文章编号:1673-9981(2007)04-0245-07

大块金属玻璃形成能力的研究进展*

何世文,刘 咏,李占涛,吴 宏,方京华,黄伯云

(中南大学粉末冶金国家重点实验室,湖南 长沙 410083)

摘 要:综述了近年来所发现的表征大块金属玻璃形成能力的参数,其中包括基于动力学、液相稳定性和抗晶化能力、物理结构参数、液相稳定性和原子尺寸结构、价电子浓度和有序相与无序相的竞争.指出了大块金属玻璃形成能力研究的复杂性,以及理论基础的重要性.

关键词:大块金属玻璃;非晶形成能力;研究进展

中图分类号:TG139.8 **文献标识码**:A

金属玻璃由于具有高的强度、韧性、耐磨性和耐腐蚀性及较好的软磁性而成为极具潜力的新材料[1-2].为了使金属玻璃得到更广泛的应用,大块金属玻璃的形成能力已成为人们关注的焦点.关于块状金属玻璃的形成能力,至今还没有统一的判据.虽然国内外学者从多方面进行了研究,但只是通过实验的方法,从热力学、物理化学以及微观结构等方面来分析金属玻璃的形成能力及形成动力学,总结出了一些经验规律,目前还没有严格的数学和物理模型来表征金属玻璃的形成能力.

基于Turnbull和Davis的研究结果,无量纲约化玻璃转变温度 $T_{rg}=T_g/T_m$(T_g 和 T_m 分别代表合金的玻璃转变温度和熔化温度)常被用来衡量合金玻璃的形成能力,一般金属玻璃的约化转变温度都大于0.56.为了设计出玻璃形成能力高的金属玻璃,Inoue提出了3个经验规律[1]:(1)合金体系的组元多于3种;(2)合金体系主要元素的原子尺寸差大于12%;(3)体系中的主要元素间具有负的混合热.Fe基[3]、Cu基[4]和Ti基[5]等可形成块状金属玻璃的合金体系都符合此原则,而Pd-Cu-Ni-P大块金属玻璃不符合该经验规律[6].在Inoue的经验理论的指导下,Shen和Schwarz[7]对上述经验规律做了修改和补充,这些原则虽然与大部分实验结果相符合,但运用到具体的金属玻璃合金设计时,其预见性较差.最近,科研人员在研究过程中又发现了一些判断块状金属玻璃形成能力的理论和方法.

研究大块金属玻璃的核心问题是如何预测和评价金属的玻璃形成能力,从而合理地选择合金中的组元及确定各组元所占的分数.本文对金属玻璃形成能力的判据进行了阐述,希望对大块金属玻璃的研究有所裨益.

1 金属玻璃形成能力的表征

1.1 基于动力学

蔡安辉等人[8]用加和性原理计算了大块金属玻璃(BMG)合金的摩尔熔化热 ΔH_{mg}.依据动力学理论用 ΔH_{mg} 对合金系的金属玻璃形成能力(GFA)及其稳定性(CPS)进行了判定,结果与Inoue的分类[1]吻合较好.由公式 $CPS=-(\Delta H_{mg}/9)(10\ln T_{rg}+9)$[8]可以快速判定合金的GFA及其CPS.合金的CPS数值越大,表明它的GFA越高,所生成的BMG的尺寸越大.ΔH_{mg} 是影响CPS值的主要因素,用它来判断金属玻璃的形成能力很方便.BMG合金系的最大尺寸 Z_{max}、临界冷却速率 R_c 及 T_{rg},ΔH_{mg} 和CPS列于表1[8].由表1可知,CPS值由大

收稿日期:2006-12-08

*基金项目:国家"863"高技术项目基金资助(2003AA302520)

作者简介:何世文(1975-),男,江西萍乡人,博士研究生.

万方数据

到小依次为 Pd 基>Zr 基>Nd 基>La 基>Mg 基，因此，其金属玻璃形成能力也是按此顺序排列的. 另外，从合金系的 Z_{max} 和 R_c 来看，也与由 CPS 所得的结果基本相符. 所以 CPS 是判定大块金属玻璃形成能力的一个很好判据.

表 1 BMG 合金系的 Z_{max} 和 R_c 的平均变化及形成稳定性 (CPS)[8]

Table 1 Samples maximum size (Z_{max}), critical cooling rate (R_c) and average forming stability (CPS) correlative parameters for BMG alloy system

correlative parameters for BMG alloy system

合金系	$\overline{Z_{max}}$ /mm	$\overline{R_c}$ /(K·s^{-1})	$\overline{T_{rg}}$	$\overline{\Delta H_{mg}}$ /(kJ·mol^{-1})	$\overline{CPS}$ /(kJ·mol^{-1})
Pd 基	5.1625	3.4463	0.5926	18976.07	7724.55
Zr 基	1.4127	4.6597	0.5677	18926.14	6845.11
La 基	1.2727	1.2841	0.5350	13096.72	3984.89
Mg 基	1.4865	1.9481	0.5613	10400.23	3722.48
Nd 基	1.1538	1.0000	0.5890	9803.71	4027.70

1.2 基于液相稳定性和抗晶化能力

非晶态的形成是一个液相与晶化竞争的过程，Z. P. Lu 等人[9]认为，研究 GFA 应该着眼于液相稳定性和抗晶化能力两方面. 他们通过对 TTT(时间-温度-相变)图的研究，提出了用 $\frac{1}{2}(T_l+T_g)$ 来表征液相稳定性的观点. (T_l+T_g) 越低，液相稳定性越好，反之，液相稳定性越差. 用起始晶化温度 T_x 表征液相稳定性相同时的抗晶化能力. 图 1 为在持续加热条件下，具有相近液相温度和玻璃转化温度的液体 a 和液体 b 的起始晶化温度和冷却速率在 TTT 图中的关系[9]. 由图 1 可知，T_x 较高的 b 液体不但起始晶化时间较长，而且具有较低的冷却速率. 因此，T_x 值越大，抗晶化能力越强，GFA 越高.

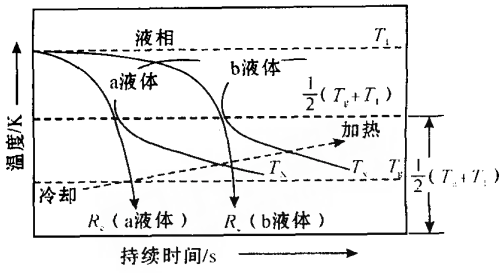

图 1 不同液体起始晶化温度和冷却速率在时间-温度-相变图中的关系

Fig. 1 The relation of starting crystallizing temperature T_x and cooling rate for different liquids in the schematic time-temperature-transformation curves

Z. P. Lu 等人通过对上述液相稳定性和抗晶化能力的研究得出了一个重要的参数 $\gamma=\frac{T_x}{T_g+T_l}$[9]. 通过参数 γ 判断金属玻璃的形成能力，在实验中已经得到了很好的验证. 他们通过线性拟合，得出大块金属玻璃临界冷却速率 R_c 与参数 γ 的关系 $R_c=5.1\times10^{21}\exp(-117.19\gamma)$ 及金属玻璃最大临界尺寸 Z_c 与参数 γ 的关系 $Z_c=2.8\times10^{-7}\exp(41.70\gamma)$. 一些典型的金属玻璃的临界冷却速率 R_c 和最大临界尺寸 Z_c 与参数 γ 的关系[9]如图 2 所示. 参数 γ 和大块金属玻璃的 GFA 有稳定的对应关系，这可为各种材料的金属玻璃形成能力提供判据. 另外，γ 只需通过 DSC 即可确定，对预测金属玻璃形成起到指导作用.

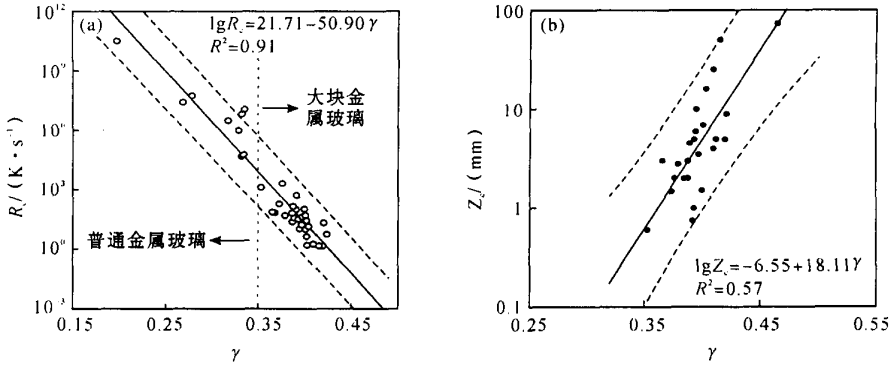

图 2 临界冷却速度 R_c、最大临界尺寸 Z_c 与 γ 的关系

Fig. 2 The correlations between parameter γ and critical cooling rate R_c and critical section thickness Z_c for bulk metallic glasses

万方数据

O. N. Senkov 和 J. M. Scott 对参数 γ 进行了修正，提出了参数 $T_{rgx}=\frac{T_g T_x}{T_l T_m}$[10]. 参数 T_{rgx} 分为两个参数，T_g/T_l 反映液体由过冷至非晶状态的难易，T_x/T_m 反映抗晶化能力. 提高 T_{rgx} 就可以提高 GFA. $\eta=\Delta H_x/\Delta H_m$，其中 ΔH_x 和 ΔH_m 分别为晶化焓和熔化焓，η 越大，GFA 越高. T_{rg}，η，γ 和 T_{rgx} 对 Ca-Mg-Zn 基金属玻璃形成能力的影响[10]如图 3 所示. 由图 3 可知，用 Z_c 作为合金 GFA 的评价参量，参数 T_{rgx}（相关系数 $R^2=0.751$）比参数 γ（相关系数 $R^2=0.671$）更能表征 Ca-Mg-Zn 基大块金属玻璃的 GFA.

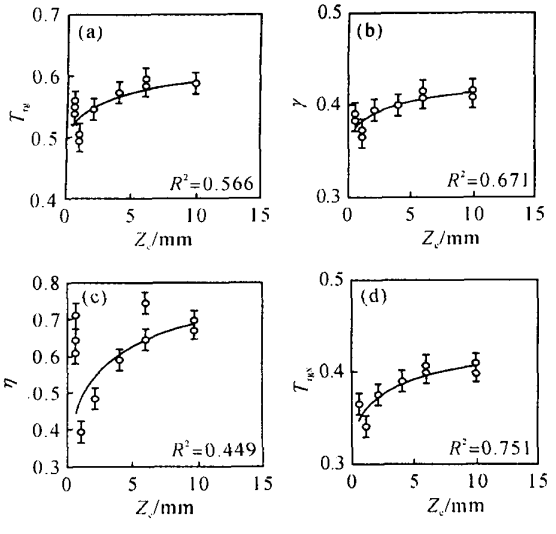

图 3　Z_c 与 GFA 参数的关系

Fig. 3　The correlation between the critical thickness and GFA parameters

1.3　基于物理结构参数

蔡安辉等人[11]以大块金属玻璃合金系作为一物质体系，将其混合熵 S_{mix}、摩尔原子半径差 ε_d、原子电负性差 ε_e、热扩散率 α 及熔点与熔化焓之比 T_m/H_m 作为参数，将它们的乘积 $S_{mix}\cdot\varepsilon_d\cdot\varepsilon_e\cdot\alpha\cdot T_m/H_m$ 记作 Π. 用 R_c，Z_{max} 和 Z_{max}/R_c 作为判定金属玻璃形成能力的指标. Π 的最佳值范围与各合金体系的 R_c，Z_{max} 和 Z_{max}/R_c 的对应关系[11]列于表 2. 由表 2 可知，Π 值最佳范围为 0.047～0.150. Π 是一个比较理想的表征金属玻璃形成能力的参数.

表 2　Π 最佳值范围与 R_c，Z_{max}，Z_{max}/R_c 的对应关系[11]

Table 2　The best value range of Π and corresponding relation of R_c, Z_{max}, Z_{max}/R_c

指标	Π 值最佳范围	符合金属基玻璃
R_c	0.020～0.175	Zr 基、部分 La 基、Mg 基、Pd 基、Nd 基、Cu 基
Z_{max}	0.047～0.150	Zr 基、部分 La 基、Mg 基、Pd 基、Nd 基、Cu 基
Z_{max}/R_c	0.030～0.150	Zr 基、部分 La 基、Mg 基、Pd 基、Nd 基、Cu 基

蔡安辉等人[12-13]用加权平均原则所计算出的合金原子半径差比率 Δd、原子电负性差比率 Δe 和化学键离子率 ν 对 Pd 基、Zr 基、Mg 基和 La 基大块金属玻璃的形成能力进行评估. 以 R_c 作为合金 GFA 的评价参量，得出上述四种 BMG 的 Δd，Δe，ν 与 R_c 均成抛物线关系. Pd-Cu-Si 和 Mg-Ni-Nd 两大体系的 Δd，Δe 及 ν 都同时处在最大处，其玻璃形成能力最差；Zr-Al-TM 和 La 基两大体系的这三个参数都比 Pd-Cu-Si 和 Mg-Ni-Nd 体系的小，其玻璃形成能力较强；Pd-Ni-Cu-P 和 Pd-Ni-P 体系的 Δd，Δe 及 ν 处在 Zr 基、Pd 基、Mg 基、La 基和 Nd 基五大体系的中间位置，其玻璃形成能力最强；Zr-Ti-Be-TM 体系的这三个参数在五大体系中是最小的，说明其玻璃形成能力较强，但比 Pd-Ni-Cu-P 和 Pd-Ni-P 差. 金属玻璃有最优组元以及各元素有最佳添加量，可能与 Δd，Δe 和 ν 有极小值有关. 这表明，玻璃形成能力强的合金体系，其各组元的原子百分含量、原子之间的半径差及电负性差三者之间的和谐搭配所形成的团簇在分子数量、分子构型及小原子填充效应等方面的搭配最佳，置换元素的最佳添加量规则可能与此有关. 因此，要正确判定大块金属合金金玻璃的形成能力，必须综合考察 Δd，Δe 和 ν.

1.4　基于液相稳定性和原子尺寸结构

一般而言，GFA 可以通过提高液相的稳定性，也就是降低熔点而得到提高. 无量纲熔化温度降低参数 $\Delta T^*=\frac{T_m^{mix}-T_l}{T_m^{mix}}$ 通常被用来估计液相的相对稳定性[14]. 这里 T_l 指液相线温度，$T_m^{mix}=\sum_i^n x_i\cdot T_m^i$，其中 x_i 和 T_m 分别为合金中各元素的摩尔百分比和熔点.

E. S. Park 和 D. H. Kim[15-16]将二元金属玻璃的成分计算方法推广到三元合金体系中，得到计算

万方数据

原子不匹配参数 P'的公式：

$$P'=\frac{x_B}{x_B+x_C}\left|\frac{v_B-v_A}{v_A}\right|+\frac{x_C}{x_B+x_C}\left|\frac{v_C-v_A}{v_A}\right|.$$

利用参数 $\sigma=\Delta T^*\times P'$[15-16]可分别从液相稳定性 ΔT^* 和液相原子结构 P'来分析判定 GFA.

表 3 列出了一些 GFA 较好的三元合金体系及其它 GFA 参数和 Z_c[15]. 表 3 所列的 ΔT_x，T_{rg}，γ 和 σ 与 Z_c 的关系[15]如图 4 所示. 由图 4 可知，参数 ΔT_x 的分布很散，不能作为这些三元系金属玻璃的 GFA 判据；参数 T_{rg}，γ 和 σ 与 Z_c 有一定的线性关系，其相关系数 R^2 分别为 0.478，0.501 和 0.903，表明参数 σ 最适合作为三元系金属玻璃的 GFA 判据. 参数 σ 和 $\lg Z_c$ 有以下关系：

$$\lg Z_c=(-0.70\pm0.19)+(8.69+1.14)\sigma.$$

大块金属玻璃的最大临界尺寸可由 $Z_c=0.2\exp(20.01\sigma)$来估计，即大块金属玻璃的 GFA 可以通过参数 σ 来判定，并且计算过程简单，仅需合金元素的熔点和原子尺寸.

表 3 三元金属玻璃体系的 GFA 参数(ΔT_x，T_{rg}，γ 及 σ)和最大临界尺寸 Z_c[15]

Table 3 GFA parameters(ΔT_x, T_{rg}, γ, and σ) and D_{max} for ternary BMG-forming alloy systems

合金体系	ΔT_x	T_{rg}	γ	σ	Z_c
$Ca_{65}Mg_{15}Zn_{20}$	33	0.607	0.411	0.234	15
$Nd_{60}Fe_{30}Al_{10}$	39	0.778	0.460	0.199	15
$Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$	65	0.635	0.432	0.186	10
$Mg_{65}Cu_{25}Gd_{20}$	61	0.596	0.427	0.167	8
$Mg_{65}Cu_{25}Y_{20}$	68	0.568	0.420	0.155	4
$Mg_{65}Ni_{20}Nd_{15}$	42	0.571	0.397	0.148	3.5
$La_{55}Al_{25}Ni_{20}$	64	0.521	0.388	0.148	3
$La_{55}Al_{25}Cu_{20}$	39	0.509	0.366	0.139	3
$Zr_{55}Al_{20}Co_{25}$	79	0.611	0.419	0.130	2.5
$Pd_{76}Cu_6Si_{17}$	44	0.569	0.388	0.107	2

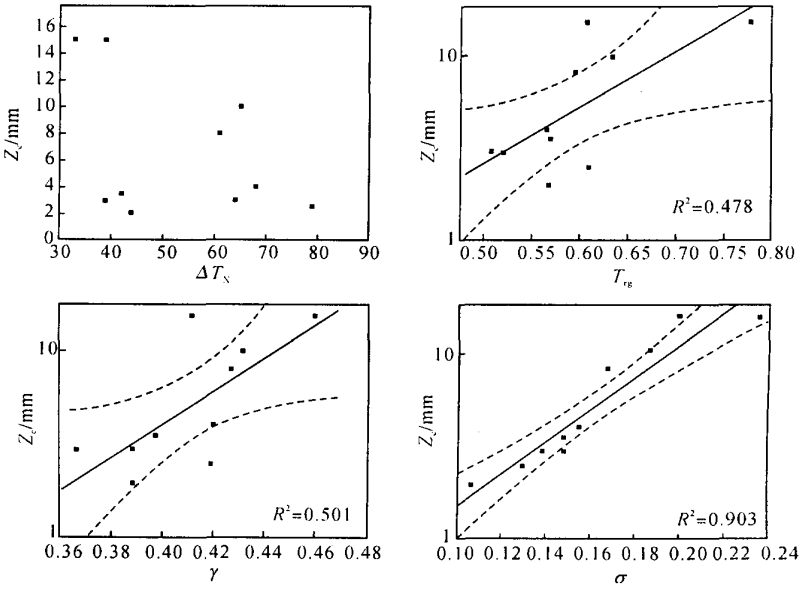

图 4 ΔT_x，T_{rg}，γ 和 σ 与大块金属玻璃最大临界尺寸 Z_c 的关系

Fig. 4 The correlations between ΔT_x, T_{rg}, γ, and σ and Z_c for ternary BMG-forming alloy systems

1.5 基于价电子浓度

大块金属玻璃的另一特点是密度比相应的晶体密度仅低 0.3%～0.54%，而一般的金属玻璃则要低约 2%[6]. 这就暗示了大块金属玻璃与相应的晶体结构应该是具有微小能量差的拓扑结构，它具有与价电子浓度 e/a(e 和 a 分别指单个元胞的价电子和原子数)相关的 Hume-Rothery 相的特征. Q. Jiang 等人[17]根据 Jones 假定的阻滞学说，计算了一些典型大块金属玻璃的 e/a 值.

e/a 与 R_c 和混合熵 ΔS 的关系如图 5 所示. 图 5

万方数据

(a)为大块金属玻璃的 e/a 与 R_c 的关系，其关系式为 $\lg(R_c)=24.97(e/a-3.5)^2+0.2$. R_c 是判定合金玻璃形成能力直接的、宏观的度量指标，R_c 越低，合金玻璃形成能力越高. 在 $e/a=3.5$ 处，R_c 有最小值，此时合金液体具有最低的能量状态. 由于 $\Delta G=\Delta H-T\Delta S$，在某一特定的 e/a 值或 ΔH 值，如果混合熵 ΔS 达到最大值，那么液体此时具有最小的自由能 ΔG. 根据 $\Delta S=-R\sum_{i=1}^{n}x_i\ln\Phi_i$ ($\Phi_i=x_iV_i/\sum_{i=1}^{n}x_iV_i$)，当组元 n 增加，且 $x_i\to 1/n$ 时，混合熵 ΔS 达到最大. 大块金属玻璃的 ΔS 与 e/a 的关系[17]如图 5(b)所示. 它们具有关系式 $\Delta S=-22.5541(e/a-3.4631)^2+9.7834$. 由图 5(b)可知，在 $e/a=3.5$ 处 ΔS 有最大值. 所以，可以通过价电子浓度 $e/a=3.5$，合金组元数 $n>3$，第 i 组元的原子百分比达到 $1/n$ 的准则来设计大块金属玻璃.

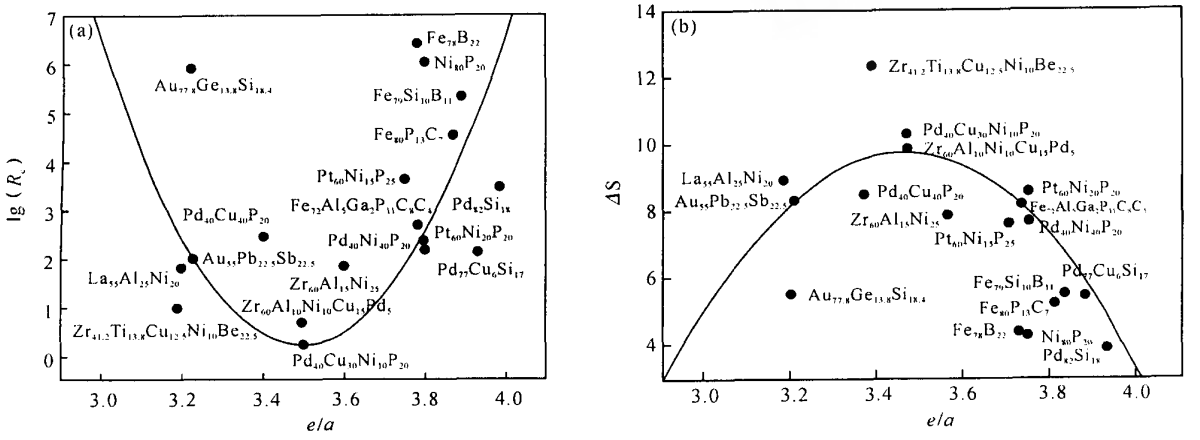

图 5　R_c 和 ΔS 与 e/a 的关系

Fig. 5　Relationship between R_c, ΔS and e/a

1.6　基于有序相与无序相的竞争

非晶的形成实际上是一个有序相与无序相竞争的过程[18]. 原子有序重排需要大量的原子运动，这样 GFA 可以用原子抑制重排的能力(ARIA)来表征[19]. ARIA 越强，GFA 则越高. 此外，从热力学观点看，热平衡体系应具有最小的自由能 $F(F=U-TS)$，其中：U 是热平衡体系的内能；T 是绝对温度，代表原子的热运动速度；S 是熵，代表体系的混乱程度. 所以，依赖 ARIA 获得热平衡态的熔体，亦可以通过内能和熵的竞争来控制. ARIA 可从混合熵 ΔS 和混合焓 ΔH 两方面来表达，即 $\mathrm{ARIA}=\dfrac{f(\Delta S)}{g(\Delta H)}$. 经过数学分析，可得到：

$$\varepsilon=\frac{R\sum_{i=1}^{n}c_i(\ln c_i r_i^3-\ln\sum_{i=1}^{n}c_i r_i^3)}{\sum_{i=1}^{n}4\Delta H_{ij}c_ic_j}\times 10^4\ (i\neq j)$$[19]，

其中：r_i 为原子半径，c_i 为元素摩尔百分比. 参数 ε 的计算较简单，ΔH_{ij} 和 r_i 可从相关资料中查到.

当参数 ε 足够大时，体系的 ARIA 高，在凝固过程中，无序结构能很容易地被抑制. GFA 随着 ε 的增大而提高. 一些典型金属玻璃的 R_c 与 ε 的关系[19]如图 6(a)所示，其相关系数 R^2 达到 0.94，可见参数 ε 能很好地表征 GFA. $\lg(R_c)$ 和 ε 的关系为 $\lg(R_c)=(8.75\pm0.52)-(22.97\pm1.57)\varepsilon$. 临界冷却速率可以由 $R_c=5.6\times10^8\exp(-52.89\varepsilon)$ 来计算[21]. 由图 6(a)可知，当 $R_c<10^3$ K/s 时，获得大块金属玻璃的参数 $\varepsilon>0.25\mathrm{K}^{-1}$. ε 与 Z_c 的关系如图 6(b)所示. 由图 6(b)可知，除 Mg 基金属玻璃外，其他的金属玻璃形成能力参数与 Z_c 具有良好的线性关系. 结合 R_c 和 Z_c 与 ε 的关系，可以得出形成大块金属玻璃的参数 ε 范围为 $0.25\mathrm{K}^{-1}<\varepsilon<0.6\mathrm{K}^{-1}$.

万方数据

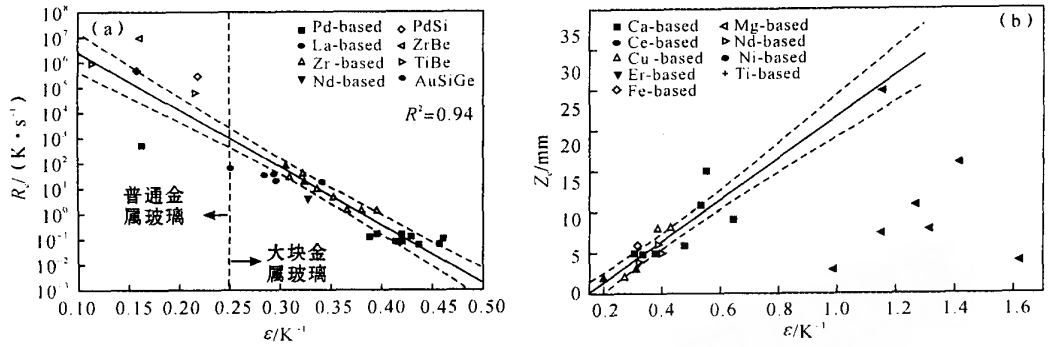

图 6 R_c 和 Z_c 与 ε 的关系

Fig. 6 Relationship between R_c, Z_c and ε

2 结 语

金属玻璃的 GFA 是获得大块金属玻璃的关键. 研究金属玻璃的 GFA 是材料科学领域中重要的、复杂的研究课题. 目前,大部分金属玻璃的尺寸只能达到毫米级,因而限制了其应用. 目前,虽然有很多的表征参数来判定 GFA,但都不具有全面性,需要综合考虑. 在掌握简单的 GFA 表征参数时,还有很多的表征参数和经验需要总结. 判定大块金属玻璃的 GFA 不但需要积累更多的经验,更需要掌握固体物理学、物理化学和动力学等理论,同时还应具有较高的数学分析能力. 在热力学、动力学和合金液体微观结构等方面深入对大块金属玻璃的形成进行研究,从而在理论上为大块金属玻璃的试验和开发应用奠定基础.

参考文献:

[1] INOUE A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys[J]. Acta Materialia, 2000, 48(1): 279-306.

[2] WANG W H, DONG C, SHEK C H. Bulk metallic glasses[J]. Materials Science and Engineering R: Reports, 2004, 44(2-3): 45-89.

[3] SHEN T D, SCHWARZ R B. Bulk ferromagnetic glasses in the Fe-Ni-P-B system[J]. Acta Materialia, 2000, 49: 837-840.

[4] LIN X H, JOHNSON W L. Formation of Ti-Zr-Cu-Ni bulk metallic glasses[J]. J Applied Physics, 1995, 78(11): 6514-6521.

[5] ZHANG T, INOUE A. Thermal and mechanical properties of Ti-Ni-Cu-Sn amorphous alloys with a wide supercooled liquid region before crystallinzation[J]. Materials Transactions JIM, 1998, 39(10): 1001-1003.

[6] NISHIYAMA N, INOUE A. Glass-forming ability of bulk $Pd_{40}Ni_{10}Cu_{30}P_{20}$ alloy[J]. Materials Transactions JIM, 1996, 37(10): 1531-1539.

[7] SHEN T D, SCHWARZ R B. Bulk ferromagnetic glasses prepared by flux melting and quenching[J]. Applied Physics Letters, 1999, 75(1): 49-51.

[8] 蔡安辉,潘冶,孙国雄,等. 基于动力学的大块金属玻璃形成能力研究[J]. 中国工程科学,2004,6(1):68-73.

[9] LU Z P, LIU C T. A New approach to understanding and measuring glass formation in bulk amorphous materials[J]. Intermetallics, 2004(12): 1035-1043.

[10] SENKOV O N, SCOTT J M. Glass forming ability and thermal stability of ternary Ca-Mg-Zn bulk metallic glasses[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2005, 351(37-39): 3087-3094.

[11] 蔡安辉,潘冶,孙国雄. 大块金属玻璃非晶形成能力参数表征探讨[J]. 特种铸造及有色合金,2004(2):19-29.

[12] 蔡安辉,潘冶,孙国雄. 化学键参数和原子半径差与 BMG 合金的 GFA 关系[J]. 中国工程科学, 2004, 6(7): 81-87.

[13] CAI A H, PAN Y, GU J, et al. A new criterion for glass forming ability of bulk metallic glasses[J]. Materials Science and Technology, 2006, 22(7): 859-863.

[14] DONALD I W, DEVIES H A. Prediction of glass-forming ability for metallic system[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 1978, 30(1): 77-85.

[15] PARK E D, KIM D H, KIM W T. Parameters for glass forming ability of ternary alloy systems[J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(6): 061907/1-3.

[16] PARK E D, KIM D H. Effect of atomic configuration and stability on the glass-forming ability of Ca-based

万方数据

metallic glass[J]. Applied Physics Letters, 2005, 86 (20):201912/1-3.

[17] JIANG Q, CHI B Q, LI J C. A valence electron concentration for glass-formation ability of metallic liquids [J]. Applied Physics Letters, 2003, 82 (18): 2984-2986.

[18] DEBENEDETTL P G, STILLINGER F H. Supercooled liquids and the glass transition[J]. Nature, 2001,410: 259-267.

[19] XIA M X, ZHANG S G, MA C L, et al. Evaluation of glass-forming ability for metallic glasses based on order-disorder competition[J]. Applied Physics Letters, 2006,89(9):091917/1-3.

Research progress on glass-forming ability for bulk metallic glasses

HE Shi-wen, LIU Yong, LI Zhan-tao, WU Hong, FANG Jing-hua, HUANG Bai-yun

(*State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha* 410083, *China*)

Abstract: The latest research parameters on glass-forming ability (GFA) for bulk metallic glasses are summarized. The parameters are based on kinetics, stability of liquid phase and anti-crystallizing ability, physical and chemical parameters, stability of liquid phase and atomic configuration, the valence electron concentration, order-disorder competition, respectively. Finally, it is pointed out that research on GFA for bulk metallic glasses is a complex program. The theories should play important role in studying glass-forming ability for bulk metallic glasses.

Key words: bulk metallic glass; glass-forming ability; research progress

万方数据