

# 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1報)

— 厚膜表面合金化層の形成条件とその形成組織 —

Formation of Thicker Hard Alloy Layer on Surface of Aluminum Alloy  
by PTA Overlaying with Metal Powders (Report 1)

— Optimum condition for formation and microstructure of thicker surface alloyed layer —

李 揆千\*・中田一博\*\*・李 暎浩\*\*\*・松田福久\*\*

Kyu-Cheoun LEE, Kazuhiro NAKATA, Young-Ho LEE and Fukuhisa MATSUDA

(Received January 18, 1991)

Effect of Cr, Cu and Ni metal powders addition on the alloyed layer of aluminum alloy (AC2B) has been investigated with the plasma transferred arc (PTA) overlaying process. The overlaying conditions were 125-200A in plasma arc current, 150mm/min in process speed and 5-20g/min in powder feeding rate. Main results obtained are summarized as follows:

- 1) It is made clear that formation of thick surface alloyed layer on aluminum alloy is possible by PTA overlaying process.
- 2) The range of optimum alloying conditions were much wider in case of Cu and Ni powder additions than the case of Cr powder addition judging from the surface appearance and the bead macrostructure.
- 3) Alloyed layer with Cu showed almost the homogeneous microstructure through the whole layer by eutectic reaction. Alloyed layers with Cr and Ni showed needle and agglomerate microstructures, the structure of which has compound layer in upper zone of bead by peritectic and eutectic-peritectic reactions, respectively.
- 4) Microconstituents of the alloyed layer were analyzed as Al + CrAl<sub>7</sub> eutectics, Cr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub>, CrAl<sub>4</sub>, Cr<sub>4</sub>Al<sub>9</sub> and Cr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub> for Cr addition, Al + CuAl<sub>2</sub> ( $\theta$ ) eutectics and  $\theta$  for Cu addition, and Al + NiAl<sub>3</sub> eutectics, NiAl<sub>3</sub>, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> and NiAl for Ni addition.
- 5) Concerning defect of the alloyed layer, many blow holes were seen in Cr and Ni additions although there was lesser in Cu addition. Residual gas contents in blow hole for Cu and Ni alloyed layer were confirmed as mainly H<sub>2</sub> and a little of N<sub>2</sub>. Cracking was observed in compound zone of the alloyed layer of Cr and Ni additions but did not in Cu alloyed layer.

Key Words: Surface Alloying, Overlaying, Aluminum Alloy, PTA Welding, Metal Powder.

\*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)およびその合金は軽量で比強度が高いという特性を利用して航空機、自動車などの輸送および産業機器分野にすでに広く利用されている。しかし産業の高度化にしたがってAl合金に対して、さらに他の新しい機能特性が求められてきている。その一つにAl合金の耐摩耗性の改善が挙げられる。Al合金の耐摩耗性を改善するためにはこれまで硬質アルマイトやクロムメッキ処理が適用されてきたが、その膜厚は数 $\mu\text{m}$ から数十 $\mu\text{m}$ までであった。しかしAl合金母材が軟らかいためこのような薄膜硬化層では面圧荷重を受けた状態での耐摩耗性は十分ではない。このため、最近ではAl合金表面に厚さがミリオーダーの厚膜表面硬化層の形成が要求されてきている<sup>1,2)</sup>。このような厚膜表面硬化層を形成するためには表面溶融合金化法が有効な方法の一つとして考えられている<sup>1)</sup>。このための熱源としては高エネルギー密度熱源である電子ビーム<sup>3-5)</sup>、レーザービーム<sup>6-11)</sup>、およびプラズマアーク<sup>12)</sup>などの利用が試みられてきている。しかし、これらの技術はまだ新しい分野であるため、そのプロセスについても、また形成合金化層の特性についても未検討の面が多い。

このため、本研究では表面溶融熱源として、すでに鉄鋼材料への表面肉盛法で実績のあるプラズマアーク粉体肉盛法(以下PTA法と略す)を使用し、Al合金表面に各種金属粉末を添加することにより、耐摩耗性に優れた厚膜の表面硬化合金化層を形成させることを検討した。

本報ではPTA法による適正合金化層形成条件とその形成組織に対する二、三の金属学的な検討結果について報告した。

## 2. 使用材料および実験方法

## 2.1 使用材料

母材にはAl合金(AC2B)鋳物板(100<sup>l</sup>×60<sup>w</sup>×10<sup>t</sup>mm)を使用した。

Table 1にその化学成分を示す。また合金化

Table 1 Chemical composition of base metal.

Material	Chemical compositions (wt.%)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Al
AC2B	5.8	0.49	2.5	0.31	0.04	0.08	Bal.

\* Size of test specimen 100<sup>l</sup>×60<sup>w</sup>×10<sup>t</sup>




Powder	Size( $\mu\text{m}$ )	Morphology of powder (SEM)
Cr	50~100	
Cu	43~50	
Ni	65~150	

Fig. 1 Grain size and shape of metal powder.

粉末材料として純度99.9%のCr、CuおよびNi金属粉末を用いた。Fig. 1にその粒径および粉末形状を示す。CuおよびNi粉末は球状のためその送給性は良好であったが、Cr粉末は粉さい粉のためその粒が角張っており送給性が劣っていた。また、CrおよびNi粉末では粒の表面が荒く、その部分にガスや水分などが吸着されやすいため、これを使用した合金化層内には気孔の発生が容易と考えられた。このため、使用粉末は実験前に真空乾燥(20 $^{\circ}\text{C}$ , 24hr)を行った。なお、二元平衡状態図<sup>13)</sup>による検討(後記Fig. 8(a), 11(a), 14(a))ではAl-Crは包晶系、

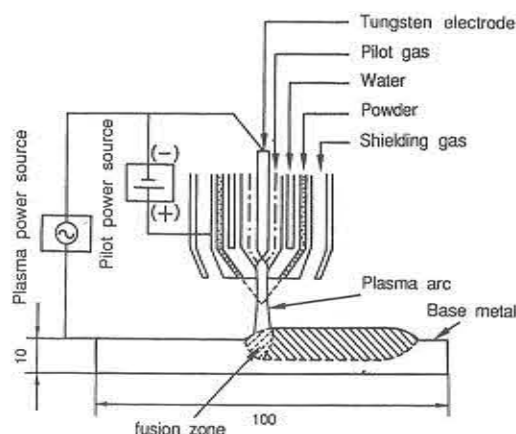


Fig. 2 Schematic illustration of PTA overlaying process.

Al-Cuは広い範囲にわたる単一共晶系, Al-Niは両者の中間的な共晶・包晶系を示す。

## 2.2 実験方法

### 2.2.1 PTA肉盛による合金化層形成法

Fig. 2はPTA肉盛法の原理図を示す。プラズマアークにより母材表面層を一定移動速度で溶融しながら、図に示すようにトーチ内から金属粉末をプラズマアーク中を通して、溶融池に供給し、溶融部に母材と供給された粉末との合金化層を形成する。

Table 2は肉盛条件を示す。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, さ

Table 2 Overlaying condition used in this experiment.

$I_{MEAN}$ (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
125	172	80	75/25	5 1 20	150	0.5	2	16
150	217							
175	255							
200	295							

に逆極電流( $I_{EP}$ )は80Aとそれぞれ一定とし、正極電流( $I_{EN}$ )のみを変化させることにより平均電流( $I_{MEAN}$ , 以下これを単に肉盛電流と記す)を125Aから200Aまで変化させた。また肉盛速度は150mm/min一定とし、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および形成相同定法

得られた合金化層に対して、まずその表面外観および断面形状の観察を行った。さらに断面試験片において機械研磨(エメリー紙#1200まで)、バフ研磨(アルミナ0.3 $\mu$ mまで)および電解研磨(2.5%硼弗化水素酸水溶液, 15V, 10sec)の後、光学および走査型電子顕微鏡(SEM)観察およびEPMAによる元素分析、さらにX線回折法(ディフラクトメータ, グラファイト湾曲結晶モノクロメータ使用, CuK $\alpha$ 線, 40kV, 20mA)により、合金化層の形成相の同定を行った。

### 2.2.3 PTA肉盛時の溶融池温度の測定法

あらかじめ母材裏面より肉盛時に溶融池となる部分の所定の位置まで穴(直径, 1.7mm)を明け、アルミナ絶縁管(外径, 1.6mm)を通して、熱電対(W5%Re/W26%Re, 直径0.25mm)を挿入し、固定した後、PTA肉盛を行い、そのときの溶融池内の温度履歴を測定した。PTA肉盛後、試片断面を観察し、熱電対挿入状態の良否および挿入位置の確認を行った。

### 2.2.4 気孔内残留ガス分析法

肉盛試片を切断後真空容器内に挿入し、真空( $1 \times 10^{-5}$  Pa)中で、ドリル(直径1mm)により合金化層を表面より穿孔し、合金化層中の気孔内より放出されるガスを四重極型質量分析計により測定した。なお、高硬度材は穿孔が困難な

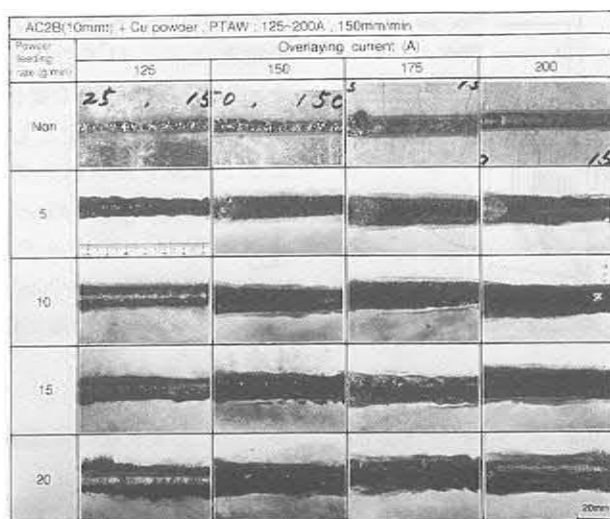


Fig. 3 General appearance of Cu alloyed bead surface.

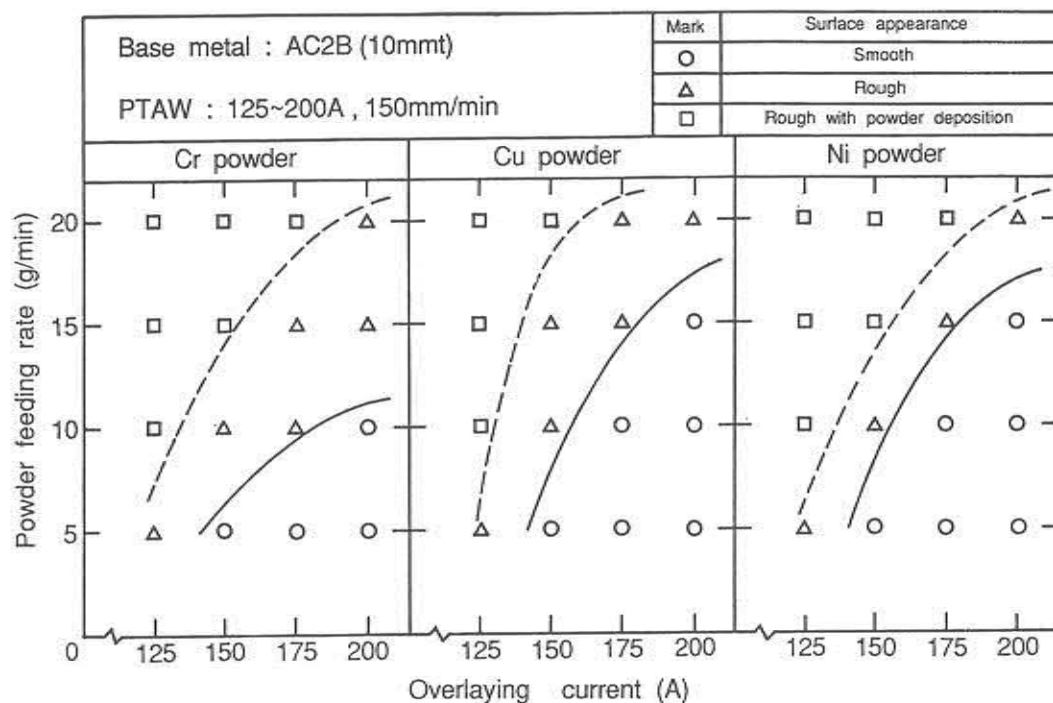


Fig. 4 Combined effect of overlaying current and powder feeding rate on alloyed bead appearance.

め、合金化層の硬さが比較的低いCuおよびNiの粉末供給量5g/min, 肉盛電流150A, 肉盛速度150mm/minでの試片を用いた。また、比較のために粉末を供給しないビード部に発生した気孔に対しても同様の分析を行った。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 合金化ビード外観

Fig. 3はCu粉末による合金化ビード外観を示す。肉盛電流を125~200A, 粉末供給量5~20g/minまで変化させた場合である。また比較のために粉末を供給しない場合のビード外観も示した。粉末供給によりビード幅は広がる傾向にあった。肉盛電流が125Aと小電流では熔融池形成が不十分なためにCu粉末が球状に溶着し、供給量が20g/minと多い場合にはビード表面にCu堆積層が形成された。しかし肉盛電流の増加にしたがって、特に200Aでは粉末の増加にもかかわらず良好なビード表面が得られた。他のCrおよびNi粉末による合金層の表面ビード外観もCu粉末とほぼ同様な傾向がみられた。

Fig. 4は各粉末のビード表面外観に及ぼす肉盛電流および粉末供給量の影響をまとめて示す。ビード外観を図中に示すようにその良否を3段階(○, △, ×印)で評価した。表面が滑らかで良好なビード外観(○印)が得られる適正合金化条件範囲はいずれの場合も150A以上で認められ、肉盛電流の増加と共に適正粉末供給領域は拡大した。この適正合金化条件範囲は一般にCrでは狭く、これに対してCuおよびNiではかなり広がることわかる。合金化層の形成のしやすさの観点からは合金化粉末としてはCuおよびNiが適当であることが明らかとなった。この理由は後述するがCuとNiは二元状態図においてAlといずれも低融点の共晶反応を示すが、Crはこれが無いことが関係していると考えられる。

#### 3.2 合金化ビード断面形状

Fig. 5(a), (b), (c)はそれぞれCr, CuおよびNi

合金化ビード中央部の断面マクロ組織に及ぼす粉末供給量および肉盛電流の影響を示す。いずれの場合も粉末供給によりビード幅および溶込み深さは粉末供給をしない場合よりも増加するが、その傾向は粉末の種類により異なっていた。(a)のCrではCuおよびNiに比べて同一条件でもビード幅および溶込み深さはいずれもかなり小さい。また溶込み深さは粉末供給量の増加と共に一度増加した後、減少する傾向を示す。またビード中央部と周辺部では組織的な相違が認められ、ビード内での不均一分布が示唆された。さらにいずれの条件においてもビード内では多数の大きな気孔の発生が認められた。溶込み深さが粉末供給量と共に一度増加するのは晶出する化合物の生成熱(CrAl<sub>7</sub>の場合で13kJ/mol)<sup>14)</sup>によると考えられる。またCrは後記Fig. 8(a)の状態図より包晶反応により高融点の化合物を形成しやすく、供給量が多くなるとビード表面が高融点化合物によって層状に覆われるために、溶込み深さが減少し、かつ均一な化合物層の形成が困難となったと考えられる。(b)のCuでは125A, 20g/minの粉末未熔融の場合を除いては粉末供給量の増加にしたがってビード幅および溶込み深さは単調増加し、特に150A以下の小電流域でも深い溶込みと均一なマクロ組織が得られた。また気孔の生成は全体的に少なく、また小さく、その形成場所は概してビード表面であった。このようにCuが広い条件範囲で、きわめて容易にAl母材と良好な溶融合合金化層を形成できるのはFig. 11(a)の状態図より広い組成範囲にわたってAlと低融点の共晶反応(共晶温度548℃)を有し、かつ過共晶域においても液相線温度は高々591℃と低いために、容易にかつ均一に溶融合合金化されるためであろう。次に(c)はNi合金化ビードである。いずれの肉盛電流においても粉末供給量が少ない場合にはビード幅および溶込み深さは粉末供給量の増加にしたがってCuの場合と同様か、むしろそれ以上に著しく増加し、またその時のマクロ組織もほぼ均一であった。しかし、供給量が臨界値を越えると溶込み深さは急激に小さくなり、ま

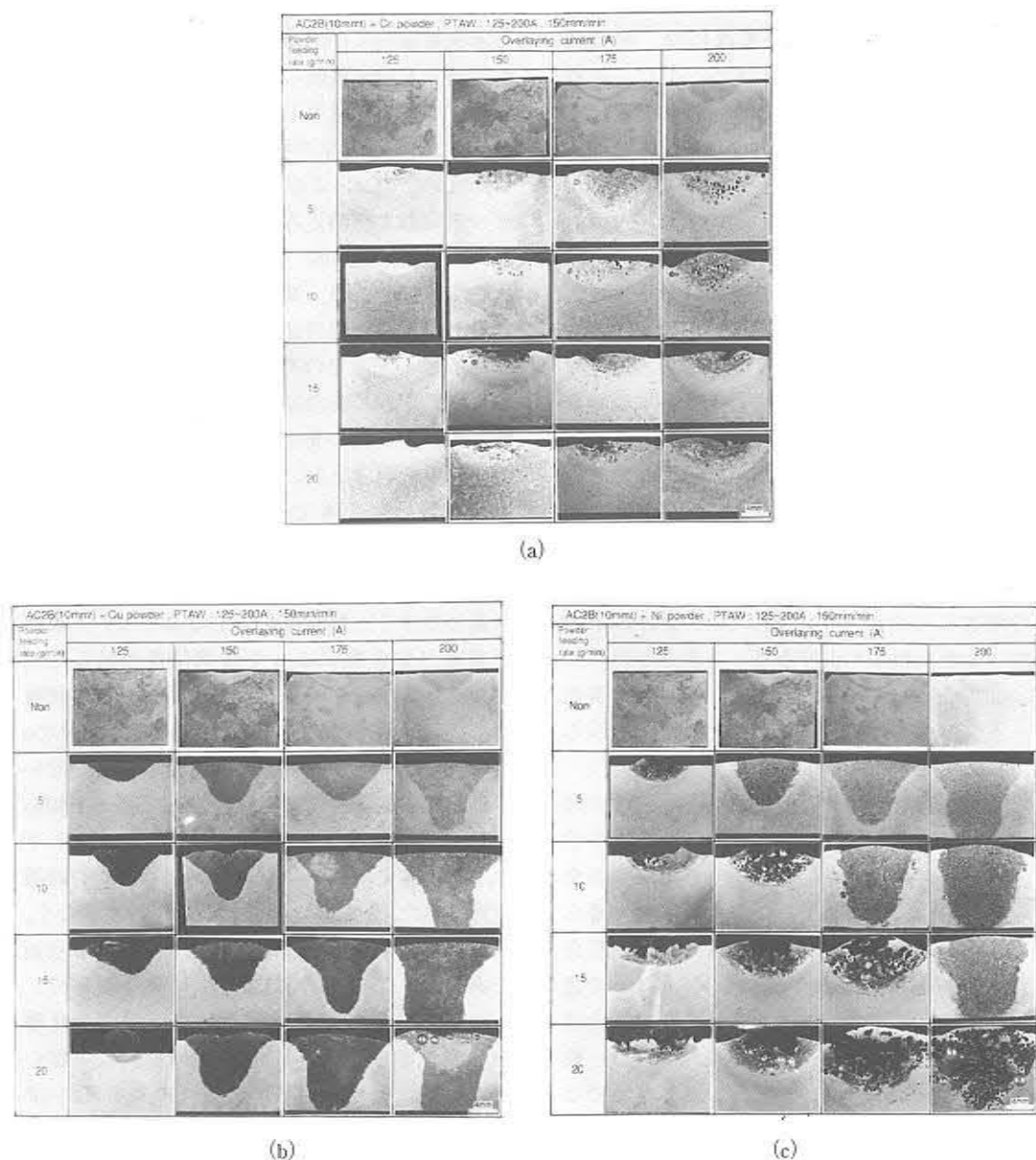


Fig. 5 Combined effect of overlaying current and powder feeding rate on macrostructure of cross section of alloyed bead. (a) Cr alloyed bead, (b) Cu alloyed bead, (c) Ni alloyed bead.

た組織も不均一となった。Al-Ni状態図 Fig. 14 (a)より, Ni量が少ない範囲では低融点の共晶反応(640℃)が存在すること, またこれにNiAl<sub>3</sub>およびNi<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>の形成に際してそれぞれ40および57kJ/mol<sup>14)</sup>の生成熱の寄与が考えられ, これ

らによってNi供給量の少ない範囲においては容易に均一合金化層が形成され, また溶込み深さも増加したと考えられる。しかしNi量が増加すると包晶反応にともない液相温度は急激に高くなり, 高融点化合物が形成されやすくなる。こ



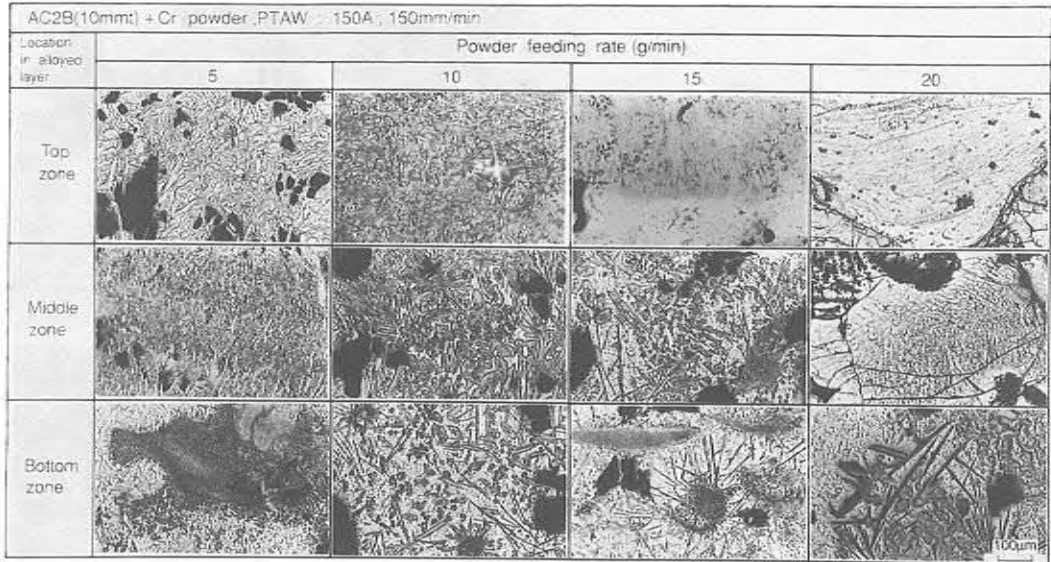


Fig. 6 Microstructure of Cr alloyed bead at different powder feeding rates.

のため供給量の多い場合にはCrの場合と同様にビード表面に高融点の化合物相が形成されたために溶込み深さが減少したと考えられる。またこのような不均一組織を示す場合には主としてビード下部に大きな気孔が形成されており、表面化合物層の存在によってビード表面からの気孔の放出が妨げられた結果と考えられる。

Fig. 5(a), (b), (c)のビード断面における均一合金化組織が得られる条件域は、CrおよびNiではFig. 4のビード表面形態の適正条件域と一致したが、Cuでは適正条件域よりもさらに広い範囲で均一組織が得られた。

以上の結果から、均一な合金化層が最も広く得られる条件範囲はCuにおいてであり、次にNi, Crは最も狭いことが明らかになった。

### 3.3 合金化層の組織と組成

#### 3.3.1 Cr合金化層

Fig. 6は肉盛電流150A, 肉盛速度150mm/min一定とし、Cr粉末量を5~20g/minまで変化した場合のビード断面の上、中および下部の代表的な光学顕微鏡組織を示す。なお黒い穴は気

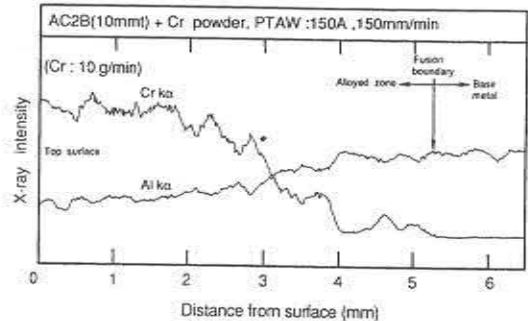


Fig. 7 Distribution of Cr in alloyed bead at powder feeding rate, 10g/min and overlaying current, 150 A.

孔と考えられる。Crの場合、いずれの粉末供給量においてもビード全体に均一な組織は得られず、上部から下部に向かって化合物の形成量は減少した。粉末供給量5g/minでは針状組織を示すが、10g/minでは針状および塊状組織よりなり、15g/min以上では下部は針状および塊状組織であるが上部では化合物が塊状もしくは層状に形成された。そして、このような化合物層内では割れが認められた。粉末量10g/minに

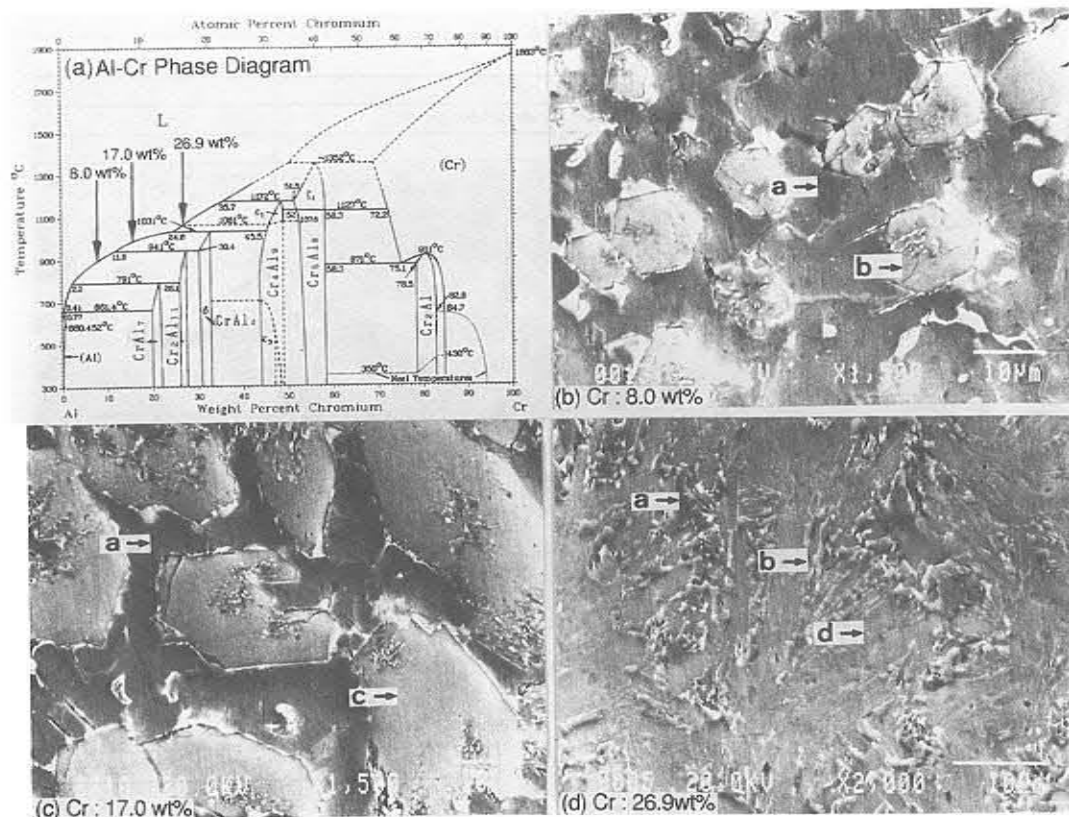


Fig. 8 SEM microstructure and mean Cr content at lower (b), middle (c) and upper parts (d) of Cr alloyed bead showing relationship between phase diagram and phase formed. a: Al+CrAl<sub>7</sub>, b: Cr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub>, c: CrAl<sub>4</sub>, d: Cr<sub>4</sub>Al<sub>9</sub>.

AC2B(10mm) - Cu powder, PTAW : 150A, 150mm/min				
Location in alloyed base	Powder feeding rate (g/min)			
	5	10	15	20
Top zone				
Middle zone				
Bottom zone				

Fig. 9 Microstructure of Cu alloyed bead at different powder feeding rate.



おけるビード断面の上部から下部までのCrおよびAlの分布状態をEPMAにより分析した結果をFig. 7に示す。上部から下部に向かってCr量は減少し、特に下部ではCr量が著しく減少する傾向を示した。

Fig. 8 (a) はAl-Cr二元状態図を示す。また(b), (c) および (d) は粉末量10g/minの合金化ビードのそれぞれ下, 中および上部におけるSEM組織と各生成相に対するCrのEPMA定量分析結果を示す。

(b)図の平均Cr量は約8.0 wt%であり、定量分析の結果、図中のa, bはAl+CrAl<sub>7</sub>共晶およびCr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub>であった。(c)図の平均Cr量は約17.0 wt%で図中のaおよびcはAl+CrAl<sub>7</sub>共晶およびCrAl<sub>4</sub>, (d)図の平均Cr量は約27.0 wt%で形成組織は緻密な組織であり、aはAl+CrAl<sub>7</sub>共晶、bはCr<sub>2</sub>Al<sub>11</sub>およびdはCr<sub>4</sub>Al<sub>9</sub>であった。また粉末供給量が15 g/min以上の表面化合物層は主としてCr<sub>5</sub>Al<sub>8</sub>であり、またその最表面層にはCr(Alを一部固溶)堆積層も存在した。

以上の結果を状態図と比較すると、初晶で晶出した相は状態図とよく一致したがその後の包晶反応で消滅すべき相がいずれもそのまま確認されており、冷却速度が速いために包晶反応が完了しないまま凝固したものと考えられた。

### 3.3.2 Cu合金化層

Fig. 9は粉末供給量を変化させた場合の合金化層内の各位置における組織を示す。粉末供給量5g/minでは亜共晶組織、10g/min以上では初晶 $\theta$ 相(CuAl<sub>2</sub>)が緻密に分散した過共晶組織を示した。いずれの場合もビード断面全てにわたって均一な組織を示した。またFig. 10にCuのEPMA線分析結果を示すが、Cuは合金化層内においてはほぼ一定の値で分布していることがわかる。なおCu合金化ビードでは本研究の範囲内では全く割れは認められなかった。

Fig. 11 (a) はAl-Cu二元状態図を、また(b) は10g/minでの生成層のEPMA定量分析結果を示す。平均Cu量は約38.2wt%であり、大きな初晶 $\theta$ 相とその周囲にAl+ $\theta$ 共晶組織が観察された。

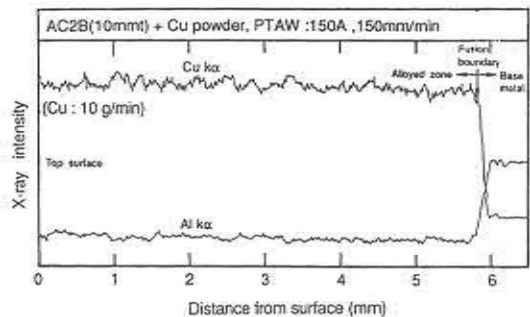


Fig. 10 Distribution of Cu in alloyed bead at powder feeding rate, 10g/min and overlaying current, 150 A.

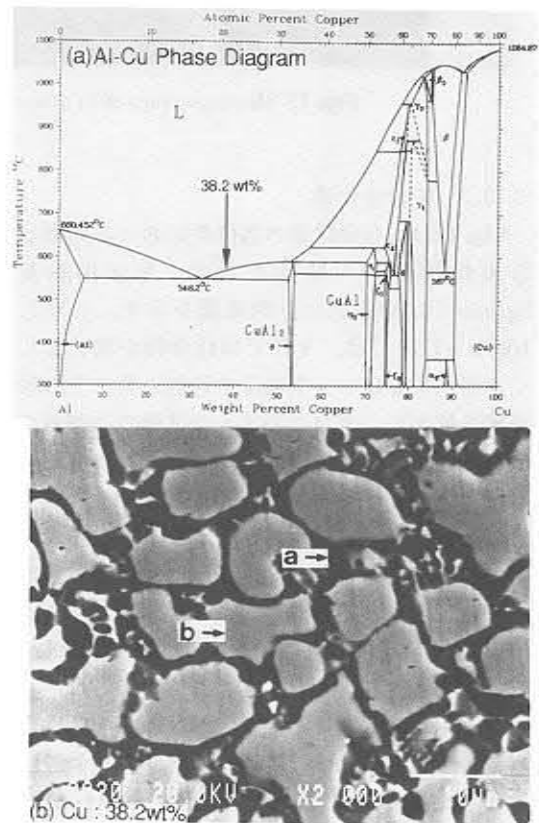


Fig. 11 SEM microstructure and mean Cu content of Cu alloyed bead showing relationship between phase diagram and phase formed.  
a: Al+CuAl<sub>2</sub>, b: CuAl<sub>2</sub>.

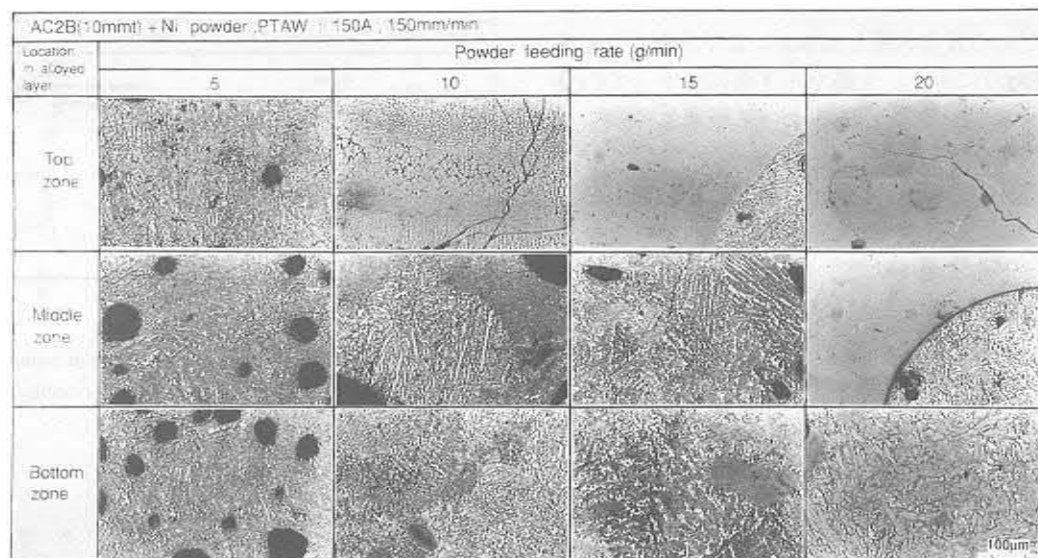


Fig. 12 Microstructure of Ni alloyed bead at different powder feeding rate.

### 3.3.3 Ni合金化層

Fig. 12はNi合金化層の各位置における組織と粉末供給量との関係を示す。粉末供給量5g/minでは全体的に針状組織を示す。しかし10g/min以上では、上部では化合物が塊状もしくは層状に形成し、供給量の増加と共にその形成域も拡大し、またこのような部分では割れの発生が認められた。Fig. 13は10g/minにおけるビード断面のNiおよびAlのEPMA線分析の結果を示す。Crの場合と同様に上部より下部に向かってNi量は減少する傾向を示した。なお上部において分布が一定なのはこの部分で化合物層が形成していたためである。Fig. 14(a)はAl-Ni二元状態図を、また(b)、(c)および(d)は10g/minにおける合金化層の下、中、上部における各生成相のEPMA定量分析結果を示す。(b)の平均Ni量は約20.7wt%で、初晶  $\text{NiAl}_3$  (針状品の断面)とその周囲にAl+ $\text{NiAl}_3$ 共晶が確認された。(c)の平均Ni量は約45.0wt%で、初晶で晶出した $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ とその周囲に包晶反応で形成された $\text{NiAl}_3$ が確認された。包晶反応組成ではNi量が42wt%以下でも同様の組成が形成された。これはCrの場合でも認められたように急冷凝

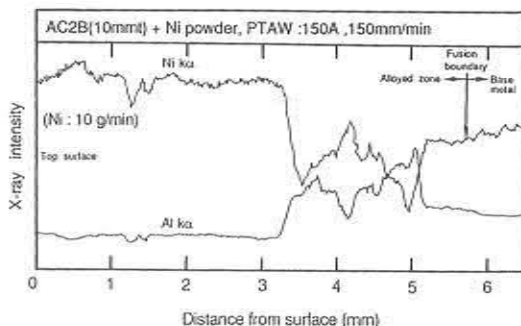


Fig. 13 Distribution of Ni in alloyed bead at powder feeding rate, 10g/min and overlaying current, 150 A.

固により包晶反応が未完了であったためである。また状態図上では存在しないAl+ $\text{NiAl}_3$ 共晶と思われる部分が島状に存在したが、これは成分元素の局所的な不均一分布によって発生した組織と考えられる。(d)の平均Ni量は約64.6wt%で単相の化合物 $\text{NiAl}$ が認められた。

以上の結果、Ni合金化層においてもその形成相は包晶反応が未完了である点を除けば、状態図と一致する。

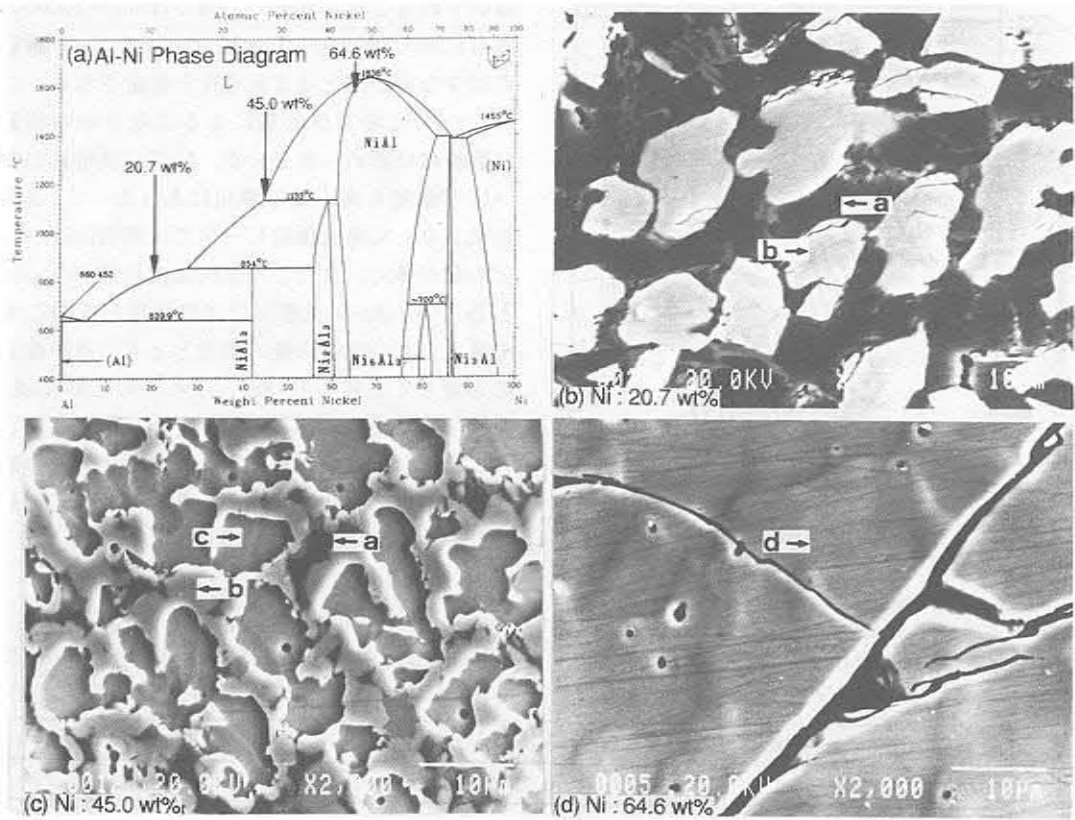


Fig. 14 SEM microstructure and mean Ni content of Ni alloyed bead showing relationship between phase diagram and phase formed. a: Al+NiAl<sub>3</sub>, b: NiAl<sub>3</sub>, c: Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, d: NiAl.

### 3.4 肉盛中の溶融池内最高到達温度

Fig. 15はNi粉末供給時のPTA肉盛中(肉盛条件150A, 150mm/min)の溶融池内部の温度分布の計測例を示す。この場合の最高到達温度は1253℃でAC2Bの融点(610℃)以上に保持される時間は約11秒であった。

Fig. 16は溶融池内の最高到達温度をビード表面から内部への相対的な距離(R.D= $L_1/L_0 \times 100(\%)$ )として示す。ただし、 $L_1$ はビード表面から熱電対先端までの距離、 $L_0$ は溶込み深さである。なお本測定法ではR.D<35~45%での測定は困難であった。粉末供給の有無および粉末の種類に依らず溶融池内の温度はビード表面ほど高くなる傾向を示した。またR.D=35~45%での最高到達温度は粉末を供給しない場合が約800℃であるのに対して、粉末供給した場合に

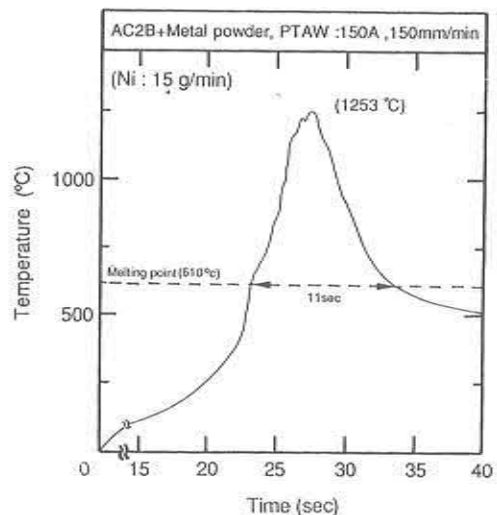


Fig. 15 Typical example of temperature cycle in alloyed bead during PTA overlaying.

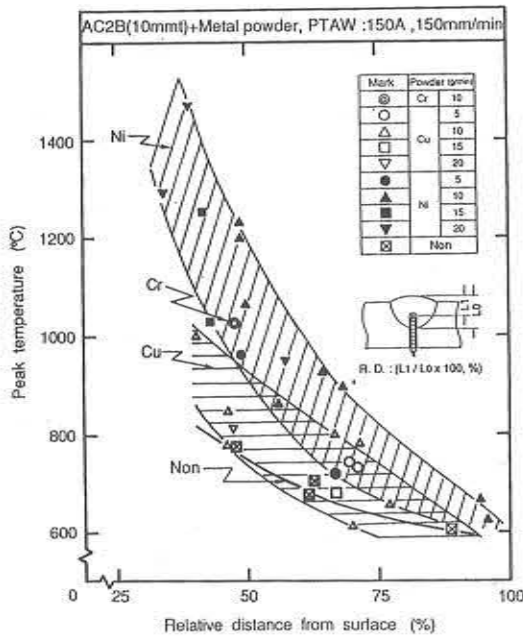


Fig. 16 Relation between peak temperature in alloyed bead during PTA overlaying and relative distance in alloyed bead from surface.

はいずれもこれより高く、Cuでは800~1000℃、さらにNiでは1000~1500℃であった。Crの測定点は少ないがNiとほぼ同程度と推定される。さらにCuでは粉末供給量による温度分布の相違は明瞭には認められないが、Niでは供給量が多いほど温度も高くなる傾向にあった。3.3の結果より、Ni粉末供給ビードでは表面に近いほどNi量が多く、またこの傾向は供給量が多いほど著しい。Al-Ni状態図では包晶反応を起こすNi量以上では特にNi量の増加とともに液相線温度も著しく上昇している。これに対しAl-Cu状態図ではCu量による液相線温度の変化は小さい。このような液相線温度の変化が溶融池の最高到達温度の変化をもたらしたものと考えられる。

### 3.5 気孔内の残留ガス分析

Fig. 17 (a), (b), (c) は質量分析計により検出されたガスの放出状態を粉末供給なし、Cu

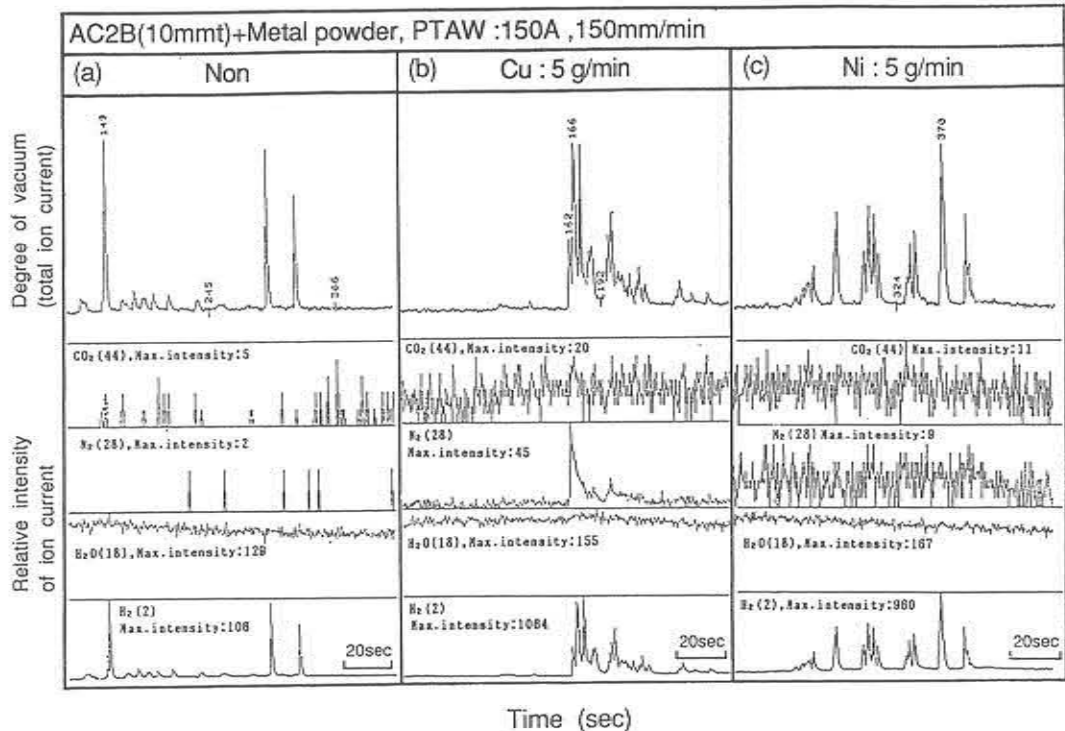


Fig. 17 Changes of total ion-current corresponding to degree of vacuum and currents of each mass number corresponding to CO<sub>2</sub> (44), N<sub>2</sub> (28), H<sub>2</sub>O (18) and H<sub>2</sub> (2) against time during drilling of alloyed bead in vacuum chamber.

5g/min, Ni 5g/minの場合について示す。検出されたガスはいずれも、CO<sub>2</sub> (質量番号44), N<sub>2</sub> (28), H<sub>2</sub>O (18), およびH<sub>2</sub> (2)の4種であった。Fig. 17の上図はドリル穿孔中の真空度 (Total Ion Currentが大なるほど真空度が低い) および各ガスの質量番号におけるイオン電流の時間的变化を示す。測定感度は各質量番号によって異なっているので比較のために図中に測定された最大値を示す。また下図はCO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>OおよびH<sub>2</sub>のイオン電流値変化を示す。

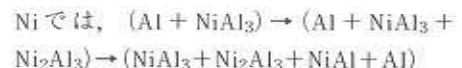
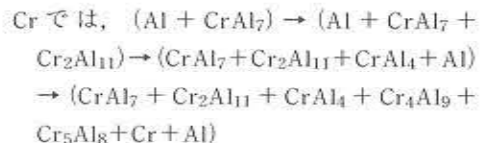
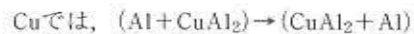
Fig. 17 (a) は粉末を供給しない場合にビード内に形成された気孔に対する結果であり、真空度の急激な変化はH<sub>2</sub>の放出に対応しており、その他のガスは認められなかった。CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>はIntensityが低いのでほぼ無視できる。母材鋳物部にはすでに気孔が形成されており、このためその再溶融部にも再び気孔が発生し、その気孔内の残留ガスは主にH<sub>2</sub>であることを示している。次に粉末を供給した場合には (b) のようにH<sub>2</sub>の放出のみの場合と (c) のようにやや微量であるがN<sub>2</sub>の放出も同時に認められた。またいずれの場合もH<sub>2</sub>の強度は (a) の9~10倍と高い。H<sub>2</sub>の強度が高いのは既にFig. 5からも明らかのように合金化ビード内における多量の気孔形成に対応しており、また微量のN<sub>2</sub>が検出されたことは粉末供給に伴うシールドの乱れにより周囲の空気が混入したと考えられる。一般にAl合金のアーク溶接部に発生する気孔の主因はH<sub>2</sub>ガスと言われており<sup>15)</sup>、また材料表面に吸着した水分や有機物がH<sub>2</sub>の供給源とされている<sup>15)</sup>。本報ではH<sub>2</sub>源としては既に2.1で示唆したように粉末表面に吸着している水分の影響が大きいと考えられる。また、球状に近いCu粉末の方が不定形のCrや表面凹凸の著しいNiよりも気孔が少なかったことから、気孔防止には吸着面の少ない真球状の粉末の使用がより好ましいと思われる。また使用前の十分な真空焼鈍なども重要と思われる。

#### 4. 結論

Al合金表面に厚膜表面硬化層を形成するた

めの基礎的研究として、AC2B鋳物を母材として交流PTA法を用いて母材表面を溶融し、その溶融池にCr, CuおよびNi粉末を供給して表面合金化層を形成した。肉盛速度150mm/min一定、肉盛電流125~200Aおよび粉末供給量5~20g/minの条件範囲で適正肉盛条件および合金化層の形成組織について検討を行ない次の結論を得た。

- 1) 合金化層の形成には母材表面に十分な溶融池が形成されることが必要であり、このため表面がなめらかで良好な合金化ビードの形成は一定肉盛速度のもとでは、肉盛電流と粉末供給量に依存し、肉盛電流が大なるほど、また粉末供給量が少ないほどその形成は容易であった。この良好な合金化ビードが得られる適正条件範囲は使用した粉末の中ではCuが最も広く、次いでNiであり、Crは前2者に比してかなり狭いことがわかった。
- 2) 合金化層内の組織は肉盛電流一定のもとでは粉末供給量の増加と共に次の矢印のように変化した。



- 3) 合金化層の形成組織はCuではAl-Cu二元系平衡状態図で形成する相とほぼ一致した。しかし、CrとNiでは初晶の種類はそれぞれの二元系状態図と一致したが、その後の包晶反応は未完了であり、初晶が室温まで残留した組織を示した。
- 4) Cu粉末の場合には合金化層内においてはほぼ均一な組成が得られた。Niでは供給量が少なく、共晶反応系の組成範囲では均一組成が得られたが供給量が増加して包晶反応系組成になると不均一組成となり、特に表面近傍でNi量が多くなった。Crでは包晶反応系のため供給量が小さくてもNiと同様の不均一組成

となった。

- 5) PTA肉盛中の溶融池内の最高到達温度は溶融池底部より表面に向かうにしたがって上昇した。NiおよびCrではその上昇が著しい。表面より溶込み深さの35~45%程度内部での温度は肉盛速度150mm/min, 肉盛電流150Aの条件で粉末を供給しない場合には約800℃, Cu粉末供給では約800~1000℃, Crでは約1050℃, Niでは1000~1500℃であった。
- 6) 合金化層内には気孔の発生が認められた。表面凹凸の著しいCrおよびNi粉末の場合には特に多く形成し, なめらかな球状粉末のCuの場合には形成は少なかった。これらの気孔内の残留ガスは主としてH<sub>2</sub>であり, わずかにN<sub>2</sub>が含まれる場合もあった。
- 7) Cu合金化層では割れは認められなかったが, CrおよびNi合金化層内では合金量が多くなると割れが認められた。組織的にはAl固溶体中に初晶化合物が分散している場合には割れは認められないが, 化合物が緻密な層状もしくは塊状に存在している場合には割れの発生が著しかった。
- 8) 以上の結果, PTA肉盛法による表面溶融合合金化法によりAl合金表面にミリオーダーの厚膜表面合金化層を形成させることは十分可能であることが明らかとなった。

#### 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俵いすゞ中央研究所, PTA肉盛装置および気孔内残留ガス分析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) (財)金属系材料研究開発センター(JRCM)報告: Al表面ミリオーダー硬化技術調査報告書, 1989.3.
- 2) 松田福久: 軽金属, 40-10 (1990) 746.
- 3) W. Hiller: Rev. Souldure, 36 (1980) 159.
- 4) B. Vinet and Paidassi: Rapidly quenched metals, Elsevier science publisher, (1985) 937.
- 5) M. H. Sohi and T. Bell: Proceedings of 2nd International conference on Power Beam Technology, The Welding Institute, UK, (1990) 286.
- 6) J. D. Ayers: Thin Solid Films, 84 (1981) 323.
- 7) A. W. Walker, W. H. Steen and D. R. F. West: Aluminum Technology '86, The Institute of Metals, London, (1986) 88.1.
- 8) F. Matsuda and K. Nakata: Transactions of JWRI 17-2 (1988) 457.
- 9) E. Gaffet, J. M. Pelletier and S. B. Jobez: Applied Surface science, 43 (1989) 248.
- 10) M. Pierantoni and Z. Blank: Proceedings of the 2nd IFHT Seminar, Lisbon, (1989) 317.
- 11) G. Ricciardi, M. Cantello, G. Molino, W. Varani and E. Carlet: Proceedings of 2nd IFHT Seminar, Lisbon, (1989) 415.
- 12) 清水, 永井, 松田, 中田: 軽金属, 40-10 (1990) 761.
- 13) Thaddeus B. Massalski: Binary Alloy Phase Diagrams (volume 1), ASM, (1986), 104, 106, 142.
- 14) L. M. Mondolfo: Aluminum alloys: Structure and properties, Butterworths, (1976), 250, 338.
- 15) 溶接学会編: 溶接・接合便覧, 丸善, (1990) 1010.