جلد ۲ شماره‌ی ۳ پاییز ۱۳۹۲

علم و مهندسی سرامیک

تولید کامپوزیت درجای $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y)$: بررسی تحولات فازی، ساختار و خواص مکانیکی

محمد آشناگر، علیرضا مشرقی، مهدی کلانتر

دانشگاه یزد

mohamad.ashnagar@yahoo.com

چکیده: *دراین پژوهش تولیدکامپوزیت $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y)$ به روش فعال‌سازی مکانیکی- حرارتی، در سیستم $Al-V_2O_5$ مورد مطالعه قرار گرفت. بدین منظور مخلوط پودرهای Al و V_2O_5 با دو نسبت وزنی مختلف (C_1:Al-22.93wt%V_2O_5 و C_2: Al-15.78wt%V_2O_5) تحت آسیاکاری و سپس تراکم قرار گرفتند. نمونه‌های خام در دماهای ۶۵۰°C، ۸۰۰°C و ۱۰۰۰°C حرارت داده شدند. نتایج آنالیز XRD پس از تف‌جوشی نمونه‌ها در دمای ۱۰۰۰°Cنشان داد که فازهای $Al_{21}V_2$، Al_3V و $\alpha-Al_2O_3$ در هر دو نمونه به عنوان تقویت‌کننده تشکیل شده با این تفاوت که در نمونه C_1، فاز $Al_{45}V_7$ نیز وجود دارد. استحکام فشاری وکرنش هر دو نمونه کامپوزیتی نسبت به آلومینیوم خالص افزایش قابل توجهی را نشان می‌دهد که این افزایش را می‌توان ناشی از وجود ذرات تقویت‌کننده سرامیکی و بین‌فلزی Al-V و همچنین تف‌جوشی نمونه‌های کامپوزیتی در حضور فاز مذاب آلومینیوم دانست.*

کلید واژه: *کامپوزیت درجا، تقویت‌کننده، پراش پرتو ایکس، آنالیز حرارتی، آزمون فشار.*

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی موادی هستند که از تقویت کننده‌های سرامیکی و یا ترکیبات بین‌فلزی در یک زمینه انعطاف‌پذیر از یک فلز یا آلیاژ تشکیل می‌شوند. در حال حاضر این نوع از کامپوزیت‌ها به دلیل پتانسیل بالایی که برای کاربردهای پیشرفته ساختاری دارند بیشتر مورد توجه قرار گرفته‌اند. آلومینیوم رایج‌ترین زمینه‌ی فلزی برای کامپوزیت‌های زمینه فلزی است. کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی از سال ۱۹۲۰ به طور گسترده‌ای مورد مطالعه قرار گرفته‌اند و در سال ۱۹۸۰ صنایع حمل و نقل، توسعه و ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده‌های غیرپیوسته را آغاز کرد. این نوع از کامپوزیت‌ها بخاطر خواص مکانیکی ایزوتروپ و هزینه پایین‌تر تولید بسیار جذاب هستند. یکی از فرایندهای نسبتاً جدید در تولید کامپوزیت‌ها روش درجا است که ذرات فازهای تقویت‌کننده توسط واکنش‌های شیمیایی تشکیل می‌شوند.

کامپوزیت‌های درجا در مقایسه با کامپوزیت‌های غیردرجا مزایای جذابی دارند که عبارتند از: ۱- پایداری ترمودینامیکی تقویت‌کننده‌ها که منجر به افت کمتر خواص مکانیکی در دماهای بالا می‌گردد. ۲- تمیز بودن فصل مشترک زمینه و تقویت‌کننده‌ها که سبب بهبود استحکام فصل مشترک می‌گردد. ۳- ریز بودن و پراکندگی یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده که منجر به خواص مکانیکی برتر در این نوع کامپوزیت می‌شود.

علاوه بر این فرایند درجا از لحاظ جنبه‌های اقتصادی یک روش مقرون‌به‌صرفه است، بنابراین مزایای قابل توجهی را جهت تولید مواد کامپوزیتی ارائه می‌دهد[۴-۱].

تاکنون تحقیقات اندکی در مورد سیستم واکنشی $Al-V_2O_5$ صورت گرفته است، بررسی‌های یانگ و همکارش بر روی احیای مکانوشیمیایی V_2O_5 توسط هر یک از عناصر Mg، Al و Tiدر آسیای Spex 8000 مجهز به محفظه فولادی سخت‌شده و گلوله‌های فولادی به قطر ۹/۵ میلی‌متر و نسبت وزنی گلوله به پودر ۷:۱ نشان داد که فرآیند آسیاکاری بین مخلوط پودری Al و V_2O_5 بعد از ۴۰۰ ثانیه منجر به واکنش احتراقی می‌گردد. بعد از واکنش احتراق، V_2O_5 به وانادیم فلزی احیا شده و $\gamma-Al_2O_3$ شکل می‌گیرد[۵]. در تحقیق اشاره شده الگوی پراش پرتو ایکس پودرهای واکنش یافته ارائه نشده‌است. بدین منظور جهت تولید کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی Al_2O_3 و ترکیبات بین‌فلزی Al-V از Al و V_2O_5 به عنوان مواد اولیه استفاده شد. پس از آسیاکاری مخلوط پودرها با دو نسبت وزنی مختلف، قرص‌های متراکمی از آن‌ها ساخته شد و در دماهای مختلف حرارت داده شدند. بدین ترتیب با استفاده از آزمون پراش پرتو ایکس فازهای تشکیل شده در مراحل مختلف، شناسایی و مورد بحث و تحلیل قرارگرفتند. بنابراین در این تحقیق تاثیر دمای تف‌جوشی و نسبت وزنی مواد اولیه بر روی خواص مکانیکی و ریزساختار کامپوزیت بدست آمده، بررسی گردید.

۲- مواد و روش تحقیق

جهت سنتز کامپوزیت $Al/(\alpha-Al_2O_3+Al_xV_y)$ پودرهای Al (با خلوص ۹۹/۵ درصد، میانگین اندازه ذرات ۴۵μm) و V_2O_5 (با خلوص ۹۹/۲درصد، میانگین اندازه ذرات ۱۲۰μm) به عنوان مواد اولیه مورد استفاده قرارگرفتند. مقادیر Al و V_2O_5 با توجه به معادله (۱) و به ازای (۸۰ و ۴۰ =p) در آسیای گلوله‌ای سیاره‌ای (مدل Pulverisette Fritsch6) با محفظه و گلوله‌های فولادی، تحت اتمسفر آرگون و به مدت زمانی یک ساعت آسیاکاری گردید. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی مخلوط پودری نمونه C_1 و C_2 آمده است. نسبت وزنی گلوله به پودر ۴:۱ و سرعت دورانی ۲۵۰ دور بر دقیقه در نظر گرفته‌شد. مخلوط پودری بدست آمده تحت فشاری معادل ۵۰۰ مگاپاسکال متراکم شده و نمونه‌های استوانه‌ای با قطر ۱۰ و ضخامت ۵ میلی‌متر ساخته شد.

$$(28+p)Al + 3V_2O_5 = 6Al_3V + 5Al_2O_3 + p(Al + Al_xV_y) \qquad (۱$$

جدول ۱- ترکیب شیمیایی مخلوط‌های پودری آسیاکاری شده

نمونه	مقدار p	درصد وزنی Al	درصد وزنی V_2O_5
C_1	۴۰	۷۷/۰۷	۲۲/۹۳
C_2	۸۰	۸۴/۲۲	۱۵/۷۸

جهت بررسی دماهای استحاله، آزمون آنالیز حرارتی با استفاده از دستگاه (BAHRThermoanalyse مدل STA 504) از دمای محیط تا دمای ۱۱۰۰°C، تحت اتمسفر آرگون و نرخ گرمایش ۱۰°C/min بر روی قطعه کوچکی از نمونه‌های خام به وزن ۱۰ میلی‌گرم انجام شد. نمونه‌های خام بعد از پرس سرد، در کوره لوله‌ای تحت اتمسفر آرگون و نرخ گرمایش ۱۰°C/min تا

۶۵۰°C، ۸۵۰°C و ۱۰۰۰°C حرارت داده شد (منطبق با شرایط آنالیز حرارتی) وبه منظور کامل شدن واکنش‌ها، ۱۰ دقیقه در آن دما نگهداشته شد.

تغییرات فازی نمونه‌ها پس از حرارت دادن تا دماهای مختلف با استفاده از دستگاه پراش پرتوایکس (مدل PhilipsPW-3040) مجهز به تولیدکننده پرتوی Cu-kα و با ولتاژ شتاب‌دهنده ۴۰kV بررسی شد و همچنین ریزساختار نمونه‌ها نیز با میکروسکوپ الکترونی روبشی (مدل VEGA2 TESCAN) مجهز به آنالیزگر تفکیک انرژی (EDS) مورد بررسی قرار گرفت.

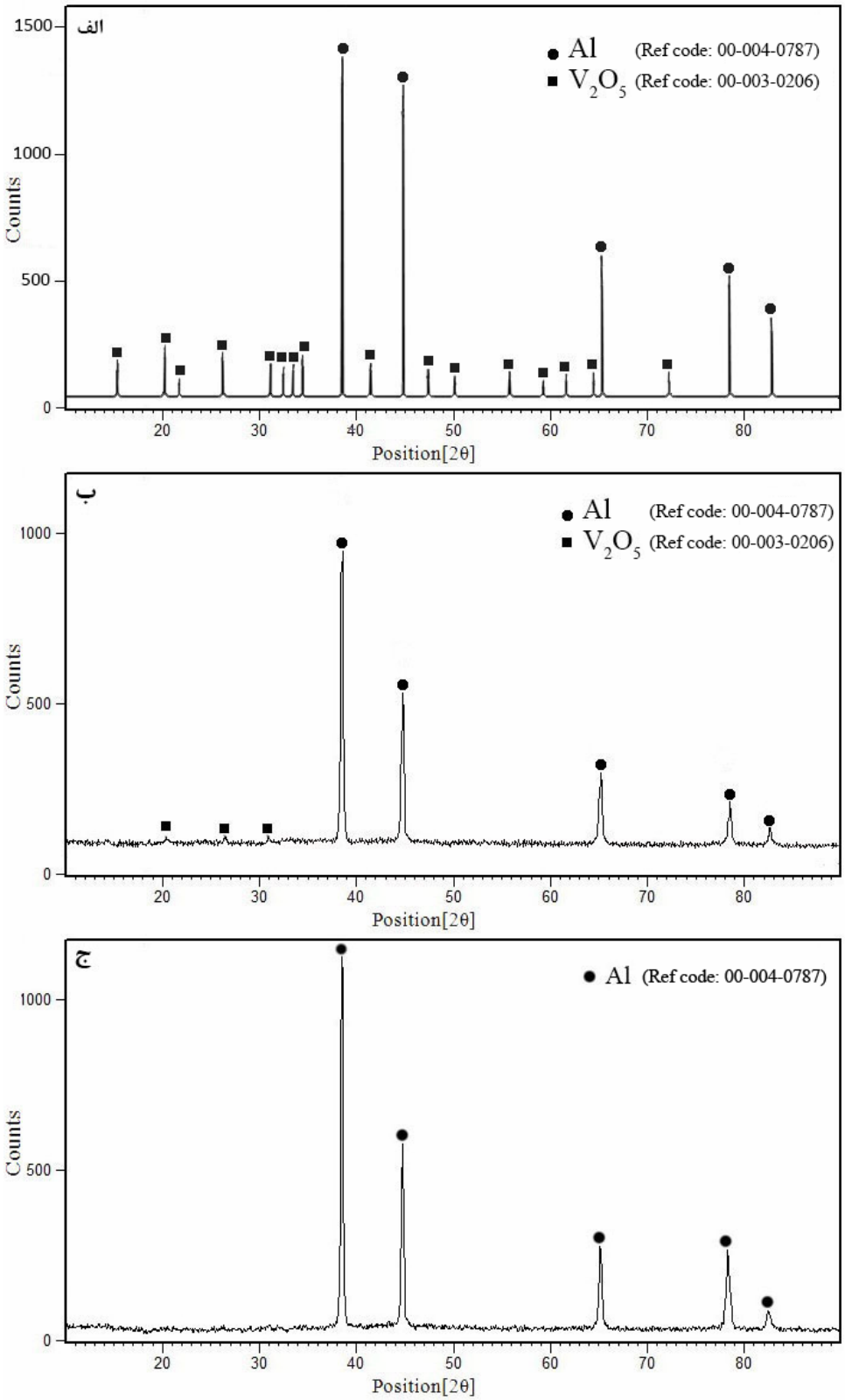
آزمون سختی سنجی با فرورونده ویکرز و نیروی اعمالی ۱۰ کیلوگرم و از میانگین ۶ اندازه‌گیری برای هر نمونه توسط دستگاه ماکرو سختی سنجی تعیین گردید.

آزمون فشار توسط دستگاه آزمون فشار تک محوری (مدلSANTAM-STM-150) بر روی نمونه‌های استوانه‌ای کوتاه با نسبت تقریبی طول به قطر ۲ (طبق‌استاندارد ASTM E9-89a) و سرعت کرنش $۱/۸۵\times۱۰^{-۴}S^{-1}$ در محدوده دمایی اتاق انجام شد. به منظور کاهش اصطکاک بین سطوح فک دستگاه و نمونه از روانساز (گریس) استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

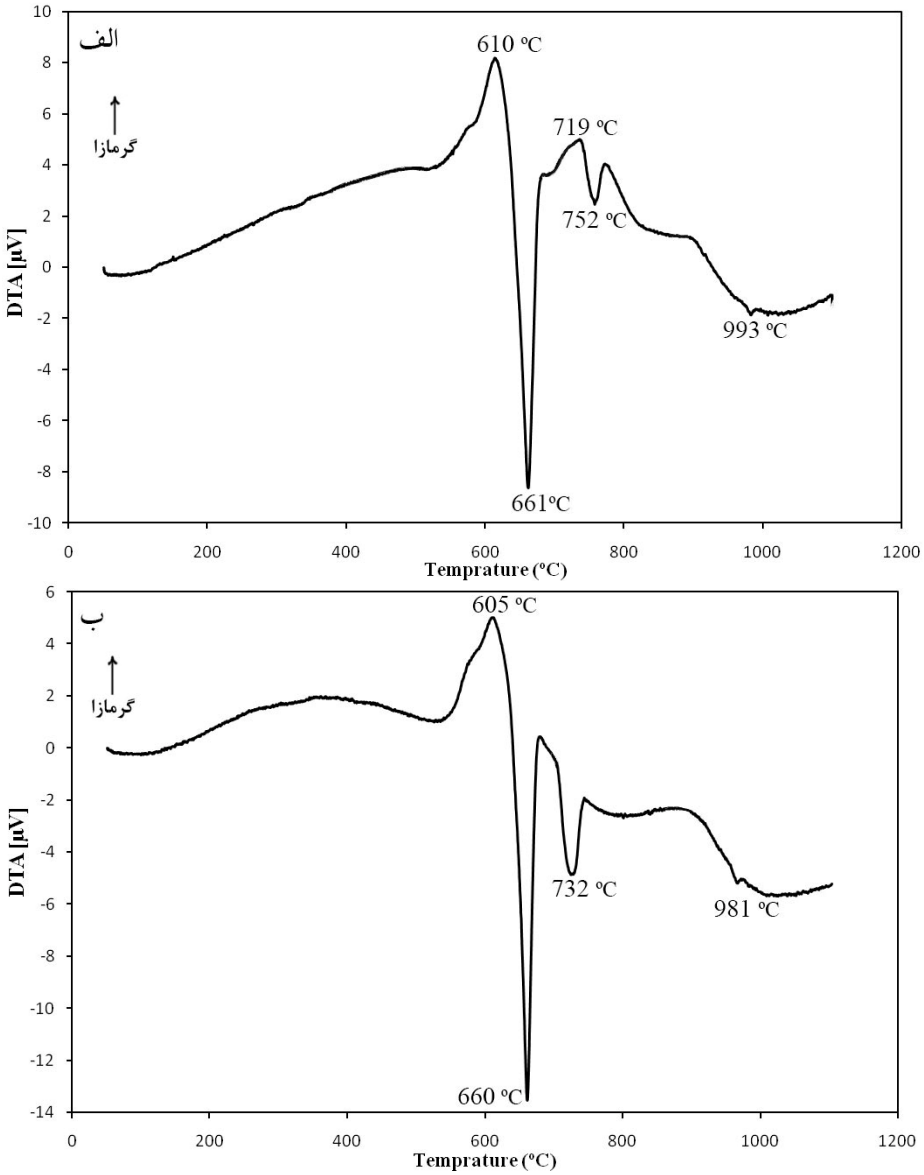
شکل ۱ الگوی پراش پرتو ایکس از مخلوط پودری C_1 و C_2 قبل و بعد از فرایند آسیاکاری را نشان می‌دهد. ملاحظه می‌گردد که به دنبال یک ساعت آسیاکاری پرانرژی واکنش احتراقی رخ نداده و هیچ ترکیب جدیدی در مورد هر دو نمونه پودری تشکیل نشده است واین با نتایج گزارش شده [۵ و۶] مبنی بر واکنش سریع بین واکنش‌دهنده‌ها در مدت زمانی کمتر تفاوت دارد که دلیل این تفاوت را می‌توان در پارامترهای آسیاکاری از جمله نوع آسیا، سرعت دورانی، نسبت وزنی گلوله به پودر و درصد نسبی واکنش دهنده‌ها و ... جستجو کرد. در این شکل تنها پیک‌های قوی از آلومینیوم به نمایش گذاشته شده و در مورد نمونه C_1 پیک‌های V_2O_5 بسیار ضعیف و در نمونه C_2 کاملاً محو شده‌اند. این موضوع ناشی از آن است که پودرهای V_2O_5 در پودرهای نرم Al به دام افتاده و پودر کامپوزیتی را تشکیل داده‌اند و یا اینکه از حالت کریستالی خارج شده و به شکل آمورف درآمده‌اند[۷]. پهن شدن پیک‌های الگوی پراش پرتو ایکس در هر دو نوع مخلوط پودری بعد از فرایند آسیاکاری نشان‌دهنده کاهش اندازه دانه ذرات Al و V_2O_5 تا حدود کمتر از ۱۰۰ نانومتر است[۸].

در شکل ۲ نتایج آنالیز حرارتی به عمل آمده بر روی نمونه‌های خام C_1 و C_2 نشان داده شده است. منحنی DTA مربوط به نمونه C_1 دارای دو پیک گرمازا (در دماهای ۷۱۹ °C، ۶۱۰ °C) و سه پیک گرماگیر (در دماهای ۹۹۳°C، ۷۵۲°C، ۶۶۱°C) و منحنی DTA مربوط به نمونه C_2 دارای یک پیک گرمازا (در دمای ۶۰۵°C) و سه پیک گرماگیر (در دماهای ۹۸۱°C، ۷۳۲°C، ۶۶۰°C) هستند در هر دو منحنی DTA بلافاصله بعد از وقوع پیک‌های گرمازا پیک‌های گرماگیر قرارگرفته‌اند و همانگونه که مشاهده می‌شود در هر دو منحنی دارای موقعیت‌های تقریباً مشابهی می‌باشند. با توجه به مشخصات فیزیکی مخلوط پودری مورد بررسی، اولین پیک گرماگیر در هر دو مورد مربوط به ذوب آلومینیوم است. در مورد سایر پیک‌ها که هر کدام مربوط به چه رخدادهای فیزیکی یا شیمیایی هستند، پس از تحلیل الگوی پراش پرتو ایکس بحث خواهد شد.



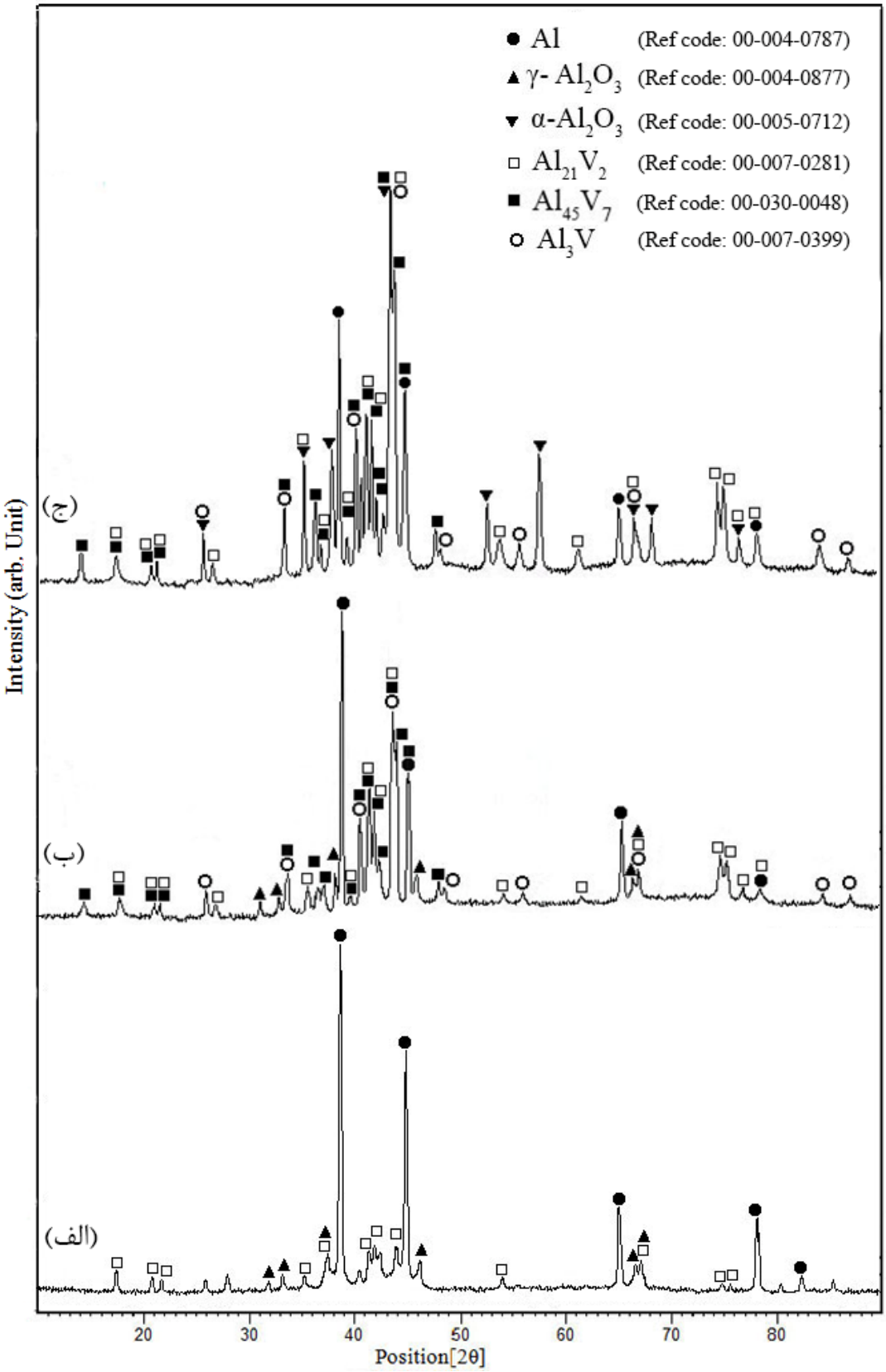
شکل ۱- الگوی پراش پرتو ایکس از مخلوط پودری نمونه‌های

الف) C_1 قبل از آسیاکاری، ب) C_1 بعد از آسیاکاری، ج) C_2 بعد از آسیاکاری

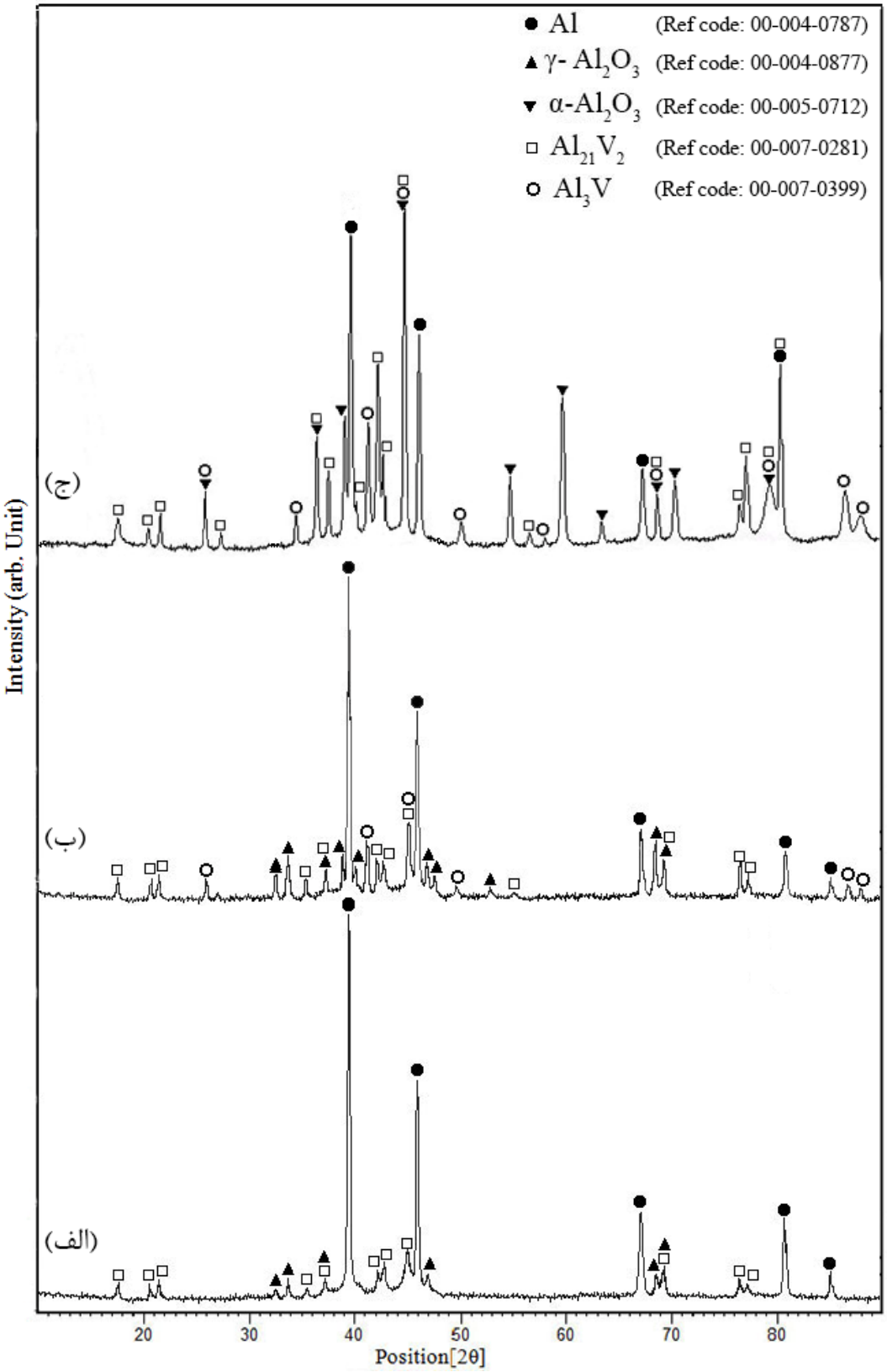


شکل ۲- منحنی آنالیز حرارتی نمونه‌های: الف) C_1، ب) C_2

شکل‌های ۳ و ۴ الگوی پراش پرتو ایکس برای نمونه‌های کامپوزیتی C_1 و C_2 که مورد تف‌جوشی در دماهای ۶۵۰°C، ۸۰۰ °C و ۱۰۰۰ °C قرار گرفته‌اند را نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود با حرارت‌دهی هر دو نمونه کامپوزیتی C_1 و C_2 تا دمای ۶۵۰°C، پیک‌های دو فاز $\gamma-Al_2O_3$ و $Al_{21}V_2$ پدیدار شده‌اند و علت آن احیای اکسید وانادیم توسط آلومینیوم جامد است که طی این واکنش Al جامد فاز V_2O_5را به وانادیم عنصری احیا نموده و وانادیم نوپا با آلومینیوم زمینه واکنش داده و ماحصل این دو واکنش متوالی فازهای اشاره شده است. بنابراین اولین پیک گرمازای موجود در منحنی DTA هر دو نمونه C_1 و C_2 مربوط به احیای آلومینوترمیک V_2O_5 خواهد بود که پس از آن به دلیل بالا بودن ضریب نفوذ وانادیم در آلومینیوم در نزدیکی دمای ذوب آلومینیوم، اتم‌های وانادیم نوپا در آلومینیوم نفوذ کرده و ترکیب بین‌فلزی $Al_{21}V_2$ را تشکیل می‌دهد[۹]. در الگوی پراش مربوط به این دما برای هر دو نمونه هیچ پیکی مربوط به اکسیدهای وانادیم مشاهده نشد.

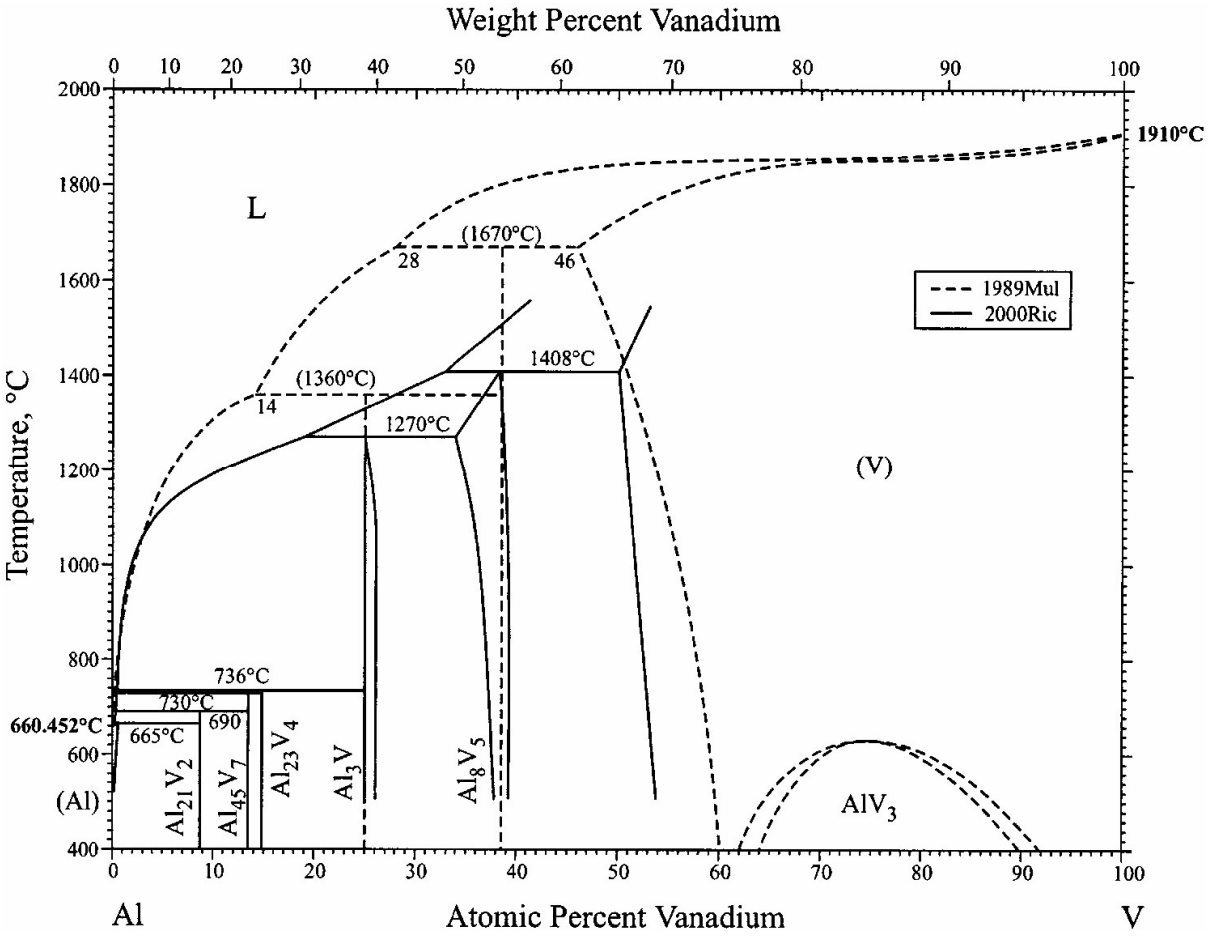


شکل ۳- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه کامپوزیتی C_1 بعد از تف‌جوشی



شکل ۴- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه کامپوزیتی C_2 بعد از تف‌جوشی در دماهای الف) ۶۵۰°C ب) ۸۰۰°C ج) ۱۰۰۰°C در دماهای الف) ۶۵۰°C ب) ۸۰۰°C ج) ۱۰۰۰°C

با تف‌جوشی نمونه C_1 تا دمای ۸۰۰°C علاوه بر پیک‌های γ-Al_2O_3 و $Al_{21}V_2$ پیک‌های جدید $Al_{45}V_7$ و Al_3V پدیدار شده‌اند. با توجه به مشخصات فیزیکی و دیاگرام سیستم دوتایی Al-V (شکل ۵) فازهای غنی از آلومینیوم ($Al_{21}V_2$، $Al_{45}V_7$ و $Al_{23}V_4$) در دیاگرام تعادلی این سیستم تا دمای ۷۳۶°C پایدار هستند و در بالاتر از این دما با وقوع تحول پری‌تکتیکی به فاز مذاب و Al_3V تبدیل می‌شوند[۱۰و۱۱]. بنابراین می‌توان دومین پیک گرمازا در منحنی DTA نمونه C_1 را ناشی از واکنش احیایی اکسیدهای پایین‌تر وانادیم توسط آلومینیوم مذاب و دومین پیک گرماگیر را ناشی از ذوب ترکیبات بین‌فلزی در حین گرم‌کردن این نمونه به حساب آورد. روشن است که با افزایش دما مقدار بیشتری از اتم‌های وانادیم در فاز آلومینیوم نفوذ کرده و $Al_{45}V_7$ را که نسبت به $Al_{21}V_2$ حاوی وانادیم بیشتری است تشکیل می‌دهد. با اندکی افزایش دما این دو فاز ناپایدار شده و تنها مدت کمی بعد از تشکیل این فازها، در دمای بالاتر شروع به ذوب شدن می‌کنند. فازهای غنی از آلومینیوم ذوب شده با اکسیدهای پایین‌تر وانادیم واکنش داده و فاز Al_3V را تشکیل می‌دهد. بنابراین در حین سرد شدن تعادلی نمونه‌ها دو فاز $Al_{45}V_7$ و $Al_{21}V_2$ طی تحول پریتکتیکی مجددا تشکیل می‌شوند[۹] و در نهایت ساختار نمونه کامپوزیتی تف‌جوشی شده در دمای ۸۰۰°C متشکل از فازهای اشاره شده در الگوی پراش مربوط به این دماست.

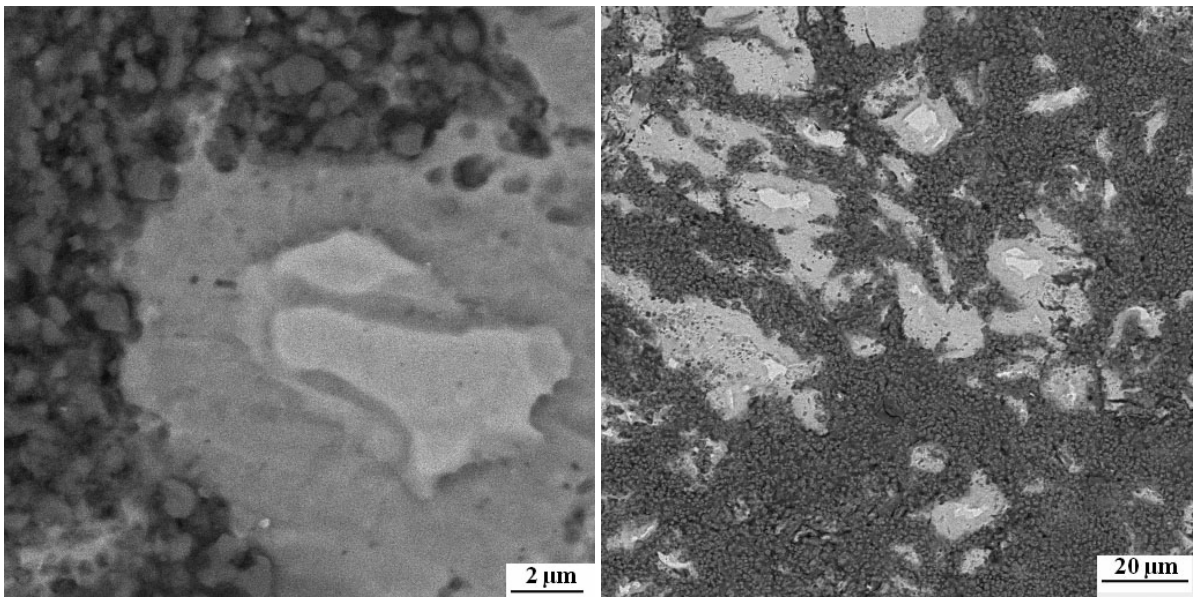


شکل ۵- دیاگرام فازی دوتایی Al-V

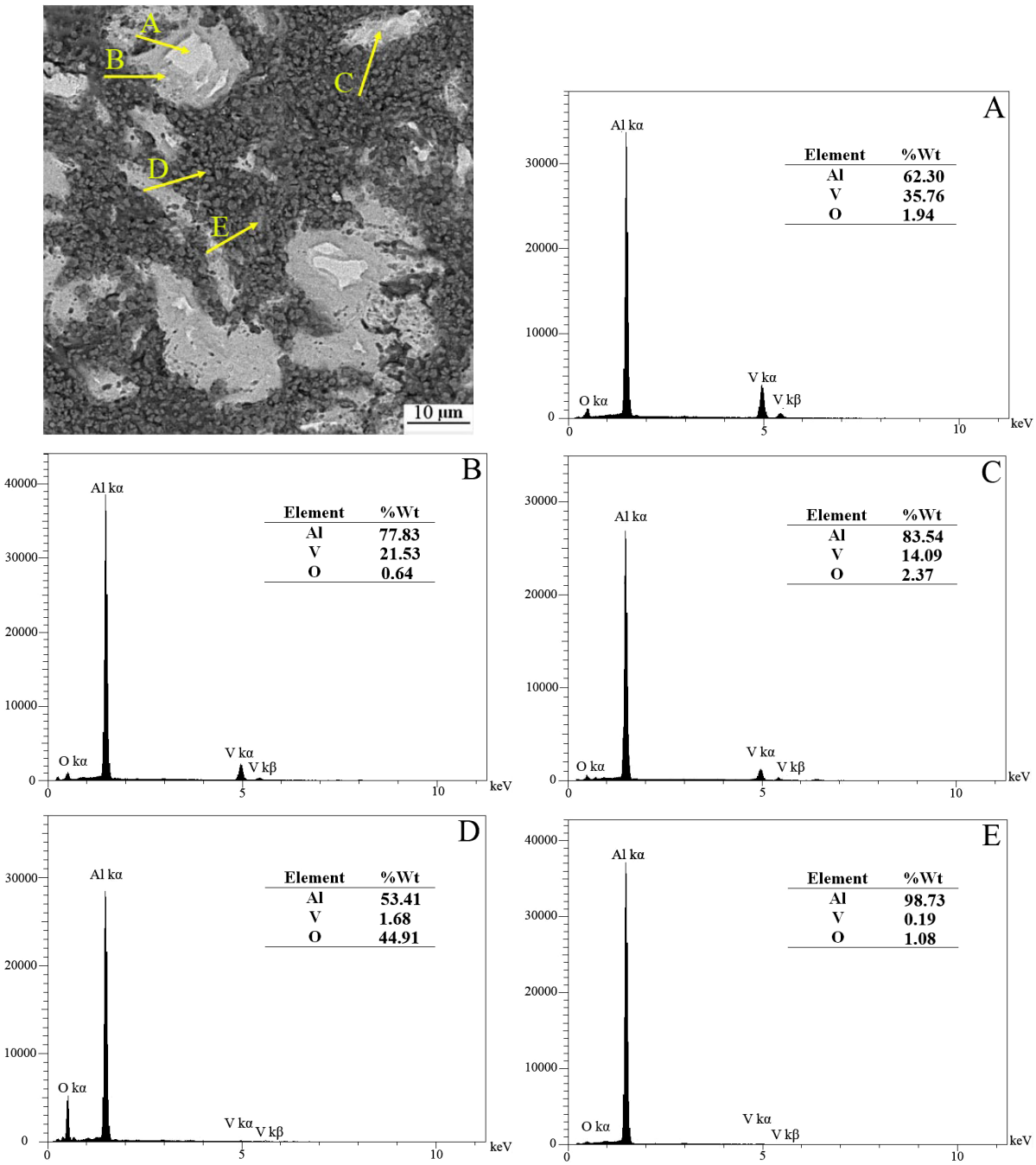
پس از تف‌جوشی نمونه C_2 در دمای ۸۰۰°C تنها پیک‌های فاز Al_3V اضافه شده‌اند که مشابه به آنچه در بند قبل بـه آن اشـاره شد، در این نمونه فاز Al_3V با افزایش دما و بعد از ذوب شدن فاز غنی از آلومینیوم، از واکنش بین $Al_{21}V_2$ و اکسیدهای وانادیم با ظرفیت پایین‌تر تشکیل می‌شود. علاوه بر این شدت نسبی پیک‌های γ-Al_2O_3 و $Al_{21}V_2$ نیز بخاطر احیای بیشتر اکـسیدهای وانادیم افزایش یافته است.

نتایج الگوی پراش پرتو ایکس از نمونه‌های کامپوزیتی C_1 و C_2 که تحت تـف‌جوشـی در دمـای ۱۰۰۰°C قـرار گرفتنـد نـشان می‌دهد که علاوه بر افزایش شدت نسبی پیک‌های موجود نسبت به دمای پایین‌تر پیک‌های فاز γ-Al_2O_3حـذف و پیــک‌هـای جدید α-Al_2O_3 نمایان شده‌اند. α-Al_2O_3 پایدارترین شکل آلوتروپیک از اکسیدهای آلومینیوم بوده که با گرم‌کردن γ-Al_2O_3 تا نزدیکی دمای ۱۰۰۰°C بوجود می‌آید[۱۲]. افزایش شدت پیک‌های ترکیبات بین فلزی و سرامیکی به موازات افزایش دما بیـانگر کامل‌شدن احیای اکسیدهای وانادیم در مراحل مختلف می‌باشد. حضور پیک گرماگیر ضعیف در منحنی DTA مربوط به هـر دو نمونه کامپوزیتی C_1 و C_2 در دماهای ۹۹۳°C و ۹۸۱°C نیز بیانگر عبور از خط لیکوئیدوس دیاگرام دوتایی Al-V است که تغییر شیب ناگهانی هر دو منحنی نیز مؤید این موضوع می‌باشد[۱۳].

تصاویر میکروسکوپ الکترونی نمونه‌های کامپوزیتی C_1 بعد از تف‌جوشی در دمای ۱۰۰۰°C در شکل ۶ نمایش داده شده اسـت. همانطور که ملاحظه می‌شود جزیره‌هایی با رنگ‌های روشن در زمینه قرار دارند که ذرات تیره رنگ آن‌ها را احاطه کرده‌اند. نتایج آنالیز EDS در شکل۷ نشان داده شده است که تطابق خوبی با فازهای تشخیص داده شده در الگـوی پـراش پرتـو ایکـس دارد. رنگ‌های روشن مربوط به انواع ترکیبات بین‌فلزی Al-V هستند.



شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه کامپوزیتی C_1 پس از تف‌جوشی در دمای ۱۰۰۰ °C با بزرگنمایی‌های مختلف



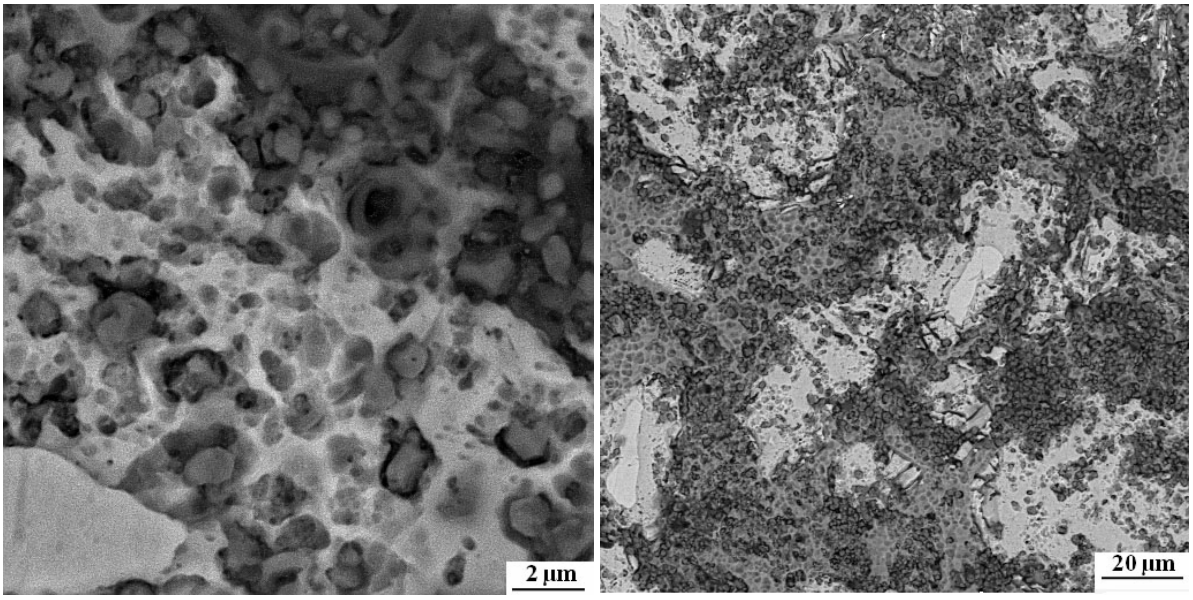
شکل ۷- آنالیز EDSاز فازهای موجود در نمونه کامپوزیتی C_2 پس از تف‌جوشی در دمای ۱۰۰۰°C

(A: Al_3V, B: $Al_{45}V_7$, C: $Al_{21}V_2$, D: α-Al_2O_3, E: Al)

در نمونه کامپوزیتی C_1 مناطقی که رنگ روشن‌تری دارند و در مرکز جزیره‌ها قرار گرفته‌اند فاز Al_3V با ساختار کریستالی تتراگونال هستند (مشخص شده با حرف A) و نواحی با رنگ خاکستری که پیرامون Al_3V را فراگرفته‌اند طبق نتایج آنالیز EDS ترکیب بین فلزی $Al_{45}V_7$ تشخیص داده شدند (مشخص شده با حرف B). به علت نزدیک بودن درصد مقدار وانادیم در دو فاز $Al_{45}V_7$ و $Al_{21}V_2$ اختلاف درجه رنگ آشکاری بین آن‌ها وجود ندارد و با توجه به نتایج آنالیز EDS ناحیه مربوط به این فاز که

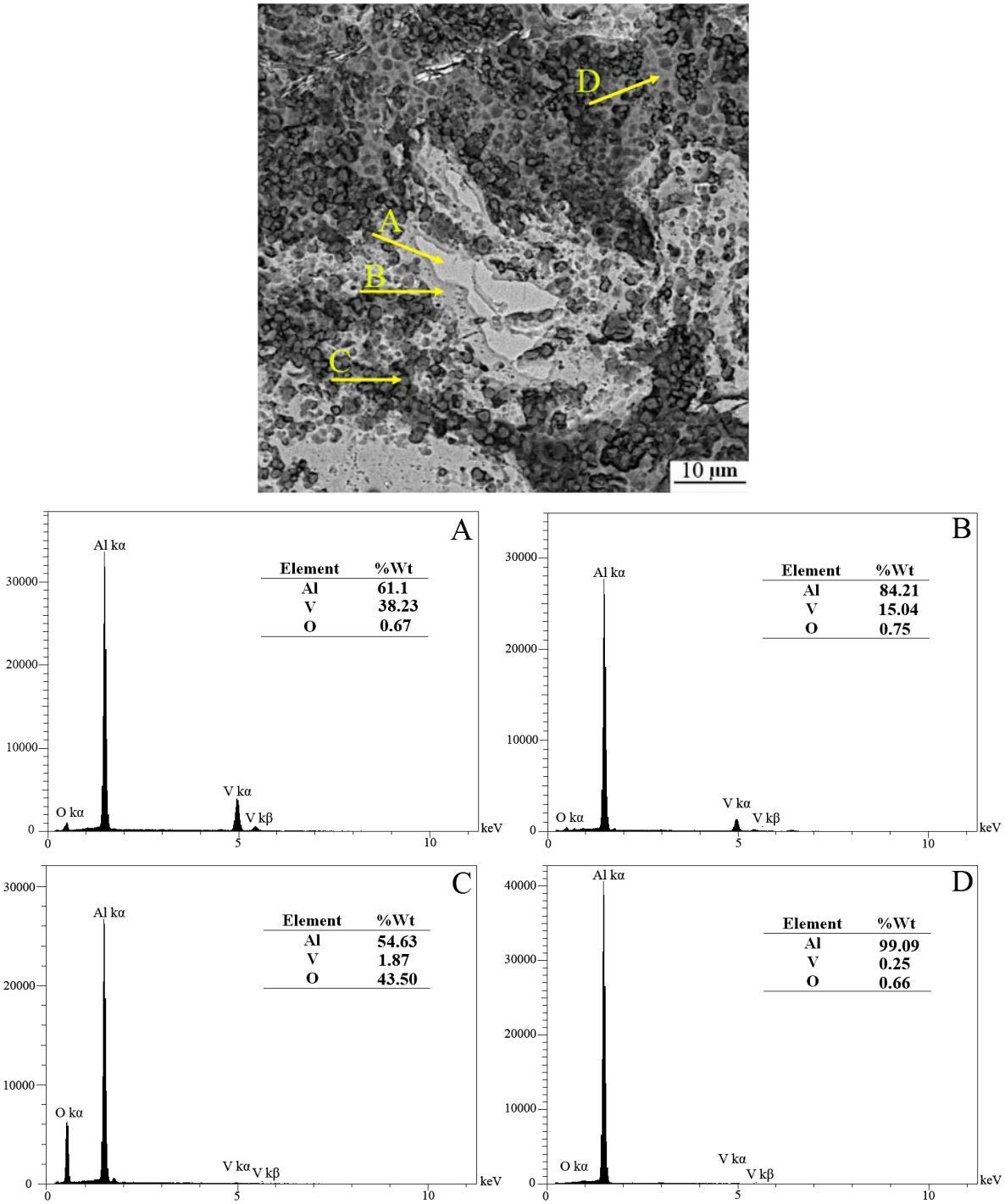
کمترین درصد وانادیم را نیز دارد نشان داده شده است (مشخص شده با حرف C). ذرات تیره رنگ که اندازه آن‌ها نیز کوچکتر از ۲ میکرون است، ذرات α-Al_2O_3 هستند که در زمینه آلومینیومی و بعضاً مقادیر کمی در زمینه بین‌فلزی $Al_{45}V_7$ به دام افتاده‌اند. ترکیبات غنی از آلومینیوم در حین گرم کردن و بعد از عبور از نقطه پری‌تکتیکی ذوب شده و با افزایش دما بر سیالیت آن افزوده شده و از طریق کانال‌های موئینه بین ذرات سرامیکی این ذرات را در بر می‌گیرند، بدین ترتیب مقدار کمی از ذرات α-Al_2O_3 در زمینه بین‌فلزی حبس می‌شوند.

تصاویر میکروسکوپی نمونه کامپوزیتی C_2 بعد از تف‌جوشی در دمای ۱۰۰۰°C در شکل ۸ نمایش داده شده است. بر خلاف تصاویر میکروسکوپی نمونه C_1 حضور فاز آلومینیومی به خوبی مشهود است. مشابه نمونه C_1 و طبق نتایج آنالیز EDS، فازی که با رنگ روشن در داخل جزیره‌ها واقع شده Al_3V، و نواحی که اطراف این فاز را در برگرفته‌اند مربوط به فاز $Al_{21}V_2$ می‌باشد. ذرات تیره رنگ نیز همان فاز سرامیکی α-Al_2O_3 هستند که در زمینه آلومینیومی و بین‌فلزی $Al_{21}V_2$ توزیع شده‌اند.



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه کامپوزیتی C_2 پس از تف‌جوشی در دمای ۱۰۰۰ °C با بزرگنمایی‌های مختلف

همان‌طور که دیده می‌شود ذرات فاز α-Al_2O_3 پراکندگی بیشتری در فاز $Al_{21}V_2$ در نمونه C_2 نسبت به فاز $Al_{45}V_7$ در نمونه C_1 دارند، دلیل این امر را می‌توان تفاوت در شبکه کریستالی این دو فاز و خاصیت ترشوندگی بیشتر فاز γ-Al_2O_3 توسط $Al_{21}V_2$ مذاب دانست. دو فاز $Al_{21}V_2$، γ-Al_2O_3 از لحاظ شبکه کریستالی هر دو دارای ساختار مکعبی هستند بنابراین نسبت به فاز $Al_{45}V_7$ که دارای شبکه کریستالی مونوکلینیک است، خاصیت ترشوندگی بهتری با یکدیگر نشان می‌دهند. مذاب $Al_{21}V_2$ بر اساس خاصیت موئینگی ذرات γ-Al_2O_3 را فرا گرفته و طی سرد شدن نمونه و انجام تحول پری‌تکتیکی این ذرات سرامیکی به دام می‌افتند. لازم به ذکر است که فاز γ-Al_2O_3 با حرارت دادن تا دمای ۱۰۰۰ °C به فاز پایدار α-Al_2O_3 تبدیل می‌شود[۷].



شکل ۹- آنالیز EDS از فازهای موجود در نمونه کامپوزیتی C_2 پس از تف‌جوشی در دمای ۱۰۰۰°C

(A: Al_3V, B: $Al_{21}V_2$, C: α-Al_2O_3, D: Al)

با توجه به تعدد فازهای موجود در هر دو نمونه آنالیز تصویری با استفاده از نرم افزار کلمکس، جهت تعیین کسر فازها صورت گرفت که نتایج آن بدون در نظرگرفتن تخلخل‌ها در جدول ۲ ارائه شده است. همانطور که دیده می‌شود در نمونه C_2 به دلیل درصد نسبی کمتر اکسید وانادیم مقدار α-Al_2O_3 کمتری در نتیجه احیا تشکیل شده است.

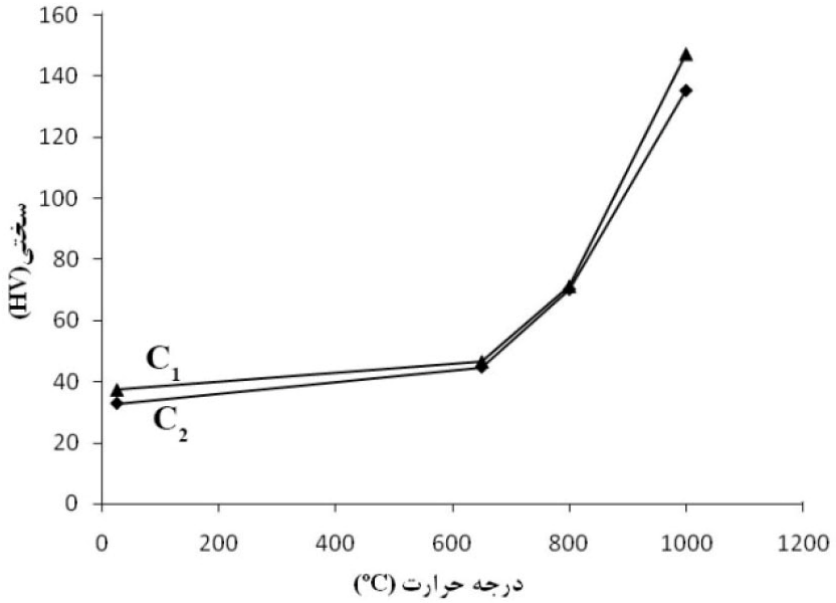
جدول ۲- درصد تقریبی فازهای موجود در نمونه‌های C_1 و C_2

درصد فاز	α-Al_2O_3	$Al_{21}V_2$	$Al_{45}V_7$	Al_3V	Al
نمونه C_1	۵۹/۷	۴/۲	۲۶/۵	۳/۶	۴/۱
نمونه C_2	۳۸/۶	۲۸/۷	۰	۲/۸	۲۹/۲

نمودار سختی نمونه‌های کامپوزیتی بر حسب دمای تف‌جوشی در شکل ۱۰ نشان داده شده است. طبق انتظار با افزایش دمای تف‌جوشی میزان سختی نمونه‌ها نیز افزایش می‌یابد. ملاحظه می‌شود که بیشترین تغییرات سختی برای هر دو نمودار در حد فاصل دمایی بین ۸۰۰°C تا ۱۰۰۰°C رخ داده است، دلیل آن را می‌توان احیای بیشتر اکسیدهای وانادیم و افزایش کسر حجمی ترکیبات سرامیکی و بین‌فلزی بخصوص فاز Al_3V دانست. فاز Al_3V بین ترکیبات آلومینیوم-وانادیم دارای خواص مکانیکی مطلوب‌تری می‌باشد. سختی نمونه آلومینیوم خالص تف‌جوشی شده در دمای ۶۵۰°C نیز ۲۸/۴ ویکرز اندازه‌گیری شد.

جدول ۳- سختی نمونه‌های C_1 و C_2 بعد از تف جوشی در دماهای مختلف

دمای تف‌جوشی (°C)	سختی نمونه C_1 (ویکرز)	سختی نمونه C_2 (ویکرز)
نمونه خام (دمای محیط)	۳۷/۳	۳۲/۸
۶۵۰	۴۶/۵	۴۴/۷
۸۰۰	۷۱/۲	۷۰/۲
۱۰۰۰	۱۴۷/۱	۱۳۵/۴



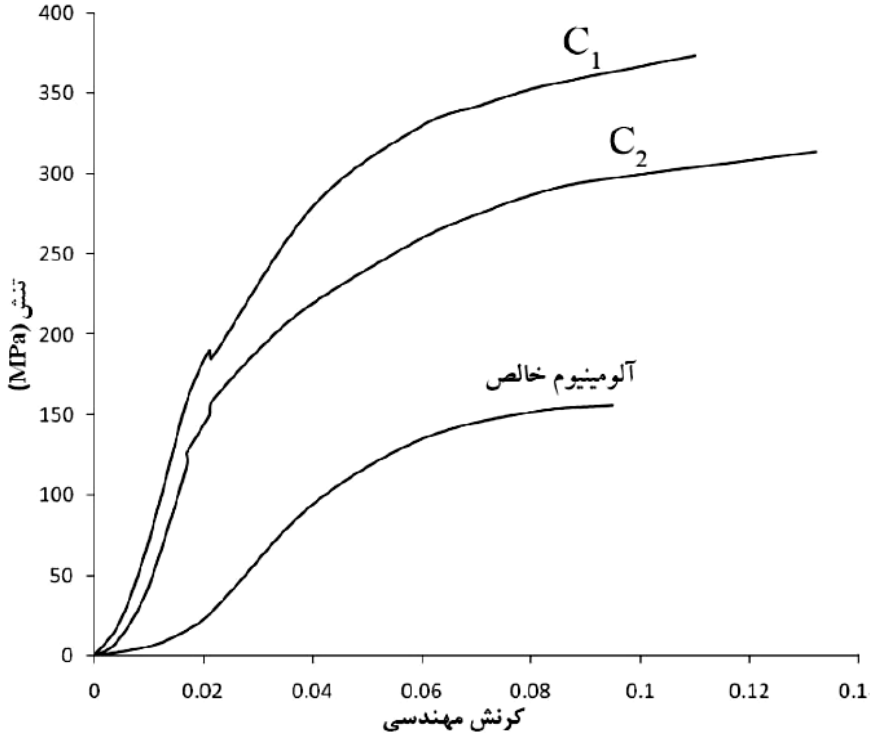
شکل ۱۰- نمودار سختی نمونه‌های C_1 و C_2 بر حسب دمای تف‌جوشی

شکل ۱۱ منحنی تنش- کرنش فشاری مهندسی در دمای محیط برای نمونه‌های کامپوزیتی C_1 و C_2 پس از تف‌جوشی در دمای ۱۰۰۰°C و نمونه آلومینیومی خالص تف‌جوشی شده در دمای ۶۵۰°C به مدت زمان ۶۰ دقیقه را نشان می‌دهد. همان‌طور

که مشاهده می‌شود نمونه کامپوزیتی C_2 میزان استحکام فشاری کمتر و کرنش بیشتری نسبت به نمونه C_1 از خود نشان می‌دهد. در کامپوزیت‌ها تنش اعمالی بین فاز زمینه و تقویت‌کننده تفکیک می‌شود و سهم زیادی از آن بوسیله ذرات تقویت‌کننده تحمل می‌شود[۱۴]. بنابراین با توجه به اینکه کسر حجمی ذرات سرامیکی و بین‌فلزی در نمونه C_2 از نمونه C_1 کمتر است طبیعتاً مقدار استحکام کمتر و انعطاف بیشتری خواهد داشت. مشاهده می‌شود که استحکام و انعطاف‌پذیری نمونه‌های کامپوزیتی نسبت به آلومینیوم خالص مقدار قابل ملاحظه‌ای بیشتر است. دلیل این اختلاف را علاوه بر تاثیر تقویت‌کننده‌ها می‌توان ناشی از تف‌جوشی در حضور فاز مذاب در نمونه‌های کامپوزیتی دانست.

جدول ۴- میزان استحکام و کرنش فشاری نمونه‌های کامپوزیتی تف‌جوشی شده در دمای ^oC ۱۰۰۰ و آلومینیوم خالص تف‌جوشی شده در دمای ^oC ۶۵۰

نمونه	دمای تف‌جوشی (^oC)	استحکام فشاری (MPa)	کرنش مهندسی (٪)
نمونه C_1	۱۰۰۰	۳۷۴	۱۱/۱
نمونه C_2	۱۰۰۰	۳۱۴	۱۳/۲
آلومینیوم خالص	۶۵۰	۱۵۶	۹/۵



شکل ۱۱- منحنی تنش- کرنش مهندسی در دمای محیط برای نمونه‌های کامپوزیتی C_1 و C_2 پس از تف‌جوشی در دمای ^oC۱۰۰۰ و نمونه آلومینیومی خالص تفجوشی شده در دمای ^oC۶۵۰

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش کامپوزیت $Al/(Al_2O_3+Al_xV_y)$ از طریق فرایند تف‌جوشی واکنشی Al و V_2O_5 با موفقیت انجام شد. تعدادی

از نتایج حاصل از آزمون‌های DTA، XRD، SEM و همچنین سختی‌سنجی و فشار بر روی کامپوزیت تولید شده در زیر آمده است:

۱) در مورد نمونه کامپوزیتی C_1 (Al- 22.93wt% V_2O_5) دو پیک گرمازا در منحنی DTA مشاهده شد. پیک گرمازای اول مربوط به احیای V_2O_5 توسط آلومینیوم جامد و تشکیل فاز γ-Al_2O_3، پیک گرمازای دوم مربوط به احیای سایر اکسیدهای وانادیم توسط آلومینیوم مذاب و تشکیل γ-Al_2O_3 و $Al_{45}V_7$ تشخیص داده شد. فازهای موجود پس از تف‌جوشی این نمونه در دمای ۱۰۰۰°C عبارتند از: $Al_{21}V_2$، $Al_{45}V_7$، Al_3V، α-Al_2O_3 و مقدار کمی آلومینیوم در زمینه

۲) در مورد نمونه کامپوزیتی (C_2Al-15.78wt%V_2O_5) یک پیک گرمازا در منحنی DTA مشاهده شد. این پیک ناشی از تشکیل γ-Al_2O_3 در اثر احیای V_2O_5 توسط آلومینیوم جامد تشخیص داده شد. البته با افزایش دما در اثر کامل شدن واکنش احیا در حضور فاز مذاب، کسر حجمی تقویت‌کننده‌های اکسید آلومینیوم و بین فلزی Al-V نیز افزایش می‌یابد. فازهای موجود پس از تف‌جوشی این نمونه در دمای ۱۰۰۰°C عبارتند از: $Al_{21}V_2$، Al_3V، α-Al_2O_3 و آلومینیوم در زمینه

۳) سختی نمونه‌کامپوزیتی C_1 نسبت به C_2 در دماهای مختلف تف‌جوشی بیشتر بوده اما میزان اختلاف زیادی وجود ندارد که دلیل آن را می‌توان ناشی از تخلخل بیشتر نمونه C_1 در اثر کمتر بودن مقدار آلومینیوم زمینه و در نتیجه کمتر شدن میزان نفوذ مذاب این فاز به درون تخلخل‌ها در حین تف‌جوشی نمونه دانست.

۴) میزان استحکام و کرنش فشاری هر دو نمونه C_1 و C_2 نسبت به آلومینیوم خالص افزایش قابل توجهی را نشان می‌دهد. دلیل این امر را می‌توان ناشی از حضور ذرات تقویت‌کننده سرامیکی و بین‌فلزی Al-V و همچنین تف‌جوشی نمونه‌های کامپوزیتی با وجود فاز مذاب آلومینیوم دانست.

مراجع

[1] B. S. B. Reddy, Karabi Das, Siddhartha Das, "A review on the synthesis of in situ aluminum based composites by thermal, mechanical and mechanical–thermal activation of chemical reactions", J Mater Sci, Vol. 42, pp 9366–9378, (2007).

[2] k. Chawla, "Composite Materials Science and Engineering", 4th Edition, Dep of Materials and Metallurgical Engineering, New Mexico Socorro, pp.4-24, (1989).

[3] G. B. Schaffe, B. J. Hall, "The Influence of the Atmosphere on the Sintering of Aluminum", Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 33, pp 3279-3284, (2002).

[4] C. Zhong-Chun, T. Takenobu, I. Keisuke, "Microstructural evolution of reactive-sintered aluminum matrix composites", Composites Science and Technology, Vol. 68, pp. 2245–2253, (2008).

[5] H. Yang, P. G. McCormic, "Mechanochemical Reduction Of V_2O_5", journal of solid state chemistry, Vol. 110, pp. 136-141, (1994).

[6] Yazdian, N., Karimzadeh, F., Enayati, M. H., "In situ fabrication of Al_3V/Al_2O_3nanocomposite through mechanochemical synthesis and evaluation of its mechanism", Advanced Powder Technology, Vol. 24,pp. 106-112, (2013).

[7] K. Woo, J. Kim, E. Kwon, M. Moon, H. Lee, T. Sato, Z. Liu, "Fabrication of Al Matrix Composite Reinforced with Submicrometer-Sized Al_2O_3 Particles Formed by Combustion Reaction between HEMM Al and V_2O_5 Composite Particles during Sintering", Met. Mater. Int., Vol. 16, No. 2, pp. 213-218, (2010).

[8] C. Suryanarayana, "Mechanical alloying and milling", Progress in Materials Science, pp 68, 2001.

[9] D. L. Zhang, G. Adam, and A. G. Langdon, "Phase and microstructural evolution during heating of mechanically milled Al/V_2O_5 composite powders",Materials Science and Technology, Vol. 18,pp 901-907, (2002).
[10] B. Huber, "Phase Diagram Investigations in the Ternary Systems Al-Co-Si and Al-Si-V ", Ph.D. Thesis, Vienna university, Germany, pp. 26-27,(2010).
[11] H. Okamoto, "Al–V (Aluminum–Vanadium)", Journal of Phase Equilibria, Vol. 22, pp 86, (2001).
[12] T. T. Ai, "microstructure and mechanical propertices of in situ Al_2O_3/TiAl composites by exothermic dispersion method", Acta Metall. Sin.(Engl. Lett.), Vol. 21, pp.437-443, (2008).
[13] T. Hatakeyama, Zhenhai Liu, "Handbook of Thermal Analysis", John Wiley & Sons Ltd, (1998).
[14] Z. RazaviHesabi, H. R. Hafizpour and A. Simchi, "An investigation on the compressibility of aluminum/nano-alumina composite powder prepared by blending and mechanical milling", Materials Science and Engineering A, Vol. 454, pp 89-98, (2007).