

特约专栏

非晶复合材料制备与性能

张海峰

(中科院金属所 沈阳材料科学国家(联合)实验室, 辽宁 沈阳 110015)

摘要:总结了近年来本课题组在外加强化相非晶复合材料制备方面取得的主要研究结果。通过制备过程凝固控制获得了性能优异的非晶复合材料, 其中金属 W/Zr 基非晶合金双连续相复合材料压缩强度达到 3 450 MPa, 压缩应变为 48%; 金属 Ti/Mg 基非晶合金双连续相复合材料压缩强度达到 1 750 MPa, 塑性应变为 30%; 8% Nb 颗粒/Mg 基非晶复合材料压缩强度达到 900 MPa, 塑性应变为 12.1%; 6% SiC 颗粒/Zr 基非晶复合材料压缩强度达到 2 230 MPa, 塑性应变为 3%。

关键词: 非晶; 复合材料; 凝固控制

中图分类号: TG139⁺8; TB33 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2010)11-0008-08

Preparation and Properties of Amorphous Composite Materials

ZHANG Haifeng

(Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research,
Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110015, China)

Abstract: The main results on preparation of amorphous composite materials with doped outside strengthening phases, made by Shenyang National Laboratory for Materials Science are introduced. Controlling solidification process, the amorphous composite materials with excellent properties have been obtained. The compression strength and compression strain of metal W/Zr-based amorphous alloy composite material with double continuous phase reach 3 450 Mpa and 48% respectively; for metal Ti/Mg-based amorphous alloy composite material with double continuous phase, compression strength and plastic strain are 1 759 MPa and 30% respectively; for 8% Nb particles/Mg-based amorphous alloy composite material, compression strength and plastic strain are 900 MPa and 12.1% respectively; for 6% SiC particles/Zr-based amorphous alloy composite material, compression strength and plastic strain are 2 230 MPa and 3% respectively.

Key words: amorphous crystal; composite material; solidification controlling

1 前言

块状非晶合金材料经过 20 余年的发展, 取得了丰富的研究成果。已开发出 Zr 基、Pd 基、Re (稀土) 基、Mg 基、Ti 基和 Fe 基等非晶合金体系^[1-4]。研究发现, 块状非晶合金具有许多优越的性能, 如高强度、高弹性极限等, 但在室温下宏观塑性较差, 表现为剪切破坏, 这极大地限制了其应用。为了提高非晶合金的室温塑性以改善它的使用性能, 有效地阻止剪切带的自由快速扩展并促进剪切带的增殖至关重要。为此, 人们借鉴晶态材料的第二相强化理念, 通过不同的方法在非晶合金中引入第二相, 开发了各种非晶合金复合材料。由于第二相与剪切带的交互作用, 阻止了剪切带的扩展并诱发多重剪切带的形成, 从而获得了较大的室温塑性变

形^[5-32]。非晶复合材料主要分为两大类: 内生强化相和外加强化相非晶复合材料。

对于外加强化相非晶复合材料的制备, 关键是界面控制。非晶复合材料的界面在变形过程中起着传递载荷、调节应力分布、阻止剪切带扩展并诱发多重剪切带产生的作用。在非晶复合材料制备过程中, 既要获得良好的界面结合强度, 又要避免或减少在界面处产生析出相。这就需要研究非晶合金熔体与增强相之间的润湿力学和液/固界面的交互作用^[33-40], 进而合理地控制非晶复合材料制备凝固过程, 获得性能优异的非晶复合材料。通过制备过程的凝固控制获得了多种非晶复合材料。

2 金属 W/ Zr 基非晶合金双连续相复合材料^[18,30]

金属 W/Zr 基非晶合金双连续相复合材料是采用压力浸渗方法将 Zr 合金熔体填充到多孔 W 空隙中, 然后快速冷却而获得。其制备的关键是控制合金熔体完全

填充到多孔 W 空隙中，且避免或减少界面处化合物的形成。制备过程控制依据于 Zr 基合金熔体与金属 W 间的润湿动力学、浸渗动力学以及界面交互作用规律。

图 1a 是在实验温度下、保温 30 min 过程中润湿角随保温时间的变化曲线^[30]。可见，Zr 基合金熔体与金属 W 之间的润湿性较好。在 1 023 K 时，润湿过程可分为 3 个阶段：①孕育阶段(0 ~ 5 min)；②准稳态减小阶段(5 ~ 25 min)；③趋于平衡阶段(25 ~ 30 min)。当温度升高到 1 073 K 以上时，润湿角随时间的变化曲线只存在准稳态减小阶段和趋于平衡阶段，并且初始润湿角迅速减小。随着温度的升高，达到平衡润湿角所需的时间逐渐减小。

合金熔体铺展速率的大小随温度的变化主要取决于两方面因素：①液体粘度随温度的变化。一般情况下，

合金熔体粘度随着温度的升高而降低，特别是在合金熔化温度附近，液体粘度会有一个较大的变化。液体的粘滞力是铺展过程的主要阻力，因此随着润湿温度的升高，铺展过程的粘滞阻力会降低，使液体铺展速率加快；②润湿温度升高使液/固界面溶解、扩散加剧。一般情况下，有较大互溶度的合金润湿体系具有良好的润湿性。润湿温度的升高使 W 在合金熔体中的溶解度增大，同时也使溶解速度加快。因此，润湿温度的升高会降低 Zr 基合金熔体/W 之间的界面张力，使润湿驱动力增大从而提高了铺展速率。

图 1b 是 Zr 基合金熔体在多孔 W 上浸渗率随温度和时间变化关系^[30]。由图可以看到，浸渗过程分为 2 个阶段：孕育阶段和快速浸渗阶段。当温度达到 1 073 K，浸渗了 4 min 的时候，合金熔体已完全浸渗到多孔 W 中。

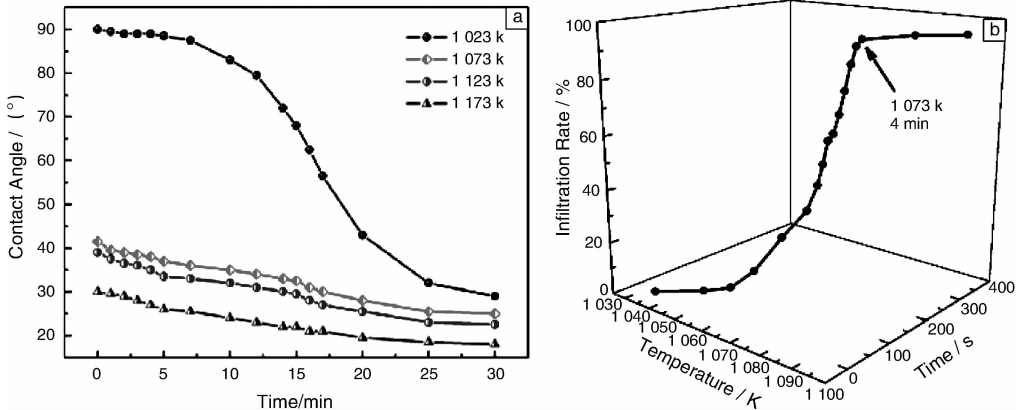


图 1 (a)不同温度 Zr 基合金熔体与 W 之间润湿角 - 时间 - 温度变化曲线，(b) Zr 基合金熔体在多孔 W 上浸渗率随温度和时间变化曲线

Fig. 1 (a) Measured contact angles as a function of time for molten Zr - based alloy/W substrate wetting system at different temperatures and (b) dependence of infiltrate rate on temperature and time of molten ZrTiNiCuBe alloy on porous W substrate

图 2 是 Zr 基合金熔体/W 润湿体系在 1 023 K，1 073 K，1 123 K，1 173 K 保温 30 min 后的界面形貌^[30]。从图中可以看到，在实验温度范围内，界面处均没有反应产物生成，

并且在 1 023 K，1 073 K 和 1 123 K 保温 30 min 后，Zr 基合金熔体和 W 之间的界面都保持平直。当温度升到 1 173 K 后，界面变得不平直，界面处的 W 有少量溶解。

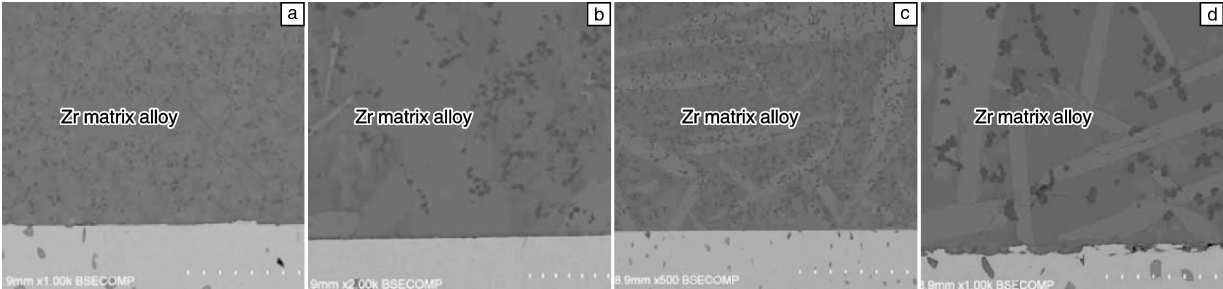


图 2 Zr 基合金与 W 基片在不同温度保温 30 min 后的润湿界面形貌：(a) 1 023 K，(b) 1 073 K，(c) 1 123 K and (d) 1 173 K

Fig. 2 SEM micrographs for interface between molten Zr - based alloy/W substrate after spreading at (a) 1 023 K，(b) 1 073 K，(c) 1 123 K and (d) 1 173 K for 30 min

对不同温度下润湿样品的界面处进行了显微硬度测试, 在 1 kg 力的载荷下, 维氏硬度(HV1)随温度的变化如图 3 所示^[30]。可以看到, 随着润湿温度的升高, 界面

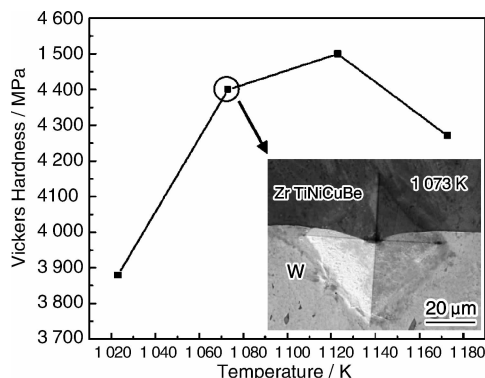


图 3 1 023 K, 1 073 K, 1 123 K, 1 173 K 保温 30 min Zr 基合金熔体/W 界面处硬度变化曲线

Fig. 3 Temperature dependence of HV of Zr - based alloy/W substrate, the inset is the SEM image of indentation print on the interface at 1 073 K for 30 min

处的平均维氏硬度先增大到一个峰值后又减小, 这是因为随着温度的升高, 界面扩散加剧, 适当的扩散可以起到强化界面的作用, 而当温度升高到 1 173 K 时, 界面处的 W 部分溶解, 导致界面结合强度降低。此外, 界面处的硬度值介于 Zr 基合金(5 900 MPa)与 W(3 760 MPa)的硬度值之间。这说明界面起到了很好的连接两相和传递载荷的作用, 具有良好的界面结合, 这是制备复合材料的必备条件之一。

总之, 从润湿性角度考虑, 在 1 023 ~ 1 173 K 温度范围内, Zr 基合金熔体/W 之间具有良好的润湿性, 平衡润湿角都小于 30°。在 1 073 K 以上, Zr 基合金熔体在 W 基片上快速铺展, 大约在 5 min 内接近平衡。小的平衡接触角有利于液体的浸渗, 而快的铺展速率则可以缩短工艺时间, 降低液/固界面反应程度, 减少非晶合金形成过程中的异质形核。从润湿动力学、浸渗动力学以及界面交互作用规律综合考虑, 非晶复合材料最佳制备工艺为: 加热温度 1 073 ~ 1 123 K, 保温时间 5 min。制备的金属 W/Zr 基非晶合金双连续相复合材料横截面形貌如图 4 所示, 合金熔体完全填充到金属多孔 W 空隙中^[18,30]。

由图 5 可见^[30], 与 Zr 基非晶合金相比, 该复合材料的断裂应力和塑性应变得到了大大的提高, 分别高达 3.42 GPa 和 46.7 %。

图 6 为金属 W/Zr 基非晶合金双连续相复合材料循环加载、卸载过程的加载应力 - 应变曲线^[30]。样品每次加载至屈服前卸载, 然后再加载, 如此反复 10 次。通过加载应力 - 应变曲线, 可见, 在复合材料弹性变形阶段,

应力是逐渐增加的。这主要是金属 W 塑性变形过程中发生加工硬化现象导致的。

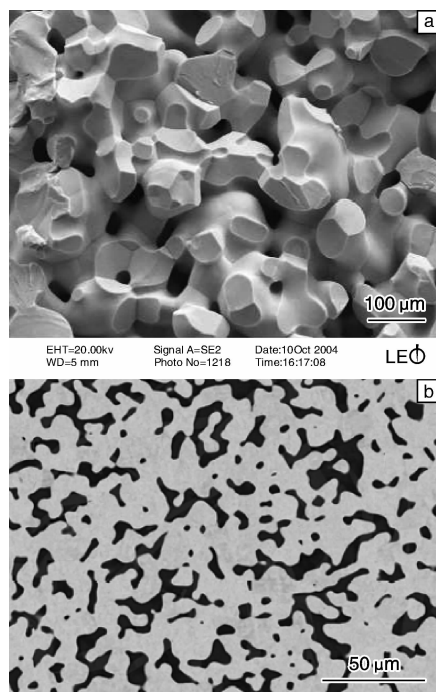


图 4 (a) 多孔 W 结构, (b) W/Zr 基非晶复合材料横截面形貌

Fig. 4 SEM images of (a) porous W and (b) cross-section of composite

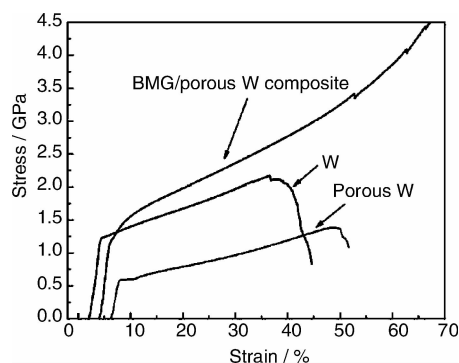


图 5 金属 W, 多孔 W 及非晶复合材料压缩应力 - 应变曲线

Fig. 5 Compressive stress - strain curves for W rod, porous W and W/Zr - based BMG bi - continuous phase composite

金属 W/Zr 基非晶合金双连续相复合材料在室温压缩过程中, 由于多孔 W 具有较低的屈服强度, 优先于 Zr 基非晶合金发生塑性变形, 导致在金属 W/非晶合金界面处产生应力集中, 促进了剪切带的萌生^[18,30]。变形过程中, 剪切带的不稳定扩展被限制在 W(如图 7 所示) 骨架的孔隙之间。Zr 基非晶合金和多孔 W 之间良好的界面结合, 保证了应力的有效传递, 大大降低了非晶内部的不均匀变形。保证了双连续相复合材料的塑性变形可以

稳定地进行。

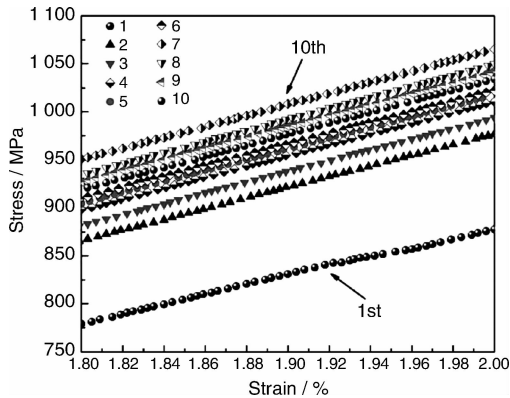


图 6 W/Zr 非晶复合材料循环加、卸载过程中加载应力 - 应变曲线

Fig. 6 Loading stress - strain curves of W/Zr - based BMG bi - continuous phase composite used for cyclic loading - unloading process

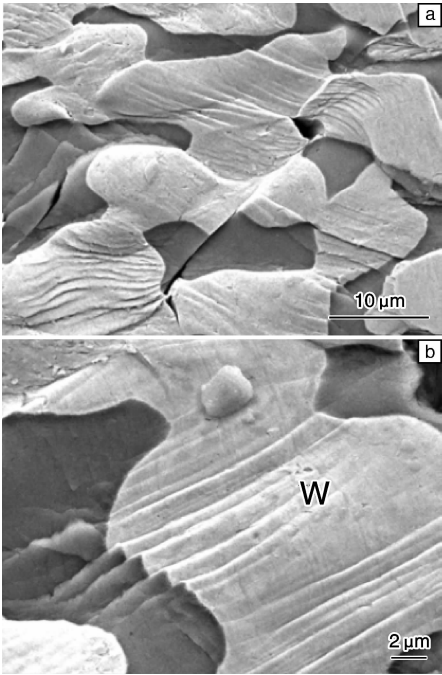


图 7 W/ Zr 基非晶复合材料压缩变形后表面形貌

Fig. 7 SEM images of fractured W/Zr - based BMG bi - continuous phase composite

3 金属 Ti/ Mg 基非晶合金双连续相复合材料^[22,28]

利用压力浸渗法制备的金属 Ti/ Mg 基非晶合金双连续相复合材料形貌、XRD 分析和微观结构如图 8 所示^[28]。Mg 基非晶完全填充到多孔 Ti 的空隙中，复合材料中没有其他相生成。

图 9 为金属 Ti/Mg 基非晶合金双连续相复合材料的

压缩应力 - 应变^[28]曲线，可见，Mg 基非晶合金的断裂强度为 830 MPa，复合材料的性能得到大幅度提高，断裂压缩强度达到 1 750 MPa，塑性应变达到 30%。

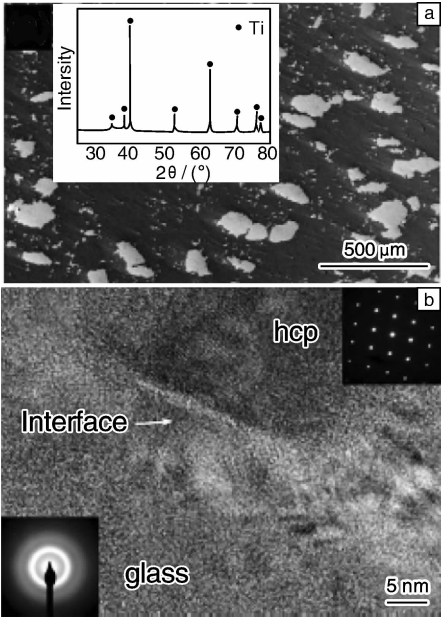


图 8 (a) 金属 Ti/Mg 基非晶复合材料形貌和 XRD 图，(b) 复合材料微观结构

Fig. 8 (a) SEM image and XRD patterns and (b) TEM images of Ti/Mg - based BMG bi - continuous phase composite

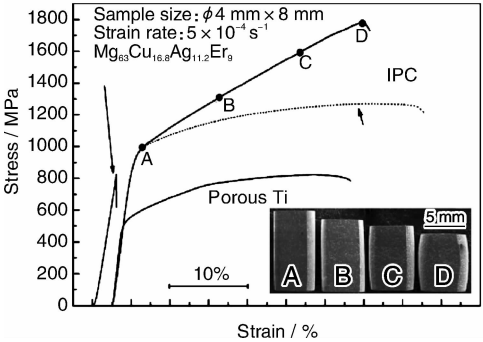


图 9 Mg 基非晶及其复合材料、多孔 Ti 压缩应力 - 应变曲线

Fig. 9 Engineering stress - strain curves of Mg - based monolithic glass and Mg - based metallic glass/Titanium bi - continuous phase composite in size of $\phi 4\text{mm} \times 8\text{mm}$ with strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The dash line shows the converted true stress-true strain curves.

图 10 为金属 Ti/ Mg 基非晶合金双连续相复合材料压缩断裂试样侧表面形貌^[28]。样品侧表面的 Ti 金属由于塑性变形而隆起，在非晶相上分布着大量密集的剪切带，这些剪切带大多与载荷方向呈约 45° 角，载荷方向如图 10a 中黑色箭头所示；这些剪切带的扩展范围都被限制在多孔钛的孔隙之内，因此主剪切带要扩展形成裂纹，除了要贯穿孔隙中的非晶合金，还要贯穿与非晶相

接的金属 Ti。图 10d 为断口形貌，可以明显观察到变形

过程中 Mg 基非晶的流变行为。

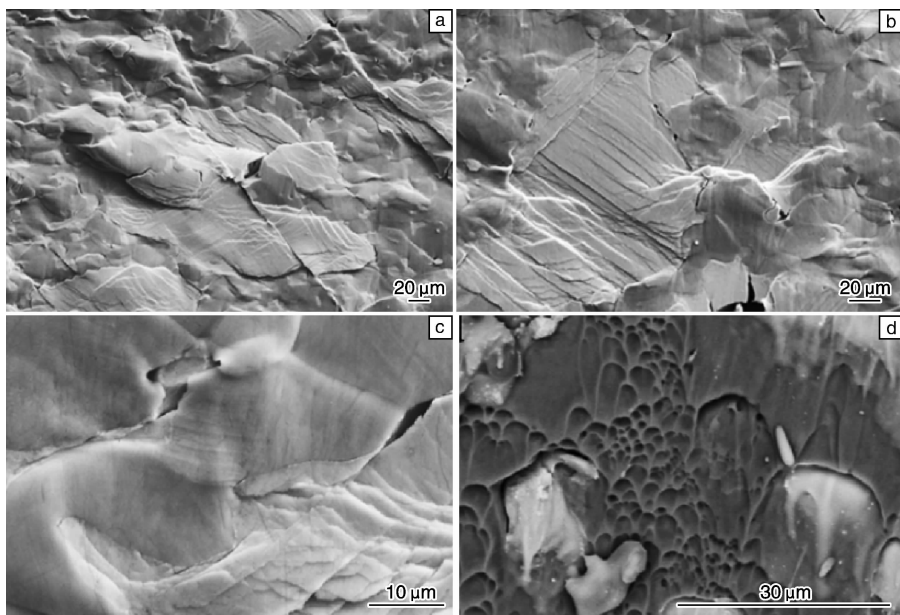


图 10 (a, b, c) 双连续相 Mg 基非晶复合材料压缩断裂试样侧表面 SEM 照片, (d) 断口形貌

Fig. 10 (a - c) SEM observation on the profile for the fractured compressive specimen of Mg-based metallic glass/titanium bi-continuous phase composite and (d) fractured surface.

4 Nb 颗粒/ Mg 基非晶合金复合材料^[16,29]

采用铜模浇铸法制备的 8 % (体积分数, 下同) Nb 颗粒/Mg 基非晶复合材料横截面形貌和 XRD 分析如图 11 所示^[16,29]。可见粒度为 20 ~ 50 μm 的 Nb 颗粒比较均

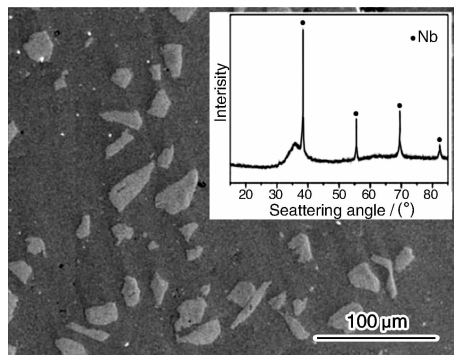


图 11 8 % Nb 颗粒/Mg 基非晶复合材料横断面形貌

Fig. 11 SEM image of cross section of Nb-particulate (8%) reinforced Mg-based BMG composite

匀地分布在非晶合金基体上, 颗粒与基体之间未见反应物生成。图 12 为 Nb 颗粒/ Mg 基非晶复合材料 ($V_f = 4\%$, 8%) 的室温压缩应力 - 应变曲线^[16,29]。可见, 非晶复合材料的性能得到大幅度提高, 其中 8 % Nb 颗粒/Mg 基非晶复合材料压缩应变达到 12.1 %, 强度达到 900 MPa。

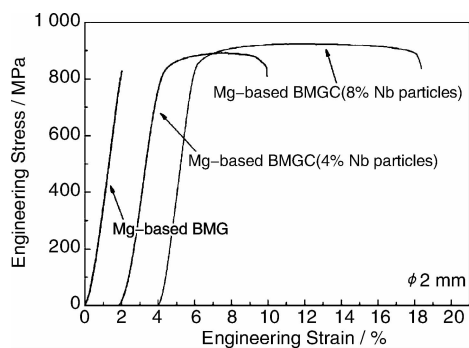


图 12 Mg 基非晶合金和含有 Nb 颗粒的非晶复合材料的室温压缩应力 - 应变曲线

Fig. 12 Compressive strain-stress curves of Mg-based BMG and composites

图 13 为 Nb 颗粒增强 Mg 基非晶复合材料变形过程中样品表面剪切带形貌^[16]。如图 13a 所示, 在变形的过程中既有剪切带切过 Nb 颗粒又有绕过 Nb 颗粒; 当剪切带进入 Nb 颗粒后, Nb 颗粒会发生明显的塑性变形以吸收剪切带带来的剪切应变, 从而阻止了剪切带的不稳定扩展所导致的脆性断裂, 如图 13b 所示; 当变形量较大时可观察到在界面处形成大量的剪切带, 如图 13c 所示。

由于金属 Nb 与 Mg 基合金熔体的界面反应相对较弱, 该复合材料制备的关键是控制母合金熔炼过程和二次熔化喷铸过程中 Nb 颗粒的分布均匀性。需要合理控制熔体温度和电磁搅拌过程。

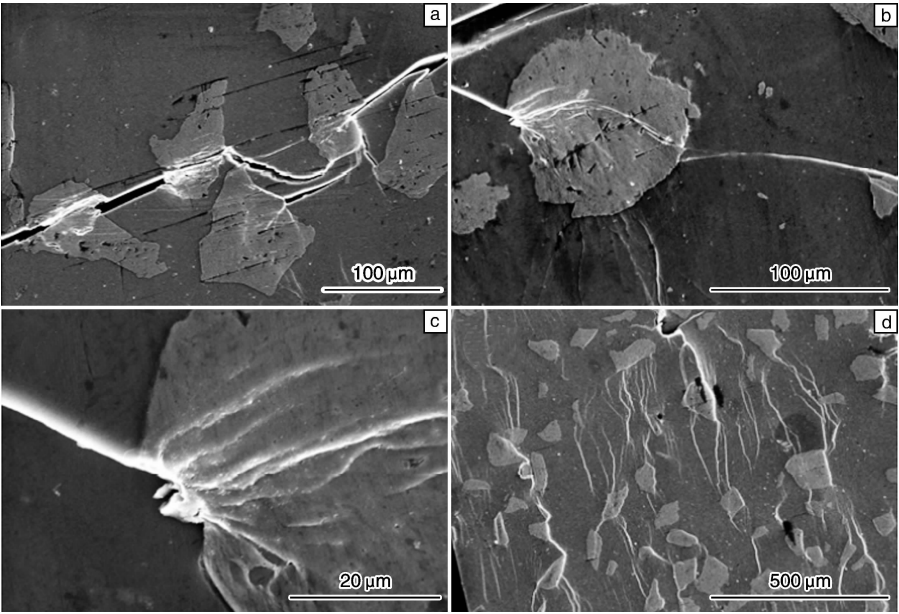


图 13 Nb 颗粒/Mg 基非晶复合材料压缩试样表面形貌

Fig. 13 SEM images of later surface of deformed specimens of Nb-particulate (8%) reinforced Mg-based BMG composite

5 SiC 颗粒/ Zr 基非晶复合材料^[32]

制备的 SiC 颗粒/Zr 基非晶复合材料形貌和微观结构如图 14 所示，其中 SiC 颗粒尺寸约为 150 μm。由图可

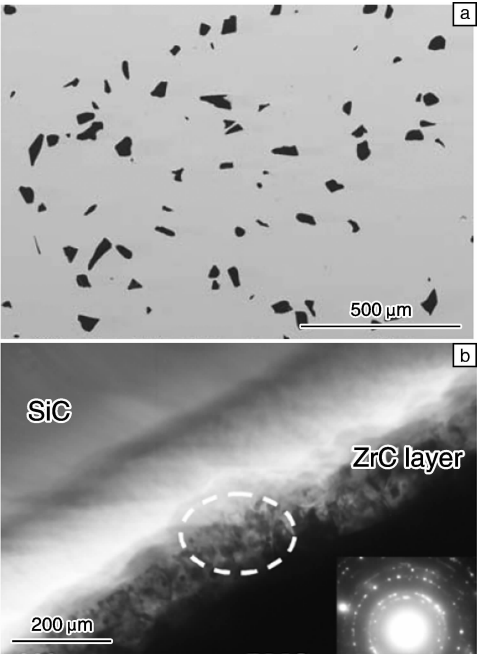


图 14 (a) 6 % SiC 颗粒/Zr 基非晶复合材料形貌，(b) 界面微观结构

Fig. 14 (a) SEM image of SiC-particle reinforced Zr-based BMG composite and (b) TEM image of the interface between SiC particle and BMG matrix

见 SiC 在基体中分布相对均匀，SiC 颗粒与 Zr 基非晶合金界面处有一层 ZrC 形成，厚度小于 200 nm。

SiC 颗粒/Zr 基非晶复合材料压缩应力 - 应变曲线如图 15 所示，可见当 SiC 颗粒分布均匀且界面层 ZrC 较薄时，SiC 颗粒/Zr 基非晶复合材料具有较高的强度(2 230 MPa)和一般的塑性应变(3%)。

SiC 颗粒/Zr 基非晶复合材料压缩断裂表现为剪切破坏(图 16a)，在样品断裂面附近外表面处可看到大量剪切带的形成(图 16b)。从断裂面处可观察到大量 SiC 颗粒被剪切断裂(图 16c, d)，说明 SiC 颗粒与 Zr 基非晶合金界面具有较好的结合状态。

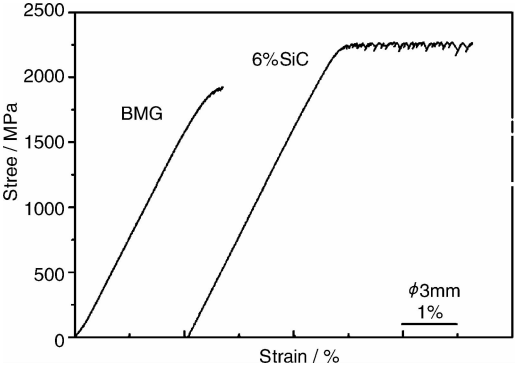


图 15 Zr 基非晶及其复合材料的压缩应力 - 应变曲线

Fig. 15 Compressive strain - stress curves of Zr-based BMG and composite

SiC 与 Zr 基非晶合金有较好的润湿性和强烈的界面

反应,在界面处容易形成 ZrC 相, ZrC 相的形成对非晶复合材料的力学性能有不利影响。该复合材料制备的关键是合理控制电弧熔炼母合金的温度和时间(附加电磁搅

拌),而且二次熔化喷铸过程中需要快速加热,以减少 SiC 与 Zr 基非晶合金熔体的反应,并获得 SiC 均匀分布的母合金。

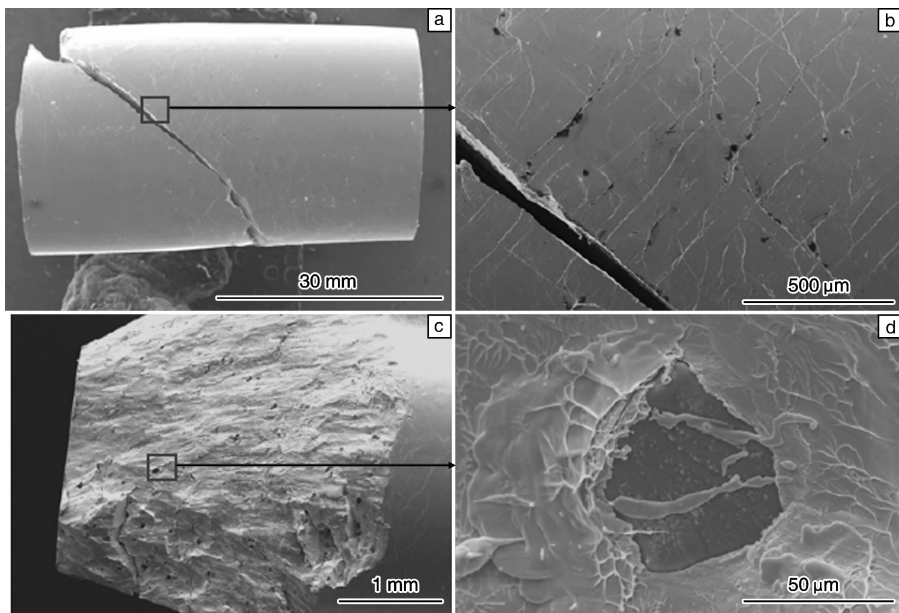


图 16 SiC 颗粒/ Zr 基非晶复合材料压缩变形后形貌: (a, b) 为样品表面形貌, (c, d) 为断口形貌

Fig. 16 SEM images of deformed Zr -based BMG composite specimens: (a) and (b) lateral surface, (c) and (d) fractured surface

6 总 结

利用液态金属铸造的方法制备颗粒增强非晶复合材料,虽然可以通过凝固过程控制获得良好结合界面,但很难控制颗粒分布的均匀性,产品一致性差,很难获得具有一定尺寸、性能稳定的复合材料。

而采用渗流铸造的方法制备晶态/非晶态双连续相复合材料,两相分布均匀、界面结合状态可控、产品一致性好,是非晶复合材料应用的重要方向。如:金属 W (丝、多孔)/ Zr 基非晶复合材料,多孔 SiC / Zr 基非晶复合材料,多孔 Ti/Mg 基非晶复合材料。

致 谢 感谢本组博士研究生刘娜、孙羽、潘大刚、陈永力和刘金民的研究工作。

参考文献 References

- [1] Wang W H, Dong C, Shek C H. Bulk Metallic Glasses[J]. *Mater Sci Eng R*, 2004, 44 (2-3): 45-89.
- [2] Hu Z Q (胡壮麒), Zhang H F (张海峰). 块状非晶合金及其复合材料研究进展[J]. *Acta Metall Sin* (金属学报), 2010, 36 (11): 1139-1421.
- [3] Johnson W L. Bulk Glass - Forming Metallic Alloys: Science and technology[J]. *MRS Bull*, 1999, 24 (10): 42-56.
- [4] Inoue A, Nishiyama N. New Bulk Metallic Glasses for Applications as Magnetic - Sensing, Chemical, and Structural Materials[J].

MRS Bull, 2008, 32 (8): 651-668.

- [5] Choi Yim H, Johnson W L. Bulk Metallic Glass Matrix Composites [J]. *Appl Phys Lett*, 1997, 71: 3 808.
- [6] Choi Yim H, Busch R, Koster U, *et al.* Synthesis and Characterization of Particulate Reinforced $Zr_{57} Nb_5 Al_{10} Cu_{15.4} Ni_{12.6}$ Bulk Metallic Glass Composites[J]. *Acta Mater*, 1999, 47 (8): 2 455 - 2 462.
- [7] Hays C C, Kim C P, Johnson W L. Microstructure Controlled Shear Band Pattern Formation and Enhanced Plasticity of Bulk Metallic Glasses Containing in situ Formed Ductile Phase Dendrite Dispersions[J]. *Phys Rev Lett*, 2000, 84 (13): 2 901.
- [8] Eckert J, Das J, Pauly S, *et al.* Mechanical Properties of Bulk Metallic glasses and composites[J]. *J Mater Res*, 2007, 22 (2): 285 - 301.
- [9] Qiu K Q, Wang A M, Zhang H F, *et al.* Mechanical Properties of Tungsten Fiber Reinforced $ZrAlNiCuSi$ Metallic Glass Matrix Composite[J]. *Intermetallics*, 2002, 10 (11-12): 1 283 - 1 288.
- [10] Wu X F (武晓峰), Qiu K Q (邱克强), Zhang H F (张海峰), SiC 颗粒对 $Zr_{55} Al_{10} Ni_5 Cu_{30}$ 非晶形成能力和热稳定性的影响 [J]. *Acta Metall Sin* (金属学报), 2003, 39 (4): 414-418.
- [11] Wu X F (武晓峰), Zhang H F (张海峰), Qiu K Q (邱克强), 原位合成 ZrC 颗粒增强铅基非晶复合材料及力学性能[J]. *Acta Metall Sin* (金属学报), 2003, 39 (5): 555-560.
- [12] Fu H M, Zhang H F, Wang H, *et al.* Synthesis and Mechanical Properties of Cu - Based Bulk Metallic Glass Composites Containing in - Situ TiC Particles[J]. *Scripta Mater*, 2005, 52 (7): 669-673.

- [13] Zhang Q S, Zhang H F, Zhu Z W, *et al.* Formation of High Strength in - Situ Bulk Metallic Glass Composite with Enhanced Plasticity in $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{47.5}\text{Ti}_{2.5}$ Alloy [J]. *Mater Trans*, 2005, 46 (3): 730 - 733.
- [14] Dong W B, Zhang H F, Sun W S, *et al.* Zr - Cu - Ni - Al - Ta Glassy Matrix Composites with Enhanced Plasticity [J]. *J Mater Res*, 2006, 21 (6): 1 490 - 1 499.
- [15] Fu H M, Wang H, Zhang H F, *et al.* In Situ TiB - Reinforced Cu - Based Bulk Metallic Glass Composites [J]. *Scripta Mater*, 2006, 54 (11): 1 961 - 1 966.
- [16] Pan D G, Zhang H F, Wang A M, *et al.* Enhanced Plasticity in Mg - Based Bulk Metallic Glass Composite Reinforced with Ductile Nb Particles [J]. *Appl Phys Lett*, 2006, 89 (26): 261 904 - 261 903.
- [17] Zhang H, Liu L Z, Zhang Z F, *et al.* Deformation and Fracture Behavior of Tungsten Fiber - Reinforced Bulk Metallic Glass Composite Subjected to Transverse Loading [J]. *J Mater Res*, 2006, 21 (6): 1 375 - 1 384.
- [18] Zhang H F, Wang A M, Li H, *et al.* Quasi - Static Compressive Property of Metallic Glass/Porous Tungsten Bi - Continuous Phase Composite [J]. *J Mater Res*, 2006, 21 (6): 1 351 - 1 354.
- [19] Li J Q, Wang L, Zhang H F, *et al.* Synthesis and Characterization of Particulate Reinforced Mg - based Bulk Metallic Glass Composites [J]. *Mater Lett*, 2007, 61 (11 - 12): 2 217 - 2 221.
- [20] Xue Y F, Cai H N, Wang L, *et al.* Strength - Improved Zr - Based Metallic Glass/Porous Tungsten Phase Composite by Hydrostatic Extrusion [J]. *Appl Phys Lett*, 2007, 90 (8): 081 901 - 1 - 3.
- [21] Xue Y F, Cai H N, Wang L, *et al.* Dynamic Compressive Deformation and Failure Behavior of Zr - Based Metallic Glass Reinforced Porous Tungsten Composite [J]. *Mater Sci Eng A*, 2007, 445: 275 - 280.
- [22] Sun Y, Zhang H F, Wang A M, *et al.* Mg - Based Metallic Glass/Titanium Interpenetrating Phase Composite with High Mechanical Performance [J]. *Appl Phys Lett*, 2009, 95 (17): 171 910 - 171 913.
- [23] Zhang H F, Li H, Wang A M, *et al.* Synthesis and Characteristics of 80 vol. % Tungsten (W) Fibre/Zr Based Metallic Glass Composite [J]. *Intermetallics*, 2009, 17 (12): 1 070 - 1 077.
- [24] Zhu Z W, Zhang H F, Wang H, *et al.* Influence of Casting Temperature on Microstructures and Mechanical Properties of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{45.5}\text{Ti}_{2.5}\text{Y}_2$ Metallic Glass Prepared Using Copper Mold Casting [J]. *J Mater Res*, 2009, 24 (10): 3 109 - 3 115.
- [25] Zhu Z W, Zhang H F, Hu Z Q, *et al.* Ta - Particulate Reinforced Zr - Based Bulk Metallic Glass Matrix Composite with Tensile Plasticity [J]. *Scripta Mater*, 2010, 62 (5): 278 - 281.
- [26] Chen Y L, Wang A M, Zhang H F, *et al.* Preparation and Characterization of Amorphous Alloy/porous SiC bi - Continuous Structure Composite [J]. *Int J Mod Phys B*, 2009, 23 (6 - 7): 1 294 - 1 299.
- [27] Zhu Z W. *Influence of Solidification Conditions on Microstructures and Properties of Bulk Metallic Glasses and their Composites* [D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2009.
- [28] Sun Y. *Preparation and Properties of Titanium/Mg - Based Metallic Glass Interpenetrating Phase Composite* [D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2010.
- [29] Pan D G. *Preparation and Properties of Mg - Based Bulk Metallic Glass and Composite* [D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2007.
- [30] Liu N. *Preparation and Properties of W/Zr - Based Metallic Glass Bi - Continuous Phase Composite* [D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2010.
- [31] Deng S T. *Preparation and Properties of Zr - Based Bulk Metallic Glass and Its Composite* [D]. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2010.
- [32] Liu J M (刘金民), Zhang H F (张海峰), Fu H M (付华萌), *et al.* SiC 颗粒增强锆基非晶材料的组织与变形行为 [J]. *J Shenyang Uni Techno.* (沈阳工业大学学报), 2010, 32 (002): 157 - 161.
- [33] Liu N, Zhang H F, Li H, *et al.* Wetting Phenomena in CuZr - Based Glassy Alloys/W System [J]. *J Alloys Comp*, 2010, 494 (1 - 2): 347 - 350.
- [34] Ma G F, Zhang H F, Li H, *et al.* Wetting Behavior of CuZr - Based BMGs/Alumina System [J]. *J Alloys Comp*, 2008, 462 (1 - 2): 343 - 346.
- [35] Liu N, Ma G F, Zhang H F, *et al.* Wetting Behavior of Zr - Based Bulk Metallic Glasses on W Substrate [J]. *Mater Lett*, 2008, 62 (17 - 18): 3 195 - 3 197.
- [36] Xu Q G, Wu B L, Zhang H F, *et al.* Wettability of Molten $\text{Zr}_{41.25}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ on Alumina and Zirconia [J]. *Rare Metals*, 2007, 26 (3): 213 - 217.
- [37] Xu Q G, Qiu K Q, Zhang H F, *et al.* Wetting and Composite Between $\text{Zr}_{41.25}\text{Ti}_{13.75}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{12.5}\text{Be}_{22.5}$ Molten and W [J]. *Rare Metal Mater Eng*, 2007, 36 (5): 813 - 816.
- [38] Xu Q G, Zhang H F, Hu Z Q. Wetting Behavior of $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ Melt on Alumina [J]. *T Nonferr Metal Soc*, 2005, 15 (1): 45 - 50.
- [39] Qiao D C, Zhang H F, Li H, *et al.* Wetting Behaviors of Liquid $\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5\text{Cu}_{30}$ and W Substrate [J]. *Acta Metall Sin*, 2003, 39 (10): 1 076 - 1 080.
- [40] Liu J M. *Preparation and Properties of Zr - Based Bulk Metallic Glass Composites* [D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2010.