

تحولات ریزساختاری آلیاژ Ti-6Al-4V در حین تغییر شکل گرم

خسرو فرمنش* و عباس نجفی زاده**

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۸۱/۴/۹ - دریافت نسخه نهایی: ۸۲/۳/۳۱)

چکیده - در تحقیق حاضر با اعمال سیکلهای ترمومکانیکی، رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-6Al-4V مورد مطالعه و بررسی قرار گرفت. ابتدا با استفاده از آزمایشهای دیلاتومتری دماهای انجام استحاله به دست آمد و سپس سیکلهای ترمو مکانیکی مختلف طراحی و مورد استفاده قرار گرفت. در این رابطه ابتدا آلیاژ در ناحیه تک فازی همگن شد و سپس نمونه ها تا دمای معین سرد و آزمایش فشار گرم روی آنها انجام شد. سرعت سرد شدن تا دمای آزمایش فشار گرم به نحوی انتخاب شد که قبل از شروع تغییر شکل هیچ گونه استحاله‌ای در آلیاژ صورت نگیرد. آزمایشهای فشار گرم در گستره دمایی ۸۵۰ الی ۱۰۵۰ °C، با نرخ کرنشهای 10^{-2} ، 10^{-1} و 10^0 (s⁻¹) با میزان کرنش ۰/۵۵ انجام گرفت. بر اساس نتایج این آزمایشها مقدار انرژی فعال سازی تغییر شکل در منطقه دو فازی برابر $840 \text{ (KJmol}^{-1}\text{)}$ به دست آمد که در انطباق با یافته‌های سایر محققان است. این پژوهش همچنین نشان داد که نمونه‌هایی که در دمای نزدیک به دمای استحاله تک فازی به دو فازی تغییر شکل می‌یابند دارای ریز ساختار آلفای کروی در زمینه بتا هستند و از طرف دیگر بعضی از لایه‌های فاز آلفا که از قبل وجود داشته نیز درشت می‌شوند.

واژگان کلیدی: فرایندهای ترمو مکانیکی، تغییر شکل گرم، آلیاژ Ti-6Al-4V، دیلاتومتری

Microstructural Evaluation of Ti-6Al-4V Alloy During Hot Deformation

K. Farmanesh and A. Najafi-Zadeh

Assistant Professor, Department of Materials Engineering, Malak-e-Ashtar University

Associate Professor, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

Abstract: Among the titanium alloys, Ti-6Al-4V is the most widely used. In the present work, the uniaxial hot compressive behavior of Ti-6Al-4V has been investigated under constant strain rates. A series of dilatometry experiments were carried out to determine the transformation temperatures at different cooling rates. Specimens were homogenized at 1050 °C for 10 minutes followed by fast cooling to different straining temperatures from 1050 to 850°C. The cooling rate was chosen fast enough to prevent high temperature transformation during cooling. A series of isothermal compression tests were conducted at different temperatures of 850, 900, 950, 1000, 1050°C at constant true strain rates of 0.1, 0.01 and 0.001 s⁻¹, respectively. Samples were uniaxially compressed to a true strain of 0.55 followed by water quenching to room temperature. The apparent activation energy for compression in two phase regions was calculated at 840 KJmol⁻¹. The partial globularization of α -phase was observed in the specimens deformed at low strain rates and at temperatures near the transformation zone followed by annealing.

Keywords: Thermomechanical processing, Isothermal hot deformation, Ti-6Al-4V alloy, Dilatometry

**_استاد

*_استادیار

فهرست علائم

TZM آلیاژ تیتانیوم، زیرکونیوم و نیوبیوم	A ضریب ثابت
α فاز آلفا با ساختار HCP	CBN نیتريد بور مکعبی
β فاز بتا با ساختار BCC	N ضریب نمایی تنش
ϵ^0 (1/s) آهنگ کرنش	Q(kJ/mol) انرژی ظاهری فعال سازی
σ (Mpa) تنش حقیقی	R(J/molK) ثابت گازها
	R(K) دمای مطلق

۱- مقدمه

در آلیاژ دو فازي Ti-6Al-4V با اعمال سیکلهای متفاوت ترمو مکانیکی (دمای تغییر شکل، آهنگ کرنش، مقدار کرنش اعمالی، دما و زمان بازپخت و سرعت سرد کردن) ریز ساختارهای گوناگونی قابل حصول است. این گستره ریز ساختاری از یک طرف شامل ساختار لایه‌ای از فازهای α و β و از طرف دیگر شامل ساختار هم محور یا کروی فاز α در زمینه فاز β است. عمر خستگی و چکش خواری ریز ساختار کروی فاز α در زمینه فاز β (عمر خستگی در حدود ۸۴۰۰۰ سیکل و چکش خواری بیش از ۱۰٪) نسبت به ریز ساختار لایه‌ای فازهای β - α (عمر خستگی در حدود ۴۳۰۰۰ سیکل تا زمان شکست و چکش خواری ۵/۹٪) بیش از دو برابر است. لیکن ریز ساختار لایه‌ای دارای مقاومت خزشی و چقرمگی شکست بالاتری نسبت به ریز ساختار کروی است. لذا در اکثر موارد قطعات تولیدی به منظور داشتن خواص بهینه حاوی ترکیبی از این دو ریز ساختار می‌باشند [۱].

تحقیقات گسترده‌ای که روی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-6Al-4V چه با ساختار اولیه کروی و یا ساختار لایه‌ای انجام شده است، نشان می‌دهد کار پذیری^۱ این آلیاژ تابعی از ریز ساختار اولیه، دما و آهنگ کرنش اعمالی است [۲].

چنان^۲ با استفاده از آزمایشهای فشار گرم تک دما منحنیهای تنش-کرنش حقیقی این آلیاژ را برای دو ریز ساختار اولیه فاز α سوزنی در زمینه فاز β و دانه‌های هم محور فاز α در زمینه ساختار لایه‌ای (β - α) به دست آورد. این آزمایشها با دو سرعت ثابت فشاری ۱ و ۱/۷ (mm/s) در گستره دمایی ۵۹۰ تا ۷۳۰°C

انجام شد. این محقق علت کاهش تنش سیلان در نمودارهای تنش - کرنش حاصله را وقوع تبلور مجدد پویا^۳ اعلام کرد [۳]. وایس^۴ با انتخاب دو نوع ریز ساختار لایه‌ای ضخیم و نازک از فاز α در زمینه فاز β تاثیر انجام فشار گرم و به دنبال آن باز پخت کردن را بروی شکسته شدن لایه‌ها مورد مطالعه قرار داد. در این تحقیق آزمایشهای فشار گرم در دمای (۹۵۵°C) و سرعت ثابت 2×10^{-3} (mm/s) انجام شد. حداقل کرنش لازم برای مشاهده پدیده شکسته شدن لایه‌های نازک و ضخیم فاز α پس از عملیات باز پخت به ترتیب ۰/۹ و ۱/۶ گزارش شده است. به نظر این محقق علت شکسته شدن لایه‌های فاز α نفوذ باریکه‌ای از فاز β به داخل آن است. در حین تغییر شکل به دلیل وقوع برش در لایه‌ها، انرژی سطحی آنها افزایش یافته و متعاقباً^۵ در حین عملیات باز پخت نفوذ لایه‌ای از فاز β به درون فاز α موجب کاهش انرژی خواهد شد [۴].

پاراساد^۶ اثر اندازه دانه اولیه فاز β را بر روی رفتار تغییر شکل گرم این آلیاژ مورد مطالعه قرار داد. در اینجا رابطه مستدلی بین اندازه دانه و رفتار تغییر شکل به دست نیامد، لیکن پیشنهاد شد که شکسته شدن لایه‌های فاز α به دلیل کاهش انرژی حاصله از انجام فرایند بازیابی پویا^۷ در صفحاتی است که لغزش متقاطع انجام داده‌اند [۵].

سشاجاربولو^۸ رفتار تغییر شکل گرم این آلیاژ را با ریز ساختار اولیه دانه‌های هم محور (β - α) مورد مطالعه قرار داد. برای توجیه افزایش زیاد قابلیت چکش خواری نمونه‌های تغییر شکل یافته در دمای ۸۵۰°C با نرخ کرنش 3×10^{-3} (s⁻¹) مکانیزم ابر مومسانی^۹ پیشنهاد شد [۶].

هدف از این تحقیق دستیابی به سیکل ترمو مکانیکی است، که بدون نیاز به اعمال کرنش زیاد و یا سیکل عملیات حرارتی طولانی در نهایت ریز ساختار فاز α کروی را به دست آوریم. از طرفی با اعمال سیکلهای متفاوت ترمو مکانیکی اثر شرایط مختلف تغییر شکل گرم و باز پخت روی تحولات ریز ساختاری آلیاژ Ti-6Al-4V مورد مطالعه قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V مورد استفاده در این پژوهش در جدول (۱) نشان داده شده است.

نمونه‌های استوانه‌ای به ارتفاع ۱۵ و قطر (mm) ۱۰ برای آزمایشهای فشار گرم تهیه شدند. روی سطوح بالایی و پایینی این نمونه‌های فشاری فشارهای دایره‌ای هم مرکز به عمق (mm) ۰/۵ ماشینکاری شد. وظیفه این شیارها حبس روانساز در خود و جلوگیری از فرار روانساز از بین سطوح تماس نمونه و فکهای پرس در مراحل اولیه آزمایش فشار گرم است. به منظور جلوگیری از سیلان اضافی ماده در حین تغییر شکل لبه سطوح بالایی و پایینی استوانه به زاویه 45° به ارتفاع (mm) ۱ پخ زده شد. همچنین برای آزمایشهای دیلا تومتری استوانه‌هایی به ارتفاع ۱۰ و قطر (mm) ۴ تهیه شدند.

برای آزمایشهای دیلا تومتری از دستگاه دیلا تومتر ساخت شرکت BAEHER مدل DIL 805A/D متعلق به شرکت فولاد آلیاژی اصفهان استفاده شد. آزمایشهای فشار گرم با استفاده از یک دستگاه MTS مدل ۵۵۰ انجام شد. حد بیشینه و کمینه نیروی اعمالی توسط این دستگاه (KN) ± 25 با دقت (N) ± 10 است. در این دستگاه انجام آزمایشهای با آهنگ کرنش ثابت با استفاده از کنترل عددی سیستمهای هیدرولیکی، امکانپذیر است. فک بالایی و پایینی به دلیل نیاز به استحکام کافی در دمای بالا از جنس آلیاژ TZM انتخاب شده است. در این دستگاه انجام آزمایشهای فشار گرم تا دمای $(5 \pm 120^\circ C)$ به کمک یک کوره تشعشعی تحت اتمسفر محافظ امکانپذیر است. از ماده Acheson Delta Glase 153 برای روانکاری و محافظت در

برابر اکسیداسیون استفاده شد. برای افزایش روانسازی خمیر نیتريد بور، روی سطوح بالایی و پایینی نمونه‌های استوانه‌ای استفاده شد. شکل (۱) به صورت شماتیک تجهیزات مورد استفاده در تحقیق حاضر را نشان می‌دهد.

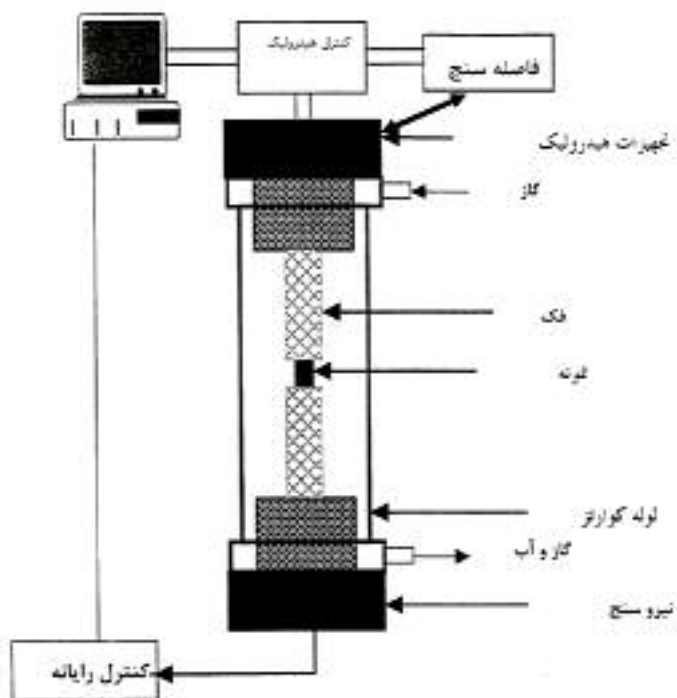
ابتدا برای همگن‌سازی و تبدیل تمامی ریز ساختار به تک فاز β تمامی نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای $(1050^\circ C)$ نگهداری شده و سپس با اعمال جریان سریع گاز هلیوم نمونه‌ها به دمای آزمایشهای فشار گرم می‌رسند و آزمایش فشار گرم در دمای ثابت تا کرنش ۰/۵۵ انجام شد. جدول (۲) شرایط مختلف به کار رفته در آزمایشهای فشار گرم را نشان می‌دهد. به دلیل بررسی ریز ساختار، نمونه‌ها بعد از آزمایش فشار گرم سریع سرد شدند. نمونه‌های تغییر شکل یافته در دمای $(980^\circ C)$ به مدت دو تا چهار ساعت در محیطی از آرگون خالص تحت فرایند باز پخت قرار گرفتند. شکل (۲) مراحل مختلف سیکل عملیات ترمو مکانیکی انجام شده را نشان می‌دهد. برای اطمینان از تکرار پذیری هر یک از آزمایشهای فشار گرم سه مرتبه انجام شد.

بررسی تحولات ریز ساختاری در هر یک از مراحل سه گانه توسط آزمایشهای متالوگرافی انجام شد. نمونه‌ها در جهات موازی و عمود بر محور اعمال فشار با استفاده از دیسک الماسه با پوشش CBN بدون اعمال فشار مقطع زده شد. برای پولیش نمونه‌ها از سمباده‌های از جنس کاربید سیلیسیوم تا دانه بندی ۶۰۰ و و سپس محلول سوسپانسیون آلومینا تا حد ریزی $(0.05 \mu m)$ استفاده شد. در انتها نمونه‌ها با محلول کروم، $10\% HNO_3$ ، $2\% HF$ ، $88\% H_2O$ (درصد وزنی) اچ شدند.

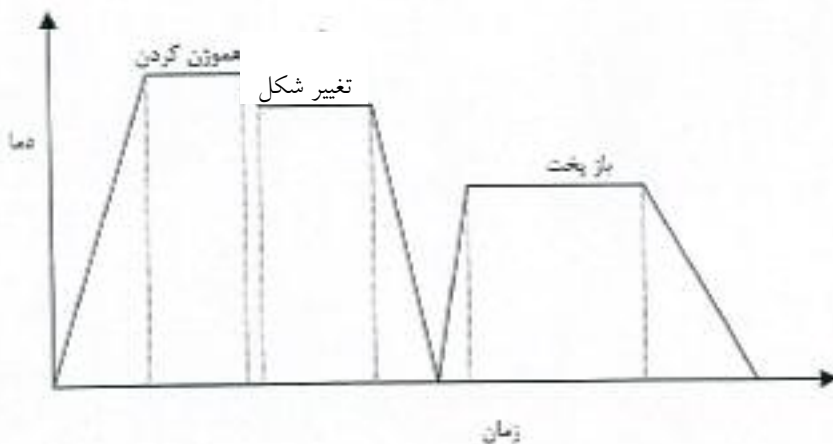
۳- نتایج و بحث

الف- بررسی دیلا تومتری

دمای استحاله تبدیل از منطقه دو فازی $(\alpha+\beta)$ به تک فاز β و دمای تبدیل به فاز مارتنزیت در حین تبرید سریع در این آلیاژ با انجام یک سری آزمایشهای دیلا تومتری تعیین شدند. شکل (۳)



شکل ۱- شماتیک تجهیزات دستگاه فشار گرم



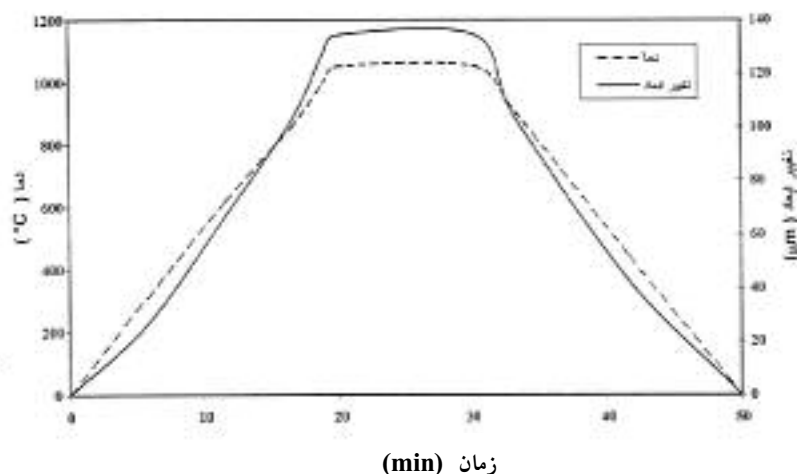
شکل ۲- سیکل فرایند ترمو مکانیکی اعمال شده روی آلیاژ Ti-6Al-4V

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V مورد استفاده (درصد وزنی)

Al	V	Fe	Mo	Zr	O	H	Ti
۵/۵۵	۳/۸۸	۰/۱۲	۰/۵	<۰/۱	۰/۲	۰/۰۰۵	بقیه

جدول ۲- شرایط مختلف به کار رفته در آزمایشات فشار گرم

آهنگ کرنش واقعی (s^{-1})	دمای تغییر شکل گرم ($^{\circ}C$)				
	۰/۱	۱۰۵۰	۱۰۰۰	۹۵۰	۹۰۰
۰/۰۱	۱۰۵۰	۱۰۰۰	۹۵۰	۹۰۰	۸۵۰
۰/۰۰۱	۱۰۵۰	۱۰۰۰	۹۵۰	۹۰۰	۸۵۰



شکل ۳- سیکل حرارتی اعمال به نمونه و تغییرات طول آن در حین آزمایش دیلاتومتری

برای رسم نمودارهای تنش- کرنش حقیقی آزمایشهای فشار گرم، مفروضات زیر در نظر گرفته شد.
 ۱- از اصطکاک در حین تغییر شکل صرف نظر شد (به دلیل شکل مخصوص نمونه های فشاری و روغن کاری انجام شده).
 ۲- تغییر شکل به صورت همگن فرض شد.
 ۳- از افزایش دما ناشی از تغییر شکل به دلیل دمای بالای آزمایش و نرخ کرنش کم صرف نظر شد.

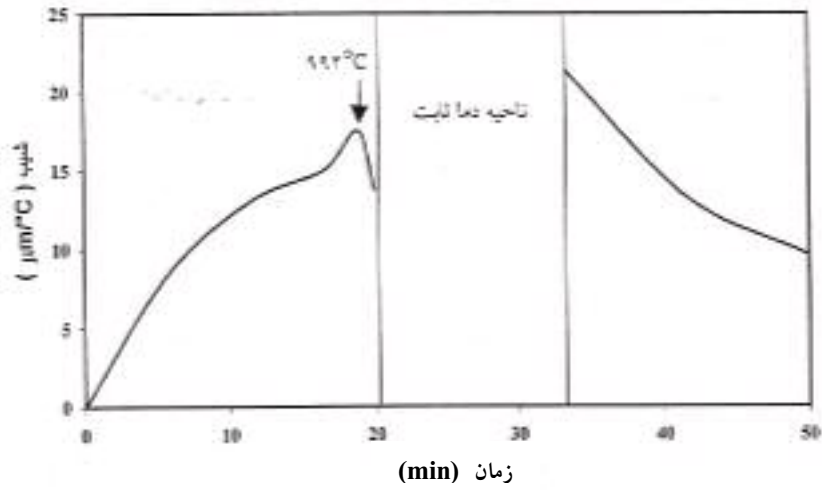
نمودارهای تنش-کرنش حقیقی در سه آهنگ کرنش حقیقی 1×10^{-1} و 1×10^{-2} و 1×10^{-3} (s^{-1}) و دماهای مختلف ۸۵۰ الی ۱۰۵۰ ($^{\circ}C$) در شکلهای (۶) تا (۸) نمایش داده شده است. در این شکلهای مشاهده می شود پس از اعمال میزانی از کرنش تنش سیلان ثابت می شود. این موضوع هماهنگی خوبی با نتایج سایر محققان دارد [۶، ۸، ۹]. به علاوه در تمامی منحنیها با افزایش نرخ کرنش اعمالی یا کاهش دمای آزمایش، تنش سیلان افزایش می یابد. همچنین با توجه به دمای استحاله آزمایشهایی که در دمای بالاتر از $990^{\circ}C$ انجام می شوند در منطقه تک فازی قرار دارد.

بیشتر محققان ثابت بودن تنش سیلان در منطقه تک فاز β را ناشی از مکانیزم ابر مومسانی در مواد با دانه های درشت می دانند زیرا بعد از اندکی تغییر شکل، شبکه هایی از مرز دانه با زاویه

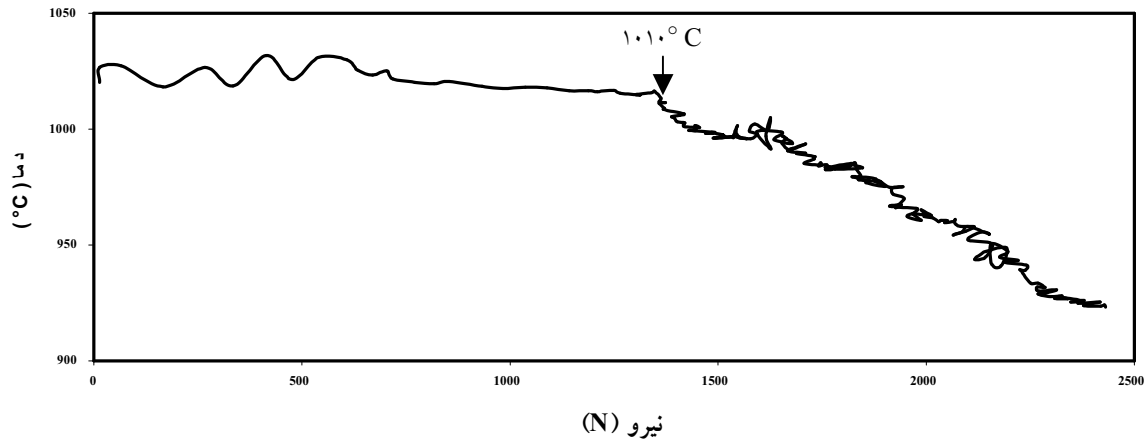
نمونه ای از سیکل حرارتی اعمالی به نمونه و تغییرات ابعاد آن را نمایش می دهد. به دلیل تفاوت ساختاری دو فاز α و β ضریب انبساط حرارتی این دو فاز متفاوت است [۷]، لذا با پیشرفت استحاله $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ آهنگ تغییر طول نسبت به دما عوض شده که این موضوع در شکل (۴) کاملاً مشاهده می شود در دمای $992^{\circ}C$ با ثابت شدن آهنگ، استحاله پایان می پذیرد. دمای استحاله برگشت $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ ، $835^{\circ}C$ به دست آمد. دمای شروع استحاله مارتزیتی در این آلیاژ $592^{\circ}C$ تعیین شد. در این آلیاژ در سرعت های تبرید بالاتر از $25^{\circ}C/s$ استحاله نفوذی انجام نشد.

ب- بررسی منحنیهای تنش-کرنش

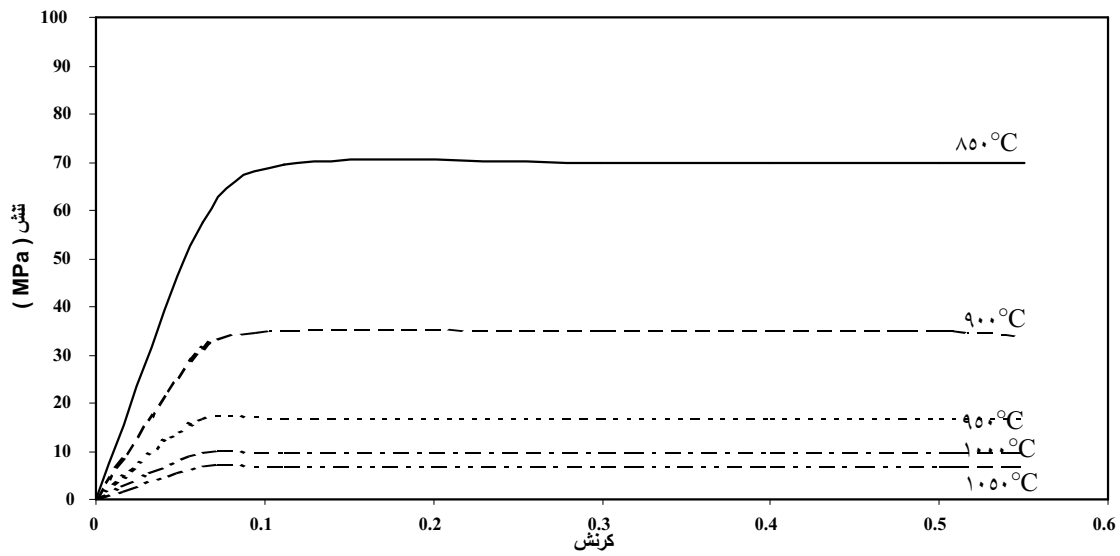
برای بررسی استحاله $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ در حین تغییر شکل، نمونه را از دمای $1020^{\circ}C$ پس از همگن کردن تحت اعمال تنش با آهنگ کرنش حقیقی 1×10^{-3} (s^{-1}) و با سرعت تبرید $1/6^{\circ}C/s$ قرار داده شد. شکل (۵) منحنی تغییرات نیرو لازم برای تغییر شکل برحسب دمای آزمایش را نشان می دهد. با تبدیل فاز β به فاز α استحکام ماده افزایش یافته که باعث تغییر در شیب منحنی می شود. به استناد این نمودار شروع استحاله $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ دمای $1010^{\circ}C$ است.



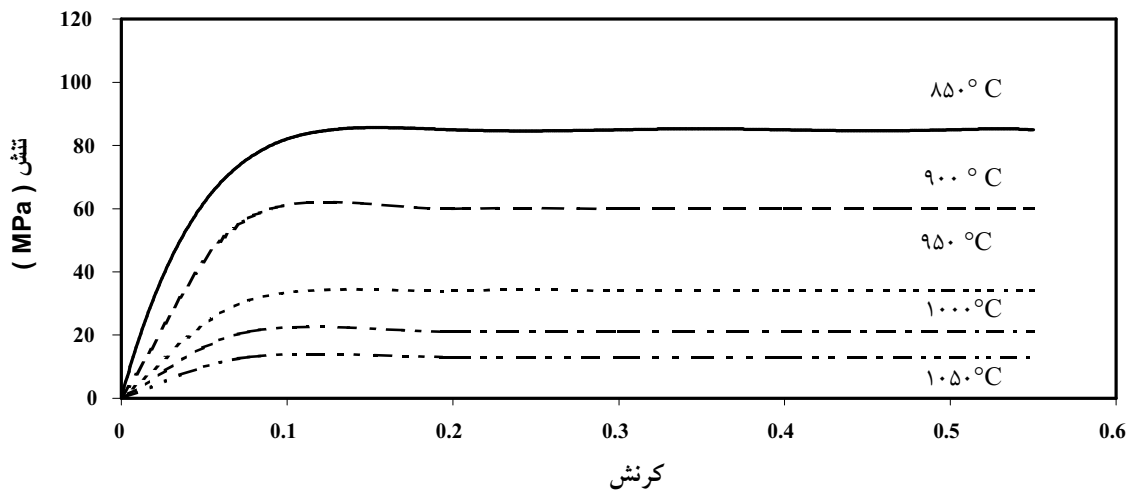
شکل ۴- تغییرات آهنگ افزایش طول نسبت به افزایش دما



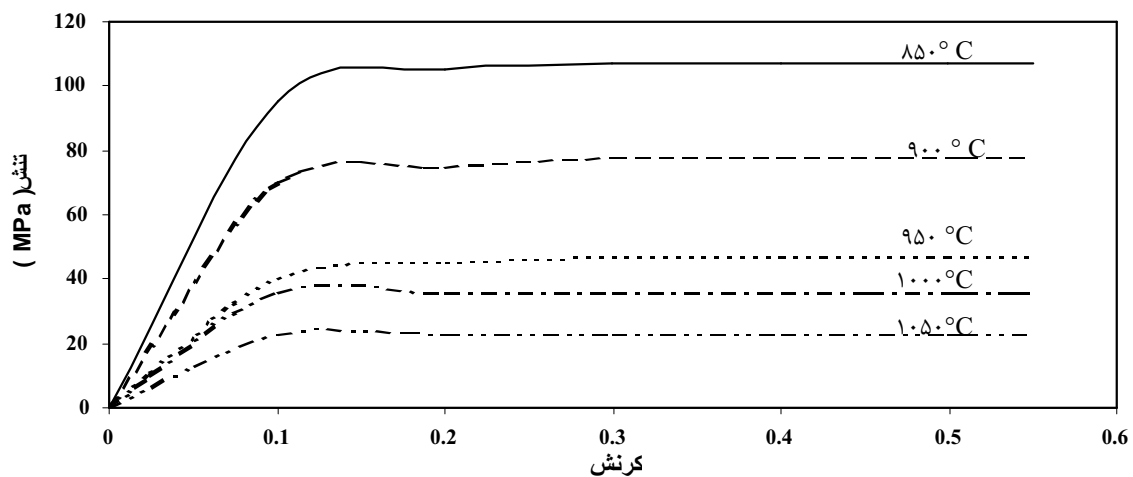
شکل ۵- منحنی تغییرات استحکام ماده بر حسب دما



شکل ۶- منحنی تغییرات تنش کرنش حقیقی در آهنگ کرنش 10^{-3} (1/s)



شکل ۷- منحنی تنش کرنش حقیقی در آهنگ کرنش 10^{-2} (1/s)



شکل ۸- منحنیهای تنش کرنش حقیقی در آهنگ کرنش 10^{-1} (1/s)

گرم که در منطقه دو فاز می‌شود، با نرخ بیشتری انجام می‌گیرد. لذا می‌توان انتظار داشت که با ادامه تغییر شکل در هر دما تنش سیلان بالاتر رود [۲]. ثابت بودن تنش سیلان در منطقه دو فاز را نیز می‌توان مربوط به بالا بودن مقدار انرژی نقص درچیده شدن فاز α دانست. این مقدار برابر با 0.73 (J/m²) است [۹] و دیده شده که در کریستالهای با انرژی نقص درچیده شدن بالا عبور نابه‌جاییها از موانع به‌سهولت انجام می‌گیرد [۱۱]. لذا امکان رسیدن مقدار چگالی نا به‌جاییها به مرز

کم^۹ در درون دانه‌ها تشکیل می‌شوند، به دلیل کاهش انرژی مرز دانه‌های با زاویه کم تشکیل دانه‌های فرعی^{۱۰} می‌دهند، با تشکیل دانه‌های فرعی چگالی نابه‌جاییها کاهش یافته و نرخ کار سختی کم می‌شود [۱۰]. تشدید پدیده نفوذ به دلیل تاثیر اعمال تنش، آهنگ تشکیل حفرات را نیز به مقدار زیادی کاهش می‌دهد و در نتیجه خاصیت ابر مومسانی در این فاز ایجاد می‌شود [۹].

در منطقه دوفازی با انجام استحاله فاز سخت تر α در ریز ساختار به‌وجود می‌آید. این استحاله در حین آزمایشهای فشار

وقوع تبلور مجدد دینامیکی فراهم نمی شود و از این جهت تنش به دلیل انجام نرخ بالای بازی دینامیکی همچنان در یک سطح ثابت باقی خواهد ماند [۱۲]. مقدار انرژی نقص در چیده شدن برای فاز β تیتانیوم خالص در منابع مورد مطالعه دیده نشد لیکن چون در مواد با ساختار مکعبی مرکزدار در دمای بالا پدیده عبور از موانع نا به جاییها به راحتی انجام می شود می توان پیش بینی کرد که فاز β تیتانیوم نیز دارای انرژی نقص در چیده شدن بالایی است. با توجه به اینکه عناصر آلیاژی با رسوب در منطقه نقص در چیده شدن با عث کاهش انرژی نقص در چیده شدن می شوند، لذا می توان انتظار داشت که انرژی نقص در چیده شدن آلیاژ Ti-6Al-4V به مراتب کمتر از تیتانیوم خالص است [۱۱ و ۱۲].

در اکثر آلیاژهای تیتانیوم تعیین مکانیزم بازگشت^{۱۱} با مطالعه ریز ساختار فوق تبرید شده بسیار مشکل است، زیرا فاز β موجود در هر ناحیه بر اثر تبرید سریع با یک استحاله غیر نفوذی به فاز مارتنزیت با اعوجاج زیاد در ریز ساختار تبدیل شده و تقریباً کلیه شواهد متالوگرافی را از بین می برد [۱۲].

ج- بررسی کینتیکی

روش معمول برای بررسی رفتار ماده در حین تغییر شکل گرم، تحلیل کینتیکی است. بر طبق این روش بین تنش سیلان در منطقه تنش ثابت (σ) و آهنگ کرنش اعمالی ($\dot{\epsilon}$) و دمای تغییر شکل (T) عموماً معادله زیر برقرار است:

$$\dot{\epsilon}^* = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

در این معادله A ثابت، n ثابت نمایی تنش، Q انرژی فعال سازی مربوط به مکانیزم تغییر شکل گرم و R ثابت گازهاست [۱۳].

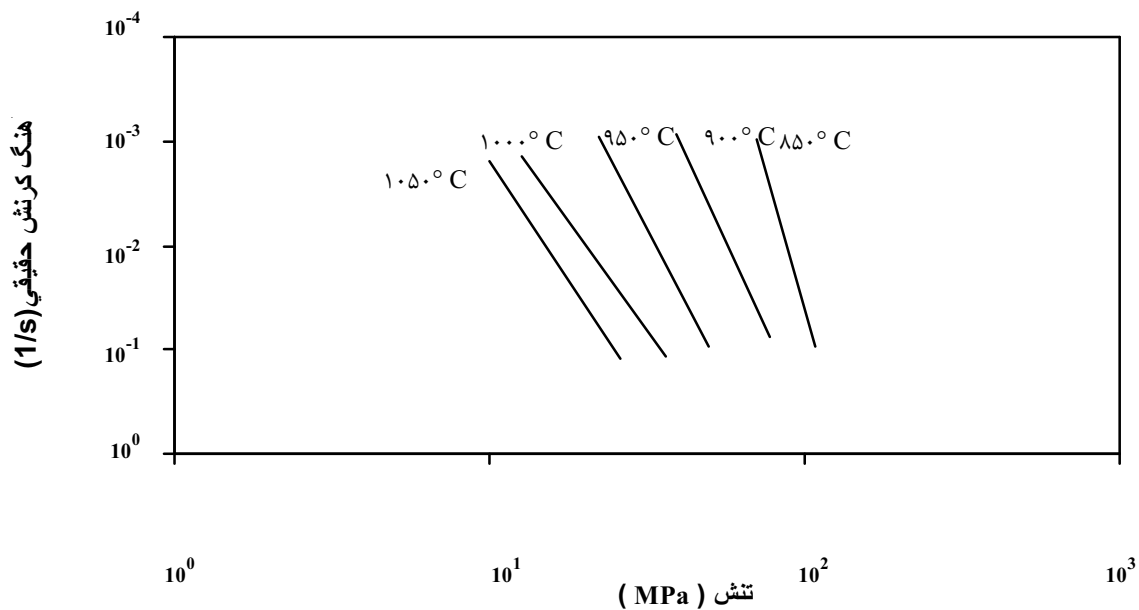
برای تعیین ثابت نمایی تنش در هر دما نمودار لگاریتم تغییرات تنش برحسب نرخ کرنش رسم می شود، شکل (۹). شیب این منحنی بیانگر مقدار نمای تنش است. با استفاده از این روش در محدوده تک فاز β و دو فاز $(\alpha+\beta)$ ثابت نمایی تنش به ترتیب ۳ و ۶/۱ به دست آمد. نمودار تغییرات لگاریتم

تنش برحسب عکس دما در نرخ کرنش ثابت در مناطق تک فاز و دو فاز رسم شد، شکل‌های (۱۰) و (۱۱). شیب این نمودارها بیانگر مقدار انرژی ظاهر فعال سازی تغییر شکل برای گستره آهنگ کرنش حقیقی 1×10^{-1} و 1×10^{-2} و $(s^{-1}) 1 \times 10^{-3}$ است. به دلیل ثابت بودن شیب و موازی بودن خطوط می توان با تقریب مناسب انرژی ظاهر فعال سازی تغییر شکل در هر ناحیه را مقدار ثابتی در نظر گرفت. انرژی ظاهر فعال سازی تغییر شکل برای مناطق تک فاز و دو فاز به ترتیب برابر ۳۰۰ و 840 (KJ/mol) به دست آمد.

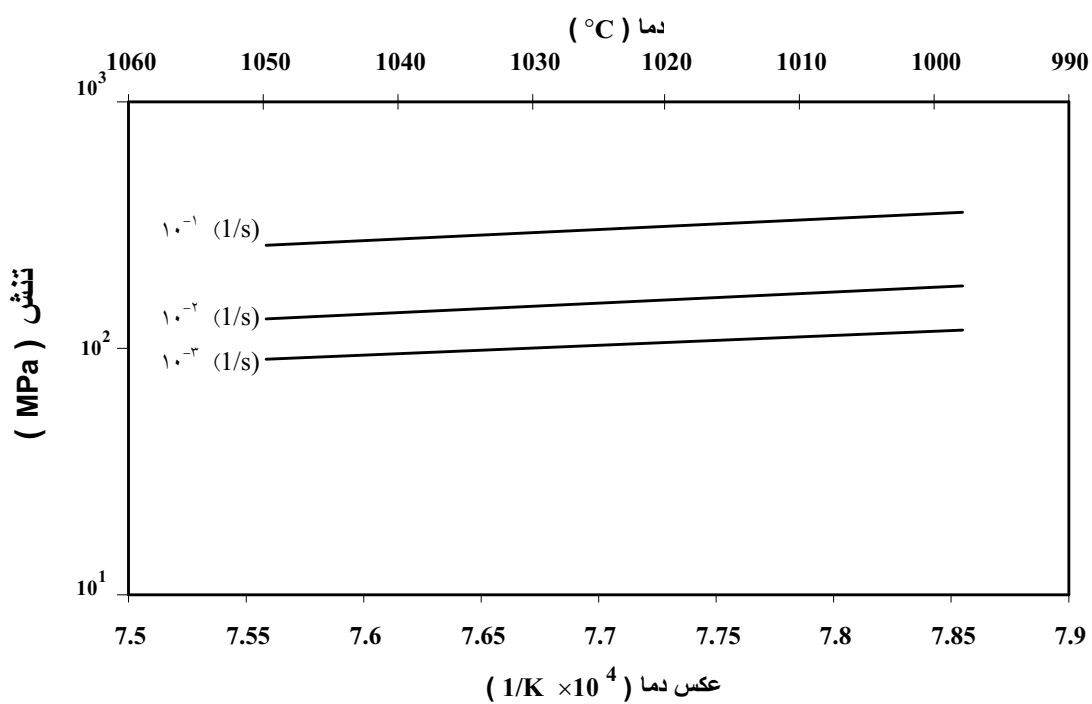
معمولترین روش ارزیابی، مقایسه انرژی ظاهر فعال سازی تغییر شکل با انرژی فعال سازی نفوذ در خود فازهای موجود است. مقدار انرژی فعال سازی برای نفوذ در فاز α و یا β تیتانیوم خالص به ترتیب ۱۶۹ و 152 (KJ/mol) گزارش شده است [۱۳]. در محاسبه انرژی ظاهر فعال سازی و سایر ثابتهای معادله (۱)، فرض می شود تمامی این مقادیر در گستره دمایی و آهنگ کرنش تغییر شکل، ثابت اند. در منطقه دو فاز $(\alpha+\beta)$ مقدار هر فاز و ترکیب شیمیایی در هر دمافرق می کند و مقدار انرژی ظاهر فعال سازی متوسط نمی تواند به تنهایی مشخص کننده مکانیزم خاصی باشد. لذا در ریز ساختارهای دو فاز مقدار انرژی فعال سازی تغییر شکل نمی تواند به طور مستقیم نوع مکانیزم تغییر شکل را تعیین کند. در تحقیق حاضر مقادیر به دست آمده انرژی ظاهر فعال سازی تطابق خوبی با مقادیر حاصله توسط سایر محققان دارد، جدول (۳).

ت- بررسی ریز ساختار

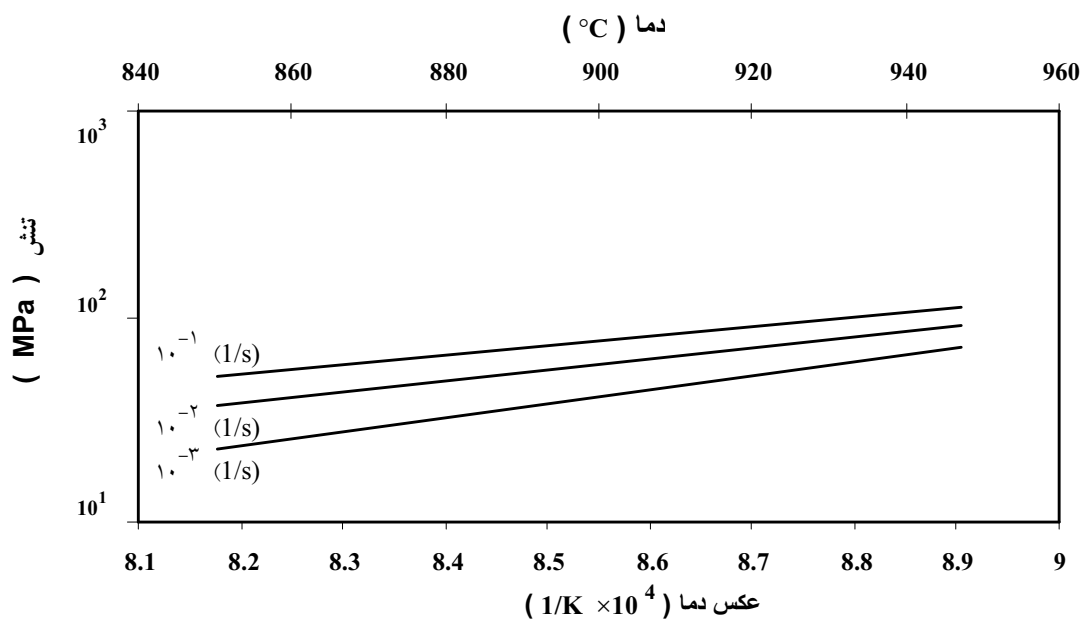
ریز ساختار آلیاژ مورد مطالعه قبل از شروع آزمایش شامل فاز β استحاله یافته ریز در زمینه‌ای از فاز α است، شکل (۱۲). پس از بازیخت در نمونه‌های که در دمایی نزدیک به دمای استحاله تغییر شکل پیدا کرده اند پدیده کروی شدن جزئی مشاهده می شود. برای نشان دادن تحولات ریز ساختاری حاصل از اعمال سیکلهای ترمو مکانیکی، ریز ساختار حاصل در نمونه‌ای که در دمای 1010 ($^{\circ}C$) و آهنگ کرنش $(s^{-1}) 1 \times 10^{-3}$



شکل ۹- تغییرات لگاریتم نرخ کرنش برحسب لگاریتم تنش



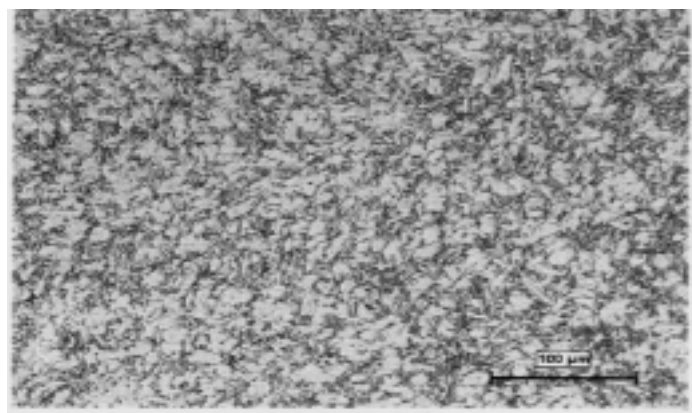
شکل ۱۰- تغییرات لگاریتم تنش برحسب معکوس دما در منطقه تک فازی



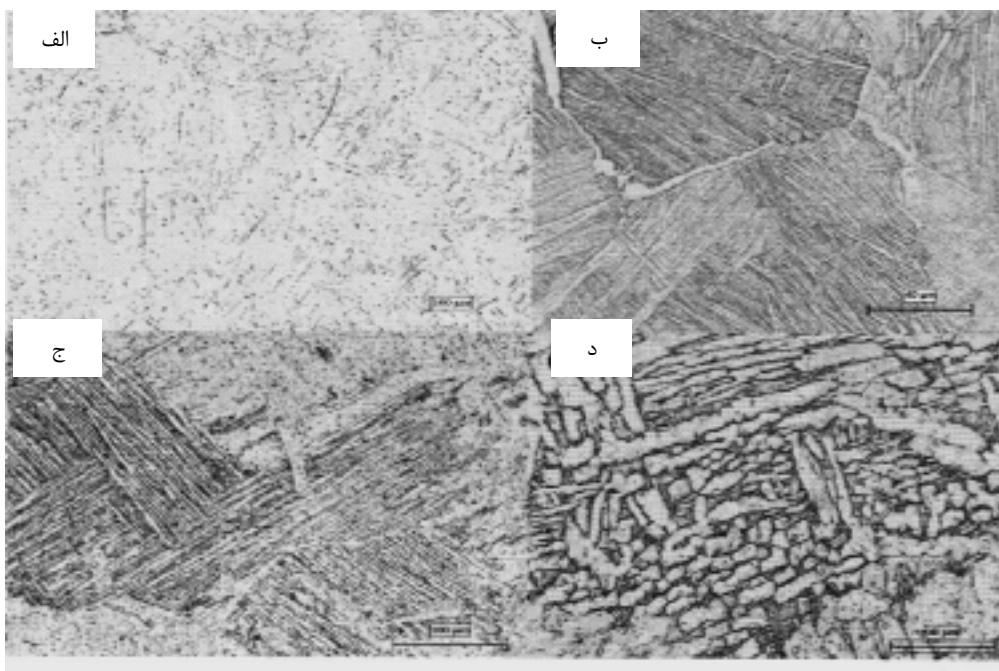
شکل ۱۱- تغییرات لگاریتم تنش برحسب معکوس دما در منطقه دو فازی

جدول ۳- مقادیر انرژی فعال سازی تغییر فرم.

مرجع	انرژی فعال سازی (KJmol^{-1})	گستره آهنگ کرنش (s^{-1})	گستره دمایی ($^{\circ}\text{C}$)	ساختار
۱۱	۳۳۰	$3 \times 10^{-4} - 10^{-1}$	۷۵۰-۱۰۰۰	هم محور α - β
۳	۸۰۰	$6/7 \times 10^{-2} - 6/7 \times 10^{-3}$	۸۰۰- ۱۰۰۰	هم محور α - β
۳	۸۸۸	-	۸۰۰-۱۰۰۰	β استحاله یافته
۱۱	۳۵۶	دما و آهنگ کرنش کم		-
۱۱	۷۲۰	دما و آهنگ کرنش زیاد		-
۱۳	۴۵۵	$3 \times 10^{-4} - 10^{-3}$	۷۵۰-۱۰۰۰	β استحاله یافته



شکل ۱۲- ریز ساختار اولیه نمونه شامل فاز β استحاله یافته ریز در زمینه‌ای از فاز α .



شکل ۱۳ - اثر فرایندهای متفاوت عملیات حرارتی و یا عملیات ترمو مکانیکی بروی ریز ساختار های آلیاژ Ti-6Al-4V .

الف- ریز ساختار نمونه‌ای که در دمای 1050°C به مدت ۱۰ دقیقه نگهداری و سپس تا 1010°C سرد شده و بدون اعمال تغییر شکل سریع سرد شده است.
 ب- ریز ساختار حاصل از سرد کردن آهسته از دمای 1010°C .
 ج- ریز ساختار نمونه‌ای که پس از تغییر شکل در دمای 1010°C سریع سرد شده است.
 د- ریز ساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای 1010°C پس از باز پخت در دمای 980°C به مدت دو ساعت در اتمسفر گاز خنثی.

لایه‌های $(\alpha+\beta)$ که توسط لایه ای از فاز α که روی مرز دانه‌های قبلی فاز β رسوب کرده دیده می‌شود. در این شکل ملا حظہ می شود که جوانه زنی فاز α در مرز دانه‌های فاز β موجود در دمای بالا زده شده است و بر روی صفحات کریستالوگرافی مشترک بین این دو فاز به داخل دانه‌های β رشد می‌کند [۱ و ۲]. شکل (۱۳-ج) بیانگر ریز ساختار نمونه‌ای است که پس از تغییر شکل در دمای 1010°C سریع سرد شده است. در این شکل فازهای $(\alpha+\beta)$ در زمینه ای از فاز مارتنزیتی α' دیده می‌شود که فاز های $(\alpha+\beta)$ ناشی از انجام استحاله در حین تغییر شکل گرم است. به دلیل اعمال تغییر شکل دیگر در مرز دانه های فاز β موجود در دمای بالا لایه‌های فاز α تشکیل نشده است [۲].

شکل (۱۳-د) نمایانگر ریز ساختار حاصل از باز پخت نمونه تغییر شکل یافته در دمای 1010°C و باز پخت در دمای 980°C به مدت دو ساعت در اتمسفر گاز خنثی است.

تغییر شکل یافته و سپس تحت عملیات بازپخت قرار گرفته است، در شکل (۱۳) مورد بررسی قرار می‌گیرد.

شکل (۱۳-الف) نشان دهنده ریز ساختار نمونه در شرایطی است که در دمای 1050°C به مدت ۱۰ دقیقه نگهداری و سپس تا دمای 1010°C سرد شده بعد از آن بدون اعمال تغییر شکل کوئنچ شده است. این دما اندکی بالاتر از دمای تعادلی استحاله تبدیل فاز $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ است. در این شکل فقط فاز مارتنزیتی α' مشاهده می‌شود. با توجه به اینکه فاز مارتنزیتی α' فقط از تبرید سریع فاز β حاصل می‌شود لذا، در این دما ریز ساختار تعادلی تنها شامل فاز β است. این بدان معنی است که استحاله $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ در این شرایط بدون اعمال تغییر شکل انجام نگرفته است.

شکل (۱۳-ب) ریز ساختار حاصل از سرد کردن آهسته از دمای 1010°C را نشان می‌دهد. چون استحاله $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ با کاهش آهسته دما انجام شده است، در این شکل ساختار تعادلی

انجام کار گرم باعث حذف مرز دانه‌های β به عنوان نقاط مناسب برای جوانه زنی شده است و افزایش چگالی نابه‌جاییها موقعیتهای مناسب دیگری را برای جوانه‌زنی به وجود آورده است. در اینجا جوانه زنی غیر همگن فاز α نیز مشاهده می‌شود زیرا با ازبین رفتن ارتباط خاص کریستالوگرافی در شرایطی که فاز β تغییر شکل پیدا کند دیگر فاز α به صورت لایه‌ای رشد نخواهد کرد، به علاوه، مقادیری از فاز α که ناشی از استحاله در حین بازپخت است نیز دیگر به صورت لایه‌ای و پیوسته تشکیل نشده و همچنین برخی از لایه‌های فاز α که از قبل وجود داشته در این فرایند درشت‌تر می‌شوند.

نظریه‌های متفاوتی در مورد پدیده‌ی کروی شدن و شکسته شدن ساختار تعادلی ($\alpha+\beta$) ارائه شده است. یکی از این نظریه‌ها بر اساس تغییر صفحه لغزش در حین تغییر شکل قرار دارد، در این شرایط مناطق پر انرژی در ریز ساختار ایجاد می‌شود و هسته‌های فاز α در حین تغییر شکل و باز پخت در این نقاط و در داخل دانه‌های فاز β اولیه تشکیل می‌شود [۱۳ و ۱۴]. پدیده شکسته شدن لایه‌ها پس از اعمال کرنشی معادل با ۰/۹ و انجام عمل باز پخت نیز توسط برخی محققان گزارش شده است [۴]. در تحقیق حاضر با اینکه کرنش اعمالی برابر با ۰/۵۵ بوده لیکن مشاهده شد، اعمال تغییر شکل به فرایند کروی شدن فاز α که در درون فاز β تشکیل شده کمک کرده است. این موضوع توسط محققان دیگر نیز مشاهده شده است [۲].

با توجه به اینکه عدم تشکیل لایه‌های پیوسته فاز سخت α روی مرز دانه‌ها موجب بهبود خواص خستگی می‌شود و به علاوه تشکیل فاز کروی α در زمینه فاز β نیز موجبات افزایش چقرمگی شکست را فراهم می‌کند [۹]. لذا می‌توان انتظار داشت که این‌گونه ریز ساختارها دارای خواص مکانیکی بهینه باشند.

لازم به ذکر است که در آزمایشهای فشار گرمی که در دماهای دور از استحاله انجام شد بعد از عمل بازپخت پدیده کروی شدن مشاهده نشد و به علاوه لایه‌هایی از فاز α که در حین تغییر شکل به وجود آمدند، درشت‌تر شدند.

۴- نتیجه‌گیری

۱- نمودارهای تنش-کرنش حقیقی در منطقه تک فاز β و دو فاز $(\alpha+\beta)$ نشان دهنده ثابت بودن سطح تنش پس از مقداری کرنش دهی است. این مسئله بیانگر نرخ بالای مکانیزم باز یابی دینامیکی در این ناحیه است که اجازه وقوع تبلور مجدد دینامیکی را نمی‌دهد.

۲- تغییر شکل در ناحیه تک فاز β موجبات تسریع در استحاله $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ را فراهم می‌کند.

۳- تغییر شکل در دمایی بالاتر از دمای استحاله ولیکن نزدیک به آن و انجام عمل بازپخت به مدت زمان کافی موجبات کروی شدن فاز α را فراهم می‌کند.

۴- انرژی فعال سازی تغییر شکل برای گستره دمایی ۸۵۰ الی 1050°C و آهنگ کرنش $10^{-3} \times 10^{-1} \text{ (s}^{-1}\text{)}$ برابر با 840 (KJ/mol) است.

۵- کروی شدن فاز α در تغییر شکل در منطقه دو فاز α ولیکن دور از دمای استحاله مشاهده نشد.

قدردانی

از وزارت علوم و تحقیقات و فناوری به دلیل در اختیار قرار دادن فرصت تحقیقاتی تشکر و قدر دانی می‌شود. از پروفیسور جوناس از دانشگاه مک گیل کانادا به دلیل در اختیار قرار دادن ابزار لازم برای این تحقیق نیز تشکر می‌شود.

1. workability
2. Chen
3. dynamic recrystallization
4. Wiess
5. Prasad
6. dynamic recovery

7. Sechacharyulu
8. super plasticity
9. low angle grain boundary
10. sub grain
11. restoration

مراجع

1. Prasad, Y.V.R.K., Seshacharyulu, T., Medeiros, S.C., Frazier, W.G, Morgan, J.C., and Malas, J.C, "Titanium Alloy Processing," *Advanced Materials and Processes*, , pp.85-89, June. 2000.
2. Semiatin, S.L., Seetharaman, V., and Weiss, I., "Hot Working of Titanium Alloy-An Overview," *Advances in the science and technology of titanium alloy processing, The Mineral, Metals and Materials society*, pp. 3-24, 1997.
3. Chen, C.C., and Coyne J.E.," Deformation Characteristics of Ti-6Al-4V Alloy under Isothermal Forging Conditions", *Metallurgical Transactions A*, 7A, pp. 1931-1941, Dec. 1976.
4. Weiss, I., Froes, F.H., Eylon D.,and Welsch, G.E., "Modification of Alpha Morphology in Ti-6Al-4V by Thermomechanical Processing," *Metallurgical Transactions A*, 17A, pp. 1935-1947, Nov. 1986.
5. Prasad, Y.V.R.K., Seshacharyulu, T., Medeiros, S.C.,and Frazier, W.G, " Effect of Prior β -Grain Size on the Hot Deformation Behavior of Ti-6Al-4V : Coarse v. s Coarser," *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 9(2), pp. 153-160, April. 2000.
6. Seshacharyulu, T., Medeiros, S.C., Frazier, W.G, and Prasad, Y.V.R.K., " Hot Working of Commercial Ti-6Al4V with an Equiaxed α - β Microstructure: Materials Modeling Considerations," *Materials Science and Engineering*, A 284, pp. 184-194, 2000.
7. Collings, E.W.,The Physical Metallurgy of Titanium Alloys, ASM, 1984.
8. Seshacharyulu, T., Medeiros, S.C., Morgan, S.G., Malas, J.C., and Frazier, W.G, "Hot Deformation Mechanisms, in ELI Grade Ti-6Al-4V," *Scripta Materialia*, Vol. 41, no. 3, pp. 283-288, 1999.
9. Shell, E.B.,and Semiatin, S.L, "Effect of Initial Microstructure on Plastic Flow and Dynamic Globularization during Hot working of Ti-6Al-4V," *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A, pp. 3219-3229, Dec. 1999.
10. Griffiths, P., and Hammond, C., "Superplasticity in Large Grained Materials," *Acta Metallurgica*, pp. 935-945, 1972.
11. Humphreys, F.J., and Hatherly, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon Press, 1995.
12. Robertson, D.G., Mcshane, H.B., "Analysis of High Temperature Flow Stress of Titanium Alloy IMI 550 and Ti-10V-2Fe-3Al during Isothermal Forging," *Material Science and Technology*, Vol. 14, pp. 339-345, April. 1998.
13. Prasad, Y.V.R.K., Seshacharyulu, T., Medeiros S.C.,and Frazier, W.G., "Microstructural Modeling and Process Control during Hot Working of Commercial Ti-6Al-4V: Response of Lamellar and Equiaxed Starting Microstructures," *Materials and Manufacturing Processes*, 15A, 4, pp. 581-604, 2000.
14. Prasad, Y.V.R.K., Seshacharyulu, T., Medeiros, S.C., and Frazier, W.G., "Effect of Preform Microstructure on the Hot working Mechanisms in ELI Grade Ti-6Al-4V: Transformed β V. Equiaxed (α + β)," *Materials Science and Technology*, pp. 511-516, 2000.