

رفتار سیلان آلیاژ تیتانیوم SP-700 حین تغییر شکل گرم کششی در مناطق دوفاز β/α و تک فاز β

امیرحسین شیخعلی*، مریم مرکباتی و سید مهدی عباسی
پژوهشکده مواد فلزی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر تهران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۶/۷/۱۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۷/۱۰/۱۵)

چکیده- در این پژوهش، به منظور بررسی رفتار سیلان گرم و ازدیاد طول نسبی شمش ریختگی آلیاژ تیتانیوم SP-700، آزمایش کشش گرم در مناطق دوفاز α/β و تک فاز β با نرخ کرنش 0.1 s^{-1} بر ثانیه انجام شد. نتایج نشان داد که رفتار کشش گرم آلیاژ SP-700 در ناحیه دوفاز α/β (دماهای $700-900$ درجه سانتی گراد) به دلیل ماهیت فازهای α و β و ساختار بلوری آنها، متفاوت از ناحیه تک فاز β (دماهای $950-1100$ درجه سانتی گراد) است. زیرا تعداد سیستم‌های لغزش و در نتیجه مکانیزم تغییر شکل در ساختار همگراگونال فشرده متفاوت از ساختار بلوری مکعبی مرکزدار است. از سوی دیگر، تغییرات شدید میزان ازدیاد طول نسبی در محدوده دمایی $850-900$ درجه سانتی گراد، ناشی از حذف تدریجی فاز α از زمینه در اثر وقوع استحاله فازی α به β بود. بررسی ریزساختار نشان داد که مکانیزم غالب تغییر شکل گرم آلیاژ SP-700 هنگام کشش گرم، بازیابی دینامیکی است. بنابراین علت افزایش میزان ازدیاد طول نسبی آلیاژ با دما، به تضرس مرزدانه‌ها و وقوع بازیابی دینامیکی نسبت داده شد. در حالی که با افزایش دما در محدوده $1000-1100$ درجه سانتی گراد، رشد دانه‌های β و وقوع شکست مرزدانه‌ای باعث کاهش میزان ازدیاد طول نسبی شده است.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ تیتانیوم SP-700، آزمایش کشش گرم، نرم‌شدگی سیلان، ازدیاد طول نسبی، بازیابی دینامیکی.

Flow Behavior of SP-700 Titanium Alloy During Hot Tensile Deformation in $\alpha+\beta$ and β Phase Regions

A. Sheikhalil*, M. Morakkabati and S. M. Abbasi

Metallic Materials Research Center, Malek Ashtar University of Technology, Tehran, Iran.

Abstract: In this paper, in order to study the flow behavior and elongation of as-cast ingots of SP-700 titanium alloy, hot tensile test was done in α/β dual phase and β single phase regions using strain rate of 0.1 s^{-1} . Results showed that the hot tensile behavior of SP-700 in the α/β dual phase region ($700-900 \text{ }^\circ\text{C}$) was different from the β single phase one ($950-1100 \text{ }^\circ\text{C}$) due to the nature of alpha and beta phases and their crystallographic structure. This was since the number of slip systems and deformation mechanism in HCP structure were different from those in BCC structure. Beside, the intensive variation of elongation in

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: Sheikhali.85@gmail.com

temperature range of 850-900 °C was due to the occurrence of beta transformation and removal of the alpha phase. The microstructural studies showed that the dominant mechanism of hot tensile deformation of SP-700 alloy was dynamic recovery (DRV). Thus, serration of grain boundaries and occurrence of DRV were the reasons for the increase of elongation with the rise of temperature. However, beta grains growth and occurrence of grain boundary fracture made a slight decrease in elongation in the temperature range of 1000-1100 °C.

Keywords: SP-700 titanium alloy, Hot tensile test, Flow softening, Elongation, Dynamic recovery.

۱- مقدمه

تجهیزات ورزشی را دارند [۸].

در دو دهه گذشته علاوه بر تحقیقاتی که پیرامون شکل دهی سوپرپلاستیک آلیاژ SP-700 انجام گرفته [۱ و ۹]، مقالات اندکی نیز در مورد فرایندهای تغییر شکل گرم آن منتشر شده که چندان به تحولات ریزساختاری، مکانیزمهای تغییر شکل و ارائه مدل‌های دینامیکی برای آن پرداخته نشده است [۱۰ و ۱۱]. درحالی که فرایندهای تغییر شکل گرم آلیاژهای تیتانیوم در مقایسه با سایر مواد مهندسی نظیر آلومینیوم و فولاد، به دلیل استحکام بالاتر، دمای تغییر شکل بالاتر، حساسیت به نرخ کرنش بیشتر و غیره، به نسبت دشوارتر است [۱۲]. بنابراین در زمینه بررسی فرایندهای تغییر شکل گرم، بررسی تحولات ریزساختاری و تعیین مکانیزم‌های تغییر شکل نیاز به مطالعه و تحقیق وجود دارد. زیرا این موضوع به کسب دانش فنی تولید و فراوری شمش ریختگی آلیاژ مربوط می‌شود و از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. لذا در این تحقیق به بررسی رفتار تغییر شکل گرم شمش ریختگی آلیاژ SP-700 با استفاده از آزمایش کشش گرم پرداخته شده و به منظور تعیین مکانیزم تغییر شکل گرم، تحولات ریزساختاری ناشی از آن نیز مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

پس از دو مرحله ذوب شمش ۱۰ کیلوگرمی آلیاژ شبه‌بتای SP-700 در کوره VAR، به منظور کاهش جدایش‌ها و ناهمگنی‌های ناشی از فرایند ریخته‌گری، عملیات حرارتی همگن‌سازی به مدت پنج ساعت در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد. لازم به ذکر است که به دلیل جلوگیری از ایجاد ترک یا تنش‌های پسماند، شمش پس از همگن‌سازی به آرامی و در هوا تا دمای محیط سرد شد. در جدول (۱) مشخصات فنی کوره VAR حین ذوب مجدد آلیاژ SP-700 مشاهده می‌شود.

آلیاژ Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe، یک آلیاژ تیتانیوم دوفازی غنی از فاز β بوده که به دلیل خواص سوپرپلاستیک عالی در مقایسه با آلیاژ Ti-6Al-4V، در سال ۱۹۸۹ میلادی توسط شرکت ژاپنی NKK معرفی شده است [۱]. این آلیاژ به منظور کاربردهای شکل دهی سوپرپلاستیک توسعه یافته و به دلیل خواص سوپرپلاستیک عالی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد، SP-700^۲ نام گرفته است [۲].

رفتار سوپرپلاستیک در آلیاژهای تیتانیوم به شدت تحت تأثیر فاز β است. از سوی دیگر فاز β تشکیل شده در آلیاژ SP-700 در مقایسه با آلیاژ Ti-6Al-4V پایداری ترمودینامیکی بیشتری دارد. زیرا میزان عناصر پایدارکننده فاز β و در نتیجه درصد مولبدن معادل آلیاژ SP-700 بیشتر است [۳]. همچنین آلیاژ SP-700 که یک آلیاژ تیتانیوم دوفازی غنی از β است، در مقایسه با آلیاژ Ti-6Al-4V (غنی از فاز α) خواص مکانیکی بالاتر نظیر استحکام خستگی، استحکام کششی و چقرمگی شکست و دمای شکل دهی سوپرپلاستیک پایین‌تری دارد [۴]. دمای سوپرپلاستیک آلیاژ SP-700 در محدوده ۷۰۰-۸۰۰ درجه سانتی‌گراد گزارش شده است [۵]. در واقع آلیاژ SP-700 یکی از آلیاژهای تیتانیوم موفق به منظور توسعه فرایندهای شکل دهی سوپرپلاستیک است [۲].

مهم‌ترین محدودیت آلیاژهای تیتانیوم، هزینه بالای تولید و قیمت تمام شده آنها است که کاربرد آنها را عمدتاً به صنایع نظامی و صنایع هوایی منحصر می‌کند [۶ و ۷]. از این‌رو آلیاژهای تیتانیوم کم‌هزینه^۳ (LC) که حاوی ترکیبات در دسترس و ارزان‌قیمت (آمیزان‌ها) به جای عناصر آلیاژی خالص هستند، نسبت به سایر آلیاژهای تیتانیوم پتانسیل بیشتری برای کاربرد در صنایع مختلف از جمله پزشکی، خودروسازی و

جدول ۱- مشخصات فنی کوره VAR حین ذوب مجدد آلیاژ SP-700

مشخصه	مقدار
قطر قالب (سانتی متر)	۱۰
خلاء اولیه (میلی بار)	۰/۹
خلاء کاری (میلی بار)	۱ - ۲
شدت جریان (آمپر)	۳۱۰۰±۱۰۰
سرعت (میلی متر بر دقیقه)	۴۰
جابه جایی (سانتی متر)	۲۱۰
دمای اولیه قالب (درجه سانتی گراد)	۲۶
دمای نهایی قالب (درجه سانتی گراد)	۲۷

جدول ۲- محدوده مجاز و آنالیز ترکیب شیمیایی شمش آلیاژ SP-700

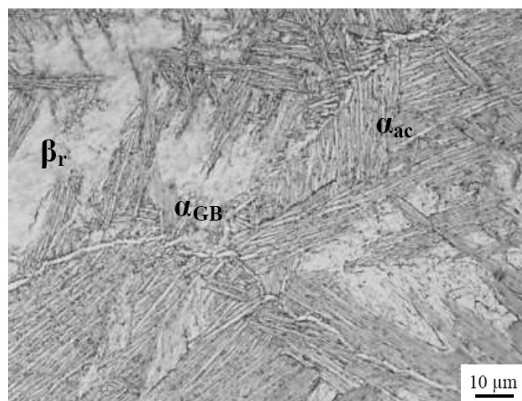
نمونه	درصد وزنی					
	Ti	Al	V	Fe	Mo	O
محدوده مجاز		۴-۵	۲/۵-۳/۵	۱/۷-۲/۳	۱/۸-۲/۲	< ۰/۱۸
ترکیب شمش	۸۸/۵	۴/۴	۲/۸۵	۲/۱	۲/۱۵	۰/۰۹

ابتدا به منظور رسیدن به شرایط هم‌دمای نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای آزمایش حرارت داده شده و سپس تا وقوع شکست تحت کشش قرار گرفتند. لازم به ذکر است که پس از آزمایش کشش گرم، برای حفظ ریزساختار دما بالا و امکان بررسی آن، بلافاصله نمونه‌ها در آب سرد شدند. نتایج حاصل از آزمایش کشش گرم شمش ریختگی آلیاژ SP-700 به تعیین دمای مناسب برای نورد گرم اولیه آن منجر می‌شود.

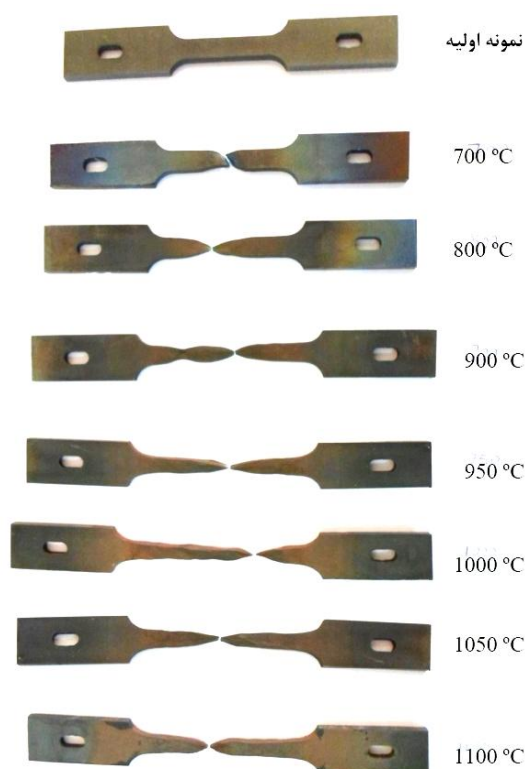
برای متالوگرافی محلول حاوی ۹۲%H₂O+5%HNO₃+3%HF مورد استفاده قرار گرفت و برای بررسی ریزساختاری نمونه‌های کشش گرم از میکروسکوپ نوری^۷ مدل Olympus BX 51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Tescan-Vega 3 استفاده شد. در شکل (۱) ریزساختار شمش ریختگی آلیاژ SP-700 پس از همگن‌سازی در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. در این شرایط به دلیل سرمایش در هوا، فاز آلفای مرزخانه‌ای^۸ (α_{GB}) و رسوبات فاز آلفای سوزنی^۹ (α_{ac}) در دانه‌های بتای اولیه تشکیل شده است. همچنین مقادیر قابل توجهی فاز بتای باقی‌مانده

پس از تهیه شمش ریختگی آلیاژ SP-700، ترکیب شیمیایی آن با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی^۴ مدل TESCAN-VEGA3 مجهز به آنالیز تفکیک انرژی^۵ (EDS) مورد بررسی قرار گرفت. همان‌طور که نتایج در جدول (۲) ملاحظه می‌شود، ترکیب شیمیایی شمش ریختگی بر اساس استانداردهای AMS 4899 [۱۳] و AMS 4964 [۱۴] در محدوده مجاز آلیاژ SP-700 قرار دارد. با استفاده از روش متالوگرافی دمای استحاله آلیاژ حدود ۹۳۰±۱۰ درجه سانتی‌گراد تعیین شد.

به منظور بررسی رفتار سیلان گرم و تعیین میزان ازدیاد طول نسبی آلیاژ SP-700 در شرایط ریختگی، آزمایش کشش گرم در محدوده دمایی ۷۰۰-۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد (مناطق دوفاز α/β و تک‌فاز β) و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه با استفاده از دستگاه سرو هیدرولیک^۶ مدل Instron 8502 مجهز به کوره مقاومتی انجام شد. نمونه‌های تخت آزمایش کشش گرم مطابق استاندارد ASTM E21 [۱۵] با ضخامت سه میلی‌متر، طول سنجه ۲۵ میلی‌متر، پهنای سنجه ۶/۲۵ میلی‌متر و طول کلی ۱۰۰ میلی‌متر تهیه شدند.



شکل ۱- ریزساختار شمش ریختگی آلیاژ SP-700 پس از همگن سازی در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و سرمایش در هوا



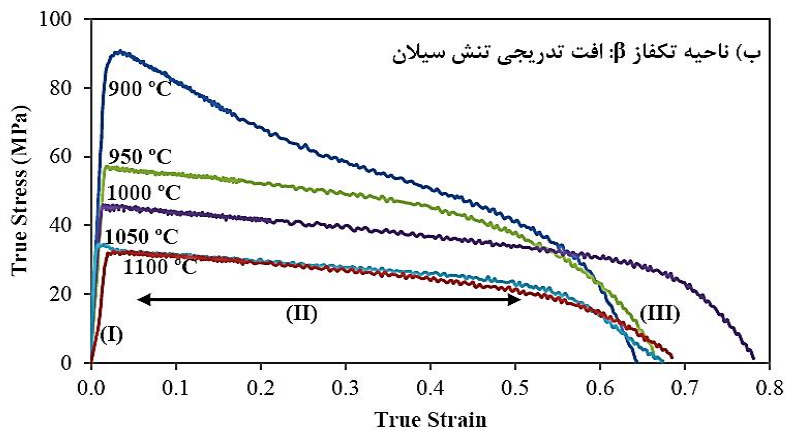
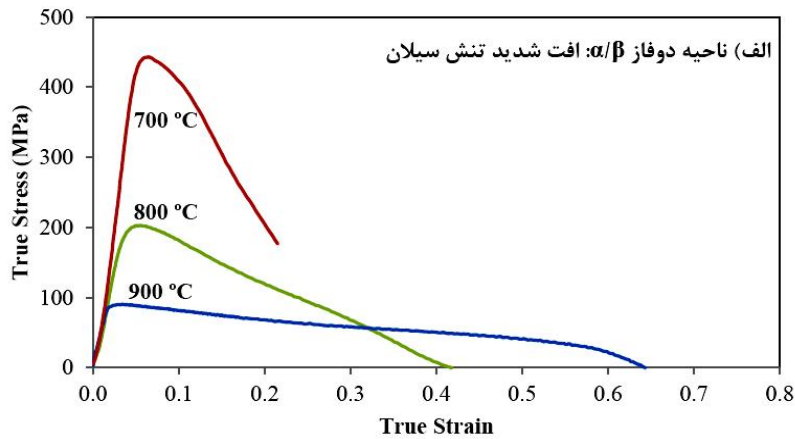
شکل ۲- نمونه های آزمایش کشش گرم شمش ریختگی آلیاژ SP-700 پس از وقوع شکست

SP-700، آزمایش کشش گرم در دماهای ۷۰۰، ۸۰۰، ۹۰۰، ۹۵۰، ۱۰۰۰، ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد با نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه انجام شد. در شکل (۲) نمونه های آزمایش کشش گرم پس از وقوع شکست نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود، نمونه ها قبل از وقوع شکست متحمل تغییر شکل قابل توجهی شده اند.

نیز در ریزساختار وجود دارد. ریزساختار دانه درشت، وجود فاز آلفای مرزدانه ای و رسوبات فاز آلفای سوزنی در این شرایط، سبب افت میزان ازدیاد طول نسبی می شود.

۳- نتایج و بحث

به منظور بررسی رفتار تغییر شکل گرم شمش ریختگی آلیاژ



شکل ۳- نمودار تنش - کرنش حقیقی حاصل از آزمایش کشش گرم شمش ریختگی آلیاژ SP-700 در دماهای ۷۰۰-۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد با نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه: الف) محدوده دمایی دوفاز و ب) محدوده دمایی تکفاز

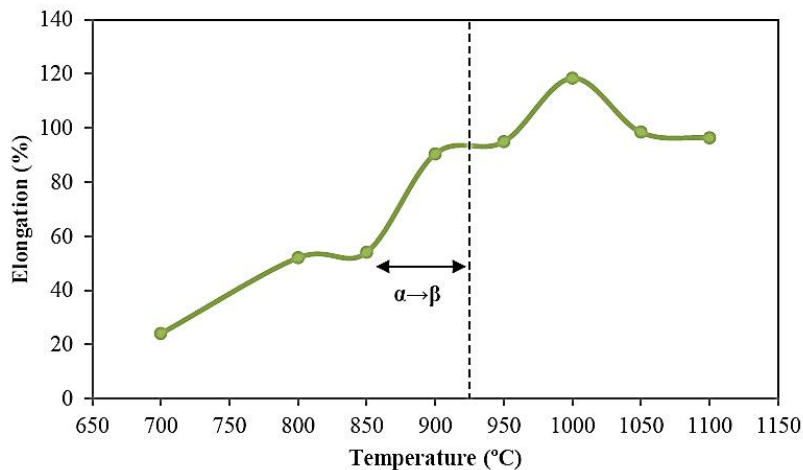
۳-۱- منحنی‌های تنش - کرنش

شکل (۳) نمودارهای تنش - کرنش حاصل از آزمایش کشش گرم شمش ریختگی آلیاژ SP-700 را در مناطق دوفاز α/β و تکفاز β نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، نمودارهای تنش - کرنش حاصل از کشش گرم آلیاژ SP-700 دارای سه منطقه جداگانه هستند که ناشی از وقوع پدیده‌های متالورژیکی مهم نظیر کارسختی، ترمیم دینامیکی و گلوئی شدن است.

منطقه اول (I) که با افزایش شدید استحکام در اثر وقوع کارسختی همراه است و در ابتدای نمودار تنش - کرنش مشاهده می‌شود. زیرا با آغاز تغییر شکل کششی در نمونه، چگالی زیادی از نابجایی‌های متحرک به وجود می‌آیند. قفل شدن این نابجایی‌ها در اثر برخورد با یکدیگر و یا برخورد با موانع دیگر

نظیر مرزدانه‌ها و رسوبات فاز آلفای موجود در زمینه، سبب افزایش سریع استحکام در منحنی تنش - کرنش شده است. پدیده کارسختی و قفل شدن نابجایی‌ها تا رسیدن به تنش حداکثر (σ_p) ادامه می‌یابد [۱۶].

پس از آن، منطقه دوم (II) آغاز می‌شود که در دماهای ۹۰۰-۷۰۰ درجه سانتی‌گراد (ناحیه دوفاز α/β) با افت شدید تنش و در دماهای ۱۱۰۰-۹۵۰ درجه سانتی‌گراد (ناحیه تکفاز β) با افت تدریجی تنش همراه است. علت وجود منطقه II در ناحیه تکفاز β ، وقوع فرایندهای ترمیم دینامیکی و برقراری تعادل بین کارسختی و بازیابی هنگام تغییر شکل است [۱۷]. در واقع حذف یا آرایش مجدد نابجایی‌ها^۱، تشکیل مرزهای فرعی و رشد دانه‌های فرعی یا به عبارت دیگر وقوع بازیابی



شکل ۴- نمودار تغییرات ازدیاد طول نسبی شمش ریختگی آلیاژ SP-700 با دما در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه

وقوع شکست نمونه در منطقه III می شود.

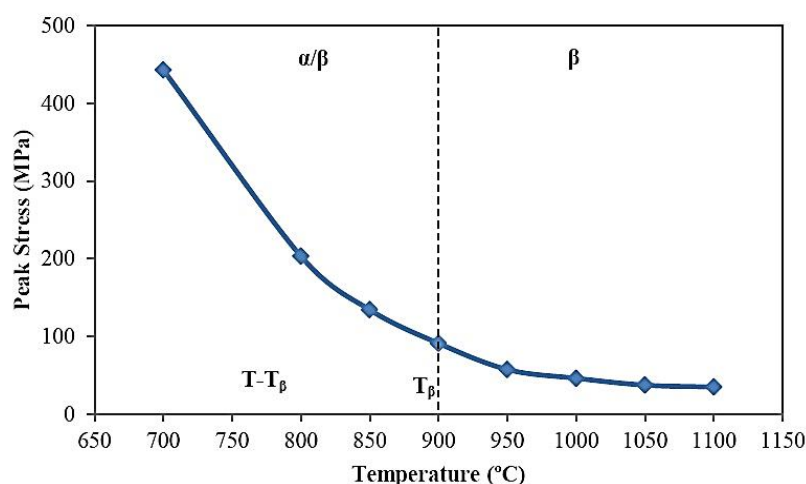
۲-۳- تغییرات ازدیاد طول نسبی

در شکل (۴) نمودار تغییرات ازدیاد طول نسبی آلیاژ SP-700 با دما در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود با افزایش دما، میزان ازدیاد طول نسبی آلیاژ افزایش یافته و در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد به بیشترین مقدار (۱۱۸ درصد) می رسد. از سوی دیگر ازدیاد طول نسبی نمونه های کشش گرم آلیاژ SP-700 در محدوده دمایی ۸۵۰-۹۰۰ درجه سانتی گراد دارای تغییرات شدید است که می تواند ناشی از حذف تدریجی فاز آلفا از زمینه در اثر وقوع استحاله فازی آلفا به بتا باشد. بررسی ریزساختار نمونه های آزمایش کشش گرم در بخش (۳-۴) به تعیین مکانیزم های تغییر شکل و مشخص شدن علت افزایش ازدیاد طول نسبی آلیاژ کمک بیشتری می کند.

۳-۳- تغییرات بیشینه استحکام کششی

شکل (۵) نمودار تغییرات بیشینه استحکام کششی شمش آلیاژ SP-700 را با دما نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود، شدت افت تنش پیک با دما در ناحیه تک فاز بسیار کمتر از ناحیه دوفاز α/β است. زیرا استحکام کششی آلیاژ SP-700 در

دینامیکی^{۱۱} (DRV) در منطقه II سبب رسیدن به سیلان حالت پایدار می شود [۱۸]. بنابراین وسعت منطقه II در دماهای ۹۵۰-۱۱۰۰ درجه سانتی گراد، به میزان وقوع ترمیم دینامیکی حین تغییر شکل بستگی دارد. به طوری که هرچه میزان وقوع بازیابی دینامیکی بیشتر باشد، وسعت منطقه II نیز افزایش می یابد. درحالی که اگر میزان وقوع ترمیم دینامیکی اندک باشد (ناحیه دوفاز α/β)، تنش سیلان با افت شدید همراه است. در نتیجه وسعت منطقه II کمتر بوده و منحنی تنش-کرنش زودتر وارد منطقه III می شود. زیرا وقوع ترمیم دینامیکی سبب افزایش میزان کارپذیری ماده می شود [۱۷]. بنابراین هرچه زودتر منحنی تنش-کرنش به منطقه III برسد، به معنی میزان کمتر وقوع ترمیم دینامیکی و قابلیت کمتر نمونه برای تغییر شکل است. بر این اساس می توان دریافت که وقوع ترمیم دینامیکی در دماهای ۹۵۰-۱۱۰۰ درجه سانتی گراد (ناحیه تک فاز) سبب افزایش میزان ازدیاد طول نسبی آلیاژ SP-700 شده است. درحالی که در دماهای ۷۰۰-۹۰۰ درجه سانتی گراد (ناحیه دوفاز)، میزان وقوع ترمیم دینامیکی و در نتیجه وسعت منطقه II کمتر بوده و آلیاژ ازدیاد طول نسبی کمتری دارد. در نهایت با اعمال کرنش بیشتر، قابلیت تحمل کرنش (تغییر شکل یکنواخت) توسط نمونه در منطقه II به پایان می رسد. در نتیجه آغاز تغییر شکل غیریکنواخت و گلوئی شدن، سبب



شکل ۵- تغییرات بیشینه استحکام کششی شمش ریختگی آلیاژ SP-700 با دمای تغییر شکل

آلفا حذف شده و ازدیاد طول نسبی آلیاژ افزایش می‌یابد. لازم به ذکر است که به دلیل اینکه نمونه‌های کشش گرم پس از شکست بلافاصله در آب سرد شده‌اند، در دماهای بالاتر ($T > 900$ درجه سانتی‌گراد)، فاز مارتنزیت در زمینه بتا تشکیل شده است. از سوی دیگر همان‌طور که انتظار می‌رود (دمای استحاله آلیاژ حدود 930 درجه سانتی‌گراد به دست آمده بود) در دماهای بالاتر از 950 درجه سانتی‌گراد (شکل ۷)، فاز آلفا به‌طور کامل حذف شده و با افزایش دما تا 1000 درجه سانتی‌گراد، ازدیاد طول نسبی آلیاژ افزایش قابل توجهی داشته و میزان ازدیاد طول نسبی به 118 درصد می‌رسد. اما با افزایش بیشتر دما تا 1050 و 1100 درجه سانتی‌گراد، ازدیاد طول نسبی آلیاژ اندکی کاهش می‌یابد و میزان ازدیاد طول نسبی تا 96 درصد می‌رسد.

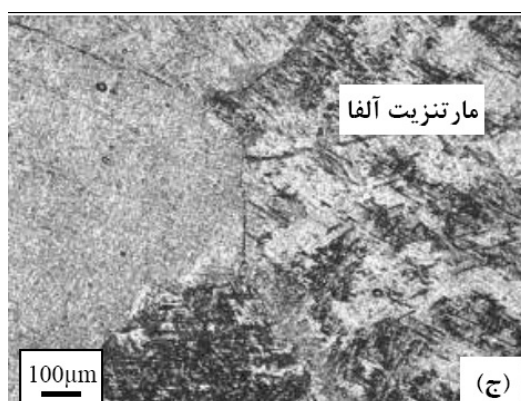
لازم به ذکر است که در ریزساختار نمونه‌های کشش گرم آلیاژ SP-700 در دماهای بالاتر از 950 درجه سانتی‌گراد (شکل ۷)، دندانه‌دار شدن^{۱۳} مرزخانه‌ها مشاهده می‌شود که بیانگر وقوع بازیابی دینامیکی است [۱۷]. موارد مشابه نیز قبلاً در مورد آلیاژ تیتانیوم بتای Ti-13V-11Cr-3Al [۲۱] و آلیاژ تیتانیوم شبه‌آلفای IMI834 [۲۲] گزارش شده است.

هامفریز و هادرلی [۱۷] معتقدند که حین تغییر شکل گرم، مرزخانه‌ها به دلیل وجود تنش در مرزهای فرعی و تغییر چگالی

ناحیه دوفاز وابسته به مورفولوژی و کسر حجمی فاز آلفا است. از سوی دیگر مورفولوژی و کسر حجمی فاز آلفا در آلیاژهای تیتانیوم در این محدوده دمایی (پایین‌تر از دمای استحاله آلیاژ) به شدت وابسته به دما ($T-T\beta$) است [۱۹]. درحالی که در ناحیه تک‌فاز بتا، عمدتاً رشد دانه‌های بتا و فعال شدن مکانیزم نفوذی، بر استحکام کششی آلیاژهای تیتانیوم تأثیرگذار است [۱۸]. از سوی دیگر، این امر با ماهیت فازهای آلفا و بتا و ساختار بلوری آنها نیز مرتبط است. در ساختار بلوری هگزاگونال فشرده (HCP) جمعاً 12 سیستم لغزش^{۱۲} وجود دارد. درحالی که ساختار بلوری مکعبی مرکز پر (BCC)، 24 سیستم لغزش فعال دارد. در نتیجه مکانیزم تغییر شکل در فاز آلفا با ساختار بلوری HCP متفاوت از فاز بتا با ساختار بلوری BCC است [۲۰]. لذا شیب تغییرات تنش پیک با دما در ناحیه دوفاز بیشتر از ناحیه تک‌فاز است.

۳-۴- ریزساختار نمونه‌های کشش گرم

شکل‌های (۶) و (۷) ریزساختار طول سنج (با کرنش تقریبی $0/5$) نمونه‌های کشش گرم آلیاژ SP-700 را به ترتیب در مناطق دوفاز و تک‌فاز نشان می‌دهند. همان‌طور که در شکل (۶) مشاهده می‌شود با افزایش دما از 700 تا 900 درجه سانتی‌گراد به دلیل نزدیک شدن به دمای استحاله آلیاژ، به تدریج رسوبات فاز



شکل ۶- ریزساختار نمونه‌های کشش گرم (با کرنش تقریبی ۵/۰٪) آلیاژ SP-700 در دماهای: (الف) ۷۰۰، (ب) ۸۰۰ و (ج) ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد

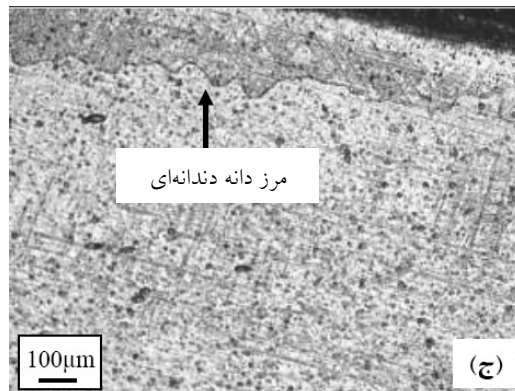
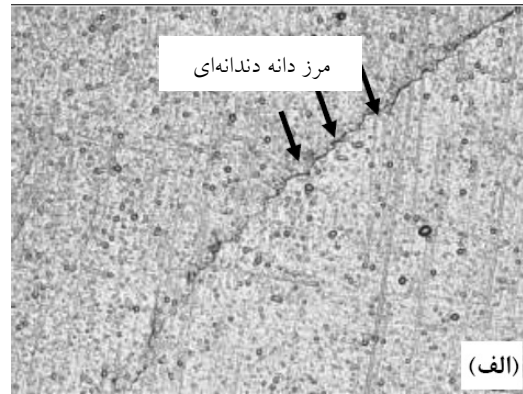
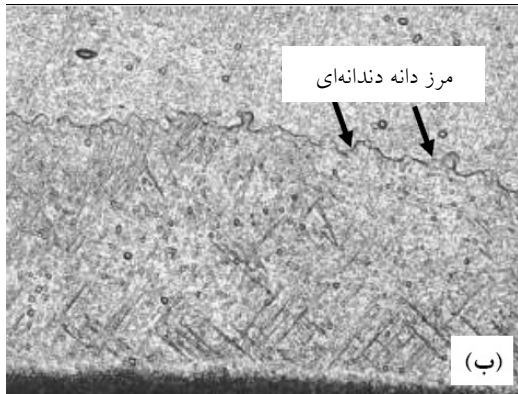
درجه سانتی‌گراد به تدریج ازدیاد طول نسبی آلیاژ افزایش می‌یابد و پس از آن به دلیل رشد دانه‌های بتا با افت میزان ازدیاد طول نسبی مواجه شدند. آنها نیز علت ازدیاد طول نسبی خوب آلیاژ Ti-10V-2Fe-3Al را در منطقه تک‌فاز بتا به وقوع بازیابی دینامیکی حین تغییر شکل گرم نسبت داده‌اند.

تشکیل مرزدانه‌های فرعی حین تغییر شکل، دانه‌های درشت اولیه را به دانه‌های فرعی کوچک تقسیم می‌کنند. این مرزها معمولاً ترکیبی از دیواره‌های نابجایی^{۱۴} و شبکه‌های نابجایی^{۱۵} هستند [۲۴]. اما با وجود دندانه‌دار شدن مرزدانه‌ها در دماهای ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، میزان ازدیاد طول نسبی در مقایسه با دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد اندکی کاهش یافته و از ۱۱۸ درصد به ترتیب به ۹۸ و ۹۶ درصد رسیده است.

سوزوکی و همکاران، علت افت ازدیاد طول نسبی آلیاژ

نابجایی‌ها، به صورت موضعی مهاجرت می‌کنند. در نتیجه آنها دندانه‌دار می‌شوند، به طوری که طول موج این دندانه‌ها با اندازه دانه‌های فرعی موجود در ریزساختار مرتبط است. از این رو این دندانه‌دار شدن به عنوان یکی از ویژگی‌های بازیابی دینامیکی شناخته می‌شود و می‌توان دریافت که در این شرایط، وقوع بازیابی دینامیکی مکانیزم غالب ترمیم است. بنابراین علت اصلی افزایش ازدیاد طول نسبی زیاد آلیاژ SP-700 در دماهای ۱۱۰۰-۹۵۰ درجه سانتی‌گراد را می‌توان به دندانه‌دار شدن مرزدانه‌ها در ریزساختار نمونه کشش و در نتیجه وقوع بازیابی دینامیکی حین تغییر شکل گرم آلیاژ نسبت داد.

سوزوکی و همکاران [۲۳] با بررسی رفتار کشش گرم آلیاژ تیتانیوم شبه‌بتای Ti-10V-2Fe-3Al در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۶۰۰ درجه سانتی‌گراد مشاهده کردند که با افزایش دما تا ۱۰۰۰

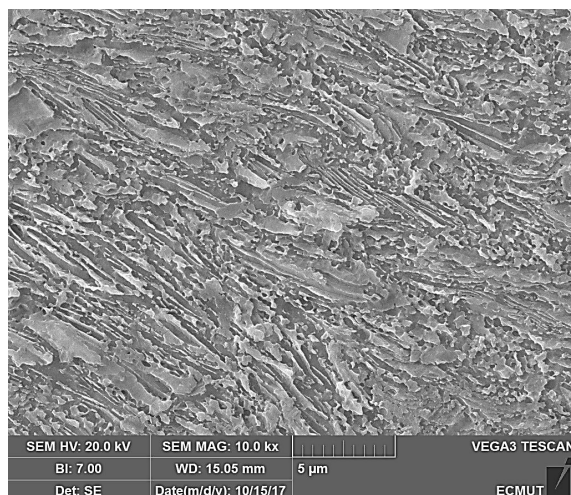
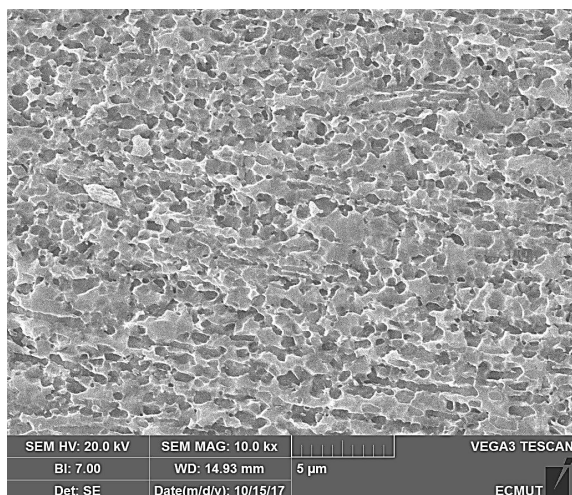


شکل ۷- ریزساختار نمونه‌های کشش گرم (با کرنش تقریبی ۰/۵) آلیاژ SP-700 در دماهای: الف) ۹۵۰، ب) ۱۰۰۰ و ج) ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد

خواهند بود.

در شکل (۸) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نوک شکست نمونه‌های کشش گرم آلیاژ SP-700 در دماهای ۷۰۰ و ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل (۸-الف) ملاحظه می‌شود، در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد رسوبات فاز آلفای لایه‌ای با ضخامت کمتر از یک میکرومتر تشکیل شده و در جهت کشش کشیده شده‌اند. در حالی که در دمای ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد، رسوبات کروی فاز آلفا با ابعاد حدود یک میکرون تشکیل شده است (شکل ۸-ب). این امر با اعمال کرنش قابل توجه در قسمت نوک شکست نمونه‌های کشش مرتبط است. زیرا در قسمت طول سنج که کرنش حدود ۰/۵ اندازه‌گیری شده است، رسوبات فاز آلفای لایه‌ای و کروی با ابعاد یک میکرون مشاهده

Ti-10V-2Fe-3Al در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد را به رشد دانه‌های بتا و تجمع کرنش در مرزدانه‌های α/β نسبت داده‌اند [۲۳ و ۲۵]. در این شرایط، اگر تغییر شکل کششی اعمال شود، تجمع کرنش در مرزدانه‌ها منجر به وقوع شکست مرزدانه‌ای در آلیاژ می‌شود. تجمع کرنش در مرزدانه‌ها به همراه رشد دانه‌های بتا مخرب‌تر خواهد شد. لازم به ذکر است که این نوع از تردی به نرخ کرنش وابسته نیست و میزان پیشرفت استحاله فازی آلفا به بتا در افت ازدیاد طول نسبی مؤثر است. اگرچه توقف استحاله آلفا به بتا تا حدی بر کاهش این نوع از تردی مؤثر است، اما برطرف شدن کامل آن غیرممکن است [۲۵]. اما در قسمت نوک شکست نمونه‌های کشش گرم، ریزساختار تحت تاثیر کرنش حقیقی حدود ۲/۳ قرار گرفته و به دلیل ریزدانه‌گی ریزساختار، دانه‌ها به‌سختی قابل مشاهده



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نوک شکست نمونه‌های کشش گرم آلیاژ SP-700 با نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه در دماهای: الف) ۷۰۰ و ب) ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد

۳- شدت افت تنش پیک با افزایش دما در ناحیه تک‌فاز بسیار کمتر از ناحیه دوفاز است. زیرا مورفولوژی و کسر حجمی فاز آلفا در ناحیه دوفاز به‌شدت وابسته به دما ($T-T_{\beta}$) است. ۴- منحنی‌های سیلان گرم آلیاژ SP-700 در محدوده دمایی تک‌فاز، به‌دلیل وقوع فرایندهای ترمیم دینامیکی و تعادل بین کارسختی و بازیابی دینامیکی دارای افت تدریجی تنش سیلان است. درحالی‌که در ناحیه دوفاز، دارای افت شدید تنش سیلان است.

۵- دنداندار شدن مرزدانه‌ها در دماهای بالاتر از ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد، به‌دلیل وقوع بازیابی دینامیکی (DRV) حین کشش گرم است.

۶- رشد دانه‌های بتا و تجمع کرنش در مرزدانه‌های α/β در محدوده دمایی ۱۰۵۰-۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد منجر به وقوع شکست مرزدانه‌ای و کاهش میزان ازدیاد طول نسبی آلیاژ شده است.

۷- در قسمت نوک شکست نمونه‌های کشش گرم، در اثر اعمال کرنش زیاد ($\epsilon=2/3$) رسوبات لایه‌ای و کروی فاز آلفا تشکیل شده است.

نمی‌شود. در نتیجه علت اصلی افزایش میزان ازدیاد طول نسبی آلیاژ با افزایش دما، تخریب مرزدانه‌ها و وقوع بازیابی دینامیکی است. درحالی‌که به‌نظر می‌رسد با افزایش دما در محدوده ۱۱۰۰-۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، رشد دانه‌های بتا و شکست مرزدانه‌ای باعث کاهش میزان ازدیاد طول نسبی شده است.

۴- نتیجه‌گیری

در این مقاله رفتار سیلان گرم و ازدیاد طول نسبی شمش ریختگی آلیاژ SP-700 با استفاده از آزمایش کشش گرم در نواحی دوفاز و تک‌فاز بررسی شده است. نتایج حاصل از بررسی خواص و ریزساختار نمونه‌ها پس از وقوع شکست نشان داد که:

۱- بیشترین ازدیاد طول نسبی آلیاژ SP-700 (۱۱۸ درصد) با آزمایش کشش گرم در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه مشاهده شد.

۲- به‌دلیل وقوع استحاله فازی آلفا به بتا در محدوده دمایی ۹۰۰-۸۵۰ درجه سانتی‌گراد، ازدیاد طول نسبی آلیاژ دارای تغییرات شدید است.

1. nippon Kokan
2. superplastic (SP)
3. low cost
4. scanning electron microscope (SEM)
5. energy dispersive spectroscopy (EDS)
6. servo hydraulic
7. optical microscope (OM)
8. grain boundary alpha
9. acicular alpha
10. dislocation annihilation
11. dynamic recovery
12. slip system
13. serrated
14. dislocation walls
15. dislocation networks

مراجع

1. Tan, M. J., and Hassan, S. F., "High Temperature Deformation of Titanium SP-700", *Ti-2007 Science and Technology*, pp. 567-570, 2007.
2. Fukai, H., Ogawa, A., and Minakawa, K., Mechanical Properties of SP-700 Titanium Alloy at Room Temperature, *Ti-2003 Science and Technology*, pp. 1847-1854, 2003.
3. Boyer, R., Welsch, G., and Collings, E. W., *Materials Property Handbook: Titanium Alloys*, USA, ASM International, 1994.
4. Lin, Y. H., Wu, S. M., Kao, F. H., Wang, S. H., Yang, J. R., Yang, C. C., and Chiou, C. S., "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.
5. Sieniawski, J., and Motyka, M., "Superplasticity in Titanium Alloys", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 24, pp. 123-130, 2007.
6. Fanning, J. C., "Military Applications for β Titanium Alloys", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 14, pp. 686-690, 2005.
7. Moiseyev, V. N., *Titanium Alloys, Russian Aircraft and Aerospace Applications*, Taylor & Francis Group, 2006.
8. Sachdev, A. K., Kulkarni, K., Fang, Z. Z., Yang, R., and Girshov V., "Titanium for Automotive Applications: Challenges and Opportunities in Materials and Processing", *Journal of the Minerals Metals and Materials Society*, Vol. 64, pp. 553-565, 2012.
9. Ogawa, A., Niikura, M., Ouchi, C., Minikawa, K., and Yamada, M., "Development and Applications of Titanium Alloy SP-700 with High Formability", *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 24, pp. 17-26, 1996.
10. Zhu, L. W., Wang, X. N., Fei, Y., Li, J., Zhu, Z. S., "Characterization of Hot Deformation Behavior of Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe Titanium Alloy", *Materials Science Forum*, Vol. 849, pp. 309-316, 2016.
11. Fukai, H., Ogawa, A., Minakawa, K., Sato, H., and Tsuzuku, T., "Hot Forming Characteristics of SP-700 Titanium Alloy", *Ti-2003 Science and Technology*, pp. 635-642, 2003.
12. Wanjara, P., Jahazi, M., Monajati, H., Yue, S., and Immerigeon, J. P., "Hot Working Behavior of Near- α Alloy IMI834", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 396, pp. 50-60, 2005.
13. AMS 4899C, Titanium Alloy, Sheet, Strip, and Plate Ti-4.5Al-3V-2Fe-2Mo Annealed, 2011.
14. AMS 4964C, Titanium Alloy Bars, Wire, Forgings, and Rings Ti-4.5Al-3V-2Fe-2Mo Annealed, 2011.
15. ASTM E21: Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials, 2011.
16. Jonas, J. J., Aranas, C., Fall, A., and Jahazi, M., "Transformation Softening in Three Titanium Alloys", *Materials and Design*, Vol. 113, pp. 305-310, 2017.
17. Humphreys, F. J., and Hatherly, M., *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Elsevier Publication., 2nd ed., New York, pp. 534-607, 2004.
18. Weiss, I., and Semiatin, S. L., "Thermomechanical Processing of Beta Titanium Alloys - an Overview", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 243, pp.46-65, 1998.
19. Zhou, Y. G., Zeng, W. D., and Yu, H. Q., "An Investigation of a New Near Beta Forging Process for Titanium Alloys and Its Application in Aviation Components", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 393, pp. 204-212, 2005.
20. Lutjering, G., and Williams, J. C., *Titanium-Engineering Materials and Processes*, Springer, New York, 2007.
21. Sheikhal, A. H., Morakkabati, M., Abbasi, S. M., and Rezaei, A., "Superplasticity of Coarse-grained Ti-13V-11Cr-3Al Alloy", *International Journal of Materials Research*, Vol. 104, pp. 1122-1127, 2013.
22. Ghavam, M. H., Morakabati, M., Abbasi, S. M., and Badri, H., "Flow Behavior Modeling of IMI834 Titanium Alloy During Hot Tensile Deformation", *Transactions Nonferrous Metals Society China*, Vol. 25, pp. 748-758, 2015.
23. Suzuki, H. G., Takakura, E., and Eylon, D., "Hot Strength and Hot Ductility of Titanium Alloys-a Challenge for Continuous Casting Process", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 263, pp. 230-236, 1999.

24. Lin, D., and Sun, F., "Superplasticity in a Large-Grained TiAl Alloy", *Intermetallics*, Vol. 12, pp. 875-883, 2004.
25. Suzuki, H. G., and Eylon, D., "Hot Ductility of

Titanium Alloy: a Challenge for Continuous Casting Process", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 243, pp. 126-133, 1998.