

Zr계 벌크 비정질 복합재의 변형을 속도에 따른 인장 변형 거동 연구

김규식¹ · 김지식² · 허 훈³ · 이기안[#]

Tensile Deformation Behavior of Zr-based Bulk Metallic Glass Composite with Different Strain Rate

Kim Kyu Sik, Kim Ji Sik, Huh Hoon, Lee Kee Ahn

(Received July 1, 2009 / Revised August 25, 2009 / Accepted August 27, 2009)

Abstract

Tensile deformation behavior with different strain rate was investigated. $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ (bulk metallic glass alloy possessed crystal phase which was called β -phase of dendrite shape, mean size of 20~30 μm and occupied 25% of the total volume) was used in this study. Maximum tensile strength was obtained as 1.74GPa at strain rate $10^2 s^{-1}$ and minimum strength was found to be 1.6GPa at $10^{-1} s^{-1}$. And then, maximum plastic deformation occurred at the strain rate of $5 \times 10^{-2} s^{-1}$ and represented 1.75%, though minimum plastic deformation showed 0%. In the specific range of strain rate, relatively higher plastic deformation and lower ultimate tensile strength were found with lots of shear bands. The fractographical observation after tensile test indicated that vein like pattern on the fracture surface was well developed especially in the above range of strain rate.

Key Words : Zr-based Plasticity Enhanced Metallic Glass Composite, Tensile Test, Strain Rate Effect, Plastic Deformation

1. 서론

금속 비정질 합금은 우수한 강도(Strength), 경도(Hardness), 강성도(Stiffness) 등의 기계적 성질을 가지며 내식성과 같은 화학적 성질이 우수하고 독특한 전자기적 성질을 지니고 있다[1~2]. 우수한 특성이 있어 여러 분야에 적용이 될 것으로 예상되었으나 임계 냉각 속도가 $10^5 \sim 10^6 K/s$ 이상으로 냉각이 되어야 핵 생성 및 성장이 억제되어 비정질이 형성되므로[3~4] 벌크 상태의 금속 비정질 합금의 제조에 많은 어려움이 있다. 최근 상대적으로 느린 냉각속도에서도 비정질이 형성될 수 있도록 조성제어를 통해 비정질 형성

능을 증가시키고 제조 공정을 변화시킴으로써 벌크 금속 비정질 합금을 제조할 수 있게 되었다.

원자가 불규칙한 배열을 하는 비정질 합금은 결정질 금속과는 다른 변형 및 파괴기구를 나타내며 특히 소성 변형량을 제한하게 되었다. 제한된 소성 변형량을 증가시키기 위해 연구가 되고 있으며 그 중 한 방법으로 in-situ 공정을 이용하여 비정질 합금의 내부에 결정상을 포함시키거나 두 개의 비정질 상을 생성시키는 방법이 발표되었다[5~6]. 비정질 기지에 결정상이나 다른 상을 포함하는 경우, 비정질의 소성변형에서 중요한 역할을 하는 전단밴드(shear band)의 생성을 증가할

1. 안동대학교 신소재공학부 청정소재연구센터
2. 경북대학교 상주캠퍼스 신소재공학과
3. 한국과학기술원 기계공학전공
교신저자: 안동대학교 신소재공학부,
E-mail: keeahn@andong.ac.kr

수 있으며 이를 통해 상대적으로 큰 소성 변형률을 얻을 수 있다고 보고되고 있다[7~9]. 이와 같이 소성 변형률이 개선된 금속 비정질 합금이 개발되고 있으나 금속 비정질 합금의 변형 및 파괴거동에 대한 연구는 미미하다. 비정질 합금의 변형 및 파괴거동은 주로 고온에서 연구되어 왔으며 특히 T_g (Glass Transition Temperature : 유리 천이 온도)와 T_x (Crystallization Temperature : 결정화 온도)에서 초소성(Super-plastic) 변형에 대해 연구되었다[10~11]. 이에 비해 상온에서 소성 변형이 없거나 매우 적은 비정질 합금의 변형 및 파괴거동은 고온 변형거동에 비해 매우 적은 수준이다. 또한 일반적으로 결정질 금속의 변형에서 변형률 속도는 변형에 있어서 금속의 강도, 강성도, 연신율 등에 영향을 주기 때문에 중요한 변수로 여겨지고 있으나 비정질 합금의 변형 및 파괴에서 변형률 속도에 대한 연구도 많이 이루어지고 있지 않다.

이에 따라 본 연구에서는 비정질 합금 중 비정질 형성능이 우수해 벌크 형태로 제작이 가능하며 기계적으로 우수한 성질과 소성변형이 가능한 Zr계 비정질 복합재로 인장시험을 수행하여 변형률 속도에 따른 기계적 성질의 변화를 알아보고자 하였다. 또한 압축시험으로 확인하기 어려운 표면 관찰 및 파단면 관찰을 통해 변형률 속도가 비정질 복합재의 변형과 파괴에 어떠한 영향을 주는지를 연구하고 비정질 기지내부의 결정상의 역할을 조사해 보고자 했다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 미국의 Liquid Metal Tech.사에서 생산된 Zr계 비정질 복합재를 사용하였으며, 이 합금의 기본 조성은 $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ 이다. 이 합금은 Zr계 벌크 비정질 합금 중 소성 변형 특성을 좋게 하기 위해 결정상을 포함하고 있으며 기계적 성질과 다른 성질의 많은 감소가 없는 합금으로 알려져 있다[12]. 미세조직을 확인하기 위해 벌크 상태의 시편을 절단하고 1 μ m 수준까지 연마한 후 에칭용액(98ml H_2O +2ml HF)을 이용하여 5초간 에칭하였다. 그 후 주사전자현미경(JEOL JSM-6300)을 이용하여 관찰하였으며 회절 패턴을 통한 상 분석은 Rigaku D/Max2000(Cu-K α 선)을 이용하여 수행했다. 주사전자현미경으로 관찰한 이미지를 사용하여 이미지 분석프로그램을

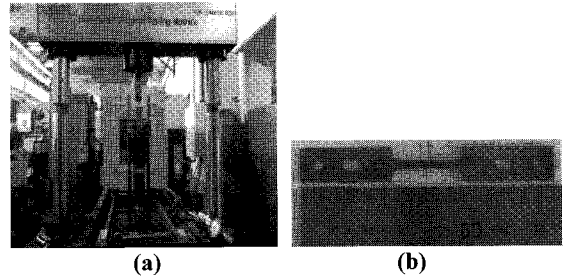


Fig. 1 Dynamic material testing machine (a) and Tensile test specimen (b)

통해 결정상의 크기와 분율을 각각 3번씩 측정하여 평균값을 구하였다.

Fig. 1 (a)에 나타난 고속도 재료 시험기는 유압식 고속시험기로서 작동압력이 300kgf/cm², 최대 속도는 7000mm/s, 최대하중은 30kN까지 가할 수 있으며 최대 변형률 속도를 500/s 까지 시험할 수 있다. 본 연구에서는 50mm×100mm×1mm의 크기를 가지는 판상시편을 Fig. 1 (b)에 나타난 형태와 크기로 표점너비 2mm, 표점거리 15mm를 가지는 시편으로 가공하여 사용하였다. 변형률 속도의 영향을 알아보기 위해 변형률 속도를 10⁻⁴ s⁻¹ ~ 10² s⁻¹의 넓은 범위에서 각 변형률 속도 당 2회씩 실시하였으며 다른 변수들은 모두 동일하게 했다. 상대적으로 낮은 변형률 속도(5×10⁻² s⁻¹ 이하)에서는 동적 인장시험기로 수행할 수 없으므로 준정적 인장시험을 했으며 높은 변형률 속도(10¹ s⁻¹ 이상)에서는 고속도 재료 시험기를 이용하여 동적 인장시험을 수행했다. 인장시험 후 주사전자현미경을 이용하여 표면, 옆면, 파단면의 형태를 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 2는 $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ 비정질 합금의 미세조직 및 회절 패턴 분석의 결과를 나타내었다. Fig. 2의 (a)에서 나타나는 상대적으로 밝게 나타나는 수지상은 비정질 기지에 전체적으로 균일하게 분포하고 약 20~50 μ m 크기로 25%의 분율을 가지고 있다. G.Y.Sun 등에 의해 β 또는 Zr(Ti,Nb) 이라고 알려져 있는 결정상은 비정질 기지보다 상대적으로 연질이며 가공경화와 6~7%의 변형이 가능하다고 보고되고 있다[13]. Fig. 2 (b)에서는 X선 회절 패턴을 통한 상 분석 결과를 나타낸다. 비정질의 전형적인 할로우(halo) 형상이 나

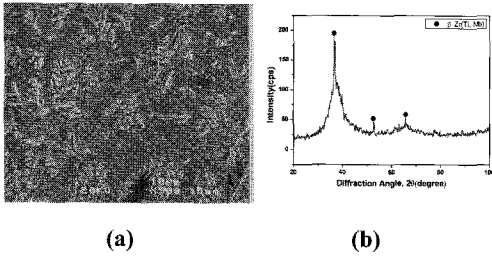


Fig. 2 $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ metallic glass alloy (a) microstructure and (b) X-ray diffraction pattern

타났으며 함께 나타난 결정상 피크는 다른 여러 연구에서 발표되고 있는 β 결정상 피크와 동일함을 알 수 있다[12~13].

상온에서 수행된 준정적 인장시험과 동적 인장시험의 결과를 Fig. 3에 공칭응력-공칭변형을 그래프로 나타내었다. 소성변형이 일어난 변형률 속도와 소성변형이 일어나지 않은 변형률 속도 조건이 나타나며 강도가 변형률 속도의 변화에 따라 변화함을 알 수 있다. 이는 일반적으로 결정질 금속에서 변형률 속도의 영향은 속도가 빨라짐에 따라 인장응력이 높아지고 소성 변형률이 작아지는 결과를 얻을 수 있지만 Fig. 3에 나타난 비정질 복합재의 결과를 보면 결정질 금속과는 다른 결과를 나타내고 있다.

Fig. 4(a)에서 나타난 $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ 비정질 복합재의 최대인장강도는 $10^{-4} s^{-1}$ 의 변형률 속도에서 약 1660MPa를 보이고 있으며 변형률 속도가 $5 \times 10^{-2} s^{-1}$, $10^{-1} s^{-1}$ 로 느릴 때는 각각 약 1610MPa, 1600MPa로 감소 현상을 보이며 $5 s^{-1}$, $10^2 s^{-1}$ 에서는 각각 약 1720MPa, 1740MPa까지 증가하는 것을 볼 수 있다. 인장강도는 최소 60MPa에서 최대 140MPa의 차이를 보이며 변형률 속도가 빨라짐에 따라 강도는 감소하다가 증가하는 경향을 보인다. Fig. 4 (b)에서는 변형률 속도에 따른 소성 변형량의 변화를 나타내었다. 변형률 속도가 빨라짐에 따라 가장 낮은 변형률 속도보다 증가하다가 $5 \times 10^{-2} s^{-1}$ 에서 최대값을 가지고 이 후에는 감소하는 현상을 보인다. 변형률 속도에 따른 응력의 변화와 소성 변형량의 차이는 비정질 금속에서 소성변형에 주요한 역할을 하는 전단밴드와 변형률 속도가 관련이 있다는 것을 알 수 있다.

Fig. 5는 시편 옆면을 통해 파괴가 일어난 각도를 확인한 결과로써 여러 연구에서 인장파괴 각

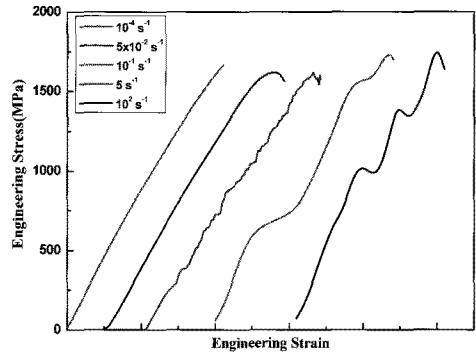


Fig. 3 Engineering Stress-Strain curve of $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ metallic glass alloy at different strain rate

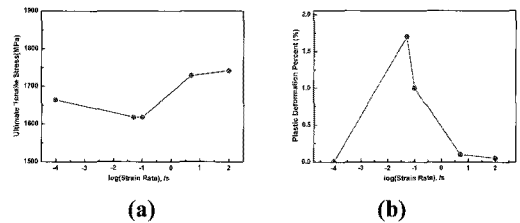


Fig. 4 Strain rate effect on ultimate tensile strength (a) and plastic deformation (b)

도로 밝혀진 것과 유사하게 인장응력 방향의 49° ~ 56° 로 발생했다. 변형률 속도가 증가함에 따라 파단 각도가 큰 차이를 보이지 않았지만 각도가 미세하게 감소하는 경향을 나타냈으며 이와 같은 미세한 차이가 변형 및 파괴, 파단면의 형상 등에 영향을 주는 것으로 사료된다.

Fig. 6에서는 각각의 변형률 속도 조건에서 생성된 전단밴드의 형상을 보여주고 있다. 가장 낮은 변형률 속도인 $10^{-4} s^{-1}$ 에서는 전단밴드의 형성이 많이 일어나지 않았으며 $5 \times 10^{-2} s^{-1}$, $10^{-1} s^{-1}$ 변형률 속도 조건에서는 많은 수의 전단밴드가 형성이 되었다. 그리고 변형률 속도가 상대적으로 빠른 $5 s^{-1}$, $10^2 s^{-1}$ 에서는 몇몇의 전단밴드가 생성되었으며 낮은 변형률 속도와는 다르게 인장응력방향과 수직인 방향에 상대적으로 가깝게 형성되었다. 이는 Fig. 7에서 나타난 것처럼 파괴가 일어난 파단면의 각도 및 방향에 영향을 주며 상대적으로 빠른 변형률 속도에서는 Fig. 7 (e)에 나타난 것처럼 인장응력 방향에 수직에 가깝도록 전단밴드가 형성되고 파단면이 거칠어지는 결과를 나타낸다.

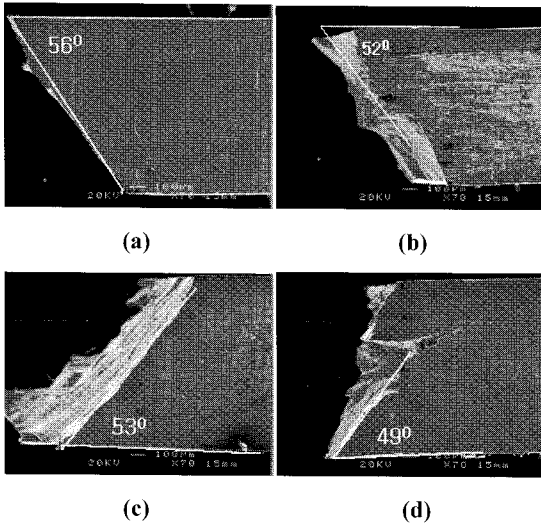


Fig. 5 Side view of the specimens after tensile test. Strain rate 10^{-4} s^{-1} (a), $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (b), 5 s^{-1} (c) and 10^2 s^{-1} (d)

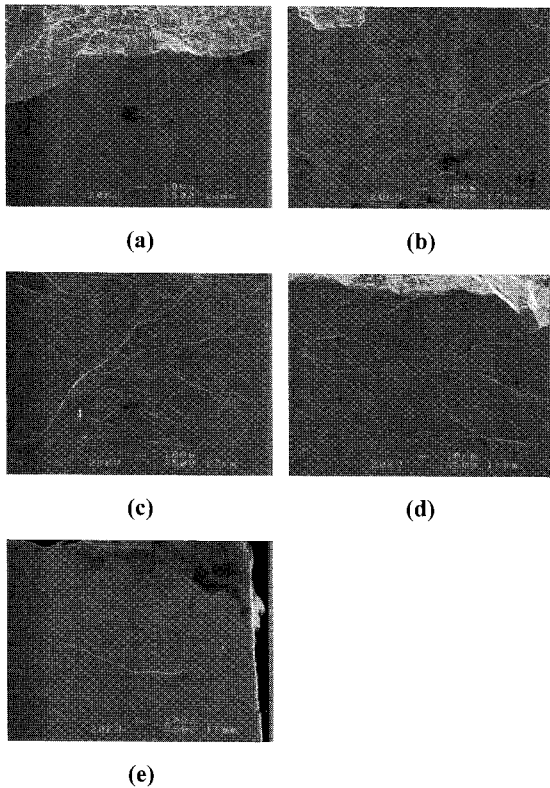


Fig. 6 Formed shear band on the surface of the specimen after tensile test. Strain rate 10^{-4} s^{-1} (a), $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (b), 10^{-1} s^{-1} (c), 5 s^{-1} (d) and 10^2 s^{-1} (e)

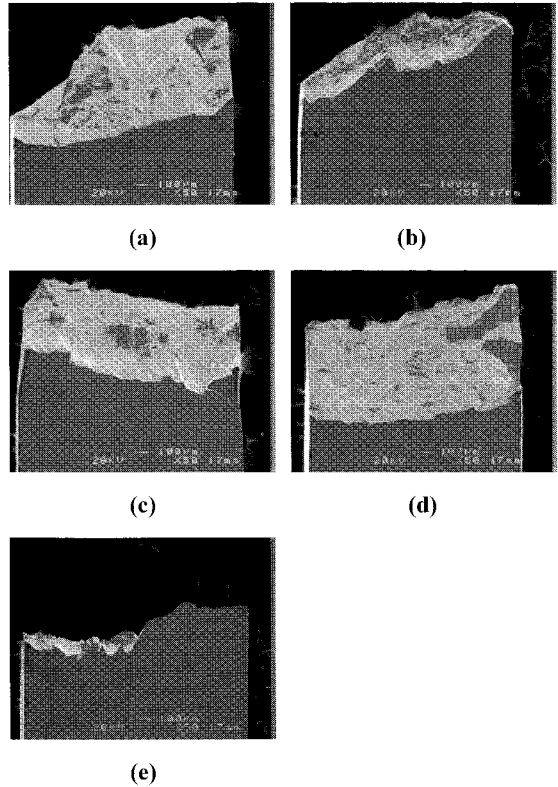


Fig. 7 Surface of specimens after tensile test. Strain rate 10^{-4} s^{-1} (a), $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (b), 10^{-1} s^{-1} (c), 5 s^{-1} (d) and 10^2 s^{-1} (e)

파단면의 형상과 전단밴드의 형성은 밀접한 관계를 가지고 있으며 비정질 복합체 또한 전단밴드의 형성이 소성 변형률에 많은 영향을 주는 것으로 사료된다. 따라서 전단밴드가 많이 형성된 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 10^{-1} s^{-1} 변형률 조건에서는 거시적으로 확인이 가능할 정도의 소성변형이 발생(Fig. 7 (b, c))했으며 다른 변형률 조건에서는 적거나 소성변형이 일어나지 않은(Fig. 7 (a, d, e)) 것을 Fig. 4 (b)에서 확인할 수 있다.

일반적으로 비정질 합금의 내부 결정상은 많은 수의 전단밴드를 형성시키는 것으로 보고되고 있다[7-9]. 그러나 본 연구에서는 변형률 속도가 변화함에 따라 내부 결정상의 역할이 전단밴드를 형성시키는 것 이외 다른 역할이 있음을 관찰할 수 있었다. Fig. 8 (a)는 낮은 변형률 속도, Fig. 8 (b)는 높은 변형률 속도에서 결정상의 역할을 나타내었다. Fig. 8 (a)에서 밝게 나타나는 부분이 결정상 부분으로 약 $10\mu\text{m}$ 의 크기를 나타내고 있으며

검게 나타나는 선은 전단밴드이다. 전단밴드가 진행되는 방향으로 결정상이 나타나게 되면 전단밴드가 더 이상 진행하지 못하고 막히게 된다. 그에 따라 전단밴드의 전파에너지는 결정상에 의해 더 미세한 전단밴드를 형성하거나 새로운 방향으로 전단밴드를 전파시킨다. 즉, 낮은 변형률 속도에서는 결정상이 전단밴드의 전파를 방해하고 미세한 전단밴드를 형성시키는 역할을 한다. 그러나 Fig. 8 (b)에서는 결정상에 의해 전단밴드를 따라서 일어나는 파괴가 원래의 방향이 아닌 다른 방향으로 변화되거나 분산되는 되는 것을 관찰할 수 있다. 이것은 파단면이 거칠게 나타나는 원인으로 사료되며 Fig. 7 (c)에서 다른 변형률 속도 조건보다 거친 파단면이 발생한 것을 확인 할 수 있다.

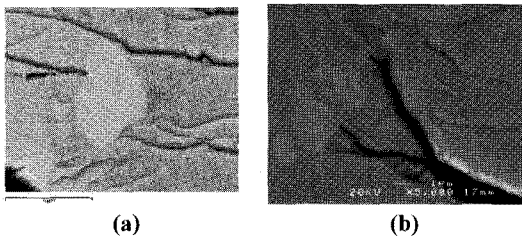


Fig. 8 The effect of crystal phases on the tensile properties of Zr-based metallic glass composite at different strain rate

위와 같은 결정상의 영향은 비정질 복합재의 항복점에서 파괴가 일어날 때까지의 시간을 증가시키며 이를 Fig. 9에 나타내었다. 상대적으로 변형이 많이 일어나고 전단밴드의 형성이 많은 변형률 속도 조건인 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 10^{-1} s^{-1} 에서 파괴까지의 시간이 상대적으로 길게 나타났다. 전단밴드와 파괴시간의 관계를 조사한 연구에 따르면 전단밴드의 생성이 많아질수록 비정질 합금의 파괴가 일어나기까지 소요되는 시간이 늘어나는 것으로 보고되었다[14]. 따라서 더 낮은 변형률 속도인 10^{-4} s^{-1} 에서는 파괴까지의 시간이 0에 가깝게 나타나는데 이는 Fig. 6 (a)에 나타나는 것처럼 전단밴드의 형성이 적게 일어나 전단밴드를 따라 일어나는 파단을 내부 결정상이 방해할 못했기 때문인 것으로 사료된다. 일반적으로 결정질 금속은 낮은 변형률 속도에서 낮은 강도를 가지고 높은 변형률 속도에서 상대적으로 높은 강도를 나타낸다[15]. 따라서 낮은 변형률 속도에서는 내부 결정상이 가지는 강도가 파단이 일어나는 강도보다

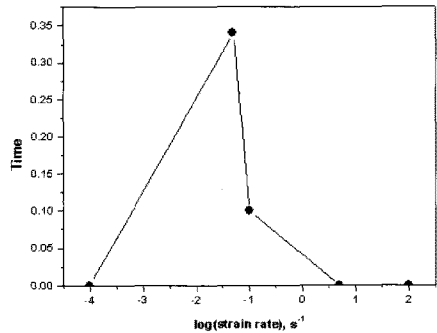


Fig. 9 The time between yielding point to failure of Zr-based metallic glass composite

낮게 되며 이는 전단밴드의 전파를 방해하는 최소 응력보다 낮은 응력을 가지게 되어 하나의 전단밴드가 발달되어 파괴가 일어나는 것으로 생각할 수 있다. 그러나 변형률 속도가 빨라지면 결정상이 가질 수 있는 강도 또한 증가되므로 전단밴드의 전파를 방해하거나 파단을 방해하는 역할을 하는 것으로 사료된다.

Fig. 10은 변형률 속도에 따른 파단면의 형상을 나타내고 있다. 변형률 속도에 따라 미미하지만 다른 형상이 나타났으며 특히 높은 변형률 속도인 10^2 s^{-1} 에서는 매우 거친 파단면을 보였다. 이는 앞에서 설명한 것과 같이 내부 결정상으로 인한 파단방향변화와 전단밴드의 형성 각도에 의한 것으로 사료된다. Fig. 11은 Fig. 10에서 나타나는 파단면 형상을 확대해서 나타낸 것이다. Z.Y.Suo 등에 따르면 비정질 합금의 소성변형이 일어날 때 생성되는 전단밴드에 의해 응력을 받는 동안 축적된 비정질의 탄성에너지가 파괴가 일어날 때 방출되어 국부적인 곳에서 단열적으로 온도상승을 일으키며 그 온도는 900°C 까지 상승될 수 있다고 한다[16]. 따라서 단열적 온도상승은 비정질 합금의 일부분을 녹이며 고온변형과 관련이 있는 것으로 예상되며 일반적인 결정질의 금속의 파단면과는 다른 형상이 나타날 것으로 사료된다. 이에 따라 국부적으로 용융된 합금이 파단면에서 veil like pattern의 형상을 나타내며 그 형상은 변형률 속도가 변함에 따라 변화하는 것을 확인 할 수 있다. Fig. 11 (a)와 (b)는 상대적으로 전단밴드가 많이 생성되고 파괴까지의 시간이 길며 거시적으로 변형이 확인되는 변형률 속도인 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 10^{-1} s^{-1} 에서 주로 나타나는 형상으로 파단면의 많은 부분을 차지하고 있다.

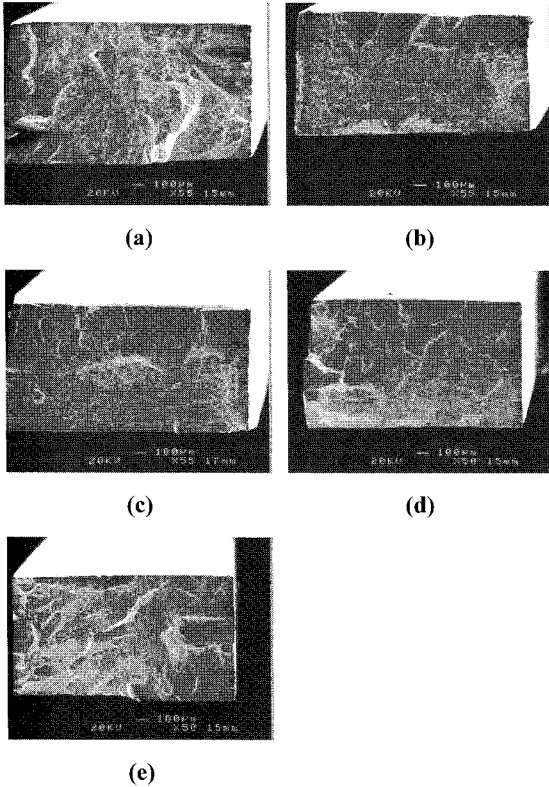


Fig.10 Fracture surface of Zr-based metallic glass composite at different strain rate 10^{-4} s^{-1} (a), $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (b), 10^{-1} s^{-1} (c), 5 s^{-1} (d) and 10^2 s^{-1} (e)

N.H.Tatiq 등에 따르면 소성변형은 파단면에서 river like patter 또는 vein like pattern이 차지하는 면적에 의존한다고 한다[17]. 따라서 잘 발달된 vein like pattern이 파단면의 넓은 면적을 차지하는 것은 소성변형이 상대적으로 많이 일어난 것을 나타낸다. Fig. 11 (a)의 변형률 속도는 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 의 조건으로 Fig. 10 (b)에 나타난 것처럼 많은 부분이 잘 발달된 vein like pattern을 나타내고 있다. 이와 비슷하게 fig. 11 (b)는 10^{-1} s^{-1} 변형률 속도 조건으로 fig. 10 (c)에서 나타나는 것처럼 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 조건보다 넓지 않은 부분이 파단면에서 잘 발달된 vein like pattern으로 나타난다.

비정질 복합재가 파괴를 일으킬 때, 높은 결합 에너지가 열로 방출이 되며 전단밴드의 형성이 용이한 변형률 속도 조건인 $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, 10^{-1} s^{-1} 에서는 파괴의 시간이 길어진다. 따라서 아래의 단열 열전도 방정식

$$T_{(x,t)} = T_s + (T_i + T_s) \operatorname{erf} (x / (2\sqrt{\alpha \times t})) \quad (1)$$

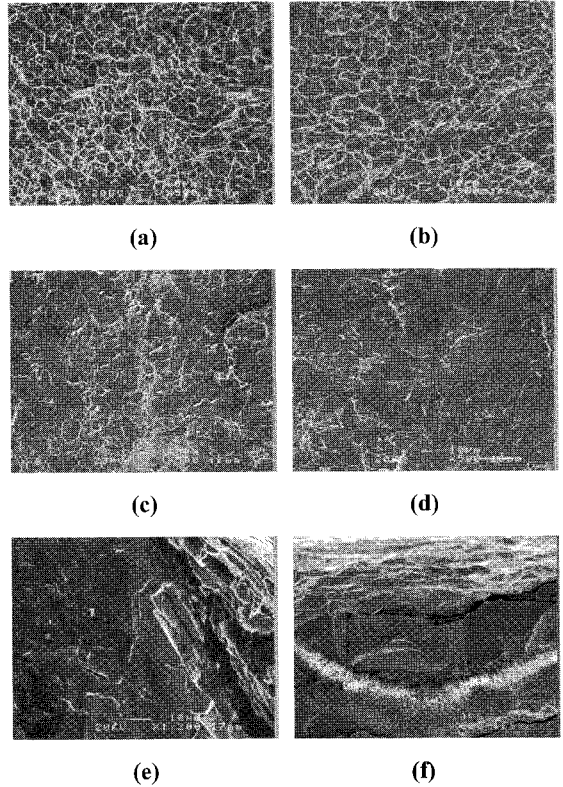


Fig.11 Fracture morphology of the Zr-based metallic glass composite after tensile test. Strain rate $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (a), 10^{-1} s^{-1} (b, c), 5^{-1} s^{-1} (d), 10^{-4} s^{-1} (e) and 10^2 s^{-1}

(1)에 의해 시간이 증가함에 따라 열의 영향부가 깊어지게 되는데 이에 따라 용융되는 합금의 양이 상대적으로 많아지게 되므로 잘 발달된 vein like pattern이 형성되며 열 적으로 연화가 일어나는 부분이 많아져 인장강도가 다른 변형률 속도 조건보다 낮은 값을 가지는 것으로 사료된다. Fig. 11 (c), (d)는 (a), (b)보다 상대적으로 빠른 파괴로 인해 식 (1)의 t값이 줄어들게 되어 열 영향부의 깊이가 줄어들게 되어 생성되는 형상으로 생각된다. Fig. 11 (c)의 변형률 속도는 (b)와 같지만 같은 변형률 속도 조건에서도 파괴의 속도가 달라질 수 있다는 것을 나타내며 (c)와 같은 형상은 모든 변형률 속도 조건의 시편에서 관찰되었다. Fig. 11 (e), (f)는 파괴 속도가 매우 빠른 조건에서 생성되는 것으로 사료된다. 그러나 (e)의 변형률 속도는 10^{-4} s^{-1} 이지만 전단밴드의 형성이 매우 적게 일어났으며 fig. 9에서 나타나는 것처럼 파괴까지의 시

간이 거의 0에 가까운 수치를 나타냈다. 이는 파괴가 매우 빠르게 발생했다는 것을 보여주며 단 하나의 전단밴드가 형성되어 파괴가 일어난 것을 알 수 있다. Fig. 11 (f)는 변형률 속도가 매우 빠르고 전단밴드가 (e)보다는 상대적으로 많이 생성되었지만 파괴까지의 시간이 매우 적어 발생한 것으로 생각된다. 따라서 빠른 변형률 속도 또는 파괴가 빠르게 일어나면 열 영향부가 적어져 변형이 많이 일어나는 변형률 속도 조건보다 높은 인장강도를 가지게 되는 것으로 사료된다.

4. 결론

본 연구에서는 $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ 비정질 복합재 합금의 상온 인장강도와 연신율에 미치는 변형률 속도의 영향 및 결정상의 역할을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) $Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ 비정질 복합재의 미세조직은 β 결정상을 포함하고 있으며 수지상 형태로 20~30 μm 크기로 약 25%의 분율을 차지하고 있다.

(2) 비정질 복합재의 최대 인장 강도와 최소 연신율은 $10^2 s^{-1}$ 의 변형률 속도 조건에서 약 1740MPa와 8.02%로 나타났으며 최대 연신율 및 최소 인장강도는 $5 \times 10^{-2} s^{-1}$ 변형률 속도 조건에서 9.75%와 약 1617MPa로 나타났다. 파단면의 각도는 $49^\circ \sim 56^\circ$ 사이로 큰 차이를 보이지 않았지만 변형률 속도가 빨라짐에 따라서 인장응력에 수직인 방향으로 미세하게 변화되었으며 $10^2 s^{-1}$ 에서는 다른 파단면에 비해 상대적으로 거친 파단면을 보였다.

(3) $5 \times 10^{-2} s^{-1}$, $10^{-1} s^{-1}$ 변형률 속도 조건에서는 내부 결정상이 전단밴드의 진행을 막거나 새로운 미세한 전단밴드를 형성하는 역할을 하며 $5 s^{-1}$, $10^2 s^{-1}$ 변형률 속도 조건에서는 전단밴드를 따라 전파되는 크랙의 방향을 변화 또는 분산시키는 역할을 하며 전단밴드의 진행을 방해하는 역할도 확인할 수 있다. $10^{-4} s^{-1}$ 의 매우 낮은 변형률 속도 조건에서는 내부 결정상이 전단밴드의 진행 또는 파단을 방해 할 수 없기 때문에 전단밴드의 형성으로 인한 소성변형이 일어나지 않았다.

(4) 전단밴드의 생성이 많아져 열전도 시간이 늘어나면 단일 열전도 식에 의해 열의 영향을 받는 부분이 깊어지게 되며 이는 파단면에서 잘 발달된 vein like pattern을 형성하게 된다. 전단밴드의 생성이 적게 일어나더라도 vein like pattern은 형성

이 되며 상대적으로 잘 발달되지 않은 형상을 나타낸다. 열 영향부의 많고 적음에 따라 인장강도는 상대적으로 변화하는 것으로 사료된다.

참고 문헌

- [1] Joysurya Basu, S Ranganathan, 2003, Bulk Metallic Glasses: A New Class of Engineering Materials., Sadhana, Vol. 28, No. 3-4, pp. 783~798.
- [2] M. Heilmaier, 2001, Deformation behavior of Zr-based metallic glasses, J. Mater. Process. Technol., Vol. 117, pp. 374~380.
- [3] Jorg F. Löffler, 2003, Bulk Metallic Glass, Intermetallics, Vol. 11, No. 6, pp. 529~540.
- [4] William L Johnson, 1996, Bulk metallic glasses-a new engineering material, Curr. Opin. Solid State Mater. Sci., Vol. 1, pp. 383~386.
- [5] H. Tan, Y. Zhang, X. Hu, Y. P. Feng, Y. Li, 2004, Synthesis of in situ bulk glass matrix composite in by Bridgman method, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 375-377, pp. 407~410.
- [6] X. Hu, S. C. Ng, Y. P. Feng, Y. Li, 2003, Glass forming ability and in-situ composite formation in Pd-based bulk metallic glasses, Acta Mater., Vol. 51, pp. 561~572.
- [7] L. F. Liu, L. H. Dai, Y. L. Bai, B. C. Wei, J. Eckert, 2005, Behavior of multiple shear band in Zr-based bulk metallic glass, Mater. Chem. Phys., Vol. 93, pp. 174~177.
- [8] Y. Leng, T. H. Courtney, 1991, Multiple shear band formation in metallic glasses in composites, J. Mater. Sci., Vol. 26, pp. 588~592.
- [9] Y. K. Xu, J. Xu, 2003, Ceramics particulate reinforced Mg65Cu20Zn5Y10 bulk metallic glass composites, Scr. Mater., Vol. 49, pp. 843~848.
- [10] T. G. Nieh, J. Wadsworth, 2006, Homogeneous deformation of bulk metallic glasses, Scr. Mater., Vol. 54, pp. 387~392.
- [11] Hyung-Seop Shin, Young-Jin Jeong, Jung-Ho Ahn, 2007, Strain rate dependence of deformation behavior in Zr-based bulk metallic glasses in the supercooled liquid region, J. Alloys Compd., Vol. 434-435, pp. 40~43.
- [12] D. G. Lee, Y. G. Kim, S. H. Lee, N. J. Kim, Y. T. Lee, 2005, Quasi-Static and Dynamic Deformation

- Behavior of Zr-Based Amorphous Alloy and Amorphous Matrix Composite, *J. Kor. Inst. Met. Mater.*, Vol. 43, pp. 589~594.
- [13] G. Y. Sun, G. Chen, G. L. Chen, 2007, Comparison of Microstructures and Properties of Zr-Based Bulk Metallic Glass Composites with Dendritic and Spherical Bcc Phase Precipitates, *Intermetallics*, Vol. 15, No. 5-6, pp. 632~634.
- [14] Y. F. Xue, H. N. Cai, L. Wang, F. C. Wang, H. F. Zhang, 2008, Effect of Loading Rate on Failure in Zr-based Bulk Metallic Glass, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 473, pp. 105~110.
- [15] A. J. Beaudoin, A. Acharya, S. R. Chen, D. A. Korzekwa, M. G. Stout, 2000, Consideration of Grain-Size Effect and Kinetics in the Plastic Deformation of Metal Polycrystals, *Acta Mater.*, Vol. 48, No. 13, pp. 3409~3423.
- [16] Z. Y. Suo, K. Q. Qiu, Q. F. Li, Y. L. Ren, Z. Q. Hu, 2008, Ti-Cu-Ni alloys with high strength and good plasticity, *J. Alloys Compd.*, Vol. 463, pp. 564~568.
- [17] N. H. Tatiq, B. A. Hasan, J. I. Akhter, M. A. Shaikh, 2009, Evolution of Loops in Ductile Zr-Based Bulk Metallic Glass during Plastic Deformation, *J. Alloys Compd.*, Vol. 477, No. 1-2, pp. L8~L10.