

ارزیابی اثر عملیات حرارتی بعدی بر خواص مکانیکی و خوردگی صفحه فولادی زنگ‌نزن آستنیتی TMAC

علیرضا حسینی فر^{۱*}، مهدی سلطانهلی نژاد^۲

۱- کارشناس بخش مهندسی و علم مواد دانشکده مهندسی دانشگاه شیراز (athd72@gmail.com)

۲- کارشناس ارشد گروه مهندسی متالورژی و مواد دانشکده مهندسی دانشگاه فردوسی مشهد (mehdi_soltan77@yahoo.com)

An Investigation on the Effect of Subsequent Heat Treatment on Mechanical and Corrosion Properties of the Austenitic Stainless Steel Plate Produced by TMAC

A. Hoseinifar¹, M. Soltan Ali Nezhad²

1- B.Sc., Department of Materials Science and Engineering, School of Engineering, Shiraz University, E-Mail: athd72@gmail.com

2- M.Sc., Metallurgical and Materials Engineering Department, Faculty of Engineering, Ferdowsi University of Mashhad, E-Mail: mehdi_soltan77@yahoo.com

چکیده

در این تحقیق، خواص مکانیکی و خوردگی صفحه فولادی زنگ‌نزن آستنیتی AISI ۳۲۱ تولیدشده به روش نورد ترمومکانیکال و سرمایش سریع کنترل شده (TMAC) با و بدون عملیات حرارتی‌های بعدی، شامل آنیل و پایدارسازی بر اساس استانداردهای ASTM A ۲۴۰ و AMS ۵۵۱۰ مورد بررسی قرار گرفت. آزمون‌های تکمیلی نشان داد که خواص صفحه در حالت‌های مورد بررسی در تطابق با استانداردهای مربوطه بوده، هرچند خواص استحکامی با اعمال عملیات حرارتی بعدی نسبت به حالت TMAC اُفت پیدا می‌کند. نتیجه آزمون خوردگی بین دانه‌ای نیز نشان از تطابق با استاندارد در هر سه حالت عملیاتی داشت که ناشی از وجود رسوبات TiC به جای رسوبات Cr₂₃C₆ در مرز دانه‌ها بود. همچنین، عملیات پیرسازی در دمای ۶۰۰ °C به مدت ۲۰ ساعت نشان داد که نمونه‌ها مقاومت عالی در برابر خوردگی بین دانه‌ای دارند. بنابراین، مشخص شد که امکان کاربرد صفحه AISI ۳۲۱ در حالت TMAC بدون عملیات حرارتی بعدی وجود دارد. **واژه‌های کلیدی:** فولاد زنگ‌نزن آستنیتی، صفحه AISI ۳۲۱، فرآیند ترمومکانیکال، نورد گرم، پایدارسازی، خوردگی بین دانه‌ای.

Abstract

The purpose of the present paper is to investigate the mechanical and corrosion behaviors of an AISI 321 austenitic stainless steel plate produced by controlled hot-rolling and accelerated cooling (TMAC) route without and with subsequent annealing and stabilizing thermal treatments, based on ASTM A 240 and AMS 5510 standards. The subsequent experiments indicated the consistency of the properties of all the investigated specimens with standards requirements; however, the strength of the as-treated sample was much improved in comparison with the heat-treated samples. Furthermore, all three samples satisfied the standards requirements regarding the intergranular corrosion resistance, which was due to the precipitation of TiC carbides instead of Cr₂₃C₆ in grain boundaries. In addition, aging treatment at 600°C for 20 hours showed superior intergranular corrosion resistance. Finally, it was concluded that it is possible to benefit from the AISI 321 plate produced by TMAC route without subsequent heat treatment, in service conditions.

Keywords: Austenitic stainless steel, AISI 321 plate, Thermomechanical processing, Hot rolling, Stabilizing, Intergranular corrosion.

مقدمه

فولاد ۳۲۱ AISI (از این پس ۳۲۱)، نوعی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی پایدار شده با عنصر تیتانیوم است که این عنصر با تشکیل فازهای TiC و Ti(CN)، منجر به نگره‌داشتن کروم در حالت محلول شده و از تشکیل کاربید کروم $M_{23}C_6$ در مرز دانه‌ها جلوگیری می‌کند؛ به این ترتیب از حساس شدن ساختار و خوردگی بین دانه‌ای فولاد زنگ‌نزن جلوگیری کرده که این، تأثیر مثبت بر جوش‌پذیری فولاد دارد [۱-۳]. ضمن این‌که، تیتانیوم در حالت محلول جامد از تبلور مجدد و رشد دانه ضمن فرآیند کار گرم جلوگیری کرده، و در حالت کاربیدتیتانیوم، منجر به استحکام‌دهی پراکندگی شده و مقاومت به خزش را نیز افزایش می‌دهد [۴-۵]. از کاربردهای فولاد ۳۲۱ می‌توان به صنایع پتروشیمی، غذایی و دارویی، مخازن تحت فشار، و مبدل‌های حرارتی اشاره کرد [۶-۸]. به طور کلی، روش مرسوم برای تولید صفحه‌های فولادی زنگ‌نزن آستنیتی، نورد ترمومکانیکال و سپس، آنیل انحلال‌سازی در دمای بالاتر از 1000°C و سپس کوینچ در آب می‌باشد که در حالت آنیل، این فولادها دارای استحکام نسبتاً پایین (۲۰۰-۳۰۰ MPa) می‌باشند [۹]. فولاد ۳۲۱ با هدف کاربرد در محدوده دمایی وقوع حساس شدن ساختار ($850-450^{\circ}\text{C}$)، تحت یک عملیات حرارتی دیگر در دماهای بالا به نام پایدارسازی قرار می‌گیرد که طی آن، رسوبات تیتانیوم‌دار تشکیل می‌شوند [۱۰]. یکی از روش‌هایی که برای جلوگیری از اعمال آنیل دما بالا و کاهش مسیر فرآیند تولید معرفی شده است، استفاده از سرمایش سریع (Acc) پس از پایان نورد است. بررسی خواص مکانیکی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی پس از فرآیند Acc، نشان از بالا بودن این خواص نسبت به حالت آنیل دارد [۱۱]. هرچند، تعداد تحقیقات علمی انجام شده بر تولید صفحه‌های زنگ‌نزن آستنیتی، به‌ویژه فولاد ۳۲۱، به این روش و بررسی خواص آن‌ها بسیار کم است [۱۲-۱۳]. به این ترتیب، هدف از مقاله حاضر، بررسی خواص مکانیکی و خوردگی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۲۱ تولیدی به روش نورد ترمومکانیکال و سرمایش سریع کنترل شده (TMAC) و مقایسه آن‌ها با حالت‌های آنیل و پایدارشده و فقط پایدارشده با هدف بررسی امکان حذف مراحل آنیل و پایدارسازی به منظور کاهش زمان فرآیند تولید و

مصرف انرژی می‌باشد.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۲۱ به روش نورد ترمومکانیکال و سرمایش سریع در مقیاس صنعتی و با ضخامت ۱۰ mm تولید گردید. شکل ۱، این فرآیند را نمایش می‌دهد. سپس، نمونه‌هایی از مرکز صفحه TMAC تهیه شد و با هدف بررسی تأثیر عملیات حرارتی بعدی بر خواص مکانیکی و خوردگی صفحه، تحت فرآیند به شرح ذیل قرار گرفت:

(الف) نمونه شماره ۱: عملیات آنیل انحلال‌سازی در دمای 1050°C به مدت ۱۵ min، کوینچ در آب، سپس، پایدارسازی در دمای 850°C به مدت ۱/۵ ساعت و نهایتاً، خنک شدن در هوا؛

(ب) نمونه شماره ۲: عملیات پایدارسازی در دمای 850°C به مدت ۱/۵ ساعت بدون عملیات آنیل انحلال‌سازی قبلی و نهایتاً، خنک شدن در هوا؛

(ج) نمونه شماره ۳: نمونه در حالت TMAC بدون عملیات حرارتی بعدی.

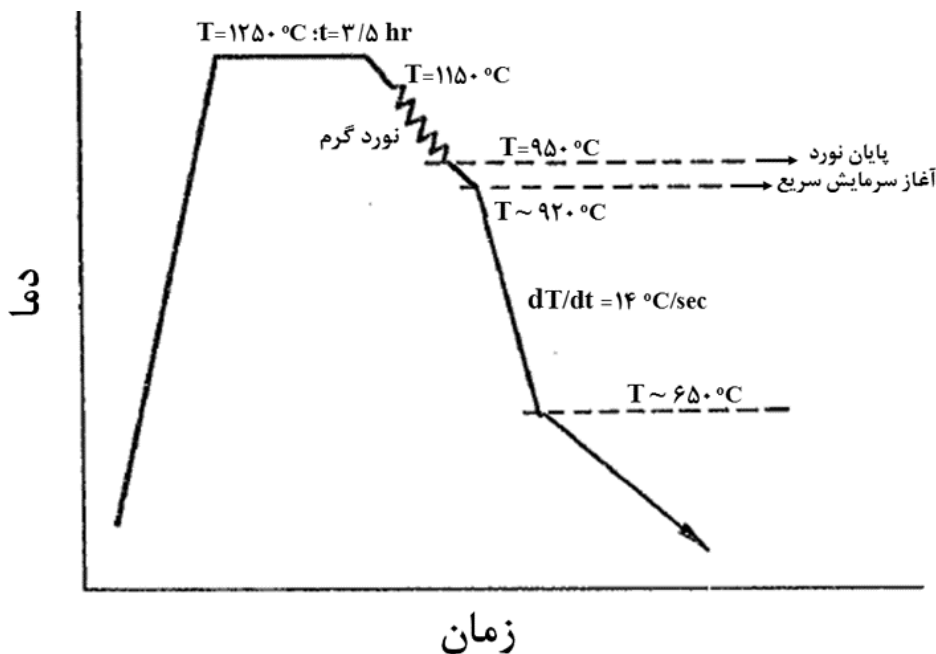
علت کوینچ کردن نمونه‌ها پس از انحلال‌سازی، نگره‌داشتن کربن و کروم در حالت محلول و جلوگیری از تشکیل کاربید کروم می‌باشد. از سویی دیگر، در هوا خنک کردن نمونه‌ها بعد از عملیات حرارتی پایدارسازی، خارج کردن هرچه بیشتر کربن از حالت محلول برای ترکیب با تیتانیوم است. دماها و زمان‌های مورد استفاده نیز بر اساس منابع و نمودارهای دما-زمان-رسوب‌گذاری (TTP) انتخاب گردید [۱۰ و ۱۴]. پس از سیکل‌های حرارتی مذکور، آزمون‌های مختلف بر اساس الزامات استانداردهای ASTM A ۲۴۰ [۱۵] و AMS ۵۵۱۰ [۱۶] صورت پذیرفت. علاوه بر این، آزمون تخمین مقدار فریت دلتا به روش مغناطیسی انجام شد. آزمون کشش توسط دستگاه کشش اینسترون مدل ۸۵۰۲ با نرخ کرنش 0.002 s^{-1} بر هر نمونه از هر شرایط عملیاتی به ضخامت ۱۰ mm، پهنای ۱۲/۵ mm و طول سنجه ۵۰ mm صورت گرفت (آزمون هر نمونه، ۲ بار تکرار گردید). همچنین، آزمون سختی بر اساس استاندارد مرجع ISO ۶۵۰۶-۱ در ۵ نقطه بر حسب سختی برینل (HB) توسط

پیرسازی در دمای 600°C به مدت ۲۰ ساعت و سپس، خنک شدن در هوا قرار گرفتند تا ریزساختار و رفتار خوردگی آنها در شرایط کار بررسی گردد.

نتایج و بحث

در جدول ۱، ترکیب شیمیایی و در شکل ۲، ریزساختار فولاد ۳۲۱ تولید شده به روش TMAC در دو بزرگنمایی مختلف مشاهده می‌گردد. ساختار این فولاد متشکل از دانه‌های آستنیتی حاوی دوقلویی‌ها همراه با ذرات پراکنده و رشته‌های فریت دلتا می‌باشد. اندازه دانه، در محدوده عدد ۵-۷ ASTM می‌باشد. مقدار فریت اندازه‌گیری شده در صفحه با روش مغناطیسی، حدود ۲٪ تخمین زده شد. سختی اندازه‌گیری شده نیز برابر ۱۹۱ برینل می‌باشد. همچنین پس از آزمون خمش، هیچ‌گونه عیبی شامل ترک در محل خمش مشاهده نگردید.

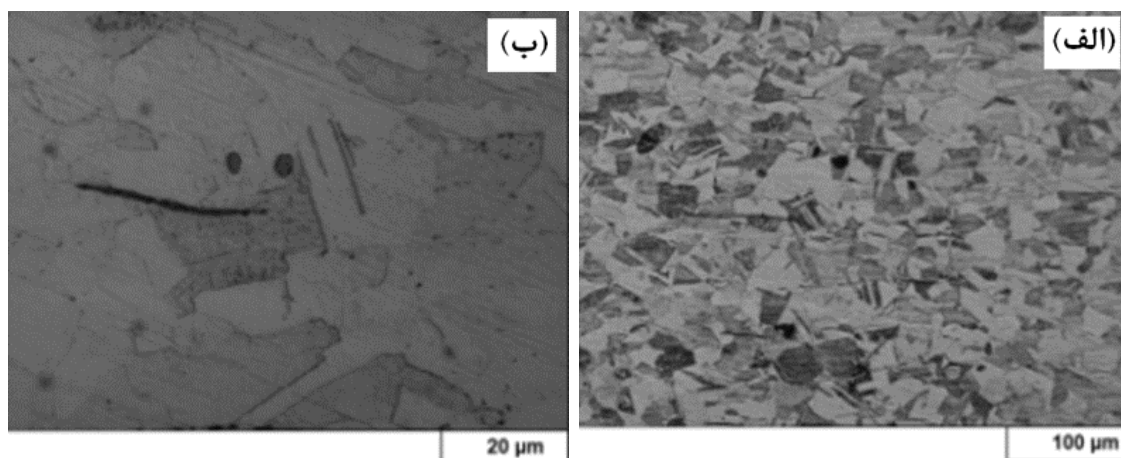
فرورونده ساچمه‌ای به قطر $2/5\text{ mm}$ با نیروی اعمالی $187/5\text{ kgf}$ در مدت زمان ۱۰-۱۵ s انجام شد. آزمون خمش (به صورت Guided Bend Test) نیز بر طبق استاندارد ASTM E ۲۹۰ بر نمونه‌های تهیه شده به ضخامت و عرض، به ترتیب، 10 mm و 19 mm حول ماندلی به قطر 10 mm تحت زاویه 90° صورت پذیرفت. علاوه بر این، بررسی رفتار خوردگی نمونه‌ها بر مبنای استاندارد ASTM A ۲۶۲، Practice A شامل آزمون در محلول اگزالیک اسید به منظور طبقه‌بندی ساختار اچ شده و Practice E شامل قراردادن دو آزمون با ابعاد $75 \times 20 \times 6\text{ mm}$ از هر نمونه در محلول سولفات مس اسیدی به مدت زمان ۱۵ ساعت صورت گرفت [۱۰، ۱۹-۱۷]. در نهایت، پارامترهای ریزساختاری و آنالیز رسوبات بر اساس نتایج میکروسکوپ‌های نوری (OM) و الکترونی روبشی (SEM)، و نتایج EDS تعیین گردید. همچنین، با توجه به کاربرد فولادهای ۳۲۱ در دماهای بالا و تسهیل وقوع خوردگی بین دانه‌ای در این شرایط، هر سه نمونه تحت عملیات



شکل ۱- فرآیند صنعتی نورد ترمومکانیکال و سرمایش سریع (TMAC) فولاد ۳۲۱ در قالب منحنی دما-زمان.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد ۳۲۱ (wt %)

H (ppm)	O (ppm)	N (ppm)	Ti	Cu	Ni	Mo	Cr	S	P	Mn	Si	C
۲/۳۷	۳۵	۱۱۶	۰/۷۷	۰/۱۴	۱۰/۱۹	۰/۱۱	۱۷/۴۶	۰/۰۰۶	۰/۰۲	۱/۳۵	۰/۴۵	۰/۰۵



شکل ۲- ریزساختار صفحه فولادی ۳۲۱ تولید شده به روش TMAC در دو بزرگنمایی مختلف؛ محلول ایچ گلیسرژیا.

۱- خواص کششی

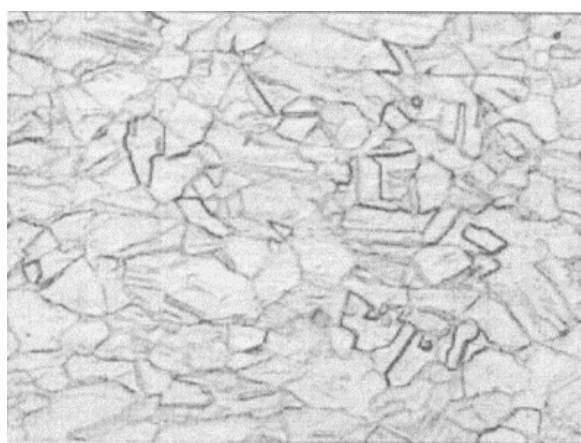
است.

۲- ریزساختار و رفتار خوردگی قبل از عملیات پیرسازی
 شکل ۳، ریزساختار نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ را پس از ایچ با محلول
 اُگزالیک‌اسید ۱۰٪ بر طبق Practice A در استاندارد ۲۶۲ A
 ASTM نمایش می‌دهد. استفاده از Practice A، علاوه بر نمایش
 ریزساختار، روشی سریع برای تعیین نوع ساختار خوردگی و
 قابل قبول بودن یا نبودن نمونه از دیدگاه خوردگی می‌باشد [۱۷].
 با توجه به تصاویر ارائه شده، مشاهده می‌گردد که ساختار تمام
 نمونه‌ها متشکل از دانه‌های آستنیتی حاوی نواحی دوقلویی به
 همراه رشته‌های فریت دلتا می‌باشد. این نشان می‌دهد که ساختار
 فریتی، پس از عملیات انحلال‌سازی و پایدارسازی نیز در ساختار
 باقی مانده و دچار استحاله نشده است. همچنین، بر اساس انواع
 ساختارهای خوردگی بر طبق Practice A در استاندارد ۲۶۲ A
 ASTM، می‌توان ساختار تمامی نمونه‌ها را در گروه ساختارهای
 Step طبقه‌بندی کرد که این، نشان از قابل قبول بودن رفتار
 خوردگی فولاد زنگ نزن ۳۲۱ در هر سه حالت عملیاتی دارد.

جدول ۲، تغییرات خواص کششی نمونه فولادی ۳۲۱ را با شرایط
 عملیات حرارتی بعدی همراه با کمینه الزامات استانداردهای
 ASTM A ۲۴۰ و AMS ۵۵۱۰ نشان می‌دهد. بر اساس این شکل،
 مشاهده می‌شود که با اعمال عملیات حرارتی بعدی (نمونه‌های با
 شماره‌های ۱ و ۲)، استحکام تسلیم نسبت به حالت TMAC بدون
 عملیات حرارتی نهایی، کاهش و درصد ازدیاد طول افزایش می-
 یابد. هرچند، افزایش درصد ازدیاد طول و کاهش استحکام تسلیم،
 در نمونه شماره ۱ بسیار قابل توجه است و نشان می‌دهد که
 عملیات آنیل انحلال‌سازی در دمای ۱۰۵۰ °C به مدت ۱۵ min
 می‌تواند تأثیر بسیار زیادی بر خواص مکانیکی صفحه ۳۲۱ نورد
 شده داشته باشد. علاوه بر این، استحکام نهایی، تنها در نمونه
 شماره ۱ که تحت عملیات انحلال‌سازی قرار گرفته، دستخوش
 تغییر شده و کاهش پیدا کرده است. استحکام کششی نهایی
 نمونه‌ای که تحت پایدارسازی بدون عملیات آنیل قبلی قرار گرفته
 (نمونه شماره ۲)، تغییر چندانی نسبت به نمونه شماره ۳ نکرده

جدول ۲- خواص کششی نمونه‌های فولادی ۳۲۱ در شرایط مختلف عملیات حرارتی همراه با محدوده مقادیر استاندارد آن‌ها

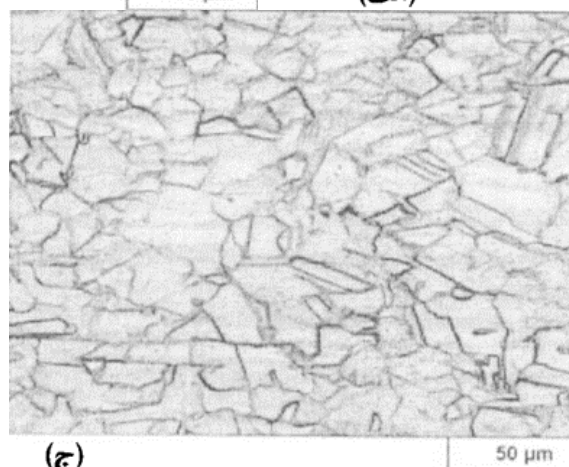
کد نمونه	شرایط عملیات حرارتی	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی (MPa)	ازدیاد طول (%)
۱	انحلال سازی در ۱۰۵۰ °C و پایدار سازی در ۸۵۰ °C	۲۳۸	۵۷۰	۶۵/۲
۲	پایدار سازی در ۸۵۰ °C	۲۹۲	۶۱۰	۵۱/۸
۳	تحت Acc و بدون عملیات حرارتی بعدی	۴۶۸	۶۰۹	۵۰/۷
استاندارد ASTM A240	حداقل	۲۰۵	۵۱۵	۴۰
استاندارد AMS 5510	حداقل	۱۷۲	۴۸۳	۴۰
	حداکثر	-	۶۸۹	-



(ب)



(الف)



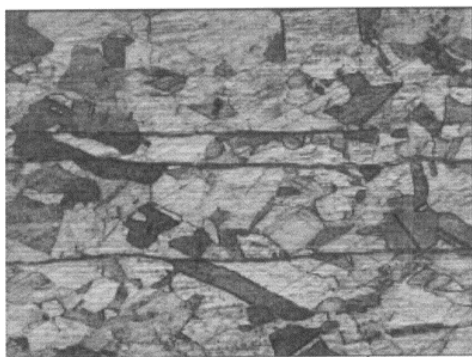
(ج)

شکل ۳ - تصاویر ریزساختاری پس از اچ با محلول آگزالیک اسید ۱۰٪ برای نمونه‌های شماره (الف) ۱، (ب) ۲ و (ج) ۳.

۳- ریزساختار و رفتار خوردگی پس از عملیات پیرسازی

شکل ۴، ریزساختار نمونه‌های ۱، ۲ و ۳ را پس از عملیات پیرسازی در دمای 600°C به مدت ۲۰ ساعت نمایش می‌دهد. مشاهده می‌گردد که ساختار از دانه‌های آستنیتی حاوی نواحی دو قلوئی به همراه رشته‌های فریت دلتا تشکیل شده است. ملاحظه می‌شود که ساختار حاصل پس از عملیات پیرسازی، تغییر چندانی با ساختارهای قبل از این عملیات ندارد. همچنین، ساختار نمونه‌ها پس از Practice A مطابق با استاندارد ASTM A ۲۶۲، نشان از ساختار Step پس از ۲۰ ساعت عملیات پیرسازی، دارد که این، بیانگر قابل قبول بودن رفتار خوردگی فولاد تولیدی است. همچنین، به منظور اطمینان از قابل قبول بودن رفتار خوردگی فولاد ۳۲۱ در حالت‌های مختلف عملیاتی، آزمون خوردگی بر اساس ASTM A ۲۶۲-Practice E نیز انجام شد. پس از انجام این آزمون، نمونه‌ها تحت خمش قرار گرفته و از محل خمش، بررسی میکروسکوپی شدند. هیچ‌گونه ترکی در محل خمش مشاهده نشد که این، نشان از عدم حساسیت تمامی نمونه‌ها به خوردگی بین دانه‌ای دارد.

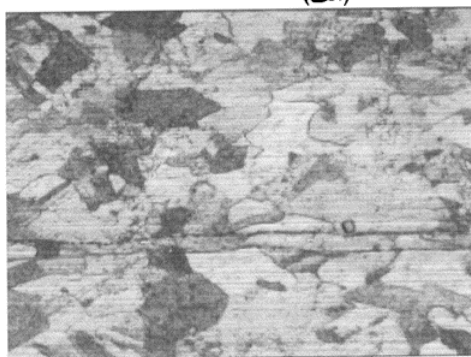
در جدول ۲، کمینه مقادیر مربوط به خواص کششی فولاد ۳۲۱ بر طبق استانداردهای ASTM A ۲۴۰ و AMS ۵۵۱۰ نیز ارائه شده است. با مقایسه خواص صفحه تولید شده با این کمینه مقادیر استاندارد، ملاحظه می‌گردد که محصول تولید شده، دارای خواص مکانیکی قابل قبول و در محدوده استاندارد می‌باشد. همچنین، عملیات حرارتی بعدی، اگرچه منجر به افت خواص استحکامی و بهبود درصد ازدیاد طول می‌گردد، اما همچنان در محدوده قابل قبول نیازمندی‌های استاندارد مذکور قرار دارد. همچنین، سختی صفحه TMAC نیز کمتر از بیشینه مقدار مجاز در استاندارد ASTM برابر با ۲۱۷ HB می‌باشد و نیازمندی استاندارد AMS ۵۵۱۰ را مبنی بر عدم مشاهده ترک در محل خمش طی آزمون خمش، اغنا نموده است. از سویی دیگر، میزان مناسب فریت دلتا در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به دلیل جلوگیری از افت خواص شکل‌پذیری، کمتر از حدود ۶٪ گزارش شده است [۲۰-۲۱]. با توجه به میزان فریت دلتا در صفحه تولیدی برابر ۲٪، افت شکل‌پذیری ناشی از حضور فریت انتظار نمی‌رود.



(ب)



(الف)

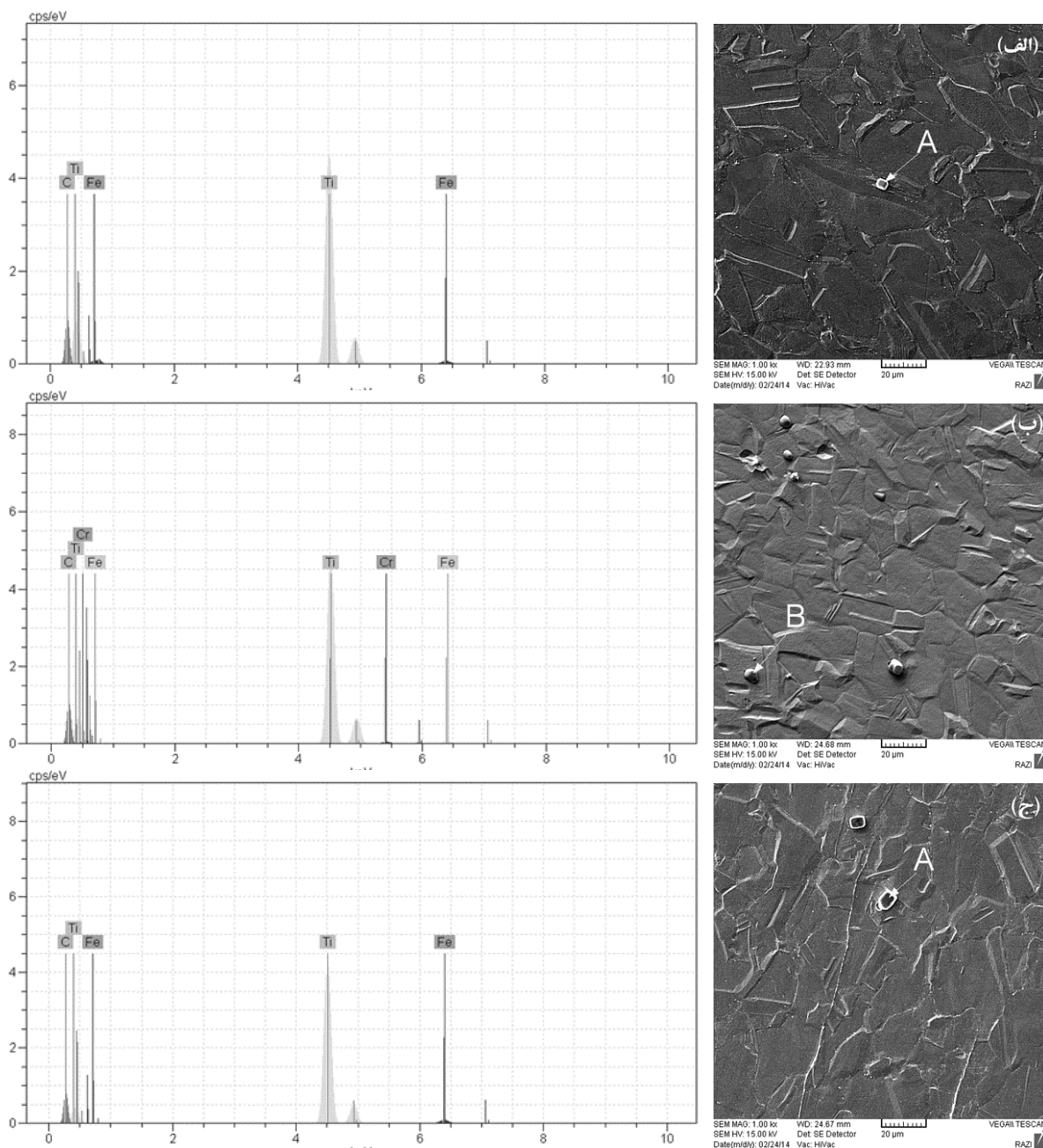


(ج)

شکل ۴ - تصاویر ریزساختاری بعد از فرآیند پیرسازی در نمونه‌های شماره (الف) ۱، (ب) ۲ و (ج) ۳؛ محلول‌یچ گلیسرژیا.

در شکل ۵، تصاویر SEM تهیه شده از نمونه‌های شماره ۱، ۲ و ۳ همراه با آنالیز EDS آن‌ها نشان داده شده است. بر اساس این نتایج، در هر نمونه دو نوع رسوب A و B مشاهده شد که در جدول ۳، درصد اتمی هر عنصر در هر رسوب در هر نمونه ارائه شده است. مشاهده می‌شود که این رسوبات، دارای عناصر Ti و C با مقادیر غالب می‌باشند. هرچند، در رسوب B مقادیری عنصر

Cr نیز مشاهده شده است، اما باید توجه داشت که مقدار کروم موجود در این رسوب، در مقایسه با عنصر تیتانیوم بسیار کوچک است؛ برای مثال، در رسوب مورد بررسی در شکل ۵-ب، درصد اتمی عناصر تیتانیوم و کروم، به ترتیب، عبارتند از ۷۲/۱۸٪ و ۱/۰۰٪. همچنین، عنصر نیتروژن نیز در رسوبات شناسایی نشد.



شکل ۵ - تصاویر SEM (سمت راست) و نتایج آنالیز EDS (سمت چپ) برای نمونه‌های شماره (الف) ۱، (ب) ۲ و (ج) ۳.

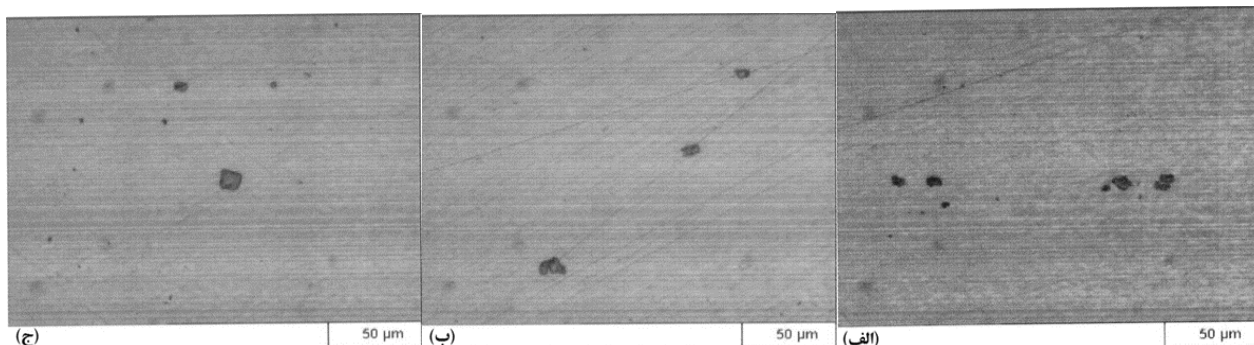
رسوبات پایدار باقی می‌مانند. این در حالی است که پادیلها و همکاران [۱۴] نشان داده‌اند که در دمای 600°C ، رسوب کاربید Cr_{23}C_6 از کاربیدهای نوع MC سریع‌تر می‌باشد. با این حال، به دلیل تشکیل رسوبات TiC قبل از کاربیدهای کروم طی فرآیند TMAC و پایداری آن‌ها، رسوبات Cr_{23}C_6 در حین کارکرد (پیرسازی) تشکیل نشده و کروم در حالت محلول جامد باقی مانده است. لذا، رفتار خوردگی قابل قبول بر مبنای A و Practice E-ASTM A 262 از صفحه ۳۲۱ در هر سه حالت عملیاتی پس از پیرسازی مشاهده می‌گردد.

علت تشکیل رسوبات TiC در شرایط TMAC و بدون عملیات حرارتی بعدی را می‌توان در مسیر فرآیند اجرایی جستجو نمود. نورد ترمومکانیکال به‌گونه‌ای بود که دمای پایانی نورد حدود 950°C و دمای شروع سرمایش سریع حدود 920°C انتخاب گردید. با توجه به محدوده دمایی تشکیل رسوبات TiC که در بازه $850-950^{\circ}\text{C}$ با بیشترین سینتیک تشکیل می‌باشد (شکل ۷)، شرایط

به این ترتیب، رسوبات تشکیل‌دهنده ساختار از نوع کاربید تیتانیم TiC بوده و رسوبات Cr_{23}C_6 و Ti(CN) مشاهده نگردید. تحقیقات [۲۲] نشان داده است که در رسوبات MX (M=Ti و X=C و N) امکان وجود مقادیری Cr وجود دارد؛ لذا، کروم مشاهده شده در رسوبات نوع B، به صورت محلول در رسوبات TiC بوده که مقدار آن با افزایش زمان پیرسازی کاهش می‌یابد. بنابراین، عدم حساس بودن ساختار و مقاومت عالی صفحه تولیدی در هر سه حالت عملیاتی در برابر خوردگی بین دانه‌ای را که با ساختار Step پس از اعمال Practice A مطابق با استاندارد ASTM A 262 در شکل ۳ نشان داده شد، می‌توان به غالب بودن رسوبات نوع TiC در درون و مرز دانه‌ها و عدم حضور ترکیب Cr_{23}C_6 در نواحی مرز دانه‌ای ارتباط داد. حضور ذرات TiC در ساختار، حتی پس از فرآیند پیرسازی نیز مشاهده گردید. شکل ۶، حضور این ذرات را قبل از اچ در زمینه آستنیتی نمایش می‌دهد و بیانگر این است که حتی پس از اعمال زمان‌های طولانی در دمای 600°C ، این

جدول ۳- درصد اتمی عناصر ثبت‌شده در رسوبات موجود در نمونه‌های مختلف فولادی ۳۲۱ بر اساس نتایج EDS

درصد اتمی عنصر				رسوب مورد بررسی	کد نمونه
Fe	Cr	Ti	C		
۱/۸۱	-	۶۴/۵۱	۳۳/۶۸	A	۱
۴/۰۹	۲/۲۶	۶۸/۰۹	۲۵/۵۶	B	
۱/۰۰	-	۶۱/۲۷	۳۷/۷۲	A	۲
۱/۶۱	۱/۰۰	۷۲/۱۸	۲۵/۲۱	B	
۳/۹۷	-	۵۶/۴۹	۳۹/۵۴	A	۳
۱/۷۴	۱/۳۶	۷۵/۴۰	۲۱/۵۰	B	

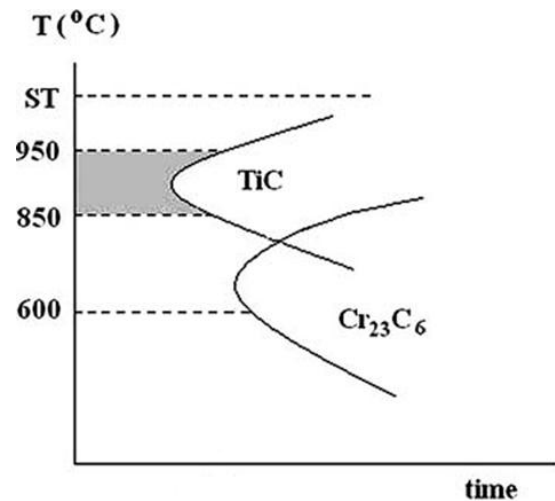


شکل ۶- رسوبات TiC در زمینه نمونه‌های شماره (الف) ۱، (ب) ۲ و (ج) ۳.

دمایی و مدت زمانی که صفحه در آن قرار دارد، کافی است تا ذرات کاربید تیتانیم در درون دانه بر نابجایی‌ها و محل‌های نقص در چین یا مرزخانه‌های فولادی ۳۲۱ به عنوان مکان‌های مرجح جوانه‌زنی تشکیل گردند [۲۲-۲۳]. سرمایه‌ش سریع بعدی نیز، از برخورد منحنی سرمایه‌ش با دماغه ناحیه تشکیل کاربید $Cr_{23}C_6$ جلوگیری کرده و مانع تشکیل احتمالی این نوع کاربید می‌گردد. معادله (۱)، ارتباط میان مقدار Ti و C محلول در جامد را طی واکنش تشکیل تعادلی TiC در دماهای بیشتر از $882^{\circ}C$ نشان می‌دهد [۱۰]:

$$\ln[Ti] \cdot [C] = \frac{24236}{T} - 8.186 \quad (1)$$

که T بر حسب کلوین (K) می‌باشد. میزان محصول محلول $[Ti] \cdot [C]$ به صورت حاصل ضرب مقدار Ti در مقدار C (wt %) محلول در جامد تعریف می‌شود که این مقدار، در دماهای $950^{\circ}C$ و $920^{\circ}C$ ، به ترتیب برابر $1/74 \times 10^{-6}$ و $1/06 \times 10^{-6}$ است. مشاهده می‌گردد که با کاهش دما در بازه دمایی فوق، شرایط برای تشکیل TiC مطلوب‌تر می‌شود.



شکل ۷- نمایی از منحنی دما-زمان-رسوب‌گذاری برای فولاد زنگ‌نزن [۳۲۱] [۱۰].

گردد که می‌توان به درشت شدن اندازه دانه، انحلال یا درشت شدن رسوبات مرزخانه‌ای، یا تغییر در زیرساختار اشاره نمود. با بررسی تصاویر ریزساختاری از میکروسکوپ OM در شکل ۳ و تصاویر SEM در شکل ۵، مشاهده می‌شود که تغییر چندانی در اندازه دانه آستنیت با اعمال عملیات حرارتی بعدی، به‌ویژه عملیات پایدارسازی، به وجود نمی‌آید. مطالعات دیگر نیز نشان داده که در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی پایدارشده همچون ۳۲۱، میانگین اندازه دانه ضمن عملیات حرارتی در دماهای کمتر از حدود $1080^{\circ}C$ ثابت است [۱۴ و ۲۴]. لذا، انتظار می‌رود که تغییر استحکام ناشی از تأثیر اندازه دانه قابل توجه نباشد. از سویی دیگر، شکل ۸ تصاویر SEM حاوی رسوبات را همراه با اندازه آن‌ها نمایش می‌دهد. اگرچه مشاهده می‌شود که اندازه رسوبات کاربیدی در نمونه آنیل شده (نمونه ۱) درشت‌تر از اندازه رسوبات در دو نمونه دیگر با اندازه رسوبات تقریباً یکسان است، اما، با توجه به اندازه نسبتاً بزرگ و کسر حجمی نسبتاً کم این کاربیدها، انتظار نمی‌رود که تغییر اندازه آن‌ها در چنین شرایطی، سهمی در تغییر استحکام داشته باشد [۶]. دلیل دیگری که می‌توان در کاهش استحکام با اعمال عملیات حرارتی بعدی مد نظر قرار داد، کاهش چگالی نابجایی‌ها و شدت کارسختی صفحه با وقوع فرآیندهای ترمیم چون بازیابی و تبلور مجدد استاتیک ضمن آنیل در دماهای بالا می‌باشد. کُراسو و شیمیزو [۲۵] و یامامورا و همکاران [۲۶] نشان داده‌اند که نورد گرم در بازه دمایی $850-1050^{\circ}C$ می‌تواند از تبلور مجدد فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تا مقدار زیادی جلوگیری کند که ناشی از حضور عناصر مختلف مانند Cr و Ti در حالت محلول جامد است [۲۷]. از سویی دیگر، ان‌خوما و همکاران [۶] نشان داده‌اند که در فولاد زنگ‌نزن آستنیتی ۳۲۱، هنگامی که $\ln Z \geq 41$ باشد (که Z پارامتر زنگ-هولومان بر حسب s^{-1} بوده و طبق معادله (۲) تعریف می‌شود [۲۸])، مکانیزم ترمیم ساختار غالب، بازیابی دینامیک (DRV) خواهد بود.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

که Q انرژی فعال‌سازی تغییر شکل بر حسب $J \cdot mol^{-1}$ ، R ثابت جهانی گازها بر حسب $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$ و T دمای مطلق تغییر شکل بر حسب K هستند. با توجه به اینکه مقدار Q برای فولاد ۳۲۱

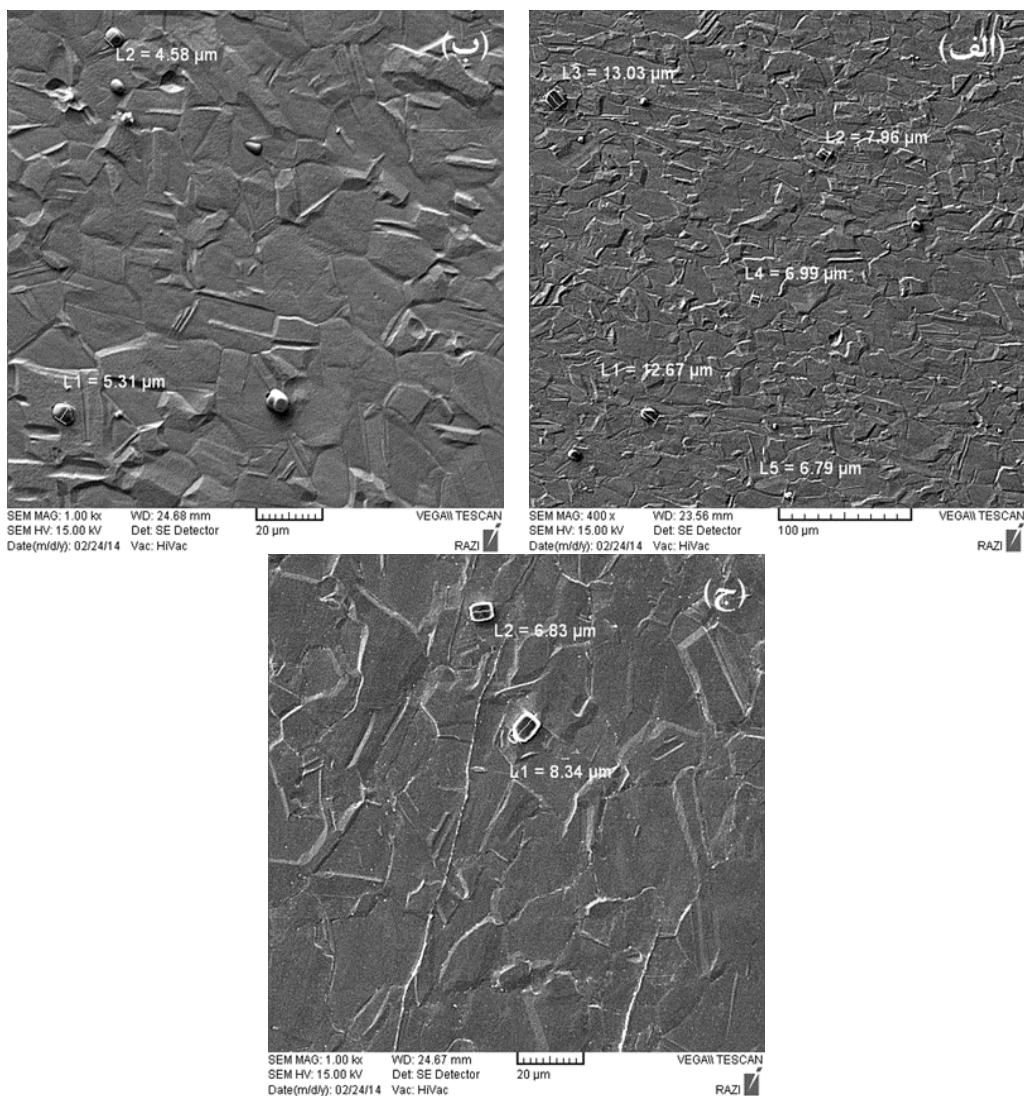
از سویی دیگر، بر مبنای جدول ۲، ملاحظه می‌شود که عملیات حرارتی بعدی منجر به کاهش خواص استحکامی و افزایش درصد ازدیاد طول می‌گردد. علل مختلفی ممکن است منجر به این تغییر

نهایی صفحه، و R شعاع غلتکها هستند. لذا، با توجه به وقوع مکانیزم DRV و توقف فرآیند تبلور مجدد دینامیک (DRX)، انتظار می‌رود چگالی نابجایی‌ها که دیواره‌های دانه‌های فرعی را تشکیل می‌دهند [۴]، در فولاد در حالت TMAC زیاد باشد که دلیلی بر بالا بودن خواص کششی آن است. با اعمال عملیات حرارتی بعدی، این دانسیته نابجایی در اثر فرآیندهای ترمیمی استاتیک همچون تبلور مجدد کاهش می‌یابد [۳۰-۳۱].

برابر 465 J.mol^{-1} بوده [۶] و از آنجایی که نرخ کرنش در برنامه نورد گرم تحقیق حاضر، در بازه $1-20 \text{ s}^{-1}$ متغیر است (نرخ کرنش در فرآیند نورد، بر اساس معادله (۳) قابل محاسبه است [۲۹])، لذا $\ln Z$ در تمامی مراحل نورد بزرگ‌تر از ۴۱ بوده و به این ترتیب، انتظار می‌رود که DRV، مکانیزم ترمیم غالب طی فرآیند نورد ترمومکانیکال فولاد ۳۲۱ در مقاله حاضر باشد.

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{h_0} \sqrt{\frac{h_0 - h_f}{R}} \quad (3)$$

که v سرعت سطحی غلتکها، h_0 و h_f ضخامت‌های اولیه تختال و



شکل ۸ - تصاویر SEM و اندازه رسوبات در نمونه‌های شماره (الف) ۱، (ب) ۲ و (ج) ۳.

به این ترتیب و با بررسی نتایج آزمون‌های تکمیلی، مشاهده می‌شود که هر سه نمونه در حالت‌های عملیات حرارتی مختلف، دارای خواص مکانیکی و خوردگی قابل قبول از دیدگاه استانداردهای ۲۴۰ ASTM A و ۵۵۱۰ AMS هستند، هرچند، خواص مکانیکی فولاد TMAC به مراتب بالاتر از دو نمونه دیگر که تحت عملیات حرارتی بعدی قرار گرفته‌اند، می‌باشد. لذا، می‌توان اذعان نمود که روش TMAC بدون اعمال عملیات حرارتی آنیل و پایدارسازی، روشی مناسب برای تولید صفحه ۳۲۱ با خواص مکانیکی و خوردگی استاندارد است.

نتیجه‌گیری

صفحه فولادی ۳۲۱ به روش نورد ترمومکانیکال و سرمایش سریع کنترل شده (TMAC) تولید گردید (نمونه شماره ۳) و خواص مکانیکی و خوردگی آن با نمونه‌هایی که تحت عملیات حرارتی بعدی شامل آنیل و پایدارسازی (نمونه شماره ۱) و فقط پایدارسازی (نمونه شماره ۲) قرار گرفتند، مقایسه شد. نتایج ذیل حاصل گردید:

۱- با اعمال عملیات حرارتی بعدی، خواص استحکامی صفحه به شدت کاهش یافت، هرچند، عملیات پایدارسازی، تغییر چندانی در استحکام نهایی صفحه ایجاد نکرد. علت کاهش خواص استحکامی، از کاهش شدت کارسختی صفحه با کم-شدن چگالی نابعایی‌ها در اثر وقوع فرآیندهای ترمیمی استاتیک ضمن عملیات حرارتی بعدی ناشی شد.

۲- هر سه نمونه فولادی ۳۲۱، دارای خواص خوردگی بین دانه-ای مطلوب مطابق با استاندارد Practice A – ۲۶۲ ASTM A با ساختار Step بودند. بر طبق نتایج SEM-EDS، این خواص مطلوب از تشکیل ذرات TiC و در نتیجه، باقی ماندن عنصر کروم در حالت محلول و عدم تشکیل کاربیدهای Cr₂₃C₆ در مرز دانه ناشی شد.

۳- بررسی‌های ریزساختاری و خوردگی پس از اعمال عملیات پیرسازی در دمای ۶۰۰ °C به مدت ۲۰ ساعت، نشان از پایداری ذرات TiC و تشکیل ساختار قابل قبول Step بر طبق Practice A داشت. همچنین، آزمون خوردگی بر طبق

Practice E و بررسی میکروسکوپی محل خمش پس از این آزمون، نشان از عدم حساسیت صفحه در هر سه حالت عملیاتی به خوردگی بین دانه‌ای داشت.

۴- هر سه نمونه، الزامات استانداردهای ۲۴۰ ASTM A و ۵۵۱۰ AMS را اغنا کردند. به این ترتیب و با توجه به آزمون‌های صورت گرفته نتیجه‌گیری شد که صفحه تولیدی به روش نورد ترمومکانیکال و سرمایش سریع کنترل شده (TMAC) ضمن بر آورده نمودن الزامات استانداردهای مذکور، نیازی به انجام عملیات حرارتی مجدد نداشته و به صورت نورد شده با خواص مکانیکی بسیار مطلوب‌تر می‌تواند در شرایط کاری مورد استفاده قرار گیرد. این، کاهش زمان و مصرف انرژی تولید را در پی دارد.

منابع و مراجع

- [1] R.L. Plaut, C. Herrera, D.M. Escriba, P.R. Rios, A.F. Padilha, A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance, *Materials Research*, Vol. 10, No. 4, 2007, pp. 453-460.
- [2] G. Krauss, *Steels: processing, structure, and performance*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1st Ed., 2005, pp. 495-534.
- [۳] بابک مستغاثی، مرتضی شمعیان، بررسی تاثیر تغییر فرم اولیه و عملیات حرارتی نهایی بر رفتار خوردگی فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI321، نهمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، شیراز، دانشگاه شیراز، دانشکده مهندسی، ۱۳۸۴.
- [4] R.C.K. Nkhoma, Hot working characteristics of AISI 321 in comparison to AISI 304 austenitic stainless steels, *Doctoral thesis*, University of Pretoria, South Africa, 2014.
- [5] D.T. Llewellyn, R.C. Hudd, *Steels: metallurgy and applications*, Butterworth-Heinemann, Oxford, 3rd Ed., 2000, pp. 291-379.
- [6] R.K.C. Nkhoma, C.W. Siyasiya, W.E. Stumpf, Hot workability of AISI 321 and AISI 304 austenitic stainless steels, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 595, 2014, pp. 103-112.
- [7] M. Haj, H. Mansouri, R. Vafaei, G.R. Ebrahimi, A. Kanani, Hot compression deformation behavior of AISI 321 austenitic stainless steel, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 20, No. 6,

- thesis, McGill University, Canada, 1999.
- [21] F. Tehovnik, F. Vodopivec, L. Kosec, M. Godec, Hot ductility of austenitic stainless steel with a solidification structure, *Materiali in Tehnologije*, Vol. 40, No. 4, 2006, pp. 129-137.
- [22] A.F. Padilha, P.R. Rios, Decomposition of austenite in austenitic stainless steels, *ISIJ International*, Vol. 42, No. 4, 2002, pp. 325-337.
- [23] M. Terada, M. Saiki, I. Costa, A.F. Padilha, Microstructure and intergranular corrosion of the austenitic stainless steel 1.4970, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 358, No. 1, 2006, pp. 40-46.
- [24] R.C. De Sousa, J.C.C. Filho, A.A. Tanaka, A.C.S. De Oliveira, W.E.I. Ferreira, Effects of solution heat treatment on grain growth and degree of sensitization of AISI 321 austenitic stainless steel, *Journal of Materials Science*, Vol. 41, No. 8, 2006, pp. 2381-2386.
- [25] I. Kozasu, T. Shimizu, *Transactions of ISIJ*, Vol. 11, 1971, p. 359.
- [26] T. Yamamura, S. Mori, K. Asada, K. Shindoa, Y. Higo, Process for production of coil of hot rolled strip of austenitic stainless steel, US Patent No. 4360391, 1982.
- [27] S. Yamamoto, T. Sakiyama, C. Ouchi, Effect of alloying elements on recrystallization kinetics after hot deformation in austenitic stainless steels, *Transactions ISIJ*, Vol. 27, No. 6, 1987, pp. 446-452.
- [28] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Elsevier Ltd., Oxford, 2nd edition, 2004, pp. 415-450.
- [29] B. Verlinden, J. Driver, I. Samajdar and R.D. Doherty, *Thermo-Mechanical processing of metallic materials*, Elsevier Ltd., Oxford, 1st edition, 2007, pp. 237-262.
- [30] L. Havela, P. Kratochvil, P. Lukac, B. Smola, A. Svobodova, Softening during and after the hot deformation of the AISI 321 steel with respect to practical applications, *Czechoslovak Journal of Physics B*, Vol. 38, No. 4, 1988, pp. 384-387.
- [31] P. Kratochvil, L. Havela, A. Svobodova, J. Pacak, J. Tomes, Static recrystallization processes in high alloyed seamless tubes of AISI 321 steel after the hot formation, *Acta Universitatis Carolinae-Mathematica et Physica*, Vol. 31, No. 2, 1990, pp. 119-131.
- 2013, pp. 529-534.
- [۸] سهراب هنرخواه، رضا ابراهیمی کهریزسنگی، حسینعلی طبیبیان، بررسی اثر عملیات آنیل بر خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن AISI 321 جوشکاری شده، دومین همایش نفت، گاز و پتروشیمی، گچساران، دانشگاه آزاد اسلامی واحد گچساران، ۱۳۹۱.
- [9] M. Golzar Shahri, S. Rahman Hosseini, M. Salehi, Formation of nano/ultrafine grains in AISI 321 stainless steel using advanced thermo-mechanical process, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, Vol. 28, No. 4, 2015, pp. 499-504.
- [10] V. Moura, A.Y. Kina, S.S.M. Tavares, L.D. Lima, F.B. Mainier, Influence of stabilization heat treatments on microstructure, hardness and intergranular corrosion resistance of the AISI 321 stainless steel, *Journal of Materials Science*, Vol. 43, No. 2, 2008, pp. 536-540.
- [11] S. Yamamoto, C. Ouchi, Method of manufacturing austenitic stainless steel plates, US Patent No. 4528046, 1985.
- [12] A. Tagane, S. Matsumoto, K. Matsumoto, M. Honda, T. Izawa, S. Tsuyama, Method for producing an austenitic stainless steel plates showing high corrosion resistance and high mechanical strength at ambient and elevated temperatures, CA Patent No. CA 1276529 C, 1990.
- [13] I. Schuster, M. Albedyhl, Method and installation for producing hot-rolled strip from austenitic stainless steel, US Patent No. US 2009/0260728 A1, 2009.
- [14] A.F. Padilha, R.L. Plaut, P.R. Rios, Annealing of cold-worked austenitic stainless steels, *ISIJ International*, Vol. 43, No. 2, 2003, pp. 135-143.
- [15] ASTM Designation: A 240/A 240M - 04a, Standard specification for chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels and for general applications, 2004.
- [16] AMS 5510S, Steel, corrosion and heat-resistant, sheet, strip and plate 18Cr-10.5Ni-0.40Ti (SAE 30321) solution heat treated, 2008.
- [17] ASTM Designation: A 262 - 02a, Standard practices for detecting susceptibility to intergranular attack in austenitic stainless steels, 2002.
- [18] B. Messer, S. Seitz, C. Patrick, A Novel Technological Assessment for Welding Heavy Wall Stainless Steel, National Pressure Equipment Conference, Bnaff, Alberta, 2005.
- [19] K. Chandra, Vivekanand Kain, R. Tewari, Microstructural and electrochemical characterisation of heat-treated 347 stainless steel with different phases, *Corrosion Science*, Vol. 67, 2013, pp. 118-129.
- [20] J.Y. Cho, Effect of δ ferrite on edge-crack formation during hot rolling of austenitic stainless steel, Master's