

## بررسی مکانیزم تبلور و تأثیر عملیات حرارتی بر ساختار و خواص مغناطیسی نوارهای آمورف $\text{Co}_{68.15}\text{Fe}_{4.35}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$

بهباد بینش  
علی جزایری قره‌باغ  
حمید ارونی

دانشجوی دکتری مواد، پژوهشکده توسعه تکنولوژی، جهاد دانشگاهی شریف  
دانشیار، پژوهشکده توسعه تکنولوژی، جهاد دانشگاهی شریف  
کارشناس ارشد مهندسی مواد، پژوهشکده توسعه تکنولوژی، جهاد دانشگاهی شریف

### چکیده

در تحقیق حاضر نوارهای آمورف  $\text{Co}_{68.15}\text{Fe}_{4.35}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$  توسط فرایند ریخته‌ریسی نوارهای عریض<sup>۱</sup> تولید شدند و به کمک آزمایش‌های پراش اشعه ایکس (XRD)، آنالیز حرارتی تفاضلی (DTA) و اندازه‌گیری خواص مغناطیسی مشخصه‌یابی شدند. انرژی فعال‌سازی تبلور نوارهای آمورف به روش DTA تحت نرخ‌های گرمایش مختلف و به کمک مدل‌های سینتیکی کیسینجر<sup>۲</sup> و اوگیس-بنت<sup>۳</sup> برابر با ۶۷۳٫۵ kJ/mol تعیین شد. بررسی نتایج خواص مغناطیسی نوارهای آمورف عملیات حرارتی شده تحت اتمسفر گاز محافظ و در محدوده دمایی ۳۰۰-۵۶۰ °C به مدت زمان ۱۵-۶۰ دقیقه نشان داد که آنیل نوارهای ریخته‌ریسی شده تا دمای ۴۰۰ °C باعث افزایش مقدار القاء اشباع می‌شود، در حالی که با افزایش بیشتر دما، به دلیل تشکیل فازهای بلوری محلول جامد کبالت،  $\text{Fe}_{23}\text{B}_6$  و  $\text{Co}_{13}\text{B}_7$  خواص نرم مغناطیسی شدیداً افت می‌کند.

کلمات کلیدی: آمورف، ریخته‌ریسی نوارهای عریض،  $\text{Co}_{68.15}\text{Fe}_{4.35}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ ، عملیات حرارتی، آنیل، خواص مغناطیسی نرم، تبلور

## A Study on Crystallization Mechanism and Effects of Heat Treatment on the Structure and Magnetic Properties of $\text{Co}_{68.15}\text{Fe}_{4.35}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ Amorphous Ribbons

B. Binesh Ph.D Student of Materials Engineering, Technology Development Institute, ACECR  
A. Jazayeri Gharehbagh Assistant Prof. Technology Development Institute, ACECR  
H. Arooni Ms.C of Materials Engineering, Technology Development Institute, ACECR

### Abstract

Amorphous  $\text{Co}_{68.15}\text{Fe}_{4.35}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$  ribbons were prepared by planar flow casting process and characterized by x-ray diffractometry (XRD), differential thermal analysis (DTA) and magnetic measurements. Activation energy of amorphous to crystallization transition was estimated at various heating rates by two well-known Kissinger and Augis & Bennet (A&B) methods using DTA results, and was found to be around 673.5 kJ/mol. The magnetic properties of amorphous ribbons heat treated under protective gas atmosphere at temperatures in the range of 300-560 °C for 15 to 60 minutes revealed that the annealing of as-spun ribbons up to 400 °C leads to an increase in the magnetic saturation induction, while severe deterioration of soft magnetic properties were observed with further increasing the temperature, due to formation of some crystalline phases, such as cobalt solid solution,  $\text{Fe}_{23}\text{B}_6$  and  $\text{Co}_{13}\text{B}_7$  phases.

**Keywords:** Amorphous, Planar flow casting,  $\text{Co}_{68.15}\text{Fe}_{4.35}\text{Si}_{12.5}\text{B}_{15}$ , Heat treatment, Annealing, Soft Magnetic properties, Crystallization

<sup>1</sup> Planar Flow Casting

<sup>2</sup> Kissinger

<sup>3</sup> Augis & Bennet

## ۱- مقدمه

آلیاژهای مغناطیسی آمورف پایه کبالت حاوی عناصر شبه فلزی B و Si به لحاظ داشتن خواص مغناطیسی نرم برجسته نظیر نیروی پسماندزداي (H<sub>c</sub>) خیلی پایین و تراوایی<sup>۱</sup> مغناطیسی (μ) بسیار بالا، کاربردهای گسترده‌ای را در زمینه‌های مختلف نظیر تجهیزات الکترونیکی، هدهای ضبط مغناطیسی، حسگرهای مغناطیسی و هسته ترانسفورماتورها پیدا کرده‌اند [۲۰].

یکی از روش‌های تولید آلیاژهای آمورف، فناوری انجماد سریع می‌باشد. در این فرآیند بدلیل سرد شدن سریع مذاب، اتمها فرصت لازم جهت تشکیل شبکه بلوری پایدار را ندارند و ساختار اتمی با نظم کم دامنه‌ای (آمورف) را تشکیل می‌دهند که از لحاظ ترمودینامیکی حالت پایدار ماده محسوب نمی‌شود. تعادل ترمودینامیکی این مواد می‌تواند با انجام عملیات حرارتی آنیلینگ و تبلور حاصل شود [۳-۵]. نتایج تحقیقات انجام شده بر روی آلیاژهای آمورف نشان داده‌اند که خواص مغناطیسی آلیاژهای آمورف ریخته‌گری شده توسط روش مذاب‌ریسی، می‌تواند با انجام عملیات حرارتی آنیل در محدوده دمایی نزدیک به دمای تبلور آلیاژ به طور قابل توجهی بهبود پیدا کند [۵-۱۰]. بهبود در خواص مغناطیسی، در نتیجه تحولات فیزیکی مختلفی از جمله: (۱) حذف تنش‌های باقی‌مانده ناشی از فرایند انجماد سریع، (۲) تشکیل فاز نانو بلوری با اندازه دانه بسیار کوچکتر از طول تبادل فرومغناطیسی و (۳) کاهش ثابت تغییر بعد مغناطیسی اتفاق می‌افتد [۱۱ و ۱۲]. در آلیاژهای آمورف پایه کبالت با تغییر بعد مغناطیسی اشباع نزدیک به صفر، هدف عمدتاً ایجاد آرامش ساختاری و آزاد سازی تنش‌های باقی مانده ناشی از فرایند تولید ماده و در نتیجه کاهش انرژی ناهمسانگردی مغناطیسی است [۱۳]. کاهش ناهمسانگردی همراه با آزاد شدن تنش‌های باقی‌مانده داخلی تا حدود زیادی منجر به بهبود خواص مغناطیسی نرم (افزایش تراوایی مغناطیسی و کاهش نیروی پسماندزدا) در این آلیاژها می‌شود.

هدف از پژوهش حاضر، بررسی سینتیک بلوری شدن تحت شرایط غیر همدم و دستیابی به شرایط بهینه انجام عملیات حرارتی آنیل بر روی نوارهای آمورف ریخته‌ریسی شده آلیاژ Co<sub>68.15</sub>Fe<sub>4.35</sub>Si<sub>12.5</sub>B<sub>15</sub> با نام تجاری Unitika و همچنین مطالعه تحولات ساختاری بوجود آمده در اثر این عملیات حرارتی بوده است. به این منظور سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی با در نظر گرفتن دمای تبلور آلیاژ بر روی نوارهای آمورف اعمال

شد و در نهایت سیکل مناسب جهت دستیابی به خواص مغناطیسی مطلوب تعیین گردید.

## ۲- روش انجام آزمایشات

برای تهیه شمش آلیاژ Unitika با ترکیب شیمیایی Co<sub>68.15</sub>Fe<sub>4.35</sub>Si<sub>12.5</sub>B<sub>15</sub> از مواد اولیه با خلوص بالا شامل کبالت (۹۹.۵٪)، آهن (۹۹.۶٪)، سیلیسیم (۹۸.۵٪) و بور (۹۹.۵٪) استفاده شد. عملیات ذوب و آلیاژسازی به روش ذوب القایی تحت اتمسفر گاز آرگن انجام گردید و نوارهای آمورف با ضخامت و پهنای به ترتیب ۲۰ μm و ۲ mm به روش ریخته‌ریسی نوارهای عریض تهیه شدند. سرعت خطی دیسک و فشار تزریق مذاب در فرایند ریخته‌ریسی به ترتیب برابر ۳۰ m/s و ۳۰۰ mbar تنظیم شد. سینتیک بلوری شدن آلیاژ با استفاده از دستگاه آنالیز حرارتی تفاضلی (DTA) مدل NETZSCH STA 409 PC/PG تحت نرخ‌های گرمایش ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درجه سانتیگراد بر دقیقه در شرایط غیر همدم مورد بررسی قرار گرفت. عملیات حرارتی نوارهای ریخته‌ریسی شده با استفاده از یک کوره تیوبی تحت اتمسفر آرگن و مطابق شرایط ذکر شده در جدول ۱ انجام شد. جهت مطالعه تحولات ساختاری ایجاد شده در اثر عملیات حرارتی، روش پراش اشعه ایکس (XRD) با اشعه Cu K<sub>α</sub> دارای طول موج ۱.۵۴۱۸۶ Å به کار برده شد و به منظور اندازه‌گیری خواص مغناطیسی نوارهای ریخته‌ریسی شده و عملیات حرارتی شده، نمونه‌های حلقوی شکل با قطر داخلی ۱۵ mm و قطر خارجی ۲۰ mm تهیه شده و از دستگاه پسماند نگار<sup>۲</sup> مدل MATS-2010S در حالت استاتیک استفاده گردید. نمونه‌های حلقوی با پیچیدن نوارها بر روی هم به دور میله‌ای به قطر ۱۵ mm به اندازه‌ای که قطر خارجی آن ۲۰ mm گردد، تهیه شدند.

جدول ۱- شرایط عملیات حرارتی نوارهای آمورف آلیاژ

Unitika			شماره نمونه
شرایط عملیات حرارتی			
اتمسر	زمان آنیل (min)	دمای آنیل (°C)	
آرگن	۳۰	۳۰۰	U-300
آرگن	۱۵	۴۰۰	U-400-15
آرگن	۳۰	۴۰۰	U-400-30
آرگن	۶۰	۴۰۰	U-400-60
آرگن	۳۰	۵۰۰	U-500
هوا	۳۰	۵۰۰	U-500-Air
آرگن	۳۰	۵۶۰	U-560

<sup>۲</sup> Hysteresisgraph<sup>۱</sup> Permeability

### ۳- نتایج و بحث

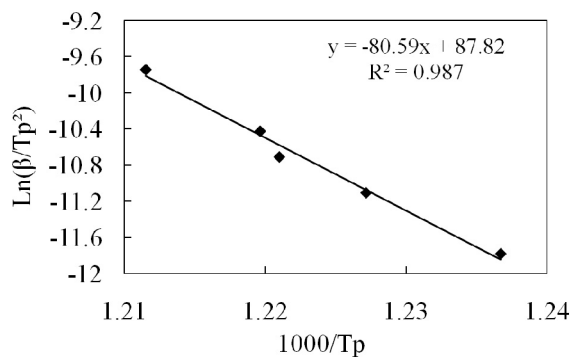
#### ۳-۱- سینتیک تبلور

شکل ۱ منحنی‌های DTA غیر همدمای نوار آلیاژ Unitika را تحت نرخ‌های گرمایش مختلف نشان می‌دهد. نتایج استخراج شده از این منحنی‌ها (دماهای شروع، پیک و پایان تبلور و مقدار انرژی آزاد شده در اثر تبلور) در جدول ۲ آورده شده است. با توجه به منحنی‌های DTA، مشخص می‌گردد که آلیاژ Unitika تنها دارای یک مرحله تبلور بوده که این نتیجه توسط مورتی [۱۴] نیز گزارش شده است. مطابق نتایج جدول ۲، با افزایش نرخ گرمایش دمای پیک تبلور و انرژی آزاد شده در اثر تبلور افزایش پیدا کرده است. افزایش هر سه دمای شروع، پیک و پایان تبلور با افزایش نرخ گرمایش بیانگر زمان بر بودن مکانیزم جوانه‌زنی و رشد فاز بلوری در زمینه آمورف می‌باشد.

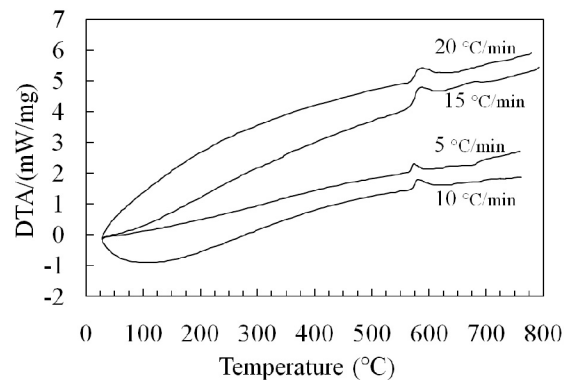
تحقیق از دو مدل کیسینجر و اوگیس- بنت برای محاسبه انرژی فعال‌سازی استفاده شده است. روش کیسینجر [۲۱-۲۴] که متداولترین روش جهت محاسبه  $E_c$  می‌باشد، با توجه به وابستگی دمای پیک تبلور نسبت به نرخ گرمایش توسعه پیدا کرده و مطابق رابطه زیر می‌باشد:

$$\ln\left(\frac{\beta}{T_p^2}\right) = -\frac{E_c}{RT_p} + \text{const} \tan t \quad (1)$$

در این رابطه R ثابت جهانی گازها،  $T_p$  دمای تبلور (دمای پیک) و  $\beta$  نرخ گرمایش می‌باشد. مقدار  $E_c$  در رابطه بالا که با استفاده از شیب نمودار  $\ln(\beta/T_p^2)$  بر حسب  $1000/T_p$  (شکل ۲) محاسبه می‌شود، برای نوار آلیاژ Unitika برابر  $670 \text{ kJ/mol}$  بدست آمد.



شکل ۲- نمودار  $\ln(\beta/T_p^2)$  بر حسب  $1000/T_p$  برای نوار آمورف آلیاژ Unitika بر اساس رابطه کیسینجر



شکل ۱- منحنی‌های DTA غیر همدمای نوار آمورف آلیاژ Unitika تحت نرخ‌های گرمایش مختلف

جدول ۲- انرژی آزاد شده و دماهای شروع، پیک و پایان تبلور نوار آمورف آلیاژ Unitika تحت نرخ‌های گرمایش مختلف

نرخ گرمایش (°C/min)	دمای شروع تبلور (°C)	دمای پیک (°C)	دمای پایان تبلور (°C)	$\Delta H$ (J/g)
۵	۵۲۸،۶	۵۳۵،۶	۵۵۰،۰	۲۹،۵۶
۱۰	۵۳۱،۹	۵۴۱،۹	۵۶۱،۸	۲۹،۹۶
۱۵	۵۳۲،۰	۵۴۶،۰	۵۷۲،۴	۳۰،۴۶
۲۰	۵۳۲،۱	۵۴۶،۹	۵۷۴،۴	۳۱،۸

اوگیس و بنت [۱۵ و ۱۶] مدل تقریبی دیگری را به منظور تعیین انرژی فعال‌سازی تبلور مطابق رابطه زیر پیشنهاد نمودند:

$$\ln\left(\frac{\beta}{T_p - T_0}\right) = -\frac{E_c}{RT_p} + \ln K_0 \quad (2)$$

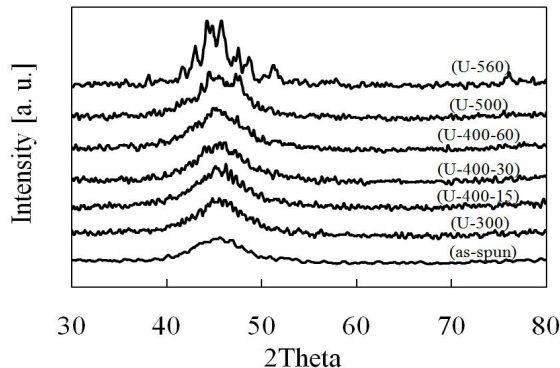
در رابطه فوق  $T_0$ ، دمای اولیه می‌باشد. با توجه به اینکه در عمل  $T_p \gg T_0$  می‌باشد [۱۶]، لذا رابطه بالا را می‌توان به صورت رابطه ساده‌تر زیر بیان کرد:

$$\ln\left(\frac{\beta}{T_p}\right) = -\frac{E_c}{RT_p} + \ln K_0 \quad (3)$$

در اینجا  $K_0$ ، فاکتور فرکانس می‌باشد. انرژی فعال‌سازی تبلور را می‌توان با استفاده از شیب نمودار  $\ln(\beta/T_p)$  بر حسب  $1000/T_p$  محاسبه نمود. نمودار فوق برای نوار آلیاژ Unitika در شکل ۳ نشان داده شده است. مقدار انرژی فعال‌سازی بدست آمده با استفاده از این مدل برابر مقدار حدودی  $677 \text{ kJ/mol}$  می‌باشد.

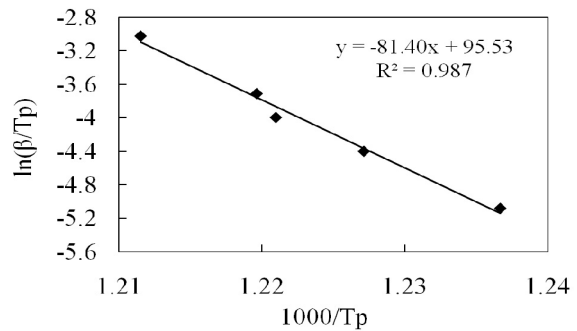
سینتیک تبلور تحت شرایط غیرهمدمای معمولاً برحسب انرژی فعال‌سازی ( $E_c$ ) مورد مطالعه قرار می‌گیرد. برای محاسبه پارامتر مذکور، مدل‌های تحلیلی مختلفی مورد استفاده قرار گرفته‌اند که در مراجع مختلف [۱۵-۲۰] به آنها اشاره شده است. در این

بلوری جایگزین آن شده است. در دماهای آنیل ۵۰۰ و ۵۶۰°C پیک های تیز ناشی از استحاله ساختار آمورف به فازهای بلوری مشاهده می شوند.



شکل ۴- الگوهای پراش اشعه X نمونه های ریخته ریزی شده و عملیات حرارتی شده

در الگوهای پراش اشعه X نمونه های U-500-Air، U-500 و U-560 (شکل ۵) فازهای بلوری شناسایی شده به همراه پیک های پراش آنها نشان داده شده است. عملیات حرارتی نمونه در دمای ۵۰۰°C به مدت ۳۰ دقیقه منجر به تشکیل بلورهای محلول جامد Co در زمینه آمورف شده است در حالی که با افزایش دمای عملیات حرارتی به ۵۶۰°C در همان مدت زمان ۳۰ دقیقه فازهای بلوری دیگری شامل  $Fe_{23}B_6$  و  $Co_{13}B_7$  تشکیل شده است که به ترتیب دارای ساختار بلوری مکعبی FCC و ساختار تتراگونال هستند که به دلیل مغناطیس سخت بودن باعث افت خواص مغناطیسی نرم ماده می شوند [۲۶ و ۲۷]. عملیات حرارتی در دمای ۵۰۰°C به مدت ۳۰ دقیقه تحت اتمسفر هوا به منظور ایجاد لایه اکسیدی بر روی نوار آمورف انجام گرفت. تشکیل اکسید سطحی، لایه نازکی از آلیاژ آمورف زیر لایه سطحی را از عناصر پایدار کننده آمورف (Si و B) تهی کرده و منجر به کاهش دمای تبلور آلیاژ آمورف در نزدیکی سطح نوار می گردد. بنابراین پس از زمان کافی یک لایه فلزی بلوری مغناطیسی زیر لایه اکسید سطحی تشکیل شده و باعث بهبود خواص مغناطیسی نرم آلیاژ می شود [۲۸]. مطابق الگوی پراش اشعه X نوار آنیل شده در دمای ۵۰۰°C به مدت ۳۰ دقیقه تحت اتمسفر هوا (شکل ۵)، دو فاز بلوری محلول جامد کبالت و  $Co_2Si$  تشکیل شده است. ولی پیک یا پیک های ناشی از حضور ترکیب های اکسیدی در ساختار شناسایی نشد که ممکن است به دلیل پایین بودن میزان اکسیداسیون سطحی نوار باشد. تایید این موضوع نیاز به بررسی های سطحی تکمیلی با میکروسکوپ الکترونی دارد.



شکل ۳- نمودار  $\ln \beta / T_p$  برحسب  $1000/T_p$  برای نوار آمورف آلیاژ Unitika بر اساس رابطه اوگیس - بنت

همانطور که مشاهده می شود، مقادیر محاسبه شده برای انرژی فعال سازی تبلور نوار آمورف آلیاژ Unitika بر اساس دو مدل کیسینجر و اوگیس- بنت بسیار نزدیک به هم می باشند. با در نظر گرفتن متوسط مقادیر انرژی فعال سازی تعیین شده برای آلیاژ Unitika با استفاده از دو مدل مذکور (که برابر با  $673/5$  kJ/mol می باشد) و مقایسه با مقادیر انرژی فعال سازی گزارش شده در مورد دو ترکیب آلیاژی مشابه یعنی  $Co_{70}Fe_5Si_{10}B_{15}$  [۲۵] و  $Co_{70}Fe_5Si_{10}B_{15}$  [۱۷] به ترتیب برابر  $324 \pm 3$  kJ/mol و  $542/5 \pm 11$  kJ/mol، مشخص می شود که مقدار انرژی فعال سازی تبلور آلیاژ Unitika در مقایسه با این دو ترکیب آلیاژی به مراتب بیشتر است.

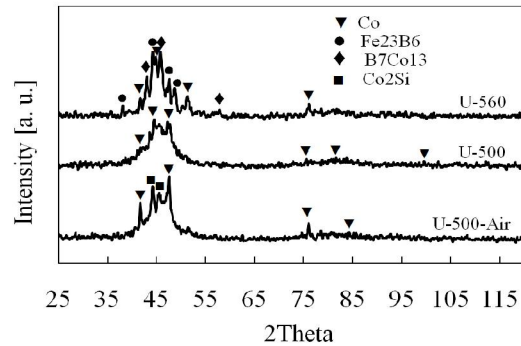
### ۳-۲- تحولات ساختاری

شکل ۴ الگوهای پراش اشعه X نمونه های عملیات حرارتی شده تحت شرایط ذکر شده در جدول ۱ را به همراه الگوی پراش نوار ریخته ریزی شده نشان می دهد. با بررسی طیف های پراش اشعه X مشخص می شود که الگوی نوار ریخته ریزی شده فقط دارای یک پیک پهن در  $45 \approx 2\theta$  می باشد که دلالت بر ریزساختار کاملاً آمورف آن دارد. در طیف های XRD نمونه های عملیات حرارتی شده در دماهای پایین ۳۰۰ و ۴۰۰°C هیچ گونه پیک تیزی که نشانه تبلور قابل ملاحظه نوار آمورف باشد دیده نمی شود. اما با این وجود در الگوی XRD نمونه عملیات حرارتی شده در دمای ۴۰۰°C به مدت ۶۰ دقیقه آثار ضعیفی از نظم اتمی و شروع تبلور در ریزساختار مشاهده می شود که با توجه به مطالعات انجام شده توسط سایر محققین بر روی ترکیب آلیاژی  $CoFeSiB$  [۱۷]، می تواند در اثر جوانه زنی و تشکیل نانو بلورها در این محدوده دمایی باشد. عملیات در زیر دمای تبلور سبب منظم شدن نسبی ماده شده و آلیاژ را به حالت بلوری نزدیک تر می کند. همچنین با آنیل در دمای ۵۶۰°C به مدت نیم ساعت ساختار آمورف اولیه کاملاً از بین رفته و ساختار

ثابت بودن نیروی پسماندزدا در دو نمونه آمورف و آنیل شده در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  حاکی از تقابل دو پدیده افزایش نظم اتمی و شروع تبلور (و لذا افزایش ناهمسانگردی مغناطیسی- بلوری [۲۹]) و آرامش ساختاری ناشی از آزاد شدن تنش‌های باقیمانده داخلی است. افزایش تراوایی اولیه نمونه‌های آنیل شده در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  می‌تواند دلیلی بر غالب بودن اثر پدیده آرامش ساختاری به نظم اتمی در این دما باشد.

همچنین مطابق نتایج خواص مغناطیسی بدست آمده (جدول ۳) مشخص گردید که مقادیر نیروی پسماندزدا ( $H_c$ )، نفوذپذیری اولیه و نفوذپذیری ماکزیمم نمونه‌های U-500-Air و U-500 در مقایسه با سایر نمونه‌های عملیات حرارتی شده و همچنین نمونه اولیه ریخته ریزی شده اختلاف قابل ملاحظه ای را نشان می‌دهد که حاکی از افت شدید خواص مغناطیسی نرم نمونه‌های U-500-Air و U-500 به دلیل تشکیل فازهای بلوری درشت می‌باشد.

در شکل ۶، مقادیر القاء اشباع نمونه‌های عملیات حرارتی شده با یکدیگر مقایسه شده است. مطابق این شکل مقدار القاء اشباع نمونه‌های عملیات حرارتی شده به غیر از نمونه‌های U-500 و U-500-Air، در اثر عملیات حرارتی افزایش پیدا کرده است. مقدار القاء اشباع پایین‌تر دو نمونه مذکور احتمالاً به دلیل تشکیل فازهای بلوری در زمینه آمورف یا اکسیداسیون سطحی آنها بوده است. بیشترین مقدار القاء اشباع مربوط به نمونه U-60-400 می‌باشد که منحنی پسماند آن در شکل ۷ نشان داده شده است کاهش القاء پسماند نمونه در طی آنیل در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  به مدت ۶۰ دقیقه شاید بدین علت باشد که در اثر شروع تبلور و تشکیل ریز بلورهای اولیه، ناهمسانگردی مغناطیسی- بلوری موضعی افزایش پیدا کرده و منجر به منحرف شدن بخشی از جهات آسان مغناطش از جهت طولی نوار شده است.



شکل ۵- الگوی پراش اشعه X نمونه‌های عملیات حرارتی شده U-560 و U-500, U-500-Air

### ۳-۳- خواص مغناطیسی

برای بررسی خواص مغناطیسی، نوارهای ریخته‌ریزی شده و عملیات حرارتی شده با استفاده از دستگاه پسماند نگار تحت آزمایش قرار گرفتند و منحنی‌های پسماند آنها بدست آمد. خواص مغناطیسی استخراج شده از این منحنی‌ها در جدول ۳ آورده شده است. لازم به ذکر است که برای نمونه U-560، به علت تشکیل فازهای بلوری  $\text{Fe}_{23}\text{B}_6$  و  $\text{Co}_{13}\text{B}_7$  (شکل ۵) که منجر به ترد و شکننده شدن نوارها می‌گردد، امکان اندازه‌گیری خواص مغناطیسی حاصل نشد.

بررسی نتایج خواص مغناطیسی نمونه‌های عملیات حرارتی شده (جدول ۳) نشان می‌دهد که آنیل نوارهای آمورف ریخته‌ریزی شده در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  باعث بهبود خواص مغناطیسی نرم؛ افزایش تراوایی مغناطیسی با نیروی پسماندزدا تقریباً یکسان شده است. آنیل نوار آمورف در دمای  $300^{\circ}\text{C}$  باعث افزایش نیروی پسماندزدا شده است که دلیل آن احتمالاً ناشی از منظم شدن نسبی اتمها و لذا افزایش ناهمسانگردی موضعی می‌باشد و به همین دلیل است که تراوایی مغناطیسی این نمونه کاهش یافته است.

جدول ۳- خواص مغناطیسی نوارهای ریخته‌ریزی شده و عملیات حرارتی شده آلیاژ Unitika

خواص مغناطیسی نمونه	نیروی پسماندزدا ( $H_c$ ) ( $\text{Am}^{-1}$ )	القاء اشباع ( $G$ ) $B_s$	القاء پسماند ( $G$ ) $B_r$	نسبت مربعی $B_r/B_s$	تراوایی اولیه $I_{10}$	تراوایی ماکزیمم $H_{max}$
As-spun	۰٫۶۷	۶۲۲۲	۳۷۲۵	۰٫۵۹	۹۰٫۵۶	۲۲۵۱۲۵
U-300	۳٫۳۰۹	۶۲۵۸	۳۵۰۵	۰٫۵۶	۶۷۹۶	۸۱۲۴۹
U-400-15	۰٫۷۸۳	۶۶۵۶	۳۵۷۴	۰٫۵۴	۲۴۳۶۷	۲۲۳۶۱۳
U-400-30	۰٫۷۴۴	۶۷۲۱	۳۷۳۸	۰٫۵۶	۱۹۶۸۷	۱۹۴۷۲۶
U-400-60	۰٫۸۳۷	۶۸۶۰	۳۱۷۶	۰٫۴۶	۲۳۳۰۸	۱۲۸۹۹۵
U-500	۲۶٫۵۷	۶۲۳۱	۳۱۸۹	۰٫۵۱	۴۴۳۲	۵۶۱۰
U-500-Air	۱۲٫۳۳	۵۹۵۸	۱۹۵۵	۰٫۳۳	۵۶۲۶	۷۶۰۰

۴- نتیجه گیری

(۱) دماهای شروع، پیک و پایان تبلور نوار آمورف آلیاژ Unitika با افزایش نرخ گرمایش در طی آزمایش DTA افزایش می‌یابد. میانگین انرژی فعال سازی تبلور محاسبه شده به کمک مدل‌های سینتیکی کیسینجر و اوگیس- بنت برابر با  $673/5 \text{ kJ/mol}$  تعیین گردید که به مراتب بیشتر از مقادیر گزارش شده توسط لاتوزکیویتز و همکارانش [۲۵] و مینیک و همکارانش [۱۷] برای ترکیبات آلیاژی مشابه با آلیاژ Unitika است.

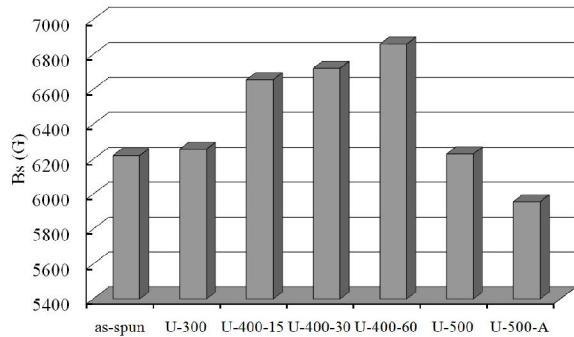
(۲) نتایج بررسی های پراش اشعه X مشخص کرد که انجام عملیات حرارتی بر روی نوارهای آمورف ریخته- ریزی شده تا دمای  $400^\circ\text{C}$  تحت اتمسفر محافظ آرگن، منجر به تشکیل فاز بلوری قابل ملاحظه در ساختار نمی‌شود، ولی با افزایش دمای آنیل به  $500^\circ\text{C}$ ، فاز بلوری محلول جامد کبالت و در دمای  $560^\circ\text{C}$  فازهای  $\text{Fe}_{23}\text{B}_6$  و  $\text{Co}_{13}\text{B}_7$  تشکیل می‌گردند که همین امر نیز عامل افت شدید خواص مغناطیسی نرم نمونه‌های مذکور است.

(۳) عملیات حرارتی نمونه آمورف در دمای  $500^\circ\text{C}$  و تحت اتمسفر هوا منجر به تشکیل فازهای بلوری محلول جامد کبالت و  $\text{Co}_2\text{Si}$  می‌گردد و هیچ نوع ترکیب اکسیدی قابل تشخیص توسط XRD در ساختار مشاهده نگردید.

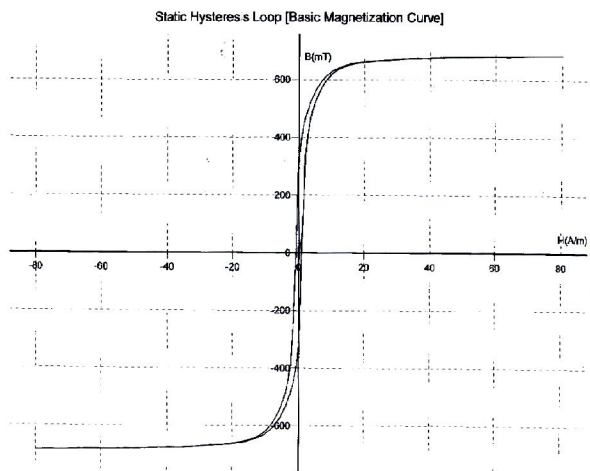
(۴) با بررسی نتایج خواص مغناطیسی نمونه آمورف و نمونه‌های عملیات حرارتی شده مشخص شد که القاء اشباع در اثر عملیات حرارتی تا دمای  $400^\circ\text{C}$  افزایش می‌یابد ولی آنیل در دماهای بالاتر از  $400^\circ\text{C}$  منجر به کاهش شدید مقدار القاء اشباع می‌شود. همچنین با افزایش زمان آنیل در دمای  $400^\circ\text{C}$ ، نفوذپذیری ماکزیمم کاهش پیدا کرده است که این امر می‌تواند در نتیجه منظم شدن موضعی اتم‌ها و تنش‌های ناشی از جوانه‌های فازهای بلوری و لذا ناهمسانگردی مغناطیسی- بلوری ناشی از آن‌ها باشد.

مراجع

[1] Lei, H., Xungang, D., Baoxia, G., Luyu, Z. and Tianmin, W. "Study on preparing and crystallization kinetics of melt-spun Co-based soft magnetic amorphous alloys", Rare Metal Materials and Engineering, Vol. 37, pp. 1628-1632, 2008.  
 [2] Meguro, T. , U.S. Pat., 4,525,222 Jan ,1985.

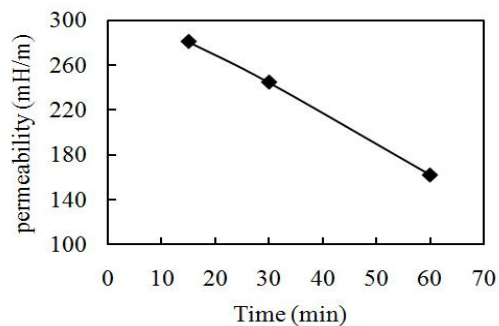


شکل ۶- مقایسه مقادیر القاء اشباع (Bs) نمونه‌های آنیل شده در دمای  $300^\circ\text{C}$  الی  $500^\circ\text{C}$



شکل ۷- حلقه پسماند مغناطیسی نمونه U-400-60

شکل ۸، نمودار نفوذپذیری مغناطیسی ماکزیمم نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای  $400^\circ\text{C}$  را برحسب زمان نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌گردد با افزایش زمان عملیات حرارتی، نفوذپذیری بیشینه کاهش پیدا کرده است که دلیل آن می‌تواند تشکیل مناطق منظم اتمی و جوانه‌های فازهای بلوری باشد.



شکل ۸- نمودار تغییرات نفوذپذیری ماکزیمم بر حسب زمان آنیل در دمای  $400^\circ\text{C}$

Materials Chemistry and Physics, Vol. 108, pp. 109-114, 2008.

[17] Minic, D. M., Maricic, A. M., Dimitrijevic, R. Z. and Ristic, M. M. "Structural changes of  $\text{Co}_{70}\text{Fe}_5\text{Si}_{10}\text{B}_{15}$  amorphous alloy induced during heating", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 430, pp. 241-245, 2007.

[18] Gomez, M., Rivera, A. R., Pineda-Gomez, P., muraca, D. and Sirkin, H. "Thermal, structural and magnetic characterization of Co-based alloys", Microelectronics Journal, Vol. 39, pp. 1242-1244, 2008.

[19] Kalay, Y. E., Chumbley, L. S. and Anderson, I. E. "Crystallization behavior in a highly driven marginal glass forming alloy", Journal of Non-crystalline solids, Vol. 354, pp. 3040-3048, 2008.

[20] Khan, S. A., Al-Hazmi, F. S., Faidah, A. S. and Al-Ghamdi, A. A. "Calorimetric studies of the crystallization process in a- $\text{Se}_{75}\text{S}_{25-x}\text{Ag}_x$  chalcogenide glasses", Current Applied Physics, Vol. 9, pp. 567-572, 2009.

[21] Hoque, S. M., Khan, F. A. and Hakim, M. A. "Structural and magnetic characterization of  $\text{Co}_{67}\text{Fe}_4\text{Ni}_2\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$ ", Physica B, Vol. 390, pp. 245-249, 2007.

[22] Yuan, Z., Wang, B., Tong, Y. and Chen, X. "Effect of annealing on the kinetics of glass transition and crystallization in Co-Fe-Ta-B amorphous alloy", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 429, pp. 104-110, 2007.

[23] Jiang, X., Zhang, H., Wen, Q., Zhong, Z., Zheng, Y. and Tang, X. "Crystallization kinetics of CoNbZr amorphous alloys thin films", Materials Chemistry and Physics, Vol. 88, pp. 197-201, 2004.

[24] Jiang, X., Zhang, H., Wen, Q., Zhong, Z., Zheng, Y. and Tang, X. "Crystallization kinetics of magnetron-sputtered amorphous CoNbZr thin films", Vacuum, Vol. 77, pp. 209-215, 2005.

[25] Latuszkiewicz, J., Kulik, T. and Matyja, H. "Thermal stability of amorphous Co-Fe-B, Co-Si-B and Co-Fe-Si-B alloys", Journal of Materials Science, Vol. 15, p. 2396, 1980.

[26] Zhang, Z.R. and Ramanujan, R.V. , " The effect of niobium alloying additions on the crystallization of a Fe-Si-B-Nb alloy", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 43, pp. 197-205, 2005.

[27] Herzer, G., "Nanocrystalline soft magnetic alloys", Handbook of Magnetic Materials 10, Chapter 3, 1997.

[28] Byeon, S. C., Kim, C. K., Hong, K. S. and O'Handley, R. C. "The relationship between microstructure and field-induced anisotropy in cobalt-rich amorphous alloys after magnetic field annealing", Materials Science and Engineering B, Vol. 56, p.58, 1999.

[29] Cahn, R.W., Haasen, P. and Kramer, E.J., "Materials Science and Technology", Vol. 3B, VCH Publication, USA, 1991.

[3] O'Handley, R. C. "Modern Magnetic Materials", John Wiley & Sons, USA, 2000.

[4] Cahn, R.W., Haasen, P. and Kramer, E.J., "Materials Science and Technology", Vol. 3B, VCH Publication, USA, (1991).

[5] Kwapulinski, P., Rasek, J., Stoklosa, Z. and Haneczok, G. "Optimization of soft magnetic properties in Fe-Cu-X- $\text{Si}_{13}\text{B}_9$  (X=Cr, Mo, Zr) amorphous alloys", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 234, pp. 218-226, 2001.

[6] Graham, C. D. and Egami, T. "Magnetic properties of amorphous alloys", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 15-18, pp. 1325-1330, 1980.

[7] Degro, J., Vojtanik, P., Filipensky, J. and Duhaj, P. "Influence of thermal treatment on the magnetic properties of Co- and Fe- based amorphous alloys", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 117, pp. 251-258, 1992.

[8] M. Hoque, S., Khan, F. A. and Hakim, M. A. "Enhanced initial permeability and magneto-impedance ratio of  $\text{Co}_{67}\text{Fe}_4\text{Mo}_2\text{Si}_{15}\text{B}_{12}$ ", Materials Letters, Vol. 61, pp. 1227-1230, 2007.

[9] Yang, J. H., Kim, Y. B., Ryu, K. S., Kim, M. J., Chung, Y. C. and Kim, T. K. "Enhancement of permeability of Co-based amorphous alloy by two-step cooling method", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 222, pp. 65-69, 2000.

[10] Buttino, G., Cecchetti, A. and Poppi, M. "Magnetic softening and nanocrystallization in amorphous Co-rich alloys", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 172, pp. 147-152, 1997.

[11] Kwapulinski, P., Rasek, J., Stoklosa, S., haneczok, G. and Gigla, M. "Structural relaxation and crystallization processes in  $\text{FeCu}_1\text{XSi}_{13}\text{B}_9$  (X=Mo, Cr, Zr) amorphous alloys", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 215-216, pp. 334-336, 2000.

[12] Herzer, G. "Nanocrystallization soft magnetic materials", Journal of Magnetism and Magnetic Materials, Vol. 157-158, pp. 133-136, 1996.

[13] Kulik, T., Latuszkiewicz, J., Matyja, H. "Effect of ribbon dimensions on the magnetic properties of metallic glasses" Materials Science and Engineering A, Vol. 133, 236, pp. 236-240, 1991.

[14] Murthy, V. S. "Magnetoimpedance studies on Fe and Co rich alloys", PhD Thesis, Department of physics Indian institute of technology madras Chennai, 2007.

[15] Mehta, N., Kumar, D. and Kumar, A. "Calorimetric studies of the crystallization growth process in glassy  $\text{Se}_{70}\text{Te}_{30-x}\text{Ag}_x$  alloys", Turk Journal of Physics, Vol. 28, pp. 397-406, 2004.

[16] Lafi, O. A., Imran, M. and Abdullah, M. K. "Chemical bond approach to glass transition temperature and crystallization activation energy in  $\text{Se}_{90}\text{In}_{10-x}\text{Sn}_x$  ( $2 \leq x \leq 8$ ) semiconducting glasses",