

بررسی تغییر شکل در قطعه چند لایه‌ای آلومینا-زیرکونیا حین فرآیند سینتر

اسماعیل صلاحی^۱، حمید اصفهانی^۱، ایمان مباحث‌پور^۱، محمد علی بیجارچی^۲

^۱ پژوهشگاه مواد و انرژی، ^۲ دانشگاه تهران

Kesalahi@yahoo.com

چکیده: در این تحقیق بدنه‌ای از پنج لایه نانو کامپوزیت آلومینا و ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد مولی زیرکونیا به روش پرس تک محور ساخته شد. ۳ و ۲ لایه‌ای نیز جهت مقایسه بطور مشابه ساخته شدند. کلیه نمونه‌ها در دمای ۱۶۵۰°C در محیط هوا سینتر شدند. به علت اختلاف خواص رسانش گرمایی آلومینا و زیرکونیا، لایه‌های نانو کامپوزیت انقباض متفاوتی را به هنگام سینتر از خود نشان دادند. در این تحقیق، به بررسی رفتار سینتر و پیدا کردن الگویی مناسب جهت رفتار انقباضی لایه‌ای نانو کامپوزیت و تاب برداشتن سرامیک‌های مهندسی پرداخته شده است. بررسی الگوی تغییر فرم قطعه‌های چند لایه‌ای نشان داد که در نمونه آلومینا-زیرکونیا با تدریجی‌ترین ساختار گرادیانی کمترین تغییر شکل در حین سینتر را داشته است.

کلمات کلیدی: آلومینا، زیرکونیا، تغییر شکل، مواد با ساختار گرادیانی، کرنش، تانسور گرمایی.

۱- مقدمه

از سرامیک‌های آلومینا زیرکونیای چند لایه‌ای علاوه بر کاربردهای مکانیکی به عنوان واشرها و اتصالات سرامیکی استفاده می‌شود. در مواد چند لایه‌ای تغییر ترکیب در دو طرف فصل مشترک موجب تغییر خواص فیزیکی بین لایه‌ها می‌شود. بروز ترک‌های ناخواسته، جاداشدن و تاب برداشتن لایه‌ها از عوارض ناخواسته در مواد چند لایه‌ای است [۱ و ۲].

آلومینا می‌تواند به صورت متخلخل تک بلور و یا بس بلور تولید شود. شکست در آلومینا می‌تواند در اثر شکست ترد در بین تک بلورها شروع شود و در نهایت در بس بلور گسترش یابد [۳]. زیرکونیا ثابت کشسانی نزدیک به فولاد (200 Gpa) داشته و برخی از خواص مکانیکی مشابه فولاد را می‌تواند در خانواده سرامیک‌ها داشته باشد. این امر باعث گسترش کاربرد آن شده است [۴]. مواد چند لایه‌ای، دارای خواص برتری در مقایسه با مواد تک لایه در شرایط بار دهی یکسان هستند. هدف، رسیدن به یک ماده سرامیکی با استحکام بالا در عین حال بالاترین چقرمگی و مقاومت به شکست می‌باشد. استفاده از نانوفناوری و مواد گرادیانی، رسیدن به این هدف را سوق می‌دهد [۵]. در میان روش‌های گوناگون ساخت مواد چند لایه‌ای نظیر ریختگری گریز از مرکز، نیروی الکتریکی، پلاسما اسپری و رسوب گذاری [۶-۱۲] روش پرس تک محور روشی ساده برای رسیدن به مواد گرادیانی معرفی شده است.

تنش‌های باقیمانده در بین لایه‌های سرامیک‌های چند لایه‌ای، به چند عامل بستگی دارد. خواص ذاتی مانند رشد هم‌بافته^۱، اختلاف چگالی یا حجم، چگالش و یا اکسیداسیون سطحی و متغیرهای خارجی مانند، گرما و کرنش مومسانی گرمایی در هنگام سرد شدن، نیروهای خارجی و ممتنم از جمله این عوامل هستند. اما عامل بسیار مهم و رایج در تغییر شکل مواد چند لایه‌ای، عامل ضریب انبساط گرمایی است. اختلاف ضریب انبساط گرمایی در بین لایه‌های مختلف، منجر به تفاوت در مقدار انقباض نهایی لایه‌ها می‌شود [۱۳]. تنش بوجود آمده بین لایه‌ها در حین سینتر^۲ ناشی از اختلاف کرنش و انقباض مواد مختلف حین سینتر می‌باشد. به

^۱ epitaxial

^۲ Sinter

هنگام سرد شدن α_i (ضریب انبساط گرمایی لایه i) موجب القاء کرنش جزیی بین لایه‌ی i و لایه مجاور می‌شود. با اعمال این کرنش، سایر کرنش‌ها نظیر کرنش تغییرات فازی ($\Delta\epsilon_i$) یا کرنش ناشی از واکنش‌های شیمیایی ($\Delta\epsilon_i$) نیز در بین لایه‌ها پیش می‌روند [۱۴ و ۱۵]. بر این اساس، کرنش کل بین دو لایه فرضی A و B که از دمای T_{ref} به دمای T_i سرد شده است طبق معادله ۱ خواهد بود:

$$\Delta\epsilon = (\alpha_A - \alpha_B)\Delta T + \Delta\epsilon_i + \Delta\epsilon_r \quad (1)$$

در کامپوزیت‌های چند لایه‌ای ZTA^۱، از آنجاکه زیرکونیا دارای دگرگونی‌های فازی مختلف با تغییر حجم در هنگام سرد شدن است (بین مکعبی، تتراگونال و مونوکلینیک)، تغییر شکل‌های شدیدی رخ می‌دهد. تشکیل فاز مونوکلینیک در استحاله چقرمگی^۲ فاز زیرکونیای تتراگونال، نوعی دگرگونی مارتنزیتی^۳ است. تنش تمرکز یافته در نوک ترک، موجب دگرگونی فاز تتراگونال به مونوکلینیک با انبساط حجمی ۳-۵٪ می‌شود. این دگرگونی، علاوه بر تغییر شکل، منجر به گسترش ترک‌های ناخواسته و کاهش استحکام شکست خواهد شد [۱۶]. برای یک ماده چند لایه‌ای که از n لایه ترکیب A به ضخامت t_a و $(n-1)$ لایه از ترکیب B با ضخامت t_b تشکیل شده است، تنش باقیمانده بین لایه‌ها از رابطه ۲ و ۳ محاسبه می‌شود [۱۳]:

$$\sigma_a = -\frac{\Delta\epsilon E'_a}{1 + \frac{E'_a n t_a}{E'_b (n-1) t_b}} \quad (2)$$

$$\sigma_b = -\frac{\Delta\epsilon E'_b}{1 + \frac{E'_b n t_b}{E'_a (n-1) t_a}} \quad (3)$$

در این صورت، تنش وارده به یک لایه در $E_i = E / (1 - \nu_i)$ ، ثابت یانگ و ν ضریب پواسون است. اثر حضور لایه‌های دیگر برابر می‌شود با (رابطه ۴) [۱۳]:

$$\sigma_b = \sigma_a \frac{n t_a}{(n-1) t_b} \quad (4)$$

۲- مواد و روش تحقیق

مخلوط پودر زیرکونیا (۳۰-۶۰ نانومتر - Cat.No:40N- purity 99.9% Inframmat advanced materials LLC, Nanostructured and Amorphous Art.No:5650YS - ۳۰ نانومتر - ۳ درصد مولی ایتریا (۳۰ نانومتر - Nanostructured and Amorphous - purity 99.99% Materials, USA) نانوذرات α -آلومینا (۳۰ نانومتر - Nanostructured and Amorphous - purity 99.5% Art.No:1015WW materials, USA) به‌عنوان زمینه کامپوزیت با نانوذرات زیرکونیا و نانوذرات اکسید ایتریم، به‌روش تر، در بستر استن مخلوط شدند. نانوذرات TiO_2 (۲۱ نانومتر - Plasmachem GmbH, Germany, purity 99.5% Art.No:PI-TiO-P25) به‌عنوان بازدارنده رشد ذرات و کاهنده دمای سینتر، به مخلوط بالا به میزان ۰/۰۶ درصد مولی اضافه شد. برای ساخت نمونه گرادپانی، کامپوزیت در چهار ترکیب ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد مولی زیرکونیای دارای ۳ درصد مولی ایتریا ساخته شدند. شکل دادن کامپوزیت گرادپانی، به‌صورت قرص با استفاده از قالب سمبه-ماتریس فولادی انجام شد. در این روش ابتدا بستری از نانو پودر آلومینا در کف قالب ریخته شد. به‌کمک ضربه زدن به قالب و پرس بدون فشار (فشار دادن سمبه با دست) بستر پودر به‌صورت گسترده قرار گرفت. لایه‌های بعدی، طبق جدول ۱ به روش

¹ Zirconia Alumina Toughened

² Transformation Toughening

³ Martensitic Transformation

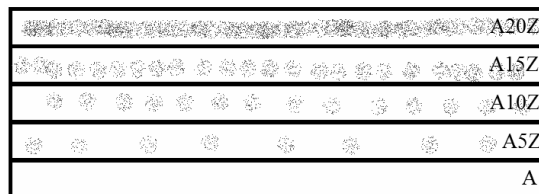


اشاره شده قرار گرفتند. در پایان کار، قرص‌های کامپوزیتی گرادینانی با قطر ۱۳ mm و ارتفاع ۱ mm در فشار تک محوری ۱۵۰ MPa توسط قالب پرس سرد شدند. برای بررسی رفتار سینتر، نمونه‌ها در ابعاد ۵×۵×۶۰ میلی‌متر آماده شدند.

جدول ۱- شناسه و ترکیب نمونه‌های کامپوزیت گرادینانی ساخته شده

کد نمونه	تعداد لایه های کامپوزیت	لایه های کامپوزیت
۱	۰	A
۲	۲	A/A20Z
۳	۳	A/A10Z/A20Z
۴	۵	A/A5Z/A10Z/A15Z/A20Z

در جایی که A به معنی لایه آلومینایی و AxZ به مفهوم لایه کامپوزیت ZTA است و x تعیین کننده درصد مولکولی زیرکونیا در زمینه آلومینا می‌باشد. در شکل ۱ طرحواره لایه‌های کامپوزیتی نمونه ۴ رسم شده است.

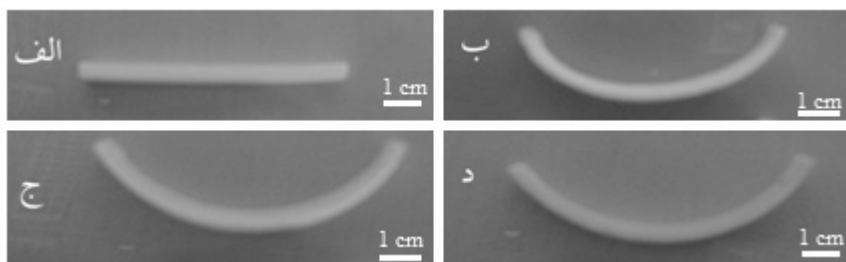


شکل ۱- طرحواره لایه‌های کامپوزیتی نمونه ۴

کلیه نمونه‌ها در دمای ۱۶۵۰ درجه سانتیگراد و به مدت ۱ ساعت در محیط هوا سینتر شدند. سرعت گرمایش، ۶ درجه سانتیگراد بر دقیقه انتخاب شد. نمونه‌ها در کوره سرد شدند.

۳- نتایج و بحث

تضاد خواص فیزیکی و شیمیایی در فرآیند تولید مواد مرکب به خصوص مواد چند لایه‌ای موجب بروز رفتار غیر مترقبه‌ای می‌شود. شناخت و بررسی این گونه رفتارهای مواد چند لایه‌ای امری مفید در فرآیند تولید مواد چند لایه‌ای به نظر می‌رسد. به منظور بررسی رفتار سینتر نمونه‌های کامپوزیتی گرادینانی و ارزیابی معادله حاکم بر تغییر شکل لایه‌های قطعه سینتر شده، از هر ۴ نمونه‌های سینتر شده، عکسبرداری شد (شکل ۲) و به کمک نرم افزار (Digitized 1.5.8 by I. bormann 2001-2006) اطلاعات گرافیکی به اطلاعات مختصات x-y تبدیل شد. نتایج نشان داد که منحنی حاصل شده بخشی از کمان دایره می‌باشد. برای اطمینان از این فرض، به کمک نرم افزار (Wolfarm Mathematica 8) بهترین معادله دایره (رابطه ۵) برازش شد تا شعاع دایره مشخص شود.

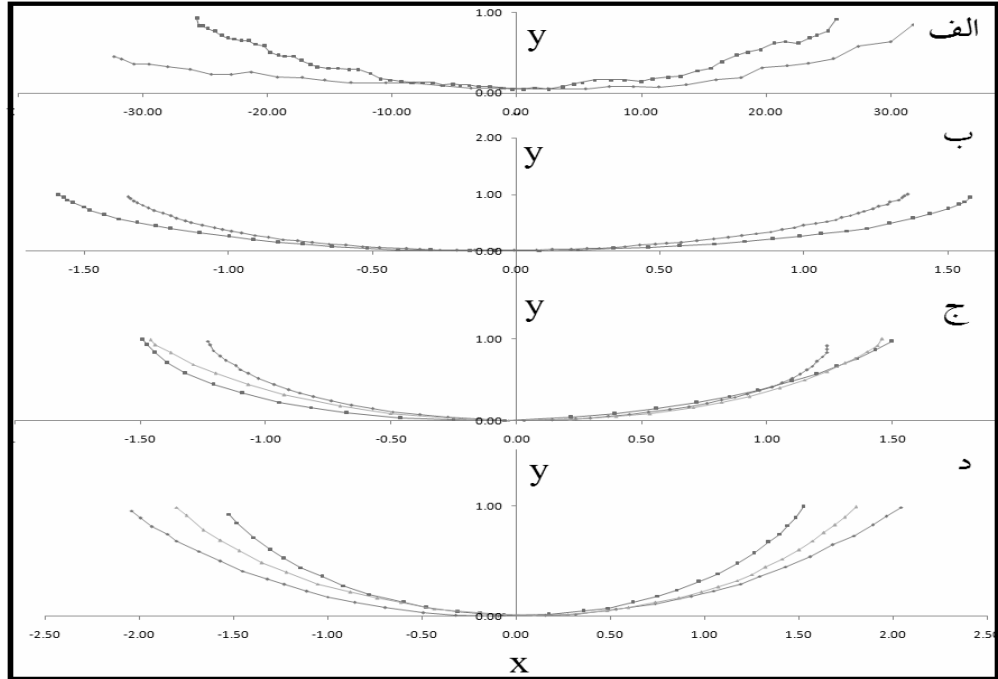


شکل ۲- تصویر نمونه‌های سینتر شده در دمای ۱۶۵۰°C (الف) شناسه ۱، (ب) شناسه ۲، (ج) شناسه ۳ و (د) شناسه ۴

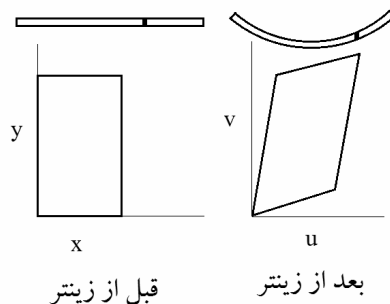


$$x^2 + (y - R)^2 = R^2 \quad (5)$$

با بررسی ظاهر نمونه‌ها پس از سینتر مشاهده گردید که تغییر شکل در راستای محور z ناچیز است. بنابراین با تکیه بر این فرض و فرض آنکه تغییر شکل به صورت مومسان است، معادله تغییر شکل نوشته شد. شکل ۳ اطلاعات نقطه‌ای در صفحه x-y را نشان می‌دهد. برای افزایش دقت، از هر نمونه، ۲ نمونه ساخته و اطلاعات آن درج شد.



شکل ۳- اطلاعات نقطه‌ای ثبت شده از (الف) شناسه ۱، (ب) شناسه ۲، (ج) شناسه ۳ و (د) شناسه ۴ در صفحه x-y جا به جایی نقاط در یک جامد پیوسته، ممکن است که ناشی از انتقال، چرخش و یا تغییر شکل باشد. به هنگام سینتر کردن، جا به جایی مواد در اثر انقباض رخ می‌دهد. کرنش‌های حاصل از انقباض، منجر به تغییر شکل در بدنه سرامیکی خواهد شد. برای حل معادله تغییر شکل نانوکامپوزیت گرادانی ZTA، فرض ساده زیر در نظر گرفته شده است. المان جزیی در صفحه x-y به المان برش یافته‌ای در صفحه u-v تبدیل شده است. این تغییر شکل، ناشی از اختلاف کرنش گرمایی لایه‌های ZTA به هنگام سرد شدن است.



شکل ۴- المان‌های ساده شونده برای حل مسأله

برای جا به جایی اجزای المان شکل ۴ از قبل سینتر به بعد سینتر، می‌توان یک بردار تعریف کرد. اگر بردار جا به جایی برای تمام ذرات جسم یکسان باشد، در این صورت کرنش وجود ندارد. با توجه به تغییر شکل به وجود آمده، باید توجه کرد که بردار جا به جایی برای هر ذره جسم متفاوت است و به صورت تابعی از مختصات جسم



درمی‌آید. برای کرنش‌های مومسان و کم دامنه، بردار جا به‌جایی تابع خطی است. کرنش گرمایی رخ داده در المان مفروض را می‌توان به‌صورت یک تانسور مرتبه دوم نوشت (رابطه ۶). باید توجه کرد که تغییرات کرنش در جهت محور Z ناچیز فرض شده است. پس تانسور کرنش مهندسی دارای چهار مولفه خواهد بود [۱۷].

$$\varepsilon_{ij} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \text{EMBED Equation. DSMT4} & \text{EMBED Equation. DSMT4} \\ \text{EMBED Equation. DSMT4} & \text{EMBED Equation. DSMT4} \end{bmatrix} \quad (6)$$

از آنجا که المان تغییر یافته در نمونه سینتر شده در جهت v و u دارای کرنش یکسانی است، $\varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx}$ و بنابراین، تانسور کرنش یک تانسور متقارن است. فرض شده که منحنی برازش یافته برای تمامی لایه‌ها یکسان است. ضابطه‌ای که رفتار قطعه گرادیانی ZTA را پس از سینتر در صفحه u-v نشان می‌دهد، معادله دایره است. معادله یک دایره در صفحه u-v در مختصات قطبی در رابطه ۷ دیده می‌شود:

$$w = re^{i\theta} = r \cos\theta + ir \sin\theta \quad (7)$$

r شعاع دایره، θ زاویه نقطه روی دایره با مبدأ مختصات و i عدد موهومی و برابر $\sqrt{-1}$ است. براین اساس می‌توان رابطه u و v را بصورت تابعی از x و y نوشت:

$$u = \sqrt{x^2 + y^2} \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) \quad (8)$$

$$v = \sqrt{x^2 + y^2} \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) \quad (9)$$

به کمک روابط ۸ و ۹ می‌توان مشتقات جزئی رابطه ۶ را محاسبه کرد:

$$\frac{\partial u}{\partial x} = \frac{1}{r} [x \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) + y \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (10)$$

$$\frac{\partial u}{\partial y} = \frac{1}{r} [y \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) - x \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (11)$$

$$\frac{\partial v}{\partial x} = \frac{1}{r} [x \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) - y \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (12)$$

$$\frac{\partial v}{\partial y} = \frac{1}{r} [y \sin(\text{Arctg}(\frac{y}{x})) + x \cos(\text{Arctg}(\frac{y}{x}))] \quad (13)$$

مقدار مولفه‌های عمودی تانسور کرنش از رابطه ۱۰ و ۱۳ مشخص شد. با محاسبه ساده مشخص می‌شود که مولفه‌های برشی تانسور کرنش، یکسان و برابر صفر هستند:

$$\varepsilon_{xy} = \varepsilon_{yx} = 0 \quad (14)$$

همانطور که اشاره شد، کرنش در اثر اختلاف ضریب گرمایی بین لایه‌های کامپوزیت گرادیانی ZTA پدید می‌آید. رابطه بین کرنش و ضریب انبساط گرمایی طبق رابطه ۱۵ است. بدین ترتیب، تانسور ضریب انبساط گرمایی طبق رابطه ۱۶ تعیین خواهد شد:

$$\alpha = \frac{d\varepsilon}{dT} = \frac{d(\ln l(T))}{dT} = \frac{1}{l(T)} \frac{dl(T)}{dT} \quad (15)$$

$$\varepsilon_{ij} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \alpha_{xx} & \alpha_{xy} \\ \alpha_{yx} & \alpha_{yy} \end{bmatrix} \Delta T = \alpha \Delta T \quad (16)$$



براساس رابطه ۱۴ می‌توان نتیجه گرفت که ضریب انبساط گرمایی دارای مولفه‌های عمودی در جهت محورهای x و y باشد. با توجه به رابطه ۱۰ و ۱۳ و ۱۶ دیده می‌شود که ضریب انبساط گرمایی، به‌صورت معکوس به شعاع دایره برازش یافته وابسته است. شعاع دایره برازش یافته روی هر نمونه در جدول ۲ آورده شده است (میزان شعاع‌ها به‌صورت نسبی با یکدیگر مقایسه شده‌اند). با افزایش شعاع، ضریب انبساط گرمایی در مکان مشخص قطعه بیشتر، پس بنابراین، کرنش بیشتر می‌شود. کرنش بیشتر نیز به مفهوم تغییر شکل مومسانی بیشتر خواهد بود.

جدول ۲- شعاع برازش یافته روی نمونه‌های سینتر شده

شناسه نمونه	۱	۲	۳	۴
شعاع	۷۱۷/۳۶	۱/۳۵	۱/۶۹۷	۲/۴۴

نمونه ۱ نمونه تک لایه آلومینا است که به‌علت یکسان بودن فازها و عدم کرنش بین لایه‌ای دارای بیشترین شعاع خواهد بود. تغییر شکل اندک برای نمونه تک فاز آلومینا بدلیل تماس یک وجه نمونه با کف کوره عملیات حرارتی می‌باشد. اختلاف در توزیع دما در وجوه بدنه تک فاز منجر به چنین پدیده‌ای شد. نمونه ۲ از دو لایه آلومینا و ZTA دارای ۲۰ درصد مولی زیرکونیا ساخته شده است. ضریب انبساط گرمایی آلومینا برابر 3.7×10^{-6} in/in °f و ضریب انبساط گرمایی زیرکونیا برابر 3.1×10^{-6} in/in °f است. با توجه به قانون جمع پذیری در کامپوزیت‌ها، با افزایش میزان زیرکونیا در ترکیب، از مقدار ضریب انبساط گرمایی کل کاسته می‌شود. در نمونه ۲، بیشترین اختلاف ضریب گرمایی بین دو لایه آلومینا و ZTA وجود دارد. پس انتظار می‌رود که بیشترین تنش گرمایی بین دو لایه به هنگام سرد شدن اعمال شود. نتایج نشان داد که در نمونه ۲ کمترین شعاع برازش یافته است که این به مفهوم بیشترین تغییر شکل خواهد بود. نتایج جدول ۲ نشان داد که با اعمال لایه میانی ZTA دارای ۱۵ درصد مولی زیرکونیا در نمونه ۳ از میزان تنش اعمالی بین لایه‌ها کاسته شده است. با اعمال سه لایه گرادینانی ZTA دارای ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد مولی زیرکونیا بین آلومینا و لایه ZTA دارای ۲۰ درصد مولی زیرکونیا، تنش گرمایی و به پیروی از آن، کرنش گرمایی بین لایه‌ها کاسته شده است.

با بررسی نتایج فوق می‌توان بیان داشت که با کنترل شیب تغییرات ترکیب ماده در قطعه، امکان کاهش اختلاف در میزان انقباض لایه‌ها فراهم می‌شود.

با داشتن مولفه‌های ضریب انبساط حرارتی برای هر ماده در هر سه جهت می‌توان تانسور حرارتی تعریف نمود و با بکار بردن الگوی نظیر الگوی تحقیق فوق می‌توان میزان جابه‌جایی هر نقطه از قطعه در فضای سه بعدی را پس از فرآیند سینتر محاسبه نمود. در این تحقیق بطور خاص به بررسی سیستم‌های چند لایه‌ای آلومینا-زیرکونیا پرداخته شد و راهکاری مناسب برای بررسی رفتار سینتر سیستم‌های دو جزئی چند لایه‌ای به‌نظر می‌رسد.

۴- نتیجه‌گیری

در مواد چند لایه‌ای، به خاطر اختلاف ضریب انبساط گرمایی لایه‌ها به هنگام سرد شدن، تنش بین لایه‌ها القاء می‌شود که منجر به تغییر شکل کشسان و حتی مومسان خواهد شد. نانو پودر آلومینا زیرکونیا در چهار ترکیب مختلف ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد مولی زیرکونیا آماده شد. برای بررسی تغییر شکل ایجاد شده در هنگام سرد شدن، چهار نمونه ساخته شد. نمونه اول، تک لایه آلومینا، نمونه دوم دو لایه با حداکثر اختلاف ترکیبی انتخاب شد. به منظور بررسی اثر لایه میانی با ساختار گرادینانی بر میزان کرنش گرمایی لایه ZTA دارای ۱۰ درصد مولی در نمونه ۳ و لایه‌های گرادینانی ۵، ۱۰ و ۱۵ درصد مولی زیرکونیا در نمونه ۴ بین لایه‌های



آلومینا و ۲۰ درصد مولی زیرکونیا قرار گرفتند. نتایج نشان داد که بهترین برازش منحنی بر شکل حاصل یافته بعد از سینتر منحنی درجه دوم دایره است. شعاع دایره توسط نرم افزار مشخص شد. با افزایش لایه‌های گرادینانی، شعاع افزایش یافت. تانسور کرنش دو بعدی نوشته شد و مشتقات جزئی کرنش‌های عمودی و برشی محاسبه شد. براساس رابطه بین کرنش مهندسی و ضریب انبساط گرمایی، مولفه‌های تانسور ضریب انبساط گرمایی مشخص شد. نتایج نشان داد که مولفه‌های برشی ضریب انبساط گرمایی یکسان و برابر صفر هستند.

مراجع

1. K. Tahmasebi, M. H. Paydar. "The effect of starch addition on solution combustion synthesis of $Al_2O_3-ZrO_2$ nanocomposite powder using urea as fuel". *Materials Chemistry and Physics* 109 (2008) 156–163.
2. Greg Fisher. "Alumina as a composite Material". *Alumina science and technology handbook chemicals*. Copyright 1990 by The American ceramic society Inc, Westerville Ohio.
3. Richard C. Bradt and William D. Scott. "Mechanical Properties of Alumina". *Alumina science and technology handbook chemicals*. Copyright 1990 by The American ceramic society Inc, Westerville Ohio.
4. E. H. Kisi and C. J. Howard. *Crystal Structures of zirconia Phases and their Inter-Relation*. *Zirconia Engineering ceramics*. copyright 1998 Trans Tech Publications Ltd, Switzerland.
5. A. Morales-Rodríguez, A. Domínguez-Rodríguez, G. de Portu, M. Jiménez-Melendo, "Creep mechanisms of laminated alumina/zirconia-toughened alumina composites", *Journal of the European Ceramic Society* 29 (2009) 1625–1630
6. Toshio Kuroda, Akira Kobayashi, "Adhesion characteristics of zirconia–alumina composite coatings by gas tunnel type plasma spraying", *Vacuum* 73 (2004) 635–641
7. N. Chantaramee, S. Tanaka, Z. Kato, N. Uchida, K. Uematsu, "Characterization of particles packing in alumina green tape", *Journal of the European Ceramic Society* 29 (2009) 943–948.
8. Fei Chen, Lichun Yu, Qiang Shen, Lianmeng Zhang, "Fabrication of TZ-3Y20A/Mo multilayer composites by particle sedimentation method", *journal of materials processing technology* 199 (2008) 37–40
9. E. Stoll, P. Mahr, H.-G. Krüger, H. Kerna, B.J.C. Thomasb, A.R. Boccaccini, "Fabrication technologies for oxide–oxide ceramic matrix composites based on electrophoretic deposition" *Journal of the European Ceramic Society* 26 (2006) 1567–1576
10. R. R. Menezesa, R. H. G. A. Kiminami, "Microwave sintering of alumina–zirconia Nanocomposites", *journal of materials processing technology* 203 (2008) 513–517
11. Robert J. Moon, Mark Hoffman, Jon Hilden, Keith J. Bowman Kevin P. Trumble, Jeurgen Reodel, "R-curve behavior in alumina–zirconia composites with repeating graded layers", *Engineering Fracture Mechanics* 69 (2002) 1647–1665
12. Narottam P. Bansal, Dongming Zhu, "Thermal conductivity of zirconia–alumina composites", *Ceramics International* 31 (2005) 911–916
13. R. Bermejo, C. Baudín, R. Moreno, L. Llanes, A.J. Sánchez-Herencia, "Processing optimisation and fracture behaviour of layered ceramic composites with highly compressive layers", *Composites Science and Technology* 67 (2007) 1930–1938
14. Sanchez-Herencia AJ, Pascual C, He J, Lange FF, "ZrO₂/ZrO₂ layered composites for crack bifurcation", *J Am Ceram Soc* 1999;82(6):1512–8.
15. Rao MP, Sanchez-Herencia AJ, Beltz GE, McMeeking RM, Lange FF, "Laminar ceramics that exhibit a threshold strength", *Science* 1999;286(5437):102–5.
16. Sanchez-Herencia AJ, James L, Lange FF. Bifurcation in alumina plates produced by a phase transformation in central, alumina/ zirconia thin layers. *J Eur Ceram Soc* 2000;20(9):1297–300.

۱۷. ج.ا. دیترا، "متالورژی مکانیکی"، ترجمه شهره شهیدی، مرکز نشر دانشگاهی ۱۳۷۹.

