



## بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت Al-SiC تولیدشده به روش ریخته‌گری گردابی

کمال عموری<sup>1</sup>، شهاب کاظمی<sup>2</sup>، مهدی کزازی<sup>3\*</sup>

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه بوعلی سینا، همدان

2- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه بوعلی سینا، همدان

3- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه ملایر، ملایر

\* ملایر، کد پستی 65719-95863، m\_kazazi@malayeru.ac.ir

### اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل

دریافت: 29 مهر 1394

پذیرش: 29 آبان 1394

ارائه در سایت: 24 آذر 1394

کلید واژگان:

نانو کامپوزیت

ریخته‌گری گردابی

عملیات حرارتی T6

ریزساختار و خواص مکانیکی

### چکیده

در این پژوهش نانو کامپوزیت‌های ذره‌ای زمینه آلومینیم A356 تقویت‌شده با 1 و 1.5 درصد وزنی ذرات SiC با میانگین اندازه ذرات 50 نانومتر به روش ریخته‌گری گردابی تولید شد و سپس روی کامپوزیت‌های به‌دست‌آمده عملیات حرارتی T6 انجام شد. خواص مکانیکی مانند آزمون سختی و آزمون کشش نمونه‌های نانو کامپوزیتی موردبررسی قرار گرفت. همچنین ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی بررسی شد. بررسی نتایج نشان داد که نمونه‌های نانو کامپوزیتی عملیات حرارتی T6 شده، سختی و استحکام قابل‌توجهی نسبت به نانو کامپوزیت‌های بدون عملیات حرارتی داشتند. این افزایش در خواص مکانیکی می‌تواند به دلیل ایجاد فاز Mg<sub>2</sub>Si و ذرات سیلیسیم کروی باشد. همچنین با افزایش درصد وزنی نانو ذرات SiC، استحکام و سختی افزایش یافت به‌طوری‌که بیشترین استحکام کششی و سختی در 1.5 درصد وزنی به دست آمد. استحکام کششی و سختی نانو کامپوزیت با 1.5 درصد وزنی SiC قبل و بعد از عملیات حرارتی T6 به ترتیب، 177 MPa و 236 MPa و 80 HBN و 123 HBN به دست آمد. سطح شکست نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفت و مشاهده شد که شکست تمام نمونه‌ها، شکست ترد بوده است.

## Evaluation of the microstructure and mechanical properties of Al-SiC nanocomposite fabricated by stir casting

Kamal Amouri<sup>1</sup>, Shahab Kazemi<sup>1</sup>, Mahdi Kazazi<sup>2\*</sup>

1-Department of Materials & Manufacturing Processes, Bu-Ali Sina University, Hamedan, Iran.

2- Department of Materials Engineering, Malayer University, Malayer, Iran.

\* P.O.B. 65719-95863 Malayer, Iran, m\_kazazi@malayeru.ac.ir

### ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper

Received 21 October 2015

Accepted 20 November 2015

Available Online 15 December 2015

Keywords:

Nanocomposite

Stir casting

T6 heat treatment

Microstructure and mechanical properties

### ABSTRACT

In this study, particulate nanocomposites with A356 aluminum alloy as a matrix reinforced with 1 and 1.5 wt.% SiC nanoparticles with 50 nm average grain size were fabricated by stir casting method and then the obtained composites were subjected to T6 heat treatment. The mechanical properties such as Hardness Test and Tensile Test of composites samples were investigated. Microstructures of the samples were also investigated by using optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM). The results show that T6 heat treated nanocomposites have significantly higher hardness and tensile strength compared to the nanocomposites without heat treatment. The enhancement in the mechanical properties is due to the formation of Mg<sub>2</sub>Si phase and globular silicon particles. Also, increasing of concentration of SiC nanoparticles led to improvement in hardness and tensile strength, so that the highest tensile strength and hardness was obtained for the 1.5 wt.% SiC nanocomposite. Tensile strength and hardness of 1.5 wt.% SiC nanocomposites before and after T6 heat treatment achieved 177 MPa and 236 MPa and 80 HBN and 123 HBN, respectively. Fracture surfaces studied using SEM show that failure of all samples is brittle fracture.

### 1- مقدمه

امروزه نیاز صنعت و تحولات مدرن به مواد مهندسی پیشرفته برای کاربردهای مختلف مهندسی رو به افزایش است. استفاده از مواد کامپوزیتی یکی از راه‌های قابل‌اطمینان برای چنین نیازهایی است [1,2]. هدف از ساخت کامپوزیت‌های زمینه فلزی، دستیابی به خواص مطلوب فلزات و سرامیک‌ها

می‌باشد. اضافه کردن ذرات دیرگداز با مدول و استحکام بالا به زمینه داکتیل فلزی باعث تولید موادی می‌شود که دارای خواص مکانیکی بینابین زمینه آلیاژی و ذرات تقویت‌کننده می‌باشد [3]. کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی تقویت‌شده با ذرات سرامیکی مانند SiC و Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> به دلیل بهبود خواص فیزیکی و مکانیکی آن‌ها، به‌طور گسترده‌ای برای کاربردهای با کارایی بالا

Please cite this article using:

K. Amouri, Sh. Kazemi, M. Kazazi, Evaluation of the microstructure and mechanical properties of Al-SiC nanocomposite fabricated by stir casting, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 1, pp. 21-28, 2016 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

K. Amouri, Sh. Kazemi, M. Kazazi, Evaluation of the microstructure and mechanical properties of Al-SiC nanocomposite fabricated by stir casting, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 1, pp. 21-28, 2016 (in Persian)

عملیات حرارتی توسط مذاب پس‌زده می‌شوند. انجام عملیات حرارتی روی پودرها باعث بهبود قابلیت ترشوندگی و پیوند بین ذره و زمینه می‌شود. عملیات حرارتی باعث از بین بردن آلودگی‌های جذب‌شده سطحی و افزایش انرژی سطحی جامد و در نتیجه بهبود ترشوندگی ذرات با فلز می‌شود. انجام عملیات حرارتی روی پودرهای کاربید سیلیسیم باعث ایجاد لایه اکسیدی روی آن‌ها شده و باعث افزایش ترشوندگی آن‌ها با مذاب و پیوند بین ذره و زمینه می‌شود [10].

یکی از آلیاژهای آلومینیم مورد استفاده به‌عنوان زمینه کامپوزیت، آلیاژ A356 می‌باشد که دارای خواص مکانیکی و انعطاف‌پذیری خوب و همچنین خصوصیات ریخته‌گری عالی و مقاومت به خوردگی بالا می‌باشد. آلیاژ ریختگی A356 متشکل از دندریته‌های اولیه درشت غنی از آلومینیم و یوتکتیک سیلیسیم سوزنی شکل می‌باشد که خواص مکانیکی را کاهش می‌دهد. باین‌حال خواص مکانیکی آن می‌تواند توسط عملیات حرارتی مناسب و به‌خصوص استفاده از عملیات حرارتی T6 به‌طور قابل‌توجهی بهبود یابد [12,11]. عملیات حرارتی T6 شامل دو مرحله محلول‌سازی و پیرسازی مصنوعی است. در مرحله محلول‌سازی، محلول جامد فوق اشباع با عناصر سیلیسیم و منیزیم به‌دست‌آمده و ذرات سوزنی و درشت سیلیسیم به ذرات ریز و کروی تبدیل می‌شوند و در مرحله پیرسازی مصنوعی فاز مستحکم  $Mg_2Si$  ایجاد می‌شود [13]. در واقع مکانیزم پیرسختی که باعث استحکام‌دهی می‌شود مبتنی بر ترکیب عناصر سیلیسیم و منیزیم بوده و باعث تشکیل رسوب  $Mg_2Si$  می‌شود. علاوه بر رسوب‌سختی در این آلیاژ به علت انجام عملیات حرارتی، خصوصیات ساختاری به‌خصوص مورفولوژی یوتکتیک سیلیسیم نقش مهمی را در خواص مکانیکی آلیاژ ذکر شده ایفا می‌کند. طی عملیات حرارتی و یا با افزودن عناصر اصلاح‌دهنده، مورفولوژی ذرات یوتکتیک سیلیسیم می‌تواند از حالت سوزنی شکل به ذرات نزدیک به کروی تبدیل شود [14].

تحقیقاتی در رابطه با تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم انجام شده است. در کامپوزیت A356-10%SiC، نمونه‌های عملیات حرارتی شده در مقایسه با نمونه‌های ریختگی سختی و استحکام بیشتری را از خود نشان دادند [15]. در کامپوزیت A356-10%B<sub>4</sub>C مقدار استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم در حالت عملیات حرارتی T6 نسبت به حالت ریختگی به ترتیب 35 و 25 درصد افزایش یافته است. همچنین با بررسی سطح شکست نمونه‌های عملیات حرارتی شده و بدون عملیات حرارتی مشخص شد که یوتکتیک سیلیسیم سوزنی شکل مکان آسانی را برای جوانه‌زنی و انتشار ترک‌ها در مقایسه با یوتکتیک سیلیسیم کروی شکل فراهم می‌کند. مشاهده ذرات شکسته شده تقویت‌کننده در نمونه‌های عملیات حرارتی شده نشان داد که بار از زمینه به ذرات تقویت‌کننده منتقل شده که نشان‌دهنده ایجاد پیوند قوی بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه آلومینیم در شرایط عملیات حرارتی می‌باشد [13]. کامپوزیت‌های آلومینیمی ADC12 حاوی 10 درصد وزنی ذرات SiC نیز پس از عملیات حرارتی نشان‌دهنده افزایش سختی تا حدود 38 درصد هستند که دلیل افزایش سختی، بودن فصل مشترک خوب بین ذرات SiC و زمینه آلومینیم عنوان شده است. همچنین استحکام کششی نیز به دلیل تشکیل رسوبات هم‌سیما نسبت به حالت ریختگی افزایش یافته است [16]. در این مقاله به تأثیر اضافه کردن نانو ذرات SiC و سپس انجام عملیات حرارتی T6 روی ریزساختار و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت Al-SiC

مانند صنایع خودروسازی، هوافضا، کاربردهای نظامی و صنایع الکتریکی استفاده می‌شوند [4,2]. استفاده از ذرات SiC در زمینه آلومینیم باعث افزایش استحکام، مقاومت به سایش خراشان و پایداری حرارتی می‌شود. چگالی کاربید سیلیسیم ( $3.2 \text{ g/cm}^3$ ) نزدیک به چگالی آلومینیم ( $2.7 \text{ gr/cm}^3$ ) می‌باشد و مقاومت بالای آن در مقابل اسیدها، بازها و نمک مذاب تا حدود 800 درجه سلسیوس منجر به انتخاب آن به‌عنوان یک ماده تقویت‌کننده مناسب برای کامپوزیت‌های زمینه فلزی آلومینیم جهت تولید موادی مستحکم با خواص مکانیکی عالی می‌شود [2].

معمولاً استفاده از ذرات سرامیکی میکرومتری باعث بهبود استحکام تسلیم و استحکام کششی فلز می‌شود. باین‌حال داکتیلیته کامپوزیت زمینه فلزی با افزایش درصد ذرات سرامیکی کاهش می‌یابد. استفاده از ذرات سرامیکی در ابعاد نانو به‌منظور حفظ و جلوگیری از کاهش انعطاف‌پذیری به‌جای ذرات میکرومتری پیشنهاد شده است. همچنین استفاده از نانو ذرات به‌طور قابل‌توجهی باعث بهبود خواص مکانیکی زمینه نسبت به ذرات میکرومتری می‌شود [5,2].

روش‌های ساخت کامپوزیت‌ها به سه دسته روش‌های حالت جامد، روش‌های نیمه جامد و روش‌های حالت مایع تقسیم‌بندی می‌شوند. در ریخته‌گری گردابی که یک روش حالت مایع در ساخت کامپوزیت می‌باشد، ذرات سرامیکی در فلز مذاب به‌وسیله هم‌زن مکانیکی مخلوط می‌شوند. این فرایند حالت مایع نسبت به سایر روش‌های دیگر برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی مقرون به‌صرفه‌تر است و اجازه ساخت قطعات در ابعاد بزرگ را می‌دهد. هزینه تولید کامپوزیت‌ها به روش ریخته‌گری حدود یک‌سوم تا نصف روش‌های دیگر می‌باشد و برای تولید مقدار انبوه، هزینه تا یک‌دهم نیز کاهش می‌یابد [3]. می‌توان نانو کامپوزیت‌های زمینه فلزی را به روش ریخته‌گری تولید نمود. اما باین‌حال ذرات سرامیکی در ابعاد نانو مشکلاتی را ایجاد می‌کند. این در حالی است که توزیع یکنواخت نانو ذرات در فلز مذاب به علت ویسکوزیته بالا، ترشوندگی کم در زمینه فلزی و نسبت سطح به حجم بالا مشکل است. این مشکلات منجر به آگلومراسیون و خوشه‌ای شدن ذرات می‌شود [6]. معمولاً ترشوندگی ذرات سرامیکی توسط مذاب کم می‌باشد. از آنجایی که بهبود ترشوندگی بین ذرات سرامیکی و فلز مذاب منجر به ایجاد پیوند مناسب بین این دو قبل و بعد ریخته‌گری می‌شود لذا برای بهبود ترشوندگی روش‌های مختلفی از جمله عملیات حرارتی ذرات، اضافه کردن عناصری مانند منیزیم و لیتیم، پوشش یا اکسیداسیون ذرات سرامیکی، تمیز کردن سطح ذرات توسط امواج فراصوتی و روش‌های مختلف اچ کردن پیشنهاد شده است [7].

ازلحاظ ترمودینامیک و سینتیک در کامپوزیت‌های Al/SiC که به روش فرآیندهای مایع (مانند ریخته‌گری گردابی، رئوکستینگ، کامپوکستینگ و ریخته‌گری نیمه انجماد) تولید می‌شوند، احتمال ایجاد واکنش شیمیایی و تشکیل کاربید آلومینیم ( $Al_4C_3$ ) بین مذاب و ذرات کاربید سیلیسیم در دماهای بالا وجود دارد. تشکیل این فاز مضر در فصل مشترک باعث کاهش خواص مکانیکی کامپوزیت، کاهش مقاومت به خوردگی در محیط‌هایی مانند آب، متانول و هیدروکلریک اسید، تغییر در ترکیب شیمیایی زمینه و افزایش ویسکوزیته مذاب می‌شود. راه‌های کاهش ایجاد این واکنش، شامل پوشش دادن ذرات SiC، آلیاژ کردن زمینه آلومینیم با منیزیم یا سیلیسیم و عملیات حرارتی اکسیداسیون ذرات SiC می‌باشد که باعث تشکیل یک لایه پوششی  $SiO_2$  روی سطح ذرات می‌شود [9,8]. اکثر پودرهای سرامیکی در غیاب

آلومینا در دمای 800 درجه سلسیوس به مدت یک ساعت درون کوره الکتریکی گذاشته شد. سپس پودرهای عملیات حرارتی شده که درون فویل‌های آلومینیمی قرار داده شده بود در درصدهای وزنی مختلف به مذاب افزوده شد. مدت‌زمان هم زدن 7 دقیقه و سرعت هم زدن مذاب ثابت و برابر با 600 دور بر دقیقه بود. پس از آن مذاب درون 3 عدد از قالب‌های استوانه‌ای شکل از جنس فولاد با قطر داخلی 20 میلی‌متر و ارتفاع 15 سانتی‌متر که در دمای 350 درجه سلسیوس پیش گرم شده‌اند ریخته شد. تغذیه نیز جزء قطعه حساب شده که با اضافه‌تر گرفتن ارتفاع قالب‌های استوانه‌ای مقدار کشیدگی در نمونه‌ها جبران می‌شد. بعد از ریخته‌گری، نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند. عملیات حرارتی T6 انجام‌شده روی نمونه‌ها شامل عملیات انحلال در دمای 540 درجه سلسیوس به مدت 6 ساعت، کوئنچ کردن نمونه‌ها در آب (25 درجه سلسیوس) و سپس پیرسازی مصنوعی در دمای 190 درجه سلسیوس به مدت 4 ساعت بوده و در ادامه نمونه‌ها در هوا خنک شدند. شکل 2 سیستم ریخته‌گری گردابی استفاده‌شده در این پژوهش را نشان می‌دهد.

برای تعیین استحکام کششی نمونه‌های کامپوزیتی قبل و بعد از عملیات حرارتی T6، دو نمونه به شکل استوانه‌ای و طبق استاندارد ASTM.B 557 تراشکاری شدند و برای انجام این آزمایش از دستگاه آزمون کشش SANTAM STM-150 استفاده شد. سرعت اعمال نیرو در این آزمایش برابر با 1 میلی‌متر بر دقیقه بود. شکل 3 تصویر ابعاد نمونه کشش تراشکاری شده در این پژوهش را نشان می‌دهد.

به‌منظور بررسی ریزساختار، نمونه‌های ریخته‌گری شده پس از پرداخت سطح نمونه‌ها با کاغذ سنباده‌های شماره 60 تا 2000 و پولیش کاری روی

ریخته‌گری پرداخته شده است. همچنین سطح شکست قطعات کامپوزیتی بررسی شده است.

## 2- روش تجربی

در این پژوهش برای تولید کامپوزیت زمینه فلزی، آلیاژ آلومینیم A356 انتخاب‌شده که ترکیب شیمیایی آن در جدول 1 نشان داده‌شده است. از ذرات کاربید سیلیسیم به ابعاد 50 نانومتر به‌عنوان تقویت‌کننده استفاده شده است. در شکل 1 تصویر TEM نانو ذرات استفاده‌شده در این پژوهش نشان داده شده است.

### 1-1- ساخت کامپوزیت ریخته‌گی

ابتدا شمش آلومینیم به قطعات کوچک برش داده‌شده و مقدار 500 گرم از آلیاژ در بوتله گرافیتی درون کوره الکتریکی مقاومتی گذاشته شد. برای افزایش ترشوندگی ذرات SiC با مذاب از یک درصد وزنی منیزیم استفاده شد. ذوب کردن آلیاژ آلومینیم در دمای 800 درجه سلسیوس انجام‌شده و موقعی که آلیاژ خمیری شد سطح آن با فلاکس کاورال 11 پوشش داده شد. بعد از ذوب کامل آلیاژ، مذاب با قرص دگازر هگزاکلرواتان ( $C_2Cl_6$ ) به مقدار 0.5 درصد وزنی گازدایی شده و مذاب کاملاً سرباره گیری شد. بعد از آن همزن مکانیکی وارد مذاب شده و سطح مذاب برای جلوگیری از اکسید شدن سطح، تحت گاز نیتروژن قرار گرفت. سپس مذاب قبل از اضافه کردن پودرها به مدت 30 ثانیه هم زده شد تا ترکیب مذاب همگن شود. به‌منظور انجام عملیات حرارتی روی پودرها، ذرات کاربید سیلیسیم در یک بوتله از جنس

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلیاژ A356

Table 1 Chemical composition of A356 alloy

عنصر	درصد وزنی
Si	7.10
Fe	0.18
Cu	0.14
Mn	0.10
Mg	0.42
Zn	0.10
Ti	0.18



Fig. 2 The stir casting system used in this study

شکل 2 سیستم ریخته‌گری گردابی استفاده‌شده در این پژوهش

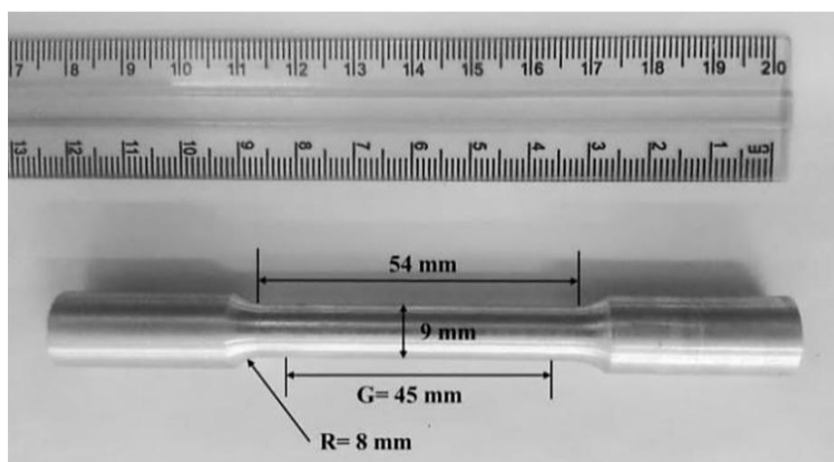


Fig. 3 dimensions of tensile sample according to ASTM.B 557 Standard

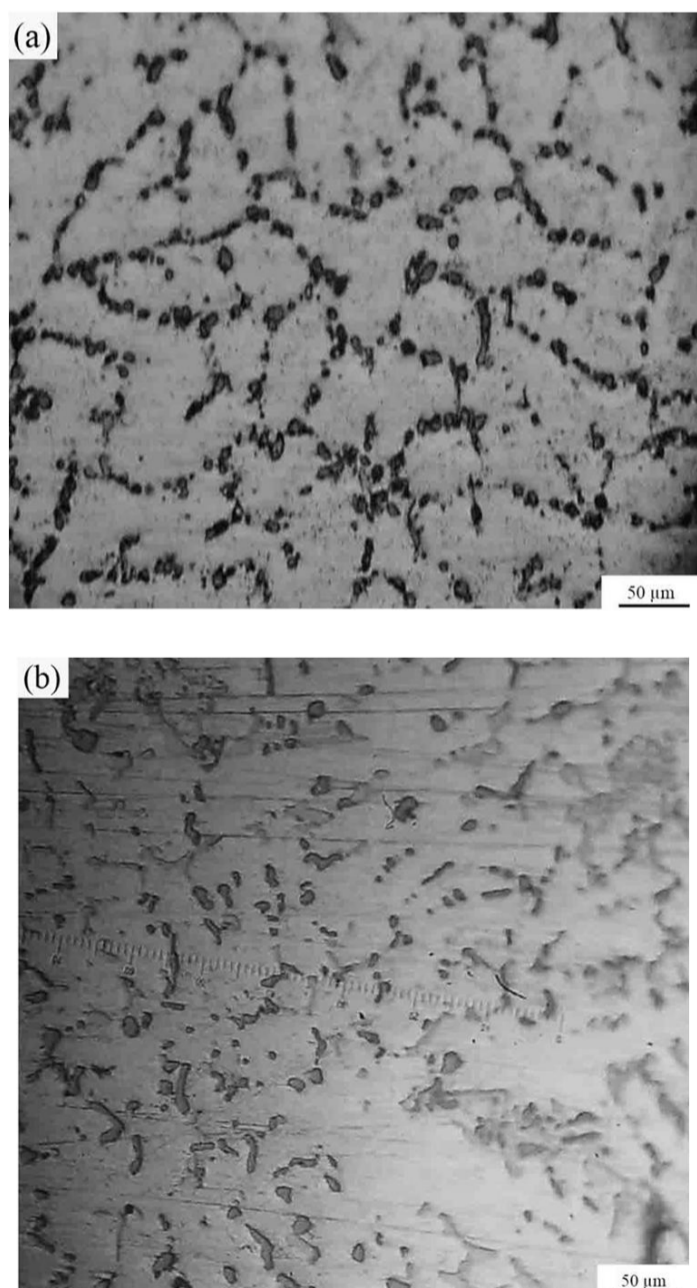
شکل 3 ابعاد نمونه کشش طبق استاندارد ASTM.B 557



Fig. 1 TEM images of SiC nanoparticles used in this study

شکل 1 تصویر TEM از نانو ذرات SiC استفاده شده در این پژوهش

انجماد شود، در ابتدا جوانه‌های جامدی از فاز  $\text{Al}\alpha$  - اولیه در مذاب تشکیل می‌شوند. با ادامه کاهش دما تعداد جوانه‌های جامد فاز  $\text{Al}\alpha$  - اولیه، بیشتر شده و جوانه‌های جامد تشکیل‌شده به‌صورت دندریتی رشد می‌کنند. سیلیسیم موجود در آلیاژ A356 در حالت مذاب، کاملاً به‌صورت محلول درون مذاب است. اما در دماهای پایین، سیلیسیم قابلیت حل شدن در آلومینیم را ندارد. با کاهش دما، سیلیسیم از فاز  $\text{Al}\alpha$  - اولیه به آلیاژ مذابی که در اطراف این فاز قرار دارد، پس‌زده می‌شود. با ادامه کاهش دما، انتقال سیلیسیم محلول از فاز  $\text{Al}\alpha$  - اولیه به فاز مذاب، افزایش یافته که این امر باعث می‌شود که فاز مذاب از سیلیسیم اشباع شود. با رسیدن به دمای یوتکتیک سیلیسیم اضافی در ریزساختار شروع به جوانه‌زنی و رشد می‌کند. باقیمانده آلیاژ مذاب نیز بین سیلیسیم یوتکتیک و دندریت‌های  $\text{Al}\alpha$  - اولیه منجمد می‌شود [17]. مشاهده می‌شود که اندازه دندریت‌ها در نانو کامپوزیت نسبت به آلیاژ پایه تقویت نشده ریزتر است. در واقع علت اصلاح دانه‌ها به این واقعیت نسبت داده شده است که برخی از ذرات مانند  $\text{SiC}$  به‌عنوان محل‌هایی برای جوانه‌زنی غیر همگن در حین انجماد کامپوزیت‌هایی که به روش مایع تولید شده‌اند، عمل می‌کند [18]. تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ A356 و کامپوزیت با 1.5 درصد وزنی نانو ذرات  $\text{SiC}$  عملیات حرارتی شده در شکل 5 نشان داده شده است که در آن ذرات سیلیسیم به‌صورت تقریباً کروی در زمینه آلومینیم حضور دارند. فرآیند ریز و کروی شدن ذرات سیلیسیم به‌وسیله عملیات حرارتی در دو



**Fig. 5** The optical micrographs of heat treated specimens (a) as cast A356 alloy (b) 1.5 % nanoparticle reinforced composites

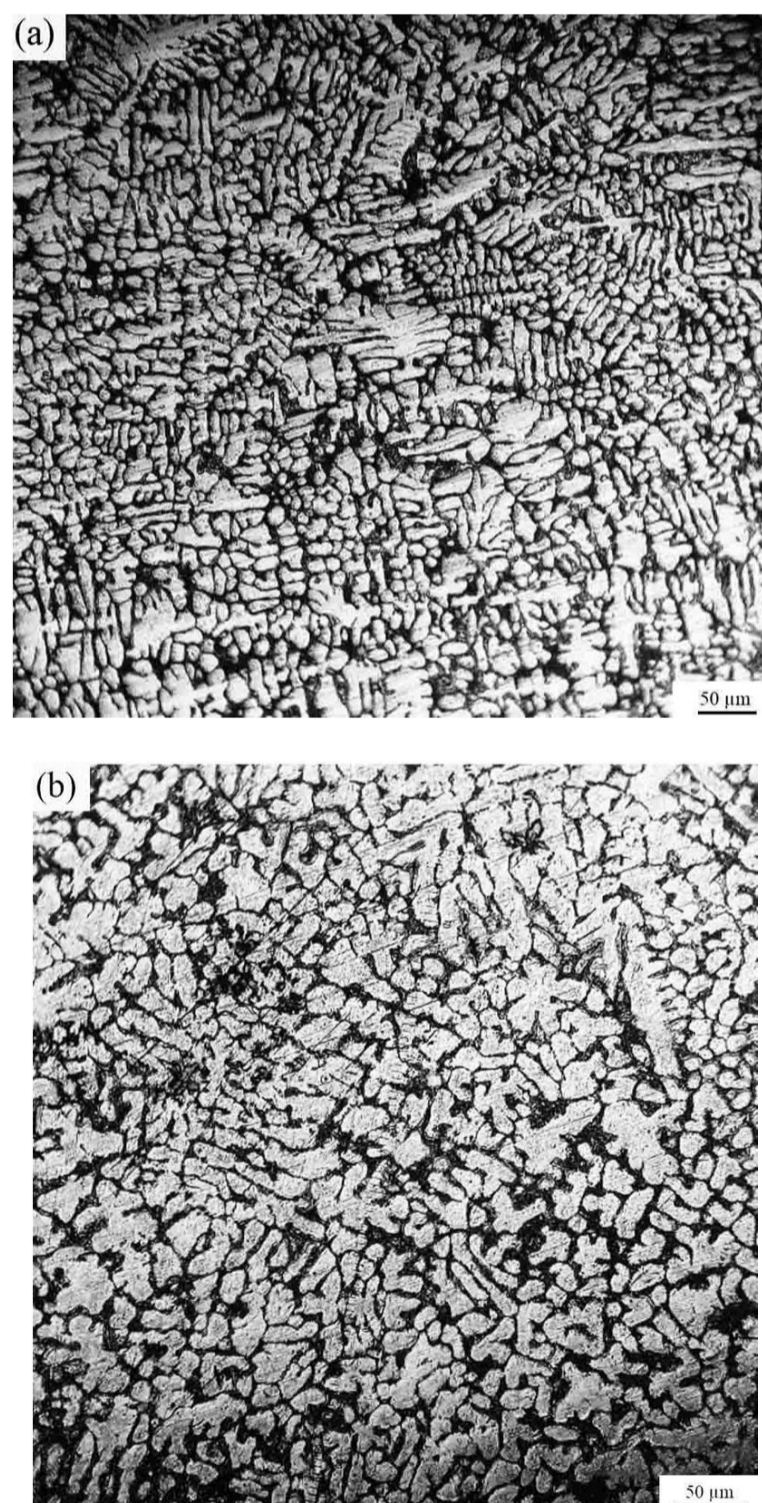
شکل 5 تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های عملیات حرارتی شده (a) آلیاژ ریخته‌گری A356 (b) 1.5 درصد کامپوزیت تقویت‌شده با نانو ذرات

پارچه نمدی، به مدت 30 ثانیه در محلول کلر (5 mL HF, 3 mL HCL, 2 mL HNO<sub>3</sub> and 190 mL H<sub>2</sub>O) اچ شدند. ریزساختار نمونه‌ها، توسط میکروسکوپ نوری (OM, Union) و الکترونی روبشی (SEM, Jeol) بررسی شد. همچنین برای تعیین سختی نمونه‌ها از آزمون سختی سنجی برینل با قطر ساچمه 5 میلی‌متر و بار 980 نیوتن استفاده شد. سطح شکست کشش نمونه‌های کامپوزیتی در حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM, Jeol) بررسی شد.

### 3- نتایج و بحث

در شکل 4 تصاویر میکروسکوپ نوری مربوط به ریزساختار نمونه ریخته‌گری آلیاژ A356 و نمونه کامپوزیتی با 1.5 درصد وزنی نانو ذرات  $\text{SiC}$  نشان داده شده است.

همان‌طور که مشاهده می‌شود ریزساختار نمونه‌ها شامل دندریت‌های غنی از آلومینیم (مناطق سفیدرنگ) و فاز یوتکتیک Al-Si (مناطق تیره) است. مکانیزم تشکیل دندریت‌ها به این صورت است که وقتی آلیاژ آلومینیم A356 (که در دمایی بالاتر از دمای ذوب کامل قرار دارد) وارد محدوده



**Fig. 4** The optical micrographs of (a) as cast A356 alloy and (b) 1.5wt.% SiC nanoparticle reinforced composites

شکل 4 تصاویر میکروسکوپ نوری از (a) آلیاژ ریخته‌گری A356 و (b) کامپوزیت تقویت‌شده با 1.5 درصد وزنی نانو ذرات  $\text{SiC}$

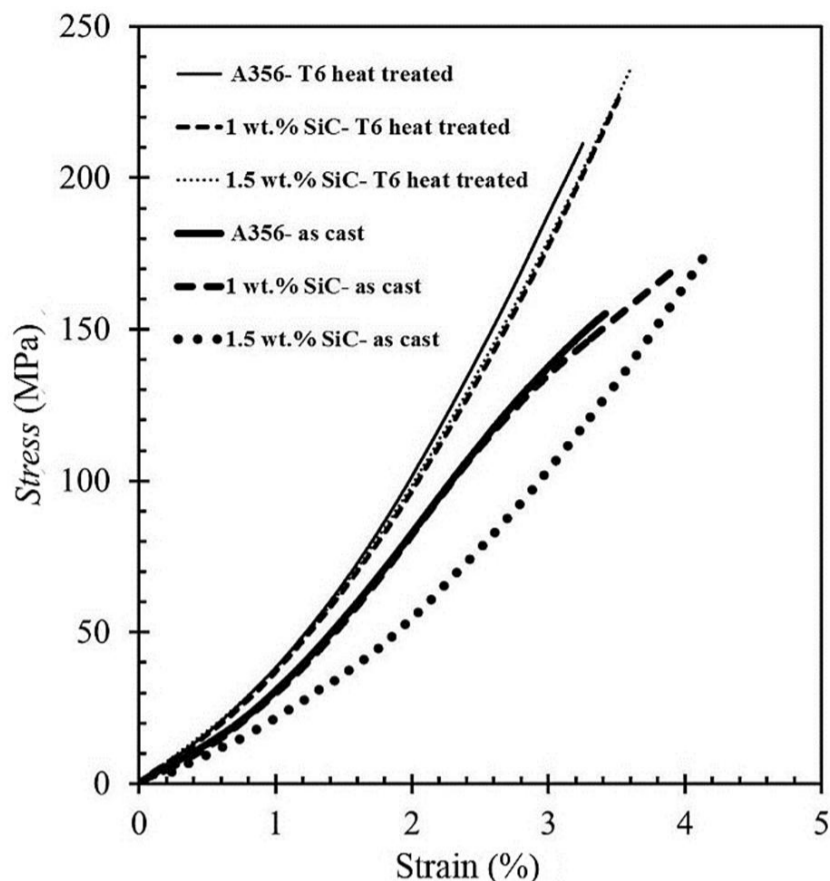


Fig. 7 The tensile stress-strain curves in as cast state and in T6 heat treated condition

شکل 7 نمودارهای تنش-کرنش کشش در حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی T6

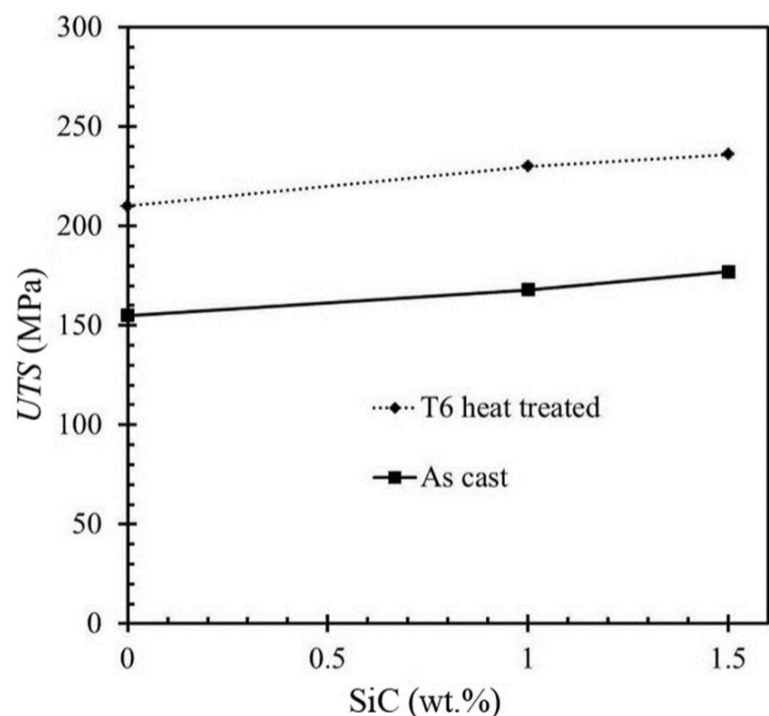


Fig. 8 The variation of ultimate tensile strength of the composites with different nano-SiC content in as-cast state and in T6 heat treated condition

شکل 8 تغییرات استحکام کششی نهایی کامپوزیت‌های با درصد وزنی مختلف نانو SiC در حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی T6

کششی افزایش یافته است. دلیل این امر میکرومکانیزم‌های مختلف استحکام‌دهی ذرات تقویت‌کننده روی استحکام زمینه فلزی است که در زیر اشاره شده است:

1. استحکام دهی ریز شدن دانه‌ها طبق تئوری هال-پیچ که در آن مرز دانه‌ها به‌عنوان مانعی در برابر حرکت و لغزش نابجایی‌ها عمل می‌کند. ذرات SiC باعث ریز شدن دانه‌های آلیاژ زمینه شده و بنابراین ناحیه‌های زیادی در برابر حرکت نابجایی‌ها مانع ایجاد می‌کنند. همچنین گزارش شده است که ریز شدن دانه‌ها، می‌تواند باعث بهبود استحکام، تغییر طول و سفتی زمینه فلزی شود [20,21].

مرحله رخ می‌دهد. مرحله اول شامل تکه‌تکه شدن یا انحلال شاخه‌های سوزنی سیلیسیم و در مرحله دوم، شاخه‌های جدا شده در طول عملیات حرارتی کروی می‌شوند. [19]. در واقع علت کروی شدن فاز یوتکتیک سیلیسیم، کاهش انرژی سطحی ذرات یوتکتیک سیلیسیم سوزنی شکل هنگام تبدیل شدن به ذرات تقریباً کروی شکل است. چون نسبت سطح به حجم ذرات کروی شکل حداقل است [14]. در طول انجماد مذاب کامپوزیت، با توجه به شرایط انجماد، برخی از نانو ذرات سرامیکی توسط دندریت‌های آلومینیم به آخرین مذاب یوتکتیک در حال انجماد رانده می‌شوند. بنابراین نانو ذرات توسط ذرات سیلیسیم احاطه می‌شوند [20]. شکل 6 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار آلیاژ A356 را در حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی نشان می‌دهد که در آن شبکه پیوسته و سوزنی یوتکتیک سیلیسیم (شکل 6 (a)) تبدیل به ذرات ریز و کروی (شکل 6 (b)) شده است. شکل 7 نمودارهای تنش-کرنش نمونه‌های کامپوزیتی در حالت ریخته‌گری<sup>1</sup> و عملیات حرارتی T6<sup>2</sup> را نشان می‌دهد.

از ویژگی‌های اصلی این نمودار افزایش استحکام کششی و کرنش شکست با افزایش مقدار ذرات نانو SiC می‌باشد. شکل 8 نیز استحکام کششی نهایی را با درصد وزنی مختلف نانو ذرات SiC نشان می‌دهد.

همان‌طور که مشاهده می‌شود تمام نمونه‌های نانو کامپوزیتی دارای استحکام بالاتری از آلیاژ A356 بدون تقویت‌کننده در حالت ریخته‌گری و با عملیات حرارتی T6 است. همچنین با افزایش درصد نانو ذرات SiC استحکام

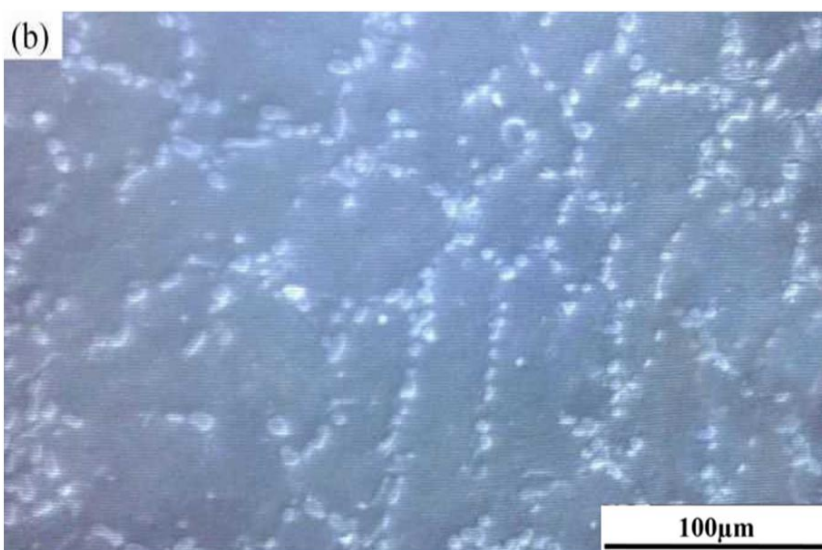
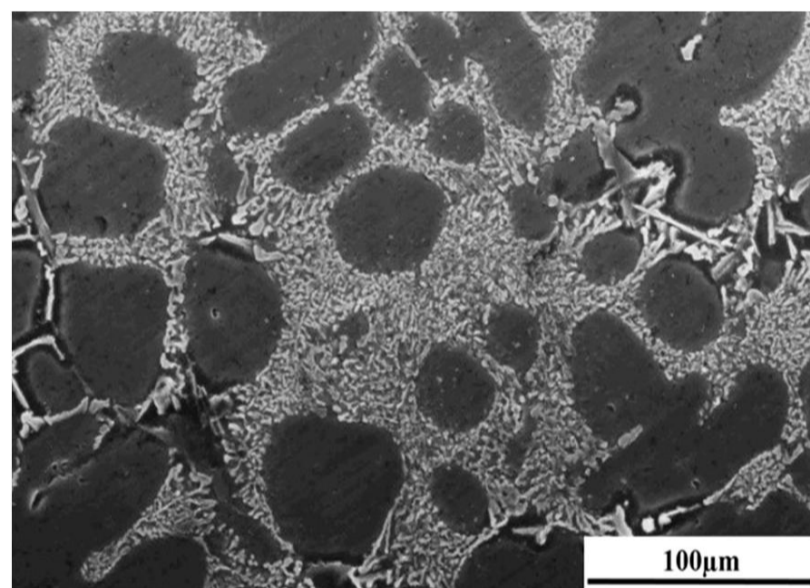


Fig. 6 The SEM images of Microstructures A356 alloy (a) as cast, (b) T6-treated

شکل 6 تصاویر SEM از ریزساختار آلیاژ A356 (a) ریخته‌گری، (b) عملیات حرارتی شده

- 1- As cast
- 2- T6 heat treated

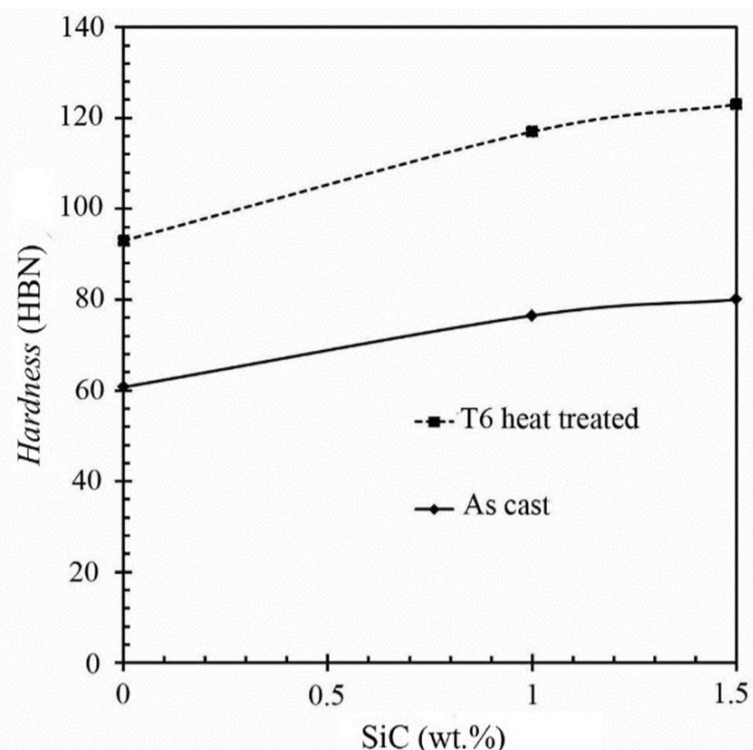


Fig. 9 The hardness variation of the composites with nano-SiC content (as cast and T6 heat treated samples)

شکل 9 تغییرات سختی کامپوزیت‌ها با مقدار نانو SiC (نمونه‌های ریخته‌گری و عملیات حرارتی شده)

سختی کامپوزیت‌ها در دو حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی شده افزایش یافته است. معمولاً تأثیر نانو ذرات روی افزایش سختی به علت ریز شدن دانه‌ها، مکانیزم هال-پچ و تأثیر استحکام دهی ذرات که به‌عنوان مانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کند، می‌باشد [4]. در واقع با ریز شدن دانه‌ها، تعداد مرز دانه‌ها افزایش پیدا می‌کند. از آنجایی که مرز دانه‌ها به‌عنوان مانعی در مقابل حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کند بنابراین ریز شدن دانه‌ها و افزایش تعداد مرز دانه‌ها، باعث افزایش سختی نمونه‌های کامپوزیتی می‌شود. همچنین نتایج نشان می‌دهد که سختی کامپوزیت‌های عملیات حرارتی شده بیشتر از کامپوزیت‌های بدون عملیات حرارتی شده می‌باشد. در آلیاژهای Al-Si-Mg حضور سیلیسیم و منیزیم باهم می‌تواند باعث رسوب  $Mg_2Si$  شده و منجر به افزایش سختی آلیاژ عملیات حرارتی شده شود [14].

شکل‌های 10 تا 13 تصاویر SEM مربوط به سطح شکست نمونه‌های کشش را نشان می‌دهد.

در شکل‌های (a) 10، (a) 11 و 12 ساختارهای دندریتی در سطح شکست نمونه‌ها مشاهده می‌شود که بیانگر وجود مک‌های انقباضی در قطعات تولیدشده می‌باشد که ناشی از عدم تغذیه‌رسانی مناسب در مرحله انجماد است. بنابراین این امکان وجود دارد که عیوب ریخته‌گری در رفتار مکانیکی هم تأثیر گذار باشند. همچنین شکل‌های (b) 10، (b) 11، 12 و 13 سطح شکست ترد را نشان می‌دهد. در هنگام انجماد، نانو ذرات و عناصر آلیاژی مانند سیلیسیم در سطح مشترک جامد-پس‌زده شده و در مناطق بین دندریتی تفکیک می‌شوند. در واقع میکرو ترک‌ها در مناطق بین دندریتی یوتکتیک Al-Si و ذرات سیلیسیم اشاعه پیدا کرده و باعث شکست نمونه‌ها می‌شوند. این امر اشاره بر این دارد که شکست این کامپوزیت، با شکست زمینه آلومینیم ایجاد می‌شود [25]. همچنین کامپوزیت‌های تولیدشده به روش ریخته‌گری گردابی به دلیل جذب گاز هنگام هم زدن مذاب، محاصره شدن هوا دور ذرات تقویت‌کننده، بخارآب روی سطح ذرات و انقباض حین انجماد دارای تخلخل‌هایی می‌باشند که وجود این تخلخل‌ها در زمینه کامپوزیت، به‌عنوان نقاط تمرکز تنش عمل کرده و بنابراین هنگام تست کشش، تنش کششی در این نقاط متمرکز شده و نوع شکست، به سمت

2. مکانیزم استحکام دهی اوروان که تنش لازم برای عبور نابجایی از بین ذرات متناسب با معکوس فاصله را بیان می‌کند. طبق مکانیزم اوروان، حلقه نابجایی مقاومت زیادی را در برابر حرکت نابجایی‌های بعدی ایجاد می‌کند و بنابراین باعث افزایش استحکام کامپوزیت می‌شود. باین‌حال مکانیزم اوروان در کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده با ذرات میکرومتری زیاد قابل توجه نیست. چون ذرات تقویت‌کننده درشت و فاصله بین آن‌ها زیاد است. در مقابل حضور نانو ذرات تقویت‌کننده با پراکندگی زیاد در زمینه فلزی و فاصله کمتر بین ذرات، استحکام دهی اوروان را در نانو کامپوزیت‌های زمینه فلزی بیشتر توجیه می‌کند [20,21].

3. عدم انطباق انبساط حرارتی میان تقویت‌کننده و زمینه می‌تواند در هنگام اعمال تغییرات دمایی باعث ایجاد تنش‌های داخلی در نمونه و باعث افزایش چگالی نابجایی‌ها در زمینه می‌شود. نابجایی‌ها احتمالاً منجر به ایجاد محل‌های تنشی در فصل مشترک ذرات و زمینه می‌شوند. تنش به دمایی که در آن کامپوزیت سرد می‌شود وابسته است. درجه حرارت بالا منجر به ایجاد محل‌های تنشی زیاد در فصل مشترک می‌شود که تغییر شکل پلاستیک را دشوار می‌کند و لذا باعث افزایش استحکام کامپوزیت می‌شود [22].

4. انتقال بار از زمینه نرم فلزی به ذرات تقویت‌کننده که نیازمند پیوند خوب بین زمینه و ذرات تقویت‌کننده می‌باشد [21]. پیوند محکم بین ذرات پراکنده شده و زمینه منجر به انتقال بار از زمینه نرم فلزی به ذرات سفت و سخت SiC تحت بار خارجی اعمالی می‌شود که این امر موجب افزایش استحکام مواد می‌شود [23].

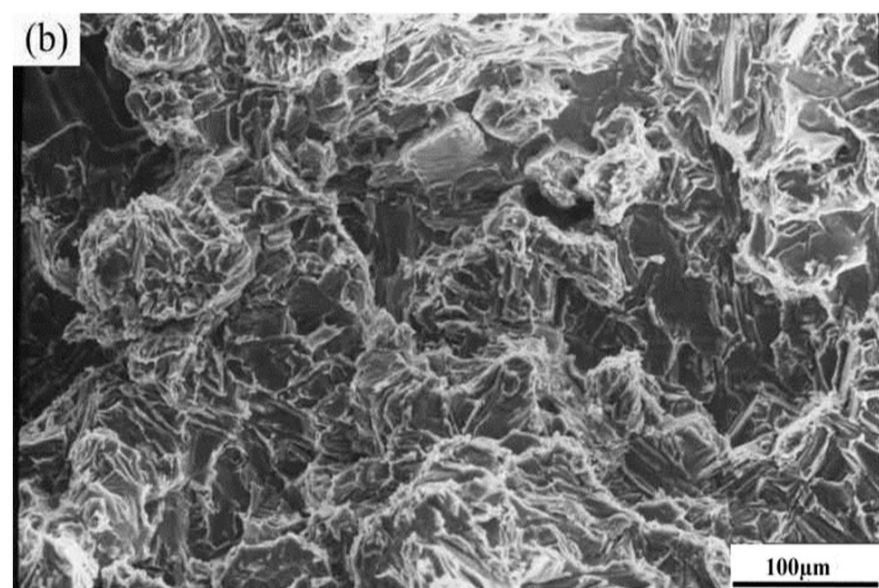
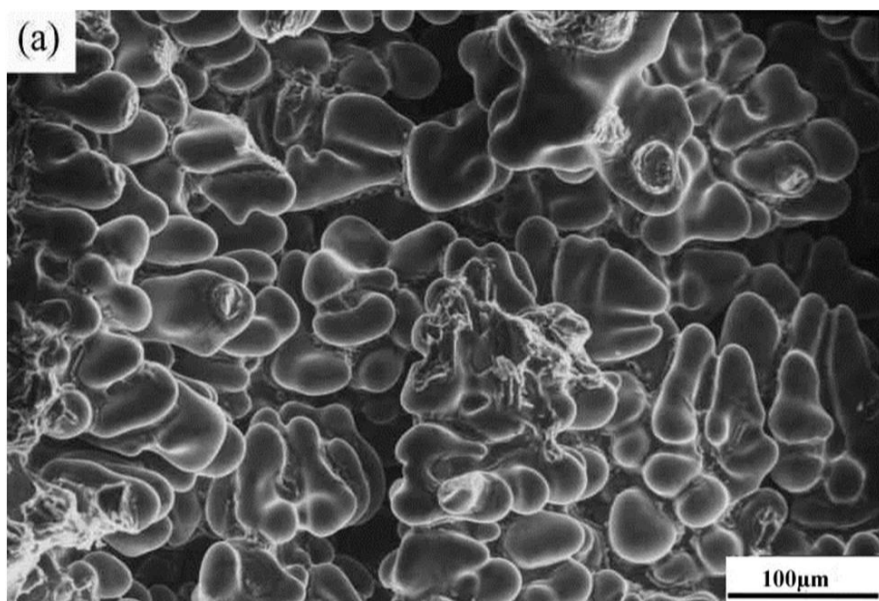
همچنین شکل 8 نشان می‌دهد که استحکام کششی بعد از عملیات حرارتی T6 افزایش می‌یابد. اندازه بزرگ فاز یوتکتیک سیلیسیم باعث کاهش استحکام نمونه‌های ریخته‌گری می‌شود. سیلیسیم یک فاز ترد و شکننده‌ای است، بنابراین ترک ابتدا در سیلیسیم ایجاد شده و سپس از میان ذرات نانو SiC اشاعه پیدا می‌کند و منجر به شکست زمینه فلزی می‌شود [24]. مورفولوژی یوتکتیک سیلیسیم فاکتور مهمی در تعیین استحکام کششی کامپوزیت ریخته‌گری Al-Si می‌باشد. در شرایط سرد شدن معمولی، ذرات سیلیسیم به‌صورت درشت و سوزنی شکل درآمده و به‌عنوان منشأ ترک عمل کرده و خواص کششی را کاهش می‌دهد. در طول عملیات حرارتی (عملیات حرارتی انحلال و پس‌از آن فرایند پیرسازی) ذرات سیلیسیم شکسته شده و به‌تدریج تبدیل به ذرات کروی می‌شوند که این امر موجب استحکام کششی بالاتر نمونه‌های عملیات حرارتی شده نسبت به نمونه‌های عملیات حرارتی نشده (حالت ریخته‌گری) می‌شود. همچنین رسوب فاز  $Mg_2Si$  در آلیاژهای Al-Si-Mg باعث افزایش در خواص کششی و به‌ویژه استحکام کششی نهایی می‌شود [14].

شکل 9 سختی نمونه‌های کامپوزیتی در حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی شده با درصدهای مختلف ذرات SiC را نشان می‌دهد.

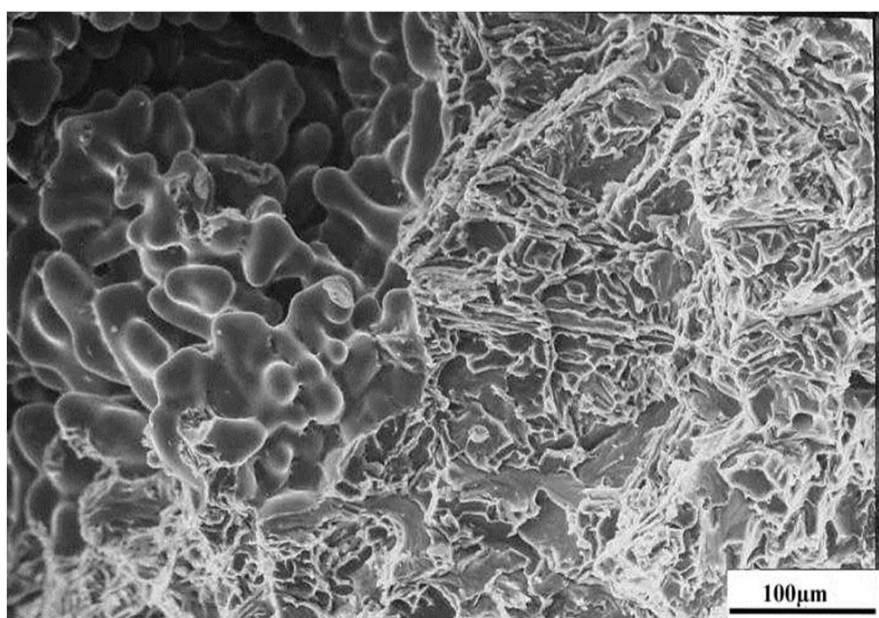
مشاهده می‌شود که سختی تمام نمونه‌های کامپوزیتی از آلیاژ آلومینیم تقویت نشده بالاتر است که این افزایش سختی را می‌توان به حضور فاز سرامیک SiC نسبت داد. همچنین با افزایش درصد وزنی ذرات تقویت‌کننده

آلیاژ A356، سختی و استحکام کششی نهایی در حالت ریخته‌گری به ترتیب 33 درصد و 14 درصد نسبت به آلیاژ پایه بهبود یافته است.

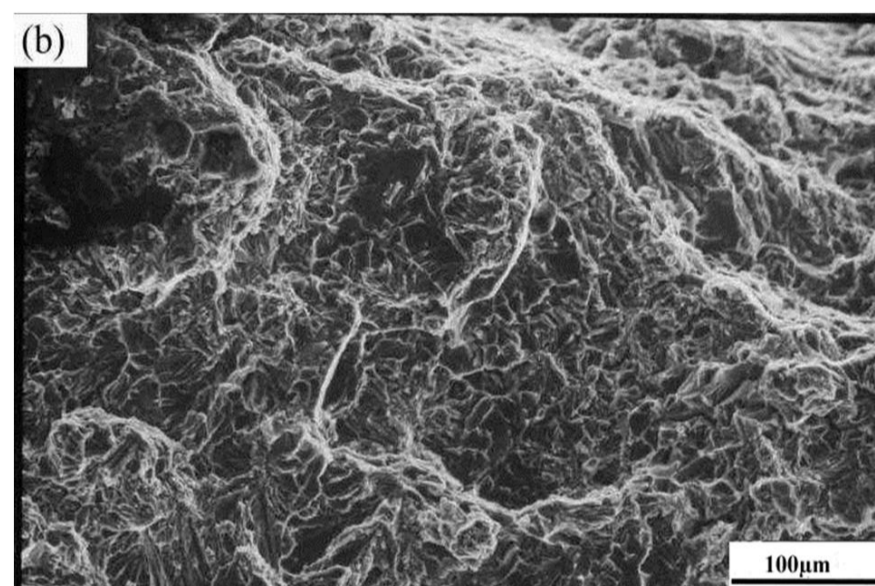
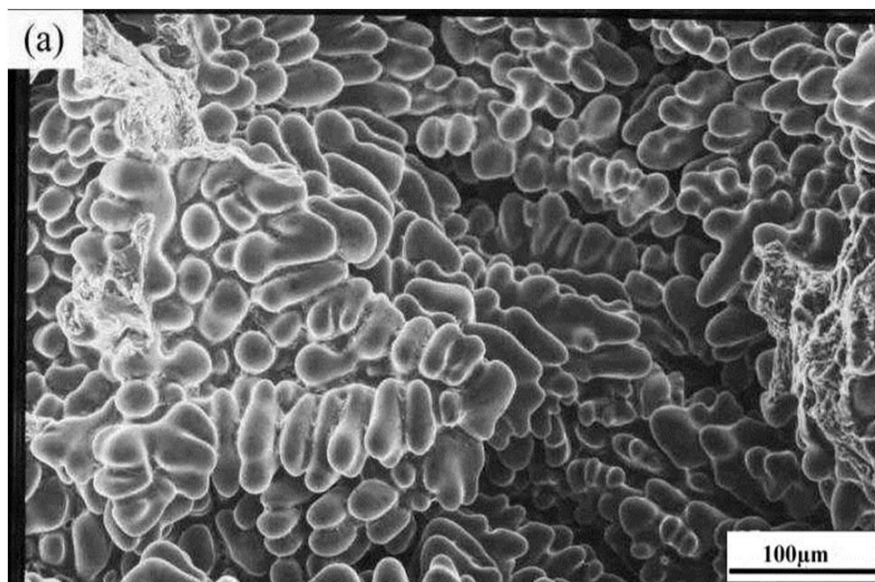
- بیشترین سختی و استحکام کششی نهایی مربوط به آلیاژ عملیات حرارتی شده و تقویت شده با نانو ذرات SiC با 1.5 درصد وزنی بوده است. به طوری که میزان سختی و استحکام کششی نهایی به ترتیب 101 درصد و 52 درصد نسبت به آلیاژ پایه بهبود یافته است.



**Fig. 11** SEM fractographs of the tensile fractured surface of the 1.5wt.% SiC nanocomposite (a) dendrite structure (b) brittle fracture surface  
شکل 11 تصاویر SEM از سطح شکست کشش نانو کامپوزیت با 1.5 درصد وزنی SiC (a) ساختار دندریتی (b) سطح شکست ترد



**Fig. 12** T6 heat treatment SEM fractographs of the tensile fractured surface of the A356 alloy  
شکل 12 تصاویر SEM از سطح شکست کشش آلیاژ A356 عملیات حرارتی شده



**Fig. 10** SEM fractographs of the tensile fractured surface of the A356 alloy (a) dendrite structure (b) brittle fracture surface  
شکل 10 تصاویر SEM از سطح شکست آلیاژ A356 (a) ساختار دندریتی (b) سطح شکست ترد

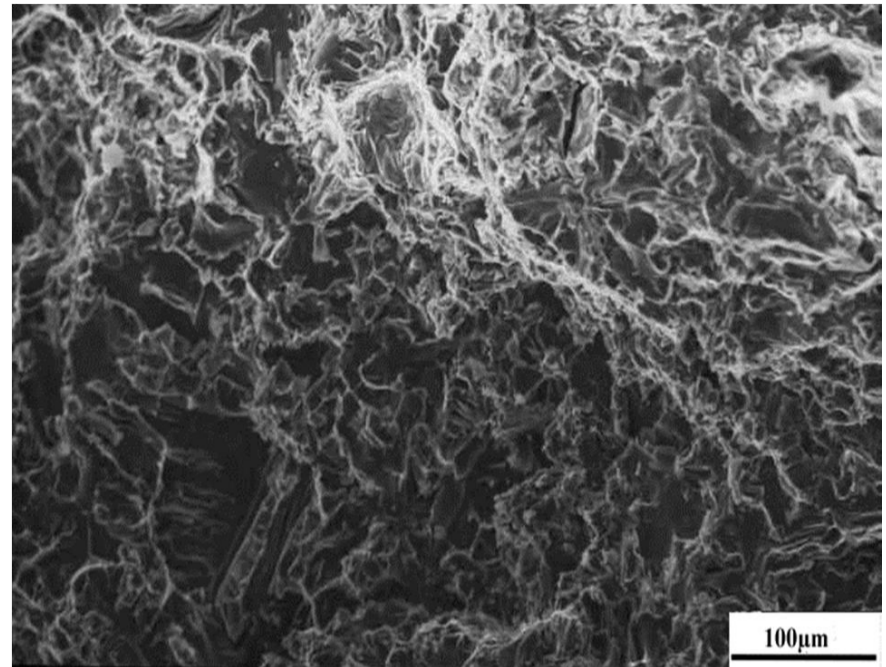
شکست ترد متمایل می‌شود. از نشانه‌های شکست ترد این است که شکست به صورت ناگهانی و عدم وجود پدیده گلویی شدن رخ می‌دهد [27,26]. با توجه به تصاویر سطح شکست و عدم مشاهده پدیده گلویی شدن و شکست ناگهانی نمونه‌های کامپوزیتی در حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی شده هنگام تست کشش، نوع شکست نمونه‌ها به صورت ترد بوده است.

#### 4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش کامپوزیت‌های زمینه آلومینیم A356 تقویت‌شده با ذرات نانومتری SiC به روش ریخته‌گری گردابی تولید شد. برای بررسی تأثیر اضافه کردن ذرات تقویت‌کننده و عملیات حرارتی T6، ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی در حالت ریخته‌گری و عملیات حرارتی مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج حاصل از این پژوهش را می‌توان به صورت زیر دسته‌بندی کرد:

- سختی و استحکام کششی نمونه‌های نانو کامپوزیتی نسبت به آلیاژ آلومینیم تقویت نشده بالاتر بوده و با افزایش درصد وزنی نانو ذرات SiC سختی و استحکام کششی نهایی نانو کامپوزیت نیز افزایش یافت.
- انجام عملیات حرارتی T6 روی آلیاژ A356 باعث افزایش خواص مکانیکی آن شده است. به طوری که سختی و استحکام کششی نهایی به ترتیب 53 درصد و 36 درصد نسبت به آلیاژ پایه بهبود یافته است.
- با اضافه کردن ذرات تقویت‌کننده نانو SiC به میزان 1.5 درصد وزنی به

- 8-14, 2013.
- [10] S. Gopalakannan, T. Senthilvelan, Synthesis and characterisation of Al 7075 reinforced with SiC and B<sub>4</sub>C nano particles fabricated by ultrasonic cavitation method, *Journal of scientific and industrial research*, vol. 74, No. 5, pp. 281-285, 2015.
- [11] A. Vencl, I. Bobic, S. Arostegui, B. Bobic, Structural, mechanical and tribological properties of A356 aluminium alloy reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC and SiC + graphite particles, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 506, No. 2, pp. 631-639, 2010.
- [12] M. Zhu, Z. Jian, G. Yang, Y. Zhou, Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys, *Materials and Design*, Vol. 36, No. 1, pp. 243-249, 2012.
- [13] P. Ji-hual, T. Xiao-long, H. Jian-ting, X. De-ying, Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 21, No. 9, pp. 1950-1956, 2011.
- [14] H.R. Lashgari, Sh. Zangeneh, H. Shahmir, M. Saghafi, M. Emamy, Heat treatment effect on the microstructure, tensile properties and dry sliding wear behavior of A356-10%B<sub>4</sub>C cast composites, *Materials and Design*, Vol. 31, No. 9, pp. 4414-4422, 2010.
- [15] P. Dong, H. Zhao, F. Chen, J. Li, Microstructures and properties of A356-10%SiC particle composite casting at different solidification pressures, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, No. 8, pp. 2222-2228, 2013.
- [16] S. Soni, A. Pandey, Effect of heat treatment on mechanical behavior and structural response of Al-Si composite, *International Journal of Advanced Mechanical Engineering*, Vol. 4, No. 7, pp. 767-782, 2014.
- [17] E. Damavandi, S. Nourouzi, S.M. Rabiee, Improving of microstructure and mechanical properties of Al-A356 alloy with compo-casting method, *Journal of Solid Mechanics in Engineering*, Vol. 7, No. 1, pp. 63-72, 2014. (in Persian فارسی)
- [18] A. Mazahery, M. Ostad Shabani, Plasticity and microstructure of A356 matrix nano composites, *Journal of King Saud University – Engineering Sciences*, Vol. 25, No. 1, pp. 41-48, 2013.
- [19] F. Paray, J. E. Gruzleski, Modification - a parameter to consider in the heat treatment of Al-Si alloys, *Cast Metals*, Vol. 5, No. 4, pp. 187-198, 1993.
- [20] M. Karbalaei Akbari, H.R. Baharvandi, K. Shirvanimoghaddam, Tensile and fracture behavior of nano/micro TiB<sub>2</sub> particle reinforced casting A356 aluminum alloy composites, *Materials and Design*, Vol. 66, No. 1, pp. 150-161, 2015.
- [21] F. Chen, Z. Chen, F. Mao, T. Wang, Z. Cao, TiB<sub>2</sub> reinforced aluminum based insitu composites fabricated by stir casting, *Materials Science & Engineering: A*, Vol. 625, No. 1, pp. 357-368, 2015.
- [22] H.R. Ezatpour, S.A. Sajjadi, M. H. Sabzevar, Y. Huang, Investigation of microstructure and mechanical properties of Al6061-nanocomposite fabricated by stir casting, *Materials and Design*, Vol. 55, No. 1, pp. 921-928, 2014.
- [23] R. Casati, M. Vedani, Metal matrix composites reinforced by nano-particles—a review, *Metals*, Vol. 4, No. 1, pp. 65-83, 2014.
- [24] K. Sekar, A. K., M.A. Joseph, Effect of T6 heat treatment in the microstructure and mechanical properties of A356 reinforced with nano Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles by combination effect of stir and squeeze casting, *Procedia Materials Science*, Vol. 5, No. 1, pp. 444-453, 2014.
- [25] M. Karbalaei Akbari, O. Mirzaee, H.R. Baharvandi, Fabrication and study on mechanical properties and fracture behavior of nanometric Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle-reinforced A356 composites focusing on the parameters of vortex method, *Materials and Design*, Vol. 46, No. 1, pp. 199-205, 2013.
- [26] S. Amirkhanlou, B. Niroumand, Synthesis and characterization of 356-SiC<sub>p</sub> composites by stir casting and compocasting methods, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, No. 3, pp. 788-793, 2010.
- [27] M. Khademian, M. Saeedi Heydari, A. Alizadeh, H. R. Baharvandi, Investigation the effect of hot rolling process on properties and microstructure of Al-B<sub>4</sub>C composite by vorte, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No. 9, pp. 140-146, 2014. (in Persian فارسی)



**Fig. 13** T6 heat treatment SEM fractographs of the tensile fractured surface of 1.5wt. % SiC nanocomposite

شکل 13 تصاویر SEM از سطح شکست کشش نانو کامپوزیت عملیات حرارتی شده با 1.5 درصد وزنی SiC

## 5- مراجع

- [1] S. Kumar, D. Kumar, Aluminium composites materials using stir casting process: challenges and opportunities, *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*, Vol. 4, No. 6, pp. 19-22, 2015.
- [2] S. Gajalakshmi, K. Sriram, Investigation of mechanical behavior of ultra light weight nano composite for aero-crafts, *International Journal of Science and Research (IJSR)*, Vol. 4, No. 5, pp. 1892-1895, 2015.
- [3] P. Sharma, G. Chauhan, N. Sharma, Production of AMC by stir casting – an overview, *International Journal of Contemporary Practices*, Vol. 2, No. 1, pp. 23-46, 2011.
- [4] S.A. Sajjadi a, H.R. Ezatpour, M. Torabi Parizi, Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites fabricated by stir and compo-casting processes, *Materials and Design*, Vol. 34, No. 1, pp. 106-111, 2012.
- [5] Y. Yang, J. Lan, X. Li, Study on bulk aluminum matrix nano-composite fabricated by ultrasonic dispersion of nano-sized SiC particles in molten aluminum alloy, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 380, No. 1-2, pp. 378-383, 2004.
- [6] X. Li, Y. Zhai, J. Li, F. Qiu, Effects of surface modification of SiC nanoparticles and preparation process on microstructures of SiC<sub>p</sub>/A6061 alloy matrix composites, *Advanced Materials Research*, Vol. 97-101, No. 1, pp. 1685-1688, 2010.
- [7] M. Hajizamani, H. Baharvandi, Fabrication and studying the mechanical properties of A356 alloy reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-10% Vol. ZrO<sub>2</sub> nanoparticles through stir casting, *Advances in Materials Physics and Chemistry*, Vol. 1, No. 2, pp. 26-30, 2011.
- [8] P. Dhandapani, K.R. Ravi, Synthesis and characterization of particulate SiC<sub>p</sub> reinforced Al-Si-Mg Alloy composite with varying Si content, *Advanced Materials Research*, Vol. 585, No. 1, pp. 301-305, 2012.
- [9] S. Gargate, R. R. Upadhye, V. S. Dandagi, S. R. Desai, B. S. Waghmode, Preparation & characterization of Al-5083 alloy composites, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, Vol. 1, No. 1, pp.