

اثر آنیل انحلالی دوفازی و پیرسازی بر رسوبات آلفا و خواص کششی آلیاژ تیتانیوم Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr

حسین ساکی، مریم مرکباتی* و رشید مهدوی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۷/۱۵ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۰/۶/۶)

چکیده - آلیاژهای تیتانیوم شبه پایدار بتا دارای قابلیت دستیابی به ریزساختارهای متنوع به وسیله چرخه‌های مختلف عملیات حرارتی هستند. هدف از پژوهش حاضر، ایجاد ترکیبی از رسوبات آلفای کروی و سوزنی شکل ریز در آلیاژ تیتانیوم شبه پایدار بتا Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr با استفاده از آنیل انحلالی در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ و پیرسازی برای بهبود خواص کششی آن است. به این منظور، روی تسمه‌ای از این آلیاژ عملیات حرارتی آنیل انحلالی در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد. سپس عملیات پیرسازی تک‌مرحله‌ای روی تعدادی از نمونه‌های آنیل انحلالی شده، در دماهای ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام گرفت. همچنین تعداد دیگری از نمونه‌های آنیل انحلالی شده، تحت عملیات پیرسازی دو مرحله‌ای شامل پیرسازی مرحله اول در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و پیرسازی مرحله دوم در دماهای ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفتند. سپس تحولات ساختاری آلیاژ به وسیله میکروسکوپ الکترونی و الگوی پراش پرتوی ایکس و ارزیابی خواص کششی به وسیله آزمایش کشش سرد بررسی شد. نتایج نشان داد که ریزساختار آلیاژ پس از آنیل انحلالی در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ دارای فاز آلفای اولیه کروی با اندازه یک میکرومتر در زمینه بتا است. پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد پس از آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ منجر به تشکیل لایه‌های ریز آلفای ثانویه به ضخامت میکرومتر ۰/۲ شد. این چرخه عملیات حرارتی، منجر به دستیابی به استحکام تسلیم ۱۱۲۰ مگاپاسکال و انعطاف‌پذیری ۱۳/۷ درصد شد. انجام پیرسازی دو مرحله‌ای در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و سپس در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، منجر به کاهش ضخامت آلفای ثانویه به ۰/۱ میکرومتر و افزایش استحکام تسلیم و انعطاف‌پذیری به ترتیب به ۱۱۹۰ مگاپاسکال و ۱۴/۸ درصد شد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr، آنیل انحلالی دوفازی، پیرسازی دو مرحله‌ای، ریزساختار، خواص کششی.

۱- مقدمه

طی یک دگرگونی به فاز بتا (β) تبدیل می‌شود [۱]. آلیاژهای تیتانیوم بتا به دلیل داشتن قابلیت تشکیل ریزساختارهای متنوع دارای گستره وسیعی از خواص مکانیکی هستند. به همین دلیل دارای کاربردهای فراوانی در صنایع مختلف به ویژه هوایی هستند [۲-۴]. ریزساختار آنها شامل رسوبات کروی و سوزنی

آلیاژهای تیتانیوم بتا و شبه پایدار بتا دسته‌ای از آلیاژهای تیتانیوم هستند که حاوی عناصر پایدار کننده فاز بتا هستند. این عناصر باعث کاهش دمای دگرگونی بتا^۱ می‌شوند. دمای دگرگونی بتا، دمایی است که در آن فاز آلفا (α) با حرارت‌دهی و افزایش دما،

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m_morakabati@mut.ac.ir

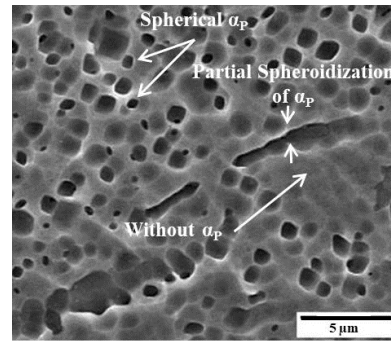
آلفا در زمینه بتا دارای تلفیقی از استحکام کششی بالا به همراه انعطاف پذیری زیاد است [۵]. آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ منجر به پایداری آلفای اولیه در زمینه بتا می‌شود. فاز آلفای اولیه کروی شکل است و طی کارگرم در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ تشکیل می‌شود. فاز آلفای اولیه طی آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ ، منجر به افزایش میزان پایداری زمینه بتا و کاهش اندازه دانه فاز بتا می‌شود [۶]. کروی بودن آلفای اولیه منجر به افزایش انعطاف پذیری آلیاژهای تیتانیوم بتا می‌شود؛ همچنین تشکیل آلفای اولیه منجر به کاهش کسر حجمی آلفای ثانویه می‌شود از این رو استحکام تسلیم در ریزساختار آنیل انحلالی شده در منطقه $\alpha+\beta$ نسبت به ریزساختار آنیل انحلالی شده در منطقه تک فاز β کاهش می‌یابد [۷]. از طرفی گزارش شده است که پیرسازی آلیاژهای تیتانیوم شبه پایدار بتا باعث استحکام بخشی این آلیاژها به وسیله رسوب دهی از طریق رسوب گذاری تعادلی فاز آلفا می‌شود [۸]. در عملیات پیرسازی یکسان، کاهش کسر حجمی فاز آلفای ثانویه، باعث کاهش استحکام تسلیم و افزایش داکتیلیته می‌شود [۵]. رسوب فاز آلفا در مرز دانه به صورت فیلم پیوسته نیز باعث کاهش داکتیلیته می‌شود [۹]. کاهش اندازه رسوبات آلفا با افزایش چگالی جوانه های منجر به رسوب آلفا انجام می‌گیرد. برای این منظور از فازهای میانی شکل گرفته در دماهای پایین (ω_{iso} و β') به وسیله پیرسازی دومرحله ای (دما پایین - دما بالا) برای افزایش نرخ جوانه زنی رسوبات آلفا استفاده می‌شود [۱۰]. شرایط مختلف پیرسازی و خواص کششی حاصل از آن برای آلیاژ Ti-15-3 نشان داده است که افزایش دمای پیرسازی منجر به افزایش اندازه رسوبات آلفا می‌شود و این مسئله منجر به کاهش استحکام و افزایش انعطاف پذیری شده است درحالی که با انجام پیرسازی دومرحله ای، از افزایش اندازه رسوبات آلفا جلوگیری می‌شود و این عامل منجر به حفظ انعطاف پذیری و افزایش استحکام شده است [۱۱].

به تازگی آلیاژ Ti-3873 با ترکیب اسمی Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr برای رفع محدودیت انعطاف پذیری آلیاژ Ti-5Al-5Mo-3Cr

۲- مواد و روش آزمایش

در پژوهش حاضر، یک تسمه آلیاژ Ti-3873 با ترکیب شیمیایی Ti-2.9Al-7.9Mo-7V-3Cr-0.18O (برحسب درصد وزنی) و به ابعاد $2 \times 2 \times 10$ سانتی متر بررسی شد. تسمه مذکور ابتدا در ناحیه بتا همگن سازی و به میزان ۶۰ درصد کاهش سطح مقطع آهنگری گرم شده و در نهایت در دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد با کاهش ضخامت به میزان ۵۰ درصد نورد گرم شد. برای انتخاب محدوده دمای عملیات حرارتی، دمای استحاله فاز بتا آلیاژ Ti-3873 به وسیله روش متالوگرافی ۷۸۰-۷۶۰ درجه سانتی گراد تعیین شد. پس از تعیین دمای استحاله بتا، تسمه آلیاژ تحت عملیات آنیل انحلالی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد به مدت یک ساعت قرار گرفت و در آب کوئنچ شد. پس از آنیل انحلالی، سه نمونه از تسمه مذکور در دماهای ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی گراد به مدت هشت ساعت پیرسازی تک مرحله ای شد. همچنین سه نمونه دیگر در دمای ۳۰۰ درجه سانتی گراد به مدت هشت ساعت پیرسازی اولیه شد و پس از سرمایش در هوا، نمونه ها در دماهای ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی گراد به مدت هشت ساعت تحت عملیات پیرسازی دومرحله ای قرار گرفتند. برای بررسی ریزساختار از نمونه های به ابعاد $5 \times 5 \times 5$ میلی متر و برای آزمایش کشش از نمونه های به ابعاد $5 \times 5 \times 3$ میلی متر استفاده شد؛ به این ترتیب که ابتدا تسمه های کوچک به ابعاد $4 \times 6 \times 5$ میلی متر برش داده شد سپس عملیات حرارتی روی آنها انجام شد

این عملیات در شکل (۱) ارائه شده است. در ریزساختار گفته شده، آلفای اولیه^۴ (α_p) کروی و لایه‌ای و مناطق عاری از رسوبات آلفای اولیه مشاهده می‌شود. فاز آلفای اولیه در حین کارگرم در منطقه دوفازی ایجاد می‌شود [۵]. در آلیاژ حاضر نورد گرم در منطقه دوفازی به عنوان کارگرم ثانویه انجام شده است. در حین نورد گرم رسوبات لایه‌ای در راستای نورد تشکیل و پس از کاهش ضخامت قطعه به میزان کافی، به شکل کروی در آمده و سپس در زمینه بتا توزیع می‌یابند. فرایند کروی شدن ناقص در برخی از این لایه‌ها در تصویر ارائه شده قابل مشاهده است. کروی شدن این لایه‌ها توسط نفوذ اتم‌ها در حین کارگرم رخ می‌دهد. عدم تکمیل کروی شدن در برخی مناطق مربوط به نبود فرصت برای تجزیه در حین این فرایند است [۱۶]. بنابراین برخی رسوبات لایه‌ای به همان شکل باقی مانده و در مناطق نزدیک آنها، نواحی عاری از رسوب^۵ آلفای اولیه ایجاد شده است. بر اساس شکل (۱) کسر حجمی فاز آلفای اولیه ۲۰ درصد بود و میانگین اندازه رسوبات یک میکرومتر و میزان کروییت آنها بالای ۰/۷ است. با کاهش دمای آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ از ۸۰۰ به ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به پژوهش‌های مشابه انجام شده روی آلیاژ Ti-5553 [۶ و ۷]، کسر حجمی فاز آلفای اولیه افزایش نیافته است. به عبارت دیگر، برای دستیابی به کسر حجمی یکسان از آلفای اولیه، دمای مورد نیاز در آنیل انحلالی دوفازی $\alpha+\beta$ برای آلیاژ Ti-3873 نسبت به آلیاژ Ti-5553 کمتر است. علت این امر، میزان بالای عناصر پایدار کننده فاز بتا مانند مولیبدن، وانادیم و کروم در ترکیب آلیاژ Ti-3873 است که منجر به افزایش پایداری آلیاژ و کاهش دمای استحاله فاز بتای آن می‌شود.



شکل ۱- تصویر میکروسکوپی الکترونی روشی ریزساختار حاصل از آنیل انحلالی در منطقه دوفازی ($\alpha+\beta$) در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت

و برای آماده‌سازی آزمایش کشش، ضخامت تسمه‌ها تا ضخامت مورد نظر با سنگ مغناطیس کاهش داده شد. برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی، توسط پوساب به روش استاندارد پرداخت و سپس توسط محلول شیمیایی اصلاح شده کرول [۱۴] با ترکیب ۷۶ mL H₂O - ۱۸ mL HNO₃ - ۶ mL HF به مدت سه دقیقه حکاکی شیمیایی شدند. نمونه‌های آزمایش کشش پس از عملیات حرارتی، مطابق استاندارد ASTM E8 [۱۵] آماده‌سازی شده و با نرخ کرنش یک میلی‌متر بر دقیقه تحت آزمایش کشش قرار گرفتند. تصویربرداری از ریزساختار به وسیله میکروسکوپ الکترونی روشی^۲ مدل FEI NOVA NANOSEM 450 مجهز به تفنگ نشر میدانی، تجزیه فازی توسط پراش پرتوی ایکس^۳ به وسیله دستگاه XRD ساخت شرکت BRUKER آلمان مدل D8 ADVANCE و آزمایش کشش به وسیله دستگاه Instron 8502 انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی‌های ریزساختاری

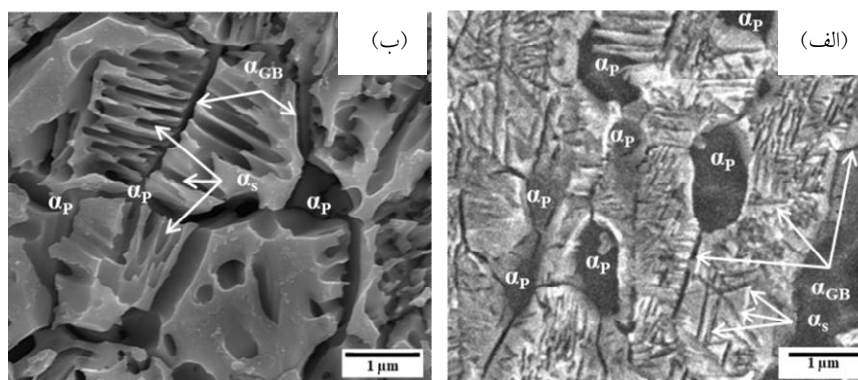
۳-۱-۱- ریزساختار حاصل از آنیل انحلالی دوفازی $\alpha+\beta$

بر اساس دمای دگرگونی بتا تعیین شده، آنیل انحلالی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت به عنوان آنیل انحلالی در منطقه دوفازی ($\alpha+\beta$) انتخاب و انجام شد. ریزساختار حاصل از

۳-۱-۲- ریزساختار حاصل از آنیل انحلالی دوفازی $\alpha+\beta$ و

پیرسازی تک مرحله‌ای

ریزساختار حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت و پس از پیرسازی در دماهای ۵۰۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت هشت ساعت، در شکل (۲) ارائه شده است.



شکل ۲- تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از ریزساختار حاصل از عملیات آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ و سپس پیرسازی به مدت هشت ساعت در دماهای: الف) ۵۰۰ درجه سانتی گراد و ب) ۵۵۰ درجه سانتی گراد

رسوبات فاز آلفای ثانویه (α_s) در سه جهت تشکیل شده‌اند. پایداری بالا فاز بتا منجر به تشکیل رسوبات آلفای ثانویه در سه جهت می‌شود [۱۹]. دو عامل باعث پایداری بالا فاز بتا در آلیاژ Ti-3873 می‌شود؛ اول: وجود ۱۷ درصد وزنی عناصر پایدار کننده فاز بتا در ترکیب آلیاژ و دوم: پس زدن عناصر پایدار کننده فاز بتا ناشی از تشکیل آلفای اولیه در حین آنیل انحلالی $\alpha+\beta$. در حین آنیل انحلالی در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ این عناصر پس‌زده شده، در زمینه بتا حل شده و منجر به افزایش پایداری فاز بتای زمینه می‌شوند.

اندازه، ضخامت و فاصله بین رسوبات آلفای ثانویه متغیر است؛ در حالت پیرسازی در دمای ۵۰۰ درجه سانتی گراد (شکل ۲- الف)، موارد یاد شده به ترتیب ۰/۶، ۰/۰۷ و ۰/۱۵ بوده و در حالت پیرسازی در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد (شکل ۲- ب) به ترتیب ۱، ۰/۲ و ۰/۱ میکرومتر است. چنانکه بیان شد به دلیل غیرهم‌سیما بودن رسوبات آلفا با زمینه بتا، تشکیل فاز آلفا ابتدا در مرز دانه‌های بزرگ زاویه صورت می‌گیرد. در نتیجه در ابتدا آلفای مرزدانه‌ای تشکیل می‌شوند و پس از آن، شرایط برای جوانه‌زنی فاز آلفای درون‌دانه‌ای (فاز آلفای ثانویه) فراهم می‌شود [۱۷]. به علت ریز بودن دانه‌های بتا، مساحت جانبی این دانه‌ها بالا است. در نتیجه، نفوذ اتمی سرعت بالایی خواهد داشت و دگرگونی‌های نفوذی، سریع‌تر انجام می‌شود [۱۸].

مشاهده می‌شود که با پیرسازی پس از آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ ، ریزساختار شامل دانه‌های ریز بتا، فاز آلفای اولیه کروی شکل، فاز آلفای مرزدانه‌ای و فاز آلفای ثانویه α_s لایه‌ای است. فاز آلفای اولیه در حین کارگرم در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ و در نقاط سه‌گانه مرز دانه‌های بتا تشکیل شده است. فاز آلفای اولیه از رشد دانه‌های بتا جلوگیری می‌کند و منجر به دستیابی به دانه‌های ریز بتا می‌شود. فاز آلفای مرزدانه‌ای و فاز آلفای ثانویه حین پیرسازی ایجاد می‌شوند و متأثر از دما و شرایط پیرسازی هستند.

در نمونه پیرسازی شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی گراد (شکل ۲- الف) فاز آلفای مرزدانه‌ای (α_{GB}) در مرز دانه‌های بتا تشکیل شده و ضخامت آن کمتر از ۰/۱ میکرومتر است و با افزایش دمای پیرسازی به ۵۵۰ درجه سانتی گراد (شکل ۲- ب) ضخامت فاز آلفای تشکیل شده در مرز دانه‌های بتا به ۰/۲ میکرومتر می‌رسد. به دلیل غیرهم‌سیما بودن رسوبات آلفا با زمینه بتا، جوانه‌زنی فاز آلفا ابتدا در مرز دانه‌های بزرگ زاویه صورت می‌گیرد [۱۷]. در نتیجه در ابتدا آلفای مرزدانه‌ای تشکیل می‌شوند. با افزایش دما، نفوذ اتمی سرعت بیشتری خواهد داشت و رشد ناشی از دگرگونی‌های نفوذی بیشتر می‌شود [۱۸]. به همین دلیل با افزایش دمای پیرسازی از ۵۰۰ به ۵۵۰ درجه سانتی گراد، ضخامت آلفای مرزدانه‌ای از ۰/۱ به ۰/۲ میکرومتر افزایش یافته است.

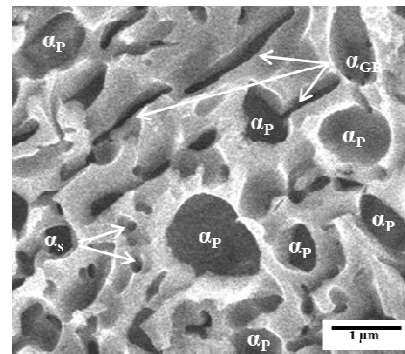
افزایش یافته و دمای دگرگونی آن کاهش می‌یابد و در نتیجه اختلاف دما بین دمای دگرگونی بتا و دمای پیرسازی (۶۰۰ درجه سانتی‌گراد) کاهش می‌یابد. در چنین حالتی برای تشکیل آلفای درون‌دانه‌ای نیاز به زمان بیشتری است.

اختلاف دمای دگرگونی بتا و دمای پیرسازی به‌عنوان نیروی محرکه جوانه‌زنی فاز آلفای ثانویه معرفی می‌شود. با کاهش دمای پیرسازی، این اختلاف دما بیشتر و به‌دنبال آن نیروی محرکه افزایش می‌یابد [۱۷]. در نتیجه نرخ تشکیل جوانه‌های پایدار فاز آلفای ثانویه با کاهش دمای پیرسازی افزایش می‌یابد. به‌همین دلیل تعداد جوانه‌های منجر به فاز آلفای ثانویه در نمونه پیرسازی شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد بیشتر از نمونه پیرسازی شده در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد است. گزارش شده است [۲۱] که افزایش تعداد جوانه‌ها منجر به کاهش ضخامت آلفای ثانویه می‌شود. بنابراین با کاهش دمای پیرسازی ضخامت آلفای ثانویه کمتر می‌شود.

علاوه بر این موارد، با کاهش دمای پیرسازی، کسر حجمی فاز آلفای ثانویه افزایش می‌یابد. به‌همین دلیل رسوبات آلفای ثانویه در نمونه پیرسازی شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد دارای فاصله میانی کمتری هستند. به‌عبارت دیگر، افزایش همزمان کسر حجمی و تعداد جوانه‌های فاز آلفای ثانویه منجر به تشکیل رسوبات نازک‌تر و نزدیک به هم می‌شود.

۳-۱-۳- ریزساختار حاصل از آنیل انحلالی دوفازی $\alpha+\beta$ و پیرسازی دومرحله‌ای

ریزساختار حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه ۳۰۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد در شکل (۴) ارائه شده است. مشاهده می‌شود که ساختار فاقد آلفای مرزدانه‌ای بوده و آلفای ثانویه به‌صورت دیسک‌های با سطح مقطع بیضوی شکل ایجاد شده‌اند. طول آلفای ثانویه کمتر از ۰/۵ میکرومتر و میانگین ضخامت آن ۰/۱۵ میکرومتر است.



شکل ۳- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار حاصل از عملیات آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ و سپس پیرسازی به‌مدت هشت ساعت در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد

به این دلیل ضخامت آلفای مرزدانه‌ای بیشتر از ضخامت آلفای ثانویه است. همچنین با افزایش دمای پیرسازی نیروی محرکه جوانه‌زنی فاز آلفای ثانویه کاهش می‌یابد؛ در نتیجه پیرسازی در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۲-ب) نسبت به دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۲-الف) منجر به تشکیل آلفای ثانویه به‌صورت ناهمگن از مرزدانه به درون دانه، عدم تشکیل فاز مذکور در برخی مناطق و ضخیم‌تر شدن در برخی مناطق می‌شود.

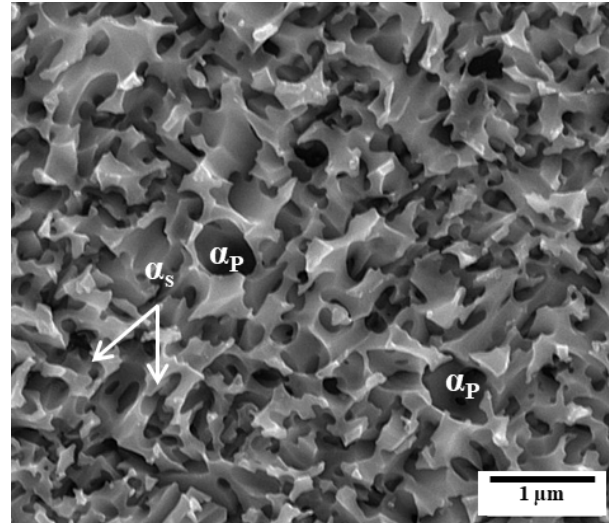
ریزساختار حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت یک ساعت و پس از پیرسازی در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت هشت ساعت، در شکل (۳) ارائه شده است. مشاهده می‌شود که فاز آلفای مرزدانه‌ای دارای میانگین ضخامت برابر با ۰/۱۵ میکرومتر است. همچنین این رسوبات در جهت نورد گرم تشکیل شده‌اند. این مسئله به‌دلیل انرژی باقی‌مانده ناشی از نورد گرم است. همان‌گونه که اشاره شد فاز آلفا غیرهم‌سیما است و در مکان‌های با انرژی بالا تشکیل می‌شود. رسوبات آلفای ثانویه در این ریزساختار قابل مشاهده نبوده است. این مسئله می‌تواند به‌دلیل دمای بالای پیرسازی و حضور میزان بالایی از عناصر آلیاژی با سرعت نفوذ پایین باشد. پیرسازی در دماهای بالا و نزدیک به دمای دگرگونی بتا منجر به تشکیل رسوب در مرز دانه به‌جای درون دانه می‌شود [۲۰]. در آلیاژ حاضر پس از عملیات آنیل انحلالی $\alpha+\beta$ ، پایداری فاز بتا

مطابقت این آلیاژ با سیستم آلیاژی Ti-Mo است. البته باتوجه به ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-3873 که شامل هشت درصد وزنی Mo است این نتیجه منطقی است. حذف ساختار مرزدانه‌ای نیز به دلیل افزایش انرژی محرکه جوانه‌زنی فاز آلفای ثانویه در حالت پیرسازی دومرحله‌ای نسبت به پیرسازی تک‌مرحله‌ای است. تشکیل فاز امگای هم‌دما درون فاز بتا باعث تمرکز موضعی عناصر آلیاژی شده و این امر باعث بیشتر شدن انرژی محرکه فاز آلفای ثانویه نسبت به آلفای مرزدانه‌ای می‌شود در نتیجه آلفای مرزدانه‌ای تشکیل نمی‌شود [۲۳].

ریزساختار حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه ۳۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد در شکل (۵) ارائه شده است. مشاهده می‌شود که ریزساختار حاصل حاوی دانه‌های ریز بتا، آلفای اولیه، آلفای ثانویه و آلفای مرزدانه‌ای است. ضخامت آلفای مرزدانه‌ای کمتر از ۰/۱۵ میکرومتر بوده و میانگین ضخامت آلفای ثانویه کمتر از ۰/۱۰ میکرومتر و اندازه آنها کمتر از یک میکرومتر است.

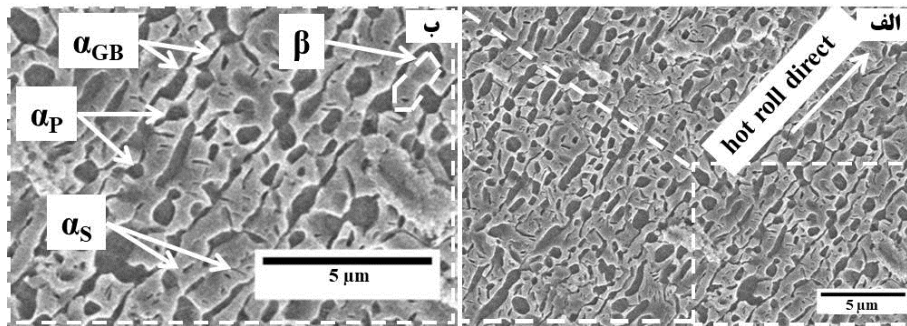
تفاوت ریزساختار حاصل از پیرسازی تک‌مرحله‌ای (شکل ۳) و پیرسازی دومرحله‌ای (شکل ۵) در این است که رسوبات آلفای ثانویه با اندازه و ضخامت کم و تعداد بالا در ریزساختار حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای قابل مشاهده است اما در پیرسازی تک‌مرحله‌ای قابل مشاهده نیست.

همچنین انجام پیرسازی اولیه در مدت‌زمان مناسب (هشت ساعت) منجر به تبدیل فاز امگا به فاز آلفای ثانویه می‌شود. در مطالعات انجام یافته [۲۴] نیز به دگرگونی فاز امگا به آلفای ثانویه با افزایش زمان پیرسازی در محدوده کمتر از ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد اشاره شده است. در ادامه با انجام پیرسازی ثانویه در پیرسازی دومرحله‌ای، فاز آلفای تشکیل شده در پیرسازی اولیه، رشد می‌کند. در نتیجه کسر حجمی فاز آلفای ثانویه در شرایط پیرسازی دو مرحله‌ای ساعت نسبت به پیرسازی تک‌مرحله‌ای افزایش می‌یابد.

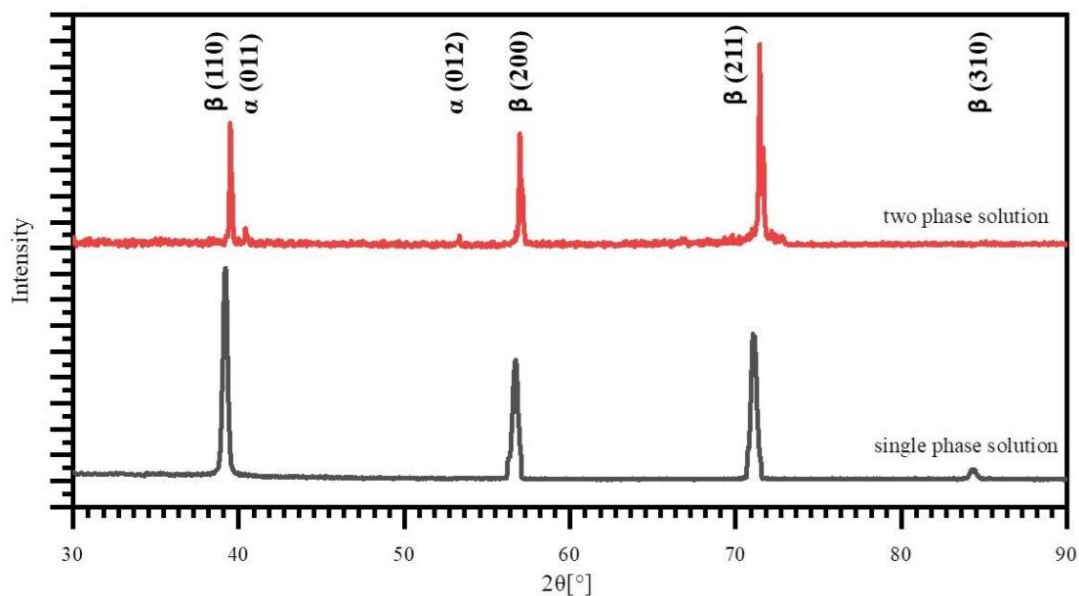


شکل ۴- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه پس از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ سپس پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه ۳۰۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد

با توجه به تساوی ریزساختار حاصل از پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۲-ب) و ریزساختار حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه ۳۰۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۴) مشاهده می‌شود که انجام پیرسازی دومرحله‌ای باعث حذف ساختار مرزدانه‌ای و کاهش طول و ضخامت آلفاهای ثانویه به ترتیب از ۱ و ۰/۲ به ۰/۵ و ۰/۱۵ میکرومتر شده است. در حالت پیرسازی دومرحله‌ای طی پیرسازی اولیه در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت هشت ساعت ابتدا فاز میانی ω_{iso} به صورت هم‌دما تشکیل می‌شود. فاز اشاره شده دارای مورفولوژی مکعبی در سیستم آلیاژی Ti-V و مورفولوژی کروی و بیضوی در سیستم آلیاژی Ti-Mo است و فاز آلفای ثانویه توسط جابه‌جایی و نفوذ اتم‌ها و در مکان‌های با تمرکز عناصر آلیاژی در درون دانه‌های بتا جوانه می‌زند و رشد می‌کنند [۲۲]. در جریان پیرسازی ثانویه فاز آلفای ثانویه با سرعت بیشتری نسبت به پیرسازی اولیه رشد می‌کند. باتوجه به ریزساختار حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای (شکل ۴)، فاز آلفای ثانویه بیضوی شکل بوده و نشان‌دهنده



شکل ۵- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی: الف) نمونه پس از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ سپس پیرسازی دمرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه 300°C و 600°C سانتی‌گراد و ب) تصویر الف با بزرگنمایی بالاتر

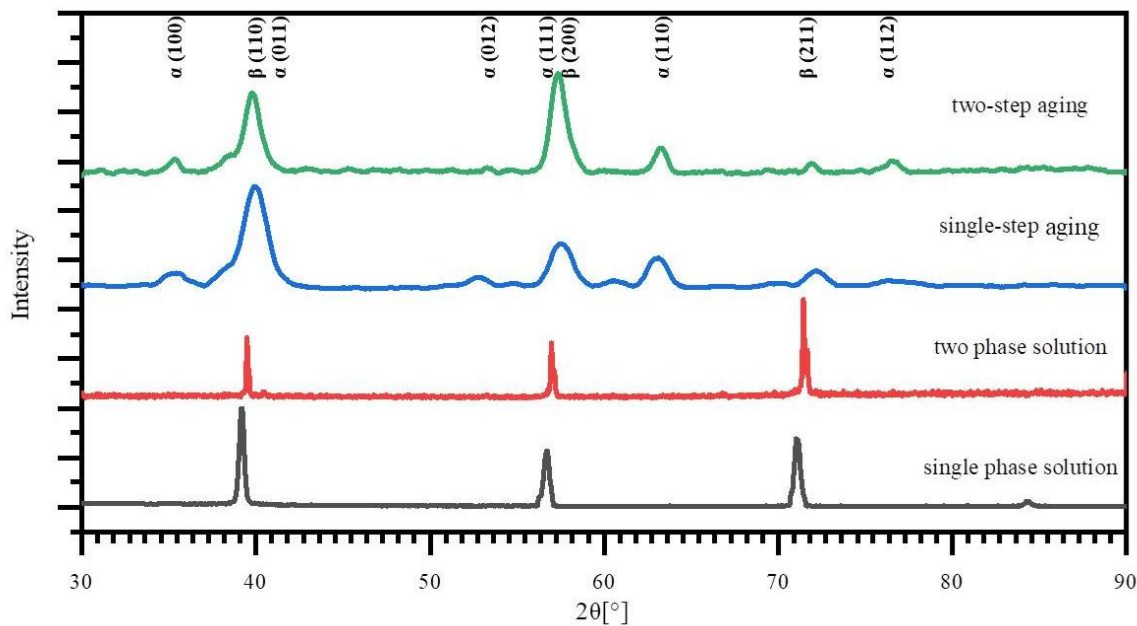


شکل ۶- الگوی پراش پرتوی ایکس آلیاژ Ti-3873 پس از آنیل انحلالی در منطقه تک‌فاز β و دوفاز $\alpha+\beta$ (رنگی در نسخه الکترونیکی)

۳-۲- بررسی‌های فازی

برای تأیید تشکیل فاز آلفای اولیه، الگوی پراش پرتوی ایکس آلیاژ Ti-3873 پس از آنیل انحلالی در منطقه تک‌فاز β و در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ در شکل (۶) ارائه شده است. پراش‌های مربوط به دو فاز α و β قابل مشاهده است و تشکیل فاز آلفا با آنیل انحلالی در منطقه دوفازی $\alpha+\beta$ تأیید می‌شود. بنابراین نواحی تیره در شکل (۱) نشان‌دهنده فاز آلفا است. الگوی پراش پرتوی ایکس آلیاژ Ti-3873 پس از آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای 550°C سانتی‌گراد در شکل (۷) ارائه شده است.

در الگوی پراش حاصل از پیرسازی تک‌مرحله‌ای مشاهده می‌شود فاز آلفا علاوه بر پراش در صفحات (۰۱۱) و (۰۱۲) که ناشی از آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ است (شکل ۶)؛ در صفحات (۰۱۰)، (۱۱۱) و (۱۱۰) نیز پراش یافته است. این مسئله رسوب فاز آلفا طی پیرسازی را تأیید می‌کند. پراش صفحه (۱۱۰) مربوط به فاز آلفای تشکیل شده در جهت نورد گرم ثانویه است. پژوهشگران [۲۵] نشان داده‌اند که در آلیاژ Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5Al (TB3) کاهش بیشتر ضخامت طی نورد، شدت پراش این صفحه افزایش یافته است.



شکل ۷- الگوی پراش پرتوی ایکس آلیاژ Ti-3873 پس از عملیات آنیل انحلالی در منطقه تک‌فاز β ، عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ ، پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای 550° درجه سانتی‌گراد و پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه 300° و 550° درجه سانتی‌گراد (رنگی در نسخه الکترونیکی)

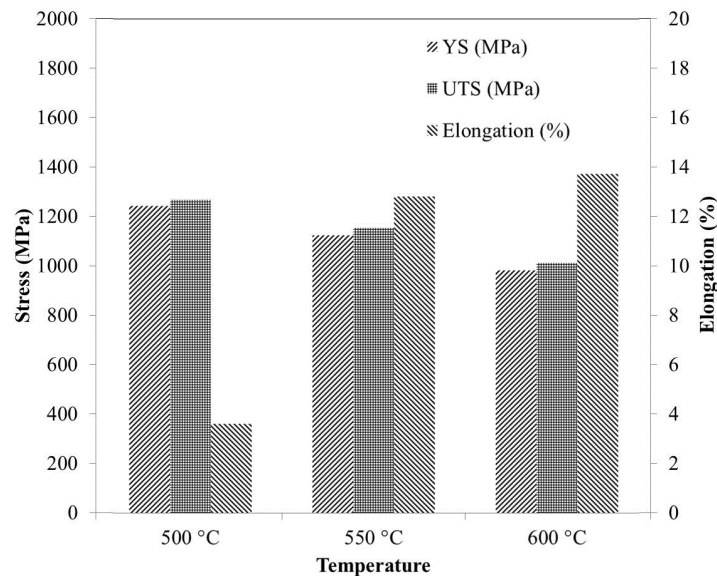
افزایش می‌یابد. این تغییرات نیز نشان‌دهنده تقویت پراش هستند. پژوهشگران موارد مشابهی را توسط پراش پرتوی ایکس با انرژی بالا^۶ اثبات کرده‌اند [۲۶].

فاز آلفا در زاویه‌های 2θ برابر با 35° ، 53° ، 57° ، 63° و 76° درجه پراش یافته است. پراش 76° درجه فقط در پیرسازی دومرحله‌ای تشکیل شده است. همچنین شدت پراش‌های حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای بیشتر از پیرسازی تک‌مرحله‌ای است. بنابراین در پیرسازی تک‌مرحله‌ای، زمان لازم برای تشکیل کسر حجمی مناسب از رسوبات آلفای ثانویه کافی نیست. اما طی پیرسازی دومرحله‌ای و انجام پیرسازی اولیه و ثانویه هر کدام به مدت هشت ساعت زمان کافی برای تشکیل میزان کافی فاز آلفای ثانویه فراهم می‌شود. این مسئله به دلیل نفوذی بودن فرایند تشکیل آلفای ثانویه است. با توجه به پایداری بالا زمینه بتا حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و سرعت نفوذ کم عناصر آلیاژی مولیبدن و V، فرایند تشکیل فاز آلفای ثانویه نیاز به زمان بیشتری دارد.

نتایج پراش پرتوی ایکس نمونه‌ها پس از آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه 300° و 550° درجه سانتی‌گراد نیز در شکل (۷) ارائه شده است. پراش‌های مربوط به فازهای آلفا و بتا قابل مشاهده است. بنابراین رسوبگذاری فاز آلفا توسط این پراش‌ها تأیید می‌شود.

فاز بتا در زاویه‌های 2θ برابر با 39° ، 57° و 72° درجه پراش یافته است. با توجه به اینکه پراش صفحه (۱۱۱) فاز آلفا در همان زاویه رخ می‌دهد و با انجام پیرسازی دومرحله‌ای، این فاز تشکیل می‌شود؛ نتیجه می‌شود که پراش فاز آلفا و پراش فاز بتا، همدیگر را در زاویه 2θ با مقدار 57° درجه تقویت کرده و منجر به افزایش شدت آن پیک می‌شود.

بررسی دقیق‌تر اطلاعات حاصل از پراش پرتوی ایکس نشان می‌دهد که زاویه پراش از $57/6^\circ$ در پیرسازی تک‌مرحله‌ای به $57/3^\circ$ در پیرسازی دومرحله‌ای تغییر کرده است. پارامتر پهنای میانه پیک از $0/59^\circ$ در پیرسازی تک‌مرحله‌ای به $0/69^\circ$ در پیرسازی دومرحله‌ای افزایش و شدت پراش نیز از 74 به 195



شکل ۸- نتایج خواص کششی حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ سپس پیرسازی در دماهای ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد

از طرفی رسوبات آلفای ثانویه مانع حرکت نابه‌جایی‌ها می‌شوند. در نتیجه برای عبور نابه‌جایی‌ها از این موانع نیاز به اعمال تنش بیشتر است. بنابراین با کاهش کسر حجمی این موانع (آلفای ثانویه)، تنش مورد نیاز نیز کاهش می‌یابد. چنان که در شکل (۲) و شکل (۳) نشان داده شد، با افزایش دمای پیرسازی، کسر حجمی آلفای ثانویه کاهش می‌یابد. در نتیجه با افزایش دمای پیرسازی، موانع مؤثر در مقابل حرکت نابه‌جایی‌ها کاهش و به دنبال آن تنش مورد نیاز برای عبور از ناحیه کرنش الاستیک (تنش تسلیم) کاهش می‌یابد. نتایج پژوهش‌های مشابه [۲۷] روی آلیاژهای تیتانیوم مانند آلیاژ SP-700 نیز بیان می‌کند که خواص کششی متأثر از کسر حجمی و مورفولوژی فاز آلفا بوده این دو، متأثر از اختلاف دمای استحاله فاز بتا و دمای عملیات حرارتی است.

با توجه به شکل (۲-الف)، در نمونه پیرسازی شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد رسوبات متقاطع تشکیل شده است. تصویر نمادین رسوبات آلفای ثانویه و برهم‌کنش آنها با حلقه‌های نابه‌جایی در شکل (۹) نشان داده شده است. گزارش شده است [۲۸] اثر قفل‌کنندگی رسوبات متقاطع (شکل ۹-ب) نسبت به رسوبات موازی یکدیگر (شکل ۹-الف) در برابر حرکت و توسعه حلقه نابه‌جایی‌ها بسیار بیشتر است.

به‌همین دلیل پیرسازی دومرحله‌ای نقش مهمی در رسوب‌دهی فاز آلفای ثانویه ایفا می‌کند.

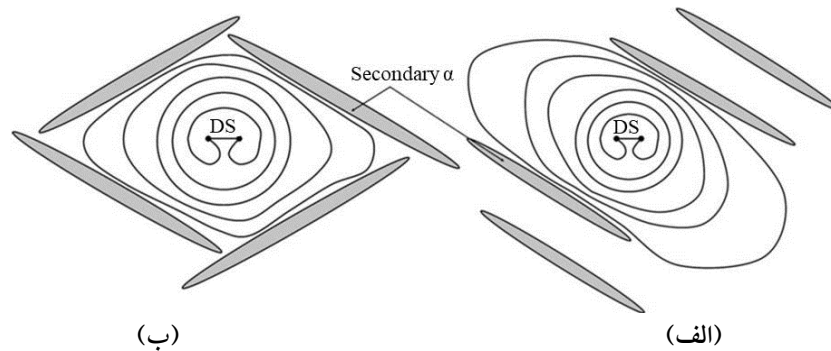
۳-۳- بررسی خواص کششی

۳-۳-۱- خواص کششی حاصل از آنیل انحلالی دوفازی

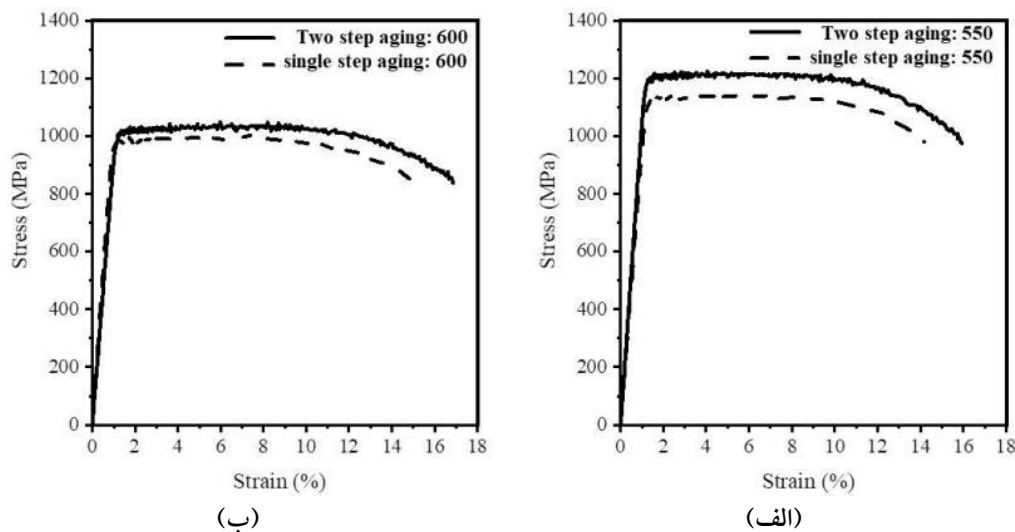
$\alpha+\beta$ و پیرسازی تک‌مرحله‌ای

نتایج خواص کششی حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی در دماهای ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت هشت ساعت در شکل (۸) ارائه شده است. طبق این نمودارها با افزایش دمای پیرسازی استحکام کاهش یافته است. با افزایش دمای پیرسازی از ۵۰۰ به ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد انعطاف‌پذیری به میزان چشمگیری افزایش می‌یابد. اما با افزایش دمای پیرسازی از ۵۵۰ به ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد انعطاف‌پذیری به میزان اندکی زیاد می‌شود.

همان‌طور که بیان شد رسوبات آلفای ثانویه، لایه‌ای شکل بوده و فصل مشترک بین رسوبات آلفا و زمینه بتا، غیرهم‌سیما است. همچنین مکانیزم تغییر شکل فعال در آلیاژ حاضر لغزش است. بنابراین می‌توان بیان کرد که به هنگام اعمال تنش کششی به آلیاژ Ti-3873، برای عبور از ناحیه کرنش الاستیک نیاز به لغزش صفحات اتمی به وسیله حرکت نابه‌جایی‌ها است.



شکل ۹- تصویر نمادین برهم‌کنش میان حلقه‌های ناب‌جایی و رسوبات آلفای ثانویه: (الف) آلفای ثانویه موازی و (ب) آلفای ثانویه متقاطع [۲۸]



شکل ۱۰- نمودار تنش - کرنش نمونه‌های حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$: (الف) پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد و پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد؛ (ب) همان پیرسازی تک‌مرحله‌ای و دومرحله‌ای با تغییر دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد به ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد

۳-۳-۲- خواص کششی حاصل از آنیل انحلالی دوفازی

$\alpha+\beta$ و پیرسازی دومرحله‌ای

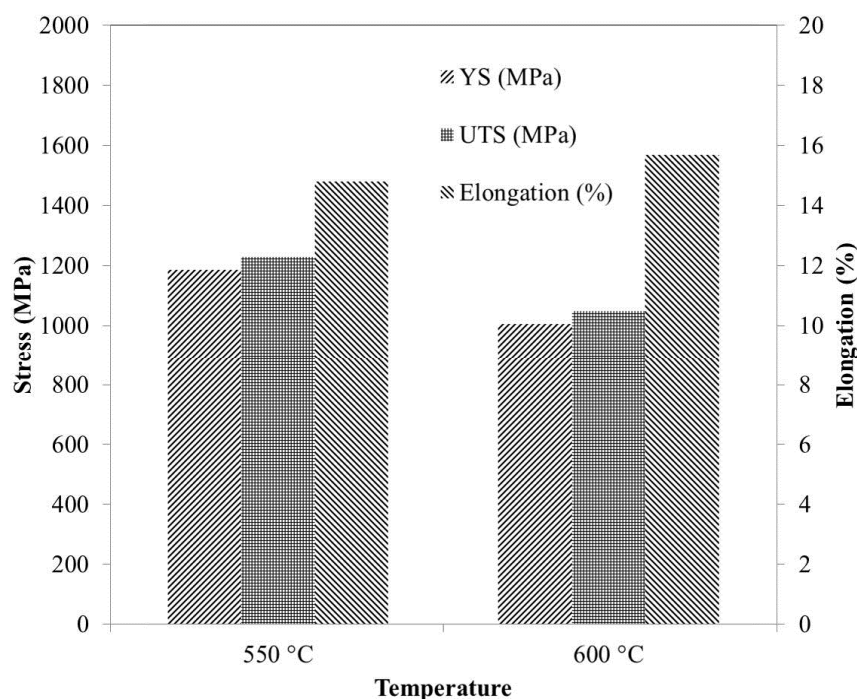
منحنی تنش - کرنش حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دو فاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دماهای ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد و پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و دماهای پیرسازی ثانویه ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد در شکل (۱۰) ارائه شده است. بر اساس این شکل، سه نکته قابل بیان است؛ نکته اول انجام پیرسازی دومرحله‌ای (شکل ۱۰- منحنی‌های با خط ممتد) در هر دو دمای ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد منجر به استحکام

به این ترتیب دشوارتر شدن حرکت ناب‌جایی‌ها، افزایش استحکام و کاهش انعطاف‌پذیری را با پیرسازی در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به دنبال دارد. درحالی که در نمونه پیرسازی شده در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۳)، رسوبات بیشتر موازی یکدیگر هستند. این نحوه قرارگیری مشابه تصویر نمادین شکل (۹- الف) است. در شرایط پیرسازی در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، حلقه‌های ناب‌جایی توسط رسوبات آلفای ثانویه قفل نمی‌شوند و می‌توانند با سهولت بیشتری در راستای رسوبات حرکت کنند. در نتیجه، حرکت ناب‌جایی‌ها خود باعث بهبود انعطاف‌پذیری و کاهش استحکام می‌شود.

می‌یابد. بر اساس ریزساختارهای حاصل از پیرسازی تک‌مرحله‌ای و دومرحله‌ای در دمای 550° درجه سانتی‌گراد (تصاویر شکل ۲-ب و شکل ۴)، تحولات ریزساختاری مشاهده شده عبارت است از: انجام پیرسازی دومرحله‌ای باعث حذف آلفای مرزخانه‌ای ریزتر شدن رسوبات آلفای ثانویه شده است حضور آلفای ثانویه منجر به افزایش استحکام تسلیم نمونه حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای شده است. بر اساس مکانیزم استحکام‌بخشی اوروان [۲۹]، به دلیل حضور رسوبات آلفای ثانویه ریزتر، چگالی حلقه‌های ناب‌جایی در حالت پیرسازی دومرحله‌ای (شکل ۴) بیشتر از حالت پیرسازی تک‌مرحله‌ای (شکل ۲-ب) است. از طرفی با توجه به ریزساختار شکل (۴)، رسوبات آلفای ثانویه غیرمتقاطع بوده و اثر قفل‌شوندگی آنها بر ناب‌جایی‌ها کمتر است. بنابراین ناب‌جایی‌ها می‌توانند آزادانه حرکت کنند [۲۸]. به دلیل حرکت آزادانه ناب‌جایی‌ها در این حالت، نرخ تجمع ناب‌جایی‌ها نسبت به حالت پیرسازی تک‌مرحله‌ای افزایش نمی‌یابد و این عامل منجر به کرنش بیشتر نمونه حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای نسبت به حالت تک‌مرحله‌ای می‌شود.

در شکل (۱۱) نتایج مربوط به خواص کششی نمونه‌های حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه 300° درجه سانتی‌گراد و دمای پیرسازی ثانویه 550° و 600° درجه سانتی‌گراد، ارائه شده است. همانند پیرسازی تک‌مرحله‌ای، در پیرسازی دومرحله‌ای نیز با افزایش دمای پیرسازی استحکام کاهش و انعطاف‌پذیری افزایش یافته است. در هر دو حالت نرخ جوانه‌زنی رسوبات آلفای ثانویه به وسیله پیرسازی اولیه بیشتر شده است بنابراین دمای پیرسازی ثانویه بر خواص کششی اثرگذار است. افزایش دمای پیرسازی ثانویه در پیرسازی دومرحله‌ای منجر به افزایش اندازه رسوبات آلفای ثانویه و کاهش کسر حجمی آنها می‌شود و به این علت اثر قفل‌شوندگی ناب‌جایی‌ها کاهش می‌یابد. به همین دلیل افزایش دمای پیرسازی ثانویه منجر به کاهش استحکام تسلیم می‌شود.

بیشتری نسبت به حالت پیرسازی تک‌مرحله‌ای (شکل ۱۰-۱) منحنی‌های خط چین) در همان دما می‌شود؛ دلیل این مورد، تشکیل فاز آلفای ثانویه است. چنان‌که بیان شد، میزان استحکام رابطه مستقیمی با میزان تشکیل فاز آلفای ثانویه دارد. تحولات ریزساختاری نیز نشان داده که پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی ثانویه 600° درجه سانتی‌گراد (شکل ۵-ب) منجر به ریزساختاری با رسوبات ریز آلفای ثانویه به ضخامت $0/1$ میکرومتر می‌شود. درحالی‌که ریزساختار حاصل از پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای 600° درجه سانتی‌گراد (شکل ۳) فاقد رسوبات ریز آلفای ثانویه است. رسوبات آلفای ثانویه مانع حرکت ناب‌جایی‌ها شده و باعث تشکیل حلقه‌های ناب‌جایی و افزایش چگالی ناب‌جایی‌ها در حالت پیرسازی دومرحله‌ای نسبت به حالت پیرسازی تک‌مرحله‌ای می‌شود و بر اساس مکانیزم استحکام‌بخشی اوروان [۲۹]، افزایش چگالی ناب‌جایی‌ها منجر به افزایش استحکام تسلیم نمونه حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای نسبت به حالت پیرسازی تک‌مرحله‌ای شده است. نکته دوم: استحکام تسلیم در حالت پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای 550° درجه سانتی‌گراد (شکل ۱۰-الف - خط چین) از استحکام تسلیم در حالت پیرسازی دومرحله‌ای در دمای 600° درجه سانتی‌گراد (شکل ۱۰-ب - خط ممتد) بیشتر است. بر اساس تحولات ریزساختاری مشاهده شده، دلیل این مورد کسر حجمی رسوبات آلفای ثانویه است. در حالت پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای 550° درجه سانتی‌گراد (شکل ۲-ب) رسوبات آلفای ثانویه به صورت کلونی با میانگین فاصله $0/1$ میکرومتر از هم در زمینه بتا تشکیل شده‌اند اما در حالت پیرسازی دومرحله‌ای در دمای 600° درجه سانتی‌گراد (شکل ۵-ب) رسوبات آلفای ثانویه به صورت منفرد در زمینه بتا تشکیل شده‌اند. کلونی‌های رسوبات آلفای ثانویه باعث افزایش چگالی ناب‌جایی‌ها می‌شود و چنان‌که بیان شد، با افزایش چگالی ناب‌جایی‌ها استحکام تسلیم افزایش می‌یابد. نکته سوم: با انجام پیرسازی دومرحله‌ای (شکل ۱۰-۱) منحنی‌های خط ممتد، علاوه بر افزایش استحکام تسلیم، درصد کرنش شکست نیز افزایش



شکل ۱۱- نتایج خواص کششی حاصل از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ سپس پیرسازی دومرحله‌ای با پیرسازی اولیه در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و پیرسازی ثانویه در دماهای ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد

عملیات آنیل انحلالی دوفازی $\alpha+\beta$ منجر به تشکیل لایه‌های آلفای ثانویه به ضخامت ۰/۰۷ میکرومتر در ریزساختار شد. استحکام تسلیم و انعطاف‌پذیری حاصل از این ساختار، ۱۲۴۰ و ۳/۶ درصد مگاپاسکال به دست آمد.

۳. ریزساختار حاصل از پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد فاقد رسوبات سوزنی شکل آلفای ثانویه بوده درحالی که ریزساختار حاصل از پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه ۳۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد شامل رسوبات سوزنی شکل به ضخامت ۰/۱۰ میکرومتر و اندازه یک میکرومتر است.

۴. انجام پیرسازی دومرحله‌ای با دمای پیرسازی اولیه و ثانویه ۳۰۰ و ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد منجر به افزایش استحکام تسلیم و انعطاف‌پذیری به میزان ۶ درصد و ۱۴ درصد نسبت به پیرسازی تک‌مرحله‌ای در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد شد و به‌عنوان چرخه مناسب عملیات مکانیکی - حرارتی آلیاژ Ti-3873 معرفی می‌شود.

با توجه به نتایج حاصل از نمودارهای شکل (۸) و شکل (۱۱) مشخص شد که پیرسازی دو مرحله‌ای منجر به افزایش همزمان استحکام تسلیم و انعطاف‌پذیری شده است. بنابراین، برای دستیابی به تلفیقی از استحکام و انعطاف‌پذیری انجام پیرسازی دومرحله‌ای به همراه آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ مؤثر است.

۴- نتیجه‌گیری

بررسی ریزساختاری و خواص کششی آلیاژ نوین تیتانیوم شبه پایدار بتا Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr پس از عملیات آنیل انحلالی در منطقه دوفاز $\alpha+\beta$ و پیرسازی نشان داد:

۱. آنیل انحلالی در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت منجر به دستیابی به ریزساختار دوفازی شد که شامل ۱۵ درصد آلفای اولیه کروی شکل با میانگین اندازه یک میکرومتر و دانه‌های ریز بتا با میانگین اندازه کمتر از پنج میکرومتر است.
۲. انجام پیرسازی در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد پس از

تشکر و سپاسگزاری

مجتمع مواد و فناوری‌های ساخت دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران به‌ویژه پژوهشکده مواد فلزی در آن مجتمع، برای انجام این پروژه و به سرانجام رساندن آن مساعدت‌های فراوانی

رسانده‌اند. به‌همین دلیل نویسندگان مقاله از دست‌اندرکاران این پژوهشکده کمال تشکر را دارند. از آزمایشگاه مرکزی دانشگاه علم و صنعت تهران و بنیاد علوم کاربردی رازی به‌دلیل انجام بخشی از آزمایش‌ها نیز قدردانی می‌شود.

واژه‌نامه

1. Beta transus
2. scanning electron microscope (SEM)
3. X-ray diffraction (XRD)
4. primary α
5. precipitation free zone (PFZ)
6. secondary α
7. high energy X-ray diffraction (HEXRD)

مراجع

1. Froes, F. H., *Titanium: Physical Metallurgy, Processing, and Applications*, ASM international, p. 94, 2015.
2. Sachdev, A. K., Kulkarni, K., Fang, Z. Z., Yang, R., and Girshov, V., "Titanium for Automotive Applications: Challenges and Opportunities in Materials and Processing", *Jom*, Vol. 64, No. 5, pp. 553-565, 2012.
3. Elias, C. N., Lima, J. H. C., Valiev, R., and Meyers, M. A., "Biomedical Applications of Titanium and Its Alloys", *Jom*, Vol. 60, No. 3, pp. 46-49, 2008.
4. Peters, M., Kumpfert, J., Ward, C. H., and Leyens, C., "Titanium Alloys for Aerospace Applications", *Advanced Engineering Materials*, Vol. 5, No. 6, pp. 419-427, 2003.
5. Leyens, C., and Peters, M., (eds.), *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. John Wiley & Sons, 2003.
6. Fan, J., Li, J., Kou, H., Hua, K., Tang, B., and Zhang, Y., "Influence of Solution Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a Near β Titanium Alloy Ti-7333", *Materials & Design*, Vol. 83, pp. 499-507, 2015.
7. Shekhar, S., Sarkar, R., Kar, S. K., and Bhattacharjee, A., "Effect of Solution Treatment and Aging on Microstructure and Tensile Properties of High Strength β Titanium Alloy, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr", *Materials & Design*, Vol. 66, pp. 596-610, 2015.
8. Agarwal, N., Bhattacharjee, A., Ghosal, P., Nandy, T. K. and Sagar, P. K., "Heat Treatment, Microstructure and Mechanical Properties of a Metastable β Titanium Alloy Timetal® 21s", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 61, No. 5, pp. 419-425, 2008.
9. Sauer, C., and Luetjering, G., "Thermo-Mechanical Processing of High Strength β -Titanium Alloys and Effects on Microstructure and Properties", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 117, No. 3, pp. 311-317, 2001.
10. Furuhashi, T., Maki, T., and Makino, T., "Microstructure Control by Thermomechanical Processing in β -Ti-15-3 Alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 117, No. 3, pp. 318-323, 2001.
11. Ivasishin, O. M., Markovsky, P. E., Matviychuk, Y. V., Semiatin, S. L., Ward, C. H., and Fox, S., "A co MPa Rative Study of the Mechanical Properties of High-Strength β -Titanium Alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 457, No. 1-2, pp. 296-309, 2008.
12. Sadeghpour, S., Abbasi, S. M., Morakabati, M., Kisko, A., Karjalainen, L. P., and Porter, D. A., "On the Compressive Deformation Behavior of New Beta Titanium Alloys Designed by d-Electron Method", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 746, pp. 206-217, 2018.
13. Sadeghpour, S., Abbasi, S. M., Morakabati, M., and Karjalainen, L. P., "Effect of Dislocation Channeling and Kink Band Formation on Enhanced Tensile Properties of a New Beta Ti Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 808, p. 151741, 2019.
14. Gammon, L. M., Briggs, R. D., Packard, J. M., Batson, K. W., Boyer, R., and Domby, C. W., *Metallography and Microstructures of Titanium and Its Alloys*, ASM handbook, Vol. 9, pp. 899-917, 2004.
15. ASTM, 8M. *Standard Test Methods of Tension Testing of Metallic Materials [metric]*, 2013.
16. Peters, J. O., Lütjering, G., Koren, M., Puschnik, H., and Boyer, R. R., "Processing, Microstructure, and Properties of β -CEZ", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 213, No. 1-2, pp. 71-80, 1996.
17. Porter, D. A. and Easterling, K. E., *Phase*

- Transformations in Metals and Alloys, (Revised Reprint)*. CRC Press, 2009.
18. Shewmon, P., (eds.), *Diffusion in Solids*. Springer, 2016.
 19. Yolton, C. F., Froes, F. H. and Malone, R. F., "Alloying Element Effects in Metastable Beta Titanium Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 10, No. 1, pp. 132-134, 1979.
 20. Kolli, R. P. and Devaraj, A., "A Review of Metastable Beta Titanium Alloys", *Metals*, Vol. 8, No. 7, p. 506, 2018.
 21. Du, Z., Xiao, S., Xu, L., Tian, J., Kong, F., and Chen, Y., "Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a New β High Strength Titanium Alloy", *Materials & Design*, Vol. 55, pp. 183-190, 2014.
 22. He, T., Feng, Y., Luo, W., He, Y., Tian, L., and Lai, Y., "Microstructural Evolution of ω Assisted α Precipitates in β -CEZ Alloy During Ageing Process", *Materials Characterization*, Vol. 138, pp. 19-25, 2018.
 23. Sadeghpour, S., Abbasi, S. M., Morakabati, M., and Bruschi, S., "Correlation Between Alpha Phase Morphology and Tensile Properties of a New Beta Titanium Alloy", *Materials & Design*, Vol. 121, pp. 24-35, 2017.
 24. Santhosh, R., Geetha, M., and Rao, M. N., "Recent Developments in Heat Treatment of Beta Titanium Alloys for Aerospace Applications", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 70, No. 7, pp. 1681-1688, 2017.
 25. Song, Z. Y., Sun, Q. Y., Xiao, L., Liu, L., Wang, H., Chen, W., Sun, J., and Ge, P., "The Influence of Prior Cold Deformation on Precipitation of Alpha Phase and Variation of Hardness in Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5 Al During Aging Treatment", *Journal of Materials Research*, Vol. 24, No. 2, pp. 452-458, 2009.
 26. Aeby-Gautier, E., Settefrati, A., Bruneseaux, F., Appolaire, B., Denand, B., Dehmas, M., Geandier, G., and Boulet, P., "Isothermal α Formation in β Metastable Titanium Alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 577, pp. S439-S443, 2013.
 27. Sheikhali, A., Morakkabati, M., and Abbasi, S. M., "Flow Behavior of SP-700 Titanium Alloy During Hot Tensile Deformation in $\alpha+\beta$ and β Phase Regions", *Journal of Advanced Materials In Engineering, (Esteghlal)*, Vol. 38, No. 1, pp. 37-48, 2019.
 28. Song, Z. Y., Sun, Q. Y., Xiao, L., Liu, L., and Sun, J., "Effect of Prestrain and Aging Treatment on Microstructures and Tensile Properties of Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5 Al Alloy", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527, No. 3, pp. 691-698, 2010.
 29. Dieter, G. E., and Bacon, D. J., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-hill New York, 1986.

EFFECT OF THE TWO-PHASE SOLUTION ANNEALING AND AGING ON ALPHA PRECIPITATES AND TENSILE PROPERTIES OF Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr ALLOY

H. Saki, M. Morakabati* and R. Mahdavi

Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology

(Received: 6 October 2020; Accepted: 28 August 2021)

ABSTRACT

Metastable beta titanium alloys have the ability to achieve different microstructures as a result of various heat treatment cycles. The aim of the present study was to create a combination of fine spherical and needle-shaped alpha phase in a metastable beta Titanium alloy (Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr) using two-phase solution annealing and aging to improve tensile properties. In this regard, one strip of the alloy was solution annealed in the two-phase region ($\alpha+\beta$) at 750°C. Then, some of the solution treated specimens were aged in one step and the others in two steps. The microstructural observation and phase analysis were studied by scanning electron microscope (SEM) and X-ray diffraction (XRD), respectively followed by investigating tensile properties using tensile test. The results exhibited that the microstructure of the alloy after annealing in the two-phase region ($\alpha+\beta$) consisted of a spherical primary alpha phase of 1 μm in the beta matrix. One-step aging at 600°C resulted in a microstructure without secondary alpha layers. This heat treatment cycle resulted a yield strength of 980 MPa and fracture strain of 13.9%. Two-step aging at 300°C and 600°C led to formation of the secondary alpha layers with 0.1 μm thickness and increased the yield strength and fracture strain to 1007 MPa and 15.8%, respectively.

Keywords: Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr alloy, Two-phase solution annealing, Two-step aging, Microstructural evolution, Tensile properties.

1. INTRODUCTION

Beta titanium alloys have a wide range of mechanical properties due to their ability to form a variety of microstructures [1, 2]. The microstructure with spherical and needle-shaped alpha phase in the beta matrix causes combination of high tensile strength and ductility [3]. Primary alpha phase with spherical morphology can be achieved by solution annealing in the two-phase region ($\alpha+\beta$). The needle-shaped alpha phase can be obtained by aging [4]. It has been reported that the most attractive properties in the Ti-15-3 alloy was obtained by two-step aging [5]. Particularly, aging at 300°C for 8 h followed by aging at 450°C for 16 h caused a good balance of strength and ductility. Recently the β titanium alloy, namely Ti-3Al-8Mo-7V-3Cr (Ti-3873) has been designed based on the commercial β titanium alloy known as Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr (Ti-5553) with the aim of improving cold workability [6]. The present work

focuses on studying the effect of various cycles of aging treatment to achieve different microstructures with spherical and needle-shaped alpha phase and evaluate the tensile properties of the Ti-3873 alloy.

2. MATERIALS AND METHODS

The chemical composition of the Ti-3873 ingot was obtained as Ti-2.9Al-7.9Mo-7V-3Cr-0.18O (wt.%). The beta-transfer temperature (T_β) measured by metallographic method obtained as 760-780°C. Two-phase solution treatment was performed at the temperature of 750°C for 1 h, followed by water quenching. One-step aging carried out at the temperatures of 500, 550, and 600°C and two-step aging carried out at the temperature of 300°C, and subsequently at 500, 550, and 600°C (every step down for 8 h) followed by cooling in air.

The microstructural observations were carried out using a FEI NOVA NANOSEM 450 Scanning

*: m_morakabati@mut.ac.ir

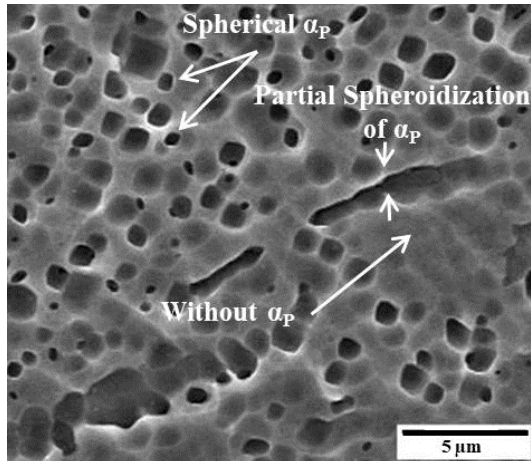


Figure 1. SEM micrograph of the Ti-3873 alloy after solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region at 750°C for 1 h.

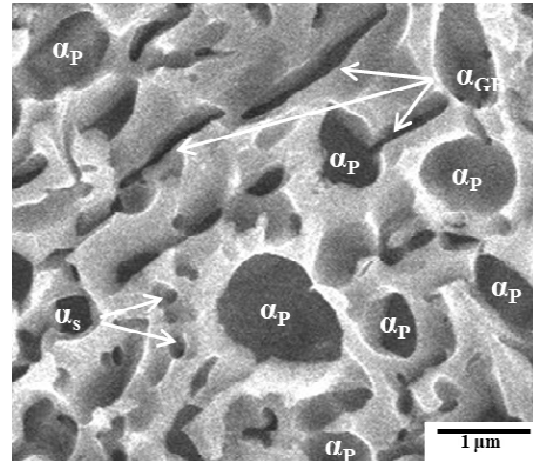


Figure 2. SEM micrograph of the Ti-3873 alloy after solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region and aging at 600°C for 8 h.

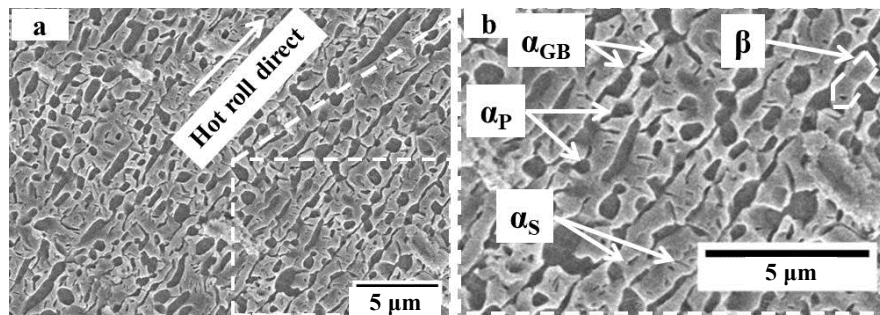


Figure 3. a) SEM micrograph of the Ti-3873 alloy after solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region and two-step aging at 300°C for 8 h followed by aging at 600°C for 8 h, b) higher magnification of (a)

Electron Microscope (SEM). Tensile tests were done using an Instron 8502 testing machine according to ASTM E8 standard.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Solution treated microstructure

The microstructure of the alloy after solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region at 750°C for 1 h is shown in Figure 1. The microstructure consists of a significant amount of globular primary α (α_p) phase with average diameter of 1 μm and volume fraction of 20%. The α_p phase located at the β grain boundaries can limit the recrystallization and growth of the β phase due to its pinning effect.

3.2. Solution treated and aged microstructures

The microstructure of the alloy after solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region and one step aging treatment is shown in Figure 2. As can be seen, the acicular α_s phase was not formed during one step aging. This may be attributed to the higher stability of the Ti-3873 alloy. Therefore, the two step aging

process was done. β transforms to $\beta + \omega$ by low temperature aging. Hence, the second step aging was carried out at high temperature to complete the above transformation [7]. The microstructure of the alloy after solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region and two step aging is shown in Figure 3. Besides the globular α_p phase, the secondary α phase (α_s) with acicular shape was formed during the two-step aging. The α_s precipitate was 1 μm in length and 0.1 μm in width. The boundary of β grains appeared the size of β grains as 5 μm . The presence of α_p phase determined the stability of the remained β phase and the driving force for precipitation of secondary α . In fact, the effect of α_p precipitation was to enrich the β matrix by β stabilizer elements and deplete the α stabilizers. Therefore, the $\alpha+\beta$ solution treatment can lower the propensity of the remained β matrix to decompose, reducing the driving force for the α phase precipitation during the subsequent aging. But, in the first step of the two -step aging, the driving force for nucleation of ω phase is more than that of α phase. This would

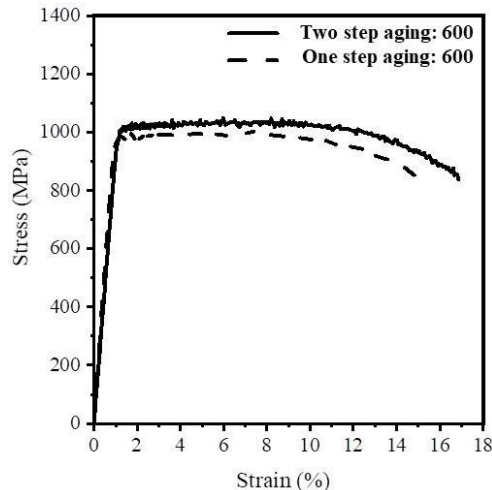


Figure 4. The stress-strain diagram of the Ti-3873 alloy after one-step and two-step aging.

lead to more nucleation sites to form acicular α_s phase. Subsequently at the second step of aging, the ω phase transforms to α_s phase and grows faster than one step aging.

3.3. Tensile properties

Figure 4. shows the stress-strain curve of the specimens treated at two different aging conditions. It can be seen that there is an improvement of strength from 980 to 1007 MPa and fracture strain from 13.9% to 15.8% after two-step aging in comparison with one step aging.

There is a distinct improvement of strength after two-step aging, as evidenced by the studies of different researchers [8]. They reported that the two-step aging results in finer particle size of α_s phase and so increased strength. In addition, solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region followed by two-step aging suppressed grain boundary movement and finer α phase resulted in improving the tensile and ductility, simultaneously.

4. CONCLUSION

1. Solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region resulted in globular α_p phase with average diameter of 1 μm .
2. During one-step aging at 600°C for 8 h after solution annealing in the $(\alpha+\beta)$ region, the acicular α_s phase was not formed. By aging at 300°C for 8 h followed by aging at 600°C for 8 h, the secondary α phase with acicular shape and 1 μm in length and 0.1 μm in width was formed.
3. Two-step aging at 300°C and 600°C led to increase in the yield strength from 980 to 1007 MPa and fracture strain from 13.9% to 15.8%.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors are grateful for financial support from Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology.

CONFLICT OF INTERESTS

The authors declare that there is no conflict of interest in this work.

REFERENCES

1. Froes, F. H., *Titanium: Physical Metallurgy, Processing, and Applications*, ASM International, 2015.
2. Peters, M., Kumpfert, J., Ward, C. H., and Leyens, C., "Titanium Alloys for Aerospace Applications", *Advanced Engineering Materials*, Vol. 5, No. 6, pp. 419-427, 2003.
3. Leyens, C., and Peters, M., (eds.), *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*, John Wiley & Sons, 2003.
4. Shekhar, S., Sarkar, R., Kar, S. K. and Bhattacharjee, A., "Effect of Solution Treatment and Aging on Microstructure and Tensile Properties of High Strength β Titanium Alloy, Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr", *Materials & Design*, Vol. 66, pp. 596-610, 2015.
5. Ivasishin, O. M., Markovsky, P. E., Matviychuk, Y. V., Semiatin, S. L., Ward, C. H., and Fox, S., "A Comparative Study of the Mechanical Properties of High-Strength β -Titanium Alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 457, No. 1-2, pp. 296-309, 2008.
6. Sadeghpour, S., Abbasi, S. M., Morakabati, M., Kisko, A., Karjalainen, L. P. and Porter, D. A., "On the Compressive Deformation Behavior of New Beta Titanium Alloys Designed by d-Electron Method", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 746, pp. 206-217, 2018.
7. Santhosh, R., Geetha, M., and Rao, M. N., "Recent Developments in Heat Treatment of Beta Titanium Alloys for Aerospace Applications", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 70, No. 7, pp. 1681-1688, 2017.
8. Du, Z., Xiao, S., Xu, L., Tian, J., Kong, F., and Chen, Y., "Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of a New β High Strength Titanium Alloy", *Materials & Design*, Vol. 55, pp. 183-190, 2014.