

توسعه ورق‌های فوق نازک از آلیاژهای Vicalloy I با افزودن عنصر مولیبدن با تمرکز بر ارتقای خواص مغناطیسی

مریم کمالی اردکانی، سعید حسنی* و علیرضا مشرقی

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد، ایران

(تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۱۱/۲۱؛ تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۱۲/۲۶)

چکیده: در این پژوهش با هدف ارتقای خواص مغناطیسی آلیاژ Vicalloy I، تأثیر افزودن عنصر مولیبدن به عنوان یک عنصر پایدارکننده فاز فریت مورد بررسی قرار گرفت. به این منظور در ابتدا آلیاژی با ترکیب $45\text{Fe}-45\text{Co}-9\text{V}-1\text{Mo}$ ریخته‌گری شد. در ادامه و به منظور بررسی تأثیر زمان عملیات همگن‌سازی، آلیاژ ریختگی در دمای ثابت 1200°C درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های مختلف تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفت. نتایج بررسی‌های انجام شده نشان داد که پس از انجام همگن‌سازی به مدت 10 ساعت، ساختاری کاملاً همگن و یکنواخت با میانگین اندازه دانه‌های $306/48$ میکرومتر به دست آمد. همچنین در ادامه به منظور تولید ورق‌های فوق نازک از این آلیاژ، نمونه‌های همگن شده تحت عملیات نورد گرم و سرد به ترتیب با میزان درصد کاهش ضخامت 83 و $81/5$ درصد قرار گرفتند و در نهایت ورق‌های فوق نازکی به ضخامت 180 میکرومتر به دست آمد. نتایج بررسی‌های فازشناسی نشان داد که انجام فرایندهای نورد گرم و سرد، هر چند تغییرات فازی را به همراه ندارد اما خواص مغناطیسی را تحت تأثیر قرار می‌دهد به گونه‌ای که مغناطش اشباع از $169/94$ emu/g در نمونه ریختگی به $190/33$ emu/g در نمونه نورد سرد شده افزایش می‌یابد. همچنین نیروی پسماندزدای مغناطیسی پس از همگن‌سازی به دلیل تشکیل فاز مارتنزیت به میزان 10 اورستد افزایش یافت اما با انجام عملیات نورد سرد به علت تغییر مؤلفه‌های بافت، این پارامتر مجدد کاهش یافت.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ Vicalloy، همگن‌سازی، ورق‌های فوق نازک، خواص مغناطیسی، مغناطش اشباع.

* مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: hasani@yazd.ac.ir

Development of Vicalloy I Ultrathin Foils with Mo Addition Focusing on the Improvement of Magnetic Properties

M. Kamali-Ardakani, S. Hasani* and A.R. Mashreghi

Department of Mining and Metallurgical Engineering, Yazd University, 89195-741 Yazd, Iran

ABSTRACT

In this study, the effect of addition of molybdenum as a ferrite phase stabilizer to Vicalloy I was investigated for enhancing its magnetic properties. Initially, an alloy with a composition of 45Fe-45Co-9V-1Mo was cast. The cast alloy was subjected to homogenization at a constant temperature of 1200 °C for various times to examine the influence of homogenization time. The results indicated that a completely homogeneous structure with an average grain size of 306.48 μm was obtained after homogenization for 10 hours. Furthermore, homogenized samples were subjected to hot and cold rolling processes to produce ultrathin foils of this alloy, resulting in thickness reduction of 83% and 81.5%, respectively, and ultimately yielding foils with a thickness of 180 μm . Phase analysis revealed that while the hot and cold rolling processes did not induce phase changes, the magnetic properties was influenced. Specially, the saturation magnetization increased from 169.94 emu/g in the cast sample to 190.33 emu/g in the cold-rolled sample. Additionally, the coercive force increased by 10 Oe after homogenization due to the formation of a martensitic phase, but decreased again after cold rolling due to the changes in the texture components.

Keywords: Vicalloy; Homogenizing; Ultrathin foils; Magnetic properties; Saturation magnetization.

فهرست علامت‌ها

M_s	مغناطش اشباع	$(BH)_{\max}$	حداکثر انرژی مغناطیسی
T_c	دمای کوری	H_c	نیروی مغناطیس‌زدا یا وادارندگی مغناطیسی
μ	نفوذپذیری مغناطیسی	M_r	مغناطش باقی‌مانده

۱- مقدمه

می‌گیرند (۴). علی‌رغم خواص مطلوب ذکرشده، آلیاژهای Fe-Co به‌طور خاص در حالت منظم دارای انعطاف‌پذیری پایینی هستند و این موضوع سبب شده تا امکان استفاده از این دسته از آلیاژها محدود شود. در دهه‌های اخیر به‌منظور بهبود انعطاف‌پذیری، افزودن عنصر سوم مدنظر قرار گرفته است، که در این بین وانادیوم یکی از بهترین گزینه‌ها به‌شمار می‌رود (۵-۱۲). این عنصر با کند کردن سینتیک واکنش منظم شدن، این دگرگونی را به تعویق انداخته و در نتیجه شکل‌پذیری را بهبود می‌بخشد (۱۳). این در حالی است که افزودن وانادیوم علاوه بر بهبود انعطاف‌پذیری و استحکام، به‌طور قابل‌توجهی سختی مغناطیسی این آلیاژها را افزایش می‌دهد (۴، ۱۴ و ۱۵). این موضوع منجر به ایجاد آلیاژهایی با خواص مغناطیسی نیمه‌سخت می‌شود که در زمینه‌های مختلف مانند ساخت

آلیاژهای Fe-Co از خواص مغناطیسی بسیار خوبی برخوردار هستند، به‌گونه‌ای که دمای کوری^۱ بالا، نفوذپذیری مغناطیسی^۲ مطلوب، ناهمسانگردی مغناطیسی بسیار اندک و اتلاف انرژی کم از مهم‌ترین مشخصه‌های مغناطیسی این دسته از آلیاژها است. این آلیاژها همچنین در محدوده ۳۵-۵۰ درصد وزنی کبالت دارای بالاترین میزان مغناطش اشباع^۳ شناخته شده در بین مواد مغناطیسی نرم هستند (۱ و ۲). بر اساس بررسی‌های صورت گرفته این خواص بی‌نظیر مغناطیسی هنگامی مشاهده می‌شوند که دگرگونی منظم شدن بلند دامنه در کل حجم ماده به وقوع بپیوندد (۳). از این‌رو آلیاژهای Fe-Co به‌طور گسترده‌ای در کاربردهای مختلفی مانند ضبط‌های مغناطیسی، موتورهای ترانسفورماتورها و حسگرهای مغناطیسی مورد استفاده قرار

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ تولید شده در این پژوهش

عنصر	Fe	Co	V	Mo
درصد وزنی	۴۴/۰۷	۴۵/۹۸	۸/۵۲	۱/۰۲

حسگرهای مغناطیسی و آهنرباهای با کارایی بالا کاربرد دارند. از سوی دیگر نتایج بررسی‌های صورت گرفته نشان می‌دهد که عنصر وانادیوم به‌عنوان یک تثبیت‌کننده فاز پارامغناطیس آستنیت در آلیاژهای Fe-Co نقش ایفا می‌کند. بنابراین حضور این عنصر دماهای انتقال $\alpha/\alpha+\gamma$ و $\alpha+\gamma/\gamma$ را کاهش می‌دهد (۱۷-۱۴). افزایش کسر حجمی فاز پارامغناطیس آستنیت، سبب تضعیف M_s می‌شود. از این‌رو جایگزین نمودن تمام یا بخشی از وانادیوم با یک عنصر فریت‌زا می‌تواند از اهمیت بالایی برخوردار باشد. در این بین مولیدن به‌عنوان یکی از عناصر فریت‌زا شناخته می‌شود و این عنصر می‌تواند به‌عنوان یک گزینه بالقوه برای کاهش میزان آستنیت باقیمانده موجود در ساختار مورد استفاده قرار گیرد. از سوی دیگر افزودن این عنصر به‌عنوان یک عنصر چهارم می‌تواند بهبود خواص مکانیکی را نیز به همراه داشته باشد. این در حالی است که تاکنون تولید و توسعه آلیاژهای چهارتایی Fe-Co-V-Mo مورد توجه قرار نگرفته است و لذا هدف از پژوهش حاضر جایگزین نمودن بخشی از عنصر وانادیوم با عنصر مولیدن به‌منظور کاهش همزمان سینتیک دگرگونی منظم شدن و پایداری فاز آستنیت است.

۲- مواد و روش تحقیق

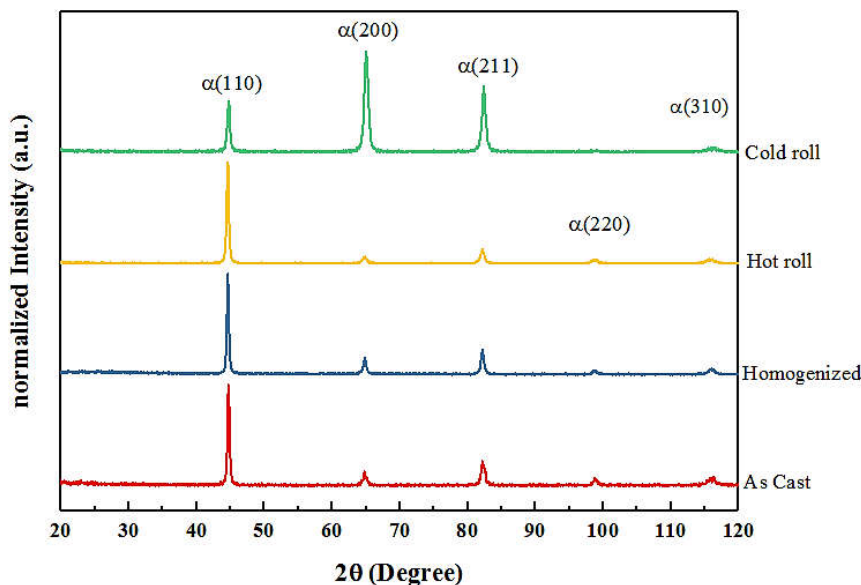
در این پژوهش با استفاده از عناصر با خلوص بالا ($>99.9\%$) آلیاژی با ترکیب اسمی 45Fe-45Co-9V-1Mo با استفاده از فرایند ذوب قوس الکتریکی تحت خلاء^۴ تولید شد. با هدف دستیابی به یک ساختار همگن فرایند ذوب مجدد حداقل چهار مرتبه تکرار شد. همچنین به‌منظور بررسی صحت ترکیب شیمیایی آلیاژ ریختگی، از آزمون طیف‌سنجی پلاسمای جفت شده القایی^۵ استفاده شد که نتیجه آن در جدول (۱) ارائه شده

است. در ادامه، به‌منظور تعیین زمان مناسب فرایند همگن‌سازی، نمونه ریختگی در کوره الکتریکی تحت اتمسفر محافظ گاز آرگون در مدت زمان‌های ۲، ۴، ۶، ۸ و ۱۰ ساعت و در دمای 1200°C تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفت. پس از آن نمونه همگن‌سازی شده در محدوده دمایی 970°C - 900°C در طی ده پاس نورد گرم شد و در این مرحله ضخامت آن از ۶ به ۱ mm کاهش یافت. همچنین به‌منظور کاهش ضخامت ورق تا $180\ \mu\text{m}$ و تولید ورق‌های فوق نازک از این آلیاژ، نمونه نورد گرم شده تحت عملیات نورد سرد قرار گرفت. پس از آماده‌سازی نمونه‌ها، بررسی‌های ریزساختاری روی نمونه‌های ریختگی و همگن‌شده با استفاده از میکروسکوپ نوری (مدل Olympus PMG 3) انجام شد. در ادامه به‌منظور تعیین فازهای موجود در هر یک از نمونه‌های ریختگی، همگن‌شده و نورد گرم و سرد شده، انجام آزمون پراش پرتو ایکس^۶ با استفاده از دستگاه مدل AW-XDM300 و لامپ مس (با طول موج $1.54184\ \text{\AA}$) در دستور کار قرار گرفت. همچنین جهت بررسی خواص مکانیکی، آزمون ریزسختی سنجی ویکرز^۷ با استفاده از دستگاه سختی‌سنجی مدل MH3 KOOPA با نیروی ۱ kg و زمان نشست ۱۰ ثانیه انجام شد. در نهایت خواص مغناطیسی نمونه‌ها از طریق آزمون مغناطش‌سنج نمونه نوسانی^۸ با استفاده از دستگاه ساخت شرکت مغناطش پژوه کاشان مورد بررسی قرار گرفت.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی‌های فازشناسی

در شکل (۱) الگوهای XRD مربوط به نمونه‌های ریختگی، همگن و نورد گرم و سرد ارائه شده است. با توجه به نتایج ارائه شده به‌خوبی مشاهده می‌شود که ریزساختار آلیاژ در تمامی

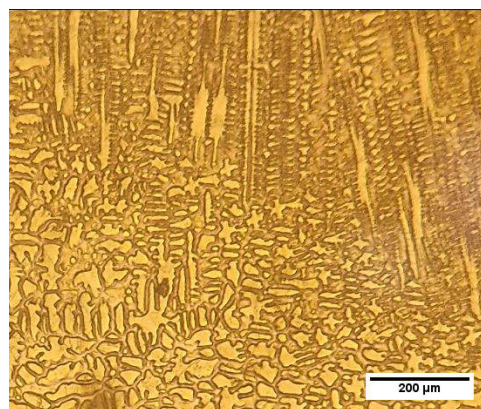


شکل ۱- الگوهای XRD مربوط به نمونه‌های ریختگی، همگن شده (در دمای °C ۱۲۰۰ به مدت ده ساعت)، نورد گرم و نورد سرد شده.

خوبی مورد پذیرش قرار گرفته است که در صورت انجام فرایند آلیاژسازی مناسب در حین ریخته‌گری، مدت‌زمان همگن‌سازی نیز بر فازهای موجود در آلیاژ تأثیری نخواهد داشت (۱۹). با این وجود ذکر این نکته حائز اهمیت است که علی‌رغم عدم تغییر ترکیب شیمیایی و نوع فازهای پایدار، شدت قله‌ها در نمونه نورد سرد شده نسبت به سایر نمونه‌ها متفاوت است که این موضوع به نحوه توزیع دانه‌های بلوری و جهت‌گیری آن‌ها بستگی دارد. در همین راستا در بررسی که توسط حسنی و همکارانش (۱۴) انجام پذیرفت، تغییر مؤلفه‌های بافت در آلیاژهای مشابه در حین انجام فرایند مکانیکی به‌خوبی نشان داده شد. با توجه به این موضوع در آلیاژ مورد بررسی نیز قطعاً در نتیجه انجام فرایندهایی مانند نورد سرد مؤلفه‌های بافت دستخوش تغییر می‌شوند.

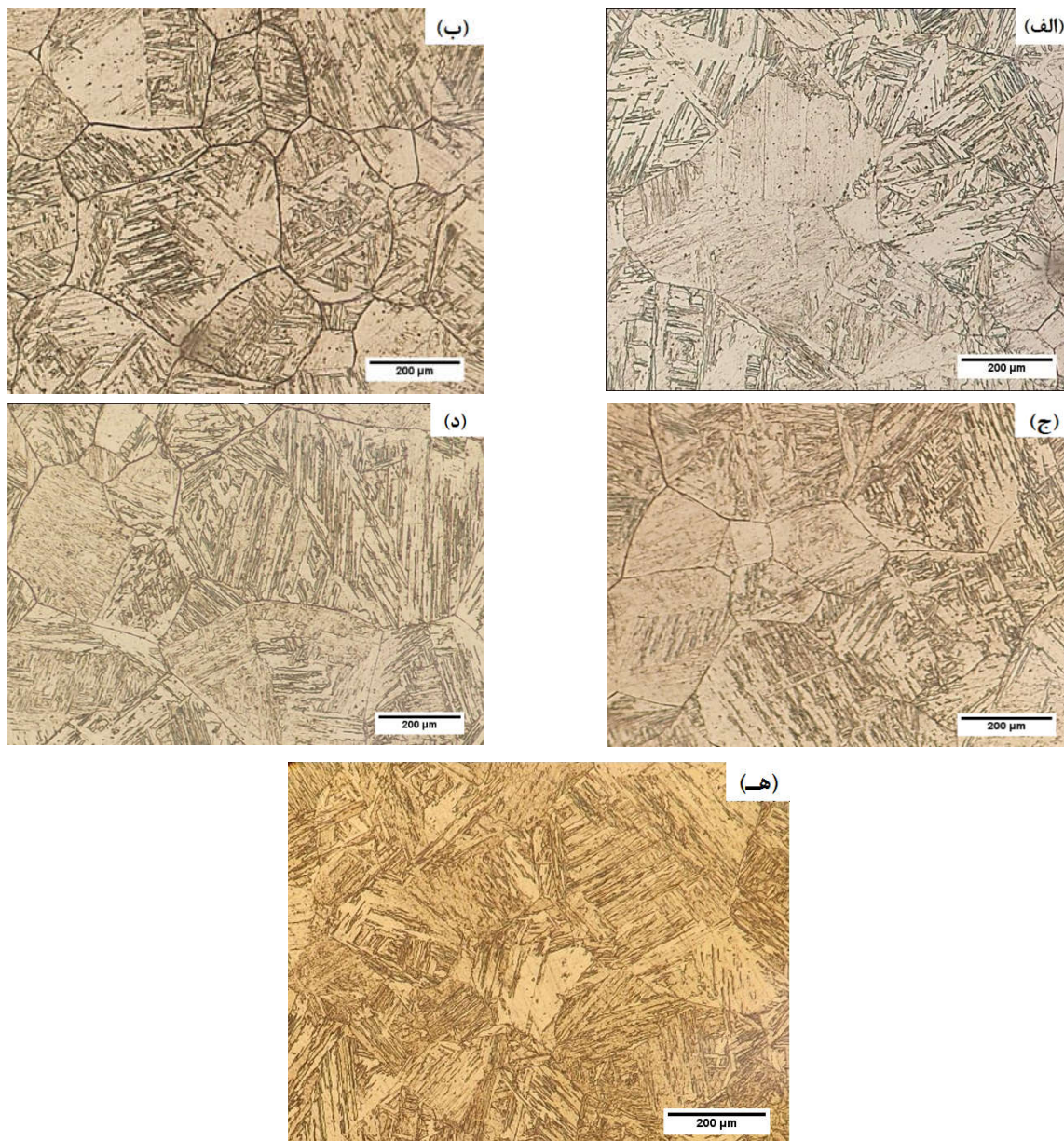
۳-۲- بررسی‌های ریزساختاری

به‌منظور بررسی تأثیر زمان عملیات همگن‌سازی بر ساختار و خواص آلیاژ Fe-Co-V-Mo، ریزساختار نمونه‌های همگن‌سازی شده در زمان‌های مختلف مورد مطالعه قرار گرفت. در شکل (۲) ریزساختار نمونه ریختگی ارائه شده است. همان‌گونه که در



شکل ۲- تصویر نوری از ریزساختار دندریتی و غیر همگن در نمونه ریختگی.

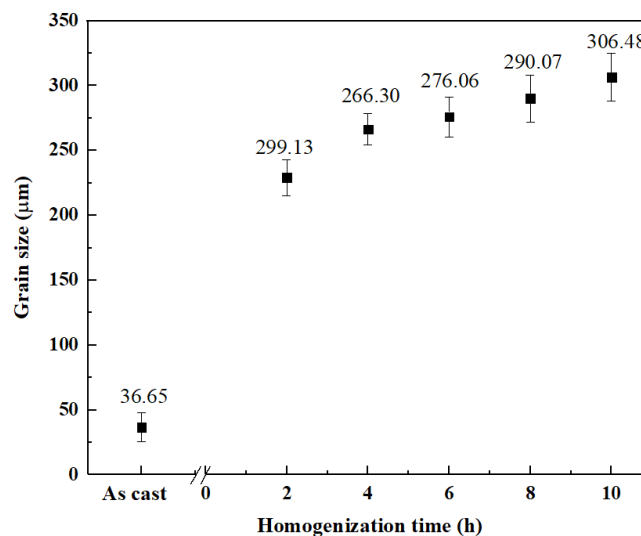
شرایط تنها شامل فاز α است و اثری از حضور فازهای ثانویه نیز در آن‌ها مشاهده نمی‌شود. یکسان بودن فازهای موجود در شرایط قبل و بعد از همگن‌سازی و نورد نشان‌دهنده عدم تأثیر عملیات همگن‌سازی و نورد در ایجاد یا حذف فازهای موجود است. نتایج بررسی‌های محققین روی آلیاژی با ترکیب Zn-22Al نیز نشان داد که علاوه بر فرایند همگن‌سازی، سرعت سرد شدن نیز هیچ تأثیری بر تشکیل فازهای جدید و یا حذف فازهای موجود ندارد و تنها ممکن است شکل ظاهری ریزساختار را تغییر دهد (۱۸). همچنین این موضوع نیز به



شکل ۳- تصاویر نوری از ریزساختار نمونه‌های همگن‌سازی شده در دمای 1200°C به مدت زمان‌های (الف) ۲، (ب) ۴، (ج) ۶، (د) ۸ و (ه) ۱۰ ساعت.

دانه‌های نامنظم تغییر می‌کند. این موضوع نشان می‌دهد که حداقل از نظر ریزساختاری نمونه ریختگی شده غیر همگن است و برای بهبود خواص نیاز به عملیات همگن‌سازی دارد. با این منظور نمونه ریختگی در دمای 1200°C به مدت زمان‌های ۲، ۴، ۶، ۸ و ۱۰ ساعت تحت عملیات همگن‌سازی قرار گرفت که تصاویر ریزساختاری آن‌ها در شکل (۳) ارائه شده است. همچنین میانگین اندازه دانه‌ها مربوط به نمونه‌های همگن‌سازی

این شکل مشاهده می‌شود ساختار شامل یک بخش دندردیتی و یک بخش شامل دانه‌های نامنظم است که این دانه‌های نامنظم نیز می‌توانند به نوعی معرف یک ساختار دندردیتی با شکل ظاهری و طول تیغه‌های متفاوت باشد. ذکر این نکته حائز اهمیت است که بخش کاملاً دندردیتی از نواحی اطراف قطعه و در مجاورت با قالب تهیه شده است، درحالی‌که با حرکت به سمت مرکز نمونه، شکل ظاهری دانه‌ها به صورت همان

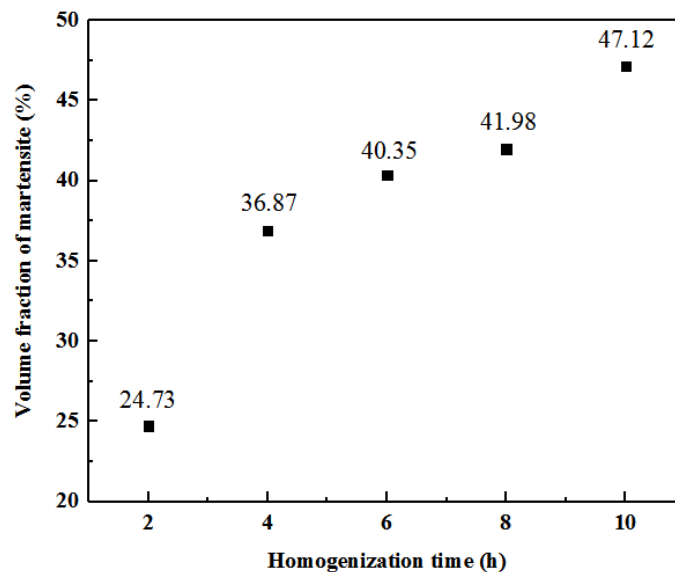


شکل ۴- میانگین اندازه دانه‌های مربوط به نمونه‌های ریختگی و همگن‌سازی شده در زمان‌های مختلف.

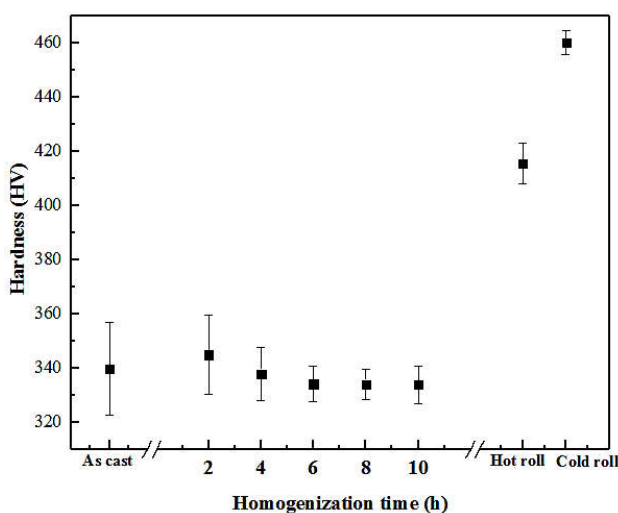
پذیرش است.

از سوی دیگر در تمامی نمونه‌های همگن‌سازی شده تیغه‌های مارتنزیتی در دانه‌ها مشاهده می‌شوند که افزایش زمان موجب توزیع مناسب و یکنواخت‌تر آن‌ها شده است. کسر حجمی مارتنزیت برای نمونه‌های همگن شده در زمان‌های مختلف با استفاده از نرم‌افزار MIP محاسبه گردیده است که نتایج آن در شکل (۵) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش زمان همگن‌سازی کسر حجمی مارتنزیت با شیب مثبت از ۲۴/۷۳٪ در زمان ۲ ساعت به ۴۷/۱۲٪ در زمان ۱۰ ساعت افزایش می‌یابد. با توجه به دیاگرام فازی Fe-Co (۲۰)، آلیاژهای Fe-Co بسته به میزان کبالت خود در دمای °C ۱۲۰۰ در ناحیه تک فاز γ یا ناحیه دوفازی $\gamma + \alpha$ قرار دارند و لذا با انجام عملیات همگن‌سازی در این دما و سریع سرد شدن، فاز γ طی یک دگرگونی غیر نفوذی به فاز α_2 که یک فاز شبه‌پایدار مارتنزیتی با شبکه مکعبی مرکز پر^۹ و غنی از وانادیوم است، تبدیل می‌شود. فاز جدید α_2 نسبت به فاز α با ساختار BCC سختی بالاتری دارد که تفاوت سختی این دو فاز در شکل (۶) نشان داده شده است. در این شکل، ناحیه ۱ روی تیغه مارتنزیتی (منطقه با سختی بالاتر) و ناحیه ۲ روی زمینه (منطقه با سختی پایین‌تر) قرار دارد (۲۱ و ۲۲).

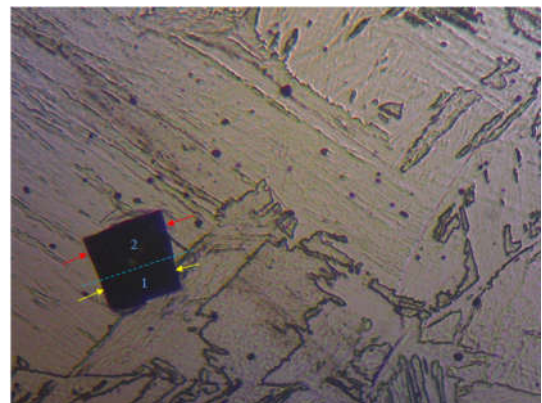
شده به کمک نرم‌افزار Image J اندازه‌گیری شد که نتایج آن در شکل (۴) ارائه شده است. همان‌گونه که در تصاویر ارائه شده در شکل (۳) مشاهده می‌شود پس از انجام عملیات همگن‌سازی غیر یکنواختی ساختار از بین می‌رود و یک ساختار کاملاً همگن به دست می‌آید. به هر حال باید توجه داشت که در چنین شرایطی رشد دانه‌ها نیز امری اجتناب‌ناپذیر است. همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده می‌شود میانگین اندازه دانه‌ها از ۳۶/۶ در حالت ریختگی به ۲۲۹/۱ μm پس از دو ساعت همگن‌سازی افزایش می‌یابد. هر چند بعد از سپری شدن ۲ ساعت از عملیات همگن‌سازی میانگین اندازه دانه‌ها به شدت افزایش می‌یابد اما ساختار همچنان به صورت کامل همگن نیست و همان‌طور که در شکل (۳-الف) نیز مشاهده می‌شود اختلاف بین اندازه دانه‌ها بسیار زیاد است که این موضوع تا مدت زمان ۸ ساعت همچنان مشاهده می‌شود، اما بعد از گذشت ۱۰ ساعت (شکل ۳-ه) دانه‌ها با توزیع و اندازه یکنواختی در ساختار قابل مشاهده هستند. از سوی دیگر با افزایش زمان فرایند همگن‌سازی سرعت رشد دانه‌ها کاهش می‌یابد به گونه‌ای که با افزایش زمان فرایند همگن‌سازی از ۴ به ۱۰ ساعت تنها حدود ۲/۵ درصد افزایش می‌یابد و لذا این افزایش زمان به منظور دستیابی به ساختاری همگن‌تر قابل



شکل ۵- تأثیر زمان عملیات همگن‌سازی بر کسر حجمی فاز مارتنزیت تشکیل شده.



شکل ۷- سختی نمونه‌های ریختگی و همگن‌سازی شده در زمان‌های مختلف.

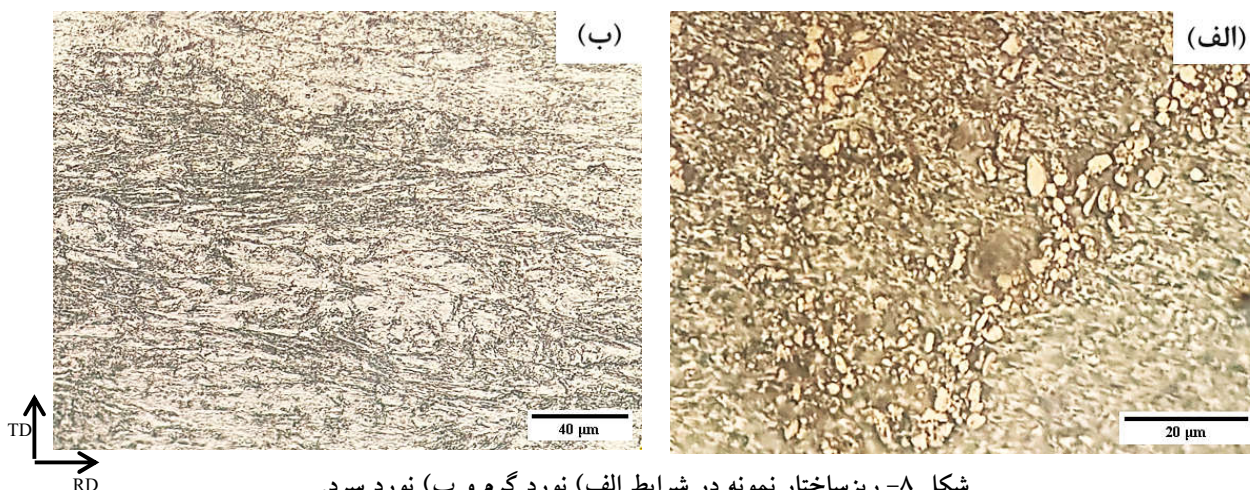


شکل ۶- قطر اثر فرورونده در آزمون میکروسختی ویکرز در فصل مشترک تیغه مارتنزیتی و زمینه.

کاهش می‌یابد که افزایش میانگین اندازه دانه‌ها می‌تواند از دلایل آن باشد.

با ارائه نتایج تأثیر زمان همگن‌سازی، تأثیر عملیات نورد گرم و سرد بر ریزساختار نیز مورد ارزیابی قرار گرفت که نتایج آن در شکل (۸) ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود در نمونه نورد گرم به علت قرارگیری در دمای بالا (970°C) و وقوع تبلور مجدد دینامیکی، ریزساختار شامل دانه‌های

نتایج آزمایش سختی‌سنجی ویکرز بر روی نمونه ریختگی و نمونه‌های همگن‌شده در زمان‌های مختلف در شکل (۷) ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود سختی نمونه در حالت ریختگی HV $339/52$ است که پس از دو ساعت همگن‌سازی مقدار آن به HV $344/84$ افزایش یافته است که علت آن به تشکیل ساختار مارتنزیتی مرتبط است. این در حالی است که با افزایش زمان فرایند، سختی با شیب بسیار ملایمی



شکل ۸- ریزساختار نمونه در شرایط الف) نورد گرم و ب) نورد سرد.

می‌کند اما متغیرهایی مانند M_F ، H_c و $(BH)_{max}$ به ساختار وابسته است و با تغییر عواملی چون ناهمسانگردی و چگالی عیوب ساختاری مانند مرزخانه‌ها تغییر می‌کند (۲۳ و ۲۴).

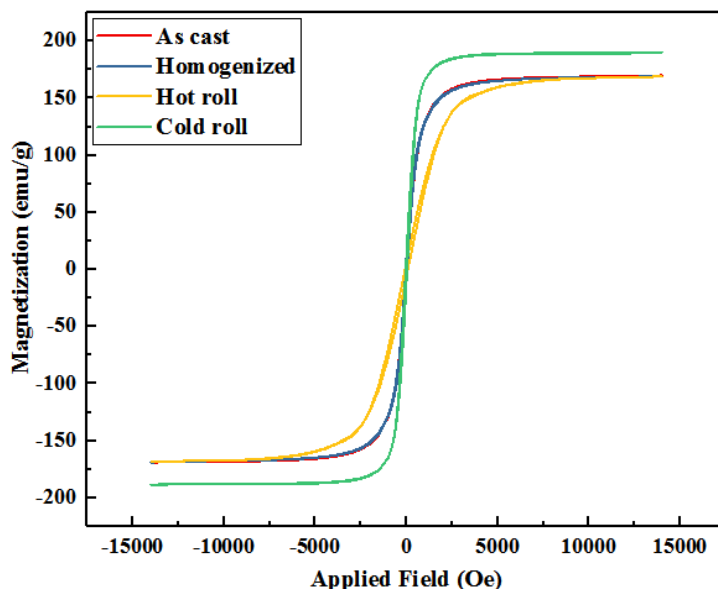
به منظور بررسی کمی پارامترهای مغناطیسی، نتایج بررسی‌های مغناطش‌سنجی این نمونه‌ها در جدول (۲) ارائه شده است. همان‌طور که ملاحظه می‌شود در اثر عملیات همگن‌سازی و فرایند نورد گرم تغییر قابل ملاحظه‌ای در M_s مشاهده نشده است که به معنی عدم تغییر در کسر حجمی فازهای غیرمغناطیسی است. این در حالی است که H_c در طی فرایند همگن‌سازی و نورد گرم افزایش یافته است که به علت حضور فاز مارتنزیت و وجود مرزهای بین فازی است که این مرزها باعث کاهش تحرک حوزه‌های مغناطیسی و در نهایت افزایش H_c می‌شوند.

با انجام فرایند نورد سرد چگالی عیوب ساختاری افزایش می‌یابد و از سوی دیگر دانه‌ها در جهت نورد کشیده می‌شوند و ناهمسانگردی افزایش می‌یابد، لذا انتظار می‌رود که M_s کاهش و H_c افزایش یابد ولی مطابق با جدول (۲) مشاهده می‌شود که پس از انجام عملیات نورد سرد، مقدار M_s از ۱۶۹/۰۱ به ۱۹۰/۳۳ emu/g افزایش و H_c از ۲۹/۶۶ به ۲۷/۷۰ Oe کاهش می‌یابد. علت این موضوع می‌تواند تجزیه فازهای مارتنزیتی در داخل ساختار در حین نورد سرد باشد. البته ذکر این نکته حائز اهمیت است که شدت قله‌ها در الگوهای پراش (شکل ۱) نیز

تبلور مجدد یافته است. این در حالی است که در شکل (۸-ب) که تصویر مربوط به نمونه نورد سرد شده ارائه شده است تأثیر کار مکانیکی سرد بر ریزساختار و ایجاد دانه‌های کشیده شده در راستای نورد به خوبی مشاهده می‌شود. به واسطه تغییرات ساختاری در حین عملیات نورد، سختی نمونه نیز به شدت تحت تأثیر قرار گرفته است. با توجه به شکل (۷) در اثر عملیات نورد گرم به علت وقوع تبلور مجدد و قرار گرفتن نمونه تحت تنش، سختی نسبت به حالت همگن به شدت افزایش یافته است. همچنین پس از انجام عملیات نورد سرد نیز افزایش سختی نسبت به نمونه نورد گرم مشاهده می‌شود که علت آن انجام فرایند نورد سرد در دمای پایین‌تر از دمای تبلور و در نتیجه افزایش سختی نمونه است.

۳-۳- بررسی خواص مغناطیسی

منحنی‌های پسماند مربوط به نمونه‌های ریختگی، همگن‌شده در دمای 1200°C به مدت ده ساعت و همچنین نمونه‌های نورد گرم و سرد در شکل (۹) نشان داده شده است. در منحنی پسماند متغیرهای مغناطیسی مانند M_s ، نیروی مغناطیس‌زدا یا وادارندگی مغناطیسی^{۱۰}، مغناطش باقی‌مانده^{۱۱} و حداکثر انرژی مغناطیسی^{۱۲} برای یک ماده قابل بررسی و استخراج هستند. پارامتر M_s به عنوان یکی از خواص ذاتی ماده تنها با تغییر ترکیب شیمیایی آلیاژ و کسر حجمی فازهای غیرمغناطیسی تغییر



شکل ۹- منحنی‌های VSM مربوط به نمونه‌های ریختگی، همگن‌سازی شده (در دمای °C ۱۲۰۰ به مدت ده ساعت)، نورد گرم و نورد سرد شده.

است منجر به پالایش دانه و تغییر بافت بلوری در این نمونه می‌شود و در نتیجه ریزساختار مطلوب‌تری برای خواص مغناطیسی ایجاد می‌شود. این تغییرات می‌تواند M_r را افزایش دهد و منجر به افزایش این پارامتر در مقایسه با حالت نورد گرم شود. تغییرات $(BH)_{max}$ نیز همانند پارامتر M_r با اختلال در هم‌ترازی حوزه مغناطیسی در نتیجه انجام فرایندهای تغییر شکل و تغییرات ریزساختاری با آن مرتبط است.

به‌منظور انجام یک مقایسه بین خواص مغناطیسی آلیاژ تولید شده در این پژوهش و سایر آلیاژهای مشابه، نتایج در جدول (۲) ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود افزودن یک درصد وزنی عنصر مولیبدن باعث بهبود خواص مغناطیسی و افزایش M_s شده است که علت آن می‌تواند کاهش پایداری فاز پارامغناطیس آستنیت نسبت به دو آلیاژ دیگر باشد. همچنین با مقایسه دو آلیاژ Fe-Co-10V و Fe-Co-7.15V، کاهش در مقدار H_c مشاهده می‌شود که علت این امر به محتوای کمتر وانادیوم در آلیاژ Fe-Co-7.15V مرتبط است. در واقع وانادیوم به دلیل تأثیر بر ریزساختار و افزایش فاز پارامغناطیس آستنیت به افزایش H_c کمک می‌کند. از این‌رو افزودن مولیبدن به این دسته

در حال تغییر هستند و این موضوع می‌تواند شهادتی بر تغییر مؤلفه‌های بافت نمونه باشد. تغییر جهت‌گیری‌های بلوری در نمونه و ایجاد یک بافت مرجح در راستای جهات آسان/سخت مغناطیسی می‌تواند به شدت خواص مغناطیسی نمونه را تحت تأثیر خود قرار دهد که با توجه به نتایج به‌دست آمده این موضوع نیز دور از انتظار نیست.

تغییرات مشاهده شده در M_r را نیز می‌توان به تحولات ریزساختاری رخ داده در حین فرایندهای همگن‌سازی، نورد گرم و سرد ارتباط داد. در طول فرایند همگن‌سازی، آلیاژ تحت حرارت‌دهی قرار می‌گیرد تا ریزساختار یکنواختی در آن ایجاد شود. این عملیات می‌تواند منجر به توزیع مجدد عناصر آلیاژی و حذف نقائص ساختاری شود. در نتیجه در این مرحله M_r به دلیل هم‌ترازی بیش‌تر حوزه‌های مغناطیسی افزایش می‌یابد. هنگامی که آلیاژ در معرض نورد گرم قرار می‌گیرد تغییر شکل در دماهای بالا باعث اختلال در هم‌ترازی حوزه‌های مغناطیسی می‌شود. این اختلال می‌تواند ناشی از دماهای بالا و تنش‌های مکانیکی در طول نورد گرم باشد که منجر به کاهش M_r می‌شود. فرایند نورد سرد که شامل تغییر شکل در دمای اتاق

اما به واسطه تغییر مؤلفه‌های بافت و تشکیل تیغه‌های مارتنزیتی دو متغیر M_r و H_c تغییر کردند. با هدف تولید ورق‌های فوق نازک از این آلیاژ، ضخامت نمونه همگن شده پس از نورد گرم و سرد به ضخامت $180 \mu m$ رسید. نتایج حاصل از بررسی‌های مغناطیسی نشان داد که نه تنها فرایند همگن‌سازی بلکه فرایندهای نورد گرم نیز سبب تغییر M_s نمی‌شود. این در حالی است که H_c در حین فرایند نورد گرم به شدت افزایش یابد، به گونه‌ای که این خاصیت مغناطیسی از $29/66$ در نمونه ریختگی شده به $74/68$ Oe در نمونه نورد گرم شده افزایش یافت. تجزیه مارتنزیت و همچنین تغییر جهت‌گیری‌های بلوری و ایجاد بافت در نتیجه عملیات نورد سرد باعث شد تا مقدار M_s به $190/33$ emu/g افزایش یابد که این مقدار نسبت به سایر آلیاژهای مشابه قبلی به مراتب بالاتر است و این موضوع می‌تواند توسعه کاربردهای آلیاژ تولید شده را به همراه داشته باشد.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان از حمایت و همکاری مسئولین دانشکده مهندسی معدن و متالورژی دانشگاه یزد قدردانی می‌کنند.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

از آلیاژها به عنوان یک عنصر فریت‌زا با کاهش کسر حجمی فاز پارامغناطیس آستنیت می‌تواند H_c را کاهش دهد. دلایل متعدد دیگری چون تشکیل ترکیبات غیرمغناطیسی، تغییرات اندازه دانه و در نتیجه تغییرات دانسیته مرز دانه‌ها نیز می‌تواند در این امر دخیل باشند.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش آلیاژ $45Fe-45Co-9V-1Mo$ با استفاده از کوره تحت خلاء ریخته‌گری شد و عملیات همگن‌سازی در دمای $^{\circ}C$ 1200 به مدت ده ساعت انجام شد. پس از آن نمونه تحت عملیات نورد گرم و نورد سرد قرار گرفت تا ورق‌های فوق نازکی از این آلیاژ با ضخامت $180 \mu m$ به دست آید. مشخصه‌یابی خواص مرحله به مرحله این نمونه‌ها نشان داد که انجام فرایند همگن‌سازی در دمای $^{\circ}C$ 1200 به مدت ده ساعت به حذف ساختار دندریتی و تشکیل یک ساختار همگن منجر می‌شود. همچنین حضور تیغه‌های مارتنزیتی در نمونه‌های همگن شده یکی از تحولات ریزساختاری دیگری بود که در ریزساختار نمونه‌ها مشاهده شد. تشکیل این تیغه‌های مارتنزیتی و از سوی دیگر رشد دانه‌ها در حین فرایند همگن‌سازی، سختی نمونه‌ها را دستخوش تغییر کرد به طوری که در مراحل ابتدایی همگن‌سازی در ابتدا سختی افزایش و پس از آن کاهش یافت، به گونه‌ای که در نهایت و پس از ده ساعت عملیات همگن‌سازی، سختی در حدود $333/8$ HV به دست آمد. این در حالی است که انجام فرایند همگن‌سازی تأثیری بر M_s نداشت.

واژه‌نامه

1. Curie temperature (T_c)
2. magnetic permeability (μ)
3. saturation magnetization (M_s)
4. vacuum arc remelting (VAR)
5. inductively coupled plasma (ICP)
6. X-ray diffraction (XRD)
7. vickers microhardness (HV)
8. vibrating sample magnetometry (VSM)
9. body-centered cubic (BCC)
10. coercive force (H_c)
11. remanent magnetization (M_r)
12. maximum energy product ($(BH)_{max}$)

مراجع

1. Sundar RS, Deevi SC. Soft magnetic FeCo alloys: alloy development, processing, and properties. *Int Mater Rev.* 2005;50(3):157–92. <https://doi.org/10.1179/174328005X14339>
2. Yousefi M, Sharafi S. Structural and Magnetic Characterization of (Fe65-Co35)100-xSix Alloy Obtained by Mechanical Alloying. *J Adv Mater Eng.* 2014;33:105–16. URL: <http://jame.iut.ac.ir/article-1-573-en.html>
3. Ustinovshikov. Y TS. Character of transformations in Fe-Co system. *Mater Sci Eng A.* 1998;248(1–2):238–44. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00506-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00506-1)
4. Hasani S, Shamanian M, Shafyei A, Behjati P, Mostaan H, Sahu P, et al. Electron microscopy study on grain boundary characterizations of Fe-Co-V alloy during annealing. *Vacuum.* 2015;114. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2014.12.025>
5. Ashby JA, Flower HM, Rawlings RD. Gamma phase in an Fe-Co-2%V alloy. *Met Sci.* 1977;11(3):91–6. <https://doi.org/10.1179/msc.1977.11.3.91>
6. Sundar R., Deevi S. Influence of alloying elements on the mechanical properties of FeCo–V alloys. *Intermetallics.* 2004;12(7–9):921–7. <https://doi.org/10.1179/msc.1977.11.3.91>
7. Koster. W, Schmid. H Das Dreistoffsystem Eisen–Kobalt–Vanadin. Teil I: ausbildung des dreistoffsystems bei gehemmter a/c-Umwandlung. *Arch Eisenhuten.* 1955;26:345–53. <https://doi.org/10.1002/srin.195502050>
8. Koster. W, Schmid. H. Das Dreistoffsystem Eisen–Kobalt–Vanadin. Teil II: die ausbildung des dreistoffsystems bei gleichgewicht zwischen α/γ Mischkristallen. *Arch Eisenhuten.* 1955;26:421–5. <https://doi.org/10.1002/srin.195502059>
9. Bennett JE, Pinnel MR. Aspects of phase equilibria in Fe/Co/2.5 to 3.0% V alloys. *J Mater Sci.* 1974; 9(7):1083–90. <https://doi.org/10.1007/BF00552822>
10. Major, R V., Orrock CM. High saturation ternary cobalt-iron basalt alloys. *IEEE Trans Magn.* 1988;24(2):1856–8. <https://doi.org/10.1109/20.11625>
11. Sundar RS, Deevi SC, Reddy BV. High Strength FeCo–V Intermetallic Alloy: Electrical and Magnetic Properties. *J Mater Res.* 2005;20(6):1515–22. <https://doi.org/10.1557/JMR.2005.0206>
12. Sourmail T. Near equiatomic FeCo alloys: Constitution, mechanical and magnetic properties. *Prog Mater Sci.* 2005;50(7):816–80. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2005.04.001>
13. Kamali MR, Karjalainen LP, Mashregi AR, Hasani S, Javaheri V, Kömi J. Reobservations of ferrite recrystallization in a cold-rolled ordered Fe–50Co–10V alloy using the EBSD method. *Mater Charact.* 2019;158:109962. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.109962>
14. Hasani S, Shamanian M, Shafyei A, Behjati P, Szpunar JA, Fathi-Moghaddam M. Nano/sub-micron crystallization of Fe–Co–7.15V alloy by thermo-mechanical process to improve magnetic properties. *Mater Sci Eng B.* 2014;190:96–103. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2014.09.013>
15. Zakharov VM, Libman MA, Estrin EI. On the role of atomic ordering in the formation of a high-coercivity state in iron-cobalt-vanadium alloys. *Phys Met Metallogr.* 2012;113(1):43–7. <https://doi.org/10.1134/S0031918X12010152>
16. Kawahara. K. Effect of additive elements on cold workability in FeCo alloys. *J Mater Sci.* 1983; 18(6):1709–18. <https://doi.org/10.1007/BF00542066>
17. Hasani S, Shamanian M, Shafyei A, Nezakat M, Mostaan H, Szpunar JA. Effect of Recrystallization and Phase Transitions on the Mechanical Properties of Semihard Magnetic FeCo-7.15V Alloy During the Thermomechanical Process. *Metall Mater Trans A.* 2017;48(4):1903–9. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-3954-8>
18. Azad B, Eivani AR, Salehi MT. An investigation of microstructure and mechanical properties of as-cast Zn–22Al alloy during homogenizing and equal channel angular pressing. *J Mater Res Technol.* 2023; 22:3255–69. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.062>
19. A. Foroozmehr, A. Kermanpur, F. Ashrafizadeh YKD. Investigating microstructural evolution during homogenization of the equiatomic NiTi shape memory alloy produced by vacuum arc remelting. *Mater Sci Eng A.* 2011;528:7952–5. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.024>
20. Xiang XD, Wang G, Zhang X, Xiang Y, Wang H. Individualized Pixel Synthesis and Characterization of Combinatorial Materials Chips. *Engineering.* 2015;1(2):225–33. <https://doi.org/10.15302/J-ENG-2015041>
21. Joffe I. Magnetic hardening and anomalous behaviour of Vicalloy. *J Mater Sci.* 1974;9(2):315–22. <https://doi.org/10.1007/BF00550957>
22. Mahajan S, Pinnel MR, Bennet JE. Influence of heat treatments on microstructures in an Fe-Co-V alloy. *Met Trans.* 1974;5(6):1263–72. <https://doi.org/10.1007/BF02646609>
23. Yu RH, Basu S, Zhang Y, Parvizi-Majidi A, Xiao JQ. Pinning effect of the grain boundaries on magnetic domain wall in FeCo-based magnetic alloys. *J Appl Phys.* 1999;85(9):6655. <https://doi.org/10.1063/1.370175>
24. Hasani S, Shafyei A, Shamanian M, Behjati P, Mostaan H, Juuti T, et al. Correlation between magnetic properties and allotropic phase transition of Fe-Co-V alloy. *Acta Metall Sin (English Lett.)* 2015; 28(8). <https://doi.org/10.1007/s40195-015-0294-9>
25. Kamali MR, Mashregi AR, Karjalainen LP, Hasani S, Javaheri V, Kömi J. Influence of microstructure

and texture evolution on magnetic properties attained by annealing of a cold-rolled Fe-Co-10V semi-hard

magnetic alloy. Mater Charact. 2020;169:110591.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110591>