

kameli@cc.iut.ac.ir :

(دریافت مقاله: ۱۳۹۰/۱۲/۲۱؛ دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۱/۹/۷)

XRD

TEM

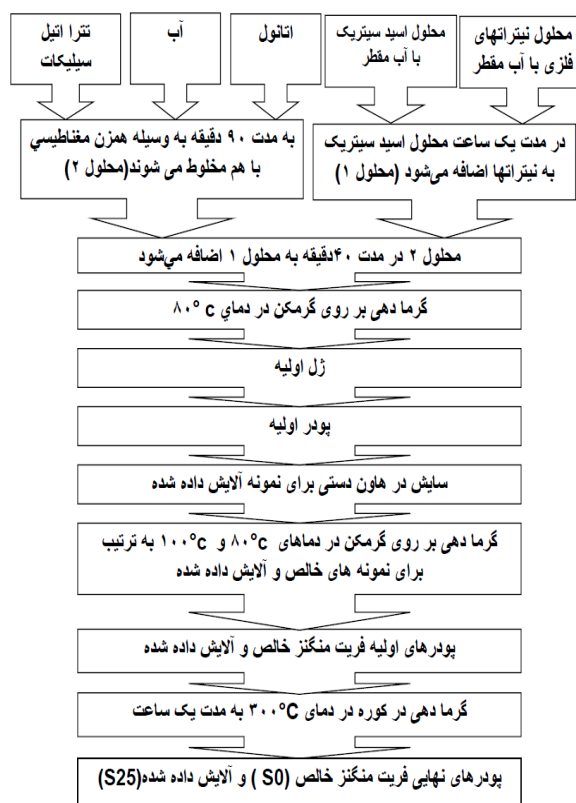
/ /

ac

در موارد ذکر شده تأثیر منفی داشته باشد. بنابراین برای کاهش برهم کنش‌ها و مطالعه آنها، معمولاً سطح ذرات را با ترکیبات غیر مغناطیسی مختلفی پوشش می‌دهند [۴]. در این تحقیق نیز نانو ذرات فریت منگنز با فرمول عمومی MnFe_2O_4 را به صورت خالص و آرایش داده شده در ماتریس سیلیکا (SiO_2) با روش سل-ژل تهیه کرده و به بررسی خواص ساختاری و مغناطیسی این نمونه‌ها خواهیم پرداخت.

مواد شیمیایی مورد استفاده برای تهیه نمونه‌ها در این تحقیق به

در سال‌های اخیر نانو ذرات فریت‌های اسپینلی به علت کاربردهای زیاد این مواد، از جمله کاربردهای پزشکی، بیوسنسورها، انتقال دارو و ... مورد توجه زیادی قرار گرفته‌اند [۱-۳]. معلوم شده است که در مواد نانو ساختار، خواص مغناطیسی وابستگی شدیدی به اندازه ذرات، میزان برهم کنش‌ها، روش‌های تهیه نانو ذرات و ... دارد. با توجه به اینکه نانو ذرات مغناطیسی معمولاً به صورت آگلومره هستند، در نتیجه به علت نزدیک بودن ذرات به هم برهم کنش از نوع دوقطبی- دوقطبی ما بین ذرات وجود دارد. این برهم کنش می‌تواند بر کاربرد آنها



شکل ۱. مراحل تهیه نمونه های S_۰ و S_{۲۵}.

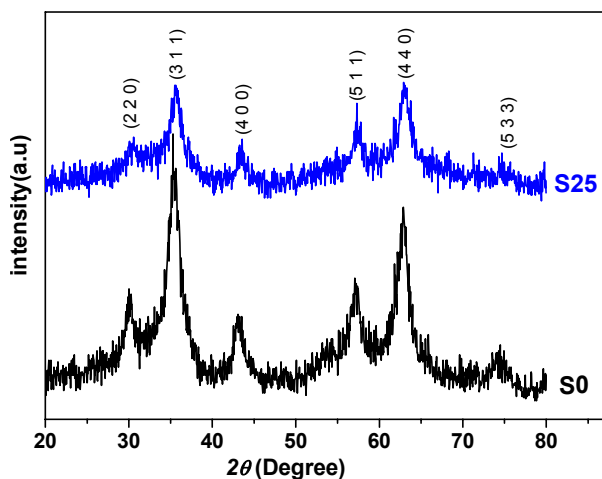
طوری که این مقدار برابر ۵/۲ مول می باشد که از این مقدار آب، به میزان لازم در تهیه محلول ۱ استفاده می شود و باقی مانده آب در تهیه محلول ۲ مورد استفاده قرار می گیرد. نسبت مولی اتانول به TEOS ثابت و برابر ۵۸/۵ است [۵]. در تهیه محلول ۱ میزان آب اضافه شده به گونه ای است که نسبت یون های فلزی در آب، در محلول نهایی (mol/lit) ۰/۵ است. مراحل تهیه نمونه ها در شکل ۱ آورده شده است. پودرهای خالص و پوشیده شده با سیلیکا، حاصل از گرمادهی در ۳۰۰°C را به ترتیب S_۰ و S_{۲۵} نامگذاری کردیم.

در این تحقیق از ابزارهای مختلفی برای بررسی خواص ساختاری و مغناطیسی نمونه ها استفاده شده است. برای تشخیص دمای فاز از آزمایش TG-DTA استفاده شد. برای مشاهده تشکیل پیوندها و وجود ناخالصی از آزمایش FTIR استفاده شد. برای بررسی تشکیل ساختار نمونه ها از آزمایش پراش پرتو ایکس (XRD) و در بررسی خواص مغناطیسی نمونه ها، از پذیرفتاری مغناطیسی AC و مغناطش سنج

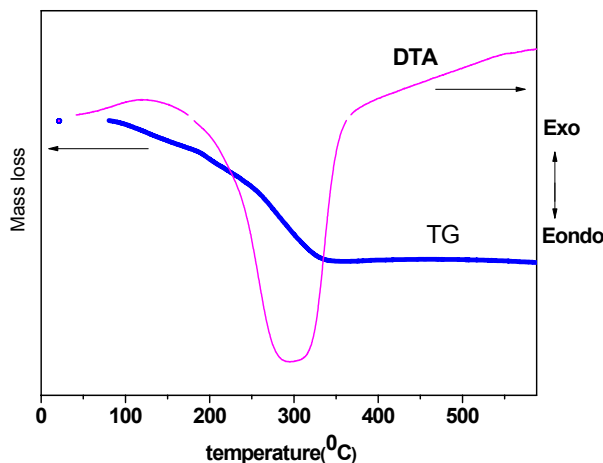
ترتیب عبارت اند از: نیترات آهن (Fe(NO_۳)_۳·۹H_۲O)، نیترات منگنز (Mn(NO_۳)_۲·۴H_۲O)، اسید سیتریک (C_۶H_۸O_۷·H_۲O)، نیترا اتیل سیلیکات یا TEOS (C_۸H_{۲۰}O_۴Si) و اتانول (C_۲H_۵OH) و آب مقطر (H_۲O).

فرآیند تهیه نانو ذرات مغناطیسی فریت منگنز خالص و آلیش داده شده با سیلیکا از سه مرحله تشکیل شده است که به ترتیب عبارت اند از:

- تهیه محلول نیتراهای فلزی و اسید سیتریک، که از این محلول فریت حاصل می شود (محلول ۱).
 - تهیه محلول نیترا اتیل سیلیکات با اتانول، که از این محلول ماتریس سیلیکا حاصل می شود (محلول ۲).
 - اضافه کردن محلول های ۱ و ۲ به یکدیگر و گرما دادن محلول نهایی. در این تحقیق فریت منگنز خالص و آلیش داده شده با ۲۵ درصد وزنی سیلیکا تهیه و مورد بررسی قرار گرفت.
- کل آب استفاده شده در دو محلول دارای مقدار ثابتی بوده به



شکل ۳. طرح پراش پرتو ایکس (XRD) نمونه‌های S_۰ و S_{۲۵}.



شکل ۲. نمودارهای TG-DTA فریت منگنز خالص.

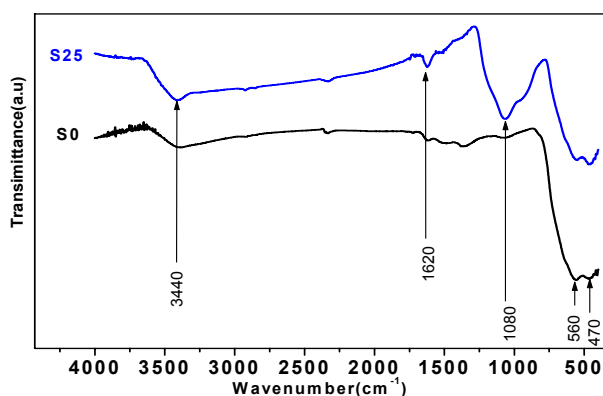
در طیف پراش که به درصد نسبی نمونه بستگی دارد، کاهش می‌یابد. همچنین حضور سیلیکا باعث محدود شدن رشد اندازه دانه‌ها نیز می‌شود و بنابراین پهنای قله‌ها افزایش می‌یابند. با استفاده از برازش لورنتسی قله اصلی (۴۴۰) برای نمونه‌ها و با استفاده از رابطه شرر [۶] اندازه متوسط دانه‌ها برای نمونه‌های خالص و ناخالص به ترتیب از حدود ۵٫۹ و ۵٫۱ نانومتر به دست آمد.

برای بررسی دقیق‌تر پیوندهای موجود و شکل‌گیری ساختار فریت و وجود سیلیکا، نمونه‌ها تحت آنالیز FTIR قرار گرفتند. شکل ۴ نشان‌دهنده FTIR نمونه‌ها است. پیوندهای موجود در موقعیت‌های ۳۴۴۰ و 1620 cm^{-1} به ترتیب مربوط به مدهای کششی پیوند O-H در مولکول آب یا پیوندهای Si-OH (سیلانول) و نوسانات خمشی O-H در مولکول آب یا گروه کربوکسیل هستند. مشاهده می‌کنیم که با اضافه کردن SiO_2 این قله‌ها شدیدتر می‌شوند که علت آن این است که سیلیکا آب دوست بوده و بلافاصله تشکیل پیوند Si-OH می‌دهد [۷ و ۸]. همچنین قله موجود در موقعیت 1080 cm^{-1} مربوط به کشش‌های نامتقارن پیوندهای Si-O-Si است که با اضافه کردن سیلیکا افزایش یافته و کاملاً منطقی است [۹]. قله ضعیف موجود در مکان فرکانسی 560 cm^{-1} می‌تواند مربوط به کشش‌های Fe-O در پیوندهای Fe-O-Si [۱۰] و یا Mn-O در مکان تتراهدرال (T) باشد [۱۱] که با افزایش سیلیکا

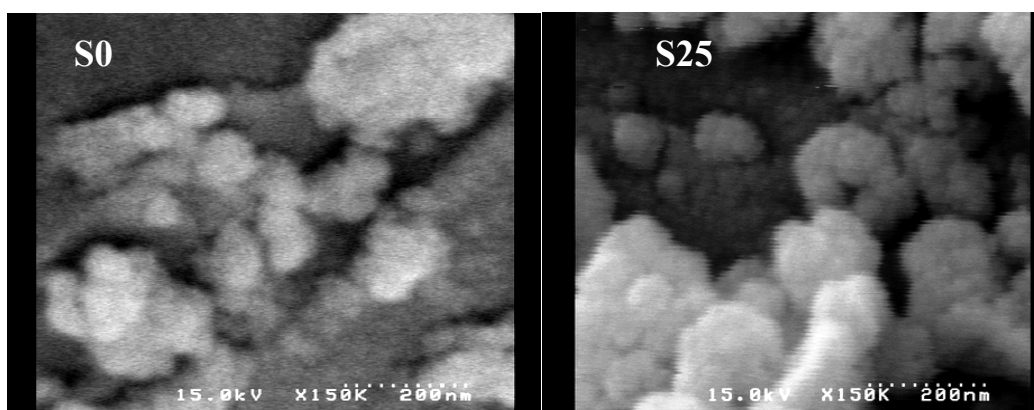
ارتعاشی (VSM) استفاده شد. برای تعیین اندازه ذرات نیز از دستگاه میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) استفاده شد.

شکل ۲ نشان‌دهنده آنالیز TG-DTA مربوط به نمونه پودرهای فریت منگنز خالص خشک شده در دمای 80°C می‌باشد. همان‌طور که از شکل معلوم است بیشترین کاهش جرم در دمای حدود 300°C صورت می‌گیرد و یک افت شدید نیز در این دما در نمودار DTA مشاهده می‌شود که این افت بیان‌کننده این مطلب است که واکنش اصلی (واکنش بین نیترات‌ها با اسید سیتریک و تشکیل فریت منگنز) در حدود دمای 300°C صورت می‌گیرد. از این روی برای هر دو نمونه، پودرهای اولیه (پودرهای حاصل از مرحله خشک شدن زل) را درون کوره در دمای 300°C به مدت یک ساعت قرار دادیم تا واکنش‌های اصلی صورت بگیرند و محصول نهایی که فریت منگنز است حاصل شود.

شکل ۳ نشان‌دهنده طرح پراش پرتو ایکس (XRD) نمونه‌های S_۰ و S_{۲۵} است. دیده می‌شود که برای هر دو نمونه تقریباً هیچ گونه قله اضافه‌ای در نمودار XRD وجود ندارد. ساختار این نمونه‌ها اسپینلی است اما در حضور سیلیکا از شدت قله‌ها کاسته می‌شود. علت آن است که در محیط سیلیکا از میزان فریت در درون کامپوزیت کاسته شده و شدت قله‌ها



شکل ۴: طیف FT-IR نمونه‌های S₀ و S_{۲۵}.



شکل ۵: تصاویر FESEM نمونه‌های S₀ و S_{۲۵}.

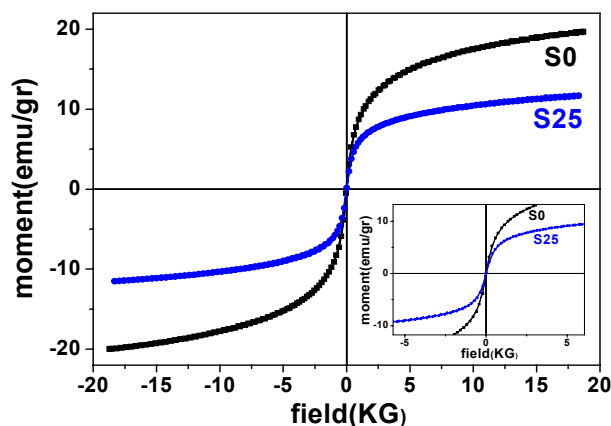
تصاویر FESEM گرفته شد. شکل ۵ نشان دهنده تصاویر FESEM نمونه‌ها است که مقیاس هر دو تصویر ۲۰۰ nm است. دیده می‌شود که هر دو نمونه دارای آگلومری بالایی می‌باشند و اندازه ذرات نیز در ابعاد نانومتری هستند اما اندازه نانوذرات به هم چسبیده خیلی قابل تشخیص نیست.

شکل ۶ نشان دهنده تصویر TEM نمونه خاص فریت منگنز (S_۰) با مقیاس تصویر ۱۰ nm است. اندازه ذرات مغناطیسی (نقاط تیره) حدود ۷-۵ nm است که با نتایج حاصل XRD این نمونه در توافق نسبتاً خوبی است. (محیط روشن که نقاط تیره بر روی آنها قرار دارند محیطی است که نانوذرات در آن غوطه‌ورند چرا که برای گرفتن تصاویر TEM، نانوذرات را درون محلول خاصی غوطه‌ور می‌کنند). از نمونه S_{۲۵} تصویر TEM گرفته نشد.

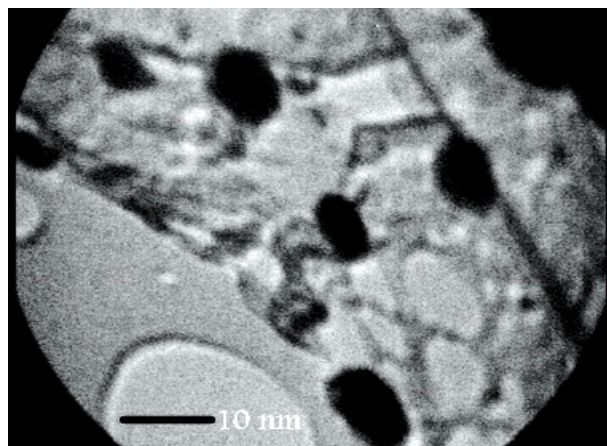
برای مشاهده تغییرات مغناطش بر حسب میدان اعمالی در

کاهش می‌یابد. دلیل آن این است که در حضور سیلیکا در نمونه میزان فریت کاهش می‌یابد و پیوندهای Mn-O در مکان تتراهدرال به خوبی شکل نمی‌گیرند. پیوند موجود در 470 cm^{-1} نیز مربوط به مکان اکتاهدرال (O) در ساختار اسپینلی و یا مربوط به پیوندهای خمشی Si-O-Si است [۹]. که در حضور سیلیکا افزایش ناچیزی دارد، که شاید به دلیل حضور سیلیکا نظم ساختاری در مکان اکتاهدرال به دلیل کوچکتر شدن ذرات کاهش یافته باشد. یعنی یک افزایش در شدت قله به دلیل زیاد شدن پیوندهای Si-O-Si و یک کاهش به دلیل کاهش بلوری شدن فریت‌ها داریم که مجموع این دو باعث افزایش ناچیزی در شدت قله می‌شود. بنابراین طیف FTIR نمونه‌ها، مدفون شدن نانو ذرات فریت منگنز در محیط سیلیکا را نشان می‌دهد.

برای تعیین دقیق اندازه ذرات از نمونه‌های S_۰ و S_{۲۵}



شکل ۷. تغییرات مغناطش نمونه‌های S₀ و S₂₅ بر حسب میدان در دمای اتاق.



شکل ۶. تصویر TEM نمونه S₀.

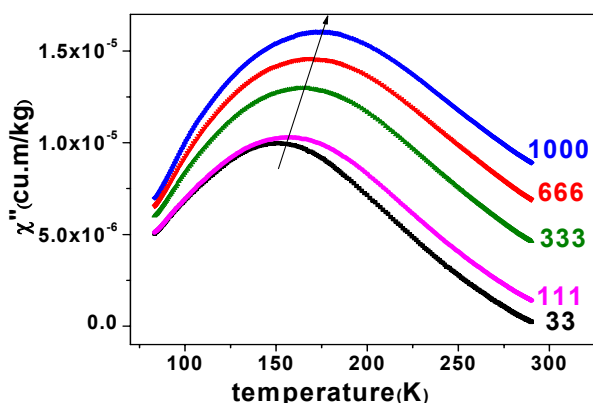
جدول ۱. نتایج مربوط به تغییرات مغناطش نمونه‌های S₀ و S₂₅ بر حسب میدان در دمای اتاق.

نمونه	M _S (emu g ⁻¹)	M _r (emu g ⁻¹)	H _C (G)
S ₀	۱۹٫۷	۰٫۰۰۳	۰
S ₂₅	۱۱٫۷	۰٫۰۰۷	۰

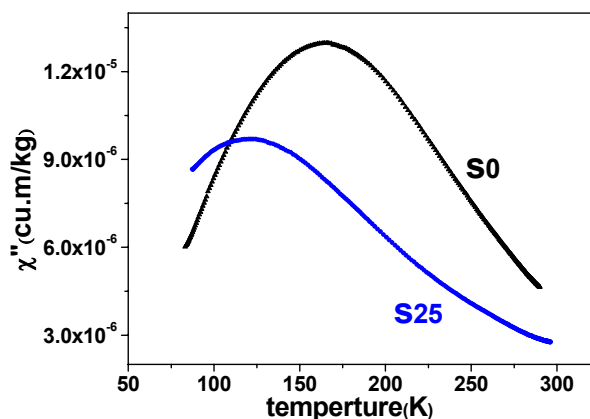
همان‌طور که از شکل معلوم است مغناطش اشباع (M_S) نمونه S₀ حدود ۲۰ (emu/g) است و میدان وادارندگی (H_C) آن صفر می‌باشد. مشاهده می‌کنیم که میزان مغناطش اشباع نانو ذرات فریت منگنز در مقایسه با میزان مغناطش اشباع فریت منگنز در حالت حجمی که، حدود (۸۰ emu g⁻¹) است کمتر است [۱۲]، که برای نانو ذرات همین رفتار مورد انتظار است. در نانو ذرات مغناطیسی به دلیل اثرات سطحی (بزرگ بودن نسبت سطح به حجم) مغناطش نسبت به نمونه‌های حجمی کاهش می‌یابد. در سطح نانو ذرات به دلیل بی نظمی در ساختار، ناکاملی شبکه، کامل نبودن پیوندها و ... خواص مغناطیسی به شدت کاهش می‌یابد.

برای بررسی بیشتر رفتار ابرپارامغناطیسی نمونه‌ها، وابستگی دمایی پذیرفتاری مغناطیسی ac نمونه‌ها را در فرکانس‌های مختلف و میدان ۱۰ Oe مورد مطالعه قرار دادیم. شکل ۸، قسمت موهومی منحنی پذیرفتاری مغناطیسی را برای هر دو نمونه S₀ و S₂₅ در فرکانس ۳۳۳ Hz و میدان ۱۰ Oe نشان می‌دهد. می‌توان دید که با کاهش دما در قسمت

دمای اتاق از نمونه‌ها اندازه گیری مغناطش توسط دستگاه VSM صورت گرفت، به طوری که تصاویر این اندازه گیری در شکل ۷ آورده شده است. نتایج آنالیز مغناطش نمونه‌ها در جدول ۱ داده شده است. از شکل ۷ مشخص است که هر دو نمونه از خود رفتار ابر پارامغناطیسی نشان می‌دهند. از نتایج جدول ۱ معلوم است که مقدار H_C برای هر دو نمونه تقریباً برابر با صفر است. این مقادیر نشان می‌دهد که در دمای اتاق پسماندی وجود ندارد، که این نتیجه از مشخصه‌های رفتار ابرپارامغناطیسی است. مقدار M_r برای نمونه‌ها بسیار ناچیز است و این نیز تأیید کننده عدم وجود پسماند می‌باشد. همان‌طور که از شکل ۷ و نتایج جدول ۱ مشهود است برای نمونه آلایش داده شده درسیلیکا میزان مغناطش اشباع (M_S) کاهش می‌یابد که این کاهش نیز مورد انتظار است. با حضور سیلیکا از مقدار ماده مغناطیسی کاسته می‌شود و به این دلیل تعداد گشتاورهای مغناطیسی در جرم معینی از نمونه کاهش یافته و در نتیجه میزان مغناطش اشباع کاهش می‌یابد. البته کوچک شدن اندازه ذرات نیز می‌تواند دلیل دیگری بر کاهش میزان مغناطش اشباع باشد.

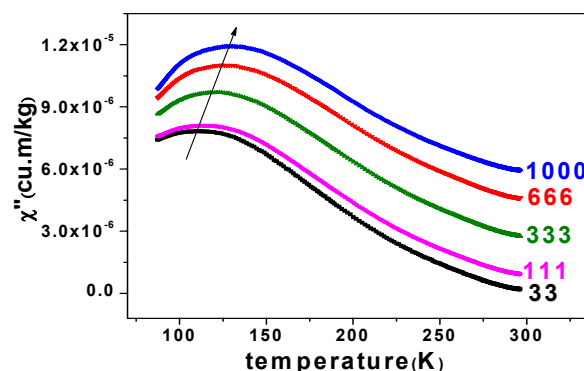


شکل ۹. بستگی دمایی قسمت موهومی پذیرفتاری مغناطیسی ac نمونه S0 در فرکانس‌های مختلف و میدان ۱۰ Oe.



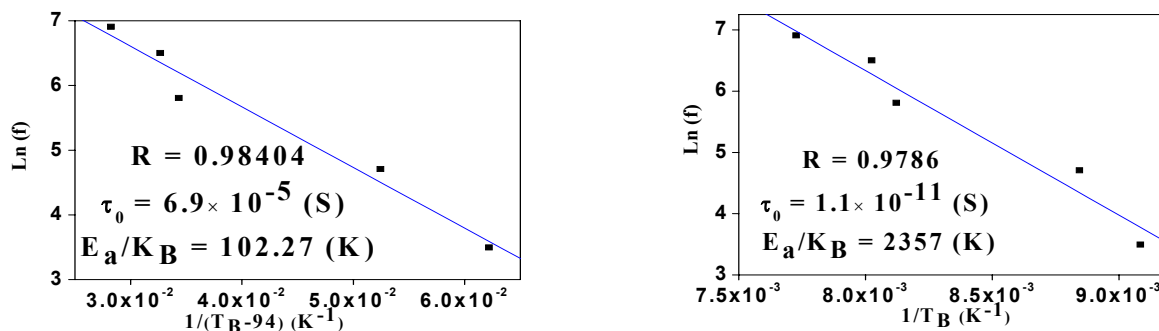
شکل ۸. بستگی دمایی قسمت موهومی پذیرفتاری مغناطیسی ac نمونه‌های S0 و S25 در فرکانس He ۳۳۳ و میدان ۱۰ Oe.

نانو ذرات، T دما و K_B ثابت بولتزمن است. همان طور که قبلاً نیز اشاره شد با اضافه کردن سیلیکا ذرات کوچک می‌شوند و بنابراین دمای قفل شدگی کاهش می‌یابد. همچنین دمای قفل شدگی به میزان برهم‌کنش‌های بین ذرات بستگی دارد (هر اندازه برهم‌کنش‌ها بیشتر باشد، K بیشتر است) و با کاهش برهم‌کنش، کاهش می‌یابد، لذا دلیل دیگر (شاید دلیل اصلی) کاهش دمای قفل شدگی، کاهش میزان برهم‌کنش بین ذرات به دلیل قرار گرفتن نانو ذرات در ماتریس سیلیکا باشد چرا که با اضافه کردن سیلیکا اندازه نانوذرات به میزان کمی (تقریباً ۸٪ نانومتر) کاهش یافته است. دمای قفل شدگی تابع فرکانس میدان اعمال شده می‌باشد و برای بررسی نوع برهم‌کنش بین ذرات از وابستگی پذیرفتاری مغناطیسی به فرکانس استفاده می‌شود [۱۳]. شکل‌های ۹ و ۱۰ قسمت موهومی پذیرفتاری مغناطیسی را برای نمونه‌های S0 و S25 در فرکانس‌های مختلف نشان می‌دهند. با افزایش فرکانس اعمالی دمای قفل شدگی به سمت دماهای بالاتر منتقل می‌شود که این رفتار یکی از ویژگی‌های سیستم‌های ابر پارامغناطیسی می‌باشد (جهت پیکان نشان‌دهنده جهت افزایش فرکانس‌ها می‌باشد). علت افزایش دمای قفل شدگی با افزایش فرکانس این است که با زیاد شدن فرکانس اعمالی سرعت تغییر جهت میدان ac اعمالی افزایش می‌یابد و به این دلیل گشتاورهای مغناطیسی نانو ذرات به سختی می‌توانند این میدان را تعقیب بکنند و با آن هم جهت شوند. از



شکل ۱۰. بستگی دمایی قسمت موهومی پذیرفتاری مغناطیسی ac نمونه S25 در فرکانس‌های مختلف و میدان ۱۰ Oe.

موهومی قله‌ای ظاهر می‌شود. دمایی که در آن این قله شکل می‌گیرد را دمای قفل شدگی T_B گویند. در زیر دمای قفل شدگی، ذرات در حالت قفل شده قرار دارند (گشتاور مغناطیسی کل ذره تغییر جهت نمی‌دهند) اما در بالای دمای قفل شدگی ذرات در حالت ابر پارامغناطیسی می‌باشند. در حالت ابر پارامغناطیسی گشتاورهای مغناطیسی ذرات آزادانه در جهت‌های بالا و پایین (راستای آسان مغناطیسی) نوسان می‌کنند و پسماند مغناطیسی وجود ندارد و میدان وادارندگی در این حالت صفر است. همان طور که ملاحظه می‌شود با اضافه کردن سیلیکا دمای قفل شدگی کاهش می‌یابد. دمای قفل شدگی برای نانو ذرات مغناطیسی متناسب با حجم ذرات می‌باشد، در این رابطه K ثابت ناهمسانگردی و V حجم $T_B = \frac{KV}{K_B T}$



شکل ۱۱. نمودار برازش نمونه S_{25} با مدل‌های Neel-Brown و Vogel-Fulcher ($T_0=94$ K).

جدول ۲. نتایج مربوط به برازش نمونه‌های S_0 و S_{25} با مدل‌های مختلف.

E_a/K_B	$\tau_0(s)$	$T_0(K)$	R	φ	نمونه
۴۰۰۵	$9,2 \times 10^{-14}$	۰	۰,۹۹۹۵۹	۰,۰۹۴	S_0
۲۴۵۷	$1,95 \times 10^{-11}$	۳۵	۰,۹۹۹۶۹		
۲۳۵۷	$1,1 \times 10^{-11}$	۰	۰,۹۷۸۶	۰,۱۰۹	S_{25}
۱۰۲	$6,9 \times 10^{-5}$	۹۴	۰,۹۸۴۰۴		

انرژی ناهمسانگردی و T_0 یک دمای مؤثر است که نشان دهنده میزان برهم‌کنش‌های بین نانو ذرات است. با استفاده از برازش داده‌های دمای T_B در فرکانس‌های مختلف برای روابط (۱) و (۲) و رسم منحنی $\ln f$ بر حسب $1/T_B$ برای رابطه (۱) و رسم منحنی $\ln f$ بر حسب $1/(T_B - T_0)$ برای رابطه (۲) می‌توان T_0 بهینه و بنابراین میزان برهم‌کنش بین ذرات را برآورد کرد. منظور از T_0 بهینه، دمایی است که در آن بهترین برازش صورت بگیرد (از بین T_0 ‌های اختیاری) و این کار با پارامتر R در برازش معرفی می‌شود به طوری که هر اندازه مقدار R به واحد نزدیکتر باشد برازش دقیقتر و درست تر است. برای نمونه S_{25} تصاویر برازش با مدل‌های Neel-Brown و حالت بهینه Vogel-Fulcher را می‌توان در شکل ۱۱ دید. از شکل معلوم می‌شود که بهترین برازش به ازای مقدار $T_0=94$ K می‌باشد.

نتایج حاصل از این برازش‌ها در جدول ۲ آمده است (در جدول سطرهای سفید رنگ نتایج مربوط به برازش با مدل Neel-Brown و سطرهای تیره مربوط به برازش با مدل Vogel-Fulcher می‌باشند). برای نمونه S_0 بهترین برازش برای

این روی برای اینکه این گشتاورها بتوانند تغییر جهت بدهند احتیاج به انرژی گرمایی بیشتری دارند که این مترادف با دمای بالاتری برای دمای قفل شدگی است.

برای یک سیستم از نانو ذرات مغناطیسی بدون برهم‌کنش، وابستگی دمای قفل شدگی به فرکانس با استفاده از مدل Neel-Brown داده می‌شود [۱۴]:

$$\tau = \frac{\tau_0 \exp E_a}{k_B T} \quad (1)$$

همچنین برای یک سیستم از نانو ذرات مغناطیسی با برهم‌کنش کم، وابستگی دمای قفل شدگی به فرکانس با استفاده از مدل Vogel-Fulcher قابل توصیف است [۱۵]:

$$\tau = \frac{\tau_0 \exp E_a}{k_B (T_B - T_0)} \quad (2)$$

در روابط (۱) و (۲) τ_0 عکس بسامد گشتاور مغناطیسی ذره بین جهت‌های مغناطیسی محور آسان بوده و برای یک سیستم ابرپارامغناطیسی در محدوده 10^{-13} تا 10^{-9} ثانیه می‌باشد [۱۴] و τ به صورت $\tau = 1/2\pi f$ با فرکانس اعمالی ارتباط دارد. در این روابط k_B ثابت بولتزمن، T_B و T دمای قفل شدگی، E_a سد

فرکانس اعمالی به نمونه است. اگر φ در بازه $0.05 \leq \varphi \leq 0.05$ باشد، برهم‌کنش‌های بین ذرات بسیار زیاد بوده و سیستم در حالت شیشه ابراسپینی است. اگر φ در بازه $0.05 \leq \varphi \leq 0.13$ باشد، برهم‌کنش‌هایی در سیستم وجود دارد، ولی ضعیف‌تر از حالت قبلی است و سیستم در حالت ابرپارامغناطیسی بره‌کنشی قرار دارد. اگر $\varphi \geq 0.13$ باشد، سیستم ابرپارامغناطیسی بدون برهم‌کنش می‌باشد [۱۶]. نتایج حاصل از مقادیر φ برای دو نمونه مورد نظر در جدول ۲ آمده است. همان‌طور که مشاهده می‌کنیم، برای نمونه S مقدار φ برابر 0.094 است. این مقدار بیان می‌دارد که این نمونه دارای رفتار ابرپارامغناطیسی برهم‌کنشی است. برای نمونه S_{25} مشاهده می‌کنیم که مقدار φ برابر 0.109 می‌شود که این به معنای کاهش برهم‌کنش‌ها نسبت به نمونه S است که با اضافه شدن سیلیکا این رفتار مورد انتظار است. همان‌طور که از نتایج مربوط به مقادیر φ معلوم است با اضافه کردن سیلیکا از میزان برهم‌کنش‌های بین نانو ذرات کاسته می‌شود و نمونه‌ها در حالت ابرپارامغناطیسی‌اند که با نتایج به دست آمده از قسمت‌های قبل نیز در توافق هستند.

نانو ذرات فریت منگنز خالص (نمونه S) تهیه شده به روش سل-ژل در این تحقیق دارای اندازه‌ای حدود 5.9 nm است نمونه آرایش داده شده در ماتریس سیلیکا دارای اندازه 5.1 nm می‌باشد. هر دو نمونه S و S_{25} از خود خاصیت ابرپارامغناطیسی نشان می‌دهند، به طوری که نمونه آرایش داده شده در ماتریس سیلیکا میزان مغناطش اشباع کمتری نسبت به نمونه خالص دارد. نمونه S از خود خاصیت ابرپارامغناطیسی برهم‌کنشی نشان می‌دهد و با اضافه کردن سیلیکا برهم‌کنش بین نانو ذرات تقریباً از بین می‌رود به طوری که نمونه S_{25} رفتار ابرپارامغناطیسی برهم‌کنشی ندارد. بنابراین با اضافه کردن سیلیکا به نمونه می‌توان برهم‌کنش بین ذرات فریت را کنترل کرد.

مدل Vogel-Fulcher است چرا که مقدار R برای این حالت به عدد یک نزدیک‌تر است. در این حالت مقدار T که نشان‌دهنده میزان برهم‌کنش است غیر صفر بوده و برابر 35 K است. همچنین در این نمونه مقدار τ در بازه مورد انتظار $(10^{-13} - 10^{-9})$ ثانیه قرار دارد و نشان می‌دهد که نمونه S دارای رفتار ابرپارامغناطیسی برهم‌کنشی است. در این نمونه مقدار τ برای مدل Neel-Brown $(\tau_0 = 9/2 \times 10^{-14} \text{ S})$ خیلی نزدیک به بازه مورد انتظار است که این رفتار نیز بیان می‌کند که در این نمونه میزان برهم‌کنش ضعیف است. از نتایج جدول ۲ معلوم است که برای نمونه S_{25} مدل Neel-Brown صادق است، چرا که مقدار τ برای این حالت در بازه مورد انتظار قرار دارد و برای مدل Vogel-Fulcher مقدار τ در خارج از بازه قرار دارد. این رفتار می‌رساند که از میزان برهم‌کنش‌های بین نانو ذرات نمونه S_{25} نسبت به نمونه S کاسته شده است که این رفتار مورد انتظار است، همان‌طور که قبلاً نیز اشاره شد در حضور سیلیکا از میزان برهم‌کنش‌ها کاسته می‌شود. از مقادیر E_d/K_B برای نمونه‌های مختلف در جدول ۲ نیز می‌توان فهمید که با وجود سیلیکا اندازه ذرات کوچکتر شده‌اند. رابطه بین انرژی ناهمسانگردی و اندازه ذرات به صورت مستقیم می‌باشد $(E_a = KV)$ و کاهش انرژی ناهمسانگردی می‌تواند به معنی کاهش اندازه ذرات باشد [۱۴]. در جدول ۲ نیز مشاهده می‌کنیم که با اضافه شدن سیلیکا مقدار انرژی ناهمسانگردی نمونه‌ها کاهش می‌یابد که این به معنای کوچکتر شدن اندازه ذرات است. همچنین خود ضریب ناهمسانگردی به اندازه ذرات و برهم‌کنش بین آنها بستگی دارد و می‌تواند در کاهش انرژی ناهمسانگردی نقش مهمی داشته باشد.

یکی از پارامترهای مهم دیگر که کمک می‌کند تا نوع برهم‌کنش‌های سیستم‌ها را تشخیص دهیم پارامتر φ است که از رابطه زیر محاسبه می‌شود:

$$\tau = \frac{\Delta T_B}{T_B \Delta(\log f_m)} \quad (3)$$

در این رابطه T_B دمایی است که در آن پذیرفتاری مغناطیسی موهومی بیشینه می‌باشد و f_m نشان‌دهنده بیشترین و کمترین

- Mizukami, *Mater. Res. Bull.* **32** (1997) 1303.
10. M Gharagozlou, *Journal of Alloys and Compounds* **495** (2010) 217.
 11. M I Ivanovskaya, A I Tolstik, D A Kotsikau, and V V Pankov, *Russian Journal of Physical Chemistry*, **83**, 12 (2009) 2081.
 12. Z X Tang, C M Sorensen, and K J Klabunde, *Physical Review Letters* **67** (1991) 3602.
 13. Y Komorida, M Mito, H Deguchi, S Takagi, T Tajiri, A Millan, N J O Silva, M A Laguna, and F Palacio, *J. Magn. Magn. Matter* **322** (2010) 2117.
 14. M Konbel, W C Nunes, L M Soclovsy, E D Biasi, J M Vargas, and J C Denardin, *journal nanoscience and nanotechnology* **8** (2008) 2836.
 15. S Shtrikman and E P Wohlfarth, *Physics Letters A* **85** (1981) 467.
 16. V Singh and M S Seehra, *J. Appl. Phys.* **103** (2008) 07D524.
 1. S Mornet, S Vasseir, F Grasset, and E Duguet, *J. Mater. Chem.* **14** (2004) 2161.
 2. J Dobson, *J. Drug Dev. Res.* **67** (2006) 55.
 3. B Aslibeiki, P Kameli, H Salamati, M Eshraghi, and T Tahmasebi, *J. Magn. Magn. Matter* **322** (2010) 2929.
 4. K H Wu, Y C Chang, T C Chang, Y S Chiu, and T R Wu, *J. Magn. Magn. Matter* **238** (2004) 380.
 5. C Cannas, A Musinu, D Peddisand, and G Piccaluga, *Chem. Matter.* **18** (2006) 3835.
 6. B D Cullity, "Elements of X-ray Diffraction" Addison-Wesley Publishing Company, Reading, MA (1956) 259.
 7. L Peng, W Qisui, L Xi, and Z Chaocen, *Colloids and Surfaces: Physicochem. Eng. Aspects* **334** (2009) 112.
 8. L T Zhuravlev and V V Potapov, *Russian Journal of Physical Chemistry*, **80**,7 (2006) 1119.
 9. H Izutsu, P K Nair, K Maeda, Y Kiyozumi, and F