バルク金属ガラスの高速変形応答[†]

向 井 敏 司*

Deformation Behavior of Bulk Metallic Glasses at High Strain Rates

by

Toshiji MUKAI*

Key words : Bulk metallic glass, Mechanical properties, High strain rate, Inhomogeneous deformation, Shear band, Strain rate sensitivity

1 はじめに

バルク金属ガラスはアモルファス構造からなり、一般に知られている金属材料のような多結晶構造を持たないことから、その機械的性質が大きく異なる。例えば、転位などの構造欠陥が存在しないため、室温付近ではヤング率の2%程度の高強度を示す合金が多い。最近では、4 GPaを超える高強度を示すFe系バルク金属ガラスが創製されている。¹⁾ また、アモルファス構造に由来して、原子間隔が疎な領域と密な領域が混在するため、ヤング率は結晶金属材料と比較して、約1/3～1/2程度の低い値を示すことが知られている。

その他、金属ガラスの特徴として、融点以下で結晶化が開始する温度（結晶化温度： T_x ）と、材料固有のガラス遷移領域を示す温度範囲を有することが挙げられる。このガラス遷移領域はガラス遷移温度（ T_g ）および結晶化温度間の温度域として示され、この温度範囲において、金属ガラスはニュートン粘性を示す過冷却液体状態となる。そのため、ガラス遷移領域での変形に要する流動応力は著しく低くなると同時に、高いひずみ速度依存性を示し、ひずみ速度感受性指数（ $m=d \log \sigma / d \log \dot{\epsilon}$ ）であれば、1に近い値を示す。その結果、例えば、水あめの様な流動状態となるため、複雑な3次元形状へも容易に加工が可能となる。最近では、この特徴を活かして、マイクロ金型を用いたサブミクロンスケールの形状転写²⁾やMEMSへの応用が期待されるマイクロ・ギアなどが成形されている。しかしながら、結晶化温度以上では、高体積率のナノ結晶相がアモルファス構造内部に形成され、その粒内へき開がぜい化の要因となるため、強度の増加とともに延性が低下することが報告されている。³⁾

他方、ガラス遷移温度以下では、構成原子の移動による均一変形は困難となり、せん断帯（shear band）の形成による局所的な変形を生ずる。バルク金属ガラスの利点である高強度とガラス遷移領域における成形性を構造用途へ活かすためには、一般の使用環境である室温付近での信頼性付与が肝要である。そのため、近年では

バルク金属ガラスの疲労強度⁴⁾ 破壊じん性⁵⁾ 衝撃強度や延性などの信頼性評価に関する研究も推進されており、各種応力作用下におけるせん断帯の形成および進展との相関性が議論されている。本稿では、バルク金属ガラスの室温付近における変形挙動とひずみ速度が及ぼす影響、特に、衝撃荷重が作用する際の変形応答について紹介する。

2 バルク金属ガラスの室温変形挙動

金属ガラスは組成や冷却速度などに応じて、化学的ポテンシャルの揺らぎが変化するため、せん断帯の形成頻度に差異を生ずることが指摘されている。⁶⁾ 最近では、透過型電子顕微鏡による詳細な組織観察⁷⁾や分子動力学シミュレーション⁸⁾により、せん断帯の幅は数10 nmであることが報告されており、その形成過程が検討されている。他方、異なる相の存在により、せん断帯の形成や進展の頻度が変化することが指摘されている。例えば、高体積率のナノ結晶が内在するCu₅₀Zr₅₀合金では、せん断帯が比較的に多く形成されることにより、圧縮による塑性ひずみが50%以上に及ぶことが報告されている。⁹⁾ したがって、せん断帯の形成およびその進展を制御することにより、室温付近での塑性変形能を改良できる可能性が高いものと考えられる。しかしながら、せん断帯の形成メカニズムやマイクロクラックとならずに、ある変位を生じた後に停止する要因など、不明な点が数多く残されている。最近では、せん断帯の形成過程で、その内部にナノ結晶が形成され、粘性が変化することでせん断帯が停止する可能性が指摘されている。¹⁰⁾

図1に比較的広いガラス遷移領域を有するバルク金属ガラスの典型例であるPd₄₀Ni₄₀P₂₀合金を準静的ひずみ速度 10^{-3} s^{-1} にて圧縮変形した際に形成されるせん断帯を示す。試験片側面に見られる斜線状の模様は、表面に露出したせん断帯の痕跡であり、その多くが交差している様子が認められる。この試験により得られた応力-ひずみ関係の一部を図2に示す。変形とともに応力は振動し、いわゆる、セレーションを示す。応力は低下した後、単調増加し、ある応力値に達した後に再度低下する

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

* 正 会 員 (御物質・材料研究機構新構造材料センター 〒305-0047 つくば市千現, Structural Metals Center, National Inst. for Materials Science, Sengen, Tsukuba, 305-0047)

図1 Pd₄₀Ni₄₀P₂₀合金を圧縮変形した際に形成されるせん断帯の様子

図2 準静的ひずみ速度で圧縮した際の応力-ひずみ関係例

応答が繰り返し発現している。ここでの応力の増加率は、変形初期の傾き、すなわち、材料固有の弾性率と同等である。また、材料内部に蓄積されたエネルギーが限界値に達した後にせん断帯内部で発生するすべり変形により解放され、応力が低下している。再度の応力増加は、ある面で形成されたせん断帯がその他のせん断帯と交差し、相互作用を起こす等により停止することに起因している。例えば、せん断帯の一部でクラックが形成された場合でも、他のせん断帯との交差により固着される可能性があることが指摘されている。¹¹⁾ したがって、バルク金属ガラスを圧縮した際に発現する塑性変形は見かけ上のものであると考えられる。また、このような圧縮変形に伴うせん断帯の相互作用と応力セレーションの発現に相関性があることは、実験事実のみならず、分子動力学法による圧縮変形シミュレーションでも確認されている。¹²⁾

3 高速変形応答

3・1 高速（衝撃）試験法

一般に材料が衝撃荷重を受けて変形する場合の応力は、内部を伝ばする波として捉えることが必要となる。すなわち、荷重が作用する際の現象を短いサンプリング時間で補足することが必要となり、弾性あるいは塑性応力波の伝ばを高精度で測定することが肝要となる。例え

ば、自動車の衝突時に構造部材へ局所的に作用するひずみ速度は $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ オーダーであるとされているが、このひずみ速度範囲における材料の変形応答を知ることは構造部材の安全設計に重要な役割を果たす。変形応答の測定には、簡便さが要求される場合や実寸法部材など大型試験片の使用が必要とされる場合には、落錘型試験機やサーボ駆動油圧式試験機を用いられることが多い。これらの試験機では、荷重の計測に所定長さのロードセルを用いるため、ロードセル中を伝ばする応力波の干渉を避けることが出来ず、荷重-変位曲線には材料が本来有する機械的性質以外の計測方法に起因する擾乱が現れる。そのため、最近では、応力波の擾乱が少ない検力ブロック式試験法が提案されている。¹³⁾

他方、試験片サイズに制約はあるが、応力波の擾乱が比較的少ない試験方法として、ホプキンソン棒法 (split Hopkinson pressure bar) が古くから用いられている。ホプキンソン棒法は図3に示すようなシステム概略からなる衝撃試験法である。この方法では、2本の弾性棒（以下では応力棒と呼ぶ）の間に試験片を挟み込み、一方の応力棒である入力棒 (incident bar) の一端に打撃棒 (striker bar) を衝突させ、端面で衝撃圧縮応力を発生させる。発生した応力は、応力棒中を弾性波として伝ばし、入力棒ともう一方の出力棒 (transmitted bar) との間に挟みつけた試験片を変形させる。変形に要した応力は出力棒へ透過波 (transmitted pulse) として伝ばし、残りは反射波 (reflected pulse) として入力棒中を伝ばする。図4に例示するように、各棒を伝ばする応力波は棒表面に貼り付けたひずみゲージから計測し、試験片の変形に要した応力、ひずみ速度およびひずみを以下の式 (1)～(3) により算出する。¹⁴⁾

$$\sigma(t) = \frac{AE}{2A_s} \left\{ \varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t) \right\} \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{c_b}{l_s} \left\{ -\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t) \right\} \quad (2)$$

$$\varepsilon(t) = \int \dot{\varepsilon}(t) dt \quad (3)$$

ここで、 A は応力棒の断面積、 A_s は試験片の断面積、 E は応力棒のヤング率、 c_b は応力棒中の弾性波伝ば速度、 l_s は試験片高さ、 ε_i , ε_r , ε_t はそれぞれ、入射ひずみ、反射ひずみ、透過ひずみである。また、図4では便宜上、圧縮応力の位相を反転し、正の値として表示しているが、実際の応力は負の値であることに留意されたい。ホプキンソン棒法では、図4に示すようなランプ状の応力波を入射することにより、干渉が起こらない波長の応力を負荷することが可能であるため、材料の衝撃変形応力を高い精度で計測することができる。その反面、応力波長に限りがあるため、衝撃荷重を付与可能な時間が限られており、試験片の寸法は静的試験で用いられているものと比較して1オーダー程度小さいという制限がある。また、バルク金属ガラスのように高強度でもろい材料の圧縮試験に際しては、応力棒端面の局所的な塑性変形を

図3 ホプキンソン棒法衝撃圧縮試験機の概略図

図4 バルク金属ガラスについてホプキンソン棒法衝撃圧縮試験により測定される応力波形の例¹⁶⁾

防ぐため、供試材の圧縮破断応力よりも高い降伏応力を示す炭化タングステン¹⁵⁾やマルエージング鋼時効材¹⁶⁾などを応力棒端面に装着し、試験が実施されている。ホプキンソン棒法の詳細については、参考文献¹⁴⁾を参照されたい。また、これまで試験方法には様々な改良がなされており、引張試験^{17, 18)}や三点曲げ試験¹⁹⁾のみならず、所定のひずみ量を付与するリカバリー法²⁰⁾などが提案されており、バルク金属ガラスの高速変形応答を高精度で計測する有効な手段であると考えられる。

3・2 バルク金属ガラスの高速変形応答

せん断帯の形成に及ぼす変形速度の影響について知ることは、せん断帯の進展と停止のメカニズムを把握

し、バルク金属ガラスが有する見かけ上の塑性変形能を改善する上で有効な知見となる。現在のところ、バルク金属ガラスの高速変形応答に対する合金組成の影響については、試験データ数が限られているため、統一的な見解は得られていない。例えば、ZrTiCuNiBe系バルク金属ガラスでは、圧縮応力はひずみ速度依存性を示さないことが報告されている。²¹⁾一方で、ZrTiCuNiAl系²²⁾やPd₄₀Ni₄₀P₂₀合金¹⁶⁾に衝撃荷重が作用する場合の圧縮応力は準静的荷重が作用する場合と比較して、約2割程度低下することが報告されている。その一因として、材料の降伏応力以下、例えば降伏応力の8割程度の応力が作用した時点でせん断帯が形成され、相互作用が起こる前に破断する可能性が指摘されている。¹⁶⁾このような金属ガラスでは、化学的ポテンシャルの揺らぎが比較的大きく、せん断帯を形成しやすい部位を内在しているものと考えられる。以上のようなひずみ速度依存性の差異は、せん断帯の形成メカニズムと関連が深いものと考えられるため、特定の合金種について、せん断帯形成の頻度が異なる材料を準備し、変形応答のひずみ速度依存性を系統的に明らかにすることが今後の課題である。

バルク金属ガラスを衝撃試験する際には、試験片の形状にも注意が必要である。準静的ひずみ速度で圧縮試験を行う際に、試験片のアスペクト比(試験片高さ/直径)が圧縮変形時の見かけ上の塑性ひずみに影響することが報告されている。アスペクト比が1以下の場合には、せん断帯の一端が治具との接触面で拘束されるため、クラックが形成される前にその他のせん断帯が活動し、相互作用を起こすことで早期破断が回避され、見かけ上の塑性変形能が現れることがその要因である。他方、多結晶金属材料を衝撃圧縮試験する場合には、外周方向への慣性による分散の影響を低減するため、アスペクト比0.5～1.0の試験片が用いられる。¹⁴⁾したがって、1.0以上のアスペクト比を有する試験片を用いて、分散の影響が少なく、かつ、擾乱の少ない高速変形応答を測定するためには、有効なひずみ速度に上限があることに注意する必要がある。例えば、Zr基金属ガラスについて、アスペクト比1.5～2.0の試験片を用い、分散の影響が現れないひずみ速度として、 $3.1 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 以下で圧縮変形応答を評価すると、負のひずみ速度依存性が現れないことが報告されている。²¹⁾

また、ホプキンソン棒法試験では、入力波の立ち上がり急峻であるほど、所定のひずみ速度に到達する時間を短くすることが可能となるが、急峻であればあるほど、応力棒間の接触状態の影響などにより、立ち上がり時に応力振動を生じやすくなる。衝撃試験時のバルク金属ガラスは準静的試験の場合と比較して、ほとんど塑性ひずみを生じないため、図4の例であれば、50μs程度の短時間での計測が必要となる。そのため、これまでに実施されている衝撃試験の多くは、パルスシェイパー(pulse shaper)として、銅やアルミニウムなどの微小プレート(打撃棒接触面の緩衝材)として用いることにより、立ち上がりが緩く、乱れの少ない応力波を入射する

図5 異なるひずみ速度で圧縮した際に得られる公称応力-ひずみ関係の例¹⁶⁾

工夫がなされている。¹⁵⁾ 図4はアルミニウムのパルスシェイパーを入力棒と打撃棒の接触端面間に設置した場合に得られる入射波 (incident pulse) の例である。また、衝撃圧縮試験後に試験片側面や破面の観察を行うため、所定の変位以上の変形を防ぐためのストップリング (図3参照) の使用や、¹⁶⁾ 反射波を吸収し、2回以上の圧縮負荷を防ぐ運動量除去 (momentum trap) が行われている。¹⁵⁾ 図4に示す反射波 (reflected pulse) では、試験片の変形に伴い応力の絶対値は減少するが、試験片の破断時点からその絶対値は急増している。その後の急激な応力絶対値の低下は応力棒がストップリングに接触したことによるものである。接触後の絶対値は零に近い値となるため、この時点から試験片には応力が作用していないことが判る。また、透過波 (transmitted pulse) の応力が最大値を示す時点と反射波における破断時点が一致していることから、試験片は最大応力を示した時点で破断していることが判る。Pd₄₀Ni₄₀P₂₀ 合金を衝撃圧縮試験して得られる公称応力-公称ひずみ関係を準静的試験の結果と併せて図5に示す。準静的ひずみ速度では、多くのバルク金属ガラスについて報告されている応力セレーションと見かけ上の塑性ひずみが発現している

図6 最大応力のひずみ速度依存性の例^{15), 16), 21), 22), 28)}

図7 室温からガラス遷移温度範囲における Zr 基金属ガラスの最大応力のひずみ速度依存性の例²⁵⁾

が、ひずみ速度の増加に伴い、セレーションの振幅が減少するとともに、応力低下と塑性ひずみの減少がみられる。このような、セレーション振幅の減少はナノインデントレーション試験でも現れることが報告されている。²³⁾ また、高ひずみ速度における応力-ひずみ曲線では、セレーションが認められないため、複数のせん断帯が相互作用により進展と停止を繰り返すことは考え難い結果となっている。このような、ひずみ速度の増加に伴う塑性ひずみの減少は、その他の単相バルク金属ガラスについても報告されており、高速変形応答でみられる特徴の一つである。

3・3 内部組織形態とせん断帯形成頻度の関係

最大応力のひずみ速度依存性について、これまで報告されている実験結果の例を図6に示す。最大応力の速度依存性を材料の組織形態により分類すると、以下のようになる。

(i) 単相バルク金属ガラス^{15), 16), 20)~25)}ならびにナノ結晶相などを含む in-situ 複相バルク金属ガラス^{3), 26)}では、最大応力はひずみ速度依存性を示さない、あるいは、負のひずみ速度依存性を示す。

(ii) タングステン多結晶粒子やワイヤーとバルク金属ガラスの複合材料^{27), 28)}では、多結晶複合相の体積率が60~70%と高い場合に、最大応力は正のひずみ速度依存性を示す。

金属ガラスを室温で圧縮試験した際に形成される破面の例を図8に示す。¹⁶⁾ ひずみ速度に依らず、破面には金属ガラスの特徴である葉脈状模様のベインパターン (vein pattern) が認められる。準静的ひずみ速度で圧縮試験した結果見られる断続的すべり変形の痕跡が衝撃ひずみ速度では現れないことから、応力セレーションが起こらず破断に至っていることが推察される。また、低倍率像から明らかなように、破面は単一の面ではなく、複雑な凹凸を呈しているため、衝撃荷重下においても、多数のせん断帯が同時に活動し、比較的結合の弱い

せん断体が連結して破断していることが示唆されている。

Zr 基金属ガラスについて、室温からガラス遷移温度範囲で最大応力のひずみ速度依存性が調べられた例を図7に示す。²⁵⁾ 準静的ひずみ速度域では、粘性流動を示唆する1に近いひずみ速度感受性指数が現れているが、 10^{-1} s^{-1} 以上のひずみ速度域では、ひずみ速度依存性は零もしくは、わずかながら負のひずみ速度依存性を示している。また、変形後の試験片観察から、 10^2 s^{-1} 以上のひずみ速度範囲では、ガラス遷移温度域でもせん断帯の形成による不均一変形が起こることが報告されている。

以上のことから、単相金属ガラスであれば、その構成原子の移動度を上げるような材料設計のみでは、衝撃荷重下での延性を増加させることは困難であることが推察される。そのため、金属ガラスの衝撃荷重下における延性を増加させるためには、せん断帯の形成は避けることが出来ないものと認識して、その発生箇所を飛躍的に増加させることや、せん断帯の進展を効果的にブロックし、ひずみエネルギーを分散させることが可能な相を

複合化することなどの材料設計が重要となる。そのため、計算シミュレーションの併用による最適原子配置の設計や分散相の種類と分布の最適化などが今後の課題として挙げられる。

4 お わ り に

金属ガラスがバルク化され、その高強度など優れた機械的性質を活用することに期待が持たれている。最近では、比較的大型のバルク金属ガラスが創製されており、種々の機械的性質を評価することが可能となりつつある。バルク金属ガラスの適用範囲を拡大するためには、疲労強度、破壊じん性、衝撃延性など信頼性の指標となる特性について、ばらつきの少ない評価データを蓄積することが必要である。また、試験室レベルの微小試験片評価から、金属ガラスの高強度化のみならず、上記の機械的諸特性を引き上げるために有効な内部構造が見出されつつあり、今後の研究進展に期待が持たれる。

本稿でまとめられた知見の一部は文部科学省科学研究費補助金特定領域研究「金属ガラスの材料科学」ならびに東北大学金属材料研究所共同利用による研究の中で得られたものである。ここに謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) A. Inoue, B. L. Shen and C. T. Chang, "Super-high strength of over 4000 MPa for Fe-based bulk glassy alloys in $[(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_{0.75}\text{B}_{0.2}\text{Si}_{0.05}]_{96}\text{Nb}_4$ system", *Acta Materialia*, Vol.52, pp.4093-4099 (2004).
- 2) Y. Saotome, Y. Fukuda, I. Yamaguchi and A. Inoue, "Superplastic nanoforming of optical components of Pt-based metallic glass", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol.434-435, pp.97-101 (2007).
- 3) N. Nagendra, U. Ramamurty, T. T. Goh, and Y. Li, "Effect of crystallinity on the impact toughness of a La-based bulk metallic glass", *Acta Materialia*, Vol.48, pp.2603-2615 (2000).
- 4) Y. Nakai and S. Hosomi, "Fatigue Crack Initiation and Small-Crack Propagation in Zr-Based Bulk Metallic Glass", *Materials Transactions*, Vol.48, pp.1770-1773 (2007).
- 5) Y. Yokoyama, T. Yamasaki, P. K. Liaw and A. Inoue, "Study of the structural relaxation-induced embrittlement of hypoeutectic Zr-Cu-Al ternary bulk glassy alloys", *Acta Materialia*, Vol.56, pp.6097-6108 (2008).
- 6) G. Kumar, T. Ohkubo, T. Mukai and K. Hono, "Plasticity and microstructure of Zr-Cu-Al bulk metallic glasses", *Scripta Materialia*, Vol.57, pp.173-176 (2007).
- 7) K. Hajlaoui, A. R. Yavari, B. Doisneau, A. LeMoulec, W. J. Botta F., G. Vaughan, A.L. Greer, A. Inoue, W. Zhang, A. Kvik, "Shear delocalization and crack blunting of a metallic glass containing nano particles: In situ deformation in TEM analysis", *Scripta Materialia*, Vol.54, pp.1829-1834 (2006).
- 8) S. Ogata, F. Shimizu, J. Li, M. Wakeda and Y. Shibutani, "Atomistic simulation of shear localization in Cu-Zr bulk metallic glass", *Intermetallics*, Vol.14, pp.1033-1037 (2006).

図8 室温で圧縮試験した際に形成される破面の例¹⁶⁾

- (a) 準静的ひずみ速度 (10^{-3} s^{-1}),
- (b) 衝撃ひずみ速度 ($2.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$)

- 9) A. Inoue, W. Zhang, T. Tsurui, A. R. Yavari and A. L. Greer, "Unusual room-temperature compressive plasticity in nanocrystal-toughened bulk copper-zirconium glass", *Philosophical Magazine Letters*, Vol.85, pp.221-229 (2005).
- 10) J. Saida, A. D. H. Setyawan, H. Kato and A. Inoue, "Nanoscale multistep shear formation by deformation-induced nanocrystallization in Zr-Al-Ni-Pd bulk metallic glass", *Applied Physics Letters*, Vol.87, 151907 (2005).
- 11) K. Mondal, T. Ohkubo, T. Mukai and K. Hono, "Large apparent compressive strain of metallic glasses", *Philosophical Magazine Letters*, Vol.87, pp.625-635 (2007).
- 12) M. Wakeda, Y. Shibutani and S. Ogata, "Atomic formation mechanism of multiple shear bands in amorphous metals", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.57, pp.119-125 (2008).
- 13) S. Tanimura, T. Umeda and K. Mimura, "Bounds of application of the sensing block method for measuring dynamic load", *Nippon Kikai Gakkai Ronbunshu, A Hen/Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Part A*, Vol.68, pp.1767-1774 (2002).
- 14) G. T. Gray III, "Classic Split-Hopkinson Pressure Bar Testing", *ASM Handbook, Vol.8, Mechanical Testing and Evaluation*, (ASM International, Ohio), pp.462-476 (2000).
- 15) G. Subhash, R. J. Dowding, L. J. Kecskes, "Characterization of uniaxial compressive response of bulk amorphous Zr-Ti-Cu-Ni-Be alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol.334, pp.33-40 (2002).
- 16) 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).
- 17) K. Ogawa and F. Sugiyama, "Investigation of impact tensile test using the Split-Hopkinson bar", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.53, pp.560-565 (2004).
- 18) T. Yokoyama, "Impact tensile stress-strain characteristics of wrought magnesium alloys", *STRAIN*, Vol.39, pp.167-175 (2005).
- 19) K. Ogawa, A. Kuraishi, T. Nishida and F. Sugiyama, "Impact three-point bending test of a continuous carbon fiber-reinforced silicon nitride", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.45, pp.799-804 (1996).
- 20) S. Nemat-Nasser, "Recovery Hopkinson Bar Techniques", *ASM Handbook, Vol.8, Mechanical Testing and Evaluation*, (ASM International, Ohio), pp.477-487 (2000).
- 21) H. A. Bruck, A. J. Rosakis and W. L. Johnson, "The dynamic compressive behavior of beryllium bearing bulk metallic glasses", *Journal of Materials Research*, Vol.11, pp.503-511 (1996).
- 22) T. C. Hufnagel, T. Jiao, Y. Li, L-Q. Xing and K.T. Ramesh, "Deformation and failure of Zr₅₇Ti₅Cu₂₀Ni₈Al₁₀ bulk metallic glass under quasi-static and dynamic compression", *Journal of Materials Research*, Vol.17, pp.1441-1445 (2002).
- 23) C. A. Schuh, A. S. Argon, T. G. Nieh and J. Wadsworth, "The transition from localized to homogeneous plasticity during nanoindentation of an amorphous metal", *Philosophical Magazine Letters*, Vol.83, pp.2585-2597 (2003).
- 24) 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).
- 25) J. Lu, G. Ravichandran and W. L. Johnson, "Deformation behavior of the Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni₁₀Be_{22.5} bulk metallic glass over a wide range of strain-rates and temperatures", *Acta Materialia*, Vol.51, pp.3429-3443 (2003).
- 26) X. Gu, T. Jiao, L. J. Kecskes, R. H. Woodman, C. Fan, K. T. Ramesh and T. C. Hufnagel, "Crystallization and mechanical behavior of (Hf, Zr)-Ti-Cu-Ni-Al metallic glasses", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol.317, pp.112-117 (2003).
- 27) H. Li, G. Subhash, L. J. Kecskes and R. J. Dowding, "Mechanical behavior of tungsten preform reinforced bulk metallic glass composite", *Materials Science and Engineering: A*, Vol.403, pp.134-143 (2005).
- 28) M. Martin, L. Meyer, L. Kecskes and N. N. Thadhani, "Uniaxial and biaxial compressive response of a bulk metallic glass composite over a range of strain rates and temperatures", *Journal of Materials Research*, Vol.24, pp.66-78 (2009).