

Investigation of 60SPb20 steel flow stress changes in high-temperature compression tests

*Morteza Hadi¹, Ehsan Mohammad Sharifi², Mohammad Samei³

1-Assistant professor, Materials Engineering Group, Golpayegan College of Engineering, Isfahan University of Technology, Golpayegan, Iran.

2- Assistant professor, Department of Materials Engineering, Malek-Ashtar University of Technology, Isfahan, Iran.

3- MSc student, Department of Materials Engineering, Malek-Ashtar University of Technology, Isfahan, Iran.

Citation: Hadi M, Mohammad Sharifi E, Samei M. Investigation of 60SPb20 steel flow stress changes in high-temperature compression tests. Metallurgical Engineering 2021; 24(3): 182-194 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2022.538371.1332>

doi : <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2022.538371.1332>

ABSTRACT

The aim of this study was to investigate the behavior of 60SPb20 free-cutting steel at high-temperature compression tests and to find the relationships of flow stress with strain rate and temperature based on the Arrhenius model. For this purpose, compression tests were performed on standard samples of the alloy in the temperature range of 800 to 1050 °C and at a strain rate of 0.001 to 1 s⁻¹. In addition to the use of high-temperature lubricant, the effect of friction on flow stress was eliminated by a modification model and obtained flow curves were applied for further calculations. The compression curves and microstructural studies showed that the dynamic recrystallization mechanism was responsible for softening of the alloys at high temperatures. Moreover, the constitutive equations of hot deformation were determined using the Zener-Hollomon parameter for this steel. The results of changing the flow stress versus temperature at different strain rates showed that the activation energy of hot deformation of 60SPb20 free-cutting steel was about 434 kJ/mol. The difference between this value and values of other steels such as low and medium carbon steels, tool steels, etc. was discussed. Finally, after calculating the required constants for the alloy, the relation of flow stress versus the Zener-Hollomon parameter was determined which can be used to predict hot deformation behavior at higher strain rates.

Keywords: 60SPb20 Free-cutting steel, Hot deformation behavior, Zener-Hollomon parameter, Dynamic recrystallization.

Received: 16 September 2021

Accepted: 5 July 2022

■ ■
* *Corresponding Author:*

Morteza Hadi, PhD

Address: Materials Engineering Group, Golpayegan College of Engineering, Isfahan University of Technology, Golpayegan, Iran.

Tel: +98 (31) 57240065

E-mail: m.hadi@iut.ac.ir

بررسی تغییرات تنش سیلان فولاد ۶۰SPb۲۰ در آزمایش فشار دمای بالا

*مرتضی هادی^۱، احسان محمد شریفی^۲، محمد سامعی^۳

۱- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی مهندسی گلیپایگان، دانشگاه صنعتی اصفهان، گلیپایگان، ایران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران.

۳- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ایران.

چکیده

هدف از این پژوهش مطالعه بررسی رفتار کارداغ فولاد خوش تراش 60SPb20 در شرایط آزمایش فشاری دمای بالا و یافتن روابط کمی تنش سیلان با پارامترهایی مثل نرخ کرنش و دما بر پایه مدل آرنیوسی است. بدین منظور آزمایش‌های فشار روی نمونه‌های استاندارد از آلیاژ، در بازه دمایی ۸۰۰ تا ۱۰۵۰ °C و در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ تا ۱ s^{-۱} انجام شد. در آزمایشات فشار ضمن استفاده از روانکار دمای بالا، اثر اصطکاک بر تنش سیلان به کمک مدل اصلاحی حذف و منحنی‌های سیلان بدست آمده برای محاسبات مورد استفاده قرار گرفت. نتایج بدست آمده از منحنی‌های حاصل از آزمایش فشار داغ و بررسی‌های ریزساختاری نشان داد مکانیزم تبلور مجدد دینامیک باعث رخ دادن پدیده نرم شدن در دمای‌های بالا برای این فولاد است. در ضمن معادلات بنیادین فشار داغ با استفاده از پارامتر زرن- هولمن برای این فولاد تعیین شد. نتایج تغییرات تنش سیلان بر حسب دما در نرخ کرنشهای مختلف نشان داد انرژی فعال سازی تغییر شکل داغ برای فولاد خوش تراش 60SPb20، حدود ۴۳۴ kJ/mol است. تفاوت بین این مقدار بدست آمده با فولادهای دیگری همچون فولادهای کم کربن و کربن متوسط و فولادهای ابزار و غیره تحلیل شد. نهایتاً با محاسبه ثوابت لازم برای آلیاژ مذکور، رابطه تنش سیلان با پارامتر زرن- هولمن که برای پیش‌بینی رفتار تغییر شکل داغ در نرخ کرنش‌های بالاتر مورد استفاده است، تعیین شد.

واژه‌های کلیدی: فولاد خوش تراش 60SPb20، رفتار فشار داغ، پارامتر زرن- هولمن، تبلور مجدد دینامیکی.

دریافت: ۱۴۰۰/۰۶/۲۵ | پذیرش: ۱۴۰۱/۰۴/۱۴

۱. مقدمه

خوش‌تراش حاوی سرب از جمله فولاد 60SPb20 (معادل رده‌ی فولادی 1.0758) را می‌توان با سرعت‌های بالاتری نیز ماشین‌کاری کرد. در طی فرایند تولید این فولادها که اغلب به صورت مفتول و در ماشینهای تراشکاری خودکار برای تولید انبوه استفاده می‌شوند، مرحله‌ی کارداغ به عنوان یکی از مراحل اصلی تولید، اهمیت بسیار بالایی دارد. از طرفی به دلیل وجود عنصر گوگرد در ترکیب این فولادها که می‌تواند با آهن واکنش دهد و ترکیب سولفید آهن با دمای ذوب پایین ایجاد کند و شکل‌پذیری داغ را کاهش دهد، بررسی رفتار کارداغ این نوع فولادها دارای اهمیت مضاعف است [۳-۵]. بر اساس اهمیت موضوع، تاکنون رفتار کارداغ برخی انواع فولادهای خوش‌تراش مورد مطالعه قرار گرفته است. از جمله رفتار فشار داغ و تغییرات ریزساختار فولاد خوش تراش SUS۳۰۳ مطالعه شده و نتایج به دست آمده نشان

فولادهای خوش تراش فولادهای کربنی هستند که دارای یک یا چند عنصر از عناصر گوگرد، سرب، بیسموت، سلیسیم، تلوریوم یا فسفر هستند. وجود این عناصر سبب ایجاد خواص ماشین‌کاری مناسب می‌شود، زیرا این عناصر جدا شدن و خرد شدن آسان براده‌ها در حین تراشکاری و در نتیجه کاهش نیروی ماشین‌کاری و افزایش طول عمر ابزار و صافی سطح قطعه‌ی ماشین‌کاری شده را ممکن می‌کنند. از کاربردهای فولادهای خوش‌تراش می‌توان به انواع چرخ دنده‌ها در داخل ساعت با اندازه و کاربردهای متفاوت، کلیدهای فلزی و قطعات مختلف خودرو شامل پیچ و مهره‌ها، محور دنده، میله‌های اتصال، گیره‌های فنری و غیره اشاره کرد. برای ساخت جزئیاتی که در این قطعات ظریف وجود دارد باید از فولادی استفاده کرد که در حین تراشکاری، براده‌های ریز تولید کند و به همین دلیل خوش‌تراش نامیده می‌شود [۱-۲]. فولادهای

* نویسنده مسئول:

دکتر مرتضی هادی

نشانی: گلیپایگان، دانشگاه صنعتی اصفهان-دانشکده فنی مهندسی گلیپایگان، گروه مهندسی مواد.

تلفن: ۵۷۲۴۰۰۶۵ (۳۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: m.hadi@iut.ac.ir

معادله تنش بر حسب پارامتر زنر- هولمن که برای پیش‌بینی شرایط تغییر شکل داغ در نرخ کرنش‌های بالاتر مورد استفاده است، تعیین شد.

۲. مواد و روش تحقیق

شمش اولیه فولاد خوش تراش ۶۰SPb۲۰ با قطر ۱۱۰ میلی متر در کوره القایی ریخته‌گری شده و برای حذف مکها و جدایشهای ترکیبی و ریزساختاری از عملیات همگن‌سازی و سپس آهنگری در دمای °C ۱۰۰۰ استفاده شد و قطر شمش با روش آهنگری باز و بدون قالب به ۹۵ میلی متر تبدیل گردید. ترکیب شیمیایی فولاد مورد نظر به کمک آنالیز کوانتومتری با دستگاه Foundry master مورد بررسی قرار گرفت که نتیجه آن در جدول ۱ ارائه شده است.

به منظور بررسی رفتار فشار داغ فولاد مد نظر، نمونه‌های استوانه‌ای با قطر ۸ و ارتفاع ۱۲ میلی متر (نسبت ارتفاع به قطر ۱/۵) تهیه شدند. آزمایش‌های فشار داغ روی این فولاد با نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و 1 s^{-1} و در دماهای ۸۰۰، ۹۰۰، ۱۰۰۰ و °C ۱۰۵۰ تا کرنش ۰/۶ با استفاده از دستگاه کشش و فشار مدل SANTAM-STM5 مجهز به کوره مقاومتی انجام شد. قبل از اعمال فشار، همه نمونه‌ها به مدت ۵ دقیقه در دمای آزمایش، پیش گرم شدند. پس از خاتمه آزمایش و برای حفظ ساختار حاصل از تحولات دینامیکی، نمونه‌ها در آب کوئنچ شدند. لازم به ذکر است که برای کلیه نمونه‌های مورد آزمایش، از مخلوط پودر گرافیت و میکا به عنوان روان کار و برای کاهش اثر اصطکاک در سطح تماس نمونه با فک‌ها، استفاده شد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی شمش ریختگی فولاد 60SPb20 (بر حسب درصد وزنی).

عنصر	درصد وزنی
C	0.61
Si	0.257
Mn	0.725
P	0.021
S	0.257
Pb	0.151
Al	0.104
Ni	0.029
Fe	.Base

در منحنی‌های تنش-کرنش حاصل از آزمایش فشار داغ، همواره اثر اصطکاک بین نمونه و فک باعث افزایش تنش سیلان می‌گردد. هرچند اصطکاک با استفاده از روان کار کاهش می‌یابد، اما به‌طور کامل حذف نمی‌شود. بنابراین با

داده است که در این فولاد فرایند نرم شدن شامل پدیده‌ی بازیابی دینامیک است [۶]. در ضمن معادلات بنیادین کارداغ که در پیش‌بینی و تحلیل رفتار کارداغ موثر است، برای این فولاد بدست آمده است [۷]. در پژوهشی دیگر شکل‌پذیری یک نوع فولاد خوش تراش کم‌کربن و مکانیزم شکست آن در حین نورد بررسی و مشخص شد که شکل‌گیری سولفیدهای با دمای ذوب پایین در این نوع فولادها می‌تواند باعث کاهش شکل‌پذیری داغ در این نوع فولادها شود [۸]. همچنین برخی پارامترهای کمی تغییرشکل داغ فولادهای خوش تراش حاوی بیسموت، در دماها و نرخ‌های کرنش متفاوت اخیراً بررسی شده است [۹] و این پارامترها در مورد فولادهای خوش تراش کم کربن با تحولات ریزساختاری و پارامترهای تبلور مجدد دینامیکی نیز بیان شده است [۱۰].

با این وجود، تاکنون در مورد رفتار فشار داغ فولاد خوش‌تراش 60SPb20 که به طور خاص دارای کربن به میزان ۰/۵۷ تا ۰/۶۵ درصد وزنی می‌باشد، هیچ تحقیق جامعی صورت نگرفته است. این در حالی است که این نوع فولادها با توجه به قابلیت سختی‌پذیری حاصل از افزایش میزان کربن، کاربردهای مهمی در قطعاتی که با ماشین‌های خودکار و به صورت تولید انبوه ساخته می‌شوند، دارند و در مقایسه با فولادهای کربنی با ترکیب شیمیایی مشابه، در حین ماشین‌کاری تراشه‌های ریزتر، عمر ابزار طولانی‌تر، کیفیت سطحی نهایی بهتر و نیروی ابزار پایین‌تر فراهم می‌کنند [۱۱-۱۲]. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد بررسی تاثیر بسیار قابل توجهی بر مقدار تنش سیلان در دمای بالا و حساسیت آن به نرخ کرنش و دما می‌گذارد. با این وجود در مورد تاثیر نرخ کرنش و دما بر رفتار فشارداغ فولاد خوش تراش مدنظر با میزان ۰/۶ درصد وزنی کربن و حاوی عناصر گوگرد و فسفر، هیچ تحقیقی تاکنون منتشر نشده است. با توجه به اینکه در تغییر شکل فلزات در دمای بالا تاثیر نرخ کرنش بسیار بیشتر از تغییر شکل در دمای محیط است، در مدل‌هایی مثل مدل آرنیوسی هدف از به کارگیری معادلات تعیین اثر نرخ کرنش است. بنابراین با انجام آزمایش‌های لازم در چندین نرخ کرنش که برای دستگاه‌های فشار آزمایشگاهی معمول قابل اجراست، ارتباط بین پارامترهای مختلف، از جمله تنش سیلان را با نرخ کرنش مشخص می‌کنند. با معلوم شدن اثر نرخ کرنش می‌توان از این اطلاعات در طراحی فرایندهای شکل‌دهی استفاده کرد [۱۳]. بنابراین در این پژوهش بررسی رفتار تغییر شکل داغ فولاد خوش تراش 60SPb20 از طریق انجام آزمایش‌های فشار داغ در بازه دمایی ۸۰۰ تا °C ۱۰۵۰ و در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ تا 1 s^{-1} انجام شد. در ضمن روابط کمی با استفاده از مدل آرنیوسی و پارامتر زنر- هولمن برای آلیاژ تعیین شده و به کمک ترسیم نمودارهای مناسب، انرژی فعال سازی تغییر شکل داغ تعیین و با مقایسه با فولادهای دیگر تفسیر شد. در ضمن با محاسبه ثوابت لازم برای آلیاژ مذکور،

شد. به منظور کاهش خطای اندازه گیری، بیش از سه نقطه اثر از هر نمونه سختی سنجی شد که میانگین این اعداد به عنوان عدد ریزسختی متوسط گزارش شده است.

۳. نتایج و بحث

ارزیابی منحنی های سیلان

منحنی های تنش سیلان اصلاح شده، حاصل از آزمایش فشار داغ فولاد خوش تراش 60SPb20 در نرخ کرنش های مختلف و در دماهای ۸۰۰، ۹۰۰، ۱۰۰۰، ۱۰۵۰ °C به ترتیب در شکل ۱-الف) تا ۱-د) ارائه شده است. در قسمت الف)، یکی از منحنی های تنش-کرنش قبل از حذف اثر اصطکاک به عنوان نمونه ارائه شده است. چنانکه از شکل ۱-الف) مشاهده می شود در دمای ۸۰۰ °C و نرخ کرنش $5 \times 10^{-3} s^{-1}$ منحنی قبل از حذف اثر اصطکاک به روش توضیح داده شده در بخش مواد روشها، میزان تنش سیلان اندکی بالاتر را نشان داده است. در واقع این میزان تنشی بوده که صرف غلبه بر اصطکاک در حین آزمون شده است و بخشی از تنش سیلان واقعی نمونه نیست. به همین ترتیب، حذف اثر اصطکاک در مورد سایر منحنی ها هم انجام شده و منحنی های اصلاح شده در شکل ۱ ارائه شده است.

از طرفی، با توجه به منحنی های سیلان در شکل ۱ مشاهده می شود که کاهش دمای آزمایش و افزایش نرخ کرنش، باعث افزایش تنش سیلان شده است. در ضمن مقایسه منحنی های تغییر تنش با کرنش در شرایط آزمایش فشار، روشن می کند که دمای تغییر شکل و نرخ کرنش تاثیر قابل توجهی بر روی مقدار تنش سیلان فولاد خوش تراش ۶۰SPb۲۰ دارد. همچنین در نمودارهای سیلان نشان داده شده، به وضوح شکل معمول در منحنی سیلان فلزاتی که تبلور مجدد دینامیک (DRX) در آن ها رخ می دهد، قابل تشخیص است. این شکل معمول، شامل افزایش تدریجی تنش سیلان و رسیدن به یک نقطه پیک و پس از آن کاهش و هموار شدن تغییرات منحنی تنش سیلان با کرنش است [۱۵-۱۶]. شکل ۱ نشان می دهد در همه منحنی ها، این روند رخ داده است که نشانه ای برای تبلور مجدد دینامیک قلمداد می شود.

لازم به ذکر است دستگاه آزمایش فشار مورد استفاده دارای سیستم اندازه گیری فاصله فکها با دقت بالا بوده است. اما به دلیل نداشتن ازدیاد طول سنج، روی هم قرار نگرفتن منحنی ها در منطقه الاستیک به دلیل سرعت بالای عبور از این منطقه و کم بودن کرنش در این بخش است که باعث می شود دقت لازم برای انطباق منحنی ها روی هم، حاصل نشود.

در تحلیل نمودارهای تنش-کرنش باید به این نکته اشاره کرد که با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش، میزان تنش سیلان

استفاده از روابط معرفی شده در تحقیقات قبلی [۱۴] که مطابق با رابطه ذیل می باشد، خطای موجود در منحنی های تنش سیلان برطرف و منحنی ها اصلاح شدند.

$$\frac{P_{ave}}{\sigma_0} = 8b \frac{R}{H} \left\{ \left[\frac{1}{12} + \left(\frac{H}{R} \right)^2 \frac{1}{b^2} \right]^{3/2} - \left(\frac{H}{R} \right)^3 \frac{1}{b^3} - \frac{m}{24\sqrt{3}} \times e^{-\frac{b}{2}} / e^{-\frac{b}{2}} - 1 \right\} \quad (1)$$

در این رابطه σ_0 تنش سیلان بدون در نظر گرفتن اثر اصطکاک، P_{ave} فشار اعمالی حاصل از دستگاه، b پارامتر بشکه ای شدن، m فاکتور اصطکاک، R و H به ترتیب شعاع و ارتفاع نمونه ها در طول آزمایش می باشند که توسط روابط زیر محاسبه می شوند:

$$H = H_0 \exp(-\varepsilon) \quad (2)$$

$$R = R_0 \exp(-\varepsilon/2) \quad (3)$$

در دو رابطه فوق H_0 و R_0 به ترتیب بیانگر مقادیر ارتفاع و شعاع نمونه پیش از فشار داغ هستند. برای جاگذاری مقادیر b و m در روابط فوق باید از روابط ذیل استفاده کرد.

$$b = 4 \times \frac{\Delta R}{R_f} \times \frac{H_f}{\Delta H_f} \quad (4)$$

$$m = \frac{(R/H) \times b}{(4/\sqrt{3}) - (2b/3\sqrt{3})} \quad (5)$$

در رابطه (۴)، H_f ارتفاع نمونه پس از تغییر شکل، ΔH_f اختلاف ارتفاع قبل و بعد از تغییر شکل و R_f شعاع متوسط نمونه پس از تغییر شکل و ΔR اختلاف کمترین و بیشترین شعاع نمونه ای است که در آن بشکه ای شدن پس از تغییر شکل رخ داده است. شعاع نهایی هم در رابطه فوق، از رابطه (۶) بدست می آید.

$$R_f = R_0 \sqrt{H_0/H_f} \quad (6)$$

در ضمن در این تحقیق از معادلات بنیادین کارداغ مبتنی بر مدل آرنیوسی استفاده شد که با توجه به ارتباط معادلات به نمودارهای حاصله در بخش نتایج و بحث ارائه می شوند.

برای بررسی های ریزساختاری، نمونه های فشرده شده، پس از آزمایش با استفاده از وایرکات در جهت طولی برش خوردند و تا پوساب با شماره غربال ۴۰۰، طبق دستورالعمل استاندارد، آماده سازی شدند. به منظور تشخیص شکل و اندازه دانه آستنیت اولیه در نمونه های حاصل از آزمایش فشار، از محلول اسید پیکریک اشباع در آب در دمای ۸۵ °C استفاده شد. بررسی ها با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل dewinter انجام شد.

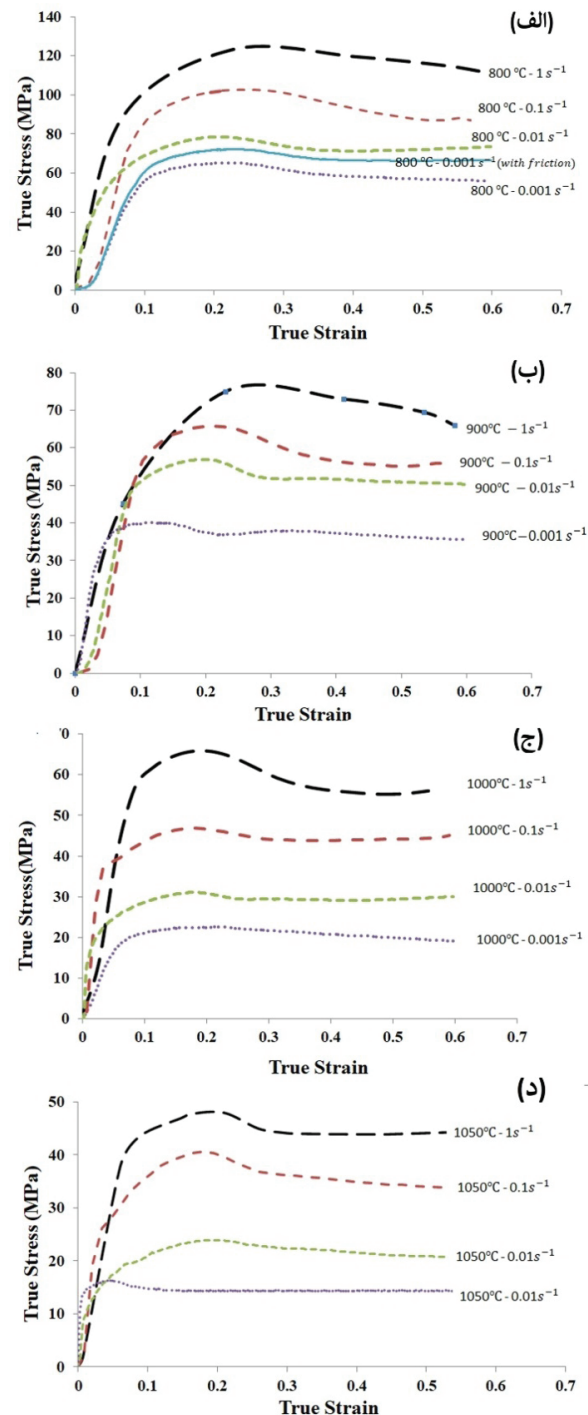
آزمایش ریزسختی به روش ویکرز با نیروی ۰/۳ kgf انجام

از سوی دیگر تمامی منحنی‌ها دارای شکل ظاهری یکسان و حاوی یک پیک هستند که پس از رسیدن به آن، تا میزان حالت پایدار افت می‌کند و منحنی هموار می‌شود. این رفتار مشخصه منحنی فلزاتی است که در آنها تبلور مجدد دینامیکی رخ می‌دهد. در این مواد، تنش سیلان پس از رسیدن به مقدار حداکثر (تنش پیک) و با وقوع تبلور مجدد و تشکیل دانه‌های جدید و عاری از کرنش، افت می‌کند [۱۵]. در بخش ۳-۵ این مقاله در خصوص تحولات ریزساختاری در این فولاد بحث خواهد شد.

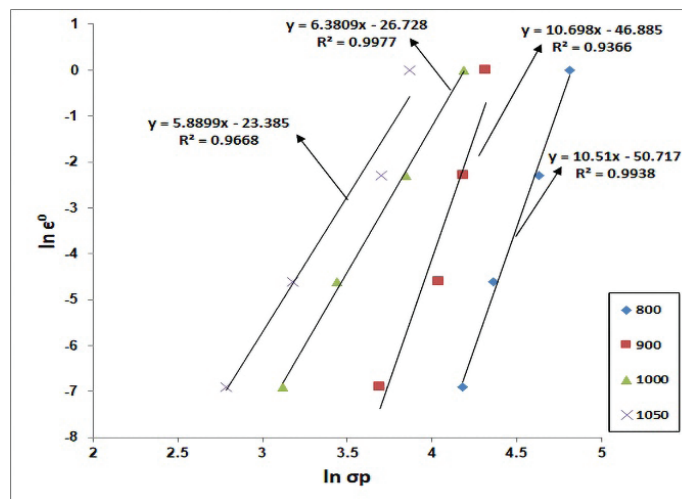
اما اگر نقطه پیک منحنی به عنوان معیار بالاترین میزان تنش سیلان در نظر گرفته شود، مکان این نقطه به طور مشخصی با عوض شدن شرایط تغییر شکل، تغییر می‌کند و رصد کردن آن و ایجاد ارتباط بین تنش و کرنش این نقطه با شرایط تغییر شکل، بسیار مهم است. علت این اهمیت، پایین‌تر بودن سطح تنش سیلان ماده بعد از تنش پیک و در حین رخ دادن تبلور مجدد دینامیکی است که می‌تواند نیروهای لازم برای شکل‌دهی را کاهش دهد. قرارگیری در منطقه وقوع تبلور مجدد دینامیکی، باعث کاهش میزان نیروی مورد نیاز برای تغییر شکل نسبت به نقطه پیک می‌شود. همچنین به دلیل پایدار شدن تغییرات تنش با کرنش (صاف شدن منحنی)، تنش لازم برای تغییر شکل تقریباً ثابت بوده و احتمال اینکه تنش اعمالی کمتر از تنش لازم برای تغییر شکل شود، کم خواهد بود. مشخص شده است به خصوص در مورد آلیاژهایی که پنجره شکل‌پذیری داغ کوچکی دارند، ناپایداری تغییر شکل می‌تواند به ترک منجر شود [۱۷]. تحقیقات قبلی روی فولادهای خوش تراش نیز موید شکل‌پذیری محدود این فولادها در برخی فرایندهای شکل‌دهی است [۱۸].

بر اساس نمودارهای موجود در شکل‌های ۱-الف تا ۱-د، بیش‌ترین شدت پیک، مربوط به حالتی است که نمونه‌ها در نرخ کرنش بالا ($1 s^{-1}$) و یا در درجه حرارت پایین ($800^{\circ}C$) تغییر شکل یافته‌اند، که این روند متعارف تغییرات تنش سیلان را با تغییر این دو پارامتر، در فولاد 60SPb20 نشان می‌دهد. در برخی آلیاژهای فلزی، رفتار نامتعارف تنش سیلان با دما و نرخ کرنش گزارش شده است [۱۹-۲۰] که در چنین حالتی باید هنگام شکل‌دهی از قرارگیری در بازه دمایی که تنش سیلان بالاتری دارند، اجتناب کرد. اما در مورد فولاد 60SPb20، تغییرات متعارف با دما (با افزایش دما تنش سیلان کاهش می‌یابد) قابل مشاهده است. این یعنی با افزایش دمای آزمایش، نفوذ اتم‌ها افزایش یافته که موجب سهولت حرکت نابجایی‌ها از طریق کاهش تنش اصطکاکی شبکه شده و از این طریق نرخ از بین رفتن نابجایی‌ها در فرایندهای ترمیم افزایش یافته است. این امر سبب کاهش چگالی نابجایی‌ها می‌شود و در نتیجه آن تنش سیلان چنان که در شکل ۱ دیده می‌شود، با افزایش دما کاهش یافته است. از طرفی از شکل ۱ مشاهده می‌شود که در تمامی شرایط،

فولاد خوش‌تراش 60SPb20 در تمامی کرنش‌ها، کاهش یافته که علت آن فعال‌تر شدن پدیده‌های نرم شدن مانند بازایی و تبلور مجدد دینامیک در نرخ‌های کرنش کمتر و دماهای بالاتر است.



شکل ۱. نمودارهای تنش-کرنش حقیقی آزمایش فشار داغ فولاد خوش تراش ۶۰SPb۲۰ در دمای (الف) $800^{\circ}C$ که در آن یک منحنی قبل از حذف اثر اصطکاک ترسیم شده است، (ب) $900^{\circ}C$ ، (ج) $1000^{\circ}C$ و (د) $1050^{\circ}C$ در نرخ کرنش‌های مختلف.



شکل ۲. نمودار $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ جهت تعیین ثوابت تغییر شکل داغ در رابطه ۱۱.

$$Z = f(\sigma) = A' \sigma^{n'} \quad (8)$$

$$Z = f(\sigma) = A'' \exp(\beta \sigma) \quad (9)$$

$$Z = f(\sigma) = A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \quad (10)$$

در اینجا A' ، A'' ، A ، n' ، n ، β و $\alpha \approx \beta/n'$ ثوابت ماده می‌باشند. با لگاریتم‌گیری از طرفین روابط ۸ تا ۱۰، ارتباط بین تنش پیک و نرخ کرنش جهت تعیین ثوابت معادلات بنیادین مطابق با روابط زیر حاصل می‌شود [۱۵]:

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A' + n' \ln \sigma_p \quad (11)$$

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A'' + \beta \sigma_p \quad (12)$$

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)] \quad (13)$$

که در آن n بالاترین مقدار تنش سیلان یا همان تنش پیک است. بر اساس روابط فوق در دمای تغییر شکل ثابت و نرخ کرنش‌های متفاوت، ثوابت مورد نیاز در را می‌توان طبق روابط ۱۴ تا ۱۶ از طریق ترسیم نمودارهای $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma_p$ و $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]$ به دست آورد [۱۵]. چون این تغییرات در صورتی که ماده از مدل آرنیوسی تبعیت کند، خطی خواهد بود.

$$n' = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sigma_p} \right]_T \quad (14)$$

$$\beta = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma_p} \right]_T \quad (15)$$

$$n = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]} \right]_T \quad (16)$$

شیب خطوط حاصل از ترسیم نمودارهای فوق که در شکل های ۲ تا ۴ نشان داده شده است، تعیین کننده مقدار

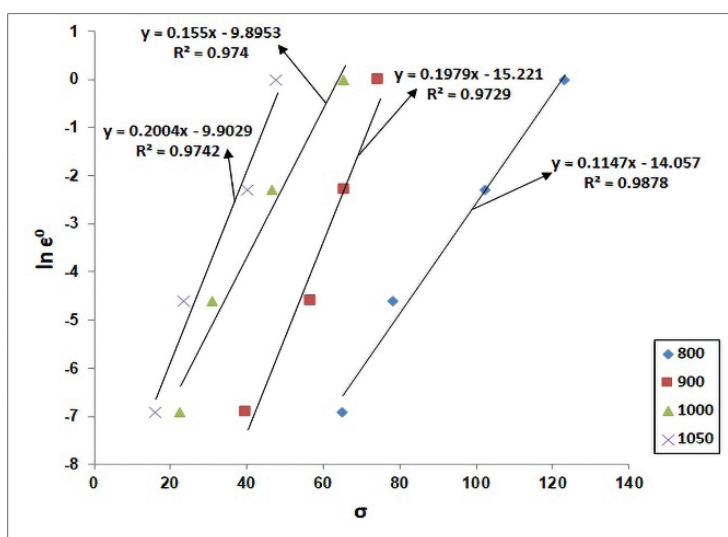
افزایش دمای تغییر شکل باعث کاهش کرنش در تنش پیک و همچنین تنش حالت پایا شده است. در واقع کاهش کرنش در تنش پیک با افزایش دما، به معنی افزایش سینتیک تبلور مجدد دینامیکی است [۲۱]. این نتیجه در مورد فولاد ۶۰SPb۲۰، این موضوع را نشان می‌دهد که در این فولاد، تغییر نرخ کرنش می‌تواند تاثیر قابل توجه بر تنش سیلان بگذارد و این موضوع باید در طراحی فرایند شکل‌دهی این فولاد مورد توجه باشد. با مطالعات در زمینه فشار داغ فلزات مختلف مشخص شده است که تاثیر نرخ کرنش در دماهای بالا، بیشتر از دماهای پایین است [۱۵].

معادلات بنیادین فشار داغ

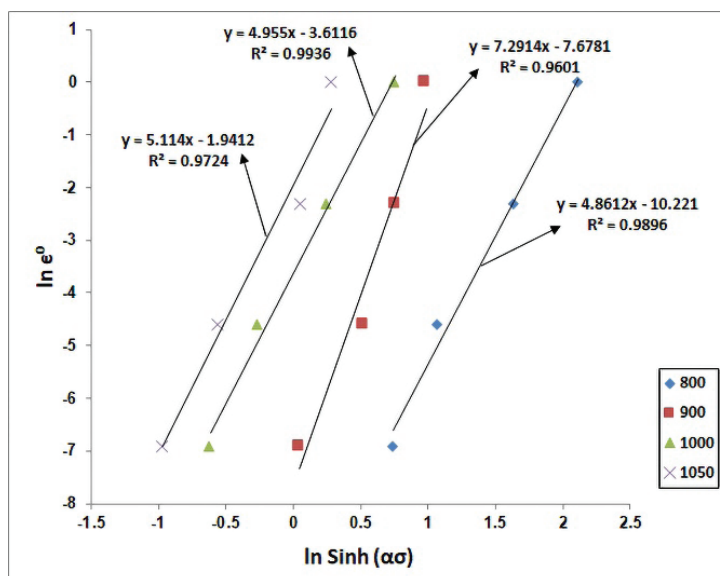
معادلات بنیادین^۲ جهت محاسبه تنش سیلان حین تغییر شکل داغ فلزات و آلیاژها استفاده می‌شود. از رابطه زهر-هولمن به قرار زیر، می‌توان برای بررسی تابعیت تنش سیلان نسبت به نرخ کرنش و دمای تغییر شکل استفاده کرد [۱۵]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) = f(\sigma) \quad (7)$$

که در آن Z پارامتر زهر-هولمن، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، Q انرژی فعال‌سازی تغییر شکل، R ثابت گازها و T دماست که به عنوان تابعی از Z که همان تنش سیلان است، تعیین شده‌اند. رابطه ۷ نشان می‌دهد که Z تابعی از تنش بوده و مطابق با معادلات ۸ تا ۱۰، برای شرایط متفاوتی از نرخ کرنش و دمای تغییر شکل می‌توان این تابعیت را بیان نمود. در میان این روابط، از رابطه‌ی ۱۰ برای محدوده دمایی و نرخ کرنش‌های وسیع و از رابطه‌ی ۸، بیشتر به دلیل سادگی در تحقیقات استفاده می‌شود. ضمناً محدوده به کارگیری معادله ۸ معمولاً در تنشهای پایین و معادله ۹ در تنشهای بالاست [۲۱].



شکل ۳. نمودار $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ جهت تعیین ثوابت تغییر شکل داغ در رابطه ۱۲.



شکل ۴. نمودارهای $\ln \dot{\epsilon} - \ln \{\sinh(\alpha\sigma)\}$ جهت تعیین ثوابت تغییر شکل داغ در رابطه ۱۴.

عدد یک است که نشان می‌دهد اطلاعات برازش شده روندی بسیار نزدیک به خطی داشته‌اند. از ثوابت بدست آمده در معادلات بنیادین فشار داغ، ارتباط بین پارامتر زهر-هولمن و تابع تنش سیلان مطابق روابط ۸ تا ۱۰، مشخص می‌شود. از آنجا که پارامتر زهر-هولمن، پارامتری است که هر دو متغیر نرخ کرنش و دما را شامل می‌شود و این دو متغیر، عوامل اصلی موثر بر شکل‌دهی در دمای بالا هستند، اهمیت اطلاعات به دست آمده روشن می‌شود. به کمک این اطلاعات و با برون‌یابی داده‌ها، می‌توان در دماها و نرخ کرنش‌هایی خارج از محدوده آزمایش‌های انجام شده، تخمینی قابل اتکا در مورد تنش سیلان بدست آورد.

متوسط ثوابت است. این ثوابت محاسبه شده و در جدول ۲ ارائه شده است. اطلاعاتی که برای کشیدن این نمودارها، استفاده شده از منحنی‌های سیلان در چهار دما و چهار نرخ کرنش (۱۶ آزمایش فشار) استخراج شده است. نتایج از شیب بهترین خط که بیشترین ضریب همبستگی (R^2) را داشته، در جدول ۲ درج شده است. برای محاسبه عدد مندرج در جدول، میانگین شیب خطوط در هر نمودار اندازه‌گیری شده است. نکته مهمی که نتایج بدست آمده در شکل‌های ۲، ۳ و ۴ قابل تشخیص است این که اطلاعات بدست آمده از منحنی‌های سیلان فولاد 60SPb20 با تقریب بسیار خوبی از برازش خطی و در نتیجه از مدل آرنیوسی تبعیت می‌کند. دلیل این مدعا نزدیک بودن بسیار خوب مقدار R^2 به میزان

جدول ۲. میانگین ثوابت معادلات بنیادین، حاصل از آزمایش فشار داغ فولاد خوش تراش 60SPb20

$\alpha = \beta/n'$	n	β	n'
۰/۰۱۹۹	۵/۵۵۵	۰/۱۶۷	۸/۳۶۹۷

تعیین انرژی فعال سازی تغییر شکل داغ (Q)

پس از تعیین ثوابت معادلات بنیادین مربوط به سیلان نمونه‌ها در حین آزمایش فشار داغ، لازم است تا میزان انرژی فعال‌سازی برای انجام فرایند تغییر شکل در دمای بالا تعیین شود. در واقع انرژی فعال‌سازی تغییر شکل (Q) بیان‌کننده‌ی مقدار انرژی لازم برای انجام فرایندهای ترمیم (بازیابی و تبلور مجدد) است تا ساختار بتواند به صورت دینامیک (یعنی همزمان با اعمال تنش) از حالت کارسخت شده خارج و به وضعیت بدون کارسختی باز گردد [۲۲]. با توجه به مفهوم انرژی فعال‌سازی، طبیعی است هر چه این عدد بزرگتر باشد، تغییر شکل در دمای بالا با مقاومت و دشواری بیشتری همراه خواهد بود. برای تعیین انرژی فعال‌سازی تغییر شکل، معمولاً از رابطه Z با Q در طول فرایندهای کارداغ فلزات استفاده می‌شود. از آنجا که انرژی فعال‌سازی، مقدار انرژی لازم برای شروع و ادامه مکانیزم‌های تغییر شکل به حساب می‌آید، به کمک رابطه ۷ می‌تواند به پارامتر زنر-هولمن مرتبط شود. در ضمن با توجه به تبعیت پارامتر مذکور از شرایط اعمالی و تنش سیلان (روابط ۸ تا ۱۰)، می‌توان روابط جدیدی نوشت که به کمک آنها، مقدار Q قابل محاسبه شود.

مطابق با روابط ۱۷ تا ۱۹، انرژی فعال‌سازی تغییر شکل را می‌توان از طریق ترسیم نمودارهای $\sigma_p - 1/T$ ، $\ln\{\sinh(\alpha\sigma_p)\} - 1/T$ و $\ln\{\sinh(\alpha\sigma_p)\} - 1/T$ و اندازه‌گیری شیب نمودارهای حاصل که در شکل‌های ۵ تا ۷ نشان داده شده است، در نرخ‌های کرنش ثابت محاسبه نمود.

$$Q = Rn' \left[\frac{\partial \ln \sigma_p}{\partial (1/T)} \right]_x \quad (17)$$

$$Q = R\beta \left[\frac{\partial \sigma_p}{\partial (1/T)} \right]_x \quad (18)$$

$$Q = Rn \left[\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma_p)]}{\partial (1/T)} \right]_x \quad (19)$$

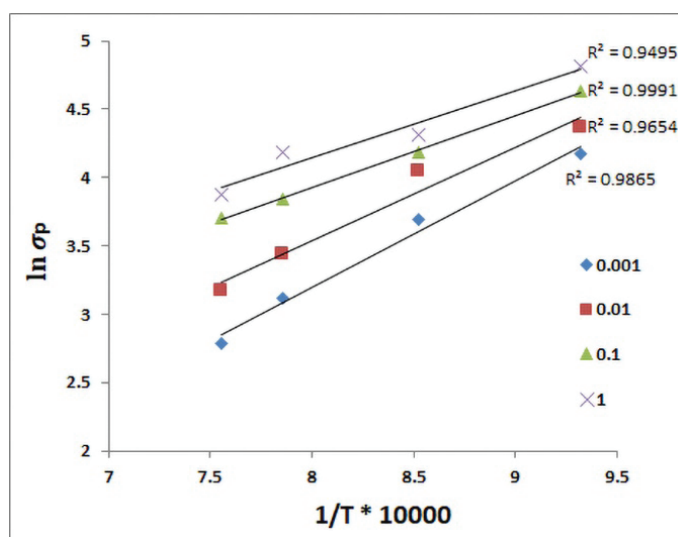
روابط ۱۷ تا ۱۹ از روابط ۱۱ تا ۱۳ به دست آمده است. داده‌های استفاده شده در شکل‌های ۵ تا ۷، از اطلاعات منحنی‌های سیلان در نرخ کرنش و دماهای مختلف و بر اساس تنش پیک در این منحنیها، محاسبه شده است. در مدل آرنیوسی لازم است که در یک مقدار مشخص از کرنش، تنش سیلان مد نظر قرار گیرد. این نقطه مشخص باید در تمامی منحنی‌های بدست آمده در نرخ‌های کرنش و دمای متفاوت، یکسان باشد. با توجه به اهمیت تنش پیک که بالاترین مقدار تنش سیلان را در دما و نرخ کرنش مد نظر

نشان می‌دهد، در این تحقیق مشابه مقالات متعدد دیگر، از این نقطه به عنوان نقطه مشترک بررسی استفاده شد. تبعیت بسیار خوب نقاط حاصل از داده‌های آزمایش فشار، از معادله خطی در این نمودارها، تطابق رفتار فولاد 60SPb20 را با مدل آرنیوسی برای تحلیل فشار داغ نشان می‌دهد.

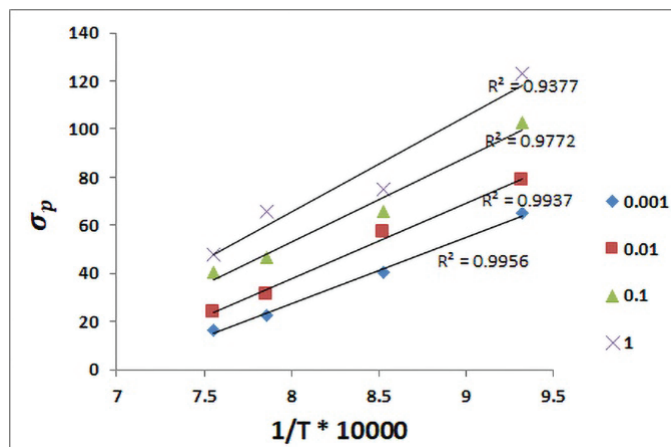
پس از محاسبه شیب نمودارها، میانگین Q حاصل از معادلات ۱۷ تا ۱۹، به ترتیب برابر با ۴۶۸، ۴۳۱ و ۴۳۴ kJ/mol تخمین زده شد. اطلاعات بدست آمده با بهترین خط ممکن برازش شد و میزان ضریب همبستگی (R^2) پس از برازش مقایسه گردید. چنانکه پیشتر ذکر شد، ضریب همبستگی که یک عدد بین صفر و یک است، هر چه بزرگتر باشد، نشان می‌دهد انطباق خط برازش شده با داده‌های بدست آمده، بیشتر است. بهترین انطباق برای رابطه‌ی ۱۹ (شکل ۷) بدست آمد. بنابراین برای تعیین و ارائه رابطه بین پارامتر Z با تنش پیک در روابط بنیادین ۸ تا ۱۰، از مقدار ۴۳۴ kJ/mol حاصل از رابطه‌ی ۱۹ استفاده شد.

مقدار بدست آمده برای انرژی فعال‌سازی تغییر شکل برای فولاد مدنظر اندکی بیشتر از مقدار محاسبه شده برای شکل‌دهی داغ فولادهای ابزار پرکربن و با کروم بالا در شرایط کار شده است [۲۳]. این بالاتر بودن انرژی فعال‌سازی، بیانگر شکل‌پذیری کمتر فولاد خوش‌تراش مورد مطالعه نسبت به فولادهای مذکور است. هر چند مقدار انرژی فعال‌سازی بدست آمده، هنوز از مقادیر بدست آمده برای فولادهای با عناصر آلیاژی زیاد، کمتر است. مثلاً در تحقیقی که اخیراً بر روی فولاد Fe-30Mn-9Al-1Si-0.9C-0.5Mo wt % از نوع آستنیتی انجام شد، انرژی فعال‌سازی شکل‌دهی داغ به طور متوسط و تقریبی ۴۷۰ kJ/mol محاسبه شد [۲۴].

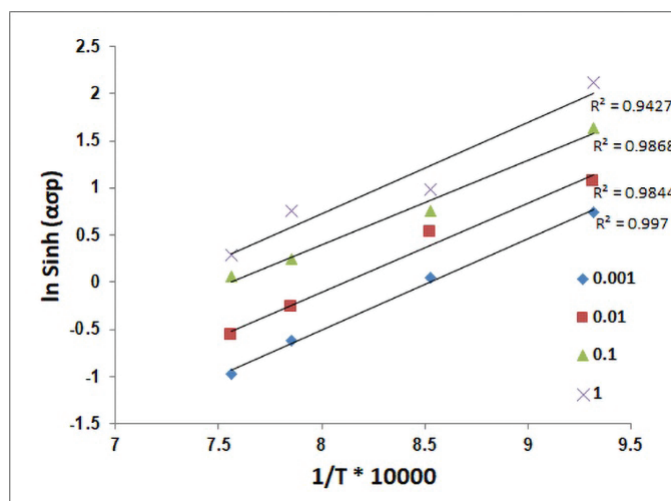
از منظر دیگر می‌توان انرژی فعال‌سازی تغییر شکل داغ بدست آمده برای فولاد 60SPb20 را با مقادیر گزارش شده برای شکل‌دهی داغ فولادهای کم آلیاژ مقایسه کرد. مقدار انرژی فعال‌سازی بدست آمده بیشتر از فولاد فریتی کم آلیاژ مثل Fe-4Al-1Ni با مقدار ۳۴۷ kJ/mol [۲۵] و فولاد با کربن متوسط و حاوی منگنز با مقدار ۲۹۵ kJ/mol [۲۶] بود. در مطالعه اخیر که روی فولادهای کم آلیاژ با دو میزان کربن انجام شده، در حالت کم کربن (۰/۰۵ درصد وزنی)، میزان انرژی فعال‌سازی به طور متوسط برای نرخ‌های کرنش مختلف، ۳۰۵ kJ/mol محاسبه شده است [۲۷]. بنابراین روشن است که فولاد 60SPb20، انرژی فعال‌سازی و مقاومت به تغییر شکل بالاتری نسبت به این نوع فولادهای کم آلیاژ دارد. تفسیر بالاتر بودن انرژی فعال‌سازی فولاد 60SPb20 از فولادهای ابزار کم آلیاژ با توجه به تفاوت ترکیب شیمیایی این دو نوع فولاد می‌تواند به دو عامل نسبت داده شود که عبارتند از: افزایش میزان کربن یا حضور عناصر محدودکننده شکل‌پذیری داغ، مثل گوگرد و فسفر در ترکیب آلیاژ. در مورد عامل اول در تحقیقات اخیر انجام شده، مشخص شده است



شکل ۵. نمودارهای $\ln \sigma p - \frac{1}{T}$ مربوط به آزمایش فشار داغ در نرخ‌های کرنش مختلف (برحسب s^{-1}).

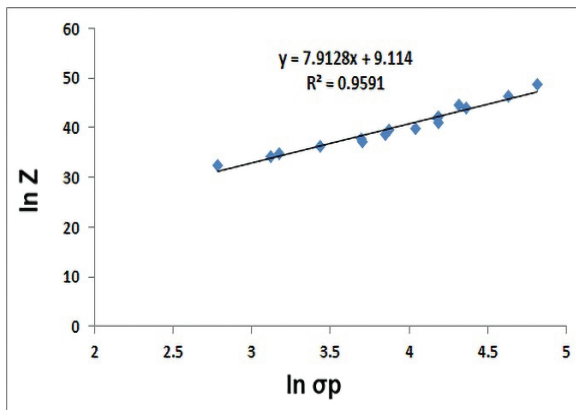


شکل ۶. نمودارهای $\sigma p - \frac{1}{T}$ مربوط به آزمایش فشار داغ در نرخ‌های کرنش مختلف (برحسب s^{-1}).

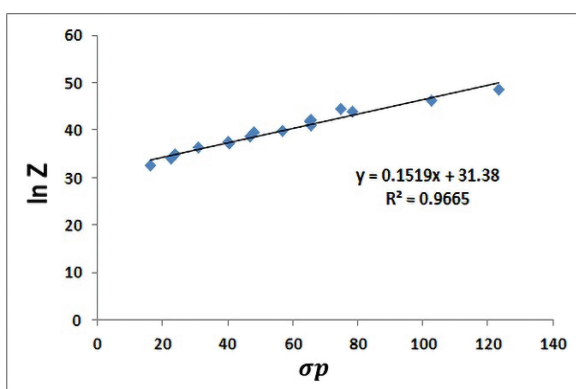


شکل ۷. نمودارهای $\ln\{\sinh(\alpha \sigma p) - \frac{1}{T}\}$ مربوط به آزمایش فشار داغ در نرخ‌های کرنش مختلف (برحسب s^{-1}).

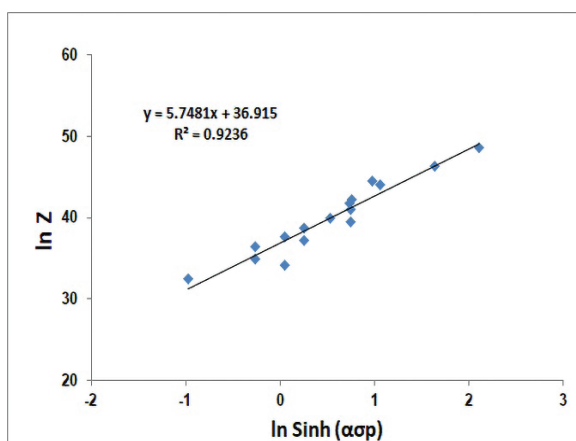
فولاد، تطابق بسیار خوبی با مدل آرنیوسی داشته است، در مقادیر نرخ کرنش و دمای متفاوت (Z متفاوت) از نرخ کرنش و دماهای آزمایش شده در این تحقیق، می توان از تخمین این معادله استفاده کرد.



شکل ۸. نمودارهای $\ln Z - \ln \sigma_p$ جهت مقایسه داده های تجربی همراه با معادله خطی حاصل از برازش.



شکل ۹. نمودارهای $\ln Z - \sigma_p$ جهت مقایسه داده های تجربی همراه با معادله خطی حاصل از برازش.



شکل ۱۰. نمودارهای $\ln Z - \ln \{\sinh(\alpha \sigma_p)\}$ جهت مقایسه داده های تجربی همراه با معادله خطی حاصل از برازش.

افزایش میزان کربن به خصوص در نرخ های کرنش کمتر، به دلیل اثر مثبتش بر ضریب نفوذ در خود آهن، نه تنها باعث افزایش انرژی فعال سازی نمی شود بلکه باعث کاهش این کمیت می گردد [۲۷]. بنابراین دلیل کاهش انرژی فعال سازی در فولاد 60SPb20 را باید به حضور عناصر آلیاژی مثل گوگرد و فسفر نسبت داد. هر چند در نرخ های کرنش بالاتر به دلیل تاثیر کربن بر کاهش انرژی نقص در چیده شدن، چگالی نابجایی هایی که می توانند با مکانیزم صعود از قفل خارج شوند [۲۷]، کم می شود. بنابراین، در این شرایط افزایش انرژی فعال سازی به میزان کربن نسبتا بالای فولاد 60SPb20 نیز می تواند مرتبط باشد.

ارتباط بین تنش پیک (σ_p) با پارامتر Z

بر اساس روابط ۸ تا ۱۰ و نیز ترسیم نمودارهای $\ln Z - \ln \sigma_p$ و $\ln Z - \ln \{\sinh(\alpha \sigma_p)\}$ که در شکل های ۸ تا ۱۰ نشان داده شده است، رابطه کلی پارامتر زئر- هولمن تعیین شد. این نمودارها از داده های منحنی سیلان و بر اساس آزمایش ها در ۴ نرخ کرنش و ۴ دما بدست آمده اند. دلیل ترسیم این شکلها آن است که به کمک برازش خطی از داده های بدست آمده و با در نظر گرفتن لگاریتم طبیعی از معادلات ۸ تا ۱۰، می توان معادله [۲۲] بر حسب Z را تعیین کرد.

پس از بررسی داده های تجربی به همراه ضرایب حاصل از برازش نمودارهای ارائه شده در شکل های ۸ تا ۱۰، پارامتر Z به صورت زیر صورت بندی می شود:

$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{431}{RT}\right) = 9081.5 \times \sigma_p^{8.3697} \quad (20)$$

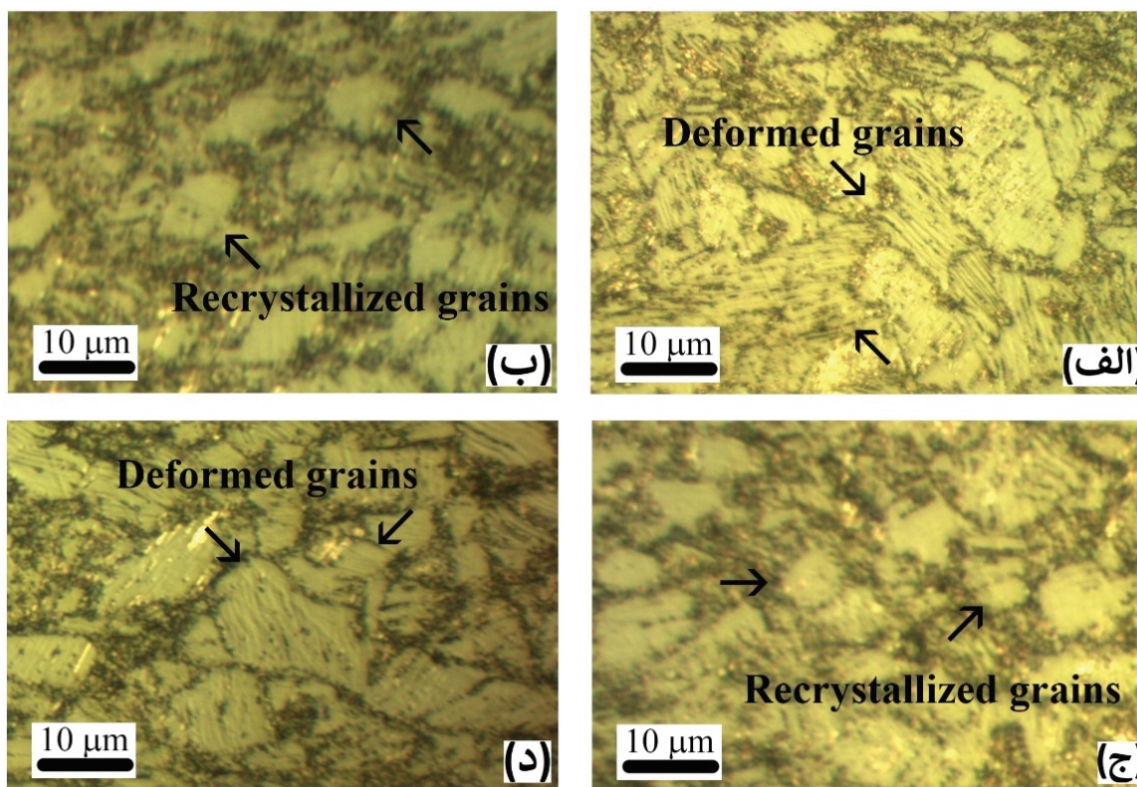
$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{468}{RT}\right) 4.247 \times 10^{13} \times \exp(0.167 \sigma_p) \quad (21)$$

$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{424}{RT}\right) = 1.07 \times 10^{14} [\sinh(0.0199 \times \sigma_p)]^{1.555} \quad (22)$$

در میان روابط ارائه شده، رابطه ی ۲۱ مطابق با شکل ۹ بالاترین ضریب همبستگی را از خود نشان داد. لذا ارتباط بین تنش پیک (σ_p) با پارامتر Z برای فولاد خوش تراش ۶۰SPb۲۰ در دماها و نرخ های کرنش متغیر، مطابق با رابطه ی ۲۳ بیان می شود که حاصل ساده سازی رابطه ی ۹ است.

$$\sigma_p = 5.98 \ln Z - 187.9 \quad (23)$$

لازم به ذکر است، صحت سنجی معادله بدست آمده با نتایج تجربی در ۴ نرخ کرنش و ۴ دمای مورد بررسی در این پژوهش، انجام شد و صحت محاسبات که منجر به این معادله شده است، تایید گردید. به این معنی که عدد تنش پیک بدست آمده از معادله با تقریب بسیار خوبی همان عددی می شود که با جاگذاری مقدار Z برای آزمایش های انجام شده، بدست آمده است. لذا با توجه به اینکه رفتار این



شکل ۱۱. تصاویر میکروسکوپی نوری از نمونه‌های فولاد 60SPb20 پس از آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ و دماهای (الف) ۸۰۰، (ب) ۹۰۰، (ج) ۱۰۰۰ °C و (د) در نرخ کرنش $1 s^{-1}$ و دمای ۱۰۰۰ °C. محور فشار در این تصاویر موازی با محور عمودی عکس‌ها است.

جدول ۳. ریزسختی نمونه‌های کارداغ شده در ۹۰۰ °C در نرخ‌های کرنش متفاوت (برحسب

نرخ کرنش (s^{-1})	۰/۰۰۱	۰/۰۱	۰/۱	۱
سختی (HV)	۷۲۴	۷۳۵	۷۶۵	۷۸۲

مجدد یافته هم‌محور و دانه‌های تغییر شکل یافته است. اما همان طور که در قسمت (ب) و (ج) این شکل دیده می‌شود، با افزایش دما کسر حجمی دانه‌های ریز ناشی از تبلور مجدد، بیشتر شده است و ساختاری بطور تقریبی یکنواخت از دانه‌های هم‌محور دیده می‌شود. در مورد سایر نرخ‌های کرنش مورد بررسی نیز، روندی مشابه شامل افزایش میزان دانه‌های تبلور مجدد یافته با افزایش دما، مشاهده شد. این نتیجه در بررسی‌های ریزساختاری در تطابق با نتایج بدست آمده برای تنش سیلان در آلیاژ است. چرا که نتایج بدست آمده اولاً شکل منحنی مطابق با مشخصه‌های منحنی تبلور مجدد دینامیک (با یک پیک در منحنی سیلان و سپس هموار شدن میزان تنش) نشان داده بود و همچنین نتایج نشان دهنده آن بود که با افزایش دما، منحنی سیلان به سمت پایین جابه‌جا شده و میزان تنش سیلان کاهش می‌یابد. یافته اخیر تایید می‌کند که کاهش در تنش سیلان به درستی به افزایش فرایندهای تبلور مجدد دینامیک نسبت

به عبارت دیگر بر اساس مدل آرنیوسی آزمایشات در نرخ‌های کرنش کمتر از نرخ واقعی (در این تحقیق از $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ تا $1 s^{-1}$) انجام شد. سپس با بدست آمدن ضرایب لازم و انرژی فعال‌سازی، به کمک رابطه ۷ و با تعیین مقدار Z در نرخ‌های کرنش و دمای متفاوت، تخمینی از تنش سیلان در شرایط واقعی در فرایندهای شکل‌دهی بدست می‌آید.

بررسی تحولات ریزساختاری

تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌های آزمایش فشار داغ در نرخ کرنش $1 \times 10^{-4} s^{-1}$ و در دماهای مختلف در شکل ۱۱- (الف) تا (ج) نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، در دمای ۸۰۰ °C (شکل ۱۱- الف)، دانه‌های ریز تازه تبلور مجدد یافته آستنیت شروع به تشکیل شدن کرده‌اند. اما در این شرایط، دانه‌های تغییر شکل یافته در ریزساختار مشهودند و ریزساختار ترکیبی از دانه‌های تبلور

۴. نتیجه گیری

- ۱- نتایج آزمایش فشار داغ بر روی فولاد خوش تراش ۶۰SPb۲۰ در دماهای ۸۰۰، ۹۰۰، ۱۰۰۰ و ۱۰۵۰ °C و نرخ‌های کرنش ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و ۱ s⁻¹ و همچنین بررسی‌های ریزساختاری، حاکی از وقوع پدیده‌ی تبلور مجدد دینامیکی بوده است.
- ۲- بررسی انرژی فعال سازی تغییر شکل داغ فولاد خوش تراش 60SPb20 مطابق با سه رابطه پیشنهاد شده برای پارامتر زنر-هولمن، نشان از انطباق مناسب‌تر رابطه هایپربولیکی با داده‌های تجربی دارد. همچنین مقدار انرژی فعال سازی ۴۳۴ kJ/mol برای این آلیاژ تخمین زده شد.
- ۳- رابطه تنش سیلان جهت تغییر شکل داغ فولاد خوش تراش 60SPb20 با پارامتر زنر-هولمن با معادله زیر می‌توان تخمین زد:

$$\sigma_p = 5.98 \ln Z - 187.9$$

داده شده است. چنین تطابقی در سایر مطالعات بر روی فشار داغ فلزاتی که از مکانیزم تبلور مجدد دینامیک تبعیت می‌کنند نیز گزارش شده است [۲۸].

درباره تاثیر نرخ کرنش، چنانکه از مقایسه‌ی شکل ۱۱- (ج) و ۱۱- (د) قابل تشخیص است، با افزایش نرخ کرنش از ۰/۰۰۱ به ۱ s⁻¹، حتی در دمای ۱۰۰۰ °C، میزان تبلور مجدد دینامیک کمتر شده است و در ریزساختار، دانه‌های تغییرشکل یافته همچنان قابل مشاهده است. گواه این امر درشت‌تر بودن متوسط دانه‌ها و جهت‌دار بودن آنها در نرخ کرنش بالاتر در شکل ۱۱- (د) است. نتایج بدست آمده در منحنی‌های تنش کرنش نیز افزایش تنش سیلان در نمونه‌های با نرخ کرنش بالاتر را نشان داد که خود بیانگر کمتر رخ دادن پدیده‌ی نرم شدن و تبلور مجدد دینامیک در نرخ کرنش بالاتر است.

لازم به ذکر است نتایج بررسی ریزسختی نمونه‌های کارداغ شده روند تغییرات ریزساختاری را با تغییر نرخ کرنش تایید می‌کند. برای مثال اعداد متوسط ریزسختی نمونه‌ی کارداغ شده در ۹۰۰ °C و بلافاصله سرد شده برای نرخ‌های کرنش مختلف در جدول ۳ ارائه شده است. چنانکه در این جدول مشاهده می‌شود، با افزایش نرخ کرنش، میزان ریزسختی نمونه افزایش می‌یابد. این نتیجه اثبات می‌کند که افزایش ریزسختی (با افزایش نرخ کرنش)، با روند کاهش پدیده‌های نرم شدن از جمله تبلور مجدد دینامیک مطابقت داشته است.

References

- [1] Luiz NE, Machado ÁR. Development trends and review of free-machining steels. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*. 2008 Feb 1; 222(2):347-60.
- [2] Li Z, Wu D. Effect of free-cutting additives on machining characteristics of austenitic stainless steels. *Journal of Materials Science & Technology*. 2010 Jan 1;26(9):839-44.
- [3] Puncrobutr C, Lee PD, Kaye M, Balint D, Farrugia D, Connolly T, Lin J. Quantifying damage accumulation during the hot deformation of free-cutting steels using ultra-fast synchrotron tomography. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 2012 Jul 3 (Vol. 33, No. 1, p. 012038). IOP Publishing.
- [4] Yang Y, Zhao XM, Dong CY, Zhao XY. Influence of hot deformation and precipitates on the recrystallization of Nb-V-Ti free-cutting steel. *Metals*. 2020 Dec;10(12):1587.
- [5] Kiu MF. Hot deformation and damage of Free Cutting Steel (Doctoral dissertation, University of Sheffield).
- [6] Li Y, Suzuki T, Tang N, Koizumi Y, Chiba A. Microstructure evolution of SUS303 free-cutting steel during hot compression process. *Materials Science and Engineering: A*. 2013 Oct 20;583:161-8.
- [7] Suzuki T, Li Y, Koizumi Y, Chiba A. Quantitative evaluation in hot workability of SUS303 free-cutting steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2013 Feb 15;563:117-24.
- [8] Sridhar G, Das SK, Mukhopadhyay NK. Failure analysis of low carbon free-cutting steel wire rods. *Engineering Failure Analysis*. 1999 Jun 1;6(3):155-72.
- [9] Hu SD, Jiang YN, Zhou C, Li LX, Wang XY, Wang C. Prediction and Prevention of Cracks in Free-Cutting Stainless Steel Bar Forming. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2020 Aug;51(4):1687-96.
- [10] Naghdy S, Akbarzadeh A. Characterization of dynamic recrystallization parameters for a low carbon resulfurized free-cutting steel. *Materials & Design*. 2014 Jan 1;53:910-4.
- [11] Crupi V, Epasto G, Guglielmino E, Risitano G. Investigation of very high cycle fatigue by thermographic method. *Frattura ed Integrità Strutturale*. 2014 Sep 10;8(30):569-77.
- [12] Wise ML, Milovic R. Ranges of application of free-cutting steels and recommended tool materials. *Materials science and technology*. 1988 Oct 1;4(10):933-43.
- [13] Zhou Y, Liu Y, Zhou X, Liu C, Yu J, Huang Y, Li H, Li W. Precipitation and hot deformation behavior of austenitic heat-resistant steels: A review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2017 Dec 1;33(12):1448-56.
- [14] Ebrahimi R, Najafzadeh A. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004 Oct 20;152(2):136-43.
- [15] Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier; 2012 Dec 2.
- [16] Zhong L, Wang B, Hu C, Zhang J, Yao Y. Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of Ultra High Strength Steel. *Metals*. 2021 Aug;11(8):1239.
- [17] Hadi M, Kamali AR. Investigation on hot workability and mechanical properties of modified IC-221M alloy. *Journal of alloys and compounds*. 2009 Oct 19;485(1-2):204-8.
- [18] Jung JY. Effects of Homogenization Treatment, Mn/S ratio and δ -ferrite on the Hot Workability of Free-Machining 303-series Austenitic Stainless Steels. *Journal of the Korean Institute of Metals and Materials*. 2017;55(12):880-7.
- [19] Samani MN, Shokuhfar A, Kamali AR, Hadi M. Production of a nanocrystalline Ni3Al-based alloy using mechanical alloying. *Journal of alloys and compounds*. 2010 Jun 18;500(1):30-3.
- [20] Jia D, Sun W, Xu D, Yu L, Xin X, Zhang W, Qi F. Abnormal dynamic recrystallization behavior of a nickel based superalloy during hot deformation. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019 May 30;787:196-205.
- [21] Mirzadeh H. Developing constitutive equations of flow stress for hot deformation of AZ31 magnesium alloy under compression, torsion, and tension. *International Journal of Material Forming*. 2019 Jul;12(4):643-8.
- [22] Kumar D, Kumar S, Nath SK. Study on Hot Deformation Behavior of High Carbon Low Alloy Steel by Constitutive and ANN Modeling and Development of Processing Maps. *Materials Performance and Characterization*. 2020 Jun 4;9(2).
- [23] Xu X, Wang X, Li J, Yan Z, Liu D, Liu Q, Shang C, Fu J, Shen P. Hot workability characteristics of low-density Fe-4Al-1Ni ferritic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021 Jan 2;799:140257.
- [24] Akbarzadeh A, Naghdy S. Hot workability of a high carbon high chromium tool steel. *Materials & Design*. 2013 Apr 1;46:654-9.
- [25] Pierce DT, Field DM, Limmer KR, Muth T, Sebeck KM. Hot deformation behavior of an industrially cast large grained low density austenitic steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2021 Sep 21;825:141785.
- [26] Boroumand K, Hadi M, Vafaei R. Hot Deformation Behavior and Constitutive Modelling of a Medium-Carbon Structural Steel. *Physics of Metals and Metallography*. 2021 Aug 18:1-0.
- [27] Zhao H, Qi J, Liu G, Su R, Sun Z. A comparative study on hot deformation behaviours of low-carbon and medium-carbon vanadium microalloyed steels. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020 Sep 1;9(5):11319-31.
- [28] Salehiyan D, Samei J, Amirkhiz BS, Hector LG, Wilkinson DS. Microstructural evolution during deformation of a QP980 steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020 Sep;51(9):4524-39.