

La_{0.6}Pr_{0.4}Fe_{11.4}Si_{1.6}B_{0.2} 合金及其氢化物磁热性能研究

张 涛^{1,2,3}, 刘翠兰², 张 勇³

(1. 内蒙古包钢稀土(集团)高科技股份有限公司, 内蒙古 包头 014030)

(2. 包头稀土研究院, 内蒙古 包头 014030)

(3. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘 要: 采用工业纯原料感应熔炼制备出公斤级 La_{0.6}Pr_{0.4}Fe_{11.4}Si_{1.6}B_{0.2} 合金, 经退火后通过吸氢处理提高其居里温度到室温附近。研究了在 1373~1473 K 温度下经不同时间和温度退火对合金微观组织结构的影响。实验发现在 1473 K 经 30 h 退火样品的居里温度为 202 K, 在 0~1.5 T 变化磁场下的最大磁熵变达 8.1~8.6 J/kg K。在 0.13 MPa 氢气压力下, 经 553 K 吸氢 5 h 氢化处理后合金的居里温度为 320 K, 最大磁熵变达 7.7~8.0 J/kg K。

关键词: 感应熔炼; 吸氢; La(Fe,Si)系合金; 磁热性能

中图分类号: TM273

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)05-1305-05

室温范围制冷能源消耗巨大, 常用的气体压缩制冷对环境也带来不利影响。随着社会发展和进步, 国内外对绿色室温制冷技术的需求愈发强烈。从 1881 年发现材料的磁热效应开始, 磁制冷技术最先开始用于获取极低温度。磁制冷技术是利用变化磁场中磁性材料的大磁热效应实现制冷的, 属绿色环保制冷技术。目前, 人们已经在各种温区发现了具有大磁热效应特点的磁性材料, 如稀土非晶合金^[1]、铁基非晶合金^[2]、高熵合金^[3,4]、La(Fe, Si)₁₃ 系合金^[5]、Fe₂P 型合金^[6]、纯金属 Gd 及 Gd 系合金^[7]、钙钛矿型陶瓷^[8]和 Heusler 型合金^[9]等。丰富的材料体系和宽泛的居里温度范围为开发室温磁制冷材料提供了良好的机遇。室温磁制冷相关材料的研发正在成为磁制冷领域的研究热点之一。近年来, 研究最多的室温附近磁制冷合金体系主要有 Gd₅Si₂Ge₂^[10]、La(Fe, Si)₁₃ 和 Mn-Fe-P-(Si, Ge)^[11]等。La(Fe, Si)₁₃ 系合金具有大磁热效应、低稀土含量、无毒性元素和易于合金化制备与成形等特点, 受到研究人员的重点关注。

La(Fe, Si)₁₃ 系合金属于 RTX 类化合物^[12], 人们通过稀土、Co、Mn 等相似或过渡元素替代^[13-16]和 C、N、B 及 H 等小原子元素掺杂^[17-20]等方法对该合金磁热性能进行了深入的研究, 获得大量有益的结果。采用 Pr 部分取代 La 元素能保持合金大磁熵变并降低材料的磁滞^[15]。加入 B 元素有助于缩短退火时间, 对高效制备十分有利, 但过多 B 会形成其它相, 严重影响合金磁热性能^[21]。鉴

于微量 B 有助于减少合金的磁滞和热滞, 该类合金仍具有重要的研究价值。采用工业原料进行微量 B 添加, 降低退火成本, 有助于获得成本和性能兼顾的实用化材料。对 La(Fe, Si)₁₃ 系合金进行研究, 降低材料制备成本, 开发室温附近的大磁热效应材料, 能够为室温附近磁制冷技术实用化提供必要的材料支撑。本实验采用工业原料和微量 B 添加制备出 La_{0.6}Pr_{0.4}Fe_{11.4}Si_{1.6}B_{0.2}, 经退火后再对合金进行氢化处理, 制备出具有良好磁热性能均匀性且近室温范围居里温度的大磁热材料。

1 实 验

实验采用工业原材料 La-Fe 合金锭、B-Fe 合金粉末和 Pr 锭, 其中 La 占 69.11%、B 占 29.3%。Fe、Si 为块状原料, 纯度为 99% 以上。按 La_{0.6}Pr_{0.4}Fe_{11.4}Si_{1.6}B_{0.2} 化学配比进行中频感应熔炼后, 浇铸成方形板锭。板锭质量为 6 kg, 厚度为 15 mm。在板锭横断面中部取样进行退火。样品在氩气保护下经 1473 K 高温退火 16~30 h 后自然冷却到室温。高温退火样品进一步在较低的 1373 K 退火 1~4 h。退火合金经破碎后放入真空氢化炉内, 抽真空后升温到 553 K, 再充入 0.13 MPa 高纯氢气进行吸氢处理 5 h, 并保持氢压冷却到室温, 获得 La_{0.6}Pr_{0.4}Fe_{11.4}Si_{1.6}B_{0.2}H_x 氢化物。

使用 Philips PW1830 型 X 射线粉末衍射仪 (XRD, Cu K α) 和扫描电镜 (SEM) 进行退火样品物相和微观组

收稿日期: 2016-05-06

基金项目: 国家高技术研究发展计划 (“863” 计划) (2011AA03A404); 内蒙古包钢稀土(集团)高科技股份有限公司博士后工作站项目 (201H1721); 内蒙古自然科学基金 (2013MS0802)

作者简介: 张 涛, 男, 1981 年生, 博士, 内蒙古包钢稀土(集团)高科技股份有限公司生产部, 内蒙古 包头 014030, 电话: 0472-2801045, E-mail: zhtwr@foxmail.com

织分析。样品的 $M-T$ 和 $M-B$ 曲线由美国 LakeShore 7407 振动样品磁强计(VSM) 在 0~1.5 T 变化磁场下测定。由 $M-T$ 曲线确定材料的 T_C ($dM/dT-T$ 曲线中极值点对应的温度即为 T_C)。在 T_C 附近测数条等温磁化曲线 $M-B$, 由下列麦克斯韦 (Maxwell) 方程 (1) 计算样品的等温磁熵变:

$$\Delta S_m = -\sum \frac{M_i - M_{i+1}}{T_i - T_{i+1}} \Delta B_i \quad (1)$$

式中, M_i 和 M_{i+1} 分别是磁场为 B_i 、温度为 T_i 和 T_{i+1} 时的磁化强度。

2 结果和讨论

2.1 退火合金的析出相和微观组织分析

图 1 给出了 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 在 1473 K 经 16, 22 和 30 h 高温退火以及在 1473 K 经 16 h 退火样品进一步在 1373 K 经 1 和 4 h 高温退火所得样品的 XRD 图谱。由 XRD 分析可知, 经高低温复合退火样品的析出相衍射峰相同, 高低温退火未对 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金析出相成分带来明显影响。衍射峰所对应的析出相为 NaZn_{13} 型磁热相, 并未发现明显的 $\alpha\text{-Fe}$ 相所对应的衍射峰。这说明合金在该条件下均获得较好的退火状态。

采用 SEM 进一步研究了不同退火条件下合金的微观组织状态, 如图 2 所示。图 2a, 2b, 2c 分别为合金在 1473 K 经 16, 22 和 30 h 退火处理样品的微观组织照片, 图 2d, 2e 分别为合金在 1473 K 经 16 h 退火处理后进一步在 1373 K 经 1 和 4 h 退火处理样品微观组织照片。

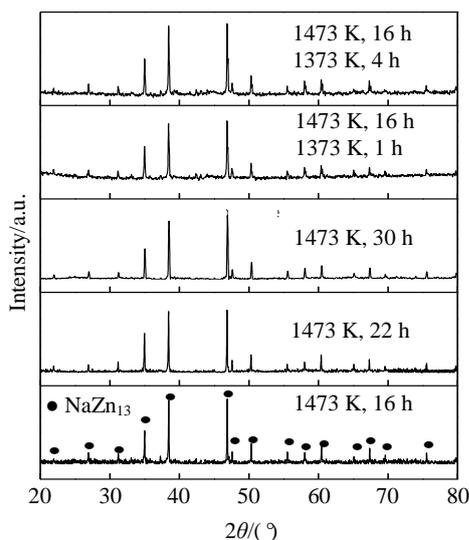


图 1 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金在 1373~1473 K 退火不同时间的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ alloys annealed at 1373~1473 K for different time

$\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 退火合金主要由灰色 NaZn_{13} 主相、少量黑色 $\alpha\text{-Fe}$ 和白色富 La 相组成。微观结构分析表明, 在各种退火条件下, XRD 检测未能发现的少量黑色 $\alpha\text{-Fe}$ 和白色富 La 相依然存在于合金中。采用 SEM 分析能够更精确的判断退火析出情况。在 1473 K 退火时, 当退火时间由 16 h 增加到 30 h 时, 位于多个主相晶粒交叉处的块状黑色 $\alpha\text{-Fe}$ 相逐渐减小并出现圆整化, 而且嵌入主相基体内呈细小弥散分布黑色 $\alpha\text{-Fe}$ 相数量逐渐减少, 同时沿主相晶界呈线状分布白色富 La 相呈现出断续状分布。这表明在 1473 K 增加退火时间有助于获得更好的退火组织。对比图 2a, 2d 可知, 在 1473 K 经 16 h 退火后进一步在 1373 K 经 1 h 复合退火时, 灰色相基体内弥散黑色相增加, 说明较低温度退火导致磁热主相出现一定分解, 导致主相组织恶化。对比图 2d、2e 可知, 复合退火温度由 1 增加到 4 h 时, 黑色 $\alpha\text{-Fe}$ 和白色富 La 相含量出现微弱减少的趋势。这说明高温退火和增加退火时间有助于 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金快速获得更好的退火组织, 但残余黑色 $\alpha\text{-Fe}$ 和白色富 La 相难以完全消除而获得单一析出相组织。结合 XRD 和 SEM 分析可知, 本实验中合金在 1473 K 经 30 h 退火样品形成 NaZn_{13} 磁热主相组织, 达到较好的退火状态。相比 $\text{La}(\text{Fe}, \text{Si})_{13}$ 系合金数天甚至数周的退火时间, 高温退火工艺具有较高退火效率, 有利于磁制冷材料的高效制备。

2.2 退火合金的磁热性能及其均匀性分析

图 3 给出了不同退火工艺下, $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金磁化强度随温度的变化 $M-T$ 曲线。在 1473 K 退火时, 当退火时间由 16 h 增加到 30 h, 居里温度由 198.7 K 增加到 201.7 K。高低温复合退火使合金的居里温度由 198.7 K 降低到 196.5 K。这表明, 退火温度和时间对合金的成分均匀性有重要影响。合金的居里温度主要由具有 NaZn_{13} 型结构的 $\text{La}(\text{Fe}, \text{Si})_{13}$ 主相中 Fe 和 Si 的含量决定, 有研究发现, 随退火时间增加, 主相中 Si 含量增加, 导致合金的居里温度有所升高, 主相均匀性提高^[22]。本合金中加入替代元素 Pr 和小原子 B 元素, 增加退火时间时, 居里温度具有类似的变化趋势。高低温复合退火导致合金的居里温度降低, 使合金的成分均匀性有所恶化。因此, 本实验中, 在 1473 K 经 30 h 退火所获得的 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金具有更好的成分均匀性。

图 4 给出了在 1473 K 经 30 h 退火合金的磁化强度随温度变化 $M-T$ 曲线和居里温度附近不同温度的等温磁化 $M-B$ 曲线。图 4a 为由 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 退火合金中随机选取的 2 个样品 $M-T$ 曲线。2 个样品的 $M-T$ 曲线几乎重合, 居里温度同为 202 K, 这充分表明退火合金具有很好的成分均匀性和磁热性能稳定性。图 4b, 4c, 4d 分别为这 2 个样品的 $M-B$ 曲线以及利用磁化数据

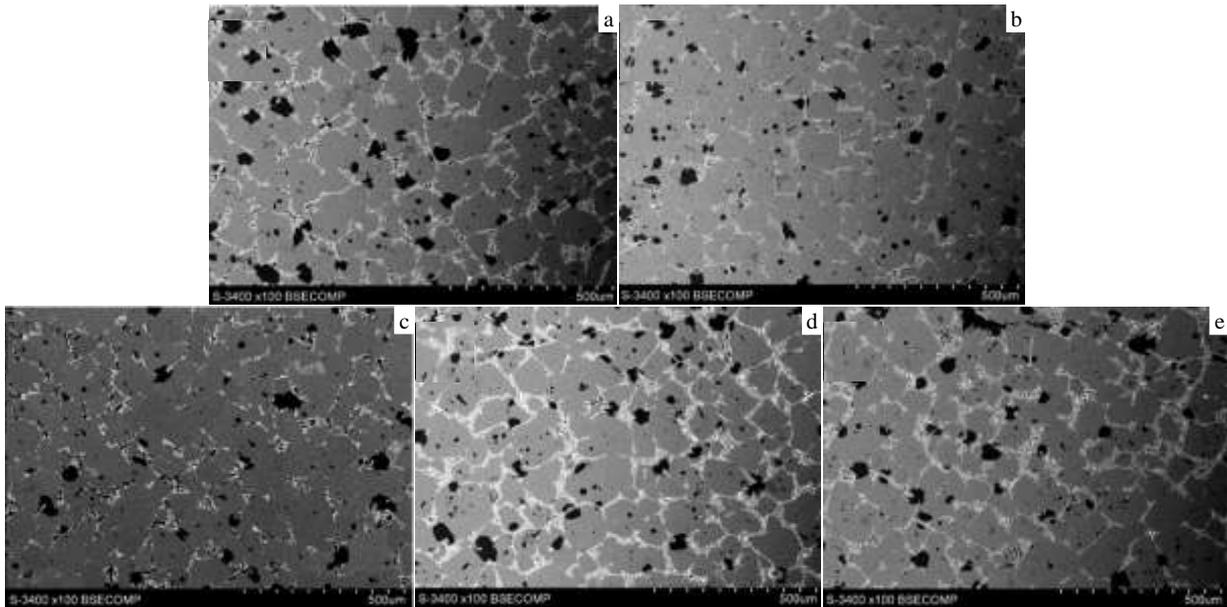


图 2 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金在 1473 K 退火 16、22 和 30 h 以及在 1373 K 复合退火 1 和 4 h 样品的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ alloys annealed at 1473 K for 16 h (a), 22 h (b) and 30 h (c) and the alloys annealed at 1473 K for 16 h followed by annealing at 1373 K for 1 h (d) and 4 h (e)

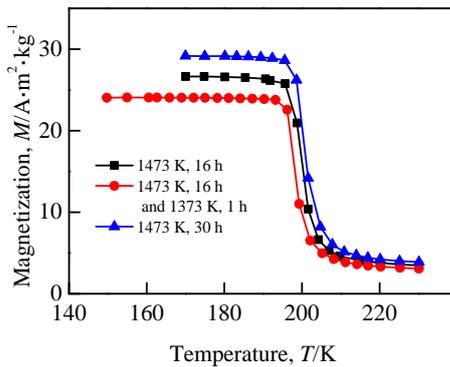


图 3 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金在 1473 K 以及在 1373 K 复合退火不同时间的 $M-T$ 曲线

Fig.3 $M-T$ curves of $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ alloys annealed at 1473 K for 16 and 30 h and alloys annealed at 1473 K for 16 h followed by annealing at 1373 K for 1 h

依据麦克斯韦 (Maxwell) 方程 (1) 计算出的磁熵变数据绘制的磁熵变随温度变化 ΔS_m-T 曲线。由图 4d 可知, 2 个样品磁熵变曲线变化趋势相似, 但并未完全重合。受峰值平台斜率和实验取点等因素影响, 实验获得的 2 个样品的最大磁熵变分别为 8.6 和 8.1 J/kg K。结合 $M-T$ 和 ΔS_m-T 曲线可知, 在 1473 K 经 30 h 退火 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金居里温度为 202 K, 最大磁熵变为 8.1~8.6 J/kg K, 具有较好的磁热性能均匀性。

2.3 吸氢样品的磁热性能及其均匀性分析

退火 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金的居里温度远低于室温范围, 无法用作室温附近的磁制冷材料, 需要通过氢化来提高其居里温度。前期研究表明, 氢化后 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金居里温度提高是由于氢原子进入晶格间隙位置, 导致晶格常数增加, 使铁磁相互作用增强, 从而导致 T_C 升高^[23]。图 5a 给出了氢化前后 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金及其 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}\text{H}_x$ 氢化物的 $M-T$ 曲线。从氢化物中随机选取 3 个样品进行磁热性能测试, 以考察氢化物的磁热性能均匀性。3 个氢化物样品的 $M-T$ 曲线在居里温度附近几乎重合, 居里温度都大幅度提高到 320 K。这说明 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}\text{H}_x$ 氢化物具有很好的居里温度均匀性。图 5b, 5c, 5d 分别给出了 3 个氢化物样品的 $M-B$ 曲线。图 5e 为 3 个氢化物样品的 ΔS_m-T 曲线, 同时还给出吸氢前合金的磁熵变曲线作为对比。3 个氢化物样品磁熵变曲线变化趋势相似, 但并未完全重合, 受峰值平台斜率和实验取点等因素影响, 实验获得的最大磁熵变分别为 7.7、8.0 和 7.9 J/kg K。结合随机选取 3 个样品的 $M-T$ 和 ΔS_m-T 曲线可知, $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 退火合金在 553 K 和 0.13 MPa 氢气压力下经 5 h 吸氢后, 获得的 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}\text{H}_x$ 氢化物居里温度为 320 K, 最大磁熵变为 7.7~8.0 J/kg K, 具有比较好的居里温度和最大磁熵变均匀性。氢化物的磁热性能比吸氢前略有降低, 但仍保持较大的磁熵变数值, 远高于金属 Gd (在 1.5 T 外磁场下的最大等温磁熵变为 3.2 J/kg K)。

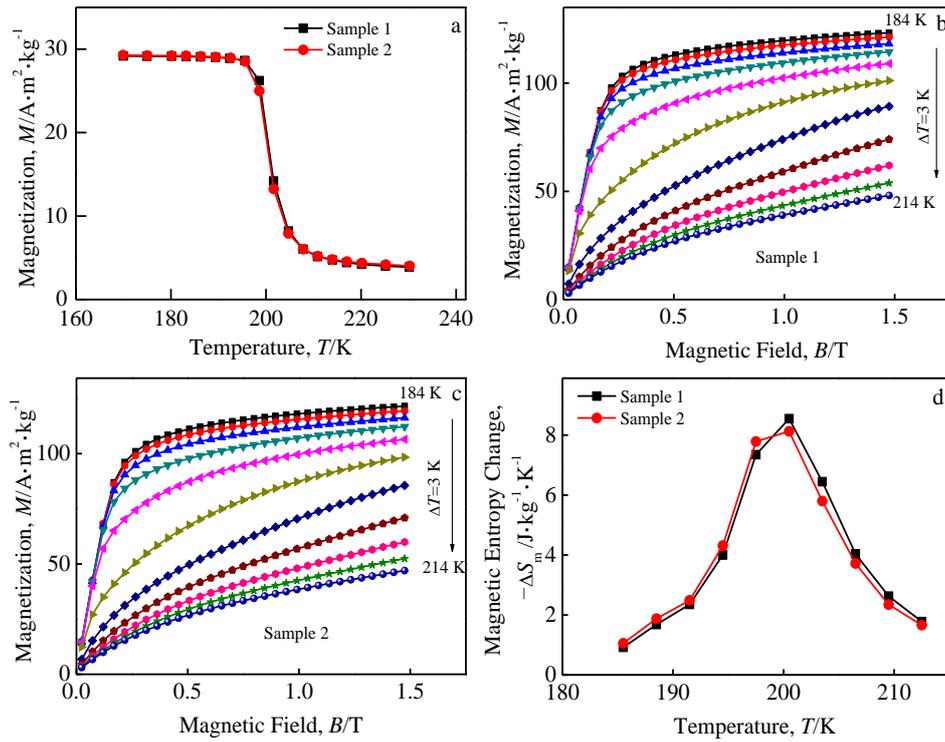


图 4 在 1473 K 退火 30 h 的 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金随机选取 2 个样品的 $M-T$ (a)、 $M-B$ (b, c) 和 ΔS_m-T (d) 曲线
 Fig.4 Curves of $M-T$ (a), $M-B$ (b, c) and ΔS_m-T (d) of two randomly selected samples of the $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ alloy annealed at 1473 K for 30 h

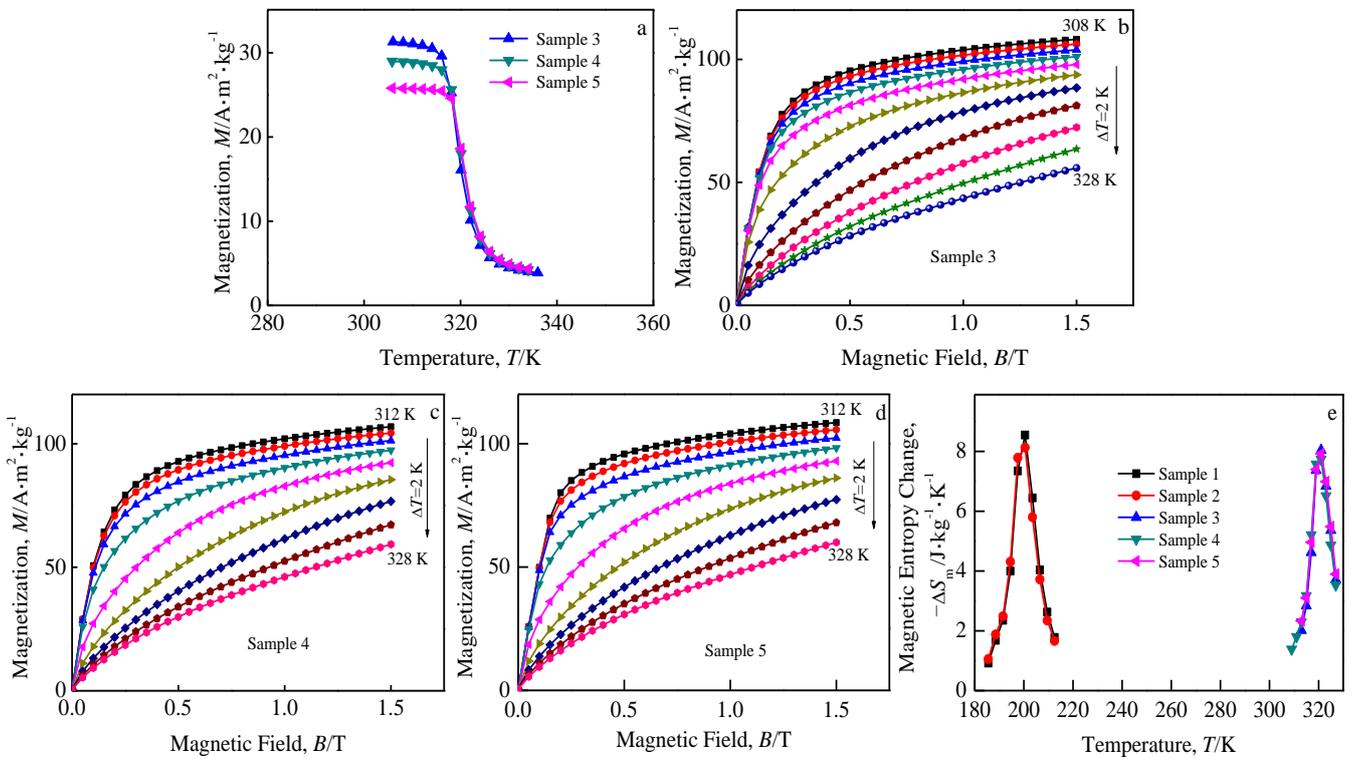


图 5 在 1473 K 退火 30 h 合金氢化处理所得 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}\text{H}_x$ 氢化物随机选取 3 个样品的 $M-T$ (a)、 $M-B$ (b, c, d) 和 ΔS_m-T (e) 曲线
 Fig.5 Curves of $M-T$ (a), $M-B$ (b, c, d) and ΔS_m-T (e) of three randomly selected samples of the $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}\text{H}_x$ hydrogenated at 553 K and 0.13 MPa H_2 for 5 h from $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ alloy annealed at 1473 K for 30 h

3 结论

1) 采用 B 微合金化设计出 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金, 采用工业纯度原料进行合金化, 采用工业常用的中频感应熔炼法进行 6 kg 批量熔炼获得 15 mm 厚合金板锭, 并经高温 1473 K 较短时间 30 h 退火处理, 形成 NaZn_{13} 主相结构合金。

2) 退火合金居里温度为 202 K, 最大磁熵变达 8.1~8.6 J/kg·K, 具有较好的磁热性能均匀性, 为后续吸氢处理提供了较好的母合金。该方法具有制备原料成本低廉、退火效率高和磁热性能均匀等特点。

3) $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ 合金经 553 K 和 0.13 MPa 吸氢 5 h, 获得的 $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}\text{H}_x$ 氢化物具有室温附近居里温度 320 K, 最大磁熵变为 7.7~8.0 J/kg·K, 具有较好的磁热性能均匀性。

参考文献 References

- [1] Luo Q, Wang W H. *J Alloy Compd*[J], 2010, 495(1): 209
- [2] Waske A, Schwarz B, Mattern N *et al.* *J Magn Magn Mater*[J], 2013, 329: 101
- [3] Huo J, Huo L, Men H *et al.* *Intermetallics*[J], 2015, 58: 31
- [4] Zhang Y, Zuo T T, Tang Z *et al.* *Prog Mater Sci*[J], 2014, 61: 1
- [5] Shen B G, Sun J R, Hu F X *et al.* *Adv Mater*[J], 2009, 21(45): 4545
- [6] Tegus O, Bruck E, Buschow K *et al.* *Nature*[J], 2002, 415: 150
- [7] Fu Hao(付浩), Chen Yungui(陈云贵), Tang Yongbo(唐永柏) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(5): 387
- [8] Chen W, Zhong W, Hou D L *et al.* *Chin Phys Lett*[J], 1998, 15(2): 134
- [9] Emre B, Bruno N M, Emre S Y *et al.* *Appl Phys Lett*[J], 2014, 105(23): 231 910
- [10] Gschneidner K A, Mudryk Y, Pecharsky V K. *Scripta Mater*[J], 2012, 67(6): 572
- [11] Wang G F, Zhao Z R, Zhang X F *et al.* *J Phys D Appl Phys*[J], 2013, 46(29): 295 001
- [12] Gupta S, Suresh K G. *J Alloy Compd*[J], 2015, 618: 562
- [13] Hu Fengxia(胡凤霞), Shen Baogen(沈保根), Sun Jirong(孙继荣) *et al.* *Physics*(物理)[J], 2002, 31(03): 139
- [14] Dong J D, Yan A R, Liu J. *J Magn Magn Mater*[J], 2014, 357: 73
- [15] Shen J, Li Y X, Sun J R *et al.* *Chin Phys B*[J], 2009, 18(5): 2058
- [16] Wang C, Long Y, Ma T *et al.* *J Appl Phys*[J], 2011, 109(7): 07A910
- [17] Jia L, Sun J R, Shen J *et al.* *J Alloy Compd*[J], 2011, 509(19): 5804
- [18] Wang Ligang(王利刚), Tegus O(特古斯), Song Zhiqiang(宋志强). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(3): 650
- [19] Xie S H, Li J Q, Zhuang Y H. *J Magn Magn Mater*[J], 2007, 311(2): 589
- [20] Chen X, Chen Y, Tang Y. *J Alloy Compd*[J], 2011, 509(6): 2864
- [21] Shen J, Wang F, Zhao J *et al.* *J Appl Phys*[J], 2010, 107(9): 9
- [22] Fujieda S, Fukamichi K, Suzuki S. *J Alloy Compd*[J], 2013, 566: 196
- [23] Ge Yumei(葛玉梅), Song Lin(松林), Huang Jiaohong(黄焦宏) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2013, 37(4): 543

Magnetocaloric Properties of $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ Alloy and Its Hydride

Zhang Tao^{1,2,3}, Liu Cuilan², Zhang Yong³

(1. Inner Mongolia Baotou Steel Rare-earth (Group) Hi-tech Co., Ltd, Baotou 014030, China)

(2. Baotou Research Institute of Rare Earth, Baotou 014030, China)

(3. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: $\text{La}_{0.6}\text{Pr}_{0.4}\text{Fe}_{11.4}\text{Si}_{1.6}\text{B}_{0.2}$ alloy of kilogram grade was produced by an induction melting method with industrial raw materials, and then the annealed alloy was hydrogenated to increase its Curie temperature to around room temperature. The microstructure of the alloy was examined after annealing at 1373~1473 K for different time. Results show that the Curie temperature of the alloy annealed at 1473 K for 30 h is 202 K and the maximum magnetic entropy changes are 8.1~8.6 J/kg·K under a magnetic change of 1.5 T. The Curie temperature of the alloy is increased to 320 K by hydrogenating at 553 K and 0.13 MPa H_2 pressure for 5 h, and the maximum magnetic entropy changes of 7.7~8.0 J/kg·K are also obtained.

Key words: induction melting; hydrogenation absorption; La(Fe, Si)-based alloy; magnetocaloric properties

Corresponding author: Zhang Tao, Ph. D., Department of Production, Inner Mongolia Baotou Steel Rare-earth (Group) Hi-tech Co., Ltd, Baotou 014030, P. R. China, Tel: 0086-472-2801045, E-mail: zhtwr@foxmail.com