文章编号：1000-5773(2012)03-0333-05

Hf-基非晶合金的力学性能研究*

王燕坡，孙宝茹，战再吉，王文魁

（燕山大学亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室，河北秦皇岛 066004）

摘要：利用 MTS810 实验机和分离式霍普金森压杆(SHPB)，对 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 块体非晶合金进行了准静态和动态压缩实验，应变速率范围为 $10^{-4}\sim10^{3}\ s^{-1}$，给出了不同应变速率下非晶合金的应力-应变曲线，并对其压缩断口形貌进行了扫描电镜观察。结果表明：在准静态压缩条件下，$Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金不具有应变速率敏感性，在由放射区和扇形区组成的断口形貌上观察到纳米级韧窝和 60 nm 左右的周期性条纹结构；在动态压缩条件下，随着应变速率的增加，动态屈服强度明显减小，合金具有应变速率敏感性，同时断裂表面为夹杂着脉络条纹的絮状结构。进一步观察发现，动态压缩断口上存在 3 种特征断裂形貌：树枝状条纹、典型脉络花纹和合金熔体。

关键词：Hf-基非晶合金；应变速率；断口形貌；绝热升温

中图分类号：TG146.4　　**文献标识码**：A

1 引　言

块体非晶合金由于具有高弹性极限、高屈服强度、高硬度、高比强度以及其较好的耐腐蚀性而倍受人们关注[1-2]。同时块体非晶合金的一些特殊性能也引起了人们的极大兴趣。其中采用非晶合金制造动能穿甲弹就是目前国际非常重视的研究方向[3]。贫铀合金过去被认为是最有效的穿甲弹弹芯用材料，但其爆炸后的放射性会严重危害人类健康和生态环境。贫铀合金之所以具有优异的穿甲性能，主要在于其具有极高的密度、高绝热剪切敏感性和高强度[4]。以钨合金为弹芯材料制成的弹头虽然也有很高的密度，但弹头在穿甲过程中会形成蘑菇状而变钝，因此大大降低了穿透深度[5]。

Hf-基非晶合金由于其高密度和优良的自锐性而成为代替贫铀合金的首选材料。Li 等通过透射电子显微镜(TEM)和 X 射线衍射(XRD)方法，研究了 Hf-基非晶合金晶化过程的相析出产物[6-7]。Zhang 等对 Hf-基非晶合金的准静态力学性能和非晶形成能力进行了研究[8-9]。Kecskes 等研究了 Hf-基非晶合金的动能穿甲性能[10]。运用深共晶原理和井上三原则寻找到一种合理成分配比的多组元 Hf-基非晶合金，并对其热稳定性、合金化效应及弹道性能进行了详细的分析。与同类 Zr-基非晶合金相比，密度从 7 g/cm^3 提高到 11 g/cm^3。本研究采用 MTS810 试验机和分离式 Hopkinson 压杆装置，对 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 块体非晶合金的准静态和动态力学性能进行了研究，分析了该非晶合金的应变速率敏感性、断裂机制及应变软化等动态力学行为，并对其断口形貌进行了详细观察。

2 实验方法

实验所用材料为真空铜模浇铸法制备的 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金，应用 MTS810 试验机和 SHPB 压杆装置研究其准静态和动态压缩性能。其中准静态压缩实验样品为直径 3 mm、长度 6 mm 的非晶合金圆柱棒。动态压缩实验样品采用直径 3.0 mm，长度分别为 3.0、4.5 mm 的非晶合金圆柱棒，

* **收稿日期**：2010-10-11；**修回日期**：2011-01-28

基金项目：空间飞行器长寿命关键构件制备与服役中的基础问题(2010CB731600)

作者简介：王燕坡(1983—)，男，硕士，主要从事块体非晶合金的热稳定性及力学性能研究. E-mail：dcr96@163.com

通讯作者：孙宝茹(1976—)，女，博士，讲师，主要从事大块金属玻璃的制备及性能研究. E-mail：sunbaoru@ysu.edu.cn

根据不同长径比(1∶1 和 1.5∶1)分为两组。发射子弹气压分别采用 0.3、0.4、0.5 MPa,使试件获得不同的应变速率。为了防止试件变形后冲击杆继续挤压样品形貌,采用样品外面带有高强度合金钢衬管的方法,以控制应变。采用 S-4800 场发射扫描电镜对样品断口形貌进行观察。

3 结果与讨论

3.1 准静态压缩实验结果

3.1.1 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$非晶合金准静态压缩应力-应变曲线

不同应变速率下获得的 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金准静态应力-应变曲线如图 1 所示,应变速率分别为 10^{-4}、10^{-3}、10^{-2} s^{-1}。从图 1 中可以观察到,当应变速率为 10^{-4} s^{-1}时,试样的抗压断裂强度为2 400 MPa,在发生 3.0% 弹性变形后出现了 0.8%的塑性变形;而应变速率增加到 10^{-2} s^{-1}时,试样的抗拉断裂强度为 2 350 MPa,仅仅体现完全的弹性变形,塑性变形为零。可以发现随着应变速率的增加,该非晶合金的强度并没有发生明显变化,与Subhash等人报道的在 Zr-基非晶合金中的应变速率不敏感性相一致[11]。

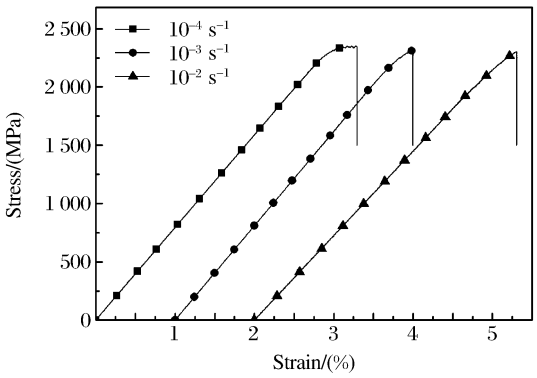
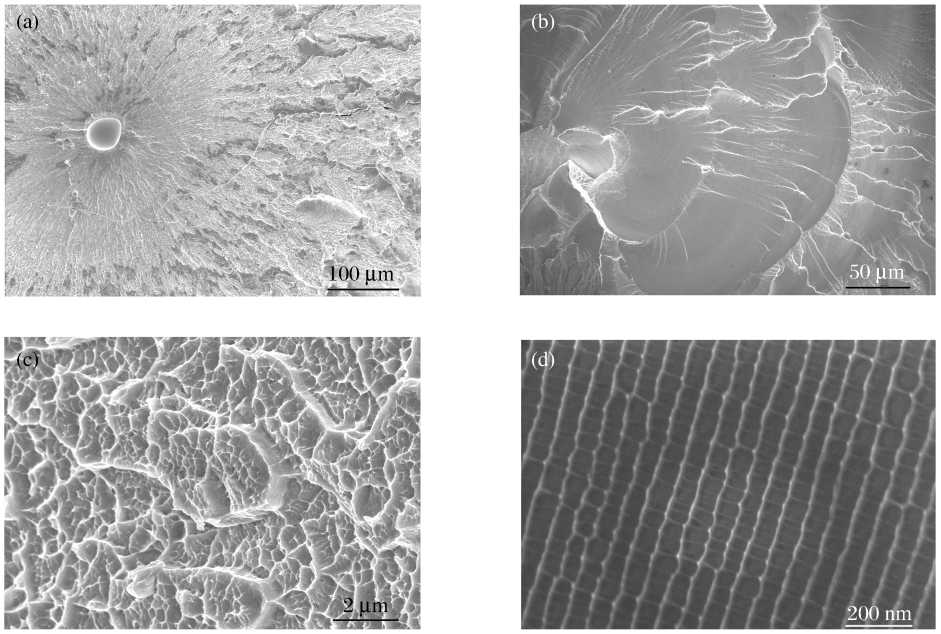


图 1 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$非晶合金准静态压缩应力-应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curves of $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ metallic glass under quasi-static compressions of different strain rates

3.1.2 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$非晶合金准静态压缩断口形貌及断裂机制

$Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$非晶合金的准静态压缩断口形貌如图 2 所示,为典型的脆性非晶合金断裂模式。试样断口形貌由粗糙放射区(图 2(a))和平整扇形区(图 2(b))组成。在高分辨扫描电镜下分别对放射区和扇形区进行观察,结构如图 2(c)和图 2(d)所示。



(a) Radical zone;(b) Fan-shaped zone;(c) Dimple structure;(d) Periodic corrugations

图 2 准静态压缩试样中的韧窝和周期性条纹结构

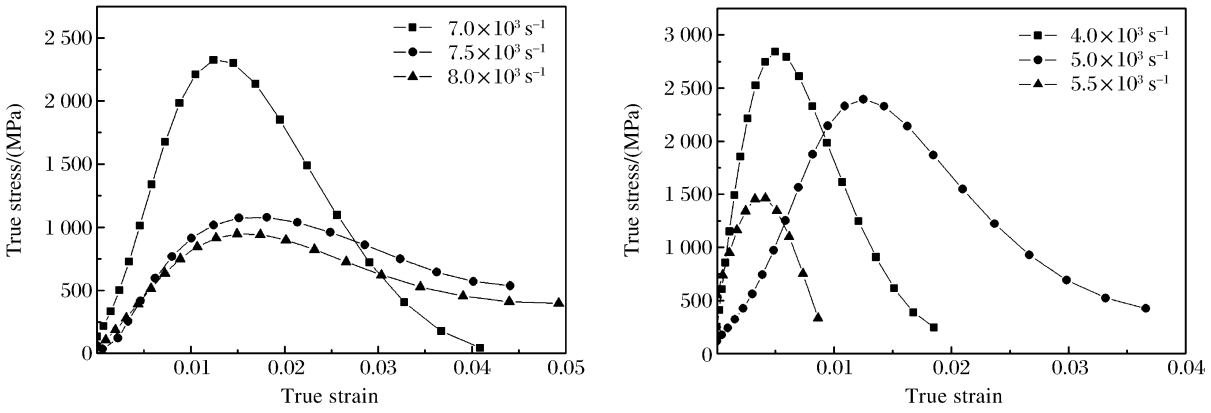
Fig. 2 SEM images of fractured specimens after quasi-static compression

在放射区的裂纹起始阶段可观察到大量尺寸为 200～600 nm 的韧窝结构,给出了局域塑性的直接证据。进一步观察发现,放射区中心存在一个 50 μm 左右的熔融液滴,表明非晶合金在断裂过程中,在应力集中区所储存的大量弹性应变能瞬间释放,造成局部区域绝热升温,使合金断裂过程中发生了局部熔融。随着裂纹的扩展,在放射区末段可发现周期性排布的裂纹分支线结构,随着裂纹分支线的产生,韧窝结构大量减少,不规则条纹结构逐步形成。在扇形区的光滑处可观察到周期性排布的平行条纹结构,平行条纹的间距约 60 nm。粗糙的放射区和平缓的扇形区证实了裂纹尖端的速度变化。裂纹前端与弹性波相互作用呈现出更加微观性的周期性波纹图案。相似的平整扇形区断口表面特征在 Mg 基及 Ni 基非晶的压缩断口经常出现[10-11],相应的文献资料中对其已进行了详细的介绍。

3.2 动态压缩实验结果

3.2.1 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金动态压缩应力-应变曲线

不同应变速率下获得的 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金动态应力-应变曲线如图 3 所示。非晶合金具有较高的压缩强度,材料断裂前没有明显的屈服现象发生,到达断裂强度即发生断裂。由图 3 中可知,随着应变速率的增加(即子弹发射气压的增加),非晶合金的断裂强度明显下降,出现了一定的应变速率软化现象。与准静态压缩不同,该合金材料在动态压缩过程中具有应变速率敏感性。



(a) Length-diameter ratio:1∶1　　(b) Length-diameter ratio:1.5∶1

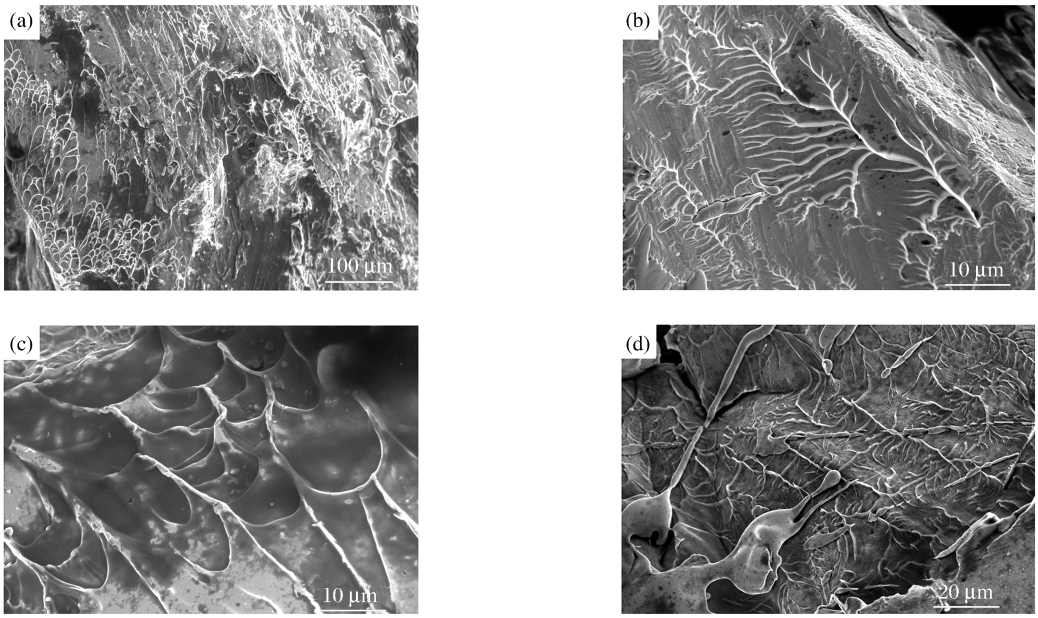
图 3 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金动态压缩应力-应变曲线

Fig. 3 Stress-strain curves of $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ metallic glass under dynamic compressions of different strain rates

3.2.2 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金动态压缩断口形貌及断裂机制

$Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金的动态压缩断口形貌如图 4 所示,与合金准静态压缩情况不同,断裂表面形貌为夹杂着脉络条纹的絮状结构(图 4(a))。脉状花纹是由于断裂表面局域软化剪切扩展而形成,也可认为是合金的韧性剪切断裂特征。高应变速率下合金内部聚集的大量应变能瞬间释放,导致绝热升温[14]。非晶断口表面的粘度快速下降,形成粘滞流变层,从而表现为絮状结构。具有放射状特征的树枝状条纹(图 4(b))、脉状花纹(图 4(c))和合金熔体(图 4(d))为 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金在动态冲击断裂中出现的 3 种典型断裂特征。

在动态冲击实验中,非晶合金的这种绝热剪切和多重裂纹扩展的断裂模式造成了合金断面的粗糙不平。另外,快速的裂纹萌生和扩展不仅引发了材料的多重断裂,而且加剧了非晶合金的绝热温升,使得合金在更大范围内发生局部软化,形成脉状花纹和合金熔体,导致在动态冲击载荷作用下合金的强度急剧下降。



(a) Shear fracture surface; (b) Branch-like patterns; (c) Vein-like patterns; (d) Molten agglomerates

图 4 动态冲击变形过程中 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 非晶合金断口形貌

Fig. 4 SEM images of the fracture surfaces of $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ metallic glass during dynamically compressive deformation

4 结 论

对 $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 块体非晶合金，用 MTS810 材料试验机和 SHPB 压杆装置测试了其准静态和动态压缩性能。分析了该非晶合金的断裂机制和应变速率敏感性，得到以下结论。

(1) 在准静态压缩条件下，$Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 块体非晶合金的断裂强度值最高为 2 400 MPa，不具有应变速率敏感性，断口上存在纳米级韧窝及周期性条纹结构。

(2) 在动态压缩条件下，$Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 块体非晶合金的屈服强度随应变速率的增加而降低，具有应变速率敏感性。断口上并未发现纳米级韧窝和周期性条纹结构，取而代之的是具有放射性特征的树枝状条纹、典型脉状花纹和合金熔体。

(3) $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ 块体非晶合金具有较高的密度、强度、模量和绝热剪切敏感性，并且环境相容性好，成为代替贫铀合金制造穿甲弹的“绿色”材料，是一种前景很好的新型高强金属材料。

References:

[1] Inoue A, Shen B L, Koshiba H, et al. Cobalt-based bulk glassy alloy with ultrahigh strength and soft Magnetic properties [J]. Nature Mater, 2003, 2: 661-663.

[2] Morrison M L, Buchanan R A, Peker W H, et al. Cyclic-anodic-polarization studies of a $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Ni_{10}Cu_{12.5}Be_{22.5}$ bulk metallic glass [J]. Intermetallics, 2004, 12: 1177-1181.

[3] Conner R D, Dandiliker R B, Scruggs V, et al. Dynamic deformation behavior of tungsten-fiber/metallic-glass matrix composites [J]. Int J Impact Eng, 2000, 24: 435-444.

[4] Hui X D, Chen G L. Bulk Metallic Glasses [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 269-271. (in Chinese)
惠希东，陈国良. 块体非晶合金 [M]. 北京：化学工业出版社，2006：269-271.

[5] Choi-Yim H, Conner R D, Szuecs F, et al. Quasistatic and dynamic deformation of tungsten reinforced $Zr_{57}Al_{10}Nb_5Cu_{15.4}Ni_{12.6}$ bulk metallic glass matrix composites [J]. Scripta Mater, 2001, 45: 1039-1045.

[6] Li C,Saida J,Matsuhita M,et al. Precipitation of an icosahedral quasicrystalline phase in $Hf_{59}Ni_8Cu_{20}Al_{10}Ti_3$ metallic glass [J]. Phil Mag Lett,2000,80:621-626.

[7] Wang L,Li C,Inoue A. Formation of a single icosahedral quasicrystaline phase in $Hf_{60}Ni_{15}Cu_{10}Ti_{15}$ metallic glass [J]. J Alloy Compd,2001,325:L7-L10.

[8] Zhang L,Ma E,Xu J. Hf-based bulk metallic glasses with critical diameter on centimeter scale [J]. Intermetallics,2008,16:584-586.

[9] Zhang L,Shi L L,Xu J. Hf-Cu-Ni-Al bulk metallic glasses:Optimization of glass-forming ability and plasticity [J]. J Non-Cryst Solids,2009,355:1005-1007.

[10] Kecskes L J,Edwards B T,Woodman R H. Hafnium-based bulk metallic glasses for kinetic energy penetrators [A]//24th Army Science Conference [C]. Orlando,FL,2004.

[11] Subhash G,Dowding R J,Kecskes L J. Characterization of based bulk metallic glasses for kinetic energy penetrators Zr-Ti-Cu-Ni-Be Alloy [J]. Mater Sci Eng A,2002,334:33-40.

[12] Wang G,Chan K C,Xu X H,et al. Instability of crack propagation in brittle bulk metallic glass [J]. Acta Mater,2008,56:5845-5860.

[13] Liang W Z,Mao X Y,Wu L Z,et al. Nanooscale ripples on the compressive fracture surface of a bulk metallic glass with microscale crystals [J]. J Mater Sci,2009,44:2016-2020.

[14] Jiang M Q,Ling Z,Meng J X,et al. Energy dissipation in fracture of bulk metallic glasses via inherent competition between local softening and quasi-cleavage [J]. Phil Mag,2008,88:407-426.

Mechanical Properties of Hf-Based Metallic Glasses

WANG Yan-Po,SUN Bao-Ru,
ZHAN Zai-Ji,WANG Wen-Kui

(*State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology,*
Yanshan University,Qinhuangdao 066004,*China*)

Abstract: The quasi-static and dynamic compression tests for $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ metallic glass were done by MTS810 and split Hopkinson pressure bar (SHPB) in the range of strain rate of 10^{-4}-10^3 s^{-1}. The compressive stress-strain curves were obtained under varied strain rate and the fracture morphologies were studied by scanning electron microscopy. The experimental results show that the $Hf_{44.5}Cu_{27}Ni_{13.5}Ti_5Al_{10}$ metallic glsaa does not have the strain rate sensitivity under quasi-static compression. The dimple structure and periodic corrugations with about 60 nm spacing can be observed at the fracture surfaces which consist of radical zone and fan-shaped zone. Under dynamic compression,the yield strength rapidly declines with rise of strain rate,the metallic glass has the strain rate sensitivity. The fracture surfaces show floccule structure with vein-like patterns. Further observation reveals that dynamic compression fracture surfaces exist three fracture morphology:branch-like patterns,vein-like patterns and molten agglomerates.

Key words: Hf-based metallic glasses;strain rate;fracture morphology;adiabatic heating