

Investigation and Modelling the Flow Behavior of Fe-17Cr-7Ni Semi-Austenitic Precipitation Hardening Stainless Steel Using the Hyperbolic Sine Constitutive Equation

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Mortezaei S.¹ MSc,
Arabi H.^{*1} PhD,
Seyedein S.H.¹ PhD,
Momeni A.² PhD,
Soltanilinezhad M.³ MSc

How to cite this article

Mortezaei S, Arabi H, Seyedein S.H, Momeni A, Soltanilinezhad M. Investigation and Modelling the Flow Behavior of Fe-17Cr-7Ni Semi-Austenitic Precipitation Hardening Stainless Steel Using the Hyperbolic Sine Constitutive Equation. Modares Mechanical Engineering. 2019;19(6):1439-1445.

ABSTRACT

In this study, a constitutive equation based on the hyperbolic sine Arrhenius-type model has been developed to describe the hot deformation behavior of a Fe-17Cr-7Ni (17-7PH), semi-austenitic precipitation hardening stainless steel. The experimental data obtained from hot compression tests at temperature range of 950-1100°C and strain rates of 0.001-1 s⁻¹ were used to establish the constitutive equation. The material constants of α , A, n, and Q were calculated, using the developed model related to the applied strain by 6th order polynomial relationships. The average absolute relative error (AARE) and correlation coefficient (R) were used to evaluate the accuracy of the constitutive equation. The average values obtained for AARE and R were 5.17% and 0.9904, respectively. The results indicated that the developed constitutive equation can predict the flow stress behavior of the studied alloy with good accuracy over a wide range of experimental conditions. The model can be, therefore, recommended for analysis of hot deformation mechanism and microstructure evolution.

Keywords Hot Deformation; Precipitation Hardening; Hot Compression; 17-7PH Stainless Steel

¹Metallurgical Engineering Department, Iran university of Science & Technology, Tehran, Iran

²Metallurgical Engineering Department, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran

³Metallurgical Engineering Department, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: Metallurgical Engineering Department, Iran university of Science & Technology, Tehran, Iran.
Postal Code: 1684613114
Phone: -
Fax: -
arabi@iust.ac.ir

Article History

Received: August 15, 2018

Accepted: November 3, 2018

ePublished: June 01, 2019

CITATION LINKS

[1] Mathematical models for predicting the austenite grain size in hot working of GCr15 steel [2] Modeling the hot-deformation behavior of Ni60 wt%-Ti40 wt% intermetallic alloy [3] Constitutive analysis to predict high-temperature flow stress in modified 9Cr-1Mo (P91) steel [4] Hot deformation behavior of 60Nitinol (Ni60 wt%-Ti40 wt%) alloy: Experimental and computational studies [5] Effect of temperature and strain rate on the compressive deformation behavior of 42CrMo steel [6] Constitutive descriptions for hot compressed 2124-T851 aluminum alloy over a wide range of temperature and strain rate [7] Hot workability [8] On the mechanism of hot deformation [9] Hot deformation behavior and constitutive modeling of fine grained Inconel 718 superalloy [10] Modeling and application of constitutive model considering the compensation of strain during hot deformation [11] Constitutive equation and model validation for a 31 vol.% B4Cp/6061Al composite during hot compression [12] Microstructure characteristics and constitutive modeling for elevated temperature flow behavior of Al-Cu-Li X2A66 alloy [13] Flow stress prediction at hot working conditions [14] Constitutive equations for prediction of the flow behaviour of duplex stainless steels [15] The recrystallization model and microstructure prediction of alloy 690 during hot deformation [16] Recrystallization and related annealing phenomena [17] Thermo-mechanical processing of metallic materials [18] Worked examples in metalworking [19] Hot deformation of duplex stainless steels [20] Microstructure and mechanical properties of hot-rolled and heat-treated TRIP steel with direct quenching process [21] Constitutive analysis of the hot deformation behavior of Fe-23Mn-2Al-0.2C twinning induced plasticity steel in consideration of strain

بررسی و مدل سازی رفتار سیلان فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده نیمه آستنیتی Fe-17Cr-7Ni با استفاده از معادله بنیادین سینوس هایپربولیک

سعید مرتضائی MSc

گروه مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

حسین عربی PhD

گروه مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

سیدحسین سیدین PhD

گروه مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

امیر مومنی PhD

گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان، ایران

مهدی سلطانعلی نژاد MSc

گروه مهندسی مواد، دانشگاه امیرکبیر، تهران، ایران

چکیده

در پژوهش حاضر، از یک معادله بنیادین براساس مدل سینوس هایپربولیک، برای توصیف رفتار تغییر شکل گرم فولاد زنگ نزن رسوب سخت شونده نیمه آستنیتی (Fe-17Cr-7Ni (17-7PH)، استفاده شده است. با استفاده از داده های تجربی به دست آمده براساس آزمایش های فشار گرم در محدوده دمایی 1100°C - 950°C درجه سانتی گراد و محدوده نرخ کرنش 10^{-3} - 10^{-1} بر ثانیه و محاسبه ارتباط بین پارامترها و ثوابت ماده (n ، Q ، A ، α)، مدل مورد استفاده توسعه داده شد. در این پژوهش ارتباط بین ثوابت ماده و کرنش حقیقی به صورت روابط چندجمله ای درجه شش بیان شده است. از معیار میانگین خطای نسبی مطلق (AARE) و ضریب همبستگی (R)، برای ارزیابی عملکرد مدل مورد مطالعه استفاده شد. مقادیر محاسبه شده برای AARE و R به ترتیب برابر با $5/17\%$ و $0/99$ به دست آمدند. نتایج این تحقیق حاکی از آن است که معادله بنیادین استفاده شده می تواند تنش سیلان را برای این آلیاژ با دقت خوبی در محدوده وسیعی از شرایط آزمایشی پیش بینی کند. بنابراین از این معادله می توان به طور گسترده برای تجزیه و تحلیل مکانیزم های تغییر شکل و تکامل ریزساختاری استفاده کرد.

کلیدواژه ها: تغییر شکل گرم، رسوب سخت شونده، فشار گرم، فولاد زنگ نزن 17-7PH

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۵/۲۴

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۸/۱۲

*نویسنده مسئول: arabi@iust.ac.ir

۱- مقدمه

یکی از بهترین روش ها برای اندازه گیری رفتار سیلان پلاستیک مواد در دماهای بالا، آزمایش فشار داغ است. رفتار سیلان مواد در طول فرآیند تغییر شکل اغلب پیچیده است و به نرخ کرنش و دما بستگی دارد. بنابراین، داشتن اطلاعاتی از رفتار تغییر شکل آلیاژها و فلزات در دماها و نرخ کرنش های متفاوت برای طراحی و ساخت قطعات مهندسی بسیار حایز اهمیت است. تاکنون مطالعات زیادی برای بررسی رفتار سیلان فولادهای آلیاژی طی فرآیند تغییر شکل گرم انجام شده است. در این تحقیقات از هر دو روش تجربی و نظری برای پیش بینی تاثیر تحولات ریزساختاری بر رفتار سیلان استفاده شده است [1-4]. مکانیزم های کارنرمی و کارسختی نیز به طور قابل ملاحظه ای تحت تاثیر دما و نرخ کرنش قرار دارند و لذا نقش بسیار مهمی در الگوی سیلان مواد و همچنین سنتیک تحولات متالورژیک ایفا می کنند. درک رفتار فلزات و آلیاژها در شرایط مختلف تغییر شکل گرم اهمیت بسیاری برای طراحان فرآیندهای تغییر شکل از جمله نورد گرم، اکستروژن و فورج دارد [5, 6]. در دماهای بالا که مکانیزم های تغییر شکل فعال شونده با دما حاکم

هستند، تغییرات ریزساختار علاوه بر میزان کرنش اعمالی، وابستگی زیادی به دما و نرخ کرنش پیدا می کند. ارتباط تنش سیلان با کرنش، نرخ کرنش و دمای تغییر شکل با یک سری معادلات بیان می شود که به معادلات بنیادین معروف هستند. برای مدل کردن رفتار سیلانی مواد حین تغییر شکل گرم از این معادلات استفاده می شود. به عبارتی، رفتار سیلان مواد تحت شرایط مختلف کارگرم می تواند توسط معادلات بنیادین توصیف شود که پارامترهای مختلف کارگرم از جمله تنش سیلان، کرنش، نرخ کرنش و دما را به هم مرتبط می کند. شناخته شده ترین رابطه ای که تاکنون در این خصوص مورد استفاده قرار گرفته، تابع سینوس هایپربولیک است که توسط سلارز و تگارت برای شرایط کارگرم و خزش آرایه شده است [7]. پارامتر زنر- هولمان نیز که معادله ای آرنیوسی است، برای بیان اثر معکوس نرخ کرنش و دما در شرایط کارگرم استفاده می شود. همچنین، تاثیر کرنش حقیقی در معادلات بنیادین از طریق ثوابت ماده بیان می شود [8]. به این ترتیب، معادله بنیادین سینوس هایپربولیک می تواند با دقت بالایی، مقادیر تنش سیلان را در محدوده وسیعی از شرایط تغییر شکل گرم پیش بینی کند.

در سال های اخیر، مدل سینوس هایپربولیک توسط بسیاری از محققان [9-12] برای بیان ارتباط بین تنش سیلان مواد مختلف با پارامترهای تغییر شکل استفاده شده است. اگر چه رابطه سینوس هایپربولیک در تشریح رفتار سیلان بسیاری از فولادها و دیگر آلیاژها حین تغییر شکل گرم مورد استفاده قرار گرفته، اما آزمایش ها نشان داده است که در برخی شرایط، انحراف قابل توجهی را از منحنی واقعی آرایه می دهد. در چنین شرایطی استفاده از سایر معادلات بنیادین توانی و نمایی اشاره شده در منابع [5, 6, 11] برای تطبیق بهتر نتایج حاصل از پیش بینی مدل با شرایط عملی می تواند مفید باشد. همچنین برخی از محققان [13-15]، روابط ابتکاری را برای تطابق بهتر نتایج محاسباتی با عملی مورد استفاده قرار داده اند. بنابراین هدف کلی از آرایه مدل های بنیادین و تطبیق آنها با آلیاژهای مختلف را می توان آرایه روشی برای پیش بینی رفتار سیلان آلیاژها در شرایط صنعتی و به دنبال آن تعیین مناطقی بیان نمود که پایداری تغییر شکل در اثر وقوع فرآیندهای ترمیم تضمین شود. در همین راستا، در پژوهش حاضر نیز از معادله بنیادین سینوس هایپربولیک برای مدل سازی و پیش بینی منحنی های سیلان آلیاژ Fe-17Cr-7Ni و انطباق آن با داده های تجربی استفاده شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی نمونه فولادی مورد استفاده در این تحقیق در جدول ۱ بر حسب درصد وزنی گزارش شده است. برای بررسی رفتار کارگرم این فولاد از نمونه های استوانه ای با ارتفاع ۱۲ و قطر ۸ میلی متر استفاده شده است.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن Fe-17Cr-7Ni (درصد وزنی)

عناصر آلیاژی	C	Cr	Ni	Si	Mn	Al
درصد وزنی	۰/۰۴	۱۷/۰۶	۷/۲	۰/۳۸۵	۰/۶۷۴	۱/۰۶

به منظور همگن سازی ریزساختار، نمونه ها در دمای 1050°C به مدت ۳۰ دقیقه، نگهداری و سپس در هوا سرد شدند. همچنین، برای کاهش اثر اصطکاک بین نمونه و فک های دستگاه، از گرافیت و کاغذ میکا استفاده شد. آزمایش های فشار گرم توسط یک ماشین

علاوه بر این، مشاهده می‌شود که پس از رسیدن تنش به مقدار بیشینه، پدیده نرم‌شوندگی در این منحنی‌ها ظاهر شده است. شایان ذکر بوده که مقدار نرم‌شوندگی در فولاد مورد بررسی، تحت شرایط مختلف تغییر شکل متفاوت است. جریان نرم‌شوندگی نیز به‌طور عمده به گرمای تغییر شکل و تغییرات ریزساختار مانند بازیابی دینامیک و تبلور مجدد دینامیک نسبت داده می‌شود [9].

تأثیر دما و نرخ کرنش می‌تواند به‌طور مستقیم به وقوع فرآیندهای ترمیم مربوط شود. از آنجایی که این فرآیندها به‌وسیله حرارت فعال می‌شوند، افزایش دما منجر به افزایش نرخ آنها می‌شود. همچنین از طرفی با کاهش نرخ کرنش، زمان بیشتری برای رقابت آنها با افزایش تنش ناشی از کارسختی وجود دارد. لذا در نرخ‌های کرنش پایین‌تر و دماهای بالاتر (مقادیر پایین پارامتر زهر-هولمان)، پدیده‌های ترمیم دینامیک حین اعمال کرنش گسترده‌تری می‌یابند [17]. در نتیجه تقویت فرآیندهای ترمیم، سطح تنش سیلان کاهش می‌یابد. در مقابل، در دماهای کم و نرخ‌های کرنش بالا، کاهش تحرک ناهنجاری‌ها و افزایش درگیری بین آنها به‌عنوان عامل اصلی افزایش سطح تنش سیلان و کاهش ترمیم دینامیک احتساب می‌شوند.

۳-۲- تعیین ثوابت کارگرم

کلیه تحولات ریزساختاری در طول بخش‌های مختلف فرآیندهای شکل‌دهی گرم و به‌خصوص مکانیزم‌های ترمیم، تحت تأثیر سه پارامتر دما، کرنش و نرخ کرنش است. در عملیات شکل‌دهی گرم، معمولاً اثر دو فاکتور دما و نرخ کرنش را در قالب پارامتر زهر-هولمان بیان می‌کنند [8, 18]. این ارتباط به‌صورت رابطه ۱ توصیف شده است.

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

وقتی Q انرژی اکتیواسیون (kJ/mol)، R ثابت جهانی گازها و T دمای مطلق بر حسب کلوین است، براساس رابطه ۱، Z بیشترین مقدار را در نرخ کرنش بالا و دمای پایین دارد. برای تعیین رابطه بنیادین بین تنش سیلان با متغیرهای فرآیند یعنی نرخ کرنش و دمای تغییر شکل از معادله سینوس هایپربولیک استفاده می‌شود که در رابطه ۲ آورده شده است.

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

وقتی که A و α ثوابت وابسته به ماده هستند، n توان تنش و σ تنش سیلان است. برای تعیین ثوابت معادله ۲ از روابط ۳ و ۴ می‌توان استفاده نمود که با لگاریتم‌گیری از معادله ۲ به‌ترتیب در دما و نرخ کرنش ثابت به دست می‌آیند.

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

$$\ln \sinh(\alpha\sigma) = \left(\frac{\ln \dot{\epsilon} - \ln A}{n}\right) + \frac{Q}{nRT} \quad (4)$$

بنابراین مقدار n از رابطه ۳ و Q از رابطه ۴ به‌صورت زیر قابل محاسبه هستند:

$$n = \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)}\right)_{T, \epsilon} \quad (5)$$

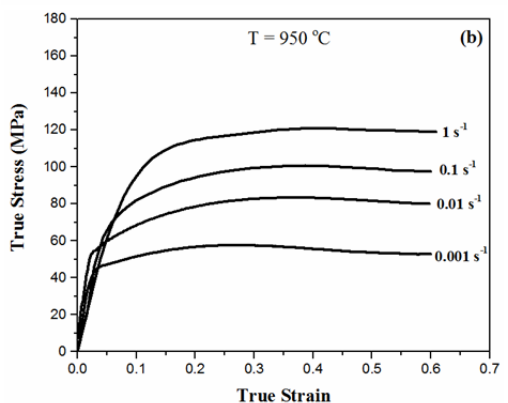
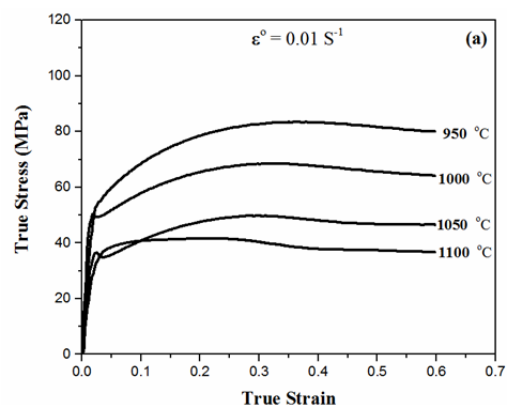
$$Q = nR \left(\frac{\partial \ln \sinh(\alpha\sigma)}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)}\right)_{\dot{\epsilon}, \epsilon} \quad (6)$$

کشی/افشار سنتام در دماهای ۹۵۰، ۱۰۰۰، ۱۰۵۰ و ۱۱۰۰°C با نرخ کرنش‌های ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و یک بر ثانیه، تا رسیدن به کرنش حقیقی ۰/۶ انجام شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی منحنی‌های تنش-کرنش

در نمودار ۱، منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی برای آلیاژ مورد بررسی در نرخ کرنش و دمای تغییر شکل ثابت نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، منحنی‌های تنش-کرنش در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف، رفتارهای متفاوتی از خود نشان می‌دهند. با افزایش دما در نرخ کرنش ثابت (نمودار ۱- b)، سطح تنش سیلان کاهش، ولی با افزایش نرخ کرنش در دمای شکل ثابت (نمودار ۱- b)، تنش سیلان افزایش می‌یابد. با توجه به نمودار ۱- a مشاهده می‌شود که در یک نرخ کرنش ثابت با افزایش دمای تغییر شکل تنش حداکثر به کرنش‌های کمتر منتقل شده است. این امر حاکی از آن بوده که افزایش دمای تغییر شکل منجر به ترغیب تبلور مجدد دینامیک شده است. با توجه به نمودار ۱- b نیز مشاهده می‌شود که افزایش نرخ کرنش در دمای ثابت منجر به انتقال تنش حداکثر به کرنش‌های بالاتر و به‌تعویق افتادن تبلور مجدد شده است. اغلب گزارش شده است که افت تنش سیلان پس از نقطه پیک به تشکیل دانه‌های تبلور مجدد عاری از کرنش مربوط می‌شود [16]. بنابراین نقطه پیک منحنی‌های سیلان، گاهی به‌عنوان نقطه آغاز تبلور مجدد در نظر گرفته می‌شود، اگر چه در بیشتر مواقع به‌خصوص اگر تبلور مجدد از نوع پیوسته باشد، تبلور مجدد در کرنش‌هایی به‌مراتب کمتر از کرنش نقطه پیک آغاز می‌شود.



نمودار ۱ منحنی‌های تنش-کرنش آزمایش فشار گرم؛ (a) در دماهای مختلف و نرخ کرنش ثابت ۰/۰۱ بر ثانیه، (b) در دمای ثابت ۹۵۰°C و نرخ کرنش‌های متفاوت

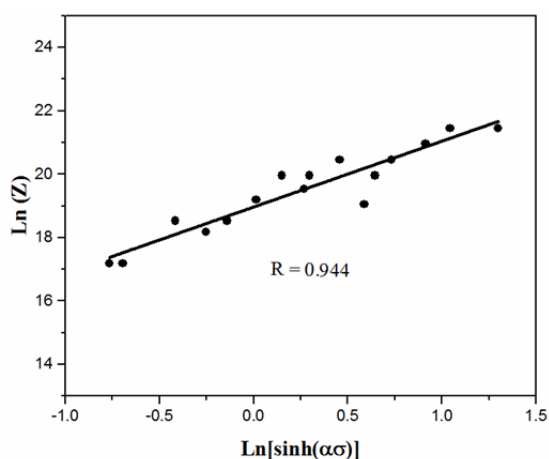
به کمک شیب متوسط در این نمودار و رابطه ۶، مقدار انرژی اکتیواسیون تغییر شکل گرم برای نمونه مذکور برابر با ۲۴۵ kJ/mol محاسبه شد. مقدار انرژی اکتیواسیون، تابعی از پارامترهای مختلف نظیر ترکیب شیمیایی، ریزساختار اولیه، نوع آلیاژ (محلول جامد یا رسوب سخت)، شرایط آزمایش و معادلات مورد استفاده حین شبیه سازی است. مقدار محاسبه شده در اینجا نسبت به مقدار انرژی اکتیواسیون برای کارگرم انواع دیگر فولاد زنگ زن پایین تر است [5,19]. این اختلاف را می توان به ترکیب شیمیایی فولاد مورد تحقیق و به ویژه حضور آلومینیوم در فولاد نسبت داد. به نظر می رسد آلومینیوم با افزایش میزان فریت دلتا در دماهای کارگرم و همچنین افزایش انرژی نقص در چیدن فولاد باعث کاهش انرژی اکتیواسیون در کارگرم شود [20]. بررسی منابع نشان می دهد که مقدار محاسبه شده Q بین انرژی اکتیواسیون نفوذ در خود برای آستنیت (۲۷۰ kJ/mol) و فریت (۲۳۹ kJ/mol) قرار دارد [19]. این مقایسه نشان می دهد که هر دو فاز در تغییر شکل کلی مشارکت داشته و کرنش اعمالی به نسبت استحکام هر یک از فازها در آنها توزیع شده است.

در نهایت برای تعیین پارامتر A نیز می توان از نمودار $\ln Z$ بر حسب $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ استفاده نمود (نمودار ۳). طبق رابطه ۷ و نمودار ۳، عرض از مبدأ، مقدار $\ln A$ را ارایه می کند. مقدار A در کرنش ثابت ۰/۶ برابر با $1/4 \times 10^8$ تعیین شد. نتایج حاصل از محاسبه ثابت معادله بنیادی در کرنش ثابت ۰/۶ برای آلیاژ مورد بررسی در جدول ۲ ارایه شده است.

$\ln Z = \ln \left[\dot{\epsilon} \exp \left(\frac{Q}{RT} \right) \right] = \ln A + n(\ln \sinh(\alpha\sigma))$ (۷)
بر مبنای محاسبات انجام شده برای تعیین ثابت ماده در رابطه بنیادین سینوس هایپربولیک که در نمودارهای ۲ و ۳ نشان داده شد و همچنین با توجه به صدق کردن این معادله در کلیه محدوده های تنش، معادله بنیادین را برای آلیاژ مورد بررسی در کرنش ثابت ۰/۶ می توان به صورت رابطه ۸ نوشت.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{245 \times 10^3}{RT} \right) \quad (۸)$$

$$= 1.4 \times 10^8 \times [\sinh(0.017\sigma)]^{4.95}$$

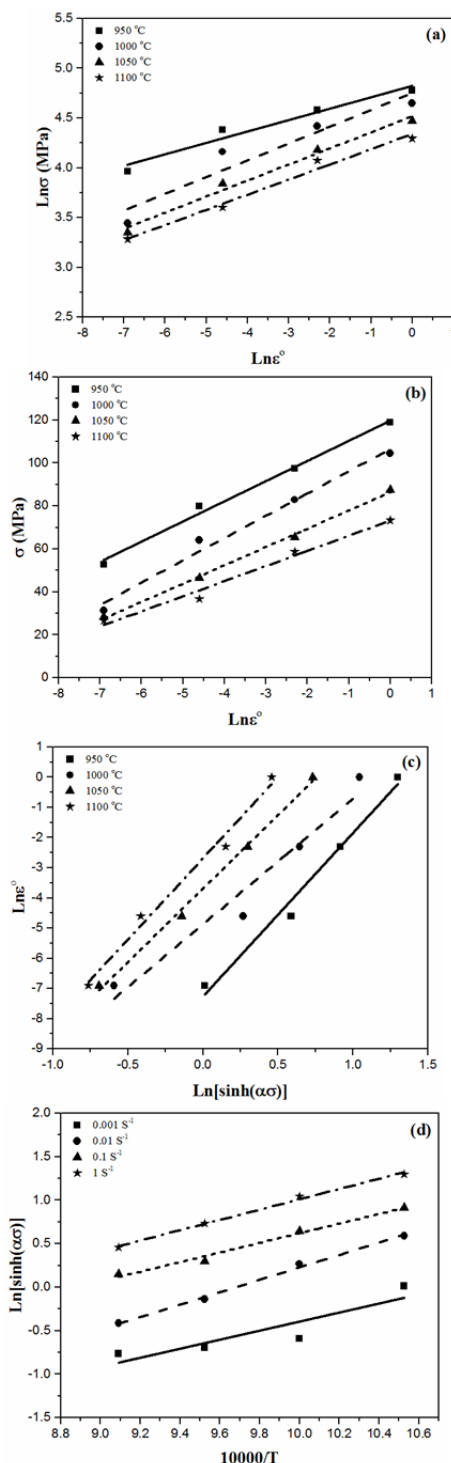


نمودار ۳) تغییرات سینوس هایپربولیک تنش سیلان با پارامتر زنگر- هولومان

جدول ۲) مقادیر ثابت معادله بنیادین و انرژی اکتیواسیون در کرنش ۰/۶

ثابت	n	α (MPa)	Q (kJ/mol)	A
مقدار	۴/۹۵	۰/۰۱۷	۲۴۵	$1/4 \times 10^8$

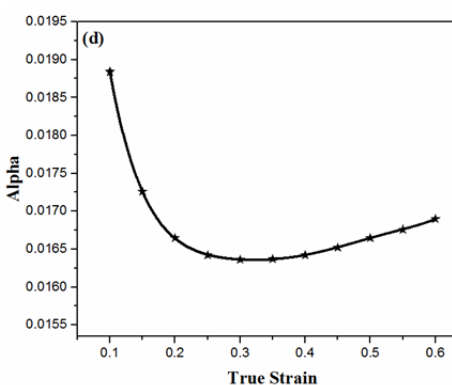
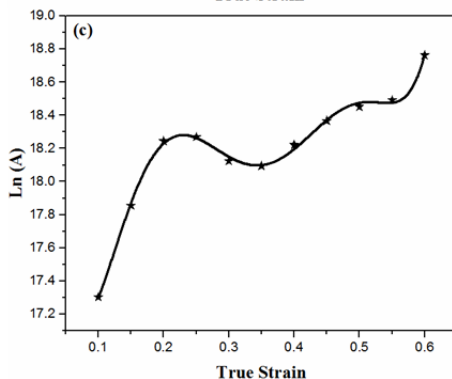
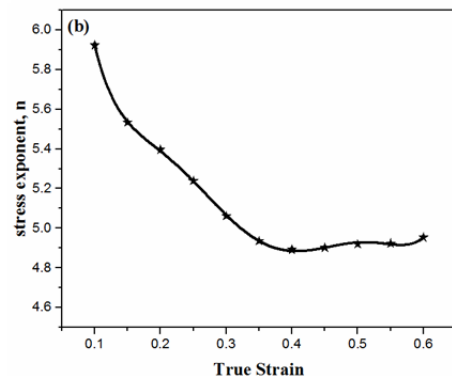
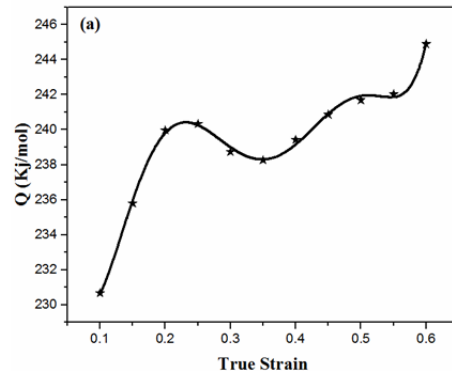
مقدار ثابت آلفا $(\alpha = \frac{\beta}{n})$ [11, 12]، از میانگین شیب منحنی های نشان داده شده در نمودار ۲- a و b به دست می آید. مقدار آلفا با توجه به این نمودارها به طور متوسط ۰/۰۱۷ تعیین شد. براساس ارتباط بین تغییرات $\ln \dot{\epsilon}$ بر حسب $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ که در نمودار ۲- c نشان داده شده است، مقدار متوسط n، از میانگین شیب این منحنی ها برابر با ۴/۹۵ تخمین زده شد. همچنین براساس تغییرات $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ بر حسب معکوس دما $(1/T)$ که در نمودار ۲- d نشان داده شده است، می توان مقدار Q را محاسبه نمود.



نمودار ۲) منحنی تغییرات: (a) $\ln \sigma$ بر حسب $\ln \dot{\epsilon}$ ، (b) σ بر حسب $\ln \dot{\epsilon}$ ، (c) $\ln \dot{\epsilon}$ بر حسب $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ ، (d) $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ بر حسب $1/T$ برای محاسبه ثابت های تغییر شکل گرم

۳-۳- مدل سازی منحنی های سیلان به کمک معادله بنیادین سینوس هایپربولیک

به منظور درک بهتر رفتار سیلان آلیاژ مورد بررسی، مقادیر α ، A ، n و Q براساس داده های تجربی به دست آمده در کرنش های مختلف، به روش مشابه با آنچه در مورد کرنش ثابت 0.6 اشاره شد، محاسبه شدند. تغییرات پارامترهای α ، A ، n و Q با کرنش حقیقی در نمودار ۴ گزارش شده است.



نمودار ۴) تغییرات پارامترهای مختلف ماده در رابطه سینوس هایپربولیک بر حسب کرنش حقیقی؛ (a) انرژی اکتیواسیون تغییر شکل Q ، (b) توان تنش n ، (c) ثابت A ، (d) پارامتر آلفا

علی رغم این که معادله سینوس هایپربولیک براساس مشاهدات، روش تقریباً دقیقی برای تعیین تنش سیلان در شرایط مختلف کاری بوده، اما مهم ترین محدودیت ایجاد رابطه بین تنش سیلان و کرنش اعمالی است. این عامل باعث شده است که کاربرد رابطه بنیادین مورد نظر بیشتر در شرایط پایدار تغییر شکل، بیشتر باشد، یعنی جایی که تنش سیلان با کرنش روند ثابتی دارد. اما در مقابل، با محاسبه پارامترهای ثابت در این معادله در کرنش های مختلف می توان به روشی تقریبی برای پیش بینی منحنی های سیلان دست یافت. تاثیر کرنش در معادله بنیادین با فرض این که انرژی فعال سازی و ثوابت ماده (آلفا، A ، n و Q) توابع چندجمله ای از کرنش هستند، گنجانده شده است.

براساس منابع [12]، ثوابت ماده به عنوان تابعی از کرنش حقیقی می توانند توسط یک معادله چندجمله ای توصیف شوند. در این تحقیق مشاهده شد که معادلات کثیرالجهله ای درجه ۶ با دقت بالایی می توانند وابستگی ثوابت ماده به کرنش را به صورت زیر بیان کنند:

$$\alpha = 3.4092\varepsilon^6 - 8.2772\varepsilon^5 + 8.2218\varepsilon^4 - 4.2965\varepsilon^3 + 1.2604\varepsilon^2 - 0.1992\varepsilon + 0.0297 \quad (9)$$

$$n = 4493.6\varepsilon^6 - 9846.8\varepsilon^5 + 8547\varepsilon^4 - 3731.6\varepsilon^3 + 863.79\varepsilon^2 - 103.76\varepsilon + 10.631 \quad (10)$$

$$Q = 115556\varepsilon^6 - 238316\varepsilon^5 + 191836\varepsilon^4 - 75554\varepsilon^3 + 14845\varepsilon^2 - 1284.4\varepsilon + 269.26 \quad (11)$$

$$\ln(A) = 10265\varepsilon^6 - 20979\varepsilon^5 + 16672\varepsilon^4 - 6439.2\varepsilon^3 + 1224.3\varepsilon^2 - 98.769\varepsilon + 19.904 \quad (12)$$

با توجه به تغییرات ثوابت با کرنش (نمودار ۴) مشاهده می شود که مقدار Q و پارامتر A رفتار متفاوتی با افزایش کرنش از خود نشان می دهند. به گونه ای که در ابتدا با افزایش کرنش، افزایش و سپس کاهش یافته است و در ادامه با افزایش کرنش افزایش می یابند. از طرفی، پارامتر n نیز با افزایش کرنش در ابتدا کاهش می یابد و سپس به یک مقدار تقریباً ثابت می رسد. پارامتر آلفا نیز در ابتدا با افزایش کرنش کاهش می یابد و سپس روند صعودی به خود می گیرد. با این وجود، به کمک روابط فوق و معادله ۱۳ که از رابطه ۲ به دست می آید، منحنی های سیلان مدل شده و نتایج حاصل در نمودار ۵ ارائه شده است.

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (13)$$

به کمک روابط ۱۲-۹ عملاً امکان تعیین تنش سیلان در هر کرنش مورد نظر در یک فرآیند تغییر شکل گرم صنعتی فراهم شده است. همان طور که در نمودار ۵ ملاحظه می شود، بین مقادیر تنش سیلان پیش بینی شده و مقادیر تجربی در کل دامنه فرآیند، همخوانی نسبتاً خوبی برقرار است. به گونه ای که مدل مورد مطالعه در دماهای بالاتر و نرخ کرنش های پایین تر با دقت بالایی، تنش سیلان را برای فولاد مورد مطالعه پیش بینی کرده است. البته لازم به ذکر است که محاسبات مربوط به پارامترهای α ، Q ، A و n برای کرنش های کمتر از 0.1 که در منطقه کارسختی نمودارهای سیلان قرار می گیرند و کمتر مورد توجه هستند، صورت نگرفته است. برای ارزیابی دقیق معادلات بنیادین به دست آمده، ضریب همبستگی (R) و میانگین خطای نسبی مطلق (Δ) مقادیر تنش های سیلان

تجربی و پیش‌بینی‌شده با استفاده از روابط ۱۴ و ۱۵ محاسبه شده‌اند [12, 21]:

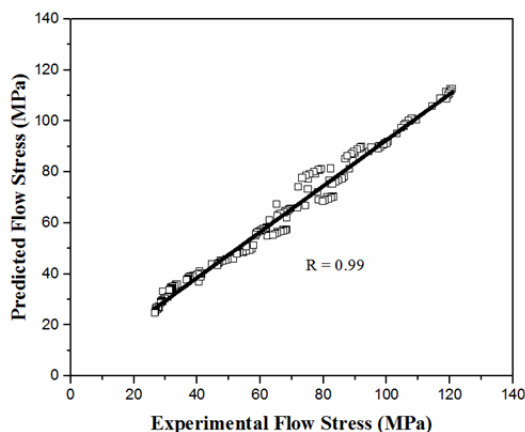
$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (\sigma_E^i - \bar{\sigma}_E)(\sigma_P^i - \bar{\sigma}_P)}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (\sigma_E^i - \bar{\sigma}_E)^2 \sum_{i=1}^N (\sigma_P^i - \bar{\sigma}_P)^2}} \quad (14)$$

$$\Delta = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_E^i - \sigma_P^i}{\sigma_E^i} \right| \times 100 \quad (15)$$

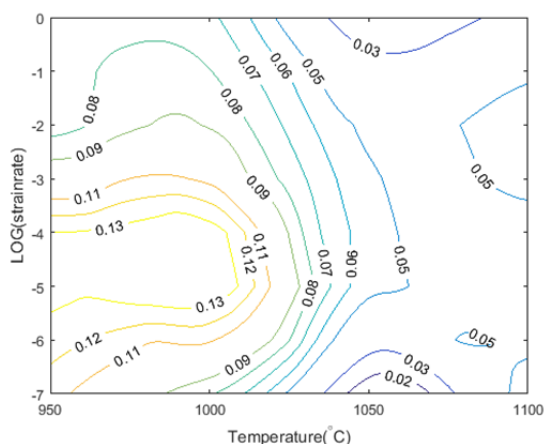
در روابط بالا، σ_E تنش سیلان تجربی و σ_P تنش سیلان پیش‌بینی‌شده با استفاده از معادله بنیادین در آیین کرنش است. $\bar{\sigma}_P$ و $\bar{\sigma}_E$ به ترتیب مقادیر میانگین σ_P و σ_E هستند. از طرفی N نیز تعداد کل داده‌های به کارگرفته‌شده در پژوهش حاضر است. ضریب همبستگی معمولاً برای نشان دادن توانایی رابطه خطی بین داده‌های تجربی و پیش‌بینی‌شده استفاده می‌شود. مقدار ضریب همبستگی از رابطه ۱۴ برابر با ۰/۹۹ به دست آمد که نشان‌دهنده دقت بالای منحنی‌های پیش‌بینی‌شده است.

در نمودار ۶ نیز می‌توان مشاهده کرد که یک همبستگی نسبتاً خوب ($R=0/99$) بین داده‌های تجربی و پیش‌بینی‌شده به دست آمده است. در کار حاضر مقدار تقریبی Δ برابر با ۵/۱۷٪ برای فولاد مورد مطالعه در محدوده دمایی تغییر شکل از ۹۵۰-۱۱۰۰°C و محدوده نرخ کرنش از ۰/۰۰۱-۱ بر ثانیه به دست آمده که نشان‌دهنده توانایی پیش‌بینی خوب معادله بنیادین استفاده‌شده است.

کانتورهای رسم‌شده در نمودار ۷، برای تغییرات لگاریتم نرخ کرنش بر حسب دما، دلالت بر این دارد که مقادیر حداکثر AARE، در گستره دمایی ۹۵۰-۱۱۰۰°C و نرخ کرنش ۰/۰۰۱-۱ بر ثانیه و همچنین مقادیر حداقل آن، در دمای ۱۰۵۰°C و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ و یک بر ثانیه رخ داده است. مقادیر حداقل برای AARE حاکی از انطباق خوب داده‌های تجربی و پیش‌بینی‌شده است که با نتایج حاصل در نمودار ۵ همخوانی دارد. این نتایج نشان می‌دهد که بهترین پیش‌بینی رفتار سیلانی، در دماهای بالا و نرخ کرنش‌های کم اتفاق می‌افتد که رفتار ماده به شرایط پایدار تغییر شکل نزدیک‌تر است. در مقابل، در دماهای پایین به علت عدم حصول حالت پایدار تغییر شکل حتی تا کرنش‌های بزرگ، تطابق منحنی پیش‌بینی‌شده با تجربی کمتر می‌شود و مقدار AARE افزایش می‌یابد.



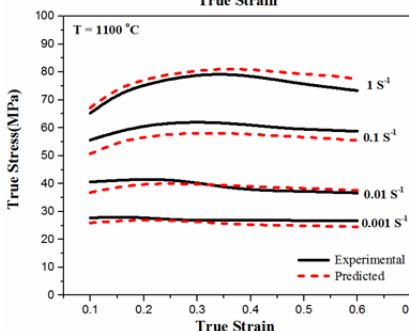
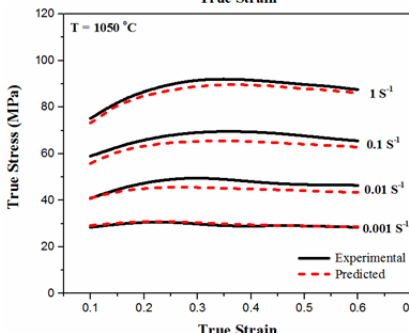
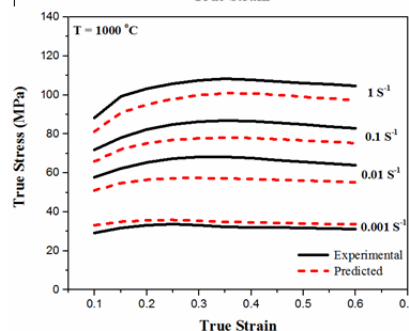
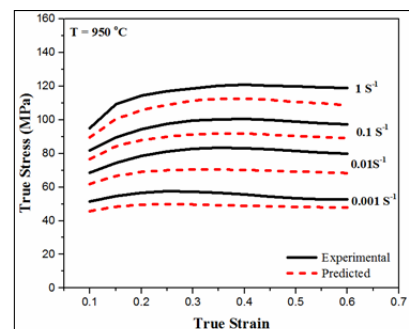
نمودار ۶) ارتباط بین تنش سیلان تجربی و پیش‌بینی‌شده



نمودار ۷) توزیع AARE در محدوده دمای ۹۵۰-۱۱۰۰°C و نرخ کرنش ۰/۰۰۱-۱ بر ثانیه

۴- نتیجه‌گیری

۱- نتایج به دست آمده در این تحقیق نشان می‌دهد که از معادله بنیادین سینوس هایپربولیک برای پیش‌بینی رفتار کارگرم فولاد



نمودار ۵) مقایسه منحنی‌های سیلان پیش‌بینی‌شده با استفاده از رابطه بنیادین با منحنی‌های به دست آمده از داده‌های تجربی

- 7- Sellars CM, Tegart WJM. Hot workability. International Metallurgical Reviews. 1972;17(1):1-24.
- 8- Sellars CM, Mc Tegart WJ. On the mechanism of hot deformation. Acta Metallurgica. 1966;14(9):1136-1138.
- 9- Tan YB, Ma YH, Zhao F. Hot deformation behavior and constitutive modeling of fine grained Inconel 718 superalloy. Journal of Alloys and Compounds. 2018;741:85-96.
- 10- Wang Y, Peng J, Zhong L, Pan F. Modeling and application of constitutive model considering the compensation of strain during hot deformation. Journal of Alloys and Compounds. 2016;681:455-470.
- 11- Zhou L, Cui C, Wang QZ, Li C, Xiao BL, Ma ZY. Constitutive equation and model validation for a 31 vol.% B₄Cp/6061Al composite during hot compression. Journal of Materials Science and Technology. 2018;34(10):1730-1738.
- 12- Zhong L, Gao W, Feng Z, Lu Z, Mao G. Microstructure characteristics and constitutive modeling for elevated temperature flow behavior of Al-Cu-Li X2A66 alloy. Journal of Materials Research. 2018;33(8):912-922.
- 13- Mirzadeh H, Najafizadeh A. Flow stress prediction at hot working conditions. Materials Science and Engineering A. 2010;527(4-5):1160-1164.
- 14- Spigarelli S, El Mehtedi M, Ricci P, Mapelli C. Constitutive equations for prediction of the flow behaviour of duplex stainless steels. Materials Science and Engineering A. 2010;527(16-17):4218-4228.
- 15- Jiang H, Yang L, Dong J, Zhang M, Yao Z. The recrystallization model and microstructure prediction of alloy 690 during hot deformation. Materials and Design. 2016;104:162-173.
- 16- Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. New York: Elsevier; 2012.
- 17- Verlinden B, Driver J, Samajdar I, Doherty RD. Thermo-mechanical processing of metallic materials. Volume 11. New York: Elsevier; 2007.
- 18- Richardson GJ, Hawkins DN, Sellars CM. Worked examples in metalworking. London: The Institute of Metals; 1985.
- 19- Cabrera JM, Mateo A, Llanes L, Prado JM, Anglada M. Hot deformation of duplex stainless steels. Journal of Materials Processing Technology. 2003;143-144:321-325.
- 20- Wang HS, Kang J, Dou WX, Zhang YX, Yuan G, Cao GM, et al. Microstructure and mechanical properties of hot-rolled and heat-treated TRIP steel with direct quenching process. Materials Science and Engineering A. 2017;702:350-359.
- 21- Zhang J, Di H, Wang X, Cao Y, Zhang J, Ma T. Constitutive analysis of the hot deformation behavior of Fe-23Mn-2Al-0.2C twinning induced plasticity steel in consideration of strain. Materials and Design. 2013;44:354-364.

زنگ نزن رسوب سخت شونده نیمه آستنیتی Fe-17Cr-7Ni برای مقادیر کرنش حقیقی در گستره ۰/۶-۱/۰ می توان استفاده کرد. نتایج حاصل حاکی از آن است که معادله استفاده شده در این پژوهش، می تواند تنش سیلان را برای این آلیاژ با دقت خوبی در محدوده نرخ کرنش (۰/۰۱-۱ بر ثانیه) و به ویژه در محدوده دماهای بالا (۱۰۵۰-۱۱۰۰ °C) پیش بینی کند.

۲- مقدار انرژی اکتیواسیون فولاد مورد مطالعه در کرنش ۰/۶ برابر با ۲۴۵ kJ/mol به دست آمد. این مقدار بین انرژی اکتیواسیون نفوذ در خود برای آستنیت و فریت است.

تشکر و قدردانی: موردی از سوی نویسندگان ذکر نشده است.

تأییدیه اخلاقی: موردی از سوی نویسندگان ذکر نشده است.

تعارض منافع: موردی از سوی نویسندگان ذکر نشده است.

سهم نویسندگان: سعید مرتضائی (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/پژوهشگر اصلی (۲۰٪)؛ حسین عربی (نویسنده دوم)، روش شناس/پژوهشگر اصلی (۲۰٪)؛ سیدحسین سیدین (نویسنده سوم)، پژوهشگر اصلی/نگارنده بحث (۲۰٪)؛ امیر مومنی (نویسنده چهارم)، پژوهشگر کمکی/تحلیلگر آماری (۲۰٪)؛ مهدی سلطانعلی نژاد (نویسنده پنجم)، پژوهشگر کمکی/تحلیلگر آماری (۲۰٪)

منابع مالی: موردی از سوی نویسندگان ذکر نشده است.

منابع

- 1- Yue Ch, Zhang L, Liao Sh, Gao H. Mathematical models for predicting the austenite grain size in hot working of GCr15 steel. Computational Materials Science. 2009;45(2):462-466.
- 2- Khamei AA, Dehghani K. Modeling the hot-deformation behavior of Ni_{60 wt%}-Ti_{40 wt%} intermetallic alloy. Journal of Alloys and Compounds. 2010;490(1-2):377-381.
- 3- Samantaray D, Mandal S, Bhaduri AK. Constitutive analysis to predict high-temperature flow stress in modified 9Cr-1Mo (P91) steel. Materials and Design. 2010;31(2):981-984.
- 4- Dehghani K, Khamei AA. Hot deformation behavior of 60Nitinol (Ni_{60 wt%}-Ti_{40 wt%}) alloy: Experimental and computational studies. Materials Science and Engineering A. 2010;527(3):684-690.
- 5- Lin YC, Chen MS, Zhong J. Effect of temperature and strain rate on the compressive deformation behavior of 42CrMo steel. Journal of Materials Processing Technology. 2008;205(1-3):308-315.
- 6- Lin YC, Xia YC, Chen XM, Chen MS. Constitutive descriptions for hot compressed 2124-T851 aluminum alloy over a wide range of temperature and strain rate. Computational Materials Science. 2010;50(1):227-233.