

تأثیر کروم بر ریزساختار و آخال‌های جوش‌های چند راهه فولادهای کم آلیاژی در جوش کاری به روش الکتروود دستی*

محمدحسن عوض‌کننده فراول^(۱) محسن حداد سبزواری^(۲) علی حائریان اردکانی^(۳)

چکیده

تأثیر کروم بر ریزساختار و آخال‌های جوش‌های چند راهه فولادهای کم آلیاژی مورد بررسی قرار گرفت. جوش کاری به روش الکتروود دستی و در وضعیت تخت، بر اساس استاندارد AWS A5.5-96 انجام شد. کروم به شکل فروکروم به پوشش الکتروود اضافه گردید. به طوری که فلز جوش حاوی مقادیر ۰/۰۵، ۰/۵۳، و ۰/۹۱ wt.% کروم باشد. ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی در ناحیه ستونی و حرارت دیده مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهد که افزایش مقدار کروم فلز جوش مقدار فریت سوزنی را با کاهش فریت اولیه و فریت با فاز ثانویه افزایش می‌دهد. مقدار ریزفازها نیز به طور مرتب با افزایش مقدار کروم افزایش می‌یابد. همچنین به نظر می‌رسد کروم بر روی مشخصات ظاهری آخال‌ها (مثل کسر حجمی و اندازه متوسط آنها) و فازهای تشکیل دهنده آنها تأثیری ندارد.

واژه‌های کلیدی کروم، ریزساختار، آخال‌ها، جوش‌های چند راهه، فولادهای کم آلیاژی، جوش کاری الکتروود دستی.

Effects of Chromium on the Microstructure and Inclusions of Multipass Low Alloy Steels Weld Metal in Shielded Metal Arc Welding

M.H. Avazkonandeh-Gharavol

M. Haddad-Sabzevar

A. Haerian

Abstract

Effect of chromium content on the microstructure and inclusions formation in low alloy steel multipass welds was investigated. Manual metal arc welding was performed in flat position according to AWS A5.5-96 standard. The ferro-chromium content in the coating was varied such that the final weld metal consists of 0.05, 0.53 and 0.91 wt.% chromium. Microstructure was studied by optical and scanning electron microscope in both columnar and reheated regions of the weld metal. The results showed increase in acicular ferrite formed at the expense of primary ferrite and ferrite with second phase with steady refinement of microstructure. Amount of microphases also increase as the chromium content of the weld metal increases. It is believed that chromium does not affect apparent characteristics (such as volume fraction and average size) and chemistry of inclusions.

Key Words Chromium, Microstructure, Inclusions, Multipass welds, Low alloy steels, Manual metal arc welding.

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۷/۳/۲۷ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۸/۶/۲۴ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) عهده‌دار مکاتبات: کارشناس ارشد، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(۲) دانشیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

(۳) استاد، مؤسسه آموزش عالی سجاده، مشهد

مقدمه

خواص مکانیکی یک جوش سالم به وسیله ترکیب شیمیایی، سرعت سرد شدن فلز جوش و ریزساختار تعیین می‌شود. از بین این متغیرها، ترکیب شیمیایی مهمترین عامل می‌باشد و در نتیجه همه روزه آلیاژهای جوش کاری جدید، مثل فولادهای کم آلیاژی برای سازه‌های دریایی و خطوط انتقال، طراحی شده و توسعه می‌یابند [1]. در سازه‌های جوش کاری شونده از جنس فولادهای کم آلیاژی معمولاً هدف رسیدن به ریزساختاری است که به طور عمده از فریت سوزنی تشکیل شده باشد. در این صورت می‌توان به طور هم زمان به استحکام و چقرمگی مناسبی دست یافت و در عین حال از ویژگی جوش پذیری مناسب فولادهای کم آلیاژی نیز بهره گرفت.

به خاطر پایین بودن مقدار عناصر آلیاژی در فولادهای کم آلیاژی، این فولادها ابتدا به صورت فریت دلتا منجمد می‌شوند. سپس در حین سرد شدن، فریت دلتا به آستنیت تبدیل می‌شود. دانه‌های آستنیت نیز مانند فریت دلتا ستونی بوده اما دقیقاً بر روی دانه‌های فریت دلتا منطبق نمی‌باشند [2]. با کاهش دما، آستنیت به انواع شکل‌های فریت تبدیل می‌شود. این فریت‌ها را می‌توان به سه ساختار کلی تقسیم کرد. اولین ساختار فریتی که در حین سرد شدن به وجود می‌آید، فریت بی‌شکل (Allotriomorphic ferrite) یا فریت اولیه، Primary ferrite یا فریت مرزدانه‌ای، Grain boundary ferrite است. این فریت معمولاً در مرز دانه‌های آستنیت جوانه‌زنی کرده و رشد می‌کند. رشد این فاز مستلزم نفوذ با برد زیاد کربن در آستنیت است. در دمای پایین‌تر فریت ویدمن‌اشتاتن (Widmanstätten ferrite) با مکانیزم جابجایی گروهی اتم‌ها (Displacive) از روی فریت مرزدانه‌ای یا مرز دانه‌های آستنیت جوانه‌زنی و رشد می‌کند. این نوع فریت شامل ورقه‌های موازی فریت است که با مرزهای زاویه کوچک از هم جدا می‌شود. در حین رشد آن کربن از اطراف ورقه به درون آستنیت پس زده شده و منجر به تولید فازهای ثانویه کشیده بین ورقه‌ها

می‌گردد. پس از اشغال شدن تمامی مرزدانه‌های آستنیت، جوانه‌زنی فریت سوزنی (Acicular ferrite) درون دانه‌های آستنیت و از روی آخال‌های غیر فلزی شروع می‌شود. این ورقه‌ها با جهت‌گیری تصادفی از روی آخال‌ها جوانه می‌زنند. اندازه مؤثر این ورقه‌ها بسیار کوچک بوده و با مرزهای زاویه بزرگ از هم جدا می‌شوند، همچنین ساختار آشفته آنها از جمله مکانیزم‌های افزایش استحکام و چقرمگی توسط این ساختار می‌باشد [3-5]. از جمله پارامترهایی که برای جوانه‌زنی فریت سوزنی از روی آخال‌ها مهم است، فازهای موجود در آخال‌ها [6-11] و اندازه آنها [12] می‌باشد.

پس از اتمام استحاله آستنیت به فریت مقداری از آستنیت بین ورقه‌های فریت سوزنی باقی می‌ماند که درصد کربن آن خیلی بالاتر از مقدار میانگین کل ترکیب است (مقدار آن در حدود ۰/۵-۰/۸ wt.% می‌باشد)، [13]. این آستنیت باقیمانده، بسته به ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن، می‌تواند به اجتماع فریت-کاربید، بنیت یا مارتنزیت تبدیل شود و یا، به صورت آستنیت باقی بماند. به این دسته از فازها که کسر اندکی از کل ریزساختار را به خود اختصاص می‌دهند، ریزفاز (Microphase) می‌گویند.

ریزساختار جوش‌های چند راهه شامل دو ناحیه از رسوب (As-deposited region یا اولیه، Primary region) و حرارت دیده (Reheated region یا ثانویه، Secondary region) می‌باشد. دانه‌های آستنیت در ناحیه‌ای از رسوب ستونی بوده و از این رو، به این ناحیه، ناحیه ستونی نیز می‌گویند. ناحیه حرارت دیده خود از دو ناحیه حرارت دیده درشت دانه (Coarse grain reheated zone: CGRZ) که بالاتر از دمای 1050°C حرارت دیده، و ناحیه حرارت دیده ریزدانه (Fine grain reheated zone: FGRZ) که در محدوده دمایی $850-1050^{\circ}\text{C}$ حرارت دیده، تشکیل می‌شود. شکل دانه‌های آستنیت در نواحی حرارت دیده هم محور است و از نظر اندازه خیلی کوچک‌تر از ناحیه ستونی می‌باشد.

کروم ثابت، به کاهش اندازه دانه فریت سوزنی و افزایش مقدار ریزفازها منجر می‌گردد. در صورتی که مقدار کروم به بیش‌تر از ۲/۸ wt.% افزایش یابد، مارتنزیت نیز در ریزساختار دیده خواهد شد [15].

همچنین جورج و همکارانش [14] مقدار کروم (در محدوده ۳/۲۳-۰/۲۶ wt.%) را در فولادهای کربن-منگنز حاوی مولیبدن بررسی کردند و مشخص شد که در این فولادها با افزایش مقدار کروم در محدوده یاد شده، مقدار فریت با فاز ثانویه با کاهش مقدار فریت سوزنی افزایش می‌یابد و در صورت افزایش مقدار کروم به بیش‌تر از ۲/۴۹ wt.% مارتنزیت در ساختار به وجود آمده و جزء غالب می‌شود.

تأثیر کروم بر ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش فولادهای کم‌آلیاژی با استحکام بالا در جوش‌های چند راهه الکتروود دستی با استفاده از الکترودهای با استحکام بالا (رده‌های ۱۰۰، ۱۱۰ و ۱۲۰) توسط سوریان (E.S. Surian *et al.*) و همکارانش [16] بررسی و مشخص گردید که با افزایش کروم فلز جوش در محدوده ۱/۸۹ wt.%-۰/۰۴ در دو سطح منگنز (۱ wt.% و ۱/۴ wt.%)، مقدار فریت سوزنی با کاهش سایر اجزای سازنده ریزساختار افزایش می‌یابد. البته این روند در مورد مقدار منگنز ۱/۴ wt.% شدیدتر از ۱ wt.% منگنز می‌باشد. علت اختلاف بین دو روند مشاهده شده در نتایج جورج و سوریان، اختلاف در روش‌های جوش‌کاری و همچنین ترکیب شیمیایی جوش می‌باشد. همچنین مشخص شده است که در جوش‌های تک راهه زیرپودری، افزایش کروم فلز جوش تأثیری بر روی فازهای سازنده آخال‌ها ندارد [11].

از آنجا که در هیچ یک از مقاله‌های فوق تأثیر مقدار کروم به طور هم‌زمان بر روی ریزساختار، ریزفازها و مخصوصاً آخال‌ها بررسی نشده است، هدف از این تحقیق بررسی کامل تأثیر کروم بر روی اجزای سازنده ریزساختار و مشخصه‌های ظاهری و شیمیایی آخال‌ها در جوش‌های چند راهه فولادهای کم‌آلیاژی به روش الکتروود دستی می‌باشد. معمولاً در

تأثیر کروم بر ریزساختار فلز جوش [14-16] و آخال‌ها [11] برای انواع مختلفی از فولادها و روش‌های جوش‌کاری بررسی شده است. جورج (J.C.F. Jorge *et al.*) و همکارانش [15]، تأثیر کروم را بر ریزساختار و خواص مکانیکی جوش‌های تک راهه زیر پودری مطالعه کردند. بررسی در دو سطح کربن (سطح A حاوی ۰/۱۳ wt.% و سطح B حاوی ۰/۰۹ wt.%) انجام گرفت و در هر دو مورد روند کلی مشاهده شده یکسان بود. مشخص شده است که کروم در ابتدا منجر به افزایش مقدار فریت سوزنی با کاهش مقدار فریت اولیه می‌شود و با افزایش بیشتر، مقدار فریت با فاز ثانویه را با کاهش فریت سوزنی افزایش می‌دهد. خاطر نشان می‌سازد فریت با فاز ثانویه یک نام کلی برای محصولات ورقه‌ای که از مرز دانه‌ها جوانه‌زنی می‌کنند، می‌باشد. این فازها به طور عمده می‌توانند شامل فریت ویدمن‌اشتانن و بینیت باشند. تفکیک کردن این فازها از یکدیگر در ساختار جوش به خاطر درصد کربن پایین و همچنین رخ دادن استتال در سرد شدن پیوسته، مشکل می‌باشد. محدوده دمایی تشکیل شدن این فازها با هم متفاوت بوده و اختلاف اصلی در رسوب‌گذاری کاربرد بین ورقه‌ها می‌باشد که با استفاده از TEM قابل بررسی است. محدوده دمایی تشکیل شدن فریت ویدمن‌اشتانن بالاتر از بینیت و فریت سوزنی است اما محدوده‌ی تشکیل شدن بینیت و فریت سوزنی تا حدی هم‌پوشانی دارد. در مرجع فوق احتمالاً منظور از فریت با فاز ثانویه، بینیت می‌باشد. اما در مقاله حاضر این فازها از یکدیگر تفکیک نشده‌اند و در صورت تشکیل شدن بینیت و فریت ویدمن‌اشتانن شامل هر دو می‌باشد. این تغییرات برای جوش‌های A در ۲/۰ wt.% کروم و برای جوش‌های B در ۲/۰ wt.% کروم مشاهده شد. در هر دو گروه در حین افزایش مقدار فریت سوزنی، اندازه دانه‌های آن کاهش یافته و این کاهش در مورد نمونه A شدیدتر از نمونه‌های B می‌باشد. افزون بر این، مطالعات SEM نشان داد که مقدار ریزفازها در جوش‌های گروه A بیش‌تر از گروه B می‌باشد. یعنی افزایش درصد کربن در یک مقدار

۵. مشخصه‌های ظاهری و شیمیایی آخال‌های غیر فلزی.

روش تحقیق

سه نوع الکتروود آزمایشگاهی با پایه الکتروودهای سلولزی (E8010G) طراحی و ساخته شد. کروم به شکل فروکروم به پوشش الکتروود اضافه شد به طوری که فلز جوش حاوی ۰/۰۵، ۰/۵۳ و ۰/۹۱ wt.% کروم باشد. درصد کروم در فروکروم ۸۰-۷۵ می‌باشد. برای کلیه الکتروودها، قطر مغزه الکتروود ۵ mm طول آن ۳۵۰ mm و ضریب پوشش آن ۱/۴۳۲ بود. ترکیب شیمیایی مغزه الکتروود در جدول (۱) دیده می‌شود. فلز پایه از جنس فولاد کربن- منگنز DIN St ۵۲ به ضخامت ۱۹ mm بوده و ترکیب شیمیایی آن نیز در جدول (۱) آورده شده است. طرح اتصال و ابعاد ورقه‌های مورد استفاده در شکل (۱) دیده می‌شود.

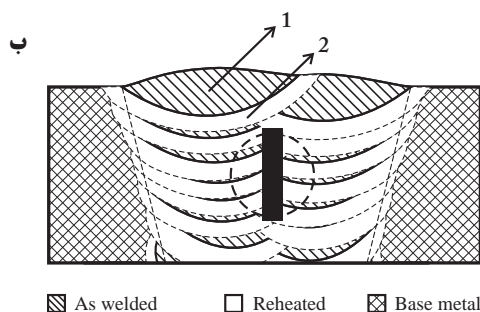
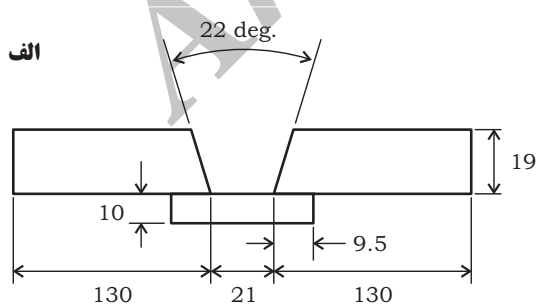
جوش کاری پارامتر اصلی خواص مکانیکی فلز جوش می‌باشد و طراحی بر اساس آن صورت می‌گیرد. در مورد آلیاژ جوش کاری شده در تحقیق حاضر نیز خواص مکانیکی بررسی شده و نتایج خواص مکانیکی توسط عوض‌کننده و همکارانش [17] در مقاله دیگری به چاپ رسیده است. مطالعات متالوگرافی برای بررسی شامل موارد زیر می‌باشد:

۱. درصد نواحی مختلف فلز جوش (ستونی و حرارت دیده)،
۲. اندازه دانه آستنیت در نواحی ستونی و حرارت دیده درشت دانه،
۳. درصد اجزای سازنده ریزساختار در نواحی ستونی و حرارت دیده درشت دانه،
۴. مقدار و ماهیت ریزفازها مخصوصاً در نواحی حرارت دیده،

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فلز پایه و مغزه الکتروود (wt.%)

عنصر	N*	O*	Ti*	Al*	Mo*	Ni	Cr	Cu	S*	P*	Mn	Si	C
فلز پایه	۵۷	۱۳۷	۸۳/۵۷	۱۰۰	۳۱/۳۲	۰/۰۷	۰/۰۳	۰/۰۴	۷۵/۷۶	۱۴۰	۱/۴۴	۰/۲۶	۰/۱۶
مغزه‌ی الکتروود	۵۵	۲۴۷	-	۵۶/۷۶	۳۰۰	۰/۰۳	۰/۰۲	۰/۱۴	۲۰۰	۸۵/۰۳	۰/۶۰	۰/۰۳	۰/۰۸

* این اعداد بر حسب ppmw می‌باشند.



شکل ۱ (الف) طرح اتصال و ابعاد مورد استفاده (ابعاد بر حسب میلی‌متر است) و (ب) طرح‌واره مقطع جوش‌های چند راهه، نشان‌دهنده هندسه گرده‌ها و نواحی مختلف فلز جوش. در شکل (ب)، ۱ ناحیه ستونی آخرین گرده و ۲ ناحیه حرارت دیده به وجود آمده به وسیله آخرین گرده را نشان می‌دهند، مستطیل سیاه وسط محل نمونه شارپی و دایره وسط محل انجام شدن کوآنتومتری را مشخص می‌کنند.

جدول ۲ پارامترهای استفاده شده در جوش کاری

پارامترهای جوش کاری					درصد وزنی فروکروم در پوشش الکتروود
دمای بین راهها	رطوبت (wt.%) ^۲	حرارت ورودی (kJ/mm) ^۱	ولتاژ (V) ^۱	جریان (A) ^۱	
۱۸۵	۲/۹۲	۲/۴۳	۲۹	۱۸۶	۰/۰
۱۸۵	۲/۴۵	۲/۸۱	۳۰/۵	۱۸۵	۴/۵
۱۸۵	۳/۱۹	۲/۴۲	۳۰/۵	۱۸۶	۸/۰

۱ مقادیر گزارش شده مقدار متوسط در هر پاس می‌باشند.

۲ رطوبت پوشش الکتروود بر اساس روش مشخص شده در استاندارد ANSI/AWS A5.5-96 تعیین شده است.

حکاکی انتخابی Beraha با ترکیب $6g Na_2S_2O_3 \cdot 5H_2O + 3g K_2S_2O_5 + 94 ml H_2O$ استفاده گردید [۱۸]. کسر حجمی ریزفازها در بزرگنمایی $1000\times$ و با استفاده از این محلول تعیین شد. برای بهتر نتیجه دادن حکاکی انتخابی، نمونه‌ها ابتدا به مدت ۲ ثانیه در نایتال ۲٪ به طور خفیف حکاکی شدند. مشخصه‌های کمی آخال‌های غیرفلزی (مثل کسر حجمی و توزیع اندازه آنها) با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی در بزرگنمایی $4000\times$ و حالت الکترون برگشتی در kV ۲۰ و از روی سطح پولیش شده نمونه‌های متالوگرافی تعیین شد. ده منطقه از هر نمونه، شامل حداقل ۵۷۰ آخال، مورد بررسی قرار گرفت. کلیه بررسی‌های کمی با استفاده از نرم‌افزار Clemex vision انجام گرفت.

نتایج

ترکیب شیمیایی فلز جوش بر اساس مقدار فروکروم در پوشش الکتروود، در جدول (۳) آورده شده است. با توجه به طراحی اتصال و محل اندازه‌گیری ترکیب شیمیایی، می‌توان گفت که پدیده رقیق شدن با فلز پایه در این ترکیب‌های شیمیایی بی‌تأثیر بوده و ترکیب شیمیایی نهایی فلز جوش فقط متأثر از ترکیب شیمیایی مغزه الکتروود و پوشش آن است.

جوش کاری بر اساس استاندارد AWS A5.5-96 و در وضعیت تخت انجام شد. شیار بین ورق‌ها به وسیله هشت لایه هر یک شامل ۲ گرده، پر شد. جهت جوش کاری پس از هر گرده معکوس می‌گردید. پارامترهای استفاده شده در جوش کاری، در جدول (۲) دیده می‌شوند.

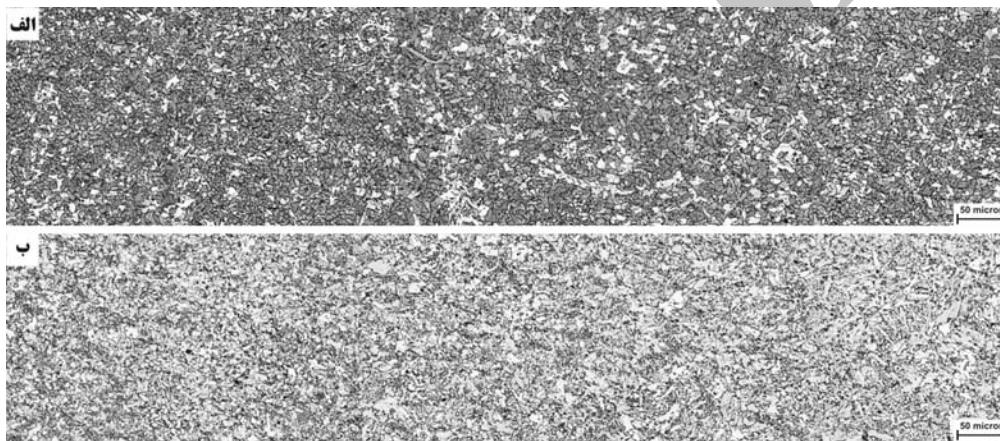
پس از انجام جوش کاری ترکیب شیمیایی فلز جوش با استفاده از دستگاه Horiba Metalys از مرکز فلز جوش که در شکل (۱-ب) با دایره مشخص شده است، تعیین گردید. نمونه‌های متالوگرافی از مقطع عرضی جدا شده و پس از برش، سنباده‌زنی و پولیش در نایتال ۲٪ حکاکی گردید. یک نمونه از طرح اتصال در شکل (۱) آورد شده است. ریزساختار به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO 1450VP مجهز به EDS-Oxford 7353 در ناحیه ستونی آخرین گرده و همچنین در ناحیه حرارت دیده ایجاد شده توسط آن مطالعه شد (نواحی ۱ و ۲ در شکل (۱-ب)). عرض دانه‌های آستنیت در ناحیه ستونی و اندازه آنها در ناحیه حرارت دیده درشت دانه در بزرگنمایی $100\times$ و کسر حجمی اجزای تشکیل‌دهنده‌ی ریزساختار در بزرگنمایی $500\times$ تعیین شد.

برای تفکیک بهتر ریزفازها از یک محلول

جدول ۳ ترکیب شیمیایی فلز جوش بر اساس مقدار فروکروم در پوشش الکتروود

درصد وزنی در فلز جوش													درصد وزنی فروکروم در پوشش الکتروود
N*	O*	Ti	Al*	Mo	Ni	Cr	Cu	S	P	Mn	Si	C	
۱۸۱	۵۳۱	۰/۰۲۲	۵/۰۷	۰/۰۲	۰/۱۷	۰/۰۵	۰/۵۷	۰/۰۱۵	۰/۰۱	۰/۸۰	۰/۳۵	۰/۱۶۸	۰/۰
۱۳۹	۵۷۷	۰/۰۲۱	۲/۳۳	۰/۰۳	۰/۱۶	۰/۵۳	۰/۵۳	۰/۰۱۵	۰/۰۱	۰/۸۱	۰/۳۷	۰/۱۶۳	۴/۵
۱۹۹/۵	۵۵۷/۵	۰/۰۱۹	۹/۸۲	۰/۰۲	۰/۱۷	۰/۹۱	۰/۵۶	۰/۰۱۵	۰/۰۱	۰/۸۰	۰/۳۷	۰/۱۶۷	۸/۰

* این اعداد بر اساس ppmw می‌باشند.



شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از محل شکاف نمونه ضربه. (الف) برای نمونه حاوی ۰/۰۵ و (ب) برای نمونه حاوی ۰/۹۱ wt.% کروم.

مورد ناحیه درشت دانه چشم‌گیرتر بوده و ناحیه ستونی، حتی در حداکثر مقدار کروم، ۰/۹۱ wt.%، کسر اندکی از کل ریزساختار را تشکیل می‌دهد و قسمت عمده ریزساختار را نواحی حرارت دیده به وجود می‌آورد. این نکته در شکل (۲) دیده می‌شود. در شکل (۲-الف) فقط ناحیه حرارت دیده ریزدانه دیده می‌شود. اما در قسمت (ب)، از سمت راست، ابتدا ناحیه ستونی سپس به ترتیب نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریزدانه قابل مشاهده می‌باشند.

نواحی مختلف فلز جوش. سهم هر یک از نواحی ستونی، حرارت دیده درشت دانه و ریز دانه از کل ریزساختار در محل شکاف نمونه ضربه شارپی (مستطیل سیاه در شکل (۱-ب) بررسی شد. مشخص گردید که با افزایش میزان کروم درصد نواحی ستونی و درشت دانه با کاهش ناحیه ریز دانه افزایش می‌یابد. در نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% کروم فقط ناحیه ریز دانه مشاهده شده و با افزایش مقدار کروم درصد نواحی ستونی و درشت دانه افزایش می‌یابد. این افزایش در

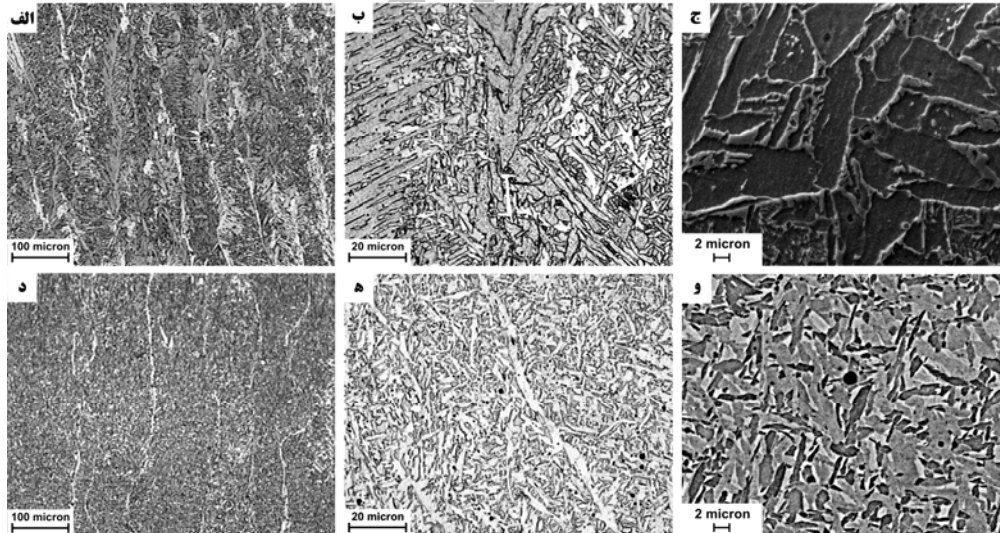
نواحی ستونی و حرارت دیده درشت دانه تقسیم می‌شوند. روند تغییرات ریزساختار با تغییر مقدار کروم فلز جوش در مناطق مختلف فلز جوش در شکل‌های (۳) و (۴) دیده می‌شود.

اجزای سازنده ریزساختار. نتایج حاصل از مطالعه کمی ریزساختار در جدول (۴) آمده است. اطلاعات این جدول به سه دسته، اعداد مربوط به اندازه دانه آستنیت، اعداد مربوط به اجزای سازنده ریزساختار در

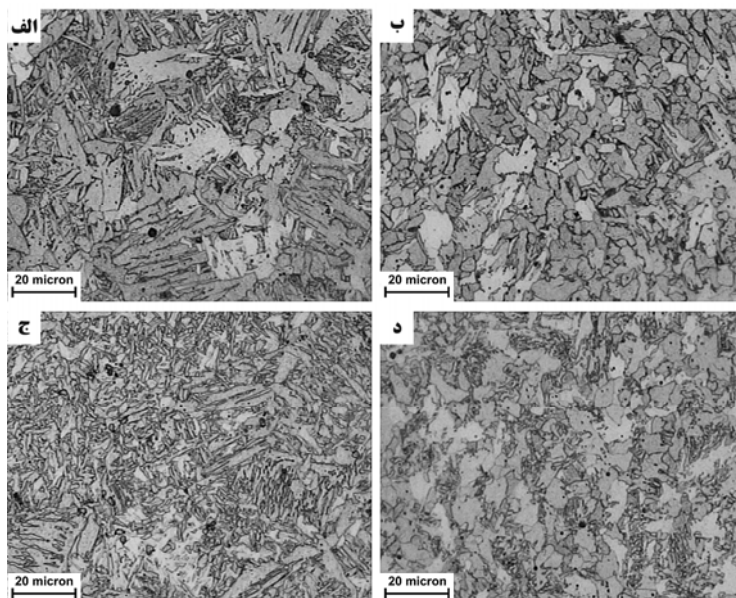
جدول ۴ نتایج مطالعه کمی ریزساختار در نواحی ستونی آخرین گرده و ناحیه حرارت دیده درشت دانه به وجود آمده توسط آن

\bar{L} (μm) ^۲	ناحیه حرارت دیده درشت دانه (%)			\bar{L} (μm) ^۲	ناحیه ستونی گرده آخر (%)			درصد وزنی کروم در فلز جوش
	AF	FS	PF		AF	FS	PF	
۹۲/۰۷	۳۵/۵	۱۷/۵	۳۲/۸	۷۰/۱۹	۴۷/۶	۲۲	۲۴/۶	۰/۰۵ ^۱
۶۰/۲۴	۴۸/۶	۱۳/۳	۳۸/۱	۵۸/۲۰	۶۹/۳	۷/۹	۲۲/۸	۰/۰۳
۴۶/۵۵	۶۷/۱	۱۲/۲	۲۰/۷	۵۶/۶۴	۸۹/۲	۱/۹	۹/۸	۰/۹۱

- مجموع اجزای سازنده ریزساختار در این نمونه در هر دو ناحیه ستونی و درشت دانه کمتر از ۱۰۰٪ است که علت آن حضور یک فاز اضافی در ریزساختار بوده که قابل شناسایی نمی‌باشد و درصد آن در نواحی ستونی و درشت دانه به ترتیب ۵/۸ و ۱۴/۲ است.
- پارامترهای \bar{L} و \bar{L} ، PF، FS و AF به ترتیب عرض متوسط دانه‌های آستنیت در ناحیه ستونی، اندازه متوسط دانه‌های آستنیت در ناحیه درشت دانه، فریت اولیه، فریت با فاز ثانویه و فریت سوزنی می‌باشد.



شکل ۳ ریزساختار ناحیه ستونی آخرین گرده جوش. (الف تا ج) برای نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% و (د تا و) برای نمونه حاوی ۰/۹۱ wt.% کروم.



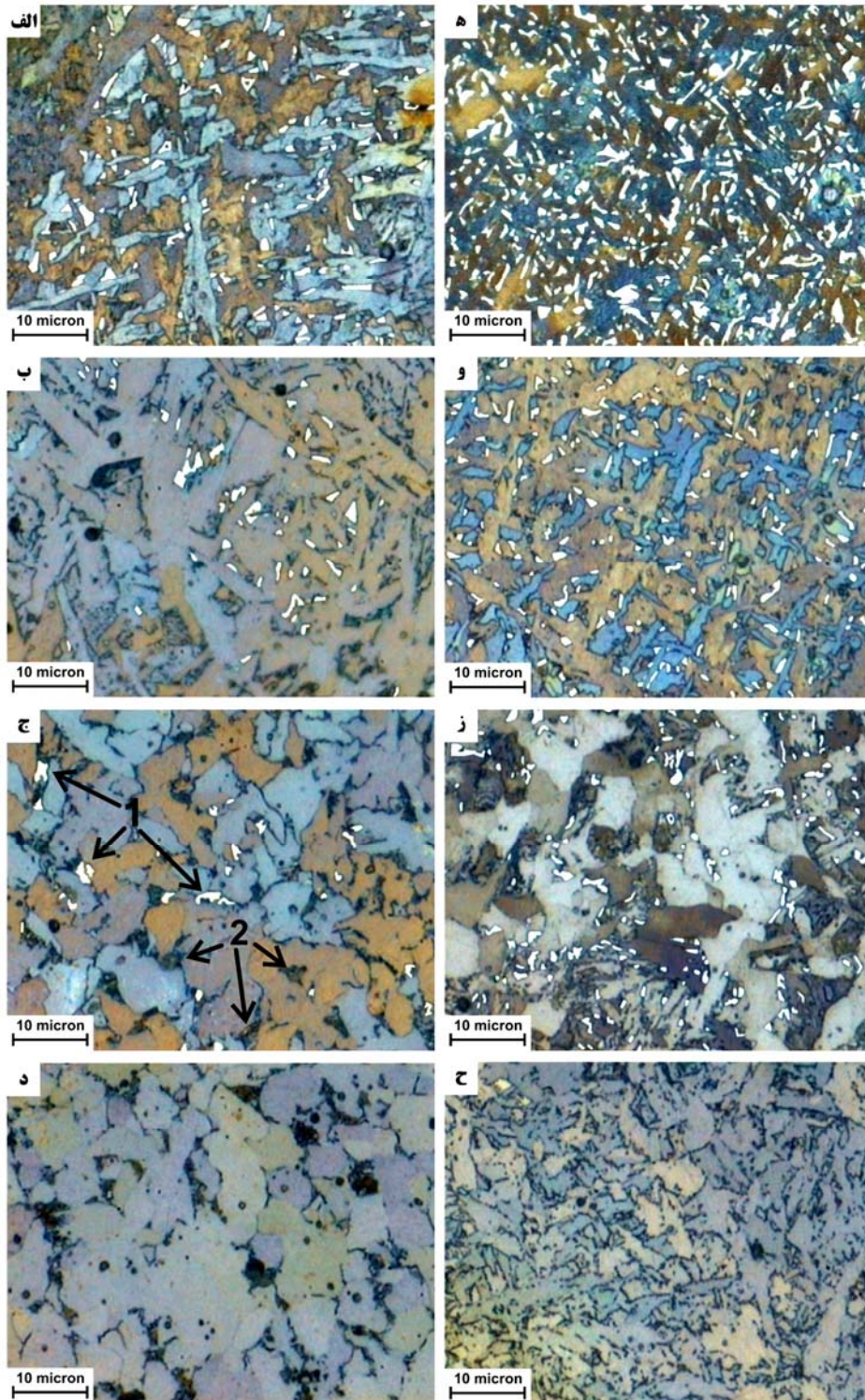
شکل ۴ ریزساختار نواحی حرارت دیده ایجاد شده توسط گرده آخر. (الف) و (ب) به ترتیب نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریز دانه برای ۰/۰۵ wt.% و (ج) و (د) به ترتیب نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریزدانه برای نمونه حاوی ۰/۹۱ wt.% کروم می‌باشد

جدول ۵ نتایج بررسی‌های کمی ریزفازهای سفید در مناطق مختلف جوش بر اساس درصد کروم فلز جوش

درصد وزنی کروم در فلز جوش	ناحیه ستونی آخرین گرده (%)	ناحیه حرارت دیده درشت دانه (%)	ناحیه حرارت دیده ریز دانه (%)
۰/۰۵	۲/۹	۲/۱	۱/۸
۰/۵۳	۴/۸	۳/۶	۲/۴
۰/۹۱	۸/۸	۴/۳	۴/۱

آستنیت باقیمانده و فاز ۲ (ریزفاز سیاه) می‌تواند مخلوطی از پرلیت، بینیت یا مارتنزیت باشد. بر اساس این روش، ریزفازها به دو دسته کلی سفید و سیاه تقسیم شد. به خاطر ریزبودن ریزفازها مخصوصاً در مقادیر بالای کروم، تفکیک ریزفاز سیاه از مرزدانه‌ها ممکن نبوده و آنالیز کمی فقط بر روی ریزفاز سفید انجام شده است. نتایج بررسی‌های کمی به عمل آمده بر روی ریزفازهای سفید در جدول (۵) و به صورت کیفی برای ریزفاز سفید و سیاه، در شکل (۵) دیده می‌شود.

ریزفازها. بررسی ریزفازها با استفاده از محلول حکاکی انتخابی Beraha انجام شد. این محلول حکاکی بر روی فریت، بینیت، پرلیت و مارتنزیت تأثیر گذاشته و همچنین سولفیدها را روشن‌تر می‌کند اما بر روی سایر اجزای ریزساختار (مثل آستنیت و کاربیدها) تأثیری ندارد. بر اساس شکل (۵ - ج) می‌توان فازهای موجود در ریزساختار را به سه دسته فازهای ۱، ۲ و زمینه تقسیم کرد. فاز زمینه شامل طیفی از رنگ خاکستری است. فاز ۱ به رنگ سفید و فاز ۲ به رنگ سیاه دیده می‌شود. زمینه همان فاز فریت است که در حکاکی معمولی نیز دیده می‌شود. فاز ۱ (ریزفاز سفید)



شکل ۵ عکس‌های متالوگرافی انتخابی نشان‌دهنده روند تغییر در مقدار و ماهیت ریزفازها در مناطق مختلف جوش با تغییر مقدار کروم فلز جوش. (الف) تا (د) به ترتیب نواحی ستونی آخرین گرده، حرارت دیده درشت دانه، ریزدانه و مرکز فلز جوش نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% کروم می‌باشند. (ه) تا (ح) مشابه (الف) تا (د) برای نمونه حاوی ۰/۹۱ wt.% کروم است.

مقدار فروکروم در پوشش الکتروود، مقدار کروم فلز جوش نیز افزایش می‌یابد. مقدار بازیابی کروم ۹۵٪ است [20] که افت آن در الکترودهای سلولزی با مکانیزم تبخیر اندکی بیش‌تر می‌باشد. با توجه به ثابت بودن مقدار سایر عناصر موجود در ترکیب شیمیایی می‌توان نتیجه گرفت که تغییرات کروم بر روی بازیابی سایر عناصر تأثیری ندارد.

نواحی مختلف فلز جوش. از آنجا که کروم منجر به افزایش دمای استحاله آستنیت به فریت می‌شود، افزایش مقدار نواحی ستونی و حرارت دیده درشت دانه با کاهش ناحیه ریز دانه منطقی به نظر می‌رسد. در واقع با افزایش دمای استحاله مقدار ناحیه‌هایی که به محدوده پایداری آستنیت می‌رسند، کاهش می‌یابد.

اندازه دانه آستنیت. علت کاهش میانگین عرض دانه‌های آستنیت در ناحیه ستونی و همچنین میانگین اندازه دانه‌های آستنیت در ناحیه حرارت دیده درشت دانه، نیروی باز پس کشنده‌ای است که کروم به مرزدانه‌ها اعمال می‌کند که به آن اثر شبه کششی عنصرهای محلول (Solute Drag-Like Effect) می‌گویند. این پدیده در مورد بعضی از عناصر آلیاژی جانشینی، از جمله کروم، وجود دارد [21].

آخال‌ها. نتایج بررسی‌های کمی بر روی آخال‌ها در جدول (۶) و شکل (۶) آورده شده است. در جدول (۶)، کسر حجمی، تعداد آخال‌های شمرده شده، کمترین، بیشترین و میانگین قطر ظاهری آخال‌ها مستقیماً از روی عکس‌های SEM محاسبه شده و سایر اطلاعات، با استفاده از روابط ریاضی مرجع [۱۹] محاسبه گردیده است. از هر نمونه، ترکیب شیمیایی سه آخال با استفاده از روش EDS مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهند که با افزایش کروم تغییری در ترکیب شیمیایی آخال‌ها به وجود نمی‌آید. عناصر اصلی سازنده آخال‌ها در این نمونه‌ها، تیتانیوم، منگنز، سیلیسیم و اکسیژن می‌باشند. سایر عناصر که اهمیت کمتری دارند، آلومینیوم (به ندرت دیده شد) و گوگرد هستند. یک نمونه از طیف‌های حاصله از نمونه حاوی ۰/۵۳ wt.% کروم در شکل (۷) آورده شده است. مورفولوژی آخال‌ها نیز با تغییر مقدار کروم فلز جوش تغییری پیدا نکرد. آخال‌ها حالت کروی داشته که به صورت اتفاقی درون ریزساختار توزیع شده‌اند. در شکل (۸) یک نمونه از تصاویر SEM آخال‌ها در نمونه حاوی ۰/۵۳ wt.% کروم دیده می‌شود. تصویر از روی سطح پولیش شده می‌باشد.

بحث

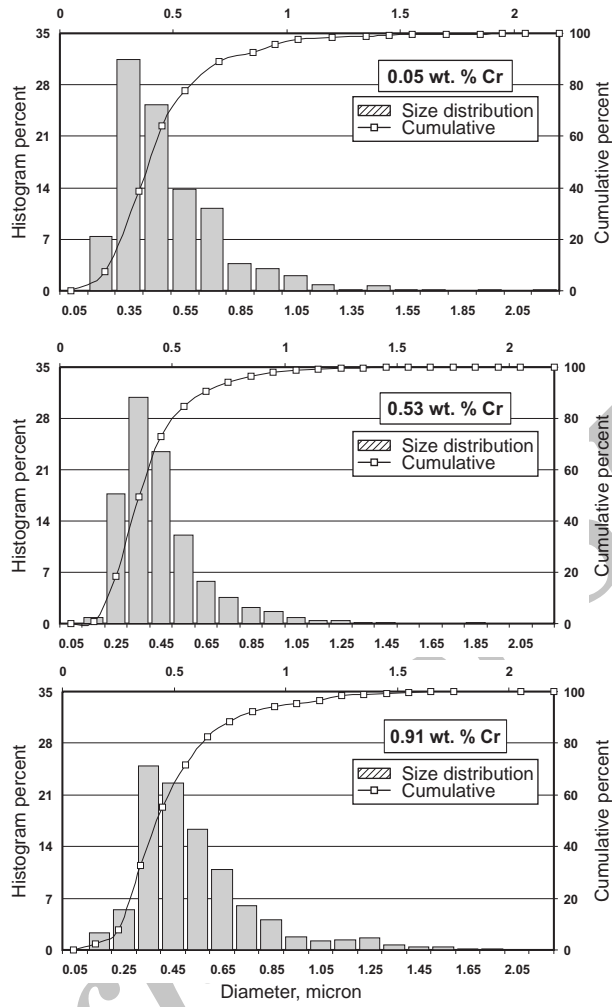
با توجه به جدول (۳) مشاهده می‌گردد که با افزایش

جدول ۶ نتایج بررسی‌های کمی آخال بر اساس مقدار کروم در فلز جوش.

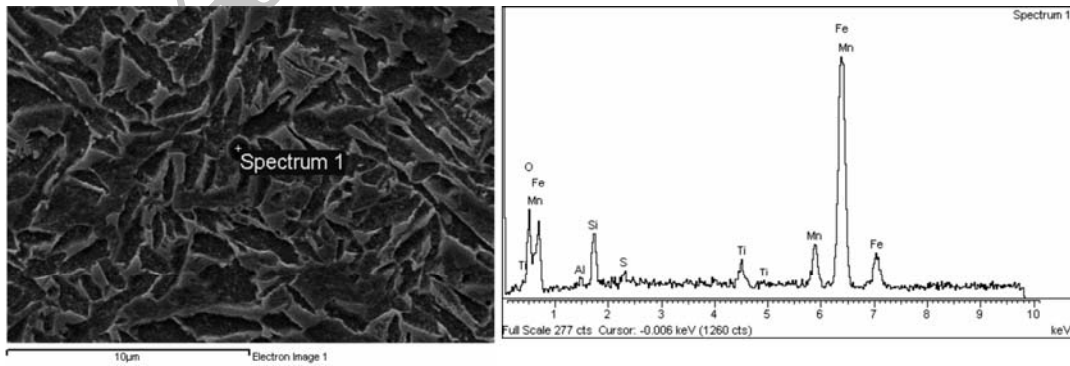
X_0 (μm)	N_V (mm^{-3})	N	\bar{D}_{true} (μm)	\bar{D}_{app} (μm)	D_{max} (μm)	D_{min} (μm) ^۲	f (%)	درصد وزنی کروم در فلز جوش
۱۷/۰۷	۳۴۱۹۶	۶۸۱	۰/۳۳۵	۰/۴۸۹	۲/۲	۰/۲	۰/۵	۰/۰۵
۱۶/۱۰	۴۰۷۴۰	۷۳۹	۰/۳۰۵	۰/۴۵۱	۱/۹	۰/۱	۰/۴	۰/۵۳
۱۸/۳۸	۲۷۳۶۱	۵۷۱	۰/۳۵۱	۰/۵۳۹	۱/۸	۰/۱	۰/۵	۰/۹۱

۱- پارامترهای به کار رفته در این جدول به ترتیب از سمت راست عبارتند از: کسر حجمی آخال‌ها، کمترین قطر ظاهری، بیشترین قطر ظاهری، میانگین قطر ظاهری، میانگین قطر واقعی، تعداد آخال‌های شمرده شده، تعداد آخال‌ها در واحد حجم و فاصله آخال‌ها که فاصله بین نزدیک‌ترین همسایه‌ها می‌باشد.

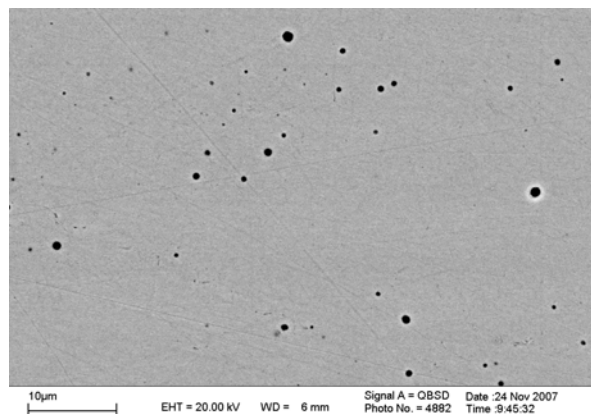
۲- آخال‌های با قطر کمتر از $0.1 \mu\text{m}$ نادیده گرفته شده‌اند.



شکل ۶ توزیع اندازه آخالها بر اساس مقدار کروم فلز جوش



شکل ۷ یک نمونه از طیف‌های حاصله از بررسی EDS آخالها در نمونه حاوی ۰/۵۳ wt.% کروم.



شکل ۸. یک نمونه از تصاویر SEM نشان‌دهنده توزیع و مورفولوژی آخال‌ها در نمونه حاوی ۰/۵۳ wt.% کروم

به جایی گروهی اتم‌ها به وجود می‌آید و علت افزایش مقدار فریت سوزنی با کاهش آن را می‌توان افزایش سختی پذیری فولاد با افزایش مقدار کروم دانست. پیشنهاد شده است که برای تشکیل فریت سوزنی به یک حداقل سختی پذیری نیاز است [23,24]. این مسئله زمانی مشخص‌تر می‌شود که به کاهش اندازه دانه آستنیت توجه کنیم. کاهش اندازه دانه آستنیت منجر به افزایش سطح دانه‌ها در واحد حجم شده و در واقع مناطق مناسب برای جوانه‌زنی محصولات مرزدانه‌ای، مثل فریت اولیه مرز دانه‌ای یا انواع فریت با فاز ثانویه، افزایش می‌یابد. کاهش اندازه دانه آستنیت همچنین منجر به افزایش دمای استحاله آستنیت به فریت شده و انتظار می‌رود که مقدار محصولات دمای بالا که عمدتاً در مرز دانه‌ها جوانه زنی می‌کنند، افزایش یابد [25]. می‌توان گفت که افزایش کروم، سختی‌پذیری را افزایش می‌دهد به طوری که جوانه‌زنی و رشد فریت سوزنی نسبت به سایر انواع فریت راحت‌تر انجام می‌شود.

موارد فوق را می‌توان برای توجیه تغییر ریزساختار ناحیه حرارت دیده درشت دانه نیز به کار برد. در این ناحیه، اندازه دانه‌های آستنیت بسیار کوچک‌تر از ناحیه ستونی است و در نتیجه سختی پذیری کمتری داشته و مقدار فریت سوزنی آن نسبت به ناحیه ستونی کمتر است. افزون بر این، در این ناحیه

اجزای سازنده ریزساختار. از آنجا که کروم دمای استحاله آستنیت به فریت را افزایش می‌دهد، به نظر می‌رسد که با افزایش مقدار کروم باید مقدار محصولات دمای بالا یا پرویوتکتوئید نیز افزایش یابد. اما نتایج خلاف آن را نشان می‌دهند، (شکل (۳) و جدول (۴)). البته افزایش مقدار فریت سوزنی با تغییر مقدار کروم در محدوده ۰/۰۵-۰/۹۱ wt.% با نتایج مرجع [15] در توافق است.

برای کاهش مقدار فریت اولیه با افزایش عناصر آلیاژی جانشینی، مثل کروم، در استحاله‌های هم‌دما چندین مکانیزم ارائه شده است [21]. از بین این مکانیزم‌ها، پیشنهاد شده است که مکانیزم‌های رسوب‌گذاری بین فازی (Interphase boundary precipitation) و اثر شبه کششی کروم در جوش کاری (سرد شدن پیوسته) رخ می‌دهند [3]. البته به نظر می‌رسد تأثیر مکانیزم آخر بیشتر است و کروم با کششی که به مرز آستنیت- فریت اعمال می‌کند رشد فریت مرز دانه‌ای و در نتیجه مقدار آن را کاهش می‌دهد. به علاوه از آنجا که استحاله آستنیت به فریت اولیه با نفوذ با برد زیاد کربن در آستنیت کنترل می‌شود، حضور عناصر آلیاژی جانشینی، مثل کروم، منجر به کاهش ضریب نفوذ کربن در آستنیت شده و در نتیجه سینتیک رشد فریت اولیه کاهش می‌یابد [22]. فریت با فاز ثانویه نیز مانند فریت سوزنی با جا

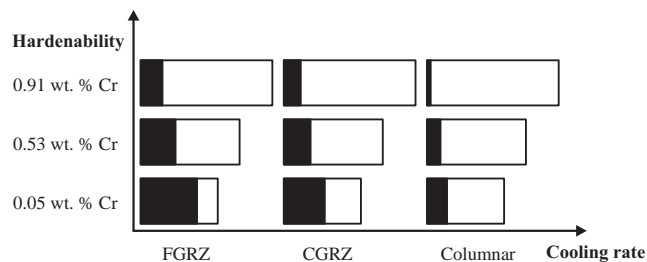
مقایسه با فریت سوزنی، در دمای بالاتری تشکیل می‌شوند و می‌توان فرض کرد که ریزفاز سیاه نیز یک محصول دمای بالا، احتمالاً اجتماع فریت- کاربید یا به طور خاص پرلیت، است. از آنجا که پس از اتمام استحاله نفوذی آستنیت به فریت بی‌شکل، آستنیت در تماس با فریت، غنی از کربن بوده و همچنین چون مدت زمان زیادی در دمای بالا قرار دارد، امکان انجام استحاله نفوذی در آن وجود داشته و کاربیدها می‌توانند درون آن به وجود آیند. اما آستنیتی که بین ورقه‌های فریت سوزنی باقی می‌ماند علاوه بر این که از کربن اشباع‌تر می‌باشد در دمای پایین‌تری نیز قرار داشته و امکان انجام استحاله نفوذی در آن بعید به نظر می‌رسد. در این حالت آستنیت باقیمانده می‌تواند به محصولات دمای پایین، مثل بینیت یا مارتزیت، تبدیل شود یا همچنان به شکل آستنیت باقی بماند. نتایج عملی نشان می‌دهند که آستنیت بین ورق‌های فریت سوزنی به شکل آستنیت باقی می‌ماند (شکل ۵). با افزایش مقدار کروم، و در نتیجه کاهش مقدار محصولات دمای بالا، (فریت اولیه و فریت با فاز ثانویه) مقدار ریزفاز سیاه نیز که در مجاورت این فازها تشکیل می‌شود، کاهش می‌یابد. به خاطر افزایش سختی پذیری، امکان انجام استحاله نفوذی و در نتیجه تشکیل ریزفاز سیاه (دمای بالا) در اطراف همین مقدار جزئی محصولات دمای بالا نیز کاهش می‌یابد. در عین حال ممکن است ریزفازهای سیاه در نمونه حاوی حداکثر مقدار کروم (در صورت وجود) ماهیتی متفاوت از ریزفازهای سیاه در نمونه حاوی حداقل مقدار کروم داشته باشند.

سرعت سرد شدن نیز تا حدودی کمتر از ناحیه ستونی است و آستنیت فرصت بیشتری برای تجزیه با مکانیزم نفوذی برای تولید محصولات دمای بالا، دارد. در نتیجه مطابق با اطلاعات موجود در جدول (۴)، دیده می‌شود که روند مشابهی در تغییر ریزساختار دیده شده و فقط مقدار فریت سوزنی از ناحیه ستونی کمتر و مقدار محصولات دمای بالا بیشتر است.

در ناحیه حرارت دیده ریز دانه اندازه دانه‌های آستنیت از دو ناحیه قبل کوچک‌تر بوده و سرعت سرد شدن نیز کمتر می‌باشد. در نتیجه سختی‌پذیری آن از دو ناحیه قبل کمتر بوده و همچنین آستنیت زمان بیشتری را برای تجزیه با مکانیزم نفوذی دارد و ریزساختار آن از فریت‌های هم‌محور و ریزفازهایی (عمدتاً سیاه) که در مرزدانه‌های فریت قرار گرفته‌اند، تشکیل می‌شود. علت ریز شدن اندازه دانه فریت با افزایش کروم، نیروی کشش کروم بر مرز دانه فریت در حین رشد آن می‌باشد.

ریزفازها. با توجه به نتایج حاصله می‌توان گفت که با افزایش مقدار کروم مقدار کل ریزفازها (مجموع ریزفازهای سفید و سیاه) افزایش می‌یابد. همچنین با افزایش مقدار کروم به طور تدریجی از ریزفاز سیاه کاسته شده و به ریزفاز سفید افزوده می‌شود. به طور خلاصه روند تغییر ریزفازها با تغییر مقدار کروم مطابق شکل (۹) می‌باشد.

در ناحیه ستونی نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% کروم، ریزفاز سیاه در مجاورت فریت مرز دانه‌ای و بین ورقه‌های فریت با فاز ثانویه دیده می‌شود. این فازها در



شکل ۹ روند تغییر ریزفازها با تغییر مقدار کروم فلز جوش

ندارد. آنالیز ترکیب شیمیایی آنها نیز تغییری را با تغییر کروم نشان نداد. بحث بر روی ترکیب شیمیایی و فازهای موجود در آخال‌ها فقط با استفاده از EDS کار مشکلی است و نیاز به مطالعات بیشتر با استفاده از TEM وجود دارد. اما، با توجه به تحقیقات انجام شده می‌توان گفت که فازهای اصلی موجود در آخال‌ها یک اکسید غنی از تیتانیوم، سولفید منگنز و سیلیکات منگنز ($MnO.SiO_2$) می‌باشد [10-6]. از آنجا که تمایل کروم به ترکیب شدن با اکسیژن نسبت به سایر اکسیژن‌زدهای موجود (منگنز و سیلیسیوم) خیلی کم‌تر می‌باشد، این گزاره منطقی به نظر می‌رسد [11].

نتیجه‌گیری

در این تحقیق تأثیر مقدار کروم فلز جوش بر روی ریزساختار و تشکیل آخال‌ها در جوش‌های چند راهه فولادهای کم‌آلیاژی در جوش کاری به روش الکتروود دستی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می‌دهند که:

- ۱- با افزایش مقدار فروکروم در پوشش الکتروود مقدار کروم فلز جوش نیز افزایش می‌یابد.
- ۲- با افزایش مقدار کروم فلز جوش مقدار فریت سوزنی در ناحیه ستونی و ناحیه حرارت دیده درشت دانه به خرج فریت اولیه و فریت با فاز ثانویه افزایش می‌یابد.
- ۳- مقدار کل ریزفازها نیز با افزایش مقدار کروم فلز جوش به طور مرتب افزایش می‌یابد.
- ۴- کروم تأثیر مشخصی بر روی مشخصه‌های ظاهری و ترکیب شیمیایی آخال‌ها ندارد.

تقدیر و تشکر

نویسندگان مراتب امتنان خود را از آقایان مهندس کارگزار (قائم مقام) و مهندس عباسی (مدیر واحد تحقیقات) شرکت "جوش و اکسیژن ایران" به خاطر ساخت الکتروودهای آزمایشگاهی، جوش کاری و تهیه

در نمونه حاوی ۰/۰۵ wt.% کروم، در نواحی حرارت دیده درشت دانه و ریزدانه نسبت به ناحیه ستونی، مقدار ریزفاز سفید مرتباً کاهش یافته و به مقدار ریزفاز سیاه افزوده می‌شود. علت آن کاهش هر چه بیشتر سرعت سرد شدن و اندازه دانه آستنیت با عبور از ناحیه ستونی به سمت این نواحی می‌باشد. با کاهش اندازه دانه آستنیت سختی پذیری کاهش یافته و دمای تعادلی تبدیل نفوذی آستنیت افزایش می‌یابد [25] و همچنین کاهش سرعت سرد شدن مدت زمان قرارگیری آستنیت در دمای بالا را افزایش می‌دهد. در نهایت می‌توان انتظار داشت که مقدار محصولات دمای بالا در این نواحی به طور مرتب افزایش یابد که با نتایج تجربی نیز سازگار است، جدول (۴). با افزایش مقدار محصولات دمای بالا مقدار ریزفاز سیاه نیز که معمولاً در مجاورت آنها دیده می‌شود، افزایش می‌یابد. در این حالت نیز مشابه ناحیه ستونی می‌توان فرض کرد که ریزفاز سیاه یک محصول دمای بالا و نفوذی است. در این نواحی نیز با افزایش مقدار کروم روندی مشابه ناحیه ستونی در تغییر مقدار و ماهیت ریزفازها دیده می‌شود و می‌توان توضیحات مشابهی را نیز برای آن ارائه نمود. در این حالت نیز با افزایش مقدار کروم، امکان تغییر ماهیت ریزفاز سیاه از یک محصول نفوذی (اجتماع فریت-کاربید) به یک محصول غیر نفوذی (بینیت و/یا مارتنزیت) وجود دارد.

آخال‌ها. با توجه به اطلاعات موجود در جدول (۶) و شکل‌های (۶) تا (۸) مشخص است که با تغییر مقدار کروم فلز جوش، تغییر قانون‌مندی در مشخصه‌های ظاهری آخال‌ها دیده نمی‌شود. در واقع می‌توان نتیجه گرفت که تغییر کروم فلز جوش، تأثیری بر روی کسر حجمی، توزیع اندازه، فاصله، تعداد در واحد حجم و سایر مشخصه‌های ظاهری آخال‌ها

نمونه‌های متالوگرافی، ابراز می‌دارند. همچنین از شرکت "نهامین پردازان آسیا" برای پشتیبانی در متالوگرافی کمی سپاسگزاری می‌نمایند.

مراجع

1. Ohkita, S., and Horii, Y., "Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals", *ISIJ International*, 35, pp. 1170-1182, (1995).
2. Sugden, A. B., and Bhadeshia, H. K. D. H., "The nonuniform distribution of inclusions in low-alloy steel Weld deposits", *Met. Trans. A*, 19, pp. 669-674, (1988).
3. Yang, J. R., Huang, C. Y., Huang, C. F., and Aoh, J. N., "Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal", *J. of Mat. Sci. Lett.*, 12, pp. 1290-1293, (1993).
4. Bhadeshia, H. K. D. H., and Svensson, L. E., "Modeling the evolution of microstructure in steel weld metal", *Proceeding of Mathematical Modeling of Weld Phenomena*, London, UK, pp. 109-182, (1993).
5. Bhadeshia, H. K. D. H., "*Bainite in steels*", 2nd ed., IOM Communications Ltd, London, pp. 237-276, (2001).
6. Shim, J. H., Oh, Y. J., Suh, J. Y., Cho, Y. W., Shim, J. D., Byun, J. S., and Lee, D. N., "Ferrite nucleation potency of non-metallic inclusions in medium carbon steels", *Acta Mat.*, 49, pp. 2115-2122, (2001).
7. Byun, J. S., Shim, J. H., Suh, J. Y., Oh, Y. J., Cho, Y. W., Shim, J. D., and Lee, D. N., "Inoculated acicular ferrite microstructure and mechanical properties", *Mat. Sci. and Eng. A*, 319-321, pp. 326-331, (2001).
8. St-Laurent, S., and L'Esperance, G., "Effects of chemistry, density and size distribution of inclusions on the nucleation of acicular ferrite of C-Mn steel shielded-metal-arc-welding weldments", *Mat. Sci. and Eng. A*, 149, pp. 203-216, (1992).
9. Court, S. A., and Pollard, G., "Inclusion chemistry and morphology in shielded metal arc (SMA) steel weld deposits", *Metallography*, 22, pp. 219-243, (1989).
10. Bose-Filho, W. W., Carvalho, A. L. M., and Strangwood, M., "Effects of alloying elements on the microstructure and inclusion formation in HSLA multipass welds", *Mat. Charact.*, 58, pp. 29-39, (2007).
11. Dowling, J. M., Corbett, J. M., and Kerr, H. W., "Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels", *Met. Trans. A*, 17, pp. 1611-1623, (1986).

12. Lee, T. K., Kim, H. J., Kang, B. Y., and Hwang, S. K., "Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds", *ISIJ International*, 40, pp. 1260–1268, (2000).
13. Ale, R. M., Rebello, J. M. A., and Charlier, J., "A metallographic technique for detecting martensite-austenite constituents in the weld heat-affected zone of a micro-alloyed steel", *Mat. Charact.*, 37, pp. 89-93, (1996).
14. Jorge, J. C. F., Souza, L. F. G., Rebello, J. M. A., and Evans, G. M., "Effect of chromium on the mechanical properties of the Mn-Mo weld metal deposits", IIW doc. II-1398-00, (2000).
15. Jorge, J. C. F., Souza, L. F. G., and Rebello, J. M. A., "The effect of chromium on the microstructure/toughness relationship of C–Mn weld metal deposits", *Mat. Charact.*, 47, pp. 195–205, (2001).
16. Surian, E. S., and De-Vedia, L. A., "All-weld-metal design for AWS E10018M, E11018M and E12018M type electrodes", *Welding J.*, 78, pp. 217s-228s, (1999).
17. Avazkonandeh-Gharavol, M. H., Haddad-Sabzevar, M., and Haerian, A., "Effect of chromium content on the microstructure and mechanical properties of multipass MMA, low alloy steel weld metal", *J. of Mat. Sci.*, 44, pp.186–197, (2009).
18. Furuhashi, T., Kawata, H., Morito, S., and Maki, T., "Crystallography of upper bainite in Fe–Ni–C alloys", *Mat. Sci. and Eng. A*, 431, pp. 228–236, (2006).
19. Garrison Jr., W. M., and Wojcieszynski, A. L., "A discussion of the effect of inclusion volume fraction on the toughness of steel", *Mat. Sci. and Eng. A*, 464, pp. 321–329, (2007).
20. Linnert, G.E., "*Welding metallurgy*", Vol. 1, 4th ed., AWS publication, Miami, p. 729, (1994).
21. Bradley, J. R., and Aaronson, H. I., "Growth kinetics of grain boundary ferrite allotriomorphs in Fe–C–X alloys", *Met. Trans. A*, 12, pp. 1729-1741, (1981).
22. Babu, S. S., and Bhadeshia, H. K. D. H., "Diffusion of carbon in substitutionally alloyed austenite", *J. of Mat. Sci. Lett.*, 14, pp. 314-316, (1995).
23. Babu, S. S., "The mechanism of acicular ferrite in weld deposits", *Current Opinion in Solid State and Mat. Sci.*, 8, pp. 267–278, (2004).
24. Farrar, R. A., Harrison, P. L., "Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview", *J. of Mat. Sci.*, 22, pp. 3812-3820, (1987).
25. Harrison, P. L., and Farrar, R. A., "Influence of oxygen-rich inclusions on the phase transformation in high-strength low-alloy (HSLA) steel weld metals", *J. of Mat. Sci.*, 16, pp. 2218-2226, (1981).