

## تولید پودر کامپوزیتی FeCo-TiC به روش سنتز احتراقی

محمد یعقوبی<sup>۱\*</sup>، علی سعیدی<sup>۲</sup>، رضا ابراهیمی<sup>۳</sup> و محمد حسین گلابگیر<sup>۱</sup>

۱- کارشناس ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد

۲- استاد، دانشگاه صنعتی اصفهان

۳- استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد

\*my2844@yahoo.com

(تاریخ دریافت: ۸۹/۰۵/۲۹، تاریخ پذیرش: ۸۹/۰۸/۱۰)

### چکیده

کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات کاربید تیتانیم به دلیل خواص سایشی عالی در سال‌های اخیر مورد توجه قرار گرفته‌اند. در این تحقیق کامپوزیت FeCo-TiC به روش سنتز احتراقی و با استفاده از ماده ارزان قیمت فروتیتانیم (به جای تیتانیم خالص) تولید گردیده است. فرص‌هایی از مخلوط پودری شامل فروتیتانیم، کبالت و گرافیت تهیه شد و سپس در کوره لوله‌ای با اتمسفر آرگون محترق گردید. محصول سنتز احتراقی به وسیله پراش اشعه ایکس و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان داد سنتز احتراقی منجر به تشکیل ذرات ریز و کروی کاربید تیتانیم می‌شود که به طور مجزا و یکنواخت در زمینه آلیاژی آهن- کبالت پخش گردیده‌اند. نکته جالب در این تحقیق این است که کبالت دمای شروع سنتز احتراقی سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C را به مقدار قابل توجهی کاهش می‌دهد. آسیاب کاری مخلوط پودری فوق به مدت ۵ دقیقه باعث کاهش اندازه ذرات فروتیتانیم و در نتیجه کاهش دما و زمان شروع سنتز می‌گردد و حتی دمای شروع سنتز احتراقی به ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد می‌رسد. ماکزیمم مقدار سختی به دست آمده از نمونه‌های سنتز احتراقی شده با ۲۳٪ تخلخل HV<sub>0.1</sub> ۷۶۰ بوده است.

### واژه‌های کلیدی:

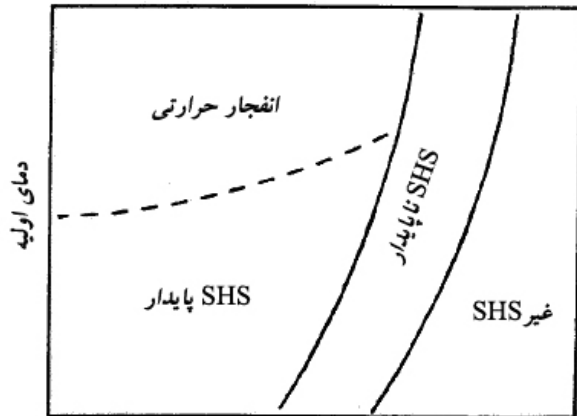
کامپوزیت زمینه فلزی، کامپوزیت FeCo-TiC، کاربید تیتانیم، سنتز احتراقی.

### ۱- مقدمه

ضریب اصطکاک کم و مقاومت به تغییر فرم پلاستیک در دماهای بالا را دارند؛ از این رو جایگزین مناسبی برای سرمت WC-Co می‌باشند [۱].

کامپوزیت‌های زمینه آهنی تقویت شده با کاربید تیتانیم جزء مواد مقاوم به سایش ارزان قیمت هستند [۲]. کاربید تیتانیم در آهن در دماهای بالا پایدار و نامحلول است و هیچ گونه فاز

سرمت‌های پایه TiC و WC-Co برای ساخت ابزارهای برش استفاده می‌شوند. سرمت WC-Co سختی و تافنس<sup>۲</sup> خیلی خوبی دارد، ولی عملکرد آن در سرعت‌های برش زیاد و دماهای بالا به سرعت کاهش می‌یابد. سرمت‌های پایه TiC مقاومت به سایش فوق‌العاده، سختی عالی در دمای بالا، پایداری شیمیایی خوب،



درصد رقیق سازی

شکل (۱): شماتیک تأثیر دمای شروع احتراق و درصد رقیق شدن بر روی مکانیزم سنتز احتراقی [۹].

سرعت پراکنده شدن گرما باشد؛ و گر نه واکنش فرونشاند می شود و خودانتشاری انجام نخواهد گرفت [۱۳]. طبق نظر مونیر<sup>۶</sup> برای خودانتشاری بودن یک واکنش لازم است دمای آدیاباتیک  $T_{ad}$  بالاتر از ۱۸۰۰ کلوین باشد [۹]. این دما را می توان از معادلات ساده ای به فرم زیر محاسبه نمود:

$$-\Delta H_{r,T_i} = \int_{T_i}^{T_{ad}} C_p^s dT \quad (1)$$

در این معادله  $\Delta H_{r,T_i}$  تغییر آنتالپی واکنش در دمای  $T_i$  و  $C_p$  ظرفیت حرارتی محصولات واکنش است. معادله بالا زمانی صحیح است که محصولات واکنش تغییر فاز ندهند. چنانچه دمای آدیاباتیک برابر با دمای مذاب محصولات بوده و کسری از محصولات معادل  $X$  ذوب شود، می توان درصد ذوب شدن را از معادله (۲) محاسبه کرد.

$$-\Delta H_{r,T_i} = \int_{T_i}^{T_m} C_p^s dT + X \Delta H_m^0 \quad (2)$$

در این معادله  $\Delta H_m^0$  تغییر آنتالپی ذوب شدن محصولات واکنش است. در نهایت چنانچه گرمای تولیدی در اثر واکنش به اندازه کافی بالا باشد که تمامی محصول واکنش ذوب شده و دمای آدیاباتیک از دمای ذوب  $T_m$  تجاوز کند در این صورت دمای آدیاباتیک از معادله (۳) محاسبه خواهد شد.

سه تایی تشکیل نمی دهد [۳]. کامپوزیت Fe-TiC به روش های مختلفی از جمله ریخته گری، متالورژی پودر، اسپری حرارتی، سنتز احتراقی<sup>۳</sup>، فرآیندهای آلومینوترمیک<sup>۴</sup> و کربوترمیک<sup>۵</sup> و ... تولید گردیده است [۴ و ۵]. همچنین نانو کامپوزیت Fe-TiC به روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شده است [۶ و ۷].

در سال ۱۹۶۷ مرزانوف و همکارانش یک روش متفاوت برای بر هم کنش فازهای جامد به نام سنتز احتراقی را کشف نمودند [۸]. در فرآیند سنتز احتراقی دسته ای از واکنش ها موسوم به واکنش های ترمیت صورت می گیرد که گرمای زیادی آزاد می نمایند. گرمای آزاد شده از این واکنش ها برای راه انداختن فرآیند و تکثیر سریع موج احتراق بدون گرمای اضافی کافی است [۹]. بارزترین مزایای فرآیند سنتز احتراقی عبارتند از:

(الف) تولید محصولات خیلی خالص به دلیل دمای واکنش خیلی بالا که می تواند ناخالصی های با نقطه جوش پایین را تبخیر نماید. (ب) گرماده بودن واکنش های سنتز احتراقی نیاز به فرآیندهای با وسایل و تجهیزات گران قیمت را رفع می نماید.

(ج) زمان کوتاه واکنش، بهره وری را افزایش می دهد. (د) شیب حرارتی بالا و سرعت سرد کردن سریع می تواند باعث تولید فازهای غیر تعادلی جدید و شبه پایدار شود [۴].

(ه) دیگر مزیت فرآیند سنتز احتراقی سطوح تقویت کننده عاری از آلودگی های مضر است که منجر به پیوند محکم تقویت کننده و زمینه می شود [۲ و ۱۰]. یکی از مشکلات این روش، تولید محصولی متخلخل است؛ بنابراین برای تولید قطعه از این روش به همراه روش های اصلی تولید کامپوزیت مانند ریخته گری [۱۰] و متالورژی پودر [۲ و ۱۱] استفاده می شود.

واکنش های سنتز احتراقی را می توان به وسیله ی رقیق سازی مواد اولیه کنترل نمود که شکل (۱) به طور شماتیک حالت های مختلف آن را نشان می دهد [۵ و ۱۲].

برای انجام فرآیند سنتز احتراقی، واکنش باید شدیداً گرمایا باشد و آنتالپی واکنش در حدود ۴۰ کیلو کالری بر مول یا ۱۶۸۰۰ ژول بر مول باشد؛ همچنین سرعت جمع شدن گرما باید بیشتر از

## ۲- روش تحقیق

مخلوط پودر شامل ۶۴ درصد وزنی پودر فروتیتانیم، ۲۴/۸ درصد وزنی پودر کبالت (نسبت مولی کبالت به آهن ۱ به ۱ است) و ۱۱/۲ درصد وزنی گرافیت (نسبت مولی تیتانیم به کربن ۱ به ۱ است) تهیه گردید. جزئیات بیشتر مواد اولیه مصرفی در جدول (۱) آورده شده است. این پودرها به دو صورت دستی و آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای با نسبت وزنی گلوله به پودر ۲۰ به ۱ با ۵ گلوله ۱۰ میلی‌متری در محفظه‌ای از جنس فولاد سخت کرم‌دار و با سرعت ۶۰۰ rpm تحت اتمسفر آرگون با خلوص ۹۹/۹ درصد به مدت ۵ دقیقه مخلوط گردیدند. از هر دو نوع نمونه قرص‌هایی به قطر ۱۳ و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر با فشار ۵۰ مگاپاسکال تهیه شد و سپس در کوره لوله‌ای با اتمسفر آرگون در دماهای مختلف محترق گردیدند و بدین وسیله دمای شروع احتراق نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. آنالیز فازی محصولات احتراق به وسیله دستگاه پراش اشعه ایکس Philips با لامپ کاتدی مسی با طول موج ۱/۵۴۰۵۹ آنگسترم مورد بررسی قرار گرفت. پارامتر شبکه کاربید تیتانیم به وسیله قانون براگ<sup>۱۱</sup> و با استفاده از الگوی پراش اشعه ایکس محاسبه گردید. برای بررسی مورفولوژی کاربید تیتانیم، محصولات احتراق به ابعاد ۳×۲ میلی‌متر مانت سرد شد و پس از سنباده و پولیش کاری به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips و EDAX مورد ارزیابی قرار گرفت. از نمونه‌های مانت شده برای اندازه‌گیری میکروسختی توسط دستگاه سختی‌سنج Buehler استفاده شد. همچنین دانسیته محصولات احتراق به وسیله قانون ارشمیدس اندازه‌گیری گردید.

## ۳- نتایج و بحث

واکنش شیمیایی بین تیتانیم و گرافیت در تمام دماها امکان‌پذیر است. برای پیش‌بینی انجام سنتز احتراقی در سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C، دمای آدیباتیک به وسیله اطلاعات ترمودینامیکی جدول (۲) و طبق معادله (۳) برای واکنش  $FeTi + Ti + Co + 2C \rightarrow FeCo + 2TiC$  محاسبه گردید.

$$-\Delta H_{r,T_i} = \int_{T_i}^{T_m} C_p^s dT + X\Delta H_m^0 + \int_{T_m}^{T_{ad}} C_p^l dT \quad (3)$$

در این معادله  $C_p^l$  ظرفیت حرارتی محصولات مذاب است [۵ و ۹].

در دهه گذشته سنتز احتراقی سیستم‌های Ti-C و Fe-TiC به طور گسترده مورد مطالعه قرار گرفته است. سعیدی و همکارانش اثر تعداد زیادی از متغیرهای فرآیند سنتز احتراقی را بر روی سیستم Fe-Ti-C مورد بررسی قرار داده‌اند [۱۴]. چوی<sup>۷</sup> و ری<sup>۸</sup> اثرات اضافه کردن آهن بر روی سنتز احتراقی TiC را بررسی نمودند. نتایج نشان داد اضافه نمودن آهن از صفر تا ۴۰ درصد وزنی به مخلوط پودری شامل کربن و تیتانیم، شکل ذرات کاربید تیتانیم را تغییر خواهد داد و شکل آنها از حالت گوشه‌دار به کروی تبدیل می‌شود [۱۵]. فن<sup>۹</sup> و همکارانش اثر اندازه ذرات واکنش‌دهنده بر روی سنتز احتراقی سیستم Fe-Ti-C را بررسی نمودند. نتایج آنها نشان داد که مخلوط پودری با ذرات تیتانیم ریزتر موجب افزایش دمای احتراق، سرعت واکنش، دانسیته محصول و اندازه ذرات کاربید تیتانیم می‌شود [۱۶]. در حال حاضر کمپانی‌های معروفی در دنیا مانند کمپانی LSM در انگلستان پودر کامپوزیتی Fe-TiC را با نام تجاری فروتیک به روش سنتز احتراقی تولید می‌نمایند که می‌تواند برای تولید کامپوزیت‌های مقاوم به سایش به عنوان آلیاژساز<sup>۱۰</sup> به مذاب چدن یا فولاد اضافه گردد [۹].

یکی از معایب فرآیند سنتز احتراقی، استفاده از مواد اولیه عنصری گران قیمت مانند تیتانیم است که باعث شده در دهه اخیر بیشتر تحقیقات بر روی تولید کامپوزیت Fe-TiC به روش‌های احیای کربوترمیک [۳ و ۱۷] و آلومینوترمیک [۱۸ و ۱۹] و با استفاده از اکسیدهای ارزان قیمت روتیل و ایلمینیت انجام گیرد. هدف از این تحقیق تولید کامپوزیت FeCo-TiC به روش سنتز احتراقی و با استفاده از ماده ارزان قیمت فروتیتانیم (به جای تیتانیم خالص گران قیمت) است. عنصر کبالت به منظور افزایش ترشوندگی تقویت‌کننده و زمینه استفاده گردیده است.

جدول (۱): خصوصیات مواد اولیه مصرفی.

مواد اولیه	خلوص	ناخالصی‌های اصلی	اندازه ذرات (میکرون)	محل تهیه
فروتیتانیم	~ ۷۰٪ Ti ، ~ ۳۰٪ Fe	Al , Mg	< ۱۵۰	LSM انگلستان
کبالت	< ۹۹٪	H <sub>2</sub> O , Ni , Cu , Si	< ۳	چین
گرافیت	< ۹۹/۹۹٪	-	۱-۵	ایران

جدول (۲): اطلاعات ترمودینامیکی.

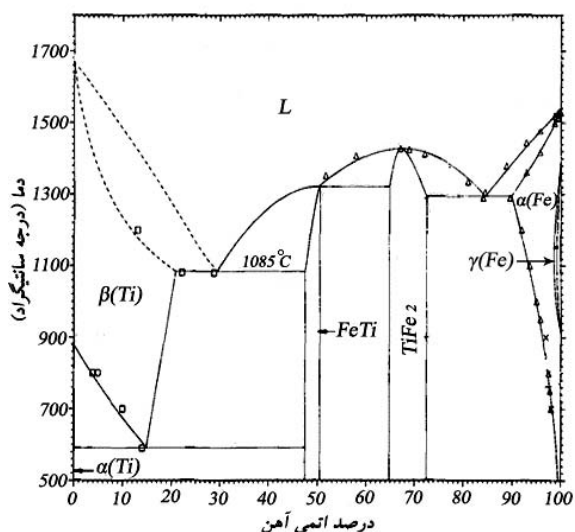
نام ترکیب	دما (کلوین)	گرمای تشکیل استاندارد مولی	آنتالپی	ظرفیت حرارتی در فشار ثابت
		$\Delta H^0$ (kJ/mol)	$\Delta H_m$ (kJ/mol)	Cp(J/deg mol)
TiC	۲۹۸	-۱۸۴/۵	-	$48/43 + 3/16 \times 10^{-3} T$
FeCo	۲۹۸	-	-۲/۴۲۶	$Cp^s = 23/15 + 7/91 \times 10^{-3} T$ $Cp^l = 43/26$ ( $T_m = 1873$ )
FeTi	۲۹۸	-۴۰/۶	-	$53/01 + 9/62 \times 10^{-3} T$

جدول (۳): جزئیات نمونه‌های تهیه شده و زمان و دمای شروع احتراق آنها.

نام نمونه	زمان شروع احتراق	دمای کوره (درجه سانتی‌گراد)	نحوه مخلوط کردن	کسر مولی کبالت در زمینه
S <sub>0</sub>	واکنش انجام نگرفت	۱۲۰۰	آسیاب	٪۰
S <sub>1</sub>	۴۰ ثانیه	۱۲۵۰	آسیاب	٪۵۰
S <sub>2</sub>	۱۱۸ ثانیه	۱۱۰۰	آسیاب	٪۵۰
S <sub>3</sub>	۱۳۹ ثانیه	۱۰۹۰	آسیاب	٪۵۰
S <sub>4</sub>	۱۴۳ ثانیه	۱۰۸۰	آسیاب	٪۵۰
S <sub>5</sub>	واکنش انجام نگرفت	۱۰۷۰	آسیاب	٪۵۰
S <sub>6</sub>	۱۴۰ ثانیه	۱۱۵۰	دستی	٪۵۰
S <sub>7</sub>	۱۵۲ ثانیه	۱۱۲۰	دستی	٪۵۰
S <sub>8</sub>	واکنش انجام نگرفت	۱۱۰۰	دستی	٪۵۰

سنتز احتراقی صورت گیرد. نتایج به دست آمده به طور خلاصه در جدول (۳) آورده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود نمونه‌های S<sub>1</sub>، S<sub>2</sub>، S<sub>3</sub>، S<sub>4</sub> پس از قرار گرفتن در کوره در مدت به ترتیب ۱۲۵۰، ۱۱۰۰، ۱۰۹۰، ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد در مدت زمانی حدود دو دقیقه محترق شدند، ولی با قرار گرفتن نمونه S<sub>5</sub> در کوره در دمای ۱۰۷۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۵ دقیقه واکنش سنتز احتراقی صورت نگرفت. بنابراین می‌توان نتیجه

دمای آدیاباتیک سیستم فوق (با دمای اولیه ۱۳۵۳ کلوین) ۳۵۱۷ کلوین محاسبه شد. با توجه به اینکه، دمای آدیاباتیک برای این سیستم بالاتر از ۱۸۰۰ کلوین است؛ بنابراین از لحاظ ترمودینامیکی شرایط برای انجام واکنش سنتز احتراقی فراهم می‌باشد. به منظور به دست آوردن دمای شروع سنتز احتراقی T<sub>ig</sub> برای سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C قرص‌های تهیه شده را در کوره‌ی لوله‌ای در دماهای مختلف با اتمسفر آرگون قرار داده تا واکنش



شکل (۲): دیاگرام دوتایی آهن - تیتانیوم [۲۱].

گرفته توسط سعیدی و همکارانش پایین تر است. بر اساس مکانیزم ارائه شده توسط سعیدی می توان حدس زد که در سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C، ترکیب یوتکتیکی با نقطه ذوب پایین تر از نقطه ذوب FeTi<sub>2</sub> تشکیل شده است. همانطور که گفته شد کبالت، عامل کاهش دمای شروع سنتز احتراقی است؛ بنابراین ترکیبات یوتکتیکی که کبالت در این سیستم ممکن است تشکیل دهد، مورد بررسی قرار گرفت.

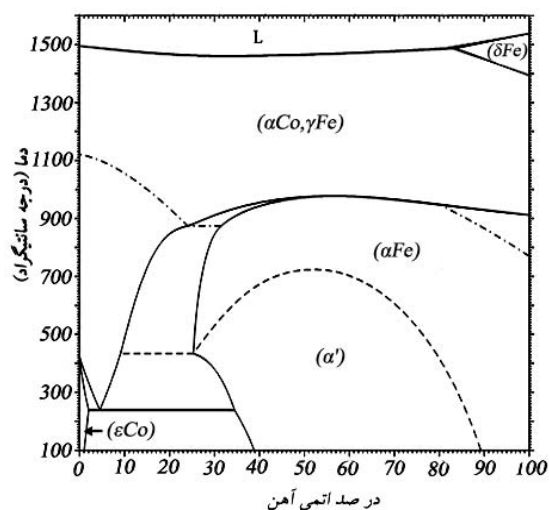
همانطور که در دیاگرام آهن - کبالت (شکل ۳) ملاحظه می شود، آهن و کبالت از صفر تا ۱۰۰ درصد در همدیگر حل می شوند و FeCo را تشکیل می دهند که نقطه ذوبی در حدود ۱۵۰۰ درجه سانتی گراد دارد که بالاتر از نقطه ذوب FeTi<sub>2</sub> است. بنابراین واکنش بین آهن و کبالت نمی تواند به عنوان عامل شروع کننده سنتز احتراقی در سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C باشد. در دیاگرام کبالت - تیتانیوم (شکل ۴) ترکیب یوتکتیک CoTi<sub>2</sub> با نقطه ذوب حدود ۱۰۲۵ درجه سانتی گراد وجود دارد که می تواند عامل کاهش دمای شروع سنتز احتراقی باشد. بنابراین می توان گفت در اثر ذوب تماسی<sup>۱۳</sup> بین ذرات کبالت و تیتانیوم، ترکیب یوتکتیک CoTi<sub>2</sub> تشکیل می شود. برای راه اندازی واکنش احتراقی ایجاد تنها یک قطره مذاب CoTi<sub>2</sub> کافی است.

گرفت که دمای شروع سنتز احتراقی برای سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C، ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد بوده است. نمونه هایی که به صورت دستی مخلوط شده اند (نمونه های S<sub>6</sub> و S<sub>7</sub> و S<sub>8</sub>) دارای دمای زمان شروع سنتز احتراقی بالاتری نسبت به نمونه های مخلوط شده با آسیاب هستند که علت آن تماس کامل و یکنواخت پودر کربن با ذرات فروتیتانیوم در اثر مخلوط سازی با آسیاب است.

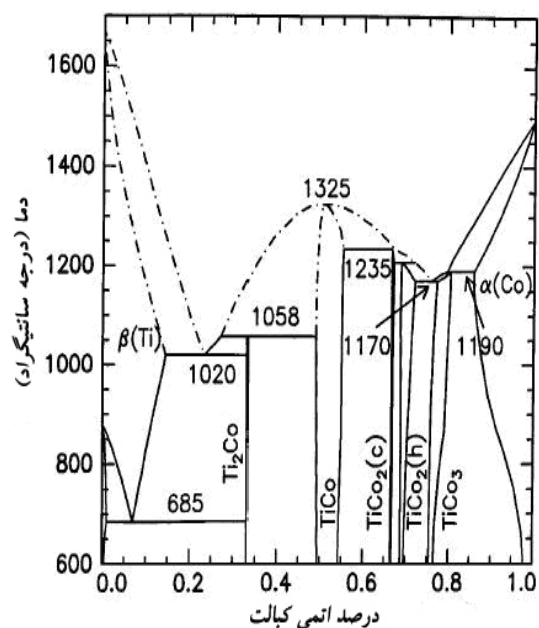
نمونه ی S<sub>0</sub> شامل پودر فروتیتانیوم و کربن (بدون کبالت) با شرایط یکسان با نمونه های قبلی تهیه گردید و در کوره ی لوله ای با دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد قرار گرفت و پس از گذشت ۱۵ دقیقه هیچ واکنش سنتز احتراقی مشاهده نشد. بنابراین می توان نتیجه گرفت که عامل کاهش دمای شروع سنتز احتراقی برای سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C، عنصر کبالت بوده است.

سعیدی و همکارانش بیان کردند که اگر تیتانیوم خالص و کربن در زیر دمای ۱۵۷۰ درجه سانتی گراد حرارت داده شوند، واکنش سنتز احتراقی صورت نخواهد گرفت، ولی با اضافه نمودن مقدار کمی آهن به پودر کربن و تیتانیوم خالص می توان دمای شروع سنتز احتراقی را به ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد کاهش داد. آنها علت کاهش دمای سنتز احتراقی را به این صورت مطرح کردند که آهن و تیتانیوم در حالت جامد واکنش داده و فاز FeTi<sub>2</sub> را که یک ترکیب یوتکتیک با نقطه ذوب ۱۰۸۵ درجه سانتی گراد است را تشکیل می دهند (شکل ۲). آنها معتقدند که برای انجام سنتز احتراقی باید حداقل چند قطره مذاب FeTi<sub>2</sub> وجود داشته باشد تا کربن در آن حل شود و فاز سرامیکی TiC تشکیل گردد. گرمای آزاد شده از تشکیل کاربرد تیتانیوم باعث می شود که واکنش به صورت خودپیشرونده در سرتاسر نمونه انجام گیرد. بر اساس این مکانیزم دمای احتراق باید خیلی نزدیک به نقطه ذوب آلیاژ Fe-Ti باشد [۱۴]. مکانیزم های پیشنهاد شده توسط کاپالدی<sup>۱۲</sup> و همکارانش [۲۰]، چوی و همکارانش [۱۵]، شبیه مکانیزم ارائه شده توسط سعیدی و همکارانش [۱۴] است.

دمای شروع سنتز احتراقی در کار موجود به مقدار قابل ملاحظه ای نسبت به دمای به دست آمده در تحقیقات انجام



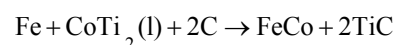
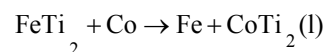
شکل (۳): دیاگرام دوتایی آهن - کبالت [۲۱].



شکل (۴): دیاگرام دوتایی کبالت - تیتانیم [۲۲].

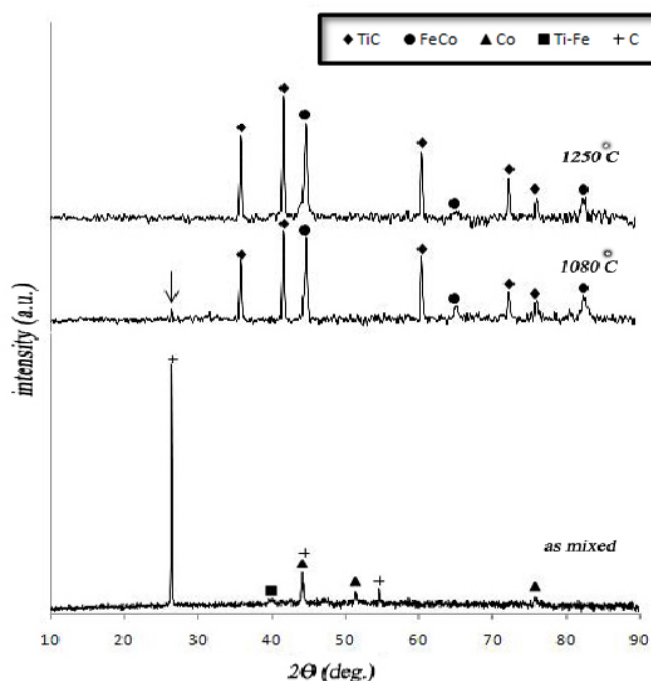
مذاب  $\text{CoTi}_2$  بلافاصله پس از تشکیل با کربن واکنش داده و کاربید تیتانیم تولید می‌شود.

تشکیل کاربید تیتانیم گرمای زیادی آزاد می‌کند که باعث می‌شود واکنش به صورت خودمتکی در سرتاسر نمونه انجام گیرد. مکانیزم انجام گرفته برای تشکیل کامپوزیت  $\text{FeCo-TiC}$  به طریق سنتز احتراقی را می‌توان به صورت زیر خلاصه نمود:



برای مطمئن شدن از تشکیل کامپوزیت  $\text{FeCo-TiC}$  به روش سنتز احتراقی، نمونه‌ی سنتز شده در بالاترین دما یعنی ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد و نمونه‌ی سنتز شده در پایین‌ترین دما یعنی ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد به وسیله‌ی اشعه ایکس مورد بررسی قرار گرفت. الگوهای پراش این نمونه‌ها در (شکل ۵) نشان داده شده است. همانطور که در الگوی پراش اشعه ایکس دو نمونه ملاحظه می‌شود فازهای کاربید تیتانیم و محلول جامد آهن-کبالت در هر دو نمونه تشکیل شده‌اند و پیک‌های فروتیتانیم، کبالت و گرافیت حذف گردیده‌اند. البته در الگوی پراش اشعه ایکس نمونه سنتز شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد پیک بسیار ضعیف کربن (پیکی که با فلش مشخص شده است) وجود دارد که ناشی از دمای احتراق پایین‌تر در این نمونه است.

کاربید تیتانیم یک ترکیب بین‌نشین است یعنی اتم کربن در فضاهای خالی بین اتم‌های تیتانیم جای می‌گیرند. اصولاً کاربیدهای بین‌نشین از جمله کاربید تیتانیم، ترکیبات غیر استوکیومتری هستند؛ یعنی مطمئناً همه فضاهای بین‌نشین توسط اتم کربن پر نمی‌شوند. یکی از راه‌های به دست آوردن مقدار کربن در کاربید تیتانیم اندازه‌گیری پارامتر شبکه‌ی کاربید تیتانیم و انتقال آن بر روی منحنی تغییرات پارامتر شبکه بر حسب میزان کربن موجود در کاربید تیتانیم (شکل ۶) است [۲۳].



شکل (۵): الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌های سنتز احتراقی شده در دماهای ۱۰۸۰ و ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد.

بررسی‌های میکروسکوپی از نمونه سنتز احتراقی شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد ذرات ریز و کروی کاربید تیتانیم (رنگ تیره) را که به طور مجزا و یکنواخت در زمینه آهن-کبالت (رنگ روشن) پخش شده‌اند را نشان می‌دهد. در حالی که ذرات کاربیدی در نمونه سنتز شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد به طور به هم چسبیده (آگلومره) در زمینه هستند. همانطور که در قسمت‌های قبل اشاره شد محصول سنتز احتراقی شده به دلیل بالا بودن دما متخلخل است که این تخلخل‌ها در تصاویر میکروسکوپی نیز به خوبی نشان داده شده‌اند (شکل ۷).

محصول احتراق در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد مانع و سپس میکروسختی آن اندازه‌گیری گردید. ماکزیمم مقدار سختی به دست آمده از این نمونه  $760 \text{ HV}_{0.1}$  گزارش شد. این مقدار سختی از سختی تک تک مواد اولیه مصرفی بالاتر است که خود دلیلی بر تشکیل کاربید تیتانیم است. از عوامل مؤثر بر میزان سختی یک کامپوزیت درصد تخلخل است. بنابراین درصد

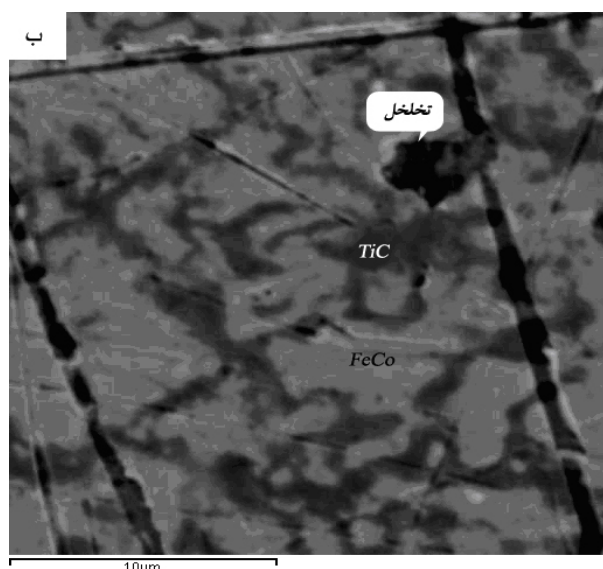
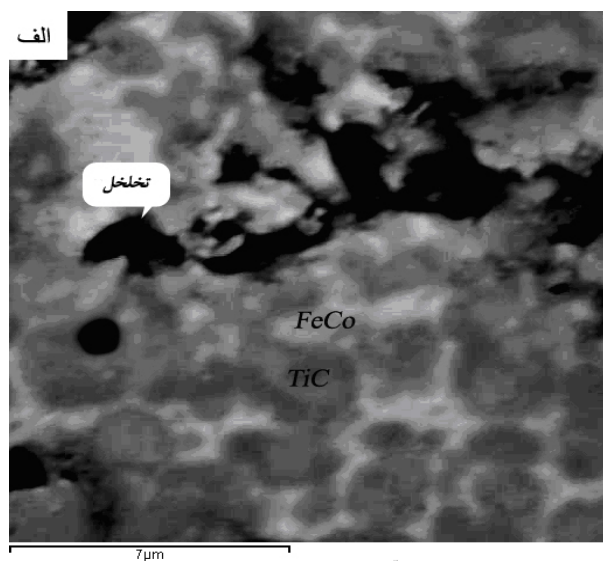
کاربید تیتانیم دارای ساختار مکعبی مانند NaCl است و پارامتر شبکه آن توسط قانون براگ قابل محاسبه می‌باشد:

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (۴)$$

$$d = \frac{a^2}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (۵)$$

پارامتر شبکه کاربید تیتانیم در نمونه سنتز شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد  $4/318$  آنگسترم و برای نمونه سنتز شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد  $4/317$  آنگسترم است که اختلاف زیادی با هم ندارند. در هر حال با استفاده از پارامتر شبکه به دست آمده و اطلاعات شکل (۶) ملاحظه می‌شود که کاربید تولیدی استوکیومتری نبوده و به صورت  $\text{TiC}_{0.6}$  است؛ یعنی مقدار کربن در شبکه کاربید تیتانیم حدود ۶۰ درصد اتمی است. وجود پیک بسیار کوچک کربن در نمونه  $S_4$  نشان می‌دهد غیر استوکیومتری بودن کاربید ناشی از کمبود کربن در سیستم نیست.





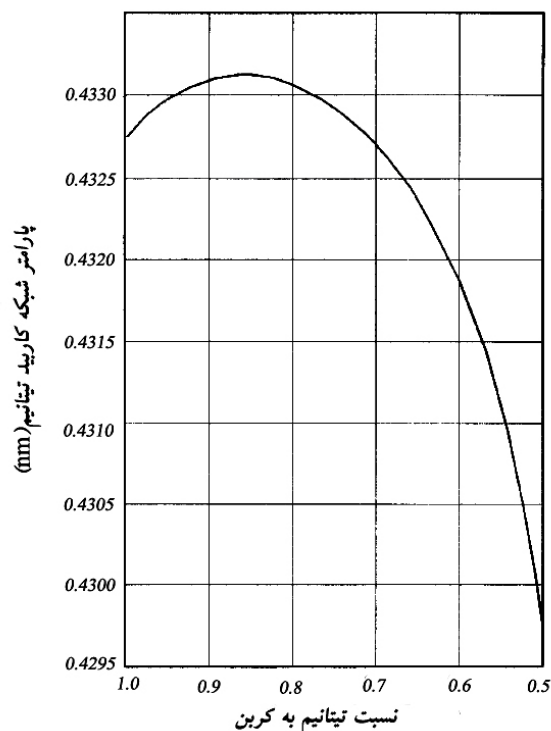
شکل (۷): تصاویر میکروسکوپی از نمونه‌های سنتز احتراقی شده در دماهای (الف) ۱۲۵۰ و (ب) ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد.

موفقیت تولید گردید.

۲- حضور کبالت باعث کاهش قابل توجهی در دمای شروع سنتز احتراقی سیستم FeTi<sub>2</sub>-Co-C می‌شود.

۳- آسیاب کاری مخلوط پودری به مدت ۵ دقیقه باعث کاهش دما و زمان شروع سنتز می‌گردد و حتی دمای شروع سنتز احتراقی به ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد می‌رسد.

۴- گرمای آزاد شده در اثر واکنش سنتز احتراقی بین Ti و C باعث حل شدن کامل کبالت در آهن می‌شود و آلیاژ Fe-Co به



شکل (۶): منحنی تغییرات پارامتر شبکه بر حسب میزان کربن کاربید تیتانیم [۲۳].

تخلخل نمونه‌ها به وسیله قانون ارشمیدس محاسبه گردید. رابطه ارشمیدس به صورت زیر تعریف شده است:

$$P = \frac{M - D}{M - S} \quad (۶)$$

که در این معادله P درصد تخلخل، M وزن اشباع در آب، D وزن خشک و S وزن غوطه‌ور در آب است. درصد تخلخل نمونه سنتز احتراقی شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد ۲۳ درصد و برای نمونه سنتز شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد ۱۷ درصد می‌باشد. علت بالاتر بودن میزان تخلخل نمونه سنتز شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی‌گراد، بالا بودن دمای احتراق این نمونه است. بالا بودن دمای احتراق باعث تبخیر ناخالصی‌ها با نقطه جوش پایین می‌گردد.

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱- پودر کامپوزیتی FeCo-TiC به روش سنتز احتراقی و با استفاده از ماده ارزان قیمت فروتیتانیم به جای تیتانیم خالص با



- عنوان فاز زمینه تولید می شود.
- ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه سنتز شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد، ذرات ریز، کروی و منفرد کاربرد تیتانیم را که به طور یکنواخت در زمینه آهن- کبالت پخش شده اند را نشان می دهند؛ در حالی که ذرات کاربیدی در نمونه سنتز شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد به صورت به هم چسبیده هستند.
- ۶- ماکزیم مقدار سختی به دست آمده از نمونه های سنتز احتراقی شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد،  $760 \text{ HV}_{0.1}$  است.
- ۷- درصد تخلخل نمونه سنتز شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد بالاتر از نمونه سنتز شده در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی گراد می باشد که دلیل آن احتراق بالاتر است.
- ۵- تشکر و قدردانی**
- بدینوسیله از مسئول آزمایشگاه آنالیز مواد پیشرفته دانشکده مهندسی مواد دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد آقای مهندس چمی به دلیل همکاری صادقانه و صمیمانه، تشکر و قدردانی می گردد.
- ۶- مراجع**
- [6] M. Krasnowski, T. Kulik, "Nanocomposites Obtained by Mechanical Alloying in Fe-Al-Ti-C System", *Alloys and Compounds*, Vol. 448, pp. 227-233, 2008.
- [7] M. Krasnowski, T. Kulik, "Nanocrystalline FeAl Matrix Composites Reinforced with TiC Obtained by Hot-Pressing Consolidation of Mechanically Alloyed Powders", *Intermetallics* Vol. 15, pp. 1377-1383, 2007.
- [8] A. L. Borisova, Yu. S. Borisov, "Self-Propagating High-Temperature Synthesis for the Deposition of Thermal-Sprayed Coatings", *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, Vol. 47, Nos. 1-2, 2008.
- [۹] ع. سعیدی و م. ع. گلعدار، "تولید کامپوزیت کاربید تنگستن- تیتانیم در زمینه آهنی به روش سنتز احتراقی"، نشریه استقلال، سال ۱۸ شماره ۱، ص. ۱۷۱-۱۸۰، شهریور ۱۳۸۷.
- [10] Z. Zhang, P. Shen, Y. Wang, Y. Dong, Q. Jiang, "Fabrication of TiC and TiB<sub>2</sub> Locally Reinforced Steel Matrix Composites Using a Fe-Ti-B<sub>2</sub>C-C System by an SHS-Casting Route", *Materials Science*, Vol. 42, pp. 8350-8356, 2007.
- [11] W. Zhang, X. Zhang, J. Wang, C. Hong, "Effect of Fe on the Phases and Microstructure of TiC-Fe Cermets by Combustion Synthesis/Quasi-Isostatic Pressing", *Materials Science and Engineering A* 381, pp. 92-97, 2004.
- [12] A. Saidi, A. Chrysanthou, J. V. Wood, L. F. Kellie, "Preparation of Fe-TiC Composites by the Thermal-Explosion Mode of Combustion Synthesis", *Ceramics International*, Vol. 23, Issue 2, pp. 185-189, 1997.
- [13] K. C. Patil, S. T. Aruna, T. Mimani, "Combustion Synthesis: an Update", *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 6, pp. 507-512, 2002.
- [14] A. Saidi, A. Chrysanthou, J. V. Wood, "Characteristic of the Combustion Synthesis of TiC and TiC-Fe Composites", *Materials Science*, Vol. 29, pp. 4993-4998, 1994.
- [15] Y. Choi, S. W. Rhee, "Effect of Iron and Cobalt on TiC Combustion Synthesis", *J. Mater Res.* 8 (12), 3202-3209, 1993.
- [16] Q. Fan, H. Chai, Z. Jin, "Effects of Particle Size of Reactant on Characteristics of Combustion Synthesis of TiC-Fe Cermet", *Materials Science*, Vol. 37, pp. 2251-2257, 2002.
- [17] I. W. M. Brown, W. R. Owers, "Fabrication, Microstructure and Properties of Fe-TiC Ceramic-Metal Composites", *Current Applied Physics*, Vol. 4, pp. 171-174, 2004.
- [18] D. S. Gowtam, M. Ziyauddin, M. Mohape, S. S. Sontakke, V. P. Deshmukh, A. K. Shah, "In Situ TiC Reinforced Austenitic Steel Composite by Self Propagating High Temperature Synthesis", *Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, Vol. 16, No. 2, pp. 70-78, 2007.
- [19] T. K. Bandyopadhyay, K. Das, "Synthesis and Characterization of TiC-Reinforced Iron-Based Composites Part II on Mechanical Characterization", *Materials Science*, Vol. 39, pp. 6503-6508, 2004.
- [1] Y. Li, N. Liu, X. Zhang, C. Rong, "Overview Effect of Mo Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-Fine Grade TiC-TiN-WC-Mo<sub>2</sub>C-Co Cermets", *Refractory Metals & Hard Material*, Vol. 26, pp. 190-196, 2008.
- [2] S. Fu, H. Xu, "Microstructure and Wear Behavior of (Ti,V) C Reinforced Ferrous Composite", *Materials Engineering and Performance*, 2009.
- [3] N. J. Welhum, P. E. Willis, "Formation of TiN/TiC-Fe Composites from Ilmenite (FeTiO<sub>3</sub>) Concentrate", *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 29B, pp. 1077-1083, 1998.
- [4] K. Das, T. K. Bandyopadhyay, S. Das, "A Review on the Various Synthesis Routes of TiC Reinforced Ferrous Based Composites", *Materials Science*, Vol. 37, pp. 3881-3892, 2002.
- [5] K. I. Parashivamurthy, R. K. Kumar, S. Seetharamu, M. N. Chandrasekharaiah, "Review on TiC Reinforced Steel Composites", *Materials Science*, Vol. 36, pp. 4519-4530, 2001.

### ۷- پی نوشت

- 1- Cermets
- 2- Toughness
- 3- Combustion Synthesis
- 4- Aluminothermic
- 5- Carbothermic
- 6- Munir
- 7- Choi
- 8- Rhee
- 9- Fan
- 10- Master alloy
- 11- Bragg
- 12- Capaldi
- 13- Contact Melting

- [20] M. J. Capaldi, A. Saidi, J. V. Wood, "Reaction Synthesis of TiC and FeTiC Composites", ISIJ Int. 37, pp. 188-193, 1997.
- [21] ASM handbooks, Volume 3, Alloy Phase Diagrams, Ninth Edition, 1992.
- [22] P. Nash, H. Choo, R. B. Schwarz, "Thermodynamic Calculation of Phase Equilibria in the Ti-Co and Ni-Sn Systems", Materials Science, Vol. 33, pp. 4929-4936, 1998.
- [23] H. O. Pierson, "Handbook of Refractory Carbides and Nitrides", Sandia Park, New Mexico, 1996.