

## Research Paper

### Microstructural and mechanical characterization of Al/CNT-SiC<sub>w</sub> hybrid nano-composite prepared by hot pressing

\*Arman Sedghi<sup>1</sup>, Mohammad Hossein Shaeri<sup>2</sup>, Leila Shahrdami<sup>3</sup>

- 1- Associated Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Engineering Faculty, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran
- 2- Assistant Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Engineering Faculty, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran
- 3- M.Sc., Department of Materials and Metallurgical Engineering, Engineering Faculty, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

**Citation:** Sedghi A, Shaeri M.H, Shahrdami L. Microstructural and mechanical characterization of Al/CNT-SiC<sub>w</sub> hybrid nano-composite prepared by hot pressing. Metallurgical Engineering 2017; 20(1) 26-36 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.54631.1114>

**doi :** <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.54631.1114>

## ABSTRACT

The aim of current research was to examine the microstructure and mechanical properties of Aluminium matrix hybrid nano-composite reinforced with carbon nanotube (CNT) and silicon carbide whisker (SiC<sub>w</sub>) prepared by hot pressing. Hybrid nano-composites were fabricated with different amount of CNT and SiC<sub>w</sub> (0-5 weight percent) in equal proportion. In order to distribute the reinforcements, Al powder and the reinforcements were mixed in a planetary ball mill with a speed of 120 rpm for one hour, and then compressed samples were produced under the pressure of 500 MPa at 550°C for 45 minutes. Followed by composite fabrication, Vickers microhardness and compressive strength test were performed and microstructural observations were undertaken using field emission scanning electron microscopy (FESEM). The results showed that by increasing the amount of reinforcements up to 1 percent, mechanical properties of nano-composites increase; while, by increasing the amount of reinforcements from 1 to 5 percent, mechanical properties of nano-composites decrease due to the agglomeration of CNTs and non-uniform dispersion of SiC<sub>w</sub>.

**Keywords:** Nano-composite, Aluminium, Carbon nano-tube, Silicon carbide whisker, Hot-press.

■ ..... ■

\* **Corresponding Author:**

**Arman Sedghi, PhD**

**Address:** Department of Materials and Metallurgical Engineering, Engineering Faculty, Imam Khomeini International University (IKIU), Qazvin, Iran.

**Tel:** +98 (28) 33901156

**E-mail:** sedghi@ENG.ikiu.ac.ir

## بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت هیبریدی $Al/CNT-SiC_w$ تولید شده به روش پرس گرم

\* آرمان صدقی<sup>۱</sup>، محمدحسین شاعری<sup>۲</sup>، لیلا شهردمی<sup>۳</sup>

۱- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران  
 ۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران  
 ۳- کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ایران

### چکیده

هدف پژوهش حاضر بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار نانوکامپوزیت هیبریدی آلومینیم تقویت شده با نانولوله کربن (CNT) و ویسکر کاربید سیلیسیم ( $SiC_w$ ) تولید شده به وسیله فرآیند پرس گرم می‌باشد. جهت تولید نانوکامپوزیت از درصدهای مختلفی از مقاوم‌سازهای نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم (۵-۲۰ درصد وزنی) با نسبت مساوی استفاده شد. برای توزیع تقویت‌کننده‌ها، پودر آلومینیم و تقویت‌کننده‌ها در آسیای گلوله‌ای ماهواره‌ای با سرعت  $1200\text{ rpm}$  به مدت یک ساعت آسیا و سپس نمونه‌ها تحت فشار  $500\text{ MPa}$  و دمای  $550^\circ\text{C}$  در زمان پرس گرم  $45$  دقیقه تولید شدند. به منظور بررسی اثر درصد تقویت‌کننده‌ها، سختی، چگالی، استحکام تسلیم و استحکام فشاری نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. ریزساختار نمونه‌ها نیز با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج پژوهش نشان داد که در درصدهای پایین مقاوم‌ساز، با افزایش مقدار مقاوم‌ساز خواص مکانیکی افزایش می‌یابد ولی در مقادیر بالای مقاوم‌ساز (بیش از ۱ درصد) با افزایش میزان مقاوم‌ساز به دلیل پدیده آگلومره شدن نانولوله کربن و عدم توزیع مناسب ویسکر کاربید سیلیسیم خواص مکانیکی افت می‌کند.

واژه‌های کلیدی: نانوکامپوزیت، آلومینیم، نانولوله کربن، ویسکر کاربید سیلیسیم، پرس گرم

### ۱. مقدمه

توسط Iijima کشف‌شده، دارای خواص مکانیکی، الکتریکی و حرارتی مناسبی است. نانولوله کربن به دو صورت تک جداره<sup>۲</sup> (SWCNT) و چند جداره<sup>۳</sup> (MWCNT) وجود دارد. MWCNT به دلیل ارزان بودن و تولید آسان‌تر کاربرد بیشتری دارد [۴-۷]. کاربید سیلیسیم نیز از پرکاربردترین مقاوم‌سازهایی است که در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی به صورت ذره، ویسکر و غیره استفاده می‌شود. بررسی خواص کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم خالص تقویت شده با ویسکر کاربید سیلیسیم<sup>۴</sup> ( $SiC_w$ ) به صورت محدود در سال‌های قبل از ۲۰۰۰ میلادی انجام شده است. کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی تقویت‌شده با ویسکر کاربید سیلیسیم بیشتر در مصارفی که مقاومت به ساییش و اصطکاک حائز اهمیت است، استفاده می‌شوند [۸ و ۹]. روش‌های مختلفی برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی وجود دارد. روش ذوبی برای ساخت کامپوزیت‌ها با

کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم (AMCs) به واسطه داشتن خواص مکانیکی، مقاومت ساییشی و مقاومت به خوردگی مناسب و همچنین نسبت استحکام به وزن بالا کاربردهای بسیاری در صنایع خودروسازی، صنایع بسته بندی، صنایع الکترونیک، صنایع هوایی و هوافضا و صنایع نظامی یافته‌اند. در اکثر تحقیقات انجام گرفته در زمینه کامپوزیت‌ها و نانوکامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی از ذرات اکسیدی، کاربیدی، نیتریدها و فایبرها به‌عنوان مقاوم‌ساز استفاده شده است [۱-۳]. مقاوم‌ساز دیگری که استفاده از آن در نانوکامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی در سال‌های اخیر افزایش یافته است، نانولوله کربن<sup>۱</sup> (CNT) است. با توجه به دشوار بودن فرآیندهای تولید و توزیع نانولوله کربن، گزارش‌های محدودی در مورد استفاده از آن به عنوان فاز تقویت‌کننده ارائه شده است. نانولوله کربن که در سال ۱۹۹۱

2. Single wall carbon nanotube
3. Multiwall carbon nanotube
4. Silicon carbide whisker

1. Carbon nanotube

\* نویسنده مسئول:  
 دکتر آرمان صدقی

نشانی: قزوین، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی.  
 تلفن: ۳۳۹۰۱۱۵۶ (۲۸) ۰۹۸+

پست الکترونیکی: sedghi@ENG.ikiu.ac.ir

جدول ۱. آنالیز XRF پودر آلومینیم استفاده شده به عنوان زمینه کامپوزیت.

عنصر	Fe	S	Si	Ca	Al
درصد	۰/۱۳	۰/۱۱	۰/۴۲	۰/۰۵	۹۹/۲۹

جدول ۲. مشخصات ویسکر کاربید سیلیسیم (SiC<sub>w</sub>).

ماده	اندازه طول (μm)	اندازه قطر (nm)	چگالی تئوری (g/cm <sup>3</sup> )
SiC <sub>w</sub>	۵-۸۰	۴۵۰-۶۵۰	۳/۲۱۰

جدول ۳. مشخصات نانولوله کربن چند دیواره (MWCNT).

ماده	اندازه طول (μm)	اندازه قطر (nm)	سطح ویژه (m <sup>2</sup> /g)	چگالی (g/cm <sup>3</sup> )	درصد خلوص
MWCNT	۱۰	۱۰-۳۰	۲۲۰	۲/۲	۹۹/۲۹

فرآیند پرس گرم با اعمال فشار و دما به طور همزمان باعث بهبود چگالی و چسبندگی بین نانولوله کربن و زمینه شده و در ضمن فرآیند تولید نمونه‌ها در یک مرحله انجام می‌گردد. با توجه به اینکه پژوهش‌های انجام شده در زمینه تولید کامپوزیت‌های Al-CNT به روش پرس گرم بسیار محدود هستند، در پژوهش حاضر فرآیندهای آلیاژسازی مکانیکی و پرس گرم برای تولید نمونه‌ها مورد استفاده قرار گرفت. در ضمن، اثر توامان مقادیر مختلف مقاوم‌سازهای نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم بر ریزساختار و خواص مکانیکی (سختی و استحکام فشاری) کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم مورد بررسی قرار گرفت و کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیمی حاوی مقاوم‌سازهای نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم تولید شد. کامپوزیت‌های هیبریدی نوع جدیدی از کامپوزیت‌ها هستند که بیش از یک فاز تقویت کننده به زمینه اضافه می‌شود [۱۵].

## ۲. مواد و روش تحقیق

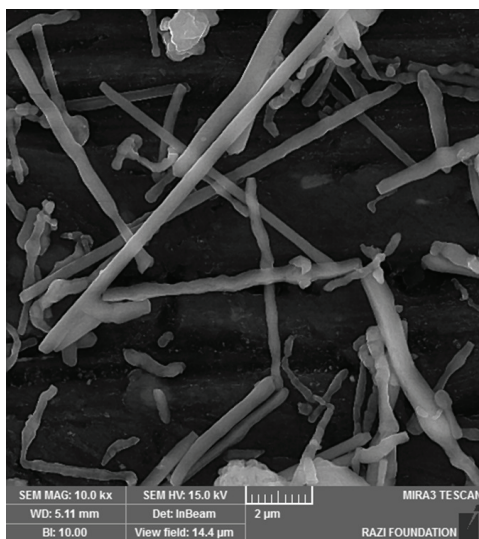
آلومینیم خالص (درصد خلوص ۹۹/۲۹ و اندازه ذرات پودر زیر ۲۰ μm) با مشخصات طیف‌نگاری فلورسانس اشعه ایکس<sup>۵</sup> (XRF) طبق جدول ۱ به عنوان زمینه کامپوزیت و نانولوله کربن چند دیواره (تهیه شده از پژوهشگاه صنعت نفت) و ویسکر کاربید سیلیسیم (تهیه شده از شرکت Goodfellow انگلستان) مطابق جدول‌های ۲ و ۳ به عنوان تقویت کننده برای تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم استفاده شدند.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی<sup>۶</sup> (FESEM) پودر آلومینیم مطابق تصویر شماره ۱ نشان می‌دهد که اندازه ذرات پودر آلومینیم زیر ۲۰ μm است و شکل ذرات

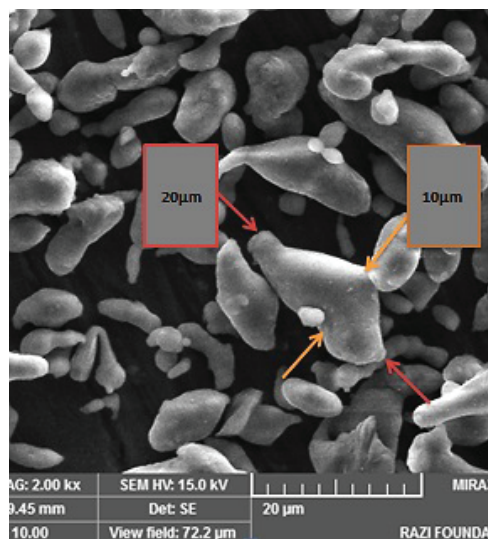
تقویت کننده‌های ذره‌ای کمتر از ۲۰ درصد وزنی و روش‌های متالورژی پودر برای تولید کامپوزیت‌های حاوی مقدار زیاد تقویت کننده تا ۵۰ درصد وزنی استفاده می‌شود. از مزایای روش‌های متالورژی پودر تولید ساختار یکنواخت از لحاظ توزیع تقویت کننده، کاهش واکنش‌های سطحی بین ذره و زمینه به دلیل دمای پایین فرآیند و مقرون به صرفه تر بودن از نظر اقتصادی است. برای رسیدن به خواص مطلوب و بهینه در کامپوزیت‌های Al-CNT توزیع یکنواخت نانولوله کربن در زمینه الزامی است. آگلومره شدن نانولوله کربن و پیوند ضعیف بین زمینه و نانولوله کربن که منجر به اختلال در انتقال نیرو از زمینه به تقویت کننده می‌شود از چالش‌های مهم در تولید کامپوزیت‌های Al-CNT هستند [۱۰-۱۳]. در کامپوزیت‌های Al-CNT اندازه بزرگ ذرات پودر مانع از توزیع همگن نانولوله کربن در زمینه می‌شود که از فرآیند آسیاکاری پرانرژی برای رفع این مشکل استفاده می‌شود. روش‌های متالورژی پودر مانند اکستروژن گرم، پرس سرد - سینتر، پرس گرم، آلیاژسازی، نورد گرم، سینتر با جرقه پلاسما برای تولید کامپوزیت‌های Al-CNT استفاده می‌شوند. خواص ضعیف ترشوندگی CNT با Al و اختلاف چگالی بین آن‌ها باعث شده که استفاده از روش‌های حالت مایع برای تولید Al-CNT منجر به تولید محصولات نامناسب شود [۱۰]. نتایج به دست آمده از روش‌های مختلف نشان داده است که رسیدن به خواص مکانیکی مطلوب به توزیع مناسب نانولوله کربن و چسبندگی مطلوب بین زمینه و نانولوله کربن وابسته است. دما و زمان فرایند سینتر در روش‌هایی مثل سینتر با جرقه پلاسما، اکستروژن گرم و پرس گرم باید به خوبی کنترل شوند زیرا عدم کنترل دما و زمان فرایند سینتر منجر به رشد دانه و تشکیل فاز کاربید Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> می‌گردد. زمان آسیاکاری باید به گونه‌ای باشد که مانع از آگلومره شدن و تخریب نانولوله کربن شود [۱۳ و ۱۴].

5. X-Ray fluorescence

6. Field emission scanning electron microscope



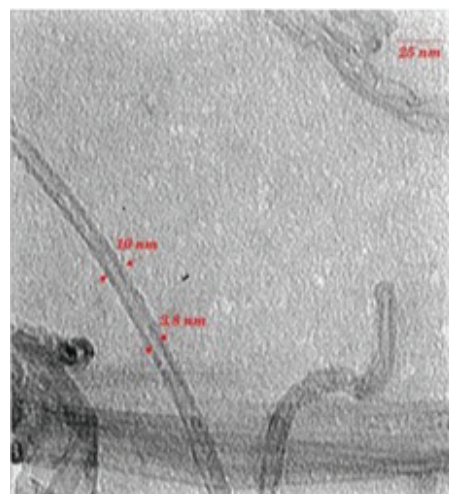
تصویر ۳. تصویر FESEM از ویسکر کاربید سیلیسیم.



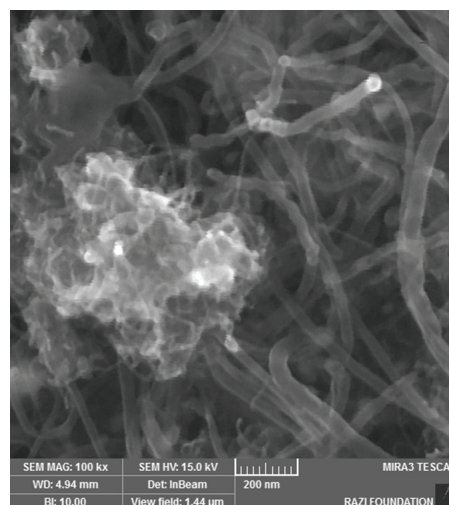
تصویر ۱. تصویر FESEM پودر آلومینیم.

کاملاً کروی نیست. از تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری<sup>۷</sup> (TEM) با بزرگنمایی کم برای تعیین مورفولوژی داخلی، تخمین قطر کلی نانولوله‌های کربن و طول آن‌ها می‌توان استفاده کرد. تصویر شماره ۲ تصاویر TEM و FESEM نانولوله کربن چند دیواره تهیه شده از پژوهشگاه صنعت نفت را نشان می‌دهد. مطابق شکل قطر خارجی نانولوله‌های کربن بین ۲۵ - ۱۰ می‌باشد و قطر داخلی ۳/۸ nm است. در تصویر شماره ۳ نیز تصویر FESEM ویسکر کاربید سیلیسیم خالص نشان داده شده است.

برای تولید هیبرید در درصدهای وزنی ۰/۵، ۱، ۲، ۳ و ۵ فلز زمینه، مقدار تقویت‌کننده‌ها با نسبت ۱:۱ با هم ترکیب شده و به پودر آلومینیم اضافه شدند. مرحله آلیاژسازی مکانیکی توسط آسیای گلوله‌ای سیاره‌ای ساخت شرکت تجهیز سرام انجام شد. مخلوط با نسبت وزنی گلوله به پودر ۱۰ در محفظه‌هایی از فولاد زنگ نزن که بر روی در آن‌ها دو شیر برای تزریق گاز خنثی تعبیه شده است ریخته شدند. از اتانول ۹۸٪ به‌عنوان عامل کنترل فرایند برای جلوگیری از جوش سرد حین فرایند آسیاکاری و از گاز آرگون به‌عنوان اتمسفر خنثی برای جلوگیری از اکسیداسیون استفاده شد. با توجه به پژوهش شهردمی و همکاران [۱۶] زمان ۱ ساعت به عنوان زمان بهینه آسیاکاری انتخاب شد و در ضمن سرعت آسیا ۱۲۰ دور بر دقیقه در نظر گرفته شد. در زمان‌های کمتر از ۱ ساعت، توزیع و نفوذ مقاوم‌ساز در زمینه به طور کامل رخ نمی‌دهد و در زمان‌های بیشتر آگلومره شدن پودرها رخ می‌دهد، لذا زمان بهینه آسیاکاری ۱ ساعت می‌باشد. تصویر شماره ۴ تصویر FESEM پودر حاوی ۰/۵ درصد مقاوم ساز را پس از ۱ ساعت آسیاکاری نشان می‌دهد.



(الف)



(ب)

تصویر ۲. (الف) تصویر TEM و (ب) تصویر FESEM از نانولوله‌های کربن چند دیواره (پژوهشگاه صنعت نفت).

که در رابطه فوق  $\rho_m$ ،  $\rho_{CNT}$  و  $\rho_{SiC}$  به ترتیب چگالی زمینه، نانولوله کربنی و ویسکر کاربید سیلیسیم و  $W_m$ ،  $W_{CNT}$  و  $W_{SiC}$  به ترتیب کسر وزنی زمینه، نانولوله کربنی و ویسکر کاربید سیلیسیم هستند.

برای اندازه‌گیری چگالی حجمی به روش ارشمیدسی، ابتدا نمونه‌ها به منظور زدودن آلودگی‌های سطحی به دلیل حضور روانکار در قالب به مدت ۵ دقیقه در اولتراسونیک قرار گرفتند و پس از خشک شدن توسط ترازوی دیجیتالی وزن خشک نمونه‌ها اندازه‌گیری شد. نمونه‌ها به مدت ۴۵ دقیقه در آب مقطر در حال جوش قرار گرفتند و بعد از خارج شدن از آب جوش وزن تر اندازه‌گیری شد. وزن غوطه‌وری نیز با اندازه‌گیری وزن کامپوزیت در حین غوطه‌وری در آب اندازه‌گیری شد و در نهایت طبق رابطه ۲ چگالی تئوری محاسبه گردید. در این رابطه  $\rho_0$  چگالی آب مقطر در دمای ۲۵ درجه سانتی‌گراد است که برابر  $1 \frac{gr}{cm^3}$  در نظر گرفته شد [۱۷ و ۱۸]:

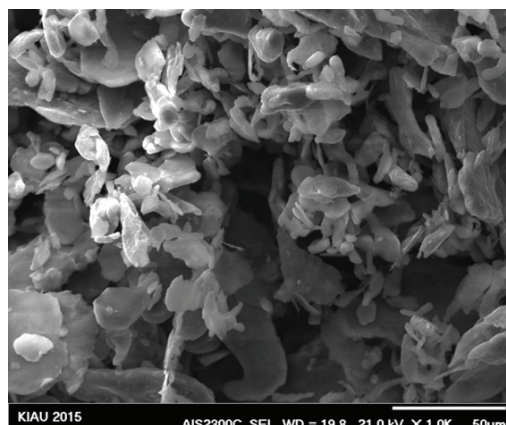
معادله ۲.

$$\rho = \left[ \frac{W_a}{W_b - W_c} \right] \times \rho_0$$

در رابطه فوق  $W_a$ ،  $W_b$  و  $W_c$  به ترتیب وزن خشک نمونه در هوا، وزن تر نمونه و وزن غوطه‌وری هستند. خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها به وسیله آزمون‌های میکروسختی و فشار بررسی شد. میکروسختی نمونه‌ها به وسیله دستگاه HVS-1000A و طبق استاندارد ASTM E384 اندازه‌گیری شد. قبل از انجام آزمون، سطح نمونه‌ها کاملاً صاف و صیقلی شد. بار اعمالی ۵۰۰ gf و مدت زمان اثر ۱۰ ثانیه انتخاب گردید. برای هر نمونه آزمون سختی ۵ بار تکرار شد و میانگین میکروسختی گزارش شد. آزمون اندازه‌گیری استحکام فشاری با دستگاه تست فشار مدل Zwick Royll-Z100 بر اساس استاندارد ASTM E9-89 انجام شد که طبق این استاندارد نسبت ارتفاع به قطر (d/h) نمونه‌های استوانه‌ای ۲ و سرعت حرکت فک ۵ mm/min انتخاب شد. برای جلوگیری از اصطکاک بین نمونه و فک دستگاه از روغن هیدرولیک به عنوان روانکار استفاده شد. در ضمن ریزساختار کامپوزیت‌ها نیز به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی بررسی شد.

### ۳. نتایج و بحث

در این تحقیق از هیبرید تقویت کننده‌های نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم برای بررسی اثر حضور هم زمان این دو تقویت کننده استفاده شد. چگالی، میکروسختی، استحکام تسلیم و استحکام نهایی فشاری نمونه‌های کامپوزیت ساخته شده اندازه‌گیری شد و نتایج مورد بررسی قرار گرفت.



تصویر ۴. تصویر FESEM پودر حاوی ۰/۵ درصد مقاوم ساز پس از ۱ ساعت آسیاکاری.



تصویر ۵. قالب پرس گرم مورد استفاده در پژوهش حاضر.

برای فشرده‌سازی پودرها با حداقل تخلخل از دستگاه پرس ۴۰ تنی و به منظور گرم کردن قالب تا دمای موردنظر برای تف جوشی پودر از گرم‌کن متصل به یک ترموکوپل به همراه تابلوی کنترل دما استفاده شد.

مطابق تصویر شماره ۵، قالب پرس گرم مورد استفاده از سه قسمت ماتریس، سنبه و زیرقالبی از جنس فولاد ابزار گرم کار H۱۳ تشکیل شده است و ارتفاع و قطر محفظه داخلی قالب به ترتیب ۷۵ mm و ۱۰ mm می‌باشد. فرآیند پرس گرم نمونه‌ها در تنش ۵۰۰ MPa، دمای ۵۵۰°C و زمان ۴۵ دقیقه انجام شد. در ضمن سرعت گرمایش تمام نمونه‌ها ۳۰°C/min بود. دما و زمان پرس گرم با توجه به پژوهش انجام شده توسط شهردمی و همکاران [۱۶] انتخاب گردید.

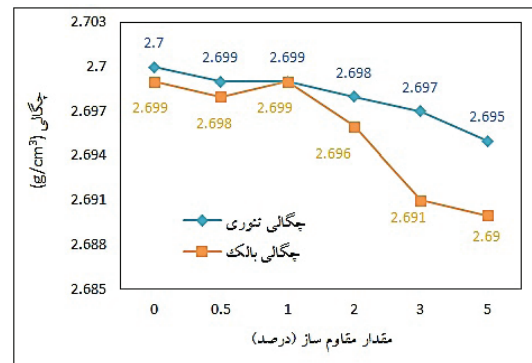
به منظور اندازه‌گیری میزان تخلخل در نمونه‌های سینتر شده و بررسی اثر تقویت کننده‌ها در کاهش چگالی، از چگالی ارشمیدسی برای اندازه‌گیری چگالی حجمی استفاده شد. با مشخص بودن چگالی تقویت کننده و زمینه، چگالی تئوری طبق معادله ۱ محاسبه شد:

معادله ۱.

$$\rho_c = \frac{1}{\frac{W_m}{\rho_m} + \frac{W_{CNT}}{\rho_{CNT}} + \frac{W_{SiC}}{\rho_{SiC}}}$$



**تصویر ۷.** نسبت چگالی حجمی به چگالی تئوری نانوکامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT/SiC<sub>w</sub> تولید شده در دمای ۵۵۰ °C و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم برحسب درصد مقاوم‌ساز.



**تصویر ۶.** چگالی تئوری و حجمی نانوکامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT/SiC<sub>w</sub> تولید شده در دمای ۵۵۰ °C و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم برحسب درصد مقاوم‌ساز.

همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش درصد تقویت کننده به بیش از ۱ درصد این نسبت کاهش می‌یابد. البته این مقدار خیلی محسوس نیست، زیرا تمامی نسبت‌ها بالای ۹۹٪ است و با توجه به تخلخل‌های غیرقابل اجتناب در فرایندهای متالورژی پودر از این مقدار کاهش جزئی می‌توان صرف نظر کرد. افزایش چگالی نسبی تا ۱ درصد مقاوم‌ساز، توزیع مناسب ذرات مقاوم ساز در زمینه را نشان می‌دهد؛ از طرف دیگر، دلیل کاهش اندک چگالی نسبی با افزایش بیشتر ذرات مقاوم‌ساز، گیر افتادن ذرات مقاوم‌ساز در یکدیگر و آگلومره شدن آنها و در نتیجه آن عدم متراکم شدن کامل ماده می‌باشد [۲۲].

### سختی نانوکامپوزیت

میانگین میکروسختی نانوکامپوزیت‌های هیبریدی Al-CNT/SiC<sub>w</sub> در تصویر شماره ۸ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در تمامی مقادیر سختی نانوکامپوزیت از سختی آلومینیم خالص بیشتر است. بیشترین سختی مربوط به نانوکامپوزیت ۵Al-CNT/SiC<sub>w</sub>-Hybrid با مقدار ۴۹ HV است که نسبت به آلومینیم خالص با سختی ۳۵ HV حدود ۴۰٪ افزایش داشته است. روند کلی نمودار نشان می‌دهد با افزایش مقدار نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم، سختی کامپوزیت افزایش می‌یابد. دلیل اصلی افزایش سختی با افزایش مقدار مقاوم ساز، افزایش فاز سخت کاربید سیلیسیم در کامپوزیت است. افزایش ذرات مقاوم‌ساز به خصوص ذرات سخت کاربید سیلیسیم در آسیاکاری باعث افزایش کارسختی و کاهش اندازه دانه کامپوزیت می‌شود. ذرات مقاوم‌ساز ویسکر کاربید سیلیسیم که از سختی بالایی برخوردار هستند مانع از حرکت ناب‌جایی‌ها شده و در نتیجه سختی را بهبود می‌بخشد. در ضمن افزایش ذرات فاز ثانویه باعث بهبود فرآیند ریزدانه‌سازی در حین آسیاکاری و همچنین محدود کردن رشد دانه‌ها در پرس گرم شده و در نتیجه منجر به کاهش اندازه دانه با افزایش فاز مقاوم‌ساز می‌شود. لذا با توجه

### چگالی نانوکامپوزیت

تصویر شماره ۶ چگالی حجمی و تئوری نانوکامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT/SiC<sub>w</sub> را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، با افزایش درصد نانولوله کربن چگالی تئوری کامپوزیت‌ها نسبت به چگالی تئوری آلومینیم خالص به مقدار ناچیزی کاهش می‌یابد، زیرا میانگین چگالی SiC<sub>w</sub> و CNT تقریباً با چگالی آلومینیم یکسان است و در نتیجه افزایش مقادیر یکسان SiC<sub>w</sub> و CNT به آلومینیم تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر چگالی ندارند. در ضمن، در تمامی نمونه‌ها چگالی حجمی به دلیل وجود تخلخل که یک امر غیرقابل اجتناب در فرایندهای متالورژی پودر است از مقدار چگالی تئوری اندکی کمتر است. در درصد‌های پایین هیبرید چگالی حجمی به چگالی تئوری نزدیک است. با افزایش درصد هیبرید به دلیل افزایش درصد نانولوله کربن و تمایل نانولوله کربن در درصد‌های بالا به خوشه‌ای شدن چگالی کاهش می‌یابد، زیرا نانولوله‌های کربن به دلیل نیروی واندروالسی شدید آگلومره و خوشه‌ای می‌شوند و این امر مانع از تشکیل گردنه بین دانه‌های آلومینیم می‌شود و فرایند نفوذ از طریق گلوبی را مختل می‌کند. در نتیجه چگالی کاهش می‌یابد. از طرفی در فرایند پرس گرم نانولوله‌های کربنی که در سطح وجود دارند از انتشار پیوند بین ذرات پودر جلوگیری می‌کنند و باعث ایجاد تخلخل می‌شوند [۱۹ و ۲۰].

تصویر شماره ۷ نسبت چگالی حجمی به چگالی تئوری (چگالی نسبی) کامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT/SiC<sub>w</sub> را نشان می‌دهد. بررسی این نمودار نشان می‌دهد، چگالی نسبی تمام کامپوزیت‌ها بالای ۹۹ درصد است و کامپوزیت‌ها تقریباً به‌طور کامل متراکم شده‌اند. مقدار بالای چگالی نسبی کامپوزیت‌ها، موفقیت‌آمیز بودن فرآیند پرس گرم در متراکم کردن پودرها را نشان می‌دهد. در ضمن، از دلایل دیگر چگالی نسبی بالای کامپوزیت‌ها می‌توان به اکسیداسیون جزئی آلومینیم (چگالی Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> حدود ۴ gr/cm<sup>3</sup> است) و حضور اندکی ناخالصی فولادی ناشی از محفظه آسیاب اشاره کرد [۲۱].

### استحکام نانوکامپوزیت

استحکام تسلیم نانوکامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT /SiC<sub>w</sub> در مقادیر مختلف هیبرید در تصویر شماره ۹ ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش درصد هیبرید تا ۲ درصد استحکام تسلیم افزایش می‌یابد. در ۵ درصد هیبرید به دلیل افزایش درصد نانولوله کربن و ایجاد خوشه‌های نانولوله کربن استحکام تسلیم کاهش می‌یابد. تصویر شماره ۱۰ نیز استحکام فشاری کامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT /SiC<sub>w</sub> را در مقادیر مختلف هیبرید نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش درصد هیبرید استحکام فشاری افزایش می‌یابد. بیشترین مقدار استحکام فشاری برای نمونه با ۰/۵ درصد هیبرید برابر ۳۰۰ MPa است که نسبت به آلومینیوم خالص با مقدار ۲۲۴ MPa حدود ۳۵٪ افزایش داشته است.

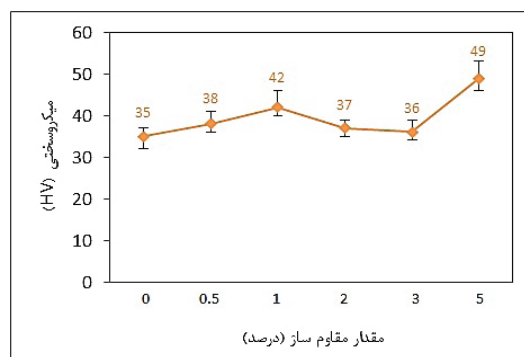
فرضیات مختلفی درباره استحکام بخشی ناشی از حضور ذرات مقاوم‌ساز در منابع عنوان شده است که از مهم‌ترین عوامل استحکام بخشی می‌توان به کارسختی ناشی از افزایش چگالی ناهنجاری‌ها و همچنین ریزدانه سازی ذرات زمینه در حین آسیاکاری مکانیکی اشاره کرد. همان‌طور که عنوان شد در صورتی که ذرات مقاوم‌ساز به صورت مناسب در زمینه توزیع شده باشند باعث افزایش قابل ملاحظه کارسختی و ریزدانه‌سازی در کامپوزیت‌ها شده و در ضمن ذرات مقاوم‌ساز از رشد دانه‌ها در دمای بالا جلوگیری می‌کنند. علاوه بر مکانیزم‌های فوق عدم تطابق حرارتی بین آلومینیوم و ذرات مقاوم‌ساز، تر شدن ذرات مقاوم‌ساز به وسیله آلومینیوم و همچنین تشکیل لایه انتقالی بین فاز مقاوم‌ساز و زمینه می‌توانند در استحکام بخشی کامپوزیت‌ها موثر باشد [۲۷]. در ضمن حضور آلودگی‌های آهن وارد شده از محفظه آسیا و گلوله‌ها نیز ممکن است در افزایش استحکام موثر باشد.

یکی از مکانیزم‌های اصلی استحکام بخشی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده با CNT و SiC<sub>w</sub> استحکام بخشی ناشی از مرزدانه‌هاست. افزایش چگالی مرزهای دانه باعث افزایش برخورد ناهنجاری‌ها با مرزها شده و حرکت ناهنجاری‌ها را محدود می‌کند و در نتیجه آن استحکام افزایش می‌یابد. استحکام مواد پلی کریستال با توجه به رابطه هال-پچ به اندازه دانه مرتبط می‌شود:

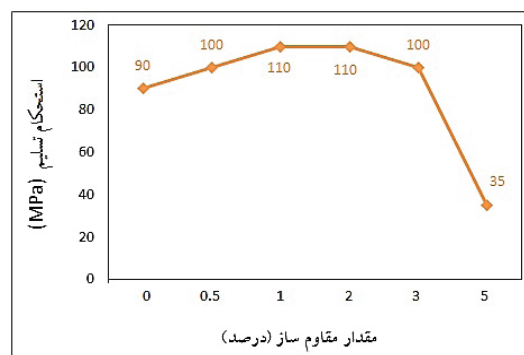
معادله ۳.

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

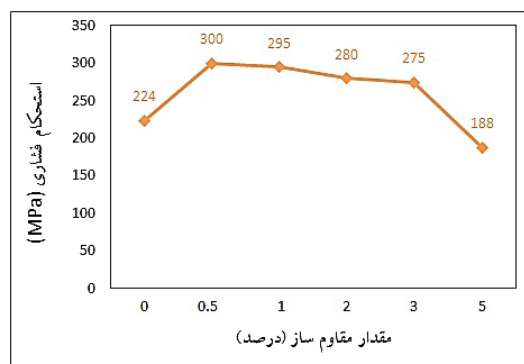
که در رابطه فوق  $k$  ثابت هال-پچ،  $\sigma_0$  تنش اصطکاکی شبکه (به صورت تنش پیرلز-نابارو)،  $\sigma_y$  استحکام تسلیم و  $d$  اندازه دانه می‌باشد [۲۶ و ۲۸]. یکی دیگر از مکانیزم‌های اصلی استحکام بخشی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده با CNT و SiC<sub>w</sub> تولید شده با فرآیندهای شکل‌دهی، انباشت ناهنجاری‌ها در پشت ذرات مقاوم‌ساز می‌باشد که می‌تواند طبق رابطه تیلور (معادله ۴) باعث افزایش استحکام شود [۱۷]:



تصویر ۸. میانگین میکروسختی کامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT /SiC<sub>w</sub> تولید شده در دمای ۵۵۰°C و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم برحسب درصد مقاوم‌ساز.



تصویر ۹. استحکام تسلیم نانوکامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT /SiC<sub>w</sub> تولید شده در دمای ۵۵۰°C و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم برحسب درصد مقاوم‌ساز.



تصویر ۱۰. استحکام فشاری نانوکامپوزیت‌های Al-Hybrid CNT /SiC<sub>w</sub> تولید شده در دمای ۵۵۰°C و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم برحسب درصد مقاوم‌ساز.

به رابطه هال-پچ استحکام و سختی مواد با کاهش اندازه دانه مواد افزایش می‌یابد [۲۳-۲۵]. در پژوهش‌های قبلی انجام شده نیز افزایش سختی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم حاوی نانولوله کربن با افزایش ذرات کاربرد سیلیسیم گزارش شده است [۲۶].

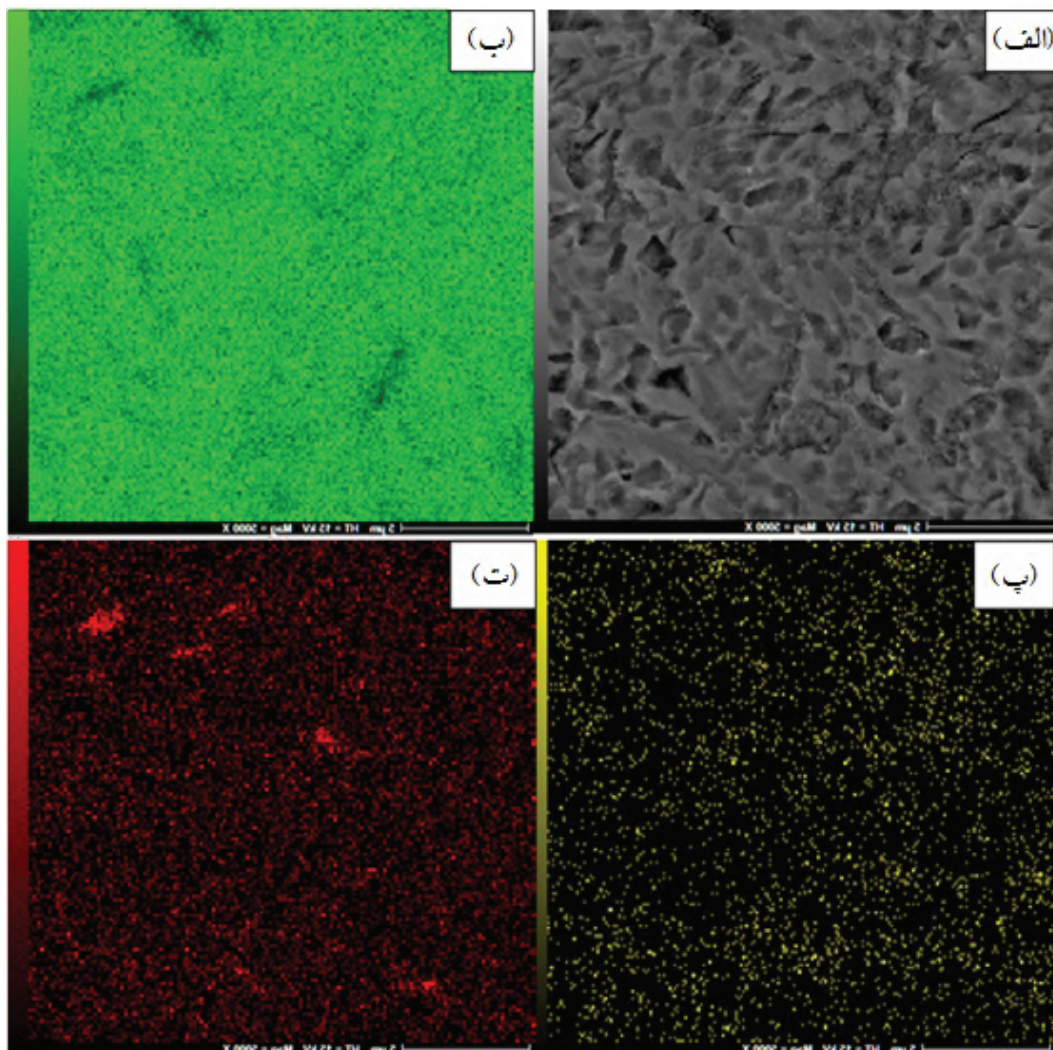
معادله ۴.

$$\sigma_y = \sigma_0 + \alpha M^T G b \rho^{\frac{1}{2}}$$

نابه‌جایی‌ها با افزایش استحکام رابطه مستقیم دارد، در نتیجه افزایش درصد ویسکر کاربید سیلیسیم باعث افزایش استحکام می‌شود که Ryu و همکارانش اثبات این مکانیزم را مطرح کردند [۳۰].

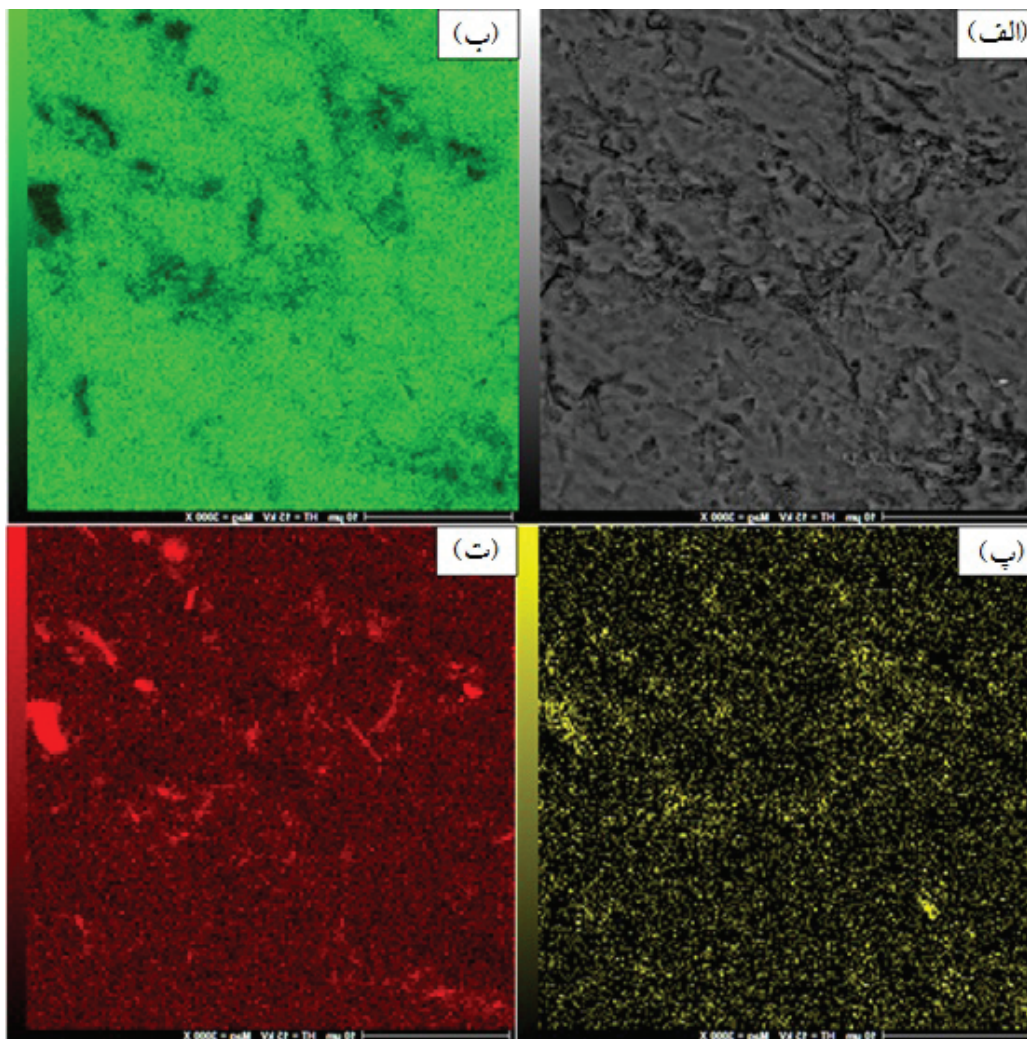
یکی دیگر از مکانیزم‌های استحکام‌بخشی پل زدن نانولوله‌های کربن بین ذرات فاز زمینه است. پل زدن باعث پر شدن تخلخل‌ها، بالا رفتن چگالی و در نتیجه افزایش استحکام می‌شود [۲۰]. با افزایش درصد نانولوله کربن آگلومره شدن نانولوله کربن اتفاق می‌افتد. آگلومره شدن نه تنها مانع از چگالش کامل پودر می‌شود بلکه به‌عنوان منابع شکست در زمینه عمل می‌کند در نتیجه خواص مکانیکی کاهش می‌یابد. لذا همان‌طور که مشاهده می‌شود در درصد‌های بالای مقاوم‌ساز استحکام کامپوزیت به دلیل آگلومره شدن نانولوله کربن کاهش می‌یابد. همچنین، نانولوله‌های کربن و ویسکرهای کاربید سیلیسیم به عنوان تقویت کننده با هدف

در این رابطه  $\alpha$  ثابت،  $M^T$  فاکتور تیلور (برای مواد چند بلوری ۳)،  $G$  مدول برشی،  $b$  بردار برگرز نابه‌جایی و  $\rho$  چگالی نابه‌جایی‌ها است. تایید کارایی این مکانیزم در کامپوزیت‌های تقویت‌شده با نانولوله کربن توسط Lahiri و همکارانش مطرح شده است [۲۹]. با توجه به این مکانیزم انتظار می‌رود هر چه میزان نانولوله‌های کربن افزایش یابد استحکام نیز افزایش یابد. ولی در درصد‌های بالای نانولوله کربن اثر این مکانیزم با خوشه‌ای شدن کاهش می‌یابد. در ضمن، اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین آلومینیم و ویسکر کاربید سیلیسیم و تنش حرارتی که در اثر این اختلاف حین تولید کامپوزیت ایجاد می‌شود باعث افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها در پشت ویسکرها می‌شود. طبق رابطه تیلور افزایش چگالی



تصویر ۱۱. نقشه توزیع عناصر در نانوکامپوزیت  $Al-0.5\% Hybrid CNT/SiC_w$  تولیدشده در دمای  $550^\circ C$  و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم، (الف) سطح نمونه، (ب) توزیع آلومینیم، (پ) توزیع کربن و (ت) توزیع سیلیسیم.





تصویر ۱۲. نقشه توزیع عناصر در نانوکامپوزیت  $Al - ۲\% Hybrid CNT / SiC_w$  تولید شده در دمای  $۵۵۰^{\circ}C$  و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم، (الف) سطح نمونه، (ب) توزیع آلومینیم، (پ) توزیع کربن و (ت) توزیع سیلیسیم.

را در نانوکامپوزیت  $Al - ۳\% Hybrid CNT / SiC_w$  نمایش می‌دهد. همان‌طور که در تصویر شماره ۱۲ (ب) مشاهده می‌شود نقاط تیره که نشان‌دهنده عدم توزیع مناسب عناصر در آن ناحیه است در تصویر دیده می‌شوند و در ضمن در تصویر شماره ۱۲ (پ) و (ت) توزیع اتم‌های کربن و سیلیسیم یکنواخت نیست. از این‌رو می‌توان عنوان نمود در درصد‌های بالای مقاوم‌ساز خوشه‌ای شدن نانولوله کربن رخ داده و این خوشه‌ای شدن مانع از توزیع مناسب ویسکر کاربید سیلیسیم در زمینه شده و در نتیجه خواص مکانیکی کاهش می‌یابد.

تصویر شماره ۱۳ (الف) تصویر FESEM از خوشه‌های نانولوله کربن در کامپوزیت  $Al - ۳\% Hybrid CNT / SiC_w$  را نشان می‌دهد. یکی از مکانیزم‌های استحکام‌بخشی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با نانولوله کربن، استحکام‌بخشی از طریق خوشه‌های نانولوله کربن است. خوشه‌های نانولوله کربن نیز می‌تواند باعث استحکام دهی شود در صورتی که به‌خوبی در فلز زمینه نفوذ کرده باشد. اثبات کارایی مدل خوشه‌های

بهبود استحکام کامپوزیت‌های زمینه فلزی استفاده می‌شوند. استحکام تسلیم نانولوله‌های کربن و ویسکرهای کاربید سیلیسیم بالاتر از استحکام تسلیم زمینه فلزی است و این امر سبب تحمل بار بیشتر نانولوله‌های کربن و ویسکرهای کاربید سیلیسیم و در نهایت منجر به افزایش استحکام کامپوزیت‌های زمینه فلزی می‌شود [۳۱].

### ریزساختار نانوکامپوزیت

تصویر شماره ۱۱ نقشه توزیع عناصر آلومینیم، کربن و سیلیسیم را در نانوکامپوزیت  $Al - ۰/۵\% Hybrid CNT / SiC_w$  نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود در ۰/۵ درصد هیبرید توزیع نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم در زمینه تقریباً یکنواخت است. دلیل بهبود خواص مکانیکی با افزایش مقادیر کم مقاوم‌ساز، توزیع یکنواخت ذرات مقاوم‌ساز در زمینه می‌باشد. تصویر شماره ۱۲ نقشه توزیع عناصر مذکور

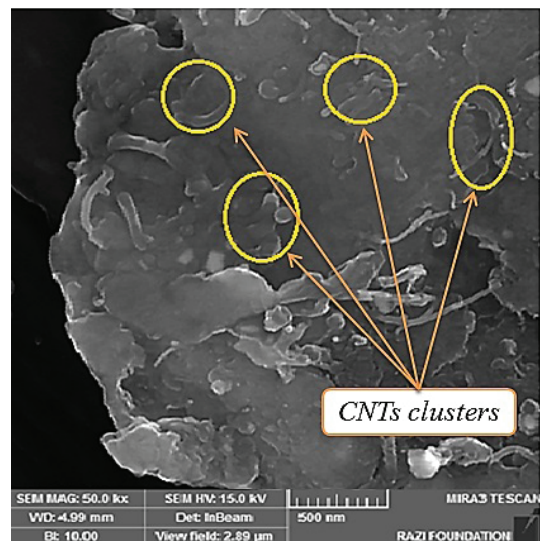
در زمان آسیاکاری ۱ ساعت آغاز شده و پس از ۶ ساعت آسیاکاری نفوذ نانولوله در آلومینیوم تکمیل می‌شود [۳۱]. تصویر شماره ۱۳ (ب) تصویر FESEM از توزیع ویسکر کاربید سیلیسیم را در کامپوزیت  $Al - 3\% Hybrid CNT / SiC_w$  نمایش می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود ویسکر کاربید سیلیسیم نیز تا حدودی در زمینه نفوذ کرده است. از طرفی عدم آگلومره شدن نیز مشاهده می‌شود. در زمان یک ساعت آسیاکاری ویسکرهای کاربید سیلیسیم شکسته شده و این مسئله باعث توزیع بهتر آن در زمینه می‌شود. نفوذ ویسکر کاربید سیلیسیم در زمینه و در ضمن توزیع بهتر آن در زمینه باعث بهبود خواص مکانیکی زمینه می‌شود. لذا به‌طور کلی می‌توان عنوان نمود دلیل اصلی کاهش استحکام در مقادیر بالای مقاوم‌ساز آگلومره شدن نانولوله کربن می‌باشد و افزایش مقدار ویسکر کاربید سیلیسیم تاثیر زیادی در کاهش استحکام ندارد.

#### ۴. نتیجه‌گیری

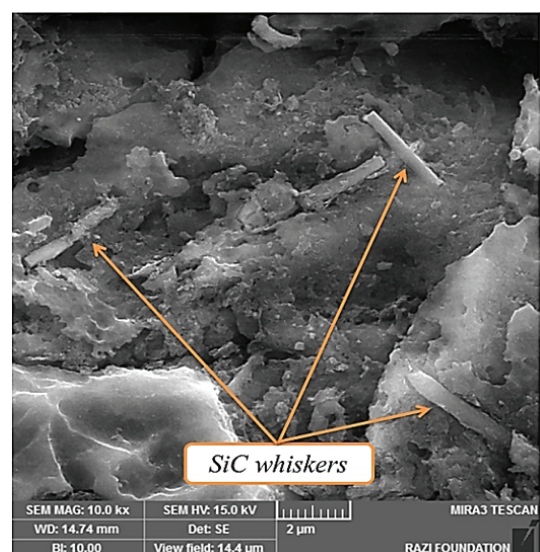
نتایج حاصل از پژوهش حاضر در زمینه تولید کامپوزیت‌های هیبریدی نانولوله کربن- کاربید ویسکر سیلیسیم به روش پرس گرم را می‌توان به صورت زیر خلاصه نمود:

- نتایج بررسی ریزساختار نشان داد با افزایش درصد نانولوله کربن به بیش از ۱ درصد، توزیع نانولوله‌ها در زمینه غیریکنواخت شده و خوشه‌ای شدن نانولوله‌ها رخ می‌دهد، ولی آگلومره شدن ویسکرهای کاربید سیلیسیم حتی در درصدهای بالای مقاوم‌ساز مشاهده نشد.
- با افزایش مقدار مقاوم‌سازهای نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم تا ۵ درصد، سختی نانوکامپوزیت افزایش یافت که این مسئله را می‌توان به افزایش فاز سخت ویسکر کاربید سیلیسیم در زمینه نسبت داد. نمونه حاوی ۵ درصد مقاوم‌ساز داری حداکثر سختی بود که سختی آن حدود ۳۵ درصد بیشتر از آلومینیوم خالص بود. از طرف دیگر، با افزایش مقدار مقاوم‌ساز تا حدود ۱ درصد، استحکام کامپوزیت‌ها افزایش یافت ولی با افزایش بیشتر مقدار مقاوم‌ساز استحکام کامپوزیت‌ها به دلیل آگلومره شده نانولوله‌های کربن کاهش یافت. حداکثر استحکام تسلیم و فشاری به ترتیب در نمونه‌های حاوی ۱ و ۵٪ مقاوم‌ساز حدود ۱۱۰ و ۳۰۰ مگاپاسکال به‌دست آمد.
- نتایج این پژوهش نشان داد نانوکامپوزیت‌های هیبریدی نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم را می‌توان با موفقیت به روش آسیاکاری مکانیکی و روش پرس گرم در شرایط بهینه (تنش ۵۰۰ MPa، دمای ۵۵۰°C و زمان ۴۵ دقیقه) تولید نمود و به کامپوزیت‌هایی با چگالی بالاتر از ۹۹ درصد دست پیدا کرد.

نانولوله کربن توسط Ryu و همکارانش مطرح شد [۳۰]. تا جایی که ممکن است باید از تشکیل خوشه‌های نانولوله کربن جلوگیری کرد زیرا عدم نفوذ خوشه‌های نانولوله کربن می‌تواند اثر بدتری نسبت به تخلخل داشته باشد و اینکه انتقال بار به‌وسیله خوشه‌ها نسبت به خود نانولوله کربن کمتر است. همان‌طور که در تصویر شماره ۱۳ (الف) مشاهده می‌شود خوشه‌های نانولوله کربن در زمان یک ساعت آسیاکاری تا حدودی در زمینه نفوذ کرده است ولی با توجه اینکه زمان آسیاکاری برای نفوذ کامل و عمیق نانولوله کربن کافی نیست، مقدار استحکام بخشی آن نسبت به توزیع یکنواخت نانولوله کربن در زمینه کمتر است. پژوهش انجام شده توسط Choi و همکاران نیز نشان می‌دهد نفوذ نانولوله کربن در آلومینیوم



(الف)



(ب)

تصویر ۱۳. تصویر FESEM از نانوکامپوزیت  $Al - 3\% Hybrid CNT / SiC_w$  تولیدشده در دمای ۵۵۰°C و زمان ۴۵ دقیقه پرس گرم.

## References

- [1] Suryanarayana, C., Al- Aqeeli, N., "Mechanically alloyed nanocomposites", *Progress in Materials Science*, Vol. 58, pp. 383-502, 2012.
- [۲] کبریانی، امیر، میردامادی، شمس‌الدین، ثقفیان، حسن، "بررسی اثر عملیات حرارتی بر خواص تریبولوژیکی و مکانیکی کامپوزیت 6% SiCp / AA8090"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال هشتم، شماره چهارم، صفحه ۳۹-۵۳، ۱۳۹۳.
- [۳] شریفی، حسن، رضوی، سید محمد، "تولید درجا پودر کامپوزیتی کبالت-کاربید وانادیم از مواد اولیه Co3O4-V2O5-C-Mg به روش MASHS توسط واکنش منیزوترمیک"، نشریه مهندسی متالورژی، دوره ۱۸، شماره ۵۹، صفحه ۴۴-۵۰، ۱۳۹۴.
- [4] Liao, J.Z., Tan, M.J., Sridhar, I., "Spark plasma sintered multi-wall carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites", *Materials & Design*, Vol. 31 pp. 96-100, 2010.
- [5] Koltsova, T., Shakhov, F., Voznyakovsk, A., Lyashkov, A., Tolochko, O., Nasibulin, A., Rudskoi, A., Mikhailov, V., "Fabrication of a compacted aluminum-carbon nanofiber material by hot pressing", *Technical Physics*, Vol. 59, pp. 1626-1630, 2014.
- [6] Liu, Z.Y., Xiao, B.L., Wang, W.G., Ma, Z.Y., "Singly dispersed carbon nanotube/aluminum composites fabricated by powder metallurgy combined with friction stir processing", *Carbon* Vol. 50, pp.1843-1852, 2012.
- [۷] ریخته‌گر، فرشید، شبستری، سعید، ثقفیان، حسن، "بررسی مکانیزم توزیع نانوتیوب‌های کربن در زمینه آلومینیم طی فرآیند ساخت نانوکامپوزیت Al-CNT به روش تر"، نشریه مهندسی متالورژی، دوره ۱۷، شماره ۵۶، صفحه ۴-۱۰، ۱۳۹۳.
- [8] Ivanov, V., Nagy, J., Lambin, P., Lucas, A., Zhang, X., Zhang, X., Bernaerts, D., Van Tendeloo, G., Amelinckx, S., Van Landuyt, J., "The study of carbon nanotubules produced by catalytic method", *Chemical Physics Letters*, Vol. 223, 1994, pp. 329-335.
- [۹] عبدالله پور، حسن، "کامپوزیت های زمینه فلزی"، انتشارات دانشگاه سمنان، چاپ اول، ۱۳۹۲.
- [10] Noguchi, T., Magario, A., Fukazawa, S., Shimizu, S., Beppu, J., Seki, M., "Carbon nanotube/ aluminum composites with uniform dispersion", *Materials Transactions*, Vol. 45, pp. 602-604, 2004.
- [۱۱] نوحی، عاطفه، اخلاقی، فرشاد، "تأثیر اندازه ذرات SiC بر ریزساختار و خواص کامپوزیت های تابعی Al-SiC تهیه شده از روش انباشت پودری"، نشریه مهندسی متالورژی، دوره ۱۸، شماره ۵۷، صفحه ۳-۱۵، ۱۳۹۴.
- [12] Teng, L.D., Wang, F.M., Li, W.C., "Thermodynamics and microstructure of Ti-ZrO<sub>2</sub> metal-ceramic functionally graded materials", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 293, pp. 130-136, 2000.
- [13] Ramezani, M., Neitzert, T., "Mechanical milling of aluminum powder using planetary ball milling process", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol 55, pp. 790-798, 2012.
- [14] Bakshi, S., Lahiri, D., Agarwal, A., "Carbon nanotube reinforced metal matrix composites - a review". *International Materials Reviews*, Vol. 55, pp. 41-64, 2012.
- [15] Zhang, X.N., Geng, L., Wang, G.S., "Fabrication of Al-based hybrid composites reinforced with SiC whiskers and SiC nanoparticles by squeeze casting", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 176, pp. 146-151, 2006.
- [۱۶] شهردمی، لیلیا، "بررسی اثر تقویت‌کننده‌های نانولوله کربن و ویسکر کاربید سیلیسیم بر خواص مکانیکی نانوکامپوزیت‌های زمینه آلومینیم ساخته شده به روش پرس گرم"، پروژه کارشناسی ارشد، دانشگاه بین‌المللی امام خمینی (ره)، قزوین، ۱۳۹۵.
- [17] Powell, A.R., "The fabrication of aluminium: carbon nanotube metal matrix composites", M. Pill. Thesis, University of Birmingham, Birmingham, 2014.
- [18] Mohamed, A., "Fabrication and properties of Carbon nanotube (CNT)-reinforced aluminium composites", M.Sc. thesis, American University in Cairo, Cairo, 2010.
- [19] Choi, H., Shin, J., Bae, D., "The effect of milling conditions on microstructures and mechanical properties of Al/MWCNT composites", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 43, pp. 1061-1072, 2012.
- [20] Deng, C., Wang, D., Zhang, X., Li, A., "Processing and properties of carbon nanotubes reinforced aluminum composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 444, pp. 138-145, 2007.
- [21] Kwon, H., Saarna, M., Yoon, S., Weidenkaff, A., Leparoux, M., "Effect of milling time on dual-nanoparticulate-reinforced aluminum alloy matrix composite", *Materials Materials Science & Engineering A*, Vol. 590, pp. 338-345, 2014.
- [22] Jafari, M., Abbasi, M.H., Enayati, M.H., Karimzadeh, F., "Mechanical properties of nanostructured Al 2024-MWCNT composite prepared by optimized mechanical milling and hot pressing methods", *Advanced Powder Technology*, Vol. 23, pp. 205-210, 2012.
- [23] Morsi, K., Esawi, A.M.K., Lanka, S., Sayed, A., Taher, M., "Spark plasma extrusion (SPE) of ball-milled aluminum and carbon nanotube reinforced aluminum composite powders", *Composites: Part A*, Vol. 41, pp. 322-326, 2010.
- [24] Hughes, G.D., Smith, S.D., Pande, C.S., Johnson, H.R., Armstrong, R.W., "Hall-patch strengthening for the microhardness of twelve nanometer grain diameter electrodeposited nickel", *Scripta Metallurgica*, Vol. 20, pp. 93-97, 1986.
- [25] George, R., Kashyap, K.T., Rahul, R., Yamdagni, S., "Strengthening in carbon nanotube/aluminum (CNT/Al) composites", *Scripta Materialia*, Vol. 53, pp. 1159-1163, 2005.
- [26] Kwon, H., Cho, S., Leparoux, M., Kawasaki, A., "Dual-nanoparticulate-reinforced aluminum matrix composite materials", *Nanotechnology*, Vol. 23, pp. 2610-2616, 2012.
- [27] Pérez-Bustamante, R., Gomez-Esparza, C.D., Estrada-Guel, I., Miki-Yoshida, M., Licea-Jiménez, L., Pérez-García, S.A., Martínez-Sánchez, R., "Microstructural and mechanical characterization of Al-MWCNT composites produced by mechanical milling", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 502, pp. 159-163, 2009.
- [28] Bradbury, C.R., Gomom, J.K., Kollo, L., Kwon, H., Leparoux, M., "Hardness of Multi Wall Carbon Nanotubes reinforced aluminum matrix Composites", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 585, pp. 362-367, 2014.
- [29] Lahiri, D., Bakshi, S., Keshri, A., Liu, Y., Agarwal, A., "Dual strengthening mechanisms induced by carbon nanotubes in roll bonded aluminum composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 523, pp. 263-270, 2009.
- [30] H.J. Ryu, H.J., Cha, S.I., Hong, S.H., "Generalized shear-lag model for load transfer in SiC/Al metal-matrix composites", *Journal of Materials Research*, Vol. 18, pp. 2851-2858, 2003.
- [31] Agarwal, A., Bakshi, S.R., Lahiri, D., "Carbon nanotubes: reinforced metal matrix composites", CRC press, 1st ed., 2010.
- [32] Choi, H., Shin, J., Min, B., Park, J., Bae, D., "Reinforcing effects of carbon nanotubes in structural aluminum matrix nanocomposites", *Journal of Materials Research*, Vol. 24, pp. 2610-2616, 2009.