

EuBa₂Cu₃O_{7-δ} 超导带材中掺杂相对 He⁺ 离子辐照缺陷演化及超导电性的影响*

赵珀¹⁾ 王建强¹⁾ 陈梅清¹⁾ 杨金学¹⁾ 苏钲雄¹⁾
卢晨阳¹⁾ 刘华军²⁾³⁾ 洪智勇⁴⁾ 高瑞^{1)†}

1) (西安交通大学核科学与技术学院, 西安 710049)

2) (中国科学院等离子体物理研究所, 合肥 230031)

3) (合肥国际应用超导中心, 合肥 230071)

4) (上海超导科技股份有限公司, 上海 201203)

(2024 年 1 月 19 日收到; 2024 年 1 月 23 日收到修改稿)

为探究稀土钡铜氧化物 (REBCO) 第二代高温超导带材中掺杂相对离子辐照缺陷演化及超导电性的影响机理, 本文采用能量为 1.4 MeV 的 He⁺ 离子对国产化未掺杂和掺杂摩尔分数 3.5% BaHfO₃ (BHO) 的 EuBa₂Cu₃O_{7-δ} 带材进行三种不同剂量的室温辐照实验并退火. 电学性能测试表明, 随着辐照剂量的增加, 掺杂带材的临界电流密度仍均高于未掺杂带材并且下降程度更小. 透射电镜表征结果证明, 超导层中通过掺杂 BHO 纳米相引入局域应变改变了辐照 He 缺陷的迁移行为, 在一定范围内修复了损伤的超导结构, 提高了带材载流能力的辐照耐受性. 同时 BHO 纳米柱作为强钉扎中心使得掺杂带材临界电流密度的磁场依赖性和温度依赖性受辐照影响更小. 不同于中子或重离子辐照后, 通过退火可以恢复材料一定程度的超导电性, 本文中大剂量 He⁺ 离子辐照的两种带材经氧气退火后, 其电学性能继续恶化. 相比于未掺杂带材, 掺杂带材中 BHO 产生的局域应变在高温下抑制了辐照 He 缺陷在三维方向上的尺寸增长, 改变了磁通钉扎特性, 延缓了因氦泡长大而造成的超导层结构无序和非晶化. 本研究为评估 REBCO 超导带材在辐照环境下的工况服役行为提供了参考依据.

关键词: REBCO 超导带材, 辐照损伤, 临界电流密度, 微观结构表征

PACS: 74.72.-h, 61.80.Jh, 74.25.-q, 61.72.-y

DOI: 10.7498/aps.73.20240124

1 引言

稀土钡铜氧化物导体 REBa₂Cu₃O_{7-δ} (REBCO) 作为一种典型的第二代高温超导材料具有较高的临界转变温度 ($T_c = 92$ K)、极高的上临界场 H_{c2} (约 100 T 以上) 和不可逆场 H_{irr} (77 K 下高达 7 T), 且各向异性相比于 Bi 系高温超导材料较弱^[1,2], 这使得 REBCO 超导材料在高场下具备独特的应用价值, 为增强磁场设计开辟了广阔的空间^[3]. 特别

是在磁约束聚变装置中, 提高超导磁体线圈激发的最大磁场, 增加约束等离子体稳定运行的时间是新型聚变装置发展的重要驱动力^[4]. 与国际热核聚变装置 ITER 所使用的低温超导磁体相比, 使用 REBCO 高温超导带材绕制的磁体线圈可将磁场从 12 T 提高至 20 T, 这为紧凑型聚变装置的设计提供了高场保障, 故可以在更小的装置中实现更高能量增益和更大功率密度的等离子体燃烧^[5,6]. 因此, 制造 REBCO 超导磁体已成为未来紧凑型聚变装置研发及运行的关键技术之一^[7]. 相比于大型

* 国家自然科学基金 (批准号: 12005256) 和工业和信息化部重点项目 (批准号: TC230H0AC/159) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: ruigao@xjtu.edu.cn

托卡马克装置如 ITER 因具有较大规模的第一壁及包层结构, 磁体承受的中子注量较低, 未来紧凑型聚变装置减少了磁体绕组的物理空间, 并且中子屏蔽层的厚度受到系统设计、成本控制等因素的限制, 使高温超导磁体暴露于更高的中子通量下^[8,9], 严重威胁到磁体运行的稳定性和安全性. Torsello 等^[10]通过模拟计算出在一种 ARC(经济、坚固、紧凑的特点) 紧凑型聚变装置中, REBCO 环形磁体线圈预期在 10 年内的累积聚变中子注量将达到 3×10^{18} n/cm², 累积快中子注量达到 1.6×10^{19} n/cm², 累积损伤值高达 0.52 dpa. 因而评估 REBCO 超导带材在辐照环境下微观结构的演化及其载流能力的变化对于超导磁体和屏蔽材料的设计意义重大.

已有的研究表明, 通过适当剂量的粒子辐照在 REBCO 超导体中引入人工钉扎中心 (APC) 是提高材料超导电性的重要方法之一^[11,12]. 国内外对 REBCO 超导带材进行了广泛的中子辐照效应研究, 发现带材承受的快中子临界剂量在 10^{17} — 10^{18} n/cm², 当小于此临界剂量时, REBCO 超导体 J_c 随剂量增大而显著提高; 但超过该临界剂量后, J_c 逐渐降低甚至为零. 这是由于低密度的辐照点缺陷提高了 REBCO 超导体的磁通钉扎能力, 而剂量过高时 REBCO 超导层会形成胞晶、微晶等结构, 钉扎效应严重减弱^[9,13-17]. 因中子辐照实验只能在少数装置中进行, 且中子活化使得超导带材具有一定的放射性, 直接进行微观结构和电学性能表征分析十分困难^[18], 采用离子辐照研究 REBCO 带材的损伤效应成为一种重要方法. 如 Adams 等^[18]使用 X 射线吸收谱对比了 He⁺离子和中子两种粒子对 REBCO 带材的损伤效应, 结果表明这两种粒子在氧亚晶格中产生了类似的缺陷, 但 He⁺离子辐照会在体系中引入阳离子无序类型的其他缺陷. 此外, 使用氦离子等与氧元素质量差异较小的惰性元素离子, 可避免额外的化学效应对带材超导电性的影响^[19]. 学者们也开展了质子^[12,20]、重离子^[21,22]对 REBCO 带材的辐照效应研究, 证明低剂量离子辐照能够提高超导体中微结构缺陷密度, 有效地增加多种维度的磁通钉扎中心, 从而改善其超导性能; 但过量辐照则导致超导正交相向非超导四方相的相变、非晶无序化等现象, 使得 T_c 和 J_c 大幅降低、超导电性严重损失. 同时有研究报道, 对中子或重离子辐照的 REBCO 带材进行高温氧气退火处理, 可以消除部分辐照缺陷, 恢复带材的超导电性^[22-24].

此外, 通过第二相纳米颗粒掺杂是一种引入 APC 更为便捷的方法, 纳米颗粒主要包括 Al₂O₃, TiO₂, Y₂O₃, BaMO₃ ($M = \text{Zr, Hf, Sm} \dots$), YBa₂NbO₆ 等^[25,26], 其中以 BaMO₃ 为代表的钙钛矿结构类化合物研究最为广泛. 这是因为受超导复合薄膜内多重相界面 (包括 APC 与 REBCO 的界面、REBCO 与基底的界面) 之间弹性应力场的综合作用, BaMO₃ 纳米团簇倾向于形成 c 轴取向的一维柱状强钉扎中心, 大幅提高复合薄膜的载流能力. 而当掺杂浓度较高时, REBCO 中会形成沿 c 轴的一维 APC 以及沿 ab 面的二维 APC 混合钉扎结构, 使带材获得更好的钉扎效果^[25,27]. 但是, 超导带材中的掺杂相对辐照引入的缺陷及超导电性的影响目前研究较少. 通常在金属材料中, 界面 (晶界、相界) 附近晶格畸变造成的应力场可以作为势阱俘获辐照点缺陷促使其向界面扩散, 加速空位和间隙原子的复合, 从而修复辐照损伤结构, 增强材料的辐照耐受性^[28]. 如 Gao 等^[29]通过调控出原子排布无序的相界面, 有效地抑制了氦辐照缺陷团簇的长大, 提高了 Nb 基低温超导材料的抗辐照性能. 那么利用超导带材中高密度的 APC 界面及其在 REBCO 晶格内产生高度应变的三维区域是否会对辐照缺陷的扩散行为产生影响? 超导体微观结构和超导电性在辐照条件下的变化规律如何? 这些问题都亟待研究.

综上所述, 基于考察 REBCO 超导带材在离子辐照下的损伤效应, 本文依托北京大学核物理与核技术国家重点实验室 4.5 MV 加速器平台, 对国产化无掺杂 EuBa₂Cu₃O_{7- δ} (以下简称 EuBCO) 和掺杂第二相纳米颗粒的 EuBCO 带材开展了不同剂量的 He⁺离子辐照实验, 通过透射电镜表征两种带材超导层内 He 辐照缺陷的演化过程以及超导电性测量, 探究 REBCO 中类钙钛矿晶体结构内因掺杂而引入的局域应变对辐照缺陷扩散行为的影响机制, 以此对抗辐照高温超导 REBCO 带材的制备和应用提供数据支持.

2 实验

2.1 样品制备

国产化未掺杂和掺杂 3.5% BaHfO₃ (简称 BHO) 的 EuBCO 带材由上海超导科技股份有限公司提供, 带材在 5 mm 宽和 30 μm 厚的 Hastelloy 金属基带表面利用脉冲激光沉积 (PLD) 的方法依

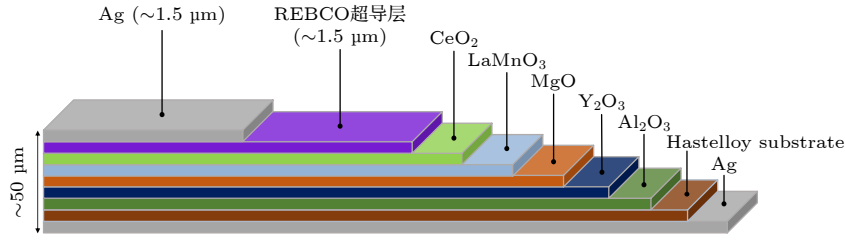


图 1 EuBCO 超导带材结构示意图

Fig. 1. The structure of EuBCO superconducting strip.

次沉积 Al_2O_3 阻挡层、 $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{MgO}$ 缓冲层、 LaMnO_3 帽子层、 CeO_2 外延层以及厚度约为 $1.5 \mu\text{m}$ 的 $\text{EuBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 超导层, 并使用 $1.5 \mu\text{m}$ 厚的银层进行封装, 带材结构如图 1 所示. 采用机械法将原始带材切割成为 $10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的样品进行辐照.

2.2 He^+ 离子辐照

利用北京大学核物理与核技术国家重点实验室 4.5 MV 加速器平台, 在室温、真空条件下对上述两种 EuBCO 带材进行 He^+ 离子辐照实验, 离子能量为 1.4 MeV , 辐照剂量选择范围较宽, 从而考察不同剂量条件下的超导电性响应, 分别为 5×10^{14} , 5×10^{15} , $5 \times 10^{16} \text{ ions/cm}^2$. 通过 SRIM-2013 软件模拟计算出相应的超导层内辐照损伤区域的平均离位损伤值约为 0.01 , 0.1 和 1 dpa (原子平均离位单位 dpa 表示晶格上的原子被离子轰击逸出初始位置的次数与晶格上的原子数量之比). 图 2 为通过 SRIM 模拟 He^+ 离子剂量为 $5 \times 10^{16} \text{ ions/cm}^2$ 时的损伤值和氦浓度随深度的分布, 表明 1.4 MeV 的 He^+ 离子造成的辐照损伤基本贯穿整个超导层, 辐照损伤与 He^+ 离子浓度峰值区基本处于超导层中间区域.

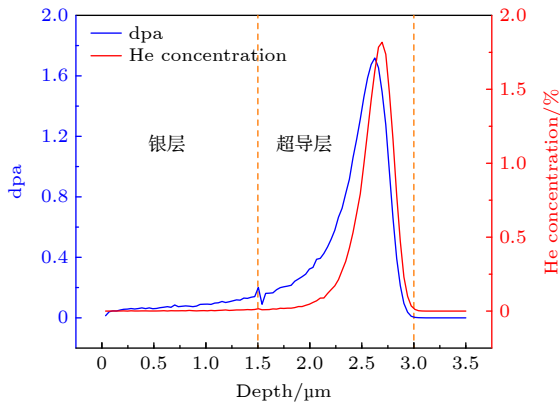


图 2 He^+ 离子辐照下 dpa 和氦浓度随深度的分布

Fig. 2. Distribution of dpa and helium concentration with depth under He^+ ion irradiation.

2.3 其他实验方法

采用磁学测量系统 (MPMS-squid VSM-094) 获得辐照前后超导带材的磁滞回线. 测试样品用打孔器制成直径为 3 mm 的圆片, 外加磁场垂直于带材表面 (即平行于 EuBCO 的 c 轴方向); 超导层微观形貌和原子结构通过洛伦兹透射电镜 (Talos F200X) 和双球差校正透射电镜 (JEM-ARM300F2) 进行表征, 采用聚焦离子束 (FIB, Thermo Scientific-Helios 5UX) 制备透射电镜样品; 利用显微激光共聚焦拉曼光谱仪 (Thermo Fisher-DXR2xi) 表征样品的晶体结构变化, 所采用的激光光源波长为 532 nm , 功率 4.0 mW , 采集时间每个点 1 s , 波数范围 $50\text{--}1200 \text{ cm}^{-1}$. 氧气退火实验在管式电炉 (SK-G06123K) 中进行, 升温速率为 $5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$, 升温至 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 后保温 1 h , 并炉冷.

3 结果与讨论

3.1 EuBCO 未掺杂/掺杂带材的微观结构

图 3(a) 和图 3(b) 分别为辐照实验前未掺杂与掺杂带材沿沉积方向 (c 轴) 的截面 TEM 图像, 对比可见未掺杂带材的超导层表现出较为“干净”的 EuBCO 基体, 而掺杂带材超导层则包含复杂的掺杂结构信息: 首先, 掺杂带材超导层内沿 c 轴方向均匀分布着大量纳米尺寸的柱状 BHO 掺杂相, 图 3(c) 中的高分辨图像显示这些 BHO 掺杂相宽约 7 nm 、长约 20 nm ; 此外, 掺杂带材超导层中还含有一些尺寸较大的 BHO 第二相颗粒 (约 100 nm 左右), 如图 3(d), (e) 所示, EDS-mapping 图像证明了大颗粒处 Hf 元素的富集以及 Eu 元素的缺失. 在掺杂带材中, BHO 掺杂形成典型的纳米柱作为各向异性强钉扎中心, 一方面能够极大地提高超导带材的载流能力^[30]; 另一方面, EuBCO 基体-BHO 颗粒之间界面能最小化的作用会驱动二者相界面

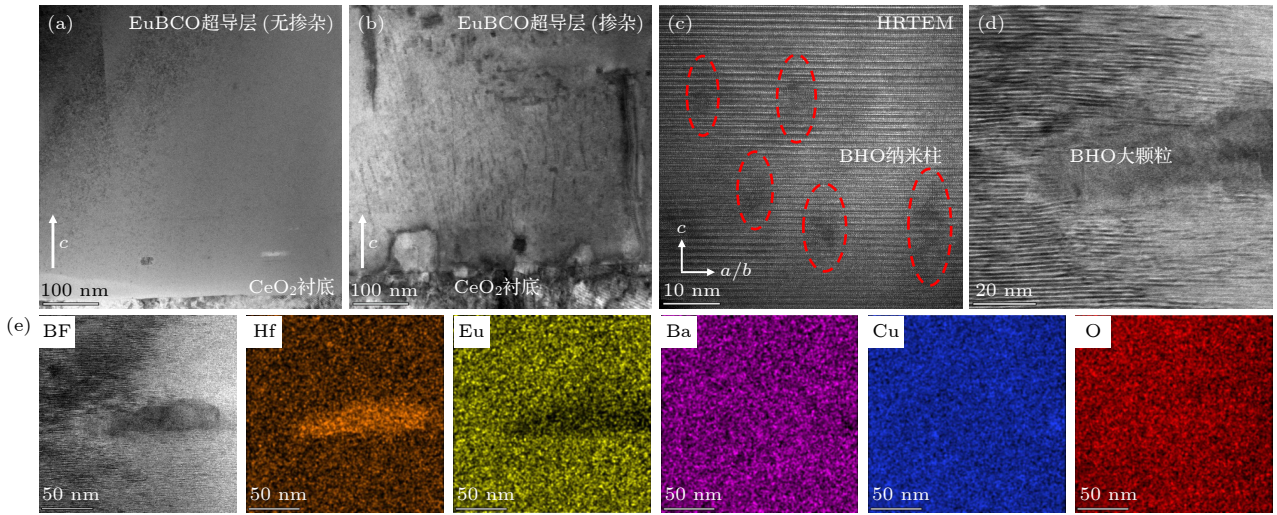


图3 未掺杂/掺杂 EuBCO 带材的微观结构 (a) 未掺杂带材超导层的 TEM 图像; (b) 掺杂带材超导层的 TEM 图像; (c) 掺杂带材超导层中 BHO 纳米柱的高分辨图像; (d) 掺杂带材中 BHO 大颗粒周围的大幅局域弯曲应变和大量层错; (e) 图 (d) 中 BHO 大颗粒的 EDS-mapping 图像

Fig. 3. Microscopic structure of undoped/doped EuBCO strips: (a) TEM image of the superconducting layer of undoped strip; (b) TEM image of superconducting layer of doped strip; (c) high-resolution image of BHO nanocolumns in the superconducting layer of doped strip; (d) large localized bending strain and numerous stacking faults around BHO large particle in doped strip; (e) EDS-mapping images of the large BHO particle in Figure (d).

周围数个晶胞及更大范围内的微观结构重排, 诱导产生高密度的 Y248 共生结构形核 (表现为层错) 和局域应变, 导致超导层晶格发生弯曲, c 轴晶格参数增大, 同时应变区和共生体周围的载流子浓度 (包括电子和空位浓度) 也会随之发生改变^[30,31]. 这些特征将对掺杂带材辐照条件下的电学性能变化和微观结构演化产生重要影响.

3.2 He⁺离子辐照后 EuBCO 带材超导电性的变化

EuBCO 带材的临界电流密度 J_c 和钉扎力密度 F_p 采用 Bean 临界态^[32] 模型进行计算, 公式如下:

$$J_c = 15\Delta M/(VR), \quad (1)$$

$$F_p = J_c \times B, \quad (2)$$

式中, ΔM 为测得磁滞回线上同一磁场下磁矩的差值; V 为待测样品超导层的体积; R 是待测样品的半径; B ($B = \mu_0 H$, μ_0 为真空磁导率) 为磁感应强度.

图 4 和图 5 分别给出了两种带材辐照前后电学性能的变化情况, 图 4(a) 和图 5(a) 分别为使用磁学测量系统测得的未掺杂带材和掺杂带材的磁滞回线 ($M-H$ 曲线). 根据 Bean 临界模型计算了两种带材不同剂量辐照下的 J_c 和 F_p , 以及辐照后相比辐照前的归一化 J_c , 其随磁感应强度 B 的变化

分别如图 4(b), (c), (d) 和图 5(b), (c), (d) 所示. 剂量为 5×10^{14} ions/cm² 时, 由于低场区 ($B < 1$ T) 的 J_c 由晶界传输电流 $J_{c,GB}$ 主导, 辐照后缺陷在晶界处大量累积使得 $J_{c,GB}$ 恶化^[19,33], J_c 和 F_p 有所降低; 但在中高场区 ($B > 1$ T), 未掺杂带材的 J_c 和 F_p 总体上有小幅度的提升 (10% 左右), 这是因为低剂量辐照引入了合适密度的缺陷作为磁通钉扎中心, 提高了带材的载流能力; 此外, 当剂量增至 5×10^{15} 和 5×10^{16} ions/cm² 时, 过量辐照缺陷破坏了带材的超导电性, 使得未掺杂带材的 J_c 分别降低了 60% 和 70% 左右. 相比之下, BHO 掺杂带材三种剂量辐照后的 J_c 和 F_p 仍高于未掺杂带材, 但电学性能表现出不同的变化行为: 首先, 最小辐照剂量下, 掺杂带材的 J_c 和 F_p 有所下降, 这是因为掺杂带材已经具备较优的超导特征结构和本征磁通钉扎中心密度^[19], 在较低剂量辐照下缺陷引入过饱和密度的 APC 使得带材载流能力开始下降; 其次, 掺杂带材在 5×10^{15} 和 5×10^{16} ions/cm² 两个剂量下 J_c 的下降幅度远小于未掺杂带材 (仅下降约 30% 和 40%), 这表明 BHO 纳米非超导相的掺杂除了大幅提高带材磁通钉扎能力及 J_c 的同时, 其对 He⁺ 离子辐照缺陷引起的性能损失产生抵抗效果, 使带材载流能力的辐照耐受性得到提高.

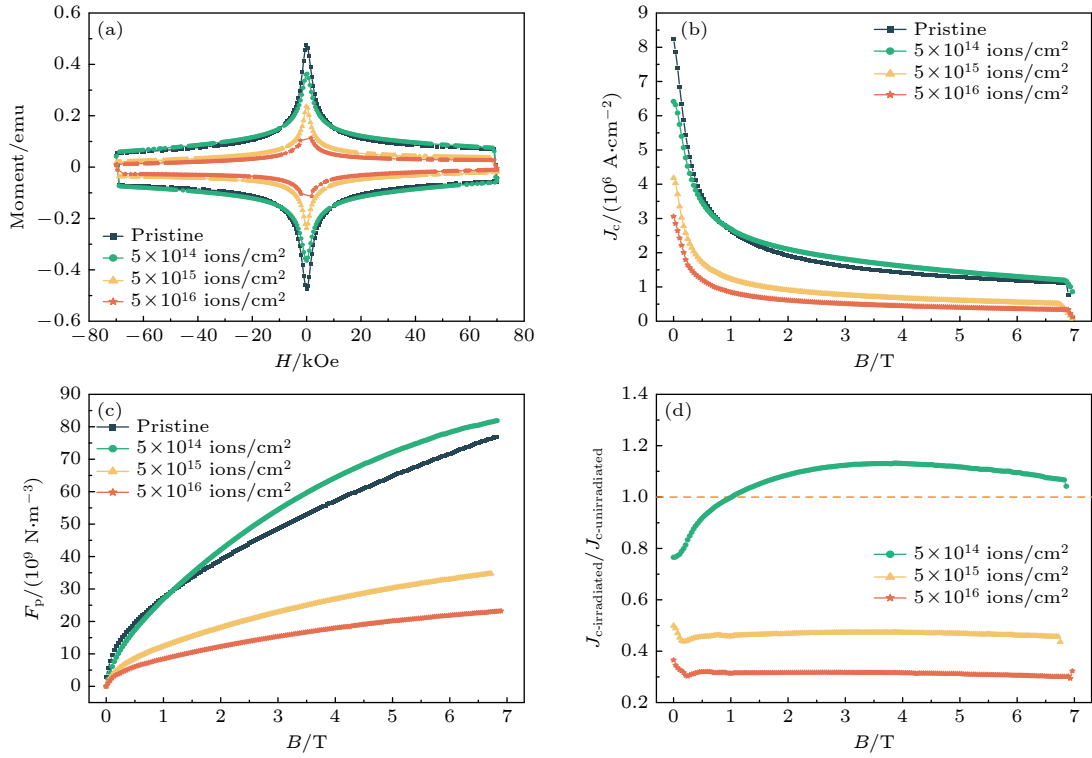


图 4 未掺杂 EuBCO 带材不同剂量辐照后的电学性能 (a) 33 K 下的 $M-H$ 曲线; (b) 33 K 下的 J_c-B 曲线; (c) 33 K 下的 F_p-B 曲线; (d) 辐照后相比辐照前的归一化 J_c-B 曲线

Fig. 4. Electrical properties of undoped EuBCO strip with different irradiation doses: (a) $M-H$ curves at 33 K; (b) J_c-B curves at 33 K; (c) F_p-B curves at 33 K; (d) normalized J_c-B curves for before and after irradiation.

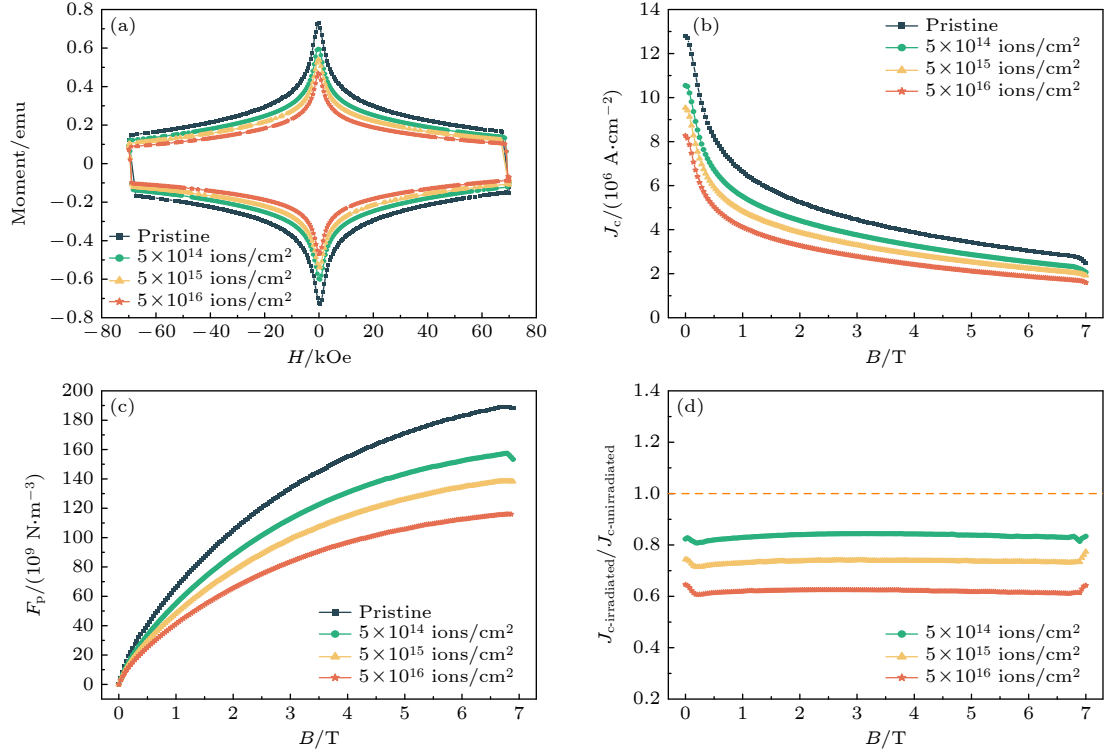


图 5 掺杂 EuBCO 带材不同剂量辐照后的电学性能 (a) 33 K 下的 $M-H$ 曲线; (b) 33 K 下的 J_c-B 曲线; (c) 33 K 下的 F_p-B 曲线; (d) 辐照后相比辐照前的归一化 J_c-B 曲线

Fig. 5. Electrical properties of doped EuBCO strip with different irradiation doses: (a) $M-H$ curves at 33 K; (b) J_c-B curves at 33 K; (c) F_p-B curves at 33 K; (d) normalized J_c-B curves for before and after irradiation.

为进一步探究辐照后两种带材的磁通钉扎特性,绘制了两种带材辐照后 33 K 下 J_c 随磁场衰减的对数曲线,如图 6(a) 所示,显然掺杂带材具有更优的场依赖性(同一外场下 J_c 衰减更小).使用 $J_c \propto B^\alpha$ 幂指数模型 [34,35] 对对数曲线进行拟合,得到的幂参数 α 随剂量的变化如图 6(b) 所示,幂参数 α 可反映带材 J_c 的场依赖性, α 越大,表明带材 J_c 随磁场衰减越快. 剂量为 5×10^{14} ions/cm² 时,未掺杂带材的幂参数 α 从辐照前的 0.457 降至 0.379,即低剂量的辐照缺陷在增强带材载流能力的同时,还改善了带材的场依赖性;辐照剂量提高后,幂参数 α 又回增至 0.480 左右,带材的场依赖性伴随载流能力一同恶化. 而对于掺杂带材,其幂参数 α 基本不随辐照剂量发生变化,与辐照前一同维持在 0.365 左右,这表明掺杂带材在辐照环境下的场依赖性保持较好的稳定性,更有利于维持带材在强磁场下的载流能力. 此外,从对数曲线上获得过渡场 B^* , B^* 代表着由个体强钉扎过渡到集体弱钉扎的特征场,定义为 $J_c(B^*)/J_c(B=0 \text{ T}) =$

0.9, B^* 可用于量化钉扎效率的大小,其数值越大,钉扎能力越强 [36]. 由图 6(c) 所示,两种带材 B^* 随辐照剂量变化的趋势与其 J_c 随辐照剂量的变化一致:未掺杂带材在低剂量辐照下 B^* 提高、体系内磁通钉扎密度增加、钉扎能力增强,剂量提高后其 B^* 大幅下降,对应载流能力大量损失;掺杂带材的 B^* 随剂量单调降低,但幅度明显减小,即辐照对掺杂带材磁通钉扎能力的损伤较小.

辐照缺陷作为超导体的磁通钉扎中心不仅受外加磁场的影响,还具有很强的温度依赖性. 离子辐照一般主要在超导体内引入随机分布的点缺陷(高能快重离子除外),而温度提高后过高的热波动会使得磁通越过钉扎势垒,从而脱钉 [26],一般点缺陷在温度低于 $1/2 T_c$ 时的磁通钉扎能力较强,因为低温区超导体较小的相干长度与点缺陷更加匹配,使弱点钉扎中心占主导作用 [37,38]. 由图 7 可知,温度升至 77 K 后,对于未掺杂带材,低剂量辐照缺陷已无法有效钉扎磁通,反而损害了超导电性,其 J_c 降至辐照前的 40%,且在较高剂量下带材 J_c 下降更多;对比图 7(b) 和图 5(c),掺杂带材辐照后的

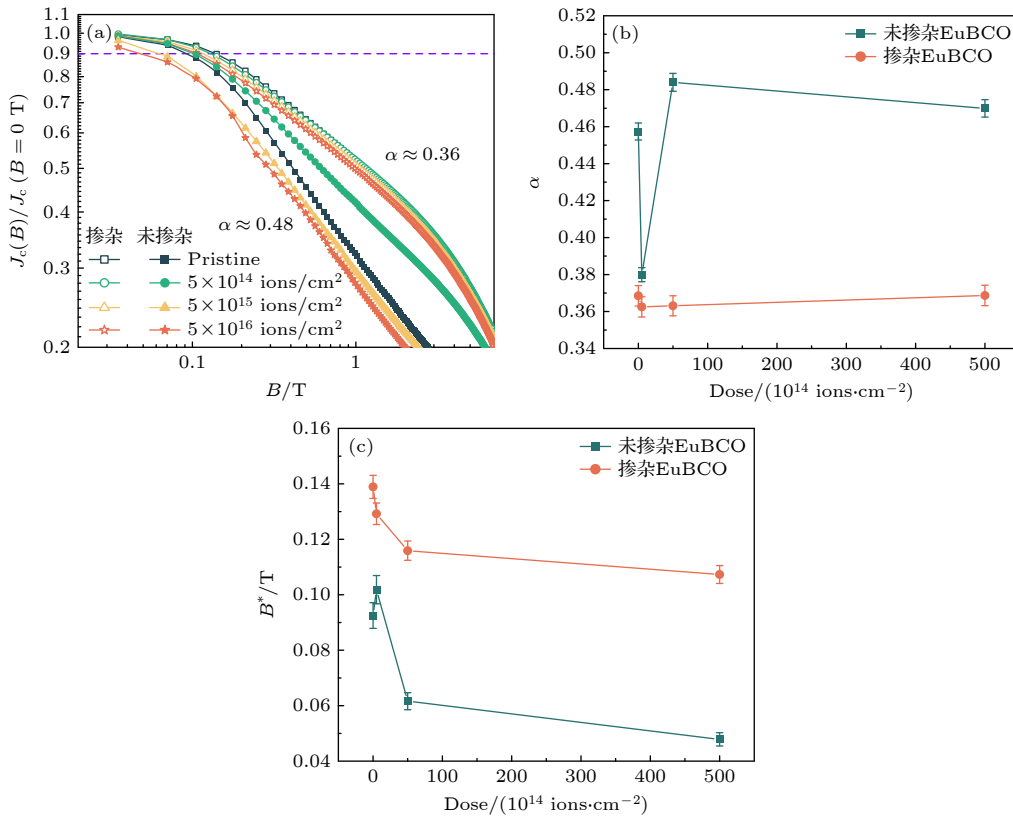


图 6 两种带材 J_c 随磁场衰减的对数曲线,以及幂参数 α 和过渡场 B^* 随辐照剂量的变化 (a) $J_c(B)/J_c(B=0 \text{ T})$ - B 曲线; (b) α 的变化; (c) B^* 的变化

Fig. 6. Logarithmic curves of J_c attenuating with magnetic field for two types of strips, and changes of power parameter α and characteristic field with irradiation doses: (a) $J_c(B)/J_c(B=0 \text{ T})$ - B curves; (b) changes in α ; (c) changes in B^* .

归一化 J_c - B 曲线在两个测试温度下基本一致, J_c 损失率保持在 20%—40% 之间, 这一方面说明 77 K 下辐照缺陷产生的磁通钉扎效果弱于纳米 BHO 颗粒, 另一方面柱状纳米 BHO 相作为各向异性的强钉扎中心, 其匹配效应 (涡旋和柱状钉扎中心的密度相等或相近) 可使得钉扎效果最优化^[39], 且温度依赖性受辐照影响更小。

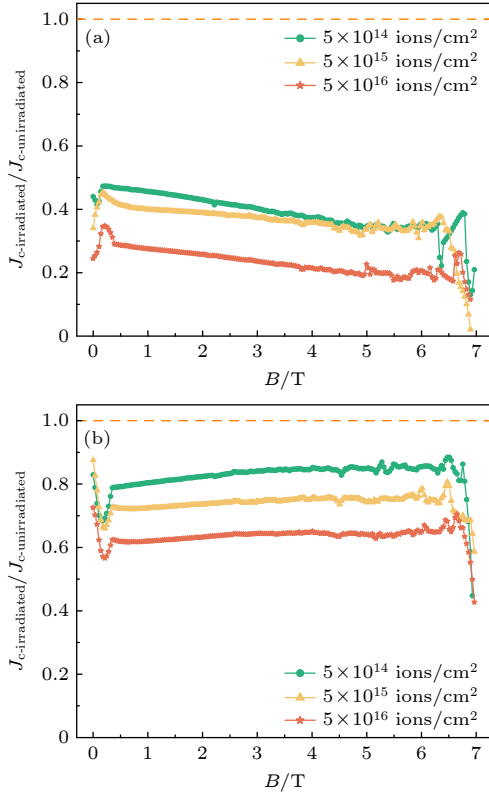


图 7 两种带材在 77 K 下辐照后相比辐照前的归一化 J_c - B 曲线 (a) 未掺杂 EuBCO 带材; (b) 掺杂 EuBCO 带材
Fig. 7. Normalized J_c - B curves at 77 K of two types of strips for before and after irradiation: (a) Undoped EuBCO strip; (b) doped EuBCO strip.

3.3 He⁺离子辐照后 EuBCO 带材微观结构的演化行为

拉曼光谱用于表征 REBCO 带材的织构特性、含氧量、微观应力以及阳离子无序等特性^[40]. 对两种带材辐照前后的样品进行了拉曼光谱测试, 以考察低、高 (分别为 5×10^{14} 和 5×10^{16} ions/cm²) 两种剂量下带材的拉曼光谱响应, 结果如图 8 所示. 辐照前的两种带材检测到了四种典型的 EuBCO 的拉曼振动特征峰^[41], 即 115 cm⁻¹ 处的 Ba-A_g, 145 cm⁻¹ 处的 Cu(2)-A_g, 312 cm⁻¹ 处的 O(2+)/O(3-)-B_{1g}, 以及 505 cm⁻¹ 处的 O(4)-A_g, 这与 EuBCO 带材的标准特征峰一致, 表明其具

有较完好的超导正交结构^[42]. 在剂量为 5×10^{14} ions/cm² 时, 两种带材的超导特征峰峰位和峰形均无明显变化, 这表明该剂量下, 辐照缺陷对两种带材晶体结构的影响较小; 剂量增至 5×10^{16} ions/cm² 时, 两种带材的超导特征峰消失、出现了极高的阳离子无序 (CD) 峰位, 且峰形极宽, 这表明该剂量下辐照缺陷使得超导层晶格高度无序, 极大破坏了超导电流的传导结构, 进而损害了带材的超导电性^[43].

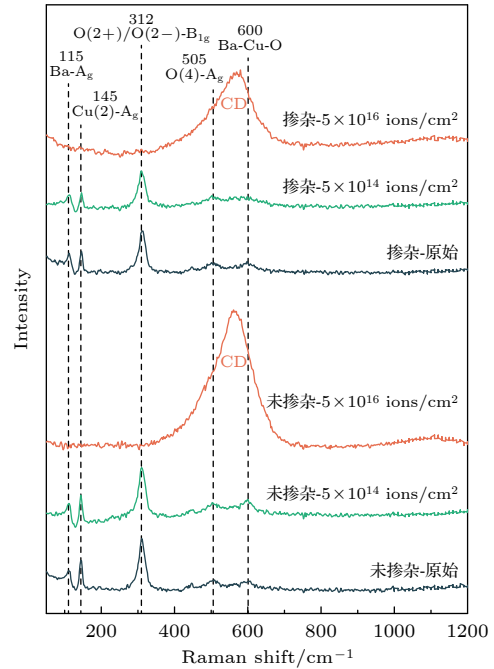


图 8 两种带材不同剂量辐照后拉曼光谱的变化

Fig. 8. Changes in Raman spectra of two types of strips after lowest and highest irradiation dose.

为进一步揭示 He⁺离子辐照缺陷影响两种带材超导电性的机理, 采用高分辨透射电镜对两种带材辐照后的超导层微观结构进行了表征. 图 9 和图 10 分别为未掺杂带材和掺杂带材在剂量为 5×10^{16} ions/cm² 辐照后的截面样品的 TEM 图片. 图 9(b) 和图 10(b) 中右上的插图均为辐照缺陷峰值区域的选区衍射花样, 表现为非晶环, 即此区域内的超导晶格结构高度紊乱, 与两种带材高剂量辐照后的拉曼光谱中的无序峰相互印证, 因此超导特征相的破坏是其电学性能严重下降的主要原因. 此外, 两种带材的辐照损伤峰值区域分布着密集的球形氦泡, 这是由于加速器注入的 He 原子作为间隙原子快速扩散, 除自发聚集形成氦纳米团簇外, He 原子还将与辐照产生的空位结合形成 He-空位结构并长大, 从而形成氦泡. 特别是在 REBCO 层状的超导特征结构中 Cu-O 链上的氧原子极易离位,

造成的逃逸型氧空位为 He 扩散提供通道, 加速其形成 He-空位复合体^[44], 因此辐照空位形成能垒和浓度决定了超导层中氦泡的尺寸和密度^[45]. 经统计, 未掺杂带材辐照峰值区的氦泡尺寸和数量密度分别为 (5.729 ± 2.193) nm 和 $5.647 \times 10^{11}/\text{cm}^2$, 而掺杂带材辐照峰值区的氦泡尺寸和数量密度则分别为 (5.624 ± 1.839) nm 和 $2.795 \times 10^{11}/\text{cm}^2$, 即同等剂量下掺杂带材中辐照峰值区的氦泡数量大幅减少, 这表明掺杂带材对 He⁺离子辐照损伤具有更好的抵抗能力.

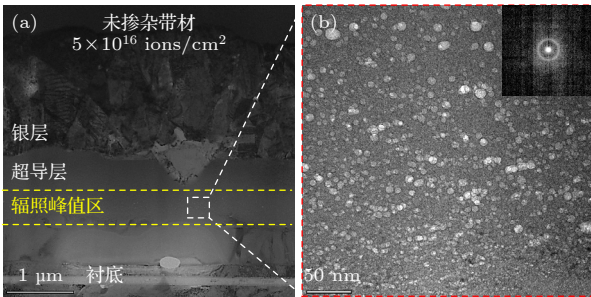


图 9 未掺杂带材 5×10^{16} ions/cm² 辐照后 TEM 图像 (a) 低倍下超导层 TEM 图像; (b) 辐照损伤峰值区的氦泡分布
Fig. 9. TEM images of undoped strip after irradiation (5×10^{16} ions/cm²): (a) Low-magnification TEM image of superconducting layer; (b) distribution of helium bubbles in the peak damage region.

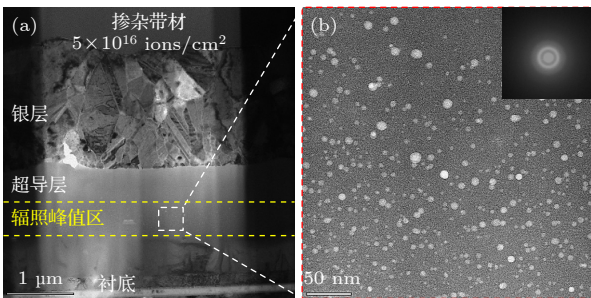


图 10 掺杂带材 5×10^{16} ions/cm² 辐照后 TEM 图像 (a) 低倍下超导层 TEM 图像; (b) 辐照损伤峰值区的氦泡分布
Fig. 10. TEM images of doped strip after irradiation (5×10^{16} ions/cm²): (a) Low-magnification TEM image of superconducting layer; (b) distribution of helium bubbles in the peak damage region.

通过对掺杂相周围的氦泡分布及原子结构进行球差校正的透射电镜表征发现, BHO 的掺杂在 EuBCO 超导层中引入了较多的相界面, 其与超导体晶格点阵之间的畸变促使超导体 *ab* 面原子层发生重排、形成层错 (图 11(a) 所示)^[30]. 这将极大地影响氦泡的形貌和分布, 图 11(b) 显示出 BHO 掺杂相界面附近出现了较大范围的氦泡剥离区 (无氦

泡区), 宽度在 30—100 nm 不等. 这是因为高密度的 BHO 掺杂相与 REBCO 基体之间界面的强晶格畸变在一定的尺寸范围 (约几十纳米) 内产生局域应变场 (如图 11(c) 所示), 增加了某些晶体取向上原子的辐照空位的形成能^[46], 并显著地提高了界面附近辐照空位与离位原子的复合与湮灭效率, 降低了超导层中残余空位浓度, 使氦间隙团簇依靠空位形核甚至扩散长大的难度增大^[28], 因此掺杂带材超导层中相当一部分氦原子无法形核为氦泡, 从而弱化了带材载流能力的损失; 然而, 氦泡一旦形核, 其自发聚集的特性会驱动自身吸收周围的 He-空位复合体, 从而使得氦泡尺寸趋向于该特定温度和注入浓度下的饱和尺寸, 因此两种带材中虽然氦泡密度差异较大, 但平均尺寸无明显区别, 由此可以说明过饱和的缺陷密度主导了带材的损伤程度.

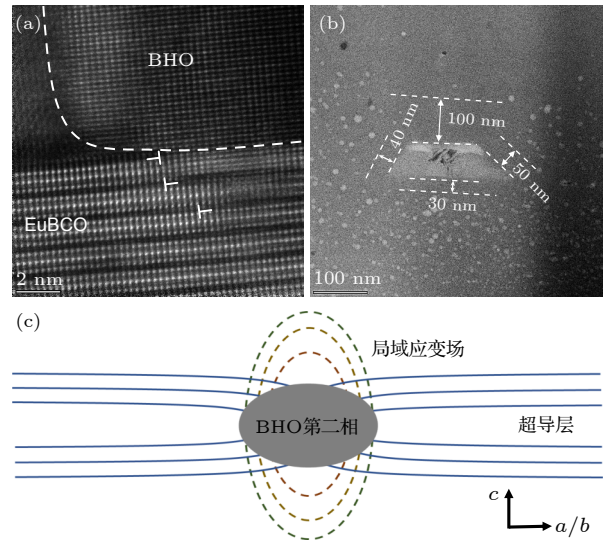


图 11 BHO 掺杂对氦泡演化行为的影响 (a) 球差电镜下 BHO 颗粒与 EuBCO 基体的高分辨原子像; (b) BHO 相界面对氦泡的吸附; (c) 超导层中 BHO 第二相诱导局域应变的示意图
Fig. 11. The effect of BHO doping on the evolution behavior of helium bubbles: (a) High-resolution atomic image of BHO particles and EuBCO matrix under aberration transmission electron microscopy; (b) the adsorption of helium bubbles on the BHO interface; (c) schematic diagram of localized strain induced by the second phase of BHO in the superconducting layer.

3.4 退火对 He⁺离子辐照 EuBCO 带材电学性能和微观结构的影响

针对 REBCO 超导带材辐照后的电学损失, Unterrainer 等^[23]报道了中子辐照 REBCO 带材通过氧气退火后, 带材的 T_c 随退火温度提高而

线性恢复, J_c 也有所提升, 这归因于退火后超导层超流体密度的恢复. Strickland 等^[24] 报道了经过 185 MeV 的 Au 离子高剂量辐照的 REBCO 带材, 由于剂量过高引起的氧无序和结构紊乱, 其自场下的 J_c 在 30 和 70 K 下分别降低 50% 和 90% 以上, 经过 200—400°C 的氧气退火, 其 J_c 相比辐照后恢复幅度达 200% 以上. 本文对三种剂量氦离子辐照后的两种带材进行氧气退火处理, 由退火前后的归一化 J_c - B 曲线 (图 12(a) 和图 12(b)) 可知, 低剂量辐照样品退火后场范围内的 J_c 仅仅提升约

5%—10%; 中高剂量 (5×10^{15} 和 5×10^{16} ions/cm²) 辐照样品退火后其 J_c 大幅下降, 其中未掺杂带材下降 40%—60%, 掺杂带材下降 30% 左右. 值得注意的是, 虽然带材在 He 离子辐照之后 J_c 与 Strickland 等^[24] 研究中重离子辐照后的下降程度相当, 但是氧气退火几乎并未改善超导电性, 反而加剧了中高剂量 He⁺ 离子辐照样品超导电性的损伤.

对高剂量辐照并氧气退火后的带材进行 TEM 表征, 以探究退火条件下辐照缺陷的演化行为. 图 13(a) 显示未掺杂带材辐照并退火后峰值区

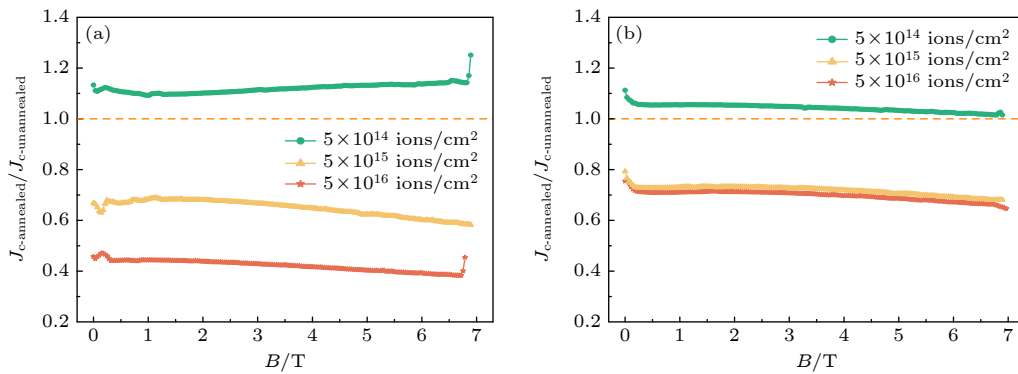


图 12 不同剂量辐照带材退火后相比退火前在 33 K 下的归一化 J_c - B 曲线 (a) 未掺杂 EuBCO 带材; (b) 掺杂 EuBCO 带材
Fig. 12. Normalized J_c - B curves of different doses of irradiated strips after annealing compared to before annealing: (a) Undoped EuBCO strip; (b) doped EuBCO strip.

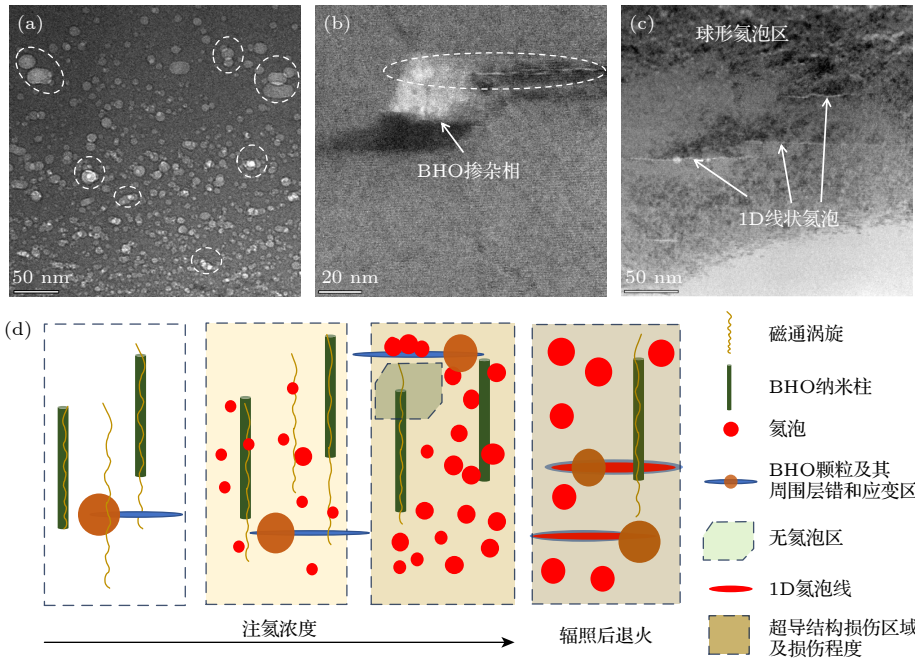


图 13 退火后未掺杂带材和掺杂带材的辐照缺陷演化 (a) 未掺杂带材 5×10^{16} ions/cm² 辐照并退火后峰值区的氦泡分布; (b) BHO 掺杂相附近的氦泡形貌; (c) 氦泡沿层错形成一维线状氦泡; (d) 辐照及退火过程中的磁通钉扎演变示意图

Fig. 13. Evolution of irradiation defects in undoped and doped strips after annealing: (a) Distribution of helium bubbles in the peak region after annealing of undoped strip irradiated with 5×10^{16} ions/cm²; (b) morphology of helium bubbles around BHO doping phase; (c) 1D linear helium bubbles formed along stacking faults; (d) schematic diagram of magnetic flux pinning evolution during irradiation and annealing processes.

的氦缺陷形貌, 经统计, 氦泡的平均尺寸和数量密度分别为 (6.884 ± 2.193) nm 和 $4.553 \times 10^{11}/\text{cm}^2$, 对比退火前图 9(b) 中的氦泡分布情况, 退火后其尺寸显著增大、数量密度略降低. 不同于中子或重离子等辐照引起的缺陷团簇 (主要为 Cu-O 链上的氧空位及自间隙原子) 在高温氧气氛下的回复和湮灭机制, 氦团簇在超导晶胞中溶解度极低, 辐照所形成稳定的高密度氦-空位复合体依靠氧空位在高温下的三维扩散^[47,48], 迅速聚集并长大为远超过超导相干长度的大尺寸氦泡 (如图 13(a) 中红色虚线标注区域所示), 从而丧失了辐照缺陷作为有效人工钉扎中心的作用, 加剧了对超导结构的破坏. 但对于掺杂带材, 氦-空位复合体在高温及局域应变场的驱动下容易向掺杂相界面/层错附近扩散, 并形成沿 *ab* 面分布的长程一维线状氦泡 (如图 13(b) 和图 13(c)), 一定程度上抑制氦缺陷团簇在三维尺度上的增长, 从而减小退火对高剂量辐照带材的进一步损伤. 图 13(d) 对本文中辐照以及退火过程中的磁通钉扎特性进行简要描述, 随着辐照剂量即注氦浓度增加, 带材超导层的辐照区域的损伤程度逐渐增强; 在低剂量下, 辐照缺陷作为额外钉扎中心尚可弥补因结构损伤造成的电性损失, 使得带材磁通钉扎效果仍能保持与辐照前相当的水平; 但在高剂量下, 辐照缺陷的尺寸和密度剧增, 超导正交相受到严重破坏, 大部分损伤区域已无法有效钉扎磁通涡旋, 掺杂带材中因界面/层错提高了辐照缺陷的湮灭概率, 并形成了一定区域的无氦泡区, 使其保留一定的磁通钉扎能力; 对于退火后的带材, 超导层中的氦泡进一步扩散长大, 损伤加重, 钉扎效果更加恶化, 而 BHO 颗粒附近的局域应变诱导部分氦泡形成了 1D 氦泡线, 降低了 3D 大尺寸氦泡对超导结构的损伤程度.

4 结 论

本文使用 1.4 MeV 的 He⁺ 离子对国产化无掺杂和 BHO 掺杂的 EuBCO 带材进行室温辐照. 结果表明, BHO 掺杂相在 EuBCO 基体中引入的局域应变提高了辐照空位与离位原子的复合概率, 修复一定范围内的晶格结构, 从而降低了辐照缺陷对带材超导电性的损伤, 使 J_c 的场依赖性和温度依赖性具备一定的耐辐照性. 两种辐照带材在氧气中进行退火后, 氦-空位复合体受高温驱动扩散形成

大尺寸氦泡, 加剧了超导层的结构损伤, 使得带材载流能力再度恶化; 但是掺杂带材中由于掺杂相界面和层错作为势阱诱导氦团簇形成沿 *ab* 面的一维线状氦泡, 减缓了因氦泡在三维方向的长大对超导相结构的破坏和超导电性的损伤趋势. 本文通过辐照氦缺陷演化过程的可视化分析, 验证了 REBCO 超导带材中掺杂相对改善带材耐辐照性的可行性, 对带材真实工况下的服役行为研究及国产化抗辐照带材的制备提供参考依据. 此外, 针对其他粒子的辐照损伤, 无论是相界面作为缺陷阱对辐照点缺陷的交互作用, 还是失配应变场对氧原子空位形成能的影响, 掺杂都将使得 REBCO 带材的耐辐照行为发生响应, 但必须综合考量掺杂相种类、浓度、与基体的界面类型、粒子/辐照缺陷种类以及磁场梯度和温度梯度等多种因素的耦合作用, 这有待于进一步的探究.

感谢上海超导科技股份有限公司提供 EuBCO 超导带材; 感谢北京大学核物理与核技术国家重点实验室 4.5 MV 加速器平台提供的辐照实验服务.

参考文献

- [1] Gurevich A 2011 *Nat. Mater.* **10** 255
- [2] Li X G, Kobayashi R, Kotaka Y, Shimoyama J I, Kishio K 1994 *Jpn. J. Appl. Phys., Part 1* **33** L843
- [3] Cai C B, Chi C X, Li M J, Liu Z Y, Lu Y M, Guo Y Q, Bai C Y, Lu Q, Dou W Z 2018 *Chin. Sci. Bull.* **64** 827 (in Chinese) [蔡传兵, 池长鑫, 李敏娟, 刘志勇, 鲁玉明, 郭艳群, 白传易, 陆齐, 豆文芝 2018 科学通报 **64** 827]
- [4] Bruzzone P, Fietz W H, Minervini J V, Novikov M, Yanagi N, Zhai Y, Zheng J 2018 *Nucl. Fusion* **58** 103001
- [5] Humphry-Baker S A, Smith G D W 2019 *Philos. Trans. Royal Soc. A* **377** 0443
- [6] Creely A J, Greenwald M J, Ballinger S B, et al. 2020 *J. Plasma Phys.* **86** 6
- [7] Mitchell N, Zheng J, Vorpahl C, et al. 2021 *Supercond. Sci. Technol.* **34** 103001
- [8] Coleman M, McIntosh S 2019 *Fusion Eng. Des.* **139** 26
- [9] Fischer D X, Prokopec R, Emhofer J, Eisterer M 2018 *Supercond. Sci. Technol.* **31** 044006
- [10] Torsello D, Gambino D, Gozzelino L, Trotta A, Laviano F 2023 *Supercond. Sci. Technol.* **36** 014003
- [11] Kwok W K, Welp U, Glatz A, Koshelev A E, Kihlstrom K J, Crabtree G W 2016 *Rep. Prog. Phys.* **79** 116501
- [12] Jia Y, LeRoux M, Miller D J, Wen J G, Kwok W K, Welp U, Rupich M W, Li X, Sathyamurthy S, Fleshler S, Malozemoff A P, Kayani A, Ayala-Valenzuela O, Civale L 2013 *Appl. Phys. Lett.* **103** 122601
- [13] Shao B L, Liu A S, Ren H T, He Q, Xiao L, Tajeyana T 1991 *Mater. Res. Bull.* **27** 15
- [14] Sauerzopf F M, Werner M, Weber H W, Suris R A, Kulikov D V, Kharlamov V S, Trushin Y V 1997 *Physica C* **282-287**

1333

- [15] Vetrníková J, Chudý M, Slugeň V, Eisterer M, Weber H W, Sojak S, Petriska M, Hinca R, Degmová J, Sabelová V 2011 *J. Fusion Energy* **31** 89
- [16] Zhu H M, Li Z G, Qiu C J, Mao Z H, Qin J G 2020 *Mater. Rep.* **34** 15116 (in Chinese) [朱红梅, 李佐光, 邱长军, 毛哲华, 秦经刚 2020 材料导报 **34** 15116]
- [17] Zhang Z C, Zhou H S, Qin J G, Luo G N 2019 *Trans. Mater. Heat Treat.* **40** 22 (in Chinese) [张振闯, 周海山, 秦经刚, 罗广南 2019 材料热处理学报 **40** 22]
- [18] Adams K, Iliffe W, Nicholls R J, He G, Diaz-Moreno S, Mosselmans F, Fischer D, Eisterer M, Grovenor C R M, Speller S C 2023 *Supercond. Sci. Technol.* **36** 10LT01
- [19] Iliffe W, Peng N, Brittles G, Bateman R, Webb R, Grovenor C, Speller S 2021 *Supercond. Sci. Technol.* **34** 09LT01
- [20] Huang D X, Gu H W, Shang H J, Li T G, Xie B W, Zou Q, Chen D, Chu W k, Ding F Z 2021 *Supercond. Sci. Technol.* **34** 045001
- [21] Matsui H, Yamaguchi I 2022 *Jpn. J. Appl. Phys.* **61** 043001
- [22] Zhang Y, Rupich M W, Solovyov V, Li Q, Goyal A 2020 *Sci. Rep.* **10** 14848
- [23] Unterrainer R, Fischer D X, Lorenz A, Eisterer M 2022 *Supercond. Sci. Technol.* **35** 04LT01
- [24] Strickland N M, Wimbush S C, Kluth P, Mota-Santiago P, Ridgway M C, Kennedy J V, Long N J 2017 *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res.* **409** 351
- [25] Ma Y W 2022 *Superconducting Materials Science and Technology* (Beijing: Science Press) pp398–399 (in Chinese) [马衍伟 2022 超导材料科学与技术 (北京: 科学出版社) 第 398—399 页]
- [26] Jha A K, Matsumoto K 2019 *Front. Phys.* **7** 82
- [27] Wu J, Shi J 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 103002
- [28] Wang M, Beyerlein I J, Zhang J, Han W Z 2018 *Acta Mater.* **160** 211
- [29] Gao R, Jin M M, Han F, Wang B M, Wang X P, Fang Q F, Dong Y H, Sun C, Shao L, Li M D, Li J 2020 *Acta Mater.* **197** 212
- [30] Llordés A, Palau A, Gázquez J, Coll M, Vlad R, Pomar A, Arbiol J, Guzmán R, Ye S, Rouco V, Sandiumenge F, Ricart S, Puig T, Varela M, Chateigner D, Vanacken J, Gutiérrez J, Moshchalkov V, Deutscher G, Magen C, Obradors X 2012 *Nat. Mater.* **11** 329
- [31] 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
- [32] Cui X M, Liu G Q, Wang J, Huang Z C, Zhao Y T, Tao B W, Li Y R 2007 *Physica C* **466** 1
- [33] Eisterer M, Fuger R, Chudy M, Hengstberger F, Weber H W 2010 *Supercond. Sci. Technol.* **23** 014009
- [34] Higuchi T, Yoo S I, Murakami M 1999 *Phys. Rev. B* **59** 1514
- [35] Gu Y, Cai C B, Liu Z Y, Liu J, Liu L, Huang R T 2021 *Chin. Sci. Bull.* **66** 3965 (in Chinese) [谷裕, 蔡传兵, 刘志勇, 刘杰, 刘丽, 黄荣铁 2021 科学通报 **66** 3965]
- [36] Krusin-Elbaum L, Civale L, Thompson J R, Feild C 1996 *Phys. Rev. B* **53** 11744
- [37] Teral T, Masegi T, Kusagaya K, Takahashi Y, Kishio K, Motohira N, Nakatanl K 1991 *Physica C* **185-189** 2383
- [38] Feighan J P F, Kursumovic A, MacManus-Driscoll J L 2017 *Supercond. Sci. Technol.* **30** 123001
- [39] Khalifinad I B, Shapiro B Y 1993 *Physica C* **207** 359
- [40] Thomsen C, Kaczmarczyk G 2006 *Vibrational Raman Spectroscopy of High-temperature Superconductors* (Hoboken: Wiley)
- [41] Liu L, Liu J, Zeng J, Zhai P F, Zhang S X, Xu L J, Hu P P, Li Z Z, Ai W S 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 077401 (in Chinese) [刘丽, 刘杰, 曾健, 翟鹏飞, 张胜霞, 徐丽君, 胡培培, 李宗臻, 艾文思 2020 物理学报 **69** 077401]
- [42] Venkataraman K, Baurceanu R, Maroni V A 2005 *Appl. Spectrosc.* **59** 639
- [43] Gibson G, MacManus-Driscoll J L, Cohen L F 1997 *IEEE Trans. Appl. Supercond.* **7** 2130
- [44] Dan M, Chen L J, He Y B, Lü X W, Wan J H, Zhang H, Zhang K J, Yang Y, Jin F Y 2022 *Acta Phys. Sin.* **71** 237401 (in Chinese) [但敏, 陈伦江, 贺岩斌, 吕兴旺, 万俊豪, 张虹, 张珂嘉, 杨莹, 金凡亚 2022 物理学报 **71** 237401]
- [45] Trinkaus H, Singh B N 2003 *J. Nucl. Mater.* **323** 229
- [46] Wang Y Z, Ma Y, Zhou Y C 2014 *Acta Phys. Sin.* **63** 246101 (in Chinese) [王玉珍 马颖 周益春 2014 物理学报 **63** 246101]
- [47] Liu S M, Han W Z 2019 *Acta Phys. Sin.* **68** 137901 (in Chinese) [刘思冕 韩卫忠 2019 物理学报 **68** 137901]
- [48] Li S H, Li J T, Han W Z 2019 *Materials* **12** 1036

Effect of doping on evolution of He⁺ ion irradiation defects and superconductivity in EuBa₂Cu₃O_{7- δ} superconducting strips^{*}

Zhao Po¹⁾ Wang Jian-Qiang¹⁾ Chen Mei-Qing¹⁾ Yang Jin-Xue¹⁾
 Su Zheng-Xiong¹⁾ Lu Chen-Yang¹⁾ Liu Hua-Jun²⁾³⁾
 Hong Zhi-Yong⁴⁾ Gao Rui^{1)†}

1) (*School of Nuclear Science and Technology, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China*)

2) (*Institute of Plasma Physics, Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China*)

3) (*Hefei International Applied Superconductivity Center, Hefei 230071, China*)

4) (*Shanghai Superconductor Technology Co., Ltd., Shanghai 201203, China*)

(Received 19 January 2024; revised manuscript received 23 January 2024)

Abstract

Rare-earth barium copper oxide (REBCO) as a representative of the second-generation high-temperature superconducting materials possesses superior physical advantages such as high critical magnetic field, elevated critical temperature, and superior current density, which has been applied to many domains. Although the introduction of non-superconducting nanoscale particle dopants, as a critical method, can enhance the magnetic flux pinning capability of REBCO strips, the effect of the doping on the performance change and microstructure evolution of the strips under irradiation is ignored. In this work, undoped and 3.5% BaHfO₃ (BHO) doped EuBa₂Cu₃O_{7- δ} strips are investigated in the room-temperature irradiation experiments (1.4 MeV He⁺ ions) with three distinct doses of 5×10^{14} , 5×10^{15} , and 5×10^{16} ions/cm², respectively. Electrical performance tests reveal that the undoped strips exhibit a slight increase in J_c after the low-dose irradiation. However, with dose increasing, J_c decreases by over 60%. In contrast, doped strips experience a significantly smaller decline in J_c , ranging only between 30% and 40% at high-dose irradiation. Raman spectroscopy and transmission electron microscopy characterizations confirm that the defects induced by He⁺ ion irradiation lead to amorphization and structural disorder within the superconducting layers, which is the primary reason for the decline in the superconducting properties of the strips. The results show that the introduction of localized strain through BHO nanophase in the superconducting layer changes the migration and aggregation behavior of irradiation-induced defects, repairing the damaged superconductor structure. Furthermore, the field dependence and temperature dependence of J_c of doped strips are irradiation-resistant due to BHO nanocrystals as strong pinning centers. Additionally, unlike the superconducting properties of the REBCO strips that can be repaired through oxygen annealing after neutron or heavy ion irradiation, the electrical properties of the two types of strips irradiated with high doses of He⁺ ions in this work are further deteriorated after being annealed. It is worth noting that compared with the undoped strip, the localized strain generated by BHO in the doped strip inhibits the size growth of helium defects in the three-dimensional direction at high temperatures, which changes the magnetic flux pinning characteristics and delays the disorder and amorphization of the superconducting layer structure caused by the severe growth of helium bubbles. This study provides a reference for the application of REBCO superconducting strips in the irradiation environment.

Keywords: REBCO superconducting strips, irradiation damage, critical current density, characterization of microstructure

PACS: 74.72.-h, 61.80.Jh, 74.25.-q, 61.72.-y

DOI: [10.7498/aps.73.20240124](https://doi.org/10.7498/aps.73.20240124)

* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 12005256) and the Key Projects of the Ministry of Industry and Information Technology, China (Grant No. TC230H0AC/159).

† Corresponding author. E-mail: ruigao@xjtu.edu.cn



$\text{EuBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ 超导带材中掺杂相对 He^+ 离子辐照缺陷演化及超导电性的影响

赵珀 王建强 陈梅清 杨金学 苏钰雄 卢晨阳 刘华军 洪智勇 高瑞

Effect of doping on evolution of He^+ ion irradiation defects and superconductivity in $\text{EuBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ superconducting strips

Zhao Po Wang Jian-Qiang Chen Mei-Qing Yang Jin-Xue Su Zheng-Xiong Lu Chen-Yang Liu Hua-Jun Hong Zhi-Yong Gao Rui

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 73, 087401 (2024) DOI: 10.7498/aps.73.20240124

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240124>

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

低能离子对高温超导 $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ -薄膜的表面改性和机理

Low-energy ion beam modified surface property and mechanism of high temperature superconductor $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ - thin film
物理学报. 2018, 67(3): 036103 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20170822>

拓扑超导体 $\text{FeSe}_x\text{Te}_{1-x}$ 单晶超导性能与磁通钉扎

Superconducting and flux pinning properties of $\text{FeSe}_x\text{Te}_{1-x}$ topological superconductors
物理学报. 2020, 69(23): 237401 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20201125>

H^+ 离子辐照 $\text{Y}_{0.5}\text{Gd}_{0.5}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7\delta}$ 超导层中的缺陷演化

Defect evolution in $\text{Y}_{0.5}\text{Gd}_{0.5}\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7\delta}$ superconducting layer irradiated by H^+ ions
物理学报. 2022, 71(23): 237401 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221612>

正电子湮没谱学在金属材料氢/氦行为研究中的应用

Research progress of hydrogen/helium effects in metal materials by positron annihilation spectroscopy
物理学报. 2020, 69(17): 177801 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200724>

钨中不同构型的双自间隙原子扩散行为研究

Diffusion behavior of di-interstitials with different configurations in tungsten
物理学报. 2019, 68(12): 126701 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190310>

临界电流密度对圆柱状超导体力学特性的影响

Effects of critical current density on mechanical properties of cylindrical superconductors
物理学报. 2019, 68(18): 187402 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190759>