Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ バルク金属ガラスの 引張・圧縮塑性変形に及ぼすひずみ速度の影響†

城 田 明 典* 徳 永 仁 夫** 藤 田 和 孝**
横 山 嘉 彦*** 山 崎 徹**** 井 上 明 久*****

Effect of Strain Rate on Tensile and Compressive Plastic Deformation of Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ Bulk Metallic Glass

by

Akinori SHIROTA*, Hitoo TOKUNAGA**, Kazutaka FUJITA**, Yoshihiko YOKOYAMA***,
Tohru YAMASAKI**** and Akihisa INOUE*****

Both tensile and compressive tests of Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ BMG were carried out under a strain rate of 10⁻⁴, 10⁻² and 10⁻¹ s⁻¹ to investigate the effect of strain rate on plastic deformation. As the results, it was confirmed that there are the different effects of strain rate on tensile and compressive plastic deformation. In tensile test, although plastic deformation did not occur under strain rate 10⁻⁴ s⁻¹, clear plastic deformation occurred under 10⁻² and 10⁻¹ s⁻¹. In high strain rate condition, some shear bands were observed on the specimen surface. On the other hand, in compressive test, the BMG showed some plasticity in all strain rate conditions. Particularly, large plastic deformation occurred under 10⁻⁴ s⁻¹. Furthermore, many multiple shear bands were observed the specimen surface under 10⁻⁴ s⁻¹ in comparison with those under 10⁻² and 10⁻¹ s⁻¹.

Key words : Bulk metallic glass, Tensile plastic deformation, Compressive plastic deformation, Strain rate dependence, Shear band

1 緒 言

バルク金属ガラス (BMG) は高強度、高じん性、高耐食性を有し、また曲げ¹⁾や圧縮^{2), 3)}負荷の下で大きな塑性変形を示すものも開発されており、機械・構造部材として注目されている。しかし、引張負荷の下ではほとんどの BMG は塑性変形を示さず、脆性的に破壊するため信頼性に欠けると見られ、このことが BMG の機械・構造部材への実用化の妨げとなっている。引張塑性変形が生じない原因として、BMG の変形は転位によるすべりではなく、せん断帯の発生・伝播によっており、このせん断帯内部においては弾性ひずみエネルギーの解放による急速な局所発熱⁴⁾で BMG が過冷却液体あるいは熔融状態となり、その粘度が著しく低下して不安定破壊を生じることが挙げられる。これまでに報告されている BMG の引張塑性変形のほとんどは BMG をマトリックスとする複合材料^{5)~7)}に関するものであり、単相 BMG の引張塑性変形に関する報告例は極めて少ない^{8), 9)}例えば A.V. Sergueeva ら⁸⁾はひずみ速度が速い (5.0 × 10⁻² s⁻¹) 場合に Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni₁₀Be_{22.5} BMG において破面に平行

な複数のせん断帯の形成により、引張塑性変形が発現することを報告している。また、最近我々のグループは低ヤング率、高ポアソン比を示す亜共晶 Zr-Ni-Cu-Al BMG を用いて、ひずみ速度が速い (1.6 × 10⁻¹ s⁻¹) 場合に明確な引張塑性変形が発現することを報告した¹⁰⁾一方、ひずみ速度が BMG の塑性変形挙動やせん断帯の形成に及ぼす影響についてはこれまでに多くの関心が寄せられており、引張^{11)~14)}・圧縮試験^{13)~15)}やナノインデンテーション試験^{16), 17)}など様々な手法によって検討されている。例えば J. Zhang ら¹⁵⁾は Ti₄₅Zr₁₆Ni₉Cu₁₀Be₂₀ BMG に対してひずみ速度を変化させた圧縮試験を行い、ひずみ速度が遅いほど多数のせん断帯が形成され、塑性変形量が増大することを報告している。また、T. Mukai ら^{12), 13)}は Pd₄₀Ni₄₀P₂₀ BMG に対してひずみ速度を変化させた引張・圧縮試験を行い、引張ではいずれのひずみ速度下でも塑性変形は生じず、圧縮ではひずみ速度が遅いほど塑性変形量が増大することを報告している。これらの結果は BMG の塑性変形やせん断帯の形成がひずみ速度に強く依存することを示唆している。

† 原稿受理 平成 21 年 6 月 23 日 Received June 23, 2009 ©2010 The Society of Materials Science, Japan

* 宇部工業高等専門学校専攻科 〒755-8555 宇部市常盤台, Advanced Production System Eng. Course, Ube National College of Tech., Tokiwadai, Ube, 755-8555

** 正 会 員 宇部工業高等専門学校 〒755-8555 宇部市常盤台, Dept. of Mech. Eng., Ube National College of Tech., Tokiwadai, Ube, 755-8555

*** 正 会 員 東北大学金属材料研究所 〒980-8577 仙台市青葉区片平, Inst. for Materials Res., Tohoku Univ., Aoba-ku, Sendai, 980-8577

**** 正 会 員 兵庫県立大学大学院工学研究科 〒671-2280 姫路市書写, Dept. of Materials Sci. & Chem., Graduate School of Eng., Shosha, Himeji, 671-2280

***** 正 会 員 東北大学 〒980-8577 仙台市青葉区片平, Tohoku Univ., Aoba-ku, Sendai, 980-8577

本研究では引張塑性変形を示した亜共晶 Zr-Ni-Cu-Al BMG を対象として、ひずみ速度 10^{-4} 、 10^{-2} 、 10^{-1} s⁻¹ 下における引張・圧縮試験を行い、引張・圧縮塑性変形に及ぼすひずみ速度の影響を明らかにする。また、高速度ビデオカメラや家庭用ビデオカメラを用いて引張・圧縮塑性変形挙動を詳細に観察し、亜共晶 Zr-Ni-Cu-Al BMG の引張・圧縮塑性変形機構を検討する。さらに引張・圧縮塑性変形機構の相違について考察を行う。

2 試験方法

本研究で用いた素材はアーク溶解傾角鋳造法で作製した亜共晶 Zr-Ni-Cu-Al BMG で、組成は Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ at.% とした。¹⁰⁾ 引張試験片形状を Fig. 1 (a) に示す。引張試験片平行部長さは 2.3mm、直径は 0.8mm である。同形状に機械加工後、平行部を研磨紙 (#800, #1200, #2000) を用いて引張荷重軸方向に研磨仕上げを施した。試験片平行部の伸びは自作のクリップゲージを用いて測定した。評点間距離は約 2mm である。また、圧縮試験片形状を Fig. 1 (b) に示す。圧縮試験片は長さ 6mm、直径 3mm に機械加工した。圧縮治具下部側には、Fig. 2 に示すような圧縮試験片に作用する曲げの影響を極力小さくするための半球状台座を用いた。試験片と治具の接触部および球面接触部には二硫化モリブデン grease を塗り、摩擦力を抑えた。圧縮試験片の変形量は試験機付属の差動ト

Fig. 1 Specimen shape and dimension under (a) tensile and (b) compressive stress.

Fig. 2 Schematic illustration of the spherical seat.

ランスで測定した。差動トランスで測定した変形量には試験機や治具の変形量も含まれるため、これらを減じて較正した値を圧縮試験片変形量とした。引張・圧縮いずれの試験も、電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、ひずみ速度がおおよそ 10^{-4} 、 10^{-2} 、 10^{-1} s⁻¹ となるように変位制御下で実施した。しかし、実際には引張試験では平行部以外の試験片の変形や治具の変形があり、圧縮試験では治具の変形が存在する。そのためそれぞれの試験片のひずみ速度には若干の差が生じた。引張・圧縮試験後、試験片表面および破面を電界放射型走査電子顕微鏡 (FE-SEM) を用いて観察した。さらに、引張塑性変形が生じたひずみ速度条件における引張塑性変形挙動を高速度ビデオカメラ (Photron FASTCAM-APX RS) を用いて撮影間隔 1/2500s で観察した。また、高速度ビデオカメラによる観察の際には、クリップゲージの装着があると試験片平行部を観察できないため、高速度ビデオカメラの映像から試験片の伸びを測定した。一方、圧縮塑性変形挙動は同じく圧縮塑性変形が生じたひずみ速度条件において家庭用ビデオカメラを用いて撮影間隔 1/30s で観察した。

3 結果と考察

3.1 引張・圧縮試験

3 種類 (10^{-4} 、 10^{-2} 、 10^{-1} s⁻¹) の各ひずみ速度下で行った引張・圧縮試験により求めた Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ BMG の応力-ひずみ線図を Fig. 3, 4 にそれぞれ示す。図中の括弧内の数値は測定した個々の試験片のひずみ速度である。まず Fig. 3 に示す引張荷重の下での Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ BMG の塑性変形は、ひずみ速度に依存することが分かる。すなわち、ひずみ速度が遅い 10^{-4} s⁻¹ 下では塑性変形が発現せず脆性的に破壊するのに対し、ひずみ速度が速い 10^{-2} 、 10^{-1} s⁻¹ 下では降伏点に達した後に応力の低下が見られるものの明確な塑性変形が発現した。次に Fig. 4 から、圧縮荷重の下での Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ BMG の塑性変形は引張と異なるひずみ速度依存性を示すことが分かる。すなわち、圧縮の場合はいずれのひずみ速度下においても明確な塑性変形が発現した。特にひずみ速度が遅い 10^{-4} s⁻¹

Fig. 3 Tensile nominal stress-strain curves at strain rate of 10^{-4} s⁻¹, 10^{-2} s⁻¹, and 10^{-1} s⁻¹.

Fig. 4 Compressive nominal stress-strain curves at strain rate of 10^{-4} s^{-1} , 10^{-2} s^{-1} , and 10^{-1} s^{-1} .

下で大きな塑性変形が発現しており、応力-ひずみ線図の塑性変形領域でセレーションも見られた。一方、ひずみ速度が速い 10^{-2} , 10^{-1} s^{-1} 下では塑性変形量は小さく、セレーションも確認されなかった。

3・2 表面および破面観察

Fig. 5, 6 は FE-SEM で撮影したそれぞれひずみ速度が 10^{-4} s^{-1} と 10^{-1} s^{-1} における引張試験後の試験片表面および破面の様子である。Fig. 5 (a) に示すように、ひずみ速

度が 10^{-4} s^{-1} で引張塑性変形が発現していない試験片表面では、破面を形成したせん断帯以外のせん断帯は観察されない。一方 Fig. 6 (a) に示すように、ひずみ速度が 10^{-1} s^{-1} で引張塑性変形が発現した試験片表面では、破面と比較的平行な複数のせん断帯が破面付近に発生・伝播しており、せん断帯には図中の矢印で示す位置に分岐や屈曲も見られた。また、いずれのひずみ速度下においても破面と荷重軸がなす破断角度は約 53° であり、これまでに報告されている引張試験結果とよく一致した。^{11)~14)} 次に、Fig. 5 (b), Fig. 6 (b) で示す破面ではいずれのひずみ速度下においても、矢印で示すような無特徴な領域から放射状に伸びた flower-like なベインパターンが観察された。この flower-like なベインパターンは、BMG の引張破壊特有なもので、Z. F. Zhang ら¹⁴⁾ が提案するようにせん断帯に垂直に作用する力によって試験片が引き離される際に生じるものである。したがってその形成により本 BMG の最終的な破壊が破面に垂直な方向の引張力に大きく起因したことが分かる。次に、Fig. 7, 8 は FE-SEM で撮影したそれぞれひずみ速度が 10^{-4} s^{-1} と 10^{-2} s^{-1} における圧縮試験後の試験片表面と破面の様子を示している。これらの図から、圧縮試験ではいずれのひずみ速度下においても、試験片表面に複数のせん断帯の発生・伝播が確認された。特に Fig. 7 (a) に示すように、ひずみ速度が遅く大きな塑性変形が発現した試験片表面には、より多数のせん断帯が試験片全面に高密度に

Fig. 5 SEM micrographs on the (a) tensile specimen surface and (b) tensile fracture surface under a strain rate of 10^{-4} s^{-1} .

Fig. 6 SEM micrographs on the (a) tensile specimen surface and (b) tensile fracture surface under a strain rate of 10^{-1} s^{-1} .

発生し、かつ図中の矢印で示す位置にせん断帯の分岐や屈曲等が生じていることが分かった。また、Fig. 8 (a)に示すようにひずみ速度が速い場合の試験片表面においては矢印で示す位置に破面に平行で直線的なせん断帯の発生が確認された。圧縮試験におけるこれらの塑性変形やせん断帯の発生傾向はJ. Zhang ら¹⁵⁾が報告したTi基BMGのひずみ速度依存傾向と同様である。また、いずれのひずみ速度下においても破面と荷重軸がなす角度は約42°であり、これまでに報告されている圧縮試験結果とよく一致した。^{12)~14)}一方、試験片破面ではFig. 7 (b)、Fig. 8 (b)に示すように、試験片破面ではいずれのひずみ速度下においても、放物線状のベインパターンが観察された。

3・3 引張・圧縮塑性変形挙動観察

引張試験において塑性変形が発現したひずみ速度 10^{-1} s^{-1} の引張試験を行い、試験片平行部の変形挙動を高速ビデオカメラで観察した。Fig. 9は高速ビデオカメラ観察より求めた応力-ひずみ線図である。なお、Fig. 9において弾性限は2%と仮定した。またFig. 9の矢印で示す(a)~(d)における試験片表面の様子を同図に併記している。平行部の変形挙動は以下の通りである。まずFig. 9 (a)に示す試験片が弾性変形している領域においては試験片表面にせん断帯の発生は確認されない。その後Fig. 9 (b)に示す最大応力付近で複数のせん断帯が同時に発生することが動画を通じて見られた。ただし、カメ

ラの倍率と解像度に限界があるため、発生した個々のせん断帯をFig. 9 (b)に示す画像から確認することは難しい。さらに0.001sの極めて短い時間の後、Fig. 9 (c)において全断面に渡り貫通したと見られるせん断帯（主せん断帯）のすべりが開始する。その後Fig. 9 (c)から(d)にかけて主せん断帯における連続的なすべり変形が0.015s間進行し、最終的な破断に至る。また主せん断帯の発生後はその他のせん断帯の発生は確認されない。以上の高速度ビデオカメラ観察より、本BMGの引張塑性変形は主に主せん断帯のすべりによって発現することが分かった。

また、圧縮試験において最も顕著な塑性変形が発現したひずみ速度 10^{-4} s^{-1} の圧縮試験を行い、試験片の変形挙動を家庭用ビデオカメラで観察した。Fig. 10は同試験より求めた応力-ひずみ線図とFig. 10中の矢印で示す(a)~(d)における試験片表面の様子である。試験片の変形挙動は以下の通りである。まずFig. 10 (a)の弾性変形の領域においては引張試験と同様にせん断帯の発生は確認されない。その後Fig. 10 (b)に示す降伏応力付近で多数のせん断帯が発生し、さらにFig. 10 (c)において同図からの確認は困難であるが、主せん断帯のすべりが開始され、Fig. 10 (c)から(d)にかけて主せん断帯のすべりが進行する。しかしながら、引張試験とは異なりFig. 10 (c)から(d)の主せん断帯のすべりが進行する間も試験片の広い範囲で複数のせん断帯の発生が継続することが

Fig. 7 SEM micrographs on the (a) compressive specimen surface and (b) compressive fracture surface under a strain rate of 10^{-4} s^{-1} .

Fig. 8 SEM micrographs on the (a) compressive specimen surface and (b) compressive fracture surface under a strain rate of 10^{-2} s^{-1} .

Fig. 9 Tensile nominal stress-strain curve and specimen surfaces observed by high-speed video camera.

Fig. 10 Compressive nominal stress-strain curve and specimens surface observed by video camera.

分かった。Fig. 10 の応力-ひずみ線図の塑性変形領域においては個々のせん断帯の発生・伝ばに対応するとみられるセレーションが生じている。したがって、ひずみ速度 10^{-4} s^{-1} の圧縮試験においては塑性変形は多数のせん断帯の発生と伝ば、および主せん断帯のすべりによって発現していることが分かった。

3・4 引張・圧縮塑性変形に及ぼすひずみ速度の影響

前節までに述べたように $\text{Zr}_{70}\text{Ni}_{16}\text{Cu}_6\text{Al}_8$ BMG の塑性変形はひずみ速度に依存し、また引張と圧縮では異なる依存傾向を示す。以下に本 BMG において、引張塑性変形が生じた原因と引張・圧縮塑性変形機構およびひずみ速度の影響を考察する。

$\text{Zr}_{70}\text{Ni}_{16}\text{Cu}_6\text{Al}_8$ BMG の引張試験ではひずみ速度が速い場合に複数のせん断帯の発生と塑性変形の発現が確認された。高速度ビデオカメラによる観察から、初期のせん断帯の形成から、その後主せん断帯のすべりが開始するまでは 0.001 秒程度の時間的な猶予が存在することが分かっており、ひずみ速度が速い場合には、単位時間当たりのひずみ増分が大きいため単一のせん断帯ではこれを十分に緩和することができず、最大応力付近で複数のせん断帯が形成されたと考えられる。⁸⁾ さらに複数のせん断帯が形成されることで、せん断帯内部で解放される弾性ひずみエネルギーが分散される。その結果、単一のせん断帯内部の急速発熱とそれに伴う粘度低下が抑制され、BMG は緩やかに粘度の高い状態の過冷却液体へと

移行し主せん断帯での連続的なすべり変形が生じたものと考えられる。また、ひずみ速度が遅い場合には多くの BMG の引張試験結果^{11)~14)}と同様に、変形は単一のせん断帯に集中するため塑性変形は生じない。なお、3・3 節で述べた高速度ビデオカメラによる観察や Greer らの解析結果⁴⁾から、主せん断帯内部の発熱は極めて短時間に生じるものであり、熱伝導による放熱の影響は小さく、いずれのひずみ速度下でもせん断帯内部での局所発熱と粘度低下は生じるものと推察される。

一方、圧縮試験においては、圧縮荷重により生じる摩擦力の影響で、主せん断帯のすべり抵抗が増すため、単一のせん断帯での急速な不安定破壊は抑制され、いずれのひずみ速度においても複数のせん断帯の発生とそれに伴う塑性変形が生じる。特にひずみ速度が遅い場合は単位時間当たりのひずみ増分が小さく変形が長時間に及ぶため、熱伝導による放熱によって、主せん断帯内部の温度が低下し、粘度が高まることも考えられる。その結果、より高い粘度と圧縮荷重による摩擦力の相互作用によって、主せん断帯のすべり抵抗が高まり、断続的な主せん断帯のすべりと複数のせん断帯の発生・伝ばが継続し、応力-ひずみ線図にはセレーションが見られ、より大きな塑性変形を示したことが考えられる。ただし、主せん断帯内部の温度上昇や粘度低下に関しては引張・圧縮で共通して不明な点が多いため、今後その詳細を検討する必要がある。また、ひずみ速度が速い圧縮試験において

セレーションは確認されなかった。このようなひずみ速度が速い場合のセレーションの消失は、これまでに報告されている圧縮試験^{13), 15)}やナノインデンテーション試験^{16), 17)}と同様である。ひずみ速度が速い圧縮試験においては、降伏点に達した直後に主せん断帯が形成され、主に主せん断帯の連続的なすべりによって塑性変形が進行したため、セレーションは見られず試験片表面のせん断帯も比較的小数であったと考えられる。

以上に述べたように Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ BMG の引張・圧縮塑性変形にはせん断帯内部の温度上昇とそれに伴う粘度低下が重要な役割を果たすと考えられる。しかしながら現在は不明な点が多いため、今後詳細を検討する必要がある。

4 結 言

本研究では、Zr₇₀Ni₁₆Cu₆Al₈ BMG について 3 種類のひずみ速度 (10^{-4} , 10^{-2} , 10^{-1} s⁻¹) 下で引張・圧縮試験を行い、塑性変形挙動やせん断帯の形成に及ぼすひずみ速度の影響を検討した。得られた結果を以下にまとめる。

(1) 引張試験においては、ひずみ速度が 10^{-2} , 10^{-1} s⁻¹ と速い場合に明確な引張塑性変形が発現し、ひずみ速度が 10^{-4} s⁻¹ と遅い場合には引張塑性変形を生じなかった。

(2) 圧縮試験において、いずれのひずみ速度においても塑性変形は発現し、特に 10^{-4} s⁻¹ と遅い場合に大きな圧縮塑性変形が生じた。

(3) 引張試験においては、ひずみ速度が速い場合に試験片表面の破面付近に複数のせん断帯が発現し、それらの分岐や屈曲等も見られた。一方、圧縮試験においては、いずれのひずみ速度においても試験片表面に複数のせん断帯の発生が見られ、ひずみ速度が遅い場合、特に広範囲に高密度なせん断帯が確認された。

(4) ビデオカメラによる観察から、引張塑性変形挙動は最大応力付近のごく短時間に発生する複数のせん断帯と、その後が生じる主せん断帯による連続的なすべりからなることが分かった。圧縮塑性変形挙動は多数のせん断帯の発生と、主せん断帯によるすべりからなることが分かった。

参 考 文 献

- 1) Y. Yokoyama, K. Yamano, K. Fukaura, H. Sunada and A. Inoue, "Enhancement of ductility and plasticity of Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ bulk glassy alloy by cold rolling", *Materials Transactions*, Vol.42, No.4, pp.623-632 (2001).
- 2) S. Lee, M. Hun, E. Fleury and J. Lee, "Crystallization-induced plasticity of Cu-Zr containing bulk amorphous alloys", *Acta Materialia*, Vol.54, pp.349-355 (2006).
- 3) K. Hajlaoui, A. R. Yavari, B. Doisneau, A. LeMoulec, W. J. Botta F., G. Vauhan, A. L. Greer, A. Inoue, W. Zhang and A. Kvik, "Shear delocalization and crack blunting of a metallic glass containing nanoparticles : In situ deformation in TEM analysis", *Scripta Materialia*, Vol.54, pp.1829-1834 (2006).
- 4) J. J. Lewandowski and A. L. Greer, "Temperature rise at

- shear bands in metallic glass", *nature materials*, Vol.5, pp.15-18 (2006).
- 5) C. Fan, R. T. Ott and T. C. Hufnagel, "Metallic glass matrix composite with precipitated ductile reinforcement", *Applied physics letters*, Vol.81, No.6, pp.1020-1022 (2002).
- 6) F. Szuecs, C. P. Kim and W. L. Johnson, "Mechanical properties of Zr_{56.2}Ti_{13.8}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5} ductile phase reinforced bulk metallic glass composite", *Acta Materialia*, Vol.49, pp.1507-1513 (2001).
- 7) D. C. Hofmann, J. Y. Suh, A. Wiest, G. Duan, M. L. Lind, M. D. Demetriou and W. L. Johnson, "Designing metallic glass matrix composites with high toughness and tensile ductility", *Nature*, Vol.451, pp.1085-1089 (2008).
- 8) A. V. Sergueeva, N. A. Mara, J. D. Kuntz, E. J. Lavernia and A. K. Mukherjee, "Shear band formation and ductility in bulk metallic glass", *Philosophical Magazine*, Vol.85, No.23, pp.2671-2687 (2005).
- 9) A. V. Sergueeva, N. A. Mara, J. D. Kuntz, D. J. Branagan and A. K. Mukherjee, "Shear band formation and ductility of metallic glasses", *Materials Science and Engineering A*, Vol.383, pp.219-223 (2004).
- 10) Y. Yokoyama, K. Fujita, A. R. Yavari and A. Inoue, "Malleable hypoeutectic Zr-Ni-Cu-Al bulk glassy alloys with tensile plastic elongation at room temperature", *Philosophical Magazine Letters*, Vol.89, No.5, pp.322-334 (2009).
- 11) A. Shirota, H. Tokunaga, K. Fujita, Y. Yokoyama, H. Kimura and A. Inoue, "Strain rate dependence of tensile behavior in hypoeutectic Zr-Cu-Al bulk metallic glass", *The Japan Institute of Metals*, Vol.72, No.9, pp.722-727 (2008).
- 12) T. Mukai, T. G. Nieh, Y. Kawamura, A. Inoue and K. Higashi, "Dynamic response of a Pd₄₀Ni₄₀P₂₀ bulk metallic glass in tension", *Scripta Materialia*, Vol.46, pp.43-47 (2002).
- 13) T. Mukai, T. G. Nieh, Y. Kawamura, A. Inoue and K. Higashi, "Effect of strain rate on compressive behavior of a Pd₄₀Ni₄₀P₂₀ bulk metallic glass", *Intermetallics*, Vol.10, pp.1071-1077 (2002).
- 14) Z. F. Zhang, J. Eckert and L. Schultz, "Difference in compressive and tensile fracture mechanisms of Zr₅₉Cu₂₀Al₁₀Ni₈Ti₃ bulk metallic glass", *Acta Materialia*, Vol.51, pp.1167-1179 (2003).
- 15) J. Zhang, J. M. Park, D. H. Kim and H. S. Kim, "Effect of strain rate on compressive behavior of Ti₄₅Zr₁₆Ni₉Cu₁₀Be₂₀ bulk metallic glass" *Materials Science and Engineering A*, Vol.449-451, pp.290-294 (2007).
- 16) W. H. Li, B. C. Wei, T. H. Zhang, D. M. Xing, L. C. Zhang and Y. R. Wang, "Study of serrated flow and plastic deformation in metallic glasses through instrumented indentation", *Intermetallics*, Vol.15, pp.706-710 (2007).
- 17) C. A. Schuh and T. G. Nieh, "A nanoindentation study of serrated flow in bulk metallic glasses", *Acta Materialia*, Vol.51, pp.87-99 (2003).