



Evaluation of the Thermomechanical Behavior of the New Generation Nickel-Cobalt Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B (%wt) Superalloy Using Constitutive Equations and Deformation Processing Maps

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Morakabati M.^{1*},
Karimian M.J.¹,
Badri H.¹

How to cite this article

Morakabati M, Karimian M.J, Badri H. Evaluation of the Thermomechanical Behavior of the New Generation Nickel-Cobalt Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B (%wt) Superalloy Using Constitutive Equations and Deformation Processing Maps. Modares Mechanical Engineering. 2023;23(03):191-197.

¹ Faculty of materials and manufacturing Technologies, Malek Ashtar university of Technology, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: Faculty of materials and manufacturing Technologies, Malek Ashtar university of Technology, Tehran, Iran
m_morakabati@mut.ac.ir

Article History

Received: August 26, 2022
Accepted: January 11, 2023
ePublished: March 15, 2023

ABSTRACT

The purpose of this research is to investigate the hot working behavior of the cobalt-nickel base superalloy with the chemical composition of Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B (%wt) by performing compression test, providing the constitutive equation and deformation processing map and determining the safe and unsafe regions of deformation. In this regard, the hot compression test was performed in the temperature range of 1050-1200 degrees Celsius, with a step of 50 degrees Celsius and strain rates of 0.1, 0.01 and 0.001/s up to a strain of 0.7. The evaluation of the constitutive equations governing the hot deformation process of the superalloy showed that the presented model based on the hyperbolic sine equation predicts the experimental results with acceptable accuracy. Using the mentioned equation, the hot deformation activation energy of the investigated alloy in the present study was obtained as 497 kJ/mol. Based on the process in map drawn for the investigated alloy in the present study, at a strain of 0.4, an instability region was observed at a temperature of 1050 degrees Celsius and a strain rate of 0.01 1/s. the extent and intensity of instability region decreased with the increase in deformation temperature. According to the results of the processing map and the constitutive equations, the optimal conditions of deformation of the investigated alloy are in the temperature range of 1150 °C to 1200 °C and the strain rate of 0.1 1/s and the temperature range of 1100 °C to 1200 °C and the strain rate of 0.1 to 0.001/s the peak efficiency of 45% energy consumption.

Keywords New Generation Cobalt-Nickel Base Superalloy, Hot Compression Test, Constitutive Equations, Deformation Processing Map.

CITATION LINKS

1- Microstructure and Mechanical Properties in Gamma (face-centered cubic) + Gamma Prime Precipitation-Strengthened Cobalt-based Superalloys. 2- New Ni-Co base disk superalloys with higher strength and creep resistance. 3- Hot deformation behavior of a new tailored cobalt-based super alloy for turbine discs. 4- Investigation of microstructure evolution and mechanical properties of multiprecipitation Ni-Co base superalloys. 5- Phase equilibria and microstructural control in the Ni-Co-Al system. 6- On the grain boundary strengthening effect of boron in γ/γ' Cobalt-base superalloys. 7- High-temperature strength and deformation of γ/γ' two-phase Co-Al-W-base alloys. 8- Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242. 9- New Co-based γ/γ' high-temperature alloys. 10- A new method for evaluation of friction in bulk metal forming. 11- Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps. 12- Characterization of hot deformation behavior of 410 martensitic stainless steel using constitutive equations and processing maps. 13- Processing maps for hot working of titanium alloys. 14- Phase equilibria and microstructural control in the Ni-Co-Al system. 15- Novel wrought γ/γ' cobalt base superalloys with high strength and improved oxidation resistance. 16- Vacuum induction melting and vacuum arc remelting of Co-Al-WX gamma-prime superalloys. 17- Deformation and recrystallization behavior during hot working of a coarse-grain, nickel-base superalloy ingot materia. 18- Experimental investigation and thermodynamic modeling of the corich region in the Co-Al-Ni-W quaternary system. 19- Hot Ductility Behavior of An Extruded 7075 Aluminum Alloy.

ارزیابی رفتار ترمومکانیکی سوپرآلیاژ نسل جدید پایه کبالت نیکل Co-Ni-Al-Cr-W-Ti-Ta-Nb-Mo-C-B (%wt) با استفاده از معادلات بنیادی و نقشه فرایند تغییر شکل

مریم مرکباتی^۱، محمد جواد کریمیان^۱، حسن بدری^۱

^۱ مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

چکیده

هدف از پژوهش حاضر، بررسی رفتار کار داغ سوپرآلیاژ پایه کبالت نیکل نسل جدید با ترکیب شیمیایی Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B(%wt) به واسطه انجام آزمایش فشار، ارائه معادله بنیادی و نقشه فرایند تغییر شکل و تعیین مناطق امن و نا امن تغییر شکل است. در این راستا آزمایش فشار داغ در محدوده دمایی ۱۲۰۰-۱۰۵۰ درجه سانتیگراد، با گام ۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ های کرنش ۰/۱، ۰/۰۱ و ۰/۰۰۱ بر ثانیه تا کرنش ۰/۴ انجام شد. ارزیابی معادلات بنیادی حاکم بر فرایند تغییر شکل داغ سوپرآلیاژ، نشان داد که مدل ارائه شده براساس معادله سینوس هایپربولیک، نتایج تجربی را با دقت قابل قبولی پیش بینی می نماید. با استفاده از معادله اشاره شده، انرژی فعال سازی تغییر شکل داغ آلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر، ۴۹۷ کیلو ژول بر مول بدست آمد. بر اساس نقشه فرایند ترسیم شده برای آلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر در کرنش ۰/۴، یک منطقه ناپایداری در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه مشاهده شد. این درحالی است که با افزایش دمای تغییر شکل، گستره و شدت منطقه ناپایداری کاهش یافت. با توجه به نتایج حاصل از نقشه فرایند و معادلات بنیادی، شرایط بهینه تغییر شکل آلیاژ مورد بررسی در محدوده دمایی ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و محدوده دمایی ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش های ۰/۰۱ بر ثانیه تا ۰/۰۰۱ بر ثانیه با حداکثر بازده مصرف انرژی ۴۵ درصد تعیین شد.

کلیدواژه ها: سوپرآلیاژ نسل جدید پایه کبالت نیکل، آزمایش فشار داغ، معادلات بنیادی، نقشه فرایند تغییر شکل.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۱/۰۶/۰۴

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۱/۱۰/۲۱

*نویسنده مسئول: m_morakabati@mut.ac.ir

۱- مقدمه

با کشف فاز ۷ در سوپرآلیاژهای پایه نیکل، تحقیقات زیادی روی سوپرآلیاژهای پایه کبالت انجام شد تا امکان سنجی وقوع رسوب سختی و ایجاد رسوبات مشابه با کمک فاز فشرده هندسی که ساختار A₃B-L₁₂ دارند، بررسی شود [1]. تحقیقات زیادی روی سیستم های دوتایی کبالت با عناصر V، Hf، Mo، Ti، Ni، W، Ta و غیره برای دستیابی به ساختار مشابه Co₃M(Ni₃Al) فاز ۷ در سوپرآلیاژهای پایه نیکل با نظم L₁₂ است انجام شد، اما ساختارهای حاصل یا نظم DO₁₉ داشتند یا به دلیل عدم انطباق

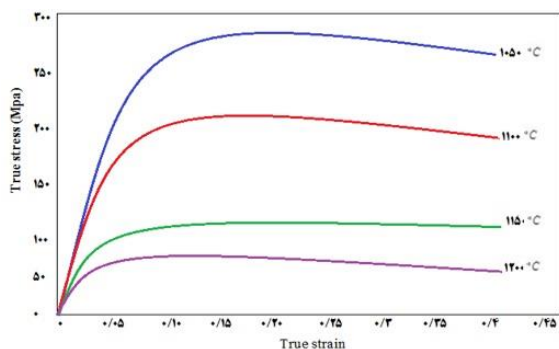
زیاد با شبکه زمینه ناپایدار یا نیمه پایدار بودند. تنها ترکیب Co₃Ti دارای نظم L₁₂ است که در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد پایدار خود را از دست می دهد. برای مثال ترکیب های Co₃Ta و Co₃Ti ساختار A₃B-L₁₂ دارند اما هیچکدام در دمای بالا پایدار نیستند. ترکیب Co₃Al نیز معرفی شد که ساختار A₃B-L₁₂ دارد اما فازی نیمه پایدار است که برای تبدیل شدن به فاز CoAl-B₂ مستعد است [2]. اخیراً رسوبات پایدار و منظم Co₃(Al,W) توسط ساتو کشف شدند که اثر استحکام بخشی مشابه فاز A₃B-L₁₂ را در سوپرآلیاژهای پایه نیکل دارند و تا دمای ۱۱۷۳ درجه سانتیگراد پایدار هستند. بنابراین نسل جدیدی از سوپرآلیاژهای پایه کبالت که توانایی رسوب سختی به کمک فاز γ'-Co₃(Al,W) که ساختار بلوری L₁₂ را دارند و بر پایه Co-Al-W هستند، معرفی شدند. با افزودن برخی از عناصر آلیاژی به این رده از آلیاژها می توان خواص مکانیکی را در این نوع از سوپرآلیاژهای حاوی کبالت، نیکل، آلومینیوم و تنگستن تقویت نمود. در پژوهشی [3]، کار داغ ترکیب Co-28.3Ni-5.4Al-24W-3.2Ti-3.1Nb-0.1Cr مورد بررسی قرار گرفت با انجام آزمایش فشار در محدوده دمایی ۹۵۰ درجه سانتیگراد تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد، در نرخ کرنش های ۰/۱ بر ثانیه تا ۰/۰۰۱ بر ثانیه مورد بررسی قرار گرفت. گزارش شده است که اندازه دانه های تبلور مجدد دینامیکی و کسر حجمی تبلور مجدد دینامیکی با افزایش دما و یا کاهش نرخ کرنش افزایش می یابد. به عنوان مثال، میانگین اندازه دانه های تبلور مجدد دینامیکی با نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه برای دماهای ۱۱۰۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد به ترتیب ۴۳ میکرون و ۸۸ میکرون بدست آمد. این مشاهدات به پیشرفت پدیده تبلور مجدد دینامیکی نسبت داده شده که با افزایش سرعت تشکیل هسته و تحرک مرزها هنگام افزایش دما و یا کاهش نرخ کرنش اتفاق می افتد. در پژوهش دیگری [4] رفتار فشار داغ ترکیب Co-31Ni-2.63Al-9W-1.98Ti-4.4Ta-11Cr-0.31Hf-0.07C-0.015B مورد بررسی قرار گرفت. نتایج آزمایش فشار در محدوده دمایی ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه تا ۱۰ بر ثانیه نشان داد که در دماهای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد تا ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، اثری از وقوع تبلور مجدد در ساختار مشاهده نمی شود. با افزایش دما به ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد و ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و کاهش نرخ کرنش تا ۰/۰۱ بر ثانیه، تبلور مجدد آغاز شده و توسعه یافته است. اگرچه تحقیقاتی [4-6] روی رفتار کار داغ سوپرآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید Co-Al-W انجام یافته است، اما همچنان رفتار ترمومکانیکی و تحولات ساختاری این آلیاژها به طور کامل گزارش نشده است. از سوی دیگر، قبل از اعمال هر تغییر شکلی در دمای بالا، شناسایی رفتار سیلان و ارائه معادلات بنیادی و نقشه فرایند تغییر شکل هر آلیاژ به خصوص آلیاژهایی که هیچ اطلاعاتی پیرامون رفتار ترمومکانیکی آنها وجود ندارد، ضروری به نظر می رسد. لذا در پژوهش حاضر، محدوده دما و نرخ کرنش مناسب تغییر شکل داغ

میکروسکوپ نوری Olympus BX51 استفاده گردید. هم‌چنین تصاویر SEM، به کمک میکروسکوپ الکترون روبشی TESCAN XMU و با ولتاژ ۱۵ کیلو ولت و مجهز به آنالیزگر EDS انجام پذیرفت. با استخراج معادلات بنیادی و نقشه‌های فرایند شرایط بهینه تغییر شکل داغ آلیاژ با نرم افزار OriginPro مورد بررسی قرار گرفت و تعیین شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ارزیابی ریزساختار و منحنی سیلان آلیاژ پس از آزمایش فشار داغ

شکل ۱ منحنی‌های تنش کرنش حقیقی را برای سوپرآلیاژ Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B پس از آزمایش فشار داغ در محدوده دمایی ۱۲۰۰-۱۰۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ثابت ۰/۰۱ بر ثانیه نشان می‌دهد. شکل منحنی‌ها تحت تاثیر تغییرات دما قرار دارد. رفتار سیلان ابتدا نشان دهنده منطقه الاستیک تا نقطه تسلیم و سپس کار سختی منحنی تا رسیدن به تنش حداکثر است. علت کار سختی، برهم کنش نابه‌جایی‌ها می‌باشد.



شکل ۱) منحنی‌های تنش سیلان آلیاژ Co-Ni-Al-W-Ta-Ti-Cr-Nb-Mo-B-C در دماهای مختلف و نرخ کرنش ۰/۰۱.

با افزایش دما، نیروهای بین اتمی کاهش یافته و انرژی آزاد اتم‌ها افزایش می‌یابد که به لغزش نابه‌جایی‌ها کمک می‌کند. لذا منجر به کاهش تنش سیلان می‌شود. این موضوع نشان دهنده تعادل بین کارسختی حاصل از برهم کنش و تکثیر نابه‌جایی‌ها با وقوع فرایندهای ترمیم مانند تبلور مجدد یا بازیابی دینامیک است. ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته در دماهای مختلف ۱۰۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ثابت ۰/۰۱ بر ثانیه در شکل ۲ نشان داده شده است.

شکل ۲ - الف نشان دهنده ریزساختار تغییر شکل یافته در دمای ۱۰۵۰ با نرخ کرنش ۰/۰۱ است. آلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر، حاوی عناصر دیگرگدازی مانند تنگستن، مولیبدن و نایوبوم است که باعث می‌شود شرایط نفوذ کندتر شود بنابراین فرایندهای فعال شونده با دما مانند بازیابی و تبلور مجدد در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد فعال نشده‌اند. به گونه‌ای که اثری از دانه‌های تبلور مجدد یافته در ساختار مشاهده نمی‌شود و تغییر شکل این دما،

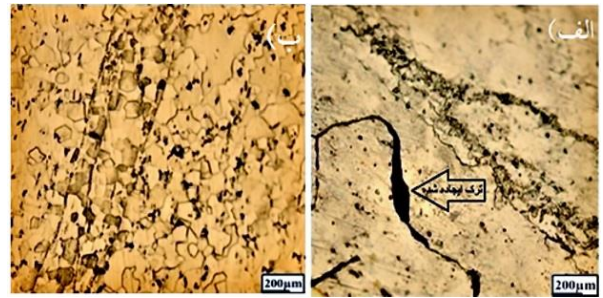
سوپرآلیاژ پایه کبالت نیکل نسل جدید با ترکیب شیمیایی Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B(%)wt به وسیله انجام آزمایش فشار و ارائه معادله بنیادی و نقشه فرایند تغییر شکل آن تعیین شد.

۲- مواد و روش‌ها

در این پژوهش، ابتدا ریخته‌گری سوپرآلیاژ با ترکیب شیمیایی Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-17.1W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B در کوره ذوب القایی تحت خلأ (VIM) انجام شد. لازم به ذکر است که علت انتخاب ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر از لحاظ ترکیب عناصر به شرح زیر می‌باشد: عناصر تیتانیوم و نیکل برای کاهش دمای رسوب‌گذاری γ' به آلیاژ سه‌تایی Co-Al-W اضافه شدند^[3]. کربن برای بهبود استحکام مرز دانه از طریق تشکیل کاربیدهای MC و ارتقای مکانیسم جوانه زنی دانه‌های تبلور مجدد به آلیاژ اضافه شد^[4]. عنصر آلیاژی بور جهت افزایش انعطاف‌پذیری آلیاژ^[5] و عناصری آلیاژی همچون نایوبوم و تانتالیوم به منظور کاهش چگالی و ایجاد کسر حجمی بیشتری از رسوبات γ' اضافه شدند^[6]. همچنین اضافه کردن عنصر آلیاژی مولیبدن باعث افزایش داکتیلیته آلیاژ می‌شود^[7].

جهت بهبود خواص و کاهش جدایش عناصر آلیاژی و آخال‌های موجود در شمش اولیه، ذوب مجدد آن بوسیله فرایند ESR انجام شد. سپس به منظور کاهش عیوب و غیریکنواختی‌های موجود در شمش ریختگی، عملیات همگن‌سازی در دمای ۱۳۰۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۶ ساعت انجام شد. از آزمایش فشار داغ جهت به دست آوردن اطلاعات مربوط به تنش سیلان و بررسی پدیده‌های ترمیم دینامیک استفاده شد. به همین منظور، نمونه‌های فشار داغ به صورت استوانه‌ای شکل با قطر ۸ میلی‌متر و ارتفاع ۱۲ میلی‌متر (رعایت نسبت ابعادی ۱/۵) مطابق با استاندارد تهیه شدند. آزمایش فشار داغ در دماهای ۱۰۵۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد با نرخ کرنش ۰/۰۱، ۰/۰۱ و ۰/۰۱ بر ثانیه تا کرنش ۰/۴ با استفاده از دستگاه سروهیدرولیک Instron 8502 مجهز به کوره مقاومتی انجام شد. قبل از انجام این آزمایش، همه نمونه‌ها به مدت ۱۰ دقیقه در دمای آزمایش پیش گرم شدند. لازم به ذکر است در همه آزمایش‌ها، از مخلوط پودر گرافیت برای روان‌کاری دو سطح تماس نمونه با فک‌هایی از جنس سوپرآلیاژ Inconel 100 استفاده شد؛ بلافاصله پس از آزمایش، نمونه‌ها در آب سرد شدند. پس از آزمایش فشار داغ نمونه‌ها در راستای محور فشار برش داده شده و سطح مقطع آن‌ها تحت بررسی‌های ریزساختاری قرار گرفت تا تحولات ریزساختاری، میزان و نحوه وقوع فرایندهای ترمیم، بررسی شود. به منظور آماده‌سازی نمونه‌ها جهت بررسی‌های ریزساختاری، ابتدا سنباده‌زنی با سنباده از مش ۲۴۰ تا ۳۰۰۰ صورت گرفت. سپس نمونه‌ها داخل محلول اچ با ترکیب 50mlHCl+50mlHNO₃ به مدت ۲ تا ۱۵ دقیقه قرار گرفتند. برای مشاهده‌ی تصاویر و ریزساختار نمونه‌ها، از

به صورت ناهمگنی در تمرکز سیلان و در نتیجه بروز ترک نمایان می‌شود.



شکل ۲) ریزساختار نمونه‌های تغییر شکل یافته سوپرآلیاژ Co-Ni-Al-W (ب) در ۱۲۰۰°C در نرخ کرنش ثابت $10^{-1} s^{-1}$ و (الف) در ۱۰۵۰°C در نرخ کرنش $10^{-1} s^{-1}$.

در شکل ۲-ب تصویر ریزساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه ارائه شده است. با افزایش دما از ۱۰۵۰ به ۱۲۰۰ دانه های تبلور مجدد با کسر حجمی بالا در کل ساختار مشاهده می‌شود، در واقع ساختار کشیده شده در دمای ۱۰۵۰ به ساختار با دانه‌های ریز نسبتاً هم محور تبدیل شده است. به عبارت دیگر می‌توان بیان نمود چون دما افزایش یافته شرایط برای فعال شدن فرایندهای فعال شونده با دما و نفوذ فراهم شده است. لذا منجر به شروع و توسعه تبلور مجدد دینامیکی در دمای ۱۲۰۰ نسبت به دمای ۱۰۵۰ در نرخ کرنش ۰/۱ شده است.

۲-۳- استخراج معادلات بنیادی فرایند تغییر شکل داغ سوپرآلیاژ

با بهره‌گیری از معادلات بنیادی، تاثیر نرخ کرنش و دما بر تنش سیلان در حین تغییر شکل داغ مورد بررسی قرار گرفته است. بدین منظور کرنش ۰/۴ انتخاب و با به کارگیری روش هایپربولیک معادله استخراج شده که در ادامه به توضیح آن پرداخته شده است.

روش هایپربولیک

با توجه به مطالعات [۶]، قانون سینوس هایپربولیک می‌تواند در همه شرایط (تنش زیاد و کم) مورد استفاده قرار گیرد. این معادله به صورت رابطه ۱ بیان می‌شود:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (1)$$

که در معادله ۱، Z پارامتر زیرهولومان، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، Q انرژی فعال سازی تغییر شکل، R ثابت جهانی گازها، T دمای آزمایش، A و α ثابت، σ تنش و n توان تنش است. همچنین در معادله ۱ جهت تعیین مقدار α می‌توان از دو روش استفاده نمود. در روش اول با توجه به این که α یک پارامتر قابل تنظیم است، می‌توان آن را با استفاده از آزمون خطا تغییر داده تا بهترین حالت موازی خطوط نمودار $\ln \epsilon - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ جهت تعیین n به دست آید. تنها در حالت ذکر شده است که این روش، پیش بینی درستی از

رفتار ماده ارائه می‌دهد. در روش دوم، با استفاده از معادله ۲، مقدار α تخمین زده می‌شود.

$$\alpha = \frac{\beta}{n} \quad (2)$$

لازم به ذکر است که محاسبه β و n در معادله ۲ به ترتیب در روش‌های اکسپونانسیلی و توانی بیان شده است. ضریب α محاسبه شده با استفاده از معادله ۲ برابر ۰/۰۰۹۵ بدست آمد.

پس از محاسبه α جهت تعیین n، منحنی $\ln \epsilon - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ رسم و شیب آن محاسبه گردید. همچنین انرژی فعال سازی، پس از محاسبه شیب منحنی $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ بر حسب $1000/T$ و جایگذاری آن در معادله ۳ بدست آمد.

$$Q = 1000nRs \quad (3)$$

بنابراین معادله حاکم بر آلیاژ مورد بررسی با روش هایپربولیک در پژوهش حاضر به صورت معادله ۴ بدست آمد.

$$Z = \exp(50.60) [\sinh(0.0095\sigma)]^5 \quad (4)$$

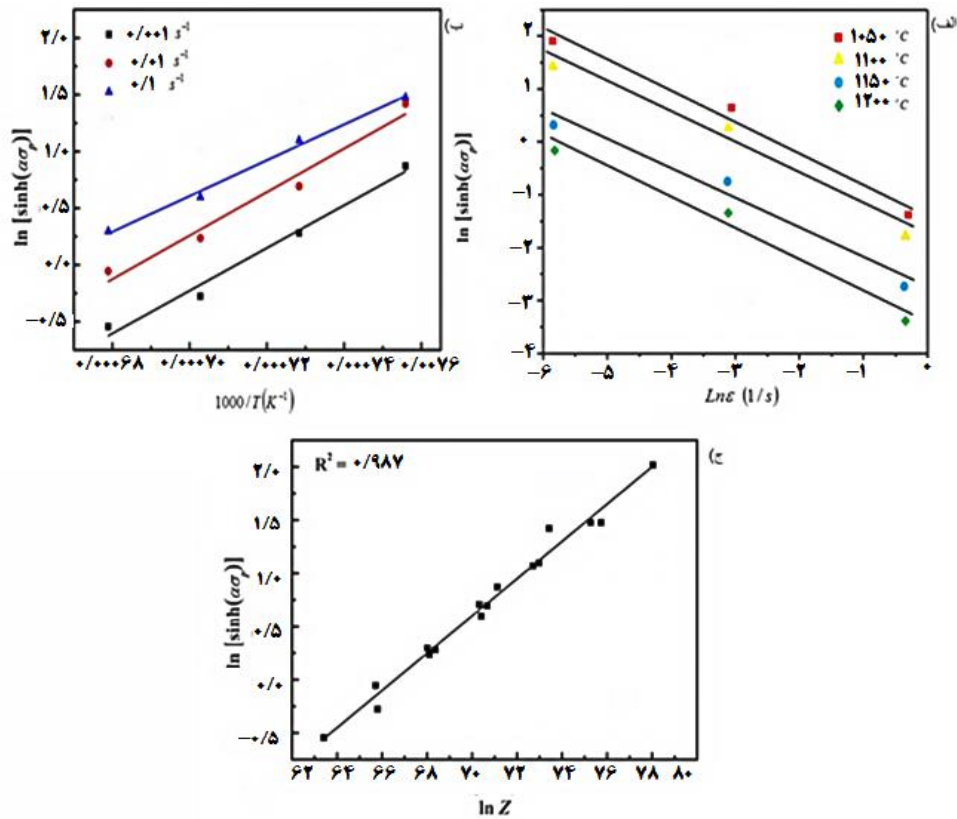
منحنی های مربوط به روش هایپربولیک برای $\alpha=0.0095$ در شکل ۳ ارائه شده است.

معادله هایپربولیک به عنوان معادله بیان کننده رفتار ذاتی تغییر شکل داغ سوپرآلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر تعیین شده است. با مقایسه نتایج انرژی فعال سازی تغییر شکل سوپرآلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر با انرژی فعال سازی محاسبه شده برای سوپرآلیاژهای پایه کبالت نسل جدید (ردیف ابتدایی جدول ۱)، تطابق مناسبی مشاهده می‌شود. لازم به ذکر است که انرژی فعال سازی، اساساً نشان دهنده سهولت و یا عدم سهولت تغییر شکل داغ است. معمولاً هرچه مقدار انرژی فعال سازی (Q) کمتر باشد تغییر شکل با سهولت بیشتری انجام خواهد شد. با مقایسه انرژی فعال سازی تغییر شکل داغ سوپرآلیاژ مورد بررسی با سوپرآلیاژ پایه نیکل کارشده U720Li (ردیف آخر جدول ۱)، مشاهده می‌شود که انرژی فعال سازی تغییر شکل سوپرآلیاژ U720Li بیشتر از سوپرآلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر است.

در پژوهش‌های مختلف [12-15] بیان شده است که انرژی فعال سازی ارتباط نزدیکی با ترکیب آلیاژ شیمیایی دارد. با توجه به اینکه آلیاژ مورد بررسی دارای محتوای کمتر عناصر Cr، W، Mo و Al کمتری نسبت به آلیاژ U720Li است که این موضوع بیانگر آن

جدول ۱) مقادیر محاسبه شده پارامترهای α و Q برای سوپرآلیاژ پایه کبالت نسل جدید و یک سوپرآلیاژ پایه نیکل.

| مرجع | $Q \left(\frac{kJ}{mol}\right)$ | n | $\alpha (MPa^{-1})$ | $A (s^{-1})$ | آلیاژ |
|------------|---------------------------------|------|---------------------|--------------|-------------|
| پژوهش حاضر | ۴۹۶/۴۸ | ۵ | ۰/۰۰۹۵ | ۱/۱۱×۱۰۱۴ | Co-Ni |
| [15] | ۵۴۵ | ۳/۹۳ | ۰/۰۰۹۱ | ۲/۷×۱۰۱۴ | Co-29Cr-9w |
| [16] | ۵۶۲ | ۴/۶۸ | ۰/۰۰۵۶ | ۱/۶۴×۱۰۱۵ | Co-29Cr-6Mo |
| [17] | ۵۹۸ | ۹/۱۶ | ۰/۰۰۱۳ | ۱/۸۹×۱۰۲۵ | U720Li |



شکل ۳) ارتباط بین الف) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ ، $\ln \epsilon$ ، ب) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ و $1000/T$ ، ج) $\ln Z$ و $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ برای سوپرآلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر با استفاده از معادله هایپربولیک در $0.0095 = \alpha$

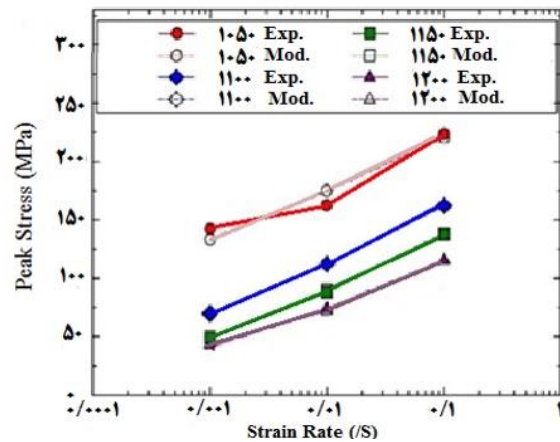
است که، افزودن کمتر عناصر آلیاژی در آلیاژ جدید می‌تواند سرعت انتشار موثر در شبکه را تسریع کند. لذا انرژی فعال‌سازی برای انتشار عناصر را کاهش می‌دهد.

میانگین شیب خطوط نمودار $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ و $1000/T$ در شکل ۳- ب با توجه به معادله هایپربولیک محاسبه شده و خطوط رگرسیون برای داده‌های تجربی نسبتی ترسیم شد. مقایسه مقادیر محاسبه شده از معادلات بنیادی و داده‌های تجربی در شکل ۴ نشان داده شده است.

۳-۳- ترسیم نقشه فرایند تغییر شکل آلیاژ و تعیین منطقه

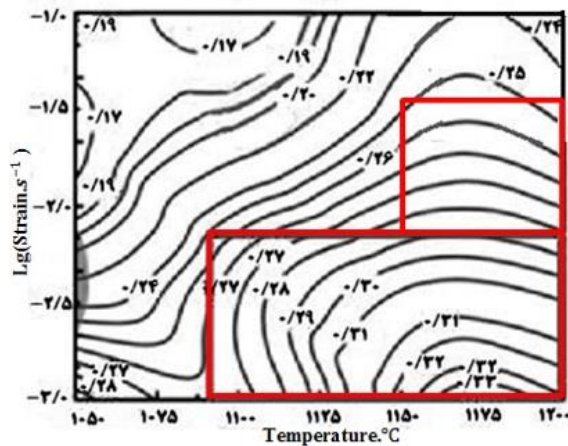
کارپذیری مناسب

از میان روش‌های مختلف برای آنالیز رفتار تغییرشکل مواد، نقشه‌های فرآیند به عنوان یک راهنما برای انتخاب شرایط بهینه کار داغ بسیار مورد توجه قرار دارند. مزیت تهیه یک نقشه فرآیند برای آلیاژهای کارپذیر تعیین مناطق ایمن و نایمن تغییرشکل با توجه به تحولات ریزساختاری در دامنه وسیعی از دما و نرخ‌های کرنش است. با این هدف، محققان بسیاری تاکنون تهیه و ترسیم نقشه فرآیند برای آلیاژهای مختلف را در دستور خود قرار داده‌اند [8,16,19].



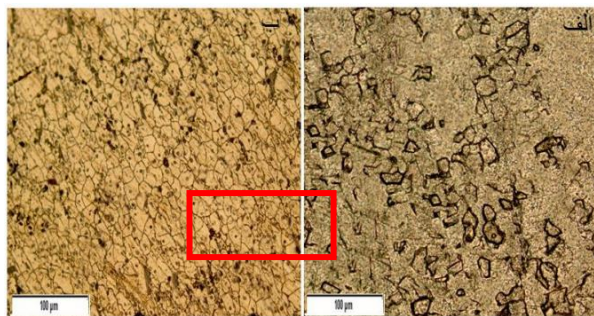
شکل ۴) تغییرات تنش حداکثر با مقایسه با نرخ کرنش داده‌های تجربی از نمودار $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ و $1000/T$.

نقشه‌های فرآیند بر اساس مدل دینامیک مواد (Dynamic Material Model (DMM)) و با فرض اینکه مواد حین تغییرشکل، انرژی اتلاف می‌کنند، تهیه و ترسیم می‌شوند. میزان اتلاف انرژی ماده در یک شرایط تغییرشکل مشخص به وسیله تغییرات تنش بر حسب تغییرات نرخ کرنش $(m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}})$ یا ضریب حساسیت به نرخ کرنش بیان می‌شود. واضح است که بیشترین مقدار اتلاف انرژی به صورت گرما باعث افزایش دمای ماده در حین تغییرشکل می‌شود. این درحالی است که فقط کسر کوچکی از انرژی



شکل ۵) مقاطع دو بعدی کرنش ثابت نقشه فرآیند سوپرآلیاژ Co-Ni-Al-W-Ta-Ti-Cr-Nb-Mo-B-C در کرنش حقیقی ۰/۴

مقادیر بازده مصرف انرژی با تغییرات ریزساختاری کاملاً تطابق دارد. ریزساختارهای نشان داده شده در شکل ۶، که نشان دهنده ریزساختارهای تغییر شکل یافته در دماهای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه است، وقوع تبلور مجدد را نشان می‌دهد. این تصاویر با مقادیر بازده مصرف انرژی حداکثر، طبق نقشه فرایند تطابق دارد. همچنین توسعه تبلور مجدد در ریزساختار نمونه تغییر شکل یافته در نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد نسبت به دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد با افزایش مقادیر بازده مصرف انرژی از ۲۷ تا ۳۲ درصد تایید شده است. از سوی دیگر، ریزساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه وقوع تبلور مجدد و توسعه آن در شکل ۲-ب با بازده مصرف انرژی ۲۷ درصد تطابق دارد. با توجه به این که در نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد، نسبت به نمونه‌های تغییر شکل یافته در دمای ۱۱۰۰ و ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد، دما افزایش یافته است، لذا انتظار وقوع تبلور مجدد و توسعه آن در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد در نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه نسبت به نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه، کاملاً منطقی است.



شکل ۶) تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار سوپرآلیاژ بعد از انجام آزمایش فشار داغ با نرخ کرنش 0.01 s^{-1} در دماهای الف) 1100°C ب) 1150°C

تغییر شکل منجر به تحولات ریزساختاری می‌شود. پراساد (Prasad) [9] نشان داد که تحولات متالورژیکی در اثر تغییر شکل (J) را می‌توان نسبت به یک حالت ایده‌آل که در آن تمام انرژی تغییر شکل صرف تغییر ساختار می‌شود (J_{max})، به صورت کمی محاسبه نمود. برای این منظور پارامتر بدون بعد بازدهی مصرف انرژی (η) برای میزان انرژی اتلاف شده به صورت معادله ۷ معرفی می‌شود:

$$\eta(T, \dot{\epsilon}) = \frac{J}{J_{max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (7)$$

به این ترتیب نقشه‌های دوبعدی بازدهی مصرف انرژی با رسم η بر حسب دما و نرخ کرنش قابل دستیابی هستند. در این نقشه‌ها دامنه‌های پربازده نشان‌دهنده حاکمیت تغییرات ریزساختار در حین تغییر شکل است. لذا این مناطق معمولاً به عنوان شرایط تغییر شکل بهینه به منظور کنترل ریزساختار و دستیابی به خواص مطلوب معرفی می‌شوند [17].

مشخصه دیگر نقشه‌های فرآیند تعیین مناطق ناپایداری سیلان بر اساس تئوری دینامیک مواد و رابطه ارائه شده توسط زیگلر (Ziegler) است. معیار پایداری تغییر شکل که تابعی از تحولات ریزساختاری است، با استفاده از پارامتر بدون بعد در یک دمای مشخص به صورت معادله ۸ قابل محاسبه است [18]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m > 0 \quad (8)$$

در شرایطی که $\xi(\dot{\epsilon})$ منفی باشد، تحولات ریزساختاری منجر به ناپایداری تغییر شکل پلاستیک می‌شود. تغییرات $\xi(\dot{\epsilon})$ با شرایط تغییر شکلی نیز معمولاً به صورت نقشه‌های دوبعدی با عنوان نقشه‌های ناپایداری سیلان نشان داده می‌شوند.

دامنه‌های بازدهی و مناطق ناپایداری تغییر شکل، با کرنش ثابت استخراج و در شکل ۵ به صورت دو بعدی ارائه شده است. مطابق شکل ۵ منطقه ناپایداری یک منطقه خاکستری رنگ هاشور خورده در سمت چپ شکل است که از بازه ۰/۱ تا ۰/۰۱ بر ثانیه در محدوده دمایی ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد مشاهده می‌شود و مناطق پایداری هم در داخل مستطیل قرمز رنگ قرار گرفته است.

تصویر ۲- الف ساختار سوپرآلیاژ را در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه نشان می‌دهد که ترک موجود در ساختار با ناپایداری ایجاد شده در شکل ۵ مطابقت دارد. به عبارت دیگر تشکیل

ترک از جمله عوامل ناپایداری این ناحیه است. به دلیل بالا بودن نرخ کرنش و کم بودن دمای تغییر شکل، میزان گرمای آزاد شده در اثر تغییر شکل بالا است و گرمای تولید شده به دلیل وجود زمان اندک، در حین تغییر شکل به فک‌های دستگاه منتقل نمی‌شود. لذا حرارت تولید شده منجر به افزایش دمای نمونه، به صورت موضعی می‌شود. این پدیده سبب تمرکز سیلان و در نتیجه تشکیل باندهای برشی شده که در امتداد آن، ترک ظاهر شده است.

- multi-precipitation Ni-Co base superalloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2021; 801:140333.
- 5- Kainuma R, Ise M, Jia CC, Ohtani H, Ishida K. Phase equilibria and microstructural control in the Ni-Co-Al system. *Intermetallics*. 1996;4: S151-8.
- 6- Kolb M, Freund LP, Fischer F, Povstugar I, Makineni SK, Gault B, Raabe D, Müller J, Spiecker E, Neumeier S, Göken M. On the grain boundary strengthening effect of boron in γ/γ' Cobalt-base superalloys. *Acta Materialia*. 2018; 145:247-54.
- 7- Suzuki A, Pollock TM. High-temperature strength and deformation of γ/γ' two-phase Co-Al-W-base alloys. *Acta Materialia*. 2008;56(6):1288-97.
- 8- Prasad YV, Gegel HL, Doraivelu SM, Malas JC, Morgan JT, Lark KA, Barker DR. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242. *Metallurgical Transactions A*. 1984; 15:1883-92.
- 9- Pollock TM, Dibbern J, Tsunekane M, Zhu J, Suzuki A. New Co-based $\gamma-\gamma'$ high-temperature alloys. *JoM*. 2010; 62:58-63.
- 10- Ebrahimi R, Najafizadeh A. A new method for evaluation of friction in bulk metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004;152(2):136-43.
- 11- Prasad YV, Rao KP, Sasidhar S, editors. *Hot working guide: a compendium of processing maps*. ASM international; 1997.
- 12- Momeni A, Dehghani K. Characterization of hot deformation behavior of 410 martensitic stainless steel using constitutive equations and processing maps. *Materials Science and Engineering: A*. 2010;527(21-22):5467-73.
- 13- Prasad YV, Seshacharyulu T. Processing maps for hot working of titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 1998;243(1-2):82-8.
- 14- Kainuma R, Ise M, Jia CC, Ohtani H, Ishida K. Phase equilibria and microstructural control in the Ni-Co-Al system. *Intermetallics*. 1996;4: S151-8.
- 15- Neumeier S, Freund LP, Göken M. Novel wrought γ/γ' cobalt base superalloys with high strength and improved oxidation resistance. *Scripta Materialia*. 2015; 109:104-7.
- 16- McDevitt ET. Vacuum induction melting and vacuum arc remelting of Co-Al-WX gamma-prime superalloys. In *MATEC web of conferences 2014* (Vol. 14, p. 02001). EDP Sciences.
- 17- Semiatin SL, Weaver DS, Fagin PN, Glavicic MG. Deformation and recrystallization behavior during hot working of a coarse-grain, nickel-base superalloy ingot material. *Metallurgical and Materials Transactions*. 2004;35(2):679.
- 18- Zhu J, Titus MS, Pollock TM. Experimental investigation and thermodynamic modeling of the co-rich region in the Co-Al-Ni-W quaternary system. *Journal of phase equilibria and diffusion*. 2014; 35:595-611.
- 19- Taheri-Mandarjani M, Zarei-Hanzaki A, Abedi HR. Hot ductility behavior of an extruded 7075 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2015; 637:107-22.

۴- نتیجه‌گیری

- ۱- معادلات بنیادی جهت پیش‌بینی رفتار تغییر شکل سوپرآلیاژ استخراج شد که نتایج نشان داد مدل ارائه شده براساس معادله سینوس هایپربولیک، نتایج تجربی را با دقت کاملی پیش‌بینی می‌کند.
- ۲- با استفاده از معادله سینوس هایپربولیک، انرژی فعال‌سازی تغییر شکل داغ آلیاژ مورد بررسی در پژوهش حاضر، ۴۹۷ کیلوژول بر مول بدست آمد.
- ۳- نقشه فرایند آلیاژ Co-Ni-Al-W-Ta-Ti-Cr-Nb-Mo-B-C وجود یک منطقه ناپایداری را در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه نشان داده که در ریزساختار به شکل ترک مشاهده شد. این درحالی است که با افزایش دمای تغییرشکل، گستره و شدت ناپایداری کاهش یافت.
- ۴- در بررسی نقشه فرایند تغییر شکل سوپرآلیاژ مورد مطالعه در پژوهش حاضر، تغییرات بازدهی و مناطق ناپایداری با کرنش به وضوح مشاهده می‌شوند. به طوری که در کرنش ۰/۳ یک منطقه با دامنه بازده بیش از ۲۰ درصد، در دماهای ۱۱۲۵ تا ۱۱۷۵ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه وجود دارد. اما با افزایش کرنش به ۰/۴ دو دامنه بازده حداکثر جدید یکی در محدوده دمایی ۱۱۵۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و دیگری در محدوده دمایی ۱۱۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱ و ۰/۰۱ بر ثانیه ایجاد شده است.
- ۵- مقدار بازده مصرف انرژی، در کرنش ۰/۴ به ۳۳ درصد رسیده است که با مشاهدات ریزساختاری در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱ بر ثانیه، که بیشترین مقدار تبلور مجدد دینامیکی را نشان می‌دهند، مطابقت دارد.
- ۶- با توجه به نتایج حاصل از نقشه فرایند و معادلات بنیادی، شرایط بهینه تغییر شکل آلیاژ Co-22.8Ni-3.4Al-8Cr-1701W-1.5Ti-2.8Ta-1.5Nb-1.5Mo-0.06C-0.02B در محدوده دمایی ۱۱۵۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد در نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه و محدوده دمایی ۱۱۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد در نرخ کرنش‌های ۰/۱ و ۰/۰۱ بر ثانیه است.

منابع

- 1- Bocchini PJ. Microstructure and mechanical properties in gamma (face-centered cubic) + gamma prime (L12) precipitation-strengthened cobalt-based superalloys (Doctoral dissertation, Northwestern University) 2015.
- 2- Gu Y, Harada H, Cui C, Ping D, Sato A, Fujioka J. New Ni-Co-base disk superalloys with higher strength and creep resistance. *Scripta Materialia*. 2006;55(9):815-8.
- 3- Zhong X, Han F. Hot deformation behavior of a new tailored cobalt-based superalloy for turbine discs. *Journal of Materials Research*. 2020;35(6):633-43.
- 4- Li Y, Hong Z, Liu B, Jia X. Investigation of microstructure evolution and mechanical properties of