

Hot deformation characteristic and microstructural evolution of a near alpha alloy Ti-8Al-1Mo-1V

Research Article

Fateme Zarghani¹, Gholamreza Ebrahimi² , Amir Momeni³, Hamidreza Ezatpour⁴

DOI: [10.22067/jmme.2023.80724.1100](https://doi.org/10.22067/jmme.2023.80724.1100)

1-Introduction

Titanium alloys are considered critical materials for the aerospace industry due to their high specific strength, good thermal performance, good corrosion resistance, and preeminent creep resistance at elevated temperatures. Among Ti alloys, Ti-8Al-1Mo-1V (Ti811, for short) alloy, Due to its high elastic modular, excellent damping capacity, good thermal stability, and the highest strength-to-density ratio in titanium alloys, is the promising alloy that can be used to manufacture rotary parts used in elevated-temperature sections of advanced aircraft compressors. To satisfy high requirements in mechanical properties, usually, thermomechanical processing is more suitable to manufacture these components. Since a blade has the aerofoil contour produced to finished shape and thickness by the forger and creep resistance and fatigue properties are major requirements of compressor blades, they have continued to be made forging. Due to different microstructural evaluations as well as phase changes occurring dynamically during the hot deformation process of titanium alloys, it is very important to correctly understand the deformation behavior of Ti alloys with the help of constitutive equations and microstructural observations to optimize the deformation parameters and control the microstructure. Despite the importance of Ti-811 alloy in the steam turbines industry, there are a few papers about hot deformation behavior. Therefore, the main goal of this research is to study the deformation behavior of the alloy based on the experimental results during the hot compression tests to obtain the Hot deformation characteristic along with microstructure examinations to optimize deformation temperature and strain rate.

2- Experimental

A commercial near- α alloy, Ti-811 with the chemical composition (wt.%) of 7.35 Al, 0.75 Mo, 0.75 V, 0.3 Fe, 0.08 C, and the balance Ti was chosen for the present

work. The β -transus temperature of this alloy was determined to be 1030 °C using differential thermal analysis. Fig. 1 shows the initial microstructures (basket-weave microstructure) that mainly consisted of lamellar α phase (~75.83 vol %), and β phases (~24.17 vol %) are distributed among lamellar α phase. To study the hot deformation behavior of the Ti-811 alloy, Firstly, cylindrical samples with dimensions of 8 mm (ϕ) \times 12 mm (H) were cut from the extruded pieces. Then, Hot compression tests of Ti-811 alloy were performed on a Zwick/Roell thermal simulating tester equipped with a furnace and a temperature controller system. The Specimens were heated to the deformation temperature and then held for 15 min before deformation. Then the specimens were isothermally compressed at three different temperature regions: the single-phase β region (1075-1050 °C), upper $\alpha + \beta$ region (1025-1000 °C), and lower $\alpha + \beta$ region (975-950 °C), strain rates of 0.001, 0.01, 0.1 and 1 s⁻¹ and strain of 0.6. After compression, specimens were water quenched immediately to room temperature to maintain the deformed microstructures and then sectioned along the compression direction, polished, and etched with a solution of 50ml H₂O-0.5ml HF-1.5ml HNO₃ to observe microstructures.

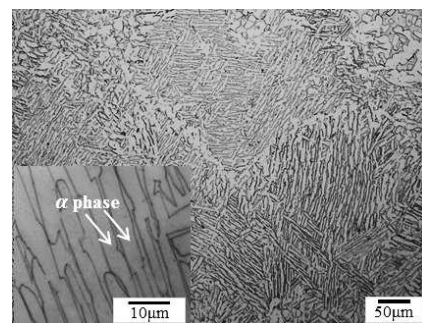


Figure 1: OM images of the initial microstructure of Ti-811 alloy.

*Manuscript received: January 21, 2023, Revised, March 7, 2023, Accepted, May 13, 2023.

¹Ph.D Student Department of Materials Science Engineering, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

² Corresponding author: Professor, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.

Email: r.ebrahimi@um.ac.ir

³ Association Professor Department of Materials Science and Engineering, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran.

⁴ Association Professor Department of Engineering Sciences, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

3- Result and discussion

As the thermal conductivity and heat capacity of titanium is lower and higher than those of most other metals respectively, most deformation energy can be converted into heat. This heating can lead to increases in specimen temperature, so the flow stress obtained from the test is not equal to flow stress under the isothermal deformation. Therefore, it is necessary to amend the effect of adiabatic heating on flow stress. the temperature rise of the specimen due to deformation heating is given by:

$$\Delta T = \frac{0.95\eta}{\rho C_p} \int \sigma d\varepsilon \quad (1)$$

Where ΔT is temperature increase, η is the adiabatic correction factor, σ , and ε is the stress(MPa) and strain, respectively, ρ is the density of Ti-811 (4.37g/cm^3), C_p is the specific heat of Ti-811 (502j/kg.k) and value of 0.95 is the percentage of the deformation energy turning to heat. The following formula can be used to correct the flow stress with the temperature change:

$$\Delta\sigma = \frac{Q}{n\alpha R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T+\Delta T} \right) \quad (2)$$

Where Q is the activation energy (kJ/mol), R is the gas constant (8.314 J/mol k), T is the deformation temperature (K), ΔT is a change of temperature, and n and α are material constants. After calculation based on the data of true stress-true strain curves, the effect of adiabatic heating can be corrected for Ti-811 alloy true stress-true strain curves. The flow stress curves of Ti-811 alloy are shown in Fig.2. As seen from Fig. 2, For all deformation conditions, in the initial compression test, the true stress increases to peak stress without significantly increasing in strain due to work-hardening, which is attributed to the generation and pileup of dislocations. Then, the true stress decreases with the increase of strain owing to flow softening mechanisms. The degree of flow softening observed for deformation above the β -transus temperature was lower than that for below the β -transus temperature. when the flow stress exceeds the peak stress, flow softening starts and decreases the deformation resistance. The ε_p and σ_p for the onset of flow softening can be determined by plotting the work hardening rate ($\theta=d\sigma/d\varepsilon$) vs. the true strain, as depicted in Figs. 3.

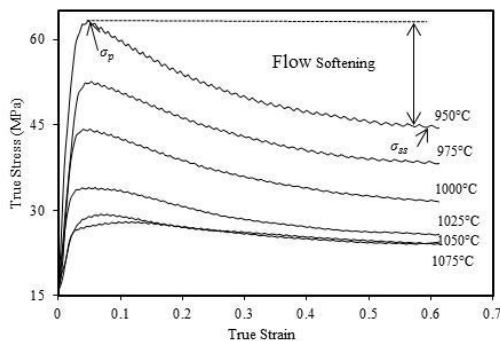


Figure 2: The true stress–true strain curves for the Ti-811 titanium alloy at various deformation temperatures and at strain rates of 0.001 s^{-1} .

It should be noted that the peak strain is determined where $\theta=0$. At all the curves, the parameter θ increases primarily to a maximum amount and then reduces towards zero. The decreasing trend of θ in strains below the ε_p , where $\theta>0$, can be attributed to DRV, which decreases the work hardening rate before the peak. However, the flow softening appeared after the ε_p , where $\theta<0$, should be ascribed to the role of DRX, DG, or DT of the α phase.

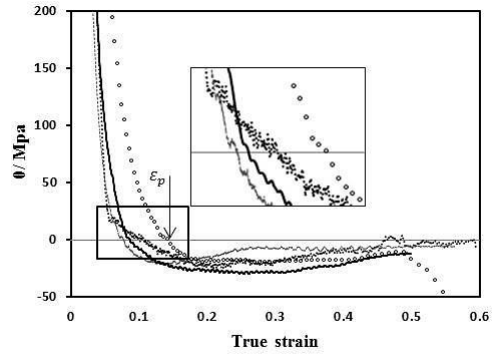


Figure 3: Variation of work hardening rate (θ) vs. strain at $1075\text{ }^\circ\text{C}$ and various strain rates.

Fig. 4 exhibits the microstructure at a deformation temperature of $1000\text{ }^\circ\text{C}$. At this temperature, part of the lamellar α phase has been globalized and dispersed over the β matrix. When the strain rate is increased, the volume fraction of the α phase decreases. This decrease reflects that a large number of α phases dynamically transform into metastable β phase (dynamic transformation) during the hot deformation.

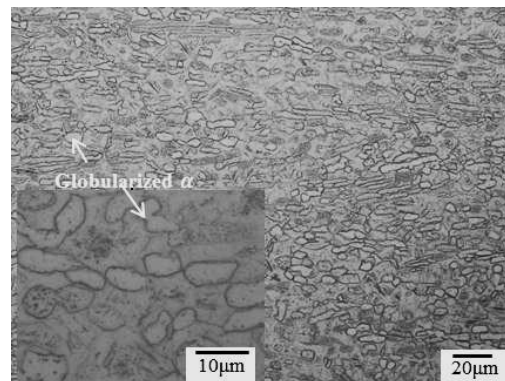


Figure 4: Microstructure of Ti-811 alloy deformed at a strain rate of 0.001 s^{-1} and deformation temperatures $1000\text{ }^\circ\text{C}$.

4. Conclusions

When the deformation temperature is over $1025\text{ }^\circ\text{C}$, the DRV and limited DRX of the β phase are obvious.

As the deformation temperature is $1000\text{ }^\circ\text{C}$, the initial lamellar α phases transform into the globalized α phases at relatively lower strain rates.



بررسی رفتار تغییر شکل گرم و تحولات ریزساختاری در آلیاژ نزدیک آلفا Ti-8Al-1Mo-1V*

مقاله پژوهشی

فاطمه زرقانی^(۱)، غلامرضا ابراهیمی^(۲)، امیر مومنی^(۳)، حمید رضا عزت پور^(۴)

DOI: 10.22067/jmme.2023.80724.1100

چکیده آلیاژ تیتانیوم نزدیک آلفا Ti-811 به دلیل خواصی نظیر استحکام ویژه بالا، دانسیته پایین و مقاومت به خوردگی عالی در صنایع هوافضا، خودروسازی و نظامی کاربرد گسترده‌ای دارد. در این پژوهش نمونه‌های استوانه‌ای با ارتفاع و قطر به ترتیب ۱۲ و ۸ میلی‌متر با کمک وایرکات تهیه و برای آزمون فشار گرم به کار گرفته شد. رفتار سیلان آلیاژ Ti-811 با آزمایش فشار گرم در محدوده‌ای از دماها (۹۵۰، ۹۷۵، ۱۰۰۰، ۱۰۲۵، ۱۰۵۰ و ۱۰۷۵ °C) و نرخ کرنش‌ها (۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و ۱s⁻¹) تحت کرنش ثابت ۰/۶ مورد بررسی قرار گرفته است. منحنی سیلان نشان داد که نرمی سیلان پیوسته اتفاق می‌افتد؛ که میزان آن در ناحیه دوفازی، در مقایسه با ناحیه تک فازی بیشتر است. تصاویر ریزساختاری گرفته شده با میکروسکوپ نوری و تحلیل‌های مکانیکی نشان داد که مکانیسم‌های نرمی در ناحیه تک فاز بتا، تبلور مجدد دینامیکی فاز بتا و در ناحیه دو فازی آلفا+بتا رنج گسترده‌ای از تغییرات ریزساختاری نظیر تغییر فاز دینامیکی، کروی شدن و موجی شدن آلفای لایه‌ای است.

واژه‌های کلیدی آلیاژ نزدیک آلفا، Ti-811، تغییر شکل گرم، تبلور مجدد دینامیکی، کروی شدن.

Hot Deformation Characteristic and Microstructural Evolution of a Near Alpha Alloy Ti-8Al-1Mo-1V

Fateme zarghani Gholamreza Ebrahimi Amir momeni Hamidreza Ezatpour

Abstract Titanium alloy grade Ti-8Al-1Mo-1V (Ti-811) has been widely applied for many applications such as aerospace, automotive and military industries due to their high specific strength, low density, and excellent corrosion resistance. In this work, cylindrical specimens with a height of 12 mm and diameter of 8 mm were machined for the hot compression tests. The flow stress behavior of near- α alloy Ti-811 was investigated by hot compression testing under conditions of varying temperature (between 950, 975, 1000, 1025, 1050 and 1075 °C), strain rates (0.001, 0.01, 0.1 and 1s⁻¹) and true strain up to 0.6. The stress-strain curves of Ti-811 alloy revealed that the continuous flow softening occurs, anyway, the flow softening amount show greater flow softening in the two phase region as compared to the single phase region. Mechanical testing and optical microscopy analyses indicate that dynamic recrystallization occurred, for single-phase β microstructure. However; a broad variety of microstructure formation mechanisms including allotropic phase transformations, platelet kinking and globularization occurred for two-phase $\alpha + \beta$ region.

Keywords Near- α alloy Ti-811, Hot compression, Dynamic recrystallization, Globularization.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۱/۱۱/۱ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۲/۲/۲۳ می‌باشد.

(۱) دانشجوی دکتری مهندسی مواد، گروه مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار.

(۲) نویسنده مسئول، استاد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد.

(۳) دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان.

(۴) دانشیار، گروه علوم مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار.

مقدمه

آلیاژهای تیتانیوم به طور خاص آلیاژهای شبه آلفا و آلیاژهای دوفازی به دلیل نسبت استحکام به وزن مطلوب در دمای بالا، تافنس شکست و شکل پذیری و استحکام خزشی بالا به طور گسترده در صنعت هوافضا استفاده می‌شوند [1,2]. به طور کلی خواصی نظیر نسبت استحکام ویژه بالا، انعطاف پذیری مطلوب و مقاومت به خوردگی بالا در تیتانیوم و آلیاژهای آن سبب استفاده گسترده آن در صنعت شده است [3]. در میان آلیاژهای تیتانیوم، آلیاژ نزدیک آلفای Ti-8Al-1Mo-1V به اختصار (Ti-811) با خواص دانسیته پایین، مدول یانگ بالا، پایداری حرارتی و قابلیت جوشکاری خوب و بالاترین نسبت استحکام کششی به دانسیته به عنوان یکی از مهمترین مواد برای ساخت تیغه‌های (Blades) کمپرسورهای موتور هواپیماهای پیشرفته مورد استفاده است [4]. اگرچه استحکام کششی آلیاژ برابر با آلیاژ Ti-6Al-4V است اما استحکام دما بالا و مقاومت به خزش آلیاژ Ti-811 از تمام آلیاژهای دوفازی تیتانیوم بیشتر است. استحکام ویژه و استحکام خزشی بالا از این آلیاژ سبب به کارگیری آن در محدوده دمایی حدود 450°C شده است [5]. آلیاژ Ti-811 با دارا بودن بهترین ترکیب از مقاومت به خستگی در تعداد سیکل کم و زیاد تمام خواص مورد نیاز برای ساخت تیغه‌های کمپرسورها و توربینهای بخار را دارا بوده و بهترین گزینه برای ساخت آنها محسوب می‌شود [6]. با توجه به اینکه تیغه‌های توربینهای بخار دارای شکل‌های متقارن هستند، بنابراین فرایند آهنگری گرم که قابلیت تولید شکل‌های پیچیده را دارد، فرایند بهینه برای ساخت آنها محسوب می‌شود [7]. خواص مکانیکی از قطعات ساخته شده با فرایندهای ترمومکانیکال تحت تأثیر ریزساختار قرار دارد؛ و برای آلیاژهای تیتانیوم با توجه به وجود دو فاز آلفا و بتا پارامترهای تغییر شکل نظیر دما، نرخ کرنش و کرنش تأثیر قابل توجهی بر ریزساختار نهایی قطعه می‌گذارد [8]، بنابراین درک درست از رفتار تغییر شکل گرم آلیاژها ضروری است. تحقیقات زیادی در مورد بررسی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژهای تیتانیوم و تأثیر پارامترها بر رفتار سیلان و تحولات ریزساختاری حاصل از تغییر شکل انجام شده است. ماتسوموتو و همکارانش [9] قابلیت تغییر شکل آلیاژ Ti-64 در طی نورد گرم را مورد بررسی قرار داده و با کمک تصاویر ریزساختاری نشان داده‌اند که وقوع تبلور مجدد پیوسته منجر به شکل‌گیری دانه‌های ریز و در نهایت دست‌یابی

به آلیاژی ریزدانه با قابلیت تغییر شکل بالا می‌شود. ذاکاری و وو [10] رفتار کشش گرم چند آلیاژ شامل Ti-64 و Ti-811 و Ti-153 تحت نرخ کرنش بالا را مورد بررسی قرار داده و تشکیل و عدم تشکیل باندهای برشی به ترتیب در آلیاژ Ti-64، Ti-811 و Ti-153 را گزارش کرده‌اند. جهازی و همکاران [11] وقوع تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژ IMI834 در رنج گسترده از دماها و نرخ کرنش‌ها مورد تحقیق قرار داده و بر اساس مشاهدات ریزساختاری قبل و بعد از تغییر شکل نتیجه‌گیری کرده‌اند که در ناحیه تک فاز تبلور مجدد در کنار بازیابی دینامیکی اتفاق می‌افتد؛ اما به خاطر کسر حجمی کم از دانه‌های تبلور مجدد تغییر پارامترهای دما و نرخ کرنش تأثیر زیادی بر میزان کسر حجمی تبلور مجدد ندارد. لو و همکاران [12] رفتار فورج گرم آلیاژ Ti-64 را در ساخت تیغه‌های توربین‌ها با کمک معادلات ریاضی شبیه‌سازی کرده و با تشخیص نواحی پایدار و ناپایدار برای تغییر شکل، پارامترهای بهینه برای مشاهده بهترین ریزساختار مورد نظر برای پره‌های توربین‌ها را گزارش کرده‌اند. مومنی و عباسی [13] در بررسی تأثیر پارامترها بر رفتار سیلان آلیاژ Ti-64، تبلور مجدد دینامیکی و بازیابی را برای ناحیه تک فازی و کروی شدن آلفای لایه‌ای و نیز تغییر فاز دینامیکی آلفا به بتا را برای ناحیه دو فازی به عنوان تحولات ریزساختاری بیان کرده‌اند. همچنین با تحلیل‌های مکانیکی و کمک پارامترهای نرخ تغییرات کارسختی و پارامتر زهر هولمان وقوع تبلور مجدد به عنوان مکانیزم اصلی منجر به نرمی در ناحیه تک فاز را اثبات کرده‌اند. گو و همکاران [14] در بررسی رفتار تغییر شکل کشش گرم آلیاژ Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V (TA15) بیان داشته‌اند که دانه‌های کوچک فاز بتا ناشی از تبلور مجدد در مرز دانه‌ها و نیز در نقاطی که عیوبی نظیر حفره به وجود آمده تشکیل شده‌اند. هر چند تحقیقات زیادی در مورد تغییر شکل گرم آلیاژهای تیتانیوم انجام شده است، اما تحقیقات در مورد آلیاژ Ti-811 محدود است. به طور مثال شی و همکاران [5] تأثیر عملیات حرارتی پس از تغییر شکل بر ریزساختار و خواص مکانیکی و وضعیت شکست قطعات آلیاژ Ti-811 را مورد بررسی قرار داده و در نهایت پارامترهای بهینه برای دستیابی به ریزساختار بهینه که دارای فاز آلفای کروی در زمینه فاز بتا باشد، را مشخص کرده‌اند. رفتار خستگی سیکل بالا از تیغه‌های توربین‌ها از آلیاژ Ti-811 توسط یانگ و همکاران تحقیق شده است [15]. شنگ و همکاران [16] به بررسی اثر رسوب Ti3Al

شد. در این پژوهش برای کنترل دما از ترموکوپل نوع K، در تماس با نمونه و به منظور کاهش اثر اصطکاک در تغییر شکل دما بالا از روان کار پودر گرافیت استفاده شد. آزمون فشار در دماهای ۹۵۰، ۹۷۵، ۱۰۰۰، ۱۰۲۵، ۱۰۵۰ و ۱۰۷۵°C با نرخ کرنش اعمالی ۰/۰۰۱ - ۰/۰۱، ۰/۱ و ۱s⁻¹ و کرنش حقیقی ۰/۶ انجام شد. برای اجرای آزمون ابتدا نمونه‌ها به دمای تغییر شکل گرم شده و ۱۵ دقیقه در این دما نگه داشته شدند تا ساختار تعادلی ایجاد شود، سپس تغییر شکل انجام و پس از آن به منظور حفظ ساختار حاصل از تغییر شکل نمونه‌ها فوری در حمام آب هم دمای محیط کوئینچ شدند. شکل (۲) طرحواره‌ای از فرایند تغییر شکل را نشان می‌دهد. داده‌های حاصل از آزمون فشار به صورت منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی است که قبل از تحلیل، اثر گرمای حاصل از تغییر شکل بر روی آنها اصلاح شده است. به منظور بررسی ریزساختاری، پس از انجام تغییر شکل ابتدا نمونه‌ها در امتداد محور فشار برش داده شده و پس از آماده سازی سطح در محلول (مخلوطی از HF، HNO₃ و H₂O) با نسبت‌های ۱، ۳ و ۶ در صد حجمی [4] به مدت زمان ۴۰ تا ۶۰ ثانیه حکاکی شدند. برای تصاویر ریزساختاری از میکروسکوپ نوری مارک الیمپوس مدل GX51 مجهز به دوربین دیجیتال و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Prox، ساخت شرکت Phenom استفاده شده است.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده

| عنصر | درصد وزنی |
|------|-----------|
| Ti | پایه |
| Al | ۷/۳۵ |
| Mo | ۰/۷۵ |
| V | ۰/۷۵ |
| Fe | ۰/۳ |
| C | ۰/۰۸ |

در ریزساختار و اثر گذاری آن بر خواص خوردگی از قطعات ساخته شده از آلیاژ Ti-811 پرداخته‌اند و برای بهبود وضعیت خوردگی تغییر ریزساختار با کمک عملیات حرارتی را مناسب دانسته‌اند. با وجود اهمیت قابل توجه آلیاژ Ti-811 و کاربرد آن برای ساخت تیغه‌های توربینها و نیاز به شناخت رفتار آلیاژ در آهنگری گرم تحقیقات محدودی در این زمینه وجود دارد و رفتار تغییر شکل آن به خصوص در زمینه آهنگری گرم کاملاً واضح نیست، بنابراین هدف از این پژوهش بررسی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-811 تحت آزمایش فشار گرم و بررسی تحولات ریزساختاری است.

مواد و روش‌ها

در این پژوهش، آلیاژ Ti-811 با ترکیب شیمیایی ذکر شده در جدول (۱) به عنوان آلیاژ پایه انتخاب شد. این آلیاژ با دارا بودن حدود ۸ درصد وزنی آلومینیوم، ۱ درصد وزنی وانادیم و درصد وزنی مولیبدن در دسته آلیاژهای نزدیک آلفا قرار می‌گیرد. در حین فرایند، آلومینیوم به عنوان پایدار کننده فاز آلفا و وانادیم و مولیبدن به عنوان پایدار کننده فاز بتا عمل می‌کنند و ریز ساختار آلیاژ در دمای اتاق شامل فاز آلفا در زمینه‌ای از فاز بتا است [17]. در این پژوهش نیز ابتدا با روش آنالیز حرارتی به کمک دستگاه STA 504 دمای استحاله بتا (دمای تبدیل فاز آلفا به فاز بتا) برابر با ۱۰۳۰°C تعیین شد و در ادامه با دانستن دمای استحاله بتا، فرایند سیکل عملیات حرارتی بتا آنیل طراحی که در طی آن آلیاژ به دمایی بالاتر از دمای استحاله بتا گرم شده (در این پژوهش ۱۰۵۰°C) و برای اطمینان از حصول ساختار تک فاز بتا یک ساعت در این دما نگه داشته شده و سپس در حمام آب هم‌دمای محیط فروبرده شده است. ریز ساختار حاصل از این سیکل، دسته‌هایی از فاز آلفای لایه‌ای (رنگ تیره در تصاویر میکروسکوپ الکترونی) در زمینه‌ای از فاز بتا است که در شکل (۱) نشان داده شده است. به منظور شبیه‌سازی شرایط آهنگری گرم آزمایش فشار گرم به کار گرفته شد. برای آزمایش فشار در ابتدا استوانه‌های با ارتفاع و قطر به ترتیب ۱۲ و ۸ میلی‌متر با استفاده از وایرکات تهیه شدند. آزمون فشارگرم با دستگاه کشش- فشار زوئیک رول مدل Z250 با ظرفیت ۲۵ تن مجهز به کوره مقاومتی (حداکثر دما ۱۲۵۰°C) با دقت $\pm 5^\circ\text{C}$ انجام

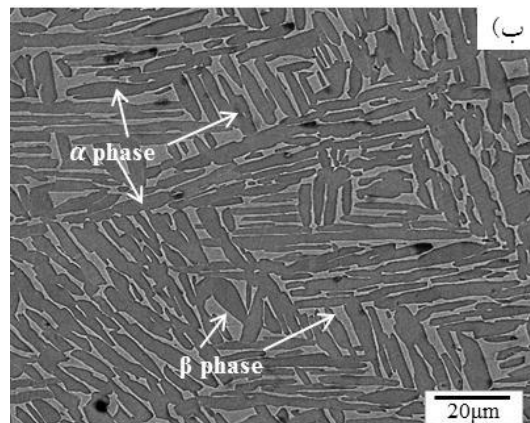
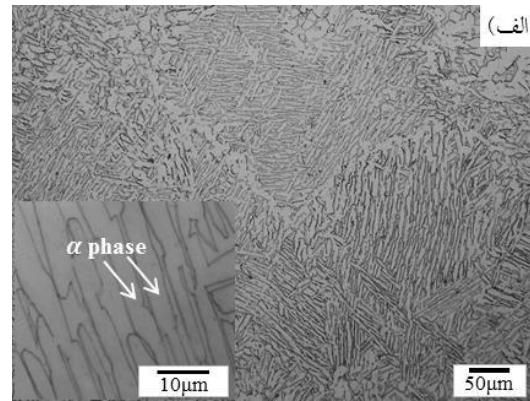
در دما سبب بروز خطاهایی در منحنی سیلان می شود. یکی از این خطاها کاهش قابل توجه سطح تنش پس از تنش حداکثری است. بنابراین منحنی های سیلان حاصل از آزمایش نمی تواند منعکس کننده رفتار سیلان صحیح از مواد باشد. میزان افزایش دما ناشی از گرمای تغییر شکل به کمک رابطه (۱) محاسبه می شود.

$$\Delta T = \frac{\lambda \eta}{\rho C_p} \int \sigma d\varepsilon \quad (1)$$

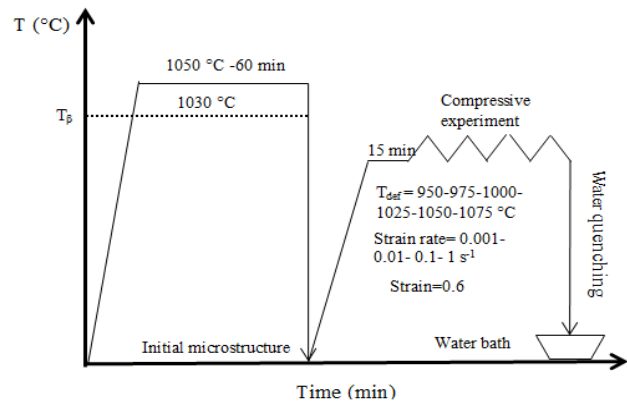
که در این رابطه ΔT افزایش دما، η فاکتور اصلاح آد یا باتیک، σ و ε به ترتیب تنش حقیقی (MPa) و کرنش حقیقی، C ظرفیت حرارتی و ρ دانسیته از مواد است [18]. λ برابر با ۰/۹۵، کسر انرژی تغییر شکل که به گرما تبدیل می شود [19]. فاکتور اصلاح آدیباتیک در نرخ کرنش های ۰/۰۱، ۰/۰۰۱، ۰/۱، $1s^{-1}$ به ترتیب تقریباً برابر با ۰، ۰/۲۵، ۰/۵، ۰/۷۵ است [20]. ظرفیت حرارتی و دانسیته از آلیاژ Ti-811 به ترتیب برابر با 502 j/kg.k و $4/37 \text{ g/cm}^3$ است [17]. شکل (۳) میزان افزایش دما تحت اثر دمای تغییر شکل را نشان می دهد. بر اساس شکل در دمای ثابت با افزایش نرخ کرنش میزان تغییر دما افزایش می یابد. با توجه به اینکه، در نرخ کرنش بالا فرایند تغییر شکل در زمان کوتاهی کامل شده و زمان کافی برای پخش شدن گرما وجود ندارد، میزان افزایش دما در نرخ کرنش های بالا بیشتر است. همچنین در نرخ کرنش ثابت با افزایش دمای تغییر شکل میزان تغییر دما کاهش می یابد. نتایج مشابه در تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-5.5Al-1Fe توسط کویکی [21] گزارش شده است. با توجه به شکل (۳) میزان افزایش دما در تغییر شکل آلیاژ Ti-811 قابل توجه بوده و باید اثر آن بر نمودارهای سیلان اصلاح شود، اما در نرخ کرنش های ۰/۰۱ و ۰/۰۰۱ حداکثر تغییر دما برابر با ۵/۸ است بنابراین می توان از تأثیر گرمای تغییر شکل بر منحنی های سیلان در این نرخ کرنش ها صرف نظر کرد. پس از محاسبه افزایش دما ناشی از گرمای تغییر شکل می توان میزان تغییر تنش سیلان را با رابطه (۲) محاسبه کرد.

$$\Delta \sigma = \frac{Q}{n\alpha R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T+\Delta T} \right) \quad (2)$$

که در این رابطه Q انرژی فعال سازی (KJ/mol)، R ثابت گازها ($8/314 \text{ J/mol.K}$)، T دمای تغییر شکل، ΔT میزان افزایش دما، n توان تنشی و α ثابت مواد هستند. نحوه اصلاح و محاسبه پارامترهای یاد شده به تفصیل در مرجع [19] آورده شده است. با محاسبه پارامترهای به کار رفته در رابطه (۲) در نهایت



شکل ۱ ریزساختار آلیاژ بعد از کوئینچ از دمای بالاتر از استحاله بتا (۱۰۵۰ °C) (الف) تصویر میکروسکوپ نوری، (ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی



شکل ۲ طرحواره سیکل آزمون فشار در کنار عملیات حرارتی فلز پایه

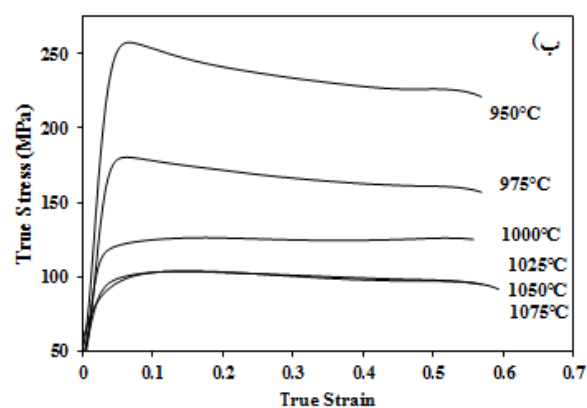
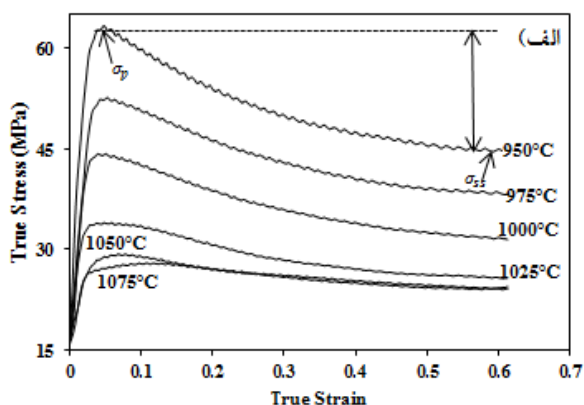
نتایج

تحلیل منحنی های سیلان

در تغییر شکل فشار گرم، بخشی از انرژی تغییر شکل به انرژی گرمایی تبدیل می شود، که منجر به افزایش دمای نمونه به خصوص در موادی با رسانایی حرارتی کم می شود. این تغییرات

همه وضعیت‌های تغییر شکل بالای دمای استحاله بتا کمتر از مقدار نرمی سیلان برای وضعیت‌های تغییر شکل پایتتر از دمای استحاله بتا است. منحنی‌های سیلان برای تمام دماها و در نرخ کرنش $0.001 s^{-1}$ دارای دندانه‌هایی است که، نشان‌دهنده ناپایداری سیلان پلاستیک از مواد است. وجود این منحنی‌های دندانه‌دار در تغییر شکل دمای اتاق و دمای بالا از سایر مواد نظیر آلومینیوم و فولاد [24] و همچنین آلیاژهای تیتانیوم IMI834 [25] و Ti-64 [23] گزارش شده است. برای تحلیل نمودارها دو وضعیت تغییر شکل در ناحیه تک فاز بتا و تغییر شکل در ناحیه دوفازی در نظر گرفته می‌شود. در طول تغییر شکل در ناحیه تک فاز بتا و نرخ کرنش $0.001 s^{-1}$ ، تمام منحنی‌های سیلان شامل یک نقطه حداکثری هستند که با ادامه تغییر شکل به حالت صاف و پایدار می‌رسد. به طور کلی، وجود این نقطه حداکثری در منحنی‌ها نشان‌دهنده پدیده تبلور مجدد در حین تغییر شکل است [26]. مؤمنی و عباسی [13] در تغییر شکل آلیاژ Ti-64 نتیجه مشابهی در رفتار سیلان گزارش کرده و وجود نقطه حداکثری را ناشی از وقوع تبلور مجدد دینامیکی در فاز بتا دانسته‌اند. اما در نرخ کرنش برابر با $1 s^{-1}$ منحنی‌های سیلان برخلاف منحنی‌ها در نرخ کرنش $0.001 s^{-1}$ بدون نقطه حداکثری ظاهر می‌شوند. صاف بودن منحنی‌ها و عدم وجود نقطه تنش حداکثری نشان‌دهنده پدیده بازیابی دینامیکی فاز بتا در نرخ کرنش‌های بالا است. اما در طول تغییر شکل در ناحیه دوفازی، تمام منحنی‌ها نقطه تنش حداکثری و به دنبال آن افت در تنش سیلان را نشان می‌دهند که با توجه به وجود دو فاز می‌تواند حاکی از تحولات ریزساختاری نظیر تغییر کسر حجمی فاز آلفا و بتا در اثر تغییر فاز دینامیکی، تغییر مورفولوژی فاز آلفا نظیر کروی شدن و موجی شدن لایه‌های آلفا باشد. یک نکته قابل ذکر در مورد رفتار منحنی‌ها در دمای $1000^{\circ}C$ ، تفاوت شکل منحنی در نرخ کرنش پایین و بالا است. بر اساس شکل‌ها منحنی سیلان در دمای $1000^{\circ}C$ و نرخ کرنش $0.001 s^{-1}$ دارای یک نقطه تنش حداکثری واضح است که با افزایش کرنش نرمی سیلان اتفاق می‌افتد اما با افزایش نرخ کرنش به $1 s^{-1}$ ، این نقطه تنش حداکثری کاملاً از بین رفته و منحنی مشابه با منحنی‌های ناحیه تک فاز صاف است. این پدیده می‌تواند بیانگر تغییر فاز دینامیکی فاز آلفا به بتا و وقوع بازیابی دینامیکی در ریزساختار باشد. در پدیده تغییر فاز دینامیکی، به سبب کرنش دمای تغییر

اختلاف تنش منحنی در حالت اصلاح نشده و اصلاح شده محاسبه می‌شود. در شکل (۳-ب) و (۳-ج) منحنی‌های سیلان قبل و بعد از اصلاح اثر گرمای تغییر شکل نشان داده شده است. براساس مقایسه بین منحنی‌های سیلان اصلاح شده و منحنی‌های حاصل از آزمایش تجربی، اختلاف دما منجر به افزایش مقاومت به تغییر شکل، به خصوص در دماهای پایین می‌شود. علاوه بر این موقعیت تنش ماکزیمم (تنش پیک) تغییر نمی‌کند، بنابراین اصلاح دمای تغییر شکل قواعد ماکرو سکوپوی از تغییر شکل را تغییر نمی‌دهد. در کرنش‌های کم تفاوت دو منحنی بسیار کم است، اما با افزایش کرنش، منحنی اصلاح شده به طور قابل توجهی بالاتر از منحنی اصلاح نشده قرار می‌گیرد. منحنی‌های تنش حقیقی - کرنش حقیقی حاصل از آزمون فشار برای دماهای مختلف و دو نرخ کرنش $0.001 s^{-1}$ و $1 s^{-1}$ پس از اصلاح اثر گرمای تغییر شکل در شکل (۴) نشان داده شده است. بر اساس شکل‌ها، پارامترهای تغییر شکل بر منحنی‌های سیلان اثر گذار است. به طور کلی، تنش‌های سیلان با افزایش دمای تغییر شکل کاهش می‌یابد و با افزایش نرخ کرنش افزایش می‌یابد. کاهش تنش سیلان با افزایش دما، را می‌توان به فعال سازی حرارتی که منجر به تسریع فرایندهای نفوذ در دماهای بالا می‌شود نسبت داد [22]. برای تمام وضعیت‌های تغییر شکل، در ابتدای آزمون فشار، سطح تنش بدون تغییر قابل توجه در کرنش افزایش یافته و به یک مقدار تنش حداکثر می‌رسد. این افزایش سطح تنش با افزایش کرنش به اثر کرنش سختی ناشی از تولید و تجمع ناهنجاری‌ها مرتبط است. تنش حداکثر در تمام وضعیت‌ها در کرنش‌هایی کمتر یا برابر با 0.1 مشاهده می‌شود. در ادامه فرایند و با افزایش کرنش، سطح تنش سیلان کاهش یافته و کار نرمی اتفاق می‌افتد و نمودار به یک حالت صاف و پایدار می‌رسد. نرمی سیلان به دلیل ترکیبی از اثر گرمای تغییر شکل و پدیده‌های ریزساختاری است، که در دماهای پایین مشهودتر است. با توجه به اینکه اثر گرمای تغییر شکل از منحنی‌ها حذف شده دلیل نرمی می‌تواند تحولات ریزساختاری نظیر تغییر کسر حجمی و مورفولوژی فاز آلفا برای ناحیه دوفازی و نیز پدیده بازیابی و تبلور مجدد فاز بتا برای ناحیه تک فازی باشد [23]. یک تفاوت قابل توجه در شکل کلی از منحنی‌های تنش - کرنش تفاوت مقدار نرمی سیلان است. نرمی سیلان که به صورت اختلاف تنش حالت پایدار با تنش پیک تعریف می‌شود برای

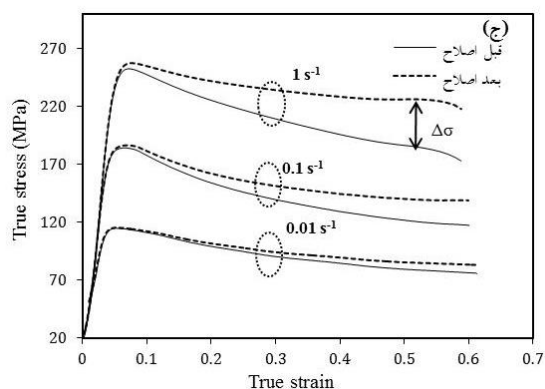
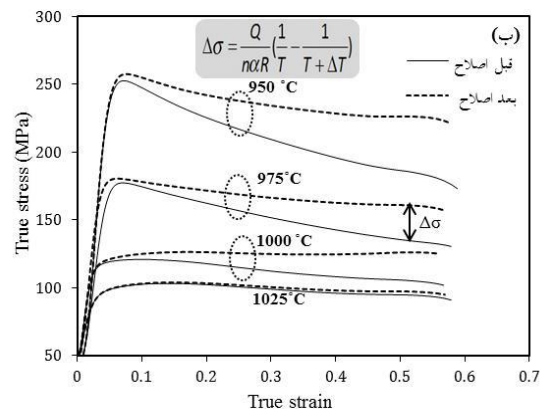
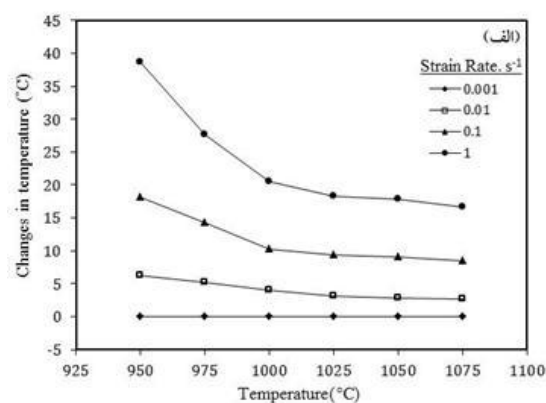


شکل ۴ منحنی‌های تنش حقیقی- کرنش حقیقی برای آلیاژ Ti-811 در دو نرخ کرنش، (الف) 0.001 s^{-1} و (ب) 1 s^{-1}

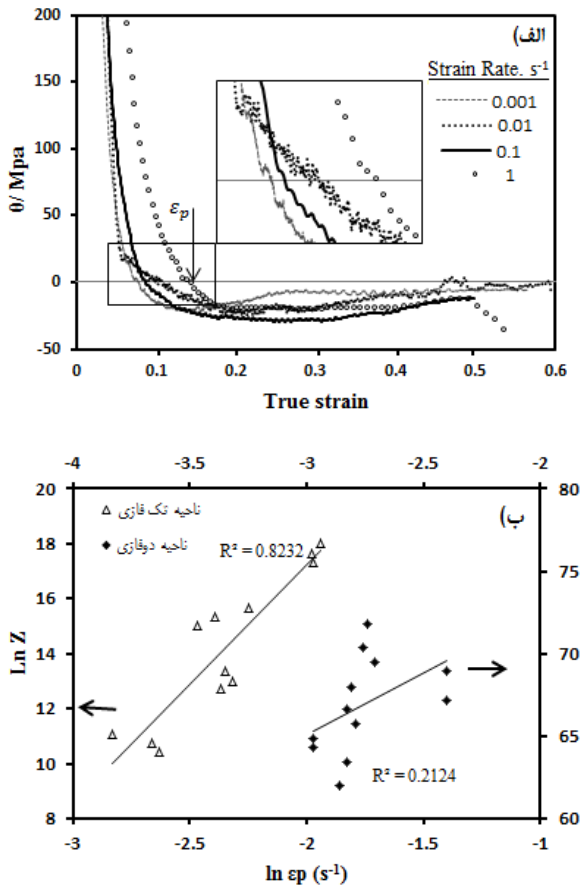
تحلیل ترمودینامیکی نتایج مکانیکی

تغییرات نرخ کارسختی (θ) یا همان شیب منحنی تنش-کرنش) با کرنش در شکل (۵) می‌تواند وقوع یا عدم وقوع تبلور مجدد را مشخص کند. در شکل (۵) منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش برای دمای 1075°C به عنوان نماینده ناحیه تک فازی رسم شده است. بر اساس شکل برای تمام وضعیتها، مقدار پارامتر θ در ابتدا زیاد است که نشان دهنده غلبه کارسختی در مراحل اولیه تغییر شکل است، اما با افزایش کرنش نرخ کارسختی کاهش یافته و به صفر می‌رسد. کرنشی که در آن نرخ کارسختی برابر با صفر می‌شود به عنوان کرنش حداکثری تعریف می‌شود، که در شکل با فلش ϵ_p مشخص شده است و نقطه آغازین نرمی سیلان است. در ادامه و با افزایش بیشتر کرنش، نرخ کارسختی همچنان کاهش یافته و منفی می‌شود که نشان دهنده وقوع پدیده‌های ریزساختاری منجر به نرمی سیلان است. بر اساس نتایج ارائه شده در تحقیقات [13,27] وقتی منحنی‌های نرخ کارسختی در نرخ

شکل افزایش یافته و شرایط برای تشکیل فاز پایدار در دمای بالا (فاز بتا) را فراهم می‌آورد [22]. علاوه بر شکل ظاهری منحنی‌های سیلان، بر اساس پارامترهای دیگری نظیر تغییرات نرخ کارسختی و نیز محاسبه تنش بحرانی می‌توان وقوع پدیده‌های تبلور مجدد و بازیابی دینامیکی را مورد بررسی قرار داد که در ادامه آورده شده است.



شکل ۳ (الف) تغییرات دمایی ناشی از تغییر شکل در دماها و نرخ- کرنش‌های مختلف، (ب) تغییرات منحنی‌های سیلان بعد از اصلاح اثر گرمای تغییر شکل در دماهای مختلف و نرخ کرنش ثابت 1 s^{-1} ، (ج) تغییرات منحنی‌های سیلان در نرخ کرنش‌های مختلف و دمای ثابت 950°C



شکل ۵ (الف) منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش در دمای 1075°C و (ب) ارتباط بین کرنش حداکثری و پارامتر زنر هولمان

در آخر رسم منحنی‌های نرخ کارسختی و قرینه مشتق آن نسبت به تنش، به ترتیب وقوع بازیابی یا تبلور مجدد در ریز ساختار و تنش بحرانی برای شروع آنها در ناحیه تک فازی و تأیید گفته‌های پیشین را مشخص می‌کند. در شکل (۶) منحنی تغییرات نرخ کارسختی بر حسب تنش برای دمای 1050°C و نرخ کرنش 0.1 s^{-1} مشاهده می‌شود، منحنی از سه بخش تشکیل شده است که دو بخش آن تقریباً خطی و بخش سوم غیرخطی است. برای بخش خطی اول، در تنش‌های کم با افزایش سطح تنش نرخ کارسختی با سرعت کاهش می‌یابد. به عبارتی شیب بخش اول با رسیدن به یک کرنش بحرانی کاهش یافته و بخش خطی دوم آغاز می‌شود. این کرنش، در حقیقت کرنشی است که تشکیل دانه‌های فرعی آغاز شده و بازیابی دینامیکی آغاز می‌شود که در شکل (۶) با فلش مشخص شده است. پس از این نقطه شیب منحنی همچنان کاهش می‌یابد تا در انتهای ناحیه خطی دوم و رسیدن به تنش بحرانی (σ_c)، تبلور مجدد دینامیکی آغاز

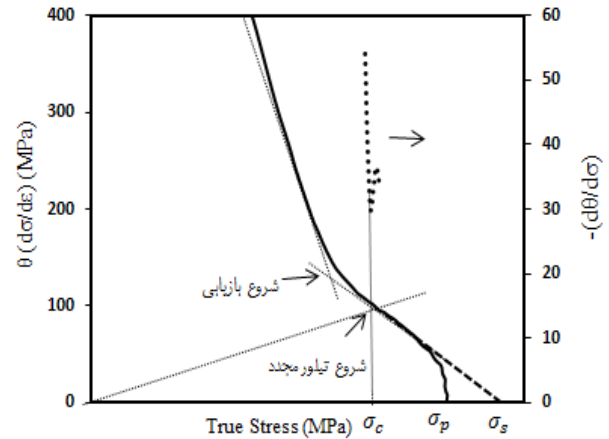
کرنش‌های مختلف همگی در یک کرنش تقریباً یکسان به صفر برسند، این عامل منعکس‌کننده کرنش حداکثری یکسان برای تمامی نرخ کرنش‌ها است. بنابراین، کرنش حداکثری برای شروع نرمی سیلان به نرخ کرنش و در نتیجه به پارامتر زنر هولمان وابسته نیست. چنین رفتاری در تضاد با آلیاژی است که تبلور مجدد در آن اتفاق می‌افتد. اما زمانی که در ریزساختار تبلور مجدد دینامیکی اتفاق بیفتد منحنی‌های نرخ کارسختی در کرنش‌های مختلف به صفر می‌رسند، به عبارتی کرنش حداکثری وابسته به نرخ کرنش و در نتیجه وابسته به پارامتر زنر هولمان است. منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش برای دمای 1075°C در کرنش‌های متفاوت به صفر رسیده است که نشان‌دهنده وقوع تبلور مجدد در ریزساختار است. همچنین می‌توان به کمک رابطه (۳) مقدار پارامتر زنر هولمان را محاسبه کرده و مقادیر پارامتر زنر بر حسب کرنش پیک را رسم کرد.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

در این رابطه Q انرژی فعال‌سازی است که از داده‌های حاصل از منحنی‌های سیلان محاسبه می‌شود، T دمای تغییر شکل بر حسب کلونین و R ثابت گازها است. مقادیر انرژی فعال‌سازی برای ناحیه دوفازی و تک فازی متفاوت و به ترتیب برابر با 730 kJ و 194 kJ است که با جایگذاری این مقادیر و مقادیر نرخ کرنش در رابطه پارامتر زنر محاسبه می‌شود. شکل (۵-ب) وابستگی کرنش پیک به پارامتر زنر هولمان برای ناحیه دوفازی و تک فازی را نشان می‌دهد که بر اساس شکل مشخص است در ناحیه تک فازی بین کرنش حداکثری و پارامتر زنر هولمان رابطه برقرار است در حالی که در ناحیه دوفازی ارتباط وجود ندارد. بنابراین نرمی سیلان در ناحیه دو فازی ناشی از پدیده‌هایی جز تبلور مجدد است، اما نرمی سیلانی که در منحنی‌های تنش-کرنش ناحیه تک فازی مشاهده می‌شود ناشی از تبلور مجدد و بازیابی دینامیکی حین تغییر شکل است. همان‌طور که در منحنی‌های سیلان نیز مشاهده شد برای ناحیه تک فازی منحنی‌ها در نرخ کرنش 0.001 s^{-1} دارای نقطه تنش حداکثری هستند که با افزایش نرخ کرنش به 1 s^{-1} منحنی‌ها صاف و بدون نقطه حداکثری ظاهر می‌شوند که نشان‌دهنده غلبه بازیابی دینامیکی است.

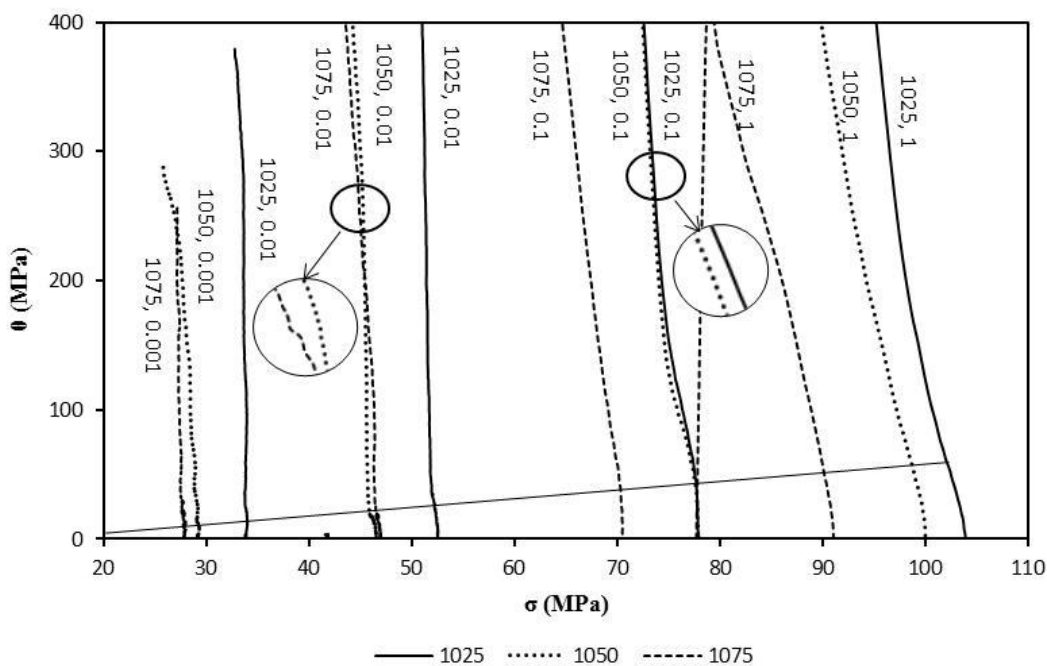
بخش خطی نمودار، محور تنش را در تنش اشباع (σ_s)، که برای پیش‌بینی فرایند بازیابی به کار می‌رود، قطع می‌کند. بر اساس این توضیحات اگر در ساختار تبلور مجدد دینامیکی اتفاق بیفتد، منحنی θ - σ در شکل (۶) به صورت خط پر است، اما اگر بازیابی دینامیکی اتفاق بیفتد منحنی به صورت خط چین است [۲۸]. منحنی‌های تغییرات نرخ کارسختی بر حسب تنش در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف به صورت مجموع در شکل (۷) نشان داده شده است. همان‌طور که در این شکل مشاهده می‌شود در تمامی دماها و در نرخ کرنش‌های کمتر از 0.1 s^{-1} شکل ظاهری منحنی‌ها مشابه با منحنی وقوع تبلور مجدد است، اما با افزایش نرخ کرنش به 1 s^{-1} تغییر شیب منحنی‌ها نشان‌دهنده رفتار بازیابی دینامیکی است. قابل ذکر است که با افزایش دما تمایل به بازیابی بیشتر و تبلور مجدد کمتر می‌شود. همچنین به طور کلی با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش (افزایش مدت زمان پخش حرارت) به دلیل کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها در اثر بازآرایی و حذف، نرخ کارسختی کاهش می‌یابد. نتایج مشابه در تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-64 توسط پورتانویید و همکاران [29] گزارش شده است.

شود. تنش بحرانی برای هر وضعیت تغییر شکل برابر با تنش است که در آن منحنی قریبه مشتق نرخ کارسختی (منحنی نقطه‌چین) بر حسب تنش یک نقطه حداقل را نشان دهد.



شکل ۶ منحنی‌های تغییرات نرخ کارسختی Ti-811 (منحنی خط پر) و مشتق آن (منحنی نقطه‌چین) نسبت به تنش حقیقی در دمای 1050°C و نرخ کرنش 0.1 s^{-1}

پس از این نقطه، نرخ کارسختی دوباره با سرعت بیشتری کاهش یافته و به نقطه تنش حداکثری (σ_p)، که در آن نرخ کارسختی برابر با صفر است، می‌رسد. در نهایت برون‌یابی از

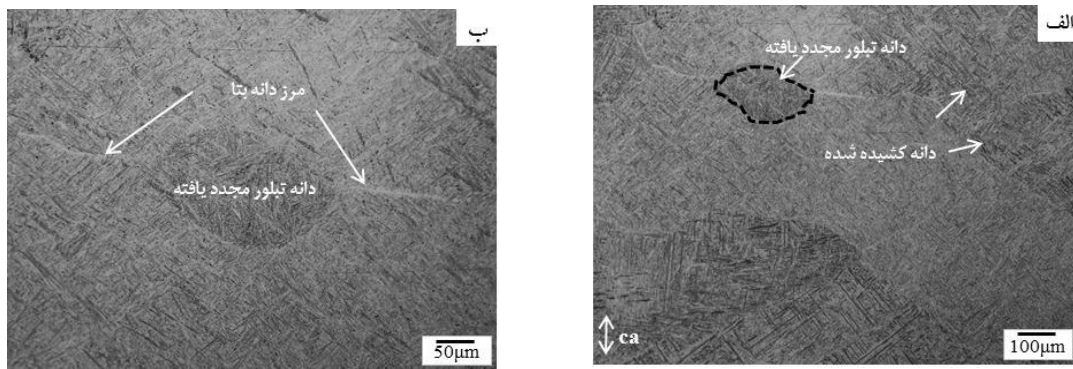


شکل ۷ تغییرات نرخ کارسختی آلیاژ Ti-811 در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت

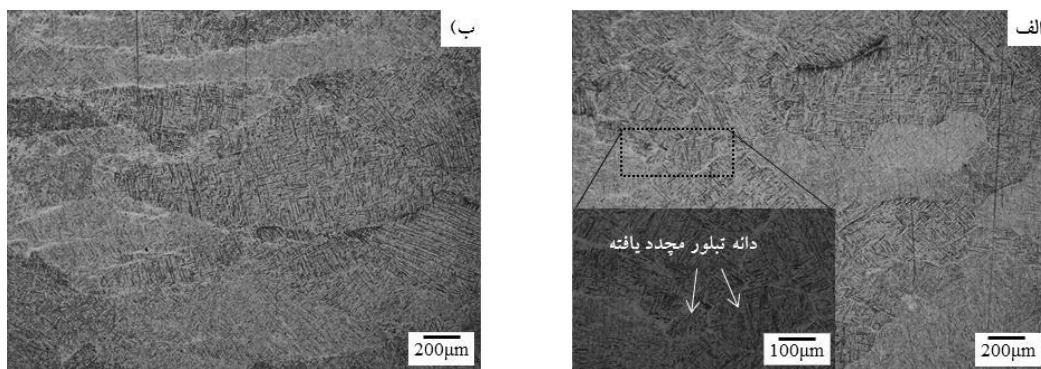
مشاهدات ریزساختاری

تحلیل‌های مکانیکی به خوبی نشان داد که در ناحیه تک فاز بتا دو پدیده بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی به ترتیب در نرخ کرنش‌های بالا و پایین اتفاق می‌افتد، در ادامه تصاویر ریزساختاری نیز تأیید کننده این پدیده‌ها در ناحیه تک فاز هستند. تصاویر ریزساختار ناحیه تک فاز بتا برای دمای 1050°C و نرخ کرنش 0.001 s^{-1} در شکل (۸) نشان داده شده است. بر اساس شکل در نرخ کرنش 0.001 s^{-1} ریزساختار شامل دانه‌های کشیده شده (Elongated grain) فاز بتا است که با دانه‌های کوچک حاصل از تبلور مجدد (Rex grain) احاطه شده‌اند. وجود این ریزساختار تأیید کننده وقوع تبلور مجدد در ناحیه تک فاز بتا است. قابل ذکر است که دانه‌های کوچک تبلور مجدد کسر حجمی کمی از ریزساختار را به خود اختصاص می‌دهند که دلیل آن نرخ بالای بازیابی و نفوذ در خود سریع فاز بتا است [25,28]. ریزساختار برای دمای 1075°C در دو نرخ کرنش 0.001 s^{-1} و 1 s^{-1} در شکل (۹) نشان داده شده است. بر اساس شکل‌ها در نرخ کرنش 0.001 s^{-1} ریزساختار شامل دانه‌های کوچک تبلور مجدد است که با افزایش نرخ کرنش به 1 s^{-1} تنها دانه‌های کشیده شده قابل مشاهده است که نشان از وقوع بازیابی دینامیکی است. دلیل این پدیده اثر زمان با تغییر نرخ کرنش است، در نرخ کرنش‌های پایین زمان کافی برای رشد دانه‌های تبلور مجدد وجود دارند اما در نرخ کرنش بالا هرچند چگالی نابه‌جایی بالاتر است اما به دلیل زمان کوتاه تغییر شکل تنها بازآرایی نابه‌جایی‌ها اتفاق می‌افتد و دانه‌های جدید ایجاد نمی‌شود یا در صورت ایجاد، فرصت کافی برای رشد ندارد. تحقیقات دیگر در زمینه تغییر شکل آلیاژهای تیتانیوم در محدوده تک فاز بتا نیز هر چند وقوع تبلور مجدد دینامیکی را گزارش کرده‌اند اما بیان داشته‌اند که دانه‌های حاصل از تبلور مجدد کسر کمی از ریزساختار را به خود اختصاص می‌دهند. جهازی و همکاران [11] و وانجارا و همکاران [30] در تغییر شکل گرم آلیاژ نزدیک آلفا IMI834 بازیابی دینامیکی در کنار تبلور مجدد جزئی را به عنوان مکانیزم‌های تغییر شکل در دماهای بالاتر از استحاله بتا گزارش کرده‌اند. هان و همکاران [31] در تغییر شکل آلیاژ نزدیک آلفا، Ti600 وقوع بازیابی دینامیکی در وضعیت بتا فورج را تأکید کرده‌اند. وقوع بازیابی به ساختار bcc و نیز انرژی نقص چیده شدن بالا از فاز بتا مربوط است [32]. در ادامه شکل (۱۰) ریزساختار دماهای 1025°C ، 1000°C و 975°C را نشان می‌دهد. همان طور که پیش از این گفته شد دمای استحاله بتا برای این آلیاژ برابر با

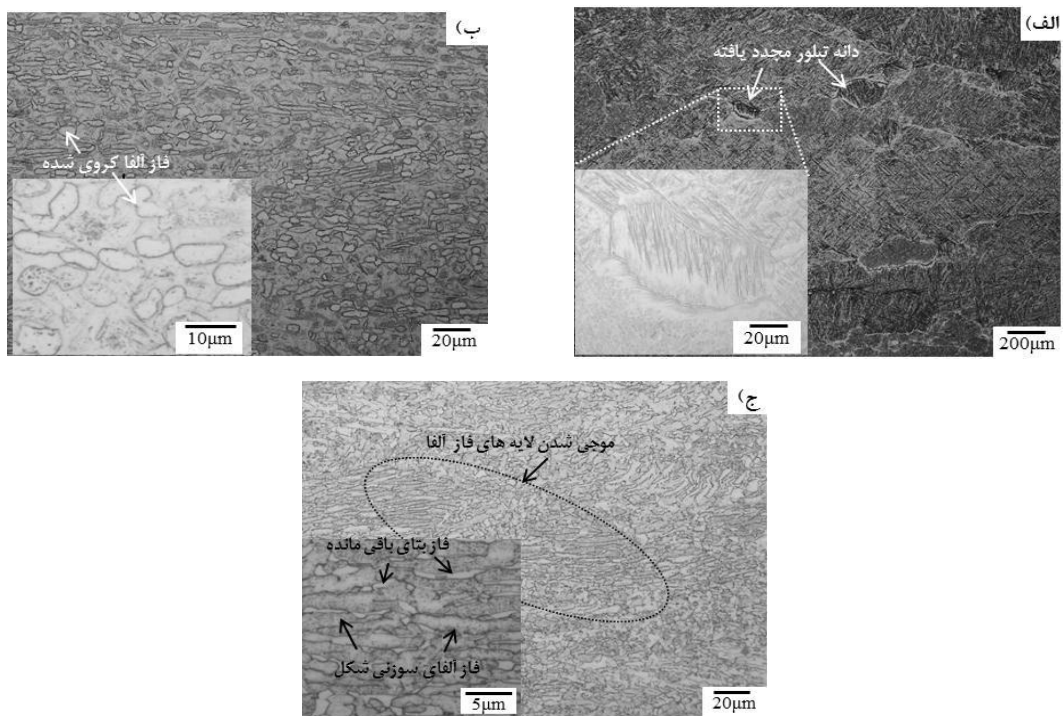
1030°C تخمین زده شد؛ بنابراین ریزساختار دمای 1025°C باید شامل دو فاز آلفا و بتا باشد اما مشاهدات ریزساختاری (شکل ۱۰-الف) برای این دما مشابه با دماهای ناحیه تک فاز بتا است. دلیل این پدیده تغییر فاز دینامیکی ناشی از کرنش است. در این پدیده گرمای حاصل از تغییر شکل منجر به افزایش دمای تغییر شکل به بالاتر از دمای استحاله بتا شده که در نتیجه آن فاز آلفا به فاز بتا تبدیل می‌شود و بعد از کوئینچ مشابه با وضعیت بتا آیل ساختار لایه‌ای مشاهده می‌شود. در مورد دمای 1025°C این پدیده سبب شده که با افزایش دما به بالاتر از دمای استحاله تمام فاز آلفا به فاز بتا تبدیل شود که بعد از تغییر شکل و کوئینچ به صورت دانه‌های کشیده شده از فاز بتا مشاهده می‌شود. لازم به ذکر است که مشابه با ناحیه تک فاز بتا در نرخ کرنش 0.001 s^{-1} تبلور مجدد اتفاق افتاده و منحنی سیلان نیز نقطه حداکثری را نشان می‌دهد و در نرخ کرنش 1 s^{-1} بازیابی اتفاق افتاده که منحنی سیلان نیز صاف و بدون نقطه حداکثری ظاهر شده است (شکل ۴-ب). شکل (۱۰-ب) و (۱۰-ج) نشان‌دهنده ریزساختار ناحیه دو فازی برای دو دمای 1000°C و 950°C هستند که کروی شدن آلفای لایه‌ای به عنوان اصلیت‌ترین پدیده مطرح است که با عنوان تبلور مجدد هندسی نیز شناخته می‌شود. در دمای 1000°C کروی شدن لایه‌های آلفا کامل و واضح است اما با کاهش دما از 1000°C به 950°C تنها موجی شدن لایه‌های آلفا که به عنوان مراحل مقدماتی برای کروی شدن به شمار می‌روند، مشاهده می‌شوند. همچنین کاهش کسر حجمی فاز آلفا با افزایش دما نشان از تغییر فاز دینامیکی فاز آلفا به بتا در حین تغییر شکل است. محاسبات نشان داد که کسر حجمی فاز آلفا برای دمای 950°C برابر با ۸۱٪ است که با افزایش دما به 1000°C به ۲۱٪ کاهش می‌یابد. در تحلیل منحنی‌های سیلان گفته شد که در دمای 1000°C و نرخ کرنش 1 s^{-1} ، منحنی صاف و بدون افت در تنش است، که دلیل آن افزایش قابل توجه کسر فاز بتا در اثر تغییر فاز دینامیکی است به طوری که در این نرخ کرنش کسر فاز بتا برابر با ۸۸٪ محاسبه شد. بر اساس نتایج ارائه شده در مورد رفتار تغییر شکل آلیاژ Ti-811 و با توجه به کاربرد این آلیاژ برای پره‌های توربین‌ها و کمپرسورها دمای 1000°C می‌تواند دمای مناسب برای تغییر شکل باشد. در ساخت این پره‌ها نیاز به ساختار بایمودال از فاز آلفا و بتا است که ساختار لایه‌ای تأمین‌کننده مقاومت به خزش بالا و فاز آلفای هم محور تأمین‌کننده مقاومت به خستگی سیکل بالا است که این مهم در ریزساختار دمای 1000°C محقق شده است و فاز آلفای هم محور در زمینه‌ای از فاز بتای لایه‌ای قرار گرفته است.



شکل ۸ ریزساختار دمای 105°C و نرخ کرنش 0.001 s^{-1} حضور دانه‌های کشیده شده در جهت عمود بر محور فشار و دانه‌های کوچک تبلور مجدد روی مرزدانه‌ها



شکل ۹ ریزساختار در دمای 1075°C و نرخ کرنش (الف) 0.001 s^{-1} (ب) 1 s^{-1}



شکل ۱۰ ریزساختار حاصل از تغییر شکل در نرخ کرنش ثابت 0.001 s^{-1} و دماهای (الف) 1025°C ، (ب) 1000°C ، (ج) 975°C

نتیجه گیری

برای دماهای ناحیه دو فازی کرنش حداکثری تقریباً ثابت است که این موضوع تأییدکننده وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ناحیه تک فاز بتا و وقوع تحولاتی غیر تبلور مجدد در ناحیه دو فازی است.

۴. منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب تنش نشان داد که برای ناحیه تک فازی در نرخ کرنش‌های کمتر از $0.1 s^{-1}$ تبلور مجدد دینامیکی و در نرخ کرنش‌های بالاتر از $0.1 s^{-1}$ بازیابی دینامیکی اتفاق می‌افتد.

۵. در ناحیه دو فازی پدیده کروی شدن و موجی شدن لایه‌های آلفا در کنار تغییر فاز دینامیکی ناشی از کرنش مهم‌ترین پدیده‌های ریزساختاری هستند.

۶. بر اساس نتایج ارائه شده در مورد رفتار تغییر شکل آلیاژ Ti-811 و با توجه به کاربرد این آلیاژ برای پره‌های توربین موتور جت دمای $1000^{\circ}C$ می‌تواند دمای مناسب برای تغییر شکل باشد.

تقدیر و تشکر

در این پژوهش رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Ti-811 با استفاده از آزمون فشار گرم در محدوده دمایی $950^{\circ}C$ تا $1075^{\circ}C$ و نرخ کرنش 0.001 تا $1 s^{-1}$ تحت کرنش ثابت 0.6 مورد مطالعه قرار گرفت. مهم‌ترین نتایج حاصل از این تحقیق را می‌توان به صورت زیر عنوان نمود.

۱. منحنی‌های سیلان نشان داد که برای تمامی دماها پس از نقطه حداکثر تنش نرمی سیلان اتفاق می‌افتد، که با توجه به حذف اثر گرمای تغییر شکل از منحنی‌ها تحولات ریزساختاری سبب این پدیده است.

۲. تمامی دماهای ناحیه تک فاز در نرخ کرنش $0.001 s^{-1}$ نقطه تنش حداکثری را در کرنش‌هایی کمتر از 0.1 نشان دادند که پس از آن منحنی دچار افت تنش شده و در نهایت به حالت پایدار تبدیل می‌شود که این نشانه‌ها مشابه با وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ریزساختار است.

۳. تحلیل‌های مکانیکی نظیر منحنی‌های نرخ کارسختی بر حسب کرنش نشان داد که کرنش حداکثری برای دماهای ناحیه تک فاز متفاوت و وابسته به پارامتر زرن هولمان است در حالی که

مراجع

- [1] L. J. Huang, L. Geng, A. B. Li, X. P. Cui, H. Z. Li, and G. S. Wang, "Characteristics of hot compression behavior of Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy with an equiaxed microstructure", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 505, pp. 136–143, (2009).
- [2] Z. Ding, Z. Jiao, *Metallic Materials for Making Multi-Scaled Metallic Parts and Structures*, Elsevier Ltd. vol. 1, pp. 1-20, (2020).
- [3] I. J. Polmear, *Light Alloys*, 4th ed. Melbourne, Australia, (2006).
- [4] H. G. Wang, F. Wang, and Y. P. Song, "Effects of heat treatment on microstructures and properties of Ti811 alloys", *Applied Mechanics and Materials*, vol. 119, pp. 1032–1035, (2012).
- [5] X. Shi, W. Zeng, Y. Long, and Y. Zhu, "Microstructure evolution and mechanical properties of near- α Ti-8Al-1Mo-1V alloy at different solution temperatures and cooling rates", *Journal of alloys and compounds*, vol. 727, pp. 555–564, (2017).
- [6] B. Saha, B. Jana, J. S. Yadav, and C. H. R. Krishna, "Development and certification of Ti-8Al-1Mo-IV alloy for HP compressor blades for Adour engine applications", *Bulletin of Materials Science*, vol. 19, pp. 661–669, (1996).
- [7] G. S. Prabhunandan and H. V. Byregowda, "Study on Ti-8Al-1Mo-1V Alloy (Near Alpha Alloy) Steam Turbine Rotor Blade using FEA", *Proceedings of the 4th International Conference on Multidisciplinary Research & Practice*

- (41CMRP-2017), India. vol. 3, pp. 28–30, (2017).
- [8] G. J. Tchein *et al.*, "Analytical modeling of hot behavior of Ti-6Al-4V alloy at large strain", *Materials Design*, vol. 161, pp. 114–123, (2019).
- [9] H. Matsumoto, K. Yoshida, S. H. Lee, Y. Ono, and A. Chiba, "Ti-6Al-4V alloy with an ultrafine-grained microstructure exhibiting low-temperature-high-strain-rate superplasticity", *Materials Letters*, vol. 98, pp. 209–212, (2013).
- [10] M. Zakaria and X. Wu, "Response of titanium alloys to high strain rate deformation", *Materials Science and Technology*, vol. 21, pp. 225–231, (2005).
- [11] P. Vo, M. Jahazi, and S. Yue, "Recrystallization during thermomechanical processing of IMI834", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39, pp. 2965–2980, (2008).
- [12] S. Luo, D. Zhu, L. Hua, D. Qian, S. Yan, and F. Yu, "Effects of Process Parameters on Deformation and Temperature Uniformity of Forged Ti-6Al-4V Turbine Blade", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 25, pp. 4824–4836, (2016).
- [13] A. Momeni and S. M. Abbasi, "Effect of hot working on flow behavior of Ti-6Al-4V alloy in single phase and two-phase regions", *Materials Design*, vol. 31, pp. 3599–3604, (2010).
- [14] X. Zhou, K. Wang, S. Lu, X. Li, R. Feng, and M. Zhong, "Flow behavior and 3D processing map for hot deformation of Ti-2.7Cu alloy", *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, pp. 2652–2661, (2020).
- [15] K. Yang *et al.*, "Very high cycle fatigue behaviors of a turbine engine blade alloy at various stress ratios", *International Journal of Fatigue*, vol. 99, pp. 35–43, (2017).
- [16] S. Cao, C. Voon, S. Lim, B. Hinton, and X. Wu, "Cracking properties of a Ti-8Al-1Mo-1V alloy", *Corrosion science*, vol. 7, pp. 1–12, 2016.
- [17] R. Boyer and G. Welsch, *Materials Properties Handbook : Titanium Alloys*, 4th ed, (2007).
- [18] H. Monajati, M. Jahazi, S. Yue, and A. K. Taheri, "Deformation Characteristics of Isothermally Forged UDIMET 720 Nickel-Base Superalloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 36, pp. 895–905, (2005).
- [19] Y. Ma, F. Zhao, J. He, and J. Wang, "Correction of Flow Stress for Hot Compression of INCO718 Alloy," *International Conference on Manufacturing Science and Engineering (ICMSE 2015)*, China, pp. 1431–1436, (2015).
- [20] B. Guo, S. L. Semiatin, J. J. Jonas, and S. Yue, "Dynamic transformation of Ti-6Al-4V during torsion in the two-phase region", *Journal of Materials Science*, vol. 53, pp. 9305–9315, (2018).
- [21] J. Koike, Y. Shimoyama, T. Okamura, and K. Maruyama, "Superplasticity assisted by stress-induced phase transformation in Ti-5.5Al-1Fe alloy", *Materials Science Forum*, vol. 304–306, pp. 183–188, (1999).
- [22] Y. Su, F. Kong, F. You, X. Wang, and Y. Chen, "The high-temperature deformation behavior of a novel near- α titanium alloy and hot- forging based on the processing map", *Vacuum*, vol. 173, PP.1-30, (2019).
- [23] Z. X. Zhang, S. J. Qu, A. H. Feng, J. Shen, and D. L. Chen, "Hot deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy: Effect of initial microstructure", *Journal of alloys and compounds*, vol. 718, pp. 170–181, (2017).
- [24] P. Vo, "Flow and microstructure development of a near-alpha titanium alloy during thermomechanical processing", *Thesis Submitted to the Faculty of Graduate Studies and Research in Partial Fulfillment of the Requirements for the*

Degree of Doctor of Philosophy, Canada, (2009).

- [25] P. Wanjara, M. Jahazi, H. Monajati, S. Yue, and J. P. Immariageon, "Hot working behavior of near- α alloy IMI834", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 396, pp. 50–60, (2005).
- [26] R. Amirarsalani, M. Morakabati, and R. Mahdavi "Evaluating Hot Deformation Behavior of W360 Tool Steel By Hot Compression Test", *Journal of Advanced Materials in Engineering*, vol. 40, pp. 113-131, (2021).
- [27] A. Momeni, H. R. Ezatpour, M. Jahazi, P. Bocher, and G. R. Ebrahimi, "Dynamic recrystallization in Monel400 Ni-Cu alloy: Mechanism and role of twinning", *Materials Science and Engineering: A*, vol.744, pp. 376-385, (2018).
- [28] S. M. Abbasi, A. Momeni, Y. C. Lin, and H. R. Jafarian, "Dynamic softening mechanism in Ti-13V-11Cr-3Al beta Ti alloy during hot compressive deformation", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 665, pp. 154-160, (2016).
- [29] J. Porntadawit, V. Uthaisangsuk, and P. Choungthong, "Modeling of flow behavior of Ti-6Al-4V alloy at elevated temperatures", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 599, pp. 212–222, (2014).
- [30] P. Wanjara, M. Jahazi, H. Monajati, and S. Yue, "Influence of thermomechanical processing on microstructural evolution in near- α alloy IMI834", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 416, pp. 300–311, (2006).
- [31] Y. Han, W. Zeng, Y. Qi, and Y. Zhao, "Optimization of forging process parameters of Ti600 alloy by using processing map", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 52, pp. 393–400, (2011).
- [32] G. Lianggang, F. Xiaoguang, Y. Gaofeng, and Y. He, "Microstructure control techniques in primary hot working of titanium alloy bars : A review", *Chinese Journal of Aeronautics*, vol.1, pp. 1-11, (2015).

