

تولید و بررسی تشکیل فازها در کامپوزیت در جای  $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y+Al_aNi_b)$ فاطمه میرعرب شاهی<sup>۱</sup>، علیرضا مشرقی<sup>۲\*</sup>

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد

2- دانشیار، مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد، یزد

\*amashreghi@yazd.ac.ir • 741-89185 صندوق پستی

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۹۵/۶/۲۹	در این پژوهش تولید کامپوزیت $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y+Al_aNi_b)$ به روش فعال سازی مکانیکی- حرارتی، در سیستم $Al, V_2O_5, NiO$ مورد مطالعه قرار گرفت. بدین منظور مخلوط پودرهای $Al, V_2O_5, NiO$ با دو نسبت وزنی مختلف (مختلف $Al-18.9 V_2O_5-7.9NiO$ و $P_1: Al-13.3V_2O_5-5.6NiO$ ) تحت آسیاکاری و سپس تراکم قرار گرفتند. جهت بررسی دماهای وقوع تحولات فازی از آنالیز حرارتی افتراقی استفاده شد. نمونه های خام با توجه به دمای پیک واکنش ها در آنالیز حرارتی افتراقی، تفجوشی شدند. نمونه های خام $P_0$ در دماهای 725، 770 و 950 درجه سانتیگراد و نمونه های خام $P_1$ در دماهای 725، 830 و 960 درجه سانتیگراد حرارت داده شدند. نتایج آنالیز XRD و بررسی ریزساختاری پس از تفجوشی نمونه ها در دمای 960 نشان داد که فازهای $Al_3V, Al_{23}V_4, \alpha-Al_2O_3, Al_2V_3$ در هر دو نمونه به عنوان تقویت کننده تشکیل شده است. با این تفاوت که در نمونه $P_0$ فاز $AlNi$ و در نمونه $P_1$ فاز $Al_4Ni_3$ وجود دارد. بررسی های سختی و چگالی نیز نشان دهنده افزایش این دو پارامتر با افزایش درجه حرارت پخت و افزایش درصد تقویت کننده می باشد. مقادیر سختی و چگالی در نمونه $P_0$ نسبت به $P_1$ به دلیل وجود ترکیبات بین فلزی بیشتر، بیشتر می باشد.
پذیرش: ۹۵/۱۱/۲۰	
کلیدواژگان: کامپوزیت درجا تقویت کننده ترکیبات بین فلزی و سرامیکی سنتر احتراقی	

Fabrication and phases study in  $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y+Al_aNi_b)$  in situ composite

Fateme Mirarabshahi, Alireza Mashreghi\*

Department of Mineral and Material Engineering, Yazd University, Yazd, Iran

\* P.O.B. 741-89195 Yazd, Iran, amashreghi@yazd.ac.ir

## Keywords

In-Situ Composite  
Reinforcement  
Intermetallic and ceramic  
compounds  
Combustion Synthesis

## Abstract

In present study, production of  $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y+Al_aNi_b)$  composite in  $Al-V_2O_5-NiO$  system with thermomechanical activation method has been investigated. For this purpose, the mixing of  $Al, V_2O_5$  and  $NiO$  powders with two different weight fraction ( $P_0: Al-18.9 V_2O_5-7.9NiO, P_1: Al-13.3V_2O_5-5.6NiO$ ) were grinded and densification was occurred. Differential thermal analysis method was used to investigation of phase transitions. Heat treatments was conducted on the raw comperest silendrical samples due to the peak temperature of the reactions,  $P_0$  raw samples heated at temperatures of 725, 770 and 950 °C and  $P_1$  raw samples at temperatures of 725, 830 and 960 °C. XRD analysis and the microstructure of the sintered samples at temperature of 960 showed that the phases  $Al_3V, Al_{23}V_4, \alpha-Al_2O_3, Al_2V_3$  in both sample as reinforcement is formed in this temperature. The difference between  $P_0$  and  $P_1$  samples is that in the  $P_0$ ,  $AlNi$  phase and in  $P_1$   $Al_4Ni_3$  phase formed. Studies also show that by increasing temperature we have increase in the hardness and density. In  $P_0$ , hardness and density values in this sample where much more than of  $P_1$ .

فلزی<sup>۱</sup> و بخصوص کامپوزیت های زمینه آلومینیوم<sup>۲</sup> طی دو دهه گذشته بسیار

مورد توجه قرار گرفته است [1-2].

ترکیباتی که در زمینه آلومینیوم به عنوان تقویت کننده استفاده می شوند، معمولاً ترکیبات اکسیدی، کاربیدی، نیتریدی و یا بین فلزی ها هستند. مهمترین مشکل این گونه کامپوزیت ها فقدان پیوندهای مناسب در فصل مشترک زمینه و تقویت کننده است. برخی تقویت کننده ها معمولاً تطابق خوبی با زمینه فلزی ندارند که باعث پیوندهای ضعیف در فصل مشترک و در نهایت کاهش خواص مکانیکی و افزایش حساسیت به خوردگی

## ۱- مقدمه

در کامپوزیت های زمینه فلزی گستره وسیعی از فلزات و آلیاژها مانند آلیاژهای آلومینیوم، آلیاژهای مس، چدن، فولاد، آلیاژهای منیزیم، سوپرآلیاژهای پایه نیکل، آلیاژهای تیتانیوم، آلیاژهای روی و غیره کاربرد دارند. استحکام، سختی و سایر خواص مکانیکی آلومینیوم نسبت به فلزاتی چون آهن، نیکل و تیتانیوم ضعیف تر می باشد. لذا از آلومینیوم صرفاً به صورت آلیاژی یا زمینه کامپوزیت و یا از ترکیبی از این دو استفاده می شود تا از خواص مکانیکی بهتری برخوردار باشد. بر همین اساس کامپوزیت های زمینه

<sup>1</sup> Metal matrix composite(MMC)<sup>2</sup> Aluminium matrix composite(AMC)

## Please cite this article using:

Mirarabshahi, F. and Mashreghi, A., "Fabrication and phases study in  $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y+Al_aNi_b)$  in situ composite", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 4, No. 3, pp. 303-310, 2017.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

می‌شود. افزودن ترکیبات بین فلزی به عنوان تقویت کننده، به علت سختی بسیار بالای آنها و قابلیت سازگاری‌شان مفید است. همچنین مقاومت به خوردگی و رفتار سایشی نیز بهبود می‌یابد که تمام این پدیده‌ها مربوط به فصل مشترک زمینه و تقویت کننده است [3]. کامپوزیت‌های تولید شده به روش درجا دسته جدیدی از کامپوزیت‌ها هستند که از پایداری شیمیایی بالایی برخوردار بوده و برای کاربردهای پیشرفته سازه‌ای و سایش بسیار مناسب می‌باشند [4-10]. در این روش ذرات فازهای تقویت کننده توسط واکنش‌های شیمیایی تولید می‌شود. کامپوزیت‌های درجا نسبت به غیر درجا مزایای جذابی دارند که عبارتند از:

- پایداری ترمودینامیکی تقویت کننده‌ها که منجر به افت کمتر خواص مکانیکی در دماهای بالا می‌گردد.
- تمیز بودن فصل مشترک زمینه با تقویت کننده‌ها که سبب بهبود استحکام فصل مشترک می‌شود.
- ریز بودن و پراکندگی یکنواخت ذرات تقویت کننده که منجر به خواص مکانیکی برتر در این نوع کامپوزیت می‌شود. علاوه بر این فرآیند درجا از لحاظ جنبه‌های اقتصادی یک روش مقرون به صرفه است، بنابراین مزایای قابل توجهی را جهت تولید مواد کامپوزیتی ارائه می‌دهد [11].

روش‌های متفاوتی برای تولید کامپوزیت به روش درجا استفاده می‌شود که می‌توان به یکی از آنها، فرآیند سنتز احتراقی است. فرآیند سنتز احتراقی که براساس خاصیت واکنش‌های گرمازا عمل می‌کند، روشی جدید، اقتصادی و جالب جهت تولید محدوده وسیعی از مواد نظیر سرامیک‌های پیشرفته، ترکیبات بین فلزی و کامپوزیت‌ها می‌باشد [12-17].

تا به حال کامپوزیت‌های درجای آلومینیومی با ذرات تقویت کننده بسیاری از جمله  $Al_2O_3$ ،  $Al_3Zr$ ،  $Al_3V$ ،  $Al_3Ni$  و  $TiO_2$  به روش‌های متعدد به صورت درجا تولید شده‌اند که هر کدام خواص و ویژگی‌های خاص خود را داشته‌اند.

## ۲- مواد و روش تحقیق

جهت تولید کامپوزیت  $Al_3V/Al_2O_3/Al_3Ni_2$  پودرهای آلومینیوم (با خلوص 99.5 درصد و میانگین اندازه ذرات 45 میکرون)، اکسید وانادیوم (با خلوص 99.2 درصد و میانگین اندازه ذرات 120 میکرون) به همراه اکسید نیکل (با خلوص 99.5 درصد با میانگین اندازه ذرات 20 میکرون) به عنوان مواد خام مورد استفاده قرار گرفت. به منظور ایجاد یک مخلوط همگن و فعال‌سازی شده، پودرها مطابق با رابطه (1)، در آسیای گلوله‌ای سیاره‌ای با محفظه تغلونی و گلوله‌های فولادی با قطر 20 میلی‌متر، تحت گاز آرگون به مدت زمان یک ساعت آسیاکاری شدند. انتظار می‌رود که در ترکیبات فوق واکنش (1) انجام شده و فازهای  $Al_3V$ ،  $AlNi$  و  $Al_2O_3$  تشکیل شوند.

$$(11 + P)Al + V_2O_5 + NiO = 2Al_2O_3 + AlNi + 2Al_3V + pA \quad (1)$$

در این پژوهش در راستای بررسی کسر حجمی ذرات بر خواص فیزیکی و مکانیکی از دو ترکیب  $P_1=30$  و  $P_0=15$  استفاده شده است که درصد وزنی فازها بصورت زیر می‌باشد  $P_0=15(Al- 18.9 V_2O_5- 7.9NiO)$  و  $P_1=30(Al- 13.3 V_2O_5- 5.6 NiO)$  استفاده شده است.

در طی آسیاکاری نسبت وزنی گلوله به پودر 4 به 1 و سرعت دورانی 250 دور بر دقیقه در نظر گرفته شد [22,23]. پارامترهای موثر در فرآیند آسیاکاری (زمان آسیاکاری، نسبت گلوله به پودر، اندازه گلوله‌ها، سرعت محفظه آسیاکاری و غیره) به گونه‌ای انتخاب گردید تا از انجام واکنش احتراق در محفظه آسیا جلوگیری به عمل آید تا تأثیر دما در مراحل مختلف تشکیل این کامپوزیت بررسی گردد.

جهت بررسی دماهای استتال و پیش بینی دمای واکنش‌ها، آزمون آنالیز حرارتی با استفاده از دستگاه Bahr Thermoanalyse (مدل STA504) از دمای محیط تا دمای حدود  $1200^\circ C$ ، تحت گاز آرگون و سرعت گرم کردن  $10^\circ C/min$  بر روی مقداری پودر آسیاکاری شده به وزن 100 میلی گرم انجام شد. مخلوط پودر به دست آمده از آسیاکاری تحت فشار 300 مگاپاسکال متراکم شد تا نمونه‌های استوانه‌ای با قطر 12 و ضخامت 5 میلی‌متر ساخته شود. نمونه‌های خام بعد از پرس سرد، در کوره لوله‌ای تحت اتمسفر آرگون و با سرعت  $10^\circ C/min$  تا دمای مورد آزمایش گرم شدند و به مدت 20 دقیقه در آن دما نگهداری شدند.

افزودن ترکیبات بین فلزی به عنوان تقویت کننده، به علت سختی بسیار بالای آنها و قابلیت سازگاری‌شان مفید است. همچنین مقاومت به خوردگی و رفتار سایشی نیز بهبود می‌یابد که تمام این پدیده‌ها مربوط به فصل مشترک زمینه و تقویت کننده است [3]. کامپوزیت‌های تولید شده به روش درجا دسته جدیدی از کامپوزیت‌ها هستند که از پایداری شیمیایی بالایی برخوردار بوده و برای کاربردهای پیشرفته سازه‌ای و سایش بسیار مناسب می‌باشند [4-10]. در این روش ذرات فازهای تقویت کننده توسط واکنش‌های شیمیایی تولید می‌شود. کامپوزیت‌های درجا نسبت به غیر درجا مزایای جذابی دارند که عبارتند از:

- پایداری ترمودینامیکی تقویت کننده‌ها که منجر به افت کمتر خواص مکانیکی در دماهای بالا می‌گردد.
- تمیز بودن فصل مشترک زمینه با تقویت کننده‌ها که سبب بهبود استحکام فصل مشترک می‌شود.
- ریز بودن و پراکندگی یکنواخت ذرات تقویت کننده که منجر به خواص مکانیکی برتر در این نوع کامپوزیت می‌شود. علاوه بر این فرآیند درجا از لحاظ جنبه‌های اقتصادی یک روش مقرون به صرفه است، بنابراین مزایای قابل توجهی را جهت تولید مواد کامپوزیتی ارائه می‌دهد [11].

روش‌های متفاوتی برای تولید کامپوزیت به روش درجا استفاده می‌شود که می‌توان به یکی از آنها، فرآیند سنتز احتراقی است. فرآیند سنتز احتراقی که براساس خاصیت واکنش‌های گرمازا عمل می‌کند، روشی جدید، اقتصادی و جالب جهت تولید محدوده وسیعی از مواد نظیر سرامیک‌های پیشرفته، ترکیبات بین فلزی و کامپوزیت‌ها می‌باشد [12-17].

تا به حال کامپوزیت‌های درجای آلومینیومی با ذرات تقویت کننده بسیاری از جمله  $Al_2O_3$ ،  $Al_3Zr$ ،  $Al_3V$ ،  $Al_3Ni$  و  $TiO_2$  به روش‌های متعدد به صورت درجا تولید شده‌اند که هر کدام خواص و ویژگی‌های خاص خود را داشته‌اند.

ترکیبات آلومینات نیکل از جمله ترکیباتی هستند که به دلیل نقطه ذوب بالا، دانسیته نسبتاً پایین، استحکام بالا و همچنین مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بالا مطرح هستند. اولین پژوهش در زمینه تولید ترکیبات آلومینات نیکل توسط ایوانو<sup>1</sup> و همکارانش انجام شد. که توسط آلیاژسازی مکانیکی فاز  $NiAl$  با آزادسازی انرژی ذخیره شده حین آسیاکاری، تولید شد [18].

در تحقیقی دیگر، انوری و همکارانش از آسیاکاری مخلوط پودری  $Al$ ،  $NiO$  و  $Ni$  در مدت زمان‌های آسیاکاری متفاوت، فاز  $Al_2O_3$  و  $NiAl$  را بدست آوردند. در این تحقیق اثر مدت زمان آسیاکاری بر اندازه فازهای تشکیل شده بررسی شد و دیده شد که با افزایش مدت زمان آسیاکاری، اندازه ذرات تشکیل شده کاهش یافته است [19].

کامپوزیت تولید شده از  $Al$  و  $V$  دارای خصوصیتی از جمله فازهای بین فلزی پایدار با ساختار تتراگونال و داکتیلیته کم، می‌باشند. در پژوهشی یزدیان و همکارانش فاز  $Al_3V$  را با استفاده از آسیاکاری پودر  $Al$  و  $V_2O_5$  تولید کردند. در این تحقیق اثر زمان آسیاکاری را بر میزان فاز  $Al_3V$  و اندازه ذرات این فاز بررسی کردند. آنها با افزایش زمان آسیاکاری فاز  $Al_3V$  ریزتری را به دست آوردند [20].

در پژوهشی دیگر، عبد الناصر<sup>2</sup> و همکارانش با آسیاکاری پودرهای  $Al$ ،  $V_2O_5$  به مدت 6 ساعت و اضافه کردن مخلوط پودری به مذاب آلومینیوم،

<sup>1</sup> Ivanov

<sup>2</sup> Abdel-Nasser

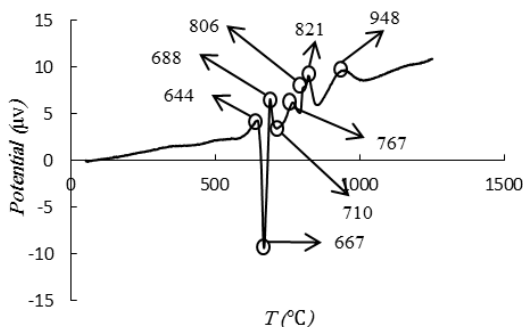


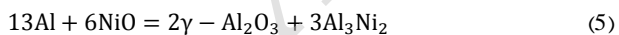
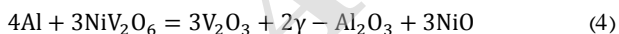
Fig. 2 differential thermal analysis for P<sub>1</sub> sample

شکل ۲ آنالیز حرارتی افتراقی نمونه P<sub>1</sub>

شکل 3-A الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>0</sub> پس از آسیابکاری را نشان می‌دهد. این پراش نشان می‌دهد که هیچ فازی در حین آسیابکاری تشکیل نشده است که دلیل آن می‌تواند پارامترهای وابسته به آسیابکاری مانند زمان آسیابکاری، نوع آسیاب، سرعت دورانی، نسبت وزنی گلوله به پودر و درصد نسبی واکنش دهنده‌ها و غیره باشد. فرآیند آسیابکاری جهت 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، به علت کوچک بودن انرژی جنبشی گلوله‌ها قبل از برخورد است.

در شکل 3-B الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>0</sub> پس از حرارت دادن در دمای 725 درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد. در آنالیز حرارتی افتراقی سه پیک گرمازا در درجه حرارت‌های 600، 626 و 711 درجه سانتیگراد دیده می‌شود. پیک مشاهده شده در دمای 600 و 626 درجه سانتیگراد به ترتیب مربوط به تشکیل فازهای Ni<sub>2</sub>V<sub>2</sub>O<sub>7</sub> و NiV<sub>2</sub>O<sub>6</sub> می‌باشد [27]. که این دو فاز طی واکنش (2) و (3) ایجاد می‌شوند. درجه حرارت 711 درجه سانتیگراد مربوط به انجام واکنش‌های (4) و (5) و تشکیل فاز Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> و می‌باشد.

در شکل 3-B فازهای V<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> علاوه بر Al دیده می‌شود. در این شکل شدت پیک مربوط به آلومینیوم به دلیل انجام واکنش‌های (4) و (5) و تشکیل ترکیبات بین فلزی آلومینیوم و نیکل و اکسید آلومینیوم کمتر شده است.



در شکل 3-C الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>0</sub> پس از حرارت دادن در دمای 770 درجه سانتیگراد دیده می‌شود. در این شکل فازهای قبلی وجود دارد به جز اینکه به جای فاز Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>، Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> تشکیل شده است. این فاز می‌تواند مطابق واکنش (6) ایجاد شده باشد.



در این درجه حرارت شدت پیک‌های مربوط به فاز V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> نسبت به دمای قبل تغییری نکرده است. می‌توان متوجه شد که انجام احیای اکسید وانادیوم (V<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) و تشکیل فاز V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به طور کامل صورت گرفته و اکسید وانادیوم دارای اندازه تقریباً یکسانی بوده و تماماً به V<sub>2</sub>O<sub>3</sub> در دمای 725 درجه سانتیگراد تبدیل شده است. در این دما به دلیل انجام واکنش (6) اولاً شدت پیک مربوط به آلومینیوم بیشتر شده، ثانیاً شدت دو فاز Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>

تغییرات فازی نمونه‌ها پس از حرارت دادن در دماهای مختلف با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس (مدل Philips PW3040) مجهز به تولید کننده پرتو Cu-Kα و با ولتاژ شتاب دهنده 40KV و جریان 20mA بررسی شد. این آنالیز با گام 0.02 درجه و زمان نگهداری 1 ثانیه در هر گام در گستره تفرق از زاویه 10 تا 80 درجه بررسی شد. همچنین ریزساختار نمونه‌ها نیز با میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی (مدل Phenom pro X (2013)) مجهز به آنالیزگر تفکیک انرژی (EDS) در ولتاژ 15Kv مورد بررسی قرار گرفت. آزمون سختی سنجی به روش ویکرز و با نیروی اعمالی 10 کیلوگرم و از میانگین 6 اندازه گیری برای هر نمونه توسط دستگاه Instron wolpert تعیین گردید. چگالی نمونه‌ها به روش ارشمیدس مطابق با استاندارد ASTM C373 اندازه گیری شد [24].

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- مکانیزم تولید

منحنی آنالیز حرارتی افتراقی (DTA) به دست آمده از حرارت دهی نمونه خام P<sub>0</sub> و P<sub>1</sub> به ترتیب تا دماهای 1050 و 1250 درجه سانتیگراد در شکل‌های 1 و 2 دیده می‌شود. در شکل 2 پنج پیک گرمازا در دماهای 600، 626، 711، 820 و 882 درجه سانتیگراد و همچنین یک پیک گرماگیر در دمای 665 درجه سانتیگراد دیده می‌شود. در شکل 2 منحنی دارای پنج پیک گرمازا در دماهای 644، 688، 767، 821 و 948 درجه سانتیگراد و دو پیک گرماگیر در دماهای 667 و 710 درجه سانتیگراد می‌باشد. وجود پیک‌های گرمازا بیانگر وقوع واکنش‌های متعدد و تشکیل فازها و ترکیبات میانی و انتقالی در حین تحولات ساختاری این کامپوزیت است. اولین پیک گرماگیر در دو نمودار را با توجه به مشخصات فیزیکی مخلوط‌ها و همچنین پژوهش‌های مشابه مورد بررسی، می‌توان به ذوب آلومینیوم [25] و ذوب اکسید وانادیوم باقی مانده بعد از دو واکنش گرمازای قبل نسبت داد. نقطه ذوب آلومینیوم، 660 و نقطه ذوب اکسید وانادیوم 670 درجه سانتیگراد می‌باشد [26]. دومین پیک گرماگیر در هر دو نمودار مربوط به ذوب یکی از ترکیبات بین فلزی می‌باشد که در ادامه بحث می‌شود. در هر دو شکل 1 و 2 یک روند افزایشی در راستای گرمازایی دیده می‌شود. لذا انتظار می‌رود در طی گرم شدن یک واکنش پیوسته گرمازا رخ دهد.

شکل 3 مربوط به الگوی پراش پرتوی ایکس برای نمونه آسیابکاری شده P<sub>0</sub> و همچنین نمونه‌های تفجوشی شده آن در دماهای مختلف می‌باشد. جدول 1 مشخص کننده تمام فازهای مشاهده شده در نمونه P<sub>0</sub> پس از تفجوشی در دماهای مختلف، می‌باشد.

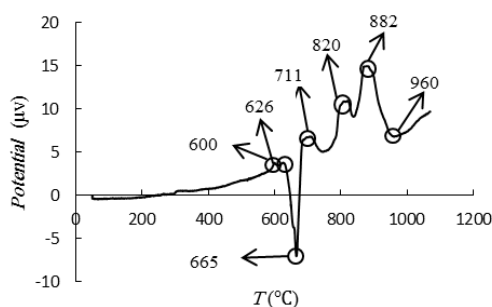


Fig. 1 differential thermal analysis for P<sub>0</sub> sample

شکل ۱ آنالیز حرارتی افتراقی نمونه P<sub>0</sub>

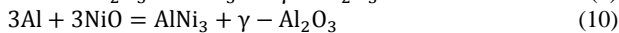
جدول ۱ فازهای مشاهده شده پس از حرارت دادن نمونه P<sub>0</sub> در درجه حرارت های مختلف

Table 1 Different phases of P<sub>0</sub> after heating in different degree

فازهای بین فلزی مشاهده شده	درجه حرارت پخت (°C)
Al + V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> + NiO	پس از آسیاکاری
Al + V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> + Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> + γ-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	725
Al + V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> + Al <sub>4</sub> Ni <sub>3</sub> + γ-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	780
Al + Al <sub>3</sub> V + Al <sub>2</sub> V <sub>3</sub> + Al <sub>23</sub> V <sub>4</sub> + AlNi + α-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	950

همچنین جدول ۲ تمام فازهای بین فلزی پس از تفجوشی نمونه‌های P<sub>1</sub> را نشان می‌دهد. شکل 4-A الگوی پراش اشعه ایکس نمونه پس از آسیاکاری را نشان می‌دهد. همانند شکل 3-A هیچ فازی در طی آسیاکاری تشکیل نشده است.

در شکل 4-B الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>1</sub> پس از حرارت دادن در دمای 725 درجه سانتیگراد دیده می‌شود. در این شکل فازهای Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>, Al<sub>3</sub>Ni<sub>3</sub>, γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و Al دیده می‌شوند. در آنالیز حرارتی افتراقی برای این نمونه دو پیک گرمزا و یک پیک گرمگیر به ترتیب در دماهای 644 و 688 و 667 درجه سانتیگراد دیده می‌شود که پیک‌های گرمزا مربوط به تشکیل ترکیبات بین فلزی AlNi<sub>3</sub> و AlV<sub>3</sub> بوده و پیک گرمگیر به دلیل ذوب آلومینیوم و اکسید وانادیوم می‌باشد. در این درجه حرارت دو واکنش (9) و (10) انجام می‌شود.



در این نمونه دو اکسید نیکل و وانادیوم به طور کامل احیا شده و فازهای بین فلزی AlV<sub>3</sub> و AlNi<sub>3</sub> تشکیل می‌شوند. شدت پیک آلومینیوم نسبت به شکل 5-A کمتر شده است که به دلیل انجام واکنش‌های (9) و (10) می‌باشد. در نمودار آنالیز حرارتی افتراقی در درجه حرارت 710 درجه سانتیگراد دیده می‌شود که بنا بر بررسی‌های انجام شده نقطه ذوب این فازها، مربوط به ذوب AlV<sub>3</sub> می‌باشد.

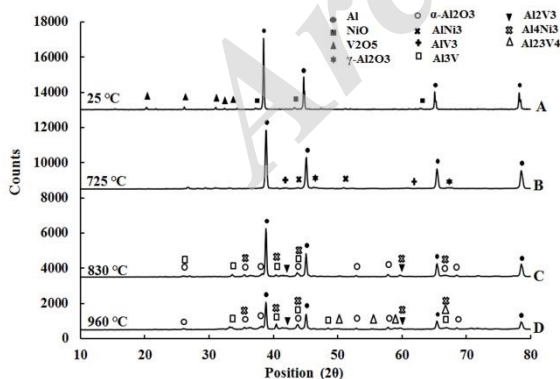


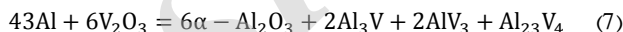
Fig. 4 XRD diagram of P<sub>1</sub> sample heating in different temperature

شکل ۴ الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>1</sub> پس از حرارت دادن در دماهای مختلف

در این نمونه در حدود دمای 600 درجه سانتیگراد همانند نمونه P<sub>0</sub> فاز NiV<sub>2</sub>O<sub>6</sub>, Ni<sub>2</sub>V<sub>2</sub>O<sub>7</sub> وجود ندارد که به دلیل داشتن آلومینیوم اضافی می‌باشد که فاز کمپلکسی از اکسیدها تشکیل نمی‌شود.

Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> یکسان و ثالثا شدت پیک اکسید آلومینیوم نسبت به دمای قبل نیز یکسان می‌باشد.

الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>0</sub> پس از حرارت دادن در دمای 950 درجه سانتیگراد در شکل 3-D با فازهای Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub>, AlNi<sub>3</sub>, AlV<sub>3</sub> و Al<sub>3</sub>Ni دیده می‌شود. در آنالیز حرارتی افتراقی نمونه P<sub>0</sub> دو پیک گرمزا بعد از درجه حرارت 770 درجه سانتیگراد دیده می‌شود که در 820 و 882 درجه سانتیگراد واقع شده است. به نظر می‌رسد پیک گرمزای مشاهده شده در دمای 820 مربوط به تشکیل فاز Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> باشد که مقداری از این فاز در درجه حرارت 770 درجه سانتیگراد تشکیل شده است. در آنالیز حرارتی افتراقی این نمونه در شکل 1 دیده می‌شود که تشکیل این فاز از دمای 745 درجه سانتیگراد شروع شده و در دمای 820 درجه سانتیگراد به میزان حداکثر خود رسیده است و میزان گرمای بیشتری را در این دما آزاد کرده است. البته در شکل 3-D فازهای Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>, Al<sub>3</sub>Ni<sub>3</sub>, AlV<sub>3</sub>, AlNi<sub>3</sub>, AlV<sub>3</sub>, Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub> نیز دیده می‌شود که دو پیک گرمزای مشاهده شده در دماهای 820 و 882 درجه سانتیگراد ممکن است برای تشکیل یکی از این فازها یا چند فاز با هم باشد. به نظر می‌رسد واکنش تشکیل فاز Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> در این دماها کامل شده باشد.



تحول تبدیل فاز γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به فاز α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> پیوسته بوده و در دمای 950 درجه سانتیگراد قابل تشخیص می‌باشد. فاز α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> که با نام کوراندوم نیز شناخته می‌شود پایدارترین شکل آلوتروپیک از اکسیدهای آلومینیوم می‌باشد. در دماهای پایین راحت‌تر از α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> شکل می‌گیرد که علت آن را می‌توان به ساختار کریستالی مکعبی با پارامتر شبکه 7/9 آنگستروم این فاز نسبت داد [28]. γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به‌عنوان یک فاز انتقالی اکسید آلومینیوم، ناپایدار است و به راحتی در دماهای نزدیک 1000 درجه سانتیگراد به α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> تبدیل می‌شود. اما به علت ماهیت گرمزای واکنش آلومینیوم با اکسیدهای وانادیوم، استحاله γ به α در دمای پایین‌تر نیز انجام شده است.

شکل 4 مربوط به الگوی پراش اشعه ایکس برای نمونه P<sub>1</sub> بعد از آسیاکاری و همچنین نمونه‌های تفجوشی شده در دماهای ذکر شده را نشان می‌دهد.

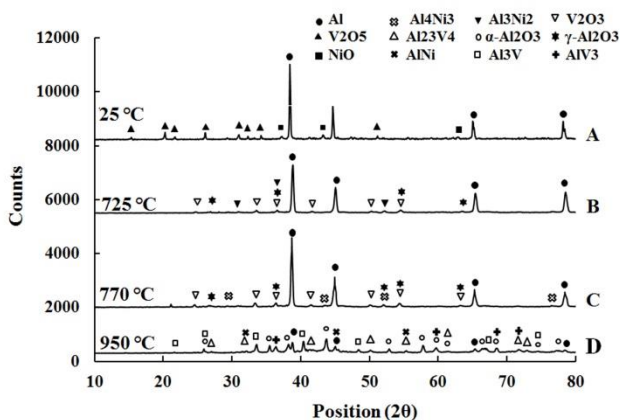


Fig. 3 diagram of XRD analysis for P<sub>0</sub> in different degrees

شکل ۳ الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>0</sub> پس از حرارت دادن در درجه حرارت‌های مختلف

فراهم شده و به دلیل کاهش انرژی سطحی به فرم میله ای درون زمینه تشکیل شده اند. فازهای مشخص شده پس از آنالیز EDS در جدول 3 دیده می شود. همینطور که در آنالیز EDS از این تصویر مشخص است، زمینه دارای ساختار مورد نظر اکسید آلومینیوم و ترکیبات بین فلزی مورد نظر در این دما همانند پیک های نشان داده شده در الگوی پراش اشعه ایکس فازهای مذاب در تمام نمونه پخش شده است، درصد های آنالیز EDS در جدول 3 همواره مقداری آلومینیوم بیشتر از درصد فاز مورد نظر را نشان می دهد. دیده می شود نقاط 1 و 4 دارای رنگی مشابه هستند که به دلیل یکسان بودن عدد اتمی آنها می باشد.

#### ب- نمونه P<sub>1</sub>:

در شکل 7 تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی دیده می شود. در این تصویر همانند شکل 8 سه ناحیه خاکستری و سفید و سیاه دیده می شود. درون نواحی خاکستری فازهای بسیار ریز بین فلزی با رنگ سفید مشخص شده اند و به علاوه درون نواحی سفید نیز فازهایی به صورت میله ای با رنگ سفیدتر از زمینه مشخص می شوند، فاز میله ای همان فاز Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub> می باشد که در الگوی پراش اشعه ایکس پس از حرارت دادن نمونه تا درجه حرارت 960 درجه سانتیگراد دیده شده است و این فاز درون فاز بین فلزی Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub> تشکیل شده است. فازهای مشاهده شده پس از آنالیز EDS در جدول 4 دیده می شود.

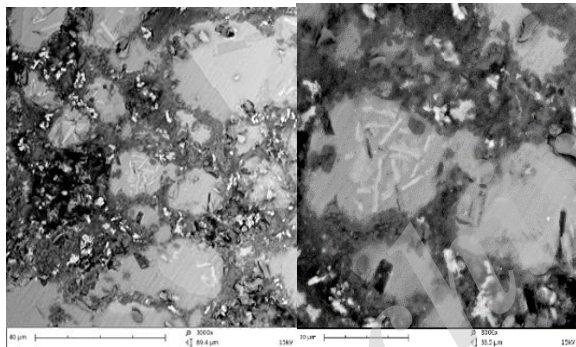


Fig. 5 SEM of P<sub>0</sub> sample after heating at 950°C

شکل 5 تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه P<sub>0</sub> پس از حرارت دادن در دمای 950 درجه سانتیگراد در بزرگنمایی های مختلف

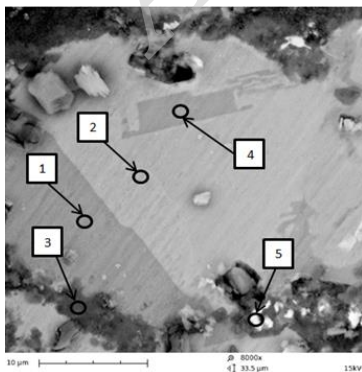
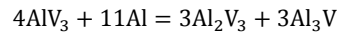


Fig. 6 EDS analysis of P<sub>0</sub> sample after heating at 950°C

شکل 6 آنالیز EDS از نمونه P<sub>0</sub> پس از حرارت دادن در دمای 950 درجه سانتیگراد

الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>1</sub> پس از حرارت دادن در دمای 830 درجه سانتیگراد در شکل C-4 با فازهای Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>V<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>V, Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> و Al دیده می شود. در این شکل، دو فاز بین فلزی AlNi<sub>3</sub> و AlV<sub>3</sub> به فازهای Al<sub>2</sub>V<sub>3</sub>, Al<sub>3</sub>V, Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> طی واکنش های (11) و (12) تبدیل شده اند که به دلیل درجه حرارت بالاتر و در نتیجه شدت نفوذ بیشتر آلومینیوم به داخل فازهای قبلی موجب تشکیل فاز جدید با میزان آلومینیوم بیشتر می شود.



در آنالیز حرارتی افتراقی نمونه P<sub>1</sub> سه پیک گرمازا در دماهای 767 و 806 و 821 درجه سانتیگراد دیده می شود که به دلیل تشکیل ترکیبات بین فلزی ذکر شده می باشد. در این شکل تحول تبدیل فاز γ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به فاز α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> اتفاق می افتد که تحلی پیوسته بوده و در دمای 830 درجه سانتیگراد قابل تشخیص می باشد.

در شکل D-4 الگوی پراش اشعه ایکس نمونه P<sub>1</sub> پس از حرارت دادن در درجه حرارت 960 درجه سانتیگراد دیده می شود. در شکل D-4 فازهای Al, Al<sub>3</sub>V, α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>V<sub>3</sub>, Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub>, Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub> به وسیله انجام واکنش (13) از فاز Al<sub>3</sub>V تشکیل می شود. در این شکل شدت فاز Al<sub>3</sub>V و آلومینیوم کمتر شده است و دیگر فازها دارای شدت یکسانی با درجه حرارت قبل می باشند.



جدول 2 فازهای بین فلزی مشاهده شده در نمونه P<sub>1</sub> پس از حرارت دادن در درجه حرارت های مختلف

Table 2 Intermetallic phases in P<sub>1</sub> sample after heating in different degree

درجه حرارت پخت (°C)	فازهای مشاهده شده
پس از آسیابکاری	Al + V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> + NiO
725	Al + AlV <sub>3</sub> + AlNi <sub>3</sub> + γ-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
830	Al + Al <sub>3</sub> V + Al <sub>2</sub> V <sub>3</sub> + Al <sub>4</sub> Ni <sub>3</sub> + α-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
960	Al + Al <sub>3</sub> V + Al <sub>2</sub> V <sub>3</sub> + Al <sub>23</sub> V <sub>4</sub> + Al <sub>4</sub> Ni <sub>3</sub> + α-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>

#### ۳-۲- بررسی ساختاری

##### الف- نمونه P<sub>0</sub>:

شکل 5 تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ساختار کامپوزیت به دست آمده در دمای 950 درجه سانتیگراد را در دو بزرگنمایی مختلف نشان می دهد. در این تصویر زمینه خاکستری رنگ همراه با فاز سیاه و فاز سفیدی دیده می شود. فاز سیاه رنگ همان تخلخل ها هستند که در تصویر میکروسکوپ نوری نیز به شکل نواحی سیاه رنگ دیده می شد. فاز سفید دارای طیفی از رنگ از خاکستری تا کاملاً سفید است که ناشی از وجود فازهای متفاوت با عدد اتمی متفاوت در کنار هم می باشد. درون زمینه نیز فازهای خیلی ریزی (در حد تقریباً یک میکرون)، تشکیل شده است که این فازها به صورت پراکنده پخش شده اند. به علاوه درون فازهای بین فلزی نیز فاز سیاهی به چشم می خورد. درون رسوبات سفید رنگ، نواحی سفیدتری با شکل میله ای دیده می شود. در این نواحی شرایط برای تشکیل فاز بین فلزی از طریق نفوذ



## ۳-۳- خواص مکانیکی

معمولا مواد ساخته شده به روش متالورژی پودر دارای مقادیری تخلخل هستند که باعث سختی پایین تر آنها نسبت به نمونه بالک و پراکندگی زیاد در نتایج سختی سنجی می شود.

جدول ۳ فازهای مشاهده شده پس از آنالیز EDS نمونه  $P_0$

Table 3 Different phases after EDS of  $P_0$  sample

شماره نقطه	آنالیز	فاز
1	65.4Al+34.6V	$Al_3V$
2	82.1Al+27.9V	$Al_{23}V_4$
3	52.2Al+47.8O	A- $Al_2O_3$
4	37.4Al+63.6Ni	AlNi
5	20Al+80V	$AlV_3$

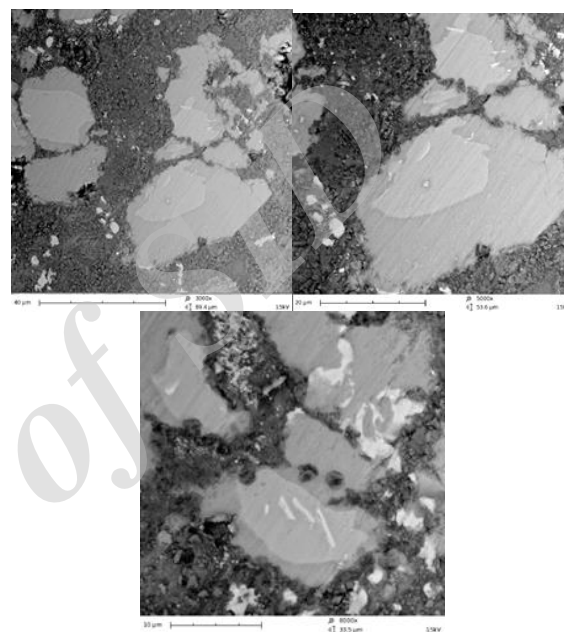


Fig. 7 SEM photo of  $P_1$  sample after 960°C

شکل ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه  $P_1$  پس از حرارت دادن در درجه حرارت 960 درجه سانتیگراد در بزرگنمایی های مختلف

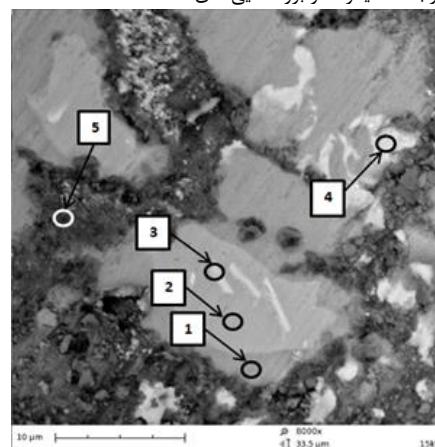


Fig. 8 EDS analysis of  $P_1$  sample after heating at 960 °C

شکل ۸ آنالیز EDS از نمونه  $P_1$  پس از حرارت دادن در درجه حرارت 960 درجه سانتیگراد

نمودار تغییرات سختی برحسب دمای زینترینگ نمونه های آزمایش شده در این تحقیق برای دو ترکیب  $P_0$  و  $P_1$  در شکل 9 نشان داده شده است. همانطور که از شکل 9 مشخص می باشد، با افزایش درجه حرارت پخت به دلیل افزایش فازهای اکسیدی و بین فلزی که از زمینه سختی بسیار بالاتری دارند و کمتر شدن تخلخل، سختی در هر دو نمونه در حال افزایش می باشد. نمونه  $P_1$  به دلیل داشتن آلومینیوم بیشتر، دارای سختی کمتری نسبت به نمونه  $P_0$  می باشد.

روند افزایش سختی با افزایش درجه حرارت در کامپوزیت آلومینیوم-اکسید وانادیوم که توسط آقای آشناگر انجام شده است نیز مشاهده شده است [23].

جدول ۴ آنالیز EDS وفازهای مختلف در نمونه  $P_1$

Table 4 Different phases after EDS analysis in  $P_1$  sample

شماره نقطه	آنالیز	فاز
1	68.72Al+31.28V	$Al_3V$
2	26.37Al+73.63V	$Al_2V_3$
3	79.52Al+30.48V	$Al_{23}V_4$
4	42.9Al+57.1Ni	$Al_4Ni_3$
5	51.9Al+48.1O	$\alpha-Al_2O_3$

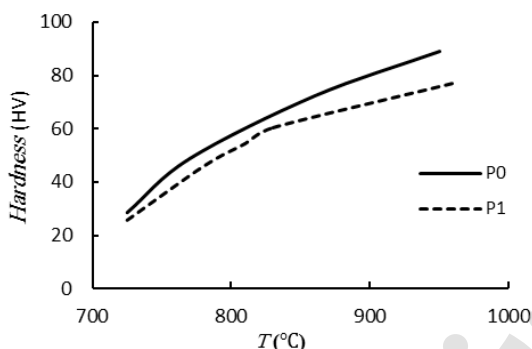


Fig. 9 diagram of hardness unto temperature for  $P_0$ ,  $P_1$  samples

شکل ۹ نمودار سختی نمونه های  $P_0$  و  $P_1$  برحسب درجه حرارت داده شده به نمونه

## ۳-۴- خواص فیزیکی

بررسی های چگالی نمونه های  $P_0$  و  $P_1$  در شکل 10 نشان داده شده است. از این نمودار متوجه می شویم که با افزایش درجه حرارت پخت در هر دو ترکیب  $P_0$  و  $P_1$  نیز افزایش می یابد که دلیل آن می تواند تشکیل فاز چگال تر باشد. دیده می شود که چگالی نمونه  $P_0$  از  $P_1$  بیشتر می باشد که به دلیل بیشتر بودن فاز بین فلزی که دارای سختی بالاتری از اکسید آلومینیوم هستند، در این ترکیب می باشد.

نمودار درصد تخلخل در دو نمونه در شکل 11 نشان داده شده است. طبق این نمودار تخلخل در دو نمونه با هم یکسان است و تفاوت چگالی در دو نمونه به چگالی ترکیبات موجود از جمله ترکیبات بین فلزی و میزان ترکیبات در نمونه بر می گردد.

روند افزایش چگالی و کاهش درصد تخلخل با افزایش درجه حرارت پخت در پژوهشی که توسط آقای صحرانژاد بر کامپوزیت آلومینیوم-آلومینا انجام شده است نیز مشاهده شده است [29].

## ۴- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر تولید کامپوزیت درجا به روش سنتز احتراقی آلومینوترمیک در سیستم  $Al-V_2O_5-NiO$  مورد بررسی قرار گرفت. مهمترین نتایج

- [3] Torralba, J. M. Velasco, F. and Costa, C. E., "Mechanical Behavior of The Interphase Between Matrix and Reinforcement of Al 2014 Matrix Composites Reinforced With (Ni3Al)p", composites, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 33, pp. 427-434, 2002.
- [4] Schaffer, G. B. and Hall, B. J., "The Influence of The Atmosphere on The Sintering of Aluminum", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33, pp. 3279-3284, 2002.
- [5] Yang, B. Chen, G. and Zhang, J., "Effect of Ti/C Additions on the Formation of Al<sub>3</sub>Ti of in Situ TiC/Al Composites", Materials and Design, Vol. 22, pp. 645-650, 2001.
- [6] Zhao, D. G. Liu, Pan, X. F. and Y. C. Bian, "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.
- [7] Zhou, Y. Yu, Z. Zhao, N., "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.
- [8] Zheng, R. and Yang, H., "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.
- [9] 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.
- [10] Lekatou, A. Karantzalis, A. E. and Evangelou, A., "Aluminium 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, 2015.
- [11] Zhong-Chun, C. Takenobu, T. and Keisuke, I., "Microstructural Evolution of Reactive-Sintered Aluminum Matrix Composites", Composites Science and Technology, Vol. 68, pp. 2245-2253, 2008.
- [12] Woo, K. Kim, J. and Kwon, E., "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" Metals and Materials International, Vol. 16, pp. 213-218, 2010.
- [13] Mousavian, R. T. 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.
- [14] Rosenband, V. Torkar, M. and Gany, A., "Self-Propagating High-Temperature Synthesis of Complex Nitrides of Intermetallics", Intermetallics, Vol. 14, pp 551-559, 2006.
- [15] Wang, L. and Arsenault, R. J., "Interfaces in XD Processed TiB<sub>2</sub>/NiAl Composites", Metallurgical Transactions A, Vol.22A, pp. 3013-3018, 1991.
- [16] Dilip, J. J. S. Reddy, B. S. B. and Das, S., "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.
- [17] 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, Vol. 21, pp. 437-443, 2008.
- [18] Ivanov, E. and et al., "Synthesis of Nickel Aluminides by Mechanical Alloying", Materials Letters, Vol. 7, pp. 51-54, 1988.
- [19] 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.
- [20] 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.
- [21] Omran, A. N. M., "Fabrication and Characterization of Al-Based In situ Composites Reinforced by Al<sub>3</sub>V Intermetallic Compounds", Journal of Scientific Research, pp. 26-34, 2014.
- [22] Ashnagar, M., "The Study of Reaction Mechanism, Microstructure and Mechanical Properties of in-Situ Composite Produced in Al-V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> System", Journal of Metallurgy and Science Engineering, Vol. 27, No 1, pp 51-64, 2016. (In Persian)

حاصل از آزمون‌های گرماسنجی، پراش پرتو ایکس، چگالی‌سنجی، سختی سنجی و بررسی‌های متالوگرافی نمونه‌های ساخته شده عبارتند از:

- 1- با افزایش دمای زینتر نمونه‌ها، میزان شدت پیک آلومینیوم کاهش یافته و شدت پیک ترکیبات بین فلزی بیشتر می‌شود.
- 2- با افزایش دمای زینتر نمونه‌ها، مقدار فاز  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> تشکیل شده بیشتر می‌شود.

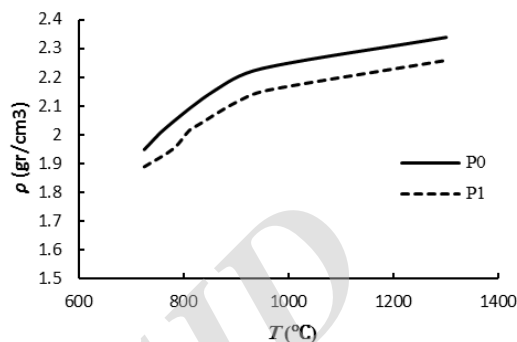


Fig. 10 Diagram of density unto temperature in tow samples

شکل ۱۰ نمودار تغییرات چگالی برحسب دمای پخت نمونه‌ها در دو ترکیب P<sub>0</sub> و P<sub>1</sub>

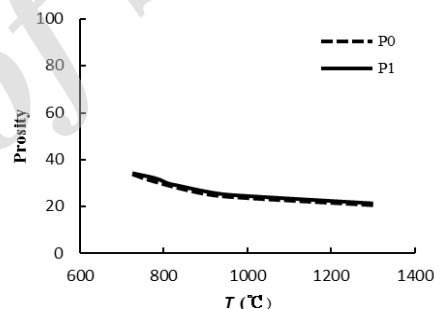


Fig. 11 Diagram of porosity in temperature for tow samples

شکل ۱۱ نمودار تغییرات درصد تخلخل بر حسب دمای پخت نمونه‌ها در دو ترکیب P<sub>0</sub> و P<sub>1</sub>

- 3- پس از حرارت دادن نمونه P<sub>0</sub> تا درجه حرارت ۹۵۰°C، فازهای Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub>، AlNi، AlV<sub>3</sub> و Al<sub>3</sub>V به عنوان تقویت کننده و فاز  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به همراه آلومینیوم اضافی ذوب شده به عنوان زمینه دیده می‌شوند.
- 4- پس از حرارت دادن نمونه P<sub>1</sub> تا ۹۶۰°C، فازهای Al<sub>3</sub>V و Al<sub>2</sub>V<sub>3</sub> و Al<sub>23</sub>V<sub>4</sub> و Al<sub>4</sub>Ni<sub>3</sub> به عنوان تقویت کننده و فاز  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به همراه آلومینیوم اضافی ذوب شده به عنوان زمینه دیده می‌شوند.
- 5- از بررسی‌های سختی و چگالی متوجه شدیم که با افزایش درجه حرارت زینترینگ، سختی و همچنین چگالی افزایش می‌یابد.

#### ۵- مراجع

- [1] Razavi Hesabi, Z. Simchi, A. and Reihani, S. M. S., "Structural Evolution during Mechanical Milling of Nanometric and Micrometric Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Reinforced Al Matrix Composites", Materials Science and Engineering A, Vol. 428, pp.159-168, 2006.
- [2] Durai, T. G. and Das, K., "Synthesis and Characterization of Al Matrix Composites Reinforced by in Situ Alumina Particulates", Materials Science and Engineering A, Vol. 445-446, pp. 100-105, 2007.

- [23] Ashnagar, M., "Production of Al/ ( $Al_2O_3+Alxvy$ ) Composite", Journal of Science and Ceramic Engineering, Vol. 2, No 3, pp 57-72, 2014. (In Persian)
- [24] Delgado, J., "Standard Test Method for Water Absorption, Bulk Density, Apparent Porosity, and Apparent Specific Gravity of Fired Whiteware Products", ASTM C373-88, 2006.
- [25] Zhu, H. and et al., "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.
- [26] Metals Handbook, American Society for Metals, Vol. 3, p 282 and 1262. 1992.
- [27] Mirarabshahi, F., "Investigation of Reaction Mechanism, Structure and Mechanical Properties of the in-Situ Composites Produced in Al-V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>-NiO System", Journal of Fundamental Metal For Engineering, Vol 35, No 4, pp 69-81, 2017. (In Persian)
- [28] Yang, H. 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.
- [29] Sahra Nejad, N., "Study Important Factors for Production and Properties of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite", Journal of Iran Ceramic, Vol 18, pp 35-57, 2010. (in Persian)

Archive of SID