

بررسی اثر زمان آسیاکاری و دمای تفجوشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت

Al/SiC تولید شده به روش متالورژی پودر

نقیسه طلاوری^۱، خلیل الله قیصری^{۲*} و محسن ریحانیان^۳

چکیده

امروزه کامپوزیت‌های زمینه فلزی به خاطر خواص مکانیکی و مقاومت به سایش مناسب، توجه زیادی را به خود معطوف کرده است. در این تحقیق، تاثیر زمان آسیاکاری و دمای تفجوشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات SiC مورد بررسی قرار گرفت. پودرهای آلومینیوم و کاربید سیلیسیوم، در زمان‌های متفاوت 0/5، 1، 2، 4 و 8 ساعت، تحت اتمسفر گاز آرگون با نسبت حجمی 20 درصد فاز تقویت کننده در آسیای گلوله‌ای سیاره‌ای، آسیاکاری شدند. سپس مخلوط به دست آمده در فشار 500 مگاپاسکال در دمای محیط به صورت سرد فشرده و به شکل‌های قرص و استوانه تولید شد. با بررسی خواص ریزساختاری نمونه‌ها، زمان بهینه آسیاکاری تعیین شد. پس از تعیین زمان مناسب آسیاکاری، نمونه‌ها در کپسول‌های کوچکی محبوس و به مدت 1 ساعت در دماهای 400، 450، 500، 550 و 600 درجه سانتی‌گراد تفجوشی شدند. به منظور بررسی مورفولوژی و توزیع ذرات تقویت کننده در زمینه، از میکروسکوپ الکترونی روبشی و برای بررسی خواص مکانیکی و تریبولوژیکی کامپوزیت‌ها از آزمون سختی‌سنجی و سایش استفاده شد. نتایج نشان داد که زمان بهینه برای آسیاکاری 8 ساعت و دمای بهینه تفجوشی 600°C است. همچنین نتایج نشان داد که با افزایش دمای تفجوشی، سختی، چگالی و مقاومت به سایش افزایش می‌یابد.

واژه‌های کلیدی: آسیاکاری مکانیکی، زمان آسیاکاری، دمای تفجوشی، مقاومت سایشی، کامپوزیت Al/SiC

1- دانشجوی کارشناسی ارشد رشته شناسایی و انتخاب مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، دانشکده مهندسی، گروه مهندسی مواد.
2- استادیار، دانشگاه شهید چمران اهواز، دانشکده مهندسی، گروه مهندسی مواد.
3- دانشیار، دانشگاه شهید چمران اهواز، دانشکده مهندسی، گروه مهندسی مواد.
* نویسنده مسئول مقاله: khgheisari@scu.ac.ir

پیشگفتار

روی هم رفته، یک کامپوزیت، مخلوطی از دو یا چند ماده گوناگون است که همراه با حفظ خصوصیات فیزیکی و شیمیایی اجزای خود، در مجموع از خواص بهتری نسبت به هر یک از اجزا تشکیل دهنده اش برخوردار است. بر مبنای یک تقسیم بندی، کامپوزیت‌ها به سه دسته کامپوزیت‌های زمینه فلزی، کامپوزیت‌های زمینه پلیمری و کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی تقسیم بندی می‌شوند. از این میان، کامپوزیت‌های زمینه فلزی به خاطر خواص مکانیکی و مقاومت به سایش خوب، توجهی زیاد را به خود معطوف کرده است [1].

از میان همه کامپوزیت‌های زمینه فلزی، آلومینیوم به خاطر چگالی پایین، چقرمگی بالا، و مقاومت به خوردگی، گسترده‌ترین استفاده را به عنوان فاز زمینه دارد. در سال‌های اخیر، ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به روش‌های گوناگون مورد توجه پژوهشگران قرار گرفته است [2-15]. در این کامپوزیت‌ها، ذرات سرامیکی اغلب به عنوان تقویت کننده مورد استفاده قرار می‌گیرد. از میان ذرات سرامیکی، Al_2O_3 و SiC بیش‌ترین استفاده را به خود اختصاص داده است. مقاومت به سایش آلومینیوم می‌تواند با افزودن این ذرات سرامیکی افزایش یابد. این کامپوزیت‌ها برای افزایش مقاومت حرارتی و مقابله با تنش‌های حرارتی بالا [2و3] و همچنین، افزایش مقاومت به سایش [5و6] تولید شده است. افزون بر SiC و Al_2O_3 ، ذرات تقویت کننده دیگری نظیر TiC [7]، TiB_2 [8] و B_4C [9] در سال‌های اخیر مورد توجه پژوهشگران قرار گرفته است.

در میان ذرات تقویت کننده، SiC جایگاهی ویژه دارد. گزارش‌های علمی نشان داده اند که استفاده از این جزء تقویت کننده، باعث افزایش در مدول یانگ و استحکام کششی کامپوزیت [10-14]، مقاومت به خستگی [12،14،15]، افزایش سختی [12،16 و 10] و افزایش در رفتار سایشی [17] می‌شود. اما چکش خواری و چقرمگی کامپوزیت‌ها را کاهش می‌دهد [10 و 11]. با توجه به ویژگی‌های یاد شده، این کامپوزیت‌ها می‌تواند در صنایع هوافضا، اتومبیل‌سازی، صنایع نظامی و تولیدات غیرنظامی مورد استفاده قرار گیرد.

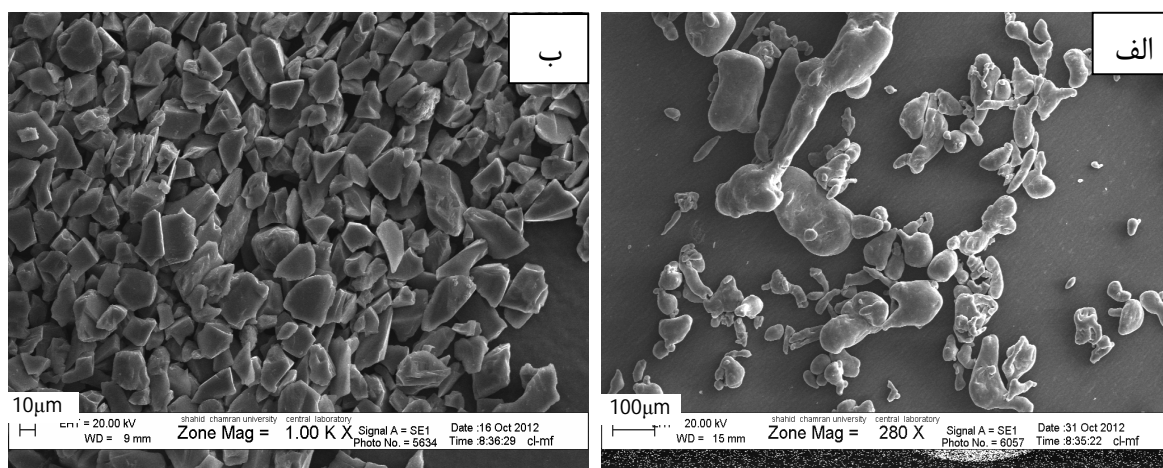
در بین روش‌های گوناگون تولید کامپوزیت‌ها، متالورژی پودر یکی از برجسته‌ترین روش‌های تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی بشمار می‌رود. از مزیت‌های روش متالورژی پودر می‌توان به امکان تولید کامپوزیت‌هایی اشاره کرد که به روش‌های دیگر قابل تولید نیست (مثل کامپوزیت (Ti/SiC) [2]. یکنواختی در توزیع ذرات تقویت کننده، توانایی تولید نمونه‌هایی با هندسه‌ای نزدیک به شکل نهایی و قیمت پایین از دیگر مزیت‌های این روش بشمار می‌رود [2].

در این مطالعه کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با 20 درصد حجمی SiC به روش متالورژی پودر تولید شد. ریزساختار نمونه‌های تولیدی به صورت تابعی از زمان آسیاکاری، همچنین سختی و مقاومت به سایش به صورت تابعی از دمای تف جوشی مورد بررسی قرار گرفت.

روش آزمایش

برای انجام فرآیند آسیاکاری، پودرهای آلومینیوم و کاربید سیلیسیم مورد استفاده قرار گرفت. پودر آلومینیوم با خلوص 99/99% با میانگین اندازه ذرات 100 میکرومتر با اشکالی نامنظم و پودر کاربید سیلیسیم با میانگین اندازه ذرات 50 میکرومتر با توزیع اندازه ذراتی محدود و اشکالی تقریباً مشابه با سطوح خارجی تخت استفاده شد. ریخت شناسی پودرها در شکل 1 نشان داده شده است. مخلوط و در زمان‌های 0/5، 1، 2، 4 و 8 ساعت با نسبت وزنی گلوله به پودر 15 به 1 در اتمسفر گاز آرگون آسیا شد. بمنظور جلوگیری از جوش سرد بین ذرات پودر، از مخلوط استنارات روی (0/2 درصد وزنی) به عنوان کنترل کننده فرایند¹ استفاده شد. بمنظور شناسایی فازهای موجود در محصول پس از مرحله آلیاژسازی مکانیکی و پیش از فشرده سازی، از روش پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده شد.

¹ - Process Control Agent (PCA)



شکل ۱- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودرهای اولیه الف) آلومینیوم، ب) کاربید سیلیسیم.

تفجوشی گردید. آزمون سایش روی نمونه‌های تفجوشی شده زیر بار 10N در طی مسافت 1000 m و با سرعت 0/1m/s انجام شد. برای انجام این آزمون از روش پین روی دیسک استفاده شد؛ به گونه ای که نمونه‌های کامپوزیتی با قطر 10mm به عنوان پین و فولاد کروم-مولیبدن دار با سختی 80 راکول سی به عنوان دیسک بکار گرفته شد. نمونه‌ها پیش از آزمون و پس از آن، وزن شدند و مقدار کاهش وزن برای هر نمونه با دقت 0/001 گرم اندازه‌گیری شد.

نتایج و بحث

تعیین زمان بهینه آسیاکاری

بررسی ریزساختار

در این پژوهش برای ارزیابی ریزساختار نمونه‌های کامپوزیتی در زمان‌های گوناگون آسیاکاری، از میکروسکوپ الکترونی روبشی استفاده شد. شکل 2 تصاویر SEM کامپوزیت Al/20%SiC را در زمان‌های گوناگون آسیاکاری نشان می‌دهد. با بررسی تصاویر مشاهده می‌شود که با افزایش زمان آسیاکاری تا 1 ساعت، توزیع ذرات ناپیکنواخت‌تر شده است؛ به گونه ای که مناطق خالی از ذرات² و مناطقی از تجمع ذرات افزایش یافته است. پس از

پودرهای آلومینیوم با نسبت حجمی 5 به 1 با پودرهای کاربید سیلیسیم (20 درصد حجمی فاز تقویت کننده) مخلوط و در زمان‌های 0/5، 1، 2، 4 و 8 ساعت با نسبت وزنی گلوله به پودر 15 به 1 تحت اتمسفر گاز آرگون آسیا شد. بمنظور جلوگیری از جوش سرد بین ذرات پودر، از مخلوط استنارات روی به عنوان کنترل کننده فرایند¹ استفاده شد. بمنظور شناسایی فازهای موجود در محصول پس از مرحله آلیاژسازی مکانیکی و پیش از فشرده سازی، از روش پراش پرتو ایکس (XRD) استفاده شد.

مخلوط پودر بدست آمده از مرحله آسیاکاری پس از پیش گرم در دمای 180 °C، با فشار 500MPa به صورت تک‌محوری درون قالبی استوانه‌ای شکل به قطر 10mm تحت فشار سرد قرار گرفت. سپس بمنظور تعیین بهترین زمان آسیاکاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، ریزساختار کامپوزیت‌ها در زمان‌های متفاوت آسیاکاری ارزیابی گردید. همچنین، برای اندازه‌گیری چگالی از روش ارشمیدس استفاده شد.

پس از تعیین بهترین زمان آسیاکاری، نمونه‌های استوانه‌ای شکل تولیدی با قطر 10mm در کپسول‌های شیشه‌ای کوچکی محبوس و مدت 1 ساعت در دماهای 400، 450، 500، 550 و 600 درجه سانتی‌گراد

¹ Process Control Agent (PCA)

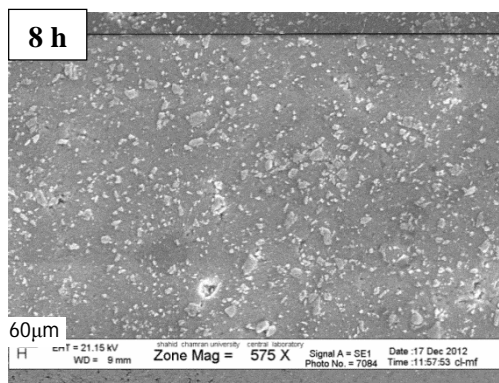
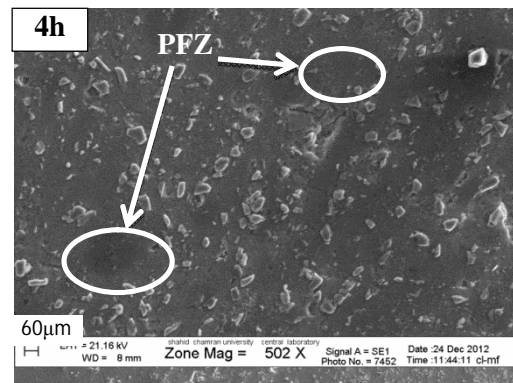
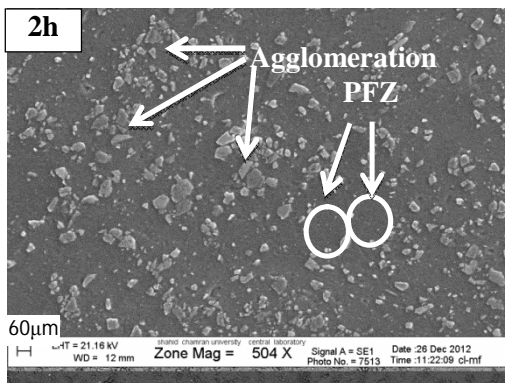
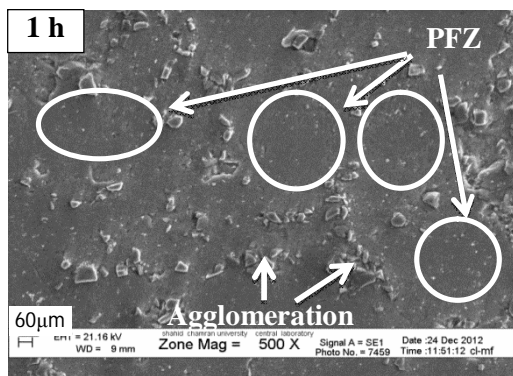
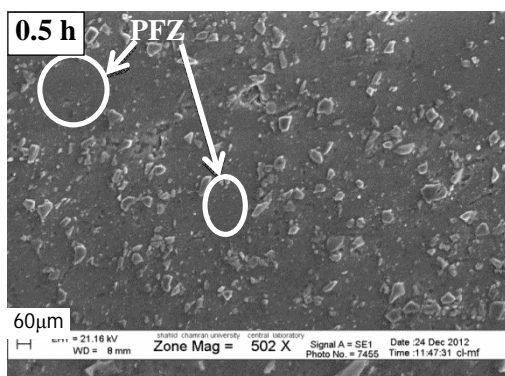
² -Particle Free Zone (PFZ)

توزیع متوازی را داشته باشند، در درون ذرات نرم جوش سرد شده به دام می‌افتند.

پس از مدتی، با غالب شدن اثر کارسختی در ذرات نرم (افزایش چگالی نابجایی‌ها)، میانگین اندازه ذرات نرم کاهش می‌یابد تا در نهایت با دست یافتن به یک حالت توازن بین جوش سرد و شکست، اندازه ذرات فاز نرم به مقدار پایدار خود نزدیک شود. کاهش اندازه ذرات فاز نرم که با کاهش فاصله بین لایه‌های در هر ذره همراه است، امکان توزیع بهتر ذرات ترد را در درون آنها فراهم می‌آورد [18].

آن با افزایش زمان آسیاکاری تا زمان 8 ساعت، توزیع ذرات بهتر شده است.

با توجه به ترکیب آلومینیوم-کاربید سیلیسیوم، این ترکیب از منظر آسیاکاری مکانیکی، نرم-ترد بشمار می‌رود. ذرات نرم آلومینیوم در ابتدا تمایل شدیدی به جوش سرد دارند؛ بنابراین، افزایش میانگین اندازه ذرات در آن‌ها انتظار می‌رود، اما در مورد ذرات ترد کاربید سیلیسیوم، اثر شکست از همان ابتدا غالب است. در زمان‌های اولیه آسیاکاری، ذرات ترد شکسته شده، بدون این که فرصت



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های آسیاکاری شده در زمان‌های گوناگون.

می‌رسد. پس از آن، چگالی با افزایش زمان آسیاکاری به تدریج افزایش می‌یابد. علت تغییر چگالی را می‌توان به تحولات ریزساختاری کامپوزیت‌ها در طی زمان‌های گوناگون آسیاکاری مرتبط دانست. چگالی بالاتر کم و بیش همزمان با توزیع بهتر ذرات تقویت کننده است. گرچه توزیع بهتر ذرات به افزایش چگالی انجامیده اما انجام فرآیند کار سرد روی ذرات آسیاکاری اثر منفی بر قابلیت تراکم پذیری ذرات دارد. بمنظور کاهش اثر تنش‌های پسماند در ذرات، پودرها پس از آسیاکاری در دمای 180 درجه سانتی‌گراد پیش گرم شدند. همچنین، از فشار نسبتاً بالا در مرحله فشردن پودرها استفاده شد. با این وجود شاید کاهش چگالی در زمان 1 ساعت متاثر از باقی ماندن تنش‌های پسماند نیز باشد.

آنالیز فازی XRD

شکل 3 الگوی پراش پودر پرتو ایکس کامپوزیت Al/20%SiC را در زمان 8 ساعت آسیاکاری نشان می‌دهد. با توجه به شکل، در زمان 8 ساعت هیچ نوع ترکیب بین فلزی ایجاد نشده است. در واقع، در حین فرایند آسیاکاری افزایش دما به اندازه‌ای نبوده که باعث تجزیه SiC و ایجاد ترکیبات بین فلزی آلومینیوم با کربن یا سیلیسیم شود. افزون بر آن، به دلیل کنترل اتمسفر آسیاکاری، ترکیبات ناخواسته اکسیدی نیز مشاهده نگردید.

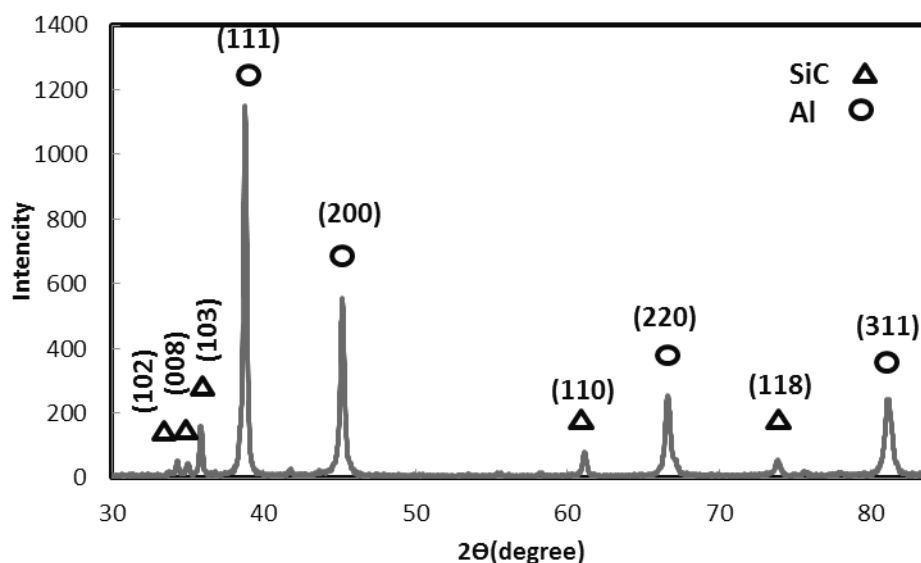
ایجاد مناطق وسیع خالی از ذرات در زمان 1 ساعت را می‌توان به غالب بودن اثر جوش سرد بر شکست ذرات نرم آلومینیوم در زمان‌های اولیه نسبت داد. در این زمان ذرات نرم آلومینیوم به دلیل جوش سرد، درشت‌تر شده و امکان توزیع مناسب ذرات کاربرد سیلیسیوم را در درون خود نمی‌دهند، اما با افزایش زمان آسیاکاری، همراه با برجسته شدن اثر کار سرد و شکست در بین ذرات آلومینیوم و کاهش فاصله بین لایه‌ای در هر ذره، امکان توزیع مناسب ذرات کاربرد سیلیسیوم در درون ذرات درشت‌تر آلومینیوم فراهم آمده است. با توجه به توزیع مناسب‌تر ذرات کاربرد سیلیسیوم در زمان 8 ساعت، این زمان برای ادامه کار مبنا قرار داده شد. گفتنی است که در این پژوهش از زمان‌های بالاتر آسیاکاری نیز استفاده شد، اما به دلیل عدم ارایه ویژگی‌های ریزساختاری مطلوب از ذکر آن‌ها در این مقاله چشم‌پوشی شد.

اندازه‌گیری چگالی

تغییرات ریزساختار نمونه‌ها در حین آسیاکاری، می‌تواند قابلیت تراکم‌پذیری و مقدار تخلخل نمونه‌ها را تحت تاثیر خود قرار دهد. برای بررسی این خصوصیت، چگالی نمونه‌های گوناگون به روش ارشمیدس اندازه‌گیری شد که در جدول 1 آمده است. با مشاهده جدول دیده می‌شود که ابتدا با افزایش زمان آسیاکاری از نیم ساعت به یک ساعت، چگالی نسبی به یک مقدار کمینه در زمان 1 ساعت

جدول ۱- چگالی اندازه‌گیری شده (از روش ارشمیدس) و تئوری (بر مبنای الگوی پراش) پیش از تف‌جوشی در زمان‌های گوناگون آسیاکاری.

چگالی نسبی (%)	چگالی تئوری (g/cm ³)	چگالی اندازه‌گیری شده (g/cm ³)	زمان آسیاکاری (h)
86	2/797	2/408	0/5
81	2/797	2/270	1
90	2/797	2/520	2
91	2/797	2/545	4
93	2/797	2/600	8



شکل ۳- الگوی پراش پرتو ایکس برای کامپوزیت Al/20%SiC آسیا شده در زمان ۸ ساعت.

شاخصه‌های ساختاری

با تحلیل الگوی پراش می‌توان شاخصه‌های ساختاری دو فاز آلومینیوم و کاربید سیلیسیوم را که شامل ساختار کریستالی، پارامترهای شبکه، حجم سلول واحد و چگالی تئوری است را به دست آورد. این شاخصه‌ها در جدول 2 لیست شده است. به منظور محاسبه مقادیر پارامتر شبکه فاز آلومینیوم و کاربید سیلیسیوم به ترتیب از روابط زیر استفاده شد [19]:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (1)$$

$$\sin^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4a^2} \left[\frac{4}{3}(h^2 + hk + k^2) + \frac{l^2}{a^2} \right] \quad (2)$$

در روابط بالا، h ، k و l اندیس میلر صفحات، a و c پارامتر شبکه، θ زاویه پراش و λ طول موج پرتو ایکس مشخصه مس ($\lambda_{K\alpha 1} = 1.54 \text{ \AA}$) است.

تعیین دمای بهینه تفجوشی

پس از تعیین زمان بهینه آسیاکاری، جهت تعیین مناسب‌ترین دمای تفجوشی، نمونه‌ها در 5 دمای گوناگون (400، 450، 500، 550 و 600 درجه سانتی‌گراد) تفجوشی شدند که نتایج آن در ادامه آمده است.

چگالی نمونه‌های تفجوشی شده

شکل 4 چگالی نمونه‌ها را در دماهای گوناگون تفجوشی نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش دمای تفجوشی، چگالی افزایش می‌یابد. بدیهی است که دما رابطه مستقیم با نفوذ اتم‌ها و رشد منطقه گلوبی بین ذرات دارد. هر چه دما بیشتر گردد، نفوذ آسان‌تر و بیش‌تر شده و افزایش چگالی کامپوزیت‌ها را در پی دارد [20]. ضریب نفوذ و دمای تفجوشی بر اساس رابطه زیر به هم مرتبط می‌شوند [21].

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

در این رابطه D ضریب نفوذ در دمای T ، D_0 ثابت نفوذ، Q انرژی فعال‌سازی برای نفوذ و R ثابت گازهاست. دمای مناسب تفجوشی، شرایط لازم برای نفوذ اتم‌ها بمنظور کاهش مقدار تخلخل و در نتیجه افزایش چگالی را فراهم می‌کند [21]. افزایش چگالی نسبی با افزایش دمای تفجوشی در نتایج دیگر پژوهشگران نیز گزارش شده است [22-24].

سختی نمونه‌های تفجوشی شده

از آنجایی که ریزساختار و چگالی نمونه‌ها به گونه مستقیم بر سختی کامپوزیت‌ها موثر است؛ لذا سختی

در تصویر، ذرات SiC می‌باشد. نتایج آنالیز عنصری بیانگر پایداری ذرات تقویت کننده در طی مراحل آسیاکاری و هم‌چنین، در حین فرآیند تف‌جوشی است. شکل 7 تصویر این کامپوزیت را همراه با نقشه توزیع عناصر نشان می‌دهد. این تصویر نیز تایید کننده پایداری حرارتی ذرات SiC در حین تف‌جوشی است.

رفتار سایشی

نتایج کاهش وزن پس از آزمون سایش بر حسب دمای تف‌جوشی در شکل 8 آورده شده است. با توجه به نمودار مشاهده می‌شود که مقدار کاهش وزن با افزایش دمای تف‌جوشی کاهش می‌یابد. دلیل آن افزایش سختی و چگالی کامپوزیت‌ها با افزایش دمای تف‌جوشی است که منجر به کاهش وزن ماده از دست رفته در آزمون سایش می‌گردد.

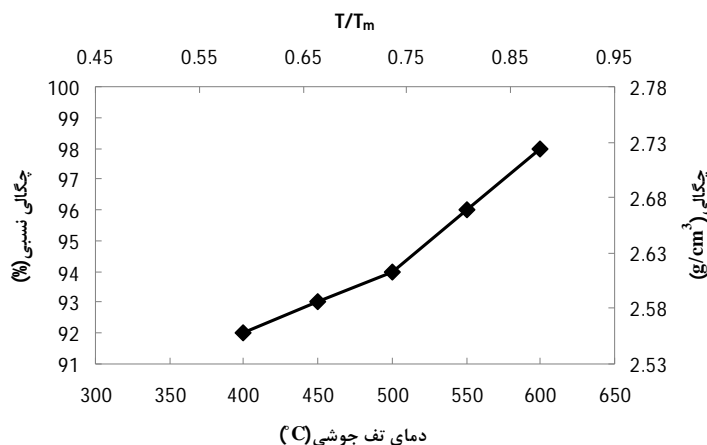
نمونه‌های گوناگون (با معیار ویکرز با بار 30 کیلوگرم) اندازه‌گیری شد که نتایج آن در شکل 5 آورده شده است. نتایج آزمون سختی نیز حاکی از آن است که با افزایش دمای تف‌جوشی، سختی افزایش می‌یابد. دلیل آن، افزایش چگالی کامپوزیت‌ها با افزایش دمای تف‌جوشی و بهبود اتصال بین ذرات می‌باشد. این نتیجه در نتایج دیگر پژوهشگران نیز آورده شده است [22-24]. همان گونه که در نمودار مشاهده می‌شود، بیش‌ترین سختی مربوط به دمای 600 درجه سانتی‌گراد است.

میکروآنالیز عنصری EDS

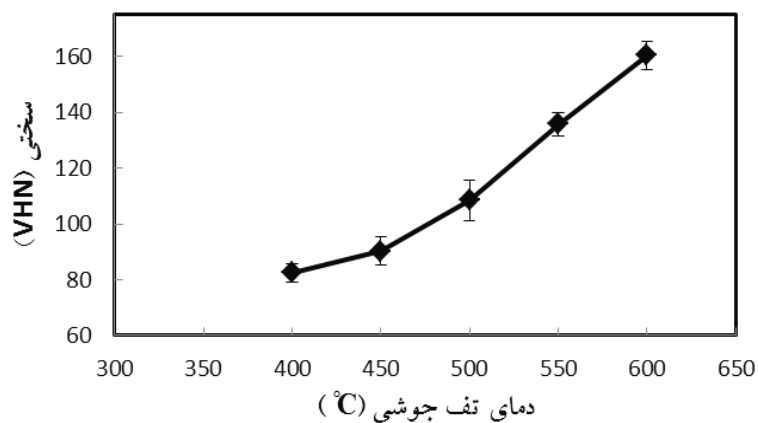
در شکل 6 تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه Al-20%SiC آسیا شده در زمان 8 ساعت پس از تف‌جوشی به همراه میکرو آنالیز شیمیایی به روش طیف‌سنج تفکیک انرژی نشان داده شده است. با توجه به شکل، فاز زمینه، آلومینیوم خالص است و نقاط سفید رنگ

جدول ۲- پارامتر شبکه و ساختار کریستالی آلومینیوم و SiC بدست آمده از الگوی پراش نمونه آسیاکاری شده در مدت زمان ۸ ساعت.

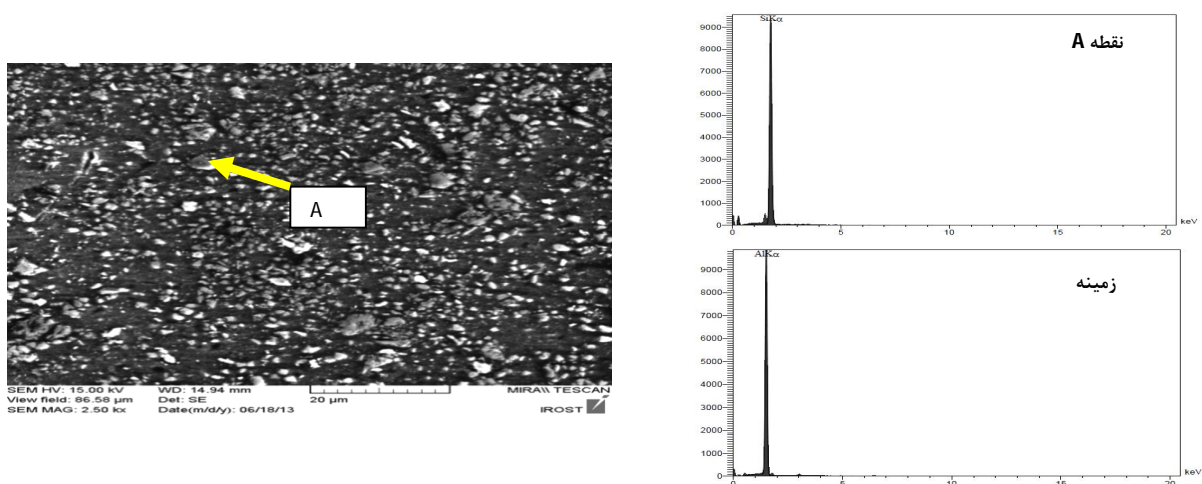
فاز	ساختار کریستالی	پارامتر شبکه (A)	حجم سلول واحد (A ³)	چگالی تئوری (g/cm ³)
Al	مکعبی	a=4/0447856	66/173867	2/709
SiC	هگزاگونال	a=b=3/11658 c=20/497681	172/49714	3/08



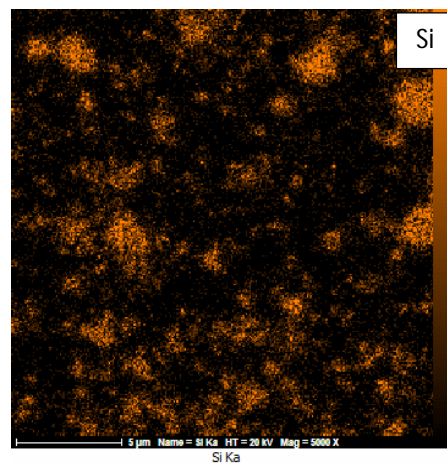
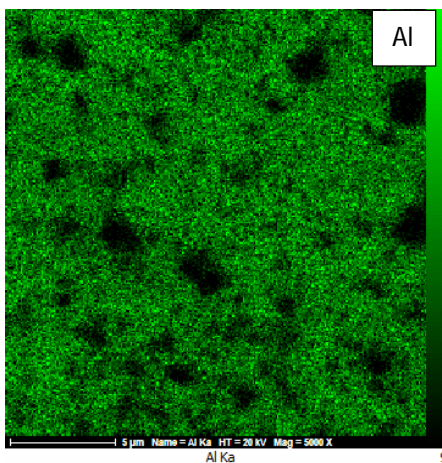
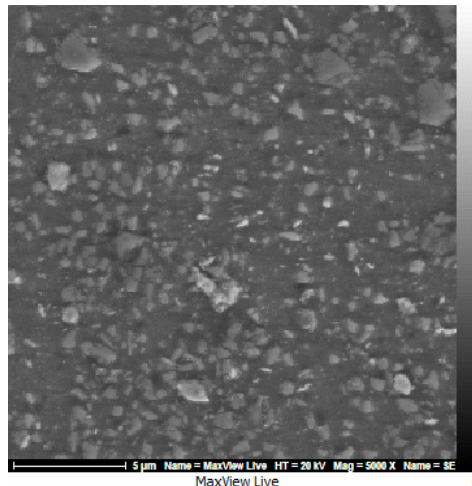
شکل ۴- نمودار چگالی نسبی بر حسب دمای تف‌جوشی برای کامپوزیت Al/20%SiC آسیا شده در زمان ۸ ساعت.



شکل ۵- نمودار سختی بر حسب دمای تفجوشی برای کامپوزیت Al/20%SiC آسیا شده در زمان ۸ ساعت.



شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه تفجوشی شده Al-20%SiC به همراه میکروآنالیز شیمیایی.



شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه تف جوشی شده $Al/20\%SiC$ به همراه نقشه توزیع عناصر.

تف جوشی مربوط می شود که با رابطه آرچارد^۱ بیان می شود [25]:

$$Q = K \frac{W}{H} \quad (4)$$

در این رابطه Q نرخ ساییش بر حسب (mm^3/km) ، W بار اعمالی، H سختی نمونه در معیار ویکرز (kg/mm^2) و K یک ثابت است که ضریب ساییش نامیده می شود. بر اساس رابطه 4 مشاهده می شود که نرخ ساییش با سختی رابطه عکس دارد.

نتیجه گیری

1- در مجموع، زمان 8 ساعت آسیاکاری به دلیل توزیع مناسب و ذرات ریز فاز تقویت کننده به عنوان زمان بهینه انتخاب شد.

افزون بر کاهش وزن، پارامتر دیگری که در ساییش نمونه ها محاسبه می شود، نرخ ساییش است که از راه حجم ساییده شده در مسافت طی شده بر حسب (mm^3/km) محاسبه می شود. با توجه به اختلاف چگالی زمینه و تقویت کننده، محاسبات بر مبنای کاهش حجم نمونه ها انجام شد تا با دقتی بیش تر مقاومت به ساییش کامپوزیت ها بررسی شود. بدین منظور، از چگالی محاسبه شده به روش ارشمیدس برای این تبدیل استفاده شد تا تأثیر تخلخل نمونه ها نیز لحاظ شود. شکل 9 نرخ ساییش نمونه های کامپوزیتی پس از طی مسافت 1000 متر را با افزایش دمای تف جوشی نشان می دهد. با توجه به شکل مشاهده می شود که با افزایش دمای تف جوشی، نرخ ساییش کامپوزیت ها کاهش می یابد؛ دلیل اصلی برای این رفتار به زیاد شدن سختی نمونه های کامپوزیتی با افزایش دمای

¹ -Archard

کننده و زمینه در اثر افزایش دما و کاهش تخلخل با افزایش دما نسبت داد.

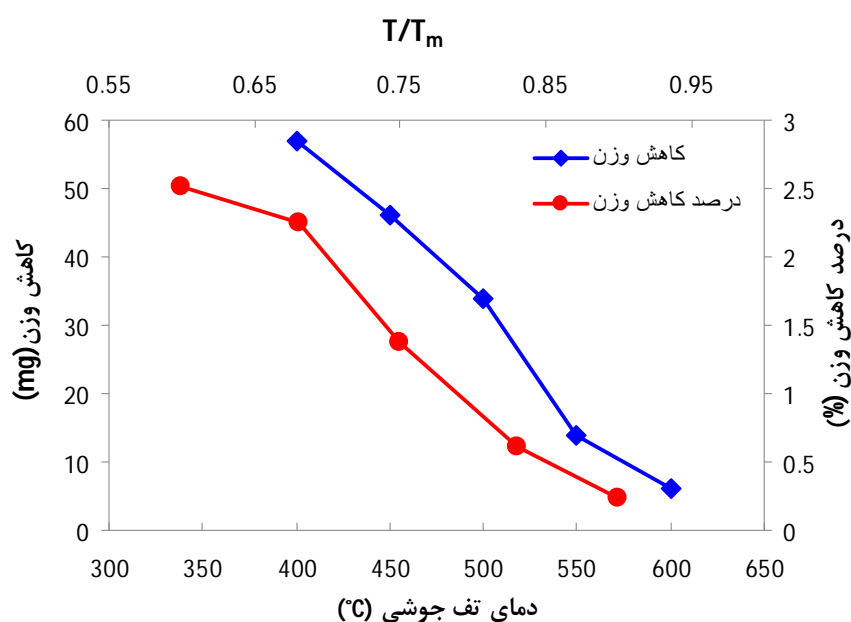
سپاسگزاری و قدردانی

نویسندگان این مقاله از زحمات جناب آقای امامپور مسئول محترم آزمایشگاه مکانیک خاک دانشگاه شهید چمران اهواز که در فشرده‌سازی پودرها از هیچ همکاری دریغ نرزیدند، صمیمانه قدردان و سپاسگزارند.

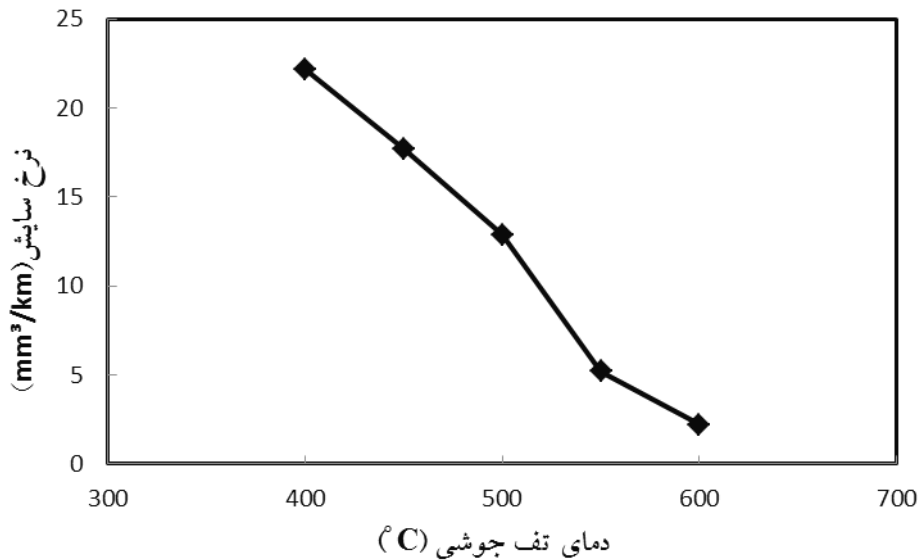
2- در مدت زمان 8 ساعت آسیاکاری به خاطر توزیع مناسب ذرات و کاهش اندازه ذرات، بالاترین چگالی و هم-چنین، بالاترین سختی بدست آمد.

3- با افزایش دمای تفجوشی به خاطر افزایش قابلیت تراکم‌پذیری در حین تفجوشی، چگالی و سختی افزایش یافت.

4- با افزایش دمای تفجوشی، نرخ ساییده شدن نمونه‌ها و مقدار کاهش وزن، کاهش یافت که دلیل آن را می‌توان به افزایش سختی کامپوزیت، پیوند مناسب ذرات تقویت



شکل ۸- مقدار کاهش وزن کامپوزیت‌های Al/20%SiC آسیا شده در زمان ۸ ساعت بر حسب دمای تفجوشی.



شکل ۹- نرخ سایش کامپوزیت‌های Al/20%SiC پس از ۱۰۰۰ متر لغزش بر حسب دمای تف جوشی.

References

- 1- K. K. Chawla, "Metal Matrix Composite", Springer, New York, USA, 2006.
- 2- J.M. Torralba, C.E. da Costa, and F. Velasco, "P/M Aluminum Matrix Composites: an Overview", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 133, 2003, pp. 203–206.
- 3- M.K. Surappa, "Aluminum Matrix Composite: Challenges and Opportunities", Sadhana, Vol. 28, 2003, pp. 319-334.
- 4- ن. نصیریان و خ. رنجبر، "بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری کامپوزیت Al/Brass ساخته شده به روش اتصال نوردی تجمعی"، مجله مواد نوین، جلد 3، شماره 1، صص 45-54، پاییز 1391.
- 5- ح. شریفی، م. حیدری، م. دیواندری، ع. خاوندی، "بررسی رفتار سایش خشک کامپوزیت های Al-Mg / ZrO تهیه شده به روش نفوذدهی بدون فشار"، مجله مواد نوین، جلد 3 شماره 4، صص 13-26، تابستان 1392.
- 6- ع. عبدالهی، ع. علیزاده، "تولید نانو کامپوزیت دوجزئی فوق مستحکم زمینه آلومینیومی به روش آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن داغ و بررسی خواص مکانیکی آن"، مجله مواد نوین، جلد 4، شماره 1، صص 83-95، پاییز 1392.
- 7- T. Imai, J.F. Mao, Sh. Dong, I. Shigematsu, N. Saito, and G. Esperance, "High Strain Rate Superplasticity of TiC Particulate Reinforced 2014 Aluminum Alloy Composites", Materials Science and Engineering: A, Vol. 364, pp. 281–286. 2004.
- 8- Z. Sadeghian, B. Lotfi, M.H. Enayati, and P. Beiss, "Microstructural and Mechanical Evaluation of Al-TiB₂ Nanostructured Composite Fabricated by Mechanical Alloying", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 7758–7763. 2011.
- 9- C. Hofmeister, B. Yao, Y. H. Sohn, T. Delahanty, M. Van den Bergh, and K. Cho, "Composition and Structure of Nitrogen-Containing Dispersoids in Trimodal Aluminum Metal-Matrix Composites", Journal of Materials Science, Vol. 45, pp. 4871–4876. 2010.
- 10- B. Xiong, Zh. Xua, Q. Yana, C. Caia, Y. Zhenga, and B. Lub, "Fabrication of SiC Nanoparticulates Reinforced Al Matrix Composites by Combining Pressureless Infiltration with Ball-Milling and Cold-Pressing Technology", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 497, pp. L1–L4. 2010.
- 11- S.J. Hong, P.W. Kao, and C.P. Chang, "Microstructural Development in Al-SiC Composites Made by Resistance Sintering of Mechanically Alloyed Powder", Material Science and Engineering A, Vol. 158, pp. 195-202. 1992.
- 12- C.S. Shin, and J.C. Huang, "Effect of Temper, Specimen Orientation and Test Temperature on the Tensile and Fatigue

- Properties of SiC Particles Reinforced PM 6061 Al Alloy", *International Journal of Fatigue*, Vol. 32, pp. 1573–1581. 2010.
- 13- S.C. Tjong, and Z.Y. Ma, "High-Temperature Creep Behaviour of Powder-Metallurgy Aluminium Composites Reinforced with SiC Particles of Various Sizes", *Composites Science and Technology*, Vol. 59, pp. 1117-1125. 1999.
- 14- Z.Z. Chena, and K. Tokaji, "Effects of Particle Size on Fatigue Crack Initiation and Small Crack Growth in SiC Particulate-Reinforced Aluminium Alloy Composites", *Materials Letters*, Vol. 58, pp. 2314– 2321. 2004.
- 15- T.S. Srivatsan, and R. Auradkar, "Effect of Silicon Carbide Particulate on Cyclic Plastic Strain Response Characteristics and Fracture of Aluminium Alloy Composites", *International Journal of Fatigue*, Vol. 14, pp. 355-366. 1992.
- 16- S.M.R. Mousavi Abarghouie, and S.M. Seyed Reihani, "Aging Behavior of a 2024 Al Alloy-SiCp Composite", *Materials and Design*, Vol. 31, pp. 2368–2374. 2010.
- 17- Y. Sahin, "Abrasive Wear Behavior of SiC/2014 Aluminium Composite", *Tribology International*, Vol. 43, pp. 939–943. 2010.
- 18- C. Suryanarayana, "Mechanical Alloying and Milling", *Progress in Materials Science*, Vol. 46, pp. 1-184. 2001.
- 19- B.D. Culity, "Elements of X-ray Diffraction", 2 ed, Addison Wesley Publishing Company, Massachusetts, 1978.
- 20- R.M. German, "Sintering Theory and Practice", New York, Wiley, 1996.
- 21- DA. Porter, and KE. Easterling, "Phase Transformations in Metals and Alloys", McGraw-Hill, 1980.
- 22- M. Rahimian , N. Parvin , and N. Ehsani. "The Effect of Production Parameters on Microstructure and Wear Resistance of Powder Metallurgy Al–Al₂O₃ Composite", *Materials and Design*, Vol. 32, p.p. 1031–1038. 2011.
- 23- H. Arik, "Effect of Mechanical Alloying Process on Mechanical Properties of a-Si₃N₄ Reinforced Aluminum-Based Composite Materials", *Materials and Design*, Vol. 29, p.p. 1856–1861. 2008.
- 24- H. Abdizadeh, M. Ashuri, P. Tavakoli Moghadam, A. Nouribahadory, and H.R. Baharvandi, "Improvement in Physical and Mechanical Properties of Aluminum/Zircon Composites Fabricated by Powder Metallurgy Method", *Materials and Design*, Vol. 32, p.p. 4417–4423. 2011.
- 25- J.F. Archard, "Contact and Rubbing of Flat Surface", *Journal of Applied Physics*, Vol. 24, pp.981–988. 1953.