

ساخت سرامیک شفاف $\text{Nd}: \text{Y}_2\text{O}_3$ با بررسی خواص ساختاری و نوری آن

وحید امیرزاده فتوت^{۱*}، یوسف هاتفی^۲

^۱ کارشناسی ارشد، دانشگاه جامع امام حسین (ع)، ^۲ استادیار و دانشگاه جامع امام حسین (ع)

* v.amirzadeh757@gmail.com

چکیده:

در این کاربایدا نانو پودر $\text{Y}_2\text{O}_3/\text{Nd}_2\text{O}_3$ آلائیده به یون Nd^{+3} به میزان ۱، ۱/۵ و ۳ درصد مولی توسط بال میل به مدت ۲۰ ساعت تهیه شد، اندازه ذرات به طور معنی داری به $92/3$ نانومتر کاوش یافت. نمونه دیسکی سرامیک شفاف /ایتریا خالص آلائیده به نئودمیوم که به عنوان محیط فعال لیزری در لیزرها قدرت کاربرد دارد با استفاده از تف جوشی جرقه پلاسمایی با نرخ گرمایش $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ درجه سانتیگراد بر دقيقه در دمای 1400°C درجه سانتیگراد به مدت ۱۵ دقیقه با فشار 70 MPa مگاپاسکال ساخته شد. نمونه دیسکی سرامیک شفافیت $\text{Nd}: \text{Y}_2\text{O}_3$ به طور قابل توجهی در طول موج مریب افزایش یافت. همچنین بالاترین میزان عبور سرامیک شفاف $\text{Nd}: \text{Y}_2\text{O}_3$ به ضخامت 2.5 mm در طول موج 5 nm میکرومتر به 13° درصد رسید که بسیار نزدیک به مقدار تئوری ایتریا آلائیده به نئودمیوم بوده است.

اطلاعات مقاله:

دربافت: ۵ خرداد ۱۳۹۷

پذیرش: ۱۷ تیر ۱۳۹۷

کلید واژه:

سرامیک شفاف، نمونه دیسکی /ایتریا آلائیده به ایتریم، SPS، سختی و عبور

شکل به عنوان محیط فعال در لیزرها پر توان استفاده می شود و توان زیادی در حد کیلووات از آن به دست آید [۴]. ایتریا به دلیل خواص بسیار خوب حرارتی، طیف گسترده‌ای از شفافیت (μm) $0.2-8$ ، انرژی فونونی بسیار پایین (cm^{-1}) 380 ، مقاومت به خوردگی بالا و ظرفیت بالای آلائیده به یون‌های نادر خاکی به عنوان یک ماده میزبان لیزری شناخته شده است [۵]. ایتریا نسبت به YAG‌هایی که به طور معمول برای کاربردهای لیزری استفاده می‌شوند، دارای هدایت حرارتی بالاتر و ضریب انبساط حرارتی پایین‌تری (K^{-1}) 6×10^{-6} برای ایتریا) است و این عوامل در کاربردهای لیزری، که با طولانی‌شدن کار لیزر موجب تولید و افزایش

۱- مقدمه

سرامیک‌های چندبلوری شفاف نسبت به تکبلورها از مزیت‌های مختلفی مانند صرفه اقتصادی، تولید انبوه، سادگی کنترل شکل و خواص مکانیکی بهتر برخوردار هستند و به همین دلیل بیش از پیش مورد توجه قرار گرفتند [۳-۱]. مهم‌تر از همه، درصد آلائیده سرامیک‌های شفاف چندبلوری به یون‌های فعال از تکبلورها بیش‌تر است که باعث می‌شود لیزرهایی با کارایی بسیار بالا در دسترس باشند. لذا امروزه سرامیک‌های شفاف چندبلوری می‌توانند جایگزین بسیار خوبی برای تکبلورها و شیشه‌ها جهت کاربردهای لیزر با انرژی و توان بالا باشند و از نمونه قرصی

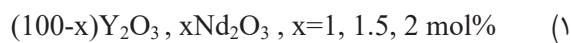


تفجوشی شده به روش پلاسمای جرقه‌ای (SPS) می‌باشد.

۲- فعالیت‌های تجربی

۱-۲- آماده سازی پودر

ابتدا مطابق با فرمول ۱ فوق پودر با درصدهای مختلف Nd₂O₃ ترکیب شده است (شکل ۴-۴-آ). سپس به ترکیب فوق به مقدار ۰/۵٪ اتانول برای کمک پخت اضافه شده، پس از ترکیب اولیه، پودرها توسط دستگاه آسیاب سیارهای به مدت ۲۰ ساعت با سرعت ۳۰۰ دور بر دقیقه آسیاب شده است (شکل ۴-۴-ب). سپس به مدت ۲۴ ساعت در دمای ۸۰ درجه سانتیگراد درآون نگهداری شده و در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲ ساعت در کوره کلسینه شده است (شکل ۴-۴-پ). در نهایت پودرها از مش ۲۰۰ عبور داده شده اند (شکل ۴-۴-ت).



حرارت می‌شود، از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است[۶].

استفاده از فناوری‌های جدید همچون تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای (SPS) در سال‌های اخیر توجه بسیاری از محققین را به خود جلب کرده است. بدین منظور در سال ۲۰۰۶ نخستین بار استفاده از فرایند SPS جهت ساخت ایتریای شفاف مورد ارزیابی قرار گرفته شد که در این تحقیق استفاده از فرایند HIP پس از SPS منجر به از بین رفتن تخلخل‌ها شد[۷]. پس از آن در سال‌های ۲۰۰۸ و ۲۰۰۹ رفتار متراکم‌شوندگی و رشد دانه ایتریا توسط فرایند SPS مورد بررسی قرار گرفت و سپس در سال ۲۰۱۱ برای نخستین بار سرامیک ایتریای شفاف با استفاده از فرایند SPS ساخته شد[۸ و ۹]. در چند سال اخیر، تأثیر متغیرهای فرایند SPS از جمله نرخ حرارت‌دهی، فشار، دما و زمان نگهداری بر بهبود خواص نوری سرامیک ایتریای شفاف مورد بررسی قرار گرفته شده است.

هدف از این تحقیق بررسی رفتار تفجوشی و خواص نوری و مکانیکی اکسید ایتریای آلتیده شده با نئودمیم



شکل ۱- (الف) پودر خالص (ب) پودر آسیاب‌کاری شده به مدت ۲۰ ساعت (پ) پودر کلسینه شده در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۲ ساعت (ت) پودر عبور داده شده از الک با مش ۲۰۰



۳-۲- تف جوشی پلاسمای جرقه‌ای



دستگاه تفجوشی پلاسمای جرقه‌ای SPS مدل 60-10، ساخت دانشگاه صنعتی مالک اشتر در پژوهش حاضر مورد استفاده قرار گرفت. پودر سنتز شده درون یک قالب گرافیتی با قطر داخلی ۲۰ میلی متری ریخته شد و توسط پانچ‌های گرافیتی فشرده شد. پودر با یک ورق گرافیتی از دیواره‌های قالب و سطوح پانچ جدا شد. نمونه‌ها در خلاء (۲-۳ Pa)، تحت فشار یکنواخت ساخته شدند. در این تحقیق، یک فشار مکانیکی یک طرفه انتخاب شد یعنی نمونه با فشار ۷۰ MPa (فشار متوسط) با دمای 1400°C و زمان ماندگاری ۱۵ دقیقه نمونه ساخته شد. سپس نمونه‌های تفجوشی شده در دمای 1200°C در گریادر برای مدت ۱۰ ساعت در هوا آبل شدند. در نهایت، نمونه‌های به دست آمده با استفاده از دوغاب الماس (تا ۱ میکرومتر) به دقت بر روی هر دو طرف جلا داده شدند تا زبری سطح را از بین ببرند. کدهای نمونه مورد استفاده برای مطالعه حاضر در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱- کدگذاری نمونه‌های تف جوشی شده

کد نمونه	S1	S2	S3
درصد غلظت Nd (mol%)	۱	۱/۵	۲

۳- نتایج و بحث

الگوی پراش پرتو ایکس نانوپودر ایتریا آلائید به ۱ درصد نئودمیم در شکل ۲ نشان داده شده است. بررسی‌ها نشان داد که پودر تهیه شده دارای پیک‌های شاخص ایتریا با ساختار مکعبی (کد مرجع ۰۹۲۷-۰۷۲-۰۱) است. با استفاده

۲-۲- آنالیز پودرهای اولیه

آنالیز فازی نمونه‌های آسیاب‌کاری شده و تفجوشی شده توسط دستگاه پراش‌سنجد پرتو ایکس (X'Pert Pro, Panalytical, Holland) با استفاده از پرتوگاری با طول موج معین 1540.6 nm مربوط به $\text{Cu-K}\alpha$ ، فیلترشده با Ni ، با ولتاژ 40 kV ، جریان 30 mA ، زاویه پراش 2θ از 10° تا 80° درجه و اندازه گام ($0.2^{\circ}/\text{sec}$) و نرخ روبش ($2\theta/\text{sec}$) به منظور تشخیص ساختارهای بلوری مختلف ایتریا، استفاده شد. فازشناسی الگوهای پراش‌سنجدی پرتو ایکس با استفاده از نرم‌افزار X'Pert HighScore انجام شد. به منظور تهیه تصاویر از پودر اولیه، سطح مقطع شکست نمونه‌های تفجوشی شده و سطح اثر فرورونده ویکرز روی سطح نمونه‌های تفجوشی شده از میکروسکوپ الکترونی SEM، روبشی مستقر در مرکز پژوهش متالورژی رازی (VEGA, TESCAN, Czech Republic) و میکروسکوپ (FE-SEM, MIRA3¹, LMU, TESCAN, Czech Republic) الکترونی روبشی گسیل میدانی² استفاده شد. به منظور تعیین اندازه ذره و اندازه دانه با استفاده از تصاویر SPSS میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح شکست از استفاده شد. در این نرم‌افزار ابتدا تصویر انتخاب و سپس دانه‌ها و تخلخل‌های موجود برای نرم‌افزار تعریف شد. در نهایت اندازه دانه به روش رهگیری خطی³ برای ۲۰۰ دانه و با ضریب $1/5$ محاسبه شد.^[۱۰]

چگالی نمونه‌های تفجوشی شده به روش ارشمیدس طبق استاندارد ASTM C 373-88 انجام شد.

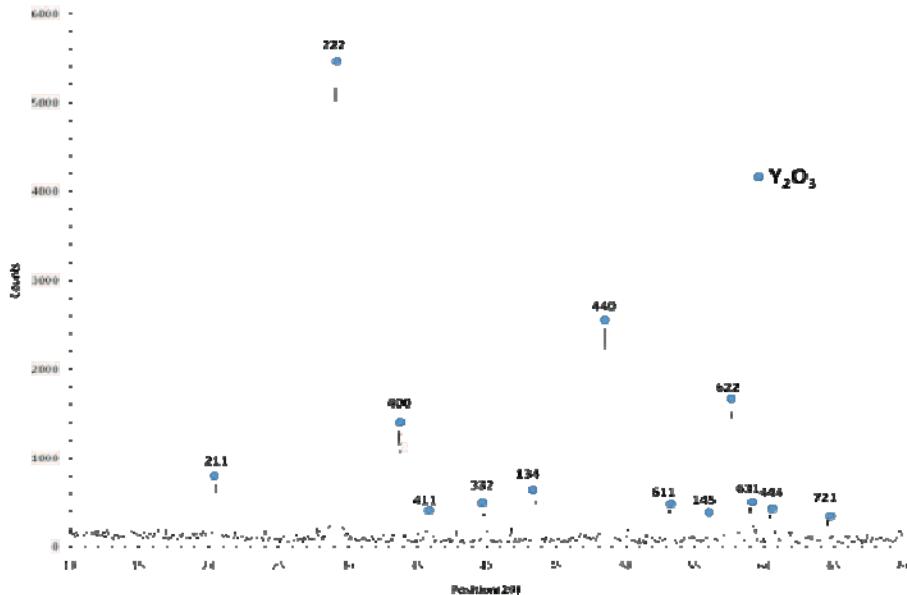
¹ Field Emission Electron Microscope

² Linear Intercept Method



جدول ۲ مشخص شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود متوسط اندازه بلورک‌ها حدود 41 nm است.

از معادله شر، اندازه بلورک برای ذرات پودر با استفاده از الگوی پراش پرتو ایکس محاسبه شد. نتایج محاسبات در



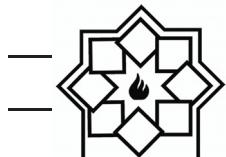
شکل ۲- الگوی پراش پرتو ایکس نانوپودر ایتریا آلاتیده به نئودمیم

جدول ۲- اندازه بلورک ذرات پودر ایتریا.

شماره پیک	زاویه (2θ)	β	اندازه بلورک (nm)
۱	$20/553$	$0/266$	۳۰
۲	$29/14$	$0/251$	۳۳
۳	$33/774$	$0/192$	۴۳
۷	$48/525$	$0/177$	۴۹
۱۰	$57/621$	$0/177$	۵۱
متوجهه اندازه بلورک			۴۱

هم) بین $۲۰۰-۴۰۰ \text{ nm}$ است که از میزان آگلومره مناسب ذرات پودر برای انجام فرایند تفجوشی حکایت دارد. همچنین در تحقیقات نشان داده شده که میزان همگنی ذرات در نمونه خام، اثر قابل توجهی روی ویژگی‌های تفجوشی دارد. در این خصوص پودرهای نانوبلور به علت اثرات تشکیل

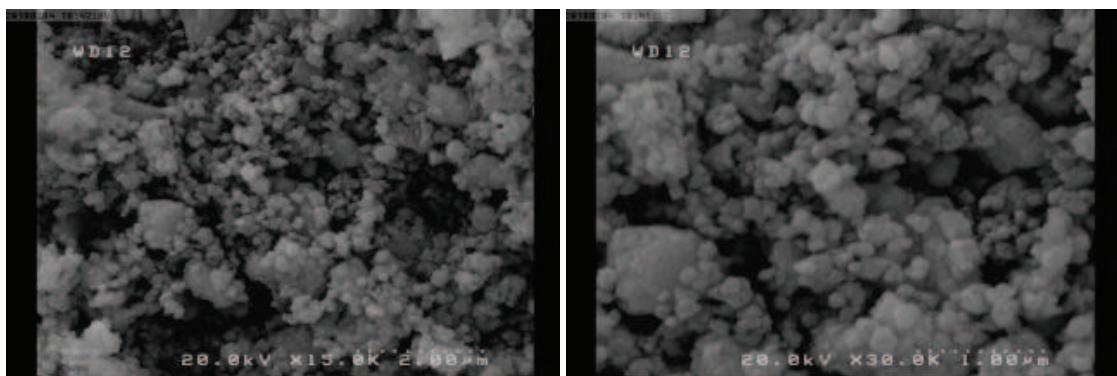
در شکل ۳ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از نانوپودر ایتریا با آلاتیده به ۱ درصد نئودمیم به منظور بررسی ریخت و میزان آگلومراسیون نشان داده شده است. بررسی تصاویر نشان می‌دهد ذرات از درجه آگلومره نسبتاً کمی برخوردار است. متوسط اندازه ذرات آگلومره (چسبیدن ذرات به



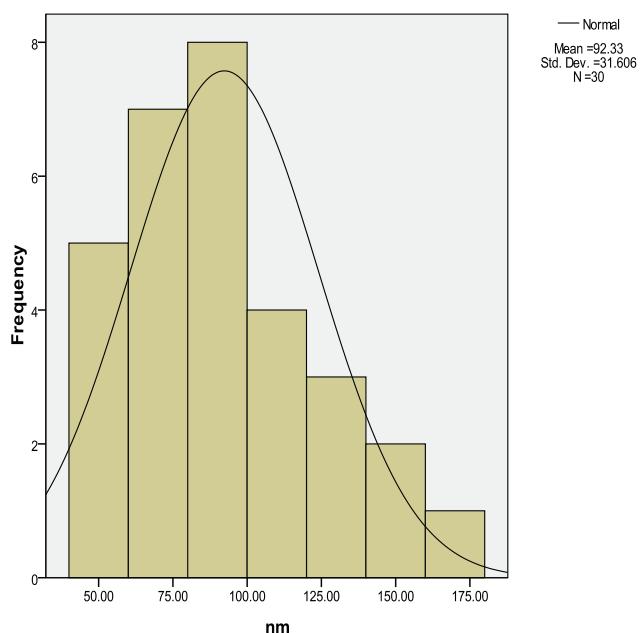
قالب می‌شود. با این وجود برای تولید سرامیک‌های شفاف درجه کمی از آگلومره مورد نیاز است.

نتایج به دست آمده از اندازه و توزیع ذرات در شکل ۴ آورده شده است. مطابق شکل مشاهده می‌شود که ذرات نانوپودر ایتریا دارای توزیع نرمال و یکنواختی است و اندازه ذرات آن بین $43-178\text{nm}$ است و حدود 70 nm درصد ذرات زیر 100nm است. متوسط اندازه ذرات برابر $92/3\text{nm}$ به دست آمد.

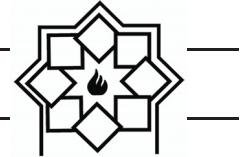
آگلومره، می‌توانند در وضعیت نامناسبی قرار گیرند. در اغلب پودرهای نانوبلور، بلورک‌ها قویاً برای تشکیل آگلومره با یکدیگر پیوند می‌دهند. این باعث ایجاد تخلخل‌های داخل آگلومره‌ای (در مقیاس نانو) و بین آگلومره‌ای (در مقیاس زیر میکرون و حتی میکرون) شود. برای حذف تخلخل‌های بین آگلومره‌ای توسط فرایند تف‌جوشی، رشد دانه می‌تواند رخ دهد [۱۱]. همچنین، ذرات آگلومره‌شده مانع از پرشدن یکنواخت



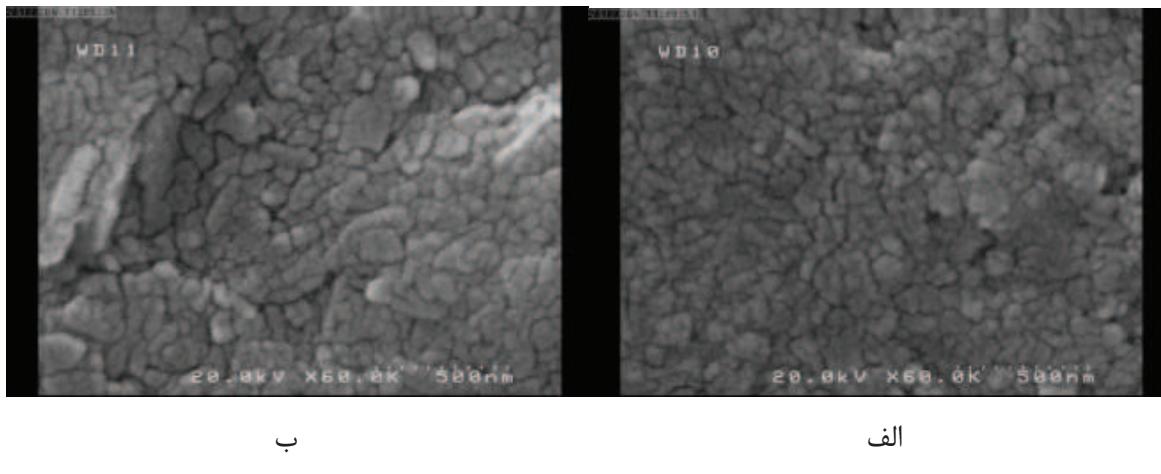
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از نانوپودر ایتریا با آلائیده به ۱ درصد نئومیوم بزرگنمایی مختلف.



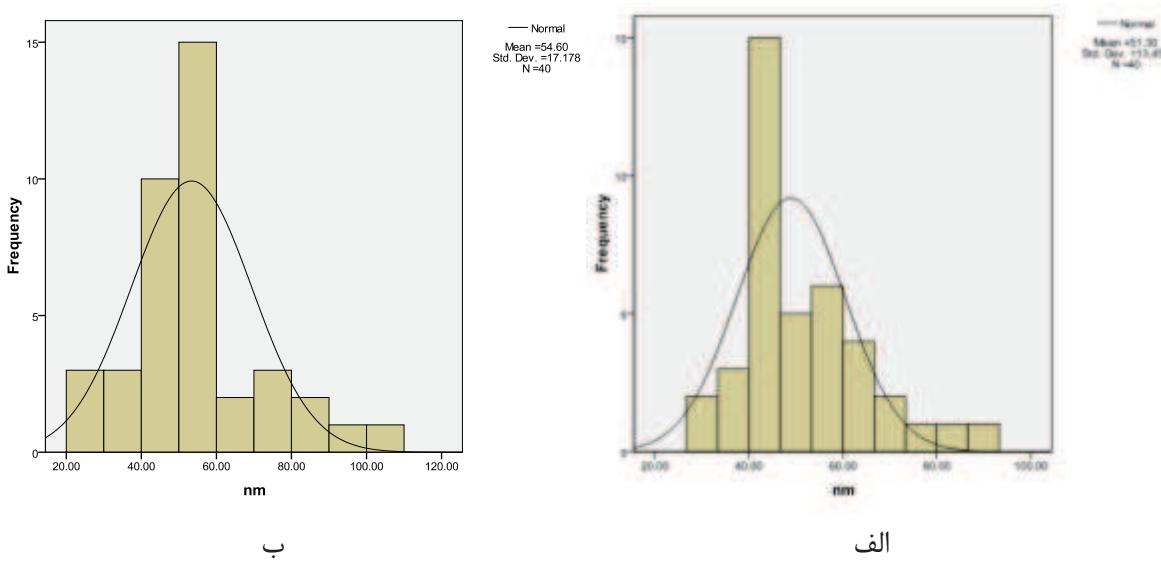
شکل ۴- نمودار فراوانی نسبی ذرات نانوپودر ایتریا آلائیده به نئومیم ۱ درصد با استفاده از تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی.



دانه مشاهده نمی‌شود. میانگین اندازه دانه، که از تعداد ۴۰ تا دانه و با استفاده از نرم افزار آماری SPSS محاسبه شده است، برای نمونه S1 از مقدار $51/30$ نانومتر به مقدار $54/60$ نانومتر برای نمونه S2 افزایش یافته است. (شکل ۶)

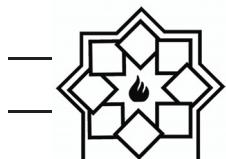


شکل ۵- عکس‌های FESEM از سطح نمونه‌های تف‌جوشی شده SPS با درصد غلظت Nd (الف) ۱ درصد مولی ب) ۱/۵ درصد مولی



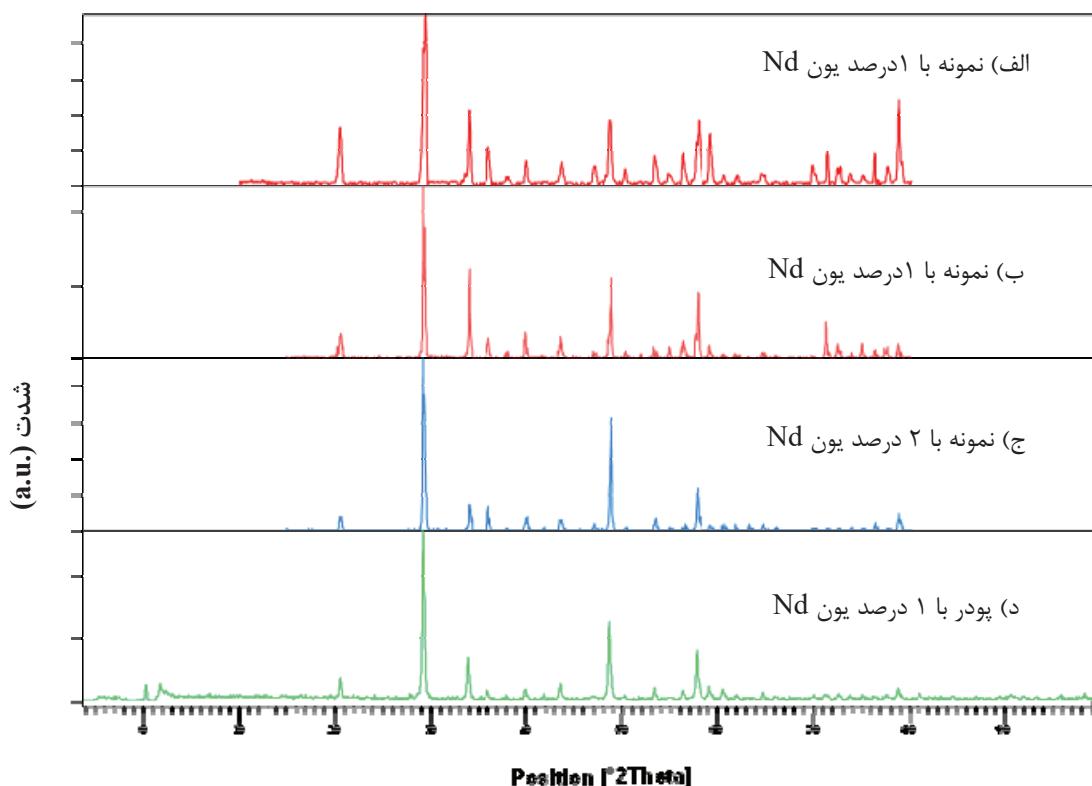
شکل ۶- توزیع متوسط اندازه دانه‌ها از نمونه‌های سرامیک شفاف $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ با غلظت الف) ۱ درصد ب) ۱/۵ درصد

شکل ۵، تصاویر FESEM سطح پولیش شده را پس از اج کردن در اسیدسولفوریک به مدت ۱ دقیقه در دمای ۶۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. اندازه دانه بدون در نظر گرفتن مقدار Nd، همگن بوده و هیچگونه رشد غیر طبیعی نداشته است. هیچ‌گونه تخلخل یا ناخالصی در مرز



متوسط اندازه کریستالیت‌ها با استفاده از معادله ویلیامسون-هال بر اساس الگوهای XRD محاسبه شده است، همانطور که در جدول ۳ نشان داده شده است. افزایش اندازه کریستالیت به دلیل تفاوت در اندازه دانه و افزایش رشد دانه در طی پروسه تفجیشی و افزایش غلظت Nd بوده است، هر چه غلظت یون Nd بیشتر بوده اندازه بلورک‌ها بزرگتر شده است.

نمودارهای پراش اشعه ایکس پودر و نمونه‌های سرامیک شفاف Nd:Y₂O₃ تفجیشی شده به روش SPS در شکل ۷ نشان داده شده است، دیده می‌شود که تنها پیک‌های پراش مکعبی خالص Y₂O₃ در الگوهای XRD تشخیص داده شده است. این نشان داد که هیچ نوع فاز ثانویه در طول تفجیشی ایجاد نشد و تمام نمونه‌ها به خوبی بلورین شده و با فاز مکعبی Y₂O₃ همخوانی داشتند. به طور



شکل ۷- نمودار XRD از پودر و نمونه‌های سرامیک شفاف تفجیشی شده Nd:Y₂O₃ با غلظت درصدهای مختلف یون Nd (الف) ۱ ب) ۲ ج) ۱/۵ د) پودر ۱ درصد

جدول ۳- اندازه متوسط بلورک‌ها با محاسبه از نمودارهای XRD

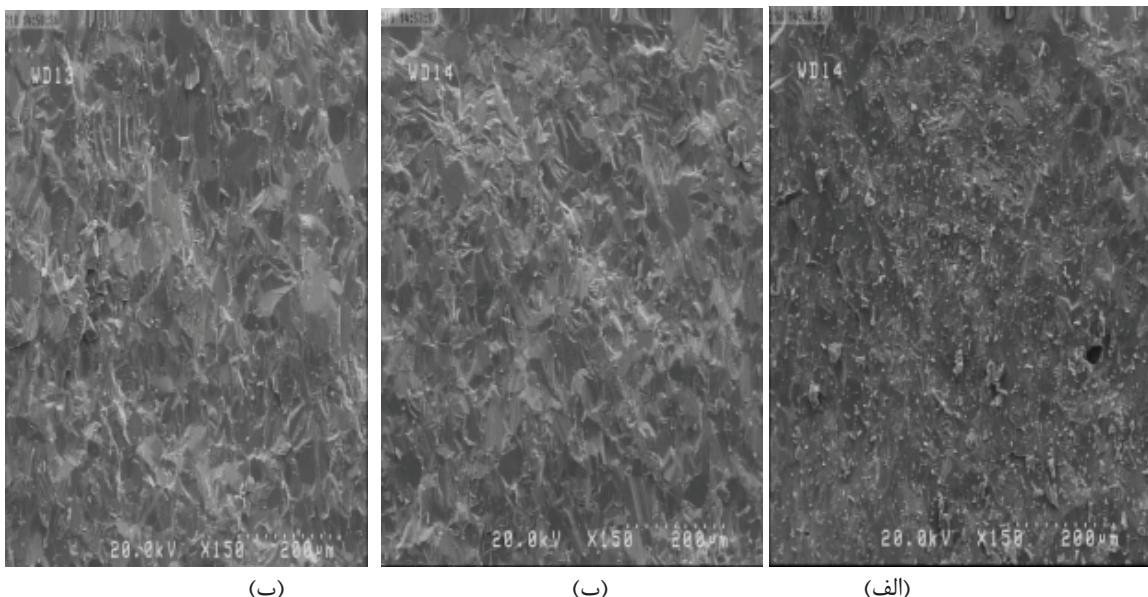
نمونه‌ها		نانوپودر		نانوپودر و نمونه‌ها	
۲	۱/۵	۱	۱	درصد غلظت آلائیده به Nd	
۶۵/۷	۳۷	۳۵/۴	۳۱/۳	اندازه متوسط کریستالیت (نانومتر)	



ترتیب ۱، ۱/۵ و ۲ درصد افزایش می‌باید. این تغییر اندازه دانه با محتوای Nd در سرامیک Y_2O_3 بر خلاف سرامیک شفاف YAG است، یعنی مقدار متوسط دانه به دلیل افزایش محتوای یون Nd^{+3} در Y_2O_3 افزایش می‌باید. تفاوت شعاع بین یون Nd^{+3} و Y^{+3} باعث اعوجاج شبکه می‌شود که سرعت انتقال جرم را در مرزهای دانه و رشد دانه در طی تفجoshi افزایش می‌دهد. بنابراین دانه‌ها با افزایش محتوای یون Nd^{+3} بزرگ‌تر می‌شود.

در شکل ۸ تصاویر FESEM از سطح شکست سرامیک Nd_2O_3 ساخته شده در دمای تفجoshi 1400°C و در درصد غلظت یون Nd به ترتیب ۱، ۱/۵ و ۲ درصد، نشان داده شده است.

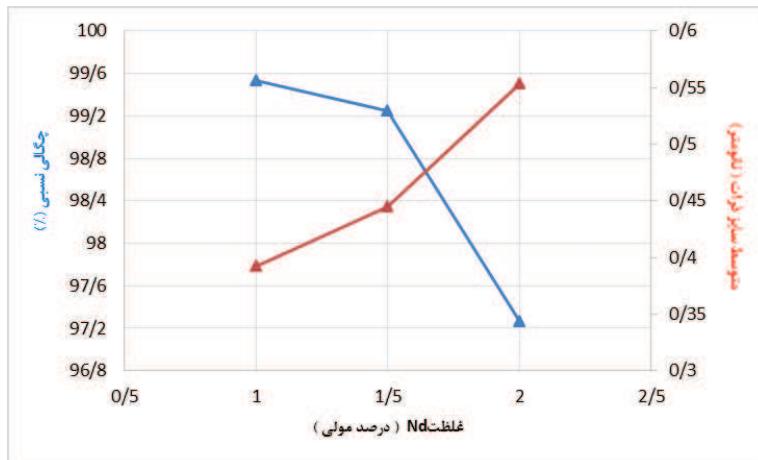
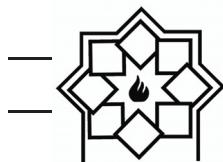
اندازه دانه بدون توجه به مقدار Nd، بدون رشد دانه نسبتاً همگن است. هیچ ناخالصی بر روی مرز دانه مشاهده نمی‌شود. میانگین اندازه دانه، که از تعداد ۱۰۰ دانه و با استفاده از نرم افزار محاسباتی SPSS انجام شده است، از مقدار ۳۹۲ به ۴۴۴ و ۵۳۲ نانومتر با غلظت یون Nd به



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی از مقطع شکست نمونه نانوپودر ایتریای SPS شده آلائیده به Nd با درصدهای (الف) ۱، (ب) ۱/۵، (پ) ۲

آن برابر با ۹۷/۲۶ درصد بدست آمده در صورتی که برای S2 فقط یک افزایش متوسط (۹۹/۲۴٪) وجود داشت. همانطور که در شکل ۹ نشان داده شده است، در مقابل، تراکم نسبی برای S1 به شدت افزایش یافت، حداکثر تراکم (۹۹/۵۳٪) زمانی که غلظت به ۱٪ کاهش یافت بود رسیده است.

اثر غلظت Nd بر تراکم و رشد دانه در آن‌ها با توجه به اندازه گیری تراکم و اندازه دانه مورد بررسی قرار گرفت (شکل ۹). همانطور که از نتایج حاصل شده در بخش قبلی انتظار می‌رفت، تمام نمونه‌ها رفتار عادی رشد دانه را نشان دادند. نمونه S3 در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد که با غلظت یون Nd^{+3} به میزان ۲ درصد غلیظ شد تراکم نسبی



شکل ۹- نمودار چگالی نسبی و متodos اندازه دانه بر حسب غله ند

متناسب با ریشه مربع معکوس از متodos اندازه دانه [۱۴]-

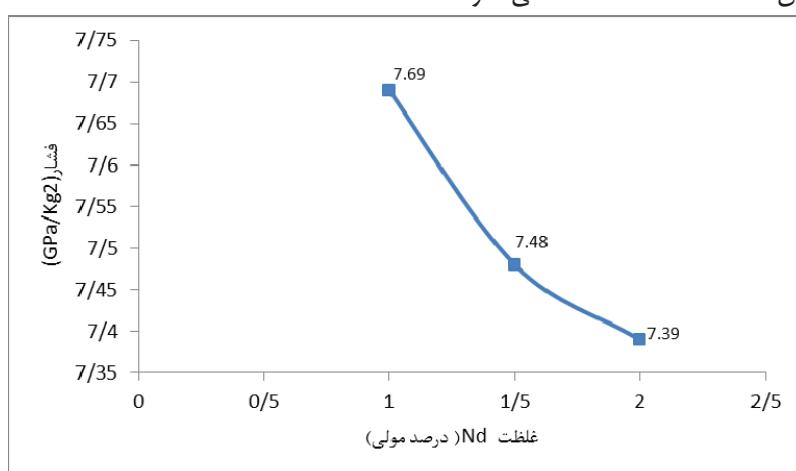
[۱۶] است. بنابراین، سختی سرامیک شفاف Nd_2O_3 با افزایش غله ند از ۱٪ تا ۱/۵٪ از GPa SPS ۷/۴۸ GPa به کاهش یافته است. افزایش غله ند ۷/۶۹٪ منجر به رشد منافذ گردیده و باعث می‌گردد چگالی سختی تا ۹۷/۲۶٪ کاهش یابد و در نتیجه باعث کاهش سختی به مقدار ۷/۳۹ GPa می‌گردد. در این کار نتیجه می‌گیریم هر چه درصد غله ند آلتیده به Nd بیشتر شود سختی کمتر می‌گردد.

سختی توسط معادله ۱ تعریف شده است.

$$H = K \frac{P}{d^2} \quad (1)$$

که P نیروی اثرگذار (N)، K ثابت وابسته به هندسه اثرگذار (برای اثرگذار ویکرز برابر ۱/۸۵۴ است) و d طول قطر اثر است.

اثرات غله ند روی سختی سرامیک شفاف Nd_2O_3 در شکل ۱۰ نشان داده شده است. کاهش شدت سختی با افزایش تخلخل به طور گستردگی گزارش شده است [۱۲-۱۴]. علاوه بر این، نشان داده شده است که سختی مواد



شکل ۱۰- میکرو سختی نمونه‌های تف جوشی شده در غله ند ۱/۵، ۱ و ۲ درصد



می‌یابد و بهترین درصد مطلوب برای نمونه‌ی شفاف سرامیکی با 1% آلائیده به یون Nd بوده است.

شکل ۱۱ عکس‌های نمونه سرامیک شفاف $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ با 1% درصد آلائیده به Nd قبل و پس از آنیل کردن در دمای 1200 درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد.

جدول ۴ پارامترهای ساختاری و خواص مکانیکی سرامیک شفاف $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ را برای $1/5$ و 2 درصد آلائیده از یون Nd را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، با افزایش غلظت Nd از $1/5$ مول به $1/5$ و 2 مول، چگالی نسبی و سختی متوسط کاهش ولی اندازه ذرات افزایش

جدول ۴- پارامترهای ساختاری و خواص مکانیکی سرامیک شفاف $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$

سختی ویکرز (GPa)	متوسط اندازه ذرات (μm)	غلظت (%)	Nd_2O_3
۷/۶۹	۰/۳۹۲	۹۹/۵۳	۱
۷/۴۸	۰/۴۴۴	۹۹/۲۵	۱/۵
۷/۳۹	۰/۵۲۳	۹۷/۲۶	۲



ب

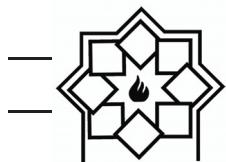


الف

شکل ۱۱- عکس‌های نمونه سرامیک شفاف $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ با 1% درصد آلائیده به Nd (الف) قبل و (ب) پس از آنیل.

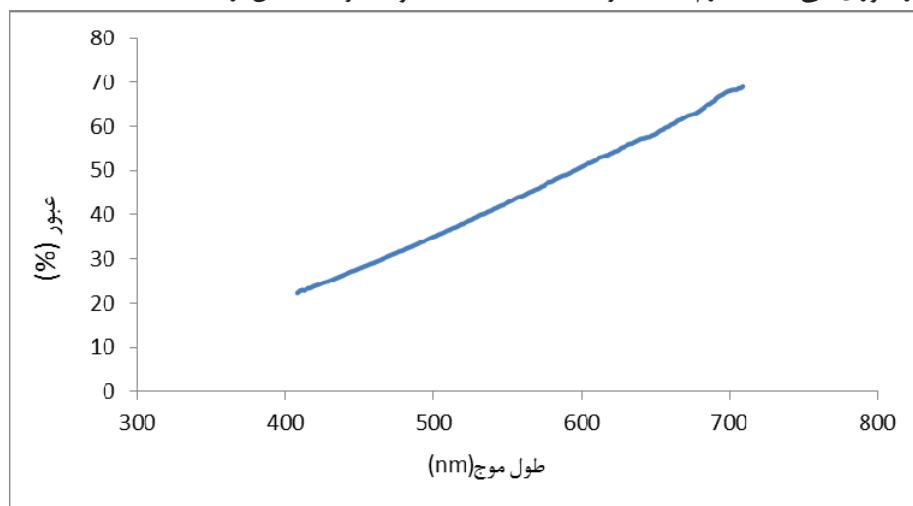
میزان عبور اثر بگذارد [۱۸]. طیف‌های عبوری مادون قرمز متوسط از نمونه سرامیک شفاف $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ با غلظت 1% آلائیده به Nd با تجوشی SPS در دمای 1400°C و با ضخامت $2/5$ میلیمتر در شکل ۱۳ نشان داده شده است. ضخامت و اندازه دانه مهمترین عوامل انتقال در حالت شفاف می‌باشد. بنابراین، پراکندگی و جذب نور در نمونه $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ با توجه به اندازه بزرگ دانه وجود تخلخل رخ داده است [۱۹]. در این راستا، چگالی نسبی افزایش یافته و تخلخل‌های بیشتری از بین رفته و عبور بهتر انجام می‌شود. بهترین عبور در نمونه تفجوشی $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ با

شکل ۱۲ عبور را در ناحیه مریب سرامیک شفاف $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ نشان می‌دهد که با غلظت 1% آلائیده به Nd شده است. در طول موج 700 نانومتر، عبور حدود 70% است، اما میزان عبور آن به میزان قابل توجهی در ناحیه مریب با کاهش طول موج کاهش می‌یابد. با توجه به نظریه پراکندگی رایلی، شدت پراکندگی به نسبت λ^4 (طول موج) افزایش می‌یابد [۱۷]. مشاهده می‌شود که ضریب عبور در نمونه با کاهش طول موج کاهش می‌یابد و این ممکن است ناشی از پراکندگی ناشی از منافذ و ورودی‌های کوچک باشد. علاوه بر این، زیری سطح سرامیک $\text{Nd:Y}_2\text{O}_3$ ممکن است بر

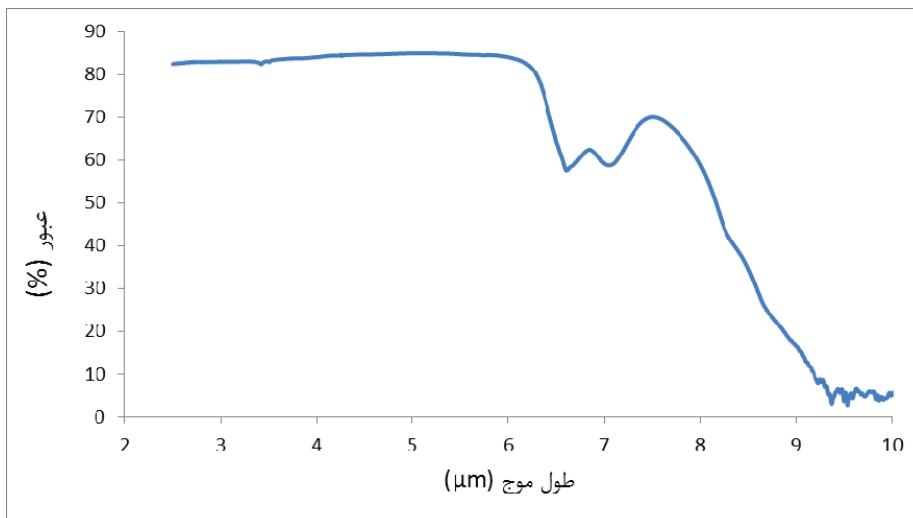


پیوندهای جذب ضعیف ناشی از ناخالصی مانند گروه‌های OH^- در Y_2O_3 و نقایص کریستال می‌باشد [۲۰]. روشن است که رنگ نمونه آلائیده به Nd تیره‌تر می‌شود و عبور نمونه تقریباً مستقل از غلظت Nd است.

غلظت ۱٪ آلائیده به Nd می‌باشد. عبور به میزان ۸۰٪ در محدوده ۳–۶ μm ظاهر می‌شود و بیشترین عبور به میزان ۸۳٪ در طول موج ۵ میکرومتر اتفاق می‌افتد که به میزان ۹۸٪ درصد مقدار تثویر می‌باشد. لازم به ذکر است که



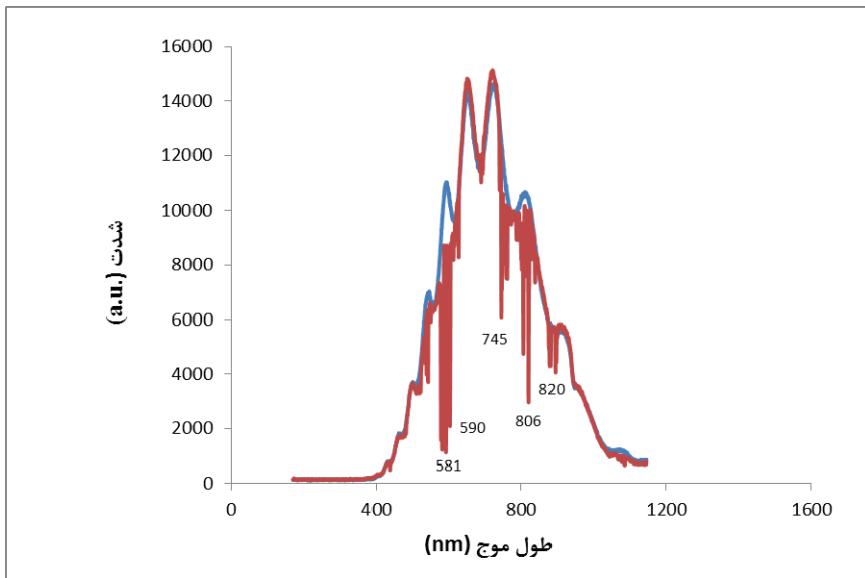
شکل ۱۲ - نمودار عبور نمونه سرامیک شفاف با ۱ درصد غلظت Nd بر حسب طول موج در ناحیه مرئی



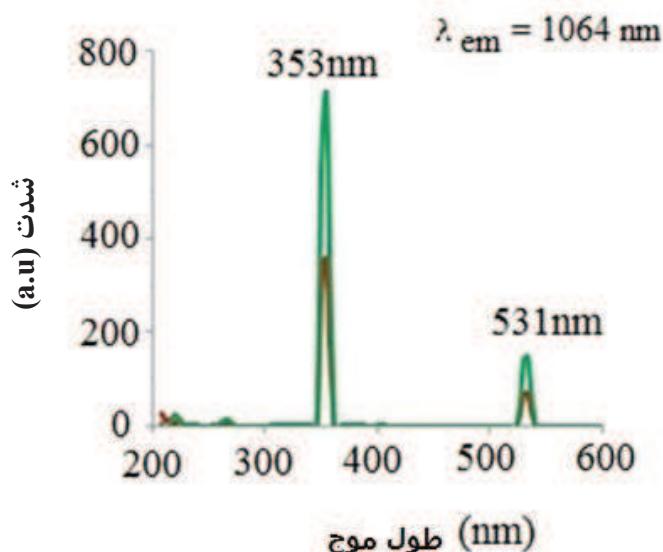
شکل ۱۳ - نمودار عبور نمونه سرامیک شفاف با ۱ درصد غلظت Nd بر حسب طول موج در ناحیه مادون قرمز متوسط

شکل ۱۵ طیف‌های برانگیختگی که در طول موج 1064 nm نانومتر مونیتور شده برای نمونه‌هایی که با درصدهای ۱ و ۱/۵ درصد آلائیده شده را نشان می‌دهد.

شکل ۱۴ نشان می‌دهد که از نمونه با ۱٪ آلائیده به Nd با استفاده از اسپکتروفوتومتر S100 جذب و عبور گرفته شده است که جذب در طول موج‌های ۵۸۱، ۷۴۵، ۵۹۰، ۸۰۶ و ۸۲۰ نانومتر دیده می‌شود. این طول موج‌های جذب مربوط



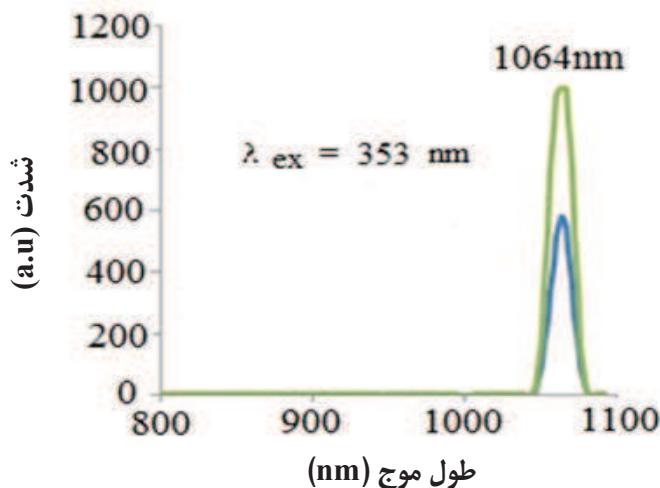
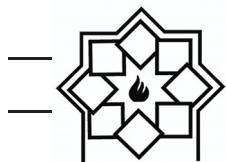
شکل ۱۴- اسپکتروفوتومتر از نمونه سرامیکی شفاف Y_2O_3 (خط آبی اسپکتروفوتومتر بدون نمونه و خط قرمز اسپکتروفوتومتر مربوط به نمونه Nd) است.



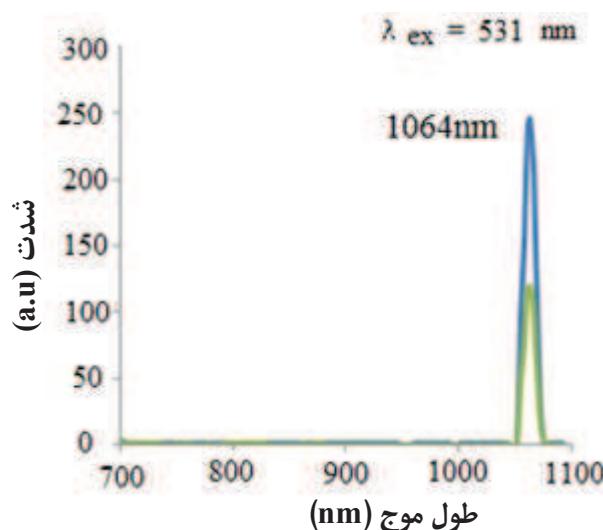
شکل ۱۵- طیف طول موج‌های برازگیختگی که در طول موج ۱۰۶۴ نانومتر دیده بانی شده است
(خط قرمز نمونه ۱/۵ درصد و خط سبز نمونه ۱ درصد آلائیده به Nd)

شکل ۱۷ نشان می‌دهد که شدت گسیل در طول موج ۱۰۶۴ نانومتر که با طول موج ۳۵۳ نانومتر برازگیخته شده برای نمونه با غلظت ۱٪ در حدود ۲ برابر شدت گسیل برای نمونه با غلظت ۱/۵٪ می‌باشد.

بر اساس شکل ۱۶، شدت گسیل در طول موج ۱۰۶۴ نانومتر که با طول موج ۳۵۳ نانومتر برازگیخته شده برای نمونه با غلظت ۱٪ در حدود ۲ برابر شدت گسیل برای نمونه با غلظت ۱/۵٪ می‌باشد.



شکل ۱۶- طیف طول موج گسیل که با طول موج ۳۵۳ نانومتر برانگیخته شده است
(خط آبی نمونه ۱/۵ درصد و خط سبز نمونه ۱ درصد آلائیده به Nd)



شکل ۱۷- طیف طول موج گسیل که با طول موج ۵۳۱ نانومتر برانگیخته شده است
(خط سبز نمونه ۱/۵ درصد و خط آبی نمونه ۱ درصد آلائیده به Nd)

ساخته شد و نتایج زیر بدست آمده اند:

- با کاهش غلظت Nd از ۰.۲٪ به ۰.۱٪، متوسط اندازه کریستالیت از ۳۵/۴ به ۶۵/۷ نانومتر کاهش یافت.
- با کاهش غلظت Nd از ۰.۲٪ به ۰.۱٪، تراکم نسبی از ۹۷/۲۶ به ۹۹/۵۳٪ افزایش یافت و اندازه دانه متوسط

۴- نتیجه‌گیری

با استفاده از نانو پودر تجاری Nd:Y₂O₃ به عنوان مواد اولیه، سرامیک شفاف Nd:Y₂O₃ با دستگاه SPS با دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد برای ۱۵ دقیقه تحت فشار ۷۰ MPa



- ## مراجع
- [1] S.F. Wang, J. Zhang, D.W. Luo, F. Gu, D.Y. Tang, Z.L. Dong, et al., "Transparent ceramics: processing, materials and applications," *Progress in Solid State Chemistry*, Vol. 41, pp. 20–54, 2013.
 - [2] L.B. Kong, Y.Z. Huang, W.X. Que, T.S. Zhang, S. Li, J. Zhang, Z.L. Dong, "Transparent Ceramics," Springer, 2015.
 - [3] J. Binner, B. Vaidhyanathan, "Processing of bulk nanostructured ceramics," *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 28, pp. 1329–1339, 2008.
 - [4] Y. Senatsky, A. Shirakawa, Y. Sato, J. Hagiwara, J. Lu, K. Ueda, *Laser Phys. Lett.*, Vol. 1, pp. 500, 2004.
 - [5] R.H. Hoskins, B.H. Soffer, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 4, pp. 22, 1964.
 - [6] D.C. Harris, "Materials for infrared windows and domes," Washington, USA: SPIE-The International Society for Optical Engineering, 1999.
 - [7] H. Mingsheng, L. Jianbao, L. Hong, G. Gangfeng, L. Long, "Fabrication of transparent polycrystalline yttria ceramics by combination of SPS and HIP," *Journal of Rare Earths*, Vol. 24, pp. 222–224, 2006.
 - [8] H. Yoshida, K. Morita, B.-N. Kim, K. Hiraga, M. Kodo, K. Soga, et al., "Densification of nanocrystalline yttria by low temperature spark plasma sintering," *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 91, pp. 1707–1710, 2008.
 - [9] R. Chaim, A. Shlayer, C. Estournes, "Densification of nanocrystalline Y_2O_3 ceramic powder by spark plasma sintering," *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 29, pp. 91–98, 2009.
 - [10] L.I. Mendelson, "Average grain size in polycrystalline ceramics," *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 52, pp. 443–446, 1969.
 - [11] R.W. Rice, "Comparison of stress

از ۰/۵۲۳ به ۰/۳۹۲ میکرومتر کاهش یافت.

- داده‌های تجربی بدست آمده به وضوح نشان داد که با افزایش تراکم نسبی، سختی از ۷/۶۹ GPa به ۷/۳۹ افزایش یافته است.

- پس از تفجوشی نمونه‌ها جهت حذف جاهای خالی اکسیژن، نمونه‌ها به مدت ۱۰ ساعت در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد آبیل شدند.

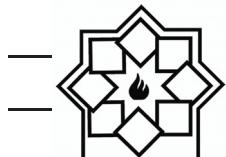
- نرخ عبور سرامیک شفاف $\text{Nd}:\text{Y}_2\text{O}_3$ تفجوشی شده با SPS در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد و در طول موج ۷۰۰ نانومتر، حدود ۷۰ درصد بوده است.

- بهترین عبور خط انتقال در نمونه $\text{Nd}:\text{Y}_2\text{O}_3$ تفجوشی شده با SPS در حدود ۸۰٪ در محدود ۳ تا ۵ میکرومتر٪/۸۳/۶۸ بوده و بیشترین عبور در طول موج ۵ میکرومتر بوده که تا ۹۸/۳ درصد مقدار تئوری آن می‌باشد.

- با استفاده از اسپکتروفوتومتر S100 که بر روی نمونه Y_2O_3 با غلظت ۱٪ آلاییده به یون Nd انجام شده است، محدوده جذب در طول موج‌های ۷۴۵، ۵۹۰، ۵۸۱، ۸۰۶ و ۸۲۰ نانومتر مشاهده شد. این طول موج‌های جذب مربوط به یون Nd است.

- شدت گسیل با تحریک در طول موج ۳۵۳ و ۵۳۱ نانومتر با دیده بانی در ۱۰۶۴ نانومتر برای نمونه با غلظت ۱٪ آلاییده به یون Nd، حدود ۲ برابر بیشتر از شدت گسیل برای نمونه با غلظت ۱/۵٪ آلاییده به یون Nd نمونه است.

- بهترین نمونه سرامیک شفاف Y_2O_3 با غلظت ۱٪ آلاییده به نئودیمیم بوده است.



concentration versus minimum solid area based mechanical property-porosity relations," *Journal of Materials Science*, Vol. 28, pp. 2187–2190, 1993.

- [12] R.W. Rice, "Grain size and porosity dependence of ceramic fracture energy and toughness at 22 °C," *Journal of Materials Science*, Vol. 31, pp. 1969–1983, 1996.
- [13] F.P. Knudsen, "Dependence of mechanical strength of brittle polycrystalline specimens on porosity and grain Size," *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 42, pp. 367–387, 1959.
- [14] T. Tani, Y. Miyamoto, M. Koizumi, M. Shimada, "Grain size dependences of vickers microhardness and fracture toughness in Al₂O₃ and Y₂O₃ ceramics," *Ceramics International*, Vol. 12, pp. 33–37, 1986.
- [15] M. Boniecki, Z. Librant, A. Wajler, W. Wesołowski, H. Weglarz, "Fracture toughness, strength and creep of transparent ceramics at high temperature," *Ceramics International*, Vol. 38, pp. 4517–4524, 2012.
- [16] Ikesue, K. Kamata, T. Yamamoto, and I. Yamaga, "Optical Scattering Centers in Polycrystalline Nd: YAG Laser," *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 80 [6], pp. 1517–22, 1997.
- [17] W.B. Liu, W.X. Zhang, J.Li, and Y.B. Pan, "Preparation of Spray-Dried Powders Leading to Nd:YAG Ceramics: The Effect of PVB Adhesive," *Ceram. Int.*, 38 [1], pp. 259 – 64, 2012.
- [18] L. Jin, G. Zhou, S. Shimai, J. Zhang, S. Wang, "ZrO₂-doped Y₂O₃ transparent ceramics via slip casting and vacuum sintering," *J.Eur.Ceram.Soc.*, vol. 30, pp. 2139–2143, 2010.
- [19] Y. Tsukuda, "Properties of black Y₂O₃ sintered bodies," *Materials Research Bulletin*, Vol. 16, pp. 453–459, 1981.