

بررسی تأثیر فسفر بر ریزساختار و خواص مغناطیسی آلیاژهای پایه آهن*

سحر جعفری^(۱) علی بیت‌اللهی^(۲) بیژن افتخاری‌یکتا^(۳) تاداکاتسو اوکوبو^(۴) راغوان گوپالان^(۵)
گیزه‌یر هرزر^(۶) کازوهیرو هونو^(۷)

چکیده

در این تحقیق، خواص مغناطیسی آلیاژهای Fe-P بررسی شده است. بررسی‌ها نشان دادند که پس از انجام یک عملیات حرارتی دو مرحله‌ای، بزرگی نیروی وادارندگی در نمونه‌ها کاهش می‌یابد. افزون بر این، با افزایش مقدار فسفر در آلیاژ، مقاومت ویژه افزایش یافت. بررسی‌های میکروسکوپی نشان دادند که تمامی نمونه‌ها عاری از رسوب‌های Fe₃P هستند و افزایش فسفر منجر به افزایش اندازه‌ی متوسط دانه و در نتیجه، کاهش اتلاف هیستریزیس در نمونه‌ها می‌شود. به این ترتیب، مشخص شد که آلیاژ Fe-1.1at.%P دارای کم‌ترین مقدار اتلاف هیستریزیس، اتلاف جریان‌های گردابی و هم‌چنین، بیش‌ترین مقدار القای اشباع مغناطیسی است.

واژه‌های کلیدی آلیاژهای Fe-P، آهن‌ریایش‌القاء، نیروی وادارندگی، اتلاف هسته‌ای مغناطیسی، ریزساختار.

The Effect of Phosphorous on Microstructure and Magnetic Properties of Fe Based Alloys

S. Jafari A. Beitollahi B. Eftekhari Yekta T. Ohkubo
R. Gopalan G. Herzer K. Hono

Abstract

In the present work, the magnetic properties of Fe-P alloys were investigated. The investigations showed that the magnitude of coercivity decreased by conducting two annealing treatments on samples. Samples having the highest amount of Phosphorous exhibited the lowest resistivity. Microstructural studies revealed that the prepared samples were free from Fe₃P precipitate and the average grain size increased with an increase in the Phosphorous content giving rise to the decrease of hysteresis losses. Furthermore, amongst the whole prepared samples, Fe-1.1at.%P alloy showed the lowest hysteresis loss and eddy current loss as well as the highest magnetic induction.

Key Word Fe-P Alloys, Magnetic induction, Coercivity, Core loss, Microstructure.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۰/۲۱ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۰۲/۸ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول دانشجوی دکتری دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۲) استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۳) دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۴) دانشیار واحد مواد مغناطیسی، مرکز تحقیقات ملی مواد ژاپن.

(۵) دانشیار واحد مواد مغناطیسی، مرکز تحقیقات ملی مواد ژاپن.

(۶) استادیار وکیو ماشملز GmBH آلمان.

(۷) استاد واحد مواد مغناطیسی، مرکز تحقیقات ملی مواد ژاپن.

مقدمه

دسته از مواد نرم مغناطیسی بالاتر است. با این وجود، به علت دشواری‌های مربوط به تهیه هسته‌های مغناطیسی از آلیاژهای مغناطیسی چرخ نواری شده، این دسته از مواد مقرون به صرفه نیستند. به نظر می‌رسد که روش‌های ریخته‌گری و نورد هم‌چنان مناسب‌ترین روش‌های تولید هسته‌های مغناطیسی در ابعاد بزرگ هستند. آنستيو و هم‌کاران [9]، دریافتند که افزودن ۰/۳ تا ۰/۴ درصد وزنی فسفر به قطعات متالورژی پودر آهن-سیلیکون، سبب افزایش قابل توجه نفوذپذیری مغناطیسی و کاهش اتلاف هسته‌ای می‌شود. ولینسکی و کازمار [10]، در بررسی تأثیر میزان فسفر در قطعات متالورژی پودر دستگاه آلیاژی دوتایی آهن-فسفر، دریافتند که با افزایش میزان فسفر، آهن‌ربایش اشباع افزایش می‌یابد. آن‌ها هم‌چنین گزارش کردند که در مقادیر بالای فسفر، رسوب Fe_3P در مرز دانه‌ها موجب افزایش مقاومت الکتریکی می‌شود [11-13].

با وجود تحقیقات قبلی انجام شده، متأسفانه هنوز مطالعه‌ی ریزساختاری/مغناطیسی دقیقی بر روی اثر فسفر بر خواص مغناطیسی آلیاژهای نرم مغناطیس $Fe-P$ انجام نشده است. از این رو، در پژوهش حاضر، خواص نرم مغناطیسی و رابطه‌ی آن‌ها با ریزساختار در آلیاژهای $Fe-0.36\% P$ ، $Fe-0.7\% P$ و $Fe-1.1\% P$ مطالعه و بررسی شده است.

مواد روش‌های آزمایش

آلیاژهای $Fe-P$ ، با استفاده از آهن با خلوص ۹۹/۹۹٪ و آلیاژ مادر Fe_3P با خلوص ۹۹/۹٪ و با ذوب القایی در کوره تحت خلأ به میزان 10^{-1} torr، تهیه شدند. پس از آن، ابتدا نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای $900^\circ C$ نورد داغ و سپس نورد سرد شدند. در پایان نورد سرد و پس از ۲۶ مرحله نورد کلی، ورقه‌هایی با ضخامت ۰/۳ میلی‌متر تهیه شد. در مرحله بعدی، از ورق‌های نورد شده و در جهت

مواد نرم مغناطیس در کاربردهایی که القای مغناطیسی (B) بالا نیاز است، مانند الکترومغناطیس‌ها، موتورها و ترانسفورماتورها، استفاده‌ی زیادی می‌شوند [1,2]. از آنجا که ترانسفورماتورها با جریان‌های متناوب کار می‌کنند، هسته‌ی مغناطیسی در آن‌ها افزون بر القای اشباع مغناطیسی بالا، باید از اتلاف مغناطیسی کمی نیز برخوردار باشد [2]. فولادهای سیلیسیم‌دار به سبب برخورداری از آهن‌ربایش اشباع بالا در حدود ۲ تسلا، به میزان گسترده‌ای در هسته‌های مغناطیسی و تجهیزات مختلف استفاده قرار می‌گیرند [3]. با این وجود، با هدف کاهش مصرف انرژی، دستیابی به اتلاف مغناطیسی کم‌تر در این هسته‌ها هم‌چنان از چالش‌های موجود در این عرصه است. نشان داده شده است که افزایش سیلیسیم باعث بهبود اتلاف مغناطیسی می‌شود، ولی این بهبود رفتار مغناطیسی با افزایش تردی ورق‌های مغناطیسی همراه است [4]. در این خصوص، تأثیر افزوده شدن عناصر مختلف به آلیاژ مذکور بررسی و مطالعه شده است [4]. با این‌حال، تأثیر افزودنی فسفر بر آهن‌ربایش و اتلاف هسته‌ای تا به حال به طور کامل بررسی نشده است.

اخیراً، آلیاژهای پایه آهن نانوساختار به علت برخورداری از اتلاف هسته‌ای پایین، توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند [5,6]. با این وجود، برای این دسته از مواد، القای اشباع مغناطیسی (B_s) کمی و در حدود ۱/۵-۱/۷ تسلا، گزارش شده است [5,6].

گوپالان و هم‌کاران [7]، مقدار B_s را بالاتر از ۱/۹ تسلا و با نیروی وادارندگی نسبتاً کم در نوارهای چرخ نواری شده‌ی $Fe-P$ به دست آورده‌اند. ماکینو و هم‌کاران [8]، هم مقدار B_s بالاتر از ۱/۹۴ تسلا را برای آلیاژهای نانوساختار دستگاه آلیاژی $Fe-Si-B-P-Cu$ گزارش کرده‌اند. این مقدار آهن‌ربایش اشباع، به میزان قابل توجهی از مقادیر گزارش شده‌ی قبلی برای این

میکروسکپ الکترونی عبوری (TEM) مدل Tecnai T20 با قدرت اشعه‌ی 200 kV انجام شد. برای تهیه‌ی نمونه‌های TEM، ابتدا قرص‌هایی به قطر 3 میلی‌متر از نمونه‌ی مورد نظر تهیه شد و سپس، با استفاده از دستگاه الکتروپولیش با ولتاژ 50 V و در دمای ۲۵ °C- و با استفاده از محلول 10% HClO₄ و 90% CH₃OH، سوراخ بسیار کوچکی در مرکز قرص ایجاد شد.

نتایج و بحث

جدول (۱)، نیروهای وادارندگی مربوط به نمونه‌های مورد شده و عملیات حرارتی شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌شود، نیروهای وادارندگی (H_c) نمونه‌های مورد شده در مقایسه با نمونه‌های عملیات حرارتی شده بسیار بزرگترند که علت آن را می‌توان به افزایش نیروی وادارندگی در آهن یا فولاد با کار سرد نسبت داد [1]. عیب‌ها و یا نابجایی‌ها در فلزات موجب افزایش انرژی تلف شده در فرایند آهن‌ریایش به شکل نوعی از انرژی اصطکاکی داخلی می‌شوند و به این ترتیب، سبب به وجود آمدن هیستریزیس و یا نیروی وادارندگی می‌شوند [1]. از آنجا که در این پژوهش فرایند مورد برای تولید ورق‌های نازک به کار گرفته شد، درصدهای بالای تغییر شکل در نمونه باعث به وجود آمدن مقدار زیادی توده‌های نابجایی در نمونه‌ها شده است. افزون بر این، مقایسه‌ی نیروهای وادارندگی نمونه‌های مورد شده با نیروهای وادارندگی نمونه‌های عملیات حرارتی شده نشان‌دهنده‌ی کاهش بسیار چشم‌گیر نیروهای وادارندگی در نمونه‌های عملیات حرارتی در دو مرحله می‌باشد. در شکل (۱-الف)، تصویر میکروسکپ نوری از نمونه‌ی Fe-0.36 at.%P در حالت مورد شده نشان داده شده است که در آن، دانه‌ها در جهت مورد کشیده شده‌اند. شکل (۱-ب)، تصویر میدان روشن TEM مربوط به همین نمونه را نشان می‌دهد. در این تصویر، انبوهی از نابجایی‌ها مشاهده می‌شود.

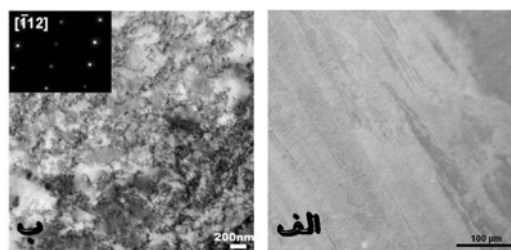
نورد، حلقه‌هایی به قطر خارجی ۲۶ و قطر داخلی ۲۰ میلی‌متر برای انجام آزمون‌های مغناطیسی تهیه شد. ابعاد حلقه‌های تهیه شده، بر اساس نمونه‌های مورد استفاده در موتور ماشین‌های هیبریدی و نمونه‌های صنعتی انتخاب شد. نمونه‌های حلقه‌ای، ابتدا در کوره‌ی مادون قرمز و در دماهای ۸۰۰، ۹۰۰، ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد (تحت خلأ ۱۰^{-۱} torr) به مدت زمان ۱ ساعت برای اولین مرحله عملیات حرارتی (عملیات حرارتی محلول جامد) شدند. سرد شدن نمونه‌ها توسط جریان گاز هلیوم (۳۰۰ cc/min) انجام شد. پس از آن برای از بین بردن تنش‌های ناشی از سریع سرد شدن، نمونه‌ها به مدت زمان ۳۰ دقیقه در دمای ۵۰۰ °C یا ۶۰۰ °C برای دومین مرحله عملیات حرارتی شدند و سپس در کوره آهسته سرد شدند. دماهای عملیات حرارتی مطابق با نمودار فازی آهن-فسفر به گونه‌ای انتخاب شدند که نمونه‌ها تک فاز باشند. نمونه‌های عملیات حرارتی شده در مرحله‌ی اول، به ترتیب با کد "مقدار فسفر+ دمای عملیات حرارتی + F" و نمونه‌های عملیات حرارتی شده در مرحله‌ی اول و دوم با کد "مقدار فسفر + دمای عملیات حرارتی + FP" نشان داده شدند. به منظور مشخص کردن دمای عملیات حرارتی، کد ۸ برای دمای ۸۰۰ °C، کد ۹ برای دمای ۹۰۰ °C، کد ۱۰ برای دمای ۱۰۰۰ °C، کد ۵ برای دمای ۵۰۰ °C و کد ۶ برای دمای ۶۰۰ °C انتخاب شد.

خواص مغناطیسی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه اندازه‌گیری حلقه‌ی پس‌ماند مغناطیسی مدل Iwatsu B-8258 H Analyzer SY با دقت ۱۰ A/m اندازه‌گیری شد. اندازه‌گیری اتلاف هسته‌ای مغناطیسی در 400 T/Hz و با استفاده از وات‌متر انجام شد. مقاومت ویژه‌ی الکتریکی به کمک استاندارد پروب چهار اتصالی اندازه‌گیری شد. بررسی ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکپ نوری مدل Nikon eclipse LV100 و

جدول ۱ نیروهای وادارندگی (H_c) مربوط به نمونه‌های Fe-P

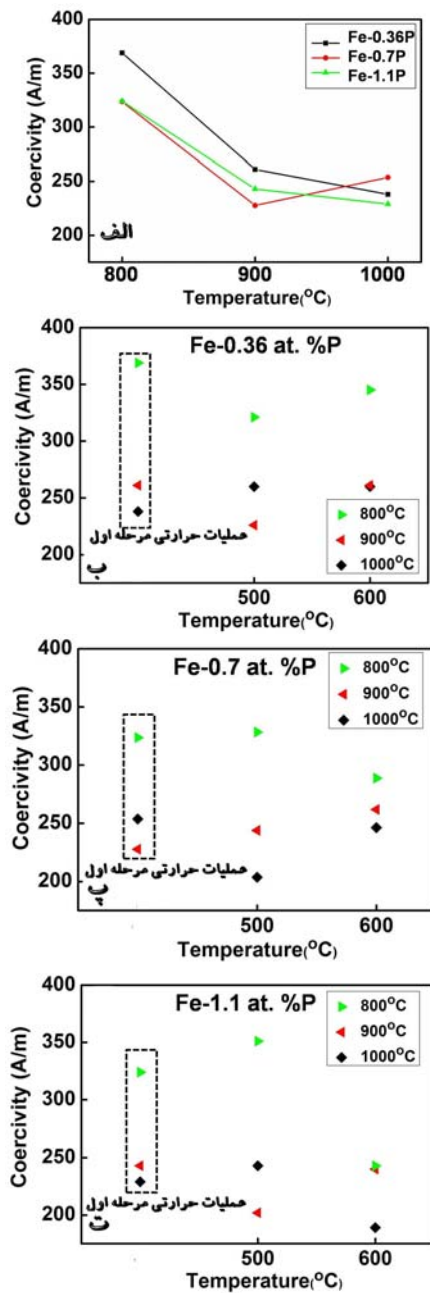
نمونه	شرایط عملیات حرارتی	ترکیب	نیروی وادارندگی (A/m)
As-rolled0.36	...	Fe-0.36 at.%P	905
F8-0.36	800°C/1h	Fe-0.36 at.%P	369
F9-0.36	900°C/1h	Fe-0.36 at.%P	261
F10-0.36	1000°C/1h	Fe-0.36 at.%P	238
FP86-0.36	800°C/1h+600°C/0.5h	Fe-0.36 at.%P	345
FP96-0.36	900°C/1h+600°C/0.5h	Fe-0.36 at.%P	261
FP106-0.36	1000°C/1h+600°C/0.5h	Fe-0.36 at.%P	260
FP85-0.36	800°C/1h+500°C/0.5h	Fe-0.36 at.%P	321
FP95-0.36	900°C/1h+500°C/0.5h	Fe-0.36 at.%P	226
FP105-0.36	1000°C/1h+500°C/0.5h	Fe-0.36 at.%P	260
As-rolled0.7	...	Fe-0.7 at.%P	798
F8-0.7	800°C/1h	Fe-0.7 at.%P	323
F9-0.7	900°C/1h	Fe-0.7 at.%P	228
F10-0.7	1000°C/1h	Fe-0.7 at.%P	254
FP86-0.7	800°C/1h+600°C/0.5h	Fe-0.7 at.%P	289
FP96-0.7	900°C/1h+600°C/0.5h	Fe-0.7 at.%P	262
FP106-0.7	1000°C/1h+600°C/0.5h	Fe-0.7 at.%P	246
FP85-0.7	800°C/1h+500°C/0.5h	Fe-0.7 at.%P	328
FP95-0.7	900°C/1h+500°C/0.5h	Fe-0.7 at.%P	244
FP105-0.7	1000°C/1h+500°C/0.5h	Fe-0.7 at.%P	246
As-rolled1.1	...	Fe-1.1 at.%P	662
F8-1.1	800°C/1h	Fe-1.1 at.%P	324
F9-1.1	900°C/1h	Fe-1.1 at.%P	243
F10-1.1	1000°C/1h	Fe-1.1 at.%P	229
FP86-1.1	800°C/1h+600°C/0.5h	Fe-1.1 at.%P	243
FP96-1.1	900°C/1h+600°C/0.5h	Fe-1.1 at.%P	240
FP106-1.1	1000°C/1h+600°C/0.5h	Fe-1.1 at.%P	189
FP85-1.1	800°C/1h+500°C/0.5h	Fe-1.1 at.%P	351
FP95-1.1	900°C/1h+500°C/0.5h	Fe-1.1 at.%P	202
FP105-1.1	1000°C/1h+500°C/0.5h	Fe-1.1 at.%P	243

شده‌اند. شکل (۲-الف)، وابستگی نیروی وادارندگی، H_c را به دمای عملیات حرارتی مرحله‌ی اول را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، افزایش دمای عملیات حرارتی مرحله‌ی اول کاهش نیروی وادارندگی در مقایسه با نمونه‌های نورد شده را به دنبال داشته است. همان‌طور که قبلاً توضیح داده شد، نمونه‌های نورد شده پُر از توده‌های نابجایی هستند. اطراف هر نابجایی، میدان‌های تنش موضعی وجود دارند که منجر به توزیع ناهمگن کرنش در نمونه شده‌اند. نابجایی‌ها با پدیده‌ی مغناطیسی الاستیک موجب قفل شدن دیواره‌ی سامان مغناطیسی می‌شوند [1]. کاهش نیروی وادارندگی در نتیجه‌ی عملیات حرارتی در دماهای بالا، به از بین رفتن تنش‌های درونی و



شکل ۱ الف) تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌ی Fe-0.36 at.%P در حالت نورد شده، ب) تصویر میدان روشن TEM از همین نمونه

نمودارهای نیروی وادارندگی برحسب در دماهای مختلف عملیات حرارتی مراحل اول و دوم و برای هر سه آلیاژ Fe-0.36 at.%P، Fe-0.7 at.%P و Fe-1.1 at.%P در شکل ۲ نشان داده



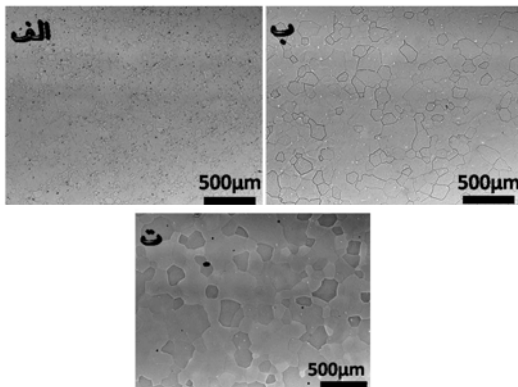
شکل ۲ الف) وابستگی نیروی وادارندگی به دمای عملیات حرارتی در مرحله اول عملیات حرارتی برای آلیاژهای Fe-0.36at.%P، Fe-0.7at.%P و Fe-1.1at.%P. نیروی وادارندگی به صورت تابعی از دمای عملیات حرارتی مرحله دوم (۶۰۰ و ۱۰۰۰°C) برای آلیاژهای (ب) Fe-0.36at.%P، (پ) آلیاژهای Fe-0.7at.%P، (ت) آلیاژهای Fe-1.1at.%P. نتایج نشان داده شده درون مستطیل‌های خط چین، نشان‌دهنده نیروهای وادارندگی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در مرحله اول هستند.

حذف نابجایی‌ها که چگالی آن‌ها در مرحله‌ی نورد افزایش یافته است، نسبت داده می‌شود. به‌طور کلی، افزایش دمای عملیات حرارتی برای یک مقدار ثابت فسفر در این مرحله، منجر به کاهش بیش‌تر نیروی وادارندگی شده است. از این رو، بیش‌ترین کاهش نیروی وادارندگی در مرحله‌ی اول عملیات حرارتی در بالاترین دمای عملیات حرارتی (دماهای ۹۰۰ °C و ۱۰۰۰ °C) مشاهده شد.

همان‌طور که در جدول (۱) مشاهده می‌شود، نیروهای وادارندگی در نمونه‌های نورد شده‌ی ۰/۳۶ as-rolled و ۱/۱ as-rolled، به‌ترتیب برابر با ۹۰۵ A/m و ۶۶۲ A/m اندازه‌گیری شده‌اند. بالاتر بودن نیروی وادارندگی نمونه‌ی ۰/۳۶ as-rolled در مقایسه با نمونه‌ی ۱/۱ as-rolled، احتمالاً به‌دلیل کوچک‌تر بودن اندازه‌ی دانه‌های آلیاژ Fe-0.36at.%P در مقایسه با آلیاژ Fe-1.1at.%P می‌باشد. مقایسه‌ی داده‌های جدول (۱) مشخص می‌کند که عملیات حرارتی مرحله‌ی اول در دماهای بالاتر، منجر به کاهش بیش‌تر نیروی وادارندگی در نمونه‌های نورد شده می‌شود. بر اساس این نتایج، دو دمای ۹۰۰ °C و ۱۰۰۰ °C به‌عنوان مناسب‌ترین دماها برای انجام عملیات حرارتی مرحله‌ی اول در نمونه‌های Fe-P در نظر گرفته می‌شوند.

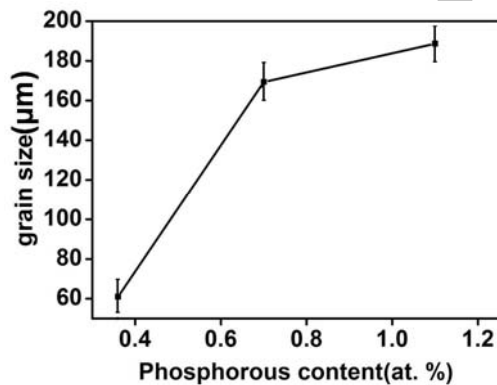
در شکل‌های (۲-ب) تا (۲-ت)، نقش دمای عملیات حرارتی مرحله‌ی دوم در میزان کاهش نیروی وادارندگی برای نمونه‌های Fe-P در حالت نورد شده که برای اولین مرحله عملیات حرارتی شده‌اند، نشان داده شده است. با توجه به شکل‌های (۲-ب) تا (۲-ت) و مقایسه‌ی نیروهای وادارندگی مربوط به نمونه‌هایی که در دو مرحله عملیات حرارتی شده‌اند با نیروهای وادارندگی نمونه‌های نورد شده، می‌توان به این نتیجه رسید که به‌طور کلی نمونه‌هایی که در دو مرحله عملیات حرارتی شده‌اند، کاهش قابل ملاحظه‌ای در نیروی وادارندگی از خود نشان داده‌اند.

مشاهده می‌شوند.



شکل ۴ تصاویرهای میکروسکوپ نوری مربوط به نمونه‌های الف) FP106-۰/۷، ب) FP106-۱/۱ و ت) FP106-۳/۶.

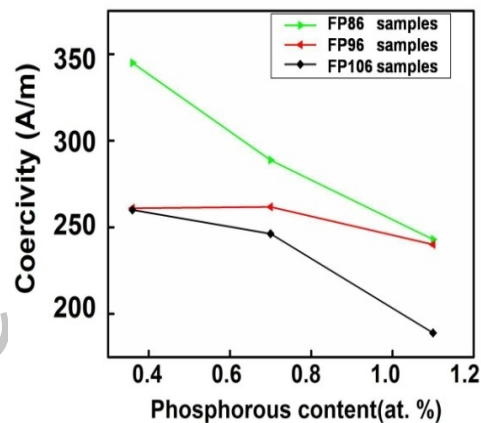
شکل (۵)، رابطه‌ی بین اندازه‌ی متوسط دانه‌ها و غلظت فسفر در نمونه‌های Fe-P را نشان می‌دهد. در این شکل، به‌خوبی مشخص است که اندازه‌ی متوسط دانه‌ها با افزایش میزان فسفر در آلیاژ افزایش می‌یابد (از $60 \mu\text{m}$ در 0.36 at. \% P به تقریباً $190 \mu\text{m}$ در آلیاژ 1 at. \% P).



شکل ۵ ارتباط بین اندازه‌ی دانه و غلظت فسفر در آلیاژهای Fe-P

در تحقیقات قبلی گزارش شده است که افزودن فسفر به فولادهای سیلیسیم‌دار موجب رسوب ترکیب‌های فسفیدی در مرز دانه‌ها، محدود شدن حرکت مرزهای دانه و در نتیجه، کاهش رشد دانه شده است [14]. پارک و هم‌کاران [14]، گزارش کرده‌اند که

شکل (۳)، تغییرات نیروی وادارندگی بر حسب مقدار فسفر برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 800°C ، 900°C و 1000°C به مدت یک ساعت در مرحله‌ی اول عملیات حرارتی و دمای 600°C به مدت نیم ساعت در مرحله‌ی دوم عملیات حرارتی (نمونه‌های FP86، FP96، FP106) را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل دیده می‌شود، به‌ازای مقدار ثابت فسفر، افزایش دمای مرحله‌ی اول عملیات حرارتی منجر به کاهش نیروی وادارندگی در نمونه‌ها شده است.



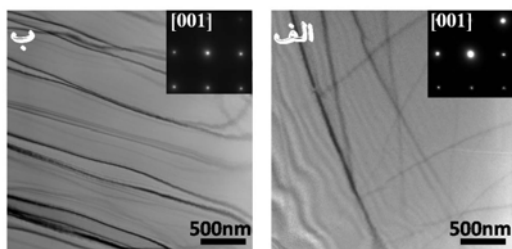
شکل ۳ ارتباط بین نیروی وادارندگی و مقدار فسفر در آلیاژهای 0.36 at. \% P ، 0.7 at. \% P ، 1.1 at. \% P ، عملیات حرارتی شده در دماهای 800°C ، 900°C و 1000°C به مدت یک ساعت در مرحله‌ی اول عملیات حرارتی و دمای 600°C به مدت نیم ساعت در مرحله‌ی دوم عملیات حرارتی (نمونه‌های FP86، FP96 و FP106)

عوامل مختلفی مانند ریزساختار، مگنتواستریکشن و ناهم‌سان‌گردی مغناطیسی بلورین، منجر به تغییر نیروی وادارندگی می‌شوند [1].

در شکل ۴، تصاویرهای ریزساختار به‌دست آمده از میکروسکوپ نوری مربوط به نمونه‌های 0.36 at. \% P ، 1.1 at. \% P ، 1.1 at. \% P و 3.6 at. \% P نشان داده شده‌اند. در هر سه تصویر، نمونه‌های کاملاً بلورین به‌خوبی

و ادارندگی شد. بنابراین، انتظار می‌رود که با افزایش میزان فسفر، نیروی و ادارندگی کاهش یابد. نتایج شکل (۲) این یافته‌ها را تأیید می‌کنند.

ناهم‌سان‌گردی تنش به صورت تغییر ابعاد ماده‌ی فرومغناطیس در آهن‌ربایش تعریف می‌شود و عمدتاً به مقدار تنش‌های باقی‌مانده در نمونه مرتبط است. هر دو عامل ناهم‌سان‌گردی مغناطیسی و تنش‌ی با نیروی و ادارندگی H_c رابطه‌ی مستقیمی دارند و با زیاد شدن هر کدام، نیروی و ادارندگی افزایش می‌یابند [2]. بنابراین، برای کاهش نیروی و ادارندگی باید اولاً از میزان تنش‌های باقی‌مانده در مجموعه کاست تا به این ترتیب، از تأثیر ناهم‌سان‌گردی تنش‌ی بر نیروی و ادارندگی کم شود. با توجه به کاهش قابل ملاحظه‌ی نیروی و ادارندگی با انجام هر دو مرحله‌ی عملیات حرارتی به منظور حذف قابل ملاحظه‌ی نابجایی‌ها در مجموعه که اثر خود را در کاهش نیروی و ادارندگی نشان دادند، به نظر می‌رسد که انجام عملیات حرارتی در این مورد موفق بوده است. دوماً، برای کاهش تأثیر ناهم‌سان‌گردی مغناطیسی بر نیروی و ادارندگی باید انرژی ناهم‌سان‌گردی در مجموعه تا حد ممکن کم شود. با این وجود، باید اذعان کرد که وجود میدان‌های تنش‌ی در نمونه‌ها و عدم اطلاع از نحوه‌ی توزیع این میدان‌ها و تأثیر عملیات حرارتی بر توزیع میدان‌های تنش‌ی، تفسیر دقیق تغییرات نیروی و ادارندگی با دمای عملیات حرارتی را با مشکلاتی همراه می‌کند.



شکل ۶ تصویرهای میدان روشن به دست آمده از TEM مربوط به نمونه‌های: الف) $Fe_3P-0.36$ ، ب) $Fe_3P-1.1$. الگوهای پراش پرتوی ایکس محوره‌ای منطقه‌ای $[001]$ ، در گوشه‌های تصویرها نشان داده شده‌اند

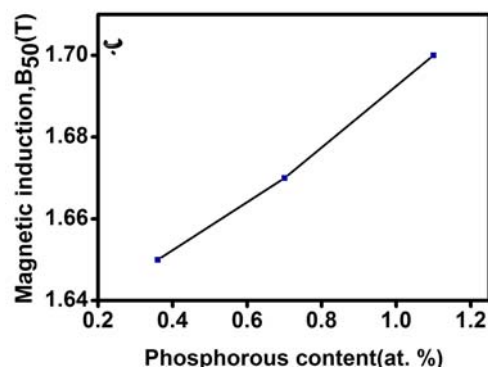
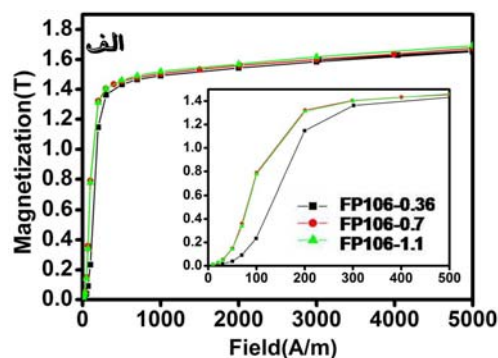
فسفر با حلالیت کم، مستعد به جدایش مرزدانه‌ای است. به این دلیل، افزودن فسفر منجر به رسوب ترکیب‌های فسفیدی از جمله Fe_3P در مرزدانه‌ها می‌شود. رسوب‌های مرز دانه‌ای سبب کند شدن حرکت مرز دانه‌ها می‌شوند و از این طریق، مانع از رشد دانه‌ها می‌شوند. به این ترتیب، رسوب‌های مرز دانه‌ای موجب کاهش اندازه‌ی دانه می‌شوند. تصویرهای TEM از نمونه‌های $Fe_3P-0.36$ و $Fe_3P-1.1$ در شکل ۶ نشان داده شده‌اند. الگوهای پراش پرتوی ایکس از محور منطقه‌ای $[001]$ که در کنار شکل‌ها نشان داده شده‌است، با دارا نبودن نقاط اضافی که از حضور رسوب‌ها در زمینه ناشی شده‌اند، ثابت می‌کنند که فاز دوم به صورت جدایش فازی یا رسوب در نمونه‌ها وجود ندارد و نمونه‌ها تک‌فازی می‌باشند. به نظر می‌رسد که احتمالاً در تحقیق حاضر، زمان عملیات حرارتی (۱ ساعت در مرحله‌ی اول و ۳۰ دقیقه در مرحله‌ی دوم) برای رسوب‌گذاری ترکیب‌های فسفیدی و یا نفوذ فسفر به سمت مرز دانه و جدایش فسفر در مرز دانه کافی نبوده است. بنابراین، حضور فسفر در نمونه‌های مطالعه شده در این پژوهش نه تنها موجب کاهش اندازه‌ی دانه نشده است، بلکه با افزایش آن دانه‌ها رشد بیش‌تری یافته‌اند. همان‌گونه که در شکل (۵) نشان داده شد، افزایش فسفر موجب افزایش اندازه‌ی متوسط دانه‌ها شده است. افزون بر این، عدم جدایش یا رسوب فسفر در مرز دانه‌ها باعث حذف عامل کندکننده‌ی حرکت مرز دانه‌ها شده است و به این ترتیب، افزایش میزان فسفر منجر به رشد دانه‌ها هم شده است. این واقعیت در شکل‌های (۴) و (۵) به خوبی نمایان است. همان‌طور که پیش از این گفته شد، ریزساختار یکی از عوامل مؤثر بر بزرگی نیروی و ادارندگی است. از طرف دیگر، مرزهای دانه یکی از اجزای مهم ریزساختاری و از عوامل قفل‌کننده‌ی دیواره‌ی سامان‌های مغناطیسی به‌شمار می‌آیند. افزایش کسر سطحی مرز دانه‌ها، سبب بالا رفتن نیروی و ادارندگی می‌شود. افزایش اندازه‌ی دانه با افزودن فسفر، موجب کاهش عوامل قفل‌کننده‌ی مرز سامان‌های مغناطیسی و در نتیجه، کاهش نیروی

آهن ربایش اشباع با افزایش مقدار فسفر را گزارش کرده‌اند. مایر [15]، هم گزارش کرده است که آهن ربایش اشباع قطعات آهن خالص تهیه شده با متالورژی پودر می‌تواند با افزودن ۰/۸ درصد وزنی فسفر، از ۱/۶ به ۱/۸ تسلا افزایش یابد. در تحقیقات متالورژی پودر، افزایش آهن ربایش اشباع به افزایش چگالی قطعات متالورژی پودر و در نتیجه، به افزودن فسفر و وقوع تفجوشی در حالت مایع به وسیله‌ی فسفر نسبت داده شده است [10-15]. گفتنی است که تحقیقات بسیار کمی در زمینه‌ی تأثیر افزودنی فسفر بر خواص مغناطیسی ورق‌های فولادهای سیلیسیم‌دار غیر جهت‌دار انجام شده است [14,16,17].

تاناکا و هم‌کاران [16]، گزارش کرده‌اند که القای مغناطیسی با افزایش فسفر به فولادهای سیلیسیم‌دار افزایش می‌یابد. آن‌ها دلیل این افزایش را کاهش شدت بافت {۱۱۲} < ۱۱۱ > در نمونه‌ها بیان کرده‌اند. از آنجا که وجود این بافت خواص مغناطیسی از جمله آهن ربایش القاء را تضعیف می‌کند، کاهش درصد حجمی آن علت اصلی افزایش آهن ربایش القاء در نتیجه‌ی افزودن فسفر تعیین شده است. از سوی دیگر، پارک و هم‌کاران [14]، ادعا کرده‌اند که آهن ربایش القایی با افزایش فسفر کاهش می‌یابد. آن‌ها هم‌چنین ادعا کرده‌اند که افزایش مقدار فسفر منجر به توسعه‌ی بافت {۲۲۲} با حذف بافت {۱۱۰} که برای آهن ربایش آسان < ۱۰۰ > در آن قرار می‌گیرد، می‌شود. در پژوهشی که توسط پارک و هم‌کاران انجام شده است، عملیات حرارتی پس از نورد داغ و قبل از نورد سرد انجام نشده است و همین موجب کاهش اندازه‌ی دانه‌ی اولیه شده است. به نظر می‌رسد که کاهش اندازه‌ی دانه‌ی اولیه منجر به ایجاد بافت {۲۲۲} شده است. [14]

ربع اول نمودارهای آهن ربایش مربوط به نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شرایط یکسان (نمونه‌های ۰/۳۶-FP106، ۰/۷-FP106 و ۱/۱-FP106)، در شکل (۷-الف) نشان داده شده است. نمودارها در شکل ۵۰Hz/۱T اندازه‌گیری شده‌اند. شکل درون نمودارها، محدوده‌ی میدان‌های کوچک را نشان می‌دهد. مقادیر آهن ربایش استخراج شده از نمودارها در میدان‌های 200 A/m (B_2) و 5000 A/m ($B_{0.5}$) و هم‌چنین، مقادیر μ_{max} ، مقاومت ویژه و مقادیر اتلاف هسته‌ای (اتلاف‌های جریان‌های گردابی، هیستریزس و مازاد)، در جدول (۲) ارائه شده‌اند. شکل (۷-ب)، تأثیر غلظت فسفر بر مقادیر $B_{0.5}$ را نشان می‌دهد. همان‌طور که در این شکل و جدول (۲) مشاهده می‌شود، مقادیر B_2 و $B_{0.5}$ با افزایش مقدار فسفر در آلیاژ افزایش یافته‌اند. روند مشابهی در مورد μ_{max} مشاهده شد، یعنی افزایش فسفر در ترکیب آلیاژ منجر به افزایش نفوذپذیری مغناطیسی بیشینه (μ_{max}) شد. همان‌طور که در جدول (۲) دیده می‌شود، نمونه‌های ۱/۱-FP106 و ۰/۷-FP106 افزایش قابل توجهی (حدود ۳۵ درصد) را در مقدار μ_{max} نسبت به نمونه‌ی ۰/۳۶-FP106 نشان می‌دهند. افزایش μ_{max} می‌تواند با افزایش اندازه‌ی میانگین دانه در اثر افزایش مقدار فسفر توضیح داده شود (شکل ۵).

تحقیقات قبلی در مورد اثر فسفر بر القای مغناطیسی نمونه‌های متالورژی پودر Fe-P و ورق‌های نورد شده‌ی آهن - سیلیسیم که شامل افزودنی فسفر بوده‌اند، انجام شده است [9,10,12-14]. ولینسکی و هم‌کاران [10]، نشان داده‌اند که آهن ربایش اشباع در قطعات متالورژی پودر Fe-P با افزایش فسفر تا ۰/۸ درصد وزنی، از ۱/۶T به ۱/۷۸T افزایش می‌یابد. داس و هم‌کاران [12]، نیز گزارش کرده‌اند که کاهش آهن ربایش اشباع آهن با افزایش هم‌زمان کروم و سیلیسیم، می‌تواند توسط افزودن فسفر جبران شود. افزون بر این، فریمن و هم‌کاران [13]، افزایش



شکل ۷ الف) نمودارهای B-H مربوط به نمونه‌های FP106-۰/۳۶، FP106-۰/۷، و FP106-۱/۱ اندازه‌گیری شده توسط هیستریزنگار BH در 50Hz/1T. شکل درونی محدوددهی میدان‌های کوچک را نشان می‌دهد. ب) تأثیر مقدار P بر B50

جدول ۲ مقادیر B₂، B₅₀، μ_{max}، مقاومت ویژه و مقادیر اتلاف هسته‌ای (اتلاف جریان‌های گردابی، اتلاف هیستریزس و اتلاف مازاد) برای نمونه‌های FP106-۰/۳۶، FP106-۰/۷، و FP106-۱/۱

نمونه	B ₂ (T)	B ₅₀ (T)	نفوذپذیری مغناطیسی ماکزیم (μ _{max})	ویژه مقاومت (μΩcm)	اتلاف جریان‌های گردابی (W/Kg)	اتلاف هیستریزس (W/Kg)	اتلاف مازاد (W/Kg)	اتلاف هسته‌ای (W/Kg)
FP106-0.36	1.15	1.65	4571	15.41	19.06	11.35	2.57	33.52
FP106-0.7	1.32	1.67	6260	18.6	13.31	8.73	8.21	30.25
FP106-1.1	1.31	1.69	6164	24.2	9.42	5.97	10.97	26.36

اصلی ظرفیت مغناطیسی و پیوند- کوردینانسیون طبقه‌بندی می‌شوند. در مدل اول، از رفتار پائولینگ-اسلاتر آلیاژ به منظور پیش‌بینی و توضیح رفتار مغناطیسی آلیاژ استفاده می‌شود. در این ارتباط، ملازمواف و همکاران [18]، و ویلیامز و همکاران [19]، نظریه‌ی باند گپ را بر اساس وجود باندهای گپ در چگالی حالت‌های تراز اسپین‌های با جهت بالا و بر اساس مدل ظرفیت مغناطیسی ارائه داده‌اند. بر اساس این نظریه، پیش‌بینی شد که گشتاور مغناطیسی در

در ورق‌های نورد شده‌ی آهن- فسفر که در این تحقیق مطالعه شده‌اند، بزرگی آهن‌ربایش می‌تواند به دو عامل گشتاور مغناطیسی فاز فرومغناطیس آهن آلفا و اثر فسفر بر آن و هم‌چنین، بافت نمونه‌ها مرتبط باشد.

در بررسی رفتار مغناطیسی آلیاژهای Fe-P، از مدل‌های مغناطیسی که برای بررسی رفتار مغناطیسی دستگاه‌های آهن- شبه فلز به کار می‌روند، استفاده می‌شود. مدل‌های مغناطیسی در این رابطه، به دو مدل

با این وجود، حضور ناخالصی‌ها در ترکیب آلیاژ باعث پایین آوردن بیش تر انرژی سطحی صفحه‌های $\{100\}$ نسبت به صفحه‌های $\{110\}$ می‌شود.

گزارش شده است که وجود فسفر در شبکه‌ی آهن BCC، موجب تغییر ترتیب انرژی سطحی صفحه‌های $\{100\}$ و $\{110\}$ می‌شود. سازوکار دقیق تغییر ناهم‌سان‌گردی انرژی سطحی توسط فسفر و یا جدایش آن، هنوز ناشناخته مانده است. اما، به نظر می‌رسد که ورود فسفر به شبکه‌ی بلوری آهن و جدایش آن در سطح، موجب برهم خوردن نظم و ترتیب در انرژی صفحه‌ها و تغییر انرژی صفحه‌های $\{100\}$ و $\{110\}$ می‌شود. در این ارتباط، شبیه‌سازی مونت کارلو در مقیاس اتمی توسط کو و هم‌کاران انجام شده است [24]. نتایج این محاسبات نشان می‌دهد که حتی در مقادیر کم فسفر در زمینه‌ی آهن (۱/۰ درصد اتمی)، مقدار قابل توجهی از فسفر در لایه‌های سطحی جمع می‌شود. غنی‌سازی لایه‌های سطحی از فسفر موجب کاهش انرژی سطحی می‌شود. لازم به ذکر است که در این حالت، کاهش انرژی سطحی برای سطح (100) به بیش‌ترین مقدار خود می‌رسد. از آنجا که صفحه‌ی (110) متراکم‌ترین صفحه در بلورهای BCC است، منطقی به نظر می‌رسد که سطح (110) حضور اتم‌های بیگانه مانند فسفر را به راحتی صفحه‌های دیگر (100) و (111) پذیرا نباشد. بنابراین، حضور فسفر در ساختار موجب کاهش انرژی صفحه‌ی (100) می‌شود و از این طریق، ایجاد بافت $\{100\}$ را آسان‌تر می‌کند. تجمع و جدایش فسفر در سطح، این اثر را شدت می‌بخشد [24].

شکل (۸)، تغییرات سه نوع اتلاف هسته‌ای مغناطیسی یعنی اتلاف جریان‌های گردابی، اتلاف هیستریزس و اتلاف مازاد را بر حسب مقدار فسفر برای نمونه‌های FP106-0.36، FP106-0.7 و FP106-1.1 نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، اتلاف جریان‌های گردابی و اتلاف هیستریزس

آلیاژسازی فلز آهن با شبه فلز فسفر کاهش می‌یابد. افزون بر این که این کاهش به تنهایی به وسیله‌ی ظرفیت اتم محلول قابل تعیین است. در مدل پیوند-کوردینانسیون، بر نظم و ترتیب موضعی اتمی به خصوص بر کوردینانسیون اتم‌های شبه‌فلز تمرکز می‌شود و گشتاور مغناطیسی به تأثیر پیوندهای شیمیایی بین اتم‌های فلز و شبه‌فلز مربوط می‌شود. بر اساس این مدل نیز در آلیاژسازی فلز آهن با شبه‌فلز فسفر، با تمرکز بر آرایش محلی اتم‌ها به خصوص کوردینانسیون اتم‌های شبه‌فلز، کاهش گشتاور مغناطیسی در آلیاژسازی فلز آهن با شبه‌فلز فسفر به اثر پیوندهای شیمیایی ارتباط داده می‌شود [20-22]. بنابراین، در هر دو مدل پیش‌بینی می‌شود که با افزودن فسفر به آهن، گشتاور مغناطیسی کاهش می‌یابد.

با این وجود، در رابطه با اثر فسفر بر آهن‌ربایش، تأثیر ریزساختار، به خصوص بافت، نباید نادیده گرفته شود. آهن‌ربایش القایی نیز مانند دیگر خواص مغناطیسی به جهت بلورشناسی وابسته است [2,23]. بنابراین، برای بهبود این خاصیت، لازم است تا بافت بلورشناسی دقیقاً کنترل شود. در آلیاژهای نرم مغناطیس پایه آهن، به علت اثر غالب انرژی مغناطیسی بلورین، آهن‌ربایش در دانه‌ها و در مقیاس سامان‌های مغناطیسی در جهت $\langle 001 \rangle$ پیشینه و در جهت $\langle 111 \rangle$ کمینه است [2,23]. بنابراین، بافت مکعبی $\{100\}$ با $\langle 001 \rangle$ دارا بودن دو جهت آسان آهن‌ربایش، بیش‌ترین آهن‌ربایش القایی را موجب می‌شود [24].

در موادی با ساختار FCC، این بافت به راحتی ایجاد می‌شود، ولی این کار در شبکه‌های BCC به راحتی امکان‌پذیر نیست. یک راه‌کار برای ایجاد بافت $\{100\}$ ، استفاده از تبلور تبلور سوّم در ورق‌های نازک آهنی می‌باشد. با این وجود، از آنجا که در موادی با شبکه‌ی BCC صفحه‌ی (110) (نه (100)) دارای کم‌ترین انرژی سطحی است، انجام این راه‌کار ساده نیست. در این مواد، صفحه‌ها از بیش‌ترین انرژی سطحی به کم‌ترین، به ترتیب $(111) < (100) < (110)$ می‌باشند [24].

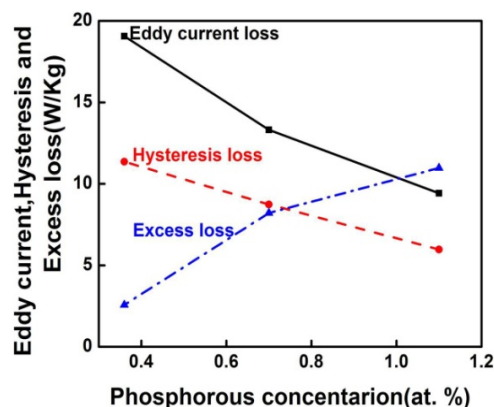
حرکت سامان‌های مغناطیسی عمل کنند، هر چه اندازه‌ی دانه بزرگ‌تر باشد، اتلاف هیستریزس نیز کم‌تر خواهد بود. بنابراین، همان‌طور که در شکل (۸) مشاهده می‌شود، با افزایش مقدار فسفر، اتلاف هیستریزس در نمونه‌های مطالعه شده کاهش یافته است.

اتلاف مغناطیسی اندازه‌گیری شده همیشه از مجموع اتلاف جریان‌های گردابی و اتلاف هیستریزس بیش‌تر است. این مقدار اضافه، اتلاف مازاد خوانده می‌شود که از سازوکارهای اتلاف که طی حرکت دیوارهای سامان مغناطیسی رخ می‌دهند، ناشی می‌شود [25]، و تحت تأثیر عوامل ریزساختاری مانند بافت و اندازه‌ی دانه می‌باشد [26]. بنابراین، بزرگ شدن اندازه‌ی دانه‌ها با افزایش فسفر در نمونه‌ها موجب افزایش اتلاف مازاد شده است. این رخداد به‌وضوح در شکل (۸) مشاهده می‌شود.

نتیجه‌گیری

در تحقیق حاضر، اثر فسفر بر خواص مغناطیسی و ریزساختار ورق‌های نورد شده با ترکیب $Fe_{1-x}P_x$ ($x=0.36, 0.7, 1.1 \text{ at. \%}$) بررسی شد. نتایج به‌دست آمده نشان دادند که افزایش غلظت فسفر در آلیاژ از ۰/۳۶ به ۱/۱ درصد اتمی منجر به افزایش آهن‌ربایی القایی، B_{50} ، از ۱/۶۵ به ۱/۷ تسلا و نفوذپذیری بیشینه، μ_{max} ، از ۴۶۰۰ به ۶۲۰۰ شد. افزون بر این، مشاهده شد که با افزایش مقدار فسفر در آلیاژ، اتلاف جریان‌های گردابی از ۱۹ W/Kg به ۹.۴ W/Kg کاهش می‌یابد. کاهش اتلاف جریان‌های گردابی، به افزایش مقاومت ویژه از ۱۵ $\mu\Omega\text{cm}$ به ۲۵ $\mu\Omega\text{cm}$ در نتیجه‌ی افزایش غلظت فسفر در آلیاژ، ارتباط داده شد. هم‌چنین، در نتیجه‌ی افزایش غلظت فسفر در آلیاژ از ۰/۳۶ به ۱/۱ درصد اتمی، اندازه‌ی میانگین دانه‌ها سه برابر شد و در نتیجه‌ی رشد دانه‌ها، اتلاف هیستریزس تقریباً ۸۸ درصد کاهش یافت.

با افزایش مقدار فسفر کاهش و اتلاف مازاد با افزایش مقدار فسفر افزایش یافته است.



شکل ۸ تغییرات سه نوع اتلاف هسته‌ای مغناطیسی بر حسب مقدار فسفر

نتایج شکل (۸) و جدول (۲) نشان می‌دهند که اتلاف ناشی از جریان‌های گردابی با افزایش فسفر از ۰/۳۶ تا ۱/۱ درصد اتمی، حدود ۵۰ درصد کاهش می‌یابد. اتلاف جریان‌های گردابی مستقیماً به مقاومت ویژه الکتریکی وابسته است. همان‌گونه که در جدول (۲) مشاهده می‌شود، با افزایش مقدار فسفر از ۰/۳۶ تا ۱/۱ درصد اتمی، مقاومت ویژه از ۱۵ $\mu\Omega\text{cm}$ به ۲۵ $\mu\Omega\text{cm}$ افزایش یافته است. مقاومت ویژه‌ی به‌دست آمده با رابطه‌ی پیشنهادی توسط هو و همکاران که یک رابطه‌ی خطی بین با میزان فسفر ارائه می‌کند، سازگار است [17]. نوع دیگر اتلاف هسته‌ای، اتلاف هیستریزس است که به وجود عوامل ممانعت‌کننده برای حرکت دیواره‌ی سامان مغناطیسی بستگی دارد و به این دلیل، عمدتاً به نحوه‌ی توزیع ناخالصی‌ها، اندازه‌ی دانه و تنش‌های درونی مربوط است. همان‌گونه که در بخش‌های پیشین توضیح داده شد، عدم حضور رسوب‌های فسفیدی و یا جدایش فسفر در امتداد مرز دانه‌ها منجر به رشد دانه در اثر افزودن مقدار فسفر در نمونه‌ها شد (شکل‌های (۴) و (۵)). از آنجا که مرزهای دانه می‌توانند به‌عنوان مانع در برابر

مراجع

1. R.C. O'Handley, Modern Magnetic Materials: Principles and Applications, John Wiley & Sons, (1999).
2. D. Jiles, Introduction to magnetism and magnetic materials, CRC Press, Boca Raton, FL, (1998).
3. F.N. Bradley, Materials for magnetic functions, Hyden book company, INC., New York, (1971).
4. R.M. Bozorth, Ferromagnetism, IEEE Press, New York, (1993).
5. Y. Yoshizawa, S. Oguma, K. Yamauchi, New Fe-based soft magnetic alloys composed of ultrafine grain structure, *J. Appl. Phys.*, 64 6044-6046, (1988).
6. Y. Ogawa, M. Naoe, Y. Yoshizawa, R. Hasegawa, Magnetic properties of high Fe-based amorphous material, *J. Magn. Magn. Mater.*, 304, e675-e677, (2006).
7. R. Gopalan, Y.M. Chen, T. Ohkubo, K. Hono, High saturation magnetization and microstructure in melt-spun Fe-P ribbons, *Scr.Mater.*, 61, 544-547, (2009).
8. Akihiro Makino, He Men, Takeshi Kubota, Kunio Yubuta, A. Inoue, FeSiBPCu Nanocrystalline Soft Magnetic Alloys with High Bs of 1.9 Tesla Produced by Crystallizing Hetero-Amorphous Phase, *Mater. Trans.*, 50, 204- 209, (2009).
9. L. Anestiev, M. De Wulf, L. Froyen, L. Dupre, J. Melkebeek, Preparation of soft magnetic alloys Fe_{100-x-y}Si_xPy (0<x<9 , 0<y<0.6 wt%), using solid phase diffusion-sintering method, *J. Magn. Magn. Mater.*, 281, 124-134, (2004).
10. B. Weglinski, J. Kaczmar, Effect of Fe 3P addition on magnetic properties of sintered Iron, *Powder Metall*, 23, 210-216, (1980).
11. M.-S. Chuang, S.-T.L. , Effects of phosphorous addition on the magnetic properties of sintered Fe-50wt. % Ni alloys, *J. Mater. Eng. Perform.*, 12, 23-28, (2003).
12. J. Das, K. Chandra, P.S. Misra, B. Sarma, Novel powder metallurgy technique for development of Fe-P-based soft magnetic materials, *J. Magn. Magn. Mater.*, 320, 906-915, (2008).
13. L. I. Frayman, D. R. Ryan, J.B. Ryan, Modified P/M soft magnetic materials for automotive applications, *Int. J. Powder Metall.*, 34, 31-39, (1998).
14. J.T. Park, J.S. Woo, S.K. Chang, Effect of phosphorus on the magnetic properties of non-oriented electrical steel containing 0.8wt% silicon, *J. Magn. Magn. Mater.*, 182, 381-388, (1998).
15. K.H.Moyer, Magnetic Materials and Properties for Powder Metallurgy Part Applications, in: ASM Handbook, vol 7, ASM International, pp. 1006-1020, (1998).
16. I. Tanaka, H. Yashiki, Magnetic properties and recrystallization texture of phosphorus-added non-oriented electrical steel sheets, *J. Magn. Magn. Mater.*, 304, e611-e613, (2006).
17. C.K. Hou, C.T. Hu, S. Lee, The effect of phosphorus on the core loss of lamination steels, *J. Magn. Magn. Mater.*, 109, 7-12, (1992).
18. A.P. Malozemoff, A.R. Williams, V.L. Moruzzi, "Band-gap theory" of strong ferromagnetism: Application to concentrated crystalline and amorphous Fe- and Co-metalloid alloys, *Phys. Rev. B*, 29,

- 1620-1632, (1984).
19. A.R. Williams, V.L. Moruzzi, A.P. Malozemoff, K. Terakura, Generalized Slater-Pauling curve for transition-metal magnets, *Magnetics, IEEE Transactions on*, 19, 1983-1988, (1983).
 20. B.W. Corb, Magnetic moments and coordination symmetry in bcc Fe-M alloys, *Phys. Rev. B*, 31 (1985) 2521-2523.
 21. B.W. Corb, R.C. O'Handley, N.J. Grant, Chemical bonding and local symmetry in cobalt- and iron-metalloid alloys, *J. Appl. Phys.*, 53 (1982) 7728-7730.
 22. B.W. Corb, R.C. O'Handley, N.J. Grant, Chemical bonding, magnetic moments, and local symmetry in transition-metal—metalloid alloys, *Phys. Rev. B*, 27 (1983) 636-641.
 23. B. D. Culity, C.D. Graham, *Introduction to Magnetic Materials*, Second ed., *IEEE Press and John Wiley*, New Jersey, 2009.
 24. W. S. Ko, J. Y. Park, J.-Y. Byun, J. K. Lee, N. J. Kim, B. J. Lee, Manipulation of surface energy anisotropy in iron using surface segregation of phosphorus: An atomistic simulation, *Scr.Mater.*, 68 (2013) 329-332.
 25. W. Pieper, J. Gerster, Total power loss density in a soft magnetic 49% Co--49% Fe--2% V-alloy, *J. Appl. Phys.*, 109 (2011) 07A312-313.
 26. Seil Lee, B.C.D. Cooman, Effect of Phosphorus on the Magnetic Losses of Non-oriented 2% Si Steel, *ISIJ Int.*, 52 (2012) 1162-1170.

Archive of SID