

NdAlFeCo 金属玻璃的变形行为^①

喻更生^{①②} 魏炳忱^② 林建国^①

(湖南湘潭大学材料与光电物理学院 湖南 411105)

(北京中国科学院力学研究所微重力国家实验室 北京 100080)

摘要 本文利用材料测试系统(MTS)、X-Ray 衍射(XRD)和扫描电子显微镜等手段研究了Nd基大块金属玻璃的变形行为和断裂特征。大块金属玻璃样品在室温是脆性断裂,大约在500 K,变形模式从非均匀转变为均匀变形模式,在523 K以上表现出显著的塑性变形。在 5×10^{-4} m/s应变速率下,这种Nd基大块金属玻璃材料在523~600 K之间出现明显的屈服下降现象,随后进入一种稳定的黏性流动状态。这种屈服下降现象与温度和应变速率有关。Nd基大块金属玻璃的变形行为可以用自由体积模型来解释。合金的这种塑性变形行为表明了存在稳定的过冷液相区,这有助于进一步了解Nd基大块金属玻璃的热稳定性。

关键词 大块金属玻璃 力学性能 玻璃转变

1 引言

最近几年Nd基多组元大块金属玻璃引起人们的广泛关注,这是由于它是大块金属玻璃中一个特殊的体系^[1~10]。它有两个不同其他大块金属玻璃的特点。一是传统意义上非晶是无序结构,各向同性,是软磁性,而Nd基大块金属玻璃在室温表现出很高的矫顽力。二是反常的热稳定性,采用最常用的手段示差扫描热分析(DSC)测试曲线上没有明显的玻璃转变,也没有过冷液相区,而其他体系的大块金属玻璃都表现出很宽的过冷液相区。

对大块金属玻璃的力学性能进行了广泛的研究,其结果表明在低温高应变速率下为脆性断裂;在过冷液相区,合金处于过冷液态,黏度很低,材料发生显著的塑性变形,甚至在过冷液相区表现出超塑性^[11~13]。Nd基大块金属玻璃力学性能尚无报道,本文中我们主要研究Nd基大块金属玻璃在各种温度下的变形特征,这结果有利于我们进一步了解Nd基大块金属玻璃反常的热稳定性。

2 实验方法

首先在通入氩气的电弧炉里熔炼母合金(Nd₆₀Al₁₀Fe₂₀Co₁₀),原料均为高纯金属(纯度

① 国家自然科学基金(项目编号:50101012)资助项目。

② 喻更生:男,1975年12月生,硕士研究生,湖南岳阳人;通信地址:湖南湘潭大学材料与光电物理学院;邮编:411105;电话:0732-8292196;电子信箱:yul25521@sina.com.cn

大于等于 99.9%),用吸铸法将融化的母合金注入水冷铜模得到 $\phi 3$ mm 柱状合金。合金结构测试在 Philips 公司生产的 PW1050X - 衍射仪上测试,采用 Cu 靶。在 MTS 上测试压缩力学性能。试样尺寸为 $\phi 3$ mm \times 5 mm,温度从室温到 723 K。断口分析在扫描电镜上进行。

3 实验结果与分析

铸态合金棒的 XRD 结果如图 1 所示,其衍射谱为典型的非晶衍射谱,没有明显的晶态衍射峰,这表明用水冷铜模得到 $\phi 3$ mm 柱状合金在 XRD 测试极限内为非晶态。

图 2 是应变速率为 5×10^{-4} m/s 不同温度下的应力-应变曲线。NdAlFeCo 金属玻璃的变形行为对温度有明显的依赖性。在室温为脆性断裂,没有塑性变形,断裂强度大约为 398 MPa。大约在 500 K 变形模式由非均匀变形到均匀变形,试样在 503 K 以上没有出现断裂。随着温度的升高,强度减小,压缩变形增加。在 523~600 K 温度范围内出现屈服应力下降。503 K 应力最大值大约为 620 MPa,随着压缩时间的增加,发生屈服,应力值慢慢降低到 590 MPa,在宏观上表现出稳定的黏性流动。513 K 应力最大值大约为 510 MPa,然后也是发生屈服,应力值慢慢降低,直到在宏观上表现出稳定的黏性流动。屈服应力随着温度的增加慢慢下降,从 503 K 的 620 MPa 到 623 K 的 190 MPa,在 723 K 及更高温度下没有看到屈服下降现象,变成平稳的一条直线。这种变形特征在其他大块金属玻璃已经报道过,如 Zr 基等大块金属玻璃在过冷液相区出现应力屈服,而且对温度的变化十分敏感,都十分相似。

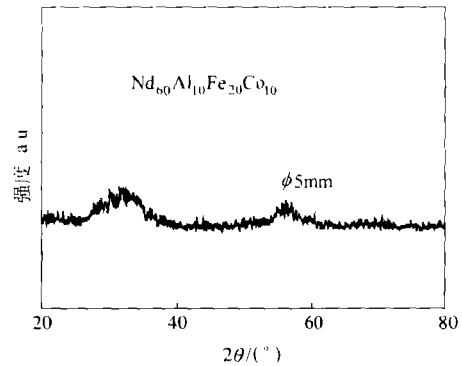


图 1 $\phi 3$ mm NdAlFeCo 合金的 XRD 结果

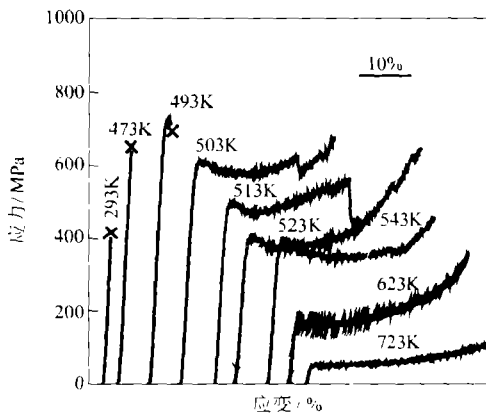


图 2 NdAlFeCo 金属玻璃在不同温度下的应力-应变曲线

在 513 K,不同应变速率下应力-应变曲线如图 3 所示。在应变速率为 1.4×10^{-2} m/s,应力峰值突然下降,出现断裂,压缩变形量约为 10%。当应变速率为 2.8×10^{-3} m/s 时,试样没有出现断裂。随着应变速率的降低,屈服应力下降,这种屈服下降现象在高应变速率下压缩应力下降更明显。随着应变速率的降低,屈服下降的幅度降低。当应变降低到 1.4×10^{-3} m/s 时,屈服下降现象已基本消失。

图 4a 是室温压缩断口的 SEM 照片,可以看到是比较平直的断口,基本上为一些条纹状,在断裂前没有发生相互滑移与相互传播,典型的脆性断裂,所以变形来不及扩散与传播几乎完成约凑成密集的剪切带,不能形成塑性变形。图 4b 为 473 K 压缩断口照片,在高温时 NdAlFeCo 金属玻璃变形已经发生微量塑性变形。断口分为两部分组成,一是光滑的区

域,二是有些区域已经发生了变形,可以看到塑性变形,形成脉状条纹,剪切带已经发生相互滑移与相互传播,每一个剪切带都分裂成几个滑移带。

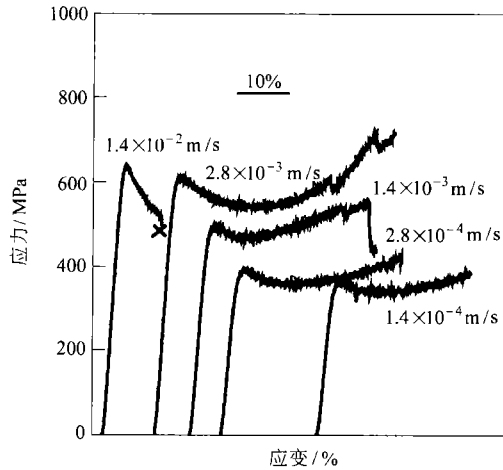


图3 合金在 513 K 时不同应变速率下应力-应变曲线图

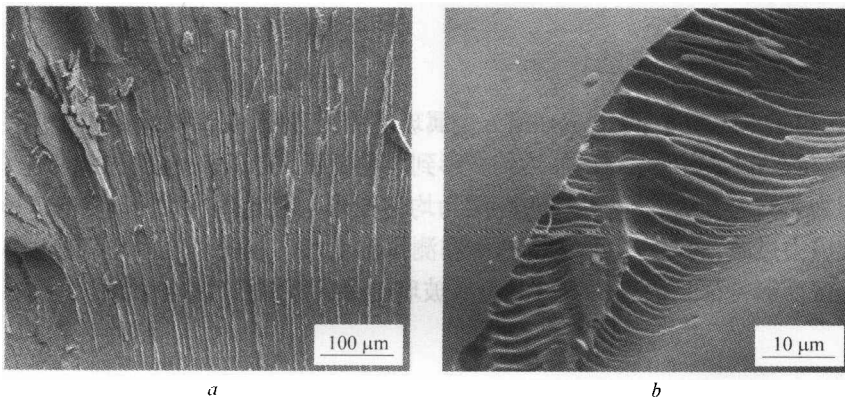


图4 合金在室温和 473 K 下的压缩断口形貌
a—室温; b—473 K

非晶的变形行为一般分为两类,一是在低温和高应变速率时,表现出非均匀变形,基本上为脆性断裂;二是在高温和低的应变速率时表现出均匀的塑性变形,表现出黏性流动。一般根据自由体积模型来解释大块金属玻璃的力学变形特征。在低温或室温的非均匀变形是形成局域剪切带,然后迅速传播导致突然断裂。宏观的塑性变形行为,在过冷液相区尽管也形成局域剪切带,由于合金处于过冷液态,黏度很低,因此宏观的流动变形是由微观原子激发到剪切带的空间^[12,13]。

从实验中可以看出在低温和室温变形时,塑性变形阻力对温度的依赖性相对较小。我们以前的动态力学试验结果表明在 600 K 时出现弹性模量迅速衰减和内耗峰,这表明大约在 500 K 发生了玻璃转变^[12]。在 T_g 温度以前非晶态合金中的原子被冻结了,扩散系数很小,黏度很大,所以微观的塑性变形产生了大量的剪切带。自由体积由于原子来不及扩散,变形来不及扩散和传播几乎完成约凑成密集的剪切带。不能形成塑性变形。因此 Nd 金属

玻璃从非均匀变形到均匀变形有一个转变温度和临界应变速率,在过冷液相区其强度对温度应变速率都十分敏感。但是塑性变形阻力在低温范围内对温度的依赖相对较小,特别是在 T_g 以前。

在高温 523~600 K 之间合金变形出现屈服应力下降,这是因为在高温低应变速率下变形引起自由体积迅速增加。在高温时非晶态合金处于过冷液态,原子扩散的激活能增大,黏度迅速下降,可以近似认为合金中的原子堆垛结构和液态下相近,自由扩散系数很大。在高温低应变速率下变形引起自由体积迅速增加,激发了原子扩散引起局域原子的重新排列,使自由体积迅速消失。自由体积的增长速度与消失速度相当,在宏观上表现为稳定的流动变形,原子扩散的激活能依赖于测试温度,所以屈服应力数值随温度升高而下降。

我们以前的动力学试验结果表明,在 500 K 时有弹性模量迅速衰减和内耗试验峰现象,这表明在 NdAlFeCo 大块金属玻璃中也有玻璃转变发生。本实验中大约也是在 500 K 时变形模式由非均匀变形到均匀变形,表现出其他大块金属玻璃在过冷液相区相似的特性,应力屈服现象和变形对温度依赖的相似性,已经在其他大块金属玻璃中如 Zr、Pd、Cu 基观察到了。这进一步证实本文所研究的 NdAlFeCo 金属玻璃有玻璃转变,且具有稳定的过冷液相区。这与 Nd 基大块金属玻璃的强非晶形成能力是相吻合的。

4 结论

总之,我们在不同温度下对 NdAlFeCo 金属玻璃测试表明,变形模式依赖于应变速率和测试温度,大约在 500 K,变形模式由非均匀变形到均匀变形,在高温时应力过载与应变速率密切相关。低温为非均匀变形的脆性断裂,高温为均匀变形的稳定塑性变形。在 523~600 K 温度范围内出现应力过载,屈服强度与应变速率和测试温度密切相关。这些与其他大块金属玻璃在过冷液相区变形特征一致,表明 Nd 基金属玻璃也存在稳定的过冷液相区。

参考文献

- 1 Inoue A, *Acta Mater.*, 2000,48: 279
- 2 Inoue A, Zhang T, Takeuchi A, Zhang W. *Mater. Trans., JIM*, 1996,37:636
- 3 Fan G J, Loser W, Roth S, Eckert J, Schultz L. *Appl. Phys. Lett.* 1999,75:2984
- 4 Wang X Z, Li Y, Ding J, Si L, Kong H Z. *J. Alloy and Comp.* 1999,290:209
- 5 Chiriac H, Lupu N. J, *Non-Cryst. Solids.* 2001, 287:135
- 6 Ortega-Hertogs R J, Rao K V. *Scripta mater* 2001, 44: 1333
- 7 Wei B C, Zhang Y, Zhuang Y X, et al. *J. Appl. Phys.*, 2001, 89: 3529
- 8 Wei B C, Wang W H, Pan M X, et al. *Phys. Rev. B.*, 2001, 64:012406
- 9 Wei B C, Wang W H, Xia L, et al. *Mater. Sci. Eng.*, 2002, A334: 307
- 10 Wei B C, Löser W, Xia L, et al. *Acta mater.* 2002, 50:4357
- 11 Kawamura Y, Shibata T, Inoue A, Masumoto T. *Appl. Phys. Lett.*, 1996,69:1208
- 12 Chen H S, Kato H, Inoue A. *Mater. Trans. JIM*, 2001,42:597
- 13 Nieh T G, Wadsworth J, Liu C T, et al. *Acta mater.* 2001,49:2887