



## تاثیر عملیات حرارتی و محیط کوئنچ بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای ابزار سردکار D2 و D3

امیررضا صبوری فخرآبادی<sup>۱</sup>، مصطفی مهدوی<sup>۲</sup>، سید عبدالکریم سجادی<sup>۳</sup>، محمدرضا نجاری سعادت آبادی<sup>۴</sup>

sajjadi@um.ac.com

### چکیده

در این تحقیق، از دو نوع فولاد ابزار D2 و D3 از پیش نرماله استفاده شد. ۳ قطعه از هر نوع فولاد، به مدت ۳۰ دقیقه در دمای آستنیت ۱۰۵۰ نگهداری شدند. به منظور بررسی تاثیر محیط سرمایش، قطعات در محیطهای کوره خاموش (آنیل کامل)، نیتروژن مایع و آب - نیتروژن مایع سرد شدند. سپس جهت حذف تنشهای باقی مانده، عملیات تمپر به مدت ۳۰ دقیقه در دمای ۲۵۰ درجه سانتیگراد روی قطعات انجام شد. برای بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، و برای سختی سنجی از دستگاه سختی سنج راکول (HRA) استفاده شد. نتایج نشان می دهد که با تغییر محیط کوئنچ از شبه تعادلی به نیتروژن مایع، کاربیدهای موجود در ریزساختار کوچکتر شده و ریزساختار زمینه از پرلیت به سمت فاز غیرتعادلی مارتنزیت می رود. همچنین نتایج نشان می دهد که با افزایش سرعت سرد کردن درصد فاز کاربید موجود در ریزساختار در فولاد D3 افزایش می یابد، به طوری که در سیکل کوئنچ شده در نیتروژن مایع، بیشترین درصد کاربید وجود دارد. در مورد فولاد D2 با تغییر محیط کوئنچ از دو مرحله ای به تک مرحله ای، درصد کاربیدها افزایش می یابد ولی در این میان، سیکلی که عملیات آنیل کامل روی آن انجام شده، بیشترین درصد کاربید را در این نوع فولاد دارد. همچنین نتیجه گرفته شد که با افزایش سرعت سرد کردن، اندازه میانگین این کاربیدها در هر دو فولاد کاهش می یابد. همچنین نتایج سختی سنجی هم طبق پیش بینی به خوبی نشان می دهد که در نمونه آنیل کامل به دلیل نرم شدن ساختار، کمترین سختی را داریم. و بین نمونه سرد شده در نیتروژن مایع و آب - نیتروژن مایع، سختی فولاد سرد شده در نیتروژن مایع، بالاتر است.

کلمات کلیدی: فولاد ابزار، عملیات حرارتی، سختی سنجی، نیتروژن مایع، ریزساختار، کاربید.

<sup>۱</sup> دانشجوی کارشناسی مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه فردوسی مشهد

<sup>۲</sup> دانشجوی کارشناسی مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه فردوسی مشهد

<sup>۳</sup> استاد گروه مهندسی مواد دانشگاه فردوسی مشهد

<sup>۴</sup> کارشناس ارشد مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه فردوسی مشهد



### ۱- مقدمه

فولادهای ابزار به طور کلی به انواع فولادهای کربنی و آلیاژی اطلاق می‌شود که به دلیل سختی، چقرمگی، مقاومت در برابر سایش و تغییر شکل می‌توانند برای ابزارهای صنعتی مناسب باشند. مقاومت در برابر سایش و حرارت، آن‌ها را برای اعمال کار مکانیکی یا برش فلزات، آلیاژها، پلاستیک‌ها، قالب‌های کشش و شکل‌دهی عمیق، پانچ‌های کشش سرد، قالب‌های لمینیت و مهرزنی، ابزارها و گیج‌های اصلی، قالب‌های نورد رزوه و سیم، قالب‌های اکستروژن و سایر مواد صنعتی مدنظر قرار می‌دهد. علاوه بر این، وجود کاربیدها نقش مهمی در تعیین کیفیت فولاد ابزار دارند زیرا سرعت انحلال کاربیدها در فاز آستنیتی آهن، عملکرد دمای بالای فولادهای ابزار را تعیین می‌کند. با این حال، مقاومت به خوردگی این نوع فولادها به طور کلی به دلیل رسوب زیاد کروم و ترکیبات کربن آن‌ها به صورت کاربید، محدود است. آن‌ها به طور کلی به شش دسته تقسیم می‌شوند: فولادهای سرد کار، مقاوم در برابر ضربه، گرم کار، سرعت بالا، قالب و فولادهای ابزار ویژه. در این میان، فولادهای ابزار سردکار مهم‌ترین دسته هستند، زیرا برای بسیاری از انواع ابزارها و قالب‌ها و سایر کاربردهایی که مقاومت در برابر سایش بالا مورد نیاز است، استفاده می‌شوند [۱، ۲ و ۳].

فولادهای D2 و D3 به عنوان آلیاژی از آهن و کربن (حدوداً ۰.۲٪ وزنی) به طور وسیعی استفاده می‌شوند. فولاد D3 یک فولاد محبوب از فولادهای ابزار است که برای ساخت ابزاری برای برش و یا شکل دادن به یک ماده و یا تولید محور، غلتک، تیغه برشی، دوک، قالب، بلبرینگ، ابزار ریسندگی، رول مهره‌ها، رول‌های شکل‌دهی، ابزارهای فشرده‌سازی پودری و لایه‌کاری در صنعت خودرو استفاده می‌شود [۴ و ۵]. افزودن مقادیری تنگستن، وانادیوم، کروم، مولیبدن و منگنز می‌تواند فولادهای ابزار را قادر سازد تا در سختی‌های بالا کاربرد داشته و کنترل ابعادی بیشتری را فراهم کنند. عملکرد یک ابزار در سرویس به طراحی ابزار، دقت ساخت ابزار، انتخاب فولاد ابزار و انتخاب عملیات حرارتی مناسب بستگی دارد. فولاد D2 نوعی فولاد ابزار است که به دلیل مقاومت در برابر سایش عالی و خواص عدم تغییر شکل، به طور گسترده در صنایع تولیدی جهت تهیه قالب‌ها برای عملیات پر کردن، سوراخ کردن، کشش و نورد رزوه استفاده می‌شود [۶ و ۷].

خواص فولادهای کربنی با تغییر ترکیب و ریزساختار آن‌ها متفاوت می‌شود. این تغییرات به عناصر آلیاژی موجود در فولاد و نوع فرآیند عملیات حرارتی بستگی دارد. فولاد تا دمای آستنیت شده گرم شده و سپس با سرعت زیاد خنک می‌شود تا از تبدیل ساختار به فریت یا پرلیت جلوگیری شود و به تشکیل بینایت و مارتنزیت میل کند و در نتیجه حداکثر سختی و استحکام را به دست آورد [۸ و ۹]. یکی دیگر از خصوصیات این فولادها، وجود مقادیر زیادی کاربید حل‌نشده در هنگام آستنیت کردن است. اگرچه این ویژگی سختی و مقاومت در برابر سایش را بالا می‌برد، اما در عین حال، چقرمگی و مقاومت را در برابر ترک خوردگی کاهش می‌دهند. همچنین، اندازه دانه و وضعیت کاربیدها، جنبه‌های حیاتی در فرآیند شکست است [۱۰ و ۱۱ و ۱۲]. عملیات حرارتی آنیل، منجر به توزیع ریز و همگن ذرات کاربید می‌شود که بر ابعاد نهایی و خواص ابزارهای عملیات حرارتی تأثیر می‌گذارد. این کار منجر به الزامات شکل‌پذیری و کاهش استحکام می‌شود.



شرایط سردکردن به کار رفته در طی عملیات حرارتی، تکامل ریزساختار و در نتیجه خواص مکانیکی را تعیین می کند [۱۴ و ۱۳و ۶].

انجام عملیات برودتی عمیق بر روی ابزارهای فولادی که با سرعت بالا کوئنچ و تمپر شده باعث افزایش سختی، کاهش مصرف ابزار و افزایش زمان از کار افتادن تجهیزات و در نتیجه منجر به کاهش حدود ۵۰ درصدی هزینه می شود. افزایش عملکرد ابزارهای برش عامل مهمی در کاهش هزینه های تولید است. ابزارهای برش به منظور بهبود عملکرد، تحت فرآیندهایی مانند عملیات حرارتی و پوشش دهی قرار می گیرند. این عملیات که به عنوان عملیات حرارتی زیر صفر نیز شناخته می شود، سهم قابل توجهی در بهبود مقاومت به سایش، عمر ابزار، یکپارچگی ابعادی و کیفیت محصول ابزارهای برش دارد. از دیگر مزایای آن می توان به کاهش تنش های پسماند، افزایش سختی، افزایش مقاومت در برابر خستگی، کاهش چقرمگی حاصل از تبدیل آستنیت باقی مانده به مارتنزیت، رسوب کاربیدها، هدایت حرارتی بهتر و کاهش تخریب شیمیایی اشاره کرد. علاوه بر این، این فناوری سازگار با محیط زیست، غیرسمی و غیرقابل انفجار است. نحوه استفاده از عملیات برودتی و نوع ابزار هر دو بر عملکرد ابزار تأثیر می گذارند. بنابراین بررسی نحوه اعمال عملیات برودتی بر ابزارهای برش و تأثیر آن بر عملکرد آن ها ضروری است [۱۷ و ۱۶ و ۱۵].

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق، از مطالعات و آزمون های مختلفی انجام شده روی فولادهای D2 و D3 که دارای مقادیر زیادی کروم در خود هستند و جزء پرکاربردترین فولادهای ابزار در ساخت تجهیزات مورد استفاده در صنایع مختلف می باشند، استفاده شد. فولاد از شکل میل گرد با استفاده از دستگاه برش و وایرکات به قطعاتی با اندازه های معینی تبدیل شدند. فولادهای D3 به نمونه های دایره ای شکل و قطعات D2 به نمونه هایی به شکل ربع دایره (هر دو به قطر ۲ سانتی متر و ضخامت ۵ میلی متر) درآمدند. جهت آگاهی از عناصر تشکیل دهنده این فولادها، قطعات تحت آنالیز شیمیایی (تست کوانتومتری) قرار گرفتند و نتایج زیر حاصل شد:



جدول ۱. مقادیر عناصر مختلف موجود در ساختار فولاد D2

عناصر	مقدار موجود در ساختار (%)
کربن (C)	۱/۴۱۷
کروم (Cr)	۱۱/۲۸۲
مولیبدن (Mo)	۰/۷۶۱
واداندیوم (V)	۰/۷۵۷
منگنز (Mn)	۰/۵۶۶
سیلیسیم (Si)	۰/۴۹۷
نیکل (Ni)	۰/۳۰۳
مس (Cu)	۰/۲۰۳
فسفر (P)	۰/۰۲۶

جدول ۲. مقادیر عناصر مختلف موجود در ساختار فولاد D3

عناصر	مقدار موجود در ساختار (%)
کربن (C)	۱/۹۳۴
کروم (Cr)	۱۱/۸۶۹
مولیبدن (Mo)	۰/۰۳۸
واداندیوم (V)	۰/۰۵۴
منگنز (Mn)	۰/۴۴۲
سیلیسیم (Si)	۰/۴۴۳
نیکل (Ni)	۰/۱۳۰
مس (Cu)	۰/۰۴۲
فسفر (P)	۰/۰۱۲

به وسیله‌ی سنباذه‌زنی (سنباذه‌های دوار P ۶۰، P ۸۰، P ۱۲۰، P ۴۰۰ و P ۶۰۰ و P ۱۲۰۰)، لایه‌ی اکسیدی و شیارهای ایجاد شده بر روی سطح ۶ نمونه مورد استفاده (۳ نمونه D2 و ۳ نمونه D3)، از بین رفته و سپس با انجام مراحل پولیش و اچ با استفاده از محلول نایتال ۲٪ (نگهداری به مدت ۱۵ ثانیه)، ساختار آن‌ها مشاهده گردید. بعد از مطالعه‌ی منابع معتبر، ۳ سیکل عملیاتی جهت انجام آزمایش‌ها انتخاب گردید. پیش از شروع تست‌های مورد نظر، ابتدا کوره از دمای ۵۵۰ °C آغاز به کار کرد و بعد از ۴۵ دقیقه دمای آن به ۷۵۰ °C رسید. برای جلوگیری از ایجاد ترک در قطعه بخاطر شوک حرارتی، نمونه‌ها از این دما وارد کوره شده و به مدت ۳۰ دقیقه در همین دما نگهداری شدند. سپس با گذشت زمان (حدود ۱۵۰ دقیقه) دمای کوره به ۱۰۵۰ °C رسید و سیکل‌های مشخص شده‌ی زیر بر روی آن‌ها عملیاتی شد:



الف) نگهداری در دمای آستنیت ( $1050^{\circ}\text{C}$ ) به مدت ۳۰ دقیقه و سرد کردن در کوره‌ی خاموش (آنیل کامل)

ب) نگهداری در دمای آستنیت ( $1050^{\circ}\text{C}$ ) به مدت ۳۰ دقیقه و سرد کردن مستقیم در نیتروژن مایع  
ج) نگهداری در دمای آستنیت ( $1050^{\circ}\text{C}$ ) به مدت ۳۰ دقیقه و سرد کردن در آب (۳ ثانیه) و سپس در نیتروژن مایع

\* برای انجام این تست، در هر سیکل عملیاتی یک نمونه فولاد D2 و یک نمونه فولاد D3 استفاده شد.  
\* نیتروژن مایع در این آزمایش‌ها به شکل پیوسته و بدون توقف بر روی قطعه خارج شده از کوره تخلیه شد تا مدت زمان فرآیند سرد شدن کاهش یابد. در مجموع حدود ۲ لیتر نیتروژن مایع جهت انجام این تست مصرف شد. قطعات سیکل (ب) و (ج)، به مدت ۲۴ ساعت در محفظه نیتروژن مایع نگهداری شدند.

بعد از انجام تست، نمونه‌ها مجدداً تحت عملیات متالوگرافی قرار گرفتند و بعد گذراندن مراحل سنباده‌زنی جهت حذف لایه دکرپوره (سنباده‌های تخت P۶۰، P۸۰، P۱۲۰، P۲۴۰، P۴۰۰، P۶۰۰، P۸۰۰، P۱۲۰۰ و P۲۰۰۰)، پولیش و اچ کردن به وسیله‌ی محلول Vilella (نگهداری به مدت ۲۰ ثانیه در محلول)، تصویربرداری از نقاط مختلف قطعه به وسیله‌ی میکروسکوپ نوری (OM) صورت گرفت.

به‌منظور کاهش تنش‌های باقی‌مانده در ساختار ماده، عملیات تمپرینگ به مدت ۳۰ دقیقه در دمای  $250^{\circ}\text{C}$  انجام شد. سپس متالوگرافی مجدد انجام شد و این‌بار هم با استفاده از محلول Vilella (نگهداری به مدت ۲۰ ثانیه در محلول) قطعات اچ شدند. در آخر با استفاده از میکروسکوپ نوری عکس‌های نهایی از ریزساختار ماده در بزرگ‌نمایی‌های مختلف جهت مقایسه با حالت پیش از تمپر گرفته شد. جهت استخراج داده‌های مربوط به خاصیت سختی ماده، از هر قطعه به وسیله دستگاه سختی‌سنج راکول ( $60\text{kgf}$ ) و  $120^{\circ}$  diamond spheroconical از ۵ نقطه مختلف در هر کدام از قطعات مورد استفاده تست گرفته و میانگین آن‌ها جهت گزارش مقدار سختی نمونه مورد استفاده قرار گرفته شد.

پس از آن و آماده‌سازی مجدد نمونه، قطعات جهت تصویربرداری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ارسال شدند.

### ۳- نتایج و بحث

تصاویر ثبت شده به‌وسیله میکروسکوپ نوری (OM) از ساختار فولادهای ابزار D2 و D3 آستنیت شده در دمای  $1050^{\circ}\text{C}$  که به سه روش آنیل کامل، نیتروژن مایع و آب-نیتروژن مایع سرد شده اند، در شکل‌های ۱ تا ۴ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با تغییر حالت سرمایه‌ی از تعادلی به غیرتعادلی، فاز تشکیل‌دهنده‌ی زمینه از پرلیت به فاز سخت مارتنزیت تغییر پیدا کرد. تنها در سیکل عملیات حرارتی آنیل کامل فولاد D2، علاوه بر فازهای پرلیت و کاربیدها، مقادیری از فاز فریت مشاهده می‌شود که



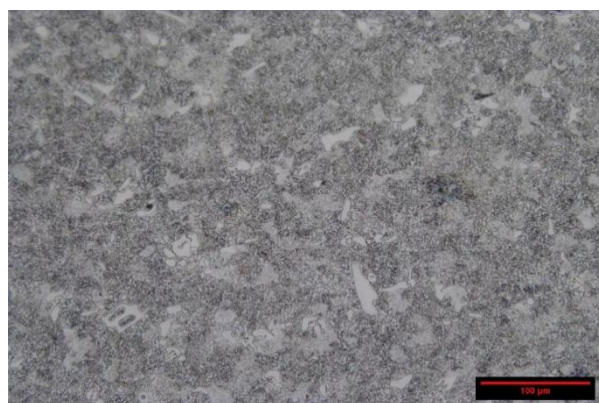


این امر به علت درصد بالای عناصر وانادیوم، تنگستن، زیرکنیم و مولیبدن نسبت به فولاد D3 می باشد [۳ و ۸ و ۱۸].

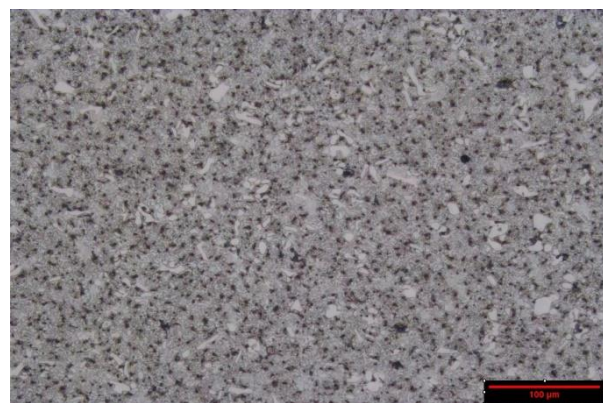
جدول ۳ نتایج سختی سنجی توسط دستگاه سختی سنج راکول A را نشان می دهد. همان طور که انتظار می رفت، در هر دو نوع فولاد با افزایش نرخ سرمایش، سختی افزایش یافته، به طوری که در سیکل سرد شده به وسیله ی نیتروژن بیشترین سختی مشاهده شده است.

جدول ۳. نتایج سختی سنجی توسط دستگاه سختی سنج راکول، بعد از اتمام عملیات.

نیترژن مایع	آب-نیترژن مایع	آنیل کامل	سرمایش فولاد
۸۲ HRA	۸۱/۵ HRA	۵۷/۲۷۵ HRA	D2
۸۰/۴۸ HRA	۷۹/۰۹ HRA	۵۸/۳۷۵ HRA	D3

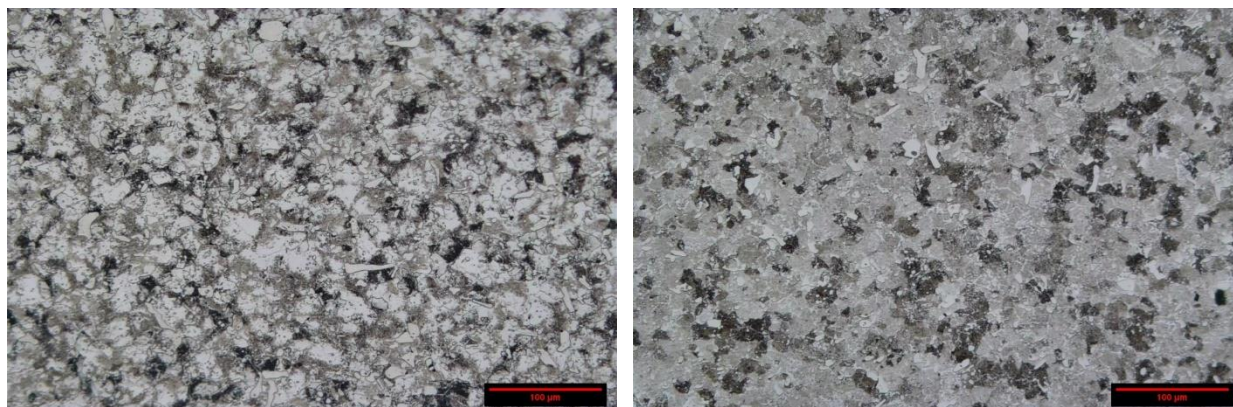


(ب)



(الف)

شکل ۱. تصویر ریزساختار فولادها، توسط میکروسکوپ نوری پیش از عملیات، (الف) D3 و (ب) D2

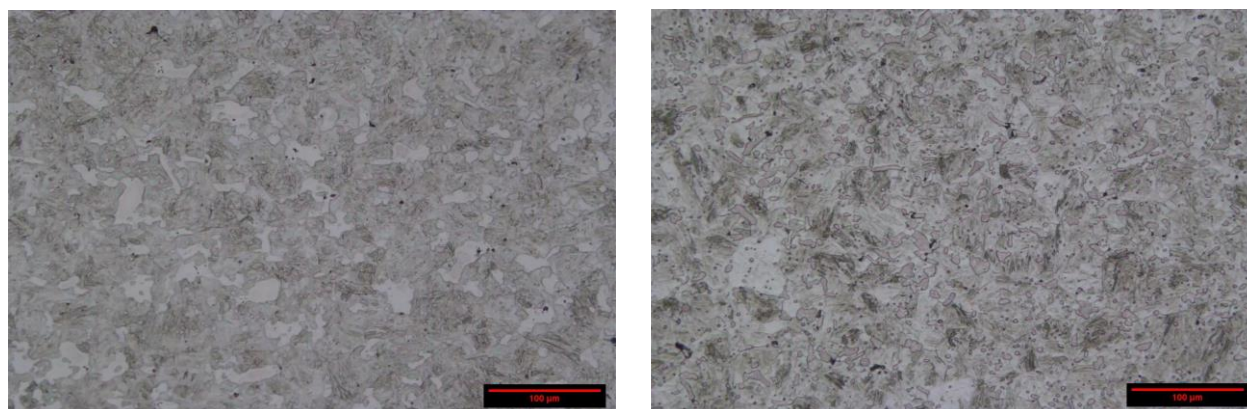


(ب)

(الف)

شکل ۲. تصویر ریزساختار فولادها، توسط میکروسکوپ نوری، بعد از عملیات آنیل کامل در

دمای  $1050^{\circ}\text{C}$ ، (الف) D3 و (ب) D2.

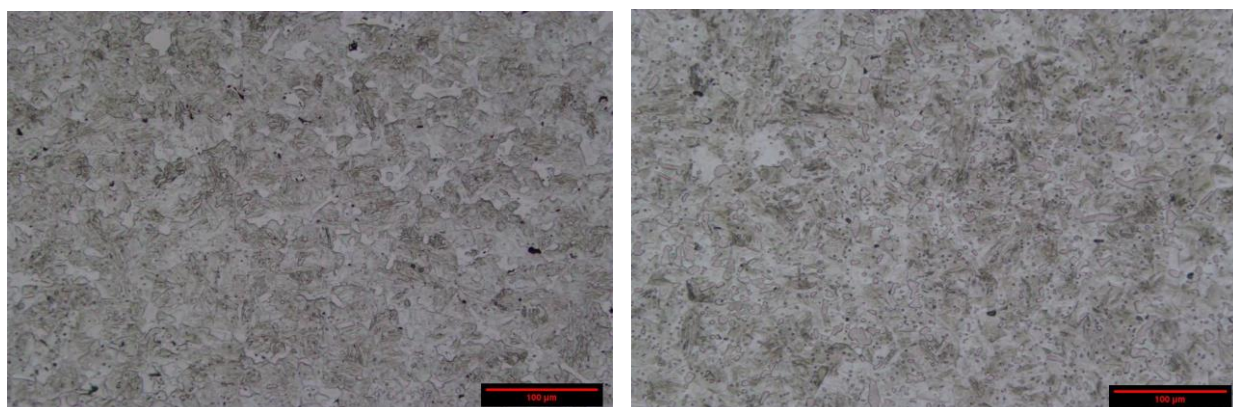


(ب)

(الف)

شکل ۳. تصویر ریزساختار فولادها، توسط میکروسکوپ نوری بعد از آستنیتت در دمای  $1050^{\circ}\text{C}$  و

سرمایش در نیتروژن مایع، (الف) D3 و (ب) D2.



(ب)

(الف)

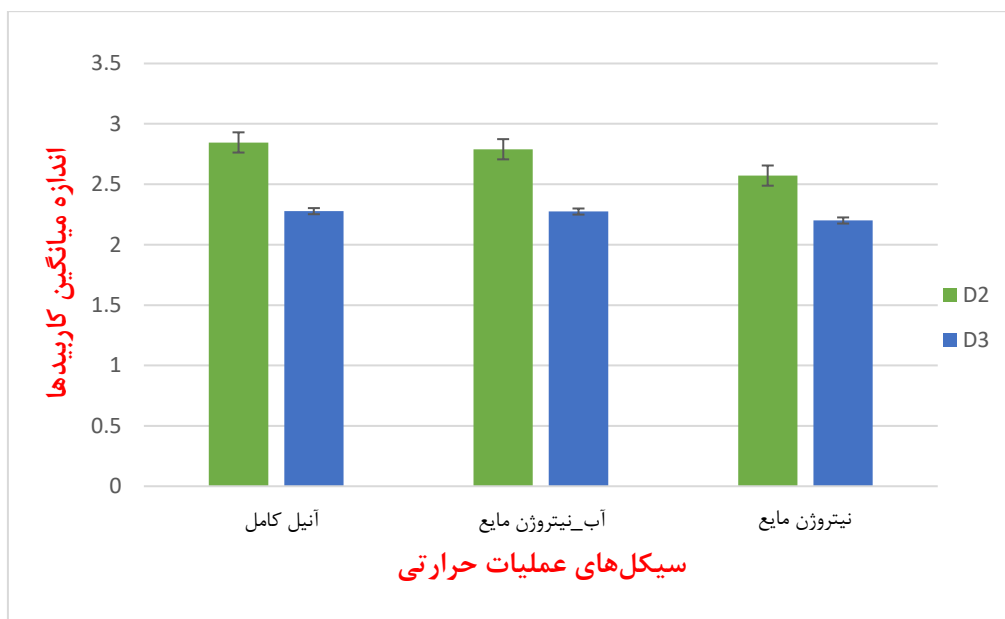
شکل ۴. تصویر ریزساختار فولادها، توسط میکروسکوپ نوری، بعد از آستنیتت در دمای  $1050^{\circ}\text{C}$  و سرمایش

دو مرحله‌ای در آب و سپس نیتروژن مایع، (الف) D3 و (ب) D2.





با مشاهده و بررسی تصاویر حاصل از میکروسکوپ نوری، نتیجه گرفته شد که با تغییر محیط کوئنچ و افزایش نیتروژن مایع در محیط سرمایش، اندازه کاربیدها در هر دو فولاد کاهش یافته است. شکل ۵ و جدول ۴ مقایسه‌ی اندازه‌ی کاربیدها بین فولادهای D2 و D3 در سیکل‌های سرمایش مشابه را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که در تمامی سیکل‌های انجام‌شده، اندازه‌ی میانگین کاربیدهای فولاد D2 از فولاد D3 بیشتر است.

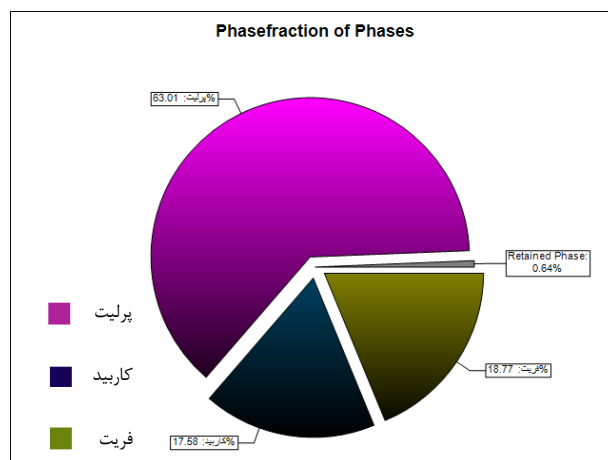
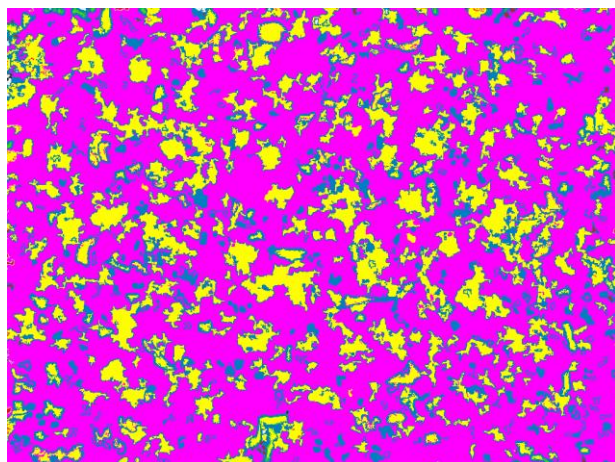


شکل ۵. میانگین اندازه کاربیدها در سیکل‌های مختلف.

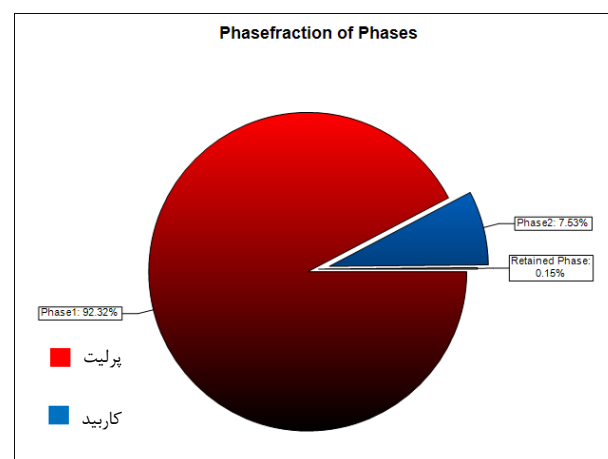
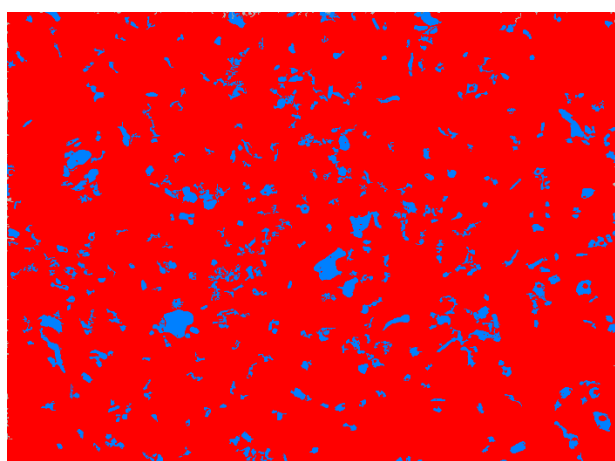
جدول ۴. مقادیر میانگین اندازه کاربیدها در سیکل‌های مختلف

نیتروژن مایع	آب-نیتروژن مایع	آنیل کامل	سرمایش فولاد
۲/۵۷ $\mu\text{m}$	۲/۷۹ $\mu\text{m}$	۲/۸۵ $\mu\text{m}$	D2
۲/۲۰ $\mu\text{m}$	۲/۲۷ $\mu\text{m}$	۲/۲۸ $\mu\text{m}$	D3

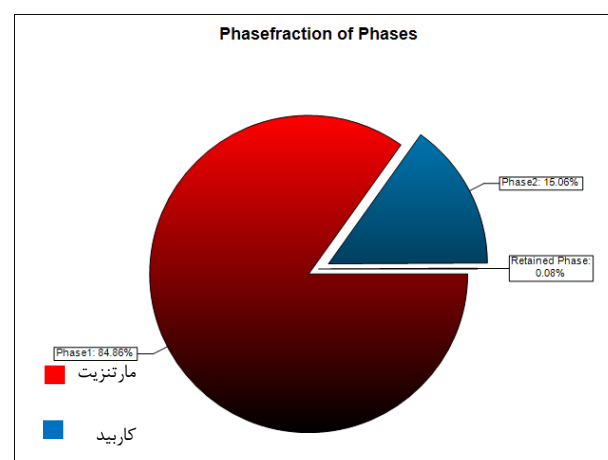
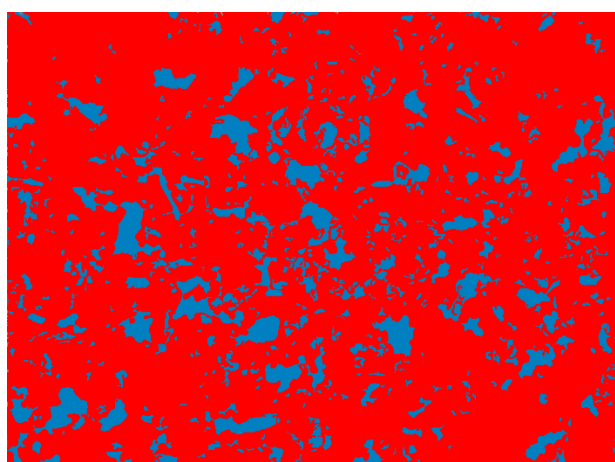




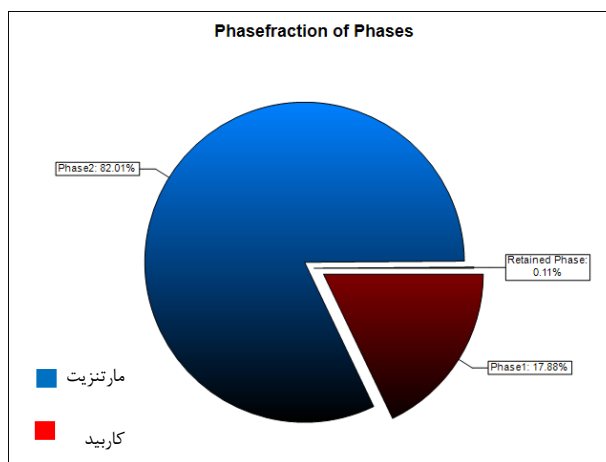
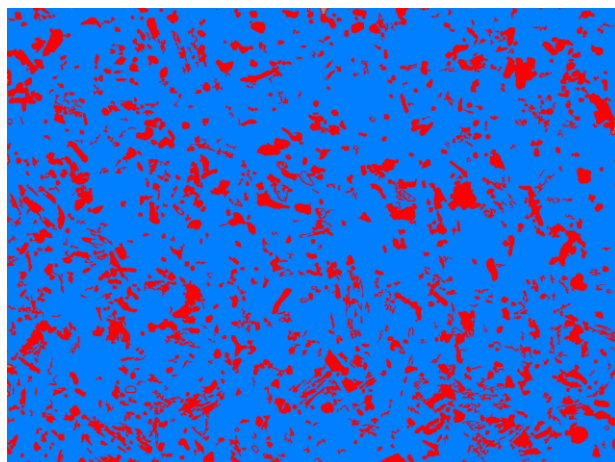
شکل ۶. نمایش شماتیک درصد فازهای فولاد D2، آنیل کامل



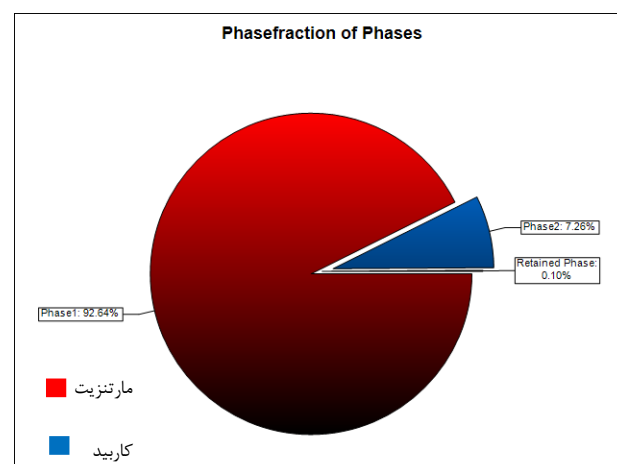
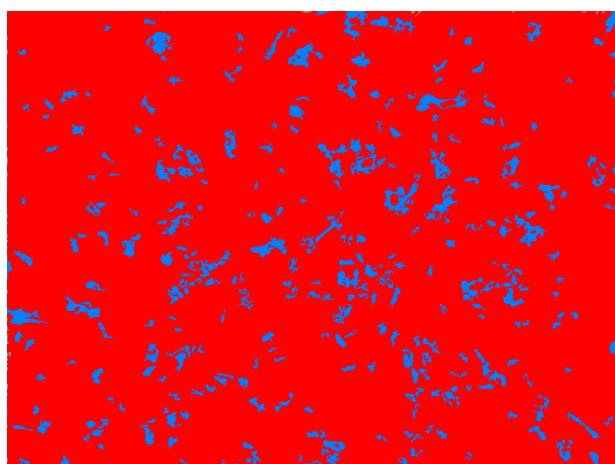
شکل ۷. نمایش شماتیک درصد فازهای فولاد D3، آنیل کامل



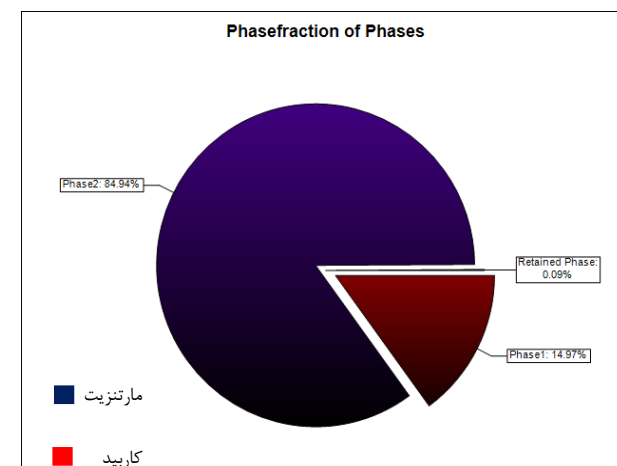
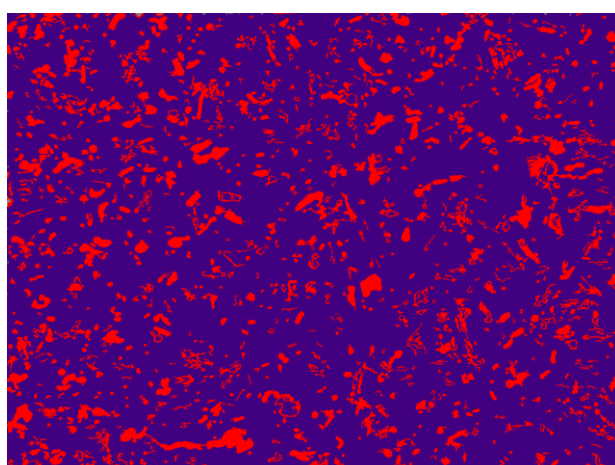
شکل ۸. نمایش شماتیک درصد فازهای فولاد D2، سرمایش در محیط نیتروژن مایع



شکل ۹. نمایش شماتیک درصد فازهای فولاد D3، سرمایش در محیط نیتروژن مایع



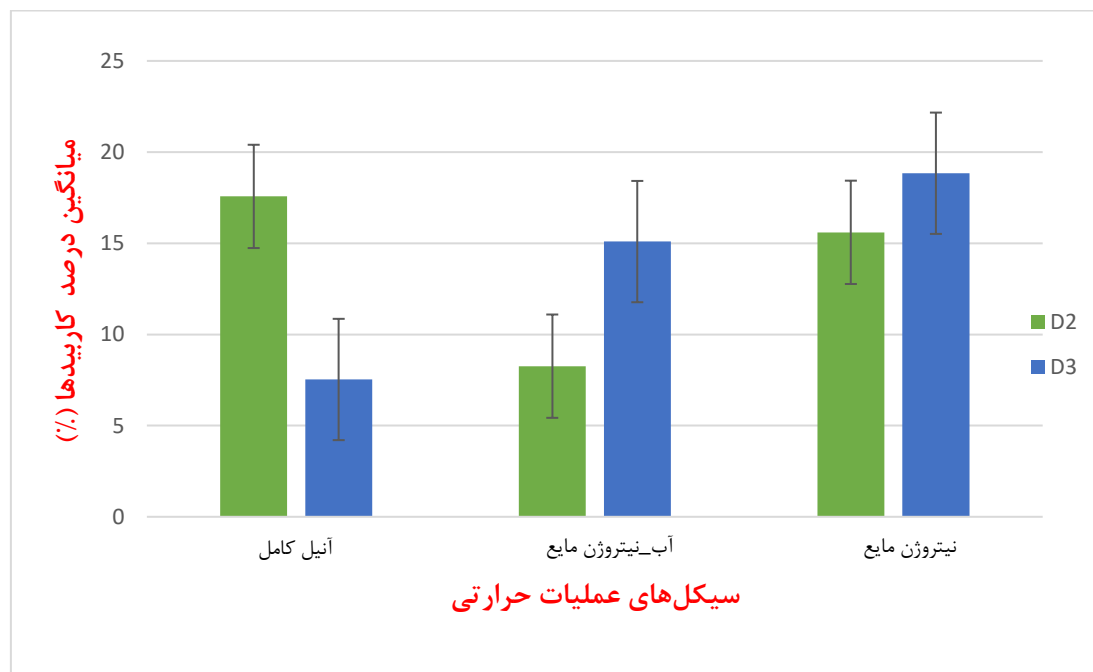
شکل ۱۰. نمایش شماتیک درصد فازهای فولاد D2، سرمایش دو مرحله‌ای در محیط آب و سپس نیتروژن مایع



شکل ۱۱. نمایش شماتیک درصد فازهای فولاد D3، سرمایش دو مرحله‌ای در محیط آب و سپس نیتروژن مایع.



درصد فازهای کاربید موجود در فولادهای D2 و D3 در شکل‌های ۶ تا ۱۱ نشان داده شده است. شکل ۱۲ و جدول ۵، نتایج اندازه‌گیری‌ها را نشان می‌دهد. مقادیر کاربید موجود در ریزساختار فولادها، با افزایش نرخ سرمایش محیط کوئچ، درصد کاربید تشکیل‌دهنده ریزساختار فولاد D3 افزایش می‌یابد. ولی در فولاد D2 بیشترین درصد کاربیدها مربوط به سیکل آنیل کامل می‌باشد و بعد از آن سیکل سرمایش به‌وسیله‌ی نیتروژن مایع درصد بیشتری از کاربید را دارد. از نظر مقایسه‌ی این درصد کاربیدهای موجود در دو فولاد در شرایط عملیاتی مشابه، فولادی D3 در سیکل‌های سرمایشی نیتروژن مایع و آب-نیتروژن مایع، و فولاد D2 در سیکل آنیل کامل نسبت به فولاد دیگر برتری دارد.



شکل ۱۲. میانگین درصد کاربیدها در سیکل‌های مختلف.

جدول ۴. مقادیر میانگین درصد کاربیدها در سیکل‌های مختلف

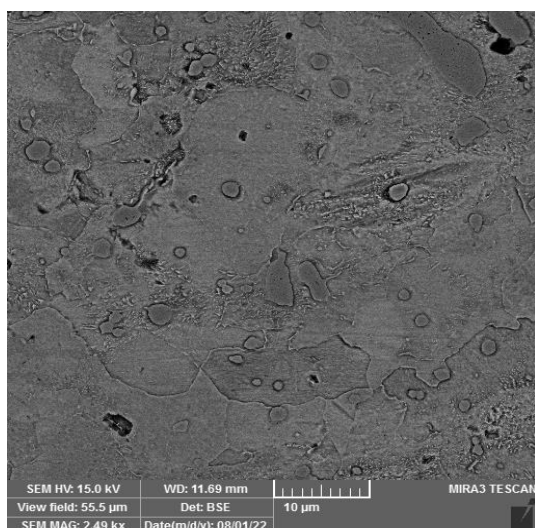
نیتروژن مایع	آب-نیتروژن مایع	آنیل کامل	سرمایش فولاد
۱۵/۶۰ %	۸/۲۶ %	۱۷/۵۷ %	D2
۱۸/۸۴ %	۱۵/۱۰ %	۷/۵۳ %	D3



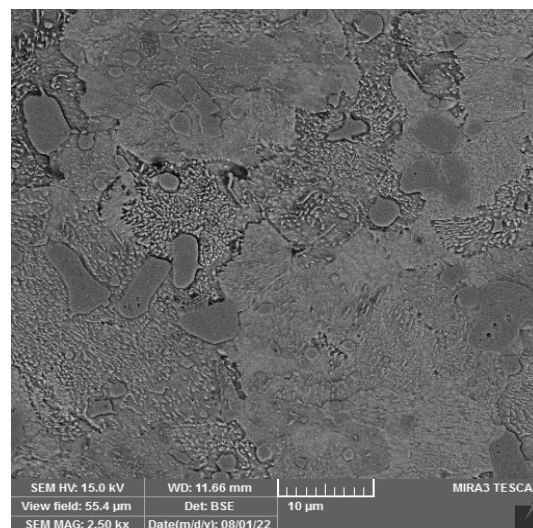


شکل‌های ۱۳ تا ۱۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روشی از ریزساختار فولادهای D2 و D3 را نشان

می‌دهند.



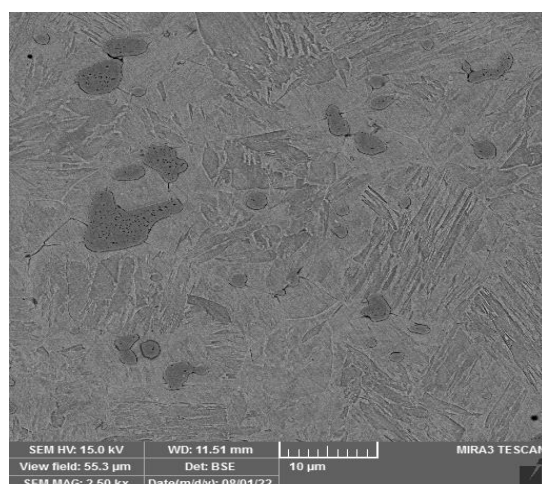
(ب)



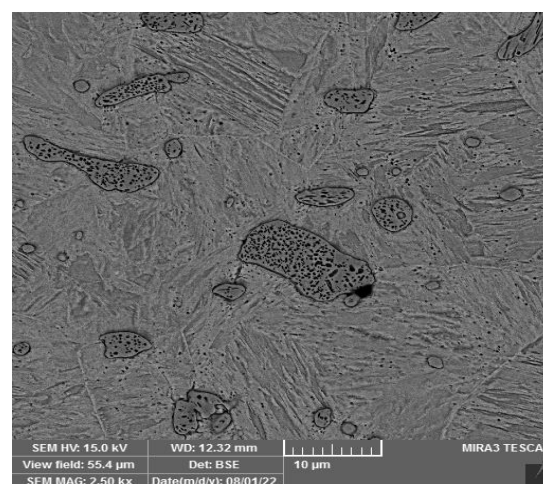
(الف)

شکل ۱۳. تصویر ریزساختار فولادها توسط میکروسکوپ الکترونی، بعد از عملیات آنیل کامل در دمای ۱۰۵۰°C

.D2 (ب) و D3 (الف)، ۱۰۵۰



(ب)

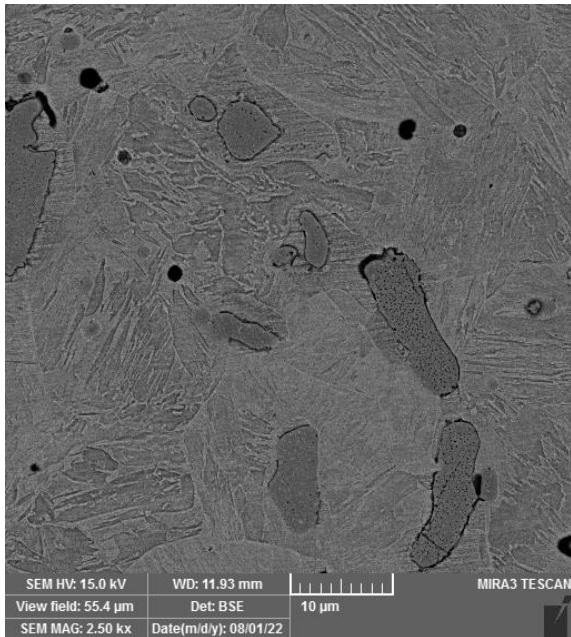


(الف)

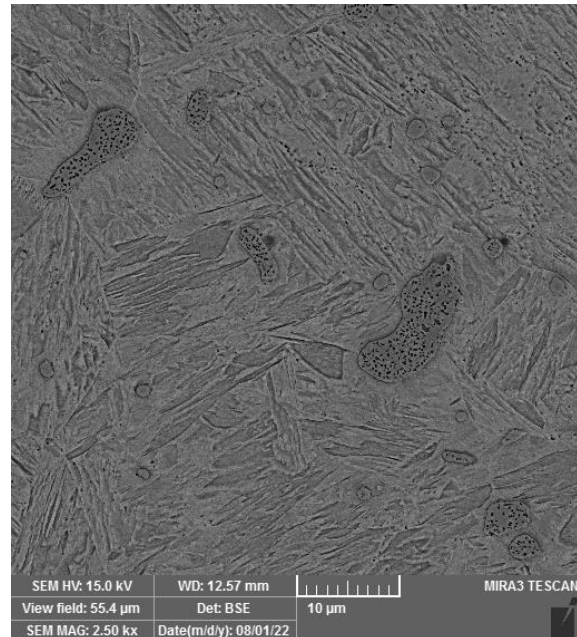
شکل ۱۴. تصویر ریزساختار فولادها توسط میکروسکوپ الکترونی، بعد از آستنیت‌دهی در دمای ۱۰۵۰°C

و ۱۰۵۰ و سرمایش در نیتروژن مایع، (الف) D3 و (ب) D2.





(ب)



(الف)

شکل ۱۵. تصویر ریزساختار فولادها توسط میکروسکوپ الکترونی، بعد از آستنیت‌دهی در دمای  $1050^{\circ}\text{C}$  و سرمایش دو مرحله‌ای در آب و سپس نیتروژن مایع، (الف) D3 و (ب) D2.

دلیل تشکیل فاز مارتنزیت در ریزساختار هردو فولاد، به پدیده رخ داده در هنگام افزایش سرعت سرمایش برمی‌گردد. بدین صورت که با افزایش سرعت سرمایش، اتم‌های کربن در فضاهای اکتاهدرال شبکه کریستالی به دام افتاده و فرصت نفوذ و خروج از شبکه را پیدا نمی‌کنند که این امر موجب اعوجاج شبکه کریستالی و تغییر خواص مکانیکی فاز حاصله می‌شود [۱۹]. همچنین با تغییر محیط کوئنچ و اضافه شدن نیتروژن مایع به آن، درصد آستنیت باقی‌مانده در ریزساختار به حد چشم‌گیری کاهش می‌یابد و حتی به صفر می‌رسد. این امر باعث افزایش سختی فولاد و عدم نیاز به تمپرهای متوالی می‌شود. همچنین با کاهش درصد آستنیت باقی‌مانده، درصد کاربیدهای موجود در ریزساختار و توزیع اندازه کاربیدها در ساختار بهبود یافت [۸].

در هردو فولاد با کاهش سرعت سرمایش، اندازه کاربیدها بیشتر شده که این امر را باید به رابطه اندازه کاربیدها به پدیده نفوذ اتم‌های کربن از داخل شبکه کریستالی به هنگام سرمایش وابسته باشد. یعنی در عملیات آنیل به دلیل سرمایش آهسته‌ای که رخ داده، کاربیدهایی که در زمینه از قبل باقی‌مانده و حل نشده اند، فرصت رشد پیدا می‌کنند. ولی با افزایش سرعت سرمایش این فرصت از اتم‌های کربن گرفته شده و مانع خروج آن‌ها از داخل شبکه کریستالی می‌شود. مشاهدات نشان می‌دهد که پس از عملیات تمپرینگ نیز اندازه



این کاربیدها به میزان اندازه کاربیدهای فرایند آنیل نرسیده‌اند، زیرا سرعت سرمایش به قدری بالا بوده که کاربیدها نتوانسته‌اند به بیشینه اندازه برسند.

در ارتباط با درصد کاربیدهای موجود در ریزساختار به هنگام استفاده از نیتروژن مایع در محیط کوئچ، یکی از مکانیزم‌های موثر در درصد کاربیدهای موجود را می‌توان انقباض فاز مارتنزیت در سرعت‌های سرمایش بالا بیان کرد. در واقع این امر اتم‌های کربن اشباع‌شده در شبکه را مجبور می‌کند تا به عیوب نزدیک‌تر مانند نابجایی‌ها و جای خالی مهاجرت کنند. این اتفاق موجب افزایش درصد کاربیدها در ساختار فولاد خواهد شد. به عبارتی دیگر، به دلیل تشکیل فاز مارتنزیت در دماهای پایین‌تر و انقباض ساختار، تمایل به خروج اتم‌های کربن از داخل شبکه کریستالی افزایش می‌یابد و شرایط برای تشکیل کاربید با عناصر کاربیدساز موجود در زمینه فراهم می‌شود.

اما در مورد فرآیند آنیل، اتفاق عکس رخ داده است. به طوری که در نمونه‌های تحت عملیات آنیل قرار گرفته، بیشترین درصد کاربیدها را دارند که می‌توان علت این امر را در چند دلیل بیان کرد. اول آنکه ممکن است به هنگام انجام عملیات آستنیت‌زدن، کاربیدهای حل نشده و کاربیدهای جدید با توجه به سرعت کم سرمایش رسوب کرده و موجب ایجاد درصد بالاتر کاربید در ساختار شده باشند.

از طرفی این احتمال وجود دارد که فرآیند تمپرینگ به درستی و در دما و زمان مناسبی انجام نشده باشد. همچنین به دلیل بالا بودن درصد عناصر پایدارکننده فریت در ساختار آنیل شده، مقادیر زیادی از فاز فریت مشاهده می‌شود. این امر باعث وجود مقدار زیادی کربن آزاد، برای تشکیل کاربید با عناصر کاربیدساز موجود در ساختار می‌شود.

در مورد فولاد D3، با افزایش سرعت سرمایش درصد کاربیدها همواره افزایش یافته است که می‌توان علت آن را دلیل مذکور در رابطه با تمایل شدید خروج اتم‌های کربن از فاز مارتنزیتی به هنگام سرمایش سریع در صورت فراهم شدن شرایط لازم دانست. پس می‌توان نتیجه گرفت با توجه به عدم تغییر فاز زمینه و حفظ سختی بالا، دما و زمان عملیات تمپر به درستی تعیین شده است و پیش از شروع تبدیل فاز مارتنزیت به فاز های تعادلی، عملیات به پایان رسیده است و در مقابل توزیع خوبی از کاربیدها را در ساختار شاهد هستیم [۲۰].



## iMat 2022



### ۴- نتیجه گیری

عملیات آستنیت‌سازی کردن و سرمایش در سه محیط مختلف بر روی هردو فولاد D2 و D3 انجام شد. تغییر محیط سرمایش تاثیر قابل توجهی بر تکامل ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد به خصوص سختی آن داشت. افزایش سرعت سرمایش منجر به تشکیل ذرات کاربید نسبتاً کروی و کوچک‌تر شد. همچنین با افزایش نرخ سرمایش، درصد کاربیدهای موجود در ریزساختار فولادها افزایش یافت، ولی این تاثیر در مورد فولاد D2 تحت عملیات آنیل، استثناء شد. این مطالعه نشان می‌دهد که درمان برودتی یک راهکار مفید جهت بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی فولادهای ابزار به خصوص D2 و D3 می‌باشد.

### ۵- مراجع

- 1- Dhokey, N. B., C. Thakur, and P. Ghosh. "Influence of intermediate cryogenic treatment on the microstructural transformation and shift in wear mechanism in AISI D2 steel." *Tribology Transactions* 64.1 (2021): 91-100.
- 2- Salunkhe, Sa, et al. "Effect of single and double austenitization treatments on the microstructure and hardness of AISI D2 tool steel." *Materials Today: Proceedings* 2.4-5 (2015): 1901-1906.
- 3- Bourithis, L., G. D. Papadimitriou, and J. Sideris. "Comparison of wear properties of tool steels AISI D2 and O1 with the same hardness." *Tribology International* 39.6 (2006): 479-489.
- ۴- سجادی، عبدالکریم، «رفتار مکانیکی مواد»، انتشارات دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد ۱۳۹۴.
- 5- Ajay, Adhwaydh, et al. "Effect of quenching medium on hardness of D3 tool steel." *Int. J. Eng. Res. Appl* 8.5 (2018): 20-26.
- 6- Ramesh, G., et al. "Evolution of microstructure and mechanical properties of D2 tool steel during annealing heat treatment." *Materials Today: Proceedings* 5.1 (2018): 2733-2737.
- 7- Alza, Víctor Alcántara. "Effect of Multiple Tempering on Mechanical Properties and Microstructure of Ledeburitic Tool Steel AISI D3."
- 8- Das, D., A. K. Dutta, and K. K. Ray. "Correlation of microstructure with wear behaviour of deep cryogenically treated AISI D2 steel." *Wear* 267.9-10 (2009): 1371-1380.
- 9- Das, D., A. K. Dutta, and K. K. Ray. "Inconsistent wear behaviour of cryotreated tool steels: role of mode and mechanism." *Materials Science and Technology* 25.10 (2009): 1249-1257.
- 10- Ishida, Kiyohito, and Taiji Nishizawa. "Ferrite/austenite stabilizing parameter of alloying elements in steel at 200~ 500° C." *Transactions of the Japan Institute of Metals* 15.3 (1974): 217-224.
- 11- Singh, Kritika, Rajesh K. Khatirkar, and Sanjay G. Sapate. "Microstructure evolution and abrasive wear behavior of D2 steel." *Wear* 328 (2015): 206-216.
- 12- Das, Debdulal, et al. "Influence of sub-zero treatments on fracture toughness of AISI D2 steel." *Materials Science and Engineering: A* 528.2 (2010): 589-603.
- ۱۳- سجادی، عبدالکریم، «مبانی و کاربردهای عملیات حرارتی فولادها»، انتشارات واژگان خرد، مشهد ۱۳۹۲.
- ۱۴- گل‌عذار، محمدعلی، «اصول و کاربرد عملیات حرارتی: فولادها»، انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان ۱۳۹۵.
- 15- Molinari, A., et al. "Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels." *Journal of materials processing technology* 118.1-3 (2001): 350-355.
- 16- Kalsi, Nirmal S., Rakesh Sehgal, and Vishal S. Sharma. "Cryogenic treatment of tool materials: a review." *Materials and Manufacturing Processes* 25.10 (2010): 1077-1100.
- 17- Akincioğlu, Sıtkı, Hasan Gökkaya, and İlyas Uygur. "A review of cryogenic treatment on cutting tools." *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 78.9 (2015): 1609-1627.

The 11<sup>th</sup>

# International Conference on Materials and Metallurgical Engineering

13 and 14 December 2022, Tehran



iMat 2022

یازدهمین کنفرانس بین المللی مهندسی مواد و متالورژی ایران

شانزدهمین کنفرانس مشترک انجمن مهندسی متالورژی و انجمن ریخته گری ایران

بیست و ششمین کنگره سالانه انجمن مهندسی متالورژی ایران

۲۲ و ۲۳ آذرماه ۱۴۰۱ / تهران



18- Momeni, Mohammad, et al. "Effects of heat treatment on mechanical properties of modified cast AISI D3 tool steel." *Materials & Design* (1980-2015) 54 (2014): 742-747.

19- Dafé, Sara Silva Ferreira de, et al. "Effect of cooling rate on ( $\epsilon$ ,  $\alpha'$ ) martensite formation in twinning/transformation-induced plasticity Fe-17Mn-0.06 C steel." *Materials Research* 16 (2013): 1229-1236.

20- Mao, Mingtao, et al. "Effect of cooling rate on the solidification microstructure and characteristics of primary carbides in H13 steel." *ISIJ International* 59.5 (2019): 848-857.