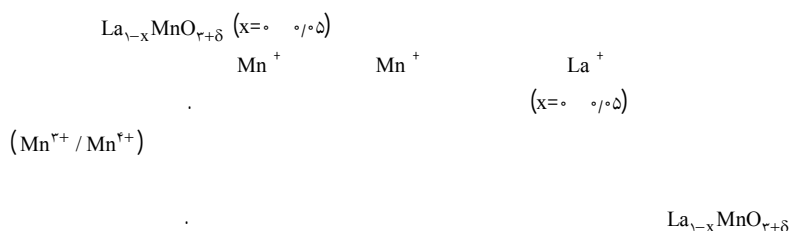


## La<sub>1-x</sub>MnO<sub>3+δ</sub>

kameli@cc.iut.ac.ir :

(دریافت مقاله: ۱۳۸۹/۱۱/۲۵؛ پذیرش: ۱۳۹۱/۲/۱۷)



زیر برای توجیه خواص تراپردی و فاز فرومغناطیسی مشاهده شده در این ترکیبات ارائه شد [۴]. از طرفی برهم کنش‌های ابر تبادلی منجر به ایجاد فاز پاد فرومغناطیسی می‌شوند. از اینرو هرگونه تغییر در نسبت یون‌های منگنز (Mn<sup>3+</sup> / Mn<sup>4+</sup>) موجب تغییرات مهمی در خواص الکتریکی و مغناطیسی این ترکیبات می‌شود [۵ و ۶]. در میان ترکیبات منگناتی، LaMnO<sub>3</sub> یک ترکیب مهم به‌شمار می‌آید که در آن به دلیل حضور یون‌های Mn<sup>3+</sup> (و عدم حضور Mn<sup>4+</sup>) فقط برهم کنش‌های ابر تبادلی حاکم بوده و سیستم در دمای ۱۴۰ کلوین به فاز پاد فرومغناطیسی گذار انجام می‌دهد [۷]. یکی از مهم‌ترین ویژگی‌های این ترکیب، امکان ایجاد فاز فرومغناطیسی با

منگنات‌های پروسکایتی با رابطه عمومی A<sub>1-x</sub>B<sub>x</sub>MnO<sub>3</sub> (که در آن A یک عنصر سه ظرفیتی از سری عناصر خاکی مانند La و B یک عنصر دو ظرفیتی از عناصر قلیایی خاکی مانند Sr، Ca و Ba است) به دلیل خصوصیات منحصر به فرد و کاربرد گسترده در صنعت، در سال‌های اخیر به طور وسیعی مورد توجه قرار گرفته‌اند [۱-۳]. در این ترکیبات برهم کنش‌های تبادلی مختلفی ممکن است رخ دهند که مهم‌ترین این برهم کنش‌ها، برهم کنش تبادل دوگانه میان یون‌های Mn<sup>3+</sup> و Mn<sup>4+</sup> در پیوند Mn<sup>4+</sup> - O<sup>2-</sup> - Mn<sup>3+</sup> و برهم کنش ابر تبادلی در پیوندهای Mn<sup>3+</sup> - O<sup>2-</sup> - Mn<sup>3+</sup> می‌باشد. برهم کنش تبادل دوگانه توسط

جدول ۱. پارامترهای شبکه، حجم سلول واحد و ساختار بلوری نمونه‌های به دست آمده از برازش ریتولد.

نمونه	a(Å)	b(Å)	c(Å)	V(Å <sup>3</sup> )	ساختار نمونه	گروه فضایی	Z
S <sub>۱</sub>	۵,۵۲	-	۱۳,۳۶	۳۵۳,۵۷	لوزی وجه	R-3c	۲,۱
S <sub>۲</sub>	۵,۵۳	-	۱۳,۳۶	۳۵۴,۲۴	لوزی وجه	R-3c	۱,۳
S <sub>۱f</sub>	۵,۶۳	۷,۷۲	۵,۵۲	۲۴۰,۵۸	راست گوشه	Pnma	۱,۴
S <sub>۲f</sub>	۵,۶۴	۷,۷۲	۵,۵۳	۲۴۱,۰۸	راست گوشه	Pnma	۱,۴

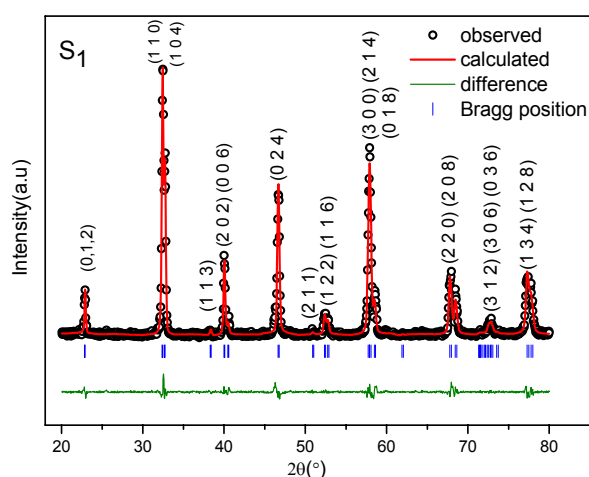
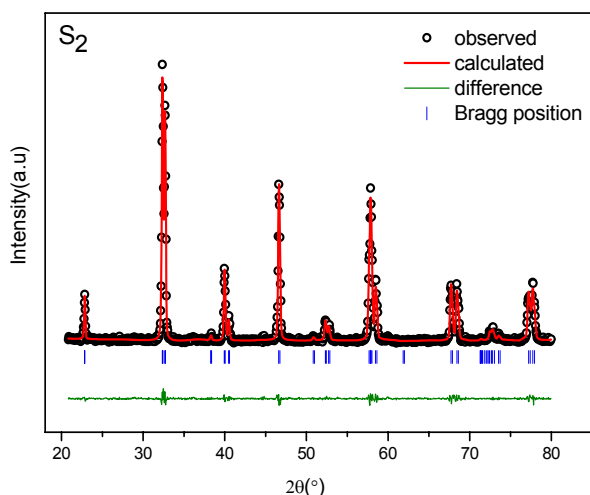
دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت تکلیس شد. در نهایت از پودر حاصل از تکلیس، قرص تهیه و در دمای ۱۳۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت حرارت دهی گردید. سپس نمونه‌ها به آرامی و با آهنگ ۲ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه تا دمای اتاق خنک شدند. این نمونه‌ها به عنوان نمونه‌های S<sub>۱</sub> (x=۰) و S<sub>۲</sub> (x=۰,۰۵) نامگذاری شدند. به منظور مقایسه، یک سری نمونه از ترکیبات فوق پس از حرارت دهی در دمای ۱۳۵۰ درجه سانتی‌گراد به صورت سریع سرد شدند. برای این منظور نمونه‌ها به طور مستقیم از کوره خارج شده و در دمای اتاق خنک شدند. این نمونه‌ها S<sub>۱f</sub> (x=۰) و S<sub>۲f</sub> (x=۰,۰۵) نامگذاری شدند.

برای آنالیز نمونه‌ها، طرح پراش اشعه ایکس نمونه‌ها با استفاده از دستگاه پراش پرتوهای تکفام لامپ مسی (با طول موج ۱,۵۴۰۶ آنگستروم) مدل XPERT ساخت شرکت فیلیپس انجام شد. پذیرفتاری مغناطیسی ac نمونه‌ها بر حسب دما با استفاده از دستگاه پذیرفتاری سنج ساخت شرکت Lake-Shore مدل ۷۰۰۰ و مقاومت الکتریکی نمونه‌ها به روش معمول چهار میله‌ای، توسط دستگاه یخچال مدار بسته ساخت شرکت Leybold اندازه‌گیری شد.

الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌ها در دمای اتاق و در بازه  $80^\circ \leq 2\theta \leq 20^\circ$  به دست آمد. به منظور تعیین ساختار بلوری نمونه‌ها، روی داده‌های پراش پرتو ایکس آنالیز ریتولد با استفاده از نرم افزار Fullprof انجام گرفت. نتایج حاصل از این تحلیل در جدول ۱ آورده شده است. طرح تحلیل ریتولد نمونه‌های S<sub>۱</sub> و S<sub>۲</sub> در شکل ۱ نشان می‌دهد که منحنی حاصل از روش

جاینشینی یک عنصر دو ظرفیتی از عناصر قلیایی مانند Sr در جایگاه La است [۸]. در واقع جاینشینی عنصر دو ظرفیتی در جایگاه لانتانیم سه ظرفیتی موجب تشکیل پیوندهای  $Mn^{3+} - O^{2-} - Mn^{4+}$  شده و در نتیجه برهم‌کنش تبادل دوگانه را به همراه خواهد داشت. ایجاد تهی جا در جایگاه لانتانیم با رابطه  $La_{1-x}MnO_3$  (x میزان تهی جا می‌باشد) یکی دیگر از روش‌های تغییر نسبت یون‌های منگنز می‌باشد. با ایجاد تهی جا در جایگاه لانتانیم، ترکیب خواص الکتریکی و مغناطیسی مشابهی با حالتی که یون دو ظرفیتی در جایگاه لانتانیم جای‌نشین می‌شود، از خود نشان می‌دهد [۹ و ۱۰]. نکته اساسی به چگونگی تغییرات خواص مختلف این ترکیبات در اثر ایجاد تهی جا در جایگاه لانتانیم مربوط می‌شود. به منظور پاسخ‌گویی به این سوالات، مطالعات متعددی روی منگنیت‌ها انجام گرفته است [۹-۱۳]. در این تحقیق به بررسی اثر ایجاد تهی جا روی خواص ساختاری، الکتریکی و مغناطیسی ترکیب  $La_{1-x}MnO_{3+\delta}$  پرداخته شده است.

نمونه‌های منگنیت  $La_{1-x}MnO_{3+\delta}$  (x=۰ و ۰,۰۵) به روش تجزیه حرارتی استات‌های فلزی در حضور اسید سیتریک تهیه گردید. بدین منظور مواد اولیه شامل استات لانتانیم، استات منگنز و اسید سیتریک (با نسبت مولی ۱:۱)، مجموع استات‌های فلزی به اسید سیتریک) با دقت بالا توزین شدند. مواد توزین شده پس از مخلوط کردن، به مدت ۲ ساعت در آسیاب سیاره‌ای آسیاب شد. طی فرآیند آسیاب، فاز اولیه ترکیب به همراه ترکیبات اضافی تشکیل می‌شود. جهت خارج شدن ترکیبات اضافی کربن‌دار از نمونه‌ها، پودر حاصل از آسیاب در



شکل ۱. الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$ .

$(S_{1f})$  و  $(S_{2f})$   $x=0.05$  سریع از کوره خارج شده و در دمای اتاق سرد شدند. برای بررسی ساختار بلوری نمونه‌های  $S_{1f}$  و  $S_{2f}$  الگوی پراش پرتو ایکس آنها نیز با نرم افزار Fullprof و روش ریتولد مورد تحلیل قرار گرفت (شکل ۲). نتایج حاصل نشان دهنده این مطلب است که نمونه‌های ساخته شده به این روش دارای ساختار راست گوشه با فضای  $Pnma$  می‌باشند که مشابه ساختار نمونه  $LaMnO_3$  با میزان اکسیژن ۳ است. بنابراین به نظر می‌رسد این روش برای کنترل میزان اکسیژن تا حدودی موفق بوده است. نتایج حاصل از تحلیل ریتولد در جدول ۱ آورده شده است.

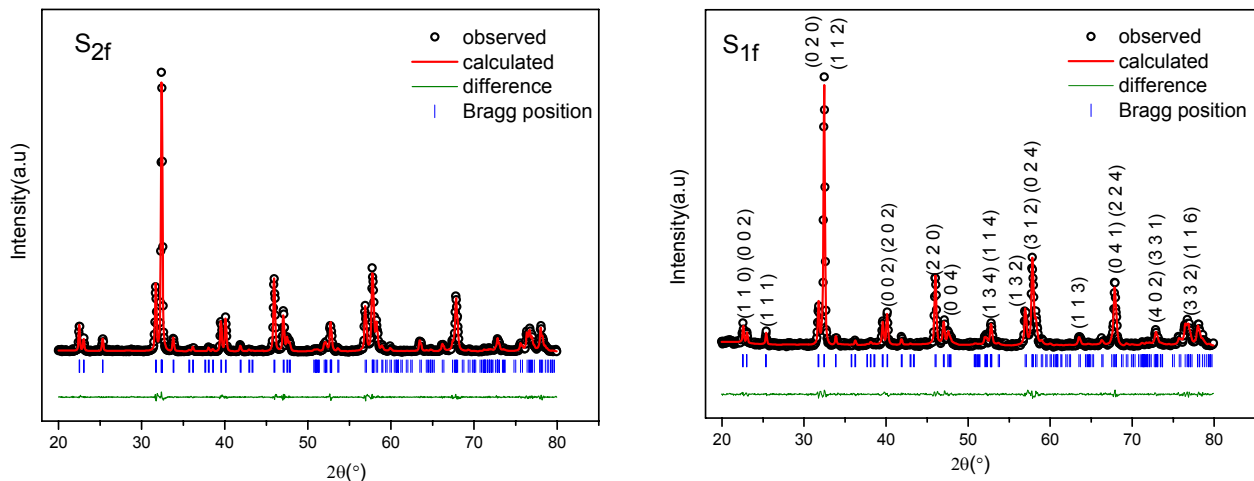
نتایج آورده شده در جدول ۱ نشان می‌دهد که با ایجاد تهی جا در جایگاه لانتانیم پارامترهای شبکه و حجم سلول واحد برای هر دو سری از نمونه‌ها افزایش یافته است. دلیل این افزایش می‌تواند مربوط به برهم‌کنش‌های دافعه‌ای میان اکسیژن‌های اطراف تهی جای لانتانیم باشد [۱۶].

به منظور بررسی تأثیر تغییر ساختار و همچنین اثر تهی جا در جایگاه لانتانیم روی خواص مغناطیسی نمونه‌ها، پذیرفتاری مغناطیسی ac نمونه‌ها در بازه دمایی ۳۰۰-۸۰ درجه کلوین در میدان  $800 \text{ (A/m)}$  و فرکانس  $333 \text{ (Hz)}$  اندازه‌گیری شد. شکل ۳ منحنی پذیرفتاری مغناطیسی را برای نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود، با کاهش دما برای هر دو نمونه یک گذار از فاز پارامغناطیس به حالت

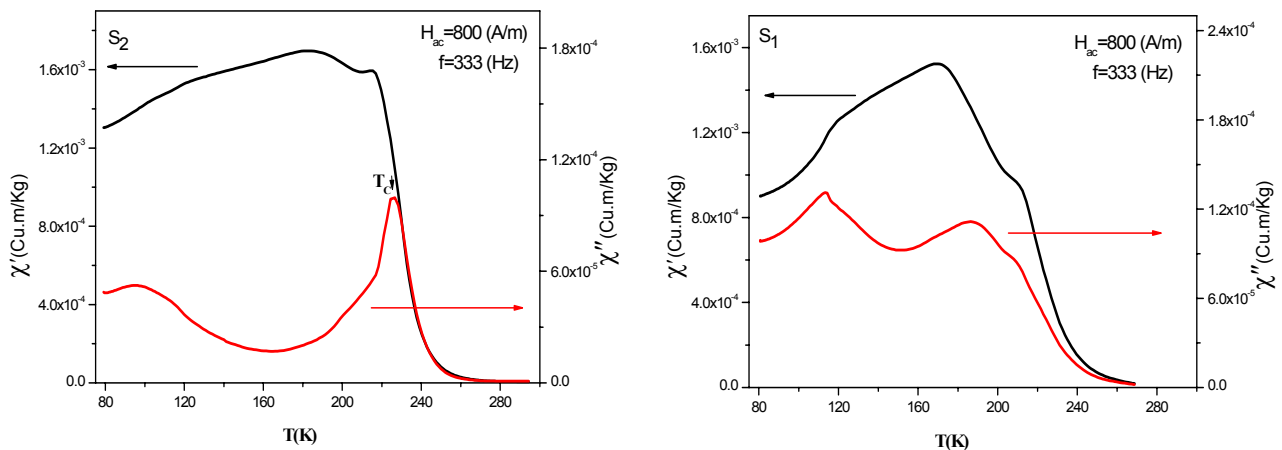
نظری (تحلیل ریتولد) با داده‌های تجربی مطابقت خوبی دارد. نتایج حاصل بیانگر این است که نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  ساختاری لوزی وجه با گروه فضایی  $R-3C$  دارند. با توجه به اینکه ترکیب  $LaMnO_3$  دارای ساختار راست گوشه با گروه فضایی  $Pnma$  می‌باشد [۸]، عدم مطابقت نتایج حاصل از این آزمایش می‌تواند دلایل متعددی داشته باشد. از جمله عوامل موثر در تغییر ساختار بلوری غیر استکیومتری بودن اکسیژن است. به عنوان مثال گزارش‌های مبنی بر لوزی وجه بودن ترکیب  $LaMnO_{3+\delta}$  قبلاً نیز ارائه شده است [۱۴].

احتمالاً در نمونه‌های حاضر در هنگام فرآیند سرد کردن، نمونه‌ها مقداری اکسیژن اضافی از هوا گرفته و این باعث تغییر میزان اکسیژن از مقدار اسمی ۳ در ترکیب شده و ساختار آن عوض شده است. یکی از راه‌های ممانعت از جذب اکسیژن اضافی و کنترل میزان آن، استفاده از اتمسفر گازهای نجیب می‌باشد که به وفور از این روش استفاده می‌شود [۱۵]. در این آزمایش از روش دیگری برای کنترل اکسیژن استفاده شد. بدین منظور با توجه به اینکه حدس زده می‌شد که در فرآیند سرد شدن نمونه‌ها، مقداری اکسیژن اضافی وارد ترکیب می‌شود، از روش سرد سازی سریع<sup>۱</sup> (FC) استفاده گردید. در این روش نمونه سریعاً سرد می‌شود تا مانع از جذب اکسیژن اضافی شود. همان‌گونه که قبلاً نیز اشاره شد، برای این منظور دو نمونه  $x=0$

۱. Fast Cooling



شکل ۲. الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$ .



شکل ۳. منحنی پذیرفتاری مغناطیسی نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  بر حسب دما.

بی نظم شیشه اسپینی<sup>۱</sup> (SG) می‌باشد. موارد مشابهی از این نوع گذار در مقالات مختلف ارائه شده است [۱۷ و ۱۸]. برای اطمینان از اینکه قله مشاهده شده مربوط به دمای یخ زدگی ( $T_f$ ) شیشه اسپینی است، از مدل توان دینامیکی بحرانی که به صورت

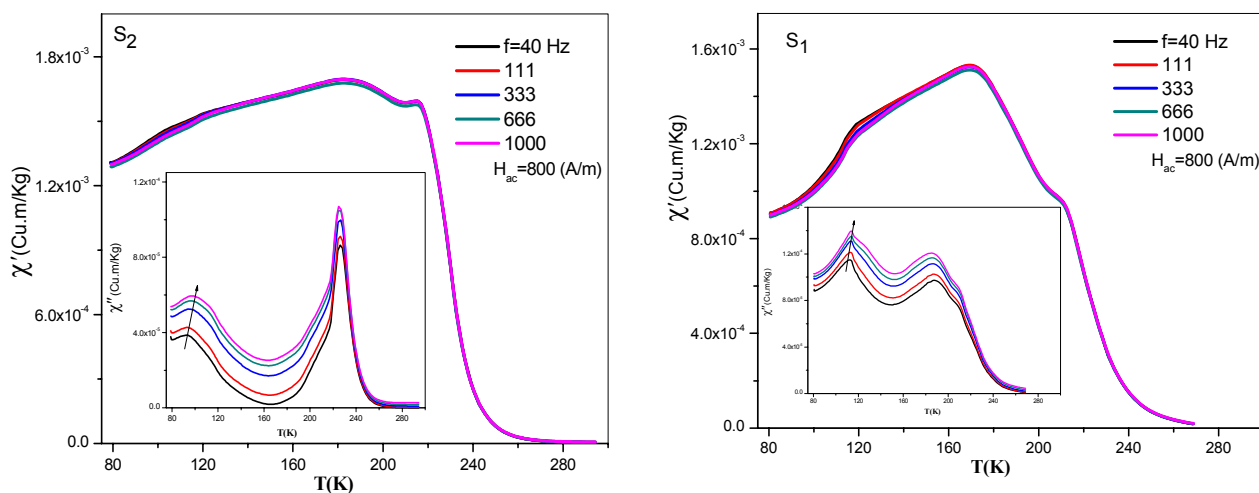
$$f = f_0 \left( \frac{T_f}{T_0} - 1 \right)^{z\nu}$$

دست آمده از پذیرفتاری مغناطیسی استفاده شد. در این رابطه  $f$  فرکانس اعمالی،  $z\nu$  توان دینامیکی و  $f_0$  برای شیشه‌های اسپینی در محدوده  $10^9$  Hz تا  $10^{13}$  Hz و  $T_0$  یک

ثابت می‌باشد [۱۹]. با برازش  $\ln(f)$  بر حسب  $\ln\left(\frac{T_f}{T_0} - 1\right)$

فرومغناطیسی در دمای کوری،  $T_C$  رخ می‌دهد. دمای کوری متناظر با این گذار که از روی مشتق پذیرفتاری بخش حقیقی ( $\chi'$ ) محاسبه می‌شود، برای نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  به ترتیب برابر ۱۸۷ و ۲۲۵ کلین به دست آمد. این دماها متناظر با قله در قسمت موهومی ( $\chi''$ ) است.

با کاهش بیشتر دما، در هر دو نمونه در محدوده دماهای پایین یک افت در قسمت حقیقی ( $\chi'$ ) پذیرفتاری ملاحظه می‌شود که همزمان با آن یک قله در قسمت موهومی ( $\chi''$ ) تشکیل می‌شود. اندازه‌گیری پذیرفتاری در فرکانس‌های مختلف (شکل ۴) نشان دهنده این مطلب است که این قله به فرکانس اعمالی وابسته است و با افزایش فرکانس به سمت دماهای بالاتر جابجا می‌شود. این رفتار معمولاً نشان دهنده گذار به فاز



شکل ۴. وابستگی به فرکانس پذیرفتاری مغناطیسی نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$ .

جدول ۲. مقادیر  $zD$ ،  $f_0$  و  $T_0$  به دست آمده از برازش مدل توان دینامیکی بحرانی.

نمونه	$zD$	$f_0$ (Hz)	$T_0$ (K)
$S_1$	۸,۳۸	$10^{13} \times 7,8$	۱۰۹
$S_2$	۷,۰۴	$10^9 \times 2,0$	۸۵

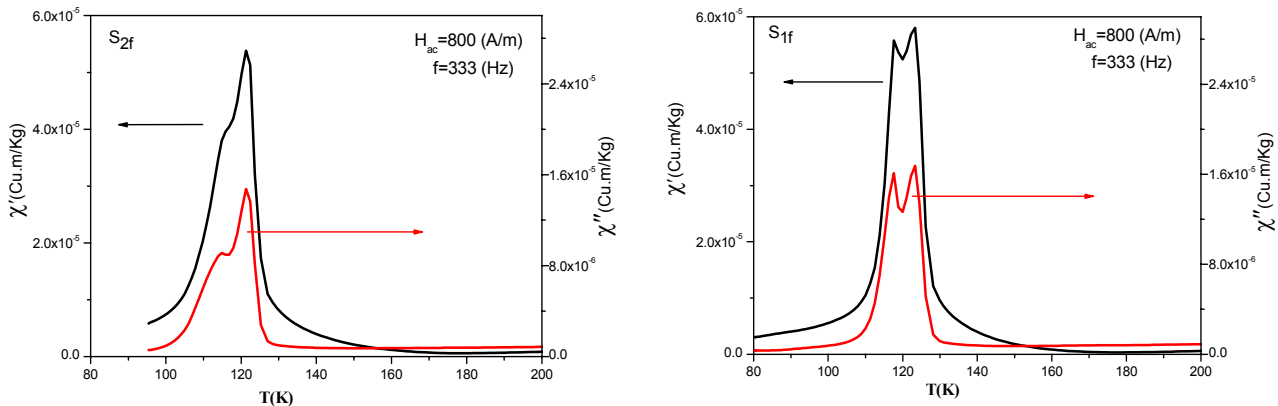
ایجاد می‌شود. در دماهای پایین‌تر، یعنی جایی که گذار به فاز شیشه‌ای اسپینی رخ می‌دهد دو فرآیند با هم در رقابت هستند. اول فرآیند تبادل دوگانه در پیوندهای  $Mn^{3+} - O^{2-} - Mn^{3+}$  که تمایل به نگه داشتن سیستم در فاز فرومغناطیسی می‌باشد و دوم فرآیند ابرتبادلی در پیوندهای  $Mn^{3+} - O^{2-} - Mn^{3+}$  که ایجاد فاز پادفرومغناطیسی را میسر می‌سازد. تقابل میان برهم‌کنش‌های فرومغناطیس و پادفرومغناطیس در دماهای پایین باعث گذار به فاز بی‌نظم شیشه‌ای اسپینی می‌شود.

در نمونه  $S_2$  نیز هر دو گذار پارامغناطیس - فرومغناطیس و فرومغناطیس - شیشه‌ای اسپینی دیده می‌شود، با این تفاوت که دمای کوری این نمونه بالاتر از  $S_1$  و افت پذیرفتاری که بیانگر گذار به فاز شیشه‌ای اسپینی است ضعیف‌تر از نمونه  $S_1$  است. در واقع ایجاد تهی‌جا در جایگاه لاتانیم باعث تبدیل برخی یون‌های  $Mn^{3+}$  به  $Mn^{4+}$  شده و برهم‌کنش تبادل دوگانه و به تبع آن فاز فرومغناطیسی تقویت شده که نتیجه آن جابه‌جایی دمای کوری به سمت دماهای بالاتر نیز هست. تقویت فاز فرومغناطیس و تضعیف فاز پاد فرومغناطیس در این نمونه

مقادیر  $zD$ ،  $f_0$  و  $T_0$  به دست آمده (جدول ۲). مقادیر به دست آمده در محدوده گزارش شده برای سیستم‌های شیشه‌ای اسپینی سه بعدی می‌باشند [۱۹].

رفتارهای مشاهده شده در نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  را می‌توان به صورت زیر توجیه کرد:

به نظر می‌رسد ترکیب ساخته شده احتمالاً ترکیبی غیر استوکیومتری به شکل  $La_{1-x}MnO_{3+\delta}$  می‌باشد. همان‌طور که در مقدمه اشاره شد ترکیب  $LaMnO_3$  یک ماده با فاز پادفرومغناطیس است. اما نتایج ما برای ترکیب اسمی  $LaMnO_3$ ، (نمونه  $S_1$ ) یک گذار فاز پارامغناطیس به فرومغناطیس و سپس شیشه‌ای اسپینی را نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد برای این نمونه می‌توان ترکیب اسمی  $LaMnO_{3+\delta}$  را در نظر گرفت ( $\delta > 0$ ) که گذار فاز مغناطیسی از پارامغناطیس به فرومغناطیس به دلیل حضور یون‌های  $Mn^{4+}$  در اثر تغییر میزان اکسیژن می‌باشد. در واقع حضور یون‌های  $Mn^{4+}$  باعث تشکیل پیوندهای  $Mn^{4+} - O^{2-} - Mn^{3+}$  شده و فرآیند تبادل دو گانه در سیستم حاکم می‌شود و به تبع آن فاز فرومغناطیسی در نمونه



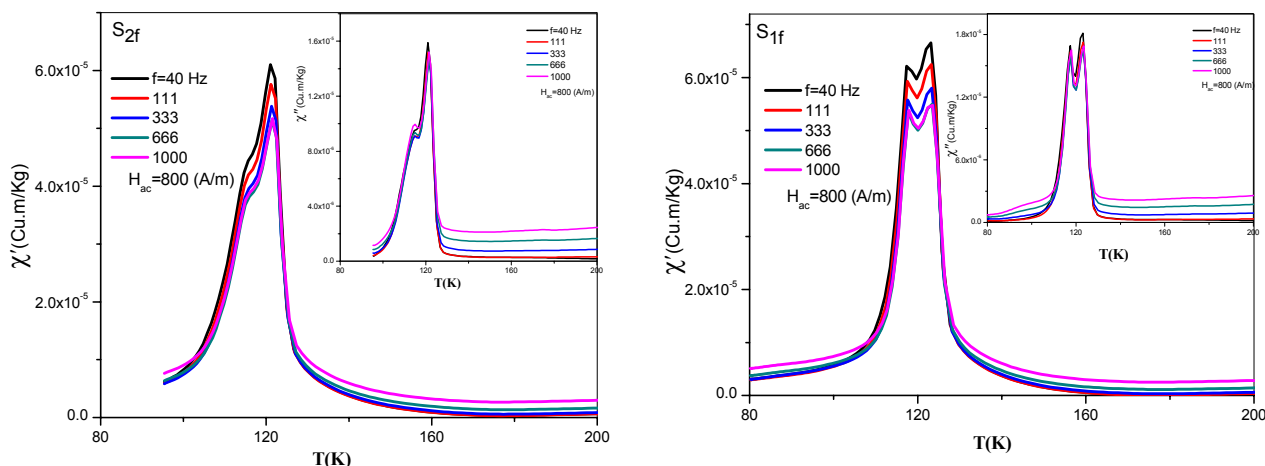
شکل ۵. منحنی پذیرفتاری مغناطیسی نمونه‌های  $S_{1f}$  و  $S_{2f}$  بر حسب دما.

سمت دماهای پایین‌تر در اثر غیر استکیومتری بودن اکسیژن در مقالات مختلف گزارش شده است [۲۰]. اندازه‌گیری پذیرفتاری در فرکانس‌های مختلف (شکل ۶) نشان دهنده این مطلب است که هر دو قله به فرکانس اعمالی وابسته نیست. در نمونه  $S_{2f}$  به دلیل ایجاد تهی جا و شکل‌گیری یون‌های  $Mn^{4+}$  بیشتر در ترکیب، فرآیند تبادل دوگانه قوی‌تر بوده و فاز فرومغناطیسی در این ترکیب غالب است، لذا قله دوم که مربوط به فاز پاد فرومغناطیس است نسبت به نمونه  $S_{1f}$  تضعیف شده است. نتیجه‌ای که می‌توان از اندازه‌گیری‌های مغناطیسی نمونه‌ها گرفت، این است که نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  رفتاری کاملاً متفاوت با نمونه‌های  $S_{1f}$  و  $S_{2f}$  (به دلیل متفاوت بودن مقدار اکسیژن) از خود نشان می‌دهد.

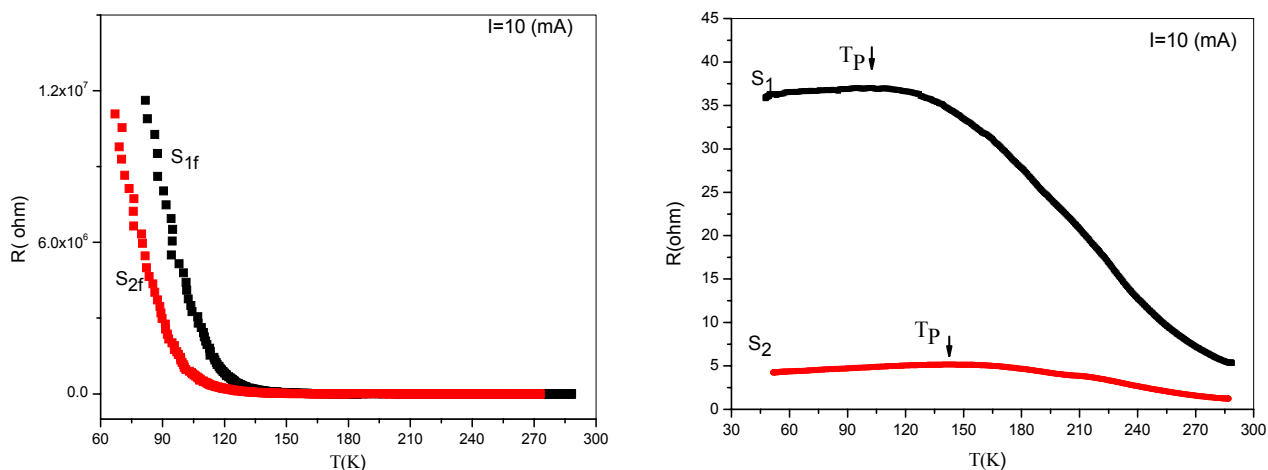
برای بررسی خواص تراپردی نمونه‌ها، مقاومت الکتریکی بر حسب دما اندازه‌گیری شد و نتایج حاصل مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۷ منحنی مقاومت الکتریکی نمونه‌ها را بر حسب دما نشان می‌دهد. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود برای نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  یک گذار از حالت عایق گونه به فلز گونه، جایی که یک قله ( $T_p$ ) ایجاد می‌شود، رخ می‌دهد. برای نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  مکان قله به ترتیب در حدود دمای ۱۰۲ و ۱۴۳ کلوین می‌باشد که پایین‌تر از دمای کوری نمونه‌ها است. همان‌گونه که گفته شد، در این نمونه‌ها فاز فرومغناطیسی هم‌زمان با فاز پادفرومغناطیس وجود دارد و گذار عایق-فلز در آنها با فرآیند تبادل دوگانه و وجود فاز فرومغناطیس قابل توجیه است.

باعث شده که فاز شیشه‌اسپینی ضعیف‌تر از نمونه  $S_1$  باشد. برای بررسی و مقایسه رفتار مغناطیسی نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  با نمونه‌های  $S_{1f}$  و  $S_{2f}$ ، پذیرفتاری مغناطیسی نمونه‌های  $S_{1f}$  و  $S_{2f}$  نیز با شرایط مشابه نمونه‌های  $S_1$  و  $S_2$  اندازه‌گیری شد (شکل ۵). با توجه به این نمودارها ملاحظه می‌شود که برای هر دو نمونه یک گذار دو قله‌ای رخ می‌دهد، که البته قله دوم در نمونه  $S_{2f}$  خیلی ضعیف‌تر از نمونه  $S_{1f}$  است. همان‌طور که قبلاً اشاره شد برای ترکیب  $LaMnO_3$  دمای گذار پارامغناطیس-پادفرومغناطیس در حدود ۱۴۰ کلوین گزارش شده که به صورت یک قله تیز در پذیرفتاری رخ می‌دهد [۷]. با توجه به اینکه ساختار بلوری و رفتار مغناطیسی نمونه  $S_{2f}$  شبیه ترکیب  $LaMnO_3$  است، لذا غیر استکیومتری بودن اکسیژن در این نمونه خیلی کم بوده و این باعث ایجاد تعدادی یون  $Mn^{4+}$  شده و خوشه‌های فرومغناطیسی را تشکیل می‌دهد. گذار خوشه‌های فرومغناطیسی ضعیف‌تر از فرومغناطیس بلندبرد بوده و معمولاً در صورت وجود برهم‌کنش‌های قوی‌تر پادفرومغناطیس نظیر برهم‌کنش ابر تبادلی، علاوه بر گذار فوق‌گذار به حالت پادفرومغناطیس نیز مورد انتظار است.

لذا احتمالاً در این نمونه گذار از حالت پارامغناطیس به خوشه‌های فرومغناطیسی در قله اول رخ می‌دهد ولی قله دوم بیانگر گذار پادفرومغناطیس است که در تطابق خوبی با نمونه‌های  $LaMnO_3$  است، با این تفاوت که مقداری به سمت دماهای پایین‌تر جابجا شده است. جابجایی دمای گذار پادفرومغناطیس به



شکل ۶. منحنی پذیرفتاری مغناطیسی نمونه‌های  $S_{1f}$  و  $S_{2f}$  با فرکانس‌های مختلف.



شکل ۷. مقاومت الکتریکی نمونه‌ها بر حسب دما.

گذار کرده است. همانگونه که گفته شد ایجاد تهی جا باعث افزایش یون‌های  $Mn^{4+}$  و تقویت فرآیند تبادل دوگانه می‌شود و افزایش قدرت رسانندگی دور از انتظار نیست. دلیل بزرگتر بودن مقاومت نمونه  $S_{1f}$  نسبت به نمونه  $S_{2f}$  را نیز می‌توان به این صورت توجیه کرد که ایجاد تهی جا در جایگاه لانتانیم به اندازه ۰/۰۵ باعث افزایش قدرت رسانندگی الکتریکی در اثر تقویت برهم‌کنش تبادل دوگانه، به دلیل افزایش در صد نسبی یون‌های  $Mn^{3+} / Mn^{4+}$  می‌باشد.

نتایج حاصل از این تحقیق نشان می‌دهد که یک روش مناسب برای ممانعت از ورود اکسیژن اضافی به نمونه‌های منگنایت

از طرفی در نمونه‌های  $S_{1f}$  و  $S_{2f}$  هیچگونه گذار عایق-فلز وجود ندارد و نمونه‌ها در کل بازه دمایی اندازه‌گیری، رفتاری عایق گونه از خود نشان می‌دهند. برای این دو نمونه بر هم‌کنش ابر تبادلی فرآیند حاکم می‌باشد و تبادل الکترون و خاصیت فرومغناطیسی بسیار ضعیف بوده و قدرت کافی برای ایجاد رفتار فلز گونه را ندارد.

با مقایسه منحنی مقاومت الکتریکی نمونه‌های  $x=0$  ( $S_1$ ) و  $S_{1f}$  (با نمونه‌های  $x=0.05$  ( $S_{1f}$  و  $S_1$ )) ملاحظه می‌شود که ایجاد تهی جا در جایگاه لانتانیم باعث تقویت رسانندگی الکتریکی شده است. به عنوان مثال برای نمونه  $S_1$  که در آن تهی جا ایجاد شده است، دمای  $T_p$  نسبت به نمونه  $S_1$  به سمت دماهای بالاتر جابجا شده، یعنی سیستم سریعتر به فاز فلز گونه،

طرفی دیگر ایجاد تهی جا در جایگاه لانتانیم روی فرآیندهای موجود در ترکیب تأثیر گذاشته و با تقویت بر هم کنش تبادل دوگانه، فاز فرومغناطیسی و قدرت رسانندگی الکتریکی را افزایش داده است که این خواص مشابه حالتی است که یک عنصر دو ظرفیتی در جایگاه لانتانیم جانشین می شود.

LaMnO<sub>۲</sub>، سرد سازی سریع نمونه ها است. خواص مختلف نمونه های ساخته شده به این روش مطابقت خوبی با ترکیب LaMnO<sub>۲</sub> دارد. در حالی که در نمونه هایی که سرد سازی در آنها به آرامی صورت گرفته است، رفتارهای کاملاً متفاوتی مانند تغییر ساختار بلوری و گذار فازهای مختلف مشاهده می شود. از

12. W Cheikh-Rouhou Koubaa, M Koubaa, A Cheikh-Rouhou, W Boujel-ben, and A M Haghiri-Gosnet, *J. Alloys* **455**(2008) 67.
13. P Kameli, and H Salamati, *Journal of Alloys and Compounds* **433** (2007) 11.
14. V Sedykh, V Sh Shekhtman, I I Zverkova, A V Dubovitskii, and V I Kulakov, *Physica C* **433** (2006) 189.
15. W S Choi, Z Marton, S Y Jang, S J Moon, B C Jeon, J H Shin, S S A Seo, T W Noh, K Myung-Whun, H N Lee, and Y S Lee, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **42** (2009) 165401.
16. G Dezanneau, A Sin, H Roussel, H Vincent, and M Audier, *Solid State Communications* **121** (2002) 133.
17. H U Khan, A Mumtaz, W H Shah, and S K Hasanain, *J. Phys: Condens. Matter* **19** (2007) 106202.
18. B Aslibeiki, P Kameli, and H Salamati, *Solid State Communications* **149** (2009) 1274.
19. J A Mydosh, "Spin glasses", Taylor & Francis, London (1993).
20. L Ghivelder, and I Abrego Castillo, *Phys. Rev. B* **60** (1999)17.
1. E Dagotto, et al., *Physics Reports* **344** (2001) 1.
2. P K Siwach, et al., *J. Phys. Conds. Matt.* **20** (2008) 273201.
3. S Kumar, J Brink, and A P Kampf, *Phys. Rev. Lett.* **104** (2010) 017201.
4. C Zener, *Phys. Rev.* **82** (1950) 403.
5. A J Millis, P B Littlewood, and B I Shraiman, *Phys. Rev. Lett.* **74** (1995) 5144.
6. S Kumar, J Brink, and A P Kampf, *Phys. Rev. B* **82** (2010) 172401.
7. G Matsumoto, *J. Phys. Soc. Jap.* **29** (1970) 606.
8. J F Mitchell, D N Argyriou, C D Potter, D G Hinks, J D Jorgensen, and S D Bader, *Phys. Rev. B* **54** (1996) 9.
9. Ja Dhahri, S Zemni, K Cherif, J Dhahri, M Oumezzine, M Ghedira, and H Vincent, *Journal of Alloys and Compounds* **394** (2005) 51.
10. P Guerman, G Jacob, and G Martha, *Journal of Solid State Chemistry* **175** (2003) 52.
11. I Walha, H Ehrenberg, H Fuess, and A Cheikhrouhou, *Journal of Alloys and Compounds* **485** (2009) 64.