



Research Article

Study on Thermomechanical Behavior and Extraction of Arrhenius Model and Processing Map for Al-7.5Mg Sheets

Mohammad Hossein Bagheri¹, Javad Rasti^{2*}  and Hamid Reza Ghazvinloo²

1- Department of Mechanical Engineering, Qom University of Technology, Qom, Iran

2- Department of Materials Science and Engineering, Qom University of Technology, Qom, Iran

* Corresponding author, Email: rasti@qut.ac.ir

(Received: 28 January 2025; Accepted: 30 March 2025; Available online 16 April 2025)

ABSTRACT

Introduction and Objectives: Determining the constitutive equations which describe the material flow stress, microstructural investigation, and preparing a processing map are essential for designing and optimizing metals forming. The aim of this paper is to obtain a relationship between stress, strain, temperature, and strain rate for Al-7.5Mg alloy in order to use it in the forming process.

Materials and Methods: In this study, stress-strain diagrams at four temperatures and three strain rates and friction elimination using experimental and computational methods were used. The activation energy value of hot deformation was calculated in the Arrhenius model. A processing map at strain 0.6 was drawn to establish the relationship between stress, temperature, and strain rate, and the instability region at a specific temperature and strain rate was determined. The metallography examination was performed to study the microstructure of the alloy.

Results: In the Arrhenius model, the activation energy value of hot deformation increased with increasing strain. As the temperature decreased and the strain rate increased, the Zener-Hollomon parameter also increased. The instability region increased with increasing temperature and decreasing strain rate. The metallography test results showed that dynamic recrystallization occurred due to the high magnesium content in this alloy.

Conclusion: In this paper, the Arrhenius model (as a phenomenological model) was correctly extracted using a hot plane strain test on an extruded plate of Al-7.5Mg alloy, and a relationship between stress, temperature, strain, and strain rate was obtained using the constitutive equations and the Arrhenius model.

Keywords: Constitutive equation, Processing map, Al-7.5Mg, Hot plane strain compression test, Microstructure.

How to Cite: Bagheri MH, Rasti J, Ghazvinloo HR. Study on thermomechanical behavior and extraction of Arrhenius model and processing map for Al-7.5Mg sheets. J Adv Mater Eng. 2025;44(3):115-134. <https://doi.org/10.47176/jame.44.3.1105>


Copyright © 2025 Isfahan University of Technology, Published by IUT press.



This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>). Non-commercial uses of the work are permitted, provided the original work is properly cited.



بررسی رفتار ترمومکانیکی، استخراج مدل آرنیوسی و نقشه فرایندی ورق آلیاژ Al-7.5Mg

محمدحسین باقری^۱، جواد راستی^{۲*}  و حمیدرضا قزوین‌لو^۲

۱- گروه مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی قم، قم، ایران

۲- گروه مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی قم، قم، ایران

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: rasti@qut.ac.ir

(دریافت: ۱۴۰۳/۱۱/۹؛ پذیرش: ۱۴۰۴/۱/۱۰، انتشار: ۱۴۰۴/۱/۲۷)

چکیده

مقدمه و اهداف: تعیین معادلات ساختاری توصیف کننده تنش سیلان مواد، بررسی ریزساختار و تهیه نقشه فرایندی، جهت طراحی و بهینه‌سازی در شکل‌دهی فلزات ضروری است. هدف در این مقاله، دست‌یابی به یک رابطه میان تنش، کرنش، دما و نرخ کرنش برای آلیاژ Al-7.5Mg جهت استفاده از آن در فرایند شکل‌دهی می‌باشد.

مواد و روش‌ها: در این پژوهش، از نمودارهای تنش-کرنش در چهار دما و سه نرخ کرنش و حذف اصطکاک با روش‌های تجربی و محاسباتی، استفاده شد. مقدار انرژی فعال‌سازی تغییر شکل داغ در مدل آرنیوسی محاسبه گردید. نقشه فرایندی جهت برقراری ارتباط میان تنش، دما و نرخ کرنش، در کرنش ۰/۶ ترسیم و منطقه ناپایداری در دما و نرخ کرنش مشخص، تعیین شد. جهت مطالعه ریزساختار آلیاژ نیز از عملیات متالوگرافی استفاده گردید.

یافته‌ها: با افزایش میزان کرنش، مقدار انرژی فعال‌سازی تغییر شکل داغ در مدل آرنیوسی افزایش یافت. همچنین، کاهش دما و افزایش نرخ کرنش منجر به صعودی شدن پارامتر زرن- هولمن گردید. نقشه فرایندی ترسیم‌شده نشان داد که با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش، منطقه ناپایداری گسترش می‌یابد. نتایج آزمون متالوگرافی نشان داد که به دلیل محتوای بالای منیزیم در این آلیاژ، تبلور مجدد دینامیکی در آن رخ داده است.

نتیجه‌گیری: در این تحقیق، مدل آرنیوسی (به عنوان یک مدل پدیدار شناختی) با استفاده از آزمون فشار کرنش صفحه‌ای داغ بر روی ورق اکسترودی آلیاژ Al-7.5Mg به درستی استخراج گردید و رابطه میان تنش، دما، کرنش و نرخ کرنش به کمک معادلات ساختاری و مدل آرنیوسی حاصل شد.

واژه‌های کلیدی: معادلات ساختاری، نقشه فرایندی، آلیاژ Al-7.5Mg، آزمون فشار کرنش صفحه‌ای داغ، ریزساختار.

<https://doi.org/10.47176/jame.44.3.1105>

حق انتشار این مستند، متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان است. © ۱۴۰۴.

این مقاله تحت گواهی زیر منتشر شده و هر نوع استفاده غیرتجاری از آن مشروط بر استناد صحیح به مقاله و با رعایت شرایط مندرج در آدرس زیر

مجاز است:



Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>).

۱- مقدمه

رفتار ترمومکانیکی، به مجموعه‌ای از عملیات حرارتی و مکانیکی اطلاق می‌گردد که خواص مکانیکی و ریزساختار فلزات را تحت تأثیر قرار داده و آن‌ها را کنترل می‌کند. مواردی که در تحلیل رفتار ترمومکانیکی مورد بررسی قرار می‌گیرند معمولاً شامل استخراج منحنی‌های تنش- کرنش در دمای بالاتر از نصف دمای ذوب و همچنین مطالعات ریزساختاری می‌شود و نتیجه این بررسی‌ها، استخراج معادله ساختاری ماده، وقوع بازیابی یا تبلور مجدد دینامیکی^۱ و مطالعه رفتار تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد. بعلاوه، با استفاده از این داده‌ها می‌توان نقشه فرایندی مواد را استخراج کرد.

تعیین معادلات ساختاری توصیف‌کننده تنش سیلان مواد، جهت طراحی و بهینه‌سازی در فرایند شکل‌دهی فلزات و سایر کاربردهای مرتبط، ضروری است. شبیه‌سازی رایانه‌ای فرایندهای شکل‌دهی با استفاده از روش اجزای محدود، به منظور (الف) بهینه‌سازی مصرف انرژی در تولید، (ب) جلوگیری از بروز نقص در محصولات، (ج) کاهش بار بر روی تجهیزات و (د) افزایش بهره‌وری به کار می‌رود. دقت معادلات ساختاری که در این نوع شبیه‌سازی‌ها به کار می‌روند، از اهمیت بالایی برخوردار است. عدم آگاهی از ارتباط دقیق میان تنش، کرنش، دما و نرخ کرنش در فرایند شکل‌دهی فلزات می‌تواند منجر به بروز مشکلاتی در تولید گردد.

ژانگ و همکاران (۱)، به مطالعه رفتار تغییر شکل آلیاژ آلومینیوم همگن شده توسط مجموعه‌ای از آزمون‌های فشار داغ هم‌دما (در دماهای بین ۳۵۰ تا ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد) پرداختند. مشاهدات میکروسکوپی الکترونی عبوری بر روی ریزساختارهای حاصل نشان داد که تنش جریان به نرخ کرنش و دمای تغییر شکل حساس است. شکل منحنی‌های تنش- کرنش واقعی که در شرایط نرخ کرنش کم به دست آمد، نشان‌دهنده وقوع تبلور مجدد دینامیکی بود. دو معادله ساختاری آرنیوس^۲ بدون/ با جبران کرنش، بر اساس منحنی‌های تنش- کرنش واقعی ایجاد شدند. مکانیزم اصلی نرم‌شدن آلیاژ مورد مطالعه، بازیابی

دینامیکی همراه با پارامترهای زهر- هولومن^۳ پایین بود. قانون مرزهای پرزاویه به صورت تابعی از کرنش و مستقل از دما و نرخ کرنش، به عنوان بهترین تابع برازش داده‌های تجربی معرفی شدند (۲).

نارایانا و همکاران (۳)، آزمایش‌های فشار گرم هم‌دما را بر روی آلیاژ آلومینیوم AA2014 انجام دادند تا تکامل ریزساختار را در طیف وسیعی از دماها و نرخ‌های کرنش بررسی نمایند. منحنی‌های تنش- کرنش حقیقی که در تمام دماهای تغییر شکل و نرخ کرنش به دست آمد، نشان‌دهنده نرم‌شدن تدریجی آلیاژ بود که نمونه‌ای از بازیابی دینامیکی به شمار می‌آید. زونگن و همکاران (۴)، نقشه‌های فرایندی آلیاژ آلومینیوم و منیزیم را با استفاده از مدل دینامیکی مواد طراحی کردند. این نقشه‌ها نشان می‌دهند که وجود مقدار زیاد آلومینیوم در کنار منیزیم و ایجاد ریزترک‌ها در دماهای پایین و نرخ کرنش کم باعث ایجاد جریان ناپایدار آلیاژ می‌شود. نقشه‌های بازده اتلاف توان و نقشه‌های ناپایداری برنقشه‌های فرایندی قرار می‌گیرند که قادر هستند ارتباط میان پارامترهای تغییر شکل حرارتی آلیاژ و تکامل ریزساختار را نشان دهند. بر اساس تحقیقات انجام شده، مکانیزم- های تغییر شکل پایدار شامل بازیابی دینامیکی، تبلور مجدد دینامیکی و ابرمومسانی^۴ هستند (۵).

رفتار تغییر شکل داغ آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ نشان داد که پس از استخراج نقشه اتلاف توان و نقشه ناپایداری در کرنش واقعی ۰/۵، نقشه فرایندی مربوطه با انطباق آن دو، به دست می‌آید. در نقشه فرایندی، منطقه‌ای سایه دار در محدوده دمایی ۴۷۳ تا ۶۶۳ کلوین و نرخ کرنش از ۰/۴ تا ۱۰ بر ثانیه مشاهده می‌گردد که نشان‌دهنده وقوع ناپایداری در طول فرایند است. همچنین، با افزایش دما، راندمان اتلاف توان نیز افزایش می‌یابد (۶). تغییر شکل یک ماده، منجر به تغییر دما می‌شود که این تغییر بر تنش واقعی تأثیر می‌گذارد. تحقیقات نشان داده‌اند که این تغییر تأثیر چندانی بر تنش قله ندارد. به منظور اجتناب از تأثیر تغییر دما بر تنش واقعی، تنش قله برای محاسبه پارامترها در شرایط مختلف تغییر شکل استفاده می‌شود (۷).

کافی تایید نشده است. برای تایید این اصلاحات، آدریانا و همکاران (۱۴)، از شبیه‌سازی المان محدود استفاده کردند. این نوع شبیه‌سازی‌ها امکان تحلیل جداگانه و ترکیبی تاثیر این اصلاحات را فراهم می‌آورد. فرایندهای تغییر شکل داغ مانند نورد گرم، اکستروژن گرم، مهرزنی داغ و تغییر شکل خزشی، به طور معمول برای تولید اجزای آلومینیومی به کار می‌روند. در این عملیات، فرایندهای ریزساختاری تبلور مجدد و رشد دانه، به همراه تجمع و بازبایی جابجایی، ممکن است اتفاق بیافتند و بر شکل‌پذیری تأثیر بگذارند. همچنین، ریزساختارهای نهایی در یک قطعه شکل می‌گیرند که ممکن است بسته به موقعیت قطعه متفاوت باشند.

خواص مکانیکی پس از شکل‌گیری، استحکام، شکل‌پذیری و عمر خستگی را تعیین می‌کند (۱۵)؛ بنابراین، به یک درک عمیق نسبت به (الف) تکامل ریزساختاری و زیربنایی، (ب) روابط بین رفتار میکروسکوپی و ماکروسکوپی و (ج) پاسخ‌های ماکروسکوپی که در طول فرایند تغییر شکل داغ مورد بررسی قرار می‌گیرند، جهت بهینه‌سازی فرایند شکل‌دهی و دستیابی به اجزایی با هندسه‌های مطلوب و ویژگی‌های خاص، نیاز است. تحولات نواحی مرزدانه کم‌زاویه و پرزاویه، به‌عنوان تابعی از کرنش مطرح است. نتایج نشان می‌دهد که مساحت ناحیه مرزدانه کم‌زاویه، در ابتدا با افزایش کرنش به دلیل بازبایی دینامیکی نابجایی‌ها، به‌طور مداوم افزایش می‌یابد اما در مراحل بعدی تغییر شکل، به دلیل جایگزینی ناحیه مرزدانه کم‌زاویه با مرزدانه پرزاویه در طول فرایند تبلور مجدد، اشباع می‌شوند. ناحیه مرزدانه، زمانی افزایش می‌یابد که از شکل هم‌محور (تقریباً کروی) به حالت کشیده (تقریباً بیضوی) در حین تغییر شکل پلاستیک، تبدیل شود. براساس مرور بر منابع گذشته، دماهای بالاتر و نرخ کرنش‌های پایین‌تر از طریق تسهیل در رشد دانه به‌واسطه کاهش سطح مرزدانه‌ها، سبب کاهش سطح مرزدانه‌های پرزاویه می‌شوند (۱۶). هدف در این پژوهش، دستیابی به یک رابطه میان تنش، کرنش، دما و نرخ کرنش برای آلیاژ Al-7.5Mg جهت استفاده از آن در فرایند شکل‌دهی می‌باشد.

جهت پیش‌بینی دقیق رفتار تنش سیلان مواد فلزی در حین تغییر شکل، در سال‌های اخیر تحقیقات متعددی انجام شده و معادلات ساختاری بر اساس این تحقیقات توسعه یافته‌اند. معادلات ساختاری می‌توانند تاثیرات دمای تغییر شکل، کرنش و نرخ کرنش را بر رفتار تغییر شکل مواد در طول فرایند تغییر شکل توصیف کنند. با این وجود، به دلیل مشخصه‌های غیرخطی آشکار در رفتار تغییر شکل پلاستیکی مواد، توصیف کامل تأثیر تمامی پارامترهای تغییر شکل برای یک معادله ساختاری منفرد دشوار است (۸). معادله آرنیوس به‌طور گسترده برای بیان رابطه میان تنش سیلان، نرخ کرنش و دمای تغییر شکل در شرایط دما بالا استفاده می‌شود. در معادله نمایی، پارامتر زهر- هولومن، جهت بررسی تأثیر دما و نرخ کرنش بر رفتار تغییر شکل به کار می‌رود (۹). در سال‌های اخیر، بسیاری از پژوهشگران به بررسی تنش سیلان فلزات و آلیاژهای مختلف در شرایط تغییر شکل دما بالا با استفاده از مدل آرنیوس پرداخته‌اند (۱۰ و ۱۱). با این حال، از آنجاکه مدل آرنیوس بدون جبران کرنش، تأثیر کرنش بر تنش سیلان را در نظر نمی‌گیرد، دقت پیش‌بینی این مدل در شرایط تغییر شکل بزرگ، چندان بالا نیست. به همین دلیل، با ایجاد یک رابطه چندجمله‌ای بین پارامترهای مختلف، مدل اصلاح‌شده زهر- هولومن با در نظر گرفتن تأثیر دما، نرخ کرنش و مقدار تغییر شکل توسعه یافته است (۱۲).

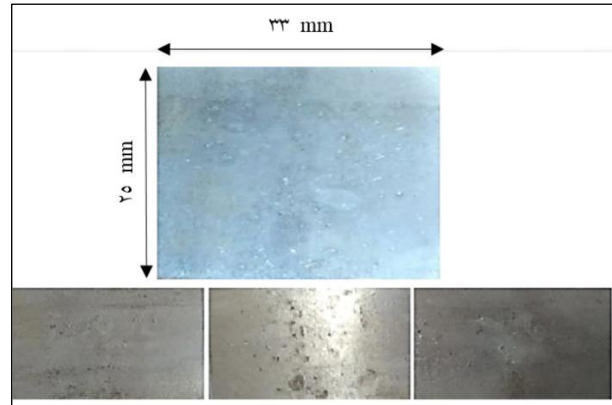
آزمایش فشار کرنش صفحه‌ای از یک دستگاه آزمایش ساده و یک ماشین کشش و حسابگر نیرو- جابجایی استاندارد بهره می‌برد. این رویکرد به دلیل نیاز به مقادیر کمی از مواد نمونه، برای کاربردهای صنعتی بسیار جذاب است. اگرچه این وسیله در زمینه برنامه‌های نورد گرم مورد استفاده قرار گرفته است، نتایج تحقیقات نشان می‌دهد که این آزمایش برای تعیین منحنی تنش سیلان در شرایط شکل‌دهی سرد به اندازه کافی دقیق است (۱۳). جهت به‌دست آوردن منحنی تنش سیلان ماده از طریق آزمون فشار کرنش صفحه‌ای، لازم است که نتایج آزمون فشار تحت کرنش سطحی مورد تجزیه و تحلیل قرار گیرد. چندین اصلاح در این محاسبات وجود دارد که اعتبار آن‌ها در مطالعات به اندازه

دینامیکی در دماهای بالا (۲۲۰، ۲۸۰، ۳۴۰ و ۴۰۰ درجه سانتی-گراد مطابق با دمای ذوب آلومینیوم) با نرخ‌های کرنش ۰/۱، ۰/۰۱ و ۰/۰۰۱ بر ثانیه انجام شد. با توجه به عرض فک دستگاه که برابر پنج میلی‌متر بود، پنج میلی‌متر از ورق به تناسب عرض آن، تحت فشار قرار گرفت. براساس عرض فک، عرض ورق، ضخامت نمونه و سرعت انجام آزمایش که روی مقادیر ۰/۰۸، ۰/۸ و ۸ میلی‌متر بر دقیقه تنظیم شده بودند، آزمایش‌هایی در دماهای مختلف انجام شدند.

جهت دستیابی به نمودار تنش-کرنش صحیح، لازم است که اثر اصطکاک در آن حذف گردد. روش به کار رفته برای این هدف، استفاده از دو نمودار تنش-کرنش بود که بر روی دو ضخامت اولیه انجام شده است. ضخامت ورق انتخابی برابر دو میلی‌متر بود و برای استفاده از این روش لازم بود که از همین نوع ورق با ضخامت‌های متفاوت استفاده شود. با عنایت به این‌که افزودن به اندازه ضخامت ورق ممکن نبود، از این‌رو، آزمون فشار کرنش صفحه‌ای روی ورق با ضخامت کمتر انجام شد. برای این منظور، به کمک فرایند ماشین‌کاری اسپارک، ضخامت ورق به حدود ۱/۱ میلی‌متر کاهش داده شد و نمودار تنش-کرنش با همان شرایط دما و نرخ کرنش به دست آمد. ضریب اصطکاک می‌تواند از طریق مقایسه فشار کرنش صفحه‌ای در یک کرنش محدود برای همان ورق با ضخامت‌های متفاوت، تخمین زده شود. با در اختیار داشتن خواص مکانیکی یکسان، تفاوت میان دو منحنی در هر کرنش، می‌تواند مقدار ضریب اصطکاک در آن کرنش را نشان دهد.

تجزیه و تحلیل روش تختال، می‌تواند جهت تست فشار کرنش صفحه‌ای استفاده شود. هنگامی که عرض نمونه (b) از ضخامت ورق (h) بیشتر باشد، می‌توان با در نظر گرفتن ضریب اصطکاک ثابت (μ)، تعادل نیرویی را بر اساس فشار وارده (P) و معادلات دیفرانسیل روش تختال که در ذیل آمده است (روابط ۱ و ۲)، در نظر گرفت (۱۷):

$$F_y = \int_0^{b/2} P dx = \int_0^{b/2} 2k \exp\left(\frac{2\mu x}{h}\right) dx =$$

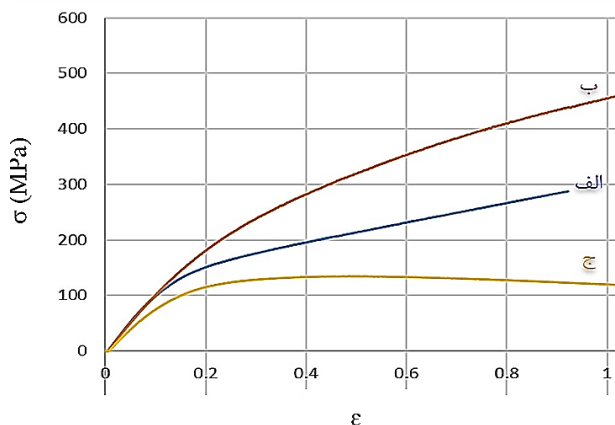


شکل ۱- نمونه ورق مورد آزمایش با ابعاد به کار رفته در این تحقیق.

۲- مواد و روش‌ها

در این تحقیق، جهت انجام آزمایش فشار، قطعات مورد نیاز با دقت بالا از ورق پایه تهیه شدند. برای به دست آوردن معادلات ساختاری به ۱۲ قطعه و برای روش معادلاتی حذف اصطکاک به چهار قطعه نیاز بود که هر یک از این قطعات به ضخامت دو میلی‌متر، طول ۳۳ میلی‌متر و عرض ۲۵ میلی‌متر بودند. نمونه‌ای از ورق‌ها با ابعاد مربوطه در شکل (۱) نشان شده است. این ورق‌ها با استفاده از ااره و با دقت بالا برش داده شدند و به منظور نرم شدن و حذف تنش‌های داخلی، تحت عملیات حرارتی بازپخت قرار گرفتند. در عملیات بازپخت، کوره ابتدا به تدریج به دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد رسید و قطعات به مدت یک ساعت در این دما نگهداری شده و سپس، به آرامی در کوره خنک شدند.

اکثر فرایندها مانند نورد، در شرایط کرنش صفحه‌ای انجام می‌شوند. جهت استفاده از این آلیاژ در فرایند نورد گرم، آزمایش فشار کرنش صفحه‌ای داغ برای آن طراحی شد. در این آزمایش، هر یک از ورق‌ها میان دو فک دستگاه آزمون کشش سنتام با کنترل ماشین سری An که یک کوره الکتریکی (با قابلیت تنظیم و کنترل دما) فک‌های آن را احاطه کرده بود، قرار داده شدند و تحت فشار قرار گرفتند. این آزمایش‌ها به منظور شبیه‌سازی شرایط نورد گرم و بررسی مسائلی مانند تبلور مجدد و بازیابی



شکل ۲- نمودارهای مربوط به حذف اصطکاک در دمای ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰.۱٪ بر ثانیه: (الف) نمودار اصلی قطعه (ب) نمودار ثانویه قطعه به ضخامت ۱/۱ میلی‌متر و (ج) نمودار نهایی تنش-کرنش بدون اصطکاک.

عبارت $t_0 \exp(-\varepsilon_t)$ نسبت فشار متوسط نمونه I به نمونه II به عنوان تابعی از کرنش ضخامت به صورت رابطه (۶) خواهد بود:

$$\frac{\bar{p}'(\varepsilon_t)}{\bar{p}''(\varepsilon_t)} = \frac{t_0' \left(\frac{\exp\left(\left(\frac{\mu_{(\varepsilon_t)}^b}{t_0' \exp(-\varepsilon_t)}\right)\right) - 1}{\exp\left(\left(\frac{\mu_{(\varepsilon_t)}^b}{t_0'' \exp(-\varepsilon_t)}\right)\right) - 1} \right)}{t_0''} \quad (6)$$

برای تغییر رابطه به یک حالت ساده‌تر، با استفاده از رابطه (۶) و بسط تیلور ضریب اصطکاک بر حسب نرخ کرنش از رابطه (۷) محاسبه می‌شود:

$$\mu_{(\varepsilon_t)} \cong \frac{2t_0't_0'' \exp(-\varepsilon_t)(\bar{p}''(\varepsilon_t) - \bar{p}'(\varepsilon_t))}{b(t_0'\bar{p}'(\varepsilon_t) - t_0''\bar{p}''(\varepsilon_t))} \quad (7)$$

با توجه به دو نمودار تنش-کرنش مربوط به یک دما و یک نرخ کرنش با ضخامت اولیه و ثانویه متفاوت، می‌توان رابطه‌ای برای ضریب اصطکاک پیدا کرد. شکل (۲)، نمودارهای به دست آمده برای حذف اصطکاک را نشان می‌دهد. نمودار (الف)، مربوط به قطعه اصلی به ضخامت دو میلی‌متر و نمودار (ب) مربوط به قطعه ثانویه به ضخامت ۱/۱ میلی‌متر و نمودار (ج)، نمودار نهایی با حذف اثر اصطکاک می‌باشد که شکل قابل قبولی دارد. محاسبات مربوط به هر نمودار تنش-کرنش در دما و نرخ کرنش خاص در

$$2k \left(\frac{h}{2\mu} \right) \left[\exp\left(\frac{\mu b}{h} \right) - 1 \right] \quad (1)$$

$$\frac{P_{av}}{2k} = \left(\frac{h}{\mu b} \right) \left[\exp\left(\frac{\mu b}{h} \right) - 1 \right] \quad (2)$$

با بسط دادن، راه حل ساده‌تری برای مقادیر کوچک نسبت ضریب اصطکاک و عرض ورق به ضخامت آن حاصل شد (رابطه ۳):

$$\frac{P_{av}}{2k} \approx 1 + \frac{\mu b}{2h} \quad (3)$$

با داشتن ضریب اصطکاک (μ) و ضخامت ورق (t)، می‌توان تنش جریان فون میز (VM) را با استفاده از روابط (۴) و (۵) به صورت تابعی از کرنش معادل فون میز (ε_{vm}) برای تست فشار کرنش صفحه‌ای به دست آورد (۱۷):

$$\sigma_{vm} = \sqrt{3}k = \frac{\sqrt{3}}{2} \bar{p} = \frac{\sqrt{3}F}{2wb} \quad (4)$$

$$\varepsilon_{vm} = \frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_t = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{t_0}{t} \right) \quad (5)$$

که در آن، F ، نیروی فشار در طول آزمایش فشار کرنش صفحه‌ای و ε_t ، کرنش ضخامت است. بدیهی است که یک μ دقیق، عامل تصحیح موفق است. از آنجایی که ضریب اصطکاک، تحت تأثیر عوامل زیادی مانند وضعیت سطح، روان‌کننده، دما، فشار و سرعت نسبی و جهت سطوح است، لذا تنها راه معتبر برای تعیین میزان تصحیح آن، اندازه‌گیری مستقیم در شرایط دقیق آزمایش است.

روشی توسط محبی و همکاران (۱۸)، توصیف و استفاده شده است که در آن می‌توان ضریب اصطکاک را از طریق مقایسه فشار کرنش صفحه‌ای در یک کرنش محدود مثلاً ده درصد برای همان ورق با ضخامت متفاوت تخمین زد. در این جا، شرایط یکسان است با این تفاوت که نسبت b/t در یک مورد سه و در مورد دیگر هفت است. چنین تکنیکی اصلاح گردیده و در پژوهش حاضر مورد استفاده قرار گرفته است. در این روش از یک ضریب خطی افزایشی اصطکاک با دو ثابت استفاده می‌شود: $\mu = \mu_0 + C\varepsilon_t$ که C و μ_0 در آن، ثابت هستند.

با داشتن خواص مکانیکی یکسان، تفاوت بین دو منحنی در هر کرنش می‌تواند مقدار ضریب اصطکاک را در آن کرنش نشان دهد. با استفاده از رابطه (۲)، برای دو نمونه و جایگزینی t با

حذف اصطکاک در آن، نمودارهای نهایی جهت به دست آوردن معادله ساختاری و نقشه فرایندی آماده شدند. این نمودارها از آزمایش در دماهای ۲۲۰، ۲۸۰، ۳۴۰ و ۴۰۰ درجه سانتی گراد، با سرعت فک ۸، ۰/۸ و ۰/۰۸ میلی متر بر دقیقه و نرخ کرنش های ۰/۱، ۰/۰۱ و ۰/۰۰۱ بر ثانیه حاصل گردید. با توجه به شکل (۳)، مشاهده می شود که با افزایش دما، نمودارها روند نزولی دارند و افزایش نرخ کرنش سبب صعودی شدن مقادیر داده ها می شود.

۳-۲- مدل آرنیوسی

پس از بررسی انواع معادلات ساختاری، مدلی که متناسب با آلیاژ پایه، شرایط دمایی و سرعت انجام آزمایش تشخیص داده شد، مدل آرنیوسی (رابطه ۸) بود. زیرا، این مدل علاوه بر این که به لحاظ ریاضی پاسخ گوی پژوهش پیش رو بود، با توجه به ثوابت موجود در آن، مباحث مربوط به تغییر در ساختار ماده مانند انرژی تغییر شکل داغ را نیز شامل می شد. برای ایجاد این مدل لازم است ثوابت این معادله (A ، n ، α و Q) تعیین شوند. که در آن α ، A و n ثابت های ماده هستند، Q انرژی فعال سازی تغییر شکل، R ثابت گازها $R = 8.314 \text{ J/mol}\cdot\text{K}$ و σ تنش سیلان می باشند.

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \left[\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \right] \quad (8)$$

در کرنش های ۰/۳، ۰/۴، ۰/۵، ۰/۶، ۰/۷ و ۰/۸ ثوابت مدل آرنیوسی محاسبه گردید که به عنوان نمونه، نحوه محاسبه مدل آرنیوسی در کرنش ۰/۶ در ادامه نشان داده شده است. در جدول (۱)، با توجه به اندازه دما، نرخ کرنش و مقدار تنش، سایر پارامترها در کرنش ۰/۶ تعیین و محاسبه شدند.

مقدار α برابر ۰/۰۰۱ انتخاب شد. جهت تعیین $\beta = \alpha \times n$ ، با استفاده از نمودارهای دارای محور عمودی $\dot{\epsilon}$ و محور افقی σ ، مقدار پارامتر β محاسبه شد. این پارامتر، شیب نمودار است که پس از میانگین گیری، مقدار آن بین ۰/۰۲۶ تا ۰/۰۵۳، با میزان خطای ۰/۰۰۰۹، محاسبه شد. در ادامه، با استفاده از نمودارهای دارای محور عمودی $\dot{\epsilon}$ و محور افقی $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ ، مقدار n محاسبه شد. بدین صورت که در هر مرتبه، مقدار n برای هر

نرم افزار اکسل انجام گرفت. در محاسبات با دو نمودار، باید تنش در کرنش های برابر مورد استفاده قرار گیرد تا سرانجام ضریب اصطکاک صحیح و کمتر از یک حاصل گردد.

لازم به ذکر است که محاسبات لازم برای استخراج مدل آرنیوسی و نقشه فرایندی، به کمک نرم افزارهای TableCurve 3D، Surfer و Excel، انجام گرفت.

جهت مطالعه ریزساختار آلیاژ و مشاهده فازها و دانه بندی در قطعات تحت فشار داغ، آزمایش متالوگرافی انجام شد. بدین منظور، آماده سازی قطعات با دقت مناسب صورت گرفت. ابتدا قسمت وسط ورق ها که متحمل فشار بودند توسط برش با تیغه های الماسه از ورق اصلی جدا شدند. خود ورق اصلی به همراه ورق های آزمایش شده تحت دماها و نرخ کرنش های مختلف، در مانت قرار داده شدند. سپس، نوبت به عملیات سناده کاری روی سطح رسید که با استفاده از سناده های ۶۰ تا ۲۰۰۰، چسبی که در مرحله مانت کردن وجود داشت، از بین رفت و سطح مانت و قطعات تا حدودی صاف شد. پس از پرداخت خشن اولیه، نوبت به پرداخت نرم و نهایی رسید که خطوطش موجود بر روی نمونه از بین رفت و سطح صاف و صیقلی حاصل گردید. بعد از این که سطح مدنظر در نمونه آینه ای شد، نوبت به مرحله حکاکی به مدت یک تا دو دقیقه رسید.

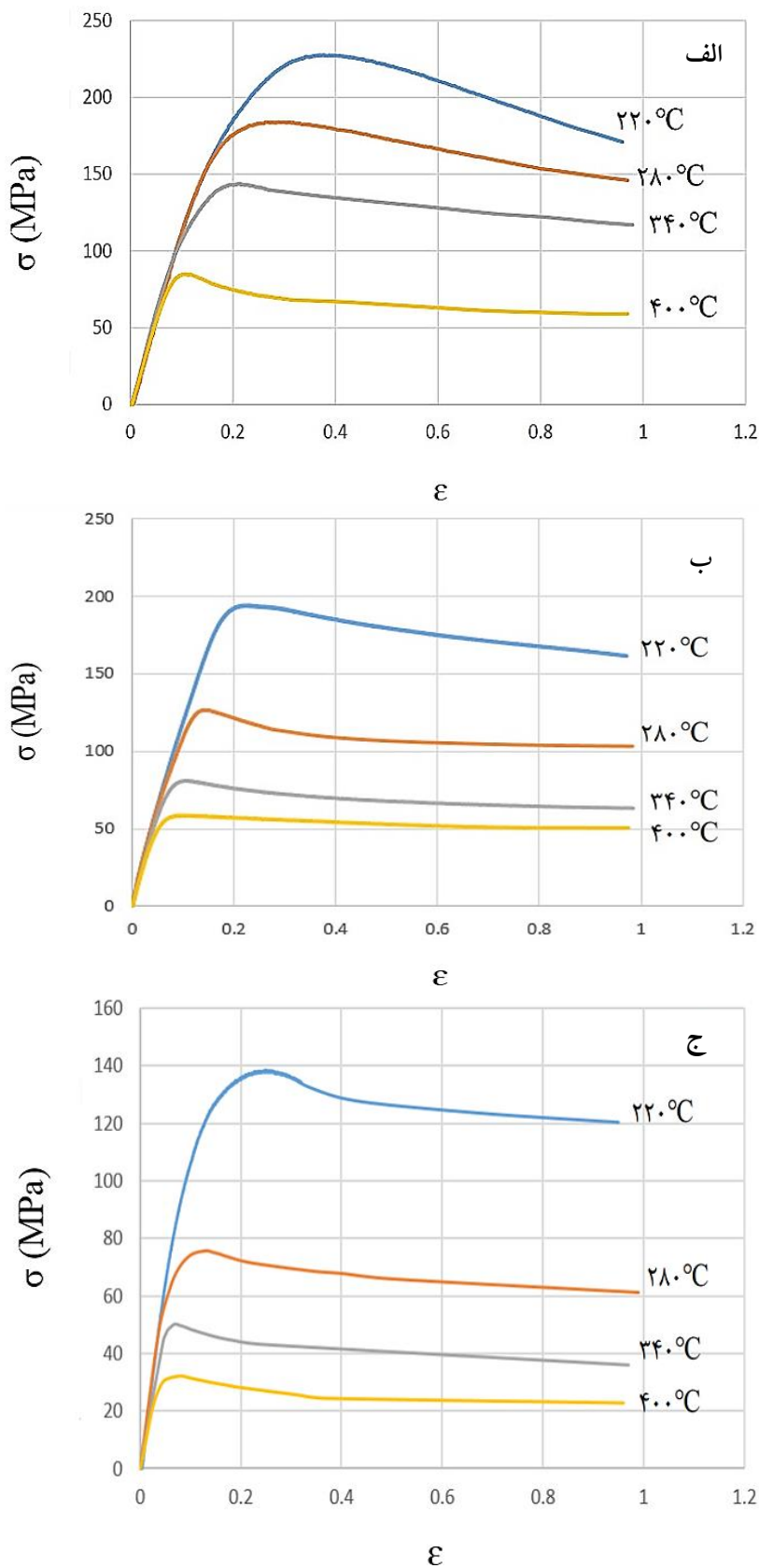
با توجه به عدم حکاکی شیمیایی این آلیاژ، روش الکترواچ به کار برده شد. با استفاده از یک منبع تغذیه و اتصال سر مثبت آن به نمونه و سر منفی آن به قطعه فلزی غوطه ور در اسید نیتریک و اعمال ولتاژ به اندازه دو ولت، روش الکترواچ انجام گردید تا شرایط برای ظهور دانه بندی و فازها از طریق میکروسکوپ مهیا شود.

۳- یافته ها

در ادامه به نتایج حاصل از پژوهش و بحث روی آن ها می پردازیم.

۳-۱- نمودارهای تنش - کرنش

پس از تبدیل نمودار نیرو - جابه جایی به نمودار تنش - کرنش و



شکل ۳- نمودارهای تنش- کرنش در نرخ کرنش‌های (الف) ۰/۱ (ب) ۰/۰۱ و (ج) ۰/۰۰۱ بر ثانیه.

جدول ۱- مقادیر دما، نرخ کرنش، تنش و سایر پارامترها در کرنش ۰/۶

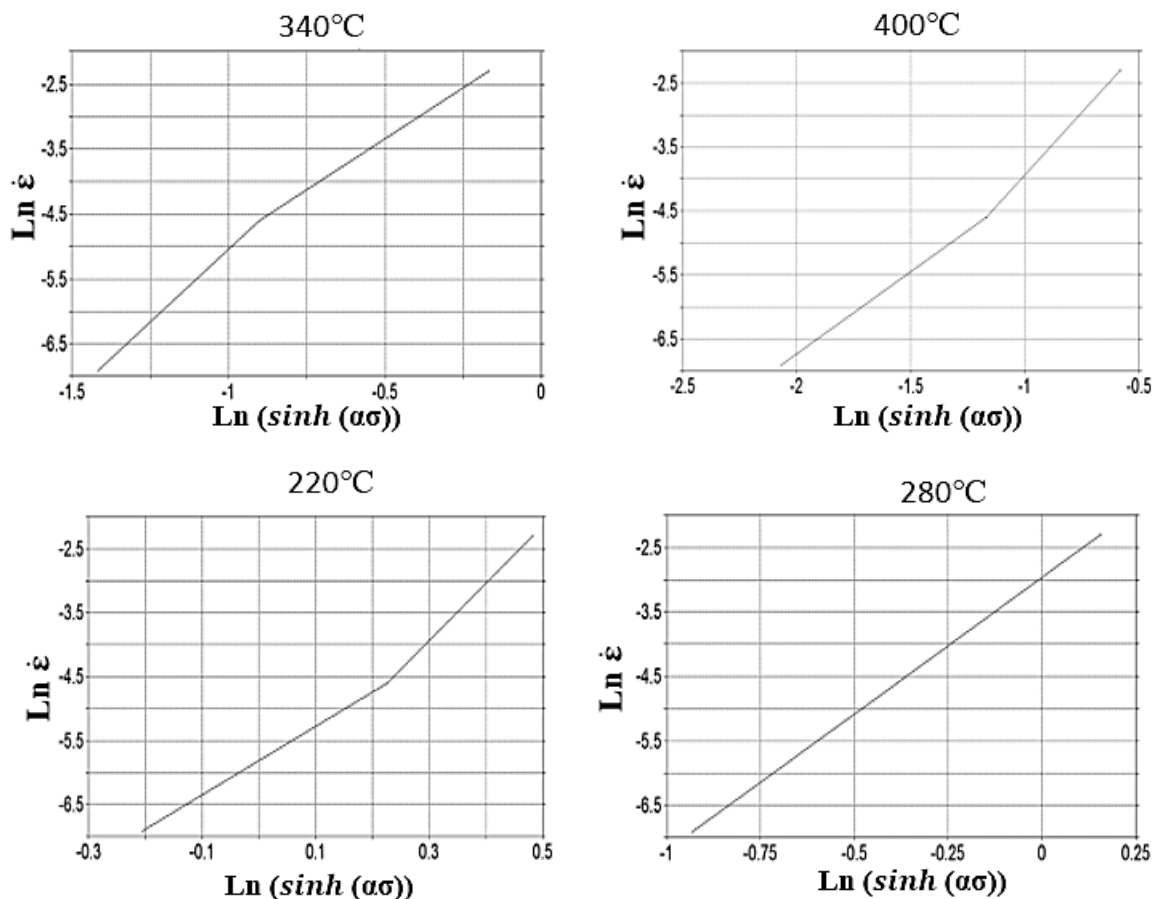
کرنش	دما (°C)	نرخ کرنش (1/s)	تنش (MPa)	Ln ε	Ln Sinh (ασ)
۰/۶	۲۲۰	۰/۱	۲۱۰	-۲/۳۰۲۵۹	۰/۴۸۲۹۷۲
۰/۶	۲۲۰	۰/۰۱	۱۷۵	-۴/۶۰۵۱۷	۰/۲۲۶۲۲۴
۰/۶	۲۲۰	۰/۰۰۱	۱۲۴	-۶/۹۰۷۷۶	-۰/۲۰۵۱
۰/۶	۲۸۰	۰/۱	۱۶۶	-۲/۳۰۲۵۹	۰/۱۵۶۱۸۱
۰/۶	۲۸۰	۰/۰۱	۱۰۶	-۴/۶۰۵۱۷	-۰/۳۸۶۰۳
۰/۶	۲۸۰	۰/۰۰۱	۶۴	-۶/۹۰۷۷۶	-۰/۹۳۲۶۶
۰/۶	۳۴۰	۰/۱	۱۲۸	-۲/۳۰۲۵۹	-۰/۱۶۷۵۲
۰/۶	۳۴۰	۰/۰۱	۶۶	-۴/۶۰۵۱۷	-۰/۹۰۰۳۴
۰/۶	۳۴۰	۰/۰۰۱	۴۰	-۶/۹۰۷۷۶	-۱/۴۱۷۵۳
۰/۶	۴۰۰	۰/۱	۸۹	-۲/۳۰۲۵۹	-۰/۵۸۰۲۸
۰/۶	۴۰۰	۰/۰۱	۵۱	-۴/۶۰۵۱۷	-۱/۱۶۸۶۱
۰/۶	۴۰۰	۰/۰۰۱	۲۱	-۶/۹۰۷۷۶	-۲/۰۶۸۸۳

نهایی Q برابر ۰/۰۷ ± ۳۴۷۳۱/۶۴ ژول به دست آمد. در ادامه فرایند، مقدار پارامتر A محاسبه گردید. در نمودارها با محور عمودی Ln Z و محور افقی Ln Sinh (ασ)، به طور واضح، عرض از مبدأ نمودارها، برابر با عبارت Ln A خواهد بود. مقادیر پارامتر A در دماهای ۲۲۰، ۲۸۰، ۳۴۰ و ۴۰۰ درجه سانتی گراد، به ترتیب برابر ۱۴۳/۰۵۰۸، ۶۹۶/۱۰۴۶، ۱۰۹۴/۲۲۳ و ۱۲۰۰/۸۶۸ به دست آمدند که میانگین آنها (۰/۵ ± ۷۸۴) برابر مقدار نهایی پارامتر A می باشد. به عنوان نمونه، محاسبه پارامتر n در دستگاه مختصات در شکل (۴) آورده شده است. پس از به دست آمدن همه ثوابت مدل آرنیوسی، کلیه معادلات مربوط به این مدل حاصل شد. محاسبات انجام گرفته مربوط به کرنش ۰/۶ بود که برای سایر کرنش ها نیز محاسبات به همین شکل انجام گرفت. روابط مدل آرنیوس در کرنش ۰/۶ که در منطقه تغییر شکل پلاستیک بود، به صورت روابط (۹) و (۱۰) در آمد:

$$\dot{\epsilon} = 784[\sinh(0.006\sigma)]^{4.36} \left[\exp\left(\frac{-43732}{RT}\right) \right] \quad (9)$$

$$z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{-43732}{RT}\right) \quad (10)$$

نمودار به کمک شیب آن تعیین و سپس میانگین مقدار n محاسبه گردید. در ادامه کار، به کمک مقدار β، مقدار جدید α محاسبه شد. محاسبه مقادیر n و α تا چندین مرحله تکرار گشت تا این دو پارامتر تأثیرگذار به درستی محاسبه شدند. مقادیر محاسبه شده در دماهای مختلف (به ترتیب از زیاد به کم) برابر ۴/۲۳، ۶/۵۵، ۳/۰۵ و ۳/۶۴ بود که پس از میانگین گیری مقدار نهایی ۰/۰۰۸ ± ۳۶/۴ حاصل شد. مقادیر α نیز از ۰/۰۰۱ شروع و طی چند مرحله، عدد ۰/۰۰۶ به دست آمد. پس از تعیین مقادیر n و α، نوبت به محاسبه Q رسید. محاسبه Q، براساس شیب خط نمودارهای دارای محور عمودی Ln Sinh (ασ) و محور افقی ۱/T انجام شد که در آن، T دماهای انجام آزمایش (بر حسب کلونین) است. شیب این نمودارها، برابر با عبارت Q/nR است که مقدار n از مرحله قبل مقدار ۴/۳۶ محاسبه شد و R نیز ثابت جهانی گازها است. برای هر نرخ کرنش، این شیب خط محاسبه می گردد. مقادیر Q/nR برای نرخ کرنش های ۰/۱، ۰/۰۱ و ۰/۰۰۱ بر ثانیه، به ترتیب برابر ۱۹۲۱، ۲۶۲۰ و ۳۳۴۹ به دست آمد که میانگین آنها برابر با ۲۶۳۰ ± ۰/۸۹ بود. با توجه به مقادیر n و R، مقدار Q که انرژی فعال سازی تغییر شکل داغ می باشد، مقدار



شکل ۴- نمودارهای محاسبه پارامتر n به کمک نرخ کرنش، تنش و پارامتر a.

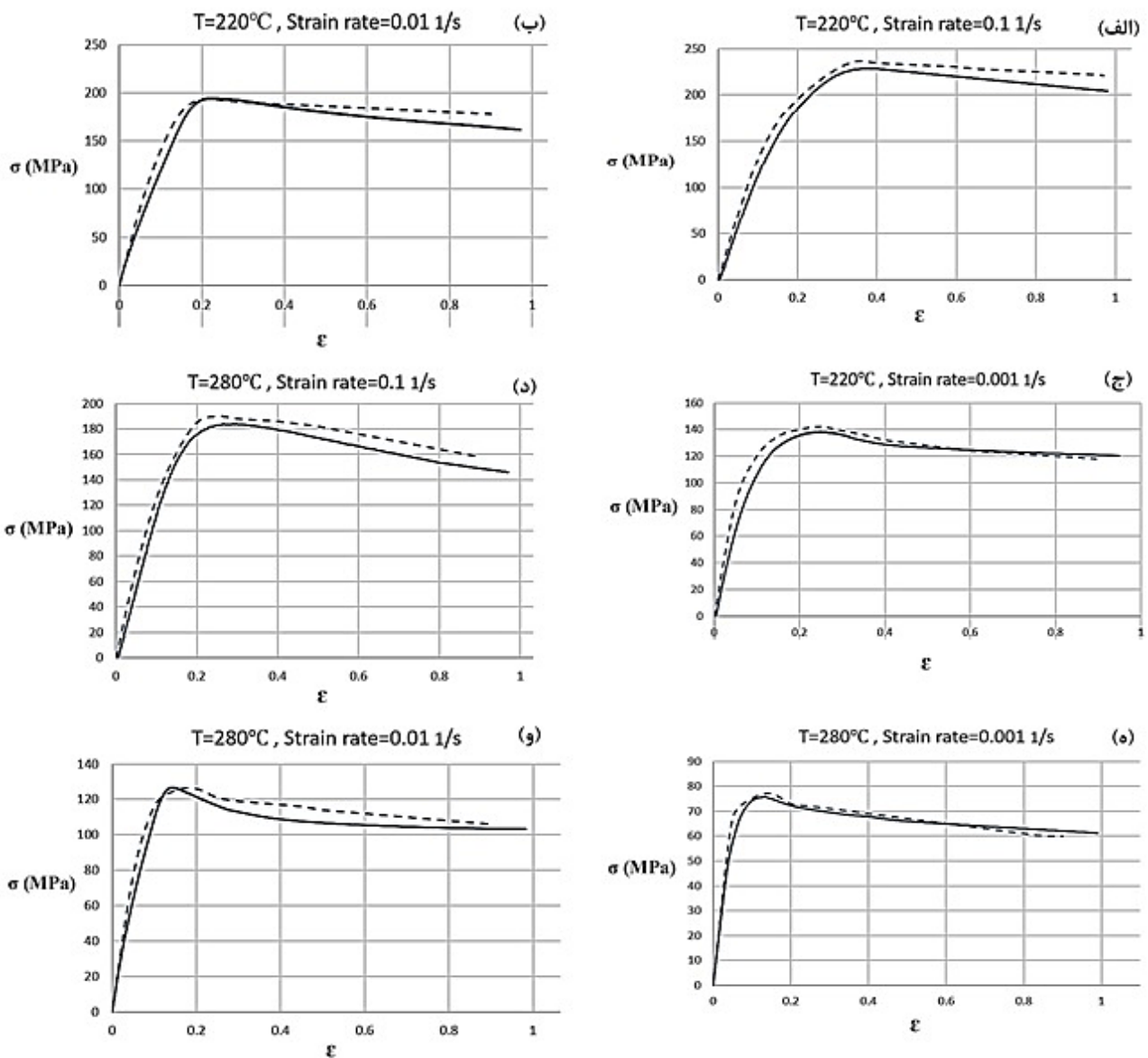
آرنیوسی برای آلیاژ Al-7.5Mg، یک پاسخ‌گویی قابل‌قبولی به ازای مقادیر تنش، کرنش، دما و نرخ کرنش ارائه می‌دهد. برای نوزده نقطه، محاسبه تنش انجام گرفت که به کمک آن‌ها نمودار تنش-کرنش مدل آرنیوسی در شکل‌های (۵) و (۶) رسم شد. جهت راستی‌آزمایی، در دماهای ۲۲۰، ۲۸۰، ۳۴۰ و ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش‌های ۰/۱، ۰/۰۱ و ۰/۰۰۱ بر ثانیه، مقایسه بین نمودارهای تنش-کرنش تجربی با مدل صورت گرفت. مقایسه بین نمودارهای تنش-کرنش تجربی با مدل آرنیوسی، نشان از تطبیق خوب این مدل با واقعیت دارد.

۳-۳- نقشه فرایندی

برای به دست آوردن رابطه میان تنش با دما و نرخ کرنش در یک کرنش خاص، نیاز به نقشه فرایندی است. از آنجایی‌که مدل

$$\sigma = \frac{1}{0.006} \text{Ln} \left\{ \left(\frac{Z}{784} \right)^{\frac{1}{4.36}} + \left[\left(\frac{Z}{784} \right)^{\frac{1}{2.18}} + 1 \right]^{0.5} \right\} \quad (11)$$

معمولاً مقدار پارامتر α در مدل آرنیوس، محدوده ۰/۰۰۱ تا ۰/۱ را در بر می‌گیرد. در محاسبات پژوهش نیز این مقادیر به صورت نهایی ۰/۰۰۴، ۰/۰۰۵، ۰/۰۰۶، ۰/۰۰۸، ۰/۰۱ و ۰/۰۱ در آمدند که میانگین آن‌ها برابر ۰/۰۰۶ بود. مقدار پارامتر n در مدل آرنیوسی حدود چهار است که در کرنش‌های ۰/۳، ۰/۴، ۰/۵، ۰/۶، ۰/۷ و ۰/۸ به ترتیب برابر مقادیر ۴/۸۵، ۴/۵۴، ۴/۴۶، ۴/۳۶، ۴/۱۹، ۴/۰۲ به دست آمد. انرژی فعال سازی تغییر شکل (Q) با افزایش مقدار کرنش، روند صعودی به خود گرفت و مقادیر ۳۹۵۶۹، ۴۰۲۲۳، ۴۱۹۲۵، ۴۳۷۳۲، ۴۶۱۰۴ و ۴۸۱۶۰ کیلو ژول به ازای کرنش ۰/۳ تا ۰/۸ حاصل شدند. در میان انواع معادلات ساختاری، مدل



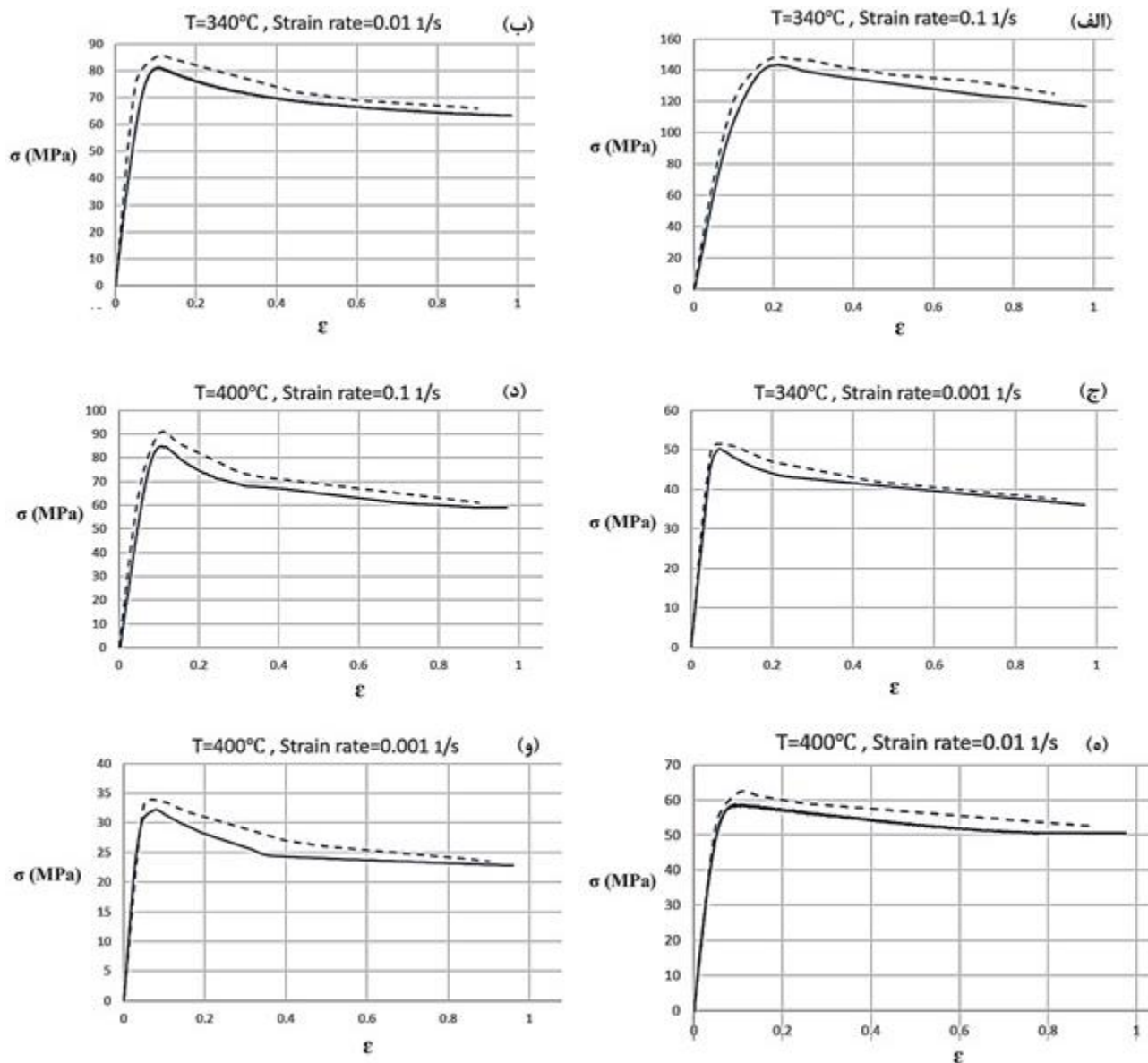
شکل ۵- مقایسه نمودار تنش- کرنش مدل آرنیوسی با حالت تجربی در دماهای ۲۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش‌های مختلف. خط کامل (—) نشان دهنده نمودار تنش- کرنش تجربی و خط چین (---) نشان دهنده نمودار تنش- کرنش مدل آرنیوسی در دما و نرخ کرنش: (الف) ۲۲۰ درجه سانتی گراد و ۰/۱ بر ثانیه (ب) ۲۲۰ درجه سانتی گراد و ۰/۰۱ بر ثانیه (ج) ۲۲۰ درجه سانتی گراد و ۰/۰۰۱ بر ثانیه (د) ۲۸۰ درجه سانتی گراد و ۰/۱ بر ثانیه (ه) ۲۸۰ درجه سانتی گراد و ۰/۰۰۱ بر ثانیه و (و) ۲۸۰ درجه سانتی گراد و ۰/۰۱ بر ثانیه.

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}}, \quad \sigma = k \dot{\epsilon}^m \quad (12)$$

به کمک جدول (۲)، محاسبات برای به دست آوردن پارامتر m انجام شد.

اگر محور x ، محور دما، محور y ، محور نرخ کرنش و محور z

آرنیوسی در کرنش ۰/۶ به دست آمده است، نقشه فرایندی نیز در همین کرنش حاصل می‌شود. در رابطه ذیل، m ، ضریب حساسیت به نرخ کرنش است که مقدار آن از طریق رابطه (۱۲) محاسبه می‌گردد (۱۷):



شکل ۶- مقایسه نمودار تنش- کرنش مدل آرنیوسی با حالت تجربی در دماهای ۲۸۰ و ۳۴۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش‌های مختلف. خط کامل (—) نمودار تنش- کرنش تجربی و خط چین (---) نمودار تنش- کرنش مدل آرنیوسی در دما و نرخ کرنش: (الف) ۳۴۰ درجه سانتی‌گراد و ۱/۱ بر ثانیه (ب) ۳۴۰ درجه سانتی‌گراد و ۰/۱ بر ثانیه (ج) ۳۴۰ درجه سانتی‌گراد و ۰/۰۰۱ بر ثانیه (د) ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد و ۱/۱ بر ثانیه (ه) ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد و ۰/۱ بر ثانیه و (و) ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد و ۰/۰۰۱ بر ثانیه.

$$m = \frac{c}{\sigma} = \frac{18.675}{\sigma} \quad (14)$$

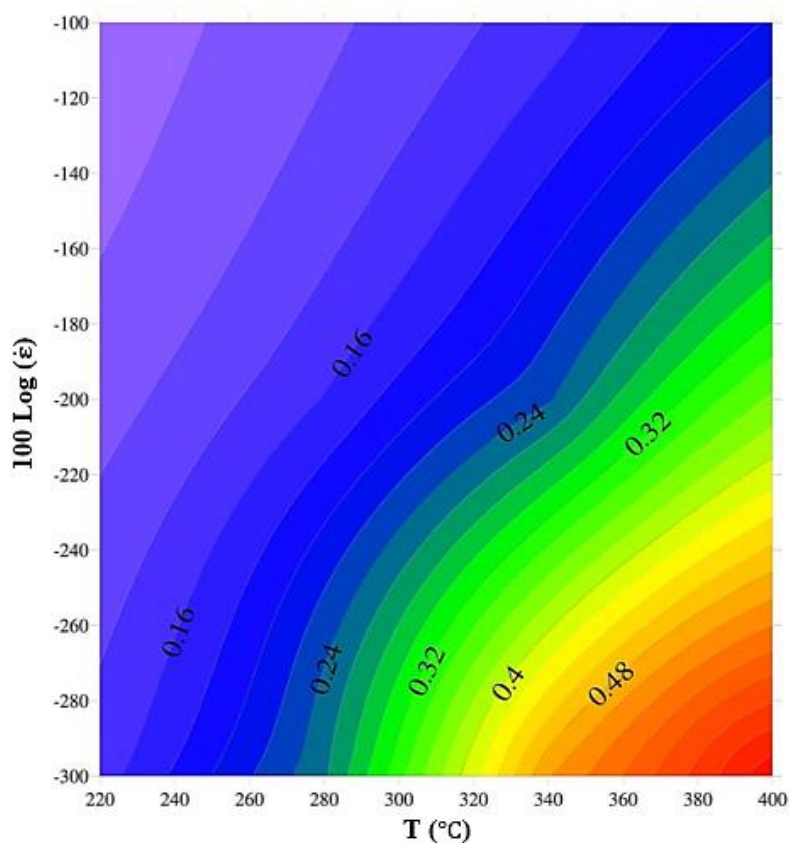
در ادامه، نمودار نهایی پارامتر m بر حسب دما و نرخ کرنش ترسیم گردید (شکل ۷). در نرم‌افزار، دماهای مورد آزمایش در محور x ، $100 \log \dot{\epsilon}$ در محور y و پارامتر m در محور z قرار

محور تنش در نظر گرفته شود، تابعی مطابق با رابطه (۱۳) به دست می‌آید که این رابطه تنش مدل می‌باشد و به مقدار تنش اصلی نزدیک است و رابطه m نیز از آن به دست آمد (رابطه ۱۴):

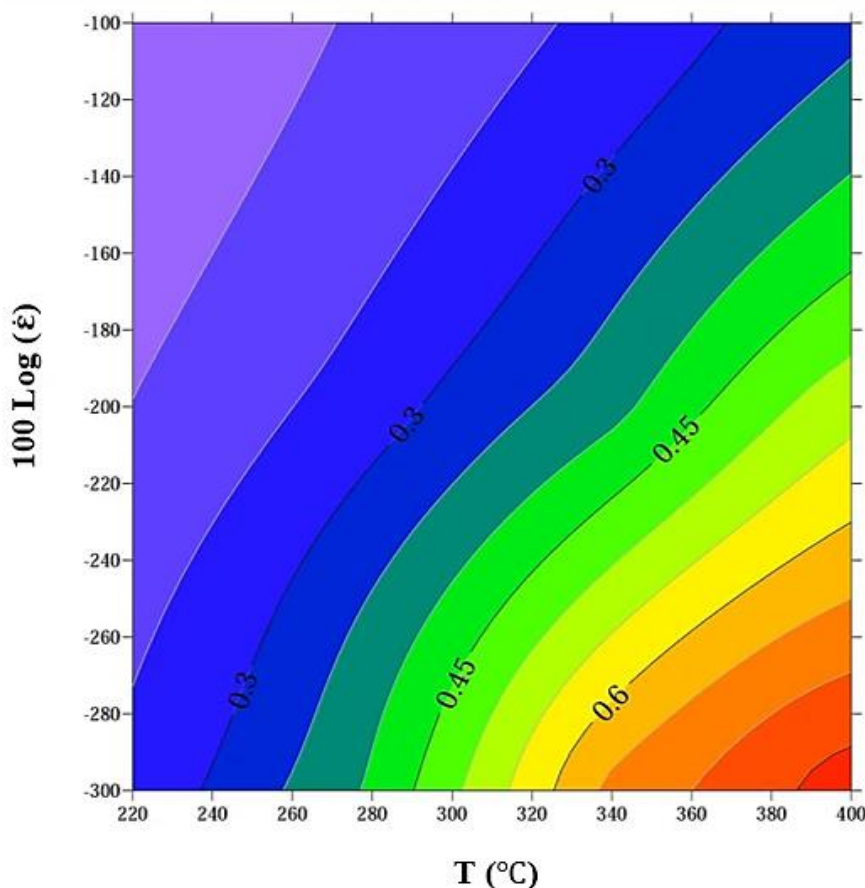
$$\sigma = 2.938 + \frac{60846400}{T^2} + 18.675 \ln \dot{\epsilon} \quad (13)$$

جدول ۲- مقادیر مورد نیاز برای محاسبه پارامتر m در نقشه فرایندی در کرنش ۰/۶

دما (°C)	دما (K)	نرخ کرنش، 1/s	تنش مدل، MPa	تنش تجربی، MPa	m
۲۲۰	۴۹۳	۰/۰۰۱	۱۲۴	۱۲۲/۲۹۴۸۶۴۴	۰/۱۵۰۲۵۷
۲۲۰	۴۹۳	۰/۰۱	۱۷۵	۱۶۵/۲۹۴۸۶۴۴	۰/۱۱۱۶۳۴
۲۲۰	۴۹۳	۰/۱	۲۱۰	۲۰۸/۲۹۴۸۶۴۴	۰/۰۸۸۸۰۷
۲۸۰	۵۵۳	۰/۰۰۱	۶۴	۷۵/۲۵۹۱۹۸۴۴	۰/۲۵۶۱۴۴
۲۸۰	۵۵۳	۰/۰۱	۱۰۶	۱۱۸/۲۵۹۱۹۸۴	۰/۱۶۱۱۱۸
۲۸۰	۵۵۳	۰/۱	۱۶۶	۱۶۱/۲۵۹۱۹۸۴	۰/۱۱۷۵۲
۳۴۰	۶۱۳	۰/۰۰۱	۴۰	۳۷/۴۳۱۱۶۶۹۵	۰/۵۲۰۷۱۸
۳۴۰	۶۱۳	۰/۰۱	۶۶	۸۰/۴۳۱۱۶۶۹۴	۰/۲۳۶۷۹۸
۳۴۰	۶۱۳	۰/۱	۱۲۸	۱۲۳/۴۳۱۱۶۶۹	۰/۱۵۳۲۴۳
۴۰۰	۶۷۳	۰/۰۰۱	۲۱	۶/۳۴۸۱۰۳۹۲۱	۲/۲۵۵۹۱۳
۴۰۰	۶۷۳	۰/۰۱	۵۱	۴۹/۳۴۸۱۰۳۹۲	۰/۳۶۴۱۸۴
۴۰۰	۶۷۳	۰/۱	۸۹	۹۲/۳۴۸۱۰۳۹۱	۰/۱۹۸۰۸۱



شکل ۷- نمودار نقشه فرایندی پارامتر m در کرنش ۰/۶.



شکل ۸- نمودار نقشه فرایندی پارامتر η در کرنش ۰/۶.

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

اگر در رابطه فوق، عبارت $\text{Ln}\left(\frac{m}{m+1}\right)$ برابر g فرض گردد و در نرم افزار، محور x ، محور دما، محور y ، محور نرخ کرنش و محور z ، محور g در نظر گرفته شود، تابعی به صورت زیر به دست می آید (روابط ۱۷ و ۱۸):

$$g = -6.22450986 + 0.00618471 T + 0.19069053 \text{Ln } \dot{\epsilon} \quad (17)$$

$$\xi = c + m = -0.19069053 + m \quad (18)$$

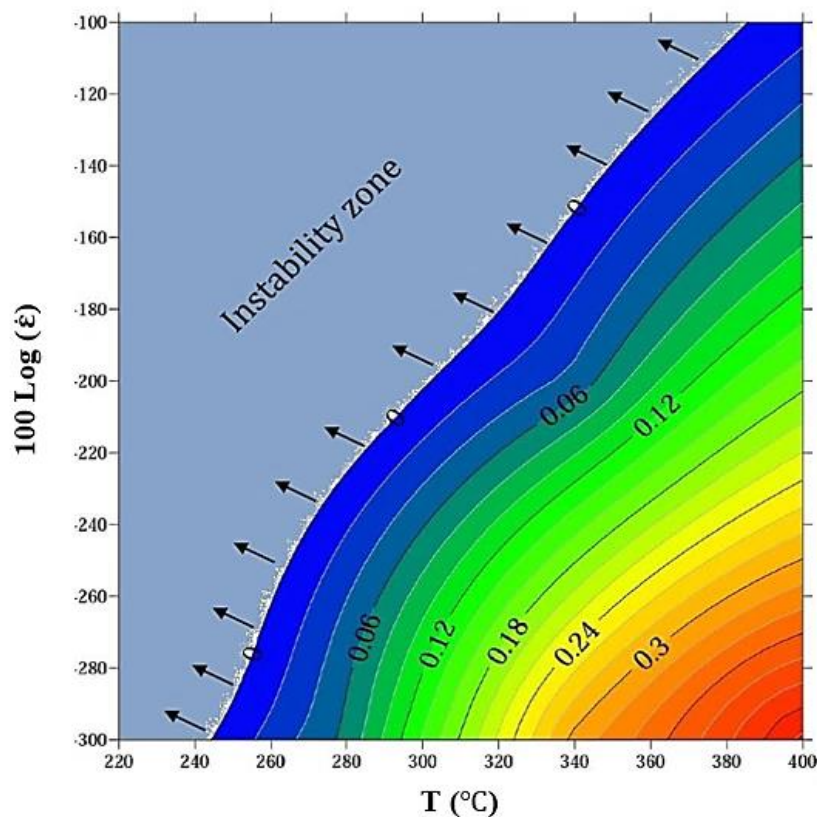
برای رسم نمودار نقشه فرایندی پارامتر ξ ، با استفاده از نرم افزار Surfer، لازم است که نمودار جدید روی نمودار نقشه فرایندی پارامتر η منطبق گردد. برای این هدف، در نرم افزار، محور x به دما، محور y به لگاریتم نرخ کرنش و محور z به پارامتر ξ ،

داده شد. پس از به دست آوردن نمودار نقشه فرایندی m ، نوبت به محاسبه پارامتر η که بازده اتلاف انرژی را بیان می کند، می رسد. مطابق با رابطه (۱۵)، پارامتر η به کمک پارامتر m محاسبه گردید:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (15)$$

در ادامه، به کمک نرم افزار Surfer، نمودار نهایی پارامتر η بر حسب دما و نرخ کرنش رسم گردید (شکل ۸). در این نرم افزار، دماهای مورد آزمایش در محور x ، $100 \text{Log } \dot{\epsilon}$ در محور y و پارامتر η در محور z قرار داده شد.

پس از محاسبه پارامتر η ، نوبت به محاسبه پارامتر ξ که بیانگر معیار شرایط ناپایداری است می رسد که طبق رابطه (۱۶) محاسبه گردید:



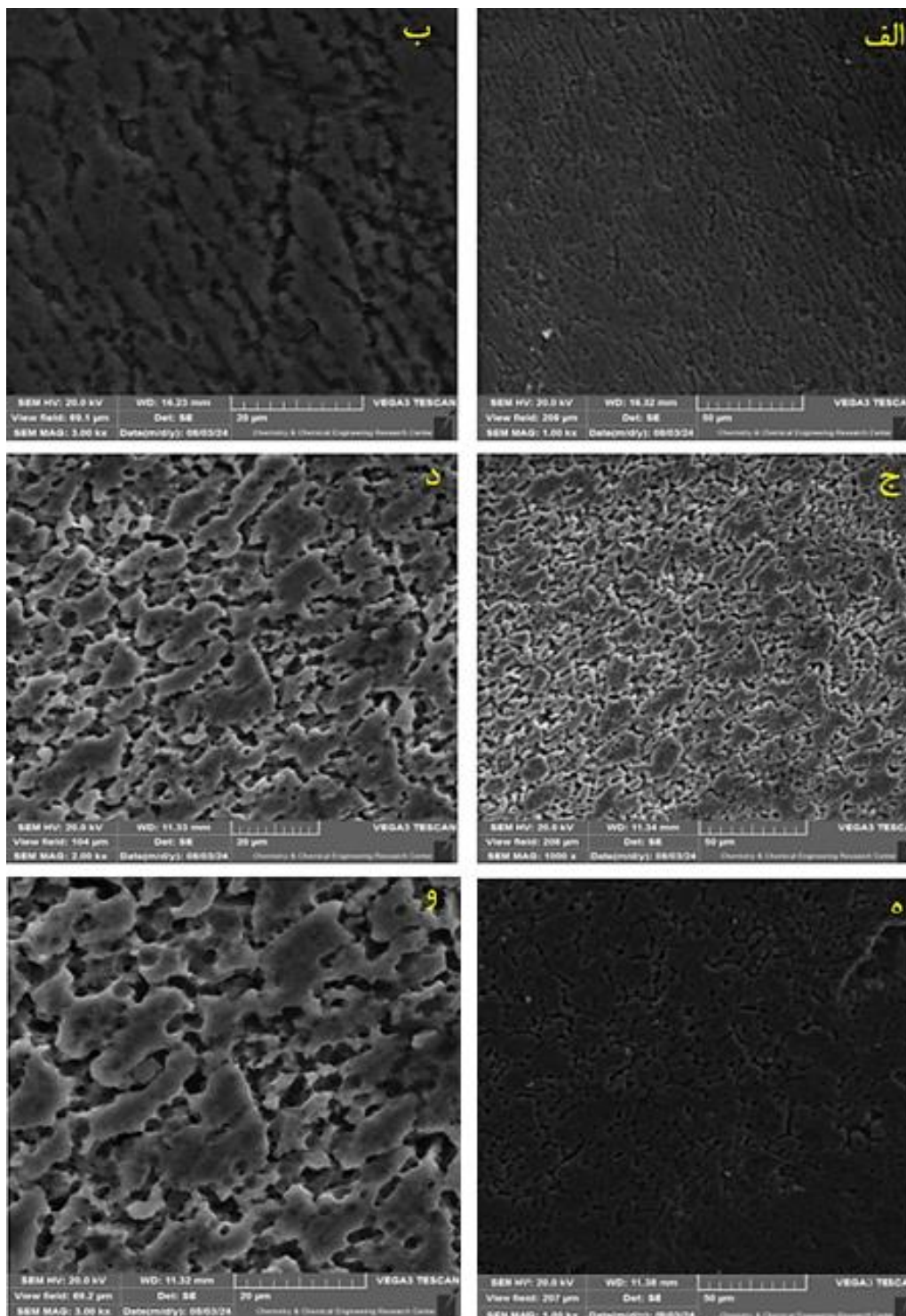
شکل ۹- نمودار نهایی نقشه فرایندی پارامتر ξ در کرنش ۰/۶.

۳-۴- بررسی ریزساختاری

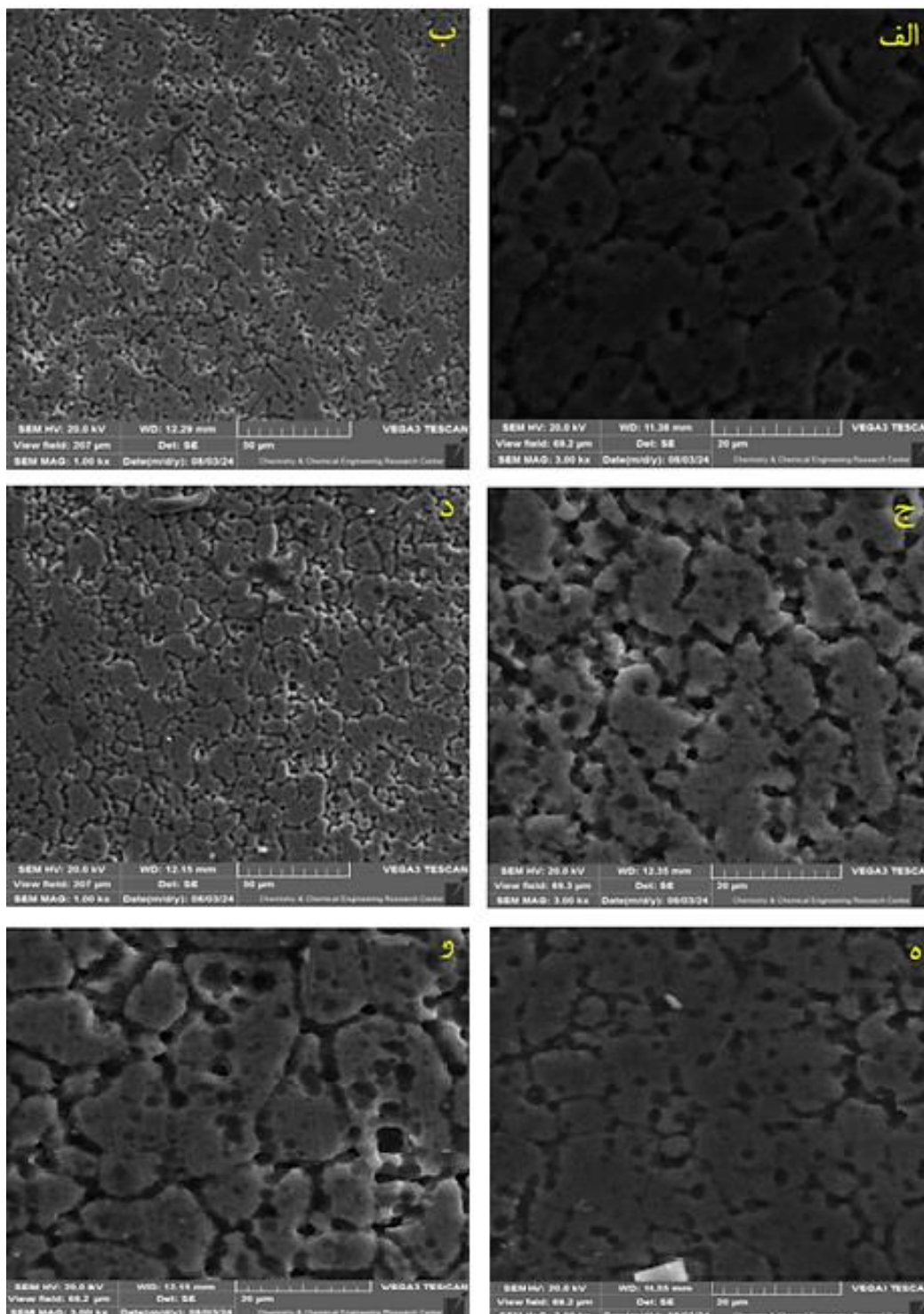
تصاویر میکروسکوپی الکترونی از نمونه‌ها در شکل‌های (۱۰) و (۱۱) نشان داده شده است. آلومینیوم به سبب برخورداری از لغزش متقاطع^۵ و بالابودن قابلیت تحرک آن، انرژی نقص در چیده شدن بالایی دارد و دانه‌ها پس از تغییر شکل گرم، فرصت چندانی جهت تبلور مجدد ندارند و بازایی دینامیکی در آن بیشتر از تبلور مجدد دینامیکی رخ می‌دهد (۱۹). با توجه به شکل‌های (۱۰) و (۱۱)، دانه‌ها قبل از تغییر شکل گرم (که دارای اندازه‌های مشخصی هستند) با دانه‌های پس از تغییر شکل تفاوت دارند و دانه‌بندی پس از تغییر شکل گرم، نوعی کشیدگی را تجربه می‌کند. به دلیل اندازه بیشتر دانه‌های اولیه و همچنین عدم فعال بودن سازوکار لغزش متقاطع (به سبب وجود منیزیم بالا در آلیاژ)، کرنش در حوالی مرزها افزایش یافته و تنش در اطراف مرزها تمرکز بیشتری دارد و همچنین نوارهای برشی کاهش می‌یابد.

اختصاص داده شد و سرانجام، نمودار نهایی نقشه فرایندی به صورت شکل (۹) حاصل گردید. در این شکل، منطقه ناپایداری به خوبی مشخص شده و با آن‌چه که از نقشه فرایندی انتظار می‌رفت، تأمین شده است.

شکل (۹)، منطقه ناپایداری را در دماهای مختلف تعیین می‌کند. بعد از دمای حدود ۲۴۰ درجه سانتی‌گراد، منطقه ناپایداری کاهش می‌یابد و در ادامه با افزایش دما، کاهش ناپایداری دیده می‌شود. همان‌طور که در شکل (۹) مشاهده می‌شود، افزایش نرخ کرنش رابطه‌ای مستقیم با افزایش منطقه ناپایداری دارد. نمودار نقشه فرایندی به دست آمده در مقایسه با سایر پژوهش‌ها مانند رودرا و همکاران (۶)، نشان دهنده تطابق مناسبی است که حاکی از صحیح بودن آن می‌باشد؛ بنابراین، از این نقشه فرایندی می‌توان در شکل‌دهی آلیاژ Al-7.5Mg بهره برد.



شکل ۱۰- تصاویر ریزساختاری آلیاژ Al-7.5Mg (سری اول) (الف) دما ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه با بزرگنمایی ۱۰۰۰ (ب) دما ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه با بزرگنمایی ۳۰۰۰ (ج) دما ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه با بزرگنمایی ۱۰۰۰ (د) دما ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه با بزرگنمایی ۲۰۰۰ (ه) دما ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه با بزرگنمایی ۱۰۰۰ در منطقه عدم تغییر شکل (قسمتی که ورق تحت فشار قرار نگرفته است و در مجاورت قسمت فشرده شده ورق قرار دارد) (و) دما ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه با بزرگنمایی ۳۰۰۰.



شکل ۱۱- تصاویر ریزساختاری آلیاژ $Al-7.5Mg$ (سری دوم): الف) دما 280° درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 1% بر ثانیه با بزرگنمایی $3000\times$ در منطقه عدم تغییر شکل (ب) دما 340° درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 1% بر ثانیه با بزرگنمایی $1000\times$ (ج) دما 340° درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 1% بر ثانیه با بزرگنمایی $3000\times$ (د) دما 340° درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 3% بر ثانیه با بزرگنمایی $3000\times$ در منطقه عدم تغییر شکل (ه) دما 400° درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 1% بر ثانیه با بزرگنمایی $3000\times$ در منطقه عدم تغییر شکل (و) دما 340° درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 3% بر ثانیه با بزرگنمایی $3000\times$ در منطقه عدم تغییر شکل.

افزایش نرخ کرنش، شاهد صعودی شدن پارامتر زنر- هولمن (رابطه ۱۰) بودیم. نمودارهای تنش- کرنش تجربی از مطابقت خوبی با مدل آرنیوسی، برخوردار بودند. جهت تعیین رابطه میان تنش با دما و نرخ کرنش، نمودارهای نقشه فرایندی در کرنش ۰/۶ ترسیم شدند. نمودار هر یک از پارامترهای m ، η و ξ به کمک جداول داده‌های مورد نیاز و نرم‌افزارهای Excel، TableCurve 3D و Surfer ترسیم شدند. منطقه ناپایداری در یک دما و نرخ کرنش مشخص، در نمودار پارامتر ξ ، به درستی تعیین گردید و نشان‌دهنده آن بود که با افزایش دما، منطقه ناپایداری بیشتر می‌شود در صورتی که با افزایش نرخ کرنش، افزایش منطقه ایمن و کاهش منطقه ناپایداری رخ می‌دهد. اندازه بزرگ‌تر دانه‌های اولیه (طبق تصاویر میکروسکوپی الکترونی) و نیز فعال نبودن سازوکار لغزش متقاطع، می‌تواند سبب آن گردد که کرنش در حوالی مرزها افزایش یابد و تنش در اطراف مرزها تمرکز بیشتری یافته و نوار-های برشی کاهش یابند. در بیشینه مقدار تنش، می‌توان شاهد وقوع تبلور مجدد دینامیکی بود؛ زیرا به علت تبلور مجدد، ماده نرم شده و تنش سیلان کم می‌شود. وجود منیزیم بالا در آلیاژ، سبب تغییر در سازوکار لغزش متقاطع و کاهش انرژی نقص در چیده‌شدن آلومینیوم گردید و احتمال وقوع تبلور مجدد دینامیکی را نسبت به بازیابی دینامیکی بالا برد.

تشکر و سپاسگزاری

این پژوهش با حمایت مادی و معنوی معاونت آموزشی و پژوهشی دانشگاه صنعتی قم صورت گرفته است.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله اذعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

محمدحسین باقری: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها،

وجود پیک تنش در منحنی تنش- کرنش شکل (۳)، می‌تواند نشان‌دهنده تبلور مجدد دینامیکی باشد زیرا به خاطر تبلور مجدد، ماده نرم شده و تنش سیلان کم می‌شود؛ هرچند که آن نشان‌دهنده تبلور مجدد کامل نیست و این امکان وجود دارد که تبلور مجدد به صورت جزئی به وقوع پیوسته باشد. وقتی دما افزایش می‌یابد و نرخ کرنش کم می‌گردد، سازوکار غالب، بازیابی است که سبب تشکیل مرزهای پرزاویه می‌شود. منحنی تنش- کرنش در فلزی که بازیابی دینامیکی را تجربه کرده است، شامل یک ناحیه افزایش تنش و سپس ثابت ماندن تنش است. یکی از اثرات مهم بالابودن عنصر منیزیم در این آلیاژ، افزایش مقاومت به خوردگی آن است. بازپخت قطعات برخلاف رسوب ذرات آلومینیوم و منیزیم روی مرز دانه پیش از آزمایش فشار داغ کرنش صفحه‌ای، در بهبود خوردگی مؤثر واقع شد.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، رفتار ترمومکانیکی صفحات اکسترودی آلیاژ AI-7.5Mg توسط آزمون فشار کرنش صفحه‌ای داغ تحت دماها و نرخ کرنش‌های مختلف مطالعه شد. حذف اصطکاک از نمودار-های تنش- کرنش حاصل، توسط معادلات دیفرانسیل روش تختال در شکل دادن فلزات و مقایسه با فشار کرنش صفحه‌ای در یک کرنش از دو ضخامت ورق و یافتن تابع ضریب اصطکاک انجام گرفت و نمودارهای تنش- کرنش استاندارد در دماهای ۲۲۰، ۲۸۰، ۳۴۰ و ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش‌های ۰/۱، ۰/۰۱ و ۰/۰۰۱ بر ثانیه، برای این آلیاژ به دست آمد. رابطه میان تنش، دما، کرنش و نرخ کرنش به کمک معادلات ساختاری و مدل آرنیوسی استخراج شد. در منطقه تغییر شکل مومسان در نمودار تنش-کرنش، روابط مدل آرنیوسی در کرنش‌های ۰/۳، ۰/۴، ۰/۵، ۰/۶، ۰/۷ و ۰/۸ حاصل شد که نشان داد با افزایش مقدار کرنش، پارامتر α رشد می‌یابد، اما پارامتر n روند نزولی به خود می‌گیرد. در مدل آرنیوسی، مقدار انرژی فعال‌سازی تغییر شکل داغ محاسبه شد که طبق نتایج، مقدار آن از ۳۹۵۶۹ ژول در کرنش ۰/۳ به ۴۸۱۶۰ ژول در کرنش ۰/۸ رسید. با کاهش دما و

ایده‌پردازی مطالعه، جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، نوشتن مقاله.

نوشتن مقاله. جواد راستی: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، نوشتن مقاله، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه. حمیدرضا قزوین‌لو: طراحی و

واژه‌نامه

1. dynamic recrystallization
2. Arrhenius
3. Zener - Holloman

4. superplasticity
5. cross slip

مراجع

1. He J, Zhang D, Zhang W, Qiu C, Zhang W. Constitutive Equation and Hot Compression Deformation Behavior of Homogenized Al-7.5Zn-1.5Mg-0.2Cu-0.2Zr Alloy. *Materials*. 2017;10(10): 1193. <https://doi.org/10.3390/ma10101193>
2. Maizza G, Pero R, Richetta M, et al. Continuous dynamic recrystallization (CDRX) model for aluminum alloys. *J Mater Sci*. 2018;53:4563-4573. <https://doi.org/10.1007/s10853-017-1845-4>
3. Narayana Murty SVS, Sarkar A, Ramesh Narayanan P. Development of Processing Map and Constitutive Relationship for Thermomechanical Processing of Aluminum Alloy AA2014. *Mater Perform and Charac*. 2018;7(1):17-32. <https://doi.org/10.1520/MPC20170056>
4. Ma Z, Hu F, Wang Z, Fu K, Wei Z, Wang J, Li W. Constitutive Equation and Hot Processing Map of Mg-16Al Magnesium Alloy Bars *Materials*. 2020;13(14): 3107. <https://doi.org/10.3390/ma13143107>
5. Zhao H, Ye L, Cheng Q, Kang Y, Zhang W. Constitutive model and processing maps of 7055 aluminum alloy used for fasteners. *Mater Today Communic*. 2022;33:104996. <https://doi.org/10.2139/ssrn.4243727>
6. Rudra A, Ashiq M, Tiwari JK, et al. Study of Processing Map and Effect of Hot Rolling on Mechanical Properties of Aluminum 5083 Alloy. *Trans Indian Inst Met*. 2020;73:1809-1826. <https://doi.org/10.1007/s12666-020-02003-w>
7. Wei T, Wang Y, Tang Z, Xiao S. The constitutive modeling and processing map of homogenized Al-Mg-Si-Cu-Zn alloy. *Mater Today Communic*. 2021;27:102471. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102471>
8. Pu B, Song P, Li WB, Yao WJ, Wang XM. Plastic deformation behavior and constitutive modeling of Cu-50Ta alloy during hot compression. *Mater Res Express*. 2022;9:016517. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ac49bd>
9. Shi H, McLaren AJ, Sellars CM, Shahani R, Bolingbroke R. Constitutive equations for high-temperature flow stress of aluminum alloys. *Mater Sci Technol*. 1997;13:210-216. <https://doi.org/10.1179/mst.1997.13.3.210>
10. Guan SK, Wu LH, Wang LG. Flow stress and microstructure evolution of semi-continuous casting AZ70 Mg-alloy during hot compression deformation. *Trans Nonferrous Met Soc China*. 2008;18:315-320. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(08\)60055-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60055-2)
11. Chae D, Koss DA. Damage Accumulation and Failure of HY-100 Steel. *Metall Mater Trans A*. 2001;32: 2985-2994. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0173-z>
12. Lin YC, Chen MS, Zhong J. Effect of temperature and strain rate on the compressive deformation behavior of 42CrMo steel. *J Mater Process Technol*. 2007;205:308-315. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.113>
13. Chermette C, Unruh K, Peshekhodov I, Chottin J, Balan T. A new analytical method for determination of the flow curve for high-strength sheet steels using the plane strain compression test. *Int J Mater Form*. 2020;13(2-3). <https://doi.org/10.1007/s12289-019-01485-4>
14. Neag A, Hu Q, Balan T. Accurate plane strain compression test validation. *IOP Conf Ser Mater Sci Eng*. 2022;1238:012050. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1238/1/012050>
15. Li H, Hu Z, Hua L, Sun Q. Influence of thermal deformation parameters on mechanical properties and microstructure evolution of AA7075 aluminum alloy during hot stamping-quenching process. *JOM*. 2019; 71:4778-4788. <https://doi.org/10.1007/s11837-019-03846-5>
16. Canelo-Yubero D, Kovács Z, Fotso JTS, Tolnai D, Schell N. In-situ characterization of continuous dynamic recrystallization during hot torsion of an Al-Si-Mg alloy. *J Alloy Compd*. 2020;822:153282. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153282>
17. Hosford WF, Caddell RM. *Metal Forming: Mechanics and Metallurgy*. New York, USA: Cambridge University Press; 1993.
18. Mohebbi MS, Akbarzadeh A, Yoon YO, Kim SK. Flow

stress analysis of ultrafine grained AA 1050 by plane strain compression test. Mater Sci Eng A. 2014;593:136-44. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.006>

19. McQueen HJ, Blum W. Dynamic recovery: sufficient

mechanism in the hot deformation of Al. Mater Sci Eng A. 2000;290(1-2):95-107. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00931-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00931-5)