

快重离子辐照对薄膜微观结构及载流特性的影响

刘丽 刘杰 曾健 翟鹏飞 张胜霞 徐丽君 胡培培 李宗臻 艾文思

Effect of swift heavy ions irradiation on the microstructure and current-carrying capability in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ high temperature superconductor films

Liu Li Liu Jie Zeng Jian Zhai Peng-Fei Zhang Sheng-Xia Xu Li-Jun Hu Pei-Pei Li Zong-Zhen Ai Wen-Si

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 69, 077401 (2020) DOI: 10.7498/aps.69.20191914

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191914>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

液滴在不同润湿性表面上蒸发时的动力学特性

Dynamics of evaporating drop on heated surfaces with different wettabilities

物理学报. 2018, 67(11): 114702 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20180159>

低能离子对高温超导YBa₂Cu₃O₇-薄膜的表面改性和机理

Low-energy ion beam modified surface property and mechanism of high temperature superconductor YBa₂Cu₃O₇- thin film

物理学报. 2018, 67(3): 036103 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20170822>

国产MOCVD-YBCO带材高温超导线圈研制与磁场温度特性研究

Development of a 4 T (46 K) 100 mm high-temperature superconducting coil made of homemade MOCVD-YBCO coated conductors

物理学报. 2018, 67(6): 068401 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20171491>

表面效应对铁间隙型位错环的影响

Surface effect on interstitial dislocation loop in iron

物理学报. 2020, 69(3): 036101 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20191379>

铀在Nd₂Zr₂O₇烧绿石中的固溶量及重离子辐照效应

Solubility and ion-irradiation effects of uranium in Nd₂Zr₂O₇ pyrochlore

物理学报. 2018, 67(19): 192801 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20181204>

快重离子辐照对 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 薄膜微观结构及载流特性的影响*

刘丽¹⁾²⁾ 刘杰^{1)2)†} 曾健¹⁾²⁾ 翟鹏飞¹⁾²⁾ 张胜霞¹⁾
徐丽君¹⁾²⁾ 胡培培¹⁾ 李宗臻¹⁾²⁾ 艾文思¹⁾²⁾

1) (中国科学院近代物理研究所, 兰州 730000)

2) (中国科学院大学核科学与技术学院, 北京 100049)

(2019 年 12 月 17 日收到; 2020 年 1 月 17 日收到修改稿)

钇钡铜氧 (YBCO) 高温超导材料在能源、交通等方面具有广泛的应用前景, 然而强磁场下出现的低临界电流密度问题严重限制了其应用. 利用快重离子辐照技术可在 YBCO 中形成潜径迹对磁通涡旋进行钉扎, 从而有效改善其在磁场下的超导性能. 本文利用能量为 1.9 GeV 的 Ta 离子对 YBCO 高温超导薄膜进行辐照, 系统地研究了不同离子注量下 YBCO 薄膜的微观结构及磁场下电流传输特性的变化情况. 研究表明, Ta 离子辐照在薄膜中沿入射路径方向产生贯穿整个超导层的一维非晶潜径迹, 其直径在 5 nm 到 15 nm 之间. 结合 Higuchi 模型分析了快重离子辐照对薄膜中磁通钉扎机制的影响. 研究发现: 在原始样品中本征面缺陷钉扎是主要的钉扎机制; 随着辐照注量的增加, 薄膜中的钉扎类型逐渐转变为由快重离子辐照引入的正常相缺陷钉扎. 临界电流密度与磁场的关系可用函数 $J_c \propto B^{-\alpha}$ 进行拟合. 指数 α 随着注量的增加而降低, 当注量为 5.0×10^{11} ions/cm² 时已由最初的 0.784 降低至 0.375, 说明临界电流密度对磁场的依赖关系大大减弱. 当辐照注量为 8.0×10^{10} ions/cm² 时, 潜径迹对磁通涡旋的钉扎效果最佳. 在该注量下, 高场 ($B > 0.3$ T) 下临界电流密度达到最大值且钉扎力提升了近两倍, 临界转变温度无明显变化 ($\Delta T_{\text{on}} \approx 0.5$ K). 实验结果表明, 快重离子辐照产生的潜径迹可以在不影响临界转变温度的前提下有效改善磁场下超导载流能力.

关键词: YBCO 高温超导薄膜, 快重离子辐照, 钉扎

PACS: 74.72.-h, 68.37.Lp, 61.80.Jh, 74.62.En

DOI: 10.7498/aps.69.20191914

1 引言

1987 年美国休斯顿大学朱经武研究团队和中科院物理研究所赵忠贤研究团队, 利用原子半径更小的 Y 元素替代了钡钡铜氧超导体 (La-Ba-Cu-O) 中的 La 元素, 形成钇钡铜氧 (YBCO) 系超导材料, 成功将超导转变温度提升至 90 K 以上^[1,2], 这一重大发现引起了全世界学者的极大兴趣. 相比

于低温超导材料而言, YBCO 高温超导材料具有制备成本低、运行成本低、电学性能优异等特点, 使其在强电及弱电领域都有着广泛的应用前景^[3,4]. 然而, 当外界磁场强度不为零时, 其临界电流密度迅速衰减, 这是由于 YBCO 中的磁通涡旋会在洛伦兹力作用下移动所致, 严重限制了其在强磁场环境下的应用^[5,6].

已有研究表明, 通过在高温超导材料中引入不同维度的缺陷可形成钉扎中心, 对磁通涡旋进行钉

* 国家自然科学基金 (批准号: 11675233, 11690041, 11705246) 和中国科学院“西部之光”青年人才项目和甘肃省自然科学基金 (批准号: 18JR3RA392) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: j.liu@impcas.ac.cn

扎从而抑制其蠕动,可提高磁场下临界电流密度[7].在高温超导材料中引入缺陷有多种方法,与常规的化学掺杂法相比[8,9],粒子辐照技术可在不改变高温超导材料的生长参数和化学配比的前提下,在材料中产生均匀分布和尺寸均匀的各种维度的缺陷[10,11],与现有的几乎所有超导材料的制备工艺兼容.电子、质子、中子及重离子等粒子均可用于辐照 YBCO 高温超导材料[12,13].其中,原子序数大于 2 且单核能大于 1 MeV/u 的离子被称为快重离子.与其他粒子不同的是,快重离子具有长射程、高电子能损的特点.当快重离子的电子能损值超过 20 keV/nm 时,重离子可在 YBCO 高温超导材料中产生直径与高温超导材料的相干长度相近的一维非晶化潜径迹[14].该缺陷可沿其长度方向对磁通涡旋形成各向异性钉扎,有效限制涡旋的移动,故潜径迹是一种强钉扎中心[15].

早在 20 世纪 90 年代,人们就已开展了 YBCO 高温超导材料的快重离子辐照改性方面的研究工作[16],取得一系列的研究成果:快重离子辐照一方面可以显著提高磁场下临界电流密度,但也会导致临界转变温度的降低,Nakashima 等[17]发现对辐照后的 YBCO 薄膜进行 200—400 °C 的高温退火处理,可在不降低临界电流密度的前提下使临界转变温度回升,进一步优化超导参数;为进一步改善各向异性,Sueyoshi 等[18–20]通过改变快重离子的入射角度,在 YBCO 中产生交叉分布的潜径迹,可大大提升不同磁场方向的临界电流密度;此外,还可将快重离子辐照技术与化学掺杂技术相结合,在 YBCO 超导材料中形成不同维度的钉扎中心同时对磁通涡旋进行钉扎,进一步增强钉扎效果[21,22];通过改变快重离子的电子能损值,还可控制潜径迹的连续性[23,24]等.

除了研究快重离子辐照对超导性能的影响之外,对辐照产生的缺陷引起的超导性能退化的原因也进行了部分研究.在 Biswal 等[25]的低温辐照实验中,在辐照注量仅 10^9 ions/cm² 量级时,临界转变温度就开始出现了下降的趋势.他们对于该现象的解释是:快重离子辐照在 YBCO 高温超导材料中通过电离产生的二次电子除了将能量沉积在几个纳米范围内形成一维潜径迹之外,还有少部分二次电子可扩散至未被离子轰击的晶体区域,扩散半径可达微米量级.YBCO 高温超导材料中铜氧链上的 Cu 原子具有不稳定的三重氧对称状态,可捕

获二次电子,使铜的价态变成最多仅两重氧对称的稳定价态+1 价,导致铜氧链上氧原子移位、铜氧链被破坏,铜氧面载流子浓度降低,最终导致临界转变温度降低[26].然而该氧缺陷不稳定,在室温环境中即出现大幅度退火现象[27].当注量进一步增大到一定值,临界转变温度和临界电流密度将严重退化,很多学者都将其归因于辐照产生的缺陷导致超导晶格受损、超导通路受阻[28],但具体细节有待研究.

本文借助中国科学院近代物理研究所的兰州重离子加速器 (Heavy Ion Research Facility in Lanzhou, HIRFL),开展了 YBCO 高温超导薄膜的快重离子辐照效应研究工作,获得了 YBCO 薄膜基本超导参数、钉扎类型等随入射离子注量的变化规律,并结合拉曼图谱分析技术对高注量下超导性能的退化原因进行了初步探讨.

2 实验

实验样品 YBa₂Cu₃O_{7-δ} 高温超导薄膜由德国 Ceraco 陶瓷涂层有限公司提供.采用热共蒸镀膜法 (thermal co-evaporation) 在面积为 25 mm × 25 mm 的蓝宝石衬底上依次沉积 25 nm 厚的 CeO₂ 过渡层和 300 nm 厚的 YBCO 超导层[29].随后,在光刻胶和蓝膜的保护下,将薄膜切割成 4 mm × 4 mm 的方块.切割完成后,使用丙酮和异丙醇除去样品表面的保护层,并用氮气将样品吹干.

采用兰州重离子加速器 (HIRFL) 提供的单核能为 12.5 MeV/u 的 ¹⁸¹Ta 离子,在室温、真空条件下对 YBCO 高温超导薄膜进行辐照,离子注量范围为 1.0×10^9 至 1.6×10^{12} ions/cm².通过样品前端总厚度为 18 μm 的铝箔三明治探测器探测离子注量.Ta 离子经过该探测器后,达到样品表面的实际能量为 1.9 GeV.辐照后样品的微观形貌是利用场发射透射电子显微镜 (FEI Tecnai G2F20, FEI) 观察的,电子束加速电压为 200 kV.辐照后样品的结构变化是利用显微激光共聚焦拉曼光谱仪 (LabRam HR800, HORIBA JOBIN YVON S.A.S) 进行表征的,实验所用激光光源波长为 532 nm,功率为 3.48 mW,测试时采用刻度线度为 1800 gr/mm 的光栅,积分时间设置为 60 s,波数范围为 50—1000 cm⁻¹.借助综合物性测量系统

(PPMS-9, QuantumDesign) 对辐照前后样品的超导性能进行测试, 其中磁滞回线的测试条件是温度为 77 K, 最大磁场强度为 5 T. 交流磁化率的测试是在交流信号频率为 2000 Hz 及振幅 1 V 条件下进行的.

3 结果与讨论

3.1 快重离子辐照引起的超导参数变化

我们对辐照前后 YBCO 薄膜的临界转变温度、磁场下临界电流密度等进行研究. 当 YBCO 材料处于超导态时具有抗磁性, 而交流磁化率的实部与超导抗磁转变有关, 故可用交流磁化率来判断超导转变是否发生. 利用 PPMS 测量不同注量下交流磁化率随温度的变化情况, 将抗磁转变起始温度定义为超导转变温度 T_{on} . 如图 1 所示, 未辐照样品 T_{on} 为 87.6 K, 当 Ta 离子的辐照注量低于 8.0×10^{10} ions/cm² 时, T_{on} 变化量 ΔT_{on} 仅为 0.5 K. 随着注量的进一步增大, T_{on} 呈现大幅度降低的趋势, 当注量达到最大值 1.6×10^{12} ions/cm² 时, T_{on} 已由最初的 87.6 K 降至 75.4 K, 且转变宽度明显增加.

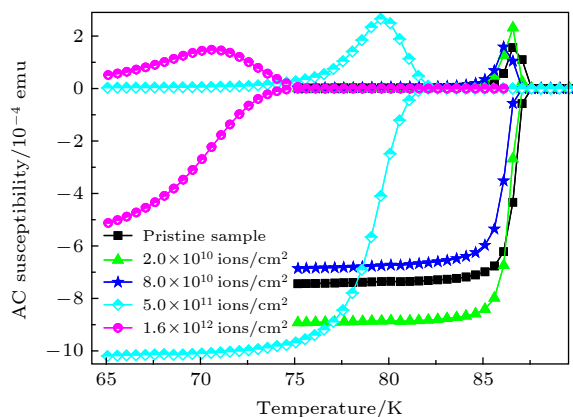


图 1 不同注量下 YBCO 高温超导薄膜的交流磁化率随温度的变化

Fig. 1. AC susceptibility versus temperature of YBCO high temperature superconductor films irradiated with different fluences.

在磁场方向平行 YBCO 超导薄膜 c 轴的条件下, 测量不同注量的 Ta 离子辐照后样品磁滞回线的变化情况, 并结合 Bean 模型计算临界电流密度 J_c ^[30], 计算公式为

$$J_c = \frac{20\Delta M}{Va(1-a/3b)}, \quad (1)$$

式中: a 、 b 为样品垂直磁场方向的平面尺寸, 且 $b > a$; V 为样品超导体积, 其计算公式为 $V = a \cdot b \cdot c$, 其中 c 为超导层厚度, 本式中取 300 nm; ΔM 为同一磁场下磁滞回线曲线之差. 计算结果如图 2(a) 所示, 随着辐照注量的增加, 临界电流密度大体呈先增加后降低的趋势. 利用指数关系 $J_c \propto B^{-\alpha}$ 对双对数坐标下的 J_c - B 曲线进行拟合, 结果标注在图 2(a) 中. 随着辐照注量的增加, 指数 α 不断减小, 说明快重离子辐照在薄膜中引入了强钉扎中心, 导致 J_c 对磁场的依赖关系逐渐减弱. 值得注意的是, 当注量达到 5×10^{11} ions/cm², α 值已经降低至 0.375, 然而其 J_c 反而低于未辐照样品, 这可能是钉扎中心增加和超导体积减小共同作用的结果.

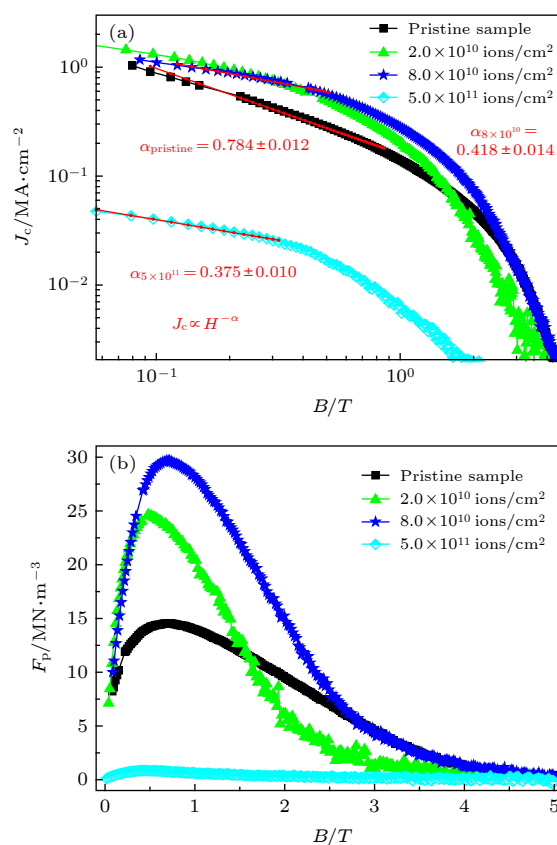


图 2 (a) 77 K 下经 Ta 离子辐照后临界电流密度随磁场的变化情况; (b) 77 K 下钉扎力随注量的变化情况

Fig. 2. (a) Field dependence of critical current density at 77 K after Ta ions irradiation; (b) The variance of pinning force at 77 K with increasing fluence.

晶体缺陷与磁通涡旋之间的相互作用可阻止磁通线的运动, 从而提高 J_c , 该作用力即钉扎力. 临界电流密度的大小与磁通钉扎密切相关. 为进一步了解不同磁场下的磁通钉扎信息, 对钉扎力

F_p 进行计算, 其计算公式为 $F_p = J_c \times B$. 辐照前后样品钉扎力计算结果如图 2(b) 所示, 当注量为 8.0×10^{10} ions/cm² 时, 钉扎力显著提升, 且在磁场强度为 0.70 T 时出现峰值, 该磁场下钉扎力高达 0.30 MN/m^3 , 约为未辐照样品 (0.146 MN/m^3) 的两倍.

为研究快重离子辐照对 YBCO 薄膜中磁通钉扎类型的影响情况, 对图 2(b) 中的钉扎力曲线进行处理, 得到归一化钉扎力 $f_p = F_p/F_{p,\max}$ 与约化场 $h = H/H_{\max}$ 之间的关系, 其中 $F_{p,\max}$ 为钉扎力的峰值, $H_{\max}$ 为最大钉扎力所对应的磁场值, 归一化结果如图 3 所示. 结合 Higuchi 钉扎力标度函数对归一化钉扎力曲线进行拟合 [31,32], 拟合公式如表 1 所示. 据图 3 所示的拟合结果可知, 当 $h > 1$ 时, 所有的归一化钉扎力密度曲线都更符合面钉扎方式, 说明快重离子辐照对高场下的钉扎行为影响较弱; 当约化磁场 $h < 1$ 时, 原始样品的约化钉扎力曲线同样与面钉扎所对应的函数曲线对应, 说明在原始样品中面缺陷钉扎一直占主导地位. 然而, 随着辐照注量的增加, 低场下钉扎类型逐渐从面钉扎转变为各向同性的非超导相的点缺陷钉扎.

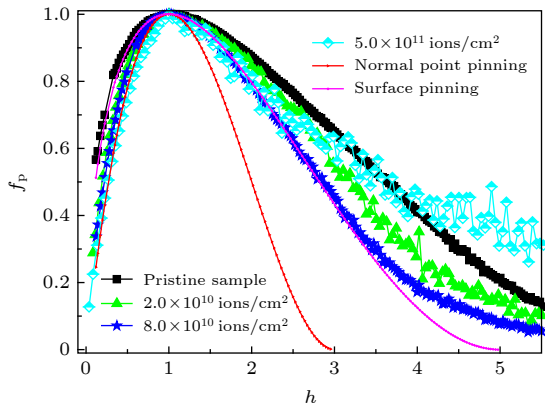


图 3 辐照前后 YBCO 薄膜的约化钉扎力曲线及拟合结果
Fig. 3. Scaling behavior of normalized pinning force curves for YBCO films before and after irradiation and fit curves.

表 1 钉扎力密度标度函数

Table 1. Fitting functions of scaling behavior of normalized pinning force.

钉扎函数	钉扎中心类型
$f_p(h) = \frac{9}{4}h\left(1 - \frac{h}{3}\right)^2$	Normal point pinning
$f_p(h) = \frac{25}{16}\sqrt{h}\left(1 - \frac{h}{5}\right)^2$	Surface pinning

结合以上分析可知, 对于 300 nm 厚的 YBCO 薄膜而言, 采用能量为 1.9 GeV 的 Ta 离子对薄膜进行辐照, 当注量为 8.0×10^{10} ions/cm² 时超导性能达到最佳, 在该注量下临界电流密度及钉扎力均大幅度提升, 且临界转变温度无明显变化. 随着辐照注量进一步增大, 钉扎效果明显变弱, 超导性能严重退化. 为进一步探索快重离子辐照导致超导性能退化的原因, 将对快重离子辐照后的 YBCO 超导薄膜的微观形貌进行分析.

3.2 快重离子辐照引起的微观结构变化

为进一步研究快重离子与 YBCO 超导薄膜的相互作用机制, 我们采用 SRIM (stopping and range of ions in matter) 程序对 1.9 GeV 的 Ta 离子在 YBCO 高温超导材料不同穿透深度下的能量损失进行模拟计算 [33], 结果如图 4 所示.

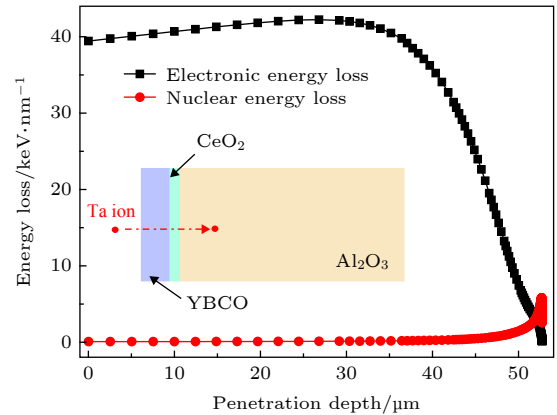


图 4 Ta 离子在 YBCO 超导材料中的电子能损与核能损
Fig. 4. The nuclear and electronic energy loss in YBCO superconductor under Ta ions irradiation.

从图 4 中可以看到, Ta 离子在 YBCO 超导材料中的能量损失方式有两种, 一种是与靶原子的核外电子发生非弹性碰撞使靶原子电离和激发而损失能量, 也被称为电子能损 (electronic energy loss), 一种是直接与靶原子核发生弹性碰撞, 称为核能损 (nuclear energy loss). 能量为 1.9 GeV 的 Ta 离子在 YBCO 高温超导薄膜中的电子能损值 ($S_e = 39.4 \text{ keV/nm}$) 与核能损值 ($S_n = 0.04 \text{ keV/nm}$) 相差约 3 个数量级, 故在本实验中 Ta 离子主要以电子能损的方式将能量传递给 YBCO 薄膜. 1.9 GeV 的 Ta 离子在 YBCO 超导体中的射程约为 $53 \mu\text{m}$, 远大于薄膜厚度, 入射离子将停留在蓝宝石衬底中, 故可忽略超导层中的离子注入效应. 快重离子在 YBCO 超导材料中产生连续潜径迹的

阈值为 35 keV/nm^[34], 由计算结果可知, 1.9 GeV 的 Ta 离子在 YBCO 薄膜中的电子能损值大于阈值, 故可在材料中产生连续的潜径迹. 采用聚焦离子束系统对辐照注量为 1.0×10^{11} ions/cm² 的样品进行切割加工, 制备剖面样品, 并在场发射透射电子显微镜下进行观察, 结果见图 5(a) 和 (b). 低倍 TEM 图谱如图 5(a) 所示, 箭头标注的方向为 Ta 离子的入射方向. 由图可知, 1.9 GeV 的 Ta 离子在超导层中产生了分布大致均匀的一维连续潜径迹. 在如图 5(b) 所示高分辨模式下, 潜径迹周围晶格形貌保存完好, 但其内部的晶体结构被完全破坏, 呈现非晶态, 说明快重离子辐照导致局部原子位移. 潜径迹直径分布在 5—15 nm 之间.

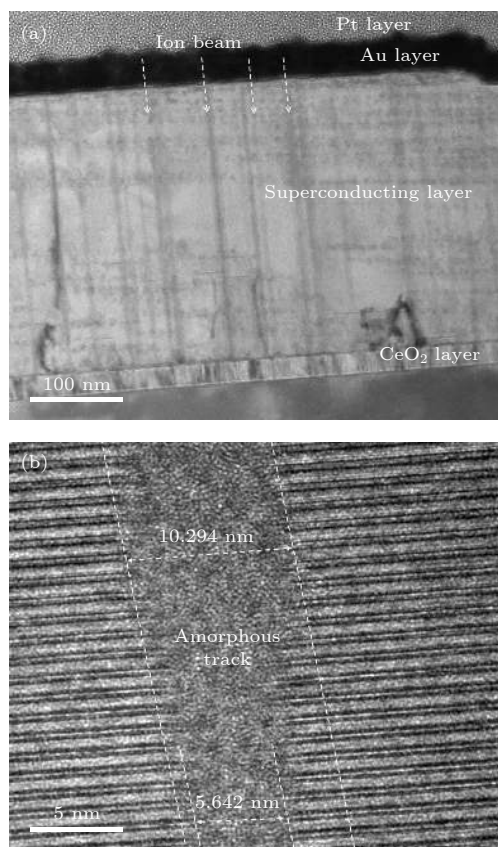


图 5 注量为 1.0×10^{11} ions/cm²、能量为 1.9 GeV 的 Ta 离子辐照 YBCO 超导薄膜 TEM 图 (a) 低倍 TEM 图像; (b) 潜径迹的高分辨率 TEM 图像

Fig. 5. TEM images of 1.9 GeV Ta ions-irradiated YBCO high temperature superconductor film with the fluence of 1.0×10^{11} ions/cm²: (a) Low-resolution TEM image; (b) high-resolution TEM image of latent track.

若潜径迹的平均尺寸为 10 nm, 超导性能急剧退化所对应的注量为 5.0×10^{11} ions/cm², 计算可知, 在该注量下潜径迹占比约为 39.3 %, 说明

YBCO 超导薄膜的结晶部分仍大量保留, 故不能用非晶化潜径迹的相互交叠来解释该辐照注量下超导性能的退化. 快重离子辐照除了在材料中产生非晶化潜径迹之外, 由于潜径迹与其附近的完整晶格之间存在密度差, 在界面处还会形成应力区^[35]. 应力区的原子形变和潜径迹都是室温下稳定存在的缺陷. 已有研究表明, 潜径迹周围的应力区面积约为潜径迹的 3 倍左右^[36,37], 若以此为依据进行计算, 则当辐照注量为 5.0×10^{11} ions/cm² 时应力区已经发生了严重的重叠, 故认为该注量下超导性能的急剧恶化与重离子辐照产生的应力区有更直接的关系. 为此, 采用激光共聚焦拉曼光谱仪对样品中的晶格结构变化和应力进行进一步分析.

拉曼光谱是一种无损检测技术, 可对物质的分子结构、应力等进行分析. 采用拉曼光谱对辐照前后的 YBCO 超导薄膜进行表征, 测试结果如图 6 所示. 正交结构的 YBCO 高温超导材料中主要有 4 种拉曼激活模式, 分别为 Ba-A_g、Cu(2)-A_g、O(2, 3)-B_{1g}、O(4)-A_g. O(4)-A_g 拉曼峰与材料中的氧含量有着密切的联系^[38], 经验公式为: $\delta = 13.58 - 0.027\nu$, 其中 ν 为 O(4)-A_g 峰对应的频率. 未辐照样品的 O(4)-A_g 振动频率为 500 cm⁻¹, 则 $\delta = 0.08$, 故推测原样的化学式为 YBa₂Cu₃O_{6.92}.

由图 6(a) 可知, 随着离子辐照注量的增加, YBCO 的拉曼峰无明显变化, 当注量达到 5.0×10^{11} ions/cm² 时, 位于 600 cm⁻¹ 附近出现了一个新峰, 且峰强随着注量的增加明显变大, 该峰与 Ba-Cu-O 非超导相有关^[39]. Ba-Cu-O 峰的出现说明快重离子辐照导致 YBCO 薄膜中发生了由正交超导相向非超导相的转变, 这一结果与其他低能离子的辐照实验结果吻合^[40-42]. 虽然 Ba-Cu-O 非超导相的成因尚不明确, 但大都认为其与铜氧链缺陷有关, 然而辐照过程中该相形成的具体细节还有待深入研究.

图 6(b) 中给出了 YBCO 中与氧相关的两个振动模式 O(2, 3)-B_{1g}、O(4)-A_g 峰的峰位随辐照注量的变化趋势. 由图可知, 随着辐照注量的增加, O(4)-A_g 的峰形展宽, 但其振动峰位置不变, 说明快重离子辐照没有改变 YBCO 高温超导薄膜中氧的含量. 当注量达到 5.0×10^{11} ions/cm² 时, O(2, 3)-B_{1g} 峰的峰形同样出现展宽, 且峰位向低波数方向漂移. 当注量为 1.6×10^{12} ions/cm² 时, 其峰位已由 338.1 cm⁻¹ 移至 335.4 cm⁻¹, 说明快重离子辐

照在 YBCO 高温超导薄膜中引入了较为明显的应力。

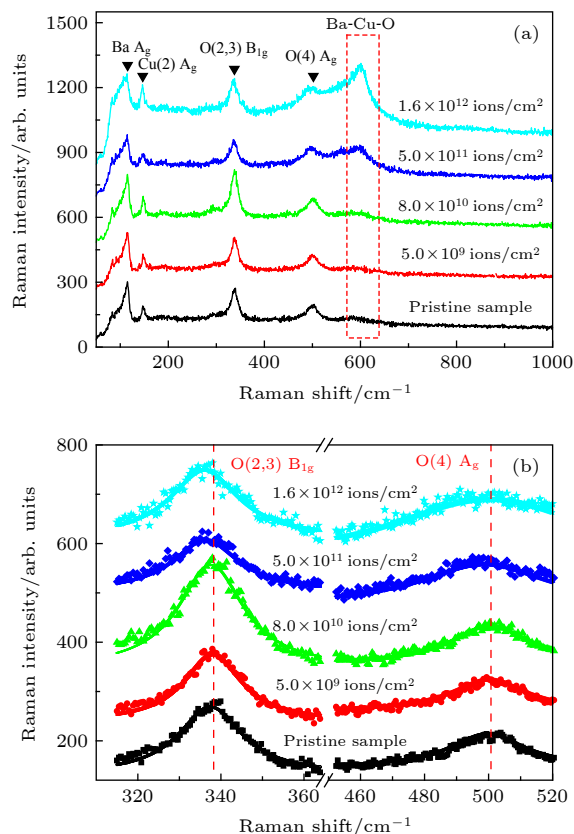


图 6 (a) 能量为 1.9 GeV 的 Ta 离子辐照前后 YBCO 高温超导薄膜的显微拉曼光谱; (b) O(2, 3)-B_{1g} 和 O(4)-A_g 峰的峰位随着注量的变化情况

Fig. 6. (a) Micro-Raman spectra of YBCO high temperature superconductor films between pristine sample and samples irradiated with 1.9 GeV Ta ions; (b) variations in the position of O(2, 3)-B_{1g} and O(4)-A_g peaks with different fluences.

快重离子辐照产生的应力对 YBCO 超导材料的影响有两种解释: 1) 潜径迹周围的应力可导致 YBCO 超导材料的晶格沿着 *c* 轴方向拉伸. *c* 轴晶格参数的变化可导致铜氧面间距增加、耦合变弱, 临界转变温度也随之降低 [43,44]. 在 Biswal 等的研究结果中也指出了当 200 MeV 的银离子注量为 6.0×10^{12} ions/cm² 时应力明显, 导致室温辐照环境下 *c* 轴晶格参数增加了 0.6 %; 2) 在 Yan 等 [45] 的研究中, 快重离子辐照产生的潜径迹周围的应力区沿着 *b* 轴方向发生弛豫会使局部铜氧链中的氧原子重新排列. 此外, 当快重离子的注量达到 11 次方量级, 可发生更大面积的应力弛豫从而形成 Nanotwin 结构, 使大量潜径迹之间相互连接,

形成磁通涡旋移动的通道, 大大降低一维潜径迹对涡旋的钉扎效率, 导致磁场下临界电流密度急剧降低 [46,47].

4 结 论

本文利用能量为 1.9 GeV 的 Ta 离子辐照方法成功地将贯穿整个超导层的一维非晶潜径迹引入 YBCO 高温超导薄膜中, 明显改善了磁场下的载流特性. 在辐照注量为 8.0×10^{10} ions/cm² 的样品中可得到最优结果, 其临界电流密度、钉扎力均远高于未辐照样品, 且转变温度几乎未受影响 ($\Delta T_{on} \approx 0.5$ K). 随着注量进一步增加至 5.0×10^{11} ions/cm² 时, 快重离子在 YBCO 薄膜中产生了较为明显的应力, 且发生从超导相向非超导相的转变, 导致钉扎能力大大削弱, 超导性能也大幅度降低.

利用 Higuchi 模型对归一化钉扎力曲线进行拟合. 结果表明, 随着离子辐照注量的增加, 低场下的钉扎类型由面缺陷钉扎逐渐转变为各向同性的正常相缺陷钉扎. 然而快重离子辐照产生的连续非晶化潜径迹为各向异性的一维缺陷, 故发生该转变的原因仍有待进一步研究.

快重离子辐照相对于化学掺杂而言, 适用性更高, 可控性更强, 在高温超导材料未来的薄膜、带材及器件制备中具有非常显著的优势. 但是国内相关方面的研究还比较薄弱, 希望该研究结果可以为我国其他学者的深入研究提供一定的参考.

感谢中国科学院国家纳米科学中心的王东伟老师提供的 PPMS 测试服务及中国科学院上海微系统与信息技术研究所的吕士龙老师提供的 FIB 服务; 感谢北京航空航天大学微纳测控与低维物理教育部重点实验室、上海大学超导及应用技术研究中心和中国科学院电工研究所应用超导重点实验室的老师们对数据分析提供的指导及中国科学院近代物理研究所材料中心室组成员提供的辐照实验服务.

参考文献

- [1] Zhao Z X, Chen L Q, Yang Q S, Huang Y Z, Chen G H, Tang R M, Liu G R, Cui C G, Chen L, Wang L Z, Guo S Q, Li S L, Bi J Q 1987 *Chin. Sci. Bull.* **32** 412 (in Chinese) [赵忠贤, 陈立泉, 杨乾声, 黄玉珍, 陈庚华, 唐汝明, 刘贵荣, 崔长庚, 陈烈, 王连忠, 郭树权, 李山林, 毕建清 1987 *科学通报* **32** 412]
- [2] Wu M K, Ashburn J R, Torng C J, Hor P H, Meng R L, Gao L, Huang Z J, Wang Y Q, Chu C W 1987 *Phys. Rev. Lett.* **58** 908

- [3] Zangenberg N 2012 *High Temperature Superconductors(HTS) in Accelerator Systems*[M]//*High Temperature Superconductors (HTS) for Energy Applications* (Cambridge: Woodhead Publishing) pp369-392
- [4] Wang J, Wei B, Cao B, Guo X, Zhang X, Song X 2013 *Phys. C Supercond. its Appl.* **495** 79
- [5] Sadovskyy I A, Koshelev A E, Glatz A, Ortalan V, Rupich M W, LeRoux M 2016 *Phys. Rev. Appl.* **5** 014011
- [6] Crisan A, Dang V S, Mikheenko P 2017 *Phys. C Supercond. its Appl.* **533** 118
- [7] Sato S, Honma T, Takahashi S, Sato K, Watanabe M, Ichikawa K, Takeda K, Nakagawa K, Saito A, Ohshima S 2013 *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **23** 7200404
- [8] Macmanus-Driscoll J L, Foltyn S R, Jia Q X, Wang H, Serquis A, Civale L, Maiorov B, Hawley M E, Maley M P, Peterson D E 2004 *Nat. Mater.* **3** 439
- [9] Zhou Y X, Ghalsasi S, Rusakova I, Salama K 2007 *Supercond. Sci. Technol.* **20** S147
- [10] Kwok W K, Welp U, Glatz A, Koshelev A E, Kihlstrom K J, Crabtree G W 2016 *Reports Prog. Phys.* **79** 116501
- [11] LeRoux M, Kihlstrom K J, Holleis S, Rupich M W, Sathyamurthy S, Fleshler S, Sheng H P, Miller D J, Eley S, Civale L, Kayani A, Niraula P M, Welp U, Kwok W K 2015 *Appl. Phys. Lett.* **107** 192601
- [12] Fischer D X, Prokopec R, Emhofer J, Eisterer M 2018 *Supercond. Sci. Technol.* **31** 044006
- [13] Khadzhai G Y, Litvinov Y V., Vovk R V., Zdorovko S F, Goulatis I L, Chronos A 2018 *J. Mater. Sci. Mater. Electron.* **29** 7725
- [14] Biswal R, John J, Behera D, Mallick P, Kumar S, Kanjilal D, Mohanty T, Raychaudhuri P, Mishra N C 2008 *Supercond. Sci. Technol.* **21** 085016
- [15] Civale L, Marwick A D, Worthington T K, Kirk M A, Thompson J R, Sun Y 1991 *Phys. Rev. Lett.* **67** 648
- [16] Bourgault D, Hervieu M, Bouffard S, Groult D, Raveau B 1989 *Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. with Mater. Atoms* **42** 61
- [17] Nakashima K, Chikumoto N, Ibi A, Miyata S, Yamada Y, Kubo T, Suzuki A, Terai T 2007 *Phys. C Supercond. its Appl.* **463** 665
- [18] Sueyoshi T, Nishimura T, Fujiyoshi T, Mitsugi F, Ikegami T, Ishikawa N 2016 *Supercond. Sci. Technol.* **29** 105006
- [19] Sueyoshi T, Sogo T, Nishimura T, Fujiyoshi T, Mitsugi F, Ikegami T, Awaji S, Watanabe K, Ichinose A, Ishikawa N 2016 *Supercond. Sci. Technol.* **29** 065023
- [20] Hardy V, Hervieu M, Provost J, Simon Ch 2000 *Phys. Rev. B* **62** 691
- [21] Sueyoshi T, Kotaki T, Uraguchi Y, Suenaga M, Makihara T, Fujiyoshi T, Ishikawa N 2016 *Phys. C Supercond. its Appl.* **530** 72
- [22] Sadovskyy I A, Jia Y, Leroux M, Kwon J, Hu H, Fang L, Chaparro C, Zhu S, Welp U, Zuo J M, Zhang Y, Nakasaki R, Selvamanickam V, Crabtree G W, Koshelev A E, Glatz A, Kwok W K 2016 *Adv. Mater* **28** 4593
- [23] Strickl, N M, Talantsev E F, Long N J, Xia J A, Searle S D, Kennedy J, Markwitz A, Rupich M W, Li X, Sathyamurthy S 2009 *Phys. C Supercond. its Appl.* **469** 2060
- [24] Fuchs G, Nenkov K, Krabbes G, Weinstein R, Gandini A, Sawh R, Mayes B, Parks D 2007 *Supercond. Sci. Technol.* **20** S197
- [25] Biswal R, John J, Avasthi D K, Kanjilal D, Raychaudhuri P, Mishra N C 2010 *Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. with Mater. Atoms* **268** 3325
- [26] Gupta R P, Gupta M 1992 *Phys. Rev. B* **45** 9958
- [27] Behera D, Mohanty T, Dash S K, Banerjee T, Kanjilal D, Mishra N C 2003 *Radiat. Meas.* **36** 125
- [28] Weinstein R, Gandini A, Sawh R P, Parks D, Mayes B 2003 *Phys. C Supercond. its Appl.* **387** 391
- [29] Murakami Y, Goto H, Taguchi Y, Nagasaka Y 2017 *Int. J. Thermophys.* **38** 160
- [30] Cui X M, Liu G Q, Wang J, Huang Z C, Zhao Y T, Tao B W, Li Y R 2007 *Phys. C Supercond. its Appl.* **466** 1
- [31] Higuchi T, Yoo S I, Murakami M 1999 *Phys. Rev. B* **59** 1514
- [32] Cai Q, Liu Y C, Ma Z Q, Li H J, Yu L M 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 132601
- [33] Ziegler J F, Ziegler M D, Biersack J P 2010 *Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. with Mater. Atoms* **268** 1818
- [34] Weinstein R, Gandini A, Sawh R, Mayes B, Parks D 2006 *Supercond. Sci. Technol.* **19** S575
- [35] Kwon J H, Meng Y, Wu L, Zhu Y, Zhang Y, Selvamanickam V, Welp U, Kwok W K, Zuo J M 2018 *Supercond. Sci. Technol.* **31** 105006
- [36] Zhu Y, Cai Z X, Budhani R C, Suenaga M, Welch D O 1993 *Phys. Rev. B* **48** 6436
- [37] Biswal R, John J, Mallick P, Dash B N, Kulriya P K, Avasthi D K, Kanjilal D, Behera D, Mohanty T, Raychaudhuri P, Mishra N C 2009 *J. Appl. Phys.* **106** 053912
- [38] Zeng L, Lu Y M, Liu Z Y, Chen C Z, Gao B, Cai C B 2012 *J. Appl. Phys.* **112** 053903
- [39] Chang H, Ren Y T, Sun Y Y, Wang Y Q, Xue Y Y, Chu C W 1995 *Phys. C Supercond. its Appl.* **252** 333
- [40] Kujur A, Asokan K, Behera D 2013 *Thin Solid Films* **536** 256
- [41] Vlastou R, Gazis E N, Papadopoulos C T, Liaropapis E, Palles D, Kossionides S, Kokkoris M, Pilakouta M, Assmann W, Huber H 1996 *Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. with Mater. Atoms* **113** 253
- [42] Wang S S, Li F, Wu H, Zhang Y, Muhammad S, Zhao P, Le X Y, Xiao Z S, Jiang L X, Ou X D, Ouyang X P 2019 *Chinese Phys. B* **28** 027401
- [43] Hensel B, Roas B, Henke S, Hopfengärtner R, Lippert M, Ströbel J P, Vildić M, Saemann-Ischenko G, Klaumtünzer S 1990 *Phys. Rev. B* **42** 4135
- [44] Rullier-Albenque F, Legris A, Bouffard S, Paumier E, Lejay P 1991 *Phys. C Supercond. its Appl.* **175** 111
- [45] Yan Y, Kirk M A 1998 *Phys. Rev. B* **57** 6152
- [46] Yan Y, Kirk M A 1999 *Philos. Mag. Lett.* **79** 841
- [47] Kirk M A, Yan Y 1999 *Micron* **30** 507

Effect of swift heavy ions irradiation on the microstructure and current-carrying capability in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ high temperature superconductor films^{*}

Liu Li¹⁾²⁾ Liu Jie^{1)2)†} Zeng Jian¹⁾²⁾ Zhai Peng-Fei¹⁾²⁾ Zhang Sheng-Xia¹⁾
 Xu Li-Jun¹⁾²⁾ Hu Pei-Pei¹⁾ Li Zong-Zhen¹⁾²⁾ Ai Wen-Si¹⁾²⁾

1) (*Institute of Modern Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000, China*)

2) (*School of Nuclear Science and Technology, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China*)

(Received 17 December 2019; revised manuscript received 17 January 2020)

Abstract

$\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ (YBCO) high temperature superconductor materials have many promising applications in energy, transportation and so on. Nonetheless, the application of YBCO in high magnetic field was limited because of low critical current. One-dimensional latent tracks produced by swift heavy ions irradiation can be effective pinning centers, thus enhancing superconductivity in external field. YBCO high temperature superconducting films were irradiated with 1.9 GeV Ta ions at room temperature and vacuum condition. Structure damages in irradiated samples were characterized by transmission electron microscopy (TEM). Continuous amorphous latent tracks, with diameter from 5 nm to 15 nm, throughout the whole superconducting layer can be observed from TEM images. Physical property measurement system (PPMS) was used to measure superconducting properties of samples before and after irradiation. When irradiated at optimal fluence of 8×10^{10} ions/cm², critical current reaches its maximum value and pinning force was twice of unirradiated sample, while critical temperature almost unchanged. The analysis of experimental results shows that latent tracks produced by swift heavy ions irradiation can enhance in-field current-carrying capability, without decreasing critical temperature. In the power-law regime $J_c \propto B^{-\alpha}$ values of α decreased with the increasing of fluence, indicating a weaker magnetic field dependence of critical current. α reaches its lowest value 0.375 when irradiated at a fluence of 5.0×10^{11} ions/cm², corresponding to a lowest in-field J_c . This result may be a combination of increasing pinning centers and decreasing superconductor volumes that work together. Normalized pinning force $f_p = F_p/F_{p,\max}$ of sample irradiated with different fluence as a function of magnetic field $h = H/H_{\max}$ was analyzed using Higuchi model. Fitting results show that planar defects are main source of pinning when $h > 1$, independent of irradiation. Whereas, dominate pinning centers shifting from surface pinning to isotropic normal point pinning with increasing fluence when $h < 1$. Given that latent tracks produced by Ta ions irradiation act as strong anisotropic pinning centers, the reason of the dominate pinning centers change with increasing fluence remains to be further studied.

Keywords: YBCO high temperature superconducting films, swift heavy ions irradiation, pinning

PACS: 74.72.-h, 68.37.Lp, 61.80.Jh, 74.62.En

DOI: 10.7498/aps.69.20191914

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 11675233, 11690041, 11705246) and the CAS "Light of West China" Program and the Natural Science Foundation of Gansu Province, China (Grant No. 18JR3RA392).

[†] Corresponding author. E-mail: j.liu@impcas.ac.cn