



بررسی رفتار سیلان و مکانیزم اصلاح ساختار ATI425 با ریزساختار اولیه مارتنزیتی در ناحیه دوفازی β/α و تک فازی β

رشید مهدوی¹، اسماعیل عمادالدین^{2*}، سید مهدی عباسی³

1- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد، دانشگاه سمنان، سمنان

2- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه سمنان، سمنان

3- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

* سمنان، کد پستی 19111-35131، emadoddin@semnan.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

در پژوهش حاضر رفتار تغییرشکل گرم و اصلاح ریزساختار آلیاژ ATI425 با ریزساختار اولیه مارتنزیتی در ناحیه دوفازی α/β و تک فازی β طی آزمون فشار گرم در دماهای 700-1100°C و نرخ کرنشهای 10^{-1} تا 10^{-3} s⁻¹ بررسی شد. منحنی سیلان آلیاژ در ناحیه دوفازی α/β و تک فازی β نشان داد که نرم شوندگی سیلان آلیاژ ناشی از کروی شدن صفحات α و بازبایی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی به ترتیب در ناحیه دوفازی α/β و تک فازی β است. در ناحیه دوفازی α/β در دماها و نرخهای کرنش پایین تقسیم صفحات α و پدیده نفوذ، عامل اصلی کروی شدن صفحات α و مکانیزم اصلاح ساختار است. آنالیز سینتیکی آلیاژ پس از حذف تأثیر گرمای تغییرشکل و اصطکاک محاسبه شد. انرژی اکتیواسیون برای آلیاژهای ATI425 403/226 و 201/038 kJ/mol به ترتیب در ناحیه دوفازی α/β و تک فازی β محاسبه شد. ارتباط خطی بین پارامتر زنهولمان و تنش نشان می‌دهد که تنش سیلان روند پیش بینی شده‌ای از معادله بنیادی را دنبال می‌کند. نقشه فرایند استخراج شده در کرنش 0/5 سه ناحیه با ضریب اتلاف توان شامل بیش از 40 درصد با حداکثر کارپذیری، بین 30-40 درصد با کارپذیری متوسط و کمتر از 30 درصد ناحیه با کارپذیری کم یا ناحیه ناپایداری را نشان داد.

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 12 شهریور 1400
داوری اولیه: 28 مهر 1400
پذیرش: 16 آبان 1400

کلیدواژه‌ها:

آلیاژ ATI425
ساختار مارتنزیتی
بازبایی دینامیکی
تبلور مجدد دینامیکی
تقسیم صفحات α

Investigation of flow behavior and microstructure modification of ATI425 alloy with initial martensite microstructure in α/β phase and β single phase

Rashid Mahdavi¹, Esmail Emadoddin^{1*}, Seyed Mahdi Abbasi²

1- Department of Metallurgy and Materials Science, University of Semnan, Iran

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

* P.O.B. 35131-19111 Semnan, Iran, emadoddin@semnan.ac.ir

Article Information

Original Research Paper
Received: 3 September 2021
First Decision: 20 October 2021
Accepted: 7 November 2021

Keywords:

ATI425 alloy
Martensite microstructure
Dynamic Recovery
Dynamic recrystallization
Splitting of the alpha plates

Abstract

Hot deformation behavior and microstructure evaluation of ATI425 alloy with initial martensite microstructure in single-phase and two-phase region in the temperature range of 700-1100°C and strain rate of 0.001-1s⁻¹ were investigated. The flow curves of the alloy in the α/β region and β -single phase showed that the flow softening of the alloy is the result of spheridization of alpha plates and dynamic recovery and dynamic recrystallization in the α/β phase and β single phase, respectively. In the α/β phase region at low temperatures and low strain rates, the splitting of the alpha plates and the penetration phenomenon are the main causes of alpha plate sphericity and the structure modification mechanism. Kinetic analysis of the alloy was calculated after removing the effect of adiabatic heat and friction. The activation energies for the ATI425 alloy were calculated to be 403.226 kJ/mol and 201.038 kJ/mol in the α/β and β regions, respectively. The linear relationship between the Zener-Holman parameter and the stress indicates that the flow stress follows the predicted trend of the equation. The process map extracted at 0.5 strain showed that the three zones, instability, safe zone and peak zone with power dissipation efficiency 0-0.30%, 30-40% and above 40%.

1- مقدمه

این آلیاژ در صنایع مختلف نظیر صنایع نظامی و زرهی کاربرد گسترده‌ای دارد. آلیاژ ATI425 در مقایسه با آلیاژ Ti6Al4V با داشتن خواص استحکامی برابر، دارای خواص کارپذیری و ازدیاد طول به مراتب بهتری می‌باشد. برابان [1] داکتیلیتی و کارپذیری عالی آلیاژ TI425 را به نسبت الکترون/اتم و نسبت c/a

آلیاژ تیتانیوم ATI425 با ترکیب اسمی Ti-4Al-2.5V-1.5Fe-0.25O یکی از آلیاژهای دوفازی جدید تیتانیوم تقسیم‌بندی می‌شود که دارای فرآیند تولید کم هزینه با خواص مکانیکی قابل مقایسه با آلیاژ Ti6Al4V می‌باشد. با داشتن خواص منحصربفرد،

Please cite this article using:

R. Mahdavi, E. Emadoddin, S. M. Abbasi, Investigation of flow behavior and microstructure modification of ATI425 alloy with initial martensite microstructure in α/β phase and β single phase, Iranian Journal of Manufacturing Engineering, Vol. 8, No. 9, pp. 1- 13, 2021 (in Persian)

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

محدوده بتا در آلیاژ شبه آلفای Ti600 رخ داده است. دمای تغییر شکل نیز به طور قابل ملاحظه‌ای در محدوده بتا تکامل ریزساختار را تحت تأثیر قرار می‌دهد. چنانچه مشخص است، برای دماهای پایین و در محدوده فاز بتا، تبلور مجدد دینامیکی به سختی اتفاق می‌افتد. با افزایش دمای تغییر شکل، تبلور مجدد دینامیکی شدت می‌یابد. با این حال، میزان تبلور مجدد دینامیکی با درجه حرارت افزایش می‌یابد. با افزایش دما تبلور مجدد دینامیکی ضعیف‌تر شده در حالی که بازیابی دینامیکی با قدرت بیشتری اتفاق می‌افتد [10].

تکامل ریزساختار به طور قابل ملاحظه‌ای تحت تأثیر میزان کرنش طی کارگرم در محدوده بتا است. دانه‌های تبلور مجدد را تا زمانی که کرنش به یک میزان مشخص نرسد نمی‌توان مشاهده کرد. کسر دانه‌های تبلور مجدد به شدت با افزایش میزان کرنش رشد می‌کند. وانجارا و همکاران [11] گزارش دادند که درصد تبلور مجدد از 2/3 تا 50 درصد در نرخ کرنش $0/1 \text{ s}^{-1}$ و در دمای 1050C افزایش یافته است، زمانیکه کرنش از 0/2 به 1/2 افزایش یافته است.

هدف اصلی این تحقیق تأثیر پارامترهای تغییر شکل روی اصلاح ساختار آلیاژ است. مطابق با نتایج آزمون فشار گرم معادلات بنیادی، منحنی‌های سیلان در ناحیه تک فازی بتا و دوفازی α/β و همچنین نقشه فرایند⁶ آلیاژ استخراج شدند. مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی با استفاده از مشاهدات میکروسکوپی (میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی) بررسی و نهایتاً پارامترهای بهینه اصلاح ساختار بدست آمدند.

2- مواد و روش آزمون

با توجه به ترکیب اسمی آلیاژ AT1425 ابتدا بریکت‌هایی از آلیاژ ساخته شده و سپس پرس شدند. در ادامه، بریکت‌های ساخته شده با فرایند جوشکاری بهم وصل شده و یک الکتروود را تشکیل دادند. الکتروود تولید شده توسط کوره قوس تحت خلا⁷، 2 بار ذوب شدند. ظرفیت کوره 20 کیلوگرم و خلاء آن 10^{-3} mbar می‌باشد. در نهایت شمش کامل با ارتفاع 150mm و قطر 90mm تولید شد. ترکیب شیمیایی شمش تولید شده با استفاده از کوانتومتری مدل BELEC تعیین شده است. همچنین میزان گازهای هیدروژن، اکسیژن و نیتروژن آلیاژ با استفاده از روش آنالیز دستگاه Leco-Tech انجام شد. مطابق با نتایج آنالیز شیمیایی جدول 1 مشخص شده که ترکیب شیمیایی در

در این آلیاژ ارتباط داد. البته این آلیاژ دارای خواص سطحی نسبتاً پایینی است که با استفاده از روش‌های متداول استحکام دهی سطحی می‌تواند بهبود یابد [2، 3].

تغییر شکل گرم آلیاژهای تیتانیوم دوفازی در محدوده تک فازی بتا و دوفازی α/β موجب تغییراتی در ریزساختار می‌شود که منجر به اصلاح ساختار خواهد شد. مکانیزم اصلاح ساختار قویاً وابسته به مورفولوژی اولیه فازهای آلفا و بتا و پارامترهای تغییر شکل شامل دما، کرنش و نرخ کرنش می‌باشد. تحقیقات زیادی روی مدل‌سازی و معادلات پیش‌بینی سینتیک کروی شدن آلیاژهای دوفازی α/β و همچنین مکانیزم‌های اصلاح ساختار گزارش شده است. ژانگ و همکاران [4] مکانیزم اصلاح ساختار در آلیاژ تیتانیوم با ریزساختار اولیه مارتنزیتی را انباشت نابجایی¹ در بعضی از دانه‌های آلفا و تشکیل دانه‌های فوق ریزدانه ریزدانه از طریق تقسیم و یا تکه شدن دانه‌های اصلی می‌دانند. ویس و همکاران [5] دو مرحله را در فرایند اصلاح ساختار عنوان کردند. هم مرز با زاویه کم² و هم مرز با زاویه زیاد³ توسط بازیابی دینامیکی⁴ و یا تنش برشی شکل گرفته در عرض صفحات، بوجود می‌آیند، سپس پدیده نفوذ سبب کامل شدن فرایند تکه تکه شدن در امتداد این مرزها می‌شود.

وقوع تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژهای دوفازی α/β در حین تغییر شکل گرم در ناحیه دوفازی α/β امری بدیهی است. شل و سمیاتین [6] اولین نشانه‌های تبلور مجدد دینامیکی را در مرزهای دانه بتای اولیه و در نزدیکی کلنی‌های آلفا مربوط می‌دانند. تبلور مجدد دینامیکی در این دو ناحیه احتمالاً به دلیل کرنش‌های موضعی بالاتر و یا افزایش تنش ناشی از ناسازگاری تغییر شکل بین مرز دانه و فاز آلفا می‌باشد.

در ناحیه تک فازی بتا مکانیزم اصلاح ساختار متفاوت از ناحیه دو فازی است. بازیابی دینامیکی یک مکانیزم نرم کننده مهم تغییر شکل در محدوده دمای بتا است. دانه‌های اولیه بتا در صفحه عمود بر جهت محوری اعمال نیرو کشیده می‌شوند، و ساختار سه بعدی ناشی از بازیابی دینامیکی قوی در محدوده کارگرم بتا را شکل می‌دهند. تبلور مجدد⁵ دانه‌های بتا اغلب در مرزدانه‌های بتای اولیه دیده می‌شود [7]. وانگ و همکاران [8] دریافتند که بازیابی دینامیکی مکانیزم اصلاح ریزساختار در آلیاژ تیتانیوم بتا Ti53311S است. هان و همکاران [9] همچنین تأیید کردند که بازیابی دینامیکی در دانه‌های بتا، طی کارگرم و در

¹ Pill-up

² Low angle grain boundary

³ High angle grain boundary

⁴ Dynamic Recovery

⁵ Recrystallization

⁶ Processing map

⁷ Vacuum Arc Remelting

است. چنانچه مشاهده می‌شود، ریزساختار شامل مارتنزیت کشیده شده¹ و کسر حجمی بالایی از مارتنزیتی سوزنی² است که بطور عمده در درون دانه‌های بتای اولیه و مرزدانه‌ها توزیع شده‌اند. صفحات آلفای کشیده شده بهم نزدیک و انباشته شده هستند درحالیکه آلفای سوزنی دارای بتای بیشتری در داخل‌شان بوده و بطور تصادفی قرار گرفته‌اند [12]. دانه بتای اولیه دارای اندازه مختلف از 300-1200 μm می‌باشند. مارتنزیت کشیده شده را می‌توان در آلیاژهای تیتانیوم خالص و آلیاژهای تیتانیومی که دمای استحاله مارتنزیتی بالایی دارند مشاهده کرد. مارتنزیت سوزنی برای آلیاژهایی با درصد عناصر محلول بیشتر مشاهده شده و دمای استحاله مارتنزیتی پایین‌تری دارند [13].

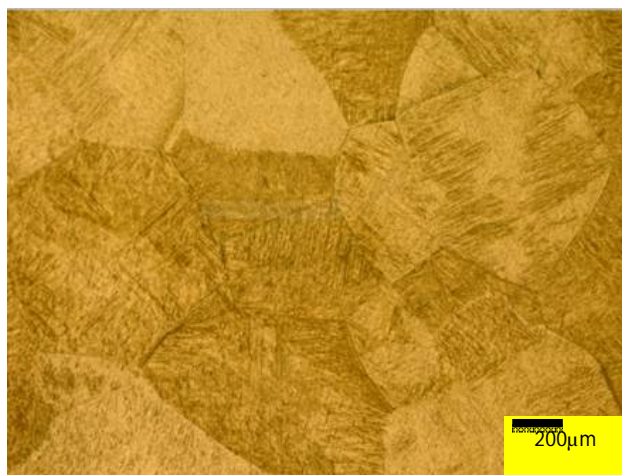


Fig. 1 Initial microstructure of ATI425 alloy

شکل 1 ریزساختار اولیه آلیاژ ATI425

3-1- رفتار سیلان

شکل 2 منحنی‌های سیلان آلیاژ ATI425 را در ناحیه دوفازی در دماهای 700-900 $^{\circ}\text{C}$ و محدوده نرخ کرنش 1s^{-1} -0/001 نشان می‌دهد. در تمام منحنی‌ها، رفتار کرنش سختی بوضوح مشاهده می‌شود. این پدیده به نرخ کارسختی بالا به علت تولید و تکثیر سریع نابجایی‌ها نسبت داده می‌شود. در مرحله اولیه تغییر شکل مکانیزم‌های تغییر شکل ناشی از لغزش نابجایی منجر به افزایش سریع دانسیته نابجایی‌ها با افزایش در تغییر شکل پلاستیک می‌شوند [14] در دماهای 700 $^{\circ}\text{C}$ و 800 $^{\circ}\text{C}$ شکل‌های 2- الف و ب برای تمامی نرخ‌های کرنش افت تنش سیلان پس از کرنش حدود 0/06 اتفاق افتاده است. این میزان افت سیلان

محدوده ترکیب شیمیایی آلیاژ مطابق با استاندارد AMS 6946 می‌باشد. دمای استحاله بتای (T β) آلیاژ مطالعه شده مطابق با روش متالوگرافی، $945\pm 5^{\circ}\text{C}$ تعیین شد.

Fig. 1 Chemical composition of ATI425 alloy (wt%)

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلیاژ ATI425 (درصد وزنی)		Ti	C	Al	V	Fe	O	H	N
AMS 6946	Base		Max 0/08	3/5-4/5	2-3	1/2-1/80/2-0/3		Max 0/015	Max 0/03
	نمونه	Base	0/01	3/75	2/53	1/76	0/24	0/0029	0/01

به‌منظور دست یابی به شمش با ساختاری همگن، شمش در دمای 1150 $^{\circ}\text{C}$ به مدت 4 ساعت همگن‌سازی شد. پس از آن در دمای 1100 $^{\circ}\text{C}$ نورد گرم شد. در مرحله اول نورد گرم ضخامت نهایی شمش به 50mm رسید. نورد ثانویه در دمای 900 $^{\circ}\text{C}$ انجام و سریعاً در آب کوئنچ شد. ضخامت نهایی در مرحله نورد ثانویه 20mm رسید. قطر غلطک نورد 40cm و سرعت آن 2rpm می‌باشد. بمنظور دست یابی به ریزساختار مارتنزیتی، نمونه تحویلی تحت عملیات حرارتی در دمای 1100 $^{\circ}\text{C}$ به مدت 2 ساعت و کوئنچ در آب قرار گرفت.

در گام بعدی آزمون فشار، نمونه‌ها مطابق با استاندارد ASTM E9 انجام شد. ارتفاع نمونه فشار 15mm و قطر آن 10mm انتخاب گردید. آزمون فشار در محدوده تک فازی بتا (دمای 970-1100 $^{\circ}\text{C}$) و محدوده دوفازی α/β (دمای 900-700) و نرخ‌های کرنش 1s^{-1} -0/001 در کرنش حقیقی 0/5 با استفاده از دستگاه Instron 8502 انجام شد. سطح نمونه‌ها و سطح قالب بمنظور کاهش تأثیر اصطکاک با استفاده از گرافیت روانکاری شدند. برای هم دما شدن، نمونه‌ها به مدت 10 دقیقه در محفظه آزمون فشار نگهداری شدند. بعد از اتمام آزمون فشار نمونه‌ها فوراً در آب، سرد شدند. برای بررسی ریزساختاری، نمونه‌ها با استفاده از روش متداول متالوگرافی آماده‌سازی شدند. سطح نمونه‌ها با سنباده‌های مختلف سنباده زنی شده و سپس با استفاده از پولیش مکانیکی و محلول آلومینا پولیش کاری شده و نهایتاً توسط محلول 2.5ml HNO₃+1ml HF+25ml H₂O اچ شدند. ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus B95 و میکروسکوپ الکترونی (WEGA3 TESCAN) بررسی شد.

3- نتایج و بحث

ریزساختار اولیه آلیاژ پس از عملیات آنیل در شکل 1 ارائه شده

1 Massive martensite
2 Acicular martensite

دوفازی α/β می‌توان فرض کرد این کارنرمی از منابع متعددی ناشی شده باشد.

چاوو و همکاران [15] این رفتار را در آلیاژهای تیتانیوم دوفازی، ناشی از گرمای تغییرشکل/آدیاباتیک، تغییر ریزساختاری/استحاله فاز و یا میکروترک/ناپایداری سیلان در طول فشار گرم می‌دانند. میزان نرم شوندگی سیلان در نرخ‌های کرنش بالاتر و در دماهای تغییرشکل پایین‌تر بیشتر است. دلیل آن به گرمای آدیاباتیک در طول تغییرشکل گرم و متعاقب آن تغییرشکل پلاستیک غیریکنواخت (یعنی تشکیل باند برشی) در نمونه‌های تغییرشکل یافته در دمای پایین و نرخ کرنش بالا مربوط می‌شود.

در دمای 900°C و در نرخ کرنش 1 s^{-1} شکل 2- ج پس از کرنش 0/04 تنش سیلان به حالت پایدار رسیده است. اما در نرخ‌های کرنش کمتر از 1 s^{-1} پس از رسیدن تنش، به تنش پیک به حالت پایدار رسیده است. در نرخ کرنش‌های پایین و دمای بالا منحنی تمایل به رسیدن به حالت پایدار پس از تنش پیک دارند در چنین منحنی‌هایی پیشنهاد شده که تأثیر کارسختی توسط مکانیزم‌های نرم شوندگی نظیر بازیابی دینامیکی، تبلور مجدد دینامیکی و سوپرپلاستیسیته به تعادل می‌رسد [16] یا به عبارت دیگر مکانیزم نرم شوندگی برای متعادل کردن کارسختی کافی است. مشاهده شده که دما و نرخ کرنش تأثیر قابل توجهی روی تنش سیلان دارند. تنش پیک با افزایش دمای تغییرشکل و کاهش نرخ کرنش کاهش می‌یابد چونکه دمای بالاتر تغییرشکل و نرخ کرنش پایین‌تر زمان بیشتری را برای ذخیره انرژی بیشتر برای ازبین بردن نابجایی‌ها و تحرک مرز بیشتر را برای تبلور مجدد دینامیکی فراهم می‌کند [16]

منحنی سیلان آلیاژ ATI425 در ناحیه تک فاز بتا در دماهای $1100-970^{\circ}\text{C}$ و محدوده نرخ‌های کرنش $1-0/001\text{ s}^{-1}$ در شکل 3 ارائه شده است. در تمام نرخ‌های کرنش تنش سیلان سریعاً افزایش یافته و به یک پیک تنش رسیده است. پس از رسیدن تنش سیلان به مقدار پیک حالت پایدار تنش اتفاق افتاده است.

در این حالت نرخ کرنش سختی ناشی از افزایش چگالی نابجایی‌ها با نرخ کارنرمی ناشی از وقوع بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی برابری کرده و تنش سیلان در حالت پایدار باقی می‌ماند.

در این محدوده از تغییرشکل، آلیاژ علت پایداری تنش سیلان پس از رسیدن به یک پیک ناشی از کسر حجمی بیشتر فاز بتا با ساختار کریستالی bcc در دماهای بالاتر است که باعث

در نرخ کرنش 1 s^{-1} قابل توجه و در نرخ کرنش‌های پایین‌تر کمتر است.

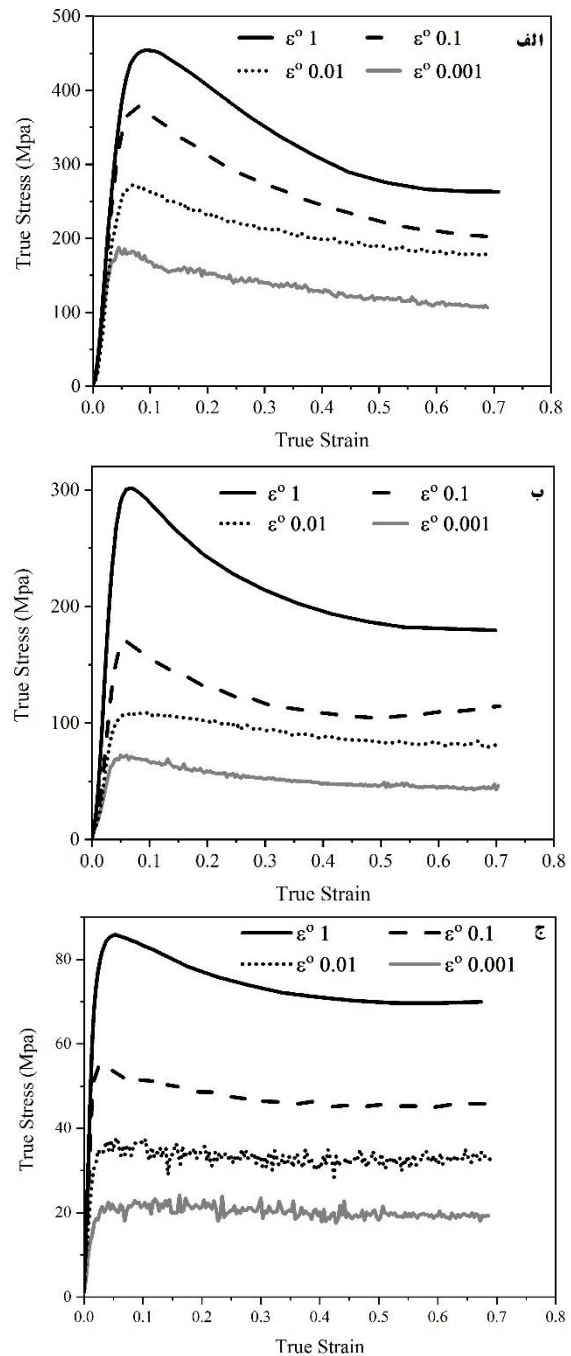


Fig. 2 flow stress curves of ATI425 alloy at different strain rates and a) 700°C b) 800°C c) 900°C

شکل 2 منحنی‌های تنش سیلان آلیاژ ATI425 در نرخ‌های کرنش مختلف (الف) دمای 700°C (ب) 800°C (ج) 900°C

زمانی که تغییرشکل در دمای پایین و نرخ کرنش بالا اتفاق می‌افتد پدیده نرم شوندگی سیلان با افت تنش سیلان پس از یک پیک تنش خود را نشان می‌دهد. به منظور توجیه افت سیلان مشاهده شده در آلیاژ طی آزمایش فشار گرم در ناحیه

تبلور مجدد می‌گردد [14، 17]. بنابراین مکانیزم اصلی تغییرشکل آلیاژ ATI425 در ناحیه تک فازی بتا بازیابی دینامیکی است.

مقایسه منحنی‌های سیلان آلیاژ ATI425 در ناحیه تک فازی بتا و دو فازی آلفا/بتا نشان می‌دهد که:

یک اختلاف فاحش در منحنی سیلان آلیاژ در ناحیه دو فازی α/β و تک فاز β وجود دارد.

در دمای پایین استحاله بتا منحنی تنش سیلان یک افت تنش سیلان تیز را نشان داده و سپس به حالت پایدار در شرایط نرخ کرنش $0/01s^{-1}$ و $0/1s^{-1}$ رسیده است و یا کاهش تدریجی در نرخ کرنش $1 s^{-1}$ را در پی داشته است. درحالیکه تغییرشکل آلیاژ در ناحیه تک فازی بتا منحنی سیلان بعد از رسیدن به پیک تنش، بعد از کمی تغییرشکل بدون نشان دادن افت تسلیم به حالت پایدار می‌رسد.

وقوع پدیده پیک تنش اولیه می‌تواند به دلیل وجود مقدار کمی از فاز آلفا، منطقی باشد. فاز آلفا به عنوان یک فاز سخت نقش مهمی را در به گیرانداختن نابجایی‌ها عمل می‌کند. بنابراین تنش حقیقی سریعاً به دلیل تولید سریع نابجایی‌ها در مرحله اولیه تغییرشکل افزایش می‌یابد. به هر حال وقتی تنش افزایش می‌یابد نابجایی‌ها شروع به لغزش از مکان‌های گیر افتاده می‌کنند. متعاقباً تنش بصورت پیک کاهش می‌یابد. دلیل دیگر برای پیک سیلان اولیه پدیده تسلیم ناپیوسته تولید شده بوسیله تقابل بین اتم‌های محلول و نابجایی‌های متحرک است [18].

مشاهده منحنی‌های شکل‌های 2 و 3 نشان می‌دهد که تمایل به نرم شوندگی سیلان در دمای پایین‌تر و نرخ کرنش بیشتر مشهودتر است. دلیل این امر آن است که درجه حرارت پایین توانایی لغزش نابجایی و مهاجرت مرز را کاهش می‌دهد و نرخ کرنش زیاد باعث افزایش میزان تولید نابجایی و تعداد نابجایی‌های قفل شده می‌شود.

با افزایش دمای تغییرشکل، تنش سیلان کاهش می‌یابد در حالیکه با افزایش کرنش، تنش سیلان افزایش می‌یابد. دلیل این امر این است که با افزایش دمای تغییر شکل، انرژی سینتیک اتمی فلز و ارتعاش حرارتی اتمی نیز افزایش یافته و باعث می‌شود که فعالیت نابجایی‌ها و سیستم لغزش افزایش یابد. از طرف دیگر، بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی در دمای بالا، تنش‌های بحرانی را تا حدی کاهش می‌دهند. در حالی که با افزایش نرخ کرنش، زمان تغییر شکل کاهش یافته، تعداد و سرعت حرکت نابجایی افزایش می‌یابد که این امر باعث افزایش تراکم نابجایی و تنش برشی بحرانی می‌شود.

کاهش تنش سیلان شده و وقوع بازیابی دینامیکی معمول در این آلیاژ را نشان می‌دهد. در مواد با انرژی نقص چیدن بالا تبلور مجدد دینامیکی شدیداً تحت تأثیر بازیابی دینامیکی قرار می‌گیرد.

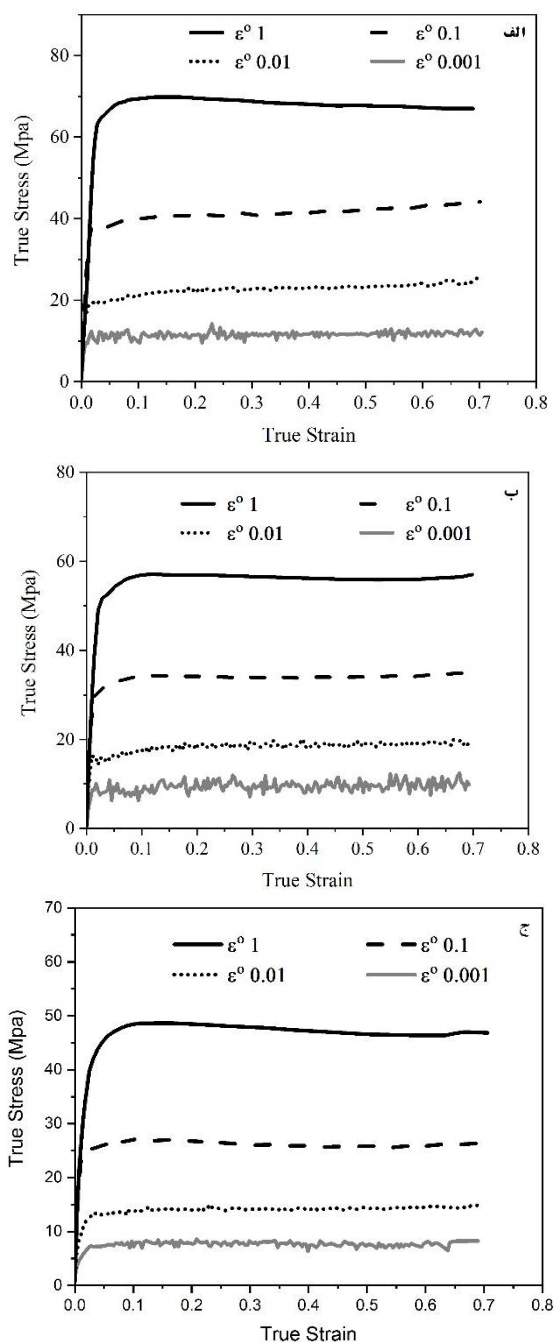


Fig. 3 flow stress curves of ATI425 alloy at different strain rates and a) 970°C b) 1020°C c) 1100°C

شکل 3 منحنی‌های تنش سیلان آلیاژ ATI425 در نرخ‌های کرنش مختلف و الف) دمای 970°C ب) 1020°C ج) 1100°C

بنابراین تحرک بیشتر نابجایی‌ها در این ناحیه و کاهش انرژی ذخیره شده باعث کاهش تمایل یا (نیروی محرکه) به

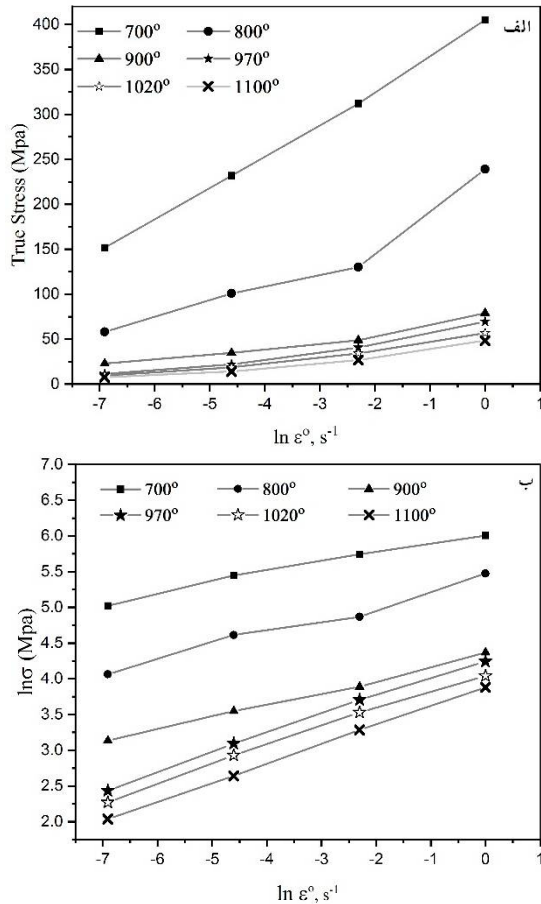


Fig. 4 Plot of (a) $\sigma - \ln(\dot{\epsilon}')$ (b) $\ln(\sigma) - \ln(\dot{\epsilon}')$.

شکل 4 الف) $\sigma - \ln(\dot{\epsilon}')$ و ب) $\ln(\sigma) - \ln(\dot{\epsilon}')$

پارامتر زنهولمان ارتباط بین نرخ کرنش و دما را در طول تغییرشکل گرم بیان می‌کند. با استفاده از نمودار شکل 6 که تغییرات پارامتر زنهولمان آلیاژ را نشان می‌دهد می‌توان مقادیر ثابت تنش n یا همان شیب منحنی $\ln Z - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ و همچنین $\ln A$ ثابت ماده یا همان عرض از مبدا در منحنی $\ln Z - \ln \sinh(\alpha\sigma)$ را بدست آورد.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

$$Z = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (9)$$

$$\ln Z = \ln A_3 + n [\ln \sinh(\alpha\sigma)] \quad (10)$$

Table 2 Values α , n , Q of ATI425 alloy

جدول 2 مقادیر α , n , Q آلیاژ ATI425					
Region	β	n_1	$\alpha = \beta/n_1$	n	Q (KJ/molK)
α/β	0/051	5/37	0/0098	3/71	403/226
β	0/14	3/77	0/037	2/77	201/038

با استفاده از مقادیر α , n , Q و جدول 2 و رابطه (3) مقدار تغییرات نرخ کرنش را بر حسب تنش می‌توان برای آلیاژ

2-3- آنالیز سینتیکی

پیش بینی رفتار تغییرشکل گرم آلیاژ ATI425 با استفاده از مدل آرنیوس ارائه شده است. وابستگی دما، نرخ کرنش و تنش سیلان در تغییرشکل داغ معمولاً با معادله نرخ سینتیک بیان می‌شود. قانون سینوس هایپربولیک می‌تواند در همه شرایط (تنش زیاد و کم) مورد استفاده قرار گیرد [19]. این معادله به صورت زیر بیان می‌شود:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (1) \text{ تنش کم}$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (2) \text{ تنش بالا}$$

$$\dot{\epsilon} = A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (3) \text{ تمام سطح تنش}$$

با استفاده از لگاریتم طرفین معادله (1) تا (3)، می‌توان این

مدل‌ها را بصورت معادلات (4) تا (6) نوشت

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma \quad (5)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_3 + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

جایی که $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، σ تنش سیلان، A ثابت ماده، Q انرژی اکتیواسیون تغییرشکل، R ثابت گازها، T دمای ترمودینامیکی بر حسب کلوین و n ثابت تنش می‌باشند. باید این نکته را در نظر داشت که معادله فقط تأثیر نرخ کرنش و دما روی تنش سیلان نشان می‌دهد. برای بدست آوردن ثابت ماده از داده‌های تنش-کرنش حاصل از آزمایش فشارگرم در شرایط مختلف ترمومکانیکی استفاده شده است. با استفاده از منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی شکل‌های 2 و 3 تنش پیک در نرخ کرنش 0/2 پس از اصلاح گرمای تغییر شکل و اصطکاک محاسبه و سپس منحنی $\sigma - \ln(\dot{\epsilon})$ (شکل‌های 4-الف و ب).

با استخراج شیب میانگین در نمودار شکل‌های 4-الف و ب به ترتیب مقادیر β و n_1 استخراج شده است. مقدار α از رابطه $\alpha = \beta/n_1$ بدست می‌آید. مقادیر β و n_1 و α در جدول 2 ارائه شده است.

پس از بدست آوردن مقدار α نمودارهای $\ln \sinh(\alpha\sigma) - \ln \dot{\epsilon}$ و $\ln \sinh(\alpha\sigma) - 1000/T$ در شکل 5 رسم شده‌اند.

مقدار انرژی اکتیواسیون از رابطه (7) و با استفاده از تعیین شیب در نمودارهای شکل‌های 5-الف و ب بدست می‌آید. مقدار انرژی اکتیواسیون آلیاژ ATI425 در ناحیه تک فازی بتا و ناحیه دوفازی آلفا/بتا در جدول 2 ارائه شده است.

$$Q = R \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\} T \left\{ \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\} \quad (7)$$

لازم به ذکر است که انرژی فعال‌سازی، اساساً نشان‌دهنده سهولت و یا عدم سهولت تغییر شکل گرم است. معمولاً هرچه مقدار Q کمتر باشد تغییر شکل با سهولت بیشتری انجام خواهد شد. انرژی اکتیواسیون Ti- α برابر با 169kJ/mol و Ti- β برابر با 153kJ/mol می‌باشد [20]. انرژی اکتیواسیون در ناحیه دوفازی بیشتر از انرژی اکتیواسیون خود نفوذی تیتانیوم آلفا و بتا است. بر همین اساس برخی محققان [21-23] تلاش نمودند که علت انرژی فعال‌سازی بالا را در آلیاژها دوفازی تیتانیوم به وقوع تبلمر مجدد دینامیک نسبت دهند بنابراین تبلمر مجدد دینامیکی متعارف می‌تواند مکانیزم غالب در ناحیه دوفازی آلفا/بتا باشد. تحقیقات جوناس و همکارانش [24]. نشان می‌دهد تغییرات Q می‌تواند ناشی از تفاوت تنش سیلان فاز سخت آلفا نسبت به فاز نرم بتا و وابستگی کسرحجمی فاز آلفا به دما باشد. همچنین برخی پژوهشگران [25]. شکستن لایه‌های آلفا و گلبولی شدن ساختار لایه‌ای را عامل انرژی فعال‌سازی بالا نسبت به انرژی خود نفوذی بیان نموده‌اند.

3-3- نقشه فرایند

نقشه فرایند یک روش مناسب به منظور طراحی سیکل‌های عملیات ترمومکانیکال برای کنترل تکامل ریز ساختار در طی فرایند تغییر شکل گرم است. شرایط تغییر شکل بهینه را می‌توان با نقشه فرایند تعیین کرد. نقشه فرایند را می‌توان با توجه به مدل دینامیکی مواد¹ ایجاد کرد. مدل دینامیکی مواد ابتدا توسط پاراساد و همکاران [26] ارائه شد. در حین کارگرم، کل توان جذب شده (P) توسط آلیاژ به دو بخش تقسیم می‌شود: انرژی مصرف شده توسط آلیاژ از طریق کارگرم (G) و (2) انرژی مصرف شده برای اصلاح ریزساختار (J) بنابراین انرژی ناخالص مطابق با معادله (13) محاسبه می‌شود:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (13)$$

حساسیت به نرخ کرنش (m) ضریب توزیع بین J و G در نظر گرفته می‌شود که به شرح زیر بیان می‌شود:

$$m = \frac{dJ}{dG} = \left[\frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(\ln \dot{\epsilon})} \right]_{T, \epsilon} \quad (14)$$

با در نظر گرفتن دما و کرنش مشخص، مقدار J را می‌توان طبق معادله (15) محاسبه کرد:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \xrightarrow{\sigma = K \dot{\epsilon}^m} J = J_r \quad (15)$$

رابطه بین انرژی مصرف شده از طریق اصلاح ریز ساختار و

ATI425 در ناحیه تک فازی بتا و دوفازی محاسبه کرد (روابط 11 و 12).

$$\dot{\epsilon} = 1.07 \times 10^{18} [\ln \sinh(0.0098\sigma)]^{3.71} \exp(-403226/RT) \quad (11)$$

$$\dot{\epsilon} = 2612229 [\ln \sinh(0.0377\sigma)]^{2.77} \exp(-201038/RT) \quad (12)$$

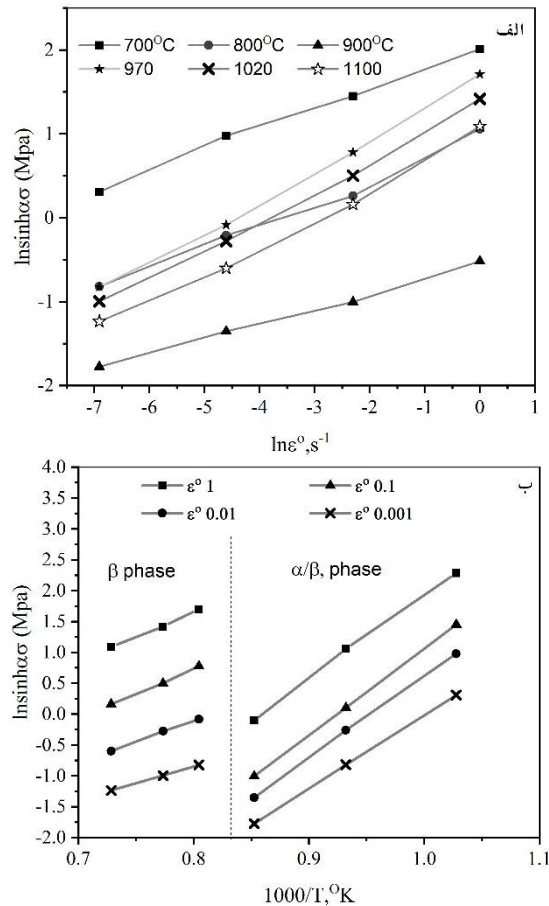


Fig. 5 a) The relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ and b) the relationship between $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$.

شکل 5 نسبت بین الف) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln \dot{\epsilon}$ و ب) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$

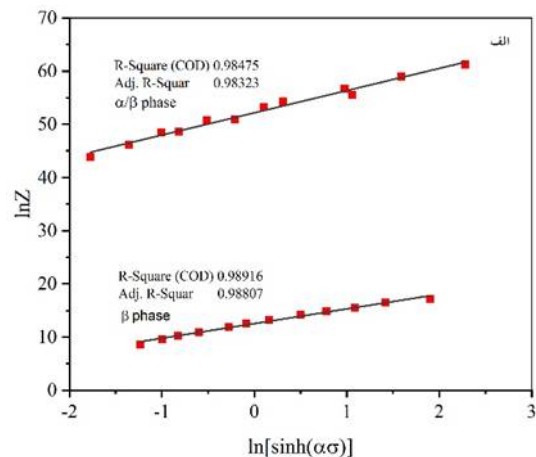


Fig. 6 Changes in the Zener-Holman parameter in terms of $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

شکل 6 تغییرات پارامتر زنر هولمان بر حسب $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

¹ Dynamic material model

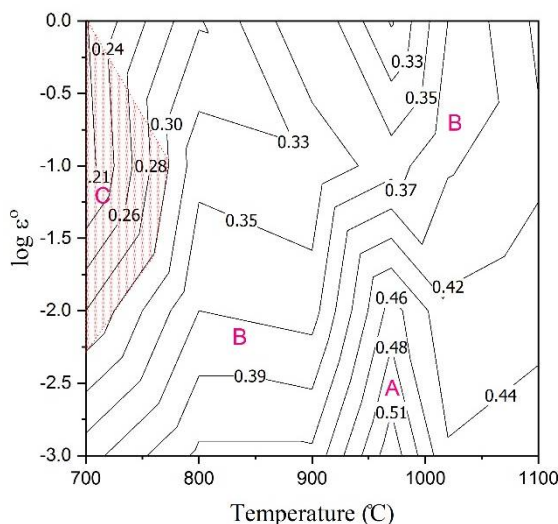


Fig. 7 processing map of ATI425 alloy at strain 0.5

شکل 7 نقشه فرایند آلیاژ ATI425 در کرنش 0.5

3-4- مکانیزم اصلاح ساختار

3-4-1- محدوده دوفازی α/β

در شکل 8 ریزساختار آلیاژ بعد از تغییر شکل در دمای 700°C و 800°C نشان داده شده است. ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته تغییرات مورفولوژی قابل توجهی را نشان می‌دهند. در دمای 700°C و در نرخ‌های کرنش 0/001s⁻¹ و 0/1s⁻¹ ریزساختار فوق ریزدانه حاصل شده است. کروی شدن در محدوده دو فازی را به پدیده تبلور مجدد دینامیکی مربوط می‌دانند. تبلور مجدد دینامیکی ابتدا در طول تغییر شکل در داخل لایه آلفا رخ می‌دهد که منجر به «رشته دانه‌های آلفا» می‌شود، یعنی دانه‌های آلفای چندتایی در یک خط واقع شده‌اند، (شکل 8-ب) و منجر به تشکیل فصل مشترک α-α در لایه آلفا می‌شوند. ثانیاً، با کمک انرژی فصل مشترک کنترل شده با دیفوزیون، حفره‌های ایجاد شده ناشی از اختلالات و یا ناپایداری فصل مشترک آلفا/بتا عمیق‌تر شده و فازهای آلفای کوتاه شکل را بیشتر تقسیم می‌کند در نتیجه، لایه با نسبت ابعاد بالا به بخش‌های کوچک تقسیم می‌شود. در نهایت، بخش‌های آلفا از یک شکل نامنظم به یک شکل کروی از طریق مهاجرت، تحت تأثیر تغییر شکل قرار می‌گیرند [7].

فرایند تقسیم لایه آلفا و نفوذ در نرخ کرنش 0/001s⁻¹ کامل شده و ساختار کروی شکل بوجود آمده است اما با افزایش نرخ کرنش به 1 s⁻¹ فرایند تقسیم لایه آلفا انجام شده اما به دلیل کم بودن زمان نفوذ فرایند کامل نشده است (شکل 8-ب). تغییرات ریزساختاری آلیاژ ATI425 با نرخ‌های مختلف کرنش در دمای 900°C در شکل 9 نشان داده است. در تمامی

کل انرژی فرآیند تغییر شکل گرم با پارامتر η بیان می‌شود. در حالت ایده‌آل مقدار m برابر با 1 است. بنابراین، برای یک حالت اتلاف خطی ایده آل، حداکثر انرژی مورد نیاز برای تکامل ریز ساختار صرف می‌شود. در مورد حالت غیرخطی، ضریب کارایی اتلاف توان (η) مطابق با معادله (16) تعریف می‌شود:

$$\eta = \frac{J}{J_{max}} = \frac{\dot{\epsilon} \sigma \frac{m}{m+1}}{\frac{\sigma \dot{\epsilon}}{2}} = \frac{2m}{m+1} \quad (16)$$

نقشه فرایند به نقشه‌های ناپایداری و کارایی تقسیم می‌شوند. در طی فرآیند تغییر شکل گرم، معیار ناپایداری توسط پاراساد به شرح زیر تعیین شده است:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln(\dot{\epsilon})} + m < 0 \quad (16)$$

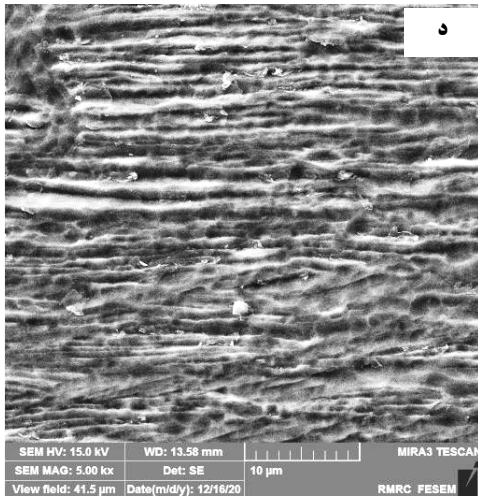
با استفاده از منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی مقادیر تنش حداکثر در تمامی دماها و نرخ‌های کرنش در کرنش پایدار 0/5 استخراج شده و با رسم منحنی تغییرات نرخ کرنش-تنش حداکثر می‌توان ضریب حساسیت به نرخ کرنش m را با استفاده از شیب خط محاسبه نمود. با قرار دادن مقدار m در رابطه 16 مقادیر مختلفی از η در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف بدست می‌آید. شکل 7 نقشه فرایند آلیاژ را نشان می‌دهد. اعداد روی خط نشان دهنده مقادیر مختلف η هستند.

بخش دو بعدی نقشه فرایند برای آلیاژ ATI 425 در کرنش 0/5 در شکل 7 نشان داده شده است. بدیهی است که افزایش دمای تغییر شکل و کاهش سرعت کرنش به ضریب کارایی بیشتر نسبت داده می‌شود. همچنین با افزایش فشار اعمال شده، منطقه ناپایداری گسترده‌تر می‌شود. منطقه ای با مقدار بیشتر η به عنوان یک شرایط عالی کارگرم در نظر گرفته شده است. در شکل 7 شرایط کارگرم به سه قسمت مجزا تقسیم می‌شود:

منطقه A: ضریب اتلاف توان در این منطقه بیش از 40 درصد است، این منطقه به عنوان منطقه با قابلیت کار گرم بالا می‌باشد.

منطقه B: ضریب اتلاف توان در این منطقه در محدوده 30-40 درصد است، بنابراین ظرفیت کار گرم این منطقه متوسط است.

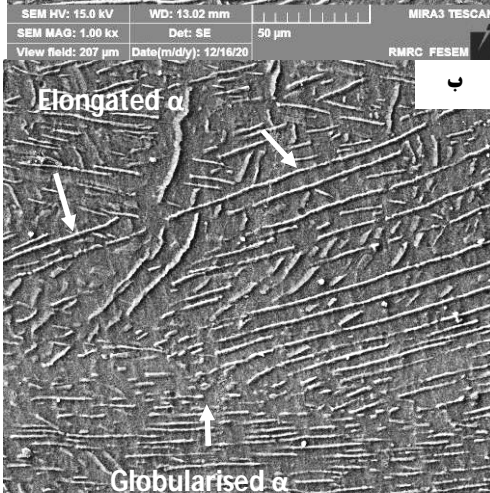
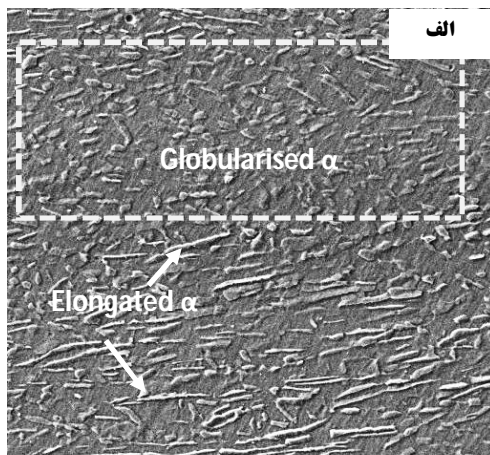
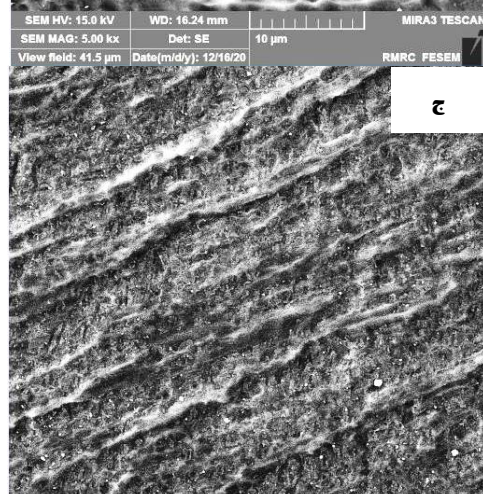
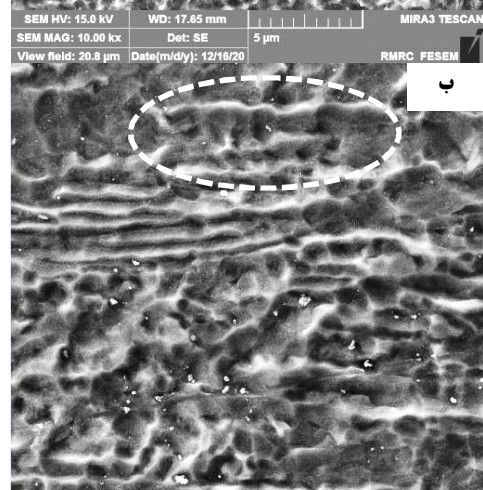
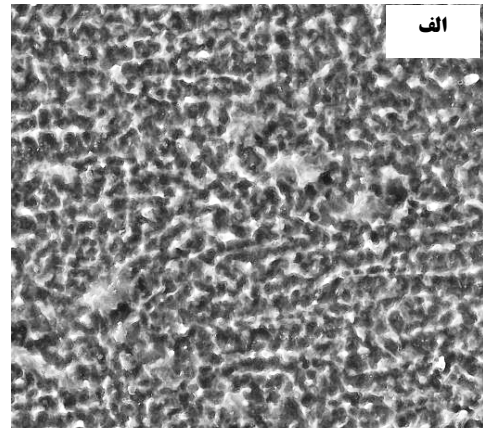
منطقه C: ضریب اتلاف توان در این منطقه کمتر از 30 درصد است، بنابراین، این منطقه به عنوان یک منطقه ناپایداری در نظر گرفته می‌شود. در شکل 7، منطقه ناپایداری در دماهای پایین و نرخ کرنش بالا مشاهده شده است.



نرخ‌های کرنش فرایند تکه تکه شدن و شکستن صفحات اولیه اتفاق افتاده است، اما میزان شکستن صفحات و اصلاح ساختار در کرنش‌های مختلف متفاوت است. در نرخ کرنش $0/001s^{-1}$ کسر حجمی لایه‌های کروی شده نسبت به بقیه نرخ‌های کرنش بیشتر است. و با افزایش نرخ کرنش کسر دانه‌های کروی کاهش و کشیدگی لایه‌ها افزایش یافته است بطوری که در نرخ کرنش $1s^{-1}$ کسر کروی شدن به کمترین مقدار رسیده است.

Fig. 8 SEM image of ATI425 alloy after deformation at a) 700°C strain rate 0.001s⁻¹, b) 800°C and strain rate 0.001s⁻¹ c) 700°C and strain rate 1s⁻¹ d) 800°C and strain rate 1s⁻¹

شکل 8 تصویر SEM آلیاژ ATI425 بعد از تغییر شکل الف) در دمای 700°C و نرخ کرنش $0/001s^{-1}$ ، ب) دمای 800°C و نرخ کرنش $0/001s^{-1}$ (ج) دمای 700°C و نرخ کرنش $1s^{-1}$ و د) دمای 800°C و نرخ کرنش $1s^{-1}$



دینامیکی است که با هم در یک زمان اتفاق افتاده و رقابت می‌کنند. نرم شوندگی دینامیک می‌تواند بوسیله گرمای تغییرشکل و همچنین ناپایداری ریزساختاری نظیر بازیابی دینامیکی، تبلور مجدد دینامیکی و تشکیل بافت ایجاد شود. دو تا از مکانیزم‌های نرم شوندگی دینامیکی یعنی بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی اهمیت حیاتی در تعیین رفتار تغییر شکل داغ آلیاژها تا حد زیادی دارند.

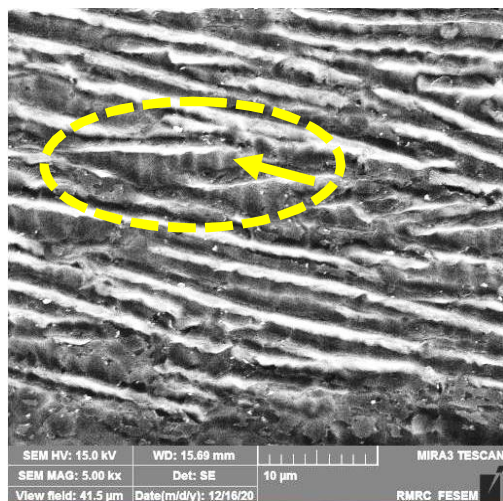


Fig. 10 SEM image of ATI425 at 900 ° C and strain rate 1s⁻¹

شکل 10 تصویر SEM آلیاژ در دمای 900°C و نرخ کرنش 1s⁻¹

منحنی سیلان آلیاژ ATI425 در دمای 970 - 1100°C در تمام نرخ کرنش‌ها بعد از کرنش سختی اولیه به پایداری سیلان در تمام نرخ کرنش‌ها می‌رسد که با توجه به ریزساختار مشاهده شده و نتایج سایرین محققان [28] می‌توان نتیجه گرفت که بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی، مکانیزم ترمیم غالب فاز بتا در این محدوده و عامل اصلی پایداری سیلان در منحنی سیلان آلیاژ می‌باشد

شکل 11 وابستگی تغییرات ریزساختاری به نرخ کرنش و دمای آلیاژ ATI425 را در ناحیه تک فازی بتا نشان می‌دهد (فلش‌ها مناطق تبلور مجدد را نشان می‌دهند). در تمام دماها و نرخ‌های کرنش، کسر تبلور مجدد بسیار کم است. دانه‌های بتای تبلور مجدد شده ترجیح می‌دهند که در اتصالات مرز دانه‌های بتای تغییر شکل داده، جوانه بزنند (شکل 11). با این حال، به علت کمبود هسته تبلور مجدد فاز بتا مقدار دانه‌های بتای تبلور مجدد شده کم است. یادونگ و همکاران هم کمبود هسته جوانه زنی و تأثیر نرخ کرنش بر تبلور مجدد دینامیکی را در آلیاژ دو فازی ATI425 گزارش کردند [29].

در تمام دماها، افزایش نرخ کرنش تا 0/1s⁻¹ باعث کاهش

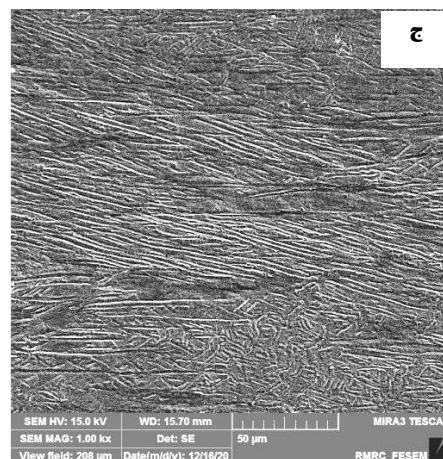


Fig. 9 SEM image of ATI425 alloy after deformation at 900 ° C a) strain rate 0.001s⁻¹, b) strain rate 0.1s⁻¹ c) strain rate 1s⁻¹

شکل 9 تصویر SEM آلیاژ ATI425 بعد از تغییرشکل در دمای 900°C الف) نرخ کرنش 0/001s⁻¹، ب) نرخ کرنش 0/1 s⁻¹، ج) نرخ کرنش 1s⁻¹

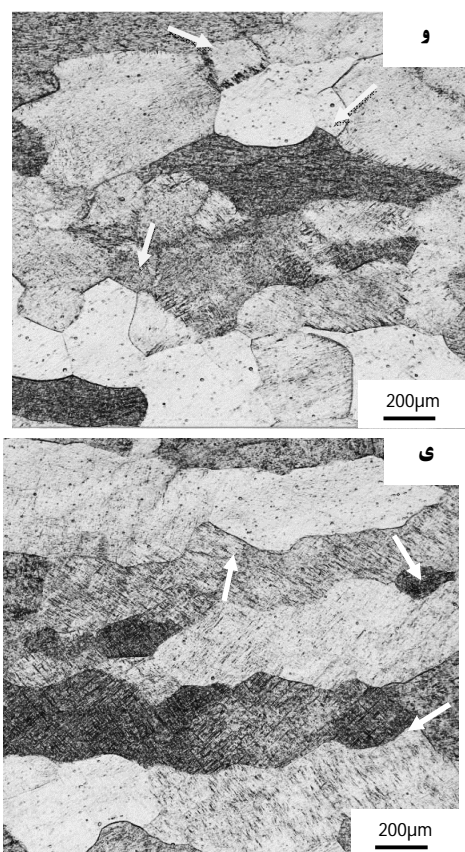
ویس و همکاران [5] دو مرحله را در فرایند اصلاح ساختار برای این محدوده دمایی عنوان کردند. هم مرز با زاویه کم و هم مرز با زاویه زیاد توسط بازیابی دینامیکی و یا تنش برشی شکل گرفته در عرض صفحات بوجود می‌آیند، سپس پدیده نفوذ سبب کامل شدن فرایند تکه تکه شدن در امتداد این مرزها می‌شود. در نرخ کرنش 0/001s⁻¹ با توجه به اینکه زمان کافی برای فرآیند نفوذ وجود دارد اصلاح ساختار بیشتری نسبت به بقیه نرخ کرنش‌ها انجام شده است.

در تمام نرخ کرنش‌ها، فاز آلفا در جهت عمود بر محور فشار کشیده شده است. ضخامت لایه‌ها و اندازه دانه‌های کروی شده با افزایش نرخ کرنش کاهش یافته است. همچنین نرخ کرنش 0/001s⁻¹ و 0/1 s⁻¹ کروی شدن موضعی را نشان می‌دهد که این پدیده یعنی کروی شدن موضعی نشان دهنده وقوع تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد [27].

در نرخ کرنش 1s⁻¹ صفحات اولیه آلفا تحت تنش برشی و همچنین مکانیزم برش صفحات مارتنزیتی تحت برش در عرض صفحات قرار می‌گیرند (شکل 10)، اما با توجه به اینکه زمان نفوذ در این مرحله کم است فرایند کروی شدن و اصلاح ساختار بدرستی انجام نمی‌شود. فلش‌ها در شکل 10 مناطقی را نشان می‌دهند که در اثر تنش برشی دچار برش موضعی شده‌اند اما به دلیل کافی نبودن زمان نفوذ، مراحل کروی شدن کامل نشده است. این نواحی مرحله اولیه اصلاح ساختار را نشان می‌دهند.

3-4-2- محدوده تک فاز بتا

تغییرشکل در حقیقت رقابت بین کرنش سختی و نرم شدن



کسر حجمی تبلور مجدد شده و مجدداً با افزایش نرخ کرنش به $1s^{-1}$ افزایش نسبی کسر تبلور مجدد مشاهده شده است.

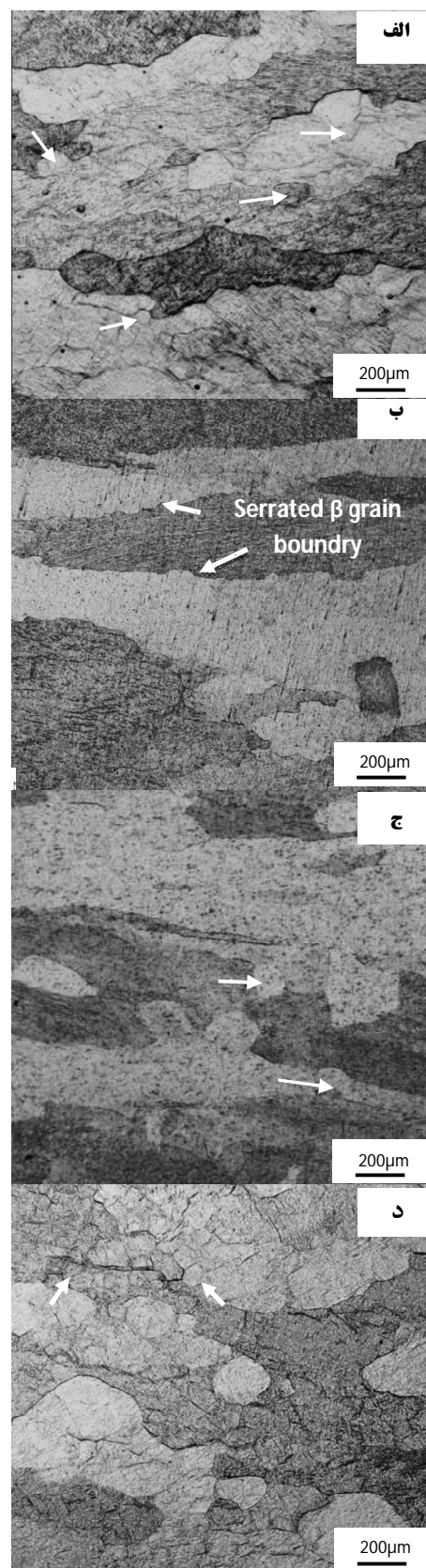


Fig. 11 Microstructure changes of ATI425 alloy at different temperatures and strain rates a) 970°C and strain rate $0.001s^{-1}$ b) 970°C and strain rate $0.01s^{-1}$ c) 970°C temperature and strain rate $1s^{-1}$ and d) 1020°C and strain rate $0.001s^{-1}$ (and) 1100°C and strain rate $0.001s^{-1}$ (y) 1100°C and strain rate $1s^{-1}$

شکل 11 تغییرات ریزساختار آلیاژ ATI425 در دمای و نرخ‌های کرنش مختلف الف) دمای 970°C و نرخ کرنش $0/001s^{-1}$ ب) دمای 970°C و نرخ کرنش $0/01s^{-1}$ ج) دمای 970°C و نرخ کرنش $1s^{-1}$ د) دمای 1020°C و نرخ کرنش $0/001s^{-1}$ و) دمای 1100°C و نرخ کرنش $0/001s^{-1}$ ی) دمای 1100°C و نرخ کرنش $1s^{-1}$

مشاهده شکل 11 همچنین نشان می‌دهد که با افزایش نرخ کرنش دانه‌ها در جهت عمود بر محور فشار، کشیده شده‌اند. تحقیقات قبلی محققان هم این مساله را تایید می‌کند که در نرخ‌های کرنش کم تبلور مجدد بیشتر اتفاق می‌افتد.

در حقیقت نرخ کرنش کم، زمان کافی برای فرایند بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی را فراهم می‌کند. تحقیقات بالاسوبراهام و همکاران [30] روی آلیاژ تیتانیوم Ti-10V-4.5Fe-1.5Al نشان داد که تبلور مجدد دینامیکی آلیاژ در نرخ‌های کرنش $0/1s^{-1}$ تا $0/001s^{-1}$ مشاهده شده است.

در خصوص افزایش کسر تبلور مجدد در نرخ کرنش $1s^{-1}$ باید متذکر شد که هسته‌ها برای تبلور مجدد دینامیکی به طور معمول در مرزهای دانه یا دیگر عیوب کریستالوگرافی ظاهر می‌شوند. از آنجا که هسته دانه‌های تبلور دینامیکی هنگامی آغاز

بتا بطور مشخص شده که کروی سازی دینامیک صفحات آلفا در نمونه‌های تغییرشکل یافته اتفاق افتاده است. در دمای بالای دمای استحاله بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی مسئول اصلاح ساختار و پایداری تنش سیلان هستند، کشیدگی دانه‌های بتا، دنداندار شدن مرز دانه بتا و بازیابی دینامیکی از مشخصه آلیاژ تغییرشکل یافته در این محدوده دمایی است.

- در دمای پایین، در محدوده دوفازی آلفا/بتا برای نرخ‌های کرنش، کم تقسیم لایه‌های آلفا و نفوذ باعث اصلاح ساختار و در نتیجه کروی شدن لایه آلفا می‌شود. با افزایش نرخ کرنش فرایند تقسیم لایه‌ها اتفاق افتاده اما به دلیل کاهش زمان نفوذ فرایند کروی شدن کامل نشده است.

- در ناحیه تک فازی بتا عامل اصلی اصلاح ساختار و پایداری منحنی سیلان، بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی است. افزایش دما و کاهش نرخ کرنش کسر تبلور مجدد را افزایش می‌دهند. با افزایش نرخ کرنش تا $1s^{-1}$ کسر تبلور مجدد در تمام دماها کاهش یافته است. اما در نرخ کرنش $1s^{-1}$ افزایش کسر تبلور مجدد مشاهده شده است که نتیجه‌ای از افزایش عیوب یا مکان‌های جوانه‌زنی در نتیجه افزایش دانسیته نابجایی‌هاست.

- با استفاده از روابط پیربولیک برای اطلاعات تنش سیلان، انرژی اکتیواسیون برای آلیاژ ای‌تی‌آی ATI425، $403/226 \text{ kJ/mol}$ و $201/038 \text{ kJ/mol}$ به ترتیب در ناحیه دوفازی آلفا/بتا و تک فازی بتا بدست آمد. معادلات ساختاری وابستگی تنش سیلان به دمای تغییرشکل و نرخ کرنش را نشان می‌دهند. رابطه خطی بین پارامتر زهر هولمان و تنش نشان می‌دهد که تنش سیلان روند پیش بینی شده از معادله بنیادی را دنبال می‌کند.

- تهیه نقشه فرایند در کرنش $0/5$ برای آلیاژ نشان داد که 3 ناحیه مشخص برای آلیاژ وجود دارد، ناحیه باضریب اتلاف توان کمتر از 30%، 40%-30% و بالاتر از 40% به ترتیب ناحیه نامناسب برای کارپذیری، ناحیه کارپذیری متوسط و ناحیه با کارپذیری بالا می‌باشند.

5- مراجع

- [1] D. Bryan, ATI 425® Alloy Formability: Theory and Application, Materials Science Forum Vol. 783-786 pp. 543-548, 2014.
- [2] A. Taghizadeh, Tabrizi, H. Aghajani, F. Farhang Laleh, Tribological characterization of hybrid chromium nitride thin layer synthesized on titanium, Surface and Coatings Technology, Vol. 419, 15 August 2021.
- [3] A. Taghizadeh, Tabrizi, H. Aghajani, H. Saghafian, F. Farhang Laleh, Correction of Archard equation for wear behavior of modified pure titanium, Tribology International, Vol. 155, March 2021.

می‌شود که دانسیته نابجایی در ماده در حال تغییر شکل در حین کار گرم به حد بحرانی برسد. افزایش نرخ کرنش تا $1s^{-1}$ باعث افزایش دانسیته نابجایی‌ها می‌شود. بنابراین با افزایش نرخ کرنش به $1s^{-1}$ مکان‌های هسته تبلور مجدد افزایش یافته است.

در تمام نرخ‌های کرنش، افزایش دما باعث افزایش کسر تبلور مجدد در آلیاژ شده است. در دمای بالای تغییر شکل در محدوده تک فاز بتا، با افزایش تحرک نابجایی، انرژی تغییرشکل ذخیره شده به راحتی کاهش یافته، با کاهش نیروی محرکه برای تبلور مجدد و باز چینش نابجایی از طریق بازیابی دینامیکی، کسر تبلور مجدد افزایش می‌یابد. تحقیقات نشان می‌دهد که تبلور مجدد دینامیکی به سختی در دماهای پایین در محدوده نزدیک به استحاله بتا اتفاق می‌افتد. همان‌گونه که در شکل 11 نشان داده شده است با افزایش درجه حرارت کسر تبلور مجدد افزایش یافته است. تحقیقات دینگ و همکاران [31] بر روی آلیاژ Ti64 نشان داد که میزان تبلور مجدد دینامیکی با افزایش دما از 1000°C به 1020°C به میزان 30 درصد افزایش یافته است. البته نکته مهم در محدوده تک فاز بتای آلیاژ ATI425 این است که با افزایش درجه حرارت به 1100°C افزایش کسر تبلور مجدد در کنار رشد دانه اتفاق افتاده است.

همان‌گونه که در شکل 11- الف تا د دیده می‌شود، دانه‌های β به طور واضح عمود بر محور فشرده سازی کشیده شده‌اند. مرز دانه‌های بتا به طور فزاینده‌ای جاگ‌دار و دنداندار شده‌اند و دانه‌های کوچک تبلور مجدد در مجاورت مرز دانه‌های بتای تغییر شکل یافته، آشکار می‌شود. مکانیزم تشکیل مرز دانه‌های دنداندار ناشی از این واقعیت است که مرزها در واکنش به کشش‌های مرزی و تغییرات دانسیته نابجایی موضعی بطور موضعی، حرکت کرده و سپس دنداندار می‌شوند [19]. چنین پدیده‌ای را یادونگ و همکاران برای آلیاژ ATI425 گزارش کرده‌اند [26]. بروز مرز دانه‌های دنداندار در طی تغییر شکل فاز β به عنوان یک مورد خاص از تبلور مجدد دینامیکی در نظر گرفته شده است.

4- نتیجه‌گیری

رفتار تغییرشکل گرم آلیاژ دوفازی با ریزساختار اولیه مارتنزیتی با استفاده از آزمون فشار گرم در محدوده دمایی $700-1100^{\circ}\text{C}$ و نرخ‌های کرنش $0/001-1s^{-1}$ بررسی شد. نتایج زیر از این تحقیق استخراج شده است.

- دمای تغییرشکل و نرخ کرنش نقش مهمی در اصلاح ساختار بازی می‌کنند. فرایند تغییرشکل در دمای پایین استحاله

- process, *Trans. Nonferrous Metal Society China*, Vol. 17, pp. 1199-104, 2007.
- [19] Hailin Xu, Hongbo Dong and Yong Wang, *Hot Deformation Behavior of TC21 Alloy*, *Applied Mechanics and Materials*, Vol. 446-447, pp. 117-121, 2014.
- [20] I. Weiss, S.L. Semiatin, *Mater. Sci. Eng. A* 263 (1999) 243-256.
- [21] B. Liu, Y. P. Li, H. Matsumoto, Y. B. Liu, Y. Liu, and A. Chiba, "Thermomechanical characterization of P/M Ti-Fe-Mo-Y alloy with a fine lamellar microstructure," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, pp. 2345-2352, 2011.
- [22] Z. Zhao, H. Li, M. Fu, H. Guo, and Z. Yao, "Effect of the initial microstructure on the deformation behavior of Ti60 titanium alloy at high temperature processing," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 617, pp. 525-533, 2014.
- [23] H. C. Braga, R. Barbosa, and J. Breme, "Hot strength of Ti and Ti6Al4V deformed in axial compression," *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 28, pp. 979-983, 1993.
- [24] L. Briottet, J. J. Jonas, and F. Montheillet, "A mechanical interpretation of the activation energy of high temperature deformation in two phase materials," *Acta Materialia*, vol. 44, pp. 1665-1672, 1996.
- [25] F. Pilehva, A. Zarei-Hanzaki, M. Ghambari, and H. R. Abedi, "Flow behavior modeling of a Ti-6Al-7Nb biomedical alloy during manufacturing at elevated temperatures," *Materials & Design*, vol. 51, pp. 457-465, 2013.
- [26] Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraiavelu, J.S. Malas, J.T. Morgan, K.A. Lark, and D.R. Barker, *Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242*, *Metall. Trans. A*, Vol. 15, pp. 1883-1892, 1984.
- [27] Fengyong Wu, Wenchen Xu, Xueze Jin, Xunmao Zhong, Xingjie Wan, Debin Shan and Bin Guo, *Study on Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of Ti-55 High-Temperature Titanium Alloy*, *Metals*, vol 7, pp319, 2017.
- [28] Dadi Zhou, Weidong Zeng, Jianwei Xu, Wei Chen, and Simin Wang, *Characterization of Hot Workability for a Near Alpha Titanium Alloy by Integrating Processing Maps and Constitutive Relationship*, *Advanced Engineering Materials*. 2019.
- [29] Yadong Qu, Minmin Wang, Liming Lei, Xu Huang, Liqiang Wang, Jining Qin, Weijie Lu, Di Zhang, *Behavior and modeling of high temperature deformation of an α titanium alloy*, *Materials Science and Engineering A* 555, pp. 99-105, 2012
- [30] Balasubrahmanyam VV, Prasad YVRK. *Deformation behavior of beta titanium alloy Ti-10V-4.5Fe-1.5Al in hot upset forging*. *Material Science Engineering A*, 336(1), pp.150-158, 2002
- [31] Ding R, Guo ZX, and Wilson A. *Microstructural evolution of a Ti-6Al-4V alloy during thermomechanical processing*. *Material Science Engineering A*, 327(2), pp. 233-245, 2002.
- [4] Z.X. Zhang, S.J. Qu, A.H. Feng, J. Shen, D.L. Chen, *Hot deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy: Effect of initial microstructure*, *Journal of Alloys and Compounds* 718, pp. 170-181, 2017.
- [5] I. Weiss, F. Froes, D. Eylon, G. Welsch, *Metall. Trans. A* 17, pp.1935-1947, 1986.
- [6] E.B. SHELL and S.L. SEMIATIN, *Effect of Initial Microstructure on Plastic Flow and Dynamic Globularization during Hot Working of Ti-6Al-4V*, *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 30A, Dec. 1999.
- [7] G. Lianggang, F. Xiaoguang, Y. Gaofeng, Y. He, *Microstructure control techniques in primary hot working of titanium alloy bars: A review*, *Chinese Journal of Aeronautics*, vol.29(1), pp.30-40, 2016.
- [8] Wang RN, Xi ZP, Zhao YQ, Qi YL. *Hot deformation microstructure and mechanism of Ti53311S titanium alloy*. *Rare Metal Material Engineering*, vol. 37, No. 8, pp. 1356-1359, 2008.
- [9] Han YF, Zeng WD, Qi YL, Zhao YQ. *The influence of thermomechanical processing on microstructural evolution of Ti600 titanium alloy*. *Material Science Engineering A*, 528(29), pp.8410-8416, 2011.
- [10] Y.C. Lin, Jian Huang, Hong-Bin Li, Dong-Dong Chen, *Phase transformation and constitutive models of a hot compressed TC18 titanium alloy in the $\alpha+\beta$ regime*. *Vacuum*, Vol. 157, November 2018, pp. 83-91.
- [11] Wanjara P, Jahazi M, Monajati H, Yue S. *Influence of thermomechanical processing on microstructural evolution in near- α alloy IMI834*. *Material Science Engineering A*, 416(1):300-311, 2006.
- [12] Sindhura. Gangireddy, *Effect of Initial Microstructure on High-Temperature Dynamic Deformation of Ti-6Al-4V Alloy*, *Metallurgical and Materials Transaction A*, 9 July 2018.
- [13] Maciej Motyka, *Martensite Formation and Decomposition during Traditional and AM Processing of Two-Phase Titanium Alloys—An Overview*, *Metals*, Vol.11, 2021.
- [14] Paul M. Souza, Hossein Beladi, Rajkumar Singhc, Bernard Rolfe, Peter D. Hodgson, *Constitutive analysis of hot deformation behavior of a Ti6Al4V alloy using physical based model*, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 648, pp. 265-273, 2015.
- [15] QI Chao, Peter D. Hodgson, and Hossein Beladi, *Ultrafine Grain Formation in a Ti-6Al-4V Alloy by Thermomechanical Processing of a Martensitic Microstructure*, *Metallurgical and Materials Transaction A*.
- [16] Xuemei Yang, Hongzhen Guo, Zekun Yao and Shichong Yuan, *Flow Behavior and Dynamic Recrystallization of BT25y Titanium Alloy during Hot Deformation*, *High Temp. Mater. Proc.* 2017
- [17] Yu-feng XIA, Wei JIANG, Qian CHENG, Lai JIANG, Li JIN, *Hot deformation behavior of Ti-6Al-4V-0.1Ru alloy during isothermal compression*, *Trans. Nonferrous Metal Society China*, Vol. 30, pp. 134-146, 2020.
- [18] Duan Yuan, LI Ping, XUE Ke-min, ZHANG Qing, WANG Xiao-xi, *Flow behavior and microstructure evolution of TB8 alloy during hot deformation*