فصلنامه‌ی علمی پژوهشی

علم و مهندسی سرامیک

دوره‌ی ۵، شماره‌ی ۲، تابستان ۱۳۹۵

تأثیر فعال سازی مکانیکی بر ریز ساختار سرمت TiB_2-TiC- 15 wt % Ni سنتز شده به روش احتراقی

مهران شهبازی، سید علی طیبی فرد*، منصور رضوی

پژوهشگاه مواد و انرژی

* a_tayebifard@yahoo.com

اطلاعات مقاله:

دریافت: ۱۳۹۵/۶/۲۰

پذیرش: ۱۳۹۵/۹/۳۰

کلید واژه:

سنتز احتراقی، فعال سازی مکانیکی، نانو سرمت، کامپوزیت TiB_2-TiC، افزودنی Ni

چکیده:

سنتز احتراقی به دلیل ویژه گی‌های مطلوبی همچون نیاز به تجهیزات و هزینه کم روش بسیار کارآمدی برای سنتز انواع مواد مهندسی می‌باشد. در این پژوهش تأثیر فعال سازی مکانیکی بر سنتز احتراقی سرمت TiB_2-TiC-Ni بصورت درجا حاوی ۱۵ wt % نیکل بررسی شد. بدین منظور مواد اولیه به مدت ۳ ساعت توسط آسیای ماهواره‌ای تحت اتمسفر آرگون فعال سازی شدند. سپس پودرهای فعال شده به شکل قرص پرس شدند. فرآیند سنتز درون کوره تیوبی و تحت جریان گاز آرگون در دمای ۱۰۰۰°C انجام شد. نتایج الگوی پراش اشعه ایکس نشان داد که فعال سازی مکانیکی منجر به سنتز محصولی حاوی نانو بلورک‌ها شده است. اندازه بلورک‌های TiB_2 و TiC محاسبه شده به روش ریتولد برای نمونه فعال شده به ترتیب ۶۸ و ۳۰ nm به دست آمد. همچنین تصاویر SEM سطح شکست نمونه پس از سنتز نشان داد که فعال سازی مکانیکی موجب ریز تر و یکنواخت تر شدن ریزساختار محصول شده است.

۱- مقدمه

دی بورید تیتانیوم و کاربید تیتانیوم دارای خواص خوبی همچون نقطه ذوب بالا(به ترتیب ۳۲۲۵ و ۳۰۶۷ °C)، سختی بالا (به ترتیب ۲۸ و ۲۷ GPa) و مقاومت خوب در مقابل اکسید شدن و خوردگی می‌باشند. به واسطه همین خواص خوب کامپوزیت‌های بوراید – کاربید گزینه مناسبی برای کاربرد در دماهای بالا و شرایط سخت کاری می‌باشند[۱]. چقرمگی و مقاومت به سایش کامپوزیت‌های TiB_2-TiC نسبت به TiB_2 و TiC تک فاز بهتر می‌باشد و موجب جذابیت آن‌ها برای استفاده به عنوان ابزار برشی، ابزار سایشی و پوشش‌های مقاوم به خوردگی می‌شود[۲،۳]. افزودن جزء فلزی به کامپوزیت (سرمت) موجب بهبود چقرمگی کامپوزیت خواهد شد. در سرمت‌ها عموماً از اجزای فلزی همچون Ni، Fe، Cr و Co استفاده می‌شود. استفاده از نیکل در کنار TiB_2 و TiC به دلیل زاویه تر کنندگی کم در ۱۴۵۰ °C رایج می‌باشد. به علاوه نیکل در مقایسه با دیگر اجزاء فلزی موجب بهبود مقاومت به سایش کامپوزیت

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]

نیز خواهد شد [۴]. تحقیقات زیادی بر روی کامپوزیت‌های TiB_2-TiC توسط دیگر محققین انجام شده است [۱۰-۵]. در میان روش‌های سنتز سرمت‌های TiB_2-TiC-Ni روش سنتز احتراقی (SHS) به دلیل اقتصادی بودن، نیاز به تجهیزات کم، آسان بودن و بازدهی بالا مورد توجه محققین می‌باشد. به علاوه بواسطه دمای بالای فرآیند احتراق ناخالصی‌ها و رطوبت سطحی مواد اولیه تبخیر می‌شوند [۱۱]. افزودن جزء فلزی به دلیل تشکیل یوتکتیک باعث کاهش دمای واکنش و همچنین افزایش سرعت واکنش‌های سطحی می‌شود [۴]. Zou و همکارانش نشان دادند که با افزایش مقدار Co زمان شروع احتراق (t_{ig}) ابتدا کاهش و سپس افزایش پیدا می‌کند. بعلاوه بررسی های آن‌ها نشان داد که افزایش کبالت موجب ریز تر شدن ساختار خواهد شد [۱۲]. Yang و همکارانش نیز سنتز احتراقی TiB_2-TiC-Ni را بررسی کردند. آن‌ها گزارش دادند که با افزایش مقدار نیکل زمان شروع احتراق (t_{ig}) افزایش پیدا می‌کند بعلاوه افزایش نیکل از ۳۰ به ۵۰ درصد وزنی موجب ریزتر شدن ساختار می‌شود [۱۳]. در روش سنتز احتراقی فعال شده مکانیکی (MASHS) مواد اولیه قبل از انجام فرآیند سنتز توسط آسیا فعال سازی می‌شوند. فرآیند فعال سازی تا قبل از تشکیل شدن هر گونه محصولی حین آسیا می‌تواند ادامه یابد [۱۴،۱۵]. هدف از این پژوهش بررسی تأثیر فعال سازی مکانیکی بر پارامترهای سنتز احتراقی و ریز ساختار محصول نهایی سنتز سرمت TiB_2-TiC-Ni حاوی ۱۵ wt % نیکل، می‌باشد.

۲- فعالیت‌های تجربی

مواد اولیه مورد استفاده جهت سنتز سرمت TiB_2-TiC-Ni در جدول ۱ ارائه شده است. مواد اولیه بر اساس استوکیومتری و واکنش (۱) توزین شدند.

واکنش ۱) $3Ti + B_4C + 15\ wt\%\ Ni \rightarrow 2TiB_2 + TiC + 15\ wt\%\ Ni$

جدول ۱- مواد اولیه مورد استفاده

	فرمول شیمیایی	سازنده	خلوص	اندازه دانه	Art.No
نیکل	Ni	Merk	<۹۹/۵	>۱۰μm	1.12277
تیتانیوم	Ti	Merk	>۹۸	<۱۵۰μm	1.12379
کاربید بور	B_4C	Aldrich	>۹۸	-۲۰۰mesh	235.111.5

پودرها پس از اختلاط توسط آسیا سیاره‌ای (PM100 Retch) و با نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰ به ۱ و تحت اتمسفر آرگون با خلوص ۹۹/۹۹۹ به مدت ۳ ساعت فعال شدند. جهت اختلاط مواد اولیه از کاپ ۲۵۰ mLit از جنس فولاد آلیاژی و گلوله‌های فولادی با سه قطر مختلف استفاده شد. پس از فعال سازی، مواد اولیه آسیا شده تحت اتمسفر آرگون از کاپ خارج شدند. از مواد اولیه فعال شده و فعال نشده قرص‌هایی با قطر ۱۰ mm و ارتفاع ۶-۴ mm تحت فشار ۳۰۰ MPa توسط پرس تک محور تهیه شد. فرآیند سنتز درون کوره تیوبی با تیوب از جنس سیلیس ذوبی، تحت جریان گاز آرگون و در دمای ۱۰۰۰ °C انجام شد. برای اندازه‌گیری دمای احتراق نمونه‌ها، از پیرومتر

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]

استفاده شد. پیرومتر استفاده شده برای اندازه‌گیری دمای نمونه‌های سنتز شده در کوره از نوع پیرومترهای قابل حمل مدل AS101C ساخت شرکت طیف‌پردازان بود. فاصله مجاز نمونه تا پیرومتر ۵۰ cm، تعداد پاسخ‌ها در واحد زمان ۱۰ داده در هر ثانیه و حداقل اندازه نمونه ۵mm بود. مواد اولیه فعال شده و محصولات سنتز توسط دستگاه پراش اشعه ایکس (Philips مدل PW3710 با ولتاژ ۴۰ kV و جریان ۳۰ mA) مورد بررسی‌های فازی قرار گرفتند. اندازه بلورک‌ها نیز با استفاده از روش ریتولد و نرم افزار X-Pert High Score Plus محاسبه شد. همچنین سطح شکست محصولات سنتز نیز توسط میکروسکپ الکترونی (مدل Philips(XL30)) بررسی شد.

۳- نتایج و بحث

در فرآیند SHS بیشترین دمای ناشی از واکنش گرمازا که در شرایط آدیاباتیک و بدون هیچ اتلاف حرارتی به دست می‌آید دمای آدیاباتیک می‌باشد. با محاسبه دمای آدیاباتیک (T_{ad}) می‌توان به صورت نیمه کمی تعیین کرد که واکنش انجام شده می‌تواند بصورت خودانتشاری ادامه یابد یا خیر. بصورت تجربی پیشنهاد شده است که درصورتی که $T_{ad} \geq$ ۱۸۰۰ K باشد واکنش به صورت خودانتشاری انجام پذیر است [۱۶]. دمای آدیاباتیک فرآیند SHS در دمای اتاق با استفاده از داده‌های ترمودینامیکی [۱۷] با توجه به معادله۱ به دست می‌آید [۱۸]:

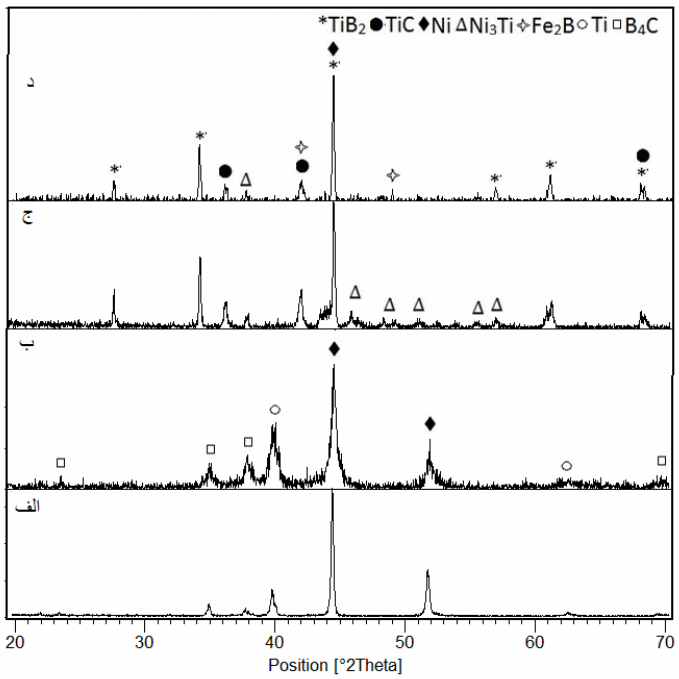
$$-\Delta H^0_{298} = \int_{t_0}^{T_{ad}} Cp\ (\text{محصولات})\ dt \qquad (۱$$

در این معادله ΔH^0_{298} آنتالپی واکنش در ۲۹۸K و (محصولات) Cp ظرفیت گرمایی می‌باشند. T_{ad} دمای واکنش در شرایط آدیاباتیک و T_0 دمای اولیه نمونه می‌باشد. دمای آدیاباتیک واکنش ۱ بر اساس داده‌های ترمودینامیکی ۳۱۹۶ K محاسبه می‌شود. الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌های فعال نشده و فعال سازی شده پس از سه ساعت در آسیا در شکل ۱ نشان داده شده است. پس از سه ساعت فعال سازی پیک‌ها پهن تر شده و شدت پیک‌ها کاهش پیدا کرده است که نشان دهنده ریز تر شدن دانه‌ها و کرنش حاصل از فرآیند آسیا کاری در ساختار می‌باشد [۲۰, ۱۹].

زمان افروزش (t_{ig}) در سنتز احتراقی پارامتر بسیار مهمی می‌باشد. لازم به ذکر است که افزایش زمان افروزش موجب افزایش دمای احتراق شده که افزایش دمای احتراق رشد بیشتر بلورک‌ها و دانه‌ها را در پی دارد. زمان افروزش نمونه با زمان ۳ ساعت فعال سازی ۲۱s و این زمان برای نمونه بدون فعال سازی ۵۲ s بود. این کاهش در زمان افروزش نشان دهنده تأثیر فعال سازی بر سنتز احتراقی می‌باشد. قابل ذکر است که نمونه بدون نیکل در دمای ۱۰۰۰°C سنتز نشد. افزودن جزء فلزی در فرآیند سنتز احتراقی موجب تسهیل فرآیند می‌شود. نیکل با تشکیل یوتکتیک‌های B-Ni و Ni-Ti و مذاب حاصل از آن‌ها موجب انجام شدن فرآیند در دمای پایین‌تر می‌شود[۲۱].

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]



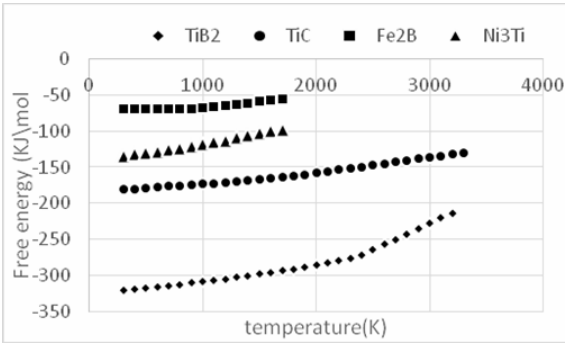
شکل ۱- الگوی پراش اشعه ایکس مواد اولیه الف) بدون فعال سازی و ب) پس از سه ساعت فعال سازی حاوی ۱۵ wt % نیکل و ج) نمونه فعال نشده پس از سنتز در ۱۰۰۰ °C و د) نمونه فعال شده پس از سنتز در ۱۰۰۰ °C

در شکل ۱ الگوی پراش اشعه ایکس مواد اولیه قبل و بعد از فعال سازی به مدت ۳ ساعت و پس از انجام فرآیند سنتز احتراقی نشان داده شده است. پس از فرآیند فعال سازی مکانیکی مواد اولیه پیک‌های مربوطه پهن تر شده و از شدت پیک ها کاسته شده است که به دلیل ریز تر شدن اندازه دانه‌ها و کرنش ایجاد شده ناشی از فرآیند فعال سازی می‌باشد. همچنین هیچ فاز جدیدی در کاپ آسیا تشکیل نشده است. همانطور که مشاهده می‌شود در هر دو نمونه فعال شده و فعال نشده پس از سنتز فازهای مطلوب TiB_2 و TiC تشکیل شده اند. همانطور که در شکل ۲ مشاهده می‌شود در سیستم Ti، B_4C و Ni انرژی آزاد تشکیل ترکیبات TiB_2 و TiC دارای کمترین مقدار است [۲۲].

بنابراین TiB_2، TiC و Ni در فرآیند سنتز احتراقی سیستم Ti-Ni-B_4C فازهای پایدار هستند. علاوه بر آن‌ها نیز ترکیبات Ni_3Ti و Fe_2B نیز شناسایی شده‌اند. با توجه به اینکه در آنالیز XRD مواد اولیه فاز آهن شناسایی نشد می‌توان نتیجه گرفت که فاز Fe_2B تشکیل شده پس از فرآیند سنتز ناشی از ورود ناخالصی آهن در مرحله فعال‌سازی می‌باشد. آهن وارد شده ناشی از سایش فاز سخت B_4C در مواد اولیه، گلوله‌ها وکاپ آسیا می‌باشد. تشکیل فاز Ni_3Ti و Fe_2B را می‌تواند به علت زمان کم ماندگاری نمونه در دمای احتراق (T_c) نسبت داد. بعبارت دیگر نمونه در این دما زمان کافی جهت رسیدن به ترکیب تعادلی را نخواهد داشت.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]



شکل ۲- انرژی آزاد محصولات حاصل از سنتز

اندازه بلورک‌های TiB_2 و TiC با روش ریتولد و با استفاده از نرم افزار X-Pert High Score Plus محاسبه شد. در این روش برای محاسبه تطبیق مقطع پیک، پهن شدگی پیک به علت ریز شدن دانه‌ها و پهن شدگی پیک‌ها به علت کرنش از فرمول‌های ۲ تا ۵ استفاده می‌شود. G_{ik} تابع Pseudo-Voigt، $C_0=2$، $C_1=4\ln 2$، H_k پهنای پیک در نیمه ارتفاع، γ پارامتر شکل، D_i، $X_{ik}= (2\theta_i - 2\theta_k)/H_k$، η_i، λ، U و W به ترتیب تابع اندازه دانه، تابع کرنش، طول موج، پارامتر کرنش و پارامتر اندازه شدت پیک هستند [۲۳]. اندازه بلورک‌های TiB_2 و TiC محاسبه شده به روش ریتولد، زمان افروزش و دمای احتراق در جدول ۲ گزارش شده است. به علاوه با توجه به اینکه نیکل در فاز مذاب قرار دارد اندازه بلورک های آن در محدوده نانو قرار ندارد. میزان Goodness of Fit محاسبه شده توسط نرم افزار نشان می‌دهد که اعداد محاسبه شده به روش ریتولد قابل قبول می‌باشند. با توجه به محاسبات اندازه بلورک‌های نمونه فعال شده در مقیاس نانو قرار دارد اما اندازه بلورک‌های نمونه فعال نشده در محدوده نانو قرار ندارند.

$$G_{ik} = \gamma \frac{C_0^{\frac{1}{2}}}{H_k \pi}\left[1 + C_0 X_{ik}^2\right]^{-1} + (1-\gamma)\frac{C_1^{\frac{1}{2}}}{H_k \pi^{\frac{1}{2}}}\exp\left[-C_1 X_{ik}^2\right] \qquad (۲$$

$$D_i = \left(\frac{180}{\pi}\right)\frac{\lambda}{(W_i - W_{std})^0}.5 \qquad (۳$$

$$\eta_i = \left[(U_i - U_{std}) - (W_i - W_{std})\right]^0 . \frac{5}{\frac{1}{100}\left[\frac{180}{\pi}\right]4(2\ln 2)^0.5} \qquad (۴$$

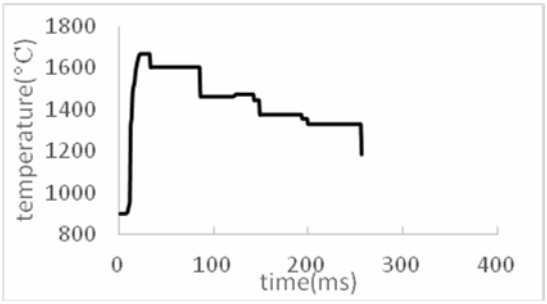
$$H_k = \left(U\tan\theta^2 + V\tan\theta + W\right)^{1/2} \qquad (۵$$

جدول ۲- اندازه بلورک‌های نمونه فعال شده محاسبه شده به روش ریتولد

	زمان افروزش (s)	دمای احتراق (°C)	اندازه بلورک (nm)		
			TiC	TiB_2	Goodness of Fit
فعال سازی شده	۲۱	۱۶۷۰	۳۰	۶۸	۱/۷۹۳۶۸
فعال سازی نشده	۵۲	۱۸۹۰	-	-	۱/۸۹۶۵۴

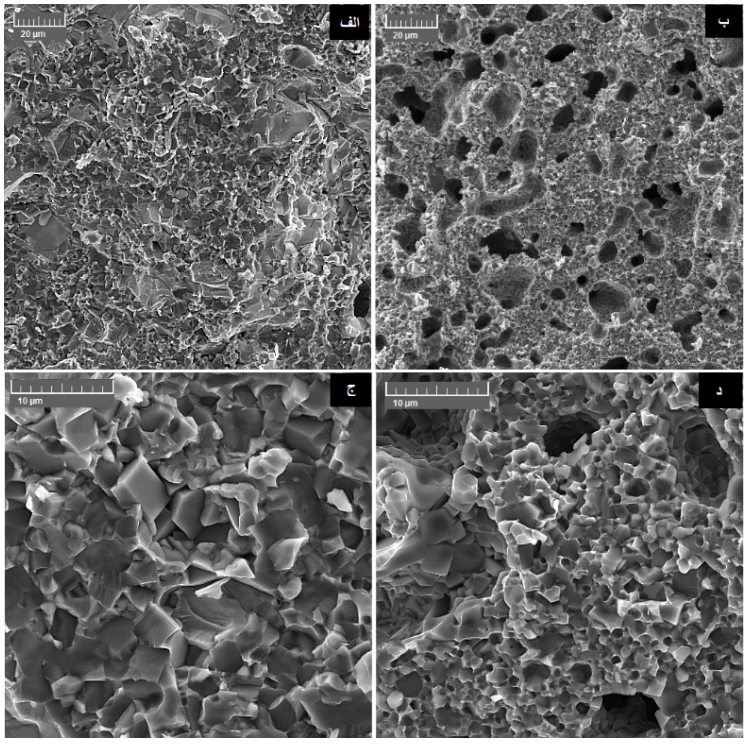
[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]



شکل ۳- پروفایل دمایی فرآیند احتراق نمونه حاوی wt% ۱۵ نیکل تهیه شده توسط پیرومتر

در شکل ۳ دمای احتراق نمونه حاوی wt % ۱۵ نیکل نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود دمای احتراق نمونه ۱۶۷۰°C می‌باشد که توسط پیرومتر ثبت شده است. دمای احتراق نمونه فعال شده حدود ۲۰۰°C بیشتر از نمونه فعال شده می‌باشد. اختلاف زیاد بین دمای احتراق و دمای آدیاباتیک محاسبه شده ناشی از این است که در عمل شرایط آدیاباتیک فراهم نیست و اتلاف حرارتی و خطاهای ناشی از کالیبراسیون پیرومتر موجب این اختلاف می‌شود. همانطور که از پروفایل دمایی مشاهده می‌شود با شروع واکنش، سنتز در مدت کوتاه و بسیار سریعی انجام می‌شود.



شکل ۴- تصاویر SEM سطح شکست نمونه‌های
الف و ج) فعال نشده و ب و د) فعال شده به مدت ۳ ساعت پس از سنتز در ۱۰۰۰ °C

در شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) سطح شکست نمونه فعال سازی شده و فعال سازی نشده نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود کاهش اندازه دانه‌های نمونه فعال شده نسبت به نمونه بدون فعال سازی کاملاً مشهود می‌باشد. همچنین فعال سازی مکانیکی ساختاری یکنواخت تر را حاصل کرده است.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]
[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]

کاهش اندازه دانه‌ها می‌تواند به علت کاهش در زمان افروزش باشد. با توجه به اینکه فرآیند سنتر در مد انفجاری می‌باشد زمان ماندگاری نمونه درون کوره تا شروع فرآیند (زمان افروزش) بسیار حائز اهمیت می‌باشد [۱۹, ۱۷]. بدین صورت که نمونه قبل از انجام فرآیند یک پیش گرمایش را درون کوره تجربه می‌کند. به همین واسطه دمای احتراق (T_c) افزایش یافته که موجب افزایش رشد دانه‌ها می‌شود. دلیل دیگر که موجب کاهش اندازه دانه می‌شود تشکیل عیوب و مراکز تمرکز تنش ناشی از فعال سازی می‌باشد که با افزایش مراکز جوانه زنی موجب کاهش اندازه دانه‌ها می‌شود [۲۴].

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش سرمت TiB_2-TiC-15 wt% Ni با روش MASHS با موفقیت سنتز شد. نتایج XRD نشان دهنده تشکیل فاز جدیدی درون آسیا نبود و فقط پیک‌های مربوط به مواد اولیه به واسطه ریز تر شدن و کرنش شبکه پهن تر شده و از شدت آن‌ها کاسته شده است. همچنین الگوی XRD نمونه پس از سنتز نشان داد که فازهای TiB_2 و TiC با موفقیت سنتز شده‌اند. اندازه بلورک‌های فازهای TiB_2 و TiC نیز که با روش ریتولد محاسبه شد نیز به ترتیب ۶۸ و ۳۰ nm بود. همچنین بلورک‌های نمونه آسیا نشده در مقیاس نانو نبود. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نیز نشان داد که فعال سازی مکانیکی موجب کاهش اندازه دانه‌ها و یکنواخت تر شدن ساختار سرمت شده است که به علت کاهش دمای احتراق و افزایش عیوب و مراکز تمرکز تنش ناشی از فعال سازی می‌باشد.

مراجع

[1] D. Vallauri, and F. A. Deorsola, "Synthesis of TiC–TiB2–Ni cermets by thermal explosion under pressure," *Materials Research Bulletin,* vol. 44, no. 7, pp. 1528-1533, 7/1/, 2009.

[2] S. Bhaumik, C. Divakar, A. K. Singh, and G. Upadhyaya, "Synthesis and sintering of TiB 2 and TiB 2–TiC composite under high pressure," *Materials Science and Engineering: A,* vol. 279, no. 1, pp. 275-281, 2000.

[3] G. Wen, S. Li, B. Zhang, and Z. Guo, "Reaction synthesis of TiB 2–TiC composites with enhanced toughness," *Acta Materialia,* vol. 49, no. 8, pp. 1463-1470, 2001.

[4] N. Durlu, "Titanium carbide based composites for high temperature applications," *Journal of the European Ceramic Society,* vol. 19, no. 13, pp. 2415-2419, 1999.

[5] D. Vallauri, V. A. Shcherbakov, A. V . Khitev, and F. A. Deorsola, "Study of structure formation in TiC–TiB2–MexOy ceramics fabricated by SHS and densification," *Acta Materialia,* vol. 56, no. 6, pp. 1380-1389, 4//, 2008.

[6] J. Song, C. Huang, B. Zou, H. Liu, and J. Wang, "Microstructure and mechanical properties of TiB2–TiC–WC composite ceramic tool materials," *Materials & Design,* vol. 36, no. 0, pp. 69-74, 4//, 2012.

[7] M. Rafiei, M. Salehi, M. Shamanian, and A. Motallebzadeh, "Preparation and oxidation behavior of B4C–Ni and B4C–TiB2–TiC–Ni composite coatings produced by an HVOF process," *Ceramics International,* vol. 40, no. 8, Part B, pp. 13599-13609, 9//, 2014.

[8] M. Singh, K. Rai, and G. Upadhyaya, "Sintered porous cermets based on TiB 2 and TiB 2–TiC–Mo 2 C," *Materials chemistry and physics,* vol. 67, no. 1, pp. 226-233, 2001.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]

[9] W.-J. Kim, D.-H. Kim, E. Kang, D. Kim, and C. Kim, "Two-step sintering of a TiB2-Ni cermet," *Journal of Materials Science,* vol. 31, no. 21, pp. 5805-5809, 1996/11/01, 1996.

[10] B. Zou, C. Huang, W. Ji, and S .Li, "Effects of Al2O3 and NbC additives on the microstructure and mechanical properties of TiB2–TiC composite ceramic cutting tool materials," *Ceramics International,* vol. 40, no. 2, pp. 3667-3677, 3//, 2014.

[11] M. Eslamloo ‐ Grami, and Z. A. Munir, "Effect of nitrogen pressure and diluent content on the combustion synthesis of titanium nitride," *Journal of the American Ceramic Society,* vol. 73, no. 8, pp. 2222-2227, 1990.

[12] B. Zou, J. Xu, Y. Wang, S. Zhao, X. Fan, Y. Hui, X. Zhou, W. Huang, X. Cai ,S. Tao, H. Ma, and X. Cao, "Self-propagating high-temperature synthesis of TiC–TiB2-based Co cermets from a Co–Ti–B4C system and fabrication of coatings using the cermet powders," *Chemical Engineering Journal,* vol. 233, no. 0, pp. 138-148, 11//, 2013.

[13] Y. F. Yang, and Q. C. Jiang, "Reaction behaviour, microstructure and mechanical properties of TiC–TiB2/Ni composite fabricated by pressure assisted self-propagating high-temperature synthesis in air and vacuum," *Materials & Design,* vol. 49, no. 0, pp. 1.

[14] B. A. Kia, "Simultaneous synthesis of TiB2-TiC nanocomposites by using of the MASHS process and investigation of effect of activation of starting materials on the final microstructure," *Materials and Energy Reaserch Center*, 2011.

[15] F. Adibpur, "The In situ Synthesis of ZrB2-ZrC Nanostructured Powder by Mechanically Activated Self-Propagating High-temperature Synthesis (MASHS)," *Materials and Energy Research Center*, 2012-2013.

[16] Z. A. Munir, and U. Anselmi-Tamburini, "Self-propagating exothermic reactions: The synthesis of high-temperature materials by combustion," *Materials Science Reports,* vol. 3, no. 6, pp. 279-365, 1989/01/01, 1989.

[17] Y. Liang, and Y. Che, "Notebook of thermodynamic data of inorganic," *East-North University Press, Shen Yang*, 1996.

[18] J. J. Moore, and H. J. Feng, "Combustion synthesis of advanced materials: Part I. Reaction parameters," *Progress in Materials Science,* vol. 39, no. 4–5, pp. 243-273, //, 1995.

[19] J. Li, F. Li, K. Hu, and Y. Zhou, "TiB2/TiC nanocomposite powder fabricated via high energy ball milling," *Journal of the European Ceramic Society,* vol. 21, no. 16, pp. 2829-2833, 12//, 2001.

[20] H. Wang, W. Wu, S. Sun, X. Bian, and G. Tu, "Characterization of the structure of TiB2/TiC nanocomposite powders fabricated by high-energy ball milling," *Ceramics International,* vol. 37, no. 7, pp. 2689-2693, 9//, 2011.

[21] Y. Yang, H. Wang, Y. Liang, R. Zhao, and Q. Jiang" ,Effect of nickel addition on the exothermic reaction of titanium and boron carbide," *Journal of materials research,* vol. 22, no. 01, pp. 169-174, 2007.

[22] L. Huang, H. Wang, Q. Li, S. Yin, and Q. Jiang, "Effect of Ni content on the products of Ni–Ti–B system via self-propagating high-temperature synthesis reaction," *Journal of Alloys and Compounds,* vol. 457, no. 1, pp. 286-291, 2008.

[23] H. Rietveld, J. Appl. Crystallogr. 2 (1969) 65–71.

[24] P. Mossino, "Some aspects in self-propagating high-temperature synthesis," *Ceramics International,* vol. 30, no. 3, pp. 311-332, 2004.

[Downloaded from ijcse.ir on 2026-10-31]

[DOR: 20.1001.1.23222352.1395.5.2.1.3]