

的声信号在海水中传播时,遇到目标被反射回来,由声纳接收机接收,即可探测到目标。因此采用在目标表面布设消声材料等声波隐形技术,可以大大降低目标被对方主动声纳探测的概率。

上述各种隐形技术都还存在着一定的局限性。因此,各种隐形技术要运用得当,不可过之,否则其局限性会更加明显。从目前的技术水平来看,采用各种隐形技术,只能降低目标的被探测概率,还不能达到完全隐形。新的更好的隐形技术还有待于物理学工作者和工程技术人员的进一步努力。人们预测,除隐形飞机外,

隐形技术将在 2000 年广泛应用于导弹、舰船、坦克、战车和火炮等各种兵器,这对未来战场的作战形式将会产生极其深刻的影响。

隐形飞机(兵器)的产生必然会推动反隐形技术的迅速发展。真可谓“魔高一尺,道高一丈”。“矛”与“盾”就是在对立之中各自不断地进行完善和发展的。

- [1] 沈明岐,兵器知识, No.3(1993),5.
- [2] 李淑瑜等,陆海空军高技术武器装备及作战应用集萃,国防大学出版社,(1993),244.
- [3] 张希曾等,现代物理知识,4-1(1992),17.
- [4] 杨立志等,高技术战略,军事科学出版社,(1992),457.

用热压法制备 NdFeB 各向异性粉末及粘结磁体

张正义 肖耀福 裘宝琴 刘伟璋

(北京科技大学材料科学与工程系,北京 100083)

将氢处理法得到的各向同性 NdFeB 粉末采用包套热压的方法处理,可获得各向异性粉末和粘结磁体。热压工艺参数(热压温度、形变量、热压速率)及热处理工艺条件对热压磁体的组织结构及磁各向异性有明显影响。热压法存在形变不均匀性,但可通过加大钢套尺寸和在钢套表面涂敷润滑剂的方法加以改善。

氢处理法成为继快淬法之后生产 NdFeB 磁粉及粘结磁体的另一途径^[1]。氢处理法,也称为 HDDR 法,它是通过氢化—歧化—脱氢—重结晶过程得到细晶粒、高矫顽力 NdFeB 粉末的方法。也就是说, Nd₂Fe₁₄B 晶体(NdFeB 合金的主相)在高温下与氢反应分解为 NdH₂, α-Fe 和 Fe₂B。然后迅速脱氢,重新结晶成 Nd₂Fe₁₄B 晶体。但由于该磁粉是各向同性,其磁性能尚嫌低,因此,探索 NdFeB 磁粉的各向异性化势在必行。Lee^[2]和 R.Ray^[3]等通过热压-热挤压法快淬 NdFeB 粉末,获得了各向异性粉末。T. Mukai 等^[4]则采用热轧快淬粉末的方法获得了高性能各向异性 NdFeB 粉末。这说明各向同性 NdFeB 粉末可以通过热变形

的方法产生形变结构,从而达到各向异性化的目的。作者将 HDDR 法制备的各向同性粉末用包套热压的方法进行研究,同样获得了各向异性粉末及粘结磁体。本文叙述了热压工艺参数、热处理工艺对合金组织结构及磁性能的影响,并对热变形的不均匀性及减小不均匀性的方法进行了探讨。

一、样品制备及实验

将 HDDR 法制备的各向同性 NdFeB 粉末预压成型,装在钢套中焊封,然后在 INSTRON MODEL 1185 型材料试验机上进行热模压,样品的形变量和形变速率由计算机控制。热压后

取出样品并破碎成磁粉，与粘结剂混合后在磁场下取向压制成型，再经固化成为各向异性磁体。

热压后的密实体、磁性粉末和粘结磁体的磁性能分别用 VSM155 型振动样品磁强计和 CL-6 型磁性参数测量仪测量。用 DMX-RB 型 X 射线衍射仪分析热压磁体的结构。显微组织用扫描电子显微镜观察。

二、实验结果及讨论

在热压条件下，用 HDDR 法制备的各向同性 NdFeB 粉末经过密实化过程，逐渐产生各向异性，磁性能大幅度提高。图 1 示出了热压密实体的退磁曲线，易磁化方向和难磁化方向的磁性能有显著的差别。样品的 X 射线衍射谱(图 2)也表明，未经热压的用 HDDR 法制备的 NdFeB 粉末无各向异性，热压后产生了较强的形变结构，易磁化轴平行于压力方向。

影响样品各向异性的热压工艺参数包括热压温度、形变量及热压速率等。实验表明，当热压温度为 700—900℃、总形变量大于 80%、热压速率为 10—50mm/min 时，才能获得较好的各向异性。

图 3 示出热压温度对磁性能的影响。由图可见，热压温度过低则取向程度小，随温度提高各向异性逐渐增大，温度过高时亦因晶粒长大而使取向程度和磁性能恶化。为获得较好的形变结构，需要足够大的形变量。定义 $\delta = \Delta h/h_0$ (Δh 为样品高度的变化量， h_0 为原始高度) 为总形变量，获得较好各向异性所需总形变量应在 80% 以上。较大的总形变量可得到更高的 B_r 值。形变量不足不仅会使取向程度低，而且会使个别粉末颗粒未发生形变。热压速率过大 ($> 100\text{mm}/\text{min}$) 时，粉末的取向程度低，且变形不均匀性加大；热压速率过小时 ($< 10\text{mm}/\text{min}$)，则达到总形变量所

需时间长，为晶粒长大提供了机会，造成 iH_c 降低。从磁性能要求和生产实际考虑，热压速率以 10—50 mm/min 为宜。

热压样品的显微组织如图 4(a)所示。粉末颗粒和晶粒在热压过程中沿垂直压力的方向伸长。在采用最佳热压工艺的样品的显微组织中，晶粒细长且均匀，孔隙和缺陷很少。随着

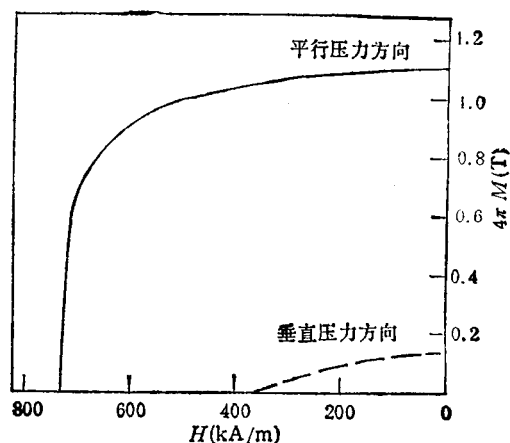


图 1 热压磁体的退磁曲线

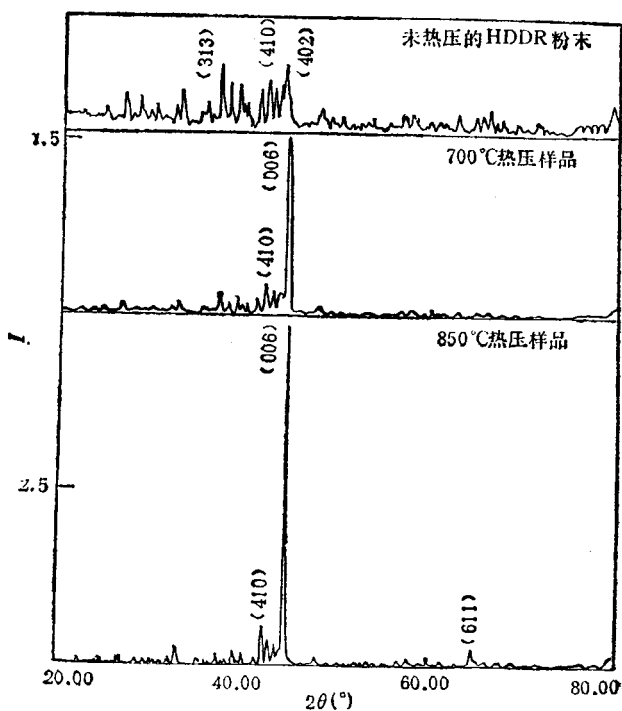


图 2 未经热压的用 HDDR 法制备的 NdFeB 粉末和热压样品的 X 射线衍射谱

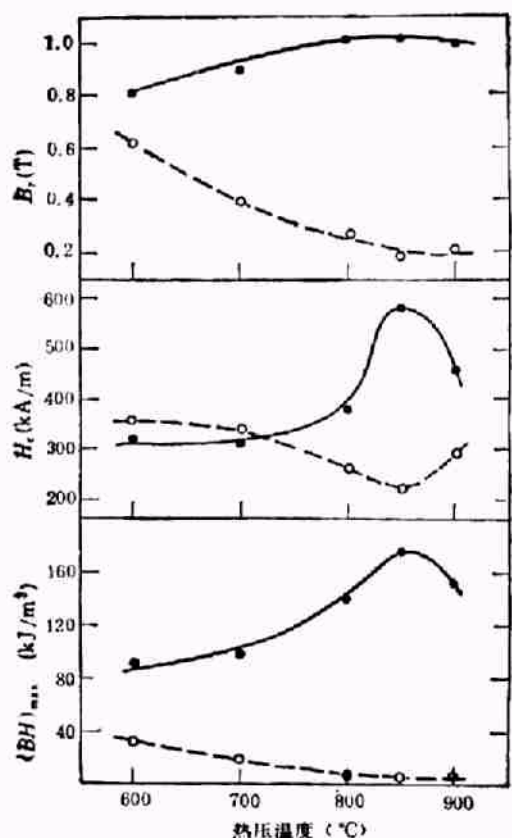


图3 热压温度对热压磁体磁性能的影响
— 易磁化方向；---- 难磁化方向

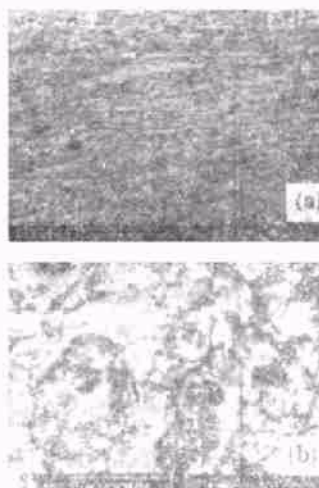


图4 热压磁体中心(a)和边缘(b)部位的显微组织
粉末颗粒和晶粒的伸长, 滑移面的法线方向(即 $Nd_2Fe_{14}B$ 相的 c 轴)转向压力方向, 从而产生形变织构。随着热压过程的进行, 样品的X射线衍射谱的(006)衍射峰明显增强, 而(410)峰减

弱(见图2), 证实上述形变织构形成。

在热压过程中, 由于摩擦力的影响, 应力分布不均匀, 使样品内部产生不均匀形变。如前所述, 热压磁体的磁性能与压力方向和形变量大小有关, 因此样品的不均匀形变必然导致样品内部的磁性能不均匀。此外, 富Nd相的熔点低。在热压时, 合金粉末中的富Nd相对粉末颗粒的变形起了一定的润滑作用, 帮助了磁体的密实化过程^[1], 但同时也逐渐往样品边缘富集, 使中心部位的富Nd相含量减少[图4(b)], 从而加剧了样品中心与边缘磁性能的不均匀性(见表1)。

表1 热压磁体中心与边缘的磁性能比较

取样位置	B_r (T)	iH_c (kA/m)	$(BH)_{max}$ (kJ/m ³)
中心	1.10	676	181
边缘	0.99	477	135

为了改善样品内部形变的均匀性, 可以采用加大钢套尺寸和在钢套表面涂敷润滑剂的方法。

在热压过程中, 样品中间部位形变量大, 应力方向与外压力方向接近平行。而边缘部位的形变量较小, 由于压机压头和模具对样品的摩擦力, 应力方向与外压力方向有一定角度。使用较大尺寸的钢套, 样品中间的大形变区相对加大, 可以使中间与边缘的磁性能差别减小。我们的实验结果证实了这一点。

钢套表面涂敷润滑剂可减小热压时产生的摩擦力, 使应力分布发生变化, 从而使样品形变的均匀性得到改善。我们对不涂润滑剂、涂敷石墨润滑剂和涂敷FR系列热变形防护润滑剂进行了对比实验, 证明不涂润滑剂热压时形变的不均匀性很大; 涂敷石墨润滑剂热压时形变均匀性有所改善, 但很不理想; 而涂敷FR系列热变形防护润滑剂后进行热压时, 形变均匀性大大改善。

将热压磁体在Ar气保护下于700—900°C进行热处理, 可以消除晶格畸变引起的残余应

力,使磁性能进一步提高,并减小形变的不均匀性。通过热处理,热压磁体的磁性能可达 $B_r = 1.18\text{T}$, $iH_c = 620\text{kA/m}$, $(BH)_{\max} = 199\text{kJ/m}^3$ 。从热处理后的显微组织(图5)可以看出,热压后伸长的 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 晶粒在热处理后变成了等轴晶,其晶粒尺寸与热压前各向同性粉末的晶粒尺寸类似,为 $0.1\text{--}1.0\mu\text{m}$,只有少量晶粒的尺寸在 $10\text{--}40\mu\text{m}$ 之间。热压后偏聚的富 Nd 相经热处理后亦呈均匀、弥散分布。正是组织的均匀化过程改善了磁性能,并减小了形变不均匀性。

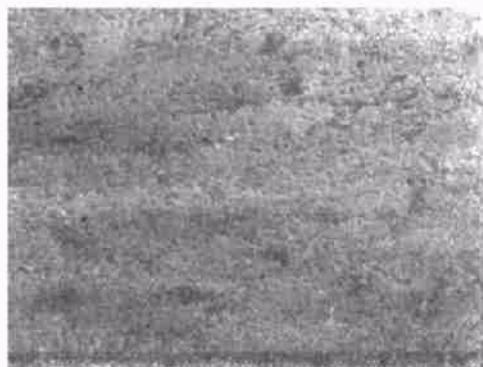


图5 热压磁体热处理后的显微组织

热压及热处理后的样品在 Ar 气保护下破碎成各向异性粉末,与粘结剂混合后沿磁场取

向压制成型,制成各向异性粘结磁体,其磁性能达到 $B_r = 0.8\text{T}$, $iH_c = 573\text{kA/m}$, $(BH)_{\max} = 95\text{kJ/m}^3$ 。

三、结 论

1. 采用包套热压 HDDR 法制备的各向同性 NdFeB 粉末能够产生形变织构,获得磁各向异性。热压工艺参数(包括热压温度、形变量、热压速率等)及热处理工艺条件对各向异性的大小及磁性能有重要影响。

2. 在热压过程中产生的形变不均匀性导致磁性能不均匀,可采用加大钢套尺寸、钢套表面涂敷润滑剂及热处理等方法加以改善。

3. 用上述方法制备的各向异性粉末制成的各向异性 NdFeB 粘结磁体的磁性能可达 $B_r = 0.8\text{T}$, $iH_c = 573\text{kA/m}$, $(BH)_{\max} = 95\text{kJ/m}^3$ 。

- [1] 肖耀福,张正义,曹伟忠,金属学报,28-8(1992),B375.
- [2] W. R. Lee et al., *Appl. Phys. Lett.*, 46(1985), 790.
- [3] Choong Jin Yany and R. Ray, *J. Appl. Phys.*, 64-10(1988), 5296.
- [4] T. Mukai et al., *J. Appl. Phys.*, 70-10 (1991), 6360.
- [5] P. J. McGuinness et al., *J. Alloys and Compounds*, 184(1992), 243.

一代宗师

——王淦昌教授回国工作 60 年

李 寿 栢

(中国原子能科学研究院,北京 102413)



中国科学院院士
王淦昌教授

王淦昌老师 1907 年 5 月 28 日出生于江苏省常熟县,1929 年清华大学物理系毕业,翌年赴德国留学,1933 年获博士学位,1934 年 4 月回国,是年 7

月受聘于山东大学物理系任教授。他回国至今已 60 年。60 年来,他始终奋斗在科研第一线,兢兢业业地为祖国的教育和科学事业贡献自己的聪明才智。他不断探索,不断开拓,不断创新,在核科学基础研究领域和我国原子能事业中作出了卓越贡献。他一贯重视和关心青年人