بررسی ریزساختار و مشخصات کاربیدهای C_۳ (Cr,Fe) در آلیاژ هایپریوتکتیک روکش سخت پایه Fe-Cr-C

حامد ثابت^{1*}، شهرام خیراندیش^۲، شمس الدین میردامادی^۳ و مسعود گودرزی^۴ 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 ۴- استادیار، 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

چکیدہ

در این تحقیق آلیاژ هایپریو تکتیک رو کش سخت پایه Fe-Cr-C به روش جوشکاری GTAW بر روی فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۱۰ ایجاد گردید. آنالیز شیمیایی لایه سخت به روش اسپکترو گرافی نشر نوری (OES) تعیین شد و جهت بررسی ریز ساختار و تجزیه و تحلیل فازها از مطالعات میکروسکوپ نوری (OM)، الکترونی (SEM) و پراش سنجی پر تو X (XXD) استفاده شد. نتایج آزمون متالو گرافی مشخص نمود که لایه رو کش سخت حاصل دارای ۳ منطقه متالور ژیکی بوده که از نظر ضخامت و ترکیب شیمیایی متفاوت هستند. همچنین ریز ساختار لایه رو کش سخت در منطقه ضخیم تر (منطقه متالور ژیکی بوده که از نظر ضخامت و ترکیب شیمیایی متفاوت هستند. همچنین ریز ساختار کاربید کروم – آهن ۲٫۲۰۹٫۵ ایود. نتایج متالو گرافی، طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS)، طیف سنجی تفکیک طول موج (WDS) و سختی سنجی میکروسکوپی مشخص نمود که کاربیدهای اولیه ۲٫۰٫۶۰۶ موجود در منطقه اصلی (منطقه III) لایه رو کش 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 رو کش سخت از ی مینو و مرکزی او سختی منفاوتی به مورد از مار یاده و که اندازه، درصد اتم کروم و سختی کاربیدهای اولیه به سختی می و کش سختی کر کاربیدی کروم و آن ی ترکیب شیمیایی و سختی متفاوتی برخوردار هستند به نحوی که اندازه، درصد اتم کروم و سختی کاربیدهای اولیه به سخت اندازه، توزیع، ترکیب شیمیایی و سختی متفاوتی برخوردار هستند به نحوی که اندازه، درصد اتم کروم و سختی کاربیدهای اولیه به سخت مطح رو کش سختی نیز به سمت سطح رو کش افزایش یافتند.

واژههای کلیدی:

Fe-Cr-C، هاييريوتكتيك، ريزساختار، مشخصات كاربيدها، ۲۳،(Cr,Fe).

۱ – مقدمه

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

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

Fe-Cr-C متداول ترین آلیاژ روکش سخت محسوب مے گر دد زیرا علاوه بر مقاومت به سایش خراشان، از نظر اقتصادی نیز مقرون به صرفه مي باشد [۵]. مقاومت به سايش خراشان در اين آلیاژها وقتی حاصل میشود که کاربیدهای ۲۳،(Cr,Fe) با آستنیت (غنی از آهن و کروم) در ساختار تشکیل گردد. این ریزساختار در محدوده نسبت کروم به کربن ۵ تا ۸ ایجاد می گردد. از آنجایی که وجود کاربیدهای ۲۳ (Cr,Fe) تأمین کننده سختی و مقاومت به سایش آلیاز Fe-Cr-C در شرایط ۸> Cr می باشند [۴ و ۶]، لذا بررسی مشخصات کاربیدهای اولیه و یو تکتیکی ۲۰ (Cr,Fe) در ریز ساختار مورد توجه محققین مختلف بوده است. بررسی آتامرت [٧] و همکارش مشخص نمود که درصد اتمی عناصر کروم، کربن و آهـن در کاربیدهای اولیه و یوتکتیکی «Cr,Fe) در آلیاژ روکش سخت هايپريو تکتيک Fe-Cr-C يکسان بوده و تفاوتي در فرمول شيميايي كاربيدها در لايه سخت وجود ندارد. در مقابل كرارينتر و همکارانش [۸]، عنوان نمودهاند که درصد اتمی کروم در مرکز و کنارههای کاربیدهای یوتکتیکی ۲۳ (Cr,Fe) موجود در ريزساختار آلياژ هيپويوتکتيکي Fe-Cr-C متفاوت مييباشند. بـه نحوی که درصد اتمی کروم در مرکز کاربیدهای یوتکتیکی بیشتر از دیواره های آن است. آنها علت این امر را وابسته به نوع انجماد آلياژ دانستهاند.

بویتوز^۳ و همکارانش [۹]، مشخص نمودند که درصد اتمی کروم در کاربیدهای اولیه ۲۰۵۰(Cr,Fe) موجود در ساختار آلیاژ هایپریوتکتیکی Fe-Cr-C تابعی از مقدار کروم محتوی آلیاژ بوده و با افزایش آن درصد اتم کروم در کاربیدهای نوع ۲۰۸۳ 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 بویتوز [۱۰] ولیه ۲۰۸۳ 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

MγC۳ مر تبط بوده و سختی کاربیدهای MγC۳ حاوی آهن کمتر و کروم بالاتر، بیشتر از سختی کاربیدهای حاوی آهن بیشتر و کروم کمتر عنوان شده است. در تحقیقی که توسط چانگ⁴ و همکارانش [۱۱] انجام شده،

در تحقیقی که توسط چاکک و همکارانس (۲۱) ایجام سده مشخص گردیده است که در آلیاژ رو کش سخت Fe-Cr-C هایپریو تکتیکی (حاوی ۲۷ درصد کروم) با افزایش مقدار کربن از ۳/۷۲٪ به ۲/۸۵٪، درصد حجمی و تعداد کاربیدهای اولیه ۳۵ (Cr,Fe) در واحد سطح افزایش و اندازه متوسط آنها کاهش می یابد. همچنین شکل کاربیدهای اولیه از حالت تیغهای به می یابد. همچنین شکل کاربیدهای اولیه از حالت تیغهای به حالت میلهای تغییر می کند. علت تغییر شکل کاربیدهای اولیه ناشی از اثر کربن بر فوق تبرید ایجاد شده در هنگام انجماد آلیاژ ناشی از اثر کربن بر فوق تبرید ایجاد شده در هنگام انجماد آلیاژ ناشی از اثر کربن سخت (RC) وقتی حاصل می گردد که سختی لایه رو کش سخت (RC) وقتی حاصل می گردد که اندازه آنها به ۱۳/۵۳ میکرومتر و تعدادشان به ۲۷۵۸ عدد در اندازه آنها به ۱۳/۵۳ میکرومتر و تعدادشان به ۲۷۵۸ عدد در میلی متر مربع برسند. این شرایط در آلیاژی با نسبت ۲۵۵ه

از آنجایی که عمده مطالعات بر روی ریزساختار آلیاژهای رو کش سخت پایه Fe-Cr-C بوده، لذا بررسی مشخصات کاربیدهای ۲۵, Cr,Fe) به صورت جنبی در کنار مطالعات ریزساختاری انجام شده است، نشاندهنده این موضوع میباشد که مطالعات جامع و کاملی در خصوص مشخصات کاربیدهای ۲۵, (Cr,Fe) در این خانواده از آلیاژهای رو کش سخت انجام نشده است. این تحقیق بر اساس همین موضوع انجام شده و در آن ریزساختار و مشخصات کاربیدهای ۲۰, Fe-Cr بررسی شده است.

۲- روش تحقیق فولاد ساده کربنی AISI ۱۰۱۰ به ابعاد ۱۰×۱۲۰×۲۰۰ میلیمتر به عنوان فلز زیرلایه مورد استفاده قرار گرفت، ترکیب شیمیایی آنالیز شیمیایی لایه روکش سخت به روش اسپکترو گرافی نشر نوری (OES) (توسط دستگاه ARUN Polyspek) در ۱، ۲ و ۲/۵ میلیمتری زیر سطح روکش بعد از سنگزنی و از میانگین ۵ نقطه تعیین شد.

جهت آزمون متالو گرافی، نمونه ای از مقطع عرضی تهیه و تحت آماده سازی سطحی با کاغذ سنباده SiC، پولیش با خمیر الماسه یک میکرون و اچ با محلول نایت ال ۲٪ قرار گرفت. مطالعه ریز ساختار، به وسیله میکرو سکوپ الکترونی روبشی SEM (مدل (BSE) مجهز به سیستم الکترون بر گشتی (BSE)، طیف سنجی تفکیک انرژی (EDS) و طیف سنجی تفکیک طول موج (WDS) تحت ولت اژ شتاب دهنده ۲۰ ۲ انجام شد. همچنین جهت تعیین درصد حجمی فازها در لایه رو کش سخت از محلول اچ خواص مطابق جدول (۲) و یک دستگاه میکروسکوپ نوری (مدل Olympus BX51) مجهز به سیستم آنالیز تصویری^۵ استفاده شد.

برای شناسایی فازها در لایه روکش سخت بررسی پراش سنجی پرتو X (XRD) انجام شد، برای این منظور نمونه ای به ابعاد ۳×۱۰×۱۰ میلی متر از سطح روکش تهیه و تحت سنباده زنی با کاغذ سنباده SiC و پولیش با خمیر الماسه ۵/۰ میکرون قرار گرفت و سپس با محلول ۱۰ درصد اسید اگزالیک الکترو پولیش گرفت و سپس با محلول ۱۰ درصد اسید اگزالیک الکترو پولیش گردید [۸ و ۱۴]. آزمون پراش سنجی پرتو X (XRD) تو سط یسک دیفراکت و متر (مسدل MM State) مجهر بسه یسک دیفراکت و متر (مسدل MP State) مجهر بسه و فیلتر نیکلی انجام شد، برای این منظور دیفراکتومتر جهت روبش نمونه از زاویه ۱۰ تا ۹۰ درجه با اندازه پلههای ۲۰/۰ 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 سختیسنج (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 آلياژسازي سطحي.

Fe	Cr	S	Р	Mn	Si	С	ماده
باقيمانده	-	•/•18	•/••A	۰/۳۳	۰/۱۸	۰/۰۸۱	فولاد
باقيمانده	69	۰/۰۱۳	•/•18	٠/١	•/14	•/•۵۴	فرو کروم
-	-	•/•٩	•/•9	•/•٣	•/•٣	१९/ /९	گرافيت

ت ظاهرسازی فازها [۱۳].	جدول (۲): محلول اچ جھ
------------------------	-----------------------

محلول ۱: ۴ گرم اسید پیکریک + ۱۰۰ میلیلیتر اتانل + یک میلیمتر
اسيد كلريدريك
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 آماده سازی سطح نمونه شامل سنگزنی و چربیزدایی، یک مخلوط از پودرهای فرو کروم و گرافیت به عنوان آلیاژ پوشش تهیه شد، ترکیب شیمیایی پودرهای مورد استفاده در جدول (۱) ارائه شده است. برای این منظور پودرهای فرو کروم و گرافیت با نسبت وزنی ۸ در یک آسیای گلوله ای 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 رک 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

آلیاژسازی سطحی با استفاده از روش GTAW با شدت جریان ۱۰۰ آمپسر، اختلاف پتانسیل ۱۴ ولت و سرعت جوشکاری ۱۰ cm/min، با حرارت ورودی یکسان انجام شد و تعداد ۸ لایه روکش سخت با همپوشانی 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.

	كى.	ف متالورژيک	ناطق مختا	شخصات من	دول (۳): من	ج
	منطقه	ضخامت	ترکیب شیمیایی* (درصد وزنی)			Cr
		(µm)	С	Cr	Fe	С
XX	I	٩/٣	۰/۸۱	۲/۸۶	99/77	٣/۵
¥	Π	٩۶	۲/۹۷	17/87	14/21	۴/۳
	III**	10.0	4/.1	26/22	٧١/٧۶	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 میلیمتری زیر سطح روکش سخت میباشد.

۳- نتایج و بحث

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

۳-۱- ترکیب شیمیایی، مناطق متالورژیکی و ریزساختار شکل (۱- الف) جزئیات ریزساختار میکروسکوپی منطقه اتصال را نشان میده.د. همانگونه که از شکل (۱- الف) مشاهده

M_f = ۱۵۶−۲۱۵=−۵۹(±۱۰°C) لذا در هنگام سرد شدن به علت سرعت انتقال حرارت بالا استحاله آستنیت به مارتنزیت رخ داده و ریزساختاری شامل مارتنزیت و آستنیت باقیمانده تشکیل می گردد. شکل (۱- ب) تصویر SEM ریزساختار منطقه I را نشان میدهد.

منطقه II با ضخامت ۹۴ میکرومتر بالای منطقه I وجود دارد این منطقه به علت رقت متوسط (۹۰٪ = D) دارای مقادیر کربن منطقه به علت رقت متوسط (۹۰٪ = D) دارای مقادیر کربن (۲۹۷٪ = C) و کروم (۲۸۲۸٪ = C) بیالاتر و نیسبت به منطقه I می باشد. لذا به دلیل ۱) افزایش غلظت کروم و کربن، منطقه I می باشد. لذا به دلیل ۱) افزایش غلظت کروم و کربن، $\frac{G}{R}$ (۲ $\frac{G}{R}$ کمتر نیسبت به منطقه I و ۳) نیسبت $\frac{Cr}{C}$ بالاتر، انجماد منطقه II بر اساس دیاگرام Fe-Cr-C [۹۱ و ۱۷]، به صورت یو تکتیک انجام می شود. بررسی ساختار میکروسکوپی این منطقه به کمک SEM نیز مشخص نمود که ساختار این منطقه متشکل از فاز یو تکتیک می باشد. شکل (۲) دیاگرام آهن و کربن را با

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، دارای $\frac{Cr}{C} = 7/4$ درصـد آهـن و 7/4 درصـد آهـن و 7/4حداکثر رقت (۸۰٪ = D) به همراه حداکثر نسبت G [۱۰ و ۱۵] (G = شیب دمایی و R = سرعت رشد) میباشد، در نتیجه به علت G بالا، رشد این منطقه به صورت صفحهای 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 میباشد. علت تـشکیل مارتنزیت و آستنیت ناشبی از غلظت عناصر کروم و کربن این منطقه و سرعت سرد شدن بالا میباشد. با توجه به نسبت $rac{\mathrm{Cr}}{C}$ 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)، C تشکیل می شود و ۲) به علت سرعت سرد شدن زیاد استحاله آستنیت به مارتنزیت رخ میدهد. رابطه مقدار کروم و کربن محتوی آستنیت با دمای تشکیل مارتنزیت (Ms) به صورت زیر می باشد [۱۷ و ۱۸]:

منطقه	.)	میایی (درصد وزن	* تركيب شي
	С	Cr	Fe
II	۱/۳۱	٨/٢١	۹۰/۴۸
III	۲/۰۲	17/71	$\Lambda\Delta/VV$

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

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

$$\begin{split} Ms = & \pi \Lambda \gamma / 11 - \tau \cdot \gamma / \gamma (1 / \gamma (1$$

المنطقه III با حداکثر ضخامت ۲۵۰۵ میکرومتر از بالای منطقه II تا سطح روکش گسترش یافته است، لذا این منطقه، ضخیم ترین منطقه بوده و در شرایط سایش، منطقه اصلی لایه سخت محسوب می گردد. این منطقه به علت رقت کم (۱۰٪ = D دارای حداکثر مقدار کربن و کروم نسبت به سایر مناطق (I و II) میباشد. ترکیب شیمیایی این منطقه که به روش CES تعیین گردیده است، در جدول (۳) ارائه شده است. با توجه به مقادیر کروم (۲۴/۲۲٪) و کربن (۲۰/۲٪) نسبت کروم به کربن این منطقه برابر ۶ بوده و در این نسبت با توجه به دیاگرام تعادلی هایپریو تکتیکی میباشد.

الگوی پراش پرتو X از سطح نمونه (منطقه III) در شکل (۳) ارائه شده است. در این الگو ییکهای کاربید Cr,Fe)، Cr) و آستنیت مشاهده می گردد. انجماد آلیاژ Fe-Cr-C با ترکیب شیمیایی هایپریوتکتیکی C = .(۴/۰۲) ا جوانهزنی و رشد کاربیدهای (۲۴/۲۲) اولیه Cr,Fe)_vCr) در دمای ۱۳۷۵ درجه سانتی گراد شروع گشته [۱۷] و با افزایش زمان انجماد، کاهش درجه حرارت و رشد کاربیدهای Cr,Fe)_v Cr در حین انجماد، کربن محتوی مذاب کاهش یافته و به ترکیب یوتکتیک نزدیک میشود و واکنش يوتکتيک $L \to \gamma + (Cr, Fe)_v C_\pi$ در دمای ۱۲۸۰ درجه سانتی گراد رخ می دهد [۱۶ و ۱۷]. بعد از انجماد و سرد شدن تا دمای محیط، کاربیدهای اولیه ۲۰ (Cr,Fe) به همراه یوتکتیک γ+(Cr, Fe)_vC_r در ساختار قابل مشاهده است [۹ و ۱۷]. شکل (۱-د) ریزساختار منطقه III را نـشان مـیدهـد در ایـن شـکل کاربیدهای اولیه ۲۰ (Cr,Fe) در زمینه یسو تکتیکی γ+(Cr,Fe)_vC_r 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 Ms) و همچنین مقادیر غلظت کربن و کروم محتوی آستنیت موجود در منطقه III (جدول ۴) دمای تشکیل مارتنزیت در این منطقه به دست می آید:

شکل (۴) تصویر SEM نواحی مختلف متالورژیکی منطقه III را نشان می دهد. همانگونه که از شکل (۴) مشخص است اندازه و تراکم کاربیدهای اولیه ۲۲ (Cr,Fe) در منطقه III متفاوت می باشد به نحوی که مشخصات ریز ساختاری این منطقه را می توان به ۳ ناحیه مختلف تقسیم بندی نمود. این تقسیم بندی در



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

جدول (۵): تر کیب شیمیایی (در صد ورنی) ناحیههای C , B , A منطقه III.									
	ىيميايى	تركيب ش	C.		نوع				
ناحيه	С	Cr	$\frac{Cr}{C}$	نوع انجماد	يوتكتيك				
					حاصل				
А	37/81	۱۸/۷۲	۵/۲	هايپريوتكتيك	گلولەاي				
D	*/\/4	¥1/4¥	N/N	، ۱۰	نيمه لايهاي +				
В	1/11	11/31	ω/ γ	ھايپريو تکتيک	نيمه گلولهاي				
С	4/•1	26/22	۶/۰	ھايپريو تکتيک	لايەاي				



شكل (۵): اندازه كاربيدهاي اوليه Cr,Fe)، C) در ۳ ناحيه منطقه III.

گلولهای، در ناحیه B یو تکتیک نوع نیمه لایهای + نیمه گلولـهای و در ناحیه C یو تکتیک نوع لایهای تشکیل شده است. علت تفاوت در نوع يوتكتيكهاي حاصل در هر ناحيه ناشي از سرعت انجماد و تفاوت در ترکیب شیمیایی لایه ها می باشد [۷، ۱۱، ۱۵ و ۱۹]. جـدول (۵) ترکيب شـيميايي ناحيـههاي C , B , A که به روش OES تعیین شده است را نـشان مـیدهـد. همانگونه که از جدول (۵) مشخص است، علىرغم نسبت <u>Cr</u> متفاوت ناحيهها، هر سه ناحيه از انجماد هايپريو تكتيك برخوردار بودهاند. ناحیه A به علت نزدیکی به منطقه II و دارا بودن و ۲/۶۱ Cr = Cr = Cr و ۲/۸/۷۲ Cr = Cr دارای س یو تکتیک گلوله ای می باشد، علت این امر ناشی از، ۱) دامنه انجماد يوتكتيك كم (در آلياژهاي Fe-Cr-C انجماد يوتكتيك در یک محدوده دمایی رخ میدهد) و ۲) فوق تبرید بالا در این ناحیه است [1۵، ۱۷ و ۱۹]. ناحیه B با دارا بودن نسبت ۵/۷ = Cr با مقادیر ۳/۷۹٪ = C و ۲۱/۹۲٪ = C دارای دامنه انجماد يوتكتيك بالاترى نسبت به محدوده A مى باشد، زيرا بـا افزايش مقدار کروم و کربن در آلیاژهای Fe-Cr-C دامنه انجماد يوتكتيك افزايش مي يابد [10 و ١٧]، لذا مشاهده مي گردد كه 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 پايين تر، انجماد يوتكتيك اين ناحيه به صورت نيمه لایهای + نیمه گلولهای انجام شده است. ناحیه C با ۴/۰۲٪ = C و $Cr = \frac{Cr}{C} = 9/2$ به علت ۱)سرعت انجماد کمتر، ۲) Cr = /۲۴/۲۲ دامنه انجماد يوتكتيك بالاتر (ناشي از كربن و كروم بيشتر نسبت به ناحیه A و C) دارای انجماد یو تکتیک از نوع لایهای می باشد. شکل (۵) اندازه کاربیدهای اولیه را در ۳ ناحیه منطقه III نـشان میدهد. همانگونه که از شکل (۵) مشاهده می گردد، اندازه کاربیدهای اولیه از سمت منطقه II تا سطح رو کش متفاوت میاشد، 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



مى باشد [١٠ و ١١]. ناحيه A به علت نز ديكي به سمت فلز يايه از سرعت انجماد بالاترى نسبت به ناحيه B و C برخوردار است، لذا تعداد جوانه های اولیه کاربیدهای 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 می شود [۱۰]، به علت زمان طولانی تر خروج حرارت از ناحیه C و در نتیجه فوق تبرید کمتر در هنگام انجماد، تعداد جوانه های اولیه کمتری در هنگام انجماد مذاب در این ناحیه تشکیل شده است، لذا اندازه کاربیدهای این ناحیه بزرگتر از ناحیه های B و A می باشند. ناحیه B با سرعت انتقال حرارتی مابین ناحیههای A و C دارای فوق تبرید انجمادی بین ناحیه های مذکور بوده، لذا دارای کاربیدهای اولیه ای با اندازه هایی مابین این ۲ ناحیه می باشد به نحوی که با نز دیک شدن به ناحیه A اندازه کاربیدهای این ناحیه کوچکتر و با نزدیک شدن به ناحیه C اندازه کاربیدهای این ناحیه بزرگتر می گردد.

شکل (۶) غلظت (درصد) اتم کروم مربوط بـه کاربیـدهای اولیـه Cr,Fe)، Cr که به روش EDS تعیین شده است را در ۳ ناحیه از



شکل (۷): آنالیز نقطهای (EDS) کاربیدهای اولیه ۲-(Cr,Fe)، 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 می دهد. شکل (۷) آنالیز نقطهای (EDS) کاربیدهای اولیه ۲۳ (Cr,Fe) منطقه III را در نواحی مختلف نشان می دهد. همانگونه که از شکل های (۹) و (۷) مشاهده می گردد، غلظت (درصد) اتم کروم در کاربیدهای اولیه ۲۰٫۲۰۶) در ناحیههای مختلف متفاوت می باشد و از سمت منطقه II به سمت سطح رو کش، غلظت اتم کروم در کاربیدهای اولیه افزایش می یابد، به نحوی که درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه ۲۰٫۲۰۶) از ۲۴٪ در ناحیه A به ۸۶٪ در ناحیه C افزایش یافته است. علت تغییرات در غلظت (درصد) اتم های کروم در ۳ ناحیه مختلف منطقه III ناشی از میزان رقت متفاوت ناحیهها است [۹، ۱۵ ۸ و ۹۹].

						-			
ناحيه		А	۱.		В		С		
*غلظت اتم کروم	حداقل	حداكثر	متوسط	حداقل	حداكثر	متوسط	حداقل	حداكثر	متوسط
(٪اتمی)	74	۲۸	26	۳.	۴.	۳۵	44	۶ ۸	۵۵
فرمول شيميايي	$Cr_{\texttt{Y}/\texttt{F}}Fe_{\texttt{F}/\texttt{F}}C_{\texttt{F}}$		$Cr_{\textbf{r}/\textbf{a}}Fe_{\textbf{r}/\textbf{a}}C_{\textbf{r}}$			$Cr_{\textrm{d/d}}Fe_{\textrm{l/d}}C_{\textrm{T}}$			

جدول (۴): فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه ۲۰٫۲ek (Cr,Fe) در ناحیههای مختلف از منطقه III.

* به روش EDS تعیین شده است.

ناحیه A به علت نزدیکی به منطقه II دارای حداکثر رقت (۳۵٪ = D) و ناحیه C به علت دوری از منطقه II دارای حداقل رقت (11٪ = D) مى باشد. ناحيه B از رقت متوسطى (1۵٪ = D) برخوردار است. لذا ملاحظه می شود، با کاهش میزان رقت، غلظت (درصد) اتمهای کروم در مذاب افزایش و غلظت (درصد) اتمهای آهن در مذاب کاهش می یابد، در نتیجه نسبت اتمی Cr در مذاب افزایش می یابد. علت این امر ناشی از جبه. ه انجماد تشکیل شده از سمت فلز پایه بـه سـمت سطح روکـش و افزایش غلظت عنصر كروم در جلوى جبهه انجماد به علت سرعت بالاي انجمادو عدم فرصت كافي براي نفوذ اتمها از مايع به جامد [10] مى باشد كه بدين ترتيب كاربيدهاى اوليه Cr,Fe)_vC_r) ب_ مق_ادیر کروم متف_اوت ایج_اد می کند. جدول (۶) متوسط درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه Cr,Fe)_vCr) را در ۳ ناحیه مختلف ارائه می دهد. همانگونه که مشاهده می گردد متوسط درصد اتم کروم در ناحیه C بیشتر از ناحیه های A و B می باشد، با توجه به متوسط غلظت (درصد) اتمهای کروم در کاربیدهای اولیه ۲۳ (Cr,Fe) می توان فرمول شيميايي كاربيدهاي اوليه را در ناحيه هاي مختلف منطقه III تعیین نمود. از آنجایی که مجموع اتمهای کروم و آهـن لازم جهت تشکیل کاربید ۲۳-(Cr,Fe)، ۷ اتم می باشد (۷۰٪ اتمی) [۸ و ۲۰]، لذا فرمول شیمیایی کاربیدها را می توان به صورت Cr_xFe_vC_r در نظر گرفت که در آن: متوسط درصد اتم کروم در هر ناحیه _____X ____ (٣)

مجموع تعداد اتمهای کاربید =(۷+۳=۱۰)

(۴) X- مجموع تعداد اتمهای تشکیل دهنده = Y متوسط درصد اتم آهن (X)، مجموع تعداد اتمهای تشکیل دهنده و (Y)، متوسط درصد اتم آهن می باشد. در جدول (۶) فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه مربوط به ۳ ناحیه از منطقه III، آورده شده است. همانگونه که از مربوط به ۳ ناحیه از منطقه III، آورده شده است. همانگونه که از اجدول (۶) مشخص است با افزایش متوسط درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه، فرمول شیمیایی کاربیدها تغییر می نماید. به نحوی که کاربیدهای اولیه در ناحیه A دارای فرمول شیمیایی نحوی که کاربیدهای اولیه در ناحیه A دارای فرمول شیمیایی در ۲۰/۶Fe_{7/۶}Fe_{7/6} می باشند. لازم به ذکر است که این فرمول شیمیایی ۲۵/۵۲۰ می باشند. لازم به ذکر است که این فرمول های شیمیایی به طور نسبی بوده و نشان دهنده متوسط مقدار کروم و آهن موجود در کاربیدهای اولیه هر ناحیه می باشد لذا این فرمول ها به عنوان نمایندهای از فرمول شیمیایی کاربیدهای هر ناحیه می باشند.

شکل (۸) سختی کاربیدهای اولیه را در ۳ ناحیه نشان می دهد. این شکل نشان می دهد که مقدار سختی کاربیدهای اولیه ۲۰٫۲۰۴۰) در ۳ ناحیه متالورژیکی منطقه III متفاوت است و از سمت منطقه II به سمت سطح رو کش، سختی کاربیدهای اولیه افزایش می یابد. به نحوی که سختی کاربیدهای اولیه ۲۰٫۲۰۶۰) از ۱۱۷۸ ویکرز در ناحیه A به ۲۸۱۱ 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 می باشد [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



شکل (۸): سختی کاربیدهای اولیه ۲٫Cr,Fe) در ۳ ناحیه منطقه III.

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

بررسی درصد حجمی کاربید یو تکتیک و آستنیت یو تکتیک موجود در ریزساختار مشخص می نماید که نسبت کاربید یو تکتیک به آستنیت یو تکتیک در ۳ ناحیه A، B و C متفاوت می باشد و به سمت سطح رو کش افزایش می یابد. این امر ناشی از تغییر نقطه یو تکتیک با افزایش توأم مقدار کروم و کربن در دیاگرام Fe-Cr-C [۱۶ و ۱۷] می باشد که باعث می شود تا تر کیب یو تکتیک مقدار ثابت و مشخصی نباشد. علاوه بر این بررسی جدول (۷) مشخص می نماید که فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یو تکتیکی در ۳ ناحیه متالورژیکی منطقه III متفاوت می گردد [۲۰ و ۲۱]. علت افزایش سختی با افزایش کروم در هر ناحیه ناشی از تغییر پارامتر کریستالو گرافی $\frac{c}{a}$ در کریستال هگزاگونال ۳۸٫۷۳ میباشد. با افزایش اتم کروم در کاربیدهای نوع ۳۵٫۷۳ نسبت $\frac{c}{a}$ کریستال کاهش یافته و درصد پیوند اتمهای ۲۰-۲۵ در صفحات قاعده و بین صفحات قاعده بیشتر میشود [۲۱]. از آنجایی که انرژی پیوند اتمهای ۲۲-۲۲ قوی تر 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 ریز ساختاری موجود در ۳ ناحیه مختلف از منطقه III را نشان میدهد. بررسی جدول (۷) مشخص می نماید که درصد حجمی کاربیدهای اولیه و یو تکتیکی ۲۰۷، (Cr,Fe) و همچنین آستنیت یو تکتیک در ناحیه های مختلف متفاوت است. علت این امر ناشی از ترکیب شیمیایی متفاوت در این ناحیه ها می باشد.

همانگونه که از جدول (۷) مشاهده می گردد با کاهش درجه رقت ناحیهها از A به C، درصد حجمی کاربیدهای اولیه ۲۰٫۲۰٫۲۰ کاهش و درصد حجمی فاز یوتکتیک افزایش مییابد. همچنین با کاهش درجه رقت درصد حجمی آستنیت یوتکتیک کاهش و درصد حجمی کاربید یوتکتیک

حيه	نا-	لمت μm	طح ضخ	تعداد سلولهای کاربیدی در واحد سطح ۱۰۰μm ^۲ بعداد		متوسط اندازه کاربیدهای اولیه _γ C _γ (μm)		
A	A	۲.,		۲۰	٧		٣/٢	
E	3	۳۰۰		11	٣		۶/۲	
C	2	۲۰۰۵		9		19/A		
ناحيه	درجه رقت [*] (درصد)	كاربيد اوليه	كاربيد يو تكتيك	حجمی فازها آستنیت یو تکتیک	درصد نسبت کاربید یونکتیک به آستنیت یوتکتیک	ى فاز () يوتكتيك	فاصله مرکز تا مرکز کاربیدها: یوتکتیک (Im	نوع يوتكتيك
А	37	٧٧	۵	١٨	·/YV	۲۳	•/۴	گلولەاي
В	۲۵	90	١٩	18	١/٢	۳۵	١	نیمه لایهای + گلولهای
С	١٢	47	۳۸	14	۲/۷	۵۲	1/0	لايەاي

۴- نتیجه گیری

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

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

می باشند. علت این تفاوت ناشی از فوق تبرید ایجاد شده به علت سرعت انجماد مختلف در ناحیه های متفاوت می باشد [۹، ۱۱ و ۱۹]. به نحوی که ناحیه A به علت سرعت انجماد بالاتر و همچنین دامنه انجماد یو تکتیک کم (ناشی از رقت زیاد) از فوق تبرید بالاتری نسبت به ناحیه های B و C برخوردار بوده، لذا از فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یو تکتیکی بسیار کمی برخوردار است. در مقابل ناحیه C به علت دامنه انجماد یو تکتیک بالاتر (ناشی از غلظت کروم و کربن بیشتر) و همچنین سرعت انجماد پایین تر، از فوق تبرید کمتری برخوردار بوده است، لذا از فاصله مرکز تا مرکز کاربیدهای یو تکتیکی بالاتری نسبت به نواحی A و B برخوردار است. ناحیه B نیز نسبت به دو اندازه مرکز تا مرکز کاربیدهای در تاحیه این ناحیه A و C قرار دارد. نواحی A و C قرار دارد.

در تحقیق حاضر ریزساختار و مشخصات کاربیدهای اولیه ۲۵٫۲۹۰٫۲۳۰) در آلیاژ هایپریو تکتیکی رو کش سخت پایه Fe-Cr-C بررسی و نتایج ذیل حاصل گردید: ۱- لایه رو کش سخت پایه Fe-Cr-C ایجاد شده بر روی فولاد ساده کربنی از ۳ منطقه متالورژیکی با ضخامت، تر کیب شیمیایی و ریزساختار متفاوت تشکیل شده است. منطقه اصلی (منطقه III) لایه رو کش سخت با ترکیب شیمیایی هایپریو تکتیکی دارای بیشترین ضخامت بوده و شامل فازهای کاربید اولیه ۲۰٫۲۹۰(Cr,Fe) و یو تکتیک +۲ ۲۰٫۲۹(Cr,Fe) می باشد. ۲- از نظر مشخصات ساختاری، منطقه اصلی (منطقه III) را می توان به ۳ ناحیه (A) B و C) با ضخامت، اندازه متوسط کاربیدها، تراکم کاربیدها، غلظت اتم کروم، سختی و جزئیات

ریزساختاری متفاوت تقسیمبندی نمود.

٣٢

- [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 M₇C₃ 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, "Tungestan-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 M₇C₃ Carbide within a High Chromium White Iron", Materials Letters, Vol. 57, pp. 4456-4459, 2003.
- [15] S. Kou, "Welding Metallurgy", 2nd Edition, A john Willey 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.

۳- اندازه کاربیدهای اولیه ۲۰٫۲۰۶۰) و درصد اتم کروم در کاربیدهای اولیه و سختی کاربیدهای اولیه در هر ناحیه از منطقه اصلی (منطقه III) به سمت سطح رو کش افزایش مییابد.
۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کروم در کاربیدهای اولیه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کاربیدها در هر ناحیه از منطقه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کروم در کاربیدهای اولیه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کروم در کاربیدهای اولیه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کروم در کاربیدهای اولیه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کروم در کاربیدهای اولیه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کروم در کاربیدهای اولیه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کروم در ناحیه از منطقه ۴- با توجه به تغییر درصد اتمهای کاربیدها در ناحیه اول (ناحیه ۸) منهایی کاربیدهای اولیه به صورت ۲۰٫۴۵۰٬۰۰۰ در فرمول شیمیایی کاربیدهای اولیه به صورت ۲۰٫۴۵٬۰۰۰ در ناحیه دوم (ناحیه ۵) در تربه ۲۰٫۴۵٬۰۰۰ و در ناحیه سوم (ناحیه ۵) در ناحیه دوم (ناحیه ۵) در تاحیه اول (ناحیه ۵) در تربه دوم (ناحیه ۵) میاشد. در ناحیه سوم (ناحیه ۵) در ناحیه دوم (ناحیه ۵) در ۲۰٫۶۴۵٬۰۰۰ و در ناحیه سوم (ناحیه ۵) در تربه دوم در تاحیه سوم (ناحیه ۵) در ناحیه دوم (ناحیه ۵) در ۲۰٫۶۴۵٬۰۰۰ و در ناحیه سوم (ناحیه ۵) در در زاحیه ۲۰٫۰۴۵٬۰۰۰ و در ناحیه سوم (ناحیه ۵) در در زادیه ۲۰٫۰۴۵٬۰۰۰ تغیین گردید.
۵- درصد حجمی کاربیدهای اولیه ۲۰٫۰۴۵٫۰۰ تغیین گردید.
۵- درصد حجمی کاربیدهای اولیه ۲۰٫۰۴۵٫۰۰ و در مقابل درصد حجمی یو تکتیک در هر ناحیه از منطقه اصلی (منطقه ۱۱۱۱) متفاوت بوده و به سمت سطح رو کش کاهش مییابد، در مقابل درصد حجمی فاز یو تکتیک به سمت سطح رو کش کاهش مییابد، در مقابل درصد حجمی فاز یو تکتیک به سمت سطح رو کش کاهش مییابد، در مقابل درصد حجمی فاز یو تکتیک به سمت سطح رو کش کاربیدهای یو تکتیک به آستنیت یو تکتیک و مه سمت سطح رو کش افزایش مییابد.

۵- مراجع

- Y. F. Liu, Z. Y. Xia, J. M. Han, G. L. Zhang and S. Z. Yang, "Microstructure and Wear Behavior of (*Cr*, *Fe*)₇*C*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.

- [21] S. T. Oyama, "Crystal Structure and Chemical Reactivity of Transition Metal Carbides and Nitrides", Jouranal 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- پینوشت

1- Atamert

2- Carpenter

5- Image Analysis

3- Buytoz 4- Chang

٣۴