

|||||||  
**論 文**  
 |||||

## 티타늄 용사피막을 이용한 주철의 레이저 표면합금화

박흥일 · 김성규 · 이병우

### Laser Assisted Surface Alloying of Cast Iron with Thermal Sprayed Titanium Coatings

Heung-Il Park, Sung-Gyoo Kim and Byung-Woo Lee

#### Abstract

Commercial flake graphite cast iron substrate was coated with titanium powder by low pressure plasma spraying and was irradiated with a CO<sub>2</sub> laser to produce the wear resistant composite layer. From the experimental results of this study, it was possible to composite TiC particles on the surface layer by direct reaction between carbon existed in the cast iron matrix and titanium with thermal sprayed coating by remelting and alloying them using laser irradiation. The cooling rate of laser remelted cast iron substrate without titanium coating was about  $1 \times 10^4$  K/s to  $1 \times 10^5$  K/s in the order under the condition used in this study. The microstructure of alloyed layer consisted of three zones, that is, TiC particule crystallized zone (MHV 400~500), the mixed zone of TiC particule+ledebulite (MHV 650~900) and the ledebulite zone (MHV 500~700). TiC particules were crystallized as a typical dendritic morphology. The secondary TiC dendrite arms were grown to the polygonized shape and were necking. And then the separated arms became cubic crystal of TiC at the slowly solidified zone. But in the rapidly solidified zone of fusion boundry, the fine granular TiC particules were grouped like grape.

(Received May 16, 1997)

#### 1. 서 론

철재료 중에서 주철이 공업재료로 널리 사용되고 있는 이유는 주조성 및 절삭가공성이 우수하여 복잡한 형상의 제품을 경제적으로 제조할 수 있기 때문이다. 주철은 강의 기지속에 흑연이 체적분률로 10% 정도 존재하는 흑연복합재료로 볼 수 있으며, 이 흑연조직의 형상, 분포 및 크기를 제어하면 다양한 용도의 주철부품을 제조할 수 있는 장점이 있다[1].

레이저 표면합금화(Laser Surface Alloying, LSA)는 재료표면의 기능화, 복합화, 개량화, 고강도화를 달성시킬 수 있는 유용한 표면개질법이다[2,3]. 일반적으로 표면합금화를 위한 합금원소의 첨가방법은 모재상에 미리 합금원소를 도포하는 방법, 크레딩법, 가스법 또는 표면 재용융부에 합금원소의 분말 또는 와이어를 직접첨가하는 방법 등이 있다[4-8].

주철재료의 레이저 표면개질에 대한 연구는 주로 표면을 용융점 이하로 가열하는 가열프로세스(heating

process)와 표면을 재용융 또는 합금화하는 용융프로세스(remelting process)로 나눌 수 있다. 구상흑연주철의 경질환상처리(hard eye treatment)[9], 선박용 실린더 라이너[10], 피스톤의 링홈[11] 등의 경화처리는 가열프로세스의 예이며, cam shaft, rocker arm의 재용융 급냉처리[12] 및 밸브시트부의 합금화[11]는 용융프로세스의 예이다. 이들 사례는 주철중에 다량으로 함유되어 있는 탄소의 자기확산소입, 재용융 급속응고에 의한 경질상의 ledeburite 형성 또는 표면 합금화로 주철표면의 내마모성을 개선하고자 한 연구의 결과이다. 그러나 주철속에 다량으로 존재하는 탄소(흑연)를 적극적으로 이용하여 고경도의 탄화물을 직접 생성시키려는 표면개질에 대한 연구[13, 14]는 아직도 미흡한 실정이다.

본 연구에서는 용사피막을 이용한 주철의 내마모 표면개질층의 제조 가능성을 검토하기 위하여 감압 플라즈마 용사법(Low Pressure Plasma Spraying, LPPS)으로 주철모재의 표면에 미리 티타늄을 피복시킨 후, CO<sub>2</sub> 레이저 빔을 照射하여 티타늄 합금화층을

형성시켰다. 레이저 빔의 이동속도에 따른 주철모재의 냉각속도, 티타늄 합금화층의 응고조직을 해석함과 동시에 주철기지중의 탄소와 반응하여 생성된 TiC 입자의 정출형태 및 티타늄 합금화층의 경도분포를 검토하였다.

## 2. 실험방법

Table 1은 본 실험에 사용된 주철재료의 화학조성, 그리고 티타늄 용사분말의 화학조성 및 입도분포를 나타낸다. 편상흑연조직을 갖는 주철모재(GC250)를 100×120×10 mm 크기로 사형에서 주조하였다. 사형

주조상태의 주철판은 50×60×6 mm 크기로 기계가공하였으며, 주철모재 표면을 아세톤으로 세정하고, 용사피막의 접착력을 향상시키기 위하여 알루미늄으로 브라스팅하였다. 그리고 용사분말은 대기중에서 제조된 시판의 티타늄 분말(Showa denko Ltd.)을 사용하였으며, 입도분포는 -45~+10 μm이다(Fig. 1A).

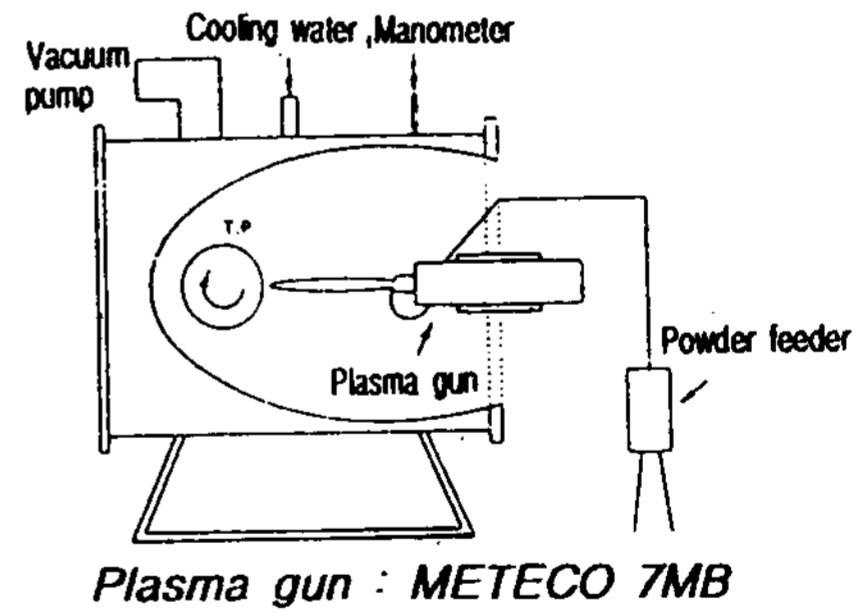
Table 2는 시료의 감압 플라즈마 용사, CO<sub>2</sub> 레이저 표면합금화 및 열처리 조건을 나타낸다. 편의상 레이저 빔의 이동속도에 따른 시편기호를 GTxx 및 Gxx로 표기하였으며, GTxx는 티타늄이 피복된 시편을, 그리고 Gxx는 티타늄이 피복되지 않은 시편을 나타낸다. 감압 플라즈마 용사장치(METECO 7 MB, 80 kW급)

Table 1. Chemical compositions of materials used

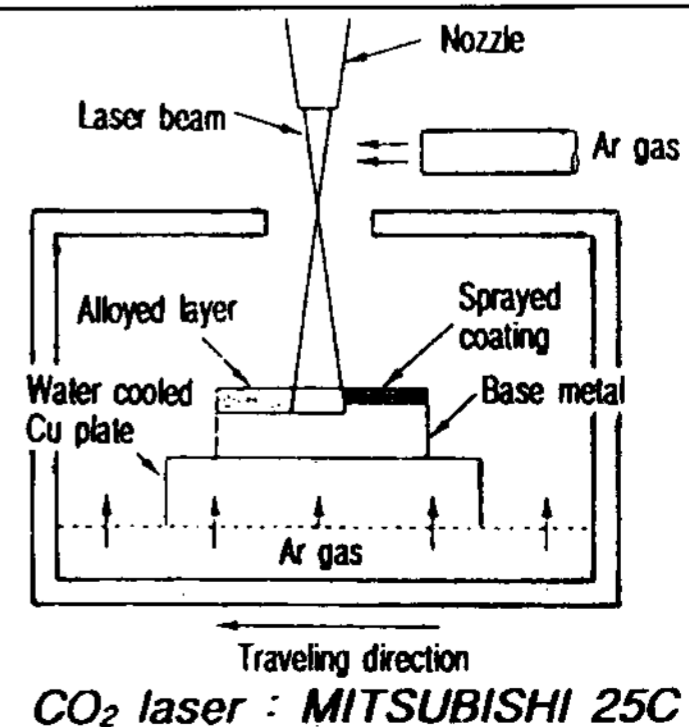
Materials	Chemical compositions (mass%)								Remarks
	C	Si	Mn	P	S	-	-	-	
Base metal	3.4	1.8	0.8	0.08	0.08	-	-	-	Sand casting: 100×120×10 (mm) Specimen size: 50×60×6 (mm)
Ti-powder	Ti	Fe	Si	Cl	N	C	H	O	Commercial powder: Showa denko Ltd. Grain size: -45~+10 (μm)
	Bal.	0.02	0.004	0.02	0.03	0.004	0.015	0.42	

Table 2. Conditions of low pressure plasma spraying (LPPS) and laser surface alloying

Low pressure plasma spraying	
Pressure (Pa)	5.2×10 <sup>4</sup>
Primary gas	Ar
Pressure (Pa)	1.3×10 <sup>4</sup>
Flow rate (m <sup>3</sup> /s)	8.0×10 <sup>-4</sup>
Secondary gas	H <sub>2</sub>
Pressure (Pa)	0.78×10 <sup>4</sup>
Flow rate (m <sup>3</sup> /s)	1.44×10 <sup>-4</sup>
Plasma conditions	
Arc current (A)	500
Arc voltage (V)	60
Spraying distance (mm)	250



CO <sub>2</sub> laser processing	
Power (W)	2300 (multi mode)
Traveling speed (mm/s)	0.83, 1.67, 3.33, 5.00
Defocused distance (mm)	+50
Scanning frequency (Hz)	100
Scanning width (mm)	5
Shield gas	Ar



Specimen symbols

Groups	Traveling speeds (mm/s)			
	0.83	1.67	3.33	5.00
Base metal	G50	G100	G200	G300
Ti-coated	Gt50	GT100	GT200	GT300

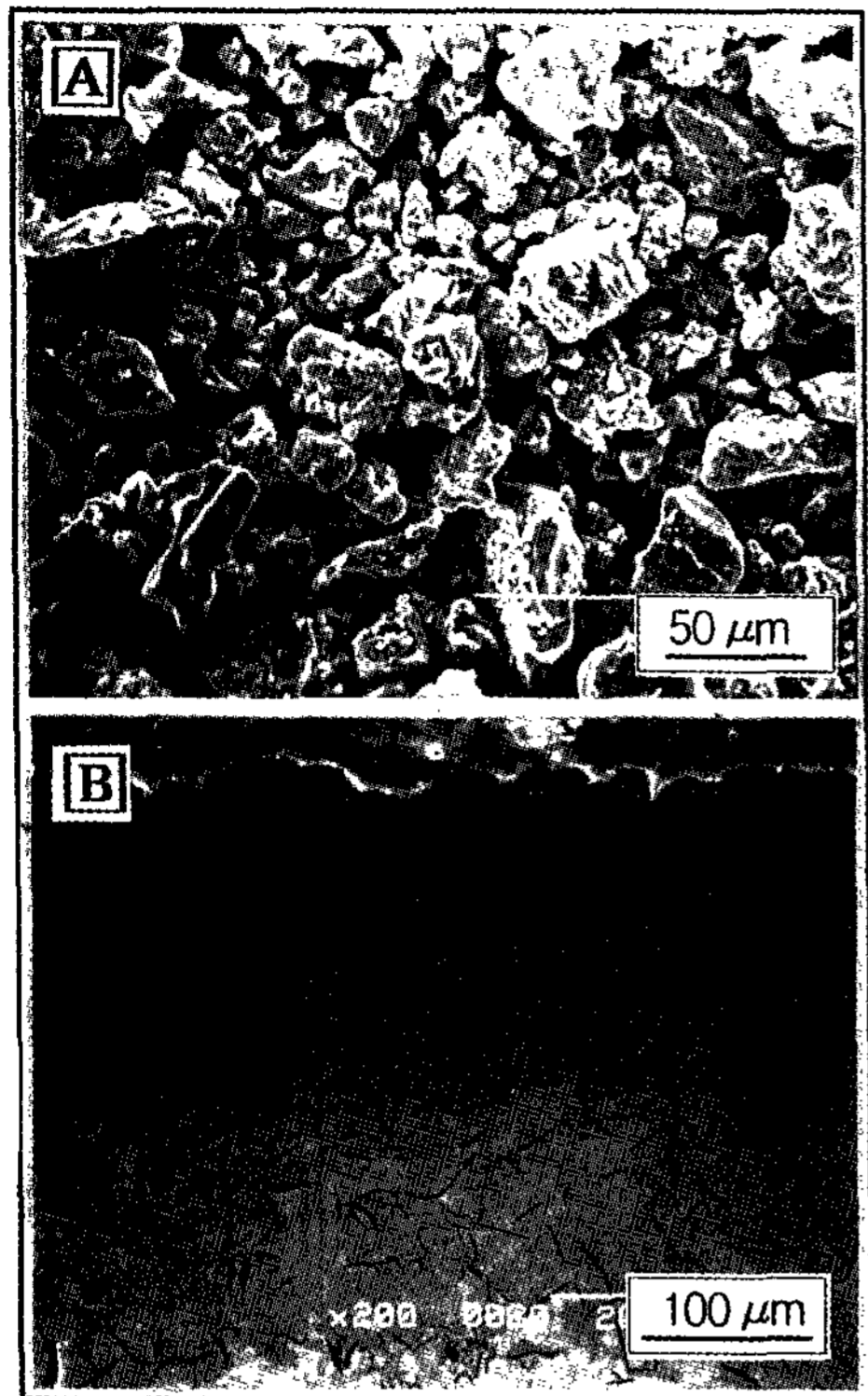


Fig. 1. SEM morphologies of titanium powder (A) and titanium coating on the cast iron substrate by LPPS (B).

를 사용하여  $5.2 \times 10^4$  Pa의 감압 분위기하에서 두께 200 μm의 치밀한 티타늄 용사피복층을 주철모재위에 형성시킬 수 있었다(Fig. 1B). 플라즈마 작동가스로 아르곤과 수소를 사용하였다.

티타늄의 표면합금화는 CW CO<sub>2</sub> 레이저(MIT-SUBISHI 25C)를 사용하였으며, 레이저 출력 2300 W, 초점거리 +50 mm, 주사폭 5 mm, 아르곤 가스 분위기하에서 레이저 빔의 이동속도를 각각 0.83, 1.67, 3.33 및 5.00 mm/s로 변화시키면서 길이 50 mm의 비드를 제조하였다. 그리고 고온관상로에서 표면합금화된 시료를 진공열처리( $6.7 \times 10^{-3}$  Pa, 1223 K, 10.8 ks)하여 노냉하였다. 이상의 실험조건에서 제조된 각각의 시편에 대하여 광학현미경 및 SEM 관찰, EPMA 분석, 미소 X선회절시험 및 미소경도시험을 하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 재용융 비드의 냉각속도

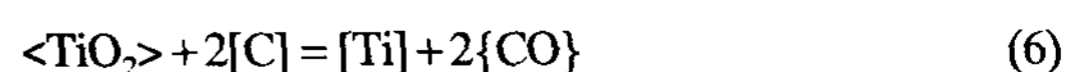
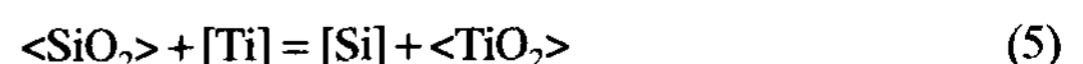
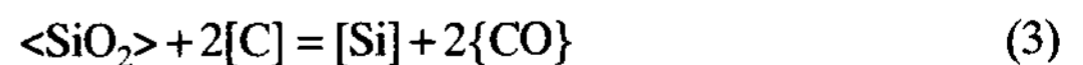
Fig. 2는 티타늄 분말이 피복되지 않은 주철모재의

레이저 재용융 비드의 응고조직을 나타낸다. 재용융 비드의 응고조직은 침상의 cementite로 구성된 미세한 ledeburite 조직을 보여준다. Fig. 3은 레이저 빔의 이동 속도에 따른 ledeburite 조직의 수직상 가지간격( $\lambda$ )과 계산된 냉각속도를 나타낸 것이다. 레이저 빔의 이동 속도가 0.83 mm/s(G50)일 경우  $\lambda$ 가 1.54 μm, 1.67 mm/s(G100)에서 1.25 μm, 3.33 mm/s(G200)에서 1.05 μm, 그리고 5.00 mm/s(G300)에서는  $\lambda$ 는 0.85 μm로, 레이저 빔의 이동속도가 빠를수록 ledeburite를 구성하는 침상의 cementite 조직이 미세화되었다. CO<sub>2</sub> 레이저를 이용하여 Fe-3wt.%C-2wt.%Si 합금의 표면을 재용융시키고 냉각속도(T)측정한 J. Kurobe 실험식,  $\lambda = 0.264T^{18.2}$ [15]에 본 실험에서 실측된  $\lambda$ 값을 대입하여 레이저 빔의 이동속도에 따른 비드의 냉각속도를 계산한 결과, 레이저 빔의 이동속도가 0.83 mm/s인 경우는 냉각속도는  $1.15 \times 10^4$  K/s이었으며, 5.00 mm/s인 경우는  $10.97 \times 10^4$  K/s이었다. 따라서 본 실험의 조건으로 재용융되는 표면개질층의 냉각속도는  $1 \times 10^4 \sim 10^5$  K/s 정도로 추정된다.

#### 3.2 티타늄이 합금된 비드의 표면형태와 단면조직

Fig. 4는 티타늄이 합금된 비드의 표면형태와 단면 조직에 미치는 레이저 빔의 이동속도의 영향을 나타낸다. 레이저 빔의 이동속도가 0.83 mm/s(GT50) 또는 1.67 mm/s(GT100)인 경우 비드표면에서 기공은 거의 관찰되지 않았으나, 빔의 이동속도가 3.33 mm/s(GT200) 이상되면 다수의 큰 기공이 발생하였다. 특히 빔의 이동속도가 5.00 mm/s(GT300)인 경우 비드표면에서는 스폰지상의 기공이 관찰되었다. 그러나 비드의 단면조직을 보면 비드표면에 기공이 관찰되지 않은 경우라도 비드 내부에 다수의 기공이 포집됨을 볼 수 있고, 특히 용융경계부에서 큰 기공이 관찰되었다.

주철은 주된 합금원소는 [C] 및 [Si]이다. 주철모재 상에 피복된 티타늄의 합금화과정에서 일어날 수 있는 산화환원 반응식은 다음과 같다.



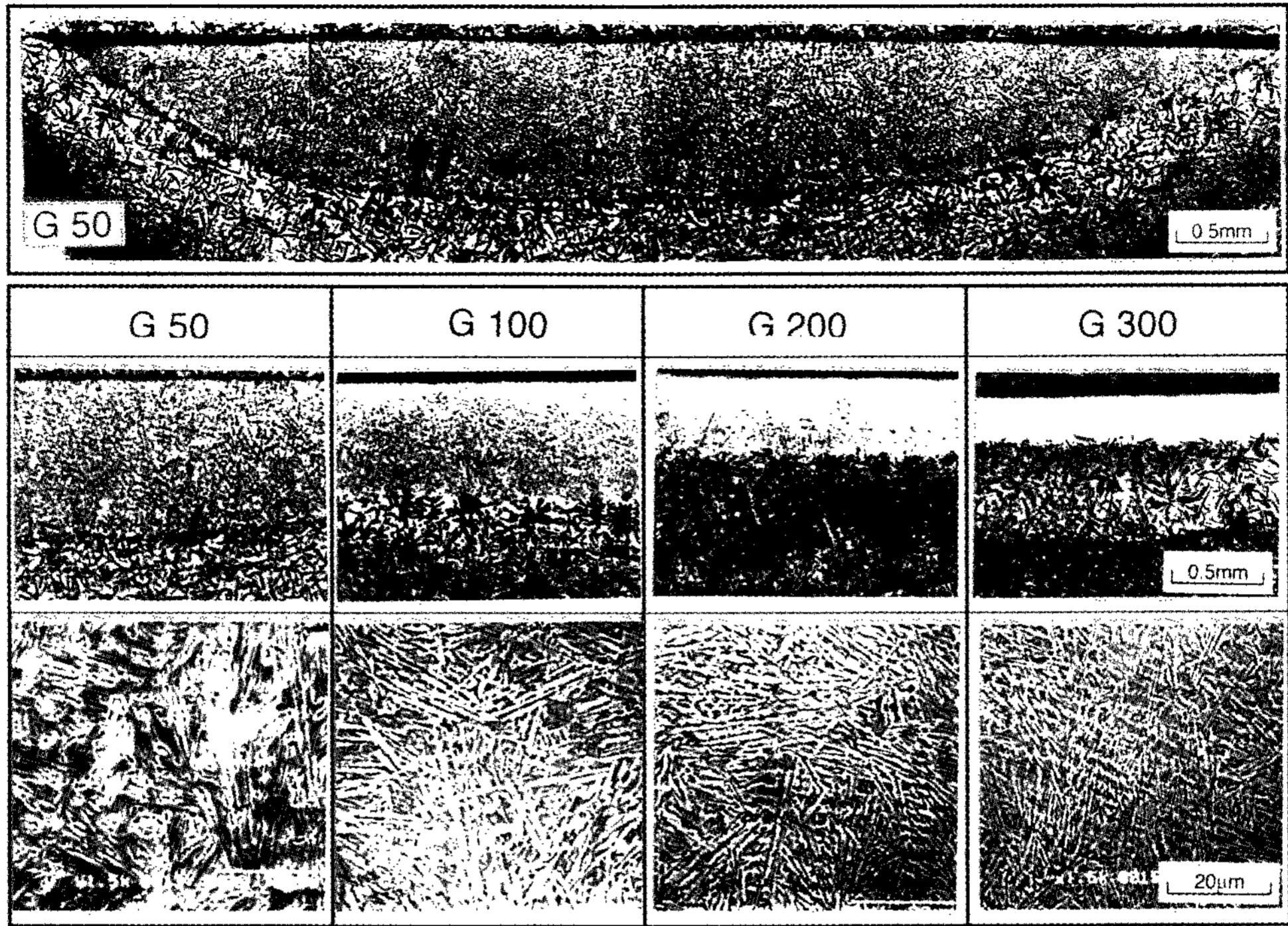


Fig. 2. Microstructural changes of laser melted cast iron substrate with the traveling speed of laser beam.

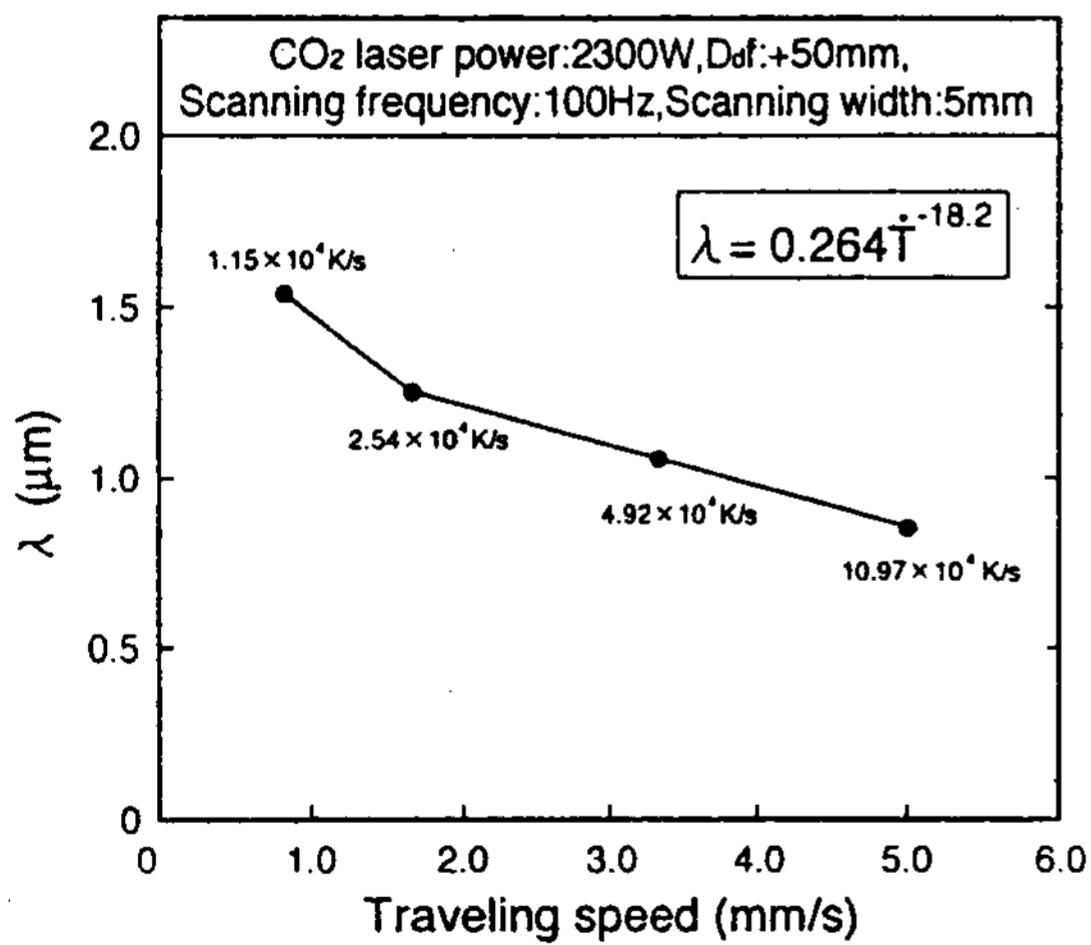


Fig. 3. Secondary dendrite arm spacing ( $\lambda$ ) and calculated cooling rate of laser remelted cast iron substrate with the traveling speed of laser beam.

주철의 용해과정에서 용탕이 산화되면 1673 K 이하에서는 (1)식의 반응에 의하여  $\langle \text{SiO}_2 \rangle$ 가 생성되고, 1673 K 이상에서는 (2)식의 반응에 의하여  $\{\text{CO}\}$  가스가 생성된다[16]. 주철의 재용융 비드에  $\{\text{CO}\}$  가스가

공이 발생하려면 주철기지속에 현탁된  $\langle \text{SiO}_2 \rangle$ , 또는 분위기로 부터 유입된  $[\text{O}]$ 에 의하여 생성된  $\langle \text{SiO}_2 \rangle$ 가 주철기지에 함유되어 있는  $[\text{C}]$ 에 의하여 환원되는 (3)식의 반응이 일어나야 한다[17].

그러나 티타늄이 피복되지 않은 주철모재를 아르곤 가스 분위기하에서 재용융처리한 비드의 단면(Gxx, Fig. 2 참조)을 보면 가스기공이 관찰되지 않고 있다. 이는 본 실험조건하에서 주철기지가 재용융될 때, 기지속에 현탁되어 있는  $\langle \text{SiO}_2 \rangle$ 량이  $\{\text{CO}\}$  가스 생성에 미치는 영향을 무시할 수 있을 정도로 미량이며, 분위기로 부터의  $[\text{O}]$ 유입이 차단되어  $\{\text{CO}\}$  가스의 발생 원으로 작용할 수 있는  $\langle \text{SiO}_2 \rangle$ 의 생성 역시 억제되었기 때문으로 여겨진다.

한편 티타늄이 합금된 비드의 단면(GTxx, Fig. 4 참조)를 보면 다량의 기공이 관찰되고 있다. 레이저 빔에 의하여 티타늄 합금부가 1873 K 이상으로 급속 재용융될 때,  $[\text{Ti}]$ 은  $[\text{Si}]$ 보다 산화물형성 자유에너지값이 크기 때문에 만약 주철기지중에  $\langle \text{SiO}_2 \rangle$ 가 존재한다면 이  $\langle \text{SiO}_2 \rangle$ 는  $[\text{Ti}]$ 에 의하여 환원되어  $\langle \text{TiO}_2 \rangle$ 를 생성시키는 (5)식의 반응이 일어날 것이다. 그리고 이  $\langle \text{TiO}_2 \rangle$ 는 주철기지속에 함유되어 있는  $[\text{C}]$ 에 의하여 환원되

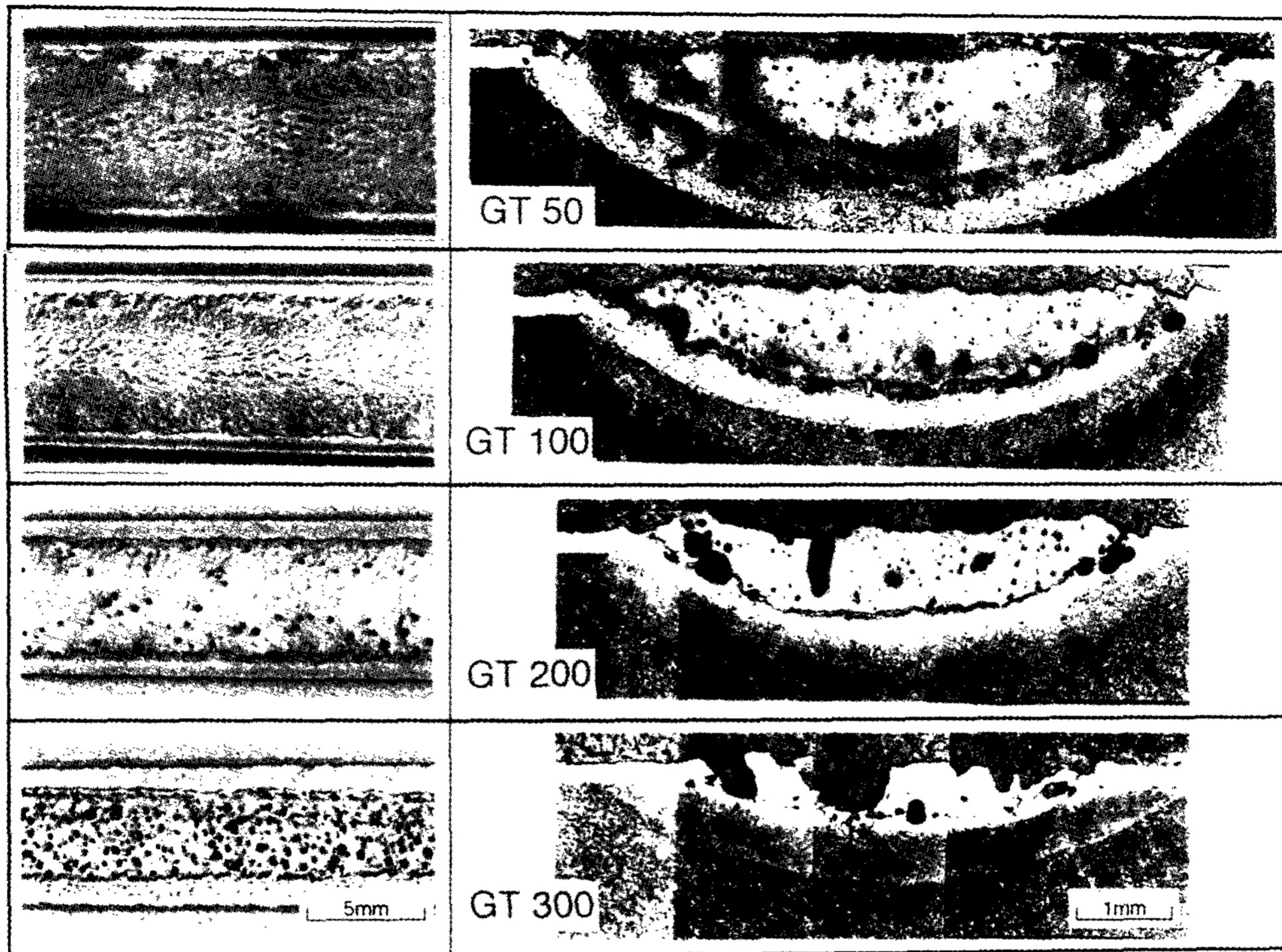


Fig. 4. Surface appearance of titanium alloyed bead and its sectional macrostructure with the traveling speed.

는 (6)식의 반응으로 {CO} 가스의 발생원이 될 수 있다[18]. 그러나 앞에서 언급한 Gxx 시편의 경우와 같이 <SiO<sub>2</sub>>의 생성이 억제될 경우, 티타늄이 합금된 비드에서 관찰된 기공은 (3)식에 의한 <SiO<sub>2</sub>>의 환원반응보다는 (6)식에 의한 <TiO<sub>2</sub>> 환원반응으로 발생한 {CO} 가스에 기인한 것으로 여겨진다. 본 실험에 사용된 티타늄 분말은 상당량의 [O]를 함유하고 있으므로 (Table 1 참조) 용사시 이 [O]는 [Ti]과 반응하여 <TiO<sub>2</sub>>를 생성시킬 수 있다. 실제 GT50의 티타늄 합금층에 대한 X선회절 분석결과(Fig. 7 참조)에서 <TiO<sub>2</sub>>의 산화물이 확인되었다. 그러나 GT300의 비드표면에는 스폰지상의 기공이 발생하면서 비드내부에도 거시적인 큰 기공이 나타나고 있다. 두께 200 μm의 티타늄 피복층에서 혼입될 수 있는 <TiO<sub>2</sub>>량이 일정하다고 가정할 때, GT50의 경우와 비교하여 주철모재의 용입량이 적어 주철모재로부터 공급되는 [C]량은 적기 때문에 <TiO<sub>2</sub>>의 환원에 의한 {CO} 가스 발생량 역시 감소해야 함에도 불구하고 스폰지상의 기공이 발생하고 있는 것은 GT300의 경우가 GT50의 경우에 비하여 10배 이상 급냉되어 용융금속에서 발생된 가스가 빠져나갈 시간적 여유가 없었기 때문으로 판단된다.

### 3.3 합금층의 응고조직

Fig. 5는 레이저 빔의 이동속도가 0.83 mm/s(GT50)인 시편의 비드단면 중앙부를 4% nital 용액으로 부식하고, 광학현미경 및 SEM으로 관찰한 대표적인 미세조직이다. 비드단면의 광학현미경 조직(Fig. 5A)은 티타늄이 합금된 영역(Ⓐ+Ⓑ 영역)과 티타늄이 합금되지 않은 용융경계부의 ledeburite 조직영역(ⓒ 영역)으로 뚜렷하게 구분되었다. 그리고 티타늄이 합금된 영역중에서 비드의 중앙상부인 Ⓐ 영역(Fig. 5B)에는 최대 6 μm 정도의 다각형 입자가 관찰되었고, ledeburite 조직영역에 인접한 Ⓑ 영역(Fig. 5C)에서는 구상의 미세입자가 ledeburite 기지속에 혼합되어 정출하였으며, 이 구역은 용융 경계부와 합금원소의 제한적인 혼합구역[19]에 해당된다.

Fig. 6은 동일한 시편의 비드단면 중심부를 [C] 및 [Ti] 원소에 대하여 EPMA 선분석한 결과이다. Fig. 5에서 다각형 또는 구상의 미세입자가 정출되고 있는 영역에서는 [C] 및 [Ti]이 동시에 분석되었고, ledeburite 영역에서는 [C]만이 분석되었다. 이는 레이저 표면합금화에 의하여 티타늄 피막이 기지의 재용융 비드속에 균일하게 합금되고 있음을 보여준다. Fig.

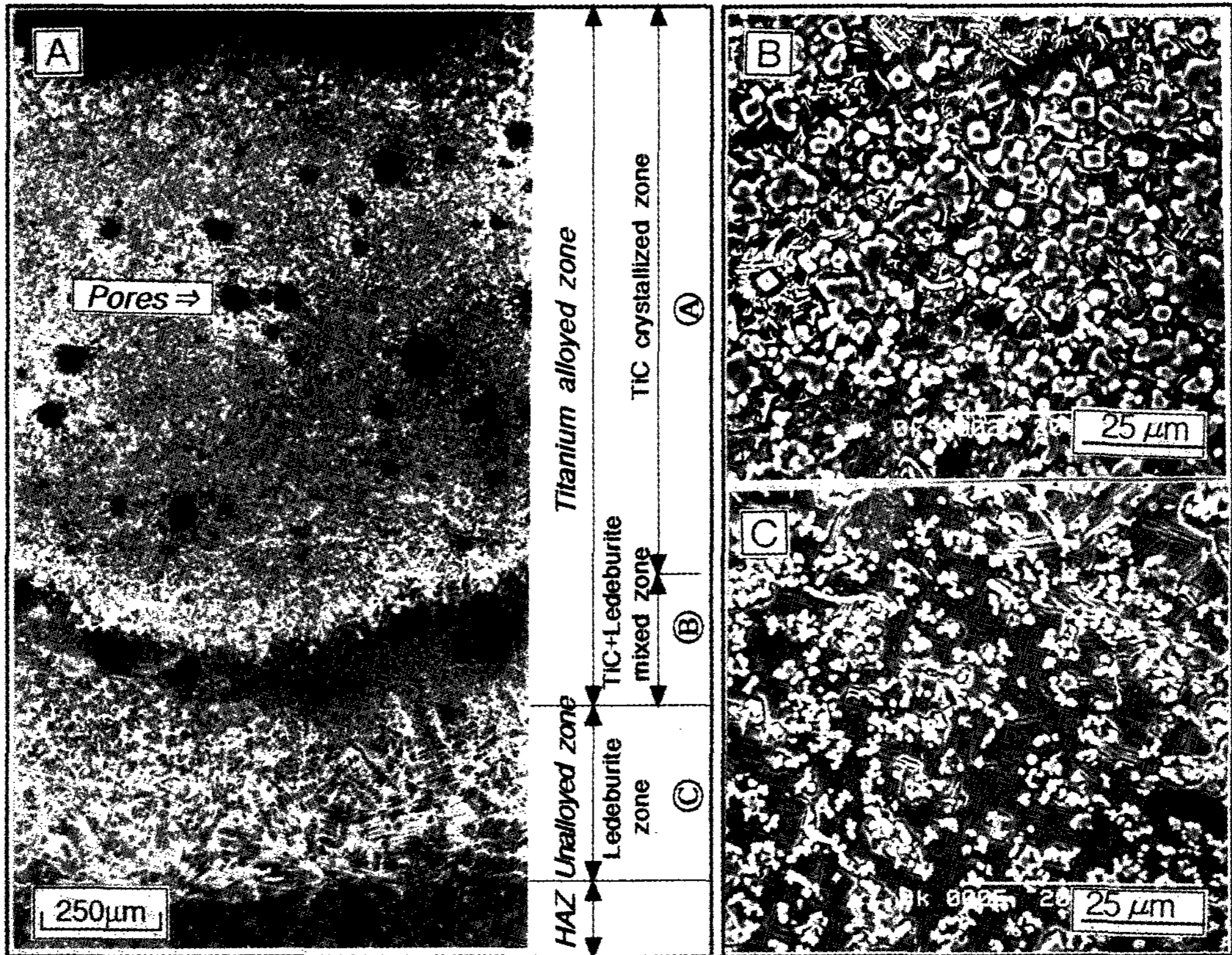


Fig. 5. Optical micrograph of titanium alloyed bead section for GT50 (A), SEM of zone ① (B) and zone ② (C) (4% nital etched).

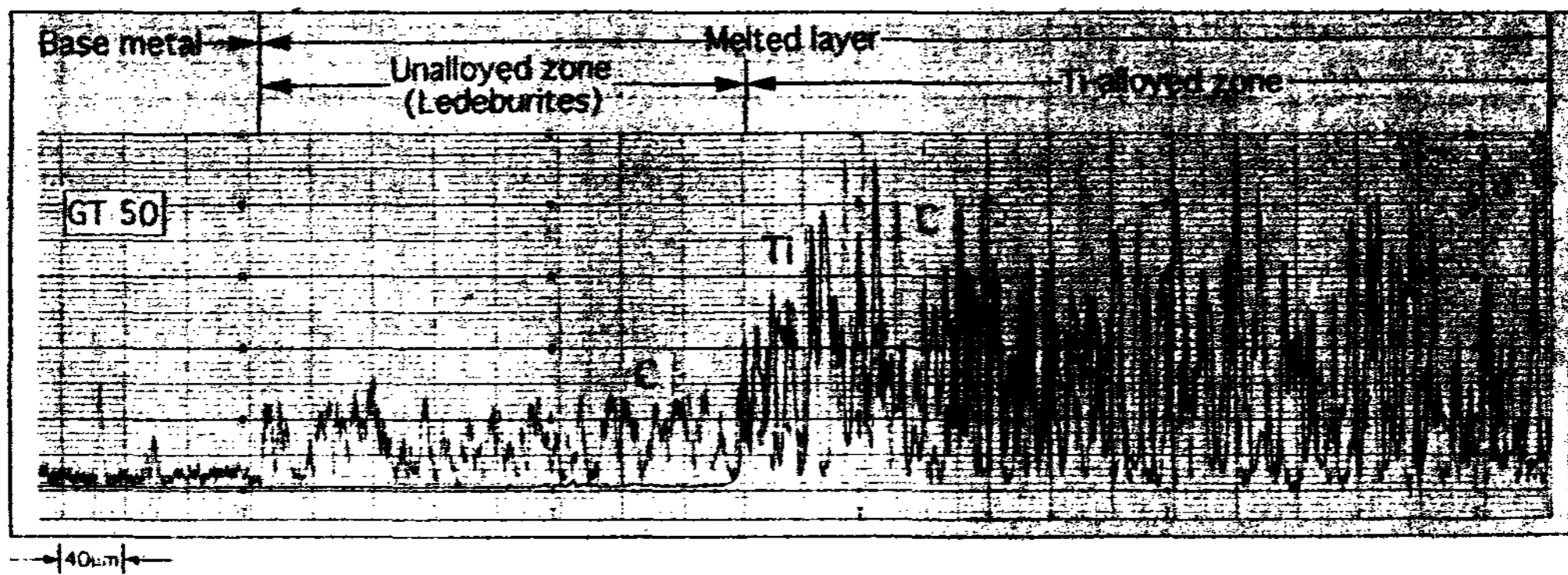


Fig. 6. EPMA depth profile of carbon and titanium elements for titanium alloyed bead section (GT50).

7은 채용용 비드에서 티타늄이 합금된 합금층을 채취하여 X선 회절시험한 결과이다. 합금층은 TiC, TiO<sub>2</sub>, Fe<sub>3</sub>C, αFe로 구성되어 있음을 알 수 있다. 이상의 검토 결과로 부터 주철모재에 티타늄 용사층을 피복하고 레이저 빔을 照射하는 표면합금화로 주철기지에 함유되어 있는 풍부한 [C]와 티타늄 용사피막의 직접

반응 생성물인 TiC 입자가 복합된 표면개질층을 형성시킬 수 있음이 확인되었다.

한편 Fig. 4와 Fig. 5의 비드단면조직에서 티타늄 합금화영역과 ledeburite 조직영역과의 경계부는 불규칙한 요철을 나타내는 반면에 ledeburite 조직영역과 기지의 경계부는 반원형의 용융 경계선으로 명확하게

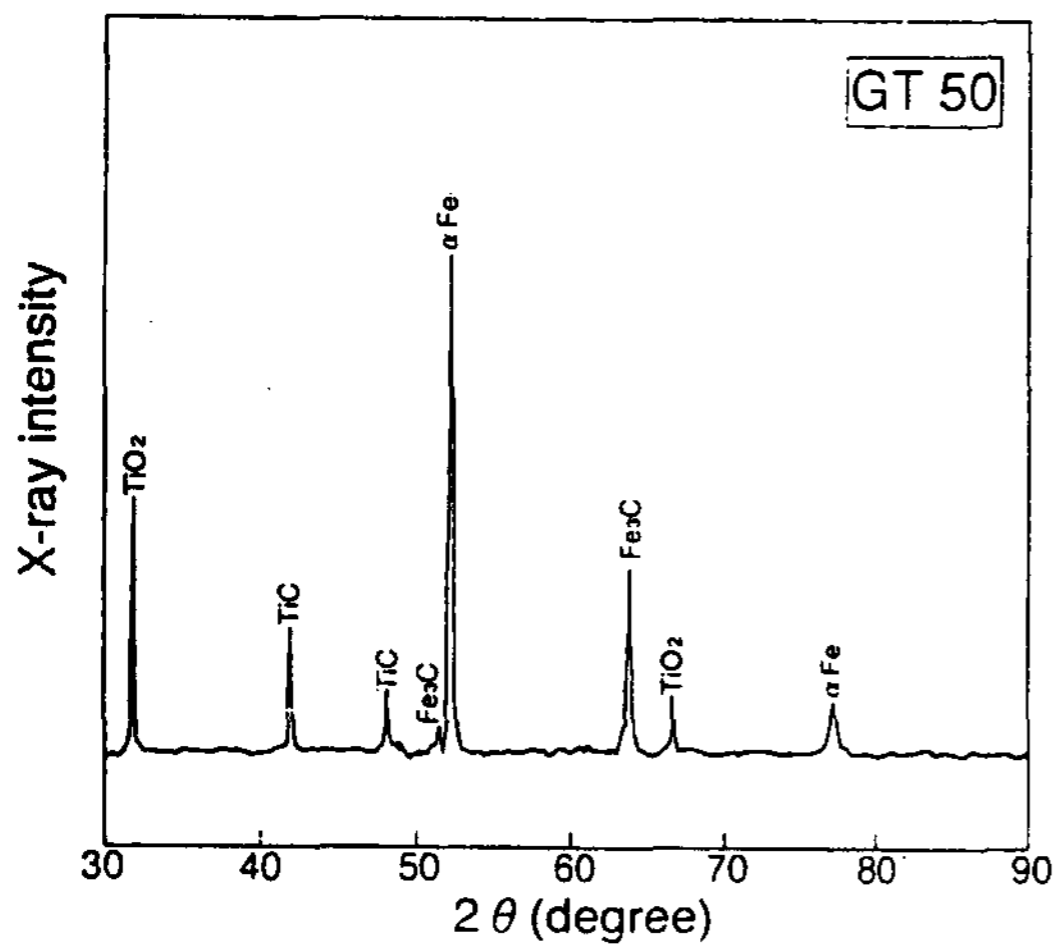


Fig. 7. X-ray diffraction pattern of the titanium alloyed zone (GT50).

구분되고 있다. 용융비드에서 온도가 가장 높은 곳, 즉 최종 응고부는 열원의 중심부인 비드중심이다. 비드 중심부의 고온의 용융금속은 온도가 상대적으로 낮은 비드의 양쪽 측면을 거쳐 비드하부로 이동하여 비드 하부의 중심에서 부딪친 후 다시 열원의 최고 온도부로 이동하는 소위 center-to-side의 유동현상과 함께 열원의 이동방향을 기준하여 후방으로 이동하는 front-to-back의 유동현상[2]을 일으킨다. 이와같은 용융금속의 유동현상에 의한 용융비드의 합금화 과정의 궤적은 비드의 응고조직으로 나타날 것이다. Fig. 4의 응고조직을 보면 미용해된 티타늄 피복층의 끝이 비드의 내부를 향하여 아래쪽으로 기울어져 있고, TiC 정출영역과 ledeburite 조직영역과의 경계부가 불규칙한 요철을 나타내면서 비드단면 중심의 중앙부의 ledeburite 조직이 양측면의 ledeburite 조직 보다 약간 높게 솟아있는 것을 보면 비드부에서 이들 유동현상에 의하여 합금화가 촉진되고 있음을 알 수 있다.

그런데 TiC 정출영역과 ledeburite 조직영역과의 경계부가 불규칙한 요철을 나타내는 반면에 ledeburite 조직영역과 모재의 경계부는 반원형의 용융경계선으로 명확하게 구분되었다. 이는 티타늄이 합금된 비드부가 응고하고 있는 동안에도 용융경계부에 인접한 주철기지의 재용융이 진행되고 있음을 의미하고, 이 재용융 기지부가 급냉되어 반원형의 용융경계선을 나타낸 것으로 판단된다. 이러한 현상은 Ni 합금 용접봉으로 주철을 용접할 경우에도 관찰되고 있다[20].

이상의 고찰로부터 표면합금화 비드의 미세조직은

비드의 표면으로부터 TiC 미세입자가 정출된 TiC 복합영역, 용융경계부에서 ledeburite와 티타늄이 혼합된 TiC 입자 + ledeburite 혼합영역, 그리고 열원이 이동하여 합금화된 비드가 응고하는 동안에 용융경계부의 인접 주철기지가 국부적으로 재용해 응고하는 ledeburite 조직영역으로 구성되었다.

### 3.3 TiC 입자의 정출형태

Fig. 8은 Fig. 4A의 TiC 복합층에 대한 [Fe], [Ti], [C], [Si] 및 [O] 원소의 EPMA 면분석 결과를 나타낸다. 여기서 티타늄 합금층에서 관찰된 다각형 또는 구상의 미세입자에서는 [Ti] 및 [C]가 분석되고, 기지에서는 [Fe], [Si]가 분석되었다. 특히 TiC 입자가 군집되어 있는 곳에서 [Ti], [C] 및 [O]가 동시에 분석되었다.

한편 Fig. 9는 동일한 시편의 기지를 HNO<sub>3</sub> + HF + H<sub>2</sub>O 혼합용액으로 용출시키고 TiC 입자의 형태를 SEM으로 관찰한 조직이다. 레이저 빔의 중심부, 즉 최종 응고부인 비드의 상층 중앙부에서 관찰된 TiC 입자는 전형적인 수지상 형태(Fig. 9A)로 정출하였고, 용융 경계부로 갈수록 미세한 입상의 TiC가 포도상으로 군집된 수지상 조직(Fig. 9C)을 보였다. 또한 Fig. 9A와 동일한 곳에서 TiC 수지상 2차가지는 뿌리가 잘

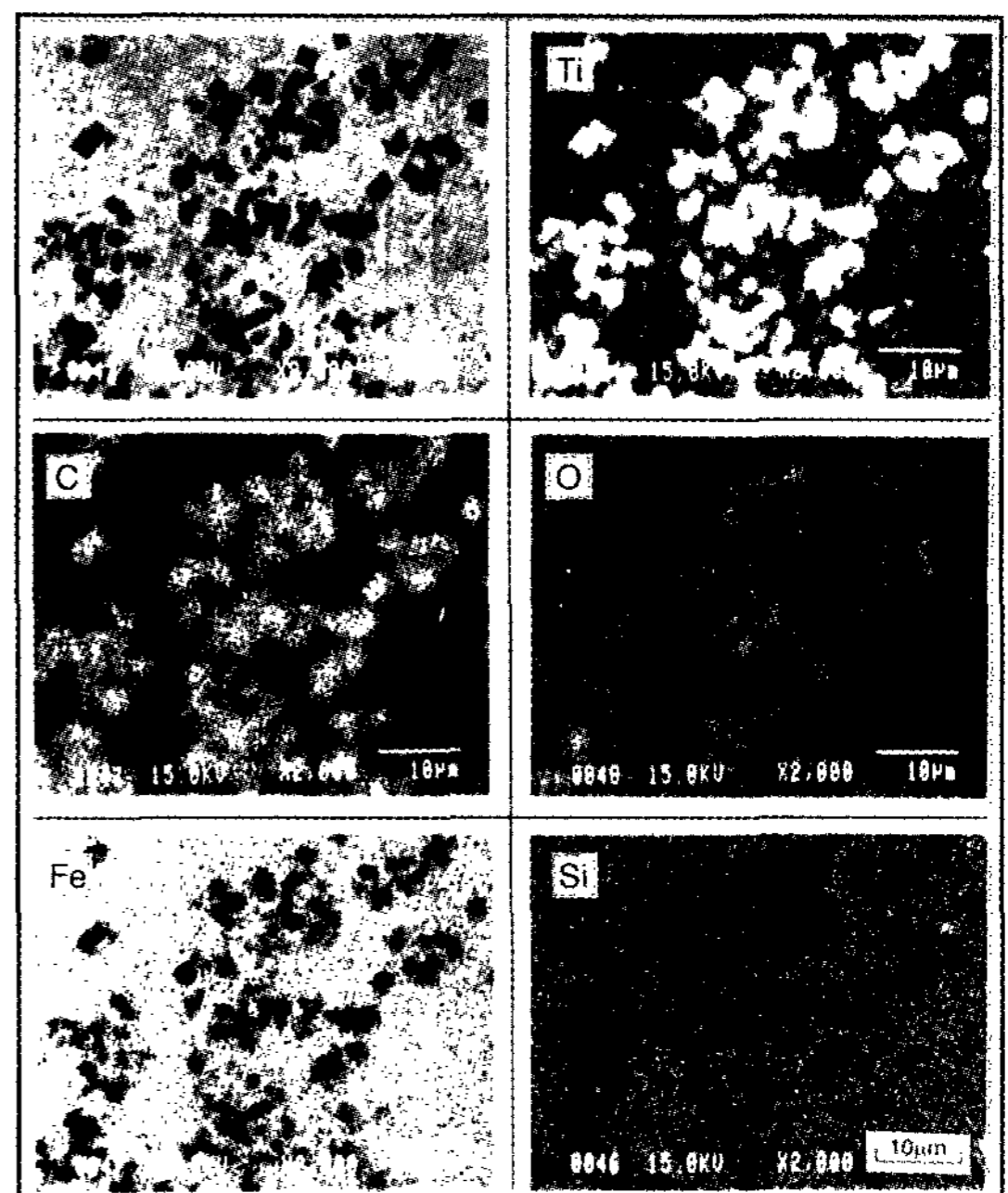


Fig. 8. EPMA area analysis of the TiC crystallized zone (see Fig. 5B).



Fig. 9. Dendritic morphologies of TiC in the titanium alloyed layer, etched by HNO<sub>3</sub>+HF+H<sub>2</sub>O solution. A: Typical dendritic morphology of TiC, B: Growth and necking morphology of TiC, C: Grape-like dendrites near the fusion boundary.

록하게 가늘어 지면서, 입방체의 TiC 결정으로 성장하고 있는 조직(Fig. 9B)도 관찰되었다. 수지상은 열적 또는 조성적 대류가 존재할 경우 매우 불규칙하게 성장하며, 용융금속이 유동현상에 의하여 열적 또는 조성적 균일화가 촉진된다면, 수지상의 성장형태에 미치는 가장 큰 요인은 냉각속도이다[21]. 따라서 레이저 표면합금화와 같이 용융비드의 열적 또는 조성적 균일화가 촉진되는 조건하에서는 동일한 비드내에서 합금화층의 상부 보다 용융 경계부의 냉각속도가 빠르기 때문에 용융 경계부에서 정출되는 TiC의 수지상은 우선성장방향으로 충분히 성장하지 못하고 미세한 포도상으로 응고한 것으로 여겨진다.

여기서 Fig. 5의 SEM 조직에서 다각형 또는 구상으로 관찰된 미세한 입자는 수지상 형태로 정출된 TiC임을 알 수 있다. TiC가 복합된 표면개질부에서 TiC 입자가 기지속에 수지상으로 서로 연결되어 정출하면 마모과정에서 TiC 입자가 쉽게 빠져나오기 어려울 것이며, 이는 탄화물 이탈에 의한 내마모성의 저하나 상대재의 마멸현상은 크게 감소시킬 것으로 판단된다. 그러나 본 연구에서는 단순히 티타늄 용사피막을 이

용한 주철의 레이저 표면합금화에 대한 가능성을 고찰한 것이므로 보다 넓은 면적의 안정된 표면개질층을 제조하는 지속적인 연구가 요구된다.

### 3.4 합금층의 경도

Fig. 10은 레이저 빔의 이동속도가 0.83 mm/s(GT50) 및 1.67 mm/s(GT100)일 경우 레이저 합금화 상태의 비드단면의 미소경도값과 열처리상태의 미소경도값을 비교한 것이다. GT50의 경우 미소경도값은 비드의 표면으로 부터 TiC 정출영역에서는 MHV 400~500, TiC + ledeburite 혼합영역에서는 MHV 650~900, 그리고 티타늄이 합금되지 않은 ledeburite 조직영역(빛금친 영역)에서는 MHV 500~700을 나타내었으며, TiC + ledeburite 혼합영역의 경도가 가장 높았다. 그리고

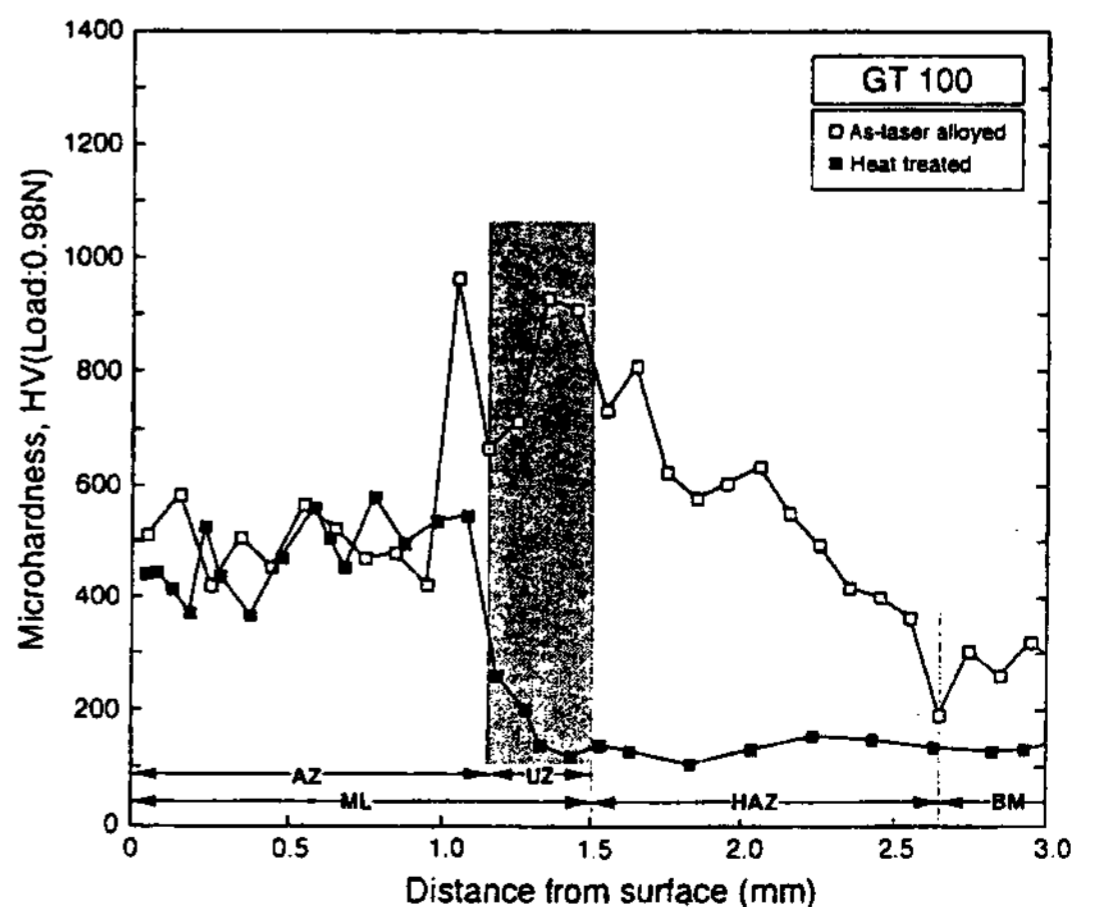
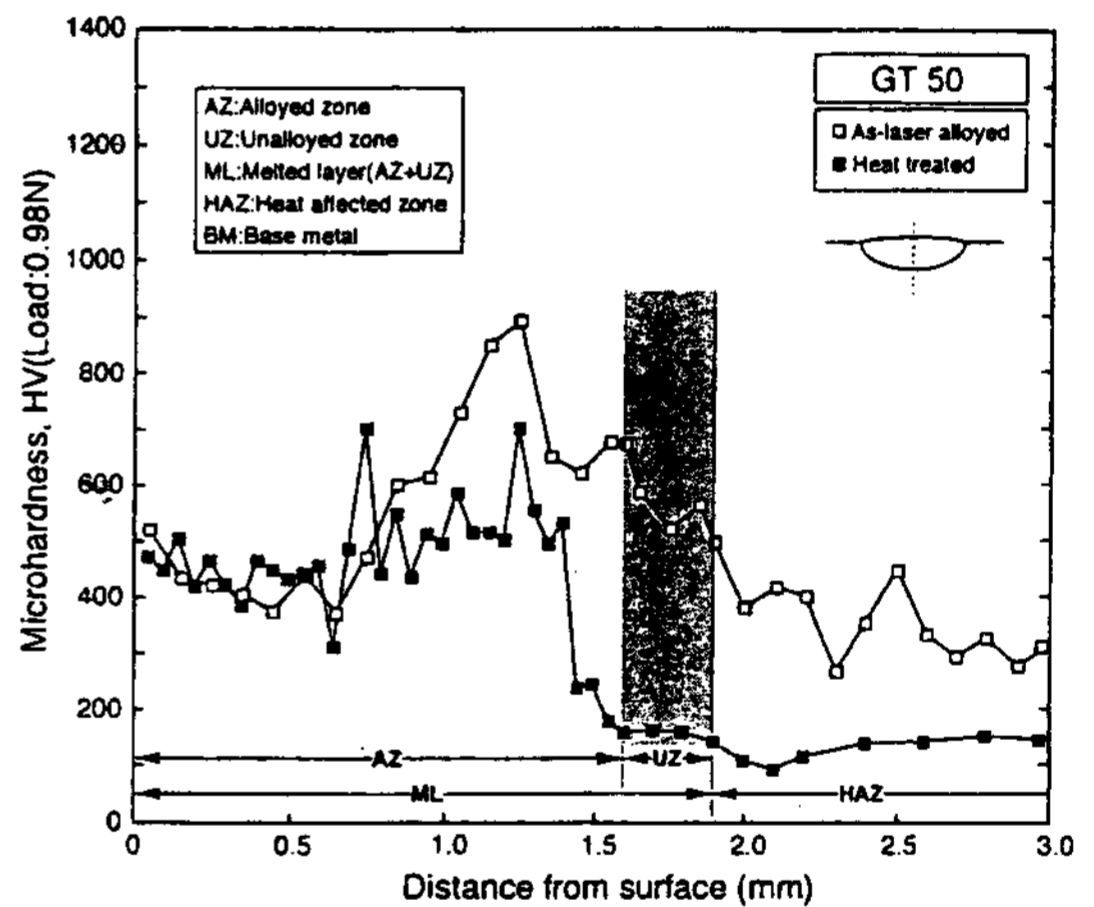


Fig. 10. Microhardness profile of as-laser alloyed layer and heat treated layer for GT50 and GT100 respectively.



GT100의 경우는 표면으로 부터 TiC 정출영역에서는 MHV 400~500, 티타늄이 합금되지 않은 ledeburite 조직영역(빛금친 영역)에서는 MHV 650~900을 나타내었고, GT50에서 경도가 가장 높게 나타난 TiC + ledeburite 혼합영역은 50  $\mu\text{m}$  정도로 아주 좁게 나타났다. 여기서 합금화 영역과 기지와 사이에 존재하는 ledeburite 조직을 ferrite와 템퍼카본으로 분해시키기 위하여 동일한 시편을 1227 K에서 10.8 Ks 동안 진공 열처리한 후 노냉한 결과 ledeburite 조직영역의 경도값은 MHV 150~200으로 낮아졌으며, 표면으로 부터 기지쪽으로 경도분포를 순차적으로 낮출 수 있었다. 이것은 흑연화열처리에 의하여 ledeburite가 ferrite와 흑연으로 분해되었기 때문이다.

한편 TiC 탄화물이 정출된 합금화 영역의 경도는 열처리 전과 비교하여 큰 변화가 없었으나, MHV 650~900이었던 TiC + ledeburite의 혼합영역의 경도는 열처리에 의하여 MHV 450~550으로 낮아졌다.

#### 4. 결 론

감압플라즈마 용사법으로 주철모재 표면에 미리 티타늄을 피복시킨 후 CO<sub>2</sub> 레이저 빔을 照射하는 주철의 레이저 표면합금화에 대한 연구결과는 다음과 같다.

(1) 주철모재의 재용융 비드의 냉각속도는 레이저 빔의 이동속도가 0.83 mm/s인 경우  $1.15 \times 10^4$  K/s, 5.00 mm/s인 경우는  $1.09 \times 10^5$  K/s로 계산되었다.

(2) 티타늄이 합금된 모든 비드에서 기공이 관찰되었으며, 특히 레이저 빔의 이동속도가 5.00 mm/s일 경우 다량의 기공이 스폰지상으로 발생하였다.

(3) 티타늄 합금화층의 응고조직은 비드표면으로부터 TiC 입자의 복합영역, TiC 입자 + ledeburite 혼합영역, 그리고 ledeburite 조직영역으로 구성되었다.

(4) TiC 입자는 전형적인 수지상 형태로 정출하였다. 최종 응고부에서 관찰된 TiC 수지상의 2차가지는 입방체의 TiC 결정으로 성장하였으며, 용융 경계부로 갈수록 TiC 입자는 포도상으로 균집되었다.

(5) TiC 입자가 복합된 영역의 경도값은 MHV 400~500, TiC + ledeburite 혼합영역에서는 MHV 650~900, 그리고 ledeburite 조직영역에서는 MHV 500~900을 나타내었다. 열처리에 의하여 TiC 복합층의 경도값은 변하지 않았으나, TiC + ledeburite의 혼합영역의 경도값은 MHV 450~550, 티타늄이 합금된 영역과 기지와

의 사이에 존재하는 ledeburite 조직의 경도값은 MHV 150~200으로 낮아져 표면개질층의 경도분포가 안정화되었다.

#### 후 기

본 연구는 1996년도 부경대학교 동원학술연구재단의 연구비지원에 의하여 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

- [1] R. Elliott : Cast iron Technology, Butterworths, (1989) 102-109.
- [2] C. W. Daper and J. M. Poate : International Metal Review, Vol. 30, No. 2 (1985) 85-108.
- [3] K. Takase : J. of JSME, Vol. 96, No. 896 (1993) 590-594.
- [4] K. Nakada : J. of the Japan Society for Heat Treatment, No. 2 (1995) 99-104.
- [5] K. Nakada and S. Tomida : J. of the Japan Institute of Light Metals, Vol. 45, No. 10 (1995) 578-584.
- [6] P. A. Molian and H. S. Rajasekara : Surface Engineering, Vol. 2, No. 4 (1986) 269-276.
- [7] K. P. Kooper, J. D. Ayers : Surface Engineering, Vol. 1, No. 4 (1985) 263-272.
- [8] H. Umehara : Bulletin of the Japan Institute of Metals, Vol. 27, No. 10 (1988) 766-774.
- [9] M. Tsujikawa *et al* : Imono, Vol. 64, No. 9 (1992) 613-618.
- [10] NIKKEI MECHANICAL, No. 468 (1995) 24-30.
- [11] F. D. Seaman and D. S. Gnanamuthu : Metal Progress (1975) 67-74.
- [12] H. W. Bergmann : Surface Engineering, Vol. 1, No. 2 (1985) 137-155.
- [13] W. J. Tomlinson and A. S. Bransden : Surface Engineering, Vol. 6, No. 4 (1990) 281-286.
- [14] M. Tsujikawa, *et al.* : J. of Japan Foundry Eng. Society, Vol. 68, No. 8 (1996) 657-661.
- [15] J. Kurobe *et al* : ISIJ, Vol. 75, No. 7 (1989) 102-109.
- [16] B. Marineki : Modern Casting, Vol. 42, No. 6 (1963) 99.
- [17] Y. Takada *et al* : Imono, Vol. 60, No. 5 (1985) 332-337.
- [18] J. Mackowiak : Physical Chemistry for Metallurgy, George Allen and Unwin Ltd, (1966) 160.
- [19] R. C. Voigt, C. R. Loper : Jr. AFS Transactions, 96 (1986) 133-146.
- [20] H. Tamura : J. of the Japan Welding Society, Vol. 38, No. 2 (1969) 117-127.
- [21] A. Ohono : The Solidification of Metals, Chijin Shokan, Tokyo (1976) 38-53.