

## تولید چدن نشکن آستمپر فریتی - آسفریتی با قابلیت ماشین کاری بالا از طریق انتخاب زمان آستنیتیه جزئی مناسب

علی محمد رشیدی\*<sup>۱</sup>، حیدر رضانی<sup>۲</sup>

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۱/۱۶، ش.ص: ۱۰۶-۹۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۰۳/۲۰)

### چکیده

چدن نشکن آستمپر (ADI) ماده مهندسی شناخته شده‌ای با پتانسیل جایگزینی فولاد آهنگری است؛ اما کم بودن قابلیت ماشین کاری آن موجب شده از سوی برخی سازندگان مورد استقبال قرار نگیرد. بنابراین، اصلاح فرایند تولید آن ضروری است تا با کنترل پارامترهای عملیات حرارتی قابلیت ماشین کاری چدن ADI بهبود یابد. این تحقیق با هدف مشخص نمودن اثر زمان آستنیتیه جزئی هم‌دما بر نیروی تراشکاری و تعیین زمان بهینه انجام شد. نمونه‌های با زمینه فریتی (FDI) در دمای ۹۰۰°C به مدت ۵ min تا ۶۰ min آستنیتیه و سپس در نمک مذاب با دمای ۳۷۰°C به مدت ۶۰ min آستمپر شدند تا زمینه دوفازی (DMS) با مقادیر مختلف فاز آسفریت ایجاد شود. مقدار فازها با آنالیز تصویری و سختی آن‌ها به روش برینل تعیین گردید. مولفه‌های نیروی برش با دستگاه دینامومتر کیستلر در چند نرخ‌های پیشروی مختلف اندازه‌گیری شد. طبق نتایج به دست آمده، با گذشت زمان آستنیتیه جزئی کسر فاز آسفریت و سختی مطابق مدل جانسون-اورامی زیاد شدند. نسبت به نمونه ADI، با افزایش زمان تا ۱۲ min، برآیند نیروی برش و توان برشی ویژه به ترتیب ۵۰٪-۴۰٪ و ۳۶٪ کاهش یافت. وابستگی برآیند نیروی برش به نرخ پیشروی به صورت یک رابطه توانی با مقدار توان ۰/۷۳، ۰/۸۰ و ۰/۸۵ به ترتیب برای نمونه‌های FDI، DMS و ADI تعیین شد. نتایج به دست آمده نشان داد در فرآیند آستنیتیه هم‌دما انتخاب زمان حرارت‌دهی نقشی کلیدی در دستیابی به چدن ADI با قابلیت ماشین کاری مطلوب دارد.

**واژه‌های کلیدی:** چدن نشکن آستمپر، زمان آستنیتیه جزئی هم‌دما، زمینه دوفازی، قابلیت ماشین کاری، نیروی برش.

\* نویسنده مسئول مقاله: rashidi1347@razi.ac.ir

<sup>۱</sup> دانشیار، دانشکده فنی مهندسی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران

<sup>۲</sup> کارشناس، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران

## پیشگفتار

چدن نشکن آستمپر<sup>۱</sup> (ADI) از ویژگی‌های مطلوبی چون نسبت استحکام به وزن عالی، استحکام خستگی خوب، مقاومت به سایش بالا، درصد ازدیاد طول و چقرمگی شکست خوب و سازگاری طراحی<sup>۲</sup> عالی علاوه بر قابلیت ریخته‌گری مناسب و ارزان تر بودن نسبت به فولادها برخوردار است [۲ و ۱]. این ترکیب عالی از خواص مهندسی نتیجه اعمال فرآیند آستنیت کردن در منطقه دوفازی آستنیت-گرافیت و سپس آستمپر کردن در محدوده دمایی °C ۲۶۰-۴۰۰ است [۳]. این فرایند سبب می‌شود، زمینه‌ای متشکل از فریت سوزنی<sup>۳</sup> و آستنیت باقیمانده<sup>۴</sup> (RA) غنی از کربن شکل گیرد که جهت تمایز از ساختار فولاد آستمپر (فریت سوزنی و ذرات کاربیدی)، از آن با عنوان آسفریت<sup>۵</sup> یاد می‌شود [۴].

چدن ADI به دلایلی چون بالا بودن سختی فاز آسفریت، قابلیت کارسختی فاز آستنیت باقیمانده و شکل‌گیری فاز سخت مارتنزیت طی براده برداری با مکانیزم دگرگونی ناشی از تغییر شکل پلاستیک<sup>۶</sup>، نسبت به چدن‌های نشکن فریتی و پرلیتی قابلیت ماشین کاری کمتری دارد [۵-۷]. به عنوان مثال برای دستیابی به یک طول عمر یکسان ابزار، سرعت برش باید بگونه‌ای تنظیم شود که ۵۰٪ کم‌تر از مقدار مورد استفاده برای چدن ریخته‌گری پرلیتی بوده و برای بهینه شدن عمر ابزار نرخ براده برداری ۷۵٪ نرخ براده برداری چدن نشکن پرلیتی باشد [۷ و ۱]. به همین دلیل معمولاً ماشین کاری چدن ADI به صورت دو مرحله‌ای: الف) ماشین کاری خشن بعد از ریخته‌گری و ب) پرداخت نهائی بعد از فرایند آستمپرینگ انجام می‌شود. همین دو مرحله‌ای بودن فرآیند ماشین کاری، باعث افزایش هزینه تولید چدن نشکن آستمپر می‌شود [۸-۱۰]. این مسئله سبب می‌شود، کاربرد چدن ADI برای ساخت اجزائی که الزاماً باید بعد از عملیات حرارتی ماشینکاری شوند، با محدودیت جدی روبرو باشد. علاوه بر این، برای ساخت برخی قطعات خودرو مانند سگدست<sup>۷</sup> به چدن نشکنی نیاز است که سختی آن بین سختی چدن نشکن فریتی و چدن ADI و انعطاف پذیری آن از چدن ADI بهتر باشد [۴ و ۱۱]. این محدودیت‌ها موجب شد در دو دهه اخیر محققان و صاحبان

صنایع به توسعه انواع جدیدی از چدن‌های نشکن روی آورند که از آن‌ها با عنوان‌های چدن نشکن آستمپر قابل ماشین کاری<sup>۸</sup> [۱۳ و ۸]، با ساختار مخلوط<sup>۹</sup> [۱۱ و ۴]، با ساختار زمینه دوگانه<sup>۱۰</sup> [۱۴-۱۷] و با زمینه دوفازی [۱۸ و ۳] یاد شده است.

بهبود هم‌زمان ویژگی قابلیت ماشین کاری و انعطاف‌پذیری چدن نشکن ADI با ایجاد ساختار زمینه متشکل از فاز نرم فریت و فاز سخت آسفریت و کنترل مقدار فاز سخت امکان‌پذیر است [۵ و ۴]. وجود هم‌زمان یک فاز نرم و یک فاز سخت در ساختار زمینه سبب می‌گردد، چدن تولیدی ضمن داشتن انعطاف‌پذیری و چقرمگی مناسب مشابه چدن‌های نشکن فریتی، از استحکام کششی، سختی، استحکام خستگی و مقاومت به سایش بالاتری برخوردار بوده [۱۹-۲۲] و قابلیت ماشین کاری آن نیز بهتر از چدن ADI استاندارد (متداول) باشد [۱۲ و ۱۷ و ۲۳].

بر اساس نتایج در پوشیتز و فیتزجرالد [۱۲] برایند نیروی برش چدن ADI متداول طی فرزکاری با نرخ پیشروی<sup>۱۱</sup> ۰/۲۵ mmpt تقریباً ۲/۹ تا ۴/۳ برابر چدن ADI دوفازی فریتی-آسفریتی است. نتایج اووالی و ماوی [۱۷] نیز حاکی از ۱۶٪ تا ۲۰٪ کم‌تر بودن نیروی برش تراشکاری<sup>۱۲</sup> چدن نشکن ADI دوفازی نسبت به چدن نشکن ADI متداول است. طبق نتایج گزارش شده توسط عابدین زاده و همکاران [۲۳] میزان سائیدگی مته طی سوراخکاری چدن ADI متداول تقریباً ۱۲/۵ تا ۲۱/۵ برابر همین کمیت در چدن آستمپر دوفازی است.

چدن نشکن آستمپر دوفازی را می‌توان با کنترل فرایند ذوب و ریخته‌گری [۲۴ و ۲۵] و یا با اعمال فرایندهای عملیات حرارتی ویژه [۱۴-۱۶] تولید نمود. از آنجا که فقط فاز آستنیت قابلیت تبدیل شدن به فازهای سخت مارتنزیت، بینیت (آسفریت در چدن)، پرلیت و یا فاز نرم فریت طی سرد شدن از دماهای بیش از دمای یوتکتوئیدی را دارد، لذا برای تولید چدن نشکن دوفازی با عملیات حرارتی، باید ابتدا فازهای آستنیت و فریت در کنار هم در دماهای بالای دمای بحرانی

7 -Steering knuckle

8 -Machinable Austempered Ductile Iron (MADI)

9 -Mixed structure

10 -Dual Matrix Structure (DMS)

11 -Millimeters Per Tooth

12 -Turning

1 -Austempered Ductile Iron

2 -Design flexibility

3 -Acicular ferrite

4 -Retained austenite

5 -Ausferrite

6 -Transformation induced plasticity (TRIP)

اثر زمان آستنیت‌ه جزئی هم‌دما در منطقه دوفازی آستنیتی-گرافیتی بر نیروی برش در فرایند تراشکاری قرار گرفت، در حالی که در تحقیقات قبلی [۱۲ و ۱۷ و ۲۳]، همان‌گونه که در سطور قبلی ذکر شد، قابلیت ماشین‌کاری چدن نشکن آستمپر دوفازی آستنیت‌ه شده در ناحیه بین بحرانی (منطقه سه فازی آستنیت-فریت-گرافیت) بررسی شده است. تلاش حاضر منجر به دستیابی به نوع جدیدی از چدن نشکن آستمپر دوفازی با ساختار میکروسکوپی حاوی ۶۰٪ فریت اولیه، ۳۰٪ آسفریت و ۱۰٪ گرافیت کروی شد که نیروی برش آن ۴۰٪ تا ۵۰٪ و توان برش مخصوص آن نیز ۳۶٪ کم‌تر از چدن نشکن ADI با زمینه کاملاً آسفریتی بود. علاوه بر آن وابستگی نیروی برش و انرژی برش ویژه این چدن به صورت تابعی توانی از نرخ پیشروی تعیین شد.

### مواد و روش‌ها

ابتدا شارژ اولیه شامل قراضه‌ی چدن نشکن و فولاد ساده کربنی به نسبت ۳ به ۷ و ۳٪ گرافیت گرانوله، ۳٪ کربنات سدیم، ۲٪ فروسیلیس ۶۵٪ و ۰/۳٪ سوپرسید (بر حسب درصد وزنی نسبت به مجموع وزن قراضه‌ی فولادی و چدنی) در یک کوره القایی با فرکانس شبکه ۵۰ HZ ذوب گردید. سپس عملیات کروی‌سازی گرافیت‌ها با استفاده از ۲/۵٪ فروسیلیکون منیزیم ۵٪ با روش ساندویچی در پاتیل پیشگرم شده تا ۷۰۰°C انجام شد. در نهایت مذاب به داخل قالب‌های ماسه‌ای Y مانند (شکل ۱) تهیه شده به روش CO<sub>2</sub> ریخته شد. آنالیز شیمیایی بار ریخته‌گری شده، با کوانتومتری تعیین گردید (جدول ۱). ساختار میکروسکوپی مقطع برش خورده چدن ریختگی پس از آماده سازی با سمباده زنی، صیقل کاری با خمیر آلومینا و اچ کردن در محلول نایتال دو درصد، با میکروسکوپ نوری بررسی شد.

پائینی ایجاد شوند. دو فرایند اصلی حرارت‌دهی برای ایجاد فازهای آستنیت و فریت در کنار هم عبارتند از [۱۴ و ۲۶ و ۲۷]: الف) حرارت‌دهی در دمای بین دماهای بحرانی پائینی و بالائی (منطقه پایداری ترمودینامیکی سه فازگرافیت، فریت و آستنیت در کنار هم) که به آن آستنیت‌ه بین بحرانی<sup>۱</sup> یا ناقص<sup>۲</sup> گفته می‌شود [۱۴ و ۱۵]، ب) حرارت‌دهی کوتاه مدت نمونه با ریزساختار اولیه فریتی یا فریتی-پرلیتی در دمای بیش از دمای بحرانی بالائی (منطقه پایداری ترمودینامیکی دوفاز گرافیت-آستنیت در کنار هم)، به‌گونه‌ای که فقط پرلیت و بخشی از فریت به آستنیت تبدیل شود. در این مقاله از این فرایند با عنوان آستنیت‌ه جزئی<sup>۳</sup> یاد می‌شود.

در پژوهش‌های پیشین [۱۲ و ۱۷ و ۲۳] که به بخشی از نتایج آن‌ها در سطور قبلی اشاره شد، اثر پارامترهایی مانند دمای آستنیت‌ه کردن بین بحرانی (آستنیت‌ه ناقص) و دمای آستمپر کردن بر قابلیت ماشین‌کاری چدن‌های نشکن آستمپر دوفازی بررسی شده است. از طرفی، نوع فرایند آستنیت‌ه کردن (ناقص یا جزئی) و همچنین زمان آستنیت‌ه کردن اثر به سزائی بر خواص مکانیکی چدن نشکن دوفازی دارند [۱۴ و ۲۸]. به عنوان مثال در نمونه‌های دوفازی تهیه شده با آستنیت‌ه جزئی هم‌دما، در زمان‌های بیش از پنج دقیقه، استحکام نهائی به صورت خطی با زمان آستنیت‌ه کردن افزایش می‌یابد [۱۴]. بنابراین بررسی اثر آن بر قابلیت ماشین‌کاری این چدن‌ها ضروری به نظر می‌رسد تا صنعت‌گران با در اختیار داشتن اطلاعات کافی در خصوص عوامل مختلف اثر گذار، شرایط تولید بهینه را متناسب با نیاز متقاضیان انتخاب نمایند.

وجه تمایز تحقیق حاضر با تحقیقات پیشین در زمینه قابلیت ماشین‌کاری چدن نشکن آستمپر دوفازی [۱۲ و ۱۷ و ۲۳] در این است که در این تحقیق به منظور بهبود قابلیت ماشین‌کاری چدن نشکن آستمپر، برای اولین بار

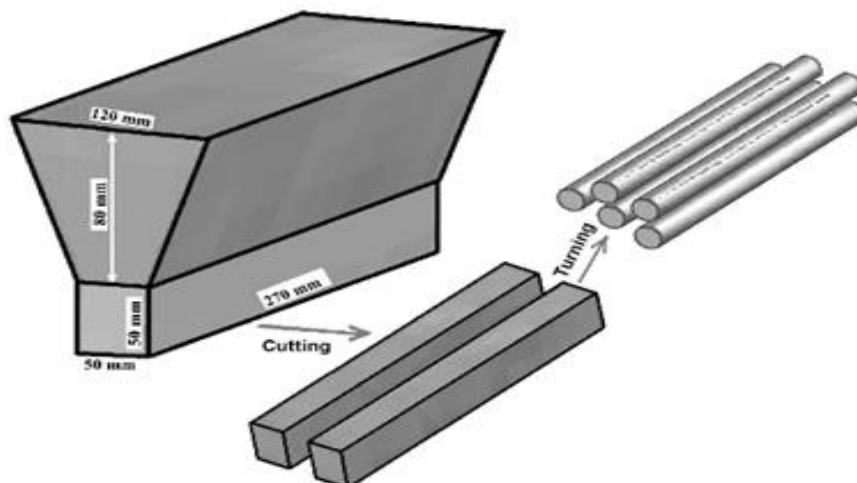
جدول ۱- ترکیب شیمیایی چدن مورد استفاده (درصد وزنی)

آهن	کربن	سیلیسیم	منگنز	دیگر عناصر
۹۳/۹	۳/۰۲	۲/۵۵	۰/۲۹	۰/۲۴

<sup>3</sup> -Partially austenitizing

<sup>1</sup> -Intercritically austenitizing

<sup>2</sup> -Incomplete austenitization



شکل ۱- نمایش قالب Y بلوک مورد استفاده و ابعاد آن

تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های اچ شده تعیین گردید. آنگاه درصد فاز آسفریت با کسر مجموع درصد گرافیت و فاز فریت از ۱۰۰ محاسبه شد.

سختی نمونه‌ها با آزمون سختی سنجی برینل تعیین شد. برای این منظور ساچمه‌ی فولادی به قطر ۲/۵ mm تحت اعمال نیروی ۱۸۷/۵ kgf بر روی سطح مقطع نمونه‌های متالوگرافی فشرده شد و قطر سطح اثر ساچمه بعد از حذف بار اعمالی اندازه‌گیری گردید. این عملیات در چهار نقطه مختلف بر روی سطح هر نمونه تکرار شد. مقدار سختی برینل با استفاده از رابطه سختی با نیروی اعمالی و میانگین قطر سطح اثر ساچمه [۲۹] محاسبه شد.

معیارهایی عمومی ارزیابی قابلیت ماشین‌کاری مواد عبارتند از: زبری سطح، نیروی برش و عمر ابزار [۳۰]. در این تحقیق مقدار نیروهای برش با استفاده از دستگاه دینامومتر کیستلر ۲ مدل 9257B و نرم افزار دینووار ۳ با دقت N  $\pm 5$  اندازه‌گیری شدند. روتراشی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه تراش TN50 ماشین‌سازی تبریز و ابزار الماسه سه گوش P40 انجام گرفت. برای تراشکاری هر نمونه ابزار جدید به کار برده شد تا سایش ابزار بر روی نتایج اثرگذار نباشد. شرایط ماشینکاری در جدول ۲ و تصویر نمایشی تجهیزات مورد استفاده و قطعه کار نیز در شکل ۲ ارائه شده است.

نمونه‌های لازم برای آزمون قابلیت ماشین‌کاری، با برش و روتراشی میله‌هایی به قطر ۲۴ mm از قسمت پایه Y بلوک‌ها، تهیه شدند؛ چون ساختار زمینه نمونه‌های ریختگی فریتی بود، از عملیات آنیل فریتی کردن اولیه صرف‌نظر شد. جهت ایجاد زمینه حاوی فازهای فریت و آستنیت در کنار هم، براساس تجربه قبلی [۱۴]، نمونه‌ها در دمای  $900 \pm 5$  °C به مدت ۲۵-۵ min به صورت جزئی آستنیت‌زدایی شدند. یک سری نمونه نیز به عنوان شاهد به مدت ۶۰ min در همان دما حرارت داده شد تا زمینه کاملاً آستنیتی به دست آید. هر نمونه بعد از آستنیت‌زدایی شدن سریع به وان نمک مذاب با دمای  $370 \pm 2$  °C منتقل و به مدت ۶۰ min در آن نگهداری شد (عملیات آستمپرینگ) تا فاز آستنیت اولیه به آسفریت تبدیل شود.

برای بررسی‌های میکروسکوپی، از هر میله نمونه‌ی کوچکی بریده شد و سطح مقطع آن بعد از سمباده زنی و پولیش با خمیر آلومینا در محلول نایتال ۲٪ اچ گردید. ریزساختار نمونه‌ها با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. درصد فازها با پردازش تصاویر میکروسکوپی با استفاده از نرم افزار آنالیز تصویری آنیکس<sup>۱</sup> با دقت ۱۰٪  $\pm$  محاسبه شد. ابتدا درصد سطحی گرافیت با استفاده از تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های پولیش شده (قبل از اچ کردن) و سپس درصد فاز فریت با استفاده از

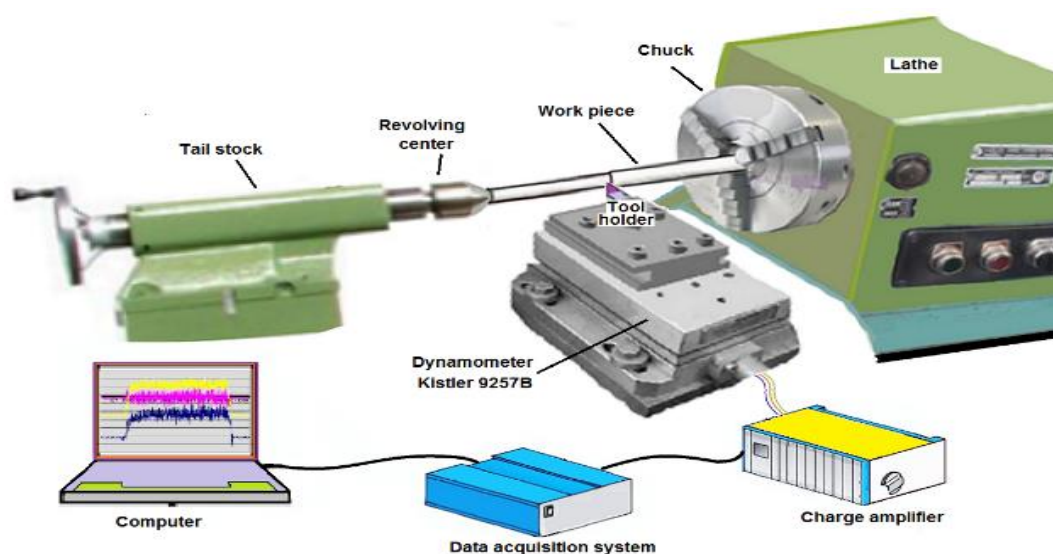
<sup>3</sup>- Dynaware

<sup>1</sup>- Anix

<sup>2</sup>- Kistler

جدول ۲- متغیرهای آزمون ماشین کاری

متغیرهای ورودی				کمیت اندازه گیری شده
قطر اولیه نمونه (mm)	عمق برش (mm)	سرعت دوران اسپیندل (rpm)	نرخ پیشروی (mm/rev)	
۲۰	۱/۲۵	۳۵۵	۰/۰۹	مولفه‌های نیروی
۲۰	۱/۲۵	۳۵۵	۰/۱۶	برش (N)
۲۰	۱/۲۵	۳۵۵	۰/۲۴	



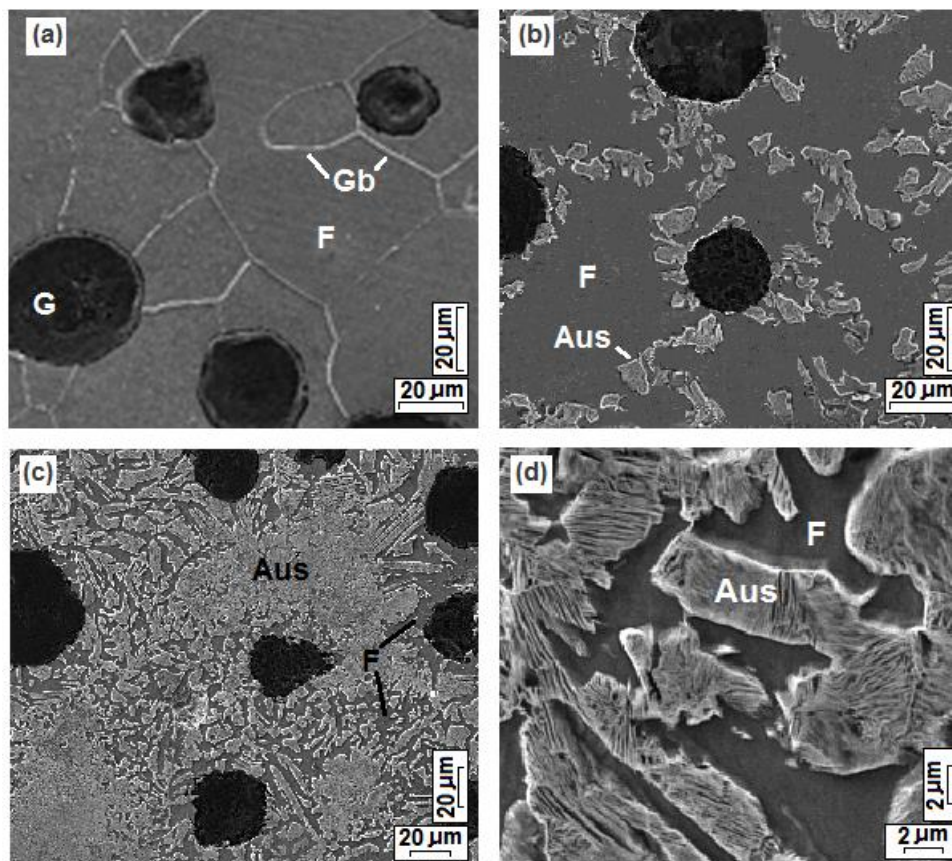
شکل ۲- نمایش مجازی تجهیزات مورد استفاده برای آزمون ماشین کاری

## نتایج و بحث

در شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) ریزساختار قطعات ریختگی و آستنیت شده به مدت ۱۲ min و ۲۰ min به عنوان نمونه‌ای از ریزساختارهای مشاهده شده طی بررسی‌های میکروسکوپی ارائه شده است.

مطابق شکل ۳a زمینه نمونه ریختگی کاملاً فریتی است. میانگین اندازه دانه‌های فریتی هم محور  $5 \pm 2.5 \mu\text{m}$  و تعداد آن‌ها میانگین اندازه کره‌های گرافیتی  $8 \pm 30 \mu\text{m}$  و تعداد آن‌ها در واحد سطح معادل  $2-10 \pm 150$  بود. تصویر ۳b نشان می‌دهد، آستنیت کوتاه مدت (۱۲ min و کم‌تر از آن) در دمای  $900^\circ\text{C}$  و سپس آستمپر کردن، موجب ایجاد فاز آسفریت (فاز برجسته با رنگ روشن در شکل ۳) به فرم تکه‌های پراکنده با ابعاد زیر  $10 \mu\text{m}$  در مناطق پر انرژی زمینه فریتی

مانند مرز دانه‌ها شده است. با افزایش زمان آستنیت جزئی هم-دما، آستنیت ایجاد شده رشد نموده و جزایر پراکنده بعد از مدتی به هم می‌پیوندند. همزمان با رشد جزایر اولیه، جوانه‌های جدیدی در دیگر مناطق به وجود آمده و رشد می‌نمایند. در نتیجه ساختاری متشکل از جزایر ریز فاز آسفریت پراکنده در فریت اولیه در مجاورت توده‌های بزرگ آسفریت شکل می‌گیرد (شکل ۳c). با گذشت زمان از مقدار فاز فریت اولیه کاسته شده و بعد از مدتی تمام ساختار زمینه به فاز آسفریت تبدیل می‌شود. شکل ۱d نشان می‌دهد، فاز آسفریت از لایه‌های موازی فریت سوزنی به ضخامت زیر  $200 \text{ nm}$  و طول کم‌تر از  $10 \mu\text{m}$  و آستنیت پایدار بسیار نازک تشکیل شده است. ساختار مشاهده شده (شکل ۳d) با موارد گزارش شده [۳۱ و ۳۲] در خصوص ساختار آسفریت در چدن ADI مطابقت دارد.



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (a) نمونه ریختگی، (b) و (c) به ترتیب نمونه‌های آستنیت‌ده شده به مدت ۱۲ min و ۲۰ min و سپس آستمپر شده (d) فازهای فریت (تیره رنگ) و آسفریت در بزرگنمایی بالا

پس از آن زیاد شده است. همچنین در تمام زمان‌های آستنیت‌ده جزئی، بیش‌تر شدن نرخ پیشروی، موجب افزایش قابل ملاحظه نیروی برش شده است. معمولاً با افزایش نرخ پیشروی، نیروی برش مماسی<sup>۲</sup> ( $F_t$ ) به صورت یک تابع توانی مانند رابطه (1) افزایش می‌یابد [۳۰]:

$$F_t = c \cdot a_f^b \quad (1)$$

در این جا C ضریب تناسب،  $a_f$  نرخ پیشروی و  $b < 1$  توان معادله بوده که مقدر آن برای فولادها برابر ۰,۷۵ ذکر شده است [۳۵].

در تحقیق حاضر وابستگی هر دو نیروی برش مماسی و نیروی برش برینل به نرخ پیشروی در نمونه‌های ریختگی با زمینه کاملاً فریتی (FDI)، آستمپر با زمینه کاملاً آسفریتی (ADI) و

چگونگی تغییر مقدار فازهای فریت اولیه، گرافیت و آسفریت و سختی برینل نمونه‌ها با زمان آستنیت‌ده جزئی هم‌دمای در دمای ۹۰۰ °C در شکل ۴ ارائه شده است. با گذشت زمان مقدار فازهای فریت اولیه و گرافیت کاهش یافته و مقدار فاز آسفریت و سختی به فرم یک منحنی سیگموئیدی (S شکل) زیاد شده که مشخصه دگرگونی‌های فازی نفوذی توام با جوانه زنی و رشد است. سینتیک چنین دگرگونی‌هایی معمولاً با معادله جانسون-مل-اورامی<sup>۱</sup> بیان می‌شود [۳۳ و ۳۴]. معادله‌های جانسون-مل-اورامی منطبق بر نتایج تحقیق حاضر در شکل ۴ ارائه شده‌اند.

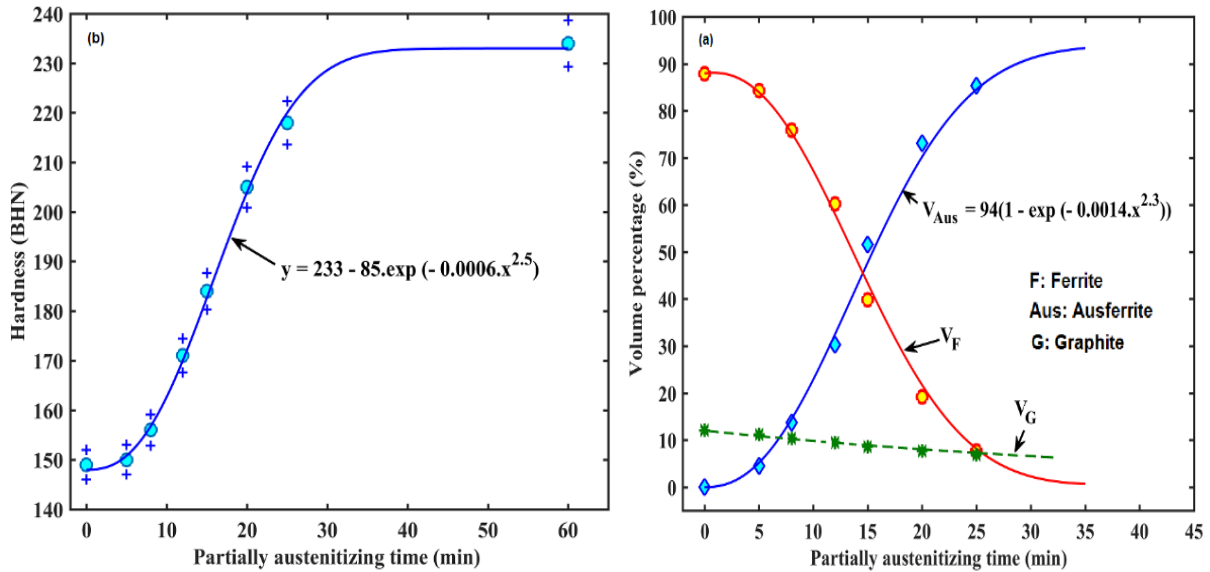
شکل ۵ چگونگی تغییر برایندهای نیروهای برش نمونه‌های دوفازی فریتی-آسفریتی با زمان آستنیت‌ده جزئی هم‌دمای را در سه نرخ پیشروی مختلف نشان می‌دهد. با افزایش زمان آستنیت‌ده جزئی تا ۱۲ min مقدار نیروی برش کاهش یافته و

<sup>2</sup> -Primary cutting force

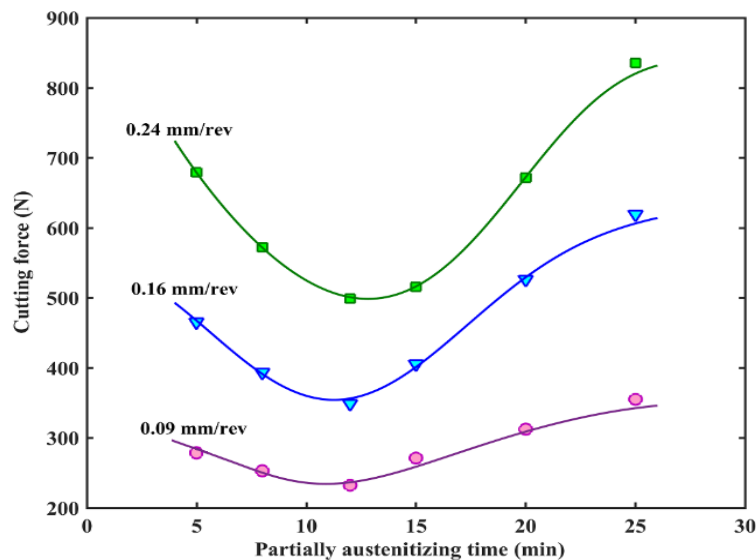
<sup>1</sup> - Johnson-Mehl-Avrami

توانی بر نتایج تجربی با کمک نرم‌افزار متلب، مقدار توان معادله ۱ برای نمونه‌های FDI، DMS و ADI به ترتیب برابر  $۰/۷۳$ ،  $۰/۸۰$  و  $۰/۸۵$  برای رابطه برابری نیروی برش و  $۰/۷۳$ ،  $۰/۷۸$  و  $۰/۷۸$  برای رابطه برابری نیروی برش مماسی به دست آمد.

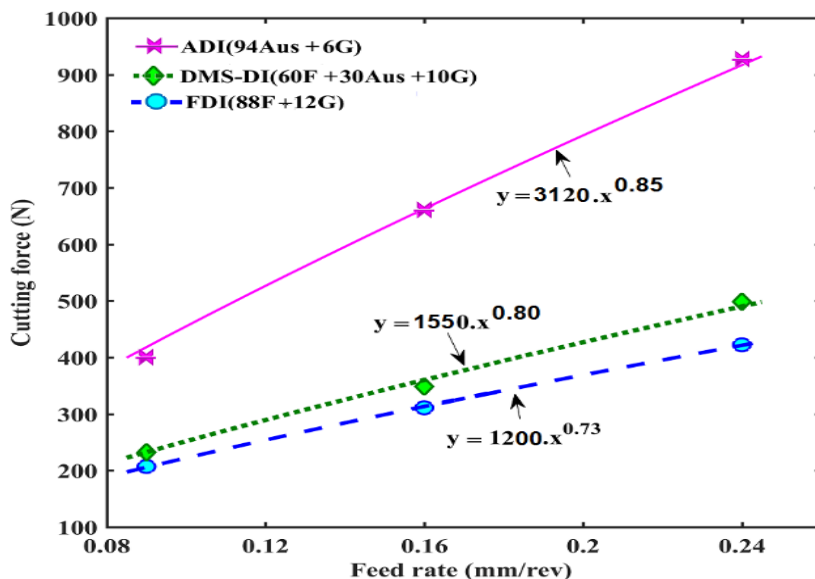
با زمینه دوفازی (DMS) فریتی-آسفریتی (با  $۰/۳۰$  حجمی آسفریت تولید شده با آستنیت جزئی به مدت  $۱۲$  min) بررسی شد. در شکل ۶ چگونگی تغییر برابری نیروهای تراش با نرخ پیشروی طی تراشکاری نمونه‌های FDI، DMS و ADI با هم مقایسه شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود، تغییرات برابری نیروهای تراش هر سه نمونه همانند نیروی برش مماسی از معادله توانی تبعیت نموده است. با انطباق بهترین معادله



شکل ۴- تغییرات (a) درصد فازها و (b) سختی برینل نمونه‌ها با زمان آستنیت‌بخشی جزئی



شکل ۵- تغییرات برابری نیروهای برش نمونه‌ها با زمان آستنیت‌بخشی جزئی در سه نرخ پیشروی مختلف



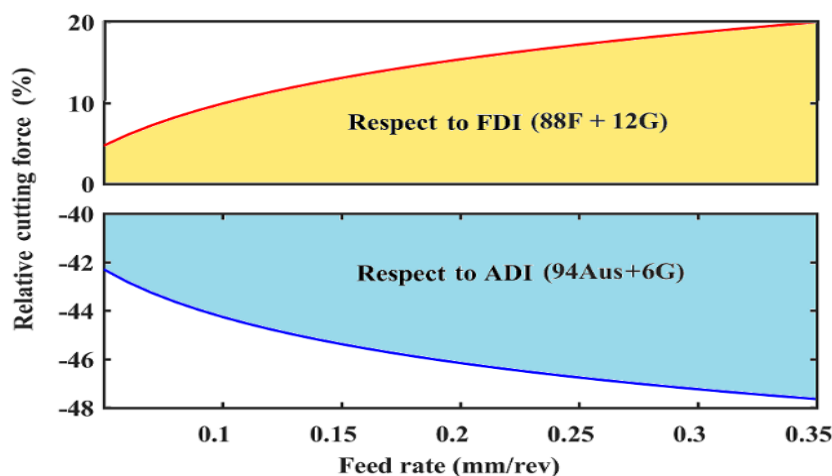
شکل ۶- تغییرات نیروی برش نمونه‌ی با زمینه دوفازی (DMS) حاوی ۳۰ درصد حجمی فاز سخت آسفریت، نمونه‌ی ADI با زمینه کاملاً آسفریتی و نمونه‌ی ریختگی (FDI) با زمینه کاملاً فریتی با نرخ پیشروی

استفاده از رابطه آن‌ها با نرخ پیشروی (معادله ۱) برای نرخ پیشروی ۰/۰۵ mm/rev تا ۰/۳۵ mm/rev محاسبه شدند. تغییرات  $F_{Re}$  نسبت به نمونه ریختگی و نمونه ADI بر حسب نرخ پیشروی در شکل ۷ ترسیم شده است. مشاهده می‌گردد بسته به نرخ پیشروی، نیروی برش نمونه دوفازی نسبت به نمونه ریختگی بین ۵٪ تا ۲۰٪ بیش‌تر است؛ اما استفاده از چدن نشکن با زمینه دوفازی با ساختار ۶۰٪ فریت + ۳۰٪ آسفریت به جای چدن نشکن با زمینه کاملاً آسفریتی، موجب کاهش نیروی تراشکاری به میزان ۴۰٪ تا ۵۰٪ (بسته به نرخ پیشروی) و کاهش نیروی برش مماسی به میزان ۳۶٪ می‌شود.

شکل ۶ همچنین نشان می‌دهد که برآیند نیروی تراش نمونه دوفازی از نمونه کاملاً فریتی بیش‌تر بوده؛ اما از نمونه ADI با زمینه کاملاً آسفریتی کم‌تر است. در این تحقیق برای مقایسه کمی، نیروی تراش نسبی ( $F_{Re}$ ) نمونه با زمینه دوفازی (DMS) توسط نویسندگان به صورت رابطه (۲) تعریف شد:

$$F_{Re} = 100 \times \frac{F_{DMS} - F_{Rf}}{F_{Rf}} \quad (2)$$

در این جا  $F_{Rf}$  و  $F_{DMS}$  به ترتیب برآیند نیروی تراش نمونه با زمینه دوفازی و نمونه مرجع (ریختگی یا ADI) بوده که با



شکل ۷- تغییرات درصد تفاوت نیروی برش نمونه‌ی DMS نسبت به نمونه‌های ADI و FDI با نرخ پیشروی



آستنیت جوانه زده و رشد می‌کند. در زمان‌های کوتاه آستنیت به خوردن، فاز آستنیت به صورت جزایر پراکنده از هم با ابعاد چند میکرومتری شکل می‌گیرد که این جزایر کوچک طی فرایند بعدی آستمپرینگ به فاز آسفریت تبدیل می‌شوند. حضور این جزایر سخت به افزایش استحکام کمک می‌کند؛ اما از طرف دیگر بخشی از مناطق پرانرژی و مرزدانه‌های فریت طی جوانه زنی و رشد آستنیت حذف می‌شوند. رقابت این دو پدیده که عکس هم عمل می‌کنند، تعیین کننده میزان افزایش استحکام کلی چدن نشکن دوفازی است. به همین دلیل در زمان‌های آستنیت زیر ۱۲ min سختی برینل نمونه‌ها تفاوت چشم‌گیری با نمونه ریختگی نداشته و با گذشت زمان آستنیت جزئی به آرامی افزایش یافته است (شکل ۴b). براین اساس به نظر می‌رسد، تغییرات نیروی برش نمونه‌های DMS با زمان آستنیت‌جزئی می‌بایست مشابه شکل ۴b بوده و مقدار نیروی تراشکاری نمونه ریختگی با نمونه‌های دوفازی نیز تفاوت چندانی نداشته باشد؛ اما شکل‌های ۵ و ۶ چنین نتیجه‌ای را نشان نمی‌دهند. علت را می‌توان این‌گونه توضیح داد: تا هنگامی که فاز آسفریت به صورت جزایر کوچک پراکنده در زمینه فریتی شکل می‌گیرد، نیروی برش فقط توسط مقاومت فاز فریت و تغییر شکل پلاستیک آن کنترل می‌شود. در ابتدا قبل از تشکیل فاز آستنیت (زمان موسوم به زمان تاخیر یا نهفتگی) با گذشت زمان حرارت‌دهی مقدار کربن حل شده در فاز فریت به تدریج بیش‌تر می‌شود. این پدیده سبب می‌گردد، مقاومت این فاز در برابر تغییر شکل پلاستیک افزایش یافته و قابلیت کارسختی آن نیز زیاد شود. در نتیجه هنگام تشکیل اولین جوانه‌های فاز آستنیت (آسفریت بعد از آستمپرینگ) به نیروی برش بیشتری برای براده برداری فاز فریت نسبت به حالت ریختگی نیاز است. با افزایش مقدار جزایر پراکنده آسفریتی به دلیل پس زده شدن کربن و دیگر عناصر به داخل فاز آسفریت طی سرد شدن و آستمپرینگ، مقدار آن‌ها در فاز فریت اولیه کاهش یافته و به تبع آن از قابلیت کارسختی فاز فریت کاسته می‌شود. همچنین حضور جزایر پراکنده و ظریف فاز سخت آسفریت سبب شده، طی تراشکاری به جای براده پیوسته، براده‌های ریز جدا از هم شکل گیرد و از احتمال تشکیل لبه انباشته<sup>۲</sup> کاسته شود. علاوه بر این، یکی از عوامل اثر گذار بر نیروی برش در ماشین‌کاری، انرژی و نیروی است که صرف تغییر شکل ناحیه جلوی ابزار می‌گردد. با کاهش

میزان انرژی مصرفی به ازای واحد حجم براده (توان برشی ویژه یا انرژی تراش مخصوص<sup>۱</sup> در ماشین‌کاری مواد نوین و مقایسه قابلیت ماشین‌کاری آن‌ها با مواد متداول هم از جنبه صنعتی و هم از جنبه اقتصادی دارای اهمیت است؛ زیرا در تعیین توان موتور ماشین‌تراش نقش داشته و بر هزینه تمام شده تولید اثر مستقیمی دارد. توان برشی ویژه از رابطه (۳) قابل محاسبه است [۳۰]:

$$P_S = F_t / (a_f \cdot a_p) \quad (3)$$

در این رابطه  $a_p$  عمق برش،  $a_f$  نرخ پیشروی و  $F_t$  مولفه مماسی نیروی برش است. چگونگی تغییر توان برشی ویژه نمونه‌های FDI، DMS و ADI با نرخ پیشروی در شکل ۸ با هم مقایسه شده است.

مشاهده می‌شود در هر سه نمونه توان برشی ویژه با افزایش نرخ پیشروی کاهش یافته است. تفاوت توان برشی ویژه چدن FDI و DMS در نرخ پیشروی پائین در حد خطای محاسباتی و در نرخ پیشروی بالا (تا ۰/۲۵ mm/rev) نیز کم‌تر از ۱۰٪ بوده و توان برشی ویژه چدن DMS همواره حدود ۳۶٪ بیش‌تر از چدن ADI است؛ چون در این تحقیق عمق برش در تمام آزمون‌ها ثابت نگه داشته شد، لذا همانند نیروی برش مماسی، تغییر توان برشی ویژه با نرخ پیشروی از رابطه‌ی توانی مشابه رابطه ۱ تبعیت نمود. مقدار توان برای نمونه‌های FDI، DMS و ADI به ترتیب برابر ۰/۲۷، ۰/۲۲ و ۰/۲۲- تعیین شد.

اثر آستنیت‌جزئی بر نیروی برش و توان برش ویژه چدن نشکن آستمپر دوفازی بر اساس اثر آن بر ریزساختار زمینه قابل توضیح است. استحکام و انعطاف‌پذیری فولادها و چدن‌ها توسط مقدار عناصر حل شده در فاز یا فازهای زمینه، چگالی مرزدانه‌ها و دیگر عیوب قفل کننده نابجائی‌ها، مقدار، مورفولوژی و نحوه توزیع فازها و قابلیت کارسختی آن‌ها کنترل می‌شود. هنگام حرارت‌دهی نمونه ریختگی با زمینه کاملاً فریتی در دمای بیش از دمای بحرانی بالائی، کربن، سیلیسیم و دیگر عناصر جدایش یافته در مناطق پرانرژی مانند مرزدانه‌ها و نواحی بین دندریتی در زمینه فریتی بازتوزیع می‌شوند و مقداری از کربن کره‌های گرافیتی در زمینه فریتی حل می‌گردد. با گذشت زمان حرارت‌دهی، هنگامی که مقدار کربن در برخی مناطق فاز فریت به حد اشباع می‌رسد، فاز

<sup>2</sup> -Built up edge

<sup>1</sup> -Specific cutting power

ویژه چدن نشکن آستمپر دوفازی فریتی-آسفریتی و همچنین تغییرات دو کمیت آخر با نرخ پیشروی بررسی گردید. نتایج مربوط به نمونه با زمینه دوفازی (DMS) حاوی حدود ۳۰٪ فاز آسفریت با نتایج نمونه‌های ریختگی با زمینه کاملاً فریتی (FDI) و آستمپر با زمینه کاملاً آسفریتی (ADI) مقایسه شد. براساس نتایج به دست آمده و تجزیه و تحلیل آن‌ها می‌توان نتیجه‌گیری نمود:

۴-۱- کسر حجمی فاز آسفریت مطابق مدل جانسون-اورامی به فرم  $V_f/0.96 = 1 - \exp(-1.4 \times 10^{-3} t^{2.3})$  با گذشت زمان آستنیتته جزئی افزایش یافت. این افزایش تا زمان ۱۲ min (۳۰٪ حجمی) به صورت جزایر مجزا از هم با ابعاد زیر  $10 \mu\text{m}$  و پس از آن به فرم فاز پیوسته و جزایر پراکنده در فاز فریت اولیه بود.

۴-۲- با افزایش زمان آستنیتته جزئی تا ۱۲ min مقدار هر دو کمیت برآیند نیروی برش و توان برش ویژه کاهش و پس از آن افزایش یافت.

۴-۳- برآیند نیروهای تراشکاری نمونه DMS حاوی ۳۰٪ فاز آسفریت بین ۴۰٪ تا ۵۰٪ و توان برش ویژه آن نیز ۳۶٪ کمتر از نمونه ADI بود.

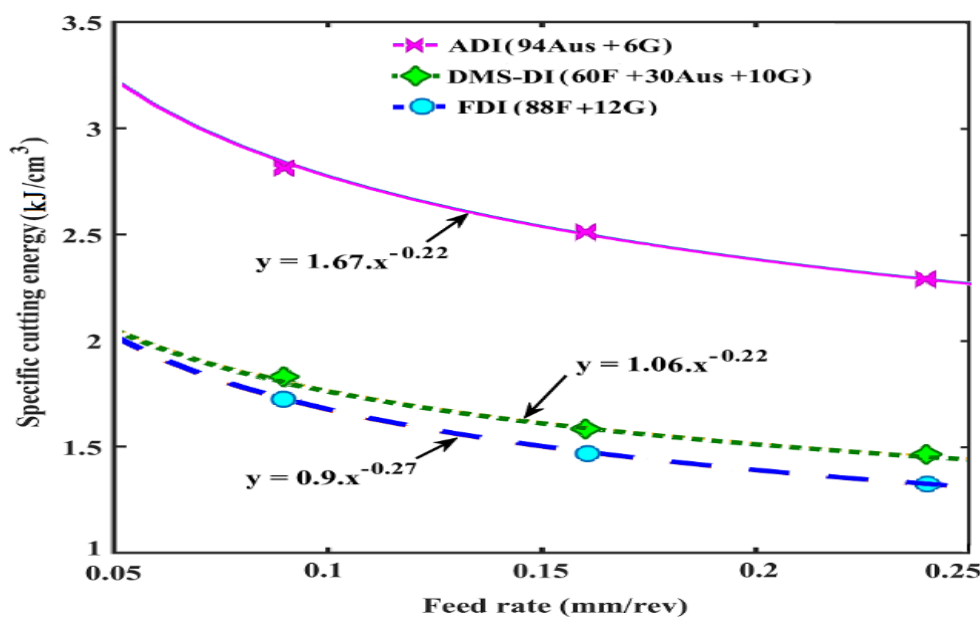
۴-۴- رابطه نیروی برش برآیند با نرخ پیشروی به صورت یک تابع توانی با توان ۰/۷۳، ۰/۸۰ و ۰/۸۵ به ترتیب برای نمونه‌های FDI، DMS و ADI تعیین شد.

۴-۵- مقدار توان رابطه بین نرخ پیشروی و انرژی برش ویژه نمونه‌های DMS و ADI مشابه هم و برابر ۰/۲۲- بود.

ابعاد این ناحیه، انرژی و نیروئی که باید صرف تغییر شکل ماده از لحظه تماس ابزار تا لحظه تشکیل براده شود، نیز کاهش می‌یابد [۳۰]. این ممکن است یکی از دلایل اثر افزایش زمان آستنیتته جزئی تا ۱۲ min بر کاهش نیرو و انرژی برشی ویژه ماشین کاری نمونه‌های مورد بررسی در تحقیق حاضر باشد. زیرا در ابتدا با افزایش زمان آستنیتته جزئی در دمای  $900^\circ\text{C}$ ، تعداد جوانه‌های فاز آستنیت و به تبع آن تعداد جزایر منفک از هم آسفریتی زیاد شده و فاصله بین آن‌ها کاهش یافته است. این کاهش فاصله باعث شده تغییر شکل پلاستیکی مورد نیاز برای جدا کردن هر براده به تدریج کم‌تر شود. در نتیجه، همان‌گونه که شکل ۵ برای زمان‌های کم‌تر از ۱۲ min نشان می‌دهد، انرژی و نیروئی که باید صرف تغییر شکل ماده شود، کاهش یافته است. بعد از گذشت مدتی در اثر رشد جزایر اولیه و به هم پیوستن آن‌ها، بخشی از فاز آستنیت و به تبع آن فاز آسفریت به صورت پیوسته در می‌آید (شکل ۳C). از این به بعد تغییر شکل فاز فریت به تنهایی تعیین کننده نیروی برش نبوده، بلکه هردو فاز فریت و آسفریت (به عبارت بهتر استحکام و سختی کل ماده) در فرایند براده برداری نقش دارند. لذا، همان‌گونه که در شکل ۵ برای زمان‌های آستنیتته جزئی بیش از ۱۲ min مشاهده می‌شود، با افزایش سختی نمونه‌ها، نیروی برش رو به افزایش می‌گذارد.

## نتیجه‌گیری

در این تحقیق اثر آستنیتته جزئی در دمای  $900^\circ\text{C}$  بر ساختار میکروسکوپی، سختی برینل، نیروی برش و انرژی برش



شکل ۸- تغییرات انرژی مخصوص برش نمونه‌های DMS، FDI و ADI با نرخ پیشروی

**References:**

- 1- N. Bhople, S. Patil, M. Harne, S. Dhande, "Austempering parameters and machinability of austempered ductile iron: A comprehensive review on effective parameters", *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*, Vol. 5, Issue 2, pp. 1197-1211, 2016.
- 2- M.C. Cakir, Y. Isik, "Investigating the machinability of austempered ductile irons having different austempering temperatures and times", *Materials and Design*, Vol. 29, pp. 937-942, 2008.
- 3- H. Zhang, Y. Wu, Q. Li, X. Hong, "Mechanical properties and rolling-sliding wear performance of dual phase austempered ductile iron as potential metro wheel material", *Wear*, Vol. 406-407, pp. 156-165, 2018.
- 4- D. Rousière, J. Aranzabal, "Development of a new mixed (ferritic-ausferritic) structures for spheroidal graphite irons", *Metallurgical Science and Technology*, Vol. 18, No. 1, pp. 24-29, 2000.
- 5- A. Nofal, "Advances in the metallurgy and applications of ADI", *Journal of Metallurgical Engineering*, Vol. 2, Issue 1, pp. 1-18, 2013.
- 6- J. Pilc, M Šajgalík, J. Holubják, M. Piešová, L. Zaušková, O. Babík, V. Kuždák, J. Rákoci, "Austempered ductile iron machining", *Technological Engineering*, Vol. 12, Issue 1, pp. 9-12, 2015.
- ۷- م. شبگرد، ح. عباسی ایرانلو، ه. عیوضی باقری، ا. جعفری، "مقایسه قابلیت ماشینکاری چدن نشکن آستمپر شده (ADI) و فولاد کم آلیاژی 42CrMo4 در فرایند تراشکاری"، *مجله‌ی مواد نوین*، جلد ۴، شماره ۳، ص ۲۰-۱۱، سال ۱۳۹۳.
- ۸- م. تدین سعیدی، ن. ورهرام، ج. ن‌گسوارا راؤ، ن. باقرسای، "بهبود ویژگی‌های مکانیکی چدن‌های نشکن آستمپر جهت افزایش قابلیت ماشین‌کاری واستحکام خستگی"، *مجله‌ی مواد نوین*، جلد ۱، شماره ۳، ص ۲۲-۱۱، سال ۱۳۹۰.
- 9- K. Branduberg, "Successfully machining austempered ductile iron (ADI)", *Society of Manufacturing Engineers*, May 2002.
- ۱۰- ن. عرب، "تاثیر ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی بر خواص، ساختار میکروسکوپی و قابلیت ماشینکاری چدن‌های نشکن آستمپر"، *فصلنامه علمی و پژوهشی مهندسی مواد مجلسی*، سال سوم، شماره چهارم، ص ۳۹-۳۳، سال ۱۳۸۸.
- 11- J. Aranzabal, G. Serramoglia, C.A. Gorla, D. Rousière, "Development of a new mixed (ferritic-ausferritic) ductile iron for automotive suspension parts", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 16, Nos. 1-3, pp. 185-190, 2003.
- 12- A.P. Druschitz, D.C. Fitzgerald, "Machinable austempered cast iron article having improved machinability, fatigue performance and resistance to environmental cracking and a method of making the same", *U.S. Patent No. 7,070,666*, July 4, 2006.
- 13- A.P. Druschitz, D. Fitzgerald, "MADI™: Introducing a new machinable austempered ductile iron", *SAE Technical Paper #2003-01-0831*, Society of Automotive Engineers, Warrendale, PA, 2003.
- 14- A.M. Rashidi, M. Moshrefi-Torbati, "Dual matrix structure (DMS) ductile iron: The effect of heat treating variables on the mechanical properties", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 13, pp. 293-297, 2001.
- 15- C. Valdés, M.J. Pérez López, M. Figueroa, L.E. Ramírez, "Austempered ductile iron with dual matrix structures", *Revista Mexicana de Física*, Vol. 55, No. 1, pp. 48-51, 2009.

- 16- A. Basso, J. Sikora, "Review on production processes and mechanical properties of dual phase austempered ductile iron", *International Journal of Metalcasting*, Vol. 6, No. 1, pp. 7-14, 2012.
- 17- I. Ovali, A. Mavi, "Investigating the machinability of austempered ductile irons with dual matrix structures", *International Journal of Materials Research*, Vol. 104, No. 2, pp. 192-198, 2013.
- 18- ع.م. رشیدی، "بررسی خواص چدن نشکن با زمینه دوفازی فریتی-مارتنزیتی"، نشریه ریخته‌گری، سال نوزدهم، شماره ۵۷، ص ۸۷-۸۳، سال ۱۳۷۷.
- 19- N. Wade, Y. Ueda, "Mechanical properties of ductile cast iron with duplex matrix", *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, Vol. 21, No. 2, pp. 117-126, 1981.
- 20- A. Basso, M. Caldera, M. Chapetti, J. Sikora, "Mechanical characterization of dual phase austempered ductile iron", *ISI International*, Vol. 50, No. 2, pp. 302-306, 2010.
- 21- C. Verdu, J. Adrien, A. Reynaud, "Contributions of dual phase heat treatments to fatigue properties of SG cast irons", *International Journal of Cast Metal Research*, Vol. 18, No. 6, pp. 346-354, 2005.
- 22- Y. Sahin, M. Erdogan, V. Kilicli, "Wear behaviour of austempered ductile irons with dual matrix structures", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 444, pp. 31-38, 2007.
- 23- ع. عابدین‌زاده، ی. مهدوی‌اقدم، س. یزدانی، ب. آویشن، "بررسی قابلیت ماشین‌کاری چدن داکتیل آستنیت‌ه شده در ناحیه دوفازی فریت و آستنیت"، پنجمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن علمی ریخته‌گری ایران، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران، ۳-۴ آبان ۱۳۹۰.
- 24- S.C. Murcia, M.A. Paniagua, E.A. Ossa, "Development of as-cast dual matrix structure (DMS) ductile iron", *Materials Science & Engineering A*, Vol. 566, pp. 8-15, 2013.
- 25- T. Nobuki, M. Hatate, T. Shiota, "Mechanical characteristics of spheroidal graphite cast irons containing Ni and Mn with mixed ferrite and bainitic ferrite microstructure", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 21, No. 1, pp. 31-38, 2008.
- 26- م. رشیدی، ع.م. بوتراپی، "اثر پارامترهای عملیات حرارتی دوفازی‌سازی بر ریزساختار چدن نشکن آلومینیوم‌دار"، مجله مواد نوین، جلد ۴، شماره ۲، ص ۷۸-۶۷، سال ۱۳۹۲.
- 27- ا. اوحدی، ج. حجازی، "تحوّل در تولید چدن نشکن با ساختار دوگانه با بهره‌گیری از عملیات حرارتی"، نشریه ریخته‌گری، سال پانزدهم، شماره ۲، ص ۵۷-۴۹، سال ۱۳۷۳.
- 28- Kobayashi, T. and Yamada S., "Effect of holding time in the ( $\alpha + \gamma$ ) temperature range on toughness of specially austempered ductile iron", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 27A, pp. 1961-1971, 1996.
- 29- K. Geels, *Metallographic and Materialographic Specimen Preparation, Light Microscopy, Image Analysis and Hardness Testing*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2007.
- 30- م. رازفر، اصول ماشین‌کاری و ابزارشناسی، مرکز نشر دانشگاه صنعتی امیرکبیر، ۱۳۸۲.
- 31- J. Liu, "Unique microstructure and excellent mechanical properties of ADI", *China Foundry*, Vol. 3, No. 4, pp. 253-257, 2006.
- 32- M.A.Y. Gonzalez. *Modelling the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Irons*. Ph.D. thesis, University of Cambridge, 2001.

33- K. Barmak, A Commentary on: "Reaction kinetics in processes of nucleation and growth", Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 49, No. 6, pp. 3616–3680, 2018.

34- J. Burke, The Kinetics of Phase Transformations in Metals, Pergamon, Oxford, 1965.

35- D.A. Stephenson, J.S. Agapiou, Metal Cutting Theory and Practice, 3rd Ed., CRC Press, Taylor & Francis Group, LLC, 2016.

