

تأثیر ترکیب لایه پیش نشانی بر سنتز همزمان کروم و مولیبدن و ریزساختار روکش ایجاد شده بر روی فولاد زنگ نزن ۳۰۴ به روش GTAW

سید جواد تندپور^۱، مهدی صالحی^۲، حمیدرضا سلیمی جزی^۳، علی اشرفی^۴

۱- کارشناسی ارشد جوشکاری دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان، J.tondpour@ma.iut.ac.ir

۲- استاد دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان، isrec@cc.iut.ac.ir

۳- دانشیار دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان، hrjazi@cc.iut.ac.ir

۴- استادیار دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان، ashrafi@cc.iut.ac.ir

Effect of cladding powder composition on simultaneous synthesis of Cr and Mo and microstructure of the clads obtained on 304SS using GTAW process

S. J. Tondpour¹, M. Salehi², H. R. Salimi Jazi³, A. Ashrafi⁴

1 - Welding graduate student, Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, E-Mail: J.tondpour@ma.iut.ac.ir

2- Professor, Department of Materials Engineering, E-Mail: isrec@cc.iut.ac.ir

3- Associate Professor, Department of Materials Engineering, E-Mail: hrjazi@cc.iut.ac.ir

4- Assistant, Department of Materials Engineering, E-Mail: ashrafi@cc.iut.ac.ir

چکیده

در تحقیق حاضر، تأثیر افزودن پرمنگنات پتاسیم بر ریزساختار روکش حاصل از سنتز همزمان مولیبدن از تری اکسید مولیبدن و کروم از اکسید کروم، مورد بررسی قرار گرفت. بدین منظور ابتدا خمیری از مخلوط پودر پیش نشست حاوی اکسید کروم، تری اکسید مولیبدن، نیکل، اوره و آلومینیوم به همراه مقادیر مختلفی از پرمنگنات پتاسیم بر سطح زیرلایه فولاد زنگ نزن 304 AISI اعمال شد و سپس توسط فرایند جوشکاری قوسی تنگستن-گاز خنثی (GTAW) تحت گاز محافظ آرگون، ذوب سطحی گردید. سطح مقطع نمونه‌های روکش داده شده توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف سنجی انرژی (EDS) مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که مورفولوژی ساختار روکش‌ها در مرکز جوش به صورت فریت شبکه‌ای در زمینه آستنیتی بوده و در فصل مشترک با زیرلایه، مورفولوژی به فریت اسکلتی تغییر کرده است. همچنین با افزایش میزان پرمنگنات پتاسیم در پودر روکش داده شده، ریز ساختار نهایی روکش‌ها ریزتر شده و میزان فاز فریت در فلز جوش نیز افزایش یافته است. علاوه بر این، نتایج نشان داد که افزودن پرمنگنات پتاسیم به پودر روکش داده شده، موجب افزایش میزان کروم و کاهش میزان مولیبدن در حوضچه جوش گردید، بدون آنکه میزان منگنز در حوضچه جوش تغییر محسوسی داشته باشد.

واژه‌های کلیدی: سنتز، روکش کاری، مولیبدن، کروم، فولاد زنگ نزن 304، GTAW.

Abstract

In the present study, the effect of addition of potassium permanganate on the cladding microstructure obtained from the simultaneous synthesis of chromium from chromium oxide and molybdenum from molybdenum trioxide, were studied. For this purpose, a paste of blended powders containing chromium oxide, molybdenum trioxide, nickel, urea and aluminum with various amounts of potassium permanganate was applied on the surface of AISI 304 stainless steel substrates and welded using GTAW process. Cross section of the clad samples have been investigated using optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive spectroscopy (EDS). The results revealed that the morphology of the claddings in the center of the weld is lathy ferritic in austenite matrix and in the interface of the substrate and cladding, the morphology was changed to skeletal ferritic. By increasing potassium permanganate in the cladding powders, the final microstructure of the cladding has been finer and the amount of ferrite in the weld metal has been increased. Furthermore, the results showed that the addition of potassium permanganate to the cladding powders would result in increasing the chromium content and subsequently decreasing the molybdenum content of the weld pool, without any significant changes in the manganese content of it.

Keywords: synthesis, cladding, molybdenum, chromium, 304 stainless steel, GTAW.

طول عمر آن‌ها خواهد شد. لذا جهت بهبود خواص سطح و نیز افزایش مقاومت به خوردگی فولادهای زنگ نزن آستنیتی، افزودن عناصر آلیاژی مختلف از جمله مولیبدن، کروم و دیگر عناصر به سطح آنها می‌تواند بسیار موثر واقع گردد. به طور مثال افزودن کروم به سطح فولاد، موجب بهبود مقاومت به خوردگی می‌شود. علاوه بر این کروم یک عنصر فریت زا است و افزایش درصد کروم باعث ناپایداری فاز آستنیت در برابر فریت شده و موجب تشکیل بیشتر فریت می‌شود. همچنین این عنصر احتمال تشکیل ترکیبات بین فلزی را افزایش می‌دهد (Lo, Shek, Lai, 1998)؛ (Onozuka et al, 1998). مولیبدن نیز همانند کروم یک عنصر تشویق کننده فریت است که حضور آن موجب تشکیل بیشتر فریت و پایداری بیشتر آن در ریزساختار می‌شود (لیپولد و کوتکی، ۱۳۹۱). همچنین این عنصر به انواع فولادهای آستنیتی و دوفازی، چدن‌ها و سوپر آلیاژها جهت افزایش استحکام مکانیکی، سختی و مقاومت به خوردگی به ویژه خوردگی حفره‌ای و شیاری اضافه می‌شود (Byung-Su, Eun-Yong, Ho-Suck, Hoo-In, Jae-Chun, 2008). در فولادهای زنگ نزن، منگنز به عنوان یک عنصر پایدارکننده آستنیت در نظر گرفته می‌شود، هرچند میزان اثر بخشی آن، به مقدار آن و میزان حضور نیکل بستگی دارد. در برخی از موارد، افزودن منگنز به بعضی آلیاژهای خاص باعث افزایش حلالیت نیتروژن در فاز آستنیت می‌شود. علاوه بر این منگنز باعث استحکام بخشی محلول جامد شده و اثر کمی بر تردی دارد (لیپولد و کوتکی، ۱۳۹۱). تحقیقات نشان داده است که با افزودن منگنز (۱/۷-۰/۳ %Wt) در فولادهای زنگ نزن ۳۰۴ و ۳۱۶، استحکام کششی نهایی آنها بهبود می‌یابد. با این حال به دلیل تشکیل فاز MnS، تاثیر مخربی بر روی مقاومت به خوردگی حفره‌ای این نوع فولادها دارد (Pardo et al, 2008). لذا در تحقیق حاضر، اکسید کروم، تری اکسید مولیبدن، نیکل، اوره، آلومینیوم و پرمنگنات پتاسیم با مقادیر مشخص با هم مخلوط شده و سعی بر آن شده است که روکش‌کاری به صورت همزمان با احیای مولیبدن از اکسید مولیبدن و کروم از اکسید کروم انجام گیرد. همچنین تاثیر پرمنگنات پتاسیم بر سنتز کروم و مولیبدن و نیز ریزساختار روکش ایجاد شده مورد بررسی قرار گرفت.

مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، سه نمونه‌ی فولاد زنگ نزن آستنیتی AISI304 با ابعاد $6 \times 30 \times 12$ mm^۲ به عنوان زیرلایه جهت انجام عملیات سطحی آماده گردید. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی این فولاد نشان داده شده است. سطح نمونه‌ها قبل از اعمال مخلوط پودر خمیر پیش نشست، ابتدا سنگ زده شده و پس از سمباده زنی جهت چربی

سخت‌کاری سطحی^۱ مهمترین روش بازسازی و اصلاح سطوح قطعات صنعتی می‌باشد که از آن، جهت پوشش دادن مواد ضد سایش و ضد خوردگی بر روی سطوح مواد مختلف استفاده می‌شود (Davis, 1993). روش‌های مختلفی برای فرایند روکش‌کاری^۲ وجود دارد که انتخاب بهترین گزینه به پارامترهایی همچون نوع و اندازه زیرلایه، سازگاری ماده پوششی با فرایند مربوطه، میزان کیفیت چسبندگی مورد نظر، هزینه و در دسترس بودن تجهیزات بستگی دارد (چراغی کوتیانی، لطفی، باغبانیان، عامریان، ۱۳۹۲). از جمله فرایندهای متداول در مهندسی سطح، استفاده از روش‌های معمول جوشکاری برای روکش‌کاری سطح قطعات می‌باشد. در روش جوشکاری سطحی، ویژگی‌هایی از جمله ضخامت پوشش، چسبندگی خوب پوشش به زیرلایه و نرخ رسوب‌گذاری بالا موجب شده است که از این روش برای روکش‌کاری قطعات استفاده گردد (شمعانیان و عیسی پور کوشالی، ۱۳۸۴).

جوشکاری قوسی تنگستن-گاز^۳ یکی از روش‌های معمول برای روکش‌کاری سطح قطعات می‌باشد. در این روش که برای جوشکاری فلزات پایه بسیار حساس مناسب است، جوش بسیار تمیزی ایجاد می‌شود. گاز محافظ مورد استفاده معمولاً آرگون، هلیوم و یا مخلوطی از هر دو می‌باشد. از مزایای این روش می‌توان به تولید جوش بسیار تمیز، برخورداری از انرژی ورودی زیاد اما متمرکز، امکان جوشکاری قطعات نازک و پیچیده به خاطر کم بودن میزان اعوجاج ناشی از آن، میزان رقت پایین و امکان کنترل دقیق پارامترهای جوشکاری اشاره نمود (کو، ۱۳۸۵).

فولادهای زنگ نزن آستنیتی دارای خواصی چون استحکام بالا، انعطاف پذیری خوب، مقاومت به خوردگی عالی و جوش پذیری مناسب هستند که این ویژگی‌ها باعث شده این گروه آلیاژی به عنوان یک ماده مهم در گستره وسیعی از کاربردهای صنعتی مانند صنایع هسته‌ای، صنایع خودرو، بیوپزشکی، صنایع پتروشیمی و شیمیایی، جهت ساخت لوله‌های سردکننده راکتورها، شیرها و رییچه‌ها و بدنه داخلی مخازن استفاده شوند (Mirshekari, Tavako, li, Atapour, sadeghian, 2014). با این وجود این فولادها در برخی از محیط‌های متداول نظیر آب دریا و یا سایر محیط‌های حاوی کلر، دچار خوردگی حفره‌ای موضعی می‌شوند (لیپولد و کوتکی، ۱۳۹۱). هرگونه عملیات سطحی که موجب بهبود خواص سطحی این نوع فولادها به خصوص نوع پرکاربرد و کم هزینه آن یعنی فولاد زنگ نزن ۳۰۴ شود، موجب افزایش کارایی و نیز افزایش

1- Hardfacing

2- Cladding

3- Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن ۳۰۴ (wt%)

Fe	Cr	Mo	Ni	Mn	C	Si	Cu
ما بقی	۱۹/۵۲۴	۰/۰۴	۸/۰۰۶	۱/۳۶۸	۰/۰۱۸	۰/۴۸۷	۰/۰۶۵

جدول ۲- مقدار پودرها در نمونه های روکش کاری شده (مول)

	Cr2O3	MoO3	Ni	KMnO4	Urea	Al
نمونه ۱	۳	۱/۵	۱/۵	۰	۱	۰/۱
نمونه ۲	۳	۱/۵	۱/۵	۱	۱	۰/۱
نمونه ۳	۳	۱/۵	۱/۵	۲	۱	۰/۱

جدول ۳- پارامترهای روکش کاری توسط جوشکاری قوسی

۹۰	شدت جریان (A)
۱۲	ولتاژ (V)
۷	دبی گاز (L/min)
Th%۲-W	نوع الکتروود
۲/۴	قطر الکتروود (mm)
آرگون	گاز محافظ
۶۵	سرعت جوشکاری (mm/min)

الکتريک استفاده شد. مشخصات پارامترهای جوشکاری GTAW در جدول ۳ آمده است.

پس از انجام روکش کاری، به منظور بررسی ریزساختاری، سطح مقطع عرضی نمونه های روکش داده شده و همچنین زیرلایه به کمک سمباده از شماره ۸۰ تا ۴۰۰۰ آماده سازی شده و با سوسپانسیون آلومینای ۰/۳ میکرون پولیش شده و در نهایت بوسیله محلول NaOH ۲۰٪ اچ شدند. سپس ریزساختار نمونه ها توسط میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به دستگاه سنجش شدت انرژی (EDS) مورد بررسی قرار گرفتند.

نتایج و بحث

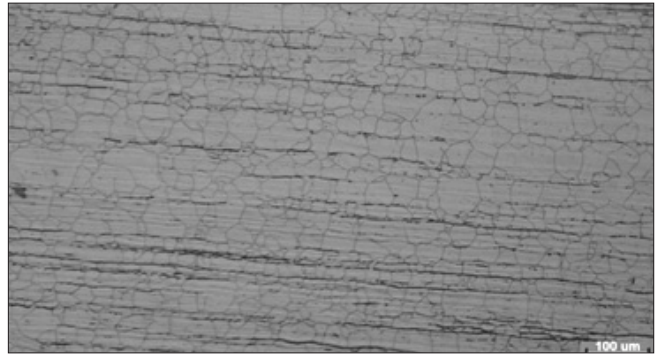
نتایج متالوگرافی از زیرلایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴ نشان داد که ریزساختار آن شامل دانه های آستنیتی همراه با رشته های فریت (فریت دلتا) در طول نورد می باشد. این فریت ناشی از جدایش عناصر فریت زا (به ویژه کروم) در طی انجماد است (لیپولد و

زدایی و حذف آلودگی های سطحی توسط استون شستشو داده شد. مخلوط پودر خمیر پیش نشست شامل پودر اکسید کروم، تری اکسید مولیبدن، نیکل، اوره، آلومینیوم و مقادیر مختلف پرمنگنات پتاسیم می باشد که مقادیر آنها در جدول ۲ آورده شده است.

به منظور ایجاد یکنواختی بین ذرات پودر و جلوگیری از جدایش آنها، مخلوط پودری به مدت یک ساعت در دستگاه آسیاب سیاره ای^۴ با سرعت ۲۰۰ rpm و با نسبت گلوله به پودر ۱۰ به ۱ آسیاب کاری شد. جهت تهیه ی خمیر پیش نشست، مواد روکش به همراه محلول آبی حاوی ۱۰ درصد وزنی چسب سیلیکات سدیم استفاده گردید. پس از اعمال خمیر بر روی نمونه ها، جهت خشک نمودن به مدت ۱ ساعت در دمای ۷۰ درجه سانتیگراد قرار گرفتند.

سپس عملیات ذوب سطحی بر روی آنها انجام شد. جهت انجام عملیات ذوب سطحی با روش جوشکاری قوسی تنگستن-گاز، از دستگاه جوشکاری با مدل Merkle TIG 200 AC/D شرکت گام

4- Ball Mill



شکل ۱- ریزساختار زیرلایه فولاد زنگ نزن ۳۰۴.

کوتکی، ۱۳۹۱). ریز ساختار زیرلایه در شکل ۱ نشان داده شده است.

همچنین در شکل‌های ۲ تا ۴، تصاویر میکروسکوپی نوری از نمونه‌های روکش‌کاری شده، همراه با مناطق مختلف آن‌ها نشان داده شده است. همچنان که مشاهده می‌شود روکش‌های ایجاد شده بر روی سطح فولاد زنگ نزن، در نواحی مختلف دارای ساختاری متفاوت است. این مناطق در شکل‌های ۲ (الف)، ۳ (الف) و ۴ (الف) مشخص شده، که به صورت مجزا در تصاویر میکروسکوپی برای هر نمونه آورده شده است. در این تصاویر، منطقه ۱ در مرکز جوش روکش، شامل ساختار دندریتی هم محور و منطقه ۲ شامل ساختار دندریتی ستونی می‌باشد و منطقه ۳ نیز فصل مشترک فلز جوش با زیرلایه را نشان می‌دهد. در تمامی روکش‌ها، مورفولوژی ساختار در نزدیکی فصل مشترک فلز جوش با زیرلایه به صورت فریت اسکلتی^۵ یا کرمی شکل^۶ است. این مورفولوژی هنگامی که سرعت سرد کردن متوسط است و یا وقتی که Creq/Nieq در محدوده فریت-آستنیت (FA) در شکل ۵ کم باشد، ایجاد می‌شود. ولی در مرکز جوش، ساختار به صورت فریت شبکه‌ای^۷ می‌باشد. این مورفولوژی هنگامی که سرعت سرد کردن جوش زیاد باشد و یا وقتی که Creq/Nieq در محدوده FA (شکل ۵) افزایش یابد، ایجاد می‌شود. مورفولوژی شبکه‌ای به خاطر محدودیت نفوذ در طی استحاله فریت-آستنیت به جای مورفولوژی اسکلتی، شکل می‌گیرد. وقتی که فاصله‌های نفوذی کاهش یابد، برای استحاله موثرتر است که شبکه‌های فضایی فشرده تری ایجاد نماید، که باعث ایجاد یک الگوی فریت باقیمانده می‌شود که جهت رشد سلول یا دندریت اصلی را قطع نموده است (لیپولد و کوتکی، ۱۳۹۱). بنابراین ساختار ایجاد شده در مرکز جوش روکش‌ها به دلیل نرخ سرد شدن بالا و Creq/Nieq بیشتر، به صورت فریت شبکه‌ای می‌باشد. علاوه بر این با مشاهده شکل‌های ۲ (د)، ۳ (د) و ۴ (د) می‌توان گفت که فریت‌های

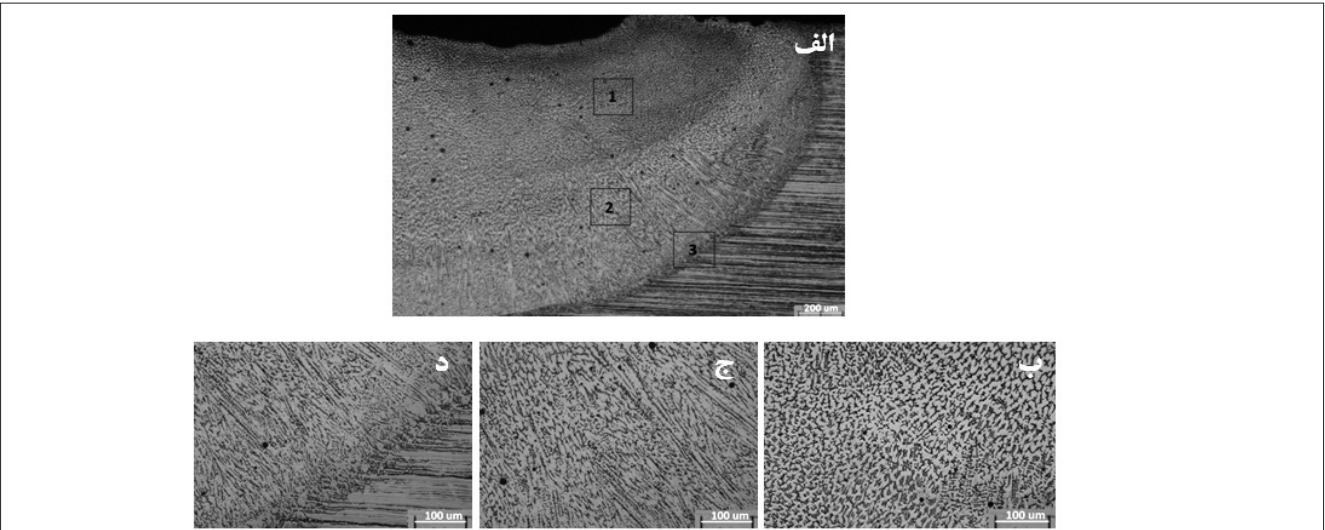
5- Skeletal
6- Vermicular
7- Lathy

تشکیل شده در منطقه فصل مشترک با فلز پایه یک رشد هم محور^۸ را داشته‌اند (کو، ۱۳۸۵). به عبارت بهتر، فریت‌های تشکیل شده در فصل مشترک فلز جوش با زیرلایه در امتداد فریت‌های موجود در زمینه آستنیتی فلز پایه رشد نموده‌اند. این نوع رشد برای جوش مفید می‌باشد، چرا که منطقه جوش را به دانه‌های فلز پایه پیوند می‌دهد و این موجب می‌شود که از تمرکز تنش در منطقه جوش و منطقه متأثر از حرارت^۹ جلوگیری نماید (Mirshkari et al, 2014).

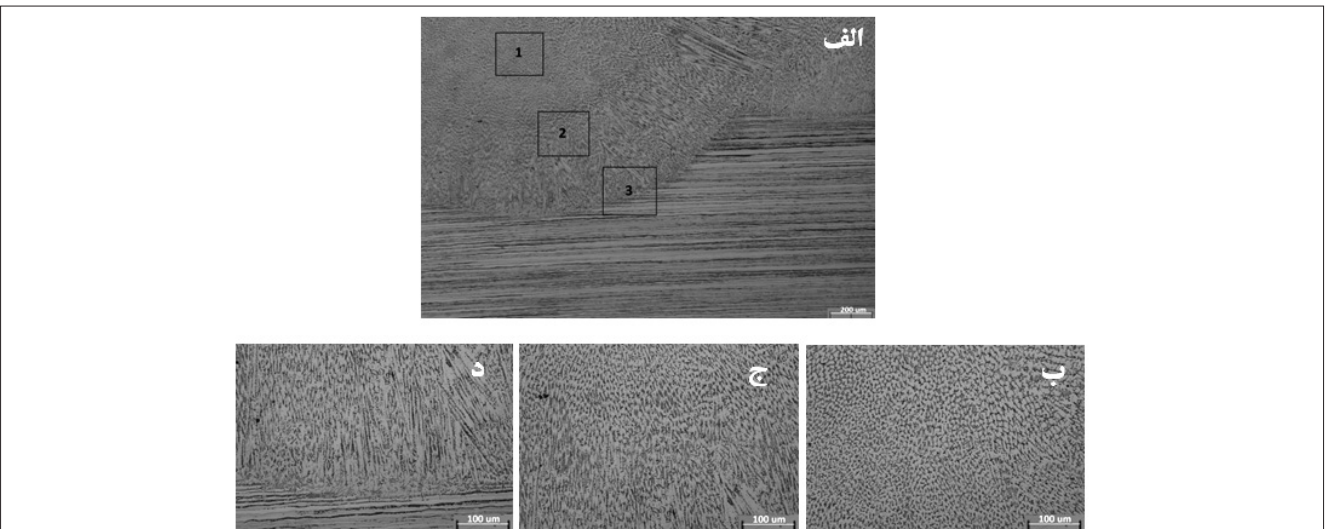
شکل ۶ تصاویر میکروسکوپی نوری از مرکز جوش (منطقه ۱) سه نمونه با بزرگنمایی ۵۰۰ برابر را نشان می‌دهد. با مقایسه شکل‌های ۶ (الف) و ۶ (ب) می‌توان گفت که افزودن پرمنگنات پتاسیم به پودر روکش به میزان ۱ مول (نمونه ۲)، ساختار فریت شبکه‌ای تشکیل شده در فلز جوش، ریزتر شده است. همانطور که در تصویر ۶ (ج) دیده می‌شود، فریت‌های تشکیل شده در فلز جوش نمونه (۳)، نسبت به دو نمونه دیگر رشد بیشتری داشته و ساختار پیوسته‌ای ایجاد شده است. علاوه بر این ساختار آن نیز ریزتر شده است. در واقع با افزایش میزان پرمنگنات پتاسیم در پودر روکش داده شده، ساختار فریت شبکه‌ای تشکیل شده در فلز جوش نمونه‌ها ریزتر شده است. شکل ۷، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مرکز جوش سه نمونه را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با تغییر در میزان پرمنگنات پتاسیم در پودر روکش داده شده، فاصله بین دندریتی در فلز جوش روکش‌ها کاهش یافته و ساختار ظریف تری حاصل شده است. علاوه بر این در شکل ۷ (ج) نیز دیده می‌شود که ساختار فریتی تشکیل شده در فلز جوش نمونه (۳)، رشد بیشتری نسبت به دو نمونه دیگر داشته و شبکه فریتی پیوسته‌ای ایجاد شده است. جهت محاسبه فاصله بین دندریتی در مرکز جوش سه نمونه، از نرم افزار Ts View استفاده گردید. نتایج نشان داد که میانگین فاصله بین دندریتی در فلز جوش نمونه (۱)، ۱۱/۲۷ میکرومتر است و در نمونه‌های (۲) و (۳)، این فاصله به ترتیب به ۸/۵۳ و ۵/۷۲ میکرومتر کاهش یافته است. این نتایج نشان می‌دهد که افزودن پرمنگنات پتاسیم به پودر روکش، موجب ریزتر شدن ریزساختار فلز جوش شده است.

در ادامه برای محاسبه میزان فریت‌های تشکیل شده در مرکز جوش سه نمونه از نرم افزار آنالیز تصویری استفاده شد. با استفاده از این نرم افزار میانگین در صد فاز تیره رنگ (فریت) در زمینه روشن (آستنیت) در منطقه مرکز جوش روکش‌ها در بزرگنمایی ۲۰۰ برابر محاسبه شد و نتایج به صورت نمودار هیستوگرام، در شکل ۸ آورده شده است. در این نمودار میزان خطای محاسبات برای هر نمونه نیز مشخص شده است. همانطور که در نمودار دیده می‌شود با افزودن پرمنگنات پتاسیم به پودر

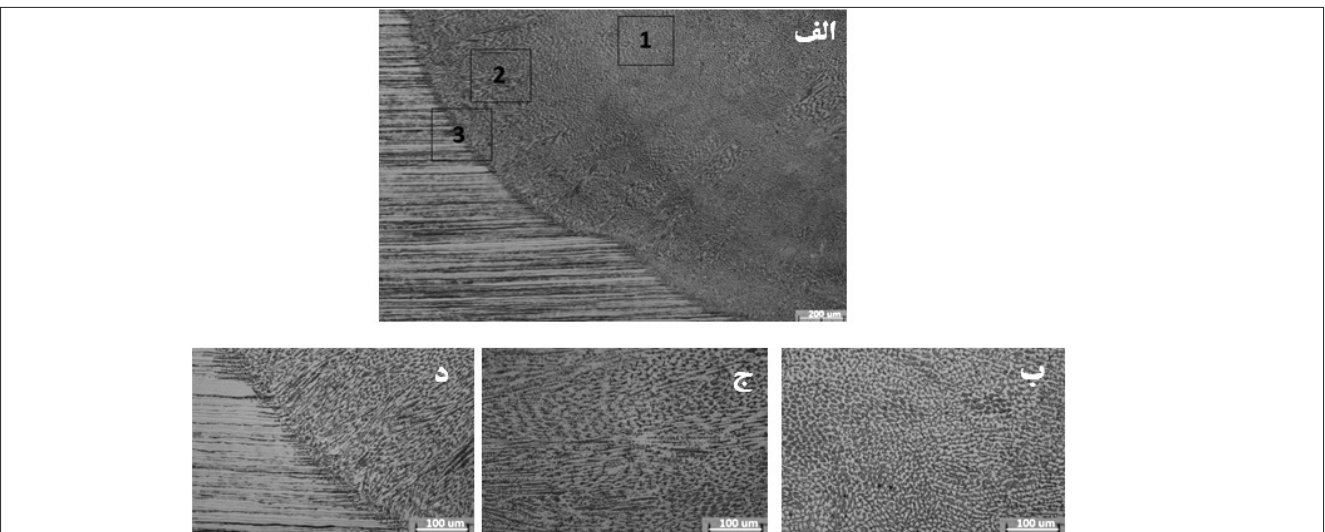
8- Epitaxial Growth
9- Heat Affected Zone



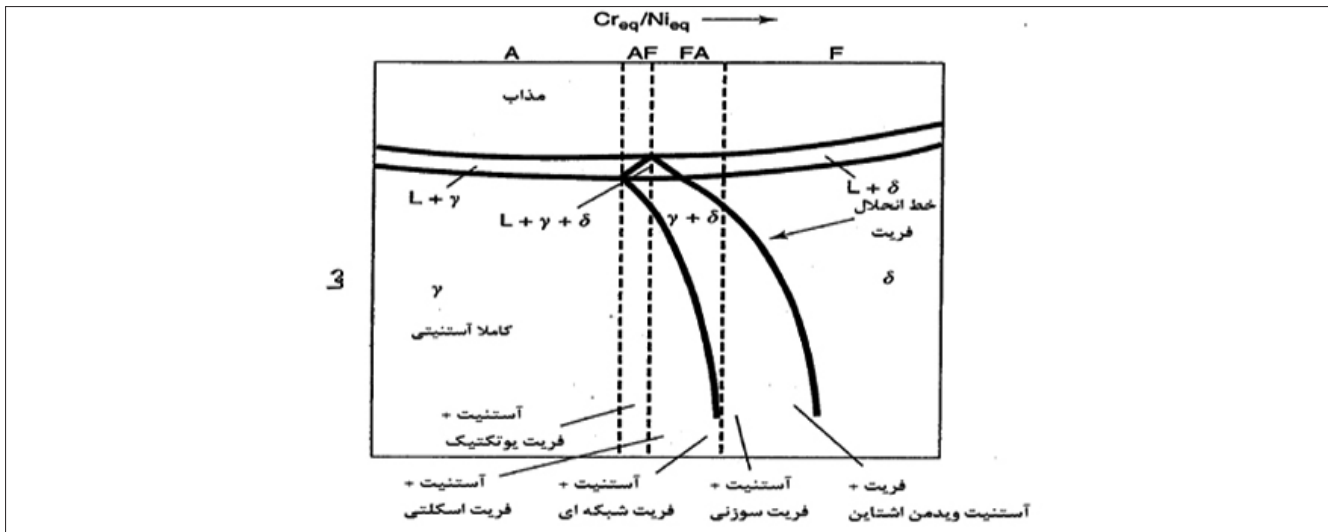
شکل ۲- ریزساختار نمونه ۱، الف) حوضچه جوش، ب) منطقه ۱: مرکز جوش (دندریته‌های هم محور)، ج) منطقه ۲: دندریته‌های ستونی، د) منطقه ۳: فصل مشترک فلز جوش با زیرلایه.



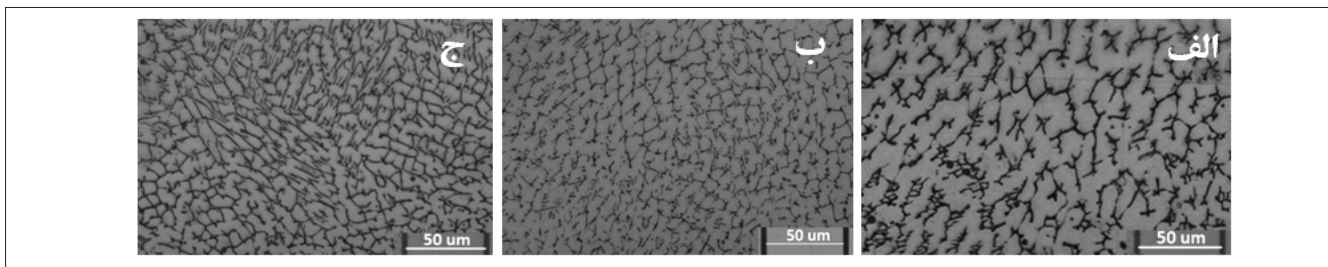
شکل ۳- ریزساختار نمونه ۲، الف) حوضچه جوش، ب) منطقه ۱: مرکز جوش (دندریته‌های هم محور)، ج) منطقه ۲: دندریته‌های ستونی، د) منطقه ۳: فصل مشترک فلز جوش با زیرلایه.



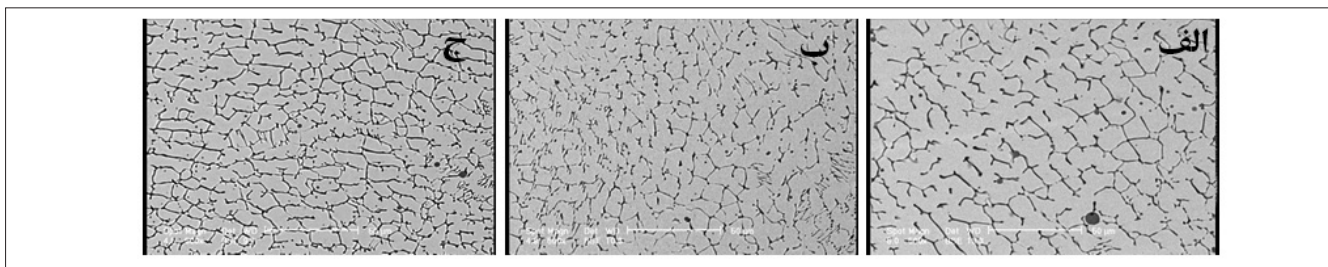
شکل ۴- ریزساختار نمونه ۳، الف) حوضچه جوش، ب) منطقه ۱: مرکز جوش (دندریته‌های هم محور)، ج) منطقه ۲: دندریته‌های ستونی، د) منطقه ۳: فصل مشترک فلز جوش با زیرلایه.



شکل ۵- ارتباط نوع انجماد با نمودار فازی شبه دوتایی (لیپولد و کوتکی، ۱۳۹۱).



شکل ۶- فریت های شبکه ای تشکیل شده در مرکز جوش (الف) نمونه ۱، (ب) نمونه ۲، (ج) نمونه ۳.



شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلز جوش (الف) نمونه ۱، (ب) نمونه ۲، (ج) نمونه ۳.

دیگر بیشتر باشد، که در نمودار هیستوگرام مربوط به این نمونه، افزایش میزان فاز فریت در فلز جوش آن به وضوح دیده می شود. این افزایش میزان، به علت ریزتر بودن ساختار و پیوستگی بین شبکه های فریتی ایجاد شده در فلز جوش این نمونه است. همانگونه که در نمودار دیده می شود، درصد فاز فریت تشکیل شده در برخی از مناطق فلز جوش این نمونه حتی به مقدار $31/2\%$ رسیده است، این در حالی است که در نمونه های (۱) و (۲) حداکثر میزان درصد فاز فریت در برخی از نواحی فلز جوش آن ها، به ترتیب به میزان $23/3\%$ و $25/8\%$ می باشد. در جدول ۴ میزان فاز فریت تشکیل شده و نیز

روکش به میزان ۱ مول (نمونه ۲)، درصد فاز فریت تشکیل شده در فلز جوش این نمونه، نسبت به نمونه بدون پرمنگنات پتاسیم (نمونه ۱)، به میزان ناچیزی کاهش یافته است. این کاهش ناچیز به دلیل رشد کمتر دندریتها در این نمونه است. ولی ریزساختار آن نسبت به نمونه (۱) ریزتر شده است. همچنان که در تصاویر میکروسکوپی نوری مربوط به نمونه (۳) دیده شد، ساختار فریت شبکه ای در این نمونه، نسبت به دو نمونه دیگر دارای ساختاری پیوسته تر و ریزتر می باشد. لذا انتظار می رود که میزان درصد فاز فریت تشکیل شده در فلز جوش این نمونه نسبت به دو نمونه

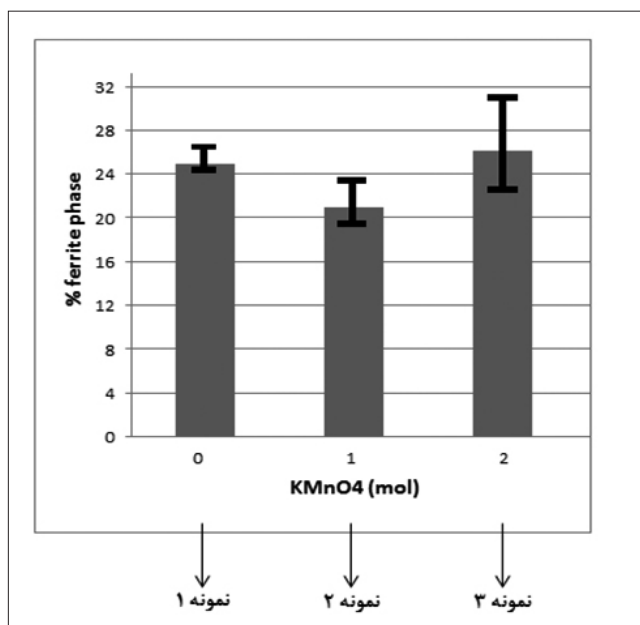
جدول ۴- میانگین فاز فریت تشکیل شده و فاصله بین دندریتی در فلز جوش نمونه های روکش کاری شده

کد نمونه	KMnO ₄ (mol)	فاصله بین دندریتی (μm)	میانگین فاز فریت (%)
نمونه ۱	۰	۱۱/۲۷	۲۴/۸۹
نمونه ۲	۱	۸/۵۳	۲۱
نمونه ۳	۲	۵/۷۲	۲۶/۱۵

می‌شوند. همچنین نتایج نشان می‌دهد که کروم در ساختار جوش نمونه‌ها ایجاد شده است. بدین معنا که Cr_2O_3 به Cr تبدیل شده است. با توجه به نتایج آنالیز برای سه نمونه مشاهده می‌شود که در نمونه بدون پرمنگنات (نمونه ۱)، ۱۵/۷۱٪ کروم و در نمونه (۲) با ۱ مول پرمنگنات، ۱۷/۴۸٪ کروم و در نمونه (۳) با ۲ مول پرمنگنات، ۱۸/۸۸٪ کروم وجود دارد. این بدان معناست که کروم به خوبی در فرایند سنتز شرکت کرده و حضور پرمنگنات پتاسیم در لایه پیش نشانی، نقش مثبتی در احیای آن داشته است. علاوه بر این کاهش سیالیت مذاب تاثیر چندانی بر احیای کروم نداشته است. همچنین مشاهده می‌شود که در تمامی نمونه‌ها، میزان منگنز در فلز جوش، تغییر چندانی نکرده است. این نشان می‌دهد که در حین جوشکاری، پرمنگنات پتاسیم در واکنش به طور مستقیم شرکت نکرده و با تجزیه، به صورت عاملی برای احیای کروم از اکسید کروم و احیای مولیبدن (به میزان کمتر) استفاده شده است و بنابراین نتوانسته منگنز خود را وارد حوضچه جوش کند. لذا برای افزایش واکنش پذیری آن بایستی حرارت ورودی به قطعه را افزایش داد.

نتیجه گیری

- ۱- احیای همزمان کروم و مولیبدن در حین لایه نشانی با موفقیت بر روی فولاد زنگ نزن آستینیتی ۳۰۴ به انجام رسید.
- ۲- مورفولوژی ساختار روکش‌ها در مرکز جوش، به دلیل نرخ سرد شدن بالا، به صورت فریت شبکه‌ای بوده و در نزدیکی فصل مشترک با زیرلایه، ریزساختار به دلیل کاهش نرخ سرد شدن، به فریت اسکلتی تغییر یافته است.
- ۳- با افزایش میزان پرمنگنات پتاسیم در پودر روکش، ریز ساختار نهایی روکش‌ها ریزتر شده و میزان فاز فریت تشکیل شده در فلز جوش افزایش یافته است.
- ۴- با افزودن پرمنگنات پتاسیم در پودر روکش، سیالیت مذاب کاهش یافت و لذا واکنش پذیری عناصری مانند مولیبدن کاهش یافته که موجب شده میزان مولیبدن کمتری در فلز جوش روکش‌ها آزاد شود. در حالی که کاهش سیالیت مذاب، تاثیر چندانی بر احیای



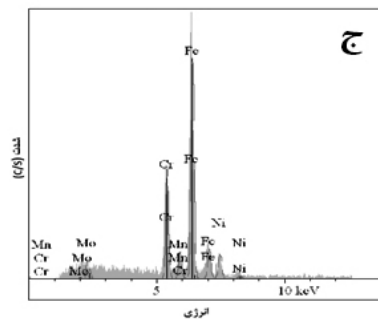
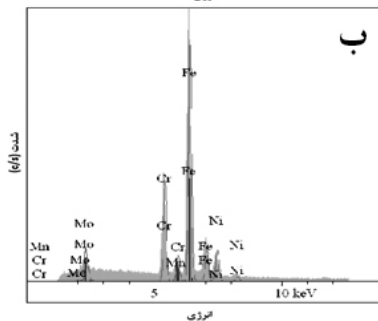
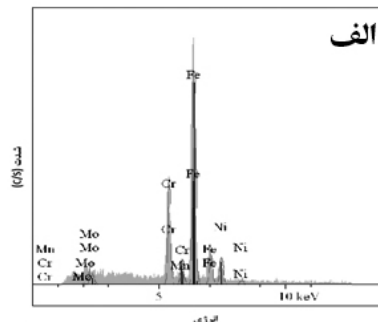
شکل ۸- میزان فاز تیره رنگ (فاز فریت) در مرکز جوش نمونه‌های روکش کاری شده با مقدار پرمنگنات متفاوت در لایه پیش نشانی.

فاصله بین دندریتی در مرکز جوش نمونه‌های روکش کاری شده با مقدار پرمنگنات پتاسیم متفاوت در پودر روکش، آورده شده است. نتایج آنالیز EDS از سه نمونه روکش کاری شده در شکل ۹ آورده شده است. طبق نتایج حاصل شده، مشاهده می‌شود که در نمونه بدون پرمنگنات پتاسیم (نمونه ۱)، در اثر حرارت حاصل از فرایند جوشکاری، ۹/۵۹٪ مولیبدن در فلز جوش این نمونه آزاد شده است. این در حالی است که میزان مولیبدن در فلز پایه برابر با ۰/۰۴٪ می‌باشد. این نشان می‌دهد که در اثر حرارت ناشی از جوشکاری، فرایند سنتز مولیبدن صورت گرفته است. ولی با افزودن پرمنگنات پتاسیم به مخلوط پودری، مقدار مولیبدن آزاد شده در فلز جوش نمونه‌های (۲) و (۳) به ترتیب به ۶/۹۴٪ و ۶/۳۵٪ کاهش یافته است. علت آن به این دلیل است که پرمنگنات پتاسیم افزوده شده به پودر روکش، موجب کاهش سیالیت مذاب شده و لذا عناصری مانند مولیبدن فرصت کافی برای وارد شدن در فلز جوش را نداشته و به صورت سرباره از حوضچه جوش خارج

عنصر	شدت (c/s)	درصد اتمی	درصد وزنی
Cr	۱۸۹۸/۳۲	۱۷/۴۶	۱۵/۷۱
Mn	۲۹۸/۴۲	۳/۳۱	۳/۱۵
Fe	۴۸۱۸/۸۳	۶۱/۴	۵۹/۴۱
Ni	۶۷۸/۸۳	۱۱/۹۶	۱۲/۱۴
Mo	۴۷۹/۳۸	۵/۷۸	۹/۵۹

عنصر	شدت (c/s)	درصد اتمی	درصد وزنی
Cr	۸۹۱/۲۷	۱۹/۱۸	۱۷/۴۸
Mn	۱۳۰/۶۵	۳/۴۱	۳/۲۸
Fe	۲۰۴۵/۹۸	۶۱/۷۲	۶۰/۴۱
Ni	۲۷۷/۳۶	۱۱/۵۶	۱۱/۸۹
Mo	۱۴۵/۶۶	۴/۱۲	۶/۹۴

عنصر	شدت (c/s)	درصد اتمی	درصد وزنی
Cr	۵۱۳/۶۳	۲۰/۶۴	۱۸/۸۸
Mn	۷۳/۷۸	۲/۵۹	۳/۴۷
Fe	۱۰۹۳/۱۱	۶۱/۶۸	۶۰/۶۳
Ni	۱۳۲/۷۴	۱۰/۳۳	۱۰/۶۷
Mo	۷۱/۵۶	۳/۷۶	۶/۳۵



شکل ۹- نتایج EDS الف (نمونه ۱، ب) نمونه ۲، ج) نمونه ۳.

۴- لیپولد، جان و کوتکی، دامیان. (۱۳۹۱). متالورژی جوشکاری و جوش پذیری فولادهای زنگ نزن. ترجمه مرتضی شمعانیان و محمد رحمتی. اصفهان: مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان.

5- Byung-Su, K., Eun-yong, K., Ho-Suck, J., Hoo-In, L., Jae-Chun, L. (2008). "Study on the Reduction of Molybdenum Dioxide by Hydrogen". Materials Transaction, Vol. 49, No. 9. Pp. 2174-2152.

6- Davis, J. R., Davis and Associates. (1993). "Hardfacing, weld cladding and Dissimilar Metal Joining". ASM Metals Handbook, vol. 6, Pp. 789-794.

7- Lo, K. H., Shek, C.H., Lai, J. K. L. (2009). "Recent developments in stainless steel". Materials Science and Engineering, vol. 65, Pp. 39-104.

8- Mirshekari, G.R., Tavakoli, E., Atapour, M., Sadeghian, B. (2014). "Microstructure and corrosion behavior of multipass tungsten arc welded 304L stainless steel". Materials and Design, vol. 55, Pp. 905-911.

9- Onozuka, M., Saida, T., Hirai, S., Kusuhashi, M., Sato, I., Hatakeyama, T. (1998). "Low-activation Mn-Cr austenitic stainless steel with further reduced content of long-lived radioactive elements". Journal of Nuclear Materials, vol. 225, Pp. 128-138.

10- Pardo, A., Merino, M.C., Coya, A.E., Viera, F., Arrabal, R., Matykina, E. (2008). "Pitting Corrosion Behavior of Austenitic Stainless Steels- Combining Effect of Mn and Mo Additions". Corrosion Science, Vol. 50, Pp. 1796-1806.

کروم نداشته و حضور پرمنگنات پتاسیم نقش مثبتی در احیای کروم داشته است.

۵- میزان منگنز در فلز جوش نمونه‌ها، تغییر چشمگیری نداشت.

این نشان می‌دهد که در حین جوشکاری، پرمنگنات پتاسیم در واکنش به طور مستقیم شرکت نکرده و با تجزیه، به صورت عاملی برای احیای کروم و مولیبدن استفاده شده است.

منابع و مراجع

۱- چراغی کوتیانی، حسن، لطفی، بهنام، باغبانیان، محمد حسین، عامریان، موسی. (۱۳۹۲). ارزیابی خواص سطحی روش استلایت ۶ با تغییر تعداد پاس. چهاردهمین سمینار ملی مهندسی سطح اصفهان.

۲- شمعانیان، مرتضی. عیسی پور کوشالی، سهیل. (۱۳۸۴). روش کاری فولادهای ساده کربنی با فولاد رنگ نزن آستنیتی به روش جوشکاری و اثر آن بر رفتار اکسیداسیون. هفتمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی تهران، ۳۹۶-۳۹۳.

۳- کو، سیندو. (۱۳۸۵). متالورژی جوشکاری. ترجمه مرتضی شمعانیان و علی اشرفی. (ویرایش دوم). اصفهان: مرکز نشر دانشگاه صنعتی اصفهان.

تعیین درصد حجمی و ریخت شناسی فاز فریت دلتا در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI 431

مسعود رضمانی موفق^۱، مالک نادری^۲، محمدعلی سلطانی^۳، رضا برادران^۴

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده معدن و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، M_rm@aut.ac.ir

۲- استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی دانشگاه صنعتی امیرکبیر، Mnaderi@aut.ac.ir

۳- کارشناس ارشد شرکت فولاد آلیاژی اصفهان، ma.soltani47@yahoo.com

۴- کارشناس ارشد شرکت فولاد آلیاژی اصفهان، ree@iasc.ir

Determination of Delta Ferrite Content and Morphology In 431 AISI Martensitic Stainless Steel

M. Ramezani Movaffagh¹, M. Naderi², M. A. Soltani³, R. Baradaran⁴

1- Msc Student, Mining and Metallurgical Engineering Department, Amirkabir University Of Technology, M_rm@aut.ac.ir

2- Assistant Professor, Mining and Metallurgical Engineering Department, Amirkabir University Of Technology, Mnaderi@aut.ac.ir

3- Master of Metallurgical Engineering, Isfahan Alloy Steel Company, ma.soltani47@yahoo.com

4- Master of Metallurgical Engineering, Isfahan Alloy Steel Company, ree@iasc.ir

چکیده

در این پژوهش سعی بر آن است که به کمک دستگاه دیلاتومتری تاثیر دما و زمان گرمایش در تشکیل فاز فریت دلتا در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI 431 بررسی شود که در نتیجهی آن بتوان یک دما و زمان بهینه با توجه به ریخت شناسی و درصد کمی فاز فریت دلتا برای پیش بینی رفتار ترمومکانیکی و مکانیکی فولاد مورد نظر انتخاب کرد. برای این منظور نمونه ها تحت عملیات گرمایش در بازه دمایی ۱۰۵۰ تا ۱۲۵۰ درجه سانتی گراد در دو زمان ۵ و ۱۰ دقیقه قرار گرفتند. نتایج منحنی های دیلاتومتری نشان می دهد که دماهای شروع استحاله مارتنزیت حین سرد کردن با افزایش دما و زمان گرمایش، کاهش می یابد. همچنین با توجه به تصاویر میکروسکوپی نوری، درصد کمی فاز فریت دلتا با افزایش دمای گرمایش ابتدا کاهش (کمتر از ۱ درصد) و سپس (به بیشتر از ۱۴ درصد) افزایش پیدا می کند که این روند در هر دو زمان مشاهده می شود. همچنین ریخت شناسی فریت دلتا از لایه ای به کرمی یا جزیره ای تغییر پیدا می کند.

واژه های کلیدی: فولاد زنگ نزن مارتنزیتی، فریت دلتا، دیلاتومتری

Abstract

This research focused on formation of Delta Ferrite Phase in AISI 431 Martensitic Stainless Steel by dilatometric instrument. The paper aims to determine an optimum temperature and soaking time according to the morphology and percentage of Delta phase, in order to have a better prediction of the steel's mechanical and thermo-mechanical properties. Heating treatments were performed under temperatures from 1050 °C to 1250 °C and two time periods, 5 and 10 minutes. The dilatometric curves results show that temperature of Martensitic start transformation decreases with increasing of soaking temperature and time. The content of delta ferrite phase decreases when temperature is below of 1100 °C then increases to 14 percent of volume fraction and morphology of this phase is lathy ferrite that changes to vorfecular or island shape by increasing of temperature.

Keywords: Delta Ferrite Phase, Dilatometry, Martensitic stainless steel

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

جدول ۱ - ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI 431 (درصد وزنی)

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo	%Ni	%Cu	%Al	% Fe
۰,۱۵	۰,۳	۰,۶۹	۰,۰۱۷	۰,۰۰۹	۱۵,۴۳	۰,۱۶	۲,۰۶	۰,۰۴۴	۰,۰۱	Balance

مقدمه

پورتو، کویتنیوسکی، (۲۰۰۳) و افزایش سرعت رشد ترک خستگی و در نتیجه کاهش عمر خستگی خواهد شد (رهو، هانگ، نام، ۲۰۰۰). تاثیر فریت دلتا در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی ۴۱۶ بر کارگرم پذیری این فولاد توسط کاردوسو و همکاران (۲۰۰۰) مورد بررسی قرار گرفت که نشان از ضعیف تر شدن کارگرم پذیری فولاد در اثر افزایش مقدار فریت دلتا دارد.

همچنین مطالعات نشان می دهند که درصد حجمی فریت دلتا تا دمای آستنیت شدن ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد تغییر نمی کند و تا دمای ۱۱۰۰، فولاد در فاز آستنیت باقی می ماند و بالاتر از ۱۱۰۰ وارد منطقه دوفازی (آستنیت + فریت دلتا) می شود (رجاسخار و همکاران، ۲۰۰۹).

بالان و همکاران (۱۹۹۸) دمای آستنیت شدن بهینه فولاد 17Cr-2Ni را بین ۱۰۵۰ تا ۱۱۰۰ ذکر کرده اند، که به دلیل فریت دلتای مینیمم، حل شدن کاربیدها و اندازه دانه ریزتر باعث بهترین ترکیب سختی، استحکام، انعطاف پذیری و چقرمگی در شرایط کوئنچ می شود. یکی از روش های موجود برای بررسی تغییرات ریزساختاری حین گرم و سرد کردن، استفاده از منحنی های دیلاتومتری است. دیلاتومتر تغییرات طول را می سنجد که وابسته به دما و زمان است. دیلاتومتری اطلاعات کمی و کیفی فازهای موجود در ریزساختار را به خوبی نشان می دهد. همچنین دماهای آغاز و پایان تغییرات فازی و مقدار کسر حجمی فازهای تولید شده را نیز ارائه می دهد (اکبری، بلک، نادری، ۲۰۰۶).

مواد و روش تحقیق

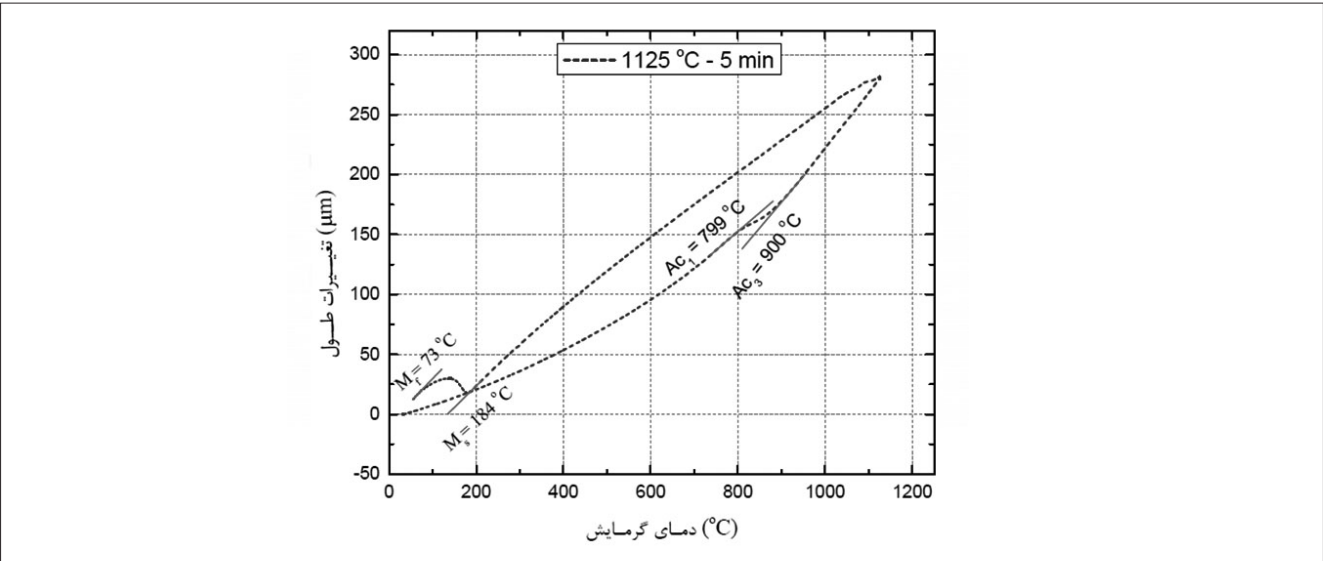
در این پژوهش فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI 431 مورد تحقیق و بررسی قرار گرفت. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول (۱) آمده است.

این فولاد طی مراحل ذوب در کوره قوس الکتریکی به صورت شمش هایی به قطر ۳۹۷ میلیمتر و طول ۲۰۰۰ میلیمتر ریخته گری شده و در ادامه توسط فرآیند ذوب دوباره سرباره تصفیه شده و سپس این شمش ها در محدوده دمایی °C ۱۱۵۰ - ۱۱۸۰ آهنگری شده و عملیات تمپر در دمای °C ۶۸۰ انجام شد. سپس نمونه های استاندارد دیلاتومتری به شکل استوانه هایی به قطر ۱/۴± میلیمتر

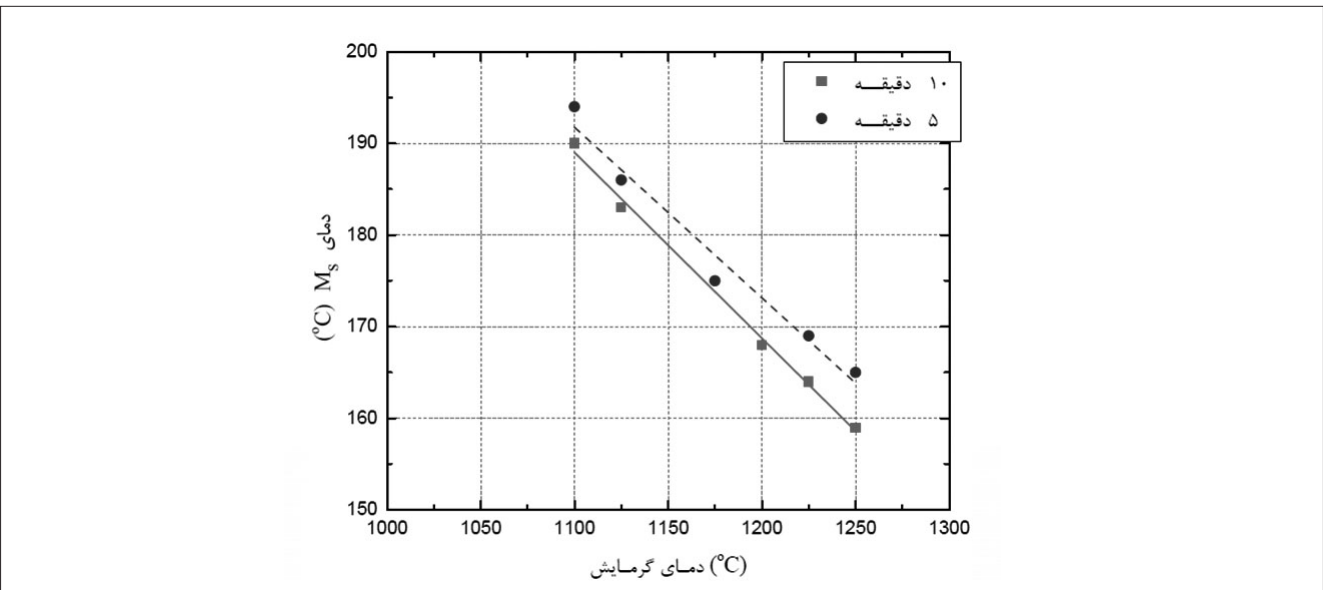
فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی حاوی ۱۶ درصد کروم، ۲ درصد نیکل و ۰/۱۵ درصد کربن به عنوان AISI 431 شناخته می شوند و معمولاً در شرایط کوئنچ و تمپر استفاده می شوند. این فولادها در هوافضا، صنایع دریایی، شیمیایی و غذایی، به خاطر ترکیب عالی از مقاومت به خوردگی و خواص مکانیکی مطلوب استفاده می شوند. برخی از کاربردهای این فولاد شامل شفت های پمپ، گیره های استحکام بالا، نازل ها، اجزای اگزوز، قالب های شیشه زنی و ... هستند. بنابر ترکیب و تاریخچه عملیات انجام شده، ریزساختار فولاد زنگ نزن مارتنزیتی شامل مارتنزیت، کاربید رسوب کرده، آستنیت باقیمانده و فریت دلتا می شود. مطالعات بر روی این فولاد ها نشان داده است که به خاطر عدم تعادل عناصر آلیاژی ترکیب بین پایدار کننده های آستنیت و فریت در فولاد و دماهای آستنیت شدن، ریزساختار فولاد می تواند شامل مقادیر مختلف آستنیت باقیمانده، فریت دلتا و کاربید شود. (بالان، ردی، سرما، ۱۹۹۸؛ رجاسخار، مدهوسودهان، مهندس، مورتی، ۲۰۰۹). بنابراین نقش فریت دلتا باید در این فولادها به صورت کامل بررسی شود، چرا که می تواند بر شکل دهی گرم، خواص مکانیکی و خوردگی تاثیرگذار باشد. در این پژوهش سعی بر آن شده است که درصد حجمی فریت دلتا و ریخت شناسی آن تحت شرایط دما و زمان نگهداری در دمای بالا اندازه گیری شود تا بتوان یک مقدار بهینه را برای هدف مورد نظر به دست آورد.

برخی محققان معتقدند که فریت دلتا اثر مخربی بر خواص ضربه ماده خواهد داشت که دلیل اصلی آن را عدم پیوستگی بین فریت دلتا و زمینه اطراف ذکر کرده اند (باشو، سینگ، راوات، ۱۹۹۰؛ کاروگ، بهاداشیا، ولین، ۲۰۰۴). ونگ و همکاران (وانگ، لو، ژیاو، ۲۰۱۰) نشان داده اند که حضور فریت دلتا باعث کاهش انرژی ضربه و افزایش دمای تبدیل نرمی به تدری می شود. این در صورتی است که شفر (شفر، ۱۹۹۸) پیشنهاد کرده است که فریت دلتا نرم و باعث افزایش داکتیلیتی و انرژی ضربه فولادهای زنگ نزن مارتنزیتی خواهد شد.

مقدار فریت دلتا باید یک مقدار بهینه باشد چرا که مقادیر بالای آن باعث کاهش استحکام تسلیم (کاردوسو، استروویکر، رگولی،



شکل ۱ - منحنی دیلاتومتری نمونه‌ی نگهداری شده در دمای ۱۱۲۵ به مدت ۵ دقیقه به همراه نقاط بحرانی.



شکل ۲ - تغییرات دمای شروع استحاله مارتنزیتی (M_s) با دما و زمان نگهداری.

نمونه‌ها از وسط برش داده شده و پس از مانیت، مورد آزمون متالوگرافی قرار گرفتند برای بررسی ساختار نمونه‌ها از محلول اچ ویلا و ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری Olympos، مدل PMG3 بررسی شد. برای اندازه‌گیری درصد فازها از نرم افزار مهندسی Clemex استفاده شد.

نتایج و بحث:

محاسبه دماهای بحرانی

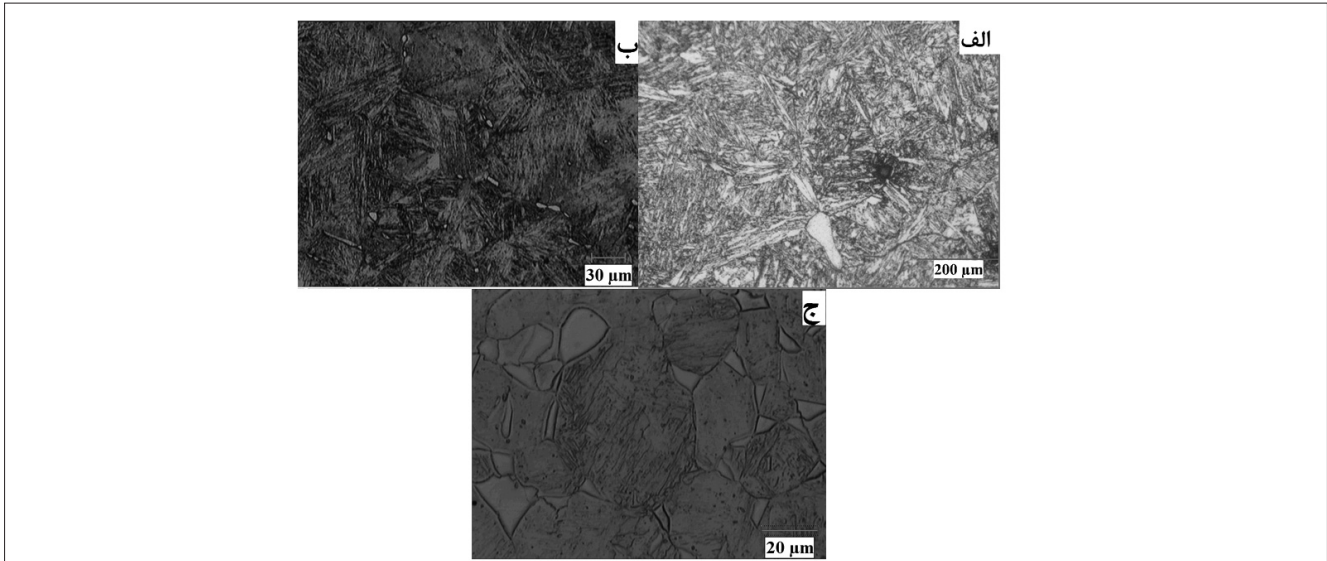
با توجه به منحنی‌های گرمایش دیلاتومتری و انحراف از انبساط خطی دمای A_{c1} برابر با ۷۸۹ با انحراف استاندارد از میانگین ۶

و طول 1 ± 0.1 میلی‌متر به صورت طولی از مکان‌هایی یکسان از فاصله دو سوم از مرکز شمش تهیه شدند.

جهت ایجاد نمونه‌هایی با درصد فریت دلتای متفاوت، با استفاده از دستگاه دیلاتومتری A/D ۸۰۵ نمونه‌ها با نرخ گرمایش $5 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ تا دماهای ۱۰۵۰ تا ۱۲۵۰ با فاصله‌های دمایی $25 \text{ } ^\circ\text{C}$ به مدت زمان ۵ و ۱۰ دقیقه نگهداری شده سپس با سرعت

$30 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ تا دمای اتاق سرد شدند. ضمن آنکه سه نمونه هم جهت بررسی دمای پیشگرم در دمای ۱۱۷۵ به مدت ۵ دقیقه نگهداری شده و سپس به مدت ۳۰ ثانیه در دماهای ۱۱۰۰، ۱۰۵۰ و ۱۰۰۰ نیز نگهداری شده سپس سرد شدند.

پس از انجام سیکل‌های حرارتی توسط دستگاه دیلاتومتری،



شکل ۳- ریزساختار نمونه های الف- اولیه ب- ۱۲۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵ دقیقه ج- ۱۲۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۰ دقیقه

۱۱۲۵ به مدت ۵ دقیقه نگهداری شد، ثبت شده است که برابر با ۷۳ درجه سانتیگراد می باشد.

ریزساختار

تصاویر میکروسکوپی نوری تعدادی از نمونه ها، در شکل ۳ نشان داده شده است. ریزساختار اولیه نمونه ها شامل ۱/۸ درصد فریت دلتا بود و آستنیت باقیمانده در این نمونه ها دیده نمی شد. شکل ۴ نتایج تفرق اشعه ایکس (XRD) را برای نمونه اولیه نشان می دهد. همانطور که مشخص است اثری از آستنیت باقیمانده دیده نمی شود، اما تشخیص پیک های فریت دلتا و مارتنزیت نیز از یکدیگر ممکن نیست چرا که پارامتر شبکه این دو فاز بسیار به هم نزدیک هستند. درصد های فریت دلتا در نمونه های مختلف توسط نرم افزار مهندسی Clemex اندازه گیری شد و نتایج آن در شکل ۵ نشان داده شده است.

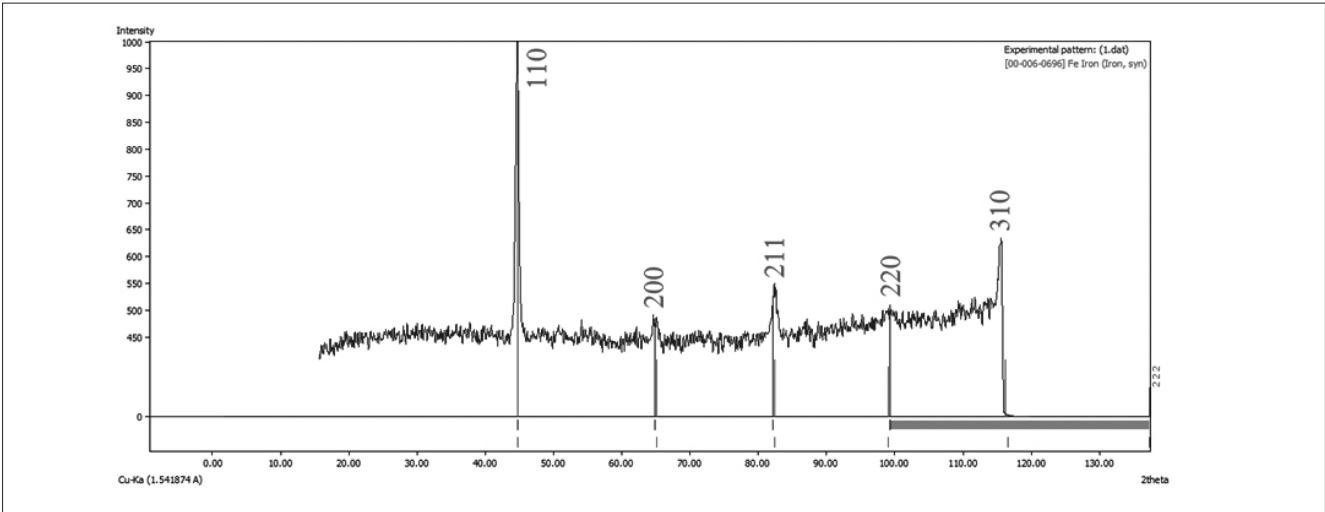
از نمودار می توان دریافت که تا دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد هنوز استحاله تشکیل فریت دلتا شروع نشده است و در زیر این دما مقدار فریت دلتا در ۵ دقیقه نگهداری بیشتر از مقدار آن در همان دما در ۱۰ دقیقه نگهداری است. با توجه به پژوهش لی و همکاران (۲۰۱۲) که نشان می دهد سینتیک انحلال فریت دلتا هنوز کامل نشده است در مدت ۱۰ دقیقه مقدار بیشتری از فریت دلتا به آستنیت تبدیل شده است. اما با افزایش دما تقریباً از ۱۱۵۰ درجه، ترمودینامیک تشکیل فریت دلتا شروع شده است و همانطور که مشخص است با افزایش زمان نگهداری مقدار بیشتری هم فریت دلتا تشکیل شده است که نشان از زمان بر بودن این فرآیند و سینتیک تشکیل فریت دلتا است.

درجه سانتیگراد برای نمونه های مختلف و دمای Ac_3 برابر با ۸۹۸ درجه با انحراف استاندارد از میانگین ۷ درجه بدست آمد. نمونه ای از نمودار دیلاتومتری در شکل ۱ نشان داده شده است.

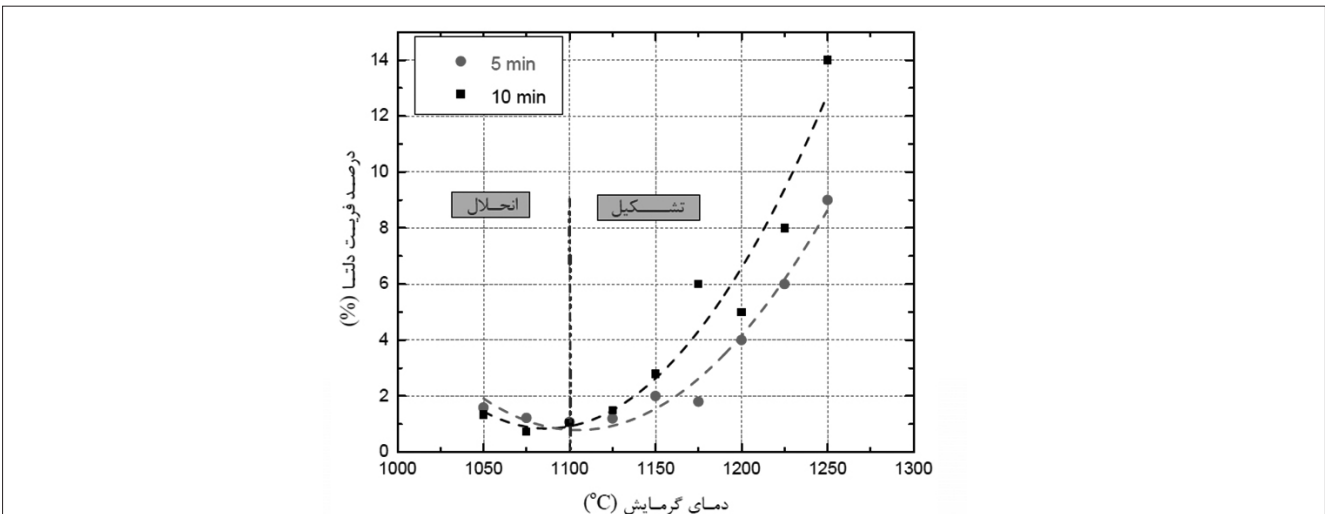
دمای شروع مارتنزیت نیز در نمونه هایی که نمودار آنها توسط دستگاه کامل ثبت شده بود با رسم مماس بر منحنی ها بدست آمد که روندی مشابه با روند نشان داده شده در شکل ۲ دارد. همانطور که مشخص است با افزایش دما، دمای شروع استحاله مارتنزیتی کاهش پیدا کرده است و برای نمونه ای که در دمای بالا به مدت ۱۰ دقیقه نگه داری شده کمی پایین تر از نمونه ای است که به مدت ۵ دقیقه نگهداری شده است، که این نتیجه با کارهای اکبری و همکاران (۲۰۰۶) همخوانی دارد.

با افزایش زمان نگهداری در دمای بالا، دمای شروع استحاله مارتنزیتی کمی کمتر شده است. یکی از دلایل می تواند کاهش مرز دانه با بزرگ شدن اندازه دانه باشد. چرا که مارتنزیت تشکیل شده به علت درصد کربن مارتنزیت بشقابی شکل است و چون مارتنزیت بشقابی شکل بیشتر از مرزدانه های آستنیت شروع به تشکیل می کند در نتیجه با کم شدن مرزدانه به نیروی محرکه بیشتری برای انجام استحاله نیاز است که این امر با کاهش بیشتر دما محقق می شود. همچنین با افزایش دما بالای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد که استحاله فریت دلتا شروع شده است، این فاز غنی از عناصر فریت زا همچون کروم و عاری از عناصر آستنیت زا خواهد شد، در نتیجه آستنیت، غنی از عناصری همچون کربن و نیکل خواهد شد که باعث پایداری بیشتر آستنیت می شود لذا دمای شروع استحاله مارتنزیتی را کاهش خواهد داد.

دمای پایان استحاله مارتنزیتی تنها برای نمونه ای که در دمای



شکل ۳ - نتایج تفرق اشعه ایکس (XRD) نمونه اولیه.

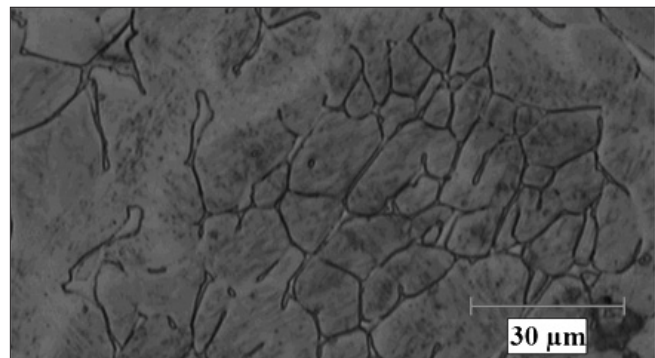


شکل ۵ - درصد فریت دلتای تشکیل شده در زمان و دماهای مختلف.

دهد برای نمونه هایی که زیر ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد گرم شده اند فریت دلتا به صورت لایه ای می باشد (شکل ۴-ب) اما در دماهای بالا و زمان کم، در واقع نقاط مستعد به جوانه زنی فریت دلتا شروع به جوانه زنی کرده و ریخت شناسی آن شبیه فریت دلتای کرمی شکل شده است (شکل ۶)، بالای این دما در واقع جایی است که ریخت شناسی به حالت جزایری از فریت دلتا تغییر خواهد یافت (شکل ۴-ج) که مطابق با پژوهش های ون و همکارانش می باشد.

میکروسختی

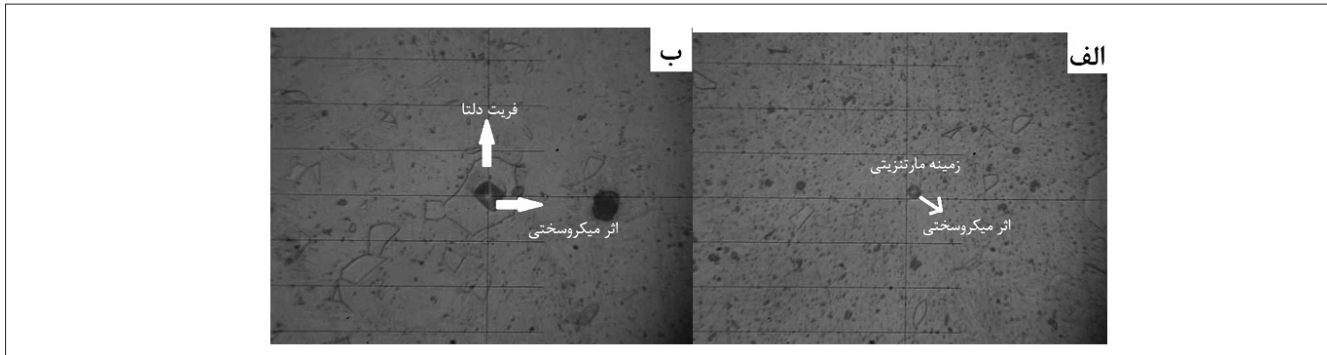
آزمون میکروسختی با بار ۱۵ گرم بر روی فازهای مارتنزیت و فریت دلتا انجام شد که سختی های میانگین به ترتیب ۵۳۰ و ۱۳۵ ویکرز اندازه گیری شد. همانطور که در شکل ۷ نشان داده شده است اثر میکروسختی در فاز فریت دلتا بزرگتر از آن در زمینه



شکل ۶ - ریزساختار نمونه نگهداری شده در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵ دقیقه.

ریخت شناسی فریت دلتا:

برای بررسی ریخت شناسی فریت دلتا از مقطع عرضی نمونه های دیلاتومتری عکس متالوگرافی تهیه شد. این تصاویر نشان می



شکل ۷ - اثر میکروسختی ویکرز بر الف - زمینه مارتنزیتی ب - فاز فريت دلتا

مارتنزیتی می باشد، بنابراین سختی کمتری را مشاهده می کنیم.

نتیجه گیری

- در تحقیق حاضر تاثیر دما و زمان گرمایش در فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI 431 بررسی گردید و نتایج ذیل به دست آمد.
- ۱- دمای Ac_1 برابر با ۷۸۹ درجه سانتیگراد و دمای Ac_3 برابر با ۸۹۸ درجه سانتیگراد بدست آمد.
 - ۲- با افزایش دما، دمای شروع استتاله مارتنزیتی کاهش پیدا کرده است و همچنین برای نمونه ای که به مدت ۱۰ دقیقه در دمای بالا نگه داری شده است پایین تر از نمونه ای است که به مدت ۵ دقیقه نگه داری شده است.
 - ۳- مقدار فريت دلتا با افزایش دما تا ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد کاهش و سپس تا ۱۴ درصد افزایش پیدا می کند.
 - ۴- مورفولوژی فريت دلتا ابتدا لایه ای می باشد که با افزایش دما و زمان به کرمی شکل یا به جزیره ای تغییر پیدا می کند.

منابع و مراجع:

- 1- K.P. Balan, A. Venugopal Reddy, and D.S. Sarma, "Effect of Single

and Double Austenitization treatment on the microstructure and mechanical properties of 431", Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 8(3), June 1999

2-A. Rajasekhar, G. Madhusudhan Reddy, T. Mohandas, V.S.R. Murti, "Influence of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 431 martensitic stainless steel electron beam welds", Materials and Design 30 (2009)

3-Bashu, S.A. ;Singh, K. and Rawat, M.S. "Effect of heat treatment on mechanical properties and fracture behavior of a 12CrMoV steel", Mater. Sci. Eng. A, 127, 7-15, 1990.

4-Carrouge, D. ;Bhadeshia, H.K.D.H. and Woollin, P. "Effect of delta-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones", Sci. Technol. Weld. Join. 9, 377-389, 2004

5-Wang, P. ;Lu, S.P. and Xiao, N.M. "Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr-4Ni martensitic stainless steel", Mater. Sci. Eng. A 527 (2010) 3210-3216.

6-Schffer, L. "Tensile and impact behavior of the reduced-activation steels OPTIFER and F82H mod", J. Nucl. Mater. 262, 1336-1339, 1998.

7-Cardoso, P.H.S. ; Kwietniewski, C. ;Porto, J.P. Reguly, A. and Strohaecker, T.R. "The influence of delta ferrite in the AISI 416 stainless steel hot workability", Materials Science and Engineering: A, Volume 351, Issues 1-2, 25, Pages 1-8, 2003.

8- Rho, B.S. ;Hong, H.U. and Nam, S.W. "The effect of d-ferrite on fatigue cracks in 304L steels", International Journal of Fatigue 22, 683-690, 2000.

9-Saeed-Akbari A., Bleck W., Naderi M. "Determination of steels microstructural component based on novel characterization techniques." Aachen University, Institute of Ferrous Metallurgy, pp. 4-9,(2006).

10-Y.H. Wen, H.B. Peng, P.P. Sun, G. Liu and N. Li, "a novel training-free cast Fe-18Mn-5.5Si-9.5Cr-4Ni shape memory alloy with lathy delta ferrite", Scripta Materialia, 62, (2010).