

CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金复合材料的晶化行为

邵 阳, 陈 刚, 赵玉涛

(江苏大学 材料科学与工程学院, 镇江 212013)

摘 要: 采用差示扫描量热仪(DSC)在不同加热速率下研究 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金及 CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 复合材料, 并利用 Kissinger 以及 Doyle 方法研究 CuYSi 颗粒生成后对块体非晶合金变温晶化行为的影响。结果表明: CuYSi 颗粒生成后, 复合材料的变温晶化行为依然具有动力学效应, 但生成的 CuYSi 颗粒减小了复合材料玻璃转变行为对升温速率的依赖程度; 同时, 颗粒的生成增加了复合材料发生玻璃转变以及起始晶化时所需要克服的能量势垒, 提高了材料的热稳定性; 局域晶化激活能随着复合材料晶化体积分数的增加而减小。

关键词: 块体非晶合金复合材料; 晶化动力学; 激活能

中图分类号: TG139⁺.8

文献标志码: A

Crystallization behavior of CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ bulk amorphous alloy matrix composite

SHAO Yang, CHEN Gang, ZHAO Yu-tao

(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: Differential scanning calorimeter (DSC) was used to investigate the Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ bulk amorphous alloy and CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ reinforced composite at different heating rates. The influence of CuYSi particles on crystallization behavior of the bulk amorphous alloy was studied by Kissinger's and Doyle's method. The results show that the kinetics effect on crystallization behavior is preserved for both Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ bulk amorphous alloy and its CuYSi reinforced composite. However, CuYSi particle distribution in the glass matrix reduces the influence of the heating rate on the glass transition of the composite, while increases the energy barrier for the glass transition and the crystallization, thus improves the thermal stability. The local area activation energy decreases with increasing crystallization volume of the amorphous alloy matrix composite.

Key words: bulk amorphous alloy matrix composite; crystallization kinetics; activation energy

块体非晶合金由于具有优异的玻璃形成能力(GFA)、较宽的过冷液相区、较强的抗晶化能力以及与传统材料相比具有的高强度、高硬度、高断裂韧性和高耐腐蚀性等独特性能, 吸引了众多的材料学家和物理学家对此进行研究^[1-4]。其中 Mg 基块体非晶合金由于其较高的比强度和相对低廉的价格受到了广泛关注^[5-6]。块体非晶合金在玻璃转变温度 T_g 附近获得足够的能量后开始进行原子短程扩散重排, 由玻璃态向更稳定的过冷液态进行转变(即结构弛豫)。这个过程的热

力学和动力学行为对揭示块体非晶合金玻璃转变的本质、玻璃的热稳定性以及 GFA 的原因和判据具有重要意义。许多科学家在这方面做了大量的研究。SUN 等^[7]研究了 Mg₆₁Cu₂₈Gd₁₁ 和(Mg_{0.61}Cu_{0.28}Gd_{0.11})_{99.5}Sb_{0.5} 非晶合金的晶化动力学, 他们用激活能表征了晶化过程中非晶态合金由玻璃态向晶体态转变时所需要的能量, 从本质上解释了非晶态合金的热稳定性。众多研究表明: 以块体非晶合金为基体, 在基体上生成颗粒能有效地提高块体非晶合金的热稳定性, 但其主

基金项目: 江苏省高校自然科学研究重大项目(10KJA430008); 江苏高校优势学科建设工程资助项目; 江苏大学“拔尖人才工程”项目(2008)

收稿日期: 2012-02-21; 修订日期: 2012-07-02

通信作者: 陈 刚, 教授, 博士; 电话: 0511-88792033; E-mail: gchen@ujs.edu.cn

要是通过比较 ΔT 值的大小得到的, 没有从本质上通过计算晶化激活能的大小来判定; 且有关颗粒提高块体非晶合金热稳定性的机理研究也鲜有报道。

本文作者以 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金以及 CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金复合材料为研究对象, 研究它们的变温晶化行为, 用晶化激活能值的大小从本质上比较两者的热稳定性, 初步讨论 CuYSi 颗粒的生成对块体非晶合金热稳定性的影响。

1 实验

1.1 Mg-4%Si 合金的制备

先将电阻炉的温度升到 680 °C, 通入 CO₂+0.5% SF₆(体积分数)混合气体, 然后将纯镁放入低碳钢坩埚中, 待纯镁熔化后升温至 760 °C 左右, 再将镁粉和硅粉的压块(压块按 Mg₂Si 成分配制)用钟罩压入到熔融的纯镁中, 反应 10 min。最后精炼扒渣, 待温度到 720 °C 时浇注到预热至 200 °C 的铜模中。Si 在 Mg-4%Si 合金中主要以 Mg₂Si 形式存在。

1.2 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金的制备

将工业纯 Cu(99.9%)和纯 Y(99.9%)按一定比例在氩气保护气氛钨极电弧真空熔炼炉中熔炼得到 Cu-38%Y 中间合金。再按 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 原子质量配比, 称量纯 Cu、Cu-38%Y 中间合金以及纯 Mg(99.9%)。然后, 在 CO₂+0.5%SF₆(体积分数)混合气体保护的低碳钢坩埚中熔炼, 待合金完全熔化后保温 2 h, 并定时进行平稳摇晃, 最后于 760 °C 浇注到楔形腔普通铜模中, 得到 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金。

1.3 CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶复合材料的制备

将工业纯 Cu(99.9%)和纯 Y(99.9%)按一定比例在氩气保护气氛钨极电弧真空熔炼炉中熔炼得到 Cu-38%Y 中间合金。再按增强颗粒为 CuYSi(质量分数为 8%)、非晶基体为 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 原子质量配比, 称量纯 Cu(99.9%)、纯 Mg(99.9%)、Cu-38%Y 中间合金以及自制 Mg-4%Si 合金。然后, 在 CO₂+0.5%SF₆(体积分数)混合气体保护的低碳钢坩埚中熔炼, 待合金完全熔化后保温 2 h, 并定时进行平稳摇晃, 最后于 760 °C 浇注到楔形腔普通铜模中, 得到 CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金复合材料。由于在熔炼过程中 Mg 易烧损, 因此在实验过程中加入一定量的纯 Mg 来调节成分。

1.4 块体非晶合金及其复合材料的检测

用 D/max2500PC 型 X 射线衍射仪对各试样的非晶特性进行表征, 衍射仪为 Cu 靶, K_α 辐射, 衍射角范围为 20°~80°。应用日立 JSM-5800 扫描电子显微镜(SEM)观察颗粒的分布情况, 分析颗粒与非晶基体的结合情况以及颗粒对非晶热稳定性的影响。用英国 Oxford 能量色散谱仪(EDS)对非晶合金复合材料的成分进行分析。利用德国耐驰公司的 Netzsch DSC404 型差示扫描量热仪分析所制备样品的热性能, 分析过程中氩气保护, 其加热速度分别为 20、30 和 40 K/min。从 DSC 曲线可以测得其玻璃转变温度 T_g 、初始晶化温度 T_x 和晶化峰的峰值温度 T_p 。玻璃转变和主要晶化反应的表现激活能 E 可通过 Kissinger 方法测定。局域晶化激活能可通过 Doyle 方法测定。

2 结果与分析

2.1 XRD 分析

图 1 所示为实验合金的 XRD 谱。图 1 中谱线 a 为 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金的 XRD 谱, 该谱线具有明显非晶特征的大弥散峰。图 1 中谱线 b 为 CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶复合材料的 XRD 谱, 该谱线在其具有明显非晶特征的大弥散峰上叠加着尖锐的衍射峰; 尖锐峰的位置、强度与 CuYSi 相的衍射峰相符^[8]。

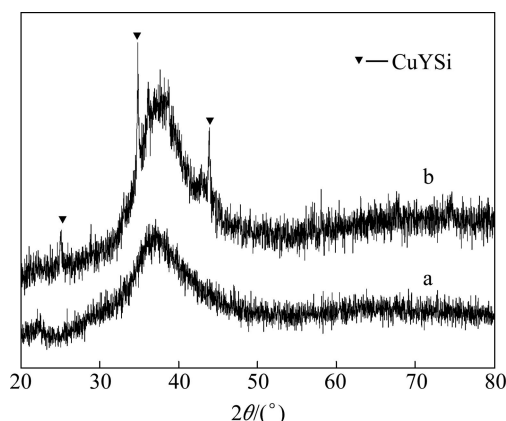


图 1 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金与 CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金复合材料的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ amorphous alloy (a) and CuYSi-Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ bulk amorphous alloy matrix composite (b)

2.2 SEM 分析

图 2(a)所示为 Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金的 SEM 像。从图 2(a)可以看出, 非晶合金无晶界特征, 组织

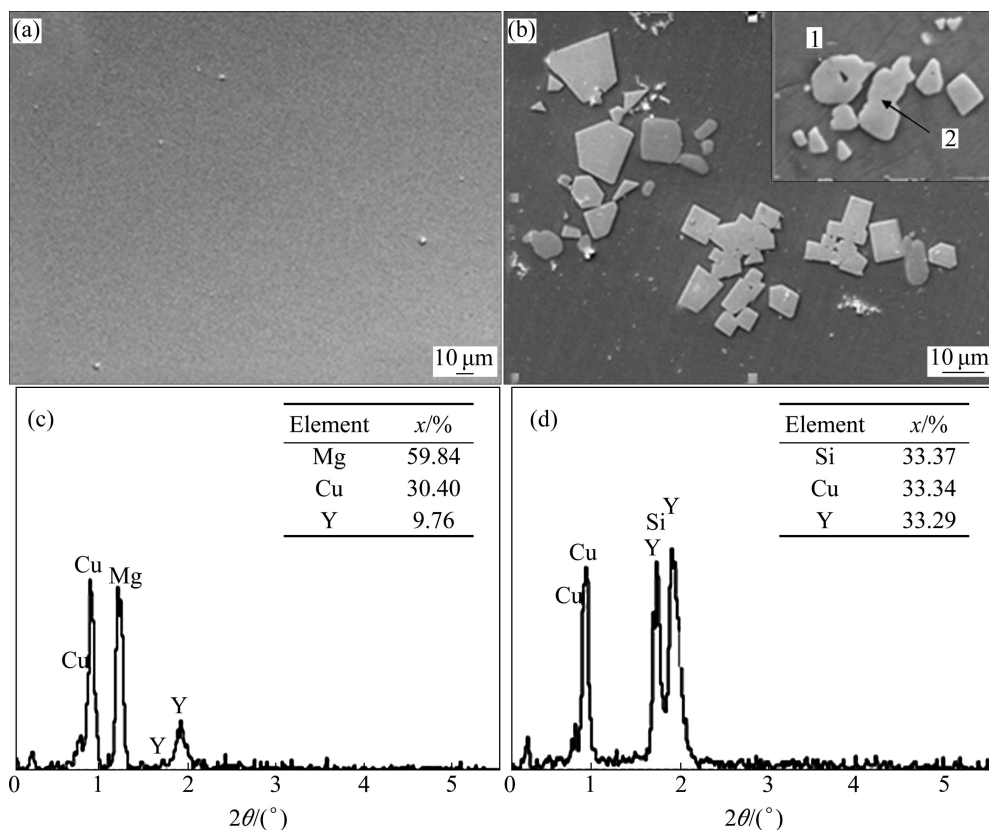


图 2 不同材料的 SEM 像及 EDS 谱

Fig. 2 SEM images and EDS patterns of different materials: (a) $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy; (b) $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy matrix composite; (c) EDS pattern of area 1; (d) EDS pattern of area 2

均匀, 仅有少量的白色小颗粒, 可能为熔炼过程中生成的 Y_2O_3 夹杂^[9]。图 2(b)所示为 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶复合材料的 SEM 像, 图中右上角为局部放大图。从图 2(b)可以看出, 在非晶的基体上均分布着颗粒, 但大小有差别。图 2(c)所示为图 2(b)中标记 1 区域的能谱图, 其显示该区域内只有 Mg、Cu、Y 这 3 种元素, 它们的摩尔分数比为 59.84:30.40:9.75, 与 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金的名义成分差别很小, 结合上面 XRD 的分析, 确定其为非晶复合材料的基体 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 。图 2(d)所示为图 2(b)中标记 2 颗粒的能谱图, 其显示该颗粒由 Cu、Y、Si 这 3 种元素组成, 它们的所示比为 33.37:33.34:33.29, 与 CuYSi 的名义成分差别很小, 结合上面 XRD 的分析, 确定其为非晶复合材料的颗粒增强相 CuYSi 。

2.3 DSC 分析

图 3(a)和(b)所示分别为 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料在连续升温过程中的 DSC 曲线。对曲线进行标定, 可以得到其玻璃转变温度 T_g 、初始晶化温度 T_x 和晶化峰

的峰值温度 T_p , 具体数值见表 1。由图 3 可以看出, 随着升温速率的加快, 两种材料的各特征温度值也都相应地向高温端移动, 同时 $\Delta T(\Delta T = T_x - T_g)$ 逐渐增大。这说明, 块体非晶合金及其复合材料的玻璃转变和晶化行为是一种具有温度依赖性的动力学行为。

2.4 Kissinger 关系

在晶化过程中, 并不是所有的原子团簇都能形成晶核, 只有半径大于一定数值的才有可能形成。激活能(E)可以被解释为块体非晶合金发生晶化时所需要克服的能量势垒, 它表征块体非晶合金玻璃转变和晶化的难易程度, 可以用来衡量非晶合金的热稳定性^[10-11]。目前在非晶合金中应用最广泛的激活能分析方法是 Kissinger 方法^[12]。Kissinger 关系式可以表示为

$$\ln\left(\frac{T^2}{\Phi}\right) = \frac{E}{RT} + C \quad (1)$$

式中: E 为激活能, eV; R 为摩尔气体常数, 8.314 J/mol·K; C 为常数; Φ 为加热速率, K/min; T 为特征温度, K, 即 T_g 、 T_x 和 T_p 。 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金^[13]和 CuYSi -

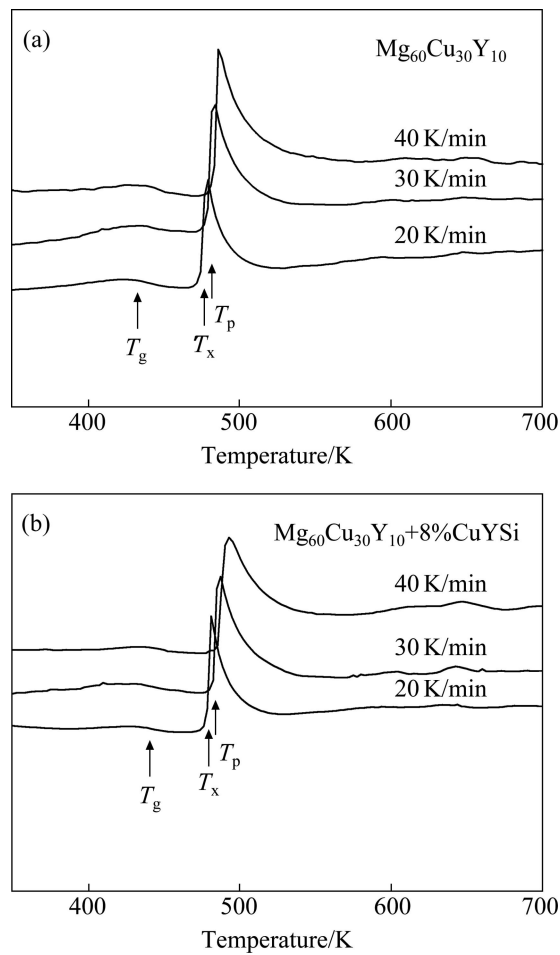


图 3 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料的不同加热速率的 DSC 曲线

Fig. 3 DSC curves of $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy (a) and $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy matrix composite (b) at different heating rates

表 1 不同加热速率 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金与 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料热稳定性参数 T_g 、 T_x 、 T_p 和 ΔT

Table 1 Thermal stability parameters of T_g , T_x , T_p and ΔT of $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy and $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy matrix composite at different heating rates

Material	Heating rate/(K·min ⁻¹)	T_g /K	T_x /K	T_p /K	$\Delta T = T_x - T_g$
$\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$	20	435.6	475.5	477.8	39.9
	30	439.6	481	483.5	41.4
	40	442.2	484.7	486.4	42.5
$\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$	20	436.1	479.1	481.4	43
	30	439.6	484	486.8	44.4
	40	441.8	488.8	492.9	47

$\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料的 Kissinger 曲线分别如图 4(a)和(b)所示。从图 4 可以看出,这两种材料的特征温度值与 $\ln(\theta^2/\Phi)$ 都有很好的线性关系。

表 2 所列为通过 Kissinger 方法计算得到的特征温度激活能。从表 2 中可以看到, $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金^[13]和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料的 E_x 分别为 136.11 kJ/mol 和 145.66 kJ/mol。相变过程

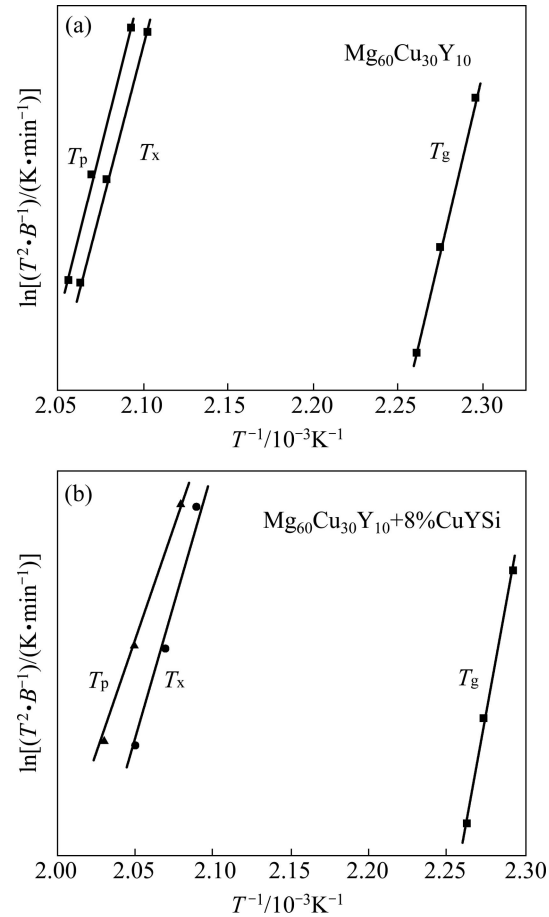


图 4 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料的 T_g 、 T_x 和 T_p 的 Kissinger 曲线

Fig. 4 Kissinger's plot of T_g , T_x and T_p for $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy (a) and $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy matrix composite (b)

表 2 通过 Kissinger 关系计算的 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料的 E_g 、 E_x 和 E_p

Table 2 Values of E_g , E_x and E_p calculated from Kissinger's formula for $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy and $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy matrix composite

Material	E_g /(kJ·mol ⁻¹)	E_x /(kJ·mol ⁻¹)	E_p /(kJ·mol ⁻¹)
$\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$	160.07	136.11	145.19
$\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$	191.42	145.66	107.26

的激活能 E 是非晶态合金在加热过程中, 由高稳定玻璃态向低稳定玻璃态和晶态相转变所需的能量, 激活能越大, 说明材料玻璃转变时所需要克服的能量势垒就越大, 也就是说其热稳定性越高。在一定的升温速率下 ΔT 值虽然也可以作为块体非晶合金及其复合材料热稳定性的指标, 但相变激活能则能从本质上反映热稳定性。 CuYSi 颗粒的生成提高了 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金的热稳定性, 主要是因为其提高 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 非晶合金在玻璃态转变和熔点之间的温度范围内的粘度, 同时阻碍了晶体形核和长大所需要的溶质再分布。

2.5 Doyle 关系

Kissinger 方法一般只适用于计算某些特征温度下的表观激活能, 如玻璃转变温度、晶化起始温度以及晶化峰值温度的激活能。而非晶晶化过程中各处激活能数值不一定相同, 这就使得计算非晶合金在晶化过程中不同晶化体积分数处的激活能显得很必要^[14]。很多研究证明^[15-16], Doyle 方法在计算区域激活能方面非常有效, 可靠性很高。Doyle 关系式如下:

$$\log B = \log \frac{AE}{RF(x)} - 2.315 - 0.4567 \frac{E}{RT} \quad (2)$$

式中: B 为升温速率, K/min ; A 为 Arrhenius 公式的前指因子; E 为变温晶化局域激活能, kJ/mol ; R 为摩尔气体常数, $\text{J/(mol}\cdot\text{K)}$; $F(x)$ 为反应函数; T 为变温晶化温度, K 。式(2)中, A 和 $F(x)$ 分别由下面两个式子确定:

$$K = A \exp[-E/(RT)] \quad (3)$$

$$F(x) = (1-x)^n \quad (4)$$

式中: K 为反应速率。

图 5(a)和(b)所示分别为 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金^[13]和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料在不同加热速率下晶化体积分数 φ 和晶化温度 T 之间的关系曲线。由图 5 可见, 两种材料的 $\varphi-T$ 关系呈典型的 S 型(Sigmoid type)曲线。

两组曲线的共同点为随着升温速率的加快, $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金与 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料晶化速率减小。说明这两种材料的晶化行为具有显著的动力学效应。升温速率加快而导致晶化速率减小的主要原因是: 随着升温速率的加快, 金属原子吸收到的能量减少, 原子热激活的程度减小, 热振动程度降低, 其进行扩散迁移所需要的时间增加, 进而导致晶化过程变得缓慢^[17]。对于同一升

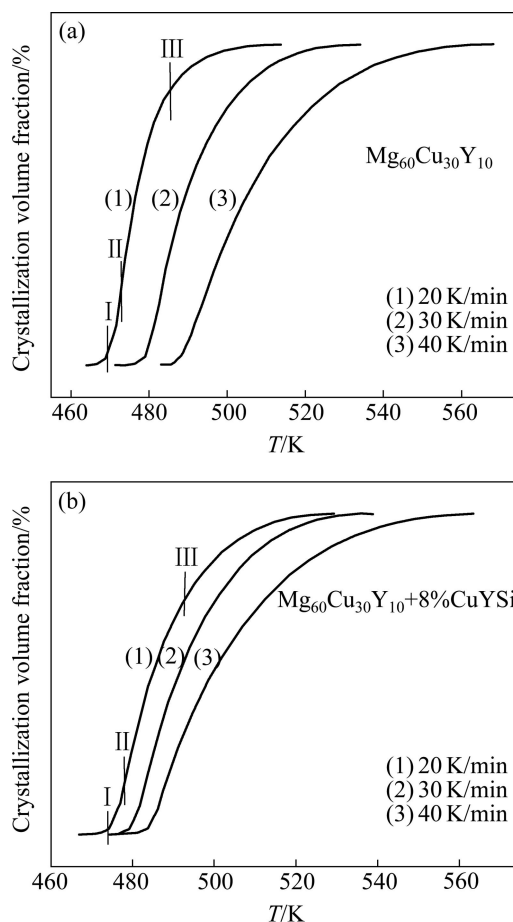


图 5 不同加热速率下晶化温度和晶化体积分数之间的关系
Fig. 5 Relationship between crystallization temperature and crystallization volume fraction at different heating rates: (a) $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy; (b) $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy matrix composite

温速率, 晶化起始阶段与晶化后期晶化速率较小, 中间阶段晶化速率较大。为了更好地描述, 可以把曲线划分为 3 个阶段(以 20 K/min 为例): I 为晶化孕育和形核阶段; II 为晶核长大阶段; III 为晶化后期。

两组曲线的不同之处在于 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料的 I、II、III 阶段所发生的温度区间相隔较大。说明 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料晶化过程要比 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金缓慢, 即复合材料的热稳定性要高于纯块体非晶合金的热稳定性。这一结果与 Kissinger 方法计算得到的结果相一致。

图 6(a)和(b)所示分别为 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金^[13]和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料局域晶化激活能与晶化体积分数之间的关系。从图 6(a)可以看出, 随着晶化体积分数的增加, $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金区域晶化激活能有一个先变大后减小的

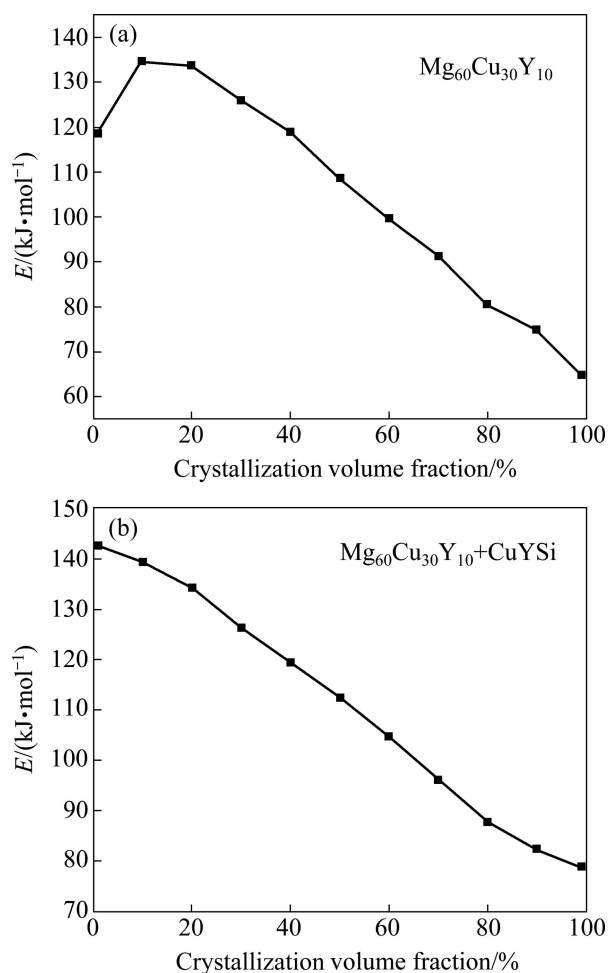


图 6 变温过程中 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金及其复合材料局域晶化激活能与晶化体积分数之间的关系

Fig. 6 Relationship between activation energy and crystallization volume fraction of $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy (a) and $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ bulk amorphous alloy matrix composite (b) during continuous heating

过程, 最大区域晶化激活能出现在晶化体积分数为 10% 的时候, 为 134.72 kJ/mol 。从图 6(b) 中可以看, $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料区域晶化激活能则是一个由大到小的过程。其最大区域晶化激活能出现在晶化体积分数为 1% 的时候, 为 142.7 kJ/mol 。 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料的激活能与 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金相比, 下降较为缓慢, 说明其热稳定性较好, 与上面计算所得到的结果相吻合。这两组曲线也有其共同之处: $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金和 $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料都具有一个最大能量势垒; 经过最大能量势垒后, 局域激活能随着块体非晶合金晶化体积分数的增加而减小。

3 结论

1) 利用 Kissinger 方法计算两种材料的表观激活能, 结果表明: CuYSi 颗粒的生成增加了复合材料发生玻璃转变以及起始晶化时所需要克服的能量势垒, 提高了材料的热稳定性。

2) 随着晶化体积分数的增加, $\text{CuYSi-Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金复合材料区域晶化激活能是一个由大到小的过程, 完全不同于 $\text{Mg}_{60}\text{Cu}_{30}\text{Y}_{10}$ 块体非晶合金局域晶化激活能的先变大后减小的过程。

REFERENCES

- [1] 胡壮麒, 张海峰. 块状非晶合金及其复合材料研究进展[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1391–1421.
HU Zhuang-qi, ZHANG Hai-feng. Recent progress in the area of bulk amorphous alloys and composites [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(11): 1391–1421.
- [2] INOUE A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys [J]. Acta Materialia, 2000, 48(1): 279–306.
- [3] 陈学定, 彭彪林, 王晓军. 镁基大块非晶玻璃转变的动力学性质[J]. 兰州理工大学学报, 2006, 32(4): 1–4.
CHEN Xue-ding, PENG Biao-lin, WANG Xiao-jun. Kinetic property of glass transition of bulk Mg-based amorphous alloy [J]. Journal of Lanzhou University of Technology, 2006, 32(4): 1–4.
- [4] 李 工, 王永永. 块体非晶合金的研究进展[J]. 燕山大学学报, 2012, 36(1): 2011–2013.
LI Gong, WANG Yong-yong. Research progress in bulk amorphous alloys [J]. Journal of Yanshan University, 2012, 36(1): 2011–2013.
- [5] 康 凯, 王晓军, 陈学定, 刘国瑞. $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ag}_{10}\text{Y}_{10}$ 非晶合金的晶化动力学[J]. 中国稀土学报, 2006, 24(6): 685–689.
KANG Kai, WANG Xiao-jun, CHEN Xue-ding, LIU Guo-rui. Crystallization kinetics of $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Ag}_{10}\text{Y}_{10}$ amorphous alloy [J]. Journal of The Chinese Rare Earth Society, 2006, 24(6): 685–689.
- [6] 王银春, 王育人, 李维火, 孙玉峰. 碳纳米管- $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Gd}_{10}$ 非晶复合材料玻璃转变的动力学性质[J]. 中国稀土学报, 2006, 24(1): 37–41.
WANG Yin-chun, WANG Yu-ren, LI Wei-huo, SUN Yu-feng. Kinetics of glass transition and crystallization of carbon nanotube reinforced Mg-Cu-Gd bulk metallic glass [J]. Journal of The Chinese Rare Earth Society, 2006, 24(1): 37–41.
- [7] SUN Ying-di, LI Zi-quan, LIU Jin-song, YANG Ji-nian, CONG Meng-qi. Crystallization kinetics and corrosion behaviors of

- Mg₆₁Cu₂₈Gd₁₁ and (Mg_{0.61}Cu_{0.28}Gd_{0.11})_{99.5}Sb_{0.5} amorphous alloys [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(3): 558–565.
- [8] 邵阳, 陈刚, 赵玉涛, 张振亚, 侯文胜. 原位 CuYSi 颗粒增强块体镁基非晶合金复合材料的研究[J]. 功能材料, 2012, 43(8): 1012–1015.
- SHAO Yang, CHEN Gang, ZHAO Yu-tao, ZHANG Zhen-ya, HOU Wen-sheng. Study on in situ CuYSi particle reinforced bulk Mg-based amorphous alloy matrix composites [J]. Journal of Functional Materials, 2012, 43(8): 1012–1015.
- [9] 门华, 徐坚. Mg-Cu-Zn-Y 块体金属玻璃的形成[J]. 金属学报, 2001, 37(12): 1243–1246.
- MENG Hua, XU Jian. Formation of Mg-Cu-Zn-Y bulk metallic glass [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(12): 1243–1246.
- [10] 郭晓雷, 张罡, 党淑娥, 胡勇, 夏兰廷. Fe_{73.5}Cu₁Nb₂Si_{13.5}B₉Ni₁ 非晶合金的晶化动力学研究[J]. 太原科技大学学报, 2010, 31(3): 202–206.
- GUO Xiao-lei, ZHANG Gang, DANG Shu-e, HU Yong, XIA Lan-ting. Crystallization kinetics of Fe_{73.5}Cu₁Nb₂Si_{13.5}B₉Ni₁ amorphous alloy [J]. Journal of Taiyuan University of Science and Technology, 2010, 31(3): 202–206.
- [11] 何世文, 朱艺添, 刘咏. 铁基块体非晶合金的制备及其晶化动力学[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(7): 10–14.
- HE Shi-wen, ZHU Yi-tian, LIU Yong. Preparation and crystallization kinetics of Fe-based bulk amorphous alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(7): 10–14.
- [12] KISSINGER H E. Reaction kinetics in differential thermal analysis [J]. Analytical Chemistry, 1957, 29(11): 1702–1706.
- [13] 邵阳, 陈刚, 赵玉涛, 张振亚, 侯文胜. Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ 块体非晶合金的变温晶化行为[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(12): 25–29.
- SHAO Yang, CHEN Gang, ZHAO Yu-tao, ZHANG Zhen-ya, HOU Wen-sheng. Crystallization kinetics of Mg₆₀Cu₃₀Y₁₀ bulk amorphous alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2012, 33(12): 25–29.
- [14] 张宝庆, 曹国华, 战再吉, 刘日平, 王文魁. Zr₄₇Cu₄₄Al₉ 大块非晶合金的变温晶化行为[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(6): 1–4.
- ZHANG Bao-qing, CAO Guo-hua, ZHAN Zai-ji, LIU Ri-ping, WANG Wen-kui. Crystallization kinetics of Zr₄₇Cu₄₄Al₉ bulk metallic glass [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2009, 30(6): 1–4.
- [15] 张宝庆, 曹国华, 刘宝忠, 袁庆龙, 李力新, 张志, 王文魁. ZrCuAlSi 大块非晶合金变温晶化行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(5): 824–828.
- ZHANG Bao-qing, CAO Guo-hua, LIU Bao-zhong, YUAN Qing-long, LI Li-xin, ZHANG Zhi, WANG Wen-kui. Crystallization behavior of ZrCuAlSi bulk metallic glass in continuous heating [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(5): 824–828.
- [16] 王大鹏, 包小倩, 张茂才, 朱洁. 快淬 Nd-Fe-B 非晶厚带的晶化过程和非等温晶化动力学[J]. 金属学报, 2009, 45(2): 237–242.
- WANG Da-peng, BAO Xiao-qian, ZHANG Mao-cai, ZHU Jie. Crystallization process and non-isothermal crystallization kinetics of melt-spun Nd-Fe-B amorphous thick ribbons [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(2): 237–242.
- [17] 武晓峰, 赵威, 司颀, 孟力凯. 两种稀土基大块非晶合金非等温晶化行为的研究[J]. 辽宁工学院学报, 2006, 26(6): 389–393.
- WU Xiao-feng, ZHAO Wei, SI Yi, MENG Li-kai. Non-isothermal crystallization of two mischmetal-based bulk metallic glasses and its study [J]. Journal of Liaoning Institute of Technology, 2006, 26(6): 389–393.

(编辑 何学锋)