ISSN: 2476-6909; Modares Mechanical Engineering. 2023;23(07):425-433

Study on Hot Tensile Deformation and Fractography of 410 Martensitic Stainless Steel Produced by Radial Forging Process

ARTICLE INFO

Article Type
Original Research

Authors
Ezatpour H.R.[1],
Ebrahimi G.R. [2*],
Mohammadpour J. [3]

How to cite this article
Ezatpour H.R., Ebrahimi G.R., Mohammadpour J, Study on hot tensile deformation and fractography of 410 martensitic stainless steel produced by radial forging process. Modares Mechanical Engineering. 2023;23(07):425-433.

ABSTRACT

The aim of the current research was to investigate the hot tensile behavior and fracture morphology of 410 steel in the temperature range of 950-1100°C and two strain rates of 0.05 s^{-1} and 0.5 s^{-1}. The results showed that the peak stress and yield stress decreased with increasing temperature, which confirmed the decrease of strength against deformation with increasing process temperature. In strain rate of 0.05 s^{-1} with increasing temperature, the peak strain decreased continuously, while in strain rate of 0.5 s^{-1} was observed an increment trend after initial decrease due to competition between work hardening and softening mechanism such as dynamic recovery and dynamic recrystallization. The fracture morphology results showed that they were in good agreement with the mechanical results when at 950 °C the brittle fracture mechanism had a high contribution and the soft fracture surface morphology (increasing dimples and decreasing cleavage planes) was dominant with increasing process temperature. At strain rate of 0.05 s^{-1}, the size of the voids and cracks formed during process was much larger than the cracks created at strain rate of 0.5 s^{-1}, which indicated considerable tearing and decrease in fracture strain (elongation) of the samples in during hot tensile testing at low strain rate.

Keywords 410 Martensitic Stainless Steel, Hot Tensile Deformation, Mechanical Properties, Fracture Morphology.

[1] Department of Engineering Sciences, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.
[2] Department of Materials and Metallurgical Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.
[3] Department of Materials Engineering, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.

Correspondence
Address: Ferdowsi University of Mashhad, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Mashhad, Iran.

r.ebrahimi@um.ac.ir

Article History
Received: April 16, 2023
Accepted: July 09, 2023
ePublished: August 16, 2023

CITATION LINKS

1- Premium Alloys 17-4 Stainless Steel. 2- Heat Treating of Irons and Steels. 3- Modeling the flow curve of AISI 410 martensitic stainless steel. 4- Multi-stage thermomechanical behavior of AISI 410 martensitic steel. 5- Prediction of dynamic recrystallization kinetics and grain size for 410 martensitic stainless steel during hot deformation. 6- A comparative study on the hot deformation behavior of 410 stainless and K100 tool steels. 7- A ductile fracture model considering stress state and Zener–Hollomon parameter for hot deformation of metallic materials. 8- Hot tensile and fracture behavior of 35CrMo steel at elevated temperature and strain rate. 9- Hot tensile deformation and fracture behaviors of a typical ultrahigh strength steel. 10- Damage and cracking prediction of AISI 410 martensitic stainless steel at elevated temperatures. 11- Hot tensile properties and strain hardening behaviour of Super 304HCu stainless steel. 12- Hot tensile deformation behaviors and constitutive model of 42CrMo steel. 13- Study of the fracture surface morphology of impact and tensile tested cast and forged (C&F) Grade 91 steel at room temperature for different heat treatment regimes. 14- Hot deformation behavior and processing maps of AISI 420 martensitic stainless steel. 15- Hot-deformation behavior and hot-processing maps of AISI 410 martensitic stainless steel. 16- Constitutive modeling of hot deformation behavior of X20Cr13 martensitic stainless steel with strain effect. 17- Prediction of dynamic recrystallization kinetics and grain size for 410 martensitic stainless steel during hot deformation. 18- Hot compression behavior of as-cast precipitation-hardening stainless steel. 19- Effect of austenite stability on the fracture micromechanisms and ductile-to-brittle transition in a medium-Mn, ultra-fine-grained steel for automotive applications.

Copyright© 2020, TMU Press. This open-access article is published under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License which permits Share (copy and redistribute the material in any medium or format) and Adapt (remix, transform, and build upon the material) under the Attribution-NonCommercial terms.

بررسی رفتار تغییر شکل کششی گرم و مشخصه های شکست فولاد زنگ نزن ۴۱۰ تولید شده به روش فورج شعاعی

حمیدرضا عزت پور [۱]، غلامرضا ابراهیمی [۲*] جواد محمدپور [۳]
[۱] گروه علوم مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری ، سبزوار، ایران
[۲] گروه مهندسی مواد، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران
[۳] گروه مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری ، سبزوار، ایران

چکیده
در پژوهش حاضر، رفتار کششی گرم و مورفولوژی شکست فولاد ٤١٠ در محدوده دمایی ۹۵۰-۱۱۰۰ °C و نرخ های کرنش ۰/۰۵ s^{-1} و ۰/۵ s^{-1} مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که تنش سیلان فولاد مورد مطالعه با افزایش دما کاهش یافتن که تایید کننده کاهش استحکام فولاد در برابر تغییر شکل بود. در نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} با افزایش دما کرنش بیشینه به طور محسوس کاهش یافت در حالی که در نرخ کرنش ۰/۵ s^{-1} به دلیل رقابت پدیده های متالوژیکی مانند کارسختی و کارنرمی (بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی) رخ داده در طول فرایند بعد از یک کاهش اولیه یک روند افزایشی در کرنش پیک با افزایش دما مشاهده شد. نتایج سطح شکست نشان داد که در دمای ۹۵۰ °C مکانیزم شکست ترد سهم بالایی در هر دو نرخ کرنش را داشت و مورفولوژی سطح شکست نرم (افزایش دیمپل ها و کاهش صفحات کلیواژ) با افزایش دما غالب بود. در نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} ابعاد حفره‌ها و ترک‌های تشکیل شده به مراتب بزرگ‌تر از ترک‌های ایجاد شده در نرخ کرنش ۰/۵ s^{-1} بودند که نشان دهنده از هم گسیختگی بالا و کاهش تغییرات طول تا شکست نمونه های تغییرشکل یافته در نرخ کرنش پایین بود که با نتایج نمودارهای تنش-کرنش مطابقت داشت.

کلیدواژه‌ها: فولاد زنگ نزن ٤١٠؛ آزمون کشش گرم؛ خواص مکانیکی؛ مورفولوژی شکست.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۱/۲۷
تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۴/۱۶
*نویسنده مسئول: r.ebrahimi@um.ac.ir

۱- مقدمه
فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی گروهی بزرگ از فولادهای عملیات حرارتی شونده هستند که پس از عملیات کوئینچ (سریع سرد کردن)، فاز مارتنزیت در آن‌ها ایجاد می‌شود. این فولادها از مقاومت به خوردگی و استحکام بالایی برخوردارند که آن ها را به عنوان کاندیدهای خوبی برای برخی از کاربردهای صنعتی از جمله پره‌های توربین بخار، سوپاپ ها، شفت ها، پیچ ها و قالب های تزریق پلاستیک انتخاب می‌کنند[1] . فولاد آلیاژی ٤١٠ فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۱۲ درصد کروم است که می تواند برای به دست آوردن طیف گسترده ای از خواص مکانیکی عملیات حرارتی شود. فولاد زنگ نزن ٤١٠ دارای استحکام و سختی بالا همراه با مقاومت خوب در برابر خوردگی است. فولاد زنگ نزن ٤١٠ انعطاف پذیر است و می تواند شکل بگیرد و در هر شرایطی مغناطیسی است [2].

فرآیند تولید این فولادها اغلب به روش ریخته گری، تغییر شکل گرم و سپس عملیات حرارتی است. با توجه به ساختار نهایی مارتنزیتی در این فولادها امکان استحکام دهی هم از طریق عملیات حرارتی و هم ترمومکانیکی فراهم است. بنابراین بررسی رفتار تغییرشکل گرم این فولادها در شرایط آزمایشگاهی می تواند مدل مناسبی برای شرایط واقعی در صنعت فراهم کند. تا کنون تحقیقات گسترده ای روی تغییر شکل فشاری گرم فولاد ٤١٠ انجام شده است.معمولاً تغییر شکل گرم فولاد ۴۱۰ در محدوده دمایی ۷۵۰ °C تا ۱۱۵۰ °C و به دنبال آن سرد کردن در هوا انجام می شود [3,4]. در این زمینه مومنی و همکاران [5,6] تلاش کردند تا تحولات ریزساختاری این فولاد را با توجه به مکانیزم های کارنرمی مانند تبلور محدد دینامیکی و استاتیکی در شرایط دمایی و نرخ های کرنش مختلف مورد ارزیابی قرار دهند و معادلات بنیادی حاکم بر فرایند را تعیین کردند. به هر حال هنوز چالش های زیادی در زمینه تغییر شکل گرم این فولاد وجود دارد به ویژه زمانی که در طول فرایند تولید درون قالب تحت فشار قرار می گیرند. در این حالت تغییر شکل پیچیده و حالت های مختلف تنشی (فشار و کشش) رخ داده در طول فرایند تولید و تشکیل عیوبی مانند ترک ها می‌تواند کیفیت قطعه نهایی را تحت تاثیر قرار دهد [7]. تشکیل عیوبی مانند ترک در طول فرایند تغییر شکل وابسته به حالت تنش است. برای مثال تنش کششی به عنوان عامل اصلی و تاثیر گذرا روی تخریب و ترک خوردن مواد فلزی به شمار می رود. بنابراین، آزمون کشش گرم می تواند ضرروری باشد تا رفتار تخریب و ترک خوردن مواد فلزی را مورد بررسی قرار دهیم [8]. ون و همکارانش [9] رفتار تغییر شکل کششی گرم و شکست یک فولاد با استحکام فوق‌العاده بالا را در محدوده دمایی ۹۰۰-۱۱۵۰ °C و نرخ کرنش ۰/۱۰-۰۱ s^{-1} مورد بررسی قرار دادند. تاثیر پارامترهای تغییر شکل (نرخ کرنش و دمای تغییر شکل) روی رفتار تغییر شکل پلاستیک ماکروسکوپی، مورفولوژی‌های شکست میکروسکوپی و تکامل ریزساختاری مورد بررسی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که در دمای کششی پایین (۹۰۰ °C)، مقاومت کم ماده در برابر گلویی شدن به سختی از ناپایداری کرنش جلوگیری کرده و عیوب میکروسکپی به راحتی رخ می دهد. آن ها همچنین گزارش کردند که رفتار کششی گرم فولاد مورد مطالعه به شدت تحت تأثیر کار سختی و کار نرمی دینامیکی است و با افزایش نرخ کرنش، ضرایب حساسیت نرخ کرنش کاهش می‌یابد و مقدار ازدیاد طول تا شکست از ۰/۳۸ به ۰/۵۰ افزایش می‌یابد. یافته ها تایید کرد که با افزایش نرخ کرنش یا کاهش دمای کششی ریزحفره ها یا ترک‌ها افزایش می یابند. آن ها گزارش کردند که در طول فرایند تغییر شکل کششی در دمای بالا، مکانیزم‌های اصلی شکست از شکست بین دانه‌ای در دمای بالا و نرخ کرنش کم به شکست درون دانه ای در دمای پایین و نرخ کرنش بالا تبدیل می‌شوند. ژانگ و همکاران [10] تاثیر پارامترهای تغییر شکل گرم (فشاری و کششی) را روی رفتار شکست و تشکیل

ترک در فولاد مارتنزیتی ۴۱۰ مورد بررسی قرار دادند. آن ها گزارش کردند که تنش جریان با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش کاهش می یابد. آن ها نشان دادند که پدیده گلویی شدن موضعی و حضور ترک ها منجر به افت سریع در نمودار تنش-کرنش شده است. وینوت کومار و همکاران [11] رفتار تغییر شکل گرم فولاد زنگ نزن ۳۰۴ را در محدوده دمایی ۵۵۰-۶۵۰ °C مورد بررسی قرار دادند. آن ها گزارش کردند که سطح شکست نمونه های تغییر شکل یافته در دمای بالا حاوی دیمپل های ریز نشان دهنده شکست نرم و صفحات کلیواژ نشان دهنده شکست ترد است و با افزایش دمای فرایند اندازه حفرات تشکیل شده در طول فرایند افزایش یافته است. در پژوهش ژائو و همکاران [8] روی رفتار تغییر شکل کششی فولاد 35CrMo در دمای بالا گزارش شد که رفتار کششی گرم فولاد تحت تأثیر رقابت بین کارسختی، تبلور مجدد دینامیکی و تبلور مجدد استاتیکی است و تشکیل میکروحفره ها، به هم پیوستن و رشد آن ها عامل اصلی شکست در دمای بالا است. آن ها تایید کردند که با کاهش دما و افزایش نرخ کرنش سرعت تشکیل میکروحفره ها و پیوستن آن ها به همدیگر به طور قابل توجه کاهش یافته است. هوآنگ و همکاران [12] در پژوهش خود بر روی رفتار کشش گرم فولاد 42CrMo نشان دادند که دو پارامتر دما و نرخ کرنش می‌توانند تاثیر قابل ملاحظه‌ای را بر روی رفتار کشش گرم فولاد مورد نظر ایجاد کنند. نتایج تایید کرد که کرنش شکست در دمای ۸۵۰ °C و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ s^{-1} بیشتر از سایر نرخ کرنش‌ها است که مربوط به فاز ایجاد شده در دمای ۸۵۰ °C و چگالی مطلوب نابجایی‌های در نرخ کرنش ۰/۰۰۱ s^{-1} است که در کار سخت شدن و به اصطلاح تقویت ماده در برابر نرم شدن نیز اثر گذار بوده است. در پژوهش پاندی و همکاران [13] مورفولوژی سطح شکست فولاد گرید ۹۱ فورج شده بعد از تغییر شکل کششی و در شرایط عملیات حرارتی مختلف مورد بررسی قرار گرفت. آن ها گزارش کردند که سطوح شکست در شرایط مختلف دارای پارگی‌های متفاوت و ترکیبی از صفحات کلیواژ نشان دهنده شکست ترد و دیمپل ها نشان دهنده شکست نرم است.

منابع مطالعاتی نشان داده است که بررسی رفتار ترمودینامیکی نظیر تبلور مجدد دینامیکی فولاد ضد زنگ مارتنزیتی ۴۱۰ تحت آزمون فشار گرم به تفصیل مورد مطالعه قرار گرفته است[13-16,5-6] نتایج محققان نشان داده است که افزایش دمای تغییر شکل و کاهش نرخ کرنش می‌تواند سبب افزایش مهاجرت مرز دانه ها شده و در نتیجه فرآیند تبلور مجدد دینامیکی را تسریع کند. تبلور مجدد دینامیکی در نتیجه تشکیل دانه‌های جدید در مرزهای دانه های اولیه و در نتیجه رشد دانه‌های جدید در ریزساختار تغییر شکل یافته رخ می‌دهد. بنابراین، اثرات نرخ کرنش و دمای تغییر شکل بر فرآیند تبلور مجدد دینامیکی بسیار متنوع و متفاوت است. در پژوهش حاضر، بعلت محدود بودن منابع مطالعاتی در زمینه تاثیر پارامترهای فرایند کشش گرم (دما و نرخ کرنش) روی مورفولوژی شکست فولاد ۴۱۰ در نظر است آزمون های کشش گرم با یک برنامه عملیاتی طراحی شده مناسب در محدوده دمایی ۹۵۰-۱۱۰۰ °C و نرخ های کرنش ۰/۵ s^{-1} و ۰/۰۵ s^{-1} انجام گیرد. بنابراین، آنالیز نمودارهای تنش-کرنش همراه با بررسی مورفولوژی سطح شکست در شرایط مختلف جهت تحلیل بهتر رفتار تغییر شکل کششی گرم فولاد ۴۱۰ مورد استفاده قرار گرفت.

۲- مواد و روش آزمایش

نمونه‌های فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۱۰ مورد استفاده در این مطالعه از قطعه فورج شده تهیه شدند. ترکیب شیمیایی فولاد ۴۱۰ و ریزساختار اولیه آن قبل از تغییرشکل کششی در جدول ۱ و شکل ۱ نشان داده شده است.

نمونه‌های آزمون کشش بر طبق استاندارد ASTM E8 با طول گیج ۷/۸ میلی متر آماده سازی شدند. آزمون کشش گرم فولاد ۴۱۰ توسط دستگاه Zwick Roell Z250 مجهز به کوره الکتریکی با قابلیت کنترل دما و در محدوده دمایی ۹۵۰-۱۱۰۰ °C و نرخ های کرنش ۰/۵ s^{-1} و ۰/۰۵ s^{-1} انجام گرفت. نرخ کرنش در طول فرایند تغییر شکل ثابت بود. برای همگن سازی دما قبل از تغییر شکل نمونه های کششی به مدت ۱۵ دقیقه در دمای مورد نظر نگه داشته شدند. شکل ۲ تصویر ماکروسکوپی از نمونه‌های کشیده شده در دما و نرخ کرنش های مختلف را نشان می‌دهد.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی فولاد ۴۱۰ مورد استفاده در مطالعه حاضر.

عنصر	C	Mn	P	S	Si	Cr	Fe
درصد	۰/۱۲	۰/۹۴	۰/۰۴۲	۰/۰۳۱	۱/۱	۱۲/۴	**باقیمانده**

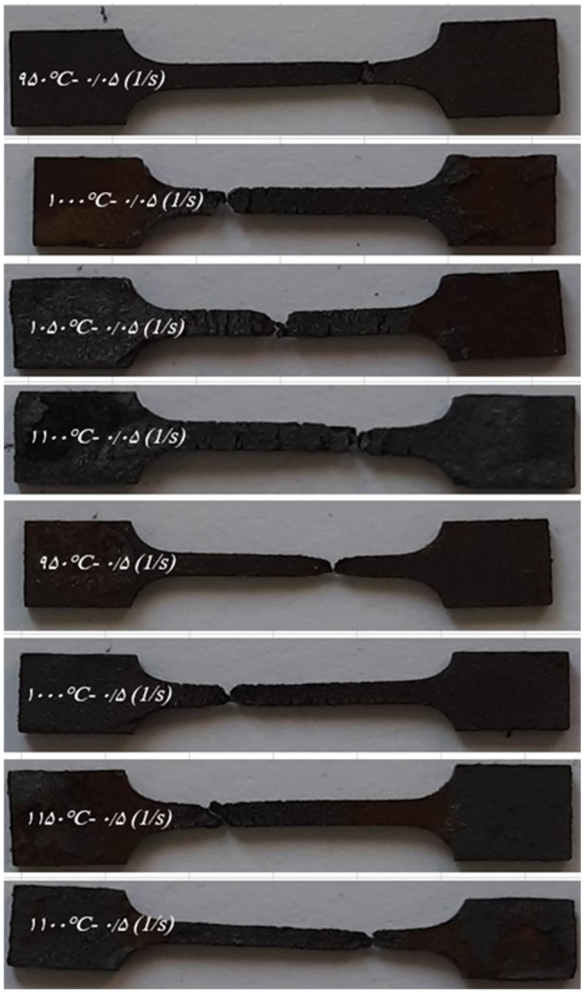
شکل ۱) ریزساختار اولیه فولاد ٤١٠ مورد استفاده در مطالعه حاضر که تایید کننده ساختار اولیه مارتنزیتی است.

با کمک رابطه ۱ تغییرات طول لحظه ای نمونه ها با طول اولیه ۷/۸ میلی متر (طول گیج) برای تمام داده‌ها محاسبه شد:

$$\Delta l = 7.8 - l \qquad (1)$$

l طول ثانویه است.

و میزان کرنش حقیقی در طول فرایند به کمک رابطه ۲ محاسبه شد:



شکل ۲) تصویر ماکروسکوپی از نمونه‌های کشش گرم بعد از تغییر شکل در شرایط مختلف.

$$\varepsilon = ln\frac{\Delta l}{l_0} = ln\frac{7.8}{l_0} \qquad (۲)$$

سپس مقادیر تنش حقیقی به کمک رابطه حجم ثابت از طریق رابطه ۳ برای تمام داده‌ها در نظر گرفته شد:

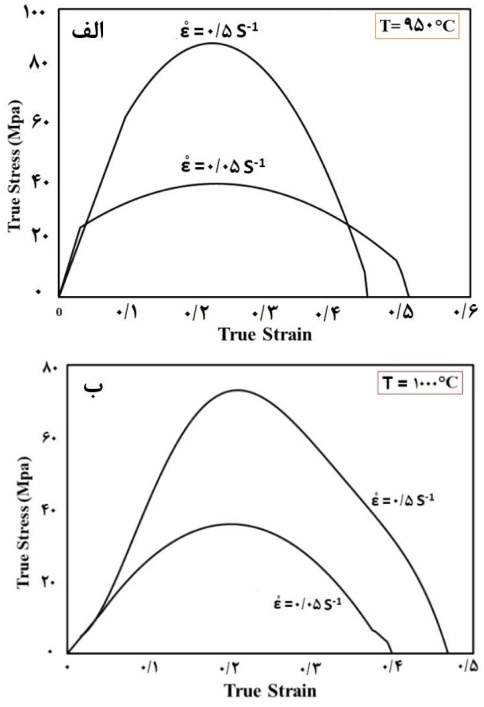
$$\sigma = \frac{4 * L * F}{A * B * C} = \frac{4 * L * F}{7.8 * 1.2 * 0.75} \qquad (۳)$$

در معادله بالا F نیروی لازم برای تغییر شکل که خروجی خام آزمون فشار است و A و B و C اضلاع گیج مکعب مستطیل هستند. بعد از اتمام آزمون کشش و پارگی کامل، سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش با حفظ سطح نمونه و جلوگیری از اعمال هر گونه ضربه‌ای به سطح جهت تصویر برداری با میکروسکوپ الکترون روبشی (FESEM) آماده شدند. بعلت شرایط غیر یکنواخت از هم گسیختگی و پارگی در سطح شکست نمونه‌ها تلاش شد تا حد ممکن از مناطق مختلف سطح شکست و در بزرگنمایی‌های متفاوت تصویر برداری‌ها انجام گیرد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- رفتار کششی گرم فولاد ۴۱۰ در دماهای ۹۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C

شکل ۳ رفتار کشش گرم فولاد ۴۱۰ را در دماهای ۹۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C و نرخ های کرنش ۰/۵ s^{-1} و ۰/۰۵ s^{-1} نشان می دهد. رفتار کششی گرم فولاد ۴۱۰ در دمای ۹۵۰ °C در هر دو نرخ کرنش ۰/۵ s^{-1} و ۰/۰۵ s^{-1} دارای یک رفتار همگن و یکنواخت (صعود اولیه به دلیل کار سختی و افت سریع به دلیل پدیده گلویی شدن) است و در هر دو نرخ کرنش در کرنش حدود ۰/۲ کارسختی و مقاومت فولاد در برابر اعمال تنش کاهش یافته و ناپایداری کرنش به دلیل پدیده گلویی شدن (تشکیل میکرو ترک ها و میکرو حفره ها) در این مرحله رخ داده است [10]. با افزایش نرخ کرنش چگالی نابجایی‌های در ساختار افزایش می‌یابد. قرار گرفتن ماده در شرایط نرخ کرنش بالا که با جنگلی از نابجایی‌ها همراه است تنش لازم برای ادامه تغییر شکل را افزایش می‌دهد و باعث کارسختی در فولاد می شود در دمای پایین و نرخ کرنش بالا کارسختی به عنوان مکانیزم اصلی تغییر شکل است که منجر به افزایش قابل توجه تنش پیک خواهد شد [8]. در دمای پایین و نرخ کرنش بالا، کاهش سطح تنش بدلیل پدیده گلویی شدن است و حرکت راحت‌تر نابجایی‌ها و کاهش سطح تنش در شرایط رخ داده معنای خاصی پیدا نمی‌کند. با کاهش نرخ کرنش، تنش پیک به طور قابل ملاحظه ای کاهش یافته است. کاهش سطح استحکام در نرخ کرنش پایین می تواند به دلیل رخ دادن پدیده های کارنرمی مانند بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی در طول فرایند باشد [9].



شکل ۳) تغییرات تنش حقیقی بر حسب کرنش حقیقی (کشش گرم) فولاد ۴۱۰ در نرخ های کرنش ۰/۵ s^{-1} و ۰/۰۵ s^{-1} و دماهای (الف) ۹۵۰ °C و (ب) ۱۰۰۰ °C.

رفتار کلی کشش گرم فولاد ۴۱۰ در دمای ۱۰۰۰ °C حدودا مشابه دمای ۹۵۰ °C است. قبل از نقطه بیشینه، افزایش چگالی نابجایی‌ها و کارسختی افزایش تنش لازم برای ادامه تغییر شکل را به همراه دارد و بعد از نقطه بیشینه (ناحیه ناپایداری) کاهش سریع تنش را به دلیل پدیده گلویی شدن و گسیختگی شاهد خواهیم بود [12].

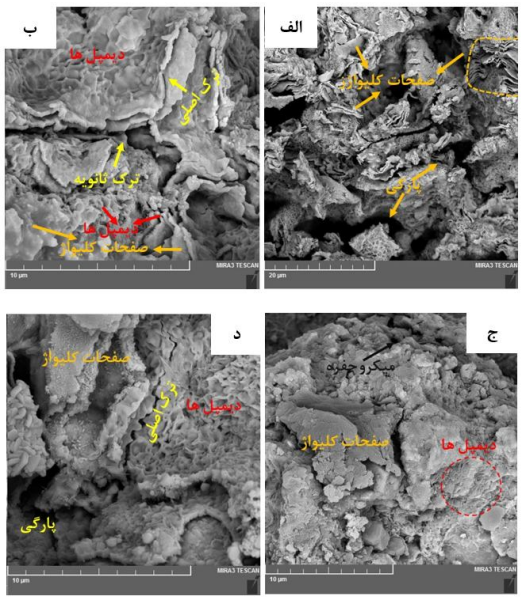
شکل ٤ سطح شکست نمونه‌های کشش در دمای ۹۵۰ °C و نرخ های کرنش ۰/۰۵ s^{-1} و ۰/۵ s^{-1} را نشان می‌دهد. در شکل ٤(الف) مرزهای شکسته شده و سطوح شکسته شده از خانواده شکست ترد هستند. در شکل ٤(الف) شکست ورقه‌ای ورقه‌ای در قسمت خط چین نارنجی رنگ مشاهده می‌شود که یک شکست ترد لایه‌ای را تایید می کند. در بزرگنمایی بالاتر (شکل ۴(ب))، نواحی شکست نرم به صورت خطوط به هم پیوسته و الیافی، ترک‌های سطحی، ترک‌های عمیق و حتی مرزهای شکسته شده نرم به طور واضح نشان داده شده است. سطح شکسته شده ترکیبی از شکست ترد و نرم است و سطح دارای حفره‌های عمیق (قسمت مشکی رنگ) با سایز بزرگ و حفره‌های سطحی است. هم چنین شکست ترد در عمق‌های متفاوت مشاهده شده است [9,17,18].

با افزایش نرخ کرنش به ۰/۵ s^{-1} باندهای شکست نرم در سطح شکسته شده ترد مشاهده می‌شوند (شکل ۴(ج و د)). مورفولوژی شکست ورقه‌ای و صفحه‌ای (صفحات کلیواژ) تحت عنوان شکست ترد تلقی می‌شوند. حضور صفحات کلیواژ بزرگتر در در سطح شکست نمونه تغییر شکل یافته در نرخ کرنش ۰/۵ s^{-1} در مقایسه‌ی با صفحات شکست ترد در نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} تایید کننده تردی بیشتر و در نتیجه کاهش بیشتر کرنش شکست است (شکل ۳ (الف)) [19].

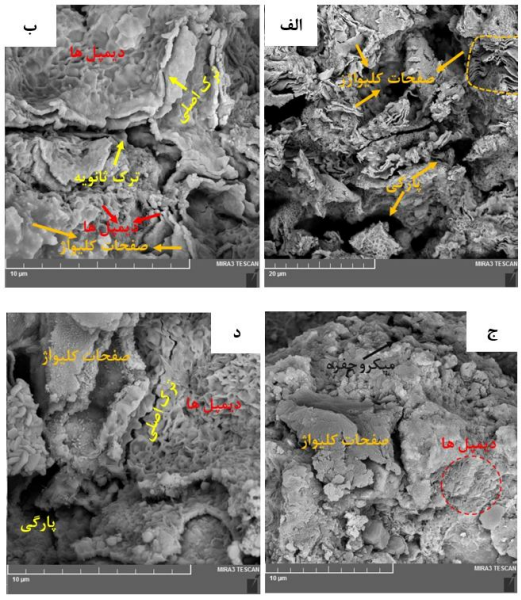
با افزایش دمای فرایند به ۱۰۰۰ °C، ترکیبی از شکست ترد و نرم در سطح شکست نمونه های تغییر شکل یافته مشاهده شده و در مقایسه با دمای ۹۵۰ °C سهم بیشتری از شکست مربوط به شکست نرم و حضور دیمپل های ریز است (شکل ۵). افزایش سهم شکست نرم با افزایش دمای فرایند به ۱۰۰۰ ℃ را می توان مرتبط با کاهش استحکام زمینه به دلیل رخ دادن پدیده های کارنرمی دانست در حالی که حضور حفره‌های عمیق در این دما در مقایسه با دمای ۹۵۰ °C منجر به کاهش تغییرات طول نهایی نمونه شده است (مقایسه شکل های ۴ و ۵) [7,9]. با افزایش نرخ کرنش به ۰/۵ s^{-1} مقاومت ماده در مقابل تغییر شکل افزایش یافته و اندازه حفره‌های به وجود آمده در سطح شکست کاهش یافته می یابد که منجر به افزایش تنش پیک و کرنش شکست در نمونه تغییر شکل یافته می شود [8].

۳-۲- رفتار کششی گرم فولاد ٤١٠ در دمای ۱۰۵۰ °C و ۱۱۰۰ °C

نمودارهای تنش کرنش کششی گرم در دماهای ۱۰۵۰ °C و ۱۱۰۰ °C و نرخ های کرنش ۰/۵ s^{-1} و ۰/۰۵ s^{-1} در شکل ۶ نشان داده شده است. با افزایش دما به ۱۰۵۰ °C رفتار کششی گرم فولاد ۴۱۰ در ناحیه ناپایداری کرنش (بعد از کارسختی) از حالت کمانی یکنواخت به حالت غیر یکنواخت تبدیل شده است. (شکل ۶(الف)) منظور از غیر یکنواختی کاهش تنش و مجددا افزایش تنش است. در نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} بعد از کرنش ۰/۲ یک تغییر جزیی یکنواخت در نمودار تنش-کرنش مشاهده می‌شود. با افزایش نرخ کرنش به ۰/۵ s^{-1} تنش از کرنش حدود ۰/۲۱ تا کرنش ۰/۴ کاهش یافته است که ناپایداری کرنش را به دلیل پدیده گلویی شدن نشان می‌دهد و از کرنش ۰/۴ تا ۰/۴۹ مجددا تنش شروع به افزایش کرده است اما این میزان افزایش تنش قابل توجه نیست.

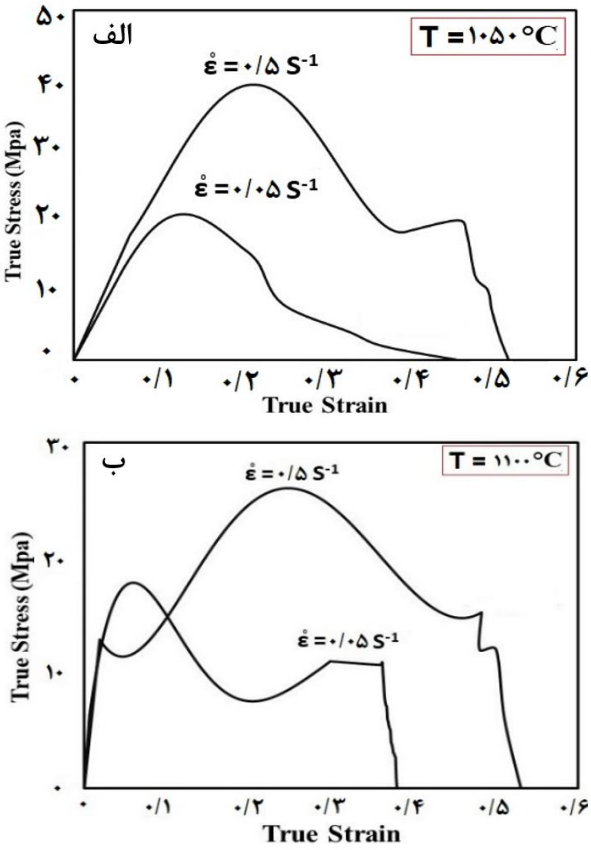


شکل ۴) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه های آزمون کشش در دمای ۹۵۰ °C و نرخ های کرنش (الف و ب) ۰/۰۵ s^{-1} و (ج و د) ۰/۵ s^{-1}.



شکل ۵) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه های آزمون کشش در دمای ۱۰۰۰ °C و نرخ های کرنش (الف و ب) ۰/۰۵ s^{-1} و (ج و د) ۰/۵ s^{-1}.

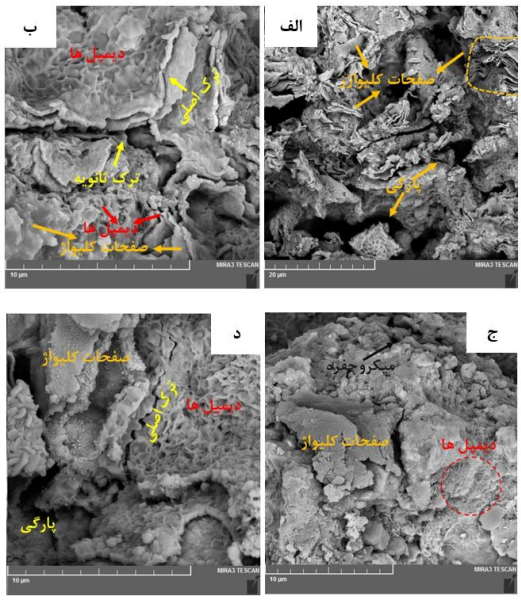
نظریه‌های متفاوتی برای افت تنش در ناحیه بعد از گلویی شدن مطرح است؛ با گلویی شدن و کاهش سطح مقطع نمونه میزان تنش لازم برای تغییر شکل به طور قابل توجه کاهش می‌یابد اما در نقطه کرنشی مانند کرنش ۰/۴ بعلت دمای بالای فرایند آرایش مجدد نابجایی‌ها و تشکیل مرزدانه‌های فرعی افزایش یافته و پدیده تبلور مجدد دینامیکی رخ می‌دهد. رخ دادن پدیده تبلور مجدد دینامیکی به صورت موضعی است به صورتی که در بعضی از مکان‌های گیج در ناحیه گلویی و بالاتر و پایین‌تر از این ناحیه رخ می‌دهد و منجر به ریزدانه شدن ریزساختار در این ناحیه می شود. ریزدانه شدن ریزساختار به دلیل تبلور مجدد دینامیکی مقاومت ماده را در برابر تنش اعمالی افزایش داده و منجر به کارسختی مجدد و افزایش تنش جریان می شود. آن باید اشاره شود که این میزان افزایش تنش بعلت از هم گسیختگی ماده پایدار نیست و مجددا در انتهای آزمون سطح تنش کاهش می‌یابد تا ماده به پارگی کامل بینجامد [9,12].



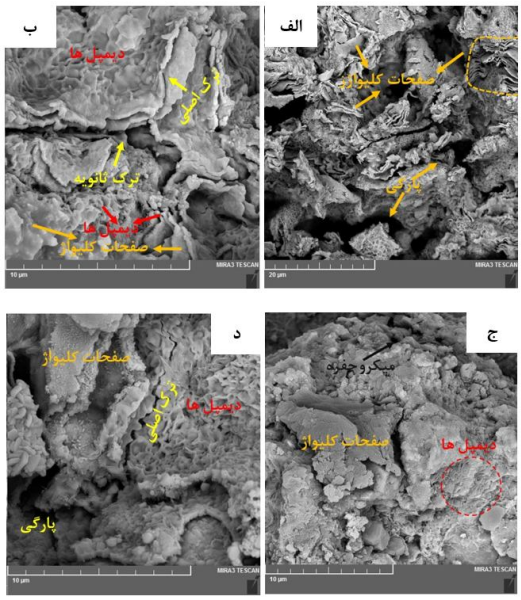
شکل ۶) تغییرات تنش حقیقی بر حسب کرنش حقیقی (کشش گرم) فولاد ۴۱۰ در نرخ های کرنش ۰/۵ s^{-1} و ۰/۰۵ s^{-1} و دماهای (الف) ۱۰۵۰ °C و (ب) ۱۱۰۰ °C.

با افزایش دمای تغییر شکل به ۱۱۰۰ °C بعد از شروع گلویی شدن تغییرات قابل توجهی را در رفتار کشش گرم فولاد ٤١٠ شاهد هستیم (شکل ٦(ب)). در نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} بعد از ناحیه کار سختی سطح تنش لازم برای تغییر شکل تا کرنش ۰/۲ به طور ناگهانی کاهش یافته و از کرنش حدود ۰/۲ تا ۰/۳ تنش به دلیل کارسختی ماده شروع به افزایش می‌کند و بعد از کارسختی و اعمال کرنش حدود ۰/۰۲ نمونه شکسته شده و پارگی کامل رخ می‌دهد. با افزایش نرخ کرنش به ۰/۵ s^{-1} سرعت کارسختی افزایش و میزان تنش بیشینه تا حدود ۲۵ مگاپاسکال افزایش می یابد که بعد از کرنش حدود ۰/۲۲ سطح تنش شروع به افت می‌کند؛ نکته قابل توجه در این دما این است که در نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} در کرنش حدود ۰/۲ با افزایش تنش حدود ۲ مگاپاسکال یک کارسختی در ماده رخ داده و در نرخ کرنش ۰/۵ s^{-1} کاهش تنش تا پارگی کامل ماده ادامه یافته است. تحقیقات تایید کردند که آزمون کشش شامل دو ناحیه افزایش تنش و کاهش تنش است که مرحله اول مربوط به کارسختی و مرحله دوم مربوط به گلویی شدن و ناپایداری کرنش است. اگر در مرحله دوم (ناپایداری) تنش در کرنشی افزایش یابد می‌تواند نشان دهندی رخ دادن یک پدیده متالورژیکی باشد که کارسختی را در طول فرایند ایجاد کرده است [9,12]. آن باید اشاره گردد که که در نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} برای اطمینان از کارسختی مجدد (در کرنش ۰/۲) در ناحیه دوم ناپایداری و صحت نتایج آزمون کشش گرم مجدد انجام گرفت که آزمون انجام گرفته نیز دقیقا افزایش تنش را در ناحیه ناپایداری نشان داد.

در شکل ۷ سطح شکست نمونه‌های کشش در دمای ۱۰۵۰ ℃ و نرخ های کرنش ۰/۰۵ s^{-1} و ۰/۵ s^{-1} نشان داده شده است. شکل ۷(الف) وجود ترک‌های ریز سطحی و ترک‌های ثانویه را در دمای ۱۰۵۰ ℃ و نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} نشان می‌دهد. مورفولوژی سطح شکست در این شرایط نشان دهنده ی حفره‌هایی با ابعاد بزرگ و متفاوت در مقایسه با دماهای ۹۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C است (شکل های ۴ و ۵) که با کاهش قابل توجه کرنش پیک در نمودار تنش کرنش مطابقت دارد (مقایسه کرنش پیک در شکل های ۳ و ۶). ژانگ و همکارانش [10] تایید کردند که در دمای بالا رخ دادن مکانیزم های کارنرمی مانند تبلور مجدد دینامیکی و بازیابی دینامیکی منجر به کاهش قابل توجه کارسختی و در ادامه کاهش استحکام مرزدانه شده که رخ دادن تغییر شکل پلاستیک موضعی را تسریع می بخشد. در بزرگنمایی بالاتر، شکل ۷(ب) نشان می‌دهد که کسر بیشتری از سطح شکست مربوط به شکست نرم است و ترک‌ها در ساختار بین دو ناحیه‌ی با مشخصه شکست نرم ایجاد شده‌اند. با افزایش نرخ کرنش به ۰/۵ s^{-1}(شکل ۷(ج و د)) سطح شکست دارای پیوستگی بیشتر و حفره‌هایی با ابعاد کوچکتر نسبت به نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} است که با نتایج کرنش پیک و شکست در نمودار تنش کرنش مطابقت دارد. در واقع شکل ۷(ج و د) نشان می‌دهد که در نرخ کرنش بالاتر بعد از رخ دادن پارگی سطح شکسته شده دارای یکپارچگی ساختاری بیشتری نسبت به نرخ کرنش ۰/۰۵ s^{-1} است و حفره‌های ایجاد شده در ساختار به اندازه حفره‌های موجود



شکل ۷) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه های آزمون کشش در دمای ۱۰۵۰ °C و نرخ های کرنش (الف و ب) $0.05\ s^{-1}$ و (ج و د) $0.5\ s^{-1}$.



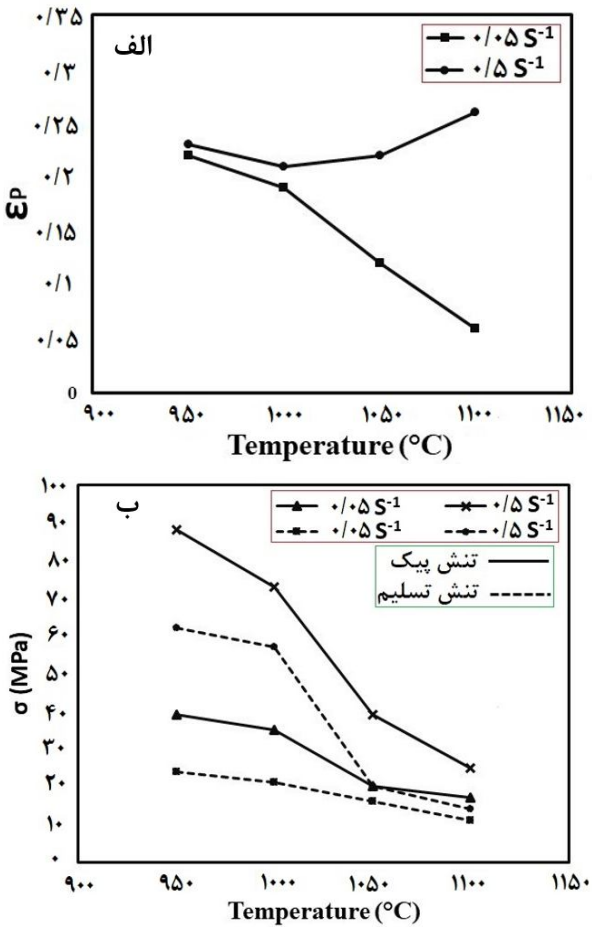
شکل ۸) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع شکست نمونه های آزمون کشش در دمای ۱۱۰۰ °C و نرخ های کرنش (الف و ب) $0.05\ s^{-1}$ و (ج و د) $0.5\ s^{-1}$.

در نرخ کرنش $0.05\ s^{-1}$ نیستند. همچنین ساختار الیافی در شکل ۷(د) نشان می‌دهد سهم قابل توجهی از سطح شکست مربوط به شکست نرم است و سطح شکست ترد در کسر حجمی پایین وجود دارد [9].

با افزایش دمای تغییر شکل به ۱۱۰۰ °C و نرم‌تر شدن ماده پیش بینی می‌شود نیروی کمتری برای تغییر شکل نیاز باشد و بعلت وجود دو پارامتر دما و تنش، مکانیزم های کارنرمی مانند تبلور مجدد دینامیکی می تواند قبل از پارگی رخ دهد و امکان شکست نرم بیشتر شود [10]. هم‌چنین سطوح از هم گسیخته شده با مکانیزم شکست نرم روبرو هستند و شکل ۸ تایید می کند که در دمای ۱۱۰۰ °C در مقایسه با دماهای کمتر از آن در هر دو نرخ کرنش $0.05\ s^{-1}$ و $0.5\ s^{-1}$سهم شکست نرم قابل توجه است. در نرخ کرنش $0.05\ s^{-1}$ می‌توان گفت سهم شکست نرم نزدیک به ۱۰۰٪ است اما در نرخ کرنش $0.5\ s^{-1}$ در کنار شکست نرم شکست ترد نیز وجود دارد. در نرخ کرنش $0.5s^{-1}$ بعلت بالا بودن چگالی نابجایی‌ها و کافی نبودن زمان تغییر شکل نسبت به نرخ کرنش $0.05\ s^{-1}$ تبلور مجدد سهم بالایی را نداشته و سطح شکست تماما شکست نرم نیست [18]. تصاویر سطح شکست در نرخ کرنش $0.5\ s^{-1}$ به وضوح نشان می‌دهند که اگر چه در سطح‌های از نمونه مرزهای شکست نرم وجود ندارد اما باندهای برشی شکست نرم در سطوح به خوبی مشاهده می‌شوند که نشان دهنده‌ی رخ داد یک شکست نرم است که می‌توان نتیجه گرفت سهم شکست نرم در دمای ۱۱۰۰ °C و نرخ کرنش $0.5\ s^{-1}$ قابل توجه است. همچنین، با توجه به شکل ۸ ترک‌ها و حفره‌های ایجاد شده در نرخ کرنش $0.05\ s^{-1}$ با ابعاد و عمق بیشتری نسبت به نرخ کرنش $0.5s^{-1}$ قابل مشاهده هستند که باعث کرنش شکست کمتر در طول فرایند کشش گرم شده است (شکل ۶(ب)). در واقع در دمای بالا و نرخ کرنش پایین زمان و نفوذ کافی نابجایی‌ها و رخ داد پدیده های کارنرمی مانند بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی در ساختار منجر به نرمی بالا در زمینه شده و افزایش شدت از هم گسیختگی در طول فرایند کشش را سبب شده است [9,18].

۳-۲- تغییرات تنش و کرنش بیشینه و تنش تسلیم در دماهای مختلف

شکل ۹ تغییرات تنش بیشینه و تنش تسلیم را بر حسب دما در دو نرخ کرنش ثابت $0.05\ s^{-1}$ و $0.5\ s^{-1}$ نشان می‌دهد. تغییرات تنش و کرنش در طول فرایند تغییر شکل کششی وابسته به رقابت پدیده‌های غالب کارسختی و کارنرمی است [8]در نرخ کرنش$0.05s^{-1}$ تنش بیشینه و تنش تسلیم با افزایش دما از ۹۵۰°C به ۱۱۰۰°C به طور پیوسته کاهش می‌یابند (شکل ۹(الف)). در دما ۹۵۰°C اعداد تنش بیشینه و تنش تسلیم با فواصل زیادی از یکدیگر قرار دارند و پراکندگی دادها مقدار قابل توجهی است به صورتی که با افزایش دما تا ۱۱۰۰°C مرحله به مرحله فاصله اعداد تنشی کاهش می‌یابد و به یکدیگر نزدیک‌تر می‌شوند. این موضوع نشان می‌دهد که در دمای بالا اثر حساسیت به نرخ کرنش کاهش یافته و می‌تواند رخ داد پدیده غالب تبلور مجدد دینامیکی را محتمل‌تر کرده و اتصال ناحیه الاستیک به پلاستیک را در فاصله تنشی کمتری عملیاتی کند. اما در دماهای پایین بعلت نبود نیرو محرکه کافی برای پدیده های کارنرمی، کارسختی از شدت بالایی برخوردار است و تفاوت حد تنش ناحیه الاستیک و پلاستیک از مقدار قابل توجهی برخوردار است. لذا، در دماهای بالا به علت سریع وارد شدن به ناحیه پلاستیک در آزمون کشش رفتار کششی گرم فولاد ٤١٠ به موضعی شدن و ناپایداری کرنش در دماهای بالا نسبت به دماهای پایین



شکل ۹) (الف) تغییرات تنش تسلیم و بیشینه بر حسب دما در نرخ کرنش ثابت، (ب) تغییرات کرنش بیشینه بر حسب دما در نرخ کرنش ثابت.

حساس‌تر است [9,12,17]. شکل ۹(ب) تغییرات کرنش بیشینه بر حسب دمای کاری کشش گرم را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که دو نرخ کرنش $0/05\ s^{-1}$ و $0/5\ s^{-1}$ رفتاری کاملا متفاوت از یکدیگر را در کرنش بیشینه ارایه می‌دهند. در نرخ کرنش $0/5\ s^{-1}$ با افزایش دما از ۹۵۰ °C به ۱۰۰۰ °C نمودار یک افت جزیی را داشته و سپس تا دمای ۱۱۰۰ °C شروع به افزایش می‌کند؛ اما در نرخ کرنش $0/05\ s^{-1}$ با افزایش دما کرنش بیشینه موکدا حالت نزولی را دارا است و کاهش می‌یابد. دلیل موضوع پیش آمده مربوط به سرعت تغییر شکل بالا و پایین است. در نرخ کرنش $0/05\ s^{-1}$ در مقایسه با نرخ کرنش $0/5\ s^{-1}$ کرنش بیشینه با افزایش دما از ۹۵۰ °C به ۱۱۰۰ °C به طور پیوسته کاهش می‌یابد. دلیل کاهش کرنش پیک در نرخ کرنش پایین به دلیل رخ دادن پدیده های کارنرمی مانند بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی است که منجر به نرمی قابل توجه زمینه و افزایش تمایل به گسیختگی سریعتر در نمونه می‌شود [8]. در نرخ کرنش بالاتر، رخ دادن پدیده کارسختی در دانه های ریز متبلور شده تاثیر قابل توجهی در افزایش مجدد استحکام زمینه و تنش بیشینه داشته است [9,10].

۳- نتایج و بحث

۱) نمودارهای تنش-کرنش نشان دادند که در دماهایی پایین ۹۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C حالت نمودارهای تنش-کرنش استاندارد (کمانی) بود در حالی که با افزایش دمای تغییر شکل به ۱۰۵۰ °C و ۱۱۰۰ °C رفتار متفاوت در نمودارهای تنش-کرنش کششی گرم مشاهده شد که مرتبط با رخ دادن پدیده تبلور مجدد دینامیکی در طول فرایند بوده است.

۲) نتایج نمودار تنش بر اساس دما نشان داد که در نرخ کرنش $0/05\ s^{-1}$ با افزایش دما میزان تنش لازم برای تغییر شکل کاهش یافت و تنش بیشینه در کرنش‌های پایین‌تری قرار گرفت (شیفت کرنش بیشینه به سمت چپ). در مقابل این کاهش در نرخ کرنش $0/5\ s^{-1}$به دلیل سرعت بالای تغییر شکل و فقدان زمان کافی برای تغییرات ساختاری قابل ملاحظه نبود.

۳) نتایج نمودار کرنش بر اساس دما رفتار متفاوتی را در نرخ کرنش های مختلف نشان داد که به دلیل پدیده های متالوژیکی رخ داده در طول فرایند بود. در نرخ کرنش $0/5\ s^{-1}$ با افزایش دما از ۹۵۰ °C به ۱۰۰۰ °C کرنش پیک یک افت جزیی را نشان داد و سپس تا دمای ۱۱۰۰ °C افزایش یافت؛ اما در نرخ کرنش $0/05\ s^{-1}$ با افزایش دما کرنش بیشینه به طور پیوسته کاهش یافت.

۴) نتایج ریزساختاری نشان داد که سطح شکست نمونه های تغییر شکل در محدوده دمایی ۱۱۰۰-۹۵۰ °C و نرخ های کرنش $0/5\ s^{-1}$ و $0/05\ s^{-1}$ مخلوطی از شکست نرم (حضور دیمپل ها) و شکست ترد (حضور صفحات کلیواژ) بود در حالی که در دمای ۹۵۰ °C شکست ترد سهم بالایی داشت. همچنین در نرخ کرنش $0/05\ s^{-1}$ در تمام دماها ابعاد حفره‌ها و ترک‌های تشکیل شده به مراتب بزرگ‌تر از ترک‌های ایجاد شده در نرخ کرنش $0/5\ s^{-1}$ بوده اند.

تأییدیه اخلاقی: محتویات علمی این مقاله حاصل پژوهش نویسندگان بوده و صحت نتایج آن نیز بر عهده ایشان است.

تعارض منافع: مقاله حاضر با هیچ شخص یا سازمانی تعارض منافع ندارد.

منابع مالی: تمامی منابع مالی این پژوهش توسط نویسندگان تأمین شده است.

منابع

1- Premium Alloys 17-4 Stainless Steel, Retrieved 2019-11-26.

2- Dossett JL, Totten GE, editors. Heat Treating of Irons and Steels. Asm International; 2014.

3- Momeni A, Dehghani K, Heidari M, Vaseghi M. Modeling the flow curve of AISI 410 martensitic stainless steel. Journal of materials engineering and performance. 2012:2238-43.
4- Ebrahimi GR, Keshmiri H, Mazinani M, Maldar A, Haghshenas M. Multi-stage thermomechanical behavior of AISI 410 martensitic steel. Materials Science and Engineering: A. 2013 ;559:520-7.
5- Momeni A, Dehghani K. Prediction of dynamic recrystallization kinetics and grain size for 410 martensitic stainless steel during hot deformation. Metals and Materials International. 2010:843-9.
6- Ghadar S, Momeni A, Tolaminejad B, Soltanalinezhad M. A comparative study on the hot deformation behavior of 410 stainless and K100 tool steels. Materials Science and Engineering: A. 2019;760:394-406.
7- Shang X, Cui Z, Fu MW. A ductile fracture model considering stress state and Zener–Hollomon parameter for hot deformation of metallic materials. International journal of mechanical sciences. 2018;144:800-12.
8- Xiao Z, Huang Y, Liu H, Wang S. Hot tensile and fracture behavior of 35CrMo steel at elevated temperature and strain rate. Metals. 2016;6(9):210.
9- Wen D, Wang J, Wang K, Xiong Y, Huang L, Zheng Z, Li J. Hot tensile deformation and fracture behaviors of a typical ultrahigh strength steel. Vacuum. 2019;169:108863.
10- Zhang Y, Guo B, Li Q, Li X, Jian J, Jin Y, Ao J. Damage and cracking prediction of AISI 410 martensitic stainless steel at elevated temperatures. steel research international. 2021;92(9):2100030.
11- Kumar MV, Balasubramanian V, Rao AG. Hot tensile properties and strain hardening behaviour of Super 304HCu stainless steel. Journal of materials research and technology. 2017;6(2):116-22.
12- Huang YC, Lin YC, Deng J, Liu G, Chen MS. Hot tensile deformation behaviors and constitutive model of 42CrMo steel. Materials & Design. 2014;53:349-56.
13- Pandey C, Saini N, Mahapatra MM, Kumar P. Study of the fracture surface morphology of impact and tensile tested cast and forged (C&F) Grade 91 steel at room temperature for different heat treatment regimes. Engineering Failure Analysis. 2017;71:131-47.
14- Ren F, Chen F, Chen J, Tang X. Hot deformation behavior and processing maps of AISI 420 martensitic stainless steel. Journal of Manufacturing Processes. 2018;31:640-9.
15- Qi RS, Jin M, Guo BF, Liu XG, Chen L. Hot-deformation behavior and hot-processing maps of AISI 410 martensitic stainless steel. High Temperature Materials and Processes. 2016;35(9):929-40.
16- Ren FC, Jun CH, Fei CH. Constitutive modeling of hot deformation behavior of X20Cr13 martensitic stainless steel with strain effect. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014;24(5):1407-13.
17- Momeni A, Dehghani K. Prediction of dynamic recrystallization kinetics and grain size for 410 martensitic stainless steel during hot deformation. Metals and Materials International. 2010;16:843-9.
18- Momeni A, Abbasi SM, Shokuhfar A. Hot compression behavior of as-cast precipitation-hardening stainless steel. Journal of Iron and Steel Research, International. 2007;14(5):66-70.
19- Tonizzo Q, Mazière M, Perlade A, Gourgues-Lorenzon AF. Effect of austenite stability on the fracture micromechanisms and ductile-to-brittle transition in a medium-Mn, ultra-fine-grained steel for automotive applications. Journal of Materials Science. 2020;55(22):9245-57.