

半固态处理对 $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}Ti_5$ 非晶形成能力和力学性能的影响

寇生中^{1,2}, 陈 延¹, 刘广桥¹, 李 娜¹, 郑宝超¹, 黄文军¹, 索红莉²

(1. 兰州理工大学 甘肃有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 兰州 730050;

2. 北京工业大学 国家教育部功能材料重点实验室, 北京 100022)

摘 要: 采用铜模吸铸法将 Ti 元素添加到 $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}$ 非晶合金中, 制备得到直径为 3 mm 的大块非晶合金。采用 X 射线衍射(XRD)、扫描电子显微镜(SEM)、示差扫描量热仪(DSC)和微机控制电子式万能试验机等研究半固态处理对 $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}Ti_5$ 大块非晶合金的微观组织结构、非晶形成能力、压缩力学性能以及断口形貌的影响。结果表明: 半固态处理技术对非晶合金材料的组织结构和力学性能有很大的影响, 能够提高非晶合金的强度和塑性; 半固态下 $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}Ti_5$ 表现出较好的非晶形成能力, 表征非晶形成能力的参数 T_{rg} 为 0.618 9, 过冷液相区 ΔT_x 达到 40 K; 且当吸铸电压为 7 kV 时试样的塑性最好, 为 1.94%, 强度为 1 487.411 MPa。

关键词: 非晶合金; 半固态处理; 非晶形成能力; 吸铸电压; 力学性能

中图分类号: TB383

文献标志码: A

Effect of semi-solid processing on glass forming ability and mechanical properties of $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}Ti_5$ bulk amorphous alloys

KOU Sheng-zhong^{1,2}, CHEN Yan¹, LIU Guang-qiao¹, LI Na¹, ZHENG Bao-chao¹, HUANG Wen-jun¹, SUO Hong-li²

(1. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. The Key Laboratory of Advanced Functional Materials, Ministry of Education, Beijing University of Technology, Beijing 100022, China)

Abstract: A bulk amorphous alloy with diameter of 3 mm was prepared by water-cooled copper mold method through adding Ti element into the matrix of $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}$. X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM), differential scanning calorimeter (DSC) and micro-electric universal testing machine were employed to investigate the effect of semi-solid technology on the microstructure, glass forming ability, compression mechanical properties and fracture surface of $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}Ti_5$ bulk amorphous alloy. The results indicate that the semi-solid technology markedly affects the structure and mechanical properties of the amorphous material, and improves the intensity and plastic of the alloy. The semi-solid $Zr_{60}Cu_{17.5}Al_{7.5}Ni_{10}Ti_5$ exhibits an excellent glass forming ability, with T_{rg} of 0.618 9 and supercooled liquid region (ΔT_x) of 40 K. When the suction-casting voltage is 7 kV, the sample with the best plastic of 1.94%, strength of 1 487.411 MPa is obtained.

Key words: bulk metallic glass; semi-solid processing; glass forming ability; suction-casting voltage; mechanical properties

Zr 基非晶合金体系是目前发现的具有最强非晶形成能力的合金体系之一, 目前已发现的能够制备大体积非晶(BMG)的 Zr 基合金系有很多种, 如 Zr-Al-

Ni-Cu^[1]合金系, Zr-Al-Ni-Cu-Ti^[2]合金系, Zr-Ti-Cu-Ni-Be^[3]合金以及 Zr-Al-Ni-Cu-Ag^[4]合金系等。寻找具有极大非晶形成能力(GFA)的合金一直是大块非晶合金材

料研究人员的努力方向之一。只有不断提高非晶合金的非晶形成能力,才能使其工程应用成为可能。在 Zr 基大块非晶合金中,Zr-Al-Ni-Cu-Ti 系是研究最为广泛的合金系之一。在该合金系中,目前公认的玻璃形成能力最强的是 $\text{Zr}_{52.5}\text{Cu}_{17.9}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10}\text{Ti}_5$ (商业牌号为 Vit.105)合金^[5],其临界冷却速度仅为 10 K/s,被认为是 Zr 基非晶合金中玻璃形成能力仅次于含 Be 系列的合金,同时由于其不含有害元素 Be,因而具有广泛的应用前景。实践证明,由于第五组元 Ti 的加入,该合金系的玻璃形成能力大大增强,并明显高于四元 Zr-Al-Ni-Cu 系非晶合金^[5-6]。有关 Ti 提高四元 Zr-Al-Ni-Cu 系玻璃形成能力的原因,依目前已有的数据资料来看还不十分清楚,但是试验发现,在添加 Ti 的情况下^[7],即使使用低纯度的合金原料,也可获得满意尺寸的非晶样品。通过半固态处理制备塑性增韧的非晶基复合材料的方法,开辟了一条解决非晶合金另一常见问题——脆性问题的新途径,如 HOFMANN 等^[8]应用此方法成功地在 Zr-Ti-Nb-Cu-B 和 Ti-Zr-V-Cu-Be 合金制备具有显著拉伸塑性的 β 相(BCC)增韧的块体非晶基复合材料,复合材料中晶体相与非晶相的体积分数可以在 0~100%范围改变。

因此,寻找 Zr-Al-Ni-Cu-Ti 合金系中具有优异性能的新成分,并探讨第五组元 Ti 对非晶合金形成的作用具有重要意义。本文作者选用的材料成分为 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$,采用半固态处理方法^[9-10]制备非晶合金试样,从而研究半固态处理对非晶合金的组织 and 力学性能的影响。

1 实验

实验样品的实际成分(摩尔分数,%)为 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 。首先将纯度为 99.9%的块状 Cu、Zr、Al、Ni 和 Ti 按上述成分配制,在本课题组自行研制的磁悬浮水冷铜坩埚中熔炼制成成分均匀的母合金铸锭,如图 1(a)所示,熔炼先在高真空下进行,待合金开始熔化后充氩气保护以防飞溅、氧化。再将制得的母合金利用铜模吸铸法获得直径为 3 mm,长度为 80 mm 的圆棒合金试样。吸铸(见图 1(b))仍然在高真空下进行,待合金开始熔化后充氩气保护以防飞溅、氧化,在一定温度下,利用自制铜模依靠设备内外压力差将金属液吸上铜模,依靠铜模自身快速冷却制得所需试样。由于实验室没有特制的、进行半固态处理的设备,试验时通过调整吸铸电压来观察合金溶液的熔化情况,根据熔化过程中的合金液和固体来判断是否为固

液两相区,然后进行吸铸。即从完全液体状态进行吸铸,通过改变电压,直到吸不上来为止,吸铸电压最低调到 5 kV 左右时,可判断出其为固液两相状态,即半固态,实验中将分别在吸铸电压为 5、6、7 和 8 kV 时吸铸制备的 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金记为样品 1、2、3 和 4。这主要是通过熔炼过程中观察合金的熔化状态来区分的。具体实验的工艺流程图如图 2 所示。采用 D/Max-2400 型 X 射线衍射仪(XRD)研究其结构,衍射范围为 $20^\circ\sim 80^\circ$;热力学测试采用 STA409 同步示差扫描量热仪(DSC)测定,升温速率为 20 K/min,保护气氛为氦气;力学性能压缩检测以及对压缩所得的断口进行扫描电镜检测,并对上述结果进行分析。

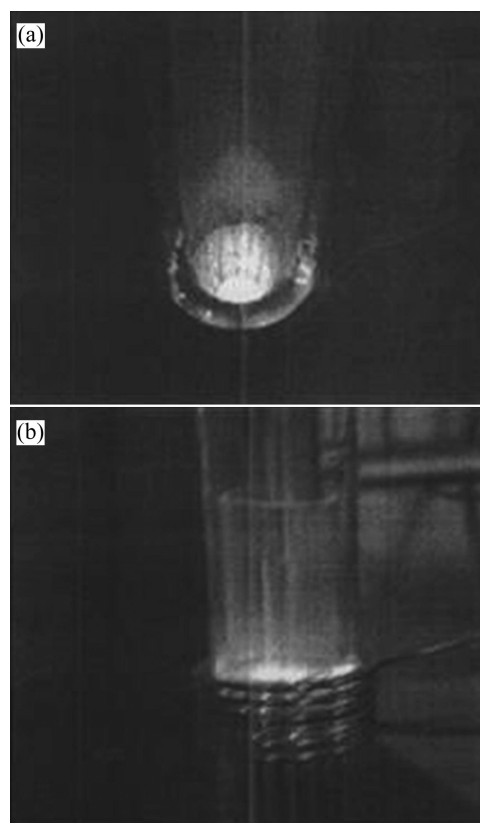


图1 合金的熔炼和吸铸过程

Fig.1 Melting process(a) and suction casting process(b) of alloy

2 结果与分析

2.1 半固态处理对 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金非晶形成能力的影响

图 3 所示为 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金在 4 种不同电压下吸铸得到的试样。从图 3 可以看出,试样表面非常光亮,具有非晶的典型特征。

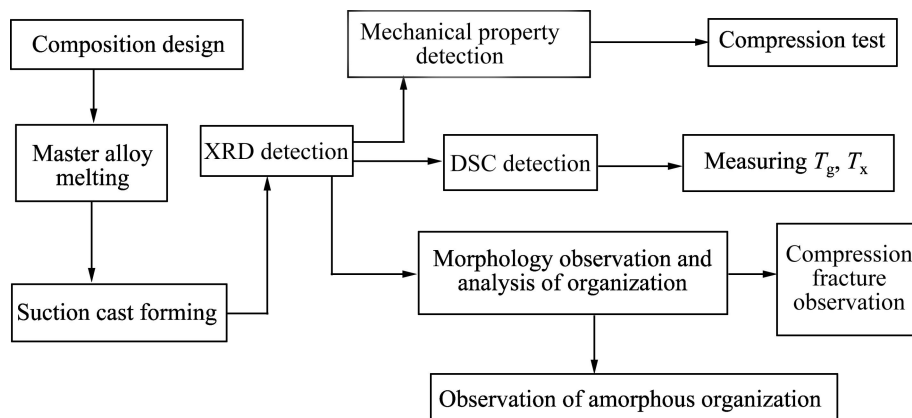
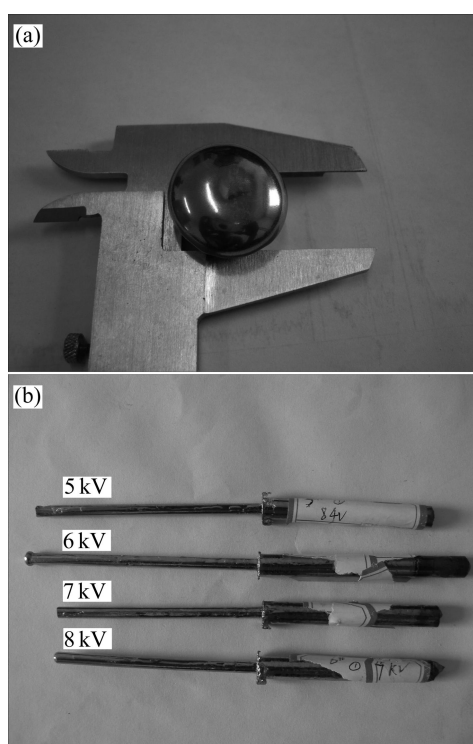
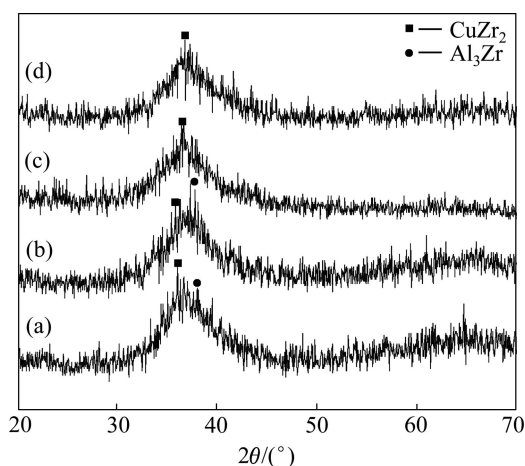


图 2 试验工艺流程图

Fig.2 Schematic diagram of experimental process

图 3 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 母合金及其在 4 种不同吸铸电压下制备的试样照片Fig.3 Photos of master alloy(a) and samples of $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ alloys(b) prepared at different suction-casting voltages

$\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金试样进行 XRD 检测的尺寸为 $d\ 3\text{ mm}\times 3\text{ mm}$, 试样的 X 射线衍射谱如图 4 所示。由图 4 可知, 非晶合金的 XRD 谱都是由一个宽的漫散峰组成, 由于 X 射线分辨率的有限性, 从 XRD 谱中看不出电压改变后非晶合金微观结构的细微变化, 但是可以肯定试样基体是由非晶相组成。电压为 7 和 8 kV 吸铸时, 试样在 $2\theta=30^\circ\sim 40^\circ$ 范围内都仅存在

图 4 不同吸铸电压下 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金试样的 XRD 谱Fig.4 XRD patterns of $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ alloys at different suction-casting voltages: (a) 5 kV; (b) 6 kV; (c) 7 kV; (d) 8 kV

唯一的漫散峰, 没有明显的、与结晶相对应的晶体峰。将试样表面打磨后, 中心部位的 XRD 谱也完全相同, 表明所测试的试样为完全非晶结构。当电压降低至 6 和 5 kV 时, XRD 谱上在 $2\theta=30^\circ\sim 40^\circ$ 范围内同样有一个弥散的非晶峰, 但在该范围上也出现了明显的与结晶相对应的晶体峰, 但是尖锐的非晶峰较少。XRD 检测结果显示, 析出相为少量的晶体相 CuZr_2 。与在 5 kV 吸铸试样相比, 在 6 kV 吸铸时试样的非晶组织中晶体相含量更低。由上述结果分析可知, 在电压降低的过程中, 吸铸液体也从完全的液态转变为液态和固态的两相区, 即半固态。温度降到合金的熔点以下时, 合金溶液在快速冷却过程中发生晶化现象, 从而产生了与非晶体驼峰相对应的尖锐的晶体峰。表明此时铸态组织是不完全的非晶体, 随着电压的降低, 合金溶液

中国固体含量越来越多,析出的晶体相也越多,这样就形成了非晶和晶体的复合材料^[11]。

2.2 半固态处理对 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金非晶热力学稳定性的影响

图 5 所示为加热速率为 20 K/min 时铸态 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 在不同吸铸电压下的 DSC 曲线。由图 5 可见,试样都存在明显的玻璃转变区间和较宽的过冷液相区,并在 650 K 附近都有一个明显的晶化转变,处于亚稳态的非晶相开始向稳定的晶化相转变。这表明其晶化过程经过两个晶化阶段完成,随着温度的继续上升,在 1 035 K 附近出现放热峰,合金开始熔化。结合图 5 的结果,通过切线法测得的各样品的热物性参数如表 1 所列,包括合金的玻璃转变温度 T_g 、晶化温度 T_x 、熔点温度 T_m 、液相线温度 T_L 、过冷液相区宽度 ΔT_x 、约化玻璃转变温度 T_{rg} ($T_{rg}=T_g/T_L$)^[12]。从以上的热力学参数对比可以看出,随着吸铸电压的

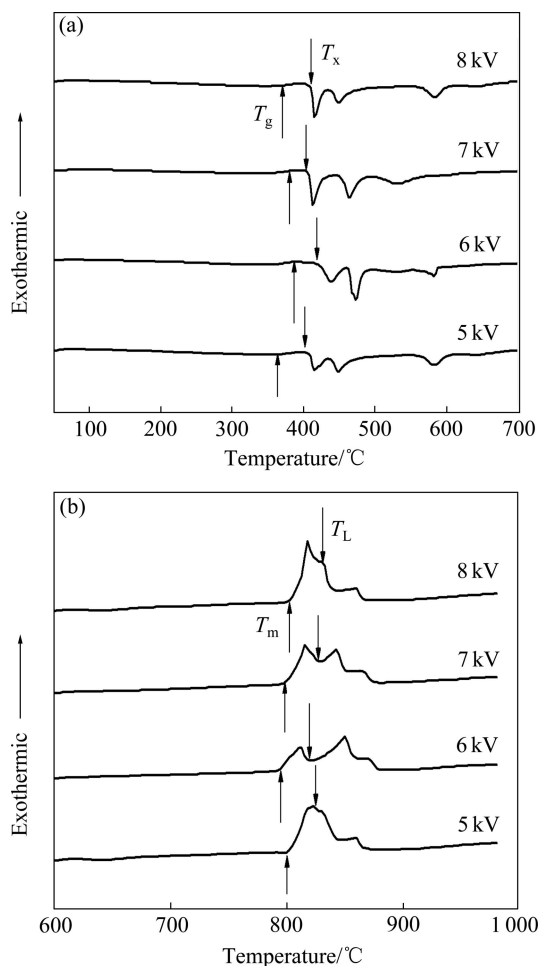


图 5 不同吸铸电压下 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 的 DSC 曲线
Fig.5 DSC curves of amorphous alloys $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ at different suction-casting voltages: (a) At temperature range from 100 °C to 700 °C; (b) At temperature range from 600 °C to 1 000 °C

表 1 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金在不同吸铸电压下的热力学参数对比

Table 1 Comparison of thermal parameters for $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ at different suction-casting voltages

Voltage/kV	T_g/K	T_x/K	$\Delta T_x/\text{K}$	T_m/K	T_L/K	$T_{rg}(T_g/T_L)$
8	644	684	40	1 075	1 104	0.600 0
7	648	686	38	1 072	1 099	0.604 5
6	661	693	32	1 068	1 097	0.618 9
5	670	694	24	1 086	1 109	0.618 6

降低,合金的 ΔT_x 呈下降的趋势,而 T_{rg} 与 ΔT_x 的变化趋势相反,这说明合金的非晶形成能力逐渐降低,即在半固态(5 kV)情况下非晶基体中析出晶体,从而使得非晶形成能力下降。从上述数据可以看出,在纯液态 8 kV 时合金的非晶形成能力最强,这与 XRD 的结果相吻合。

2.3 半固态处理对 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金非晶力学性能的影响

晶态金属的力学性能在很大程度上取决于金属中缺陷(如位错)的性质、数量和分布等。而在非晶合金的变形和断裂过程中,剪切带起着至关重要的作用。非晶态合金是具有亚稳液态结构的固态金属,其特殊的微观结构决定了块体非晶合金具有极优异的力学性能,如很高的屈服强度和弹性极限,在拉伸和压缩时其弹性应变极限可达 2% 以上,同时还具有良好的断裂韧性^[13]。然而,几乎所有的单相非晶材料在室温下加载时都是通过局域剪切破坏而突然失效的,研究表明^[14],处于平面应力状态的非晶试样沿一主剪切带被破坏,在宏观上没有非弹性行为。而那些在几何形状受到限制(即平面应变状态)的非晶试样则产生多个剪切带,并以弹性完全塑性方式被破坏^[15]。

采用制备非晶合金复合材料的方法可以改善这方面的性能。LENG 和 COURTENY 等^[16-17]将非晶条带 $\text{Ni}_{91}\text{B}_2\text{Si}_7$ 和韧性金属(黄铜)结合成复合材料,发现韧性金属的限制作用使非晶中形成了多个剪切带。DANDLIKER 等^[18]和 CONNER 等^[19]分别研究了渗流铸造法制备 Zr-Ti-Ni-Cu-Be 非晶和钨丝(W_f)的复合材料,发现纤维对剪切带扩展的限制使得 W_f 增强后的压缩应变的提高量超过 900%。但到目前为止,对大块非晶合金内部剪切带的形成和长大过程以及微裂纹的形核扩展等塑性变形机理,还缺乏广泛而深入的研究。本研究采用准静态加载方式研究了 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 在不同温度下的压缩力学行为,并通过断口形貌的观察分析了块体非晶合金及复合材料的变形过程和变形机理。

图 6 所示为 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金试样在室温准静态压缩时的应力—应变曲线。由此得到的力学性能参数如压缩断裂强度及断裂(变含弹性)应变的具体数值列于表 2。

$\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金试样的尺寸为 $d\ 3\ \text{mm}\times 7\ \text{mm}$ 。结合图 6 和表 2 可以看出: 完全非晶的样品 1 和 2 都显示出较高的强度和较好的塑性。与纯非晶的断裂强度相比, 非晶复合材料(样品 3)的断裂强度虽然略有降低, 但具有更好的塑性, 塑性应变高达 1.94%。分析认为, 这是由于微米级淬态结晶相的引入改变了

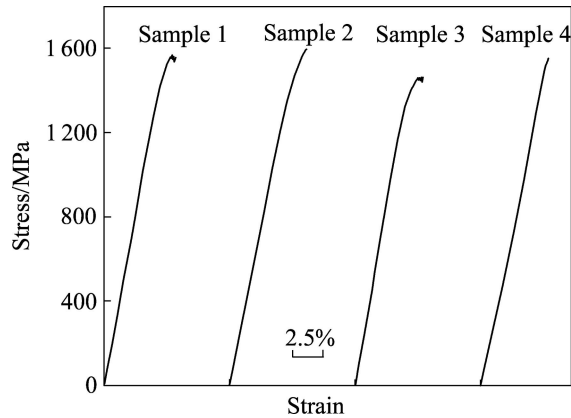


图 6 室温下准静态压缩时 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金系试样的应力—应变曲线

Fig.6 Stress—strain curves of $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ alloy samples at room temperature under quasi-static compression

表 2 不同吸铸电压下 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金试样的力学性能

Table 2 Mechanical properties of $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ at different suction-casting voltages

Sample No.	Voltage/kV	$\sigma_{\max}/\text{MPa}$	$\varepsilon_{\text{f}}/\%$	$\varepsilon_{\text{y}}/\%$
1	5	1 564.628	5.97	1.48
2	6	1 581.739	6.83	0.93
3	7	1 487.411	5.84	1.94
4	8	1 553.758	5.98	0.81

非晶合金的均相结构; 使材料内部出现了大量的缺陷, 即非晶/枝晶的相界面。当受外加载荷时, 合金结构的非均匀部分易产生应力集中, 应变能较高。应变能随形变的增加而逐渐积累, 这种积累达到一定程度时引起裂纹的形核及扩展, 从而使复合材料的断裂强度较单相非晶的低。

2.4 半固态处理对 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 非晶合金断口形貌的影响

实验制备的 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 大块非晶的压缩断口形貌如图 7 所示。由图 7 可以看出: 断口形貌中都具有一定方向性的清晰的脉纹状, 而且在脉纹壁上清晰地出现一些软化或熔化的区域痕迹, 所呈现的纹理非常美观、清晰。这均是非晶断口的典型形貌。由图 7 可见, 吸铸电压为 5 kV(见图 7(a))、6 kV(见图 7(b))

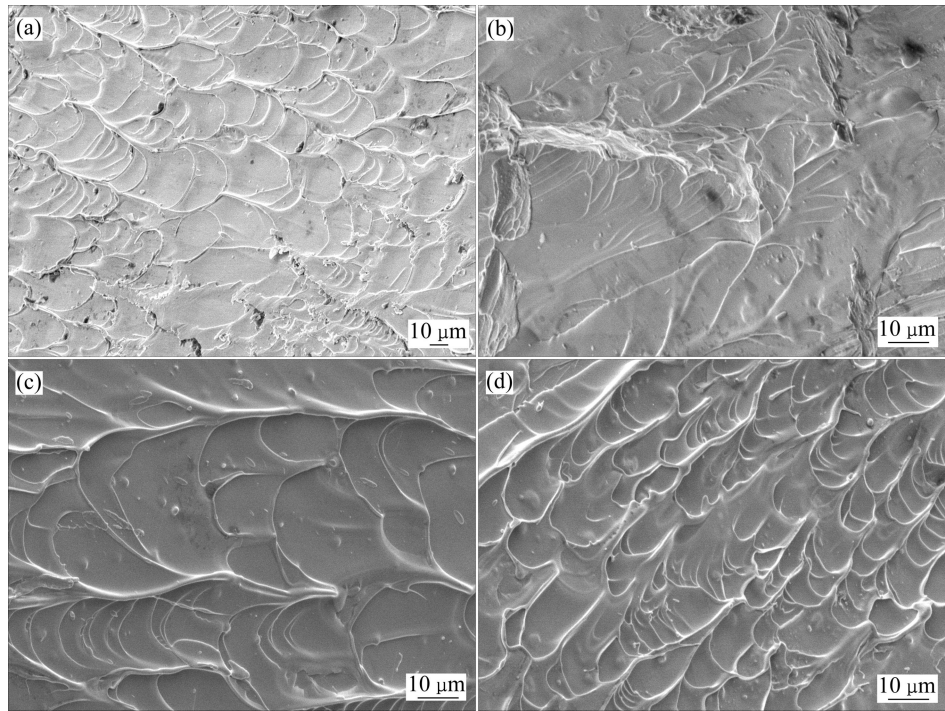


图 7 不同电压下合金的断口显微形貌

Fig.7 Fracture surface morphologies of alloy at different voltages: (a) 5 kV; (b) 6 kV; (c) 7 kV; (d) 8 kV

时试样的断口脉纹不均匀,且有少量异向脉纹,说明在压缩断裂过程中发生了脆性断裂;当吸铸电压为 7 kV 和 8 kV 时,所得试样的断口明显分布着“液滴”^[20],这说明合金具有很好的非晶形成能力,且电压为 7 kV 时试样断口的脉纹更精细,说明其塑性变形更大。这与压缩试验结果也相对应。

3 结论

1) 利用铜模吸铸方法制备出 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 非晶合金。根据对 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 不同电压下合金试样的组织观察、力学性能分析和试样压缩断口观察,可以看出 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金试样具有较强的非晶形成能力,其过冷液相区宽度 ΔT_x 可以达到 40 K,约化玻璃转变温度 T_{rg} 可达 0.618 9。

2) 对于电压为 6 kV 时吸铸制得的 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 合金,试样主要是非晶相,但是已经开始出现少量的晶体相,晶体相为 CuZr_2 ; 5 kV 时试样为非晶/晶体复合材料。

3) 在吸铸电压为 5 和 6 kV 时制备的非晶合金 $\text{Zr}_{60}\text{Cu}_{17.5}\text{Al}_{7.5}\text{Ni}_{10}\text{Ti}_5$ 并不是完全非晶,其合金中掺杂了微量的晶体成分,生成了第二相,使得材料由单一非晶变为非晶/晶体复合材料,因此试样在具有高强度特征的同时也具备较好的塑性变形能力。5 kV 时吸铸的试样强度最大,为 1 564.628 MPa,而塑性为 1.48%; 7 kV 时吸铸试样的塑性最好,为 1.94%,而其强度只有 1 487.411 MPa,比 5 kV 时的有所降低。同时,可以看出,当强度相当时,7 kV 时吸铸合金试样具有更强的塑性。综合考虑认为,7 kV 吸铸时合金试样具有较好的综合力学性能。

REFERENCES

- [1] ZHANG Lin-an, CHEN Qi, LIU Lin. Deformation behavior and constitutive equation for $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ bulk metallic glass in supercooled liquid region[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(4): 450–454.
- [2] HE Lin, SUN Jun. Effect of oxygen on the thermal stability of Zr-Cu-Ni-Al-Ti bulk amorphous alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2006, 42(2): 134–138.
- [3] CONNER R D, JOHNSON W L. Composition dependent ductility in the amorphous Zr-Ti-Ni-Cu-Be alloy system[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 55(7): 645–648.
- [4] FU Ming-xi, LI Yan, HUANG Xing-min, CHA Yan-qing. Research and application of bulk metallic glasses[J]. *Materials Review*, 2005, 19(7): 57–60.
- [5] LIN X H. Bulk glass formation and crystallization of Zr-Ti based alloys[D]. California: California Institute of Technology, 1997: 45–48.
- [6] TIAN Xue-lei, LI Cheng-dong, CHENG Xi-chen, LIU Feng, ILINSK A G. Structures of bulk amorphous $\text{Zr}_{41}\text{Ti}_{14}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{12.5}\text{Be}_{22.5}$ alloy in amorphous, crystalline, supercooled liquid and liquid states[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2002, 12(1): 34–37.
- [7] PAULY S, DAS J, DUHAMEL C, ECKERT J. Effect of titanium on microstructure and mechanical properties of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50-x}\text{Ti}_x$ ($2.5 \leq x \leq 7.5$) glass matrix composites[J]. *Metals and Materials Society and ASM International*, 2007, 39: 1868–1872.
- [8] HOFMANN D C, SUH J Y, WIEST A, LIND M L, DEMETRIU M D, JOHNSON W L. Development of tough low-density titanium-based bulk metallic glass matrix composites with tensile ductility[J]. *PNAS*, 2008, 105(20): 20136–20140.
- [9] DOUGLAS C H. Designing bulk metallic glass matrix composites with high toughness and tensile ductility[D]. California: California Institute of Technology Pasadena, 2009.
- [10] LI Chuan. Recently developed semi-solid casting of cast iron of Japan[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2006, 26(10): 637.
- [11] HOFMANN D C, KOZACHKOV H, KHALIFA H E, SCHRAMM J P, DEMETRION M D, VECCHIO K S, JOHNSON W L. Semi-solid induction forging of metallic glass matrix composites[J]. *JOM Web Site*, 2009, 12: 61, 11–17.
- [12] WANG Yan-ling, XU Jian. Ti(Zr)-Cu-Ni bulk metallic glasses with optimal glass-forming ability and their compressive properties[J]. *Metals & Materials Society and ASM International*, 2008, 39: 2990–2996.
- [13] INOUE A, TAKEUCHI A, ZHANG T. Ferromagnetic bulk amorphous alloys[J]. *Metall Mater Trans A*, 1998, 29(7): 1779–1793.
- [14] BRUCK H A, ROSAKIS A J, JOHNSON W L. Dynamic compressive behavior of Beryllium bearing bulk metallic glasses[J]. *J Mater Res*, 1996, 11(2): 503–511.
- [15] PAMPILLO C A. Localized shear deformation in a glassy metal[J]. *Scr Metal*, 1972, 6(10): 915–917.
- [16] LENG Y, COURTNEY T H. Fracture behavior of laminated metal-metallic glass composites[J]. *Metal Trans A*, 1990, 21: 2159–2168.
- [17] LENG Y, COURTNEY T H. Multiple shear band formation in metallic glasses in composites[J]. *J Mater Sci*, 1991, 26(3): 588–592.
- [18] DANDLIKER R B, CONNER R D, JOHNSON W L. Melt infiltration casting of bulk metal-glass matrix composites[J]. *J Mater Res*, 1998, 13(10): 2896–2901.
- [19] CONNER R D, DANDLIKER R B, JOHNSON W L. Mechanical properties of tungsten and steel fiber reinforced $\text{Zr}_{41.25}\text{Ti}_{13.75}\text{Cu}_{12.5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{22.5}$ metallic glass matrix composites[J]. *Acta Mater*, 1998, 46(17): 6089–6102.
- [20] WANG X, LONG D C, GAO Z J, LIU L, LIANG H M, WANG Q F, LI Q, MA M Z. Tensile and compressive properties of Zr-based bulk amorphous alloy at different temperatures[J]. *Materials Science*, 2005, 35(9): 904–910.

(编辑 龙怀中)