

بهبود مقاومت به سایش فولاد مارتنزیتی $Cr-6\%/C-35\%$ از طریق افزودن عنصر میکروآلیاژ تیتانیم و اصلاح فرآیند عملیات حرارتی

سید حمیدرضا مومنی^۱، کامران امینی*^۲، حبیب اله رستگاری^۳، حمید غیور^۴، مصعب ناصری^۵

۱- کارشناس ارشد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد،

ایران

۲- دانشیار، گروه مهندسی مکانیک، واحد تیران، دانشگاه آزاد اسلامی، تیران، اصفهان، ایران

۳- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه صنعتی بیرجند، خراسان جنوبی، ایران

۴- استادیار، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران

۵- کارشناس ارشد، واحد تحقیق و توسعه، شرکت صنایع ریخته گری اصفهان، اصفهان، ایران

*kamran_amini1978@hotmail.com

(تاریخ دریافت: ۹۴/۰۷/۰۱، تاریخ پذیرش: ۹۴/۰۸/۱۵)

چکیده

فولادهای متوسط کربن- پرکرم به عنوان دیافراگم ورودی و خروجی کاربرد وسیعی در آسیاب های سیمان دارند. از طرفی با گذشت زمان و وقوع سایش، شیارهای دیافراگم عریض تر شده و مشکلاتی بهمراه دارد. لذا افزایش عمرسایشی این قطعات از اهمیت بالایی برخوردار است. این پژوهش با هدف بهبود خواص سایشی فولاد مارتنزیتی $Cr-6\%/C-35\%$ از طریق افزودن عنصر اصلاح کننده تیتانیم صورت گرفت. تیتانیم به میزان ۰/۲ و ۰/۶ درصد وزنی به ترکیب شیمیایی افزوده شده و عملیات حرارتی شامل آستنیته در محدوده دمایی $1050-950^{\circ}C$ و عملیات تمپر در محدوده دمایی $600-350^{\circ}C$ بوده است. از آزمون دیلاتومتری به منظور دستیابی به پارامترهای مناسب عملیات حرارتی و تعیین دماهای بحرانی فولاد مورد نظر استفاده شد. خواص سایشی با استفاده از دستگاه سایش چرخ لاستیکی - ماسه خشک ارزیابی شد. برای بررسی های ریزساختاری و تعیین مکانیزم سایش از SEM همراه با آنالیز EDX استفاده گردید. هم چنین از پراش پرتو ایکس برای تعیین درصد آستنیته باقیمانده استفاده شد. نتایج نشان دهنده افزایش موثر مقاومت به سایش در حدود ۴۰ درصد در آلیاژ حاوی ۰/۶٪ تیتانیم طی دو مرحله تمپر در دمای $450^{\circ}C$ ، در نتیجه ی تبدیل بیشتر آستنیته باقیمانده به مارتنزیت و نیز رسوب کاربیدهای سخت تیتانیم با توزیع نسبتاً مناسب در ریزساختار بود. بررسی سطوح سایش، بیانگر وقوع سایش با مکانیزم خراشان و چسبان در نمونه ی بدون تیتانیم و سایش خراشان در نمونه های حاوی تیتانیم بود.

واژه های کلیدی:

فولاد پرکرم، تیتانیم، عملیات حرارتی، مقاومت به سایش.

۱- مقدمه

مورد استفاده قرار گرفتند و پس از آن مصرف فزاینده ای از خود نشان داده اند [۱].

فولادهای پرکرم به دلیل دارا بودن درصد کرم بالا، از خواص سایشی بسیار مطلوبی بهره مند بوده و نخستین بار در سال ۱۹۲۰

سال‌های اخیر نشان‌دهنده تأثیر مثبت افزودن تیتانیوم بر ریزساختار و خواص فولادهای پر کرم می‌باشد. در واقع افزودن ۰/۴ تا ۰/۷ درصد تیتانیوم به فولاد پر کرم علاوه بر تشکیل کاربیدهای تیتانیوم با سختی بسیار بالا، باعث ریزتر شدن کاربیدهای کرم و همگن شدن توزیع آن‌ها شده و به همین دلیل مقاومت به سایش را افزایش می‌دهد [۳-۶].

به هر حال، با توجه به تحقیقات محدود انجام گرفته بر روی این دسته فولادها و نیاز صنایع معدنی بخصوص سیمان به افزایش طول عمر زره‌ها از طریق افزایش مقاومت به سایش، در تحقیق حاضر به تأثیر عنصر اصلاح‌کننده تیتانیوم بر نوع، نحوه شکل‌گیری و توزیع رسوبات در ساختار پس از عملیات حرارتی و به دنبال آن خواص مکانیکی و سایشی این فولاد پرداخته شده است. هم‌چنین اثر عملیات تمپر یک مرحله‌ای و دو مرحله‌ای در دماهای مختلف بر میزان آستنیت باقیمانده و حل شدن و شکل‌گیری مجدد این رسوبات و تأثیر آن روی خواص سایشی از دیگر متغیرهای این تحقیق می‌باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

مذاب آلیاژهای مورد نیاز در این پژوهش با استفاده از برگشتی‌های فولاد پر کرم و فروآلیاژها و بوسیله کوره القایی با اتمسفر هوا و فرکانس شبکه با ظرفیت ۸۰۰ کیلوگرم تهیه و بصورت کیل بلوک (ASTM A370) با ابعاد $20 \times 10 \times 10$ cm در قالب‌های ماسه سیلیسی ریخته‌گری گردید. آنالیز ترکیب شیمیایی در جدول ۱ آورده شده است.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی نمونه‌ها آنالیز کوانتومتری (درصد وزنی)

آلیاژ	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti	
کد	Ti0	۹۱/۵	۰/۳۴	۰/۵۱	۰/۸	۰/۰۱	۰/۰۰۵	۶/۲۵	۰/۰۸	۰/۱۵	۰/۰۰۲
نمونه	Ti2	۹۱/۷	۰/۳۴	۰/۳۲	۰/۹۳	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۵/۹۶	۰/۰۸	۰/۱۴	۰/۲۱
	Ti6	۹۱/۰	۰/۳۴	۰/۳۷	۰/۹۵	۰/۰۰۶	۰/۰۰۵	۶/۱۳	۰/۰۹	۰/۱۴	۰/۶۱

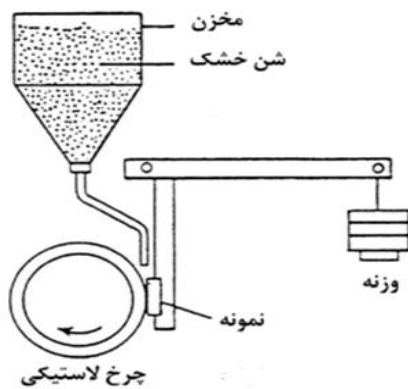
شروع و پایان استحاله مارتنزیتی، از دستگاه دیلاتومتری مدل Bahr 805A/D استفاده گردید. نمونه‌ی دیلاتومتری از آلیاژ

با توجه به وجود کسر حجمی قابل توجه رسوبات کاربیدی با سختی بالا در ریزساختار زمینه این فولادها، مشخصات این فازها شامل اندازه، مورفولوژی و چگونگی توزیع آن‌ها تأثیر زیادی بر میزان سختی و مقاومت به سایش این فولادها دارد. در راستای کنترل این خواص، یکی از مؤثرترین روش‌ها در کنار بکارگیری سیکل عملیات حرارتی مناسب، افزودن عناصر اصلاح‌کننده نظیر وانادیم، مولیبدن، تیتانیوم و نیوبیم می‌باشد. از بین این عناصر، دو عنصر وانادیم و مولیبدن به دلیل دمای حلالیت پایین‌تر رسوبات آن‌ها برای فولادهای پر کربن مناسب‌تر می‌باشند. هم‌چنین بررسی‌ها نشان داده است که نرخ سایش علاوه بر سختی فولاد، به عواملی چون نوع، مقدار، اندازه و چگونگی توزیع کاربیدها و نیز چقرمگی شکست و استحکام فصل مشترک زمینه و کاربیدها وابسته می‌باشد. به طور کلی حضور عناصر کاربیدزای قوی نظیر تیتانیوم در فولادهای پر کرم سبب تشکیل کاربیدهای MC با سختی بالا در ساختار گردیده که نقش مهمی در بهبود مقاومت به سایش این فولادها دارد [۲-۳].

نتایج یک پژوهش در سال ۲۰۰۷ نشان داد که افزودن عنصر کاربیدزای نیوبیم به فولاد مارتنزیتی متوسط کربن - پر کرم بدلیل نامحلول بودن این عنصر در شرایط آستنیت‌ه کردن اتخاذ شده (دما در محدوده $970-1060^\circ\text{C}$) تأثیری بر اصلاح ساختار با رسوب‌گذاری ثانویه نداشته است [۴]. در پژوهشی دیگر نیز نشان داده شده است که عملیات تمپر دو مرحله‌ای نسبت به تمپر تک مرحله‌ای، فرایندی ضروری جهت کاهش فاز آستنیت باقیمانده و افزایش انرژی ضربه فولاد می‌باشد [۵]. مطالعات انجام شده در

برای تعیین دماهای بحرانی Ac_1 و Ac_3 به منظور انتخاب دمای مناسب برای آستنیت‌ه کردن فولاد مورد تحقیق و نیز تعیین دماهای

آزمون سایش مطابق با استاندارد ASTM G65-00 روی نمونه‌های عملیات حرارتی شده با ابعاد تقریبی $60 \times 25 \times 7$ mm استفاده از دستگاه چرخ ساینده- ماسه خشک (شکل ۱) انجام گرفت، بدین صورت که با قرارگیری نمونه‌ها در مقابل یک چرخ دوار فولادی دارای زه لاستیکی با سرعت چرخش ثابت (۲۰۰ rpm) و ریزش ماده ساینده به صورت یک جت ماسه با سرعت مشخص (۳۵۰ گرم بر دقیقه) به محل تماس نمونه با چرخ لاستیکی و با توجه به نوع روش مورد استفاده، نیروی عمودی معادل ۱۳۰ نیوتن به نمونه اعمال می‌شود (شکل ۱). هم‌چنین از ماسه سیلیسی (عدد اندازه دانه ۵۰ AFS) و رطوبت کمتر از ۰/۵ درصد به عنوان ماده ساینده استفاده شد.



شکل (۱): شماتیک دستگاه چرخ ساینده- ماسه خشک [۷]

۳- نتایج و بحث

در این بخش ابتدا به چگونگی یافتن سیکل عملیات حرارتی بهینه فولادهای مذکور به منظور دستیابی به خواص مطلوب پرداخته شده است و در ادامه ریزساختار و خواص مکانیکی نظیر سختی و مقاومت به سایش مورد بررسی قرار گرفته است.

۳-۱- آزمون دیلاتومتری

شکل ۲ سیکل عملیات حرارتی اعمال شده روی نمونه دیلاتومتری و نتایج حاصل شده را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌گردد با افزایش دما از 25°C طول نمونه به دلیل

بدون تیتانیوم، آماده شده مطابق با استاندارد SEP1681 به صورت استوانه‌ای شکل و با قطر ۴ mm و طول ۱۰ mm در خلأ 10^{-4} bar تحت عملیات حرارتی قرار گرفت. فرآیند عملیات حرارتی متداول نیز روی نمونه‌هایی با ابعاد $25 \times 30 \times 15$ mm در کوره آزمایشگاهی مدل اکسایتون بدین صورت انجام شد که نمونه‌ها پس از آستنیت‌کردن در دمای 1000°C و کوئنچ در روغن، به منظور کاهش تردی و میزان آستنیت باقیمانده در محدوده دمایی $600-350^\circ\text{C}$ در فواصل دمایی 50°C تحت عملیات تمپر یک مرحله‌ای و دو مرحله‌ای (هر مرحله بمدت یک ساعت) قرار گرفتند.

برای ظاهرسازی ریزساختار از محلول اچ ویللا (۱gr اسید پیکریک + ۱۰ml اسید کلریدریک + ۱۰۰ml اتانول) استفاده شد و برای بررسی‌های ریزساختاری و نیز تعیین مکانیزم‌های سایش از میکروسکوپ نوری Olympus مدل PME3 و میکروسکوپ الکترونی روبشی فیلیپس مدل XL30 استفاده گردید. از نرم افزار Image J برای اندازه‌گیری درصد حجمی کاربیدها پس از عملیات حرارتی‌های مختلف استفاده شد.

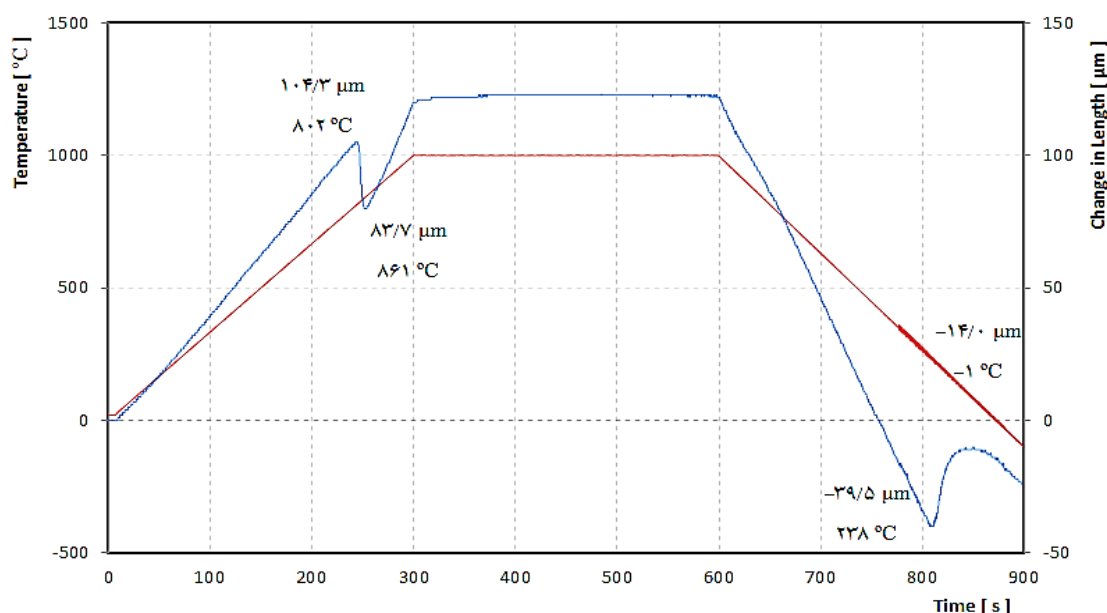
برای شناسایی فازهای ایجاد شده بعد از عملیات آستنیت‌کردن و کوئنچ و نیز پس از تمپر، بخصوص فاز آستنیت باقیمانده، از دستگاه پراش اشعه ایکس فیلیپس مدل PW3040 و تابشگر $\text{CuK}\alpha$ با طول موج $1/5405^\circ\text{A}$ مطابق با استاندارد ASTM E975-00 استفاده شد. هم‌چنین بر اساس رابطه ۱ میزان تقریبی آستنیت باقیمانده در ساختار تعیین گردید. در این رابطه V_γ کسر حجمی آستنیت، I_γ و I_α به ترتیب شدت تفرق اشعه X مربوط به صفحه‌های $(111)_\gamma$ و $(110)_\alpha$ می‌باشد.

$$V_\gamma = \frac{1.4 I_\gamma}{I_\alpha + 1.4 I_\gamma} \quad (1)$$

سختی سنجی از نمونه‌ها، طبق معیار راکول C توسط دستگاه سختی سنج دیجیتال یونیورسال کوپا مدل UVI مطابق با استاندارد ASTM E18 صورت گرفت. هر سختی گزارش شده مقدار متوسط ۵ بار اندازه‌گیری می‌باشد.

مرحله بعد در مدت ۵ دقیقه تا دمای 100°C سرد می‌شود. در این حین نیز، طول نمونه در اثر انقباض کاهش یافته تا آن‌که در دمای 238°C یعنی شروع دگرگونی مارتنزیت (M_S)، به دلیل تغییر فاز آستنیت به مارتنزیت، طول نمونه افزایش پیدا کرده تا زمانی که در دمای 1°C یعنی پایان دگرگونی مارتنزیت (M_F)، طول نمونه دوباره کاهش پیدا می‌کند.

انبساط حجمی افزایش یافته تا آن‌که در 802°C یعنی دمای شروع استحاله آستنیتی (Ac_1) به دلیل تغییر فاز سمنتیت به آستنیت، نمونه دچار انقباض شده و کاهش طول آن تا دمای 861°C یعنی دمای پایان استحاله آستنیتی (Ac_3) ادامه می‌یابد. سپس با افزایش دما تا 1000°C ، طول نمونه نیز افزایش یافته و پس از نگهداری آن به مدت ۵ دقیقه در دمای 1000°C ، در



شکل (۲): نمودار دیلاتومتری بدست آمده از فولاد متوسط کربن - پرکرم

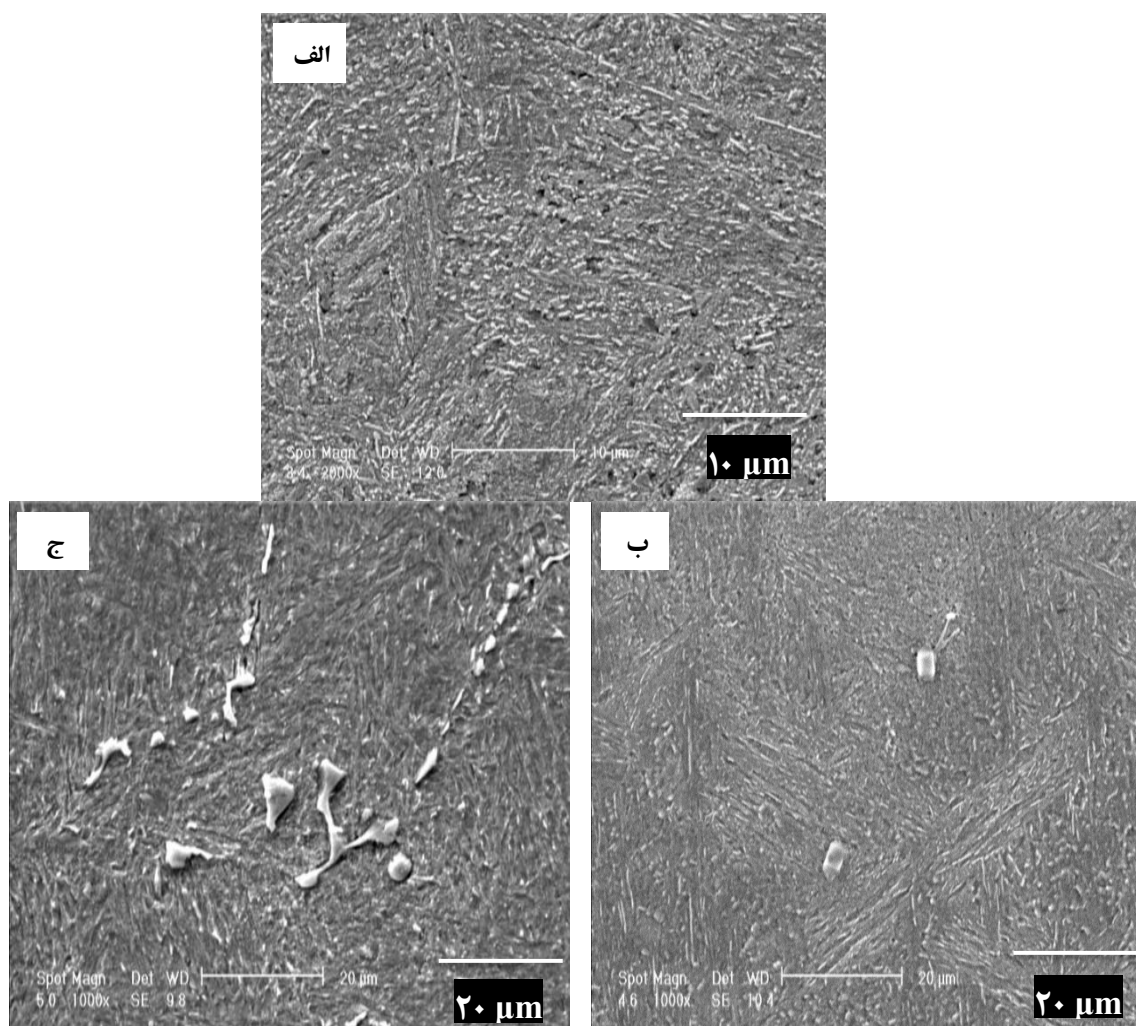
۳-۲- ریزساختار

در شکل ۳ الف، ب و ج به ترتیب تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های Ti_0 و Ti_2 کوئنچ و تمپر شده در دمای 450°C و Ti_6 کوئنچ و دو مرحله تمپر شده در 450°C (Ti_0 ، Ti_2 ، Ti_6) نشان داده شده است. ریزساختار زمینه شامل مارتنزیت تمپر شده حاوی ذرات بسیار ریز و پراکنده کاربید کرم می‌باشد (شکل ۳- الف). هم چنین ملاحظه می‌شود که افزودن تیتانیوم به این فولاد سبب شکل‌گیری رسوبات کاربیدی مکعبی شکل با اندازه کمتر از ۲ میکرومتر در ساختار شده است. مقدار این کاربیدها با افزایش درصد تیتانیوم از ۰/۲ درصد به ۰/۶ درصد و نیز انجام عملیات

بر اساس این نتایج مشخص شد که دمای M_S این فولاد زیر دمای محیط بوده و در نتیجه مقداری آستنیت باقیمانده پس از کوئنچ نمونه‌های عملیات حرارتی در ساختار وجود خواهد داشت. همچنین با توجه به مشخص شدن دمای Ac_3 (861°C) و در نظر گرفتن دمای مورد نیاز برای انحلال کافی میزان کاربیدها خصوصاً کاربیدهای تیتانیوم و نیز سیکل رایج در صنعت در مورد فولادهای مشابه بر اساس نتایج دیگر محققین [۸-۱۲]، دمای آستنیت مناسب در محدوده $950-1050^{\circ}\text{C}$ تعیین شد. در ادامه نیز با بررسی نتایج آزمون سختی نمونه‌های آستنیت شده در محدوده دمایی مذکور، دمای 1000°C جهت دست‌یابی به ریزساختار و خواص مکانیکی بهینه انتخاب گردید.

در مرزخانه‌ها نشان داد که انجام عملیات حرارتی با حضور تیتانیم تأثیر چندانی در توزیع کاربیدهای کرم ایجاد شده در داخل دانه‌ها به همراه نداشته که این نتایج تقریباً مشابه با نتایج بدست آمده برای افزودن عنصر نیویم به فولاد مارتنزیتی متوسط کربن- پر کرم در پژوهش انجام شده توسط میچاد و همکاران می‌باشد [۴].

تمپر دو مرحله‌ای افزایش یافته است. کسر حجمی کاربیدهای کمپلکس تیتانیم نیز از حدود $0.5 \pm 1.5\%$ درصد برای نمونه 450-2 Ti6 (شکل ۳-ب) به $0.8 \pm 4\%$ درصد برای نمونه 450-2 Ti6 (شکل ۳-ج) افزایش یافته است. از طرفی با افزایش میزان تیتانیم و انجام تمپر دو مرحله‌ای، تمایل به تشکیل رسوبات کاربید کرم بصورت مرزخانه‌ای افزایش پیدا کرده است. همچنین بررسی ریزساختار فولاد عملیات حرارتی شده و حضور بیشتر کاربیدها

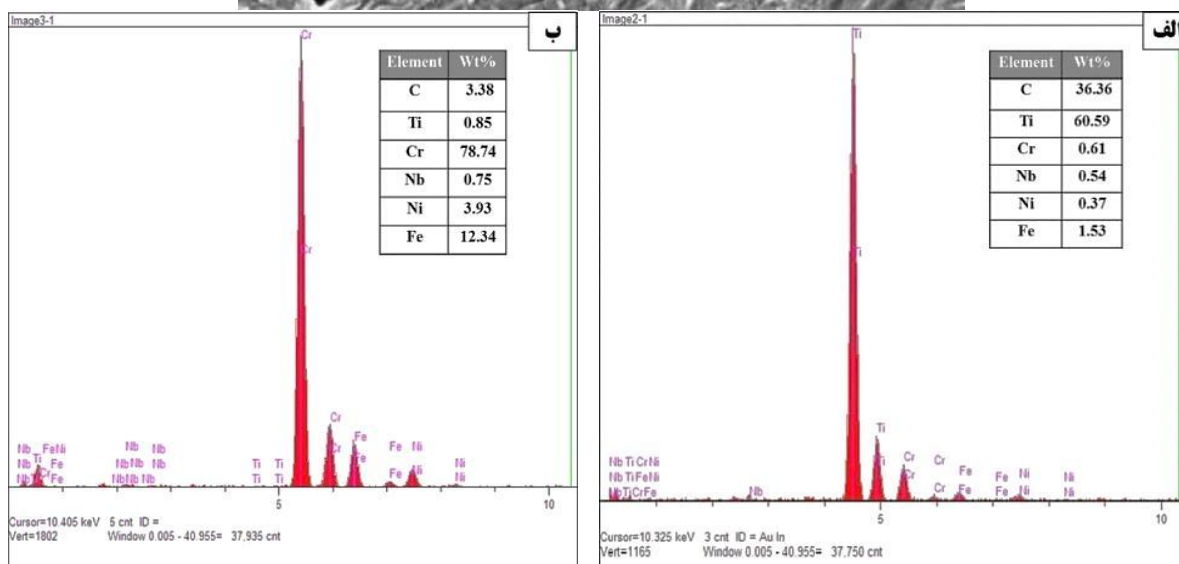
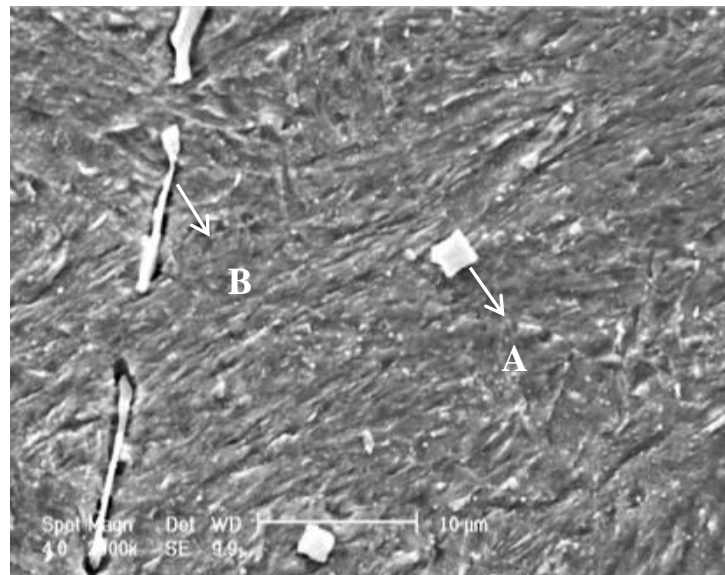


شکل (۳): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های تمپر شده: (الف): 450-1 Ti0، (ب): 450-1 Ti2 و (ج): 450-2 Ti6

(M_7C_3) به ترتیب در نقاط A و B می‌باشد. مشاهده شده است که ذرات TiC در دماهای بالا (حدود 1400°C) به صورت چند

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز عنصری EDX از نمونه 450-2 Ti6 در شکل ۴ نیز تأیید کننده حضور کاربیدهای چندوجهی تیتانیم (TiC) و کاربیدهای تیغه‌ای شکل کرم

وجهی شکل می گیرند که این نوع شکل گیری دارای مقاومت به سایش بیشتری نیز نسبت به کاربیدهای کروی می باشد [۱۳،۳].

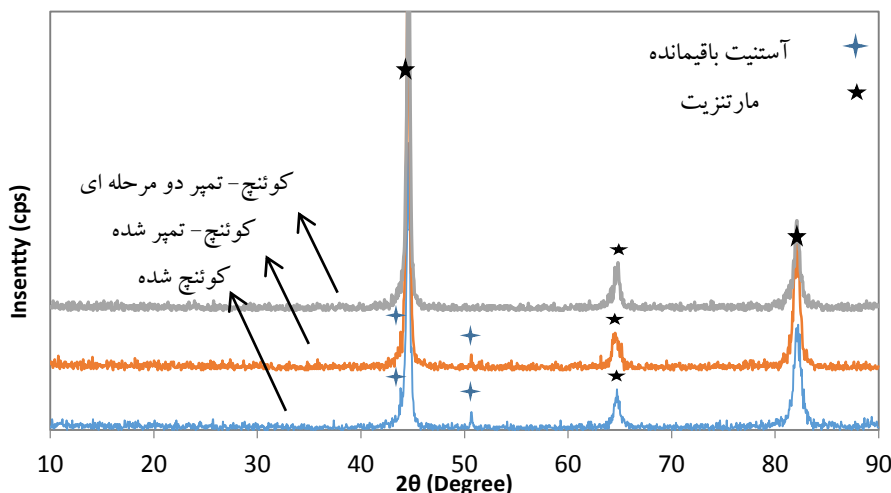


شکل (۴): آنالیز عنصری EDX از نمونه Ti6-2-450: (الف): نقطه A و (ب): نقطه B

این محدوده دمایی می شود. دلیل این امر آنست که با تشکیل کاربیدهای آلیاژی در مرحله اول تمپر، آستنیت باقیمانده از کربن و عناصر آلیاژی فقیر می شود، بنابراین دمای Ms افزایش می یابد و لذا در حین سرد کردن از دمای تمپر مرحله دوم، احتمال تبدیل آستنیت باقیمانده به مارتنزیت وجود دارد [۱۴].

۳-۳- آنالیز فازی

شکل ۵ مقایسه الگوی پراش اشعه ایکس سه نمونه ی Ti6 کوئنچ شده، کوئنچ- تمپر شده و کوئنچ- تمپر دو مرحله ای شده را نشان می دهد. محاسبه درصد آستنیت باقیمانده بیانگر حضور حدود ۱۳٪ آستنیت باقیمانده در حالت کوئنچ شده می باشد که انجام تمپر دو مرحله ای منجر به حذف پیک آستنیت باقیمانده و تبدیل بیشتر آن به فاز مارتنزیت (کاهش به کمتر از ۴٪) در



شکل (۵): الگوی پراش اشعه ایکس نمونه‌های Ti6 کوئنچ شده، یک مرحله و دو مرحله تمپر شده در دمای ۴۵۰ °C

در محدوده دمایی تمپر ۵۵۰°C - ۵۰۰°C مشاهده گردید و مشخص شد که افزودن عناصر کاربیدزای V، Nb، Mo و W به فولاد مذکور با هدف بهبود شرایط رسوب گذاری سبب انتقال پیک سختی ثانویه به دماهای تمپر بالاتر می‌شوند.

نتایج به دست آمده از سختی نمونه‌های دو مرحله تمپر شده نیز (شکل ۶-ب)، نشان دهنده افزایش سختی تا دمای تمپر ۴۵۰°C (به میزان کم‌تر نسبت به تمپر مرحله اول) در نتیجه استحاله آستنیت و رسوب کاربید در آن (آستنیت استحاله نیافته در تمپر مرحله اول) و تا حدودی تشکیل کاربید در ساختار نمونه‌ها و سپس کاهش سختی به طور یکنواخت تا دمای تمپر ۶۰۰°C با شکل‌گیری کمتر کاربیدها در این مرحله و در اثر تمپر شدن بیش‌تر ساختار مارتزیتی می‌باشد.

مقایسه سختی حاصل شده از تمپر نمونه‌ها در مرحله اول و دوم نیز، نشان دهنده افزایش سختی نمونه‌های Ti6 برخلاف نمونه‌های Ti0 و Ti2 خصوصاً در دمای تمپر ۴۵۰°C می‌باشد (جدول ۲). هم‌چنین پایین بودن سختی نمونه‌های Ti6 نسبت به نمونه‌های Ti2 (شکل ۶ الف و ب) را می‌توان ناشی از حضور مقدار بیش‌تر آستنیت باقیمانده در زمینه آن، به جهت افزایش مقدار عنصر آلیاژی تیتانیوم در مقایسه با آلیاژ Ti2 دانست [۱۴]. به هر حال نتایج بدست آمده، نشان دهنده لزوم انجام تمپر دو مرحله‌ای در

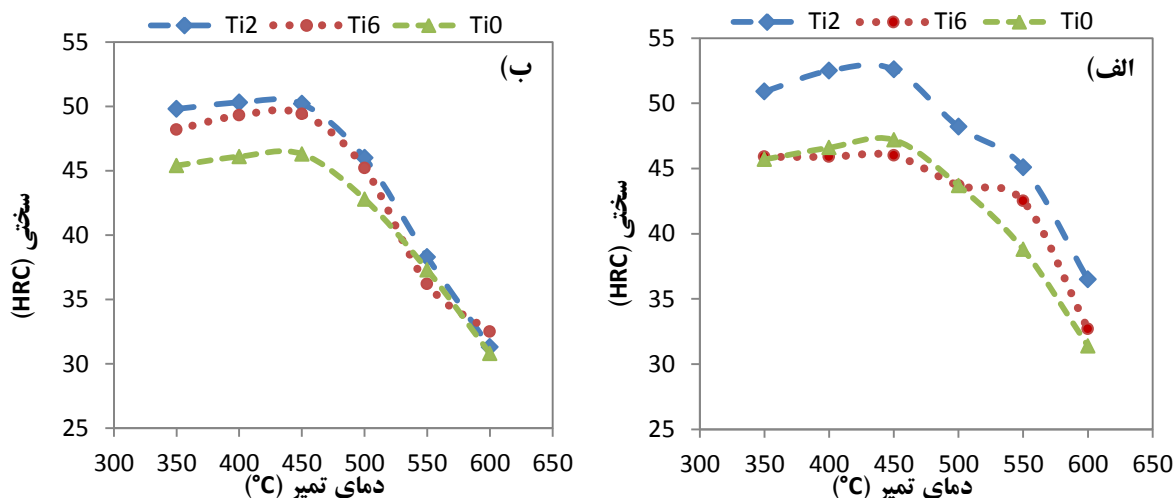
۴-۳- خواص مکانیکی

۳-۴-۱- سختی

در شکل ۶ نمودارهای سختی بدست آمده پس از تمپر مرحله اول و دوم آلیاژهای Ti0، Ti2 و Ti6 در دماهای مختلف نشان داده شده است. بطور کلی مشاهده می‌شود که یک روند کلی برای نمودارهای تمپر وجود داشته و افزودن تیتانیوم نیز تا حدودی سبب بهبود سختی فولاد شده است.

در شکل ۶-الف با افزایش دمای تمپر تا ۴۵۰°C در هر سه آلیاژ، به دلیل استحاله آستنیت باقیمانده به فریت و سمنتیت و رسوب کاربیدهای انتقالی M_3C و تا حدودی رسوب کاربیدهای آلیاژی M_7C_3 در بین صفحات مارتزیتی سختی، افزایش یافته است. نکته قابل توجه، به تعویق افتادن افت سختی و ایجاد سختی ثانویه در نمونه‌های حاوی تیتانیوم بخصوص نمونه‌های Ti6 در دماهای تمپر ۵۰۰°C تا ۵۵۰°C به علت افزایش ضریب نفوذ عناصر آلیاژی و رسوب کاربیدهای آلیاژی TiC به همراه کاربیدهای M_7C_3 می‌باشد. با افزایش بیش‌تر دمای تمپر تا ۶۰۰°C نیز، به دلیل تبدیل مارتزیت تمپر نشده به مارتزیت تمپر شده و تبدیل کاربیدهای آلیاژی M_7C_3 به $M_{23}C_6$ و درشت شدن آن‌ها، کاهش سختی در نمونه‌ها اتفاق افتاده است [۱۴-۱۵]. در پژوهش انجام شده توسط میچاد و همکاران [۴] نیز روی فولاد AISI H11 حاوی ۰/۴۷٪ وانادیم، پدیده‌ی سختی ثانویه

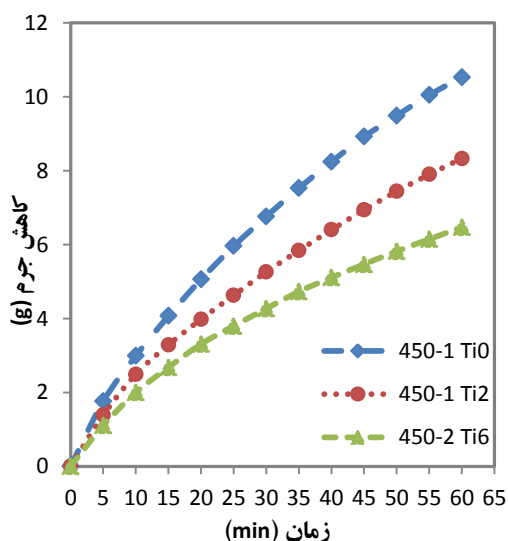
مورد آلیاژ Ti6 در راستای بهبود خواص مکانیکی آن بخصوص سختی می‌باشد.



شکل (۶): تغییرات سختی بر حسب دمای تمپر برای آلیاژهای Ti0، Ti2 و Ti6: (الف): مرحله اول تمپر و (ب): مرحله دوم تمپر

جدول (۲): سختی نمونه‌های تمپر شده در دمای ۴۵۰°C

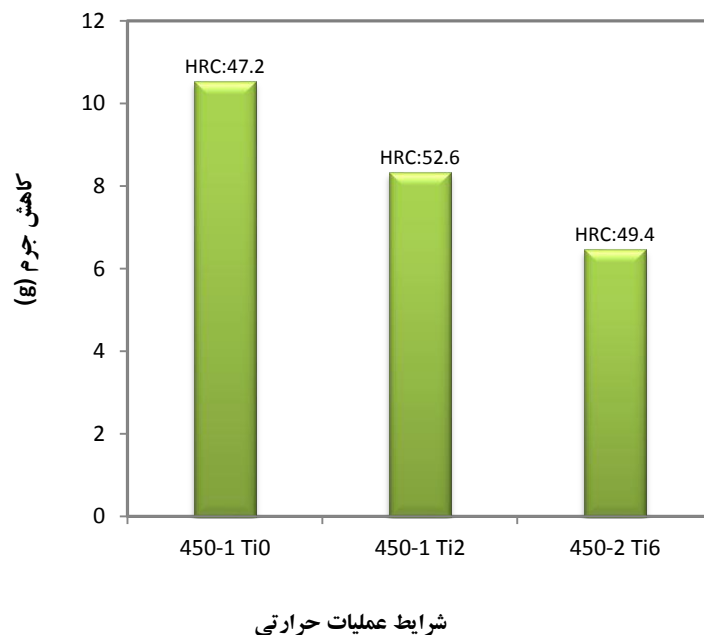
نمونه	سختی در تمپر مرحله اول (HRC)	سختی در تمپر مرحله دوم (HRC)
Ti0	۴۷/۲	۴۶/۳
Ti2	۵۲/۶	۵۰/۲
Ti6	۴۶	۴۹/۴



شکل (۷): نمودار کاهش جرم (با دقت ± 1 mg) در طی انجام آزمون سایش در مدت زمان ۱ ساعت و نیروی اعمالی ۱۳۰ نیوتن

۳-۴-۲- سایش

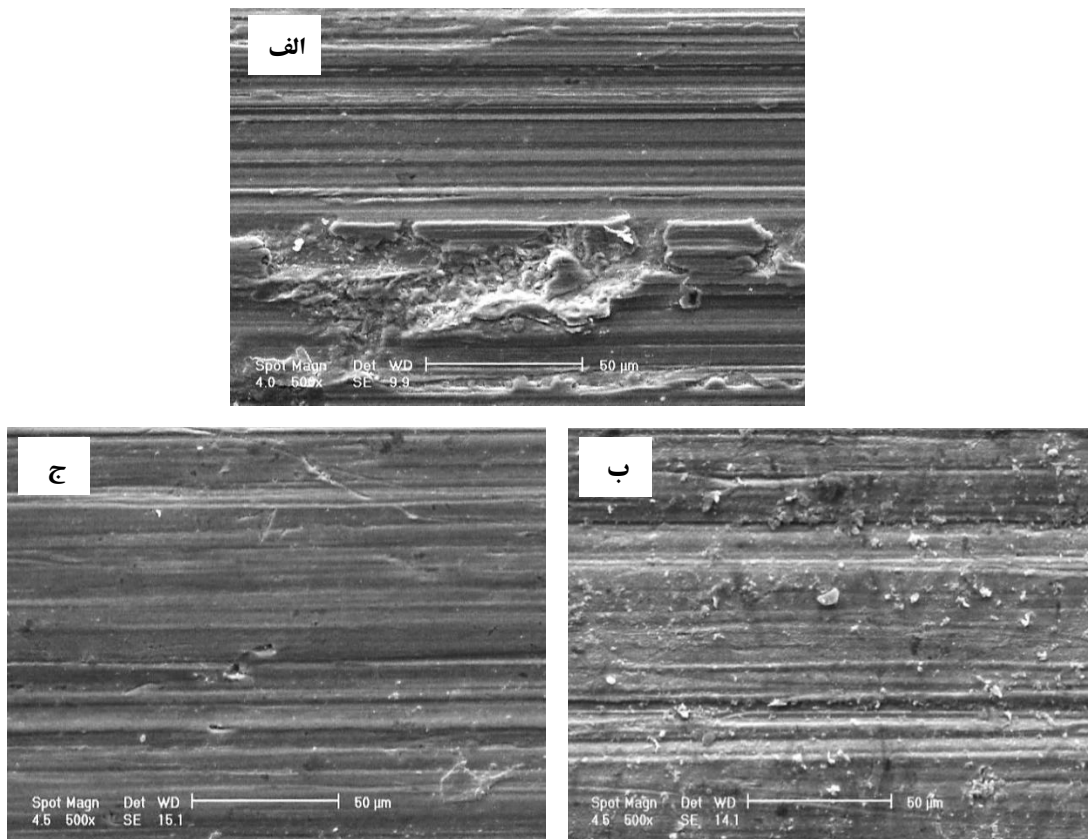
شکل ۷ نمودار میزان کاهش جرم نمونه‌های انتخابی در بازه‌های زمانی مشخص، طی ۱ ساعت آزمون سایش را نشان می‌دهد. همانگونه که بیان شد، با توجه به دستیابی به میزان سختی قابل قبول برای آلیاژ Ti6 پس از انجام دو مرحله تمپر، نمونه 450-2 Ti6 جهت ارزیابی میزان سایش در مقایسه با نمونه‌های 450-1 Ti0 و Ti2 انتخاب گردید. شیب این نمودارها به طور کلی، بالا بودن نرخ سایش نمونه‌ها در ۱۵ دقیقه ابتدایی آزمون و کاهش و یکنواخت شدن آن در دوره‌های زمانی بعدی به دلیل کارسرد شدن لایه‌های تحت سایش را نشان می‌دهد [۱۶].



شکل (۸): نمودار مقایسه‌ای از میزان کاهش جرم کلی نمونه‌های بدون تیتانیم و حاوی تیتانیم پس از یک ساعت آزمون سایش

همکاران [۱۷] در رابطه با بهبود خواص سایشی در اثر افزودن تیتانیم به فولاد پر کرم داشته است. جهت تعیین مکانیزم سایش، سطح نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. سطح سایش نمونه‌ها در شکل ۹ نشان داده شده است. شیارهای موازی ایجاد شده در سطوح همانگونه که در تصاویر مشاهده می‌شود، نشان‌دهنده سایش خراشان با مکانیزم برش ریز برای هر سه نمونه و وجود نواحی لایه لایه شده به همراه حفرات (جزایر چسبان) مشاهده شده در شکل ۹-الف، نشان‌دهنده سایش چسبان در نمونه 450-1 Ti0 می‌باشد [۱۸-۱۹]. از طرفی خشن‌تر بودن و وجود شیارهای بیشتر و عمیق‌تر مشاهده شده در تصویر سطح سایش نمونه حاوی ۰/۲ درصد وزنی تیتانیم (شکل ۹-ب) نسبت به نمونه حاوی ۰/۶ درصد وزنی تیتانیم (شکل ۹-ج)، نشان‌دهنده سایش نسبی شدیدتر آن می‌باشد. هم‌چنین افزایش مقاومت به سایش نمونه‌های حاوی تیتانیم نسبت به نمونه بدون تیتانیم با توجه به حذف مکانیزم سایش چسبان نیز قابل توجیح می‌باشد.

در شکل ۸ نیز میزان کاهش جرم کلی نمونه‌ها پس از انجام یک ساعت آزمون سایش نشان داده شده است. نکته جالب توجه، بهبود قابل ملاحظه (در حدود ۴۰٪) مقاومت به سایش نمونه تیتانیم‌دار 450-2 Ti6 نسبت به نمونه بدون تیتانیم 450-1 Ti0 می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌شود نمونه حاوی ۰/۶ درصد وزنی تیتانیم و تمپر دومرحله‌ای شده در $450\text{-}2\text{ Ti}6$ در $450\text{-}2\text{ Ti}6$ بر خلاف داشتن میزان سختی کمتر نسبت به نمونه‌ی 450-1 Ti2 خواص سایشی بهتری بدست داده است. این امر را می‌توان ناشی از افزایش تشکیل کاربیدهای آلیاژی، خصوصاً کاربیدهای با سختی بسیار بالای TiC با توزیع یکنواخت‌تر در ساختار زمینه و به دنبال ریزدانه‌تر شدن ساختار زمینه در اثر افزودن بیشتر این عنصر میکروآلیاژ (عمل‌کننده به عنوان جوانه‌زا در حین انجماد آلیاژ و کنترل‌کننده رشد دانه‌های آستنیت در دمای سخت کردن)، و نیز یکنواخت‌تر شدن زمینه مارتنزیتی در اثر حذف بیشتر آستنیت باقیمانده از ساختار در نتیجه عملیات تمپر دو مرحله‌ای آلیاژ Ti6 دانست [۱۴و۲]. لازم به ذکر است که این نتایج مطابقت خوبی با نتایج بدست آمده توسط نوروزی و



شکل (۹): تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح سایش نمونه‌ها؛ الف) 450-1 Ti0 ب) 450-1 Ti2 ج) 450-2 Ti62

با مورفولوژی چندوجهی (مربعی، مثلثی و نامنظم) و کاربید کرم (M_7C_3) بصورت تیغه‌ای شکل، خصوصاً در مرزدانه‌ها می‌باشد. ۲- در آلیاژ بدون تیتانیم، با افزایش دمای تمپر تا $450^\circ C$ در نتیجه‌ی استحاله آستنیت باقیمانده به فریت و سمیتیت و رسوب کاربیدهای آلیاژی M_7C_3 در بین صفحات مارتنزیتی و نیز در آلیاژهای حاوی تیتانیم تا $550^\circ C$ ، با ایجاد سختی ثانویه در نمونه‌ها در نتیجه‌ی افزایش ضریب نفوذ عناصر آلیاژی و رسوب کاربیدهای آلیاژی TiC به همراه کاربیدهای M_7C_3 در ساختار، سختی افزایش یافته است.

۳- در آلیاژ حاوی ۰/۶ درصد وزنی تیتانیم، میزان آستنیت باقیمانده بطور قابل توجهی افزایش یافته و انجام تمپر دو مرحله ضروری می‌باشد. انجام دو مرحله تمپر روی آلیاژ مذکور در دمای $450^\circ C$ سبب کاهش میزان آستنیت باقی‌مانده از ۱۳٪ به کم‌تر از ۴٪ در ساختار و بهبود خواص مکانیکی شده است.

تحقیقات نشان داده است که وجود ذرات سخت مانند کاربیدهای کمپلکس آلیاژی در زمینه مارتنزیت تمپر شده می‌تواند با ایجاد مانع در برابر تشکیل شیارهای خراشی در افزایش مقاومت به سایش ماده تأثیر بسزایی داشته باشد. در این پژوهش نیز با توجه به وجود سایش با مکانیزم غالب خراشان، شکل‌گیری بیشتر کاربیدهای آلیاژی با سختی بسیار بالا (برای کاربید تیتانیم بیش از ۷۰ HRC) در نمونه حاوی ۰/۶ درصد وزنی تیتانیم، موجب بهبود قابل ملاحظه مقاومت به سایش آن با وجود میزان سختی کمتر نسبت به نمونه‌های دیگر شده است [۲۰-۲۱].

۴- نتیجه گیری

۱- تصاویر SEM و آنالیز EDX از نمونه‌های عملیات حرارتی شده حاوی تیتانیم، نشان دهنده حضور کاربیدهای تیتانیم (TiC)

[7] Anonymous, Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus, Annual book of ASTM Standards, G65-04, 2010.

[8] M. H. Shaeri, H. Saghafian & S. G. Shabestari, "Effects of Austempering and Martempering Processes on Amount of Retained Austenite in Cr-Mo Steels (FMU-226) Used in Mill Liner", Journal of iron and steel research. International, Vol. 17, No. 2, pp. 53-58, 2010.

[9] Nasery Isfahany, H. Saghafian & Gh. Borhani, "The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI420 martensitic stainless steel", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 509, pp. 3931-3936, 2011.

[10] H. R. Bakhsheshi-Rad, A. Monshi, H. Monajatizadeh, M. H. Idris, M. R. Abdul Kadir & H. Jafari, "Effect of Multi-Step Tempering on Retained Austenite and Mechanical Properties of Low Alloy Steel", Journal of iron and steel research. International, pp. 49-56, 2011.

[۱۱] م. بزرگ نژاد نویجاری، م. عیسی خانی زکریا، ح. سققیان و س. شبستری، "کاهش آستنیت باقیمانده FMU29 با استفاده از بهینه سازی دمای آستنیت کردن و تمپر فولاد کرم مولبدن دار مورد استفاده در ساخت آستری آسیابها"، پنجمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و جامعه علمی ریخته گری ایران، ۱۳۹۰.

[۱۲] م. ح. شاعری، س. شبستری و ح. سققیان، "بهینه سازی سیکل عملیات حرارتی فولاد های کم کربن کرم بالا (FMU-29) مورد استفاده در آستری آسیابها"، نهمین سمینار مهندسی سطح و عملیات حرارتی ایران، ۱۳۸۷.

[13] Yablokova, O. V. Kulkov, "Sintering kinetics of titanium carbide with hadfield steel", Translated from Poroshkovaya Metallurgiya, No. 7, pp. 13-16, 1990.

[۱۴] م. گلغذاز، اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها، ویرایش دوم، انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ۱۳۸۲.

[15] R. C. Thomson & M. K. Miller, "Carbide precipitation in martensite during the early stages of tempering Cr and Mo containing low alloy steels", Acta Mater 46, pp. 2203-2213, 1998.

۴- افزودن ۰/۶ درصد وزنی تیتانیم به فولاد متوسط کربن - پر کرم و انجام تمپر دو مرحله ای در دمای ۴۵۰°C، منجر به افزایش بیش از ۴۰ درصدی مقاومت به سایش در مقایسه با نمونه بدون تیتانیم تمپر شده در دمای ۴۵۰°C گردیده است. بهبود مقاومت سایشی این نمونه در ارتباط با افزایش سختی ناشی از حذف آستنیت باقیمانده و رسوب کاربیدهای TiC با سختی بسیار بالا در ساختار می باشد.

۵- تصاویر SEM تهیه شده از سطوح سایش نمونه ها، نشان دهنده سایش چسبان و خراشان برای نمونه ی بدون تیتانیم و سایش خراشان با مکانیزم برش ریز برای نمونه های حاوی تیتانیم می باشد.

۵- مراجع

[1] A. B. Kinzel, the Alloys of Iron and Chromium, Vol. 1, New Yourk, 1937.

[2] R.W.K. Honeycombe & H.K.D.H Bhadeshia, Steels microstructure and properties, Third edition, Butter Worth-Heinemann, USA, 2006.

[3] M. Momeni, Sh. Kheirandish, H. Saghafian, J. Hejazi & M. Momeni, "The effect of heat treatment on mechanical properties of modified cast AISI D3 tool steel", Materials and Design, Vol. 54, pp. 742-747, 2014.

[4] P. Michaud, D. Delagnes, P. Lamesle, M. H. Mathon & C. Levallant, "The effect of addition of alloying elements on carbide precipitation and mechanical properties in 5% chromium martensitic steels", Acta Materialia, Vol. 55, pp. 4877-4889, 2007.

[5] Y. Y. Songa, D. H. Pingb, F. X. Yinb, X. Y. Li & Y. Y. Li, "Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe-13%Cr-4%Ni-Mo martensitic stainless steel", Materials Science and Engineering, Vol. A 52, pp. 614-618, 2010.

[6] R. I. Shukyurov, Z. G. Mamedov & I. K. Kagamanov, "Effect of titanium and silicon on the phase composition and properties of a high-chromium tool steel", Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, No. 3, pp. 32-35, 1989.

- D2 and O1 with the same hardness”, Tribology International, Vol. 39, pp. 479–489, 2006.
- [20] A. K. Jha, B. K. Prasad, O. P. Modi, S. Das & A. H. Yegneswaran, “Correlating microstructural features and mechanical properties with abrasion resistance of a high strength low alloy steel”, Wear, Vol. 254, pp. 120–128, 2003.
- [21] L. Fang, Q. D. Zhou & Y. J. Li, “An Explanation Of Relation Between Wear and Material Hardness in Three Body Abrasions”, Wear, No. 151, pp. 313-321, 1991.
- [16] R. G. Bayer, “Mechanical wear fundamental and testing”, Mahr cell Dekker, 2004.
- [۱۷] م. نوروزی، بررسی خواص فیزیکی، مکانیکی و سایشی فولادهای پر کرم، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد، شهریور ۱۳۸۰.
- [18] S. Jae Lee & Y. Kook Lee, “Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels”, Materials and Design, Vol. 59, pp. 544-549, 2008.
- [19] L. Bourithisa, G. D. Papadimitriou & J. Sideris, “Comparison of wear properties of tool steels AISI