

فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

مشخصه‌یابی فازی، ریزساختاری و بازدهی سخت‌کاری سطحی فولاد ابزار SKS³ سخت‌کاری شده توسط لیزر دیودی توان بالا

مقاله پژوهشی

امیر سالار دهقانی^۱، امیررضا فرنیا^{۲*}، محمدجواد ترکمنی^۳

۱- دانشجوی دکترای مهندسی مواد، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران.

۲- استادیار، گروه مهندسی مواد، واحد علوم و تحقیقات، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران.

۳- دکترای مهندسی مواد، مرکز علوم و فنون لیزر، تهران.

a.farnia@srbiau.ac.ir*

چکیده

در این پژوهش، سخت‌کاری سطحی فولاد ابزار سرد کار SKS³ توسط لیزر دیودی توان بالا با توان بیشینه‌ی ۱۶۰۰ وات انجام گرفته است. توان‌های اعمالی (۱۲۰۰ و ۱۴۵۰ وات)، سرعت‌های روبش (۱/۶ الی ۳ میلی‌متر بر ثانیه) و فاصله‌های ۵۵، ۷۰ و ۷۵ میلی‌متر به‌عنوان پارامترهای آزمون اعمال شدند. بررسی‌های ریزساختاری، آنالیز فازی و ریز سختی سنجی به ترتیب توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی، پراش پرتوی ایکس و ریز سختی سنجی انجام شده است. بررسی‌های ریزساختاری و فازی نشان داد که فرآیند سخت‌کاری منجر به تشکیل ساختار دوفازی مارتنزیت و آستنیت باقی‌مانده شد. استفاده از لیزر هر سه حالت سخت‌کاری سطحی، ذوب سطحی و عدم سخت‌کاری را ایجاد کرده است. بهترین ترکیب عمق و عرض سخت‌کاری برای نمونه‌هایی با چگالی انرژی ۲۵۰-۲۰۸ J/mm^۲ ایجاد شد. محاسبه‌ی درصد فاز آستنیت باقی‌مانده و گرمای ورودی، مشخص کرد که با افزایش گرمای ورودی، درصد آستنیت باقی‌مانده افزایش می‌یابد به طوری که برای نمونه با بیشترین گرمای ورودی، درصد فاز آستنیت باقی‌مانده در حدود ۳۷ درصد محاسبه شد، همچنین برای نمونه با بیشترین گرمای ورودی (۹۰۶ J/mm^۲)، کمترین میزان سختی حاصل شده است (۶۵۳ ویکرز) و بیشترین سختی (۷۶۰ ویکرز) برای نمونه‌ای بوده است که دارای گرمای ورودی پایین‌تری (۷۲۵ J/mm^۲) بوده است. بررسی‌های مقادیر بازده سخت‌کاری^۱ نشان داد که صرفاً با افزایش چگالی انرژی لیزر، شرایط سخت‌کاری بهبود نمی‌یابد بلکه برای حصول بالاترین سختی و ریزساختار مناسب، مقدار بهینه‌ی توان و سرعت اسکن نیاز است.

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۱/۰۴/۲۵

پذیرش: ۱۴۰۱/۰۸/۰۱

کلید واژگان:

سخت‌کاری سطحی لیزری
فولاد ابزار SKS³
لیزر دیودی توان بالا
ساختار دوفازی
بازدهی سخت‌کاری

Phase, Microstructure Characterization and Hardening Efficiency of SKS³ Tool Steel Laser Surface Hardened By a High-Power Diode Laser

Amirsalar Dehghani^۱, Amirreza Farnia^{۲*}, Mohammad Javad Torkamany^۳

۱- Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

۲- Department of Materials Engineering, Science and Research Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran.

۳- Iranian National Center for Laser Science and Technology, Tehran, Iran.

*a.farnia@srbiau.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Dor:

۲۰.۱۰.۰۱.۱.۲۴۲۳۳۲۲۶.۱۴۰۲.۱۷.۲.۷.۳

Abstract

In this research, the surface hardening of SKS³ cold work tool steel has been performed by high power diode laser with a maximum power of ۱۶۰۰ W. The applied powers of ۱۲۰۰ and ۱۴۵۰ W,

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Amirsalar Dehghani, Amirreza Farnia, Mohammad Javad Torkamany, Phase, Microstructure Characterization and Hardening Efficiency of SKS³ Tool Steel Laser Surface Hardened By a High-Power Diode Laser, New Process in Material Engineering, ۲۰۲۳, ۱۷(۲), ۳۵-۵۲.

Keywords:

Laser Surface Hardening

SKS³ Tool Steel

High-power Diode Laser

Dual-phase Structure

Hardening Efficiency

۱- مقدمه

پیشرفت‌های اخیر در فناوری لیزر، امکان انجام عملیات مختلف همانند جوشکاری [۱-۳]، ماشینکاری [۴]، روکش کاری^۲ [۵-۶]، برشکاری [۷]، سوراخ کاری [۸]، فرآوری و ساخت مواد [۹-۱۰] و سخت کاری سطحی [۱۱-۱۳] را امکان‌پذیر ساخته است. سخت کاری استحاله‌ای توسط لیزرهای گازی (لیزر CO_۲)، لیزرهای حالت جامد (Nd:YAG) [۱۴]، لیزرهای فیبری و لیزرهای دیودی^۳ قابل انجام می‌باشد [۱۵-۱۷] و منجر به بهبود خواص تریبولوژیکی سطح می‌شود [۱۸-۱۹]. سخت کاری سطحی توسط لیزر^۴ نسبت به روش‌های سنتی سخت کاری سطحی مانند سخت کاری شعله‌ای و القایی دارای مزایای مختلفی است که از این مزایا می‌توان به عدم نیاز به عوامل جانبی، قابلیت خودکار شدن و ایجاد عملیات حرارتی موضعی اشاره کرد [۱۷]. در سخت کاری سطحی توسط لیزر با توجه به طبیعت لیزر که یک منبع حرارت قابل کنترل است، می‌توان منطقه‌ی مشخصی از سطح را تحت سخت کاری سطحی قرارداد، به گونه‌ای که خواص توده‌ی^۵ ماده بدون تغییر قابل ملاحظه‌ای، ثابت بماند [۲۰-۲۲]. در میان انواع فناوری‌های لیزر به کاررفته برای سخت کاری سطحی مانند لیزر فیبر، CO_۲ و Nd:YAG، فناوری لیزرهای نیمه‌هادی توان بالا، قابلیت‌های رقابتی بسیار خوبی از خود نشان داده‌اند. بازدهی بالا، توزیع توان یکنواخت و مناسب و همچنین شکل پرتوی مستطیلی و عریض از جمله قابلیت‌های لیزر دیودی توان بالا به شمار می‌آید [۲۳-۲۵].

فولاد SKS۳ یک فولاد ابزار سرد کار کم آلیاژ است. این فولاد برای کاربردهای وسیع کار سرد مناسب می‌باشد. فولاد ابزار سرد کار SKS۳ دارای قیمت مناسب بوده و برای کاربردهایی نظیر قالب‌های لوح^۶، ابزار برش، قالب‌های پلاستیکی و تیغه‌های برش مناسب است [۲۶-۲۷]. این فولاد دارای ویژگی‌های منحصربه‌فردی نظیر مقاومت به سایش به همراه چقرمگی مناسب و قابلیت ماشین کاری خوب^۷ می‌باشد [۲۶]. سخت کاری فولاد SKS۳ به روش معمولی در دماهای بازپخت ۳۰۰ تا ۶۲۱ درجه‌ی سانتی‌گراد باعث ایجاد سختی

۷۴۰ تا ۴۶۰ ویکرز می‌گردد [۲۸]. فرآیند سخت کاری سطحی توسط لیزر باعث افزایش سختی سطح و مقاومت به سایش این فولاد می‌شود [۲۹-۳۰]. با توجه به کاربرد فولادهای ابزار و ماهیت فرآیند سخت کاری لیزر، ایجاد موازنه‌ی بهینه بین پارامترهای فرآیند سخت کاری سطحی و سختی سطح از اهمیت خاصی برخوردار است [۳۱].

سخت کاری سطحی فولادهای ابزار توسط لیزر پیوسته از سال ۱۹۷۰ مورد بررسی قرار گرفته است [۳۲]. در سال ۱۹۹۳، لو و لیو^۸ [۳۳]، سخت کاری سطحی فولاد ابزار تند بر T1 را توسط لیزر CO_۲ انجام داده و اثر بازپخت بعد از فرآیند سخت کاری را مورد مطالعه قرار دادند. این محققین گزارش دادند که سختی حاصل از فرآیند سخت کاری سطحی و بازپخت در دمای ۷۰۰ درجه‌ی سانتی‌گراد از سختی حاصل از فرآیند سخت کاری و بازپخت معمولی بیشتر است و فرآیند سخت کاری سطحی توسط لیزر باعث افزایش مقاومت به نرمی این فولاد گردیده است که علت آن بالا بودن درصد آستنیت باقی‌مانده با درصد بالای عناصر محلول بین نشین (کربن) و جانشین (کروم، تنگستن و وانادیوم)، در مقایسه با روش سخت کاری سطحی معمولی است که منجر به افزایش ۱۵۰ درجه‌ی سانتی‌گرادی مقاومت به نرمی می‌شود.

باند و همکاران^۹ [۳۰]، اثر ریزساختار اولیه را روی سخت کاری سطحی فولاد SKS۳ توسط لیزر CO_۲ با توان اسمی ۵۰۰ وات مورد مطالعه قرار دادند. در این تحقیق منطقه‌ی سخت شده با عمق حدود ۰/۶-۰/۵ میلی‌متر با سختی ۶۵ راکول C برای همه‌ی ریزساختارهای اولیه ایجاد گردید. ساختار حاصل از سخت کاری برای چهار ریزساختار اولیه، شامل فاز مارتنزیت، آستنیت باقی‌مانده و برای سرعت اسکن بالاتر، درصد کمی فاز کاربیدی حل‌نشده بوده است. مقادیر انحلال عناصر جانشین کروم و منگنز در ساختار مارتنزیت ایجاد شده توسط سخت کاری لیزر، بالاتر از مارتنزیت حاصل از بازپخت بوده و دلیل اصلی افزایش استحکام ناشی از سخت کاری سطحی توسط لیزر ناشی از استحکام دهی عناصر جانشین است [۳۰].

گرمای ورودی در واحد سطح، میزان HEI افزایش می‌یابد [۳۱].

با مطالعه‌ی منابع متنوع، اکثر مطالعات رابطه‌ی مستقیمی با افزایش گرمای ورودی و چگالی انرژی لیزر و سختی ایجاد شده توسط فرآیند سخت کاری گزارش کرده‌اند. این حالت حتی برای نمونه‌های ذوب شده نیز صادق است [۳۵]. این مطالعات گزارش داده‌اند، با افزایش گرمای ورودی، میزان کربن بیشتری در ساختار حل می‌شود و حین سرمایش، مارتزیت و بعضاً فاز بینیت تشکیل شده، دارای سختی بالاتری است و همین امر باعث افزایش سختی سطح با افزایش گرمای ورودی می‌شود ولی این امر می‌تواند برای فولاد ابزار SKS۳ متفاوت باشد. این فولاد دارای ۱ درصد کربن است و عموماً بعد از فرآیند آستنیت‌زدن و سرمایش سریع، دارای ساختار آستنیت باقی‌مانده می‌باشد. در تحقیق حاضر صحت این موضوع بررسی شده و میزان تأثیر باقی ماندن آستنیت باقی‌مانده در ساختار بعد سخت کاری، مطالعه می‌شود.

با توجه به پتانسیل بالای لیزر دیودی در مقایسه با لیزرهای CO_۲ و Nd: YAG و از آنجا که فرآیند سخت کاری سطحی با استفاده از لیزر دیودی کمتر مورد توجه قرار گرفته است، در تحقیق حاضر سخت کاری سطحی لیزر فولاد ابزار سرد کار SKS۳ توسط لیزر دیودی توان بالا با پارامترهای اعمالی متفاوت، مورد بررسی قرار گرفت. هندسه، اندازه، ریزساختار و ریز سختی منطقه‌ی سخت کاری شده آنالیز گردید. اندازه و شکل منطقه‌ی سخت شده توسط استریومیکروسکوپ و بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری^{۱۴} و الکترونی روبشی^{۱۵} بررسی گردید. مشخصه یابی فازی منطقه‌ی سخت کاری شده توسط پراش پرتوی ایکس و سختی در راستای عمق برای مشخص شدن مقدار سختی منطقه‌ی سخت کاری شده^{۱۶} توسط ریز سختی سنجی به روش ویکرز آنالیز گردید. برای مشخص شدن پارامتر بهینه، HEI نیز محاسبه شد. از آنجا که عوامل مؤثر بر HEI کمتر مورد مطالعه قرار گرفته‌اند، بررسی تأثیر پارامترهای فرآیندی بر قابلیت سخت شدن استحاله‌ای فولاد ابزار و به‌ویژه میزان

شین و یو^{۱۰} [۳۴] سخت کاری سطحی فولاد AISI H۱۳ را توسط لیزر پیوسته‌ی Nd:YAG با توان ۲۵۰۰ وات مورد بررسی قرار دادند. این محققان اثر پارامترهای اعمالی (توان و انحراف از نقطه‌ی کانونی) را بر سختی و ریزساختار این فولاد، بررسی کردند. افزایش فاصله لیزر از سطح نمونه به علت کاهش انرژی ورودی باعث کاهش سختی و عرض سخت شده و کاهش سرعت روبش نیز به علت افزایش زمان برهمکنش لیزر با سطح، باعث افزایش عرض منطقه‌ی سخت شده گردیده است. مطالعات ریزساختاری منطقه‌ی سخت شده نشان داد که ساختار، شامل فازهای مارتزیت و کاربیدهای حل نشده می‌باشد. تلسانگ و همکاران^{۱۱} [۳۵]، سخت کاری سطحی فولاد ابزار گرم کار AISI H۱۳ را توسط لیزر دیودی توان بالا در دو حالت ذوبی و استحاله‌ای مورد بررسی قرار دادند و اثر چگالی انرژی لیزر بر مکانیسم سخت کاری و همچنین خواص مکانیکی و ریزساختاری مناطق سخت شده مطالعه گردید. با افزایش چگالی انرژی ورودی، حالت سخت کاری از استحاله‌ای به حالت ذوبی تبدیل شد. در این تحقیق برای چگالی انرژی‌های ۱۰۰ و ۷۵ ژول بر میلی‌متر مربع که به ترتیب دارای توان ۲۰۰۰ و ۱۵۰۰ وات بودند، سطح دچار ذوب شده و بالا بودن توان منجر به بهبود خواص سطحی نگردیده است ولی با کاهش توان به ۱۲۰۰ وات و کاهش چگالی انرژی به ۶۲/۵ ژول بر میلی‌متر مربع، با انجام فرآیند استحاله‌ی سطحی خواص سطحی بهبود یافته است [۳۵].

عامری و همکاران [۳۱]، سخت کاری سطحی فولاد ابزار ICD-۵ را توسط لیزر فیبر مورد بررسی قرار دادند. افزایش چگالی توان^{۱۲} یا کاهش سرعت روبش، منجر به تأثیرگذاری بر سختی سطح به مقدار بیشینه‌ی ۱۰۰ ویکرز گردید. این محققان با محاسبه‌ی شاخص بازدهی سخت کاری^{۱۳} دریافتند که HEI با نسبت مجذور توان بر سرعت روبش سطح (P^2/V) رابطه‌ی مستقیم دارد و با افزایش مقادیر P^2/V ذوب سطحی اتفاق می‌افتد و در مقادیر پایین P^2/V فرآیند سخت کاری انجام نمی‌پذیرد. آن‌ها نشان دادند برای نمونه‌های سخت کاری شده، با افزایش میزان

لیزر در حالت پیوسته^{۲۱} کار می کند و طول موج پرتوی لیزر ۸۰۸ نانومتر بوده و نقطه اثر لیزر^{۲۲} در نقطه‌ی کانونی برابر $1/5 \text{ mm}^2 \times 8$ می باشد. منطقه‌ی سخت کاری شده توسط گاز آرگون با دبی ۲۰ لیتر بر دقیقه و زاویه‌ی اعمال ۵۰ درجه، محافظت شد. محاسبات گرمای ورودی و چگالی انرژی لیزر بر اساس اندازه‌ی پرتو در فاصله‌ی کاری ۷۰ میلی‌متر بر اساس معادلات (۱) و (۲) محاسبه گردید [۳۱، ۳۵-۳۶].

(۱)

$$\text{توان لیزر (W)} = \frac{(J/mm^2) \times \text{چگالی انرژی لیزر}}{\text{سرعت اسکن (mm/s)} \times m \text{ (mm)}}$$

(۲)

$$\text{توان لیزر (W)} = \frac{(J/mm) \times \text{گرمای ورودی}}{\text{سرعت اسکن (mm/s)}}$$

در معادله‌ی (۱) m مشخص کننده‌ی عرض پرتو در فاصله‌ی کاری است [۳۶].

۲-۳- پارامترهای فرآیند

یازده نمونه با پارامترهای مختلف، سخت کاری سطحی شدند. پارامترهای متغیر در تحقیق حاضر عبارت‌اند از توان اعمالی، سرعت روبش سطح و فاصله از لیزر (خروج از نقطه‌ی کانونی). دو توان ۱۲۰۰ و ۱۴۵۰ وات به‌عنوان توان اعمالی، فاصله‌های ۵۵، ۷۰ و ۷۵ میلی‌متر به‌عنوان فاصله‌ی نمونه از نازل لیزر و سرعت‌های روبش ۱/۶، ۲، ۲/۵ و ۳ نیز به‌عنوان پارامتر سوم، انتخاب شد. هر سه حالت برهم کنش لیزر با سطح (عدم سخت کاری، سخت کاری استحاله‌ای و ذوب سطحی) مشاهده شد که نمونه‌ی ۳، دچار سخت کاری سطحی نشد و نمونه‌ی ۱۱ نیز دچار ذوب سطحی گردید. بقیه‌ی نمونه‌ها تحت سخت کاری استحاله‌ای قرار گرفتند. جدول (۲) پارامترهای آزمون را برای هر یازده نمونه نشان می‌دهد.

اثرگذاری بر ضریب HEI نیاز به مطالعات بیشتری دارد. به نظر می‌رسد، علاوه بر حرارت ورودی، متغیرهای دیگری نیز بر میزان سختی به‌دست آمده مؤثرند. در این مطالعه سعی شده تا نشان داده شود که میزان حرارت ورودی تنها عامل مؤثر بر مقدار سختی نیست و ترکیب شیمیایی آلیاژ، ریزساختار حاصل و میزان فازهای تشکیل شده نیز در سختی ایجاد شده مؤثرند. لذا در این پژوهش نشان داده می‌شود برخلاف اکثر مطالعات، صرفاً با افزایش چگالی انرژی ورودی نمی‌توان به مقادیر بالای سختی در منطقه‌ی سخت کاری شده رسید و عوامل مختلفی بر میزان سختی منطقه‌ی سخت کاری شده می‌تواند تأثیرگذار باشند که در ادامه به بررسی این عوامل پرداخته خواهد شد.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- آماده‌سازی مواد اولیه

در تحقیق حاضر از فولاد ابزار سرد کار SKS3 استفاده شده است. ترکیب شیمیایی حاصل از آزمون کوانتومتری این فولاد در جدول (۱) گزارش گردیده است. حالت اولیه‌ی^{۱۷} فولاد، عملیات حرارتی آنیل کامل است که دارای شرایط اسفرودایزینگ^{۱۸} می‌باشد (ساختار فریت و کاربید کرومی) و سختی میانگین در حالت آنیل برابر ۲۱۰ ویکرز اندازه‌گیری شد. قطعات آزمون برای انجام فرآیند سخت کاری، در ابعاد $100 \times 50 \times 5 \text{ mm}^3$ ماشین کاری شده و سطح همه‌ی نمونه‌ها قبل از فرآیند سخت کاری توسط سنباده‌ی مش ۸۰۰ یکسان‌سازی سطحی گردید.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد ابزار سرد کار SKS3 (درصد وزنی)

مورد مطالعه در تحقیق حاضر

عنصر	C	Cr	Mn	W
درصد وزنی	۱/۰۲	۰/۶۷	۱/۰۷	۰/۶۵
عنصر	Si	V	S	P
درصد وزنی	۰/۲۱	۰/۰۷	۰/۰۱	۰/۰۱

۲-۲- لیزر

برای این تحقیق از لیزر دیودی توان بالا با توان بیشینه‌ی ۱۶۰۰ وات و فاصله‌ی کانونی ۴۰ میلی‌متر استفاده شده است.

جدول (۲): پارامترهای آزمون سخت کاری سطحی.

نمونه	توان (W)	پارامترهای ورودی		پارامترهای خروجی				
		سرعت اسکن (mm/s)	فاصله از لیزر (mm)	حالت سخت کاری	عمق سخت کاری (mm)	عرض سخت کاری (mm)	چگالی انرژی لیزر (J/mm ²)	گرمای ورودی (J/mm)
۱	۱۲۰۰	۱/۶	۷۰	سخت کاری	۲/۲۰	۱۰/۵	۲۰۸/۳	۷۵۰
۲	۱۲۰۰	۲	۷۰	سخت کاری	۱/۱۴	۸/۸۰	۱۶۶/۷	۶۰۰
۳	۱۲۰۰	۲/۵	۷۰	عدم سخت کاری	-	-	۱۳۳/۳	۴۸۰
۴	۱۴۵۰	۱/۶	۷۰	سخت کاری	۲/۲۵	۱۰/۱۱	۲۵۱/۷	۹۰۶/۲
۵	۱۴۵۰	۲	۷۰	سخت کاری	۲/۱۷	۱۰/۴۲	۲۰۱/۴	۷۲۵
۶	۱۴۵۰	۲/۵	۷۰	سخت کاری	۱/۶۶	۹/۴۳	۱۶۱/۱	۵۸۰
۷	۱۴۵۰	۱/۶	۷۵	سخت کاری	۱/۵۳	۹/۱۵	۱۹۴/۹	۹۰۶/۲
۸	۱۴۵۰	۲	۷۵	سخت کاری	۰/۹۴	۸/۵۰	۱۵۵/۹	۷۲۵
۹	۱۴۵۰	۲/۵	۷۵	سخت کاری	۰/۳۷	۸/۳۰	۱۲۵/۷	۵۸۰
۱۰	۱۴۵۰	۳	۷۵	سخت کاری	۰/۰۸	۷/۱۰	۱۰۳/۹	۴۸۳/۳
۱۱	۱۴۵۰	۱/۶	۵۵	ذوب سطحی	۲/۳۳	۱۰/۶۰	۶۰۴/۲	۹۰۶/۲

توسط آنالیز پهنای پیک‌های آزمون XRD^{۲۴} بر اساس روش ریتولد [۳۷] به وسیله نرم‌افزار MAUD^{۲۵} انجام شد [۳۷-۳۸] و برای محاسبه چگالی نابجایی‌ها، مقادیر پهنای پیک از نتایج XRD استخراج گردید. همچنین اندازه‌گیری درصد فازهای کاربیدی نیز توسط نرم‌افزار آنالیز تصویر ImageJ انجام شد.

۲-۵- سختی سنجی

میکرو سختی منطقه سخت کاری شده در راستای عمق سخت کاری، توسط ریز سختی سنجی به روش ویکرز توسط دستگاه INNOVATEST با بار اعمالی ۱۰۰ گرم اندازه‌گیری شد. قبل از فرآیند ریز سختی سنجی، سطوح نمونه‌ها تا سنباده‌ی ۱۰۰۰ یکسان‌سازی سطحی شده و آزمون سختی سنجی با رعایت فاصله‌ی ۲۰۰ میکرومتر از سطح انجام پذیرفت. سختی نمونه‌ی اولیه (نمونه‌ی آنیل شده) نیز توسط سختی سنجی به روش ویکرز با دستگاه Instron Wolpert GmbH با بار ۳۰ کیلوگرم و زمان اعمال بار ۳۰ ثانیه اندازه‌گیری شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی پارامترها، ابعاد و شکل منطقه سخت کاری شده

بر اساس مطالعات قبلی که توسط سایر پژوهشگران روی آلیاژهای مختلف [۱۷، ۳۵-۳۶] و با لیزرهای متفاوت،

۲-۴- مشخصه‌یابی‌های درشت ساختاری و ریزساختاری

بعد از فرآیند سخت کاری سطحی، با رعایت فاصله‌ی ۱۵ میلی‌متر [۲۰] از هر دو طرف نمونه، قسمت سخت کاری شده برای بررسی‌های ریزساختاری و سختی سنجی توسط برش باسیم جدا گردید. بعد از مقطع زنی منطقه سخت کاری شده، شکل و اندازه‌ی منطقه سخت کاری شده، به وسیله استریو میکروسکوپ مدل Olympus AZX۱۸ بررسی و توسط نرم‌افزار آنالیز تصویری (ImageJ) از برش عرضی منطقه سخت کاری شده، بررسی شد. ریزساختار منطقه سخت کاری شده توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX۵۱M و میکروسکوپ الکترونی روبشی Quanta FEI مشخصه‌یابی شد و همچنین برای مشخصه‌یابی ترکیب شیمیایی فازها از آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس^{۲۳} استفاده گردید. برای بررسی‌های ریزساختاری، بعد از فرآیندهای استاندارد متالوگرافی و پولیش سطح، نمونه‌ها توسط محلول نیتال ۳ درصد حکاکی شدند. آنالیز فازی توسط پراش پرتوی ایکس توسط دستگاه Philips مدل PW ۳۰۴۰/۶۰ با استفاده از پرتوی Cu-K α با طول‌موج $\lambda = 1/5406 \text{ nm}$ انجام گرفت. پراش هر نمونه در گستره‌ی ۲۵ از ۲۰ تا ۱۰۰ درجه با اندازه‌ی گام ۰/۰۲ درجه در ثانیه و زمان توقف ۰/۵ ثانیه در هر گام ثبت شد. آنالیز کمی الگوی پراش پرتوی ایکس به منظور محاسبه‌ی درصد فاز آستنیت

سخت کاری استحاله‌ای و نمونه‌ی ۱۱ نیز تنها نمونه‌ی ذوبی، دارای بیشترین عمق و عرض سخت شده هستند و چون هدف از سخت کاری سطحی ایجاد منطقه‌ای با عرض و عمق قابل قبول سخت کاری است، لذا این نمونه‌ها می‌توانند به‌عنوان نمونه‌های منتخب انتخاب شوند. ولی با توجه به این نکته که فولاد ابزار سرد کار SKS۳ بیشتر به‌عنوان تیغه‌های برش مورد استفاده قرار می‌گیرد [۳۸] و حفظ کیفیت سطحی و تیزی لبه‌ی برش برای این فولاد از اهمیت بالایی برخوردار است و ذوب سطحی باعث ایجاد ساختار نامناسب در سطح می‌شود [۳۵] از این رو، ذوب سطحی برای کاربرد این فولاد مطلوب نیست. به همین منظور سه نمونه‌ی سخت کاری در حالت استحاله‌ای با بیشترین مقادیر عمق و عرض سخت شده به‌عنوان نمونه‌های منتخب مورد بررسی قرار می‌گیرند (نمونه‌های ۱، ۴ و ۵).

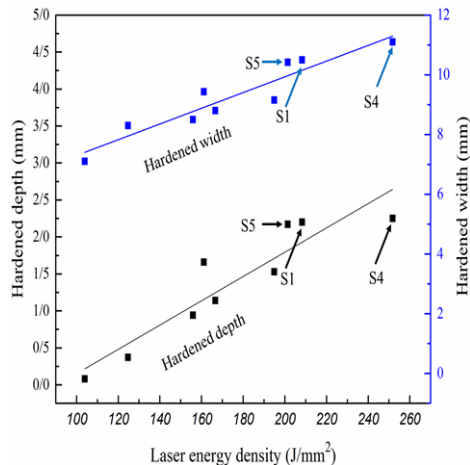
برای بررسی بهتر پارامترهای عملی، علاوه بر اثر توان، سرعت اسکن و فاصله‌ی لیزر از سطح، دو معیار چگالی انرژی لیزر و گرمای ورودی نیز مورد بررسی قرار گرفته است. چگالی انرژی بر اساس معادله‌ی ۱ محاسبه می‌شود که هر سه پارامتر توان، سرعت اسکن و فاصله (مشخص کننده‌ی عرض پرتو) در معادله لحاظ شده است [۳۵]، گرمای ورودی، اثر توان و سرعت اسکن را در معادله‌ی خود لحاظ کرده و توسط معادله‌ی ۲ تعریف می‌شود. بر اساس جدول (۲) مشخص می‌شود که فاصله‌ی ۵۵ میلی‌متر باعث افزایش زیاد چگالی انرژی شده ($6.04/2 \text{ J/mm}^2$) و دمای سطح بسیار زیادتر از دمای مورد نیاز برای فرآیند آستنیت‌شدن گردیده است که موجب ذوب سطحی برای نمونه‌ی ۱۱ شده است. با افزایش فاصله‌ی لیزر از سطح نمونه به مقدار ۷۰ میلی‌متر حالت ذوب سطحی به حالت استحاله‌ای تبدیل گردیده است و برای توان 1200 W در دو سرعت اسکن $1/6$ و 2 میلی‌متر بر ثانیه، فرآیند سخت کاری اتفاق افتاده است ولی با افزایش سرعت اسکن به $2/5$ میلی‌متر بر ثانیه و کاهش گرمای ورودی، دما به مقدار مورد نیاز برای فرآیند آستنیت‌شدن افزایش نیافته است و برای نمونه‌ی ۳ هیچ ناحیه‌ی سخت کاری شده ایجاد نگردیده است. با حفظ فاصله‌ی ۷۰

مشخص شده است، سرعت روبش پرتو لیزر و چگالی توان پرتو لیزر دو عامل بسیار مهم برای تنظیم انرژی ورودی فرآیند به هنگام سخت کاری سطحی می‌باشند. عامل اول را با تغییر سرعت حرکت اپتیک لیزر و عامل دوم را با تغییر توان لیزر، دمای فرآیند و یا تغییر فاصله قطعه از نقطه کانونی پرتو لیزر می‌توان کنترل کرد.

در این پژوهش پارامتر توان، سرعت روبش پرتو و فاصله‌ی لیزر از قطعه به‌عنوان متغیرهای فرآیند انتخاب و روی نمونه‌ها اعمال گردید. هدف از این نوع طراحی آزمایش، به دست آوردن بیشترین عمق سختی بدون ایجاد ذوب سطحی بود. ابتدا پارامتر توان 1450 وات، فاصله‌ی 55 میلی‌متر و سرعت روبش $1/6$ میلی‌متر بر ثانیه انتخاب شد و بر اساس آن پارامترهای اصلی انتخاب گردید. برای نمونه‌ی شماره ۱۱ (جدول ۲)، به علت کم بودن فاصله‌ی لیزر با سطح قطعه، ذوب سطحی اتفاق افتاد و از این رو مشخص شد که فاصله‌ی 55 میلی‌متر برای سخت کاری زیاد است و دو فاصله‌ی 70 و 75 میلی‌متر برای فرآیندهای بعدی انتخاب شد. برای کاهش بیشتر انرژی ورودی، توان 1200 نیز مورد استفاده قرار گرفت و 3 سرعت روبش $1/6$ ، 2 و $2/5$ برای توان و فاصله‌های انتخاب شده مورد استفاده قرار گرفت. در کل پارامترها به گونه‌ای انتخاب شدند که میزان چگالی انرژی لیزر، از مقدار بیشینه برای نمونه‌ی ۱۱ گام به گام کاهش یابد و به مقدار 133 J/mm^2 برسد که سخت کاری سطحی انجام نشده است (نمونه‌ی ۳ در جدول (۲)). لازم به ذکر است محدودیت‌های فرآیندی و مشخصات لیزر، در انتخاب توان‌ها و سرعت‌های متفاوت، نقش تعیین کننده‌ای داشته است. بر اساس جدول (۲)، اکثر نمونه‌های مورد بررسی، تحت سخت کاری سطحی قرار گرفتند و صرفاً نمونه‌ی ۳، با توجه به پایین بودن چگالی انرژی و گرمای ورودی، دچار سخت کاری سطحی نگردید. همچنین برای نمونه‌ی ۱۱، با توجه به بالا بودن چگالی انرژی لیزر ($6.04/2 \text{ J/mm}^2$) سطح نمونه ذوب شده و از حالت استحاله‌ای خارج شده است.

با توجه به نتایج جدول (۲) مشخص می‌شود که ۳ نمونه‌ی سخت کاری استحاله‌ای (نمونه‌های ۱، ۴ و ۵) بین نمونه‌های

برای نمونه‌های ۱، ۴ و ۵ به ترتیب برابر با ۷۵۰، ۹۰۶/۲۵ و ۷۲۵ ژول بر میلی‌متر است که این نمونه‌ها به ترتیب دارای بیشترین چگالی انرژی لیزر، عمق و عرض سخت کاری شده در بین نمونه‌های سخت کاری سطحی به صورت استحاله‌ای می‌باشند.



شکل (۱): عمق و عرض منطقه‌ی سخت کاری شده برحسب چگالی انرژی لیزر برای نمونه‌های جدول (۲).

شکل (۲) هندسه‌ی نمونه‌های منتخب را به همراه پارامترهای آزمون، نشان می‌دهد. هر سه نمونه بدون ایجاد ذوب سطحی، تحت سخت کاری سطحی قرار گرفته‌اند. شکل منطقه‌ی سخت کاری شده به صورت مقعر است و در اطراف منطقه‌ی سخت کاری شده (منطقه‌ی تیره‌رنگ در شکل (۲)) منطقه‌ی روشنی با عرض کمتر از منطقه‌ی سخت کاری شده وجود دارد که مربوط به منطقه‌ی متأثر از حرارت^{۲۶} است؛ و بعد از منطقه‌ی متأثر از حرارت قسمت فلز پایه است که این منطقه حین عملیات سخت کاری سطحی بدون تغییر باقی‌مانده است. جدول (۳) مقادیر عرض و عمق سخت کاری شده، چگالی انرژی لیزر (محاسبه‌شده توسط معادله‌ی (۱))، گرمای ورودی (محاسبه‌شده توسط معادله‌ی (۲)) و مساحت‌های مناطق سخت کاری شده و متأثر از حرارت (اندازه‌گیری شده توسط نرم‌افزار ImageJ) را برای هر سه نمونه نشان می‌دهد. برای نمونه‌ی ۴ که دارای بیشترین گرمای ورودی (750 J/mm^2) و چگالی انرژی ($251/7 \text{ J/mm}^2$) است، بالاترین مقادیر عرض ($11/10 \text{ mm}$) و عمق ($2/25 \text{ mm}$) سخت کاری ایجاد گردیده است. برای نمونه‌های ۱ و ۵،

میلی‌متر بین لیزر و سطح و افزایش توان لیزر از ۱۲۰۰ به ۱۴۵۰ وات، در هر سه سرعت اسکن $1/6$ ، 2 و $2/5$ با افزایش گرمای ورودی در مقایسه با توان ۱۲۰۰ وات، هر سه نمونه‌ی ۴، ۵ و ۶ تحت فرآیند سخت کاری استحاله‌ای قرار گرفتند و هیچ ناحیه‌ی ذوبی برای این نمونه‌ها ایجاد نگردید. برای بقیه‌ی نمونه‌ها با حفظ توان ۱۴۵۰ وات و افزایش فاصله از ۷۰ به ۷۵ میلی‌متر، به علت کاهش چگالی انرژی لیزر نسبت به فاصله‌ی ۷۰ و توان ۱۴۵۰ وات، منطقه‌ی تراکنش لیزر و قطعه بزرگ‌تر شده است که همین امر منجر به افزایش منطقه‌ی تحت گرما گردیده و عمق و عرض سخت کاری شده کاهش یافته است و با افزایش سرعت اسکن برای فاصله‌ی ۷۵ و توان ۱۴۵۰، مقادیر عرض و عمق سخت کاری شده کاهش قابل‌ملاحظه‌ای داشته است و دلیل آن کاهش گرمای ورودی و عدم افزایش دمای منطقه‌ی تحت سخت کاری سطحی است که لیزر قادر به افزایش قابل‌ملاحظه‌ی دمای منطقه‌ی برهم‌کنش نبوده و سخت کاری سطحی به‌طور کامل انجام نگرفته است.

در شکل (۱) عمق و عرض ناحیه‌ی سخت کاری شده برای نمونه‌های جدول (۲) که تحت سخت کاری استحاله‌ی سطحی قرار گرفته‌اند برحسب چگالی انرژی لیزر رسم شده است. در محاسبه‌ی چگالی انرژی لیزر بر اساس هندسه‌ی پرتو، مقادیر مربوط به عرض پرتوی لیزر برای فواصل ۵۵، ۷۰ و ۷۵ میلی‌متر، به ترتیب $1/5$ ، $3/60$ و $4/65$ میلی‌متر در نظر گرفته شده است. همان‌طور که از جدول (۲) مشخص گردید، سه نمونه‌ی ۱، ۴ و ۵ دارای بالاترین مقادیر عمق و عرض سخت شده بودند و در شکل (۱) این سه نمونه با فلش مشخص شده‌اند و مشاهده می‌شود که در بین نمونه‌های سخت کاری استحاله‌ی سطحی، نمونه‌های ۱، ۴ و ۵ به ترتیب دارای بیشترین چگالی انرژی هستند. با توجه به شکل (۱) مشخص می‌شود که با افزایش چگالی انرژی لیزر، به صورت کلی، عمق و عرض ناحیه‌ی سخت کاری شده افزایش می‌یابد و با افزایش بیشتر چگالی انرژی (چگالی انرژی 604 J/mm^2) سخت کاری سطحی از حالت استحاله‌ای خارج شده و سطح نمونه دچار ذوب شده است (نمونه‌ی ۱۱). گرمای ورودی

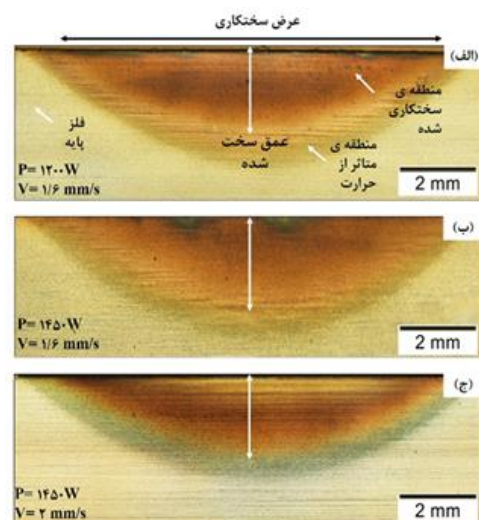
۳-۲- ریزساختار منطقه‌ی سخت کاری شده و متأثر از حرارت

شکل (۳) الگوی پراش پرتوی ایکس (XRD) منطقه‌ی سخت کاری شده‌ی نمونه‌های منتخب را نشان می‌دهد. در الگوی پراش نمونه‌های سخت کاری شده، پیک‌های فازهای FCC (آستنیت) و BCC (مارتنزیت) مشاهده می‌شود. در سمت راست نمودار، درصد‌های فاز آستنیت برای هر سه نمونه گزارش شده است. همان‌طور که مشخص است، بیشترین درصد فاز آستنیت (محاسبه شده توسط نرم‌افزار MAUD) (۳۷vol%) برای نمونه‌ی ۴ و کمترین درصد فاز آستنیت (۲۹/۵vol%) نیز برای نمونه‌ی ۱ است. برای نمونه‌ی ۴ که دارای بالاترین گرمای ورودی (۹۰۶/۲J/mm) بوده است، بیشترین درصد فاز آستنیت باقی مانده، محاسبه شده است. در واقع بین پارامترهای فرآیند و درصد آستنیت باقی مانده، رابطه منطقی وجود دارد به گونه‌ای که با افزایش گرمای ورودی، میزان درصد آستنیت افزایش یافته است و این را می‌توان ناشی از کاهش سرعت سرمایش به علت گرمای ورودی بالا دانست. با توجه به این نکته که در سخت کاری سطحی توسط لیزر، حجم ماده‌ای که تحت گرما قرار گرفته است به عنوان کشته‌ی دما^{۲۷} عمل می‌کند [۳۶، ۴۰]، گرمای ورودی بالا باعث گرمایش حجم زیادی از ماده می‌شود و همین امر باعث کاهش سرعت سرمایش شده و می‌تواند منجر به افزایش میزان آستنیت باقی مانده در ساختار نهایی گردد.

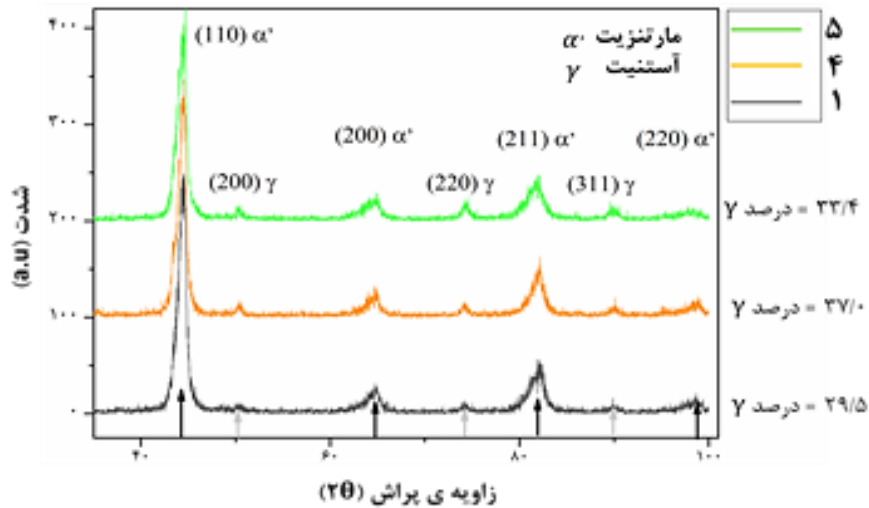
مقادیر عرض و عمق سخت شده در محدوده‌ی نزدیک به هم قرار دارد و بر اساس جدول (۳) نیز مشخص می‌شود که گرمای ورودی و چگالی انرژی لیزر برای این دو نمونه در یک محدوده واقع است. همان‌طور که از نتایج جدول (۳) مشخص می‌باشد برای نمونه‌ی ۴ که دارای بالاترین گرمای ورودی و چگالی انرژی است، بیشترین مقادیر مساحت منطقه‌ی سخت کاری شده و متأثر از حرارت اندازه‌گیری شده است. در واقع برای بالاترین گرمای ورودی (بیشترین توان اعمالی و کمترین سرعت روبش سطح) میزان گرمای ورودی و به تبع آن حجم ماده‌ی گرمایش یافته زیاد بوده و همین امر منجر به ایجاد فاز آستنیت در منطقه‌ی وسیع‌تری شده است و باعث گردیده تا منطقه‌ی بزرگ‌تری سخت شده یا متأثر از حرارت قرار گیرد [۳۷].

جدول (۳): عمق و عرض منطقه‌ی سخت کاری شده، گرمای ورودی و مساحت‌های نواحی سخت کاری شده و متأثر از حرارت برای نمونه‌های سخت کاری سطحی شده.

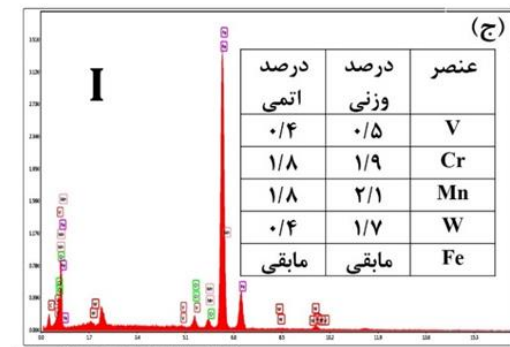
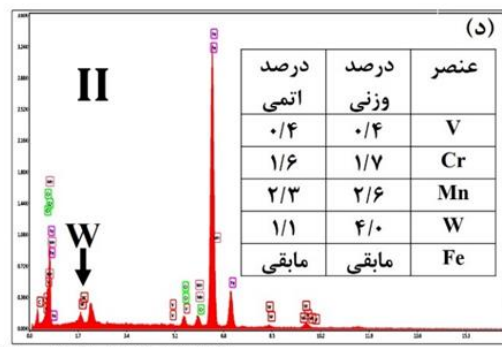
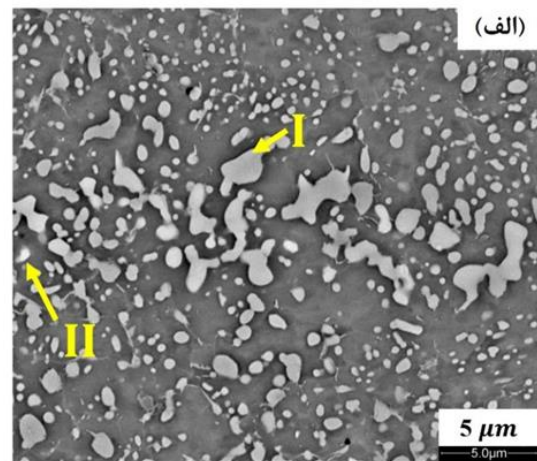
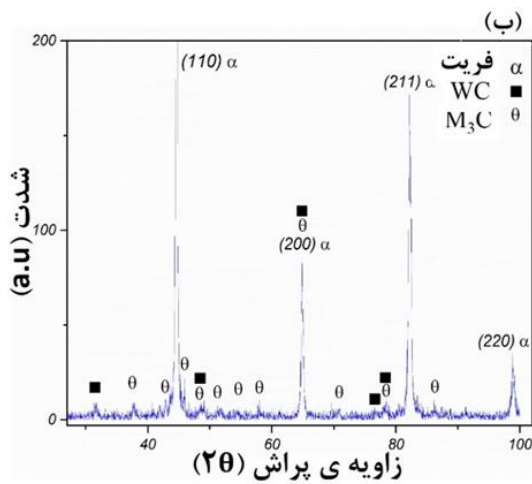
نمونه/پارامتر	۱	۴	۵
عمق منطقه‌ی سخت کاری شده (mm)	۲/۲۰	۲/۲۵	۲/۱۷
عرض منطقه‌ی سخت کاری شده (mm)	۱۰/۵	۱۱/۱	۱۰/۴
گرمای ورودی (J/mm)	۷۵۰	۹۰۶/۲	۷۲۵
چگالی انرژی لیزر (J/mm ^۲)	۲۰۸/۳	۲۵۱/۷	۲۰۱/۴
مساحت منطقه‌ی سخت کاری شده (mm ^۲)	۱۶/۶۳	۱۷/۷۵	۱۵/۹۰
مساحت منطقه‌ی متأثر از حرارت (mm ^۲)	۹/۱۰	۱۲/۸	۱۲/۱۵



شکل (۲): تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های سخت کاری شده توسط HPDL با توان‌های اعمالی ۱۲۰۰ و ۱۴۵۰ وات و سرعت‌های اسکن ۱/۶ و ۲ میلی‌متر بر ثانیه. (a) نمونه‌ی ۱، (b) نمونه‌ی ۴ و (c) نمونه‌ی ۵.



شکل (۳): الگوی پراش پرتوی ایکس و درصد آستنیت باقی مانده



شکل (۴): ریزساختار و الگوی XRD نمونه‌ی آئیل شده (سخت کاری نشده). الف) ریزساختار فلز پایه که شامل فاز زمینه‌ی فریت با رسوبات کاربیدی است، ب) الگوی XRD نمونه‌ی پایه، ج) آنالیز EDS نقطه‌ی I به همراه درصد عناصر و د) آنالیز EDS نقطه‌ی II و مشخص کردن پیک عنصر تنگستن.

رسوبات کاربیدی است که دو نوع رسوب با کنتراست‌های روشن و تیره قابل مشاهده است که نتایج EDS و درصد عناصر فازهای کاربیدی در شکل‌های (۴-ج) و (۴-د) گزارش شده است. الگوی XRD فلز پایه در شکل (۴-ب)

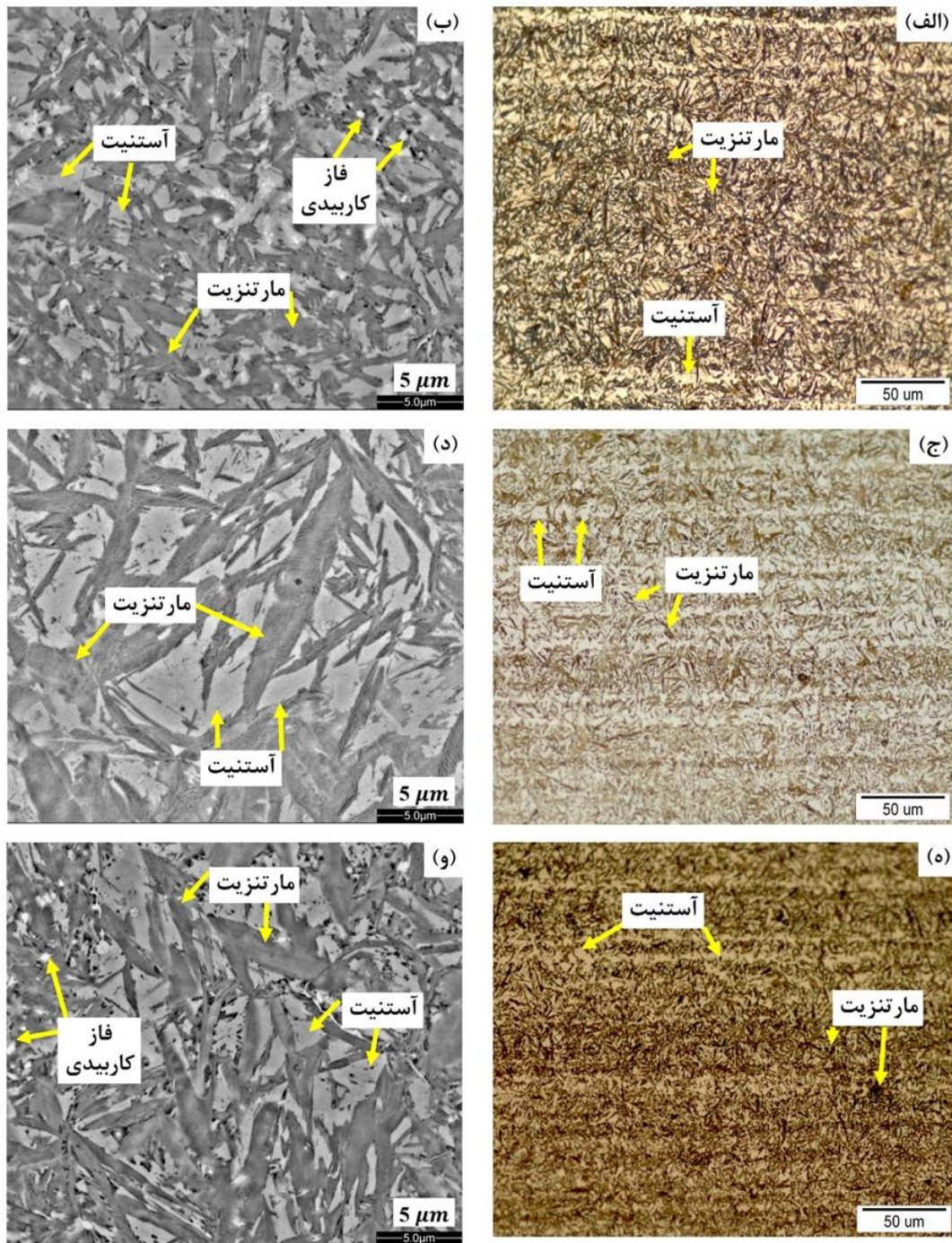
شکل‌های (۴) و (۵) به ترتیب ریزساختارهای فلز پایه در حالت آئیل کامل) و منطقه‌ی سخت کاری شده‌ی نمونه‌ها را نشان می‌دهند. همان‌طور که از شکل (۴-الف) مشاهده می‌شود، ریزساختار فلز پایه شامل فاز زمینه‌ی فریت و

می‌باشد؛ و تطابق قابل قبولی با محاسبات درصد فاز آستنیت باقی مانده (شکل (۳)) بر اساس روش ریتولد دارد [۳۹]. برای بررسی اثر پارامتر بر ریزساختار، می‌توان میزان گرمای ورودی را به‌عنوان معیار مقایسه در نظر گرفت. بر اساس جدول (۳) میزان گرمای ورودی نمونه‌ی ۴ در حدود J/mm ۹۰۶ است درحالی‌که برای نمونه‌های ۱ و ۵ این مقدار برابر ۷۵۰ و ۷۲۵ ژول بر میلی‌متر می‌باشد. همان‌طور که از شکل (۵) مشخص گردید، در ساختار نمونه‌ی ۴ شکل (۵-د) هیچ‌گونه فازی کاربیدی بعد از فرآیند سخت کاری رؤیت نگردید ولی برای نمونه‌های ۱ و ۵ فازهای کاربیدی مشاهده شد (شکل‌های (۵-ب) و (۵-و)). می‌توان استدلال کرد که برای نمونه‌ی ۴ به علت بالا بودن گرمای ورودی، پیک دمایی تا دمای انحلال رسوبات کاربیدی افزایش یافته است ولی برای هر دو نمونه‌ی ۱ و ۵ به علت پایین بودن گرمای ورودی، انحلال کامل رسوبات انجام نگرفته است. با توجه به این نکته که فازهای کاربیدی به‌عنوان منبع ذخیره‌ی عنصر کربن عمل می‌کنند، انحلال کامل کاربیدها باعث انحلال بیشتر عنصر کربن در زمینه می‌شود و فاز آستنیت ایجاد شده به علت بالا بودن میزان درصد کربن با توجه به اثر کربن در پایداری سازی فاز آستنیت، منجر شده است که برای نمونه‌ی ۴ درصد بالاتری از فاز آستنیت بعد از فرآیند سخت کاری در ساختار باقی بماند (۳۷ درصد حجمی)؛ ولی برای نمونه‌های ۱ و ۵ به علت عدم انحلال کامل رسوبات، درصد فاز آستنیت برای این نمونه‌ها کمتر از نمونه‌ی ۴ بوده به‌گونه‌ای که درصد آستنیت باقی مانده برای نمونه‌ی ۱ در حدود ۲۹/۵ درصد حجمی و برای نمونه‌ی ۵ در حدود ۳۳/۴ درصد حجمی محاسبه شد. می‌توان ارتباط معناداری بین میزان گرمای ورودی، میزان انحلال فازهای کاربیدی و درصد آستنیت باقی مانده پیدا کرد به‌گونه‌ای که افزایش میزان گرمای ورودی هم منجر به کاهش سرعت سرمایش شده [۳۷] و هم به علت افزایش بیشتر دمای سطح، منجر به انحلال فازهای کاربیدی می‌شود که این دو مورد منجر به پایداری بیشتر فاز آستنیت می‌گردد.

نشان داده شده است و دو نوع رسوب کاربیدی قابل تشخیص است که مربوط به رسوبات از نوع M_3C و MC می‌باشد [۲۷]. بر اساس نتایج EDS (۴-ج) و (۴-د)، رسوب روشن که در شکل (۴-الف) با نقطه‌ی (II) مشخص شده رسوب غنی از تنگستن است و رسوب مشخص شده با (I) نیز احتمالاً رسوب M_3C است.

شکل (۵) ریزساختار منطقه‌ی سخت کاری شده‌ی نمونه‌های ۱، ۴ و ۵ را نشان می‌دهد. تصاویر (۵-الف)، (۵-ج) و (۵-ه) تصاویر OM و تصاویر (۵-ب)، (۵-د) و (۵-و) نیز تصاویر SEM است. با توجه به تصاویر OM می‌توان دو فاز مجزا را مشاهده کرد که به‌صورت کنتراست‌های روشن و تیره هستند. فاز روشن می‌تواند آستنیت و فاز تیره که دارای مورفولوژی تیغه‌ای است نیز می‌تواند فاز مارتنزیت باشد. شکل‌های (۵-الف) و (۵-ب) ریزساختار منطقه‌ی سخت کاری شده نمونه‌ی ۱ را نشان می‌دهد. برای این نمونه ساختار دوفازی آستنیت (ساختار بلوکی) و مارتنزیت (ساختار تیغه‌ای) قابل مشاهده است و رسوبات با کنتراست روشن نیز در ریزساختار مشاهده می‌شوند که با توجه به بالا بودن دمای انحلال رسوبات از نوع MC ، رسوبات انحلال نیافته می‌توانند رسوبات غنی از تنگستن باشند (شکل (۴-د)). ریزساختار منطقه‌ی سخت کاری شده نمونه‌ی ۴ در شکل‌های (۵-ج) و (۵-د) نشان داده شده است. برای این نمونه نیز ساختار دوفازی آستنیت و مارتنزیت قابل مشاهده است ولی در ساختار نمونه‌ی ۴ فازهای کاربیدی مشاهده نمی‌شود. شکل‌های (۵-ه) و (۵-و) ریزساختار نمونه‌ی ۵ را نشان می‌دهد. برای این نمونه نیز ساختار دوفازی مارتنزیت و آستنیت قابل مشاهده است و رسوبات کاربیدی نیز در ساختار وجود دارند.

با مقایسه‌ی ریزساختار نمونه‌ها در شکل (۵) می‌توان متوجه شد که ساختار نمونه‌ی ۴ دارای اندازه بلوک‌های بزرگ‌تر آستنیت و تیغه‌های مارتنزیت است. همچنین برای نمونه‌ی ۱ در مقایسه با نمونه‌های ۴ و ۵، درصد فاز تیره‌رنگ و تیغه‌ای (مارتنزیت) نسبت به فاز روشن و بلوکی (آستنیت) بیشتر



شکل (۵): ریزساختار منطقه‌ی سخت شده نمونه‌های ۱، ۴ و ۵. الف) تصویر OM نمونه‌ی ۱، ب) تصویر SEM نمونه‌ی ۱، ج) تصویر SEM نمونه‌ی ۴، د) تصویر SEM نمونه‌ی ۱، ۴، ه) تصویر OM نمونه‌ی ۵، و) تصویر SEM نمونه‌ی ۵.

حرارت نمونه‌ی ۵ (شکل ۶-ج)) کلونی‌های فاز پرلیت قابل‌رؤیت نبود ولی رسوبات کاربیدی مشاهده گردید. با توجه به شکل (۶-د) مشاهده می‌شود درصد فازهای کاربیدی نمونه‌های ۱ و ۵ به ترتیب در حدود ۱۰/۲ و ۱۰/۵ درصد می‌باشد ولی درصد فازهای کاربیدی نمونه‌ی ۴ در حدود ۱/۸ درصد محاسبه گردید. همچنین نسبت مساحت

برای بررسی‌های بیشتر اثر پارامترهای لیزر، بررسی‌های ریزساختاری منطقه‌ی متأثر از حرارت نیز مورد مطالعه قرار گرفت. ریزساختار و درصد فازهای منطقه‌ی متأثر از حرارت در شکل (۶) نشان داده شده است. برای نمونه‌های ۱ (شکل ۶-الف)) و ۴ (شکل ۶-ب)) کلونی‌های پرلیت و فازهای کاربیدی مشاهده شد ولی در ساختار منطقه‌ی متأثر از

۳-۳- ریز سختی سنجی مناطق سخت کاری شده و متاثر از حرارت

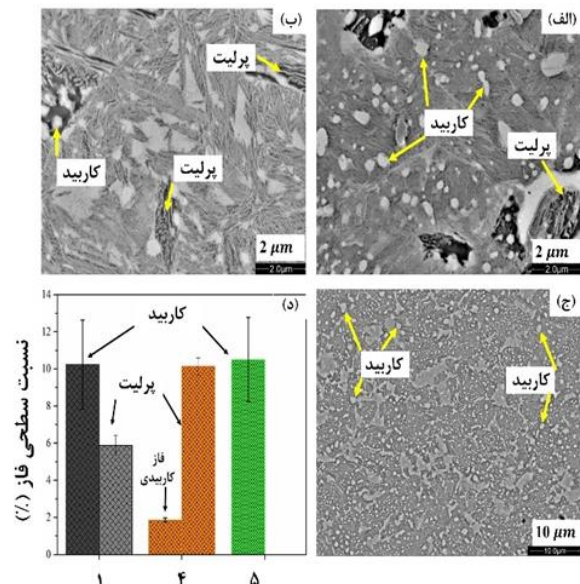
شکل (۷) نتایج ریز سختی در راستای عمق سخت کاری شده‌ی نمونه‌های ۱، ۴ و ۵ را نشان می‌دهد. نتایج سختی سنجی در راستای عمق منطقه‌ی سخت شده، مقدار عمق نزدیک ۲ میلی‌متر را برای منطقه‌ی سخت کاری شده نشان می‌دهد (با احتساب میزان سختی ۵۰۰ ویکرز به‌عنوان سختی مطلوب [۲۸]) که تا فاصله‌ی ۲ میلی‌متر از سطح سخت کاری شده برای هر سه نمونه مقادیر سختی بالای ۵۰۰ ویکرز می‌باشند و می‌توان ادعا کرد که فرآیند سخت کاری سطحی برای فولاد ابزار سرد کار SKS3 توسط لیزر دیودی توان بالا توانسته است تا عمق نزدیک به ۲ میلی‌متر را سخت کاری سطحی کند. سخت کاری سطحی فولاد SKS3 توسط لیزر CO₂ باعث ایجاد عمق ۰/۶ میلی‌متر [۳۰] و سخت کاری سطحی به روش گسسته‌ی نقطه‌ای^{۲۸} توسط لیزر پالسی Nd:YAG باعث ایجاد منطقه‌ی سخت شده به عمق ۲۰۰ میکرومتر گردیده است [۲۹]. درحالی‌که استفاده از لیزر دیودی توان بالا در تحقیق حاضر باعث ایجاد عمق سخت شده در حدود ۲ میلی‌متر شده است و بالا بودن عمق سخت کاری می‌تواند به علت ماهیت پیوسته و شکل پرتوی لیزر دیودی توان بالا است [۱۷].

با توجه به مقادیر عمق سخت کاری شده که در محدوده‌ی ۲ و ۲/۲ میلی‌متر اندازه‌گیری شده است (جدول (۳)) بر این اساس مقدار سختی حدود ۵۰۰ ویکرز برای مشخص کردن مرز احتمالی منطقه‌ی سخت شده و منطقه‌ی متاثر از حرارت در نظر گرفته شد و به‌عنوان مرز بین منطقه‌ی سخت کاری شده و منطقه‌ی متاثر از حرارت مورد استفاده قرار گرفت و مقادیر میانگین سختی منطقه‌ی سخت شده برای نمونه‌های ۱، ۴ و ۵ به ترتیب برابر ۷۴۰، ۶۵۳ و ۷۶۲ ویکرز (با احتساب معیار سختی کمینه ۵۰۰ ویکرز برای منطقه‌ی سخت شده) و برای منطقه‌ی متاثر از حرارت نیز به ترتیب برابر ۳۳۵، ۳۷۶ و ۳۴۵ ویکرز محاسبه گردید.

بر اساس معادله‌ی ۳، مقادیر چگالی نابجایی فاز مارتزیت منطقه‌ی سخت کاری شده نمونه‌های ۱، ۴ و ۵ محاسبه شد [۴۱-۴۲] که در این معادله، عبارات ρ و β مشخص‌کننده‌ی

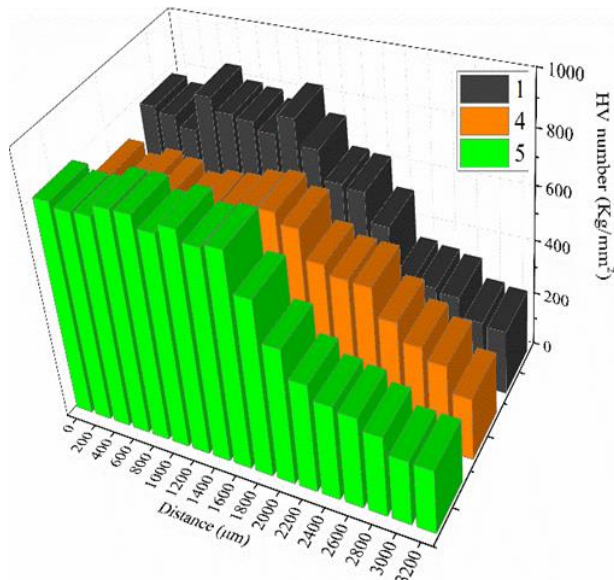
کلونی‌های پرلیت به کل ریزساختار، برای نمونه‌ی ۴ در حدود ۱۰/۱ درصد است درحالی‌که برای نمونه‌ی ۱ حدود ۵/۹ درصد اندازه‌گیری شد.

برای منطقه‌ی متاثر از حرارت نیز ریزساختار، مشخصاتی شبیه به منطقه‌ی سخت شده دارد. برای نمونه‌ی ۴ ریزساختار منطقه‌ی متاثر از حرارت دارای کلونی‌های فاز پرلیت و درصد پایین فاز کاربیدی است درحالی‌که درصد فاز کاربیدی در منطقه‌ی متاثر از حرارت برای نمونه‌های ۱ و ۵ بیشتر از نمونه‌ی ۴ می‌باشد. بالا بودن میزان گرمای ورودی برای نمونه‌ی ۴ باعث شده تا عمق انتقال گرما برای این نمونه بیشتر از نمونه‌های ۱ و ۵ باشد و منجر به انحلال رسوبات در منطقه‌ی متاثر از حرارت نیز گردد. می‌توان انحلال رسوبات را دلیلی بر ایجاد فاز آستنیت در این نمونه دانست که به علت میزان سرعت سرمایش کمتر در منطقه‌ی متاثر از حرارت نسبت به منطقه‌ی سخت شده، منجر به ایجاد فاز پرلیت شده است. تأثیر میزان گرمای ورودی کمتر برای نمونه‌ی ۵ قابل مشاهده است به‌گونه‌ای که وجود درصد بالای فازهای کاربیدی در ریزساختار منطقه‌ی متاثر از حرارت نمونه‌ی ۵ مشخص‌کننده عدم انتقال کافی گرما به این منطقه است.



شکل (۶): ریزساختار منطقه‌ی متاثر از حرارت نمونه‌های الف) ۱، ب) ۴، ج) ۵ و درصد فازهای منطقه‌ی متاثر از حرارت برای نمونه‌های سخت کاری شده.

فازی در منطقه‌ی متأثر از حرارت گردد که منجر به بالا بودن سختی منطقه‌ی متأثر از حرارت نمونه‌ی ۴ در مقایسه با نمونه‌های ۱ و ۵ شده است.



شکل (۷): نتایج ریز سختی سنجی در راستای عمق سخت کاری شده.

۳-۴- مطالعه‌ی بازدهی سخت کاری

بر اساس تحقیق عامری و همکاران [۳۱]، برای بررسی بیشتر اثر پارامترهای سخت کاری و تعیین پارامتر بهینه، با استفاده از نتایج سختی سنجی، گرمای ورودی و مساحت مناطق سخت شده و متأثر از حرارت، مقادیر شاخص بازدهی سخت کاری برای هر سه نمونه‌ی منتخب محاسبه گردید. بر اساس معادله‌ی (۴) [۳۱]، مقادیر HEI محاسبه و در جدول (۴) گزارش شده است. لازم به ذکر است در معادله‌ی (۴) H_{HZ} ، H_{HAZ} و H_{BM} به ترتیب مشخص کننده‌ی سختی نواحی سخت شده، متأثر از حرارت و فلز پایه است و A_{HAZ} و A_{HZ} نیز مشخص کننده‌ی مساحت مناطق سخت شده و متأثر از حرارت است که در جدول (۳) گزارش شده‌اند. سختی منطقه‌ی فلز پایه حدود ۲۱۰ ویکرز اندازه گیری شد.

چگالی نابجایی و میزان پهنای پیک صفحه‌ی (۲۱۱) فاز مارتزیت در نصف شدت قله است و همچنین b نیز بردار برگرز است که $2/48 \times 10^{-12}$ m در نظر گرفته شده است [۴۳]. مقادیر چگالی نابجایی‌ها برای نمونه‌های ۱، ۴ و ۵ به ترتیب برابر با $4/1 \times 10^{15}$ ، $3/1$ و $4/2$ بر مترمربع محاسبه شد که با مقادیر سختی منطقه‌ی سخت کاری شده همخوانی دارد به گونه‌ای که نمونه‌ی ۴ کمترین چگالی نابجایی و پایین ترین مقدار سختی را در مقایسه با نمونه‌ی ۱ و ۵ دارا می‌باشد. همچنین مقادیر چگالی نابجایی‌های نمونه‌های ۱ و ۵ نزدیک به هم می‌باشد و مقادیر میانگین سختی این نمونه‌ها نیز اختلاف کمی دارد. با توجه به نمودار ریز سختی سنجی نمونه‌های ۱ (ستون مشکی) و ۵ (ستون سبز)، مشاهده می‌شود که مقادیر سختی برای نمونه‌ی ۱ دارای نوسانات زیادی است و می‌تواند ناشی از وجود رسوبات در منطقه‌ی سخت شده باشد که منجر به تغییرات موضعی سختی شده است. ولی برای نمونه‌ی ۴ و ۵ نوسانات سختی مشاهده نمی‌شود که می‌تواند مشخص کننده‌ی ریزساختار همگن تر این نمونه‌ها در منطقه‌ی سخت شده باشد.

$$\rho (m^{-2}) = \beta^2 / (4.35 \times b^2) \quad (3)$$

برای مقایسه‌ی سختی منطقه‌ی متأثر از حرارت نمونه‌ها، بر اساس ریزساختار این منطقه (شکل (۶)) می‌توان متوجه شد که برای نمونه‌های ۱ و ۵ متوسط سختی منطقه‌ی متأثر از حرارت پایین تر از نمونه‌ی ۴ می‌باشد که علت آن می‌تواند در ماهیت ریزساختاری مناطق متأثر از حرارت این نمونه‌ها می‌باشد که در بخش ۳-۲ در مورد ریزساختار منطقه‌ی متأثر از حرارت بحث شد. برای نمونه‌ی ۴ می‌توان احتمال داد که به علت انحلال زیاد فازهای کاربیدی (شکل (۶))، میزان بالایی از عنصر کربن در فاز زمینه انحلال یافته و همین امر می‌تواند باعث ایجاد مقادیر سختی بالاتری بعد از استحاله‌ی

$$HEI (\Delta HV. mm^2/J) = \frac{[(H_{HZ} \times A_{HZ}) + (H_{HAZ} \times A_{HAZ}) - (H_{BM} \times (A_{HZ} + A_{HAZ}))]}{\text{Heat input}} \quad (4)$$

جدول (۴): مقادیر محاسبه شده‌ی HEI به همراه مقادیر سختی، گرمای ورودی و مساحت کل نواحی سخت شده و متأثر از حرارت.

نمونه	سختی HZ (ویکرز)	سختی HAZ (ویکرز)	گرمای ورودی (J/mm)	شاخص بازدهی سخت کاری (HV.mm ² /J)
۱	۷۴۰	۳۳۵	۷۵۰	۱۳/۲۶
۴	۶۵۳	۳۷۶	۹۰۶/۲	۱۱/۰۲
۵	۷۶۲	۳۴۵	۷۲۵	۱۴/۳۶

شکل (۸) ارتباط بین گرمای ورودی، سختی منطقه‌ی سخت شده، چگالی نابجایی‌های فاز مارتنزیت و HEI را نشان می‌دهد. همان‌طور که از شکل (۸-الف) مشخص است، افزایش گرمای ورودی منجر به ایجاد مقدار کمینه‌ی سختی در نمونه‌ی ۴ شده است و از شکل (۸-ب) دلیل این کاهش در سختی را می‌توان در کاهش چگالی نابجایی‌ها دانست که در قسمت ۲-۳ بحث شد. در تحقیقات رابطه‌ی مستقیم بین گرمای ورودی و توان اعمالی را با سختی منطقه‌ی سخت کاری شده گزارش داده‌اند [۳۵، ۳۱] ولی در تحقیق حاضر با توجه به ترکیب متفاوت آلیاژ مورد استفاده، رفتار متفاوتی مشاهده شد که ناشی از ارتباط بین گرمای ورودی و ریزساختار ایجاد شده در منطقه‌ی سخت شده است و منجر شده تا نمونه‌ای که دارای میزان گرمای ورودی پایین است (نمونه‌ی ۵) بالاترین HEI و سختی را دارا باشد.

برای ایجاد بهینه‌ترین حالت سخت کاری صرفاً نمی‌توان با افزایش توان لیزر به بهترین ترکیب سختی و اندازه‌ی منطقه‌ی سخت کاری شده رسید بلکه باید با توجه به ماهیت آلیاژ و ساختار ایجاد شده در طول فرآیند سخت کاری، ترکیب مناسبی از توان اعمالی، سرعت روبش سطح و فاصله‌ی کاری را انتخاب نمود؛ به گونه‌ای که توان در حدودی باشد که منجر به ایجاد ساختار همگن فاز آستنیت شده و از حدی بالاتر نباشد تا منجر به کاهش سرعت سرمایش شود و سرعت و فاصله نیز به گونه‌ای انتخاب شود تا منجر به ایجاد منطقه سخت شده با اندازه‌ی مناسب گردد.

بیشترین مقدار HEI برای نمونه‌ی ۵ و با اختلاف کمی برای نمونه‌ی ۱ است ولی نمونه‌ی ۴ با توجه به اینکه دارای بالاترین توان اعمالی و کمترین سرعت روبش سطح بوده (بیشترین گرمای ورودی و چگالی انرژی) ولی مقدار HEI برای این نمونه برابر ۱۱/۰۲ می‌باشد که در مقایسه با نمونه‌های ۱ با HEI ۱۳/۲۶ و نمونه‌ی ۵ با HEI ۱۴/۳۶ اختلاف قابل ملاحظه‌ای دارد. در کار پژوهشی [۳۱] با کاهش سرعت اسکن و فاصله‌ی کاری، مقادیر عددی HEI به صورت خطی افزایش یافته است ولی برای تحقیق حاضر روند معکوس مشاهده شده است به گونه‌ای که برای نمونه با بالاترین توان و کمترین سرعت اسکن (نمونه‌ی ۴) که دارای بیشترین مساحت سخت کاری شده و بیشترین چگالی انرژی لیزر بوده است؛ کمترین HEI حاصل شده است. در تحقیق [۳۱] با کاهش سرعت اسکن سطح و فاصله‌ی کاری مساحت منطقه‌ی سخت کاری شده افزایش می‌یابد که دارای ساختار مارتنزیتی است همچنین کاهش سرعت اسکن و فاصله‌ی کاری منجر به افزایش سختی منطقه‌ی سخت شده می‌شود که در کل منجر به افزایش HEI گردیده است. ولی برای تحقیق حاضر شرایط ساختاری منطقه‌ی سخت کاری شده متفاوت است به گونه‌ای که افزایش انرژی ورودی باعث افزایش فاز آستنیت گردیده و همچنین باعث کاهش چگالی نابجایی فاز مارتنزیت می‌شود. در واقع برای آلیاژ SKS۳ با توجه به درصد کربن بالا (۱% wt) میزان گرمای ورودی بالا صرفاً منجر به ایجاد سختی بالا نمی‌شود و برای حصول بهترین ترکیب سختی و انرژی ورودی، نیاز به کاهش گرمای ورودی می‌باشد تا از ایجاد درصد بالای فاز آستنیت جلوگیری شود و ساختار مارتنزیت ریزتری ایجاد کند که در مجموع باعث افزایش سختی منطقه‌ی سخت شده می‌شود.

ویکرز کاهش یافت و علت آن بالا بودن درصد آستنیت باقی مانده و افزایش اندازه‌ی فاز مارتنزیت و کاهش چگالی نابجایی فاز مارتنزیت برای نمونه با گرمای ورودی J/mm ۹۰۶ بود.

۴- محاسبات HEI مشخص کرد که برای بالاترین توان و کمترین سرعت رویش سطح، بهترین عملکرد سخت کاری حاصل نشده است بلکه بیشترین HEI مربوط به نمونه‌ای بوده است که دارای گرمای ورودی پایین در بین نمونه‌ها بوده است و بیشترین سختی و چگالی نابجایی‌ها را دارا بوده است. نمونه با بازدهی سختی $HV \cdot mm^3/J$ ۱۴/۳۶، دارای سختی میانگین ۷۶۲ ویکرز و گرمای ورودی J/mm ۷۲۵ بوده است و همین مقادیر برای نمونه با بازدهی سختی $HV \cdot mm^3/J$ ۱۱/۰۲، ۶۵۳ ویکرز و J/mm ۹۰۶ بوده است.

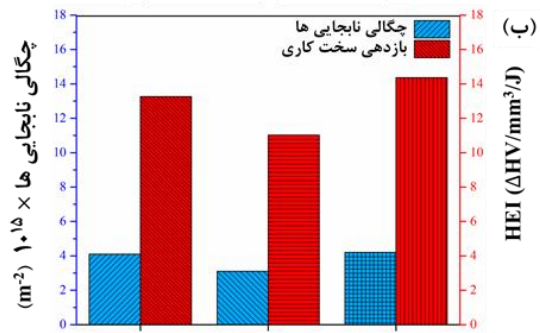
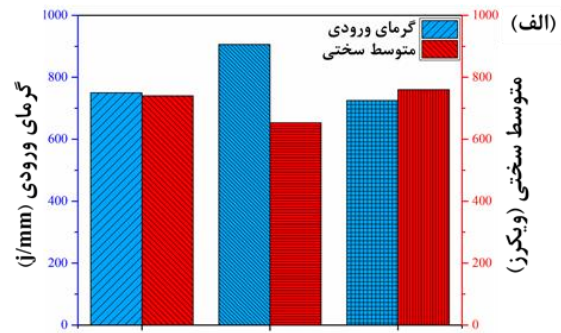
۵- برای ایجاد بالاترین HEI در فولاد SKS3 به علت درصد بالای کربن این فولاد، یک مقدار بهینه‌ی توان و سرعت اسکن نیاز است و صرفاً با افزایش توان اعمالی و کاهش سرعت اسکن، امکان حصول شرایط بهینه‌ی سخت کاری سطحی وجود ندارد و عواملی چون ترکیب شیمیایی آلیاژ و همچنین ریزساختار نهایی بعد از سخت کاری نیز مؤثرند.

۵- مراجع

[۱] م. جوکار، ف. مالک قاینی و م. ج. ترکمنی، "بررسی اثر افزودن گاز دی‌اکسید کربن به گاز محافظ بر خواص جوش در جوشکاری لیزر پالسی Nd:YAG"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۹، شماره ۲، صفحه ۱۴۰-۱۳۳، ۱۳۹۴.

[۲] M. M. Quazi, M. Ishak, M. A. Fazal, A. Arslan, S. Rubaiee, A. Qaban, M. H. Aiman, T. Sultan, M. M. Ali & S. M. Manladan, "Current research and development status of dissimilar materials laser welding of titanium and its alloys", Optics & Laser Technology, vol. ۱۲۶, p. ۱۰۶۰۹۰, ۲۰۲۰.

[۳] E. H. Penilla, L. F. Devia-Cruz, A. T. Wieg, P. Martinez-Torres, N. Cuando-Espitia, P. Sellappan, Y. Koderá, G. Aguilar & J. E. Garay, "Ultrafast laser welding of ceramics", Science, vol. ۳۶۵, no. ۶۴۵۵, pp. ۸۰۳-۸۰۸, ۲۰۱۹.



شکل (۸): ارتباط بین (a) میانگین سختی منطقه‌ی سخت کاری شده و گرمای ورودی و (b) چگالی نابجایی‌های فاز مارتنزیت و HEI.

۴- نتیجه‌گیری

سخت کاری استحاله‌ای سطحی فولاد SKS3 توسط لیزر دیودی توان بالا با بیشینه توان ۱۶۰۰ وات مورد بررسی قرار گرفت و اثر پارامترهای لیزر بر هندسه، ریزساختار و ریز سختی بررسی گردید. نتایج تحقیق به صورت زیر خلاصه می‌شود:

۱- عمق و عرض سخت کاری با افزایش چگالی لیزر از $133-251 J/mm^2$ افزایش یافت و با افزایش بیشتر چگالی انرژی تا مقدار $604 J/mm^2$ ، حالت سخت کاری به ذوب سطحی تبدیل شد.

۲- بررسی‌های نمونه‌های منتخب نشان داد که بین پارامترهای اعمال لیزر، انحلال رسوبات و ریزساختار رابطه وجود دارد و با افزایش گرمای ورودی از ۷۲۵ به ۹۰۶ ژول بر میلی‌متر، رسوبات به طور کامل انحلال پیدا می‌کنند. مقادیر بهینه‌ی توان و سرعت اسکن برای مطالعه‌ی حاضر، ۱۴۵۰ وات و $1/6$ میلی‌متر بر ثانیه است.

۳- با افزایش گرمای ورودی، به علت کاهش سرعت سرمایش، سختی منطقه‌ی سخت کاری شده از ۷۶۲ به ۶۵۳

Thin-sectioned ۱۰۰Cr۶ steel", Optics & Laser Technology, vol. ۱۲۵, p. ۱۰۶۰۶۱, ۲۰۲۰.

[۱۲] N. Maharjan, W. Zhou, Y. Zhou, Y. Guan & N. Wu, "Comparative study of laser surface hardening of ۵۰CrMo۴ steel using continuous-wave laser and pulsed lasers with MS, NS, PS and FS pulse duration", Surface and Coatings Technology, vol. ۳۶۶, pp. ۳۱۱-۳۲۰, ۲۰۱۹.

[۱۳] N. Maharjan, W. Zhou & N. Wu, "Direct laser hardening of AISI ۱۰۲۰ steel under controlled gas atmosphere", Surface and Coatings Technology, vol. ۳۸۵, p. ۱۲۵۳۹۹, ۲۰۲۰.

[۱۴] غ. گردانی و ر. شجاع رضوی، "استفاده از لیزر در سخت کاری سطحی فولادهای متوسط کربن ۱.۱۱۸۶ و ۱.۶۵۸۲"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱، شماره ۲، صفحه ۳۹-۳۵، ۱۳۸۶.

[۱۵] F. Goia & M. De Lima, "Surface hardening of an AISI D۶ cold work steel using a fiber laser", in ۱۸th International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, ASTM International, ۲۰۱۲.

[۱۶] A. Khorram, A. D. Jamaloei, A. Jafari & M. Moradi, "Nd: YAG laser surface hardening of AISI ۴۳۱ stainless steel; mechanical and metallurgical investigation", Optics & Laser Technology, vol. ۱۱۹, p. ۱۰۵۶۱۷, ۲۰۱۹.

[۱۷] R. Li, Y. Jin, Z. Li & K. Qi, "A Comparative Study of High-Power Diode Laser and CO₂ Laser Surface Hardening of AISI ۱۰۴۵ Steel", Journal of materials engineering and performance, vol. ۲۳, no. ۹, pp. ۳۰۸۵-۳۰۹۱, ۲۰۱۴.

[۱۸] E. Anusha, A. Kumar & S. M. Shariff, "Diode laser surface treatment of bearing steel for improved sliding wear performance", Optik, vol. ۲۰۶, p. ۱۶۳۳۵۷, ۲۰۲۰.

[۱۹] M. El-Khoury, M. Seifert, S. Bretschneider, M. Zawischa, T. Steege, S. Alamri, A. Fabián Lasagni & T. Kunze, "Hybrid processing of bearing steel by combining Direct Laser Interference Patterning and

[۴] A. M. Sadegh, "Expert System Approach for Manufacturability Evaluation of Nd: YAG Laser Beam Machining Process", Int J Advanced Design and Manufacturing Technology, vol. ۱۰, no. ۲, pp. ۱۵-۲۴, ۲۰۱۷.

[۵] م. ربانی خواه، ن. نبهانی و م. پیکری، "بررسی خواص پوشش استلایت ۶ ایجادشده به روش روکش کاری لیزر بر روی فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI۴۲۰"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۳، شماره ۴، صفحه ۴۸-۴۱، ۱۳۸۹.

[۶] A. Amani & S. Rahmati, "Experimental investigation of laser power effect on growth rate of intermetallic compound in Al/Cu bimetal produced by laser cladding method", Int J Advanced Design and Manufacturing Technology, vol. ۹, no. ۱, pp. ۲۱-۳۲, ۲۰۱۶.

[۷] H. Taheri, H. Z. Firouzabadi & M. Hashemzadeh, "The Effect of Focal Distance and Type of Auxiliary Gas on Cut Width in CO₂ Laser Cutting of Stainless and Mild Steel Sheets", Int J Advanced Design and Manufacturing Technology, vol. ۱۱, no. ۴, pp. ۲۳-۲۹, ۲۰۱۸.

[۸] M. Moradi, A. M. Pak & A. Khoram, "An experimental investigation of the effects of fiber laser percussion drilling: Influence of process parameters", Int J Advanced Design and Manufacturing Technology, vol. ۹, no. ۴, pp. ۷-۱۲, ۲۰۱۶.

[۹] ش. خامنه اصل و م. نامدار حبشی، "سنتر گرافن به روش لیزر به منظور ساخت ابر خازنهای الکتروشیمیایی"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۲، شماره ۱، صفحه ۱۱۹-۱۰۷، ۱۳۹۷.

[۱۰] A. Salehi, A. Daneshmehr & Aminfar K, "Mechanical properties of materialy and geometrically gradient cellular structures manufactured with SLS ۳d printer applicable as a bone implant", Int J Advanced Design and Manufacturing Technology, vol. ۱۵, no. ۱, p. ۱۴۳-۵۵, ۲۰۲۰.

[۱۱] E. Anusha, A. Kumar & S. M. Shariff, "A novel method of laser surface hardening treatment inducing different thermal processing condition for

- pulsed Nd:YAG laser", *Surface and Coatings Technology*, vol. ۲۰۵, no. ۲۱-۲۲, pp. ۵۱۵۶-۵۱۶۴, ۲۰۱۱.
- [۳۰] H. Bande, G. L'Espérance, M. U. Islam, & A. K. Koul, "Laser surface hardening of AISI ۰۱ tool steel and its microstructure", *Materials Science and Technology*, vol. ۷, no. ۵, pp. ۴۵۲-۴۵۷, ۱۹۹۱.
- [۳۱] M. H. Ameri, F. M. Ghaini & M. J. Torkamany, "Investigation into the efficiency of a fiber laser in surface hardening of ICD-۵ tool steel", *Optics & Laser Technology*, vol. ۱۰۷, pp. ۱۵۰-۱۵۷, ۲۰۱۸.
- [۳۲] J. W. Hill, M. J. Lee & I. J. Spalding, "Surface treatments by laser", *Optics & Laser Technology*, vol. ۶, no. ۶, pp. ۲۷۶-۲۷۸, ۱۹۷۴.
- [۳۳] L. Jianglong & L. Qiquan, "Tempering behaviour of hardened surface of T۱ high speed tool steel after laser heating", *Materials Letters*, vol. ۱۶, no. ۲-۳, pp. ۱۳۴-۱۳۸, ۱۹۹۳.
- [۳۴] H. J. Shin & Y. T. Yoo, "Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. ۲۰۱, no. ۱-۳, pp. ۳۴۲-۳۴۷, ۲۰۰۸.
- [۳۵] G. Telasang, J. Dutta Majumdar, G. Padmanabham & I. Manna, "Structure-property correlation in laser surface treated AISI H۱۳ tool steel for improved mechanical properties", *Materials Science and Engineering: A*, vol. ۵۹۹, pp. ۲۵۵-۲۶۷, ۲۰۱۴.
- [۳۶] M. Moradi, H. Arabi, S. J. Nasab & K. Y. Benyounis, "A comparative study of laser surface hardening of AISI ۴۱۰ and ۴۲۰ martensitic stainless steels by using diode laser", *Optics & Laser Technology*, vol. ۱۱۱, pp. ۳۴۷-۳۵۷, ۲۰۱۹.
- [۳۷] R. Young, "The Rietveld Method". ۱۹۹۳.
- [۳۸] L. B. McCusker, R. B. Von Dreele, D. E. Cox, D. Louër & P. Scardi, "Rietveld refinement guidelines", *Journal of Applied Crystallography*, vol. ۳۲, no. ۱, pp. ۳۶-۵۰, ۱۹۹۹.
- laser hardening for wear resistance applications", *Materials Letters*, vol. ۳۰۳, p. ۱۳۰۲۸۴, ۲۰۲۱.
- [۲۰] J. C. Ion, "Laser transformation hardening", *Surface Engineering*, vol. ۱۸, no. ۱, pp. ۱۴-۳۱, Feb. ۲۰۰۲.
- [۲۱] A. K. Nath & S. Sarkar, "Chapter ۱۱ – Laser Transformation Hardening of Steel", Second Edi. Elsevier Ltd., ۲۰۱۸.
- [۲۲] P. Dinesh Babu, K. R. Balasubramanian & G. Buvanashakaran, "Laser surface hardening: a review", *International Journal of Surface Science and Engineering*, vol. ۵, no. ۲-۳, pp. ۱۳۱-۱۵۱, ۲۰۱۱.
- [۲۳] E. Kennedy, G. Byrne & D. N. N. Collins, "A review of the use of high power diode lasers in surface hardening", *Journal of Materials Processing Technology*, vol. ۱۵۵-۱۵۶, pp. ۱۸۵۵-۱۸۶۰, ۲۰۰۴.
- [۲۴] L. Li, "Advances characteristics of high-power diode laser materials processing", *Optics and Lasers in Engineering*, vol. ۳۴, no. ۴-۶, pp. ۲۳۱-۲۵۳, ۲۰۰۰.
- [۲۵] F. Bachmann, "Industrial applications of high power diode lasers in materials processing", *Applied Surface Science*, vol. ۲۰۸-۲۰۹, no. ۱, pp. ۱۲۵-۱۳۶, ۲۰۰۳.
- [۲۶] L. Bourithis, G. D. Papadimitriou & J. Sideris, "Comparison of wear properties of tool steels AISI D۲ and O۱ with the same hardness", *Tribology International*, vol. ۳۹, no. ۶, pp. ۴۷۹-۴۸۹, ۲۰۰۶.
- [۲۷] W. F. Smith, "Structure and properties of engineering alloys". McGraw-Hill, ۱۹۹۳.
- [۲۸] M. Elias-Espinosa, M. Ortiz-Domínguez, M. Keddam, O. A. Gómez-Vargas, A. Arenas-Flores, F. R. Barrientos-Hernández, A. R. West & D. C. Sinclair, "Boriding kinetics and mechanical behaviour of AISI O۱ steel", *Surface Engineering*, vol. ۳۱, no. ۸, pp. ۵۸۸-۵۹۷, ۲۰۱۵.
- [۲۹] J. Jiang, L. Xue & S. Wang, "Discrete laser spot transformation hardening of AISI O۱ tool steel using

- [۸] Luo & Liu
- [۹] Bande et al
- [۱۰] Shin & Yoo
- [۱۱] Telasang
- [۱۲] Power Density
- [۱۳] Hardening Efficiency Index (HEI)
- [۱۴] Optical Microscopy (OM)
- [۱۵] Scanning Electron Microscopy (SEM)
- [۱۶] Hardened Zone (HZ)
- [۱۷] As Received
- [۱۸] Spheroidized Condition
- [۱۹] Continuous Wave
- [۲۰] Spot Size
- [۲۱] Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (EDS)
- [۲۲] X-Ray Peak Broadening Analysis
- [۲۳] Material Analysis Using Diffraction (MAUD)
- [۲۴] Heat Affected Zone (HAZ)
- [۲۵] Heat Sink
- [۲۶] Discrete Laser Spot Transformation Hardening
- [۳۹] R. A. Mesquita, "Tool Steels: Properties and Performance". CRC Press, ۲۰۱۶.
- [۴۰] M. Bojinović, N. Mole & B. Štok, "A computer simulation study of the effects of temperature change rate on austenite kinetics in laser hardening", Surface and Coatings Technology, vol. ۲۷۳, pp. ۶۰–۷۶, ۲۰۱۵.
- [۴۱] C. G. Dunn & E. F. Kogh, "Comparison of dislocation densities of primary and secondary recrystallization grains of Si-Fe", Acta Metallurgica, vol. ۵, no. ۱۰, pp. ۵۴۸–۵۵۴, ۱۹۵۷.
- [۴۲] W. Li, W. Xu, X. Wang & Y. Rong, "Measurement of microstructural parameters of nanocrystalline Fe-۳۰ wt.% Ni alloy produced by surface mechanical attrition treatment", Journal of Alloys and Compounds, vol. ۴۷۴, no. ۱–۲, pp. ۵۴۶–۵۵۰, ۲۰۰۹.
- [۴۳] P. Pourghahramani, E. Altin, M. R. Mallembakam, W. Peukert & E. Forssberg, "Microstructural characterization of hematite during wet and dry millings using Rietveld and XRD line profile analyses", Powder Technology, vol. ۱۸۶, no. ۱, pp. ۹–۲۱, ۲۰۰۸.

۶- پی نوشت

- [۱] Laser Surface Hardening Efficiency
- [۲] Cladding
- [۳] Diode Lasers
- [۴] K Laser Surface Hardening
- [۵] Bulk
- [۶] Blanking Dies
- [۷] Good Machinability

