

بررسی رفتار خستگی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V مورد استفاده در ساخت ایمپلنت‌های پزشکی

سعید یزدانی^۱، محمود حاجی صفری^{۱*}، آرمان زارع بیدکی^۱

^۱دانشگاه آزاد اسلامی، واحد یزد، دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد و مکانیک، یزد، ایران

تاریخ ثبت اولیه: ۹۳/۳/۱۷، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۹۳/۶/۱۷، تاریخ پذیرش قطعی: ۹۳/۶/۲۲

چکیده

در این تحقیق با انجام آزمون خستگی به روش چرخشی - خمشی بر روی نمونه‌های مختلف، رفتار خستگی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V مورد بررسی قرار گرفت. جهت تعیین ترکیب شیمیایی فازهای مختلف و همچنین بررسی ریز ساختار و تحلیل نحوه اشاعه ترک از میکروسکوپ الکترونی روبشی و میکروسکوپ نوری استفاده گردید. نتایج نشان داد که نمونه‌ها در دمای محیط، دارای حد خستگی برابر با ۴۹۰ مگاپاسکال و عمر خستگی برابر با 1.2×10^7 چرخه می‌باشند. همچنین مطالعات ریزساختاری نشان داد که ترک‌های خستگی هم از سطح و هم از داخل نمونه جوانه زنی و اشاعه پیدا نموده اند. ضمناً این ترک‌ها در حین اشاعه، پس از برخورد به فاز β از مسیر خود منحرف می‌شوند.

کلمات کلیدی: تیتانیوم، Ti-6Al-4V، ترک داخلی خستگی، حد خستگی، عمر خستگی.

Fatigue Behavior of Biomedical Titanium Ti-6Al-4V Alloy

Saeid Yazdani¹, Mahmoud Hajisafari^{1*}, Arman Zare Bidaki¹

¹Department of Metallurgy and Mechanics Eng., College of Engineering, Islamic Azad University, Yazd, Iran

Abstract

In this paper Fatigue behavior of various samples of Ti-6Al-4V titanium alloy were investigated using standard rotating-bending test. scanning electron microscopy (SEM) and optical microscopy (OM) were used to study the microstructure, crack propagation analysis and also to determine the chemical composition of different phases. The results revealed that the tested samples have the fatigue limit and fatigue life equal to 490 MPa and 1.2×10^7 cycles, respectively. In addition, the microstructural studies showed that the nucleation and propagation of fatigue cracks occur both from surface and internal bulk of the samples. Furthermore cracks deviate from their expected direction in case of facing β phase.

Keywords: Titanium, Ti-6Al-4V, Internal Fatigue Crack, Fatigue limit, Fatigue life.

*عهده دار مکاتبات

۱- مقدمه

استحکام خستگی مناسب، وزن مخصوص کم و مقاومت به خوردگی از جمله خواص بسیار مهم آلیاژهای تیتانیوم در استفاده از آنها به عنوان مواد مورد استفاده در صنایع هوا فضا و یا به کارگیری به عنوان مواد اولیه در ساخت ایمپلنت می‌باشند. در مقایسه با فلزات دیگر، آلیاژهای تیتانیوم مجموعه ممتازی از زیست سازگاری و خواص مکانیکی مطلوب را داشته، به طوری که این آلیاژها یکی از مهمترین گروه مواد در ساخت ایمپلنت‌های تحمل کننده بار می‌باشند [۱].

امروزه استفاده از آلیاژهای تیتانیوم در تجهیزات تحت بار مانند قطعات موتور هواپیما یا مواد کاشتنی در بدن انسان (ایمپلنت) به طور چشمگیری گسترش یافته است. وجود تنش‌های سیکلی در چنین کاربردهایی ممکن است سبب جوانه زنی و رشد ترک خستگی در قطعات مورد نظر شده و به محض رسیدن طول ترک‌های مذکور به یک مقدار بحرانی، شکست اتفاق بیفتد.

به طور کلی خواص مکانیکی آلیاژهای تیتانیوم بستگی به مورفولوژی، کسر حجمی و خواص منحصر به فرد دو فاز α و β دارد. محدودیت‌های موجود در استحکام که در آلیاژهای تک فاز α به دلیل واکنش منظم شدن (Ordering Reaction)، در غلظت‌های بالاتر از ماده حل شده ایجاد می‌شوند، و همچنین مشکلات موجود در فرآیند شکل دهی گرم، منجر به انجام تحقیقات جدیدی بر روی ترکیبات شیمیایی دارای هر دو فاز α و β گردیده است. امروزه آلیاژهای تیتانیوم α/β با ترکیب شیمیایی مشخص Ti-6Al-4V (IMI 318) از لحاظ اقتصادی دارای اهمیت ویژه‌ای می‌باشند [۲].

تحقیقات انجام شده توسط Papakyriacou و همکاران [۳] روی آلیاژ Ti-6Al-7Nb و تیتانیوم خالص تجاری به روش CFD (Cumulative Fatigue Damage) در هوا و محلول 0.9 wt% NaCl نشان داده است که تعداد سیکل تا شکست هر دو ماده در محلول نمکی نسبت به هوا کاهش می‌یابد. Zavanelli و همکاران [۴] فعالیتی مشابه در مورد ایمپلنت‌های دندانی Ti-6Al-4V و تیتانیوم خالص تجاری غوطه ور در بزاق دهانی و بزاق مصنوعی فلورایدی (fluoride synthetic saliva) انجام

دادند. این محققین کاهش عمر خستگی هر دو آلیاژ نسبت به نمونه های مشابه در هوا را به انجام واکنش‌های سطحی (Superficial Reactions) که منجر به ایجاد حفره و شکاف در سطح می‌گردد، مرتبط دانسته اند. Bache و همکاران [۵] رفتار رشد ترک خستگی آلیاژ Ti-6Al-4V با سه ریز ساختار متفاوت حاصل از فرآیندهای عملیات حرارتی متفاوت شامل ریز ساختار تابکاری شده (Mill Annealed)، دو فازی $\alpha+\beta$ (Bimodal) و لایه لایه‌ای دگرگون شده (Transformed Lamellar) در هوا و در محلول wt% NaCl ۳/۵ را در دمای اتاق مورد مطالعه قرار دادند. نتایج آن‌ها نشان داد که آلیاژهای آئیل شده و دوفازی تقریباً نسبت به محیط غیر حساس بوده و با قرارگیری در محلول نمکی، سرعت اشاعه ترک خستگی (da/dN) آن‌ها در مقایسه با نمونه‌های مورد آزمون در هوا، اندکی افزایش می‌یابد. آلیاژ با ساختار لایه لایه‌ای دگرگون شده تحت غوطه‌وری در محلول نمکی، افزایش قابل ملاحظه‌ای در نرخ رشد ترک نشان داد. محققان این رفتار آلیاژ را به حضور هیدروژن و نفوذ آن به فلز در خلال فرآیند رشد ترک، نسبت داده و تردی هیدروژنی یا شکست القاء شده توسط هیدریدها (Hydride-induced Fracture) در فصل مشترک فازهای α و β را عامل احتمالی افزایش نرخ رشد ترک دانسته اند. این نتایج به تاثیر شفاف و قاطع ریزساختار بر رفتار خوردگی خستگی آلیاژ Ti-6Al-4V ارتباط داشت. Azevedo [۶] به بررسی علل از کار افتادگی یک صفحه ترمیم از جنس تیتانیوم خالص تجاری (گرید ۱) مورد استفاده در پیوند و بازسازی استخوان، پرداخت. بررسی‌های او نشان داد که خطای تکنیکی جراح و یا جذب مجدد استخوان (Bone resorption) در انهدام و از دست رفتن پیچ‌های صفحه موثر بوده اند. در سال ۲۰۰۳ در گزارشی دیگر، Azevedo و Dos Santo [۷] نشان دادند که عمر خستگی یک صفحه تیتانیوم خالص تجاری (گرید ۱) غوطه ور در سرم با دمای ۳۷ درجه سانتیگراد، نسبت به انجام آزمون مشابه در هوا کاهش می‌یابد. در سال ۲۰۰۴، Akahori و همکاران [۸] به بررسی رفتار خستگی و خوردگی - خستگی آلیاژ Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr (TNTZ) در هوا با دمای ۲۲ درجه سانتیگراد و در محلول رینگر با دمای ۳۷ درجه سانتیگراد پرداختند. هدف اصلی در مطالعه آن‌ها دست یابی به ریز ساختارهای مشخص و ارزیابی

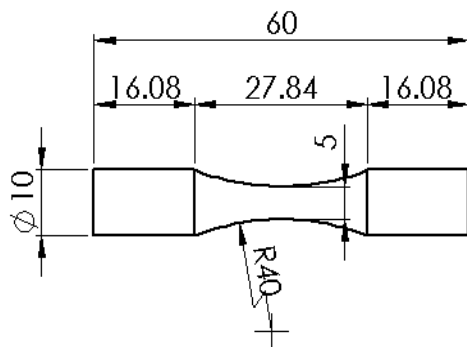
خواص مکانیکی آلیاژ مورد استفاده به ترتیب در جدول‌های (۱) و (۲) نشان داده شده است.

همچنین به منظور تعیین میزان سختی (Hardness) آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V، نمونه‌ای به صورت تصادفی انتخاب و آزمون میکرو سختی سنجی با استفاده از دستگاه Future-Tech مدل FM-700 ساخت کشور لهستان، در ۶۲ نقطه از سطح آن (در راستای قطر نمونه) با اعمال بار 100 gF انجام گردید که میانگین نتایج حاصل از این آزمون در جدول (۲) ارائه شده است.

۲-۳- آماده‌سازی و نحوه پوشش‌دهی

فولاد زنگ نزن L316 که علاوه بر کاربردهای مهندسی به عنوان ماده زیستی نیز کاربردهای فراوانی دارد، برای سطح زیرین پوشش انتخاب گردید.

اعمال پوشش بر روی نمونه‌ها توسط دستگاه غوطه‌وری که به همین منظور طراحی و ساخته شد انجام گرفت. نمونه‌ها با سرعت 5cm/min از درون محلول بیرون آورده شده و سپس در دمای 70°C خشک گردیدند. در نهایت نمونه‌ها در کوره عملیات حرارتی با سرعت 3°C/min تا دمای 400°C گرم شده و به مدت 30 دقیقه تحت عملیات حرارتی زیتترینگ قرار گرفتند. جدول (۱) مشخصات نمونه‌های ستر شده را نشان می‌دهد.



شکل ۱. شکل و ابعاد نمونه‌های آزمون (میلیمتر)

تاثیر آن‌ها بر رفتار خستگی و خوردگی آلیاژ مذکور بود. بررسی‌های آن‌ها نشان داد که استحکام خستگی هر دو نمونه پیر شده و عملیات محلولی شده (Solutionized) در دو محیط هوا و محلول رینگر یکسان است. در همان سال، رفتار خستگی آلیاژ Ti-13Nb-13Zr با ساختار β توسط Baptista و همکاران [۹] مورد بررسی قرار گرفته و خواص خستگی این آلیاژ با روش (Cumulative Fatigue Damage) CFD به منظور دستیابی به منحنی S-N در محیط‌های هوا و محلول 0.9 wt.% NaCl بررسی شد. نتایج آن‌ها نشان داد که آلیاژ فوق به محیط اطراف حساسیتی نداشته و نمودارهای حاصل از انجام آزمون خستگی در هوا و محلول نمکی یکسان بودند. Boehlert و همکاران [۱۰] نیز چنین عدم حساسیتی را در مورد آلیاژهای Ti-15Al-33Nb و Ti-21Al-29Nb که ریز ساختار آن‌ها عمدتاً از فاز β با ساختار مکعب مرکز دار (BCC) تشکیل شده بود، گزارش دادند. بر اساس نتایج آن‌ها Majumdar و همکاران [۱۱] ارزیابی رفتار خستگی آلیاژهای Ti-13Nb-13Zr و Ti-13Nb-13Zr-0.5B را در محلول شبیه سازی شده بدن نادیده گرفته و آزمون‌ها را فقط در هوا انجام دادند.

در پژوهش حاضر، آزمون خستگی بر روی نمونه‌هایی به شکل ساعت شنی (Hour-glass shaped) با ترکیب شیمیایی Ti-6Al-4V، با استفاده از روش استاندارد چرخشی-خمشی (Rotating-Bending) در هوا انجام گردید. سطح نمونه‌ها پس از وقوع شکست خستگی، شکست نگاری (Fractography) شد و جوانه زنی و اشاعه ترک خستگی مورد بررسی قرار گرفت.

۲- نحوه آزمایش

نمونه‌های مورد استفاده در آزمون از میلگردهای تیتانیومی تولید شده توسط شرکت ایتالیایی Lotolos با قطر نامی 10 میلی‌متر تهیه شده و توسط دستگاه تراش CNC مطابق با استاندارد ASTM E466 آماده سازی شدند (شکل ۱). به منظور حداقل نمودن تنش‌های پسماند احتمالی حین فرآیند تراشکاری، در کل فرآیند دقت در کنترل میزان براده برداری، توام با خنک کردن نمونه‌ها به عمل آمد. ترکیب شیمیایی و

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V مورد استفاده

عنصر	Al	V	Fe	C	O	N	Ti
مقدار (Wt%)	۶/۳	۴/۳۵	۰/۰۳	۰/۰۱	۰/۱۳	۰/۰۵	باقیمانده

جدول ۲. خواص مکانیکی آلیاژ Ti-6Al-4V مورد استفاده

پارامتر	مقدار
استحکام کششی (MPa)	۹۴۰
استحکام تسلیم ۰/۲٪ (MPa)	۸۷۰
تغییر طول (درصد)	۱۶
کاهش سطح (درصد)	۴۸
سختی (HRC)	۳۶

به منظور بررسی فازهای موجود در آلیاژ و ساختار آن‌ها پیش از انجام آزمون خستگی، نمونه ای به صورت تصادفی انتخاب شده و فرآیند سمباده زنی و پولیش کاری در سطح آن توسط سمباده‌های کاغذی نمره ۱۰۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰، ۲۵۰۰ و ۳۰۰۰ انجام گردید. سپس سطح مذکور با استفاده از محلول کروکل (Kroll's Reagent) (۹۲ میلی لیتر آب مقطر + ۶ میلی لیتر اسید نیتریک + ۲ میلی لیتر اسید هیدروفلوئوریک) حکاکی (Etch) گردید.

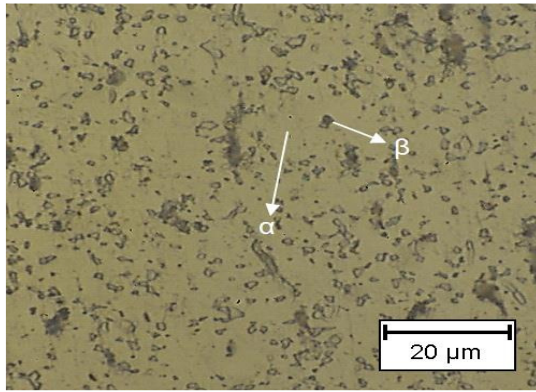
بررسی‌های شکست نگاری بر روی سطح شکست نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (Scanning Electron Microscopy-SEM) مدل VEGA\ TESCAN انجام شد. به منظور بررسی ریزساختار و تحلیل نحوه اشاعه ترک نیز از بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی میدانی (Filed Emission Scanning Electron Microscopy- FESEM) مدل MIRA3 TESCAN و میکروسکوپ نوری (Optical Microscopy-OM) مدل Leica mef4 m استفاده گردید. بدین صورت که نمونه‌های مذکور پس از مانت کردن، با اعمال نهایت دقت بر روی سطح شکست، تحت فرآیند پولیش سطحی توسط دستگاه ۲۰ Struers - abrapol، ساخت کشور دانمارک، قرار گرفته و سپس سطح حاصل با استفاده از محلول حکاکی کروکل، حکاکی گردید. فرآیند پولیش کاری سطح به نحوی انجام شد که از یک سو ترک‌های ایجاد شده در طول فرآیند خستگی، در سطح نمونه باقی مانده و از سوی دیگر نواحی اطراف ترک‌های مذکور کاملاً مسطح و عاری از ناهمواری گردند. بررسی‌های تکمیلی شامل بررسی ترکیب شیمیایی فازها، ریز ساختار و تحلیل محل‌های جوانه زنی و نحوه اشاعه ترک توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی میدانی انجام گرفت. علاوه بر این، جهت بررسی دقیق تر و تجزیه و تحلیل تصاویر میکروسکوپ نوری، از نرم افزار MIP استفاده شد.

به منظور تعیین سختی هر یک از فازهای موجود در آلیاژ، قبل از آغاز آزمون خستگی، نمونه‌ای به صورت تصادفی انتخاب و آزمون میکرو سختی سنجی با استفاده از دستگاه Future-Tech با اعمال بار ۱۰ gF بر روی فازهای آن انجام شد. نتایج این آزمون در جدول (۳) ارائه شده‌اند.

پس از ماشین کاری، به منظور دستیابی به کیفیت سطحی مناسب در محدوده سنجه طول (Gauge Length)، فرآیند سمباده زنی سطح مذکور با استفاده از سمباده‌های کاغذی با شماره‌های ۱۰۰۰، ۱۵۰۰، ۲۰۰۰، ۲۵۰۰ و ۳۰۰۰ انجام گردید. فرآیند پولیش کاری نیز با استفاده از پنبه آغشته به خمیر پولیش و سپس پنبه تا رسیدن به سطحی کاملاً آینه‌ای و عاری از هر گونه آثار خراش ناشی از عملیات ماشین کاری ادامه یافت. پیش از انجام آزمون خستگی به منظور حذف هرگونه چربی سطحی احتمالی، اثر انگشت و ... ، چربی زدایی سطحی نمونه‌ها با استفاده از مواد چربی زدای مناسب و سپس شستشو با آب مقطر و خشک کردن کامل سطح نمونه‌ها انجام شد.

آزمون‌های خستگی به روش چرخشی - خمشی، در ۱۱ سطح تنش متفاوت و با استفاده از دستگاه آزمون خستگی MSA2013 ساخت شرکت P.T.V. Co., Corrosion Protection، در دمای اتاق و با نسبت تنش $R=-1$ ، در تنش‌های متفاوت انجام شد. همچنین جهت اطمینان از اعتبار داده‌های حاصل از آزمون‌ها، در هر سطح تنشی سه نمونه یکسان تحت آزمون قرار گرفت. بارگذاری جهت انجام آزمون خستگی از $\frac{2}{3}\sigma_{UTS}$ (Ultimate Tensile Strength; UTS):

استحکام کششی نهایی) آغاز شده و تا حدود $\frac{1}{2}\sigma_{UTS}$ ادامه یافت به طوری که تنش‌های اعمالی در بازه ۳۰-۴۷۰ مگا



شکل ۳. تصویر میکروسکوپ نوری از سطح نمونه قبل از انجام آزمون با استفاده از محلول حکاکی کرول (۱۵ ثانیه)

به منظور بررسی دقیق‌تر فازهای موجود در ساختار آلیاژ، بررسی‌های تکمیلی بر روی سطح نمونه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی میدانی انجام شد که تصاویر مربوط به آن در شکل (۴) ارائه شده است. همان‌گونه اشاره شد، ساختار آلیاژ Ti-6Al-4V از دو فاز α و β تشکیل شده است. نتایج حاصل از آنالیز ترکیب شیمیایی فازهای α و β در جدول (۴) ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، فاز β در زمینه ای از فاز α توزیع شده است. در صنعت معمولاً به جهت حذف کلیه تنشهای پسماند ناشی از فرآیندهای تولیدی، عملیات حرارتی تابکاری (Annealing) بر روی میلگردهای تولیدی انجام می‌شود. دمای تابکاری برای این آلیاژ حدود ۷۰۰ درجه سانتیگراد ذکر شده است [۲]. در حقیقت توزیع یکنواخت فاز β در زمینه ای از فاز α می‌تواند نتیجه انجام این عملیات حرارتی بر روی آلیاژ مورد استفاده در فرآیند آزمون خستگی باشد.

جدول ۴. نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی از سطح نمونه پیش از آزمون در فازهای α و β از شکل ۴- (ب)

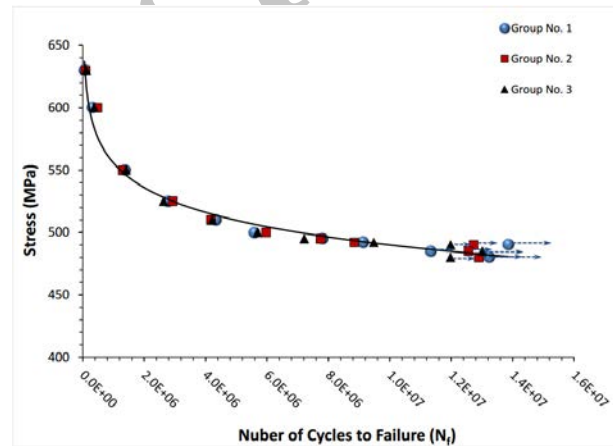
عناصر موجود (درصد وزنی)			نام فاز
تیتانیوم (Ti)	وانادیوم (V)	آلومینیوم (Al)	فاز α
باقیمانده	۱/۷۴	۸/۹۶	
باقیمانده	۱۰/۸۳	۷/۲۱	فاز β

جدول ۳. نتایج آزمون میکرو سختی سنجی بر روی نمونه Ti-6Al-4V در فازهای α و β

نوع فاز	میانگین سختی فاز (HRC)
α	۳۵
β	۴۹

۳- نتایج و بحث

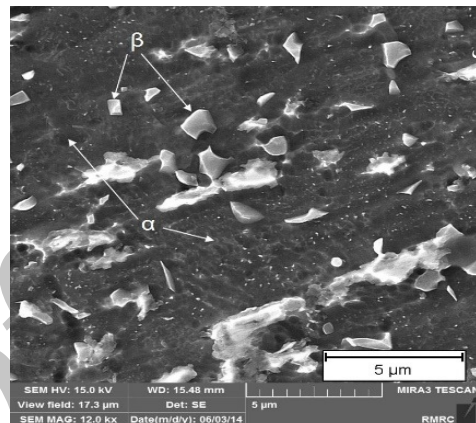
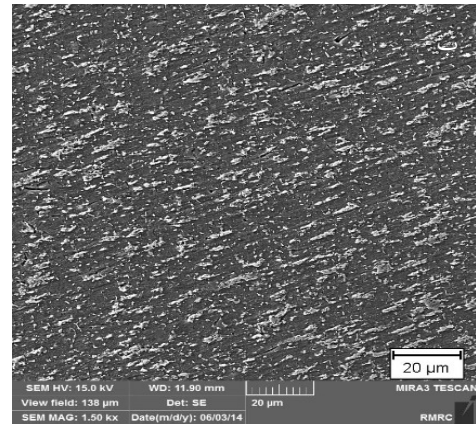
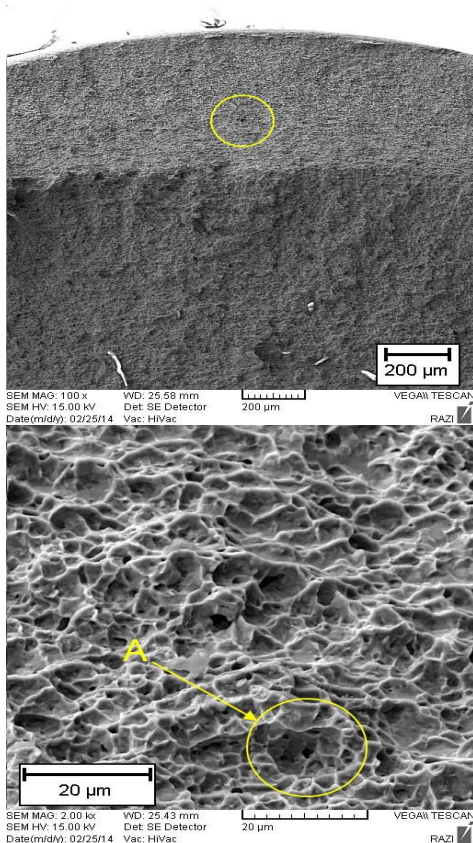
در شکل (۲)، منحنی S-N (تنش-تعداد سیکل تا شکست) مربوط به نمونه‌های آلیاژ Ti-6Al-4V مورد آزمون نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود حد خستگی آلیاژ مذکور در دمای اتاق برابر با ۴۹۰ مگاپاسکال و عمر خستگی آن برابر با 1.2×10^7 چرخه می‌باشد.



شکل ۲. منحنی تنش-تعداد سیکل تا شکست نمونه‌های تیتانیومی Ti-6Al-4V در هوا (دمای اتاق)

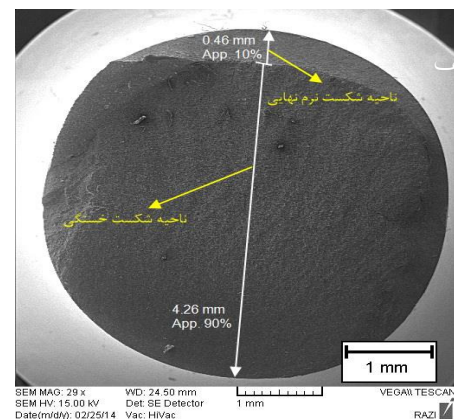
شکل (۳) تصویر میکروسکوپ نوری از سطح نمونه تیتانیومی، پیش از انجام آزمون خستگی را نشان می‌دهد که طبق بررسی‌های انجام شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی و آزمون تعیین ترکیب شیمیایی در ادامه مطالعات، مشاهده گردید که ریز ساختار از فازهای α و β تشکیل شده است.

در شکل (۶) تصاویر SEM از سطح شکست نشان داده شده است. همچنین آنالیز ترکیب شیمیایی در سطح مذکور (نقطه A از شکل ۶-ج) در جدول (۵) ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، شکست در این آلیاژ از نوع نرم بوده است. علاوه بر این، نتایج حاصل از آزمون طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (جدول ۴ و ۵) نشان داد که از نظر میزان عناصر تشکیل دهنده فازهای موجود، فاز زمینه α نسبت به فاز β دارای مقادیر بیشتری آلومینیوم بوده و میزان وانادیوم موجود در آن به میزان نسبتاً قابل توجهی کمتر می‌باشد. با دقت در مقادیر عناصر تشکیل دهنده آلیاژ در نقطه A مشاهده می‌شود که گودی (Dimple) مذکور در فاز α واقع شده است. با توجه به اینکه فاز β نسبت به فاز α دارای استحکام بالاتری است [۲]، از این رو گودی ایجاد شده در فاز نرم تر α (جدول ۳) دارای ابعاد درشت تری می‌باشد.



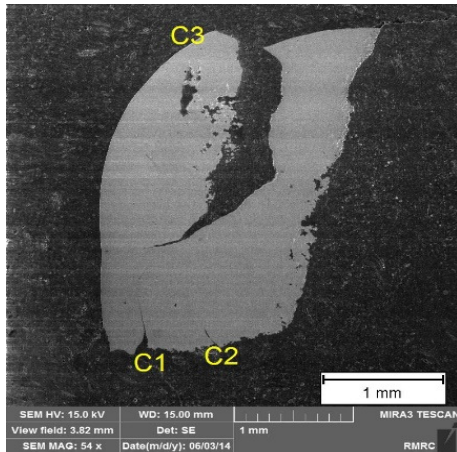
شکل ۴. تصاویر FESEM از سطح نمونه پیش از انجام آزمون خستگی با استفاده از محلول حکاکی کرول (۱۵ ثانیه)؛ (الف) بزرگنمایی ۱۵۰۰، (ب) بزرگنمایی ۱۲۰۰۰

شکل (۵) نمای کلی از سطح شکست در نمونه ای را نشان می‌دهد که شکست خستگی در آن پس از تحمل 9×10^6 چرخه اتفاق افتاده است. همانگونه که در این شکل مشخص است، حدود ۹۰ درصد از شکست ناشی از پدیده خستگی و حدود ۱۰ درصد باقیمانده، ناشی از شکست نرم در مرحله نهایی می‌باشد.



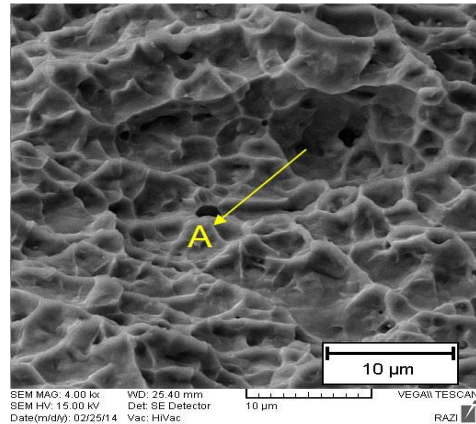
شکل ۵. نمای کلی از سطح شکست نمونه Ti-6Al-4V

شکل ۷. تصاویر SEM از سطح شکست نمونه در ناحیه خستگی و خطوط موج مربوطه؛ (الف) بزرگنمایی ۲۰۰۰، (ب) بزرگنمایی ۴۰۰۰ شکل (۸)، تصویر SEM سطح شکست را پس از انجام فرآیندهای پولیش و حکاکی، نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، در سطح شکست دو ترک جانبی (C1 و C2) و یک ترک داخلی (C3)، قابل مشاهده می‌باشند.



شکل ۸. تصویر FESEM از سطح شکست نمونه پس از آزمون خستگی

در شکل (۹) تصاویر مربوط به ترک C1 در بزرگنمایی بالاتر نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود، جوانه زنی ترک از سطح نمونه آغاز و رشد آن به سمت مرکز ادامه یافته است. اساساً جوانه زنی ترک‌های سطحی در محل وجود عیوب سطحی (ناهمواریه‌های سطح، منابع تنش سطحی، تغییر در تنش باقیمانده سطحی، تغییر استحکام خستگی سطح) صورت می‌گیرد [۳] حال آنکه با در نظر گرفتن این موضوع که سطح نمونه‌های تحت آزمون کاملاً تحت فرآیند پولیش قرار گرفته‌اند، لذا وجود ناهمواری در سطح نمی‌تواند عامل جوانه زنی ترک باشد. از سوی دیگر، پیش از آزمون هیچ‌گونه عملیات حرارتی مشخصی نیز بر روی نمونه‌ها انجام نشده و نمونه‌ها به صورت تابکاری شده تحت آزمون قرار گرفته‌اند، از این رو جوانه زنی ترک خستگی ناشی از تنش سطحی نیز غیر محتمل است. علاوه بر این، از آنجا که در فرآیند ماشین‌کاری نمونه‌ها نهایت دقت در میزان براده برداری و خنک کردن انجام شده است، وجود تنش پسماند در سطح نیز نمی‌تواند به عنوان عامل جوانه زنی ترک محسوب گردد. بنابراین از آنجا که محل جوانه زنی و مسیر رشد ترک، کاملاً در فاز زمینه (فاز α) واقع شده و هنگام مواجهه با فاز β انحراف در مسیر ترک ایجاد



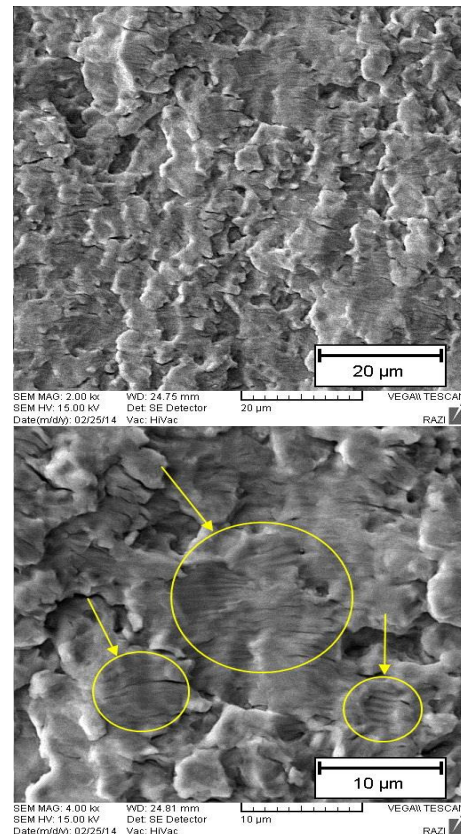
شکل ۶. تصاویر SEM از سطح شکست نمونه Ti-6Al-4V؛ (الف)

بزرگنمایی ۱۰۰، (ب) بزرگنمایی ۲۰۰۰، (ج) بزرگنمایی ۴۰۰۰

جدول ۵. نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی از سطح نمونه در نقطه A از شکل ۶- (ج)

نام عنصر	آلومینیوم (Al)	وانادیوم (V)	تیتانیوم (Ti)
مقدار (%wt)	۴/۹۸	۱/۳۱	باقیمانده

شکل (۷)، تصویر SEM از ناحیه شکست خستگی (شکل ۵) را نشان می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌شود، خطوط موج (Striation Features) ناشی از سیکل‌های تنش اعمالی در حین بارگذاری خستگی در این ناحیه قابل مشاهده هستند.



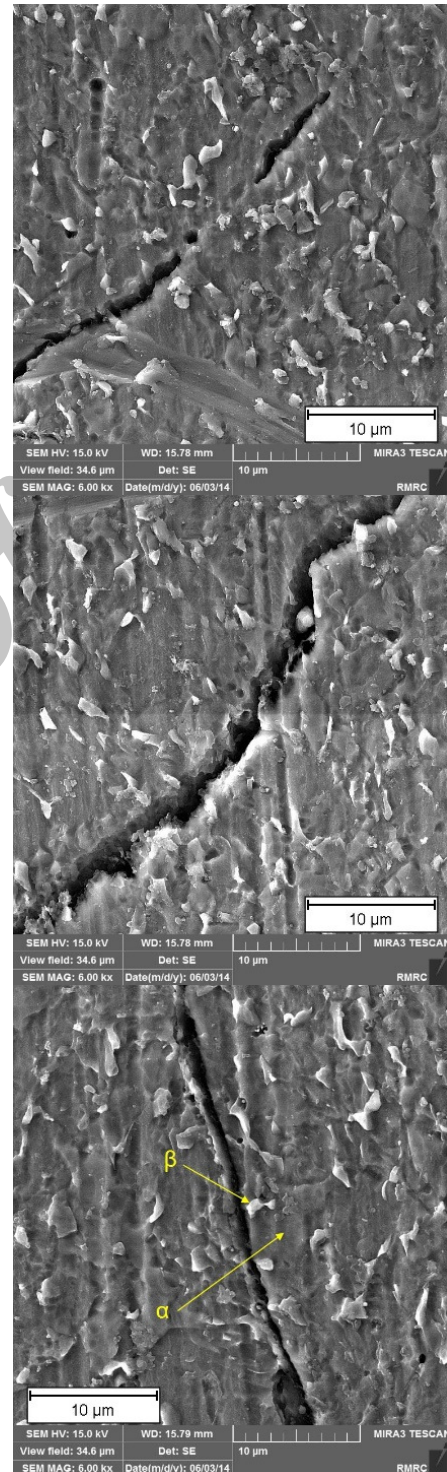
جدول ۶. نتایج آنالیز ترکیب شیمیایی از سطح نمونه در فازهای α و β از شکل ۹-ج (ج)

عناصر موجود (درصد وزنی)			نام فاز
تیتانیوم (Ti)	وانادیوم (V)	آلومینیوم (Al)	
باقیمانده	۱/۷۵	۸/۰۳	فاز α
باقیمانده	۵/۲۵	۷/۴۷	فاز β

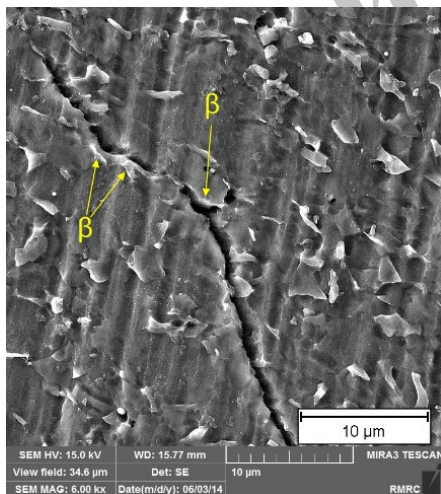
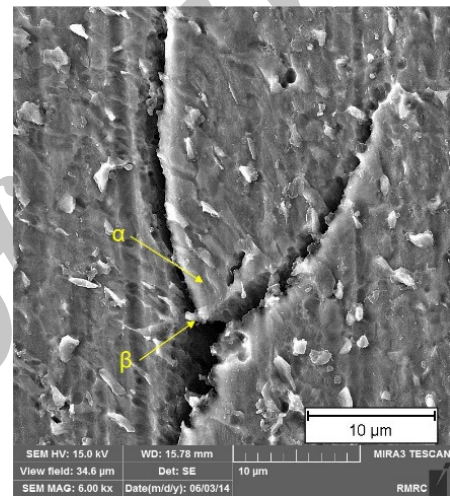
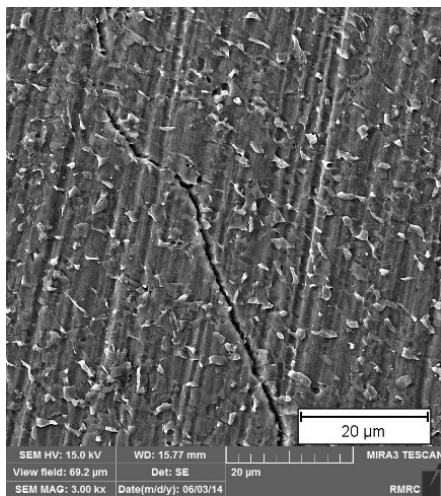
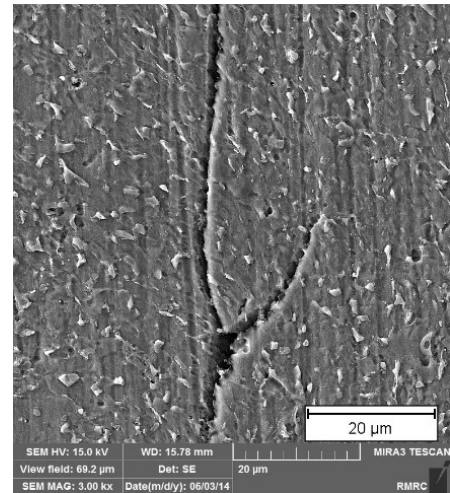
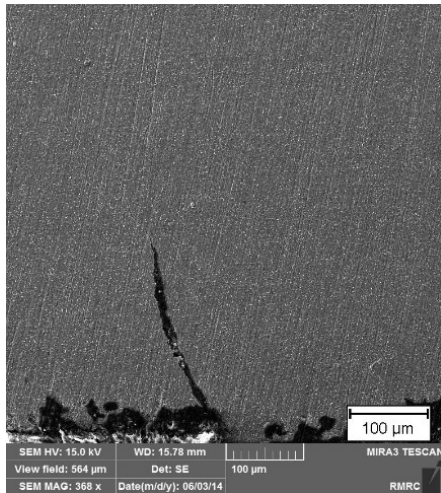
آنالیز ترکیب شیمیایی در اطراف ترک و در دو فاز α و β از شکل ۹-ج (ج) در جدول (۶) ارائه شده است. همانگونه که پیشتر نیز اشاره شد، از نظر میزان عناصر تشکیل دهنده، فاز α زمینه نسبت به فاز β دارای مقادیر آلومینیوم بالاتر بوده و میزان وانادیوم موجود در آن نیز به میزان نسبتاً قابل توجهی پایین تر می باشد. از این رو می توان میزان استحکام بالاتر فاز β را به حضور عنصر وانادیوم در آن مرتبط دانست.

مطالعات دقیقتر بر روی نحوه اشاعه ترک نشان دهنده این موضوع هستند که در برخی موارد، در مسیر ترک انشعاب واقع شده است. شکل (۱۰) نشان دهنده یک نمونه از این نوع رفتار اشاعه ترک می باشد. همانگونه که در این شکل مشاهده می شود، ترک C1 در مسیر اشاعه خود در فاز زمینه α به محض مواجهه با فاز دوم (فاز β)، یا از مسیر منحرف شده و یا دچار انشعاب می گردد.

گردیده است، می توان جوانه زنی و نحوه رشد و اشاعه ترک خستگی در این آلیاژ را به میزان استحکام فازهای موجود نسبت داد. به بیان دیگر ترک در مواجهه با فاز دارای استحکام بیشتر تغییر مسیر داده و در فاز زمینه به پیشروی ادامه می دهد.



شکل ۹. تصاویر FESEM از نحوه جوانه زنی و اشاعه ترک C1؛ (الف) انتهای ترک، (ب) میانه مسیر ترک، (ج) ابتدای مسیر اشاعه ترک از محل فرورفتگی ایجاد شده در سطح، (محلول حکاکی کروم)، بزرگنمایی ۶۰۰۰



شکل ۱۰. رفتار ترک خستگی در مواجهه با فاز دوم؛ (الف) بزرگنمایی ۳۰۰۰، (ب) بزرگنمایی ۶۰۰۰

در شکل (۱۱) نحوه جوانه زنی و اشاعه ترک C2 شکل (۸) نشان داده شده است. همانگونه که مشاهده می‌شود این ترک نیز همانند ترک C1 از سطح آغاز شده و به سمت مرکز نمونه اشاعه یافته است. این رفتار را می‌توان به برجستگی‌ها (Pultrusion) و فرورفتگی‌های (Intrusion) ایجاد شده بر روی سطح که در اثر بارگذاری سیکلی ایجاد شده و ترک‌های خستگی از محل ایجاد چنین برجستگی و فرورفتگی‌هایی آغاز می‌شود، نسبت داد [۱۲]. به طوری که ترک از عمق یک فرورفتگی آغاز شده (شکل ۱۱-الف) و با ادامه توسعه ترک در فاز زمینه α ، در چندین مرحله پس از برخورد به فاز سخت β ، از مسیر خود منحرف شده است (شکل ۱۱-ج).

شکل ۱۱. تصویر SEM از نحوه جوانه زنی و اشاعه ترک C2؛ (الف) بزرگنمایی ۳۶۸، (ب) بزرگنمایی ۳۰۰۰، (ج) بزرگنمایی ۶۰۰۰

۴- نتیجه گیری

- با توجه به آزمون‌های انجام شده، می‌توان موارد زیر به عنوان نتایج این پژوهش ارائه نمود:
۱. آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V در دمای اتاق دارای حد خستگی برابر با ۴۹۰ مگاپاسکال و عمر خستگی برابر با 1.7×10^7 چرخه بود.
 ۲. بررسی ریزساختار آلیاژ مذکور نشان داد که این آلیاژ دارای دو فاز α (فاز زمینه) و β بوده و جوانه زنی ترک خستگی در فاز α اتفاق می‌افتد.
 ۳. وجود عنصر آلیاژی وانادیوم در فاز می‌تواند منجر به تغییر در استحکام فازها گردد.
 ۴. اشاعه ترک خستگی در فاز α انجام می‌شود و مواجه شدن ترک با فاز سخت تر β ، سبب ایجاد انحراف در مسیر اشاعه و یا ایجاد انشعاب در ترک یاد شده می‌گردد.
 ۵. در صورت وجود عیوب داخلی یا فاز سخت در آلیاژ، احتمال جوانه زنی و رشد ترک‌های داخلی پس از تحمل 1.0^6 چرخه وجود دارد.

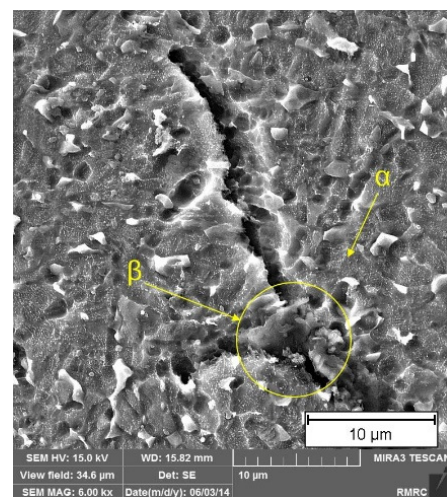
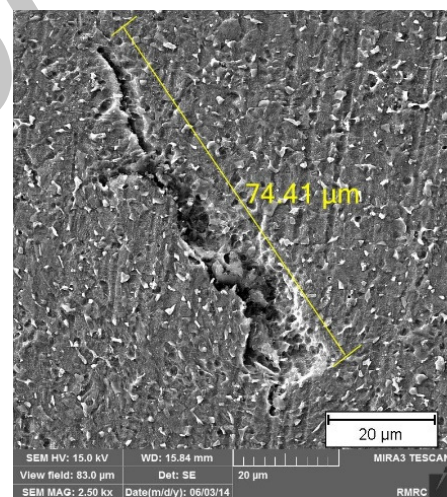
تقدیر و تشکر

از مسئولین و کارشناسان آزمایشگاه خوردگی دانشگاه آزاد اسلامی واحد یزد، مرکز پژوهش متالورژی رازی، جناب آقای مهندس جعفری نسب، جناب آقای مهندس اشرفی و کلیه عزیزانی که ما را در انجام این پژوهش یاری دادند تقدیر و تشکر می‌گردد.

مراجع

1. C. Leinenbach & D. Eifler, Fatigue and cyclic deformation behaviour of surface-modified titanium alloys in simulated physiological media, *Biomaterials*, 2006, 27, 1200-1208.
2. I.J. Polmear, Light Alloys from Traditional Alloys to Nanocrystals, Fourth Edition, Elsevier, 2006.
3. M. Papakyriacou, H. Mayer, C. Pypen, H. Plenk Jr, S. Stanzl-Tschegg, Effects of surface treatments on high cycle corrosion fatigue of metallic implant materials, *International Journal of Fatigue*, 2000, 22, 873-886.
4. R.A. Zavanelli, G.E.P. Henriques, I. Ferreira, J.M.D. de Almeida Rollo, Corrosion-fatigue life of commercially pure titanium and Ti-6Al-4V alloys in different storage environments, *THE JOURNAL OF PROSTHETIC DENTISTRY*, 2000, 84 (3), 274-279.
5. M.R. Bache, W.J. Evans, The fatigue crack propagation resistance of Ti-6Al-4V under aqueous saline environments, *International Journal of Fatigue*, 2001,

در شکل (۱۲)، ترک C3 مورد بررسی قرار گرفته است. همانگونه که در این شکل کاملاً مشخص است، ترک C3 یک ترک داخلی (Internal Crack) می‌باشد. بدین معنی که جوانه زنی ترک از داخل نمونه (و نه از سطح) آغاز شده و اشاعه آن در داخل نمونه به صورت محدودی ادامه یافته است. این ترک همانند ترک C1 در مسیر اشاعه خود، بروز یک انشعاب در مواجهه با فاز دوم را تجربه می‌نماید. با توجه به مطالعات صورت گرفته مشاهده گردید که ترک‌های داخلی در برخی از آلیاژها (نظیر فولادها)، معمولاً در چرخه‌های بسیار بالا از خستگی (بیش از 10^7 چرخه) ایجاد می‌شوند [۱۳]، حال آنکه در نمونه‌های آلیاژ Ti-6Al-4V مورد مطالعه، ایجاد چنین ترک‌هایی در سطح شکست نمونه‌ای که تعداد $9/13 \times 10^6$ چرخه تنشی را تحمل نموده است، مشاهده شده و دلیل ایجاد آن‌ها را می‌توان به حضور فاز سخت β در محل جوانه زنی ترک نسبت داد (شکل ۱۲-ب).



شکل ۱۲. تصویر SEM از نحوه جوانه زنی و اشاعه ترک C3؛

(الف) بزرگنمایی ۲۵۰۰، (ب) بزرگنمایی ۶۰۰۰

- 23, S319-S323.
6. C.R.F. Azevedo, Failure analysis of a commercially pure titanium plate for osteosynthesis, *Engineering Failure Analysis*, 2003, 10, 153-164.
 7. C.R.F. Azevedo, A.P. dos Santos, Environmental effects during fatigue testing: fractographic observation of commercially pure titanium plate for cranio-facial fixation, *Engineering Failure Analysis*, 2003, 10, 431-442.
 8. T. Akahori, M. Niinomi, H. Fukui, A. Suzuki, Fatigue, fretting fatigue and corrosion characteristics of biocompatible beta type titanium alloy conducted with various thermo-mechanical treatments, *Materials Transactions*, 2004, 45 (5), 1540-1548.
 9. C.A.R.P. Baptista, S.G. Schneider, E.B. Taddei, H.M. da Silva, Fatigue behavior of arc melted Ti-13Nb-13Zr alloy, *International Journal of Fatigue*, 2004, 26, 967-973.
 10. C.J. Boehlert, C.J. Cowen, C.R. Jaeger, M. Niinomi, T. Akahori, Tensile and fatigue evaluation of Ti-15Al-33Nb (at.%) and Ti-21Al-29Nb (at.%) alloys for biomedical applications, *Materials Science and Engineering*, 2005, 25, 263-275.
 11. P. Majumdar, S.B. Singh, M. Chakraborty, Fatigue behaviour of boron free and boron containing heat treated Ti-13Zr-13Nb alloy for biomedical applications, *MATERIALS CHARACTERIZATION*, 2010, 61, 1394-1399.
 12. George E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Mc Graw-Hill, 1986.
 13. K. Tanaka and Y. Akiniwa, Fatigue Crack Propagation derived from S-N data in very high cycle regime, *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, 2002, 25, 775-784.

Archive