

非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金激光 纳米化的超精细结构研究*

陈岁元[†] 刘常升 李慧莉 崔 彤

(东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110004)

(2004 年 11 月 30 日收到, 2004 年 12 月 21 日收到修改稿)

在 CO_2 激光功率为 50—300W、扫描速度为 20mm/s、激光散光斑为 20mm 照射条件下, 诱导非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 带中发生结构重组, 产生定量纳米 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 晶相形成双相组织结构材料. 利用穆斯堡尔谱研究了非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金激光纳米化的超精细结构. 实验结果表明, 激光诱导非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 纳米化后, 其超精细磁场的分布随着激光功率变化由单峰向双峰变化, 在高功率辐照时, 出现了双峰分布, 并且峰位向高场移动. 高激光功率辐照非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金纳米晶化相有四种超精细结构, 即 2 个超精细磁场较小的初晶相和 2 个超精细磁场较大的纳米晶化相. 其中超精细磁场较大(17—25MA/m)的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 相为 DO_3 结构.

关键词: 激光, 纳米晶 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$, 非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, 超精细结构, 超精细磁场

PACC: 4262A, 7550K, 3340

1. 引 言

显微组织结构为纳米级 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 加非晶相双相组织的 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 由于其具有高导磁率和饱和磁化强度, 成为重点研究的对象^[1-5]. $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶合金经过激光辐照后产生纳米晶化相 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 的结构和数量对其磁性能具有重要作用, 能否通过控制激光晶化的工艺参数来获得有价值的超精细结构的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 纳米晶是激光纳米晶化的重要课题. 所以, 研究激光诱导非晶带纳米晶化相的超精细结构具有重要意义. 文献 [6, 7] 对 CO_2 激光诱导非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金微量晶化进行了初步研究, 发现微量晶化相是 Fe-Si 初晶结构, 没有形成纳米级晶粒的相结构. 在此基础上, 本文选择 CO_2 激光, 在扫描速度为 20mm/s、提高激光功率辐照条件下, 诱导 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶合金产生定量的 $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ 纳米晶. 采用穆斯堡尔谱和透射电镜 (TEM) 分析, 重点研究激光纳米晶化相的形成、大小数量、结构以及纳米晶化后材料超精细磁

场的变化规律, 进一步探索 Fe 基非晶合金激光纳米晶化的微观机理.

2. 研究方法

2.1. 原材料与实验装置

实验原材料是单辊熔体急冷法制备出 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶带, 宽度为 20mm, 厚度为 $30\mu\text{m}$. 实验装置如图 1 所示.

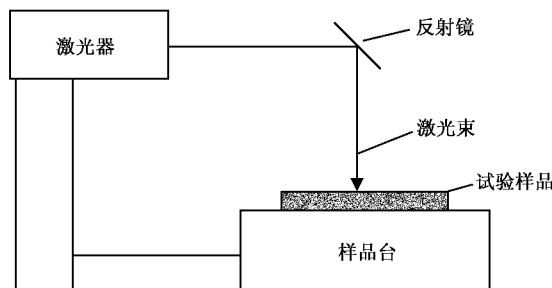


图 1 CO_2 激光辐照样品实验装置图

* 国家自然科学基金(批准号: 50274028)和沈阳市科技计划项目(1032040-1-01)资助的课题.

[†]E-mail: sychen@mail.neu.edu.cn

2.2. 实验样品的制备

截取 6cm 长的 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 非晶带共 7 段,分别自由面朝上平放在 CO_2 激光器的样品台上,调整激光散光斑直径为 20mm,以确保样品得到均匀照射.实验时激光功率从 50W 依次递进至 300W,具体工艺参数如表 1 所示.

表 1 激光诱导非晶试样晶化的工艺条件

| 试样号 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |
|-------------|---|----|-----|-----|-----|-----|-----|
| 激光功率/W | 0 | 50 | 100 | 150 | 200 | 250 | 300 |
| 散光斑直径/mm | 0 | 20 | 20 | 20 | 20 | 20 | 20 |
| 辐照速率/(mm/s) | 0 | 20 | 20 | 20 | 20 | 20 | 20 |

2.3. 分析方法

实验采用由微机控制的 FH-1918 透射穆斯堡尔谱(TMS)仪测量试样的穆斯堡尔谱.其 γ 射线源为 Pd 基 ^{57}Co , $2\Gamma_n = 0.194$,谱计数范围为 $0.50 \times 10^6 - 0.74 \times 10^6$ 穆斯堡尔谱参数相对于标准 $\alpha\text{-Fe}$ 数值.在拟谱的过程中,用非晶态和晶态混合解谱程序拟谱,晶态谱为 Lorentz 线型,非晶态谱为 Voigt 线型.按照穆斯堡尔谱理论,计算出各亚谱相的超精细参数 IS, QS, Hhf 和 Area 值,并拟合出各亚谱对应的面积百分比.微量晶化实验拟谱的过程中,总共设定 6 套亚谱,5 套非晶亚谱和 1 套晶化亚谱.大量晶化实验拟谱的过程中,总共设定 6 套亚谱,晶化亚谱和非晶亚谱的个数根据计算机解谱设定如下:200W, 250W, 300W, 设定两套非晶亚谱和 4 套晶化亚谱.

利用透射电镜对部分样品的晶化相的组织结构进行形貌观察及选区衍射研究.激光辐照后的样品用双喷的方法制备成透射电镜样品.

3. 实验结果与分析

3.1. 激光晶化对样品的穆斯堡尔谱影响

试样在以 20mm/s 的扫描速率接受功率为 150, 250W 激光辐照穆斯堡尔谱(其余试样的图略,激光功率小于等于 150W 的辐照样品的图与图 2(a)相似,200,300W 与图 2(b)相似),图 2(a)中 B 曲线为实验数据, C 曲线为拟合谱线, D—H 线为非晶亚谱线,而 I 线为晶化亚谱线.从图 2(a)中可以看出,

穆斯堡尔谱图形基本上是呈现非晶的六指峰,没有出现明显的晶化尖锐峰.图 2(b)中, D, E 线为非晶亚谱线, F, G, H, I 为晶化亚谱线.由图中可见,穆斯堡尔谱中出现了明显的尖锐峰,这些尖锐峰代表着有晶化相的析出.根据图中亚谱线的线变化,说明试样发生了晶化.

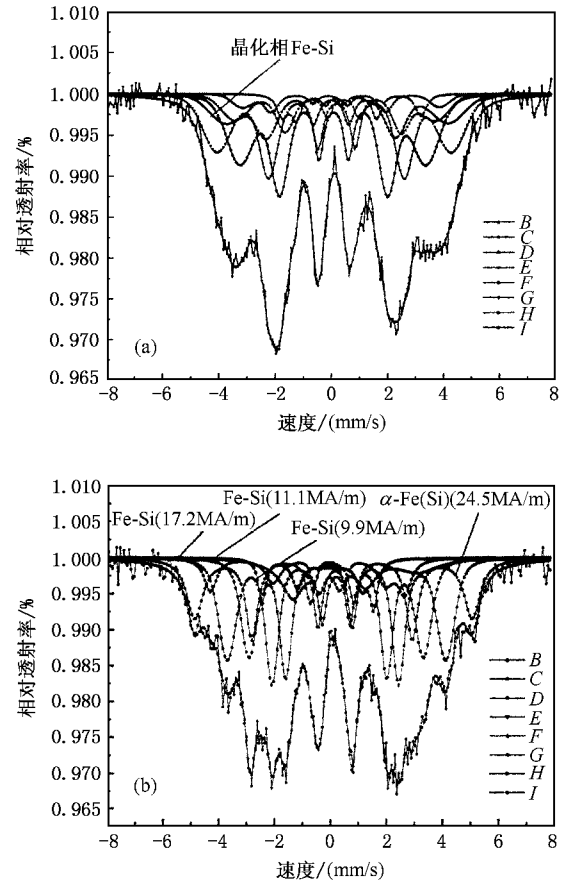


图 2 室温下 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 试样的穆斯堡尔谱 (a) 150W (b) 250W

非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 试样分别在激光功率为 150, 250W 处理后的非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 试样的穆斯堡尔谱拟合结果如表 2 和表 3 所示(其余样品略).表中 1—6 代表亚谱数,下标 v 代表是 Voigt 线型,是非晶亚谱. IS 是化学位移, QS 是四级分裂,晶化相的 IS 和 QS 较大,是由于激光晶化相形成很快,没有形成完全有序相结构,晶体内原子的排列和分布没有达到对称结构所引起. Hhf 是超精细磁场(内磁场), HWH 是峰的半线宽. 150W 处理后的样品析出的晶化相的穆斯堡尔谱数据如表中的亚谱 6 的值,其相对含量为 4.2%(由谱线面积代表),超精

细磁场 Hhf 为 11.1MA/m. 250W 处理后的样品析出的晶化相具有 4 个超精细结构相,超精细磁场 Hhf 分别为 9.9,11.2,17.2 和 24.5MA/m. 其中 Hhf 值较小的两个为初晶 Fe-Si 相, Hhf 值较大的两个为 $\alpha\text{-Fe}$ (Si)相.

表 2 激光功率为 150W 试样的穆斯堡尔谱拟合结果

| 穆斯堡尔亚谱 | IS/ (mm/s) | QS/ (mm/s) | Hhf/ (MA/m) | HWH/ (mm/s) | 谱线面积/ % | 相组成 |
|----------------|------------|------------|-------------|-------------|---------|-------|
| 1 _v | 0.176 | -0.052 | 19.9 | 0.660 | 35.5 | 非晶相 |
| 2 _v | -0.098 | -0.157 | 15.9 | 0.492 | 29.5 | 非晶相 |
| 3 _v | 0.381 | 0.169 | 17.0 | 0.648 | 14.0 | 非晶相 |
| 4 _v | 0.399 | 0.494 | 13.5 | 0.518 | 9.0 | 非晶相 |
| 5 _v | 0.049 | 0.120 | 20.8 | 0.520 | 7.8 | 非晶相 |
| 6 | -0.055 | -0.165 | 11.1 | 0.389 | 4.2 | Fe-Si |

表 3 激光功率为 250W 试样的穆斯堡尔谱拟合结果

| 穆斯堡尔亚谱 | IS/ (mm/s) | QS/ (mm/s) | Hhf/ (MA/m) | HWH/ (mm/s) | 谱线面积/ % | 相组成 |
|----------------|------------|------------|-------------|-------------|---------|-------------------------|
| 1 _v | 0.189 | 0.039 | 19.4 | 0.457 | 41.8 | 非晶相 |
| 2 _v | 0.201 | 0.003 | 15.4 | 0.421 | 37.6 | 非晶相 |
| 3 | -0.245 | -0.423 | 9.9 | 0.343 | 3.0 | Fe-Si |
| 4 | 0.071 | 0.040 | 24.5 | 0.327 | 8.9 | $\alpha\text{-Fe}$ (Si) |
| 5 | 0.410 | 0.850 | 11.2 | 0.375 | 4.8 | Fe-Si |
| 6 | -0.430 | -0.700 | 17.2 | 0.301 | 3.9 | $\alpha\text{-Fe}$ (Si) |

3.2. 激光晶化对非晶样品超精细磁场 Hhf 的影响

在激光的作用下,非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 在结构弛豫过程中出现了长程有序现象,合金的晶化过程是一个典型的形核和长大的过程,Fe, Si 形成富集区,晶胚长大成为 Fe-Si 晶粒,其超精细磁场会发生变化. 因为超精细磁场 Hhf 来源于穆斯堡尔原子 ^{57}Fe 的外层未满电子壳层(3d)中的电子自旋对内层 S 电子的极化作用,引起后者的不平衡分布. 即穆斯堡尔原子核处的 Hhf 与该原子不成对的电子自旋成正比,用数学模型表示为

$$\text{Hhf} \propto \mu_B \{ | \uparrow \psi_s(0) | - | \downarrow \psi_s(0) | \}. \quad (1)$$

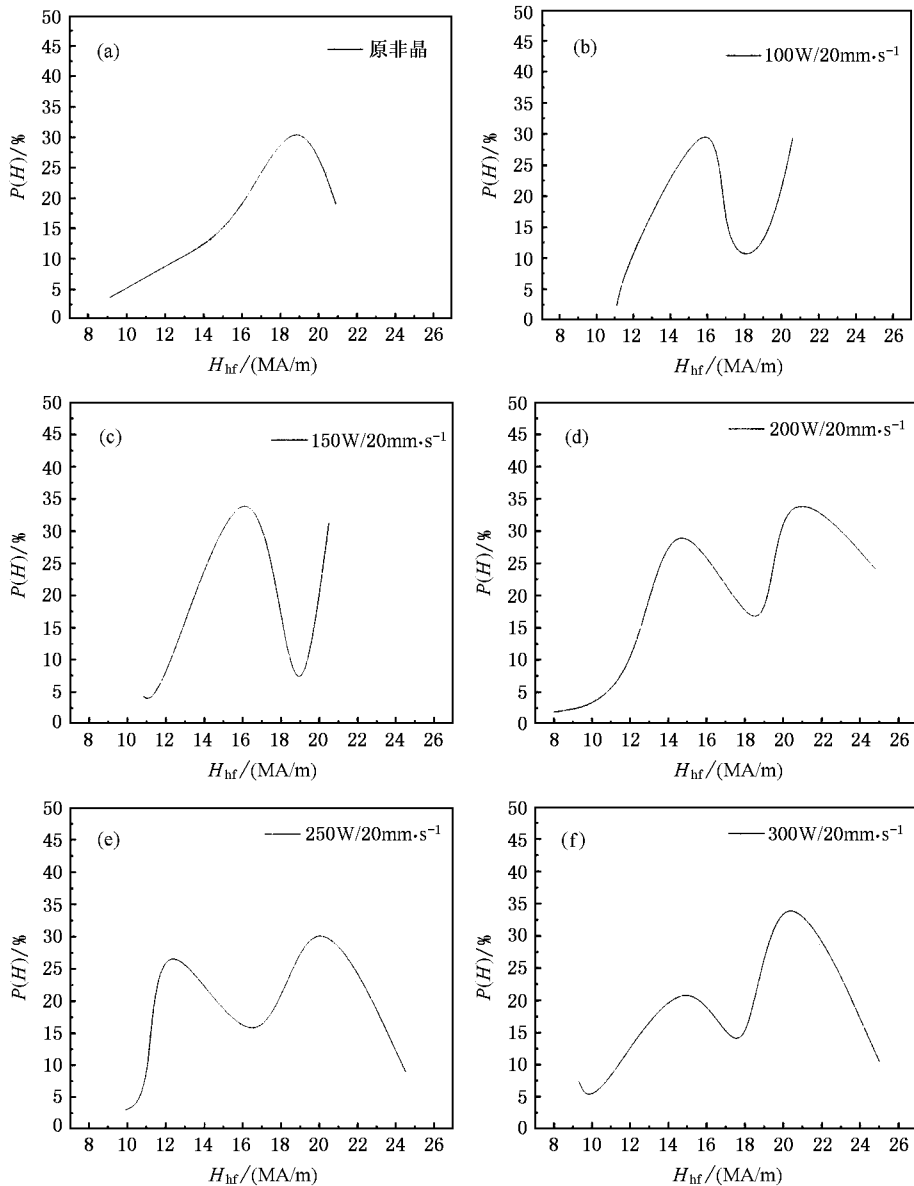
而铁磁性材料的自发磁化强度或反铁磁性材料的亚点阵的磁化强度也与磁性原子不成对的电子自旋成正比,即 $I_0 = \sum M_A / \Delta V$, 其中 $\sum M_A$ 为样品内某短程有序区(体积 ΔV)内的原子磁矩. 所以,穆斯堡尔原子核处的 Hhf 与材料的自发磁化强度 I_0 成正

比,即 $\text{Hhf} = AI_0$, A 为常数. 非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 的平均超精细磁场 Hhf 为不同短程序原子有序区的超精细磁场 H 按其分布概率 $P(H)$ 的叠加,因此, Hhf 值是位于不同组态铁原子超精细磁场 Hhf 按所占百分数的加权和,用数学公式表示为

$$\text{Hhf} = \sum P_i H_i, \quad (2)$$

式中 P_i 和 H_i 分别代表第 i 套穆斯堡尔谱亚谱所占百分数和超精细磁场的值. 利用穆斯堡尔谱超精细磁场(内磁场)的理论,可以研究和分析晶相和非晶混合组织材料的内在性质及其激光诱导纳米晶相形成的微观机理. 我们知道,非晶材料是结构无序的,Fe 基非晶材料中,Fe, Si, B 包括 Nb, Cu 等原子是随机分布的. 对于 Fe 基非晶材料中的穆斯堡尔原子,同一种配位态的阳离子之间不像晶态那样具有空间构型(如 $\alpha\text{-Fe}$ 具有体心立方结构)和键长,即使是具有相同配位数的铁原子,其周围的化学环境也不可能完全一样. 因此非晶材料中同一配位状态铁原子的穆斯堡尔谱参数,不可能像晶态相具有一定的确定值,而是一范围,表现为一定范围的涨落分布,而这一分布是超精细磁场的函数,说明每一超精细磁场具有一定的分布概率 $P(H)$. 根据超精细磁场分布函数 $P(H)$ 的意义,结合实验样品的穆斯堡尔谱参数的拟合结果(表 2, 3),不同激光功率诱导 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 纳米化的超精细磁场分布 $P(H)-H$ 曲线如图 3 所示.

从图 3 可以看到,原非晶试样的超精细磁场为单峰分布,而较低激光功率(50—150W)诱导微量晶化的试样的超精细磁场分布发生了明显变化,即单峰向低位场移动,在高位场有出现另一单峰的迹象,说明较低激光功率(50—150W)诱导微量晶化时,在激光的作用下,非晶试样不同短程序原子有序区出现了变化,这是内部原子出现重排的结果. 当激光功率增大到 200—300W 范围时,较多晶化的试样的超精细磁场出现了双峰分布,双峰的位置和概率随着激光功率的变化而变化. 激光功率 300W 诱导晶化的试样的双峰,主峰在高位场,次峰在低位场. 证明随着激光能量的提高,样品中出现了两种典型的短程有序区,对应了两种不同的 Fe 原子分布区域,我们认为,高位场区域的 Fe 原子周围 B, Cu, Nb 原子数少,在区域范围内产生富集 Fe 原子簇,有利于 $\alpha\text{-Fe}$ (Si) 纳米晶的形成,在 $P(H)-H$ 曲线上表现为概率增大,峰位向更高场移动.

图3 激光诱导试样的 $P(H)-H$ 曲线分布图

3.3. 激光诱导非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 纳米晶组织结构

由解谱结果可知,在激光功率小于 150W 辐照的样品,晶化量少(2.2%—4.2%),当激光功率增大到 200—300W 时,晶化量较多,在激光功率高于 200W 时,晶化量增加为 16.6%,300W 辐照的样品的晶化量为 22.8%,说明在本实验条件下,激光作用开始大量晶化的能量有一阈值(200W)。而功率小于 150W 辐照样品产生微量晶化相为初晶结构。

图 4 为非晶 $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金在激光功率为 200W 激光辐照后样品的穆斯堡尔谱图(a)和

TEM 照片(b)。由穆斯堡尔谱图形状的变化和亚谱线的分析表明样品中产生了晶化相,TEM 照片可以看出经过功率为 200W 的激光辐照后,在非晶基体上已有晶化相粒子产生,此时的电子衍射图样中((b)左下角)既有漫散的衍射环,也有晶化相的明锐衍射环,这可以证明晶化相与非晶相共存。图像分析表明晶粒尺寸约为 15—20nm,较为均匀地分布在非晶基体上。

图 5 为样品经激光功率为 200W 辐照后(图 4(b))的透射电镜像对应的电子衍射图和其标定图。可以看出经过功率为 200W 的激光辐照后,电子衍射图由非晶漫散环与不连续的衍射环组成。为了确

定纳米晶化相的组织结构,对电子衍射图用 α -Fe 的标准衍射图进行诠释,分别在(110)(200)(211),(220)(310)等晶面出现衍射,只是衍射强度不同,前三个晶面衍射环的衍射强度较高,后两个晶面衍

射强度较低,结果符合铁的晶面衍射特点,结合衍射环与 α -Fe 衍射环的差异,证明晶化相为 α -Fe(Si)结构.

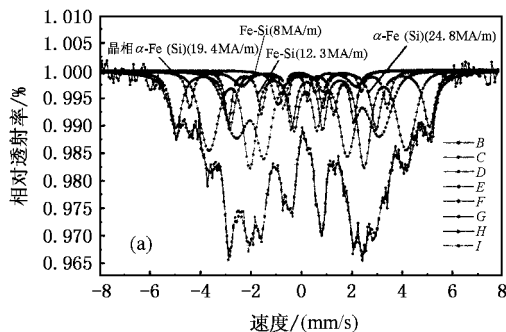


图 4 室温下激光 200W 辐照后 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 试样的穆斯堡尔谱(a)和 TEM 照片(b)

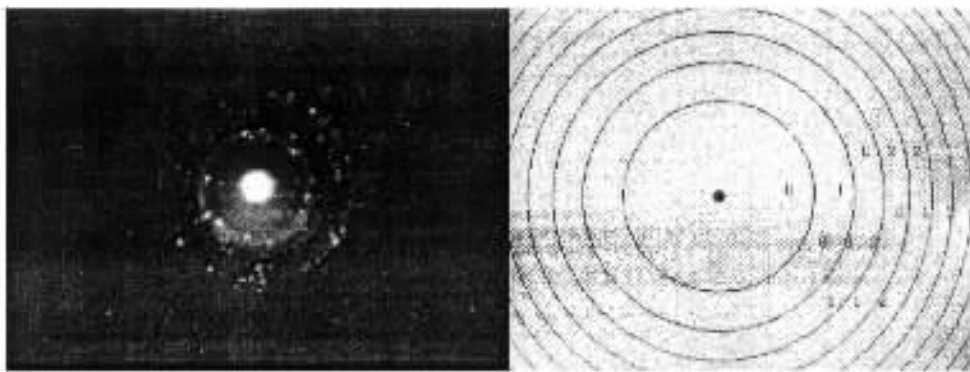


图 5 室温下激光 200W 辐照后 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 试样的电子衍射和 α -Fe 标定图

3.4. 激光诱导非晶 Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ 合金纳米晶的超精细结构

根据穆斯堡尔谱解谱结果,在 CO₂ 激光功率为 50—150W 范围,激光诱导产生了微量晶化,晶化相的内磁场较小,在 11—11.1 (MA/m) 之间,晶化相是 Fe-Si 的初晶相,可能含有少量 B 元素,是一种亚稳有序相。这是因为,激光功率较低,晶核刚刚开始吸收能量去形成和长大,由于能量低所以析出的晶粒少,而且根据激光辐照快速加热、快速冷却的特点刚刚形成的晶核还没有足够的时间把 B 等其他原子排出去,受到其他原子的影响使得析出相的超精细磁场值(Hhf)较低。

当激光功率增大到 200—300W 范围时,实验得到了 4 种超精细结构的晶相,有 2 个超精细磁场较小(8—11.9MA/m)的初晶相和 2 个超精细磁场较大

(17—25MA/m)的纳米晶化相。在高激光能量作用下,单位时间、单位面积的非晶合金表面的原子扩散和重排概率增大,部分初晶长大形成了纳米晶化相。由于穆斯堡尔谱对 Fe 原子核外电子结构的变化非常敏感,在体心立方 Fe 中占据体心结构中中心或角位置的 Fe 原子周围最近邻 Fe 原子数不同,会形成不同的电子云结构而表现为不同精细结构的晶化相,被亚谱区别开来。一般研究认为,非晶晶化的 α -Fe(Si)相以 DO₃ 结构存在^[8]。在 DO₃ 结构中,硅原子占据中心位置,而铁原子既可置于角位置(A 位置),也可置于中心位置(D 位置)。D 位置的铁原子总是由 8 个邻近铁原子围绕,而 A 位置的铁原子则可能由 8 个、7 个、6 个、5 个或 4 个邻近原子(分别对应 A₈、A₇、A₆、A₅ 和 A₄ 位置)^[9]。当 Fe 原子周围化学环境不同时,对应的超精细磁场值(Hhf)也不相同。在激光功率在 200—300W 时,析出晶化相的量

较多,其中,主要相是内磁场较大(24—25MA/m)的 α -Fe(Si)相,其符合 DO_3 结构,位置分配 $D + A_8 + A_7$;内磁场约为8—11.9MA/m的Fe-Si相,是初晶相;内磁场为19.1MA/m的 α -Fe(Si)相是 DO_3 结构,对应 A_5 位置;内磁场为17—18MA/m的 α -Fe(Si)相是 DO_3 结构,对应 A_4 位置.由实验结果可知,激光辐照能量不同,纳米晶化相的数量和超精细结构不同,而超精细磁场较大的纳米 α -Fe(Si)相随激光功率提高而增加,这对材料的磁性改善是有益的.那么,如何通过控制激光辐照非晶合金的条件,来调控较大超精细磁场的纳米晶 α -Fe(Si)的数量和分布,是激光纳米晶化应进一步重点研究的课题之一.

4. 结 论

1. 在激光散光斑直径为20mm、辐照速度为

20mm/s和激光功率0—300W辐照诱导工艺条件下,当激光功率小于150W时,非晶 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 合金产生了少量(0—4%)Fe-Si初晶相.当激光功率为200—300W时,才能产生较多量的纳米晶化相.

2. 激光诱导非晶 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 纳米化后,发现其超精细磁场的分布发生了变化,在高功率辐照时,出现了双峰分布,并且峰位向高场移动.

3. 高激光功率辐照非晶 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 合金纳米晶化相有4种超精细结构,即2个内磁场较小的初晶相和2个内磁场较大的纳米晶化相.其中,主要相是内磁场较大(17—25MA/m)的 α -Fe(Si)相,为 DO_3 结构.

-
- [1] Sorescu M 1998 *J. Alloys and Compounds* **280** 251
- [2] Chao Y S, Teng G Q and Geng Y *et al* 1997 *Acta Phys. Sin.* **46** 1369 (in Chinese) [晁月盛、滕功清、耿岩等 1997 物理学报 **46** 1369]
- [3] Zhang H Y 2004 *Magnetic Material and Apparatus* **4** 1 (in Chinese) [张世远 2004 磁性材料及器件 **4** 1]
- [4] Rixecker Georg, Schaaf Peter, Gonser Ulrich 1993 *Journal of Physics D: Applied Physics* **26** 870
- [5] Sorescu M and Knobbe E T 1994 *Phys. Rev. B* **49** 3253
- [6] Chen S Y, Liu C S, Fu G Q *et al* 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 2486 (in Chinese) [陈岁元、刘常升、付贵琴等 2003 物理学报 **52** 2486]
- [7] Chen S Y, Liu C S, Fu G Q *et al* 2003 *Chinese Journal of Laser* **30** 1049 (in Chinese) [陈岁元、刘常升、付贵琴等 2003 中国激光 **30** 1049]
- [8] Hono K 1992 *Acta Metal Mater* **40** 21377
- [9] Sorescu M, Knobbe E T and Barb D 1995 *J. Phys. Chem. Solids* **56** 79

Hyperfine structure during nanocrystallization of amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloy irradiated by laser^{*}

Chen Sui-Yuan Liu Chang-Sheng Li Hui-Li Cui Tong

(School of Material and Metallurgy , Northeastern University , Shenyang 110004 , China)

(Received 30 November 2004 ; revised manuscript received 21 December 2004)

Abstract

The material composed of a definite amount of nanocrystalline phase $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ with a double-phase structure was produced by laser irradiation on the amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloy with a laser power ranging from 50 to 300W , scanning speed 20mm/s , laser beam spot 20mm. Hyperfine structures of the nanocrystallized samples were analyzed by Mössbauer spectra. Experimental result shows that after the CO_2 laser irradiated on the amorphous alloy $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$, its hyperfine magnetic field distribution transformed from a single peak to double peaks with the change of laser power. When irradiated at a high laser power , it formed a double-peak structure and the peaks moved to a high field position. Nanocrystallization of amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ irradiated by a higher laser power produces four hyperfine structures , i. e. two primary crystal phases with relatively small hyperfine magnetic field and two nanocrystalline phases with a relatively large hyperfine magnetic field. The major crystal phase is the $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$ phase of DO_3 whose hyperfine magnetic field is comparatively larger (17—25MA/m).

Keywords : laser , nanocrystal $\alpha\text{-Fe}(\text{Si})$, amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloy , hyperfine structures , hyperfine magnetic field

PACC : 4262A , 7550K , 3340

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 50274028) , and the Shenyang City Science and Technology Plan (Grant No. 1032040-1-01).