

# بررسی ریزساختار و مشخصات کاربیدهای $(Cr,Fe)_7C_3$ در آلیاژ های پر یوتکتیک روکش سخت پایه Fe-Cr-C

حامد ثابت<sup>۱\*</sup>، شهرام خیراندیش<sup>۲</sup>، شمس‌الدین میردامادی<sup>۳</sup> و مسعود گودرزی<sup>۴</sup>

۱- دانشجوی دکتری، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد علوم و تحقیقات تهران، دانشکده مهندسی مواد، تهران، ایران

۲- دانشیار، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، تهران، ایران

۳- استاد، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، تهران، ایران

۴- استادیار، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، تهران، ایران

\*h.sabet@srbiau.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۸۹/۱۰/۱۸، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۰/۰۲/۱۰)

## چکیده

در این تحقیق آلیاژ های پر یوتکتیک روکش سخت پایه Fe-Cr-C به روش جوشکاری GTAW بر روی فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۱۰ ایجاد گردید. آنالیز شیمیایی لایه سخت به روش اسپکتروگرافی نشر نوری (OES) تعیین شد و جهت بررسی ریزساختار و تجزیه و تحلیل فازها از مطالعات میکروسکوپ نوری (OM)، الکترونی (SEM) و پراش سنجی پرتو X (XRD) استفاده شد. نتایج آزمون متالوگرافی مشخص نمود که لایه روکش سخت حاصل دارای ۳ منطقه متالورژیکی بوده که از نظر ضخامت و ترکیب شیمیایی متفاوت هستند. همچنین ریزساختار لایه روکش سخت در منطقه ضخیم تر (منطقه III) متشکل از کاربیدهای کروم- آهن  $(Cr,Fe)_7C_3$  اولیه به همراه یوتکتیک آستنیت و کاربید کروم- آهن  $(Cr,Fe)_7C_3$  بود. نتایج متالوگرافی، طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS)، طیف سنجی تفکیک طول موج (WDS) و سختی سنجی میکروسکوپی مشخص نمود که کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  موجود در منطقه اصلی (منطقه III) لایه روکش سخت از اندازه، توزیع، ترکیب شیمیایی و سختی متفاوتی برخوردار هستند به نحوی که اندازه، درصد اتم کروم و سختی کاربیدهای اولیه به سمت سطح روکش سخت افزایش یافته و در مقابل تراکم آنها در واحد سطح کاهش یافتند. درصد حجمی فاز یوتکتیک و فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یوتکتیک نیز به سمت سطح روکش افزایش یافتند.

## واژه‌های کلیدی:

Fe-Cr-C، های پر یوتکتیک، ریزساختار، مشخصات کاربیدها،  $(Cr,Fe)_7C_3$ .

## ۱- مقدمه

آبکاری و پوشش دادن در شرایط سایش خراشان و ضربه ارجحیت دارند [۲ و ۳]. خواص لایه‌های سخت تابعی از ترکیب شیمیایی، شرایط انجماد، سرعت سرد شدن (بعد از انجماد)، ریزساختار، نوع، شکل و توزیع فازها است [۳ و ۴]. آلیاژ

سایش یکی از مهمترین عوامل تخریب قطعات مهندسی در صنعت است [۱]. عملیات جوشکاری به علت صرفه اقتصادی و ایجاد لایه‌های نسبتاً ضخیم و مقاوم نسبت به عملیات حرارتی،

$M_7C_3$  مرتبط بوده و سختی کاربیدهای  $M_7C_3$  حاوی آهن کمتر و کروم بالاتر، بیشتر از سختی کاربیدهای حاوی آهن بیشتر و کروم کمتر عنوان شده است.

در تحقیقی که توسط چانگ<sup>۴</sup> و همکارانش [۱۱] انجام شده، مشخص گردیده است که در آلیاژ روکش سخت Fe-Cr-C هایپریوتکتیکی (حاوی ۲۷ درصد کروم) با افزایش مقدار کربن از ۳/۷۲٪ به ۴/۸۵٪، درصد حجمی و تعداد کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در واحد سطح افزایش و اندازه متوسط آنها کاهش می‌یابد. همچنین شکل کاربیدهای اولیه از حالت تیغه‌ای به حالت میله‌ای تغییر می‌کند. علت تغییر شکل کاربیدهای اولیه ناشی از اثر کربن بر فوق تبرید ایجاد شده در هنگام انجماد آلیاژ عنوان شده است. همچنین بررسی آنها مشخص نمود که حداکثر سختی لایه روکش سخت (RC ۶۲) وقتی حاصل می‌گردد که درصد حجمی کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  به مقدار ۸۶٪، اندازه آنها به ۱۳/۵۳ میکرومتر و تعدادشان به ۳۷۵۸ عدد در میلی‌متر مربع برسند. این شرایط در آلیاژی با نسبت  $\frac{Cr}{C} = 5/5$  ایجاد گردیده است.

از آنجایی که عمده مطالعات بر روی ریزساختار آلیاژهای روکش سخت پایه Fe-Cr-C بوده، لذا بررسی مشخصات کاربیدهای  $(Cr,Fe)_7C_3$  به صورت جنبی در کنار مطالعات ریزساختاری انجام شده است، نشان‌دهنده این موضوع می‌باشد که مطالعات جامع و کاملی در خصوص مشخصات کاربیدهای  $(Cr,Fe)_7C_3$  در این خانواده از آلیاژهای روکش سخت انجام نشده است. این تحقیق بر اساس همین موضوع انجام شده و در آن ریزساختار و مشخصات کاربیدهای  $(Cr,Fe)_7C_3$  در آلیاژ هایپریوتکتیک روکش سخت پایه Fe-Cr-C بررسی شده است.

## ۲- روش تحقیق

فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۱۰ به ابعاد  $10 \times 12 \times 20$  میلی‌متر به عنوان فلز زیرلایه مورد استفاده قرار گرفت، ترکیب شیمیایی

Fe-Cr-C متداول‌ترین آلیاژ روکش سخت محسوب می‌گردد زیرا علاوه بر مقاومت به سایش خراشان، از نظر اقتصادی نیز مقرون به صرفه می‌باشد [۵]. مقاومت به سایش خراشان در این آلیاژها وقتی حاصل می‌شود که کاربیدهای  $(Cr,Fe)_7C_3$  با آستنیت (غنی از آهن و کروم) در ساختار تشکیل گردد. این ریزساختار در محدوده نسبت کروم به کربن ۵ تا ۸ ایجاد می‌گردد. از آنجایی که وجود کاربیدهای  $(Cr,Fe)_7C_3$  تأمین‌کننده سختی و مقاومت به سایش آلیاژ Fe-Cr-C در شرایط  $\frac{Cr}{C} < 5$  می‌باشند [۴ و ۶]، لذا بررسی مشخصات کاربیدهای اولیه و یوتکتیکی  $(Cr,Fe)_7C_3$  در ریزساختار مورد توجه محققین مختلف بوده است. بررسی آتامر<sup>۱</sup> [۷] و همکارش مشخص نمود که درصد اتمی عناصر کروم، کربن و آهن در کاربیدهای اولیه و یوتکتیکی  $(Cr,Fe)_7C_3$  در آلیاژ روکش سخت هایپریوتکتیک Fe-Cr-C یکسان بوده و تفاوتی در فرمول شیمیایی کاربیدها در لایه سخت وجود ندارد. در مقابل کارپنتر<sup>۲</sup> و همکارانش [۸]، عنوان نموده‌اند که درصد اتمی کروم در مرکز و کناره‌های کاربیدهای یوتکتیکی  $(Cr,Fe)_7C_3$  موجود در ریزساختار آلیاژ هایپریوتکتیکی Fe-Cr-C متفاوت می‌باشند. به نحوی که درصد اتمی کروم در مرکز کاربیدهای یوتکتیکی بیشتر از دیواره‌های آن است. آنها علت این امر را وابسته به نوع انجماد آلیاژ دانسته‌اند.

بوتوز<sup>۳</sup> و همکارانش [۹]، مشخص نمودند که درصد اتمی کروم در کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  موجود در ساختار آلیاژ هایپریوتکتیکی Fe-Cr-C تابعی از مقدار کروم محتوی آلیاژ بوده و با افزایش آن درصد اتمی کروم در کاربیدهای نوع  $M_7C_3$  افزایش می‌یابد. علاوه بر این، آنها مشخص نمودند که غلظت عناصر کروم و آهن در مقطع عرضی لایه روکش سخت یکسان نبوده و در مناطق مختلف، متفاوت می‌باشد. همچنین بوتوز [۱۰] در تحقیق مستقل دیگری مشخص نمود که سختی کاربیدهای اولیه  $M_7C_3$  در آلیاژ هایپریوتکتیک Fe-Cr-C متفاوت می‌باشد و در محدوده ۱۰۵۰ تا ۱۵۰۰ ویکرز متغیر است. علت این تغییرات به تفاوت درصد اتمی کروم و آهن موجود در کاربیدهای

آنالیز شیمیایی لایه روکش سخت به روش اسپکتروگرافی نشر نوری (OES) (توسط دستگاه ARUN Polyspek) در ۱، ۲ و ۵/۲ میلی متری زیر سطح روکش بعد از سنگ زنی و از میانگین ۵ نقطه تعیین شد.

جهت آزمون متالوگرافی، نمونه‌ای از مقطع عرضی تهیه و تحت آماده‌سازی سطحی با کاغذ سنباده SiC، پولیش با خمیر الماسه یک میکرون و اچ با محلول نایتال ۲٪ قرار گرفت. مطالعه ریزساختار، به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM (مدل VEGA/TESCAN) مجهز به سیستم الکترون برگشتی (BSE)، طیف‌سنجی تفکیک انرژی (EDS) و طیف‌سنجی تفکیک طول موج (WDS) تحت ولتاژ شتاب‌دهنده ۲۰ KV انجام شد. همچنین جهت تعیین درصد حجمی فازها در لایه روکش سخت از محلول اچ خاص مطابق جدول (۲) و یک دستگاه میکروسکوپ نوری (مدل Olympus BX51) مجهز به سیستم آنالیز تصویری<sup>۵</sup> استفاده شد.

برای شناسایی فازها در لایه روکش سخت بررسی پراش سنجی پرتو X (XRD) انجام شد، برای این منظور نمونه‌ای به ابعاد  $3 \times 10 \times 10$  میلی متر از سطح روکش تهیه و تحت سنباده‌زنی با کاغذ سنباده SiC و پولیش با خمیر الماسه ۰/۵ میکرون قرار گرفت و سپس با محلول ۱۰ درصد اسید اگزالیک الکتروپولیش گردید [۸ و ۱۴]. آزمون پراش سنجی پرتو X (XRD) توسط یک دیفراکتومتر (مدل STAPI MP) مجهز به X'Pert High Score با استفاده از اشعه  $CuK_{\alpha}$  ( $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ ) و فیلتر نیکی انجام شد، برای این منظور دیفراکتومتر جهت رویش نمونه از زاویه ۱۰ تا ۹۰ درجه با اندازه پله‌های ۰/۰۴ درجه و زمان توقف ۸ ثانیه برای هر پله تنظیم و آزمون مربوطه انجام شد.

جهت تعیین سختی فازهای (کاربیدهای) موجود در مقطع عرضی لایه روکش سخت، از دستگاه ریز سختی سنج (مدل Struers Duramin) با بار ۵۰ گرم نیرو و زمان اعمال نیروی ۳۰ ثانیه استفاده شد.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) فولاد پایه و پودرهای مورد مصرف جهت آلیاژسازی سطحی.

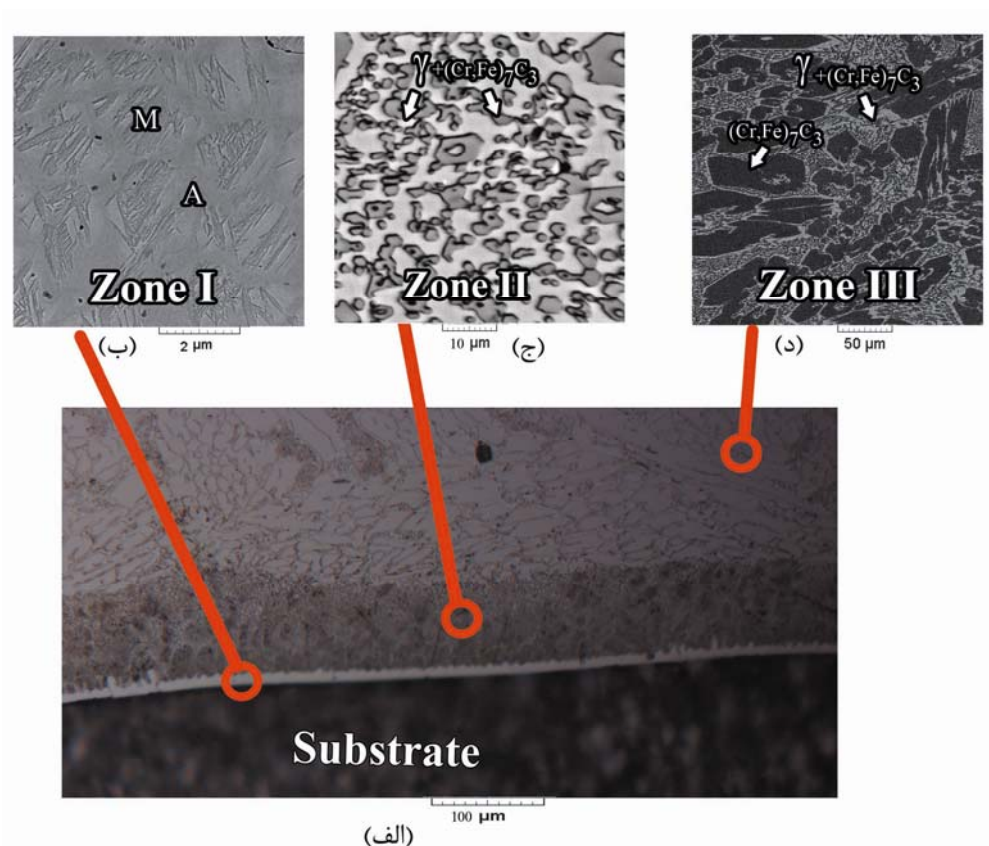
ماده	C	Si	Mn	P	S	Cr	Fe
فولاد	۰/۰۸۱	۰/۱۸	۰/۳۳	۰/۰۰۸	۰/۰۱۲	-	باقیمانده
فروکروم	۰/۰۵۴	۰/۲۴	۰/۱	۰/۰۱۲	۰/۰۱۳	۶۹	باقیمانده
گرافیت	۹۹/۷۹	۰/۰۳	۰/۰۳	۰/۰۶	۰/۰۹	-	-

جدول (۲): محلول اچ جهت ظاهر سازی فازها [۱۳].

محلول ۱: ۴ گرم اسید پیکریک + ۱۰۰ میلی لیتر اتانل + یک میلی متر اسید کلریدریک
محلول ۲: ۱۰ گرم سدیم متابی سولفیت + ۱۰۰ میلی لیتر آب مقطر
روش اجراء: ۴۵ ثانیه در محلول ۱ + شستشو با اتانل + خشک کردن با هوای گرم + ۲۰ ثانیه در محلول ۲ + شستشو در آب + خشک کردن با هوای گرم

فولاد پایه در جدول (۱) ارائه شده است. بعد از آماده‌سازی سطح نمونه شامل سنگ زنی و چربی زدایی، یک مخلوط از پودرهای فروکروم و گرافیت به عنوان آلیاژ پوشش تهیه شد، ترکیب شیمیایی پودرهای مورد استفاده در جدول (۱) ارائه شده است. برای این منظور پودرهای فروکروم و گرافیت با نسبت وزنی ۸، در یک آسیای گلوله‌ای به مدت یک ساعت تحت حفاظت گاز آرگون جهت همگن سازی مخلوط شدند، سپس الک شده و اندازه متوسط ذرات آنها ۳۰ میکرون تعیین گردید. در مرحله بعد، مخلوط پودرها با ۲۰ درصد وزنی چسب سیلیکات سدیم توسط یک میکسر آزمایشگاهی به مدت ۵ دقیقه مخلوط و در قسمت میانی سطح ورق فولادی به ضخامت یک میلی متر، نشانده شدند و سپس در کوره الکتریکی به مدت زمان یک ساعت در دمای ۱۲۰ درجه سانتی گراد خشک گردیدند [۱۲].

آلیاژسازی سطحی با استفاده از روش GTAW با شدت جریان ۱۰۰ آمپر، اختلاف پتانسیل ۱۴ ولت و سرعت جوشکاری ۱۰ cm/min، با حرارت ورودی یکسان انجام شد و تعداد ۸ لایه روکش سخت با هم پوشانی ۲۰ درصد کنار هم ایجاد گردید.



شکل (۱): ریزساختار منطقه اتصال، الف) تصویر میکروسکوپ نوری مناطق مختلف متالورژیکی، ب) تصویر SEM ریزساختار منطقه I، ج) تصویر SEM ریزساختار منطقه II و د) تصویر SEM ریزساختار منطقه III.

جدول (۳): مشخصات مناطق مختلف متالورژیکی.

منطقه	ضخامت ( $\mu\text{m}$ )	ترکیب شیمیایی* (درصد وزنی)			$\frac{\text{Cr}}{\text{C}}$
		C	Cr	Fe	
I	۹/۳	۰/۸۱	۲/۸۶	۹۶/۲۳	۳/۵
II	۹۶	۲/۹۷	۱۲/۸۲	۸۴/۲۱	۴/۳
III**	۲۵۰۵	۴/۰۲	۲۴/۲۲	۷۱/۷۶	۶/۰

\* ترکیب شیمیایی مناطق I و II به روش WDS و منطقه III به روش OES تعیین شده است.

\*\* ترکیب شیمیایی منطقه III در فاصله یک میلی متری زیر سطح روکش سخت می باشد.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- ترکیب شیمیایی، مناطق متالورژیکی و ریزساختار

می گردد، لایه روکش سخت حاصل، از ۳ منطقه با ریزساختار متفاوت تشکیل شده است. جدول (۳) مشخصات مناطق مختلف متالورژیکی را نشان می دهد.

شکل (۱- الف) جزئیات ریزساختار میکروسکوپی منطقه اتصال را نشان می دهد. همانگونه که از شکل (۱- الف) مشاهده

$$M_s^{\circ}C = 383/11 - 20.7/42(\%C) - 20.65(\%Cr) \quad (1)$$

با جایگذاری مقادیر کروم و کربن محتوی این منطقه (از جدول ۳) دمای تشکیل مارتنزیت در منطقه I به دست می آید:

$$M_s = 383/11 - 20.7/42(0.81) - 20.65(2.86) = 156^{\circ}C$$

از آنجایی که دمای پایان استحاله مارتنزیت  $M_f$  در این آلیاژها از رابطه زیر تبعیت می نماید [۱۷ و ۱۸]:

$$M_f^{\circ}C = M_s - 215(\pm 10^{\circ}C) \quad (2)$$

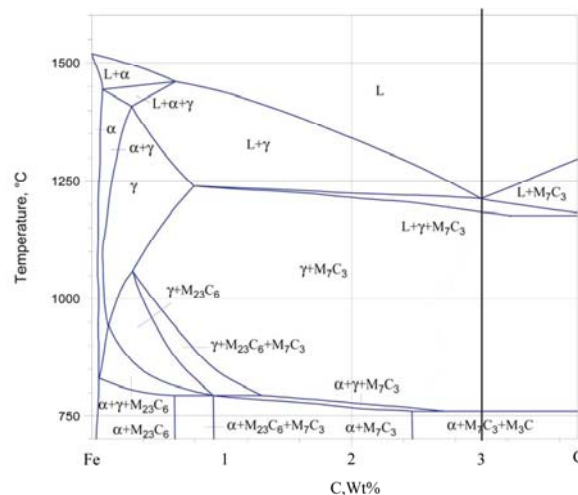
با جایگذاری دمای تشکیل مارتنزیت (۱۵۶ درجه سانتی گراد)، دمای پایان استحاله مارتنزیت در منطقه I به دست می آید:

$$M_f = 156 - 215 = -59(\pm 10^{\circ}C)$$

لذا در هنگام سرد شدن به علت سرعت انتقال حرارت بالا استحاله آستنیت به مارتنزیت رخ داده و ریزساختاری شامل مارتنزیت و آستنیت باقی مانده تشکیل می گردد. شکل (۱-ب) تصویر SEM ریزساختار منطقه I را نشان می دهد.

منطقه II با ضخامت ۹۶ میکرومتر بالای منطقه I وجود دارد این منطقه به علت رقت متوسط ( $D = 0.60$ ) دارای مقادیر کربن ( $C = 2.97\%$ ) و کروم ( $Cr = 12.82\%$ ) بالاتر و نسبت  $\frac{Cr}{C}$  بالا و آهن کمتر ( $Fe = 84.21\%$ ) نسبت به منطقه I می باشد. لذا به دلیل (۱) افزایش غلظت کروم و کربن، (۲)  $\frac{G}{R}$  کمتر نسبت به منطقه I و (۳) نسبت  $\frac{Cr}{C}$  بالاتر، انجماد منطقه II بر اساس دیاگرام Fe-Cr-C [۱۶ و ۱۷]، به صورت یوتکتیک انجام می شود. بررسی ساختار میکروسکوپی این منطقه به کمک SEM نیز مشخص نمود که ساختار این منطقه متشکل از فاز یوتکتیک می باشد. شکل (۲) دیاگرام آهن و کربن را با ۱۳٪ کروم نشان می دهد.

با توجه به ترکیب شیمیایی منطقه II و بررسی شکل (۲) مشخص می گردد که انجماد این منطقه، با ترکیب یوتکتیک شروع گشته [۱۶ و ۱۷] و بعد از انجماد به علت سرعت سرد شدن بالا، استحاله آستنیت به فریت انجام نشده است [۱۶ و ۱۸] و فقط احتمال تشکیل مارتنزیت در ادامه استحاله وجود دارد. برای



شکل (۲): دیاگرام آهن و کربن با ۱۳٪ کروم [۱۶].

منطقه I با ضخامت ۹/۳ میکرومتر با مقدار ۰/۸۱ درصد کربن، ۲/۸۶ درصد کروم، ۹۶/۳۳ درصد آهن و  $\frac{Cr}{C} = 3/5$  دارای حداکثر رقت ( $D = 0.80$ ) به همراه حداکثر نسبت  $\frac{G}{R}$  [۱۵ و ۱۰] ( $G =$  شیب دمایی و  $R =$  سرعت رشد) می باشد، در نتیجه به علت  $\frac{G}{R}$  بالا، رشد این منطقه به صورت صفحه ای بوده است. بررسی ساختار میکروسکوپی این منطقه به کمک SEM مشخص نمود که ساختار این منطقه شامل ۵۵ درصد مارتنزیت به همراه ۴۵ درصد آستنیت می باشد. علت تشکیل مارتنزیت و آستنیت ناشی از غلظت عناصر کروم و کربن این منطقه و سرعت سرد شدن بالا می باشد. با توجه به نسبت  $\frac{Cr}{C}$  و همچنین مقادیر غلظت کروم و کربن، انجماد منطقه I با تشکیل آستنیت از مذاب شروع گشته و با سرد شدن بعدی تمام مذاب به آستنیت تبدیل می شود [۱۶ و ۱۷]. در ادامه سرد شدن، (۱) در محدوده دمای ۸۷۰ درجه سانتی گراد به علت کاهش حلالیت کربن و کروم در آستنیت، مقدار جزئی کاربید  $(Cr,Fe)_7C_3$  تشکیل می شود و (۲) به علت سرعت سرد شدن زیاد استحاله آستنیت به مارتنزیت رخ می دهد. رابطه مقدار کروم و کربن محتوی آستنیت با دمای تشکیل مارتنزیت ( $M_s$ ) به صورت زیر می باشد [۱۷ و ۱۸]:

جدول (۴): مقادیر کربن و کروم محتوی آستنیت مناطق II و III.

منطقه	* ترکیب شیمیایی (درصد وزنی)		
	C	Cr	Fe
II	۱/۳۱	۸/۲۱	۹۰/۴۸
III	۲/۰۲	۱۲/۲۱	۸۵/۷۷

\* به روش WDS تعیین و از نتایج متوسط ۳ نقطه حاصل شده است.

الگوی پراش پرتو X از سطح نمونه (منطقه III) در شکل (۳) ارائه شده است. در این الگو پیک‌های کاربید  $(Cr,Fe)_7C_3$  و آستنیت مشاهده می‌گردد.

انجماد آلیاژ Fe-Cr-C با ترکیب شیمیایی هایپریوتکتیکی ( $C = ۰.۴\%$  و  $Cr = ۲۲.۲۴\%$ ) با جوانه‌زنی و رشد کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در دمای  $۱۳۷۵$  درجه سانتی‌گراد شروع گشته [۱۷] و با افزایش زمان انجماد، کاهش درجه حرارت و رشد کاربیدهای  $(Cr,Fe)_7C_3$  در حین انجماد، کربن محتوی مذاب کاهش یافته و به ترکیب یوتکتیک نزدیک می‌شود و واکنش یوتکتیک  $(Cr,Fe)_7C_3 + \gamma \rightarrow L$  در دمای  $۱۲۸۰$  درجه سانتی‌گراد رخ می‌دهد [۱۶ و ۱۷]. بعد از انجماد و سرد شدن تا دمای محیط، کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  به همراه یوتکتیک  $(Cr,Fe)_7C_3 + \gamma$  در ساختار قابل مشاهده است [۹ و ۱۷]. شکل (۱-د) ریزساختار منطقه III را نشان می‌دهد در این شکل کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در زمینه یوتکتیکی  $(Cr,Fe)_7C_3 + \gamma$  قابل مشاهده هستند.

با توجه به غلظت کربن و کروم محتوی آستنیت در منطقه III احتمال تشکیل مارتنزیت در اثر سرد شدن آستنیت قابل بررسی است. با توجه به رابطه (۱) (دمای  $M_s$ ) و همچنین مقادیر غلظت کربن و کروم محتوی آستنیت موجود در منطقه III (جدول ۴) دمای تشکیل مارتنزیت در این منطقه به دست می‌آید:

$$M_s = 383/11 - 207/42(2/02) - 20/65(12/21) = -288^\circ C$$

با توجه به دمای  $M_s$  در این منطقه مشخص می‌گردد که احتمال تشکیل مارتنزیت در دمای محیط در منطقه III وجود ندارد.

### ۳-۲- مشخصات ریزساختاری و کاربیدهای $(Cr,Fe)_7C_3$

#### منطقه III

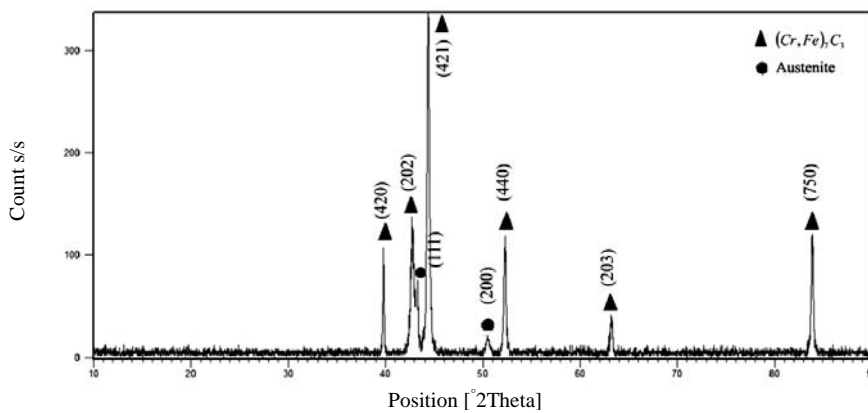
شکل (۴) تصویر SEM نواحی مختلف متالورژیکی منطقه III را نشان می‌دهد. همانگونه که از شکل (۴) مشخص است اندازه و تراکم کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در منطقه III متفاوت می‌باشد به نحوی که مشخصات ریزساختاری این منطقه را می‌توان به ۳ ناحیه مختلف تقسیم‌بندی نمود. این تقسیم‌بندی در

بررسی این موضوع دمای تشکیل مارتنزیت در این منطقه، بررسی می‌گردد. جدول (۴) مقادیر کربن و کروم محتوی آستنیت منطقه II و III را ارائه می‌دهد. با جایگذاری مقادیر غلظت کربن و کروم محتوی آستنیت منطقه II در رابطه (۱) دمای تشکیل مارتنزیت در این منطقه به دست می‌آید:

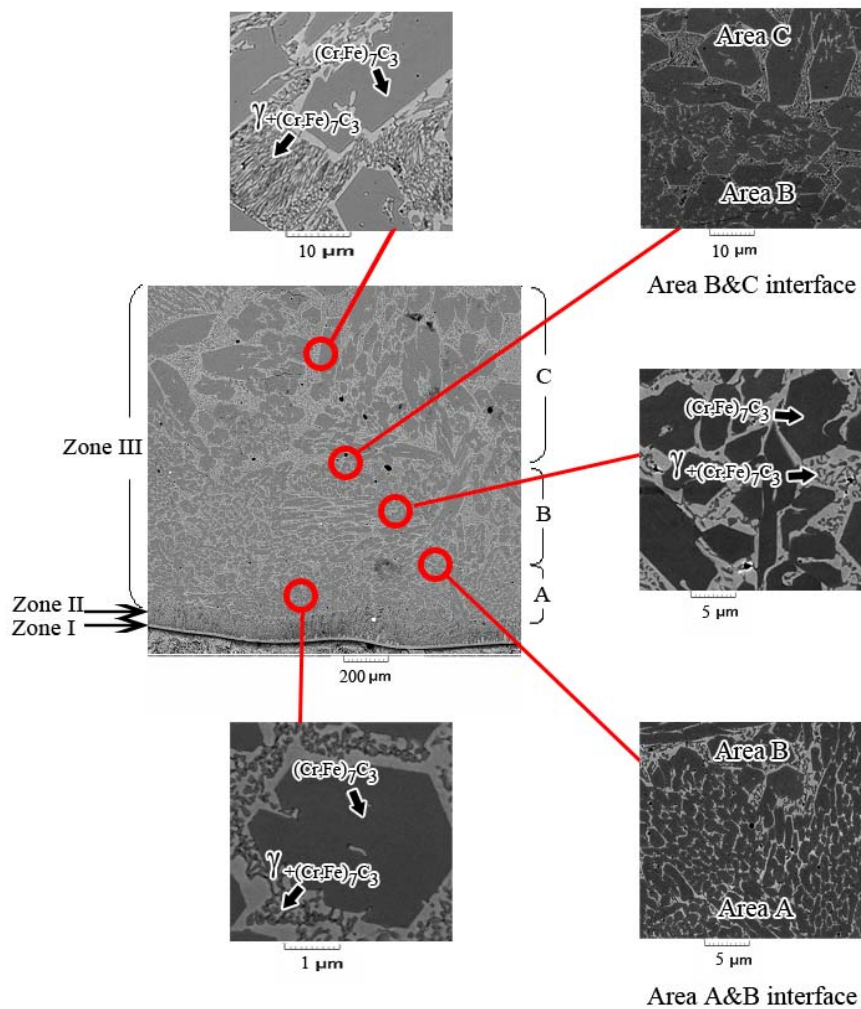
$$M_s = 383/11 - 207/42(1/31) - 20/65(8/21) = -58^\circ C$$

همانگونه که از دمای تشکیل مارتنزیت ( $-58$  درجه سانتی‌گراد) مشخص است، در اثر سرد شدن، آستنیت به مارتنزیت تبدیل نمی‌گردد، لذا در دمای محیط ریزساختار منطقه II متشکل از یوتکتیک  $(Cr,Fe)_7C_3 + \gamma$  خواهد بود. تصویر (۱-ج) ریزساختار منطقه II را نشان می‌دهد، همانگونه که مشاهده می‌گردد این منطقه دارای ساختار یوتکتیک  $(Cr,Fe)_7C_3 + \gamma$  می‌باشد.

منطقه III با حداکثر ضخامت  $2505$  میکرومتر از بالای منطقه II تا سطح روکش گسترش یافته است، لذا این منطقه، ضخیم‌ترین منطقه بوده و در شرایط سایش، منطقه اصلی لایه سخت محسوب می‌گردد. این منطقه به علت رقت کم ( $D = 10\%$ ) دارای حداکثر مقدار کربن و کروم نسبت به سایر مناطق (I و II) می‌باشد. ترکیب شیمیایی این منطقه که به روش OES تعیین گردیده است، در جدول (۳) ارائه شده است. با توجه به مقادیر کروم ( $22.24\%$ ) و کربن ( $0.4\%$ ) نسبت کروم به کربن این منطقه برابر ۶ بوده و در این نسبت با توجه به دی‌گرام تعادلی Fe-Cr-C [۱۶ و ۱۷]، ترکیب شیمیایی آلیاژ از نوع هایپریوتکتیکی می‌باشد.



شکل (۳): الگوی پراش پرتو x از سطح نمونه (منطقه III، در فاصله یک میلی متری زیر سطح).

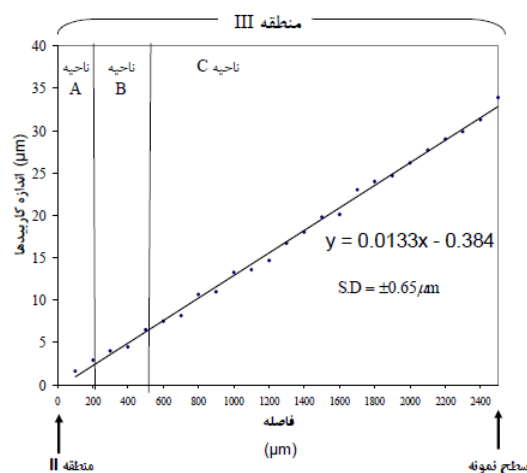


شکل (۴): تصویر SEM نواحی مختلف متالورژیکی منطقه III.

گلوله‌ای، در ناحیه B یوتکتیک نوع نیمه لایه‌ای + نیمه گلوله‌ای و در ناحیه C یوتکتیک نوع لایه‌ای تشکیل شده است. علت تفاوت در نوع یوتکتیک‌های حاصل در هر ناحیه ناشی از سرعت انجماد و تفاوت در ترکیب شیمیایی لایه‌ها می‌باشد [۷، ۱۱، ۱۵ و ۱۹]. جدول (۵) ترکیب شیمیایی ناحیه‌های A, B, C همانگونه که از جدول (۵) مشخص است، علی‌رغم نسبت  $\frac{Cr}{C}$  متفاوت ناحیه‌ها، هر سه ناحیه از انجماد هایپریوتکتیک برخوردار بوده‌اند. ناحیه A به علت نزدیکی به منطقه II و دارا بودن  $\frac{Cr}{C} = ۰.۳/۰.۶۱$  و  $Cr = ۱۸.۷۲\%$  و  $C = ۳.۶۱\%$  دارای ساختار یوتکتیک گلوله‌ای می‌باشد، علت این امر ناشی از، (۱) دامنه انجماد یوتکتیک کم (در آلیاژهای Fe-Cr-C انجماد یوتکتیک در یک محدوده دمایی رخ می‌دهد) و (۲) فوق تبرید بالا در این ناحیه است [۱۵، ۱۷ و ۱۹]. ناحیه B با دارا بودن نسبت  $\frac{Cr}{C} = ۰.۵/۰.۷$  با مقادیر  $Cr = ۲۱.۹۲\%$  و  $C = ۳.۷۹\%$  دارای دامنه انجماد یوتکتیک بالاتری نسبت به محدوده A می‌باشد، زیرا با افزایش مقدار کروم و کربن در آلیاژهای Fe-Cr-C دامنه انجماد یوتکتیک افزایش می‌یابد [۱۵ و ۱۷]، لذا مشاهده می‌گردد که از یک طرف به علت تغییر در ترکیب شیمیایی ناحیه B (در نتیجه افزایش دامنه انجماد یوتکتیک) و از طرف دیگر به علت سرعت انجماد پایین‌تر، انجماد یوتکتیک این ناحیه به صورت نیمه لایه‌ای + نیمه گلوله‌ای انجام شده است. ناحیه C با  $C = ۴.۰۲\%$  و  $Cr = ۲۴.۲۲\%$  (به علت ۱) سرعت انجماد کمتر، (۲) دامنه انجماد یوتکتیک بالاتر (ناشی از کربن و کروم بیشتر نسبت به ناحیه A و C) دارای انجماد یوتکتیک از نوع لایه‌ای می‌باشد. شکل (۵) اندازه کاربیدهای اولیه را در ۳ ناحیه منطقه III نشان می‌دهد. همانگونه که از شکل (۵) مشاهده می‌گردد، اندازه کاربیدهای اولیه از سمت منطقه II تا سطح روکش متفاوت می‌باشد، به نحوی که در نزدیکی سطح روکش اندازه کاربیدهای اولیه به ۳۵ میکرومتر می‌رسد. علت تفاوت اندازه کاربیدها در ۳ ناحیه مختلف از منطقه III ناشی از سرعت انجماد

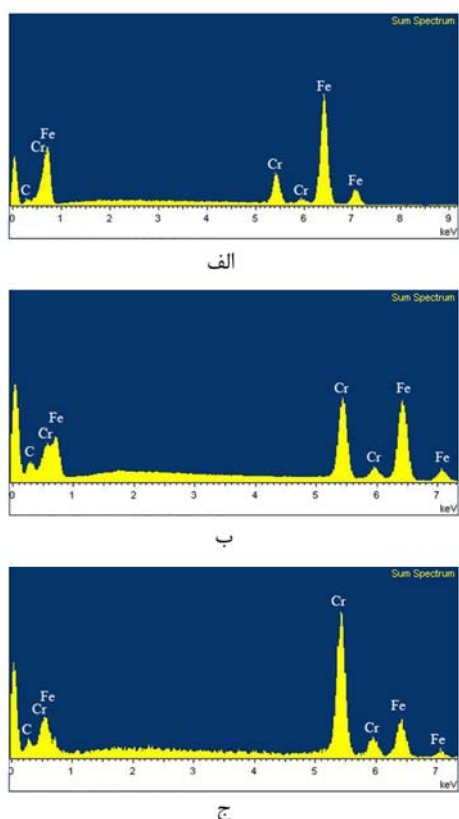
جدول (۵): ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) ناحیه‌های A, B, C منطقه III.

نوع یوتکتیک حاصل	نوع انجماد	ترکیب شیمیایی		$\frac{Cr}{C}$
		C	Cr	
گلوله‌ای	هایپریوتکتیک	۳/۶۱	۱۸/۷۲	۵/۲
نیمه لایه‌ای + نیمه گلوله‌ای	هایپریوتکتیک	۳/۷۹	۲۱/۹۲	۵/۷
لایه‌ای	هایپریوتکتیک	۴/۰۲	۲۴/۲۲	۶/۰

شکل (۵): اندازه کاربیدهای اولیه  $(Cr, Fe)_7C_3$  در ۳ ناحیه منطقه III.

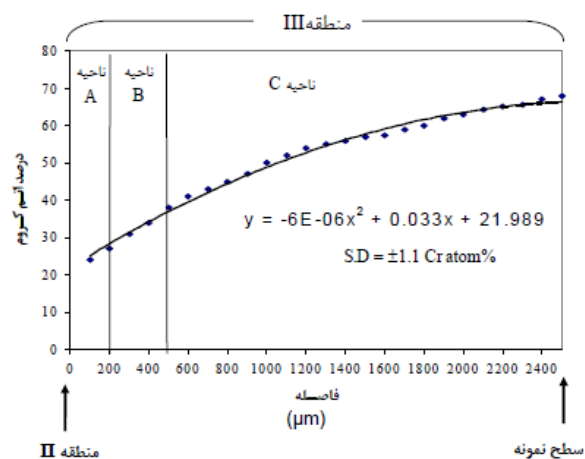
ناحیه‌های مختلف بر اساس تعداد کاربیدهای اولیه موجود در ریزساختار قابل انجام است. ناحیه اول (ناحیه A) با ضخامتی در حدود ۲۰۰ میکرومتر از تعداد کاربیدهای اولیه بالایی در واحد سطح برخوردار می‌باشد، به نحوی که تعداد آنها به  $۱/۰۰\mu m^2$  عدد ۲۷ می‌رسند. در ناحیه دوم (ناحیه B) که دارای ضخامتی در حدود ۳۰۰ میکرومتر است، تعداد کاربیدهای اولیه در واحد سطح به نصف ناحیه اول یعنی  $۱/۰۰\mu m^2$  عدد ۱۳ می‌رسد. ناحیه سوم (ناحیه C) که دارای حداکثر ضخامت می‌باشد (۲۰۰۵ میکرومتر) تعداد کاربیدهای اولیه در واحد سطح آن، نصف تعداد کاربیدهای اولیه در ناحیه دوم یعنی  $۱/۰۰\mu m^2$  عدد ۶ است. همچنین بررسی شکل (۴) نشان می‌دهد که نوع یوتکتیک اطراف کاربیدهای اولیه  $(Cr, Fe)_7C_3$  نیز متفاوت می‌باشند، به نحوی که در ناحیه A یوتکتیک نوع





شکل (۷): آنالیز نقطه‌ای (EDS) کاربردهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$ ، الف) ناحیه A در فاصله ۱۰۰ میکرونی از منطقه II، ب) ناحیه B در فاصله ۴۰۰ میکرونی از منطقه II و ج) ناحیه C در فاصله ۲۰۰۰ میکرونی از منطقه II.

منطقه III نشان می‌دهد. شکل (۷) آنالیز نقطه‌ای (EDS) کاربردهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  منطقه III را در نواحی مختلف نشان می‌دهد. همانگونه که از شکل‌های (۶) و (۷) مشاهده می‌گردد، غلظت (درصد) اتم کروم در کاربردهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در ناحیه‌های مختلف متفاوت می‌باشد و از سمت منطقه II به سمت سطح روکش، غلظت اتم کروم در کاربردهای اولیه افزایش می‌یابد، به نحوی که درصد اتم کروم در کاربردهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  از ۲۴٪ در ناحیه A به ۶۸٪ در ناحیه C افزایش یافته است. علت تغییرات در غلظت (درصد) اتم‌های کروم در ۳ ناحیه مختلف منطقه III ناشی از میزان رقت متفاوت ناحیه‌ها است [۹، ۱۵، ۱۸ و ۱۹].



شکل (۶): غلظت (درصد) اتم کروم در کاربردهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در ۳ ناحیه از منطقه III.

می‌باشد [۱۰ و ۱۱]. ناحیه A به علت نزدیکی به سمت فلز پایه از سرعت انجماد بالاتری نسبت به ناحیه B و C برخوردار است، لذا تعداد جوانه‌های اولیه کاربردهای تشکیل شده در این منطقه زیاد بوده و از اندازه کوچکتری نسبت به ناحیه‌های B و C برخوردار هستند. از طرفی از آنجایی که قسمت اعظم انتقال حرارت از سمت فلز پایه خارج می‌شود [۱۰]، به علت زمان طولانی‌تر خروج حرارت از ناحیه C و در نتیجه فوق تبرید کمتر در هنگام انجماد، تعداد جوانه‌های اولیه کمتری در هنگام انجماد مذاب در این ناحیه تشکیل شده است، لذا اندازه کاربردهای این ناحیه بزرگتر از ناحیه‌های A و B می‌باشند. ناحیه B با سرعت انتقال حرارتی مابین ناحیه‌های A و C دارای فوق تبرید انجمادی بین ناحیه‌های مذکور بوده، لذا دارای کاربردهای اولیه‌ای با اندازه‌هایی مابین این ۲ ناحیه می‌باشد به نحوی که با نزدیک شدن به ناحیه A اندازه کاربردهای این ناحیه کوچکتر و با نزدیک شدن به ناحیه C اندازه کاربردهای این ناحیه بزرگتر می‌گردد.

شکل (۶) غلظت (درصد) اتم کروم مربوط به کاربردهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  که به روش EDS تعیین شده است را در ۳ ناحیه از

جدول (۶): فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در ناحیه‌های مختلف از منطقه III.

ناحیه	A			B			C		
	حد اقل	حد اکثر	متوسط	حد اقل	حد اکثر	متوسط	حد اقل	حد اکثر	متوسط
غلظت اتم کروم (%)	۲۴	۲۸	۲۶	۳۰	۴۰	۳۵	۴۲	۶۸	۵۵
فرمول شیمیایی	$Cr_{2.6}Fe_{0.4}C_3$			$Cr_{2.5}Fe_{0.5}C_3$			$Cr_{5/5}Fe_{1/5}C_3$		

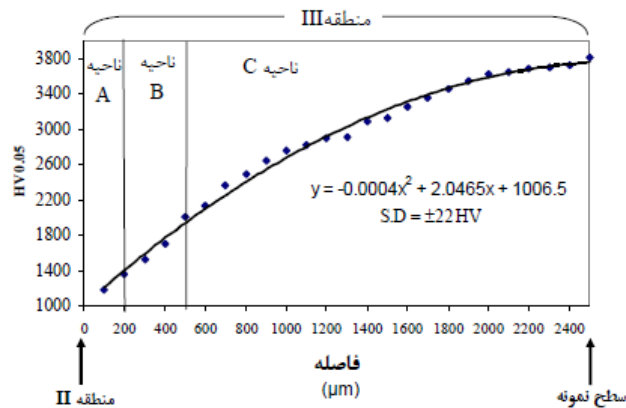
\* به روش EDS تعیین شده است.

(۴)  $X$  - مجموع تعداد اتم‌های تشکیل دهنده  $Y$  متوسط درصد اتم آهن  $(X)$ ، مجموع تعداد اتم‌های تشکیل دهنده  $(Y)$ ، متوسط درصد اتم آهن می‌باشد. در جدول (۶) فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه مربوط به ۳ ناحیه از منطقه III آورده شده است. همانگونه که از جدول (۶) مشخص است با افزایش متوسط درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه، فرمول شیمیایی کاربیدها تغییر می‌نماید. به نحوی که کاربیدهای اولیه در ناحیه A دارای فرمول شیمیایی  $Cr_{2.6}Fe_{0.4}C_3$ ، در ناحیه B دارای فرمول شیمیایی  $Cr_{2.5}Fe_{0.5}C_3$  و در ناحیه C دارای فرمول شیمیایی  $Cr_{5/5}Fe_{1/5}C_3$  می‌باشند. لازم به ذکر است که این فرمول‌های شیمیایی به طور نسبی بوده و نشان‌دهنده متوسط مقدار کروم و آهن موجود در کاربیدهای اولیه هر ناحیه می‌باشد لذا این فرمول‌ها به عنوان نماینده‌ای از فرمول شیمیایی کاربیدهای هر ناحیه می‌باشند.

شکل (۸) سختی کاربیدهای اولیه را در ۳ ناحیه نشان می‌دهد. این شکل نشان می‌دهد که مقدار سختی کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در ۳ ناحیه متالورژیکی منطقه III متفاوت است و از سمت منطقه II به سمت سطح روکش، سختی کاربیدهای اولیه افزایش می‌یابد. به نحوی که سختی کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  از ۱۱۷۸ ویکرز در ناحیه A به ۳۸۱۱ ویکرز در ناحیه C افزایش یافته است. علت تفاوت در سختی کاربیدهای اولیه در ۳ ناحیه A، B و C منطقه III ناشی از تغییرات درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه می‌باشد [۲۰]، زیرا با افزایش درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه از مقدار درصد اتم‌های آهن کاسته شده و در نتیجه کاربیدهایی با سختی بالاتر حاصل

ناحیه A به علت نزدیکی به منطقه II دارای حداکثر رقت  $(D = 35\%)$  و ناحیه C به علت دوری از منطقه II دارای حداکثر رقت  $(D = 12\%)$  می‌باشد. ناحیه B از رقت متوسطی  $(D = 25\%)$  برخوردار است. لذا ملاحظه می‌شود، با کاهش میزان رقت، غلظت (درصد) اتم‌های کروم در مذاب افزایش و غلظت (درصد) اتم‌های آهن در مذاب کاهش می‌یابد، در نتیجه نسبت اتمی  $\frac{Cr}{Fe}$  در مذاب افزایش می‌یابد. علت این امر ناشی از جبهه انجماد تشکیل شده از سمت فلز پایه به سمت سطح روکش و افزایش غلظت عنصر کروم در جلوی جبهه انجماد به علت سرعت بالای انجماد و عدم فرصت کافی برای نفوذ اتم‌ها از مایع به جامد [۱۵] می‌باشد که بدین ترتیب کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  با مقادیر کروم متفاوت ایجاد می‌کند. جدول (۶) متوسط درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  را در ۳ ناحیه مختلف ارائه می‌دهد. همانگونه که مشاهده می‌گردد متوسط درصد اتم کروم در ناحیه C بیشتر از ناحیه‌های A و B می‌باشد، با توجه به متوسط غلظت (درصد) اتم‌های کروم در کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  می‌توان فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه را در ناحیه‌های مختلف منطقه III تعیین نمود. از آنجایی که مجموع اتم‌های کروم و آهن لازم جهت تشکیل کاربید  $(Cr,Fe)_7C_3$ ، ۷ اتم می‌باشد (۷۰٪ اتمی) [۲۰]، لذا فرمول شیمیایی کاربیدها را می‌توان به صورت  $Cr_xFe_yC_3$  در نظر گرفت که در آن:

$$X = \frac{\text{متوسط درصد اتم کروم در هر ناحیه}}{\text{مجموع تعداد اتم‌های کاربید} = (10 = 3+7)} \quad (3)$$



شکل (۸): سختی کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  در ۳ ناحیه منطقه III.

افزایش می‌یابد. علت این تغییرات ناشی از، (۱) افزایش مقدار کروم و کربن، (۲) کاهش درجه رقت و (۳) سرعت انجماد متفاوت ناحیه‌ها می‌باشد. از آنجایی که در آلیاژهای Fe-Cr-C (۱) انجماد یوتکتیک در یک محدوده دمایی رخ می‌دهد و (۲) با افزایش غلظت کروم، دامنه انجماد یوتکتیک افزایش [۱۱ و ۱۷] می‌یابد، لذا با افزایش غلظت کروم و سرعت انجماد، نقطه یوتکتیک در دیاگرام آهن- کربن به سمت چپ تغییر مکان می‌دهد [۱۱، ۱۵، ۱۶ و ۱۷]، در نتیجه با افزایش مقدار کروم و همچنین کاهش سرعت انجماد از ناحیه A به C، درصد حجمی فاز یوتکتیک افزایش و درصد حجمی کاربیدهای اولیه کاهش می‌یابد.

بررسی درصد حجمی کاربید یوتکتیک و آستنیت یوتکتیک موجود در ریزساختار مشخص می‌نماید که نسبت کاربید یوتکتیک به آستنیت یوتکتیک در ۳ ناحیه A، B و C متفاوت می‌باشد و به سمت سطح روکش افزایش می‌یابد. این امر ناشی از تغییر نقطه یوتکتیک با افزایش توأم مقدار کروم و کربن در دیاگرام Fe-Cr-C [۱۶ و ۱۷] می‌باشد که باعث می‌شود تا ترکیب یوتکتیک مقدار ثابت و مشخصی نباشد. علاوه بر این بررسی جدول (۷) مشخص می‌نماید که فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یوتکتیکی در ۳ ناحیه متالورژیکی منطقه III متفاوت

می‌گردد [۲۰ و ۲۱]. علت افزایش سختی با افزایش کروم در هر ناحیه ناشی از تغییر پارامتر کریستالوگرافی  $\frac{c}{a}$  در کریستال هگزاگونال  $M_7C_3$  می‌باشد. با افزایش اتم کروم در کاربیدهای نوع  $M_7C_3$ ، نسبت  $\frac{c}{a}$  کریستال کاهش یافته و درصد پیوند اتم‌های Cr-Cr در صفحات قاعده و بین صفحات قاعده بیشتر می‌شود [۲۱]. از آنجایی که انرژی پیوند اتم‌های Cr-Cr قوی‌تر از Fe-Fe و Fe-Cr می‌باشد [۲۱ و ۲۲]، لذا با افزایش کروم در فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه، متوسط سختی آنها افزایش می‌یابد.

جدول (۷) مشخصات ریزساختاری موجود در ۳ ناحیه مختلف از منطقه III را نشان می‌دهد. بررسی جدول (۷) مشخص می‌نماید که درصد حجمی کاربیدهای اولیه و یوتکتیکی  $(Cr,Fe)_7C_3$  و همچنین آستنیت یوتکتیک در ناحیه‌های مختلف متفاوت است. علت این امر ناشی از ترکیب شیمیایی متفاوت در این ناحیه‌ها می‌باشد.

همانگونه که از جدول (۷) مشاهده می‌گردد با کاهش درجه رقت ناحیه‌ها از A به C، درصد حجمی کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  کاهش و درصد حجمی فاز یوتکتیک افزایش می‌یابد. همچنین با کاهش درجه رقت درصد حجمی آستنیت یوتکتیک کاهش و درصد حجمی کاربید یوتکتیک

جدول (۷): مشخصات ریزساختاری ۳ ناحیه از منطقه III.

ناحیه	ضخامت $\mu\text{m}$	تعداد سلول‌های کاربیدی در واحد سطح $\mu\text{m}^2 / 10 \cdot \text{تعداد}$	متوسط اندازه کاربیدهای اولیه $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ ( $\mu\text{m}$ )
A	۲۰۰	۲۷	۳/۲
B	۳۰۰	۱۳	۶/۲
C	۲۰۰۵	۶	۱۹/۸

ناحیه	درجه رقت <sup>*</sup> (درصد)	درصد حجمی فازها			نسبت کاربید یوتکتیک به آستنیت یوتکتیک	فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یوتکتیک ( $\mu\text{m}$ )	نوع یوتکتیک
		کاربید اولیه	کاربید یوتکتیک	آستنیت یوتکتیک			
A	۳۵	۷۷	۵	۱۸	۰/۲۷	۲۳	گلوله‌ای
B	۲۵	۶۵	۱۹	۱۶	۱/۲	۳۵	نیمه لایه‌ای + گلوله‌ای
C	۱۲	۴۸	۳۸	۱۴	۲/۷	۵۲	لایه‌ای

\* درجه رقت بر اساس تغییرات غلظت عنصر آهن تعیین شده است.

#### ۴- نتیجه گیری

در تحقیق حاضر ریزساختار و مشخصات کاربیدهای اولیه  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  در آلیاژ هایپریوتکتیکی روکش سخت پایه Fe-Cr-C بررسی و نتایج ذیل حاصل گردید:

۱- لایه روکش سخت پایه Fe-Cr-C ایجاد شده بر روی فولاد ساده کربنی از ۳ منطقه متالورژیکی با ضخامت، ترکیب شیمیایی و ریزساختار متفاوت تشکیل شده است. منطقه اصلی (منطقه III) لایه روکش سخت با ترکیب شیمیایی هایپریوتکتیکی دارای بیشترین ضخامت بوده و شامل فازهای کاربید اولیه  $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  و یوتکتیک  $\gamma + (\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$  می‌باشد.

۲- از نظر مشخصات ساختاری، منطقه اصلی (منطقه III) را می‌توان به ۳ ناحیه (A، B و C) با ضخامت، اندازه متوسط کاربیدها، تراکم کاربیدها، غلظت اتم کروم، سختی و جزئیات ریزساختاری متفاوت تقسیم‌بندی نمود.

می‌باشند. علت این تفاوت ناشی از فوق تبرید ایجاد شده به علت سرعت انجماد مختلف در ناحیه‌های متفاوت می‌باشد [۹، ۱۱ و ۱۹]. به نحوی که ناحیه A به علت سرعت انجماد بالاتر و همچنین دامنه انجماد یوتکتیک کم (ناشی از رقت زیاد) از فوق تبرید بالاتری نسبت به ناحیه‌های B و C برخوردار بوده، لذا از فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یوتکتیکی بسیار کمی برخوردار است. در مقابل ناحیه C به علت دامنه انجماد یوتکتیک بالاتر (ناشی از غلظت کروم و کربن بیشتر) و همچنین سرعت انجماد پایین‌تر، از فوق تبرید کمتری برخوردار بوده است، لذا از فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یوتکتیکی بالاتری نسبت به نواحی A و B برخوردار است. ناحیه B نیز نسبت به دو ناحیه A و C از سرعت انجماد متوسطی برخوردار بوده است، لذا اندازه مرکز تا مرکز کاربیدهای یوتکتیکی در این ناحیه مابین نواحی A و C قرار دارد.

- ۳- اندازه کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  و درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه و سختی کاربیدهای اولیه در هر ناحیه از منطقه اصلی (منطقه III) به سمت سطح روکش افزایش می‌یابد.
- ۴- با توجه به تغییر درصد اتم‌های کروم در کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$ ، فرمول شیمیایی کاربیدها در هر ناحیه از منطقه اصلی (منطقه III) متفاوت می‌باشد. در ناحیه اول (ناحیه A) فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه به صورت  $Cr_{2/6}Fe_{4/4}C_3$  در ناحیه دوم (ناحیه B)  $Cr_{3/5}Fe_{3/5}C_3$  و در ناحیه سوم (ناحیه C) در نزدیکی سطح روکش  $Cr_{5/5}Fe_{1/5}C_3$  تعیین گردید.
- ۵- درصد حجمی کاربیدهای اولیه  $(Cr,Fe)_7C_3$  و آستنیت یوتکتیک در هر ناحیه از منطقه اصلی (منطقه III) متفاوت بوده و به سمت سطح روکش کاهش می‌یابد، در مقابل درصد حجمی فاز یوتکتیک، نسبت کاربید یوتکتیک به آستنیت یوتکتیک و فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یوتکتیک به سمت سطح روکش افزایش می‌یابد.
- ۵- مراجع**
- [1] Y. F. Liu, Z. Y. Xia, J. M. Han, G. L. Zhang and S. Z. Yang, "Microstructure and Wear Behavior of  $(Cr, Fe)_7C_3$  Reinforced Composite Coating Produced by Plasma Transferred Arc Weld-Surfacing Process", Surface Coatings and Technology, Vol. 201, pp. 863-867, 2006.
- [2] J. J. Coronado, H. F. Caicedo and A. L. Gomez, "The Effects of Welding Processes on Abrasive Wear Resistance for Hard-facing Deposits", Tribology International, Vol. 42, pp. 745-749, 2009.
- [3] M. Erolgu, "Boride Coatings on Steel Using Shielded Metal Arc Welding Electrode: Microstructure and Hardness", Surface and Coating Technology, Vol. 203, pp. 2229-2235, 2009.
- [4] K. Y. Lee, S. H. Lee, Y. Kim, H. S. Hong, Y. M. Oh and S. J. Kim, "The Effects of Additive Elements on the Sliding Wear Behavior of Fe-Base Hard-Facing Alloys", Wear, Vol. 225, pp. 481-483, 2003.
- [5] D. K. Dwiredi, "Microstructure and Abrasive Wear Behavior of Iron Base Hardfacing", Materials Science and Technology, Vol. 20, pp. 1326-1330, 2004.
- [6] R. Dasgupta, R. Thakur, M. S. Yadav and A. K. Jha, "High Stress Abrasive Wear Behavior of a Hardfacing Alloy: Effects of some Experimental Factors", Wear, Vol. 236, pp. 368-374, 1999.
- [7] S. Atamert and H. K. D. H. Bhadeshia, "Microstructure and Stability of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys", Materials Science and Engineering A, Vol. 130, pp. 101-111, 1990.
- [8] S. D. Carpenter, D. Carpenter and J. T. H. Pearce, "XRD and Electron Microscope Study of an-as Cast 26.6% Chromium White Iron Microstructure", Materials Chemistry and Physics, Vol. 85, pp. 32-40, 2004.
- [9] S. Buytoz, M. M. Yildirim and H. Eren, "Microstructural and Micro-Hardness Characteristics of Gas Tungsten Arc Synthesized Fe-Cr-C Coating on AISI 4340", Materials Letters, Vol. 59, pp. 607-614, 2005.
- [10] S. Buytoz, "Microstructural Properties of  $M_7C_3$  Eutectic Carbides in Fe-Cr-C Alloy", Materials Letters, Vol. 60, pp. 605-608, 2006.
- [11] C. M. Chang, C. M. Lin, C. C. Hsieh, J. H. Chen, C. M. Fan and W. Wu, "Effect of Carbon Content on Microstructural Characteristics of the Hypereutectic Fe-Cr-C Claddings", Materials Chemistry and Physics, Vol. 117, pp. 257-261, 2009.
- [12] M. Eroglu and N. Ozdemir, "Tungsten-Inert Gas Surface Alloying of a Low Carbon Steel", Surface and Coating Technology, Vol. 154, pp. 209-217, 2002.
- [13] W. K. Collins and J. C. Watson, "Metallographic Etching for Carbide Volume Fraction of High-Chromium White Cast Iron", Materials Characterization, Vol. 24, No. 4, pp. 379-386, 1990.
- [14] S. D. Carpenter and D. Carpenter, "X-Ray Diffraction of  $M_7C_3$  Carbide within a High Chromium White Iron", Materials Letters, Vol. 57, pp. 4456-4459, 2003.
- [15] S. Kou, "Welding Metallurgy", 2nd Edition, A John Wiley and Sons, INC, Publication, Newjersey, 2003.
- [16] D. Li, L. Liu, Y. Zhang, C. Ye, X. Ren, Y. Yang and Q. Yang, "Phase Diagram Calculation of High Chromium Cast Irons and Influence of its Chemical Composition", Materials and Design, Vol. 30, pp. 340-345, 2009.
- [17] A. Bondar, V. Ivanchento, A. Kozbv and J. C. Todenac, "Carbon-Iron-Ternary Alloy Systems-Phase Diagrams-Crystallographic and Thermodynamic Data-MSIT", Group IV, Springer, Verlag Berlin Heidelberg, Vol. 11, pp. 1-56, 2008.
- [18] K. Yamamoto, M. M. Liliac and K. Ogi, "Thermodynamic Evaluation of Solidification Structure of High Chromium White Cast Iron", International Journal Cast Metal Research, Vol. 16, No. 4, pp. 435-44, 2003.
- [19] C. M. Chang, C. M. Lin, C. C. Hsieh, J. H. Chen and W. Wu, "Micro-Structural Characteristics of Fe-40%Cr-xC Hardfacing Alloys with [1.0-4.0 Wt%] Carbon Content", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 487, pp. 83-89, 2009.
- [20] C. M. Lin, C. M. Chang, J. H. Chen and W. Wu, "The Effects of Additive Elements on the Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Cr-Fe-C Hardfacing Alloys", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 498, No. 1, pp. 30-36, 2010.

- [21] S. T. Oyama, "Crystal Structure and Chemical Reactivity of Transition Metal Carbides and Nitrides", Journal of Solid State Chemistry, Vol. 96, pp. 442-445, 1992.
- [22] H. O. Pierson, "Handbook of Refractory Carbides and Nitrides-Properties and Characteristics", Noyes Publications, Newjersy, pp. 100-115, 1996.

#### ۶- پی نوشت

- 1- Atamert
- 2- Carpenter
- 3- Buytoz
- 4- Chang
- 5- Image Analysis

Archive of SID