

비정질 합금의 소성에 미치는 조성분리 원소의 역할 : 실험 및 전산모사 연구

박경원 · 이창면 · 사인영* · 이병주* · 이재철†

고려대학교 신소재공학과
*POSTECH 신소재공학과

Role of A phase Separating Element on the Plasticity of Amorphous Alloys : Experiment and Atomic Simulation Study

Kyoung-Won Park, Chang-Myeon Lee, Inyoung Sa*, Byeong-Joo Lee* and Jae-Chul Lee†

Department of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul 136-701, Korea

*Department of Materials Science and Engineering, Pohang University of Science and Technology, Pohang 790-784, Korea

(2008년 12월 26일 접수 : 2009년 1월 5일 최종수정 : 2009년 1월 14일 채택)

Abstract A series of experiments demonstrated that an addition of Ag into $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ amorphous alloys alters the plasticity of the alloys in a systematic manner. Energy dispersive x-ray spectroscopy (EDS) conducted on the $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ alloys exhibited the presence of compositional modulation, indicating that compositional separation had occurred. The presence of compositional modulation was also validated using a combined technique of molecular dynamics and Monte Carlo simulation. In this study, the effect of Ag on the compositional separation in $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ bulk amorphous alloys was investigated to understand the role played by the phase-separating element on the plasticity of the amorphous alloys.

Key words amorphous alloy, phase separation, plasticity, glass forming ability.

1. 서 론

벌크 비정질 합금은 높은 강도 (>2GPa)와 높은 탄성 한계 (~2%)를 나타내며, 이러한 특성은 구조재료가 가져야 할 기본적인 특성이다. 그러나 일반적으로 이 합금이 나타내는 낮은 상온 소성은 이 새로운 재료의 응용을 제한하고 있다. 이러한 관점에서 비정질 합금에 대한 최근의 연구는 소성을 향상시키는 방법에 집중되고 있다.¹⁻⁵⁾

비정질 합금의 소성변형은 전단띠의 생성으로 나타나며, 이때 대부분의 소성은 전단띠 주변에 집중된다. 따라서 합금이 나타내는 거시적인 소성은 변형 과정 중에 생성되는 전단띠의 전체 개수, 즉 전단띠의 밀도에 비례한다. 이러한 관점에서 전단띠의 밀도를 증가시키는 여러 가지 방법이 제안되어 왔으며, 높은 포인슨비,⁶⁾ 낮은 G/B 값,⁷⁾ 낮은 유효 결정화 활성화 에너지⁸⁾ 등이 많은 수의 전단띠를 생성시킬 수 있는 구조적 근원이라고 주장되었다. 그러나 대부분의 연구가 실험적 결과로부터 유

추된 현상학적인 사실로서, 전단띠의 생성을 원자 수준의 구조적인 관점에서 이해하려는 노력이 부족하다.

비정질 합금에 응력을 가할때, 이에 상응되는 전단변형은 원자가 느슨하게 충전된 국부적인 영역에서 우선적으로 일어나며, 이렇게 변형된 영역이 모여서 하나의 전단띠를 형성한다.⁹⁻¹¹⁾ 이러한 전단띠 생성이론은 비정질 합금의 거시적인 소성이 원자 재배열의 용이성과 관련됨을 시사한다. 따라서, 높은 소성을 나타내는 합금을 제조하기 위해서는 원자재배열이 용이한 구조를 갖는 합금을 설계할 필요가 있다. 이때, 비정질 합금의 원자재배열의 용이성이 원자의 충전상태와 관련이 있다고 가정하면,¹²⁻¹³⁾ 합금의 원자충진률이 낮을수록 원자이동도가 높아 결국 높은 소성을 나타낼 것이라고 생각된다.

비정질 합금의 원자충진률은 구성 원자들이 균일하게 혼합될 때보다불균일하게 혼합될 때 낮아진다. 여기서 불균일 혼합을 유도할 수 있는 방법 중 가장 대표적인 방법은 합금계의 주원소와 양의 혼합열을 갖는 원소를 첨가함으로써 원자수준의 조성분리를 유도하는 것이다.¹⁴⁻¹⁷⁾ 이 방법은 합금을 구성하는 원자들을 국부적으로 느슨하게 충전되도록 하여 '열린구조'를 조장하고, 이 결과 소

†Corresponding author

E-Mail : jcllee001@korea.ac.kr (J. C. Lee)

성을 향상시킬 수 있다. 본 연구에서는 조성분리 원소가 비정질 합금의 소성에 미치는 역할을 규명하기 위하여 $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ 삼원계 합금을 모델 합금으로 선택하고, Ag의 첨가량에 따른 소성의 변화를 알아보았다. 이러한 실험적인 결과는 분자동역학 (MD)와 Monte Carlo (MC)를 바탕으로 한 원자수준의 전산모사 기법을 이용하여 해석하였다.

2. 이 론

2.1 모델합금 선정

앞서 설명한 바와 같이, 조성분리법은 국부적으로 열린구조를 갖는 합금을 설계하는데 좋은 방법이 될 수 있다. 이 방법을 이용한 여러 가지 합금이 문헌에 보고되었으며, 이 대표적인 예를 Table 1에 나타내었다. 여기서 볼 수 있듯이, 조성분리는 합금을 구성하는 주원소와 혼합열 차이가 큰 원소를 미량 첨가함으로써 유도할 수 있었다.

일반적으로 높은 소성을 나타내는 합금의 대부분은 네 가지 이상의 원소로 구성되어 있다. 따라서, 이들 합금이 가지는 원자수준의 초기구조를 알아보는 것은 쉽지 않다. 이러한 이유로 이들 합금이 나타내는 소성을 그 구조적인 관점에서 해석하는 시도는 아직 보고되고 있지 않다. 이러한 관점에서 본 연구에서는 다음과 같은 기준에 의해 모델합금을 선택하였다. 먼저, 모델합금은 원자수준의 초기구조를 알아보기 용이한 비교적 간단한 삼원계에서 선택하였다. 또한, 모델합금은 합금 조성에 따라 뚜렷이 다른 기계적인 특성을 보여야 한다. 마지막으로 넓은 조성 영역에서 벌크 형태의 시편으로 제조가 가능하며, 조성에 따라 조성분리 정도의 차이가 있어 합금이 나타내는 소성과 그 구조의 관계를 알아보기에 적절해야 한다.

최근 다양한 삼원계의 합금계에서 조성분리가 관찰되었다. 특히 Ni,¹⁸⁾ Y,¹⁹⁾ Nb,²⁰⁾ Be,¹⁸⁾과 Ag²¹⁾와 같은 원

소들은 Cu-Zr계 비정질 합금의 조성분리를 유도하기 위한 대표적인 원소이다. 본 연구에서는 Cu-Zr 합금에 Ag를 첨가하고, 이의 조성에 따른 조성분리의 변화를 알아보았다. 이때, Ag-Cu와 Ag-Zr의 이원계 쌍이 나타내는 혼합열 (Ag-Cu: 2 kJ/mol, Ag-Zr: -20 kJ/mol) 차이가 크기 때문에 Ag의 분리를 유도할 수 있을 것으로 생각된다. 우선 모델 합금의 구체적인 조성을 결정하기 위하여 최근 열역학 결과를 바탕으로 만들어진 Cu-Zr-Ag의 삼원계 상태도를 이용하였다.²²⁾ Fig. 1은 Cu-Zr-Ag 합금계의 상태도로서 과냉각 구간에서 Cu-Zr이 많이 존재하는 상과 Ag가 많이 존재하는 상이 고용간극(miscibility gap)을 이루고 있음을 나타낸다. 이 계산을 기반으로 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ 에 Ag를 첨가함으로써 조성분리가 일어난 합금을 얻을 수 있을 것이라고 판단된다. 따라서, 본 연구에서는 $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ ($x=0, 2, 4, 6, 7, 8, 10, 12, 14, 16, 18$ at%) 삼원계 합금을 모델합금으로 선택하였으며, 이를 Fig. 1에서 회색 사각형으로 표시하였다.

2.2 전산모사 방법

비정질 합금의 기계적 특성은 합금의 구조와 밀접한 관련이 있다.¹²⁻¹³⁾ 원자수준의 전산모사는 비정질 합금의 구조를 규명하는데 적절한 방법으로 활용된다. 본 연구에서는 주위원자와의 상호작용을 고려한 MEAM(modified embedded-atom method) 퍼텐셜을 이용하여 합금을 구성하는 원자를 묘사하였다. 이 퍼텐셜의 파라미터는 이원계 Cu-Zr 합금의 격자상수, 체적탄성률, 혼합엔탈피, AgZr과 AgZr_2 와 같은 금속간화합물의 생성에너지 등을 만족하도록 결정하였다.²³⁻²⁴⁾ 먼저 서로 다른 조성으로 혼합된 약 8,000개의 원자를 임의로 충전시키고 MD를 이용

Table 1. Selected lists of the bulk amorphous alloys with enhanced plasticity.

Alloys*	ϵ_p (%)	GFA** (mm)	ΔH_{mix} (kJ/mol)
$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{43} + \text{Al}_7$	~7	4	43
$\text{Cu}_{47.5}\text{Zr}_{47.5} + \text{Al}_5$	~16	>3	43
$\text{Cu}_{34}\text{Zr}_{22}\text{Ti}_{18} + \text{Ni}_6$	~4	6	53
$\text{Cu}_{49}\text{Hf}_{42} + \text{Al}_9$	~11	10	38
$\text{Cu}_{43}\text{Zr}_{43}\text{Al}_7 + \text{Be}_7$	~6.5	12	43
$\text{Cu}_{43}\text{Zr}_{43}\text{Al}_7 + \text{Ag}_7$	~7	8	22

* Alloys were denoted as (the base alloy + minor element). Here, the minor elements were selected such that they have large difference in the mixing enthalpy (ΔH_{mix}) with the major elements of the base alloy.

** GFA stands for the "glass forming ability".

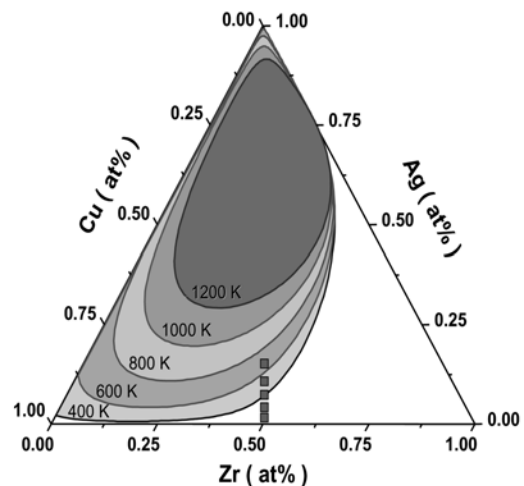


Fig. 1. A ternary phase diagram of Cu-Zr-Ag calculated using recently assessed thermodynamic data, showing the phase boundary of the miscibility gaps between the Ag-rich and Cu-Zr-rich phases in supercooled liquids.

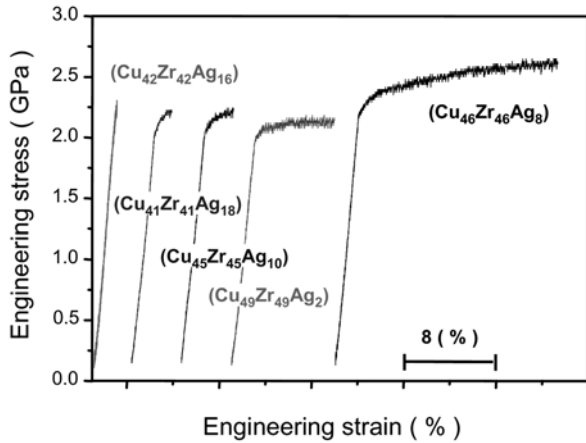


Fig. 2. Representative stress-strain curves of several $(\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50})_{100-x}\text{Ag}_x$ samples.

하여 2700 K까지 가열한 후, 이 온도에서 40 ps동안 안정화(relaxation)시킨 후 800 K까지 1.25×10^{12} K/s의 냉각속도로 냉각하였다. 이 과정에 사용된 냉각속도는 조성분리에 필요한 확산을 묘사하기에는 너무 빠르다. 따라서 이 후 300 K까지의 냉각은 MC를 이용하여 냉각하였으며 이 과정에서 일어날 수 있는 조성분리를 유도하였다.

3. 실험 방법

먼저 Cu(99.99%), Zr(99.7%)와 Ag(99.9%)의 원소를 $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ ($x=0, 2, 4, 6, 7, 8, 10, 12, 14, 16, 18$ at%) 시편의 화학조성에 맞게 계량하고 고순도(99.9999%) Ar 분위기에서 아크 용해하여 잉곳을 제조하였다. 제조한 잉곳은 균일한 조성을 얻기 위하여 수 차례 재용해하였으며, 이 후 구리 몰드에 주조하여 봉상($\phi 1 \text{ mm} \times h 30 \text{ mm}$)의 비정질 시편을 제조하였다. 주조된 합금을 지름과 높이가 $\phi 1 \text{ mm} \times h 2 \text{ mm}$ 인 시편으로 가공한 후, 10^{-4} /s의 변형률 속도로 상온에서 일축압축시험하였다.

합금의 구조는 고분해능투과전자현미경을 이용하여 관찰하였다. 투과전자현미경의 시편은 20%의 질산용액을 이용하여 $(-20 \text{ }^\circ\text{C} \times 20 \text{ V})$ 조건에서 전해연마하였다. 합금 내부의 미세적인 조성변화는 STEM-HAADF (scanning TEM-high angular annular dark field)모드에서 관찰한 영상에 대하여 1 nm의 탐침크기를 가진 EDS (energy dispersive X-ray spectrometer)를 이용하여 분석하였다.

4. 결과 및 고찰

4.1 기계적 특성

Fig. 2는 $(\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50})_{100-x}\text{Ag}_x$ 비정질 합금의 대표적인 응력-변형 곡선을 나타낸다. 그림으로부터 알 수 있듯이, 모

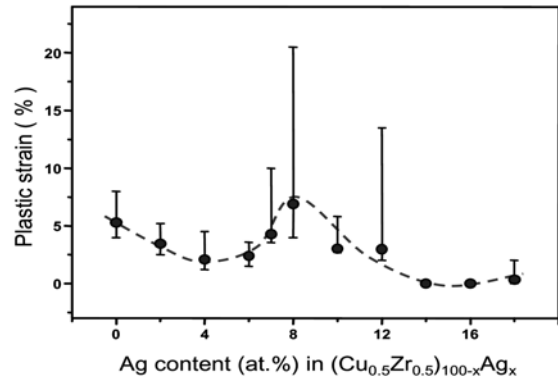


Fig. 3. Composition dependence of the plasticity in the $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ alloys. The solid circles denote the mean values, while the vertical lines indicate the total range of the measurements recorded during 10~30 tests per specimen.

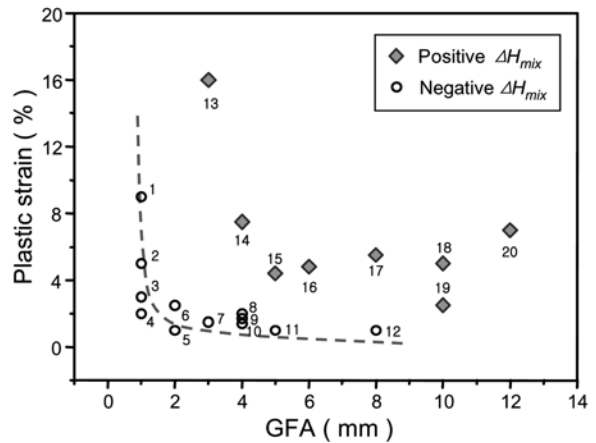


Fig. 4. Relationship between the GFA and the plasticity of monolithic bulk amorphous alloys. 1. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ ²⁵⁾ 2. $\text{Cu}_{52}\text{Zr}_{48}$ ¹⁸⁾ 3. $\text{Cu}_{48}\text{Zr}_{52}$ ¹⁸⁾ 4. $\text{Cu}_{54}\text{Zr}_{46}$ ¹⁸⁾ 5. $\text{Cu}_{64}\text{Zr}_{36}$ ¹⁸⁾ 6. $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{22}\text{Ti}_{18}$ ¹⁸⁾ 7. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{10}\text{Ti}_{40}$ ²⁶⁾ 8. $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{20}\text{Hf}_{10}\text{Ti}_{10}$ ¹⁸⁾ 9. $\text{Cu}_{60}\text{Zr}_{30}\text{Ti}_{10}$ ¹⁸⁾ 10. $\text{Cu}_{60}\text{Hf}_{25}\text{Ti}_{15}$ ²⁷⁾ 11. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42.5}\text{Ti}_{7.5}$ ²⁶⁾ 12. $\text{Cu}_{50}\text{Ni}_{8}\text{Zr}_{17}\text{Hf}_{1}\text{Ti}_{22}\text{Nb}_2$ ²⁸⁾ 13. $\text{Cu}_{47.5}\text{Zr}_{47.5}\text{Al}_5$ ²⁸⁾ 14. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_7$ ¹⁸⁾ 15. $\text{Cu}_{47}\text{Ti}_{33}\text{Zr}_7\text{Nb}_4\text{Ni}_8\text{Si}_1$ ²⁹⁾ 16. $\text{Cu}_{54}\text{Zr}_{22}\text{Ti}_{18}\text{Ni}_6$ ¹⁸⁾ 17. $\text{Cu}_{43}\text{Zr}_{43}\text{Al}_7\text{Ag}_7$ ¹⁸⁾ 18. $\text{Zr}_{52}\text{Cu}_{34}\text{Al}_4\text{Be}_{10}$ ³⁰⁾ 19. $\text{Cu}_{46}\text{Zr}_{42}\text{Al}_7\text{Y}_5$ ³⁰⁾ 20. $\text{Cu}_{44.5}\text{Ag}_{14.75}\text{Zr}_{36}\text{Ti}_5$ ³¹⁾

든 시편은 약 2%의 탄성한계를 나타내었으며, 조성에 따라 다양한 강도와 소성변형률을 나타내었다. $(\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50})_{100-x}\text{Ag}_x$ 에서 Ag 첨가에 따른 조성의 변화를 Fig. 3에 나타내었다. $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ 이원계 합금에 Ag를 첨가 할수록 조성은 점차 감소하다가 Ag가 4% 이상 첨가되면 조성은 다시 증가하여 Ag가 8% 첨가되었을 때 최대값을 나타내었다. 이 후 조성은 계속 감소하여 14%이상에서는 조성을 거의 나타내지 않았다.

4.2 소성과 비정질 형성능

비정질 합금을 구성하는 원소가 음의 혼합열을 가질 경우, 비정질 형성능(GFA)과 소성변형률은 반비례 관계를

나타내며 이를 Fig. 4에 동그라미로 나타내었다. 이것은 합금 내의 원자들이 조밀하게 충전될수록 비정질 상이 쉽게 형성되지만, 이와 반면 원자들의 이동도가 감소하게 되고 이 결과 소성이 낮아지기 때문이다. 그러나 최근의 연구 결과에 의하면 주원소와 혼합열의 차이가 크거나 또는 양의 혼합열을 나타내는 원소를 첨가할 경우, 비정질 형성능 및 소성이 동시에 향상되는 것을 볼 수 있으며 이 결과를 그림 4에 마름모로 나타내었다. 합금에 양의 혼합열을 가진 원소를 첨가하면 이 원소가 합금을 이루는 주원소와 선택적으로 결합하여 주원소끼리의 직접적인 결합을 방해한다. 이러한 선택적인 결합은 주원소끼리의 결정화를 방해하여 형성능을 향상시킬 뿐 아니라, 미세구조적으로는 조성분리를 유도함으로써 느슨한 충진을 유도하여 소성을 향상시킬 수 있다. 따라서, $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ 의 소성과 형성능의 변화를 비교하고 이 결과를 조성분리와 연관하여 해석할 필요가 있다.

Fig. 5는 $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ 의 조성에 따른 소성과 형성능을 나타낸 실험결과이다. 이 결과로부터 알 수 있듯이, 소성[Fig. 5(a)]과는 달리 이 합금의 비정질 형성능[Fig. 5(b)]의 경우 Ag가 첨가될수록 계속 증가하다가 10% 이후에는 감소하였다. 이러한 결과를 원자충진률 관점에서 해석하고자, 비정질이 형성되는 $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ 의 조성 구간을 세 구간으로 나누어 보았다. 먼저, Ag가 4%정도까지 소량 첨가된 구간 (1)에서는 Ag첨가량

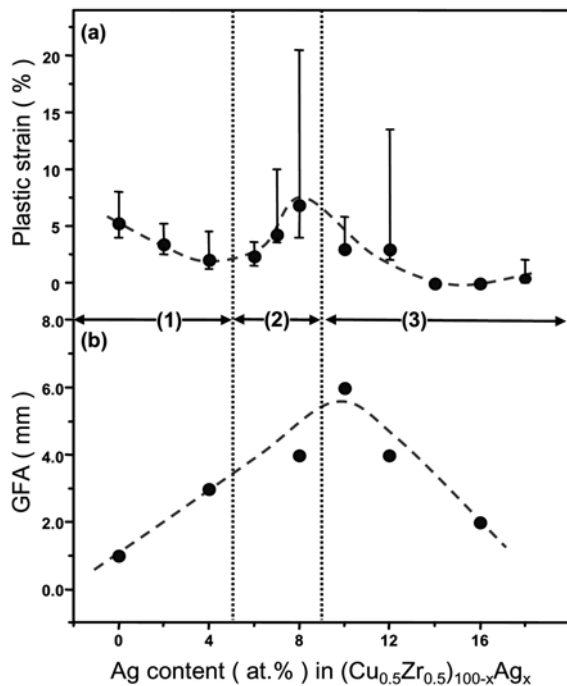


Fig. 5. Composition dependence of (a) the plasticity and (b) glass forming ability in $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$. Three regions, denoted by (1), (2) and (3), are classified on the basis of the tendency shown by the plasticity of the alloys.

이 증가할수록 소성이 감소하는 반면 형성능은 증가한다. 이는 Cu와 Zr 원자의 중간 크기인 Ag가 첨가됨으로써 기존 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ 합금보다 원자충진률이 증가하기 때문이라고 생각된다. 구간 (2)에서는 Ag가 계속 증가함에 따라 형성능과 소성이 동시에 증가한다. 이는 첨가된 Ag가 합금을 구성하는 주원소와 선택적으로 결합하여 주원소끼리의 직접적인 결합을 방해하기 때문에 형성능이 증가하는 것이라고 생각된다. 그러나 이와 동시에 Ag는 기존의 주 원소들과 원자수준의 조성분리(compositional modulation)를 일으켜 국부 영역에서의 원자충진률을 낮추는 역할을 하여 소성이 동시에 증가될 수 있다. 마지막으로, 구간 (3)은 소성과 형성능 모두가 감소하는 구간이다. 이 구간에서는 계속적으로 첨가되는 Ag가 과도한 조성분리를 일으킴으로써 소성이 감소되었다고 생각된다. 이러한 실험적 관찰은 과도한 조성분리가 소성을 감소시킨다는 기존의 연구 결과와 일치한다.

4.3 조성분리의 실험적 관찰

조성분리 정도에 따라 소성과 형성능이 다르다는 지금까지의 주장을 뒷받침하기 위하여 조성분리의 유무를 실

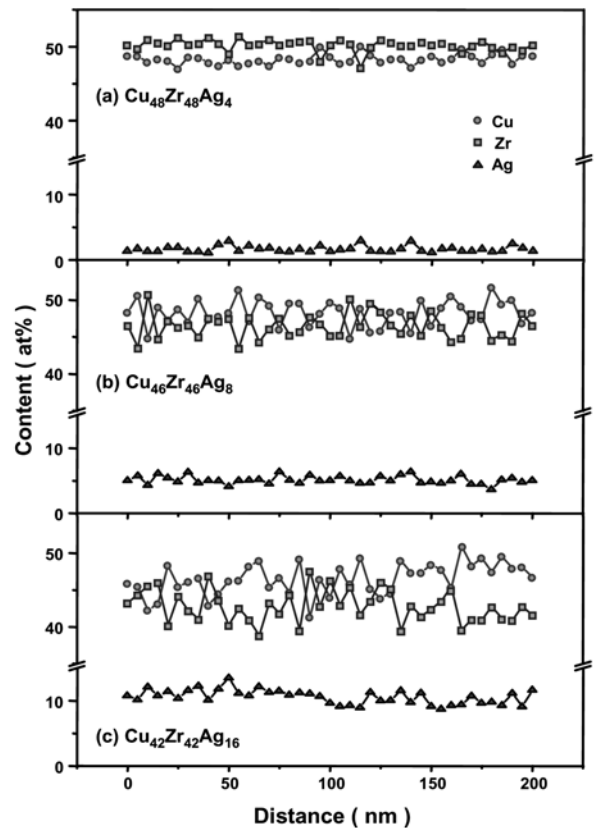


Fig. 6. EDS line profiles of Cu, Zr, and Ag recorded along a line segment of 200 nm in the STEM-HAADF images of (a) $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{97}\text{Ag}_3$ (Sample A), (b) $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{93}\text{Ag}_7$ (Sample B) and (c) $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{85}\text{Ag}_{15}$ (Sample C).

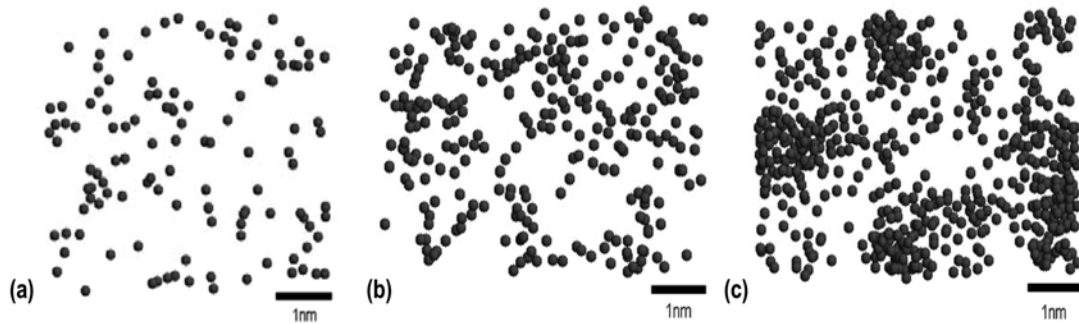


Fig. 7. Distribution of the Ag atoms in the computational amorphous samples of (a) $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{97}\text{Ag}_3$, (b) $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{93}\text{Ag}_7$ and (c) $(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{85}\text{Ag}_{15}$.

험적으로 먼저 확인하였다. 구체적인 실험에 앞서, 세 가지의 대표적인 조성을 선택하였다. 구간 (1), (2) 그리고 (3)에서 각각 $(\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50})_{97}\text{Ag}_3$, $(\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50})_{93}\text{Ag}_7$ 그리고 $(\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50})_{85}\text{Ag}_{15}$ 을 선택하였으며, 편의상 이를 시편 A, B 그리고 C라고 하기로 한다.

Fig. 6은 STEM-HAADF 모드에서 관찰한 영상에 대하여 EDS 나노 탐침법으로 분석한 조성의 변화를 나타낸다. 이때 조성분석은 200 nm의 길이에 해당하는 영역에 대하여 수행하였으며, 매 5 nm 간격으로 측정하였다.¹⁵⁻¹⁶⁾ 세 시편 모두에서 국부적인 조성변화가 관찰되었으며, 공통적으로 Cu와 Ag가 많은 지점은 상대적으로 Zr이 적은 것을 알 수 있다. 그러나 각 지점의 조성 변화 정도는 시편에 따라 다르게 관찰되었다. Ag의 첨가량이 적은 시편 A에서는 조성의 상대적인 변화가 크지 않았으나 [Fig. 6(a)], Ag의 첨가량이 많아질수록 조성의 변화의 폭이 커지는 양상을 나타내었다 [Fig. 6(b)와 6(c)]. 이러한 국부적인 영역에서의 조성 변화는 원자수준의 조성분리가 일어났음을 암시하며, 이 결과 구성 원소들의 불균일 혼합이 일어나 국부적인 영역의 원자충진률이 낮아질 수 있다. 이를 Fig. 5(a)의 조성측정 결과와 비교할 때, 일정 수준의 조성분리가 소성을 향상시키는데 중요한 역할을 함을 알 수 있다. Ag가 많이 첨가된 시편 C는 모델 합금 중에서 조성변화가 가장 컸으며, 이를 통해 조성분리 정도가 심해지는 것을 짐작할 수 있다 [Fig. 6(c)]. 따라서, 과도한 수준의 조성분리는 오히려 소성을 감소시킨다고 생각할 수 있다.

4.4 전산모사를 이용한 조성분리의 관찰

실험적으로 관찰한 조성분리 현상 및 그 형태를 알아보기 위하여 원자수준의 전산모사를 수행하였다. Fig. 7은 A, B, 그리고 C 시편을 구성하는 Ag원자들의 분포를 나타낸 전산모사 결과이다. 첨가된 Ag량이 증가할수록 조성분리 현상이 뚜렷하게 나타나는 것을 볼 수 있었다. 즉, 시편 A에서는 조성분리 현상이 무시될 정도

였다. 반면 시편 B에서는 Ag원자들끼리 모여 원자수준의 조성분리가 일어나기 시작하여, 시편 시편 C에서는 뚜렷한 조성분리를 일으킴으로써 Ag 덩어리를 구성하기 시작함을 볼 수 있었다.

5. 결 론

$(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ 비정질 합금에 Ag를 첨가할 때 일어나는 조성분리와 소성의 연관성을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

$(\text{Cu}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})_{100-x}\text{Ag}_x$ 의 합금에 Ag를 첨가할 수록 소성이 증가하여 Ag가 약 8%의 첨가되었을 때 최대의 조성변형률을 나타내었으며, 이후 감소하였다. 이러한 변화 경향성은 Ag의 첨가에 의하여 유도된 조성분리와 관련성이 있는 것으로 판단된다. 실험 및 전산모사를 이용하여 조성분리의 유무를 확인한 결과 그 분포 및 형태는 Ag의 첨가량에 의존하였다.

감사의 글

본 연구는 주식회사 포스코(R0806611)의 지원으로 수행되었으며, 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

1. J. C. Lee, Y. C. Kim, J. P. Ahn, H. S. Kim, S. H. Lee and B. J. Lee, *Acta Mater.*, **52**, 1525 (2004).
2. Y. C. Kim, D. H. Kim and J. C. Lee, *Mater. Trans. JIM*, **44**, 2224 (2003).
3. J. C. Lee, Y. C. Kim, J. P. Ahn, S. H. Lee and B. J. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 2781 (2004).
4. J. C. Lee, Y. C. Kim, J. P. Ahn and H. S. Kim, *Acta Mater.*, **53**, 129 (2005).
5. Y. C. Kim, E. Fleury, J. C. Lee and D. H. Kim, *J. Mat. Res.*, **20**, 2474 (2005).
6. J. Schroers and W. L. Johnson, *Phys. Rev. Lett.*, **93**,

- 255506 (2004).
7. J. J. Lewandowski, W. H. Wang and A. L. Greer, *Phil. Mag. Lett.*, **85**, 77 (2005).
 8. S. W. Lee, M. Y. Huh, E. Fleury and J. C. Lee, *Acta Mater.*, **54**, 349 (2006).
 9. A. S. Argon, *Acta Metall.*, **27**, 47 (1979).
 10. F. Spaepen, *Acta Metall.*, **25**, 407 (1977).
 11. P. S. Steif, F. Spaepen and J. W. Hutchinson, *Acta Metall.*, **30**, 447 (1982).
 12. K. W. Park, J. I. Jang, M. Wakeda, Y. Shibutani and J. C. Lee, *Scripta Mater.*, **57**, 805 (2007).
 13. J. C. Lee, K. W. Park, K. H. Kim, E. Fleury, B. J. Lee, M. Wakeda and Y. Shibutani, *J. Mater. Res.*, **22**, 3087 (2007).
 14. S. W. Lee, S. C. Lee, Y. C. Kim, E. Fleury and J. C. Lee, *J. Mater. Res.*, **22**, 486 (2007).
 15. K. H. Kim, S. W. Lee, J. P. Ahn, E. Fleury, Y. C. Kim and J. C. Lee, *Met. Mater. Int.*, **13**, 21 (2007).
 16. K. H. Kim, H. J. Kim and J. C. Lee, *J. Mater. Res.*, **22**, 2558 (2007).
 17. S. C. Lee, M. Y. Huh, H. J. Kim and J. C. Lee, *Mater. Sci. Eng. A*, **485**, 61 (2008).
 18. S. W. Lee, M. Y. Huh, E. Fleury and J. C. Lee, *Acta Mater.*, **54**, 339 (2006).
 19. E. S. Park and D. H. Kim, *Acta Mater.*, **54**, 2597 (2006).
 20. E. S. Park, D. H. Kim, T. Ohkubo and K. Hono, *J. Non-Cryst. Solids*, **351**, 1232 (2005).
 21. D. S. Sung, O. J. Kwon, E. Fleury, K. B. Kim, J. C. Lee and D. H. Kim, *Met. Mater. Int.*, **10**, 575 (2004).
 22. X. C. He, H. Wang, H. S. Liu and Z. P. Jin, *Calphad*, **30**, 367 (2006).
 23. N. Karlsson, *Acta Chem. Scand.*, **6**, 1424 (1952).
 24. M. V. Nevitt and J. W. Downey, *Trans. Metall. Soc. AIME*, **224**, 195 (1962).
 25. Z. W. Zhu, H. F. Zhang, W. S. Sun, B. Z. Ding and Z. Q. Hu, *Scripta Mater.*, **54**, 1145 (2006).
 26. H. Men, S. J. Pang and T. Zhang, *Mater. Sci. Eng. A*, **408**, 326 (2005).
 27. A. Inoue, W. Zhang, T. Zhang and K. Kurosaka, *Acta Mater.*, **49**, 2645 (2001).
 28. K. B. Kim, J. Das, F. Baier, M. B. Tang, W. H. Wang and J. Eckert, *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 051911 (2006).
 29. E. S. Park, D. H. Kim, T. Ohkubo and K. Hono, *J. Non-Cryst. Solids*, **351**, 1232 (2005).
 30. D. Xu, G. Duan and W. L. Johnson, *Phys. Rev. Lett.*, **92**, 245504 (2004).
 31. C. Dai, H. Guo, Y. shen, Y. Li, E. Ma and J. Xu, *Scripta Mater.*, **54**, 1403 (2006).