

بررسی مکانیزم واکنش، ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت درجای تولید شده

در سیستم  $\text{Al-V}_2\text{O}_5\text{-NiO}$

فاطمه میرعرب‌شاهی\*، علیرضا مشرفی، مهدی کلانتر و مسعود مصلاهی پور

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد

(دریافت مقاله: ۱۳۹۴/۰۴/۳۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۵/۰۲/۲۸)

DOI: 10.18869/acadpub.jame.35.4.69

**چکیده** - در این پژوهش تولید کامپوزیت درجا به روش سنتز احتراقی آلومینوترمیک در سیستم  $\text{Al-V}_2\text{O}_5\text{-NiO}$  مورد مطالعه قرار گرفت. بدین منظور مخلوط پودرهای  $\text{Al}$ ،  $\text{V}_2\text{O}_5$  و  $\text{NiO}$  با نسبت استوکیومتری به ترتیب با درصد مولی ۱:۱:۱ به مدت یک ساعت آسیاب‌کاری و سپس تحت تراکم قرار گرفتند. برای بررسی دماهای وقوع تحولات فازی از تجزیه حرارتی افتراقی استفاده شد. نمونه‌های خام با توجه به دمای پیک واکنش‌ها در تجزیه حرارتی افتراقی، تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. بررسی الگوهای پراش پرتو ایکس تشکیل فازهایی همانند فاز  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  و  $\text{Al}_3\text{V}$  در دماهای مختلف زینترینگ را نشان می‌دهد. بررسی‌های ریزساختاری و فازی نشان داد که در طی زینترینگ تا قبل از دمای  $700^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد، فاز  $\text{Al}_3\text{V}$  تشکیل نمی‌شود و در دمای  $880^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد فاز  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  تشکیل و بعد از درجه حرارت  $950^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد نیز به فاز  $\text{Al}_4\text{Ni}_3$  تبدیل می‌شود. به علاوه بعد از درجه حرارت  $950^\circ\text{C}$  درجه سانتی‌گراد فاز  $\text{Al}_3\text{V}$  به فاز  $\text{Al}_2\text{V}_4$  تبدیل می‌شود. بررسی سختی و چگالی نیز نشان داد که این دو متغیر با افزایش درصد تقویت کننده‌ها، افزایش می‌یابند.

واژگان کلیدی: کامپوزیت درجا، ترکیبات بین فلزی و سرامیکی، آلومینوترمیک، سنتز احتراقی

## Investigation of Reaction Mechanism, Structure and Mechanical Properties of the In-situ Composites Fabricated in $\text{Al-V}_2\text{O}_5\text{-NiO}$ System

F. Mirarabshahi\*, A. Mashreghi, M. Kalantar and M. Mosalaei

Department of Mining and Metallurgical Engineering, Yazd University, Yazd

**Abstract:** In this study, fabrication of an in-situ composite through aluminothermic combustion synthesis in An  $\text{Al-V}_2\text{O}_5\text{-NiO}$  system was investigated. Therefore, Al,  $\text{V}_2\text{O}_5$  and NiO powders with stoichiometric ratio of 11:1:1, respectively, were milled for an

\* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: f.mirarabshahi23@gmail.com

hour and finally the mixtures were compressed. In order to investigate the temperatures of phase transformations, Differential Thermal Analysis (DTA) was utilized. Heat treatment was applied on the raw samples according to their peak temperatures treated in DTA. X Ray Diffraction (XRD) analysis for the samples shows formation of phases such as  $Al_3V$  and  $Al_3Ni_2$  at different sintering temperatures. Microstructure and phase analysis showed that during sintering of this sample,  $Al_3V$  phase was not formed below  $700^\circ C$ , at  $880^\circ C$   $Al_3Ni_2$  it was formed and after  $950^\circ C$ , it was transformed to  $Al_4Ni_3$  phase. In addition, after  $950^\circ C$ ,  $Al_3V$  transformed into  $Al_{23}V_4$  phase. Analysis of samples density and hardness showed that, due to increase of volume fraction percentages of reinforcing phase, these two parameters increase as well.

**Keywords:** In-situ composite, Aluminothermic, Intermetallic and ceramic compounds, Combustion synthesis

## ۱- مقدمه

اقتصادی یک روش مقرون به صرفه است، بنابراین مزایای قابل توجهی را برای تولید مواد کامپوزیتی ارائه می دهد [۹].

برای تولید کامپوزیت به روش درجا از روش های متفاوتی استفاده می شود که یکی از آنها، فرایند سنتز احتراقی است. فرایند سنتز احتراقی که براساس خاصیت واکنش های گرمازا عمل می کند، روشی جدید، اقتصادی و جالب برای تولید محدوده وسیعی از مواد نظیر سرامیک های پیشرفته، ترکیبات بین فلزی و کامپوزیت ها است [۱۰-۱۵].

تا به حال کامپوزیت های درجای آلومینیومی با ذرات تقویت کننده بسیاری از جمله  $Al_2O_3$ ،  $Al_3Zr$ ،  $Al_3V$ ،  $Al_3$  و  $Ni_2Al_3$  و  $TiO_2$  به روش های بی شماری به صورت درجا، تولید شده اند که هر کدام خواص و ویژگی های خاص خود را داشته اند.

ترکیبات آلومیناید نیکل از جمله ترکیباتی اند که به دلیل نقطه ذوب بالا، چگالی تقریباً پایین، استحکام بالا و همچنین مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بالا مطرح اند. اولین پژوهش در زمینه تولید ترکیبات آلومیناید نیکل توسط ایوانو و همکارانش انجام شد. که توسط آلیاژسازی مکانیکی فاز  $NiAl$  با آزادسازی انرژی ذخیره شده حین آسیاب کاری، تولید شد [۱۶].

در تحقیقی دیگر، انوری و همکارانش از آسیاب کاری مخلوط پودری  $Al, NiO, Ni$  در مدت زمان های آسیاب کاری متفاوت، فاز  $Al_2O_3, NiAl$  را به دست آوردند. در این پژوهش اثر مدت زمان آسیاب کاری بر اندازه فازهای تشکیل شده بررسی شد و دیده شد که با افزایش مدت زمان آسیاب کاری، اندازه ذرات تشکیل شده کاهش یافته است [۱۷].

نیاز محصولات جدید به مواد سبک تر و با خواص بهتر، انگیزه ای برای توسعه مواد کامپوزیتی جدید شده است. کامپوزیت های زمینه سرامیکی به دلیل مقاومت عالی در برابر اکسایش در دمای بالا، با وجود احتمال شکست ترد، یکی از گزینه ها برای استفاده در دمای بالا و تنش های شدید به ویژه در قطعات موتور خودرو و توربین های گازی هواپیما هستند. کامپوزیت های زمینه سرامیکی به واسطه بهبود قابل توجه مقاومت در برابر شکست به نسبت سرامیک های تک ترکیب توجه زیادی را به خود جلب کرده است. از ویژگی های بارز این سیستم ها می توان به خواص مکانیکی بالا، مقاومت خوب در برابر اکسیداسیون و مقاومت به شوک گرمایی آنها اشاره داشت [۱].

کامپوزیت های تولید شده به روش درجا دسته جدیدی از کامپوزیت ها هستند که از پایداری شیمیایی بالایی برخوردار و برای کاربردهای پیشرفته سازه ای و سایش بسیار مناسب اند [۲-۸].

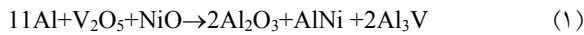
کامپوزیت های درجا نسبت به غیر درجا دارای مزایایی هستند که عبارتند از:

الف- پایداری ترمودینامیکی تقویت کننده ها که منجر به افت کم تر خواص مکانیکی در دماهای بالا می شود.

ب- تمیز بودن فصل مشترک زمینه با تقویت کننده ها که سبب بهبود استحکام فصل مشترک می شود.

ج- ریز بودن و پراکنندگی یکنواخت ذرات تقویت کننده که منجر به خواص مکانیکی برتر در این نوع کامپوزیت می شود. علاوه بر این فرایند درجا از لحاظ جنبه های

تفلونی و گلوله‌های فولادی با قطر ۲۰ میلی‌متر، تحت گاز آرگون به مدت زمان یک‌ساعت آسیاب‌کاری شد. انتظار می‌رود که واکنش ۱ انجام شده و فازهای  $Al_3V$ ,  $AlNi$ ,  $Al_2O_3$  تشکیل شوند.



در طی آسیاب‌کاری نسبت وزنی گلوله به پودر ۴ به ۱ بود و سرعت دورانی ۲۵۰ دور بر دقیقه در نظر گرفته شد. متغیرهای مؤثر در فرایند آسیاب‌کاری به گونه‌ای انتخاب شد تا از انجام واکنش احتراق در محفظه آسیاب جلوگیری به عمل آید و تأثیر دما در مراحل مختلف تشکیل این کامپوزیت بررسی شود.

برای بررسی دماهای استحال و پیش‌بینی دمای واکنش‌ها، آزمون تجزیه حرارتی با استفاده از دستگاه Bahr Thermoanalyse (مدل ۵۰۴ STA) از دمای محیط تا ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، تحت گاز آرگون و نرخ گرمایش ۱۰ درجه سانتی‌گراد در دقیقه بر روی قطعه کوچکی از نمونه‌های خام به وزن ۱۰۰ میلی‌گرم انجام شد. مخلوط پودر به دست آمده از آسیاب‌کاری تحت فشار ۳۰۰ مگاپاسکال متراکم شد تا نمونه‌های استوانه‌ای با قطر ۱۲ و ضخامت ۵ میلی‌متر ساخته شد. نمونه‌های خام بعد از پرس سرد، در کوره لوله‌ای تحت اتمسفر آرگون و نرخ گرمایش ۱۰ درجه سانتی‌گراد در دقیقه تا دمای مشخصی بین محدوده دمایی ۶۵۰ تا ۱۳۰۰ درجه سانتی‌گراد گرماده شد و به مدت ۲۰ دقیقه در آن دما نگهداری شد.

تغییرات فازی نمونه‌ها پس از گرما دادن در دماهای مختلف با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس (مدل Philips PW-3040) مجهز به تولید کننده پرتو  $Cu-K\alpha$  و با ولتاژ شتاب دهنده ۴۰ کیلوولت و جریان ۲۰ میلی‌آمپر بررسی شد. این آزمون با گام ۰/۰۲ و زمان نگه‌داری ۱ ثانیه در هر گام در گستره تفرق از زاویه ۱۰ تا ۸۰ درجه بررسی شد. هم‌چنین ریزساختار نمونه‌ها نیز با میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی (مدل Phenom pro X (2013)) مجهز به طیف‌سنجی

کامپوزیت تولید شده از  $Al$  و  $V$  به دلیل فازهای بین فلزی پایدار مورد توجه است. در پژوهشی یزدیان و همکارانش فاز  $Al_3V$  را با استفاده از آسیاب‌کاری پودر  $Al$  و  $V_2O_5$  تولید کردند. در این مطالعه اثر مدت زمان آسیاب‌کاری را بر میزان فاز  $Al_3V$  و اندازه ذرات این فاز بررسی کردند. آن‌ها با افزایش زمان آسیاب‌کاری فاز  $Al_3V$  ریزتری را به دست آوردند [۱۸].

در پژوهش دیگری، Abdel-Nasser M. Omran با آسیاب‌کاری پودرهای  $Al$  و  $V_2O_5$  به مدت ۶ ساعت و اضافه کردن مخلوط پودری به مذاب آلومینیوم، فاز  $Al_3V$  را به صورت درجا تولید کرد. در این تحقیق اثر تغییر دمای مذاب آلومینیوم و هم‌چنین درصد وانادیوم در مخلوط پودری را بررسی شد و نشان داده شد که دماهای بالای مذاب آلومینیوم باعث تشکیل اکسید آلومینیوم و میزان فاز  $Al_3V$  کم‌تر می‌شود. هم‌چنین نتیجه گرفته شد که هرچه درصد وانادیوم در مخلوط پودری آسیا شده افزایش یابد، میزان فاز  $Al_3V$  و سختی نمونه‌های تولیدی افزایش می‌یابد [۱۹].

در بین پژوهش‌های انجام شده، تا بحال درباره مخلوط پودری  $Al$ ،  $V_2O_5$  و  $NiO$  گزارشی داده نشده است، لذا در این پژوهش سعی شده است تا واکنش‌هایی که در طی گرمادهی به این مخلوط پودری انجام می‌گیرد و فازهای تشکیل شده بررسی و بحث شوند.

## ۲- مواد و روش تحقیق

برای تولید کامپوزیت  $Al_3V/Al_2O_3/AlNi$  پودرهای آلومینیوم (با خلوص ۹۹/۵ درصد و میانگین اندازه ذرات ۴۵ میکرومتر)، اکسید وانادیوم (با خلوص ۹۹/۲ درصد و میانگین اندازه ذرات ۱۲۰ میکرومتر) به همراه اکسید نیکل (با خلوص ۹۹/۵ درصد با میانگین اندازه ذرات ۲۰ میکرومتر) با نسبت استوکیومتری به ترتیب با درصد مولی ۱:۱:۱۱ به عنوان مواد خام مورد استفاده قرار گرفت. به منظور ایجاد یک مخلوط همگن و فعالسازی شده، پودرها با نسبت استوکیومتری مطابق با واکنش ۱ در آسیای گلوله‌ای سیاره‌ای (مدل 6 Pulverisette Fritsch) با محفظه

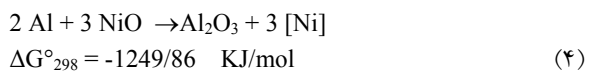
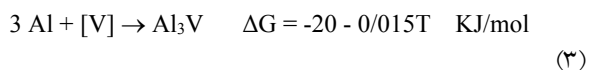
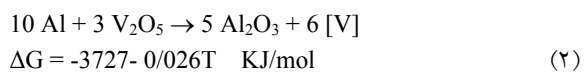
پراکندگی انرژی (EDS) در ولتاژ ۱۵ کیلوولت مورد بررسی قرار گرفت.

آزمون سختی سنجی به روش ویکرز و با نیروی اعمالی ۱۰ کیلوگرم و از میانگین شش اندازه‌گیری برای هر نمونه توسط دستگاه Instron wolpert تعیین شد. چگالی نمونه‌ها به روش ارشمیدس مطابق با استاندارد ASTM C 373 اندازه‌گیری شد [۲۰].

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- مکانیزم تولید

در شکل ۱، نمودار پتانسیل اکسیژن برای اکسیدهای وانادیوم، نیکل و آلومینیوم دیده می‌شود [۲۱]. بر اساس این نمودار آلومینیوم فعال‌تر از دو اکسید نیکل و وانادیوم است. به عبارت دیگر اکسید آلومینیوم پایداری بیش‌تری نسبت به اکسید وانادیوم و نیکل دارد. از این‌رو، واکنش بین دو اکسید وانادیوم و نیکل با آلومینیوم طبق واکنش‌های ۲ تا ۵ انجام شده و در طی آن وانادیوم و نیکل احیا می‌شوند [۱۸، ۲۲، ۲۳]. به علاوه بر طبق شکل ۱، پایداری اکسید نیکل بیش‌تر از وانادیوم است، لذا احیای وانادیوم زودتر از نیکل صورت می‌گیرد:



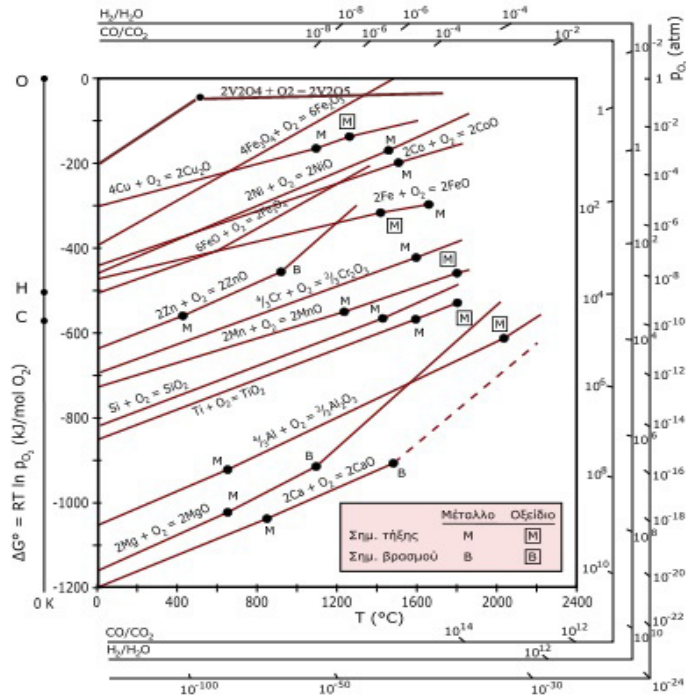
منحنی تجزیه حرارتی افتراقی (DTA) به دست آمده از گرمادهی نمونه خام تا دمای ۱۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت اتمسفر آرگون در شکل ۲ نشان داده شده است. در این منحنی یک پیک گرماگیر و هشت پیک گرمازا دیده می‌شود. پیک گرماگیر در دمای ۶۶۳ سانتی‌گراد و پیک‌های گرمازا در دماهای

۶۰۰ و ۶۳۴ و ۶۸۰ و ۷۰۰ و ۷۴۳ و ۸۶۰ و ۹۳۳ و ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد است.

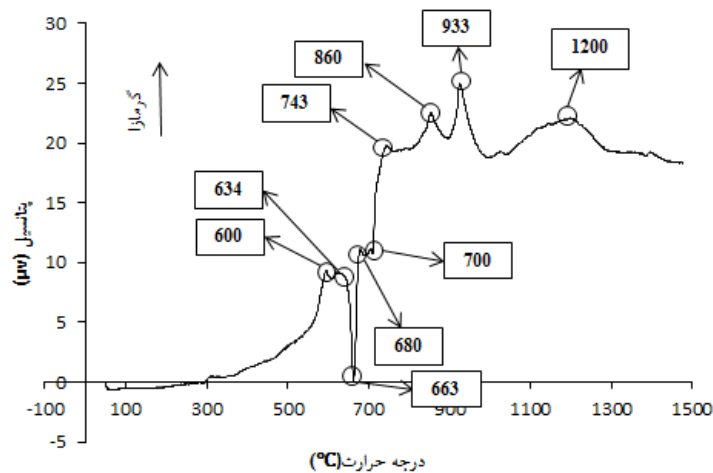
وجود پیک‌های گرمازا بیانگر وقوع واکنش‌های بیشماری و تشکیل فازها و ترکیبات میانی و انتقالی در حین تحولات ساختاری این کامپوزیت است. پیک گرماگیر را با توجه به مشخصات فیزیکی مخلوط و هم‌چنین پژوهش‌های مشابه مورد بررسی می‌توان به ذوب آلومینیوم [۲۴] و ذوب اکسید وانادیوم باقی‌مانده بعد از دو واکنش گرمازای قبل نسبت داد. نقطه ذوب آلومینیوم، ۶۶۰ درجه سانتی‌گراد و نقطه ذوب اکسید وانادیوم ۶۷۰ درجه سانتی‌گراد است [۲۵].

شکل ۳ مربوط به الگوی پراش پرتوی ایکس برای نمونه آسیاب‌کاری شده و هم‌چنین نمونه‌های پخت داده شده در دماهای مختلف است. جدول ۱ نیز تمام فازهای مشاهده شده در نمونه‌ها پس از پخت شدن در دماهای مختلف، را نشان می‌دهد. شکل ۳- الف الگوی پراش اشعه ایکس نمونه پس از آسیاب‌کاری را نشان می‌دهد. این پراش نشان می‌دهد که هیچ فازی در حین آسیاب‌کاری تشکیل نشده است که دلیل آن می‌تواند متغیرهای وابسته به آسیاب‌کاری مانند زمان آسیاب‌کاری، نوع آسیاب، سرعت دورانی، نسبت وزنی گلوله به پودر و درصد نسبی واکنش دهنده‌ها و غیره باشد. فرایند آسیاب‌کاری برای همگن کردن پودر و فعال سازی مخلوط پودرهای واکنش دهنده صورت گرفت، لذا هیچ واکنشی تحت شرایط آسیاب‌کاری رخ نداد و دلیل آن هم مقدار انرژی کم انتقال یافته به ذرات پودر، حین آسیاب‌کاری است.

مقایسه دو شکل ۳- الف و ۳- ب نشان می‌دهد که با گرما دادن نمونه تا دمای ۶۰۵ درجه سانتی‌گراد، اولاً پیک‌های آلومینیوم تغییری نکرده است. ثانياً فاز NiO در این دما از بین رفته است و ثالثاً فاز  $\text{V}_2\text{O}_5$  به‌طور چشم‌گیری کاهش یافته است. دلیل عدم تغییر پیک آلومینیوم انجام نشدن واکنش بین آلومینیوم و اکسید نیکل و اکسید وانادیوم است. با توجه به اینکه در این نمونه پیک‌های مربوط به فاز  $\text{Ni}_2\text{V}_2\text{O}_7$  ایجاد



شکل ۱- نمودار پتانسیل اکسیژن بر حسب دما برای اکسیدهای متفاوت [۲۱]



شکل ۲- منحنی آنالیز حرارتی افتراقی نمونه تا دمای ۱۵۰۰ درجه سانتی گراد

شده است، در نتیجه این فاز از واکنش بین دو فاز اکسید نیکل و اکسید وانادیم مطابق واکنش ۶ تشکیل شده است:

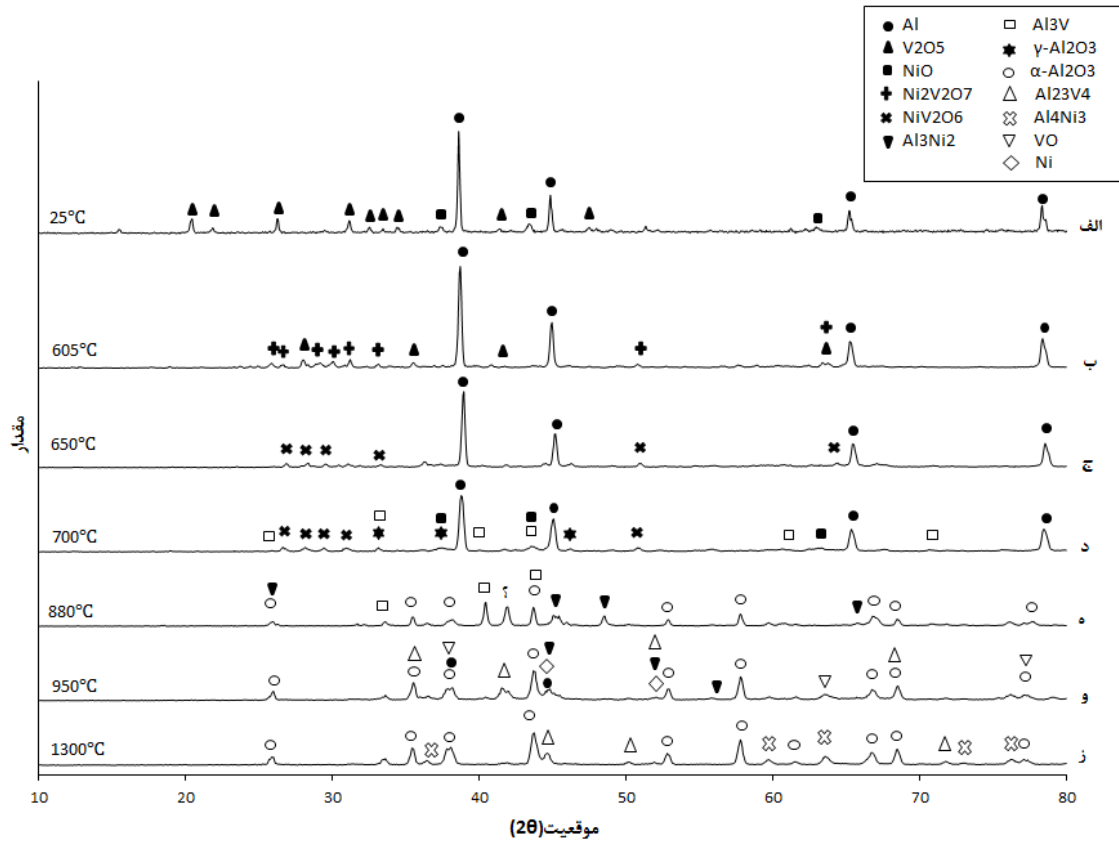
$$2NiO + V_2O_5 \rightarrow Ni_2V_2O_7 \quad (6)$$

در پراش مربوط به دمای ۶۰۵ درجه سانتی گراد پیکسی از NiO وجود ندارد. این نشان می دهد که همه یا مقدار زیادی از

شده است، در نتیجه این فاز از واکنش بین دو فاز اکسید نیکل و اکسید وانادیم مطابق واکنش ۶ تشکیل شده است:

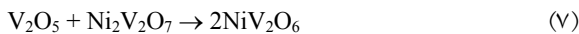
$$2NiO + V_2O_5 \rightarrow Ni_2V_2O_7 \quad (6)$$

در پراش مربوط به دمای ۶۰۵ درجه سانتی گراد پیکسی از NiO وجود ندارد. این نشان می دهد که همه یا مقدار زیادی از



شکل ۳- الگوی پراش اشعه ایکس از نمونه گرما داده شده در دماهای مختلف

الگوپیک‌های آلومینیوم و پیک مربوط به فاز  $NiV_2O_6$  دیده می‌شود. در این دما با توجه به حذف  $V_2O_5$  و  $Ni_2V_2O_7$  و ایجاد فاز  $NiV_2O_6$  احتمالاً واکنش بین  $V_2O_5$  و  $Ni_2V_2O_7$  به صورت واکنش ۷ صورت گرفته است.



به دلیل اینکه به غیر از فاز  $NiV_2O_6$  فاز دیگری در این دما وجود ندارد، می‌توان متوجه شد که پیک گرمایی که در دمای ۶۳۴ درجه سانتی‌گراد در تجزیه حرارتی افتراقی مشاهده می‌شود، مربوط به تشکیل فاز  $NiV_2O_6$  است. دلیل تشکیل این فاز را می‌توان به بیش‌تر بودن مقدار اکسید وانادیوم نسبت داد. در نمونه شکل ۳- ج هم‌چنین شدت پیک مربوط به فاز آلومینیوم کم‌تر از دمای قبل شده است. این کم‌تر شدن احتمالاً به دلیل تشکیل فاز  $\gamma-Al_2O_3$  یا فازهای بین فلزی است که به

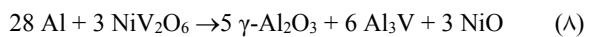
جدول ۱- فازهای مختلف در دماهای مختلف پخت نمونه

دما (°C)	فازها
۲۵	Al + V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> + NiO
۶۰۵	Al + Ni <sub>2</sub> V <sub>2</sub> O <sub>7</sub> + V <sub>2</sub> O <sub>5</sub>
۶۵۰	Al + NiV <sub>2</sub> O <sub>6</sub>
۷۰۰	Al + $\gamma$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + NiV <sub>2</sub> O <sub>6</sub> + Al <sub>3</sub> V + NiO
۸۸۰	$\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> + Al <sub>3</sub> V
۹۵۰	-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> + Al <sub>23</sub> V <sub>4</sub> + VO + Al + Ni $\alpha$
۱۳۰۰	$\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Al <sub>4</sub> Ni <sub>3</sub> + Al <sub>23</sub> V <sub>4</sub>

گرمای ایجاد شده از واکنش ۶ در دمای ۶۰۰ اتفاق می‌افتد. در شکل ۳- ج الگوی پراش اشعه ایکس نمونه گرما داده شده تا دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. در این

دلیل کم بودن مقدار این فازهای تشکیل شده، اثر آن‌ها در الگوی پراش اشعه ایکس مشاهده نمی‌شود.

الگوی پراش اشعه ایکس نمونه گرما داده شده تا دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد در شکل ۳-د نشان داده شده است. پیک گرماگیر قبل از این دما که در دمای ۶۶۳ درجه سانتی‌گراد در تجزیه حرارتی افتراقی دیده شده است مربوط به نقطه ذوب آلومینیوم و اکسید وانادیوم است. بررسی شکل ۳-د تشکیل فاز  $\gamma$ - $Al_2O_3$  و  $Al_3V$  را نشان می‌دهد. هم‌چنین در این دما فاز  $NiV_2O_6$  که در دمای پخت قبلی نیز موجود بود، وجود دارد. فازهای  $Al_3V$  و  $\gamma$ - $Al_2O_3$  طی واکنش ۸ تولید شده اند:

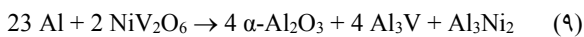


طبق واکنش ۸ اکسید نیکل از تجزیه  $NiV_2O_6$  به دلیل تشکیل ترکیب بین فلزی  $Al_3V$ ، ایجاد شده است. هم‌چنین احیای وانادیوم از این ترکیب صورت می‌گیرد و وانادیوم با آلومینیوم مذاب واکنش و ترکیب  $Al_3V$  که دارای شبکه تراگونال است، را تشکیل می‌دهد. اکسیژن احیا شده از  $NiV_2O_6$  نیز با آلومینیوم مذاب تشکیل اکسید آلومینیوم می‌دهد. بر این اساس شدت پیک آلومینیوم کم‌تر از دمای قبل دیده می‌شود که به دلیل انجام واکنش ۸ است. در این دما چون فاز دیگری به جز اکسید آلومینیوم و  $Al_3V$  وجود ندارد، می‌توان گفت که پیک گرمازای مشاهده شده در تجزیه حرارتی افتراقی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد مربوط به تشکیل فاز  $Al_3V$  است. نمودار تجزیه حرارتی افتراقی در محدوده دمایی ۶۹۰ تا ۷۴۳ درجه سانتی‌گراد آزاد شدن انرژی را نشان می‌دهد که اوج این افزایش در دمای ۷۴۳ درجه سانتی‌گراد است و احتمالاً مربوط به انجام باقی‌مانده واکنش مربوط به تشکیل فاز  $Al_3V$  طبق واکنش ۸ است. تبدیل  $\gamma$ - $Al_2O_3$  به  $\alpha$ - $Al_2O_3$  یک واکنش گرمازای پیوسته است [۲۶] که هرچند دارای پیک در تجزیه حرارتی افتراقی نیست ولی می‌تواند در تشکیل پیک گرمازای ایجاد شده مؤثر باشد و آن را تشدید کند.

در شکل ۳-ه الگوی پراش اشعه ایکس نمونه گرما داده شده تا دمای ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. در

این نمونه به دلیل بالاتر بودن دما، آلومینیوم بیش‌تری به فاز  $Al_2O_3$  تبدیل می‌شود. تحول تبدیل فاز  $\gamma$ - $Al_2O_3$  به فاز  $Al_2O_3$   $\alpha$ - پیوسته و در دمای ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد قابل تشخیص است. فاز  $\alpha$ - $Al_2O_3$  که با نام کوراندوم نیز شناخته می‌شود پایدارترین شکل آلوتروپیک از اکسیدهای آلومینیوم است.  $\gamma$ - $Al_2O_3$  در دماهای پایین راحت‌تر از  $\alpha$ - $Al_2O_3$  شکل می‌گیرد که علت آن را می‌توان به ساختار بلوری مکعبی با متغیر شبکه  $7/9$  آنگستروم این فاز نسبت داد [۲۷].  $\gamma$ - $Al_2O_3$  به‌عنوان یک فاز انتقالی اکسید آلومینیوم، ناپایدار است و به‌راحتی در دماهای نزدیک ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد به  $\alpha$ - $Al_2O_3$  تبدیل می‌شود. اما به علت ماهیت گرمازای واکنش آلومینیوم با اکسیدهای وانادیوم، استحاله  $\gamma$  به  $\alpha$  در دمای پایین‌تر (۸۸۰ درجه سانتی‌گراد) نیز انجام شده است.

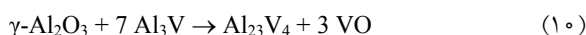
در این دما به دلیل فراهم‌تر بودن شرایط ترمودینامیکی (دمای بالاتر) تمام باقی‌مانده فاز  $NiV_2O_6$  نیز به فازهای  $Al_3V$ ،  $Al_2O_3$  و  $Al_3Ni_2$  طبق واکنش ۹ تبدیل می‌شود:



الگوی اشعه ایکس شکل ۳-ه افزایش شدت فاز  $Al_3V$  در دمای ۸۸۰ درجه سانتی‌گراد را نسبت به دمای ۷۰۰ نشان می‌دهد. این موضوع نشان دهنده تشکیل بیش‌تر این درجه سانتی‌گراد فاز در دمای فوق، به دلیل فراهم بودن شرایط سینتیکی و ترمودینامیکی بیش‌تر است. توجه به واکنش ۹ روشن می‌سازد که فاز  $Al_3V$  دارای نسبت مولی بیش‌تری از  $\alpha$ - $Al_2O_3$  است. این اختلاف در شدت پیک نیز مشاهده می‌شود. آزمون پراش پرتو ایکس شکل ۳-ه هم‌چنین نشان می‌دهد که پیک گرمازای مشاهده شده در تجزیه حرارتی افتراقی در دمای ۸۶۰ درجه سانتی‌گراد مربوط به تشکیل فاز  $Al_3Ni_2$  با شبکه بلوری هگزاگونال است [۲۸].

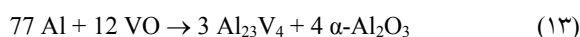
شکل ۳-و مربوط به الگوی پراش اشعه ایکس نمونه گرما داده شده تا دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد است. این پراش نشان می‌دهد میزان فاز  $\alpha$ - $Al_2O_3$  بیش‌تر از دمای قبلی شده است. هم‌چنین فاز  $Al_23V_4$  تشکیل می‌شود. این فازها از واکنش بین

اکسید آلومینیوم و فاز  $Al_3V$  مطابق واکنش ۱۰ به همراه اکسید وانادیوم (VO) تولید می‌شود.



در این دما پیک مربوط به تشکیل نیکل نیز دیده می‌شود که احتمالاً از رابطه ۱۱ به دست می‌آید. انجام این واکنش باعث کاهش شدت پیک مربوط به فاز  $Al_3Ni_2$  در نمودار ۳- و شده است. در حالی که به دلیل تجزیه فازی واکنش ۱۱ گرماگیر بوده است ولی واکنش ۱۰ به دلیل تشکیل فاز بین فلزی گرمازا است، بر این اساس پیک گرمازای مشاهده شده در تجزیه حرارتی افتراقی در دمای ۹۳۳ درجه سانتی‌گراد به دلیل انجام واکنش ۱۰ است. در صورتی که واکنش تشکیل فاز بین فلزی  $Al_{23}V_4$  به تنهایی انجام شده بود، گرمای بیش‌تری آزاد می‌شد و انتظار می‌رفت پیک مشاهده شده در تجزیه حرارتی افتراقی در دمای ۹۳۳ درجه سانتی‌گراد شدت بیش‌تری داشت، شاید دلیل انجام واکنش ۱۱ نیز گرمای بسیار زیادی بوده است که طی واکنش ۱۰ آزاد شده است و این گرما در دماهای دیگر فراهم نشده است. بر اساس نتایج فوق می‌توان گفت تشکیل فاز بین فلزی  $Al_{23}V_4$  با شبکه هگزاگونال در دمای ۹۳۳ درجه سانتی‌گراد اتفاق می‌افتد.

در شکل ۳- ز الگوی پراش اشعه ایکس نمونه گرما داده شده تا دمای ۱۳۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. الگوی پراش اشعه ایکس فوق فازهای  $\alpha-Al_2O_3$ ،  $Al_4Ni_3$ ،  $Al_{23}V_4$  را در این دما نشان می‌دهد. در این دما تنها فاز  $Al_3Ni_2$  به فاز  $Al_4Ni_3$  با شبکه بلوری مکعبی، طی واکنش ۱۲ تبدیل می‌شود و بقیه فازها با شدت بیش‌تر به دلیل واکنش آلومینیوم تولیدی از واکنش ۱۱ و اکسید وانادیوم (VO) تولیدی از واکنش ۱۰ در ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد، طبق واکنش ۱۳ به وجود می‌آیند:



در این دما چون فاز جدیدی به جز فاز  $Al_4Ni_3$  تشکیل

نشده است، می‌توان پیک گرمازای ایجاد شده در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد در تجزیه حرارتی افتراقی را به تشکیل این فاز ( $Al_4Ni_3$ ) نسبت داد. هم‌چنین گستردگی این پیک نسبت به دیگر پیک‌ها به دلیل انجام پیوسته این واکنش‌زمان واکنش ۱۳ به همراه این واکنش است که انجام دو واکنش ۱۲ و ۱۳ با هم باعث تشدید پیک گرمازا می‌شود.

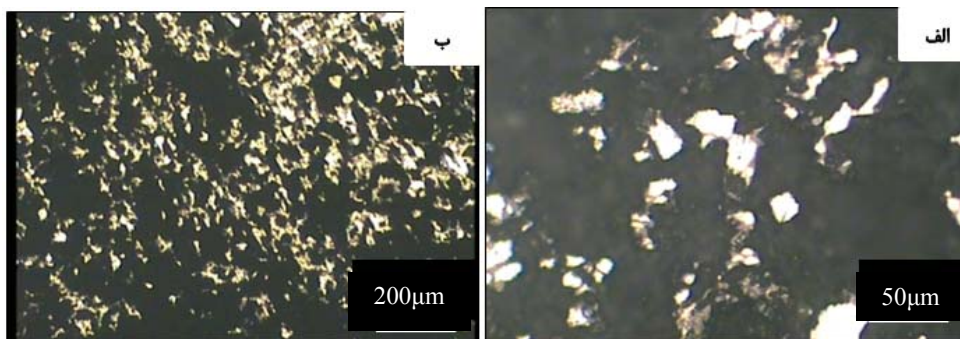
### ۳-۲- بررسی ساختاری

شکل ۴ تصویر میکروسکوپی نوری نمونه گرما داده شده تا دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد را در دو بزرگ‌نمایی نشان می‌دهد. در این تصویر زمینه به رنگ سیاه و رسوب‌ها به صورت سفید دیده می‌شود. فازهای سفید ترکیبات بین فلزی بوده که درون فاز سیاه پخش شده است. توزیع این فازهای سفید یکنواخت نیست که ممکن است به علت عدم یکنواخت مخلوط شدن آن‌ها در طی آسیاب‌کاری باشد. در ساختار مقادیری حفره و تخلخل (نواحی سیاه) نیز مشاهده می‌شود که علت آن را می‌توان محبوس شدن آلودگی‌ها در نمونه متراکم شده و هم‌چنین عدم وجود زمینه نرم و انعطاف‌پذیر دانست.

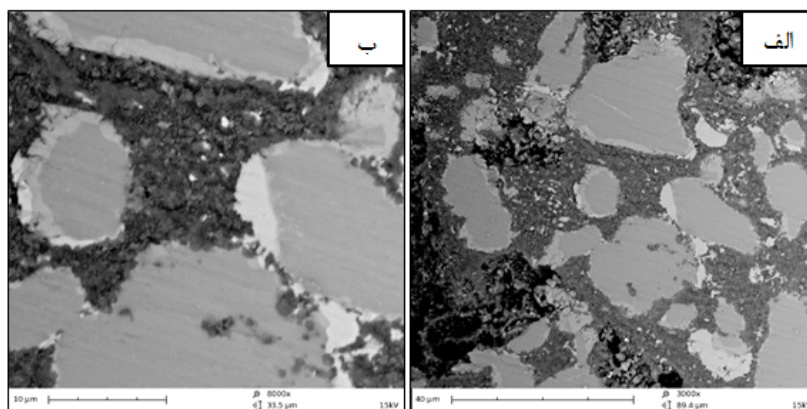
شکل ۵ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ساختار کامپوزیت به دست آمده در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد را در دو بزرگ‌نمایی مختلف نشان می‌دهد. در این تصویر زمینه خاکستری رنگ همراه با فاز سیاه و فاز سفیدی دیده می‌شود. فاز سیاه رنگ همان تخلخل‌ها هستند که در تصویر میکروسکوپ نوری نیز به شکل نواحی سیاه رنگ دیده می‌شد. فاز سفید دارای طیفی از رنگ از خاکستری تا کاملاً سفید است که به دلیل وجود فازهای متفاوت با عدد اتمی متفاوت در کنار هم است. درون زمینه نیز فازهای خیلی ریزی (در حد یک میکرومتر)، تشکیل شده است که این فازها به صورت پراکنده پخش شده‌اند.

آزمون EDS (شکل ۶) نشان داد که فازهای سفید و خاکستری رنگ، به ترتیب همان فازهای بین فلزی و اکسید آلومینیوم هستند. در این تصویر تشکیل اکسید آلومینیوم در اندازه

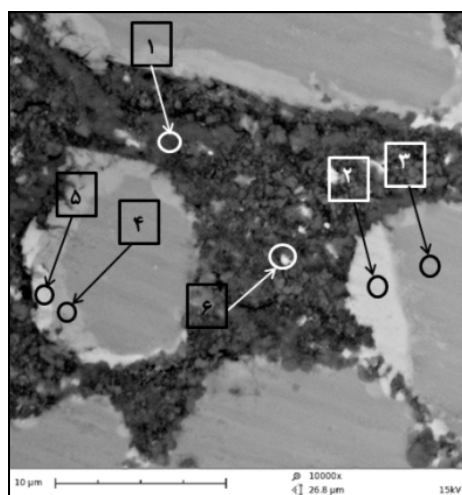




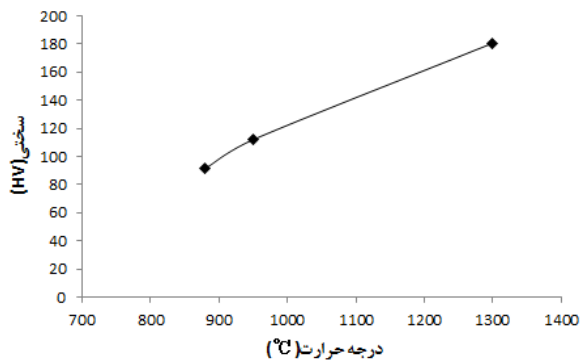
شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه گرما داده شده تا ۹۵۰ درجه سانتی گراد با بزرگ‌نمایی الف) ۲۰۰ برابر و ب) ۵۰ برابر



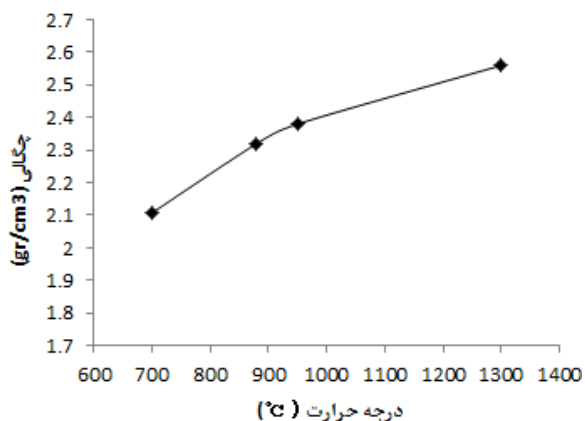
شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نمونه حرارت داده شده در دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد در دو بزرگ‌نمایی الف) ۳۰۰۰ و ب) ۸۰۰۰ برابر



شکل ۶- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی برگشتی به همراه ارزیابی ترکیب شیمیایی نقاط مختلف سطح (۱ تا ۶) با استفاده از طیف سنجی پراکندگی انرژی (EDX). نقطه‌ها به ترتیب نشان‌دهنده فازهای (۱)  $Al_2O_3$ ، (۲)  $Al_2O_3$ ، (۳)  $Al_3Ni_2$ ، (۴)  $Al_3Ni_2$ ، (۵)  $Al_2O_3 + Al_2O_3 + Al_2O_3$  است.



شکل ۷- سختی نمونه گرما داده شده در دماهای ۹۲۰ تا ۱۳۰۰ درجه سانتی گراد



شکل ۸- نمودار تغییرات چگالی نمونه‌ها برحسب دمای پخت نمونه‌ها

که از شکل ۷ مشخص است با افزایش درجه گرما پخت به دلیل افزایش فازهای تقویت کننده و کم تر شدن تخلخل، سختی در حال افزایش است.

نمونه‌های پخت شده در دمای کم تر از ۸۸۰ درجه سانتی گراد دارای سطحی تیره رنگ بودند که باعث شد امکان گرفتن عکس از سطح اثر به دلیل نداشتن انعکاس نور و مشخص نبودن سطح اثر، فراهم نباشد.

#### ۴-۳- خواص فیزیکی

چگالی نمونه‌های آزمایش شده در این پژوهش در شکل ۸ نشان داده شده است. این نمودار نشان می‌دهد که با افزایش

جدول ۲- تجزیه و فاز مشاهده شده پس از آزمون EDS نمونه گرما داده شده تا دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد

شماره نقطه	تجزیه (درصد وزنی)	فاز
۱	52/2 Al + 47/8 O	$\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
۲	75/4 Al + 24/6 V	Al <sub>23</sub> V <sub>4</sub>
۳	41/3 Al + 58/8 Ni	Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>
۴	42/2 Al + 57/8 Ni	Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>
۵	55/6 Al + 38/1 O + 6/3 V	$\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Al <sub>23</sub> V <sub>4</sub>
۶	59/1 Al + 6/6 V + 32/1 O	$\alpha$ -Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Al <sub>23</sub> V <sub>4</sub>

یک میکرومتر و کوچکتر دیده می‌شود. تغییر رنگ در تصویر میکروسکوپی، تغییر فاز را به همراه دارد. تشکیل فازها در کنار هم و با شکل‌های نامنظم در تصویر دیده می‌شود. در نقطه ۲ از آزمون EDS ترکیبی از آلومینیوم و وانادیوم دیده می‌شود، این فاز سفیدتر از فاز کناری خود که آلومینیوم و نیکل است، است. دلیل سفیدتر بودن ترکیب آلومینیوم و وانادیوم نسبت به آلومینیوم نیکل را می‌توان به اختلاف عدد اتمی آن‌ها نسبت داد.

نقاط مختلف تصویر آزمون EDS در جدول ۲ دیده می‌شود. نقاط ۵ و ۶ ترکیبی از چند فاز است که باید گفت دلیل آن قرار گرفتن فازها در کنار هم است. نقاط ۵ و ۶ فصل مشترک فاز زمینه و بین فلزی است پس دو فاز در این آزمون دیده می‌شود. همین‌طور که در آزمون EDS تصویر مشخص است، زمینه دارای ساختار مورد نظر اکسید آلومینیوم و ترکیبات بین فلزی مورد نظر در این دما همانند پیک‌های نشان داده شده در الگوی پراش اشعه ایکس فازهای Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub> و Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> است.

#### ۳-۳- خواص مکانیکی

معمولاً مواد ساخته شده به روش متالورژی پودر دارای مقادیری تخلخل‌اند که باعث سختی پایین تر آن‌ها نسبت به نمونه بالک و پراکندگی زیاد در نتایج سختی سنجی می‌شود. نمودار تغییرات سختی برحسب دمای زیترینگ نمونه‌های آزمایش شده در این تحقیق در شکل ۷ نشان داده شده است. همانطور

دمای زینتر چگالی نیز افزایش می‌یابد. دلیل آن می‌تواند اولاً تشکیل فاز چگال تر و ثانیاً پرکردن تخلخل‌ها توسط مذاب آلومینیوم باشد.

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱- بررسی نتایج آنالیز حرارتی، آزمون‌های XRD و SEM نشان می‌دهد که در طی پخت نمونه به دلیل آزادسازی انرژی‌هایی که در اثر یک ساعت آسیاب‌کاری در نمونه ذخیره شده بود، انرژی لازم برای تشکیل فازها فراهم می‌شود. هرچند در حین آسیاب‌کاری، به دلیل مناسب نبودن شرایط آسیاب‌کاری، هیچ فازی تشکیل نشده است ولی با افزایش دمای زینتر نمونه‌ها، فازهای بیش‌تری تشکیل می‌شوند و میزان فازها نیز افزایش می‌یابد.

۲- بر اساس رابطه ۱، انتظار تشکیل فازهای  $Al_3V$ ,  $\alpha-Al_2O_3$ ,  $AlNi$  را داریم در صورتی که در عمل به‌علت سینتیک و ترمودینامیک تشکیل این فازها، فازهای دیگری تشکیل شد که در دماهای مختلف نیز این فازهای بین فلزی تغییر کرد.

۳- بررسی تجزیه حرارتی افتراقی نمونه یک پیک گرماگیر در  $663^\circ$  درجه سانتی‌گراد و هشت پیک گرمازا در  $600^\circ$ ,  $634^\circ$ ,  $680^\circ$ ,  $700^\circ$ ,  $743^\circ$ ,  $860^\circ$ ,  $933^\circ$  و  $1200^\circ$  درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. پیک گرماگیر نشان دهنده ذوب شدن دو فاز آلومینیوم و اکسید وانادیوم است. هم‌چنین پیک‌های گرمازا نشان دهنده تشکیل فازهای بین فلزی است که در پژوهش اشاره شده است.

۴- بررسی‌های الگوی پراش اشعه ایکس نشان می‌دهد که بر اثر زینتر نمونه بعد از دمای  $605^\circ$  درجه سانتی‌گراد، فاز  $Ni_2V_2O_7$  تشکیل شده است و در دمای  $650^\circ$  درجه سانتی‌گراد این فاز به فاز  $NiV_2O_6$  تبدیل شده است. در دمای  $700^\circ$  درجه سانتی‌گراد فاز  $NiV_2O_6$  به دو فاز  $Al_3V$  و  $\gamma-Al_2O_3$  تبدیل می‌شود ولی مقداری از فاز مربوطه هنوز در این دما وجود دارد. در دمای  $880^\circ$  درجه سانتی‌گراد تمام فاز  $NiV_2O_6$  مصرف و طی واکنش‌هایی

که ذکر شده است، به فازهای  $\alpha-Al_2O_3$  و  $Al_3V$  و  $Al_3Ni_2$  تبدیل می‌شود. در دماهای بالاتر فازهای بین فلزی به هم تبدیل می‌شوند که در  $950^\circ$  درجه سانتی‌گراد، فاز  $Al_3V$  به فاز  $Al_2V_4$  و در  $1300^\circ$  درجه سانتی‌گراد، فاز  $Al_3Ni_2$  به فاز  $Al_4Ni_3$  تبدیل می‌شود. این تبدیل‌های فازی و واکنش‌ها به دلیل کاهش انرژی سیستم و افزایش پایداری آن صورت می‌گیرد.

۵- از بررسی‌های الگوی پراش اشعه ایکس، متوجه کاهش میزان شدت پیک آلومینیوم با افزایش دمای زینتر نمونه‌ها می‌شویم که به دلیل واکنش‌های اشاره شده در مقاله و تشکیل ترکیبات بین فلزی نام برده است. هم‌چنین هرچه دمای زینتر نمونه‌ها از دمای ذوب آلومینیوم در نمونه ( $663^\circ$  درجه سانتی‌گراد) بیش‌تر می‌شود، میزان فاز  $\alpha-Al_2O_3$  نیز با کاهش مقدار آلومینیوم افزایش می‌یابد که به دلیل واکنش بیش‌تر آلومینیوم با اکسیدهای نیکل و وانادیوم و فازهای ترکیبی و تشکیل فاز اکسید آلومینیوم است.

۶- هیچ‌گونه فاز ترکیبی از سه فاز  $Al$ ,  $Ni$  و  $V$  در بررسی‌های الگوی پراش اشعه ایکس دیده نشد که احتمالاً به دلیل بالا بودن انرژی لازم برای تشکیل این فازها و یا فراهم نبودن سینتیک فازهاست.

۷- از بررسی تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه گرما داده شده تا دمای  $950^\circ$  درجه سانتی‌گراد، فازهای  $Al_3Ni_2$  و  $Al_3V$  به عنوان فاز تقویت کننده با زمینه سفید و فاز  $\alpha-Al_2O_3$  به عنوان فاز زمینه خاکستری دیده می‌شود که این فازها در الگوی پراش اشعه ایکس نیز دیده می‌شود.

۸- با افزایش دمای زینترینگ، به دلیل افزایش درصد حجمی فازهای تقویت کننده و کاهش تخلخل، سختی افزایش می‌یابد.

۹- با افزایش دمای پخت نمونه‌ها به دلیل تشکیل فازهای تقویت کننده و پر شدن تخلخل‌ها، افزایش چگالی دیده می‌شود.

- Sabrahmanyam, J., and Vijayakumar, M., "Self-Propagating High-Temperature Synthesis", *Journal of Material Science*, Vol. 27(23), pp. 6249-6273, 1992.
- Schaffer, G.B., and Hall, B.J., "The Influence of The Atmosphere on the Sintering of Aluminum", *Metallurgical and Materials Transactions*; Vol. 33 (10)A, pp. 3279, 2002.
- Bin, Y., Guoxiang Ch., and Jishan Z., "Effect of Ti/C Additions on the Formation of Al<sub>3</sub>Ti Of In Situ TiC/Al Composite", *Materials and Design*, Vol. 22, pp. 645-650, 2001.
- Zhao, D., Liu, P., Bian, X., and Liu, X., "Microstructure and Mechanical Properties of In Situ Synthesized (TiB<sub>2</sub>+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al-Cu Composites", *Journal Of Materials Processing Technology*, Vol. 189, pp. 237-241, 2007.
- Zhou, Y., Zhenyang, Y., Zhao, N., and Chunsheng, Sh., "Microstructure and Properties of In Situ Generated MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> Spinel Whisker Reinforced Aluminum Matrix Composites", *Materials and Design*, Vol. 46, pp. 724-730, 2013.
- Ruixiao, Zh., Han, Y., and Tong, L., "Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloy Matrix Composites Reinforced with Fe-Based Metallic Glass Particles", *Materials and Design*, Vol. 53, pp. 512-518, 2014.
- Zhang, L., Gan, G.S., and Yang, B., "Microstructure and Property Measurements on In Situ TiB<sub>2</sub>/70Si-Al Composite for Electronic Packaging Applications", *Materials and Design*, Vol. 36, pp. 177-181, 2012.
- Lekatou, A., Karantzalis, A.E., Evangelou, A., and Gousia, V., "Aluminum Reinforced by WC and TiC Nanoparticles (Ex-Situ) and Aluminide Particles (In-Situ): Microstructure, Wear and Corrosion Behavior", *Materials and Design*, Vol. 65, pp. 1121-1135, 2014.
- Chen, Z.C., Takeda, T., and Ikeda, K., "Microstructural Evolution of Reactive-Sintered Aluminum Matrix Composites", *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 2245-2253, 2008.
- Woo, K., Kim, J., and Kwon, E.P., "Fabrication of Al Matrix Composite Reinforced with Submicrometer-Sized Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles Formed by Combustion Reaction between HEMM Al and V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> Composite Particles during Sintering", *Mettalurgy Material*, Vol. 16(2), pp. 213-218, 2010.
- Taherzadeh, R.T., Mousavian, Sharafi, S., and Shariat, M.H., "Microwave-Assisted Combustion Synthesis in A Mechanically Activated Al-TiO<sub>2</sub>-H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> System", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 29, pp. 281-288, 2011.
- Rosenband, V., Torkar, M., and Gany, A., "Self-Propagating High-Temperature Synthesis of Complex Nitrides of Intermetallics", *Intermetallics*, Vol. 14, pp. 551-559, 2006.
- Wang, L., and Arsenault, R.J., "Interfaces in XD Processed TiB<sub>2</sub>/NiAl Composites", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22(12), pp. 3013-3018, 1991.
- Samuel, J., Dilip, J., and Reddyb, B.S.B., "Mechanical Thermal Synthesis of In Situ Al Based Hybrid Nanocomposites in Al-Ni-Ti-O System", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 490, pp. 103-109, 2010.
- Ai, T.T., "Microstructures and Mechanical Properties of In-Situ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiAl Composites by Exothermic Dispersion Method", *Acta Metallurgica Sinica(English Letters)*, Vol. 21, Number 6, pp. 437-443, Dec. 2008.
- Ivanov, E., Grigorieva, T., Golubkova, G., and Boldyrev, V., "Synthesis of Nickel Aluminides by Mechanical Alloying", *Materials Letter*, Vol. 7, Issue 51, 1988.
- Anvari, S.Z., Karimzadeh, F., and Enayati, M.H., "Synthesis and Characterization of NiAl-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocomposite Powder by Mechanical Alloying", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 477, pp. 178-181, 2009.
- Yazdian, N., Karimzadeh, F., and Enayati, M.H., "In-Situ Fabrication of Al<sub>3</sub>V/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocomposite through Mechanochemical Synthesis and Evaluation of its Mechanism", *Advanced Powder Technology*, Vol. 24, pp. 106-112, 2013.
- Omran, A., "Fabrication and Characterization of Al-Based in Situ Composites Reinforced by Al<sub>3</sub>V Intermetallic Compounds", *Journal of Scientific Research*, Vol. 2(2), pp. 26-34, 2014.
- Delgado, J., "Standard Test Method for Water Absorption, Bulk Density, Apparent Porosity, and Apparent Specific Gravity of Fired Whiteware Products", ASTM C373-88, 2006.
۲۱. گاسکل، د.، "مقدمه ای بر ترمودینامیک مواد"، علی سعیدی، مرکز انتشارات جهاد دانشگاهی واحد صنعتی اصفهان، بهار ۱۳۸۷.
- Bahrami Motlagh, E., Nasiri, H., Vahdati Khaki, J., and Haddad Sabzevar, M., "Formation of Metal Matrix Composite Reinforced with Nano Sized Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Ni-Al Intermetallics during Coating of Al Substrate via Combustion Synthesis", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 205, pp. 5515-5520, 2011.

23. Zhu, H., Ai, Y., and Li, J., "In Situ Fabrication of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> Reinforced Aluminum Matrix Composites in an Al-Ni<sub>2</sub>O<sub>3</sub> System", *Advanced Powder Technology*, Vol. 22, pp. 629-633, 2011.
24. Zhu, H., Min, J., Ai, Y., Chu, D., and Wang, H., "The Reaction Mechanism and Mechanical Properties of The Composites Fabricated in an Al-ZrO<sub>2</sub>-C System", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 6178-6183, 2010.
25. Baker, H., ASM Metals Handbook, "Alloy Phase Diagrams", Vol. 3, pp. 282 and 1262.
26. Hossein-Zadeh, M., Mirzaee, O., and Saidi, P., "Structural and Mechanical Characterization of Al-Based Composite Reinforced with Heat Treated Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles", *Materials and Design*, Vol. 54, pp. 245-250, 2014.
27. Yang, H., and McCormic, P.G., "Mechanochemical Reduction of V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>", *Journal of Solid State Chemistry*, Vol. 110, pp. 136-141, 1994.
28. Zhu, H.X., and Abbaschian, R., "In-Situ Processing of NiAl-Alumina Composites by Thermite Reaction", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 282, pp. 1-7, 2000.