1218 **FOUNDRY** 试验研究

Gd对Fe₆₆Cr₂Nb₄Y₆B₂₂合金的 非晶形成能力和力学性能的影响

张娜,张伟,武彧婷,向青春,任英磊,邱克强

(沈阳工业大学材料科学与工程学院,辽宁沈阳 110870)

摘要: Gd作为优异的中子吸收剂,在中子吸收元素中具有最大的热中子俘获截面。采用铜金 属型铸造法研究了Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂(x=2, 4, 5, 6 at.%)合金的非晶形成能力及力学性 能。结果表明:当Gd含量为2 at.%和4 at.%时,两种合金的非晶形成能力分别为3 mm和 4 mm。进一步提高Gd含量,合金的非晶形成能力低于3 mm。Fe₆₆Cr₂Nb₄Y₂Gd₄B₂₂合金具有最 大的非晶形成能力,其过冷液相区 ΔT_x 、约化玻璃转变温度 T_{rg} 和非晶形成能力判定参数 γ 均 达到最大值,分别为56 K,0.667 3和0.424 1。但是Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂(x=2 at.%,4 at.%,5 at.%) 非晶合金的抗压强度和显微硬度随Gd含量的增加而降低。

关键词:Fe基非晶合金;Gd添加;非晶形成能力;力学性能

核电投入运行后会产生大量的乏燃料,需要使用中子吸收材料来保证乏燃料处于次临界安全状态并防止放射性物质释放到环境中。中子吸收材料通常指那些含有高中子吸收截面元素的材料。常见的中子吸收元素有Gd、Sm、Eu、B、Hf、Dy、Ag、Cd等^[1-4]。B的化学性质稳定,吸收中子后不具有二次放射性,同时在铁基非晶合金中不受固溶度的限制,含量可以很高,因此高硼Fe基非晶合金作为涂层材料,在乏燃料贮存格架中具有广泛的应用前景。如Farmer等人发明的SAM2X5(Fe_{49.7}Cr₁₈Mn_{1.9}Mo_{7.4}W_{1.6}B_{15.2}C_{3.8}Si_{2.4})合金,已用于吸收中子射线的非晶涂层的研究^[5]。但由于其形成能力不超过3 mm,在采用气体雾化制粉时难以保证其完全形成非晶态。由于直径小于3 mm试样的非晶形成临界冷却速率高于气体雾化非晶粉体,一般要求非晶形成能力不小于直径为3 mm的成分才能满足非晶粉体制备的要求。在很多非晶合金体系中,B含量可以高达20 at.%^[6-7],而SAM2X5的B含量只有15.2 at.%,因此其B含量也有待进一步提高。Gd的热中子吸收特性好^[8-9],中子吸收截面高,添加适量的Gd不仅对合金的非晶形成能力有提高作用,同时在高B中子吸收材料中会进一步提高合金的热中子吸收效果^[10-1]。

目前,非晶形成能力大于3 mm(样品直径)的Fe基块体非晶合金较多, 包括Fe₄₁Co₇Cr₁₅Mo₁₄C₁₅B₆Y₂^[12](16 mm)、Fe₄₃Cr₁₆Mo₁₆C₁₈B₅Y₂^[13](6 mm)、 Fe₄₉Cr₁₅Mo₁₄C₁₈B₃Er₁^[14](4 mm)、Fe₄₃Cr₂₀Mo₁₀W₄C₁₅B6Y₂^[15](8 mm)等,这些合金具 有很好的非晶形成能力,但其B含量偏低,C含量较高不适用作为高中子吸收材料。 Cr含量有利于提高合金的耐蚀性,因此在开发高B高中子吸收材料非晶合金时,应考 虑Cr和Gd添加。Park等人发明的Fe-B-Mo-Gd(Fe₇₂B₂₄₅Mo₃Gd₀₅)合金体系^[11],B和 Gd的含量分别为24.5 at.%和0.5 at.%,测试结果表明具有较好的热中子屏蔽效果,其 热中子屏蔽效率高达86%左右。但其非晶形成能力有限,只能制备出非晶条带,不适 用于制备非晶涂层材料。Fe₆₆Cr₂Nb₄Y₆B₂₂^[16]合金B含量达22 at.%,非晶形成能力达到 5 mm直径,但不含Gd,为了进一步提高其热中子吸收能力,在该合金基础上,采用 Gd替代部分Y,研究Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6x}Gd_xB₂₂(x=2,4,5,6 at.%)合金的非晶形成能力 和力学性能,推断其制备非晶粉体的可能性,使其满足在乏燃料贮存格架上制备非

作者简介: 张 娜(1998-), 女, 硕 士, 主要研究方向为高 B 铁基合金非晶形成能 力与力学性能。E-mail: 1472713784@qq.com 通讯作者: 邱克强, 男,博士生导师。 E-mail; kqqiu@163.com

中图分类号:TG142; TG113 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2024) 09-1218-07

收稿日期: 2023-12-01 收到初稿, 2024-01-07 收到修订稿。 晶涂层的要求。

1 试验材料与方法

试验所用原材料包括Fe、Cr、Nb、Y、Gd等,纯 度不低于99.2 wt.%。Fe-B中间合金含B量为19.35 wt.%。 所制备合金的名义成分为Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂(*x*=0, 2,4,5,6,at.%),并简化为Gd_x,即依据Gd含量不 同分别标记为Gd0、Gd2、Gd4、Gd5和Gd6。采用非自 耗钨极电弧炉制备母合金锭,每一合金锭至少翻炼四 次,以确保钮扣锭成分的均匀性。采用铜金属型铸造 制备直径2~5 mm、长度为50 mm的棒状样品。所有合 金熔炼均在真空和氩气保护条件下进行。

采用岛津7000型X射线衍射仪(XRD)CuK α 射线对铸态样品进行分析。采用Netzsch 404 F3差分 扫描量热仪(DSC)在0.67 K·s⁻¹的升温速率下获 得非晶合金的玻璃转变温度(T_g)、晶化开始温度 (T_x)、固相线温度(T_m)、液相线温度(T_1)和过 冷液相区($\Delta T_x = T_x - T_g$)。通过Zeiss Gemini 300扫描 电镜(SEM)分析铸态样品的微观组织。采用岛津 HVS1000数字显微硬度计测量非晶样品的维氏显微硬 度,在每个样品表面上选取五个点进行测试,取5个点 的平均值作为样品的显微硬度值,载荷为500g,保荷时间为15s。采用WDW-100型万能材料试验机以10⁴s⁻¹的应变速率对直径为Φ2mm×4mm的样品进行室温压缩试验。SEM分析、硬度测试和压缩样品,均采用400~2000[#]砂纸打磨样品表面,然后进行抛光处理至样品表面无划痕为止。

2 结果与分析

为了确定合金形成非晶态的临界尺寸,图1给出了 直径2~5 mm Gd_x(x=2 at.%,4 at.%,5 at.%,6 at.%) 铸态合金棒状样品的XRD图谱。在XRD检测精度内, 完全非晶态样品在40°~50°的2 θ 区域内显示出非晶特有 的"馒头峰",而含有晶态相的样品则叠加有晶态相 对应的尖锐衍射峰。由图1a-c可以看出,Gd2、Gd4和 Gd5合金在直径分别为3 mm、4 mm和2.5 mm时XRD图 谱均表现出非晶特有的漫散射峰,没有晶态相对应的 衍射峰。当进一步提高样品的浇注尺寸时,发现Gd2的 4 mm、Gd4的5 mm和Gd5的3 mm直径样品的XRD图谱 中均出现了与 α -Fe、Fe₂B、Fe₃B、FeCr和Cr₂Nb等晶 态相对应的尖锐衍射峰,这说明Gd2、Gd4和Gd5合金 的非晶形成能力可以分别达到3 mm、4 mm和2.5 mm,



Fig. 1 XRD patterns for as-cast Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂ alloys

其中Gd4具有最大的非晶形成能力。同时可以看到当Gd含量为6 at.%时,即使直径为2 mm的样品也不是完全的非晶态,如图1d所示。值得注意的是,基础合金Fe₆₆Cr₂Nb₄Y₆B₂₂的形成能力为5 mm^[16],而在同等试验条件下,我们重复了Zhang等人^[16]的试验结果,如图1e所示,可见当制备尺寸为4 mm时,XRD图谱中有晶态相对应的衍射峰存在,说明其形成能力不大于直径4 mm。而采用4 at.% Gd替代4 at.% Y后,Gd4合金的非晶形成能力可以达到直径4 mm。因此,适量的Gd替换Y可以提高基础合金Fe₆₆Cr₂Nb₄Y₆B₂₂的非晶形成能力。由于考虑到Gd的作用,在以下分析中,Gd0合金不再作为研究对象。

图2为Gd_x(x=2 at.%,4 at.%,5 at.%,6 at.%)合 金棒横截面中心部位的组织形貌。从图2a-c可以看出 直径d为3 mm的Gd2、直径d为4 mm的Gd4和直径d为 2.5 mm的Gd5样品中没有任何结晶相的特征组织,表明 其为完全非晶态,这与上述XRD图谱相对应。进一步 增加样品的制备尺寸,从图2d-f中观察到直径d为4 mm 的Gd2、直径d为5 mm的Gd4和直径d为3 mm的Gd5均 出现具有晶态相特征的组织,这些晶态相颗粒嵌入非 晶基体中。Gd2的组织形貌中(图2d)含有白色点状晶 态相,Gd4的组织中(图2e)出现形貌复杂的晶态相组 织,而Gd5的组织中(图2f)同时含有白色点状和复杂 形状的晶态相。这些晶态相均与XRD图中出现的尖峰



(f) x=5 at.%, d=3 mm
 (g) x=6 at.%, d=2 mm
 图2 铸态Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂合金棒的SEM图像
 Fig. 2 SEM morphologies of as-cast Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂ alloys with different sample diameters

相对应。由图2g可知,直径d为2 mm的Gd6与直径d为 4 mm的Gd2合金的铸态组织相似,也是一些白色颗粒 相分布在非晶基体上。因此,从SEM分析可以进一步 证实XRD的分析结果,即Gd4具有最大的非晶形成 能力。

图 3 是 直 径 为 2 m m 的 F e_{66} C r_2 N b_4 Y $_{6-x}$ G d $_x$ B $_{22}$ (*x*=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%, 6 at.%) 块状非晶样品在 0.67 K/s加热速率下的DSC曲线。所有样品有着明显的 玻璃转变温度 T_g , 晶化开始温度 T_x , 固相线温度 T_m 和液 相线温度 T_1 。由上述参数可计算非晶合金的过冷液相区 $\Delta T_x (T_x - T_g)^{[17]}$ 、约化玻璃转变温度 $T_{rg} (=T_g/T_1)^{[18]}$ 以及 非晶形成能力判定参数 $\gamma = T_x/(T_1 + T_g)^{[19]}$, 其数值如表1所 示。 ΔT_x 、 T_{rg} 和 γ 与非晶合金的形成能力有密切关系。 当Gd含量从2 at.%增加到4 at.%时, ΔT_x 从52 K先增加 到56 K, 然后减小, 当Gd增加到6 at.%时, ΔT_x 下降 到40 K。同时发现当Gd含量为4 at.%时具有最低液相线 温度($T_{i=1}$ 410 K), 从而使其具有最大的约化玻璃转 变温度 T_{re} (0.667 3)。大的 ΔT_x 和低的 T_i 意味着非晶合 金在加热时热稳定性增加,具有更宽的热塑性成形温 度范围。在Fe-Co-Zr-Mo-W-B^[20]合金体系中,液相线温 度降低和Trg的增加可以提高其非晶形成能力和热稳定 性,这与本文的试验结果一致。当Gd元素含量为 4 at.%时具有最高的玻璃形成能力判定参数y = 0.424 1, y参数与非晶形成的临界冷却速率 R_c 密切相关,它们的 关系式可以表示为等式(1)^[19]:

 $R_{\rm c} = 5.1 \times 10^{21} exp \ (\ -117.19\gamma \) \ (\ 1 \)$



图3 直径为2 mm 铸态Fe₆₆Cr₂Nb4Y_{6-x}Gd_xB₂₂(x=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%, 6 at.%) 合金棒的晶化行为和熔化行为 Fig. 3 Crystallization and melting behaviors of amorphous rods with 2 mm in diameter for the as-cast Fe₆₆Cr₂Nb4Y_{6-x}Gd_xB₂₂(x=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%, 6 at.%) alloys

表1 直径为2 mm铸态Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6x}Gd_xB₂₂ (x=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%, 6 at.%)合金棒材的热参数、压缩断裂强度 σ_{r} 和 硬度HV

Table 1 The thermal parameters, the compressive strength $\sigma_{\rm f}$ and the hardness HV of Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂ (x=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%, 6 at.%) as-cast alloys with 2 mm in diameter

合金	$T_{\rm g}/{ m K}$	T_x/K	$T_{\rm m}/{ m K}$	$T_{\rm l}/{ m K}$	$\Delta T_x/{ m K}$	$T_{ m rg}$	γ	$\sigma_{\rm f}/{ m MPa}$	HV	
$Fe_{66}Cr_2Nb_4Y_4Gd_2B_{22}$	952	1 004	1 368	1 428	52	0.666 7	0.421 8	3 058	1 083	
$Fe_{66}Cr_2Nb_4Y_2Gd_4B_{22}$	941	997	1 367	1 410	56	0.667 3	0.424 1	2 744	1 068	
$Fe_{66}Cr_2Nb_4Y_1Gd_5B_{22}$	948	1 000	1 363	1 423	52	0.666 2	0.421 8	2 381	1 033	
$Fe_{66}Cr_2Nb_4Gd_6B_{22}$	955	995	1 365	1 433	40	0.666 4	0.416 7	-	-	

γ值越高,表明示制备非晶合金所需的临界冷却速 率*R*。越低。因此Gd4非晶合金具有最高的非晶形成能 力,是因为与其他合金相比具有相对较低的*R*.值。

为了评价大块非晶合金的力学性能和断裂行为, 对具有完全非晶结构直径为2 mm的Gd2,Gd4和Gd5 进行室温压缩和断口分析。在压缩过程中,样品发 生爆炸式断裂,并伴有比较强烈的爆破声。这是因 为样品在断裂前,其内部蕴含了大量的能量,在断 裂时能量快速释放所致。图4显示了直径为2 mm的 Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂(x=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%)非晶 合金棒在10⁻⁴ s⁻¹应变速率下的压缩应力-应变曲线。可以 看出Gd2, Gd4和Gd5的断裂强度分别为3 058 MPa、 2 744 MPa和2 381 MPa,可见本研究的非晶合金强度超 过了大多数Zr基非晶合金。随着Gd含量增多强度逐渐 降低,在sheng的研究中也发现了同样的现象^[21]。三个 样品的弹性形变分别约为1.8%、1.7%和1.6%,这些非

1222 **请造** FOUNDRY 试验研究







晶合金的弹性应变不超过2%,塑性应变为零,这说明 在压缩载荷作用下,材料的断裂方式是脆性断裂并形 成许多碎片。

图5a-c分别为Gd2, Gd4和Gd5非晶合金的断口形 貌。可以看出, Gd_x(x=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%)大块 非晶合金在压应力作用下,裂纹的扩展是以撕裂方式 进行的,存在应力波扩展的迹象,如图5a所示。压缩 过程中,由于剪切力的相互交割以及脆性材料中裂纹 萌生与扩展的不确定性,不断产生新的裂纹,如图5b 所示。在断面上还有大量的类似锯齿状条纹,如图5c 所示,是典型的脆性断裂形貌。这些合金的断口基本 一致,在所有的断裂面上,都没有观察到韧窝状的脉 状纹的存在,表明Gd_x(x=2 at.%, 4 at.%, 5 at.%)大



(a) x=2 at.% (b) x=4 at.% (c) x=5 at.% 图5 直径2 mm的Fe₆₆Cr₂Nb4Y_{6.x}Gd_xB₂₂非晶合金断口形貌 Fig. 5 Fracture surfaces of as-cast Fe₆₆Cr₂Nb4Y_{6.x}Gd,B₂₂ (x=2at.%, 4at.%, 5at.%) alloys with 2 mm in diameter

块非晶合金本质上是一种脆性材料。

硬度反映了材料的抗变形能力,是材料力学性能 的重要指标之一。表1给出了Gd2,Gd4和Gd5的维氏硬 度,其数值分别为HV1083,HV1068和HV1033,表 明三种样品都具有较高的硬度。图6为样品在维氏压头 下其表面压痕的微观变形形貌,所有压痕都呈现出完 整的菱形。在Pd基^[22]和Zr基^[23]大块非晶合金中,压痕 四周都有剪切带的出现,而本文中仅在压痕的相邻两 侧出现凸起,并有裂纹的迹象,可能是由于含有稀土的Gd_x(*x*=2 at.%,4 at.%,5at.%)块体非晶合金的脆性较大所致。与具有韧性的Zr基非晶合金不同,由于应力造成的剪切转变区在纳米尺度层中逾渗,可促进明显的剪切带生成^[24]。但由于压痕边角处没有出现直接裂纹,说明Gd_x(*x*=2 at.%,4 at.%,5 at.%)非晶合金 具有一定的微观韧性。



(a) *x*=2 at.%

(c) *x*=5 at.%

6 (b) x=4 at.% 图6 Fe₆₆Cr₂Nb4Y_{6-x}Gd_xB₂₂大块合金的压痕形貌 Fig. 6 The indentation morphologies of the Fe₆₆Cr₂Nb4Y_{6-x}Gd_xB₂₂ bulk metallic glasses

3 结论

采用铜金属型铸造法研究了Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂ (*x*=2, 4, 5, 6 at.%)合金的非晶形成能力及力学性 能,主要结论如下:

 (1) Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂(x=2 at.%, 4 at.%,
 5 at.%, 6 at.%) 合金过冷液相区(*T_x*、约化玻璃转变 温度*T_{re}*和玻璃形成能力判定参数y均在x=4时为最大值, 分别为56 K, 0.667 3和0.424 1。

(2) Fe₆₆Cr₂Nb₄Y_{6-x}Gd_xB₂₂(x=2 at.%, 4 at.%,
5 at.%, 6 at.%) 合金中的最大非晶形成能力为x=4的合金,其直径尺寸为4 mm; x=2的合金的非晶形成能力为 3 mm。

(3)随Gd含量的增加,块体非晶合金的压缩强度 和硬度均降低,并表现为脆性断裂。

参考文献:

- [1] KIPCAK A S, GURSES P, DERUN E M, et al. Characterization of boron carbide particles and its shielding behavior against neutron radiation [J]. Energy Conversion and Management, 2013, 72: 39-44.
- [2] YAMAMOTO Y, ATSUMI H, YAMANAKA S, et al. Diffusion analysis on the thermal release of tritium from a neutron absorbing material [J]. Journal of Nuclear Materials, 1984, 120 (2-3) : 161–165.
- [3] LAVELLE C M, DEACON R M, HUSSEY D S, et al. Characterization of boron coated vitreous carbon foam for neutron detection [J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators Spectrometers Detectors and Associated Equipment, 2013, 729: 346–355.
- [4] LAWRENCE D J, FELDMAN W C, GOLDSTEN J O, et al. Identification and measurement of neutron-absorbing elements on Mercury's surface [J]. Icarus, 2010, 209 (1): 195–209.
- [5] FARMER J, CHOI J S, SAW C, et al. Iron-based amorphous metals: high-performance corrosion-resistant material development [J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 2009, 40 (6): 1289–1304.
- [6] HUANG X M, CHANG C T, CHANG Z Y, et al. Glass forming ability, mechanical and magnetic properties in Fe-W-Y-B alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527 (7–8): 1952–1956.
- [7] HUANG X M, CHANG C T, CHANG Z Y, et al. Formation of bulk metallic glasses in the Fe-M-Y-B (M=transition metal) system [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 460 (1-2) : 708-713.
- [8] DUNNING J R, PEGRAM G B, FINK G A, et al. Interaction of neutrons with matter [J]. Physical Review, 1935, 48 (3): 265–280.
- [9] LEINWEBER G, BARRY D, TRBOVICH M, et.al. Neutron capture and total cross section measurements and resonance parameters of gadolinium [J]. Nuclear Science and Engineering, 2006, 154 (3): 261–279.
- [10] FU H M, WANG H, ZHANG H F, et al. The effect of Gd addition on the glass-forming ability of Cu-Zr-Al alloy [J]. Scripta Materialia, 2006, 55 (2): 147–150.
- [11] PARK J S, KIM J, YI S H. Effects of gadolinium in fe based amorphous ribbons with high boron contents on the neutron shielding efficiency [J]. Annals of Nuclear Energy, 2017, 109: 365–369.
- [12] SHEN J, CHEN Q, SUN J, et al. Exceptionally high glass-forming ability of an FeCoCrMoCBY alloy [J]. Applied Physics Letters, 2005, 86 (15): 10.1063.
- [13] CHEN Q, ZHANG D, SHEN J, et al. Effect of yttrium on the glass-forming ability of Fe-Cr-Mo-C-B bulk amorphous alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 427 (1–2): 190–193.
- [14] GU X J, POONET S J, SHIFLET G J. Effects of carbon content on the mechanical properties of amorphous steel alloys [J]. Scripta Materialia, 2007, 57 (4) : 289–292.
- [15] LIANG D D, WEI X S, CHANG C T, et al. Effect of W addition on the glass forming ability and mechanical properties of Fe-based metallic glass [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 731: 1146–1150.
- [16] ZHANG M X, LI J W, KONG F L, et al. Magnetic properties and magnetocaloric effect of FeCrNbYB metallic glasses with high glassforming ability [J]. Intermetallics, 2015, 59: 18–22.
- [17] INOUE A, ZHANG T, MASUMOTO T. Glass-forming ability of alloys [J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 1993, 156–158 (2): 473–480.
- [18] LU Z P, LI Y, NG S C. Reduced glass transition temperature and glass forming ability of bulk glass forming alloys [J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2000, 270 (1-3) : 103-114.
- [19] LUZP, LIUCT. Glass formation criterion for various glass-forming systems [J]. Physical Review Letters, 2003, 91 (11): 115505.
- [20] CHEN Q J, FAN H B, YE L, et al. Enhanced glass forming ability of Fe-Co-Zr-Mo-W-B alloys with Ni addition [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 402 (1–2): 188–192.
- [21] ZHANG L, LUO D C, KOU S Z. Influence of addition of Gd on glass forming ability, thermal stability and compression performance of

Cu-based bulk metallic glass [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41 (11): 1903–1906.

- [22] GOLOVIN Y I, IVOLGIN V I, KHONIK V A, et al. Serrated plastic flow during nanoindentation of a bulk metallic glass [J]. Scripta Materialia, 2001, 45 (8): 947–952.
- [23] RAMAMURTY U, JANA S, KAWAMURA Y, et al. Hardness and plastic deformation in a bulk metallic glass [J]. Acta Materialia, 2005, 53 (3) : 705–717.
- [24] VAIDYANATHAN R, DAO M, RAVICHANDRAN G, et al. Study of mechanical deformation in bulk metallic glass through instrumented indentation [J]. Acta Materialia, 2001, 49 (18): 3781–3789.

Effect of Gd on Glass Forming Ability and Mechanical Properties of $Fe_{66}Cr_2Nb_4Y_6B_{22}$ Alloy

ZHANG Na, ZHANG Wei, WU Yu-ting, XIANG Qing-chun, REN Ying-lei, QIU Ke-qiang (School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China)

Abstract:

As an excellent neutron absorber, Gd has the largest thermal neutron capture cross section in the neutron absorbing elements. The amorphous forming ability and mechanical properties of $Fe_{66}Cr_2Nb_4Y_{6-x}Gd_xB_{22}(x=2 \text{ at.\%}, 4 \text{ at.\%}, 5 \text{ at.\%}, 6 \text{ at.\%})$ alloy were studied by copper-mould cast. The results showed that when the Gd content was 2 at.% and 4 at.%, the glass-forming ability of both alloys was 3 mm and 4 mm, respectively. Further increasing the Gd content, the glass-forming ability of the rest alloys was less than 3 mm. The $Fe_{66}Cr_2Nb_4Y_2Gd_4B_{22}$ alloy exhibits the largest glass-forming ability, the corresponding supercooled liquid region, ΔT_x , the reduced glass transition temperature, T_{rg} , and the criteria for determining the glass-forming ability, γ , all reached the maximum value of 56 K, 0.667 3 and 0.424 1, respectively.

Key words:

Fe-based bulk metallic glasses; Gd addition; glass-forming ability; mechanical properties