

超常塑性 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 块体金属 玻璃基内生复合材料

惠希东 董伟 王美玲 刘雄军 于家伶 陈国良

(北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083. E-mail: xdhui@skl.ustb.edu.cn)

摘要 报道了一种具有超常塑性的 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 块体金属玻璃(BMG)基内生复合材料, 该材料的压缩塑性和比强度分别为 18.5%和 $4.31 \times 10^5 \text{ N} \cdot \text{m} \cdot \text{kg}^{-1}$, 是迄今为止在Mg基BMG复合材料中所获得的最高压缩塑性和比强度. 这些高性能源于由非晶基体与宽度小于 500 nm的针状Mg基固溶体相组成的复合结构. 针状相本身具有应变强化作用, 它导致了多方向剪切带的形成, 有效地阻碍非晶基体中剪切带的扩展, 使复合材料形变过程中出现了明显的加工硬化现象.

关键词 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 块体金属玻璃 内生复合材料 超常塑性 比强度

Mg基BMG合金是目前已经开发的大块非晶合金系中密度最低的合金系, 它作为一种潜在的轻质高强结构材料一直受到人们的极大关注. 到目前为止, 利用快凝技术、普通铸造方法和高压铸造法已经能够制备出具有大过冷液相区的Mg-Ni-Ce^[1], Mg-Ni-La^[2], Mg-Cu-Y^[3], Mg-Ni-Y^[3,4], Mg-Ni-Nd^[5], Mg-Cu-Y-Al^[6]与Mg-Cu-Ag-Y^[7]非晶合金. 近几年来, Men等人^[8]和Ma等人^[9]成功地制备出了直径为厘米级的 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Zn}_5\text{Y}_{10}$ 和 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ag}_5\text{Pd}_5\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金. 与普通Mg基合金相比, Mg基BMG合金的强度得到了显著提高, 如 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ag}_5\text{Pd}_5\text{Y}_{10}$ 和 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Zn}_5\text{Y}_{10}$ 合金的压缩强度分别达到了 650 和 800 MPa, 是普通Mg合金强度的 2 倍多. 最近, Xi等人^[10,11]等报道了通过添加稀土元素在Mg基合金中获得了强抗氧干扰作用的Mg-Cu-RE (RE为Gd, Pr, Nd, Tb, Y, Dy)块体非晶合金, 在很低的真空度(1×10^{-2} Pa)条件下, $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{RE}_{10}$ (RE为Gd, Tb和Dy)非晶合金棒材直径即可达到 5 mm.

BMG合金由于不存在像晶体材料那样的位错滑移机制, 其变形仅局限于剪切带内, 因此在变形过程中, BMG合金极易产生应变软化和绝热软化. 绝大部分BMG合金在超过屈服极限后, 很快沿着与应力轴约 45°的截面发生断裂, 它们的压缩塑性几乎为零. 这种局域剪切断裂特征在Mg基BMG合金中表现得尤为突出, 许多Mg基BMG合金甚至在弹性变形阶段就发生断裂. 为了解决这一问题, Xu等人^[12,13]通过在Mg-Cu-Zn-Y和 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{7.5}\text{Ni}_{7.5}\text{Zn}_5\text{Ag}_5\text{Y}_{10}$ 合金加入 TiB_2 陶瓷颗粒的方法制备了Mg基BMG复合材料, 这些复

合材料不仅在强度上获得了很大提高, 而且还表现出了明显的压缩塑性. 如添加 20%(体积百分比) TiB_2 颗粒的 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{7.5}\text{Ni}_{7.5}\text{Zn}_5\text{Ag}_5\text{Y}_{10}$ 基BMG复合材料的压缩强度为 1212 MPa, 其压缩塑性达到了 3.2%. 除此之外, Ma等人^[14]采用在 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{7.5}\text{Ni}_{7.5}\text{Zn}_5\text{Ag}_5\text{Y}_{10}$ 中加入 13%(原子数百分比) Fe使BMG基体上原位析出富Fe的 $\text{Fe}_{94}\text{Ni}_5\text{Cu}_1$ 的方法来强化合金, 这种复合材料的强度达到了 900 MPa, 压缩塑性接近 1%. 在非晶合金的脆性断裂机理方面, Xi等人^[15]取得了重要突破, 他们以 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Tb}_{10}$ 非晶合金为研究对象, 通过高分辨扫描电子显微镜发现, 在所谓接近理想脆性断裂的表面上存在着韧窝结构, 说明在高脆性玻璃中剪切带内韧性断裂机制仍然是存在的.

由上可见, 尽管有关Mg基BMG合金强化的研究已经取得了很大进展, 但是Mg基BMG合金的塑性仍然局限在4%以下的水平. 此外, 在Mg基BMG压缩强度不断提高的同时, 有些合金的密度也随之升高, 作为一种轻质高强结构材料, 因密度提高而造成应用潜力下降也应引起足够重视. 本文报道了一种通过在Mg-Cu-Zn-Y合金系中提高Mg含量, 降低Cu, Zn和Y的比例, 使之在凝固过程中形成由非晶相和hcp型Mg固溶体针状相组成的复合材料. 这种复合材料在保持了高压压缩强度的同时, 展现出了超常的压缩塑性和比强度. 本研究对该复合材料的组织结构、压缩性能、形变和断裂特征进行了分析和讨论.

1 实验方法

实验用合金的熔炼首先是将纯度为 99.9%(重量

百分比)Cu和 99.9%(重量百分比)Y以合适的比例调配, 将它们在氩气保护条件下, 利用电弧熔炼制备出 Cu-Y 中间合金锭, 然后在大气条件下将 Cu-Y 中间合金与 99.99%(重量百分比)的 Mg 和 99.9%(重量百分比)的 Zn 制成 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 合金, 最后用感应加热的方法, 采用喷铸技术将合金浇入水冷铜模中, 制出直径 $\phi 3 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$ 的试样. 采用 PHILIPS APD-10 (Cu $K\alpha$ 靶) 进行 X 射线衍射 (XRD) 分析. 利用 DuPont DSC2010 分析仪在氮气保护条件下以 20 K/min 的加热速度对该样品进行 DSC 分析. 用 H800 型透射电子显微镜 (TEM)、LEO1450 型扫描显微镜 (SEM) 及其 EDX 探针进行试样的组织分析和断口相貌观察, 在 CMT4305 型万能力学实验机上进行试样的压缩实验, 压缩速率为 $10^{-4} \cdot \text{s}^{-1}$, 实验尺寸为 $\phi 2 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$, 压缩实验中使用引伸计测量试样的变形量, 在试样两端垫上尺寸约为 $20 \text{ mm} \times 15 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 硬质合金压头, 引伸计直接卡在硬质合金上, 由于硬质合金的硬度在 HRA90 以上, 而 Mg 基 BMG 材料的硬度在 HRC30 以下^[16], 且其横截面积是样品的 100 倍以上, 因此通过联合使用引伸计和硬质合金压头的方法可以保证样品变形量的测量精度. 本研究中还采用阿基米德法测定了合金的密度.

2 结果及分析

2.1 复合材料的组织与热稳定性

图 1 为直径 3 mm 的 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 合金试样的 X 射线衍射曲线 (XRD), 可见在 2θ 在 $30^\circ \sim 45^\circ$ 之间, XRD 呈现出非晶所特有的漫散射峰, 在漫散射峰和其他位置上, 叠加了晶体相的衍射峰, 经过标定, 发现在 2θ 为 32.18° , 34.48° , 36.64° , 47.89° , 57.36° 和 68.68° 处出现的峰值正与 hcp 型 Mg 相的衍射峰相对应. 该样品的 DSC 曲线如图 2 所示, 经标定可知非晶的玻璃转变温度 T_g 为 408.5 K, 晶化温度 T_x 为 443.2 K, 过冷液相区宽度 ΔT_x 为 34.7 K, 与 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Y}_{10}$ ^[5] 和 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Zn}_5\text{Y}_{10}$ ^[8] 合金的 ΔT_x 相比分别降低了 26.3 和 17.3 K. 非晶晶化阶段出现了 3 个放热峰, 说明晶化过程中发生了多种结构转变. 由图中高温部分可见, 熔化开始温度 T_m 为 705.8 K, 熔化过程持续到 738 K 结束, 熔化温度范围达到 32.2 K. 而在 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Y}_{10}$ 和 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Zn}_5\text{Y}_{10}$ 合金中, 熔化范围分别是 39 和 46 K, Lu 等人^[5] 认为, 前者是一个典型的共晶成分, 而 Ma 等人^[8] 则认为后者是共晶或者近共晶

成分, 原因在于他们的熔化阶段中只出现了一个吸热峰. 在本研究中发现主吸热峰尾部上叠加了很小的次峰. 因此认为合金是一个非常接近共晶的成分, 主吸热峰对应着共晶组织的熔化, 次吸热峰与少量的初生相的熔化有关. 通过 DSC 分析可计算得出约化玻璃转变温度 ($T_{rg} = T_g/T_m$) 为 0.58, 与 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Zn}_5\text{Y}_{10}$ 合金的相同, 而大于 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Y}_{10}$ 的相应值, 因此从 T_{rg} 来看, 该合金的非晶形成能力相对于 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Y}_{10}$ 和 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Zn}_5\text{Y}_{10}$ 合金没有下降.

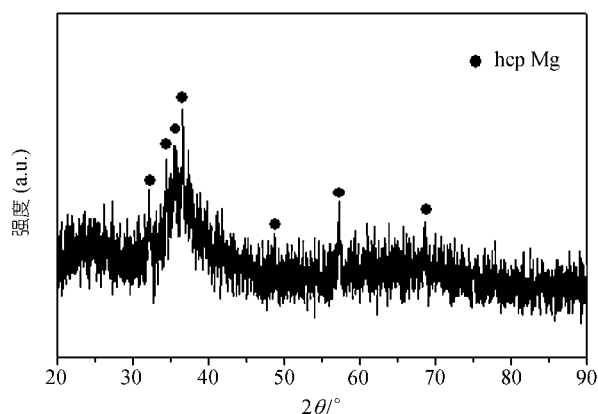


图 1 含 48%(体积百分比) hcp-Mg 针状相的 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 合金试样的 XRD 曲线

图 3 为取自相应试样的中心部位的 SEM 和 TEM 图像, 图中清楚地显示出了两种不同形态的相: 一种是灰色基体, 基体中没有晶界, 也无其他任何特征; 另一种是在灰色基体相上分布着黑色针状相, 结合 XRD 和 DSC 分析, 可以认为灰色基体相是非晶结构相, 针状相即是 hcp 结构的 Mg 相, 由 EDX 分析得到针状相中的平均成分为 (原子数百分比): 84.2% Mg, 8.4% Cu, 4.0% Zn 和 3.4% Y, 因此针状相实际上是 Mg 基固溶体. 针状相的针叶宽度小于 500 nm, 部分针叶之间相互交叉, 这些交叉的针叶有可能来自于同一个晶粒. 根据 Kurz 和 Fisher^[17] 的共晶共生区理论, 合金仅在共生区内才可以形成共晶组织. 对于 Mg 与 Cu, Zn, Y 组成的二元和三元系^[18-20], 均存在着共晶反应, 其共晶组织往往由单元素与化合物所组成, 因而共生区应该呈偏向化合物一侧的非对称形式. 所以尽管合金成分非常接近共晶点, 但是合金在快冷或近快凝固过程中有可能不通过或者很快穿过共生区, 这意味着合金几乎不会形成共晶组织, 因此在

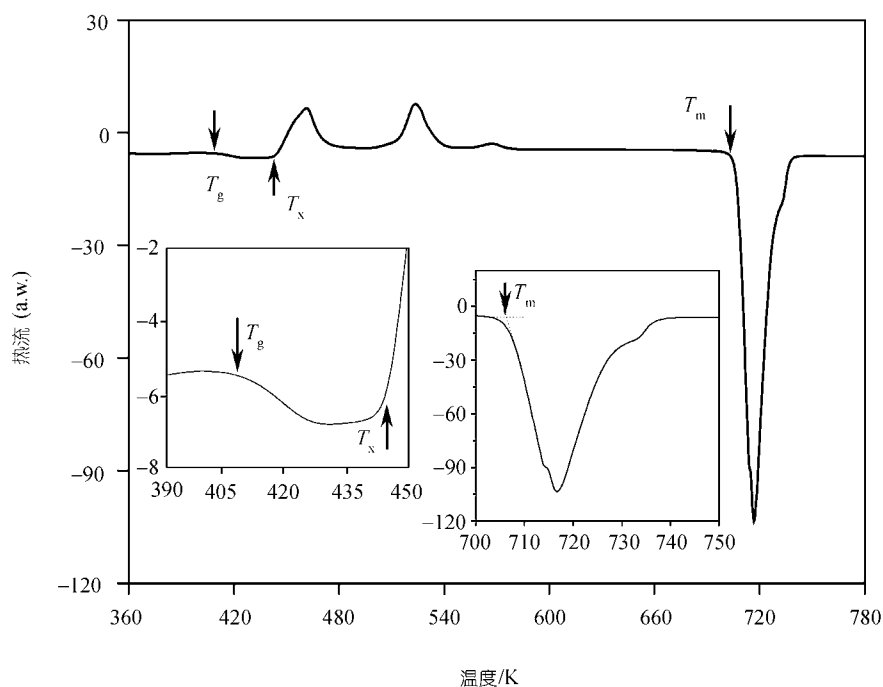


图2 含48%(体积百分比) hcp-Mg针状相的 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 合金试样的DSC

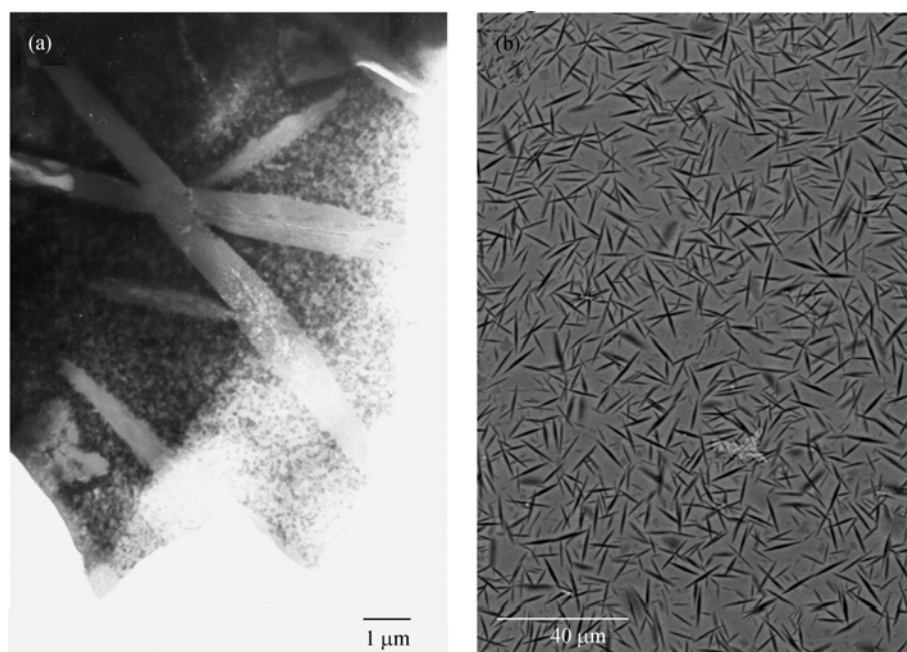


图3 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 基BMG内生复合材料的SEM(a)和TEM(b)图像

$\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 合金凝固过程中, hcp结构的Mg固溶体相有可能作为初生相首先从液相中析出, 而Mg相的密排六方结构决定了其在(0001)面上沿着 $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 方向生长最快, $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 包含着3个晶向, 晶体在这3

个方向上都有可能快速生长, 因此Mg初生相最终形成了片状形态, 反映在SEM和TEM组织中即为所观察到的针状相特征。随着Mg初生相的不断析出, 剩余熔体的粘度将急剧增加, 溶质原子的扩散变得越来越困难, 当熔体冷却到玻璃转变温度 T_g 附件, 剩余

液体就完全转变为非晶组织.

2.2 复合材料的压缩性能及断裂特征

在直径为 3 mm 的 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 合金试样基础上加工得到的 2 mm 直径圆柱试样的压缩应力-应变曲线如图 4 所示. 由该曲线可以确定试样的弹性模量 (E)、断裂强度 (σ_f) 和塑性 (ε) 等指标, 其中杨氏模量由压缩曲线中线弹性部分的斜率值计算得到. 为了更清楚地反映该材料的性能水平, 将本研究的测试结果与几种典型 Mg 基 BMG 合金的性能列入表 1 中. 可见这种非晶与 hcp 型 Mg 针状相混合组织表现出了超常的压缩塑性和比强度. $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 复合材料材料的弹性应变量为 3.1%, 杨氏模量为 19.2 GPa, 断裂强度为 1163 MPa, 接近 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{7.5}\text{Ni}_{7.5}\text{Zn}_5\text{Ag}_5\text{Y}_{10} + 20\%$ (体积百分比) TiB_2 复合材料的水平. 值得特别关注的是, $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 复合材料塑性变形部分的应变量为 18.5%, 是 $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{7.5}\text{Ni}_{7.5}\text{Zn}_5\text{Ag}_5\text{Y}_{10} + 20%$ (体积百分比) TiB_2 基 BMG 复合材料的 6 倍. 采用阿基米德法测量的 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 合金的密度 (ρ) 为 2.7 g/cm^3 , 因而可推导出其比强度 (σ_f/ρ) 为 $4.31 \times 10^5 \text{ N} \cdot \text{m} \cdot \text{kg}^{-1}$, 大大超过了其他 Mg 基 BMG 材料. 这些结果说明, 本研究所获得的非晶与 hcp 型 Mg 基组成的 BMG 复合材料在塑性和比强度上有了新的突破.

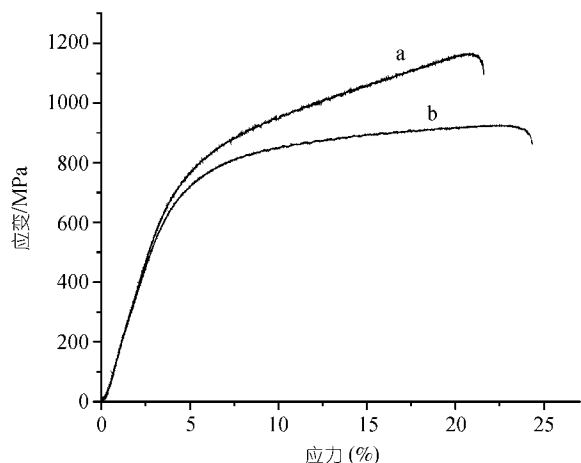


图 4 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ BMG 基内生复合材料的工程应力-应变曲线(a)与真应力-真应变曲线(b)

真应力-真应变曲线可以反映材料的加工硬化或软化特性. 真应力-真应变值与工程应力-应变值的关系为^[21]:

$$\sigma_t = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (1)$$

$$\varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon) \quad (2)$$

上式中, σ_t , ε_t 分别为真应力和真应变值, σ , ε 分别为工程应力和工程应变值. 本研究首先通过压缩实验得到了如图 4(a) 所示的工程应力-应变曲线, 然后由式(1)和(2)得到了如图 4(b) 所示真应力-真应变曲线, 可见复合材料在达到屈服点 480 MPa 后, 其应力进一步增加, 在断裂前达到 926 MPa, 说明该复合材料的形变过程中存在有明显的加工硬化特征. Mg 针状相的这种加工硬化作用来自于 Mg 相的变形及其应变强化. 文献^[22]表明, 目前晶态 Mg 基合金的压缩屈服强度一般低于 120 MPa, 而 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 全非晶合金的压缩屈服强度经测量达到了 860 MPa, 因此 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 内生复合材料发生变形时应首先从 hcp 型 Mg 固溶体相开始, Mg 的塑性变形必然要通过位错的滑移和运动来进行, 当位错运动到 Mg 相与非晶的界面上时, 位错产生塞积并将应力传到非晶基体中, 因此针状相与非晶基体间的界面将是滑移带发源地.

从 Xi 等人^[15]的研究结果来看, 尽管 Mg 基非晶合金呈现出完全的脆性断裂, 但是在断裂表面上仍然发现了显示材料产生塑性变形的韧窝结构, 说明在 Mg 基非晶的剪切带内塑性变形是存在的, 问题是当变形集中在仅有的几个剪切带内时, 材料就无法表现出宏观塑性. 图 5 是复合材料试样变形过程中侧面剪切带扩展的 SEM 图像. 图中显示, 剪切带主要是在非晶基体中形成的, 有些剪切带穿过了 Mg 相. 但是很少发现剪切带沿 Mg 相与非晶基体界面方向扩展, 剪切带的方向杂乱无章, 且弯曲不平, 而没有出现像纯非晶合金中那样的平行滑移带, 这说明 Mg 相的存在使单一滑移带在扩展时遇到了困难, 造成了不同方向多剪切带的形成, 多剪切带的形成意味着复合材料的变形可以分散到更多的区域中, 而不是集中在单方向的少量平行剪切带区域内.

在非晶基体中, 增强相的另一个作用是阻止剪切带的扩展. Xu 等人^[13]与 Hays 等人^[23]的研究都发现, 非晶基体中的 TiB_2 颗粒和树枝晶均使剪切带在扩展过程中发生弯曲, 当剪切带遇到增强相时, 或是绕过增强相, 或是切过增强相. 即使是切过增强相, 也会在增强相中产生一个剪切台阶, 这对延缓剪切带的扩展起到了关键作用. 从图 5 可以看出, 大部分剪切带的长度仅在一到几个针状相间距范围内, 而没有贯穿整个试样的主剪切带, 说明剪切带在扩展时被

表 1 $Mg_{77}Cu_{12}Zn_5Y_6$ 与几种典型Mg基BMG合金的力学性能比较

材料	结构	$\epsilon_p(\%)$	E/GPa	σ_f/MPa	$\sigma_f/\rho \times 10^5/N \cdot m \cdot kg^{-1}$	文献
$Mg_{65}Cu_{20}Zn_5Y_{10}$	A ^{a)}	0	23.6	760-880		[9]
$Mg_{65}Cu_{7.5}Ni_{7.5}Zn_5Ag_5Y_{10}$	A	0	39	450-650	1.8	[13]
$Mg_{65}Cu_{7.5}Ni_{7.5}Zn_5Ag_5Y_{10} + TiB_2$	A+TiB ₂	3.2	50	1212	3.42	[13]
$Mg_{56.5}Cu_{6.5}Ni_{6.5}Zn_{4.4}Ag_{4.4}Y_{8.7}Fe_{13}$	A+Fe ₉₄ Ni ₅ Cu ₁	~1		950-990		[14]
$Mg_{77}Cu_{12}Zn_5Y_6$	A+hcp-Mg	18.5	19.2	1160	4.31	本工作

a) A, 无定形(amorphous)

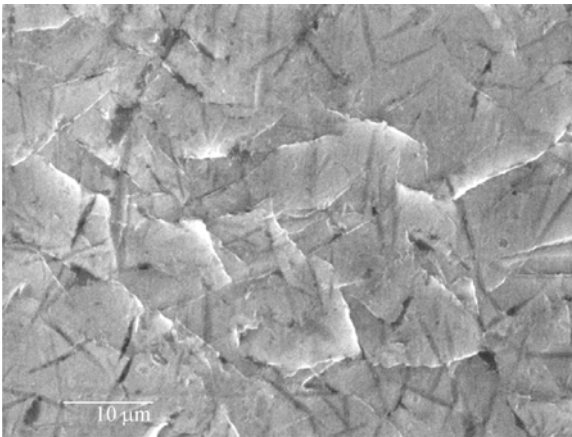


图 5 $Mg_{77}Cu_{12}Zn_5Y_6$ BMG基内生复合材料试样侧面剪切带扩展SEM图像

割裂为不连续的部分。针状相的这种作用也清楚地反映在图 6 所示的复合材料断口形貌上。由图 6(a)可见, 在整个断口上有两类局部区域, 一类是典型的非晶剪切流变断裂形貌(如图 6(b)), 断口上形成了脉络状花样, 脉络花样非常密集, 而且在断口表面上可以观察到明显的熔化液滴, 说明断裂时积聚了很高的能量, 这些脉络状区域不互相连接。另一类局部区域(如图 6(c))上则基本观察不到脉络状花样, 但却可以观察到许多分布在断口表面上的针状 Mg 相, 说明这部分区域的断裂不是通过局域剪切断裂造成的, 而是由于使 Mg 相发生塑性变形及非晶组织的协同变形的应力达到了材料的断裂极限后引起了样品破坏, 从断裂特征来看, 这部分的断裂仍属于脆性断裂。因

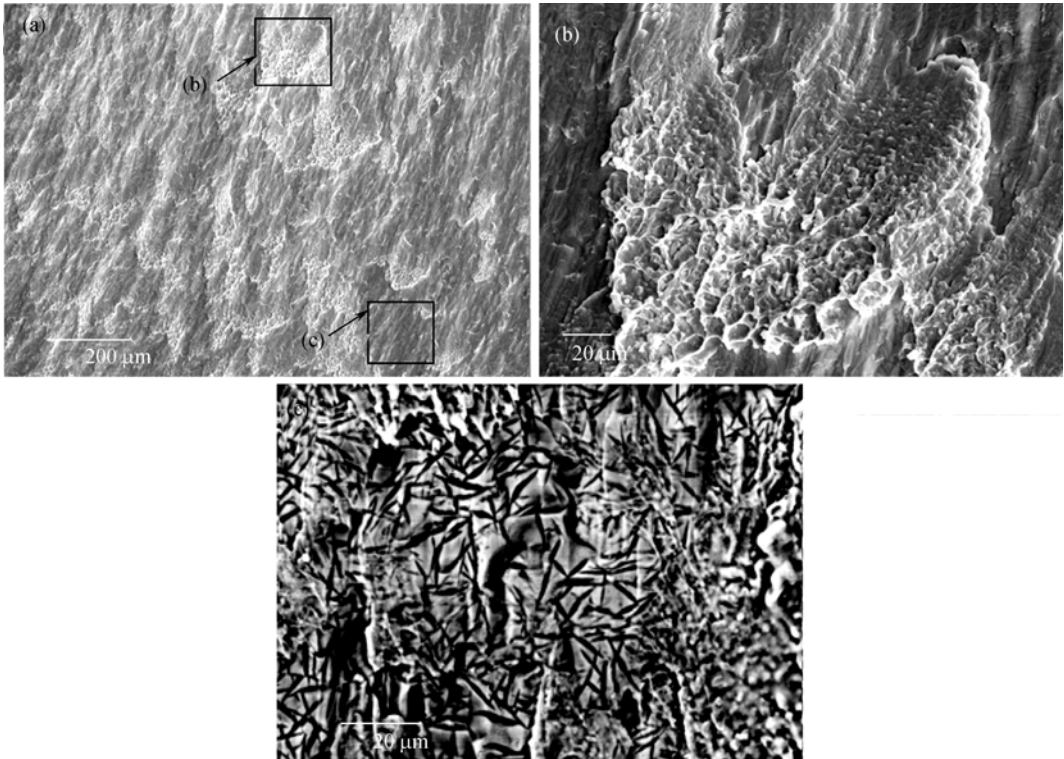


图 6 $Mg_{77}Cu_{12}Zn_5Y_6$ BMG基内生复合材料试样断口形貌

(a) 断口形貌低倍图像, (b)为(a)图中上左局部分放大图像, 显示出了典型的非晶断裂特征, (c)为(a)图中右下方局部分放大图像, 显示了无脉络状花样和分布在断口表面上的针状 Mg 相

此从复合材料的断裂特征可以看出, Mg 针状相作为一个塑性相, 将复合材料中的局域剪切断裂源隔离为一个个孤立的局部区域, 从而就避免了完全非晶那样的灾难性断裂, 复合材料的断裂最终取决于 Mg 固溶体相的应变强化效果和其相应的塑性变形量, 这也是这种材料呈现出高塑性和高比强度的原因所在。

3 结论

通过在 Mg-Cu-Zn-Y 基合金系中提高 Mg 含量, 降低密度较高的 Cu, Zn 和 Y 的比例, 获得了一种能够形成内生 hcp 型 Mg 相的 $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 基 BMG 复合材料。该复合材料的密度为 2.7 g/cm^3 , 压缩强度 1163 MPa, 比强度 $4.31 \times 10^5 \text{ N} \cdot \text{m} \cdot \text{kg}^{-1}$, 压缩塑性 18.5%, 与国际上最新报道的 Mg 基 BMG 合金及其相应的复合材料相比, 本研究所获得的复合材料的性能, 特别是压缩塑性和比强度都取得了新的突破, 因此本工作为 Mg 基块体非晶合金在结构材料中的应用提供了新的途径。

研究表明, $\text{Mg}_{77}\text{Cu}_{12}\text{Zn}_5\text{Y}_6$ 金属玻璃基复合材料性能的提高源于宽度小于 500 nm 的 hcp 型 Mg 针状相的析出, 这种针状相在复合材料中作为一种塑性相, 在复合材料的变形过程中产生了应变强化作用, 使 Mg 基 BMG 复合材料中出现了加工硬化现象。针状相导致了非晶基体中多方向局域剪切带的形成, 有效地阻止了非晶基体中裂纹的扩展, 将复合材料中的局域剪切断裂源隔离为一个个孤立的局部区域, 避免了 Mg 基全非晶组织中出现的灾难性断裂。

致谢 本工作为国家自然科学基金(批准号: 50431030, 59871025, 50171006), 国家重点基础研究发展规划(批准号: G2000 67201-3)和教育部跨世纪优秀人才培养计划资助项目。

参 考 文 献

- Inoue A, Ohtera K, Kita K, et al. New amorphous Mg-Ce-Ni alloys with high strength and good ductility. *Jpn J Appl Phys*, 1988, 27(12): 2248~2251 [DOI]
- Inoue A, Kohinata M, TASI A P. Mg-Ni-La amorphous alloys with a wide supercooled liquid region. *Mater Trans JIM*, 1989, 30(5): 378~381
- Gyoo K S, Inoue A, Masumoto T. High mechanical strengths of Mg-Ni-Y and Mg-Cu-Y amorphous alloys with significant supercooled liquid region. *Mater Trans JIM*, 1990, 31(11): 929~934
- Inoue A, Kato K A, Zhang T, et al. Mg-Cu-Y amorphous alloys with high mechanical strengths produced by a metallic mold casting method. *Mater Trans JIM*, 1991, 32: 609~616
- Lu Z P, Li Y, Ng S C. Reduced glass transition temperature and

- glass forming ability of bulk glass forming alloys. *J Non-Cryst Solids*, 2000, 270: 103~114 [DOI]
- Ohnuma I M, Pryds I N H, Linderöth I S, et al. Bulk Amorphous ($\text{Mg}_{0.98}\text{Al}_{0.02}$) $_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ Alloy. *Scripta Mater*, 1999, 41(8): 889~893 [DOI]
- Park E S, Kang H G, Kim W T, et al. The effect of Ag addition on the glass-forming ability of Mg-Cu-Y metallic glass alloys. *J Non-Cryst Solids*, 2001, 279: 154~160 [DOI]
- Men H, Hu Z Q, Xu J. Bulk metallic glass formation in the Mg-Cu-Zn-Y system. *Scripta Mater*, 2001, 46: 699~703 [DOI]
- Ma H, Ma E, Xu J. A new $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{7.5}\text{Ni}_{7.5}\text{Zn}_5\text{Ag}_5\text{Y}_{10}$ bulk metallic glass with strong glass-forming ability. *J Mater Res*, 2003, 18(10): 2288~2291
- Xi X K, Zhao D Q, Pan M X, et al. Highly processable $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Tb}_{10}$ bulk metallic glass. *J Non-Cryst Solids*, 2004, 344: 189~192 [DOI]
- Xi X K, Wang R J, Zhao D Q, et al. Glass-forming Mg-Cu-RE (RE = Gd, Pr, Nd, Tb, Y, and Dy) alloys with strong oxygen resistance in manufacturability. *J Non-Cryst Solids*, 2004, 344: 105~109 [DOI]
- Xu Y K, Xu J. Ceramics particulate reinforced $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Zn}_5\text{Y}_{10}$ bulk metallic glass composites. *Scripta Mater*, 2003, 49: 843~848 [DOI]
- Xu Y K, Ma H, Xu J, et al. Mg-based bulk metallic glass composites with plasticity and gigapascal strength. *Acta Mater*, 2005, 53: 1857~1866 [DOI]
- Ma H, Xu J, Ma E. Mg-based bulk metallic glass composites with plasticity and high strength. *Appl Phys Lett*, 2003, 83(14): 2372~2375 [DOI]
- Xi X K, Zhao D Q, Pan M X, et al. Fracture of brittle metallic glasses: brittleness or plasticity. *Phys Rev Lett*, 2005, 94: 125510~125514 [DOI]
- Inoue A. Stabilization and high strain-rate superplasticity of metallic supercooled liquid. *Mater Sci Eng*, 1999, A267: 171~183
- Kurz W, Fisher D J. Fundamentals of solidification. Netherland: Trans Tech Publication Ltd, 1989. 93~112
- Fabrichnaya O B, Lukas H L, Effenberg G, et al. Thermodynamics optimization in the Mg-Y system. *Intermetallics*, 2003, 11: 1183~1188 [DOI]
- Itagaki K, Qi G, Mey S, et al. Evaluation of the phase diagram and thermochemistry of the Cu-Y system. *Calphad*, 1990, 14(4): 377~384 [DOI]
- Liang P, Seifert H J, Lukaz H L, et al. Thermodynamic modelling of the Cu-Mg-Zn ternary system. *Calphad*, 2002, 26(1): 63~83 [DOI]
- Robert E, Hill R I, Abbaschian R. Physical Metallurgy Principles, 3rd ed. Boston: PWS Publishing Company, 1994. 156~158
- Avedesian M M, Baker H. Magnesium and Magnesium alloys. OH: ASM International Materials Park, 1999
- 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. *Phys Rev Lett*, 2000, 84: 2901~2904 [DOI]

(2005-06-12 收稿, 2005-09-16 接受)