

بررسی فرآیندهای ترمیم دینامیکی و استاتیکی در تغییر شکل گرم آلیاژ تیتانیوم SP-700

امیرحسین شیخعلی^۱، مریم مرکباتی^۲، سید مهدی عباسی^{۳*}

۱- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۳- دانشیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

*مسئول مکاتبات: sma_abbasi@mut.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۱۲/۱۲، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۳/۰۴)

چکیده: به منظور بررسی فرآیندهای ترمیم دینامیکی و استاتیکی آلیاژ SP-700، در این تحقیق آزمایش پیچش گرم پیوسته و منقطع در دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰°C با کرنش‌ها و زمان‌های بین پاسی مختلف انجام شد. مکانیزم غالب تغییر شکل در دمای ۱۰۰۰°C، تبلور مجدد دینامیکی (DRX) است. در حالی که در دمای ۸۵۰°C، تخریب و درهم تنیدگی مرز دانه‌ها مشاهده شد. با این وجود ریزساختار نمونه پیچش گرم در دمای ۸۵۰°C حاوی دانه‌های ریز (۱۰-۳ میکرون) بوده که بیانگر وقوع تبلور مجدد دینامیکی است. دانه‌های تبلور مجدد یافته در اطراف مرز دانه‌ها و نقاط سه گانه از طریق مکانیزم تحذب تشکیل شده‌اند. با افزایش کرنش پاس اول ($\epsilon=0.5$) در دمای ۱۰۰۰°C، بدلیل افزایش نیرو و محرکه جوانه‌زنی و رشد دانه‌های جدید، سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی نیز افزایش می‌یابد. اما در کرنش‌های حالت پایدار ($\epsilon=1$) بدلیل وقوع تبلور مجدد دینامیکی کامل حین تغییر شکل، نیرو محرکه و در نتیجه سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی کمتر است. در واقع، در دمای ۸۵۰°C علاوه بر ترمیم استاتیکی، وقوع استحاله فازی α به β نیز در کسر نرم‌شدگی تاثیر دارد.

واژه‌های کلیدی:

آلیاژ تیتانیوم SP-700، آزمایش پیچش گرم، تبلور مجدد دینامیکی، ترمیم استاتیکی، استحاله فازی.

۱- مقدمه

پایین‌تری دارد [۳]. در دو دهه گذشته علاوه بر قابلیت‌های شکل‌دهی سوپرپلاستیک آلیاژ SP-700 [۲، ۴]، تحقیقات زیادی در زمینه بهبود خواص مکانیکی [۵]، چقرمگی شکست [۶] و استحکام خستگی [۷]، عملیات حرارتی و توسعه فرآیندهای پیرسازی آن [۸] انجام گرفته است. اما علیرغم اینکه این آلیاژ عمدتاً توسط شرکت‌های NKK و RMI^۲ تولید می‌شوند، اطلاعات زیادی در زمینه دانش فنی تولید آن بویژه فرآیندهای تغییر شکل گرم آن منتشر نشده است.

آلیاژ SP-700 با ترکیب Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe، سومین آلیاژ تیتانیوم دوفازی پرکاربرد بعد از آلیاژهای Ti-6Al-4V و Ti-6Al-6V-2Sn است [۱]. این آلیاژ، یک آلیاژ تیتانیوم دوفازی غنی از فاز β بوده که بدلیل خواص سوپرپلاستیک عالی، در سال ۱۹۸۹ توسط شرکت ژاپنی NKK معرفی شد [۲]. آلیاژ SP-700 (غنی از فاز β) در مقایسه با آلیاژ Ti-6Al-4V (غنی از فاز α) خواص مکانیکی بالاتر نظیر استحکام خستگی، کششی و چقرمگی شکست و دمای شکل‌دهی سوپرپلاستیک

و با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} انجام شد. آزمایش پیچش با استفاده از دستگاه پیچش واقع در آزمایشگاه خواص مکانیکی دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجهز به موتور سرو^۷ که می‌تواند نرخ‌های کرنش مختلف را از طریق تغییر سرعت موتور ایجاد کند، انجام گرفته است. نمونه‌های پیچش بواسطه رزوه‌هایی که در انتهای آنها ایجاد شده بود، بر روی فک‌های دستگاه نصب شدند. یکی از فک‌ها ثابت و دیگری به موتور متصل بود و از این طریق نمونه تحت بارگذاری پیچشی قرار گرفت.

جدول (۱): محدوده مجاز و آنالیز ترکیب شیمیایی شمش آلیاژ SP-700 (درصد وزنی)

| عنصر | Mo | Fe | V | Al | Ti |
|-------------|------------|------------|-------------|-----|------|
| محدوده مجاز | ۲-۲ ۱/۸ | ۲-۳ ۱/۷ | -۳/۵ ۲/۵ | ۴-۵ | بقیه |
| شمش | ۲/۱۵ | ۲/۱ | ۲/۸۵ | ۴/۴ | ۸۸/۵ |

اولین گام در آزمایش پیچش، تبدیل گشتاور نیرو-زاویه پیچش $(M-\theta)$ به تنش برشی-کرنش برشی $(\tau-\gamma)$ و سپس تبدیل آنها به تنش موثر-کرنش موثر ون مایسز^۸ $(\sigma-\epsilon)$ است. بدین منظور روابط ۱ و ۲ توسط محققین [۱۱-۱۲] ارائه شده است.

$$\sigma = \tau\sqrt{3} \quad \tau = \frac{(3+n+m) \times M}{2\pi r^3} \quad (1)$$

$$\epsilon = \frac{\gamma}{\sqrt{3}} \quad \gamma = \frac{r\theta}{L} \quad (2)$$

مولفه‌های روابط فوق عبارتند از: گشتاور نیرو (M) ، تنش برشی (τ) ، کرنش برشی مهندسی (γ) ، زاویه پیچش برحسب رادیان (θ) ، سرعت زاویه‌ای پیچش $(\dot{\theta})$ ، شعاع خارجی نمونه (r) ، طول سنجه نمونه (L) ، نرخ کرنش پیچشی $(\dot{\gamma})$ ، نرخ کرنش موثر ون مایسز (ϵ) . لازم به ذکر است که n و m بترتیب معادل توان‌های کارسختی و ضریب حساسیت نرخ کرنش هستند [۱۲]. نمونه‌های آزمایش پیچش گرم بر اساس استاندارد

همچنین به پدیده‌های ترمیم^۳ دینامیکی (حین تغییرشکل) و استاتیکی (پس از تغییرشکل یا در زمان‌های بین پاسی) که شامل بازیابی، تبلور مجدد و در نهایت رشد دانه می‌شود، کمتر پرداخته شده است. لذا در زمینه بررسی فرآیندهای تغییرشکل گرم، مکانیزم‌های ترمیم استاتیکی و دینامیکی و بررسی تحولات ریزساختاری ناشی از آن، محدودیت‌های تغییرشکل و راه‌حل‌های آنها نیاز به مطالعه و تحقیقات بیشتری وجود دارد. بنابراین اهمیت و ضرورت بررسی رفتار تغییرشکل گرم آلیاژ تیتانیوم SP-700 مشخص می‌شود. لذا در این تحقیق به منظور بررسی رفتار تغییرشکل گرم، پدیده‌های ترمیم دینامیکی و استاتیکی و تحولات ریزساختاری ناشی از آن، آزمایش‌های پیچش گرم پیوسته (تک پاس)^۴ و منقطع (دو پاس)^۵ با کرنش‌ها و زمان‌های بین‌پاسی مختلف در مناطق دوفاز (850°C) و تکفاز (1000°C) انجام شد.

۲- مواد و روش انجام تحقیق

پس از دو مرحله ذوب شمش آلیاژ SP-700 در کوره VAR، به منظور برطرف شدن جدایش‌ها و ناهمگنی‌های ناشی از فرآیند ریخته‌گری، عملیات حرارتی همگن‌سازی به مدت ۵ ساعت در دمای 1150°C درجه سانتیگراد انجام شد. لازم به ذکر است که بدلیل جلوگیری از ایجاد ترک یا تنش‌های پسماند، شمش پس از همگن‌سازی به آرامی و در هوا تا دمای محیط سرد شد.

ترکیب شیمیایی شمش با استفاده از میکروسکوپ SEM مدل TESCAN-VEGA3 مجهز به آنالیز تفکیک انرژی (EDS)^۶ و دستگاه کوانتومتری مدل Belec Vario Lab مورد بررسی قرار گرفت. همان‌طور که در جدول (۱) ملاحظه می‌شود، ترکیب شیمیایی شمش ریختگی بر اساس استانداردهای AMS 4899 [۹] و AMS 4964 [۱۰] در محدوده مجاز آلیاژ SP-700 قرار دارد. به منظور بررسی رفتار تغییرشکل گرم آلیاژ SP-700، آزمایش‌های پیچش گرم پیوسته (تک پاس) و منقطع (دو پاس) در دماهای 850°C و 1000°C به ترتیب در مناطق دوفاز و تکفاز

جهت بررسی ریزساختاری از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX 51 استفاده شد.

سپس با توجه به نتایج آزمایش پیچش گرم تک پاس، کرنش‌ها و زمان‌های بین پاسی برای آزمایش پیچش گرم دو پاس به نحوی انتخاب شد که نیرو محرکه کافی برای وقوع بازیابی و تبلور مجدد استاتیکی فراهم باشد. لذا آزمایش پیچش گرم دو پاس در دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، با کرنش‌های ۰/۱، ۰/۵ و ۱ و زمان‌های بین پاسی ۲۰-۱ ثانیه انجام گرفت. در جدول (۲) شرایط مختلف آزمایش پیچش گرم دو پاس با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} مشاهده می‌شود.

ASTM A938 [۱۳] با قطر $6/7 \text{ mm}$ و طول سنجه 22 mm تهیه شدند. ابتدا نمونه‌ها توسط کوره القایی تا دمای مورد نظر حرارت داده و سپس به مدت ۵ دقیقه در آن دما نگهداری شدند. به منظور کنترل دما، در دو سر نمونه پیچش سوراخ‌هایی با قطر 3 mm ایجاد شد که سیم‌های ترموکوپل درون آنها قرار گیرد. پس از آزمایش نیز نمونه‌ها بصورت اتوماتیک با پاشش آب سرد شدند.

پس از انجام آزمایش پیچش گرم تک پاس، طول سنجه نمونه‌ها آماده‌سازی شد و بررسی‌های ریزساختاری در دو مقطع $r-\theta$ و $z-\theta$ انجام گرفت. برای متالوگرافی محلول کرول حاوی $92\% \text{ H}_2\text{O} + 5\% \text{ HNO}_3 + 3\% \text{ HF}$ مورد استفاده قرار گرفت و

جدول (۲): شرایط آزمایش‌های پیچش گرم دو پاس با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} ، کرنش‌ها و زمان‌های بین پاسی مختلف

| زمان بین پاسی (s) | | | | | | | | | کرنش پاس اول | دمای آزمون (°C) |
|-------------------|----|----|---|---|---|---|---|---|--------------------|-----------------|
| ۲۰ | ۱۵ | ۱۰ | ۶ | ۵ | ۴ | ۳ | ۲ | ۱ | | |
| | | ■ | | ■ | | ■ | ■ | ■ | $\epsilon_1 = 0.1$ | ۸۵۰ |
| | | | | ■ | ■ | ■ | | ■ | $\epsilon_2 = 0.5$ | |
| ■ | ■ | ■ | | ■ | | | | | $\epsilon_1 = 0.1$ | ۱۰۰۰ |
| | | | | ■ | | ■ | | ■ | $\epsilon_2 = 0.5$ | |
| | ■ | ■ | ■ | | | ■ | | | $\epsilon_3 = 1$ | |



شکل (۱): ریزساختار شمش ریختگی آلیاژ SP-700 پس از همگن‌سازی در دمای 1150°C و سرمایش در هوا

با توجه به اینکه حین تغییر شکل گرم آلیاژهای تیتانیوم دوفازی نظیر Ti-4Al-7Mo-3V-3Cr [۱۴]، $\text{Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo}$ [۱۵] و Ti-6Al-4V [۱۶]، وقوع استحاله فازی ناشی از کرنش

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار اولیه

در شکل (۱) ریزساختار اولیه شمش ریختگی آلیاژ SP-700 پس از همگن‌سازی در دمای 1150°C و سرمایش در هوا (AC) نشان داده شده است. در این شرایط به دلیل سرمایش در هوا، فاز آلفای مرزدانه‌ای (α_{GB}) و رسوبات فاز آلفای سوزنی (α_{ac}) در دانه‌های بتای اولیه تشکیل شده است. همچنین مقادیر قابل توجهی فاز بتای باقیمانده نیز در ریزساختار وجود دارد.

محاسبه کسر حجمی فازهای آلفا و بتا با استفاده از نرم افزار JMatPro در دمای 850°C ، نشان داد که در شرایط تعادلی آلیاژ SP-700 حاوی ۲۵ درصد فاز آلفا و ۷۵ درصد فاز بتا است. درحالی که در دمای 1000°C ، ریزساختار آلیاژ بصورت تکفاز بتا (۱۰۰ درصد) است. ریزساختار نمونه‌های آنیل شده شمش SP-700 در دماهای 850°C و 1000°C ، این مطالب را بخوبی نشان می‌دهند (شکل‌های ۲ و ۳).

۳-۲- آزمایش پیچش گرم پیوسته (تک پاس)

آزمایش پیچش گرم پیوسته (تک پاس) در دماهای 850°C و 1000°C درجه سانتیگراد با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} به منظور دستیابی به نمودار تنش-کرنش آلیاژ SP-700 به عنوان معیار و شاهد، تعیین بیشترین کرنش قابل تحمل توسط نمونه، تعیین کرنش بحرانی (ϵ_c)، کرنش پیک (ϵ_p)، کرنش حالت پایدار (ϵ_s) و همچنین بررسی تحولات ریزساختاری آلیاژ انجام شد.

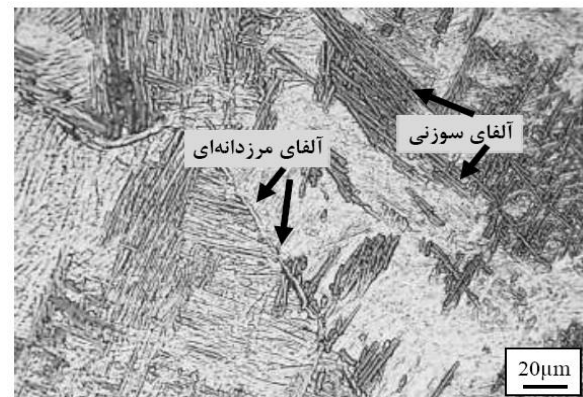
در شکل (۴) منحنی‌های تنش-کرنش موثر حاصل از آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} در دماهای 850°C و 1000°C برترتیب معادل $8/4$ و $13/3$ ، اگرچه در منطقه دوفازی بدلیل وجود فاز آلفا، میزان شکل‌پذیری و کرنش قابل تحمل توسط نمونه کمتر بوده و شکست زودتر رخ داده است. از سوی دیگر منحنی‌های تنش-کرنش در هر دو دما، در کرنش‌های کمتر از 0.1 دارای پیک تنش هستند.

در شکل (۴) پیک‌های اولیه منحنی‌های تنش-کرنش بصورت جداگانه نیز نشان داده شده‌اند. همان طور که مشاهده می‌شود، منحنی‌های سیلان حاصل از آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 دارای دو منطقه مجزا هستند: (۱) منطقه پیک تنش تسلیم که با افت شدید تنش ادامه می‌یابد، (۲) منطقه تنش سیلان حالت پایدار.

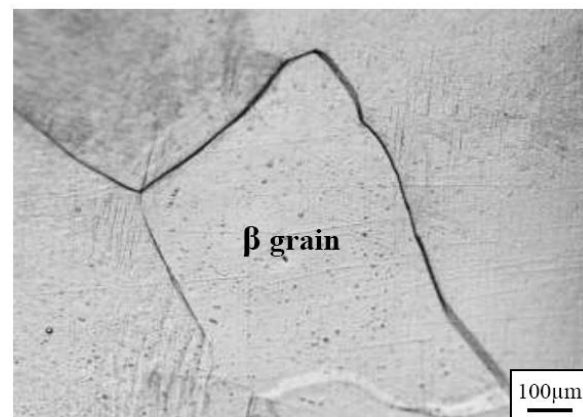
منطقه اول یا پیک تنش تسلیم، نشان دهنده افزایش سریع تنش

(SIT) گزارش شده است، ریزساختار شمش آلیاژ SP-700 در شرایط مشابه با آزمایش پیچش گرم (دما و نحوه سرمایش) مدنظر قرار گرفت. شکل‌های (۲) و (۳) ریزساختار نمونه‌های آنیل شده در دماهای 850°C و 1000°C را در شرایط سرمایش در آب نشان می‌دهند.

محققین [۵] نشان داده‌اند که در اثر سرمایش سریع نمونه آنیل شده آلیاژ SP-700 در منطقه دوفازی، فاز مارتنزیت آلفا با ساختار اورتورومیک در زمینه بتا تشکیل می‌شود. در شکل (۲)، فاز مارتنزیت آلفا، زمینه بتا و مرزدانه‌های اولیه بتا مشخص شده‌اند. درحالی که در اثر سرمایش سریع نمونه آنیل شده آلیاژ SP-700 در منطقه تکفاز (شکل ۳)، فقط دانه‌های بتا مشاهده می‌شوند.



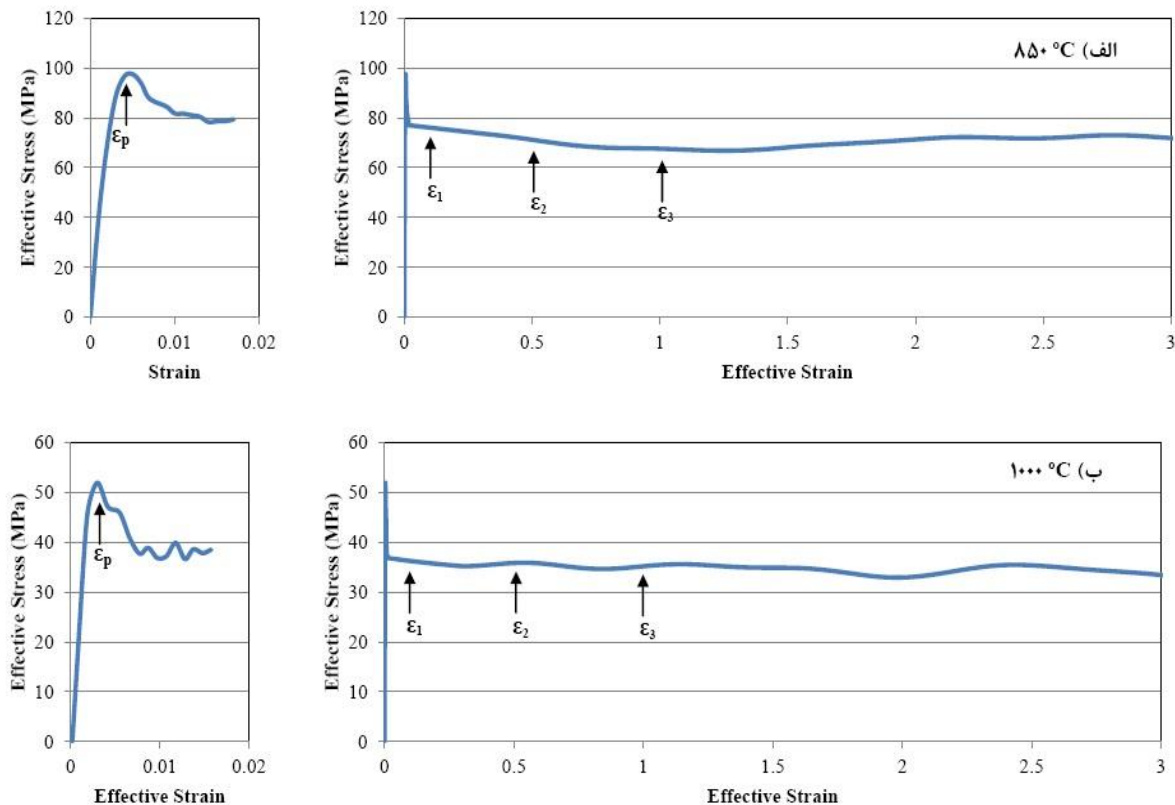
شکل (۲): ریزساختار شمش آلیاژ SP-700 پس از آنیل در دمای 850°C به مدت یک ساعت و سرمایش در آب



شکل (۳): ریزساختار شمش آلیاژ SP-700 پس از آنیل در دمای 1000°C به مدت یک ساعت و سرمایش در آب

گرم در منطقه تکفاز بتا در دو حالت ریختگی و کار شده مشاهده کرده‌اند. آنها علت این رفتار را به چگالی پایین نابجایی‌های متحرک اولیه در اثر واکنش این نابجایی‌ها با اتمهای عناصر محلول مرتبط دانسته‌اند. زیرا اتمهای محلول باعث قفل شدن نابجایی‌های متحرک می‌شوند. همچنین آنها علت افت تنش سیلان با افزایش میزان کرنش (نرم‌شدگی سیلان)^{۱۰} و رسیدن به حالت پایدار را به تشکیل ساختار فرعی درحین تغییر شکل نسبت داده‌اند.

سیلان تا تنش پیک با تغییر شکل اندک است. به عبارت دیگر، تنش سیلان پس از تغییر شکل الاستیک و پیش از ورود به منطقه تغییر شکل پلاستیک، به یک مقدار حداکثر رسیده و بلافاصله دچار افت ناگهانی شده و سپس به حالت سیلان پایدار می‌رسد. لازم به ذکر است که این رفتار نمی‌تواند به تنهایی ناشی از وقوع کارسختی باشد، زیرا در کرنش‌های کمتر از ۰/۰۱ رخ می‌دهد. سرینی واسان و ویس [۱۷]، این نوع تنش پیک تسلیم را برای آلیاژ تیتانیوم بتای Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al حین آزمون فشار



شکل (۴): نمودار تنش-کرنش موثر حاصل از آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} در دماهای: (الف): 850°C و (ب): 1000°C

10V-2Fe-3Al در دمای نزدیک به دمای استحاله بتا، رسوبات فاز آلفای مرزدانه‌ای مانع از مهاجرت مرزدانه‌های بتا می‌شوند. مونیتیت و همکارانش [۲۰] نیز وجود پیک شدید اولیه را در آزمایش فشار و پیچش گرم آلیاژ تیتانیوم شبه بتای Ti-5Al-4Zr-4Mo-2Sn-2Cr-1Fe (Betacez) در مناطق تک فاز و

فوروهارا و همکارانش [۱۸-۱۹] نیز گزارش کردند که منحنی‌های سیلان آزمایش فشار گرم آلیاژهای Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al و Ti-10V-2Fe-3Al بتی در منطقه تکفاز بتا و دمای نزدیک به دمای استحاله بتا، پس از رسیدن به پیک و افت شدید تنش تسلیم، به حالت پایدار می‌رسند. حین تغییر شکل آلیاژ Ti-

دوفاز گزارش کرده‌اند. چون فاز α کمتر از فاز β تحت کرنش قرار می‌گیرد، تمرکز کرنش باید در فاز نرم‌تر β و در همسایگی فاز α بوجود آید و منجر به تشکیل دانه‌های فرعی در زمینه β شود [۲۵].

۳-۳- ریزساختار نمونه‌های پیچش گرم تک پاس

مقطع $r-\theta$: در شکل (۵) ریزساختار نمونه پیچش گرم آلیاژ SP-700 در دمای 850°C درجه سانتیگراد و در مقطع $r-\theta$ با افزایش میزان کرنش از مرکز نمونه ($r_0=0$) به سمت سطح ($r_1 \approx 1/5\text{mm}$ و $r_2 \approx 3/2\text{mm}$) نشان داده شده است.

همان‌طور که ملاحظه می‌شود، تخرس مرزدانه‌ها ویژگی بارز در این ریزساختارها است. در شکل‌های (۵-الف و ب) بترتیب دانه‌هایی با میانگین اندازه دانه (AGS)^{۱۲} کمتر از ۵۰ و ۱۰۰ میکرون با پیکان مشخص شده است. برخی از این دانه‌ها در نقاط سه‌گانه^{۱۳} و برخی با مکانیزم تحذب^{۱۴} در مرزدانه‌ها تشکیل شده‌اند. در شکل (۵-ج) با افزایش میزان کرنش در سطح نمونه (R_2)، درهم‌تنیدگی^{۱۵} شدید مرزدانه‌ها باعث افزایش قابل توجه چگالی مرزدانه‌ها در ریزساختار شده است. همان‌طور که در شکل (۵-د) ملاحظه می‌شود، این امر با تشکیل دانه‌های ریز با ابعاد کمتر از ۱۰ میکرون نیز همراه است.

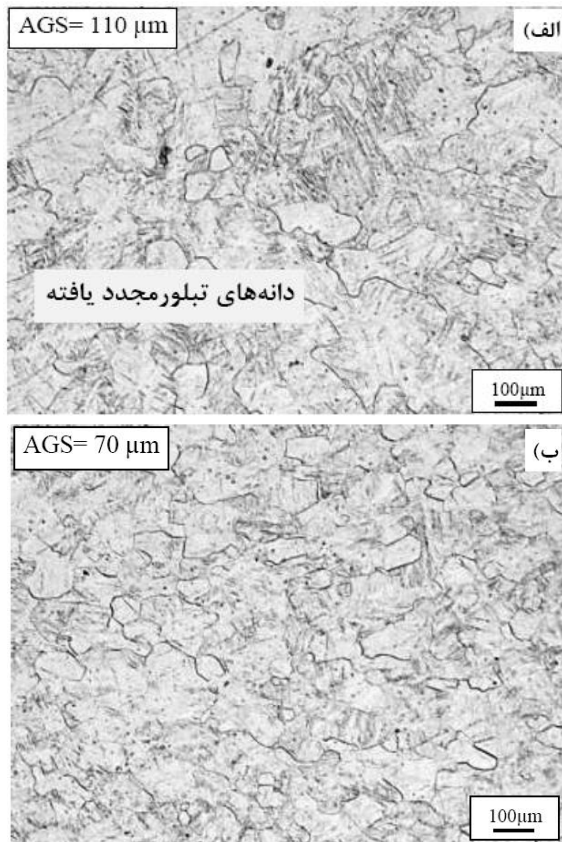
لازم به ذکر است که در آزمایش پیچش، کرنش اعمالی در هر نقطه از نمونه وابسته به شعاع آن نقطه از مرکز نمونه یعنی r است ($\epsilon = \frac{r\theta}{\sqrt{3}L}$) [۲۶]. بنابراین با توجه به وابستگی کرنش به شعاع نمونه، در مرکز نمونه کرنش چندانی اعمال نمی‌شود. اما در پوسته بیرونی، بیشترین کرنش اعمال می‌شود که باید مورد توجه قرار گیرد. در حقیقت انرژی مورد نیاز برای تخرس و درهم‌تنیدگی مرزدانه‌ها از انرژی که صرف تغییرشکل نمونه شده است، تأمین می‌شود. لذا با افزایش میزان کرنش از مرکز (r_0) به سطح نمونه (r_2)، افزایش شدت تخرس و حتی درهم‌تنیدگی شدید مرزدانه‌ها مشاهده شد. بطوری که در شکل (۵-ج) دانه‌های بسیار ریز با ابعاد کمتر از ۱۰ میکرون حین تغییرشکل تشکیل شده است.

نیکولا و سمیتین [۲۱] نیز برای آلیاژ Ti-6Al-4V حین آزمایش پیچش گرم، در کرنش‌های کمتر از ۰/۱ تنش پیک گزارش کرده‌اند. وانجارا [۲۲] و فلیپارت [۲۳] علت افت شدید تنش سیلان پس از رسیدن به پیک تنش تسلیم را به غلظت زیاد اتم‌های محلول نسبت داده‌اند. زیرا اتم‌های محلول باعث قفل شدن نابجایی‌ها می‌شوند. آنگاه برای آزاد شدن نابجایی‌ها و حرکت مجدد آنها، تنش زیادی مورد نیاز است که بصورت پیک تنش مشاهده می‌شود. مشابه این موضوع قبلاً نیز توسط سرینی واسان و ویس [۱۷] در مورد وجود اتم‌های کروم در ترکیب آلیاژ Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al مطرح شده بود.

نظر به اینکه کرنش‌های پیک کمتر از ۰/۱ بوده که خیلی کمتر از مقادیر متداول برای آغاز تبلور مجدد دینامیکی است، به نظر نمی‌رسد که پیک‌های منحنی سیلان با وقوع فرآیندهای ترمیم دینامیکی ارتباطی داشته باشد. لذا با توجه به موارد فوق و نظرات سایر محققین که به آنها اشاره شد، وجود این پیک‌ها به اتم‌های محلول نسبت داده می‌شود که باعث قفل شدن نابجایی‌های متحرک شده‌اند. اگرچه مطابق آنچه قبلاً در مورد رفتار تسلیم ناپیوسته آلیاژ Ti-13V-11Cr-3Al در مقاله دیگری بحث شد [۲۴]، نقش عناصر بین‌نشین نظیر نیتروژن، اکسیژن و هیدروژن بدلیل ضریب نفوذ بالا و تشکیل اتمسفر کاترل^{۱۱} در تیتانیوم نیز بسیار قابل توجه است.

وجود منطقه دوم (سیلان حالت پایدار) در منحنی سیلان تغییرشکل گرم آلیاژهای تیتانیوم متداول است و گواه وقوع فرآیندهای ترمیم دینامیکی است. بدلیل وجود دمای بالا مکانیزم‌های ترمیم دینامیکی فعال بوده و با افزایش میزان کرنش، پس از مدتی نرخ کارسختی و نرخ ترمیم دینامیکی به تعادل می‌رسند. این تعادل دینامیکی بصورت سیلان حالت پایدار مشاهده می‌شود. حضور فاز α اثرات قابل توجهی بر تحولات ریزساختاری حین تغییرشکل گرم در منطقه دوفازی دارد. زیرا فاز α بطور قابل ملاحظه‌ای سخت‌تر از فاز β است و مانند توزیعی از ذرات سخت در یک زمینه نرم رفتار می‌کند. بنابراین

نشان داده شده است. در این حالت برخلاف دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد، دانه‌های تبلور مجدد یافته کل ساختار را در بر گرفته‌اند و با افزایش میزان کرنش از مرکز به سطح، تنها میانگین اندازه دانه اندکی کاهش می‌یابد (از ۱۱۰ میکرومتر در مرکز نمونه به حدود ۷۰ میکرومتر در لبه‌ها). در حالی که میانگین اندازه دانه در ریزساختار اولیه شمش آلیاژ SP-700 پس از همگن‌سازی در حدود ۱۰۰۰ میکرومتر گزارش شده بود. این تفاوت چشمگیر در ریزساختار مشاهده شده در صفحه $r-\theta$ ، نشان می‌دهد پدیده‌هایی که حین تغییر شکل گرم پیچشی آلیاژ SP-700 در دماهای ۱۰۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد رخ می‌دهد، متفاوت است.



شکل (۶): ریزساختار نمونه آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 در دمای ۱۰۰۰°C با افزایش میزان کرنش از مرکز به سطح نمونه (صفحه $r-\theta$): (الف): مرکز r_0 و (ب): سطح $r_1 \approx 3/2 \text{ mm}$

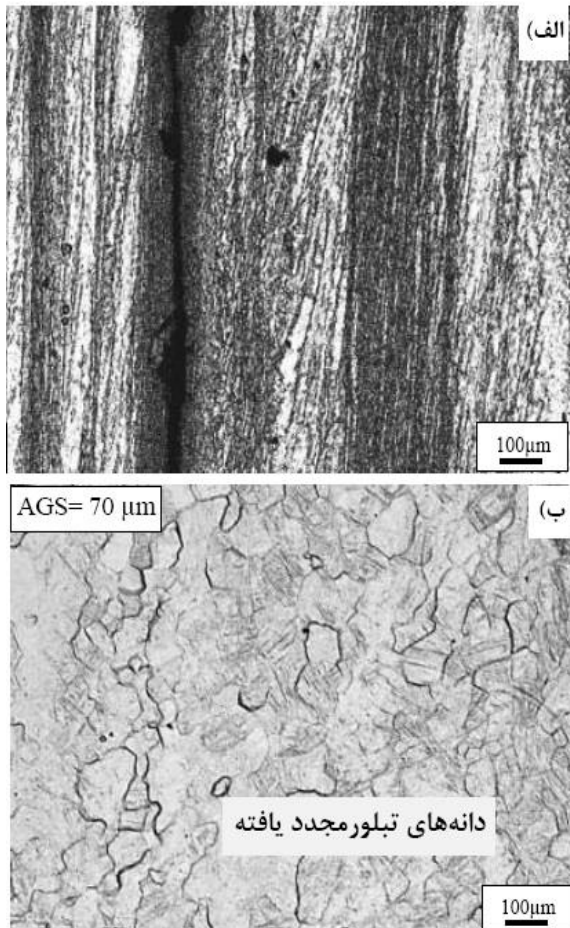
در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، علیرغم افزایش انرژی برای مکانیزم‌های حرارتی^{۱۶} نظیر نفوذ و بازیابی، میزان پیشروی فرآیند



شکل (۵): ریزساختار نمونه آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 در دمای ۸۵۰°C با افزایش میزان کرنش از مرکز به سطح نمونه (صفحه $r-\theta$): (الف): مرکز r_0 ، (ب): شعاع $r_1 \approx 1/5 \text{ mm}$ و (ج): سطح $r_2 \approx 3/2 \text{ mm}$

در شکل (۶) ریزساختار نمونه آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد در صفحه $r-\theta$ با افزایش میزان کرنش از مرکز (r_0) به سطح نمونه $(r_1 \approx 3/2 \text{ mm})$

آزمایش پیچش گرم در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، تبلور مجدد دینامیکی است.



شکل (۷): ریزساختار نمونه آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 در صفحه Z-θ در دماهای: (الف): ۸۵۰ و (ب): ۱۰۰۰°C

اما در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد، تخرس و درهم تنیدگی مرزدانه‌ها مشاهده شد. در حقیقت انرژی مورد نیاز برای تخرس و درهم تنیدگی مرزدانه‌ها از نیرویی که صرف تغییر شکل نمونه می‌شود، تأمین شده است. درحالی که دانه‌های ریز تبلور مجدد یافته نیز در اطراف مرزدانه‌ها و خطوط برشی تشکیل شده‌اند. با توجه به مشاهده تخرس مرزدانه‌ها در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد، مکانیزم تشکیل دانه‌های تبلور مجدد یافته در اطراف مرزدانه‌ها و نقاط سه گانه، تحذب است. همچنین ایجاد مناطقی با کرنش موضعی زیاد در اطراف خطوط برشی سبب ایجاد دانه-

تبلور مجدد دینامیکی آنقدر زیاد است که کل ساختار را فرا گیرد (تبلور مجدد کامل). اما در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد، بدلیل کاهش دمای تغییر شکل و افزایش انرژی فعال‌سازی فرآیند تبلور مجدد دینامیکی، نیرو محرکه کافی برای آن تأمین نشده و تبلور مجدد جزئی صورت می‌گیرد. در این شرایط بخش زیادی از نیروی محرکه موجود صرف تخرس و درهم تنیدگی مرزدانه‌ها در ریزساختار می‌شود. لذا در مرکز نمونه (r_0)، فقط تعداد اندکی دانه جدید تشکیل شده و با افزایش میزان کرنش (در سطح نمونه) علاوه بر درهم تنیدگی شدید مرزدانه‌ها، دانه‌های بیشتری نیز در اطراف مرزدانه‌ها تشکیل می‌شود (تبلور مجدد جزئی).

مقطع z-θ: ریزساختار نمونه آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 در مقطع z-θ در دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد در شکل (۷) نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، دانه‌های تبلور مجدد یافته در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، کل ریزساختار را در بر گرفته و میانگین اندازه دانه حدود ۷۰ میکرون است. اما مطلب مهمی که در صفحه z-θ برای دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد قابل مشاهده است، تشکیل خطوط برشی و دانه‌های بسیار ریز تبلور مجدد یافته (حدود ۱۰-۳ میکرون) در اطراف آنها است. علت وقوع تبلور مجدد دینامیکی در اطراف خطوط برشی به وجود کرنش موضعی شدید در این مناطق نسبت داده می‌شود. اگرچه در صفحات z-θ و z-r نیز دانه‌های تبلور مجدد یافته مشاهده شده بود.

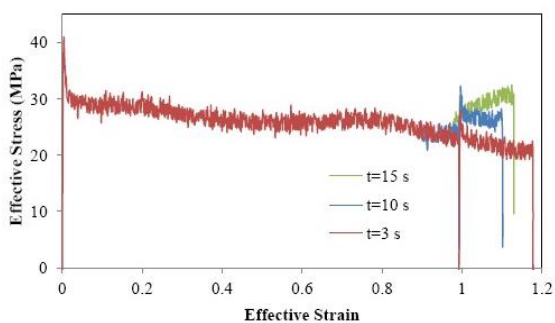
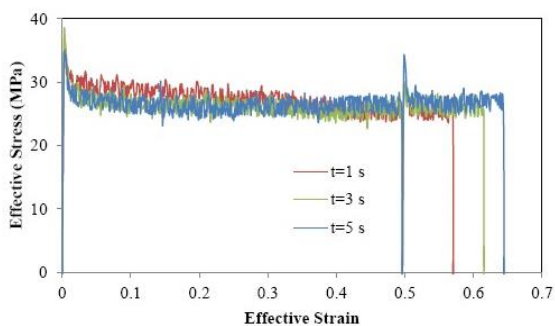
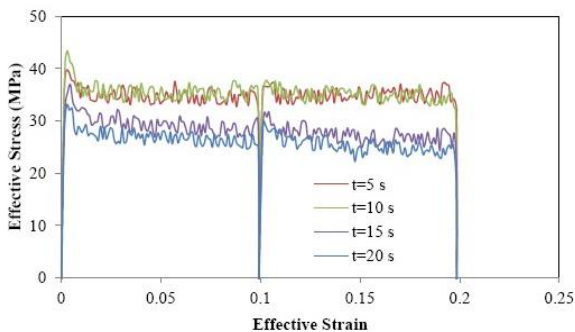
ریزساختار نمونه‌های آزمایش پیچش گرم آلیاژ SP-700 در صفحه z-θ، اولاً بیانگر وقوع تبلور مجدد دینامیکی و تشکیل دانه‌های بسیار ریز در محدوده ۱۰-۳ میکرون در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد است. دوماً علیرغم اعمال کرنش خیلی زیاد (بیش از ۱۰) در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد هیچ اثری از تغییر شکل ظاهری در دانه‌های بتا و کشیدگی دانه‌ها در ریزساختار نیست. بلکه کل ریزساختار حاوی دانه‌های ریز و تقریباً هم‌محور است. بنابراین همان طور که بررسی ریزساختار نمونه‌های پیچش گرم نشان داد، مکانیزم غالب تغییر شکل در

های بسیار ریز تبلور مجدد یافته شد.

همان طور که مشاهده می شود برخلاف فولاد [۲۷-۲۹] با افزایش زمان بین پاسی، مقدار تنش تسلیم آلیاژ SP-700 پس از بارگذاری مجدد افزایش می یابد. در حالی که در آزمایش فشار گرم دو پاسی آلیاژ تیتانیوم IMI834 توسط جهازی و همکارانش [۲۹] رفتار مشابه گزارش شده است. در زمان های بین پاسی کوتاه (۳-۱ ثانیه)، زمان کافی برای وقوع ترمیم استاتیکی و کاهش قابل توجه چگالی نابجایی ها وجود ندارد. لذا تنش سیلان تغییر چندانی نداشته و منحنی تنش - کرنش پاس دوم، منطبق بر منحنی تنش - کرنش پیوسته آلیاژ SP-700 است.

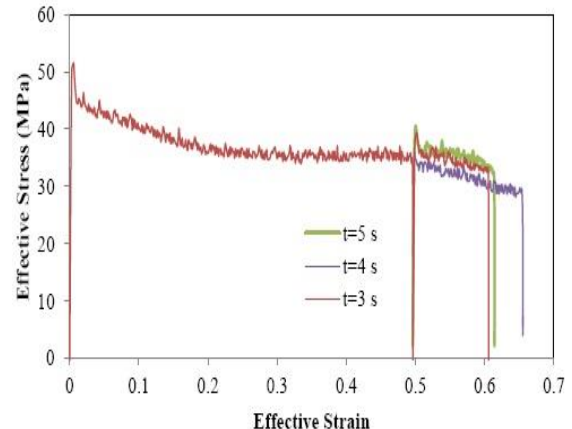
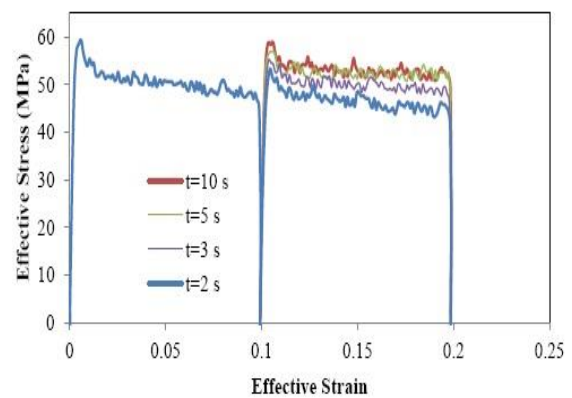
۳-۴- آزمایش پیش گرم منقطع (چند پاس)

به منظور بررسی سینتیک فرآیندهای ترمیم استاتیکی پس از تغییر شکل گرم آلیاژ SP-700، آزمایش پیش گرم دو پاسی در دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} و کرنش های پاسی و زمان های بین پاسی مختلف انجام شد. منحنی های تنش - کرنش موثر حاصل از آزمایش پیش گرم دو پاسی آلیاژ SP-700 در دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد (مناطق دوفاز و تکفاز) با کرنش های پاسی مختلف (۰/۱، ۰/۵ و ۱) و زمان های بین پاسی مختلف (۲۰-۱ ثانیه) با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} در شکل های (۸) و (۹) ارائه شده است.



شکل (۹): منحنی های تنش - کرنش موثر حاصل از آزمایش پیش گرم منقطع در دمای 1000°C و نرخ کرنش 0.1 s^{-1} با کرنش های پاسی: (الف):

۰/۱، (ب): ۰/۵ و (ج): ۱



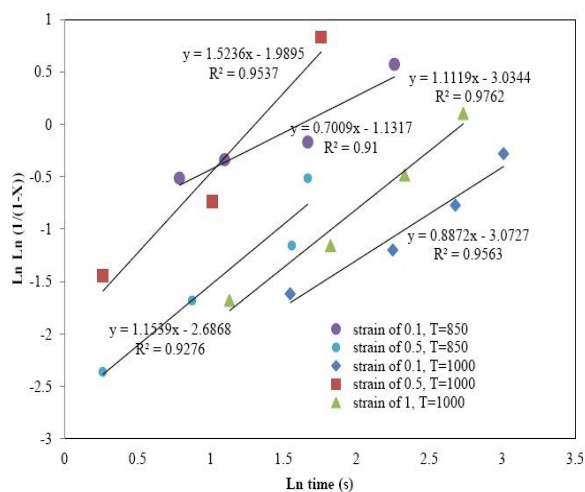
شکل (۸): منحنی های تنش - کرنش موثر حاصل از آزمایش پیش گرم منقطع در دمای 850°C و نرخ کرنش 0.1 s^{-1} با کرنش های پاسی: (الف):

۰/۱ و (ب): ۰/۵

های فوق بدست آمد. تبلور مجدد استاتیکی بصورت جوانه زنی و رشد دانه‌های جدید است. درحالی که تبلور مجدد متادینامیکی فقط شامل رشد دانه‌های حاصل از تبلور مجدد دینامیکی (DRX) می‌شود [۳۰]. از آنجایی که فرآیند تبلور مجدد استاتیکی شامل مراحل جوانه زنی و رشد است، می‌تواند توسط رابطه آورامی بیان شود. اما برای فرآیند ترمیم متادینامیکی نیز علیرغم اینکه دارای مرحله جوانه زنی نیست، می‌توان از رابطه آورامی استفاده نمود [۲۷-۲۸].

$$X = 1 - \exp\left[-0.693\left(\frac{t}{t_{50}}\right)^n\right] \quad (۵)$$

در این رابطه X کسر تبلور مجدد، t زمان بین پاسی، n ثابت آورامی و t_{50} زمان مورد نیاز برای رسیدن به کسر ترمیم ۵۰ درصد است. برای تعیین ثابت آورامی یا توان n ، مقادیر کسر ترمیم بصورت $\ln(\ln(1/(1-X)))$ برحسب $\ln(t)$ در شکل (۱۰) رسم شد.



شکل (۱۰): وابستگی $\ln(\ln(1/(1-X)))$ به زمان بین پاسی در کرنش‌های مختلف و دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰°C در آزمون پیچش دوپاسی آلایژ SP-700

بر این اساس میانگین ثابت آورامی (توان n) معادل ۱/۰۷ حاصل شد. بدین ترتیب روابط مربوط به سینتیک فرآیندهای ترمیم استاتیکی و متادینامیکی آلایژ SP-700 در دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰

در زمان‌های بین پاسی طولانی‌تر (۲۰-۳ ثانیه)، در اثر فرآیند ترمیم استاتیکی، مناطق عاری از کرنش بطور گسترده تشکیل می‌شوند. بنابراین پس از بارگذاری مجدد باید نابعی‌های بیشتری تولید شوند تا فرآیند ترمیم دینامیکی آغاز شود، از اینرو تنش سیلان افزایش می‌یابد. همان‌طور که در شکل (۴) مشاهده شد، منحنی‌های تنش-کرنش موثر حاصل از آزمایش پیچش گرم تک پاس آلایژ SP-700 نیز دارای یک پیک تنش اولیه هستند.

۳-۵- سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی

وقوع تبلور مجدد در زمان بین پاسی و پس از تغییر شکل، نقش مهمی در تحولات ریزساختاری نورد گرم دارد. مکانیزم‌های بازیابی استاتیکی (SRV)، تبلور مجدد استاتیکی (SRX) و تبلور مجدد متادینامیکی (MDRX) برای فواصل زمانی بین تغییر شکل مطرح شده‌اند [۳۰]. کسر نرم‌شدگی (FS) یا X_{soft} که بیانگر میزان ترمیم استاتیکی (بازیابی و تبلور مجدد) در تغییر شکل دوپاسی بوده، با استفاده از رابطه (۳) تعیین شده است [۲۷-۲۹].

$$X_{soft} = \frac{\sigma_{st} - \sigma_{y2}}{\sigma_{st} - \sigma_{y1}} \quad (۳)$$

که در این رابطه σ_{st} تنش سیلان حالت پایدار در پاس اول و σ_{y1} و σ_{y2} بترتیب تنش تسلیم در پاس‌های اول و دوم هستند. بدلیل وابستگی زیاد تنش سیلان آلایژهای تیتانیوم به کرنش بویژه در محدوده تسلیم، استفاده از تنش تسلیم با خطای زیاد و اجتناب ناپذیر همراه است. از اینرو جهازی و همکارانش [۲۹] استفاده از تنش پیک را پیشنهاد کرده‌اند. بنابراین رابطه (۴) بصورت زیر پیشنهاد شده است.

$$X_{soft} = \frac{\sigma_{st} - \sigma_{p2}}{\sigma_{st} - \sigma_{p1}} \quad (۴)$$

که در این رابطه σ_{p1} و σ_{p2} بترتیب تنش‌های پیک پاس‌های اول و دوم هستند. لذا با استفاده از رابطه (۴) کسر ترمیم در آزمایش-

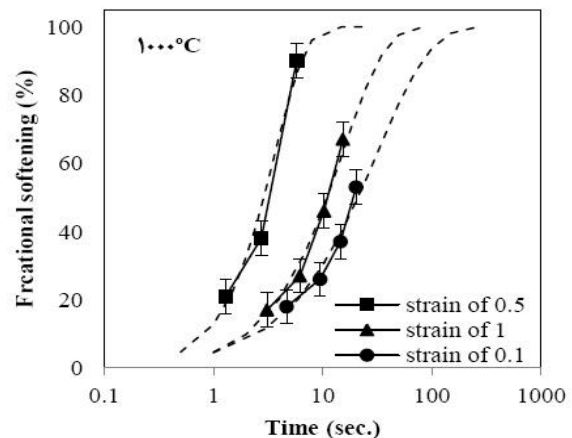
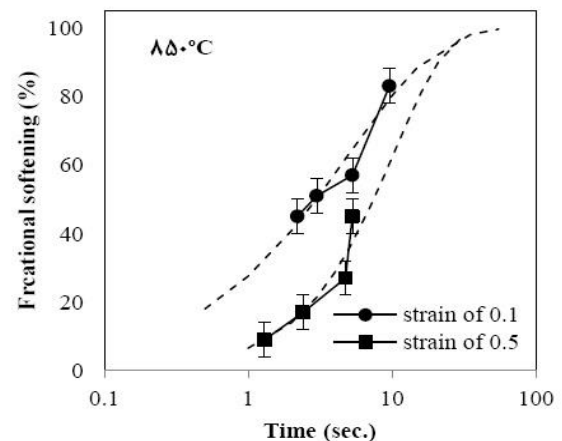
منقطع با کرنش‌های پاسی ۰/۱، ۰/۵ و ۱ و زمان‌های بین پاسی مختلف انجام شد. برای پیچش گرم منقطع با کرنش ۰/۱ و زمان بین پاسی ۵ ثانیه، با استفاده از رابطه (۴) کسر ترمیم استاتیکی حدود ۱۸ درصد حاصل می‌شود. در این شرایط منحنی تنش-کرنش پاس دوم تقریباً در ادامه پاس اول قرار می‌گیرد و پیک تنش مشاهده نمی‌شود.

با افزایش زمان بین پاسی تا ۲۰ ثانیه، کسر ترمیم استاتیکی بیشتری در مقایسه با زمان‌های بین پاسی کمتر، بدست می‌آید و بتدریج تنش پیک بزرگتری در منحنی تنش-کرنش پاس دوم مشاهده می‌شود. به طوری که با زمان بین پاسی ۲۰ ثانیه، کسر ترمیم حدود ۵۳ درصد حاصل شده است. این امر نشان می‌دهد که سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی برای کرنش‌های کمتر از کرنش بحرانی، بسیار آهسته است. زیرا بدلیل کرنش اندک (۰/۱)، چگالی نابجایی‌های تشکیل شده حین تغییر شکل نیز اندک بوده و در نتیجه نیرو محرکه کافی برای وقوع SRX وجود ندارد. دهقان‌منشادی و همکارانش [۳۰] نیز با آزمایش پیچش گرم دوپاسی فولاد آستنیتی AISI 304 نشان دادند که در کرنش‌های کمتر از کرنش بحرانی و زمان‌های بین پاسی کوتاه، مقدار اندکی ترمیم استاتیکی رخ می‌دهد. بنابراین پس از بار برداری، منحنی پاس دوم در ادامه منحنی پاس اول خواهد بود. در این شرایط منحنی تنش-کرنش نمونه بسیار شبیه آزمایش پیچش تک پاس آلیاژ است.

با افزایش میزان کرنش به ۰/۵، با زمان بین پاسی یک ثانیه کسر ترمیم حدود ۲۱ درصد مشاهده می‌شود. در این شرایط منحنی سیلان پاس دوم دارای کارسختی زیاد و پیک تنش بوده و بتدریج با افزایش زمان بین پاسی تا ۵ ثانیه، کسر ترمیم حدود ۹۰ درصد حاصل می‌شود. بنابراین با افزایش کرنش پاس اول از ۰/۱ به ۰/۵، چگالی نابجایی‌ها و انرژی ذخیره شده در ساختار افزایش یافته است.

ایواسی‌شین و همکارانش [۳۲]، با بررسی سینتیک تشکیل رسوبات فاز آلفا و تبلور مجدد استاتیکی در آلیاژهای تیتانیوم β نشان داده‌اند که افزایش مقدار کرنش منجر به کاهش دما و

درجه سانتیگراد بدست آمده و در شکل (۱۱) رسم شده است. همچنین در شکل (۱۱) اثر میزان کرنش بر سینتیک فرآیند ترمیم آلیاژ SP-700 در دماهای ۸۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد نیز قابل مشاهده است. در ابتدا ممکن است این نتایج، تاحدی پیچیده به نظر برسند. همان طور که قبلاً سمیاتین و همکارانش [۳۱] نیز چنین رفتاری را حین بررسی سینتیک فرآیند کروی شدن لایه-های فاز آلفا در آزمایش فشار گرم دوپاسی آلیاژ Ti-6Al-4V مشاهده کرده‌اند. اگرچه آنها علت مشخصی برای این رفتار پیچیده بیان نکرده و این مسئله را نیازمند تحقیقات بیشتر دانسته‌اند. اما در این بخش به تشریح علت این پدیده و بروز این رفتار ظاهراً متناقض پرداخته شده است.



شکل (۱۱): سینتیک فرآیند ترمیم با کرنش‌های پاسی مختلف در دماهای (الف) ۸۵۰°C و (ب) ۱۰۰۰°C

منطقه تکفاز: در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، پیچش گرم

$$X_{\text{soft}} = X_{\text{SRV}} + X_{\text{SRX}}$$

منطقه دوفاز: در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد بدلیل شکست زود هنگام نمونه، آزمایش پیچش گرم منقطع فقط با کرنش‌های پاسی ۰/۱ و ۰/۵ و زمان‌های بین پاسی مختلف انجام شده است. برای پیچش گرم منقطع با کرنش پاسی ۰/۱ و زمان بین پاسی ۲ ثانیه، با استفاده از رابطه (۴) کسر نرم‌شدگی حدود ۴۵ درصد حاصل می‌شود. بنابراین پس از بار برداری، منحنی سیلان پاس دوم در ادامه منحنی تنش-کرنش پاس اول نخواهد بود. در این شرایط منحنی سیلان پاس دوم دارای کارسختی زیاد و پیک تنش بزرگ بوده و با افزایش زمان بین پاسی تا ۱۰ ثانیه، کسر نرم‌شدگی تا حدود ۸۳ درصد افزایش می‌یابد.

بطور یقین، این نرم‌شدگی را نمی‌توان به تنهایی به وقوع ترمیم استاتیکی در آلیاژ نسبت داد. زیرا کرنش ۰/۱، بسیار کمتر از آن است که بتواند چگالی نابجایی و انرژی ذخیره شده در ساختار را آنقدر افزایش دهد که نیروی محرکه مورد نیاز برای تبلور مجدد استاتیکی با این شدت تأمین شود. درحالی که در شرایط مشابه در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد با زمان بین پاسی ۱۰ ثانیه، کسر ترمیم استاتیکی حدود ۲۶ درصد حاصل شده بود. بنابراین غیرممکن به نظر می‌رسد که صرفاً با تبلور مجدد استاتیکی به تنهایی و بدون وقوع استحاله فازی، تنش سیلان بتواند با زمان بین پاسی ۱۰ ثانیه به بیش از ۸۰ درصد تنش پیک پاس اول برسد. در واقع ترمیم استاتیکی به تنهایی نمی‌تواند این مقدار کارسختی را ایجاد کند و تنش سیلان را به تنش پیک پاس اول برساند.

Driving Force at 850°C = Static Restoration + Static Transformation

$$X_{\text{soft}} = X_{\text{Restor.}} + X_{\text{Transf.}}$$

جوناس و همکارانش [۳۶] نرم‌شدگی ناشی از استحاله^{۱۸} یا نرم‌شدگی زیر دمای استحاله^{۱۹} برای آلیاژهای تیتانیوم مطرح کرده‌اند. آنها مشاهده کردند که وقتی تغییر شکل زیر دمای استحاله انجام شود، فاز سخت‌تر آلفا بصورت دینامیکی^{۲۰} به فاز نرم‌تر بتا استحاله می‌یابد. این امر با فرض اینکه در حین

سهولت تبلور مجدد می‌شود. این امر از چگالی بیشتر عیوب ناشی از تغییر شکل و دانه‌های کشیده ناشی می‌شود. از اینرو بدلیل افزایش نیرو محرکه مورد نیاز برای جوانه‌زنی و رشد دانه‌های عاری از کرنش، سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی نیز افزایش یافته است. افزایش سینتیک فرآیند تبلور مجدد استاتیکی در اثر افزایش کرنش پاسی برای فولادهای زنگ نزن آستنیتی توسط نجفی‌زاده و جوناس [۳۳-۳۴] و همچنین دهقان منشادی و همکارانش [۳۰-۳۵] نیز گزارش شده است.

اما در کرنش‌های بیشتر ($\epsilon=1$) که در محدوده تغییر شکل حالت پایدار قرار دارند، سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی کمتر از حالت قبل (کرنش $\epsilon=0.5$) است. اگرچه منحنی سیلان پاس دوم دارای کارسختی و پیک تنش بوده و با افزایش زمان بین پاسی بر شدت آنها افزوده می‌شود. از کاهش سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی می‌توان دریافت که نیروی محرکه مورد نیاز برای جوانه‌زنی و رشد دانه‌های جدید کاهش یافته است. مسئله مهمی که در این حالت باید به آن توجه شود، کامل شدن فرآیند تبلور مجدد دینامیکی حین تغییر شکل است.

همان‌طور که در آزمایش‌های پیچش گرم تک پاس مشاهده شد، در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد دانه‌های تبلور مجدد یافته تمام ریزساختار را دربرگرفته بودند. این به معنی کاهش چشمگیر چگالی نابجایی‌ها و انرژی ذخیره شده در ساختار است. لذا با توقف تغییر شکل پس از اعمال کرنش حالت پایدار در پاس اول، انتظار کاهش سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی می‌رود. لازم به ذکر است که در این شرایط هنوز انرژی ذخیره شده در ساختار بیشتر از شرایط کرنش ۰/۱ بوده، زیرا سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی بیشتر است. دهقان منشادی و همکارانش [۳۵] معتقدند که ساختار حاصل از تبلور مجدد دینامیکی و بویژه کسر حجمی تبلور مجدد دینامیکی، نقش مهمی در سینتیک فرآیند تبلور مجدد متادینامیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI 304 دارد.

Driving Force at 1000°C = Dynamic Restoration + Static Restoration

استاتیکی با کرنش پاسی ۰/۱ خیلی کندتر است. از سوی دیگر، پس از انجام آزمایش با کرنش پاسی ۰/۱ ریزساختار تقریباً به تعادل می‌رسد و حین انجام آزمایش منقطع با کرنش پاسی ۰/۵ نقش استحاله فازی تا حد زیادی کاهش می‌یابد. بنابراین با توجه به موارد فوق، مکانیزم‌های نرم‌شدگی در محدوده‌های مختلف کرنش پاسی در آزمایش پیچش گرم منقطع متفاوت است. به طوری که در محدوده کرنش بحرانی (ε_c)، مکانیزم‌های بازیابی و تبلور مجدد استاتیکی به وقوع می‌پیوندد. درحالی که در کرنش‌های نزدیک به کرنش حالت پایدار (ε_s)، وقوع تبلور مجدد دینامیکی سبب کاهش نیرو محرکه فرآیندهای ترمیم استاتیکی و در نتیجه کاهش کسر نرم‌شدگی می‌شود. درحالی که مشخص شده است در کرنش‌های بالا، تبلور مجدد دینامیکی منجر به کاهش شدت بافت قاعده شده است [۳۷]. همچنین در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد و کرنش پاسی ۰/۱، وقوع استحاله فازی سبب کسر نرم‌شدگی نسبتاً بزرگ شده است.

در جدول (۳) مکانیزم‌های نرم‌شدگی در محدوده‌های مختلف کرنش پاسی در آزمایش پیچش گرم منقطع جمع‌بندی شده است.

جدول (۳): مکانیزم نرم‌شدگی در محدوده‌های مختلف کرنش آزمایش

| پیچش گرم منقطع | | | |
|--------------------------------|----------------------------------|--------------|-------------|
| مکانیزم نرم‌شدگی | محدوده کرنش | کرنش پاس اول | دمای آزمایش |
| Transformation softening | $\varepsilon \sim \varepsilon_c$ | ۰/۱ | ۸۵۰ |
| Static Restoration | $\varepsilon > \varepsilon_c$ | ۰/۵ | |
| Static Restoration | $\varepsilon \sim \varepsilon_c$ | ۰/۱ | ۱۰۰۰ |
| Static Restoration | $\varepsilon > \varepsilon_c$ | ۰/۵ | |
| Fully DRX + Static Restoration | $\varepsilon \sim \varepsilon_s$ | ۱ | |

۳-۶- استحاله فازی بتا به آلفا

وقوع استحاله فازی بتا به آلفا در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد و افزایش استحکام ناشی از آن، سبب افزایش کسر ترمیم حین

تغییر شکل کمترین نیروی محرکه ترمودینامیکی برای انجام استحاله مورد نیاز است، تفسیر شد. به نظر می‌رسد که در اینجا عکس این موضوع اتفاق افتاده باشد. لازم به ذکر است که ریزساختار اولیه آلیاژ SP-700 پس از همگن سازی، حاوی مقادیر زیادی فاز بتای باقیمانده است که می‌تواند هنگام قرار گرفتن در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد (زیر دمای استحاله آلیاژ) به فاز آلفای پایدار تبدیل شود.

جهازی و همکارانش [۲۹] با آزمایش فشار گرم دوپاسی نشان داده‌اند که با افزایش دما در منطقه تکفاز بتا علیرغم افزایش نفوذ و بازیابی، بدلیل افزایش انرژی فعال‌سازی حرارتی، سینتیک تبلور مجدد افزایش می‌یابد. درحالی که در منطقه دوفازی با کاهش دما، بدلیل افزایش کسر حجمی فاز آلفا در اثر کاهش اندازه دانه و اثرات مطلوب آن بر جوانه زنی فاز آلفا، سینتیک تبلور مجدد افزایش می‌یابد. بنابراین افزایش تنش سیلان و کارسختی حین تغییر شکل در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد می‌تواند ناشی از استحاله فازی بتا به آلفا باشد. در واقع در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد، علاوه بر ترمیم استاتیکی، استحاله فازی نیز در نرم‌شدگی نقش دارد.

با افزایش میزان کرنش پاسی به ۰/۵، در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد و زمان بین پاسی یک ثانیه، کسر نرم‌شدگی حدود ۹ درصد حاصل می‌شود. با افزایش زمان بین پاسی تا ۵ ثانیه، کسر نرم‌شدگی به حدود ۴۵ درصد می‌رسد. درحالی که در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد با همین شرایط، کسر ترمیم ۹۰ درصد بدست آمده بود. بنابراین در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد، افزایش کرنش از ۰/۱ به ۰/۵ باعث کاهش سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی شده است. درحالی که در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، افزایش کرنش از ۰/۱ به ۰/۵ باعث افزایش سینتیک فرآیند ترمیم می‌شود. کاهش سینتیک فرآیند ترمیم با افزایش مقدار کرنش در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد با وقوع استحاله فازی در شرایط کرنش پاسی ۰/۱ مرتبط است. زیرا اگر بتوان سهم قابل توجه نرم‌شدگی ناشی از استحاله فازی را از کل ترمیم حذف کرد، می‌توان ملاحظه نمود که سینتیک فرآیند ترمیم

SP-700 دارای منطقه پیک تنش تسلیم و منطقه سیلان پایدار هستند.

۲- مکانیزم ترمیم حین تغییرشکل پیچشی در دمای 1000°C ، تبلور مجدد دینامیکی بوده و کل ریزساختار حاوی دانه‌های ریز و هم‌محور است. درحالی که در دمای 850°C ، تخرس و درهم تیدگی مرزخانه‌ها مشاهده شد.

۳- ریزساختار نمونه پیچش گرم در دمای 850°C حاوی دانه‌های ریز (۱۰-۳ میکرون) بوده که با مکانیزم تحذب در اطراف مرزخانه‌ها و نقاط سه‌گانه تشکیل شده است.

۴- با افزایش کرنش پاسی در دمای 1000°C ، بدلیل افزایش نیرو محرکه جوانه‌زنی و رشد دانه‌های جدید، سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی افزایش می‌یابد. اما در کرنش‌های حالت پایدار به دلیل کامل شدن فرآیند DRX حین تغییرشکل، سینتیک ترمیم استاتیکی کاهش می‌یابد.

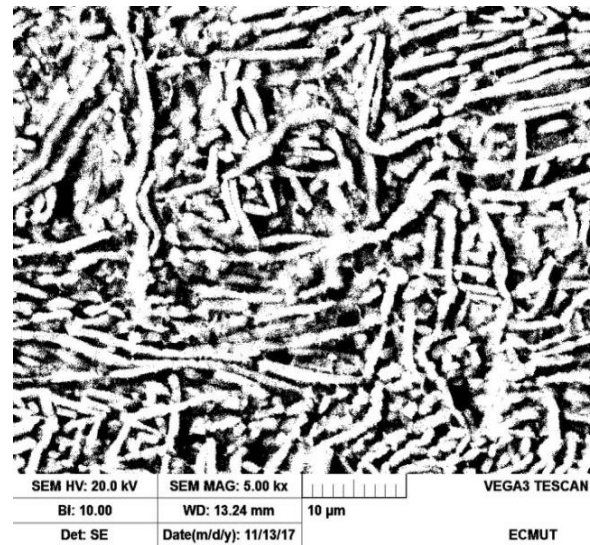
۵- در دمای 850°C ، افزایش کرنش پاسی از ۰/۱ به ۰/۵ باعث کاهش سینتیک فرآیند ترمیم استاتیکی شده است. درحالی که در دمای 1000°C ، افزایش کرنش پاسی از ۰/۱ به ۰/۵ باعث افزایش سینتیک فرآیند ترمیم می‌شود.

۶- حین تغییرشکل گرم در دمای 850°C ، علاوه بر فرآیند ترمیم استاتیکی، وقوع استحاله فازی بتا به آلفا نیز در کسر نرم‌شدگی نقش دارد.

۵- مراجع

- [1] Department of Defense Handbook, "Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures", MIL-HDBK-5J, pp.125-131, 2003.
- [2] M. J. Tan & S. F. Hassan, "High temperature deformation of titanium SP-700", Ti-2007 Science and Technology, pp. 567-570, 2007.
- [3] Y. H. Lin, S. M. Wu, F. H. Kao, S. H. Wang, J. R. Yang, C. C. Yang & C. S. Chiou, "Microtwin formation in the α phase of duplex titanium alloys affected by strain rate", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 2271-2276, 2011.

آزمایش پیچش گرم دوپاسی با کرنش ۰/۱ می‌شود. درحالی که بخش عمده این کسر ترمیم در اثر افزایش استحکام ناشی از استحاله فازی بتا به آلفا است. در شکل (۱۲) تصویر SEM ریزساختار حاصل از نورد گرم اولیه شمش ریختگی آلیاژ SP-700 در دمای 850°C درجه سانتیگراد ارائه شده است. در این تصویر فاز آلفا با کسر حجمی حدود ۶۵ درصد و مورفولوژی لایه‌ای ظریف مشاهده می‌شود. با مشاهده این تصویر تشکیل فاز آلفای لایه‌ای با کسر حجمی قابل توجه حین تغییرشکل در دمای 850°C درجه سانتیگراد اثبات می‌شود. در واقع علت کسر نرم‌شدگی نسبتاً زیاد (۸۳-۴۵ درصد) در آزمایش پیچش گرم منقطع با کرنش پاسی ۰/۱ با تشکیل همین فاز آلفا لایه‌ای مرتبط است.



شکل (۱۲): تصویر SEM از ریزساختار نورد شده آلیاژ SP-700 در دمای 850°C و سرعت ۶ دور بر دقیقه به میزان ۷۵ درصد کاهش ضخامت شمش

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق رفتار تغییرشکل گرم آلیاژ SP-700 با استفاده از آزمون پیچش گرم پیوسته و منقطع در مناطق دوفاز و تکفاز با کرنش و زمان‌های بین پاسی مختلف بررسی شد و نتایج زیر بدست آمد:

۱- منحنی‌های سیلان حاصل از آزمایش پیچش گرم آلیاژ

- [13] ASTM A938: "Standard test method for torsion testing of wire", 2013.
- [14] S. Sadeghpour, S. M. Abbasi & M. Morakabati, "Deformation-induced martensitic transformation in a new metastable β titanium alloy", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 650, pp. 22-29, 2015.
- [۱۵] ع. حجاری، م. مرگباتی، ر. حسینی، ی. منصوری و س. م. عباسی، "بررسی وقوع استحاله فازی در آلیاژ Ti-6242 و تعیین دمای استحاله آن"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال دهم، شماره سوم، صفحه ۱۳۴-۱۲۵، ۱۳۹۵.
- [16] L. He, A. Dehghan-Manshadi & R. J. Dippenaar, "The evolution of microstructure of Ti-6Al-4V alloy during concurrent hot deformation and phase transformation", Materials Science and Engineering A, Vol. 549, pp. 163-167, 2012.
- [17] R. Srinivasan & I. Weiss, "High temperature deformation of the near beta Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al alloy", Proceedings of a Symposium on Beta titanium alloys in the 1990's, Colorado, pp. 283-295, 1993.
- [18] T. Furuhashi, B. Poorganji, H. Abe & T. Maki, "Dynamic Recovery and Recrystallization in Titanium Alloys by Hot Deformation", JOM, pp. 64-68, 2007.
- [19] T. Furuhashi, Y. Toji, H. Abe & T. Maki, "Dynamic recovery and recrystallization in beta-titanium alloys", Materials Science Forum, Vol. 426-432, pp. 655-660, 2003.
- [20] F. Montheillet, D. Dajno, N. Come, E. Gautier, A. Simon, P. Audrerie, A. M. Chaze & C. Levaillant, "Hot Deformation Of The High Strength Betacez Titanium Alloy", Titanium '92 Science and Technology, pp. 1347-1354, 1992.
- [21] P. D. Nicolaou & S. L. Semiatin, "Effect of Strain-Path Reversal on Microstructure Evolution and Cavitation during Hot Torsion Testing of Ti-6Al-4V", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 23, pp. 1719-1729, 1992.
- [4] A. Ogawa, M. Niikura, C. Ouchi, K. Minikawa & M. Yamada, "Development and applications of titanium alloy SP-700 with high formability", Journal of Testing and Evaluation, Vol. 24, pp. 100-109, 1996.
- [5] B. Gunawarman, M. Niinomi, T. Akahori, J. Takeda & H. Toda, "Mechanical properties of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe and possibility for healthcare applications", Materials Science and Engineering C, Vol. 25, pp. 296-303, 2005.
- [6] B. Gunawarman, M. Niinomi, D. Eylon, S. Fujishiro, C. Ouchi & T. Kazino, "Improvement in fracture toughness of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe through microstructural optimization", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34, pp. 267-275, 2003.
- [7] Y. H. Lin, K. H. Hu, F. H. Kao, S. H. Wang, J. R. Yang & C. K. Lin, "Dynamic strain aging in low cycle fatigue of duplex titanium alloys", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 4381-4389, 2011.
- [8] H. Fukai, K. Minakawa & C. Ouchi, "Strength-ductility relationship in solution treated and aged $\alpha+\beta$ type Ti-4.5%Al-3%V-2%Fe-2%Mo titanium alloy", ISIJ International, Vol. 44, pp. 1911-1917, 2004.
- [9] AMS 4899C, "Titanium alloy, sheet, strip, and plate Ti - 4.5Al - 3V - 2Fe - 2Mo annealed", 2011.
- [10] AMS 4964C, "Titanium alloy bars, wire, forgings, and rings Ti - 4.5Al - 3V - 2Fe - 2Mo annealed", 2011.
- [11] S. L. Semiatin & G. D. Lahoti, "Deformation and unstable flow in hot torsion of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si", Metallurgical Transactions A, Vol. 12, pp. 1719-1729, 1981.
- [12] D. S. Fields & W. A. Backofen, "Determination of strain-hardening characteristics by torsion testing", American Society for Testing and Materials Proceeding, Vol. 54, pp. 1259-1273, 1957.

2008. Vol. 38, pp. 3023-3032, 2007.
- [31] S. L. Semiatin, V. Seetharaman & I. Weiss, "Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony alpha microstructure", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 263, pp. 257-271, 1999.
- [22] P. Wanjara, M. Jahazi, H. Monajati, S. Yue & J. P. Immarigeon, "Hot working behavior of near- α alloy IMI834", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 396, pp. 50-60, 2005.
- [32] O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, Y. V. Matviychuk & S. L. Semiatin, "Precipitation and recrystallization behavior of beta titanium alloys during continuous heat treatment", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34, pp. 147-159, 2003.
- [23] I. Philippart & H. J. Rack, "High temperature dynamic yielding in metastable Ti-6.8Mo-4.5F-1.5Al", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 243, pp. 196-200, 1998.
- [33] A. Najafizadeh, J. J. Jonas, G. R. Stewart & E. I. Poliak, "The Strain Dependence of Postdynamic Recrystallization in 304 H Stainless Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37, pp. 1899-1906, 2006.
- [24] A. H. Shekhali, M. Morakkabati & S. M. Abbasi, A. Rezaei, "Superplasticity of coarse-grained Ti-13V-11Cr-3Al alloy", *International Journal of Materials Research*, Vol. 104, pp. 1122-1127, 2013.
- [34] A. Najafizadeh & J. J. Jonas, "The Strain Dependence of post-deformation softening during the hot deformation of 304 H stainless steel", *International Journal of ISSI*, Vol. 3, pp. 1-7, 2006.
- [25] I. Weiss & S. L. Semiatin, "Thermomechanical processing of beta titanium alloys—an overview", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 243, pp. 46-65, 1998.
- [35] A. Dehghan Manshadi, M. R. Barnett & P. D. Hodgson, "Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 485, pp. 664-672, 2008.
- [26] P. D. Nicolaou, J. D. Miller & S. L. Semiatin, "Cavitation during Hot-Torsion Testing of Ti-6Al-4V", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 36, pp. 3461-3470, 2005.
- [36] J. J. Jonas, C. Aranas, A. Fall & M. Jahazi, "Transformation softening in three titanium alloys", *Materials and Design*, Vol. 113, pp. 305-310, 2017.
- [27] S. H. Cho & Y. C. Yoo, "Hot rolling simulations of austenitic stainless steel", *Journal of Materials Science*, Vol. 36, pp. 4267 - 4272, 2001.
- [28] S. H. Cho & Y. C. Yoo, "Metadynamic recrystallization of austenitic stainless steel", *Journal of Materials Science*, Vol. 36, pp. 4279 - 4284, 2001.
- [29] P. Vo, M. Jahazi & S. Yue, "Recrystallization during Thermomechanical Processing of IMI834", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, pp. 2965-2980, 2008.
- [37] م. کاویانی و غ. ابراهیمی، "تاثیر پارامترهای ترمومکانیکی بر رفتار بافت آلیاژ منیزیم AZ63"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال یازدهم، شماره اول، صفحه ۱۲۱-۱۱۱، ۱۳۹۶.

۵- پی نوشت

- [1] Nippon Kokan
 [2] RTI International Metals, Inc.
 [3] Restoration
 [4] Single twist test/Continuous torsion test

- [30] A. Dehghan-Manshadi, M. R. Barnett, & P. D. Hodgson, "Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part II. Post-deformation Recrystallization", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, pp. 1371-1382,

- [5] Double twist test/Interrupted torsion test
- [6] Energy Dispersive Spectroscopy
- [7] Servo
- [8] Von-Mises Effective Strain
- [9] Strain-Induced Phase Transformation
- [10] Flow softening
- [11] Cottrel Atmosphere
- [12] Average of Grain Size
- [13] Triple point
- [14] Bulging
- [15] Tangle
- [16] Thermal Activate
- [17] Fractional Softening
- [18] Transformation softening
- [19] Sub-transus softening
- [20] Dynamic transformation

Investigation of dynamic and static restoration in hot heformation of SP-700 titanium alloy

Amir Hosein Sheikhal¹, Maryam Morakkabati², Seyed Mahdi Abbasi^{3*}

1- Ph.D Student, Metallurgy and Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

2- Assistant Professor, Metallurgy and Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

3- Associate Professor, Mechanical Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran

*Corresponding Author: sma_abbasi@mut.ac.ir

Abstract

In order to investigation of dynamic and static restoration of SP-700 alloy, in this study continuous and interrupted hot torsion tests carried out at 850 and 1000°C at different pass-strains and inter-pass times. The dominant mechanism in hot deformation at 1000°C is dynamic recrystallization (DRX) and consequently the entire microstructure comprises equiaxed grains, whereas at 850°C serration and tanglement of the grain boundaries were observed. Nevertheless, the microstructure of sample twisted at 850°C, indicates the occurrence of DRX and the formation of very fine grains. The mechanism of the formation of recrystallized grains in the vicinity of grain boundaries and triple points is bulging. With an increase in pass-strain ($\epsilon=0.5$) at 1000°C, due to the increase in driving force for nucleation and growth of new grains, the kinetics of static restoration increases. In fact, at 850°C, in addition to static restoration there is another factor contributing in fractional softening which is β to α phase transformation.

Keywords: SP-700 Titanium Alloy, Hot Torsion Test, Dynamic Recrystallization, Static Restoration, Phase Transformation.

Journal homepage: ma.iaumajlesi.ac.ir

Please cite this article using:

Amir Hosein Sheikhal, Maryam Morakkabati, Seyed Mahdi Abbasi, Investigation of dynamic and static restoration in hot heformation of SP-700 titanium alloy, in Persian, New Process in Material Engineering, 2019, 13(2), 45-62.