ANALYTICAL SCIENCE & TECHNOLOGY
(*Journal of the Korean Society of Analytical Sciences*)
Vol. 6, No. 2, 1993
Printed in the Republic of Korea

내마모용 SUS 소결재의 미세조직과 기계적 성질

조권구† · 김보수† · 안인섭† · 허보영† · 양성철* · 김해섭*
†경상대학교 금속재료공학과
*만도기계(주) 중앙연구소 재료연구실
(1993. 5. 8.접수)

Microstructure and Mechanical Properties of SUS Alloy for Wear Resistant Materials

Kwon Koo Cho†, Bo Su Kim†, In Shup Ahn†, Bo Young Hur†, Sung Chul Yang* and Hae Shup Kim*
†*Dept. of Metallurgical Engineering, Gyeong Sang National Univ., Chinju 660-701, Korea*
**Mando Machinery Corporation, Research & Development Center, Deok-So 473-900, Korea*
(Received May 8, 1993)

요약 : SUS(Stainless Steel) 분말을 이용하여 기존의 고가 내마모 소결부품을 대체할 수 있는 새로운 내마모재의 개발 가능성을 조사하였다. SUS 조성의 분말에 Cu, ZrC, C 및 Ti 등의 합금원소를 첨가하여 소결체의 밀도, 소결시의 수축률 및 경도의 변화를 조사하였다. 이러한 첨가원소의 영향 중에서 가장 뛰어난 기계적 성질을 나타낸 것은 Ti을 첨가한 SUS재였으며, 3% Ti 첨가시 기존의 내마모 소결 부품을 대체할 수 있는 수축률(6.5%), 밀도(7.35g / cm^3) 및 경도(43HRC)를 보여 주었다.

ABSTRACT : The purpose of this research is to improve the density and the hardness of the SUS alloys for wear resistant materials. The dependence of the density, shrinkage ratio and hardness of various alloys on the sintering temperature and composition were examined. Alloys added with 3% Ti shows the most proper sintering properties of shrinkage ratio and the hardness which is enough to substitute for existing high price materials.

Key words : SUS alloy, Shrinkage ratio, Sintering

1. 서 론

1980년대 들어서 고내마모성, 고경도 및 높은 내구성을 요구하는 항공기, 선박 및 자동차 동력부품의 제조에 분말야금법의 적용이 두드러지게 나타나고 있다. 특히 자동차공업에 있어서 부품을 분말야금법으로 제조한 경우 제조공정의 간소화와 고품질의 부품특성을 얻을 수 있어서 여러 가지 소결부품 등이 사용되어 오고 있다. 이 중에서도 내마모성이 요구되는 Cam shaft를 소결제품으로 실용화에 성공하여 기존의 자동차에 장착되고 있다. 내마모성이 요구되는 Cam shaft를 소결부품으로 제조할 경우 확산접합으로 tube와 cam을 결합시키는 방식으로 제조공정을 줄일 수 있고, 에너지 절감을 가져올 수 있는 잇점이 있다.[2-6] 그러나 국내에

서는 아직 모든 Cam shaft용 원료분말을 외국으로부터 값비싸게 수입, 제조하여 사용하고 있는 실정이다. 따라서 이미 선진국에서 Cam의 요구특성에 맞는 재질을 개발하고 있고, 이에 관련된 다수의 특허도 나온만큼 국내에서도 이러한 Cam shaft 소결부품의 국산화가 시급한 과제이다.[1~16]

따라서 본 연구에서는 기존의 내마모재로 사용되는 값비싼 astaloy의 대체재로써 경제적 측면에서 비용을 크게 절감할 수 있는 SUS 분말을 이용한 내마모재의 개발에 연구목적을 두었고, 이의 소결거동 및 기계적 특성을 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험에서 선택한 합금의 조성을 *Table* 1에 나타내었다. 편의상 선택한 합금조성을 A, B, C, D로 구분하였다. 선택한 조성의 분말을 V-믹서를 이용하여 30rpm에서 30분 정도 혼합하였다. 혼합분말을 1차 성형한 후 하중 5kg/cm²로 높이 9.3mm, 직경 10.9mmϕ의 원기둥 형태의 성형체를 제조하였다. 이 성형체의 산화를 방지하고, Ti 첨가시 Ti-H 화합물을 형성시켜 경도의 향상을 꾀하기 위해 수소분위기로에서 소결을 행하였고, 그외 조성의 합금은 Ar, H_2 분위기에서 소결을 행하였다. 이때 소결온도는 1220℃~1290℃의 온도범위에서 액상소결을 행하였다. 각각의 소결온도까지 6℃/min.의 속도로 승온시킨 다음 1시간 소결시켰다. 소결로의 개략도를 *Fig.* 1에 나타내었다. 그리고 각각의 온도에서 소결을 행한 후 밀도 수축률 및 경도를 측정하였다. 이때 밀도는 아르키메데스원리로 측정하였으며, 이론밀도에 대한 상대적인 값으로 나타내었다.

Table 1. Chemical Composition (Bal.: Balance 단위 :wt%)

조성	Astaloy	SUS434L	Cu	C	ZrC	Ti
A	Bal.		0≦Cu≦25	1.5	1	
B		Bal.	0≦Cu≦10	1.5	1	
C		Bal.	5	2.5	1	
E		Bal.	5	2.5	1	1≦Ti≦5

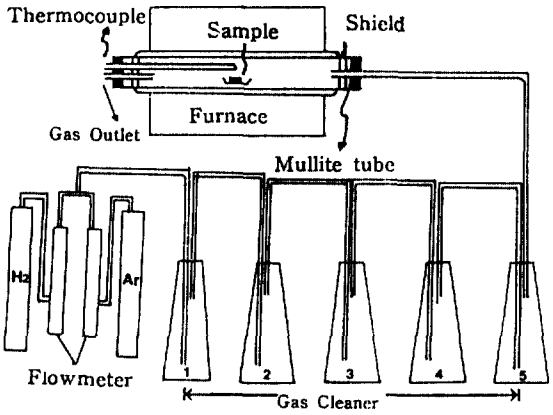

Fig. 1. Schematic view of experimental apparatus.
1, 2. Alkaline pyrogallol 3. Conc. H_2SO_4
4. KOH 5. Silicagell

소결체의 조직은 광학현미경 및 SEM으로 관찰하였고, 소결체의 석출상을 X-ray 회절실험 및 EDS분석을 통하여 분석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

1) A 조성의 합금

Table 1에서 선택한 조성 중에서 먼저 A조성의 합금은 *Fig.* 2에서 나타내 주듯이 Cu량이 증가할수록 경도 및 밀도는 낮아졌지만, 수축률은 증가하였다. 이는 Cu 액상량의 증가에 기인한 결과로 볼 수 있다. 또한 소결온도 증가에 따라 경도나 밀도는 큰 변화가 없었으나 수축률은 증가하였다. 이와 같은 수축률의 증가는 소결조직의 치밀화가 계속 진행되고 있음을 의미한다.

Fig. 3은 소결온도에 따른 미세조직사진이다. 여기서 입계부위는 α-ferrite와 구형의 α-Cu상이 나타나며, 입자 내부에는 pearlite조직을 보였고 소결온도가 증가함에 따라서 Grain size가 증가함을 볼 수 있었다.

Fig. 4는 A조성의 합금은 입계부분을 EDS 분석한 결과를 나타낸 것으로, 입계부분과 입계 내부에서 거의 모든 조성이 Fe에 Cu 및 Mo 등 균일하게 분포되었음을 볼 수 있었다. 그러나 조직사진에서 보듯이 입계와 입내의 차이가 나타나는 것으로 보아 Cu가 Fe에 대한 고용량의 한계 때문에 생기는 Cu편석으로 생각된다.

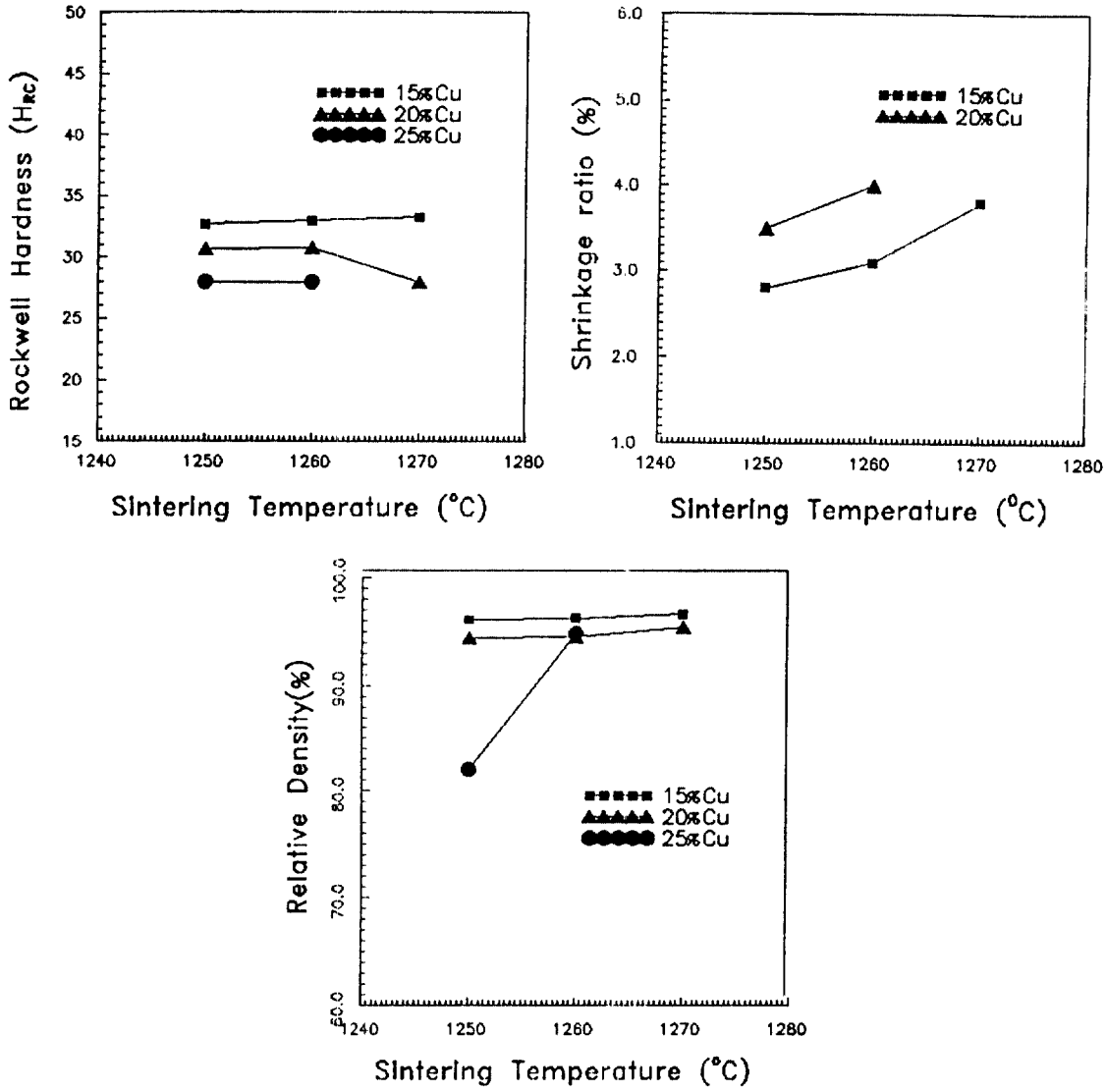

Fig. 2. The hardness, relative density and shrinkage ratio change of A alloy at various sintering temperature.

2) B 조성의 합금

B조성의 합금에 있어서 밀도, 경도 및 수축률의 변화를 *Fig.* 5에 나타내었다. Cu의 양이 증가함에 따라 경도가 오히려 크게 떨어졌는데, 이는 소결체의 Grain 내 Cu 고용량이 증가하는 데 기인한다고 볼 수 있다. 그러나 밀도와 수축률에 있어서는 Cu 효과를 찾아볼 수 없었다.

Fig. 6은 5% Cu에서의 소결온도에 따른 미세조직사진이다. 이 조직사진을 보면 아직도 기공이 존재하고 있고, 상대밀도도 낮은 것으로 보아 아직 충분한 소결이 안 이루어졌음을 알 수 있다. 입계에는 Cr Carbide가 석출되었고 소결온도가 증가함에 따라 α-ferrite의 Grain size는 증가함을 나타내었다.

B조성 합금의 입계부분과 입자부분을 EDS 분석한 결과를 *Fig.* 7에 나타내었다. 입계부분에서 Cr과 C의 peak가 높은 것으로 보아 Cr-carbide가 형성된 것으

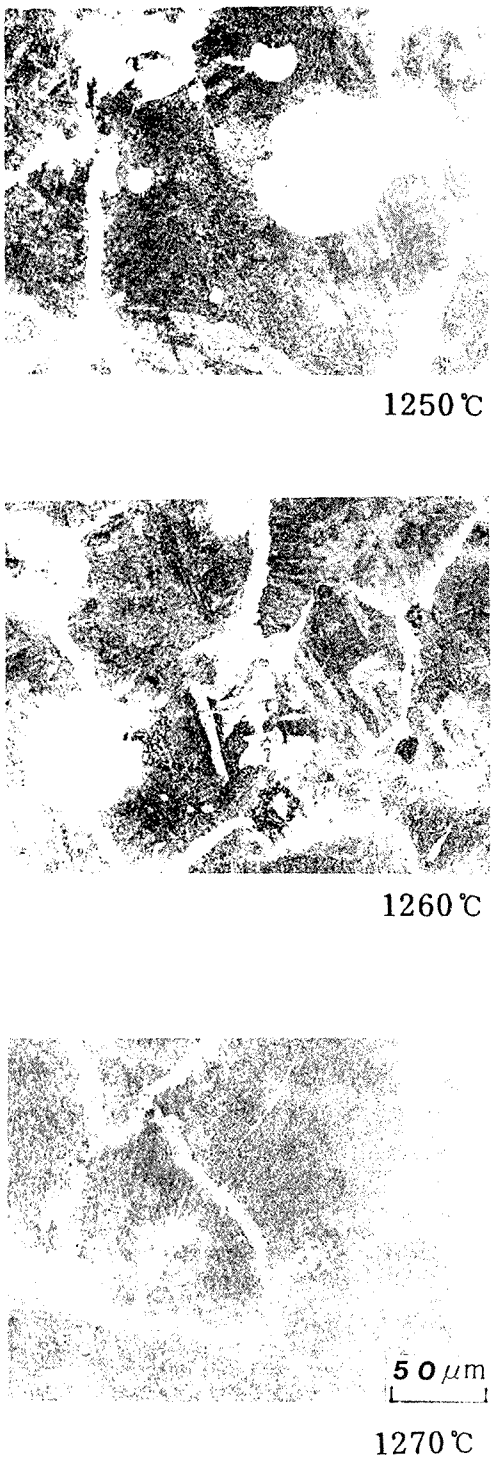

Fig. 3. Microstructure of A alloy sintered at various temperatures (15% Cu).

로 판단할 수 있으며, 입내부분에서는 Cr 및 Cu 등의 peak가 나타난 것으로 보아 Cr, Cu 등의 고용된 α-ferrite라 생각된다.

3) C 조성의 합금

B조성의 합금에서 가장 좋은 결과를 가져온 조성에서 탄소의 함량을 높여 탄화물의 생성을 증가시킴으로써 경도의 개선을 기대하였다.

Fig. 8은 C조성의 합금계에서 소결온도별 조직사진을 나타낸 것으로, 약간의 기공이 존재함을 볼 수 있었다. 소결온도가 증가함에 따라 Grain size가 증가하였고, 석출물로 보이는 상들은 줄어드는 경향을 나타내었으며, SUS의 입자의 크기가 증가하였음을 알 수 있다.

Fig. 9는 1230℃에서 소결한 시편의 광학현미경사진과 EDS 분석한 사진이다. 기지는 Cr, Si, Cu와 고용된 α-ferrite상을 보여 주고 있고, 입계는 Fe와 Cr Carbide상임을 확인할 수 있었다. C 영역은 기지조직과 동일한 성분으로 확인되었다.

4) D 조성의 합금

Fig. 10은 D 조성의 합금에서 소결온도에 따른 경도, 밀도, 수축률의 변화를 보여 주는 그림으로, 온도가 증가함에 따라서 경도, 밀도 및 수축률이 대체로 증가되었다. Ti의 첨가량에 따라 상대밀도, 경도 및 수축률이 달라지는데, Ti량이 3%일 때가 경도는 최대이고, 그 이상이 되면 경도는 감소한다. 상대밀도는 Ti량이 3% 이하일 때 제일 높았으며 수축률은 Ti량이 증가할수록 감소하였다. 그 원인은 Ti량이 3% 이하일 때는 Ti-H 수소화물 형성에 따라 경도가 증가하나 너무 많으면 조대한 Ti 석출상이 형성되어 경도를 저하시키고, 또한 Ti의 수소 흡수로 인해 Ti-H화합물을 형성하여 수축률이 저하된다고 생각된다.

Fig. 11은 D조성합금 중 3% Ti의 미세조직사진으로, 소결온도에 따라 나타내었다. A, B, C조성의 합금계와는 달리 입계석출상의 증가가 뚜렷하게 나타났다.

Fig. 12는 D합금계의 입계부분에서 생성된 석출상을 조사하기 위해 EDS분석한 사진을 나타낸 것으로, 석출상이 많은 5% Ti 시편에 대해 분석하였다. 그림에서 보여 주듯이 입계부분에 조대한 망상의 Ti석출상과 Cr석출상들이 관찰되었고, Cu와 Fe는 균일하게 입계에 분포되어 있었다. 미세조직에서 보아 알 수 있듯이 소량의 Ti 첨가가 경도 증가에 영향을 주지만 너무 많

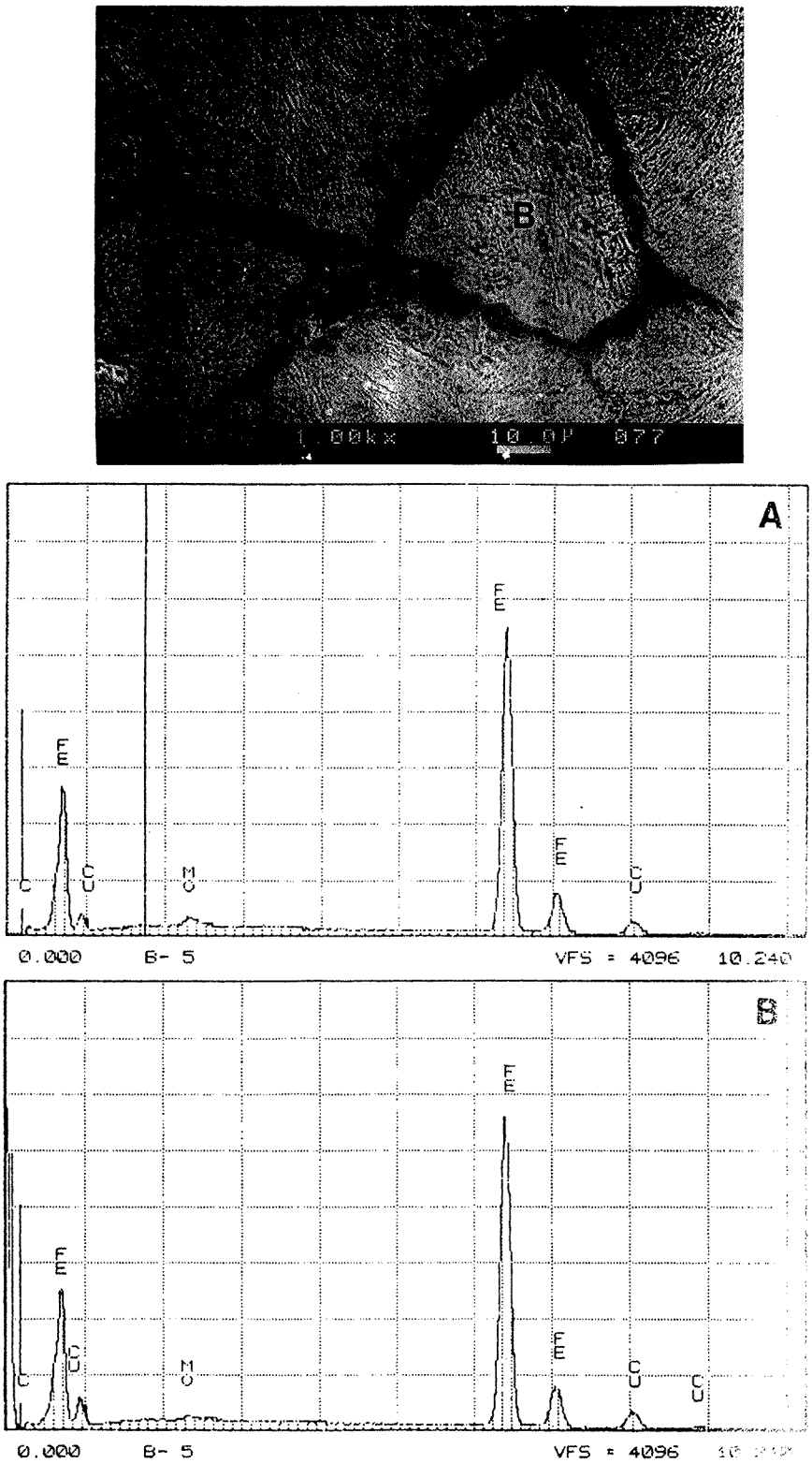

Fig. 4. SEM microstructures and EDS analysis of A alloy (15% Cu). (A) Boundary (B) Particle

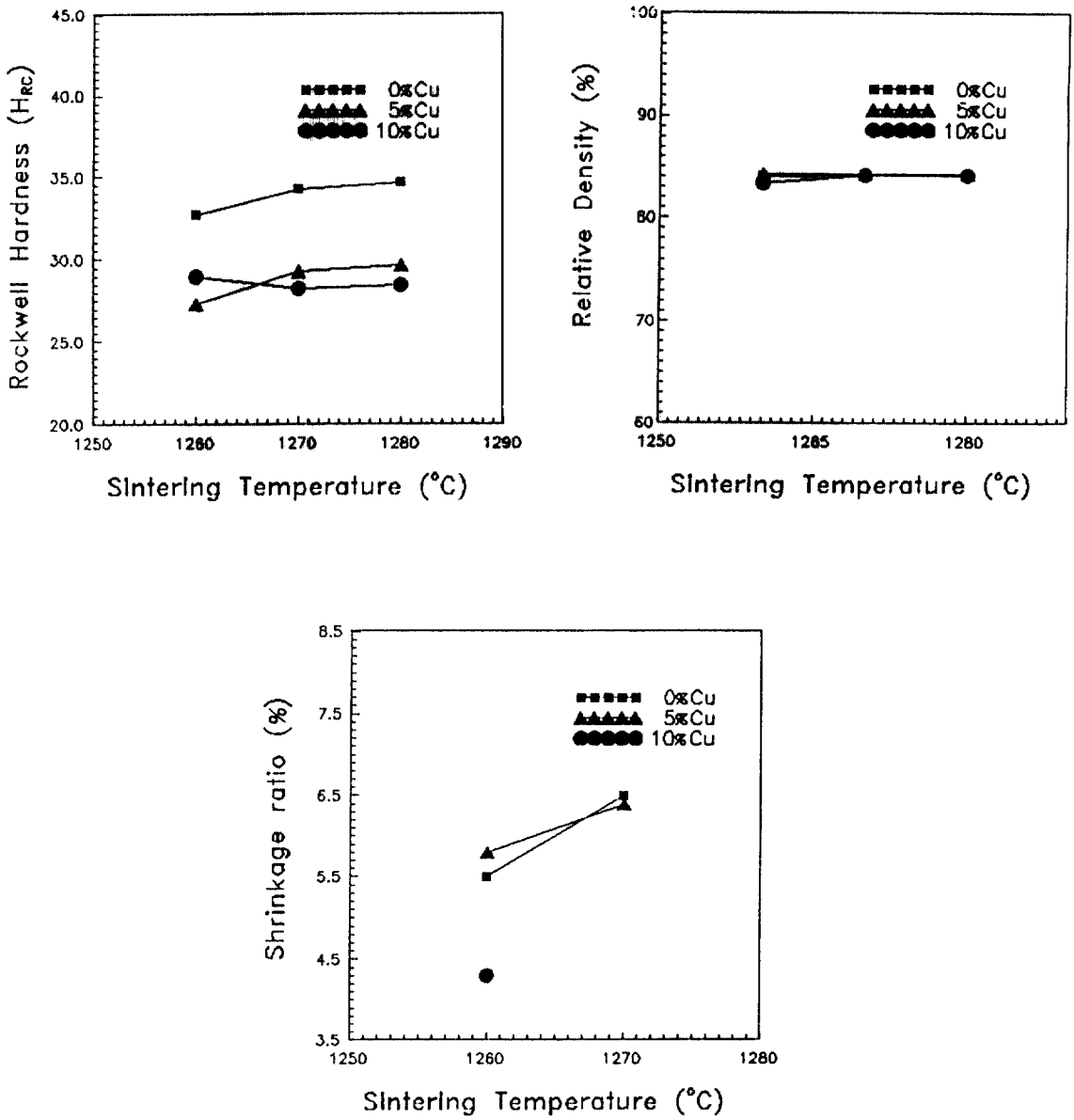

Fig. 5. The hardness, relative density and shrinkage ratio change of B alloy at various sintering temperature.

으면 오히려 경도 뿐만 아니라 수축률과 상대밀도에 모두 악영향을 미친다.

4. 결 론

본 실험에서 선택한 4가지 조성의 합금계를 종합하여 각 합금계에서 가장 특성이 양호한 조성의 합금만을 취해서 *Fig.* 14, *Fig.* 15 및 16에 나타내었다. 이 그림에서 알 수 있듯이 C합금의 경우가 수축률과 상대밀도는 가장 양호하지만, 내마모재에 중요한 특성과 경도가 크게 떨어지는 단점이 있고, 경도 증가를 위해서는 소결온도를 더욱 높여 주어야 하는 어려움이 따른다. 이에 비해 D합금의 경우는 수축률은 C합금에 비해 다소 떨어지나 낮은 온도에서 소결해도 높은 경도를 얻을

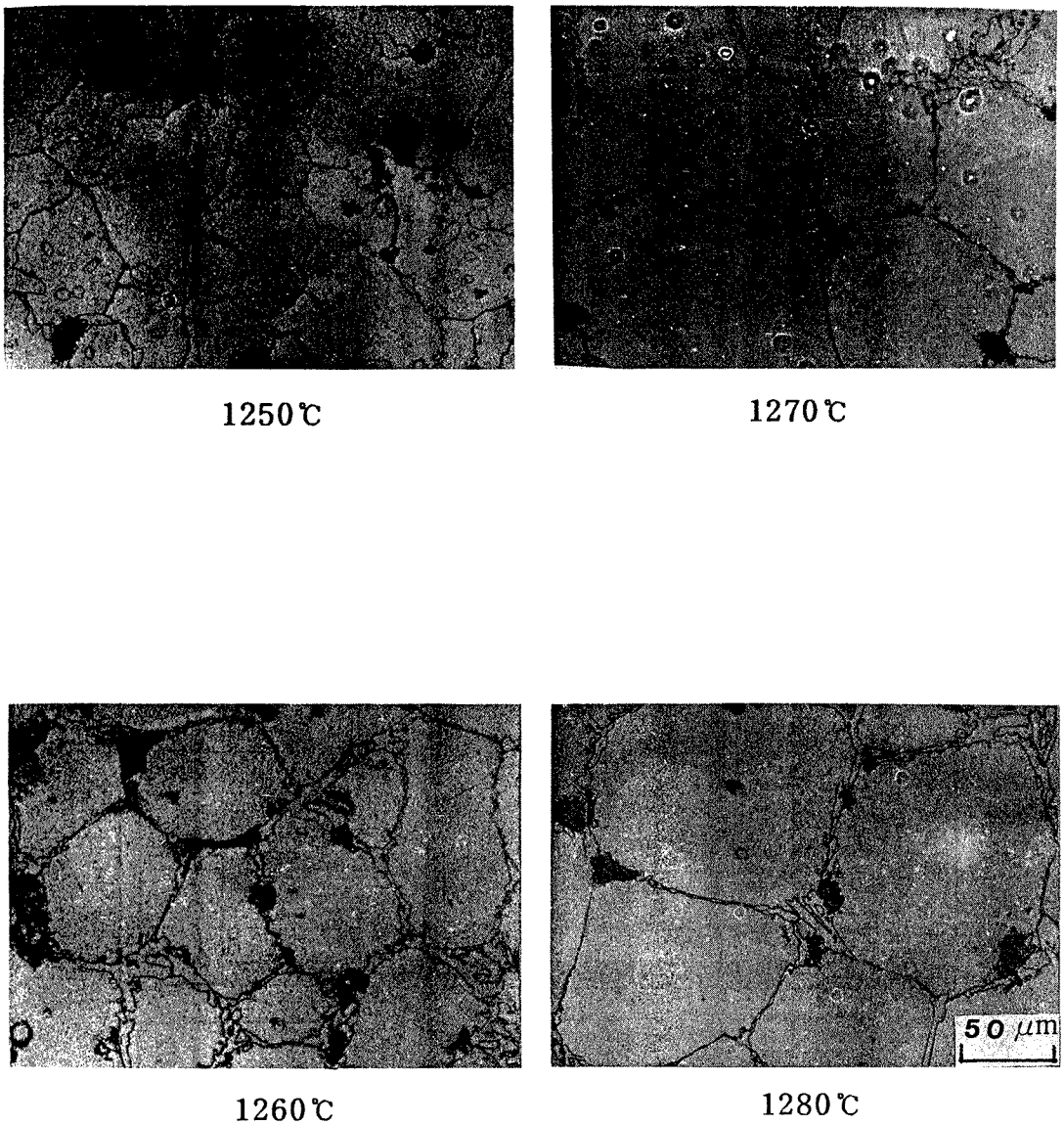

Fig. 6. Microstructures of B alloy sintered at various temperature(5% Cu).

수 있기 때문에 대체용 내마모재로써 가능성이 가장 큰 합금계로 생각된다. 석출상이 미치는 영향 및 마모시험 등을 거쳐서 성능평가에 관한 연구가 더 진행되어야 하겠다.

후기

본 연구는 만도기계(주)의 위탁연구과제에 의해 수행되었음을 밝히며 관계자 여러분께 깊은 감사를 드립니다.

5. 참고문헌

1. R. Lugosi, M. Brauer, J. Cook : SAE Technical Paper Series 870129(Feb. 23-27, 1987).
2. C. Thumuki, K. Kondo : 日本金屬學會會報 **25**(5),

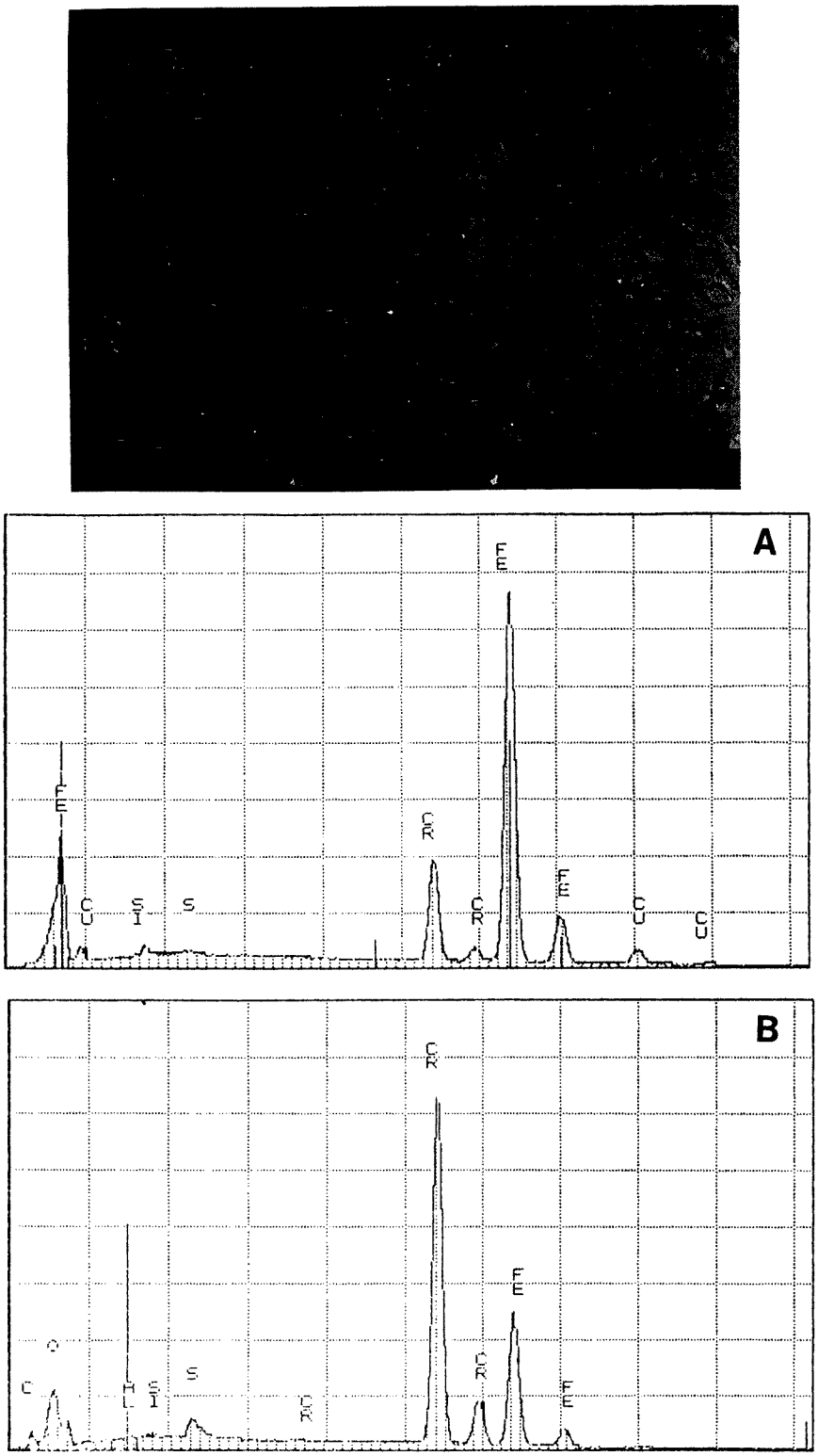

Fig. 7. SEM microstructures and EDS analysis of B alloy (5% Cu). (A) Particle (B) Boundary

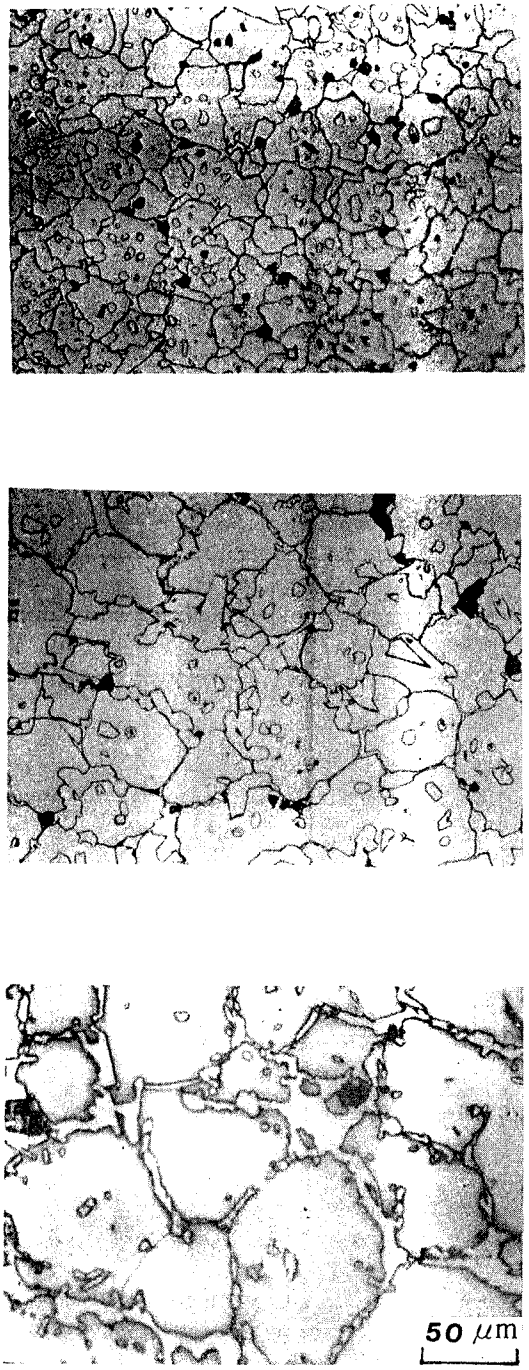

Fig. 8. Microstructures for various sintering temperatures of C alloy.

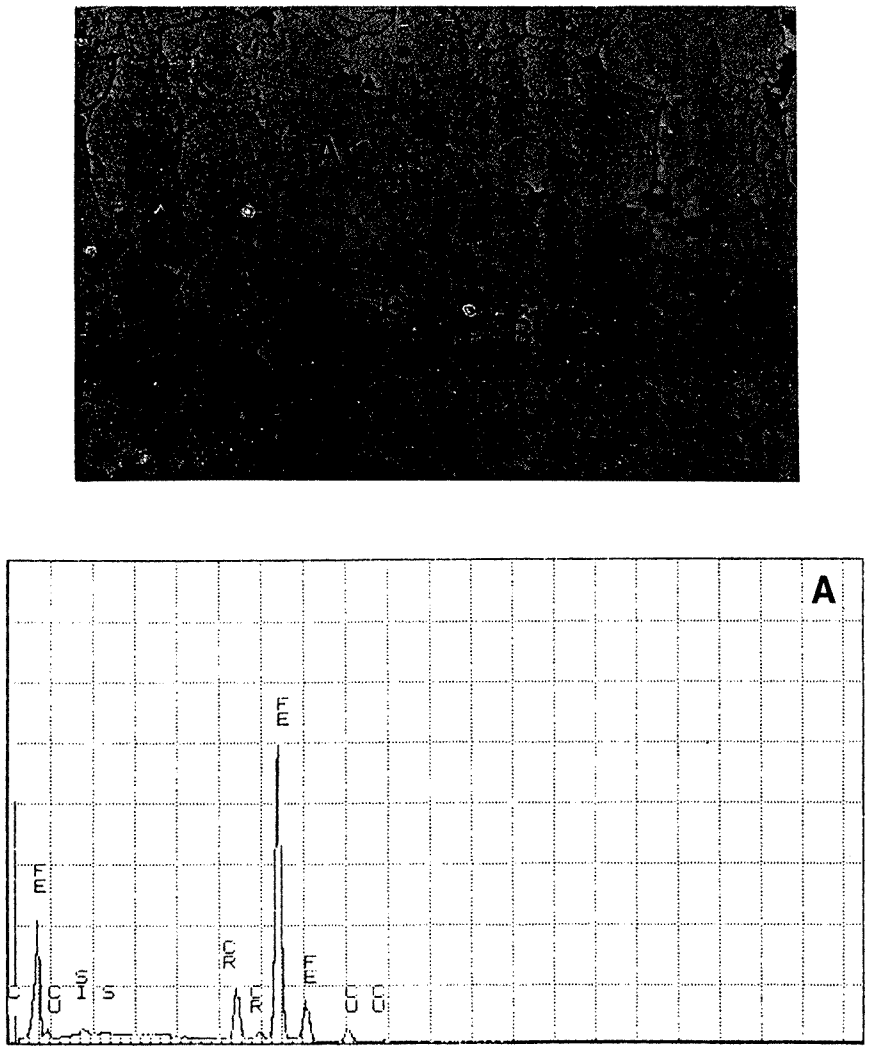

Fig. 9. SEM microstructures and EDS analysis of C alloy. (A) Matrix (B) Boundary (C) Inner grain

444(1986).
3. 昭和 58－77536.
4. 昭和 60－33343.
5. 平成 2－277905.
6. 昭和 56－102446, GB 2104551A, US.P. 4524046.
7. 昭和 58－3951.
8. 昭和 60－39105.
9. 昭和 62－99243.
10. 昭和 60－76268.
11. 昭和 63－65056.
12. MPR. August. 1983.
13. 內燃機關 (日本) 26卷 2號(No 327, 1987. 2).
14. SAE 870129.
15. SAE 900634.
16. 昭和 56－123353.
17. S. Oki, T. Akiyama, K. Shoji : *Soc. Powder Metal,* **31**(8), (1984).
18. V. N. Anstsiferov, G. P. Shveikin : *DOKL, AKAD, NAUK. USSR,* **277**(2), 357(1984).

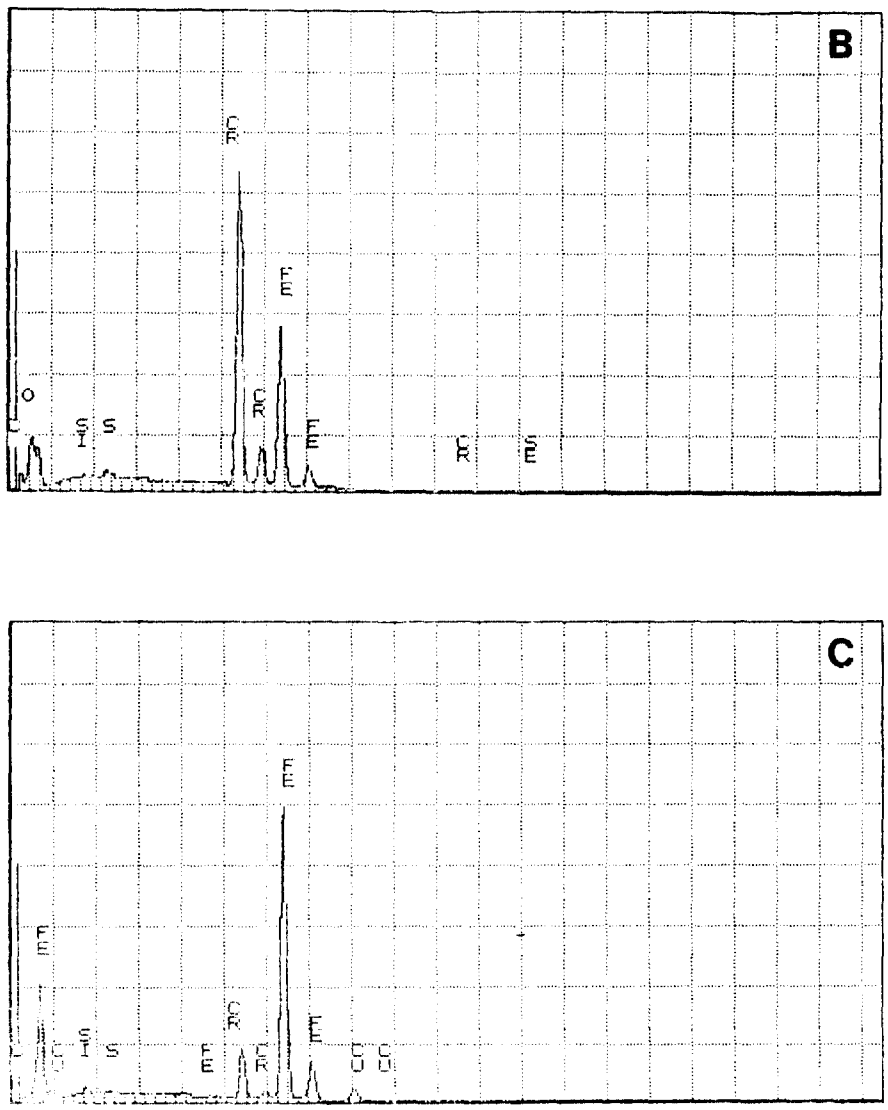

Fig. 10. SEM microstructures and EDS analysis of C alloy. (A) Matrix (B) Boundary (C) Inner grain

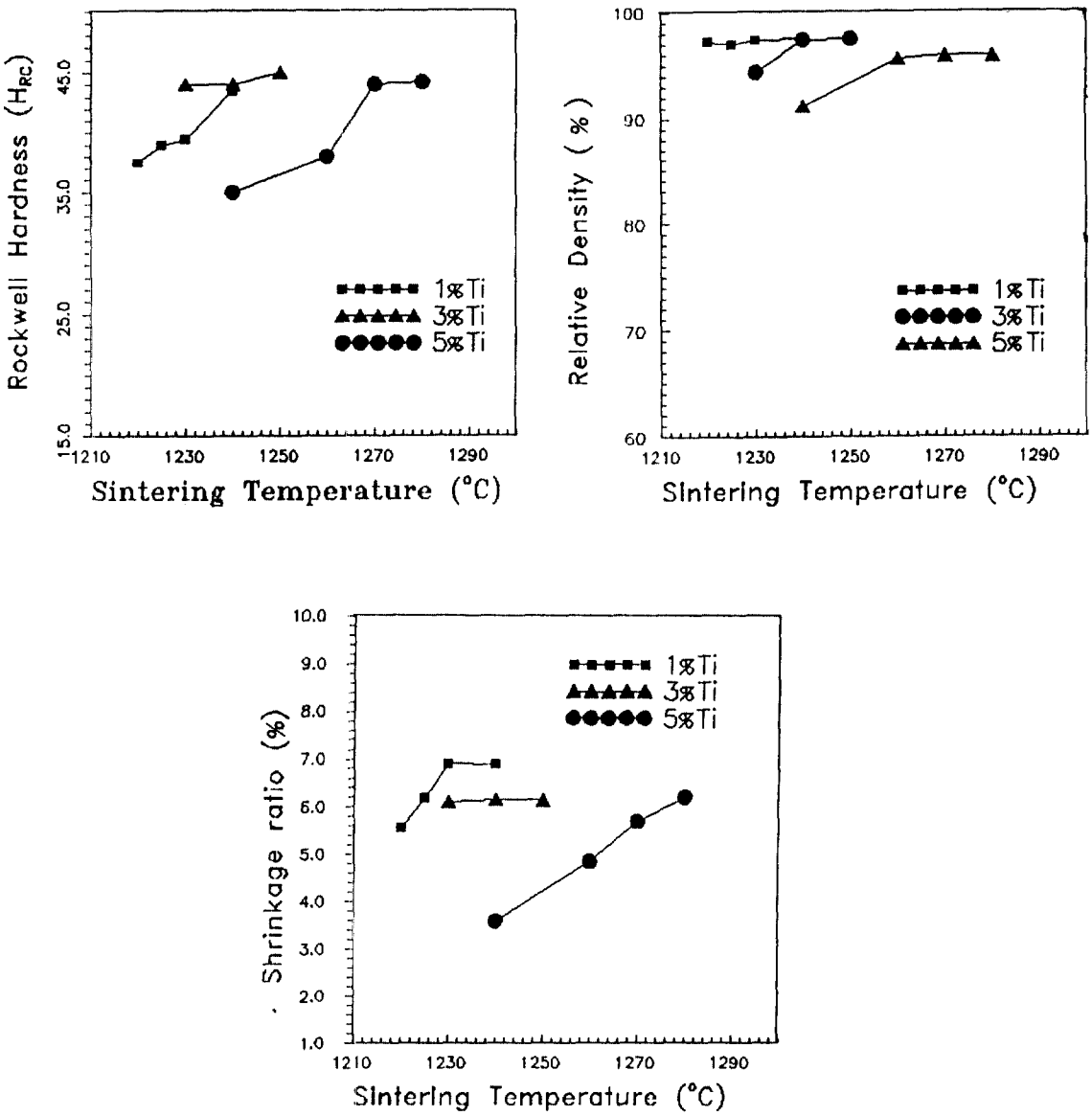

Fig. 11. The hardness, relative density and shrinkage ratio change of D alloy at various sintering temperature.

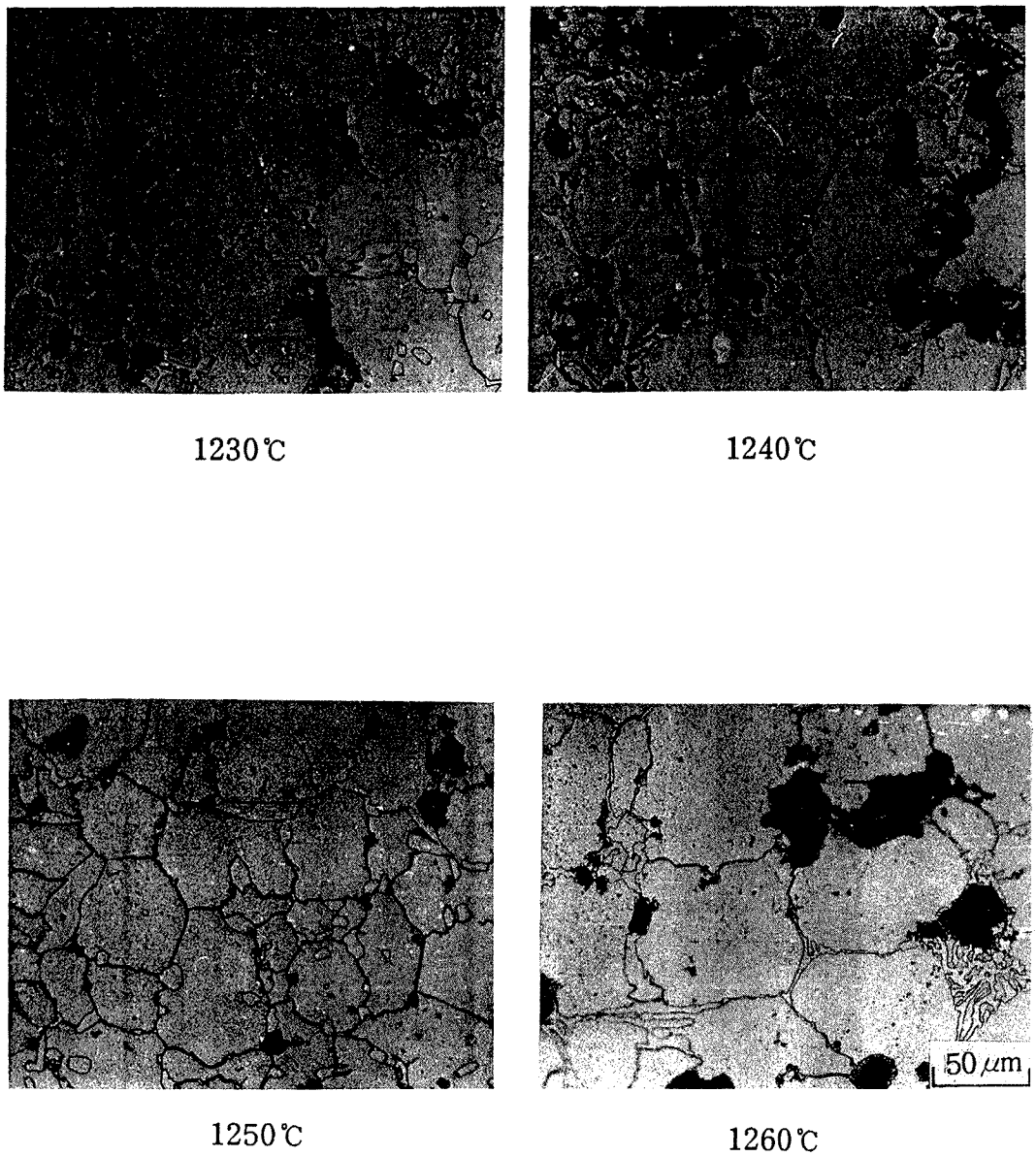

Fig. 12. Microstructures of D alloy sintered at various temperature(Ti 3%).

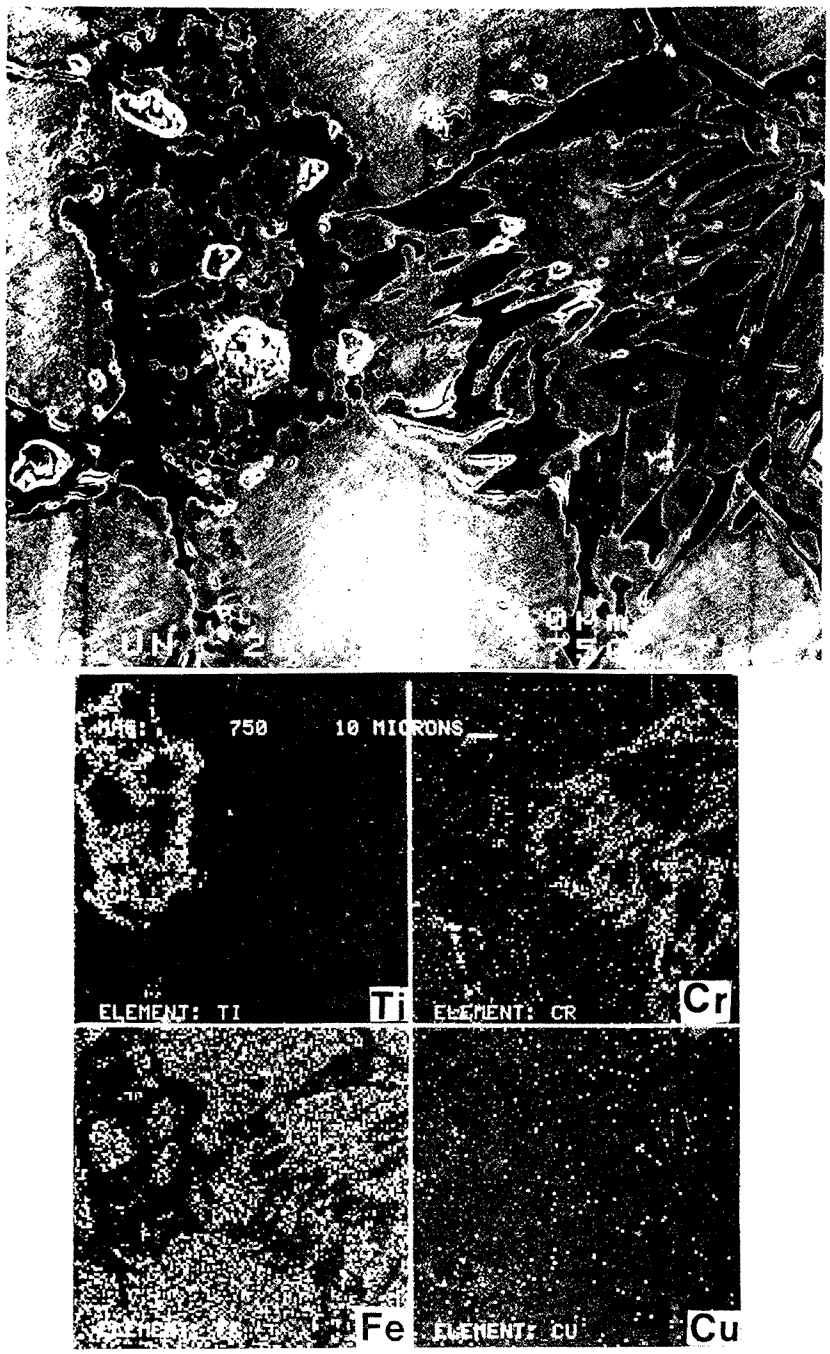

Fig. 13. The mapping photographs of EDS analysis of D alloy (5% Ti).

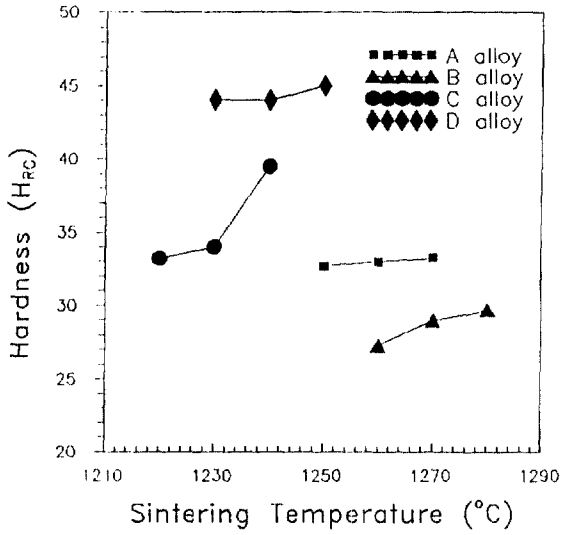

Fig. 14. Comparative hardness of optimum case at A (15wt.%), B(5wt.%), C and D(3wt.%) alloy.

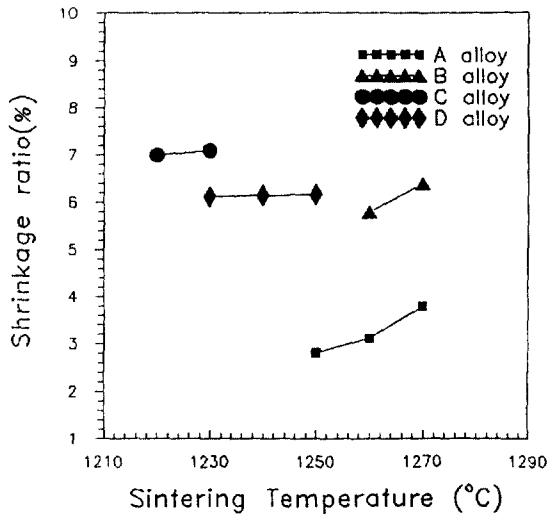

Fig. 16. Comparative shrinkage ratio of optimum result case at A(15wt.%), B(5wt.%), C and D(3wt.%) alloy.

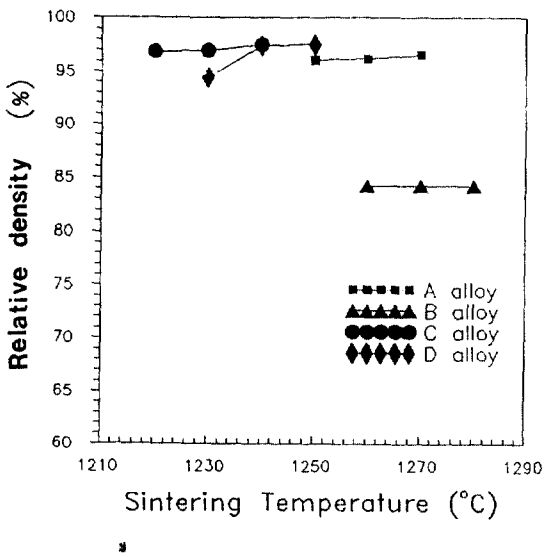

Fig. 15. Comparative realative density of optimum result case at A(15wt.%), B(5wt.%), C and D(3wt.%) alloy.