

文章编号: 1004-0609(2003)06-1368-06

Zr 基大块非晶合金的微区变形及力学性能^①

武晓峰^{1,2,3}, 张海峰², 李 宏², 王爱民², 杨洪才¹, 胡壮麒²

(1. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004;

2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016;

3. 辽宁工学院 材料与化学学院, 锦州 121001)

摘 要: 利用纳米压痕仪、扫描电镜等研究了 Zr 基大块非晶合金在纳米压痕条件下的变形及力学性能。Zr 基大块非晶合金在纳米压头作用下以弹性-塑性方式变形, 载荷-位移曲线及压痕周边多重剪切带(堆起或波纹状)的特征证明了塑性变形的存在。冷却速度、第二相及退火等因素影响非晶合金的压痕硬度 HV 和弹性模量 E , 冷却速度小的试样或部位(如试样中心)的 HV, E 值略高; 离第二相(W 丝)越近, HV, E 值越高; 退火处理提高非晶的 HV, E 值, 同时退火与第二相还明显改变压痕周边的变形状态及塑性变形量的大小, 退火显著减小塑性变形量, 使压痕周边凹陷, 而第二相使压痕堆起消失。对塑性变形机理进行了初步分析。

关键词: Zr 基大块非晶合金; 纳米压痕; 变形; 力学性能

中图分类号: TG 174

文献标识码: A

20 世纪 90 年代以来, 以 Ln, Mg, Zr, Pd, Fe, Co 等为基体的多组元大块非晶合金(Bulk metallic glass, BMG)体系得到迅速发展。在大块非晶出现以前, 非晶合金大多为微米级的薄带或箔片, 这种试样很难保证性能测试的准确性, 有些试验甚至无法进行, 如压缩实验等。随着 90 年代初毫米级乃至厘米级大块非晶的出现^[1, 2], 人们对非晶的拉伸、压缩、疲劳、冲击以及动态压缩等性能进行了广泛的研究^[2~5]。但这些研究大都围绕非晶的宏观变形及性能进行, 对非晶的微观变形、性能及影响因素等研究较少。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。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。由该曲线不仅可以得到材料某一微区的硬度、弹性模量, 而且可确定其变形特点。另外, 压痕周边的变形情况可为分析材料的变形机理提供信息。作者以 Zr 基大块非晶合金为研究对象, 采用纳米压痕法研究其微区变形特点、性能及影响因素, 并对其塑性变形机理进行初步分析。

% 非晶合金作为实验材料, 所用原材料纯度大于 99.8%。采用非自耗钨极电弧炉熔炼母合金, 在 Ti 吸收和高纯氩气保护条件下翻炼 4~6 遍, 使成分均匀。用真空感应电炉喷铸和电阻炉真空石英管水淬 2 种方法熔铸直径为 4~20 mm 的试样。含钨丝非晶的制备方法见文献[6]。退火在电阻炉中氩气保护下进行。由 RIGAKU D/max-Ra X 射线衍射仪确定所制备的试样组织均由非晶构成, $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 合金的玻璃转变温度 T_g 由 Perkin-Elmer DSC-7 热分析仪测定为 618 K, 与文献[7]中测定的数据(625 K)基本相符。

纳米压痕试样尺寸为 $d\ 4\ mm \times 20\ mm \times 4\ mm$, 采用金刚石无齿锯从圆棒上切取, 随后磨平、抛光。利用纳米硬度测试仪测定非晶试样的载荷-位移曲线, 由此得到硬度 HV 及弹性模量 E 值。采用 Berkovich 三棱锥压头, 测得载荷和位移精度分别为 75 N 和 0.04 nm。经过计算机分析并输出 HV 及 E 值。压痕及周围的变形情况采用 JEOL JSM 6301 扫描电镜进行观察。

1 实验

选用 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ (摩尔分数,

2 结果与分析

2.1 微区变形及力学性能

① 基金项目: 国家重点基础研究发展规划资助项目(G2000067201); 国家自然科学基金资助项目(50274064)

收稿日期: 2003-01-08; 修订日期: 2003-04-21

作者简介: 武晓峰(1959-), 男, 教授, 博士。

通讯联系人: 武晓峰, 教授, 博士; 辽宁工学院材料与化学学院, 121001; 电话: 0416-4199650; E-mail: xfwu@imr.ac.cn

图 1 所示为 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 大块非晶合金加载和卸载的载荷—位移曲线。可以看出, 加载与卸载曲线均具有非线性特征, 但两者并未重合。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。

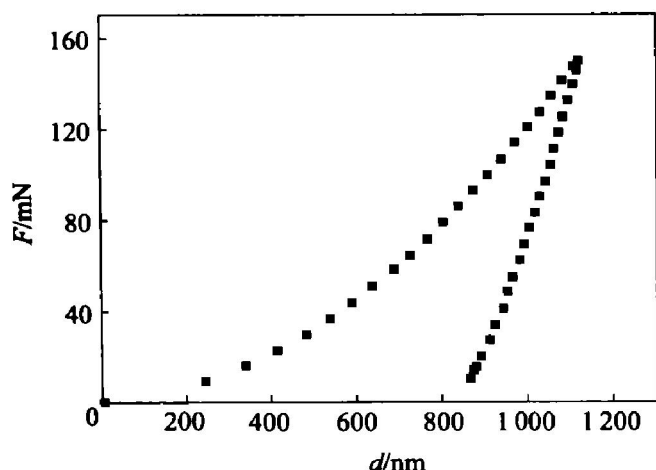


图 1 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 非晶合金的
载荷—位移曲线

Fig. 1 Load—displacement curve of
 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ BMG

测得的压痕硬度 HV 和弹性模量 E 值分别为 5.6 GPa 和 98 GPa。硬度与断裂强度 σ_f 之间具有良好的相关性, 对于 Zr 基非晶合金, 它们的关系为 $\text{HV}/\sigma_f \approx 3.2^{[2]}$ 。 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 非晶合金在单轴拉伸条件下的 σ_f 为 1.9 GPa, 可求出 HV 为 6.0 GPa, 与本研究纳米压痕作用下的 HV 值基本相符。超声波法测量的 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 非晶合金的 E 值为 90 GPa^[8], 本研究中的 E 值与之相差的原因是因为在压头的作用下压痕周围产生的“堆起”(pile-up)所造成的多余面积被低估, 使得 E 值偏高。

图 2 所示为 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 非晶合金的纳米三角形压痕及周围变形的 SEM 照片。可看出三角形压痕周围存在多个圆环, 每个圆环高低不平表现为“堆起”(pile-up)。这种堆起应看作是在压头作用下压痕周围形成的剪切带, 这些剪切带高度局域化(仅在压痕周围形成)。堆起还表现出波纹状, 由图 2 堆起的局部放大图(图 3)可更清楚地看到这一点。这是非晶在变形过程中的粘性流动行为。这些在纳米压痕条件下的变形行为(剪切带的局域化、变形的粘性流动)与拉伸、压缩等变形行为相似。所不同的是, 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性—塑性行为。

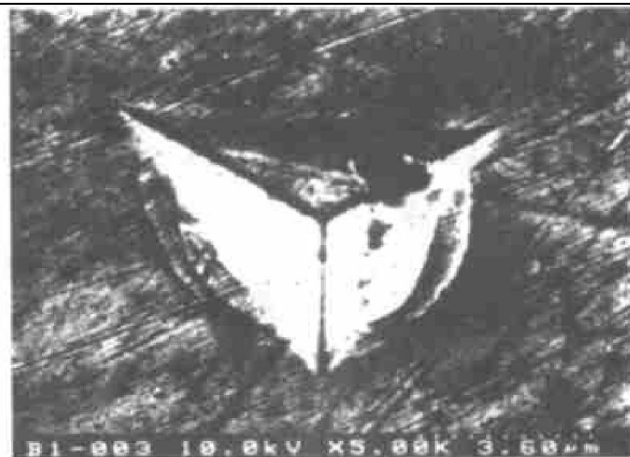


图 2 压痕周围的多重环形堆起

Fig. 2 Multiple circular pile-up around indentation



图 3 显示流动特征剪切带的 SEM 照片

Fig. 3 SEM micrograph of shear
bands showing flowing feature

2.2 影响因素

2.2.1 冷却速度的影响

对于直径同为 4 mm 的试样, 采用铜模法和水淬法得到的硬度值分别为 5.6 GPa 和 5.9 GPa, 后者略大于前者。同为水淬法, 测得的 d 20 mm 非晶合金横截面上不同点的 HV, E 值如图 4 所示。可见, 在试样表面附近 HV, E 值最低, 离中心越近, HV, E 值越高。HV, E 的最大值(中心)与最小值(表面)分别相差 0.8 GPa 和 17 GPa。

上述 2 种现象都是因冷却速度 v 不同造成的。铜模法的 v 大于水淬法的; 同一种方法制备的试样, 离试样中心越近, v 越小。上述结果表明: 对于非晶试样, v 越小, HV, E 值越大, 这与晶态合金恰恰相反。众所周知, 晶态合金的力学性能与其晶粒度密切相关。晶粒越小, 晶界对形变的阻力作用越大, 使 HV, E 得以提高。非晶组织中不存在晶粒与晶界, 其原子呈长程无序排列, 且尽可能致密堆积, 形成致密随机堆垛结构。这种堆垛结构的

紧密化程度在很大程度上决定了非晶的力学性能。紧密化程度越高, 试样抵抗变形的能力就越强, HV, E 值就越高。而紧密化程度的大小又取决于非晶的组元和形成非晶时的冷却速度的大小。对于同一种 Zr 基合金, 在不形成晶态相的前提下较小冷却速度的试样比较大冷却速度的试样原子有较长的向紧密化程度排列的时间, 所以其紧密化程度较高, 得到较高的 HV, E 值。

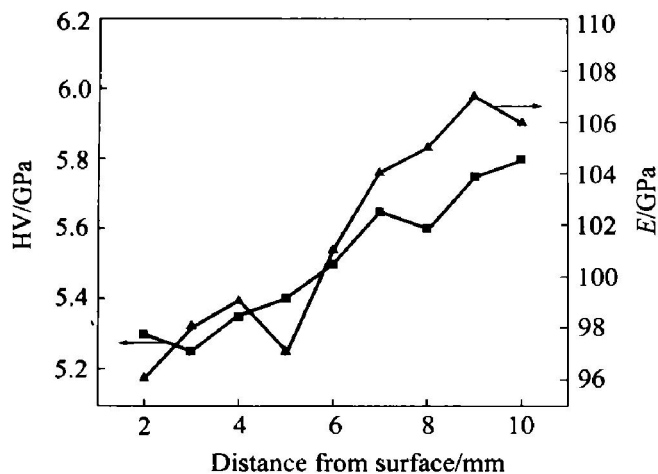


图 4 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Be_{22.5}$

非晶合金横断面 HV, E 分布

Fig. 4 Distributions of HV and E on cross section of $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Be_{22.5}$ BMG

2.2.2 退火的影响

在低于非晶转变温度 T_g 下退火, 非晶合金的热、磁、电及力学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, 这在薄带及大块非晶中都已得到证明^[9, 10]。本研究在纳米压痕条件下得到了类似的结果, 如图 5 所示。同时还发现, 压痕周围的变形情况与淬火态有很大不同。图 6 所示为在 573 K 保温 20 h 后的压痕周围的 SEM 照片。可以看出, 压痕周围虽仍有部分堆起, 但在紧靠 2 个三角形边的区域有凹陷产生。

研究表明: 退火使得非晶组织中具有负局域密度涨落的 n 型缺陷减少^[11], 伴随着自由体积的减少, 造成变形过程中粘度的增加。Doolittle 方程^[9]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 为在绝对零度时的分子体积。由式 (1) 可看出, η 随 V_f 的减小增长很快, 最大可增加 5 个数量级^[9]。 η 的增大提高了非晶抵抗变形的能力, 从而使 HV 增大。HV 的增大又造成非晶微观断

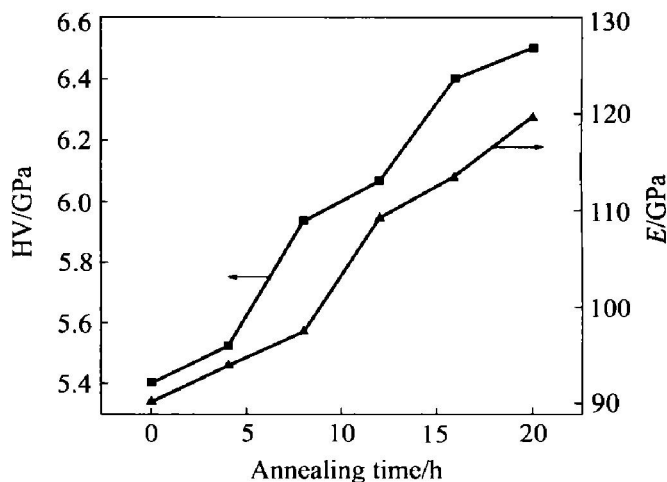


图 5 HV, E 值与退火时间的关系

Fig. 5 HV and E as function of annealing time at 573 K for 20 h

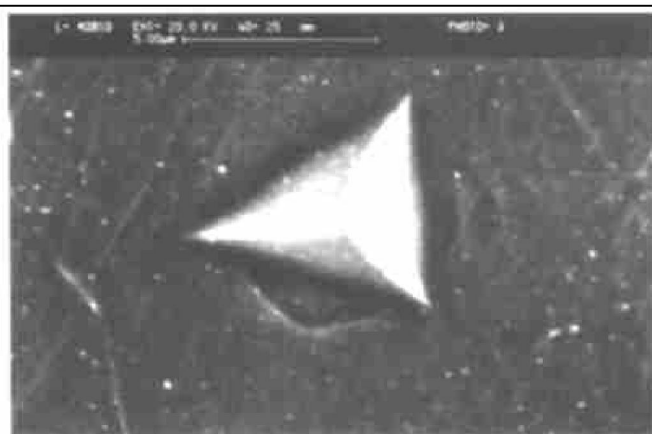


图 6 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Be_{22.5}$ 非晶合金

退火后纳米压痕周边变形形貌

Fig. 6 Deformation morphology around nanoindentation of $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Be_{22.5}$ BMG after annealing

裂应力 σ_f 的减小, 加之压头作用造成的压痕周围较大的应力集中 (Vaidyanathan 等^[12]用三维有限元法模拟的压痕周围的应力场证明了这一点) 使得在切变诱发的塑性流变可以消除应力以前, 在应力集中处的拉伸应力就达到了非晶的 σ_f , 造成紧靠压痕边的微小区域随压痕下沉, 在下沉边缘很可能有裂纹存在 (见图 6)。

2.2.3 第二相的影响

钨丝作为第二相加入到 Zr 基大块非晶合金中可有效地阻碍单一剪切带的滑移, 促使多重剪切带的产生和扩展, 使材料在单轴应力状态下 (如压缩) 获得了优良的延展性并能保持较高的强度。该类复合材料已成功地用作穿甲弹材料^[6]。在三轴纳米压

痕应力状态下, 钨丝对其周围 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 非晶合金基体 HV 及 E 值的影响如图 7 所示。可以看出, 钨丝的加入提高了非晶基体的 HV 及 E 值, 但离丝距离不同, 提高幅度不同。根据 HV, E 的变化特点可将曲线分为 3 个部分: 离丝最近部分(0~ 7 μm) 曲线较平缓, HV, E 值变化不大; 中间部分(7~ 18 μm) 曲线较陡, HV, E 值向丝部分急剧增加; 离丝较远(> 18 μm) 曲线较平, HV, E 值接近基体值。

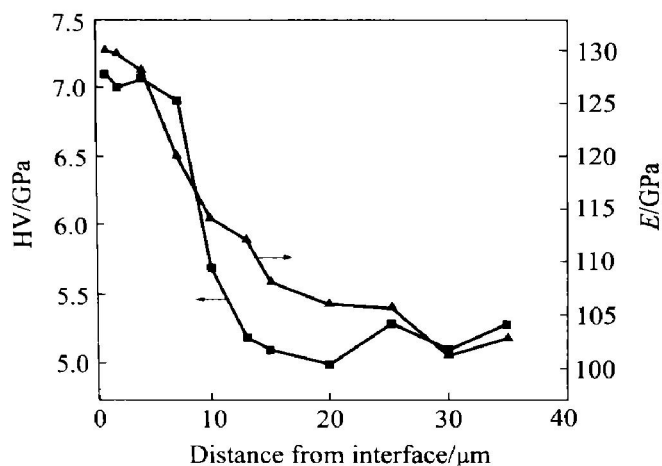


图 7 W 丝与 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Be}_{22.5}$ 非晶合金界面附近基体的 HV, E 分布

Fig. 7 Distributions of HV and E of amorphous matrix near interface of W fiber and $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Be}_{22.5}$ BMG

钨丝虽为晶态纯金属, 但由于其较高的熔点(3 410 $^{\circ}\text{C}$), 原子间具有较强的结合力, 使其具有较高的 HV, E 值(分别为 385 GPa 和 405 GPa), 所以对 Zr 基非晶基体表现出强化、硬化效应。但在三轴纳米压痕应力条件下, 该效应仅局限于很窄的范围内(约 10 μm)。紧靠丝的非晶基体 HV, E 变化较小, 是由于在材料制备过程中, 其中的一部分 W 元素溶解进基体(电子探针结果表明^[13]在最佳渗流条件下, 丝与基体间的过渡层内的 W 含量可达 76.47%), 使该区域(过渡层)的性能更接近 W 丝。

由于 W 丝(第二相)与非晶基体性能的差异, 必然影响压痕周边的变形状况, 影响最大的部位是丝与基体的界面。图 8 所示为丝与基体界面的三角形压痕及周边变形的 SEM 照片。可以看出, 原等边三角形变为等腰三角形, 与丝接触的两边延长; 另一个显著变化的是基体压痕周围的堆起消失。这种现象的出现与 W 丝和非晶基体的性质有关。W 丝虽有较高的硬度, 但由于其为晶态材料, 内部组

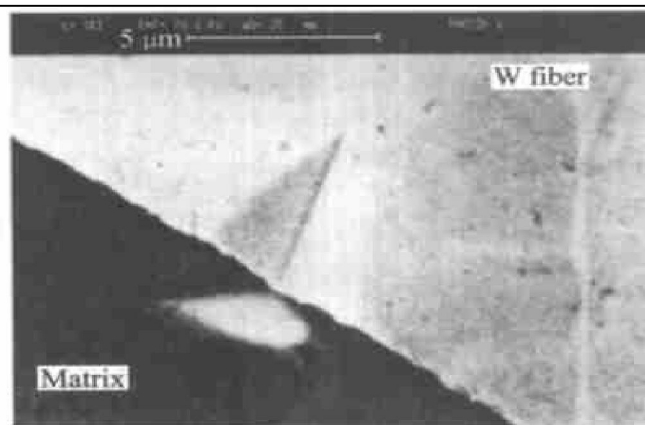


图 8 W 丝与非晶界面处的纳米压痕及周边变形形貌

Fig. 8 Nanoindentation and deformation morphology around interface of W fiber and Zr-based BMG matrix

织中存在众多晶体缺陷(如位错、晶界等), 在受力时仍能表现出一定的应变硬化效应。在界面上, 压头一部分作用在丝上, 另一部分作用在非晶基体上, 由于非晶无应变硬化效应, 在压头作用下, 必然将多余部分挤入压头下的钨丝一边, 被丝中缺陷所吸收, 同时启动更多的缺陷参与变形, 使三角形边伸长。

2.3 塑性变形及其机理

从以上实验结果可以看出: 在纳米压头作用下, Zr 基大块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条件下塑性变形极小的结果。

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。实验结果为: 300 $^{\circ}\text{C}$ 保温 20 h 的退火使 d_n 由 830 nm 减小到 710 nm; 直径为 20 mm 的 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 淬态纯非晶试样表面和中心 d_n 的差值为 -8~ 24 nm, 表明冷却速度对塑性变形影响不大。

原子的定向跳跃过程是金属及合金塑性变形和动力学过程(如粘度、扩散等)的微观机理。对于非晶合金, 其微小区域内的特殊结构(如平均自由体积、有序化等)是控制这一过程的关键因素^[14]。由于原始自由体积和其周边较弱的结合力及较小的势垒, 故可将其看作是潜在的原子跳跃点和流动单元。所以, 塑性变形量在很大程度上取决于原始自由体积量和其移动及再分配的速度^[15]。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。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,即为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。虽然由于实验条件的限制在剪切带形成之前所产生的塑性变形没有直接观察到,但 Zielinski 等^[16]在和纳米压痕相同的几何条件下(多轴负载条件)的弯曲实验中,借助于原位扫描电镜观察到了在剪切带形成之前所产生的均匀的永久变形。另外, Wright 等^[17]和 Golovin 等^[18]分别采用一种曲率半径为 234 nm 的细小 Berkovin 压头和一种特殊设计的具有极高时间和位移敏感度的压痕仪,在压痕达到一定深度剪切带形成之前分别测量到了一种突发的离散跳跃,类似于在晶体材料中看到的“突进”(pop-ins)和一些明显的锯齿状。而且,由 Hertz 理论从载荷一位移曲线计算的弹性模量为 80 GPa,比所预料的 97 GPa 小^[18]。意味着在剪切带形成之前非弹性变形的出现,这是因为 Hertz 理论并未考虑非弹性变形所产生的位移。以上是塑性变形的第 1 阶段。在新的自由体积被聚集到狭窄的区域内后,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,在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“pile up”(多重剪切带)(见图 2)和在三角形表面的众多平行条形痕迹^[12],这也构成了塑性变形的第 2 个阶段。最近, Benamer 等^[19]以修正的自由体积模型为基础通过大量的计算证实了在最初的弹性变形发生以后大量自由体积的存在。以上是塑性变形的 2 个阶段,即第 1 阶段剪切带形成之前的塑性变形、自由体积的局域化和第 2 阶段多重剪切带的形成和发展。这 2 个阶段塑性变形的积累构成了由载荷一位移曲线所反映的塑性变形量。由以上塑变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,塑性变形量就越大。退火使试样内平均自由体积减少,使塑变量减小;增加冷却速度虽可增加自由体积,但增加的程度不足以对塑变产生显著影响。非晶在多轴应力状

态下的塑性变形是一个非常复杂的过程,建立塑性变形和自由体积及剪切力间的关系是今后亟待解决的问题。

3 结论

1) Zr 基大块非晶合金在纳米压痕条件下的变形方式为弹性-塑性变形方式,压痕周围具有多重剪切带(堆起或波纹状)的塑性变形特征;硬度与弹性模量值与宏观测定的值基本相符。

2) 冷却速度小的试样或部位(如试样中心)的 HV, E 值略高;离第二相(W 丝)越近, HV, E 值越高;退火处理提高非晶的 HV, E 值并显著减小塑性变形量。

3) 退火及第二相明显改变非晶压痕周边的变形状态。退火使周边凹陷,第二相使堆起消失。

4) 自由体积的运动和局域化是大块非晶在多轴应力状态下塑性变形的微观机制。

REFERENCES

- [1] Inoue A, Zhang T, Nishiyama N. Preparation of 16 mm diameter rod of amorphous $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ alloy [J]. Mater Trans JIM, 1993, 34(12): 1005 - 1010.
- [2] Johnson W L. Bulk glass-forming metallic alloys: science and technology [J]. MRS Bull, 1999, 10(3): 42 - 56.
- [3] Yokoyama Y, Fukaura K, Sunada H. Fatigue properties and microstructures of $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ bulk glassy alloys [J]. Mater Trans JIM, 2000, 41(6): 675 - 680.
- [4] Inoue A, Zhang T. Impact fracture energy of bulk amorphous $Zr_{55}Al_{10}Cu_{30}Ni_5$ alloy [J]. Mater Trans JIM, 1996, 37(11): 1726 - 1729.
- [5] 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.
- [6] Dandliker R B, Conner R D, Johnson W L. Melt infiltration casting of bulk metallic glass matrix composites [J]. J Mater Res, 1998, 13(8): 2896 - 2901.
- [7] Peker A, Johnson W L. A highly processable metallic glass $Zr_{41.25}Ti_{13.75}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ [J]. Appl Phys Lett, 1993, 63(17): 2342 - 2344.
- [8] Johnson W L. Fundamental aspects of bulk metallic glass formation in multicomponent alloys [J]. Mater Sci Forum, 1996, 225(9): 35 - 49.
- [9] Luborsky F E. 非晶态金属合金 [M]. 柯成,译.北京:冶金工业出版社,1989. 250 - 340.
- Luborsky F E. Amorphous Metallic Alloys [M]. HE

- Chen, transl. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1989. 250 - 340.
- [10] 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.
- [11] Kronmuller H. Micromagnetism and microstructure of amorphous alloys [J]. *J Appl Phys*, 1981, 52(3): 1859 - 1864.
- [12] Vaidyanathan R, Dao M, Ravichandran G. Study of mechanical deformation in bulk metallic glass through instrumented indentation [J]. *Acta Mater*, 2001, 49(16): 3781 - 3789.
- [13] 邱克强. 大块非晶合金形成能力、复合材料及性能的研究 [D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2002.
QIU Ke-qiang. The Glass-forming Ability, Composites and Properties of Bulk Metallic Glasses [D]. Shenyang: Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, 2002.
- [14] Argon A S. Plastic deformation in metallic glasses [J]. *Acta Metall*, 1979, 27(4): 47 - 58.
- [15] Spaepen F. A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses [J]. *Acta Metall*, 1982, 30(7): 447 - 452.
- [16] Zielinski P G, Ast D G. Slip bands in metallic glasses [J]. *Phil Mag*, 1983, 48(5): 811 - 824.
- [17] Wright W J, Saha R, Nix W D. Deformation mechanisms of the $Zr_{40}Ti_{14}Ni_{10}Cu_{12}Be_{24}$ bulk metallic glass [J]. *Mater Trans JIM*, 2001, 42(4): 642 - 649.
- [18] Golovin Y I, Ivolgin V I, Khonik V A, et al. Serrated plastic flow during nanodentation of a bulk metallic glass [J]. *Scr Mater*, 2001, 45(8): 947 - 952.
- [19] Benameur T, Hajlaoui K, Yavari A R, et al. On the characterization of plastic flow in Zr-based metallic glass through micro-indentation: an atomic force microscopy analysis [J]. *Mater Trans JIM*, 2002, 43(10): 2617 - 2621.

Deformation and mechanical properties of Zr-based bulk metallic glasses under nanoindenter

WU Xiao-feng^{1, 2, 3}, ZHANG Haifeng², LI Hong², WANG Aiming²,
YANG Hong-cai¹, HU Zhuang-qi²

(1. College of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China;

2. Shenyang National Laboratory for Materials Science,

Institute of Metal Research, The Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

3. College of Materials and Chemistry, Liaoning Institute of Technology, Jinzhou 121001, China)

Abstract: Deformation and mechanical properties of Zr-based bulk metallic glasses (BMGs) under nanoindenter and their affecting factors were studied by means of nanoindentation instrument and scanning electron microscope (SEM). The results indicate that Zr-based BMGs deform in an elastic-plastic mode under a nanoindenter. Load-displacement curve, multiple shear bands and ripple shape around a nanoindenter confirm the existence of a amount of plastic deformation. For pure quenched Zr-based BMGs, the larger the size of samples or the nearer the location away from the surface of a same sample, the smaller the values of microhardness and elastic modulus; annealing and tungsten fiber addition both enhance the values of HV and E , and significantly change the morphology around a nanoindenter and the amount of plastic deformation. The mechanism of plastic deformation is preliminarily analyzed.

Key words: Zr-based bulk metallic glass; nanoindentation; deformation; mechanical property

(编辑 陈爱华)