

## بررسی تأثیر میزان فاز دوم بر خواص سایشی کامپوزیت فروتیک مارتنزیتی\*

محمد رضا رحیمی پور<sup>(۱)</sup>

**چکیده** هدف از این پژوهش بررسی خواص سایشی کامپوزیت فروتیک زمینه مارتنزیتی حاوی مقادیر متفاوتی از کاربید تیتانیم می باشد. سنتز کامپوزیت ها به صورت درجا در مذاب فولادی با اضافه کردن فلز تیتانیم خالص تجارتمی و گرافیت (به نسبت وزنی ۴ به ۱) انجام گرفت. پس از آن برای ایجاد زمینه مارتنزیتی نمونه ها در  $980^{\circ}\text{C}$  آستنیت و سپس در آب سردایش شدند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی، نوری و کوانتومتری برای مطالعات ریزساختاری، تعیین نوع، مقدار، شکل، نحوه توزیع فاز دوم در زمینه استفاده گردید. آزمایش سایش به روش پین روی دیسک و سختی سنجی برای ارزیابی مقاومت به سایش و سختی نمونه ها انجام شد. نتایج نشان داد که با افزایش ذرات فاز ثانویه مقاومت به سایش نمونه ها در هر دو حالت ریختگی و سردایش شده افزایش می یابد. در مقادیر کم از ذرات فاز دوم نمونه های سردایش شده و در مقادیر بالا نمونه های ریختگی مقاومت سایشی بهتری از خود نشان دادند.

**واژه های کلیدی** کامپوزیت، فروتیک، مارتنزیت، مقاومت سایشی.

## An Investigation of the Amount of Reinforcement Phase Effect on Wear Properties of Martensitic Ferrotic Composites

M.R.Rahimipour

**Abstract** The aim of this paper is to determine the effect of addition of various amounts of reinforced-phase on wear properties of martensitic matrix ferrotic composites. In-situ method was used to synthesize the composites by addition of titanium and graphite to iron melt (weight ratio 4 : 1). In order to produce martensitic matrices, some specimens were austenitized at  $980^{\circ}\text{C}$  followed by quenching in water. The microstructural investigation revealed: the matrix and the amount, size, and distribution of reinforced phase by using secondary electron and optical microscopes. The hardness and wear tests were used to determine the properties of specimens. As the results the wear resistance improved by increasing volume fraction of TiC. The quenched and as cast specimens exhibited the maximum wear resistance at low and high volume percent of TiC, respectively.

**Key Words** Composite, Ferrotic, Martensite, Wear Resistance.

\* نسخه اولیه مقاله در تاریخ ۸۳/۱۰/۷ و نسخه نهایی آن در تاریخ ۸۶/۴/۲۱ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) استادیار، پژوهشگرده سرمایهک پژوهشگاه مواد و انرژی

### مقدمه

مکانیکی و سایشی کامپوزیت‌های فروتیک تابعی است از ترکیب شیمیایی است، در این پژوهش با تغییر ترکیب شیمیایی اولیه مقادیر متفاوتی از ذرات کاربید تیتانیم در زمینه ایجاد خواهد شد. اعمال عملیات حرارتی سردایش نیز می‌تواند باعث ایجاد فاز بسیار سخت و مستحکم مارتنزیت در زمینه این کامپوزیت گردد. مقادیر متفاوتی از ذرات کاربید تیتانیم در زمینه‌های متفاوت (حالت ریختگی و حالت سردایش شده) خواص متفاوتی را در این کامپوزیت ایجاد خواهد نمود. بنابراین اندازه‌گیری این خواص می‌تواند در انتخاب ترکیب شیمیایی اولیه و نوع ریزساختار زمینه بسیار مفید باشد.

### روش انجام آزمایش

برش‌هایی از یک گلوله آسیای فولادی ساخت شرکت ماشین‌سازی اراک با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول (۱)، به عنوان مواد اولیه برای تهیه زمینه کامپوزیت استفاده شد. از تراشه‌های تیتانیم و پودر گرافیت نیز جهت تامین عناصر لازم برای سنتز فاز دوم (TiC) استفاده شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی مواد اولیه برای تهیه نمونه‌های ریختگی

عناصر	C	Cr	Si	Mn	S	P
درصد وزنی	0.73	0.47	0.30	0.90	0.014	0.022

برای به دست آوردن درصد‌های حجمی متفاوت از ذرات TiC در زمینه، مقادیر لازم از تراشه‌های تیتانیم و پودر گرافیت به نسبت وزنی ۴ به ۱ متناسب با وزن تکه‌های بریده شده از هر یک از گلوله‌ها محاسبه و برداشته شد. تکه‌های فولادی، تیتانیم و گرافیت درون بوته سرامیکی از جنس زیرکونیا قرار داده شد و بوته به کوره القایی فرکانس بالا جهت عملیات ذوب منتقل

کامپوزیت‌های پایه آهنی حاوی کاربید تیتانیم به عنوان مواد جدید مهندسی شناخته می‌شوند که قابلیت ماشینکاری و چقرمگی آنها همچون فولادهای ابزار، فولادهای آلیاژی و سوپر آلیاژهاست و افزون بر این، دارای سختی و مقاومت به سایشی همچون کاربید تنگستن می‌باشند [1]. این کامپوزیت‌ها به خاطر مقاومت به سایش مناسب، مقاومت در برابر سایش ضربه‌ای، مقاومت به خوردگی [۲] و حفظ خواص در دمای بالا [3,4] کاربردهای فراوانی یافته‌اند. محصلاتی نظیر غلتک‌ها، گلوله‌های آسیاب، قالب‌های فشار در متالورژی پودر و پانچ‌های کشش از این ماده ساخته می‌شوند. زمینه این دسته از کامپوزیت‌ها می‌تواند شامل فولادهای ابزار، فولادهای زنگ‌نزن و فولادهای ماراچینگ باشد [5]، بنابراین ریزساختار این مواد می‌تواند پرلیت، بینایت، مارتنزیت و... باشد که در هر کدام از آنها خواص متفاوتی از نظر مکانیکی و سایشی به چشم می‌خورد. افزون بر عامل ساختار زمینه درصد فاز تقویت‌کننده کاربیدی از عوامل مهم در تعیین خواص کامپوزیت می‌باشد. کریستال TiC شبیه به مکعبهای NaCl بوده و دارای چگالی  $4.9-4.3 \text{ g/cm}^3$  و سختی  $3200 \text{ kg/mm}^2$  می‌باشد [6]. میزان استحکام پیوند زمینه و فاز کاربیدی از عوامل مهم و تعیین‌کننده خواص مکانیکی می‌باشد. در روش درجا به دلیل تشکیل ذرات کاربیدی حین انجماد و عدم آلودگی ذرات کاربیدی پیوند مناسبی در مرزها حاصل می‌شود [7]. انجام عملیات حرارتی موجب می‌گردد تا ضمن سرد و گرم شدن به خاطر ضرایب انبساط حرارتی متفاوت زمینه و ذرات ثانویه، از استحکام پیوند آنها کاسته شود [8]. وجود یک زمینه با سختی مناسب، به همراه توزیع مطلوبی از ذرات فاز دوم افزون بر داشتن خواص مکانیکی مورد نظر خواص سایشی قابل قبولی را ارائه می‌نماید.

از آنجا که ریزساختار و به تبع آن خواص

### نتایج و بحث

چگالی، درصد حجمی TiC و ماکروسختی کامپوزیت Fe-TiC تولید شده در دو حالت ریختگی و سردایش شده در جدول (۲) آورده شده است. چگالی کامپوزیت ریختگی از ۷/۳۸ تا ۷/۸۰  $\text{g/cm}^3$  متغیر است. حضور مقادیر بیشتر از کاربید تیتانیم موجب دانسیته نهایی کمتر در کامپوزیت می‌گردد [6].

جدول ۲ برخی از خواص فیزیکی کامپوزیت Fe-TiC تولید شده

کد نمونه	درصد حجمی TiC (%)	ماکروسختی (ریختگی) (HV)	ماکروسختی (سردایش شده) (HV)	چگالی ( $\text{gr/Cm}^3$ )
A	۰	۳۷	۵۹	۷/۸۰
B	۱	۵۹	۶۳	۷/۷۷
C	۲	۵۹	۶۳	۷/۷۴
D	۶	۴۸	۶۱	۷/۶۳
E	۹	۴۹	۵۷	۷/۵۶
F	۱۵	۵۰	۶۲	۷/۳۸

برای ایجاد درصدهای مختلف از ذرات TiC در یک زمینه ثابت مقادیر مشخصی از Ti و C به نسبت ۴ به ۱ (با توجه به جرم مولی تیتانیم و کربن) افزوده شد. در منابع مختلف میزان تیتانیم حل شده در زمینه را بین ۰/۲ تا ۰/۸ ذکر نموده اند [9]. در این پژوهش مقدار متوسط آن یعنی ۰/۵ در نظر گرفته شد. بدیهی است که با افزایش درصد تیتانیم مقدار آن در زمینه نیز افزایش می‌یابد در نتیجه نسبت ۴ به ۱ برای تیتانیم و گرافیت پس از در نظر گرفتن این میزان محاسبه گردید. در نهایت در تمامی نمونه‌ها به وسیله اعمال عملیات سردایش زمینه مارتنزیتی ایجاد شد تا بتوان به بررسی تاثیر درصدهای مختلف از فاز تقویت‌کننده در زمینه ثابت (مارتنزیت) پرداخت.

گردید. عملیات ذوب تحت شویش گاز آرگون، و ریخته‌گری نمونه‌ها به روش گریز از مرکز انجام گرفت. برای حصول اطمینان از سلامت نمونه‌ها از آنها رادیوگرافی به عمل آمد. در نهایت از استوانه‌های ریخته شده دارای قطر ۱۰ و طول ۷۰ میلی‌متر پین‌هایی به قطر ۸ میلی‌متر و طول ۵۰ میلی‌متر با روش ماشینکاری تهیه شد. دمای بارریزی حدود  $1600^\circ\text{C}$  و سرعت دوران ۲۰۰ دور در دقیقه بود.

بررسی‌های ریزساختاری و میکروسکوپی با استفاده از میکروسکوپ نوری مجهز به آنالیزگر تصویری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) انجام شد. آنالیزهای شیمیایی فازی به وسیله EDAX نصب شده بر روی SEM انجام گرفت. تشخیص فازها نیز با استفاده از پراشگر پرتو ایکس انجام گردید.

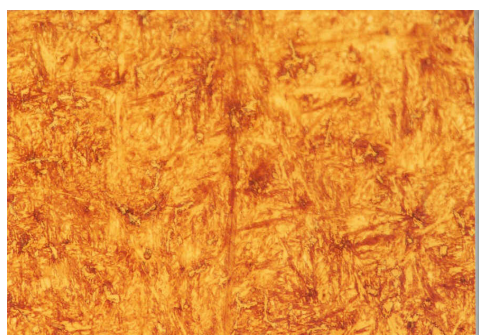
سختی سنجی بالک به مقیاس ویکرز با سختی‌سنج WOLPER انجام شد. برای سختی‌سنجی با نیروی کم از سختی‌سنج Karl Fromk به روش ویکرز استفاده شد. میکروسختی نیز، به عنوان یک روش تشخیص فازی، با دستگاه MVK-HZL انجام شد.

عملیات حرارتی نمونه‌ها در کوره مقاومتی تحت اتمسفر گاز آرگون برای جلوگیری از دگرپوره شدن سطوح انجام گردید. در این کوره نمونه‌ها به مدت ۱ ساعت در ۹۸۰ درجه سانتیگراد نگهداری و پس از آن در هوا سردایش شدند.

مقاومت سایشی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه پین روی دیسک انجام شد و هر آزمایش ۳ بار تکرار گردید. مقدار کاهش وزن با ترازوی دیجیتالی با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه‌گیری شد. شرایط آزمایش سایش به شرح زیر می‌باشد: درصد رطوبت نسبی محیط ۳۰-۲۰٪، سرعت چرخش دیسک ۷۰ دور بر دقیقه، نیرو در محل سایش ۳۰N، ساینده آلومینایی، قطر دایره مسیر ۴۲ میلی‌متر و مسافت طی شده ۱۰۰۰ متر.



الف



ج

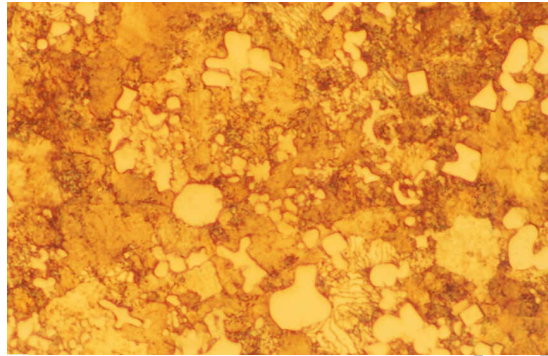


ب

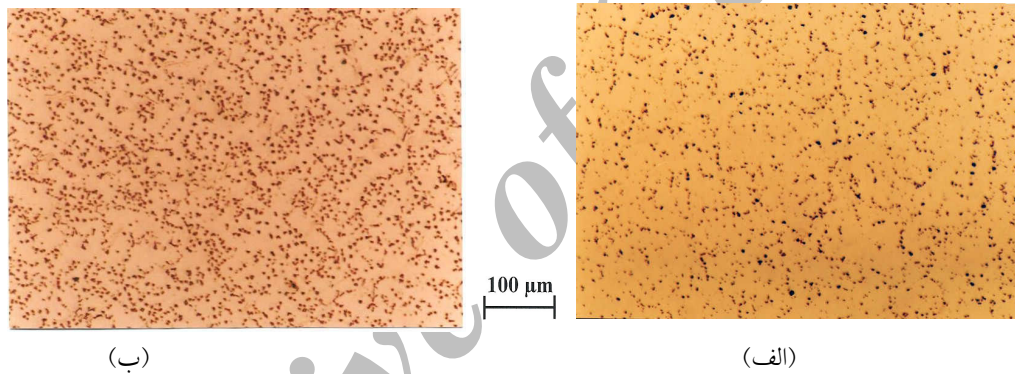
شکل ۱ تصویر میکروسکوپ نوری بعد از اچ سطح مقطع نمونه‌های الف) تقویت نشده ب) حاوی ۱ درصد حجمی کاربید تیتانیم و ج) حاوی ۲ درصد وزنی کاربید تیتانیم در حالت ریختگی

دو فاکتور در جهت عکس یکدیگر عمل می‌نمایند که اولی افزایش سختی پذیری در اثر افزایش Ti در زمینه و دیگری وجود ذرات TiC در مذاب است که موجب ایجاد فازهای تعادلی‌تر، نظیر پرلیت، می‌گردد. با افزایش میزان فاز تقویت‌کننده نقش عامل دوم پررنگ‌تر شده و به همین دلیل در نمونه‌هایی نظیر F علاوه بر مارتنزیت در ریزساختار شاهد بسته‌های پرلیتی نیز خواهیم بود. میزان فاز دوم و نحوه توزیع آن در ساختار نهایی تابعی از مقدار کربن و تیتانیم افزوده شده به مذاب است. بدیهی است هرچه مقدار این عناصر بیشتر باشد مقدار ذرات کاربیدی ایجاد شده نیز بیشتر می‌شود [11].

نمونه A فاقد ذرات TiC بوده و زمینه آن در حالت ریختگی پرلیتی می‌باشد، (شکل ۱-الف). با افزودن تیتانیم در نمونه‌ها سختی‌پذیری زمینه افزایش می‌یابد و در نمونه‌های B و C شاهد زمینه مارتنزیتی در حالت ریختگی خواهیم بود، (شکل اب و ج). در نمونه‌های F، D و E که در آنها درصد TiC افزایش می‌یابد، میزان مارتنزیت در زمینه کاهش و میزان پرلیت افزایش یافته است. در شکل (۲) تصویر میکروسکوپ نوری نمونه F در حالت ریختگی آورده شده است. بر اساس یافته‌های نویسندگان و همکارش [10] افزایش میزان فاز تقویت‌کننده امکان بیشتر برای جوانه‌زنی فازهای تعادلی‌تر را فراهم می‌نماید. در نتیجه



شکل ۲ تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع نمونه حاوی ۱۵ درصد وزنی کاربید تیتانیم در حالت ریختگی اچ شده با نایتال ۲ درصد ساختار زمینه شامل مارتنزیت و مقادیری از پرلیت می باشد.



شکل ۳ تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع اچ نشده نمونه های الف) حاوی ۶ درصد حجمی و ب) حاوی ۱۵ درصد حجمی کاربید تیتانیم

ذرات برای کاهش انرژی سطحی خود به هم می چسبند تا این فاکتور را تا حد امکان کاهش دهند. برای مشاهده بهتر پدیده خوشه ای شدن، تصاویر با بزرگنمایی بالاتر از نمونه های توزیع ذرات فاز دوم در حالت اچ نشده در شکل (۴) آورده شده است. توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در ایجاد مقاومت در برابر سایش یکنواخت مؤثر می باشد.

همانگونه که در تصاویر مشخص است در نمونه F خوشه ای شدن بیشتر اتفاق افتاده است. هنگامی که کسر حجمی ذرات TiC بیشتر می شود برخورد آنها نیز بیشتر شده و امکان درهم فرورفتن آنها و تشکیل

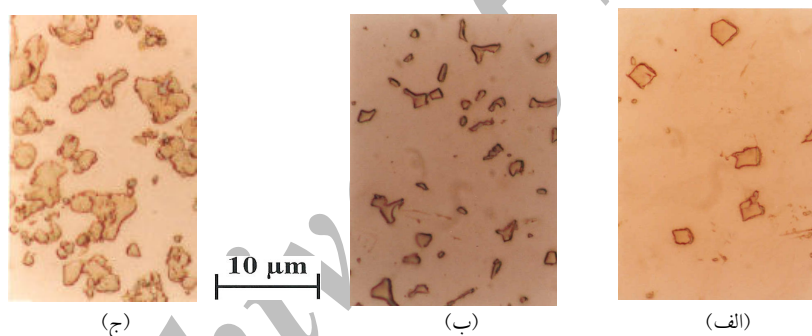
مشاهده تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه های اچ نشده امکان بررسی بهتر نحوه توزیع ذرات فاز دوم را فراهم می آورد، چرا که در این صورت ذرات فاز دوم با فازهای موجود در زمینه تداخل ندارند. در شکل (۳) تصویر سطح مقطع اچ نشده نمونه های D و F آورده شده است که در آن افزایش قابل توجهی در مقدار ذرات TiC در نمونه F نسبت به D مشاهده می گردد. حضور مقادیر کمتر ذرات TiC توزیع بهتری از ذرات را موجب می شود چرا که افزایش مقدار تیتانیم و کربن باعث بزرگتر شدن ذرات و در مواردی خوشه ای شدن آنها می شود. خوشه ای شدن نقصی است که در آن

ثانویه پرداخته شود.

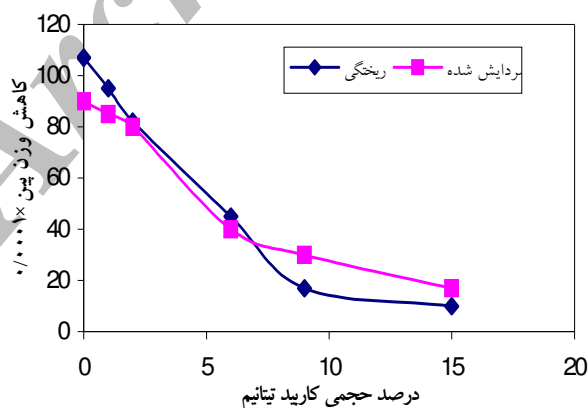
**مقاومت سایشی.** مقاومت به سایش نمونه‌ها با استفاده از دستگاه پین بر روی دیسک در دو حالت ریختگی و سردایش شده آزمایش شد. میزان کاهش وزن پین در دو حالت ریختگی و سردایش شده در شکل (۵) آورده شده است. همانطور که از نمودارها برمی‌آید میزان فلز از دست رفته با افزایش TiC در هر دو نمونه ریختگی و سردایش شده کاهش یافته است. در کامپوزیت‌های فروتیک سازوکار جابجایی مواد در حین سایش که به واسطه حرکت نسبی ساینده و کامپوزیت ایجاد می‌شود، متفاوت است.

خوشه‌هایی از ذرات TiC بیشتر می‌شود. بنابراین افزایش مقدار ذرات کابید تیتانیم در زمینه غیر یکنواختی توزیع ذرات را به دنبال خواهد داشت [6].

با افزایش درصد وزنی Ti اندازه ذرات TiC نیز بزرگتر می‌شود زیرا مقادیر بیشتری از Ti و C در مذاب حاوی ذرات TiC، اطراف آن را احاطه می‌کند و شانس برخورد ذرات به یکدیگر و تشکیل خوشه‌های بزرگتر بیشتر می‌شود. با اعمال عملیات حرارتی سردایش در آب، ساختار میکروسکوپی زمینه کلیه نمونه‌ها به مارتزیت تبدیل می‌شود. بنابراین، این امکان فراهم آمد تا در زمینه‌ای ثابت به بررسی میزان و چگونگی توزیع فاز

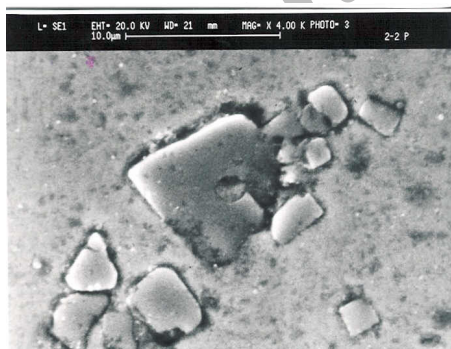


شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع اج نشده نمونه‌های الف) B (ب) D (ج) F



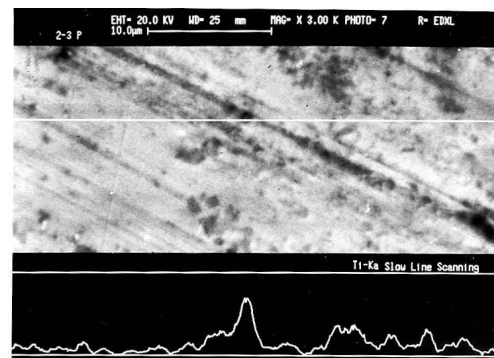
شکل ۵ تأثیر میزان تیتانیم بر میزان کاهش وزن کامپوزیت‌ها در دو حالت ریختگی و سردایش شده در آب

میزان تأثیر فاز تقویت‌کننده به مقدار آن در زمینه بستگی دارد. نمونه F علی‌رغم سختی کمتر زمینه به دلیل وجود مقادیر بیشتری از ذرات TiC مقاومت به سایش مناسبی نشان داده است. در نتیجه می‌توان دریافت هنگامی که کسر حجمی ذرات فاز تقویت‌کننده کم است، نوع ریزساختار زمینه و سختی آن نقش مهمی در مقاومت سایشی خواهد داشت و با افزایش کسر حجمی کاربیدها این نقش کمتر می‌گردد. این یافته با نتایج Raghunatl و همکارانش [۱۲] نیز مطابقت دارد. در نمونه‌های حاوی مقدار کم ذرات TiC، فاصله بین ذرات بیشتر بوده و در نتیجه ذرات ساینده با زمینه تماس بیشتری پیدا می‌کنند. در نمونه F به خاطر فاصله اندک ذرات تقویت‌کننده از نقش زمینه کاسته شده و ذرات کاربیدی مستقیماً با ذرات ساینده درگیر هستند که پس از گذشت زمان ذرات یاد شده در سطحی بالاتر از سطح زمینه قرار گرفته و نقش عمده را در سایش ماده ایفا می‌نمایند (شکل ۷). با ادامه یافتن سایش نقش استحکام پیوند ذرات با زمینه، اندازه آنها و همچنین اندازه دانه‌های ساینده، سختی و نیروهای تماس پرننگ‌تر می‌گردد. کاهش وزن در ادامه سایش می‌تواند همراه با



شکل ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه حاوی ۱۵ درصد حجمی کاربید تیتانیم پس از پولیش، ذرات چند وجهی کاربید تیتانیم در زمینه

کاربیدهای سخت به عنوان مانعی در برابر حرکت ساینده عمل نموده و هنگامی که ذرات ساینده به ذرات TiC می‌رسند در اثر نیروهای وارده از شیار که در زمینه فولادی ایجاد کرده‌اند خارج شده، از روی کاربید سخت عبور کرده و دوباره بعد از عبور از روی آن، در امتداد شیار قبلی در زمینه شیار ایجاد می‌کنند. همان طور که در شکل (۶) ملاحظه می‌شود، درست در وسط شیار که بر روی نمونه C در اثر سایش ایجاد شده، یک ذره TiC وجود دارد. این ذره که مانعی بر سر راه حرکت ذرات سخت آلومینا بوده، در ادامه سایش باعث خرد شدن و احیاناً کنده شدن آنها شده است. آنالیز خطی نمونه C در شکل (۶) به تشخیص اینکه ذره مزبور TiC بوده کمک کرده است. با مقایسه سختی ساینده و ذرات کاربید تیتانیم (سختی ساینده آلومینایی ۲۶۰۰ ویکرز و سختی TiC حدود ۳۰۰۰ ویکرز) می‌توان گفت که ذرات فاز تقویت‌کننده می‌توانند موجب شکسته شدن ذرات ساینده شوند. بنابراین در حضور ذرات جدا شده از ساینده در سطح تماس بین ساینده و نمونه مکانیزم سایش تغییر خواهد کرد. Hans [11] نیز این مطلب را در مورد کامپوزیتهای زمینه فلزی حاوی تقویت‌کننده با سختی بالا عنوان نموده است.



شکل ۶ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح مقطع ساینده شده نمونه حاوی ۲ درصد حجمی کاربید تیتانیم

می‌شود.

### نتیجه گیری

- ۱- افزایش درصد فاز دوم ضمن تأثیر بر ریزساختار زمینه گرچه بر سختی بالک تأثیری نداشته اما موجب بهبود خواص سایشی گردید.
- ۲- نمونه تقویت‌نشده A در حالت ریختگی دارای زمینه پرلیتی بود که با افزوده شدن مقادیری تیتانیم، بر سختی‌پذیری آن افزوده شده و بسته به مقدار تیتانیم مقادیری از مارتنزیت در زمینه ایجاد گردید. افزوده شدن بیشتر ذرات TiC موجب جوانه‌زنی فازهای تعادلی‌تر همچون پرلیت بر روی ذرات فاز دوم شد.
- ۳- در کلیه نمونه‌ها مقاومت سایشی با افزایش مقدار TiC، در هر دو حالت ریختگی و سردایش شده، افزایش یافت.
- ۴- در حالت سردایش‌شده زمینه نمونه‌ها عمدتاً مارتنزیتی بوده که در آن‌ها خواص سایشی تا مقدار مشخصی از TiC نسبت به نمونه‌های ریختگی بهبود یافته و پس از آن خواص سایشی نمونه‌های ریختگی بهتر از نمونه‌های سردایش شده بود.
- ۵- انجام عملیات حرارتی با کاستن استحکام پیوند زمینه و ذرات، به ویژه در مقادیر بیشتر از ذرات فاز دوم، نقش مخربی در مقاومت سایشی کامپوزیت ایفا نموده است.
- ۶- حضور مقادیر کمتر از ذرات TiC توزیع بهتری از آنها را موجب شد. افزایش TiC موجب خوشه‌ای شدن و در نهایت توزیع نسبتاً غیر یکنواخت ذرات فاز دوم شد.
- ۷- در شرایط حاکم بر این پژوهش در مقادیر کم از ذرات فاز دوم، عامل تعیین‌کننده مقاومت سایشی زمینه و در مقادیر بالاتر عامل تعیین‌کننده مقدار، شکل و نحوه توزیع فاز دوم بود.

کنده‌شدن، خردشدن و یا از جا درآمدن ذرات TiC باشد. از این بحث می‌توان نتیجه گرفت که تولید این کامپوزیت به صورت درجا با کمترین درصد آلودگی ذرات و تولید کامپوزیت حین انجماد به ایجاد پیوند مستحکم و افزایش مقاومت به سایش کمک می‌نماید. اعمال فرایند عملیات حرارتی سردایش باعث افزایش سختی نمونه‌ها شده است. افزایش سختی لزوماً با افزایش مقاومت سایشی همراه نیست [۱۳]، چنانچه در جدول (۱) مشاهده می‌گردد، نمونه F دارای سختی ۶۲ ویکرز در حالت سردایش شده و ۵۰ ویکرز در حالت ریختگی می‌باشد. اما این نمونه در حالت ریختگی از مقاومت سایشی بهتری نسبت به نمونه‌های سردایش شده برخوردار است. در این نمونه که حاوی مقادیر بالایی از فاز دوم TiC نسبت به نمونه‌های دیگر می‌باشد انجام عملیات حرارتی به خاطر وجود ضریب انبساط حرارتی متفاوت زمینه و ذرات تقویت‌کننده، نقش مخربی در مقاومت سایشی آن ایفا می‌نماید. وقوع ترکهای ریز در محل اتصال این ذرات به زمینه باعث تضعیف پیوند آنها شده و در نتیجه در حین فرایند سایش امکان جدا شدن این ذرات در زمینه افزایش می‌یابد. در نتیجه عملیات حرارتی برگشت به خاطر کاهش تنش‌های باقیمانده موجب افزایش مقاومت به سایش می‌گردد.

اندازه ذرات فاز تقویت‌کننده TiC در کامپوزیت‌های زمینه فولادی در مقاومت به سایش و ضربه آنها مؤثر است. ذرات درشت‌تر در مقاومت به سایش مؤثرتر می‌باشند. هنگامی که ذرات ساییده بر روی زمینه خراش ایجاد می‌کنند وقتی که به ذرات سخت تقویت‌کننده می‌رسند، در صورتی که ذرات بزرگتر از پهنای خراش ایجاد شده باشند، در مقاومت به سایش مؤثرند. وقتی فاصله میان ذرات تقویت‌کننده کمتر از اندازه ذرات ساییده باشد و همچنین، اندازه ذرات تقویت‌کننده بزرگتر از پهنای شیار ایجاد شده توسط ساییده باشد در این صورت زمینه به خوبی محافظت



## مراجع

1. Bolton, J. D., and Gant, A.J., "The heat-treatment of high speed metal matrix composites", *Kek Eng. Mat.*, 118, pp. 93-100, ( 1996).
۲. فرشید، مانا، رحیمی پور، محمد رضا و مهربانی کامبیز، "ارزیابی خواص گلوله های آسیاب مورد استفاده در صنایع فولاد"، هشتمین کنگره سالیانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، دانشگاه صنعتی اصفهان، مهرماه ۱۳۸۳، ص ۱۳۶۹-۱۳۷۶.
3. Berns, H., and Wewers, B., "Development of an abrasion resistant steel composite with in-situ TiC particle", *Wear*, 251, pp. 1386-1395, (2001).
4. Degan, C. C., Shipway, Rh., and Wood, J. V., "Elevated temperature sliding wear behavior of TiC reinforced steel matrix composites", *Wear*, 251, pp.1444-1451, (2001).
5. Raghunath, C., Bhat, M.S., and Rohatgi, P.K., "Technique for synthesizing Fe-TiC composites", *Scr. Metal. Mat.*, 32 (4), pp. 577-582, (1995).
6. Rai, V.K., Srivastava, R., Nath, S.K., and Ray, S., "Wear in cast titanium carbide reinforced ferrous composites under dry sliding", *Wear*, 231, pp.265-271, (1999).
7. Wang, Y., Zhang, X., Li, F., and Zeng, G., "Study on an Fe-TiC surface composite produced in situ", *Mat. &Des.*, 20, pp. 233-236, (1999).
8. Ray, S., "Review synthesis of cast metal matrix particulate composites", *J. Mat. Sci.*, 28, pp. 5397-5413, (1993).
9. Terry, B.S., and Chinyamakobvu, O. S., "Dispersion and reaction of TiC in liquid iron alloys", *Mat. Sci. Tech.*, 8, pp. 399-404, (1992).
10. Rahimipour, M.R., and Rajabi, A., "Influence of titanium content on matrix micro-structure and wear behavior of in- situ Fe/TiC composites", *Int. Eng. Sci.*, 14 ( 2), pp.109-119, (2003).
11. Berns, H., "Comparison of wear resistant MMC and white cast iron", *Wear*, 254, pp. 47-54, (2003).
12. Raghunath, C., Bhat, M. S., and Rohatgi, P. K. "In situ technique for synthesizing Fe-TiC composites", *Scr. Met.*, 32(4), pp. 577-582, (1995).
۱۳. ارجمند سعید " بررسی ساخت گلوله های آسیا از کامپوزیت فروتیک " پایان نامه کارشناسی ارشد، پژوهشگاه مواد و انرژی، مرداد ۱۳۸۲.