

应用技术

# 熔体处理温度对块体金属玻璃基复合材料组织和力学性能的影响

刘广桥<sup>1</sup>, 寇生中<sup>2</sup>

(1. 兰州城市学院 培黎石油工程学院, 甘肃兰州 730070;

2. 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, 甘肃兰州 730050)

**摘要:** 在水冷铜坩锅中采用铜模吸铸法在不同的熔体处理温度下制备出直径3 mm的 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 合金试样, 研究了熔体处理温度对 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 块体金属玻璃基复合材料的力学性能和组织的影响。结果表明, 熔体处理温度降低, 复合材料的晶化趋势增加, 压缩断裂强度和塑性应变增加。铸造电压7 kV时制备的试样其塑性应变达5.85%, 并呈明显的“加工硬化”现象, 压缩断裂强度达到2 203 MPa。通过调控熔体处理温度, 制备出铸态内生球形金属间化合物/块体金属玻璃基复合材料, 而且铸态内生球形金属间化合物相在不降低复合材料的断裂强度的同时却能显著地改善复合材料的塑性, 并对其增塑机制进行了分析。

**关键词:** 块体金属玻璃基复合材料; 熔体处理温度; 力学性能; 组织

**中图分类号:** TG139<sup>+.8</sup>    **文献标识码:** A    **文章编号:** 1001-4977 (2013) 12-1202-06

## Effect of Melt Treatment Temperature on Mechanical Properties and Microstructure of Bulk Metallic Glass Composite

LIU Guang-qiao<sup>1</sup>, KOU Sheng-zhong<sup>2</sup>

(1. Beilie School of petroleum engineering, Lanzhou City University, Lanzhou 730070, Gansu, China; 2. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, Gansu, China)

**Abstract:** The alloy rods with 3 mm diameter of  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  have been prepared by copper mold with suction casting method in water cooling copper crucible at different melt treatment temperature. Effect of melt treatment temperature on mechanical properties and microstructure of  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  bulk metallic glass composite were investigated. The results show that the crystallization trends, compressive strength and compressive plasticity of as-cast  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  alloy increased when melt treatment temperature decreased. The compressive plasticity and the compressive strength of as-cast  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples fabricated at 7 kV casting voltage are 5.85% and 2 203 MPa respectively, while reveal significantly work-hardening. As-cast in-situ spherical intermetallic phases/bulk metallic glass composite has been prepared by controlling melt treatment temperature, which as-cast in-situ spherical intermetallic phases can significantly enhance compressive plasticity along with exhibit of a high compressive strength. Also, the enhanced plasticity mechanism was discussed.

**Key words:** bulk metallic glass composite; melt treatment temperature; mechanical properties; microstructure

金属玻璃是由液态金属急冷得到的, 处于热力学上的亚稳态, 其结构是“被冻结的液态”, 长程无序, 而短程有序。因此, 可通过对合金熔体进行处理(如过热处理)及改变工艺条件(如预热模具)等方法来控制其凝固过程, 进而得到预期的合金显微结构与性能。研究表明, 熔体处理强烈地影响合金的非晶形成能力及其性能。Xing等<sup>[1]</sup>报道当熔体过热到1 800 K以上时,  $Zr_{57}Ti_{51}Ni_8Al_{10}Cu_{20}$ 合金能形成直径20 mm的完全非晶圆柱样品。Manov等<sup>[2]</sup>研究了熔体热处理对 $Fe_{76.6}Ni_{1.3}Si_{8.6}B_{13.5}$ 和 $Co_{69.6}Fe_{1.3}Mn_{4.5}Si_{14.3}B_{9.3}Mo_1$ 几种合金的深过冷能力和非

晶形成能力的影响, 发现合金熔体存在一个易于过冷的特征温度范围, 在此温度范围内进行熔体处理更易形成非晶合金。Ohkubo等<sup>[3]</sup>报道 $Ti_{40}Zr_{25}Cu_{12}Ni_3Be_{20}$ 合金受到浇注温度的影响, 1 573 K浇注的样品表现出非常有限的塑性应变。熔体处理同样显著影响铸态内生塑性相/块体金属玻璃基复合材料的力学性能, 孙国元<sup>[4]</sup>利用改变铸态内生塑性晶体相形态的方法成功地制备出了具有微米尺度球状 $\beta$ -Zr(Ti, Nb)固溶体/块体金属玻璃基体两相铸态组织的新型复合材料, 成分为 $Zr_{56.2}Ti_{13.2}Nb_{5.0}Cu_{6.9}Ni_{5.6}Be_{12.5}$ , 室温单轴压缩时, 其屈服

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (50961008)。收稿日期: 2013-07-11收到初稿, 2013-08-12收到修订稿。

作者简介: 刘广桥 (1968-), 男, 博士, 高级工程师, 主要从事块体金属玻璃的制备及力学性能研究。E-mail: liuguangll@sina.com

强度和极限断裂强度分别达到1 350 MPa和1 800 MPa，断裂前的纯塑性应变达到了12.0%，断裂总应变超过14%。Hofmann<sup>[5]</sup>通过合理的成分设计及半固态处理技术制备出具有显著拉伸塑性的Zr基块体金属玻璃基复合材料 $Zr_{38.3}Ti_{32.9}Nb_{7.3}Cu_{6.2}Be_{15.3}$ 和 $Zr_{39.6}Ti_{33.9}Nb_{7.6}Cu_{6.4}Be_{12.5}$ ，出现了延性材料具有的拉伸颈缩现象，两种块体金属玻璃基复合材料的拉伸总变形率分别10.8%和13.1%，断面收缩率分别为50%和46%。然而，熔体处理对铸态内生金属间化合物/块体金属玻璃基复合材料的组织及力学性能影响的研究鲜有报道。本文以 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 合金为研究对象，通过改变铸造电压（熔化功率）来调控熔体处理温度，研究熔体处理温度对锆基块体金属玻璃基复合材料的力学性能和组织的影响。

## 1 试验方法

本试验所用锆基块体金属玻璃基复合材料名义成分分为 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ ，将纯度为99.9%的Zr、Al、Ni、Cu、Fe原料切成小块，清洗，按上述成分配制，利用磁悬浮熔炼工艺在水冷铜坩锅中反复熔炼3次以得到成分均匀的母合金锭，然后将母合金锭在不同的铸造电压下熔炼，保温2 min，待合金熔炼充分均匀后用铜模吸铸法<sup>[6]</sup>进行吸铸，分别制备 $\Phi 3$  mm  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 合金棒状试样。采用日本理学D/MAX-2400X射线衍射仪测定非晶合金的结构，靶材选用Cu-K $\alpha$ ，衍射范围为 $20^\circ \sim 80^\circ$ ；在国产WDW-100D试验机上进行压缩试验，试验温度为室温，压缩试样的尺寸为 $\Phi 3$  mm $\times$ 6 mm，应变速率为 $8.3 \times 10^{-4} s^{-1}$ ；样品压缩断裂后的断口形貌采用JEOL JSM-6700扫描电镜（SEM）观察；在MeF3型金相显微镜下观察其光学显微组织。

## 2 结果与讨论

### 2.1 XRD分析

图1为用铜模吸铸法在铸造电压6 kV、7 kV、8 kV、9 kV，保温时间2 min时制备的合金试样的XRD衍射图。从图中可以看出，四种熔体处理温度条件下，所有试样相应的XRD宽化的漫散射峰上都有晶体相相对应的衍射峰出现，晶体相经标定为 $Cu_{10}Zr_7$ ，表明所有试样为非晶与晶体的复合材料。而且随着铸造电压的降低，析出的 $Cu_{10}Zr_7$ 晶体相更尖锐，峰值更高，意味着随着熔体处理温度的降低，合金晶化更加明显。熔体中除了存在一些杂质和高熔点的异质形核点外，还由于熔化时固态的结构遗传性存在的一些大的短程序，当快速冷却时，这些异质形核点和大的短程序有可能充当快淬晶核，从而出现晶体相。通过对熔体的温度性能和短程序研究表明<sup>[7]</sup>：熔体的微观异质状态不

是热力学的稳定态而是亚稳态或不平衡态，其特征存在时间在低的过热水平下（温度高于液相线 $10 \sim 50$  K）是 $1 \sim 10$  h。因此，在非晶合金中熔体有一个最低的过热温度，高于它，熔体可以形成真正的，没有异质形核点的熔体，可以大幅度提高过冷度和晶化时间<sup>[8]</sup>。可见，随着熔体处理温度降低， $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 块体金属玻璃基复合材料的晶化趋势增加。

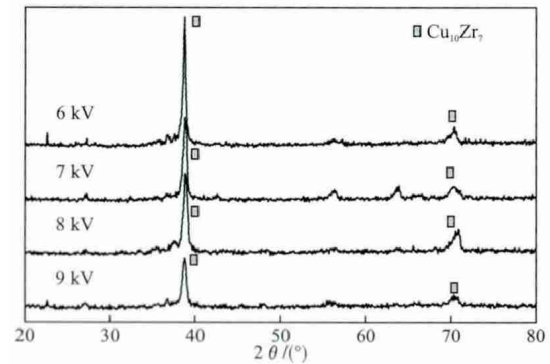


图1 不同铸造电压制备的 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 试样的XRD衍射谱  
Fig. 1 X-ray diffraction patterns of as-cast  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples fabricated at different casting voltage

### 2.2 力学性能分析

图2是铸造电压分别为6 kV、7 kV、8 kV、9 kV，保温时间为2 min时制备的合金试样的室温压缩应力-应变曲线。表1是其相应的力学性能。

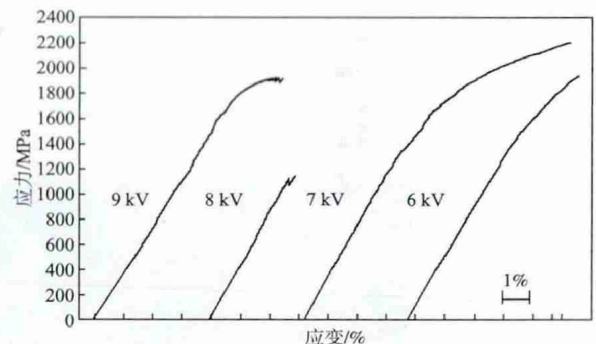


图2 不同铸造电压制备的 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 试样的室温压缩应力-应变曲线

Fig. 2 Compressive stress-strain curves of as-cast  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples fabricated at different casting voltage

表1 不同铸造电压制备的 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 试样的力学性能

Table 1 Mechanical properties as-cast of  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples fabricated at different casting voltage

铸造电压/kV	压缩断裂强度 $R_{cf}$ /MPa	塑性应变 $\varepsilon_p$ /%
6	1 936	2.74
7	2 203	5.85
8	1 142	0
9	1 918	2.19

所有试样在压缩断裂时都不是典型的剪切断裂模式，而是断裂成若干碎块，表现为破碎断裂模式。铸

造电压8 kV时的试样,在经历弹性变形后突然断裂,无塑性变形,在所有试样中压缩断裂强度最低为1 142 MPa。铸造电压9 kV时试样的屈服强度 ( $\sigma_y=1\ 580$  MPa) 明显高于铸造电压分别为6 kV、7 kV试样的屈服强度 (分别为 $\sigma_y=1\ 247$  MPa,  $\sigma_y=1\ 335$  MPa),这三个试样都有一个明显的应变增加应力增加的“加工硬化”现象,铸造电压9 kV时的试样还出现塑性应变达2.19%的锯齿形流变特征阶段,其压缩断裂强度达到1 918 MPa。铸造电压分别为6 kV、7 kV试样的塑性应变分别达到2.74%、5.85%,压缩断裂强度分别达到1 936 MPa、2 203 MPa,表现了良好的综合力学性能。图3是铸造电压7 kV时试样的压缩真应力-真应变曲线图,可以明显的看出,试样达到屈服极限后,有一个明显的流动应力的增加现象,流动应力的增加值从1 335 MPa增加到2 061 MPa。

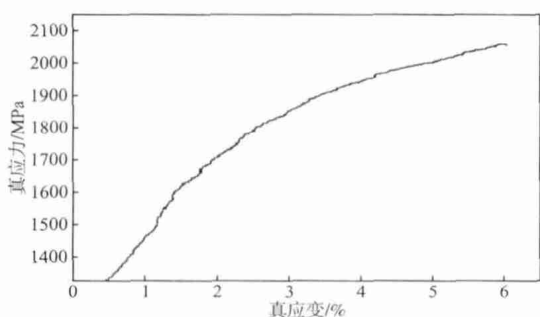
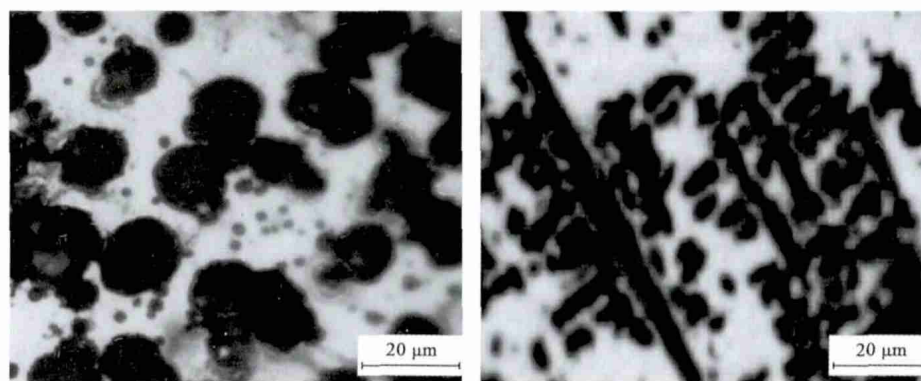


图3 铸造电压7 kV时制备的  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  合金的压缩真应力-真应变曲线

Fig. 3 True stress-true strain curves of as-cast  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples fabricated at 7 kV casting voltage



(a) 7 kV

(b) 8 kV

图4 铸造电压7 kV, 8 kV制备的 $\Phi 3$  mm  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  合金金相显微组织

Fig. 4 Metallographic of  $\Phi 3$  mm  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples fabricated at (a) 7 kV casting voltage and 8 kV casting voltage

析出以外,脆性的金属间化合物相是不利于块体金属玻璃材料的塑性的<sup>[9,12]</sup>。但是,本研究中所制备的大尺寸铸态内生球形金属间化合物/块体金属玻璃复合材料具备显著的压缩塑性,表现出明显的“加工硬化”现象(见图3),其塑性应变可以达到5.85%。

块体金属玻璃的力学性能取决于剪切带的形成和扩展,剪切带的数量决定其总体应变大小<sup>[9,13-16]</sup>。在非

### 2.3 组织分析

为了考察成分相同而在不同熔体处理温度下试样力学性能的差异性,将铸造电压7 kV、8 kV制备的合金试样磨光抛光后用王水进行腐蚀,在MeF3型金相显微镜下观察其微观组织,研究熔体处理温度对 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 块体金属玻璃复合材料析出的 $Cu_{10}Zr_7$ 晶体相微观组织的影响。图4是铸造电压7 kV、8 kV制备的合金试样的金相显微组织。由图4a可见,试样在非晶基体上均匀分布着球形晶体相,经测量,这些球形晶体相的最大尺寸可以达到20  $\mu m$ ,最小的也有2  $\mu m$ ,大部分的尺寸在10~20  $\mu m$ 之间,在基体上的分布比较均匀,不存在外加颗粒复合材料中的颗粒分散不均的问题,而且复合材料中球形晶体相与非晶基体之间界面清晰,未发现其他相的出现。而图4b中的晶体相呈现大小不一的长杆状,夹杂有蚕豆状的晶体相且分布不均匀。

由图1的XRD分析可知,合金试样在不同的熔体处理温度下都析出 $Cu_{10}Zr_7$ 金属间化合物,有关金属间化合物第二相对于块体金属玻璃材料塑性的影响,已有的研究结果中存在着许多不一致的地方<sup>[9-12]</sup>。Das<sup>[10]</sup>和Sun等<sup>[11]</sup>的研究表明,含有纳米尺度B2结构相的复合材料可以获得良好的塑性。但是He<sup>[9]</sup>发现 $Zr_{52.25}Cu_{28.5}Ni_{4.75}Al_{9.5}Ta_5$ 材料的塑性随着样品尺寸的增加而下降,他们认为这是由于大尺寸样品中含有更高比例的细小的脆性 $Zr_2Cu$ 相。Bian等<sup>[12]</sup>也发现,在高氧含量的条件下,含有尺寸小于10  $\mu m$ 的淬态晶体析出相的Zr基块体金属玻璃材料中存在着韧-脆转变现象。总体来看,除了纳米尺度

晶基体中原位生成的球状晶体,必然对剪切带的形成与扩展产生影响,进而改变其变形方式和力学性能。而且从几何学的角度来看,在各种形态的树枝晶中,球晶具有最大的直径,剪切带要直接穿过或绕过球晶将会更加困难,因此球晶比树枝晶可以更加有效的牵制剪切带的扩展和促进多重剪切带的产生。因此,对于复合材料而言,此时高强度的金属间化合物相的作

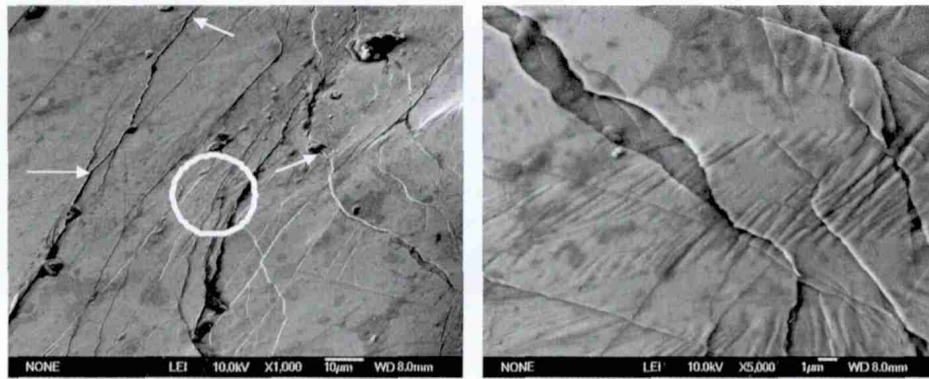


用类似于外加复合块体金属玻璃材料中第二相纤维的作用<sup>[17]</sup>，所不同的是由于该相为铸态形成，不会在第二相与块体金属玻璃基体之间形成有害的其他相，第二相与金属玻璃基体之间的界面结合良好。铸态内生球形金属间化合物/块体金属玻璃复合材料可以在有效的提高材料塑性的同时保持高的断裂强度，有利于获得更好的综合性能<sup>[18]</sup>。

正是由于球形金属间化合物的存在使得 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 块体金属玻璃复合材料表现出了不同于单相块体金属玻璃的明显塑性应变和“加工硬化”行为，本研究表明球形金属间化合物的形成强烈取决于合金成分和熔体处理温度。

图5是铸造电压7 kV时制备的合金试样的侧面SEM图及其画圈部分的放大图。从图5a中可以看出，在球

形金属间化合物和金属玻璃基体的界面处，一次剪切带扩展遇到阻碍，由于剪切带扩展难以通过高硬度的金属间化合物第二相而发生转向，同时在箭头所指部位发生增殖，分裂出多个分支。这些分支在围绕第二相扩展时会发生进一步的转向和增殖。剪切带的转向和多剪切带的形成使得复合材料表现出宏观的塑性变形。假如金属间化合物第二相尺寸不够大，小于剪切带的间距，那么很可能剪切带的扩展不会遇到第二相的阻碍。然而不同合金体系成分的差异以及变形施加方式的不同都可以造成剪切带间距的不同。由图5b中可以看出，变形后的试样表面出现了大量的波浪状的多重剪切带，呈现出隆起现象，其间距都小于 $1\ \mu\text{m}$ ，小于球形金属间化合物第二相的尺寸，表明此前已发生较大的变形，这是对剪切带扩展有效阻碍的结果。



(a) 铸造电压7 kV时 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 试样的侧面SEM图 (b) 图(a)画圈部分的放大图

图5 铸造电压7 kV时 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 试样的侧面SEM图

Fig. 5 The side view of  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples under 7 kV casting voltages

很明显，波浪形剪切带的形成是由于球形金属间化合物相的存在使得玻璃基体中的剪切带传播过程受阻所导致的。在载荷作用下，剪切带的扩展必然要与微米尺度的球形金属间化合物相发生相互作用。这种相互作用的结果是要么剪切带被球形金属间化合物相所终止；要么剪切带绕过球形金属间化合物相；要么剪切带通过球形金属间化合物相并将变形传递给球形金属间化合物相。其中，任何一种结果都将牵制单个剪切带的过度扩展行为，有益于材料的均匀变形。因此，玻璃基体中剪切带内的变形，以及剪切带与球形金属间化合物相之间的相互作用，共同决定着复合材料的形变行为。

与本研究相比，He和Bian等<sup>[9,12]</sup>的研究中晶体第二相尺寸较小，体积分数较低时，剪切带的扩展过程中未必会遭遇到晶体第二相的阻碍，因而不能有效地提高材料的塑性。但是，如果这种晶体析出相尺寸非常细小，达到纳米量级而且均匀分布于整个材料中，这些细小的晶体相反可以成为应力集中的发生点。这种数目众多的应力集中处在加载中可以激发剪切带广泛形核，从而使得材料具备一定的宏观塑性<sup>[19-20]</sup>。那么

究竟析出相的尺寸多大的时候才能起到阻碍作用？本文认为，析出相的尺寸大于剪切带的间距时才能够有效的阻碍剪切带的扩展。剪切带的宽度通常在 $10\sim 50\ \text{nm}$ ，而本研究所制备的复合材料中，球形金属间化合物第二相的尺寸大部分在 $10\sim 20\ \mu\text{m}$ 之间，远大于 $10\sim 50\ \text{nm}$ ，剪切带扩展过程中必然会遇到第二相的阻碍，因此能够起到了很好的增塑作用。

2000年，T Hirano等人<sup>[21]</sup>用内生复合法制备出含ZrC粒子的 $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ 块体金属玻璃复合材料，塑性应变达到4.5%。但从其应力-应变曲线可以看出，复合材料屈服后几乎是在恒定的应力下发生塑性流变的，没有发生应变强化现象。

图6是铸造电压分别为6 kV、7 kV、8 kV、9 kV，保温时间为2 min时制备的合金试样的断口形貌SEM图及其图6a，6b中画圈部位放大图。铸造电压6 kV时的试样断裂表面凹凸不平，断口表面可见较多的脆性硬质点的平滑区（图6a）。图6a1是图6a画圈部位的放大图，从图中可清晰的看到脆性硬质点的平滑区，呈现典型的脆性沿晶断裂特征，没有看到非晶断口的“脉络纹”特征。铸造电压7 kV时的试样断裂表面崎岖

不平,表面布满细小的、大小深浅不一的脉络纹,还有少量光滑平面区(图6b)。图6b1是图6b画圈部位的

放大图,可见清晰的“熔滴”、“撕裂棱”及尺寸大小在几微米的脉络纹,脉络纹的密度相对较大。

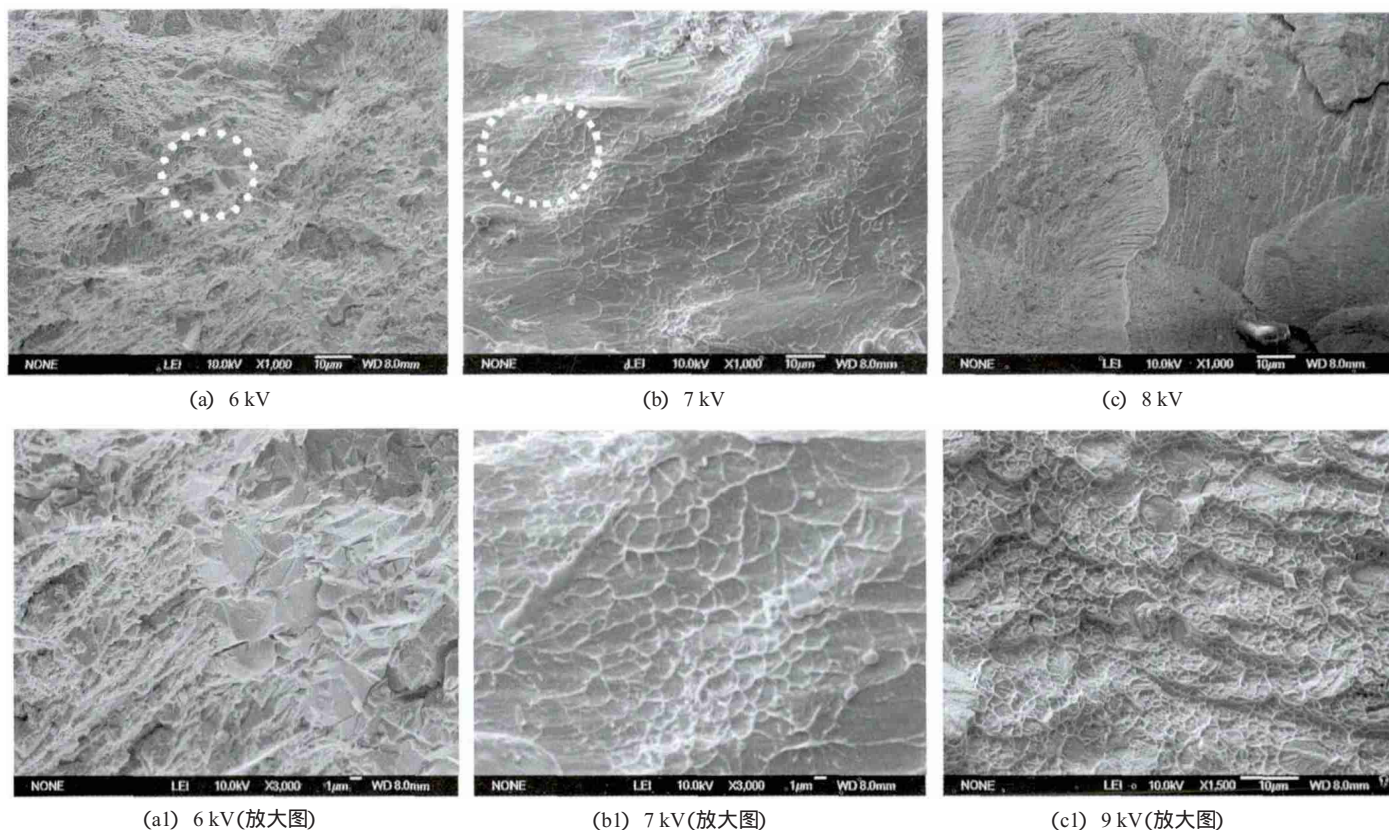


图6 铸造电压6 kV、7 kV、8 kV、9 kV制备的 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 试样的断口形貌SEM图

Fig. 6 Fracture morphologies of  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$  samples under casting voltages of 6 kV, 7 kV, 8 kV, 9 kV

对于块体金属玻璃来说,由于没有异质相存在,剪切面内的粘滞流动层不受任何干扰,因而其脉络纹结构宽阔而平坦;而对于块体金属玻璃复合材料,由于球形金属间化合物相的存在使得剪切面内的粘滞流动受阻,这导致了更加细小、复杂的脉纹结构的形成。铸造电压8 kV时的试样断裂表面没有发现脉络纹的存在,呈现脆性解理断裂特有的河流花样形貌,存在不同的解理面,不同高度的解理面之间存在台阶,众多台阶的汇合便形成河流花样,这与其压缩应力-应变曲线一致,合金的综合力学性能急剧降低。铸造电压9 kV时的试样断裂表面凹凸不平,出现大小不均匀的突起,整个表面布满细小的、分布均匀的脉络纹,这可能由于合金中有 $Cu_{10}Zr_7$ 晶体相析出,在压缩时出现复杂应力导致的。

综上所述,选择合适的熔体处理温度,铸态内生金属间化合物相/块体金属玻璃复合材料表现出明显的塑性变形,断口表现出非晶合金的脉状纹络特征,存在典型的剪切带和局部温升造成的软化特征。球状晶体相的出现,可有效阻止非晶基体内的剪切带向整个断面的扩展。因此,块体金属玻璃基体内存在的球状晶体相,是块体金属玻璃复合材料获得显著力学性能不可缺少的条件。从合金样品的增塑机制看,同时与

球状晶的尺度、形态、分布以及非晶基体的结构有关。由此可见,通过合理控制合金的成分和熔体处理温度以进一步优化合金的相结构,才能制备出高强度、高塑性的块体金属玻璃复合材料。

### 3 结论

(1) 熔体处理温度降低, $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 块体金属玻璃复合材料的晶化趋势明显。

(2)  $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 块体金属玻璃复合材料在低的熔体处理温度条件下,表现了良好的综合力学性能。铸造电压分别为6 kV、7 kV试样的塑性应变分别达到2.74%、5.85%,压缩断裂强度分别达到1 936 MPa、2 203 MPa。

(3) 熔体处理温度对 $(Zr_{0.55}Al_{0.10}Ni_{0.05}Cu_{0.30})_{96}Fe_4$ 块体金属玻璃复合材料中析出的金属间化合物第二相的微观形态有着很大的影响。铸造电压7 kV制备的合金非晶基体上分布着球状金属间化合物,其直径大部分在10~20  $\mu m$ 之间。复合材料中球形金属间化合物相与非晶基体之间界面清晰,未发现其他相的出现。压缩变形后的试样表面出现了大量的波浪状的多重剪切带,呈现出隆起现象,其间距都小于1  $\mu m$ ,小于球形金属间化合物第二相的尺寸。



(4) 在合适的合金成分下, 可以通过熔体处理温度的调控获得铸态内生球形金属间化合物/块体金属玻璃两相微观组织, 可以在有效提高材料塑性的同时保持高的断裂强度, 有利于获得更好的综合力学性能。

#### 参考文献:

- [1] Xing L Q, Ochin P. Bulk glass formation in the Zr-Ti-Al-Cu-Ni system [J]. Journal of Materials Science Letters, 1997, 16: 1277-1280.
- [2] Manov V, Popel P, Brook-Levinson E, et al. Influence of the treatment of melt on the properties of amorphous materials: ribbons, bulks and glass coated microwires [J]. Mater. Sci. Eng., A 304 (2001): 54-60.
- [3] Ohkubo T, Nagahama D, T. Mukaiand K. Hono. Stress-strain behaviors of Ti-based bulk metallic glass and their nanostructures [J]. J. Mater. Res., 2007, 22: 1406-1413.
- [4] 孙国元. 铸态内生塑性晶体相/大块金属玻璃复合材料研究 [D]. 南京理工大学博士学位论文, 南京: 南京理工大学, 2006: 45-72.
- [5] Douglas C Hofmann, Jin-yoo Suh, Aaron Wiest, et al. Designing metallic glass matrix composites with high toughness and tensile ductility [J]. Nature, 2008 (451): 1085-1089.
- [6] 寇生中, 岳武, 丁雨田, 等. 悬浮熔炼-铜模吸铸法制备Cu50Zr42Al8块状金属玻璃 [J]. 兰州理工大学学报, 2006, 32 (5): 1-3.
- [7] Mukherjee S, Zhou Z, Schroers J, et al. Overheating threshold and its effect on time-temperature-transformation diagrams of zirconium based bulk metallic glasses [J]. Appl. Phys. Lett., 2004, 84 (24): 5010-5012.
- [8] 李如生. 非平衡热力学和好散结构 [M]. 北京: 清华大学出版社, 1986: 164
- [9] He G, Zhang Z F, Loser W, et al. Effect of Ta on glass formation, thermal stability and mechanical properties of a  $Zr_{52.25}Cu_{28.5}Ni_{4.75}Al_{1.95}Ta_5$  bulk metallic glass [J]. Acta Mater, 2003 (5): 2383-2395.
- [10] Das J, Kim K B, Xu W, et al. Ductile metallic glasses in supercooled martensitic alloys [J]. Mater. Trans., 2006, 47 (10): 2606-2609.
- [11] Sun Y F, Wei B C, Wang Y R, et al. Plasticity improved Zr-Cu-Al bulk metallic glass matrix composites containing martensite phase [J]. Appl. Phys. Lett., 2005, 87: 051905-1-3.
- [12] Bian Z, Chen G L, He G, et al. Microstructure and ductile-brittle transition of as-cast Zr-based bulk glass alloys under compressive testing [J]. Mater. Sci. Eng., 2001, A316: 135-144.
- [13] Fan C, Ott T.R, Hufuagel T C. Metallic glass matrix composite with precipitated ductile reinforcement [J]. Appl phy Lett, 2002 (81): 1020-2022.
- [14] Eckert J, Kuhn U, Matten N, et al. Structural bulk metallic glasses with different length-scale of constituent phase [J]. Intermetallics, 2002 (10): 1153-1190.
- [15] Hufhagel T C, Fan C, Ott R T, et al. Controlling shear band behavior in metallic glasses through microstructural design [J]. Intermetallics, 2002 (10): 1153-1158.
- [16] Lee J C, Kim Y C, Ahn J P. Enhanced plasticity in a bulk amorphous matrix composite macroscopic and microscopic viewpoint studies [J]. Acta Mater, 2005 (53): 129-139.
- [17] Conner R D, Dandliker R B, Scruggs V, et al. Dynamic deformation behavior of tungsten-fiber/metallic glass-matrix composites. Int. J. Impact. Eng., 2000, 24: 435-444.
- [18] 曹杨. 块体金属玻璃复合、晶化与性能研究 [D]. 南京理工大学博士学位论文, 南京: 南京理工大学, 2009, 52-56.
- [19] Dong Wenbo, Zhang Haifeng, Cai Jing, et al. Enhanced plasticity in a Zr-based bulk metallic glass containing nanocrystalline precipitates [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 425: L1-L4.
- [20] Fan C, Inoue A. Ductility of bulk nanocrystalline composites and metallic glasses at room temperature [J]. Appl. Phys. Lett., 2000, 77 (1): 46-48.
- [21] Jeng I K, Lee P Y. Mechanically alloyed tungsten carbide particle/ $Ti_{50}Cu_{28}Ni_{15}Sn_7$  glass matrix composites [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2007, 449-510: 1090-1094.

(编辑: 刘冬梅, ldm@foundryworld.com)

(上接第 1201 页)

(2) 设备的管路 (水路、气路、油路、电路) 布置需要更加规范整齐;

(3) 工装模具的快速更换装置需要进一步完善, 如快速换模系统自动化程度提高, 射砂板的快速更换系统设计等。

#### 参考文献:

- [1] 黄列群, 潘东杰, 何芝梅, 等. 铁型覆砂铸造及其发展 [J]. 现代铸铁, 2006 (3): 12-14.

- [2] 吴元福, 黄列群, 潘东杰, 等. 铁型覆砂造型技术设备的研究 [J]. 铸造设备研究, 1997 (2): 15-16.
- [3] 李远才. 覆膜砂及制型 (芯) 技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2007: 122-123.
- [4] 李洪亮, 崔怡, 吴浚郊. 射砂过程数值模拟的技术现状 [J]. 铸造, 2002 (12): 737-740.
- [5] 陈剑敏. 覆膜砂射芯机加砂装置的改进 [J]. 铸造, 2008 (11): 1186.

(编辑: 刘冬梅, ldm@foundryworld.com)