

## Comparison of tensile properties and work hardening rate of fine and coarse-grained 304 austenitic stainless steel

Saeedeh Afshar<sup>1</sup>, Hossein Arabi<sup>2</sup>, \*Bagher Mohammad Sadeghi<sup>3</sup>, Mohsen Karimi<sup>4</sup>

1. MSc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
2. Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
3. Assistant Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
4. Assistant Professor, Faculty of Chemical and Materials Engineering, Shahrood University of Technology, Shahrood, Iran.

**Citation:** Afshar S, Arabi H, Mohammad Sadeghi B, Karimi M. Comparison of tensile properties and work hardening rate of fine and coarse-grained 304 austenitic stainless steel. *Metallurgical Engineering* 2022; 24(4): 266-275 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2023.533113.1356>

 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2023.533113.1356>

### **ABSTRACT**

In this study, the effects of grain size on the tensile properties and the work-hardening behavior of 304 austenitic stainless steel was investigated. For this purpose, the thermomechanical processing was carried out by applying a 75% thickness reduction to the as-received 304 stainless steel sheet followed by annealing at two different temperatures of 750 and 1000 °C to produce sheets with two different fine- and coarse-grained microstructures. The average grain size decreased from 25 μm in the as-received matrix to 1.93 μm in the sample, which was annealed at 750 °C for 90 min (fine-grained sample). Also, the mean grain size of 35.52 μm (coarse-grained sample) was obtained after annealing at 1000 °C for 90 min. XRD and optical microscopy were used for characterizing the microstructure. The tensile tests were performed in the directions of 0°, 45°, and 90° to the rolling direction of the samples. The yield strength of as-received, fine-grained, and coarse-grained samples were obtained 405, 733, and 305 MPa, respectively. However, the total elongation decreased from 73% in the as-received sample to about 52% in the fine-grained sample. The work hardening behavior of both fine- and coarse-grained samples was observed in three stages: an initial sharp drop until a minimum value was reached, then an increase until a maximum value was reached, and finally a reduction in the work hardening rate until the beginning of necking. The work-hardening rate ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) of the coarse-grained sample was higher than that of the fine-grained sample. This was due to the higher martensitic transformation rate in the coarse-grained sample.

**Keywords:** 304 austenitic stainless steel, Thermomechanical Processing, Grain Size, Work Hardening, Tensile Properties.

Received: 10 July 2022 | Accepted: 1 January 2023

■ ..... ■

\* *Corresponding Author:*

**Bagher Mohammad Sadeghi, PhD**

**Address:** School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

**Tel:** +98 (21) 77240480

**E-mail:** bmsadeghi@iust.ac.ir

## مقایسه خواص کششی و نرخ کارسختی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ ریزدانه و درشت دانه

سعیده افشار<sup>۱</sup>، حسین عربی<sup>۲</sup>، \*باقر محمدصادقی<sup>۳</sup>، محسن کریمی<sup>۴</sup>

- ۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۳- استادیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۴- استادیار، دانشکده مهندسی شیمی و مواد، دانشگاه صنعتی شاهرود، شاهرود، ایران.

### چکیده

در این پژوهش تاثیر اندازه دانه بر روی خواص کششی و رفتار کارسختی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ مورد بررسی قرار گرفت. به منظور دستیابی به این هدف، عملیات ترمومکانیکی با اعمال ۷۵ درصد نورد سرد بر روی ورق اولیه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی و به دنبال آن آنیل در دو دمای ۷۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C به منظور تولید ورق هایی با دو ریزساختار ریزدانه و درشت دانه انجام شد. میانگین اندازه دانه از ۲۵ μm در نمونه اولیه به ۱/۹۳ μm در نمونه آنیل شده در دمای ۷۵۰ °C و ۹۰ min (نمونه ریزدانه) کاهش یافت. همچنین میانگین اندازه دانه در نمونه آنیل شده در دمای ۱۰۰۰ °C و ۹۰ min به ۳۵/۵۲ μm (نمونه درشت دانه) افزایش یافت. بررسی های ریزساختاری با استفاده از پراش اشعه ایکس و میکروسکوپ نوری انجام شد. آزمایش کشش نیز در سه جهت صفر، ۴۵ و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد بر روی نمونه ها انجام شد. مطابق نتایج این تحقیق، مقادیر استحکام تسلیم در سه نمونه اولیه، ریزدانه و درشت‌دانه به ترتیب ۳۳۳، ۴۰۵ و ۳۰۵ MPa و بدست آمد. اما درصد ازدیاد طول تا شکست از ۷۳ درصد در نمونه اولیه به ۵۲ درصد در نمونه ریزدانه کاهش یافت. با بررسی رفتار کارسختی این فولاد، سه مرحله کارسختی یعنی؛ افت شدید تا رسیدن به یک مقدار حداقل، افزایش بعدی تا رسیدن به یک مقدار حداکثر و در نهایت افت نهایی تا شروع گلوپی شدن در هر دو نمونه ریزدانه و درشت دانه مشاهده شد. نرخ کارسختی (dσ/dε) نمونه درشت دانه به دلیل بالاتر بودن نرخ استحاله آستنیت به مارتنزیت در این نمونه، بیشتر از نمونه ریزدانه بدست آمد.

**واژه‌های کلیدی:** فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴، عملیات ترمومکانیکی، اندازه دانه، کارسختی، خواص کششی.

دریافت: ۱۴۰۱/۰۴/۱۹ | پذیرش: ۱۴۰۱/۱۰/۱۱

### ۱. مقدمه

از صنایع حمل و نقل مورد استفاده قرار می‌گیرند [۳]. با این وجود، استحکام تسلیم نسبتاً کم این فولادها (۲۵۰ MPa تا ۳۵۰) منجر به محدود شدن کاربردهای آنها (در شرایط بدون اعمال فرایند شکل دهی) می‌شود. ریزدانه کردن آستنیت یک روش موثر برای افزایش استحکام کششی تسلیم، استحکام نهایی کششی همراه با حفظ چقرمگی است [۴، ۵]. از این رو، بررسی تاثیر عملیات ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی و ریزساختار این نوع از فولادها در سال‌های اخیر مورد توجه محققان قرار گرفته است. این فرایند شامل نورد سرد سنگین برای تشکیل مارتنزیت ناشی از کرنش از آستنیت و به دنبال آن بازگشت مارتنزیت به آستنیت در دماها و زمان‌های آنیل نسبتاً پایین است [۶، ۷]. در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی

از نظر کاربرد و تنوع آلیاژی، فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی بزرگترین خانواده فولادهای زنگ‌نزن هستند. با توجه به ساختار FCC فاز آستنیت و به دلیل حضور عناصر آلیاژی مانند نیکل و کروم، این فولادها بسیار چقرمه و داکتیل هستند و مقاومت به خوردگی فوق‌العاده‌ای دارند [۱، ۲]. این فولادها بیشترین کاربرد را در بین انواع مختلف فولادهای زنگ‌نزن دارند. در واقع مقاومت به خوردگی بالا و خواص مکانیکی مطلوب، آنها را در بسیاری از کاربردها جذاب می‌کند. گریدهای پرآلیاژی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی مقاومت به خوردگی بسیار خوبی دارند که استفاده از آنها را در کاربردهای صنایع شیمیایی متداول می‌کند. در حالی که، گریدهای کم آلیاژی شکل‌پذیری بالاتری دارند و در ساخت قطعات مورد نیاز در

\* نویسنده مسئول:

دکتر باقر محمدصادقی

نشانی: تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی.

تلفن: ۰۲۱) ۷۷۲۴۰۴۸۰

پست الکترونیکی: bmsadeghi@iust.ac.ir

**جدول ۱.** میانگین ترکیب شیمیایی فولاد ۳۰۴ مورد استفاده در این تحقیق (درصد وزنی).

| Type | Cr   | Ni   | C     | Mn   | Si    | P     | S     | Mo   | Cu    | Nb    | Fe   |
|------|------|------|-------|------|-------|-------|-------|------|-------|-------|------|
| 304  | 18.1 | 8.04 | 0.069 | 1.57 | 0.531 | 0.031 | 0.030 | 0.01 | 0.013 | 0.009 | Base |

لیختنفلد<sup>۳</sup> و همکاران [۱۰] نیز با انجام آزمایش کشش در دمای اتاق و با تغییر نرخ کرنش در محدوده  $10^{-4} \times 1/25$  تا  $s^{-1} 400$ ، تاثیر نرخ کرنش را بر روی رفتار کارسختی دو فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۹ و ۳۰۴ L بررسی کردند. همچنین، سوچیدا<sup>۴</sup> و همکاران [۱۷]، دی<sup>۵</sup> و همکاران [۱۸]، سوارز<sup>۶</sup> و همکاران [۱۹] و بیون<sup>۷</sup> و همکاران [۲۰] تاثیر دما بر رفتار کارسختی انواع فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را بررسی کرده‌اند. دمینگ<sup>۸</sup> و همکاران [۲۱]، نیز تاثیر نورد سرد بر روی رفتار کارسختی این فولادها را مورد بررسی قرار داده‌اند. ژو<sup>۹</sup> و همکاران [۲۲] و نقی‌زاده و همکاران [۲۳] تاثیر ریز کردن دانه آستنیت بر روی کارسختی و رفتار شکست فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را بررسی کرده‌اند. با این حال انجام عملیات ترمومکانیکی و بررسی تاثیر اندازه دانه آستنیت بر رفتار کارسختی در جهات مختلف ورق‌های نورد شده فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ کمتر مورد بررسی قرار گرفته است. در این پژوهش پس از انجام عملیات ترمومکانیکی (نورد سرد و آنیل) بر روی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ و دستیابی به فولاد ریزدانه، تاثیر اندازه دانه بر روی سختی، خواص کششی و رفتار کارسختی در سه جهت صفر، ۴۵ و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد بررسی شده است.

## ۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ در شرایط خریداری شده<sup>۱۱</sup> با ضخامت ۱۰ mm استفاده شد. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول (۱) مشاهده می‌شود.

اندازه دانه ورق فولاد ۳۰۴ تهیه شده توسط روش قطع<sup>۱۱</sup> مطابق با استاندارد ASTM E112 مقدار  $25 \mu m$  تعیین شد. به منظور دستیابی به ریزساختار مارتنزیتی، ورق‌های بریده شده در نورد کارگاهی با قطر غلتک ۲۲۰ mm و ظرفیت ۵۰ ton تحت نورد سرد قرار گرفتند. سرعت غلتک در حین نورد  $4/5 m \cdot min^{-1}$  و کاهش ضخامت در هر پاس برابر با ۰/۲ mm بود. قبل از اعمال هر پاس، ورق‌ها در مخلوط آب و یخ (دمای  $0^\circ C$ ) کوئنچ شدند. ضخامت نهایی بعد از ۷۵ درصد

فرایند نورد سرد باعث ایجاد دو نوع مارتنزیت  $\alpha'$  و  $\epsilon$  می‌شود. ترتیب استحاله آستنیت  $\gamma$  (FCC)  $\leftarrow$  مارتنزیت  $\epsilon$  (HCP)  $\leftarrow$  مارتنزیت  $\alpha'$  (BCC) توسط برخی از محققان ارائه شده است. با این حال استحاله مستقیم از  $\gamma \leftarrow \alpha'$  نیز از طریق واکنش نایجابی‌ها امکان پذیر است [۸-۱۱]. هنگامی که کاهش ضخامت از طریق نورد سرد کم است، مارتنزیت از نوع لایه‌ای بر ریزساختار غالب است. افزایش بیشتر در کاهش ضخامت از طریق نورد سرد، منجر به خرد شدن مارتنزیت و تغییر در مورفولوژی غالب مارتنزیت از نوع لایه‌ای به نوع سلولی می‌شود. اگر ساختار مارتنزیت از نوع لایه‌ای باشد، آستنیت در مرزها و تقاطع لایه‌ها جوانه‌زنی می‌کند و در طی عملیات بازگشت، آستنیت از این مکان‌ها به درون لایه‌های مارتنزیت رشد می‌کند. اگر مورفولوژی مارتنزیت از نوع لایه‌ای به نوع سلولی تغییر یابد، چگالی عیوب به طور قابل توجهی افزایش می‌یابد و دانه‌های فوق‌ریز هم‌محور آستنیت در مرز دانه‌های مارتنزیت جوانه‌زنی می‌کنند [۱۲]. در طول فرایند آنیل سه پدیده رخ می‌دهد: ۱- بازگشت مارتنزیت به آستنیت فوق‌ریزدانه، ۲- تبلور مجدد آستنیت بازگشت یافته به آستنیت با اندازه دانه در حدود چند میکرومتر، ۳- رشد دانه بدست آوردن یک ریزساختار هم‌محور مستلزم تبلور مجدد آستنیت باقی‌مانده است که در طی آن دانه‌های بازگشت یافته فوق‌ریز ممکن است به طور قابل توجهی رشد کنند [۱۳]. با ریز کردن دانه آستنیت از طریق عملیات ترمومکانیکی، خواص کششی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به طور قابل توجهی بهبود می‌یابد. فروزان و همکاران [۱۴] گزارش کرده‌اند پس از انجام عملیات ترمومکانیکی بر روی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ و دستیابی به اندازه دانه ۳۰۰ nm استحکام تسلیم تقریباً به سه برابر مقدار آن در نمونه اولیه رسید. کومار<sup>۱</sup> و همکاران [۱۵] نیز با انجام این عملیات بر روی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۶ L و مقایسه خواص کششی نمونه‌های فوق‌ریزدانه و درشت دانه گزارش کرده‌اند که استحکام تسلیم نمونه‌های فوق‌ریزدانه ۳ تا ۴ برابر بزرگتر از نمونه درشت دانه است. تحقیقات دیگری نیز نتایج مشابهی را گزارش کرده‌اند [۵-۷]. عوامل تاثیرگذار بر روی رفتار کارسختی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی توسط برخی از محققان بررسی شده است. به عنوان مثال اثر تغییر نرخ کرنش در بازه  $3 \times 10^{-4}$  تا  $s^{-1} 200$  بر روی رفتار کارسختی دو فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ و LN ۳۰۱ توسط تالونن<sup>۲</sup> و همکاران [۱۶] بررسی شده است.

3. Lichtenfeld

4. Tsuchida

5. De

6. Soares

7. Byun

8. Deming

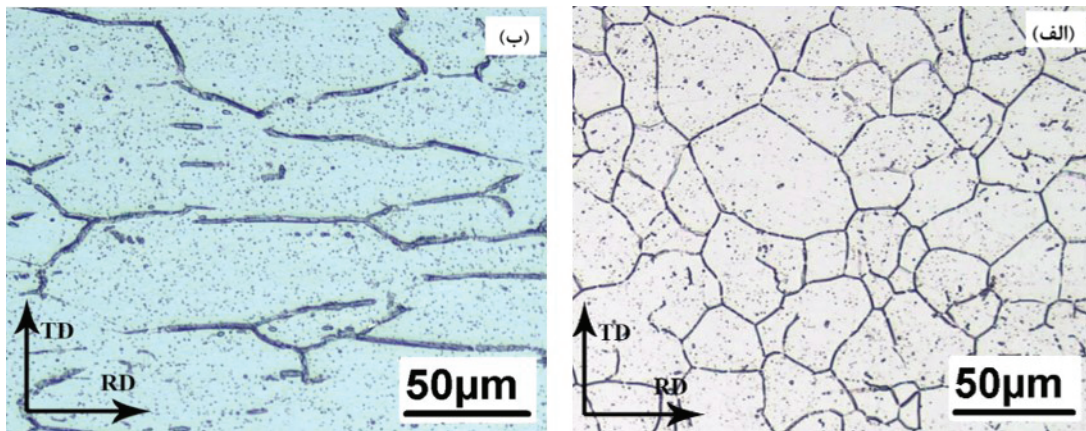
9. Xu

10. As-Received

11. Intercept

1. Kumar

2. Talonen



شکل ۱. تصویر میکروسکوپ نوری از دانه های آستنیت در ریزساختار فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴، (الف) ورق اولیه و (ب) ورق ۷۵ درصد نورد شده.

(۱)

$$V_i = \frac{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_i^j}{R_i^j}}{\frac{1}{n} \left( \sum_{j=1}^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j} + \sum_{j=1}^n \frac{I_{\alpha'}^j}{R_{\alpha'}^j} + \sum_{j=1}^n \frac{I_\epsilon^j}{R_\epsilon^j} \right)}$$

در این رابطه  $n$ ، تعداد پیک‌های بدست آمده برای یک فاز خاص (مانند  $\gamma$ ،  $\alpha'$  یا  $\epsilon$ ) است. مولفه  $R$  فاکتور پراکندگی ماده است و می‌توان آن را به صورت زیر بیان کرد:

(۲)

$$R_{hkl} = \left( \frac{1}{v^2} \right) \left[ |F|^2 p \left( \frac{1 + \cos^2 \theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} \right) \right] (e^{-2M})$$

به طوری که  $hkl$  اندیس صفحه انعکاس دهنده‌ای است که در آن می‌توان  $R$  را محاسبه کرد،  $v$  حجم یک سلول واحد،  $F$  ثابت ساختاری است که به پراکندگی اتمی ارتباط دارد،  $p$  فاکتور چندگانه،  $\theta$  زاویه پراش و  $e^{-2M}$  فاکتور دمایی-والر<sup>۱۴</sup> است.

### ۳. نتایج و بحث

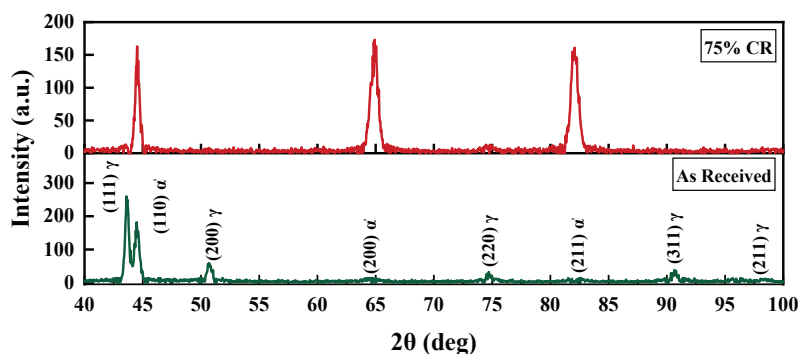
شکل (۱- الف و ب) تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه اولیه (شامل ۱۱ درصد فاز مارتنزیت و مابقی فاز آستنیت) و نمونه ۷۵ درصد نورد شده (در حدود ۹۱ درصد فاز مارتنزیت و مابقی فاز آستنیت) را در مقطع سطح نورد نشان می‌دهد. همانطور که در این تصویر مشاهده می‌شود دانه‌های آستنیت نشان داده شده در شکل (۱- الف) پس از ۷۵ درصد نورد سرد، مطابق شکل (۱- ب) پهن شده‌اند و تغییر شکل یافته‌اند. این تصاویر از نمونه‌های اچ شده جهت مشاهده فاز آستنیت تهیه شده‌اند.

نورد برابر با ۲/۵ mm بود. برای دستیابی به ساختار ریزدانه و درشت‌دانه نمونه‌های ۷۵ درصد نورد سرد شده به ترتیب در دماهای ۷۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C به مدت ۹۰ min آنیل شدند. دماهای آنیل در این پژوهش بر اساس مرجع [۲۴] انتخاب شدند. برای تعیین فازهای موجود در نمونه‌ها از آزمایش XRD استفاده شد. آزمایش XRD با اندازه گام ۰/۰۴ درجه و زمان ۵/۰ به ازای هر گام با ولتاژ ۳۰ kV و شدت جریان ۳۰ mA در محدوده زاویه ۲θ (۴۰-۱۰۰) در دانشگاه علم و صنعت ایران انجام شد. به منظور بررسی های ریزساختاری، آماده‌سازی سطح نمونه‌ها با استفاده از پوساب<sup>۱۲</sup>هایی با شماره ۸۰، ۱۸۰، ۳۲۰، ۶۰۰، ۱۲۰۰ و ۲۵۰۰ انجام شد. سپس نمونه‌های آماده شده، با استفاده از سوسپانسیون آب حاوی ذرات ساینده آلومینا تحت عملیات پولیش مکانیکی قرار گرفتند. از الکترو اچ با مخلوطی از ۶۰ ml اسید نیتریک و ۴۰ ml آب مقطر برای آشکار کردن مرزدانه آستنیت استفاده شد. اچ کردن در ولتاژ تقریباً ۱ V به مدت حدوداً ۲ min انجام شد و در ادامه به منظور مشاهده ریزساختار نمونه‌ها، از میکروسکوپ نوری استفاده شد. برای آزمایش سختی نمونه‌ها از دستگاه Universal استفاده شد. مقیاس سختی، ویکرز و نیروی انتخاب شده ۳۰ kgf بود. از هر نمونه حداقل سه اندازه‌گیری به عمل آمد. میانگین این سه اندازه‌گیری به عنوان سختی نمونه‌ها گزارش شد. نمونه‌های کشش مطابق استاندارد ASTM-E8 با استفاده از دستگاه وایرکات مدل Robofil 400 در اندازه کوچک<sup>۱۳</sup> تهیه شدند. آزمایش کشش با دستگاه Universal در نرخ کرنش  $10^{-3} s^{-1}$  بر روی نمونه‌های تهیه شده در سه جهت صفر، ۴۵ و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد انجام شد. همچنین به منظور محاسبه درصد فاز با استفاده از آنالیز پراش اشعه ایکس، از رابطه (۱) استفاده شد. همانطور که در این رابطه نشان داده شده است، شدت تجمعی  $I$  فاز  $i$  با کسر حجمی همان فاز یعنی  $V_i$  متناسب است [۲۵]:

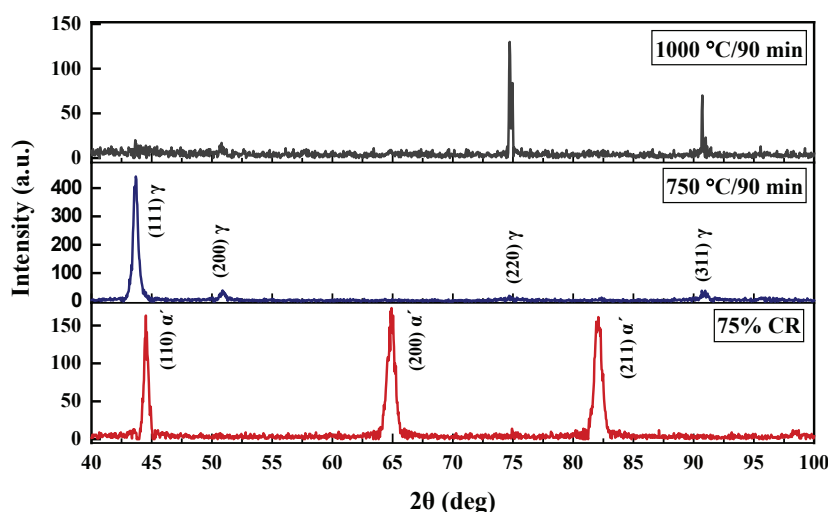
12. Emery Paper

13. Subsize

14. Debye- Waller



شکل ۲. الگوی پراش اشعه ایکس مربوط به ورق فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ اولیه و ورق ۷۵ درصد نورد سرد شده.



شکل ۳. الگوی پراش اشعه ایکس مربوط به ورق فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ در شرایط ۷۵ درصد نورد سرد شده و نمونه‌های آنیل شده در دو دمای ۷۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C به مدت ۹۰ min.

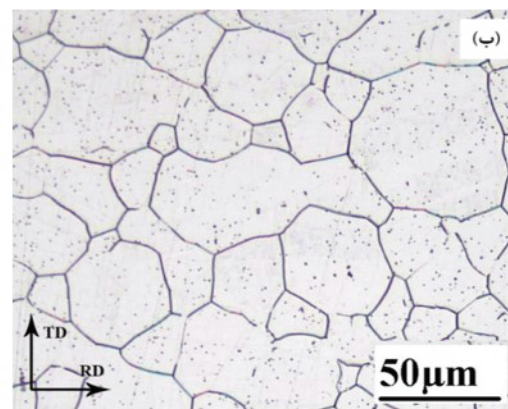
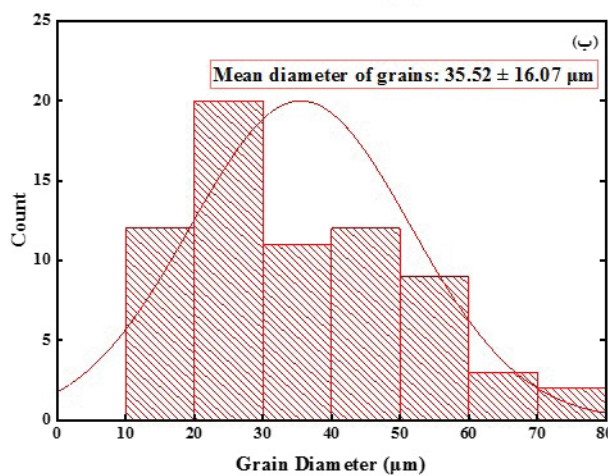
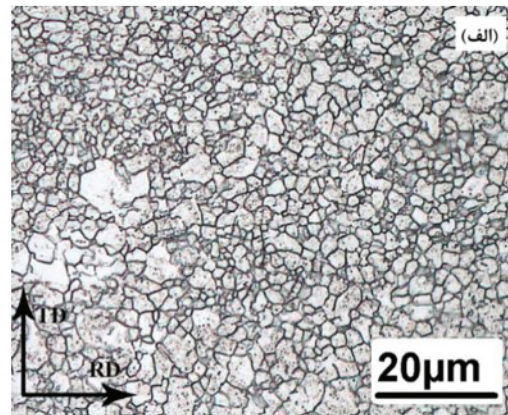
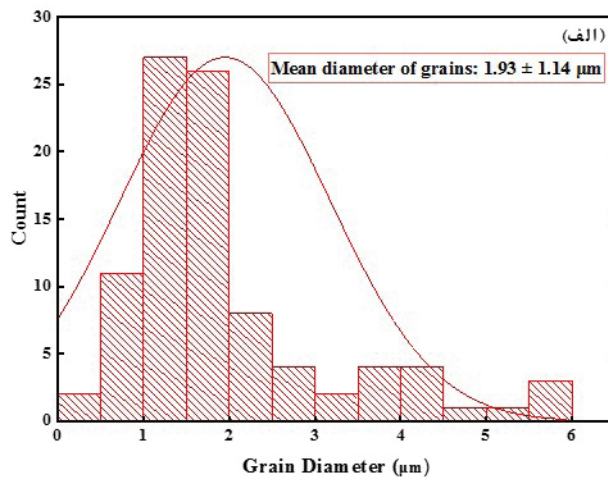
چقرمگی و داکتیلیته نمونه را به دنبال دارد. بنابراین تنها عاملی که می‌تواند خواص فیزیکی-مکانیکی فلز را به شرایط اولیه بازگرداند فرایند بازگشت، شامل بازیابی، تبلور مجدد و رشد دانه است که این امر با آنیل نمونه‌ها محقق می‌شود. شکل (۳) الگوی پراش اشعه ایکس نمونه ۷۵ درصد نورد شده و نمونه‌ها پس از آنیل در دمای ۱۰۰۰ °C و ۷۵۰ °C به مدت ۹۰ min را نشان می‌دهد. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود پس از فرایند آنیل پیک‌های مربوط به فاز مارتنزیت ناپدید شده‌اند و پیک‌های مربوط به فاز آستنیت رشد کرده‌اند. این امر نشان دهنده این است که بازگشت به طور کامل انجام شده است. سومانی<sup>۱۵</sup> و همکاران [۲۶] نیز گزارش کرده‌اند که در فولاد زنگ‌نزن ۳۰۱ LN با آنیل ورق ۷۵ درصد نورد شده در دمای ۷۰۰ °C و زمان ۶ s بازگشت تقریباً به طور کامل اتفاق افتاده است.

شکل (۴) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ریزدانه (آنیل شده در ۷۵۰ °C به مدت ۹۰ min) و نمونه

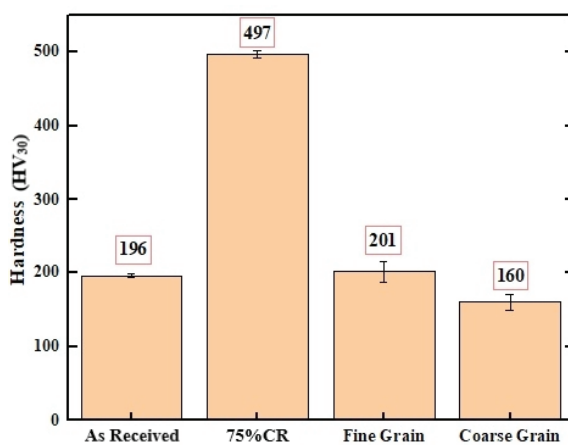
شکل (۲) الگوی پراش اشعه ایکس ورق اولیه و ورق ۷۵ درصد نورد سرد شده را نشان می‌دهد. مطابق این شکل مشاهده می‌شود که در نمونه اولیه، قبل از نورد نیز مقداری مارتنزیت وجود دارد. پس از انجام فرایند نورد، پیک‌های مربوط به صفحه‌های (۲۱۱)، (۳۱۱)، (۲۲۰)، (۲۰۰) و (۱۱۱) فاز آستنیت ناپدید شده یا شدت آنها کم می‌شود. همزمان شدت پیک‌های مربوط به صفحه‌های (۱۱۰)، (۲۰۰) و (۲۱۱) فاز مارتنزیت  $\alpha'$  زیاد می‌شود. مطابق روابط ذکر شده در بخش روش تحقیق، مقدار فاز مارتنزیت از ۱۱ درصد در نمونه اولیه به ۹۱ درصد در نمونه نورد شده می‌رسد. این امر نشان دهنده تشکیل فاز مارتنزیت ناشی از کرنش در اثر نورد سرد ورق اولیه است.

در فرایند شکل‌دهی سرد، اعمال تنش موجب افزایش چگالی نابجایی‌ها می‌شود که حرکت این نابجایی‌ها در حین تغییر شکل پلاستیک منجر به ایجاد خطوط سیلان و افزایش باندهای لغزش می‌گردد. این پدیده موجب افزایش استحکام تسلیم نمونه می‌شود. با این حال، افزایش استحکام، کاهش

15. Somani



شکل ۴. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴، (الف) نمونه ریزدانه (آنیل شده در  $750^\circ\text{C}$  به مدت ۹۰ min) و (ب) نمونه درشت دانه (آنیل شده در  $1000^\circ\text{C}$  به مدت ۹۰ min).



شکل ۵. نمودار میله‌ای مقادیر سختی در نمونه‌های اولیه، ۷۵ درصد نورد سرد شده، ریزدانه و درشت دانه.

علت بالاتر بودن مقدار سختی در نمونه  $750^\circ\text{C}$  را می‌توان به میانگین اندازه دانه‌های آن که نسبت به اندازه دانه‌های نمونه آنیل شده در دمای  $1000^\circ\text{C}$  کوچکتر هستند، نسبت داد.

درشت دانه (آنیل شده در  $1000^\circ\text{C}$  به مدت ۹۰ min) را نشان می‌دهد. در واقع دمای آنیل نقش مهمی را در فرایند بازگشت مارتنزیت به آستنیت بازی می‌کند. با افزایش دمای آنیل نرخ بازگشت مارتنزیت به آستنیت و همچنین میزان درشت شدن دانه آستنیت بازگشت یافته افزایش می‌یابد. دلیل افزایش اندازه دانه آستنیت پس از فرایند بازگشت در دماهای بالاتر آنیل، بالاتر بودن سینتیک رشد دانه در دماهای بالاتر آنیل است. شکل (۵) نمودار میله‌ای سختی را در نمونه‌های اولیه، ۷۵ درصد نورد شده، ریزدانه و درشت دانه، نشان می‌دهد. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، مقدار سختی نمونه اولیه در حدود  $HV_{30}$  ۱۹۶ اندازه‌گیری شد، پس از ۷۵ درصد نورد سرد، مقدار سختی اندازه‌گیری شده به حدود  $HV_{30}$  ۴۹۷ رسید که این مقدار تقریباً  $2/5$  برابر سختی ورق اولیه است. دلیل افزایش  $2/5$  برابری سختی را می‌توان به تشکیل مارتنزیت  $\alpha'$  ناشی از کرنش و افزایش چگالی نابجایی‌ها در طول فرایند تغییر شکل پلاستیک نسبت داد. با آنیل نمونه‌ها در دو دمای  $750^\circ\text{C}$  و  $1000^\circ\text{C}$ ، به دلیل تغییرات اندازه دانه، سختی نمونه‌ها روندی کاهنده از خود نشان دادند.

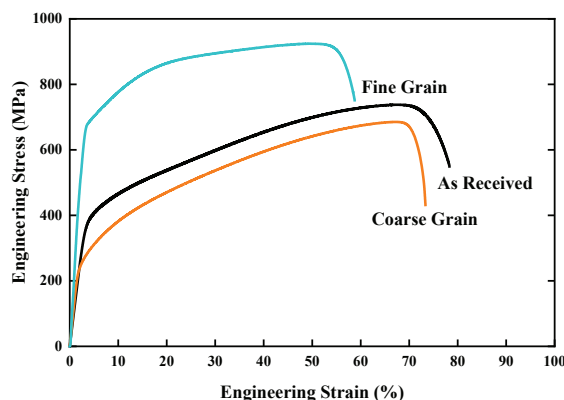
جدول (۲) خواص کششی سه نمونه اولیه، ریزدانه و درشت دانه را نشان می‌دهد. مطابق این جدول تنش تسلیم در نمونه ریزدانه شده به وسیله عملیات ترمومکانیکی تقریباً دو برابر استحکام تسلیم نمونه اولیه قبل از انجام این فرایند است، همچنین استحکام نهایی کششی نیز در نمونه اولیه ۷۲۰ MPa است. در حالی که این مقدار در نمونه ریزدانه به ۹۲۳ MPa افزایش پیدا کرده است. با این وجود، درصد ازدیاد طول تا شکست در نمونه ریزدانه که ۵۲ درصد محاسبه شد نسبت به نمونه اولیه حدود ۲۰ درصد کاهش داشته است. از طرفی به نظر می‌رسد، افزایش اندازه دانه‌ها در نمونه درشت دانه نسبت به نمونه اولیه و نمونه ریزدانه باعث کاهش استحکام تسلیم نسبت به دو نمونه دیگر شده است.

شکل (۷) منحنی تنش- کرنش حقیقی برای نمونه‌های ریزدانه و درشت دانه را در سه جهت صفر، ۴۵ و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد نشان می‌دهد. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود با کاهش اندازه دانه در هر سه جهت ورق استحکام تسلیم افزایش یافته است.

برای هر دو اندازه دانه استحکام با افزایش کرنش افزایش یافته است. با توجه به افت و خیز منحنی سیلان، این افزایش در طول منحنی‌های حقیقی یکنواخت نبوده است. به عبارت دیگر روند تغییرات نرخ کارسختی تا انتهای منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی یکسان نیست. برای فهم بهتر رفتار فلز حین فرایند شکل‌دهی می‌توان منحنی تغییرات مشتق تنش نسبت به کرنش ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) بر حسب کرنش حقیقی را از منحنی تنش-کرنش حقیقی استخراج کرد. منحنی  $d\sigma/d\varepsilon$  بر حسب کرنش حقیقی (منحنی تغییرات نرخ کارسختی) برای نمونه‌های ریزدانه و درشت دانه در سه جهت صفر، ۴۵ و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد در شکل (۸) نشان داده شده است. منحنی‌های ارائه شده در شکل (۸) را می‌توان به سه بخش یا سه مرحله تقسیم کرد. نقی‌زاده و همکاران [۲۳] این سه مرحله را به صورت: ۱- افت شدید کارسختی تا رسیدن به یک مقدار حداقل، ۲- افزایش نسبی کارسختی تا رسیدن به یک مقدار حداکثر (این مرحله به اندازه دانه بستگی دارد) و ۳- افت نهایی تا شروع گلوپی شدن عنوان کرده‌اند. داده‌های جدول (۳) که از شکل (۸) استخراج شده‌اند، مقادیر کرنش پلاستیک هر مرحله و همچنین بیشترین و کمترین نرخ کارسختی را برای دو نمونه ریزدانه و درشت دانه نشان می‌دهد. مرحله اول کارسختی مربوط به تغییر شکل آستنیت است. مرحله دوم نشان دهنده پدیده  $TRIP^{19}$  است که تابعی از اندازه دانه است. برخی از محققان [۲۹-۳۱] گزارش کرده‌اند که با ریز کردن دانه‌های آستنیت، میزان استحاله آستنیت به مارتنزیت در حین شکل‌دهی کاهش می‌یابد. با مقایسه منحنی‌های مربوط به نمونه‌های ریزدانه و درشت دانه در شکل (۸) می‌توان گفت که در مرحله دوم در فولاد ریزدانه،

زمانی که فرورونده<sup>۱۶</sup> به سطح نمونه اعمال می‌شود، سیلان پلاستیک رخ می‌دهد. این سیلان پلاستیک موجب حرکت نابجایی‌های متحرک<sup>۱۷</sup> می‌شود. مرزهای دانه مانند سدی در برابر حرکت این نابجایی‌ها عمل می‌کنند و منجر به تجمع<sup>۱۸</sup> نابجایی‌ها می‌شوند. این تجمع باعث ایجاد تمرکز تنش در دانه مجاور شده است که مقدار آن با نابجایی‌های موجود در تجمع و مقدار تنش اعمالی تغییر می‌کند. میزان تمرکز تنش در دانه مجاور با تجمع نابجایی‌ها افزایش می‌یابد. این امر می‌تواند نابجایی جدیدی را در دانه مجاور فعال کند. با کاهش اندازه دانه، شدت این پدیده افزایش می‌یابد که منجر به ایجاد سختی بیشتر در این نوع ریزساختار می‌شود. لذا، مواد ریزدانه نسبت به مواد درشت دانه نیاز به تنش اعمالی بیشتری برای ایجاد لغزش در دانه‌های مجاور دارند [۲۷، ۲۸]. در نتیجه اثر فرورفتگی توسط فرورونده دستگاه سختی‌سنجی در نمونه‌ی ریزدانه کوچک‌تر است و به تبع آن سختی نمونه‌ی ریزدانه به علت افزایش تنش ناشی از افزایش چگالی مرزهای دانه و فعال شدن سیستم لغزش ثانویه در تعداد بیشتری از دانه‌ها، بیشتر از نمونه درشت دانه است.

منحنی تنش-کرنش مهندسی نمونه اولیه، نمونه ریزدانه و نمونه درشت دانه در شکل (۶) نشان داده شده است. این منحنی‌ها نشان می‌دهند که با کاهش اندازه دانه مقدار تنش تسلیم افزایش یافته است. این افزایش را همانطور که در بالا شرح داده شد، می‌توان به عوامل مختلفی نسبت داد، شاید بتوان گفت که سهولت ایجاد نابجایی جدید در دانه‌های مجاور و دانه‌هایی که در آنها تجمع نابجایی اتفاق افتاده است، برای دانه‌های درشت موجب شده که استحکام تسلیم نمونه درشت دانه نسبت به ریزدانه و نمونه اولیه کاهش یابد. ریز بودن دانه‌ها و افزایش کسر سطحی مرزهای دانه در نمونه ریزدانه به نظر می‌رسد باعث افزایش تنش تسلیم نسبت به آن دو نمونه دیگر شده باشد.



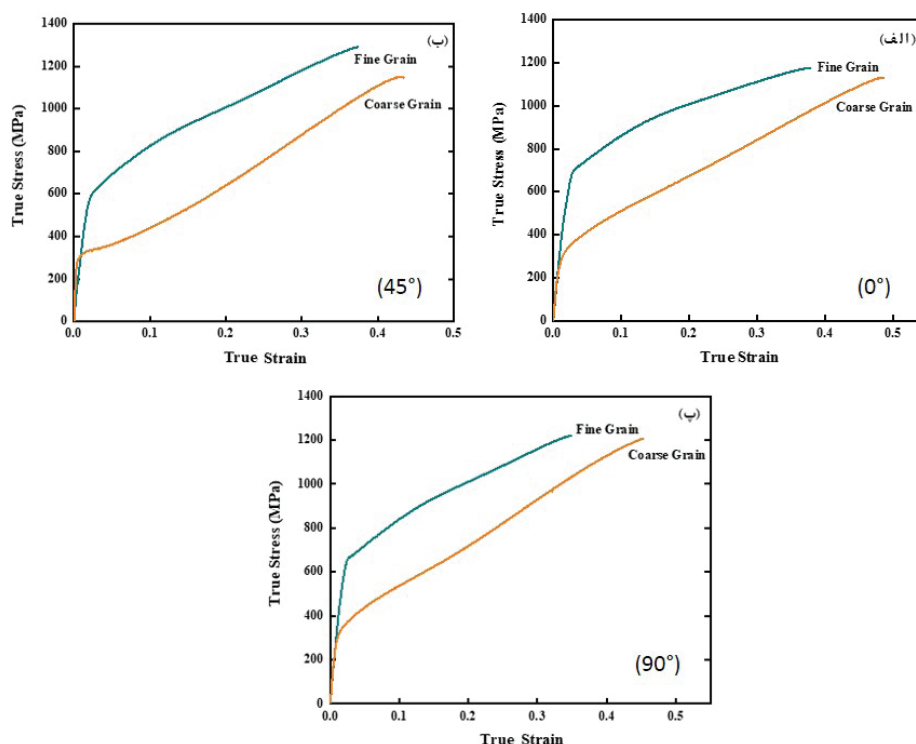
شکل ۶. منحنی تنش-کرنش مهندسی سه نمونه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ اولیه، ریزدانه و درشت دانه (جهت کشش موازی با جهت نورد).

16. Indenter

17. Mobile

18. Pile-Up

19. Transformation-Induced Plasticity



شکل ۷. منحنی تنش- کرنش حقیقی برای نمونه‌های ریزدانه و درشت دانه در سه جهت (الف) صفر، (ب) ۴۵ و (پ) ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد.

جدول ۲. خواص کششی سه نمونه اولیه، ریزدانه و درشت دانه (جهت کشش موازی جهت نورد).

| شرایط نمونه | اندازه دانه ( $\mu\text{m}$ ) | استحکام تسلیم (MPa) | استحکام نهایی کشش (MPa) | ازدیاد طول تا شکست (%) |
|-------------|-------------------------------|---------------------|-------------------------|------------------------|
| ریزدانه     | ۱/۹۳                          | ۷۳۳                 | ۹۲۳                     | ۵۲                     |
| اولیه       | ۲۵                            | ۴۰۵                 | ۷۲۰                     | ۷۳                     |
| درشت دانه   | ۳۵/۵۲                         | ۳۰۵                 | ۶۹۰                     | ۶۹                     |

از استحکام نمونه ریزدانه است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که توان کارسختی (n) در نمونه درشت دانه بیشتر از نمونه ریزدانه است. ثابت n نقش مهمی را در شکل‌دهی ورق بازی می‌کند و رفتار فلز حین فرایند شکل‌دهی را تعیین می‌کند. مواد با توان کارسختی بالاتر شکل‌پذیری بهتری را نسبت به مواد با توان کار سختی پایین‌تر از خود نشان می‌دهند [۳۳].

#### ۴. نتیجه‌گیری

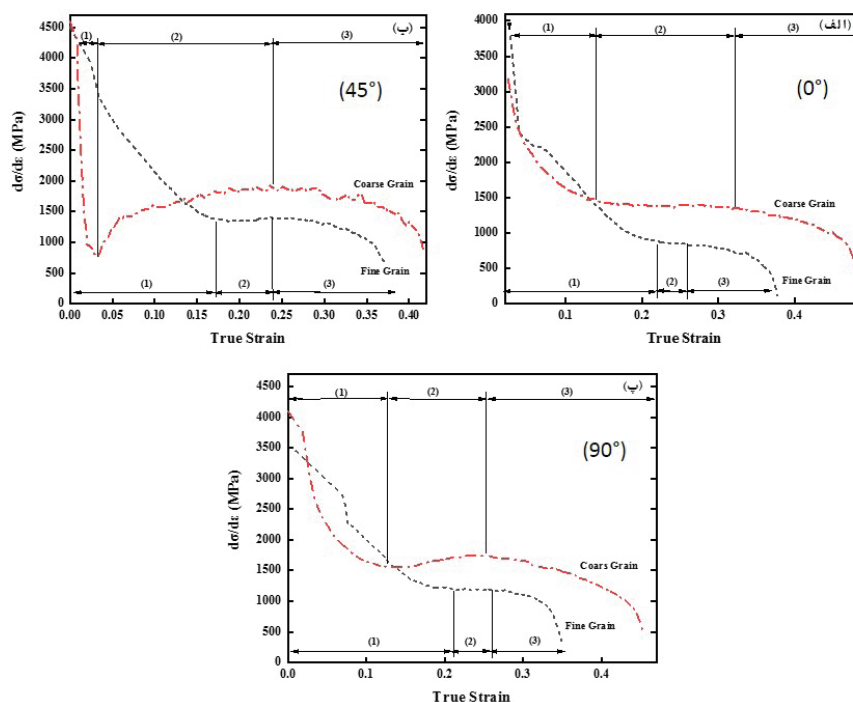
در این پژوهش با انجام عملیات ترمومکانیکی بر روی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۰۴ و بررسی تاثیر اندازه دانه بر روی خواص کششی، سختی و رفتار کارسختی، نتایج زیر بدست آمد:

۱. با اعمال ۷۵ درصد نورد سرد بر روی ورق اولیه سختی از  $HV_{30}$  ۱۹۶ به دلیل تشکیل فاز مارتنزیت و بالا رفتن چگالی نابجایی‌ها به مقدار  $HV_{30}$  ۴۹۷ افزایش یافت. پس از آنیل نمونه ۷۵ درصد نورد سرد شده در دمای  $750^\circ\text{C}$ ، سختی تقریباً به مقدار سختی اولیه کاهش یافت. با این

نرخ کارسختی تقریباً ثابت یا با افزایش ناچیزی همراه بوده است اما در فولاد درشت دانه افزایش نرخ کارسختی به ویژه در شکل (۸-ب) در مرحله دوم مشهود است. دلیل این امر را شاید بتوان به افزایش استحاله مارتنزیت با افزایش عدد اندازه دانه نسبت داد. اولوان<sup>۲۰</sup> و همکاران [۳۲] نیز افزایش پارامترهای کارسختی (K و n) را با افزایش عدد اندازه دانه گزارش کرده‌اند. به نظر می‌رسد، مرحله سوم با تغییر شکل فاز مارتنزیت و همچنین افزایش چگالی و برخورد نابجایی‌ها با یکدیگر، ارتباط دارد. نرخ کارسختی مراحل دوم و سوم نمونه درشت دانه در هر سه جهت نسبت به جهت نورد، بالاتر از نمونه ریزدانه است. مطابق شکل (۷)، بالاتر بودن نرخ کارسختی در نمونه درشت دانه در منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی قابل تشخیص است، با افزایش کرنش حقیقی مقادیر استحکام کششی نمونه درشت دانه به استحکام کششی نمونه ریزدانه نزدیک می‌شوند و می‌توان گفت قبل از شروع گلوپی استحکام کششی نمونه درشت دانه با اختلاف ناچیزی کمتر

20. Ulvan





شکل ۸. منحنی تغییرات نرخ کارسختی ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) بر حسب کرنش حقیقی برای نمونه‌های ریزدانه و درشت دانه در سه جهت (الف) صفر، (ب) ۴۵ درجه و (پ) ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد.

جدول ۳. مقادیر کرنش پلاستیک هر مرحله و همچنین بیشترین و کمترین نرخ کارسختی در دو نمونه ریزدانه و درشت دانه.

| زاویه نسبت به جهت نورد (°) | نمونه     | مرحله (۱)            | کمترین نرخ کارسختی در مرحله (۱) (MPa) | مرحله (۲)                   | بیشترین نرخ کارسختی در مرحله (۲) (MPa) | مرحله (۳)                   |
|----------------------------|-----------|----------------------|---------------------------------------|-----------------------------|--|-----------------------------|
| صفر                        | ریزدانه   | $\varepsilon < 0.22$ | ۸۵۰                                   | $0.22 < \varepsilon < 0.27$ | ۸۵۸                                    | $0.27 < \varepsilon < 0.37$ |
|                            | درشت دانه | $\varepsilon < 0.14$ | ۱۳۶۹                                  | $0.14 < \varepsilon < 0.32$ | ۱۴۰۰                                   | $0.32 < \varepsilon < 0.48$ |
| ۴۵                         | ریزدانه   | $\varepsilon < 0.17$ | ۱۳۷۸                                  | $0.17 < \varepsilon < 0.24$ | ۱۳۹۰                                   | $0.24 < \varepsilon < 0.37$ |
|                            | درشت دانه | $\varepsilon < 0.03$ | ۸۰۸                                   | $0.03 < \varepsilon < 0.23$ | ۱۹۴۰                                   | $0.23 < \varepsilon < 0.42$ |
| ۹۰                         | ریزدانه   | $\varepsilon < 0.21$ | ۱۱۸۵                                  | $0.21 < \varepsilon < 0.25$ | ۱۱۹۸                                   | $0.25 < \varepsilon < 0.34$ |
|                            | درشت دانه | $\varepsilon < 0.12$ | ۱۵۶۶                                  | $0.12 < \varepsilon < 0.25$ | ۱۷۴۶                                   | $0.21 < \varepsilon < 0.47$ |

تا رسیدن به یک مقدار حداکثر و ۳- افت نهایی تا شروع گلوپی شدن) در هر دو نمونه ریزدانه و درشت دانه تفکیک شد. به دلیل افزایش نرخ استحاله مارتنیتی (TRIP)، نرخ کارسختی نمونه درشت دانه بیشتر از نمونه ریزدانه بود.

## References

- [1] Davis JR. Stainless steels: ASM international; 1994.
- [2] Demeri MY. Advanced high-strength steels: science, technology, and applications: ASM international; 2013.
- [3] Pramanik A, Basak AK. Stainless Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application: Nova Publisher's; 2015.
- [4] AF P, PR R. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. ISIJ international. 2002;42(4):325-7, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.325>.

حال مقدار سختی نمونه آنیل شده در دمای ۱۰۰۰ °C از سختی نمونه اولیه کمتر شد.

۲. با انجام آزمایش کشش بر روی نمونه ریزدانه، درشت دانه و نمونه اولیه، مقادیر استحکام تسلیم به ترتیب ۷۳۳، ۳۰۵ و ۴۰۵ MPa بدست آمد. استحکام تسلیم نمونه ریزدانه تقریباً دو برابر نمونه اولیه بود. اما ازدیاد طول تا شکست، در نمونه اولیه از مقدار ۷۳ درصد به ۵۲ درصد در نمونه ریزدانه، کاهش یافت.

۳. با رسم  $d\sigma/d\varepsilon$  بر حسب کرنش حقیقی، سه مرحله در منحنی تغییرات نرخ کارسختی مشاهده شد. سه مرحله کارسختی در این منحنی ها (۱- افت شدید کارسختی تا رسیدن به یک مقدار حداقل، ۲- افزایش بعدی کارسختی

- [5] Eskandari M, Kermanpur A, Najafizadeh A. Formation of nanocrystalline structure in 301 stainless steel produced by martensite treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009;40(9):2241-9, <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9916-z>.
- [6] Momeni A, Abbasi S. Repetitive thermomechanical processing towards ultra fine grain structure in 301, 304 and 304L stainless steels. *Journal of Materials Science & Technology*. 2011;27(4):338-43, [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(11\)60071-6](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(11)60071-6).
- [7] Karimi M, Najafizadeh A, Kermanpur A, Eskandari M. Effect of martensite to austenite reversion on the formation of nano/submicron grained AISI 301 stainless steel. *Materials characterization*. 2009;60(11):1220-3, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.014>.
- [8] Solomon N, Solomon I. Deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel. *Revista de metalurgia*. 2010;46(2):121, <http://dx.doi.org/10.3989/revmetalm.0920>.
- [9] Das A, Sivaprasad S, Ghosh M, Chakraborti P, Tarafder S. Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;486(1-2):283-6, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.005>.
- [10] Lichtenfeld JA, Van Tyne CJ, Mataya MC. Effect of strain rate on stress-strain behavior of alloy 309 and 304L austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006;37(1):147-61, <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0160-5>.
- [11] Shen Y, Li X, Sun X, Wang Y, Zuo L. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;552:514-22, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.05.080>.
- [12] Zhao J, Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. *Progress in Materials Science*. 2018;94:174-242, <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>.
- [13] Sohrabi MJ, Naghizadeh M, Mirzadeh H. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: a review. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2020;20(4):1-24, <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00130-1>.
- [14] Forouzan F, Najafizadeh A, Kermanpur A, Hedayati A, Surkialiabadi R. Production of nano/submicron grained AISI 304L stainless steel through the martensite reversion process. *Materials Science and Engineering: A*. 2010;527(27-28):7334-9, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.08.002>.
- [15] Kumar BR, Sharma S, Mahato B. Formation of ultrafine grained microstructure in the austenitic stainless steel and its impact on tensile properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(6):2209-16, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.11.034>.
- [16] Talonen J, Hänninen H, Nenonen P, Pape G. Effect of strain rate on the strain-induced  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels. *Metallurgical and materials transactions A*. 2005;36(2):421-32, <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0313-y>.
- [17] Tsuchida N, Morimoto Y, Tonan T, Shibata Y, Fukaura K, Ueji R. Stress-induced martensitic transformation behaviors at various temperatures and their TRIP effects in SUS304 metastable austenitic stainless steel. *ISIJ international*. 2011;51(1):124-9, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.124>.
- [18] De AK, Speer JG, Matlock DK, Murdock DC, Mataya MC, Comstock RJ. Deformation-induced phase transformation and strain hardening in type 304 austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006;37(6):1875-86, <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0130-y>.
- [19] Soares GC, Rodrigues MCM, Santos LdA. Influence of temperature on mechanical properties, fracture morphology and strain hardening behavior of a 304 stainless steel. *Materials Research*. 2017;20:141-51, <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0932>.
- [20] Byun T, Hashimoto N, Farrell K. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. *Acta Materialia*. 2004;52(13):3889-99, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.05.003>.
- [21] Xu D, Wan X, Yu J, Xu G, Li G. Effect of cold deformation on microstructures and mechanical properties of austenitic stainless steel. *Metals*. 2018;8(7):522, <https://doi.org/10.3390/met8070522>.
- [22] Xu D, Wan X, Yu J, Xu G, Li G. Effect of grain refinement on strain hardening and fracture in austenitic stainless steel. *Materials Science and Technology*. 2018;34(11):1344-52, <https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1451735>.
- [23] Naghizadeh M, Mirzadeh H. Effects of grain size on mechanical properties and work hardening behavior of AISI 304 austenitic stainless steel. *Steel research international*. 2019;90(10):1900153, <https://doi.org/10.1002/srin.201900153>.
- [24] Naghizadeh M, Mirzadeh H. Microstructural evolutions during annealing of plastically deformed AISI 304 austenitic stainless steel: martensite reversion, grain refinement, recrystallization, and grain growth. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016;47(8):4210-6, <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3589-1>.
- [25] Moser NH, Gross TS, Korkolis YP. Martensite formation in conventional and isothermal tension of 304 austenitic stainless steel measured by X-ray diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014;45(11):4891-6, <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2422-y>.
- [26] Somani M, Juntunen P, Karjalainen L, Misra R, Kyröläinen A. Enhanced mechanical properties through reversion in metastable austenitic stainless steels. *Metallurgical and Materials transactions A*. 2009;40(3):729-44, <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9723-y>.
- [27] Reed-Hill RE, Abbaschian R, Abbaschian R. *Physical metallurgy principles*: Van Nostrand New York; 1973.
- [28] Furukawa M, Horita Z, Nemoto M, Valiev R, Langdon T. Microhardness measurements and the Hall-Petch relationship in an Al Mg alloy with submicrometer grain size. *Acta Materialia*. 1996;44(11):4619-29, [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(96\)00105-X](https://doi.org/10.1016/1359-6454(96)00105-X).
- [29] Mirzadeh H, Najafizadeh A. Correlation between processing parameters and strain-induced martensitic transformation in cold worked AISI 301 stainless steel. *Materials characterization*. 2008;59(11):1650-4, <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.03.004>.
- [30] Lee C-Y, Yoo C-S, Kermanpur A, Lee Y-K. The effects of multi-cyclic thermo-mechanical treatment on the grain refinement and tensile properties of a metastable austenitic steel. *Journal of alloys and compounds*. 2014;583:357-60, <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.08.161>.
- [31] Varma S, Kalyanam J, Murk L, Srinivas V. Effect of grain size on deformation-induced martensite formation in 304 and 316 stainless steels during room temperature tensile testing. *Journal of materials science letters*. 1994;13(2):107-11, <https://doi.org/10.1007/BF00416816>.
- [32] Ulvan E, Koursaris A. The effect of grain size on the bulk formability and tensile properties of austenitic stainless steel types 304 and 316. *Metallurgical Transactions A*. 1988;19(9):2287-98, <https://doi.org/10.1007/BF02645052>.
- [33] Meyers MA, Chawla KK. *Mechanical behavior of materials*: Cambridge university press; 2008.