



# Investigation of the Effect of Hot Compression on Microstructure and Mechanical Properties of Mn-25Ni-5Cr Alloy

## ARTICLE INFO

### Article Type

Original Research

### Authors

Sangarimotlagh<sup>1</sup> Z. MSc,  
Dinmohammadi<sup>1</sup> Z. MSc,  
Asadbeigi<sup>1</sup> M. Bch,  
Momeni<sup>1\*</sup> A. Phd,  
Bayat<sup>1</sup> O. Phd

### How to cite this article

Sangarimotlagh Z, Dinmohammadi Z, Asadbeigi M, Momeni A, Bayat O. Investigation of the Effect of Hot Compression on Microstructure and Mechanical Properties of Mn-25Ni-5Cr Alloy. Modares Mechanical Engineering 2020;20(12):2689-2696.

<sup>1</sup>Metallurgical Engineering Department, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran

### \*Correspondence

Address: Metallurgical Engineering Department, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran.  
Phone: +98 (81) 38411512  
Fax: -  
ammomeni@aut.ac.ir

### Article History

Received: May 12, 2020  
Accepted: October 15, 2020  
ePublished: December 8, 2020

## ABSTRACT

In this study, the hot-working behavior of Mn-25Ni-5Cr alloy was studied using hot compression tests at the temperatures of 850 °C, 900 °C, 950 °C and 1000 °C and the strain rates of 0.001 s<sup>-1</sup>, 0.01 s<sup>-1</sup>, 0.1 s<sup>-1</sup> and 1 s<sup>-1</sup> to a true strain level of 0.7. The results of flow curves showed that the flow stress decreases with increasing temperature and decreasing strain rate. Regarding the shape of flow curves, peak appearance represents the dynamic recrystallization. The peak stress and strain of flow curves appeared in fewer strains at high temperatures and strain rates. The microstructural evolution is mainly controlled by dynamic recrystallization. The presence of evolving boundaries around the recrystallized grains also indicates the occurrence of continuous dynamic recrystallization during hot working. In closer scrutiny of microstructure and fasciology, using by SEM microscope equipped with EDS detector, in addition to the background phase, second phase consisting of manganese, nickel and chromium was identified. The constants of n, α and β were determined using constitutive, power and exponential equations at 0.3 strain. According to the constitutive equation of the hyperbolic sinus, the amount of activation energy in the strain of 0.3 is 394.6258 kJ/mol.

**Keywords** Hot Compression, Dynamic Recrystallization, Hyperbolic Sinus, Activation Energy

## CITATION LINKS

[1] Mechanical Properties of New Ni-Mn-Based Braze Alloys ... [2] Corrosion of nonferrous metals and their alloys [3] Lehrbuch der anorganischen chemie [4] Tensile Strength of thermomechanically processed Cu-9Ni-6Sn alloys [5] Solidification and Casting [6] Wang N, Wei B. Rapid solidification of undercooled cu-ge peritectic alloy [7] Recrystallization and related annealing phenomena [8] Prediction of dynamic recrystallization kinetics and grain size ... [9] Flow curves, dynamic recrystallization and precipitation in a medium carbon low alloy steel [10] Hot deformation behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Zr aluminum alloys during compression ... [11] Hot Deformation and Processing Map in an Mg-Zn-Mn-Y Alloy [12] Microstructure modeling in hot deformation [13] Modeling the microstructural evolution during hot deformation of microalloyed steels [14] Hot compression behavior and deformation microstructure of Mg-6Zn-1Al-0.3Mn magnesium alloy [15] High temperature deformation behavior of Mg-5wt.%Y binary alloy ... [16] Prediction of 42CrMo steel flow stress at high temperature and strain rate [17] Comparative study on constitutive models to predict flow stress ... [18] Hot deformation behavior and processing maps of a high Al-low Si transformation-induced plasticity steel ... [19] Hot deformation behavior of AZ40 magnesium alloy at elevated temperatures [20] Hot deformation behavior of AA7085 aluminum alloy during isothermal compression at elevated temperature [21] Determination of critical pressure and impending pressure for manganese evaporation ... [22] A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working [23] Thermo-mechanical processing of metallic materials [24] Dynamic softening mechanism in Ti-13V-11Cr-3Al beta Ti alloy during hot compressive deformation [25] Hot deformation behavior and flow stress modeling of annealed AZ61 Mg alloys [26] Current issues in recrystallization: a review [27] The Mn-Ni (manganese-nickel) system [28] Microtexture tracking of sub-boundary evolution during hot deformation of aluminium [29] Kim S. I, Yoo Y. C. Continuous dynamic recrystallization of AISI 430 ferritic stainless steel [30] On the mechanism of hot deformation [31] Worked examples in metalworking

## بررسی تاثیر فشار گرم بر ریز ساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Mn-25Ni-5Cr

زهرا سنگری مطلق MSc

کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران

زهرا دین محمدی MSc

کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران

مهناز اسد بیگی Bch

کارشناسی، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران

امیر مومنی \* Phd

دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران

امید بیات Phd

استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران

### چکیده

در این تحقیق رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ Mn-25Ni-5Cr توسط آزمایش‌های فشارگرم در دماهای ۸۵۰، ۹۰۰، ۹۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد و با نرخ کرنش‌های ۰/۰۱، ۰/۱، ۰/۱۰ و ۱ بر ثانیه مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از نمودارهای تنش-کرنش حقیقی نشان داد که با افزایش دما و کاهش سرعت کرنش، سطح تنش سیلان کاهش می‌یابد و از طرفی ظهور یک پیک تنش در منحنی سیلان را می‌توان به آغاز تبلور مجدد دینامیکی نسبت داد که گویای وسعت قابل توجه تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژ مورد تحقیق می‌باشد. همچنین در دماهای بالا و سرعت کرنش‌های کم، نقطه متناظر با تنش حداکثر در کرنش‌های کمتری ظاهر شد. بررسی‌های ریز ساختاری توسط میکروسکوپ نوری نشان داد که تبلور مجدد دینامیکی، مکانیزم غالب در تحولات ریزساختاری آلیاژ مورد تحقیق است. وجود مرزهای نیمه تمام در حوالی دانه‌های ریز تبلور مجدد نیز گویای بروز تبلور مجدد دینامیکی پیوسته در حین کارگرم آلیاژ است. در بررسی‌های دقیق‌تر ریزساختار و فازشناسی، به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و آنالیز طیف‌سنجی پرتو ایکس (EDS)، علاوه بر فاز زمینه، فاز دوم محلول جامد متشکل از منگنز، نیکل و کروم شناسایی شد. به کمک معادلات بنیادین توانی و نمایی ثوابت ماده  $n$ ،  $\alpha$  و  $\beta$  در کرنش ۰/۳ تعیین شدند. همچنین تاثیر دما و نرخ کرنش بر سطح تنش سیلان آلیاژ توسط معادله بنیادین سینوس هایپربولیک بررسی و انرژی فعالسازی ۳۹۴/۶۲۵۸ کیلو ژول بر مول تعیین شد.

**کلیدواژه‌ها:** فشار گرم، رفتار سیلانی، تبلور مجدد دینامیکی، سینوس هایپربولیک، انرژی فعال سازی

تاریخ دریافت: ۱۳۹۹/۰۲/۲۳

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۷/۲۴

\*نویسنده مسئول: ammomeni@aut.ac.ir

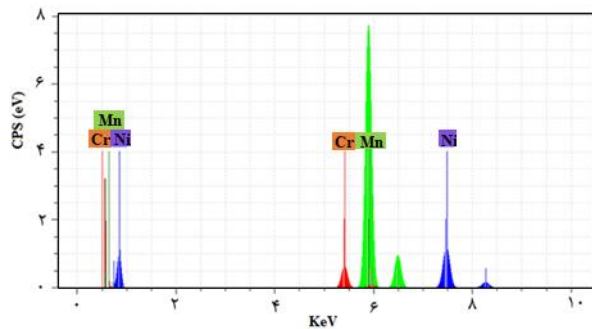
### ۱- مقدمه

هر ساله مواد جدیدی با خواص متفاوت توسعه پیدا می‌کنند. این تغییرات معمولاً با تغییر در ترکیب شیمیایی مواد قبلی و یا تغییر در خواص فیزیکی آن‌ها ایجاد می‌شوند. عمده این تغییرات در محدوده آلیاژهای غیرآهنی به آلیاژهای آلومینیوم، مس،

تیتانیوم، نیکل، کبالت و منیزیم اختصاص داشته است. در این میان، منگنز بیشتر به عنوان عنصر آلیاژی در آلیاژهای آهنی و غیرآهنی مطرح شده و اطلاعات بسیار محدودی در خصوص عملیات حرارتی و شکل‌دهی آلیاژهای پایه منگنز منتشر شده است. از جمله آلیاژهای مهم منگنز، آلیاژهای منگنز-نیکل هستند که به عنوان فویل برای لحیم کاری سخت سوپرآلیاژهای پایه نیکل و یا فولاد های زنگ نزن مورد استفاده قرار می‌گیرند<sup>[1]</sup>. البته لازم به ذکر است که آلیاژ دوتایی منگنز-نیکل در اتمسفر محیط و یا در محیط‌های آبی تمایل زیادی به خوردگی دارد. به همین دلیل و برای جلوگیری از خوردگی، مقدار کمی فلز کروم به این آلیاژها افزوده می‌شود<sup>[2]</sup>. در خلال عملیات لحیم کاری سخت در دماهای بالا، منگنز که فشار بخار بالایی دارد به صورت بخار درآمده و از سیستم خارج می‌شود. در این شرایط نیکل و کروم در ساختار سوپرآلیاژ یا فولادهای زنگ‌نزن زمینه نفوذ کرده و اتصال بین قطعات حاصل می‌شود<sup>[3,4]</sup>. برای انجام عملیات لحیم کاری سخت از فویل‌های نازک فلز پرکننده، مثلاً آلیاژ Mn-25Ni-5Cr استفاده می‌شود. با توجه به اینکه تولید فویل نازک از این آلیاژها نیازمند مراحل متعدد نورد گرم و سرد است لذا بررسی رفتار شکل پذیری، تحولات ساختاری و نیروهای مورد نیاز برای عملیات نورد گرم و سرد بسیار حائز اهمیت است.

عوامل مختلفی موجب ناهمگنی ریزساختاری و ترکیب شیمیایی در آلیاژهای تهیه شده به روش ریخته‌گری می‌شود. مهم‌ترین عامل، جدایش دندریتی (Dendritic) در حین انجماد و ریخته‌گری است. انجماد دندریتی پدیده‌ای متداول در بسیاری از سیستم‌های آلیاژی است. در این حالت علاوه بر زیرتبرید حرارتی که در واقع نیروی محرکه‌ی انجماد است، نوعی زیرتبرید ساختاری به وجود می‌آید که باعث انجماد جامد با ترکیب‌های متفاوت از مذاب می‌شود<sup>[5,6]</sup>. حذف ناهمگنی‌های ریزساختاری و ترکیبی به وجود آمده در حین ریخته‌گری از جمله ناهمگنی‌های حاصل از انجماد دندریتی، مهم‌ترین هدف فرآیند همگن‌سازی است ولی مطالعات نشان می‌دهد حذف این جدایش‌ها تنها با بهره برداری از عملیات حرارتی به راحتی امکان‌پذیر نیست. برای همگن‌سازی آلیاژهای مختلف از عملیات حرارتی طولانی مدت در دماهای بسیار بالا استفاده می‌شود. دمای مورد نظر برای عملیات حرارتی بستگی به شرایط فازی آلیاژ دارد و اغلب در منطقه‌ی محلول جامد قبل از تشکیل فاز مذاب انجام می‌شود. به عنوان جایگزینی برای عملیات حرارتی با زمان طولانی که بسیار هزینه بردار است، اعمال تغییر شکل گرم همراه با تبلور مجدد نیز راهکاری برای حذف ناهمگنی‌های به وجود آمده در حین ریخته‌گری است<sup>[6]</sup>.

تبلورمجدد دینامیکی (DRX) و استاتیکی (SRX) در حین و بعد از کار گرم از جمله تحولات ریزساختاری مهمی هستند که جدای از تاثیر در حذف عیوب ریخته‌گری، در کاهش نیرو و تنش در خلال شکل‌دهی هم بسیار موثرند<sup>[7]</sup>. تحقیقات زیادی در خصوص تاثیر



شکل ۱) آنالیز EDS از شمش تولید شده در جهت طول شمش

برای تعیین عناصر جزئی ناخالص از آنالیز طیفسنجی جذب اتمی (ASS) استفاده شد که در جدول ۱ ارائه شده است. در تهیه نمونه برای این آزمون براده برداری از نقاط مختلف شمش انجام شد و آزمونها برای حصول اطمینان از تکرارپذیری ۳ بار تکرار گردید. این عوامل منجر به تولید شمش با ترکیب مناسب شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد بررسی در جدول ۲ آورده شده است.

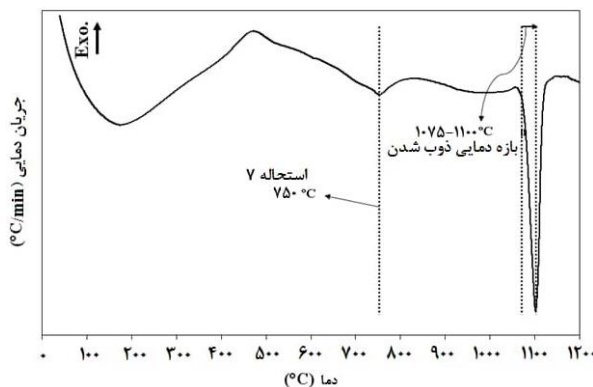
جدول ۱) تعیین عناصر جزئی ناخالص (درصد وزنی) از آنالیز طیفسنجی جذب اتمی

عنصر	%Si	%Fe
میزان تعیین شده در شمش ریختگی	۰/۲	۰/۰۲

جدول ۲) ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد تحقیق (درصد وزنی)

Mn	Fe	Si	Ni	Cr
Rem.	۰/۰۲	۰/۲	۲۴/۵	۴/۸۵

همچنین جهت تعیین دمای ذوب آلیاژ و در نهایت محدوده دمایی فعال شدن تبلور مجدد (بیشتر از نصف دمای ذوب) آنالیز حرارتی افتراقی (DTA) با نرخ حرارت دهی ۱۰ درجه سانتیگراد بر دقیقه انجام شد. نمودار حاصل در شکل ۲ ارائه شده و نشان می‌دهد که دمای ذوب این آلیاژ در بازه دمایی ۱۰۷۵-۱۱۰۰ درجه سانتیگراد می‌باشد. بنابراین محدوده دمایی فعال شدن تبلور مجدد بیشتر از نصف دمای ذوب مطلق (۴۰۷ درجه سانتیگراد) می‌باشد. لذا دمای آزمایش فشار گرم باید بیشتر از این مقدار باشد.



شکل ۲) نمودار آنالیز حرارتی افتراقی از شمش تولید شده با نرخ حرارت دهی ۱۰ درجه سانتیگراد بر دقیقه

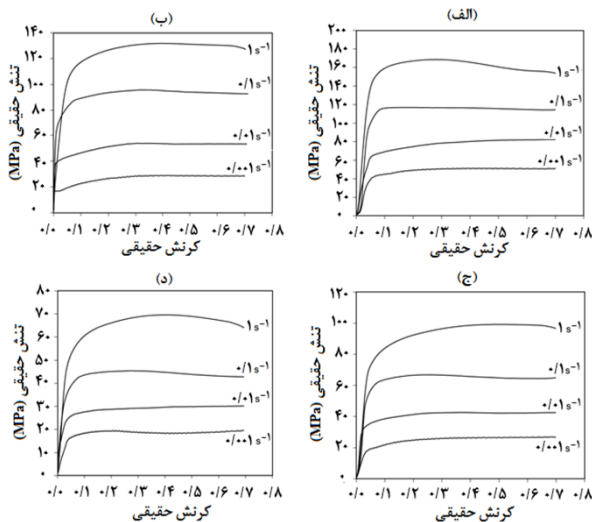
پارامترهای فرایند شکل‌دهی گرم بر شرایط وقوع تبلور مجدد دینامیکی در فولادها<sup>[8, 9]</sup> و آلیاژهای غیرآهنی<sup>[10, 11]</sup> انجام شده است. بخشی از این تحقیقات نشان داده‌اند که تبلور مجدد دینامیکی می‌تواند با مکانیزم‌های مختلفی وقوع یابد و اندازه دانه به عنوان یک پارامتر مهم ریزساختاری تا حدود زیادی به چگونگی وقوع تبلور مجدد دینامیکی بستگی دارد<sup>[7, 8, 12, 13]</sup>. وسعت و مکانیزم وقوع تبلور مجدد دینامیکی در یک فلز تا حدود زیادی به ذات و ترکیب شیمیایی آن و به خصوص انرژی نقص در چیدن (SFE) بستگی دارد.

لازم به ذکر است که هرگاه آلیاژ جدیدی مد نظر باشد باید بتوان به کمک اصول موجود، رفتار ریزساختاری و مکانیکی آن را در شرایط کارگرم تحلیل نمود. در زمان اجرای عملیات شکل‌دهی کارگرم، تغییرات ریز ساختاری به متغیرهای مهم شکل‌دهی (شامل دما، نرخ کرنش و کرنش) بستگی دارد. به طور کلی، این تغییرات در آلیاژهای غیر آهنی با افزایش دما در کرنش و نرخ کرنش ثابت وقوع و وسعت فرآیند ترمیم افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش نرخ کرنش در کرنش و دمای ثابت، وقوع و وسعت فرآیند ترمیم کاهش می‌یابد<sup>[14, 15]</sup>.

رابطه سینوس هاپیروبولیک شناخته شده‌ترین معادله‌ای است که برای ایجاد ارتباط تنش سیلان و متغیرهای تغییر شکل یعنی دما و نرخ کرنش مورد استفاده قرار می‌گیرد<sup>[16]</sup>. این رابطه برای سیستم‌های آلیاژی شامل: Fe-Cr-Ni<sup>[17]</sup>، Al-Si<sup>[18]</sup>، منیزیم Az24<sup>[19]</sup>، آلومینیوم AA785<sup>[20]</sup> و برخی آلیاژهای دیگر به منظور پیش بینی رفتار کارگرم و تعمیم نتایج آزمایشگاهی برای طراحی شرایط عملیات تغییر شکل صنعتی، تعیین شده است. بر این اساس هدف از این پژوهش با توجه به جدید بودن آلیاژ Mn-25Ni-5Cr بررسی رفتار سیلانی و تحولات ریزساختاری این آلیاژ در حین تغییر شکل گرم می‌باشد. در این تحقیق تلاش شده است تا با تغییر پارامترهای فرآیند تغییر شکل گرم، یعنی دما و نرخ کرنش، آزمایش‌هایی با شرایط مختلف انجام شود تا با بررسی‌های ریزساختاری، مکانیکی و بنیادین بتوان تحلیل دقیقی از رفتار کارگرم آلیاژ را ارائه نمود.

## ۲- مواد و روش تحقیق

شمش آلیاژ مورد تحقیق از مواد اولیه با خلوص بالاتر از ۹۹ درصد به روش ریخته‌گری و در کوره ذوب القایی تحت خلاء تهیه شد<sup>[21]</sup>. پس از تولید شمش‌های آلیاژی، کنترل کیفی روی آنها انجام شد. برای آنالیز عنصری از شمش‌های تولیدی، به دلیل احتمال ایجاد جدایش‌های ماکروسکوپی در شرایط ریختگی، آنالیز طیفسنجی انرژی پرتو ایکس در دو جهت طول و عرض انجام شد. آزمایش‌ها حداقل سه بار برای هر منطقه از شمش تکرار شد تا از دقت نتایج بدست آمده اطمینان حاصل شود. نتایج آنالیز طیفسنجی انرژی پرتو ایکس در شکل ۱ آورده شده است.



**شکل ۳** منحنی های تنش- کرنش حقیقی حاصل از آزمایش فشار گرم در نرخ کرنش های متفاوت و دمای: (الف) ۸۵۰ درجه سانتی گراد، (ب) ۹۰۰ سانتی گراد، (ج) ۹۵۰ سانتی گراد و (د) ۱۰۰۰ سانتی گراد

منحنی های تنش- کرنش در شکل ۳ نشان می دهند که سطح تنش سیلان در آلیاژ مورد بررسی به شدت به نرخ کرنش و دما بستگی دارد. از آنجایی که این فرآیندهای ترمیم با دما و زمان فعال می شوند، لذا با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش (زمان طولانی تغییر شکل)، فرآیندهای ترمیم تقویت شده و سطح تنش سیلان کاهش می یابد. همانطور که مشاهده می شود، در دمای ثابت با افزایش نرخ کرنش، تنش سیلان فلز روند افزایش را طی می کند. در این خصوص دو توجیه قابل طرح است. اول اینکه با افزایش سرعت کرنش، زمان تغییر شکل کوتاه تر و فرصت برای وقوع فرآیندهای ترمیم فعال شدن تدریجی بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی کمتر می شود. دوم اینکه با افزایش سرعت کرنش، سرعت بازتولید نابجایی های حذف شده توسط فرآیندهای ترمیم هم بیشتر شده و این امر به خودی خود باعث ظهور و نمود کارسختی بیشتر در ماده می گردد [7]. همچنین در یک نرخ کرنش معین و ثابت، با افزایش دما سطح تنش سیلان کاهش پیدا می کند؛ که این نشان از تسریع در پدیده های فعال شدن تدریجی بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی می باشد. حذف و تجدید آرایش نابجایی ها میکرومکانیزم های غالب در فعال شدن تدریجی بازیابی دینامیکی هستند که هر دو با افزایش دما ترغیب می شوند [7]. از سوی دیگر، فرایند جوانه زنی دانه های جدید در تبلور مجدد دینامیکی که با حرکت مرز دانه ها همراه است در دماهای بالا تسریع و ترغیب می شود [7, 23].

در آلیاژهای مختلف، ثابت شده است که ظهور یک پیک تنش در منحنی سیلان را می توان به آغاز تبلور مجدد دینامیکی نسبت داد [7, 24-26]. وجود نقطه تنش حداکثر در اغلب شرایط دما و نرخ کرنش هم خود گویای وسعت قابل توجه تبلور مجدد دینامیکی در آلیاژ مورد تحقیق می باشد.

جهت بررسی رفتار کارگرم و تحولات ریزساختاری این آلیاژ، نمونه های استوانه ای با ارتفاع ۱۲ میلی متر و قطر ۸ میلی متر طبق استاندارد ASTM E209 از شمش ریخته گری تهیه شدند. آزمایش فشار گرم توسط یک ماشین کشش / فشار Zwick/Roel 250 در دماهای ۸۵۰، ۹۰۰، ۹۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد و با نرخ کرنش های ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و ۱ بر ثانیه تا رسیدن به کرنش حقیقی ۰/۷ انجام شد. لازم به ذکر است که جهت کاهش اصطکاک و چسبندگی بین فک ها و نمونه، از ورقه های نازک میکا و گرافیت استفاده شد. برای ایجاد هم دمایی لازم، نمونه ها قبل از اعمال بار ۱۵ دقیقه در دمای آزمایش نگهداری شدند. در انتهای آزمایش و به محض باربرداری، نمونه ها سریعاً در آب کوئنچ (Quinch) شدند تا از تغییرات ساختاری بعدی تا حد امکان جلوگیری شود. جهت بررسی های ریزساختاری نمونه ها، پس از انجام آزمایش فشار گرم به موازات محور اعمال فشار- برش داده شدند. سطوح حاصل با روش های استاندارد متالوگرافی آماده سازی شدند. بعد از آماده سازی سطوح و در محلول متشکل از اسید نیتریک (۱ میلی لیتر)، هیدروکلرید اسید (۵ میلی لیتر) و متانول (۱۰ میلی لیتر) جهت نمایان شدن ریز ساختار به مدت ۲۰ الی ۲۵ ثانیه، اچ (Etch) شدند. مشاهدات ریزساختاری به کمک دستگاه میکروسکوپ الکترونی (OM) انجام شد. تعدادی از نمونه ها نیز به کمک دستگاه میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM) و آنالیز طیفسنجی انرژی پرتو ایکس مورد مطالعات دقیق تر ساختاری قرار گرفتند. همچنین برای تعیین اندازه دانه تصاویر حاصل، نرم افزار آنالیز ریزساختاری (MIP) مورد استفاده قرار گرفت.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- بررسی منحنی های تنش و کرنش

شکل ۳ نشان دهنده منحنی های تنش- کرنش حقیقی آلیاژ تحت آزمایش فشار گرم است. منحنی ها بیانگر افزایش سطح تنش تا ظهور یک پیک تنش و نزول بعدی هستند. بر این اساس، رفتار قطعه بعد از تسلیم و تا رسیدن به تنش پیک، بیشتر تحت کنترل کارسختی است. هرچند در این محدوده، با فعال شدن تدریجی بازیابی دینامیکی (DRV)، سرعت افزایش تنش به تدریج کمتر می شود. با وجود کاهش نرخ کارسختی در کرنش های بالاتر از ۰/۱ که در تمامی نمودارهای شکل ۳ مشاهده می شود، اما روند افزایشی تنش تا رسیدن به نقطه تنش پیک، گویای ناتوانی فعال شدن تدریجی بازیابی دینامیکی در حذف کامل اثرات کارسختی همزمان است [7, 22]. این وضعیت باعث افزایش تدریجی در تنش تا آغاز تبلور مجدد دینامیکی در نقطه پیک می شود. تبلور مجدد با نیروی محرکه حذف عیوب و کاهش انرژی درونی ماده، سبب افت قابل توجه استحکام می شود.

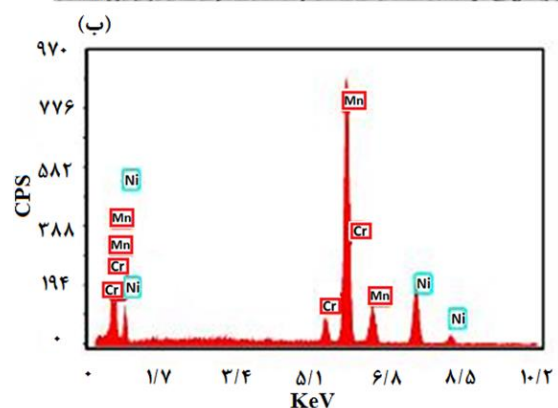
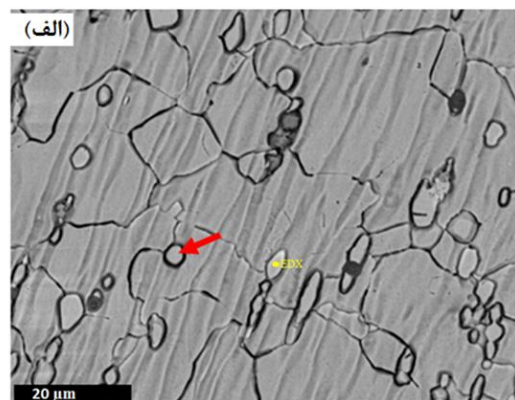


شکل ۵ ریزساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و دماهای مختلف را نشان می‌دهد. بر خلاف انتظار با افزایش دما، میانگین اندازه دانه کاهش یافته است. میانگین اندازه دانه در هر ریزساختار توسط نرم‌افزار آنالیز ریزساختاری، محاسبه گردید. میانگین اندازه دانه در ریزساختارهای شکل ۵-الف، ب، ج و د به ترتیب ۱۱۲/۳۶، ۶۸/۸۲، ۴۱/۶۹ و ۳۷/۴۲ میکرومتر تعیین شد. میانگین اندازه دانه در فلزات کار گرم شده به طور کلی توسط دو پدیده‌ی رشد دانه و تبلور مجدد دینامیکی، کنترل می‌شود. هر دو پدیده با افزایش دمای تغییر شکل افزایش ترغیب می‌شوند. از این رو، اندازه دانه به دست آمده از فرایندی که دارای برتری است پیروی می‌کند. مشاهدات فعلی نشان می‌دهد که در ماده مورد مطالعه تبلور مجدد دینامیکی بر رشد دانه غلبه می‌کند و باعث ریز دانه شدن می‌شود. در مواد دو فازی مانند Mn-25Ni-5Cr، اثر ذرات فاز دوم بر روی اندازه دانه زمینه نیز باید در نظر گرفته شود. به طور کلی، ذرات فاز دوم، مرز دانه‌های زمینه را قفل کرده و رشد دانه را محدود می‌کنند. از این رو، مواد دو فازی اغلب بعد از کار گرم، اندازه دانه ریزتری ایجاد می‌کنند [7]. شکل ۵ به وضوح نشان می‌دهد که با افزایش دما، کسر حجمی ذرات فاز دوم افزایش می‌یابد. افزایش تعداد ذرات فاز دوم برای کنترل بهتر رشد دانه بعد از تبلور مجدد دینامیکی کمک می‌کند. بنابراین، ریزدانه‌ی در دمای بالا، یعنی ۹۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد (شکل ۵-ج و ۵-د) را می‌توان به همکاری بین تبلور مجدد دینامیکی ترغیب شده و رشد دانه سرکوب شده توسط ذرات فاز دوم نسبت داد.

نکته مهم دیگری که در شکل ۵ مشاهده می‌شود وجود مرزهای ناتمام است که می‌تواند سندی بر وقوع مکانیزم تبلور مجدد پیوسته (CDRX) در آلیاژ مورد تحقیق باشد. این فرایند در شرایطی وقوع می‌یابد که بازیابی منجر به تشکیل ریزساختار توسعه یافته شده است. براساس تحقیقات گذشته، توسعه تدریجی ریزمرزها با مکانیزم‌های رشد ریزدانه یا چرخش و یکی شدن، باعث افزایش پیوسته انحراف کریستالی در راستای ریزمرزها می‌شود [25, 28]. این عامل می‌تواند به نوعی تبلور مجدد پیوسته با بازیابی منجر شود، هنگامی که انحراف کریستالی در ریزمرزها از ۱۵ درجه عبور می‌کند. براین اساس، مرزهای نیمه تمام، بخش‌های بزرگ زاویه مرزهای ریزدانه‌ای را نشان می‌دهند که سایر بخش‌های آن‌ها هنوز به انحراف کریستالی ۱۵ درجه نرسیده‌اند [29]. با توجه به اینکه انرژی مرزها با زاویه انحراف کریستالی آنها متناسب است، مرزهای با انحراف کمتر از ۱۵ درجه اغلب کم انرژی‌تر از آن هستند که توسط محلول اچ خورده و آشکار شوند. در مقابل، بخش‌های قابل رویت مرزهایی هستند که کاملاً بزرگ زاویه شده و انرژی بالاتر امکان رویت آنها را فراهم کرده است.

### ۳-۲- بررسی تحولات ریز ساختاری

به منظور بررسی دقیق‌تر ریزساختار و فازشناسی، نمونه تغییرشکل یافته در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و سرعت کرنش ۰/۱ بر ثانیه توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز طیف‌سنجی انرژی پرتو ایکس بررسی شد که نتایج آن در شکل (۴) ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود وجود دانه‌های هم محور، گویای بروز تبلور مجدد دینامیکی در شرایط کار گرم است. هرچند، مرزهای نیمه تمامی به طور واضح در ساختار رویت می‌شوند که بر پیوسته بودن مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی تاکید می‌کنند. نکته دیگری که در تصویر شکل ۴-الف مشاهده می‌شود، وجود فاز دوم است که به صورت وسیع و یا کشیده شده در راستای تغییرشکل مشاهده می‌شوند. نتیجه آنالیز شیمیایی طیف‌سنجی انرژی پرتو ایکس، از نقطه نشان داده شده در شکل ۴-الف می‌باشد که در شکل ۴-ب ارائه شده است و نشان می‌دهد که این فاز دوم محلول جامد می‌باشد (دیگرام فازی دوتایی [7] Mn-Ni) و با توجه به ریزساختارهایی که در ادامه ارائه شده است، در محدوده کار گرم تا دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد هم پایدار می‌باشند. با توجه به شکل ۴-الف، هرجایی که فاز دوم در مرز دانه قرار گرفته است از حرکت و مشارکت مرز در تبلور مجدد دینامیکی ممانعت کرده است. تقابل حرکت مرز و مهار فاز دوم در شکل ۴-الف توسط فلش (به رنگ قرمز) نشان داده شده است.



شکل (۴) (الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه تغییرشکل یافته در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و سرعت کرنش ۰/۱ بر ثانیه و (ب) آنالیز طیف‌سنجی انرژی پرتو ایکس از نقطه نشان داده شده روی ذره فاز دوم در شکل (الف)

۳-۳- بررسی معادلات بنیادین

به منظور شبیه‌سازی عددی و کامپیوتری و مدل‌سازی ریاضی فرآیندهای شکل‌دهی گرم و مکانیزم‌های ترمیمی که در طول آن وقوع می‌یابند، شرح ارتباط جبری بین تنش سیلان با پارامترهای دما، تنش و نرخ کرنش الزامی است. این ارتباط جبری اغلب در قالب یک سری روابط به نام معادلات بنیادین بیان می‌شود. تا به حال معادلات بنیادین مختلفی برای تدوین رابطه بین تنش سیلان، دما و سرعت کرنش ارائه شده‌اند که مهم‌ترین آن‌ها روابط توانی، نمایی و سینوس هائیربولیک هستند [۱۴]. در عملیات شکل دهی گرم، معمولاً اثر دو عامل دما و نرخ کرنش در قالب پارامتر زرنر- هولمان به صورت رابطه زیر توصیف می‌شود [۳۰-۳۱]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) \quad (1)$$

در این رابطه، Z پارامتر زرنر- هولمان،  $\dot{\epsilon}$  نرخ کرنش،  $Q_{def}$  انرژی فعال‌سازی ظاهری برای تغییر شکل گرم، R ثابت جهانی گازها (که برابر است با ۸/۳۱۴ ژول بر مول) و T دما برحسب کلوین هستند. روابط توانی، نمایی و سینوس هائیربولیک نیز به صورت زیر می‌باشند [۱۴]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A'\sigma^{n'} \quad (3)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) = A'' \exp(\beta\sigma) \quad (4)$$

در روابط فوق، A، n،  $\alpha$ ، A'، n'، A'' و  $\beta$  ثوابت تجربی وابسته به ماده هستند. با لگاریتم‌گیری از سه رابطه بالا به ترتیب روابط زیر حاصل می‌شوند:

$$\ln(\sinh(\alpha\sigma)) = \frac{1}{n} \ln(\dot{\epsilon}) + \frac{1}{n} \left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) - \frac{1}{n} \ln(A) \quad (5)$$

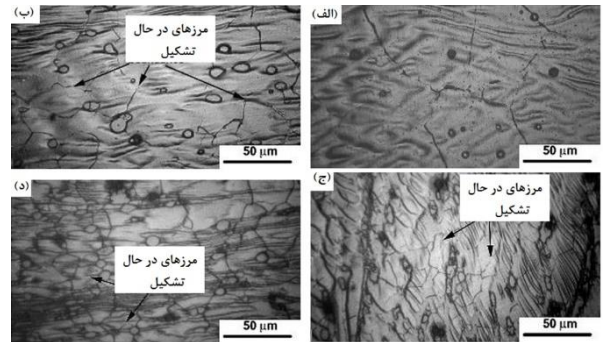
$$\ln \sigma = \frac{1}{n'} \ln(\dot{\epsilon}) + \frac{1}{n'} \left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) - \frac{1}{n'} \ln(A') \quad (6)$$

$$\sigma = \frac{1}{\beta} \ln(\dot{\epsilon}) + \frac{1}{\beta} \left(\frac{Q_{def}}{RT}\right) - \frac{1}{\beta} \ln(A'') \quad (7)$$

براساس روابط ۶ و ۷، می‌توان با رسم منحنی‌های  $\ln(\sigma) - \ln(\dot{\epsilon})$  و  $\sigma - \ln(\dot{\epsilon})$  و تعیین شیب آن‌ها، به ترتیب مقادیر n' و  $\beta$  را تعیین کرد. سپس مقدار ضریب تنش در رابطه ۵، یعنی  $\alpha$  به کمک مقادیر n' و  $\beta$  از رابطه زیر محاسبه می‌شود:

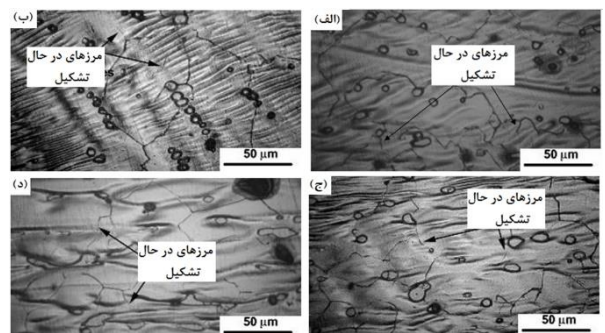
$$\alpha = \frac{\beta}{n'} \quad (8)$$

با توجه به داده‌های آزمون فشار آلیاژ مورد بررسی منحنی  $\ln(\sigma) - \ln(\dot{\epsilon})$  در دماهای مختلف در شکل ۷-الف) رسم شده است. بنابراین، با توجه به رابطه ۶، مقدار n' از محاسبه میانگین معکوس شیب نمودارها، مثلاً در کرنش نمونه ۰/۱۳، ۰/۰۵۴۹ تعیین می‌شود. در شکل ۷-ب) نمودارهای  $\sigma - \ln(\dot{\epsilon})$  در دماهای مختلف رسم شده‌اند. با محاسبه میانگین معکوس شیب نمودارها مقدار  $\beta$ ، ۰/۰۷۹۸ به دست می‌آید. سپس با توجه به رابطه ۸ مقدار  $\alpha$  برای آلیاژ مورد تحقیق برابر با ۰/۰۱۵۷۹ تعیین می‌شود. در شکل ۷-د) نمودارهای  $\ln \sigma - \ln \sinh(\alpha\sigma)$  برای نرخ کرنش ثابت و دماهای مختلف تغییر شکل رسم شده‌اند. با توجه به معادله ۵ میانگین شیب نمودارها مقدار n در رابطه بنیادین سینوس



شکل ۵) تصاویر ریزساختاری نمونه‌ها پس از آزمون فشار گرم تحت نرخ کرنش ۱/ برثانیه در دماهای: (الف) ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد، (ب) ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد، (ج) ۹۵۰ سانتی‌گراد و (د) ۱۰۰۰ سانتی‌گراد

اثر سرعت کرنش بر ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته گرم در شکل ۶ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده شد، میانگین اندازه دانه با افزایش سرعت کرنش کاهش می‌یابد. میانگین اندازه دانه در ریزساختارهای شکل ۶-الف، ب و ج و د به ترتیب ۰/۰۸/۷۴، ۰/۰۸/۸۲، ۰/۰۸/۸۲ و ۰/۰۷/۰۶ میکرومتر تعیین شد. تشکیل و حفظ دانه‌های تبلور مجدد یافته ریز در سرعت کرنش‌های بالا به کاهش پدیده رشد دانه نسبت داده می‌شود [۲۷]. دو عامل در این میان بر افت سرعت رشد دانه پس از تبلور مجدد اثرگذار هستند. عامل اول تولید سریع نابجایی‌های جدید پشت مرزهای در حال حرکت است که میل دانه تبلور مجدد را برای توسعه به سمت نواحی کرنش یافته پیش رو کاهش می‌دهد [۲۵، ۲۷]. لازم به ذکر است که نیرو محرکه مهاجرت مرز دانه تبلور مجدد یافته و رشد ناشی از آن زودن نابجایی‌های مازاد در زمینه پیش رو است. در شرایط سرعت کرنش بالا، پس از تشکیل دانه تبلور مجدد و آغاز مهاجرت مرزهای آن نابجایی‌های جدید به سرعت در داخل دانه در حال تبلور و پشت مرز در حال مهاجرت تشکیل می‌شوند. کاهش اختلاف دانسیته نابجایی در پشت و جلوی مرز در حال حرکت باعث افت تمایل به حرکت و در نتیجه تضعیف سرعت رشد دانه می‌شود. عامل دوم کاهش زمان تغییر شکل با افزایش نرخ کرنش است که طبیعتاً منجر به افت میزان رشد دانه و حصول ساختار ریزدانه‌تر می‌شود [۲۵].



شکل ۶) تصاویر ریزساختاری نمونه‌ها پس از آزمون فشار گرم در دمای ۹۵۰ و تحت نرخ کرنش‌های: (الف) ۰/۰۰۱ s<sup>-1</sup>، (ب) ۰/۰۱ s<sup>-1</sup>، (ج) ۰/۱ s<sup>-1</sup> و (د) ۱ s<sup>-1</sup>.

می شود. از این رابطه با تعمیم نتایج آزمایشگاهی به صنعتی می توان در طراحی شرایط عملیات تغییر شکل و تخمین سطح تنش سیلان در هر دما و نرخ کرنش مطلوب استفاده نمود:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{394.6258}{RT}\right) = 3.50512 \times 10^{15} [\sinh(0.015797 \alpha)]^{3.7781} \quad (10)$$

#### ۴- نتایج

در این پژوهش به منظور بررسی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ ریختگی *Mn-25Ni-5Cr* آزمایش های فشار گرم در محدوده دمایی ۸۵۰-۱۰۰۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱-۰/۰۰۱ بر ثانیه انجام شدند. مهم ترین نتایج حاصل از این تحقیق به شرح زیر می باشد:

- ۱- نمودارهای سیلان به طور واضح وابستگی تنش سیلان به دما و نرخ کرنش را نشان دادند. به طوری که تنش سیلان با کاهش دما و افزایش نرخ کرنش افزایش یافت.

- ۲- بررسی های ریزساختاری نشان دادند که تبلور مجدد دینامیکی مهمترین پدیده ریزساختاری در آلیاژ مورد تحقیق است. شواهدی نظیر مرزهای نیمه تمام در تصاویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی گویای مکانیزم تبلور مجدد پیوسته در ماده بودند.

- ۳- در تمام محدوده دمایی کار گرم ذرات فاز دوم محلول جامد در ساختار مشاهده شد.

- ۴- با افزایش دمای کارگرم میانگین اندازه دانه های تبلور مجدد در ماده به دلیل اثر پین شدن مرز دانه توسط فاز ثانویه، کاهش یافت. همچنین با افزایش نرخ کرنش میانگین اندازه دانه های تبلور مجدد در ماده کاهش یافت.

- ۵- به کمک روابط بنیادین توانی، نمایی و سینوس هایپربولیک، ثوابت ماده در کرنش ۰/۳ تعیین شدند. در نهایت رابطه بنیادین حاکم بر رفتار کارگرم ماده در محدوده دما، کرنش و سرعت کرنش مورد تحقیق به صورت زیر پیشنهاد شد:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{394.6258}{RT}\right) = 3.50512 \times 10^{15} [\sinh(0.015797 \alpha)]^{3.7781}$$

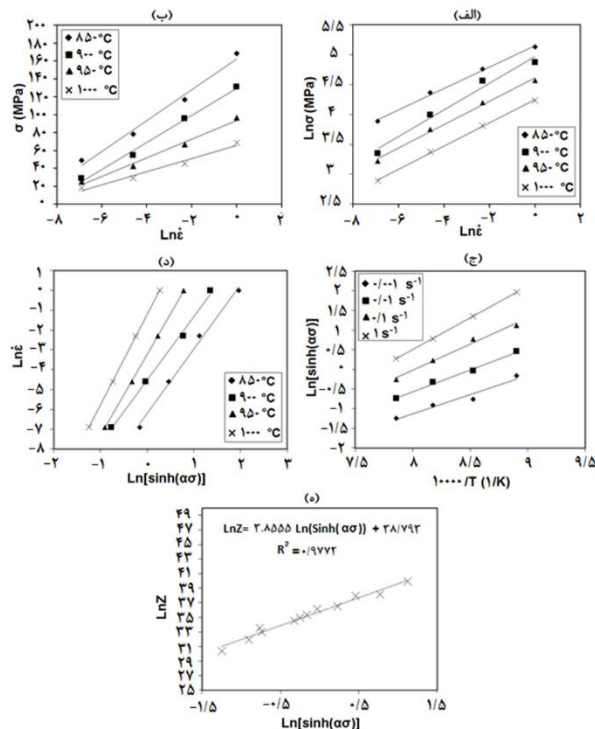
**تشکر و قدردانی:** نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

**تاییدیه اخلاقی:** نویسندگان این مورد را بیان نکردند.

**تعارض منافع:** در فرآیند انجام و گزارش، بی طرفی رعایت شده است.

**سهم نویسندگان:** زهرا سنگری مطلق (نویسنده اول)، نگارنده مقاله/روش شناس/پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری/نگارنده بحث (۳۵ درصد)، زهرا دین محمدی (نویسنده دوم)، پژوهشگر فرعی (۱۰ درصد)، مهناز اسدیگی (نویسنده سوم)، پژوهشگر فرعی (۱۰ درصد)، امیر مومنی (نویسنده چهارم)، نگارنده بحث/روش شناس/تحلیلگر آماری (۳۰ درصد)، امید بیات (نویسنده چهارم)، نگارنده بحث/روش شناس (۱۵ درصد).

**منابع مالی:** نویسندگان این مورد را بیان نکردند.



**شکل ۷)** نمودارهای مربوط به بسط روابط بنیادین آلیاژ *Mn-25Ni-5Cr*: (الف) منحنی های  $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$  در نرخ کرنش ثابت و دماهای مختلف تغییر شکل بر اساس رابطه ۶، (ب) نمودارهای  $\sigma - \ln \dot{\epsilon}$  در نرخ کرنش ثابت و دماهای مختلف تغییر شکل بر اساس رابطه ۷، (ج) نمودار  $\ln \sigma - \ln \sinh(\alpha \sigma)$  در نرخ کرنش های مختلف، (د) نمودارهای  $\ln Z - \ln \sinh(\alpha \sigma)$  در نرخ کرنش ثابت و دماهای مختلف تغییر شکل و (ه) نمودار  $\ln Z - \sinh(\alpha \sigma)$  در دما و نرخ کرنش های مختلف بر اساس روابط ۲ و ۵

هایپربولیک رابطه ۲ را ارائه خواهد کرد. متوسط شیب نمودارها در شکل ۷-د) مقدار  $n$  را  $3/7781$  تعیین می کند. با داشتن مقدار  $\alpha$ ، انرژی فعال سازی ظاهری تغییر شکل که معیاری از مقاومت به تغییر شکل ماده را ارائه می کند، با مشتق گیری از رابطه ۲ و به صورت زیر تعیین می شود:

$$Q = Rn \frac{d(\ln \sinh(\alpha \sigma))}{d(\frac{1}{T})} \quad (9)$$

نمودار تغییرات سینوس هایپربولیک تنش در برابر معکوس دما برای سرعت کرنش های مختلف در شکل ۷-ج) رسم شده است. حاصل ضرب متوسط شیب خطوط در شکل ۷-ج) و مقادیر محاسبه شده  $R$  و  $n$  مطابق رابطه ۹ مقدار انرژی فعال سازی این آلیاژ را  $394/6258$  کیلوژول بر مول به دست می دهد. آخرین ثابت در معادله (۲)  $A$  می باشد که مقدار آن با رسم نمودار  $\ln(Z) - \ln(\sinh(\alpha \sigma))$  مطابق شکل ۷-د) و محاسبه عرض از مبدا برابر با  $5/50512 \times 10^{15}$  تعیین می شود.

در نهایت بر مبنای محاسبات انجام شده برای تعیین ثوابت ماده و جایگذاری ثوابت حاصل و مقدار انرژی فعال سازی در رابطه ۲، رابطه بنیادین آلیاژ مورد بررسی در کرنش ۰/۳ به صورت زیر خلاصه



- 17- Zhou L, Yang L, Peng Y, Fei L and Zhu X. Comparative study on constitutive models to predict flow stress of Fe-Cr-Ni preform reinforced Al-Si-Cu-Ni-Mg composite. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed* 2017; 32: 666-676.
- 18- Huang H. Q, Di H. S, Yan N, Zhang J. C, Deng Y. G, Misra R. D. and Li J. P. Hot deformation behavior and processing maps of a high Al-low Si transformation-induced plasticity steel: microstructural evolution and flow stress behavior. *Acta Metallurgica Sinica* 2018; 31: 503-514.
- 19- Lai L, Zhang K, Ma M, Li X, Li Y, Shi G and Yuan J. Hot deformation behavior of AZ40 magnesium alloy at elevated temperatures. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed* 201; 32: 1470-5.
- 20- Liu W, Zhao H, Li D, Zhang Z, Huang G and Liu Q. Hot deformation behavior of AA7085 aluminum alloy during isothermal compression at elevated temperature. *Materials Science and Engineering: A* 2014; 596: 176-182.
- 21- Sadeghi M, Hadi M, Karimi H, Bayat O. Determination of critical pressure and impending pressure for manganese evaporation during the induction melting process of manganese-nickel alloys. *Founding Research Journal* 2019; 3(2): 67-74.
- 22- Lin Y. C, Chen X. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Materials and design* 2011; 32 (4): 1733-1759.
- 23- Verlinden B, Driver J, Samajdar I, Doherty R. *Thermo-mechanical processing of metallic materials*. Amsterdam; Boston: Pergamon/Elsevier Science 2007 June, 1st Edition, 11; 560.
- 24- Abbasi S.M, Momeni A, Lin Y. C, Jafarian H. R. Dynamic softening mechanism in Ti-13V-11Cr-3Al beta Ti alloy during hot compressive deformation. *Material Science and Engineering. A* 2016; 665: 154-160.
- 25- Liao C, Wu H, Wu Ch, Zhu F, Lee Sh. Hot deformation behavior and flow stress modeling of annealed AZ61 Mg alloys. *Progress in Natural Science: Materials International* 2014; 24 (3): 253-265.
- 26- Doherty R. D, Hughes D. A, Humphreys F. J, Jonas J. J, Juul Jensen D, Kassner M. E. Current issues in recrystallization: a review. *Material Science and Engineering* 1998; 1 (2): 219-274.
- 27- Gokcen N. A. The Mn-Ni (manganese-nickel) system. *Journal of phase equilibria* 1991; 12: 313-321.
- 28- Kuey R, Driver J. H. Microtexture tracking of sub-boundary evolution during hot deformation of aluminium. *Materials Characterization* 2011; 62 (12): 1222-1227.
- 29- Kim S. I, Yoo Y. C. Continuous dynamic recrystallization of AISI 430 ferritic stainless steel. *Metals and Materials International* 2002; 8: 7-13.
- 30- Sellars C.M., McTegart W. J. On the mechanism of hot deformation, *Acta Metallurgica* 1966; 14(9): 1136-1138.
- 31- Richardson G. J, Hawkins D.N, Sellars C.M. *Worked examples in metalworking*. The Institute of Metals, London, 1985.
- 1- Laux B, Rösler J. Mechanical Properties of New Ni-Mn-Based Braze Alloys for the Fast Epitaxial Braze Repair of Single-Crystalline Ni-Base Superalloys. In *Advanced Materials Research* 2011; 278: 479-484.
- 2- Ares A. E, Rebak R .B, Biezma M .V, Méndez C. M. Corrosion of nonferrous metals and their alloys, *Advances in Materials Science and Engineering* 2018 May.
- 3- Holleman A. F, Wiberg E. *Lehrbuch der anorganischen chemie*. Berlin. De Gruyter 1985.
- 4- Rhu J. C, Kim S. S, Jung Y. G, Han S. Z and Kim C. J. Tensile Strength of thermomechanically processed Cu-9Ni-6Sn alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999, 30; 2649-2657.
- 5- Cantor B, Oreilly K. *Solidification and Casting*. Institute of Physics, CRC Press 2002; 442.
- 6- Wang N, Wei B. Rapid solidification of undercooled cu-ge peritectic alloy. *Acta mater* 2000; 48 (11): 1931-1938.
- 7- Humphreys F. J and Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*, Second edition, Elsevier 2004.
- 8- Momeni A, Dehghani K. Prediction of dynamic recrystallization kinetics and grain size in 410 martensitic stainless steel during hot deformation. *Metals and Materials international* 2010; 16: 843-849.
- 9- Ebrahimi G. R, Momeni A, Kazemi Sh, Alinejad H. Flow curves, dynamic recrystallization and precipitation in a medium carbon low alloy steel. *Vacuum* 2017; 142: 135-145.
- 10- Zhang H, Jin N. P, Chem J. H. Hot deformation behavior of Al-Zn-Mg-Cu-Zr aluminum alloys during compression at elevated temperature. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2011; 21 (3): 437-442.
- 11- Tahreen N, Zhang D. F, Pan F. S, Jiang X. Q, Li D. Y and Chen D. L. Hot Deformation and Processing Map in an Mg-Zn-Mn-Y Alloy. *Magnesium Technology* 2016, 183-186.
- 12- Sellars C. M. Microstructure modeling in hot deformation. *Thermo-Mechanical Processing in Theory, Modelling & Practice [TMP] exp* 2 1997, 35-51.
- 13- Bäcke L. Modeling the microstructural evolution during hot deformation of microalloyed steels. School of Industrial Engineering and Management, PhD dissertation, KTH, Stockholm, 2009 Doctoral thesis.
- 14- Shi B, Luo T. J, Wang J, Yang Y. Hot compression behavior and deformation microstructure of Mg-6Zn-1Al-0.3Mn magnesium alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2013 September, 23 (9); 2560-2567.
- 15- Ansari N, Tran B, Poole W, Singh S, Krishnaswamy H, Jaina J. High temperature deformation behavior of Mg-5wt.%Y binary alloy: Constitutive analysis and processing maps *Materials Science and Engineering: A* 2020; 777.
- 16- Lin Y. C, Chen M. s, Zhong J. Prediction of 42CrMo steel flow stress at high temperature and strain rate, Author links open overlay panel, *Mechanics Research Communications* 2008; 35: 142-150.