

تأثیر تشکیل گرافیت بر خواص سایشی کامپوزیت Fe-TiC حاوی ۶ درصد حجمی کاربید تیتانیم

محمد رضا رحیمی پور^۱ و علی احمدی^۲

۱- دانشیار، پژوهشگاه مواد و انرژی

۲- دانشجوی دکتری، پژوهشگاه مواد و انرژی

m-rahimi@merc.ac.ir

چکیده

مواد مرکب زمینه آهنی تقویت شده با ذرات کاربید تیتانیم از جمله موادی هستند که در طی دهه‌های اخیر به دلیل خواص منحصر به فرد مورد توجه فراوان قرار گرفته‌اند. در این پژوهش اثر تشکیل گرافیت در حین عملیات حرارتی نمونه‌ها بر روی خواص سایشی نمونه‌هایی با زمینه آهنی و حاوی ۶ درصد حجمی ذرات کاربید تیتانیم در دو حالت ریختگی و عملیات حرارتی شده، مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌ها را از طریق روش ریخته‌گری گریز از مرکز در قالبهای سرامیکی از نوع زیر کونیایی ریخته و با انجام عملیات حرارتی مناسب این نمونه‌ها در دمای ۹۸۰ درجه سانتی‌گراد، تجزیه سمیتیت به گرافیت صورت گرفت و کامپوزیت Fe-Gr-TiC تشکیل گردید. ارزیابی ریزساختار توسط میکروسکوپ نوری و خواص سایشی با استفاده از آزمون سایش به روش پین بر روی دیسک انجام گردید. نتایج نشان داد که حضور گرافیت در ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده باعث کاهش ضریب اصطکاک و بهبود کاهش وزن نمونه و دیسک در اثر سایش شد که نشان‌دهنده نقش گرافیت به‌عنوان یک عامل خودروانکار جامد در ریزساختار این مواد مرکب می‌باشد.

واژه‌های کلیدی:

ماده مرکب آهنی، سایش، کاربید تیتانیم، گرافیت، خودروانکار جامد.

۱- مقدمه

که قابل عملیات حرارتی و ماشینکاری باشد، احساس می‌شود

[۴-۱].

از جمله موادی که در سالهای اخیر به روشهای مختلف تهیه شده و دارای مجموعه‌ای از خواص منحصر به فرد می‌باشند مواد مرکب آهنی می‌باشند. این مواد مرکب گروه جدیدی از مواد مرکب زمینه فلزی هستند که از واکنش ذرات کاربید تیتانیم به‌عنوان فاز دوم در زمینه‌ای از آلیاژهای آهن حاصل می‌شوند

[۵-۸].

طی سالهای گذشته سرامت WC-Co در بسیاری از کاربردهایی که به مقاومت سایشی بالایی نیاز باشد، جایگاه ویژه‌ای را به خود اختصاص داده‌است. از سویی دیگر به دلیل محدودیتهای WC-Co از جمله عوامل اقتصادی، چقرمگی پائین، پایداری حرارتی و مقاومت به خوردگی کم، نیاز به ساخت ماده‌ای با مقاومت سایشی، مقاومت به خوردگی و پایداری حرارتی بالاتر

جدول (۱): آنالیز شیمیایی مواد اولیه مورد مصرف در ساخت کامپوزیت آهنی (بر حسب درصد وزنی).

عنصر ماده	C	Si	Mn	Ti	V	Al	S	P	Fe
چدن	۴	۰/۵۱	۰/۵۲	-	-	-	۰/۰۱۸	۰/۰۱۵	بقیه
فروتیتانیم	-	-	-	۷۲	۰/۲۱	۰/۳۵	-	-	بقیه

ابزارها و قالبها، جیک و فیکسچرها، معدن و هوا- فضا اشاره نمود [۱].

در این تحقیق با ایجاد گرافیت در ریزساختار این نوع مواد مرکب و کاهش ضریب اصطکاک به همراه سختی مناسب، خواص سایشی ماده مرکب مطالعه گردیده است.

۲- روش تحقیق

مواد اولیه مورد مصرف، چدن شرکت ریخته گری سمنان و فروتیتانیم فولاد آلیاژی اصفهان می باشد. ترکیب شیمیایی این مواد در جدول (۱) نشان داده شده است. نمونه های چدنی حاوی ۴ درصد وزنی کربن و ۳ درصد وزنی تیتانیم بودند که جهت شکل دهی آنها از روش ریخته گری گریز از مرکز استفاده شد. در این روش از یک کوره القایی فرکانس بالا با فرکانس یک مگاهرتز ساخت شرکت ARL سوئیس که تجهیزات گریز از مرکز به آن ضمیمه شده بود، استفاده گردید. مجموعه کویل و قالب در محفظه ای، تحت دمش گاز آرگون به میزان حداکثر ۳۰۰ لیتر در ساعت، قرار داشت. در شکل (۱) به طور نمادین محفظه ذوب و ریخته گری نشان داده شده است. نمونه هایی استوانه ای شکل با قطر ۱۰ میلی متر و طول ۴۵ میلی متر با ۳ درصد وزنی تیتانیم در قالبهای سرامیکی از نوع زیر کونیایی تهیه گردید. نمونه های کامپوزیت Fe-TiC به روش درجا^۱ ساخته شدند. بعد از بررسی های غیر مخرب توسط روش رادیوگرافی، نمونه های سالم انتخاب گردید. سپس بر روی نمونه ها، عملیات سنگ زنی، پولیش و تمیز کاری توسط دستگاه اولتراسوند صورت گرفت و در مرحله بعد عملیات حرارتی بر روی برخی از نمونه ها انجام شد. عملیات حرارتی شامل نگهداری به مدت ۱ ساعت در

زمینه در این مواد مرکب، فولادهای ساده کربنی تا فولادهای کم آلیاژ، فولادهای گرمکار، فولادهای سردکار، فولادهای زنگ نزن، فولادهای ماراچینگ و یا حتی چدن را می تواند شامل شود [۹ و ۱۰]. از آنجا که این زمینه های آهنی عملیات حرارتی پذیر هستند، لذا می توان آنها را به وسیله عملیات تابکاری نرم و سپس به وسیله عملیات سختکاری مناسب کاملاً سخت نمود. وجود ذرات سخت کاربید تیتانیم در زمینه فولادی که خود قابلیت سخت شوندگی دارند، مقاومت سایشی، الاستیسیته، مدول برشی و مقاومت خزشی را برای این مواد مرکب تضمین می کند [۱، ۲، ۱۱ و ۱۲]. در مواردی کاربید تیتانیم با نیتريد تیتانیم و یا حتی کاربید یا نیتريد فلزات دیگری همچون نیوبیم، تنگستن و وانادیم به طور کلی و جزئی جایگزین می شود، اما کاربید تیتانیم (دارای ساختار b.c.c) بیش از سایر ذرات مورد توجه بوده است. این امر به سختی بسیار بالا، وزن مخصوص پایین، خنثی بودن و پایداری ترمودینامیکی کاربید تیتانیم برمی گردد [۱۶-۱۳].

به طور کلی این مواد مرکب بسته به ترکیب شیمیایی زمینه و کاربرد، به دو دسته عمده یعنی مواد مرکبی که به وسیله سریع سرد کردن سخت می شوند و نیز مواد مرکب پیر سخت شونده تقسیم بندی می شوند. از میان خواص مطلوب خانواده های مختلف آهنی، مقاومت سایشی بیشتر از سایر خواص مورد توجه و ارزیابی قرار گرفته است [۲، ۴ و ۱۳]. اساساً مقاومت سایشی آلیاژ با توزیع ذرات کاربیدی افزایش می یابد و با توجه به قابل کنترل بودن فاز دوم و شرایط مطلوب زمینه، این مواد مرکب کاربردهای روزافزونی را به خود اختصاص داده اند، از آن جمله می توان به کاربرد فراوان در صنایع پلاستیک، شکل دهی فلزات،

شدند با نماد AC و نمونه‌های سرد و برگشت داده شده با نماد QT نمایش داده شدند.

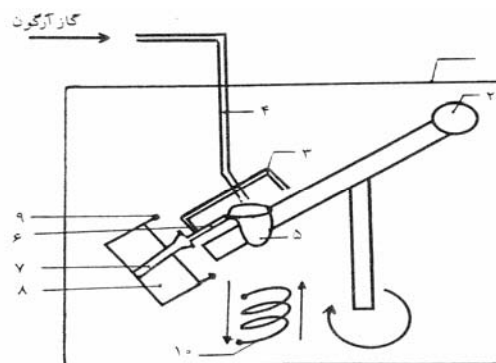
بعد از ساخت نمونه‌ها، بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری مدل Leitz Metallux3 انجام شد. از محلول نایتال ۲ درصد برای اچ کردن نمونه‌ها استفاده گردید و اندازه‌گیری کسر حجمی ذرات TiC با استفاده از دستگاه آنالیز تصویری مدل Leitz ASM68K انجام شد. برای آزمایش سایش ابتدا نمونه‌ها در حضور اتانول توسط دستگاه اولتراسوند تمیز شدند، سپس آزمایش سایش به روش سایش پین (نمونه) بر روی سطح جانبی دیسک^۲ انجام گردید. جنس دیسک، فولاد نرمال شده AISI-D3 با سختی حدود 30HV_{30} ، سرعت چرخش $0/8$ متر بر ثانیه و قطر ۴۰ میلی‌متر بود که سطح جانبی آن (سطح در گیر با نمونه) توسط سنگ مغناطیسی سنگ‌زنی شده بود.

نیروی عمودی ۴۰ نیوتن جهت سائیده شدن نمونه، توسط فشار گاز آرگون تأمین شد. در شکل (۲) به‌طور نمادین موقعیت دیسک و نمونه نشان داده شده‌است. دستگاه مزبور به‌نرم‌افزار Grapher مجهز بوده که پس از کالیبره شدن، تغییرات ولتاژ را بر حسب مسافت طی شده رسم می‌کند. از این منحنی‌ها جهت محاسبه ضریب اصطکاک استفاده شد. در فواصل ۱۲۰، ۴۰۰، ۷۰۰ و ۱۰۰۰ متر، دستگاه متوقف و توسط ترازویی با دقت $0/0001$ ، کاهش وزن نمونه و دیسک اندازه‌گیری گردید.

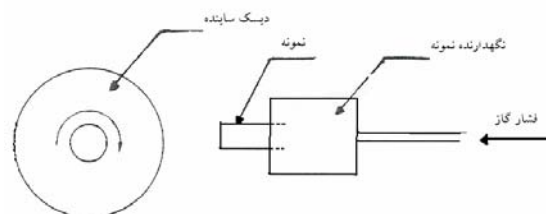
۳- نتایج و مباحث

۳-۱- ریزساختار نمونه‌ها

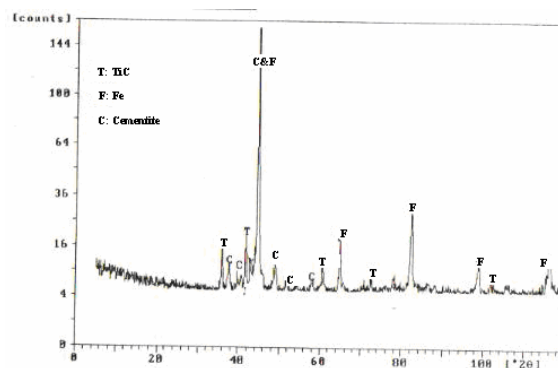
الگوی پراش اشعه ایکس نمونه AC در شکل (۳) آورده شده‌است. چنانچه در این الگو مشاهده می‌گردد، فاز TiC در کنار سمنتیت و فازهای آهنی رسوب نموده‌است. با توجه به شکل (۴) ساختار زمینه، عمدتاً حاوی پرلیت (فاز سیاه رنگ) و سمنتیت (فاز سفید رنگ) می‌باشد. در کنار جزایر بزرگ پرلیت که از محلول آستنیت اولیه ایجاد شده، ساختار لدبوریتی (سمنتیت و جزایر کوچک پرلیت) نیز مشاهده شد. در این شکل به دلیل مقدار کم و همچنین تمایز ضعیف بعد از اچ کردن



شکل (۱): کوره ذوب مورد استفاده در روش گریز از مرکز (به‌طور شماتیک).
 ۱- محفظه کنترل اتمسفر
 ۲- وزنه تعادل
 ۳- درپوش محافظ بوته
 ۴- لوله متصل به گاز خنثی
 ۵- بوته
 ۶- راهگاه
 ۷- قالب
 ۸- نگهدارنده قالب
 ۹- پیچ تنظیم
 ۱۰- آلمان



شکل (۲): موقعیت نمونه و دیسک سائیده آن در آزمایش سایش.



شکل (۳): الگوی پراش اشعه ایکس نمونه AC.

۹۸۰ درجه سانتی‌گراد، سرد کردن در روغن گرم (۶۰ درجه سانتی‌گراد) و سپس به مدت ۳۰ دقیقه نگهداری در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد بود [۱۷]. نمونه‌هایی که فقط ریخته‌گری

نکته قابل توجه در حین حرارت دادن کامپوزیت در دمای پایداری آستنیت (۹۸۰ درجه سانتی گراد) تجزیه بخشی از سمیتیت موجود در زمینه که در حین واکنش یوتکتیک رسوب نموده، به آستنیت و گرافیت می‌باشد:



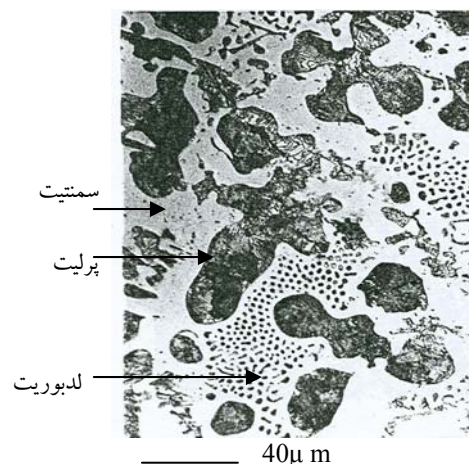
گرافیت تشکیل شده از نوع ASTM - III، گرافیت برگشت شده [۱۹] که در چدن‌های چکش خوار دیده می‌شود، بود. وجود ذرات پایدار و سخت کاربید تیتانیم در کنار گرافیت که در کامپوزیتها خاصیت روغنکاری از خود بروز می‌دهد، ساخت کامپوزیت‌های هیبرید آهنی را امکان‌پذیر ساخت [۲۰].

توجه به این نکته ضروری بود که اگر پس از تشکیل آستنیت و گرافیت در دمای ۹۸۰ درجه سانتی گراد نمونه به آهستگی سرد شود (مثل سرد شدن در کوره یا هوا)، مجدداً آستنیت به پرلیت و اگر سریع سرد شود (مثل سرد شدن در روغن) به مارتنزیت تبدیل می‌شود. فرآیند تشکیل گرافیت جوانه‌زنی و رشد می‌باشد، لذا این استحاله تابعی از زمان و دما است.

بررسی‌های میکروسکوپی نیز نشان داد که تنها بخشی از سمیتیت تجزیه شده بود، لذا در صورتی که زمان بیشتری نمونه در دمای بالا نگهداری شود، می‌توان انتظار داشت که مقدار گرافیت افزایش یابد. گرچه مقدار سمیتیت خود تابعی از ترکیب شیمیایی اولیه مذاب می‌باشد، لذا در صورت نیاز با انتخاب مناسب آلیاژ اولیه می‌توان شرایط رسوب بیشتر سمیتیت و در نتیجه گرافیت را فراهم نمود.

۳-۲- رفتار سایشی کامپوزیت‌های آهنی

میزان ضریب اصطکاک، کاهش وزن نمونه، دیسک فولادی ساینده و نسبت سایش دیسک به نمونه تحت نیروی ۴۰ نیوتن و سرعت چرخش ۰/۸ متر بر ثانیه در فواصل ۱۲۰، ۴۰۰، ۷۰۰ و ۱۰۰۰ متر محاسبه شده‌است که در جدول (۲) برای نمونه‌های AC و QT حاوی ۶ درصد حجمی ذرات کاربید تیتانیم نشان داده شده‌است، همچنین در شکل (۹) نمودار کاهش وزن نمونه بر حسب مسافت نشان داده شده‌است. نتایج نشان داد که در اثر

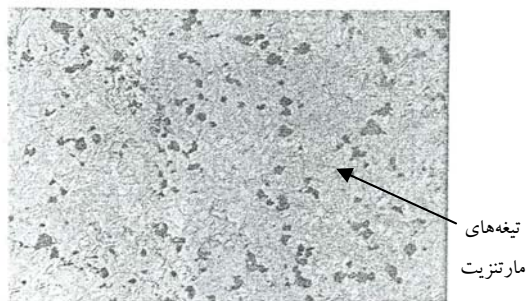


شکل (۴): تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه AC بعد از اچ شدن.

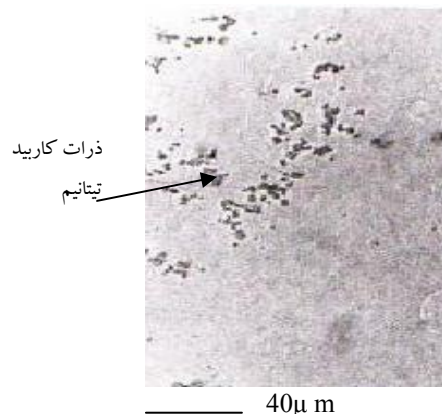
ریزساختار، فاز TiC قابل رؤیت نیست. برای مشاهده این فاز باید از تصویر ریزساختار قبل از اچ استفاده نمود که در آن فاز TiC (نقاط تیره رنگ) از طریق تکنیک WDX شناسایی گردید (شکل ۵). تصویر طیف WDX در شکل (۶) نشان داده شده‌است. همین وضعیت در مورد نمونه QT نیز صادق است. با توجه به دیاگرام Fe-Ti-C (شکل ۷) [۱۸]، در آلیاژ حاوی ۳ درصد وزنی تیتانیم، در حین انجماد، ابتدا TiC اولیه (طی واکنش $Ti_{<L>} + C_{<L>} \rightarrow TiC_{[S]}$) و آستنیت شکل گرفت (نقطه A تا B) و بعد از افزایش آستنیت در طی انجماد (نقطه B تا C)، در نقطه یوتکتیک، مذاب باقیمانده طی واکنش زیر متحول شد:



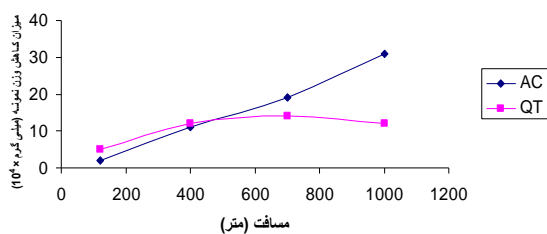
به‌طور کلی ترکیب اولیه به‌گونه‌ای انتخاب گردید که از تشکیل فازهای نامطلوب در کامپوزیت‌های آهنی نظیر $TiFe$ ، $TiFe_2$ و Fe_3C اولیه جلوگیری شود [۱۸]. در حالت QT، نمونه‌ها مجدداً از دمای محیط تا دمای پایداری آستنیت (حدود ۹۸۰ درجه سانتی گراد) حرارت داده شده و به مدت کافی (یک ساعت) در آن دما نگهداری شدند تا تحول پرلیت به آستنیت تکمیل شود، سپس از دمای پایداری آستنیت در روغن سرد شدند که در نتیجه فاز سخت مارتنزیت طی یک تحول برشی از آستنیت پر کربن تشکیل گردید (شکل ۸).



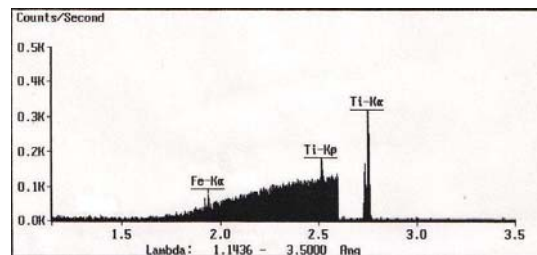
شکل (۸): تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه QT حاوی ۶ درصد حجمی ذرات کاربید تیتانیم، فاز طوسی رنگ مارتنزیت و فاز سیاه رنگ، گرافیت × ۵۰۰.



شکل (۵): تصویر میکروسکوپ نوری نمونه AC قبل از اچ، نقاط تیره رنگ ذرات TiC می‌باشند.



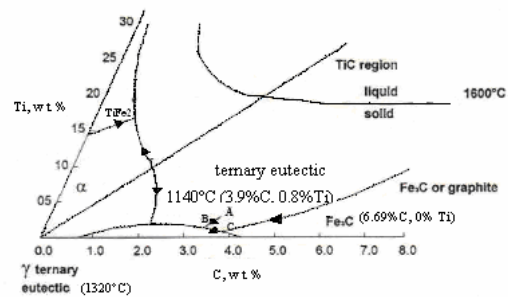
شکل (۹): میزان کاهش وزن نمونه بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های مختلف.



شکل (۶): طیف WDX فاز TiC.

گرافیت در حین عملیات آستنیتی کردن نسبت داد. کاهش مقادیر ضریب اصطکاک در این نمونه‌ها دلیلی بر این مدعاست. گر چه این نمونه‌ها موجب کاهش وزن دیسک فولادی نشده‌اند، اما خود نیز دچار کاهش وزن چندانی نشده‌اند. از آنجا که ایجاد سطوح کاملاً صاف تقریباً غیرممکن است و سطوح واقعی دارای برجستگی‌ها و فرورفتگی‌هایی در مقیاس ریز و درشت می‌باشند، اصطکاک بین دو سطح جامد ناشی از اندرکنش این برجستگی‌ها و فرورفتگی‌هاست. فرآیند اصلی این اندرکنش عبارت است از:

- ۱- چسبندگی در نقاط تماس
 - ۲- تغییر شکل دندانه‌ها (برجستگیها) در اثر اعمال نیرو (پلاستیکی یا الاستیکی)
- پس نیروی مورد نیاز برای غلبه بر اصطکاک شامل نیروی لازم برای ایجاد برش در اتصال چسبیده، F_a و نیروی لازم برای تغییر



شکل (۷): گوشه غنی از آهن دیاگرام سه تایی Fe-Ti-C [۱۸].

تشکیل گرافیت ضریب اصطکاک در نمونه‌های QT نسبت به AC کاهش داشته‌است. میزان کاهش وزن نمونه در نمونه‌های QT فقط در مسافت‌های بالا کمتر است ولی میزان کاهش وزن دیسک در تمامی مسافت‌ها در نمونه‌های QT نسبت به AC کمتر بود.

مشاهده می‌شود، نسبت سایش در نمونه‌های سرد و برگشت داده افت چشمگیری داشته‌است که علت این امر را می‌توان به رسوب

جدول (۲): نتایج آزمایش سایش نمونه‌های AC و QT حاوی ۶ درصد حجمی کاربرد تیتانیوم و دیسک فولادی ساینده تحت نیروی عمودی ۴۰ نیوتن و سرعت چرخش دیسک ۰/۸ متر بر ثانیه.

نمونه	مسافت (متر)	ضریب اصطکاک	میزان کاهش وزن نمونه (میلی گرم) $\times 10^4$	میزان کاهش وزن دیسک (میلی گرم) $\times 10^4$	نسبت سایش دیسک به نمونه
AC	۱۲۰	۰/۷۳	۲	۳۷۳	۱۸۶/۵
	۴۰۰	۰/۶۵	۱۱	۴۱۱	۳۷/۳
	۷۰۰	۰/۶۴	۱۹	۶۸۷	۳۶/۱
	۱۰۰۰	۰/۶۲	۳۱	۶۰۵	۱۹/۵
QT	۱۲۰	۰/۶۱	۵	۹	۱/۸
	۴۰۰	۰/۵۰	۱۲	۸	۰/۶۶
	۷۰۰	۰/۶۱	۱۴	۱۲	۰/۸۵
	۱۰۰۰	۰/۵۵	۱۲	۱۶	۱/۳۳

خواهند شد، ضریب اصطکاک تغییر خواهد کرد. در این شرایط f_a تأثیر بیشتری بر ضریب اصطکاک خواهد داشت.

ساختمان کریستالی گرافیت دارای ورقه‌ها یا لایه‌هایی است که پیوند ضعیفی بین این ورقه‌ها وجود دارد. پیوند در بین اتم‌های داخل هر ورقه بسیار قوی است، از این رو این ماده در برابر فشار بسیار قوی و در مقابل برش بسیار ضعیف عمل می‌کند و لذا به‌عنوان روانکار جامد عمل می‌نماید. دشواری استفاده از روانکارهای جامد بر خلاف روانکاری مایع در اعمال مداوم آنها در سطوح سایش می‌باشد. بنابراین وجود این ذرات روانکار در کامپوزیت‌های حاوی گرافیت راه حل خوبی برای غلبه بر این مشکل است [۲۱ و ۲۲].

میزان موفقیت روانکاری به‌سهولت خروج گرافیت از زمینه بستگی دارد. تشکیل لایه نازک گرافیتی در سطح تماس نمونه و دیسک به‌ویژگی‌های زمینه از قبیل قابلیت تغییر شکل که به‌انتقال گرافیت به‌سطح سایش کمک می‌کند، چسبندگی فیلم گرافیتی به‌زمینه و وجود محیطی که به‌گرافیت امکان گسترش یافتن و روانکاری نمودن را می‌دهد، بستگی دارد.

در ماده مرکب آهنی سرد شده، گرافیت در زمینه عمده‌تاً مارتنزیتی احاطه و تشکیل لایه نازک مزبور مستلزم تغییر فرم

شکل الاستیکی یا پلاستیکی بر دندان‌های موجود در جسم نرم‌تر که بر سر راه دندان‌های جسم سخت‌تر قرار دارد، F_d می‌باشد [۲۱]:

$$f = \frac{F_a + F_d}{N} = \frac{F_a}{N} + \frac{F_d}{N} = f_a + f_d \quad (۳)$$

N نیروی عمودی و f_a و f_d به‌ترتیب ضریب اصطکاک ناشی از چسبندگی و تغییر شکل می‌باشند.

استحکام چسبنده و در نتیجه f_a ، به‌حضور فیلم‌های سطحی و آلودگی حساسیت زیادی دارد. وجود اکسیدها، فیلم‌های جذب شده و چربی از برقراری اتصال بین سطوح پوشیده شده و در نتیجه برقراری اتصال چسبنده قوی جلوگیری می‌کند. طبیعت این اکسیدها و فیلم‌ها تعیین‌کننده اصطکاک کامپوزیت می‌باشد. خواص مکانیکی لایه‌های زیرین کامپوزیت نیز تعیین‌کننده f_d است. در مراحل اولیه سایش به‌دلیل تماس فلز-فلز بین نمونه و دیسک، f_d تعیین‌کننده ضریب اصطکاک می‌باشد. دلیل این نوع تماس، سطح صاف (پولیش یک میکرون) نمونه و شستشوی کامل نمونه و دیسک با لرزاندن آنها توسط دستگاه اولتراسوند در حضور اتانول قبل از سایش می‌باشد. پس از شروع سایش تشکیل لایه‌های اکسیدی و انتقال گرافیت (در نمونه‌های QT) و ذرات سایش که به‌عنوان سطح جدید در بین دو سطح قبلی واقع

- Composites", *Materials Science*, Vol. 37, pp. 3881-3892, 2002.
- [6] K. Galgalir, S. Rahy and A. K. Chakrabarti, "Preparation of TiC Reinforced Steel Composites and Their Characterisation", *Materials Science and Technology*, Vol. 15 [4], pp. 437-442, 1999.
- [7] O. N. Dogan, J. A. Hawk and J. H. Tylczak, "Wear of Cast Chromium Steels with TiC Reinforcement", *Wear*, Vol. 250 [1-12], pp. 462-469, 2001.
- [8] K. I. Parashivamuthy, M. N. Chandrasekharaiah and P. Sampathkumaran, "Casting of TiC Reinforced Steel Matrix Composites", *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 21 [5], pp. 473-478, 2006.
- [9] J. M. Panchal, T. Vela and T. Robisch, "Ferro-TiC Cermet for Erosion Resistant Applications", *Alloy Technology Int.*, 1992.
- [10] K. I. Parashivamurthy, R. K. Kumar and S. Seetharamm, "Review on TiC Reinforced Steel Composites", *Materials Science*, Vol. 36, pp. 4519-4530, 2001.
- [11] O. N. Dogan and J. A. Hawk, "Abrasion Resistance of in Situ Fe-TiC Composites", *Scripta Met.*, Vol. 33 [6], pp. 953-958, (1995).
- [12] T. K. Bandyopadhyay and K. Das, "Synthesis and Characterization of TiC-Reinforced Iron-Based Composites, Part II on the Mechanical Characterisation", *Materials Science*, Vol. 39, pp. 6503-6508, 2004.
- [13] V. K. Rai, K. Srivastara, S. K. Nath and S. Ray, "Wear in Cast Titanium Carbide Reinforced Ferrous Composites Under Dry Sliding", *Wear*, Vol. 23 [2], pp. 265-271, 1999.
- [14] Z. Mei, Y. W. Yan and K. Cui, "Effect of Matrix Composition on the Microstructure of in Situ Synthesized TiC Particulate Reinforced Iron-Based Composites", *Materials Letters*, Vol. 57 [21], pp. 3175-3181, 2003.
- [15] C. C. Degnan, P. H. Shipway and J. V. Wood, "Elevated Temperature Sliding Wear Behaviour of TiC-Ae-reinforced Steel Matrix Composites", *Wear*, Vol. 251 [1-12], pp. 1444-1451, 2001.
- [16] Y. F. Liu, J. S. Mu, X. Y. Xu and S. Z. Yang, "Microstructure and Dry-Sliding Wear Properties of TiC-Reinforced Composite Coating Prepared by Plasma-Transferred Arc Weld-Surfacing Process", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 458 [1-2], pp. 366-370, (2007).
- [17] م. ر. رحیمی پور و م. معیری، "تأثیر عملیات حرارتی بر خواص سایشی و کششی کامپوزیت فروتیک حاوی ۶ درصد حجمی کاربید تیتانیم"، *مجله دانشکده فنی دانشگاه تبریز*، جلد ۳۴، شماره ۲، ص ۱۸ - ۹، بهار ۱۳۸۷.
- [18] T. Z. Kattamis, "Solidification of Processing and Tribological Behavior of Particulate TiC-Ferrous Matrix Composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 128, pp. 241-252, (1990).

زمینه و انتقال گرافیت از داخل زمینه به سطح سایش در حین مراحل اولیه سایش می‌باشد. با فرض انجام این عمل، می‌توان رفتار سایشی را شامل دو مرحله در نظر گرفت:

۱- مرحله گذرا که فیلم گرافیتی در حال تشکیل شدن است.

۲- حالت پایدار که فیلم گرافیتی پایداری تشکیل می‌شود.

کاهش ضریب اصطکاک و افت میزان کاهش حجم نمونه و دیسک مؤید این مطلب می‌باشد.

۴- نتیجه گیری

- ۱- حرارت دادن نمونه‌های حاوی سمیتیت در دمای ۹۸۰ درجه سانتی‌گراد موجب رسوب گرافیت در زمینه کامپوزیت‌های Fe-TiC گردید.
- ۲- تشکیل گرافیت باعث کاهش ضریب اصطکاک در نمونه‌های QT نسبت به AC شد.
- ۳- میزان کاهش وزن نمونه در نمونه‌های QT فقط در مسافت‌های بالا کمتر است، ولی میزان کاهش وزن دیسک در تمامی مسافت‌ها در نمونه‌های QT نسبت به AC کمتر بود.
- ۴- وجود گرافیت به‌عنوان عامل روانکار جامد باعث شده تا کاهش وزن بسیار کمی در نمونه و دیسک مشاهده شود. از این‌رو این کامپوزیت به‌عنوان یکی از نامزدهای مناسب جهت ساخت قطعاتی که لازم است نه خود و نه قطعات درگیر با آنها ساییده شود، معرفی می‌گردد.

۵- مراجع

- [1] J. M. Panchal, T. Vela and T. Robisch, "Ferro-TiC Metal Matrix Composites", *ASM International*, pp. 245-260, 1990.
- [2] C. Gurland, "Development of Tool Materials", *Int. Mat. Rev.*, Vol. 33 [3], pp. 159-166, 1998.
- [3] D. B. Miracle, "Metal Matrix Composites-From Science to Technological Significance", *Composites Science and Technology*, Vol. 65 [15-16], pp. 2526-2540, 2005.
- [4] C. Raghunath, M. S. Bhat and P. K. Rohatgi, "In Situ Technique for Synthesis of Fe-TiC Composites", *Scripta Metall. of Mat.*, Vol. 32 [4], pp. 577-582, 1995.
- [5] T. K. Bandyopadhyay and K. Das, "Review on the Various Synthesis Route of TiC Reinforced Ferrous Based

۶- پی نوشت

1- In - Situ

2- Pin - on - Drum

3- Aggregate Graphite, Temper Carbon

- [19] W. Charles, F. Ed. Opar and J. Timothy, Iron Casting Handbook, Iron Casting Society, Inc, 1991.
- [20] W. Ames and A. T. Alpas, "Wear Mechanism in Hybrid Composites of Graphite-20 Pct Sic in A 356 Aluminum Alloy (Al-7 Pct Si-0.3 Pct Mg)", Met and Mat. Tran. A, Vol. 26 [5], pp. 85-98, (1995).
- [21] P. K. Rohangi, S. Ray and Y. Liu, "Tribological Properties of Metal Matrix-Graphite Composites", International Material Reviews, Vol. 37 [3], pp. 129-149, (1992).
- [22] ASM Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, Vol. 18, pp. 801-811, 1995.