

# 大块非晶合金的研究进展

## Recent Development of Bulk Amorphous Alloys

熊玉华, 李培杰, 曾大本 (清华大学机械工程系, 北京 100084)

XIONG Yu-hua, LI Pei-jie, ZENG Da-ben (Tsinghua University, Beijing 100084, China)

**摘要:** 回顾了大块非晶的发展历史、形成机制、制备及应用前景, 并特别介绍了密度最小、比强度最高的镁基大块非晶合金的研究进展。

**关键词:** 大块非晶合金; 玻璃形成能力; 形成机制; 制备; 应用前景

中图分类号: TB484.5 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2002) 10-0043-05

**Abstract:** The development history, forming mechanisms, preparation and useful characteristics that are superior to those for the corresponding crystalline alloys and application potential of bulk amorphous alloys were reviewed. Additionally, the recent development of Mg-based amorphous alloys was specially introduced.

**Key words:** bulk amorphous alloys; glass forming ability; forming mechanisms; preparation; application potential

随着人类认识的发展和技术的进步, 从 20 世纪 50 年代涌现了若干新型非晶态材料, 包括非晶合金、非晶半导体、非晶超导体、非晶离子导体和有机高分子玻璃等。其中非晶合金中原子的混乱排列情况类似于玻璃, 故又称为金属玻璃。金属玻璃可由多种工艺制备, 所有这些工艺都涉及将合金从液态或气态快速凝固, 凝固过程非常快以致将原子的液体组态冻结下来<sup>[1-3]</sup>。它们在热力学上处于介稳状态, 在晶化温度以上即可克服一定大小的能垒而转变成晶态。

非晶合金具有独特的无序结构, 兼有一般金属和玻璃的特性, 因而具有独特的物理化学和力学性能。大块非晶因其尺寸较大, 使得非晶合金许多优异的特性充分发挥出来, 因此成为十分诱人的研究领域。本工作将介绍大块非晶合金的研究及应用, 并特别介绍了镁基大块非晶的研究进展, 以期为进一步的深入研究提供依据。

### 1 大块非晶的发展历史

自 1960 年 Duwez 等<sup>[4]</sup>首次采用快淬的方法得到  $\text{Au}_{70}\text{Si}_{30}$  非晶合金薄带以来, 人们主要通过提高冷却速率 ( $10^4\text{K/s}$ ) 的方法来获得低维非晶态材料, 这些低维非晶态材料至少在一个方向上的尺寸小于  $100\mu\text{m}$ , 形状和尺寸限于粉末、细丝状、薄带状或表面薄膜。由于受形状限制, 非晶合金许多优异的性能没有表现出来。因此, 三维块体非晶合金的研制具有重要的实用价值。

过去人们曾认为非晶合金不具有大的玻璃形成能力, 即它们需要很高的玻璃形成临界冷却速率  $R_c$ , 如铁基、钴基和镍基合金的  $R_c$  达  $10^4\text{K/s}$ , Pd-Ni-P 和 Pt-Ni-P 的  $R_c$  达  $10^2\text{K/s}$ 。20 世纪 80 年代初, Perepezko 等<sup>[5]</sup>证实了非晶形成的临界条件不是冷却速率本身, 而是取决于过冷液体达到亚稳态的程度。近年来, 人们在研究具有很强的非晶形成能力的大块非晶方面取得突破性进展, 发现了具有极低临界冷却速率的多组元合金系列, 如 Mg 基、Zr 基、Fe 基、Pd 基、Ni 基和 Co 基等, 如图 1 所示。其中  $t_{max}$  为可形成玻璃的最大厚度, 从几毫米增加到 100 毫米。从图 1 还可以看出,  $R_c$  越小,  $t_{max}$  则越大。约化玻璃转变温度  $T_{rg} = \frac{T_r}{T_m}$  ( $T_g$  为玻璃化温度,  $T_m$  为熔点) 大于 0.6, 最高可达 0.73。

1989 年, A. Inoue 等<sup>[6,7]</sup>首先发现 Mg-Cu-Y 和 La-Al-TM (TM = Ni, Cu, Fe) 系列存在明显的过冷液相区  $\Delta T_x = T_x - T_g$  ( $T_x$  为晶化温度)。在一般情况下玻璃形成能力 (Glass Forming Ability, GFA) 随  $\Delta T_x$  的增大而增大。Zr 基非晶  $\text{Zr}_{65}\text{Al}_{17.5}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{17.5}$  的  $\Delta T_x$  为 127K, 是当前报导的最大值<sup>[8]</sup>。由于这些多组元合金具有低的  $R_c$  和大的  $\Delta T_x$ , 因此可通过配合控制非均匀形核的凝固工艺, 直接从液相获得块状非晶。已利用低压铸造的方法将  $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_{20}$  合金制成非晶棒和板。加州理工学院 W. L. Johnson 研究组发现了临界冷却速率仅为  $1\text{K/s}$  的大块非晶合金成分系列 Zr-Ti-Cu-Ni-Be 及 Zr-Ti-Ni-Cu 合金, 并用铸造方法

制备出重 20kg, 直径 100mm 的  $Zr_{14.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10.0}Be_{22.5}$  大块非晶<sup>[9]</sup>。

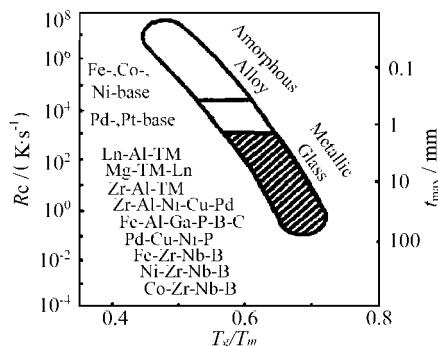


图1 玻璃形成临界冷却速率  $R_c$ 、玻璃的最大厚度  $t_{max}$  和约化玻璃转变温度  $T_{rg}$  之间的关系

Fig. 1 Relation among the critical cooling rate for glass forming  $R_c$ , maximum sample thickness  $t_{max}$  and reduced glass transition temperature  $T_{rg}$

## 2 大块非晶的形成机制

能形成大块非晶的合金系列有以下三个共同特征: (1) 合金系由三个以上组元组成; (2) 主要组元原子有 12% 以上的尺寸差; (3) 各主要元素间有大的负的混合热。对于 Mg 基合金中易形成大块非晶的 Mg-Cu-Y 合金, 其组元的相关参数完全满足上面的三个特征, 如表 1 所示。下面分别从结构学、热力学与动力学的角度分析具有上述三个特征的合金能形成大块非晶的机制。

表 1 Mg-Cu-Y 中组元的有关参数<sup>[10,11]</sup>

Table 1 Some parameters of Mg-Cu-Y alloy elements

元素	Mg	Cu	Y
原子半径/nm	0.160	0.128	0.182
组元-组元	Mg-Cu	Mg-Y	Cu-Y
原子半径差/%	20.0	12.1	29.7
混合焓/(kJ·mol <sup>-1</sup> )	-3	-6	-22

从结构学上讲, 后两个特征使得随机密排的原子混乱程度增加, 一方面提高了液固相界面能, 抑制了晶态相的形核; 另一方面使得粘度降低, 从而使组成元素进行长程原子重排变得困难, 抑制晶体的长大。总之, 提高了过冷液相的热稳定性和玻璃形成能力。X 射线衍射已经证明了在非晶合金 La-Al-Ni, Mg-Cu-La 和 Zr-Al-Ni 中存在着高度随机密排结构。

合金系统自液态向固态转变时自由能变化可表示为  $\Delta G = \Delta H_m - T\Delta S_m$ , 其中:  $\Delta H_m$  为熔化焓;  $T$  是体系的温度;  $\Delta S_m$  是熔化熵。由热力学可知, 增加合

金中的组元数可以有效地提高熵变  $\Delta S_m$  和增大原子稠密无序排列程度。原子稠密无序排列程度的增加有利于减小  $\Delta H_m$  和增加固液界面能  $\sigma$ 。因此, 合金中组元数的增加可以使  $\Delta G$  减小, 则合金自液相发生结晶转变的热力学驱动力减小, 不易发生结晶转变, 而容易形成非晶。另外, 合金元素对合金热稳定性也有影响。V, Ti, Hf, W, Mn 等使  $\Delta T_x$  减小, Mo, Nb, Co, Cr 等使  $\Delta T_x$  增大, 因 GFA 随  $\Delta T_x$  的增大而增大, 因此适当添加 Nb, Mo, Cr (一般小于 6 原子分数%) 等可以提高合金的玻璃形成能力。

早在 1969 年, Turnbull<sup>[12]</sup> 将传统形核理论运用于金属玻璃, 提出了玻璃形成的物理机理。假设体系符合均匀成核的条件, 则均匀成核率  $I$  (cm<sup>-3</sup>·s<sup>-1</sup>) 和线性生长速率  $u$  (cm·s<sup>-1</sup>) 可表示为:

$$I = \frac{10^{30}}{\eta} \exp\left[-\frac{b\alpha^3\beta}{T_r(1-T_r)^2}\right] \quad (1)$$

$$u = \frac{10^2 f}{\eta} [1 - \exp(-\frac{\beta\Delta T_r}{T_r})] \quad (2)$$

其中:  $\eta$  是粘滞系数;  $b$  是形状因子, 对于球形晶核  $b = \frac{16\pi}{3}$ ;  $\alpha$  和  $\beta$  是与固液界面能  $\sigma$ 、熔化焓  $\Delta H_m$  和熔化熵  $\Delta S_m$  等有关的无量纲参数, 其中  $\alpha = \frac{(N_0 V^2)^{\frac{1}{3}} \sigma}{\Delta H_m}$ ,  $\beta = \frac{\Delta S_m}{R}$ , 这里  $N_0$  是阿佛加德罗常数,  $V$  是摩尔体积, 是气体常数;  $T_r = \frac{T}{T_m}$  称约化温度,  $\Delta T_r = 1 - T_r$ , 称约化过冷度;  $f$  是生长前沿形核位百分数。

从公式 (1) 和 (2) 可以看出,  $\eta$ ,  $\alpha$  和  $\beta$  是重要参数, 它们的增加将会导致成核率  $I$  和线性生长速率  $u$  的降低, 从而使合金的玻璃形成能力提高。由前面从结构学的角度分析大块非晶的形成机制可知, 大块非晶合金的结构因素使得粘度降低, 即增大了粘滞系数  $\eta$ 。  $\alpha$  和  $\beta$  的增加暗示着  $\sigma$  和  $\Delta S_m$  升高,  $\Delta H_m$  降低, 这同从热力学观点分析的玻璃形成能力是一致的。可见, 结构学、热力学和动力学因素并不是彼此孤立的, 可能来源于相同的微观机制。

此外,  $\alpha\beta^{\frac{1}{3}}$  参数也十分重要, 它反映了过冷熔体的热稳定性, 当  $\alpha\beta^{\frac{1}{3}} > 0.9$  时, 不引晶的熔体在任何冷却速率下都不可能结晶, 只能形成非晶; 当  $\alpha\beta^{\frac{1}{3}} < 0.25$  时, 无法抑制结晶过程, 只能形成晶态。

这三个特征, 对于大块非晶合金的研制具有重要的指导意义<sup>[13]</sup>。另外可以看出, 大块非晶合金是靠成分的调整来抑制晶态相的形核和长大, 从而得到很强的非晶形成能力, 这与传统的急冷法制备非晶合金的原理是不同的。

### 3 大块非晶的制备方法

#### 3.1 非晶粉末压实法

由于制备非晶合金粉末的技术早已发展, 所以多年来许多研究者尝试采用将非晶粉末在低于其晶化温度下进行等温挤压<sup>[14, 15]</sup>、温轧<sup>[16, 17]</sup>、冲击(爆炸)固化<sup>[18]</sup>和高等静压烧结<sup>[19, 20]</sup>等方法制备大块非晶。但存在不少技术难题, 如非晶粉末的硬度总是高于晶态, 因而压铸性能欠佳。同时, 因添加粘接剂的影响而使压块密度偏低, 获得的块状材料强度不高, 几乎与旋淬法制备的非晶薄带相同, 难以作为高强度结构材料使用。另外, 成本高、工艺复杂、制件的尺寸和形状也受到较多的限制。

#### 3.2 熔体直接凝固法

对于玻璃形成能力很强的合金体系, 由于其临界冷速  $R_c$  很低, 可通过熔体直接凝固来形成块状非晶。通常有高压压铸法、水淬法、铜模铸造法、电弧熔炼法、定向区熔法和吸铸法。下面对这几种方法进行简要地介绍。

##### 3.2.1 高压压铸法<sup>[21]</sup>

将母合金装入有感应圈加热的模腔内, 然后在几毫秒内将熔融金属压入水冷铜模, 压模速率与铸造压力均达到较高值, 使热流以及模壁/熔体界面传热系数增大, 从而达到较高冷速。用这种方法还可以制备形状较复杂的零件。通过选择具有宽的过冷液相区的三元合金  $Mg-Ln-TM$  和  $Ln-Al-TM$ , 厚度达 10mm 的、具有金属光泽的柱状和板状大块非晶可通过该方法获得。

##### 3.2.2 水淬法<sup>[22]</sup>

将预先熔炼得到的铸锭装入石英管中, 再次熔化, 然后连同石英管直接水淬, 可获得很高的冷却速率, 从而可得到大直径的柱状大块非晶。 $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$  合金通过水淬法制成了  $\phi 2mm \times 75mm$  的非晶棒, 其表面具有白亮色的金属光泽。

##### 3.2.3 铜模铸造法<sup>[23]</sup>

将高纯度的组元元素在氩气保护下熔化, 直接浇入到铜模中, 利用金属模导热快来实现快速冷却, 以得到各种形状的具有光滑表面和金属光泽的大块非晶合金。但由于铜模的冷却速率有限, 所能够制备的大块非晶合金的尺寸也有限。利用该方法已将  $Zr_{60}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}Pd_5$  合金制成大块非晶。

##### 3.2.4 电弧熔炼法<sup>[24]</sup>

利用电弧熔化四元或五元  $Zr-Al-TM$  ( $TM = Co, Ni, Cu$ ) 合金的合金锭, 并用水冷铜模冷却, 所获得的铸锭的表层为少量的  $Zr_2TM$  晶相, 这是由于铜坩

底部容易引起晶相的非均质形核, 因而难以完全抑制  $Zr_2TM$  晶相的析出。其中晶区的最外层为细小等轴晶, 次层为柱状树枝晶, 第三层为亚稳单相区。而内部区域是非晶相, 虽然内部区域远离铜坩埚的强烈激冷作用, 但此时的冷速已能使  $Zr-Al-Co-Ni-Cu$  系合金形成非晶。

##### 3.2.5 定向区熔法<sup>[25]</sup>

为了产生连续的没有试样长度限制的大块非晶, 研究者设计制造了利用电弧加热的定向区熔设备。在熔炼  $Zr_{60}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}Pd_5$  合金锭时, 由于铜坩埚中的合金液宽度为 12mm, 合金液的温度控制在 2000K 左右, 合金锭的移动速率为 5.7mm/s, 则冷却速率  $T = G \cdot V = \frac{dT}{dz} \cdot V = \frac{2000}{6} \times 5.7 \approx 2 \times 10^3 K/s$ , 该值超过  $Zr-Al-TM$  系合金的  $R_c$ , 可顺利连续生产, 获得了厚 10mm、宽 12mm、长 300mm 且表面具有金属光泽的  $Zr_{60}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}Pd_5$  大块非晶。

##### 3.2.6 吸铸法<sup>[26]</sup>

利用电弧加热系统对预先合金化的重约 70g 的合金锭进行重熔, 在铜模中心加一活塞, 活塞以 5.0m/s 的速率快速运动使熔化室和铸造室之间产生一气压差, 从而将熔融金属吸入到铜模内。采用吸铸法不存在因气体卷入而产生的气孔, 有利于微型精密器件的制造。已利用吸铸法制备了直径 16mm、长 60mm 的  $Zr_{55}Al_{10}Ni_{15}Cu_{30}$  大块非晶。

另外, 根据经典的形核理论, 要促进非晶的形成, 就应当降低结晶形核速率, 抑制非均匀形核, 即控制容器壁和外来相的非均质形核作用。具体措施可通过电磁悬浮熔化、无容器壁冷凝的落管技术、以  $B_2O_3$  溶剂包裹吸收熔体表面乃至内部的杂质使合金纯化以控制非自发形核的发生。运用抑制非均匀形核方法制取大块非晶合金时首先要求合金具有较高玻璃形成能力, 同时要求原材料纯度较高。

### 4 大块非晶的结构与性能

#### 4.1 结构

非晶单相因不具有长程原子有序结构, 故 X 射线衍射图谱上无尖锐衍射峰, 是一个宽宽的峰。若同时出现尖锐的峰, 表明还有晶相的存在。当用光学显微镜观察非晶合金组织时, 若观察不到衬度特征, 表明为单相非晶。

近十几年来, 扩展 X 射线吸收精细结构 (EXAFS) 和 X 射线吸收近边结构 (XANES) 已成为研究非晶结构的新方法, 其中 XANES 可以提供更高级的结构相关信息。其他测试技术, 如穆斯堡尔谱学、

核磁共振、正电子湮没、电子显微镜、场离子显微镜和扫描隧道显微镜等可以提供有关局域结构的辅助信息。可以采用径向分布函数或双体分布函数描述非晶体的结构。

#### 4.2 性能与应用

进一步的研究表明, 尽管非晶中原子在空间排布无长程有序, 但在每个原子的周围还存在着化学短程序 (CSRO) 和拓扑短程序 (TSRO)。正是由于这两种短程序的存在, 使得非晶表现出优异的性能。

大块非晶作为一种新型材料, 不仅具有极高的强度、韧性、耐磨性和耐蚀性, 而且还显出优良的软磁性、超导特性和低磁损耗等特点, 使其具有广阔的应用前景。

具有高强韧性的 Zr-Ti-Cu-Ni-Be 系的大块非晶已应用于高尔夫球击球拍头<sup>[27]</sup>。

由于大块非晶中不存在晶体中的滑移, 在高温下具有很大的粘滞流动性, 可发生塑性应变, 如非晶  $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_{20}$  合金在过冷液相区拉伸应变超过 15000%。利用这个特性, 这类非晶合金还可在其过冷液相区象玻璃一样, 被吹制成表面非常光泽的非晶合金球, 加工成表面非常光泽的微型齿轮<sup>[28]</sup>, 而利用常用超塑性晶态合金通过晶界滑移机制是难以实现的。

由于非晶合金是单向无定形结构, 不存在晶界、位错和层错等结构缺陷, 也没有成分偏析和第二相析出, 这种组织和成分的均匀性使其具备了良好的抗局域腐蚀能力的先决条件<sup>[29]</sup>; 同时非晶态结构合金自身的活性很高, 能够在表面上迅速形成均匀的钝化膜, 因此非晶合金具有良好的抗腐蚀性。

与传统的金属磁性材料相比, 由于非晶合金原子排列无序, 没有晶体的各向异性, 而且电阻率高, 因此具有高的导磁率、低的损耗, 是优良的软磁材料, 代替硅钢、坡莫合金和铁氧体等作为变压器铁芯、互感器和传感器等, 可以大大提高变压器效率、缩小体积、减轻重量、降低能耗。非晶合金的磁性能实际上是迄今为止非晶合金最主要的应用领域。

晶态合金中只有少数几种 (Ni-Cr 和 Mn-Cu 系) 具有低电阻温度系数, 而在非晶合金中却很多, 并且电阻温度系数随成分可由负变正, 因而能通过成分调整或热处理控制晶化程度, 很容易获得零电阻温度系数<sup>[30]</sup>。

此外, 非晶合金除用作功能材料和结构材料外, 还可利用非晶晶化的特性由大块非晶制备大块纳米晶或纳米非晶+ 纳米晶复相材料, 从而获得更佳的性能<sup>[31]</sup>。大块非晶合金的出现也为研究纳米晶或细晶合金材料、研究细晶组织内界面形成过程、界面热力学特征以及晶化过程动力学与热力学提供了良好的条

件。

大块非晶已经在电子、机械和化工等行业得到应用, 随着理论研究的深入, 其应用范围将会不断扩大。

### 5 大块镁合金非晶的研究

高强度轻金属材料日益得到更为广泛的需求, 镁基非晶合金因其优良的力学性能、腐蚀抗力和储氢性能<sup>[29]</sup>, 吸引了越来越多的注意力, 本工作在这里将介绍镁合金大块非晶的研究及应用情况。

由于镁合金具有极低的临界冷速  $R_c$  ( $< 100$  /s), 也可以直接从液相获得大块非晶<sup>[30]</sup>。其中,  $\text{Mg}_{65}\text{Y}_{10}\text{Cu}_{25}$  被认为是最容易得到非晶态的材料, 其临界冷速为  $93\text{K/s}$ , 已利用金属模铸造制成的大块非晶的最大厚度可达  $4\text{mm}$ <sup>[23]</sup>, 采用高压压铸法所获得大块非晶的最大厚度为  $7\text{mm}$ <sup>[21]</sup>。

研究表明  $\text{Mg-Ni-Nd}$  系合金 also 具有很强的非晶形成能力, 利用楔形铜模铸造法所获得非晶的最大厚度为  $3.5\text{mm}$ <sup>[32]</sup>。测得非晶合金条带的抗拉强度和显微硬度分别为  $330 \sim 630\text{MPa}$  和  $190 \sim 250\text{kg/mm}^2$ , 远远大于常规铸态镁基合金。

Inoue 等<sup>[33, 34]</sup> 最近研究了添加微量元素 Ag 和 Pd 对  $\text{Mg-Cu-Y}$  合金非晶形成能力的影响, 发现 Ag 和 Pd 改善了  $\text{Mg-Cu-Y}$  合金的非晶形成能力, 并且提高了强度。他们利用铜模铸造法制备了直径  $\Phi \sim 7\text{mm}$  的  $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{15}\text{Y}_{10}\text{Ag}_5\text{Pd}_5$  非晶合金<sup>[33]</sup>。通过在铁管中熔化该合金, 然后水淬, 制得  $\Phi 2\text{mm}$  的试样<sup>[34]</sup>, 这是目前获得的最大尺寸的 Mg 基非晶合金试样。力学性能试验表明,  $\Phi 3\text{mm}$  试样的抗压强度  $\sigma_f$  为  $770\text{MPa}$ , 比  $\Phi 2\text{mm}$  的  $\text{Mg}_{65}\text{Cu}_{25}\text{Y}_{10}$  非晶合金试样高  $90\text{MPa}$ , 其断口具有典型延性非晶合金的特征。

金属或合金氢化物在可充电的 Ni/MH 二次电池中作为氢电极, 在充放电的过程中吸收和释放氢。虽然晶态镁镍基合金在电化学条件下吸放氢容量极低<sup>[35]</sup>, 但合金经过非晶化后, 可在室温下电化学可逆吸放大于  $500\text{mAh/g}$  的氢, 是目前容量最高的贮氢合金电极, 综合性能指标均匀, 镁镍非晶合金作为电极活性物质在 Ni/MH 二次电池中的应用前景是十分诱人的。

孙俊才等<sup>[36]</sup> 研究了利用机械合金化制备的  $\text{Mg}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Ti}_x$  非晶合金粉末的吸放氢性能, 结果表明少量 Ti 替代 Ni 可改善合金的电化学吸放氢量, 使合金电极的吸放氢循环稳定性得到提高。到目前为止, 有关大块镁合金非晶的储氢性能及用作储氢合金电极的研究还十分欠缺, 还需要做大量深入细致的工作, 以充分发挥轻质材料的优越性。

6 结束语

大块非晶具有很宽的过冷液相区和很强的非晶形成能力,能在较低冷却速度下获得,制备的工艺较简单。尽管近年来对其成分、成形工艺等进行了一系列研究,但总的来说对大块非晶形成本质的认识还很有限。与成熟的晶态物理相比,它仍处在发展初期,不论是在基础理论,还是微观结构和宏观性能研究方面,还有大量的问题有待解决。

应以凝聚态物理、量子化学、化学键理论和现有材料科学及工程的进展和数据为基础,计算机辅助非晶合金成分设计,用以降低合金临界冷却速率,寻求具有极大玻璃形成能力的大块非晶合金系统。

大块非晶合金已从实验室走向应用,在磁性方面的应用是非晶合金的最主要的应用领域,在机械和化学等方面的应用远未达到原来预期的成绩,还要拓宽大块非晶的应用领域。

参考文献

[1] 王一禾,杨鹰善.非晶态合金[M].北京:冶金工业出版社,1989.

[2] 郭貽诚,王震西.非晶态物理学[M].北京:科学出版社,1984.

[3] F E 卢博斯基主编.柯成,唐与谔,罗阳,何开元译.非晶态金属合金[M].北京:冶金工业出版社,1989.

[4] P Duwez, R H Willens and W Klement. Appl Phys Lett, 1960, 31: 1136.

[5] J H Perepezko and J S Smith. J Non Cryst Solids, 1981, 44: 65.

[6] A Inoue, T Zhang and T Masumoto. Mater Trans, 1989, 30: 965.

[7] A Inoue, T Zhang and T Masumoto. Mater Trans, 1990, 31: 425.

[8] T Zhang, A Inoue and T Masumoto. Mater Trans, 1991, 32: 1005.

[9] X H Lin and W L Johnson. J Appl Phys, 1995, 78: 6514.

[10] S G Kim, A Inoue and T Masumoto. Mater Trans, 1990, 31: 929.

[11] A Takeuchi and A Inoue. Mater Trans, 2000, 41: 1372.

[12] D Turnbull. Contemp Phys, 1969, 10: 473.

[13] A Inoue, Y Shinohara and J S Gook. Mater Trans, 1995, 36 (12): 1427- 1433.

[14] Y Kawamura, M Takagi, M Akai and T Imura. Mater Sci Eng, 1988, 98: 449.

[15] A Kato, H Horikiri, A Inoue and T Masumoto. Mater Sci Eng, 1994, A179: 707.

[16] P H Shingu. Mater Sci Eng, 1988, 97: 137.

[17] K Uenishi, et al. Mater. Sci Eng, 1994, A181: 1165.

[18] C F Cline and R W Hopper. Scripta Met, 1997, 11: 1137.

[19] Y Kawamura et al. Mater Sci Eng, 1998, 98: 415.

[20] M Takagi, et al. Mater Sci Eng, 1991, A133: 301.

[21] A Inoue, T Nakamura, N Nishiyama and T Masumoto. Mater Trans, 1992, 33 (10): 937- 945.

[22] A Inoue, T Zhang, N Nishiyama, K Ohba and T Masumoto. Mater Trans, 1993, 34: 1234.

[23] A Inoue, A Kato, T Zhang, S G Kim and T Masumoto. Mater Trans, 1991, 32 (7): 609- 616.

[24] B Rusch, Y J Kim and W L Johnson. J Appl Phys, 1995, 77: 4039.

[25] A Inoue, Y Yokoyama, T Shinohara and T Masumoto. Mater Trans, 1994, 35: 923.

[26] A Inoue and T Zhang. Mater Trans, 1995, 36: 1184.

[27] A Inoue. Mater Sci Eng, 2001, A304-306: 1- 10.

[28] A Inoue. Mater Trans, 1995, 36: 866.

[29] A Gerbert, U Wolff, A John and J Eckert. Scripta mater, 2000, 43: 279- 283.

[30] 马如璋,蒋民华,徐祖雄.功能材料科学概论[M].北京:冶金工业出版社,1999,449- 463.

[31] K Lu et al. Scripta Metall Mater, 1990, 24: 2319.

[32] Y Li, H Jones and H A Davies. Scri Metall, 1992, 26: 1371.

[33] K Amiya and A Inoue. Mater Trans, 2000, 41: 1460.

[34] K Amiya and A Inoue. Mater Trans, 2001, 42: 543.

[35] N Cui, B Luan, H K Liu, et al. Journal of Alloys and Compounds, 1995, 55: 263.

[36] 孙俊才,季世军,厉志红.中国有色金属学报,2000,10 (Suppl. 1): 205- 208.

收稿日期: 2001-08-09

作者简介: 熊玉华 (1973-),女,河南信阳人,博士后,主要从事高温合金工艺及机理的研究,联系地址: 清华大学机械工程系 (100084)。

\* \* \* \* \*

(上接第 35 页)

[2] Savage G. Carbon-carbon Copmpsites [M]. London: Chapman & Hall, 1992: 173- 177.

[3] Buckles B P, Perry F E. Genetic Algorithms[M]. Los Alamitos: IEEE Computer Society Press, 1992: 77- 85.

[4] Holland J. Sci, Amer, 1992, 6: 44- 50.

[5] Jiang Kaiyu, Li HeJun. Journal of Astronautics, 1999, 4: 104 - 107.

[6] Li Kezhi, Li Hejun, Jiang Kaiyu, Hou Xianghui. Numerical Simulation of Isothermal Chemical Vapor Infiltration Process in Fabrication of Carbon-Carbon Composites by Finite Element Method [J]. Science In China (Series E) 2000, 43 (1): 77- 85.

[7] Srinivas M, Patnaik L M. Genetic Algorithms: A Survey [J]. Computer, 1994, 6: 17- 26.

基金项目: 辽宁省博士启动基金资助项目 (2001102088)

收稿日期: 2001-04-24

作者简介: 姜开宇 (1971-),男,河南洛阳人,大连理工大学机械工程学院讲师,博士,研究方向为复合材料成型工艺模拟与优化,联系地址: 大连理工大学模具研究所 (116024)。