

مشخصه‌یابی عیوب کریستالی مرز دوقلویی در ابررسانای دما بالا YBCO ($YBa_2Cu_3O_{7-y}$)

مهناز محمدی^{۱*} و بهرام خوشنویسان^۲

^۱ استادیار، دانشکده علوم پایه، گروه فیزیک مهندسی، دانشگاه صنعتی قم

^۲ دانشیار، دانشکده فیزیک، دانشگاه کاشان

*مسئول مکاتبات: mohammadi.m@qut.ac.ir

واژگان کلیدی

ابررسانایی دما بالا
دوقلویی
چگالی جریان بحرانی
 $YBa_2Cu_3O_{7-y}$

تاریخچه مقاله

تاریخ دریافت ۱۳۹۶/۰۶/۱۱

تاریخ پذیرش ۱۳۹۸/۰۲/۳۰

چکیده

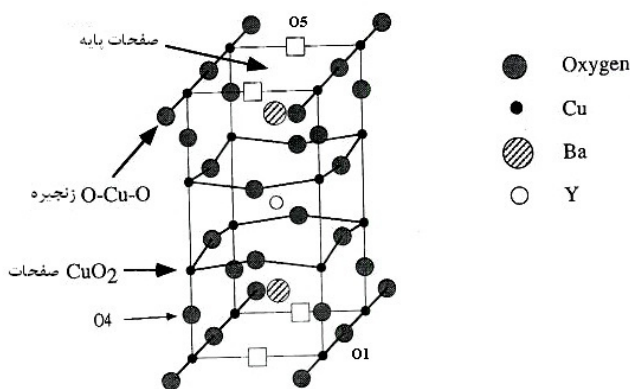
دوقلویی یکی از مکانیسم‌های اصلی تغییر شکل پلاستیکی در کریستال‌ها است که خواص مربوط به آن از مسائل مهم در علم مواد به شمار می‌رود. یکی از مهم‌ترین ویژگی‌های ریزساختاری مشاهده شده در ابررسانای دما بالای $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ (YBCO)، دوقلویی است که به سبب استحاله فاز تراگونال به اورتورمبیک رخ می‌دهد. مشکل عمده در کاربردهای صنعتی ابررساناهای دما بالا چگالی جریان بحرانی (J_c) پایین است. مرزهای دوقلویی در YBCO که از نوع نواقص صفحه‌ای می‌باشند، مراکز اصلی میخ‌کوبی شار محسوب می‌شوند که موجب افزایش چگالی جریان بحرانی می‌گردند. بنابراین طراحی ساختارهای دوقلویی YBCO در هنگام تولید برای بهبود خواص الکتریکی، مغناطیسی و جهت بهره‌برداری تجاری آن ضروری می‌باشد. با توجه به تعدد گزارش‌های موجود در این زمینه و نتایج بعضاً متناقض، در این مقاله کلیه نتایج تجربی و نظری منتشر شده در ارتباط با مرزهای دوقلویی و تأثیر آن بر خواص مختلف YBCO مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد.

۱ مقدمه

وجهی ظاهر می‌شوند که در کنج‌ها به یکدیگر متصل‌اند و به این ترتیب لایه‌ها (صفحات CuO_2) را به وجود می‌آورند. از سوی دیگر اتم مس توسط چهار اتم اکسیژن احاطه شده و زنجیره‌های $Cu-O$ را ایجاد می‌کنند. این زنجیره‌ها در طول محور b قرار دارند ولی در امتداد محور a در همین صفحه اتم اکسیژنی وجود ندارد (شکل ۱).

ابررساناها موادی هستند که مقاومت الکتریکی آن‌ها وقتی دما از حد معینی کمتر گردد، از بین می‌رود. این دما که در آن ماده به ابررسانا تبدیل می‌شود، به دمای نیل موسوم است. آستانه یا مقدار بحرانی میدان مغناطیسی خارجی که ابررسانایی را از بین می‌برد با $H_c(T)$ (که تابع دماست) نشان داده می‌شود. علاوه بر میدان مغناطیسی، با افزایش چگالی جریان تا حد بحرانی (J_c) نیز خاصیت ابررسانایی از دست می‌رود.

اکثر ابررساناهای دما بالا ترکیبات اکسید مس بوده که دارای یک ساختمان لایه‌ای بسیار ناهمسان‌گردند (پارامتر شبکه c در مقایسه با پارامترهای شبکه a و b بسیار بزرگ می‌باشد). تحقیقات مختلف انجام شده روی مواد ابررسانای دما بالا نشان می‌دهند که همه آن‌ها چند خصوصیت اصلی مشترک دارند: ناهمسان‌گردند، ساختار بلوری لایه‌لایه دارند و دارای صفحات CuO_2 در ساختار خود می‌باشند. $YBa_2Cu_3O_{7-y}$ (YBCO یا $Y123$) اولین ترکیبی است که در بالای دمای نیتروژن مایع (۷۷ K) خاصیت ابررسانایی نشان داد و از جهات گوناگون مورد مطالعه قرار گرفته است [۱]. این ترکیب دارای ساختار بلوری از نوع پروسکایت سه‌گانه است و اندیس $7-y$ در رابطه شیمیایی آن اشاره به نقص اکسیژن دارد که از ۶ تا ۷ تغییر می‌کند. این ترکیب شامل آرایش دو وجهی از اتم‌های اکسیژن و مس است که با لایه‌هایی از اتم‌های باریوم و ایتیریم از یکدیگر جدا شده‌اند [۲]. در محیط اکسیژنی اتم‌های مس دو مکان متفاوت دارند، از یک سو آن‌ها در قاعده هرم‌های چهار



شکل ۱: ساختار ترکیب ابررسانای YBCO [۲]

ترکیب YBCO دارای دو فاز پایدار است: ۱- فاز تراگونال ($y = 1$) که با سرد کردن سریع نمونه از دماهای بالا به دست می‌آید و نیمه‌رسانا است [۳]. ۲- فاز اورتورمبیک که خود ساختارهای متفاوتی دارد [۴]. اولین ساختار، اورتورمبیک I ($y = 0$) است که با خنک کردن آرام نمونه در اکسیژن یک اتمسفر تا زیر $700^\circ C$ تشکیل می‌شود و فازی ابررساناست (با

ریزساختارهای دوقلویی در مقیاس طولی 100 nm است. این ساختار حاصل دگرگونی فاز پارا الاستیک (یک ساختار تتراگونال پایدار در دمای بالا و غلظت کم اکسیژن) به فاز فرو الاستیک (یک ساختار ارتورمبیک پایدار در دمای پایین و غلظت زیاد اکسیژن) می باشد [۱۱] که به دلیل تغییر حجم سلول شبکه در حین استحاله فازی و ایجاد یک تنش برشی در اثر تغییر فشار جزئی اکسیژن صورت می گیرد. در سیستم $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$ دوقلویی در طول صفحات (110) برای جبران کرنش مربوط به استحاله فاز و جهت کاهش انرژی آزاد سیستم رخ می دهد. در این ترکیب استحاله تتراگونال به ارتورمبیک توسط مقدار اکسیژن کنترل می شود. در واقع وقتی مقدار اکسیژن از $6/5$ بیشتر شود، محور (010) در سلول واحد ارتورمبیک ازدیاد طول می یابد. چرا که تعداد اتم هایی که مکان های اکسیژن را در جهت b اشغال می کنند، افزایش می یابد و شبکه از طریق بروز دوقلویی تغییر شکل می یابد. دوقلویی تحت تنش که از نظم یافتن اکسیژن ها ناشی شده، ایجاد می گردد. مرزهای دوقلویی روی صفحات (110) و $(1\bar{1}0)$ تشکیل می شوند و نواحی که در آن ها محورهای a و b تقریباً به اندازه 90° چرخیده اند را جدا می نمایند. صفحات (100) و (010) تحت زاویه $89^\circ/0$ خم شده و صفحات (110) با زاویه $9^\circ/1$ در عبور از صفحات دوقلوی (110) خم می گردند. این موضوع موجب ایجاد گسستگی نقاط در طرح های الگوی پراش می شود که برای اندازه گیری نسبت a/b مورد استفاده قرار می گیرد [۱۲]. در سلول واحد در مرز، زاویه گوشه بالا $89/1^\circ$ و گوشه پایین $90/9^\circ$ است. این میزان تغییر زاویه معادل با وارد کردن 1% کرنش در جهت $[110]$ می باشد. تحت این شرایط شبکه در راستای $[110]$ (عمود بر مرز دوقلویی) تحت کرنش قابل توجهی قرار دارد ولی در راستای $[1\bar{1}0]$ (موازی مرز دوقلویی) مقدار اندکی کرنش به چشم می خورد.

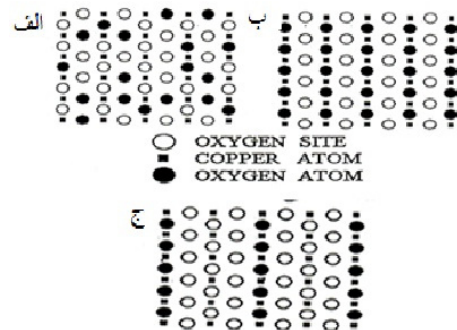
۳ ساختار مرز دوقلویی

به دلیل تأثیر نواحی دوقلویی بر خواص ابررسانایی از زمان کشف خاصیت ابررسانایی در ترکیب Y_{123} رابطه میان مرز دوقلویی و خواص ابررسانایی به طور گسترده ای مورد بررسی قرار گرفته است. از طرفی این مرزها می توانند به عنوان یک مدل برای مطالعه برهم کنش میان خطوط شار و نقص های صفحه ای و مکانیسم میخ کوبی شار در ابررساناها بکار روند. اتم های اکسیژن و مس نقش مهمی را در خواص ابررسانایی این سیستم دارند و جایگذاری اتم مس با اتم های فلزات دیگر باعث تغییراتی در ساختار مرزها می شود که ممکن است در میخ کوبی شار تأثیرگذار باشد. بنابراین جزئیات ساختار مرزهای دوقلویی بسیار مورد توجه است. به همین دلیل در این قسمت به بررسی مشاهدات صورت گرفته از مرزهای دوقلویی و تأثیر جای گذاری بر آنها می پردازیم.

۱.۳ مشاهدات TEM و HRTEM از مرزهای دوقلویی

شکل ۳ تصویری از دوقلوهایی تشکیل شده از لایه های موازی را نشان می دهد. پهنای لایه ها اغلب بستگی به اندازه دانه ها دارد که در هنگام ساخت ترکیب

دمای استحاله (92 K) و در دمای زیر 500°C پایدار می ماند. همچنین اگر نمونه به کندی در محیط با کمبود اکسیژن خنک شود، فاز منظم دیگری به نام ارتورمبیک II که ابررسانایی با دمای نیل پایین تری است $(T_c = 60\text{ K})$ ، تشکیل می گردد (شکل ۲) [۵].



شکل ۲: الف) تتراگونال، ب) ارتورومبیک I، ج) ارتورومبیک II [۵]

خواص ابررسانایی از جمله دمای بحرانی و چگالی جریان بحرانی به شدت تابع ریزساختار می باشند [۶]. ترکیب ابررسانای YBCO به دلیل داشتن دمای نیل بالاتر از نقطه جوش نیتروژن مایع و میدان بحرانی بالا برای کاربردهای نظامی، تجاری و صنعتی بسیار مناسب به نظر می رسد. یکی از موانع اصلی کاربرد ابررساناها در مقیاس بزرگ صنعتی، پایین بودن چگالی جریان بحرانی است [۷]. چگالی جریان در دماهای بالا و میدان های مغناطیسی قوی باید از مرتبه $10^5 - 10^6\text{ A/cm}^2$ باشد که این مقدار خیلی بالاتر از مقدار چگالی جریان مشاهده شده در نمونه های حجمی و یا لایه های نازک YBCO می باشد [۸]. بنابراین یکی از مهم ترین فاکتورها در مطالعه YBCO تعیین عوامل مؤثر بر میخ کوبی^۱ شار مغناطیسی و افزایش چگالی جریان بحرانی است. با قرار گرفتن ابررساناهای نوع دو در میدان مغناطیسی، میدان به داخل ابررسانا به صورت گردابه های شار نفوذ می کند، نواقص شبکه ای مانع از حرکت گردابه های شار و یا اصطلاحاً میخ کوبی شار می شوند که مطابق قانون لنز از ایجاد اتلاف جریان جلوگیری می کند. نقص های نقطه ای و صفحه ای به عنوان منابع اصلی میخ کوبی شار معرفی شده اند [۹]. از آنجاکه مرزهای دوقلویی یک نقص صفحه ای مشترک در ترکیب اخیر می باشند و به عنوان مراکز اصلی میخ کوبی شار معرفی می شوند، بنابراین با توجه به اهمیت موضوع در این مقاله به بررسی ساختار مرزهای دوقلویی، چگونگی تشکیل و عوامل مؤثر بر آن ها، تأثیر جانمایی بر ساختار مرزها، روش های محاسبه انرژی دوقلویی و تأثیر آن در خواص ابررسانایی مانند چگالی جریان بحرانی و دمای بحرانی، پرداخته شده است.

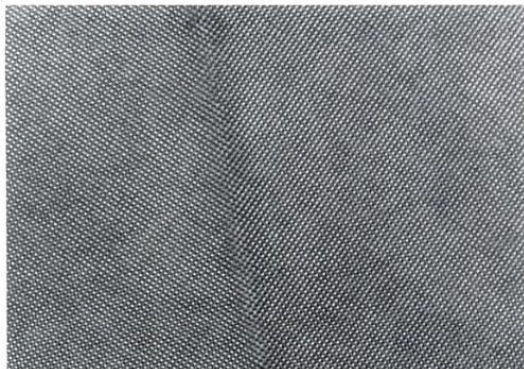
۲ مشاهده دوقلویی در ابررسانای

YBa₂Cu₃O_{6+x} در دماهای بالا

در ترکیب $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6+x}$ با کاهش دما در محدوده دمای 500 تا 700°C وابسته به فشار اکسیژن یک استحاله فازی از نوع منظم- غیرمنظم رخ می دهد [۱۰]. مهم ترین اثر استحاله فاز در این ترکیب وجود

¹ flux pinning

برای $\delta = 7$ ضخامت لایه حدود $15 - 10 \text{ \AA}$ تخمین زده می‌شود، درحالی‌که در نمونه با $\delta = 5/66$ مقدار $30 - 20 \text{ \AA}$ گزارش شده است. بر این اساس مشاهده می‌گردد که این لایه‌ها رفتار عایق‌گونه دارند. البته مشاهده مرزهای دوقلویی به‌عنوان یک ناحیه انتقال، بجای یک صفحه تک اتمی در تطابق با مطالعات پراش اشعه x می‌باشد [۱۴]. شکل ۵ ساختار مرز دوقلویی با استفاده از HRTEM در ترکیب Y_{123} را با اکسیژن کامل در راستای $[001]$ با وضوح بیشتر از $1/9 \text{ \AA}$ نشان می‌دهد [۱۵]. نقاط روشن در یک سلول مربعی شکل، مطابق با سلول واحد پروسکایت با پارامترهای شبکه $3/88 \times 3/82 \text{ \AA}$ تکرار شده‌اند. شبیه‌سازی تصاویر کامپیوتری نیز بیانگر ستونی از اتم‌ها در جهت پرتو ورودی و طرفین مرز دوقلویی می‌باشد. در واقع اتم‌های $Ba(Y)$ نقاط سفید رنگ با کنتراست بالا، اتم‌های $Cu(O)$ نقاط سفید با کنتراست ضعیف و اتم‌های اکسیژن بین ستون‌های اتم باریم قرار می‌گیرند [۱۳].



شکل ۵: تصویر ساختار مرز دوقلویی از $YBa_2Cu_3O_7$ در جهت $[001]$ [۱۵].

به‌طور کلی مشاهدات در مورد ساختار مرزهای دوقلویی نشان می‌دهند که:

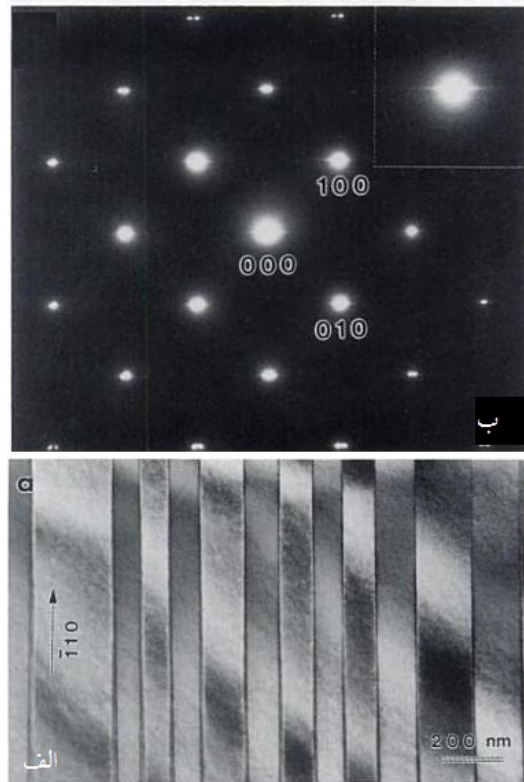
- مرز دوقلویی از چندین لایه اتمی تغییر شکل یافته ($30 - 10 \text{ \AA}$) تشکیل شده که در آن تعیین مکان دقیق اتم‌ها دشوار است.
- تعویض پارامترهای شبکه در هنگام عبور از مرز همراه با چرخش صفحات تحت زاویه ϕ است که توسط رابطه ذیل در هر مرز ارائه می‌گردد:

$$\phi = \frac{\pi}{4} - \tan^{-1} \left(\frac{a}{b} \right) \quad (1)$$

که در این رابطه ϕ زاویه چرخش خودبه‌خودی از مرتبه یک درجه است [۱۶].

در نمونه‌های $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ با اکسیژن کامل علاوه بر چرخش ϕ ، یک جابجایی شبکه وجود دارد. صفحات شبکه تقریباً به اندازه $(\frac{1}{4} - \frac{1}{8}) \cdot d_{110}$ در راستای مرز انتقال پیدا می‌یابند. این جابجایی با مشاهده مجموعه‌ای از نقاط در امتداد $[100]$ یا $[010]$ همچنان که در شکل ۶ نشان داده شده قابل مشاهده است. درحالی‌که برای نمونه‌هایی با اکسیژن اشباع شده در مورد $YBa_2Cu_3O_{6+x}$ ($0/5 < x < 0/9$) هیچ جابجایی در مرز چشم نمی‌خورد، بلکه فقط یک چرخش ϕ وجود دارد.

با پردازش پارامترها می‌توان اندازه آن را کنترل نمود. تفاوت در کنتراست میان لایه‌های مجاور نیز به دلیل میزان تفاوت در انحراف از پراش براگ است [۱۳]. شکل ۴ تصاویر مرزهای دوقلویی در امتداد محور (001) در ترکیب $YBa_2(Cu_{0.98}Al_{0.02})O_{7-\delta}$ را نشان می‌دهد. خطوط نازک دوگانه در مرز دوقلویی و کنتراست موجود در آن بیانگر این مطلب است که ساختار کریستالی در مرزها ممکن است با ساختار اورتورمبیک کریستال‌های اطراف آن متفاوت باشد. اتم‌هایی که در واقع روی مرز قرار دارند، در مقایسه با اتم‌های دو کریستال دوقلوی دیگر در یک مکان خاص بوده و کریستالی کوچک‌تر از کریستال اولیه تشکیل می‌دهند. تمام اتم‌های مرزی کمابیش روی صفحات بلوری گسترده واقع‌اند و چنانچه تغییر شکلی در مرزها رخ دهد، به سرعت با افزایش فاصله از مرز کاهش می‌یابد. هم‌چنین خطوط نازک نشان‌دهنده یک ناحیه انتقال میان دو دوقلوی مجاور یکدیگر می‌باشد. لازم به ذکر است که پهنای مرزهای دوقلویی به استوکیومتری ترکیب (کاتیون‌های جایگذاری شده) و میزان اکسیژن موجود وابسته می‌باشد.



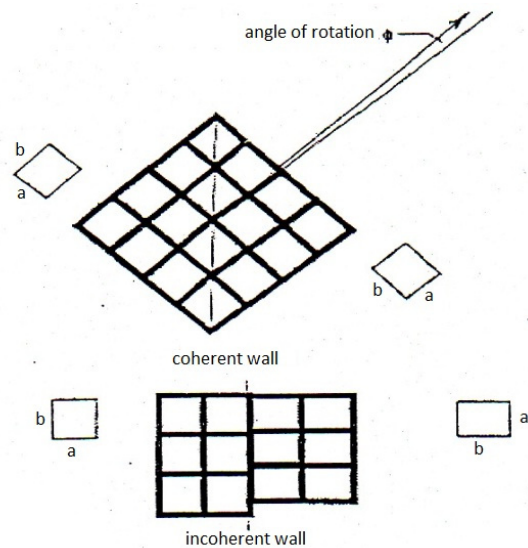
شکل ۳: الف) مورفولوژی دوقلویی در YBCO و ب) الگوی پراش اشعه ایکس مربوطه [۱۳]



شکل ۴: مرزهای دوقلویی در ترکیب $YBa_2(Cu_{0.98}Al_{0.02})O_{7-\delta}$ [۱۴]

و باریک در $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_v$ خالص با اکسیژن کامل هستند. از طرف دیگر اضافه کردن اتم‌های Al و Fe نه تنها باعث پهن‌شدگی بلکه موجب پراکندگی مرز نیز می‌شوند. تحت این شرایط ضخامت مرز دوقلوبی از ۱ نانومتر در نمونه خالص تا ۲/۵ الی ۳ نانومتر در نمونه آلیایه با Al و Fe متغیر است. جدول ۱ مقادیر ضخامت مرز دوقلوبی (با استفاده از تصاویر HRTEM)، ارتورمبسیسته (از طیف‌های پراش اشعه‌ی ایکس) و دمای بحرانی ارائه گردیده است. همچنان که ملاحظه می‌گردد مرزهای پهن‌تر، ارتورمبسیسته کمتری دارند [۱۷]. اگرچه با بررسی دقیق تصاویر متعدد نمی‌توان خوشه‌ای شدن اتم‌های ناخالصی را در یک مرز دوقلوبی نتیجه گرفت. ولی می‌توان اذعان داشت که اعوجاج شبکه از ویژگی‌های این مرزها است که میزان آن ممکن است با مقدار و نوع ناخالصی تغییر نماید. پهنای تعادلی مرز دوقلوبی از طریق تعادل میان پتانسیل شیمیایی زنجیره‌ها، تنش داخلی موجود در مرز و نیروهای دافعه کولمبی بین اتم‌ها تعیین می‌شود. در مورد اتم‌های Fe و Al اکسیژن اضافی داخل زنجیره‌های O-Cu-O شده و در ناحیه مرزی ایجاد اختلال نموده و مرزهای پهن‌تری را پدید می‌آورند. البته پهن‌شدگی مشابهی در نمونه‌هایی با نقص اکسیژن نیز مشاهده شده است. اخیراً آنتال^۳ و همکارانش ریزساختار نمونه‌های آلیایه با اتم Al را بررسی کرده‌اند که با افزایش ۵/۰٪ اتم آلومینیم به نمونه فاصله مرز دوقلوبی به میزان جزئی کاهش می‌یابد و با افزایش غلظت ناخالصی فاصله مرزها کمتر می‌شود [۱۸]. همچنین این کاهش در نمونه‌های پلی کریستال و سرامیکی نیز مشاهده شده است [۱۹]. در ابررسانای YBCO اتم‌های مس در زنجیره‌ها دارای عدد هم‌آرایی ۴ هستند. وقتی که اتم سه ظرفیتی Al به جای اتم مس قرار می‌گیرد، دارای عدد هم‌آرایی ۵ با اکسیژن می‌شود که موجب افزایش حجم اکسیژن در نمونه می‌گردد. اکسیژن‌های اضافی نیز در مکان (۱۰۲) در راستای محور *a* قرار می‌گیرند که موجب افزایش حجم سلول واحد می‌شوند.

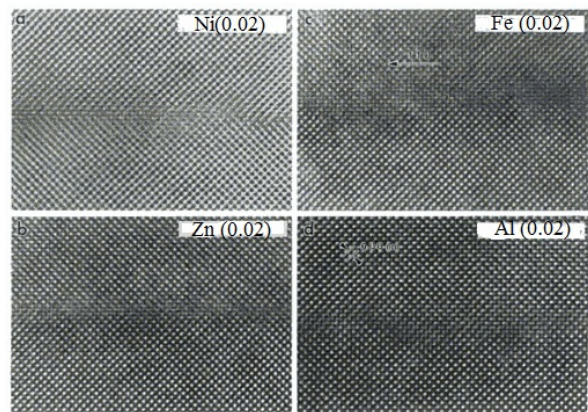
به منظور تفسیر جابجایی شبکه در مرز دوقلوبی و تفاوت میان نمونه‌هایی با اکسیژن کامل و یا با نقص اکسیژن دو مدل مرز دوقلوبی پیشنهاد شده است. مدل دوقلوبی که از مرکز اتم اکسیژن می‌گذرد و از لحاظ انرژی مطلوب نیست؛ چرا که کاتیون‌ها و اکسیژن‌های لایه‌های CuO_2 و BaO_2 با فاصله‌ای حدود $2/2 \text{ \AA}$ (به جای $2/82 \text{ \AA}$) از مرز دوقلوبی جدا می‌شوند. برعکس برای نمونه‌هایی با نقص اکسیژن، تعداد زنجیره‌های O-Cu-O کاهش یافته و انرژی کرنشی نیز کم می‌شود. از این رو تشکیل مرزهای اکسیژن-مرکز ضروری نیست (در توافق با تصاویر HRTEM که مرزها در کاتیون‌ها و در نمونه با اکسیژن کمتر بروز می‌یابند). البته کاهش انرژی مربوط به تشکیل دوقلوبی در کاتیون اگر مرز اکسیژن کمتری نسبت به ناحیه داخلی دوقلوبی داشته باشد، بیشتر است. هنگامی که عناصر ناخالصی اضافه می‌شوند موجب ازهم‌گسیختگی ساختار خطی زنجیره‌های O-Cu-O می‌گردد. بنابراین این عناصر انرژی خم‌شدگی زنجیره‌ها را کاهش داده و مرزهایی با کاتیون-مرکز تشکیل می‌دهند. در واقع مرزها در کاتیون‌ها تحت شرایطی کمتر از مقدار حجم اکسیژن خاصی و یا بالای غلظت مشخصی از ناخالصی تشکیل می‌شوند.



شکل ۶: چرخش صفحات با زاویه ϕ و جابجایی شبکه در مرز دوقلوبی (پایین) [۱۶].

۲.۳ تأثیر جایگذاری کاتیون‌ها در ساختار مرز دوقلوبی

اثرات جایگذاری عناصر دیگر به جای اتم مس در ساختار مرز دوقلوبی مورد بررسی قرار گرفته است. زو^۲ و همکارانش قرارگیری اتم‌های Ni, Fe, Zn و Al را در ترکیب $\text{YBa}_2(\text{Cu}_{0.98}\text{M}_{0.02})_3\text{O}_{v-\delta}$ با استفاده از تصاویر HRTEM در راستای [۰۰۱] مورد بررسی قرار داده‌اند (شکل ۷) [۱۷].



شکل ۷: تصاویر HRTEM از نمونه‌های آلیایه با Ni, Fe, Zn, Al. ناحیه اعوجاج‌یافته در قسمت میانی هر یک از تصاویر، مرز دوقلوبی را نشان می‌دهد که میزان ناخالصی در تمام نمونه‌ها ۰/۰۲ بوده است [۱۷].

به طور کلی حداقل در غلظت‌های کم، اتم‌های Al و Fe اغلب به جای اتم‌های مس زنجیره قرار می‌گیرند ولی مکان جانشینی اتم‌های Ni و Zn بحث‌برانگیز است. گزارش شده است که اتم‌های Zn در صفحات CuO_2 قرار می‌گیرند ولی اتم‌های نیکل هر دو مکان (زنجیره‌ها و صفحات) را اشغال می‌کنند. در مقایسه با $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_v$ خالص پهنای مرز دوقلوبی با جایگذاری اتم‌های Zn و Ni تغییر، ولی با جایگذاری اتم‌ها Al و Fe پهنای به صورت قابل توجهی افزایش پیدا می‌کند. علاوه بر این قابل ذکر است که مرزها در نمونه‌های آلیایه با اتم‌های Ni و Zn خیلی شبیه به مرزهای مستقیم

²Zhu ³Antal

جدول ۱: ضخامت مرز دوقلوبی، ارتورمبیسیتیه و دمای بحرانی [۱۷].

نمونه	ضخامت مرز دوقلوبی (nm)	ارتورمبیسیتیه	دمای بحرانی (K)
YBa ₂ Cu ₃ O _v	۱/۰ - ۱/۵	۰/۰۱۷۱	۹۰/۵
YBa ₂ Cu ₃ O _{۶/۵۵}	۲/۰ - ۳/۰	۰/۰۰۵۶	۴۰/۰
YBa ₂ (Cu _{۰/۹۸} Zn _{۰/۰۲}) ₃ O _v	۰/۴ - ۰/۹	۰/۰۱۷۳	۶۷
YBa ₂ (Cu _{۰/۹۸} Zn _{۰/۰۲}) ₃ O _v	۰/۷ - ۱/۰	۰/۰۱۷۶۵	۸۲/۵
YBa ₂ (Cu _{۰/۹۸} Ni _{۰/۰۲}) ₃ O _v	۲/۰ - ۳/۰	۰/۰۱۱۷	۸۶/۵
YBa ₂ (Cu _{۰/۹۸} Fe _{۰/۰۲}) ₃ O _v	۲/۶ - ۳/۹	۰/۰۱۱۹	۸۸

انرژی کل یک کلونی دوقلوبی، مجموع انرژی مرز دوقلوبی و انرژی مربوط به کرنش الاستیک است. از این کرنش که همراه با انتقال فاز از تتراگونال به ارتورمبیک می‌باشد، تحت عنوان ارتورمبیسیتیه یاد می‌شود و برابر است با $\epsilon = \frac{\gamma(b-a)}{b+a}$ که در آن a و b پارامترهای شبکه هستند. اگر کرنش برای هر دوقلوبی محدود به مناطق کوچکی از دو لبه عدسی در نظر گرفته شود، انرژی کل را می‌توان به شکل زیر بیان نمود:

$$E_{tot} = E_{Twin} + E_{strain} = L_1 L_2 \left(\frac{L_2}{T_w} \right) + 0.5 \mu \epsilon^2 (T_w)^2 L_2 \left(\frac{L_2}{T_w} \right) \quad (2)$$

در این رابطه کلونی دوقلوبی به شکل متوازی‌السطوح مستطیلی فرض شده است و $L_1 L_2$ مساحت هر مرز دوقلوبی می‌باشد؛ L_2/T_w نیز تعداد مرزهای دوقلوبی و $0.5 \mu \epsilon^2$ بیانگر چگالی انرژی کرنشی در نزدیکی انتهای دوقلوبی است. با مینیم نمودن انرژی در رابطه (۲) می‌توان فاصله دوقلوبی را به دست آورد:

$$T_w = \sqrt{\frac{\gamma L_1}{0.5 \mu \epsilon^2}} \quad (3)$$

و به‌طور کلی می‌توان نوشت $T_w = \sqrt{\frac{\gamma G}{\alpha \mu \epsilon^2}}$ که در آن G اندازه کلونی دوقلوبی، μ مدول برشی، α فاکتور هندسی و γ انرژی مرزی در واحد سطح است [۲۲]. در بسیاری از نتایج میکروسکپ الکترونی نمونه‌ها، حوزه‌های دوقلوبی در دمای محیط نشان داده شده‌اند که معمولاً مقادیر کاملاً بزرگ T_w قابل مشاهده می‌باشد. اما در دماهای بالاتر انتظار می‌رود که اثرات آنتروپی باعث بروز اعوجاج در این مقادیر حول مقدار متوسطی که از رابطه (۳) پیش‌بینی می‌شود، گردد. همچنین اعتبار این رابطه برای نمونه‌های پلی‌کریستال نیز تأیید شده است. البته در لایه‌های نازک G با ضخامت لایه جایگزین می‌شود. بنابراین فاصله دوقلوبی متناسب با ریشه دوم اندازه دانه G می‌باشد. با اندازه‌گیری فاصله دوقلوبی T_w و اندازه دانه G با استفاده از تصاویر میکروسکپ الکترونی، انرژی مرز دوقلوبی را می‌توان از معادله مذکور به دست آورد. البته به‌طور دقیق‌تر می‌توان با برازش بهترین خط راست در نمودار مربوط به فاصله دوقلوبی برحسب اندازه دانه و محاسبه شیب، انرژی مرز دوقلوبی را تعیین نمود. در واقع یک رابطه خطی بین فاصله دوقلوبی و ریشه دوم اندازه دانه به‌دست آمده است [۲۳]. کاجاتوریان^۵ و همکارانش نیز نشان دادند فاصله‌ای که دیواره‌های دوقلوبی را جدا می‌سازد، با نسبت برهم‌کش اکسیژن-اکسیژن در طول صفحه دوقلوبی و انرژی کششی که

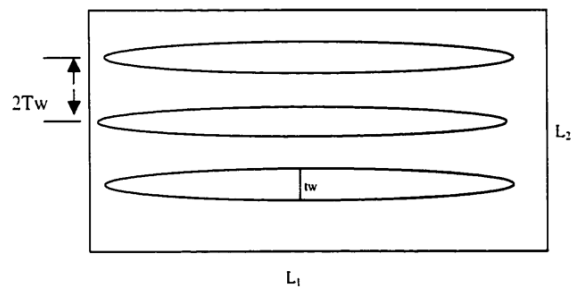
کنترل فاصله صفحات دوقلوبی با افزودن نانوذرات ایتریا نیز بررسی شده است. حضور این نانوذرات موجب پالایش ریزساختار به‌دست‌آمده و بهبود J_c می‌شوند [۲۰]. تأثیر اندازه ذرات و چگالی آن‌ها بر تشکیل نواحی دوقلوبی و افزایش میدان بحرانی به صورت محاسباتی نیز بررسی شده است [۲۱].

۴ انرژی مرز دوقلوبی

انرژی کرنشی تولیدشده در هنگام استحاله فازی را می‌توان با انرژی مورد نیاز برای تشکیل مرزهای دوقلوبی متعادل نمود. این تعادل انرژی منجر به ایجاد فاصله تعادلی بین دیواره‌های دوقلوبی می‌گردد. مهندسی مرز دانه‌های دوقلوبی بر اساس این فرض که انرژی مرزی با افزایش اکسیژن نمونه کاهش می‌یابد (به دلیل آنتروپی مثبت)، ممکن است منجر به کاهش فاصله دوقلوبی‌ها و افزایش چگالی جریان بحرانی و میخ‌کوبی قوی شار شود. از این‌رو کاهش اندازه دوقلوبی‌ها در ابررسانای YBCO دارای اهمیت تکنیکی بالا برای تولید سیم و نوار می‌باشد. با توجه به اهمیت موضوع، در این قسمت به معرفی روش‌های رأس دوقلوبی و جداسازی دوقلوبی که دو روش معمول برای محاسبه انرژی مرز دوقلوبی هستند، پرداخته شده است.

۱.۴ روش جداسازی دوقلوبی

روش جداسازی دوقلوبی بر این اصل استوار است که دوقلوبی‌ها در نتیجه به حداقل رساندن انرژی در دانه‌ها شکل می‌گیرند. یک کلونی دوقلوبی را می‌توان به‌عنوان یک منطقه از دوقلوبی‌های موازی که در یک‌جهت محدود شده‌اند، تعریف نمود. همانند مواد دیگر، دوقلوبی‌ها در YBCO نیز عدسی شکل هستند. شکل ۸ یک کلونی را در دو بعد با فاصله دوقلوبی T_w ، ضخامت متوسط t_w ($t_w = T_w$)، طول کلونی دوقلوبی L_1 ، عرض L_2 و ضخامت L_3 نشان می‌دهد.



شکل ۸: تصویر شماتیکی از کلونی دوقلوبی‌ها در دو بعد [۲۲].

⁴Twin Spacing Method ⁵Khachatryan

۲.۴ روش رأس دوقلویی^۷

در روش جدشدگی دوقلویی، یک عامل هندسی (α) وجود دارد که مقدار آن از ۲۴۸۸٪ تا ۱٪ متغیر بوده و انرژی مرز دوقلویی با استفاده از آن تعیین می‌گردد. لذا در این روش نمی‌توان مقادیر دقیق انرژی را به دلیل مشخص نبودن α تعیین نمود. تعیین این عامل مستلزم دانستن حجم کرنش در رأس دوقلویی است که ذاتاً به شکل آن وابسته می‌باشد. در حالت ایده آل، می‌توان با استفاده از یک برآورد دقیق از این کرنش در رأس دوقلویی مقدار α را محاسبه کرد. ایده اصلی روش رأس دوقلویی را می‌توان به صورت یک صفحه رو به رشد از نایجایی‌های دوقلویی مدل‌سازی نموده و آن‌ها را با یک تابع چگالی از نایجایی‌های پیوسته به‌طور کامل ارائه داد. این روش برای دوقلویی‌های نازک که در آن‌ها ضخامت (h) بسیار کوچک‌تر از طول دوقلویی (L) است، معتبر می‌باشد. در این مدل، هر دوقلویی شامل سه بخش اصلی است: رأس دوقلویی، منطقه مجاور به رأس و ریشه دوقلویی. هر یک از این سه بخش نیز توابع چگالی نایجایی متفاوتی دارند. انرژی مرز دوقلویی را می‌توان از طریق مجموعه معادلات زیر تعیین کرد:

$$\gamma \sim \pi(1 - \vartheta)M^2/\mu \quad (4)$$

که μ مدول برشی Y_{123} ، ϑ ضریب پواسون و M پارامتری است که به شکل زیر تعریف می‌گردد:

$$M = \frac{\sqrt{2}}{\pi} \int_0^L \frac{S_{st}(x)dx}{\sqrt{L-x}} \quad (5)$$

در این رابطه $S_{st}(x)$ تانسور تنش سطحی است. برای هر رأس دوقلویی، M ثابت است چرا که S جز برای یک منطقه کوچک در نزدیکی رأس دوقلویی صفر می‌باشد. نهایتاً پس از پردازش ریاضی، معادله فوق را می‌توان به شکل زیر ساده نمود:

$$M = \frac{\mu b \sqrt{L}}{4a(1 - \vartheta)} \text{Slope 1} \quad (6)$$

که در آن L طول دوقلویی، b بردار برگرز، a فاصله بین صفحات مجاور نایجایی دوقلویی و S شیب مناسب‌ترین خطی است که از نمودار $h(x)$ (حاصل از تصاویر میکروسکپ TEM تحت بزرگ‌نمایی مناسب) برحسب $\sqrt{L^2 - x^2}$ می‌گذرد. برای اولین بار لینفنگ^۸ و همکارانش در سال ۲۰۰۶ انرژی مرز دوقلویی و وابستگی دمایی آن را با استفاده از روش‌های یادشده به دست آوردند. آن‌ها نمونه‌هایی با ۲۸/۶ درصد وزنی Y_{211} (که به شدت باعث ایجاد دوقلویی شده) و ۰/۵ درصد وزنی PtO_2 با شرایط یکسان تولید کردند و انرژی مرز دوقلویی را به‌عنوان تابعی از دمای اکسیژن‌دهی در بازه دمایی ۴۵۰ تا ۶۰۰°C تعیین نمودند [۳۱]. مطابق جدول ۳ در هر دو روش، انرژی مرز دوقلویی با افزایش دما کاهش می‌یابد که این موضوع با مثبت بودن آنتروپی سازگار است. از ارتباط دمایی انرژی مرز دوقلویی نیز تغییرات آنتروپی و آنتالپی به ترتیب ۰/۲۴ و ۲۶۴ تخمین زده می‌شود. بنابراین به‌طور کلی با افزایش دمای اکسیژن‌دهی انرژی مرز دوقلویی کاهش یافته و

متناسب با ارتورموسیت (در نتیجه اختلاف بین پارامترهای شبکه) است، تعیین می‌گردد و رابطه‌ای مشابه رابطه (۳) ارائه نمودند [۲۴].

اگر برای هر مکان اکسیژن در جهات a و b احتمال اشغال مناسب در نظر گرفته شود و انرژی دوقلویی را از روی تعداد دفعه‌های اضافی نزدیک‌ترین همسایگی محاسبه کنیم، γ باید متناسب با S^2 باشد و از روی آن می‌توان نتیجه گرفت که T_w مستقل از S است. با این وجود شکل تابع $\gamma(s)$ احتمالاً بسیار پیچیده‌تر می‌باشد. چراکه علیرغم تعداد زیاد مکان‌های خالی اکسیژن در حوالی مرز، نظم موضعی اتم‌های اکسیژن می‌تواند با مینیم نمودن تعداد برهم‌کنش‌های نزدیک‌ترین همسایه‌ها و تخلیه اکسیژن از صفحات دوقلویی، انرژی درونی کمتری را نسبت به آنچه توسط نظریه میدان متوسط^۶ (MF) پیش‌بینی شده، به دست دهد. این انعطاف در مقادیر کوچک‌تر S بیشترین مقدار را خواهد داشت و انتظار می‌رود $\gamma(s)$ با نرخ بیشتری نسبت به S^2 افزایش یابد. بدین ترتیب جدایش متوسط بین صفحات دوقلویی با صفر شدن S ، به صفر میل می‌کند [۲۵]. در جدول ۲، مقادیر محاسبه‌شده انرژی مرز دوقلویی ارائه گردیده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود مقادیر گزارش شده از ۰/۱ تا ۱۰۰۰ mJ/m² متغیر می‌باشد. البته لازم به ذکر است که این انرژی تابعی از دمای بازیخت، فشار جزئی اکسیژن و ذرات ناخالصی مانند PtO_2 و CeO_2 می‌باشد. از طرف دیگر استفاده از روش‌های مختلف در برآورد انرژی کرنشی در نزدیکی رأس دوقلویی، موجب تخمین پارامترهای عددی مختلفی در رابطه اخیر شده و مقادیر متفاوتی از انرژی مرز دوقلویی گزارش گردیده است.

جدول ۲: مقادیر گزارش شده انرژی مرز دوقلویی.

مرجع	روش	γ (mJ/m ²)
[۲۴]	Morphology of coherent mixture of cubic and tetragonal phases controlled by elastic strain effect	۱۷
[۲۶]	جدشدگی دوقلویی	۰/۱ - ۰/۲
[۲۷]	تئوری نایجایی	۱۰۰۰
[۲۸]	coercive stress	< ۴۰
[۲۹]	جدشدگی دوقلویی	۲۸/۹ (without PtO_2) ۱۱/۳۵ (with PtO_2)
[۳۰]	رأس دوقلویی	۴۶/۵ ۶۰
[۳۰]	جدشدگی دوقلویی	۲/۸
[۱۲]	جدشدگی دوقلویی	۲/۶ - ۸/۵

در این راستا وجه مشترک در روش‌های موجود برای محاسبه γ که نیازمند اندازه‌گیری اندازه دانه‌ها با استفاده از تصاویر متعدد میکروسکوپ TEM می‌باشد، علاوه بر هزینه‌بر بودن، بروز خطا در محاسبه γ (به دلیل در نظر نگرفتن پهنای نواحی دوقلویی که تقریباً ده آنگستروم است) می‌باشد. همچنین تحت شرایط استفاده از مقادیر مدول الاستیک متغیر با دما، در نتایج اندازه‌گیری شده اختلاف زیادی مشاهده می‌شود.

⁶Mean Field ⁷Twin Tip Method ⁸Linfeng ⁹Boyko

[۳۹] تا در چگالی جریان بحرانی مؤثر باشند ولی از آنجایی که اندازه فاز Y_{211} چندین بار بزرگتر از این طول در ابرسانای YBCO است، در مورد تأثیر آن‌ها بحث وجود دارد. طول همدوسی ابرسانای YBCO غیرهمسانگرد است و در جهت $[001]$ ، $5 \text{ \AA} - 2$ و در صفحه (001) مقدار آن $30 - 10 \text{ \AA}$ می‌باشد که هر دو حداقل دو مرتبه کوچکتر از متوسط اندازه ذرات Y_{211} می‌باشند [۴۰]. این واقعیت که با آرایش ماده با فاز Y_{211} مقدار J_c افزایش می‌یابد را می‌توان به نقص‌های ایجاد شده توسط این فاز نسبت داد و آن را مسئول افزایش میخ‌کوبی شار دانست. مشاهده شده است که وقتی اندازه ذره غیر ابرسانا بزرگ باشد، فصل مشترک آن با ماده ابرسانا می‌تواند موجب میخ‌کوبی شار گردد. موراکامی^{۱۱} و همکارانش نشان دادند که فصل مشترک Y_{211} و Y_{123} خیلی تیز است و پارامتر نظم می‌تواند داخل فاصله همدوسی در چنین فصل مشترکی تغییر نموده و یک نیروی میخ‌کوبی ایجاد کند [۴۱]. بعلاوه نقص‌های کریستالی ایجاد شده به وسیله ذرات Y_{211} خیلی کوچکتر از اندازه خود آن‌ها هستند. بنابراین این نقص‌ها مانند مرزهای دوقلویی و نابجایی‌ها، مراکز میخ‌کوبی مؤثرتری از ذرات Y_{211} در ابرسانای YBCO به‌شمار می‌روند. لازم به ذکر است که اگرچه ابعاد نقص‌های چیده شدن و نابجایی‌ها قابل مقایسه با طول همدوسی در ابرسانای YBCO می‌باشد ولی مراکز میخ‌کوبی ایده‌آلی نیستند. زیرا این نقص‌ها به‌صورت غیریکنواخت پخش می‌شوند و چگالی جریان بحرانی موضعی را افزایش می‌دهند ولی نمی‌توانند باعث افزایش چگالی جریان بحرانی کل گردند. نقص‌های چیده شدن تنها هنگامی که میدان موازی صفحه و عمود بر محور c باشد، در میخ‌کوبی شار مؤثرند، این در حالی است که وقتی میدان موازی محور c باشد، سهم این نقص‌ها کوچک خواهد بود. در تک کریستال‌های ابرسانا نواحی با کمبود اکسیژن، مهم‌ترین عامل تأثیرگذار در میخ‌کوبی شار مغناطیسی هستند که بیشینه‌های غیرعادی در حلقه‌های مغناطش (در میدان‌های حدود ۱ تا ۲ تسلا) دارند [۴۲]. البته چنین بیشینه‌هایی در نمونه‌های تولید شده به روش ذوب هم مشاهده شده ولی با عملیات حرارتی در اتمسفر اکسیژن می‌توان به مقادیر بالای جریان بحرانی دست یافت. در واقع این نمونه‌ها بیشینه‌های غیرعادی را نشان نمی‌دهند ولی می‌توانند جریان بحرانی بالایی داشته باشند و لذا نواحی با کمبود اکسیژن الزاماً مراکز میخ‌کوبی قوی بشمار نمی‌روند.

در فاز YBCO که اغلب دوقلویی است، تأثیر مرزهای دوقلویی در میخ‌کوبی شار به‌طور گسترده‌ای مورد بررسی قرار گرفته است. مطالعات وابستگی زاویه‌ای [۴۳]، مقاومت و گشتاور مغناطیسی [۴۴] نشان می‌دهند که این مرزها می‌توانند موجب میخ‌کوبی خطوط شار شوند. تکنیک‌های مغناطیس-نوری با قدرت تفکیک بالا، مشاهده مستقیم اثرات مرزهای دوقلویی بر نفوذ شار و به دام انداختن آن‌ها هنگامی که این مرزها به‌مراتب از هم جدا هستند را امکان‌پذیر ساخته است [۴۵، ۴۶]. میخ‌کوبی شار به‌وسیله مرزهای دوقلویی غیر همسانگرد و شدیداً وابسته به دما است. با اندازه‌گیری وابستگی دمایی چگالی جریان بحرانی در نواحی شامل دوقلویی و بدون آن در نمونه‌های تک کریستال YBCO مشاهده می‌گردد که از

نمونه‌هایی با چگالی دوقلویی بیشتر تولید می‌گردند. بویکو^۹ و همکارانش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی، شکل دوقلویی‌ها را در Y_{123} که شامل ۴۰٪ ذرات Y_{211} بوده و در دمای 475°C اکسیژن‌دهی شده، بررسی کرده‌اند [۳۰]. این تحقیق، انرژی مرز دوقلویی را 60 mJ/m^2 به دست داده که با مقدار 46 mJ/m^2 محاسبه شده از روش فاصله دوقلویی مطابقت دارد. این در حالی است که در نمونه‌های شامل ۵٪ درصد وزنی PtO_2 ، مقدار انرژی مرز دوقلویی به $26/8 \text{ mJ/m}^2$ کاهش یافته که قابل مقایسه با مقدار به‌دست‌آمده در روش شکل دوقلویی^{۱۰} می‌باشد. همچنین در سال ۲۰۰۹ تجزیه و تحلیل ساختار دوقلویی‌ها در یک دانه ابرسانا YBCO نشان داد که فاصله دوقلویی‌ها با اندازه کولنی‌ها کنترل نمی‌شود. کولنی دوقلویی‌ها در این مواد تحت تأثیر تنش‌های پسماند ماکروسکوپی (ناشی از توزیع غیریکنواخت ذرات Y_{211}) است [۳۲]. این ذرات طول دوقلویی‌ها را محدود نموده، موجب شکستگی آن‌ها شده و به‌تبع آن متوسط فاصله آزاد بین ذرات، فاصله دوقلویی‌ها را کنترل می‌نماید. تحت این شرایط اندازه‌گیری فاصله دوقلویی‌ها بیانگر ارتباط آن با مربع فاصله آزاد بین ذرات می‌باشد.

جدول ۳: انرژی مرز دوقلویی محاسبه شده به روش‌های رأس دوقلویی و جدادگی دوقلویی و وابستگی آن به دما (برحسب mJ/m^2) [۳۱].

دما ($^\circ\text{C}$)	۴۵۰	۵۰۰	۶۰۰	۶۵۰	۶۸۰
رأس دوقلویی	۷۵/۷	۵۲/۶	۲۹/۵	۲۲/۵۶	۱۷/۴۷
جدادگی دوقلویی	۷۲/۳۶	۵۶/۱۶	۳۹/۲۴	۲۳/۷۶	۱۳/۳۲

علاوه بر روش‌های ذکر شده اخیراً با استفاده از محاسبات کوانتومی بر پایه نظریه تابعی چگالی انرژی مرز دوقلویی با دقت بالا محاسبه شده است. علیرغم اختلاف گسترده در نتایج تجربی محاسبات مقدار انرژی مرز دوقلویی را بین $40 - 85 \text{ mJ/m}^2$ نشان می‌دهد [۳۳]. علاوه بر این تأثیر دوقلویی بر خواص ابرسانایی با استفاده از این محاسبات بررسی شده است. اثر جایگزینی Ba با Ca و K بر روی خواص ساختاری و الکترونی و انرژی مرزی دوقلویی نیز محاسبه شده است [۳۴]. نتایج نشان‌دهنده کاهش مقدار γ با آرایش با K و عدم تغییر آن پس از آرایش با کلسیم می‌باشد.

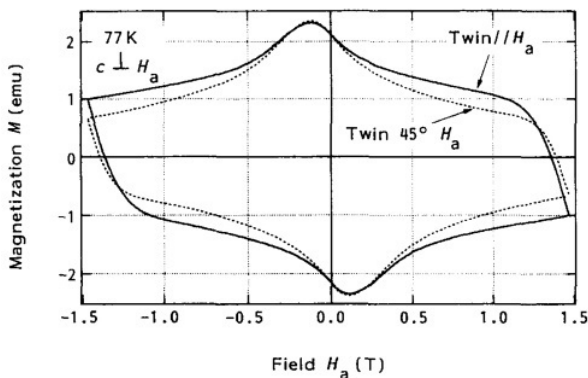
۵ تأثیر نواحی دوقلویی در چگالی جریان بحرانی

از مهم‌ترین مشخصه‌های ریزساختاری در ابرسانای YBCO، دوقلویی، مرز دانه‌ها، نقص‌های روی هم‌چینی و نواحی با کمبود اکسیژن هستند که به‌عنوان مراکز میخ‌کوبی شار معرفی می‌شوند [۳۵، ۳۶].

بعلاوه ذرات غیر ابرسانای Y_2BaCuO_5 (۲۱۱) که در موقع ساخت در نمونه پخش می‌شوند نیز از عوامل تأثیرگذار بر چگالی جریان بحرانی هستند. البته میزان تأثیر این ذرات در بهبود چگالی جریان بحرانی بستگی به اندازه، شکل، مقدار و نحوه توزیع آن‌ها دارد [۳۷].

نظریات مختلفی در مورد تأثیر مستقیم ذرات در میخ‌کوبی شار یا تأثیر غیرمستقیم از طریق نقص‌های ایجاد شده توسط آن‌ها وجود دارد [۳۸]. به‌طور کلی ابعاد مراکز میخ‌کوبی باید نزدیک به طول همدوسی ابرسانا باشد

صفحات {۱۱۰} مشاهده شده که متوسط فاصله دوقلویی ها ۱۰۰ nm است. شکل ۱۰ حلقه‌های مغناطیسی مربوط به میدان مغناطیسی موازی مرز دوقلویی و با زاویه ۴۵° نسبت به آن را در دمای ۷۷ K و تحت میدان بین ۱/۵- و ۱/۵ تسلا نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود حلقه‌های M-H در حالت میدان موازی مرز دوقلویی بزرگ‌تر هستند. افزایش مغناطش در نتیجه افزایش چگالی جریان بحرانی در راستای محور *c* است که به حضور مرزهای دوقلویی نسبت داده می‌شود. جدول ۵ مقادیر J_c محاسبه شده با استفاده از مدل بین در صفحات *a-b* و در امتداد محور *c* نمونه را نشان می‌دهد. زمانی که میدان موازی مرز دوقلویی است اثرات میخ‌کوبی شار توسط دوقلویی‌ها بیشینه است؛ زیرا خطوط شار در تمام مرز دوقلویی می‌توانند میخ‌کوب شوند و بعلاوه کمینه تأثیر در زاویه ۴۵° بروز می‌نمایند.



شکل ۱۰: حلقه‌های پسماند برای میدان مغناطیسی موازی مرز دوقلویی و با زاویه ۴۵° نسبت به آن در دمای ۷۷ K [۵۵].

جدول ۵: چگالی جریان بحرانی در امتداد محور *c* و در صفحه *ab* با میدان مغناطیسی موازی مرز دوقلویی و ۴۵° نسبت به آن در میدان یک تسلا و دمای ۷۷ K [۵۵].

Direction	J_c^c (A/cm ²) × ۱۰ ^۳	J_c^{abc} (A/cm ²) × ۱۰ ^۴
H_a IITBs, larger peak of ΔM	۷/۶	۶/۴
H_a IITBs, smaller peak of ΔM	۶/۵	۶/۴
H_a ۴۵° to TBs	۴/۸	۶/۴

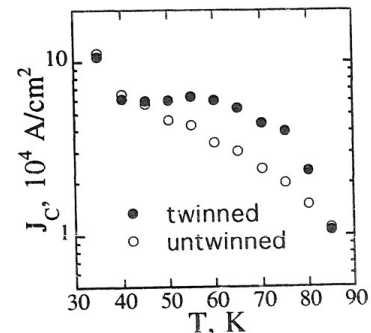
در سال ۲۰۰۶ بویکو و همکارانش چگالی جریان بحرانی را به‌عنوان تابعی از دمای اکسیژن‌دهی در بازه ۴۵۰ تا ۶۸۰ °C به دست آوردند [۳۱]. شکل ۱۱ وابستگی چگالی جریان بحرانی به میدان مغناطیسی را در نمونه‌های مذکور در دمای ۷۷ K با استفاده از مدل بین نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود J_c در نمونه ۶۸۰ °C بیشتر از موارد دیگر است. به منظور بررسی علت افزایش J_c اندازه دانه‌ها، فاصله متوسط مرزهای دوقلویی، چگالی نقص‌های چیده شدن، ریزترک‌ها، نقص اکسیژن و چگالی دوقلویی‌ها اندازه‌گیری شدند. با توجه به اینکه نمونه‌های مذکور در شرایط مشابه تهیه شده‌اند. مهم‌ترین عامل مؤثر در J_c نواحی دوقلویی است که با افزایش دمای اکسیژن‌دهی فاصله آن‌ها از ۱۹۰۰ تا ۵۴۰ nm کاهش یافته و چگالی دوقلویی‌ها افزایش یافته است.

دمای ۴۰ K تا دمای بحرانی، مرزهای دوقلویی بر J_c تأثیرگذارند درحالی‌که در زیر این دما نواحی بدون دوقلویی مقدار J_c بالاتری را دارند [۴۷]. سالامان^{۱۲} و همکارانش گزارش کرده‌اند که J_c در نمونه‌های YBCO تهیه شده به روش ذوب در ۷۷ K با میدان مغناطیسی یک تسلا موازی محور *c* تا ۲۰۰۰ - ۵۰۰۰ A/cm^۲ افزایش می‌یابد [۴۸].

هم‌چنین نتایج مشابهی با اندازه‌گیری پسماند مغناطیسی در نواحی مختلف به‌دست آمده که نشان می‌دهند دوقلویی‌ها مراکز اصلی میخ‌کوبی شار بشمار می‌روند (جدول ۴ - شکل ۹) [۲۶].

جدول ۴: چگالی جریان بحرانی در نمونه شامل مرز دوقلویی و فاقد آن [۲۶].

A/cm ^۲	twin-free region (×۱۰ ^۴)	twinned region (×۱۰ ^۴)	ΔJ_c	J_c twinned/ J_c untwinned
J_c (۷۴ K, ۱ T)	۲	۴	2×10^4	۲
J_c (۸۰ K, ۱ T)	۱/۵	۲/۳	-9000 8000	۱/۶ - ۱/۵

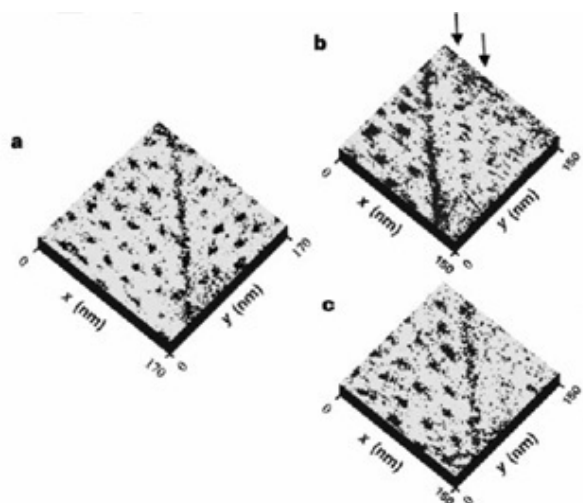


شکل ۹: تغییر چگالی جریان بحرانی با دما در نمونه‌های شامل مرز دوقلویی و فاقد آن [۲۶].

اثر مرزهای دوقلویی در میخ‌کوبی شار با استفاده از اندازه‌گیری‌های مغناطیسی انجام می‌شود. با اعمال میدان مغناطیسی در راستای محور *c* و اندازه‌گیری مغناطش به‌عنوان تابعی از میدان می‌توان چگالی جریان بحرانی را با استفاده از مدل بحرانی بین^{۱۳} به دست آورد [۴۹]. هم‌چنین با تکرار اندازه‌گیری در زوایای مختلف می‌توان تأثیر زاویه بین مرز دوقلویی و میدان اعمالی در چگالی جریان بحرانی را نیز مورد بررسی قرار داد. جرجی^{۱۴} [۵۰] و همکارانش نتیجه گرفته‌اند که مرزهای دوقلویی در دمای ۳۰ K نقش مهمی در میخ‌کوبی شار در صفحات Cu-O ندارند. مشاهدات نشان داده‌اند که اثر قابل اندازه‌گیری تحت میخ‌کوبی مستقیم ورتکس‌ها توسط مرزهای دوقلویی در نمونه‌های تک کریستال Y۱۲۳ وجود دارد [۵۱]. به‌علاوه در نمونه‌های تک کریستال Y۱۲۳ که مغناطش بزرگ‌تری داشته [۵۲-۵۴] و در محدوده دمایی ۶۰ تا ۸۵ K تحت میدان‌های مغناطیسی کوچک واقع‌اند، زمانی مرزهای دوقلویی در میخ‌کوبی شار تأثیر دارند که ورتکس‌ها موازی این مرزها باشند. هم‌چنین هیروکی^{۱۵} و همکارانش نمونه‌های ابررسانای YBa_۲Cu_۳O_{۶+x} را تولید نموده‌اند [۵۵]. تصاویر TEM نشان دهنده توزیع یکنواخت ذرات ۲۱۱ در نمونه با اندازه متوسط ۱ - ۲ μm است که ۲۵ درصد حجم کل نمونه را تشکیل می‌دهند. مرزهای دوقلویی در راستای

¹³Bean Model ¹⁴Gyorgy ¹⁵Hiroyuki

داده می‌شود که در ناحیه‌ای در حد فاصله بین اتمی در امتداد مرز دوقلویی برهم‌کنش الکترون-الکترون افزایش می‌یابد.

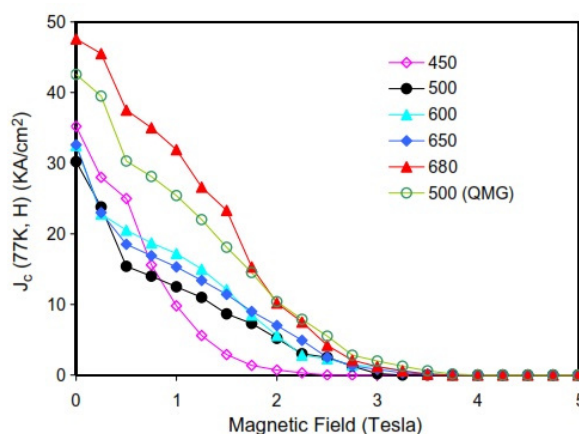


شکل ۱۲: یک مرز دوقلویی از بالا به پایین دو حوزه کریستال را از هم جدا کرده که تعداد زیادی از خطوط شار در امتداد مرز دوقلویی به دام افتاده‌اند: (الف) تصویر گرفته شده در میدان ۳ T که هر دو حوزه کریستال دارای چگالی تقریباً برابر خطوط شاری می‌باشند. چرخش ۹۰ درجه ناهمسانگردی صفحه *ab* در سراسر مرز دوقلویی مشاهده شده است، (ب) از همان منطقه پس از ۱۲ ساعت گرفته شده که میدان از ۳ تا ۱/۵ T کاهش یافته است. در سمت راست یک ناحیه با چگالی بالای ورتکس‌ها و در سمت چپ خطوط غیرپیوسته موازی مرز دوقلویی مشاهده می‌شود. فلش‌ها حرکت ورتکس‌های مشاهده شده را به سمت راست نشان می‌دهند و (ج) سه روز پس از کاهش میدان، هیچ‌گونه خطوط شاری را نمی‌توان در سراسر ناحیه سمت راست تا حداقل ۸۰ نانومتر مشاهده نمود. قدرت میخ‌کوبی برای گرده‌های نفوذی در سراسر مرز دوقلویی حدود $10^8 \text{ A/cm}^2 \times (4 - 3)$ محاسبه گردیده است [۵۶].

فنگ^{۱۹} و همکارانش با استفاده از انرژی گینزبرگ-لاندائو، افزایش موضعی ابرسانایی را در اطراف مرزهای دوقلویی اثبات کرده و نشان دادند که در نزدیکی دمای بحرانی $J_c \propto (T_c - T)^2$ و غیر همسانگرد می‌باشد. این مطلب در توافق با افزایش دمای بحرانی است [۵۷] که با اندازه‌گیری‌های چگالی جریان بحرانی در نمونه‌های پلی کریستال و فیلم در میدان صفر نیز مطابقت دارد [۵۹، ۶۰]. ولیکن با مدلی که مرزهای دوقلویی را به صورت اتصالات جوزفسون در نظر گرفته در تناقض است و پیش‌بینی می‌نماید که چگالی جریان در نزدیکی دمای بحرانی به صورت $J_c \propto (T_c - T)^3$ تغییر می‌کند [۶۱]. از طرفی هارویز^{۲۰} شواهدی برای نوسانات مجموعه‌ای از مرزهای دوقلویی در ابرساناهای اکسیدی به دست آورده که جفت‌شدگی آن‌ها با الکترون‌ها موجب افزایش دمای بحرانی می‌شود. این مدل^{۲۱} دارای طیف‌هایی با فرکانس پایین و ناهمسانگردند که موجب تغییر وابستگی گرمایی گرمای ویژه با دما از T^3 به T^2 در دماهای پایین می‌گردد [۶۲].

۷ نتیجه‌گیری

در این مقاله مروری کلیه جنبه‌های ریزساختار دوقلویی در ترکیب YBCO از جمله چگونگی تشکیل، اثر افزودن ناخالصی در ساختار مرز دوقلویی و



شکل ۱۱: وابستگی چگالی جریان بحرانی به میدان مغناطیسی در نمونه‌های تهیه شده در دماهای متفاوت [۳۱].

لازم به ذکر است که اگرچه تکنیک‌های حساس میدان مغناطیسی نمی‌توانند رفتار میخ‌کوبی مرزهای دوقلویی را در گردابه‌ها یا مرزها تمیز دهند، طیف‌نگاری میکروسکوپ روبشی می‌تواند پارامتر نظم ابرسانایی را در مقیاس نانومتری مستقیماً اندازه‌گیری نماید. با استفاده از طیف‌نگاری میکروسکوپ روبشی دمای پایین، چگالی جریان بحرانی در امتداد مرز دوقلویی برای نمونه‌های تک کریستال نیز اندازه‌گیری شده است. این مطالعات توسط تجزیه و تحلیل تفاوت چگالی ورتکس‌ها در حوزه مرزهای دوقلویی نشان داد که چگالی جریان موضعی برای جریان در امتداد مرز حتی به حد جفت‌شکنی^{۱۶} میل می‌کند [۵۶]. شکل ۱۲ تصاویر طیف‌نگاری مذکور از شبکه ورتکس‌ها روی سطح (۰۰۱) تک کریستال $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ را تحت میدان مغناطیسی موازی محور *c* نشان می‌دهد. این تصاویر شواهد روشنی از قدرت میخ‌کوبی شار برای حرکت ورتکس‌ها عمود بر سراسر مرز دوقلویی می‌باشد و لذا یک جریان بسیار بزرگ (حدوداً $3 \times 10^8 \text{ A/cm}^2$) نزدیک این مرز پدید می‌آید. بنابراین به‌طور کیفی می‌توان نتیجه گرفت دوقلویی، مرز دانه‌ها، نقص‌های چیده شدن و نواحی با کمبود اکسیژن می‌توانند مراکز میخ‌کوبی شار باشند. اگرچه که سهم آن‌ها در تغییرات J_c یکسان نیست و در هر دما، زاویه و میدان مشخص، تعدادی از این عوامل سهم اصلی را ایفا می‌کنند.

۶ تأثیر نواحی دوقلویی در دمای بحرانی

از دیدگاه ابرسانایی حضور ناحیه تغییر شکل یافته، شبه آنتی‌فاز^{۱۷}، مرز دوقلویی با پهنای $10 - 30 \text{ \AA}$ به دلیل تأثیری که بر خواص ابرسانایی دارد، بسیار موردتوجه است. چراکه نزدیک به این صفحه شرایط جفت‌شدگی کوپری ممکن است خاص بوده و به همان نسبت دمای بحرانی استحاله ابرسانایی (T_c) در مرز بیشتر از T_c کریستال‌های اطراف باشد [۵۷]. در بسیاری از مقالات تئوری و تجربی افزایش دمای بحرانی در نمونه‌های تک کریستال با حضور مرزهای دوقلویی گزارش شده است [۵۸]. افزایش دمای بحرانی به احتمال حضور فونون‌های نرم^{۱۸} در امتداد این مرز نسبت

¹⁶De-pairing limit ¹⁷Anti phase-like ¹⁸soft phonons ¹⁹Fang ²⁰Horovitz ²¹Dyadons Model

[11] Hammerl, G., Schmehl, A., Schulz, R. R., Goetz, B., Bielefeldt, H., Schneider, C. W., Hilgenkamp, H., and Mannhart, J. Enhanced supercurrent density in polycrystalline $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-d}$ at 77 K from calcium doping of grain boundaries. *Nature*, 407(6801):162–164, 2000.

[12] Muller, D. Twin-boundary characteristics of melt-textured $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$. *Philosophical Magazine Letters*, 73(2):63–70, 1996.

[13] Zhu, Yimei and Suenaga, Masaki. Twinning dislocations in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ superconductor. *Philosophical Magazine A*, 66(3):457–471, 1992.

[14] Barry, J. C. Oxygen ordering and twinning in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$. *Journal of Electron Microscopy Technique*, 8(3):325–337, 1988.

[15] Ossipyan, Yu.A., Timofeev, V.B., and Schegolev, I.F. Physical properties of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ single crystals. *Physica C: Superconductivity*, 153-155:1133 – 1137, 1988. Proceedings of the International Conference on High Temperature Superconductors and Materials and Mechanisms of Superconductivity Part II.

[16] Khoshnevisan, B. *Diffraction studies of phase structure transition in the high temperature superconductor YBCO*. Ph.D. thesis, University of Salford, 2002.

[17] Zhu, Yimei, Suenaga, Masaki, and Xu, Youwen. Tem studies on twin boundary in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ and $\text{YBa}_2(\text{Cu}_{0.98}\text{M}_{0.02})_3\text{O}_7$ (M=Zn, Al). *Journal of Materials Research*, 5(7):1380–1387, 1990.

[18] Antal, V, Zmorayová, K, Kováč, J, Kavečanský, V, Diko, P, Eisterer, M, and Weber, H W. The influence of annealing in flowing argon on the microstructural and superconducting properties of al doped YBCO bulks. *Superconductor Science and Technology*, 23(6):065014, may 2010.

[19] Siegrist, T., Schneemeyer, L. F., Waszczak, J. V., Singh, N. P., Opila, R. L., Batlogg, B., Rupp, L. W., and Murphy, D. W. Aluminum substitution in $\text{Ba}_2\text{YCu}_3\text{O}_7$. *Phys. Rev. B*, 36(16):8365–8368, Dec 1987.

[20] Sahoo, Bibekananda, Routray, Krutika L., Samal, D., and Behera, Dhruvananda. Effect of artificial pinning centers on YBCO high temperature superconductor through substitution of graphene nano-platelets. *Materials Chemistry and Physics*, 223:784 – 788, 2019.

[21] Boyko, V S and Chan, Siu-Wai. Twin microstructure design in the high-temperature superconductor $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ with nanoparticles addition for enhanced J_c . *Superconductor Science and Technology*, 30(11):115013, oct 2017.

[22] Roy, T. and Mitchell, T. E. Twin boundary energies in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ and La_2CuO_4 . *Philosophical Magazine A*, 63(2):225–232, 1991.

[23] Shaw, T. M., Shinde, S. L., Dimos, D., Cook, R. F., Duncombe, P. R., and Kroll, C. The effect of grain size on microstructure and stress relaxation in polycrystalline $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$. *Journal of Materials Research*, 4(2):248–256, 1989.

[24] Khachaturian, A. G. *Theory of structural transformations in solids*. Wiley, New York, 1983.

تأثیر آن بر خواص ابررسانایی مورد بحث قرار گرفته است. با توجه به تأثیر مهم مرزهای دوقلویی در خواص ابررسانایی خصوصاً دمای بحرانی و چگالی جریان بحرانی و تعدد گزارش‌ها، نتایج تئوری و آزمایشگاهی در این پژوهش جمع‌آوری و مورد بحث و مقایسه قرار گرفته‌اند. در این راستا انرژی مرز دوقلویی یک پارامتر مهم در ارتباط با مورفولوژی دوقلویی و مهندسی مرز دانه‌های دوقلویی بشمار می‌رود. بر این اساس که کاهش انرژی مرزی با کاهش اندازه دوقلویی‌ها در ابررسانای YBCO همراه می‌باشد و دارای اهمیت تکنولوژیکی بالا برای تولید سیم و نوار می‌باشد. بنابراین با توجه به اهمیت موضوع روش‌های محاسبه‌ی انرژی مرز دوقلویی بیان و گزارشات موجود و عوامل مؤثر بر آن نیز مورد تحلیل قرار گرفته‌اند.

مراجع

[1] Rao, C. N. R and Raychaudhuri, A. K. *High Temperature Superconductors*, pp. 12–4. CRC Press, 1996.

[2] Khoshnevisan, B, Ross, D K, Broom, D P, and Babaeipour, M. Observations of twinning in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{6-x}$, $0 < x < 1$, at high temperatures. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 14(41):9763–9778, oct 2002.

[3] Khare, Neeraj. *Handbook of High-Temperature Superconductor*. CRC Press, 2003.

[4] Jongprateep, O. and Siu-Wai Chan. Twin spacing and its correlation with critical current density in melt-textured YBCO with yttria nanoparticle addition. *IEEE Transactions on Applied Superconductivity*, 13(2):3502–3505, June 2003.

[5] Mercer, M. *A study of Oxygen in YBCO $H-T_c$ superconducting material*. Ph.D. thesis, University of Salford, 1996.

[6] Setoyama, Yui, ichi Shimoyama, Jun, Motoki, Takanori, Kishio, Kohji, Awaji, Satoshi, Kon, Koichi, Ichikawa, Naoki, Inamori, Satoshi, and Naito, Kyogo. Effects of densification of precursor pellets on microstructures and critical current properties of ybco melt-textured bulks. *Physica C: Superconductivity and its Applications*, 531:79 – 84, 2016.

[7] Ravi, S. and Seshu Bai, V. ac-susceptibility study of the 110-K superconducting phase of Bi-Sr-Ca-Cu-O. *Phys. Rev. B*, 49:13082–13088, May 1994.

[8] Chen, Yuanqing, Bian, Weibai, Huang, Wenhuan, Tang, Xinni, Zhao, Gaoyang, Li, Lingwei, Li, Na, Huo, Wen, Jia, Jiqiang, and You, Caiyin. High critical current density of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ superconducting films prepared through a duv-assisted solution deposition process. *Scientific Reports*, 6(1):38257, 2016.

[9] Yang, T., Wang, Z. H., Zhang, H., Fang, J., Nie, Y., Qiu, L., and Ding, S. Y. Effective activation energy and phase diagram in the er-doping MTG- $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-d}$ crystal. 384(1-2):130–136, Jan 2003.

[10] Radzyner, Y., Shaulov, A., and Yeshurun, Y. Unified order-disorder vortex phase transition in high- T_c superconductors. *Phys. Rev. B*, 65:100513, Feb 2002.

- [39] Dimos, D., Chaudhari, P., and Mannhart, J. Superconducting transport properties of grain boundaries in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ bicrystals. *Phys. Rev. B*, 41:4038-4049, Mar 1990.
- [40] High-temperature superconductivity (appendix to chapter 16). in Burns, Gerald, ed., *Solid State Physics*, pp. 757 – 791. Academic Press, 1985.
- [41] Murakami, M. Processing of bulk YBaCuO . *Superconductor Science and Technology*, 5(4):185-203, April 1992.
- [42] Daeumling, M., Seuntjens, J. M., and Larbalestier, D. C. Oxygen-defect flux pinning, anomalous magnetization and intra-grain granularity in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-d}$. *Nature*, 346(6282):332-335, 1990.
- [43] Kwok, W. K., Welp, U., Crabtree, G. W., Vandervoort, K. G., Hulscher, R., and Liu, J. Z. Direct observation of dissipative flux motion and pinning by twin boundaries in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ single crystals. *Phys. Rev. Lett.*, 64:966-969, Feb 1990.
- [44] Gyorgy, E. M., van Dover, R. B., Schneemeyer, L. F., White, A. E., O'Bryan, H. M., Felder, R. J., Waszczak, J. V., Rhodes, W. W., and Hellman, F. Sharp angular sensitivity of pinning due to twin boundaries in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$. *Applied Physics Letters*, 56(24):2465-2467, 1990.
- [45] Durán, C. A., Gammel, P. L., Bishop, D. J., Rice, J. P., and Ginsberg, D. M. Comment on "role of twin boundaries in the magnetic flux penetration in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ ". *Phys. Rev. Lett.*, 74:3712-3712, May 1995.
- [46] Welp, U., Gardiner, T., Gunter, D. O., Veal, B. W., Crabtree, G. W., Vlasko-Vlasov, V. K., and Nikitenko, V. I. Welp et al. reply:. *Phys. Rev. Lett.*, 74:3713-3713, May 1995.
- [47] Asaoka, Hidehito, Kazumata, Yukio, Takei, Humihiko, and Noda, Kenji. Effect of twin boundaries on flux pinning in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x$ single crystals. *Physica C: Superconductivity*, 268(1):14 – 20, 1996.
- [48] Salama, K., Lee, D. F., and Chaud, X. Flux pinning in bulk oriented-grained $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_x/\text{Ag}$ composites: Effects of Ag and Y_2BaCuO_5 inclusions. in Hayakawa, Hisao and Koshizuka, Naoki, eds., *Advances in Superconductivity IV*, pp. 23-27, Tokyo, 1992. Springer Japan.
- [49] Prigozhin, Leonid. The bean model in superconductivity: Variational formulation and numerical solution. *Journal of Computational Physics*, 129(1):190 – 200, 1996.
- [50] Gyorgy, E. M., van Dover, R. B., Jackson, K. A., Schneemeyer, L. F., and Waszczak, J. V. Anisotropic critical currents in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ analyzed using an extended bean model. *Applied Physics Letters*, 55(3):283-285, 1989.
- [51] Palau, A., Rouco, V., Luccas, R.F., Obradors, X., and Puig, T. Nanowall pinning for enhanced pinning force in YBCO films with nanofabricated structures. *Physica C: Superconductivity and its Applications*, 506:178 – 183, 2014.
- [52] Swartzendruber, L. J., Kaiser, D. L., Gayle, F. W., Bennett, L. H., and Roytburd, A. Low-field flux pinning in twinned and detwinned single crystals of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$. *Applied Physics Letters*, 58(14):1566-1568, Apr 1991.
- [25] Goncharov, V. A. and Suvorov, E. V. *Electron-Microscopy Investigation of the Structure of Defects*, pp. 5-21. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 1993.
- [26] Chumbley, L.S., Kramer, M.J., Kim, M.R., and Laabs, F.C. Estimation of twin wall energy by measurement of twin spacing. *Materials Science and Engineering: A*, 124(2):L19 – L21, 1990.
- [27] Boiko, Y., Jaeger, H., Aslan, M., Schulze, K., and Petzow, G. Elastic twins in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ crystals. *Materials Letters*, 11(5):207 – 211, 1991.
- [28] Lagraff, John R. and Payne, David A. Oxygen stoichiometry and mobility effects on domain wall motion in ferroelastic $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$. *Ferroelectrics*, 130(1):87-105, 1992.
- [29] Chopra, M., Chan, S. W., Boyko, V. S., Meng, R. L., and Chu, C. W. in Batlogg, B., Chu, C. W., Chu, W. K., Gubser, D. U., and Muller, K. A., eds., *The Proceeding of the 10th Anniversary High Temperature Superconductors Workshop, Houston, Texas, March 1996*, p. 175, Singapore, 1996. World Scientific.
- [30] Boyko, V. S., Chan, Siu-Wai, and Chopra, M. Shape of a twin as related to the inelastic forces acting on twinning dislocations in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$. *Phys. Rev. B*, 63:224521, May 2001.
- [31] Mei, Linfeng, Boyko, V.S., and Chan, Siu-Wai. Twin engineering for high critical current densities in bulk $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$. *Physica C: Superconductivity*, 439(2):78 – 84, 2006.
- [32] Diko, P. and Šuster, D. Influence of 211 particles on twin spacing in top-seeded melt-growth YBCO bulk superconductors. *Journal of Applied Physics*, 105(6):063503, 2009.
- [33] Mohammadi, Mahnaz, Khoshnevisan, Bahram, and Hashemifar, S. Javad. Twin boundary energy and characterization of charge redistribution near the twin boundaries of cupperate superconductors. *Physica C: Superconductivity and its Applications*, 507:41 – 46, 2014.
- [34] Khoshnevisan, Bahram and Mohammadi, Mahnaz. Effects of k and ca doping on twin boundary energy of cupperate superconductors. *Physica C: Superconductivity and its Applications*, 523:5 – 9, 2016.
- [35] Rouco, V, Palau, A, Guzman, R, Gazquez, J, Coll, M, Obradors, X, and Puig, T. Role of twin boundaries on vortex pinning of CSD YBCO nanocomposites. *Superconductor Science and Technology*, 27(12):125009, nov 2014.
- [36] Gazquez, J, Coll, M, Roma, N, Sandiumenge, F, Puig, T, and Obradors, X. Structural defects in trifluoroacetate derived $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ thin films. *Superconductor Science and Technology*, 25(6):065009, April 2012.
- [37] Miura, M, Maiorov, B, Willis, J O, Kato, T, Sato, M, Izumi, T, Shiohara, Y, and Civale, L. The effects of density and size of $\text{BaMO}_3(\text{M}=\text{Zr}, \text{Nb}, \text{Sn})$ nanoparticles on the vortex glassy and liquid phase in $(\text{Y}, \text{Gd})\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_y$ coated conductors. *Superconductor Science and Technology*, 26(3):035008, Jan 2013.
- [38] Campbell, A. M., Evetts, J. E., and Dew-Hughes, D. Pinning of flux vortices in type II superconductors. *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 18(152):313-343, 1968.

- [53] Kaiser, D. L., Gayle, F. W., Swartzendruber, L. J., Bennett, L. H., and McMichael, R. D. Effect of twin boundaries on flux pinning in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ at low and intermediate magnetic fields. *Journal of Applied Physics*, 70(10):5739–5741, 1991.
- [54] Welp, U., Kwok, W. K., Crabtree, G. W., Vandervoort, K. G., and Liu, J. Z. Magnetization hysteresis and flux pinning in twinned and untwinned $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ single crystals. *Applied Physics Letters*, 57(1):84–86, 1990.
- [55] Fujimoto, Hiroyuki, Taguchi, Takahiro, Murakami, Masato, and Koshizuka, Naoki. The effect of twin boundaries on the flux pinning in MPMG processed YBCO. *Physica C: Superconductivity*, 211(3):393 – 403, 1993.
- [56] Maggio-Aprile, Ivan, Renner, Christophe, Erb, Andreas, Walker, Eric, and Fischer, Øystein. Critical currents approaching the depairing limit at a twin boundary in $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-d}$. *Nature*, 390(6659):487–490, 1997.
- [57] Fang, M. M., Kogan, V. G., Finnemore, D. K., Clem, J. R., Chumbley, L. S., and Farrell, D. E. Possible twin-boundary effect upon the properties of high- T_c superconductors. *Phys. Rev. B*, 37:2334–2337, Feb 1988.
- [58] Maggio-Aprile, I., Renner, Ch., Erb, A., Walker, E., and Fischer, O. Direct vortex lattice imaging and tunneling spectroscopy of flux lines on $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$. *Phys. Rev. Lett.*, 75:2754–2757, Oct 1995.
- [59] Watanabe, Hirohito, Kasai, Yuji, Mochiku, Takashi, Sugishita, Akimitsu, Iguchi, Ienari, and Yamaka, Eiso. Electrical resistivity, critical current and crystal orientation of the sintered Y-Ba-Cu-O compounds. *Japanese Journal of Applied Physics*, 26(Part 2, No. 5):L657–L659, may 1987.
- [60] Ogale, S. B., Dijkkamp, D., Venkatesan, T., Wu, X. D., and Inam, A. Current transport in high- T_c polycrystalline films of Y-Ba-Cu-O. *Phys. Rev. B*, 36:7210–7213, Nov 1987.
- [61] Deutscher, G. and Müller, K. A. Origin of superconductive glassy state and extrinsic critical currents in high- T_c oxides. *Phys. Rev. Lett.*, 59:1745–1747, Oct 1987.
- [62] Horowitz, B., Barsch, G. R., and Krumhansl, J. A. Twin-boundary dynamics and properties of high- T_c superconductors. *Phys. Rev. B*, 36:8895–8898, Dec 1987.