

# 稀土Y对 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 合金的非晶形成能力及性能的影响

袁子洲, 张大鹏, 陆叶, 包石磊, 佟亚东

(兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

**摘要:** 采用单辊甩带和铜模吹铸法, 制备了 $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 合金薄带及 $\phi 2$  mm的圆棒。X射线衍射及差热扫描量热分析表明: 当 $x=3$ 时合金具有最大的玻璃形成能力, 可以很容易地制备出 $\phi 2$  mm的非晶圆棒。该成分合金的约化玻璃转变温度 $T_{\text{rg}}=0.657$ , 参数 $\gamma=0.436$ , 在所研究的系列成分中是最大的, 这说明 $T_{\text{rg}}$ 和 $\gamma$ 能够很好地表征Co-Fe-Ta-B合金的玻璃形成能力。压缩试验和磁滞回线测试表明, Y的添加导致Co-Fe-Ta-B非晶合金的压缩断裂强度和软磁性能急剧下降。 $\phi 2$  mm的 $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$ 非晶圆棒的压缩断裂强度为1852 MPa, 断裂应变为0.18%。与 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 非晶合金相比,  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$ 非晶合金的磁滞回线上存在约 $327 \times 79.6$  A/m的矫顽力, 同时饱和磁感应强度也显著下降。

**关键词:** 稀土元素Y; 微合金化; 钴基非晶合金; 玻璃形成能力; 性能

**中图分类号:** TF125.2<sup>+</sup>12

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2009)01-0138-05

钴基非晶合金具有优异的软磁性能。尤其在高频领域, 其软磁性能是其它合金无法替代的<sup>[1]</sup>。因此, 自20世纪60年代开始, 人们就对钴基非晶合金进行了广泛研究。事实上, 钴基非晶合金是目前得到实际工业应用的几个非晶合金体系之一<sup>[2,3]</sup>。但是, 和锆基、铜基以及镁基等合金体系相比, 钴基合金体系的玻璃形成能力(GFA)相对较低, 其产品主要以薄带、粉末等低维形状存在, 这就大大限制了钴基非晶合金作为新型功能材料的应用范围。

2001年, Inoue<sup>[4,5]</sup>开发出临界直径可达2 mm的 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 大块非晶合金, 使得钴基大块非晶合金的研究跃上一个新台阶。 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 大块非晶合金具有优良的软磁性能和力学性能, 其矫顽力几乎为零, 室温下压缩断裂强度高达5300 MPa以上, 远远高于目前已知的所有金属材料的压缩断裂强度。但是, 本研究在试图制备 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 大块非晶合金时, 却连直径1 mm的非晶圆棒都得不到, 这表明 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 合金的非晶形成能力还不够高, 其制备条件要求比较苛刻。因此, 有必要对 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 合金进行进一步研究, 以便能很容易地制备出大尺寸的块体非晶试样。

近年来, 人们发现向一个特定合金中添加微量的

稀土元素能够显著增强该合金的玻璃形成能力, 并对性能产生重要影响<sup>[6]</sup>。微量添加稀土元素Y对增大Fe基合金的GFA有明显效果<sup>[7,8]</sup>, 而Men<sup>[9]</sup>等人通过向 $\text{Co}_{50}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6$ 合金中添加少量Er, 结果使其临界尺寸由2 mm增大到10 mm, 为钴基大块非晶合金的研究打开了新的局面。

本工作研究了添加微量稀土元素Y对 $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ 合金的玻璃形成能力及磁性能和力学性能的影响, 并分析讨论Y元素引起这些变化的机理。

## 1 实验材料与方法

将高纯原料Co(99.94%)、Fe(99.9%)、Ta(99.99%)、B(99.9%)和Y(>99.9%), 分割成小块后进行仔细清洗, 然后按名义成分(at%)( $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ )<sub>100-x</sub>Y<sub>x</sub> ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 进行称量、配料。熔炼是在真空非自耗电弧炉(钨电极、水冷铜坩埚)中进行的。先将电弧炉的工作腔抽真空至 $2 \times 10^{-3}$  Pa, 然后充入高纯氩气(纯度为99.999%)至0.06 MPa, 随后重新抽真空和充氩气。如此反复3遍之后, 在高纯氩气保护氛围中进行母合金熔炼。实验所用的铜坩埚有7个凹坑, 在正中间凹坑中放入金属钛块, 其它6个凹坑中放入母合金原料。

收稿日期: 2008-01-19

基金项目: 甘肃省教育厅开放基金(0503-08)

作者简介: 袁子洲, 男, 1964年生, 教授, 兰州理工大学甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2806145, E-mail: yuanzz@lut.cn

在正式熔炼母合金之前，先将钛块熔化，以便吸收工作腔内部的残余氧气。为了保证母合金的成分均匀，每个母合金锭都翻炼了5遍。

带材的制备是在真空单辊甩带机上完成的。将熔炼好的母合金锭打磨、清洗、破碎后，装入底部有小孔的石英管中，利用甩带机上的感应加热装置，将母合金重熔。然后在 0.06~0.08 MPa 的压差下，将熔融金属通过石英管底部的小孔吹到高速旋转的铜辊表面，制得宽 2~3 mm，厚 20~300  $\mu\text{m}$  的 Co 基合金带材。整个熔化及甩带过程均在密封的工作室内完成，试验时先抽真空至  $3 \times 10^{-5}$  Pa，然后通入高纯氩气进行保护。

Co 基圆棒试样的制备也是在真空单辊甩带机上完成的，整个试验过程与带材制备基本相同，只是熔融金属通过石英管底部的小孔被吹入具有  $\phi 2$  mm 的圆柱状型腔的铜模中，制得圆棒状试样。

用 D8ADVANCE 型 X 射线衍射仪检测样品的相结构，扫描范围为  $20^\circ \sim 90^\circ$ ，步长为  $0.02^\circ$ ，辐射源为 Cu 靶；热分析是在 NETZSCH STA 449C 差示扫描量热分析仪 (DSC) 上完成的，其中升温速率为 40 K/min，用高纯氩气对样品进行保护 (充气速度为 20 mL/min)，所需的样品坩埚和校准坩埚均为  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的；将  $\phi 2$  mm 的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  圆棒纵向切割成长 4 mm (高径比 2:1) 的压缩试样，在 AG-10T 型材料试验机上进行准静态压缩试验，应变速率为  $1.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ；在 JSM-6700F 型扫描电镜 (SEM) 上观察压缩试样断口形貌。磁滞回线是利用 JDM-13 型振动样品磁强计 (VSM) 来测量的。

## 2 结果与讨论

### 2.1 对非晶形成能力的影响

图 1 为  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 合金薄带的 XRD 图谱。可以看出，所制备的 6 种薄带均在  $2\theta=45^\circ$  附近出现非晶态结构特有的漫散射衍射峰，不存在来自晶体相的明锐衍射峰。本工作漫散射衍射峰的位置与一般钴基非晶合金的漫散峰的位置是相符的<sup>[10]</sup>，这说明所制备的 6 种薄带都可能具有非晶结构。

图 2 为  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 合金条带连续加热的 DSC 曲线。可以看出，所有条带在晶化之前都有明显的玻璃转变点  $T_g$ ，然后出现较宽的过冷液相区  $\Delta T_x$  ( $\Delta T_x = T_x - T_g$ )，随后是晶化放热峰。结合 XRD 和 DSC 测试结果，可以肯定所制备的 6 种薄带都具有非晶结构。

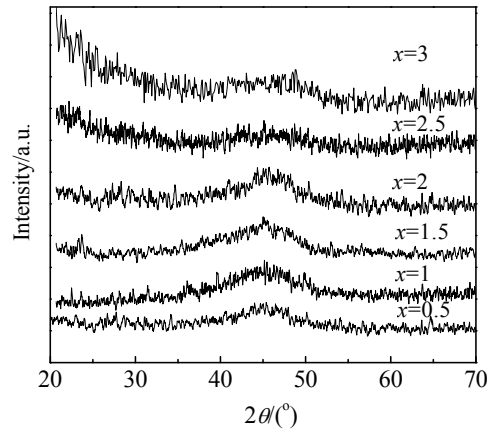


图 1  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 合金条带的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) ribbons

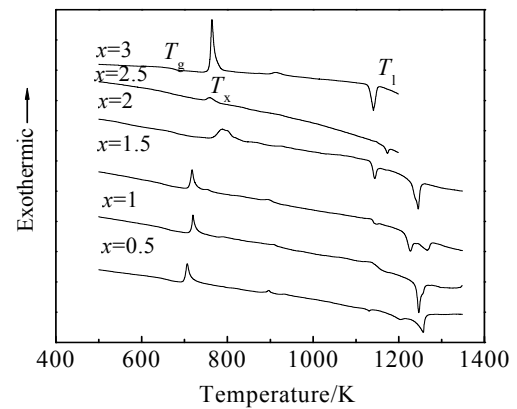


图 2  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  合金条带连续加热的 DSC 曲线  
Fig.2 Continuous heating DSC plots of  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) ribbons

表 1 列出了  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 对比试样  $\text{Co}_{43.5}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$  这 7 种非晶条带的玻璃转变温度  $T_g$ 、起始晶化温度  $T_x$  和液相线温度  $T_l$  以及由这些特征温度计算出的约化玻璃转变温度  $T_{rg}$  和参数  $\gamma$  ( $\gamma = T_x / (T_g + T_l)$ )。众所周知， $T_{rg}$  和参数  $\gamma$  是表征合金玻璃形成能力的 2 个参数，其数值越大，表示合金的玻璃形成能力越强<sup>[11]</sup>。从表 1 可以看出，当  $x=3$  时， $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  合金的  $T_{rg} = 0.657$ ，参数  $\gamma = 0.436$ 。在所研究的 7 种成分中，此成分合金的这 2 个参数值是最大的，因而，可以预测该合金可能具有较强的玻璃形成能力。

当  $x < 1.5$  时，掰断的  $\phi 2$  mm 棒状试样的横截面上

有肉眼可见的柱状晶，而 $x > 2$ 时，同样的截面则呈现光滑的镜面。图 3 为直径为  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=2, 2.5, 3$ ) 棒状试样的 XRD 图谱。由图 3 可以看出，当 $x=2$ 时 XRD 图谱上存在明显的晶体衍射峰，这说明此成分的试样具有晶体结构。当 $x=2.5$ 时的试样的 XRD 图谱存在宽化的衍射峰，但其上叠加有明锐的晶体衍射峰，这说明此成分的试样的结构为非晶和晶体的混合物。当 $x=3$ 时，其试样的 XRD 图谱只有强度较低的漫散衍射峰，这说明  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  棒状试样为完全的非晶结构。

表 1  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0, 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 非晶合金条带的连续加热 DSC 特征温度以及参数值

Table 1  $T_g, T_x, T_l, T_{rg}, \gamma$  of  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0, 0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) amorphous ribbons in case of continuous heating

$x$	$T_g/\text{K}$	$T_x/\text{K}$	$T_l/\text{K}$	$T_{rg}/\text{K}$	$\gamma$
0	928	1000	1529	0.607	0.407
0.5	918	969	1535	0.598	0.395
1	914	987	1537	0.595	0.403
1.5	913	1002	1525	0.599	0.411
2	930	1040	1529	0.608	0.423
2.5	934	1020	1452	0.643	0.427
3	936	1029	1424	0.657	0.436

$\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  非晶棒材表面光洁，具有非晶合金独特的金属光泽。

加入适量的元素 Y 后，合金的非晶形成能力得到提高的原因可能有以下几个方面：(1) 从热力学的观点来看。在这个体系中元素 Y 对氧具有更强的亲和力，所以，在熔融液体中，很少量的 Y 扮演着氧吸附剂的角色，降低了在熔炼和铸造过程中氧的不利影响，抑制了异质形核，提高了玻璃形成能力。(2) Y 和基体组元 Co 之间的混合焓为  $-22 \text{ kJ/mol}^{[12]}$ ，Y 和 Co 的原子半径约相差 30%。原子间较大的负混合热和原子半径差都会使液态合金中的原子随机堆积短程有序团簇的密度增加，而这些短程序团簇在合金从液态向固态的快速冷却过程中，不论是单原子还是原子团的重排都变得相当困难，因而位形十分稳定，导致凝固时结构重排和组分调整的动力学过程变得极其困难，使合金原子无法按照平衡晶体相对化学及拓扑的要求进行长程重排，进而能够抑制晶体相的形核和长大，从而提高合金非晶形成能力<sup>[13]</sup>。

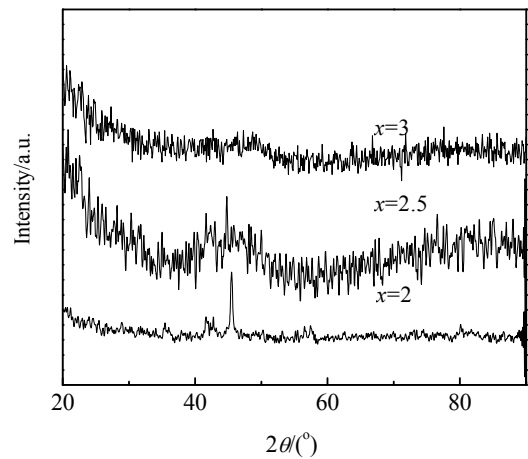


图 3  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=2, 2.5, 3$ ) 试样 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=2, 2.5, 3$ ) alloy rods with diameters of 2 mm

## 2.2 对力学性能的影响

图 4 为  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  大块非晶合金试样的单轴压缩典型应力-应变曲线。可以看出，试样在断裂前，应力和应变存在相当好地线性关系，没有表现出任何塑性变形特征。其断裂强度为 1852 MPa，断裂应变为 0.18%。

压缩试样破裂成 2 个或几个部分，断裂平面与压力轴的夹角大约为  $30^\circ \sim 35^\circ$ 。图 5 为压缩试样断口不同区域不同倍率的 SEM 形貌照片，压力方向如图中白色箭头所示。由图 5 可见，断口呈现明显的台阶状形貌，台阶几乎均匀分布，间隔大概相等，方向与载荷平行。

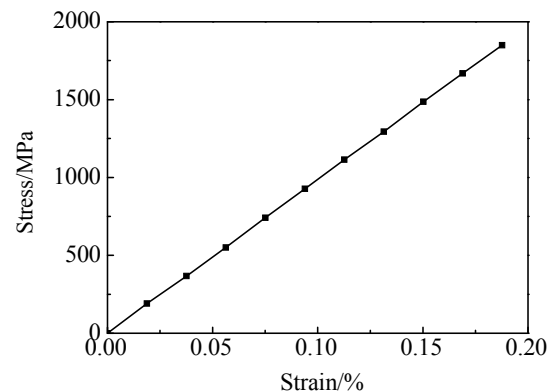


图 4  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  大块非晶合金试样单轴压缩典型应力-应变曲线

Fig.4 Compressive stress-strain curves of the  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  bulk amorphous alloy rod with diameter of 2 mm

$(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  大块非晶合金的压缩断裂强度比  $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$  的要低许多, 分析其原因可能是 Y 的添加容易在熔炼母合金时产生氧化物杂质 (见图6中的黑色小点), 这些杂质有可能成为应力集中的地方, 裂纹极易在此萌生并急剧扩展导致断裂。

### 2.3 对磁性能的影响

图 6 为  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  大块

非晶合金的室温磁滞回线。与  $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$  合金的磁滞回线相比<sup>[4]</sup>,  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  大块非晶合金的矫顽力较大, 为  $327 \times 79.6 \text{ A/m}$ , 同时饱和磁感应强度也显著下降, 这说明 Y 的添加导致  $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$  非晶合金的软磁性能恶化。其原因可归结为 Y 的氧化物质点对畴壁的钉扎作用, 导致磁畴转动困难。

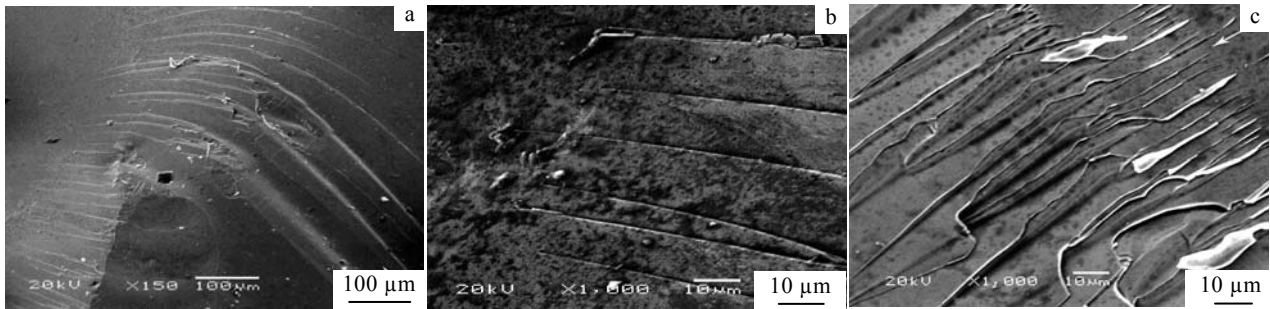


图 5  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  块体非晶合金压缩断口 SEM 形貌照片

Fig.5 SEM morphology taken from compression failure surface of  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  metallic glassy rod with diameter of 2 mm

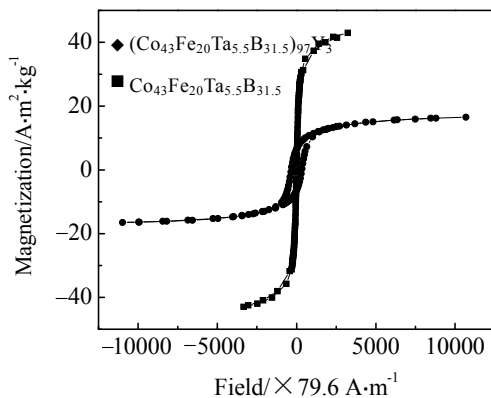


图 6  $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  大块非晶合金的室温磁滞回线

Fig.6 Hysteresis loops measured at room temperature for  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  glassy rod with diameter of 2 mm

## 3 结论

1) 向  $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$  合金中添加微量的稀土元素 Y 可以增强其非晶形成能力。在合金  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) 中, 当  $x=3$  时的合金具有最大的非晶形成能力, 可以被容易地制备出  $\phi 2 \text{ mm}$  的非晶圆棒。该合金的约化玻璃温度  $T_{\text{rg}}$  为 0.657, 参数  $\gamma$  为 0.436, 在所研究的系列合金中是最大的, 这说明  $T_{\text{rg}}$  和  $\gamma$  可以很好地表征

Co-Fe-Ta-B 合金的玻璃形成能力。

2) Y 的添加导致 Co-Fe-Ta-B 非晶合金的压缩断裂强度急剧下降。 $\phi 2 \text{ mm}$  的  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  非晶圆棒的压缩断裂强度为 1852 MPa, 断裂应变为 0.18%。

3) Y 的添加导致 Co-Fe-Ta-B 非晶合金的软磁性能下降。与  $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$  非晶合金相比,  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  的磁滞回线上存在  $327 \times 79.6 \text{ A/m}$  的矫顽力, 同时饱和磁感应强度也显著下降。

### 参考文献 References

- [1] Wang Yihe(王一禾), Yang Yingshan(杨膺善). *Amorphous Alloys*(非晶态合金)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1989: 197
- [2] Ise K, Nakamura Y. *IEEE Translation Journal on Magnetics in Japan*[J], 1992, 7(1): 17
- [3] Castane F J, Vazquez M, Chen D X et al. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 1999, 35(5): 4115
- [4] Inoue A, Shen B L, Kosiba H et al. *Acta Materialia*[J], 2004 (52): 1631
- [5] Inoue A, Shen B L, Kato H et al. *Nature Materials*[J], 2003(2): 661
- [6] Wang W H. *Progress in Materials Science*[J], 2007, 52(4): 540
- [7] Park J M, Park J S, Na J H et al. *Materials Science and Engineering*[J], 2006, (A 435~436): 425
- [8] Chen Q J, Zhang D L, Shen J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007, 427: 190

- [9] Men H, Pang S J, Zhang T. *Materials Research Society*[J], 2006, 21(4): 958
- [10] Yuan Z Z, Chen X D, Xu H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 422: 109
- [11] Lu Z P, Bei H, Liu C.T. *Intermetallics*[J], 2007, 15: 618
- [12] Takeuchi A, Inoue A. *Materials Transactions*[J], 2005, JIM 46: 2817
- [13] Inoue A. *Acta Materialia*[J], 2000, 48: 279

## Effect of the Rare Earth Element Y on Glass-Forming Ability and Properties of $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ Alloy

Yuan Zizhou, Zhang Dapeng, Lu Ye, Bao Shilei, Tong Yadong

(State Key Laboratory of Advanced Non-Ferrous Metal Materials of Gansu Province, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

**Abstract:** The  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{100-x}\text{Y}_x$  ( $x=0.5, 1, 1.5, 2, 2.5, 3$ ) amorphous ribbons and rods of 2 mm diameters were prepared by melt spinning and copper mold blow-casting method. The analysis of XRD and DSC test indicated that the rod amorphous of 2 mm diameter was easily prepared owing to the alloy ( $x=3$ ) which the value of  $x$  is 3 with maximum glass forming ability. Because the value of the reduced glass transition temperature ( $T_{rg}$ ) and  $\gamma$  of  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  alloy were 0.657 and 0.436 respectively, which were maximum in the series chemical composition investigated, the glass forming ability of Co-Fe-Ta-B alloy was assessed by  $T_{rg}$  and  $\gamma$ . The results of compression test and hysteresis loops showed that the compressive fracture strength and soft magnetic property of the Co-Fe-Ta-B amorphous alloy decreased dramatically when Y was added. The compressive fracture strength and the fracture strain of  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  amorphous rods of 2 mm diameter were 1852 MPa and 0.18%, respectively. Compared with  $\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5}$ , the coercivity  $H_c$  was  $327 \times 79.6$  A/m in the hysteresis loops of the  $(\text{Co}_{43}\text{Fe}_{20}\text{Ta}_{5.5}\text{B}_{31.5})_{97}\text{Y}_3$  amorphous alloy, at the same time, the saturation magnetic flux density decreased distinctly.

**Key words:** rare earth element Y; micro alloying; Co based amorphous alloys; glass-forming ability; properties

Biography: Yuan Zizhou, Professor, State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-Ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2806145, E-mail: yuazz@lut.cn