

بررسی ریزساختاری، سختی و رفتار سایشی آلیاژ Ti-6V-4Al تحت شرایط مختلف عملیات حرارتی

یزدان شجری، وحید ابویی مهریزی، امیرحسین کریمی لیواری، احسان بهمنی

گروه مهندسی مواد دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، کرج، ایران

(دریافت مقاله: ۹۶/۰۲/۱۹ - پذیرش مقاله: ۹۶/۰۶/۱۱)

چکیده

در این تحقیق، اثر شرایط مختلف عملیات حرارتی بر میکروساختار، سختی و مقاومت به سایش آلیاژ Ti-6V-4Al بررسی شد. برای این منظور آنیل انحلالی در بازه دمایی ۸۰۰ °C الی ۱۰۵۰ °C به مدت یک ساعت انجام شد و سپس نمونه‌ها در هوا و آب کُنج شدند. یکی از نمونه‌ها در دمای ۵۵۰ °C به مدت چهار ساعت پیرسازی شد. بررسی‌های ریز ساختاری توسط میکروسکوپ نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM) نشان داد که عملیات آنیل انحلالی در دمای ۸۰۰ °C منجر به رشد محدود رسوبات بدون تغییر ریز ساختار و افزایش سختی می‌گردد. همچنین افزایش دمای آنیل انحلالی و کُنج در آب باعث افزایش سختی و ایجاد ریز ساختار دو تایی α و مارتنزیت تیغه ای α' می‌شود. آنیل انحلالی در دمای ۱۰۵۰ °C منجر به تشکیل فاز مارتنزیت گردید که با انجام عملیات پیرسازی تبدیل به فاز β نامنظم می‌شود و به علت این تحول فازی، سختی ۴۷٪ نسبت به نمونه شاهد افزایش یافت. سختی را در پی دارد. آزمون سایش پین روی دیسک تحت سه نیروی 20N، 30N و 40N و سرعت ثابت 0.3m/s انجام شد. نتایج تست سایش و بررسی میکروسکوپی سطوح فرسوده نشان داد که مکانیزم سایش توسط ریزساختار کنترل می‌گردد و مقاومت در برابر سایش به میزان سختی وابسته نیست. همچنین بیشترین مقاومت به سایشی مربوط به نمونه آنیل شده در دمای ۹۵۰ °C و کُنج شده در آب است. مکانیزم سایشی در تمام نمونه‌ها در اکثر بارگذاری‌ها مخلوط مکانیزم خراشان و سایش اکسیدی بود. واژه‌های کلیدی: مقاومت به سایش، Ti-6V-4Al، آنیل انحلالی، ریز ساختار، پیرسازی.

Study of Microstructure, Hardness and Wear Behavior of Ti-6Al-4V under Various Heat Treatment Conditions

Yazdan Shajari, Vahid Aboei Mehrizi, Amir Hossein Karimi Livarei, Ehsan Bahmani
Department of Material Engineering, Azad University of Karaj, Karaj, Iran

(Received 9 May 2017, accepted 2 September 2017)

Abstract

In this study, the effect of various heat treatment conditions on the microstructure, hardness and wear resistance of the Ti-6Al-4V alloy was investigated. For this purpose, solution anneal was done in temperature range of 800°C to 1050°C for 1 hour and then specimens were quenched in the air and the water. One of the specimens was aged in 550°C for 4 hours. Microstructural investigations by optical microscope (OM) and scanning electron microscope (SEM) showed that the solution annealing treatment at 800°C leads to limited growth of precipitates without changing the microstructure and increase of hardness compared to the control sample. Also, increasing the solution annealing temperature and quenching in water causes increase of hardness and creation of α and acicular martensite (α') dual microstructure; Solution annealing in 1050°C leads to formation of martensite phase that changes to irregular β phase by performing aging treatment and due to this phase transformation hardness increased by 47% compared to control sample. Wear test of pin-on-disk was performed under three forces of 20N, 30N and 40N and constant speed of 0.3m/s. Wear test results and microstructural investigation of worn surfaces showed that wear mechanism was controlled by microstructure and wear resistance is not dependent on hardness; Also, the highest wear resistance is related to the sample annealed in 950°C and quenched in water. Wear mechanism in all samples in most of the loads was a mixture of abrasive mechanism and oxide wear.

Keywords: wear resistance, Ti-6Al-4V, solution annealing, microstructure, aging.

E-mail of Corresponding author: yazdan.shajari@yahoo.com.

مقدمه

است. این فاز معمولا به جهت ارتقا مقاومت در برابر خستگی و خوردگی در Ti-6Al-4V ایجاد می‌گردد. حال اگر این سرعت سرد کردن کاهش یابد ساختار دوتایی $\alpha+\beta$ با احتمال حضور درصد بسیار ناچیزی از فاز α سوزنی در این آلیاژ مشاهده می‌گردد. تحقیقات قبلی نشان دادند که فاز α سوزنی از هر دو فاز α و β سخت تر می‌باشد. رفتار تریبولوژیکی آلیاژ Ti-6Al-4V با تشکیل α سوزنی و کاهش درصد فاز β بهبود می‌یابد [۱۰ و ۱۱].

رفتار مکانیکی تمام آلیاژهای صنعتی تحت تاثیر ریزساختار حاکم بر آنان است. این بدان معناست که می‌توان با انجام یک عملیات حرارتی مناسب و دستیابی به ساختار بهینه به خواص مکانیکی مد نظر دست پیدا کرد. در آلیاژ Ti-6Al-4V با یک عملیات حرارتی ساده می‌توان ساختار $\alpha+\beta$ را در دمای ۹۸۰ درجه سانتی‌گراد از طریق دگرگونی فاز β اصلاح نمود. پس از حرارت دهی در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد و کونچ در هوا و پیرسازی ساختاری متشکل از α اولیه، β و مقادیر کمی α سوزنی ایجاد می‌شود. در صورتی که کونچ در آب صورت گیرد مقدار α سوزنی افزایش می‌یابد. تشکیل مارتنزیت از β معمولا در دمای ۹۵۵ درجه سانتی‌گراد و سرعت سرد کردن های سریع اتفاق می‌افتد که ساختار بسیار سختی را منتج می‌شود. در صورت ادامه پیدا کردن پیرسازی (over age) فاز β ناپایدار به α ثانویه تبدیل می‌گردد [۱۰-۱۲].

در تحقیق حاضر با توجه به مقاومت به سایشی نامناسب این آلیاژ، سعی بر آن بوده است تا با انجام عملیات حرارتی‌های آنیل ناقص، آنیل کامل و آنیل انحلالی به همراه پیرسازی در سرعت‌های کونچ متفاوت و دستیابی به ساختارهای مختلف، نقش ریزساختار آلیاژ Ti-6Al-4V بر مقاومت به سایشی پین بر روی دیسک این آلیاژ در سه بار مختلف مورد بحث قرار گیرد.

تیتانیوم و آلیاژهای آن به جهت برخورداری از خواص منحصر به فردی مانند نسبت استحکام به وزن بالا و مقاومت در برابر خوردگی جایگاه ویژه‌ای را در صنایع مختلف دارند. آلیاژهای تیتانیوم از نظر دارا بودن خواص مهندسی با موادی نظیر فولادهای ضد زنگ، آلیاژهای پایه نیکل و کامپوزیت‌های پیشرفته برابری می‌کنند، اما به جهت هزینه بالای فرآوری تیتانیوم و قیمت بالای قطعات آن؛ این مواد با آلیاژهای آلومینیوم و فولادها تعویض می‌گردند [۴-۱].

یکی از آلیاژهای مهم و پر مصرف پایه تیتانیوم، آلیاژ Ti-6Al-4V است، که به صورت گسترده در صنایع هوافضا، نظامی، توربین‌های گازی، تجهیزات پزشکی و خودرو سازی مورد استفاده قرار می‌گیرد [۳-۵]. آلیاژ Ti-6Al-4V دارای خواص بی نظیری من جمله چگالی کم، استحکام بالا، چقرمگی مناسب و مقاومت عالی در برابر خوردگی است. در کنار مزیت‌های بالا این آلیاژ مقاومت مناسبی در برابر سایش از خود نشان نمی‌دهد [۳]. به همین جهت محققین با عملیات‌های سطحی متعددی از قبیل کاشت یون، اعمال پوشش TiN، ذوب سطحی، آلیاژ سازی و کامپوزیت‌سازی سطحی با لیزر و GTAW طبیعت سطح را تغییر داده و مقاومت در برابر سایش را بهبود بخشیده‌اند [۷ و ۳ و ۴].

یکی از مکانیزم‌های زوال قطعات صنعتی سایش است، سایش را می‌توان کاهش وزن یک ماده در اثر حرکت مماسی بر روی ماده سخت تر دانست [۸]. مقاومت در برابر سایش جزو خواص بنیادی یک ماده نیست و همواره می‌توان با انجام عملیات‌های تکمیلی آن را بهبود بخشید. یکی از راه‌های افزایش مقاومت در برابر سایش اصلاح ریزساختار از طریق عملیات حرارتی است [۹]. آلیاژ Ti-6Al-4V معمولا دارای ساختار $\alpha+\beta$ است. اگر سرعت انجماد و یا سرعت کونچ در عملیات حرارتی بالا باشد فاز α سوزنی پدید می‌آید که به α' و یا مارتنزیت مشهور

روش تحقیق

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V استفاده شده در این

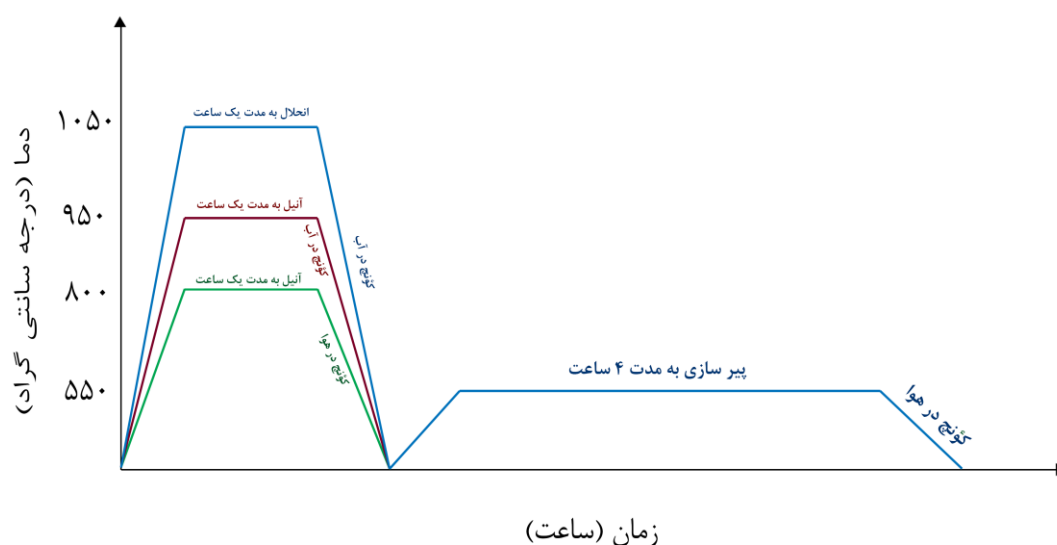
تحقیق بر حسب درصد وزنی.

عنصر	Al	V	C	N	O	Fe	H	Ti
درصد	۶/۰۰	۴/۲۰	۰/۰۳	۰/۰۱	۰/۱۵	۰/۱۰	۰/۰۰۳	پایه
وزنی								

ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V برحسب درصد وزنی در جدول ۱ نشان داده شده است. نمونه‌هایی مکعبی شکل در ابعاد ۵×۵×۵ میلی‌متر تهیه گردید. به منظور دستیابی به سطوح صاف قطعات سنگ زده شدند.

جدول ۲. شرایط عملیات حرارتی نمونه‌ها در تحقیق حاضر.

کد نمونه	شرایط عملیات حرارتی
۱	بدون عملیات حرارتی (نمونه شاهد)
۲	آبیل در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت و کونچ در هوا
۳	آبیل در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت و کونچ در آب
۴	انحلال در ۱۰۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ ساعت و کونچ در آب و پیرسازی در ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴ ساعت و کونچ در هوا



شکل ۱. شماتیک چرخه‌های مختلف عملیات حرارتی.

برای متالوگرافی نمونه‌ها پس از آماده‌سازی توسط محلول کرول^۱ با ترکیب $H_2O(92ml) + HF(2ml) + HNO_3(6ml)$ در بازه زمانی ۲۰ تا ۱۵۰ ثانیه اچ شدند. ساختار میکروسکوپی نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل

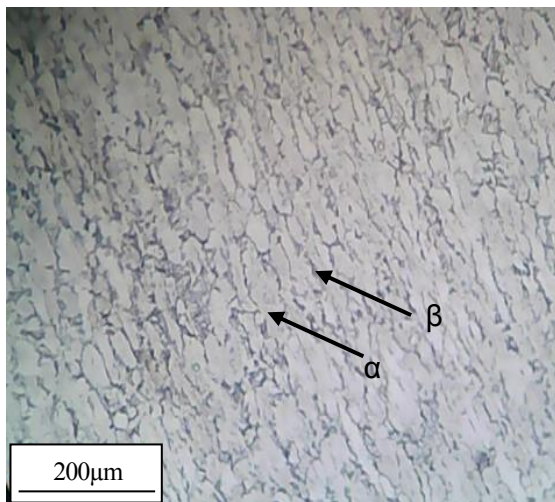
مطابق با شرایط ذکر شده در جدول ۲ قطعات تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. شماتیک چرخه‌های مختلف عملیات حرارتی در شکل ۱ نشان داده شده است. برای عملیات حرارتی از کوره مدل F11L تولید شده توسط شرکت آذر کوره با دقت دمایی ± 4 درجه سانتی‌گراد استفاده شد.

^۱Kroll

تحلیل نتایج

ریز ساختار

ریزساختار آلیاژ Ti-6Al-4V معمولاً تشکیل شده از دو فاز $\beta + \alpha$ است [۱۰]. تصویر OM ریز ساختار هم محور فازهای α و β نمونه ۱ که در شکل ۳ نشان داده شده است مویید این موضوع است. مناطق روشن فاز α و خطوط تیره بین مناطق روشن فاز β را نشان می‌دهند.



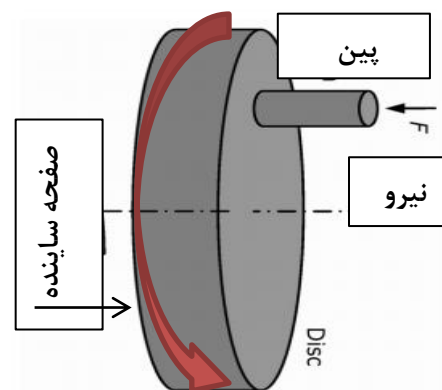
شکل ۳. تصویر میکروسکوپ نوری از ساختار $\alpha + \beta$ نمونه شاهد در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر.

دمای استحاله $\alpha \rightarrow \beta$ برای آلیاژ Ti-6Al-4V حدوداً ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد است [۱۰]، لذا انجام عملیات حرارتی در دمای پایین‌تر از استحاله منجر به تغییر ساختار نمی‌گردد. با توجه به این‌که دمای تشکیل مارتنزیت (M_s) در بازه ۵۷۵ تا ۶۵۰ درجه سانتی گراد است، در صورت بالا بودن سرعت سرد شونده‌گی مانند کونچ در آب و یا تحت تبرید زیاد می‌توان انتظار تشکیل ساختار مارتنزیتی را داشت [۱۵ و ۱۶]. با توجه به اینکه نمونه ۲ در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد (پایین‌تر از دمای استحاله $\alpha \rightarrow \beta$ و کونچ آن در هوا، هیچ‌گونه مارتنزیتی در ساختار مشاهده نمی‌گردد و ساختاری مشابه با ساختار نمونه ۱ را ارائه می‌دهد. در شکل ۴-الف، تصویر OM نمونه ۲ نشان داده شده است که شبیه به ساختار نمونه ۱ در شکل ۳ است.

Seron AIS2300 مجهز به آنالیز عنصری نقطه‌ای از طریق تفکیک انرژی EDS مورد بررسی قرار گرفت. جهت تعیین سختی نمونه‌ها و بررسی اثر عملیات حرارتی و ریزساختار گوناگون بر سختی، سختی سنجی در مقیاس ویکرز توسط دستگاه کوپا^۲ مدل UVI بر اساس استاندارد ASTM E92 تحت بار ۱۰ کیلوگرم و زمان ۱۵ ثانیه انجام شد [۱۳]. از هر نمونه پنج آزمون سختی سنجی بعمل آمد که میانگین آن گزارش می‌گردد.

برای بررسی مقاومت سایشی نمونه‌ها از آزمون پین بر روی دیسک چرخشی مطابق با استاندارد ASTM G99 استفاده گردید [۱۴].

در شکل ۲ طرح شماتیک آزمون سایش استفاده شده در این تحقیق نشان داده شده است. برای سطح ساینده در این تحقیق از فولاد AISI 1.3505 سخت شده با سختی ۶۰ راکول C استفاده شد. آزمون سایش در سه بار اعمالی ۲۰، ۳۰ و ۴۰ نیوتن با سرعت خطی ثابت ۰/۳ متر بر ثانیه در مسافت ۱۰۰۰ متر انجام شد. ضریب اصطکاک بین پین و سطح ساینده از تقسیم بار افقی به نیروی اعمالی توسط یک لود سل کالیبره اندازه‌گیری شد. جهت تعیین مکانیزم‌های سایشی سطوح فرسوده و براده‌های سایشی در تمامی بارهای اعمالی توسط SEM بررسی شدند.



شکل ۲. تصویر دستگاه پین بر روی دیسک استفاده شده.

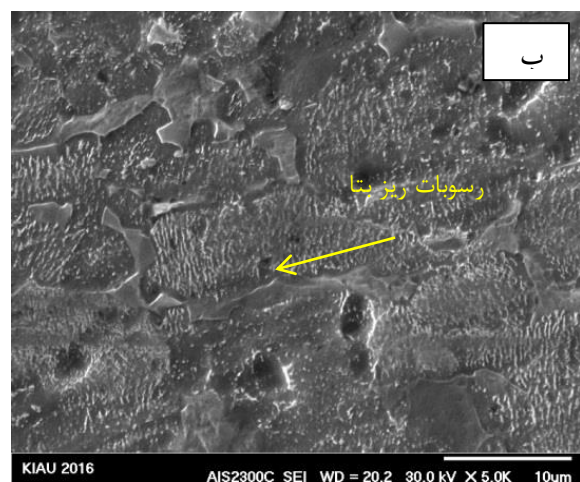
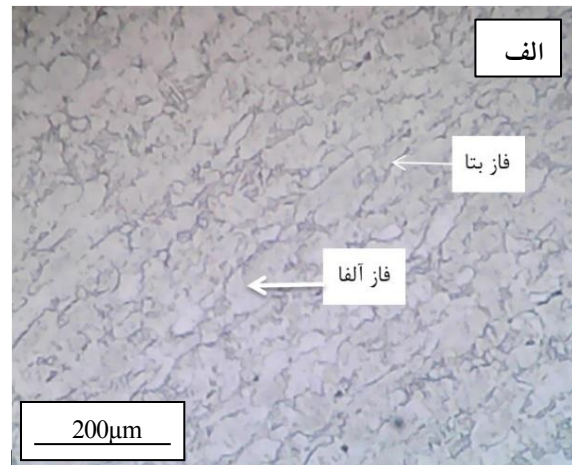
می‌شوند [۱۷]. نمونه ۳ که در دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱ ساعت آنیل و در آب کونچ شده است، به جهت پایین بودن دما ساختارش در بر دارنده α اولیه است. با توجه به نرخ بالای کونچ فرصت لازم برای جوانه‌زنی و رشد رسوبات مهیا نخواهد بود، به همین جهت α' سوزنی یا همان فاز مارتنزیت را می‌توان در ساختار مشاهده نمود [۲ و ۱۸]. در شکل ۵ تصویر SEM از ریزساختار نمونه ۳ نشان داده شده است. در این تصویر دانه‌های شبه‌کروی α اولیه با رسوبات فاز β در زمینه مارتنزیتی مشاهده می‌شوند.



شکل ۵. تصویر SEM ریز ساختار نمونه ۳ شامل ذرات β دانه های α اولیه و تیغه های مارتنزیت.

در نمونه ۴ با وقوع استحاله $\alpha \rightarrow \beta$ در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد، تمام فاز α با ساختار hcp به فاز β با ساختار کریستالی bcc تبدیل می‌شود. با کونچ در آب به دلیل نرخ بالای سرد شدن تمام فاز β طی یک استحاله مارتنزیتی به مارتنزیت تبدیل می‌شود، پیرو عملیات محلول سازی عملیات پیرسختی نیز انجام می‌گردد که انتظار می‌رود در این مرحله فاز مارتنزیت که یک فاز غیرتعادلی و فوق اشباع از β است به دو فاز α و β تجزیه شود [۱۹].

تفاوت عمده ساختار دو نمونه ۱ و ۲ می‌توان به رشد فازهای α و β بر اثر حرارت و ذرات رسوبی رشد کرده در نمونه ۲ بر اثر حرارت دهی دانست. در شکل ۴-ب تصویر SEM رسوبات ریز و رشد کرده فاز β در درون فاز α را نشان داده است.



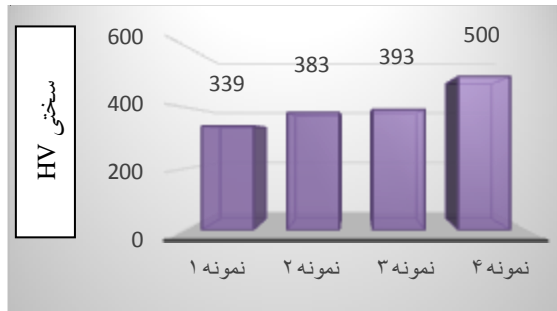
شکل ۴. ریز ساختار نمونه ۲. الف) تصویر OM از دو فاز $\alpha + \beta$ و ب) تصویر SEM رسوبات ریز β درون زمینه α .

ریزساختار آلیاژ Ti-6Al-4V توسط نرخ کونچ از بازه دمایی ۸۰۰ تا ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد که مربوط به منطقه استحاله فازی این آلیاژ است کنترل می‌شود. تحقیقات قبلی نشان دادند که اندازه، مورفولوژی، جهت‌گیری و توزیع فاز α در خواص مکانیکی این آلیاژ موثر است، که کلیه این عوامل توسط پارامترهای عملیات حرارتی کنترل

با تجزیه مارتنزیت و تشکیل رسوبات، رسوبات نامنظم بتا در نابیجایی ها و لایه های β در مرزهای صفحات تشکیل می شوند.

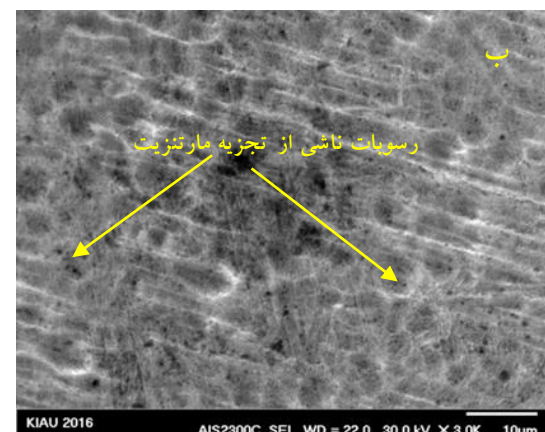
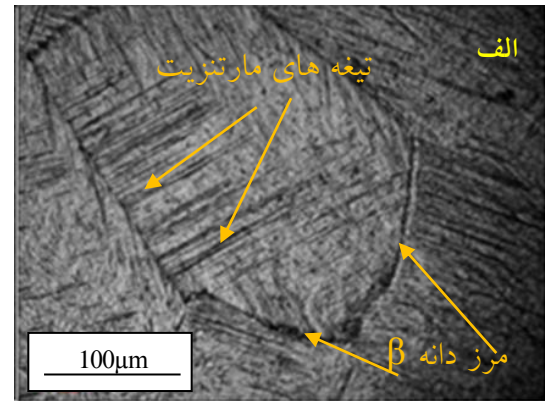
سختی

در نمودار شکل ۷ تاثیر عملیات حرارتی گوناگون بر سختی نمونه ها نشان داده شده است. در نمونه ۲ به دلیل بزرگ شدن رسوبات در فاز α نسبت به نمونه خام، سختی بیشتری حاصل می شود.



شکل ۷. تغییرات سختی تحت تاثیر عملیات حرارتی و ریزساختارهای مختلف.

در نمونه سوم با تشکیل ساختار مارتنزیت و به دلیل این که مارتنزیت فازی با دانسیته بالایی از نابیجایی ها و دوقلویی ها است، به دنبال آن سختی بالاتری حاصل می شود. وجود این حجم از نابیجایی و دوقلویی خود به عنوان مانعی در برابر حرکت نابیجای ها عمل کرده و باعث افزایش سختی و استحکام می گردد، اما از طرف دیگر مارتنزیت تشکیل شده در آلیاژهای تیتانیوم نسبت به مارتنزیت تشکیل شده در آلیاژهای فولاد استحکام دهی کمتری دارد و در نتیجه سختی کمتری حاصل می شود [۱۰ و ۲۱]، همانطور که از مقادیر سختی در نمودار شکل ۷ قابل مشاهده است، در نمونه ۲ در اثر بزرگ شدن رسوبات، سختی نسبت به نمونه خام، تقریباً ۱۳٪ درصد افزایش یافته است. نمونه ۳ نسبت به نمونه خام افزایش تقریباً ۱۶٪ سختی را داشته است. در نتیجه تشکیل فاز مارتنزیت استحکام دهی بیشتری نسبت به بزرگ شدن رسوبات ناشی از عملیات حرارتی داشته است. موریتا و همکارانش با انجام سختی سنجی بر روی فازهای نمونه عملیات حرارتی شده گزارش کردند که فاز α در افزایش



شکل ۶. ریز ساختار نمونه ۴. الف) تصویر OM بعد از محلول سازی شامل تیغه های مارتنزیت و ب) تصویر SEM پس از پیرسازی شامل رسوبات تجزیه شده از مارتنزیت.

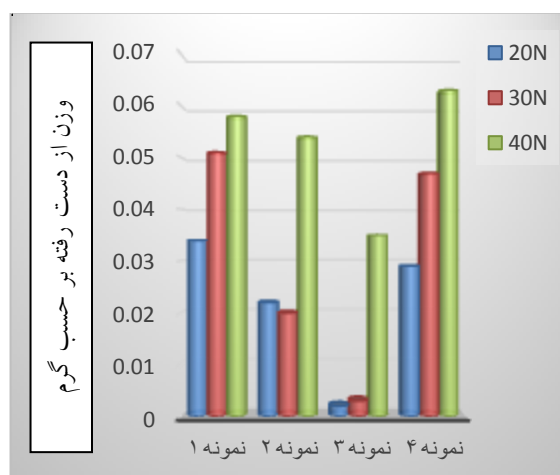
تصاویر به دست آمده شکل ۶-الف از نمونه شماره ۴ در مقایسه با تصاویر منابع و تحقیقات سایر محققین [۱۹ و ۲۰] بیانگر یک ساختار کاملاً مارتنزیتی است که در تصاویر دانه های بتا اولیه قابل مشاهده است که فاز مارتنزیت در اثر استحاله مارتنزیتی در آن تشکیل شده و ساختار سوزنی شکل مارتنزیت در تصاویر به خوبی مشخص است. در شکل ۶-ب رسوبات ناشی از تجزیه مارتنزیت در حین پیرسازی را می توان مشاهده نمود.

مکانیزم برش خوردن ذرات به وسیله نابجایی‌ها در مراحل اولیه پیر سختی، یعنی هنگامی که رسوب‌ها دارای فصل مشترک هم سیما با زمینه هستند، فعال است. در صورتی که مکانیزم دوم یعنی دور زدن ذرات به وسیله نابجایی‌ها معمولاً در مورد رسوب‌های پیر سخت شده، رسوب‌های بزرگتر یا ناخالصی‌ها به وقوع می‌پیوندد [۲۴].

در حالتی که ذرات کوچک یا نرم باشند، نابجایی‌ها ذرات را بریده و تغییر شکل می‌دهند، البته در صورتی که تنش وارده به اندازه کافی زیاد باشد. در نتیجه کار لازم جهت عبور نابجایی‌های اولیه از این رسوب در تعیین تنش سیلان بسیار مهم است [۲۳ و ۲۴].

سایش

نمودار کاهش وزن نمونه‌ها بعد از آزمون سایش در سه بار ۲۰، ۳۰ و ۴۰ نیوتن و مسافت ۱۰۰۰ متر با سرعت ۰/۳ متر بر ثانیه در شکل ۸ نشان داده شده است. انتظار می‌رود که افزایش بار سبب تغییر در مکانیزم سایش شده باشد.



شکل ۸. میزان وزن از دست رفته نمونه‌ها تحت بارگذاری‌های متفاوت.

بررسی نمودارهای کاهش وزن نمونه‌های ۱ تا ۴ در حالت بارگذاری ۲۰ نیوتن نشان می‌دهد که همانطور که انتظار

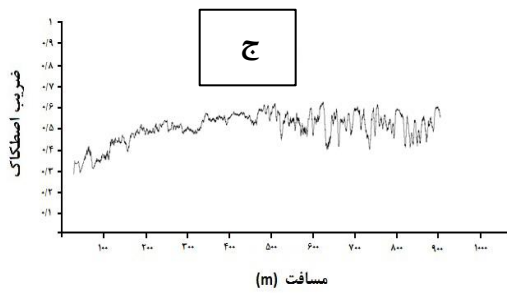
سختی در نمونه‌هایی که زیر دمای استحاله α به β عملیات حرارتی شده‌اند و نرخ سرد شدن آنها کم و یا تعادلی است، بی تأثیر است [۱۹ و ۲۰ و ۲۱]. در نمونه ۴ همانطور که در مطالب قبلی بیان شد، با انجام محلول‌سازی و خنک کردن در آب ساختار کاملاً مارتنزیتی بدست می‌آید که تشکیل این ساختار خود موید بر سختی بالا است، با انجام پیرسازی نیز با تجزیه مارتنزیت و تشکیل رسوبات سختی افزایش بیشتری پیدا می‌کند. دو مکانیزم برای افزایش سختی در اثر پیرسازی می‌توان در نظر گرفت: الف) تجزیه فاز مارتنزیت به دو فاز α و β (ب) تشکیل فاز α_2 یا Ti_3Al .

با توجه به این‌که دمای پیرسازی ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد است و فاز α_2 در دماهای ۵۵۰-۵۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌شود این مکانیزم نمی‌تواند مورد قبول واقع شود. در آلیاژ Ti-6Al-4V دمای محلولیت Ti_3Al در محدوده ۵۵۰-۵۰۰ درجه سانتی‌گراد است به این معنا که اگر دمای پیرسازی کمتر از ۵۰۰ درجه انتخاب شود در حین عملیات ذرات Ti_3Al در فاز α رسوب می‌کند و منجر به افزایش سختی می‌شود اما اگر دمای پیرسازی ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد یا بالاتر انتخاب شود این فاز در ساختار حل شده و عملیات پیرسازی مانند یک عملیات تنش زدایی رفتار می‌کند و تأثیری در سختی ندارد [۲۲ و ۱۰]. در نتیجه سختی به دست آمده ناشی از تجزیه مارتنزیت به دو فاز α و β است.

رسوبات α و β تشکیل شده در اثر تجزیه مارتنزیت و یا به طور کلی رسوبات تشکیل شده در اثر پیرسازی با نابجایی‌های در حال حرکت اندرکنش دارند که باعث افزایش سختی و استحکام فلز می‌شوند. افزایش استحکام به عوامل مختلفی از قبیل اندازه، فاصله، نوع رسوب و ... بستگی دارد. ذرات فاز دوم به دو روش کاملاً متفاوت می‌توانند حرکت نابجایی‌ها را کند کنند:

۱) بریده شدن رسوب‌ها توسط نابجایی‌ها

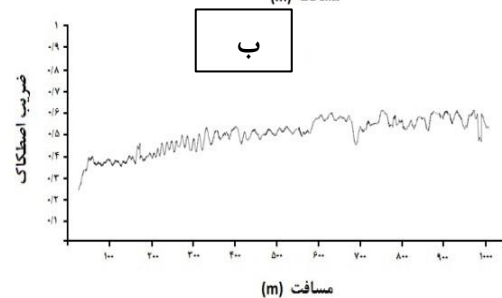
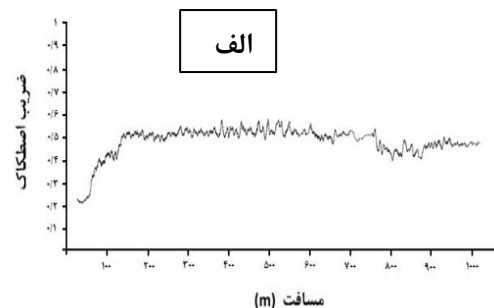
۲) دور زدن رسوب‌ها [۲۳ و ۲۴].



شکل ۹. نمودار ضریب اصطکاک نمونه‌ها در بارگذاری ۳۰ نیوتن.
(الف) نمونه ۱، (ب) نمونه ۲ و (ج) نمونه ۴.

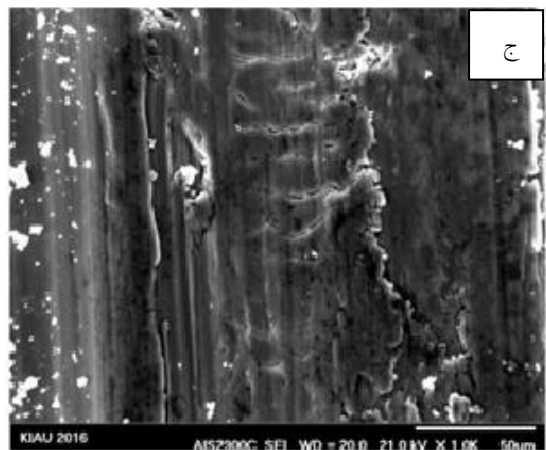
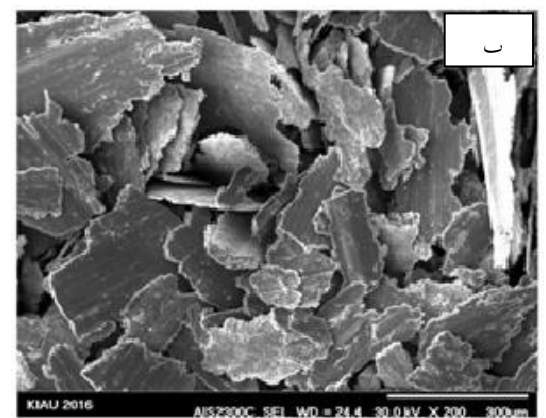
تغییرات ضریب اصطکاک در طول فرآیند سایش برای نمونه‌های مورد بررسی در سه بار اعمالی ۲۰، ۳۰ و ۴۰ نیوتن برای مقایسه در شکل ۹ ارائه شده است. برای بررسی هرچه دقیق‌تر رفتار سایشی نمونه‌ها از سطوح فرسوده و ذرات سایشی تصاویر SEM با آشکار ساز الکترون ثانویه تهیه گشت. تصویر سطوح فرسوده نمونه ۱ در بار اعمالی ۲۰ نیوتن در شکل ۹ ارائه شده است. بررسی سطح سایش نمونه شماره ۱ در بار ۲۰ نیوتن وجود شیارهای میکرونی را در سطح سایش و در راستای سایش انجام گرفته نشان می‌دهد. مکانیزم عمده حاکم در این سایش ایجاد خراش‌های ریز (سایش خراشان) است. این مساله به سبب سختی کم نمونه مذکور صورت گرفته است. وجود ترک در سطح سایش مشاهده نشد که می‌تواند نشان‌دهنده انعطاف پذیری مناسب در این بار اعمالی و در شرایط سایش اعمال شده باشد. تصویر تهیه شده از براده‌های حاصل از آزمون سایش در این نمونه نشان‌دهنده وجود تکه‌های فلز است. در شکل‌های ۱۱ و ۱۲ تصاویر سطوح سایشی نمونه شماره ۱ در بارهای ۳۰ و ۴۰ نیوتن آورده شده است. همانطور که از تصاویر تهیه شده از بارگذاری ۳۰ نیوتنی مشخص است، در اثر فرآیند سایش، مسیرهایی بر روی سطوح ساییده شده ایجاد شده است.

می‌رفت نمونه خام یا مرجع دارای بیشترین مقدار کاهش وزن به نسبت نمونه‌های دیگر باشد. با ارزیابی نمودارهای ستونی مربوط به حالات ۳۰ و ۴۰ نیوتن نیز می‌توان مشاهده کرد که با افزایش بارگذاری، میزان کاهش وزن نمونه‌ها افزایش یافته است. نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی نشان می‌دهد که سختی نمونه‌ها از شماره ۱ تا ۴ افزایش می‌یابد. این موضوع در نمودارها به وضوح قابل مشاهده است که با افزایش سختی، میزان اتلاف وزن، کاهش می‌یابد اما نمونه شماره ۴ که دارای بیشترین مقدار سختی است، دارای مقدار کاهش وزن بسیار بیشتری به نسبت دو نمونه ۲ و ۳ بوده و حتی در شکل ۸ نیز مشاهده می‌شود که این مقدار حتی بیشتر از نمونه مرجع نیز هست. این مساله می‌تواند ناشی از آن باشد که در واقع مقاومت سایشی با افزایش سختی بعد از انحلال و کونچ و در پی آن پیرسازی، کاهش می‌یابد، این بدان علت است که مقاومت سایشی خراشان بطور قابل توجهی از مشخصات ریزساختاری آلیاژ Ti-6Al-4V تأثیر می‌پذیرد تا سختی آن [۲۵].



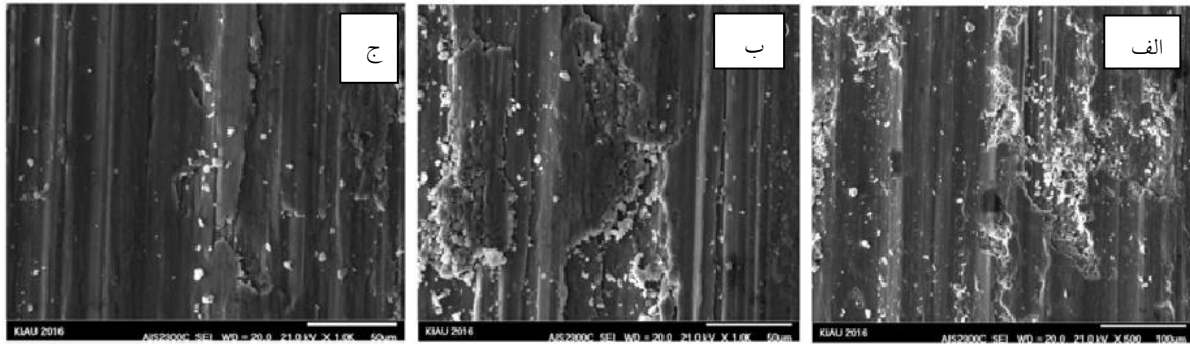
است که این مساله می‌تواند ناشی از اعمال بار بیشتر به نمونه باشد. در شکل ۱۲ تصاویر تهیه شده از بارگذاری ۴۰ نیوتن نمونه ۱ آورده شده است. مکانیزم سایش غالب مشاهده شده در این بارگذاری نیز از نوع سایش خراشان بوده و این مساله به وضوح در تصاویر تهیه شده مشخص است. از طرف دیگر در برخی از مناطق کندگی‌هایی نیز دیده می‌شود. این مناطق در واقع بیانگر این هستند که مکانیزم سایشی کندگی نیز رخ داده است. این موضوع نشان دهنده میزان بار زیادی است که بر نمونه وارد شده است. شکل ۱۲-ج که سطح سایشی نمونه را در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر نشان می‌دهد، می‌توان ذرات اکسیدی را بر روی سطح به وضوح مشاهده کرد. سطح سایش و براده‌های سایشی نمونه‌های شماره ۲، ۳ و ۴ در بارگذاری‌های مختلف در شکل‌های ۱۲ تا ۱۵ آورده شده است.

بررسی تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی تهیه شده از نمونه‌ها تحت بارگذاری‌های مختلف، نشان می‌دهد که مکانیزم سایشی غالب در اکثر آنها سایش خراشان است. بررسی کلی سطوح سایشی نمونه‌ها نشان می‌دهد که با افزایش نیرو ترکیبی از دو مکانیزم سایش اتفاق می‌افتد. در واقع، هنگامی که نمونه قابلیت شکل‌پذیری مناسبی داشته باشد، بر روی سطح ساییده شده آن، مسیرهای سایشی بصورت خراش بوجود می‌آید اما هنگامی که نمونه ترد باشد دچار کندگی‌هایی نیز می‌شود.

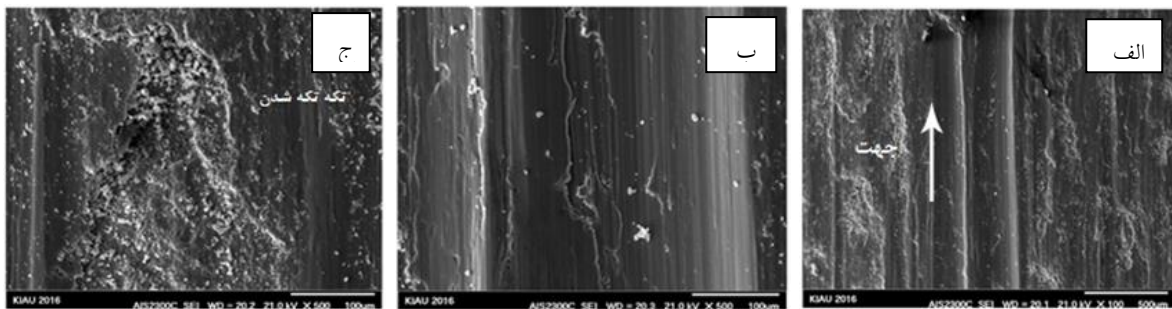


شکل ۱۰. سطح فرسوده و براده‌های نمونه شماره ۱ در بار اعمالی ۲۰ نیوتن، الف) بزرگنمایی ۲۰۰ برابر، ب) براده‌های حاصل از ۲۰ نیوتن بار، ج) بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر.

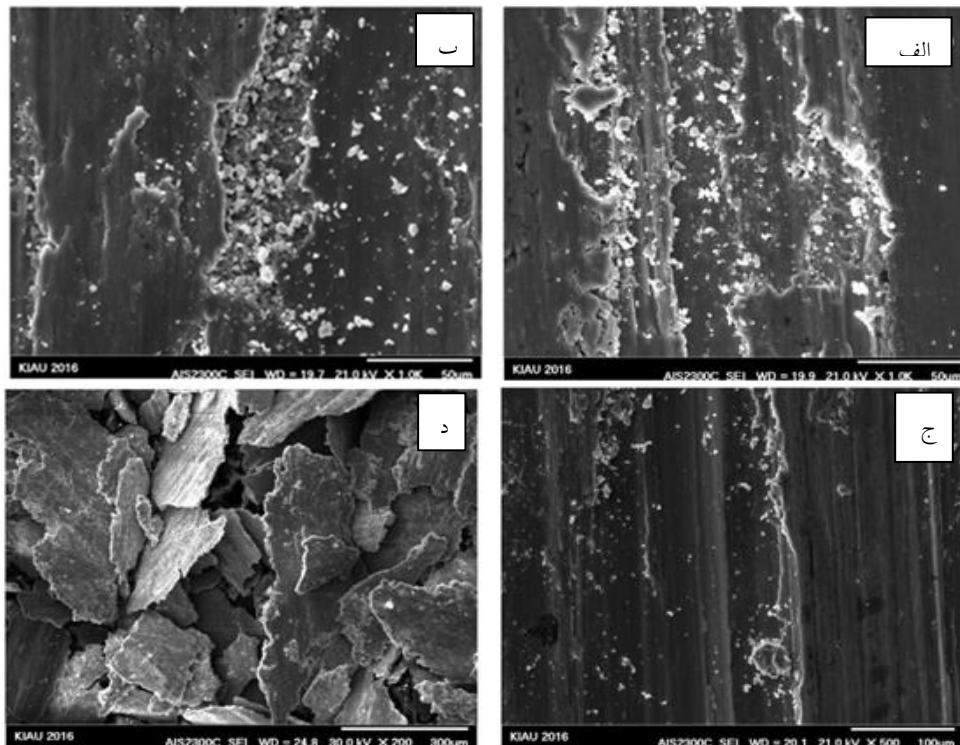
این مسیرها نشان‌دهنده این موضوع هست که نمونه دارای سختی کمی است. همانطور که از شکل ۱۱-ب مشخص است در سطح تحت سایش، تکه‌تکه شدگی اتفاق افتاده



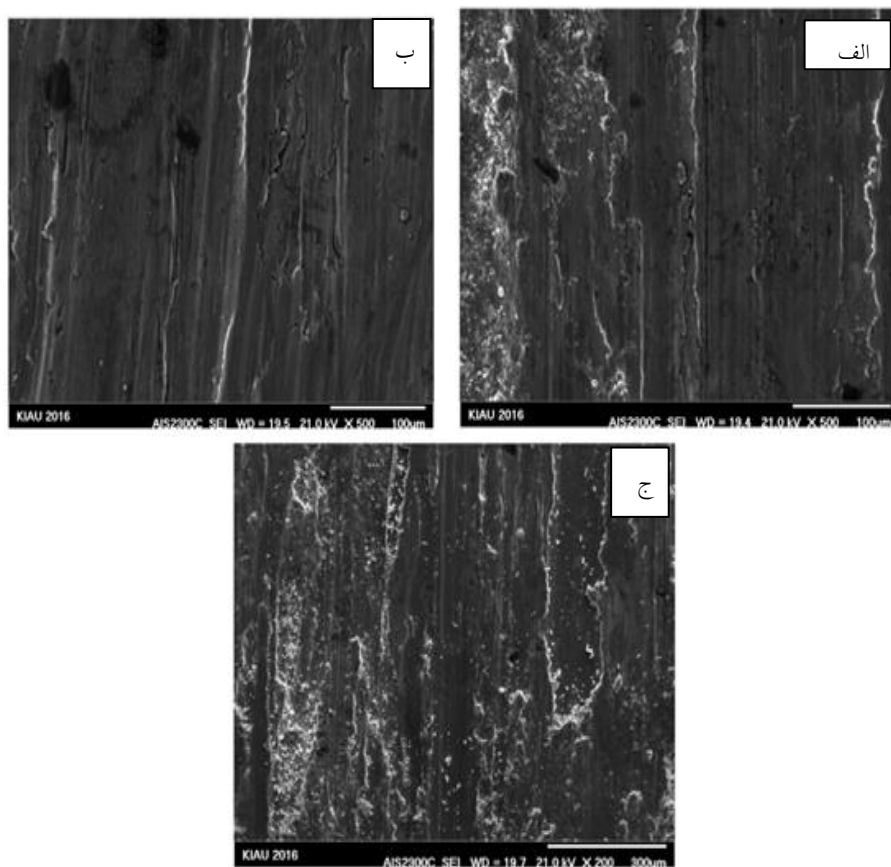
شکل ۱۱. سطح سایش نمونه شماره ۱ در بار اعمالی ۳۰ نیوتن در بزرگنمایی‌های مختلف.



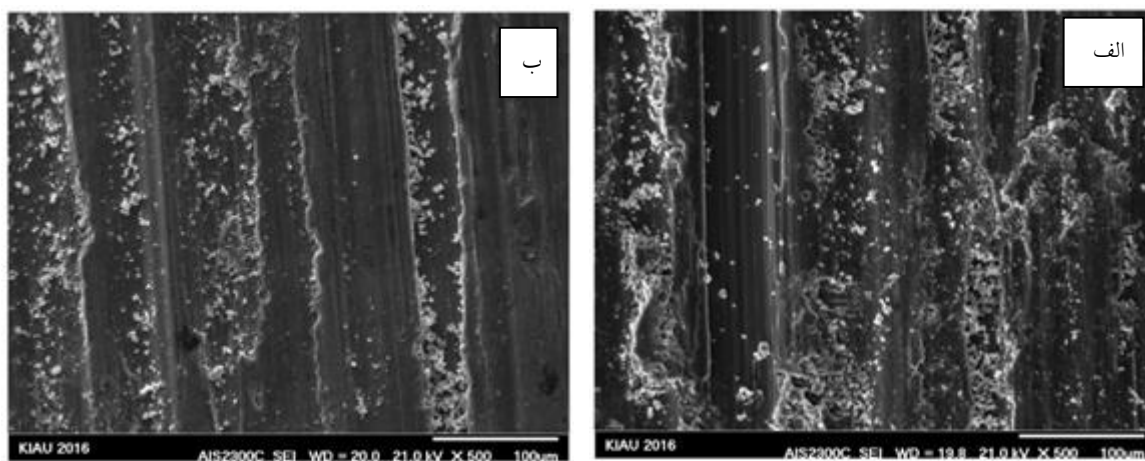
شکل ۱۲. سطح سایش نمونه شماره ۱ در بار اعمالی ۴۰ نیوتن در بزرگنمایی‌های مختلف.

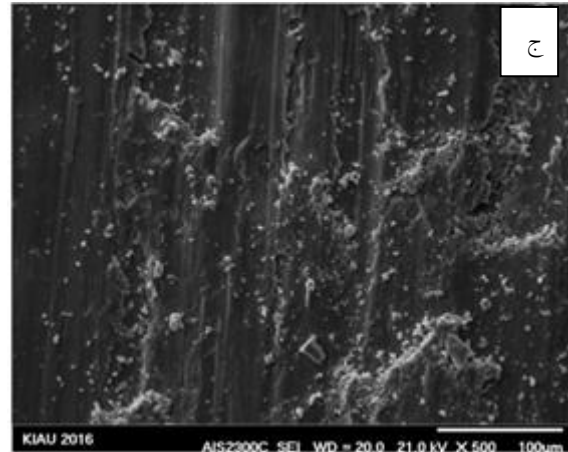
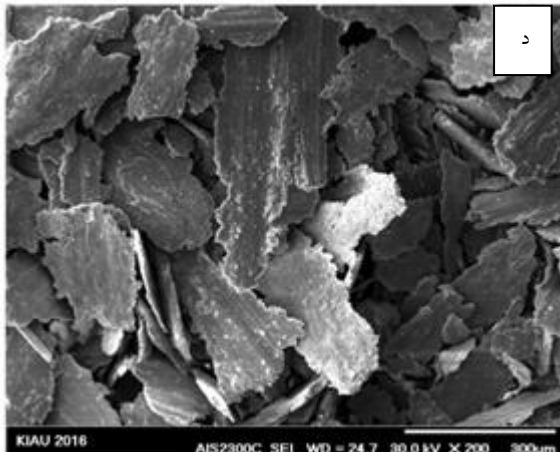


شکل ۱۳. سطح سایش نمونه شماره ۲ در بار اعمالی، (الف) ۲۰ نیوتن، (ب) ۳۰ نیوتن، (ج) ۴۰ نیوتن، (د) براده‌های بارگذاری ۴۰ نیوتن.



شکل ۱۴. سطح سایش نمونه شماره ۳ در بار اعمالی، الف) ۲۰ نیوتن، ب) ۳۰ نیوتن، ج) ۴۰ نیوتن.





شکل ۱۵. سطح سایش نمونه شماره ۴ در بار اعمالی، الف) ۲۰ نیوتن، ب) ۳۰ نیوتن، ج) ۴۰ نیوتن.

3. V. KrishnaBalla, J. Soderlind, S. Bose, A. Bandyopadhyay, *Microstructure, mechanical and wear properties of laser surface melted Ti6Al4V alloy*, Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 32(2014)335–344.
4. F. Yang, B. Gabbitas, *Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of a Ti-6Al-4V alloy rod prepared by powder compact extrusion*, International Journal of Modern Physics B, 29(2015), Nos. 10&11, 1540004 (7 pages).
5. S. Manikandan, S. Ramanathan, V. Ramakrishnan., *A Calorimetric Study of Ti-6Al-4V Alloy*, Indian Journal of Science and Technology, 6(2013) 4262-4267.
6. Y. C. Lin, Y. C. Lin, Y. C. Chen, *Evolution of the microstructure and tribological performance of Ti-6Al-4V cladding with TiN powder*, Materials & Design, 36(2012)584–589.
7. Y. C. Lin, Y. C. Lin, *Elucidation of microstructure and wear behaviors of Ti-6Al-4V cladding using tungsten boride powder by the GTAW method*, Journal of Coatings Technology and Research, 8(2011) 247–253.
8. G. W. Stachowiak, *Wear: Materials, Mechanisms and Practice*, John Wiley & Sons, (2005)1-44.
9. T. Morita, K. Asakura, C. Kagaya, *Effect of Combination Treatment on Wear Resistance and Strength of Ti-6Al-4V Alloy*, Materials Science and Engineering A, 618(2014)438-446.
10. B. D. Venkatesh, D. L. Chen, S. D. Bhole, *Effect of heat treatment on mechanical*

نتیجه‌گیری

از بررسی یافته‌های تحقیق حاضر نتایج زیر حاصل می‌گردد:

الف) افزایش دمای آنیل تا دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد و سپس کوئنچ در آب منجر به تشکیل ساختاری شامل فاز α اولیه و ذرات β پراکنده در دانه‌های α به همراه فاز مارتنزیت تیغه‌ای α' می‌شود.

ب) انجام سیکل عملیات حرارتی محلول‌سازی منجر به تشکیل ساختار مارتنزیت در آلیاژ می‌شود اما اگر نمونه پس از آن تحت عملیات پیرسازی قرار بگیرد مارتنزیت تجزیه شده و در نتیجه رسوبات نامنظم بتا در زمینه تشکیل خواهند شد.

ج) نتایج بدست آمده از نمودارهای کاهش وزن نشان می‌دهد که مقاومت سایشی با افزایش سختی بعد از کوئنچ-پیرسازی، کاهش می‌یابد.

د) بررسی سطح سایش نمونه‌ها نشان داد که سایش بیشتر با مکانیزم ایجاد خراش انجام می‌شود.

مراجع

1. G. Lutjering, J. C. Williams, Titanium, Springer, Berlin(2003)1-14.
2. M. J. Donachi, Titanium – a technical guide, 2nd edn, ASM International, Metals Park, OH (2000) 61-89.

4V alloy Submitted to heat treatments, Brazilian Dental Journal, 17(2006) 126-129.

22. ASM Metals Handbook, ASM international, Vol. 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, (1992).

23. D. A. Porter, *Phase Transformation in Metals and Alloy*, Chapman & Hall, (1992).

۲۴. رزاقیان احمد، مقدمه ای بر اصول نابه جایی ها و مکانیزم های استحکام بخشی، انتشارات جهاد دانشگاهی واحد قزوین، ۱۳۹۱.

25. S. Hadke, R. K. Khatirkar, *Microstructure Evolution and Abrasive Wear Behavior of Ti-6Al-4V Alloy*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(2015)3969-3981.

properties of Ti-6Al-4V ELI alloy, *Materials Science and Engineering A*, 506(2009)117-124.

11. M. T. Jovanovic, S. Tadic, S. Zec, Z. Miskovic, I. Bobic, *The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti-6Al-4V alloy*, *Materials & Design*, 27(2006)192-199.

12. T. Morita, S. Tanaka, S. Ninomiya, *Improvement in fatigue strength of notched Ti-6Al-4V alloy by short-time heat treatment*, *Materials Science and Engineering A*, 669(2016)127-133.

13. ASTM E92-16, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials " ASTM, (2016).

14. ASTM G99., (2017), Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus.

15. S. Tanaka, T. Morita, K. Shinoda, *Effects of Short-Time Duplex Heat Treatment on Microstructure and Fatigue Strength of Ti-6Al-4V Alloy*, 13th International Conference on Fracture, Beijing, China, (2013).

16. T. Morita, K. Hatsuoka, T. Iizuka, K. Kawasaki, *Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment*, *Materials Transactions*, 46(2005)1681- 1686.

17. S. S. Youssef, K. M. Ibrahim, M. Abdel-Karim, *Effect of heat treatment process on tribological behavior of TI-6AL-4V alloy*, *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, 2 (2013) 385-394.

18. I. Cvijovic-Alsgic, S. Mitrovic, Z. Cvijovic, Đ. Veljovic, M. Babic, M. Rakin., *Influence of the Heat Treatment on the Tribological Characteristics of the Tibased Alloy for Biomedical Applications*, *Tribology in industry*, 31(2009) 17-22.

19. F.H. Froes, *Titanium Physical Metallurgy Processing and Applications*, ASM International, (2015).

20. A. Gheysarian, M. Abbasi, *The Effect of Aging on Microstructure, Formability and Springback of Ti-6Al-4V Titanium Alloy*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(2017) 374-382.

21. S. Soares, G. Luis, *Vickers Hardness of Cast Commercially Pure Titanium and Ti-6Al-*