

Cu 基块状非晶晶化过程的微区变形及力学性能

李春燕^{1,2}, 寇生中^{1,2}, 胡勇^{1,2}, 丁雨田^{1,2}, 许广济¹

- (1. 兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 兰州 730050;
2. 兰州理工大学 有色金属合金省部共建教育部重点实验室, 兰州 730050)

摘要: 在玻璃转变温度以下选择 350、400、475 及 600 K 进行 1 h 的等温退火, 用纳米压痕仪、扫描电镜等研究 Cu 基块状非晶晶化过程的力学性能及变形。Cu 基块状非晶在纳米压头作用下体现弹-塑性变形方式, 载荷-位移曲线和压痕周边多重剪切带的特征证明了塑性变形的存在。350 K 退火试样具有较大的压痕硬度 HV 和弹性模量 E 值及较小的塑性变形量 d_n 值; 400 K 退火后, HV 和 E 值显著减小, d_n 值明显增大; 475 K 退火后, 有少量晶体相析出, 但合金以非晶的特性为主, HV 和 E 值继续减小, d_n 值继续增大; 600 K 退火后, 晶体相进一步长大和析出, 其固溶强化和弥散强化使合金的 HV 和 E 值有所增加, d_n 值略有减小。对塑性变形机理进行了初步分析。

关键词: Cu 基块状非晶; 晶化; 纳米压痕; 变形; 力学性能

中图分类号: TG 139.8

文献标识码: A

Deformation and mechanical properties of Cu-based bulk metallic glasses during crystallization

LI Chun-yan^{1,2}, KOU Sheng-zhong^{1,2}, HU Yong^{1,2}, DING Yu-tian^{1,2}, XU Guang-ji¹

- (1. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;
2. Key Laboratory of Non-ferrous Metal Alloys, Ministry of Education, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 73005, China)

Abstract: 350, 400, 475 and 600 K below glass transition temperature were chosen for isothermal annealing for 1 h. Mechanical properties and deformation of Cu-based bulk metallic glasses(BMGs) during crystallization were studied with nanoindentation instrument and scanning electron microscope(SEM). The results indicate Cu-based BMGs deform in elastic-plastic modes under a nanoindenter. Load-displacement curve and multiple shear bands around a nanoindenter confirm the existence of plastic deformation. The sample annealed at 350 K exhibits higher microhardness(HV), elastic modulus(E), and lower plastic deformation(d_n); HV and E values decrease and d_n value increases significantly at 400 K; crystal phases exist at 475 K, but the major properties of the alloy is amorphous. HV and E values reduce and d_n value increases continually; with growth and precipitation of crystal phases at 600 K, solid solution strengthening and dispersion strengthening of the phases slightly augment HV and E values, and reduce d_n value. The plastic deformation mechanism during crystallization is preliminarily analyzed.

Key words: Cu-based bulk metallic glass; crystallization; nanoindentation; deformation; mechanical properties

20 世纪 90 年代以来, 出现了毫米级乃至厘米级 块状非晶^[1-4], 人们对块状非晶的拉伸、压缩、疲劳、

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50371016)

收稿日期: 2007-01-22; **修订日期:** 2007-07-13

通讯作者: 寇生中, 教授, 博士; 电话: 0931-2973942; E-mail: kousz@lut.cn

冲击等性能进行了广泛的研究^[5-8]。但这些研究大都围绕块状非晶的宏观变形及性能进行, 对非晶的微观变形及性能研究较少。纳米压痕法是近年来出现的一种测试材料微区力学性能的新方法, 被广泛用于研究固体材料的力学性质。与传统的显微硬度测试法不同, 纳米压痕法可测出载荷—位移曲线, 根据该曲线可确定材料某一微区的硬度、弹性模量, 并且可以确定其变形特点。此外, 还可以根据压痕周边的变形情况为分析材料的变形机理提供有价值的信息。人们对淬态的块状非晶合金微区(压头作用区)表面所产生的塑性变形以及压痕周围的变形情况(剪切带)已有不少研究^[9-16], 但对块状非晶合金晶化过程中微区的力学性能及其变形情况的研究相对较少。Cu 基块状非晶是准脆性材料, 单轴压缩时承受正压力, 仅发生较小的塑性变形。而用纳米压痕法研究时, 试样承受多轴应力束缚, 能够发生显著的塑性变形, 并提供更多的塑性变形过程的信息, 从而有助于深入研究非晶的塑性变形机理。本文作者以 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶合金为研究对象, 采用纳米压痕法研究其晶化过程的微区变形特点及力学性能, 并对其塑性变形机理进行初步分析。

1 实验

选用 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ (摩尔分数, %)块状非晶合金作为实验材料, 所用原材料纯度大于 99.8%。采用冷坩埚悬浮熔炼设备熔炼母合金, 用铜模吸铸法熔铸直径为 $d 4 \text{ mm}$ 的圆棒非晶试样。熔炼和吸铸过程均在氩气保护气氛中进行。由 NETZSCH STA 449C 型差热扫描量热计(DSC)测定出 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶合金的玻璃转变温度 T_g 为 723 K, 晶化温度 T_x 为 773 K。退火实验在真空退火炉中氩气保护下进行, 退火温度在低于 T_g 温度选择, 分别为 350、400、475 和 600K, 退火时保温时间为 1 h。由 D/max-2400 型大功率转靶衍射仪(XRD)进行试样晶化过程的结构分析。

纳米压痕试样的尺寸为 $d 4 \text{ mm} \times 1 \text{ mm}$, 采用金刚石无齿锯从圆棒上截取, 然后将试样磨平并抛光。利用 NANOTEST600 型纳米压痕仪分别测定试样在淬态、350、400、475 和 600 K 退火试样的载荷—位移曲线, 由此得到试样晶化过程的硬度 HV 及弹性模量 E 值。纳米压痕仪压入深度为 1 000 nm, 测量值为 5 个点的平均值。压痕周边的变形情况采用 JSM-5600LV 型低真空扫描电子显微镜进行观察。

2 实验结果

2.1 XRD 分析

淬态、350、400、475 和 600 K 退火态试样的 XRD 分析结果如图 1 所示。可以看出, 淬态、350 与 400 K 等温退火试样的衍射谱都由典型的非晶的漫散射峰组成, 没有明显的与结晶相相对应的衍射峰, 说明为完全非晶结构; 475 K 等温退火试样的衍射图出现明显的与结晶相对应的衍射峰, 该相标定为 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, 表明 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶合金在 475 K 退火后已经发生晶化; 600 K 等温退火试样的结晶相衍射峰明显增强增多, 而且同样标定为的二元相 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 。

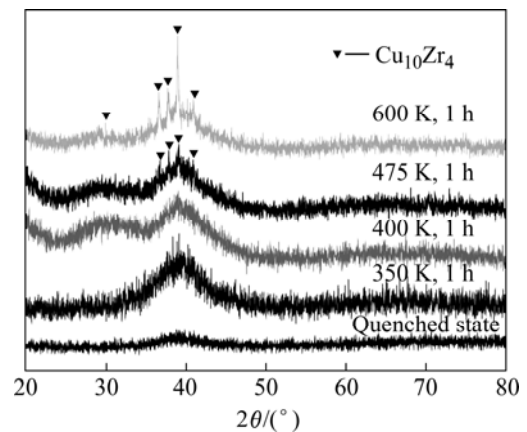


图 1 不同温度等温退火试样的 XRD 谱

Fig.1 XRD patterns of samples after annealing at different temperatures

2.2 晶化过程的微区变形及力学性能

图 2 所示为 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶合金淬态样的加载和卸载的载荷—位移曲线。可以看出, 加载与卸载曲线均具有非线性特性, 但两者并没有重合。卸载时弹性变形只恢复了一部分, 表明其余部分发生了塑性变形。为了定量地表征塑性变形的大小, 以卸载曲线和位移轴的交点与零点的距离即最大残留位移 d_n 为塑性变形的表征参数。 d_n 越大, 变形回复值越小, 说明永久变形量越大。350、400、475 及 600 K 退火试样的载荷—位移曲线也有同样的特征, 表 1 列出了各个状态试样的塑性变形量 d_n 、硬度 HV 及弹性模量 E 的值。

硬度 HV 和弹性模量 E 与退火温度 T 的关系如图 3 所示。可见, $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶合金经过不同温度的退火处理后, HV 和 E 具有相同的变化趋势。350

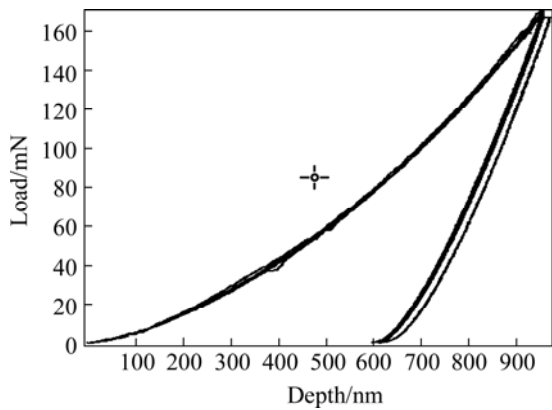


图2 Cu₅₀Zr₄₂Al₈ 块状非晶合金淬态样的载荷—位移曲线
Fig.2 Load-displacement curves of Cu₅₀Zr₄₂Al₈ BMG

表1 Cu₅₀Zr₄₂Al₈ 合金的纳米压痕实验参数

Table 1 Nanoindentation parameters of Cu₅₀Zr₄₂Al₈ alloy after annealing at different temperatures

Annealing technology	d_n /nm	HV/GPa	E /GPa
Quenched state	775	8.0	148
350 K, 1 h	423	10.1	221
400 K, 1 h	828	6.3	160
475 K, 1 h	887	4.3	102
600 K, 1 h	857	4.5	105

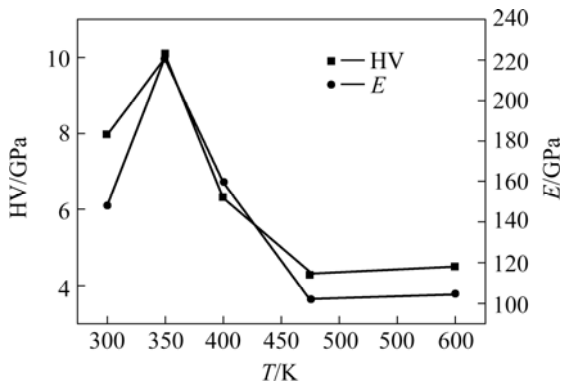


图3 Cu₅₀Zr₄₂Al₈ 合金的 HV、 E 与 T 的关系
Fig.3 HV and E as function of T of Cu₅₀Zr₄₂Al₈ alloy

K 退火试样的 HV 和 E 值最大; 400 K 退火试样的 HV 和 E 值开始变小; 475 K 退火试样的 HV 和 E 值降到最小; 600 K 退火试样的 HV 和 E 值稍有增加。

图4所示为塑性变形 d_n 与退火温度 T 的关系。可以看出, d_n 的变化趋势与 HV 和 E 的变化趋势相反。350 K 退火试样的 d_n 值最小, 表明只发生很小的塑性变形; 400 K 退火试样的 d_n 值明显增大, 说明此时发

生较大的塑性变形; 475 K 退火试样的 d_n 值继续增加, 表明发生更大的塑性变形; 600 K 退火试样的 d_n 值略有减小, 表明塑性变形的程度稍有减少。

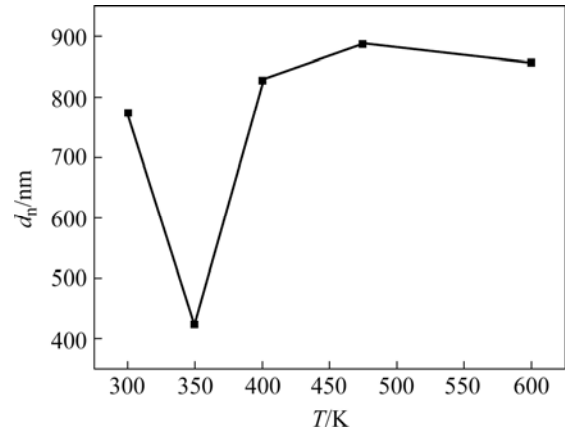


图4 Cu₅₀Zr₄₂Al₈ 合金的 d_n 与 T 的关系
Fig.4 d_n as function of T of Cu₅₀Zr₄₂Al₈ alloy

图5所示为 Cu₅₀Zr₄₂Al₈ 块状非晶合金试样 400 K 的纳米压痕及周围变形的 SEM 像, 可以看出三角形压痕一边存在多个圆环, 每个圆环高低不平表现为“堆起(pile-up)”。这种堆起应看作是压头作用下压痕周围形成的剪切带, 并且这些剪切带高度局域化(仅在压痕周围形成)。堆起还呈现波纹状, 这是非晶在变形过程中的粘性流动行为, 粘性流动行为越强表明发生的塑性变形越明显。这些在纳米压痕条件下的变形行为与拉伸、压缩等变形行为不同的是, 后者表现为单一剪切带及弹性-断裂行为, 而前者表现为多重剪切带及弹-塑性行为^[15]。

图6所示为 Cu₅₀Zr₄₂Al₈ 块状非晶合金在 475 K 退

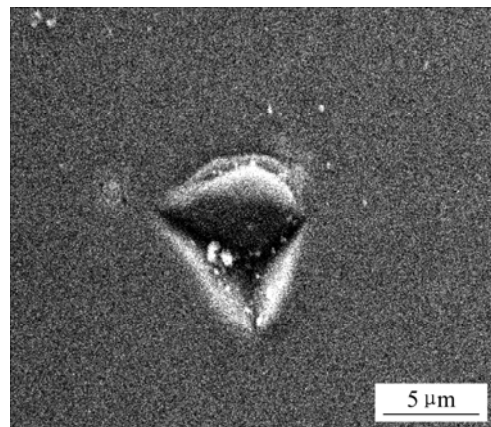


图5 Cu₅₀Zr₄₂Al₈ 块状非晶合金 400 K 退火后的压痕周边形貌
Fig.5 Deformation morphology around indent of Cu₅₀Zr₄₂Al₈ BMG after annealing at 400 K

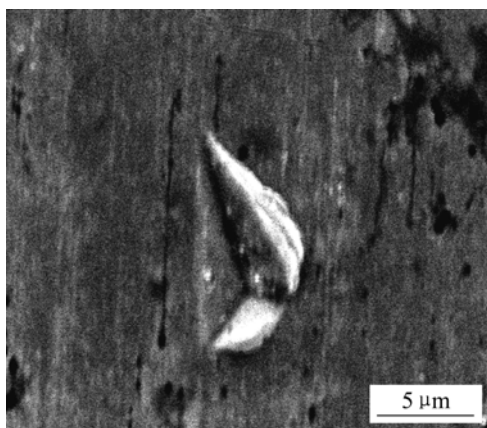


图 6 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶合金 475 K 退火后的压痕周边形貌

Fig.6 Deformation morphology around indent of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ BMG after annealing at 475 K

火后的压痕形貌, 从图 6 可以观察到三角形压痕两侧存在明显的堆起或波纹, 即三角形两侧都产生明显的剪切带, 表明 475 K 退火试样与 400 K 退火试样相比较发生了更大的塑性变形, 与图 4 结果吻合。

3 分析与讨论

3.1 晶化过程的硬度变化

研究表明^[17-18], 在 T_g 以下退火(未发生晶化), 非晶合金的热、磁、电及力学性能等几乎所有的性能都发生改变。就力学性能而言, 硬度随退火温度的提高而提高, 这在薄带及块状非晶中的研究中已得到证明。本研究表明: 试样在 T_g 以下不同温度进行保温 1 h 的退火处理后, HV 值在 350 K 退火后(未发生晶化)是增大的, 而在 400 K 退火后(未发生晶化)又是减小的, 与人们的研究结果不符。

$\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶在 350 K 退火时发生了结构弛豫, 研究表明: 结构弛豫过程中原子发生的聚集重排大大提高了非晶中的有序度, 从而产生更多更大的有序原子团簇(cluster)。Chen 等^[19]提出, 非晶是由具有大自由体积且高局域自由能的类液区及具有小自由体积且低局域自由能的类固区所组成。Cohen 等^[20-21]根据逾渗理论并结合自由体积的概念提出了非晶的平衡相变理论, 认为非晶合金中的每个原子均具有一定的自由体积, 自由体积小于某一临界值的原子团称为类固体胞, 而大于临界值的原子团称为类液体胞。所以非晶合金实际上是由两个部分组成: 一部分是具有

大自由体积且高局域自由能的类液体胞, 另一部分是嵌入类液体胞结构内的具有小自由体积且低局域自由能的类固体胞, 即有序原子团簇。当 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{42}\text{Al}_8$ 块状非晶合金在 350 K 进行退火时, 合金中原子发生长程集聚重排, 同时产生更多更复杂的有序原子团簇, 即具有大自由体积且高局域自由能的类液体胞逐步被具有小自由体积且低局域自由能的类固体胞所代替, 从而使得类固原子团数目不断增加, 而类液体胞数目不断减少, 因此整个体系的自由体积不断减小。伴随着自由体积的减小, 造成变形过程中粘度的增加。Doolittle 方程^[10]揭示出粘度与自由体积间存在以下关系:

$$\eta = A \exp\left(\frac{\beta V_0}{V_f}\right) \quad (1)$$

式中 A 和 β 为常数, η 为粘度, V_f 为分子的平均自由体积, V_0 为绝对零度时的分子体积。由式(1)可以看出, 粘度 η 随 V_f 的减小增长很快, 而粘度 η 的增加提高了非晶抵抗变形的能力, 从而使 HV 值增大。

400 K 退火试样的 XRD 谱显示为完全非晶, 但在同样的退火工艺条件, 与 350 K 退火试样相比, 其 HV 值却是减小的(图 3)。这可能是因为试样在压头作用下产生了新的自由体积^[14], 此时整个体系的自由体积是增加的。伴随着自由体积的增加, 变形过程中的粘度减小。由式(1)可以看出: 粘度 η 随 V_f 的增加减小很快, 而粘度 η 的减小降低材料抵抗变形的能力, 从而使 HV 值减小。

475 K 退火试样的 HV 值达到最小, 是因为在晶化初期, 析出相 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 的体积分数较少, 整个体系的特性还是以非晶的特性为主。在压头作用下, 产生新的自由体积, 在新的自由体积与析出相 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 的共同影响下, 合金具有很差的抵抗变形的能力, 因此体现出很低的 HV 值。

600 K 退火试样的 HV 值又开始增大, 这是因为经过该温度退火后, 原有的 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 相不断长大, 而且新的 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 相不断形成, 而且弥散分布于非晶基体上, 因此试样为非晶和晶体的复合相。此时整个体系以晶体的特性为主, 析出相 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 的固溶强化和弥散强化作用使得合金具有较强的抵抗变形的能力, 从而使合金的 HV 值增大^[22]。

3.2 晶化过程的塑性变形及其机理

从实验结果可以看出: 在纳米压头作用下, Cu 基块状非晶在压痕周围可产生较大的塑性变形, 这完全不同于其在单向拉伸或压缩条件下塑性变形极小的结果。

塑性变形量 d_n 在很大程度上取决于原始自由体积和其移动及再分配的速度^[23]。另外, 应力状态或几何约束条件也是影响塑性变形的重要因素^[11]。当纳米压头作用于非晶合金表面时, 紧靠其区域内的一部分原子被压入自由体积区。一方面, 这些区的结构将发生偏振, 同时伴随着一些不可恢复的变形, 即在剪切带形成之前所产生的塑性变形; 另一方面, 在压头作用下将产生新的自由体积, 这些自由体积被聚集到和压头具有一定方向的狭窄区域内。新的自由体积被聚集到狭窄的区域后, 由于压头周围的几何约束, 使该区域未达到断裂所需足够软化程度就发生滑移。在压力的连续作用下, 压痕周围会同产生多个自由体积局域化的区域并产生滑移形成变形。这种渐进的变形过程形成了压痕周围的表面形貌, 即多重圆环或多重剪切带, 塑性变形过程即为: 剪切带形成之前的塑性变形、自由体积的局域化和多重剪切带的形成和发展。这几个阶段塑性变形的积累构成了由载荷—位移曲线所反映的塑性变形量 d_n 。由以上塑性变形过程可看出自由体积与塑性变形的关系, 即平均自由体积越多, 粘性流动单元就越多, 塑性变形量 d_n 就越大。

基于上述理论, 本研究中试样经 350 K 等温退火后整个体系的自由体积减少很快, 因此具有很小的 d_n 值; 试样经 400 K 等温退火后, 整个体系的自由体积是增加的, 此时的粘性流动单元也是增多的, 因此 d_n 值是增加的(图 4), 从压痕形貌也可以看出较大的塑性变形(图 5); 试样经 475 K 等温退火后, 虽然有晶体相 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 析出, 但因为晶体相体积分数较小, 整个体系的特性还是以非晶的特性为主。在压头作用下, 产生新的自由体积, 在新的自由体积与析出相 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 的共同影响下, 合金具有很差的抵抗变形的能力, 因此体现出很大的 d_n 值(图 4), 从压痕形貌也可以看出试样在压头作用下发生了很大的塑性变形(图 6); 试样经 600 K 等温退火后, 析出相 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ 的固溶强化和弥散强化等作用使得合金具有较强的抵抗变形的能力, 因此在压头作用下体现出较小的 d_n 值。非晶在晶化过程中在多轴应力状态下的塑性变形是一个复杂的过程, 因此建立塑性变形和自由体积间更完善的关系是今后亟待解决的问题。

4 结论

1) Cu 基块状非晶晶化过程在纳米压头作用下体现单一塑性变形方式, 载荷位移曲线和压痕周边多重剪切带的特征证明了塑性变形的存在。

2) 350 K 退火试样具有较大的压痕硬度 HV 和弹性模量 E 值及较小的塑性变形量 d_n 值; 400 K 退火后, HV 和 E 值显著减小, d_n 值明显增大;

3) 475 K 退火后, 有少量晶体相析出, 但合金以非晶的特性为主, HV 和 E 值继续减小, d_n 值继续增大; 600 K 退火后, 晶体相进一步长大和析出, 其固溶强化和弥散强化使合金的 HV 和 E 值有所增加, d_n 值略有减小。

REFERNECES

- [1] Inoue A, Nishiyama N, Amiya K, et al. Ti-based amorphous alloys with a wide supercooled liquid region[J]. *Mater Lett*, 1994, 19(3/4): 131-135.
- [2] 门 华, 徐 坚. Mg-Cu-Zn-Y 块状金属玻璃的形成[J]. *金属学报*, 2001, 37(12): 1243-1246.
MEN Hua, XU Jian. Formation of Mg-Cu-Zn-Y bulk metallic glass[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 37(12): 1243-1246.
- [3] Calin M, Eckert J, Schultz L. Improved mechanical behavior of Cu-Ti-based bulk metallic glass by in situ forming of nanoscale precipitates[J]. *Scripta Mater*, 2003, 48(6): 653-658.
- [4] Kim Y C, Lee J C, Cha P R, et al. Enhanced glass forming ability and mechanical properties of new Cu-based bulk metallic glasses[J]. *Materials Science and Engineering*, 2006, A437(2): 248-253.
- [5] Johnson W L. Bulk glass-forming metallic alloys: Science and technology[J]. *MRS Bull*, 1999, 10(3): 42-56.
- [6] Yokoyama Y, Fukaura K, Sunada H. Fatigue properties and microstructures of $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ bulk glassy alloys[J]. *Mater Trans JIM*, 2000, 41(6): 675-680.
- [7] Inoue A, Zhang T. Impact fracture energy of bulk amorphous $\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_5$ alloy[J]. *Mater Trans JIM*, 1996, 37 (11): 1726-1729.
- [8] Bruck H A, Rosakis A J, Johnson W L. The dynamic compressive behavior of beryllium bearing bulk metallic glasses[J]. *J Mater Res*, 1996, 11(2): 503-511.
- [9] Vaidyanathan R, Dao M, Ravichandran G, et al. Study of mechanical deformation in bulk metallic glass through instrumented indentation[J]. *Acta Mater*, 2001, 49(18): 3781-3789.
- [10] Schuh C A, Nieh T G. A nanoindentation study of serrated flow in bulk metallic glasses[J]. *Acta Mater*, 2003, 51(1): 87-99.
- [11] 武晓峰, 张海峰, 李 宏, 等. Zr 基大块非晶合金的微观变形及力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(6): 1369-1373.
Wu X F, Zhang H F, Li H, et al. Deformation and mechanical properties of Zr-based bulk metallic glasses under nanoindenter[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2003, 13(6): 1368-1373.
- [12] Greer A L, Castellero A, Madge S V, et al. Nanoindentation

- studies of shear banding in fully amorphous and partially devitrified metallic alloys[J]. *Materials Science and Engineering*, 2004, A375/377: 1182–1185.
- [13] Drozd D, Kulik T, Fecht H J. Nanoindentation studies of Zr-based bulk metallic glasses[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, 441(1/2): 62–65.
- [14] Jiang Q K, Nie X P, Jiang J Z, et al. Room-temperature nanoindentation measurements of La-based bulk metallic glass[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 57(2): 149–152.
- [15] Bhowmick R, Raghavan R, Chattopadhyay K, et al. Plastic flow softening in a bulk metallic glass[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(16): 4221–4228.
- [16] Liu L, Chan K C. Plastic deformation of Zr-based bulk metallic glasses under nanoindentation[J]. *Materials Letters*, 2005, 59(24/25): 3090–3094.
- [17] Luborsky F E. 非晶态合金[M]. 柯成, 唐与湛, 罗阳, 等译. 北京: 冶金工业出版社, 1989: 250–340.
Luborsky F E. Amorphous metallic alloys[M]. KE Chen, TANG Yu-zhan, LUO Yan, et al, transl. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1989: 250–340.
- [18] Xing L Q, Bertrand C, Dallas J D. Nanocrystal evolution in bulk amorphous $Zr_{57}Cu_{20}Al_{10}Ni_8Ti_5$ alloy and its mechanical properties[J]. *Mater Sci Eng A*, 1998, 241: 216–225.
- [19] Chen H S, Inoue A, Masumoto T. Two-stage enthalpy relaxation behaviour of $(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{83}P_{17}$ and $(Fe_{0.5}Ni_{0.5})_{83}B_{17}$ amorphous alloys upon annealing[J]. *J Mater Sci*, 1985, 20(7): 2417–2438.
- [20] Cohen M H, Grest G S. Liquid-glass transition, a free-volume approach[J]. *Phys Rev B*, 1979, 20(3): 1077–1098.
- [21] Grest G S, Cohen M H. Liquid-glass transition: Dependence of the glass transition on heating and cooling rates[J]. *Phys Rev B*, 1980, 21(9): 4113–4117.
- [22] 苏勇, 无炜, 陈翌庆, 等. 非晶 Al-Y-Nd-Ni 合金的晶化行为[J]. *特种铸造及有色合金*, 2004, 1: 24–25.
Su Y, Wu W, Chen Y Q, et al. Crystallization behavior of amorphous Al-Y-Nd-Ni alloy[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2004, 1: 24–25.
- [23] Spaepen F. A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses[J]. *Acta Metall*, 1982, 30(7): 447–452.

(编辑 陈爱华)