

## تأثیر افزودن اتم‌های غیرمغناطیسی گالیوم بر نظم بلوری و ویژگی‌های مغناطیسی ترکیبات هویسلر $\text{Co}_x\text{FeGa}$ و $\text{Fe}_x\text{CoGa}$

محسن حکیمی و محسن خواجه‌امینیان

گروه نانوفیزیک و مغناطیس، دانشکده فیزیک، دانشگاه یزد

پست الکترونیکی: hakimi.m@yazd.ac.ir

(دریافت مقاله: ۱۳۹۲/۱/۱۴؛ دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۲/۹/۲۸)

### چکیده

روش ذوب قوسی با فرآیند تکمیلی آسیاب‌کاری برای ساخت نمونه‌های  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1+x}$  و  $\text{Fe}_2\text{CoGa}_{1+x}$  ( $x = 0, 0, 2$ ) به کار گرفته شد. تأثیر افزودن اتم‌های غیرمغناطیسی گالیوم بر نظم بلوری و ویژگی‌های مغناطیسی دو ترکیب هویسلر  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  و  $\text{Fe}_2\text{CoGa}$  مطالعه شد. آنالیز رینولد نشان داد با آرایش Ga و تغییر استوکیومتری نمونه‌ها پارامتر شبکه افزایش یافته است. نتایج حاکی از وجود بی‌نظمی‌های جزئی در ساختار نمونه  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1,2}$  است. ورود ابعاد بلورک‌ها به محدوده نانومتر به کمتر بودن ممان مغناطیسی ترکیب  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  نسبت به پیش‌بینی اسلیتر - پائولینگ منجر شد. ارتباط کاهش گشتاور مغناطیسی با افزایش گالیوم با تغییر ثابت شبکه و نظم بلوری اندازه بلورک‌ها توضیح داده شد. در نمونه  $\text{Fe}_2\text{CoGa}$  مغناطش اشباع از مقدار پیش‌بینی اسلیتر - پائولینگ بزرگ‌تر به دست آمد. تضعیف مغناطش در نمونه  $\text{Fe}_2\text{CoGa}_{1,2}$  با تغییر جزئی پارامتر شبکه با افزایش گالیوم ارتباط داده شد.

واژه‌های کلیدی: ترکیبات هویسلر، خواص مغناطیسی، نظم بلوری، آنالیز رینولد

### ۱. مقدمه

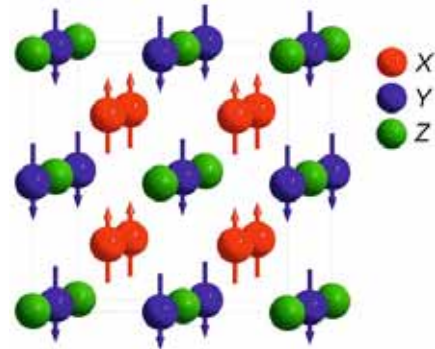
است [۸-۱۳]. این توجه از این واقعیت سرچشمه می‌گیرد که این ترکیبات نه تنها فرومغناطیس‌های قوی هستند بلکه بسیاری از این ترکیبات خاصیت ویژه نیم‌فلزی نیز از خود نشان می‌دهند. همچنین دمای کوری بالای این ترکیبات عاملی جداگانه برای جذب محققین است. دسته‌ای از مطالعات صورت گرفته بر این مواد به بررسی تأثیر جانشینی اتم‌های مختلف بر خواص ساختاری، مغناطیسی و نیم‌فلزی نمونه‌ها مربوط می‌شود. فرمول شیمیایی ترکیبات هویسلر در حالت کلی به

خانواده ترکیبات هویسلر با بیش از یک هزار عضو توجه بسیاری از محققین را به خود جلب کرده است. بروز ویژگی‌های فیزیکی متعدد از قبیل ویژگی نیم‌فلزی، ویژگی‌های مغناطیسی متنوع، اثر حافظه‌شکلی [۱ و ۲]، اثر مغناطوگرمایی [۳-۵] و مغناطومقاومت بزرگ [۶ و ۷] از یک سو و سادگی فیزیک حاکم بر آنها دلیل توجه گسترده به این ترکیبات است. در دو دهه اخیر توجه فراوانی به ترکیبات هویسلر بر پایه کبالت و آهن معطوف شده

غیراستوکیومتریکی و اثر مرزخانه‌ها به عنوان دلیل این عدم تطابق ذکر شده است [۱۵]. بررسی هر یک از این عوامل می‌تواند به بهبود شناخت نسبت به ساختار مغناطیسی این ترکیبات و همچنین توانایی کنترل و بهبود ویژگی‌های مغناطیسی آنها منجر شود. در این بین مطالعه اثر بی‌نظمی بلوری بر ویژگی‌های مختلف این ترکیبات بیشتر مورد توجه بوده است [۱۶ و ۱۷].

نتایج منتشر شده نشان می‌دهند که روش ساخت ترکیبات هویسلر بر ویژگی‌های فیزیکی، مانند خواص ساختاری، مغناطیسی، الکتریکی و ...، تأثیر مهمی دارد [۱۵]. با توجه به اینکه این ترکیبات فاقد اکسیژن هستند، برای ساخت آنها روش‌ها و فرآیندهای ویژه‌ای باید دنبال شود. به عبارت دیگر ساخت این ترکیب‌ها برخلاف ترکیب‌های مغناطیسی اکسیدی در اتمسفر هوا امکان‌پذیر نیست. یکی از روش‌های مرسوم ساخت آلیاژهای هویسلر روش ذوب قوسی<sup>۱</sup> می‌باشد. در این روش مواد پودری با هم مخلوط شده و در محیط آرگون قرار می‌گیرند. سپس تحت تأثیر القای الکتریکی اتمسفر آرگون پلاسما شده و جریان بالایی را به سمت نمونه هدایت می‌کند، بدین وسیله دمای ماده به شدت افزایش می‌یابد. افزایش دما منجر به ذوب ماده می‌شود. این فرآیند تا جایی ادامه می‌یابد تا فاز مورد نظر ایجاد شود. با توجه به اینکه فرآیند سردسازی در این روش سریع است، معمولاً محصولات به دست آمده بی‌شکل هستند و فرآیندهای تکمیلی مثل بازپخت و یا آلیاژسازی مکانیکی برای ایجاد ساختار بلوری دنبال می‌شود.

در این مقاله به دو موضوع پرداخته شده است. مطالعه تأثیر جایگزینی یکی از اتم‌های کبالت با آهن در ترکیب  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  بر نظم بلوری و ویژگی‌های ساختاری و مغناطیسی نمونه بخش اول کار است. لازم به توضیح است که جانشین کردن اتم‌های  $\text{Co}$  با  $\text{Fe}$  به معنی جابه‌جا کردن اتم‌های موجود در زیرشبکه‌های مغناطیسی است. در بخش دوم کار دو نمونه غیراستوکیومتریکی  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1/2}$  و  $\text{Fe}_2\text{CoGa}_{1/2}$  نیز ساخته شد تا تأثیر اتم‌های اضافی گالیوم در جایگاه غیرمغناطیسی ترکیبات اصلی نیز بررسی شود. ویژگی‌های ساختاری و مغناطیسی این ترکیبات مقایسه شده است تا اطلاعاتی در زمینه گشتاور موضعی و برهم‌کنش‌های موجود بین اتم‌های مغناطیسی به دست آید.



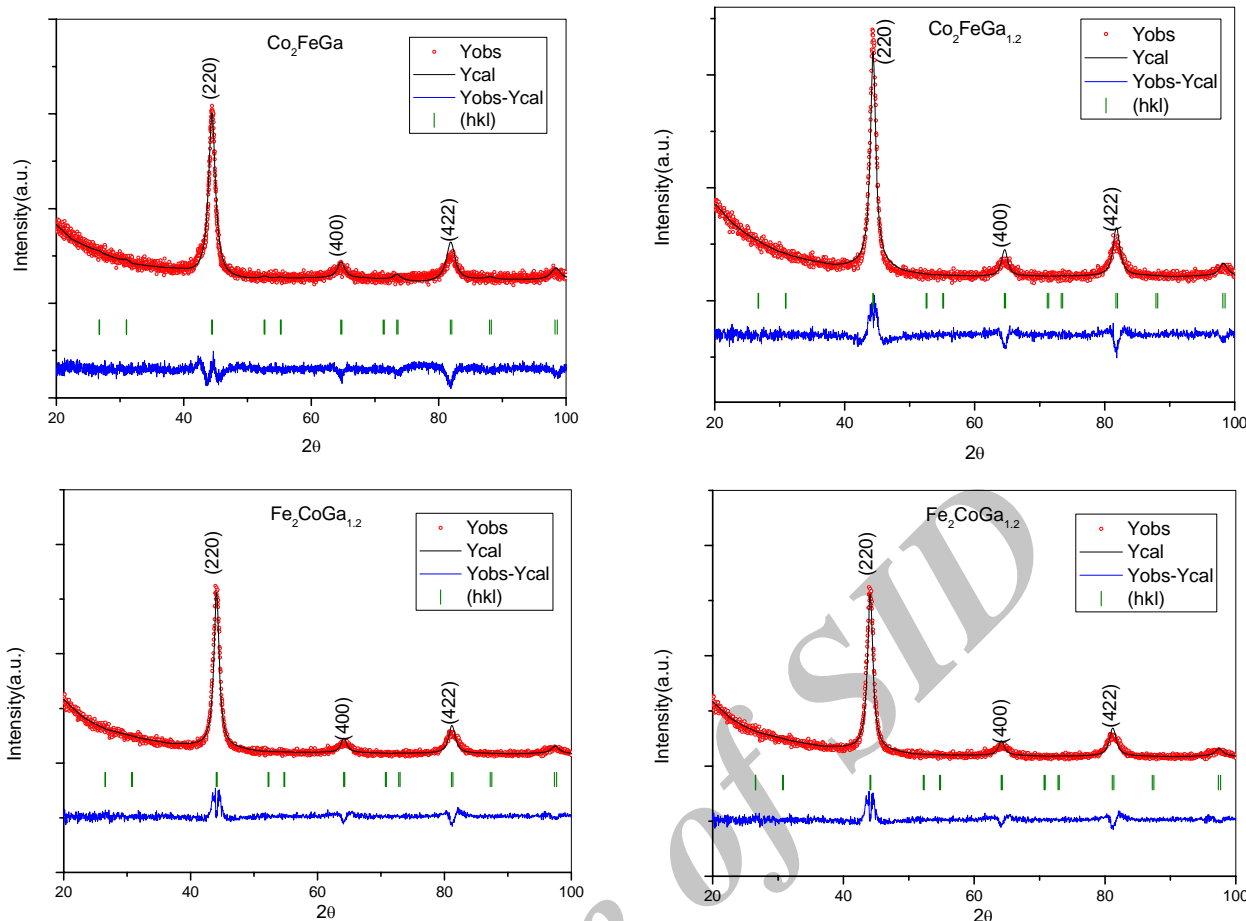
شکل ۱. (رنگی در نسخه الکترونیکی) نحوه چینش اتم‌ها و زیرشبکه‌های مغناطیسی در ساختار بلوری  $L2_1$  [۱۴].

صورت  $X_2YZ$  است که اتم‌های  $X$  و  $Y$  معمولاً از عناصر گروه واسطه بوده و مغناطیسی هستند و اتم غیر مغناطیسی  $Z$  از عناصر گروه اصلی است. ساختار بلوری این ترکیبات در حالت ایده‌آل به صورت چهار شبکه FCC می‌باشد که هر کدام نسبت به دیگری در راستای قطر اصلی به اندازه یک چهارم طول قطر جابه‌جا شده‌اند. و اتم‌های  $X$ ،  $Y$  و  $Z$  با نظم خاصی در این شبکه‌ها جای‌گیری کرده‌اند این ساختار به  $L2_1$  موسوم است. عموماً اتم‌های  $X$  و  $Y$  دو زیر شبکه مغناطیسی را تشکیل می‌دهد که به صورت پادفرومغناطیس جهت‌گیری کرده‌اند. نمونه‌ای از ساختار  $L2_1$  و نظم مغناطیسی مربوطه در شکل ۱ نشان داده شده است. مناسب‌ترین مدل برای توصیف رفتار مغناطیسی این ترکیبات با ساختار مکعبی  $L2_1$ ، رابطه اسلیتر - پائولینگ است. مطابق این مدل مغناطش این ترکیبات با تعداد الکترون‌های ظرفیت به صورت خطی تغییر می‌کند. به عبارتی گشتاور مغناطیسی با رابطه زیر محاسبه می‌شود:

$$m = N_V - 6$$

در واقع گشتاور مغناطیسی متوسط به ازای هر اتم به سادگی از کم کردن عدد ۶ از تعداد الکترون‌های ظرفیت حاصل می‌شود [۱۴]. محاسبات مختلف برای ترکیبات گوناگون مقادیری نزدیک به این محدوده را پیشنهاد می‌کنند [۱۴]. در بسیاری از نمونه‌های ساخته شده به روش تجربی نیز مقادیر به دست آمده به مقدار اسلیتر - پائولینگ نزدیک است. در مواردی نیز مقدار مغناطش اشباع با مقدار پیشنهادی این مدل تطابق ندارد. در این موارد عواملی چون بی‌نظمی‌های بلوری، اثرات

۱. arc-melting



شکل ۲. (رنگی در نسخه الکترونیکی) آنالیز ریتولد نمونه‌های مختلف. نقطه‌ها داده‌های تجربی، خط ممتد داده‌های نظری، خطوط عمودی قله‌های براگ و منحنی زیر خطوط عمودی تفاضل داده‌های تجربی و طیف نظری را نشان می‌دهد.

کاربرد تنگستن استفاده شد. استفاده از جنس کاربرد تنگستن به این دلیل بود که ناخالصی وارد ترکیب نشود. آزمایش پراش پرتو ایکس (XRD) نمونه‌ها انجام شد. به منظور تحلیل داده‌های XRD و بررسی نظم بلوری با کمک نرم‌افزار Full Prof آنالیز ریتولد انجام شد. اندازه بلورک‌ها و کرنش داخلی با استفاده از رابطه ویلیامسون - هال محاسبه شد. همچنین از نمونه‌ها تصویر SEM گرفته شد. حلقه پسماند مغناطیسی نمونه‌ها نیز توسط یک دستگاه مغناطش‌سنج VSM با بزرگی میدان یک تسلا اندازه‌گیری شد.

### ۳. نتایج و بحث

شکل ۲ نتایج آزمایش XRD و آنالیز ریتولد چهار نمونه

### ۲. ساخت و آزمایش‌ها

نمونه‌های  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1+x}$  و  $\text{Fe}_2\text{CoGa}_{1+x}$  ( $x=0,0,2$ ) به روش ذوب قوسی ساخته شدند. در این روش ابتدا مواد اولیه، که فلزات Co، Fe و Ga بودند، با استوکیومتری مناسب توزین شده و در محفظه دستگاه قرار می‌گیرد. سپس اتمسفر داخل محفظه با گاز آرگون جانشین می‌شود. به واسطه اعمال ولتاژ بین الکترود و مواد اولیه گاز آرگون یونیزه شده و پلاسمای آرگون تشکیل می‌شود. پلاسمای آرگون جریان زیادی را از مواد اولیه می‌گذراند که منجر به ذوب مواد می‌شود. این فرآیند سه مرتبه تکرار شد تا محصول همگنی ایجاد شود. به عنوان فرآیند تکمیلی نمونه‌ها به مدت ۱۵ ساعت در اتمسفر آرگون آسیاب شدند. برای این منظور از یک دستگاه آسیاب لرزشی با کاپ‌ها و گلوله‌های از جنس

جدول ۱. چکیده‌ای از ویژگی‌های ساختاری و مغناطیسی نمونه‌ها.

	$\chi^2$	ساختار بلوری	پارامتر شبکه (Pm)	$M_s(\mu_B/F.u.)$	$M_s(\mu_B/F.u.)$ Slater-Pauling
$Co_2FeGa$	۱,۲۵	$L2_1$	۵۷۵,۸	۴,۷۹	۵,۰۰
$Co_2FeGa_{1/2}$	۱,۵۶	$L2_1$	۵۷۶,۱	۴,۳۸	۴,۴۰
$Fe_2CoGa$	۱,۳۴	$L2_1$	۵۷۹,۰	۵,۹۰	۴,۰۰
$Fe_2CoGa_{1/2}$	۱,۳۶	$L2_1$	۵۷۹,۹	۵,۴۶	۳,۴

و اتم‌های X جایگاه‌های هشت وجهی را پر می‌کنند [۱۴]. به عبارتی اتم‌های Y و Z موقعیت‌های بلوری با تقارن یکسان را اشغال می‌کنند. بر این اساس احتمال جای‌گیری عناصر آلاییده در جایگاه Y بزرگ‌تر از X می‌باشد. بنابراین تفاوت شعاع اتمی دو عنصر Y و Z عامل اساسی تغییر رفتار است. در نمونه‌های مورد مطالعه، تفاوت شعاع گالیوم با کبالت شدیدتر از تفاوت نسبت به آهن است و این منجر به تغییر شدیدتر پارامتر شبکه ترکیب  $Fe_2CoGa$  می‌شود. عامل دوم مسئله نظم بلوری است. همان‌گونه که در مقایسه پارامتر  $\chi^2$  مطرح شد در ترکیب  $Co_2FeGa$  افزایش گالیوم منجر به کاهش نظم بلوری می‌شود به عبارتی در ترکیب  $Co_2FeGa$  عناصر مقید هستند در جایگاه‌های مربوط به خود بنشینند. با افزایش گالیوم این قید ضعیف شده و اتم‌های پایه و همچنین گالیوم اضافی در انتخاب جایگاه‌های بلوری آزادی عمل بیشتری دارند، در نتیجه کرنش‌های داخلی در ساختار کاهش می‌یابد. برای بررسی کمی‌تر این موضوع در ادامه اندازه دانه‌ها و کرنش داخلی با استفاده از رابطه ویلیامسون - هال محاسبه شد. این رابطه به صورت زیر بیان می‌شود:

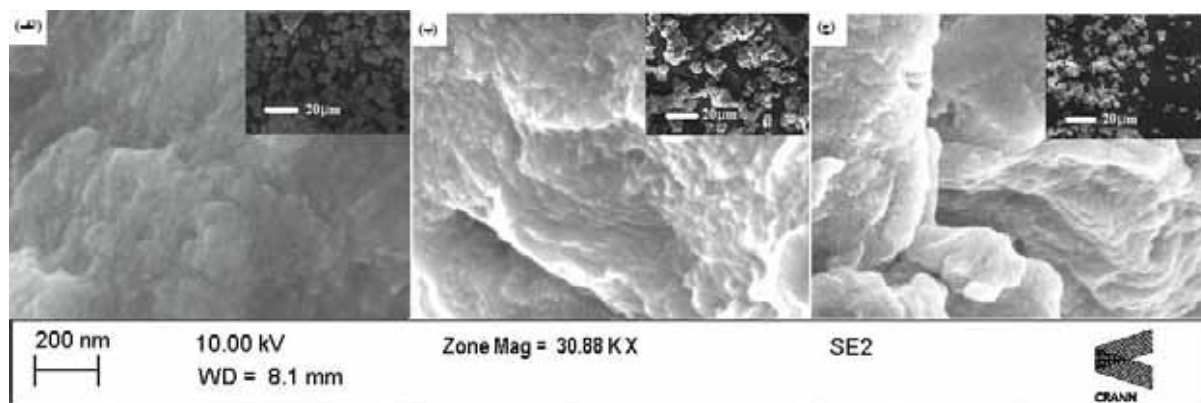
$$B \cos \theta = \frac{0,9\lambda}{D} + 2\varepsilon \sin \theta$$

که در آن  $B$ ،  $\lambda$ ،  $\theta$ ،  $D$  و  $\varepsilon$  به ترتیب نیم‌پهنای قله، طول موج پرتوی X، زاویه براگ، قطر متوسط دانه و کرنش نمونه است. نتایج در جدول ۲ خلاصه شده است. همان‌گونه که انتظار می‌رفت کرنش داخلی نمونه  $Co_2FeGa$  در اثر افزایش گالیوم کاهش یافته است. این کاهش را می‌توان به القای بی‌نظمی در ساختار ارتباط داد. ابعاد بلورک‌ها در تمامی نمونه‌ها کمتر از ۱۰ نانومتر است. جالب اینجا است که الزام نظم بلوری مانع از رشد

$Co_2FeGa$ ،  $Co_2FeGa_{1/2}$ ،  $Fe_2CoGa$  و  $Fe_2CoGa_{1/2}$  را نشان می‌دهد. داده‌های تجربی طیف XRD، طیف محاسباتی تطبیق داده شده توسط نرم‌افزار ریتولد، تفاضل دو الگوی تجربی و محاسباتی و همچنین قله‌های براگ در شکل نمایش داده شده است. نتایج حاصل از آنالیز ریتولد نمونه‌ها در جدول ۱ خلاصه شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود آنالیز ریتولد تأیید می‌کند که تمام نمونه‌ها تک‌فاز هستند. نظم بلوری پیشنهاد شده برای هر چهار نمونه به صورت  $L2_1$  است. پارامتر  $\chi^2$  که معیاری از کیفیت تطابق نتایج تجربی و محاسباتی است در بازه قابل قبولی قرار دارد [۱۸]. با این وجود مقدار پارامتر  $\chi^2$  برای نمونه  $Co_2FeGa_{1/2}$  از سایر نمونه‌ها اندکی بزرگ‌تر است که احتمالاً بیان‌کننده وجود بی‌نظمی‌های جزئی درون ساختار است. در ترکیبات با ساختار  $L2_1$  اگر جرم اتمی عناصر تشکیل‌دهنده ترکیب متفاوت باشد دو قله ابرشبکه (۱۱۱) و (۲۰۰) در زوایای حدود ۲۶ و ۳۱ درجه مشاهده می‌شود. در ترکیبات مورد مطالعه در اینجا به دلیل نزدیک بودن جرم اتمی عناصر کبالت، آهن و ژرمانیوم این قله‌ها بروز چندانی ندارد. اندازه پارامترهای شبکه نمونه‌ها نیز از آنالیز ریتولد به دست آمد. با آرایش Ga و تغییر استوکیومتری نمونه‌ها پارامتر شبکه افزایش می‌یابد. با توجه به بزرگ‌تر بودن شعاع اتمی گالیوم (۱۸۱,۰ پیکومتر) نسبت به آهن (۱۷۲,۰ پیکومتر) و کبالت (۱۶۷,۰ پیکومتر) این افزایش منطقی به نظر می‌رسد. نکته ظریفی که در این میان وجود دارد افزایش شدیدتر پارامتر شبکه در نمونه  $Fe_2CoGa$  با آرایش گالیوم است. دو عامل را می‌توان در رخداد این پدیده مؤثر دانست. عامل اول مسئله تقارن است. در ساختارهای  $X_2YZ$  عناصر Y و Z جایگاه‌های چهاروجهی

جدول ۲. کرنش داخلی و اندازه دانه‌ها برای نمونه‌های مختلف.

	$\text{Co}_2\text{FeGa}$	$\text{Co}_2\text{FeGa}_{1/2}$	$\text{Fe}_2\text{CoGa}$	$\text{Fe}_2\text{CoGa}_{1/2}$
کرنش داخلی	-۰/۰۰۰۹۸	-۰/۰۰۰۷۵	-۰/۰۰۰۷۱	-۰/۰۰۰۷۱
اندازه بلورک‌ها (Å)	۶۷	۸۶	۹۰	۸۷

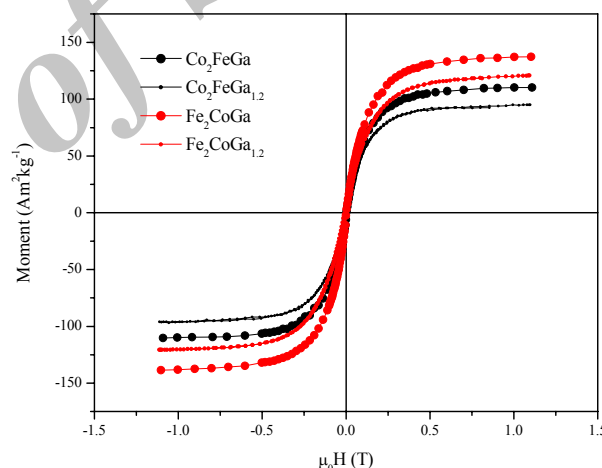


شکل ۳. تصاویر SEM نمونه‌های (الف)  $\text{Fe}_2\text{CoGa}$  (ب)  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  و (ج)  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1/2}$ .

کلوخه‌ای شدن دانه‌های بلوری نانومتری ایجاد می‌شوند. تصاویر SEM با بزرگنمایی بیشتر، این حالت کلوخه‌ای شدن را به نحو مطلوبی به نمایش می‌گذارد. دو ترکیب  $\text{Fe}_2\text{CoGa}$  و  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  از نظر اندازه دانه‌ها و همچنین نحوه اتصال دانه‌ها به یکدیگر نسبتاً همگن به نظر می‌رسند. در ترکیب  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1/2}$  با حضور تخلخل‌های متعدد همگنی کاهش یافته است.

شکل ۴ حلقه پسماند مغناطیسی در دمای محیط را برای نمونه‌های مختلف نشان می‌دهد. همان گونه که ملاحظه می‌شود هر ۴ نمونه یک رفتار نرم مغناطیسی از خود نشان می‌دهند. این نمونه‌ها علاوه بر مغناطش بالا دمای کوری بالایی هم دارند. دمای کوری ترکیب  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  و  $\text{Fe}_2\text{CoGa}$  به ترتیب برابر ۱۱۰۰ و ۹۸۲ کلوین گزارش شده است [۱۹ و ۲۰]. همان گونه که مشاهده می‌شود مغناطش اشباع نمونه با افزایش درصد گالیوم کاهش یافته است. برای مقایسه با منحنی اسلیتر - پائولینگ مقدار مغناطش اشباع بر حسب مگنتون بوهر به ازای واحد فرمولی محاسبه شده و در جدول ۱ گزارش شده است.

رابطه اسلیتر و پائولینگ برای ترکیب  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  مغناطش اشباع برابر با ۵ مگنتون بوهر به ازای واحد فرمولی را به دست



شکل ۴. حلقه پسماند مغناطیسی نمونه‌ها.

سریع ساختار بلوری در ترکیب  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  شده است، در مقابل در نمونه‌های با نظم کمتر  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1/2}$  سرعت رشد بیشتر بوده و اندازه بلورک‌ها بزرگ‌تر است.

شکل ۳ تصاویر SEM سه نمونه پودری  $\text{Fe}_2\text{CoGa}$ ،  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  و  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1/2}$  را در دو مقیاس مختلف نشان می‌دهد. متوسط اندازه ذرات پودری هر دو نمونه  $\text{Fe}_2\text{CoGa}$ ،  $\text{Co}_2\text{FeGa}$  از مرتبه سه میکرون و مقدار این پارامتر برای نمونه  $\text{Co}_2\text{FeGa}_{1/2}$  از مرتبه یک میکرون است. این ذرات پودری از

۳/۸۹ مگنتون بوهر اندازه‌گیری کردند. آنها کمتر بودن مغناطش نسبت به مقادیر محاسباتی را به بروز اثرات ابرپارامغناطیس ارتباط داده‌اند. مقدار اندازه‌گیری شده در نمونه‌های ما برابر ۵/۹۰ مگنتون بوهر است که اندکی کمتر از نتایج محاسبات برای ساختار منظم  $L2_1$  است. در اینجا نیز به نظر می‌رسد بتوان این تفاوت را به بی‌نظمی‌های ساختاری در مرزدهانه‌ها نسبت داد. در نمونه  $Fe_2CoGa_{1.2}$  مغناطش اشباع به ازای واحد فرمولی برابر ۵/۴۶ می‌باشد که ۰/۴۴ واحد از مقدار این پارامتر برای ترکیب  $Co_2FeGa$  کمتر است. از آنجا که اندازه بلورک‌ها برای این دو ترکیب نزدیک به یکدیگر است و از طرف دیگر تفاوت چندانی در نظم بلوری این دو ترکیب وجود ندارد. از میان سه پارامتر مطرح شده برای نمونه‌های برپایه کبالت تنها عامل مؤثر در کاهش مغناطش تغییر در پارامتر شبکه است.

#### ۴. نتیجه‌گیری

نمونه‌های  $Fe_2CoGa_{1+x}$  و  $Co_2FeGa_{1+x}$  ( $x=0,0.2$ ) با نظم بلوری  $L2_1$  به روش ذوب قوسی ساخته شدند. آنالیز ریتولد نشان داد افزایش گالیوم به ترکیب  $Co_2FeGa$  نظم بلوری را کاهش داده و پارامتر شبکه را افزایش می‌دهد. اندازه دانه‌ها با افزایش گالیوم افزایش و کرنش داخلی کاهش می‌یابد. رقابت سه پارامتر نظم بلوری، اندازه دانه‌ها و پارامتر شبکه منجر به کاهش ۰/۴۱ مگنتون بوهری مغناطش اشباع  $Fe_2CoGa_{1.2}$  نسبت به نمونه آلایش نشده می‌شود. مغناطش اشباع نمونه  $Fe_2CoGa$  از پیش‌بینی اسلیتر - پائولینگ بزرگ‌تر است. این مقدار همخوانی خوبی با مقدار به دست آمده از روش‌های محاسباتی دارد. افزودن گالیوم در این نمونه تنها از طریق افزایش پارامتر شبکه به کاهش مغناطش اشباع منجر می‌شود.

#### قدردانی

از آقای پروفیسور مایکل کوی به واسطه فراهم کردن امکان انجام بخش عمده‌ای از تست‌ها در گروه مغناطیس و اسپینترونیک دانشگاه تیرینیتی ایرلند تشکر می‌شود.

می‌دهد. با توجه به مطالعات انجام گرفته بر ترکیبات بر پایه کبالت بی‌نظمی‌های اتمی یکی از عوامل کاهش ممان مغناطیسی نسبت به مقدار اسلیتر - پائولینگ است. به عنوان نمونه وجود فاز ناخالصی با بی‌نظمی از نوع  $B_2$  منجر به کاهش ۳۰ درصدی ممان مغناطیسی در ترکیب  $Co_2CrAl$  شده است [۲۱]. از طرفی کوچک شدن ابعاد و ورود به محدوده نانومتر نسبت سطح به حجم را افزایش می‌دهد. از آنجا که سطوح دانه‌ها نسبت به مغزه به لحاظ ساختاری بی‌نظم‌تر است، مغناطش کمتری نیز دارد. در نتیجه در نمونه‌های با ابعاد نانومتر مغناطش کمتری مورد انتظار است. با توجه به نظم بلوری  $L2_1$  در این ساختار به نظر می‌رسد کمتر بودن ممان مغناطیسی این ترکیب نسبت به پیش‌بینی اسلیتر - پائولینگ به عامل دوم، یعنی اثرات اندازه‌های نانومتری بلورک‌ها مربوط شود. افزایش گالیوم در این ترکیب و رسیدن به ترکیب  $Co_2FeGa_{1.2}$  از سه طریق بر ممان مغناطیسی تأثیر می‌گذارد. اول اینکه حضور گالیوم منجر به القای بی‌نظمی در ساختار شده و مغناطش را کاهش می‌دهد. در مقابل دانه‌های بزرگ‌تر در ترکیب  $Co_2FeGa_{1.2}$  موجب افزایش مغناطش می‌شود. علاوه بر این تغییر جزئی پارامتر شبکه منجر به تغییر فاصله اتم‌های مغناطیسی از یکدیگر شده و برهم‌کنش‌های مغناطیسی را تحت تأثیر قرار می‌دهد. کانداپال و همکارانش [۲۲] با جانشینی در جایگاه غیرمغناطیسی ترکیب‌های  $Co_2FeX$  ( $X = Al, Si$ ) تأثیر پارامتر شبکه را بر ممان موضعی اتم کبالت و آهن مورد مطالعه قرار دادند. آنها کاهش ۱۲ درصدی ممان مغناطیسی موضعی اتم آهن با تغییر پارامتر شبکه را گزارش کرده‌اند. با توجه به بحث‌های فوق رقابت سه عامل ذکر شده تعیین کننده ممان مغناطیسی ترکیب  $Co_2FeGa_{1.2}$  می‌باشد. در رابطه با ترکیب  $Fe_2CoGa$  مدل اسلیتر - پائولینگ مقدار ۴ مگنتون بوهر به ازای واحد فرمولی را برای مغناطش اشباع نشان می‌دهد. با این وجود روش‌های محاسباتی به ترتیب مقادیر ۶/۱۷ و ۵/۲۷ مگنتون بوهر به ازای واحد فرمولی را برای ساختارهای منظم  $L2_1$  و بی‌نظم به دست می‌دهند [۲۳]. همچنین وانگ و همکارانش [۲۴] مقدار مغناطش اشباع را برای نمونه نانوپودری این ترکیب برابر با

## مراجع

- Phys.* **105** (2009) 07B109.
14. T Graf, C Felser, and S Stuart, *Progress in Solid State Chemistry* **39** (2011) 1.
  15. M Hakimi, P Kameli, and H Salamati, *J. Magn. Magn. Mater.* **322** (2010) 3443.
  16. V A Oksenenko, V A Kulagin, Y V Kudryavtsev, J Dubowik, I Goscianska, Y N Troshchenkov, *J. Magn. Magn. Mater.* **316** (2007) e407.
  17. P Bruski, K – J Friedland, R Farshchi, J Herfort, and M Ramsteiner, *Solid State Communications* **152** (2012) 1131.
  18. H M Rietveld, *Acta Cryst.* **22** (1967) 151.
  19. K Kobayashi, K Ishikawa, R Y Umetsu, R Kainuma, K Aoki, and K Ishida, *J. Magn. Magn. Mater.* **310** (2007) 1794.
  20. R Ducher *et al.*, *J. Alloy. Compd.* **437** (2007) 93.
  21. K Kobayashi, R Y Umetsu, R Kainuma, K Ishida, T Oyamada, A Fujita, and K Fukamichi, *Appl. Phys. Lett.* **85** (2004) 4684.
  22. H C Kandpal, G H Fecher, and C Felser, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **40** (2007) 1507.
  23. A Dannenberg, M Siewert, M E Gruner, M Wuttig, and P Entel, *Phys. Rev. B* **82** (2010) 214421.
  24. C Wang, F Casper, T Gasi, V Ksenofontov, B Balke, G H Fecher, C Felser, Y K Hwu, and J J Lee, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **45** (2012) 295001.
  1. R Kainuma *et al.*, *Nature* **439** (2006) 957.
  2. T Krenke *et al.*, *Phys. Rev. B* **75** (2007) 104414.
  3. T Krenke, E Duman, M Acet, E F Wassermann, X Moya, L Mañosa, and A Planes, *Nature Materials* **4** (2005) 450.
  4. Z D Han, D H Wang, C L Zhang, S L Tang, B X Gu, and Y W Du. *Appl. Phys. Lett.* **89** (2006) 182507.
  5. V K Sharma, M K Chattopadhyay, and S B Roy, *J. Phys. D* **40** (2007) 1869.
  6. S Y Yu, Z H Liu, G D Liu, J L Chen, Z X Cao, G H Wu, B Zhang, and X X Zhang, *Appl. Phys. Lett.* **89** (2006) 162503.
  7. V K Sharma, M K Chattopadhyay, K H B Shaeb, A Chouhan, and S B Roy, *Appl. Phys. Lett.* **89** (2006) 222509.
  8. Y Miura *et al.*, *Phys. Rev. B* **69** (2004) 144413.
  9. H Luo *et al.*, *J. Magn. Magn. Mater.* **320** (2008) 1345.
  10. K Inomata *et al.*, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **9** (2008) 014101.
  11. M Hakimi, P Kameli, H Salamati, and A Hasanpour *The Physics Conference of the Physics Society of Iran, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran* (2009).
  12. B Balke, S Wurmehl, G H Fecher, C Felser, and J Kübler, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **9** (2008) 014102.
  13. Y Takamura, R Nakane, and S Sugahara, *J. Appl.*

Archive