

نقش ترکیبات ریزساختاری در تشکیل ترک سطحی در طی نورد گرم فولادهای ضد زنگ آستنیتی استاندارد و کم نیکل^۱

ترجمه: محمدحسین نشاطی
شرکت توسعه فولاد آلیاژی ایرانیان

تأثیر جدایش آلیاژ و میزان فریت دلتا (δ) بر ترک خوردن سطحی سه فولاد ضد زنگ آستنیتی (ASS) از نوع استاندارد (یعنی AISI 304L, AISI 310S و AISI 321) و دو فولاد ضد زنگ آستنیتی از نوع کم نیکل (یعنی LNi-1 و LNi-0.3) در طی نورد گرم با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM)، آنالیزگر تصویر اتوماتیک، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، طیفسنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDX) و آنالیزر میکرو پراب الکترونی (EPMA) بررسی شد. مشاهده شد که مقدار فریت δ در میان گریدهای مختلف، متفاوت است و همچنین در عرض صفحات فولادی به صورت ناهمگن توزیع شده است. به طور کلی، ASS کم نیکل در مقایسه با گرید ASS استاندارد، مقدار بیشتری از فریت δ را نشان داد. تمایل به ترک خوردن سطحی در طی نورد گرم با افزایش فریت δ به تدریج افزایش می‌یابد. جالب اینکه، کربن و نیتروژن حداکثر تأثیر را در تشکیل فریت δ نشان دادند. میزان بیشتر کربن و نیتروژن در فولاد، فریت δ محتوی را کاهش داد. علاوه بر این، جدایش عناصر مس و منگنز نقش قابل توجهی در ASS کم نیکل دارد و Ni-Cr در مورد ASS استاندارد تأثیر بر ترک خوردن سطحی صفحات فولادی را بیشتر کرده است. علت احتمالی تشکیل/منشاء ترک سطحی در صفحات فولادی در طی نورد گرم مورد بحث قرار گرفته است.

۱. مقدمه

از نورد گرم به صورت متعارف در ساخت صفحات فولادی استفاده می‌شود. به دلیل ثبات در دمای بالا، فولادهای ضد زنگ آستنیتی (ASS) معمولاً در طی نورد گرم نسبت به فولادهای فریتی یا نرم سختی بیشتری نشان می‌دهند. برای جلوگیری از بارگذاری بیش از حد دستگاه نورد، کار گرم اغلب در دمای بالای نوردکاری انجام می‌شود. بعلاوه، بعضی اوقات نرمی (داکتیلیتی) گرم ذاتاً کم در ASS ممکن است منجر به ترک خوردن لبه‌ها و عیوب دیگر شود [۱]. عوامل زیادی وجود دارند که می‌توانند بر نرمی گرم فولادها تأثیر بگذارند، از جمله خواص جریان مواد، دما، آهنگ کرنش، ترکیب، اندازه دانه، رسوبات، آخال‌های غیرفلزی، عملیات حرارتی و مکانیکی قبلی و پارامترهای تغییرشکل گرم [۲]. از این رو، برای یافتن شرایط مناسب نورد گرم به منظور جلوگیری از ترک خوردن و عیوب دیگر، درک واقعی متغیرهای نورد گرم و فعل‌وانفعالات آنها با مواد لازم است. به عبارت دیگر، ورق فولاد نورد گرم شده با کیفیت خوب با ثبات فقط از طریق کنترل دقیق شرایط کار گرم می‌تواند تولید شود.

چندین بررسی گسترده در مورد نرمی گرم فولاد و/یا ترک خوردن در رابطه با فرآیند گرم کاری (یعنی نورد گرم) منتشر شده است [۳-۵]. برای تشکیل ریزساختار و کنترل آن در طی گرم کاری، یکی از مهمترین مکانیزم‌ها تبلور مجدد پویا (DRX) است. فرآیند DRX عمدتاً بر ریزساختار نهایی و خواص مکانیکی ماده تغییرشکل یافته و در نتیجه بر شکل‌پذیری گرم مواد تأثیر می‌گذارد [۶]. DRX معمولاً در موادی با انرژی نقص چینش کم و متوسط [۷، ۸] مانند فولاد ضد زنگ آستنیتی اتفاق می‌افتد. بعلاوه، به دلیل اینکه DRX یک مکانیزم نرم‌کننده جریان است، بار مورد نیاز برای تغییرشکل به میزان قابل توجهی کاهش می‌یابد، در صورتی که کار بر روی مواد در شرایط مناسب وقوع DRX انجام شود. کاملاً شناخته شده است که DRX در دماهای بالا شروع

¹- Role of Microstructural Constituents on Surface Crack Formation During Hot Rolling of Standard and Low Nickel Austenitic Stainless Steels, Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.) Vol.26 No.2 pp. 206—216 April 2013.

می‌شود زمانی که سطح تغییرشکل اعمال شده به کرنش بحرانی (یعنی کرنش مورد نیاز برای شروع تبلور مجدد پویا) برسد [۹]. ویژگی‌های DRX، از قبیل تغییر تدریجی دینامیکی دانه‌ها و اثر ریزساختار اولیه و غیره، تحت کار گرم نسبتاً روشن شده است. اندازه دانه در DRX به شدت به دما، آهنگ کرنش و تنش جریان بستگی دارد [۱۰، ۱۱]. چنین اندازه دانه تشکیل شده در طی DRX به تشکیل ساختار ریزدانه‌تری منتج می‌شود. اما، ممکن است آهنگ تبلور مجدد کاهش یابد [۱۲] هنگامی که کاربیدها و نیتريد‌های حل شده در دمای همدما سازی (soaking) در طی عملیات نورد چند عبوری (چند پاس) به دلیل رسوب بر روی نابجایی‌ها و در مرز دانه‌ها باعث تقویت زمینه می‌گردند. از طرف دیگر، ذرات فاز ثانویه (یعنی فریت δ)، به طور کلی، تبلور مجدد را افزایش می‌دهند [۸]. همچنین، آخال‌های غیرفلزی خصوصاً آخال‌های تغییرشکل‌ناپذیر تأثیر مخرب قابل توجهی بر رفتار گرم‌کاری دارند [۱۳]. اما، حضور فریت δ غیرتعادلی در فولادهای ضد زنگ آستنیتی، نرمی گرم در دمای نورد گرم را خراب می‌کند، منجر به ایجاد ترک در سطح تماس آستنیت/فریت می‌شود [۱۴]. مشاهده شده است که با افزایش محتوای فریت در گرید فولاد ضد زنگ آستنیتی استاندارد ۳۰۴، حساسیت به ترک‌های بلندتر لبه افزایش می‌یابد که منجر به سطح معیوب فولاد نورد شده می‌گردد [۱۵]. اما، هنوز اختلاف نظر در مورد میزان فریت از لحاظ ترک خوردن وجود دارد. تحقیقات قبلی در مورد ساختارهای حالت ریخته‌گری شده و حالت کار شده نشان داده است که بسته به دما و مورفولوژی فریت، هرچند نرمی در محتوای فریت در محدوده ۳۰-۱۵ درصد وجود دارد، ولی یافته‌هایی وجود دارد که نشان می‌دهد، در عمل، محتوای فریت کمتر می‌تواند مواد معیوب تولید کند [۱۴، ۱۶]. بعلاوه، Czerwinski و همکاران [۱۵] گزارش کرده‌اند که، کربن و نیتروژن، در میان عناصر آلیاژی موجود در گرید ASS ۳۰۴، تأثیر بحرانی بر محتوای فریت δ و تشکیل ترک لبه دارند. اما، هنوز گزارش اندکی در مورد تأثیر عناصر آلیاژی بر تشکیل فریت δ و ترک سطح در سیستم‌های مختلف آلیاژی ASS وجود دارد.

علاوه بر گریدهای ASS استاندارد، فولادهای ضد زنگ آستنیتی کم نیکل (ASS کم نیکل) ترکیب منحصر به فردی از خواص مکانیکی، شیمیایی و فیزیکی مانند استحکام و چقرمگی بالا، مقاومت خوب در برابر خوردگی و حساسیت مغناطیسی کم دارند [۱۷-۱۹]. بنابراین، آنها به طور گسترده‌ای برای تولید رینگ‌های نگهدارنده ژنراتورهای سنگین، حمل‌ونقل، تولید برق، مخازن نگهداری در دمای زیر صفر و بسیاری از سایر کاربردهای مهندسی استفاده می‌شوند. مانند صفحه‌های (پلیت‌های) ASS استاندارد، صفحه‌های ASS کم Ni نیز به ترک خوردن سطح در طی نورد گرم حساس هستند. با این حال تحقیقات گزارش شده در مورد جنبه نرمی/کارپذیری گرم این فولادها ناچیز هستند. اخیراً، Chen و همکاران [۲۰] و Cui و همکاران [۲۱] نرمی گرم فولاد 18Mn18Cr0.5N تحت شرایط تغییرشکل مختلف را با استفاده از شبیه‌سازی عددی تعیین کردند. اثر ویژگی‌های رسوب کردن

نیتريد بر نرمی گرم نیز گزارش شده و اثر مخرب بر نرمی گرم در فولادهای ضد زنگ آستنیتی CrMn با نیتروژن بالا یافت شده است [۲۲، ۲۳]. علاوه بر این، انرژی فعال‌سازی (اکتیواسیون) برای گرم‌کاری (یعنی انجام کار مورد نیاز برای شروع DRX برای اصلاح ریزساختار) فولادهای Fe-Mn کم نیکل تابعی از Mn محتوای است [۲۴، ۲۵]. بنابراین محتوای بالای منگنز مسئول افزایش انرژی فعال‌سازی فولادهای Fe-Mn کم نیکل می‌بایستی مانع از DRX شود. اما، Farahat و همکاران [۲۵] اخیراً گزارش کرده‌اند که Mn به تنهایی برای افزایش انرژی فعال‌سازی DRX در

عنصر	304L	321	310S	LNi-1	LNi-0.3
C	0.017	0.020	0.050	0.10	0.10-0.12
Si	0.45	0.54	1.26	0.60	0.40-0.60
Mn	1.46	1.66	1.58	9.0-9.2	9.2-9.3
S	0.006	0.004	0.007	0.015	0.015
P	0.035	0.034	0.040	0.070	0.07
Cr	18.16	17.30	24.90	15.00-15.50	13.50-14.0
Ni	8.10	9.06	19.18	1.0-1.05	0.30-0.35
Cu	0.23	0.20	0.05	1.60-1.70	1.55-1.60
Al	0.010	0.032	0.013	-	-
Ti	0.016	0.26	0.010	-	-
N	0.00570	0.00735	0.00455	0.014-0.016	0.016-0.018
Nb	-	-	0.010	-	-
B	-	-	0.0058	-	-
Mo	-	-	0.02	-	-
C+N	0.023	0.027	0.054	0.115	0.127

گریدهای ASS کم نیکل کافی نیست. منگنز همراه با سایر عناصر آلیاژی موجود در فولادهای ضدزنگ مسئول افزایش انرژی فعال سازی هستند. در اینجا لازم به ذکر است که تأخیر در DRX ایجاد دوقلوها و نابجائی‌های درون دانه‌ها را تسهیل خواهد کرد که از آن پس به عنوان منادی تشکیل فریت δ در طی گرم کاری عمل می‌کند. Wang و همکاران [۲۶] نشان دادند که جدای از ترکیب شیمیایی ASS، کارپذیری گرم فولاد 18Mn18Cr0.5N با افزایش دمای پیشگرمایش بین ۱۱۰۰ و ۱۲۰۰°C به تدریج کاهش می‌یابد و تا ۱۲۵۰°C به سرعت خراب می‌شود. آنها همچنین بعداً نشان داده‌اند که، بالاتر از ۱۲۰۰°C، ذرات فریت δ ظاهر شده در فولاد 18Mn18Cr0.5N باعث ایجاد انباشتگی حفره در مرز دانه و تسریع تشکیل ترک سطحی در طی فرآیند کار گرم می‌شوند. اما، اختلاف نظر در مورد حضور فریت δ در ترک خوردن سطح در حین کار گرم وجود دارد. Pickering [۲۷] استنتاج کرد که مقدار کمی فریت δ برای کارپذیری گرم مفید است، زیرا می‌تواند مرز دانه را تصفیه (خالص) کند و شکست بین دانه‌ای ناشی از ناخالصی‌ها را مهار نماید. از طرف دیگر، Tarboton و همکاران [۲۸] تایید کردند که فریت δ می‌تواند کارپذیری گرم فولاد ضد

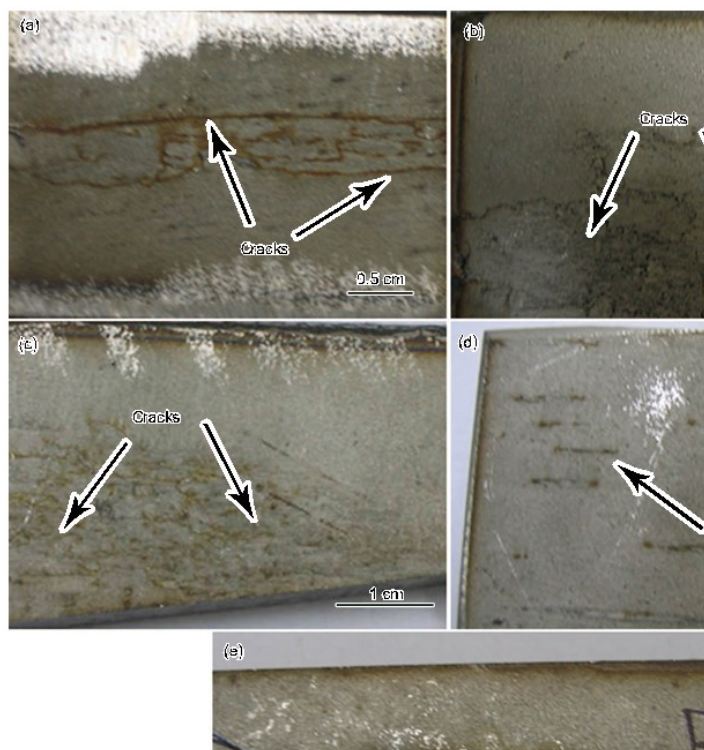
زنگ آستنیتی CrMn نیتروژن بالا را کاهش دهد. Dubey و همکاران [۲۹] نشان دادند هرچند سطح پایین فریت δ بی ضرر می‌باشد، ولی مقدار اضافی آن مضر است. طبق بیان Shi و همکاران [۲۲] ترک خوردن در فریت به دلیل استحکام کمتر فریت δ (یک چهارم آستنیت) و تغییر شکل پلاستیک شدیدتر در فریت نسبت به آستنیت نسبت داده می‌شود. بنابراین، در حال حاضر هیچ دیدگاه واحدی در مورد تشکیل فریت δ و همچنین تأثیر حضور آن به صورت کمی بر حساسیت به ترک خوردن در حین کار گرم در فولادهای ضد زنگ آستنیتی کم نیکل و/یا نیتروژن بالای CrMn وجود ندارد.

۲. آزمایش

در این مطالعه، از پنج صفحه فولاد ضد زنگ آستنیتی (ASS) پس از نورد گرم، حاوی ترک‌های سطحی با شدت متفاوت، به عنوان مواد تحقیقاتی استفاده شد. تأثیر ترکیبات ریزساختاری بر ترک خوردن سطحی سه

فولاد ضد زنگ آستنیتی استاندارد (یعنی AISI 304L، AISI 310S و AISI 321) و دو فولاد ضد زنگ آستنیتی کم نیکل (یعنی LNi-0.3 و LNi-1) در طی نورد گرم برای ایجاد شرایط مناسب کار گرم بر روی ASS مورد بررسی قرار گرفت. متوسط ترکیبات شیمیایی صفحات نورد گرم شده در **جدول ۱** نشان داده شده است. صفحات ابتدا در دمای ۱۲۴۰°C به مدت ۵ ساعت پیشگرم شده و سپس تا هشت پاس برای رسیدن به اندازه مورد نظر نورد شدند. دمای نورد در محدوده ۹۵۰ تا ۱۱۵۰°C حفظ شد. پس از پاس‌های نورد، تصویر ماکروی نمونه‌های آزمایش شده برای مشاهده کیفیت سطح مختلف توسط دوربین دیجیتال گرفته شد که در **شکل ۱** نشان داده شده‌اند.

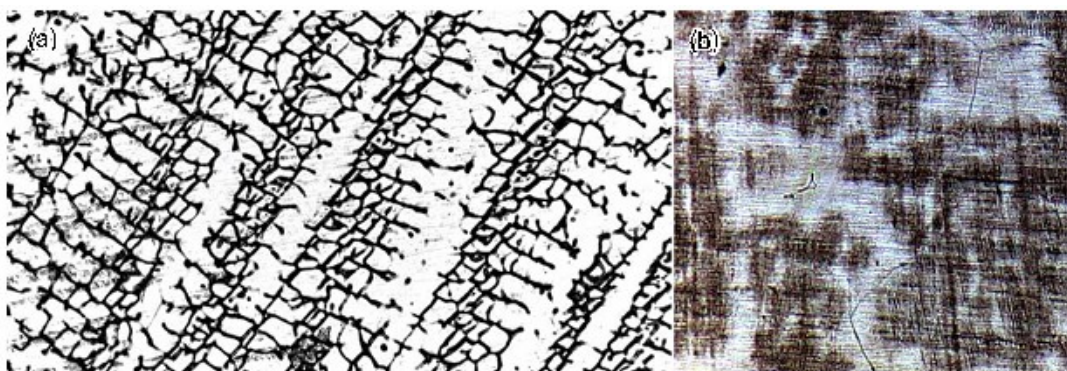
نمونه‌های متالوگرافی برش خورده، آماده‌سازی شده و با استفاده از گریدهای مختلف کاغذ سنباده پولیش شده و پس از آن پولیش نهایی در دستگاه پولیش دیسکی با استفاده از ترکیبات الماسی (اندازه ذرات ۲ میکرومتر) انجام شد. سپس نمونه‌ها با معرف



شکل ۱- ماکروگراف‌های نمونه، نشان‌دهنده ترک‌های سطحی:
LNi-0.3(e); LNi-1(d); 310S (c); 321 (b); 304L (a)

Kalling شماره ۲ (یعنی ۵ میلی لیتر الکل + ۵ میلی لیتر $HCl + 0.5$ گرم $CuCl_2$) به مدت ۱۵-۱۰ ثانیه برای آشکار کردن فریت δ در زمینه آستنیت اچ شدند. بررسی ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری (سازنده: Carl ZEISS India Pvt. Ltd؛ مدل: Imager.A1m) انجام شد. آنالیز کمی محتوای فریت و مورفولوژی با استفاده از کامپیوتر آنالیزگر تصویر AxioVision/AxioCam Version 4.8 صورت گرفت.

بررسی جزئیات مورفولوژی ترک سطحی و ترکیب آلیاژ اطراف ترک‌های سطحی در صفحات نورد گرم شده ASS، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) (سازنده: JEOL Ltd، ژاپن؛ مدل: LSM-6360) با طیف‌سنجی پراکنش انرژی اشعه X (سازنده: Oxford Instruments؛ مدل: Sl. No. 01736 Inca-mics) برای هر نمونه انجام شد. پس از آنالیز SEM و EDX، دو نمونه (یعنی 304L و LNi-1) ابتدا با استفاده از دستگاه پولیش اتوماتیک آینه‌ای پولیش شده و سپس توسط دستگاه میکرو آنالیزر پراب الکترونی (EPMA) (سازنده: JEOL Ltd، ژاپن، مدل: JXA-8230) در شرایط اچ نشده برای آشکار کردن توزیع عناصر تشکیل‌دهنده مورد بررسی قرار گرفتند.



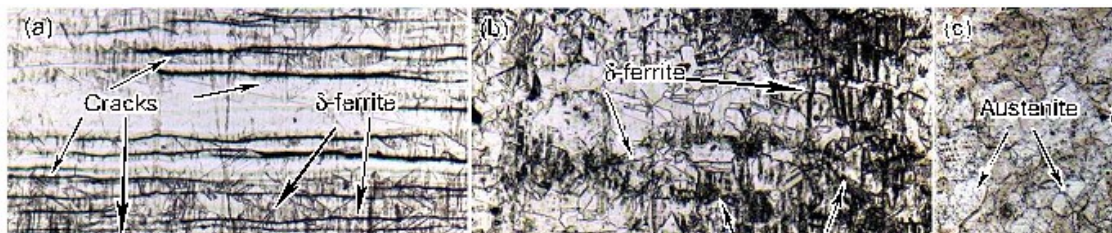
شکل ۲- ریزساختارهای ریخته‌گری شده نمونه‌های 304L (a) و LNi-1 (b)

۳. نتایج و بحث

۳.۱ ترکیب و توزیع فاز

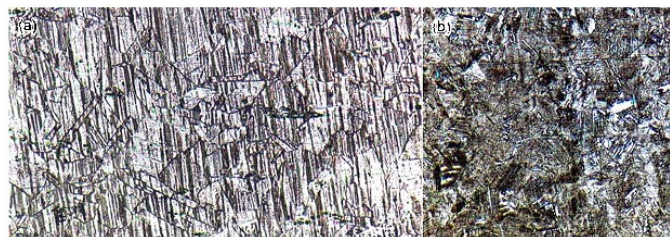
برای شناخت تغییر ترکیب و توزیع فاز در صفحات ASS پس از نورد گرم، لازم است که ایده اولیه‌ای درباره پدیده حادث در طی انجماد کسب کرد. در شرایط صنعتی، انجماد هر ASS فرآیندی تعادلی نیست و یک ریزساختار دو فازی از آستنیت و فریت δ حاصل می‌شود. گرچه انجماد می‌تواند با تبلور فریت δ یا آستنیت بسته به ترکیب شیمیایی مذاب شروع شود و مقدار فریت δ در ASS ریخته‌گری می‌تواند متفاوت باشد، اما تشکیل این فریت δ ممکن است به دلیل همگن‌سازی کاهش یابد. به دلیل شباهت ریزساختاری، یک نمونه از گریدهای ASS استاندارد (304L) و یک نمونه از گریدهای ASS کم نیکل (LNi-1) انتخاب شدند. **شکل ۲** ریزساختار معمول در حالت ریخته‌گری شده را برای دو گرید ASS ریخته‌گری شده 304L و LNi-1 قبل از نورد گرم نشان می‌دهد که نشان‌دهنده دانه‌های بزرگ آستنیت همراه با فریت δ می‌باشد. در میکروگراف حالت ریخته‌گری شده نمونه 304L (شکل ۲a) توزیع هر دو ماده تشکیل‌دهنده (آستنیت و فریت δ) در ریزساختار نشان می‌دهد که فریت δ در پایان انجماد از مذاب غنی شده بوجود آمده است، در حالی که در مورد دوم یعنی میکروگراف حالت ریخته‌گری شده فولاد LNi-1 (شکل ۲b)، انجماد با منطقه دو فازی، یعنی تشکیل فریت $\delta +$ آستنیت شروع می‌شود. علاوه بر این، ظواهر دوقلو مانند در میکروگراف LNi-1 همراه با فریت δ قابل مشاهده هستند. همچنین با مقایسه ریزساختارهای شکل ۲، مشخص است که با انجماد اولیه در آستنیت جدایش بیشتری ایجاد می‌شود و در نتیجه، نرمی گرم فولاد با ریزساختار حالت ریخته‌گری شده کاهش می‌یابد. از این دیدگاه، بسته به ریزساختار، می‌توان دو فرض اصلی را مطرح کرد. تمام گریدهای ASS کم Ni باید دارای درصد بیشتری از فریت δ در صفحات

فولادی در حالت ریخته‌گری شده نسبت به گریدهای استاندارد باشند و همه گریدها، یعنی ASS استاندارد و کم Ni، می‌بایستی دارای محتوای فریت δ متغیر در ریزساختار خود پس از نورد گرم باشند. علاوه بر این، در اسلب ریخته‌گری پیوسته تنش‌ها و تغییر-شکل از گرادیان دما و فشار فروستاتیکی ایجاد می‌شوند. بعد از انجماد، دانه‌ها درشت‌تر شده و مرزهای آنها اغلب به صورت متعامد به سطح اسلب و جریان فلز ناشی از تغییرشکل جهت می‌گیرند. این مورد و وجود ناخالصی‌ها و جدایش‌ها ممکن است به عیوب سطحی غیرقابل قبول در اسلب پس از نورد گرم تبدیل شوند [۳۰].



شکل ۳- میکروگراف‌های 304L (a)، 321 (b) و 310S (c)، نشان‌دهنده تشکیل فریت δ همراه با ترک‌های میکرو و ماکرو در زمینه آستنیت.

فولادهای ضد زنگ از نوع 304L، 321، 310S، LNi-1 و LNi-0.3 پس از نورد گرم، در دمای اتاق بررسی شدند، که اساساً آستنیتی بودند. با این حال، فرض بر این است که ممکن است مقادیر جزئی از فریت δ همراه با آستنیت در ریزساختار آنها وجود داشته باشد. برای اثبات حضور فریت δ در تمام صفحات ASS پس از نورد گرم، آنالیز میکروسکوپی توسط میکروسکوپ نوری انجام شد. پس از اچ شیمیایی با استفاده از یک محلول انتخابی، میکروگراف گریدهای ASS استاندارد و کم Ni (شکل ۳ و شکل ۴) فریت δ در زمینه آستنیت را نشان می‌دهد. فریت δ به یک فاز تاریک تبدیل شده، در حالی که زمینه آستنیتی روشن باقی مانده است. مورفولوژی فریت مشاهده شده در صفحه نوردی سه نمونه ASS استاندارد در شکل ۳a-c نشان داده شده است. به طور کلی، دارای ظاهر جزایر تشکیل‌دهنده مورفولوژی زنجیره‌ای مانند کشیده شده در جهت نورد است. نوع مشابه ظاهر مورفولوژیکی فریت δ در مورد گریدهای ASS کم Ni بررسی شد (شکل ۴). گرچه، میکروگراف‌ها در مقایسه با گریدهای ASS استاندارد، مقدار



شکل ۴- میکروگراف‌های LNi-1 (a) و LNi-0.3 (b)، نشان‌دهنده تشکیل فریت δ در زمینه آستنیت (سفید).

بیشتری فریت δ موجود در گریدهای ASS کم Ni را نشان می‌دهند. یک ارزیابی بصری ساده از شکل ۳ و شکل ۴ نشان می‌دهد که هر صفحه فولادی حاوی کسرهای حجمی اساساً متفاوت فریت δ هستند. علاوه بر این، توزیع فریت δ در هر صفحه غیریکنواخت است. به منظور ارائه توصیف کمی فازها، کسر حجمی فریت δ با استفاده از آنالیزگر اتوماتیک تصویر اندازه‌گیری شد.

محتوای فریت در نمونه‌های آزمایشی انتخاب شده، که در سطح صفحه اندازه‌گیری شده، در **جدول ۲** آورده شده است. علاوه بر اندازه‌گیری کمی فریت δ موجود در سطح گریدهای ASS استاندارد (یعنی 304L، 321 و 310S)، فریت δ از ترکیب شیمیایی صفحه‌های فولادی مربوطه (جدول ۱) با استفاده از نمودار شافلر پیش‌بینی شده است [۳۱]. مقادیر فریت δ ، تخمین زده شده از نمودار شافلر با استفاده از معادل‌های کروم و نیکل، که طبق فرمول‌های ارائه شده در مرجع [۳۱] محاسبه شده‌اند در جدول ۲ ارائه گردیده‌اند. در اینجا لازم به ذکر است که نمودار شافلر به دلیل محتوای بسیار کم Ni و محتوای بالای منگنز، برای گریدهای ASS کم Ni (یعنی LNi-1 و LNi-0.3) به درستی قابل استفاده نیست. این تغییرات به درستی در نمودار گنجانده نشده‌اند. برای صفحات مورد بررسی، محتوای پیش‌بینی شده فریت δ بین ۶ و ۱۲ درصد برای گریدهای ASS استاندارد متفاوت است. از جدول ۲ مشاهده می‌شود که میزان پیش‌بینی شده فریت δ (۱۲ درصد) در گرید ASS استاندارد 304L بالاترین است و به دنبال آن گرید 321 (۱۰)

درصد) و گرید 310S (۶ درصد). اما، مقدار محتوای فریت δ اندازه‌گیری شده در هر نمونه بسیار بالاتر از کل و/یا شرایط ریخته‌گری صفحات است، گرچه ترتیب همان است. مقادیر اندازه‌گیری شده فریت δ در گرید 304L برابر با ۱۹٫۶۲ درصد و به دنبال آن گریدهای 321 و 310S قرار می‌گیرند (جدول ۲). در میان دو گرید ASS کم Ni بالاترین محتوای فریت δ (۳۹٫۲۴ درصد) در نمونه LNi-1 مشاهده شده است. اما، مقادیر اندازه‌گیری شده فریت δ در نمونه‌های LNi-1 و LNi-0.3 در مقایسه با شرایط ریخته-

جدول ۲- میزان پیش بینی شده و اندازه‌گیری شده فریت δ نمونه‌های فولادهای SS در حالت ریخته‌گری شده و ترک خورده				
نمونه	شغلر Ni_{eq}^*	نمودار Cr_{eq}^*	پیش‌بینی شده فریت δ محتوی (%) (حجمی)	اندازه‌گیری شده فریت δ محتوی (%) (حجمی)
304L ^a	9.511	19.16	12	12.32
LNi-1 ^a	-	-	-	29.35
304L ^b	9.511	19.16	12	19.62
321 ^b	10.53	18.14	10	19.33
310S ^b	12.61	26.83	6	14.82
LNi-1 ^b	-	-	-	39.24
LNi-0.3 ^b	-	-	-	31.82

توجه:

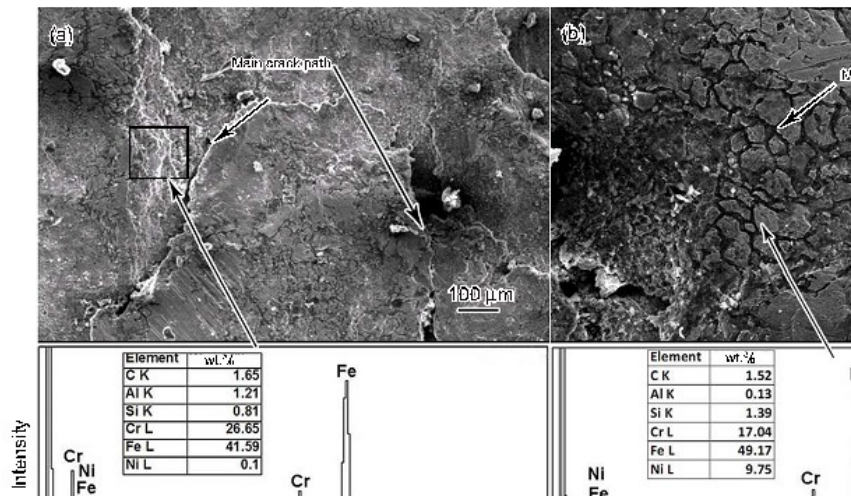
* $Ni_{eq} = Ni + 30C + 30N + 0.5Mn$; † $Cr_{eq} = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb$

a: شرایط ریخته‌گری شده قبل از انجام نورد گرم
b: شرایط ریخته‌گری شده پس از انجام نورد گرم در دمای ۱۲۰۰°C

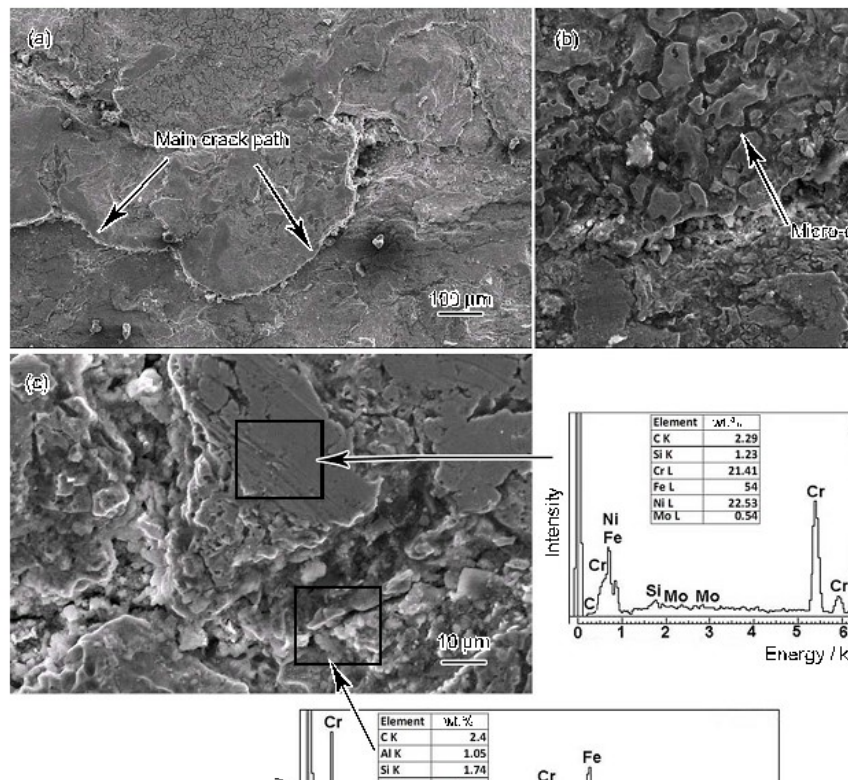
گری مربوطه و گریدهای استاندارد نیز کاملاً بالاتر است. افزایش محتوای فریت δ پس از نورد گرم را می‌توان با شرایط حرارتی تجربه شده در طی گرمایش مجدد قبل از نوردکاری توضیح داد. هنگامی که صفحات قبل از نورد در دمای ۱۲۴۰°C به مدت ۵ ساعت گرم می‌شدند، که نزدیک به منطقه $\delta + \gamma$ است، تحول δ از γ رخ می‌داده و منتج به تولید فریت δ بیشتر با هزینه آستنیت گردیده است. علاوه بر این، یک وابستگی بین فریت δ و ترکیب شیمیایی وجود دارد، که توسط مجموع C و N بیان می‌شود (جدول ۱). صفحات با محتوای فریت δ بالاتر دارای کمترین مجموع مقدار C و N هستند. این برای گریدهای ASS استاندارد و کم Ni هر دو صادق است. برای مثال، فولادهای 304L و LNi-1 کمترین مجموع C و N و محتوای فریت δ بالاتری را دارند، بنابراین بیشترین تراکم ترک سطحی (شکل ۱) در میان انواع مورد بررسی را دارا می‌باشند. از آنجا که C و N هر دو تشکیل آستنیت را افزایش می‌دهند، به نظر می‌رسد این یافته از مشاهده مربوط به تأثیر مخرب فریت δ بر ایجاد ترک سطحی پشتیبانی می‌کند. در اینجا، باید ذکر شود که برخی دیگر از نتایج گزارش شده در مطالب منتشر شده ادعا می‌کنند که نیتروژن تثبیت نشده، نرمی و کارپذیری گرم در آلیاژهای پایه نیکل و فولاد ضد زنگ ۱۸-۸ را تنزل می‌دهد [۳۲]. علاوه بر این، محتوای بالاتر فریت δ در گریدهای ASS کم Ni در مقایسه با گریدهای استاندارد احتمالاً به دلیل ترکیب شیمیایی شبه پایدار آنها در دمای بالا است. انرژی فعال‌سازی برای گرم‌کاری (یعنی کار مورد نیاز انجام شده برای شروع تبلور مجدد پویا برای اصلاح ریزساختار) گریدهای ASS کم Ni، مشخص شد که تابعی از محتوای منگنز است. مشخص شد که منگنز تبلور مجدد پویا را به تأخیر می‌اندازد، زیرا متناسب با افزایش محتوای منگنز، انرژی فعال‌سازی (یعنی انرژی فعال‌سازی مورد نیاز برای شروع تبلور مجدد پویا) افزایش می‌یابد. از طرفی نیز مشخص شد که کرنش بحرانی (یعنی کرنش مورد نیاز برای شروع تبلور مجدد پویا) با افزایش محتوای منگنز زیاد می‌شود [۲۴]. این DRX تاخیری و کرنش بحرانی بالاتر گریدهای ASS کم Ni، همچنین باعث افزایش تشکیل دوقلوها و انباشتگی ناجابجایی‌ها در ریزساختار می‌شوند (شکل ۴)، که به عنوان منادی تشکیل فریت δ در طی نورد گرم عمل می‌کند [۲۵]. در اینجا لازم به ذکر است که توزیع فریت δ در صفحات فولادی ناهمگن است. بیشترین تراکم فریت در منطقه لبه صفحه مشاهده می‌شود و هنگام حرکت به سمت وسط صفحه کاهش می‌یابد. وجود این فریت δ غیرتعادلی در دمای نورد گرم، نرمی گرم را خراب می‌کند [۱۵] زیرا فریت و آستنیت در دمای تغییرشکل بالا مکانیزم‌های نرم‌کننده مختلفی دارند؛ در حالی که فریت تبلورهای مجدد آستنیت را بازیابی می‌کند که به شروع ترک در سطح تماس آستنیت/فریت منجر می‌شود (شکل ۳ و شکل ۴).

۳٫۲ تجزیه و تحلیل تشکیل ترک‌های سطحی در صفحات فولاد

آنالیز میکروسکوپی ریزساختار فولاد در مناطق مجاور ترک‌ها به منظور ارزیابی محل ترک‌ها از لحاظ جزایر فریت δ و شبکه مرزهای دانه آستنیت انجام شد. از آنجا که سطوح ترک‌های بزرگ و باز در دمای نورد گرم به شدت اکسید می‌شدند، برای آنالیز فراکتوگرافی (شکست‌شناسی) مفید نبودند. بنابراین تلاش ما معطوف به شاخه‌های کوچک میکرو-ترک‌هایی بود که ترک‌های اصلی را احاطه کرده و در عمق بیشتر از آنچه که از مشاهدات ماکروسکوپی سطح صفحه پیش‌بینی شده بود در ورق فولادی نفوذ می‌کنند (شکل ۱). گرچه توافق عمومی در مطالب منتشره وجود دارد که ممکن است ترک‌ها در سطح تماس فریت/آستنیت در طی نورد گرم ایجاد شوند، تأثیر فریت δ بر کارپذیری گرم ASS مختلف پیچیده‌تر به نظر می‌رسد. طبق بیان Kane [۳۲]، کارپذیری



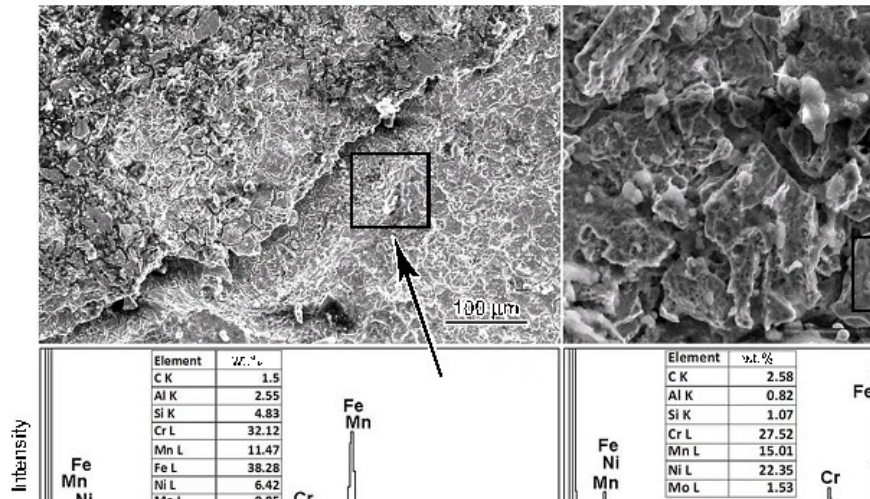
شکل ۵- آنالیز SEM و EDX فولاد 304L در مناطق ترک و بدون ترک.



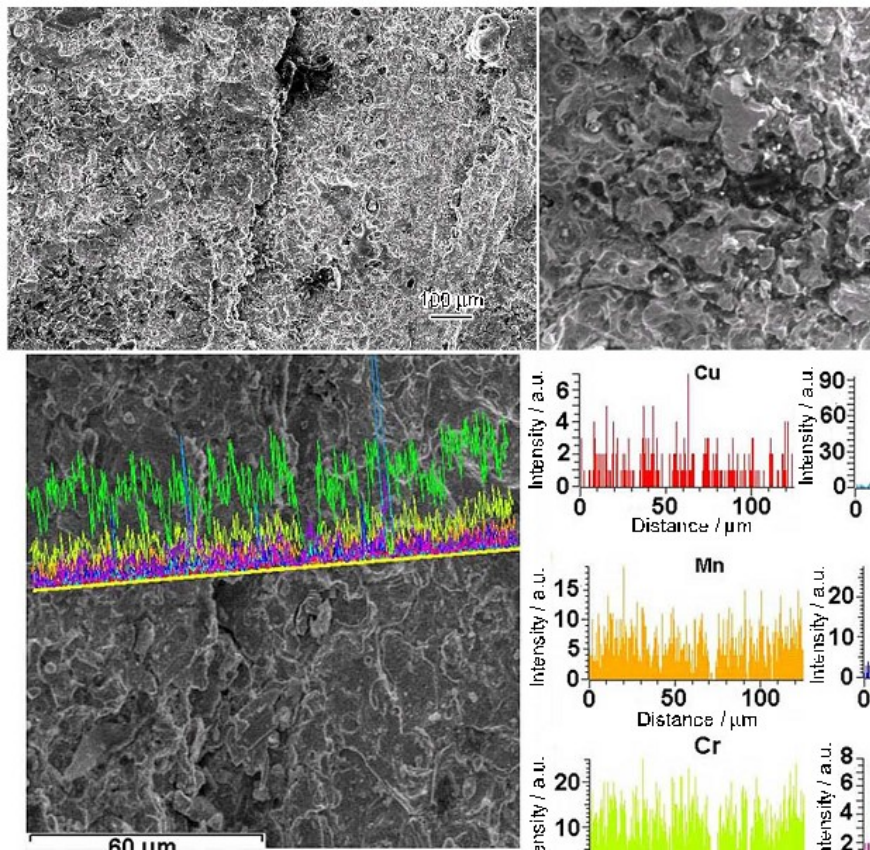
شکل ۶- آنالیز SEM و EDX فولاد 321 در مناطق ترک و بدون ترک.

اینگت‌های فولاد ضد زنگ 310 را می‌توان با مقادیر خاصی از فریت δ بهبود بخشید. اعتقاد بر این است که فریت δ مهاجرت مرز دانه آستنیت در حین انجماد را به تعویق می‌اندازد که به نوبه خود منتج به مرز دانه‌های موج‌دار آستنیت می‌شود که به نظر می‌رسد در برابر اشاعه ترک مقاوم هستند. علاوه بر این، وجود سطوح تماس بین فریت/آستنیت که به عنوان محل‌های جوانه زنی عمل می‌کنند، آهنگ تبلور مجدد را افزایش می‌دهد. در آزمایش-های Kane [۳۲]، ترک‌های در سطوح تماس بین فریت/آستنیت ایجاد شدند فقط در مواردی که فاز فریت پیوسته بود و/یا دما پایین بود، اما، آنها به صورت عمیقی در فولاد گسترش نیافتند. از طرف دیگر، داده‌هایی وجود دارد که نشان می‌دهد حتی مقدار اندکی فریت δ برای کارپذیری گرم فولاد بسیار مهم می‌باشد و ممکن است عیوب سطحی مانند ترک ایجاد کند [۱۶]. در این مطالعه، شکل ۳(a) و شکل ۳(b) ریزساختار منطقه ترک را نشان می‌دهند. محل ترک از لحاظ مرز دانه‌های آستنیت، ویژگی سطح مشترک بودن آن را نشان می‌دهد. به طور کلی، مسیر ترک جهت خود را در مرز دانه آستنیت

تغییر نمی‌دهد.



شکل ۷- آنالیز SEM و EDX فولاد 310S در مناطق ترک و بدون ترک.

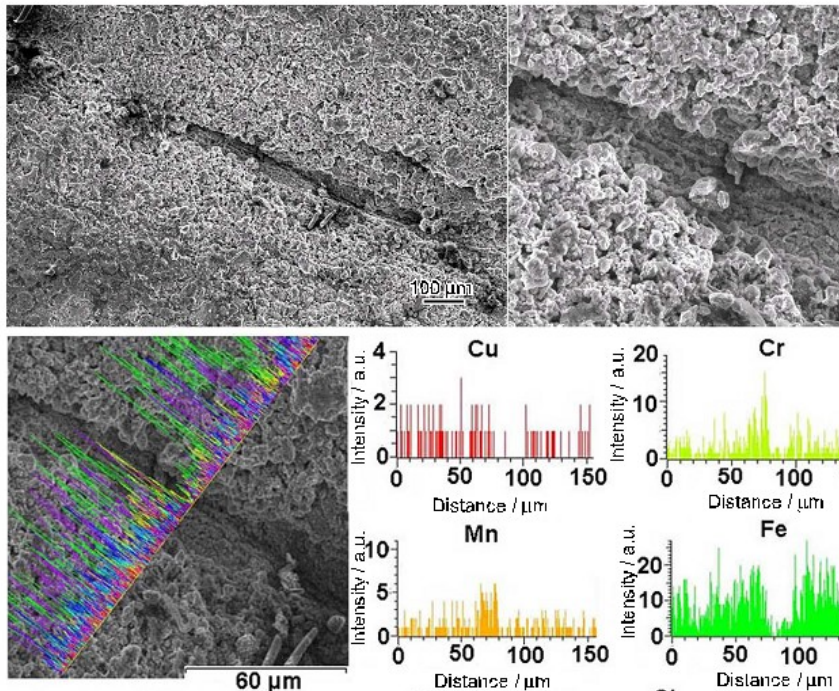


شکل ۸- آنالیز SEM و EDX فولاد LNi-1 نشانگر جدایش عناصر آلیاژی در اطراف ترک.

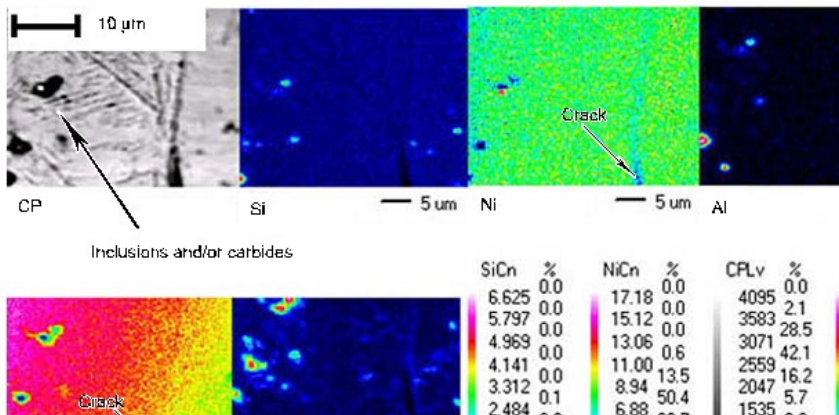
علاوه بر این، یک وابستگی آشکار در همسویی بین مسیر ترک و جزایر فریت δ وجود دارد (شکل ۳(c)). این ترک‌ها در سطوح تماس فریت/آستنیت قرار دارند و سپس جزایر فریت همسایه را از طریق پل-های آستنیت به هم متصل می‌کنند. رفتار مشابهی از ویژگی‌های ترک برای گریدهای ASS کم Ni نیز مشاهده می‌شود (شکل ۴).

به منظور ورود بیشتر به داخل ترک‌های سطح نمونه‌های ASS، بررسی مفصل SEM و EDX برای همه نمونه‌ها انجام شد (شکل ۵ - شکل ۹). میکروگراف‌های SEM از نمونه‌های ترک خورده گرفته شد و ماکرو-ترک طولانی و چندین میکرو-ترک را نشان دادند. SEM به وضوح رفتار سطح مشترک بودن ترک‌ها را در تمام فولادهای آزمایش شده نشان می‌دهد. دو منطقه به وضوح قابل-مشاهده است، یعنی مناطق ترک و بدون ترک، در میکروگراف‌ها وجود دارند. آنالیز EDX در یا در نزدیکی ترک‌ها، جدایش عناصر تثبیت‌کننده فریت مانند Cr, Al, Si و غیره و جدایش عناصر تثبیت‌کننده آستنیت مانند Ni, Cu, C و غیره را در مناطق بدون ترک نشان می‌دهد. جدایش

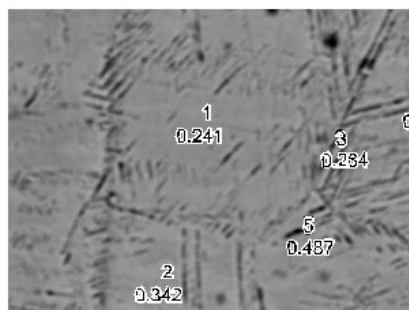
بالاتر عناصر تثبیت‌کننده فریت در ناحیه موضعی عمدتاً عامل ناهمگنی ساختاری صفحات جداگانه ASS، بسته به ترکیبات شیمیایی مختلف است (جدول ۱)، که منجر به تشکیل بیشتر فریت δ شبه نوار/لایه نازک می‌شود (شکل ۳ و شکل ۴). بنابراین، بدیهی است که پس از نورد گرم می‌بایستی تغییری در محتوای فریت δ در صفحات فولادی وجود داشته باشد (جدول ۲).



شکل ۹- آنالیز SEM و EDX فولاد LNi-0.3 نشانگر جدایش عناصر آلیاژی در اطراف ترک.



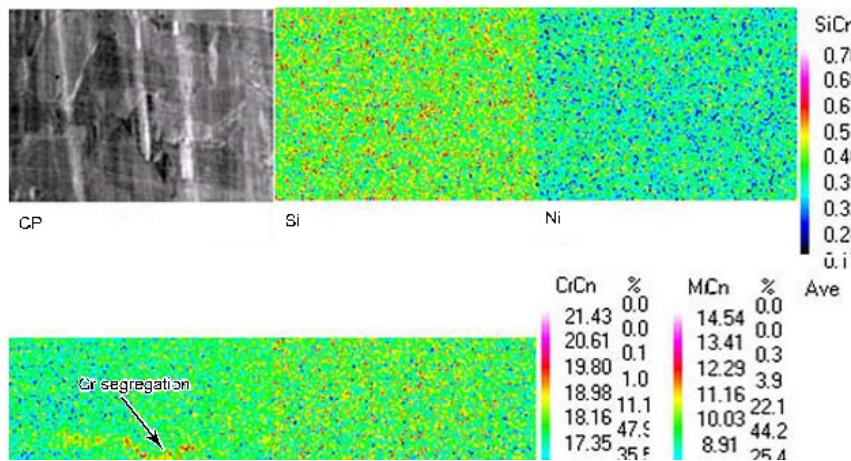
شکل ۱۰- آنالیز EPMA فولاد 304L ترک خورده نشانگر جدایش عناصر آلیاژی در اطراف ترک.



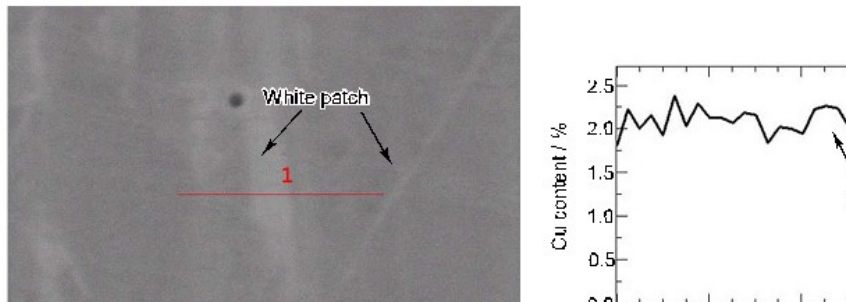
شکل ۱۱- آنالیز نقطه ای EPMA از موقعیت‌های مختلف در نمونه فولاد 304L نشانگر جدایش بالاتر مس (درصد وزنی) در نزدیکی ترک.

برای روشن تر شدن توضیح جدایش عناصر آلیاژی، آنالیز EPMA برای ASS کم Ni نوع 304L (شکل ۱۰ و شکل ۱۱) و LNi-1 (شکل ۱۲ و شکل ۱۳) انجام شد. این دو صفحه فولادی خاص به این دلیل انتخاب شده- اند که دارای بالاترین محتوای فریت δ (جدول ۲) و تراکم ترک سطحی (شکل ۱) در بین دسته خود هستند. آنالیز EPMA نمونه 304L تایید می‌کند که منطقه ترک غنی از Cr می‌باشد و مناطق اطراف ترک، یعنی مناطق بدون ترک، غنی از Ni هستند، همانطور که در شکل ۱۰ نشان داده شده است. این نتایج در نهایت نشان می‌دهند که فریت δ نقش عمده‌ای در تشکیل ترک ایفا می‌کند. کاملاً تثبیت شده است که کسر بالاتر فریت δ برای کارپذیری گرم گریدهای ASS بسیار مضر است [۱۶،۳۳]. اما، کارپذیری گرم می‌تواند در ASS با مقدار مشخصی (حدود ۴ درصد) فریت δ بهبود یابد، زیرا فریت δ مهاجرت مرز دانه آستنیت را در طی انجاماد به تعویق می‌اندازد، که به نوبه خود منتج به مرز دانه‌های موج-دار

آستنیت می‌شود که مقاوم در برابر اشاعه ترک در نظر گرفته می‌شوند. از طرف دیگر، گزارش شده است که کارپذیری گرم نیز در محتوای فریت δ بالاتر از ۸ درصد کاهش می‌یابد [۳۰]. مشاهده جالب دیگر از آنالیز نقطه‌ای EPMA (شکل ۱۱) استنتاج شد که برخی مناطق در نمونه 304L جدایش مس را نشان می‌دهند. گرچه مس ممکن است یک مذاب یوتکتیک ایجاد کند، ترکندگی مرز دانه‌ها، مقاومت آنها را کاهش می‌دهد و منجر به ایجاد ترک توسط جریان محوری فلز می‌شود [۳۴]. حلالیت کافی مس در آستنیت و وجود نیکل از تشکیل ترکیب یوتکتیک در گرید ASS استاندارد جلوگیری می‌کند [۳۰].



شکل ۱۲- آنالیز EPMA نمونه ترک خورده فولاد LNi-1 نشانگر جدایش عناصر آلیاژی مختلف در اطراف ترک.



شکل ۱۳- آنالیز خط EPMA در سراسر تکه سفید، مشهود از تصویر پراکنش برگشتی نمونه فولاد LNi-1، نشاندهنده جدایش مس.

همانند گرید ASS استاندارد، آنالیز EPMA گرید LNi-1 (شکل ۱۲) نیز جدایش آلیاژها به ویژه جدایش عناصر تثبیت کننده فریت را در محل ترکها نشان می دهد. در حالی که، مناطق بدون ترک در اطراف ترک، جدایش عناصر تثبیت کننده آستنیت را نشان می دهند. این نتیجه دوباره تشکیل فریت δ در گریدهای کم Ni را نشان می دهد و فریت δ همانطور که قبلا ذکر شد به عنوان یک ماده منادی ترک عمل می کند. اما، علاوه بر محتوای فریت δ ، آنالیز EMPA نمونه LNi-1 همچنین نشان می دهد که این آلیاژ حاوی چندین جدایش مس به صورت یک تکه سفید پیوسته در سراسر نمونهها است (شکل ۱۳). بعلاوه، مقدار جدایش شده Cu در گریدهای کم Ni بسیار بیشتر از مورد گریدهای ASS استاندارد است. اثر مخرب Cu ممکن است به دلیل محتوای کمتر Ni که قادر به جلوگیری از تشکیل ترکیب یوتکتیک نیست ایجاد شود. مقادیر بالاتر فریت δ و جدایش مس با احتمال بیشتر عامل ترک خوردن سطحی فراوان تر در فولاد LNi-1 (گرید کم Ni) (شکل ۱) نسبت به گرید ASS استاندارد می باشند.

۴. نتیجه گیری

- جدایش عناصر آلیاژی، یعنی عناصر تثبیت کننده فریت و عناصر تثبیت کننده آستنیت، تنها عامل تشکیل و تغییر بیشتر فریت δ در میان صفحات هستند. وجود فریت δ بالاتر در گریدهای ASS استاندارد (یعنی 304L, 321, 310S) و گریدهای کم Ni (یعنی LNi-1 و LNi-0.3) عمدتا عامل ترکهای سطحی هستند. ترکهای سطحی عمدتا در سطوح تماس فریت δ و آستنیت در طی نورد گرم ایجاد می شوند.
- جدایش مس در گریدهای کم Ni (یعنی LNi-1 و LNi-0.3) در مقایسه با گریدهای ASS استاندارد (یعنی 304L, 321, 310S) یک عامل اضافی برای ایجاد ترک سطحی است.
- به منظور جلوگیری از ترک خوردن سطح در طی نورد گرم، ترکیب آلیاژ و شرایط گرمایش باید برای حداقل مقدار فریت δ تنظیم شوند.

- [1] C.M. Sellars and W.J. Tegart, *Int. Metall. Rev.* 17 (1972) 1.
- [2] G.E. Dieter, *American Society for Metals*, Ohio, 1984, p.212.
- [3] B.G. Thomas, J.K. Brimacombe and I.V. Samarasekera, *Iron Steel Soc. Trans.* 7 (1986) 7.
- [4] Y. Maehara, K. Yasumoto, H. Tomono, T. Nagamichi and Y. Ohmori, *Mater. Sci. Technol.* 6 (1990) 793.
- [5] B. Mintz, S. Yue and J.J. Jonas, *Int. Mater. Rev.* 36 (1991) 187.
- [6] P. Poelt, C. Sommitsch, S. Mitsche and M. Walter, *Mater. Sci. Eng. A* 420 (2006) 306.
- [7] T. Sakai and J.J. Jonas, *Acta Metall.* 32 (1984) 189.
- [8] F.J. Humphreys and M. Hantherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon, Oxford, 1996.
- [9] Y.C. Lin, L.T. Li and Y.C. Xia, *Comput. Mater. Sci.* 50 (2011) 2038.
- [10] T. Sakai, *J. Mater. Proc. Technol.* 53 (1995) 349.
- [11] T. Sakai and H. Miura, in: H.J. McQueen, et al. eds., *Hot Workability of Steels and Light Alloys- Composites*, TMS-CIM, Montreal, 1996, p. 161.
- [12] T. Gladman, *J. Iron Steel Inst.* 209 (1971) 380.
- [13] S. Rudnik, *IBID* 204 (1966) 374.
- [14] K. Mayland, R.W. Welburn and A. Nicholson, *Met. Technol.* 8 (1976) 350.
- [15] F. Czerwinski, J.Y. Cho, A. Brodtka, A. ZielinskaLipiec, J.H. Sunwoo, and J.A. Szpunar, *J. Mater. Sci.* 34 (1999) 4727.
- [16] J.H. Decroix, *The Iron and Steel Institute*, London, 1968, p. 135.
- [17] M.L.G. Byrnes, M. Grujicic and W.S. Owen, *Acta Metall.* 35 (1987) 1853.
- [18] M.O. Speidel and R.M. Pedrazzoli, *Mater. Perform.* 31 (1992) 59.
- [19] V.G. Gavriljuk, *ISIJ Int.* 36 (1996) 738.
- [20] H.Q. Chen, J.S. Liu and H.G. Guo, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 17 (2004) 767.
- [21] G.Z. Cui, D.F. Gao and J.Z. Cai, *J. Plast. Eng.* 3 (1996) 3. (in Chinese).
- [22] F. Shi, L.J. Wang and W.F. Cui, *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* 20 (2007) 96.
- [23] J.W. Simmons, *Mater. Sci. Eng. A* 207 (1996) 159.
- [24] N. Cabanas, N. Akdut, J. Penning, and B.C. de Cooman, *Metall. Mater. Trans. A* 37(2006) 3305.
- [25] A.I.Z. Farahat, O. Hamed, A. El-Sisi and M. Hawash, *Mater. Sci. Eng. A* 530 (2011) 98.
- [26] Z. Wang, W. Fu, S. Sun, Z. Lv and W. Zhang, *J. Mater. Sci. Technol.* 26 (2010) 798.
- [27] F.B. Pickering, in *Proc. 1st Int. Conf. on High Nitrogen Steels*, Lille, France, 1988, p.10.
- [28] J.N. Tarboton, L.M. Matthews and A. Sutcliffe, *Mater. Sci. Forum.* 318 (1999) 777.
- [29] R.K. Dubey, S.P. Chakraborty and S.K. Choudhurim, *Concurrent Engineering Approach to Materials Processing*, The Minerals Metals and Materials Society, Philadelphia, USA, 1992, p. 267.
- [30] F. Tehovnik, F. Vodopivec, L. Kosec, and M. Godec, *Materiali in Tehnologije* 40 (2006) 129.
- [31] *Metals Handbook*, 10th ed., Vol. 1, ASM International, Materials Park, OH, 1990, p. 892.
- [32] R.H. Kane, *The Hot Deformation of Austenite*, Pergamon, 1977, p. 457.
- [33] F. Czewinski, A. Brodtka, J.Y. Cho, A. ZielinskaLipiec, J.H. Sunwoo and J.A. Szpunar, *Scr. Mater.* 37 (1997) 1231.
- [34] D.A. Melford, *J. Iron Steel Inst.* 204 (1966) 49.