

文章编号: 1004 - 0609(2005)08 - 1219 - 07

Zr 基非晶合金在过冷液相区的高应变速率压缩变形行为^①

张曙光, 胡捷, 朱学新, 石力开, 王发东
(北京有色金属研究总院 复合材料中心, 北京 100088)

摘要: 利用 Gleeble1500 热模拟机研究了 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金在过冷液相区内 633、653 和 673 K, 应变速率分别为 $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ 和 $2 \times 10^{-1} s^{-1}$ 条件下的单向压缩变形行为。结果表明: 在 673 K 时两种应变速率下, 该合金都具有很好的塑性, 尤其在 $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ 时流变应力只有 74 MPa, 非常适于进行超塑性加工。对非晶合金的断口进行了观察, 得到柱状非晶合金压缩变形时外观和断口形貌随着变形条件的变化规律。采用自由体积模型对非晶合金的形变和断裂的微观机制进行了分析。

关键词: 锆基块体非晶合金; 过冷液相区; 变形; 断裂; 超塑性

中图分类号: TG 304; TG 139.8

文献标识码: A

High strain rate compressive deformation behavior of Zr-based bulk amorphous alloy in supercooled liquid region

ZHANG Shu-guang, HU Jie, ZHU Xue-xin, SHI Li-kai, WANG Fa-dong
(National Engineering Research Center for Nonferrous Metals Composites,
General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The uniaxial compressive deformation behavior of $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ bulk amorphous alloy in the supercooled liquid region was studied at 633, 653 and 673 K, and high strain rate of 2×10^{-2} and $2 \times 10^{-1} s^{-1}$. The result shows that the flow stress and the strain of the alloy strongly depend on the deformation temperature and strain rate. At 673 K, the alloy exhibits good ductility at both strain rates, and particularly at $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ its flow stress is only 74 MPa and the alloy is very suitable for superplastic forming. The fracture morphologies of the tested samples were observed by scanning electron microscopy, and the variation of the morphologies of the cylindrical specimens outlines and fracture surfaces with the processing conditions was summarized. The mechanism of the deformation and fracture of the alloy was analyzed by using the free volume model.

Key words: Zr-based bulk amorphous alloy; supercooled liquid region; deformation; fracture; superplasticity

20 世纪 90 年代以来, 以 Pd, Ln, Zr, Fe, Co, Mg, Cu 等为基体的多组元大块非晶合金体系逐渐被发现并得到迅速发展。非晶合金已从最初的薄膜、箔片、带、丝、粉等低维材料发展至毫米级和厘米级大块非晶^[1]。绝大部分大块非晶合金样品通常只能制备成诸如短杆状、板状等简单形状, 难以

满足大块非晶合金的应用要求。人们对块体非晶合金在常温和过冷液相区内的变形行为和结构状态做了很多研究, 发现块体非晶合金在室温下由于不均匀的变形方式没有明显的塑性延伸率 ($< 1\%$), 而在过冷液相区内可以表现出均匀的(牛顿)粘滞性流动, 能够进行超塑性加工成形。超塑性变形是大块

① 基金项目: 国家高技术研究发展计划资助项目(2001AA331010); 国家自然科学基金资助项目(50301004)

收稿日期: 2005 - 02 - 17; 修订日期: 2005 - 06 - 07

作者简介: 张曙光(1970 -), 男, 教授级高级工程师, 博士。

通讯作者: 张曙光, 博士; 电话: 010 - 82241227; 传真: 021 - 62933074; E-mail: zhangshug@sina.com

非晶合金的重要特性之一,人们在这方面已取得了许多研究成果^[2-13]。可以利用大块非晶合金的这一特性制备形状复杂的样品。

但是,非晶合金这种超塑性变形的实现具有强烈的温度和应变速率敏感性,即变形温度处于过冷液相区内并且是很窄的一个温度范围内,应变速率一般在 $10^{-3} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。对于目前发现的绝大多数的大块非晶合金体系,其过冷液相区宽度只有几十度,因此可供加工的温度区间非常窄。对于普通加工方法来说,摩擦和润滑条件本身的复杂性使摩擦热不易计算,实际的塑性变形也不可能很均匀,使得变形热的计算也不会很准确。因此,加工过程中温度的控制非常困难。再加上缓慢的变形速率,不仅导致加工效率很低,而且还非常容易导致非晶合金在变形过程中晶化。这也是块体非晶合金到目前为止,在成形加工和实用化方面发展缓慢的主要原因。只是由于小尺寸非晶合金的均匀加热和变形可以相对较为容易地控制,因此初步开展了块体非晶合金在成形一些微小零部件方面的研究^[8-12],例如,可像玻璃一样将其吹成表面非常光滑的非晶合金球,采用模挤压和模锻方法将其加工成表面非常光滑的微型齿轮,用于精密光学机械部件。

为推进块体非晶合金的实用化进程,研究开发可避免非晶合金晶化并且简单高效的加工技术非常必要。静液挤压技术利用高压液体对变形材料进行挤压加工,挤压时在模具入口处连续供应高压液体(通常还混有润滑液),保证毛坯和模具接触面之间有良好的连续润滑,从而可以降低摩擦力,使挤压力大大下降,同时减少了脆性材料挤压时表面严重受剪引起的破坏,并使得工件表面与心部变形均匀,挤压过程中材料在高静水压的作用下变形有可能抑制或减少材料变形中的微裂纹产生,在一定程度上还能使微小裂纹愈合,改善材料组织,提高材料的工艺塑性,能进行低温大变形量加工,所以特别适合硬脆等难变形材料的加工^[14]。因此,本文作者拟采用静液挤压技术对块体非晶合金进行塑性加工,期望扩大非晶合金的加工温度窗口,并探索提高变形速度的可能性。

本文作者研究了 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ 块体非晶合金在过冷液相区内不同的温度和较高应变速率下的变形和断裂行为,为块体非晶合金的高应变速率静液挤压变形加工提供工艺制度制订的依据。

1 实验

选用 $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ (摩尔分数,%) 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反复熔炼 4~6 次,使成分均匀。用真空感应电炉喷铸成直径为 5 mm 的圆柱状锭材,用车床将圆柱表面车成直径 4.5 mm,去除微孔、飞边等铸造缺陷,通过 X 射线衍射仪分析所制备的试样组织,采用 Netzsch DSC204 差示扫描量热仪测量试样的热力学参数。用电火花线切割机床将圆柱切成直径 4.5 mm、高度 6.8 mm 的压缩试样。采用 Gleeble1500 热模拟实验机,进行非晶试样的高温压缩实验。对样品室抽真空后返充氩气,在氩气保护下通过对样品通电产生 Joule 热实现样品的升温加热,在样品端面与压头之间放石墨片保证样品加热温度的均匀性和润滑条件,当样品温度达到设定温度后保温 30 s 后进行实验,实验完毕后对样品表面吹氩气迅速冷却以保留样品的微观结构状态。样品的应变速率分别为 $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$,变形温度分别为 633、653 和 673 K。采用扫描电镜观察试样的断口形貌。

2 实验结果

铸态试样的 X 射线衍射分析结果如图 1 所示。可见,只有一个大弥散峰,无明显的晶态衍射峰,这表明试样在 X 射线衍射测试极限内为非晶态。

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

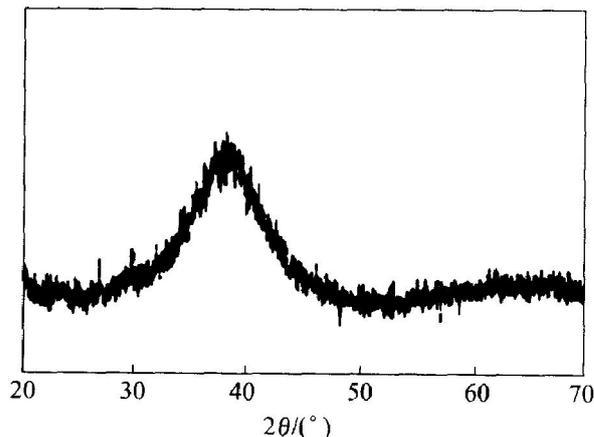


图 1 铸态非晶合金的 X 射线衍射谱

Fig. 1 XRD pattern of as-cast $\text{Zr}_{41.2}\text{Ti}_{13.8}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ amorphous alloy

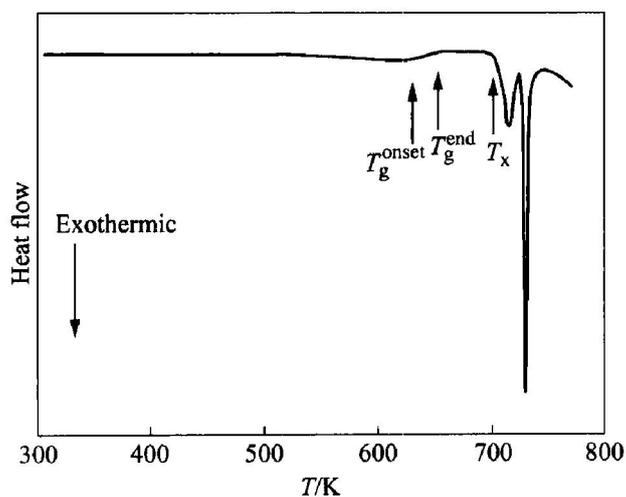


图 2 铸态非晶合金的 DSC 曲线

Fig. 2 DSC curve of $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ amorphous alloy at heating rate of 10 K/min

在升温速率为 10 K/min 时的热分析 (DSC) 曲线。测量得到非晶合金得玻璃转变起始温度 $T_x^{\text{onset}} = 631$ K, 玻璃转变终了温度 $T_g^{\text{end}} = 647$ K, 晶化温度 $T_x = 708$ K。

在 633、653 和 673 K 时, 不同应变速率条件下的应力—应变曲线分别如图 3 所示。由图可见, $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 块体非晶合金首先发生线弹性变形, 当达到弹性极限后, 试样发生塑性变形, 并且在塑性变形过程中没有加工硬化现象, 确切地说, 应该是“加工软化”现象。块体非晶合金的变形行为对温度和应变速率有明显的依赖性, 这与其它块体非晶合金变形的研究结果相类似。在应变速率为 $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ 时, $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金的变形在起始阶段应力值急剧升高, 到达峰值后又较快下降, 然后进入一个相对平缓的稳定变形区。屈服应力随着温度的升高而大幅度下降。633 K 时应力最大值大约为 745 MPa, 653 K 时应力最大值大约降为 498 MPa, 而 673 K 时则迅速降为 74 MPa。在玻璃转变起始温度 633 K 时, 产生了一定的塑性变形, 但最后发生剪切断裂。随着温度的升高, 非晶合金的塑性明显改善, 在设定的压缩行程中被均匀压扁而没有断裂, 宏观上表现出稳定的粘性流动, 尤其是在 673 K 时, 应力值很低并且较为平稳, 非常适合于进行超塑性加工。

在应变速率为 $2 \times 10^{-1} s^{-1}$ 时, $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金的塑性明显变差。633 K 和 653 K 时的变形均表现为脆性断裂, 断裂应力随着温度的升高而下降。633 K 时断裂应力高达 1 108

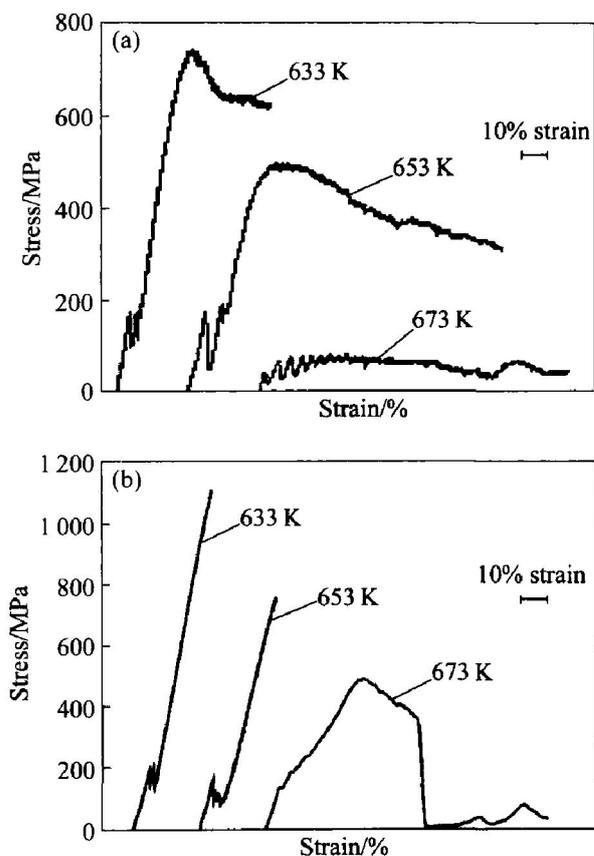


图 3 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金

在不同温度和应变速率条件下的应力—应变曲线

Fig. 3 Stress—strain curves of $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ amorphous alloy at different temperatures and different strain rates (a) $2 \times 10^{-2} s^{-1}$; (b) $2 \times 10^{-1} s^{-1}$

MPa, 653 K 时则迅速降为 754 MPa。在 673 K 时非晶合金表现出较好的塑性, 在设定的压缩行程中被压扁而没有断裂, 屈服应力大幅下滑, 降为 490 MPa。随着变形的进行, 应力继续下降。在应变达到约 45% 的时候, 应力突然急剧下降至很低值, 以至于实验机上的应力传感器难于分辨。

$Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金的断口形貌见图 4。可以看出, 断面主要由扩展良好的脉络图案组成, 并且明显存在熔体流动又重新凝固后的特征, 说明块状非晶合金样品在断裂过程中断口处部分区域可能发生了熔化, 从而产生了明显的粘性流动现象。

在 633 K 即过冷液相区的下限时, 由于温度还低, 粘性流动现象不显著, 脉络直径较小, 但局部区域已经出现了熔体流动凝固后的特征, 如图 4 (a) 所示。在同样温度而应变速率高一个数量级的条件下, 可以从宏观上看到断口上的台阶状形貌特征, 裂纹明显不断变得曲折转向, 说明在断裂前变

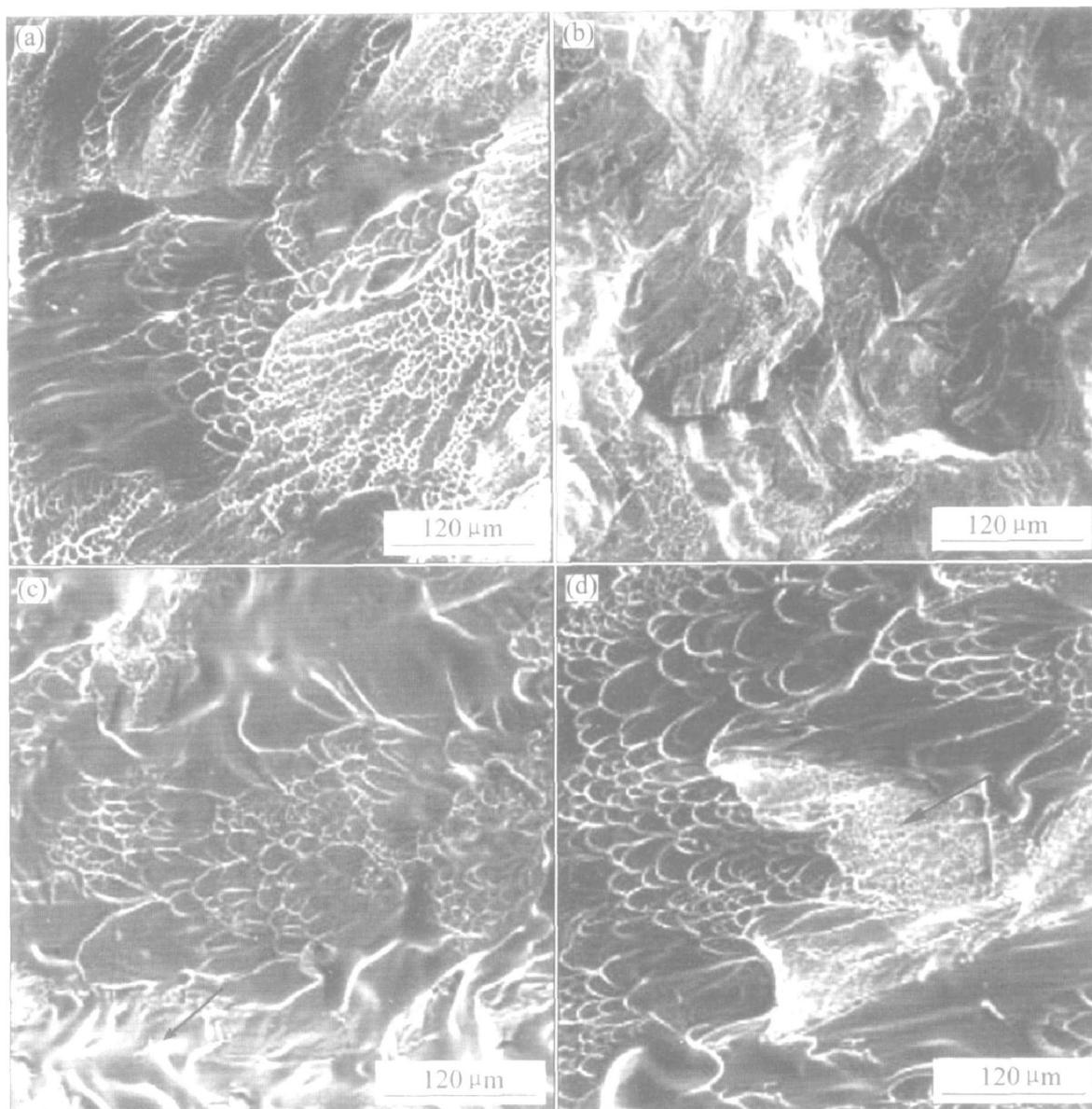


图4 柱状 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金在不同条件下的压缩断口形貌

Fig. 4 Fracture surfaces morphologies of $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ amorphous alloy under uniaxial compression tests under different conditions

(a) $-633\text{ K}, 2 \times 10^{-2}\text{ s}^{-1}$; (b) $-633\text{ K}, 2 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$;

(c) Local enlarged image of (b); (d) $-653\text{ K}, 2 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$

形发生了相互滑移和相互传播, 见图 4(b), 对局域放大观察, 可以看出非常显著的类似熔体流动特征, 有“鱼骨状”形貌, 如图 4(c) 下部箭头所示, 脉络直径比图 4(a) 所示的大, 说明高的加载速度产生的快速断裂使得局部迅速地升到更高温度, 粘性流动现象更显著。图 4(d) 示出了在 $653\text{ K}, 2 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ 时变形的非晶断口形貌, 大面积的流动熔体凝固的现象很明显, 脉络直径进一步增大, 说明粘性流动层的厚度显著增加, 但也可以看见脉络直径较小的变形区域(箭头所示), 说明此处温度低, 加载速度快, 变形还是集中于局部, 并不均匀。

3 讨论

在非晶合金内, 塑性响应是以均匀流变和非均匀流变两种性质不同的方式发生的。剪切带在非晶的形变和断裂中起着重要作用。一般将非晶合金的变形看作是在剪应力作用下两个固体平面在薄粘性流层上的相对滑动, 切变带内的强烈软化(即粘度的下降)使变形集中于切变带内并由于产生脉纹花样的不稳定性而削弱切变带耐断裂的能力^[15]。剪切带中粘度降低的原因有二: 一是剪切带中存在自由体积; 二是绝热变形使局部温度升高^[16]。Sparpen^[17]定量分析了温度和应力促使原子运动产生

自由体积的过程, 以及自由体积的湮灭过程。沈等^[13]采用此模型对 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金的超塑性变形机制进行了解释。Wright 等^[18]的计算结果表明, 快速断裂前温度能升高几百度, 从而有可能使材料局部熔化, 在断口上出现熔滴; 但在形成剪切带时, 温度仅升高 102 °C。由此可知, 使粘度下降的原因与局部温升的关系不显著, 而应该是应力引起的自由体积升高。

因此, 按照自由体积模型, 非晶在变形起始阶段, 在温度较低时, 由于原子跃迁能力低还不足以提供足够的自由体积, 所以应力急剧升高形成峰值应力, 随后由于峰值应力所做的功使原子“挤入”较小的空位内从而产生新的自由体积, 以支持原子的跃迁, 因此应力值下降并趋于平缓, 直至恒定。这就是图 3(a) 中所示“加工软化”现象的机理。对比图 3(a) 和(b) 可以看出, 在同样变形温度但应变速率下降一个数量级时, 峰值应力大幅度降低。这是由于在变形温度相同但变形速度下降时, 单位体积内参与流动的原子数减少, 则所需的自由体积数量减少, 峰值应力随之降低。随着变形温度升高, 原子跃迁能力增强, 自由体积数量增加, 所以峰值应力和流变应力随之降低, 这从图 3(a) 和(b) 中都可以清楚地看出来。

同理, 可进行非晶合金压缩断裂行为的分析。在温度低于 T_g 的情况下, 原子的跃迁能力较弱, 塑性变形只是局限于很窄的剪切带区, 断裂一般沿着最大剪应力即与压缩轴呈 45° 角的方向发生。随着变形温度的升高, 原子的跃迁能力增强, 剪切带区粘性流层的厚度会增大, 导致断面出现台阶变得粗糙, 断裂面与压缩轴的角度大于 45°。Flores 等^[19] 和李等^[15] 的研究表明正应力和剪应力一样也能引起自由体积升高, 所以正应力在剪切带的形成和长大过程中也起着重要作用。剪切带在扩展过程中将向最大正应力方向偏转, 使得与加载方向的角度大于 45°。当变形温度继续升高超过 T_g 一定程度时, 原子的跃迁能力进一步增强, 自由体积的数量增加得很快, 使得粘性流层的粘度大幅度降低, 更易于流动和变形, 最后不发生断裂, 而是形成一种反“N”字形貌, 见图 5(a)。当温度继续升高, 自由体积的数量和粘性流层的厚度增加得更快, 在近垂直与垂直应力轴的方向上在正应力作用下更易于流动, 于是形成一种斜型或者正型“单鼓”形貌(见图 5(b)、(c)), 图 5(d) 所示为俯视图 5(c) 中“单鼓”局部的放大图, 可以看出, 粘性流层以间隔比较均匀的多重圆环向外扩展。当温度继续升高最终达到整

个试样都变成了粘性流层, 自由体积的产生与湮灭过程达到平衡, 试样便表现出非常均匀的牛顿流变行为, 宏观上表现为均匀压扁, 其典型应力—应变曲线如图 3(a) 中 673 K 的形式, 是典型的超塑性变形行为。

变形速率越高, 单位体积内参与流动的原子数越多, 则所需的自由体积数量越多, 如果此时温度偏低不足以提供所需的自由体积, 那么在较大应力作用下自由体积将迅速增加成为裂纹源, 如图 4(b) 所示, 导致非晶发生剪切断裂。这就是造成图 3(a) 与图 3(b) 区别的原因所在。如果此时温度较高 (673 K, $2 \times 10^{-1} s^{-1}$), 基本可以提供所需的自由体积, 使得粘性流层的粘度大幅度降低, 更易于流动和变形, 最后不发生断裂, 而可能形成一种反“N”字形貌(如图 5(a) 所示)。另外, Subhash 等^[20] 研究了 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金在准静态 ($10^{-3} s^{-1}$) 和高应变速率 ($10^3 s^{-1}$) 条件下的单轴压缩行为。结果表明: 准静态缓慢加载条件下, 似乎更有利于促进在整个剪切面上空洞的均匀形核, 使得剪切带充分发展成为较均匀分布的“脉纹”状; 但在快速加载条件下, 可能由于内在诸如空洞和杂质等缺陷, 或者由于微观成分分布不均, 从而引起应力场和温度场的波动, 造成塑性变形不能很均匀地发展。这也是快速加载条件下非晶易发生断裂的原因。

根据沈等^[13] 测量的 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金的时间—温度—转变 (T—T—T) 曲线结果, 非晶合金在 673 K 时的晶化孕育时间约为 360 s。本实验中, 在应变速率为 $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ 、673 K 时的等温停留时间最长为 70 s, 因此, 可以认为非晶合金在 Gleeble 压缩实验后应该还是保持非晶态结构, 所以不存在由于晶化导致的脆性断裂。

4 结论

1) $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 块体非晶合金在 673 K 时, 2×10^{-2} 和 $2 \times 10^{-1} s^{-1}$ 两种应变速率下都具有很好的塑性, 尤其在 $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ 时流变应力只有 74 MPa, 非常适于进行超塑性加工。

2) 随着变形温度的提高, 柱状 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金在单向压缩过程中, 将依次出现: 45°角剪切断裂 → 大于 45°角剪切断裂 → 反“N”形压扁 → 斜型或正型“单鼓”形压扁 → 均匀压扁等几类典型形貌。

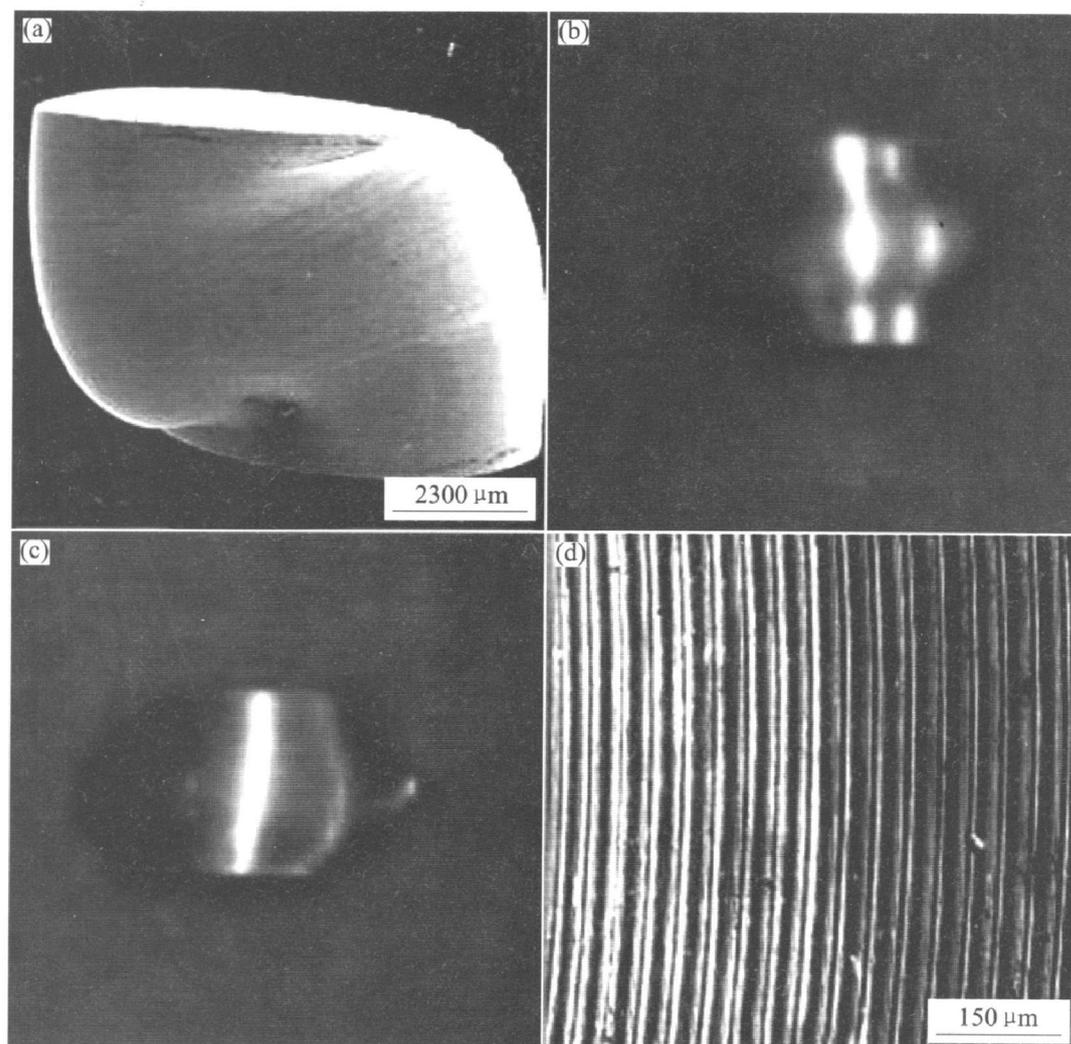


图5 柱状 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 非晶合金的不同压缩形貌

Fig. 5 Morphologies of cylindrical $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ amorphous alloy after uniaxial compression tests

- (a) —Inverse “N” type, 613 K, $2 \times 10^{-2} s^{-1}$;
 (b) —Inclined mono-drum type, 653 K, $2 \times 10^{-2} s^{-1}$;
 (c) —Normal mono-drum type, 653 K, $2 \times 10^{-2} s^{-1}$;
 (d) —Local enlarged image of protruded part of the mono-drum in (c), showing viscous layers expand concentrically with uniform interval;
 (d) —Uniformly flattened type, 673 K, $2 \times 10^{-2} s^{-1}$

致谢

非常感谢中国科学院金属研究所张海峰研究员为本实验提供了所需的非晶材料! 对国家高技术研究发展计划和国家自然科学基金为本项目提供的资助, 在此谨致谢忱!

REFERENCES

- [1] Inoue A. Bulk Amorphous Alloys[M]. Switzerland: Trans Tech Publications LTD, 1999. 1 - 10.
 [2] Wang W H, Wei Q, Friedrich. The effect of decom-

position on crystallization in Zr based metallic glasses [J]. J Mater Sci, 2000, 35: 2291 - 2295.

- [3] Kawamura Y, Shibata T, Inoue A, et al. Superplastic deformation of $Zr_{65}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}$ metallic glass[J]. Scr Mater, 1997, 37: 431 - 436.
 [4] Kawamura Y, Nakamura T, Kato H, et al. Superplasticity in Fe-based metallic glass with wide supercooled liquid region[J]. Mater Sci Eng A, 2001, A304 - 306: 735 - 739.
 [5] Kawamura Y, Nakamura T, Inoue A. Superplasticity in $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$ metallic glass[J]. Scr Mater, 1998, 39:

- 301 - 306.
- [6] Nieh T G, Wadsworth J, Liu C T, et al. Plasticity and structure instability in a bulk metallic glass deformed in the supercooled liquid region[J]. *Acta Mater*, 2001, 49: 2887 - 2896.
- [7] Nieh T G, Mukai T, Liu C T. Superplastic behavior of a Zr-10Al-5Ti-17.9Cu-14.6Ni metallic glass in the supercooled liquid region[J]. *Scr Mater*, 1999, 40(9): 1021 - 1027.
- [8] Saotome Y, Hatori T, Zhang T, et al. Superplastic micro/nano-formability of La₆₀Al₂₀Ni₁₀Co₅Cu₅ amorphous alloy in supercooled liquid state[J]. *Mater Sci Eng A*, 2001, A304 - 306: 716 - 720.
- [9] Saotome Y, Itoh K, Zhang T, et al. Superplastic nanoforming of Pd-based amorphous alloy[J]. *Scr Mater*, 2001, 44: 1541 - 1545.
- [10] 谢建新, 周成, 张志豪. 非晶合金精细零部件的超塑性成形技术[J]. *材料导报*, 2003, 17(2): 8 - 11.
XIE Jianxin, ZHOU Cheng, ZHANG Zhihao. Superplastic forming techniques for fine precision amorphous alloys parts[J]. *Mat Rev*, 2003, 17(2): 8 - 11.
- [11] 张志豪, 刘新华, 周成, 等. Zr 基大块非晶合金的超塑性成形性能[J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(7): 1073 - 1077.
ZHANG Zhihao, LIU Xinhua, ZHOU Cheng. Superplastic forming properties of Zr-based bulk amorphous alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(7): 1073 - 1077.
- [12] 景勤, 刘日平, 邵光杰, 等. Zr 基大块非晶合金的热膨胀与超塑性[J]. *物理学报*, 2004, 53(5): 1440 - 1444.
JING Qin, LIU Riping, SHAO Guangjie. Thermal expansion and superplasticity of Zr-based bulk amorphous alloy[J]. *Acta Physica Sinica*, 2004, 53(5): 1440 - 1444.
- [13] 沈军, 王刚, 孙剑飞, 等. Zr 基块体非晶合金在过冷液相区的超塑性流变行为[J]. *金属学报*, 2004, 40(5): 518 - 522.
SHEN Jun, WANG Gang, SUN Jianfei, et al. Superplastic flow behavior of Zr base bulk metallic glass in supercooled liquid region[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2004, 40(5): 518 - 522.
- [14] 吴诗婷. 冷温挤压技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 1995. 183 - 184.
WU Shiting. *Cold and Warm Extrusion Technology* [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1995. 183 - 184.
- [15] Luborsky F E. 非晶态金属合金[M]. 柯成, 等译. 北京: 冶金工业出版社, 1989. 309 - 334.
Luborsky F E. *Amorphous Metallic Alloy* [M]. KE Cheng, et al transl. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1983. 309 - 334.
- [16] 李金许, 褚武扬, 高克玮, 等. 块体非晶剪切带和微裂纹形核扩展的 SEM 原位研究[J]. *金属学报*, 2003, 39(4): 359 - 363.
LI Jinxu, CHU Wuyang, GAO Kewei, et al. In situ SEM study of initiating and growing of shear band and microcrack in bulk metallic glass[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 39(4): 359 - 363.
- [17] Spaepen F. A microscopic mechanism for steady state inhomogeneous flow in metallic glasses[J]. *Acta Metall*, 1977, 25: 407 - 415.
- [18] Wright W J, Saha R, Nix W D. Deformation Mechanisms of Te Zr₄₀Ti₁₄Ni₁₀Cu₁₂Be₂₄ bulk metallic glass[J]. *Materials Transactions*, 2001, 42(4): 642 - 649.
- [19] Flores K M, Dauskardt R H. Mean stress effects on flow localization and failure in a bulk metallic glass[J]. *Acta Mater*, 2001, 49: 2527 - 2537.
- [20] Subhash G, Dowding R J, Kecskes L J. Characterization of uniaxial compressive response of a bulk amorphous Zr-Ti-Cu-Ni-Be alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2002, A334(1-2): 33 - 40.

(编辑 陈爱华)