

# تأثیر اندازه ذرات SiC بر ریزساختار و خواص کامپوزیت‌های تابعی Al-SiC تهیه شده از روش انباشت پودری

عاطفه نوحی<sup>۱</sup>، فرشاد اخلاقی<sup>۲\*</sup>

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی متالورژی دانشگاه آزاد اسلامی واحد تهران جنوب (noohi.a2013@yahoo.com)

۲- استناد دانشکده مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران (fakhlagh@ut.ac.ir)

## Effect of SiC particle size on the microstructure and properties of functionally graded Al-SiC composites produced via powder stacking method

A.Noohi<sup>1</sup>, F.Akhlaghi<sup>2\*</sup>

1- MSc student, Faculty of Graduate studies, Islamic Azad University, South Tehran Branch, (noohi.a2013@yahoo.com)

2- Professor (PhD), School of Metallurgy and Materials Engineering, University College of Engineering, University of Tehran, (fakhlagh@ut.ac.ir)

### چکیده

در این پژوهش از روش انباشت لایه‌های پودری برای ساخت کامپوزیت‌های تابعی Al-SiC استفاده شده است. به این منظور از پودر Al خالص تجارتي با اندازه متوسط ۱۲۰ میکرومتر به عنوان زمینه و از ذرات کاربید سیلیسیم در سه اندازه ۵۰، ۱۲۵ و ۱۶۵ میکرومتر به عنوان فاز تقویت کننده استفاده شد. ابتدا درصد معینی از پودر SiC با اندازه ذرات معین با پودر آلومینیم مخلوط شد تا توزیع یکنواختی در پودر Al از روش مخلوط‌سازی تر (الکل) حاصل شود. سپس مخلوط‌های پودری حاوی ۰، ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ درصد کاربید سیلیسیم در داخل قالب روی هم انباشته شدند و در فشار ۷۵۰ MPa پرس شده و سپس در دمای ۶۷۵ درجه سانتی‌گراد در کوره لوله ای به مدت یک ساعت سینتر شدند. نمونه‌های استوانه‌ای شکل پس از برشکاری از مرکز و در راستای ارتفاع، سمپاده‌زنی و صیقل کاری، تحت آزمون‌های متالوگرافی (میکروسکوپ نوری) و سختی سنجی (سختی برینل) قرار گرفتند. همچنین چگالی نمونه‌ها از روش ارشمیدس اندازه گیری شد. نتایج نشان داده اند که با استفاده از ذرات SiC با اندازه ریز، نمونه تابعی با شیب ملایم سختی و تخلخل حاصل شده است. در ضمن در این نمونه‌ها با ریز شدن ذرات SiC تخلخل کاهش می‌یابد و به درصد SiC ارتباط دارد. در ضمن چگونگی توزیع ذرات SiC و سختی تابع اندازه ذرات SiC است. واژه‌های کلیدی: مواد تابعی (FGM)، کامپوزیت‌های Al-SiC، انباشت پودری، سینترینگ، تخلخل.

### Abstract

In the present investigation powder stacking method was used for preparation of functionally graded Al-SiC composites. Commercially pure Al powder with the average size of 120  $\mu\text{m}$  and SiC particles (with three average sizes of 50, 125 and 165  $\mu\text{m}$ ) were used as the matrix and reinforcing phases respectively. Specified amounts of SiC and Al powder were mixed with each other via wet mixing using alcohol. Then the powder mixtures containing 0, 10, 15 and 20 vol.% of SiC particles were stacked on each other in a steel die, pressed at 750 Mpa and sintered in a tube furnace at 675°C for 60 min. The cylindrical composite samples were sectioned along their height through their center line, grinded, polished and subjected to metallographic studies (via light microscopy) and Brinell hardness testing. Also their densities were quantified via Archimedes method. The results confirmed that by using fine SiC particles, Al-SiC composites with a smooth gradient of SiC concentration and porosity level along the height of the samples was achieved. The decreased size of SiC particles resulted in the decreased overall porosity of the samples which also depended on the concentration of SiC particles. The size of SiC particles affected both the hardness and distribution of particles in the samples.

**Keyword:** Functionally Graded Materials (FGMs), Al-SiC composites, stacking powder method, sintering, porosity.

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

## مقدمه

پیشرفت‌های جدید در فرآوری مواد و مهندسی منجر به ساخت دسته جدیدی از مواد به نام مواد تابعی ( $FGMS$ )<sup>۱</sup> شده است که می‌توان از آنها برای تحقق خواص و یا کارکردهایی که با مواد همگن متداول نمی‌توان به آنها دست یافت، استفاده کرد. این ساختارها شامل یک ماده در یک طرف، ماده دوم در طرف دیگر و لایه میانی است که ساختار، ترکیب و مورفولوژی آن به آرامی از یک ماده به ماده دیگر تغییر می‌کند [۱]. مواد تابعی که مبتنی بر تغییر تدریجی ویژگی‌های مواد هستند، عدم تطابق در خواص مکانیکی و حرارتی را به حداقل می‌رسانند. انواع مختلف مواد تابعی برای کاربردهای مختلف ساخته و مطالعه شده اند که شامل فلز-فلز، سرامیک-سرامیک و سرامیک-فلز هستند [۲]. در بسیاری از کاربردها، مانند توربین‌های گازی، موتورها و پیل‌های سوختی و دیگر کاربردهای صنعتی برای حصول عملکرد چند گانه و کاهش هزینه نیاز به اتصال سرامیک به فلز یا آلیاژها است. در حالی که سرامیک‌ها در یک طرف قطعه مقاومت گرمایی، مقاومت خوردگی یا مقاومت سایشی را ارائه می‌دهند، فلزات استحکام مکانیکی و هدایت حرارتی را فراهم می‌کنند [۳-۵]. امروزه مواد تابعی در زمینه‌های مختلف مانند الکتریکی، شیمیایی، نوری، هسته‌ای و بیوپزشکی کاربرد دارند [۱].

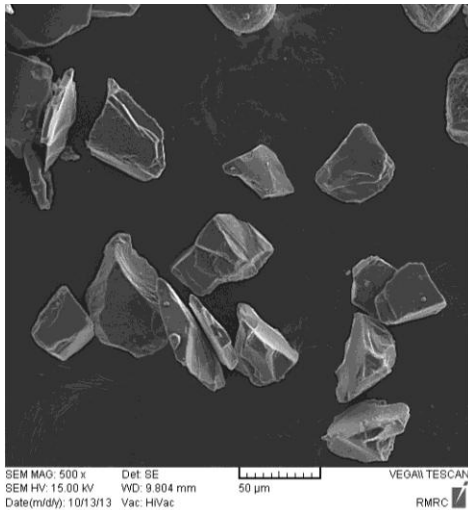
روش‌های تولید مواد تابعی به دو دسته ذوبی و پودری تقسیم بندی می‌شوند. تشکیل گرادیان می‌تواند با فرآیندهای انتقال در حالت مذاب و اختلاط شیبدار بدست آید. برخی از روش‌های ذوبی متداول جهت تولید مواد تابعی شامل روش‌های ریخته‌گری گریز از مرکز و یا جدایش ثقلی [۶،۷]، فرآیند نفوذدهی [۸] و فرآوری اسپری حرارتی [۹،۱۰] هستند. روش متالورژی پودر ( $PM$ ) جهت فرآوری مواد و قطعات مهندسی برای تولید مواد تابعی شامل مراحل تولید پودر، فرآوری پودر، عملیات شکل‌دهی یا منسجم‌سازی می‌باشد. طراحی فرآیند برای تولید مواد تابعی به این نحو است که در مخلوط پودری قبل از عملیات شکل‌دهی تغییراتی در اندازه متوسط ذرات تقویت کننده یا ترکیب ایجاد می‌شود. به این ترتیب که به کمک روش‌های مختلف یک تغییر هموار یا پله‌ای در قطعه خام ایجاد می‌شود [۱۱]. از روش‌های

رسوب‌دهی مخلوط پودری با تغییرات پله‌ای می‌توان به فشردن در قالب (انباشت پودر) [۲-۱۲، ۱۸]، ریخته‌گری نواری [۱۹] و اسپری پودر تر [۲۰] اشاره کرد و از روش‌های رسوب‌دهی مخلوط پودری با تغییرات پیوسته می‌توان به ریخته‌گری دوغابی [۲۱]، مخلوط‌سازی خشک پروانه‌ای [۲۲]، رسوب گذاری ثقلی و یا رسوب‌دهی گریز از مرکز [۲۳-۲۴] و رسوب‌دهی الکتروفوریتیک [۲۵] اشاره نمود. روش‌های متالورژی پودر در ساخت کامپوزیت‌های ذره‌ای مزایایی در مقایسه با دیگر روش‌ها دارند. در متالورژی پودر دماهای پایین تولید واکنش‌های سطحی شدید نامطلوب بین زمینه و تقویت کننده را به حداقل می‌رساند. در ضمن توزیع فاز تقویت کننده یکنواخت می‌شود و همچنین خواص ساختاری و تکرار پذیری بهبود می‌یابد [۱۲]. متالورژی پودر در میان روش‌های دیگر به علت امکان استفاده از دامنه وسیعی از ترکیبات شیمیایی و ریز ساختار و قابلیت شکل‌دهی مناسب معمولاً بیشتر مورد استفاده قرار می‌گیرد [۲].

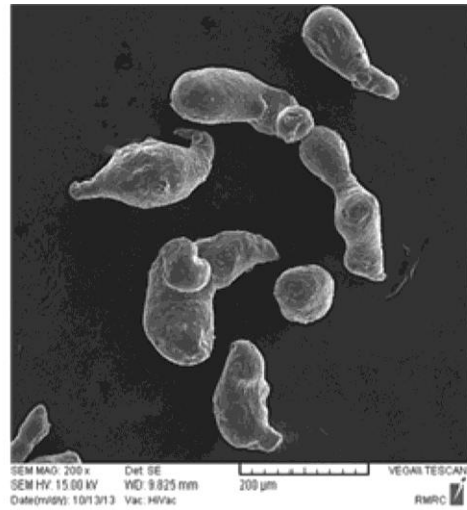
در این تحقیق از روش انباشت لایه‌های پودری برای ساخت مواد تابعی پنج لایه  $Al/SiC$  استفاده شد. نمونه‌های تف جوشی شده به منظور محاسبه گرادیان کسر حجمی ذرات  $SiC$  در راستای نمونه و نیز بررسی چگونگی توزیع ذرات در زمینه، تحت عملیات متالوگرافی قرار گرفتند و در ضمن پروفیل سختی در راستای ارتفاع نمونه‌ها مشخص شد. تخلخل قسمت‌های مختلف نمونه نیز از روش ارشمیدس اندازه گیری شد. در نهایت بهترین پارامترهای مواد و فرآیند به منظور تهیه مواد تابعی با شیب ملایم در کسر حجمی ذرات  $SiC$ ، درصد تخلخل و سختی مشخص شد.

## مواد و روش تحقیق

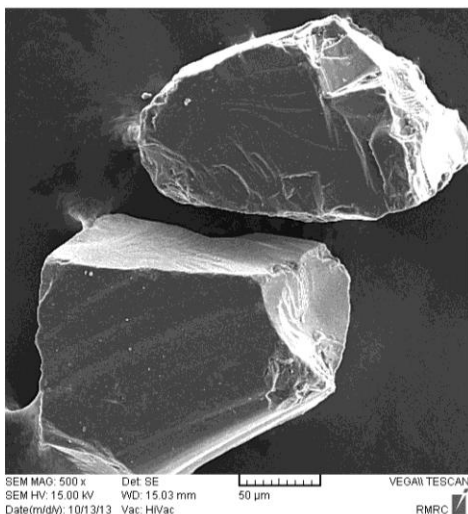
به منظور ساخت نمونه‌های تابعی پنج لایه  $Al-SiC$ ، از پودر  $Al$  خالص تجارتي به عنوان فاز زمینه و از کاربید سیلیسیم به عنوان فاز تقویت کننده استفاده شد. اندازه این پودرها به وسیله دستگاه سنجش اندازه ذرات به کمک اشعه لیزر مشخص شد. اندازه متوسط ذرات آلومینیم ۱۲۰ میکرومتر و ذرات کاربید سیلیسیم در سه اندازه ۵۰، ۱۲۵ و ۱۶۵ میکرومتر بودند که در ادامه ذرات ریز،



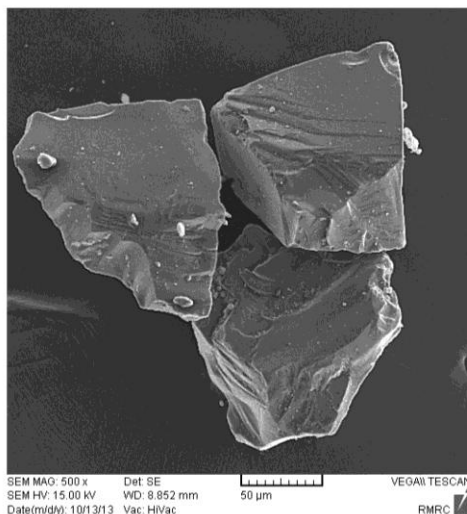
(ب)



(ف)



(د)



(ج)

شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از پودرهای آلومینیم و کاربید سیلیسیم (الف) ۱۲۵-۷۴، (ب) ۶۳-۴۵، (ج) ۱۵۰-۹۰ و (د) ۲۱۰-۱۲۵ میکرومتر.

قانون مخلوطها استفاده شد. در جدول ۱ مقادیر پودرهای مورد نیاز برای تهیه لایه‌های مختلف آورده شده است. جهت ایجاد ساختاری همگن در لایه‌ها، پودرهای  $Al$  و  $SiC$  با  $20cc$  الکل به همراه  $100g$  ساچمه‌های فولادی به قطر  $5$  میلی‌متر، به مدت  $30$  دقیقه توسط همزن الکتریکی در یک ظرف شیشه‌ای به قطر دهانه  $60$  میلی‌متر و ارتفاع  $100$  میلی‌متر با درپوش فلزی مخلوط شدند. سوسپانسیون حاصله روی فیلتر پارچه‌ای با جذب رطوبت بالا به مساحت تقریباً  $17000 mm^2$  ریخته شد تا الکل از مخلوط

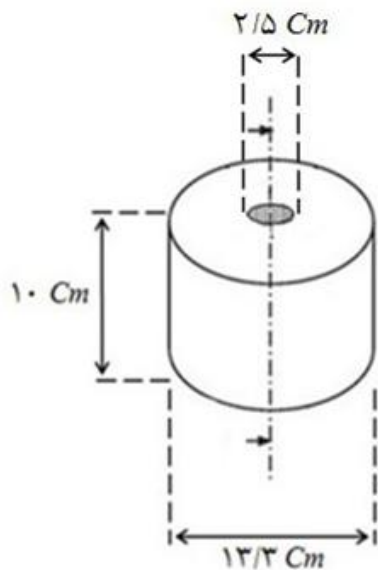
متوسط و درشت نامیده می‌شوند. در شکل ۱ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از پودر آلومینیم و پودرهای کاربید سیلیسیم نشان داده شده است. به طوری که ملاحظه می‌شود مورفولوژی پودر  $Al$  از نوع شبه کروی و ذرات  $SiC$  به شکل گوشه دار هستند.

جهت تهیه نمونه‌هایی با ارتفاع  $2cm$  با توجه به مشخصات قالب مورد استفاده (قطر محفظه  $2/5cm$ ) و در نظر گرفتن چگالی  $Al$  و  $SiC$  به ترتیب برابر  $2/7$  و  $2/2$  گرم بر سانتی‌متر مکعب، از

اندازه گیری شد و متوسط اعداد بدست آمده به عنوان سختی آن ناحیه در نظر گرفته شد.

جدول (۱) مقدار پودر مورد نیاز برای نمونه‌های پنج لایه

شماره لایه	وزن SiC (گرم)	وزن Al (گرم)	درصد وزنی SiC	درصد حجمی SiC
۱	۰	۵/۳	%۰	%۰
۲	۰/۳	۵/۰	%۵/۷	%۵
۳	۰/۶	۴/۸	%۱۱/۱	%۱۰
۴	۰/۹	۴/۵	%۱۶/۷	%۱۵
۵	۱/۳	۴/۲	%۲۳/۶	%۲۰



شکل (۲) شماتیکی از قالب پرس.

## نتایج و بحث

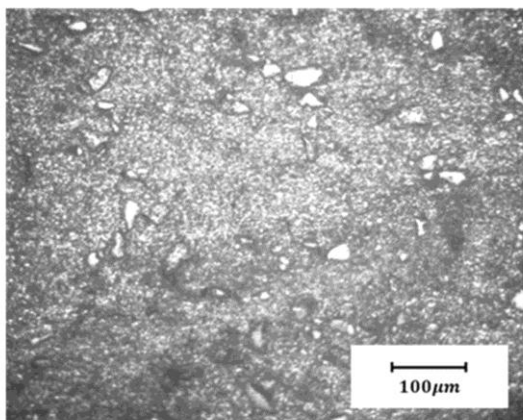
### ۱- ریز ساختار و توزیع ذرات

در شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی  $250X$  از نمونه Al غیر کامپوزیتی و لایه ی حاوی ۱۵ درصد SiC در سه نمونه تابعی Al-SiC با اندازه ذرات تقویت کننده ریز و متوسط و درشت نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود در نمونه Al غیر کامپوزیتی پودرها بطور مناسب به یکدیگر متصل شدند و ذرات اینترمتالیکی ریز در تصویر مشاهده می‌شود.

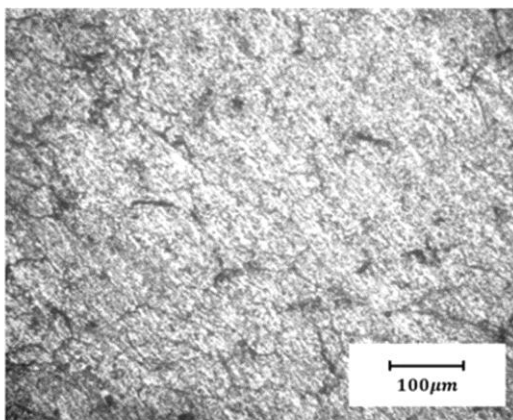
پودری جدا شود. جهت فشرده‌سازی نمونه‌ها از پرس هیدرولیک ۴۵ تن یک جهته و قالبی استوانه‌ای با قطر خارجی  $13/3\text{ mm}$  و قطر داخلی  $2/5\text{ mm}$  (شکل ۲) استفاده شد. ابتدا قالب و سنبه توسط روغن روانکاری شد سپس مخلوط پودری بصورت لایه لایه در قالب پرس ریخته شد. نمونه‌های پنج لایه با فشار  $MPa$  ۷۵۰ و نرخ فشردن  $60\text{ mm/min}$  بصورت سرد فشرده شدند. عملیات تف جوشی در یک کوره لوله‌ای به طول ۵۰۰ میلی متر و قطر ۴۲ میلی متر که ۲۰۰ میلی متر از وسط آن در منطقه دمایی بالا (Hot Zone) قرار می‌گرفت، انجام شد. نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه تا  $675^\circ\text{C}$  گرم شدند و به مدت یک ساعت در این دما نگه داشته شدند. سپس کوره خاموش شد و نمونه‌ها تا دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به منظور از بین رفتن تنش‌های باقیمانده در کوره سرد شده و سپس در هوا خنک شدند. نمونه‌ها پس از بررسی اولیه، برش کاری شده و سطح مقطع آن‌ها تحت عملیات سمباده زنی، پولیش کاری و متالوگرافی قرار گرفتند. در این پژوهش جهت اندازه گیری چگالی نمونه‌ها از روش ارشمیدس و از یک چگالی سنج با دقت اندازه گیری  $0/1$  میلی گرم استفاده شد. درصد چگالش نمونه‌ها با دانستن چگالی تئوری هر نمونه محاسبه می‌شد. برای مطالعه چگونگی توزیع ذرات SiC در پودر Al در مخلوط‌های پودری و نیز مطالعه سطوح نمونه‌های تابعی در بزرگنمایی پایین از یک میکروسکوپ نوری استریو با قابلیت تصویر برداری و ذخیره تصاویر در رایانه استفاده شد. این میکروسکوپ در دامنه بزرگنمایی‌های  $X$  تا  $50X$  از نمونه‌ها تصویر برداری می‌کند. همچنین برای مطالعه ریز ساختار نمونه‌ها در بزرگنمایی‌های بالاتر از یک میکروسکوپ نوری مدل Olympus استفاده شد. برای بررسی چگونگی توزیع ذرات SiC در هر لایه از نمونه، به طور متوسط توسط میکروسکوپ نوری، ۸۰ عکس گرفته شد و میزان درصد ذرات SiC در زمینه آلومینیومی توسط نرم افزار کلمکس<sup>۳</sup> مورد مطالعه قرار گرفت و میانگین درصد SiC، انحراف معیار و فاکتور توزیع برای هر لایه محاسبه شد. سختی نمونه‌های تف جوشی شده توسط دستگاه سختی سنجی برینل با نیروی  $30\text{ Kg}$  و قطر ساچمه  $2/5\text{ mm}$  اندازه گیری شد. در مورد نمونه‌های تابعی سختی سه ناحیه از هر لایه و در مورد نمونه Al غیر کامپوزیتی سختی پنج ناحیه

ثابت می‌شود که دما و زمان تف جوشی بهینه انتخاب شده است.

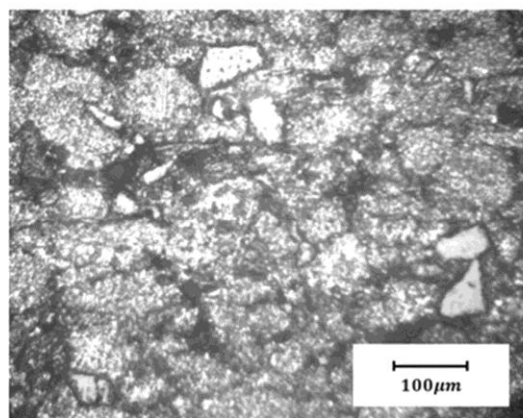
همچنین در نمونه‌های تابعی اتصال خوبی بین ذرات  $SiC$  و زمینه برقرار شده و پیوستگی در ساختار ایجاد شده است. بنابراین



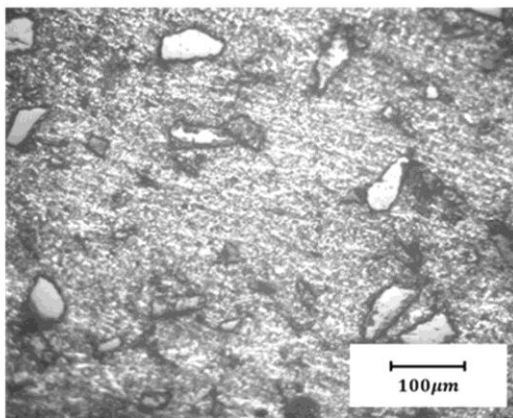
(ب)



(الف)

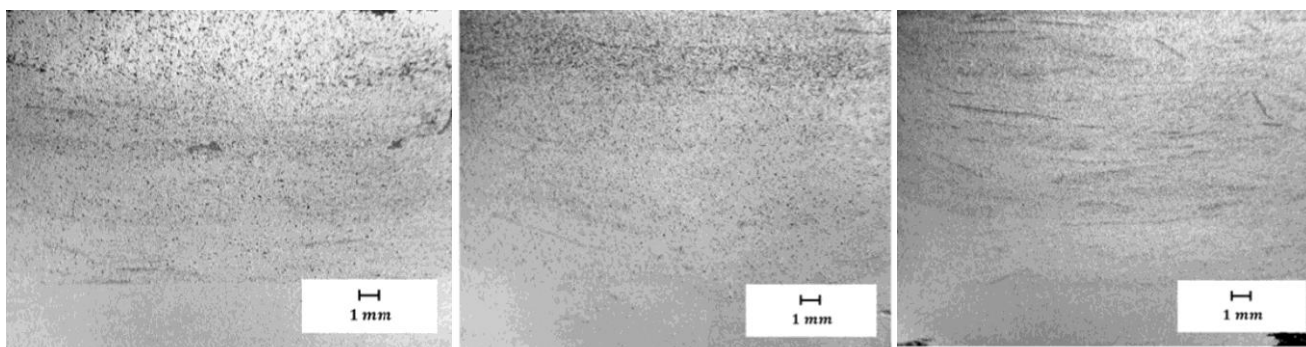


(د)



(ج)

شکل ۳) تصاویر میکروسکوپ نوری، الف) نمونه  $Al$  غیر کامپوزیتی، ب، ج و د) لایه ۱۵٪  $SiC$  نمونه‌های تابعی با ذرات تقویت کننده به ترتیب ریز، متوسط و درشت.



(ج)

(ب)

(الف)

شکل ۴) تصاویر میکروسکوپ نوری استریو از ریز ساختار نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات  $SiC$ : الف) ریز، ب) متوسط و ج) درشت.

در شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ نوری استریو از ریز ساختار نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت نشان داده شده است. همان طور که در شکل‌ها دیده می‌شود، با بکارگیری روش مخلوط‌سازی تر، ذرات *Al* و *SiC* در هر لایه توزیع یکنواختی پیدا کرده اند. البته در برخی از نواحی این نمونه‌ها، مناطق نواری از تجمع ذرات *SiC* در کنار هم ایجاد شده اند. با توجه به ارتفاع نهایی نمونه‌ها که ۲۰ میلیمتر در نظر گرفته شده است مقدار پودر در لایه‌های مختلف مطابق جدول ۱ به نحوی محاسبه شد که مجموع وزن *Al* و *SiC* در لایه‌های مختلف یکسان و برابر ۵/۳ گرم باشد بنابر این مطابق انتظار پس از عملیات فشرده‌سازی و سینترینگ نیز ضخامت لایه‌های پنجگانه یکسان و مطابق شکل ۴ حدوداً برابر ۴ میلیمتر شده است.

در نمونه‌های تابعی با اندازه ذرات *SiC* ریز و درشت، مرز بین لایه‌ها اندکی مشخص تر است در حالیکه در نمونه تابعی با اندازه ذرات *SiC* متوسط (شکل ۴-ب) توزیع شیب‌دار بهتری ایجاد شده است. مشاهده می‌شود که در نمونه تابعی با اندازه ذرات *SiC* متوسط که اندازه ذرات تقویت کننده (۱۲۵ میکرومتر) و زمینه (۱۲۰ میکرومتر) آن در محدوده نزدیک تری نسبت به هم هستند، ساختار یکنواخت تری حاصل شده و شیب توزیع ذرات یکنواخت تر است.

در بررسی‌های *Ma* و همکارانش [۲] ساخت ماده تابعی  $Ti - TiB_2$ ، به روش انباشت لایه‌های پودری انجام شده و عملیات پیش فشردن برای هر لایه انجام شده است. سپس نمونه توسط پرس داغ منسجم‌سازی شده است. در ساختار این نمونه‌ها مرزهای مشخصی بین لایه‌ها ایجاد شده است. نتایج مشابهی نیز توسط *Li* و همکارانش [۳] جهت تولید کامپوزیت تابعی *YSZ-NiCr* و همچنین *Teng* و همکارانش [۱۲] جهت تولید کامپوزیت شیب‌دار  $Ti - ZrO_2$  گزارش شده است.

در پژوهش انجام شده توسط *Lin* و همکارانش [۵]، جهت ساخت نمونه تابعی *Al 2124-SiC* به روش انباشت لایه‌های پودری، برای رفع مشکل نواری شدن از فرآیند ارتعاش استفاده شده است. این محققین اظهار نمودند که ارتعاش سبب می‌شود تا کلوخه‌های درشت *SiC* خرد شده و توزیع یکنواخت تری حاصل شود. این موضوع به حرکت رو به پایین کلوخه‌های *SiC* خرد

شده و ذرات ریزتر از طریق خلل و فرج بین ذرات *Al 2124* درشت و ایجاد یک ناحیه گذاری از درصد *SiC* نسبت داده شده که سبب ملایم شدن شیب توزیع ذرات شده است.

در تحقیق حاضر جهت از بین بردن مرز بین لایه‌ها، عملیات انباشت پودر بدون فشردن هر لایه پس از ریختن در قالب انجام شده است.

## ۲- آنالیز تصویری

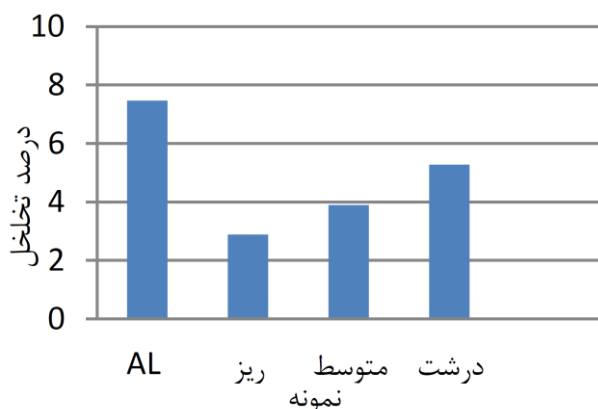
جهت بررسی چگونگی توزیع ذرات تقویت کننده در زمینه نتایج حاصل از بررسی عکس‌های میکروسکوپ نوری در لایه‌های دو تا پنج نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت که به ترتیب با نمادهای  $M_fR_c$ ،  $M_fR_m$ ،  $M_fR_f$  نشان داده شده اند استفاده شد و نتایج در جدول ۲ آورده شده است. با توجه به پایین بودن مقدار فاکتور توزیع، این نتیجه حاصل می‌شود که ذرات *SiC* توسط روش مخلوط‌سازی تر با ساچمه‌های فولادی، توزیع همگنی در هر لایه داشته‌اند.

جدول ۲) میانگین درصد حجمی، انحراف معیار و فاکتور توزیع ذرات *SiC* در زمینه آلومینیوم برای هر لایه

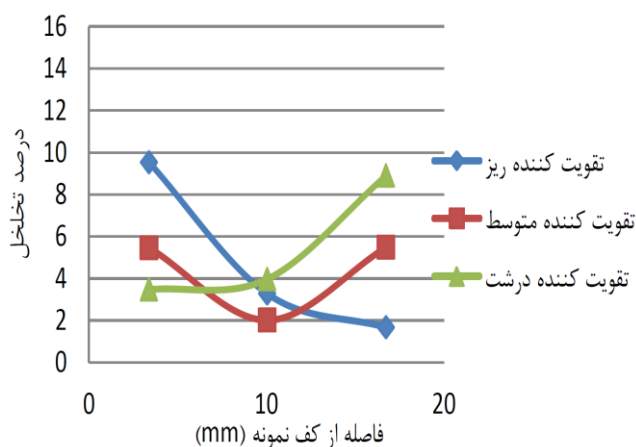
نمونه	لایه‌ها	لایه ۲	لایه ۳	لایه ۴	لایه ۵
$M_fR_f$	میانگین درصد حجمی	۵/۹۲	۱۰/۰۳	۱۴/۳۸	۲۰/۰۲
	انحراف معیار	۱/۴۴	۱/۷۵	۲/۲۷	۱/۹۴
	فاکتور توزیع	۰/۲۴	۰/۱۷	۰/۱۶	۰/۱
$M_fR_m$	میانگین درصد حجمی	۵/۰۴	۸/۷۴	۱۴/۶	۱۹/۴۳
	انحراف معیار	۰/۸۹	۲/۱۳	۲/۴۹	۱/۵۳
	فاکتور توزیع	۰/۱۸	۰/۲۴	۰/۱۷	۰/۰۸
$M_fR_c$	میانگین درصد حجمی	۵/۱۸	۹/۳۵	۱۴/۴۳	۲۰/۲۲
	انحراف معیار	۱/۱۹	۱/۴۹	۱/۵۲	۱/۷۴
	فاکتور توزیع	۰/۲۳	۰/۱۶	۰/۱۱	۰/۰۹

### ۳- چگالی و تخلخل

در جدول ۳ و شکل ۵ نتایج اندازه گیری چگالی برای نمونه غیر کامپوزیتی *Al* و نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که تخلخل نمونه غیر کامپوزیتی بسیار بیشتر از نمونه‌های کامپوزیتی بوده است. در ضمن در این سری از نمونه‌های تابعی با درشت شدن ذرات *SiC*، تخلخل زیاد شده است که این امر می‌تواند به دلیل تفاوت اندازه ذرات زمینه و فاز تقویت کننده باشد. ذرات *SiC* در نمونه‌های تابعی با اندازه ذرات تقویت کننده متوسط و درشت از ذرات *Al* زمینه درشت تر بوده‌اند لذا در حین پرس تغییر شکل پلاستیک که مربوط به ذرات فلزی نرم می‌باشد کمتر امکان‌پذیر بوده و فاصله میان ذرات سرامیکی تخلخل‌ها را تشکیل داده است. در حالی که در نمونه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، ذرات درشت تر زمینه فلزی به راحتی تغییر شکل پلاستیک داده و حفرات کمتری باقیمانده و بنابراین تخلخل کاهش یافته است.



شکل ۵) نمودار درصد تخلخل نمونه *Al* غیر کامپوزیتی و نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت.



شکل ۶) نمودار درصد تخلخل لایه‌ها نسبت به فاصله از کف نمونه برای نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت.

جدول ۳) چگالی و تخلخل نمونه *Al* غیر کامپوزیتی و نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت

نمونه	تف جوشی شده	
	درصد چگالش	درصد تخلخل
آلومینیوم	۹۲/۵۴	۷/۴۶
<i>Al-SiC</i> (ریز)	۹۷/۱۱	۲/۸۹
<i>Al-SiC</i> (متوسط)	۹۶/۱۰	۳/۹۰
<i>Al-SiC</i> (درشت)	۹۴/۷۲	۵/۲۸

جدول ۴) چگالی و تخلخل قسمت‌های مختلف نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت

نمونه‌ها	چگالی قسمت‌های مختلف قطعه			تخلخل قسمت‌های مختلف قطعه		
	بالا	میانه	پایین	بالا	میانه	پایین
<i>Al-SiC</i> (ریز)	۹۸/۳۳	۹۶/۷۳	۹۰/۴۸	۱/۶۷	۳/۲۷	۹/۵۲
<i>Al-SiC</i> (متوسط)	۹۴/۵۱	۹۷/۹۹	۹۴/۵۴	۵/۴۹	۲/۰۱	۵/۴۶
<i>Al-SiC</i> (درشت)	۹۱/۱۰	۹۶/۰۳	۹۶/۲۶	۸/۹۰	۳/۹۷	۳/۷۴

در جدول ۴ چگالی و تخلخل قسمت‌های مختلف نمونه‌های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات ریز، متوسط و درشت آورده شده است. در نمودار شکل ۶ درصد تخلخل قسمت‌های مختلف نمونه بر حسب فاصله از کف نمونه نشان داده شده است. در مورد نمونه با اندازه ذرات تقویت کننده درشت مطابق انتظار با افزایش درصد فاز تقویت کننده از پایین تا بالای نمونه، تخلخل افزایش یافته و درصد چگالش کمتری حاصل شده است. در نمونه با اندازه ذرات تقویت کننده متوسط نیز از قسمت وسط به طرف بالای نمونه با افزایش درصد  $SiC$  تخلخل زیاد شده است که مطابق انتظار است اما در همین نمونه، از قسمت پایین تا وسط، و برای نمونه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز در کل ارتفاع آن، نتایج غیر قابل انتظاری بدست آمده است به این ترتیب که با افزایش درصد  $SiC$  از پایین تا بالای نمونه تخلخل کم شده است.

در بررسی‌های انجام شده توسط  $Li$  و همکارانش [۳] جهت تولید کامپوزیت تابعی  $NiCr-YSZ$  (ذرات  $YSZ$  به عنوان تقویت کننده) به روش انباشت لایه‌های پودری نیز مشاهده شده که چگالی نسبی لایه‌ها با افزایش درصد  $YSZ$  کاهش می‌یابد.

همچنین در بررسی‌ها انجام شده توسط  $Lin$  و همکارانش [۵] جهت تولید نمونه تابعی  $Al\ 2124-SiC$  به روش انباشت لایه‌های پودری، مشاهده شده که با افزایش درصد ذرات  $SiC$ ، به دلیل کلوخه‌ای شدن ذرات چگالی کاهش یافته است که این محققین برای رفع این مشکل از فرآیند ارتعاش استفاده کرده اند.

$Teng$  و همکارانش [۱۲] جهت تولید کامپوزیت شیب‌دار  $Ti-ZrO_2$  به روش انباشت لایه‌های پودری، در لایه‌هایی که درصد فلز این پودرها بیشتر از ۷۵٪ بوده برای شکل‌گیری بهتر جسم خام یک درصد جرمی پلی ونیل الکل ( $PVA$ )<sup>۲</sup> به مخلوط پودری اضافه نموده اند.

یحیی زاده و همکارانش [۲۱] جهت تولید قطعه آلومینایی با الگوی گرادینانی با استفاده از زغال به عنوان عامل ایجادکننده تخلخل از روش ریخته‌گری دوغابی استفاده نمودند و گزارش کردند که با افزایش درصد زغال و با افزایش فاصله از کف نمونه درصد تخلخل به صورت شیب‌دار افزایش می‌یابد.

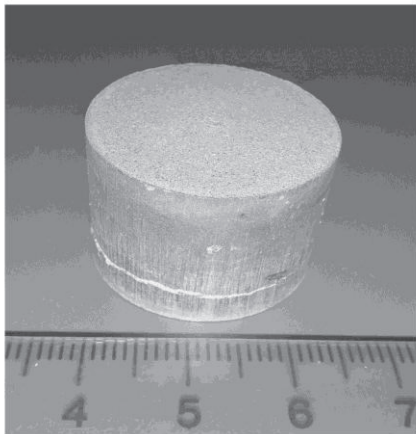
در تحقیق حاضر با توجه به شکل ۶ مشاهده می‌شود که قسمت‌های زیرین نمونه‌های تهیه شده تخلخل بیشتری دارند. این

نتایج را می‌توان به این ترتیب توجیه نمود که ذرات  $Al$  در هنگام ورود به قالب و قبل از انجام پرس کاری، شبکه‌ای نسبتاً فشرده را تشکیل می‌دهند که خروج هوای محبوس بین ذرات را در هنگام اعمال پرس با مشکل مواجه می‌کند و لذا هوا به صورت فشرده شده در نمونه باقی می‌ماند که در هنگام عمل تف جوشی و در اثر افزایش حجم هوا در حین گرم شدن، ترک‌هایی در نمونه (بخصوص قسمت‌های زیرین آن که فاقد ذرات  $SiC$  است) ایجاد می‌شود. تصاویر نشان داده شده در شکل ۷ مؤید این فرضیه هستند.

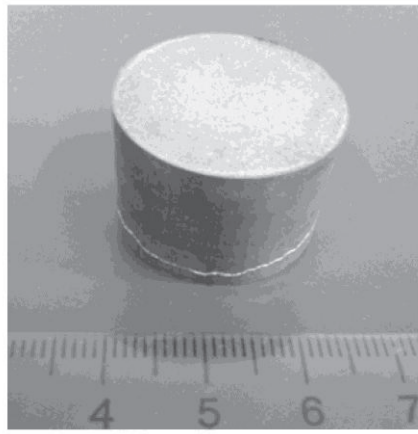
با توجه به شکل ۶ ملاحظه می‌شود که در اغلب موارد، درصد تخلخل در قسمت‌های میانی نمونه‌ها نسبت به بقیه قسمت‌ها کمتر بوده است. این نتایج با نتایج گزارش شده توسط  $Zhu$  و همکارانش [۱۴] جهت تولید مواد تابعی  $ZrO_2-NiCr$  همخوانی دارد. آنها گزارش کردند که لایه میانی این ماده تابعی چگالش بالایی دارد، بطوریکه ممکن است با تف جوشی بدون اعمال فشار فقط اندکی خلل و فرج در آن باقی مانده باشد. البته آنها نشان دادند که این تخلخل‌ها ممکن است با تف جوشی فشاری حذف شوند. همچنین آنها به این نتیجه رسیده اند که تف جوشی فشاری مانند پرس گرم و فشردن ایزواستاتیک داغ ممکن است روش مؤثرتری برای تولید قطعات مواد تابعی باشد زیرا عیوبی از قبیل تاب برداشتن و ترک خوردگی ناشی از تنش انقباضی در آنها رخ نمی‌دهد.

در بررسی‌های انجام شده توسط  $Colin$  و همکارانش [۱۵] جهت تولید کامپوزیت تابعی  $WC-Co$  به روش انباشت لایه‌های پودری، مشاهده شده که تخلخل باز در تف جوشی حالت جامد، با افزایش زمان تف جوشی و درصد  $Co$  کاهش یافته است. آنها با انجام آزمایش‌هایی روی تف جوشی این ماده تابعی به این نتیجه رسیدند که در تف جوشی حالت مایع در زمان کوتاه تف جوشی و با هزینه پایین، مواد متراکم بسیار سریع تولید می‌شوند زیرا فاز مایع سبب تسریع عمل منسجم‌سازی می‌شود. اما برای جلوگیری از همگن‌سازی زمان تف جوشی بایستی کوتاه تر باشد. همچنین در این تحقیق اثر اندازه ذرات بر متراکم‌سازی انجام دادند گزارش کردند که در صورت استفاده از پودر تقویت کننده با اندازه ریز عمل متراکم‌سازی بسیار سریعتر انجام می‌شود زیرا

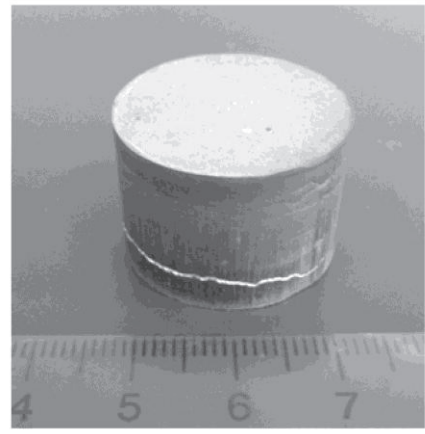




(ج)



(ب)



(الف)

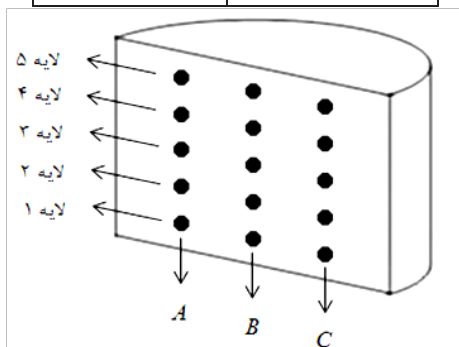
شکل ۷) نمونه های تابعی پنج لایه تف جوشی شده با اندازه ذرات  $SiC$ : (الف) ریز، (ب) متوسط و (ج) درشت.

#### ۴- سختی

در جدول ۵ نتایج سختی سنجی نمونه آلومینیومی و در جدول ۶ نتایج سختی سنجی در سه منطقه  $A$ ،  $B$  و  $C$  در پنج لایه (شکل ۸) از نمونه های تابعی تهیه شده با پودر  $Al$  و اندازه تقویت کننده متفاوت نشان داده شده است. این نتایج بصورت گرافیکی در شکل ۹ نمایش داده شده اند. از مقایسه جدول های ۵ و ۶ ملاحظه می شود که با افزودن ذرات  $SiC$  به زمینه  $Al$  سختی افزایش یافته است.

جدول ۵) سختی نمونه آلومینیومی

میانگین سختی	سختی (برینل)
۳۱/۳۱±۴/۸۱	۲۶/۹۱
	۲۵/۲۶
	۲۴/۸۳
	۳۵/۲۶
	۲۴/۲۷



شکل ۸) شماتیک نمونه تابعی که در نواحی مختلف سختی سنجی شده.

سطح ویژه پودر افزایش یافته و واکنش پذیری زیاد می شود اما برای پودر درشت نیاز به فشار و دمای بالاتری جهت تف جوشی و در نهایت متراکم سازی می باشد [۱۵]

$Tao$  و همکارانش [۱۸] جهت تولید نمونه تابعی  $Al - Al_2O_3$  به این نتیجه رسیدند که در صورت تف جوشی در دمای ۶۴۰ درجه سانتیگراد در این ماده تابعی بالاترین میزان چگالش حاصل می شود و چگالی آن در جهت ضخامت بطور تدریجی از  $۲/۸۸۷ \times ۱۰^۳$  به  $۳/۱۹۰۹ \times ۱۰^۳ \text{ Kg/m}^3$  می رسد.

$Ho$  و همکارانش [۲۰] ماده تابعی  $Ni-PSZ$  را از طریق اسپری نمودن سوسپانسیون پودری بر روی زمینه  $Ni$  (روش اسپری دوغاب<sup>۰</sup>) تولید نموده و اثر نوع تف جوشی بر روی تخلخل را بررسی کردند. آنها مشاهده کردند که نمونه های تابعی تف جوشی شده در کوره در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد نسبت به نمونه های تف جوشی شده با حرارت مشعل تخلخل کمتری دارند.  $Ruys$  و همکارانش [۲۲] به این نتیجه رسیدند که در ماده تابعی  $SiC-Cu$  که به روش مخلوط سازی خشک پروانه ای تولید شده است، وقتی از موج ضربه ای (با فشاری سه مرتبه بیشتر از فشار لازم برای فشردن داغ) جهت تف جوشی استفاده می شود، ریز ساختار متراکمی با تخلخل کم به علت سیلان هیدرواستاتیک حاصل می شود.

جدول ۶) سختی نمونه های تابعی پنج لایه با اندازه ذرات تقویت کننده ریز، متوسط و درشت

$\Delta H_{max}$	میانگین	مناطق اندازه گیری شده			شماره لایه	نمونه
		C	B	A		
۰/۹۵	۴۱/۹۶	۴۰/۹۲	۴۲/۰۱	۴۲/۹۶	لایه ۵	Al-SiC(ریز)
۲/۲۴	۳۷/۵۵	۳۶/۶۰	۳۷/۲۲	۳۸/۸۴	لایه ۴	
۲/۴۴	۳۴/۷۸	۳۳/۷۸	۳۶/۲۲	۳۴/۳۴	لایه ۳	
۱/۲۶	۳۰/۷۱	۳۱/۵۱	۳۰/۳۶	۳۰/۲۵	لایه ۲	
۲/۳۱	۲۶/۷۱	۲۵/۲۶	۲۷/۳۱	۲۷/۵۷	لایه ۱	
۵/۰۵	۳۳/۰۳	۳۳/۳۱	۳۵/۴۱	۳۰/۳۶	لایه ۵	Al-SiC(متوسط)
۳/۱۹	۴۶/۳۹	۴۷/۶۳	۴۴/۴۴	۴۷/۰۸	لایه ۴	
۳/۷۴	۴۲/۷۸	۴۴/۷۵	۴۲/۵۸	۴۱/۰۱	لایه ۳	
۱/۰۸	۳۶/۸۶	۳۷/۳۰	۳۷/۰۷	۳۶/۲۲	لایه ۲	
۱/۴۶	۳۲/۱۹	۳۲/۷۸	۳۱/۳۲	۳۲/۴۶	لایه ۱	
۲/۲۱	۴۰/۲۳	۳۹/۶۹	۳۹/۲۶	۴۱/۷۴	لایه ۵	Al-SiC(درشت)
۴/۴۶	۳۹/۴۱	۳۸/۸۴	۳۷/۴۶	۴۱/۹۲	لایه ۴	
۱/۷۶	۴۳/۶۶	۴۲/۴۸	۴۴/۲۴	۴۴/۲۴	لایه ۳	
۲/۸۴	۳۹/۴۳	۴۱/۱۰	۳۸/۹۲	۳۸/۲۶	لایه ۲	
۲/۸۵	۳۰/۴۹	۳۲/۰۷	۲۹/۲۲	۳۰/۱۹	لایه ۱	

افزایش یابد.

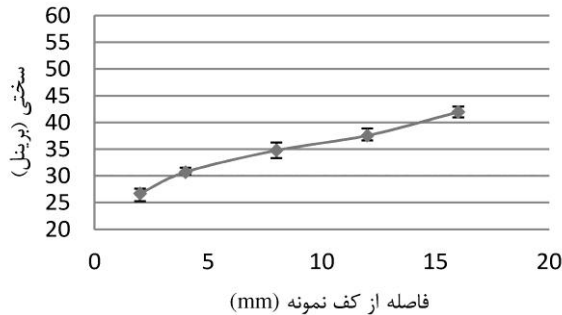
در مورد نمونه تولید شده با ذرات ریز افزایش سختی از پایین تا بالای نمونه بصورت پیوسته ادامه داشته که بیانگر تولید موفقیت آمیز ماده تابعی از روش انباشت لایه پودری است. کاهش سختی در قسمت‌های بالایی نمونه‌های تولید شده از پودرهای متوسط (شکل ۹-ب) و درشت (شکل ۹-ج) را می‌توان به بالا بودن تخلخل در این قسمت‌ها (جدول ۴) نسبت داد.

در واقع در این نمونه‌های کامپوزیتی، درصد ذرات SiC سبب افزایش سختی و میزان تخلخل سبب کاهش سختی می‌شود و برآیند این دو عامل تعیین کننده سختی در قسمت مورد نظر می‌باشد. در مورد نمونه تولید شده با ذرات ریز، به دلیل اینکه تخلخل نیز از قسمت پایین تا بالای نمونه روند کاهشی داشته است (شکل ۶) افزایش درصد SiC از پایین تا بالای نمونه سبب

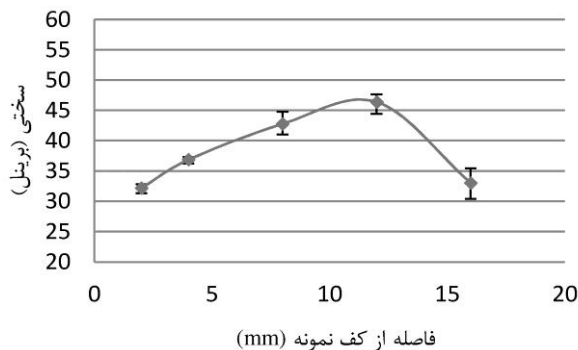
با توجه به جدول ۶ این نکته قابل توجه است که پراکندگی نتایج سختی سنجی هر لایه در مواد تابعی بیانگر کیفیت توزیع ذرات SiC و میزان تخلخل در آن لایه است. البته در لایه‌های شماره ۱ که عمدتاً فاقد ذرات SiC هستند فقط میزان تخلخل در پراکندگی نتایج مؤثر بوده است. کمیت  $\Delta H_{max}$  در این جدول بیانگر حداکثر اختلاف نتایج سختی سنجی در هر لایه است. بطوری که ملاحظه می‌شود مقادیر  $\Delta H_{max}$  در مورد نمونه تهیه شده با SiC ریز بسیار بهم نزدیک هستند که بیانگر توزیع مناسب این ذرات در هر لایه از نمونه است.

با توجه به شکل ۹ مشاهده می‌شود که در تمامی موارد، سختی نمونه‌ها از قسمت پایین تا لایه سوم بصورت شیب‌دار افزایش یافته است که این قسمت از نتایج مورد انتظار بوده است. زیرا با افزایش درصد فاز سخت (SiC) در نمونه، سختی هم باید

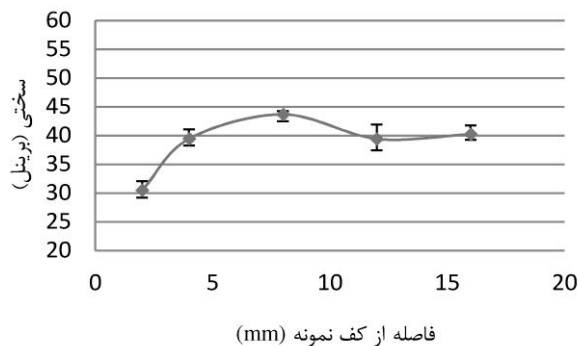
افزایش مداوم سختی شده است.



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۹) نمودارهای سختی بر حسب فاصله از کف نمونه در نمونه‌های تابعی با اندازه ذرات  $SiC$ : (الف) ریز، (ب) متوسط و (ج) درشت.

افزایش درصد فاز تقویت کننده از پایین تا بالای نمونه، تخلخل افزایش یافته است در حالی که در نمونه تابعی با اندازه ذرات تقویت کننده ریز با افزایش درصد  $SiC$  تخلخل کم شده است.

این نتایج با نتایج گزارش شده توسط سایر محققین در مورد مواد تابعی مولایت-مولیبدن [۴]،  $ZrO_2 - NiCr$  [۱۴]،  $ZrO_2 - Ni$  [۱۷] تولید شده به روش انباشت لایه‌های پودری و  $TiC(Ni, Mo)$  [۲۳] تولید شده به روش رسوبدهی گریز از مرکز و  $Ce - TZP/Al_2O_3$  و  $WC-Co$  [۲۵] تولید شده به روش رسوبدهی الکتروفوریتیک مطابقت دارد. زیرا آن‌ها نیز گزارش نمودند که شیب منحنی سختی با افزایش فاز تقویت کننده افزایش می‌یابد.

همچنین در تحقیق انجام شده توسط  $Lin$  و همکارانش [۵] که مواد تابعی  $Al 2124 / SiC$  را از روش انباشت پودر تولید نمودند، مشاهده شده که با افزایش درصد ذرات  $SiC$  سختی افزایش می‌یابد اما با رسیدن به  $20vol.\%SiC$  شیب نمودار افت می‌کند. این موضوع به وجود کلوخه‌های درشت  $SiC$  و مقدار زیاد تخلخل نسبت داده شده است. همچنین در این نمونه تغییر ملایم شیب سختی در مواد تابعی ارتعاش یافته گویای تغییر تدریجی درصد ذرات  $SiC$  بوده است. با توجه به شکل ۶، چون تخلخل در قسمت‌های بالایی نمونه‌ها با ذرات تقویت کننده متوسط و درشت بیشتر از قسمت‌های میانی بوده لذا بالاتر بودن تخلخل که سبب کاهش سختی می‌شود بر ازدیاد کسر حجمی فاز تقویت کننده که باعث افزایش سختی می‌شود فائق آمده و در مجموع سختی قسمت‌های بالایی نمونه کاهش یافته است.

## نتیجه‌گیری

در این پژوهش نمونه‌های تابعی پنج لایه  $Al-SiC$  با استفاده از پودر  $SiC$  در سه اندازه مختلف به روش انباشت لایه‌های پودر با توزیع یکنواخت پودرها در هر لایه توسط مخلوط‌سازی تر تولید شدند. نتایج نشان دادند که

۱- در نمونه تابعی با اندازه ذرات  $SiC$  متوسط که اندازه ذرات تقویت کننده و زمینه آن در محدوده نزدیک تری نسبت به هم هستند، ساختار یکنواخت تر و توزیع شیبدار بهتری حاصل شده است.

۲- با درشت شدن ذرات  $SiC$  تخلخل زیاد شده است. در مورد نمونه با اندازه ذرات تقویت کننده درشت مطابق انتظار با

- Method", *Acta Materialia*, 53, 2005, 1631-1641.
- [7] ع.الف. اویسی، ف. اخلاقی، "ساخت و بررسی ریز ساختار کامپوزیت درجا با تغییرات تدریجی در ترکیب"، همایش ملی مواد نو، تهران، Al/Si پژوهشگاه مواد و انرژی، ۱۳۸۷.
- [8] D. Asmi, I.M. Low, "Infiltration and Physical characteristics of functionally graded alumina/calcium-hexaaluminate composites", *Journal of Materials Processing Technology*, 118, 2001, 225-230.
- [9] م. ح. شجاعی فرد، ده‌ششم پور، "طراحی دستگاه پودر پاشی به روش (FGM) اسپری پلاسما جهت ساخت مواد به صورت تابعی مدرج دومین کنفرانس ملی مهندسی ساخت و تولید، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد، ۱۳۸۸.
- [10] Zh. Zhou, Sh. Song, W. Yao, G. Pintsuk, J. Linke, Sh. Guo, Ch. Ge, "Fabrication Of Thik W Coating By Atmospheric Plasma Spraying And Their Transient High Heat Loading Performance", *Fusion Engineering And Design*, 85, 2010, 1720-1723.
- [11] B. Kieback, A. Neubrand, H. Riedel, "Processing techniques for functionally graded materials", *Materials Science and Engineering*, 362, 2003, 81-105.
- [12] L.D. Teng, F.M. Wang, W.C. Li, "Thermodynamics and microstructure of Ti - ZrO<sub>2</sub> metal-ceramic functionally graded materials", *Materials Science and Engineering*, A293, 2000, 130-136.
- [13] U. Yildirim, "Investigation of Quasi-Static And Dynamic Mechanical Properties of Functionally Graded Sic-Particulate Reinforced Aluminium Metal Matrix Composites", *A Dissertation Submitted to the Graduate School in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree of Master Of Science*, 2004, 4-12.
- [14] J. Zhu, Z. Lai, Z. Yin, J. Jeon, S. Lee, "Fabrication of ZrO<sub>2</sub> - NiCr functionally graded material by powder metallurgy", *Materials Chemistry and Physics*, 68, 2001, 130-135.
- [15] C. Colin, L. Durant, N. Favrot, J. Besson, G. Barbier, F. Delannay, "Processing of Functional Gradient WC-Co Cermets by Powder Metallurgy", *Int. J. Refractory Metals And Hard Materials*, 12, 1993-1994, 145-152.
- [16] R. Watanabe, A. Kawasaki, M. Tanaka, J. Li, "Fabrication of SiC-AlN/Mo Functionally Gradient Material for High Temperature Use", *Int. J. Refractory Metals And Hard Materials*, 12, 1993-1994, 187-193.
- [17] J. C. Zhu, S. Y. Lee, Z. D. Yin' and Z. H. Laf, "Mechanical Performance of ZrO<sub>2</sub> - Ni Functionally Graded Material by Powder Metallurgy", *Functionally Graded Materials*, 1996, 203-208.
- [18] H. Tao, CH. Deng, L. Zhang, R. Yung, "Fabrication of Al - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites And FGM", *J. Mater. Sci.*

۳- در نمونه‌های کامپوزیتی، افزایش درصد ذرات SiC سبب افزایش سختی شده و افزایش میزان تخلخل سبب کاهش سختی می‌شود و لذا برآیند این دو عامل تعیین کننده سختی در قسمت مورد نظر می‌باشد. در مورد نمونه تولید شده با ذرات ریز، به دلیل اینکه با افزایش درصد SiC از پایین تا بالای نمونه تخلخل کاهش یافته، سختی بطور مداوم افزایش یافته است.

۴- پراکندگی نتایج سختی سنجی هر لایه در مواد تابعی بیانگر کیفیت توزیع ذرات SiC و میزان تخلخل در آن لایه است که در مورد نمونه تهیه شده با SiC ریز توزیع یکنواخت تری از ذرات SiC در هر لایه حاصل شده است.

#### پی‌نوشت‌ها

1. Functionally Graded Materials
2. Powder Metallurgy
3. Clemex
4. Polyvinyl alcohol
5. Slurry Spray

#### منابع و مراجع

- [1] A. Kawasaki and R. Watanabe, "Concept and P/M fabrication of functionally gradient materials", *Ceramics International* 23, 1997, 73.
- [2] J. Ma, G.E.B. Tan, "Processing and Characterization of Metal-Ceramics Functionally Gradient Materials", *Journal of Materials Processing Thecnology*, 113, 2001, 446-449.
- [3] J.Q. Li, X.R. Zeng, J.N. Tang, P. Xiao, "Fabrication and thermal properties of a YSZ-NiCr joint with an interlayer of YSZ-NiCr functionally graded material", *Journal of the European Ceramic Society*, 23, 2003, 1847-1853.
- [4] G. Jin, M. Takeuchi, S. Honda, T. Nishikawa, H. Awaji, "Properties of multilayered mullite/Mo functionally graded materials fabricated by powder metallurgy processing", *Materials Chemistry and Physics*, 89, 2005, 238-243.
- [5] C.-Y. Lin, C. Bathias, H. B. McShane, and R. D. Rawlings, "Production of silicon carbide Al<sub>2124</sub> alloy functionally graded materials by mechanical powder metallurgy technique", *Powder Metallurgy*, 1999, Vol. 42 No. 1.
- [6] U. Watanabe, S. Oike, "Formation Mechanism Of Graded Composition In Al-Al<sub>2</sub>CU Functionally Graded Materilas Fabricated By centrifugal In Situ

- Society*, 21, 2001, 2025–2029.
- [23] L. Jaworska a, b, M. Rozmus a, B. Królicka a, A. Twardowska b, “Functionally graded cermets”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 17, 2006, 73-76.
- [24] ح. توسلی، ن. طلوعفرخ، ج. وحدتیخاکی، م. بیهقی، ا. ظهورو حید کریمی، “کنترل می تولید شده از طریق *FGM* زانو تو زیعگر ادیانیتز کییدر مواد سانتریفوز ذرات جامد”، چهارمین همایش مشترک انجمن مهندسیین متالورژی و جامعه علمی ریخته گری ایران، تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، انجمن علمی ریخته گری ایران، ۱۳۸۹، ۴۱۲۳-۴۱۳۳.
- [25] S. Put, J. Vleugels, O. Van der Biest, “Microstructural engineering of functionally graded materials by electrophoretic deposition”, *Journal of Materials Processing Technology*, 143–144, 2003, 572–577.
- Technol*, 17, 6, 2001, 646-648.
- [19] J. G. Yeo, Y. Gil Jung, S. C Choi, “Design and microstructure of  $ZrO_2/SUS316$  functionally graded materials by tape casting”, *Materials Letters*, 37, 1998, 304–311.
- [20] S-Y. Ho, A. Kotousov, P. Nguyen, “Slurry Spray and Sintering Method for Fabricating FGM (Functionally Graded Material) Thermal Barrier Coatings”, *School of Mechanical Engineering The University of Adelaide Adelaide, SA 5000 Australia*, 2008
- [21] س. یحیی زاده، ج. وحدتی خاکی، ع. کیانی رشید. “تولید قطعه آلومینایی با استفاده از مواد کربنی از بین رونده به (*FGM*) با تخلخل گرادانی کمک روش ریخته گری دوغابی” همایش ملی مهندسی مواد، ۱۳۹۱
- [22] A.J. Ruys, E.B. Popov, D. Sun, J.J. Russell, C.C.J. Murray, “Functionally graded electrical/thermal ceramic systems”, *Journal of the European Ceramic*