



Ferdowsi  
University of  
Mashhad

# Journal of Metallurgical and Materials Engineering


<https://jmme.um.ac.ir>



Iron&Steel  
Society of Iran

## Description of Flow Behavior and Changes in Grain Size and Structure of API-5CT-L80 Steel in Hot Deformation Process

Research Article

Hamid Reza Rezaei Ashtiani<sup>1</sup> , Hamid Ahmadi<sup>2</sup>, Gholamreza Ebrahimi<sup>3</sup>, Mohammad Heidari<sup>4</sup>

DOI: [10.22067/jmme.2023.84024.1122](https://doi.org/10.22067/jmme.2023.84024.1122)

### 1- Introduction

Micro alloy steel is one of the medium carbon steels, which are commonly used as seamless tubes in the gas and oil industry. Generally, the seamless steel tubes are manufactured by hot forming processes such as hot extrusion and hot rolling. During the production process, microstructural changes and phases transformations occur which affect the mechanical properties and corrosion resistance of steel tubes. Therefore, understanding of hot working behavior of these steels could be helpful to fabricate components with desired mechanical and metallurgical properties. The thermomechanical processes of materials exhibit complicated behaviors at deformation variables that produce high-quality parts with desired mechanical and microstructural characteristics. Most of the researchers have extensively used mathematical and empirical models to predict the hot deformation behavior of materials under complex loading. Therefore, different models are proposed to exhibit high accuracy of hot flow behaviors. The effects of deformation temperature, strain, and strain rate were considered in the different terms of the model. However, due to the significant effects of dynamic deformation mechanisms like dynamic recovery and dynamic recrystallization on the hot flow behavior, the modifications are considered in order to increase the prediction accuracy of the model. Knowing the behavior of hot deformation and microstructure changes of API-5CT-L80 alloy steel is of great importance in the production of oil and gas industry pipes. The main aim of this work is to characterize the high temperature deformation behavior of micro alloy steel through isothermal compression tests under different deformation temperatures and strain rates. For this purpose, hot flow stress and microstructural behavior of this steel was investigated by isothermal hot compression test in the temperature range of 1173 to 1373 K and strain rates of 0.001 to 1 s<sup>-1</sup>.

### 2- Experimental procedure

The material used in the present study was the API-5CT-L80 steel with chemical composition of 0.313C-1.35Mn-0.621Al-0.294Si-0.326Cr-0.052Mo-0.052Ni-0.064Cu-0.02Ti (wt %). The cylindrical specimens with standard dimensions  $\varnothing 10 \times 15$  mm were machined and hot compressive test was carried out by Zwick Roell Z250 universal testing machine with a resistant furnace to exhibit hot flow behavior under different temperatures ranging from 1173 K to 1373 K and strain rates from 0.001 s<sup>-1</sup> to 1 s<sup>-1</sup>, with a true strain of 0.6. Then, each specimen was heated to homogenize specified temperature in the range of austenite phase for 5 min and this specimen was compressed to a true strain of 0.6. After the compression test was completed, each specimen was immediately quenched to maintain the microstructure changes under different conditions. Finally, deformed specimens are sectioned, finished, polished, and etched to illustrate microstructure changes.

### 3- Results and Discussion

The experimental results showed that the hot deformation behavior of API-5CT-L80 steel is a softening behavior caused by the dynamic recrystallization phenomenon that in some conditions, the material shows complex behavior in the form of multi-peaked curves. Obviously, the effects of temperature and strain rate on flow stresses are noticeable so the levels of flow stress are decreased by increasing deformation temperature and/or decreasing strain rate. Generally, as it is clear in Fig. 1, the true stress-strain curves can be divided into three zones including work hardening, dynamic softening, and steady-state stages. At the initial zone of deformation, migration, interaction, multiplication, and generation of dislocations increase dislocation density in the grain interior and grain boundaries can lead to the work hardening mechanism which causes flow stress to rapidly rise to the peak. In the second zone, the DRX mechanism activates after excessively high dislocation density at critical strain for a

\*Manuscript received: August 20, 2023, Revised: October 18, 2023, Accepted, December 4, 2023.

<sup>1</sup> Corresponding Author. Associate Professor, School of Mechanical Engineering, Arak University of Technology, Arak, Iran.

Email: [hr\\_rezaei@arakut.ac.ir](mailto:hr_rezaei@arakut.ac.ir)

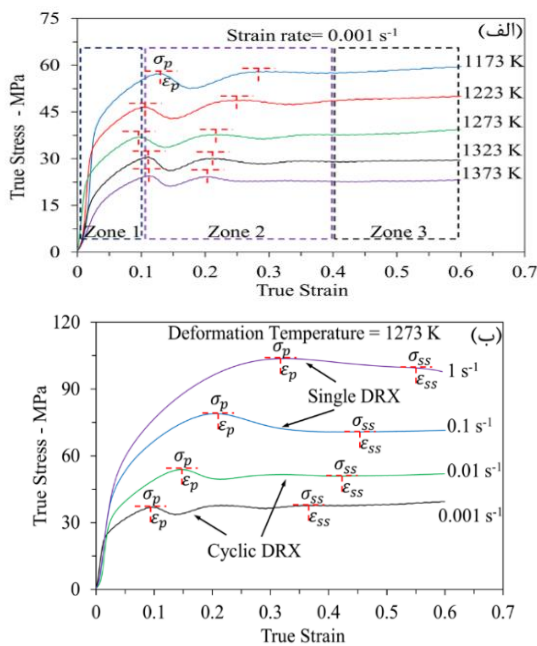
<sup>2</sup> PhD Student, Department of Mechanical Engineering, Aligudarz Branch, Islamic Azad University, Aligudarz, Iran.

<sup>3</sup> Professor, Department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Engineering Faculty, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran

<sup>4</sup> Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, Aligudarz Branch, Islamic Azad University, Aligudarz, Iran.

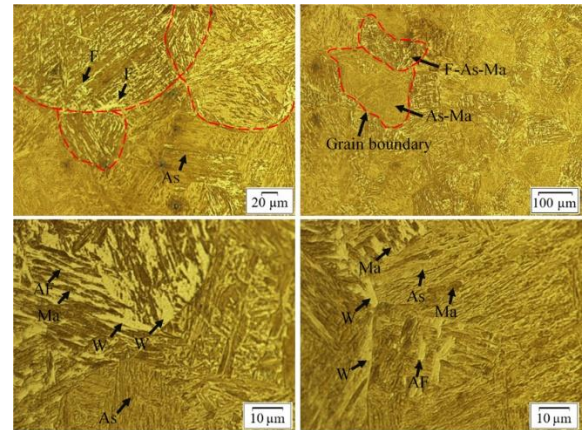
material with the dominant phase of austenite with low values of the stacking fault energy (SFE) at high temperature, so, after the peak stress point, the flow stress curves of the material illustrate a diverse behavior under different deformation conditions so the material response is a DRX mechanism. At different deformation temperatures, the multi-peak curves are observed due to cyclic DRX at low strain rates of  $0.001 \text{ s}^{-1}$ . Generally, the multi-peak curves represent that a temporary cessation of the DRX mechanisms and the onset of the work hardening behavior again, these mechanisms repeat several times to reach a steady-state stage that a dynamic balance occurs between the work hardening and dynamic softening mechanism. Finally steady state condition obtains in the final zone. The characteristics of true stress–strain curves of this steel reflect the predominant microstructure changes.

Fig. 2 shows the optical micrograph of deformed specimens at 1273K and  $1 \text{ s}^{-1}$ . The results of the microstructural investigation showed that with the increase in the deformation temperature, the formed grains have a larger size compared to the low temperature state, and more martensite phases are formed, which are more elongated martensite blades compared to the phases formed at low temperatures.

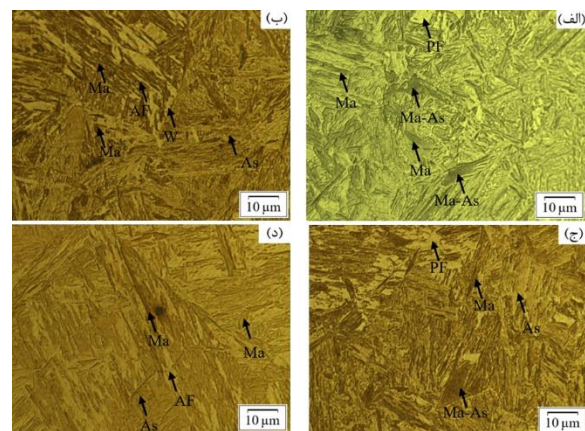


**Fig. 1. Stress-strain curves of API-5CT-L80 steel at (a) strain rate of  $0.001 \text{ s}^{-1}$  and various temperature and (b) temperature of 1273K and various strain rate.**

As it is clear in Fig.3, The effect of strain rate was also significant like the effect of temperature because the rate of deformation had an inverse effect on grain growth, so recrystallized grains have enough time to grow at low strain rates. At high strain rates, the pearlite phases appeared more polygonal, and very small nucleation were observed in the austenitic boundaries of the ferrite and Wiedmannstein phase, which did not have enough time to grow, and at high strain rates, the martensite blades also tend to thin.



**Fig. 2 . Various created phases in the microstructures of deformed API-5CT-L80 steel at 1273K and  $1 \text{ s}^{-1}$ .**



**Fig3. Optical microscopy of microstructures of deformed micro-alloy steel at various temperatures and strain rates of 1173K-  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , 1323K-  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , 1273K-  $0.01 \text{ s}^{-1}$  and 1323K-  $0.01 \text{ s}^{-1}$**


#### 4- Conclusion

In this research, the thermomechanical behavior of API-5CT-L80 steel was investigated. The experimental results showed that the hot deformation behavior of steel is a softening behavior caused by the dynamic recrystallization phenomenon that in some conditions, the material shows complex behavior in the form of multi-peaked curves. The results of the microstructural investigation showed that with the increase in the deformation temperature, the formed grains have a larger size compared to the low temperature state, and more martensite phases are formed, which are more elongated martensite blades compared to the phases formed at low temperatures. The effect of strain rate was also significant like the effect of temperature because the rate of deformation had an inverse effect on grain growth, so recrystallized grains have enough time to grow at low strain rates. At high strain rates, the pearlite phases appeared more polygonal, and very small nucleation were observed in the austenitic boundaries of the ferrite and Wiedmannstein phase.



توصیف رفتار سیلان و تغییرات اندازه دانه و ساختار فولاد API-5CT-L80 در فرآیند تغییر شکل داغ\*

مقاله پژوهشی

حمیدرضا رضایی آشتیانی<sup>(۱)</sup>  حمید احمدی<sup>(۲)</sup> غلامرضا ابراهیمی<sup>(۳)</sup> محمد حیدری<sup>(۴)</sup>

DOI: 10.22067/jmme.2023.84024.1122

**چکیده** شناخت رفتار تغییر شکل داغ و تغییرات ریزساختار فولاد آلیاژی API-5CT-L80 از اهمیت بالایی در تولید لوله‌های صنایع نفت و گاز برخوردار است. به همین منظور، در این پژوهش رفتار ترمومکانیکی این فولاد توسط آزمون فشار داغ هم‌دما در محدوده دمایی ۱۱۷۳ K تا ۱۳۷۳ K و نرخ‌های کرنش  $1 s^{-1}$  تا  $0.001 s^{-1}$  مورد بررسی قرار گرفت. نتایج تجربی نشان داد که رفتار تغییر شکل داغ فولاد یک رفتار نرم‌شونده ناشی از پدیده تبلور مجدد دینامیکی است که در برخی از شرایط، ماده رفتاری پیچیده به صورت منحنی‌های چند قله‌ای از خود نشان می‌دهد. نتایج بررسی میکرو ساختاری نشان داد که با افزایش دمای تغییر شکل دانه‌های تشکیل شده دارای اندازه بزرگتری نسبت به حالت دما پایین دارند. همچنین فازهای مارتنزیت بیشتری تشکیل شده که در مقایسه با فازهای تشکیل شده در دماهای پایین، تیغه‌های مارتنزیت‌ی ک شیده‌ترند. اثر نرخ کرنش نیز به مانند اثر دما قابل توجه بود زیرا سرعت تغییر شکل بر رشد دانه اثر معکوس داشت بنابراین در نرخ‌های کرنش پایین دانه‌های متبلور شده زمان کافی برای رشد را دارد. در نرخ‌های کرنش بالا فازهای پرلیت بیشتر به صورت چندضلعی ظاهر شده و جوانه‌های بسیار ریزی در مرزهای آستنیتی از فاز فریت ویدمن آشتاین مشاهده شد که زمان کافی برای رشد را نداشته‌اند و در نرخ‌های کرنش بالا تیغه‌های مارتنزیت نیز تمایل به نازک شدن دارد.

**واژه‌های کلیدی** تغییر شکل داغ، فولاد آلیاژی API-5CT-L80، تنش سیلان، اندازه دانه، ریزساختار.

**Description of Flow Behavior and Changes in Grain Size and Structure of API-5CT-L80 Steel in Hot Deformation Process**

Hamid Reza Rezaei Ashtiani Hamid Ahmadi Golam Reza Ebrahimi Mohammad Heidari

**Abstract** Knowing the behavior of hot deformation and microstructure changes of API-5CT-L80 alloy steel is of great importance in the production of oil and gas industry pipes. For this purpose, in this research, the thermomechanical behavior of this steel was investigated by isothermal hot compression test in the temperature range of 1173 to 1373 K and strain rates of 0.001 to  $1 s^{-1}$ . The experimental results showed that the hot deformation behavior of steel is a softening behavior caused by the dynamic recrystallization phenomenon that in some conditions, the material shows complex behavior in the form of multi-peaked curves. The results of the microstructural investigation showed that with the increase in the deformation temperature, the formed grains have a larger size compared to the low temperature state, and more martensite phases are formed, which are more elongated martensite blades compared to the phases formed at low temperatures. The effect of strain rate was also significant like the effect of temperature because the rate of deformation had an inverse effect on grain growth, so recrystallized grains have enough time to grow at low strain rates. At high strain rates, the pearlite phases appeared more polygonal, and very small nucleation were observed in the austenitic boundaries of the ferrite and Wiedmannstein phase, which did not have enough time to grow, and at high strain rates, the martensite blades also tend to thin.

**Key Words** Hot deformation, API-5CT-L80 alloy steel, Flow stress, Grain size, Microstructure.

\* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۲/۵/۲۹ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۲/۹/۱۳ می‌باشد.

Email: hr\_rezaei@arakut.ac.ir

(۱) نویسنده مسئول: دانشیار دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک.

(۲) دانشجوی دکتری گروه مهندسی مکانیک، واحد الیگودرز دانشگاه آزاد اسلامی، الیگودرز.

(۳) استاد گروه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه فردوسی مشهد.

(۴) گروه مهندسی مکانیک، واحد الیگودرز دانشگاه آزاد اسلامی، الیگودرز.

### مقدمه

فولاد API-5CT-L80-1 یک فولاد کربن متوسط میکرو آلیاژی است که در صنایع نفت، گاز و پتروشیمی به صورت لوله های فولادی برای انتقال گاز و نفت و همچنین انتقال آب استفاده می شود. این فولاد بر اساس استاندارد API که در گروه فولادهای 5CT شناخته می شود، دارای درجات مختلفی از جمله درجه L80 است که به دلیل مقاومت به خوردگی مناسب در محیط های خورنده بیشتر به صورت لوله های بدون درز و یا با درز جوشکاری شده استفاده می شود. معمولا از فرایندهای شکل دهی داغ، نورد و اکستروژن داغ، برای تولید این لوله ها استفاده می شود. کار داغ به فرایندهای شکل دهی گفته می شود در دماهای بالا (عموما بیشتر از نصف دمای ذوب) و در محدوده گسترده ای از نرخ کرنش، بر روی مواد فلزی تغییر شکل پلاستیک صورت گیرد. به دلیل تنش سیلانی پایین و شکل پذیری بالا ماده در دماهای بالا، در صنایع مختلف فرایندهای کار داغ از اهمیت و کاربرد فراوانی برخوردار هستند. به طوری که بیش از ۸۰ درصد تولیدات فلزی به وسیله انواع فرایندهای شکل دهی داغ مانند فرایند نورد، اکستروژن و آهنگری داغ تولید می شوند [1,2]. پدیده های متالورژیکی مختلفی مانند مکانیسم های سخت شونده گی و نرم شونده گی در طول تغییر شکل پلاستیک داغ فلزات رخ می دهند؛ در طول تغییر پلاستیک مواد، عموما لغزش و حرکت نابجایی ها به عنوان مکانیسم غالب است که منجر به کرنش سختی می شود؛ اما در طول تغییر شکل در دماهای بالا، اثرات کرنش سختی به وسیله مکانیسم های نرم شونده گی به صورت تدریجی کاهش می یابد [3,4]. به گونه ای که در فلزات با انرژی نقص انباشتگی بالا مانند فولادهای فریتی، مکانیسم بازیابی دینامیکی می تواند در تعادل با کار سختی باشد و یک رفتار تقریبا ساده ای از خود نشان دهند [5-8]. در مقابل، فولادهای آستنیتی که انرژی نقص انباشتگی پایین دارند، سبب می شود که مکانیسم بازیابی دینامیکی نسبت به تبلور مجدد دینامیکی کم تر رخ دهد و تبلور مجدد سبب تغییراتی شدید در رفتار ماده گردد [7-9]. پدیده های متالورژیکی شامل تغییر اندازه دانه و دگرگونی های فازی است که در طی فرآیند شکل دهی داغ رخ می دهد، به شدت بر خواص مکانیکی مواد فلزی مانند فولادهای میکرو آلیاژی تأثیر می گذارد [10-12]. علاوه بر این، انرژی نقص انباشتگی مواد فلزی مختلف نقش قابل توجهی در ریزساختار ایفا می کند که در آن رفتار کاملا متمایز از یکدیگر به دلیل مکانیسم های نرم کننده غالب مانند تبلور مجدد دینامیکی (DRX) و بازیابی دینامیکی (DRV) نشان می دهد [13]

[16]. ذات فولاد چند فاز منجر به تشکیل ساختارهای مختلف در محدوده دماهای مختلف می شود. بنابراین، رفتار تنش سیلان پیچیده ای در حین کار داغ در محدوده فاز آستنیت یا فریت مواد فولادی مشاهده می شود. در اکثر فولادها، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته (DDRX) در دمای آستنیت انجام می شود زیرا فاز آستنیت توسط انرژی نقص انباشتگی پایین تشخیص داده می شود [17-20]. از سوی دیگر، بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) مکانیزم های نرم کننده غالب در فولادهای فریتی به عنوان یک فاز با مقدار انرژی نقص انباشتگی بالا هستند [20-23]. رفتار جریان گرم فولادها کاملا به سینتیک تبدیل فازها و تغییر اندازه دانه در حین کار گرم بستگی دارد. در مجموع می توان گفت که رفتار مکانیکی قطعات تولیدی با استفاده از شکل دهی داغ به اندازه دانه و ساختار فلز تولید شده بستگی دارد. بطوریکه با تغییر در اندازه دانه و ساختار قطعه تولیدی می توان خواص مکانیکی مختلفی را بدست آورد. بنابراین می توان پارامترهای فرآیندی تغییر شکل داغ مانند میزان کرنش، نرخ کرنش و دما و یا نحوه سرد کردن قطعه تغییر شکل داده شده را می توان طوری تنظیم کرد که به میکروساختار دلخواه شامل اندازه دانه و فازهای مختلف ساختاری مناسب دست یافت [24,25].

هدف از این پژوهش، بررسی رفتار سیلانی و تغییرات ساختاری و اندازه دانه های فولاد میکرو آلیاژی در دمای بالای تغییر شکل از طریق آزمون های فشار داغ در دماهای K ۱۱۷۳ تا K ۱۳۷۳ و نرخ های کرنش  $s^{-1}$  ۰/۰۰۱ تا  $s^{-1}$  ۱ با تغییرات ریزساختاری شامل تغییرات اندازه دانه و انواع فازهای ایجاد شده در ساختار پس از تغییر شکل داغ می باشد.

### مواد و روش انجام آزمایش

در این پژوهش از یک شمش ریخته گری شده فولاد API-5CT-L80-1 و بدون هیچ گونه کار مکانیکی و عملیات حرارتی با مقطع دایره ای با قطر ۵۰۰ میلی متر و ضخامت ۱۵ میلی متر استفاده گردید. از دستگاه کوانتومتری طبق استاندارد ASTM E350 برای تعیین در صد عناصر موجود در فولاد میکرو آلیاژی API-5CT-L80 استفاده گردید که در ترکیب شیمیایی این فولاد بیان شده است.

جدول ۱ درصد ترکیب شیمیایی عناصر فولاد آلیاژی API-5CT-L80

عنصر	C	Si	Mn	P	Cr	Mo	Ni	Nb	Ti	V	Al
درصد	۰/۳۱۳	۰/۲۹۴	۱/۳۵	۰/۰۱۴	۰/۳۲۶	۰/۰۵۲	۰/۰۵۲	۰/۰۰۳	۰/۰۲	۰/۰۰۴	۰/۶۲۱

۱۳۷۳ و در چهار نرخ کرنش ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و  $s^{-1}$  ۱ صورت گرفت. برای همگن کردن دمای قطعه کار با دمای موردنظر تغییرشکل در کوره، به مدت ۵ دقیقه با نرخ گرمایش  $5^{\circ}C/s$  در کوره قرار داده می شوند؛ سپس تا کرنش ۰/۶ (حدود ۶۰ درصد کاهش ارتفاع) بر روی هر یک از نمونه های استوانه ای تغییرشکل اعمال می گردد. بعد از تغییرشکل، به منظور حفظ تغییرات ریزساختاری، نمونه های تغییر شکل یافته به سرعت در آب کوئچ شده اند تا تغییرات ریزساختار در اثر تغییرشکل در حالت های مختلف فرآیندی بررسی گردد. برای مشاهده ریزساختار ماده از محلول نیتال ۱۰ درصد استفاده شد. تصاویر متالوگرافی از ریز ساختار توسط دستگاه میکرو سکوپ نوری NIKON ECLIPSE MA200 گرفته شد.

## نتایج و بحث

### رفتار سیلان داغ فولاد

منحنی های تنش-کرنش حقیقی فولاد API-5CT-L80 در نرخ کرنش ثابت و دماهای تغییرشکل مختلف و همچنین حالت دما ثابت و نرخ های کرنش متفاوت، به ترتیب در شکل (۲-الف و ب) نشان داده شده است. مشاهده می گردد که اثرات دمای تغییرشکل و نرخ کرنش بر روی رفتار فشردگی داغ ماده قابل توجه و ملموس است به گونه ای که مطابق با شکل (۲-الف) با افزایش دما، سطح تنش کاهش یافته و ماده نرم تر و شکل پذیرتر شده است، در مقابل و با توجه به شکل (۲-ب)، با افزایش نرخ کرنش، سطوح تنش افزایش یافته است و ماده مقاومت بیشتری در برابر تغییرشکل از خود نشان داده است. همچنین، به دلیل مکانیسم های کارنرمی و کارسختی در طول مراحل مختلف تغییرشکل، یک پیچیدگی در شرایط مختلف تغییرشکل در رفتار سیلانی فولاد مشاهده می شود. با توجه به شکل (۲-ب)، عموماً، در شرایط کار داغ، هر منحنی را می توان به سه بخش تقسیم کرد که شامل ناحیه کار سختی، نرم شونده گی دینامیکی و ناحیه حالت پایا می باشند. در مرحله اولیه تغییرشکل و در کرنش های کم، نابعایی ها نقش اساسی در رفتار سیلانی ماده دارند. حرکت، فعل وانفعال، تولید و تکثیر نابعایی در مرحله اولیه تغییرشکل سبب تجمع نابعایی ها در مرز دانه ها، فازهای ثانویه و ناخالصی ها

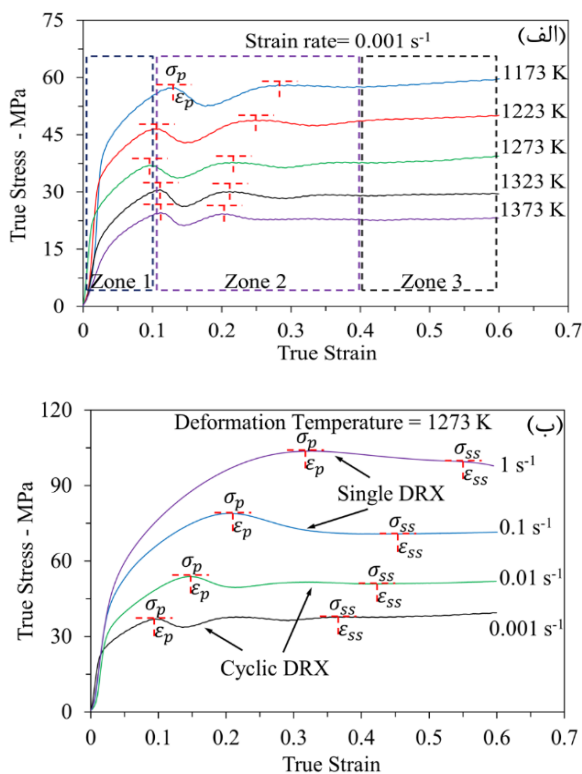
نمونه های مورد آزمایش طبق استاندارد ASTM-E9 [26] و ASTM-E209 [27]، به صورت استوانه های با قطر ۱۰ میلی متر و ارتفاع ۱۵ میلی متر، با نسبت طول به قطر ۱/۵، توسط دستگاه برش و ایرکات تهیه و در پایان کلیه سطوح استوانه ها توسط دستگاه تراش، ماشین کاری شدند. با توجه به اهمیت همگن بودن ساختار هر یک از نمونه های مورد آزمایش، کلیه نمونه ها در یک شعاع مشخص و در جهت طولی شمش برش خوردند به گونه ای که فشردگی حاصل آزمون فشار در جهت طولی شمش اعمال می گردد. آزمون های فشار داغ توسط دستگاه سروو-الکترونیک یونیورسال کشش و فشار ZwickRoell Z250 با کنترل کننده با ظرفیت ۲۵۰ kN و کوره ی الکترونیکی انجام شد. کوره الکترونیکی حلقوی، قابلیت تنظیم و کنترل دما در سه نقطه به وسیله سه گرمکن مجزا برای همگن کردن دمای کوره تا حداکثر دمای  $1200^{\circ}C$  را دارد (شکل ۱). به منظور کاهش اثرات منفی اصطکاک بین نمونه و فک های آزمون فشار داغ که معمولاً همراه با بشکه ای شدن نمونه ها و افزایش تنش سیلانی ماده همراه است، از ورق های نازک میکا، با ضخامت حدود ۲ تا ۳ دهم میلی متر، به عنوان روانکار در آزمایش های فشار داغ استفاده گردید.



شکل ۱ دستگاه آزمون یونیورسال کشش و فشار ZwickRoell مدل Z250 با کوره الکترونیکی

آزمون های فشار داغ هم دما بر روی نمونه هایی استوانه ای شکل در پنج دمای تغییر شکل ۱۱۷۳، ۱۲۲۳، ۱۲۷۳، ۱۳۲۳ K و

در طول تغییرشکل داغ یک ماده تکرار شوند. مطابق با شکل (۲-ب)، مشاهده می‌شود که رفتار سیلانی فولاد مورد مطالعه در نرخ کرنش  $0.001 \text{ s}^{-1}$  دارای بیشترین تعداد قله است. همچنین، شکل (۲-الف) نشان می‌دهد که با تغییر دمای تغییرشکل از ۱۱۷۳ K تا ۱۳۷۳ K نیز این رفتار چند قله‌ای تکرار می‌گردد البته این قله‌ها با افزایش دما در کرنش‌های کم‌تری پدیدار می‌شوند که می‌توان گفت دمای تغییرشکل با زمان جوانه‌زنی دانه‌های جدید و تبلور مجدد رابطه مستقیم دارد به گونه‌ای که با افزایش دما، جوانه‌زنی و تبلور مجدد دینامیکی سریع‌تر رخ می‌دهد. شکل (۲-ب) به توصیف نرخ کرنش با زمان جوانه‌زنی و تبلور مجدد دینامیکی اشاره می‌کند، به طوری که در یک دمای ثابت، در سرعت‌های تغییرشکل پایین پدیده تبلور مجدد زودتر از زمانی رخ می‌دهد که سرعت تغییرشکل بسیار زیاد است. در آخرین ناحیه تغییرشکل، رفتار سیلانی ماده یک حالت پایا است که در این مرحله، به دلیل تعادل دینامیکی بین مکانیسم‌های کارنرمی (یک فلز کاملاً تبلورمجدد یافته) و کار سختی، رفتار سیلانی فولاد به صورت یک خط تقریباً افقی تغییرشکل را ادامه می‌دهد.



شکل ۲ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی (الف) در نرخ کرنش  $0.001 \text{ s}^{-1}$  و دماهای مختلف و (ب) دمای ۱۱۷۳ K و نرخ‌های کرنش مختلف

می‌گردند که این افزایش چگالی نابجایی‌ها منجر به کار سختی می‌شود؛ البته در این مرحله مرزهای زیردانه‌ها به دلیل فشار نابجایی‌ها در مرزدانه‌ها به طور ناچیزی تشکیل می‌شوند؛ بنابراین در این مرحله افزایش ناگهانی تنش سیلانی تا رسیدن به تنش بحرانی پیشینه رخ خواهد داد که توسط دیگر محققان برای فلزات مختلف نیز گزارش شده است [28-30]. بعد از این مرحله، با توجه به انجام آزمون‌های فشار در محدوده دمایی آستنیتی و تغییر فاز فولاد API-5CT-L80 از فریت به آستنیت، رفتار سیلانی یک رفتار کار نرمی است. به طور کلی، انرژی نقص انباشتگی پایین فاز حاکم در محدوده دمای آستنیتی منجر شده است که مکانیسم DRX به عنوان یک مکانیسم نرم‌شوندگی در کرنش بحرانی که چگالی نابجایی‌ها به یک مقدار بحرانی رسیده است، اتفاق بیفتد. در این حالت، جوانه‌زنی دانه‌های جدید در مرزدانه‌های دانه‌های قدیمی تشکیل خواهد شد و با افزایش کرنش درصد این جوانه‌ها بیشتر و بیشتر می‌گردد؛ بنابراین، جوانه‌زنی و تبلور مجدد در مرزدانه‌ها سبب افزایش جاهای خالی و لغزش عرضی می‌شوند در نتیجه آهنگ کار سختی کاهش می‌یابد. در ناحیه دوم تغییرشکل، بعد از کرنش پیشینه در بیشترین تنش تغییرشکل، پاسخ فولاد مورد مطالعه در شرایط بارگذاری حاکم، کاملاً پیچیده است، به گونه‌ای که منحنی‌های تنش سیلانی رفتارهای متفاوتی در نرخ‌های کرنش و دماهای تغییرشکل مختلف در کرنش‌های بالاتر از کرنش پیشینه از خود نشان می‌دهند. با این حال در کل شرایط تغییرشکل بعد کرنش پیشینه، DRX به عنوان مکانیسم نرم‌شوندگی غالب در رفتار سیلانی فولاد 5CT-L80 است.

مشخص است که در نرخ‌های کرنش بالا، یعنی نرخ کرنش  $0.1 \text{ s}^{-1}$  و  $1 \text{ s}^{-1}$ ، منحنی‌های تنش سیلانی دارای یک نقطه پیشینه بوده و بعد از آن مکانیسم DRX سبب کاهش تنش سیلانی شده است. در مقابل، منحنی‌هایی چند قله‌ای، به دلیل پدیدار شدن DRX سیکلی در نرخ‌های کرنش پایین، یعنی در نرخ کرنش  $0.001 \text{ s}^{-1}$  و  $0.01 \text{ s}^{-1}$  و در کلیه دماهای تغییرشکل، یک حالت نوسانی دارد که در این حالت، منحنی‌های چند قله‌ای نشان‌دهنده یک رفتار تکرارشونده از مکانیسم‌های سخت‌شوندگی و نرم‌شوندگی در طول تغییرشکل است. این مرحله به این صورت است که قبل از اینکه چگالی نابجایی‌ها به مقدار بحرانی برسد تبلور مجدد رخ می‌دهد سپس مکانیسم DRX به صورت لحظه‌ای متوقف شده و دوباره چگالی نابجایی‌ها افزایش یافته و مکانیسم کار سختی تکرار می‌گردد. این مکانیسم‌های سخت‌شوندگی و نرم‌شوندگی ناشی از DRX و کار سختی ممکن است چندین بار

## تغییرات اندازه دانه و استحاله فازی با پارامترهای تغییر شکل داغ

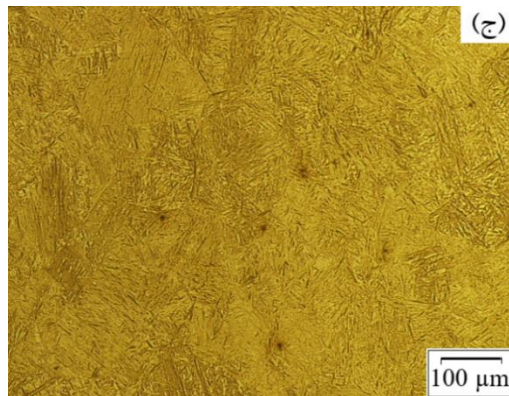
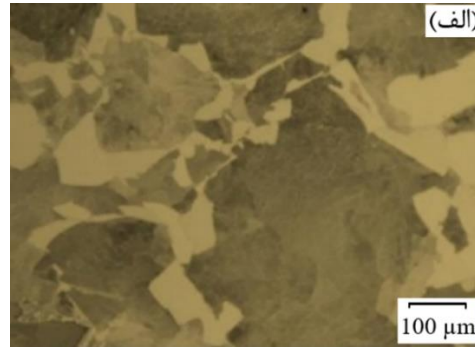
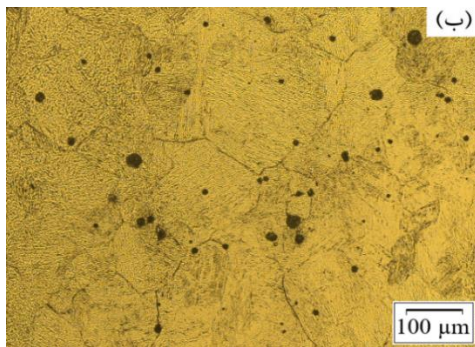
شکل (۳-ج) نیز تغییرات ناشی از استحاله فازی به دلیل تغییر شکل داغ در محدوده دمایی آستنیت قابل مشاهده است که فاز مارتنزیت لایه‌ای در میان فاز آستنیت و فریت تشکیل شده است.

استحاله فازی ایجاد شده در طول تغییر شکل داغ همراه با فازهای آستنیت (As)، مارتنزیت لایه‌ای (Ma) و فریت (F) می‌باشد که این فازها به صورت غیریکنواخت در اندازه‌ها، شکل‌ها و جهت‌گیری‌های مختلف نسبت به ساختار اولیه فریت-پرلیت فولاد گسترش یافته‌اند، که به ترتیب در رنگ‌های قهوه‌ای روشن، قهوه‌ای تیره و سفید در در بزرگنمایی‌های مختلف برای نمونه تغییر شکل یافته در دمای  $1273\text{ K}$  و نرخ کرنش  $1\text{ s}^{-1}$  در شکل (۴) مشخص شده‌اند. فاز فریت موجود در ساختار ثانویه فولاد مورد مطالعه به صورت فریت چندضلعی (PF)، فریت سوزنی (AF) و فریت ویدمن اشتاین (W) وجود دارد. که مرز دانه‌های آستنیتی، جوانه‌هایی به صورت فریت ویدمن اشتاین تشکیل شده است که این جوانه‌زنی فاز فریت در شرایط تغییر شکل حاکم ناشی از تبلور مجدد استحاله فازی دینامیکی (TDRX) می‌باشد که توسط دیگر محققان نیز گزارش شده است [31].

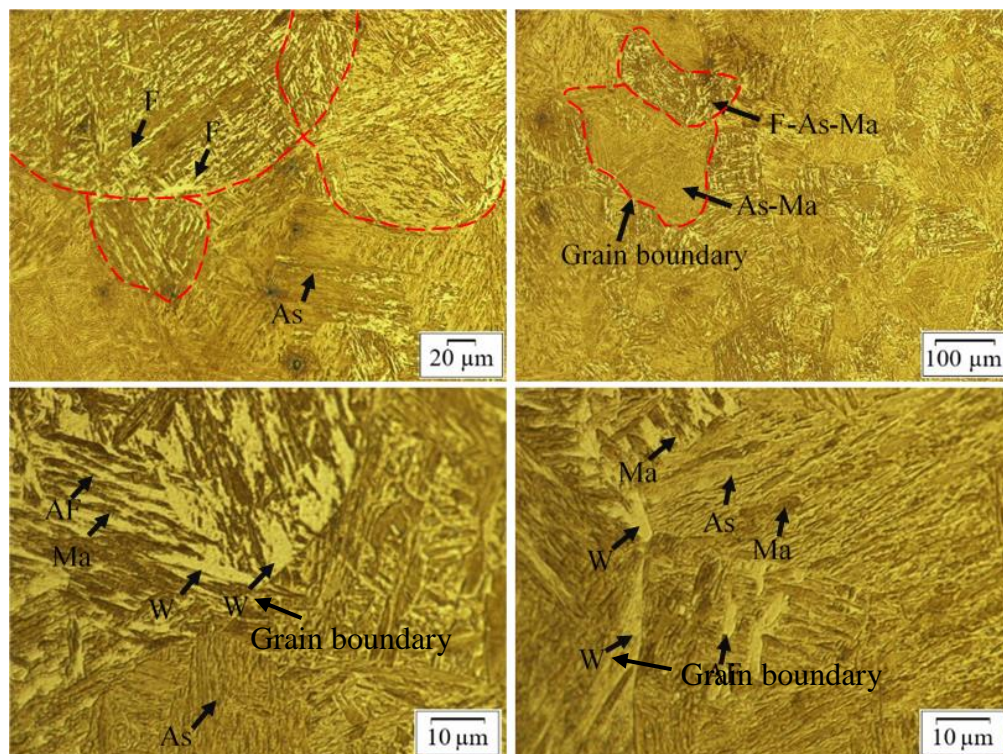
شکل (۲) تصاویر میکروسکوپ نوری از مقایسه بین تغییرات ریزساختاری از حالت اولیه ریخته‌گری شده به حالت تغییر شکل یافته در دمای  $1323\text{ K}$  و نرخ کرنش  $0.01\text{ s}^{-1}$  را نشان می‌دهد. مشاهده می‌گردد که ساختار اولیه این فولاد دارای فاز پرلیت با زمینه قهوه‌ای رنگ و فاز فریت با زمینه روشن است. متوسط اندازه دانه در حالت اولیه فولاد قبل از تغییر شکل حدود  $220\text{ }\mu\text{m}$  میکرومتر اندازه گیری شد. همانطور که از میکروساختار فولاد تغییر شکل داده شده داغ مشخص است ریزساختار پس از تغییر شکل، تغییرات قابل توجهی از نظر دانه‌بندی و همچنین استحاله فازی نسبت به حالت اولیه دارد (

شکل (۳-ب و ج). از مقایسه

شکل‌های (۳-الف و ب) مشخص است که دانه‌ها از یک حالت نامنظم با مرز دانه‌های دندان‌های شکل حاصل از ریخته‌گری به یک ساختار منظم با دانه‌های تبلور مجدد یافته تبدیل شده‌اند. همچنین در



شکل ۳ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد 5CT-L80 به صورت (الف) ساختار اولیه ریخته‌گری شده و (ب) دانه و (ج) فاز فولاد پس از فشرده‌شده داغ در دمای  $1323\text{ K}$  و نرخ کرنش  $0.01\text{ s}^{-1}$



شکل ۴ فازهای مختلف ایجاد شده در نمونه تغییرشکل یافته در دمای ۱۱۷۳ K و نرخ کرنش  $1 \text{ s}^{-1}$

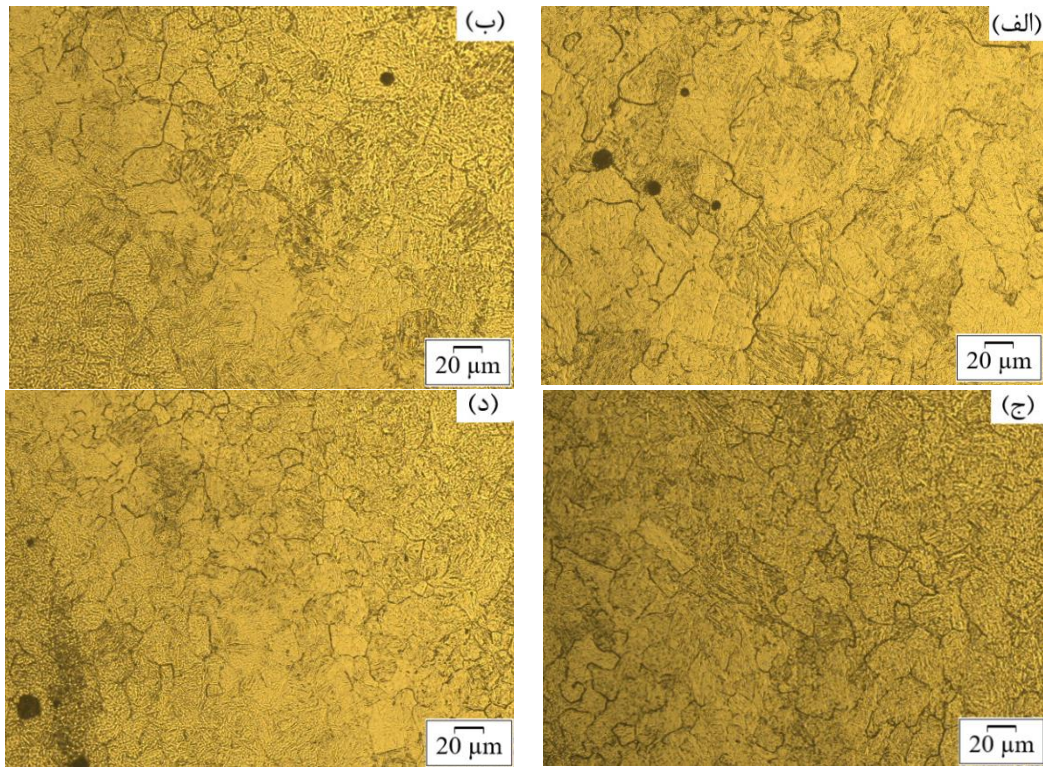
تغییرشکل یافته فولاد در شکل (۶-الف تا د) قابل مشاهده است. اثرات نرخ کرنش بر استحاله فازی به صورتی است که در نرخ‌های کرنش پایین، مارتنزیت‌های لایه‌ای شکل و یا جوانه‌های مارتنزیتی زمان کافی برای جوانه‌زنی و رشد در میان ساختار فاز آستنیت به صورت غیریکنواخت و پراکنده را دارند. البته در این حالت مارتنزیت بیشتر تمایل به ضخیم شدن از خود نشان داده است. به علاوه، در مرزدانه‌ها جوانه‌های فریت ویدمن اشتاین در حال رشد هستند که معمولاً جوانه‌های فریتی در فولادهای دوفازی تشکیل می‌گردد. البته علاوه بر جوانه‌های فریتی، جوانه‌هایی از آستنیت و مارتنزیت در داخل فریت اولیه قابل مشاهده است. با افزایش نرخ کرنش شرایط فازی مشابهی مشاهده می‌شود، که تشکیل نامنظم فازهای فریت، آستنیت و مارتنزیت آشکار است. به دلیل کم بودن زمان تغییرشکل، فاز فریت بیشتری در شکل‌های مختلف به خصوص به صورت فریت چندضلعی در ساختار نمونه‌های تغییرشکل یافته مشاهده می‌گردد. به طور کلی فریت‌های چندضلعی بدون تغییر از ساختار اولیه فولاد باقی مانده‌اند. در این حالت، برخلاف نرخ کرنش پایین، مارتنزیت‌های لایه‌ای تمایل بیشتری به نازک‌تر شدن از خود نشان داده‌اند.

### اثر نرخ کرنش

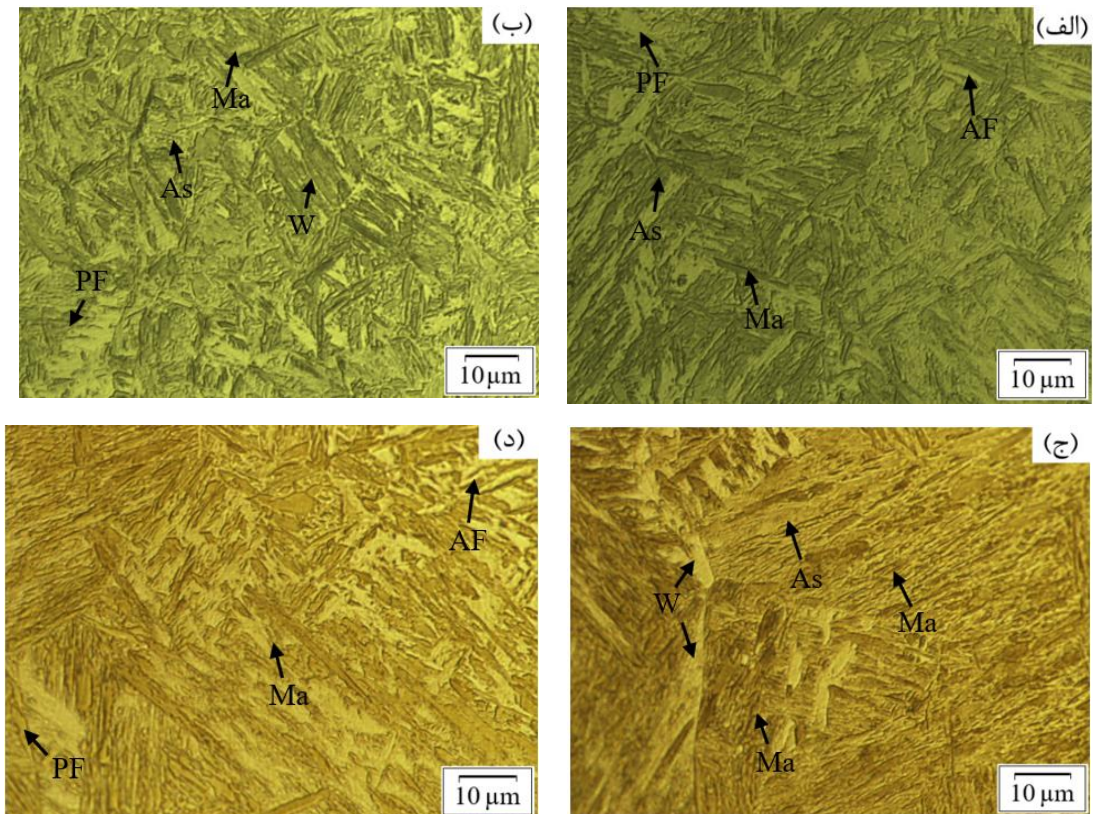
شکل‌های (۵-الف تا د) تصاویر ریزساختاری نمونه‌های تغییرشکل یافته فولاد در کم‌ترین دمای تغییرشکل ۱۱۷۳ K و نرخ‌های کرنش  $0/001$  تا  $1$  بر ثانیه و ریزساختار تغییرشکل یافته یک ریزساختار تبلور مجدد یافته است که دانه‌های محوری (Equiaxed grain) جایگزین دانه‌های ریخته‌گری را نشان می‌دهد. مشخص است که در نرخ‌های کرنش بالاتر دانه‌های کوچک‌تری نسبت به نرخ‌های کرنش پایین تر به دست می‌آید. ریزتر بودن دانه‌ها در نرخ‌های کرنش بالا به این دلیل است که در نرخ‌های کرنش بالا زمان لازم برای تبلور مجدد دینامیکی کامل یا رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته کاهش می‌یابد و بنابراین ساختار ریز دانه‌ها حاصل می‌گردد. می‌توان گفت که نرخ کرنش بالاتر، زمان لازم برای رشد دانه در یک کرنش مشخص را کاهش می‌دهد به عبارت دیگر جوانه‌های متبلور شده در یک نرخ کرنش بالاتر زمان کافی برای رشد کامل را ندارد، متوسط اندازه دانه اندازه‌گیری شده به ترتیب برابر  $32$ ،  $24$ ،  $21$  و  $19$  میکرون به ترتیب برای نرخ‌های کرنش  $0/001 \text{ s}^{-1}$ ،  $0/01 \text{ s}^{-1}$ ،  $0/1 \text{ s}^{-1}$  و  $1 \text{ s}^{-1}$  می‌باشد.

اثرات نرخ‌های کرنش  $0/001 \text{ s}^{-1}$ ،  $0/01 \text{ s}^{-1}$ ،  $0/1 \text{ s}^{-1}$  و  $1 \text{ s}^{-1}$  در دماهای ۱۱۷۳ K و ۱۳۷۳ K بر استحاله فازی نمونه‌های





شکل ۵ تصاویر ریزساختاری از نمونه‌های تغییرشکل یافته در دمای ۱۱۷۳ K و نرخ‌های کرنش (الف)  $0.001 s^{-1}$ ، (ب)  $0.01 s^{-1}$ ، (ج)  $0.1 s^{-1}$  و (د)  $1 s^{-1}$



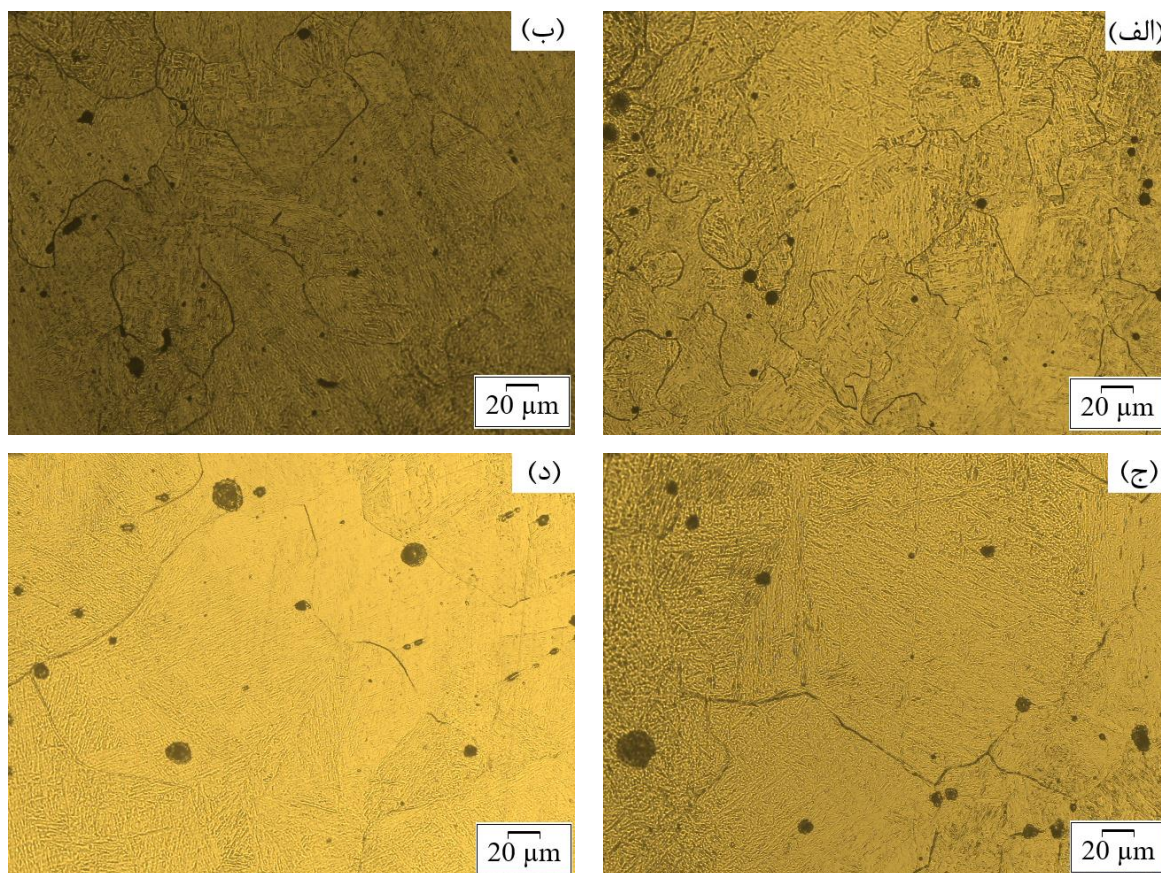
شکل ۶ استحاله فازی در نمونه‌های تغییرشکل یافته فولاد 5CT-L80 در شرایط بارگذاری (الف)  $0.001 s^{-1} - 1173 K$ ، (ب)  $0.01 s^{-1} - 1173 K$ ، (ج)  $0.1 s^{-1} - 1373 K$  و (د)  $1 s^{-1} - 1373 K$

### اثر دمای تغییرشکل

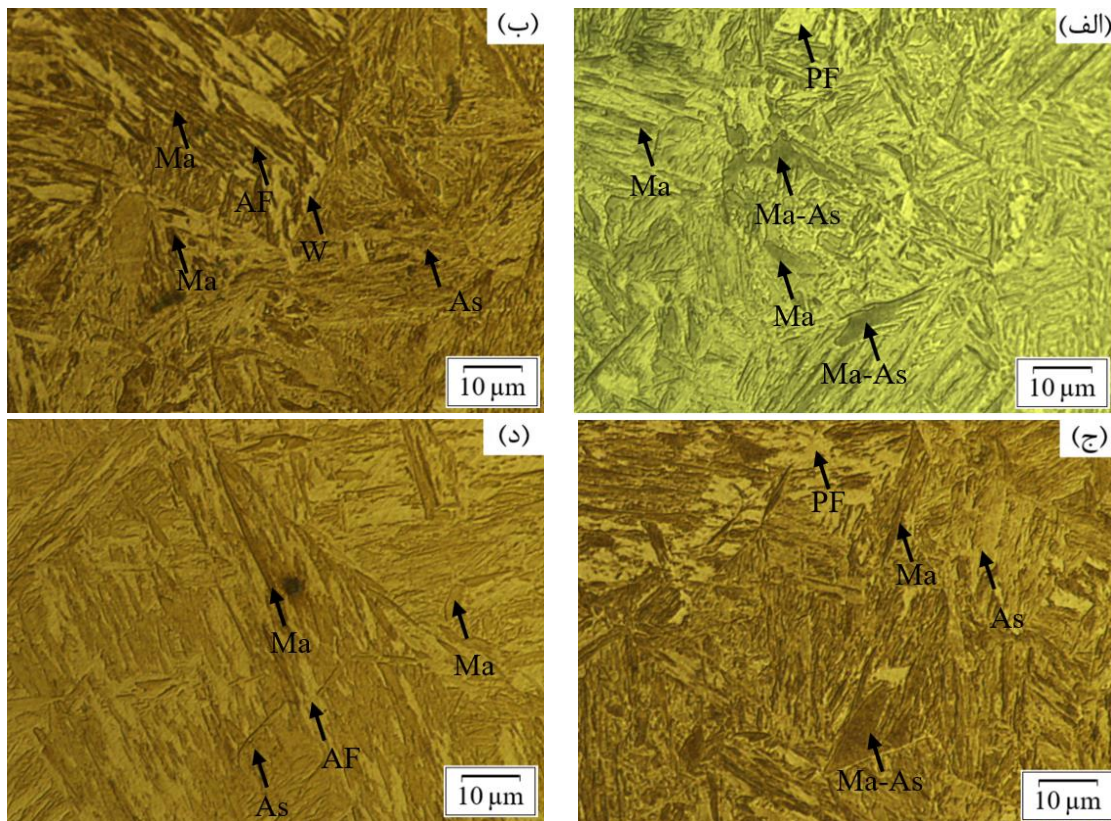
اثرات دمای تغییرشکل بر تغییرات میکروساختاری در نرخ کرنش  $s^{-1}$  ۰/۰۰۱ و در دماهای مختلف ۱۲۲۳ K، ۱۲۷۳ K، ۱۳۲۳ K و ۱۳۷۳ K، بترتیب در شکل های (۷-الف تا د) نشان داده شده است. همانطور که ملاحظه می شود، افزایش دما سبب افزایش متوسط اندازه دانه به دست آمده برای شرایط حاکم به ترتیب برابر با ۳۵، ۴۲، ۵۱ و ۵۶ میکرون اندازه گیری می شود. دمای تغییرشکل بالا سبب افزایش درصد تبلور مجدد و رشد دانه ها خواهد شد. بررسی ها نشان می دهد که نرخ افزایش اندازه دانه در دماهای تغییرشکل بالاتر از ۱۲۷۳ K بیشتر می باشد که نشان دهنده فعال شدن بیشتر مکانیسم رشد دانه های می باشد.

در محدوده دمای آستنیتی، اثرات دمای تغییرشکل بر رفتار استحاله فاز فولاد API-5CT-L80 نسبت به نرخ کرنش ملموس تر می باشد.

شکل (۸) اثرات دمای تغییرشکل در نرخ کرنش ثابت بر استحاله فاز نمونه های فشرده شده را نشان می دهد. مشاهده می گردد به مانند اثرات نرخ کرنش، تغییرات دمای تغییرشکل بر استحاله فاز فریت-آستنیت-مارتنزیت اثر گذار است و ساختاری از فازهای مختلف در ریزساختار فولاد تشکیل شده است. با مقایسه شکل (۸-الف و ب) با یکدیگر و همچنین شکل (۸-ج و د)، مشاهده می شود که در دماهای بالا برخلاف دماهای پایین فریت تمایل دارد که از حالت چندضلعی به حالت سوزنی تبدیل گردد؛ از این رو، دما سبب ایجاد جوانه های فریتی و رشد آن ها شده که در نهایت یک فریت های سوزنی در ریزساختار نمونه ها پدیدار می گردد. همچنین، فازهای مارتنزیتی لایه ای بیشتری در میان فاز آستنیت نسبت به حالت دما پایین تشکیل شده است که با افزایش دما طول این مارتنزیت های نیز بیشتر می باشد. در ضمن افزایش دما سبب شده است که جوانه های مارتنزیتی بیشتری در فاز آستنیت ظاهر شود. این موارد توسط دیگر محققان در دیگر فولاد های میکروآلیاژی گزارش شده است [31,32].



شکل ۷ تصاویر ریزساختاری از نمونه های تغییرشکل یافته در نرخ کرنش  $s^{-1}$  ۰/۰۰۱ و دماهای (الف) ۱۲۲۳ K، (ب) ۱۲۷۳ K، (ج) ۱۳۲۳ K و (د) ۱۳۷۳ K



شکل ۸ تصاویر ریزساختار از نمونه‌های تغییرشکل‌یافته در (الف) ۱۱۷۳ K - ۰/۱ s، (ب) ۱۳۲۳ K - ۰/۱ s، (الف) ۱۲۷۳ K - ۰/۱ s و (ب) K ۱۳۲۳ - ۰/۱ s-۱

### نتیجه‌گیری

رفتار سیلانی و تغییرات اندازه دانه و فازهای فولاد-API-5CT L80 در فرآیند تغییر شکل داغ در این تحقیق مورد بررسی قرار گرفت. منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی حاصل از آزمون فشار داغ در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف، از پیچیدگی رفتار تنش سیلانی داغ این فولاد حکایت دارد. هر یک از پارامترهای دما، نرخ کرنش و کرنش اثرات متفاوت و قابل توجهی بر منحنی‌های سیلانی ماده داشته ضمن اینکه تغییرات ساختاری و اندازه دانه مختلفی را ارائه می‌کند که اهم نتایج آن به شرح ذیل است:

۱. با افزایش دمای تغییر شکل و کاهش نرخ کرنش تنش سیلان کاهش و شکل‌پذیری افزایش می‌یابد. با این حال، ترکیب اثرات دما و نرخ کرنش با کرنش، رفتار پیچیده‌ای از این فولاد به نمایش می‌گذارد. در نرخ‌های کرنش پایین و در کلیه دماها، در کرنش‌های کم فولاد یک رفتار تبلور مجدد دینامیکی سیکلی ارائه می‌کند، به گونه‌ای که نوساناتی در منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی فولاد که منحنی‌های چند قله‌ای شناخته می‌شوند، آشکار می‌شود. در مقابل، با افزایش

نرخ کرنش رفتار نرم‌شوندگی پیوسته ناشی از مکانیسم تبلور مجدد دینامیکی جایگزین رفتار سیکلی گردید. در کرنش‌های بالا و در کلیه شرایط تغییر شکل، یک رفتار حالت پایا به دلیل تعادل دینامیکی بین مکانیسم‌های کارسختی و کار نرمی پدیدار شد.

۲. با افزایش دمای تغییر شکل دانه‌های تشکیل شده دارای اندازه بزرگتری نسبت به حالت دما پایین بودند. در دماهای بالا، فاز فریت تمایل دارد که از حالت فریت چندضلعی به فریت سوزنی تبدیل شود. در مرزهای فاز آستنیت، فریت ویدمن اشتاین در حال رشد و جوانه‌زنی مشاهده شد که نشان دهنده تبلور مجدد و استحاله فازی دینامیکی است. تغییر شکل در دماهای بالا سبب تشکیل فازهای مارتزیت بیشتری می‌شود که در مقایسه با فازهای تشکیل شده در دماهای پایین، مارتزیت‌ها کشیده‌ترند.

۳. اثر نرخ کرنش نیز به مانند اثر دما قابل توجه بود زیرا سرعت تغییر شکل بر رشد دانه اثر معکوس داشت بنابراین در نرخ‌های کرنش پایین دانه‌های متبلور شده زمان کافی برای رشد را

نداشته اند. مارتزیت نیز در نرخ‌های کرنش بالا تمایل به نازک‌شدن داشت

داشتند. اثرات نرخ کرنش بر استحاله فازی چندان محسوس نبود با این حال در نرخ‌های کرنش بالا فازهای پرلیت بیشتر به صورت پرلیت چندضلعی پدیدار گردید. به علاوه جوانه‌های بسیار ریزی در مرزهای آستنیتی از فاز فریت ویدمن اشتاین قابل مشاهده بود که زمان کافی برای رشد را

### تقدیر و تشکر

### مراجع

- [1] H. R. Rezaei Ashtiani, M.H. Parsa and H. Bisadi, "Constitutive equations for elevated temperature flow behavior of commercial purity aluminum", *Materials Science and Engineering :A*, Vol. 545, pp. 61–67, 2012.
- [2] S. B. Brown, K. H. Kim and L. Anand, "An internal variable constitutive model for hot working of metals", *Materials Science, Engineering*. Vol. 5, pp. 95–130, 1989.
- [3] Y. feng XIA, W. JIANG, Q. CHENG, L. JIANG, L. JIN, "Hot deformation behavior of Ti—6Al—4V—0.1Ru alloy during isothermal compression", *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed. 30)*, Vol. 237, No. 2, pp. 134–146, 2020.
- [4] S. Mandal, P. V. Sivaprasad, S. Venugopal, K. P. N. Murthy, "Artificial neural network modeling to evaluate and predict the deformation behavior of stainless steel type AISI 304L during hot torsion", *Applied Soft computing*. Vol. 9, No. 1, pp.237–244, 2009.
- [5] S. Zangeneh Najafi, A. Momeni, H. R. Jafarian, "Flow curves and microstructure of K107 tool steel subjected to compression tests at elevated temperatures", *Materials Science and Engineering :A*, Vol. 732, pp. 78–90, 2018.
- [6] A. Momeni, S. Kazemi, A. Bahrani, "Hot deformation behavior of microstructural constituents in a duplex stainless steel during high-temperature straining", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 20, pp. 953–960, 2013.
- [7] L. Xu, H. Wu, B. Xie, "An improved constitutive model for high-temperature flow behaviour of the Fe–Mn–Al duplex steel", *Materials Science and Technology*. (United Kingdom). Vol 34, No 7, pp. 229–241, 2018.
- [8] J. Li, J. Liu, "Strain compensation constitutive model and parameter optimization for Nb-contained 316LN", *Metals (Basel)*. Vol. 9 , No. 2, 2019.
- [9] A. Dehghan-Manshadi, M.R. Barnett, P.D. Hodgson, "Recrystallization in AISI 304 austenitic stainless steel during and after hot deformation", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 485, pp. 664–672, 2008.
- [10] S. K. Rajput, G. P. Chaudhari, S. K. Nath, "Characterization of hot deformation behavior of a low carbon steel using processing maps, constitutive equations and Zener-Hollomon parameter", *Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials*, Vol. 237, pp.113-125, 2007.
- [11] H. Mirzadeh, M.H. Parsa, D. Ohadi, "Hot deformation behavior of austenitic stainless steel for a wide range of initial grain size", *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 569, pp. 54–60, 2013.
- [12] S. Serajzadeh, A.K. Taheri, "An investigation into the effect of carbon on the kinetics of dynamic restoration and flow behavior of carbon steels", *Mechanics of Materials*. Vol. 35, pp. 653–660, 2003.
- [13] T. H. Lee, E. Shin, C. S. Oh, H. Y. Ha, S. J. Kim, "Correlation between stacking fault energy and deformation

- microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels", *Acta Materialia*, Vol. 58, No. 8, pp. 3173–3186, 2010.
- [14] S. A. Askariani, S. M. Hasan Pishbin, "Hot deformation behavior of Mg-4Li-1Al alloy via hot compression tests", *J. Alloys Compd.* Vol. 688, pp. 1058–1065, 2016.
- [15] J. K. Kim, B.C. De Cooman, "Stacking fault energy and deformation mechanisms in Fe-xMn-0.6C-yAl TWIP steel", *Materials Science and Engineering A*. Vol. 676, pp. 216–231, 2016.
- [16] Y. Li, Y. Koizumi, A. Chiba, "Dynamic recrystallization in biomedical Co-29Cr-6Mo-0.16N alloy with low stacking fault energy", *Materials Science & Engineering A*. Vol. 668, pp. 86–96, 2016.
- [17] C. Zhang, L. Zhang, W. Shen, C. Liu, Y. Xia, R. Li, "Study on constitutive modeling and processing maps for hot deformation of medium carbon Cr-Ni-Mo alloyed steel", *Materials & Design*. Vol. 90, pp. 804–814, 2016.
- [18] C. Sommitsch, W. Mitter, "On modelling of dynamic recrystallisation of fcc materials with low stacking fault energy", *Acta Materialia*. Vol. 54, No. 2, pp. 357–375, 2006.
- [19] S. E. Tabatabaee, S. H. Mousavi-Anijdan, H. Najafi, "Hot deformation mechanisms, mechanical properties and microstructural evolution of a HP-Nb steel", *Materials Science and Engineering: A*. Vol. 800, 2021.
- [20] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J. J. Jonas, "Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions", *Progress in Materials Science*. Vol. 60, pp. 130–207, 2014.
- [21] A. Momeni, S. Kazemi, A. Bahrani, "Hot deformation behavior of microstructural constituents in a duplex stainless steel during high-temperature straining", *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, Vol. 20, pp. 953–960, 2013.
- [22] L. Zhou, W. Chen, S. Feng, M. Sun, B. Xu, D. Li, "Dynamic recrystallization behavior and interfacial bonding mechanism of 14Cr ferrite steel during hot deformation bonding", *J. Mater. Sci. Technol.* Vol. 43, pp. 92–103, 2020.
- [23] X. Xu, X. Wang, J. Li, Z. Yan, D. Liu, Q. Liu, C. Shang, J. Fu, P. Shen, "Hot workability characteristics of low-density Fe-4Al-1Ni ferritic steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 799, 2021.
- [24] H. R. Rezaei Ashtiani, A. A. Shayanpoor, "Prediction of thermo-mechanical behavior and microstructural evolution of copper considering initial grain size at elevated temperature", *Materials Today Communications*, Vol. 28, 2021.
- [25] H. R. Rezaei Ashtiani, H. Ahmadi, M. Heidari, P. Shahsavari, "Flow Behavior and Metallurgical Phenomena of Micro-alloy Steel Under Elevated Temperature Conditions", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 75. No, 8, 2022.
- [26] ASTM E 9, "Standard test methods of compression testing of metallic materials at room temperature", Annu. B. *ASTM Stand.* 03.01, 2000.
- [27] ASTM E 209, "Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates", Annu. B. *ASTM Stand.* 2000.
- [28] Y.C. Lin, X.Y. Wu, X. M. Chen, J. Chen, D. X. Wen, J. L. Zhang, L.T. Li, "EBSD study of a hot deformed nickel-based superalloy", *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 640, pp. 101–113, 2015.
- [29] H. Zhang, K. Zhang, S. Jiang, H. Zhou, C. Zhao, X. Yang, "Dynamic recrystallization behavior of a  $\gamma'$ -hardened nickel-based superalloy during hot deformation", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol 623, pp. 374–385, 2015.
- [30] Y. W. Xiao, Y. C. Lin, Y. Q. Jiang, X. Y. Zhang, G. D. Pang, D. Wang, K. C. Zhou, "A dislocation density-based

- model and processing maps of Ti-55511 alloy with bimodal microstructures during hot compression in  $\alpha+\beta$  region", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 790, 2020.
- [31] C. Zhao, W. Kingkam, L. Ning, H. Zhang, L. Zhiming, "Effect of Deformation Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength Low-Alloy Steel During Hot Compression", *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 27, No. 8, pp. 4129–4139, 2018.
- [32] A. Momeni, H. Arabi, A. Rezaei, H. Badri, S. M. Abbasi, "Hot deformation behavior of austenite in HSLA-100 microalloyed steel", *Materials Science and Engineering A*. Vol. 528, No. 4, pp. 2158–2163, 2011.