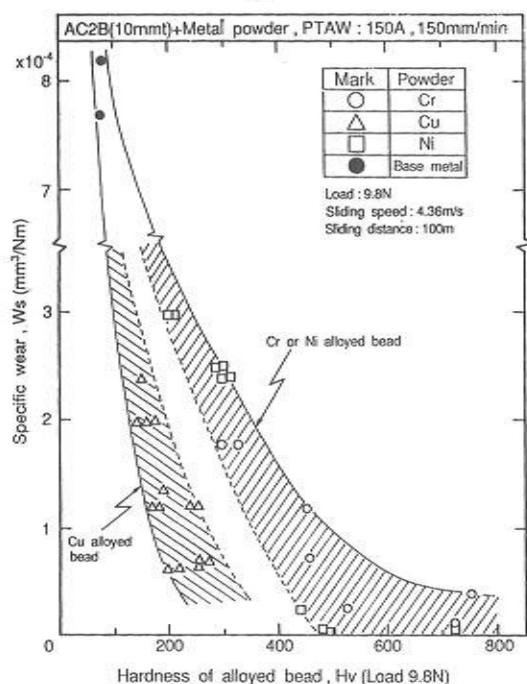


Fig. 6 Relation between specific wear of alloyed beads and sliding speed, (a) ; Cr alloyed bead, (b) ; Cu alloyed bead, (c) ; Ni alloyed bead.

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

Hv400以上が必要であった。Cu合金化層では、Cuは α を固溶強化することと、過共晶域では硬い初晶 θ が微細な共晶組織($\alpha+\theta$)に囲まれて緻密に分散晶出した組織を呈するために比較的低い硬さでも比摩耗量の著しい低下が得られたと考えられる。これに対し、CrおよびNiは α の強化にはほとんど関係せず、このため比摩耗量の著しい低下は初晶針状組織では得られず、Hv400以上を示す塊状もしくは層状化合物組織で得られたと考えられる。

4. 結言

Al合金(AC2B)表面にCr,CuおよびNi厚膜表面合金化層を形成し、その硬さおよび耐摩耗性について検討を行い次の結論を得た。

- 1) 合金化層の硬さ、硬さ分布、耐摩耗性および割れ発生傾向さらに第1報で述べた適正合金化条件範囲を総合的に考慮すると、Cr,CuおよびNiの合金化粉末の中ではCuが合金化粉末として最も優れた特性を示した。
- 2) Cu合金化層では合金化層内において一様な硬さ分布が得られた。硬さはCu量とともに増加し、本研究の範囲では最高硬は約40%Cuで約Hv300~350であった。また合金化層内では割れの発生は認められなかった。
- 3) CrおよびNi合金化層内では硬さ変動が大きくなり、Ni供給量が少ない場合を除いては一様な硬さ分布を得ることは困難であった。硬さは合金量と共に増加し、約60%Crおよび40%Ni以上ではそれぞれHv500~850およびHv400~850に達した。
- 4) Cu合金化層内では割れは認められなかったがCrおよびNi合金化層においては割れの発生が認められた。割れの発生しない領域は

CrおよびNi量が約20~25%までの主としてCrAl₇およびNiAl₃相がそれぞれ針状組織を呈する場合であり、硬さはいずれもHv250~300までであった。これ以上のCrおよびNi量では塊状および層状化合物組織を呈するために割れの発生が認められた。

- 5) 合金化層の耐摩耗性はいずれの合金化元素に対しても合金化層の硬さの増加とともに著しく向上した。特にCuの効果が大きく、合金化層の硬さが約Hv300では高速摩擦速度における比摩耗量は母材の約1/10まで低下したのに対して、CrおよびNiでは同一硬さではそれぞれ母材の約1/5および1/3であった。

謝辞

本研究の遂行に御協力頂いた溶接工学研究所塔本健次技官、近畿大学4年小西一也氏に厚くお礼申し上げる。また材料の一部を提供された(株)いすゞ中央研究所およびPTA肉盛装置で御協力頂いた日鐵溶接工業(株)に対して深謝致します。なお、本研究の一部は(財)軽金属奨学会の課題研究助成を受けたものであり、同奨学会に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 李, 中田, 李, 松田: 高温学会誌 17-4 (1991) 177.
- 2) L. M. Mondolfo: Aluminium alloys; Structure and properties, Butterworths, (1976), 254, 338.
- 3) 財金属系材料研究開発センター(JRCM)報告: Al表面ミリオオーダー硬化技術報告書, 1989.3.
- 4) Thaddeus B. Massalski: Binary Alloy Phase Diagrams (Volume 1), ASM, (1986), 104, 106, 142.
- 5) 樋口, 飯島, ; 潤滑, 15-7 (1970) 407~415.