

Mechanical properties of metastable austenitic stainless steels

Mohammad Javad Sohrabi¹, *Hamed Mirzadeh²

1- Ph.D. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2- Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Citation: Javad Sohrabi M, Mirzadeh M. Mechanical properties of metastable austenitic stainless steels. Metallurgical Engineering 2025; 28(1): 20-29 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2024.2032883.1406>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2024.2032883.1406>

ABSTRACT

Mechanical properties of metastable austenitic stainless steels, factors controlling the strain induced martensitic transformation, the importance of transformation induced plasticity effect, and grain refinement via the reversion of martensite to austenite were summarized in this review paper. For this purpose, firstly, the formation of strain induced martensite, methods for determining the amount of strain induced martensite, and important factors affecting the kinetics of strain induced martensitic transformation such as chemical composition of the steel, initial grain size, and deformation parameters were critically discussed. After that, techniques for modeling the kinetics of strain induced martensitic transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels were reviewed. Finally, processing of fine-grained microstructures during reversion annealing for improvement of mechanical properties was overviewed. In conclusion, this review paper is a summary of the opportunities that formation of strain induced martensite can offer for controlling the microstructure and mechanical properties of metastable austenitic stainless steels.

Keywords: Austenitic stainless steels, strain-induced martensite, Austenite stability, Microstructure, Mechanical properties.

Received: June 18, 2024

Accepted: June 29, 2024

■ ■

* *Corresponding Author:*

Hamed Mirzadeh, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 61114080

E-mail: hmirzadeh@ut.ac.ir

خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن آستنیتی شبه پایدار

محمد جواد سهرابی^۱، *حامد میرزاده^۲

۱- دانشجوی دکتری دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۲- دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن آستنیتی شبه پایدار، عوامل موثر بر استحاله مارتنزیتی ناشی از کرنش، اهمیت اثر پلاستیسیته تحت تاثیر استحاله، و ریزدانه‌سازی با آنیل بازگشتی مارتنزیت به آستنیت در مقاله مروری حاضر بررسی شد. برای این منظور، ابتدا تشکیل مارتنزیت ناشی از کرنش، روش‌های اندازه‌گیری محتوای مارتنزیت ناشی از کرنش، و عوامل موثر بر سینتیک تحول مارتنزیتی ناشی از کرنش مانند ترکیب شیمیایی فولاد، اندازه دانه اولیه، و پارامترهای تغییر شکل مورد بحث قرار گرفت. پس از آن، تکنیک‌های مدل‌سازی سینتیک استحاله مارتنزیتی ناشی از کرنش و خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن آستنیتی بررسی شد. در نهایت، تولید ریزساختار فوق ریزدانه در حین آنیل بازگشتی برای بهینه‌سازی خواص مکانیکی بیان شد. در نتیجه، این مقاله یک جمع‌بندی از فرصت‌هایی است که تحول مارتنزیتی ناشی از کرنش برای کنترل ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن آستنیتی شبه پایدار ایجاد می‌کند.

واژه‌های کلیدی: فولادهای زنگ نزن آستنیتی، مارتنزیت کرنشی، پایداری آستنیت، ریزساختار، خواص مکانیکی.

دریافت: ۱۴۰۳/۰۳/۲۹ | پذیرش: ۱۴۰۳/۰۴/۰۹

۱. مقدمه

در حین کار داغ به اندازه فرآیندهای تغییرشکل پلاستیکی شدید در ریزدانه‌سازی موثر نیستند. در نتیجه، مسیر پردازش پیشرفته تغییر شکل سرد و به دنبال آن عملیات حرارتی برای بدست آوردن ساختار آستنیت فوق ریزدانه [۷،۸] ابداع شده است که در این روش، تحولات ریزساختاری در طی تغییر شکل سرد یک عامل کلیدی در فرآیند ریزدانه‌سازی است. بنابراین، لازم است که حالت تغییر شکل سرد در فولادهای زنگ نزن آستنیتی معرفی شود.

از آنجا که فولادهای زنگ نزن آستنیتی به طور معمول قابلیت کارسخت شدن بالایی دارند، می‌توان آنها را تحت تغییرشکل قرار داد تا استحکام افزایش یابد [۳]. بسیاری از گریدهای فولاد زنگ نزن آستنیتی در دمای اتاق شبه پایدار هستند و فاز آستنیت در حین کار سرد به مارتنزیت تبدیل می‌شود [۴-۱]. در فولادهای زنگ نزن آستنیتی، دمایی که در زیر این دما، فاز آستنیت به طور خود به خود به مارتنزیت تبدیل می‌شود، دمای MS نامیده می‌شود که در فولادهای زنگ نزن آستنیتی این دما بسیار کمتر از صفر درجه

مقاومت در برابر خوردگی، شکل پذیری بالا، و قابلیت جوشکاری مناسب فولادهای زنگ نزن آستنیتی^۱ آنها را کاندیدای مناسبی برای بخشهای مختلف صنعتی کرده است. در این راستا، تنش تسلیم نسبتاً کم این فولادها عیب اصلی آنها می‌باشد [۱-۳]. بر این اساس، تاکنون روش‌های مختلف استحکام بخشی مانند کارسختی، افزودن عناصر آلیاژی، و ریزدانه سازی، برای بهبود خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن آستنیتی استفاده شده است [۴].

از میان این روش‌ها می‌توان از ریزدانه‌سازی برای بهبود قابل توجه استحکام و همچنین چقرمگی بهره برد. از آنجا که این فولادها در حین عملیات حرارتی، تغییر فاز قابل توجهی ندارند، روش‌های تغییرشکل پلاستیکی شدید^۲ و فرایندهای تبلور مجدد معمولاً برای ریزدانه‌سازی و بهبود خواص مکانیکی این فولادها استفاده می‌شوند [۵،۶]. تکنیک‌های تغییرشکل پلاستیکی شدید معمولاً به نمونه‌های کوچک محدود می‌شوند و فرآیند تبلور مجدد

1. Austenitic Stainless Steel (ASS)
2. Severe Plastic Deformation (SPD)

* نویسنده مسئول:
دکتر حامد میرزاده

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، دانشکده فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.
تلفن: ۰۲۱ ۶۱۱۱۴۰۸۰ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: hmirzadeh@ut.ac.ir

سانتی گراد می‌باشد [۳]. در نتیجه، انتظار نمی‌رود که فاز مارتنزیت در هنگام خنک‌سازی این فولادها تشکیل شود. در مقابل، دمایی که در زیر آن، تغییر شکل پلاستیک می‌تواند تحول مارتنزیتی را شروع کند، دمای M_s نامیده می‌شود و معمولاً این دما در فولادهای زنگ نزن آستنیتی بالاتر از دمای اتاق است [۳]. بنابراین، علاوه بر کارسختی و کشیده شدن دانه‌ها، تغییر شکل سرد ممکن است منجر به تشکیل فاز مارتنزیت شود. تشکیل مارتنزیت به ترکیب شیمیایی، دمایی تغییر شکل و سایر عوامل بستگی زیادی دارد.

تبدیل آستنیت به مارتنزیت در هنگام تغییر شکل سرد (به عنوان مثال نورد سرد) می‌تواند به طور موثر برای بهبود استحکام فولادهای زنگ نزن آستنیتی استفاده شود [۴]. با این حال، ممکن است منجر به ناهمسانگردی در خواص مکانیکی [۲] و کاهش مقاومت در برابر خوردگی [۹،۱۰] شده و در خواص مغناطیسی تغییر ایجاد نماید [۱۱،۱۲]. علاوه بر این، تشکیل مارتنزیت در هنگام تغییر شکل، مسئول افزایش نرخ کارسختی، به تعویق انداختن پدیده‌ی گلوپی، و افزایش ازدیاد طول یکنواخت می‌باشد. این امر به عنوان اثر پلاستیسیته تحت تاثیر استحاله^۴ شناخته می‌شود و نقش اصلی را در تعیین خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن شبه پایدار آستنیتی دارد [۵].

همچنین، فرآیند ریزدانه‌سازی تغییر شکل سرد و آنیل بازگشتی بر اساس تشکیل مارتنزیت ناشی از کرنش در طی تغییر شکل سرد و تبدیل معکوس آن به آستنیت ریز دانه در حین آنیل بازگشتی انجام می‌شود [۱،۷]. این روش را می‌توان به عنوان یک فرآیند ترمومکانیکی مارتنزیتی طبقه‌بندی کرد [۱۳] که اصولاً مشابه فرآیندهایی است که در فولادهای کم کربن [۱۴،۱۵] و فولاد دو فاز [۱۶،۱۷] انجام می‌شود.

بر اساس اطلاعات ذکر شده در بالا، (۱) تشکیل مارتنزیت در فولادهای زنگ نزن آستنیتی، (۲) اندازه‌گیری میزان مارتنزیت، (۳) عوامل موثر بر میزان مارتنزیت تشکیل شده، (۴) روش‌های مدل‌سازی برای سینتیک تحول مارتنزیتی، (۵) تاثیر تشکیل و بازگشت مارتنزیت بر ریزدانه‌سازی و خواص مکانیکی موضوعات مهمی هستند و در این مقاله مروری بررسی می‌شوند.

۲. تشکیل مارتنزیت کرنشی

شماطیک تغییر انرژی آزاد شیمیایی فاز مارتنزیت و فاز آستنیت با دما در شکل ۱-الف نشان داده شده است [۱۸،۱۹]. تفاوت انرژی‌های آزاد بین فاز آستنیت و فاز مارتنزیت در دمای M_s یا دمای شروع مارتنزیت نشان دهنده نیروی محرکه شیمیایی بحرانی برای شروع تحول مارتنزیتی است ($\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$). دمایی که در آن دو فاز آستنیت و مارتنزیت با هم در تعادل هستند به عنوان دمای T_0 شناخته می‌شود [۱۹]. هنگامی که تنش در آستنیت در دمای T_1 (دمای بین T_0 و M_s) اعمال می‌شود، نیروی محرکه مکانیکی (U') ممکن است کمبود نیروی محرکه شیمیایی در این دما ($\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$) را

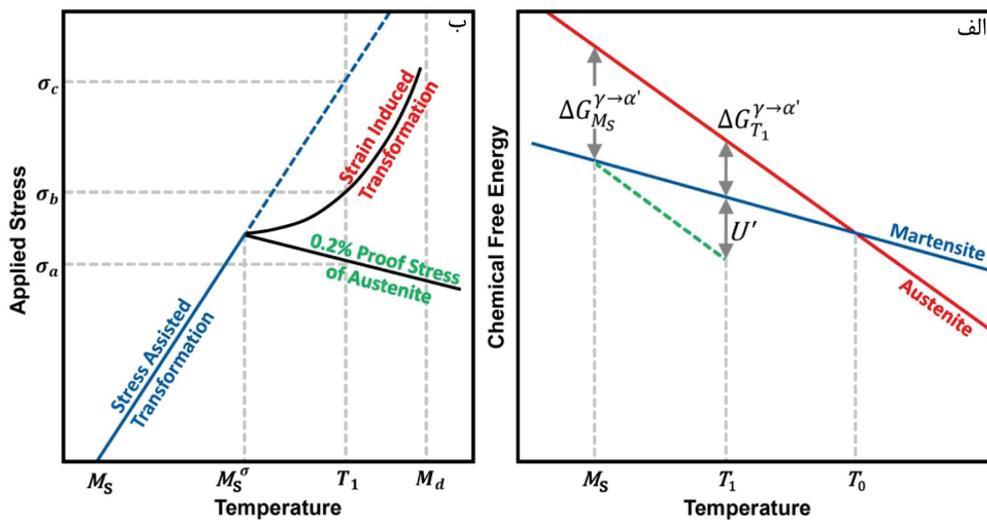
.....

4. Transformation-induced plasticity (TRIP)

۳. اندازه‌گیری مقدار مارتنزیت

تشکیل مارتنزیت را می‌توان با پراش اشعه ایکس [۱۸،۳۱]، پراش نوترون [۳۲]، پراش الکترون‌های برگشتی [۳۳]، روش‌های

5. Stress-assisted martensitic transformation
6. Strain-induced martensitic transformation
7. Stacking Fault Energy (SFE)
8. Hexagonal Close Packed (HCP)
9. Body-Centered Cubic (BCC)
10. X Ray Diffraction (XRD)
11. Electron Backscattered Diffraction (EBSD)



شکل ۱. الف) تصویر شماتیک انرژی آزاد شیمیایی دو فاز آستنیت و مارتنزیت به عنوان تابعی از دما و ب) نمودار شماتیک تنش بحرانی برای تشکیل مارتنزیت به عنوان تابعی از دما [۱۸].

در این معادله، ضریب ۰/۶۵ توسط تعدادی از محققان تایید شده [۳۸] و این معادله در بسیاری از کارهای اخیر با موفقیت استفاده شده است [۳۸-۴۰].

روش EBSD اصولاً برای نقشه برداری ساختار بلوری موضعی و جهت گیری کریستالوگرافی مورد استفاده قرار می گیرد. این روش اخیراً برای شناسایی فازهای مارتنزیت در فولادهای زنگ نزن آستنیتی تغییر شکل یافته استفاده می شود [۴۱]. از آنجا که فاز مارتنزیت α' خواص مغناطیسی از خود نشان می دهد، تشکیل این فاز در فولادهای زنگ نزن آستنیتی را می توان با روش های مختلف مغناطیسی ارزیابی کرد [۳۵]. متالوگرافی روش دیگری برای آشکار کردن فاز مارتنزیت در فولادهای زنگ نزن آستنیتی است. برای این منظور از اچ در محلول های مختلف استفاده می شود [۳۵ و ۴۲].

۴. عوامل موثر بر سینتیک تحول مارتنزیتی

مقدار مارتنزیت ناشی از کرنش به ترکیب شیمیایی، اندازه دانه اولیه، دمای تغییر شکل، نرخ کرنش، حالت تنش و کرنش، میزان کرنش، اعمال میدان مغناطیسی و موارد دیگر بستگی دارد. از بین این پارامترها، ترکیب شیمیایی و اندازه دانه اولیه فاز آستنیت را می توان به عنوان فاکتورهای ماده طبقه بندی کرد در حالی که بقیه پارامترها، فاکتورهای تغییر شکل هستند.

ترکیب شیمیایی

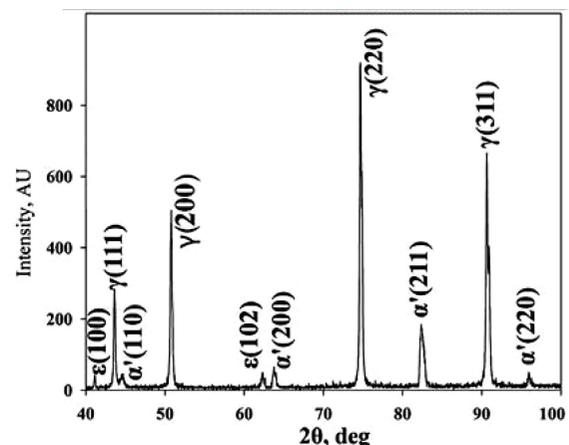
اثرات ترکیب شیمیایی و اندازه دانه اولیه را می توان براساس مفهوم دمای $M_{d30/50}$ بررسی کرد که در رابطه ۲ نشان داده شده است [۴۳] و در آن دمای $M_{d30/50}$ دمای تغییر شکلی است که در این دما، ۵۰٪ حجمی مارتنزیت کرنشی در آزمایش کشش در کرنش حقیقی ۰/۳ تشکیل می شود. در این معادله GS عدد اندازه دانه ASTM است و

مغناطیسی [۳۴-۳۶]، متالوگرافی [۳۱، ۳۵] و سایر تکنیک ها [۳۷ و ۳۶] تشخیص داده و میزان مارتنزیت ایجاد شده را بررسی کرد. در ادامه به طور مختصر درباره برخی از این روش ها بحث می شود. از آنجا که فازهای آستنیت و مارتنزیت دارای ساختارهای مختلف بلوری هستند، می توان از روش های پراش اشعه ایکس و پراش نوترون برای تجزیه و تحلیل کمی استفاده کرد. الگوی پراش اشعه ایکس از فولاد زنگ نزن ۳۰۴ تغییر شکل سرد داده شده در شکل ۲ آورده شده است، که نشان دهنده موقعیت قله های اصلی پراش فازهای مختلف است.

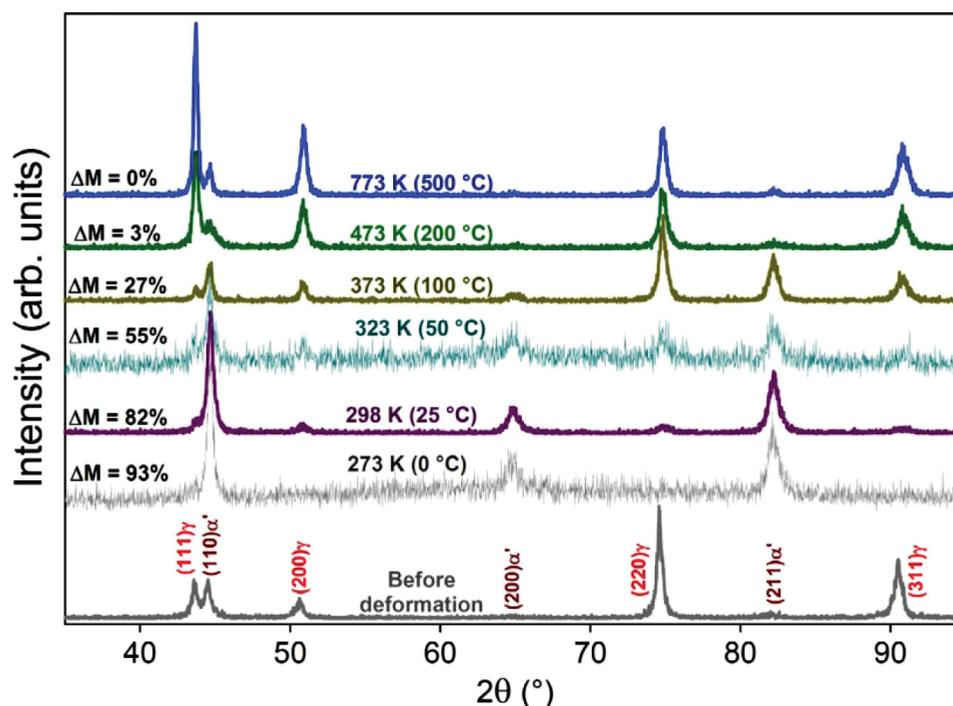
یک رابطه نیمه تجربی برای تعیین مقدار فاز مارتنزیت α' [۳۸-۴۰] ارایه شده است که شدت γ (۲۲۰) و γ (۳۱۱) را برای آستنیت و α' (۲۱۱) برای مارتنزیت را در نظر می گیرد:

(۱)

$$f_{\alpha'} = \frac{I_{(211)\alpha'}}{I_{(211)\alpha'} + 0.65(I_{(311)\gamma} + I_{(220)\gamma})}$$



شکل ۲. الگوی پراش اشعه ایکس از فولاد زنگ نزن ۳۰۴ کار سرد شده [۳۱].



شکل ۳. الگوهای پراش گرفته شده از منطقه نشان داده شده از نمونه‌های آزمایش کشش در دماهای مختلف در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ [۵۲].

(۴)

$$\text{SFE}(\text{mJ}/\text{m}^2) = -53 + 6.2\text{Ni} + 0.7\text{Cr} + 3.2\text{Mn} + 9.3\text{Mo}$$

اندازه دانه

در مطالعات متعدد نشان داده شده است که کاهش اندازه دانه آستنیت باعث افزایش پایداری آن در برابر تحول مارتنزیتی ناشی از کرنش می‌شود [۴۸]. علاوه بر این، اندازه دانه کوچکتر از عرض تعادلی منطقه‌ی نقص در چیده شدن، مانعی هندسی در برابر تفکیک نابجایی‌ها ایجاد می‌کند [۵۸]. بنابراین، ریز دانه‌سازی فولادهای زنگ نزن با انرژی نقص در چیده شدن کم، مقدار انرژی نقص در چیده شدن را به طور قابل توجهی افزایش می‌دهد، و در نتیجه از تشکیل مارتنزیت ناشی از کرنش جلوگیری می‌کند و باعث فعال شدن دوقلوهای مکانیکی می‌شود [۴۹]. با این حال، اثر اندازه دانه بر پایداری مکانیکی آستنیت هنوز به اندازه کافی درک نشده است [۵۰]. بررسی تاثیر اندازه دانه بر سینتیک تشکیل مارتنزیت کرنشی در یک فولاد زنگ نزن [۵۱]، یک وابستگی غیرعادی به میزان تشکیل مارتنزیت ناشی از کرنش به اندازه دانه را نشان داد که در آن، کاهش اندازه دانه از ۱۸ تا ۱/۵ میکرومتر تشکیل مارتنزیت را سرکوب کرد اما در ساختار آستنیت فوق ریزدانه با اندازه دانه‌ی حدود ۰/۵ میکرومتر، سینتیک تشکیل مارتنزیت سریعتر از نمونه‌های درشت دانه بود. برای نمونه‌های درشت دانه، اثرات باندهای برشی و مارتنزیت ε در تشکیل مارتنزیت α' مشاهده شد اما برای نمونه فوق ریز دانه، جوانه زنی مارتنزیت α' در مرز دانه‌ها و دوقلوهای مشاهده

همه عناصر به درصد وزنی بیان می‌شوند. دمای $M_{d30/50}$ بالاتر به معنای پایداری کمتر فاز آستنیت است و از این رو، افزایش مقدار اکثر عناصر آلیاژی باعث افزایش پایداری فاز آستنیت می‌شود. این موضوع، نتیجه تغییر انرژی نقص در چیده شدن و نیروی محرکه شیمیایی [۴۴] است. در مورد نیروی محرکه شیمیایی، پایداری آستنیت را می‌توان براساس دمای شروع مارتنزیت (Ms) قضاوت کرد [۱]، جایی که یک رابطه معروف در این مورد به شرح رابطه ۳ است [۴۵] که در آن، دمای بالاتر Ms، نشانگر پایداری کمتر آستنیت در مقابل استحاله مارتنزیت کرنشی می‌باشد. معادله ۴ نیز برای نشان دادن اثرات عناصر آلیاژی ارایه شده است [۴۶] که در آن انرژی نقص در چیده شدن بالاتر نشان دهنده‌ی پایداری بالاتر آستنیت در برابر تحول مارتنزیتی ناشی از تغییر شکل یا کرنش است. به طور کلی، انرژی نقص در چیده شدن زیر $20 \text{ mJ}/\text{m}^2$ منجر به تحول مارتنزیتی می‌شود، $20 \text{ mJ}/\text{m}^2 \leq \text{SFE} \leq 50 \text{ mJ}/\text{m}^2$ به تشکیل دوقلویی مکانیکی کمک می‌کند و انرژی نقص در چیده شدن بالاتر باعث می‌شود تا لغزش نابجایی‌های کامل رخ دهد [۴۷]

(۲)

$$M_{d30/50}(\text{°C}) = 551 - 462(C + N) - 9.2\text{Si} - 8.1\text{Mn} - 13.7\text{Cr} - 29(\text{Ni} + \text{Cu}) - 18.5\text{Mo} - 68\text{Nb} - 1.42(\text{Gs} - 8)$$

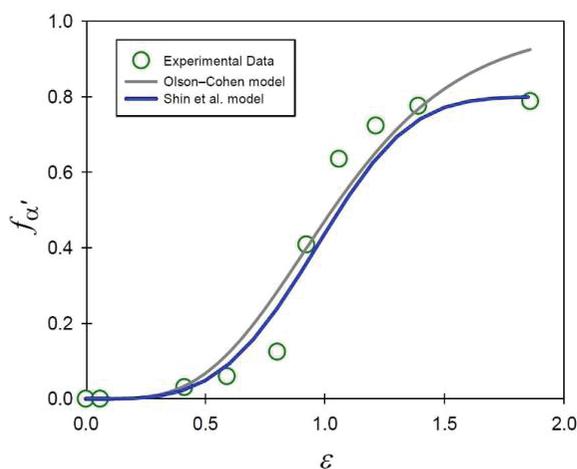
(۳)

$$\text{Ms}(\text{°C}) = 1305 - 1667(C + N) - 41.7\text{Cr} - 61.1\text{Ni} - 33.3\text{Mn} - 27.8\text{Si} - 36.1\text{Mo}$$

خوب است اما کسر حجمی مارتنزیت اشباع شده (در اینجا ۸۰٪ حجمی) در این مدل در نظر گرفته نشده است.

برای به دست آوردن تناسب بهتر، مدل سینتیکی جدیدی که بر مبنای اصلاح معادله ۵ می‌باشد مطابق رابطه ۶ در نظر گرفته شده است. دو پارامتر مهم دیگر در مدل سینتیکی جدید گنجانده شده است [۶۱]: (۱) کسر حجم اشباع شده مارتنزیت f_s و (۲) کرنش غیر الاستیک بحرانی ε_0 . در این رابطه β پارامتر پایداری آستنیت است که به ترکیب شیمیایی و دما بستگی دارد و n پارامتر حالت تغییر شکل نامیده می‌شود. با بررسی مجدد شکل ۴، به نظر می‌رسد که توانایی این مدل جدیدتر به دلیل استفاده از پارامترهای اضافی بهتر شده است و انطباق مناسب تری با داده‌های تجربی دارد.

$$f_{\alpha'} / f_s = 1 - \exp\{-\beta(\varepsilon - \varepsilon_0)^n\} \quad (6)$$



شکل ۴. مدل سازی شکل گیری مارتنزیت α' در حین نورد سرد فولاد زنگ نزن ۳۱۶ بر اساس معادلات ۵ و ۶

۶. خواص مکانیکی

تغییر شکل سرد به شکل چشمگیری می‌تواند استحکام تسلیم فولادهای زنگ نزن آستنیتی را بهبود بخشد. با این حال، به عنوان یک مشکل طراحی، مشاهده شده است که ناهمسانگردی برای تنش تسلیم ایجاد می‌شود [۴]. اولین اثر استحکام بخشی، کار سخت شدن آستنیت با عناصر آلیاژی بالا در هنگام تغییر شکل سرد است. به دلیل انرژی نقص در چیده شدن معمولاً کم فولادهای زنگ نزن آستنیتی [۴]، باند منطقه نقص در چیده شدن گسترده و عریض است و از این رو، فرآیندهایی مانند لغزش متقاطع به تنش اعمال شده بالایی نیاز دارند. بنابراین، می‌توان با تغییر شکل سرد، استحکام مکانیکی را به میزان قابل توجهی افزایش داد [۶۲]. اثر استحکام بخشی اصلی دیگر، تشکیل مارتنزیت ناشی از کرنش در طی تغییر شکل سرد می‌باشد، که این اثر در آلیاژهای آستنیتی شبه پایدار آشکارتر می‌باشد [۶۳]. مارتنزیت α' به عنوان یک فاز استحکام بخش عمل می‌کند، زیرا تنش بیشتری را نسبت به آستنیت تحت بار خارجی تحمل می‌نماید. اگر دمای تغییر شکل کاهش یابد،

شد که به علت ریزدانه‌گی و زیاد بودن این مناطق، تشکیل مارتنزیت کرنشی ترغیب شد [۵۱].

پارامترهای تغییر شکل

نیروی محرکه شیمیایی برای تغییر شکل مارتنزیتی با افزایش دمای تغییر شکل کاهش می‌یابد. علاوه بر این، انرژی نقص در چیده شدن با افزایش دما افزایش می‌یابد [۱]. بنابراین، افزایش دما می‌تواند تشکیل مارتنزیت α' را سرکوب کند، همانطور که در شکل ۳ نشان داده شده است، با افزایش دمای آزمایش کشش، مقدار مارتنزیت کاهش می‌یابد [۵۲].

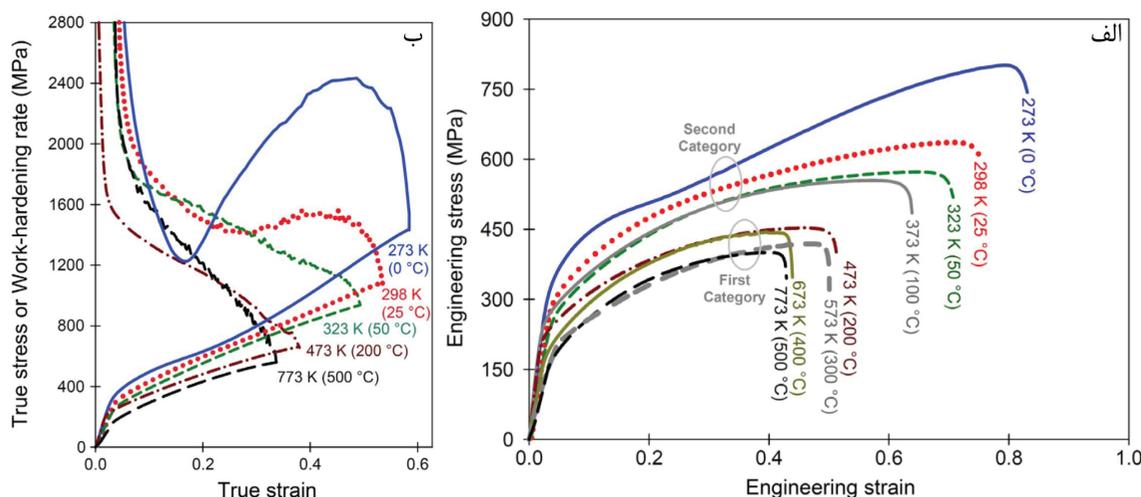
تأثیر نرخ کرنش در تشکیل مارتنزیت ناشی از کرنش موضوع بحث بوده است [۵۳]. می‌توان به طور کلی استنباط کرد که نرخ کرنش بالا باعث تشکیل بهتر مناطق نقص در چیده شدن و مارتنزیت ε می‌شود اما تحول مارتنزیت α' را سرکوب می‌کند [۵۴]. مورد دوم به گرمایش آدیاباتیک نسبت داده می‌شود که باعث کاهش نیروی محرکه شیمیایی تحول می‌شود [۴۴]. این اثر با هدایت حرارتی پایین فولادهای زنگ نزن آستنیتی برجسته تر نیز شده و تشکیل مارتنزیت α' را سرکوب می‌نماید [۴۸]. همچنین، اثرات حالت کرنش و حالت تنش در تشکیل مارتنزیت کرنشی تاکنون در کارهای پژوهشی مورد مطالعه قرار گرفته است [۵۵]. مشخص شده است که تغییر شکل در آزمایش کشش در مقایسه با آزمایش فشار، منجر به تشکیل مقدار بیشتری مارتنزیت می‌شود [۵۶]. حالت‌های تغییر شکل مانند کشش دو طرفه و نورد که منجر به فعال شدن سیستم‌های لغزشی بیشتری می‌شوند، تعداد بیشتری از تقاطع باندهای برشی را ایجاد می‌کنند و در نتیجه کسر حجمی بیشتری از مارتنزیت تشکیل می‌شود [۵۳].

۵. مدل سازی تشکیل مارتنزیت α'

با در نظر گرفتن دو ثابت وابسته به دما α و β ، معادله ۵ برای کسر تبدیل شده آستنیت به مارتنزیت در مقابل کرنش پلاستیکی معادل (ε) ارائه شده است [۵۷] که در آن، نرخ تشکیل باند برشی در پارامتر α در نظر گرفته شده است.

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta\{1 - \exp(-\alpha\varepsilon)\}^n\} \quad (5)$$

مقدار α تقریباً ۱، ۳ و ۶ به ترتیب برای گریدهای ۳۱۶، ۳۰۴ و ۳۰۱ محاسبه شده است [۵۸] که می‌تواند مربوط به تأثیر انرژی نقص در چیده شدن در تشکیل باند برشی باشد که قبلاً بحث شد. بر اساس معادله ۴، مقادیر انرژی نقص در چیده شدن برای ترکیب شیمیایی معمول گریدهای ۳۱۶، ۳۰۴ و ۳۰۱ به ترتیب حدود ۴۷، ۱۶/۵ و ۶/۷ MJ/m² محاسبه شد. احتمال اینکه مارتنزیت α' در یک تقاطع باند برشی جوانه زنی کرده باشد در پارامتر β گنجانیده شده است. توان n یک مقدار ثابت است که معمولاً برای فولادهای زنگ نزن آستنیتی در حدود ۴/۵ در نظر گرفته می‌شود [۵۹ و ۶۰]. کاربرد این مدل که به مدل اولسون-کوهن معروف است، در شکل ۴ نشان داده شده است، جایی که توانایی ارتباط مدل با داده‌ها نسبتاً



شکل ۵. الف) منحنی آزمایش کشش و ب) نمودار نرخ کار سختی در دماهای مختلف برای فولاد ۳۰۴ [۵۲].

۷. بازگشت مارتنزیت کرنشی

فرآیند تشکیل مارتنزیت کرنشی و بازگشت متعاقب آن در حین آنیل بازگشتی، یک فرآیند موثر برای ریزدانه‌سازی فولادهای زنگ نزن آستنیتی شبه پایدار می‌باشد [۷، ۸]. بدست آوردن ریزساختار هم محور، نیاز به تبلور مجدد آستنیت باقی مانده دارد که طی آن ممکن است دانه‌های بازگشتی فوق ریزدانه آستنیت رشد قابل توجهی کرده و در نتیجه، فرآیند ریز دانه‌سازی محدود گردد [۱۳]. بنابراین، برای بدست آوردن ریزدانه‌سازی مناسب، تشکیل مقدار زیادی مارتنزیت قبل از آنیل بازگشتی مطلوب است [۷]. در نتیجه استفاده از آلیاژی با درجه‌ی شبه پایداری بالا و یا تغییر شکل سرد در دمای پایین ضروری می‌باشد تا مارتنزیت کرنشی بیشتری ایجاد گردد. در آلیاژهای Fe-Cr-Ni، اگر رابطه $Ni + 0.35Cr < 16$ wt % برقرار باشد، گزارش شده است که بیش از ۹۰٪ حجمی مارتنزیت α' با انجام ۹۰٪ نورد سرد در دمای اتاق تشکیل می‌شود [۷]. ریز دانه‌سازی به دست آمده در فولاد زنگ نزن ۳۰۴ با بازگشت مارتنزیت می‌تواند استحکام تسلیم و استحکام کششی را در قبال کاهش ازدیاد طول کل به مقدار قابل توجهی افزایش دهد. این موضوع به خوبی در شکل ۶-الف نشان داده شده است [۵]. با این حال، تأثیر ریز دانه‌سازی بر استحکام تسلیم بسیار بارزتر می‌باشد. دلیل این موضوع مربوط به وابستگی استحکام کششی نهایی به اثر پلاستیسیته تحت تأثیر استحاله و اندازه دانه و وابستگی این دو مورد به هم است. از آنجا که پایداری فاز آستنیت به طور معمول با کاهش اندازه دانه افزایش می‌یابد، اثر پلاستیسیته تحت تأثیر استحاله در آستنیت ریزدانه کمتر صورت می‌گیرد و از اهمیت کمتری برخوردار است. به عبارت دیگر، در مواد ریز دانه مارتنزیت کمتری در طی تغییر شکل ایجاد می‌شود. در نتیجه، افزایش استحکام کششی به دلیل کاهش ظرفیت کارسختی، همانطور که در شکل ۶-الف نشان داده شده، کمتر قابل توجه است [۵].

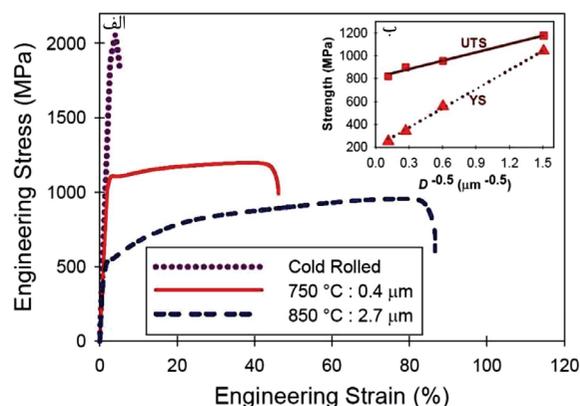
علاوه بر افزایش مقدار مارتنزیت، استحکام فاز مارتنزیت به دلیل وابستگی شدید استحکام به دما در ساختار کریستالی آن افزایش بیشتری خواهد یافت [۶۲]، و از این رو، مارتنزیت به عنوان یک فاز تقویت کننده و استحکام بخش موثرتری عمل خواهد کرد. بنابراین، استحکام بخشی در فولادهای زنگ نزن آستنیتی شبه پایدار با دو مکانیزم کار سختی و تشکیل مارتنزیت α' می‌تواند حاصل شود.

به خوبی شناخته شده است که مقدار مارتنزیت تشکیل شده در طی تغییر شکل، تأثیر قابل توجهی در ازدیاد طول نمونه در آزمایش کشش دارد [۵۲]. همانطور که در شکل ۵-الف نشان داده شده است، در حین آزمایش کشش فولاد زنگ نزن ۳۰۴ در دماهای مختلف، ازدیاد طول کل و ازدیاد طول یکنواخت (همانطور که از کرنش یکنواخت حقیقی استنباط می‌شود) با کاهش دما به دلیل افزایش مقدار مارتنزیت تشکیل شده و بیشتر شدن اثر پلاستیسیته تحت تأثیر استحاله، افزایش یافته است. تشکیل مارتنزیت کرنشی و تأثیر آن بر نرخ کارسختی که به عنوان اثر پلاستیسیته تحت تأثیر استحاله شناخته می‌شود [۱۸] و به خوبی در نمودارهای نرخ کار سختی نشان داده شده در شکل ۵-ب مشاهده می‌شود. دیده می‌شود که با کاهش دما، به دلیل بیشتر تشکیل شدن مارتنزیت، نرخ کارسختی افزایش یافته و در نتیجه ازدیاد طول کل و یکنواخت افزایش می‌یابد.

از طرف دیگر گزارش شده است که در دمای کمتر از منفی ۲۰ درجه سانتیگراد، سرعت تشکیل مارتنزیت به اندازه کافی زیاد می‌باشد که باعث کاهش قابل توجه مناطق آستنیتی انعطاف پذیر ماده در مراحل اولیه تغییر شکل می‌شود. بنابراین کاهش ازدیاد طول یکنواخت در این دماها مشاهده می‌شود. این بدان معنی است که در حالی که مارتنزیت بیشتری در دماهای پایین تر تشکیل می‌شود، ازدیاد طول کاهش می‌یابد و لذا بایستی تشکیل شدن مارتنزیت در بازه گسترده تری از کرنش حفظ شود تا بتوان از مزیت‌های اثر پلاستیسیته تحت تأثیر استحاله به خوبی استفاده نمود [۶۴].

References

- K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Recent developments in stainless steels, *Materials Science and Engineering R: Reports* 65 (2009) 39-104.
- A. Järvenpää, M. Jaskari, A. Kisko, P. Karjalainen, Processing and Properties of Reversion-Treated Austenitic Stainless Steels, *Metals* 10 (2020) 281.
- A.F. Padilha, R.L. Plaut, P.R. Rios, Annealing of cold-worked austenitic stainless steels, *ISIJ International* 43 (2003) 135-143.
- L.P. Karjalainen, T. Taulavuori, M. Sellman, A. Kyröläinen, Some strengthening methods for austenitic stainless steels, *Steel Research International* 79 (2008) 404-412.
- M.J. Sohrabi, H. Mirzadeh, C. Dehghanian, Significance of martensite reversion and austenite stability on the mechanical properties and TRIP effect of austenitic stainless steels, *Journal of Materials Engineering and Performance* 29 (2020) 3233-3242.
- T. Maki, Stainless steel: progress in thermomechanical treatment, *Current Opinion in Solid State and Materials Science* 2 (1997) 290-295.
- K. Tomimura, S. Takaki, S. Tanimoto, Y. Tokunaga, Optimal chemical composition in Fe-Cr-Ni alloys for ultra grain refining by reversion from deformation induced martensite, *ISIJ International* 31 (1991) 721-727.
- K. Tomimura, S. Takaki, Y. Tokunaga, Reversion mechanism from deformation induced martensite to austenite in metastable austenitic stainless steels, *ISIJ International* 31 (1991) 1431-1437.
- B. Ravi Kumar, R. Singh, B. Mahato, P.K. De, N.R. Bandyopadhyay, D.K. Bhattacharya, Effect of texture on corrosion behavior of AISI 304L stainless steel, *Materials Characterization* 54 (2005) 141-147.
- A.S. Hamada, L.P. Karjalainen, M.C. Somani, Electrochemical corrosion behaviour of a novel submicron-grained austenitic stainless steel in an acidic NaCl solution, *Materials Science and Engineering A* 431 (2006) 211-217.
- S.S.M. Tavares, M.R. Da Silva, J.M. Neto, S. Miraglia, D. Fruchart, Ferromagnetic properties of cold rolled AISI 304L steel, *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* 242 (2002) 1391-1394.
- I. Mészáros, J. Prohászka, Magnetic investigation of the effect of α' -martensite on the properties of austenitic stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology* 161 (2005) 162-168.
- Z. Nasiri, S. Ghaemifar, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh, Thermal mechanisms of grain refinement in steels: a review, *Metals and Materials International* 27 (2021) 2078-2094.
- R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino, Y. Koizumi, Ultragrain refinement of plain low carbon steel by cold-rolling and annealing of martensite, *Acta Materialia* 50 (2002) 4177-4189.
- M. Najafi, H. Mirzadeh, M. Alibeyki, Toward unraveling the mechanisms responsible for the formation of ultrafine grained microstructure during tempering of cold rolled martensite, *Materials Science and Engineering A* 670 (2016) 252-255.
- A. Kalhor, M. Soleimani, H. Mirzadeh, V. Uthaisangsuk, A review of recent progress in mechanical and corrosion properties of dual phase steels, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 20 (2020) 85.
- H. Azizi-Alizamini, M. Militzer, W.J. Poole, Formation of ultrafine grained dual phase steels through rapid heating, *ISIJ International* 51 (2011) 958-964.



خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن ۳۰۴ ریز دانه شده با روش بازگشت مارتنزیت: الف) منحنی تنش-کرنش کششی نمونه‌های منتخب و ب) نمودارهای هال-پیچ نمونه‌های آنیل بازگشتی شده [۵].

اثر کاهش اندازه دانه بر استحکام تسلیم را می‌توان با فرمول هال-پیچ (رابطه ۷) بررسی کرد که در آن استحکام تسلیم است، D متوسط اندازه دانه است، تنش اصطکاکی (YS) مقاومت شبکه بلوری در برابر لغزش نابجایی است، و پارامتر قفل شونده (K_{YS}) سهم سخت شدن نسبی مرزهای دانه را نشان می‌دهد و به عنوان شیب نمودار هال-پیچ شناخته می‌شود. نمودارهای هال-پیچ برای داده‌های YS و همچنین UTS در مورد فولاد زنگ نزن ۳۰۴ تحت آنیل بازگشتی در شکل ۶-ب نشان داده شده است. شیب پایین هال-پیچ برای UTS در مقایسه با YS نشان دهنده وابستگی کمتر آن به اندازه دانه به دلیل اثر پلاستیسیته تحت تاثیر استحاله است [۵]. به عبارت دیگر، با افزایش اندازه‌ی دانه، مقدار UTS با شیب کمتری نسبت به YS کاهش می‌یابد که علت آن بیشتر شدن پدیده‌ی TRIP با افزایش اندازه‌ی دانه و در نتیجه، بیشتر شدن استحکام است، زیرا با افزایش اندازه دانه پایداری آستنیت کاهش پیدا کرده و مارتنزیت کرنشی بیشتری تشکیل می‌شود.

$$YS = YS_0 + K_{YS} / \sqrt{D} \quad (7)$$

۸. نتیجه‌گیری

در این پژوهش، استحاله مارتنزیتی ناشی از کرنش و تاثیر آن بر خواص مکانیکی، اثر پلاستیسیته تحت تاثیر استحاله، و آنیل بازگشتی در فولادهای زنگ نزن آستنیتی شبه پایدار بررسی شد. برای این منظور، روش‌های اندازه‌گیری محتوای مارتنزیت به طور خلاصه بررسی شده و پایداری آستنیت به عنوان فاکتور اصلی برای کنترل استحاله‌ی آستنیت به مارتنزیت بحث گردید. پس از آن، تکنیک‌های مدل‌سازی برای سینتیک استحاله مارتنزیتی و در ادامه، تولید ریزساختار فوق ریزدانه در حین آنیل بازگشتی بررسی شد. این بررسی اجمالی یک جمع‌بندی از فرصت‌هایی است که تحول مارتنزیتی ناشی از کرنش می‌تواند برای کنترل ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای زنگ نزن آستنیتی شبه پایدار ارائه دهد.

- M. Soleimani, A. Kalhor, H. Mirzadeh, Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review, *Materials Science and Engineering A* 795 (2020) 140023.
- I. Tamura, Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels, *Metal Science* 16 (1982) 245-253.
- J.R. Patel, M. Cohen, Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation, *Acta Metallurgica* 1 (1953) 531-538.
- G.F. Bolling, R.H. Richman, The plastic deformation-transformation of paramagnetic fcc Fe-Ni-C alloys, *Acta Metallurgica* 18 (1970) 673-681.
- G.B. Olson, M. Cohen, A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations, *Journal of the Less Common Metals* 28 (1972) 107-118.
- A. Das, S. Sivaprasad, M. Ghosh, P.C. Chakraborti, S. Tarafder, Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 486 (2008) 283-286.
- J.A. Venables, The martensite transformation in stainless steel, *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics* 7 (1962) 35-44.
- P.L. Mangonon, G. Thomas, The martensite phases in 304 stainless steel, *Metallurgical Transactions* 1 (1970) 1577-1586.
- T. Suzuki, H. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto, M. Ichihara, An experimental study of the martensite nucleation and growth in 18/8 stainless steel, *Acta Metallurgica* 25 (1977) 1151-1162.
- K. Spencer, M. Véron, K. Yu-Zhang, J.D. Embury, The strain induced martensite transformation in austenitic stainless steels: Part 1-Influence of temperature and strain history, *Materials Science and Technology* 25 (2009) 7-17.
- A.K. De, J.G. Speer, D.K. Matlock, D.C. Murdock, M.C. Mataya, R.J. Comstock, Deformation-induced phase transformation and strain hardening in type 304 austenitic stainless steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 37 (2006) 1875-1886.
- Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun, Y.D. Wang, L. Zuo, Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 552 (2012) 514-522.
- M.J. Sohrabi, H. Mirzadeh, C. Dehghanian, Thermodynamics basis of saturation of martensite content during reversion annealing of cold rolled metastable austenitic steel, *Vacuum* 174 (2020) 109220.
- M. Shirdel, H. Mirzadeh, and M. H. Parsa, Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties, and TRIP effect, *Materials Characterization* 103 (2015) 150-161.
- P. Haušild, V. Davydov, J. Drahoš, M. Landa, P. Pilvin, Characterization of strain-induced martensitic transformation in a metastable austenitic stainless steel, *Materials and Design* 31 (2010) 1821-1827.
- N. Mohammad Nejad Fard, H. Mirzadeh, M. Rezayat, J.M. Cabrera, Accumulative roll bonding of aluminum/stainless steel sheets, *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials* 50 (2017) 1-5.
- Gauzzi F, Verdini B. Martensitic transformations in Fe-Mn-C system. *Metall Italy*. 71 (1979) 515-530.
- M. Shirdel, H. Mirzadeh, M.H. Parsa, Estimation of the kinetics of martensitic transformation in austenitic stainless steels by conventional and novel approaches, *Materials Science and Engineering A* 624 (2015) 256-260.
- J. Talonen, P. Aspegren, H. Hänninen, Comparison of different methods for measuring strain induced α -martensite content in austenitic steels, *Materials Science and Technology* 20 (2004) 1506-1512.
- Gauzzi F, Verdini B, Principi G, Badan B. The martensitic transformation in cold-worked Fe-Mn alloys studied by Mössbauer spectroscopy. *J Materials Science* 18 (1983) 3661-3700.
- B. Fultz and J. Howe: *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials*, Third edition, Springer, Berlin, 2008.
- M. Naghizadeh, H. Mirzadeh, 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* 47 (2016) 4210-4216.
- A. Etienne, B. Radiguet, C. Genevois, J.M. Le Breton, R. Valiev, P. Pareige, Thermal stability of ultrafine-grained austenitic stainless steels, *Materials Science and Engineering A* 527 (2010) 5805-5810.
- I.R. Souza Filho, K.D. Zilnyk, M.J.R. Sandim, R.E. Bolmaro, H.R.Z. Sandim, Strain partitioning and texture evolution during cold rolling of AISI 201 austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 702 (2017) 161-172.
- D. Xu, X. Wan, J. Yu, G. Xu, G. Li, Effect of cold deformation on microstructures and mechanical properties of austenitic stainless steel, *Metals* 8 (2018) 522.
- K. Nohara, Y. Ono, N. Ohashi, Composition and grain size dependencies of strain-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels, *Tetsu-to-Hagané* 63 (1977) 772-782.
- J. Talonen, H. Hänninen, Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels, *Acta Materialia* 55 (2007) 6108-6118.
- G.H. Eichelman, F.C. Hull, The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18-8-type stainless steel, *Transactions of the American Society of Metallurgy* 45 (1953) 77-104.
- R.E. Schramm, R.P. Reed, Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A* 6 (1975) 1345-1351.
- H.S. Noh, J.H. Kang, K.M. Kim, S.J. Kim, Different Effects of Ni and Mn on Thermodynamic and Mechanical Stabilities in Cr-Ni-Mn Austenitic Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 50 (2019) 616-624.
- M.J. Sohrabi, M. Naghizadeh, H. Mirzadeh, Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: A review, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 20 (2020) 124.
- A. Saeed-Akbari, J. Imlau, U. Prah, W. Bleck, Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels, *Metallurgical and Materials Transactions A* 40 (2009) 3076-3090.17 (2011) 553-556.
- Y. Matsuoka, T. Iwasaki, N. Nakada, T. Tsuchiyama, S. Takaki, Effect of grain size on thermal and mechanical stability of austenite in metastable austenitic stainless steel, *ISIJ International* 53 (2013) 1224-1230.

- A. Kisko, R.D.K. Misra, J. Talonen, L.P. Karjalainen, The influence of grain size on the strain-induced martensite formation in tensile straining of an austenitic 15Cr-9Mn-Ni-Cu stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 578 (2013) 408-416.
- A. Zergani, H. Mirzadeh, R. Mahmudi, Unraveling the effect of deformation temperature on the mechanical behavior and transformation-induced plasticity of the SUS304L stainless steel. *Steel Research International* 91 (2020) 2000114.
- S.S. Hecker, M.G. Stout, K.P. Staudhammer, J.L. Smith, Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: Part I. Magnetic measurements and mechanical behavior, *Metallurgical Transactions A* 13 (1982) 619-626.
- P.J. Ferreira, J.B. Vander Sande, M.A. Fortes, A. Kyrolainen, Microstructure development during high-velocity deformation, *Metallurgical and Materials Transactions A* 35 (2004) 3091-3101.
- A. Zergani, H. Mirzadeh, R. Mahmudi, Evolutions of mechanical properties of AISI 304L stainless steel under shear loading, *Materials Science and Engineering A* 791 (2020) 139667.
- T. Iwamoto, T. Tsuta, Y. Tomita, Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of transformation kinetics, *International Journal of Mechanical Sciences* 40 (1998) 173-182.
- G.B. Olson, M. Cohen, Kinetics of strain-induced martensitic nucleation, *Metallurgical transactions A* 6 (1975) 791-795.
- M. Naghizadeh, H. Mirzadeh, Modeling the kinetics of deformation-induced martensitic transformation in AISI 316 metastable austenitic stainless steel, *Vacuum* 157 (2018) 243-248.
- M. Naghizadeh, H. Mirzadeh, Processing of fine grained AISI 304L austenitic stainless steel by cold rolling and high-temperature short-term annealing, *Materials Research Express* 5 (2018) 056529.
- J. Talonen, H. Hänninen, P. Nenonen, G. Pape, 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* 36 (2005) 421-432.
- H.C. Shin, T.K. Ha, Y.W. Chang, Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel, *Scripta Materialia* 45 (2001) 823-829.
- G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Third edition, McGraw-Hill, New York, 1988.
- M. Milad, N. Zreiba, F. Elhalouani, C. Baradai, The effect of cold work on structure and properties of AISI 304 stainless steel, *Journal of Materials Processing Technology* 203 (2008) 80-85.
- G. Cios, T. Tokarski, A. Żywczak, R. Dziurka, M. Stępień, Ł. Gondek, M. Marciszko, B. Pawłowski, K. Wierzchak, P. Bała, The investigation of strain-induced martensite reverse transformation in AISI 304 austenitic stainless steel, *Metallurgical and Materials Transactions A* 48 (2017) 4999-5008.