

Hot deformation and recrystallization behavior of a high aluminum ferritic stainless steel

Sahand Shiri markieh¹, *Amir Momeni²

1- M.Sc., Department of materials engineering, Hamadan University of Technolog, Hamadan, Iran.

2- Assistant Professor, Department of materials engineering, Hamadan University of Technolog, Hamadan, Iran.

Citation: Shiri markieh S, Momeni A. Hot deformation and recrystallization behavior of a high aluminum ferritic stainless steel. Metallurgical Engineering 2025; 28(1): 50-57 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2025.2036539.1416>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2025.2036539.1416>

ABSTRACT

In this research, the hot working behavior of 13.5Cr6Al0.3C high aluminum mild steel was investigated. This steel with 3% Al by weight has a higher SFE than other stainless steels, for this reason, the test of the hot pressure behavior of this steel and its microstructural changes, including recovery and recrystallization mechanisms, were investigated. According to the prediction of JMatPro software, this steel is ferritic at all temperatures and carbide deposits are formed in it. Accordingly, the hot pressure test was performed at temperatures of 850, 900, 950 and 1000 C at strain rates of 1, 0.1, 0.01 and 0.001-s. After calculating the fundamental relations of hyperbolic sine, the activation energy of flue stress for this steel was calculated as 379.84 kJ/mol. Also, the Zener-Holman equation was calculated and based on the process map of this steel, a temperature of 950°C and a strain rate of 0.1-s were reported to have the lowest activation energy.

Keywords: Hot compression, ferritic steel, dynamic precipitation, recrystallization, recovery.

Received: August 29, 2024

Accepted: September 28, 2025

■ ■

* *Corresponding Author:*

Amir Momeni, PhD

Address: Department of materials engineering, Hamadan University of Technolog, Hamadan, Iran.

Tel: +98 (81) 38380660

E-mail: momeni@hut.ac.ir

بررسی رفتار تغییر شکل داغ یک فولاد زنگ نزن فریتی آلومینیوم بالا

سهند شیبری^۱، *امیر مومنی^۲

۱- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران.

چکیده

در این پژوهش، رفتار کار گرم فولاد سبک 13.5Cr6Al0.3C (1.13-5) مورد بررسی قرار گرفت. این فولاد با دارا بودن ۳ درصد وزنی Al، دارای SFE بالاتری نسبت به سایر فولادهای زنگ‌نزن است، به همین علت رفتار فشار گرم این فولاد و تحولات ریزساختاری آن از جمله مکانیزم‌های بازیابی دینامیکی (DRX) و تبلور مجدد (DRV) مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به پیش‌بینی نرم‌افزار MatPro، این فولاد در تمامی دماها فریتی بوده و رسوبات کاربیدی در آن تشکیل می‌شوند. بر همین اساس، آزمون فشار گرم دماهای ۸۵۰، ۹۰۰، ۹۵۰ و ۱۰۰۰ °C در نرخ‌های کرنش ۰/۱، ۰/۱، ۰/۱ و ۰/۱ s^{-۱} انجام گرفت. پس از محاسبه روابط بنیادین سینوس هایپربولیک، انرژی فعال سازی تنش سیلان برای این فولاد به میزان ۳۷۹/۸۴ kJ/mol محاسبه شد. همچنین معادله زنر-هولومان محاسبه گردید و بر اساس نقشه فرآیندی این فولاد، دمای ۹۵۰ °C و نرخ کرنش ۰/۱ s^{-۱} دارای کمترین میزان انرژی فعال سازی گزارش شد.

واژه‌های کلیدی: فشار گرم، فولاد فریتی، روابط بنیادین، نقشه فرآیندی.

دریافت: ۱۴۰۳/۰۶/۰۸ | پذیرش: ۱۴۰۴/۰۷/۰۶

۱. مقدمه

مکانیکی در صنعت فولادسازی و فرآیندهای تولید قطعات از فولاد مورد استفاده قرار می‌گیرند [۳]. این فرآیندها باعث شکل‌گیری دقیق قطعات و بهبود خواص مکانیکی آن‌ها می‌شود. از مهم‌ترین اثرات ریزساختاری فرآیندهای ترمومکانیکی، ریزدانه شدن و فعال شدن مکانیزم‌های بازیابی (DRV) و تبلور مجدد (DRX) است [۴]. در این فرآیندها، تراکم تابجایی کمتر شده، زیردانه‌ها تبدیل به مرزدانه می‌شوند و یا دانه‌های کوچک با پیوستن به یک دیگر دانه‌های بزرگ‌تری را تشکیل می‌دهد [۵]. یکی از مهم‌ترین فاکتورهای تعیین‌کننده در مکانیزم‌های بازیابی و تبلور مجدد، انرژی نقص در چیده شدن (SFE) است. SFE از ویژگی‌های ذاتی ماده است که به عناصر سازنده و ساختار کریستالی آن‌ها مربوط می‌شود. عناصری همچون Ni و Mn باعث کاهش SFE و عناصری همچون C باعث افزایش آن می‌شوند. همچنین عناصری همچون Cr در مقادیر مختلف اثر متفاوتی بر SFE می‌گذارند. یکی از موثرترین عناصر بر SFE، عنصر Al است. به طور کلی، افزایش محتوای Al فولاد می‌تواند SFE را افزایش دهد و تشکیل عیوب نقص در چیده شدن را دشوارتر کند. این موضوع می‌تواند تمایل به تغییر شکل توسط دوقلوی را کاهش

فولادهای زنگ‌نزن، نوعی فولاد با سطحی مقاوم به خوردگی و اکسیداسیون هستند که برای مصارف صنعتی و در تولید قطعات پایدار در برابر زنگ زدگی و خوردگی مورد استفاده قرار می‌گیرند. این نوع فولادها از عناصر آهن، کروم، نیکل، مولیبدن و دیگر فلزات تشکیل شده‌اند. فولادهای زنگ‌نزن دارای حداقل ۱۰/۵ درصد وزنی Cr و مقادیر کمتر از ۰/۰۸ درصد وزنی C (غیر از فولادهای زنگ‌نزن دوفازی مارتنزیتی) هستند [۱]. فولادهای زنگ‌نزن فریتی با ساختار کریستالی BCC معمولاً تک فاز هستند و از سایر فولادهای زنگ‌نزن ارزان‌تر و پرکاربردتر می‌باشند. این فولادها دارای مقاومت خوبی در برابر خوردگی و زنگ زدگی هستند و به دلیل خواص مکانیکی و فیزیکی مناسب، در صنایع خودروسازی، تولید لوازم خانگی، سیستم‌های گرمایشی و سرمایشی، صنایع نفت و گاز و ساخت محصولات فلزی مورد استفاده قرار می‌گیرند [۲].

یکی از مهم‌ترین فرآیندها در تولید فولادهای زنگ‌نزن، عملیات‌های ترمومکانیکی است. عملیات فشار گرم، نورد گرم و فرآیندهای شکل دهی، همگی به عنوان فرآیندهای حرارتی و

* نویسنده مسئول:

دکتر امیر مومنی

نشانی: همدان، دانشگاه صنعتی همدان، دانشکده مهندسی مواد.

تلفن: +۹۸ (۸۱) ۳۸۳۸۰۶۶۰

پست الکترونیکی: momeni@hut.ac.ir

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد مورد پژوهش

نام عنصر	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co
درصد وزنی	۰/۰۷۲۷	۰/۴۵۶۹	۰/۴۴۰۵	۱۳/۵۰	۰/۰۲۵۵	۰/۲۱۲۹	۳/۰۳۷	۰/۰۴۰۰
نام عنصر	Cu	Nb	Ti	V	W	B	Ta	Fe
درصد وزنی	۰/۰۹۹۶	۰/۰۲۷۱	۰/۲۰۸۷	۰/۰۵۱۰	۰/۰۰۵۷	۰/۰۰۳۳	۰/۰۰۵۳	باقی

عنوان مثال شکل ۱-الف که نشانگر دمای ۸۵۰°C است در مقابل با سایر دماها تنش سیلان بالاتری را دارد. اصلی ترین علت این موضوع این است که با افزایش دما، جنبش اتمها بالاتر رفته و این موضوع انرژی فعال سازی حرکت نابجائیها را کمتر خواهد کرد. همچنین با افزایش دما، تعداد سیستمهای لغزش نابجائیها بالاتر می رود و در مجموع، افزایش دما موجب سهولت در تغییر شکل مواد فلزی می شود [۳، ۷، ۸]. در مقابل، افزایش نرخ کرنش موجب تهییج منابع تولید نابجائی شده و کرنش سختی را بالاتر خواهد برد، فلذا با بالاتر رفتن چگالی نابجائیها و افزایش نسبت تولید به حذف عیوب ساختاری، استحکام بالاتر خواهد رفت. همانطور که مشخص است، فولاد 13.5Cr6Al0.3C حساسیت بالایی به نرخ کرنش و دما در تنش سیلان خود نشان می دهد.

بر اساس شکل ۲ که تنشها و کرنشهای بیشینه را در دماها و نرخ کرنشهای مختلف نشان می دهد، در دمای ۹۰۰°C با وجود بالاتر رفتن دما، یک افزایش استحکام یا عدم افت قابل توجه در تنش سیلان در نرخهای کرنش مختلف دیده می شود. این رفتار افزایش استحکام ماده در تنش پیک به عوامل ریزساختاری ماده مربوط می شود. با توجه به حضور کربن و عناصر کاربیدزا در ترکیب شیمیایی جدول ۱، اولین عامل را می توان به رسوب ذرات کاربیدی کروم و نایوبیوم در مرزهای دانه مرتبط دانست. حضور ذرات رسوبی و کاربیدی، با قفل مرزدانهها یا جلوگیری از حرکت نابجائیها باعث افزایش استحکام یا به تعویق انداختن تبلور مجدد دینامیکی می شود. در برخی از مراجع نیز اشاره شده است که حضور ذرات رسوبی باعث تغییر روند از تبلور مجدد دینامیکی به تبلور مجدد دینامیکی پیوسته خواهد شد، چرا که مهاجرت و تحولات مرزهای دانه به تعویق می افتد [۹]. از طرفی، به نظر می رسد که در دمای ۹۰۰°C رفتار رسوب گذاری دینامیکی اتفاق افتاده است. شکل ۲ نیز به طور مشابه، کرنش تنش سیلان بیشینه را نشان می دهد. کرنش تنشهای سیلان بیشینه در دمای ۹۰۰°C (مشخص شده به صورت خط چین) به مقادیر بالاتری از سایر دماها انتقال یافته است. علت این تغییرات رفتار مکانیکی، در تحولات ریزساختاری نهفته است. به گزارش منابع، اولین علت این موضوع تعویق فرآیند تبلور مجدد است. این مهم می تواند به دلیل رسوب ذرات در ساختار زمینه باشد که باعث کند شدن سینتیک تبلور مجدد خواهد شد.

یکی از قدرتمندترین روابط جهت بررسی اثرات دما و نرخ کرنش بر رفتار سیلان آلیاژها و انرژی فعال سازی آنها، رابطه زنر-

دهد و شکل پذیری آلیاژ را کاهش داده اما استحکام و چقرمگی آن را بهبود بخشد [۶].

در این پژوهش با هدف بررسی رفتار تغییر شکل گرم فولاد ریختگی زنگ نزن فریتی با مقادیر ۳ درصد وزنی آلومینیوم تحت آزمایشهای فشار گرم در محدوده دمایی ۸۵۰°C الی ۱۰۰۰°C و تحت نرخ کرنشهای $۰/۰۰۱\text{ S}^{-1}$ الی $۰/۰۰۱\text{ S}^{-1}$ مورد بررسی قرار گرفته است.

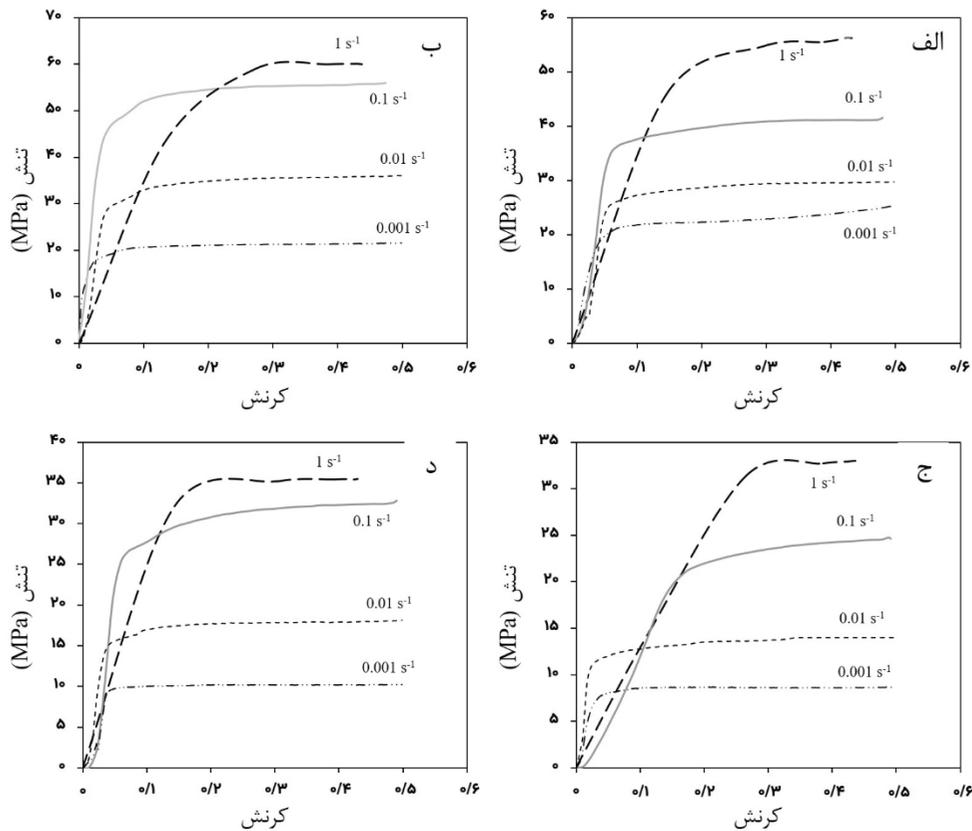
۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق به منظور بررسی رفتار تغییر شکل گرم فولاد 13.5Cr6Al0.3C از آزمون فشار گرم استفاده شد. ترکیب شیمیایی این فولاد مطابق جدول ۱ است. ریزساختار نمونهها توسط میکروسکوپهای نوری و الکترونی مورد بررسی قرار گرفت و روابط بنیادین از نمودارهای تنش-کرنش استخراج شد. آزمون فشار گرم در بازههای دمایی ۸۵۰°C الی ۱۰۰۰°C و نرخ کرنشهای $۰/۰۰۱\text{ S}^{-1}$ الی ۱ S^{-1} به میزان کرنش حقیقی $۰/۵$ انجام گرفت. بدین منظور از دستگاه فشار تک محوره SANTAM مدل STM-50 استفاده شد. نمونهها مطابق استاندارد ASTM E209 با ارتفاع ۱۵ mm و قطر ۱۰ mm آماده شدند.

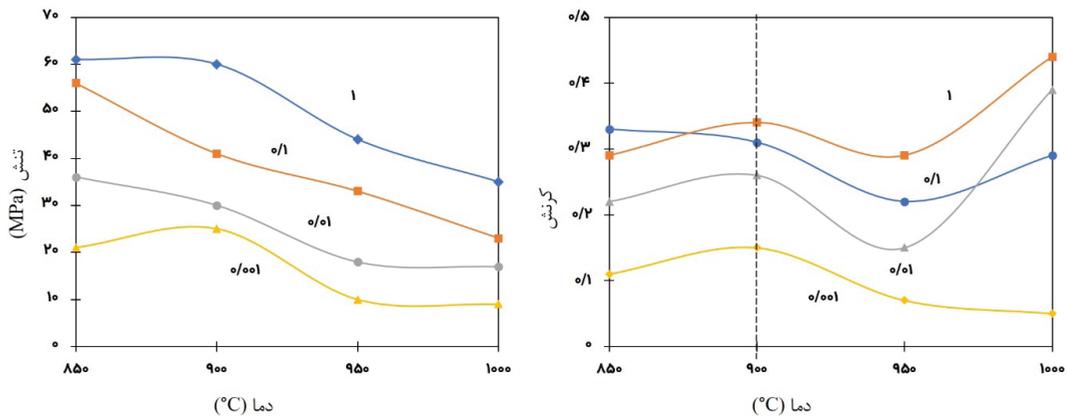
به منظور بررسیهای ریزساختاری، تمامی نمونههای آزمون فشار گرم و نمونه شاهد از جهت طولی توسط وایرکات نصف شده و مورد متالوگرافی قرار گرفتند. بدین منظور پس از فرآیند مانت گرم، سطح نمونهها توسط سنباده از مش ۸۰ الی ۳۰۰۰ آماده سازی شد و سپس جهت پولیش نمونهها از محلول پودر آلومینای نانو به همراه نمک پولیش استفاده شد. به منظور متالوگرافی نمونهها نیز از محلول نایتال ۲٪ (۲ میلی لیتر نیتریک اسید به همراه ۹۸ میلی لیتر اتانول) استفاده شد. پس از فرآیند متالوگرافی، نمونهها توسط میکروسکوپ نوری مدل Dewinter تصویر برداری شدند.

۳. نتایج و بحث

بر اساس پیش بینی نرم افزار JMatPro، فولاد مورد مطالعه در تمامی دماها تا پیش از ذوب کامل ساختار زمینه فریتی دارد. شکل ۱ نمودارهای تنش کرنش حقیقی را برای فولاد 13.5Cr6Al0.3C در دماها و نرخهای کرنش مختلف نشان می دهد. همانطور که دیده می شود، با افزایش دما تنش سیلان آلیاژ کاهش یافته است. به



شکل ۱. نمودارهای تنش-کرنش فولاد مورد تحقیق در آزمون فشار گرم.



شکل ۲. منحنی‌های تنش و کرنش بیشینه با توجه به شرایط آزمون فشار گرم.

شده است، پارامتر زنر-هولومان را می‌توان برابر با معادلات بنیادین سینوس هایپربولیک، توانی و نمایی قرار داد [۴]:

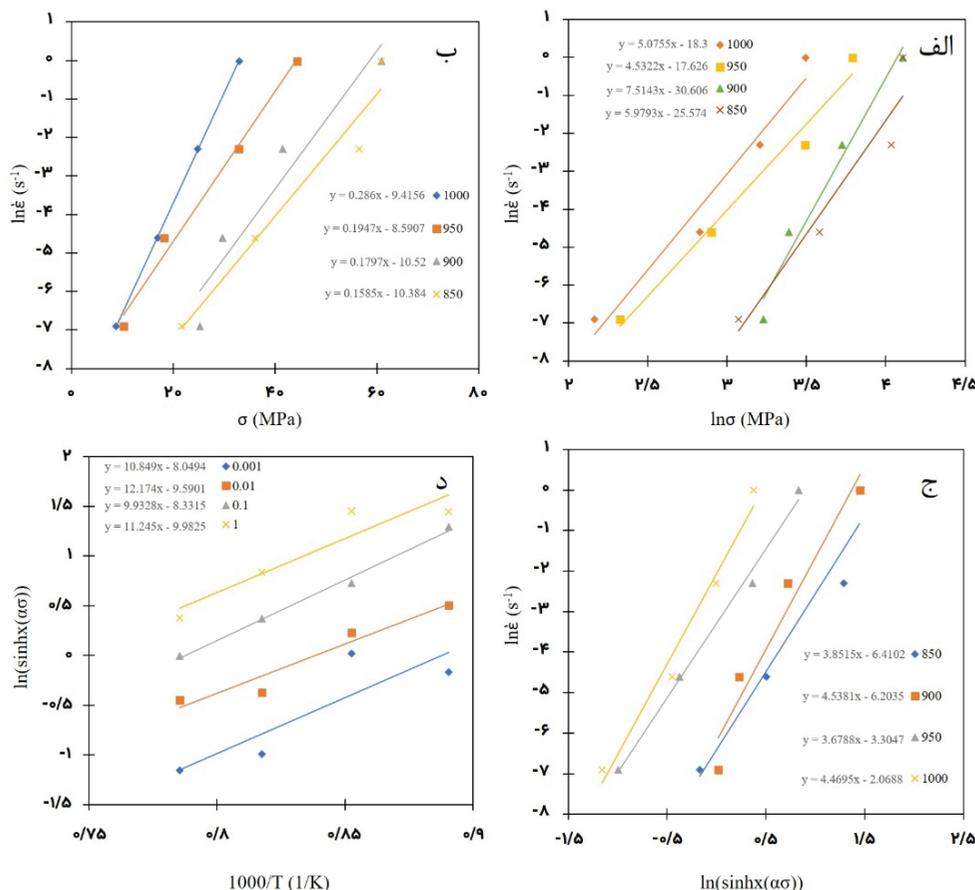
$$Z = \begin{cases} A [\text{Sinh}(\alpha\sigma)]^n \\ A' \sigma^n \\ A'' \exp(\beta\sigma) \end{cases} \quad (2)$$

هولومان^۱ است که مطابق معادله ۱ معرفی می‌شود [۱۰]:

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

که در این رابطه $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، T دمای مطلق تغییر شکل، 1 ثابت جهانی گازها و Q_{def} انرژی فعال‌سازی تغییر شکل پلاستیک در یک کرنش مشخص است. همانطور که در روابط ۲ نشان داده

1. Zener-Hollomon



شکل ۳. نمودارهای محاسبه شده جهت پارامترهای بنیادین بر اساس رفتار تغییر شکل گرم فولاد مورد تحقیق.

در نهایت با توجه به معادله ۴ و با رسم نمودار $\ln(\sinh[\alpha\sigma])$ بر حسب $1000/T$ مطابق با شکل ۲-د می‌توان با محاسبه میانگین شیب خطوط رسم شده، مقدار انرژی فعال‌سازی متوسط را محاسبه نمود. مفهوم انرژی فعال‌سازی در فرآیند تغییر فرم گرم به این معنا است که برای شروع یک تغییر شکل پلاستیک در آلیاژ، نیاز به افزودن انرژی اضافی به سیستم است تا واکنش به طور کامل آغاز شود. به عبارت دیگر، انرژی فعال‌سازی به مقدار انرژی لازم برای شکستن پیوندها و حرکت اتم‌ها و نابجائی‌ها به وضعیتی که تغییر فرم گرم را امکان‌پذیر کند، گفته می‌شود. به همین علت، بالاتر بودن انرژی فعال‌سازی به معنی مقاومت بیشتر ماده در برابر سیلان است.

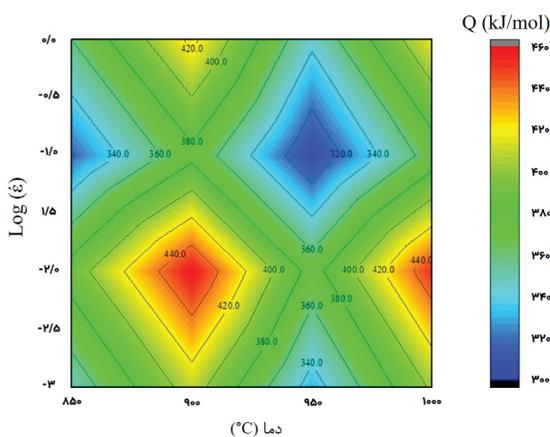
با توجه به شیب میانگین برابر با $11/050$ برای نمودارهای شکل ۲-د، انرژی فعال‌سازی تغییر شکل برای فولاد 13.5Cr6Al0.3C به مقدار $379/84$ kJ/mol محاسبه شد. به منظور مقایسه این عدد با چند فولاد زنگ نزن، می‌توان به ازای هر مول به عدد 492 kJ برای فولاد رسوب سخت شونده PH 5-15 [11]، 469 kJ برای فولاد زنگ‌نزن آستنیتی S322654 [12]، 448 kJ برای فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی گرید 410 [13] و 397 kJ برای فولاد زنگ‌نزن فریتی کروم بالا [14] اشاره کرد که نزدیک‌ترین مقدار به

که ثابت A ، A' ، n ، n' و α و β وابسته به نوع ماده هستند. با توجه به روابط فوق الذکر، با رسم منحنی‌های $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ و $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ بدست آوردن شیب خطوط به ترتیب ثوابت n' و β محاسبه می‌شوند. بدین ترتیب، ثابت $\alpha = \beta/n'$ نیز محاسبه می‌شود. با توجه به شکل ۳-الف، مقدار n' برابر با $5/775$ و با توجه به شیب نمودار شکل ۲-ب نیز مقدار β برابر با $0/205$ بدست آمد. بدین ترتیب مقدار میانگین پارامتر α نیز برابر با $0/355$ شد. همچنین با توجه به معادله ۳، با رسم نمودار $\ln \dot{\epsilon} - \ln(\sinh[\alpha\sigma])$ و محاسبه شیب آن در کرنش‌های ثابت، می‌توان مقدار n را نیز محاسبه کرد.

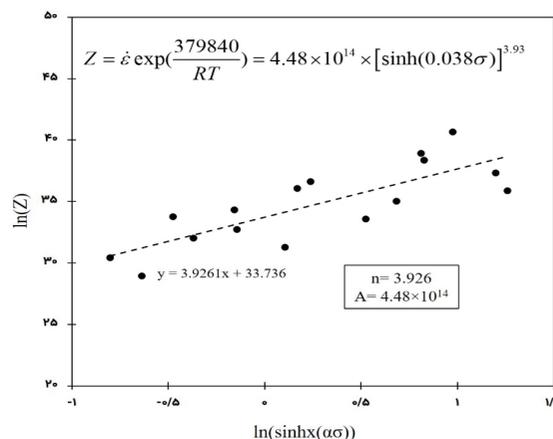
$$\ln \dot{\epsilon} = (\ln A - \frac{Q}{RT}) + n \ln \sinh(\alpha\sigma) \quad (3)$$

با توجه به نمودار شکل ۲-ج، میانگین شیب چهار خط برازش شده برابر با $4n/134 = 3$ بدست آمد. با داشتن مقادیر n و α می‌توان مقدار Q_{def} را مطابق رابطه ۴ محاسبه کرد:

$$Q_{def} = Rn \frac{d\{Ln[\sinh(\alpha\sigma)]\}}{d(1/T)} \quad (4)$$



شکل ۵. نقشه فرآیندی فولاد مورد پژوهش در بازهای مختلف دمایی و نرخ کرنش.



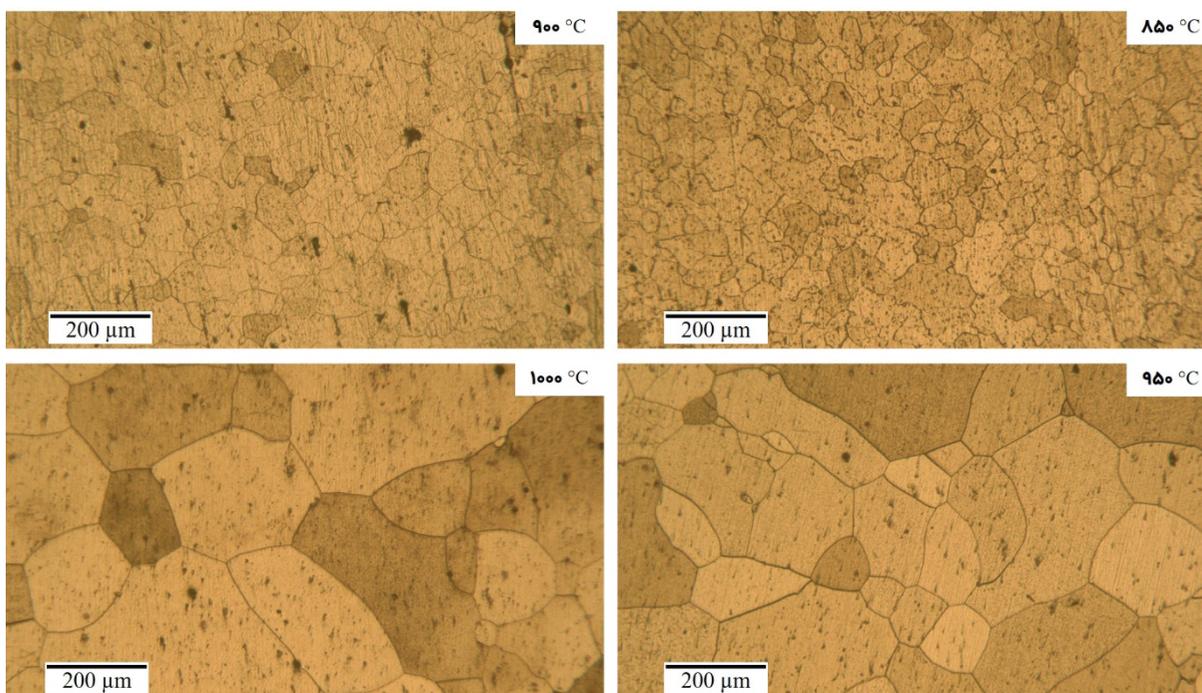
شکل ۴. برازش معادله زنر-هولومان و محاسبه رابطه مورد نظر.

معادله زنر-هولومان را به صورت معادله بنیادین سینوس هایپربولیک محاسبه کرد. بدین منظور، با استفاده از معادله ۵ و رسم نمودار $\ln(Z)$ برحسب $\ln(\sinh[\alpha\sigma])$ می‌توان ثوابت n و A را محاسبه کرد (۵)

$$\ln Z = \ln \left[\dot{\epsilon} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right] = \ln A + n(\ln \sinh [\alpha\sigma])$$

بدین منظور، مطابق با شکل ۴، خط برازش شده در نقاط مختلف با توجه به مقادیر مختلف دما و نرخ کرنش رسم شده است. با توجه

عدد بدست آمده در این پژوهش هست. نکته قابل توجه این است که با توجه پیش‌بینی نرم افزار JMatPro، فولاد 13.5Cr6Al0.3C کاملاً فریتی است. فاز فریت BCC در مقابل فاز زمینه آستنیت که FCC است در دماهای بالا استحکام کمتری را دارد. با این وجود، به نظر می‌رسد که حضور Al در ترکیب شیمیایی فولاد مورد تحقیق در این پژوهش باعث نرم‌تر شدن و کاهش انرژی فعال سازی تنش سیلان شده است. فلذا همانطور که در پژوهش‌های اخیر بدان پرداخته شده، افزودن عناصر آلیاژی جانشین مانند Al اثرات قابل توجهی بر تنش سیلان پلاستیک مواد خواهد داشت [۱۵]. با بدست آوردن مقدار انرژی فعال سازی میانگین، می‌توان



شکل ۶. تصاویر ریزساختاری نوری از نمونه‌های فشار گرم شده در نرخ کرنش ثابت 1 s^{-1} در دماهای مختلف.

- پس از محاسبه روابط بنیادین سینوس هایپربولیک، انرژی فعال سازی تنش سیلان برای این فولاد به میزان $379/84 \text{ kJ/mol}$ محاسبه شد. همچنین معادله زنگ-هولومان با توجه به محاسبه ثوابت محاسبه گردید.
- بر اساس نقشه فرآیندی این فولاد، دمای 950°C و نرخ کرنش 0.1 s^{-1} دارای کمترین میزان انرژی فعال سازی گزارش شد.
- با افزایش دمای تغییر شکل، رشد دانه‌ها مشاهده شد و وقوع پدیده تبلور مجدد و ریزدانه شدن ریزساختار در دمای 850°C به خوبی دیده شد.

References

- [1] N.R. Baddoo, Stainless steel in construction: A review of research, applications, challenges and opportunities, J. Constr. Steel Res. 64 (2008) 1199-1206. <https://doi.org/10.1016/J.JCSR.2008.07.011>.
- [2] L. Gardner, The use of stainless steel in structures, Prog. Struct. Eng. Mater. 7 (2005) 45-55. <https://doi.org/10.1002/PSE.190>.
- [3] H. Mirzadeh, A. Najafizadeh, Flow stress prediction at hot working conditions, Mater. Sci. Eng. A. 527 (2010) 1160-1164. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2009.09.060>.
- [4] Z. Sangarimotlagh, B. Tolaminejad, A. Momeni, I. Fedorova, I.S. Zuiko, R. Kaibyshev, Precipitation and Flow Behavior of AISI 630 Stainless Steel Deformed at Elevated Temperatures, J. Mater. Eng. Perform. 32 (2023) 3690-3702. <https://doi.org/10.1007/S11665-022-07340-Z/METRCS>.
- [5] X. Li, Z. Jiang, Z. Wan, Y. Zhang, C. Jia, T. Wang, Z. Li, Effect of Hot Deformation Parameters on Grain Refinement of an As-Cast Ni-Based Superalloy, J. Mater. Eng. Perform. 29 (2020) 6343-6354. <https://doi.org/10.1007/S11665-020-05135-8/METRCS>.
- [6] A. Rohatgi, K.S. Vecchio, G.T. Gray, The influence of stacking fault energy on the mechanical behavior of Cu and Cu-al alloys: Deformation twinning, work hardening, and dynamic recovery, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 32 (2001) 135-145. <https://doi.org/10.1007/S11661-001-0109-7/METRCS>.
- [7] T. Mirzaie, H. Mirzadeh, J.M. Cabrera, A simple Zerilli-Armstrong constitutive equation for modeling and prediction of hot deformation flow stress of steels, Mech. Mater. 94 (2016) 38-45. <https://doi.org/10.1016/J.MECHMAT.2015.11.013>.
- [8] H. Mirzadeh, Constitutive modeling and prediction of hot deformation flow stress under dynamic recrystallization conditions, Mech. Mater. 85 (2015) 66-79. <https://doi.org/10.1016/J.MECHMAT.2015.02.014>.
- [9] G. Zhao, X. Zang, Y. Jing, N. Lü, J. Wu, Role of carbides on hot deformation behavior and dynamic recrystallization of hard-deformed superalloy U720Li, Mater. Sci. Eng. A. 815 (2021) 141293. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2021.141293>.
- [10] S.F. Medina, C.A. Hernandez, General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels, Acta Mater. 44 (1996) 137-148. [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00151-0](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00151-0).
- [11] M. Aghaie-Khafri, F. Adhami, Hot deformation of 15-5 PH stainless steel, Mater. Sci. Eng. A. 527 (2010) 1052-1057. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2009.09.032>.

به نمودار خطی شکل ۴، مقدار A برابر با عرض از مبدا و مقدار n برابر با شیب خط خواهد بود. با توجه به این مقادیر، معادله سینوس هایپربولیک برای فولاد 13.5Cr6Al0.3C محاسبه شد (شکل ۴). مقدار انرژی فعال سازی محاسبه شده برای فولاد 13.5Cr6Al0.3C یک عدد میانگین است که یک دید کلی به رفتار سیلان این آلیاژ می‌دهد، با این وجود از طریق روابط ۶ و ۷ می‌توان برای هر دما یا نرخ کرنش یک انرژی فعال سازی محاسبه نمود.

$$n_i = \frac{\ln \varepsilon_{i+1} - \ln \varepsilon_i}{\ln [\sinh(\alpha \sigma_{i+1})] - \ln [\sinh(\alpha \sigma_i)]} \quad (7)$$

$$Q_i = Rn_i \frac{\ln [\sinh(\alpha \sigma_{i+1})] - \ln [\sinh(\alpha \sigma_i)]}{(1/T_{i+1}) - (1/T_i)}$$

با توجه به روابط ذکر شده، نقشه Q در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف در شکل ۵ آورده شده است. همانطور که مشخص است، انرژی فعال سازی تغییر شکل در این فولاد در بازه متنوع از 300 kJ الی 460 kJ می‌باشد. بر همین اساس، در دمای حدودی 950°C و نرخ کرنش‌های پایین، این فولاد بهترین رفتار سیلان را از خود نشان می‌دهد، با این وجود در دمای حدودی 900°C و نرخ‌های کرنش بالا، مقاومت این فولاد به تنش سیلان بیشتر شده است. شکل ۶، تصاویر ریزساختاری نوری را جهت مقایسه بهتر نمونه‌های فشار گرم شده در نرخ کرنش ثابت 1 s^{-1} در دماهای مختلف نشان می‌دهد. همانطور که دیده می‌شود، در دماهای 850°C و 900°C اندازه دانه‌ها بسیار کوچک‌تر است و مرزهای بزرگ زاویه همچنان در حال تشکیل هستند. این مهم بیانگر مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی و استاتیکی به طور همزمان است. همچنین، وجود دانه‌های ناهمسانگرد در کنار رسوبات زیاد بیانگر نقش مهارکنندگی ذرات کاربیدی است. در مقابل، در دماهای 950°C و 1000°C ، اندازه دانه‌ها رشد بسیار قابل توجهی را نشان می‌دهد. با توجه به نرخ کرنش بالای 1 s^{-1} و افزایش ناگهانی چگالی نابجائی‌ها، در دماهای پایین امکان بازیابی و تبلور مجدد مقدور نبوده است. با بالاتر رفتن دما، امکان حرکت مرزها و ادغام دانه‌ها به دلیل تحرک بیشتر آنها مقدور شده است، به علاوه انحلال فازهای کاربیدی یا پایدار نبودن آنها یکی از عوامل مهار حرکت مرزها را نیز از بین برده است. به همین دلیل، در دماهای بالاتر با توجه به SFE بالای زمینه‌ی فریتی غنی از Al، انرژی محرک حرکت سریع مرزها و ادغام دانه‌ها فراهم شده است.

۴. نتیجه‌گیری

در این پژوهش رفتار فشار گرم فولاد زنگ‌نزن 13.5Cr6Al0.3C مورد بررسی قرار گرفت. مهم‌ترین یافته‌ها به صورت زیر گزارش می‌شوند:

- بر اساس شبیه‌سازی نمودار فازی، این آلیاژ در تمامی دماها دارای زمینه فریتی است و فاز آستنیت در این فولاد در دماهای بالا پایدار نیست.

- [12] E. Pu, W. Zheng, J. Xiang, Z. Song, J. Li, Hot deformation characteristic and processing map of superaustenitic stainless steel S32654, *Mater. Sci. Eng. A.* 598 (2014) 174-182. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2014.01.027>.
- [13] A. Momeni, K. Dehghani, Characterization of hot deformation behavior of 410 martensitic stainless steel using constitutive equations and processing maps, *Mater. Sci. Eng. A.* 527 (2010) 5467-5473. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2010.05.079>.
- [14] S. V. Mehtonen, L.P. Karjalainen, D.A. Porter, Hot deformation behavior and microstructure evolution of a stabilized high-Cr ferritic stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 571 (2013) 1-12. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2013.01.077>.
- [15] Z. Guo, L. Li, Influences of alloying elements on warm deformation behavior of high-Mn TRIP steel with martensitic structure, *Mater. Des.* 89 (2016) 665-675. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2015.10.010>.