

## تأثیر عملیات حرارتی بر خواص کششی و سایشی کامپوزیت Fe-6Vol. % TiC

محمد رضا رحیمی پور      دانشیار پژوهشکده سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی  
اسماعیل توحیدلو      مربی دانشکده مهندسی شهید نیکبخت، دانشگاه سیستان و بلوچستان  
مونا معیری      کارشناس ارشد گروه متالورژی، دانشکده فنی، دانشگاه تهران

## چکیده

در این پژوهش تأثیر سیکل‌های مختلف عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیت Fe-6Vol. % TiC بررسی شده است. نمونه‌ها با استفاده از یک کوره القایی مجهز به دستگاه سانتیفریوژ به روش درجا تهیه شده‌اند. سیکل‌های حرارتی اعمال شده عبارت بودند از کروی کردن، سردایش در آب و سردایش در آب و برگشت. سختی، خواص کششی و سایشی این سه نمونه به همراه نمونه ریختگی مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی انجام گردید. نتایج نشان دادند که نمونه‌های سردایش شده دارای سختی، استحکام و مقاومت سایشی بیشتر و نمونه‌های تابکاری شده دارای انعطاف‌پذیری بالاتر هستند، اگرچه نسبت سایش در نمونه‌های ریختگی در مقایسه با سایر نمونه‌ها بالاتر بود.  
کلمات کلیدی: کامپوزیت، عملیات حرارتی، مقاومت سایشی، استحکام کششی.

## The Effect of Heat Treatment on Tensile &amp; Wear Properties of Fe-6Vol. % TiC

M. R. Rahimipour      Ceramic Department, Material & Energy Research Centre, Tehran  
E. Tohidlo      Faculty of Engineering University of Sistan & Balochestan  
M. Moayeri      Metal. Department, Engineering Faculty, University of Tehran

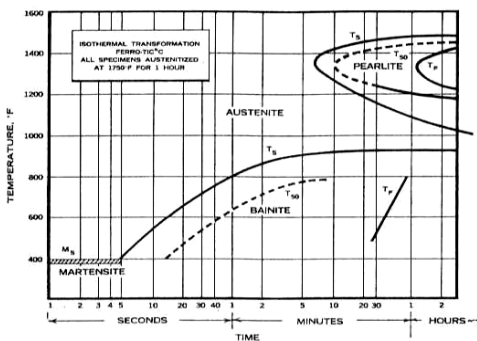
## Abstract

In this paper the effect of various heat treatment cycles on mechanical properties and wear resistance of insitu Fe-6vol%TiC composite were studied. The composite were produced insitu by an induction furnace coupled with centrifugal equipments. Various heating cycles such as spheroidizing, quenching in water and quenching plus tempering were performed. Hardness, tensile and wear properties of heat treated specimens and as cast specimen were investigated. Micro structural studies were performed by using optical and scanning electron microscopes. Thus, the hardness, tensile strength and wear resistance were increased by quenching and the elongation was increased by sphroidizing the specimens. However the wear ratio in the as cast condition was maximum.

**Key words: Composite, Heat treatment, Wear resistance, Tensile strength.**

## ۱- مقدمه

دیاگرام IT مربوط به کامپوزیت فروتیک نوع C در شکل (۱) آورده شده است. چنانچه در این شکل ملاحظه می‌گردد همانند بسیاری از آلیاژهای آهنی با افزایش سرعت سرد کردن می‌توان به فازها و ساختارهای سختی همچون مارتنزیت و بینایت دست یافت. علاوه بر آن اعمال عملیات حرارتی بعدی نیز می‌تواند ساختاری با خواص جدید ایجاد کند.



شکل ۱- دیاگرام IT کامپوزیت فروتیک نوع C [۴]

## ۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش در جدول (۱) آورده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی کامپوزیت فروتیک در حالت ریختگی

(برحسب درصد وزنی)

C	Si	Mn	Ti	V	Al	S	P	Fe
۲.۵۱	۰.۴۵	۰.۱۵	۵	۰.۰۸	۰.۱۱	۰.۰۱۵	۰.۰۰۷	بقیه

برای تهیه نمونه‌ها ابتدا مواد اولیه شامل چدن و فروتیتانیم با استون تمیز شدند تا از چربی‌ها و ناخالصی‌ها عاری گردند. پس از توزین آنها جهت تولید کامپوزیت توسط کوره القایی با فرکانس ۱ مگاهرتز عملیات ذوب در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتیگراد انجام شد و در نهایت با یک نیروی گریز از مرکز با سرعت ۱۰۰۰ rpm ذوب به درون قالب سرامیکی ریخته شد. نمونه‌ها به صورت استوانه‌هایی با

کامپوزیت‌های فروتیک دسته‌ای از کامپوزیت‌ها، شامل یک زمینه آهنی ذرات فاز دوم عمدتاً کاربید تیتانیم هستند [۱] که زمینه آنها دامنه وسیعی از فازهای آهنی را شامل می‌شود. روش‌های تولید این کامپوزیت‌ها معمولاً به دو دسته ذوبی و پودری تقسیم‌بندی می‌گردند [۲]. به دلیل برخی محدودیت‌های روش پودری نظیر: لزوم ساده بودن طرح قالب برای جلوگیری از ایجاد اختلاف چگالی، نیاز به ماشینکاری نهایی، نیاز به دقت کافی جهت اختلاط پودرها در مقابل برخی مزایای روش ذوبی نظیر ایجاد پیوند مناسب و به دور از آلودگی بین ذرات فاز ثانویه و زمینه و امکان تولید قطعات با شکل نهایی، تمایل به تولید قطعات به روش ذوبی بیشتر است [۳].

حضور زمینه آهنی و پایداری ذرات TiC در دمای بالا از جهت اندازه و توزیع موجب می‌گردد تا بتوان این دسته از کامپوزیت‌ها را تحت عملیات حرارتی قرار داد و خواص مختلفی را در آنها کسب کرد [۴، ۵، ۶].

در سال‌های اخیر کامپوزیت‌های فروتیک زمینه آهنی از جهت مختلف مورد توجه بوده‌اند. وجود مجموعه‌ای از خواص نظیر: استحکام، مدول الاستیسیته، مقاومت الکتریکی، مغناطیس اشباع، مدول برشی و مقاومت خزشی بالا و عملیات حرارتی پذیر بودن سبب شده است تا این کامپوزیت‌ها جایگزین مناسبی برای مواد متداول مقاوم در برابر حرارت محسوب شوند [۷].

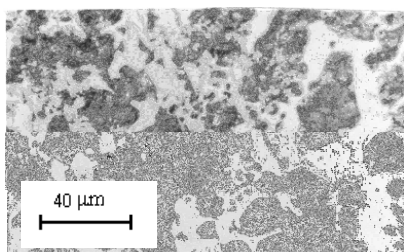
به جهت وجود ذرات سخت کاربید تیتانیم، از عمده مصارف این دسته از کامپوزیت‌ها مقاومت به سایش بالا می‌باشد که سبب کاربرد گسترده آنها در صنایعی نظیر صنایع معدنی، پلاستیک، نورد، قالب‌های آهنگری و غیره شده است.

استفاده از موادی که بتواند خواص سایشی مناسبی را فراهم کند در اکثر موارد ایجاد تردی می‌نماید ولیکن درمورد این دسته از کامپوزیت‌ها با اعمال سیکل‌های حرارتی مختلف میتوان مجموعه‌ای از خواص مکانیکی نظیر استحکام، مقاومت به سایش و چقرمگی را به طور همزمان ایجاد کرد.

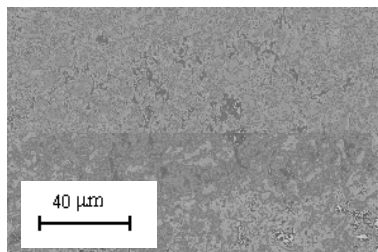
تاکنون کار چندانی بر روی تعیین خواص مکانیکی این کامپوزیت‌ها انجام نگرفته است [۲]. Arnold و همکارانش [۴] برخی از رده‌های کامپوزیت فروتیک را مورد بررسی قرار داده است.

یک کوره الکتریکی موفلی استفاده گردید. سه سیکل سردایش، کروی سازی و سردایش و برگشت اعمال و در پایان نمونه های عملیات حرارتی شده با نمونه های حالت ریختگی مقایسه شدند.

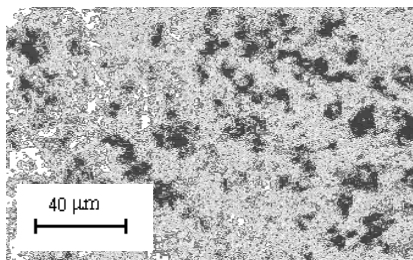
قطر ۱۲ و طول ۴۵ میلی متر ریخته گری شدند. وزن تقریبی نمونه ها ۵۰ گرم بود. این نمونه ها پس از ماشینکاری و سنگ زنی براساس استاندارد ASTM-A370 تحت آزمایش کشش قرار گرفتند. پس از تهیه نمونه ها با استفاده از دستگاه کوانتومتر آنالیز عنصری بر روی نمونه ها انجام شد. جهت اعمال عملیات حرارتی از



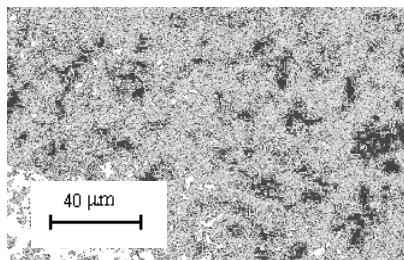
(ب)



(الف)



(ت)



(پ)

شکل ۲- تصویر میکروسکوپ نوری کامپوزیت فروتیک در حالت الف: ریختگی (A)، ب) کروی شده (S) سردایش شده (Q)، ت) سردایش و برگشت شده (QT)

۴- سردایش و برگشت: این نمونه به مدت ۲ ساعت در  $980^{\circ}\text{C}$  حرارت داده شدند و سپس در روغن کوئچ شدند و در دمای  $400^{\circ}\text{C}$  درجه سانتیگراد به مدت ۳۰ دقیقه برگشت داده شدند. نمونه های ذیربط با نماد QT (Quenched and Tempered) مشخص گردیدند. به منظور بررسی خواص مکانیکی دو آزمایش سختی سنجی ( $30\text{ HV}$ ) و کشش بر روی نمونه ها اعمال شد که از منحنی های حاصل از آزمایش کشش جهت محاسبه درصد ازدیاد طول، استحکام نهایی و استحکام تسلیم استفاده گردید. آزمایش سایش نیز به روش پین روی دیسک بر روی نمونه ها انجام گرفت. شرایط آزمایش عبارت بود از: درصد رطوبت نسبی محیط ۳۰-۲۰٪، سرعت چرخش دیسک ۷۰ دور بر دقیقه، نیرو عمودی سایش ۳۰

دمای عملیات حرارتی برای هریک از سیکل ها به طور تقریبی با توجه به دیاگرام IT (شکل ۱) کامپوزیت فروتیک نوع C انتخاب شدند. نامگذاری نمونه ها به شرح زیر می باشد:

۱- نمونه های ریختگی: این نمونه ها با نماد A (As-Cast) که بیانگر حالت ریختگی هستند، مشخص شدند.

۲- نمونه های کروی شده: در این نمونه ها عملیات حرارتی شامل نگهداری به مدت ۱۲ ساعت در  $710^{\circ}\text{C}$  و پس از آن سردایش در هوا است. این نمونه ها با نماد S (Spheroidized) نمایش داده شدند.

۳- نمونه های سردایش شده: این نمونه ها به مدت ۲ ساعت در  $980^{\circ}\text{C}$  حرارت داده شدند و سپس در روغن سرد شدند. این نمونه ها با نماد Q (Quenched) مشخص شدند.

نمونه سردایش شده زمینه مارتنزیتی است که نتیجه استحاله حالت جامد آستنیت پر کربن طی یک سازوکار برشی به مارتنزیت تیغه‌ای می‌باشد. در نمونه‌های کروی شده ساختار پرلیتی در اثر نگهداری در دمای ۷۱۰ درجه سانتی‌گراد بصورت کروی درمی‌آید (شکل ۲ ب).

این ساختار متشکل از زمینه فریتی است که در آن لایه‌های سمنتیت جهت کاهش انرژی خود به شکل کروی درآمده‌اند. به جهت عدم پیوستگی فاز ترد سمنتیت در زمینه نرمی همچون فریت شاهد افزایش درصد ازدیاد طول در نمونه‌های کروی شده خواهیم بود. سختی پائین این فاز موجب کاهش هزینه‌های ماشینکاری می‌گردد.

در نمونه‌های سردایش یافته انتظار می‌رود که نگهداری در دمای ۹۸۰°C کاربردهای تیغه‌ای را در زمینه حل نماید. تصاویر میکروسکوپی گویای آن است که این کاربردها همچنان بصورت تیغه‌ای باقی می‌مانند (شکل ۳). این تیغه‌ها به صورت مراکز جهت تجمع تنش عمل نموده و موجب کاهش استحکام قطعات می‌گردند. عدم حل شدن کاربردهای تیغه‌ای سمنتیت ناشی از تشکیل کاربردهای کمپلکسی است که در حضور عناصر آلیاژی دیگری همچون Ti و V امکان تشکیل یافته‌اند [۵].

از آنجایی که سیکل برگشت برای مدت زمان کوتاهی بر روی نمونه‌های سردایش یافته اعمال شده است، لذا تغییر ساختاری چندانی میان نمونه‌های Q و QT وجود ندارد و اعمال این سیکل تنها در از بین بردن تنش‌های باقی‌مانده مؤثر می‌باشد (شکل ۲ ت). نگهداری نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای بالا و در زمان‌های طولانی منجر به تشکیل گرافیت از طریق واکنش (۱) می‌گردد:



از آنجا که سمنتیت فازی شبه پایدار است، در صورتی که شرایط دمایی و زمانی مهیا باشد و نمونه‌ها به مدت کافی در دمای بالا قرار گیرند، با توجه به واکنش (۱) به طور کامل یا جزئی به گرافیت و آستنیت تجزیه خواهد شد. چنانچه در شکل (۴) مشاهده می‌شود، نگهداری کامپوزیت در دمای آستنیت‌ده (۹۸۰ درجه

نیوتن، ساینده فولاد AISI-D3، قطر مسیر دایره ۴۲ میلی‌متر و مسافت‌های ۱۲۰،۴۰۰،۷۰۰ و ۱۰۰۰ متر. بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ‌های نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) انجام شد. محلول اچ نایتال ۲ درصد بود و نمونه‌ها به مدت ۵ ثانیه در آن حکاکی شدند.

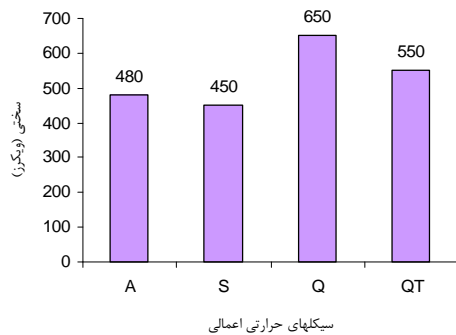
### ۳- نتایج و بحث

باتوجه به زمینه آهنی این دسته از کامپوزیت‌ها، همچنین با در نظر گرفتن دی‌گرام سه‌تایی آهن-کربن-تیتانیم می‌توان انتظار داشت که این دسته از کامپوزیت‌ها قابل عملیات حرارتی باشند. فازهای آهنی در دمای پایداری آستنیت به فاز آستنیت تغییر یافته و در حین سرد کردن بعدی، بسته به سرعت سرد شدن، به ساختارهایی نظیر پرلیت، فریت، مارتنزیت و یا حتی بینایت تبدیل می‌شوند. عملیات حرارتی این کامپوزیت‌ها تنها روی زمینه مؤثر بوده و تأخیر چندانی بر چگونگی و نحوه توزیع ذرات کاربید تیتانیم نمی‌گذارد. از آنجائیکه ذرات TiC حین تولید تشکیل می‌شوند، روش تولید به روش درجا موسوم می‌باشد. پس از تولید، پایداری حرارتی ذرات TiC به حدی است که حین اعمال عملیات حرارتی تغییری در چگونگی توزیع و اندازه آنها حاصل نمی‌شود. نتایج حاصل دو بخش ریزساختاری و خواص مکانیکی و سایشی مورد تجزیه و تحلیل قرار می‌گیرند:

### الف) تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار

در شکل (۲) ریزساختار کامپوزیت فروتیک مورد مطالعه در حالت‌های مختلف عملیات حرارتی نشان داده شده است. سرعت سرد کردن از دمای پایداری آستنیت تعیین کننده نوع فازها یا ساختارهایی است که آستنیت به آنها تبدیل می‌شود. با توجه به این امر چنانچه ساختار پرلیتی را به دمای پایداری آستنیت برده و سپس در روغن سرد کنیم پس از سردایش، آستنیت به سخت ترین فاز یعنی مارتنزیت تبدیل می‌شود (شکل ۲ ب). پایداری حرارتی ذرات کاربید تیتانیم در دماهای بالا تا حدی مانع از درشت شدن دانه‌های آستنیت حین عملیات حرارتی می‌شود [۲]. در نمونه ریختگی زمینه حاصل پرلیتی است که ذرات کاربید تیتانیم بصورت پراکنده در آن توزیع شده‌اند (شکل ۲ الف). در

پایین در چدن‌ها مطابقت دارد [۳]. موجب انهدام جزئی پرلیت شده و لایه‌های سمنتیت جهت کاستن انرژی سطحی خود کروی می‌شوند (شکل ۲). این ساختار نرمترین ساختار حاصل در فولادها است و همانطوری که در شکل (۵) نشان داده شده است کامپوزیت در این حالت (کروی شده) پایین‌ترین سختی (۴۵۰ ویکرز) را داشته و آماده هرگونه عملیات شکل‌دهی می‌باشد. شایان ذکر است که در تمام مراحل عملیات حرارتی فاز دوم کاربید تیتانیم به دلیل پایداری حرارتی بدون تغییر باقی می‌ماند.

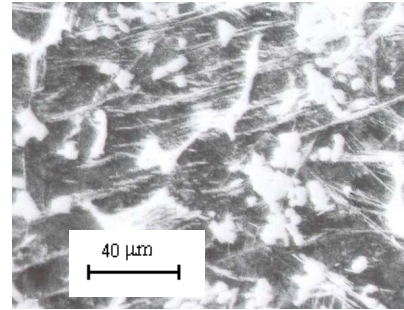


شکل ۵- منحنی تغییرات سختی در شرایط مختلف عملیات حرارتی

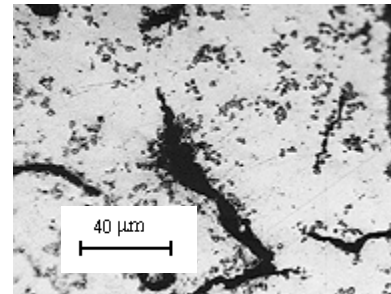
با افزایش سرعت سرد شدن سختی نمونه‌ها افزایش می‌یابد. حضور فازهای سخت نظیر کاربید تیتانیم و سمنتیت سختی قابل توجهی در نمونه‌ها ایجاد نموده است و در نتیجه حتی نمونه‌های ریخته‌گری شده دارای سختی قابل توجهی هستند. سردایش در سرعت‌های بالا به واسطه ایجاد فازهای غیرتعادلی سخت در زمینه موجب افزایش سختی کامپوزیت تا ۶۵۰ ویکرز شده است (حالت سردایش شده). ساختار مارتنزیتی و پرلیتی موجب افزایش سختی شده و ساختار فریتی که در حین فرایند حاصل می‌شود موجب کاهش سختی می‌گردد.

در صورت تجزیه سمنتیت به مقدار جزئی، سختی به طور کلی تغییر زیادی پیدا نمی‌کند و سختی عمدتاً توسط مارتنزیت، سمنتیت متحول نشده و کاربید تیتانیم تأمین می‌شود.

سانتیگراد) به مدت ۲ ساعت باعث رسوب گرافیت لایه ای شکل در زمینه شده است.



شکل ۳- حضور کاربیدهای تیغه‌ای پس از اعمال عملیات حرارتی



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ نوری از کامپوزیت آستنیت‌شده به مدت ۲ ساعت در دمای ۹۸۰ درجه سانتیگراد (گرافیت‌های تولید شده به رنگ تیره)

(ب) تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی:

#### ۱- سختی

نتایج حاصل از آزمایش‌های سختی سنجی نمونه‌ها در شکل (۵) آورده شده است. پس از ساخت کامپوزیت فروتیک حضور زمینه آهنی موجب می‌شود تا بتوان با اعمال سیکل‌های حرارتی مختلف خواص مورد نظر را در آنها ایجاد نمود. سیکل‌های کروی سازی، سردایش و برگشت، آنیل کردن و سردایش از جمله آنها می‌باشند. حرارت دادن نمونه به مدت طولانی (۱۲ ساعت) در دمای ۷۱۰ که تقریباً با دمای کروی کردن فولادها و عملیات تابکاری دما

## ۲- خواص کششی

در کامپوزیت‌های زمینه فلزی فروتیک خواص کششی به مقدار، اندازه، شکل و نحوه توزیع ذرات فاز دوم، همین‌طور خواص کششی زمینه و نیز ماهیت فصل مشترک بستگی دارد. در حین کشش، بار توسط زمینه به ذرات فاز دوم که در آن توزیع شده‌اند منتقل می‌شود. اختلاف میزان ضریب انبساط حرارتی زمینه و ذرات فاز دوم به سبب اعمال سیکل‌های حرارتی موجب ایجاد تنش در فصل مشترک این دو فاز می‌گردد.

خواص کششی این دسته از کامپوزیت‌ها متأثر از سه عامل سرعت انجام، عملیات حرارتی و روش ساخت می‌باشد. در شکل (۶) و (۷) نتایج حاصل از تست کشش آورده شده است.

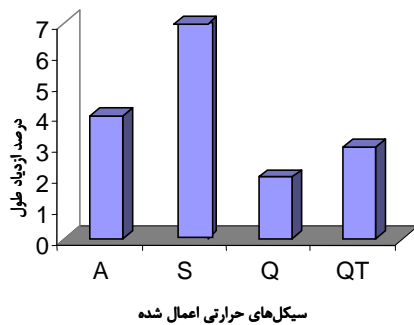
از نظر میزان استحکام، نمونه‌های سردایش شده با چدن‌های بینایتی، نمونه‌های حالت ریختگی با چدن‌های چکش‌خوار و نمونه‌های کرووی شده با چدن‌های خاکستری قابل مقایسه هستند [۱ و ۲]. استحکام بالا و انعطاف‌پذیری پایین در نمونه‌های سردایش شده به ساختار مارتنزیتی زمینه و انعطاف‌پذیری بالا و استحکام پایین در نمونه‌های تابکاری شده به ساختار کرووی زمینه ارتباط داده می‌شود. اگر چه با حرارت دادن نمونه‌ها در دمای آستنیت‌ه کردن امکان رسوب گرافیت افزایش می‌یابد که در این صورت از استحکام کاسته خواهد شد اما سردایش نمونه باعث ایجاد فاز مارتنزیت می‌شود که در نتیجه استحکام افزایش خواهد یافت.

باتوجه به نتایج حاصل از آزمایش‌های کشش، بالاترین مقدار استحکام (استحکام نهایی و استحکام تسلیم) مربوط به ساختار مارتنزیتی است که حدوداً دو برابر استحکام نمونه‌های ریختگی است. کمترین استحکام را ساختار کرووی شده به خود اختصاص داده است که دارای زمینه فریتی می‌باشد (شکل ۶).

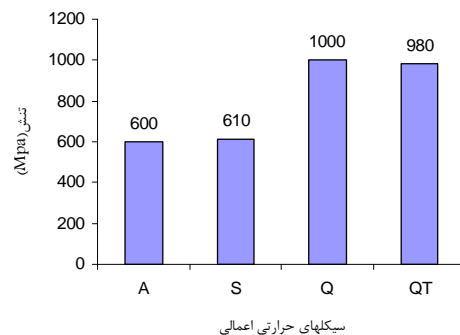
بیشترین درصد ازدیاد طول به نمونه‌های کرووی شده مربوط می‌باشد (شکل ۷) که در نتیجه حضور فاز نرم فریت در کنار ذرات سخت و کرووی کاربرد آهن (پرلیت منهدم شده) می‌باشد.

در نمونه‌های برگشت یافته افزایش اندک درصد ازدیاد طول را می‌توان به حذف تنش‌های باقیمانده در حین اعمال فرایند سردایش نسبت داد. با نگهداری نمونه‌ها در مدت زمان‌های طولانی‌تر می‌توان به میزان این تغییر افزود و در نهایت با در نظر گرفتن خواص کامپوزیت نهایی می‌توان، ترکیب مناسبی از خواص سایشی، استحکام و درصد ازدیاد طول را ایجاد نمود.

به سبب ضریب انبساط حرارتی متفاوت میان زمینه و ذرات، مقادیر انبساط و انقباض متفاوتی که در حین گرم و سرد کردن نمونه در فاز دوم و زمینه ایجاد می‌شود، نهایتاً موجب ایجاد تنش و احیاناً ترک در فصل مشترک می‌شود. لذا اعمال سیکل‌های حرارتی، علاوه بر ایجاد تنش‌های باقیمانده در قطعه می‌تواند موجب ایجاد ترک در فصل مشترک زمینه و ذرات گردد و در نهایت از استحکام نهایی قطعات بکاهد.



شکل ۷- نمودار تغییرات درصد ازدیاد طول برحسب سیکل‌های اعمالی



شکل ۶- نمودار تغییرات تنش تسلیم و استحکام کششی بر حسب سیکل‌های حرارتی اعمال شده

## ۳- خواص سایشی

میزان کاهش وزن پین (نمونه) و دیسک ساینده و نیز نسبت این دو مقدار که در اینجا از آن به عنوان نسبت سایش یاد شده است در جدول (۲) آورده شده است.

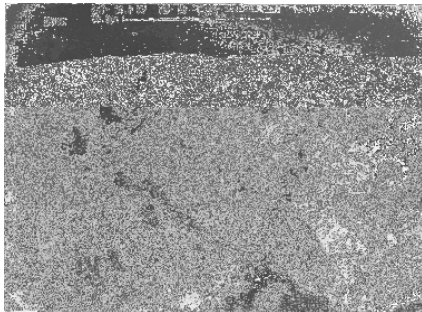
نمونه‌های سردایش شده (Q) و سردایش و برگشت شده (QT) در مسافت‌های بالاتر از ۱۲۰ متر دارای بالاترین مقاومت سایشی در برابر دیسک ساینده فولادی می‌باشند. درمقابل نمونه کروی شده (S) از کمترین مقاومت سایشی برخوردار هستند. اختلاف رفتار سایشی این دو گروه را می‌توان به اختلاف استحکام و سختی زمینه‌های آنها (ساختار مارتنزیت، ساختار کروی شده) نسبت داد. زمینه در Q و QT مارتنزیت به ترتیب با سختی ۶۵۰ و ۵۵۰ راکول C و در S ساختار کروی شده با سختی ۴۵۰ راکول C می‌باشد

سختی یکی از مهمترین پارامترهای تعیین کننده مقاومت سایشی کامپوزیت‌ها می‌باشد، گرچه تنها عامل تعیین کننده محسوب نمی‌شود [۱]. در کنار این دو گروه، نمونه ریختگی در فواصل بیش از ۱۲۰ متر مقاومت به سایش کمتری از خود نشان داده است، که البته در فاصله ۱۲۰ متر تفاوت چندانی با نمونه های Q و QT ندارد. در شکل (۸) میزان کاهش وزن نمونه‌ها در فواصل مختلف آورده شده است. زمینه‌ای آمیخته از پرلیت و سمنتیت (در نمونه ریختگی) در کنار حدود ۶ درصد حجمی ذرات فاز دوم TiC در فواصل کم بهترین مقاومت را نشان می‌دهد. با ادامه سایش به دلیل انعطاف‌پذیری کم فاز سمنتیت و ایجاد و اشاعه ترک در این فاز موجبات لایه‌ای شدن (Delamination) فراهم آورده شده است [۲].

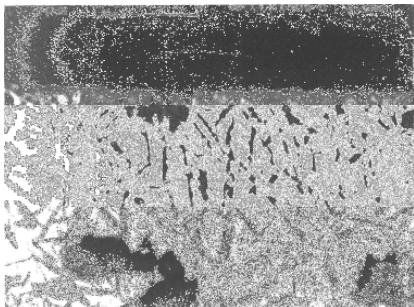
جدول ۲- خواص سایشی نمونه‌های حاوی ۵ درصد وزنی تیتانیم و دیسک فولادی ساینده تحت نیروی عمودی ۴۰ نیوتن و سرعت چرخش دیسک ۰/۸ متر بر ثانیه

نمونه	مسافت (متر)	نسبت سایشی	میزان کاهش وزن نمونه (میلی‌گرم) $\times 10^4$	میزان کاهش وزن دیسک (میلی‌گرم) $\times 10^4$
AC	۱۲۰	۶۱/۷۱	۷	۴۳۲
	۴۰۰	۲۶/۰۴	۲۲	۵۷۳
	۷۰۰	۱۸/۵۶	۳۴	۶۳۱
	۱۰۰۰	۱۵/۲۳	۴۶	۷۰۱
S	۱۲۰	۱۱	۷۶	۸۳۶
	۴۰۰	۷/۹۲	۱۱۱	۸۷۹
	۷۰۰	۷/۸۰	۱۳۲	۱۰۳۰
	۱۰۰۰	۱۶/۰۶	۱۷۸	۱۰۷۹
Q	۱۲۰	۳/۲	۱۰	۳۲
	۴۰۰	۳/۰۸	۱۲	۳۷
	۷۰۰	۲/۳۷	۱۹	۴۵
	۱۰۰۰	۲/۴	۲۰	۴۸
QT	۱۲۰	۳/۲۵	۸	۲۶
	۴۰۰	۳	۱۰	۳۰
	۷۰۰	۲/۵۶	۱۶	۴۱
	۱۰۰۰	۲/۳۵	۱۹	۴۵

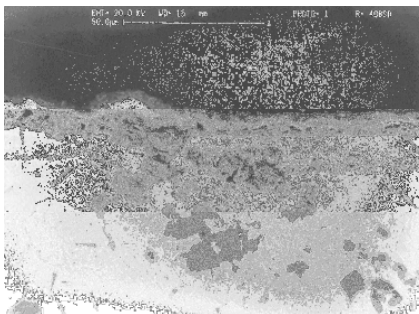
همچون مته‌ها که سایش با خراشیدن جسم مقابل از اهمیت زیادتری برخوردار است نمونه AC نسبت به نمونه دیگر برتری دارد.



(الف)



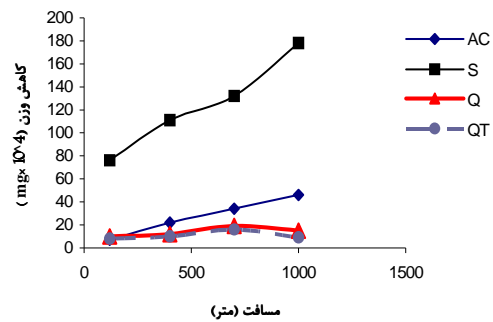
(ب)



(پ)

شکل ۹- تصویر میکروسکوپ الکترونی SEM از سطح سایش نمونه‌های (الف) ریختگی، (ب) سردایش شده، (پ) کرومی شده

سطوح شیب‌دار (تپه‌ای مانند) سطح سایش نمونه AC در شکل (الف-۹) در مقایسه با سطح صاف نمونه Q در شکل (ب-۹) نشان دهنده این واقعیت است که در نمونه AC پرلیت و سمنتیت به دلیل اختلاف در میزان سختی از نرخ سایشی متفاوتی برخوردار بوده‌اند، در حالی که در نمونه Q زمینه مارتنزیتی در کنار مقادیر کمی از سمنتیت از اختلاف سختی کمتری برخوردار بوده و لذا سطح صافی در حین سایش از خود باقی خواهد گذاشت.



شکل ۸- میزان کاهش وزن نمونه‌ها برحسب مسافت‌های اعمال شده

رسوب جزئی گرافیت در محدوده دمائی آستنیته کردن (C ۹۸۰) باعث روغنکاری سطوح تماس در نمونه‌های Q و QT می‌شود [۸ و ۹]. این پدیده نیز به نوبه خود به صافی بیشتر سطوح کمک می‌کند. مشاهده سطح سایش S در شکل (ب-۹) حاکی از نرمی زمینه کرومی است. چنانچه ملاحظه می‌گردد ذرات TiC که در سطح تماس حاضر هستند عمدتاً مسئول سایش سطح مقابل و محافظت سطح در نمونه S می‌باشند.

چنانچه در جدول (۲) دیده می‌شود میزان سایش در دیسک ساینده در حالتی که نمونه AC بر روی آن عمل می‌نموده بسیار بالاتر از حالتی است که نمونه‌های Q و QT بر روی آن عمل می‌نموده است. این بدان معنی است که گرچه نمونه AC در مقایسه با نمونه‌های Q و QT بیشتر سائیده شده اما تأثیر آن بر جسم متقابل به مراتب مؤثرتر بوده است. بنابراین در کاربردهایی



**۴- نتیجه‌گیری**

۱- اعمال سیکل‌های حرارتی سردایش و برگشت باعث افزایش میزان استحکام و سختی در مقابل کاهش درصد ازدیاد طول می‌شود.

۲- میزان کاهش وزن در نمونه‌های سردایش و برگشت شده بسیار کمتر از نمونه‌های ریختگی و کروی شده می‌باشد، اما اگر فاکتور نسبت سایش ملاک باشد نمونه‌های ریختگی نسبت به این نمونه‌ها از برتری قابل ملاحظه‌ای برخوردارند.

۳- عملیات حرارتی بر روی مقاومت سایشی نمونه‌ها تأثیر مثبتی ندارد و نمونه‌های ریختگی بهتر عمل می‌نمایند تنش‌های ناشی از اعمال عملیات حرارتی و ایجاد ترک‌هایی در محل پیوند زمینه و ذرات موجب کندن شدن ذرات ساینده می‌شود.

۴- نمونه‌های کروی شده علاوه بر افزایش درصد ازدیاد طول نسبت به نمونه‌های سردایش شده از نظر نسبت سایش مقاومت بهتری را از خود به نمایش می‌گذارند چرا که تردی کمتری نسبت به زمینه نمونه‌های سرماپاش شده دارند و احتمال اشاعه ترک در آنها کمتر است.

۵- نمونه‌های ریختگی با داشتن سختی و استحکام متوسط و مقاومت به سایش مطلوب انتخاب مناسبی به عنوان ساینده و یا خراشنده محسوب می‌شوند.

**مراجع**

- [1] T. Z. Kattamis "Solidification Processing and Tribological Behavior of Particulate TiC-Ferrous Matrix Composites" *Mat. Sci. Eng.*, A28 (1990), PP. 241-252.
- [۲] محمدرضا رحیمی‌پور، "تأثیر ترکیب شیمیایی بر ریزساختار کامپوزیت‌های فروتیک"، مجله دانشکده فنی دانشگاه تبریز، جلد ۲۸، شماره ۲ (مهندسی مکانیک) پاییز ۱۳۸۱.
- [3] M. Rrahimipour and A. Rajabi "Influence of Ti Content on Matrix Structure and Wear behaviour of In Situ Fe/TiC Composites" *International Journal of Engineering Science*, Vol. 14, no.2, 2003, pp. 109-119.
- [4] Arnold L. Prill, Chief Metallurgist and Stuart E. Tarkan, Vice President Sintercast Division "Heat Treating of Ferro-TiCC Steel-Bonded Carbide" *ASTME Engineering Conference*, 1968.

توجه به میزان نسبت سایش بسیار مفید خواهد بود. این عامل برای نمونه AC نسبتاً بیشتر می‌باشد.

در نمونه‌های Q و QT به دلیل اختلاف ضریب انبساط TiC و زمینه آهنی امکان ایجاد ترک و نهایتاً کندن شدن ذرات کاربیدی در حین سایش وجود دارد [۳]. این فرضیه در کنار هزینه اضافی عملیات حرارتی سردایش موجب شده تا نمونه AC بیشتر مورد توجه قرار گیرد. در نمونه تابکاری شده انعطاف‌پذیری زمینه و قابلیت تغییر شکل پلاستیکی زیاد (زمینه پرلیتی) موجب شده است تا ذرات سخت کاربید تیتانیوم به راحتی تحت تنش‌های به وجود آمده از خود مقاومت نشان داده و اساساً تنش‌های وارده توسط تغییر شکل زمینه جذب شود، در نتیجه نسبت به نمونه‌های Q و QT علی‌رغم سختی پایین مقاومت به سایش مناسبی به نمایش گذارده‌اند.

در نمونه‌های حاوی مقادیر بالایی از سمنیت، زمینه نمی‌تواند کل تنش‌های اعمالی را تحمل نماید و فاز ترد سمنیت دچار ترک خوردگی و انهدام می‌شود و اغلب به دلیل پیوستگی نسبی این فاز، ترک به سطح هدایت می‌شود (شکل ۹). تنش‌های بوجود آمده در زمینه‌های مارتنزیتی باعث می‌شود تا تیغه‌های مارتنزیتی کامل‌تر شده و شکل مارتنزیت برگشت داده شده در دماهای بالا را به خود بگیرد. گرم و سرد شدن نمونه‌های عملیات حرارتی شده باعث صدمه دیدن فصل مشترک فاز دوم با زمینه شده و این نقص باعث می‌شود تا در شرایط سایشی این ذرات از زمینه جدا شده و نتوانند بخوبی زمینه را از ادامه سایش محافظت کند. یکی از برتری‌های نمونه‌های ریختگی حفظ اتصال و عدم ایجاد ترک در فصل مشترک بین فاز دوم و زمینه نسبت به نمونه‌های عملیات حرارتی شده می‌باشد.

در حالت ریختگی نمونه‌ها از استحکام مناسب و انعطاف‌پذیری نسبتاً خوبی برخوردار می‌باشند. تنش‌های فشاری و برشی توسط فاز پرلیت تحمل شده و زمینه نسبتاً سخت به همراه فاز دوم سخت (کاربید تیتانیوم) موجب سایش شدید دیسک می‌شود به طوری که لایه‌های جدا شده از دیسک در سطح نمونه‌های ریختگی نمایان است.

- [7] Prill, A. L, Tarkan, S. E. "Heat Treating Of Ferro - TiC C steel - Bonded Carbide", Metal Treating Vol. 19, No.1, PP.3-9, 1968.
- [8] Gurland, G. "Development Of Tool Materials", International Materials Review, Vol. 33, No. 3, PP 159-166, 1988.
- [9] Fine, M. E, Colney, J.G, Discussion of on the free energy formation of TiC and Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>", Metallurgical Transaction A, Vol21A, PP. 2609-2610, 1990.
- [۵] مونا معیری "تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های فروتیک" پایان‌نامه کارشناسی، دانشگاه علم و صنعت ایران، مهر ماه ۱۳۸۲.
- [6] Panchal, J. M, Vela, T. Robisch, T "Grain Refinement of Titanium Carbide in Steel Bonded Carbide Composites", ASM International Metals Park, PP. 153-166, 1990.