

粉末送給法を用いたレーザクラディングによる耐摩耗皮膜の形成

論 文

廣瀬明夫*・河野 渉*²・野村大吉*³・小林紘二郎*

Formation of Hardfacing Clad by Laser Cladding with Blown Powder

Akio HIROSE, Wataru KOHNO, Daikichi NOMURA and Kojiro F. KOBAYASHI

Synopsis :

Formation of hardfacing clad layers by laser cladding with blown powder and their wear properties have been investigated. Co base hardfacing alloys, and niobium carbides or chromium carbides mixed Co base alloys were deposited on to mild steel substrates with varying laser power and traverse speed under constant amount of powder feeding per unit bead length.

Dilution and area of melted substrate linearly increased with heat input per unit bead length. Melting efficiency for substrate melt in the laser clad was approximately one-sixth of that in laser surface melting, since the substrate was melted indirectly by heat from melting clad layer. This is the reason why low dilution can be obtained easily in the wide range process variables. Dilution in the carbide mixed clads was lower than that in Co base alloy clad, since melting of the former may require higher heat input than that of the latter.

In Co base alloy clads, wear resistance enhanced with increasing hardness of clad layers. In the carbide mixed clads, significantly higher wear resistance was obtained than that estimated from their matrix hardness because of high hardness of carbide particles.

Key words : laser cladding; blown powder; Co base hardfacing alloy; carbide; dilution; melting efficiency; hardness; wear.

1. 緒 言

材料表面に耐摩耗性、耐食性などの機能を有する厚・中厚膜を形成するプロセスとしては、高能率で自動化に優れたレーザクラディング法が注目されている。レーザクラディングの初期の研究では、粉末ベッドを基材表面に形成してレーザを照射する静置法が主として行われた¹⁾。しかし、静置法では粉末を固着するバインダや、粉末の塗布方法の違いによってクラディング層の形成挙動が大きく影響され再現性に問題がある。これに対して粉末自動送給装置を用いたレーザクラディングでは、安定して希釈率を制御でき、再現性に優れた良好なクラディング層を容易に形成できるとされ²⁾、近年耐摩耗性皮膜を中心に実用化が計られている。しかし、そのクラディング層形成挙動については、従来、加工パラメータとビード形状の関連は検討されているもの

の^{2)~4)}、基材および粉末層の溶融挙動について明確にされているとはいえない。

そこで、本研究では粉末自動送給法を用いたレーザクラディングによる耐摩耗性皮膜の形成を対象として、まずレーザクラディング層形成挙動を明らかにすべくレーザ出力と走行速度をパラメータとして基材および粉末層の溶融挙動を基礎的に検討した。この実験では耐摩耗レーザクラディング材として、最も一般的に用いられている Co 基硬化肉盛合金を用いた。次に、より高機能の耐摩耗性皮膜として炭化物複合クラディングに注目し、クラディング層形成過程に及ぼす炭化物添加の影響を検討した。そして最後に、これらレーザクラディングにて形成した Co 基合金層ならびに炭化物複合金層の摩耗試験を行い、その耐摩耗性を検討した。

平成4年1月16日受付 平成4年6月5日受理 (Received on Jan. 16, 1992; Accepted on June 5, 1992)

* 大阪大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Osaka University, 2-1 Yamadaoka Suita 565)

*² 大阪大学大学院 (現:(株)東芝) (Graduate School, Osaka University, Now Toshiba Corp.)

*³ 大阪大学大学院 (Graduate School, Osaka University)

2. 実験方法

2.1 供試材料

クラディングの基材には、市販の SS400 鋼を用いた。基材の寸法は $150\text{ mm} \times 200\text{ mm} \times 20\text{ mm}$ とした。クラディング材には、代表的な耐摩耗性合金である Co 基合金粉末と、これに強化相として Nb 炭化物および Cr 炭化物を混合した炭化物複合金粉末を用いた。Co 基合金は Co-Cr-W-C 系合金 (STL1 および STL6) および Co-Cr-Mo-Ni-C 系合金 (STL21) であり、それらの化学組成ならびに粒度を Table 1 に示す。炭化物複合金粉末は、STL21 合金粉末にそれぞれ Nb 炭化物および Cr 炭化物の粉末を 40 vol% 混合して作製した。Nb 炭化物および Cr 炭化物粉末の組成と粒度を Table 2 に示す。なお、Nb-C 粉末は NbC であり Cr-C 粉末は Cr_3C_2 , Cr_7C_3 および Cr_{23}C_6 の混合粉末である。

2.2 レーザクラディング

本研究では定格出力 10 kW の 2 軸直交形 CO_2 レーザ発振器を用いた。ビームモードは安定型発振器によるマルチモードで、光学系には焦点距離 254 mm の ZnSe 製レンズを用いた。また、適当なビード幅のクラディ

ング層を得るためにデフォーカス法を用いた。焦点は少し距離は基材上 75 mm とし、基材表面でのビーム径は約 11.8 mm に固定した。基材上への粉末送給は、自動供給装置を用いて行った。

Table 3 は作製したクラディング層の種類とそれに対するプロセス条件を示す。

まず、L1 シリーズでは、SS400 基材上に STL6 をレーザ出力および走行速度を変化させてクラディングし、レーザ出力および走行速度が溶け込み率、溶着金属面積および基材溶融面積などに及ぼす影響を検討した。基材表面にはブラスト処理を行った。このときの表面粗さは R_{max} (最大高さ) で $100\text{ }\mu\text{m}$ であった。粉末の送給位置は、溶融池の前方約 10 mm とした。ただし L2 シリーズでは、粉末送給位置の影響を検討するため、直接溶融池に粉末送給を行った。クラディングはビード長約 150 mm とし、1 パスで 2 本ずつ行った。なお、給粉量は走行速度を変化させても単位ビード長あたりに給粉される量が 89 g/m と一定になるように設定した。また、L3 シリーズでは粉末送給の有無が基材の溶融挙動に与える影響を検討するため、粉末を送給せずに基材の溶融処理を行った。

L4, 5 シリーズは STL21 マトリックスに炭化物を複合化したクラディングであり、炭化物の複合化がクラディング層形成に及ぼす影響について検討を行った。なお、炭化物複合クラディングでは走行速度 1.50 mm/s の場合は、この条件では単位時間あたりの給粉量が少なく粉末送給が不安定となるため、単位ビード長あたりの送給量を 118 g/m に増した。また、L6 シリーズはマトリックス合金の STL21 でクラディングを行い、炭化物複合クラディングの比較材として用いた。

2.3 溶け込み形状の測定

クラディング層の溶け込み形状の測定は、各条件につき 2 本のビードそれぞれに対して開始端から 50 mm および 70 mm の位置より試験片を採取して、計 4 断面について行った。各断面を研磨・腐食した後観察し、基

Table 1. Chemical compositions (a) and particle size distributions (b) of Co base alloy powder.

Powder	Chemical compositions (mass%)								
	Cr	W	Fe	Mo	Ni	C	Si	Mn	Co
STL1	30.9	12.3	1.3	0.1	1.1	2.3	1.0	0.01	Bal.
STL6	28.0	4.7	1.4	0.1	1.3	1.2	1.3	0.01	Bal.
STL21	26.4	—	0.5	5.9	3.0	0.2	1.0	0.33	Bal.

Powder	Particle size distribution (mass%)					
	+250	+150	Size (μm)		+53	-53
			+106	+75		
STL1	2		95			3
STL6	2	36	28	21	12	1
STL21	0	25	33	34	5	4

Table 2. Chemical compositions and particle sizes of niobium carbide (a) and chromium carbide (b).

Powder	Chemical composition (mass%)					Particle size (μm)
	C	Fe	Nb			
Nb-C	11.5	0.09	Bal.			-150~+75

Powder	Chemical composition (mass%)					Particle size (μm)
	C	Si	S	Fe	Cr	
Cr-C	10.9	0.04	0.025	0.13	Bal.	-212~+106

Table 3. Operating conditions of laser cladding.

Mark	Powder	Laser power (kW)	Traverse speed (mm/s)
L-1	STL6	6.5, 7.5, 8, 9	1.33, 1.67, 2.50, 4.17, 5.83, 7.50
L-2*	STL6	8	2.50, 4.17, 5.83, 7.50
L-3	—		
L-4	STL21+Nb-C	9	1.50, 2.00, 2.50
L-5	STL21+Cr-C		
L-6	STL21	8	2.50, 4.17, 5.83, 7.50

* : Powder feeding into pool

Table 4. Operating conditions of laser cladding for adhesion wear test.

Powder	Laser power (kW)	Traverse speed (mm/s)	Number of pass
STL21	8	5.83	4
STL6			
STL1*			
STL21+ Nb-C*	9	1.50, 2.00, 2.50	
STL21+ Cr-C*			

* : Preheating and inter pass temperature of 433 K to 673 K

材の熔融面積 (S_s) およびクラディング層の溶着金属面積 (S_c) を求めた. また, $S_s/(S_s + S_c)$ より溶け込み率を算出した. そして4断面の測定値の平均値をもって各条件のデータとした.

2.4 摩耗試験方法

レーザクラディングを用いて作製した Co 合金層 (STL6, STL1 および STL21) および炭化物複合合金層 (STL21 + Nb-C および STL21 + Cr-C) に対して大越式摩耗試験⁵⁾を行った. 試験片寸法は 40 mm^l × 25 mm^w × 10 mm^t とした. 摩耗試験に用いた試験片のクラディング条件を Table 4 に示す. 摩耗試験片の被摩耗面全面をクラディングするため, 送りピッチ 6 mm で4パスのマルチパスクラディングを行い, 作製したクラディング層より 25 mm^w × 40 mm^l × 10 mm^t の試験片を採取し摩耗試験に供した. 試験条件は, 相手材を SKD-11 (JIS G 4404), 荷重を 185 N, 摩擦距離を 580 m, 摩耗速度を 1.96 m/s とし, 摩耗体積を測定した. そして次式によって比摩耗量を求めた⁵⁾.

$$W_s = 1.5 W/p \cdot l \dots\dots\dots (1)$$

W_s : 比摩耗量 (mm²/N), W : 全摩耗体積 (mm³),
 p : 荷重 (N), l : 摩擦距離 (mm)

3. 実験結果および考察

3.1 レーザクラディングにおけるクラディング層形成挙動

Fig. 1 は L1 シリーズにおいて溶着したクラディング層の断面積と基材の熔融面積の測定結果を示す. 送給した粉末がすべて溶着した場合の溶着金属断面積の計算値を図中に破線で示した. この値に対する実際の溶着面積の比率を溶着効率と定義する. 溶着金属断面積は条件によらずほぼ一定であり, 溶着効率はほぼ 90% 以上であった. 一方基材の熔融面積はレーザ出力の増加および走行速度の低下にともなって増大する傾向であった. すなわち, 単位ビード長あたりの粉末送給量を一定とした本プロセスでは溶着金属面積はほぼ一定であり, レーザ出

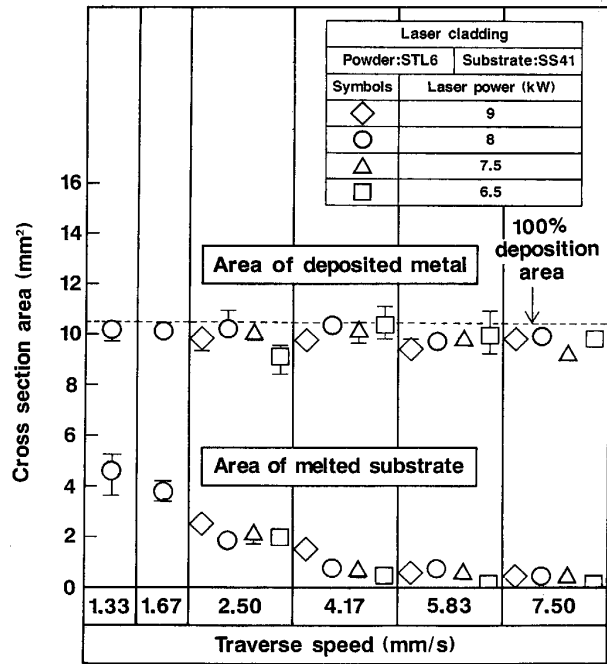


Fig. 1. Cross section area of laser clad layer as functions of laser power and traverse speed.

力の増大と走行速度の低下にともなう投与熱量の増加がそのまま基材の熔融面積の増大に寄与していると考えられる.

そこで, 次に単位ビード長あたりの投与熱量をパラメータとして実験結果を整理した. なお, 単位ビード長当たりの投与熱量 Q は次式で表される.

$$Q = P/V \dots\dots\dots (2)$$

P : レーザ出力, V : 走行速度

Fig. 2 は Q をパラメータとして溶け込み率, 基材熔融面積および全熔融面積 (基材熔融面積と溶着金属面積の和) を整理して示す. Fig. 2 (a) に示すように溶け込み率は Q の増加にともなってほぼ直線的に増大する傾向が得られた. すなわち, 本実験条件範囲では, 溶け込み率は単位ビード長当たりの投与熱量で一義的に整理されることが明らかとなった. また, Fig. 2 (b) に示す全熔融面積と基材熔融面積は Q に対してほぼ傾きの等しい直線で整理された (それぞれ直線①および②で示す). これより, 粉末層のみを溶融するのに必要な投与熱量は, 直線②の X 切片である 0.65×10^6 J/m であり, それ以上の投与熱量の増分は主として基材の溶融に寄与していることが明らかである. そこで, 次にこの投与熱量と基材の溶融挙動の関連について検討を行った.

レーザ溶接では溶融池を形成するために必要な熱量と全投与熱量の比を溶融効率と定義し, 次式のように表されている⁶⁾.

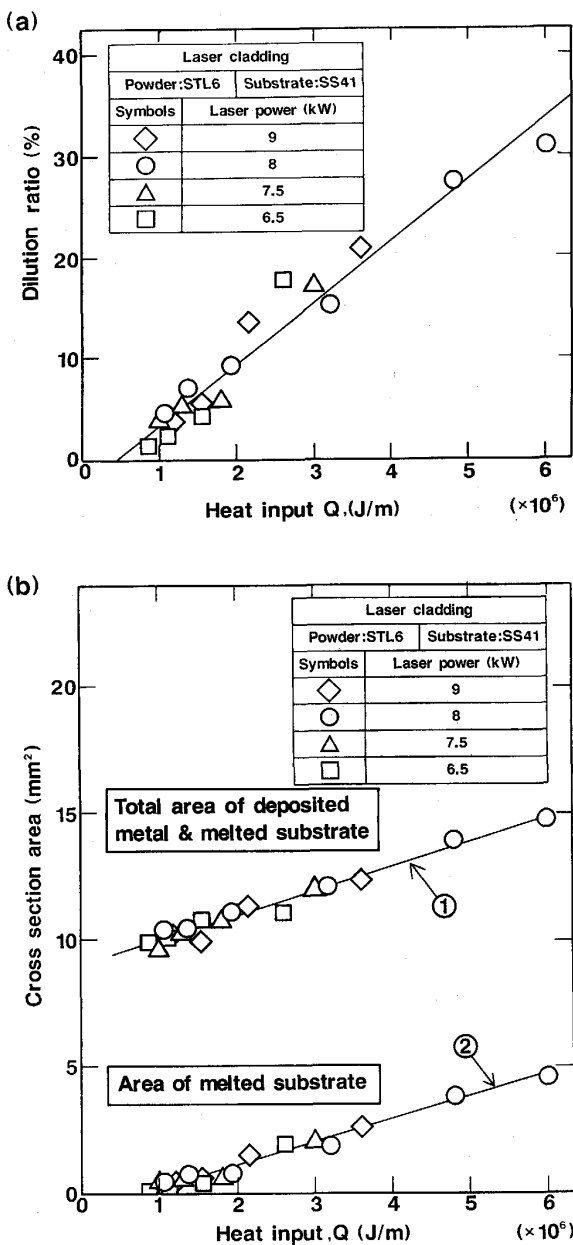


Fig. 2. Effect of heat input on dilution ratio (a) and cross section area (b) of laser clad layer.

$$\eta_m = S \cdot V \cdot c \cdot \rho \cdot T_M / P \dots \dots \dots (3)$$

η_m : 溶融効率, S : ビード断面積, V : 走行速度, c : 比熱, ρ : 密度, P : レーザ出力,
 T_M : $T_M = T_{mp} + \Delta H_f / c$ (補正融点), T_{mp} : 融点, ΔH_f : 融解熱

今, レーザクラディングの基材溶融過程において, 全投入熱量から粉末層の溶融に消費される熱量を差し引いた増分が基材の溶融に寄与するとすると, 次式が得られる.

$$S_s \cdot c_s \cdot \rho_s \cdot T_{Ms} = \eta_{ms} (Q - Q_c) \dots \dots \dots (4)$$

S_s : 基材溶融面積, η_{ms} : 基材の溶融に対する溶融効率,

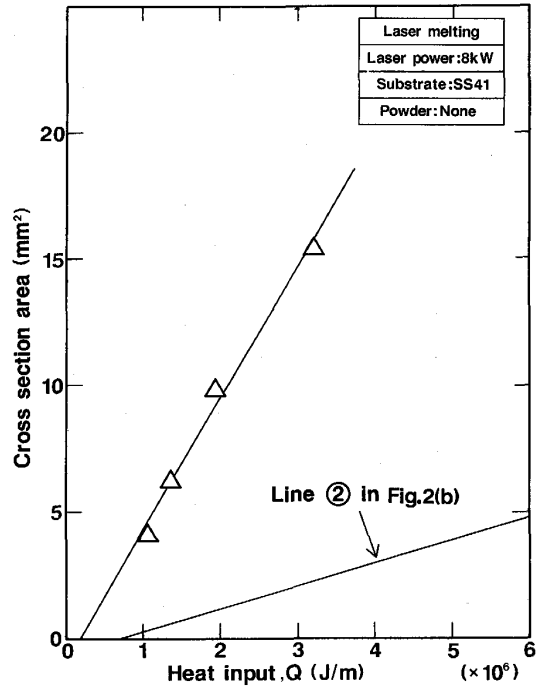


Fig. 3. Effect of heat input on cross section area of melted zone by laser surface melting.

Q_c : 粉末層の溶融に消費される熱量

η_{ms} が一定であれば, $Q - Q_c$ と S_s は直線関係を有することになる. これは, Fig. 2(b) の直線②に他ならず, 本実験範囲では溶融効率一定の状態では基材の溶融が進行していることになる. そこで直線②の傾きより η_{ms} を求めた. このとき

$c_s = 0.69 \text{ J/g} \cdot \text{deg}$, $\rho_s = 7.87 \text{ g/cm}^3$, $T_{Ms} = 2198 \text{ K}$ を用いた.

その結果, 溶融効率は 0.93% と得られた. そこで, 溶融効率に及ぼす粉末層の影響を明らかにするため, 粉末を供給せず基材に直接レーザー照射を行った場合の溶融面積と投入熱量 Q の関係を Fig. 3 に示す. 図中には Fig. 2(b) の直線②を併記した. 基材に直接レーザー照射した場合も溶融面積と投入熱量は良好な直線関係を示したが, その勾配は直線②よりはるかに大きくなった. そこで(3)式を用いてこの時の溶融効率を求めると, $\eta_m = 5.5\%$ と得られた.

ここで, 高出力のレーザー溶接でビームホールを形成する場合は, 溶融効率は 50~75% 程度になり⁶⁾, 熱伝導型の溶け込みを呈する場合はその十数分の一になると言われている⁷⁾. 本実験の場合は, 明らかに熱伝導型の溶け込み形態を呈しており, 粉末層を供給しない場合の溶融効率はほぼ妥当な値であるといえる.

すなわち, 本実験条件のレーザークラディングでは, 基材の溶融に対する効率が, 直接基材にレーザー照射する

場合の約 1/6 程度に低下することが明らかとなった。このことは、レーザ出力や走行速度が変化して投与熱量が変動しても、溶け込み率の変化が小さいことを意味しており、基材の希釈の小さいクラディング層を得るための条件設定が容易であるといえる。一般に粉末を用いたレーザクラディングでは、希釈の小さいクラディング層が容易に形成できることが知られているが、これは本実験で示したように、基材溶融過程での溶融効率の低下に起因していると考えられる。

さて、このような溶融効率の大幅な低下の機構は、レーザクラディングにおける粉末層および基材の溶融現象より考察する必要がある。クラディングにおける溶融現象は、いまだ必ずしも明らかにされていないが、一般に粉末層は熱伝導度が低いため、粉末層が完全に溶融して溶融域が基材に達するまでは溶融池は熱的に絶縁された状態にあり、基材への熱伝導は小さいと考えられる。したがって、基材の溶融過程では、基材は溶融クラディング層の保有熱量によって間接的に溶融されることとなり、直接レーザ照射によって溶融する場合より溶融効率が低下するものと考えられる。

以上の実験では粉末は溶融池の前方に送給したが、次に粉末送給を直接溶融池に行った場合について検討した。Fig. 4 は溶着金属面積と基材溶融面積について粉末送給位置による違いを比較して示す。粉末を直接溶融池に送給すると、前方に送給する場合に比し、溶着金属面積と基材溶融面積がともに減少した。これは粉末を直

接溶融池に送給する場合、粉末がレーザビーム中を通過するため、これによるレーザビームの乱反射および吸収が生じ、基材への熱移行率が低下すると考えられる。また、レーザビームを吸収した粉末のうち、溶融池にうまく移行しない粉末が多くなると溶着効率が低下するとともに基材への熱移行率もさらに低下すると考えられる。このため溶着金属面積と基材溶融面積の減少が生じたと考えられる。すなわち、粉末送給法を用いたレーザクラディングでは、粉末を直接溶融池に送給するより、溶融池前方に送給する方が、溶着効率に優れているといえる。

3・2 炭化物複合化の影響

Photo. 1 はNb-C 複合クラディング層の代表的な光学顕微鏡組織を示す。クラディング層中には未溶融のNbC 粒子が多数分散していた。これに対して、Photo. 2 に示す Cr-C 複合クラディング層では一部粗大な未溶融粒子が存在したが、その数は Nb-C 複合クラディングに比べると非常に少なく大部分の Cr 炭化物粉末は

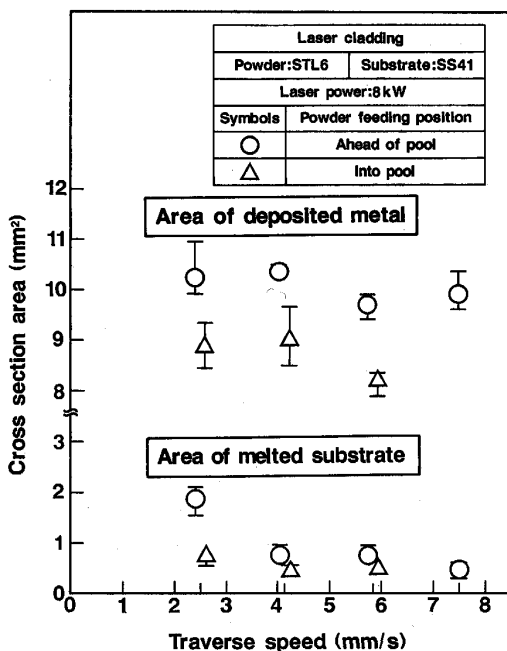


Fig. 4. Effect of powder feeding position on cross section area of laser clad layer.

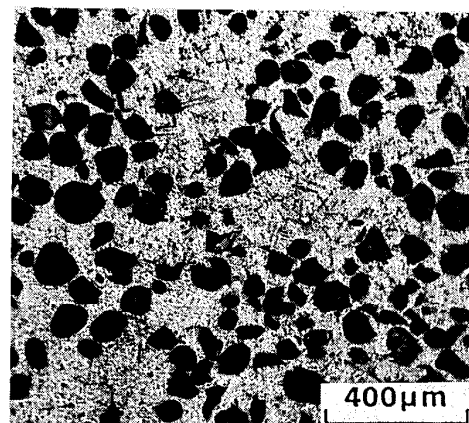


Photo. 1. Optical micrograph of niobium carbide mixed Co base alloy clad.

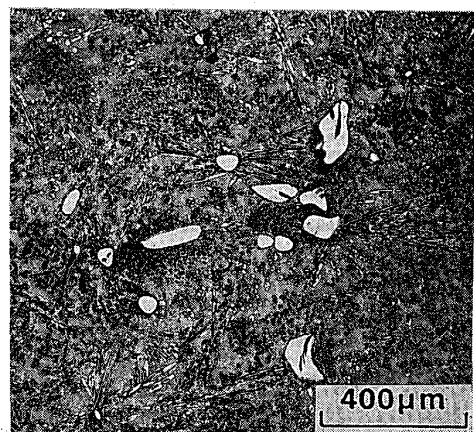


Photo. 2. Optical micrograph of chromium carbide mixed Co base alloy clad.

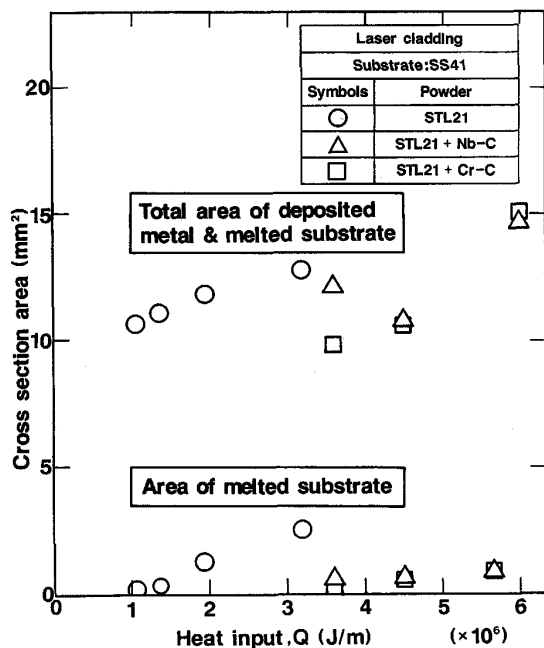


Fig. 5. Effect of carbide addition on formation of laser clad layer.

溶融したものと考えられる。クラッディング層には針状の粗大な晶出物が多数認められた。また、Co合金のマトリックスは微細な共晶組織を呈していた。X線分析の結果、針状の晶出物からはCおよびCrが検出され、これはCr炭化物と考えられる。高Cr、高Cのオーステナイト系硬化合金では、炭化物とオーステナイトの共晶反応が生じ、過共晶組成では針状の M_7C_3 炭化物が初晶として晶出することが報告されている⁹⁾。本クラッディング層ではCr炭化物粉末の溶融によってCr濃度およびC濃度が高まっており、過共晶組成となって針状の M_7C_3 が晶出したと考えられる。したがって、マトリックスはCo固溶体と炭化物の共晶組織であると考えられる。

このように、炭化物複合クラッディングにおいては、Cr炭化物粉末は溶融しNb炭化物粉末は未溶融で残留していた。これは、両者の融点差に起因すると考えられる。 Cr_3C_2 の融点は2163K、NbCの融点は3873Kであり¹⁰⁾、また、レーザ溶接における溶融池温度は2400~2500Kと報告されているので¹¹⁾、Cr炭化物はほとんど溶融しNb炭化物は未溶融で残留したと考えられる。

次にFig. 5は炭化物複合クラッディングの溶け込み率、全溶融面積および基材溶融面積をSTL21クラッディングと比較して示す。STL21クラッディングより投与熱量が大きくなっているにも関わらず、Nb-CおよびCr-C複合クラッディングとも基材溶融面積が減少

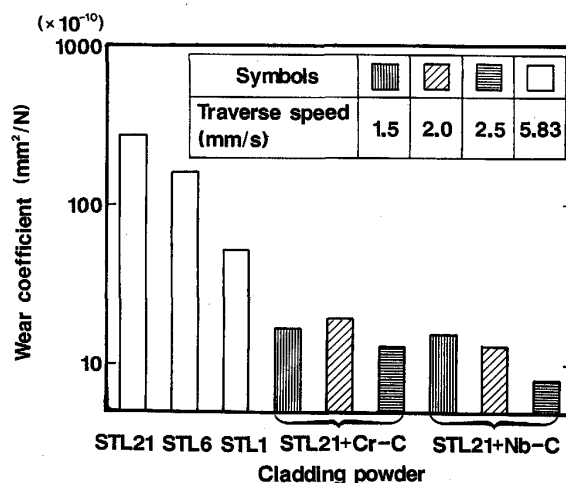


Fig. 6. Result of adhesion wear test for hard-facing clad layers by laser cladding.

し、それにともなって溶け込み率も小さくなった。炭化物複合クラッディングでは高融点の炭化物の存在により、高温まで粉末層が維持される。このため、クラッディング層を介した熱伝導で基材を溶融するためには、より大きな投与熱量を要したものと考えられる。Nb-CとCr-Cでは、前者は炭化物が未溶融で残留し後者は溶融するが、本実験範囲では、この違いは溶け込み率や基材の溶融挙動に大きな影響を及ぼさなかった。

3.3 レーザクラッディング層の耐摩耗性

Fig. 6は各Co基合金ならびに炭化物複合クラッディング層の摩耗試験結果を示す。Co基合金ではSTL1, STL6, STL21の順に比摩耗量が小さくなった。炭化物複合層ではマトリックスのSTL21より大幅に耐摩耗性が改善された。また、本実験範囲ではクラッディング時の走行速度の異なる炭化物複合層間で比摩耗量に特に大きな差異は認められなかった。

本実験で行った大越式摩耗試験は、凝着摩耗を主体とした試験方法である。凝着摩耗は金属間摩耗などにおいて摩耗材と被摩耗材の表面の接触点で凝着が起り、そこに生じる剪断力のため軟らかい方の金属表面が脱落し摩耗する現象である。したがって耐摩耗性には、摩耗材料間の凝着性、材料の表面状態、強度、硬さなどが影響する。

そこで、クラッディング層硬さと耐摩耗性の関連を検討するため硬さ測定を行った。Fig. 7は各クラッディング層の平均硬さを示す。なお、炭化物複合クラッディングでは、未溶融炭化物や粗大な晶出炭化物を避けて測定を行った。Co基合金ではSTL1, 6, 21の順に炭化物生成量の多い合金ほど高い硬さを示した。NbおよびCr炭化物複合クラッディングでは、いずれもマトリッ

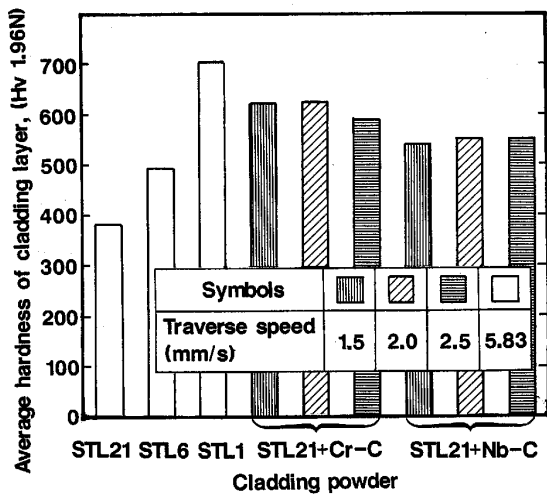


Fig. 7. Average hardness of hardfacing clad layers by laser cladding.

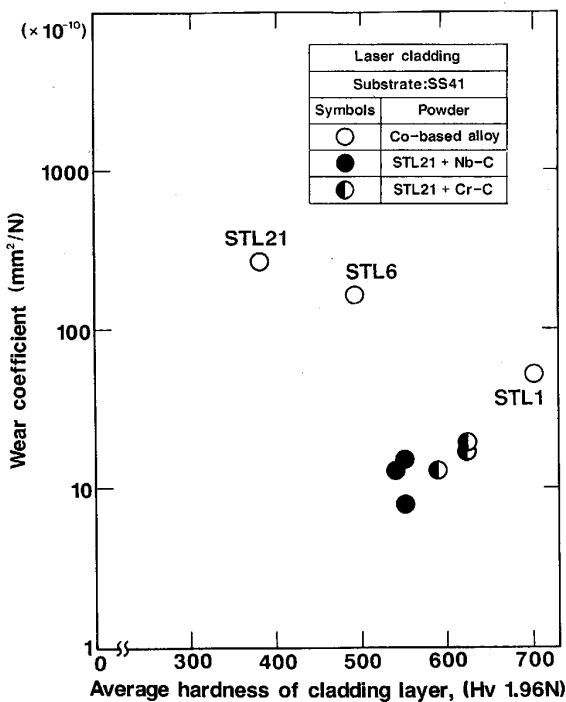


Fig. 8. Hardness dependence of adhesion wear properties of hardfacing clad layers by laser cladding.

クス合金の STL21 より硬さ上昇が認められたが、これはクラディング過程で溶融した炭化物がマトリックス中に再晶出したためと考えられる。このため炭化物の溶融量の多い Cr 炭化物クラディング層でより大きな硬さ上昇が認められた。なお、本実験範囲の走行速度の違いは、クラディング層硬さにほとんど影響しなかった。

Fig. 8 は比摩耗量とクラディング層硬さの関係を示す。Co 基合金クラディングでは、耐摩耗性は硬さ

に依存しており、硬いクラディング層ほど比摩耗量が減少した。表面層の硬さが上昇すると摩耗材との接触点での塑性変形が生じにくく、表面酸化層が破壊されにくいこと、および凝着が生じても表面層強度が高いため脱落が生じにくい¹²⁾、などの理由によって耐摩耗性が向上すると考えられる。

一方、炭化物複合クラディングでは、Nb-C、Cr-C いずれの複合層においても同一硬さの Co 基合金クラディング層より大幅に耐摩耗性が向上した。このような炭化物の複合化による効果として、まず炭化物の硬さが挙げられる。炭化物複合クラディングではクラディング層中に約 40% 程度の炭化物を含んでいると考えられるが、炭化物は 1000 HV 以上の高硬度を有しており¹⁰⁾、耐摩耗性には有効に寄与したと考えられる。また、材料の凝着性は、硬さ以外に表面エネルギーとも関連し、「表面エネルギー/硬さ」の比が小さくなるほど凝着面積が小さくなるといわれている¹³⁾。そして、炭化物や炭化物はこの比が金属よりはるかに低くなることが知られている¹³⁾。すなわち、炭化物複合クラディング層が合金クラディング層より高い耐凝着摩耗性を有しているのは、金属より高い硬度で表面エネルギーが低く、凝着性の小さい炭化物粒子が分散しているためである。Nb 炭化物と Cr 炭化物の複合層の間では、マトリックス硬さは Cr 炭化物複合層の方が高いにもかかわらず、両者で耐摩耗性の大きな差異は認められなかった。すなわち、炭化物複合層の耐摩耗性は分散した炭化物に依存しており、また未溶融の Nb 炭化物と再晶出した Cr 炭化物の違いは、耐摩耗性にあまり影響しないと考えられる。

なお、これらの炭化物複合クラディング層では、予熱およびパス間温度をかなり高く設定したにもかかわらず、クラディング層の一部に割れの生じる場合が認められた。耐摩耗硬化肉盛においては、割れは必ずしも問題にならず、肉盛層に割れが生じた状態で使用される場合も少なくない。しかし、高い信頼性の要求される部材への適用に際しては割れを防止する必要がある。炭化物複合クラディングでは、耐摩耗性は主として分散した炭化物によって維持されるので、マトリックスにより延性に富んだ合金を用いることによって耐割れ性と耐摩耗性を両立させることは可能と考えられる。

4. 結 言

本研究は、粉末自動送給法を用いたレーザクラディングにおけるクラディング層形成挙動とその摩耗特性を検討した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 単位ビード長当たりの粉末送給量を一定とした場合、単位ビード長当たりの投与熱量 Q に対して溶着金属面積はほぼ一定であり、溶け込み率および基材溶融面積は Q の増加にともなってほぼ直線的に増大した。

(2) 基材の溶融過程はクラディング層を介した熱伝導型の溶融形態となるため、基材溶融に対する溶融効率にはレーザ表面溶融処理の場合に比して約 1/6 となった。このためレーザ出力や走行速度が変化して投与熱量が変動しても、溶け込み率の変化が小さく、基材の希釈の小さいクラディング層を得るための条件設定が容易であった。

(3) 粉末を直接溶融池に送給するよりも、溶融池前方に送給する方が高い溶着効率を得られた。

(4) 炭化物複合クラディングでは炭化物の融点差によって、Nb 炭化物を複合化した場合は炭化物は未溶融で残留したが、Cr 炭化物を複合化した場合は大部分の炭化物粉末が溶融し、粗大な針状の M_7C_3 炭化物の初晶および Co 固溶体と炭化物の共晶組織となった。

(5) 炭化物複合クラディングでは、Co 基合金の場合より投与熱量を大きくしているにもかかわらず、溶け込み率がかなり小さくなった。これは、高融点の炭化物の存在により、高温まで粉末層が維持されるため、クラディング層を介した熱伝導で基材を溶融するためには、より大きな投与熱量を要したものと考えられる。

(6) Co 基合金および炭化物複合クラディング層の凝着摩耗試験の結果、Co 基合金クラディングでは、硬いクラディング層ほど比摩耗量が減少した。これに対し、炭化物複合クラディングでは、Nb 炭化物、Cr 炭化物いずれの複合層においても同一硬さの Co 基合金クラディング層より大幅に耐摩耗性が向上した。これ

は、炭化物複合層では、金属より高硬度で表面エネルギーが低く、凝着性の小さい炭化物粒子が分散しているためと考えられる。

(7) Nb 炭化物と Cr 炭化物の複合層の間では、マトリックス硬さは Cr 炭化物複合層の方が高いにもかかわらず、両者で耐摩耗性の大きな差異は認められなかった。すなわち、炭化物複合層の耐摩耗性は分散した炭化物に依存しており、また、未溶融の Nb 炭化物と再晶出した Cr 炭化物の違いは、耐摩耗性にあまり影響しないと考えられる。

最後に本研究を実施するに当たり多大のご援助を賜った(株)東芝重電技術研究所に深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) J. Powell: Ph. D. Thesis (1983)[University of London]
- 2) V. M. Weerasinghe and W. M. Steen: *Met. Const.*, **19** (1987), p. 581
- 3) 益本 功, 伊藤昭彦, 本多啓三, 牧野吉延, 黒川和宏, 小走利男: 溶接学会全国大会講演概要第 43 集(1988), p. 294
- 4) 益本 功, 伊藤昭彦, 本多啓三, 牧野吉延, 黒川和宏, 小走利男: 溶接学会全国大会講演概要第 43 集(1988), p. 296
- 5) 大越 諄, 佐田登志, 水野万亀雄: 日本機械学会論文集, **21** (1955), p. 555
- 6) 神保龍太郎, 志田朝彦: 日本金属学会報, **18** (1979), p. 495
- 7) 平岡 裕, 入江宏定, 岡田雅年, 安永暢男, 峰田進英, 池田正幸: 日本金属学会誌, **45** (1990), p. 61
- 8) J. Powell, P. S. Henry and W. M. Steen: *Surf. Eng.*, **4** (1988), p. 141
- 9) D. N. Noble: *Met. Const.*, **17** (1985), p. 605
- 10) 柳楽勝洋, 近藤義晴: 溶接技術, **32** (1984), p. 34
- 11) 宮本 勇: 第 26 回レーザ熱加工研究会論文集 (1991), p. 1
- 12) 金属表面技術便覧(1976), p. 21 [日刊工業新聞社]
- 13) 金属表面技術便覧(1976), p. 17 [日刊工業新聞社]