

粉末材料在高压氧、氮气体中的结构及性能

王崇琳*

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110015)

摘要 评述了高 T_c超导氧化物和稀土氮系磁性材料的结构、性能与气体压力的关系,指出随着氧压(或氮压)的变化,其材料的结构发生变化,因此超导或磁性性能也发生明显变化。YBCO系超导材料在烧结温度下的平衡氧压应达到约 10M Pa, Re-Fe-N系磁性材料的平衡氮压达到 10M Pa以上,在高等静气压下制备的致密材料可能具有优异的性能。

主题词 超导材料 磁性材料 氧平衡 氮平衡 结构 性能

自 80年代以来,可用粉末冶金方法制备的材料中,有两项重大的突破,引起了科学界的高度重视,这就是高 T_c氧化物超导材料和稀土磁性材料,如将它们推向实际应用,则应开展其物理冶金的研究工作,特别是在高气体压力下平衡关系的研究,这是材料制备中的一个关键问题。

1 高 T_c氧化物超导材料

自 1911年荷兰 Kamerlingh Onners 在 Leiden发现水银在 4. 2K 呈现超导现象以来,70多年中超导临界转变温度 T_c仅提高了不到 20K,即 Nb₃Ge达到 23. 2K^[1,2]。1986 年 J. G. Bednorz 和 K. A. Muller发现某些氧化物如 La_{2-x} Ba_x Cu₃O_{6-y} 多相化合物在 30K 具有超导性,这引起了物理学界的广泛注意^[3]。R. J. Cava 用部分稀土元素代替 La, T_c 升高到 36. 2K^[4], 1987年赵忠贤和 M. K. Wu 等研究了 Y-Ba-Cu-O 系统,发现在 90K 有

超导现象,实现了液氮温度(77K)以上的超导转变^[5,6]。P. Granguly 和 D. G. Hinkins 等指出此系统中 YBa₂Cu₃O_{7-x} 即 YBCO-123 相为超导相^[7]。近 10年来,高临界 T_c 超导材料的研究工作已成为物理界的热点,物理学的重要刊物 Physica 专辟 C 卷,刊登超导论文。对粉末冶金工作者来说,在众多的超导研究工作中,其物理冶金问题,即“氧分压~氧含量~结构~性能”关系应该引起注意,这是实现超导材料实际应用的一项关键性研究工作。下面就几种超导氧化物分别进行评述。

(1) 123 相 (YBa₂Cu₃O_{7-x})

法国 Grenoble Cedex 晶体学实验室的 P. Strobel 等和 P. K. Gallagher 最早注意到 YBa₂Cu₃O_{7-x} 的低压氧平衡问题,进行了温度为 600~1100K 和氧气压力为 10⁻⁴~10⁻¹ M Pa 的氧平衡研究^[8,9]。他们在不同气氛中热重实验发现,加热时脱氧,冷却时吸氧,纯

* 王崇琳,副研究员。

收稿日期: 1996. 2. 29.

氧中的变化较小(见图1)。他假设,在300℃左右,为最高氧含量7,即x=0,这时室温结构为正交相(Orthorhombic),至x=0.5时尚能保持这一结构,但晶格常数发生变化,见表1。此时存在着Cu(II)~Cu(III)混合价态,低温下具有超导性。而如果将温度升高至900℃,即便是在纯氧中处理,这时只形成四方相(Tetragonal),其Cu之价态处于Cu(II)~Cu(I)之间,低温下不再呈现超导转变。

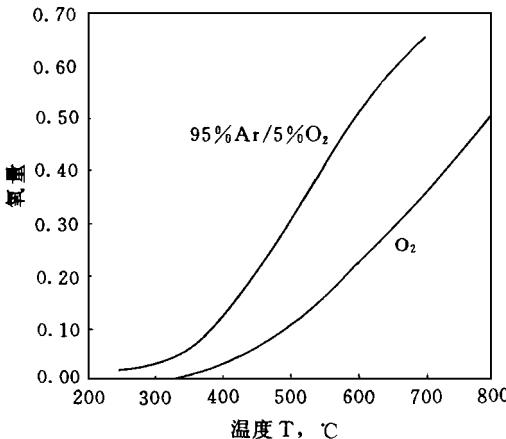


图1 YBa₂Cu₃O_{7-x}相的热重曲线

Fig. 1 Thermogravimetical curve of YBa₂Cu₃O_{7-x} phase

表1 YBa₂Cu₃O_{7-x}相的晶格常数, Å

Table 1 Crystal structure of YBa₂Cu₃O_{7-x}

| x | a | b | c |
|------|----------|----------|-----------|
| 0 | 3.828(3) | 3.891(2) | 11.679(4) |
| ~0.5 | 3.841(5) | 3.889(4) | 11.736(7) |

后来P. Strobel进一步研究了氧平衡现象,测出不同氧含量的log P_{O2}~1/T关系^[10],如图2所示。由此算出激活能为1.50~1.65eV,他们认为这反映了正交相和四方相的面上氧位的交互作用。这种热力学关系与J. Mizusaki报导的矿型La^{1-x}Sr_xFe₃颇为

相似^[11]。该文还报导,当材料储存于大气中时,超导性能会有衰减。但就YBCO来说,只有当x<0.3时,才可能出现超导转变。

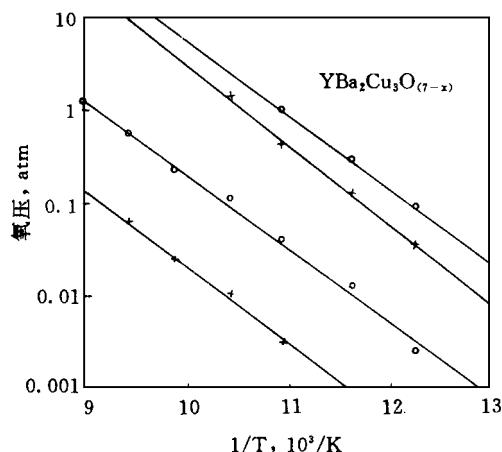


图2 YBa₂Cu₃O_{7-x}相的平衡关系

Fig. 2 Balancing relation of YBa₂Cu₃O_{7-x} phase

A. Ourmazd等根据电镜观察结果提出了两种不同氧含量的YBCO结构图(见图3),氧含量较高的才能形成具有超导特性的晶体^[12]。W. I. F. David提出了结构和晶位的示意图,其空间群为Pmmm,含氧量为6.85时,晶格常数为a=3.8187(2)Å,b=3.8833(2)Å,c=11.6687(6)Å^[13]。

据以上研究,人们可以由低压氧平衡外推至烧结温度(>950℃)下的平衡关系。可以预料,为了保证得到高氧含量的具有超导性正交相结构,烧结温度时氧压应达到10~20M Pa。作者较早注意到这一现象,提出应开展高压氧平衡研究,并于1989年成功地进行了900℃下~7M Pa充氧试验,证明体材料YBCO-123相的心部确为超导正交相^[14]。

国外报导始于1987年,P. Monod等及G. Demazeau进行了500℃~3M Pa充氧试验。接着,1989年D. E. Morris等进行了

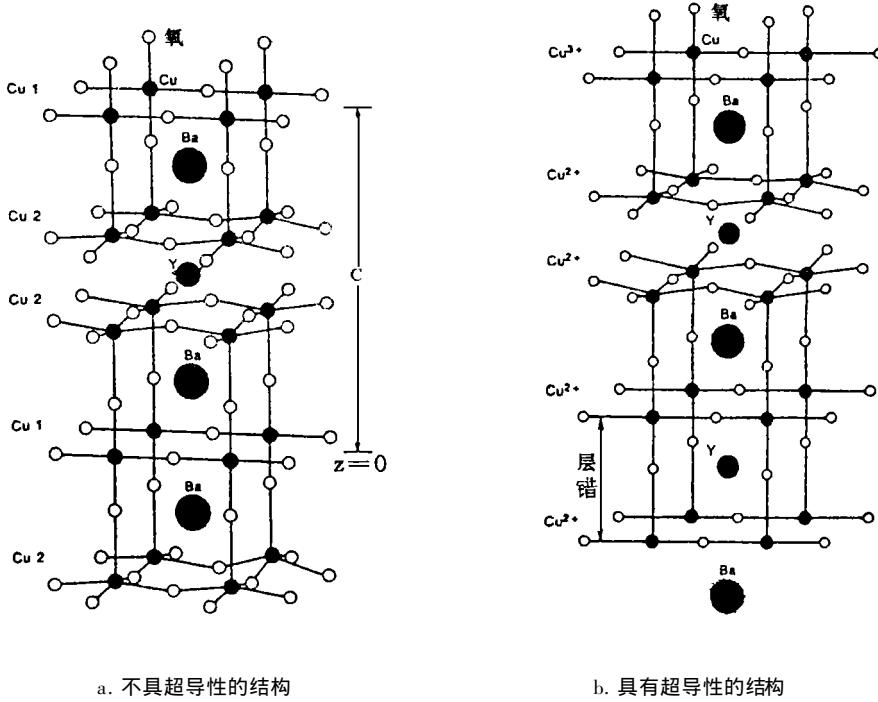
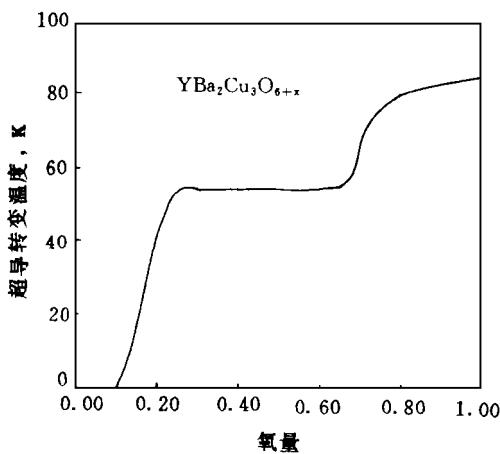


图 3 YBCO-123相的晶体结构

Fig. 3 Crystal structure of YBCO-123 phase

图 4 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$ 的 T_c 与氧含量的关系Fig. 4 Relation between the T_c of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$ and oxygen content

700°C ~ 6M Pa 之研究, 其氧含量达到 6.90^[15~17]。K. Conder 发现, 320°C ~ 0.1M Pa (1bar) 充氧 300h 时后, 氧含量 > 6.95, 超导

转变分裂为两个温度^[18]。P. Vairus 等研究了超导转变临界温度 T_c 与 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$ 中与氧含量 x 之关系(图 4), 很明显, 随着氧含量的增高, 超导转变温度 T_c 升高至 80~90K^[19]。

当 Y-123 相中 Y 被其它稀土元素取代时可分为两种情况, 如以 Nd Sm Dy 等来取代 Y 后, 仍然能形成 123 相结构, 对其超导性没有多大影响^[20]。因此, 对这一取代系列进行了许多高压下的平衡研究。K. K. Singh 研究了 $\text{Nd}_{1-x}\text{Ba}_{2-x}\text{Cu}_3\text{O}_y$ 系, 所用氧压达 15M Pa(150bar), 发现与 Y-123 相相似, 存在着 $\log P_{\text{O}_2} \sim 1/T$ 之直线关系, 但与 YBCO 系相比, 平衡压力较低(图 5), 超导临界转变温度 T_c 随着氧压增高而提高(图 6)^[21]。

M. Tarascon 和 P. H. Hor 等指出, 用 Ce Pr Pm Tb 取代 Y-123 相时, 则结果有

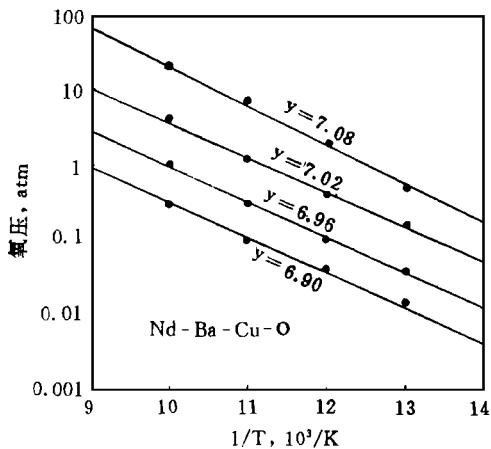


图 5 $Nd_{1+z}Ba_{2-z}Cu_3O_y$ 系与 YBCO 系的氧平衡关系
Fig. 5 Balancing relation between $Nd_{1+z}Ba_{2-z}Cu_3O_y$ system and oxygen of YBCO system

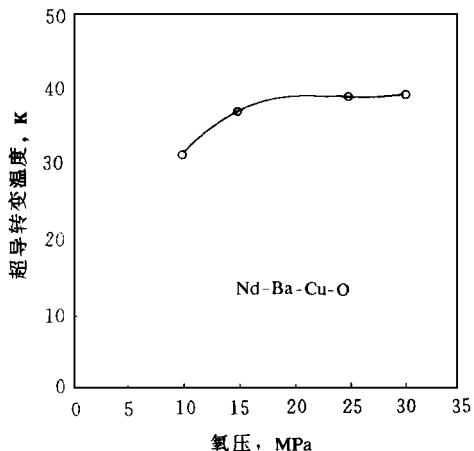


图 6 $Nd_{1+z}Ba_{2-z}Cu_3O_y$ 系的 T_c 与氧压的关系
Fig. 6 Relation between T_c of $Nd_{1+z}Ba_{2-z}Cu_3O_y$ system and oxygen pressure

所不同。当用 Ce Tb 取代 Y 时不能形成 123 相,因而它不具备超导转变^[22, 23]。J. J. Newmeier 等认为 Pr-123 相是稍有畸变的正交相^[24], L. Soderholm 等实验表明,它不

是金属属性的,但也没有超导转变,当 Pr 取代超过 0.55 时,材料显示为绝缘体^[25, 26]。

(2) 124 相 ($YBa_2Cu_4O_8$)

124 相的结构与 123 相相似,在 123 相中存在着一个简单的线性 CuO 链,而在 124 相中为一对 CuO 链及平面方形氧配位。这两个相中, Y 离子周围局部环境是相同的,由于 124 相不存在氧缺位,各元素占位是理想的,所以不存在 123 相中的正交→四方相转变。

Y. Yamada 认为 80K 时超导转变与成对的 $[Cu-O]^-$ 孔有关^[20]。Y-124 相往往是用高氧压法合成, P. Fischer, B. Bucher 和 P. Lightfoot 等均进行过这方面工作^[27~31]。

D. E. Morris 用稀土取代 Y, 合成了 124 相, 结果发现超导转变温度与稀土离子半径成线性关系, 如用 Nd Sm Eu Gd Dy Ho Er Tm 取代 Y 后, T_c 变化范围为 70~79K^[16]。S. Adachi 和 N. Watanabe 等进行过高氧压法合成 (Y-Pr) 124 相的工作, 但只能做到 Pr 部分取代 Y 例如采用 3.8M Pa 氧压仅在 $Y_{1-z}Pr_zBa_2Cu_4O_8$ 中 $z=0.7$ 出现单相^[32, 33]。

Y. Yamada 采用高氧压技术合成纯 Pr-124 相 ($PrBa_2Cu_4O_8$)^[34]。其步骤为先将粉末压制,于 950~970°C ~ 0.5M Pa 氧压下处理 24h, 根据 X 光分析, 认为其空间群为 Ammm, 并定出晶位; 然后在 950~950°C 下处理, 可得到纯 $PrBa_2Cu_4O_8$ 型化合物; 但若提高温度至 965~970°C, 则不能形成 124 相, 而为 247 相, 即 $Pr_2Ba_4Cu_7O_{15-\delta}$ 相。对 Pr-124 相进行 X 光分析, 得到其晶格常数, 这与 Z. Guo 的外推结果相近, 但比 Y-124 相稍大^[20, 35, 36], 有关数据示于表 2。

表 2 124 相的晶格常数

Table 2 Lattice constant of 124 phase

| 124 相 | a | b | c |
|--------|----------------|----------------|---------------|
| Y-124 | 0.384050(6) nm | 0.387105(8) nm | 2.72319(6) nm |
| Pr-124 | 0.38853(2) nm | 0.39016(2) nm | 2.7308(1) nm |

(3) 247相 ($\text{Y}_2\text{Ba}_4\text{Cu}_7\text{O}_{15-\delta}$)

J. Karpinsky 等首先进行 Y-247相的高氧压合成^[37]。E. Kaldis 和 J. L. Tallen 的研究结果表明, 随氧含量增加, T_c 增高至 94K^[38, 39]。J. Y. Genoud 发现当在 100bar 氧气中退火时, T_c 达到最高^[40]。G. Triscone 认为按关系 $\chi \sim T$, T_c 还可进一步提高^[41]。因此, J. Y. Genoud 进行了高达 1700bar 充氧试验^[42]。

台湾新竹交通大学 Fu-Guo Tarnfair 等研究采用 2.0~2.4 MPa 氧压于 990°C 下制备 ($\text{Y}_{1-z}\text{Pr}_z$) - 247 相, 即 ($\text{Y}_{1-z}\text{Pr}_z$)₂ $\text{Ba}_4\text{Cu}_7\text{O}_{15-\delta}$ 。研究发现, 随着 Pr 的替代量 z 增加, T_c 下降, 到 $z = 0.6 \sim 0.7$ 时 T_c 由 80K 降至 20K^[43]。A. Matsushita 认为 247 相是 123 相的高压相, 采用 2MPa 氧压于 990°C 烧结, 即可得到 247 相^[44]。

(4) 1212相

A. Maingan 发表了甚为醒目的文章:

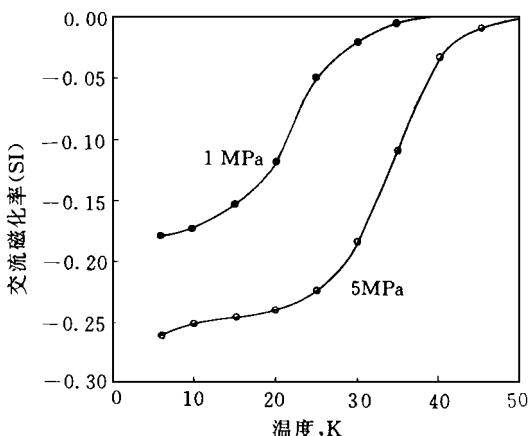


图 7 ($\text{Pb}_{0.7}\text{Cu}_{0.3}$) Sr_2 ($\text{Ca}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$) Cu_2O_7 400°C 不同氧压处理后磁化率 χ 与温度 T 的关系

Fig. 7 Relation of ($\text{Pb}_{0.7}\text{Cu}_{0.3}$) Sr_2 ($\text{Ca}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$) Cu_2O_7 between magnetic rate after treatment with different oxygen pressures at 400°C and oxygen pressure

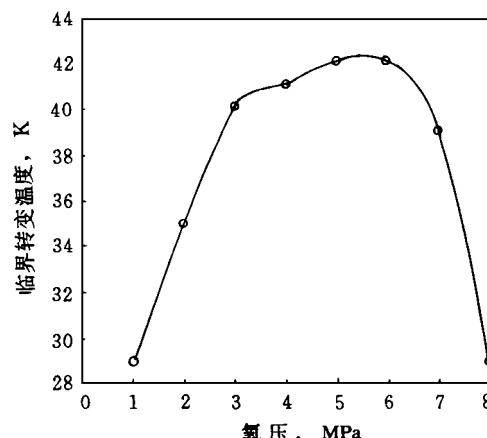


图 8 ($\text{Pb}_{0.7}\text{Cu}_{0.3}$) Sr_2 ($\text{Ca}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$) Cu_2O_7 400°C 不同氧压处
理后超导临界转变温度 T_c 与氧压的关系

Fig. 8 Relation between T_c of ($\text{Pb}_{0.7}\text{Cu}_{0.3}$) Sr_2 ($\text{Ca}_{0.5}\text{Y}_{0.5}$) Cu_2O_7 after treatment with different oxygen pressures at 400°C and oxygen pressure

“氧压, 1212 超导相的关键参数”。他们的研究表明, $\text{Pb}_{1-x}\text{Sr}_2\text{Ca}_{0.5}\text{Cu}_{2-x}\text{O}_{7-\delta}$ 系于 880°C, 0.5~8 MPa 氧压处理后, 磁化率 χ 和超导临界转变温度 T_c 均随氧压而变化(图 7 和图 8)^[45]。

X. X. Tang 及 D. E. Morris 对 (Pb, Cu) $\text{Sr}_2(\text{Ca}, \text{Y})\text{Cu}_2\text{O}_y$ 进行氧平静研究, 氧压为 0.1~1.2, 5~5.10 及 15 MPa, 发现经 10~15 MPa 处理后, 超导性能改善^[46]。但 M. Katoto 对 $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_x\text{Cu}_2\text{O}_{8-\delta}$ 进行 300~400°C, 0.1~108 MPa 氧中退火, 发现氧压过高会降低 T_c ^[47]。

(5) $\text{HgBa}_2\text{Ca}_{n-1}\text{Cu}_n\text{O}_{2n+2-\delta}$ ($n=1 \sim 6$) 相
这是一族超导氧化物, 随 n 数值不同, 分别形成 1201, 1212, 1223, 1234 及 1245 相^[48]。1201 相 ($\delta=0.06$ 时), 超导临界转变温度 T_c 达 95K, 而 1223 相 ($\delta=0.4$ 时), T_c 达 135K, 这一族氧化物的结构如图 9 所示。该系材料经 20 MPa 氧压及 400°C 4h 处理后, 晶格常数 a 稍有膨胀, 而晶格常数 c 明显增

大,超导临界转变温度 T_c 也提高 4~15K, 详见表 3

表 3 $HgBa_2Ca_{n-1}Cu_nO_{2n+2+\delta}$ 在氧处理前后的各种晶格常数和 T_c

Table 3 Lattice constant and T_c of $HgBa_2Ca_{n-1}Cu_nO_{2n+2+\delta}$ before and after oxygen treatment

| 材料 | 处理前 | | | 处理后 | | |
|---------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| | $a, \text{\AA}$ | $c, \text{\AA}$ | T_c, K | $a, \text{\AA}$ | $c, \text{\AA}$ | T_c, K |
| Hg-1234 | 3.8514(8) | 18.905(7) | 106 | 3.8522 | 18.948(5) | 120 |
| Hg-1245 | 3.85326(7) | 22.1041(6) | 101 | 3.85327(9) | 22.1278(7) | 110 |
| Hg-1256 | 3.85323(5) | 25.2835(8) | 95 | 3.85342(9) | 25.306(2) | 110 |

2 稀土磁性材料

1984 年 Sagawa 等发展了 Nd-Fe-B 系磁性材料,其磁性很好,但其居里温度 T_c 较低,如 Nd_2Fe_4B 仅为 315°C (表 4)^[49, 50],限制了它在某些领域如电机中的应用。人们进行了很多研究,以提高居里温度 T_c ,但是效果不甚明显。后来,人们发现间隙原子 G、N、H 渗入 Re_2Fe_{17} 中可增大 Fe-Fe 键的间距,从而提高了 T_c ,1990 年发表了 Re-Fe-N 系材料(如 $Sm_2Fe_{17}N_x$),其 T_c 可达 730K 左右,比 B 系稀土磁性化合物提高了 150K^[51],人们认为它是新一代的磁性材料。氮系稀土磁性化合物的性能示于表 5

表 4 B 系稀土磁性化合物的性能

Table 4 Properties of B system rare-earth magnetic compound

| 材料 | T_c, K | $M_s, \mu_B/\text{f. u.}$ |
|----------------|-----------------|---------------------------|
| $Y_2Fe_{14}B$ | 571 | 30.7 |
| $La_2Fe_{14}B$ | 516 | 30.6 |
| $Ce_2Fe_{14}B$ | 516 | 29.4 |
| $Pr_2Fe_{14}B$ | 565 | 37.6 |
| $Nd_2Fe_{14}B$ | 588 | 37.6 |
| $Sm_2Fe_{14}B$ | 618 | 33.3 |

但是,制备该种材料有很大的困难。首先制取低偏析的 Re-Fe 系合金,然后在 400~500°C 氮化(充 N 或 NH₃),其氮含量 $X=2.2 \sim 2.6$,难于达到该结构的理论值 3.0。其次,粉末只能用树脂或低熔点金属粘结,而不能在高温下烧结,否则氮化物发生分解,因此,难于制得大尺寸高性能的磁体,这实质反映了存在着稀土氮化物高压氮平衡问题。

表 5 N 系稀土磁性化合物的性能

Table 5 Properties of N system rare-earth magnetic compound

| 材料 | T_c, K | $M_s, \mu_B/\text{f. u.}$ | $\sigma_s, \text{emu/g}$ |
|----------------------|-----------------|---------------------------|--------------------------|
| Sm_2Fe_{17} | 389 | | 100 |
| $Sm_2Fe_{17}N_{2.3}$ | 749 | | 139 |
| Nd_2Fe_{17} | 330 | | 77 |
| $Nd_2Fe_{17}N_{2.3}$ | 732 | | 178 |
| $Nd_2Fe_{17}N_3$ | 746 | 40.0 | |
| Pr_2Fe_{17} | 290 | | 82 |
| $Pr_2Fe_{17}N_{2.5}$ | 728 | | 167 |
| $Pr_2Fe_{17}N_3$ | 731 | 39.6 | |

人们曾探索以 0.5M Pa 充氮,虽使磁性能改善,但不明显。直到 1994 年,O. Isnard 等才首次发表了 250~350°C 下 15M Pa 充氮试验结果,氮含量达到了 2.85~2.95,原子间距 d_{Fe-Fe} 均随氮含量而提高,居里点 T_c 及磁化强度 M_s 也有改善,例如, $Nd_2Fe_{17}N_3$ 的居里点达到 746K,比氮含量较少的合金又提高了 14K(表 5)^[52, 53]。

但是迄今为止尚未对该系合金的氮平衡关系开展系统研究,也缺乏更高温度下氮压的数据,更未发现在高氮压力下制备材料的报导。

3 粉末冶金研究者的任务

由于这些超导氧化物和氮系稀土磁性材料在高温下平衡压力很高,因而难于制得均匀的体状材料。例如,为了获取致密的样品,就必须进行高温烧结或热压,但高温下必然脱氧或脱氮,因此,用常规方法制造的超导材料外表面为正交相(超导),内部为四方相(非

超导),因而体材料的临介电流密度 J_c 还较低。而氮系磁性材料也只能用粘结法制得,磁性能甚低。这些材料还难于在工程上得到充分应用。因此,认真开展材料在高等静压气体

中晶体结构、性能与气体压力关系的研究,不仅对热力学、高压相图研究有所推进,而且可为制备优质、致密的超导和磁性材料提供必要的粉末冶金工艺途径和理论依据。

4 参考文献

- 1 B Krevet, W Schauer, F Wuechner, et al. *Appl Phys Lett*, 1980, 36(8): 704.
- 2 S Forner, B B Schwartz. *Superconductor Materials Science Metallurgy, Fabrication and Applications*, 1981.
- 3 J G Bednorz, K A Muller. *J Phys*, 1986, B61 189.
- 4 R J Cava. *Phys Rev Lett*, 1987, 58 408.
- 5 赵忠贤. *科学通报*, 1987, (6): 412.
- 6 M K Wu, et al. *Phys Rev Lett*, 1987, 58 908.
- 7 P Granguly, D G Hiknks. *J Phys*, 1987, 27(2): 229.
- 8 P Strobel, J J Copponi, C Chaillout, et al. *Nature*, 1987, 327 306~308.
- 9 P K Gallagher, H M O Bryan, et al. *Mat Res Bull*, 1987, 22 995.
- 10 P Strobel, J J Copponi, M Marezio. *Solid State Commun*, 1987, 64 513.
- 11 J Mizusaki, M Yoshihiro, et al. *J Solid State Chem*, 1985, 58 257.
- 12 A Ourmazd, J A Rentscher, J C H Spence, et al. *Nature*, 1987, 327: 308~310.
- 13 W I F David, W T A Harrison, et al. *Nature*, 1987, 327 310~312.
- 14 王崇琳,等. *第三届全国等静压学术会议论文集*, 1992. 83.
- 15 D E Moris, N G Asmar, et al. *Physica C*, 1989, 159 287.
- 16 D E Moris, J H Nickel, et al. *Phys Rev Lett*, 1989, 7347.
- 17 D E Moris, et al. *Mater Res Soc Symp Proc*, 1990, 169 245.
- 18 K Conder. *Physica C*, 1994, 225 13~20.
- 19 P Vairus, A A Aligia, J Garces. *Physica C*, 1994, 235~240 301.
- 20 Yuh Yamada, et al. *Physica C*, 1994, 231 131.
- 21 K K Singh, et al. *Physica C*, 1994, 224 231.
- 22 J M Tarascon, W R McKinnon, et al. *Phys Rev*, 1987, B36 226.
- 23 P H Hor, R L Meng. *Phys Rev Lett*, 1987, 58 1891.
- 24 J J Neumeier, T Ejornholm, et al. *Physica C*, 1990, 166 191.
- 25 L Soderholm, et al. *Nature*, 1987, 328 604.
- 26 L J Peng, P Klavins, et al. *Phys Rev*, 1989, B40 4517.
- 27 P Fischer, J Karpinski, et al. *Solid State Commun*, 1989, 69 531.
- 28 P Lightfoot, S Y Pei, et al. *Acta Crystallography*, 1991, C47 1143.
- 29 M Shimoda, Y Yamada, et al. *Physica C*, 1990, 171 444.
- 30 B Bucher, et al. *Physica C*, 1989, 157: 478.
- 31 Y Yamada, T Matsumoto, et al. *Appl Phys*, 1990, 29 L250.
- 32 S Adachi, N Watanabe, et al. *Physica C*, 1993, 207: 127.
- 33 H B Liu, D E Morris, et al. *Physica C*, 1994, 223 51.
- 34 Y Yamada. *Appl Phys Lett*, 1994, 64 64.
- 35 Y Yamada, J D Jorgensen, T Matsumoto, et al. *Physica C*, 1991, 173 185.
- 36 Z Guo, N Yamada, et al. *Physica C*, 1994, 220 41.
- 37 J Karpinsky, et al. *Physica C*, 1988, 153~155 830.
- 38 E Kaldis, et al. *Physica C*, 1991, 190 185~189.
- 39 J L Tallen, et al. *Phys Rev*, 1990, B41 7220.
- 40 J Y Genoud, et al. *Physica C*, 1992, 192 137.
- 41 G Triscone, et al. *Physica C*, 1992, 210 1.
- 42 J Y Genoud, G Triscone, et al. *Physica C*, 1994, 235~240 443.
- 43 Fu-Guo Tarntair, Teng-Ming Chen. *Physica C*, 1994, 235~240 367.

- 44 A Matsushita, et al. Physica C, 1994, 227: 254.
 45 A Maignan, et al. Physica C, 1991, 177: 461.
 46 X X Tang, D E Morris. Phys Rev, 1991, B43: 7936.
 47 M Kato. Physica C, 1994, 226: 243~249.
 48 J J Capponi, J L Tholence, et al. Physica C, 1994, 235~240: 146.
 49 M Sagawa, S Fujimura, M Togawa, et al. J Appl Phys, 1984, 55: 2083.
 50 K H J Buschow. Mater Sci Rep, 1986, 1: 1.
 51 Hong Sun, JM Coey, et al. J Phys Condens Matter, 1990, 2: 6465.
 52 O Isnard, et al. J M M M, 1994, 13: 1~76.
 53 Yang Fuming, et al. J M M M, 1994, 13: 1~255.

STRUCTURES AND PROPERTIES OF POWDER MATERIALS AT HIGH PRESSURE OF OXYGEN OR NITROGEN

Wang Chonglin

(Metal Research Institute, Academia Sinica, Shenyang 110015)

Abstract This report reviewed the relationship between structures or properties and gas pressure for high T_c superconductor and rare-earth magnetic materials. It is indicated that with the changes of oxygen pressure (or nitrogen pressure), the structures of the materials will be changed and it will result in obvious changes of superconducting and magnetic properties. In case of equilibrium state the oxygen pressure of YBCO system of sintering temperature was up to about 10 MPa and the nitrogen pressure of Re-Fe-N system reached \sim 10 MPa. A dense material manufactured under the condition of high gas pressure may have excellent properties.

Key words superconducting material magnetic material oxygen equilibrium nitrogen equilibrium structure property

简讯

浙江省机械工程学会粉末冶金分会 召开第五届会员代表大会暨 96 学术年会

浙江省机械工程学会粉末冶金分会第五届会员代表大会暨 96 学术年会于 1996 年 10 月 3 日至 5 日在浙江省肖山市召开。参加会议的代表来自省内 16 家粉末冶金单位共 32 名代表听取和审议了分会第四届理事会的工作总结报告;以无记名的投票方式选举产生了分会的第五届理事会。第五届理事会由下列人员组成:曲在纲(理事长)、舒正平(副理事长)、鲁乃光(秘书长)、许明江、郑齐和、方宁象、张和荪、张文明、杨伯煥、董兴。

会议进行了学术交流,有 4 篇具有代表性的论文在大会上进行了宣讲,内容涉及材料性能研究、摩擦材料使用工况性能对比试验、结构件的熔渗铜研究及摩擦试验机微机应用系统开发。

大会向会议论文作者颁发了证书;向被浙江省科协评为浙江省自然科学 93~94 年度优秀论文的作者授奖。还给被第五届理事会聘请为荣誉理事的第四届理事会退休的理事颁发了荣誉证书。

[何万罗供稿]