

Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 大块非晶合金的变温晶化动力学研究

陈庆军¹, 魏丹丹¹, 周贤良¹, 晏建武², 华小珍¹, 艾云龙¹

(1. 南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

(2. 南昌工程学院, 江西 南昌 330029)

摘要: 采用差热分析法(DTA)研究了具有高玻璃形成能力的 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 块体非晶合金的变温晶化动力学。由热分析曲线得到玻璃转变温度 T_g 、晶化起始温度 T_x 和晶化峰值温度 T_{p1} 、 T_{p2} , 这些特征温度具有明显的动力学效应。运用 Kissinger 法和 Ozawa 法分别计算出不同升温速率下该 Fe 基块体非晶合金的玻璃转变激活能 E_g 、晶化激活能 E_x 与激活能 E_{p1} 、 E_{p2} 。采用 Kissinger 方法和 Ozawa 方法解释了此大块非晶合金具有高的热稳定性的热力学机制。

关键词: 块体非晶合金; 变温晶化动力学; 玻璃形成能力; 激活能; 热稳定性

中图分类号: TG139⁺.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)08-1343-05

近年来,铁基大块非晶合金由于具有较高的强度,较强的玻璃形成能力(GFA),极强的耐腐蚀性能、良好的软磁性能以及低成本而越来越引起研究者的广泛关注^[1~3]。Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 块体非晶合金的最大直径达 16 mm, 到目前为止, 在铁基合金系中此合金仍然具有最强的玻璃形成能力^[4]。然而非晶态合金具有独特的长程无序、短程有序结构, 其原子在空间排布为无规密堆拓扑结构, 没有固定的晶格, 因此非晶态合金的内能高于相应的晶态合金, 处于高度无序的非平衡亚稳态。在适当条件(加热、辐照、高压或机械合金化)下, 非晶态将向能量较低的亚稳非晶态或平衡晶态转变, 即发生结构弛豫或晶化。这种晶化, 一方面由于非晶合金其组织结构发生了变化, 它的一些优异的有用性能如磁性、高硬度、高强度、好的延伸能力和优良的耐腐蚀性将会受到影响; 另一方面, 可以通过控制晶化而获得纳米晶或非晶/纳米晶复合材料, 从而使其力学性能和磁学性能等得到显著提高。研究大块非晶合金的晶化行为可以了解它的热稳定性, 给出大块非晶合金使用的温度范围, 还可以通过控制大块非晶合金的晶化过程使合金达到人们预期的性能。所以, 在晶化领域的研究具有重要的理论和实际意义。

大块非晶合金的变温加热过程是一个重要的动力学变化过程, 与非晶合金热稳定性相关的一些特征温

度都是以一定的升温速率测得的, 突出表现在从一条热力学曲线就可以获得有关的热力学数据, 并且在整个温度范围内可连续地测定反应动力学^[5,6]。本工作采用连续加热方法研究了 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 大块非晶合金的变温晶化动力学过程。

1 实验

采用磁控钨极真空电弧炉熔炼法制备母合金。原料为工业纯铁(Fe, 99%)、硼铁、钴(Co, 99.9%)、钼铁、铬铁、钇(Y, 99.9%)及碳棒(C, 99%)。熔炼之前先将电弧炉抽真空, 当真空度达到 9.4×10^{-3} Pa 以上时, 将炉中充入高纯度的惰性气体 Ar (纯度为 99.999%以上)。当炉腔内的气体压力达到 50 kPa 时, 开始熔炼。熔炼之前先熔化钛进行除氧。将母合金熔炼 4 次以保证合金的均匀性, 然后将母合金吸铸到铜模具中成形, 制备出棒状合金。因本实验制备的样品仅用于热分析实验, 所以只制备出 $\Phi 4$ mm 的 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂-C₁₅B₆ 合金。

采用德国 Beuker-axs 公司 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪 (Cu 靶 K α 辐射, 石墨单色器滤波, 特征波长 $\lambda=0.154\ 06$ nm, 扫描步长为 0.02° , 衍射角 (2θ) 范围为 $10^\circ\sim 90^\circ$) 确定其非晶性。用 Perkin-Elmer Diamond TG/DTA 型热流式差热分析仪 (DTA) 在高纯氮气保护下进行差热分析, 测定其在 20、30 和 50

收稿日期: 2008-07-22

基金项目: 江西省教育厅基金(2007-164); 江西省腐蚀与防护科研项目(2006-314)

作者简介: 陈庆军, 男, 1974 年生, 博士, 副教授, 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063, 电话: 0791-3953322, E-mail: cqjhit@yahoo.com.cn

°C/min 升温条件下的热分析曲线，确定该块体非晶合金的各热力学参数，分别用 Kissinger 法与 Ozawa 法对热力学参数进行处理。

2 结果与分析

2.1 非晶性质的确定

直径为 4 mm 的棒状 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体合金的 XRD 图谱如图 1 所示。可见只有在 44° 左右出现弥散的非晶漫散射峰，不存在尖锐的晶化衍射峰。说明样品为无序结构，因此也可以确定该合金样品为完全非晶态结构。Chen^[7]等人提出一个评价大块金属玻璃 (BMGs) 非晶形成能力 (GFA) 的新判据 $\delta = T_x / (T_1 - T_g)$ ，并且已证实了 δ 判据比 γ 和 T_{rg} 判据更适合作为评价玻璃形成能力的参数，求得该块体非晶合金的 δ 判据值为 1.463，最大临界尺寸 D_{max} 为 16 mm，说明 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 大块非晶合金具有较强的玻璃形成能力。这是因为该合金系中各个组元原子半径相差较大，从大到小的顺序是 $\text{Y}(0.18 \text{ nm}) > \text{Mo}(0.14 \text{ nm}) > \text{Fe}(0.127 \text{ nm}) = \text{Cr}(0.127 \text{ nm}) > \text{Co}(0.126 \text{ nm}) > \text{B}(0.095 \text{ nm}) > \text{C}(0.086 \text{ nm})$ ，而且该合金中的 7 种组元之间有很大的原子价或负电性差别 ($\text{C}(2.55) > \text{B}(2.04) > \text{Fe}(1.8) = \text{Co}(1.8) = \text{Mo}(1.8) > \text{Cr}(1.6) > \text{Y}(1.22)$)，使合金熔体的中、小原子避免相互作用为最近邻，大、小原子的无序堆积密度增加^[8]，紧密的堆垛结构抑制了合金中的长程扩散，使合金在过冷液态具有很大的粘滞性，晶态相的形核和长大受到抑制。

2.2 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体非晶合金的变温晶化动力学

图 2 是在 20、30 和 50 °C/min 升温速率下测得的 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体非晶合金的 DTA 曲线。从图 2 中可看出，在低的加热速率下特征点不是非常明显。随着加热速率 B 的增加，玻璃转变温度 T_g 、晶

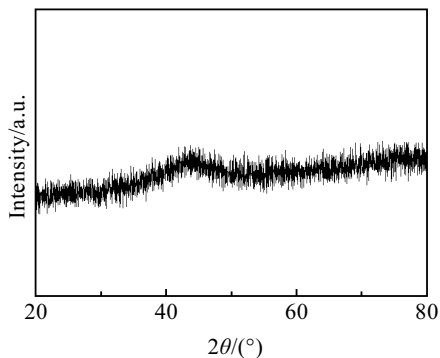


图 1 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体非晶合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD pattern of $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ bulk amorphous alloy

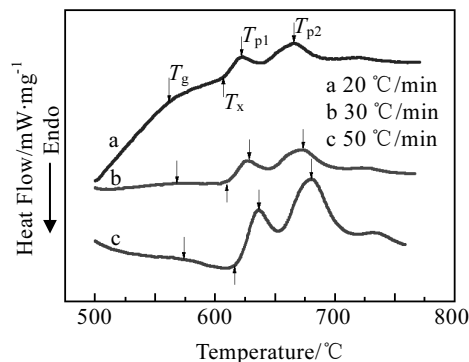


图 2 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体非晶合金在不同加热速率下的 DTA 曲线

Fig.2 DTA curves of $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ bulk amorphous alloy at different heating rates

化起始温度 T_x 、晶化峰值温度 T_{p1} 、 T_{p2} 更加明显且均向高温方向移动，其过冷液相区的宽度几乎不变。这说明该块体非晶合金的晶化行为和玻璃转变行为均与加热速率有关，也就是说玻璃转变和晶化转变都具有动力学效应。由图 2 确定的热力学参数见表 1。表 1 中的 k 为晶化反应速率常数，反映成核与晶体的生长速度。从表 1 中可以看出，随着合金升温速率的加快，晶化起始处的晶化反应速率常数 k 变大，这可能是因为随着加热速率增大，材料过冷液相区向高温方向移动，材料在玻璃转变过程中吸收的热量更多，不同原子间移动、扩散变得更容易，就使得晶化相形核、长大过程更加容易，加快了材料晶化反应速率。由图 2 所示的连续加热 DTA 曲线还可以看出， $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体非晶合金在连续加热的过程中有两个晶化峰，说明该合金从亚稳的非晶态转变为稳定的晶态结构要经过两个阶段的析出过程才能完成。

非晶合金在晶化过程中，激活能是一个重要的动力学参数。它表示晶化过程中形核和长大时原子跃迁所需要跨过的能量势垒^[9]。采用 Kissinger 方法求激活能的基本前提是：在不同加热速率下，各特征温度对应的已晶化部分占原来非晶总量的百分比应是一个常数或变化不大，否则会引入较大误差。而 Ozawa 方法

表 1 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体非晶合金在不同加热速率下的热稳定性参数 T_g 、 T_x 、 ΔT_x 、 T_{p1} 、 T_{p2} 、 k 值

Table 1 Thermal stability parameters T_g 、 T_x 、 ΔT_x 、 T_{p1} 、 T_{p2} 、 k of $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ bulk amorphous alloy at different heating rates

Heating rate/ $\text{K} \cdot \text{min}^{-1}$	T_g/K	T_x/K	$\Delta T_x/\text{K}$	T_{p1}/K	T_{p2}/K	k/s^{-1}
20	834.5	878.7	44.2	895.2	939.3	1.54
30	840.5	884.2	43.7	900.5	944.7	2.28
50	846.4	890.1	43.7	909.4	953.6	3.75

则考虑到了晶化体积分数在变温晶化过程中的变化, 从而减少因晶化体积分数发生变化带来的误差, 因而成为另一个重要的求激活能的方法。以下分别用 Kissinger 法与 Ozawa 法研究 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 块体非晶合金的晶化特征。

在变温方法中, Kissinger 方法^[10]由于其操作简便而得到广泛应用, 其操作过程是将试样在不同加热速率下测量其热分析曲线。在加热速率与特征温度之间存在以下关系:

$$\ln\left(\frac{B}{T^2}\right) = -\frac{E}{RT} + \text{Constant} \quad (1)$$

式中: B ——加热速率 (K/min); E ——晶化过程激活能 (kJ/mol); R ——气体常数 ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$); T ——特征温度值如峰值晶化温度 T_p (K)。

根据 Kissinger 公式以 $\ln\left(\frac{B}{T^2}\right)$ 和 $\frac{1}{RT}$ 为纵、横坐标作图, 可以得到一系列的点, 通过拟合得一直线, 由直线的斜率即可求得晶化过程激活能的值。根据表 1 中的数据, 作 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 块体非晶合金在连续加热过程中的 Kissinger 曲线如图 3 所示。

$\ln\left(\frac{B}{T^2}\right)$ 与 $\frac{1}{RT}$ 呈较好的线性关系, 利用最小二乘法拟合直线方程, 根据直线斜率获得玻璃转变激活能 $E_g = 444 \text{ kJ/mol}$, 晶化激活能 $E_x = (494.4 \pm 0.044) \text{ kJ/mol}$, 激活能 $E_{p1} = 442.5 \text{ kJ/mol}$, $E_{p2} = (466.3 \pm 0.016) \text{ kJ/mol}$ 。

Ozawa 方程^[11]如 (2) 式所示:

$$\begin{aligned} \lg B &= \lg\left(\frac{AE}{RF(x)}\right) - 2.315 - 0.4567 \frac{E}{RT} \\ &= -0.4567 \frac{E}{RT} + \text{Constant} \end{aligned} \quad (2)$$

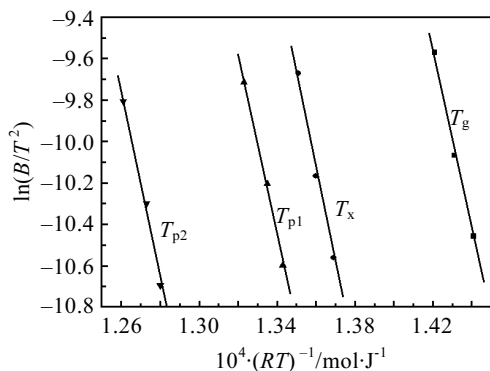


图 3 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 块体非晶合金连续加热过程中的 Kissinger 曲线
Fig.3 Kissinger plots of $\ln(B/T^2)$ versus $10^4 \cdot (RT)^{-1}$ for Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ bulk amorphous alloy in continuous heating process

式中, B ——连续加热过程中的升温速率 (K/min); A ——Arrhenius 公式的前指因子; E ——变温晶化激活能 (kJ/mol); R ——气体常数 ($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$); $F(x)$ ——反应函数; T ——变温晶化温度 (K); x ——晶化温度为 T 时对应的晶化体积分数。

根据表 1 中的数据, 作 $\lg B - 1/T$ 关系图得到 4 条直线 (如图 4), 斜率为 $-0.4567E/R$, 由斜率即可求得玻璃转变激活能 $E_g = (442 \pm 0.022) \text{ kJ/mol}$, 晶化激活能 $E_x = (491.3 \pm 0.058) \text{ kJ/mol}$, 激活能 $E_{p1} = (437.3 \pm 0.063) \text{ kJ/mol}$, $E_{p2} = (462.7 \pm 0.091) \text{ kJ/mol}$ 。

表 2 是用 Kissinger 法和 Ozawa 法计算 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 块体非晶合金晶化过程激活能数值的比较。可以看出, 用 Kissinger 法和 Ozawa 法计算特征温度下的激活能值其结果非常接近且变化趋势是一致的, 但前者的数值比后者都稍稍偏大。这主要是由于 Kissinger 法没有考虑到不同升温速率下特征温度所对应的晶化体积分数 x 的变化, 而 Ozawa 法考虑了不同升温速率下特征温度所对应晶化分数 x 的变化, 但这里要求各特征温度对应的各自晶化反应函数 $F(x)$ 几乎为常数, 即 x 可以有一定的变化, 但要求 $F(x)$ 保持几乎不变, 因此 Ozawa 法比 Kissinger 法更接近

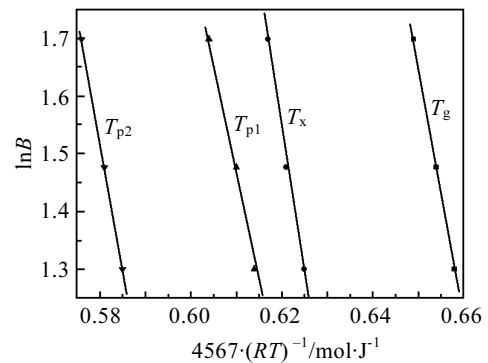


图 4 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 块体非晶合金连续加热过程中的 Ozawa 曲线
Fig.4 Ozawa plots of $\lg B$ versus $4567 \cdot (RT)^{-1}$ for Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ bulk amorphous alloy in continuous heating process

表 2 Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ 大块非晶合金变温晶化过程激活能
Table 2 Activation energy calculated by Kissinger and Ozawa method for Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ bulk amorphous alloy in continuous heating process

Method	Activation energy/kJ·mol ⁻¹			
	E_g	E_x	E_{p1}	E_{p2}
Kissinger	444	494.4±0.044	442.5	466.3±0.016
Ozawa	442±0.022	491.3±0.058	437.3±0.063	462.7±0.091

实际的晶化过程。Chen^[12]等人研究了 $\text{Cr}_{16}\text{Mo}_{16}\text{C}_{18}\text{B}_5\text{Y}_2$ 的晶化行为,该大块非晶合金在连续加热 DTA 曲线中只有一个晶化峰,说明该合金只有单一的晶化过程。而 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 大块非晶合金的 DTA 曲线上有两个晶化峰,说明该合金有两个晶化过程,表现为多级晶化,晶化析出相不是同时析出。在变温晶化过程中其相析出过程分为 2 个阶段,第 1 阶段晶化相析出后在其周围就会形成非晶相原子的富集,为其余物相的析出提供了有利条件。因此,单一的晶化激活能值不能完全表征一个多阶段的晶化反应各个物相析出的难易程度,必须将不同物相在变温过程中前一相析出对后一相析出的促进作用考虑在内。所以,残余非晶基体上发生晶化与纯非晶基体发生晶化的过程相比,受更多因素影响。从表 2 中还可以看出,玻璃转变激活能 E_g 、激活能 E_{p1} 、 E_{p2} 比相应的晶化激活能 E_x 小。这是由于晶化初期晶相以形核为主,大量晶核不断形成,晶化驱动力较大,大量晶相形核使局域激活能上升,所以当温度达到 T_x 时,激活能达到最大值,随后部分晶相长大释放潜热,而且晶化相的存在提供了新相形核质点,使得新相形核更加容易,激活能下降;而 E_{p2} 值大于 E_{p1} 值则说明后析出相晶体长大速率要比先析出相小得多,这是因为在晶化后期晶相所占比例大,残余非晶相少,有利形核位置减少,形核驱动力下降,形核势垒升高,新相形核需更大的激活能。

众所周知,非晶态合金晶化过程的难易程度与晶化激活能密切相关,晶化激活能越大,晶化过程就越难以进行;反之,晶化越易发生^[13]。初始晶化温度和晶化形核有关,峰值温度和晶体长大有关。 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 大块非晶合金的形核激活能 E_x 值大于 Cu 基^[14]大块非晶合金(大约 $330 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)、Zr 基^[15]大块非晶合金(大约 $253 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)和 Mg 基^[16]大块非晶合金(大约 $76 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)的 E_x 值,说明 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 大块非晶合金具有较强的热稳定性和较强的抗晶化能力。在 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 中, B 和 C 元素的加入抑制原子的扩散与重排,因为 B、C 与其它各组元间具有较大的负混合焓,其中 Fe-B、Co-B、Cr-B、Mo-B、Y-B 原子对的混合焓分别为 -26 、 -24 、 -31 、 -34 、 -50 kJ/mol , Fe-C、Co-C、Cr-C、Mo-C、Y-C 原子对的混合焓分别为 -50 、 -42 、 -61 、 -67 、 -117 kJ/mol 。另外,从结构上考虑,非晶是无序密堆结构,在本合金系中较多的组元和复杂的原子半径条件($\text{Y} > \text{Mo} > \text{Fe} = \text{Cr} > \text{Co} > \text{B} > \text{C}$)造成原子的流动性差,从而使原子通过长程扩散形成稳定相极其困难,也就是说原子尺寸差异和各原子间大的负混合焓是合金具有高的热稳定性的主要原因。

3 结 论

1) 在匀速升温晶化方式下,利用 Kissinger 法与 Ozawa 法计算的 $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 块体非晶合金的玻璃转变激活能 E_g 分别为 444 kJ/mol 和 $(442 \pm 0.022) \text{ kJ/mol}$;晶化激活能 E_x 分别为 $(494.4 \pm 0.044) \text{ kJ/mol}$ 和 $(491.3 \pm 0.058) \text{ kJ/mol}$;激活能 E_{p1} 分别为 442.5 kJ/mol 和 $(437.3 \pm 0.063) \text{ kJ/mol}$; E_{p2} 分别为 $(466.3 \pm 0.016) \text{ kJ/mol}$ 和 $(462.7 \pm 0.091) \text{ kJ/mol}$,两种方法获得的各种激活能变化趋势是一致的,但 Kissinger 方法获得的数值均稍稍偏大。

2) $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{B}_6$ 大块非晶合金具有较强的热稳定性和较强的抗晶化能力。

参考文献 References

- [1] Yao K F, Zhang C Q. *Applied Physics Letters*[J], 2007, 90(6): 1901
- [2] Gu X J, Joseph Poon S. *Journal of Materials Research*[J], 2007, 22(2): 344
- [3] Chen Q J, Shen J, Zhang D L et al. *Journal of Materials Research*[J], 2007, 22(2): 358
- [4] Chen Q J, Shen J, Fan H B et al. *Chinese Physical Letters*[J], 2005, 22(7): 1736
- [5] Li Bo(李波), Li Zhiyuan(李志远), Xiong Jianguang(熊建钢) et al. *Electric Welding Machine(电焊机)*[J], 2005, 35(8): 51
- [6] Mehta N, Kumar A. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*[J], 2006, 83(2): 401
- [7] Chen Q J, Shen J, Zhang D L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 433(1~2): 155
- [8] Hui Xidong(惠希东), Chen Guoliang(陈国良). *Bulk Amorphous Alloys(块体非晶合金)*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2007: 46
- [9] Chen Q J, Fan H B, Shen J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 407(1~2): 125
- [10] Kissinger H E. *Analytical Chemistry*[J], 1957, 29(11): 1702
- [11] Ozawa T. *Journal of Thermal Analysis*[J], 1970, 2(3): 301
- [12] Chen Q J, Zhang D L, Shen J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 427(1~2): 190
- [13] Qin F X, Zhang H F, Ding B Z et al. *Intermetallics*[J], 2004, 12(10~11): 1197
- [14] Hao Yafei(郝亚非). *Crystallization and Mechanical Property of Cu-Zr-Based Bulk Metallic Glass(Cu-Zr 基块体非晶的晶化和力学性能)*[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2006: 36
- [15] Xing Dawei(邢大伟), Huang Yongjiang(黄永江), Shen

Jun(沈 军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(7): 1181

[16] Chen G, Ferry M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2006, 16(4): 833

Non-Isothermal Crystallization Kinetics of Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ Bulk Amorphous Alloy

Chen Qingjun¹, Wei Dandan¹, Zhou Xianliang¹, Yan Jianwu², Hua Xiaozhen¹, & Yunlong¹

(1. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Nanchang Institute of Technology, Nanchang 330029, China)

Abstract: The non-isothermal crystallization kinetics of Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ bulk amorphous alloy with high glass forming ability was studied by the differential thermal analyzer (DTA). Glass transition temperature T_g , onset crystallization temperature T_x and peak crystallization temperature T_{p1} and T_{p2} were obtained from DTA curves. These characteristic temperatures were of obvious dynamic effect. The glass transition activation energy E_g , crystallization activation energy E_x , and activation energy E_{p1} , E_{p2} corresponding to characteristic temperatures T_g , T_x , T_{p1} , T_{p2} were calculated by Kissinger and Ozawa equations, respectively. The thermodynamics mechanism of Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄Y₂C₁₅B₆ bulk amorphous alloy with high thermal stability was explained by Kissinger method and Ozawa method.

Key words: bulk amorphous alloy; non-isothermal crystallization kinetics; glass forming ability; activation energy; thermal stability

Biography: Chen Qingjun, Ph. D. Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-3953322, E-mail: cqjhit@yahoo.com.cn