

## 준정적 압축하에서 구조용 벌크 아몰퍼스 금속의 변형 및 파괴거동

신형섭<sup>†</sup> · 고동균\* · 오상엽\*\*  
(2002년 9월 23일 접수, 2003년 7월 23일 심사완료)

### Deformation and Fracture Behavior of Structural Bulk Amorphous Metal under Quasi-Static Compressive Loading

Hyung-Seop Shin, Dong-Kyun Ko and Sang-Yeob Oh

**Key Words:** Bulk Amorphous Metal(벌크 아몰퍼스 금속), Quasi-Static Compression(준정적 압축), Indentation(압입), Multiple Shear Bands(다중 전단띠), Strain Rate(변형률 속도)

#### Abstract

The deformation and fracture behaviors of a bulk amorphous metal, Zr-based one ( $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ : Vitreloy), were investigated over a strain rate range ( $7 \times 10^{-4} \sim 4 \text{ s}^{-1}$ ). The uniaxial compression test and the indentation test using 3mm-diameter WC balls were carried out under quasi-static loading conditions. As a result, at the uniaxial compressive state, the fracture stress of the material was very high ( $\sim 1,700\text{MPa}$ ) and the elastic strain limit was about 2%. The fracture strength showed a strain rate independent behavior up to  $4 \text{ s}^{-1}$ . Using indentation tests, the plastic deformation behavior of the Zr-based BAM up to a large strain value of 15% could be achieved, even though it was the deformation under locally constrained condition. The Meyer hardness of the Zr-based BAM measured by static indentation tests was about 5 GPa and it revealed negligible strain hardening behavior. At indented sites, the plastic indentation occurred forming a crater and well-developed multiple shear bands were generated around it along the direction of 45 degree when the indentation load exceeded 7kN. With increasing indentation load, shear bands became dense. The fracture surface of the specimen after uniaxial compressive tests showed vein-like pattern, typical morphology of many BAMs.

#### 1. 서론

최근, 벌크 아몰퍼스 금속(BAM)과 유리상 벌크 금속(BMG)은 재료공학 측면 및 산업화 적용에 있어서 많은 관심을 끌고 있다.<sup>(1,2)</sup> Zr-기 벌크 아몰퍼스 금속은  $\sim 1 \text{ K/s}$ 의 임계 냉각속도에서도 이례적으로 유리상을 형성하며, 독특한 기계적 특성 즉, 높은 강도, 굽힘 연성과 파괴 거동을 나타내고 있다.<sup>(2,3)</sup> 이러한 우수한 기계적 특성 때문에 스포츠 용구, 관통자, 최근에는 고강도이면서

표면이 미려하다는 측면에서 통신기기용 케이스 등에 적용이 기대되고 있다. 그러나 벌크 아몰퍼스 금속의 이러한 놀랄 만한 특성에도 불구하고, 대부분의 벌크 아몰퍼스 금속(이후 BAM이라 부른다.)은 국부적인 전단띠(localized shear band)의 발생을 가져오고, 이는 급작스런 불안정 파단을 초래한다. 이것은 비정질금속의 경우는 결정립계가 존재하고 전위의 이동에 의해 소성변형이 나타나는 결정질 금속의 경우와는 달리, 원자공공 등 자유체적(free volume)이 존재하여, 하중 증가와 더불어 보이드(void)의 합체가 변형 및 파괴를 유발하게 된다. 따라서 특정면상에서 전단띠가 순간적으로 단열적으로 형성되고 이것에 의해서 급작스런 파단을 가져오게 된다. 이로 인해 결정질 재료에서와 같이 현저한 소성변형을 기대하기 어렵다. 이때 비정질 금속 파면의 특징은 전위와 같은 결함에 지배를 받는 다결정질 금속재료의 경우와는 달리, 전단띠를 형성하게 되고 이 전단

<sup>†</sup> 책임저자, 회원, 안동대학교 기계공학부  
E-mail : hsshin@andong.ac.kr  
TEL : (054)820-5675 FAX : (054)820-5675

\* 안동대학교 대학원 기계공학과  
\*\* 회원, 가톨릭상지대학 자동차계열

때는 국부적인 용융과 점성유동에 기인한 베인형태(vein pattern)를 나타낸다.

BAM을 구조용 재료로 적용하기 위해서는 충격하중하를 포함하는 변형거동과 파괴기구에 관한 보다 광범위한 평가가 필요하다. 그러나 재료가 일축 응력하에서는 전단파의 현저한 발생으로 인해 큰 소성변형을 수반하지 않고 급작스런 파괴를 초래하는 관계로 소성변형(plastic flow)거동에 관한 데이터는 연성금속 파이버의 복합화 경우 외에는 많지 않은 실정이다.<sup>(3~7)</sup> 따라서 변형시 소성 변형역의 도입 측면에서, 연성금속상 강화 및 파이버의 복합화시 발생하는 다중 전단파(multiple shear bands)와 같은 소성변형 기구의 규명이 단상 비정질금속의 경우에도 필요하다. 이를 위해서 구형입자 압입조건하에서 소성변형 기구를 파악하고자 하였다.

본 연구에서는 벌크 아몰퍼스 금속에 대한 압축하에서 변형 및 파괴 거동을 조사하고자 한다. 이를 위해 준정적 일축 압축시험과 직경 3mm의 WC볼을 사용한 압입 시험을 실시하여, 시판의 Zr-기 벌크 아몰퍼스금속( $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ :Vitreloy)의 변형 및 파괴거동을  $7 \times 10^{-4} \sim 4 \text{ s}^{-1}$ 의 변형률 속도 범위에서 조사하였다.

2. 실험 방법

본 연구에는 Zr-Ti-Cu-Ni-Be을 구성요소로 하는 두께 3.3 mm를 갖는 주조판재(Howmet, Inc.)인 Zr-기 BAM을 사용하였다. Table 1은 본 연구에 사용된 재료의 원소와 상을 나타내고 있다. 구성 원소 비는 SEM/EDX를 사용하여 구하였다.

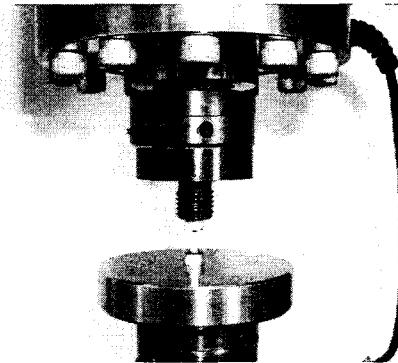
준정적 일축 압축시험과 압입 실험에는 유압식 재료시험기(Instron 8516, Loadcell: 100 kN)를 사용하였다. 압축 시험에는 3.3×3.8 mm의 단면을 갖고, 길이가 12 mm인 시험편을 사용하였다. 압축 시험 후 전단파의 발생 상황을 관찰하기 위해 3.8 mm 폭의 시험편 표면을 경면 연마하였다. 그리고 3.8 mm폭의 다른 측면에는 시험편의 변형률을 구하기 위해 스트레인 게이지(Kyowa, 게이지 길이 1mm, 120 Ω)를 접착하였다.

압축 시험편은 Fig. 1(a)에 나타낸 바와 같이 축 하중을 가하기 위해 고안된 판 위에 두 개의 알루미늄 디스크(직경 10 mm) 사이에 놓여졌다.

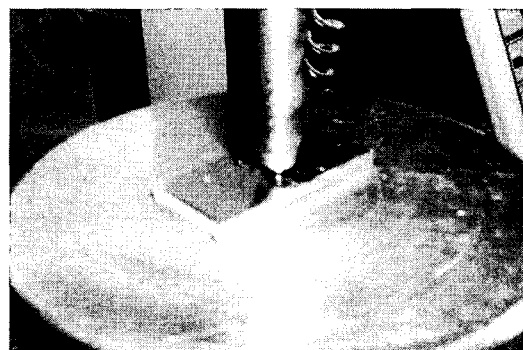
이때 압축 시험편의 양 끝단에서 발생하는 시험편의 배 불룩(barreling)현상을 방지하기 위해 시험편 양단의 접촉부에 고체윤활제인 이황화몰리브덴(MoS<sub>2</sub>)을 도포하여 부하시 마찰을 줄이고자 하였다. 압축시험은 램 속도를 0.5, 500 그리고 3,000 mm/min의 세 가지로 하였고, 이 값들을 시험편의 원래 길이로 나누어서 얻은 변형률속도는 각각  $6.9 \times 10^{-4}$ , 0.7 그리고  $4.2 \text{ s}^{-1}$ 에 해당한다. 직경 3 mm의 WC구를 사용한 Zr-기 BAM시험편 판재에 대한 준정적 압입시험 광경을 Fig.

Table 1 Mechanical properties of BAM sample

Sample	Vitreloy
Composition	$Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$
Phase	bm <sub>g</sub>
Density (g/cm <sup>3</sup> )	6.1



(a) Uniaxial compression test using sample with alumina platens



(b) Spherical indentation test using a 3 mm-diameter WC ball

Fig. 1 Setups for quasi-static compressive tests

1(b)에 나타내고 있다. 선단에 구형홈을 갖는 원추형상의 치구에 WC볼을 고정된 후 Instron시험기를 사용하여 압입하중을 가하였고, 각 압입하중에서 시험후 압입부에 형성된 크레이트의 직경을 광학현미경하에서 측정하였다. Zr-기 BAM시험편의 정적 경도(또는 Meyer경도)는 시험편에 가한 압입 하중과 시험편에 발생한 크레이트의 직경으로부터 다음과 같이 구하였다.<sup>(8)</sup>

$$H=4P/\pi d^2 \quad (1)$$

여기서, P는 가한 압입 하중, d는 압입부에 형성된 크레이트의 직경이다.

한편 구형입자 압입부에서의 평균변형률,  $\epsilon$ 은 크레이트의 직경으로부터 계산할 수 있다.<sup>(8)</sup>

$$\epsilon=0.1d/R \quad (2)$$

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 준정적 일축 압축 하에서 응력-변형을 선도

Fig. 2는 준정적 일축 압축시험에서 얻어진 Zr-기 BAM의 응력-변형을 선도를 나타내고 있다. Zr-기 BAM은  $6.9 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 에서 1,600 MPa의 항복강도와 1,670 MPa의 파괴강도, 그리고 95 GPa의 영률을 나타내었다. 이 값들은 유사한 합금에 대한 다른 연구자들의 결과와 비슷하다.<sup>(4-7)</sup> 시험편은 2%에 가까운 압축 변형률 값에서 발생하는 국부적인 전단 띠(shear bands)에서 순간적으로 진전하여 급격한 파괴를 일으켰다. 급격한 파괴가 일어나기 직전까지 거시적인 소성 변형을 거의 나타내지 않았다. 이것은 Zr-기 BAM 시험편이 평면응력(plane stress)조건에서 발생한 전단띠 중에서 한 개의 전단띠의 현저한 발생이 파괴를 지배하게 되고, 이로 인해 소성 거동을 거의 나타내지 않았다는 것을 의미한다. 한편 Zr-기 시험편의 변형률속도 의존성을 알아보기 위해, 변형률속도를  $4.2 \text{ s}^{-1}$ 까지 증가 시켰음에도 불구하고, 소성 변형은 극히 제한적이었고, 파괴 강도는 변형률속도가 낮은 경우와 거의 같은 값을 나타내어, 변형률속도 의존성을 나타내지 않았다.<sup>(9,10)</sup>

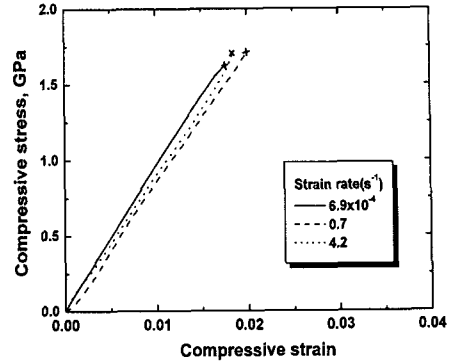


Fig. 2 Stress-strain curves obtained by quasi-static uniaxial compression tests

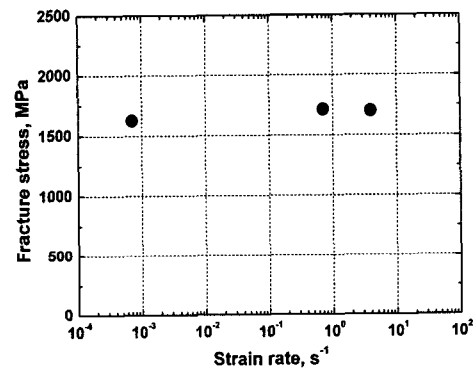


Fig. 3 Strain rate dependency of fracture strength

준정적영역에서 변형률 속도에 따른 Zr-기 BAM의 파괴강도의 변화를 Fig. 3에 나타내었다. 본 연구의 시험범위인 약  $4 \text{ s}^{-1}$ 까지 파괴 강도는 변형률 속도에 의존하지 않고 거의 일정한 값을 나타내었다.

이와 같이 벌크 비정질 금속에서 파괴강도의 변형률속도 의존성과 가공경화가 나타나지 않은 것은 결정질 금속 재료에서(crystalline metallic materials) 변형률속도가 증가하면 강도가 증가하는 거동과는 차이가 있다. 이것은 변형기구의 차이에 의해 발생하였다. 아몰퍼스 금속의 변형은, 전위와 미소 결함의 상호작용으로 인해 가공경화를 나타내는 다결정 금속의 경우에 비해, 아마도 점 결함(free volume theory)이 이동함으로써 발생

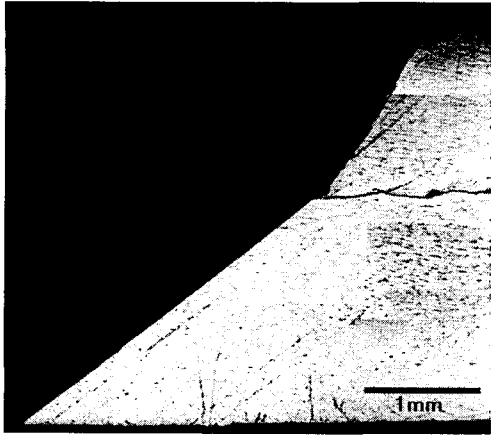


Fig. 4 Shear bands developed on specimen surface after uniaxial quasi-static compression test

하였고,<sup>(9)</sup> 이 경우 결함간의 상호작용은 결정에 있어서 전위의 상호작용에 비하여 거의 일어나지 않았다.

3.2 준정적 일축 압축시험후 파면관찰 결과

벌크 아몰퍼스 금속의 준정적 일축 압축 시험 후 파괴거동을 관찰하기 위하여, 파면을 OM과 SEM을 사용하여 관찰하였다. Fig. 4는  $6.9 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 의 변형률 속도에서 파단된 시험편의 표면에서 전단 띠의 발생 양상을 보여준다. 시험편은 하중 작용 축에 대하여 45°의 각도로 하나의 전단 띠를 따라 파괴가 일어나서 매끈한 양상을 보여준다. 이때 균열은 상당히 진전한 후 복잡한 분기(crack branching)를 나타내면서 파괴가 일어났다. 또한 파면에 나란하게 발생한 복수 개의 진전하지 않은 미소균열(non-propagating micro cracks) 혹은 전단 띠도 볼 수가 있다.

Fig. 5는 Fig. 4에 나타낸 것과 동일한 조건에서 파단면의 거시적인 양상과 파단면상 A, B부의 상세를 보여주고 있다. 초기 파괴기점 부근은 예리한 각도의 콘 형상을 하고 있어서, 장차 적용이 예상되는 관통자용 재료로 사용할 경우<sup>(11)</sup>, 관통자 선단에서 전단 띠의 발생에 의한 자기 샤프닝(self-sharpening) 기구가 작용하고 있다는 것을 나타내고 있다. 파단면 상의 미시적 파괴양상을 관찰하기 위해, 전단 띠의 발생에 의한 파괴부(A부)와 급속파단부(B부)를 SEM관찰하였다. A부는 전단 띠를 따른 파면에는 일련의 vein-like pattern과 점성유동(viscous flow)에 의한 전단파괴를 나타

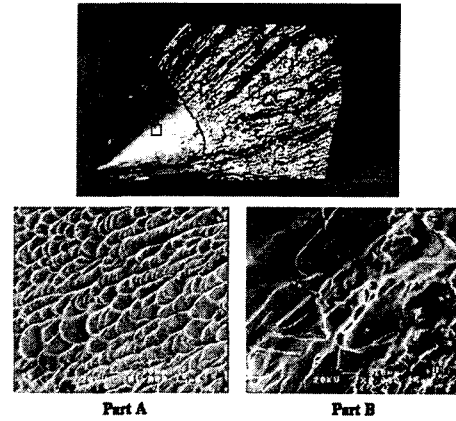


Fig. 5 Morphology of fracture surface after quasi-static uniaxial compression test

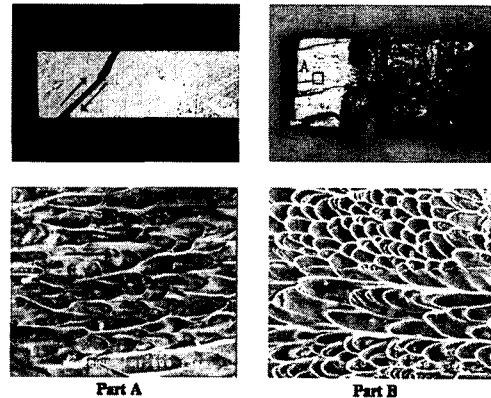


Fig. 6 Morphology of fracture surface after quasi-static uniaxial compression test

내고 있는 반면, 급속 불안정파괴를 나타낸 부분에는 부분적인 용융과 작은 방울의 발생에 의한 파면 양상을 나타내고 있다. 이러한 특징은 다른 종류의 BAM 재료에서의 파면에서도 관찰되었다.<sup>(3,4)</sup>

Fig. 6은 전단 띠를 따른 파면의 대응부의 파면 양상을 보여주고 있는데, 대응하는 파면에 발생한 vein 형상의 유동이 반대 방향을 나타내, 전단 면상에서 보이드(void)의 발생 성장에 따른 파괴 임을 알 수 있으나, Zr-기 BAM의 경우는 통상 결정질 금속에서 발견되는 덩플내부의 석출물 등은 발견할 수가 없어서, 보이드의 생성 및 합체를 포함한 파괴기구에 대한 검토가 필요하다.

3.3 준정적 압입 실험

Fig. 7은 직경 3mm를 갖는 WC구를 사용한 준정적 압입시 얻어진 압입하중과 표면에 형성된 크레이트 직경 사이의 관계를 나타내고 있다. WC구를 사용한 Zr-기 BAM시험편에 준정적 압입은 압입부에 소성변형을 일으켜 크레이트를 형성하였다. 압입 하중이 증가하면 크레이트 직경은 점차적으로 증가하였다. 낮은 압입 하중에서는 Zr-기 시험편의 압입부에 소성 변형만을 가져왔고 이것이 크레이트를 형성하였다. 압입하중이 7kN에 달하면, 크레이트 주위에 전단띠의 발생이 시작됐다. 압입 하중을 증가시키면 전단띠의 발생은 더욱 현저해졌다. Fig. 8은 17 kN에서 압입시 크레이트 주위에 형성된 다중 전단띠(multiple shear bands)의 발생양상을 나타내고 있다. 이후 20 kN까지 압입하중이 증가하여도 크레이트 주위에 스펀링(spalling)이나 파편의 탈락과 같은 손상은 발생하지 않았다.

Fig. 9은 식 (1)과 (2)를 사용하여 얻은 정적 경도와 평균변형률의 관계를 나타낸 것이다. 준정적 압입시험을 통해 국부적인 압축조건이지만 평균변형률 15 %까지 큰 범위에 걸쳐 Zr-기 BAM 시험편의 소성변형 거동을 파악할 수 있었다. 또한 소성유동거동을 보면 전단띠가 발생하는 임계조건인 약 7 %를 넘어서면 다소의 가공경화를 나타내는 것을 알 수 있다. 그러나 그 값은 그다지 크지 않다. 이러한 큰 변형역까지 변형거동에 대한 결과는 연성 금속강화의 경우를 제외하면, 단상 BAM 또는 BMG에서는 지금까지 거의 보고된 적이 없다.<sup>(6,7)</sup> Zr-기 BAM에서 얻어진 평균 정적경도는 약 5 GPa으로, 이 값은 단축 압축시험에 의해 얻어진 BAM시험편의 소성응력(또는 파괴 응력)의 값보다 약 3배 큰 값이다. 그리고 이는 경도와 항복 응력 사이의 Tabor의 관계식 즉,  $H=a\sigma_y$ 에서,  $a=3$ 이 됨을 알 수 있다.<sup>(8)</sup>

이와 같이 Zr-기 BAM시험편은 다중 전단띠가 발생하는 준정적 압입 조건하에서는 탄소성 변형 거동을 나타내었다. 또한 전단 띠는 압입부에 형성된 크레이트 주위에 제한적으로 발생하였고, 이것이 일축압축시험의 경우처럼 시험편의 단부까지 급속 진전하여 파단까지 이르지 않았다.

이것은 평면 응력 하에서 단축 압축 실험시 단일 전단띠의 전파에 의해 일어나는 파괴 거동과는 다르다는 것을 의미한다. 그것은 Fig. 8에서 볼

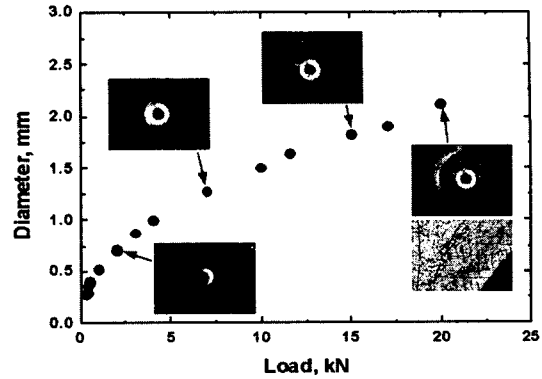


Fig. 7 Relationship between crater diameter and indentation load obtained by quasi-static indentation tests

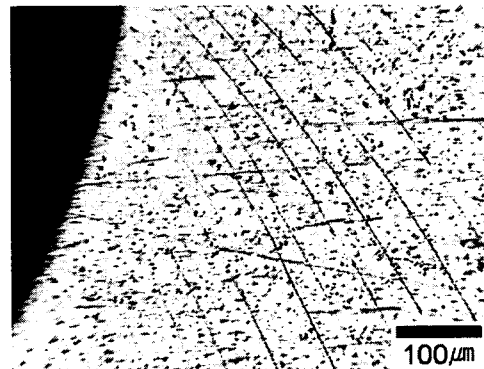


Fig. 8 Appearances of shear bands developed by static indentation at P=17 kN

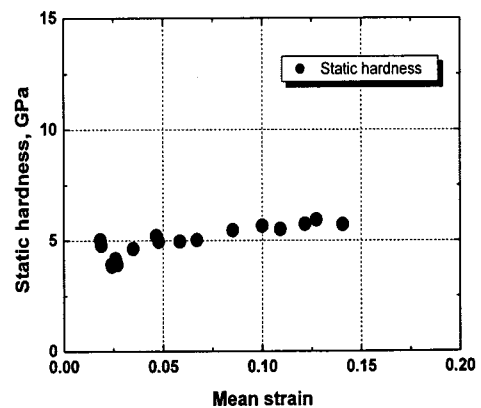


Fig. 9 Relationship between static hardness and mean strain

수 있었듯이, 압입부에 발생하는 다축 응력 상태가 국부적으로 다중 복합 전단띠(multiple shear bands)의 생성을 가져왔기 때문에 시험편의 파단 없이 큰 소성변형이 가능하였다고 생각된다.<sup>(6)</sup>

이러한 다중 전단띠의 발생기구는 결국 벌크아몰퍼스 금속의 연성(ductility)증대 및 파괴저항의 개선을 위해 이용되어야 할 변형기구임을 확인할 수 있다.

#### 4. 결론

(1) Zr-기 벌크 아몰퍼스 금속은 준정적 일축압축 조건하에서는  $\sim 4 \text{ s}^{-1}$  까지는 파괴 강도가 변형률 속도에 의존하지 않고 거의 일정한 값을 나타냈다.

(2) 압축후 파면관찰을 통해, 단일 전단 띠가 최대전단응력 방향으로 발생하였고, 이때 전단 띠를 따른 파면 양상은 보이드(void)의 발생 및 점성흐름에 따른 vein-like pattern을 나타내었다.

(3) WC구를 사용한 정적 압입시험 결과, Zr-기 벌크 아몰퍼스 금속은 15 %의 평균변형률까지 소성변형거동을 조사할 수 있었다.

(4) Zr-기 BAM은 압입하중이 7 kN에 도달했을 때 크레이트 주위에 전단 띠가 발생하였고, 압입하중이 증가할수록 전단 띠의 발생은 더욱 현저해졌다. 평균압축변형률이 7 %를 넘어서면 다소의 가공경화를 나타내었다.

#### 후 기

본 연구는 한국과학재단 목적기초연구사업 중 지방대우수연구자사업(Grant No. 2001-1-30400-002-2)의 지원을 받았습니다. 또한 본 연구를 위해 협조해 준 스텐포드연구소(SRI International)의 Dr. D. A. Shockey, 시험편을 제공해 준 Howmet Co.와 Liquidmetal Technology에 감사를 드립니다.

#### 참고문헌

(1) Inoue, A., 2000 "Stabilization of Metallic Supercooled Liquid and Bulk Amorphous Alloys,"

*Acta Mater.*, Vol. 48, pp. 279~306.

(2) Johnson, W. L., 1999 "Bulk Glass-Forming Metallic Alloys: Science and Technology," *MRS Bull.* Vol. 24, pp. 42~56.

(3) Bruck, H. A., Christman, T., Rosakis, A. J. and Johnson W. J., 1994, "Quasi-static Constitutive Behavior of Zr-based Bulk Amorphous Alloys," *Scripta Metal. Mater.* Vol. 30, pp. 429~434.

(4) Lowhaphandu, P., Ludrosky, L. A., Montgomery, S. L. and Lewandowski, J. J., 2000, "Deformation and Fracture Toughness of A Bulk Amorphous Zr-Ti-Ni-Cu-Be Alloy," *Intermetallics*, Vol. 8 pp. 487~492.

(5) Szuacs, F., Kim, C. P. and Johnson, W. L., 2001, "Mechanical Properties of Zr-Ti-Nb-Cu-Ni-Be Ductile Phase Reinforced Bulk Metallic Glass Composite," *Acta Mater.*, Vol. 49, pp. 1507~1513.

(6) Conner, R. D. Dandliker, R. B. and Johnson, W. L., 2000, "Mechanical Properties of Tungsten and Steel Fiber Reinforced  $Zr_{41.25}Ti_{13.75}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$  Metallic Glass Matrix Composites," *Acta Mater.*, Vol. 46, pp. 6089~6102.

(7) Wright, W. J., Schwarz, R. B. and Nix, W. D., 2001, "Localized Heating During Serrated Plastic Flow in Bulk Metallic Glasses," *Mater. Sci. Engng.*, Vol. A319-321, pp. 229~232.

(8) Tabor, D., "The Hardness of Metals," Clarendon, Oxford, 1951, pp. 115~120.

(9) Mukai, T., Kawamura, Y., Inoue, A., Nieh, T. G. and Higashi, K., 2001, "Influence of Strain Rate on the Tensile Mechanical Behavior in  $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$  Bulk Metallic Glass," *Proc. 4th ISIE*, Ed. Chiba A. et al, pp. 577~582.

(10) Bruck, H. A., Rosakis, A. J. and W. J. Johnson, 1996, "The Dynamic Compressive Behavior of Beryllium Bearing Bulk Metallic Glasses," *J. Mater. Res.*, Vol. 11, No. 2, pp. 503~511.

(11) Conner, R. D., Dandliker, R. B., Scruggs, V. and Johnson, W. L., 2000, "Dynamic Deformation Behavior of Tungsten-Fiber/Metallic-Glass Matrix Composites", *Int. J. Impact Eng.*, Vol. 24, pp. 435~444.