

不同 GFA 锆基非晶的内耗行为

王知鸷¹, 华同曙¹, 苗乃明¹, 祖方遒², 水嘉鹏³

(1. 常州大学, 江苏 常州 213164)

(2. 合肥工业大学, 安徽 合肥 230009)

(3. 中国科学院 固体物理研究所, 安徽 合肥 230031)

摘要:利用内耗法研究了 5 种不同 GFA(非晶形成能力)的锆基非晶(分别为 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 、 $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ 、 $Zr_{45}Cu_{45}Ag_5Al_5$ 、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ 、 $Zr_{57}Ti_3Al_{10}Cu_{20}Ni_8$)的力学行为,探索了内耗与 GFA 之间的关系。内耗温度曲线结果表明, GFA 越大,非晶试样所产生的内耗峰值越高,且通过计算过冷液相区的激活能与从内耗的物理意义相联系,提出了一个表征同种体系 GFA 的新参数—内耗峰峰值。此外根据内耗频率曲线考察了不同 GFA 的锆基非晶的力学弛豫行为, GFA 越大,其在过冷液相区内原子失稳的数量越多,力学弛豫时间越短。

关键词:非晶形成能力; 锆基非晶; 内耗; 力学弛豫

中图分类号: TG139+.8

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)08-2175-06

20 世纪 90 年代 Inoue 等人成功地发现多种多元合金系在较低临界冷却速下就可以转变为非晶,从此有关非晶合金形成能力参数及其判据的研究更是引起了越来越多的重视^[1-13]。迄今为止,关于表征非晶合金形成能力的参数及其预测具有高非晶形成能力合金的方法越来越多。最常用的经典判据如下:(1) 临界冷却速度 R_c ,是公认的代表非晶形成能力最好的参数。合金的非晶形成能力越强,其形成非晶所需的 R_c 就越小^[4]。(2) 约化玻璃转变温度准则 $T_{rg}=T_g/T_L$ (T_g 为玻璃转变温度, T_L 为液相线温度),该准则是基于 Turnbull 的非平衡凝固理论提出来的,通常 T_{rg} 越大,合金非晶形成能力越强^[5]。(3) 过冷液相区 ΔT_x 也是使用比较广泛的参数,表达式为: $\Delta T_x=T_x-T_g$ (T_x 为晶化开始温度), ΔT_x 值代表合金过冷熔体能稳定存在的温度范围,一般来说 ΔT_x 越大,非晶形成能力高。(4) Lu 和 Liu 在系统研究典型非晶合金的特征温度之后,提出了一个新的 GFA 判据: $T_x/(T_g+T_L)$ ^[6,7]。此判据主要是根据非晶合金的 TTT 曲线提出,与临界冷却速度的相关性较高,参数值越大,非晶形成能力越强。

然而上述经典的判据也各有局限性,如:实际应用中,由于计算临界冷却速度的参数很难得到,因此很难计算出它的值,大大降低了它作为 GFA 判据的实用性。随着非晶研究体系的不断增多,逐渐发现 ΔT_x 与 GFA 的对应关系不是很好。例如, Waniuk 等人发现 Zr-Ti-Cu-Ni-Be 非晶合金

的 ΔT_x 与 GFA 没有很好的相关性^[8]; $Pd_{40}Ni_{40-x}Fe_xP_{20}$ ^[9]和 $Mg_{65}Cu_{15}M_{10}Y_{10}$ ($M=Ni, Al, Zn$ 和 Mn)^[10] 合金系的 T_g/T_L 与 GFA 也没有明确的相关性。此外还有很多学者通过其他的一些手段来继续探索表征非晶形成能力的参数,如根据加和性原理和结晶动力学理论计算的摩尔熔化热 H_{mg} 和稳定性参数 CPS^[11],以及根据经典结晶理论提出能够合理解释过冷液体粘度与 GFA 关系的参数^[12],以及基于 Cu 基非晶局部团簇的电子稳定性获得的参数^[13],和只针对铝基非晶适用的参数^[14]。

内耗对于结构变化十分敏感,尤其是在材料相变的时候,会表现出更为明显的变化^[15,16]。随着非晶合金研究的开展,在研究非晶态结构变化方面,内耗发挥了其对结构极其敏感的优势^[17,18]。大块非晶的内耗峰的高度比普通非晶合金要高,传统的非晶合金 $Pd_{80}Si_{20}$ ^[19], $Ni_{74}P_{16}B_6Al_4$ ^[20], $Pd_{77.5}Cu_6Si_{16.5}$ ^[21] 和 $Pd_{77.5}Ni_6Si_{16.5}$ ^[22] 中测得的内耗峰高度分别为 0.2, 0.13, 0.15 和 0.16,而 $Zr_{57}Al_{10}Ni_{12.4}Cu_{15.6}Nb_5$ 大块非晶合金的内耗值高很多,非晶形成能力也比这 4 种传统非晶合金大得多^[23],这表明内耗峰的高度可能与非晶形成能力有关。因此本实验将通过研究不同 GFA 的非晶内耗行为,建立内耗与 GFA 的关联。

1 实验

测试内耗的多功能强迫振动内耗仪对试样的尺寸

收稿日期: 2016-08-23

基金项目: 国家自然科学基金(50971053); 常州大学校基金(ZMF13020050)

作者简介: 王知鸷,女,1984 年生,博士,讲师,常州大学机械工程学院,江苏 常州 213164,电话: 0519-83290205, E-mail: zzwang@cczu.edu.cn

有所要求，因此选择非晶形成能力强的Zr基非晶以满足试样的尺寸要求。选取不同成分的锆基非晶作为研究对象，按照非晶形成能力的高低选择的非晶成分有 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 、 $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ 、 $Zr_{45}Cu_{45}Ag_5Al_5$ 、 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ 、 $Zr_{57}Ti_5Al_{10}Cu_{20}Ni_8$ 。

选用高纯度的金属（99.9%Zr、99.99%Ni、99.999%Al、99.99%Cu、99.99%Ti、99.999%Be、99.99%Ag，质量分数）真空电弧熔炼母合金，每个试样熔炼6次，保证成分均匀。然后用铜模吸铸的方法制备出1 mm×3 mm×60 mm的片状试样。经D/MAX2500V型X射线衍射仪确定试样是非晶后，通过线切割切割成尺寸为1 mm×2 mm×50 mm的非晶试样用于测试内耗。各成分非晶合金的差示扫描量热曲线通过Perkin-Elmer型差示扫描量热仪（DSC）以20 K/min的升温速率测得。而各成分非晶合金的液相线温度 T_L 通过Netzsch STA 449C型高温热分析仪测得。

2 结果与分析

图 1 是 5 种 Zr 基大块非晶的 X 射线衍射谱，图上可以看出只有弥散的漫散射峰，没有明显的与晶体相对应的衍射峰出现，说明制备的所有合金试样为完全非晶态。

图 2 为 5 种大块非晶在 20 K/min 加热速率下的 DSC 曲线。每条曲线都由表征非晶转变的吸热峰和晶化反应的放热峰组成。标定的相关特征温度见表 1。根据相关特征温度计算判断非晶形成能力或者稳定性的参数，如：过冷液相区宽度 $\Delta T_x (=T_x - T_g)$ ，约化非晶转变温度 $T_{rg} (=T_g/T_L)$ 以及 γ 参数 $(=T_x/(T_L + T_g))$ 。 ΔT_x 越大，表明该非晶态合金在 T_g 以上更大温度范围内不晶化，过冷液相区越稳定。 γ 与 T_{rg} 越大，非晶形成能力越强。

按照参考文献所述，选择的非晶形成能力大小应该为 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5} > Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30} > Zr_{57}Ti_5Al_{10}Cu_{20}Ni_8 > Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5} > Zr_{45}Cu_{45}Ag_5Al_5$ ，因为每个非晶能做到的最大尺寸分别为 50 mm^[24]、30 mm^[25]、20 mm^[26]、16 mm^[27]、9 mm^[28]，但是这与非晶形成能力的判据 T_{rg} 、 ΔT_x 和 γ 均不相符，如表 1 所示。文献中关于 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ 和 $Zr_{57}Ti_5Al_{10}Cu_{20}Ni_8$ 的非晶形成能力是有争议的，这 2 种合金制备非晶时不具备很好的重复性，如 $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ 用吸铸的方法很难制备出直径超过 8 mm 的非晶棒，而在合适的温度下却能用喷铸的方法制备出最大 16 mm 的非晶棒。制备非晶时不同温度会导致形成的非晶试样形成能力不同^[29,30]，此外还有使用的原料不同，制备工艺不同，都会导致制备的非晶不符合文献中的描述。因此在比较非晶形成能力大小时，不能盲目地引用文献中的非晶临界尺寸。考虑到 γ 参数是目前非晶形成能力判据中最为有效的判据，因此这 5 种 Zr 基合金的非晶形成能力以 γ 参数来表征。将上述非晶试样根据 γ 参数值重新排序，如表 2 所示。

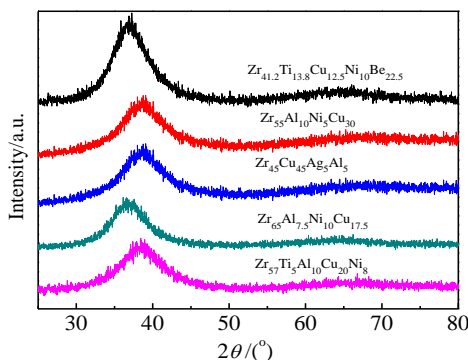


图 1 不同成分大块非晶的 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of different BMGs

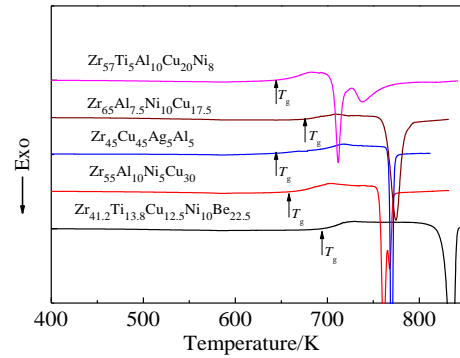


图 2 5 种成分大块非晶在加热速率 20 K/min 时的 DSC 曲线
Fig.2 DSC curves of the BMGs at a heating rate of 20 K/min

为了比较不同非晶形成能力的非晶内耗值的不同，图 3a~3d 分别给出了 5 种非晶在加载频率为 10、6、2、0.5 Hz 的内耗-温度曲线。表 2 列出了每个试样在不同的频率内耗峰值的大小，为了说明 γ 参数与不同加载频率下的内耗峰值的关系，图 4 分别以 5 种不同成分的锆基非晶的 γ 参数为横坐标，以不同加载频率（0.5、2、6、10 Hz）下的内耗峰值（IF）为纵坐标，对相同加载频率下 5 种不同成分的锆基非晶的（ γ ，IF）数据进行线性拟合，从图 4 中可以看出对相同加载频率下不同成分锆基非晶的 γ 参数与其内耗峰值（IF）具有强烈的线性相关性，其线性拟合的相关系数均在 0.96 以上。

γ 参数作为 GFA 常用的经验判据，是综合考虑了金属玻璃在受热过程中发生相变表现出来的热稳定性和合金液在冷却过程中形成玻璃结构的能力之后提出来的，是基于非晶动力学和热力学上的因素总结获得

表 1 由 DSC 曲线确定的热学参数, 计算的参数和参考文献中的相应非晶的临界尺寸 D_{max}

Table 1 Characteristic temperatures determined by DSC, the calculated parameters and the critical dimensions of the corresponding amorphous in references

Composition	T_g/K	T_x/K	T_L/K	$\Delta T_x/K$	T_{rg}	γ	D_{max}/mm
Zr _{41.2} Ti _{13.8} Cu _{12.5} Ni ₁₀ Be _{22.5}	692.8	820.7	996	127.9	0.695	0.486	50 ^[24]
Zr ₅₅ Al ₁₀ Ni ₅ Cu ₃₀	659.1	756.9	1100	97.8	0.599	0.430	30 ^[25]
Zr ₅₇ Ti ₅ Al ₁₀ Cu ₂₀ Ni ₈	645.8	706.3	1145	60.5	0.564	0.394	20 ^[26]
Zr ₆₅ Al _{7.5} Ni ₁₀ Cu _{17.5}	672.5	762.5	1167	90	0.576	0.414	16 ^[27]
Zr ₄₅ Cu ₄₅ Ag ₅ Al ₅	649.6	767.9	1147	118.3	0.566	0.427	9 ^[28]

表 2 5 种大块非晶在不同加载频率下的内耗峰值

Table 2 Values of internal friction peaks for all samples with different frequencies of 10, 6, 2 and 0.5 Hz

Composition	IF peaks				γ
	10 Hz	6 Hz	2 Hz	0.5 Hz	
Zr _{41.2} Ti _{13.8} Cu _{12.5} Ni ₁₀ Be _{22.5}	0.8797	1.116	2.062	3.875	0.486
Zr ₅₅ Al ₁₀ Ni ₅ Cu ₃₀	0.4891	0.6093	1.042	2.107	0.430
Zr ₄₅ Cu ₄₅ Ag ₅ Al ₅	0.3299	0.5006	0.7782	1.276	0.427
Zr ₆₅ Al _{7.5} Ni ₁₀ Cu _{17.5}	0.1559	0.1916	0.3015	0.5315	0.414
Zr ₅₇ Ti ₅ Al ₁₀ Cu ₂₀ Ni ₈	0.1121	0.1386	0.2184	0.3985	0.394

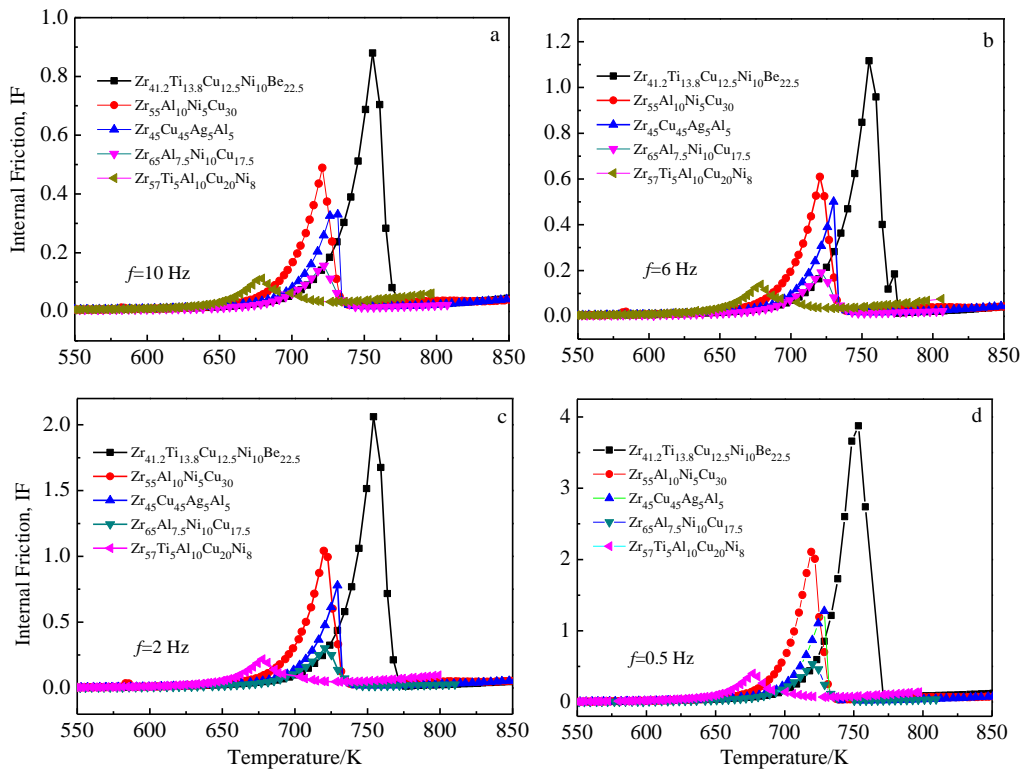


图 3 5 个不同成分大块非晶在不同的加载频率下的温度内耗曲线

Fig.3 Temperature dependence of the internal friction of five BMGs with different frequencies: (a) 10 Hz, (b) 6 Hz, (c) 2 Hz, and (d) 0.5 Hz

的, 但是计算过程中所需要的 3 个温度值 T_x 、 T_L 、 T_g , 不仅在测量过程中会有误差, 在计算过程中也会出现误差。但是本研究选择的内耗测试则是基于原子的力学弛

豫, 因此更能体现出形成非晶时合金内部的微观结构变化, 且测试结果可靠、准确。内耗实际上是力学弛豫的结果, 是一种外力诱导下原子从非平衡态过渡到平衡态

的现象。内耗实际上是力学弛豫的结果，非晶的内耗与加热过程的弛豫程度有关。大块非晶一般具有宽的过冷液相区，随着过冷液相区的延伸，温度升高范围越大，粘度降低幅度越大，内耗值就会越来越高，内耗峰的位置对应相变开始的位置。不同 GFA 锆基非晶试样的内部微观结构原子集团的堆垛密度不同，非晶形成能力越大，原子的堆垛密度越高，在力学弛豫时原子扩散越困难，内耗峰值越大。因此内耗峰值的大小从一定程度上反应了合金非晶形成能力的大小。

合金的非晶形成能力与其熔体的粘度也就是熔体的流动性密切相关。当流动的熔体可以避免晶化而冻结下来，那么此种合金的熔体在冷却过程中便可以获得非晶态的固体。孙亚娟等人研究了模量与非晶形成能力之间的关系^[3]，他们认为合金处于液态时，内部有类固体的单元存在，液体流动的过程就是这些类固体单元从一个位置逃脱到另一个位置或者是邻近局部区域之间的势垒消失。而这种平均的势垒与剪切模量 G 有关。内耗测试则是基于原子运动时潜在的势垒，在同样的温度，如果需克服的势垒越低，原子越容易发生运动，应力与应变的位错角越小，内耗值就越小。

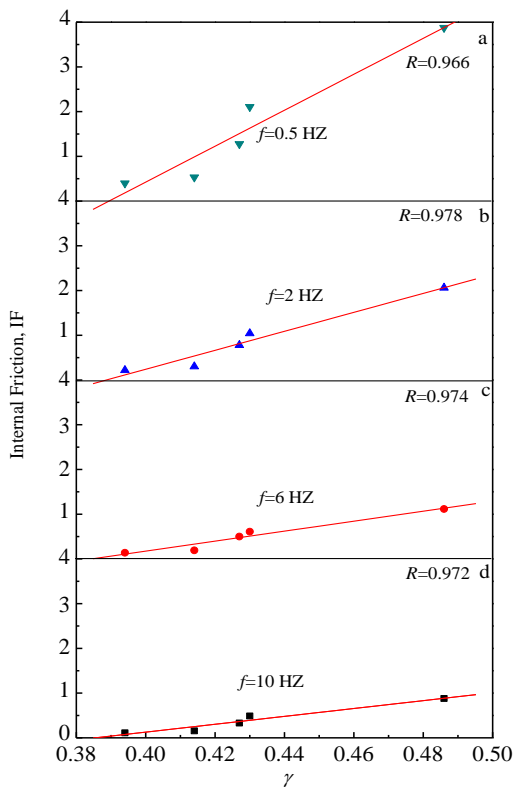


图 4 γ 参数与不同加载频率下的内耗峰值的关系曲线

Fig.4 Relationship between γ and the value of internal friction peaks at different loading frequencies: (a) 0.5 Hz, (b) 2 Hz, (c) 6 Hz, and (d) 10 Hz

不考虑玻璃转变和晶化过程，根据以下公式对过冷液相区间的背底内耗拟合^[31]，可以得到一数值激活能 E ：

$$\tan \phi = A + B \exp(-E/k_B T) \quad (1)$$

其中 A 代表实验仪器的损耗， B 是与温度无关的前指数因子， E 是激活能，而 k_B 是 Boltzmann 常数。仪器的损耗和前指数因子的内涵比较复杂，在这不做分析，主要讨论的是激活能的变化。图 5 列出了 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 的背底内耗拟合曲线。表 3 分别列出了 5 种不同 GFA 合金成分的激活能。温度处于过冷液相区很宽的温度区间内时，此时可能会有部分纳米晶晶核形成，这个过程属于热激活类型，激活能代表非晶部分晶化的平均能垒高度。由表 3 可知，随着 GFA 的降低，激活能逐渐减小，意味着原子克服的能垒高度降低，通过很小的应变就可以克服势垒，内耗值很小。另一方面，克服高的势垒需要一定的时间和高的能量，从而使得系统发生结构重排。大的内耗值意味着液体中的原子或者分子在冷却过程中很难重排，反之表明原子重排容易。因此，大的内耗值表明容易形成非晶，从而将内耗与非晶形成能力联系起来。

内耗对温度求一阶导数获得内耗温度系数，根据温度系数可以确定在什么温度内耗转变最快，如图 6a 所示。从图中可以看出，从 G' 点内耗温度系数开始发

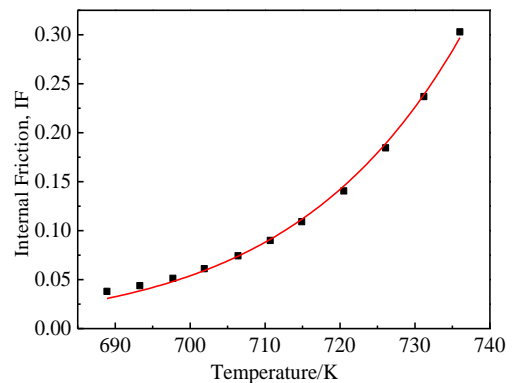


图 5 非晶 $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$ 在过冷液相区间的内耗-温度曲线

Fig.5 Temperature dependence of the internal friction of the samples in the supercooled liquid temperature

表 3 不同非晶试样过冷液相区内的激活能 E

Table 3 Activation energy of supercooled liquid region of different amorphous samples

Composition	E/eV
$Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$	2.69
$Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$	2.53
$Zr_{45}Cu_{45}Ag_5Al_5$	2.49
$Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$	2.41
$Zr_{57}Ti_5Al_{10}Cu_{20}Ni_8$	2.31

生显著变化,并随着温度的增加而显著增加。随后当温度达到 A' 点时,内耗温度系数开始下降,形成第 1 个峰。与内耗温度系数最大的位置相对应的内耗温度低于内耗峰温度,其中 A 与 A' 点对应, B 与 B' 点对应。对于确定的 A 点,此处内耗温度系数最大,说明在此温度应力与应变之间的滞后速率最快,所需的力学弛豫时间最短。在随后的升温过程中虽然内耗依然增加,内耗温度系数为正值,但在 A 与 B 很小的温度范围内,这种增加速率骤然降为零。此外为了确定内耗温度系数最大值处与加载频率的关系,选择 4 个频率的内耗曲线分析,如图 6b 所示。发现 A 点与加载频率有关,随着加载频率的增加,A 点的内耗值逐渐减小,并且 A 点对应的温度向高温区移动。

对于单一弛豫时间的 Debye 峰,内耗与频率的关系是

$$\tan \phi = \frac{\Delta}{\sqrt{1+\Delta}} \frac{\omega\tau}{1+\omega^2\tau^2} \quad (2)$$

式中, τ 是弛豫时间,是指原子或者原子集团越过势垒的时间,势垒越高,原子或原子集团越过势垒越困难,弛豫时间越长; Δ 是弛豫强度; ω 为测量频率。当温度

位于 A 点时,测量频率不是足够低,测量周期小于弛豫时间,此时的内耗可以表示为:

$$\tan \phi = \frac{\Delta}{\sqrt{1+\Delta}} \frac{1}{\omega\tau} \quad (3)$$

由上式可知内耗与测量频率成反比。因此根据不同频率时 A 点的内耗值,得出频率与 A 点内耗的关系图,如图 7 所示。对于 5 种不同成分的锆基非晶,A 点处的内耗与频率成反比,说明此处的内耗不是一级相变内耗,而是与弛豫有关的内耗。比较不同 GFA 的锆基非晶在内耗温度系数最大处内耗与频率的关系,很明显的可以看出随着非晶形成能力的增大,拟合直线的斜率增大。而根据上述公式可知直线的斜率为:

$$A = \frac{\Delta}{\sqrt{1+\Delta}} \frac{1}{\tau} \quad (4)$$

假设在同一温度下短时间内非晶的弛豫强度不变,那么直线的斜率与弛豫时间成反比。从图 7 可以看出随着拟合直线的斜率增大,内耗值也增大。力学弛豫最快的地方弛豫时间最短,表明在此处结构失稳的阻力最小,因此原子失稳的数量最多,进而导致发生一级相变时内耗值最大。这与上述结论吻合。

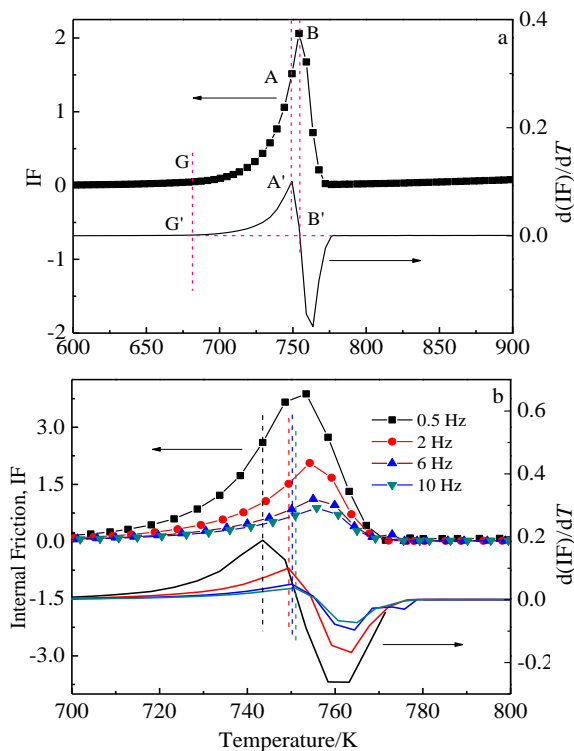


图 6 加载频率为 10 Hz 时以及不同加载频率下内耗随温度的变化曲线

Fig.6 IF-T curves and the derivations of the internal friction at the loading frequency of 10 Hz (a) and at different loading frequencies (b)

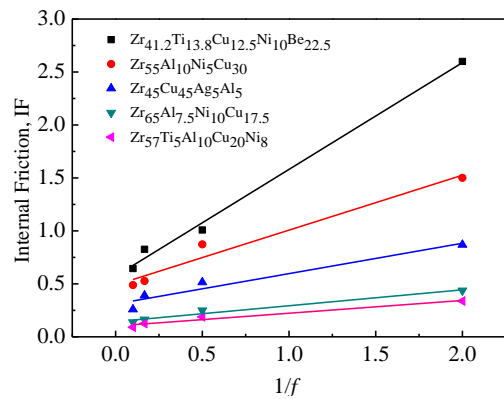


图 7 不同非晶形成能力的非晶内耗温度系数最大点与频率倒数的关系曲线

Fig.7 Largest internal friction temperature coefficient against inverse frequency of the metallic glass with different GFA

3 结 论

1) 不同非晶形成能力的非晶,其内耗峰峰值有显著区别,即 GFA 越大,内耗峰峰值越高。

2) 在相同的加热速率和加载频率下,利用内耗考察了不同 GFA 的锆基非晶的力学弛豫行为。GFA 越大,过冷液相区内力学弛豫时间最短,在此区间内结构失稳的阻力最小,原子失稳的数量最多,内耗值也就越大。

参考文献 References

- [1] Inoue A. *Mater Trans JIM*[J], 1995, 36(7): 866
- [2] Wang W H. *Prog in Mater Sci*[J], 2012, 57(3): 487
- [3] Sun Yajuan(孙亚娟), Sun Yongli(孙永丽), Wu Riga(乌日嘎). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(12): 2157
- [4] Turnbull D. *Contemp Phys*[J], 1969, 10(5): 473
- [5] Inoue A, Zhang W, Zhang T *et al. J Mater Res*[J], 2001, 16(10): 2836
- [6] Turnbull D, Cohen M H. *J Chem Phys*[J], 1958, 29: 1049
- [7] Lu Z P, Liu C T. *Acta Mater*[J], 2005, 50(13): 3501
- [8] Waniuk T A, Schroers J, Johnson W L. *Appl Phys Lett*[J], 2001, 78: 1213
- [9] Xia M X, Zhang S G, Ma C L *et al. Appl Phys Lett*[J], 2006, 89(9): 091 917
- [10] Park E S, Kim D H, Kim W T. *Appl Phys Lett*[J], 2005, 86(6): 061 907
- [11] Hu X F, Guo J, Fan G J *et al. J Alloy Compd*[J], 2013, 574: 18
- [12] Sha Z D, Pei Q X. *J Alloy Compd*[J], 2015, 619: 16
- [13] Wei Hongqing(危洪清), Long Zhilin(龙志林), Zhang Zhichun(张志纯) *et al. Acta Phys Sin*(物理学报)[J], 2009, 58(4): 2556
- [14] Cai A H, Chen H, An W K *et al. J Non-Cryst Solids*[J], 2008, 354(15-16): 1808
- [15] Yang Changlin(杨昌麟), Fan Jinglian(范景莲), Zheng Chunxiao(郑春晓) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(12): 3104
- [16] Fang Qianfeng(方前锋), Wang Xianping(王先平), Wu Xuebang(吴学邦) *et al. Physics*(物理)[J], 2011, 40: 786
- [17] Hiki Y, Tamura R, Takeuchi S. *Mater Sci Eng A*[J], 2009, 521-522: 228
- [18] Wu X B, Shui J P, Wang Z Z *et al. J Appl Phys*[J], 2012, 112(8): 083 530
- [19] Shui J P, He Y Z. *Chinese Phys Lett*[J], 1986, 3(2): 69
- [20] He Y Z, Li X G. *Phys Stat Sol (a)*[J], 1987, 99(1): 115
- [21] Yue L P, He Y Z. *J Non-Cryst Solids*[J], 1988, 105(1-2): 33
- [22] Mo C M, Shui J P, He Y Z. *J de Physique*[J], 1981, 42: 523
- [23] Zhang B, Zu F Q, Zhen K *et al. J Phys: Condens Matter*[J], 2002, 14(32): 7461
- [24] Yuan Z Z, Bao S L, Lu Y *et al. J Alloy Compd*[J], 2008, 459(1-2): 251
- [25] Inoue A, Zhang T. *Mater Trans JIM*[J], 1995, 36(9): 1184
- [26] Xing L Q, Ochin P. *J Mater Sci Lett*[J], 1997, 16(15): 1277
- [27] Zhang T, Inoue A, Masumoto T. *Mater Trans JIM*[J], 1991, 32(11): 1005
- [28] Long Z L, Wei H Q, Ding Y H *et al. J Alloy Compd*[J], 2009, 475(1-2): 207
- [29] Zhu Z W, Zhang H F, Wang H *et al. J Mater Res*[J], 2008, 23(10): 2714
- [30] Wang Z Z, Zu F Q, Zhang Z *et al. Adv Eng Mater*[J], 2012, 14(10): 898
- [31] Hiki Y, Aida T, Takeuchi S. *J Phys Soc Jpn*[J], 2007, 76: 114 601

Internal Friction of Zr-based Metallic Glasses with Different Glass Forming Ability

Wang Zhizhi¹, Hua Tongshu¹, Miao Naiming¹, Zu Fangqiu², Shui Jiapeng³

(1. Changzhou University, Changzhou 213164, China)

(2. Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(3. Institute of Solid State Physics, Chinese Academy of Science, Hefei 230031, China)

Abstract: Five kinds of Zr based BMGs with different GFA (glass forming ability), $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$, $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$, $Zr_{45}Cu_{45}Ag_5Al_5$, $Zr_{65}Al_{7.5}Ni_{10}Cu_{17.5}$ and $Zr_{57}Ti_5Al_{10}Cu_{20}Ni_8$, were used to study the relationship between GFA and internal friction (IF). By comparing the internal friction-temperature curves of different samples, it is found that the higher the GFA is, the higher the value of IF peak is. Compared with the activity energy evaluated during the supercooled liquid, the nature of internal friction shows the reason that the metallic glass with higher GFA has the higher internal friction. So a new criterion evaluating the GFA was proposed, i.e. internal friction peak. Besides, based on the internal friction-loading frequency curves of the five samples, the behavior of mechanical relaxation was discussed. It is shown that the higher GFA is, the more the instability atoms in the supercooled liquid are, and the shorter the time of mechanical relaxation is.

Key words: glass forming ability; Zr-based amorphous alloys; internal friction; mechanical relaxation

Corresponding author: Wang Zhizhi, Ph. D., Lecturer, School of Mechanical Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, P. R. China, Tel: 0086-519-83290205, E-mail: zzwang@cczu.edu.cn