

Numerical and Experimental Investigation of Hot Deformation Behavior of Ti6Al4V with an equiaxed α - β microstructure

Hossein Alijanzadeh¹, *Bagher Mohammad Sadeghi², Seyed Hossein Razavi³, Bahman Mirzakhani⁴

1- MSc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

2- Assistant Professor, PhD, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

3- Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

4- Associate Professor, Department of Material Science and Engineering, Faculty of Mechanical Engineering, Shahid Rajaei Teacher Training University, I. R. Iran

Citation: Alijanzadeh H, Mohammad Sadeghi B, Razavi S.H, Mirzakhani B. Numerical and Experimental Investigation of Hot Deformation Behavior of Ti6Al4V with an equiaxed α - β microstructure, Metallurgical Engineering, 2025; 28(2): 72-88 <https://doi.org/10.22076/me.2023.562649.1368>

doi: <https://doi.org/10.22076/me.2023.562649.1368>

ABSTRACT

In this study, the hot deformation behavior of Ti6Al4V alloy with an equiaxed microstructure (α/β) was investigated using the Zener-Hollomon parameter and processing maps. Firstly, the stress-strain curves were derived from the hot compression tests, which were conducted at temperatures of 800 to 950 °C and strain rates ranging from 10^{-3} to 1 s^{-1} . Following the determination of the constants of the constitutive equations ($\ln A$, α , n and Q) by using experimental flow curves, predicted flow curves were plotted. On the other hand, microstructural examinations and hardness tests were performed to reveal the microstructural changes and the heterogeneity index. The SimuFact-Forming (FEM) software was also used to simulate stress and strain distributions and dimensional changes in the test samples, as well as force-displacement curves during the hot compression tests. Based on the comparison results, it can be concluded that the hyperbolic sine equation provides more accurate approximations of the Zener-Hollomon parameter and the flow stress. According to the processing maps, the highest power dissipation efficiency was observed within the temperature range of 900 to 950 °C and the strain rate range of 0.3 to 1. Moreover, the unstable zones of processing map were indicated at low temperatures and strain rates (the temperatures between 800 and 840 °C within a strain rate of 10^{-3} to 0.03). The results showed that the force-displacement curves obtained from finite element simulations were in good agreement with those obtained from experiments.

Keywords: Ti6Al4V Alloy, Equiaxed Microstructure, Hot deformation, Constitutive Equations, Processing Map, Finite Element Simulation.

Received: September 26, 2022

Accepted: November 14, 2023

■ ■
*Corresponding Author:

Bagher Mohammad Sadeghi, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

Tel: +98 (21) 73228862

E-mail: bmsadeghi@iust.ac.ir

بررسی عددی و تجربی رفتار تغییر شکل داغ آلیاژ Ti6Al4V با ریز ساختار هم محور (آلفا/بتا)

حسین علیجانزاده^۱، * باقر محمد صادقی^۲، سید حسین رضوی^۳، بهمن میرزاخانی^۴

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۴- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران

چکیده

در این تحقیق، رفتار تغییر شکل داغ آلیاژ Ti6Al4V با ریز ساختار هم محور دو فاز (آلفا/بتا) با استفاده از پارامتر زئرو-هولومان و نقشه های فرآیند بررسی شد. در ابتدا منحنی های تنش- کرنش حاصل از آزمایش فشار گرم در محدوده دمایی ۸۰۰ تا ۹۵۰°C و در نرخ های کرنش 10^{-2} تا 10^{-1} رسم شدند. پس از تعیین ثوابت معادلات بنیادین (n ، α ، $\ln A$ و Q) با استفاده از نتایج آزمایشگاهی، منحنی های تخمینی سیلان محاسبه شدند. از طرف دیگر بررسی های ریز ساختاری و آزمایش سختی جهت مشاهده تغییرات ریز ساختاری و محاسبه اندیس ناهمگنی انجام شد. با استفاده از نرم افزار المان محدود SimuFact-Forming توزیع تنش و کرنش، تغییرات ابعادی نمونه ها و منحنی نیرو-جابجایی در حین آزمایش فشار گرم شبیه سازی شد. بر اساس نتایج به دست آمده، مشاهده شد که معادله سینوس هایپربولیک در تخمین پارامتر زئرو-هولومان و تنش های سیلان از دقت بیشتری برخوردار است. مطابق نقشه فرآیند ترسیم شده، بیشترین بازدهی توان مصرفی در تمامی کرنش ها، در بازه دمایی ۹۰۰ تا ۹۵۰°C و نرخ کرنش در محدوده 10^{-2} تا 10^{-1} رخ می دهد. علاوه بر این، مناطق ناپایدار در نقشه فرآیند، غالباً در دماها و نرخ های کرنش پایین (دمای ۸۰۰ تا ۸۴۰°C و نرخ کرنش 10^{-2} تا 10^{-1} S⁻¹) مشاهده شدند. همچنین نتایج نشان داد که تطابق خوبی بین منحنی های نیرو-جابجایی به دست آمده از شبیه سازی المان محدود و نتایج مشابه تجربی وجود دارد.

واژه های کلیدی: آلیاژ Ti6Al4V، ریز ساختار هم محور، تغییر شکل داغ، معادلات بنیادین، نقشه فرآیند، شبیه سازی المان محدود.

دریافت: ۱۴۰۱/۰۷/۰۴ | پذیرش: ۱۴۰۲/۰۸/۲۳

۱. مقدمه

می شود. دلیل این امر تا حدی مربوط به تنش تسلیم بالا و مدول الاستیک پایین آنها است. تلفیق این خواص منجر به کرنش الاستیک زیادی می شود که پس از آزاد شدن بار در عملیات شکل دهی بازیابی می شود. این کرنش الاستیک تحت عنوان برگشت فنری^۱ شناخته می شود. برگشت فنری در دستیابی به ابعاد نهایی دلخواه پس از عملیات شکل دهی، مشکل ایجاد می کند [۳]. یکی از مهمترین آلیاژهای تیتانیوم، آلیاژ Ti6Al4V می باشد که در زمره آلیاژهای تیتانیوم آلفا/بتا قرار دارد. دو حوزه کاربردی کلاسیک برای آلیاژهای تیتانیوم به ویژه آلیاژ Ti6Al4V وجود دارد؛ قطعات بدنه هواپیما و اجزای موتورهای هوایی. این کاربردها از خواص مکانیکی خوب و چگالی کم

تیتانیوم و آلیاژهای آن از فلزات نسبتاً جدید مهندسی به شمار می روند، زیرا کاربردهای آنها به عنوان فلز سازه ای از سال ۱۹۵۲ شروع شد. آلیاژهای تیتانیوم به علت خواصی از قبیل نسبت بالای استحکام به وزن، خواص بالا در دماهای زیاد تا حدود ۵۰۰°C و مقاومت عالی به خوردگی، به خصوص در محیط های اکسید کننده و محیط های دارای کلر و در اغلب محیط های طبیعی کاربرد زیادی دارند. آلیاژهای تیتانیوم برحسب فازهای موجود در ساختار آنها طبقه بندی می شوند که عبارتند از؛ آلیاژهای تیتانیوم آلفا، آلیاژهای تیتانیوم آلفا/بتا، آلیاژهای بتا [۱-۳]. شکل دهی تیتانیوم به طور گسترده، دشوار پنداشته

1 Springback

* نویسنده مسئول:

دکتر باقر محمد صادقی

نشانی: دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

تلفن: ۹۸۲۲۸۸۶۲ (۲۱) ۹۸

پست الکترونیکی: bmsadeghi@just.ac.ir

جدول ۱: ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti6Al4V استفاده شده در این تحقیق (برحسب درصد وزنی)

عنصر	Ti	W	Sn	Si	C	Cr	Fe	V	Al
بقیه	<۰/۰۱	۰/۰۲۷	۰/۰۲	۰/۰۱۵	۰/۰۳	۰/۲۲	۴/۱۷	۶/۴	مقدار

۲. مواد و روش تحقیق

ماده مورد استفاده در این پژوهش، آلیاژ Ti6Al4V می‌باشد که در جدول (۱) ترکیب شیمیایی آن آورده شده است. مطابق منابع علمی [۳] دمای انتقالی فاز بتا در این آلیاژ در حدود 995°C گزارش شده است.

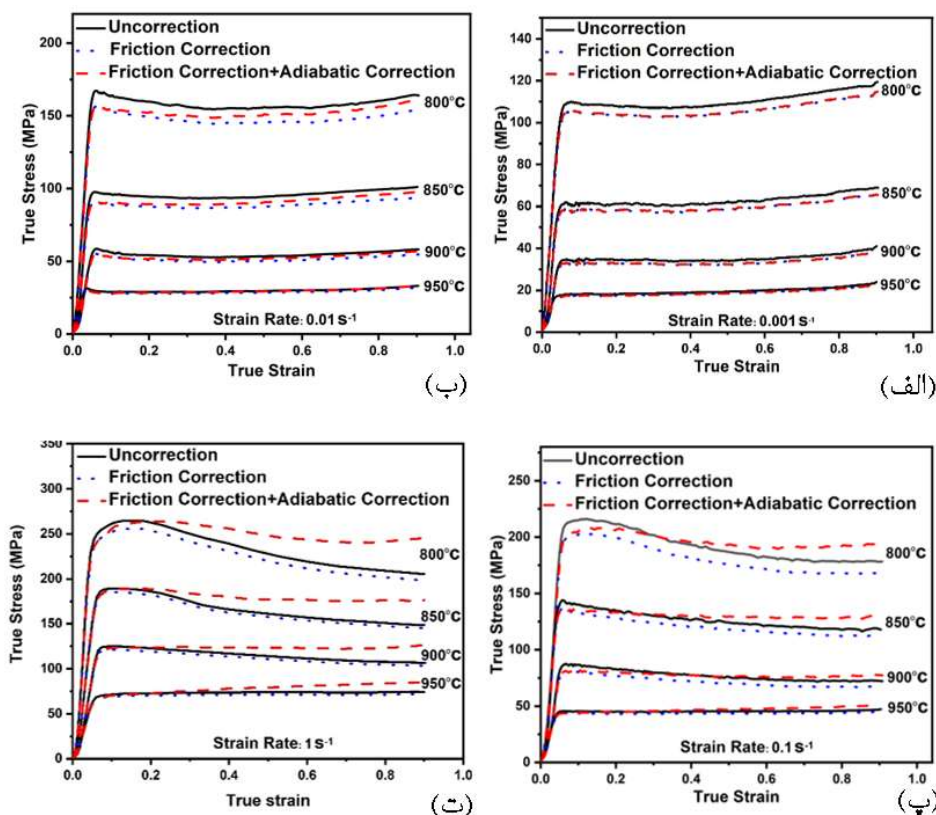
در این تحقیق ابتدا بر روی آلیاژ خریداری شده عملیات آنیل در دمای 950°C به مدت ۵ h انجام شد و سپس نمونه‌ها درون کوره سرد شدند. پس از انجام این عملیات، دانه‌های هم‌محور آلفا بزرگتر شده و درصد بیشتری از فاز بتا در فصل مشترک دانه‌های آلفا تشکیل می‌شود. تصاویر و جزییات بیشتر در بخش نتایج مورد بررسی قرار گرفته است.

برای بررسی رفتار کارگرم آلیاژ مورد نظر، از آزمایش فشار گرم استفاده شد. بدین منظور، ابتدا نمونه‌های استوانه‌ای شکل با قطر ۹/۷ mm و ارتفاع ۱۴ mm از یک میلگرد با استفاده از دستگاه وایرکات تهیه شدند. سپس آزمایش فشار گرم در دماهای ۸۰۰ تا 950°C و نرخ‌های کرنش 10^{-3} تا 10^{-1} به کمک دستگاه پرس (مدل Instron 8502) انجام شد. جهت انجام فشار گرم، ابتدا نمونه‌ها درون کوره به مدت ۱۰ دقیقه برای همدم شدن آنها و محیط کوره نگهداری شدند. در ادامه، پس از تغییر شکل، بلافاصله نمونه‌ها در آب کوئنچ شدند. جهت کاهش اصطکاک از ورق میکا در بین سطوح تماس و فک‌های دستگاه استفاده شد.

در نهایت جهت اعتبارسنجی مناطق پایدار و ناپایدار در نقشه فرآیند، بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری بر روی مقطع تعدادی از نمونه‌ها انجام شد. برای این بررسی، ابتدا نمونه‌های بشکه‌ای شده با استفاده از دستگاه میکروکاتر در امتداد ارتفاع نمونه‌ها به دو قسمت مساوی تقسیم شدند. پس از پرداخت سطح نمونه، عملیات حکاکی با استفاده از محلول کرول [۱۰] شامل ۹۲٪ آب مقطر، ۶٪ نیتریک اسید، ۲٪ هیدروفلوئوریک اسید انجام گردید. در آخر نیز برای به محاسبه اندیس ناهمگنی، نواحی مختلف (گوشه‌های ناحیه مستطیلی شکل) یک چهارم مقطع عمودی این نمونه‌ها، آزمایش میکروسختی انجام شد.

آلیاژهای تیتانیوم ناشی می‌شوند. می‌توان گفت ۵۶٪ از کاربردهای تیتانیوم مربوط به آلیاژ Ti6Al4V می‌باشد [۱]. انتخاب فرآیندهای شکل‌دهی برای هر کاربردی به نوع پیچیدگی شکل و نوع آلیاژ تیتانیوم بستگی دارد. برای مثال برای ساخت اجزایی با هندسه پیچیده و یا آلیاژهای تیتانیوم با استحکام بالا (مانند Ti6Al4V) از شکل‌دهی داغ و شکل‌دهی سوپرپلاستیک^۲ (SPF) استفاده می‌کنند [۴]. علارغم شکل‌دهی دشوار آلیاژ Ti6Al4V، به دلیل کاربردهای فراوان صنعتی، بررسی رفتار شکل‌پذیری داغ آن بسیار حائز اهمیت است. از طرفی تلاش برای توسعه کاربرد آلیاژهای تیتانیوم از طریق کاهش قیمت آنها، انگیزه‌ای برای تعیین شرایط بهینه فرآیندی در طی کارگرم است. بنابراین رفتار آلیاژ Ti6Al4V در شرایط کارگرم بطور همزمان مورد مطالعه قرار می‌گیرد تا مکانیزم‌های غالب و موثر بر ریزساختار و خواص مکانیکی نهایی محصول تولید شده را با هدف بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند تعیین کنند. در این تحقیق بر خلاف تحقیقات دیگر [۵-۹] با استفاده از دو روش عددی و تجربی رفتار کارگرم آلیاژ دوفازی Ti6Al4V با ریزساختار هم‌محور بررسی شده است. علارغم تحقیقات گسترده‌ای که در این زمینه انجام شده است، اما به شبیه‌سازی این فرآیند برای اعتبارسنجی نتایج عددی از طریق مقایسه با نتایج تجربی، پرداخته نشده است. لذا در این تحقیق پس از بررسی رفتار سیلان با استفاده از نمودار تنش-کرنش، پیش‌بینی معادلات بنیادین، رسم نقشه فرآیند و بررسی‌های ریزساختاری به بررسی نتایج حاصل از شبیه‌سازی به روش المان محدود^۳ (FEM) توسط نرم‌افزار SimuFact 16.0 پرداخته شده و سپس جهت کمی نمودن ناهمگنی تغییر شکل به محاسبه پارامترهای اندیس ناهمگنی با استفاده از داده‌های کرنش موثر پلاستیک^۴ و قطر نمونه‌های حاصل از نتایج شبیه‌سازی و همچنین نتایج آزمایش میکروسختی و قطر نمونه‌های حاصل از آزمایش تجربی اشاره شده است.

2 Super Plastic Forming
3 Finite Element Method
4 Effective Plastic Strain
5 Kroll



شکل ۱: منحنی‌های تنش-کرنش فشاری برای آلیاژ Ti6Al4V در دما و نرخ‌های کرنش مختلف، الف) 10^{-2} s^{-1} ، ب) 10^{-1} s^{-1} ، پ) 10^{-1} s^{-1} ، ت) 1 s^{-1} .

۳. نتایج و بحث

رفتار سیلان آلیاژ Ti6Al4V در دماهای بالا

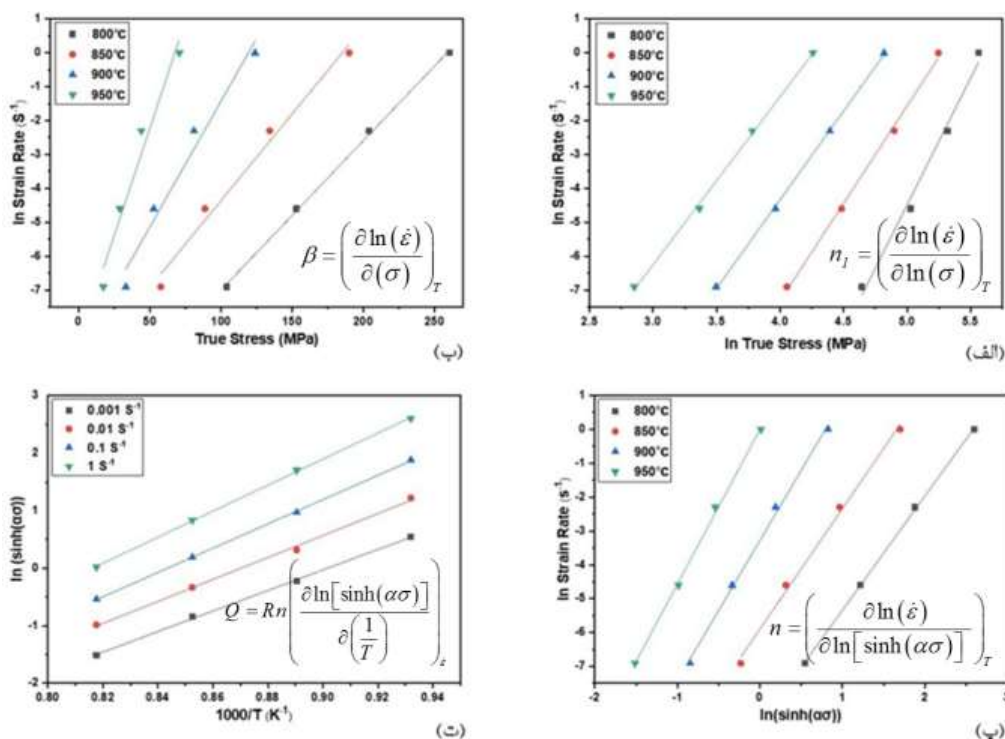
پس از حذف اثر اصطکاک [۱۱] از داده‌های تنش-کرنش حقیقی به دست آمده از آزمایش فشار گرم، اصلاح اثر گرمایش آدیاباتی با استفاده از روش گوتز و سمیاتین^۶ [۱۲] بر روی منحنی‌ها اعمال شد. مطابق شکل (۱)، در منحنی‌های تنش-کرنش، سه حالت نوسانی، پیک منفرد، پایدار و کارسختی مشاهده می‌شود. به عبارتی دیگر در تمامی منحنی‌های سیلان در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف، تنش سیلان پس از تسلیم پلاستیک، افزایش می‌یابد. این رفتار مربوط به پدیده کارسختی می‌باشد. در این مرحله به دلیل برهم‌کنش و تکثیر نابجایی‌ها، تنش سیلان افزایش می‌یابد. اما پس از گذر از یک تنش بحرانی و افزایش چگالی نابجایی‌ها تا یک حد بحرانی، انرژی لازم جهت شروع پدیده‌های بازبانی دینامیکی^۷ (DRV) و تبلور مجدد دینامیکی^۸ (DRX) فراهم می‌گردد [۱۳].

در نرخ کرنش 10^{-2} s^{-1} نوسانات و یا پیک‌های متعددی در کرنش‌های کمتر از 0.4 ظاهر شده است. این امر نشان‌دهنده تبلور مجدد دینامیکی است. در این رفتار، سیکل‌های متعدد تبلور مجدد پس از اتمام سیکل قبلی آغاز می‌شود. به طوری که ماده پیش از آغاز سیکل تبلور مجدد به طور کامل تبلور مجدد می‌شود و در حین تغییر شکل در دمای بالا

با افزایش چگالی نابجایی‌ها، این فرآیند دوباره تکرار می‌شود. تنش سیلان که وابسته به چگالی نابجایی‌ها است با کرنش نیز دچار نوسان می‌شود [۱۳]. این رفتار به خوبی در تمامی منحنی‌های تنش سیلان در شکل (۲-الف) مشاهده می‌شود. اما در اکثر این منحنی‌های تنش سیلان، مشاهده می‌شود که پس از کرنش 0.4 ، تنش سیلان با یک شیب ملایم افزایش می‌یابد. استحاله فاز بتا به آلفا در منطقه دو فازی آلفا/بتا، حین فشار گرم با نرخ بیشتری انجام می‌گیرد. از آنجاکه فاز آلفا، فازی سخت‌تری است، لذا می‌توان انتظار داشت که با ادامه تغییر شکل در هر دما و به خصوص دمای کمتر، تنش سیلان افزایش یابد [۱۴].

در نرخ‌های کرنش بالاتر از 10^{-2} s^{-1} و در برخی دماها، منحنی تنش-کرنش هموار شده و دارای پیک منفرد و پهنی هستند. در این منحنی‌ها، سیکل‌های بعدی تبلور مجدد پیش از خاتمه سیکل قبلی آغاز شده و ماده پس از اولین پیک، همیشه در حالت تبلور مجدد شده جزئی قرار دارد [۱۳]. این رفتار به طور خاص در نرخ کرنش 10^{-1} s^{-1} و دمای 800°C و همچنین نرخ کرنش 1 s^{-1} و دماهای 800°C و 850°C مشاهده می‌شود. در نرخ‌های کرنش 1 s^{-1} و 10^{-1} s^{-1} و دمای 950°C ، پس از رسیدن به تنش بحرانی، منحنی‌های تنش-کرنش با یک شیب ملایم رو به افزایش هستند. این امر می‌تواند ناشی از پدیده کارسختی باشد.

6 Goetz and Semiatin
7 Dynamic Recovery
8 Dynamic Recrystallization



شکل ۲: رسم نمودارهای خطی، الف) $\ln$ Strain Rate (s^{-1}) - $\ln$ True Stress (MPa) ، ب) $\ln$ Strain Rate (s^{-1}) - True Stress (MPa) ، ج) $\ln$ Strain Rate (s^{-1}) - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ، د) $\ln$ Strain Rate (s^{-1}) - $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ برای به دست آوردن ثوابت معادلات بنیادین و انرژی اکتیواسیون آلیاژ Ti6Al4V در کرنش ۰/۱.

آوردن پارامتر α در معادله سینوس هایپرولیک برای آلومینیوم، مس، نیکل و فولاد استفاده کردند. بروچی^{۱۱} و همکاران [۱۶] برای آلیاژ تیتانیوم Ti6Al4V با برداشت مشابه پیشنهادی سلارز و تگارت [۱۵] با تعریف سینوس هایپرولیک بر پایه مدل ترکیبی، ثوابت مادی این معادلات را محاسبه کردند.

تعیین ثوابت مادی معادلات بنیادین

معادلات آرنیوسی (رابطه ۱) تا (۳) به طور گسترده برای توصیف تنش سیلان ناشی از رفتار ماده به عنوان تابعی از نرخ کرنش، کرنش و دمای تغییر شکل استفاده شدند. طبق این معادلات، ثوابت ماده با برازش داده های تجربی به دست آمده از آزمایش فشار داغ در کرنش های ثابت به دست آمد. بدین منظور ابتدا با لگاریتم گیری از طرفین روابط (۱) تا (۳)، روابط بین تنش و نرخ کرنش در مقادیر کرنش ثابت مطابق روابط (۵)، (۶) و (۷) به دست می آیند.

$$\ln(\dot{\epsilon}) + \frac{Q}{RT} = \ln(A_1) + n_1 \ln(\sigma) \quad (5)$$

$$\ln(\dot{\epsilon}) + \frac{Q}{RT} = \ln(A_2) + \beta\sigma \quad (6)$$

$$\ln(\dot{\epsilon}) + \frac{Q}{RT} = \ln(A) + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (7)$$

معادلات بنیادین سیلان دما بالا

در این تحقیق از داده های تنش-کرنش اصلاح شده برای توسعه معادلات بنیادین و رسم نقشه های فرآیند در کرنش های مختلف استفاده شد. معادلات آرنیوسی جهت تعیین رابطه بین تنش سیلان، دما و نرخ کرنش به ترتیب طبق روابط (۱) تا (۳) تعریف می شوند. همچنین از پارامتر زهر-هولومان^۹ (Z) برای ارتباط بین این معادلات استفاده می شود [۱۴، ۱۵]. رابطه (۴) ارتباط بین ثوابت مادی را در معادلات مذکور، نشان می دهد.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = F(\sigma) = \begin{cases} A_1 \sigma^{n_1} & (\text{for } \alpha\sigma < 0.8) \\ A_2 \exp(\beta\sigma) & (\text{for } \alpha\sigma > 1.2) \\ A [\sinh(\alpha\sigma)]^n & (\text{for all } \sigma) \end{cases} \quad (1) \quad (2) \quad (3)$$

$$\alpha = \left(\frac{\beta}{n_1}\right) \quad (4)$$

در این رابطه $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، σ تنش، Q انرژی اکتیواسیون، A_1 ، A_2 ، n ، n_1 ، A ، β و α ثابت های مادی وابسته به دما، R ثابت جهانی گاز برابر $\frac{8.314}{\text{mol.K}}$ و T دمای مطلق بر حسب کلوین هستند. سلارز و تگارت^{۱۰} [۱۵] از روابط مذکور برای به دست

9 Zener-Hollomon
10 Sellars and Tegart
11 Bruschi

جدول ۲: مقادیر ثوابت و انرژی اکتیواسیون به دست آمده برای آلیاژ Ti6Al4V در کرنش های مختلف

ε	$Q(\frac{KJ}{Mol})$	n	$\alpha(\frac{1}{MPa})$	$\ln(A)$
۰/۱	۶۵۵	۳/۹۰۹	۰/۰۱۲۶	۶۳/۹۳۱
۰/۲	۶۴۶	۳/۸۹۹	۰/۰۱۲۴	۶۳/۱۰۶
۰/۳	۶۲۹	۳/۹۶۴	۰/۰۱۲۲	۶۱/۴۷۸
۰/۴	۶۲۱	۴/۰۴۱	۰/۰۱۲۰	۶۰/۷۰۴
۰/۵	۶۲۳	۴/۱۶۴	۰/۰۱۱۸	۶۱/۰۳۱
۰/۶	۶۳۶	۴/۲۷۴	۰/۰۱۱۶	۶۲/۴۰۳
۰/۷	۶۴۳	۴/۴۲۱	۰/۰۱۱۴	۶۳/۱۴۱
۰/۸	۶۵۱	۴/۵۳۲	۰/۰۱۱۲	۶۳/۹۴۷
۰/۹	۶۵۶	۴/۶۹۹	۰/۰۱۰۸	۶۵/۶۷۵

$$Q = R\beta \left(\frac{\partial(\sigma)}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad (12)$$

$$Q = Rn \left(\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad (13)$$

پس از رسم نمودارهای $\ln(\sigma)$ ، $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ و $\ln\left(\frac{1}{T}\right)$ حساب محاسبه میانگین شیب این نمودارها در نرخ های کرنش مختلف و با استفاده از روابط (۱۱) تا (۱۳)، مقدار Q برای سه معادله توانی^{۱۲}، نمایی^{۱۳} و سینوس هایپربولیک^{۱۴} به دست آمد. همچنین مشاهده شد، در میان نمودارهای مذکور رابطه سینوس هایپربولیک بیشترین ضریب همبستگی را دارد که نشان دهنده دقت بالاتر این رابطه است. نمودار $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ بر حسب $\left(\frac{1}{T}\right)$ در شکل (۲-ت) نشان داده شده است. در جدول (۲) مقادیر ثوابت (Q, n, α) در کرنش های مختلف ارائه شده است. در نهایت برای تعیین پارامتر A از رابطه (۳) لگاریتم طبیعی گرفته شد (مطابق رابطه (۱۴)). پس از رسم رابطه (۱۴) به صورت $\ln(z)$ بر حسب $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ و با استفاده از عرض از مبدا نمودار فوق، مقدار $\ln A$ برای کرنش های مختلف محاسبه شد (جدول (۲)). شکل (۳) مقدار $\ln A$ را برای کرنش ۰/۱ نشان می دهد.

$$\ln(z) = \ln\left(\dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)\right) = \ln(A) + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (14)$$

برای کرنش های ۰/۱ تا ۰/۹ نمودارهای $\ln(\dot{\varepsilon}) - \ln(\sigma)$ و $\ln(\dot{\varepsilon}) - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ رسم شدند. سپس شیب منحنی های رسم شده برای دماهای مختلف مطابق روابط (۸) تا (۱۰)، محاسبه شدند. در ادامه با محاسبه میانگین اعداد شیب نمودارها در دماهای مختلف ثوابت (n, β, n) به دست آمدند و سپس با استفاده از رابطه (۴)، ثابت α برای مقادیر مختلف کرنش محاسبه شد. شکل (۲-الف-ب-پ) محاسبه ثوابت (n, β, n) با استفاده از نمودارهای مذکور را در کرنش ۰/۱ نشان می دهند.

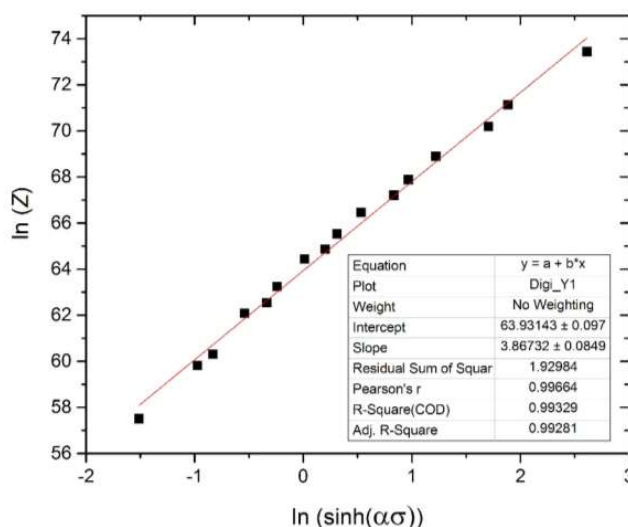
$$n_l = \left(\frac{\partial \ln(\dot{\varepsilon})}{\partial \ln(\sigma)} \right)_T \quad (8)$$

$$\beta = \left(\frac{\partial \ln(\dot{\varepsilon})}{\partial (\sigma)} \right)_T \quad (9)$$

$$n = \left(\frac{\partial \ln(\dot{\varepsilon})}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right)_T \quad (10)$$

در ادامه برای محاسبه انرژی اکتیواسیون تغییر شکل آلیاژ مورد بررسی، از طریق مشتق گیری از روابط (۱) تا (۳) تحت نرخ کرنش ثابت، روابط (۱۱) تا (۱۳) به دست آمد.

$$Q = Rn_l \left(\frac{\partial \ln(\sigma)}{\partial\left(\frac{1}{T}\right)} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad (11)$$



شکل ۳: رابطه خطی $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ برای آلیاژ Ti6Al4V در کرنش ۰/۱.

اکتیواسیون برای خود نفوذی در فازهای آلفا و بتای تیتانیوم به ترتیب برابر $30.3 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ و $153 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ است [۶، ۱۹، ۲۰]. مقادیر بالاتر انرژی اکتیواسیون، نشان‌دهنده تبلور مجدد دینامیکی و یا کروی شدن فاز آلفا می‌باشد [۲۱، ۲۲]. همچنین تایید این تحقیق نشان داد که مقدار انرژی اکتیواسیون تابع مقدار کرنش است، که در ابتدا تا کرنش ۰/۴ کاهش و سپس افزایش می‌یابد.

پیش‌بینی تنش سیلان

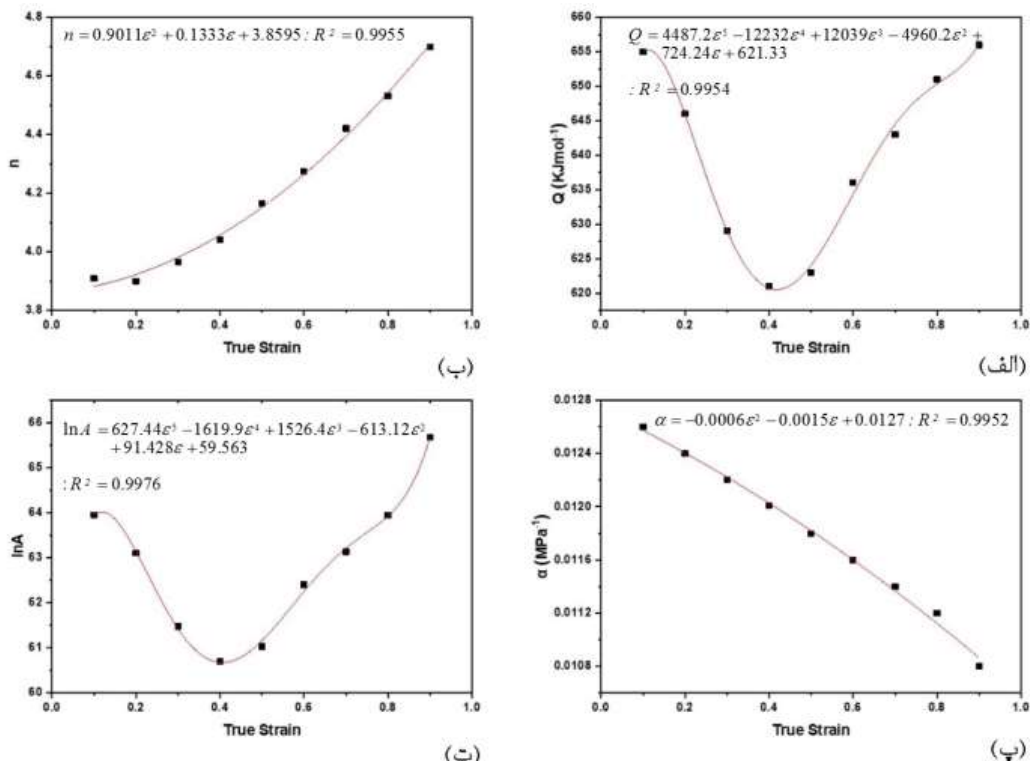
همانگونه که گفته شد ثابت $(Q, n, \alpha \text{ و } \ln A)$ توابعی چندجمله‌ای از کرنش هستند که در شکل (۴) مشاهده شدند. با استفاده از روابط به دست آمده برای این ثابت و پارامتر زهر-هولومان (Z) و سپس جایگذاری آن در رابطه (۳) (مدل سینوس هایپربولیک) می‌توان تنش سیلان را مطابق رابطه (۱۵) برای دماها و نرخ‌های کرنش مختلف، پیش‌بینی کرده [۲۳] و با تنش سیلان به دست آمده از آزمایش تجربی مقایسه نمود. همانطور که در شکل (۵) مشاهده می‌شود، منحنی‌های تخمین زده شده با استفاده از مدل سینوس هایپربولیک، پیش‌بینی خوبی از تنش سیلان در مقایسه با تنش‌های آزمایشگاهی ارائه می‌کند.

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \left\{ \sinh^{-1} \left(\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \right) \right\} = \frac{1}{\alpha} \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left(\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right)^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (15)$$

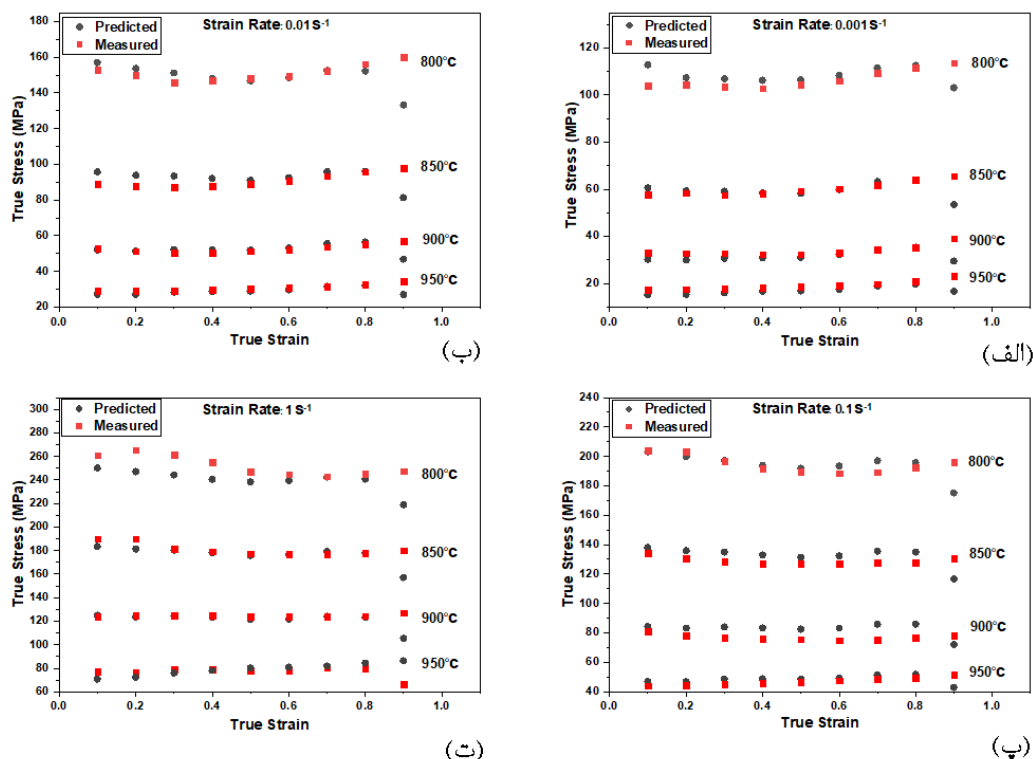
بنابراین برای توصیف دقیق‌تر رفتار سیلان ماده مهم است که ثابت ماده بر حسب کرنش بیان شوند. روابط بین ثابت ماده $(Q, n, \alpha \text{ و } \ln A)$ و کرنش، توسط منحنی چند جمله‌ای برازش شده است و به صورت معادلات ریاضی در شکل (۴) مشاهده می‌شوند. این شکل، تغییرات پارامترهای مذکور بر حسب کرنش حقیقی را نشان می‌دهد. چند جمله‌ای مرتبه دوم برای ثابت α و n و مرتبه پنجم برای ثابت Q و $\ln A$ با ضریب همبستگی ۰/۹۹ برازش خوبی را ارائه می‌کند.

مطابق جدول (۲) و شکل (۴) مشاهده می‌شود که مقادیر Q و $\ln A$ ، با افزایش کرنش تا مقدار ۰/۴ رو به کاهش هستند و از کرنش ۰/۴ به بعد، این مقادیر افزایش می‌یابند. از طرفی مقدار n در کرنش‌های بزرگتر از ۰/۲ افزایش می‌یابد. این روند همانطور که در بخش قبل اشاره شد، نشان می‌دهد که در کرنش‌های کمتر، رفتار سیلان نرم غالب است. در حالی که در کرنش‌های بالاتر، افزایش تنش سیلان مشاهده می‌شود. جی یوتی^{۱۵} و همکاران [۷] در تحقیق مشابه صورت گرفته بر روی آلیاژ Ti6Al4V با ریزساختار اولیه هم‌محور، این روند را در کرنش‌های بزرگتر از ۰/۶ مشاهده کردند.

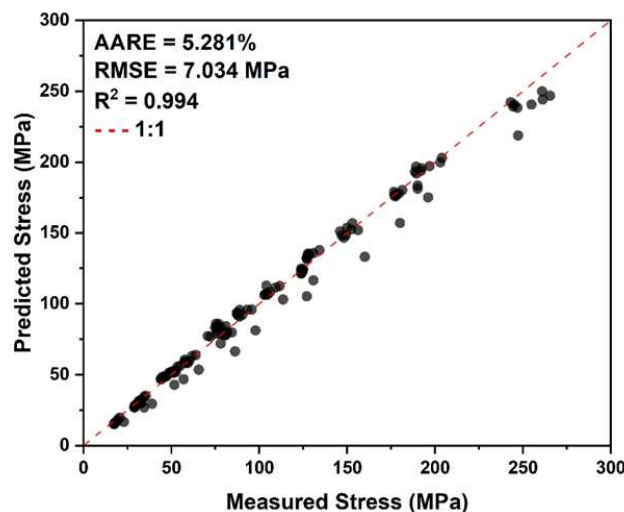
در این تحقیق، مقدار متوسط انرژی اکتیواسیون برابر $64.0 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ به دست آمده است. در تحقیقات صورت گرفته بر روی این آلیاژ، انرژی اکتیواسیون مقادیری بین $50.0 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ تا $65.0 \frac{\text{kJ}}{\text{mol}}$ و n مقادیری بین ۴ تا ۵ گزارش شده است [۷، ۱۷-۱۹]. انرژی



شکل ۴: تغییرات پارامترهای مختلف ماده در رابطه سینوس هایپربولیک بر حسب کرنش حقیقی، الف- Q انرژی اکتیواسیون تغییر شکل، ب- پارامتر n، پ- پارامتر α ، ت- پارامتر $\ln A$.



شکل ۵: مقایسه بین منحنی های تنش سیلان پیش بینی شده و اندازه گیری شده برای آلیاژ Ti6Al4V در نرخ های کرنش ثابت، الف) 10^{-3} s^{-1} ، ب) 10^{-2} s^{-1} ، پ) 10^{-1} s^{-1} ، ت) 1 s^{-1} .



شکل ۶: همبستگی خطی بین تنش تجربی و پیش‌بینی شده برای آلیاژ Ti6Al4V.

$RMSE$ به ترتیب ۵/۲۸۱٪ و ۷/۰۳۴ MPa به دست آمده است. بودانرین^{۲۰} و همکاران [۵] مقادیر $RMSE$ و $AARE$ را به ترتیب برابر ۱۲/۴٪ و ۳۲ MPa به دست آورده‌اند. در روشی دیگر [۲۳] با استفاده از معادلات آرنیوس، ثوابت معادله در تنش و کرنش پیک محاسبه شدند. معادلات بنیادین آلیاژ Ti6Al4V با کمک ثوابت مدل‌های سینوس هایپربولیک، توانی و نمایی به دست آمده است (روابط (۱۹) تا (۲۲)).

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{678200}{RT}\right) = F(\sigma) \quad (19)$$

$$F(\sigma) = 1.84 \times 10^{18} \sigma^{5.873} \quad (20)$$

$$F(\sigma) = 3.607 \times 10^{26} \exp(0.079\sigma) \quad (21)$$

$$f(\sigma) = 4.396 \times 10^{28} [\sinh(0.0138\sigma)]^{3.949} \quad (22)$$

سپس این معادلات با استفاده از رگرسیون خطی اعتبارسنجی شدند. نتایج به دست آمده در جدول (۳) ارائه شده است. مطابق این جدول، معادله سینوس هایپربولیک در مقایسه با دو مدل دیگر با مقدار ضریب همبستگی بالاتر و $AARE$ و $RMSE$ پایین‌تر، نتایج بهتری را ارائه می‌کند.

ریشه میانگین خطای مربع^{۱۶} ($RMSE$)، میانگین درصد خطای نسبی^{۱۷} ($AARE$) و ضریب همبستگی^{۱۸} (R) برای ارزیابی صحت معادله بنیادین (مدل سینوس هایپربولیک) استفاده شد. $RMSE$ ، $AARE$ و R به صورت زیر بیان می‌شوند [۲۴]:

$$RMSE (MPa) = \sqrt{\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (M_i - P_i)^2} \quad (16)$$

$$AARE (\%) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{M_i - P_i}{M_i} \right| \times 100 \quad (17)$$

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (M_i - \bar{M})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (M_i - \bar{M})^2 \sum_{i=1}^N (P_i - \bar{P})^2}} \quad (18)$$

که در آن M و P به ترتیب تنش‌های سیلان اندازه‌گیری شده و پیش‌بینی شده می‌باشند، $\bar{M}$ و $\bar{P}$ به ترتیب میانگین مقادیر تنش سیلان اندازه‌گیری شده و پیش‌بینی شده و N تعداد کل داده‌ها است [۲۴]. همانطور که در شکل (۶) نشان داده شده است، پیش‌بینی‌پذیری^{۱۹} معادله بنیادین با رگرسیون خطی تنش پیش‌بینی شده با تنش اندازه‌گیری شده تعیین شد. مقدار R^2 به دست آمده از رگرسیون برابر ۰/۹۹۴، $AARE$ و

16 Root Mean Square Error
17 Average Absolute Relative Error
18 Coefficient of Correlation
19 Predictability
20 Bodunrin

جدول ۳: مقادیر R^2 ، AARE و RMSE محاسبه شده در تنش پیک برای آلیاژ Ti6Al4V

نمایی	توانی	سینوس هایپربولیک
۲۸/۵۸۴	۸/۸۲۶	۴/۹۷۵
۲۴/۶۴۴	۲۱/۶۵۸	۴/۲۱۷
۰/۹۷۶	۰/۹۷۴	۰/۹۹۸

 میانگین درصد خطای نسبی ($AARE$ (%))

 ریشه میانگین خطای مربعی ($RMSE$ (MPa))

 ضریب همبستگی (R^2)

نرخ کرنش به صورت زیر (رابطه (۲۴)) نوشته می شود.

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\bar{\epsilon}} d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma} d\dot{\bar{\epsilon}}} = \frac{\partial \ln \bar{\sigma}}{\partial \ln \dot{\bar{\epsilon}}} = m \quad (24)$$

m فاکتور تقسیم کننده توان نیز نامیده می شود. در روابط بالا، رابطه بین تنش و کرنش موثر از رابطه زیر (رابطه (۲۵)) استفاده شده است.

$$\bar{\sigma} = C (\dot{\bar{\epsilon}})^m \quad (25)$$

در این تحقیق، ضریب حساسیت به نرخ کرنش، m به صورت تابعی از نرخ کرنش و دما برای کرنش های مختلف از مقدار ۰/۱ تا ۰/۹ محاسبه شد. لازم به ذکر است که به دلیل بارگذاری تک محوری مقادیر تنش و کرنش موثر با قدرمطلق مقادیر تنش و کرنش محوری برابر هستند. در ادامه می توان مقدار J را با استفاده از رابطه (۲۵) [۲۵]، این چنین نوشت (رابطه (۲۶)):

$$J = \int_0^{\bar{\epsilon}} \bar{\sigma} d\bar{\epsilon} = \frac{m}{m+1} (\bar{\sigma} \bar{\epsilon}) \quad (26)$$

تغییرات J با دما و نرخ کرنش، فرایند مصرف شدن توان به صورت متالورژیکی را تعیین می کند. مطابق رابطه (۲۷) حداکثر توان مصرفی J در شرایط $m=1$ (مصرف کننده خطی توان) رخ می دهد.

$$J_{\max} = \frac{\bar{\sigma} \bar{\epsilon}}{2} \quad (27)$$

از طرفی بازدهی توان مصرفی با پارامتر η به صورت زیر (رابطه (۲۸)) تعریف می شود:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (28)$$

η یک پارامتر بدون بعد است که به صورت تابعی از دما و نرخ کرنش رسم می شود. نقشه بازدهی توان مصرفی η ، نشان دهنده توان مصرف شده برای تغییرات ریزساختاری در دماها و نرخ های کرنش مختلف در حین تغییر شکل گرم قطعه می باشد.

 نقشه فرآیند^{۲۱}

نقشه های فرآیند بر اساس مدل دینامیکی مواد DMM^{۲۲} و طبق روش ارائه شده توسط پراساد^{۲۳} و همکاران [۲۵] ترسیم می شوند. بر اساس مدل مذکور، تاثیر دما و نرخ کرنش بر بازدهی توان مصرفی^{۲۴} و پایداری یا عدم پایداری ریزساختار نهایی قطعات، در مقادیر مختلف کرنش بررسی می شوند. با استفاده از این نقشه ها می توان محدوده های دمایی و نرخ های کرنشی که منجر به ناپایداری ریزساختاری می شوند را شناسایی کرد. مناطق نایمن یا ناپایدار مناطقی هستند که در آن محدوده دمایی و نرخ کرنش، ناپایداری ریزساختاری مانند تشکیل حفرات در محل ذرات سخت، ایجاد ترک های گوه ای در مرزهای دانه، تشکیل باندهای برشی آدیاباتیک و تغییر شکل های موضعی و ناهمگن رخ می دهد و باید از انجام شکل دهی قطعات در این شرایط دمایی و نرخ کرنش پرهیز کرد. علاوه بر این، طبق این نقشه ها می توان مقدار بازدهی توان مصرفی در مناطق ایمن را پیش بینی کرد. این نقشه ها، با بر روی هم انداختن نقشه بازدهی توان مصرفی η و نقشه پارامتر ناپایداری K ترسیم می شوند.

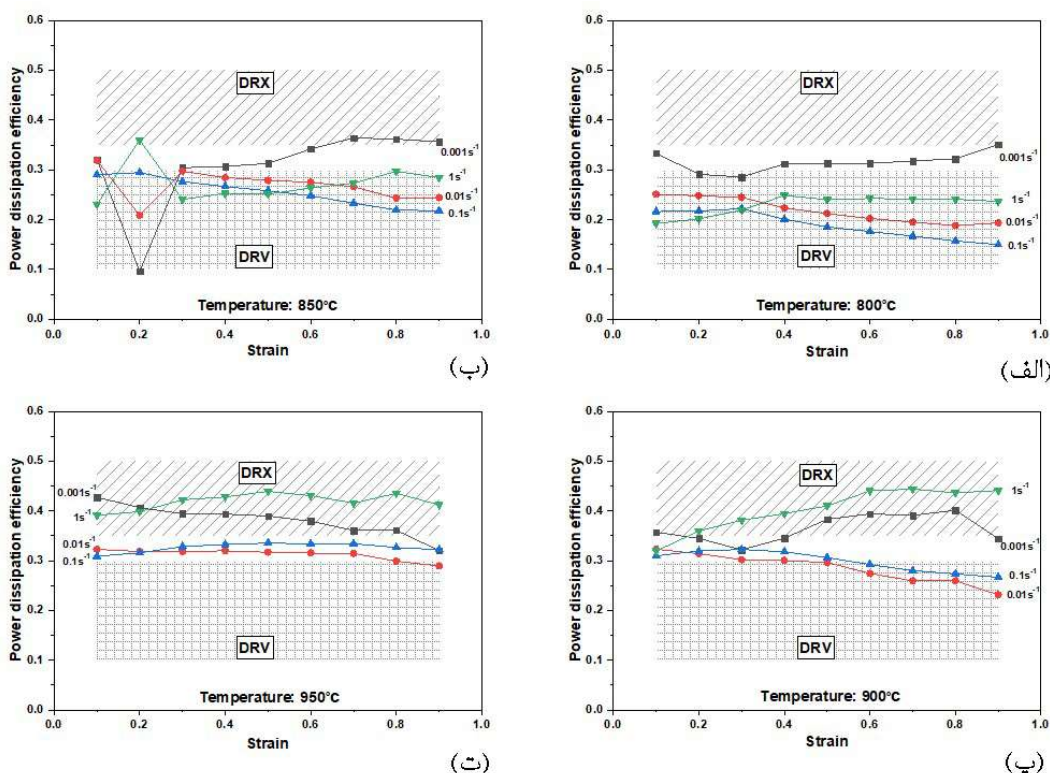
 بازدهی توان مصرفی (η)

در مدل دینامیکی مواد، قطعه کار یک مصرف کننده غیرخطی توان در نظر گرفته می شود [۲۵]. انرژی یا به عبارتی دیگر توان منتقل شده به قطعه کار توسط دو فرآیند مصرف می شود. بیشتر این توان صرف تولید حرارت در حین تغییر شکل پلاستیک شده و قسمت باقی مانده منجر به تغییرات ریزساختاری می شود. در یک دمای معین کار گرم، P توان جذب شده توسط قطعه کار در حین سیلان پلاستیک (در واحد حجم قطعه) برابر است با:

$$P = \underbrace{\bar{\sigma} \dot{\bar{\epsilon}}}_{J} + \underbrace{\bar{\sigma} d\bar{\epsilon}}_G = J + G \quad (29)$$

در این رابطه تنش موثر $\bar{\sigma}$ و $\dot{\bar{\epsilon}}$ نرخ کرنش موثر هستند. همچنین G توان مصرف شده توسط کار پلاستیک که بیشتر به صورت حرارت تبدیل می شود. J ، توان مصرف شده در حین تغییرات ریزساختاری می باشد. مقادیر J و G توسط معادله سیلان ماده کنترل شده و تغییرات آنها بر حسب ضریب حساسیت به

21 Processing Map
22 Dynamic Material Model
23 Prasad
24 Power Dissipation Efficiency



شکل ۷: تغییرات بازدهی توان مصرفی (η) آلیاژ Ti6Al4V به عنوان تابعی از کرنش واقعی در نرخ‌های کرنش مختلف و دماهای ثابت، ۸۰۰ °C (الف)، ۸۵۰ °C (ب)، ۹۰۰ °C (پ)، ۹۵۰ °C (ت).

که η به کرنش، نرخ کرنش و دمای تغییر شکل حساس است. به طور کلی، مقادیر η با افزایش کرنش و در نرخ کرنش S^{-1} در دماهای نسبتاً پایین ۸۰۰، ۸۵۰ و همچنین ۹۰۰ °C افزایش می‌یابد. دلیل این امر این است که در نرخ کرنش کم و با افزایش کرنش، زمان و انرژی کافی را برای نرم شدن دینامیکی^{۲۷} فراهم می‌شود. در دمای تغییر شکل ۹۵۰ °C نیز پارامتر η همچنان دارای مقدار بالایی است، اما اثرات کرنش بر بازدهی توان مصرفی قابل توجه نیست. این پدیده می‌تواند به این دلیل باشد که انرژی کافی در مرحله تغییر شکل اولیه در دمای ۹۵۰ °C برای DRX جذب شده است.

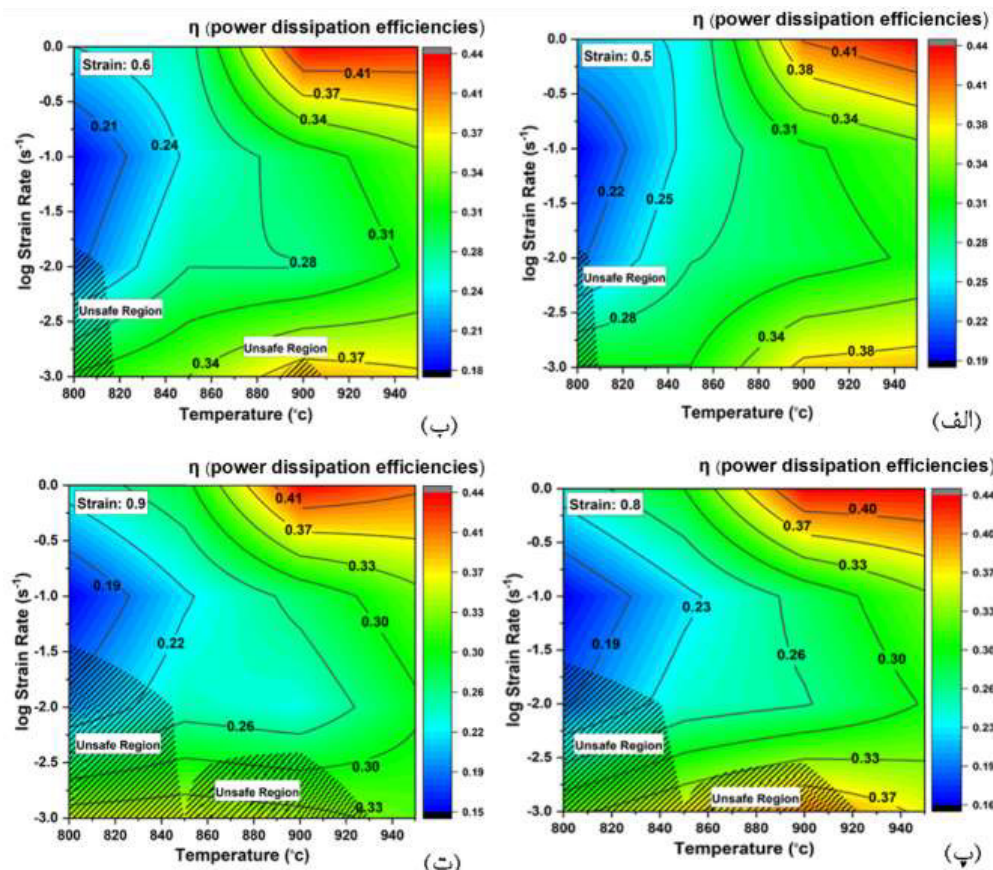
همانطور که در شکل (۷) قابل مشاهده است، بازدهی توان مصرفی در دماهای کم مانند ۸۰۰ و ۸۵۰ °C و تمامی نرخ‌های کرنش به استثنای $10^{-3} S^{-1}$ در محدوده DRV قرار دارند. اما η با افزایش دمای تغییر شکل افزایش می‌یابد، زیرا دمای بالا برای نرم شدن دینامیکی مناسب است. بنابراین در دمای بالا و نرخ‌های کرنش $10^{-3} S^{-1}$ و $1 S^{-1}$ مکانیزم نرم شدن دینامیکی توسط DRX مشاهده می‌شود. با این حال، در نرخ کرنش $10^{-3} S^{-1}$ و دمای ۹۰۰ °C، مقدار η از محدوده DRX با افزایش کرنش در محدوده DRV قرار می‌گیرد.

برای ترسیم و تکمیل نقشه‌های بازدهی توان مصرفی، مقادیر η برای دماها و نرخ‌های کرنشی که مابین مقادیر اندازه‌گیری شده در آزمایشگاه قرار دارند، از روش درون‌یابی یا شبکه عصبی تخمین زده می‌شوند [۲۵]. در این تحقیق از روش درون‌یابی به روش اسپلاین^{۲۵} مکعبی استفاده شده است. در نهایت، خطوط همسوی پارامتر η در راستای دو محور نرخ کرنش و دما برای ایجاد نقشه‌های بازدهی توان مصرفی دو بعدی، برای کرنش‌های مختلف رسم شدند.

با افزایش درصد بازدهی توان مصرفی، میزان انرژی مصرف‌شده جهت تغییرات ریزساختاری مانند DRV و DRX افزایش می‌یابد. بنابراین به منظور دستیابی به ریزساختار مناسب در طی تغییر شکل داغ، می‌بایست فرآیند را در مناطقی با بازدهی بالا انجام داد. پراساد^{۲۶} و همکاران [۲۵] مقادیر معمول راندمان یا همان بازدهی توان مصرفی (η) را برای DRV و DRX به ترتیب ۱۰ تا ۳۰٪ و ۳۵ تا ۵۵٪ برای فلزات با انرژی نقص در چیده شدن پایین، گزارش کرده‌اند.

در شکل (۷) تغییرات بازدهی توان مصرفی (η) به عنوان تابعی از کرنش واقعی در نرخ‌های کرنش و دماهای مختلف به همراه نواحی DRV و DRX نشان داده شده است. می‌توان دریافت

25 Cubic Spline
26 Prasad
27 Dynamic Softening



شکل ۸: نقشه فرآیند ترسیم شده برای آلیاژ Ti6Al4V در کرنش‌های، الف) ۰/۵، ب) ۰/۶، پ) ۰/۸، ت) ۰/۹.

نقشه ناپایداری^{۲۸}

جهت تعیین شرایط ناپایداری در مدل دینامیکی مواد، از مدل ارائه شده (رابطه ۲۹) توسط زیگلر^{۲۹} [۲۶] استفاده شد.

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \left(\ln \left[\frac{2m}{m+1} \right] \right)}{\partial (\ln \dot{\epsilon})} + m \leq 0 \quad (29)$$

در این رابطه پارامتر بدون بعد ξ به عنوان پارامتر ناپایداری به صورت تابعی از دما و نرخ کرنش رسم می‌شود، که به نام نقشه ناپایداری شناخته می‌شود. شرایط ناپایداری متالورژیکی و ریزساختاری یا به عبارتی مناطق ناپایدار یا نایمن مربوط به مناطقی با پارامتر ξ منفی است.

رسم و تحلیل نقشه فرآیند آلیاژ Ti6Al4V

نقشه‌های فرآیند از انطباق نقشه پارامتر ناپایداری (ξ) بر نقشه بازدهی توان مصرفی (η) ایجاد می‌شوند. بنابراین با کمک این نقشه‌های فرآیند می‌توان شکل‌دهی گرم قطعات را در محدوده دمایی و نرخ کرنش خاصی انجام داد که علاوه بر پایداری ریزساختار و خواص مطلوب قطعات تولید شده، حداکثر بازدهی توان مصرفی (η) نیز حاصل شود.

در شکل (۸) نقشه‌های فرآیند در کرنش‌های مختلف ۰/۵، ۰/۶، ۰/۸ و ۰/۹ برای آلیاژ Ti6Al4V با ریزساختار هم‌محور نشان داده شده است. این نقشه‌ها، با بر روی هم انداختن نقشه بازدهی توان مصرفی و نقشه ناپایداری به دست آمده اند. با توجه به این نقشه می‌توان مناطقی با بالاترین بازدهی توان مصرفی را انتخاب نموده و مناطقی که در آنها ناپایداری متالورژیکی رخ می‌دهد را شناسایی کرد. همانطور که در شکل مشخص شده است، قسمت‌های هاشورخورده مناطق نایمن یا ناپایدار

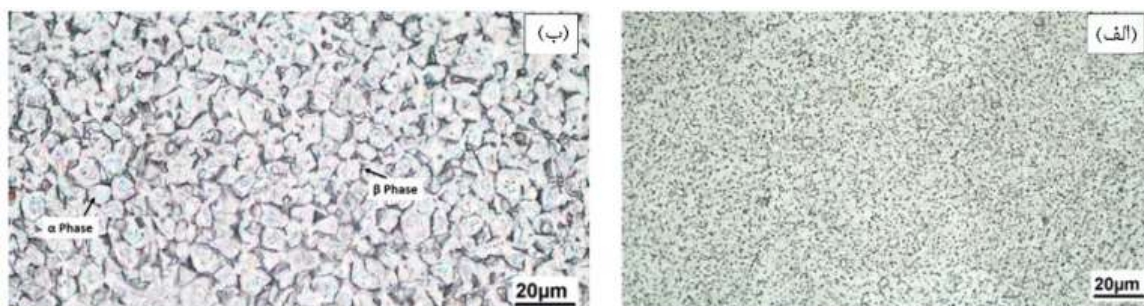
($\xi(\dot{\epsilon}) < 0$) هستند. با مشاهده نقشه‌های فرآیند در تمامی کرنش‌ها، بالاترین مقدار بازدهی در دماها و نرخ‌های کرنش بالا (۹۰۰ تا ۹۵۰°C و نرخ کرنش ۰/۳ تا ۱ s⁻¹) به دست آمده است و مناطقی با مقدار بازدهی توان مصرفی η پایین، در دماهای کم (۸۰۰ تا ۸۴۰°C) و نرخ‌های کرنش بالا (۱۰^{-۲} تا ۱ s⁻¹) اتفاق می‌افتد. افزایش دما باعث افزایش حرکت نابجایی‌ها شده و مکانیزم کار نرمی، مانند DRV و DRX را فعال می‌کند و در نتیجه بازدهی بالا در این مناطق تغییر شکل، قابل پیش‌بینی است. اما از طرفی نرخ کرنش پایین نیز باعث افزایش زمان لازم برای حرکت و صعود نابجایی‌ها می‌شود، بنابراین در دمای بالا و نرخ کرنش پایین نیز در تمامی کرنش‌ها، بازدهی توان مصرفی نسبتاً بالایی مشاهده می‌شود. از طرفی در تمامی کرنش‌ها، مناطق نایمن و ناپایدار، غالباً در دماها و نرخ‌های

برای اثبات صحت نقشه‌های فرآیند می‌بایست نقشه فرآیند در آخرین مقدار کرنش (۰/۹) را با استفاده از تصاویر ریزساختاری بررسی نمود. شکل (۱۰-الف، ب، پ) ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V را در دو دمای ۹۰۰ °C و ۹۵۰ °C را در نرخ کرنش 1 s^{-1} با بازدهی مصرفی بالا نشان می‌دهد. این دو ناحیه به ترتیب دارای بازدهی توان مصرفی ۰/۴۴ و ۰/۴۱ می‌باشند. در بسیاری از آلیاژهای فلزی، گزارش شده است [۲۷] که پیک بالایی بازدهی توان مصرفی (η) سبب کارپذیری بهتر ماده می‌شود. با این حال، تمرکز سیلان همانند شکل‌گیری باندهای برشی نیز می‌تواند بازدهی بالایی داشته باشد، اما این امر برای فرآیند ترمومکانیکی، ایده‌آل نمی‌باشد [۲۷]. در دمای ۹۰۰ °C و نرخ کرنش 1 s^{-1} (شکل ۱۰-پ) در ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V تمرکز سیلان مشاهده شده است. گواژنگ کوان و همکاران [۲۸] در پژوهشی بر روی آلیاژ Ti6Al4V در دمای ۹۰۰ °C و نرخ کرنش 10^{-2} s^{-1} علاوه بر مشاهده بازدهی توان مصرفی ۰/۶۴ یا ۶۴٪، تمرکز سیلان مشاهده نمودند.

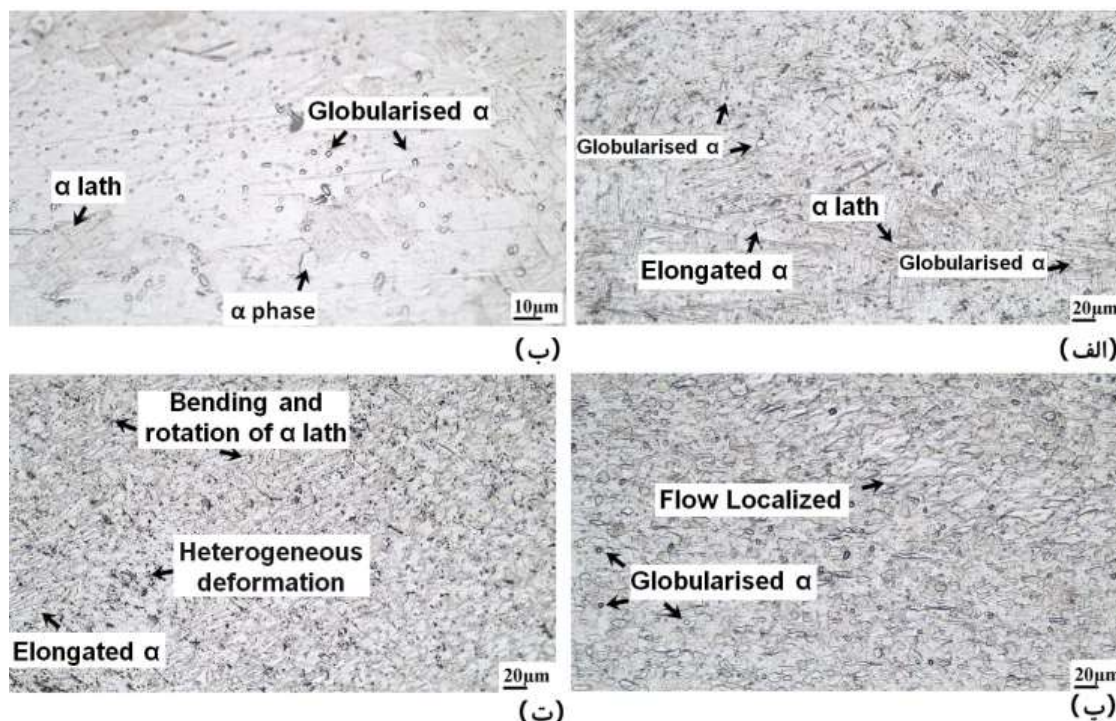
کرنش پایین (به طور مثال در دمای ۸۰۰ °C و نرخ کرنش 10^{-2} تا 10^{-1} s^{-1}) قابل مشاهده است. همچنین نقشه فرآیند نشان داد که با افزایش کرنش، نواحی ناپایدار گسترش می‌یابند و محدوده بیشتری را پوشش می‌دهد.

بررسی‌های ریزساختاری

شکل (۹-الف) تصویر ریزساختار اولیه آلیاژ Ti6Al4V را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل می‌توان مشاهده کرد که ریزساختار آلیاژ، شامل فاز آلفا با دانه‌های ریز و فصل مشترک بتا می‌باشد. همانطور که در روش تحقیق ذکر شد بر روی آلیاژ خریداری شده عملیات آنیل در دمای ۹۵۰ °C به مدت ۵h انجام شد و سپس نمونه‌ها درون کوره سرد شدند. پس از عملیات آنیل، ریزساختار اولیه به ریزساختاری از دانه‌های هم‌محور و درشت‌تر فاز آلفا و درصد بیشتری از فاز بتا در فصل مشترک، (مطابق شکل ۹-ب) تغییر کرد.



شکل ۹: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V، (الف) قبل از عملیات آنیل، (ب) بعد از عملیات آنیل.



شکل ۱۰: تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V، (الف و ب) پس از تغییر شکل در دمای ۹۵۰ °C و نرخ کرنش 1 s^{-1} در دو بزرگنمایی مختلف، (پ) نمونه در دمای ۹۰۰ °C و نرخ کرنش 1 s^{-1} ، (ت) نمونه در دمای ۸۰۰ °C و نرخ کرنش 10^{-2} s^{-1} .

داده‌های تنش-کرنش تجربی اصلاح شده حاصل از آزمایش فشار گرم در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف برای شبیه‌سازی فرآیند فشار داغ استفاده شد. خواص ورودی برای ماده تحت تغییر شکل، همچون ضریب انتقال حرارت^{۳۳} (HTC) و چگالی^(ρ) به ترتیب $10^4 \frac{W}{m^2K}$ و $4430 \frac{kg}{m^3}$ در نظر گرفته شد [۲۹، ۳۰]. از طرفی ظرفیت گرمایی ویژه و رسانایی حرارتی قطعه طبق جدول (۴) وارد نرم افزار شد. مقدار مدول یانگ و ضریب پواسون برای آلیاژ Ti6Al4V نیز به ترتیب برابر $113000 MPa$ و 0.3 در نظر گرفته شد [۲۹].

هندسه نمونه با المان‌های شش وجهی با طول 0.4 میلی‌متر مش‌بندی شد. از مش‌بندی مجدد مبتنی بر کرنش برای ریز نمودن مش به صورت خودکار در محلی که به مش‌های ریزتری نیاز است، استفاده گردید. استفاده از این نوع مش‌بندی از خطاهای ناشی از اعوجاج مش، بدون افزایش قابل ملاحظه‌ای از زمان محاسبات، جلوگیری می‌کند. مشابه با شرایط دستگاه Instron 8502، فرض گردید که قالب پایین ثابت است و قالب بالایی به گونه‌ای حرکت می‌کند که میانگین نرخ کرنش پلاستیک ثابت نگه داشته شود. لذا، سرعت قالب بالا بر اساس رابطه (۳۰) محاسبه شد.

$$\dot{\epsilon} = \frac{V}{h} \quad (30)$$

که $\dot{\epsilon}$ میانگین نرخ کرنش واقعی، V سرعت قالب بالایی و h ارتفاع اولیه نمونه است. اصطکاک به دست آمده از آزمایش تجربی (با اعمال مقادیر ضریب اصطکاک در محدوده 0.09 تا 0.31 در نرم افزار، جهت رسیدن به ابعاد مشابه نمونه‌های آزمایشگاهی) در نرخ‌های کرنش و دماهای مختلف، برای شبیه‌سازی آزمایش فشار در نظر گرفته شد. شکل (۱۲) توزیع میدان کرنش در نمونه را پس از تغییر شکل در کرنش 0.9 برای نرخ کرنش $1 s^{-1}$ و دمای ثابت $950^\circ C$ نشان می‌دهد. ماده در مرکز به شدت تحت فشار قرار می‌گیرد و کرنش پلاستیک موثر با مقدار $1/0.4$ را متحمل می‌شود. اما به دلیل اصطکاک همانطور که انتظار می‌رود، سیلان ماده در نزدیکی منطقه تماس با قالب‌ها کمتر و دارای کرنش پلاستیک موثری برابر با مقدار 0.67 است. بنابراین ناهمگنی تغییر شکل درون نمونه آزمایش به وضوح با کمک شبیه‌سازی المان محدود تایید می‌شود.

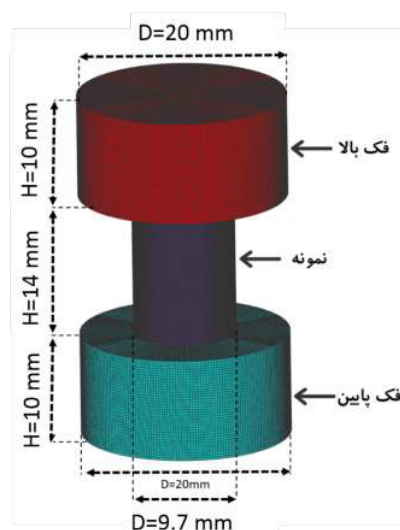
منحنی‌های نیرو-جابجایی به دست آمده از شبیه‌سازی با نتایج تجربی در شکل (۱۳) مقایسه شده‌اند. این شکل نشان می‌دهد که در دماها و نرخ‌های کرنش کم، اختلاف منحنی‌های سیلان به دست آمده از شبیه‌سازی و منحنی‌های سیلان تجربی تقریباً کاهش یافته است. اما در دماها و نرخ‌های کرنش بالا اختلاف بین دو منحنی بیشتر شده است که دلیل آن تا حدی می‌تواند تفاوت در گرمایش آدیاباتیک و میزان بشکته‌ای شدن و تغییرات ابعادی نمونه آزمایش باشد.

در دمای $950^\circ C$ و نرخ کرنش $1 s^{-1}$ (شکل (۱۰-الف و ب)) ریزساختار نهایی آلیاژ به یک ریزساختار دوگانه یا بیمودال^{۳۰} (شامل دانه‌های هم محور و لایه‌ای آلفا) تبدیل شده است. جی یوتی^{۳۱} و همکاران [۷] نیز در محدوده دمای تغییر شکل 850 تا $950^\circ C$ و تمامی نرخ‌های کرنش ریزساختار دوگانه گزارش نمودند. دلیل این امر این است که در حین حرارت دهی، درست زیر دمای تبدیل بتا، فاز آلفای اولیه به آلفای اولیه و بتا تبدیل می‌شود. درحالی‌که در سرد کردن، فاز بتا به فاز آلفا/بتا تبدیل می‌شود و منجر به تشکیل ریزساختار لایه‌ای می‌شود، در نتیجه ریزساختاری دوگانه شکل می‌گیرد. در شکل (۷-پ و ت) در دمای 900 و $950^\circ C$ و نرخ کرنش $1 s^{-1}$ نشان داده شد که نمونه‌ها در محدوده پدیده DRX قرار دارند. دانه‌های تبلور مجدد شده یا کروی شده آلفا در شکل (۱۰-ب و پ) وجود پدیده DRX را تصدیق می‌کند.

با بررسی ریزساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای $800^\circ C$ و نرخ کرنش $10^{-3} s^{-1}$ که یکی از نواحی نایمن در نقشه فرآیند است، به وضوح چرخش و خمیدگی دانه‌های آلفای قابل مشاهده است. بودانرین و همکاران [۵] چرخش و خمیدگی دانه‌های آلفا را به پدیده DRV نسبت داده‌اند. در این دما و نرخ کرنش تغییر شکل ناهمگن رخ داده است که با علامت فلش در شکل (۱۰-ت) علامت‌گذاری شده است.

شبیه‌سازی عددی با روش المان محدود

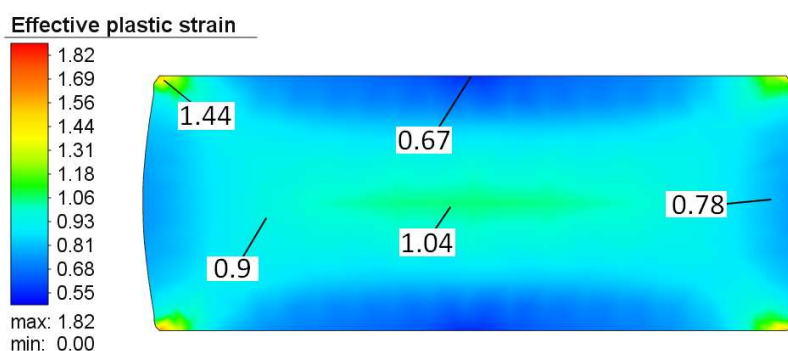
در طول آزمایش فشار داغ تک محوری، مقدار کرنش در نقاط مختلف نمونه یکسان نیست. برای مطالعه توزیع تنش و کرنش در نمونه در حین تغییر شکل، آزمایش فشار داغ با استفاده از نرم افزار المان محدود SimuFact-Forming 16.0 در دماها و شرایط نرخ‌های کرنش مختلف شبیه‌سازی شد. تصویر نمونه و فک‌های دستگاه آزمایش فشار در شبیه‌سازی المان محدود در شکل (۱۱) نشان داده شده است.



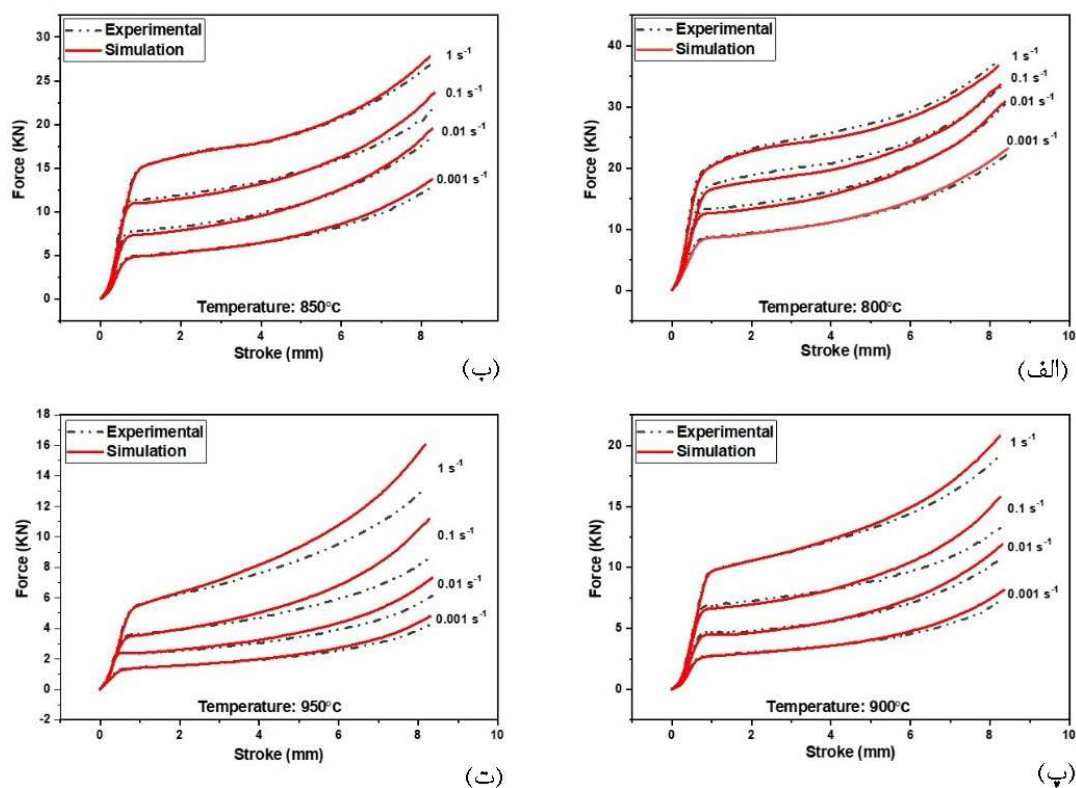
شکل ۱۱: ابعاد نمونه و فک‌های دستگاه آزمایش فشار در شبیه‌سازی المان محدود.

جدول ۴: ظرفیت گرمایی ویژه و رسانایی حرارتی آلیاژ Ti6Al4V در دماهای مختلف [۳۰، ۳۹].

دما (°C)	$C_p \left(\frac{J}{kgK} \right)$	$K_w \left(\frac{W}{mK} \right)$
۸۰۰	۹۱۰	۱۳
۸۵۰	۹۲۱	۱۳/۷
۹۰۰	۹۳۰	۱۴/۳
۹۵۰	۹۴۰	۱۵



شکل ۱۲: توزیع میدان کرنش در آلیاژ Ti6Al4V در مقطع طولی نمونه آزمایش پس از شبیه‌سازی فرآیند در دمای ۹۵۰ °C و نرخ کرنش $1 s^{-1}$.



شکل ۱۳: مقایسه منحنی‌های نیرو-جابجایی به دست آمده از شبیه‌سازی و آزمایش تجربی برای آلیاژ Ti6Al4V در نرخ‌های کرنش مختلف و دماهای ثابت، الف) ۸۰۰ °C، ب) ۸۵۰ °C، پ) ۹۰۰ °C، ت) ۹۵۰ °C.

جدول ۵: اندیس‌های ناهمگنی آلیاژ Ti6Al4V در شرایط مختلف بارگذاری

H_H	H_D^{sim}	H_D^{exp}	H_{eps}	دمای تغییر شکل (°C)	نرخ کرنش تغییر شکل (S^{-1})
۰/۵۵۵	۰/۰۸۱	۰/۱۵۶	۱/۰۰۹	۹۵۰	۱
۰/۳۹۹	۰/۱۵	۰/۲۸	۱/۴۷۶	۹۰۰	۱
۰/۶۶۲	۰/۱۷۱	۰/۱۵۱	۱/۲۸۶	۸۰۰	$۱۰^{-۳}$

اندیس ناهمگنی

به دلیل وجود اصطکاک و گرمایش آدیاباتیک، تغییر شکل در قطعه به طور ناهمگن رخ می‌دهد. وجود اصطکاک سبب بشک‌ای شدن نمونه‌ها شده و قطر نمونه در سطح تماس با قالب، با قطر وسط نمونه متفاوت است. از طرفی با استفاده از شبیه‌سازی فرآیند، مشاهده شد که میزان کرنش پلاستیک موثر در نواحی مختلف نمونه متغیر است (شکل (۱۲)). در نتیجه خواص نمونه از جمله سختی در نواحی مختلف نمونه متفاوت خواهد بود. به منظور کمی نمودن این ناهمگنی، می‌توان پارامتری را تحت عنوان اندیس‌های ناهمگنی مطابق روابط (۳۱) تا (۳۳) تعریف نمود:

$$H_{eps} = \frac{\epsilon_{max} - \epsilon_{min}}{\epsilon_{avg}} \quad (31)$$

$$H_D = \frac{D_m - D_u}{D_f} \quad (32)$$

$$H_H = \frac{H_{max} - H_{min}}{H_{avg}} \quad (33)$$

H_{eps} ، H_D و H_H به ترتیب اندیس ناهمگنی مربوط به کرنش پلاستیک موثر، قطر و سختی می‌باشند. D_m ، D_u و D_f به ترتیب قطر وسط، بالا و قطر نمونه در شرایط ایده آل (بدون اصطکاک و در شرایط ارتفاع لحظه ای یکسان) می‌باشند. در صورت عدم وجود اصطکاک و گرمایش آدیاباتیک، اندیس ناهمگنی صفر شده و کرنش موثر پلاستیک، سختی و قطر در نواحی مختلف نمونه برابر می‌شود.

این پارامترها برای سه نمونه پس از تغییر شکل در نرخ کرنش $۱ S^{-1}$ و دمای ثابت $۹۵۰^{\circ}C$ ، نرخ کرنش $۱ S^{-1}$ و دمای ثابت $۹۰۰^{\circ}C$ و نرخ کرنش $۱۰^{-۳} S^{-1}$ و دمای ثابت $۸۰۰^{\circ}C$ طبق جدول (۵) محاسبه شده اند. H_{eps} بر اساس مقادیر کرنش پلاستیک موثر حاصل از شبیه‌سازی و H_H براساس داده‌های حاصل از آزمایش سختی محاسبه گردید. همچنین به دلیل تفاوت در میزان بشک‌ای شدن در آزمایش تجربی و شبیه‌سازی، H_D بر اساس ابعاد نمونه پس از آزمایش تجربی (H_D^{exp}) و شبیه‌سازی (H_D^{sim}) محاسبه شد.

مطابق جدول (۵) می‌توان مشاهده کرد که در نمونه تغییر شکل یافته در دمای $۸۰۰^{\circ}C$ و نرخ کرنش $۱۰^{-۳} S^{-1}$ به دلیل وجود تغییر شکل ناهمگن و باندهای برشی، مقدار اندیس ناهمگنی سختی، H_H ، بیشتر از دو نمونه دیگر است. همچنین به نظر

می‌رسد که در نرخ کرنش $۱ S^{-1}$ با افزایش دما از ۹۰۰ به $۹۵۰^{\circ}C$ به دلیل تغییر شکل راحت‌تر، اندیس ناهمگنی کرنش، H_{eps} و اندیس ناهمگنی قطر، H_D کاهش یافته است. در صورتیکه با افزایش دما و شروع تشکیل دانه‌های تبلور مجدد یافته و کروی شدن فاز آلفا، اختلاف سختی در نقاط مختلف نمونه افزایش یافته و منجر به افزایش اندیس ناهمگنی سختی، H_H می‌شود.

نتیجه‌گیری

در این تحقیق، آزمایش فشار گرم در محدوده دمایی ۸۰۰ تا $۹۵۰^{\circ}C$ و در نرخ‌های کرنش $۱۰^{-۳}$ تا $۱ S^{-1}$ بر روی آلیاژ Ti6Al4V با ریزساختار دو فازی هم‌محور (آلفا/بتا) انجام شد. پس از تعیین ثوابت معادلات بنیادین، رسم نقشه‌های فرآیند، بررسی‌های ریزساختاری و سختی سنجی نتایج زیر حاصل شد: ۱- ثوابت معادلات بنیادین در تنش پیک و در کرنش‌های ثابت به صورت توانی، نمایی و سینوس هایپربولیک به دست آمد. نتایج این تحقیق نشان داد که معادله سینوس هایپربولیک، مناسب‌ترین معادله جهت پیش‌بینی تنش سیلان است. ۲- در منحنی‌های تنش-کرنش، سه حالت نوسانی، پیک منفرد، پایدار و کارسختی مشاهده شد و همچنین مقادیر Q و $\ln A$ با افزایش کرنش تا مقدار $۰/۴$ روندی کاهشی داشت، که نشان‌دهنده سیلان با مکانیزم کار نرمی است.

۳- با به کارگیری معادلات ثوابت α ، $\ln A$ و n و Q بر حسب کرنش در معادله سینوس هایپربولیک و سپس رسم منحنی‌های سیلان بر اساس این معادله بنیادین و مقایسه با منحنی‌های سیلان آزمایشگاهی، اختلاف بین این دو منحنی در شرایط مختلف دما و نرخ کرنش، قابل چشم پوشی است.

۴- نقشه فرآیند در تمامی کرنش‌ها، بالاترین مقدار بازدهی در دماها و نرخ‌های کرنش بالا (دمای ۹۰۰ تا $۹۵۰^{\circ}C$ و نرخ کرنش $۰/۳$ تا $۱ S^{-1}$) نشان داد. مناطق نایمن و ناپایدار، غالباً در دماها و نرخ‌های کرنش پایین (دمای ۸۰۰ تا $۸۴۰^{\circ}C$ و نرخ کرنش $۱۰^{-۳}$ تا $۰/۳ S^{-1}$) مشاهده شد.

۵- با بررسی اندیس‌های ناهمگنی، مشاهده شد که در محدوده دما و نرخ کرنش شرایط ناپایدار، به دلیل تشکیل باندهای برشی و موضعی شدن کرنش، مقدار اندیس ناهمگنی سختی افزایش یافته است.

۶- منحنی‌های سیلان اصلاح شده، به عنوان داده‌های ورودی برای شبیه‌سازی المان محدود استفاده شدند. مشاهده شد که منحنی‌های جابجایی-نیرو، پیش‌بینی‌شده توسط شبیه‌سازی المان محدود در اکثر موارد با نتایج تجربی تطابق خوبی دارند.

References

- [1] D. West, "Titanium - science & technology", edited by R. I. Jaffee and H. M. Burte, Journal of Applied Crystallography, vol. 7, no. 4, pp. 451-452, 1974.
- [2] W. F. Smith, "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw-Hill, 1993.
- [3] G. Lütjering, and J. C. Williams, "Titanium", Springer Berlin Heidelberg, 2013.
- [4] J. Jeswiet, F. Micari, G. Hirt, A. Bramley, J. Dufloy, and J. Allwood, "Asymmetric single point incremental forming of sheet metal", CIRP annals, vol. 54, no. 2, pp. 88-114, 2005.
- [5] M. O. Bodunrin, L. H. Chown, J. W. van der Merwe, and K. K. Al-aneme, "Hot working of Ti-6Al-4V with a complex initial microstructure", International Journal of Material Forming, vol. 12, no. 5, pp. 857-874, 2019.
- [6] A. Momeni, and S. Abbasi, "Effect of hot working on flow behavior of Ti-6Al-4V alloy in single phase and two phase regions", Materials & Design, vol. 31, no. 8, pp. 3599-3604, 2010.
- [7] J. S. Jha, S. P. Toppo, R. Singh, A. Tewari, and S. K. Mishra, "Flow stress constitutive relationship between lamellar and equiaxed microstructure during hot deformation of Ti-6Al-4V", Journal of Materials Processing Technology, vol. 270, pp. 216-227, 2019.
- [8] N.K. Park, J.T. Yeom, and Y.S. Na, "Characterization of deformation stability in hot forging of conventional Ti-6Al-4V using processing maps", Journal of Materials Processing Technology, vol. 130, pp. 540-545, 2002.
- [9] W. Zhang, H. Ding, J. Zhao, B. Yang, and W. Yang, "Hot deformation behavior and processing maps of Ti-6Al-4V alloy with starting fully lamellar structure", Journal of Materials Research, vol. 33, no. 22, pp. 3677-3688, 2018.
- [10] G. Vander Voort, "Metallographic preparation of titanium and its alloys", Buehler Tech-Notes, vol. 3, no. 3, 1999.
- [11] م. آ. خفزی، شکل پذیری فلزات، دانشگاه خواجه نصیرالدین طوسی، ۱۳۹۴.
- [12] R. Goetz, and S. Semiatin, "The adiabatic correction factor for deformation heating during the uniaxial compression test", Journal of materials engineering and performance, vol. 10, no. 6, pp. 710-717, 2001.
- [13] A. Rollett, F. Humphreys, G. S. Rohrer, and M. Hatherly, "Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second Edition", Recrystallization and Related Annealing Phenomena: Second Edition, pp. 1-628, 02/01, 2004.
- [14] I. Weiss, R. Srinivasan, P. Bania, D. Eylon, and S. Semiatin, "Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing", Proceedings of an International Symposium Sponsored by the TMS Titanium and Shaping and Forming, Held at the 125th TMS Annual Meeting and Exhibition in Anaheim, California, February 5-8, 1996.
- [15] C. M. Sellars, and W. J. McTegart, "On the mechanism of hot deformation", Acta Metallurgica, vol. 14, pp. 1136-1138, 1966.
- [16] S. Bruschi, S. Poggio, F. Quadrini, and M. Tata, "Workability of Ti-6Al-4V alloy at high temperatures and strain rates", Materials Letters, vol. 58, no. 27-28, pp. 3622-3629, 2004.
- [17] P. M. Souza, H. Beladi, B. F. Rolfe, R. Singh, and P. Hodgson, "Softening behavior of Ti6Al4V alloy during hot deformation", pp. 407-412.
- [18] L. Briottet, J. Jonas, and F. Montheillet, "A mechanical interpretation of the activation energy of high temperature deformation in two phase materials", Acta Materialia, vol. 44, no. 4, pp. 1665-1672, 1996.
- [19] Y. Zong, D. Shan, M. Xu, and Y. Lv, "Flow softening and microstructural evolution of TC11 titanium alloy during hot deformation", Journal of materials processing technology, vol. 209, no. 4, pp. 1988-1994, 2009.
- [20] H.q. Chen, C.-X. Cao, G. Ling, and L. Hai, "Hot deformation mechanism and microstructure evolution of TC11 titanium alloy in β field", Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 18, no. 5, pp. 1021-1027, 2008.
- [21] R. A. Perez, H. Nakajima, and F. Dymont, "Diffusion in α -Ti and Zr", Materials transactions, vol. 44, no. 1, pp. 2-13, 2003.
- [22] H. Q. Chen, H. Z. Lin, L. Guo, and C. X. Cao, "Hot deformation behavior and microstructure evolution of Ti-6.5 Al-1.5 Zr-3.5 Mo-0.3 Si with an equiaxed $\alpha + \beta$ starting structure", pp. 1383-1388.
- [23] H. Mirzadeh, "Constitutive modeling and prediction of hot deformation flow stress under dynamic recrystallization conditions", Mechanics of Materials, vol. 85, pp. 66-79, 2015.
- [24] H. Mirzadeh, "A simplified approach for developing constitutive equations for modeling and prediction of hot deformation flow stress", Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 46, no. 9, pp. 4027-4037, 2015.
- [25] K. Prasad and T. Seshacharyulu, "Modelling of hot deformation for microstructural control", International Materials Reviews, vol. 43, no. 6, pp. 243-258, 1998.
- [26] H. Ziegler, "Progress in solid mechanics", Ed. Sneddon, IN y Hill, R., Nueva York (EE. UU.)(4). 1963.
- [27] S. Samal, M. Rahul, R. S. Kottada, and G. Phanikumar, "Hot deformation behaviour and processing map of Co-Cu-Fe-Ni-Ti eutectic high entropy alloy", Materials Science and Engineering: A, vol. 664, pp. 227-235, 2016.
- [28] G.Z. Quan, H.R. Wen, S.A. Pu, Z.Y. Zou, and D.S. Wu, "Identification of stable processing parameters in Ti-6Al-4V alloy from a wide temperature range across β transus and a large strain rate range", High Temperature Materials and Processes, vol. 34, no. 7, pp. 715-729, 2015.
- [29] G. Welsch, R. Boyer, and E. Collings, "Materials properties handbook: titanium alloys", ASM international, 1993.
- [30] R. Sathy, L. Galdos, J. Mendiguren, and E. Sáenz de Argandoña, "Friction and heat transfer coefficient determination of titanium alloys during hot forging conditions", Advanced Engineering Materials, vol. 19, no. 6, pp. 1600060, 2017.