가스분무법에 의한 Fe계 비정질 분말의 제조와 볼밀링공정에 의한 연질 Cu 분말과의 복합화 및 SPS 거동 (I) – I. 가스분무 및 복합화 –

류호진 · 임재현 · 김지순 · 김진천* · 김희준^a

울산대학교 첨단소재공학부, ^a한국생산기술연구원 에코공정연구부

Production of Fe Amorphous Powders by Gas-atomization Process and Subsequent Spark Plasma Sintering of Fe Amorphous-ductile Cu Composite Powders Produced by Ball-milling Process (I) – I. Gas Atomization and Production of Composite Powders –

Ho-Jin Ryu, Jae-Hyun Lim, Ji-Soon Kim, Jin-Chun Kim* and H. J. Kim^a

School of Materials Science & Engineering, University of Ulsan, Ulsan, 680-749, Korea

^aEco Functional Materials Team, Korea Institute of Industrial Technology Songdo-dong,

Yeonsoo-gu, Incheon, 406-840, Korea

(Received July 6, 2009; Revised August 3, 2009; Accepted August 19, 2009)

Abstract Fe based ($\text{Fe}_{68.2}\text{C}_{5.9}\text{Si}_{3.5}\text{B}_{6.7}\text{P}_{9.6}\text{Cr}_{2.1}\text{Mo}_{2.0}\text{Al}_{2.0}$) amorphous powder, which is a composition of iron blast cast slag, were produced by a gas atomization process, and sequently mixed with ductile Cu powder by a mechanical ball milling process. The experiment results show that the as-prepared Fe amorphous powders less than 90 μm in size has a fully amorphous phase and its weight fraction was about 73.7%. The as-atomized amorphous Fe powders had a complete spherical shape with very clean surface. Differential scanning calorimetric results of the as-atomized Fe powders less than 90 μm showed that the glass transition, T_g , onset crystallization, T_x , and super-cooled liquid range $\Delta T = T_x - T_g$ were 512, 548 and 36°C, respectively. Fe amorphous powders were mixed and deformed well with 10 wt.% Cu by using AGO-2 high energy ball mill under 500 rpm.

Keywords : Amorphous powders, Gas atomization, Ball milling process, Composite powders

1. 서 론

비정질 합금은 1960년대 $\text{Au}_{75}\text{Si}_{25}$ 합금이 급속냉각 법으로 제조되었으며 이후 미국 Allied Signal사가 최초로 “Metglass”를 상업화하였다. 1980년대에는 이를 이용한 초고강도 비정질 합금의 개발 및 차량부품 소재의 경량화에 대한 연구가 활발히 진행되었으며, 1990년대에는 철계 비정질 합금이 우수한 연자성 특성을 가진다는 것이 보고되었다[1, 2]. 최근에는 벌크 비정질 합금(Bulk Metallic Glass, BMG)에 대한

연구가 활발히 진행 중에 있으며 1 GPa 이상의 강도를 갖는 Al 합금을 개발하여 실용화 전 단계에 도달하였다.

비정질 구조는 급속냉각으로 이루어지기 때문에, 제조 가능한 형상이 두께 0.2 mm 이하의 판재 혹은 플레이크(flake), 분말 혹은 극세선 등으로 제한되며[3], 매우 취성이 크고, 결정온도 이상에서 비정질 성질이 사라지기 때문에, 성형 및 소결이 쉽지 않은 단점이 있다. 또한 비정질소재는 상온에서는 매우 낮은 소성변형을 일으키기 때문에 실용화를 위해서는

*Corresponding Author : [Tel : +82-52-259-2231; E-mail : jckimpml@ulsan.ac.kr]

Table 1. Chemical compositions and thermal properties of Fe based amorphous powders. (at%)

Component (Atomic %)	T _g (°C)	T _x (°C)	ΔT _x (°C)	ΔH(J/g)
Fe _{66.8} C _{7.4} Si _{3.5} B _{6.7} P _{9.5} Cr _{2.1} Mo _{2.0} Al _{2.0}	526	563	38	-91
Fe _{66.7} C _{7.7} Si _{3.5} B _{6.6} P _{9.5} Cr _{2.1} Mo _{2.0} Al _{2.0}	522	556	34	-90
Fe _{68.3} C _{5.9} Si _{3.5} B _{6.7} P _{8.8} Cr _{2.2} Mo _{2.5} Al _{2.1}	518	550	32	-89
Fe _{68.2} C _{5.9} Si _{3.5} B _{6.7} P _{9.6} Cr _{2.1} Mo _{2.0} Al _{2.0}	517	558	41	-84
Fe _{64.3} C _{6.9} Si _{2.5} B _{6.7} P _{8.8} Cr _{2.2} Mo _{2.1} Al _{2.0}	515	554	39	-83

고강도를 유지하면서도 소성변형능을 갖춘 합금 개발과 성형/소결 기술 개발이 요구된다.

비정질 소재의 낮은 소성변형능을 향상시키는 방법으로 비정질 기지내에 연·경질 2상 입자를 복합화하는 방법과[4, 5]. 비정질 분말에 연질의 제 2상 분말을 코팅 또는 복합화 하는 것이다. 비정질 기지내에 2상 입자를 복합화하는 방법은 제조공정의 최적화가 용이하지 않다. 제 2상 분말을 코팅 혹은 복합화하는 방법으로는 분무건조법, 전기선 폭발 등이 제시되었다[6, 7]. 그러나, 가장 간단한 공정은 비정질분말과 2상 분말을 단순 혼합하여 일반적인 분말야금 공정, 즉 분말혼합-성형-소결 과정을 거치는 것이다. 단순혼합 공정은 2상 분말의 선택의 다양성으로 비정질-복합상의 특성 제어가 용이하며, 제조공정이 매우 간단하여 경제성이 있다[8-11].

본 연구에서는 가스분무법으로 Fe계 비정질 분말을 제조하고, 일반적인 볼밀링 공정을 통하여 연질의 Cu 분말을 복합화하였다. 이후 비정질 특성을 유지하기 위한 방전플라즈마 소결을 통하여 고밀도 비정질 Fe-연질 Cu 복합재를 제조하고, 그 성형 특성을 고찰하였다. 이때 비정질 Fe 조성은 가격 경쟁력이 우수한, 제철과정 중에 발생하는 슬래그(slag) 조성을 이용하였다[12].

2. 실험방법

2.1. 비정질 Fe 분말 제조

본 연구에 사용된 조성은, 기존 Fe계 비정질 합금계와 달리 합금 조성 자체가 제철, 제련 과정의 슬래그에 일치하는 조성으로 최종 제품 이용 시 가격 경쟁력, 즉 경제성이 매우 높은 조성이다[13]. 표 1과 같이 다양한 Fe 계 비정질 조성 중, 비정질 형성능이 가장 우수한 Fe_{68.2}C_{5.9}Si_{3.5}B_{6.7}P_{9.6}Cr_{2.1}Mo_{2.0}Al_{2.0}을 선택하였다. 이 조성은 유리전이온도 영역(ΔT_x영역)

이 ΔT_g는 517°C, T_x는 558°C이며, T_x는 41°C로 가장 넓은 ΔT_x 범위를 지니고 있다. 표 1은 Fe계 비정질 합금조성의 조성 표를 나타낸 것으로, at%로 화학성분을 나타내었으며, 선택된 조성의 무게 비는 Fe_{81.0}C_{1.5}Si_{2.1}B_{1.5}P_{6.3}Cr_{2.3}Mo_{4.1}Al_{1.2}이다. 주성분인 Fe 이 81.0 wt% 이고, 기타 비금속(metalloid) 성분으로 C, Si, B, P 등과 Mo, Al로 구성되어있다.

선택된 조성의 비정질 분말화 생산 공정은 가스분무법으로 선택하였다. Fe 비정질 원료조성이 슬래그 조성이므로 주조법으로 재료를 생산할 경우 C, Si, B, P 등 비금속의 영향으로 재료에 강한 취성이 생기게 되므로 주조법이 아닌 빠른 냉각속도를 가질 수 있는 가스분무법을 이용하였다. 비정질 분말은 Kim 등 [6, 7]이 기술한 바와 같이, 진공분위기, 1350~1450°C 온도 범위에서, 40 bar의 가스압력으로 제조하였다.

2.2. 철계 비정질 분말과 연질 Cu 분말의 기계적 밀링

복합화를 위한 연질상은 금속소재 중에서 연성이 좋으면서 비정질 결정화 온도(558°C) 이상에서 녹는 점(1083°C)을 가지는 Cu를 선택하였다. 특히 Cu는 부식에 강하며 인성이 좋고, 철계 비정질 분말과 금속간 화합물을 만들지 않기 때문에 제 2상에 의한 재료의 특성 저하를 신경 쓸 필요가 없어 선정하였다. 그림 1은 사용한 Cu의 외형을 보여주는 FE-SEM이다. 상용 Cu 분말은 수지상을 지니고 있는 다소 조대한 입자를 지닌 분말인 것으로 확인되었다. 평균입도는 약 40 μm이지만 약 100 μm이르는 조대입자도 다수 존재하는 것으로 확인되었다.

가스분무 Fe 비정질 분말을 사용하여 Cu를 5~15 wt%까지 첨가하여 복합분말을 제조하였다. 복합화는 3차원 혼합기(Turbular mixer)와 고에너지 볼밀링(AGO-2, Planetary ball mill)의 2가지 방법을 사용하였다. Turbular 혼합기는 3차원적인 회전이 특징

Fig. 1. FE-SEM image of the raw Cu powder.

때문에 수평밀에서 혼합성이 부족했던 것을 보완해 주며, 비교적 저에너지이므로 Fe 비정질 분말의 파괴 없이 균일한 혼합화를 이루는데 적합한 공정이라고 판단된다.

AGO-2 볼밀은 기계적합금화가 가능한 고에너지 밀 링공정이다. 복합화 할 분말과 금속 강구를 1:10 비율로 하였으며, 복합화 중에 금속분말이 산화되는 것을 최대한 방지하기 위하여 불활성 Ar 분위기에서 진행하였다.

복합화된 분말의 형태 및 복합과정은 광학현미경, 주사전자현미경(Field Emission Scanning Electron Microscope, FE-SEM), X선 회절분석(X-Ray Diffraction, XRD) 및 에너지 분광기(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, EDS)으로 분석하였다.

3. 실험결과

3.1. 가스분무한 비정질 분말의 특성분석

가스 분무한 제조분말의 비정질화 확인 및 비정질 분말 제조 수율의 확인은 제조분말의 체(sieving) 분급법과 XRD 분석법을 이용하였다. 가스분무로 제조된 분말은 수백 μm 크기의 분말부터 수십 nm 크기의 분말까지 다양한 크기의 분말이 존재한다. 다양한 크기에 따라 냉각속도에 차이가 생기며, 냉각속도에 따라 비정질화 정도가 변화할 수 있기 때문에, 그 정도를 확인하기 위하여 분급하였다. 분급은 매우 조대한 분말 및 판상(flake)을 제거한 후, 분말 크기별로 제조수율 정도를 확인하기 위해 +150 μm , -150+106 μm , -106+90 μm , -90+75 μm , -75+43 μm , -43 μm

Fig. 2. Volume comparison of the as-synthesized powder.

(이후 각각 1, 2, 3, 4, 5, 6번 분말)로 분급하여 분말량을 확인했으며, 각 분말의 형상을 관찰하였다.

그림 2는 각 체별로 분급 후 분말량의 상대적인 부피 비를 관찰하기 위하여 분급된 분말을 같은 크기의 병에 넣은 그림이다. 그림에서 보면 왼쪽부터 크기별로 번호를 1에서 6번까지 나타내었는데, 1번 분말이 가장 많은 부피비를 보이며, 이후 4, 5번 분말의 양이 상당히 많음을 관찰할 수 있다. 1번 분말은 판상 형상으로 인하여 부피가 가장 큰 것이다. 일반적으로 분말 크기에 따라 비정질 형성 정도가 달라지므로 판상 형상을 제외 한 4, 5번 분말이 비정질 특성을 나타낸다면 가스분무법이 비정질 분말을 생산하는데 적합하다고 말할 수 있다.

표 2는 각 체별 분말량을 무게 표로 나타낸 자료이며, 그림 3는 분급된 분말량을 누적 그래프로 나타낸 자료이다. 표 2와 그림 3을 살펴보면 각 입도별 분말량의 비율을 확실히 판단할 수 있다. 150 μm 이상의 조대입자의 양은 9.5%, 그 이하 입자들의 양은 90.5%임을 알 수 있다. 그리고 -150+90 μm 사이의 입자량은 16.8%, 그 이하 분말

Table 2. Distribution result of the powder synthesized by gas atomization

Sieve Mesh	Size (μm)	Average Size (μm)	Weight (Powder, g)	Rate (%)
~100	~150	150	22.01	9.5
100~140	150~106	128	25.56	11.1
140~170	106~90	98	13.08	5.7
170~200	90~75	82.5	47.47	20.6
200~325	75~43	59	103.24	44.7
325~	43~	43	19.52	8.4

Fig. 3. Cumulative distribution of the as-synthesized powder.

양은 73.7%라는 것을 확인할 수 있다. 즉 100 μm 이하의 미세입자의 양이 상당히 높은 수율로 제조된 것을 확인할 수 있었다. 그림 4는 각 크기별로 분급된 분말의 외형을 주사전자현미경으로 관찰한 그림이다. 그림에서 살펴보면 대부분의 분말이 구형화가 잘 된 것을 관찰할 수 있는데, 그림 4의 (a)와 (b)의 경

우 평균 입도가 약 100 μm 이상 크기의 분말들이기 때문에 가스분무 공정 중간에 응고되어 진구형을 이루지 못한 것으로 생각된다. 그러나 (c)와 (d)같이 100 μm 이하의 분말들의 경우 진구형을 잘 이루고 있는 것을 볼 수 있다.

그림 5는 크기별로 분급된 분말들의 내부구조를 나타내었다. (a)는 150 μm 이상 크기의 분말로서, 400 μm 가 넘는 판상(flake)의 형상을 가졌다. 이는 가스분무 과정 중, 기체 중에서 냉각되지 못하고 액적이 그대로 챔버 내벽 표면에 충돌하여 냉각되어 판상으로 응고된 것이다. (b)와 (c)에서(-150+106, -106+90 μm)는 분말 내부에 소량의 기공이 확인되는데 이것은 가스분무 중 용융액이 분무되면서 용융액 내부에 남아 있던 기체가 용융액과 같이 분무되어 빠져나가지 못한 채 급속히 냉각된 것이다. (d)에서 (-90+75 μm)도 기공이 미량 발견되긴 하지만, (b), (c)와 같이 큰 기공은 발견되지 않으며, 단면 형상은 더욱 구형이 되어가는 것을 확인할 수 있다. -75 μm 이하인 (e)와 (f)에서는

Fig. 4. Images of the as-prepared Fe amorphous powders.

Fig. 5. Cross section images of the as-prepared Fe amorphous powders.

거의 진구형을 이루고 있으며, 입도 또한 더욱 미세하게 형성된 것을 확인할 수 있다.

그림 6은 제조분말을 크기별로 분급한 후, 결정화 거동을 XRD를 사용하여 분석한 결과이다. 그림 6에서 1번 분말과 4번 분말 이하에서 할로피크(halo peak)가 형성된 것을 확인할 수 있으며, 이 영역에서 비정질화가 되었다고 판단 할 수 있다. 반면 2, 3번 분말(-150+106, -106+90 μm)에서는 할로피크(halo peak) 안에 강도가 높은 결정화 피크의 형성이 관찰

되었다. 이들은 Fe_3C 혹은 FeB 상으로 확인되었다 [12]. 결과적으로 비정질 복합재 제조에 사용되는 원료분말로는 4번 분말 이하 영역임을 판단 할 수 있다. 1번 분말은 기술한 바와 같이 판상형상에 기인하여, 분말 부피비는 가장 크기만, 무게비로 전체에 약 9.5%에 불과하다. 이들 분말의 상은 용융액적이 가스 분무장치의 챔버 충돌에 의한 빠른 냉각으로 비정질 특성을 가지나, 입도가 너무 조대하고 모양도 판상형이기 때문에 성형성과 소결성이 떨어져 본 연구에서

Fig. 6. XRD graph of the as-prepared Fe amorphous powders.

는 제외하였다.

3.2. 제조분말의 열적 특성 분석

Fe 비정질 원료분말의 열적 특성을 원료 합금자료 (표 1)와 비교하였다. 그림 7과 8은 Fe 비정질 원료

Fig. 7. DSC graphs of the as-prepared Fe amorphous raw powders.

분말의 DSC 분석 결과이다. 그림 7의 (a), (b), (c)는 각각 2, 4, 6번 분말의 DSC 그래프이며 그림 8의 (a), (b), (c)는 유리전이온도(Glass transition temperature, T_g) 및 유리전이 온도영역(ΔT_x)을 확인하기 위하여 그래프 범위를 좀 더 좁은 영역($200\sim600^\circ\text{C}$)으로 나타낸 그림이다. 표 3은 그림 7과 그림 8의 해석을 바탕으로 특성 온도영역을 표로 나타낸 것이다.

그림에서 비정질 특성을 나타내는 4번 분말에서 T_g 는 512°C , T_x 는 548°C 이며, ΔT_x 는 36°C 이다. 6번 분말에서 T_g 는 514°C , T_x 는 548°C 이며, T_x 는 34°C 이다. 이 결과는 기본 자료인 T_g 온도 517°C , T_x 온도 558°C , ΔT_x 구간 41°C 와 비교할 때 T_g , T_x 의 온도는 약 10°C 정도 shift 되고, ΔT_x 도 약간씩 감소하는데 이는 기본적인 비정질 열적특성 결과가 벌크재(주조재)에 대한 결과이고, 그림 7, 8은 가스 분무한 미

Fig. 8. Magnified DSC graphs of the as-prepared Fe amorphous raw powders.

Table 3. Thermal behaviors of the as-prepared Fe amorphous powders

Sample	Temp	T_g	T_x	ΔT_x
Bulk (Ref. 13)		517	558	41
-90+75 μm		512	548	36
-43 μm		514	548	34

세한 분말의 경우이기 때문에 약간의 차이가 있는 것으로 판단된다.

유리전이온도 구간에서는 비정질 분말의 점성유동이 가능하여 분말의 성형 및 소성가공이 가능하기 때문에 넓은 ΔT_x 을 가질수록 후속 성형 및 가공에 유리하다. 본 연구에서 제조한 분말은 약 ΔT_x 가 35°C 내외를 보여, 후속되는 성형/소결에 충분한 범위를 가지는 것으로 판단된다.

3.3. 복합화 방법 및 조건에 따른 분말특성

그림 9는 복합화 방법 및 복합화 조건에 따른 분말의 FE-SEM 그림이다. (a)에서 Fe 순수 비정질 분말로 외형을 살펴보면 진구형을 잘 이루고 있는 것을 확인할 수 있다. (b)는 Turbular mixer를 이용하여 12시간 혼합한 분말이다. 그림 1에서 확인된 수지상 Cu 분말은 파쇄에 의해 약 20~40 μm 크기로 입도가 작아진 상태로 분산되어 있으나, 부분적으로 응집(agglomeration)(표시→)된 것을 확인할 수 있다. 외형상 원료 Fe 비정질 분말은 변형되지 않고 구형의 형상을 유지하고 있다. (c)는 AGO-2를 이용하여 300 rpm으로 10분간 합금화시킨 분말로서 밀링에 의해 수지상 형태의 Cu 분말이 파쇄되어 20~30 μm 크기로 분산되어 있는 것을 확인할 수 있다. Turbular mixer를 이용한 (b)와 달리 AGO-2 고에너지 밀링에 의해 Fe 비정질 분말 자체가 변형/파쇄(표

Fig. 9. FE-SEM images of the as-milled Fe-Cu composited powders with different processes.

(a) Cu 5wt %

(b) 10wt %

(c) 15wt %

Fig. 10. FE-SEM images of the as-milled Fe-Cu composite powder with Cu contents (-43 µm, AGO-2, 500 rpm, 10 min, Ar atmosphere).

시→) 되어, 다소 불규칙한 분말들의 형상이 확인된다. (d)는 AGO-2를 이용하여 500 rpm으로 실험을 수행

한 결과이다. 수지상 Cu 분말은 (c)에 비해 더욱 더 변형되었으며, 완전히 둥근 불규칙 형상(표시→)이 되었다. 이상의 결과로, Turbular mixer는 Fe 비정질 분말의 변형은 없으나 Cu의 부분적 응집이 발생하고, AGO-2, 300 rpm으로 복합화한 경우에는 전체적으로 분말의 형상이 불규칙 형상을 가진 반면에, 더욱 고에너지로 가한 500 rpm에서는 Cu 분말과 Fe 비정질 분말이 균일한 형상을 가짐을 확인하였다. AGO-2 500 rpm으로 밀링 했을 경우 Cu 분말이 비정질 분말과 마찬가지로 둥근 형상을 가지므로 AGO-2 500 rpm의 경우가 가장 성형/소결성이 좋을 것으로 판단된다.

Fe 비정질 분말에 최적의 Cu 복합조성을 찾아내기 위하여 Cu 분말의 함량을 조절하였다. Cu 분말의 함량조절은 본 연구에서 중요한 공정변수중의 하나이며, 기계적 강도의 하락은 최소로 하며, 최대한의 인성을 부여하는 조성을 찾기 위하여 실험을 수행하였다.

그림 10은 500 rpm으로 각 조성에 따른 분말의 형상을 나타낸 그림이다. Cu 5 wt.% 조성의 분말에서 둥근형상의 Cu의 크기는 20~60 µm로 세 조성 중 가장 큰 것을 확인할 수 있으며, Cu 10 wt.%일 때는 크기는 10~40 µm로 감소하며 전체적으로 가장 균일하다는 것을 확인할 수 있다. 반면에 Cu 15 wt%일 때 크기는 20~50 µm로 증가하는 경향을 보이며, 많은 판상 형상을 가짐을 확인할 수 있다. 따라서 후속되는 비정질 Fe-연질 Cu 복합분말의 SPS 소결에서는 10 wt% Cu 조성이 가장 균일한 소결 조직을 얻을 수 있을 것으로 판단되며, 이에 대한 결과는 후속 논문에서 기술될 것이다[13].

그림 11는 원료분말 및 복합 분말의 EDS 분석 결과이다. 그림 11 (a)는 원료분말, 그림 11(b)는 10 wt% Cu 복합분말을 나타내었다. 원료 분말의 기본 성분은 Fe-C-Si-B-P-Cr-Mo-Al로 구성되어있는데, EDS 결과에서는 각 성분이 잘 확인하였다. 일부 검출되지 않는 성분은 EDS 검출의 한계에 기인하는 것이다. 한편 500 rpm으로 균일하게 복합화된 Fe-Cu 10 wt% 복합 분말에서는 뚜렷한 Cu 피크를 확인할 수 있었다.

4. 결 론

본 연구는 Fe 비정질 분말을 제조하고, 제조된 분

Fig. 11. EDS results of the as-atomized Fe powder and 10 wt% Cu composite powder.

말의 비정질 특성을 살펴보았다. 또한 다양한 복합화 공정으로 고강도 Fe 비정질 분말에 연질 Cu를 복합화하여, 후속 방전플라즈마 소결에 적합한 분말을 제조하였다.

1. 가스분무법으로 제조된 Fe 비정질 분말은 150 μm 이하의 미세분말의 경우 진구형을 가졌다. 분말 크기에 따라 비정질화를 분석해 본 결과 -150+90 μm 크기의 분말에서 부분적으로 결정화 피크가 발견되었으며, 90 μm 이하의 분말에서 비정질의 형태가 잘 나타나는 것을 확인할 수 있었다.

2. 가스분무법의 비정질 분말의 비정질화는 90 μm 이하에서 잘 이루어졌으며, 그 양 또한 약 73%정도로 상당히 높은 수율로 제조되는 것을 확인하였다. 제조 분말의 DSC 열적 분석 결과 T_g 는 512°C, T_x 는 548°C이며, ΔT_x 는 36°C임을 확인할 수 있었다.

3. 복합화 방법에 따른 특성비교에서, Turbular mixer, AGO-2 300 rpm, AGO-2 500 rpm을 사용하였으며, 고에너지 밀링으로 갈수록 비정질 분말의 변형이 크게 일어났으며, Cu 분말과의 혼합도는 증

가하였다.

4. 복합 조성에 따른 복합화 거동을 살펴보면 Cu 5 wt%일 때는 연질상의 부족으로 비정질 분말의 접촉이 너무 커지며, 15 wt%인 경우에는 과량의 Cu로 거대 Cu 판상이 형성되었다. Cu 함량이 10 wt% 일 때 가장 균일한 분포를 가짐을 확인하였다. 따라서 10 wt% Cu 조성이 가장 균일한 소결체를 제조할 수 있을 것으로 판단되었다.

감사의 글

본 연구는 지식경제부의 “별크비정질나노소재 개발 사업”의 연구비 지원에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

- [1] A. Inoue: Acta Mater., **48** (2000) 279.
- [2] T. Masumoto: Materials Science of Amorphous Met-

- als, Ohmu, Tokyo, (1982).
- [3] M. Hagiwara, A. Inoue and T. Masumoto: Metal Trans. A, **13** (1982) 373.
 - [4] H. Fu, H. Zhang, H. Wang, Q. Zhang and Z. Hu: Scripta Mater., **52** (2005) 669.
 - [5] C. C. Hays, C. P. Kim and W. L. Johnson: Mater. Sci. Eng. A, **304-306** (2001) 650.
 - [6] Y. J. Kim, B. K. Kim and J. C. Kim: Mater. Sci. Eng. A, **449** (2007) 1071.
 - [7] J. C. Kim, Y. J. Kim, B. K. Kim, J. S. Kim: J. Korean Powder Metall. Inst., **13** (2006) 351.
 - [8] J. S. Benjamain: Metall. Trans., **1** (1970) 2943.
 - [9] J. S. Benjamain and R. C. Benn, editors.: Frontiers of high-temperature materials II. New York, INCO Alloys International, (1983).
 - [10] J. S. Benjamain and T. E Vollin: Metall. Trans., **5** (1974) 1929.
 - [11] C. C. Koch, O. B. Cavin, C. G. McMamey and J. O. Scarbrough: Appl. Phys. Lett., **43** (1983) 1017.
 - [12] J. C. Kim, H. J. Ryu, J. S. Kim, J. C. Kim and H. J. Kim: J. Korean Powder Metall. Inst., in press (2009) (*Korean*).
 - [13] H. Li and S. H. Lee: Mater. Sci. Eng. A, **449-451** (2007) 189.