

# تأثیر عملیات گرمایی روی ریزساختار و خواص مغناطیسی آهنرباهای تفجوشی شده از نوع $Nd_{17}Fe_{76.5}B_5Cu_{1.5}$

عباس کیان‌وش\*

گروه مهندسی مواد (سرامیک)، دانشکده فنی، دانشگاه تبریز

(دریافت مقاله: ۱۳۷۴/۱۲/۵ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۷۵/۶/۱۷)

چکیده - در این پژوهش تأثیر عملیات گرمایی همگن سازی دما بالا و بازپخت دما پایین روی ریز ساختار و خواص مغناطیسی آهنرباهای تولید شده از یک آلیاژ از نوع  $Nd_{17}Fe_{76.5}B_5Cu_{1.5}$  بررسی شده است. ریز ساختار این آلیاژ در شرایط ریختگی شامل یک زمینه از نوع  $Nd_2Fe_{14}B_1$  (فاز ۱:۱۴:۲)، یک فاز غنی از Nd محتوی Cu و آهن آزاد بود. آهنربای تفجوشی<sup>۱</sup> شده دارای ریز ساختاری شامل یک یونکتیک غنی از Nd محتوی Cu و یک فاز از نوع  $Nd_6Fe_{13}Cu_1$  (فاز ۱:۱۳:۶) بود که هر دو در بین دانه های فاز ۱:۱۴:۲ توزیع شده بودند. در آهنربای همگن شده در  $1100^\circ C$ ، کاهش عمده ای در مقدار فاز بین دانه ای ۱:۱۳:۶ مشاهده شد. آهنربای همگن شده در  $1100^\circ C$  و بازپخت شده در  $600^\circ C$  دارای ریز ساختاری مشابه ریز ساختار آهنربای تفجوشی شده بود با این تفاوت که در این نمونه فاز ۱:۱۳:۶ به مقدار بیشتر و به طور یکنواخت تری توزیع شده بود. به علاوه در ریز ساختار نمونه مزبور مرز دانه های اضافی با ظاهر زیرساختاری<sup>۲</sup> نیز مشاهده شد که نتیجه آن یکنواخت تر شدن و کوچکتر شدن اندازه دانه ها در مقایسه با دانه های نمونه تفجوشی شده بود. افزایش قابل ملاحظه خواص مغناطیسی در آهنرباهای همگن شده و بازپخت شده آلیاژ فوق در مقایسه با خواص مغناطیسی این آهنرباها در شرایط تفجوشی شده، عمدتاً به انحلال نسبی فاز ۱:۱۳:۶ در فاز زمینه در اثنای عملیات گرمایی همگن سازی و تشکیل مجدد آن به صورت یکنواخت تر و با مرز دانه های اضافی با ظاهر زیر ساختاری در اثنای عملیات گرمایی بازپخت بعدی در  $600^\circ C$  ارتباط داده شده است.

## The Effect of Heat Treatment on Microstructure and Magnetic Properties

### of $Nd_{17}Fe_{76.5}B_5Cu_{1.5}$ Type Sintered Magnets

A. Kianvash

Department of Ceramic Engineering, University of Tabriz

**ABSTRACT-** *The effects of high temperature homogenization and low temperature annealing treatments on the microstructure and magnetic properties of sintered magnets of an  $Nd_{17}Fe_{76.5}B_5Cu_{1.5}$  type alloy have been investigated. The microstructure of the as-cast alloy, consisted of three phases including a  $Nd_2Fe_{14}B_1$  (2:14:1-*

\* دانشیار

*type) matrix phase a Cu-containing Nd-rich Phase and Free  $\alpha$ -iron. The as-sintered magnet showed a eutectic and an  $Nd_6Fe_{13}Cu_1$  (6:13:1- type) phase distributed between the 2:14:1 -type grains. In the homogenized magnet at  $1100^\circ C$ , a substantial reduction in the amount of the 6:13:1 -type intergranular phase was observed. The homogenized ( $1100^\circ C$ ) and annealed ( $600^\circ C$ ) magnet exhibited a microstructure similar to that of the as-sintered magnet, but with a more amount and uniform distribution of the 6:13:1 -type phase; furthermore, some additional grain boundaries were present in this magnet with an appearance of a substructure which had the effect of reducing the effective grain size. The remarkable improvements in the magnetic properties of the homogenized + annealed magnets have been attributed to these microstructural changes during the heat treatment sequences.*

## ۱- مقدمه

در تولید آهنرباهای دائم از آلیاژهای فلزات نادر خاکی - آهن - بر (RE-Fe-B)، اضافه کردن Cu به عنوان یک عنصر مناسب به آلیاژ Pr-Fe-B در تولید آهنرباهای ریختگی یا تفجوشی شده از این آلیاژ، توسط عده‌ای از محققان مطالعه شده است [۱-۴]. در بین آلیاژهای Pr-Fe-B-Cu، ترکیب شیمیایی بهینه‌ای به صورت  $Pr_{17}Fe_{76/5}B_5Cu_{1/5}$  برای تولید آهنرباهایی با بالاترین نیروی مغناطیسی زدایی (Hci)<sup>۳</sup> و انرژی بیشینه حاصله (BH)<sub>max</sub><sup>۴</sup> از آن مشخص شده است [۱-۳]. در سیستم آلیاژی Nd-Fe-B-Cu، محدوده‌ای از ترکیبهای شیمیایی مختلف مطالعه شده است [۱-۳] و [۵ و ۶]. خواص مغناطیسی ضعیف‌گزارش شده برای برخی از این ترکیبهای شیمیایی از قبیل  $Nd_{15}Fe_{77/5}B_6Cu_{1/5}$  به وجود آهن آزاد در ریز ساختار آهنرباهای تفجوشی شده این آلیاژها ارتباط داده شده است [۵ و ۶]. خواص مغناطیسی دائم‌بالایی در آهنرباهای تفجوشی شده آلیاژ  $Nd_{17}Fe_{76/5}B_5Cu_{1/5}$  کسب شده است [۷-۱۱]. در مطالعات مزبور، شمشهای ریختگی آلیاژ فوق تحت فرایند متلاشی کردن با گاز هیدروژن یا فرایند (HD)<sup>۵</sup> به صورت پودر در آورده شده و سپس از پودر حاصل آهنرباهای تفجوشی شده تولید شدند. به دنبال آن آهنرباهای تفجوشی شده تحت عملیات گرمایی همگن سازی در دماهای بالا و بازپخت کردن در دماهای پایین قرار گرفتند. خواص مغناطیسی مطلوب در این آهنرباها، برخلاف آهنرباهای تهیه شده از آلیاژهای بدون مس RE-Fe-B به صورت جزئی تحت تأثیر آهنگ سرد کردن از دماهای بالا قرار داشتند [۱۰].

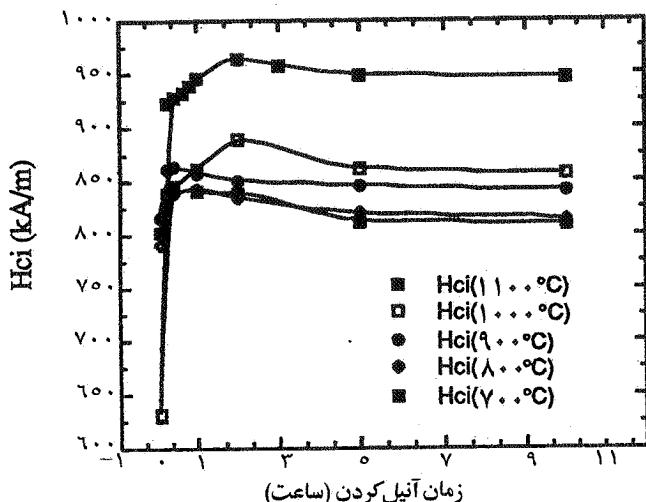
در تحقیق حاضر تأثیر عملیات گرمایی روی خواص مغناطیسی و ریز ساختار آلیاژ  $Nd_{17}Fe_{76/5}B_5Cu_{1/5}$  مورد بررسی قرار گرفته است. هدف از این کار ایجاد رابطه‌ای بین عملیات گرمایی، ریز

ساختار و خواص مغناطیسی در این آلیاژ است.

## ۲- آزمایشها

ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این کار به صورت  $Nd_{17}Fe_{76/5}B_5Cu_{1/5}$  بود که توسط شرکت تولیدات نادر خاکی<sup>۶</sup> انگلستان تهیه شده بود. تکه‌هایی از شمشهای ریختگی این آلیاژ تحت فرایند متلاشی کردن با گاز هیدروژن (فرایند HD) در دمای محیط و با گاز هیدروژن تحت فشار ۲ بار متلاشی شدند. سپس مواد متلاشی شده در داخل یک آسیاب گلوله‌ای و در حضور محلول سیکلو هگزان، آسیاب و سرنده شدند و به دنبال آن مواد پودری حاصل شده در داخل یک لوله انعطاف پذیر لاستیکی قرار داده شدند. سپس مواد محتوی لوله، توسط یک مغناطیس‌گر پالسی از نوع LDJ با یک میدان مغناطیسی حدود  $4000 \text{ kA/m}$  همراستا شدند. سپس پودر همراستا شده در داخل لوله مذکور، به طور ایزواستاتیکی و با فشاری در حدود  $125 \text{ MPa}$  متراکم شدند. قطعات فشرده<sup>۷</sup> خام<sup>۷</sup> تولید شده در دمای  $1060^\circ C$  و به مدت زمان ۱ ساعت در حضور گاز آرگون خالص شده مورد تفجوشی قرار گرفته و به دنبال آن تا دمای محیط در کوره سرد شدند.

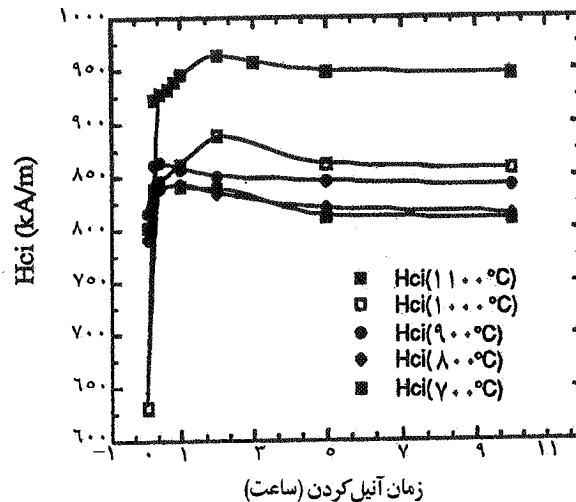
آهنرباهای تفجوشی شده در حضور گاز مذکور در دماهای  $700^\circ C$ ،  $800^\circ C$ ،  $900^\circ C$ ،  $1000^\circ C$  و  $1100^\circ C$  به مدت زمان ۱ ساعت تحت عملیات گرمایی همگن سازی قرار گرفته و به دنبال آن در داخل گاز آرگون مایع سریعاً سرد شدند<sup>۸</sup>. سپس آهنرباهای سریعاً سرد شده، در دمای  $600^\circ C$  و به مدت زمانهای مختلف تا ۱۰ ساعت تحت عملیات گرمایی بازپخت قرار گرفتند. همچنین، آهنرباهای سریعاً سرد شده از دمای  $1100^\circ C$  تحت عملیات گرمایی بازپخت همدمای در دماهای  $500^\circ C$ ،  $600^\circ C$ ،  $700^\circ C$ ،  $800^\circ C$  و  $900^\circ C$  و به مدت زمانهای



شکل ۲- منحنی تغییرات Hci آهنرباهای همگن شده نسبت به مدت زمان بازپخت کردن در ۶۰۰°C

برابر ۸٪ در Hci حاصل شده است. افزایش در Hci می تواند ناشی از بازپخت ناقص آهنرباها در اثنای سرد شدن آهسته آنها از دمای تفجوشی باشد. کاهش Hci در دماهای همگن سازی ۱۰۰۰°C و ۱۱۰۰°C را می توان به افزایش نسبی اندازه دانه ها در ریز ساختار آهنرباها در این دماها مربوط ساخت.

تغییرات در Hci آهنرباهای همگن شده و سریعاً سرد شده نسبت به مدت زمان عملیات گرمایی بازپخت در ۶۰۰°C در شکل (۲) نمایش داده شده است. همچنانکه مشهود است افزایش قابل ملاحظه ای در اثنای بازپخت کردن در دمای ۶۰۰°C در آهنرباهای همگن شده در ۱۱۰۰°C به وجود آمده است در حالی که افزایش کمتری در مقادیر Hci آهنرباهای همگن شده در ۷۰۰°C الی ۱۰۰۰°C در اثنای بازپخت در ۶۰۰°C حاصل شده است. بنابراین دمای ۱۱۰۰°C به عنوان دمای بهینه عملیات گرمایی همگن سازی از لحاظ کسب بالاترین Hci در عملیات گرمایی بازپخت بعدی در ۶۰۰°C تعیین شد. شکل (۳) تغییرات در Hci آهنرباهای همگن شده در ۱۱۰۰°C را نسبت به مدت زمان بازپخت کردن در دماهای ۷۰۰، ۶۰۰، ۵۰۰، ۴۰۰، ۳۰۰، ۲۰۰، ۱۰۰ و ۰°C را نشان می دهد. افزایش قابل ملاحظه ای در Hci آهنرباهای بازپخت شده در ۶۰۰°C مشاهده شد در حالی که افزایش کمتری در سایر دماهای بازپخت به وقوع پیوست. بنابراین ۶۰۰°C به عنوان دمای بهینه بازپخت برای حصول بالاترین Hci در آهنرباهای همگن شده در ۱۱۰۰°C مشخص شد.



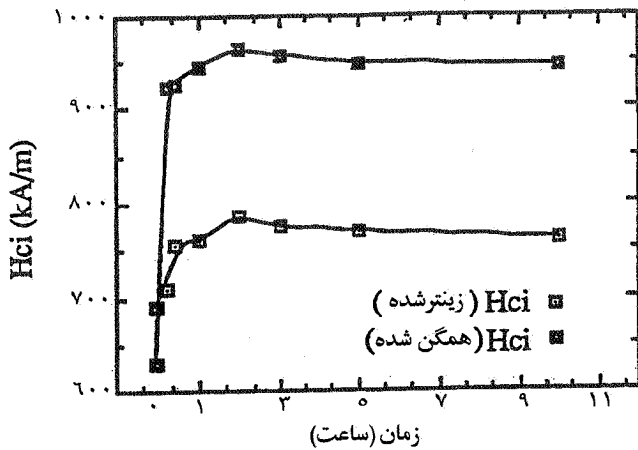
شکل ۱- منحنی تغییرات Hci آهنرباهای تفجوشی شده نسبت به دمای همگن سازی. خط چین متعلق به مقدار صفر، مقدار Hci آهنربای تفجوشی شده را نشان می دهد

مختلف تا ۱۰ ساعت نیز قرار گرفتند. همین طور برای مطالعه تأثیر عملیات گرمایی بازپخت تنها در خواص مغناطیسی آهنرباها، این عمل گرمایی در دمای ۶۰۰°C روی آهنرباهای تفجوشی شده (بدون اعمال عملیات گرمایی همگن سازی) نیز انجام گرفت. ربع دوم منحنیهای مغناطش زدایی آهنرباها، با استفاده از یک پرمیامتر<sup>۱۰</sup> با یک میدان مغناطش زدایی حدود ۱۵۰۰ kA/m تعیین شد و قبل از هر اندازه گیری مغناطیسی، آهنرباها با مغناطیس گر پالسی مغناطش شدند. ریز ساختار نمونه ها با استفاده از یک میکروسکوپ نوری و تحلیل ریز ساختار توسط یک تحلیل گر میکرونی با گمانه الکترونی (EPMA)<sup>۱۱</sup> در یک میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM)<sup>۱۲</sup> انجام گرفت.

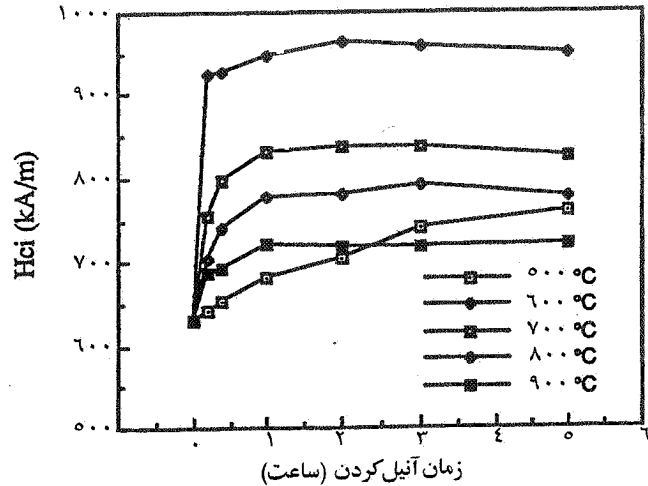
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- اندازه گیری خواص مغناطیسی

در شکل (۱) منحنی تغییرات نیروی مغناطیس زدایی (Hci) آهنرباهای تفجوشی شده نسبت به دمای عملیات گرمایی همگن سازی نشان داده شده است. هم چنان که ملاحظه می شود در دماهای همگن سازی بین ۷۰۰°C الی ۹۰۰°C به طور متوسط افزایشی معادل ۱۵٪ در Hci آهنرباهای تفجوشی شده به وجود آمده است در صورتی که در ۱۰۰۰°C و ۱۱۰۰°C به طور متوسط کاهشی



شکل ۴- مقایسه منحنیهای تغییرات HCl نسبت به مدت زمان بازپخت کردن در  $600^{\circ}\text{C}$  در یک آهنربای تفجوشی شده و یک آهنربای تفجوشی شده و همگن شده در  $1100^{\circ}\text{C}$



شکل ۳- منحنیهای تغییرات HCl آهنرباهای همگن شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  نسبت به مدت زمان بازپخت کردن

یک فاز از نوع  $\text{Nd}_2\text{Fe}_{13}\text{Cu}_1$  یا فاز ۱:۱۳:۶ (b) مشخص شد که به همراه اجزای اکسید غنی از Nd محتوی Cu (c) در بین دانه های از نوع ۱:۱۴:۲ (d) توزیع شده بودند. ساختار یوتکتیکی فوق الذکر به صورت لایه های متناوب متشکل از فاز  $\text{Nd}_1\text{Cu}_1$  و یک فاز غنی از Nd مشخص شد [۱۱]. نحوه توزیع فاز ۱:۱۳:۶ در ریز ساختار این آهنربا به طور نسبی نایکناخت تشخیص داده شد.

در شکل (۷) ریز ساختار یک آهنربای همگن شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  و سریع سرد شده در آرگون مایع نشان داده شده است. در این ساختار کاهش قابل ملاحظه ای در مقدار فازهای بین دانه ای و بالاخص مقدار فاز از نوع ۱:۱۳:۶ و احتمالاً رشد قابل توجهی در اندازه دانه ها به وقوع پیوست به طوری که مرز دانه ای در ساختار این نمونه ملاحظه نشد. فازهای موجود در این نمونه به صورت یک فاز بین دانه ای از نوع غنی از Nd و Cu (a) مشخص شد که به همراه اجزای اکسید غنی از Nd محتوی Cu (b) در بین دانه های فاز زمینه از نوع ۱:۱۴:۲ (c) توزیع شده بودند.

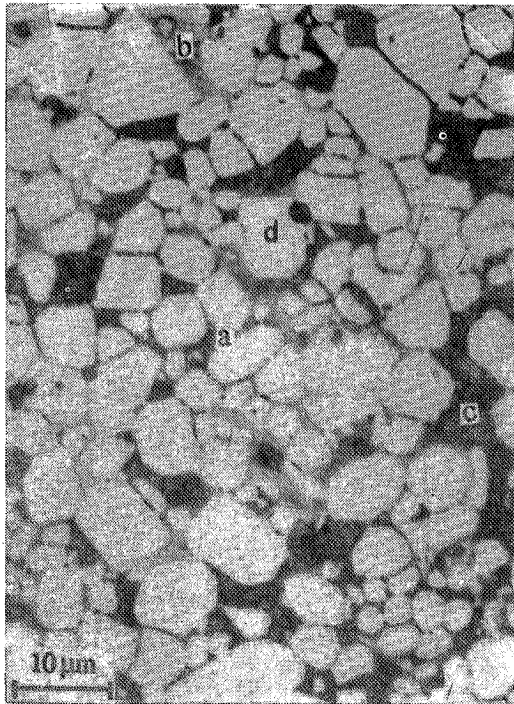
آهنربای همگن شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  و بازپخت شده در  $600^{\circ}\text{C}$  (شکل ۸) دارای ریز ساختاری شبیه ریز ساختار آهنربای تفجوشی شده بود. بنابراین ریز ساختار این آهنربا شامل یک یوتکتیک غنی از Nd محتوی Cu (a) و فاز از نوع ۱:۱۳:۶ (b) بود که به همراه اجزای اکسید غنی از Nd محتوی Cu (c) در بین دانه های فاز از نوع ۱:۱۴:۲ (d) توزیع شده بودند، با این تفاوت که فاز ۱:۱۳:۶ در این

در شکل (۴) تغییرات HCl نسبت به مدت زمان بازپخت در  $600^{\circ}\text{C}$  در یک آهنربای تفجوشی شده و یک آهنربای تفجوشی شده و همگن شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  مورد مقایسه قرار گرفته اند. از نتایج حاصل چنین استنباط می شود که همگن سازی در  $1100^{\circ}\text{C}$  یک عمل گرمایی پیش بازپخت بسیار اساسی برای افزایش HCl در آهنرباهای تهیه شده از این آلیاژ است.

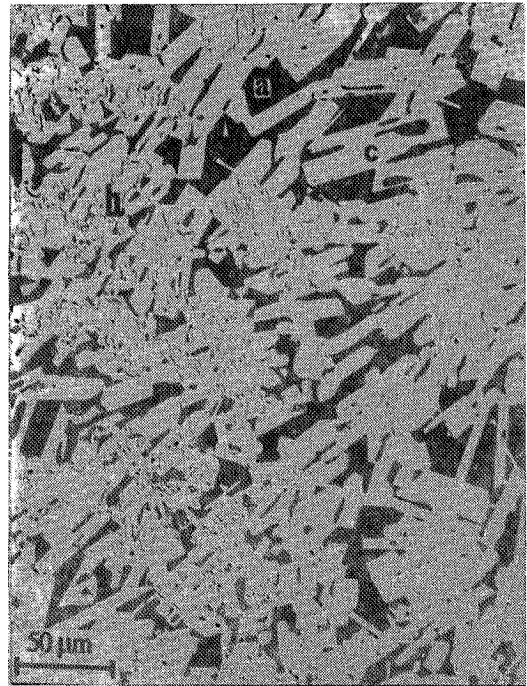
### ۳-۲- مشخص کردن ریز ساختارها

ریز ساختار آلیاژ مورد مطالعه در شرایط ریختگی در شکل (۵) نشان داده شده است. استفاده از تکنیک EPMA در یک TEM از نوع JEOL 4000 FX با به کار گرفتن تسهیلات  $^{13}\text{EDX}$  و  $^{14}\text{WDX}$  نشان داد که این نمونه از یک فاز بین دانه ای غنی از Nd (a) تشکیل شده است که به همراه فاز آهن  $\alpha$  (b) در مرز و بین دانه های یک زمینه از نوع  $\text{Nd}_7\text{Fe}_{14}\text{B}_1$  یا فاز ۱:۱۴:۲ (c) توزیع شده اند. اثری از فاز  $\text{Nd}_1\text{Fe}_7\text{B}_4$  (فاز ۱:۴:۴) در این نمونه ملاحظه نشد. عنصر Cu در فاز موجود در مرز دانه ها متمرکز بوده و اثری از این عنصر در فاز زمینه مشاهده نشد. تأثیر عمده این عنصر در آلیاژ مزبور این است که باعث ظریف شدن مشهود ریز ساختار آلیاژ ریختگی می شود [۸].

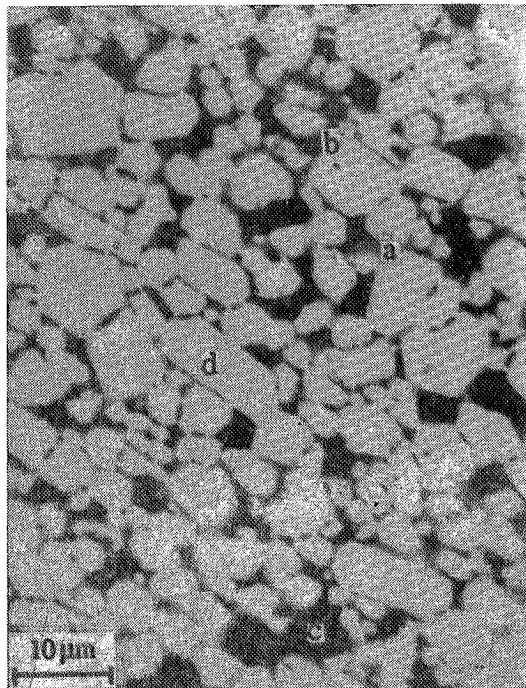
ساختار میکروسکوپی یک آهنربای تفجوشی شده در شکل (۶) نشان داده شده است. با به کار گرفتن تکنیک EPMA، ریز ساختار این آهنربا به صورت یک یوتکتیک غنی از Nd محتوی Cu (a) و



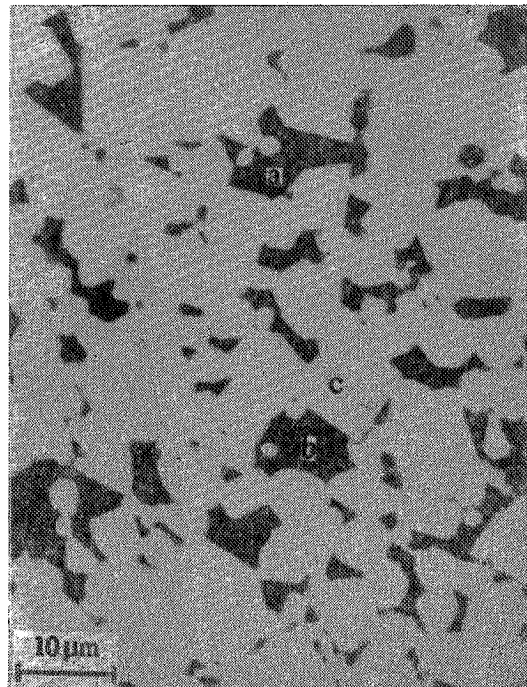
شکل ۶- ریز ساختار آهن ربا در شرایط تفجوشی شده (a) یوتکتیک غنی از Nd (محتوی Cu)، (b) فاز از نوع ۶:۱۳:۱، (c) اجزای اکسید و (d) فاز از نوع ۲:۱۴:۱



شکل ۵- ریز ساختار آلیاژ مورد مطالعه در شرایط ریختگی. (a) فاز بین دانه ای غنی در Nd، (b) فاز آهن آزاد و (c) فاز از نوع ۲:۱۴:۱



شکل ۸- ریز ساختار آهنربای همگن شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  و بازپخت شده در  $600^{\circ}\text{C}$ ، (a) یوتکتیک غنی از Nd محتوی Cu، (b) فاز از نوع ۶:۱۳:۱، (c) اجزای اکسید و (d) فاز از نوع ۲:۱۴:۱



شکل ۷- ریز ساختار آهنربای همگن شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  فاز بین دانه ای از نوع غنی در Nd و Cu، (b) اجزای اکسید و (c) فاز از نوع ۲:۱۴:۱

آهنربا در مقایسه با آهنربای تفجوشی شده، به طور یکنواخت تر و به مقدار بیشتر توزیع شده و به علاوه در آهنربای مزبور مرز دانه های اضافی با ظاهر زیر ساختاری نیز نمایان شدند که این پدیده دارای تأثیر ریز کردن اندازه مؤثر دانه ها بود.

فاز بورید از نوع (۱:۴:۴) در ریز ساختار هیچ کدام از این نمونه ها مشاهده نشد. لذا پایین آوردن مقدار B از ۸٪ اتمی در آلیاژهای سه تایی Nd-Fe-B به ۵٪ اتمی در آلیاژهای چهار تایی Nd-Fe-B-Cu که این امر با اضافه کردن حدود ۱/۵٪ اتمی Cu میسر است، از به وجود آمدن فاز غیر مغناطیسی ۱:۴:۴ ممانعت به عمل می آورد. این امر باعث افزایش Hci در آهنرباهای با پایه Nd-Fe-B می شود زیرا اجزای این فاز موضعهای مناسبی برای جوانه زنی حوزه های مغناطیسی وارون در این گروه از آهنرباها محسوب می شود [۱۲].

#### ۴- نتیجه گیری

مجموعه ای از عملیات همگن سازی دما بالا در ۱۱۰۰°C به مدت زمان ۱ ساعت و بازپخت دما پایین در ۶۰۰°C به مدت زمان ۱ ساعت ثابت کرد که یک فرایند عملیات گرمایی دوگانه بهینه برای گسترش نیروی مغناطیس زدایی کامل در این آلیاژ است. در اثنای

همگن سازی مقداری از فازهای بین دانه ای موجود در ریز ساختار آهنربای تفجوشی شده و به طور عمده فاز از نوع ۶:۱۳:۱ در فاز زمینه حل شد. فاز مزبور مجدداً به صورت یکنواخت تر و به مقدار بیشتر در مرز دانه های فاز زمینه از نوع ۲:۱۴:۱ در اثنای بازپخت در ۶۰۰°C تشکیل شد. همچنین عملیات گرمایی بازپخت دارای تأثیر کوچکتر کردن اندازه مؤثر دانه ها از طریق ایجاد یک زیر ساختار بود. به نظر می رسد که این تغییرات دلیل اصلی افزایش قابل ملاحظه Hci در آهنرباهای تفجوشی شده از این آلیاژ در اثنای عملیات گرمایی همگن سازی دما بالا و بازپخت کردن دما پایین بعدی باشد. بنابراین آهنرباهای تفجوشی شده با کیفیت خوب را می توان از یک آلیاژ با پایه Nd-Fe-B با مقدار B پایین (۵٪ اتمی) تولید کرد به شرطی که اولاً مقدار معینی Cu (حدود ۱/۵٪ اتمی) به جای Fe در این آلیاژ جایگزین شود ثانیاً مجموعه ای از عملیات گرمایی دما بالا در ۱۱۰۰°C و بازپخت دما پایین در ۶۰۰°C را روی آن اعمال کرد. با کاهش B در این آلیاژ از به وجود آمدن فاز غیر مغناطیسی Nd<sub>۱</sub>Fe<sub>۴</sub>B<sub>۴</sub> ممانعت به عمل می آید و این امر با حضور Cu امکانپذیر است. Cu باعث ظریفتر شدن ریز ساختار آلیاژ در شرایط ریختگی شده و ریز ساختار آهنرباهای تفجوشی شده را اصلاح می کند.

#### واژه نامه

- |                            |                                   |                                 |
|----------------------------|-----------------------------------|---------------------------------|
| 1. sintered magnet         | 7. green compacts                 | 12. Transmission Electron       |
| 2. substructure            | 8. quenched                       | Microscope                      |
| 3. coercive force          | 9. second quadrant                | 13. Energy Dispersive X-Ray     |
| 4. maximum energy product  | demagnetization curve             | Analysis                        |
| 5. hydrogen decrepitation  | 10. permeameter                   | 14. Wavelength Dispersive X-Ray |
| 6. Rare Earth Products Ltd | 11. Electron Probe Micro-Analysis | Analysis                        |

#### مراجع

- Shimoda, T., Akioda, K., Kobayashi, O., and Yamagami, T., "High Energy Cast Pr-Fe-B Magnets," *Journal of Applied Physics*, Vol. 64, No. 10, pp. 5290-5292, 1988.
- Idem, "Hot Worked Anisotropic Pr-Fe-B Magnets," *Proceedings of the Tenth International Workshop on RE-MAG and their Applications*, Kyoto, Japan, pp. 389-398, 1989.
- Idem, "Current Situation in Development of Hot Rolled Pr-Fe-B Magnets," *Proceedings of the Eleventh International Workshop on RE- MAG and their Applications*, Pittsburgh, PA, pp. 17-28, 1990.
- Kianvash, A., "Magnetic and Microstructural Studies on a Pr-Fe-Co-B-Cu Magnetic Alloy," *Proceedings*

- of the Thirteenth International Workshop on RE-MAG and their Applications, Birmingham, UK, pp. 913-921, 1994.
5. Lin, C. H., Chen, C.J., Wu, C.D., Chang, W.C., Chen, S.K., and Chin, T.S., "Magnetic Properties of Sintered Permanent Magnets R-Fe-B-Cu (R=Pr, Nd)," *IEEE Transactions on MAG*. Vol. 26, No. 5, pp. 2607-2609, 1990.
  6. Mukai, T., Okazaki, O., Sakamoto, H., Fujikura, M., and Inaguma, T., "Fully Dense Nd-Fe-B Magnets Prepared from Hot-Rolled Anisotropic Powders," *Proceedings of the Eleventh International Workshop on RE-MAG and their Applications*, Pittsburgh, PA, pp. 72-84, 1990.
  7. Kianvash, A., and Harris, I.R., "Magnetic Properties of Sintered Magnets Produced from a Nd-Fe-B-Cu type Material," *Journal of Applied Physics*, Vol. 70 No. 10, pp. 6453-6455, 1991.
  8. Kianvash, A., and Harris, I.R., "The Effect of Heat Treatment on the Microstructure of Nd-Fe-B Based Alloy with and without Cu Substitution," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 178, pp. 325-341, 1992.
  9. Knoch, K. G., Kianvash, A., and Harris, I.R., "Nd-Fe-B-Cu HD-Processed Sintered Magnets: Properties and Microstructure," *IEEE Transactions on MAG*, Vol. 28, No. 5, pp. 2142-2144, 1992.
  10. Kianvash, A., Knoch, K.G., and Harris, I.R., "The Effect of the Cooling Rate on the Intrinsic Coercivity of Some Nd-Fe-B Based Permanent Magnets," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 182, pp. 223-231, 1992.
  11. Knoch, K. G., Kianvash, A., and Harris, I.R., "Nd-Fe-B Based Magnets: Magnetic Properties and Microstructural Appearance with Cu Addition," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 183, pp. 54-58, 1992.
  12. Durst, K. D., Kronmuller, H., and Schneider, G., "Magnetic Hardening Mechanisms in Nd-Fe-B Type Permanent Magnets," *Fifth International Symposium On MAG. Anisotropy and Coercivity on RE-TM Alloys*, Bad Soden, F.R.G, pp. 209-225, 1987.