

رفتار سایشی کامپوزیتهای با زمینه چدن و فولاد

محمد رضا رحیمی پور

پژوهشگاه سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی

چکیده

در این پژوهش به بررسی تاثیر افزایش فاز تقویت کننده بر خواص سایشی کامپوزیت فروتیک با زمینه چدنی و فولادی و مقایسه آنها پرداخته شده است. ستنز کامپوزیت زمینه فولادی و چدنی به صورت درجا و با افزودن مقادیر مختلف فلز تیتانیم خالص تجارتي و گرافیت (به نسبت وزنی ۴ به ۱) برای ایجاد درصدهای وزنی مختلف کاربید تیتانیم انجام گرفت. از میکروسکوپ الکترونی روبشی و نوری برای انجام مطالعات ریزساختاری استفاده گردید. آزمایش سایش به روش پین روی دیسک و سختی سنجی جهت ارزیابی خواص نمونه ها انجام شد.

نتایج آزمایشها نشان داد که در کامپوزیتهای زمینه چدنی (چدن سفیدپرکروم) تا مقدار حدود ۶ درصد حجمی در حالت ریختگی و سردایش شده، افزایش کسر حجمی کاربید تیتانیم سبب افزایش مقاومت به سایش می شود. در کامپوزیتهای زمینه فولادی در تمام درصدها مقاومت سایشی با افزایش کسر حجمی کاربید تیتانیم افزایش یافته است. سردایش کامپوزیتهای زمینه فولادی و چدنی در نمونه های حاوی کمتر از ۶ درصد حجمی از فاز دوم باعث افزایش مقاومت سایشی شده است.

واژه های کلیدی: کامپوزیت زمینه فلزی فروتیک، روش درجا، مقاومت سایشی، چدن سفید پرکروم، عملیات حرارتی.

Wear behavior of Fe-TiC steel and cast iron matrix composite

M. R. Rahimipour

Department of Ceramic, Materials and Energy Research Centre

Abstract

The aim of this work is determining the effect of the addition of a reinforced-phase into steel and cast iron matrix ferrotic composites. The In-situ method was performed to synthesize the composites containing titanium and graphite (weight ratio 4:1). The microstructures were examined under scanning electron and optical microscopes. The hardness and wear test were used to determine the properties of the specimens. Results have shown that in the as-cast and heat treated cast iron matrix composites, wear resistance increases with volume percent of TiC until 6. In all steel matrix composites, wear resistance increases with the volume fraction of TiC. In steel and cast iron matrix composites containing less than 6 volume percent of TiC, quenching heat treatment causes an increase in wear resistance.

Keywords: Metal matrix ferrotic composite, Insitu method, Wear resistance, High chromium white cast iron, Heat treatment

E-mail of corresponding author: m-rahimi@merc.ac.ir

مقدمه

داشتن زمینه عملیات حرارتی پذیر و نیز پایداری حرارتی فاز تقویت کننده آن (TiC) این امکان را به طراحان و سازندگان می دهد تا عملیات ماشینکاری و سوراخکاری را در حالت آنیل شده انجام داده و پس از ساخت قطعه دوباره آن را سخت نمایند.

به دلیل اهمیت تاثیر نوع زمینه و میزان فاز تقویت کننده بر روی خواص کامپوزیتهای فروتیک، در این پژوهش به روش درجا کامپوزیتهایی با زمینه های فولادی و چدن سفید پرکروم که حاوی مقادیر مختلفی از فاز تقویت کننده کاربید تیتانیم بودند، ساخته و خواص سایشی آنها با یکدیگر مقایسه گردیده است.

از آنجا که در داخل کشور گلوله های آسیاب بیشتر از جنس فولاد 70Cr2 و چدن سفید پرکروم ساخته می شود بنابراین این دونوع آلیاژ آهنی به عنوان زمینه برای ساخت کامپوزیت انتخاب گردید. این مقایسه در شرایط یکسان تست سایش در بهبود خواص گلوله های آسیاب و جایگزینی آنها توسط کامپوزیت فروتیک بسیار مفید خواهد بود.

روش انجام آزمایش

تکه های بریده شده ای از گلوله آسیاب فولادی ساخت شرکت ماشین سازی اراک و گلوله آسیاب چدنی ساخت کارخانه ایران ذوب اصفهان با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ به عنوان مواد اولیه جهت تهیه زمینه کامپوزیت استفاده شد. از تراشه های تیتانیم و پودر گرافیت نیز جهت تامین عناصر لازم برای سنتز فاز دوم (TiC) استفاده شد.

با توجه به استوکیومتری Ti و C در TiC و اینکه جرم مولکولی Ti تقریباً ۴ برابر C می باشد اگر بخواهیم ترکیب شیمیایی زمینه در کامپوزیتهای مورد نظر تقریباً همان ترکیب شیمیایی مواد اولیه مندرج در جدول ۱ باشد باید نسبت وزنی تیتانیم و گرافیت اضافه شده به مذاب ۴ به ۱ باشد.

کامپوزیت های فروتیک که دارای زمینه آهن و حاوی ذرات کاربید تیتانیم به عنوان فاز تقویت کننده می باشد به عنوان مواد جدید مهندسی شناخته شده و به طور روزافزونی مورد استفاده قرار می گیرند. این کامپوزیتهای برای اولین بار در سال ۱۹۵۰ میلادی ساخته و اطلاق نام فروتیک به این کامپوزیت به خاطر زمینه آهنی (Ferro) و فاز تقویت کننده کاربید تیتانیم (TiC) می باشد. گرچه مواد دیگری نظیر VC، WC، TiN نیز در مواردی در کنار TiC به عنوان فاز تقویت کننده مورد استفاده قرار گرفته است [۱].

انواع مختلف این کامپوزیتهای بسته به نوع زمینه، از خواصی همچون مقاومت سایشی بالا، مقاومت خوردگی بالا و حفظ خواص در دماهای بالا برخوردار هستند [۲ و ۳]. محصولات همجونی همچون غلتکها، گلوله های آسیاب، پانچهای کششی از جمله کاربردهایی هستند که از این مواد ساخته می شوند [۴].

نوع زمینه در این کامپوزیت ها می تواند شامل فولادهای ابزار، فولادهای زنگ نزن، فولادهای ماراچینگ و حتی انواع چدنهای باشد [۵]. بنابراین طیف وسیعی از خواص و کاربردها را در شرایط ذکر شده می تواند به خود اختصاص دهد. علاوه بر نوع زمینه، میزان، نوع و نحوه توزیع و اندازه فاز تقویت کننده، استحکام پیوند زمینه و فاز تقویت کننده و نوع عملیات حرارتی نیز از جمله عوامل موثر بر خواص این کامپوزیت ها می باشد. روش درجا یکی از روشهای ساخت این کامپوزیت است که بیشتر به دلیل سهولت کاربرد، عدم آلودگی فاز دوم و در نتیجه استحکام پیوند فاز دوم و زمینه مورد توجه بوده است [۶]. نویسنده و همکارانش در مقالات دیگری ضمن ارایه نتیجه تحقیقاتی که توسط سایر محققین بر روی این کامپوزیت انجام شده، روش ساخت [۱]، تاثیر ترکیب شیمیایی بر ریز ساختار [۷] و مقاومت سایشی [۸]، تاثیر عملیات حرارتی بر خواص کششی و سایشی [۹] و تاثیر میزان فاز دوم بر خواص سایشی [۱۰] کامپوزیت مزبور را مورد بررسی قرار داده است. کامپوزیت فروتیک به لحاظ

جدول ۱. ترکیب شیمیایی مواد اولیه جهت تهیه نمونه های ریختگی

عناصر (درصد وزنی)	C	Cr	Si	Mn	S	P
ترکیب شیمیایی گلوله فولادی	۰/۷۳	۰/۴۷	۰/۳۰	۰/۹۰	۰/۰۱۴	۰/۰۲۱
ترکیب شیمیایی گلوله چدنی	۲/۵۰	۲۳/۵۴	۰/۸۶	۰/۷۰	۰/۰۱۷	۰/۰۲۱

نتیجه کسر حجمی آنها محاسبه گردید.

سختی سنجی بالک با سختی سنجی Wolper و برای سختی سنجی با نیروی کم از سختی سنج Karl Fromk به روش ویکرز استفاده شد. میکروسختی نیز به عنوان یک روش تشخیص فازی، با دستگاه MVK-HZL انجام شد. عملیات حرارتی نمونه ها در کوره مقاومتی تحت اتمسفر گاز آرگون جهت جلوگیری از دکربوره شدن سطوح انجام گردید. در این کوره نمونه ها به مدت ۱ ساعت در ۹۸۰ درجه سانتیگراد نگهداری و پس از آن در آب سردایش شدند.

مقاومت سایشی نمونه ها با استفاده از دستگاه سایش به روش پین روی دیسک انجام و هر آزمایش ۳ بار تکرار گردید. مقدار کاهش وزن با ترازوی الکترونیکی دیجیتالی با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه گیری شد. شرایط آزمایش سایش عبارت بود از: درصد رطوبت نسبی محیط ۳۰-۲۰٪، سرعت چرخش دیسک ۷۰ دور بر دقیقه، نیرو در محل سایش ۳۰ نیوتن، ساینده آلومینایی، قطر دایره مسیر ۴۲ میلی متر و مسافت طی شده ۱۰۰۰ متر.

نتایج و بحث

کامپوزیت های زمینه فولادی

چگالی، درصد وزنی تیتانیم، درصد حجمی کاربید تیتانیم 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 gr/cm³ متغیر است. افزایش میزان تیتانیم موجب افزایش کسر حجمی ذرات کاربید تیتانیم و همچنین افزایش تیتانیم حل شده در زمینه گردیده است.

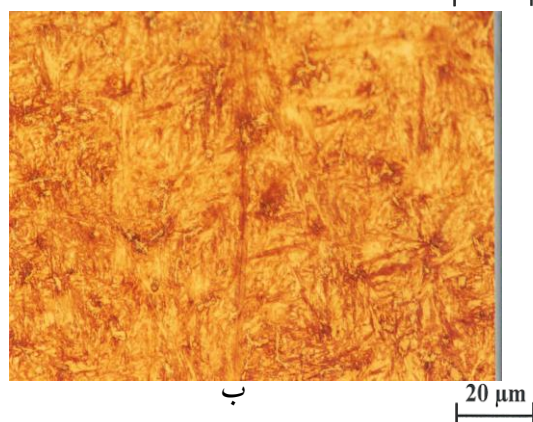
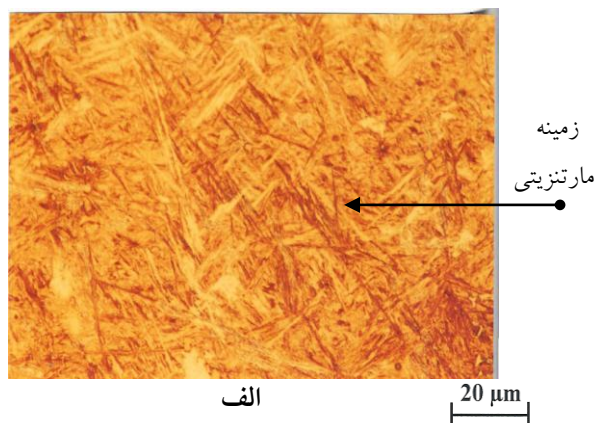
برای به دست آوردن درصدهای حجمی متفاوت از ذرات TiC در زمینه، مقادیر لازم از تیتانیم و پودر گرافیت متناسب با وزن تکه های بریده شده از هر یک از گلوله ها محاسبه و به شارژ اولیه اضافه شد. بدین ترتیب ترکیب شیمیایی زمینه در کامپوزیت های زمینه فولادی و زمینه چدنی به ترتیب دارای ترکیبی نزدیک به ترکیب شیمیایی گلوله های فولادی و گلوله های چدنی بودند. میزان تیتانیم نیز از ۰ (در نمونه S00) تا ۷/۷ درصد وزنی (در نمونه S77) در نمونه های زمینه فولادی و از ۰ (در نمونه I00) تا ۷/۵ درصد وزنی (در نمونه I75) در نمونه های زمینه چدنی متغیر بود. تکه های چدنی یا فولادی، تیتانیم و گرافیت درون بوته سرامیکی از جنس زیرکونیا قرار داده شد و بوته به همراه محتویات آن به درون کوره القایی فرکانس بالا جهت عملیات ذوب منتقل گردید. در حین عملیات ذوب برای محافظت نسبی مذاب، سطح مذاب توسط دمش گاز آرگون محافظت می شد. ریخته گری نمونه ها به روش گریز از مرکز در قالبهای سرامیکی با محفظه استوانه ای انجام گرفت. جهت اطمینان از سلامت نمونه ها از آنها رادیوگرافی به عمل آمد در نهایت از استوانه های ریخته شده نمونه هایی به قطر ۸ میلی متر و طول ۷۰ میلی متر با روش ماشینکاری تهیه شد.

بررسی های 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. ضمن بررسی های ریزساختاری از نقاط مختلف نمونه های مورد مطالعه با میکروسکوپ نوری تصاویر میکروسکوپی تهیه و با تعیین میزان ذرات کاربیدی در یک سطح معین، میزان ذرات کاربیدی و در

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

نام کامپوزیت	درصد وزنی Ti	درصد حجمی TiC	ماکروسختی (ریختگی) (HV)	ماکروسختی (سردایش شده) (HV)	چگالی (gr/cm ³)
S00	۰	۰	۳۷	۵۹	۷/۸۰
S06	۰/۶	۱	۵۹	۶۳	۷/۷۷
S10	۱	۲	۵۹	۶۳	۷/۷۴
S30	۳	۶	۴۸	۶۱	۷/۶۳
S43	۴/۳	۹	۴۹	۵۷	۷/۵۶
S77	۷/۷	۱۵	۵۰	۶۲	۷/۳۸

تیتانیم افزوده شده به مذاب است. هرچه مقدار این عناصر بیشتر باشد مقدار ذرات کاربیدی ایجاد شده نیز افزایش می‌یابد. نتایج ارزیابی های میکروسکوپی نشان داد که در شرایط انجام این پژوهش کسر حجمی ذرات تیتانیم تقریباً ۱/۹۷ برابر درصد وزنی تیتانیم افزوده شده به مذاب می‌باشد.

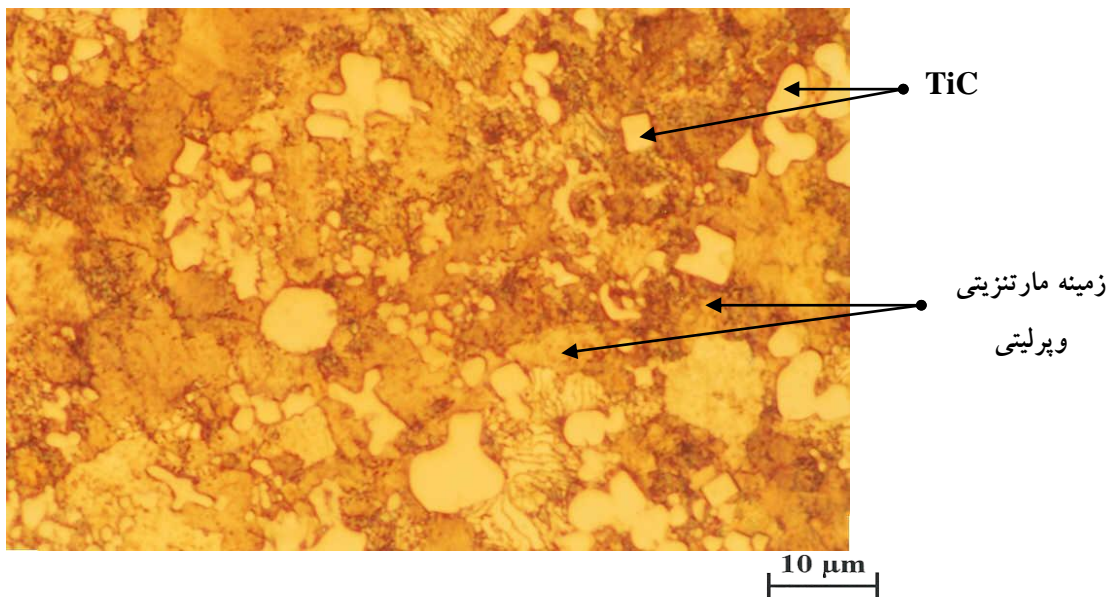


شکل ۱. تصویر میکروسکوپ نوری بعد از اچ سطح نمونه های حاوی الف: ۱ درصد حجمی TiC (S06) و ب: ۲ درصد حجمی TiC (S10) در حالت ریختگی، اچ شده با نایتال ۲ درصد، ساختار زمینه عمدتاً مارتنزیت است.

نمونه S00 فاقد ذرات کاربید تیتانیم بوده و زمینه در حالت ریختگی پرلیتی می‌باشد. با افزودن تیتانیم در نمونه‌ها سختی پذیری زمینه افزایش یافته و در نمونه های S06 و S10 شاهد زمینه در حالت ریختگی مارتنزیتی بوده است خواهیم بود (شکل ۱ الف و ب). در نمونه‌های S30، S43 و S77 که در آنها درصد TiC افزایش یافته، میزان مارتنزیت در زمینه کاهش و میزان پرلیت افزایش یافته است.

در شکل ۲ تصویر میکروسکوپ نوری نمونه S77 در حالت ریختگی آورده شده است. افزایش میزان فاز تقویت کننده امکان بیشتر برای جوانه زنی فازهای تعادلی تر را فراهم می‌نماید [۷] در نتیجه دو فاکتور در جهت عکس همدیگر عمل می‌نمایند که اولی افزایش سختی پذیری در اثر افزایش Ti در زمینه و دیگری وجود ذرات TiC در مذاب که موجب ایجاد فازهای تعادلی تر، نظیر پرلیت می‌گردد. با افزایش میزان فاز تقویت کننده نقش عامل دوم پررنگ تر شده و به همین دلیل در نمونه‌هایی نظیر S77 علاوه بر مارتنزیت در ریزساختار بسته های پرلیتی نیز وجود دارد. تعیین مقادیر هر یک از فازهای مارتنزیت و پرلیت توسط میکروسکوپ نوری بسیار مشکل و در این پژوهش به آن پرداخته نشده است.

بر اساس یافته های نویسنده و همکارانش [۸] میزان فاز دوم و نحوه توزیع آن در ساختار نهایی تابعی از مقدار کربن و

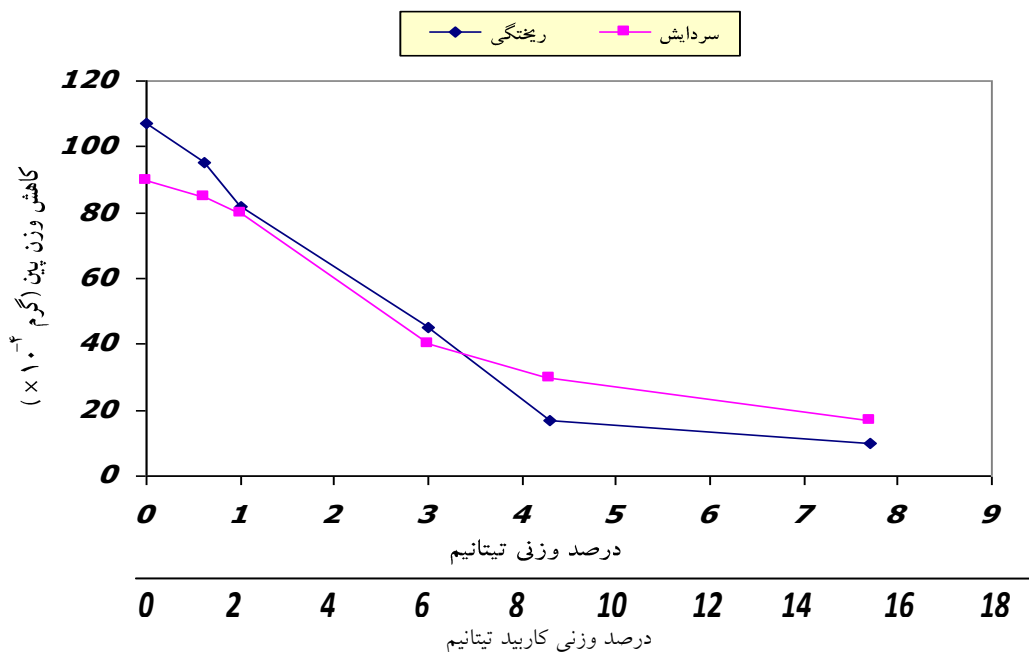


شکل ۲. تصویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع نمونه حاوی ۱۵ درصد حجمی TiC (S77) در حالت ریختگی، آج شده با نایتال ۲ درصد، ساختار زمینه شامل مارتنزیت و پرلیت می باشد.

مقاومت سایشی کامپوزیت های زمینه فولادی

کاربیدهای سخت به عنوان مانعی در برابر حرکت ساینده عمل نموده و هنگامی که ذرات ساینده به ذرات TiC می رسند در اثر نیروهای وارده از شیار که در زمینه فولادی ایجاد کرده اند خارج شده، از روی کاربید سخت عبور کرده و دوباره بعد از عبور از روی آن، در امتداد شیار قبلی در زمینه شیار ایجاد می کنند. میزان تاثیر فاز تقویت کننده به مقدار آن در زمینه بستگی دارد.

مقاومت به سایش نمونه ها با استفاده از دستگاه پین بر روی دیسک در دو حالت ریختگی و سردایش شده بررسی شد. میزان کاهش وزن بین در حالت ریختگی و سردایش شده در شکل ۳ آورده شده است. همان طور که در نمودار دیده می شود میزان کاهش وزن پین (نمونه) با افزایش میزان Ti در هر دو نمونه ریختگی و سردایش شده، کاهش می یابد.



شکل ۳. تاثیر میزان تیتانیم و کاربید تیتانیم بر میزان کاهش وزن کامپوزیت های زمینه فولادی در آزمایش سایش در دو حالت ریختگی و سردایش شده در آب

است. زمینه در این نمونه ها همان چدن سفید پرکروم می باشد. بنابراین افزودن مقادیری تیتانیم به همراه گرافیت به این نوع چدن پرکروم باعث شده تا علاوه بر آستنیت، مارتنزیت و کاربیدهای کروم (بیشتر $(Cr, Fe)C_3$)، کاربید تیتانیم نیز حضور داشته باشد. گرچه مقداری از تیتانیم های افزوده شده در زمینه حل می شود. در شکل ۴، تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه I10 (نمونه حاوی حدود ۲ درصد حجمی TiC)، نشان داده شده است.

ساختار میکروسکوپی چدنهای سفید پرکروم در حالت ریختگی حاوی دندریتهای آستنیت و کاربیدهای اولیه و یوتکتیکی $(Cr, Fe)C_3$ حاصل از آستنیت می باشد. عملیات حرارتی بعدی می تواند آستنیت ها را به کاربید کروم و مارتنزیت تبدیل کند. حالت بهینه خواص چدنهای سفید پرکروم در حالت عملیات حرارتی شده به دست می آید [۱۱].

۳۳ درصد حجمی چدنهای سفید پرکروم را کاربیدها تشکیل می دهند که با افزودن تیتانیم و کربن به این چدن و تشکیل TiC بر میزان کاربیدها افزوده می گردد [۱۲]. اتصال بهتر ذرات TiC با زمینه باعث افزایش مقاومت به سایش کامپوزیت می گردد. حضور عناصر جانشین در زمینه استحکام اتصال را زیاد می کند چرا که در آلیاژهای حاوی فیلم نازک غنی از آهن و کروم اتصال محکمی بین TiC و زمینه ایجاد می کند [۲]. براساس تحقیقات انجام شده توسط Raghunath و همکارانش [۱۳] Cr و Si خاصیت ترشوندگی ذرات TiC را بهبود بخشیده که در نتیجه آن پیوند مستحکمی بین زمینه و ذرات تقویت کننده ایجاد می شود. بنابراین در چدنها انتظار چسبندگی بیشتری نسبت به فولادها وجود دارد. اضافه شدن ذرات TiC در مقادیر ارائه شده در این پژوهش به چدن سفید پرکروم سختی آن را در حالت های ریختگی و سردایش شده تغییر چشمگیری نمی دهد.

در حالت سردایش شده به دلیل افزایش سختی زمینه کامپوزیت و تبدیل آستنیت به مارتنزیت مقادیر سختی افزایش یافته است (جدول ۳).

در نمونه S77 علی رغم سختی کمتر زمینه به دلیل وجود مقادیر بیشتری از ذرات TiC مقاومت به سایش مناسبی در آن شده است. به طور کلی هنگامی که کسر حجمی ذرات فاز تقویت کننده کم است نوع ریز ساختار زمینه و سختی آن نقش مهمی در مقاومت سایشی خواهد داشت و با افزایش کسر حجمی کاربیدها این نقش کمتر می گردد. در حالت اول فاصله بین ذرات کاربیدی زیاد و در نتیجه ذرات کاربیدی مستقیماً با ذرات ساینده درگیر هستند که پس از گذشت زمان ذرات مزبور در سطحی بالاتر از سطح زمینه قرار گرفته و نقش عمده را در رفتار سایشی ماده ایفا می نمایند.

با ادامه یافتن سایش تاثیر استحکام پیوند ذرات با زمینه، اندازه آنها و همچنین اندازه دانه های ساینده، سختی و نیروهای تماس بیشتر می گردد. کاهش وزن در ادامه سایش می تواند همراه با کنده شدن، خرد شدن و یا بیرون آمدن ذرات TiC باشد.

اعمال فرآیند عملیات حرارتی سردایش باعث افزایش سختی نمونه ها شده است. افزایش سختی لزوماً با افزایش مقاومت سایشی همراه نیست [۱۱]. چنانچه در جدول ۲ مشاهده می گردد، نمونه S77 دارای سختی ۶۲ ویکرز در حالت سردایش شده و ۵۰ ویکرز در حالت ریختگی می باشد.

اما این نمونه در حالت ریختگی از مقاومت سایشی بهتری نسبت به نمونه های سردایش شده برخوردار است. در این نمونه که حاوی مقادیر بالایی از فاز دوم TiC نسبت به نمونه های دیگر می باشد انجام عملیات حرارتی به جهت وجود ضریب انبساط حرارتی متفاوت زمینه و ذرات تقویت کننده نقش مخربی در مقاومت سایشی آن ایفا نموده است.

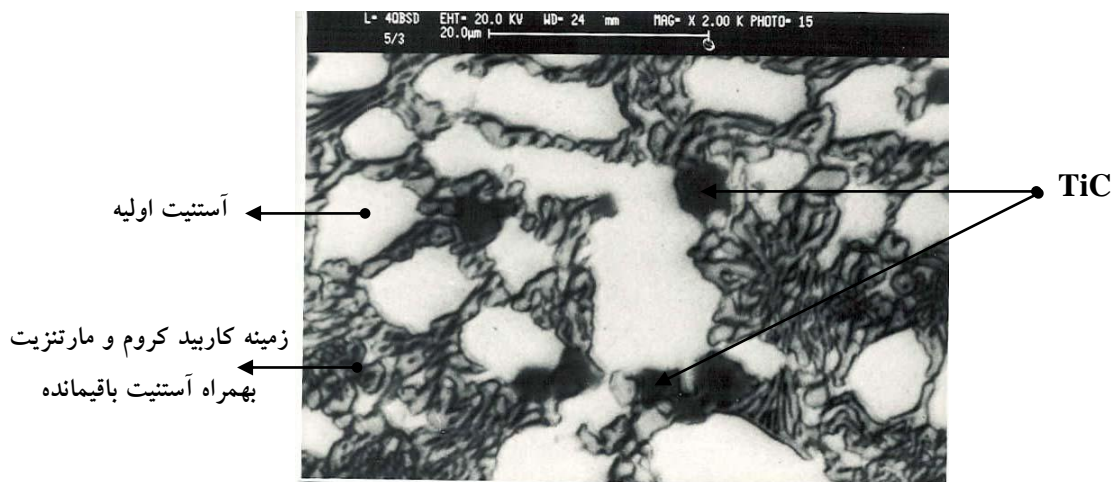
کامپوزیت های زمینه چدنی

چگالی، درصدوزنی تیتانیم، درصد حجمی کاربید تیتانیم و ماکروسختی کامپوزیت Fe-TiC با زمینه چدنی در دو حالت ریختگی و سردایش شده در جدول ۳ آورده شده

جدول ۳. برخی از خواص فیزیکی کامپوزیت زمینه چدنی Fe-TiC تولید شده

نام نمونه *	درصد وزنی Ti	درصد حجمی TiC	چگالی کامپوزیت (gr/Cm ³)	ماکروسختی HV ₃₀ (ریختگی)	ماکروسختی HV ₃₀ (سردایش شده)
I00	۰	۰	۷/۷۰	۵۸/۴۴	۴۵/۴۵
I10	۱/۰۰	۲	۷/۵۷	۴۸/۸۸	۳۹/۶۳
I15	۱/۵	۳	۷/۵۱	۴۲/۶۱	۳۳/۲۹
I30	۳/۰۰	۶	۷/۳۲	۳۴/۱۵	۲۷/۳۲
I60	۶/۰۰	۱۲	۶/۹۸	۳۸/۶۸	۵۲/۳۹
I75	۷/۵۰	۱۵	۶/۸۳	۵۱/۲۴	۶۱/۴۹

* در این جدول حرف I به منزله زمینه چدنی بوده و عدد دو رقمی بعد از پیشوند نشان دهنده درصد وزنی تیتانیوم می باشد که در عدد ۱۰ ضرب شده است.



شکل ۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه حاوی ۲ درصد حجمی (I10)TiC

در بیشتر از آن مقدار با افزایش کسر حجمی ذرات کاربید تیتانیوم میزان کاهش وزن افزایش می یابد. Pagounis و Lindroos [۱۴] این مقدار را در چدن سفید پرکروم ۱۰ درصد حجمی TiC گزارش نموده اند. عملیات حرارتی سردایش از یک سو باعث افزایش فازهای سختی همچون مارتنزیت و کاربید کروم و در نتیجه افزایش مقاومت سایشی و از سوی دیگر باعث ایجاد تنش های حرارتی در فصل مشترک ذرات کاربید تیتانیوم و زمینه می شود. در مقادیر کم TiC (کمتر از حدود ۶ درصد حجمی) برآیند تاثیر عملیات سردایش در جهت افزایش مقاومت سایشی بوده است.

مقاومت سایشی کامپوزیت های زمینه چدنی

تغییرات میزان کاهش وزن نمونه برحسب میزان تیتانیوم افزوده شده به مذاب و کاربید تیتانیوم در شکل ۵ آورده شده است. نمونه فاقد تیتانیوم (I00) در حالت سردایش شده نسبت به حالت ریختگی از مقاومت سایشی بهتری برخوردار است. با افزایش مقدار Ti تا حدود ۳ درصد وزنی (معادل ۶ درصد حجمی TiC) مقاومت سایشی افزایش و در مقادیر بالاتر مقاومت سایشی افت می کند. بنابراین در نمونه هایی که به آنها تیتانیوم اضافه شده از نظر مقاومت سایش برای هر دو حالت ریختگی و سردایش شده یک حد بهینه برای کسر حجمی ذرات کاربیدی وجود دارد که

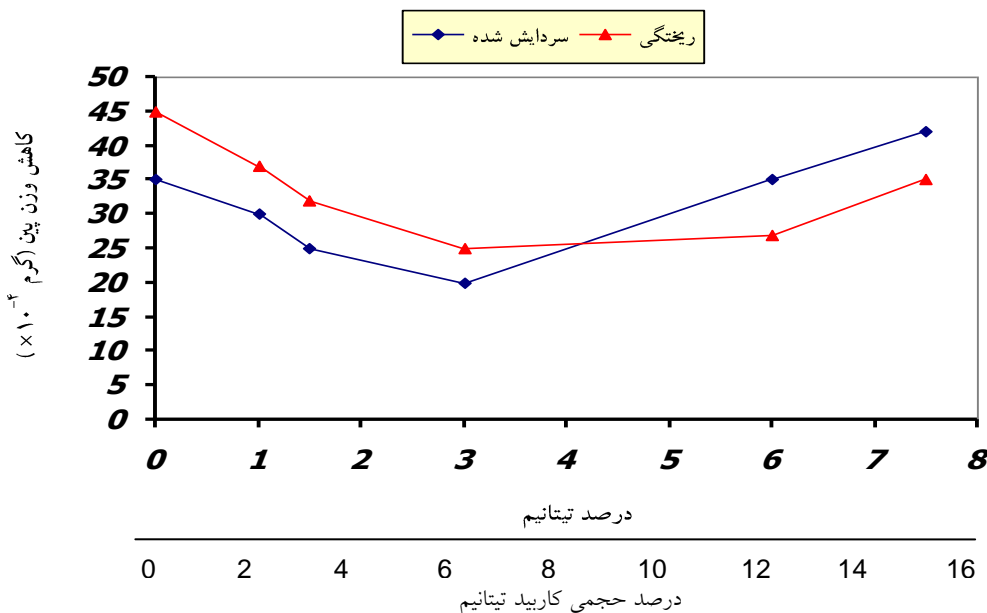
مقایسه نمونه های زمینه فولادی و چدنی

مطالعه نحوه توزیع ذرات کاربید تیتانیم در نمونه های اچ شده در حین بررسی های زیرساختاری با میکروسکوپ نوری به دلیل تداخل رنگ ذرات کاربیدی (طوسی رنگ) با سایر فازها، مشکل است. بنابراین برای انجام این بررسی نمونه های پولیش شده قبل از اچ مورد بررسی قرار گرفتند. اختلاف سختی زمینه و فاز تقویت کننده (TiC) اختلاف ارتفاعی را در مقیاس کوچک ایجاد می کند که به راحتی می توان فاز تقویت کننده را با میکروسکوپ نوری تشخیص داد در شکل ۶ تنها تصاویر میکروسکوپی مربوط به نمونه های S77 و I77 آورده شده است.

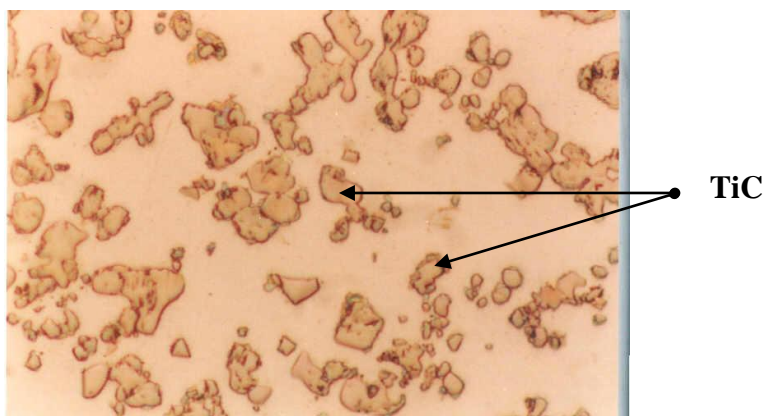
مقایسه اشکال ۶- الف و ۶- ب نشان می دهد که توزیع ذرات کاربید تیتانیم در نمونه های چدنی و فولادی از اختلاف زیادی برخوردار نیست. گرچه ارجمند [۱۱] به دام افتادن مذاب حاوی TiC در بین دندریت های خشن آستنیت را به عنوان عامل موثری در جهت غیر یکنواختی توزیع ذرات TiC عنوان کرده است. مناطق آستینیتی عاری از کاربید تیتانیم بوده و با افزایش تیتانیم لبه های ذرات کاربید تیتانیم گرد شده و به شکل کروی نزدیکتر می شود.

مقایسه خواص نمونه های S00 و I00 در جداول ۲ و ۳ نشان می دهد که مقاومت به سایش چدنهای سفید پرکروم به خاطر وجود بیش از ۳۳ درصد کاربید کروم با سختی حدود ۱۶۰۰ ویکرز در ریزساختارش به طور قابل ملاحظه ای بیشتر از فولاد 70Cr₂ می باشد. همانگونه که از مقایسه نتایج سختی برمی آید با اینکه سختی آنها در حالت سردایش شده یکسان است ولی مقاومت به سایش آنها بسیار متفاوت است بنابراین عدد سختی به تنهایی نمی تواند به عنوان ملاک مقایسه برای مقاومت به سایش باشد.

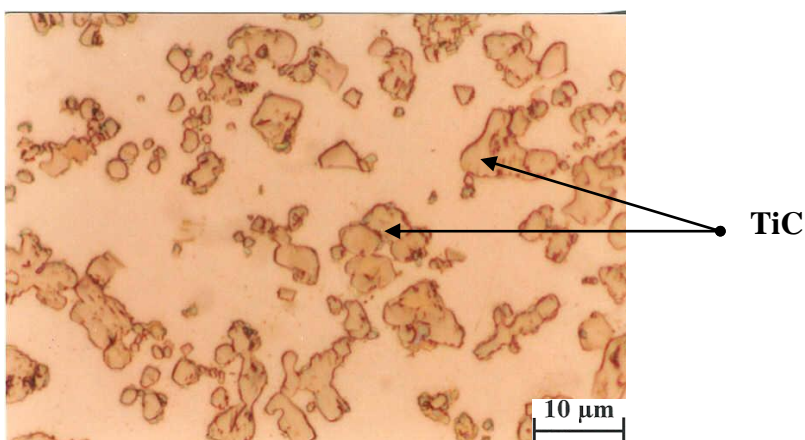
تاثیر افزایش کسر حجمی فاز تقویت کننده بر کاهش وزن کامپوزیتهای زمینه فولادی و چدنی در آزمایش سایش پین بر روی دیسک در شکل ۷ آورده شده است. تا میزان ۶ درصد حجمی از فاز تقویت کننده میزان کاهش وزن در نمونه های کامپوزیت زمینه فولادی بیش از نمونه های کامپوزیت زمینه چدنی است این مطلب به اختلاف خواص سایشی ریزساختار زمینه آنها بر می گردد. در حقیقت در چدنهای سفید پرکروم مجموعه کاربیدهای تیتانیم و کروم مقاومت به سایش فوق العاده ای ایجاد می کنند. در مقادیر بالاتر از ۶ درصد حجمی میزان کاهش وزن در کامپوزیت های زمینه چدنی بیشتر از زمینه فولادی بوده است. ارجمند [۱۱] نشان داد



شکل ۵. تاثیر میزان تیتانیم و کاربید تیتانیم بر میزان کاهش وزن کامپوزیت های زمینه چدنی در دو حالت ریختگی و سردایش شده در آب



الف



ب

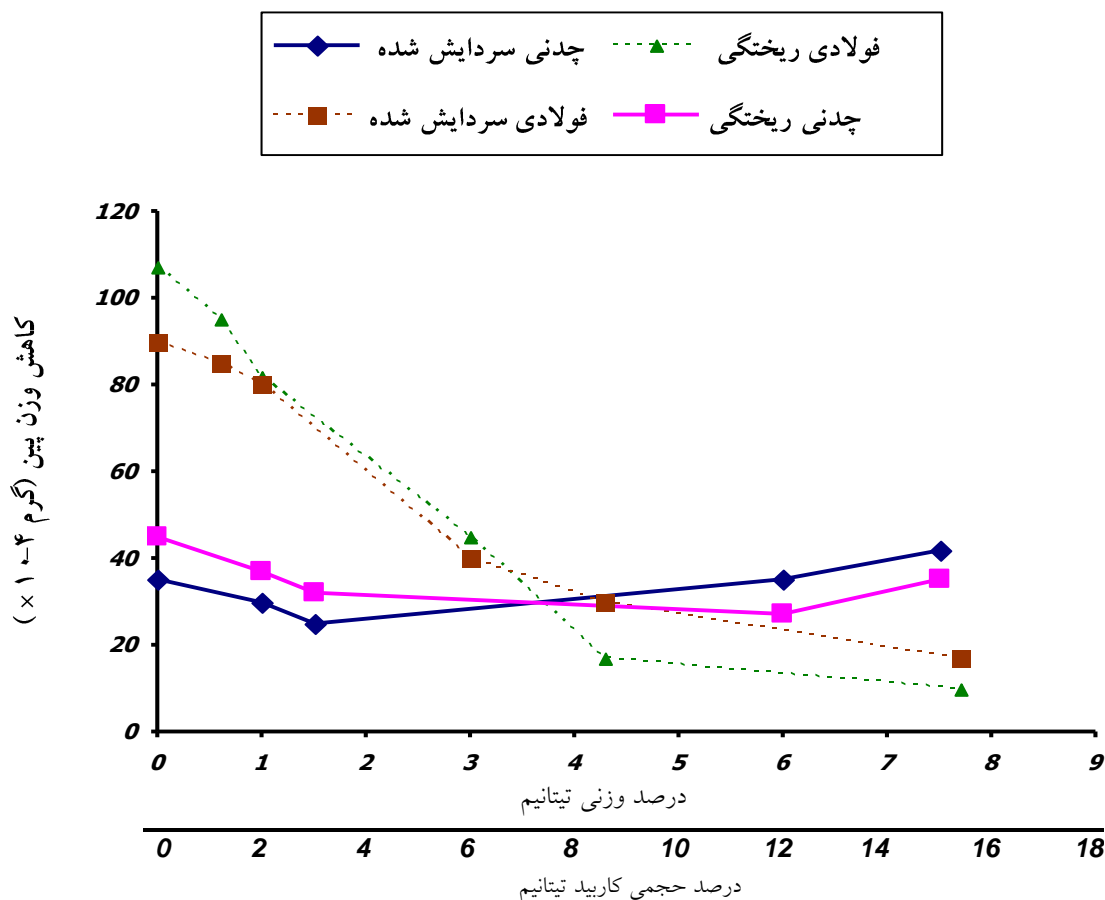
شکل ۶. تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه های حاوی ۱۵ درصد حجمی TiC و زمینه های : الف - فولادی (S77) و ب - چدنی (I75)، در حالت اچ نشده برای نشان دادن نحوه توزیع ذرات TiC

نمی‌کند. اضافه شدن ذرات بسیار سخت به زمینه فولادی و چدنی TiC که دارای پایداری شیمیایی بالایی هستند موجب کاهش سرعت سایش آنها می‌شود که البته این کاهش در نرخ سایش با مقادیر کمی از کسر حجمی ذرات TiC قابل توجه است.

انجام عملیات حرارتی، تنش هایی در زمینه، در فصل مشترک زمینه و فاز تقویت کننده ایجاد می کند که می تواند به اشاعه و رشد ترک منجر شود، ایجاد ترکهای مزبور کاهش مقاومت به ضربه در ماده را به دنبال دارد. تاثیر تنش های ایجاد شده در اثر عملیات حرارتی در مقادیر بیشتر TiC بیشتر شده، به نحوی که در یک حد بحرانی با افزایش مقدار کاربید تیتانیم مقاومت به سایش کاهش می یابد [۱۱]. در نمونه های زمینه چدنی با توجه به اینکه مقدار زیادی از آستنیت های موجود در زمینه چدن سفید در

افزایش کسر حجمی ذرات سخت کاربید تیتانیم بر چقرمگی شکست کامپوزیت اثر منفی دارد، چرا که محل تماس آنها با زمینه، ترد و مستعد برای رشد ترک بوده و علاوه بر آن مسیر شکست از میان فازهای سخت و یا فصل مشترک آنها راحت تر می باشد.

تنش های ایجاد شده ناشی از استحاله دیر هنگام آستنیت به مارتنزیت در اثر ضربه های وارده و نیز کارسختی زمینه در اثر ضربه های وارده در کامپوزیت ایجاد ریزترکهایی می کند [۱۱]. بنابراین آلیاژی که آستنیت باقیمانده کمتری داشته باشد کارایی بهتری در مقابل ضربه دارد و از این جهت کامپوزیتهای زمینه فولادی بر کامپوزیتهای زمینه چدنی برتری دارند. نتایج تحقیقات انجام شده توسط نویسنده و همکاران [۸] نشان داد که حضور فاز تقویت کننده در مقادیر کم کاهش محسوسی در مقاومت به ضربه ایجاد



شکل ۷. مقایسه تاثیر افزایش درصد وزنی تیتانیم/ حجمی کاربید تیتانیم بر کاهش وزن کامپوزیت زمینه فولادی و چدنی در آزمایش سایش پین روی دیسک در حالت های ریختگی و سردایش شده

حجمی TiC (S77) در حالت ریختگی به ترتیب ۱۰/۸ و ۱/۲ و در حالت سردایش به ترتیب ۹ و ۱/۹ میلی گرم کاهش وزن داشته اند.

۲- در کامپوزیت های زمینه چدنی، افزایش میزان TiC تا حدود ۶ درصد حجمی، در هر دو حالت ریختگی و سردایش شده، باعث افزایش مقاومت سایش گردید. در مقادیر بالاتر از ۶ درصد حجمی TiC، مقاومت سایش کامپوزیت کاهش یافته است.

۳- در هر دو حالت ریختگی و سردایش شده، در مقادیر کمتر از ۶ درصد حجمی TiC کامپوزیت های زمینه چدنی و در مقادیر بالاتر کامپوزیت های زمینه فولادی دارای مقاومت سایشی بهتری هستند.

حالت ریختگی پس از عملیات حرارتی تبدیل به مارتنزیت و کاربید کروم می شوند به همین دلیل کامپوزیت با زمینه چدنی مقاومت به سایش بهتری نسبت به زمینه فولادی ایجاد می کند در مقابل انتظار می رود کامپوزیت های زمینه فولادی از چقرمگی بیشتری برخوردار باشند، بنابراین کامپوزیت های زمینه فولادی نسبت به کامپوزیت های زمینه چدنی در کاربردهایی که مقاومت به ضربه از اهمیت بالاتری برخوردار باشند ارجحیت خواهند داشت.

نتیجه گیری

۱- در کامپوزیت های با زمینه فولادی افزایش میزان TiC باعث افزایش مقاومت سایشی گردید، به نحوی که در نمونه تقویت نشده (S00) و نمونه حاوی ۱۵ درصد

مراجع

1. M. Razavi, M.R. Rahimipour, T. Ebadzadeh and S. S. Razavi Tousi, *Syntheses of Fe-TiC nanocomposite from ilmenite concentrate via microwave heating*, Bulltin of Materials Science, 32(2) (2009), 155-160.
2. H. Berns, B. Wewers, *Development of an abrasion resistant steel composite with in situ TiC particle*, wear 251(2001), 1386-1395.
3. C.C. Degan, Rh. Shipway and J.V. Wood, *Elevated temperature sliding wear behavior of TiC reinforced steel matrix composites*, Wear 251 (2001), 1444-1451.
۴. مانا فرشید، محمد رضا رحیمی پور و کامبیز مهربانی، ارزیابی خواص گلوله های آسیاب مورد استفاده در صنایع فولاد، هشتمین کنگره سالیانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، (۱۳۸۳)، ۱۳۶۹-۱۳۷۶.
5. S. Ray, *Review synthesis of cast metal matrix particulate composites*, Journal of Material, 28(1993), 5397-5413.
6. Y. Wang, X. Zhang, F. Li and G. Zeng, *Study on an Fe-TiC surface composite produced in situ*, Material & Design, 20 (1999), 233-236.
۷. محمد رضا رحیمی پور، تاثیر ترکیب شیمیایی بر ریزساختار کامپوزیت های فروتیک، مجله دانشکده فنی دانشگاه تبریز، ۲۸ (۲) (۱۳۸۱)، ۳۶-۳۱.
8. M.R. Rahimipour and A. Rajabi, *Influence of titanium content on matrix microstructure and wear behavior of insitu Fe/TiC composites*, International Journal of Engineering Science, Vol. 14, No.2, PP.109-119, 2003.

۴- عملیات حرارتی بر روی کامپوزیت های زمینه فولادی و چدنی در مقادیر کمتر از ۶ درصد حجمی باعث افزایش و در مقادیر بالاتر از ۶ درصد حجمی باعث کاهش مقاومت سایشی شده است.

تشکر و قدردانی

از مدیریت و کارشناسان مجتمع فولاد مبارکه، شرکت ایران ذوب و ماشین سازی اراک به خاطر مساعدتهای بی دریغشان صمیمانه سپاسگزاری می شود.

۹. محمد رضا رحیمی پور، اسماعیل توحیدلو و مونا معیری، تاثیر عملیات حرارتی بر خواص کششی و سایشی کامپوزیت فروتیک، مجله پژوهشی دانشکده فنی تبریز، ۳۴ (۳) (۱۳۸۷)، ۱۱-۲۰.

۱۰. محمد رضا رحیمی پور، بررسی تاثیر میزان فاز دوم بر خواص سایشی کامپوزیت فروتیک مارتنزیتی، نشریه دانشکده مهندسی دانشگاه فردوسی مشهد، ۲۰ (۱) (۱۳۸۷)، ۱۷-۲۱.

۱۱. سعید ارجمند، بررسی ساخت گلوله های آسیا از کامپوزیت فروتیک، پایان نامه کارشناسی ارشد، پژوهشگاه مواد و انرژی، مرداد ۱۳۸۲.

12. ASM Review Committee on Cast Iron, Alloy Cast Irons, Ninth Edition, Vol.1, P.296.
13. C. Raghunath, M.S. Bhat and P.K. Rohatgi, *In situ technique for synthesizing Fe-TiC composites*, Scripta Metallurgica et Materialia, 132(4) (1995).
14. E. Pagounis, V.K. Lindroos, *Processing and properties of particulate reinforced steel matrix composites*, Materials Science and Engineering A, 27(1997), 156-162.