



Influence of Austenitizing Time on Machinability of Ductile Cast Iron with Ferrite-Martensite Dual Phase Matrix

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Rashidi A.M.^{*1} PhD,
Ramazani H.² MSc

How to cite this article

Rashidi A.M, Ramazani H. Influence of Austenitizing Time on Machinability of Ductile Cast Iron with Ferrite-Martensite Dual Phase Matrix. Modares Mechanical Engineering, 2019;19(11):2751-2759.

¹Materials Engineering Department, Engineering Faculty, Razi University, Kermanshah, Iran

²Mechanics Engineering Faculty, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran

*Correspondence

Address: No: Engineering Faculty, Razi University, University Avenue, Taq-e Bostan, Kermanshah, Iran
Phone: +98 (833) 4343193
Fax: +98 (833) 4343194
rashidi1347@razi.ac.ir

Article History

Received: December 18, 2018
Accepted: May 21, 2019
ePublished: November 2, 2019

ABSTRACT

In this research, the effects of partially austenitising time on the machinability of spheroidal graphite (SG) cast iron with ferrite-martensite dual matrix structure (DMS) were investigated to optimize its machinability. Specimens with non-alloy ferrite matrix structure were prepared by the casting process. Then the specimens were austenitized at temperatures of 900 °C at various times (5 to 25 min) and subsequently quenched into the water to produce DMS with martensite volume fractions. The Brinell hardness test method was used to determine the hardness of specimens. The machinability of the workpieces with ferrite and dual structures were investigated by measuring the surface roughness and primary cutting force. According to the results, the Johnson-Avram kinetic model was valid for correlation between the martensite volume fraction and austenitising time. The surface roughness was increased and the cutting force was decreased with increasing austenitising time to 12 min, and consequently, with increase the hardness to 168 BHN. The heating at 900 °C for 12 min resulted in 16-20% and 15-23% improvement on the cutting force and specific cutting power, respectively, when compared to as-cast specimen, while the surface quality remained at the same level. The cutting force was correlated with feed rate as a power model with exponents of 0.77 and 0.73 for DMS (with 30% martensite) and ferritic as-cast samples, respectively.

Keywords Dual Phase Ductile Iron; Cutting Force; Surface Roughness; Machinability; Johnson-Avram Kinetic Model

CITATION LINKS

[1] Ductile iron: Fifty years of continuous ... [2] Advances in the metallurgy and applications of ... [3] Mechanical properties of ductile cast iron with duplex ... [4] Progress in the production of dual matrix structure ductile iron by heat ... [5] Dual Matrix Structure (DMS) ductile cast iron: The effect of heat treating variables on the mechanical ... [6] Discussion on "stable eutectoid transformation in nodular cast iron: Modeling and ... [7] Austempered ductile iron with dual matrix ... [8] Development of as-cast Dual Matrix Structure (DMS) ... [9] Mechanical characteristics of spheroidal graphite cast irons containing Ni and Mn with ... [10] Effect of microstructure on fatigue strength of intercritically austenitized and ... [11] Effect of martensite volume fraction and tempering time on abrasive wear of ferritic ... [12] Effect of distribution of second ... [13] Influence of intercritical austenitizing temperature and ... [14] Mechanical properties and rolling-sliding wear performance of dual phase ... [15] Influence of intercritical austempering on the microstructure and mechanical ... [16] Tensile properties of partially austenitized and austempered ductile irons ... [17] Microstructural evolutions and properties of partially austenitizing and ... [18] Effect of tempering conditions on the mechanical properties of ... [19] Review on production processes and mechanical properties of dual ... [20] Machinable austempered cast iron article having improved ... [21] Investigating the machinability of austempered ductile irons with dual matrix ... [22] Evaluation of the machinability of austempered ductile iron austenitized at ... [23] Principles of machining and tool ... [24] Investigation of mechanical properties of ductile iron whit ... [25] Evaluation of machinability of austempered ductile irons in terms of cutting ... [26] Critical temperature range in spheroidal graphite cast ... [27] Modeling of the recrystallization and austenite formation overlapping in cold ... [28] A microstructure evolution model for intercritical ... [29] Manufacturing processes ... [30] Effect of spindle speed and feed rate on surface roughness of carbon steels ... [31] Metal cutting theory ... [32] The effect of cutting tool vibration on surface roughness of workpiece in dry turning ... [33] Evaluation performance of multistage distillation in combination with distributed generation systems of ... [34] On the validity of Avrami formalism in primary ...

اثر زمان آستنیت‌کردن بر قابلیت ماشین‌کاری چدن نشکن با زمینه دوفازی فریتی-مارتنزیتی

علی محمد رشیدی* PhD

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران

حیدر رضایی MSc

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران

چکیده

در این تحقیق برای دستیابی به چدن گرافیت کروی دوفازی فریتی-مارتنزیتی با قابلیت ماشین‌کاری بهینه، اثر زمان آستنیت‌کردن جزئی بر این ویژگی بررسی شده است. ابتدا چدن نشکن فریتی غیرآلیاژی با ریخته‌گری تهیه شد. سپس ساختار زمینه با حرارت دهی در دمای 900°C به مدت ۵ تا ۲۵ دقیقه و کوئنچ در آب، به ساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی تبدیل شد. سختی نمونه‌ها با روش سختی سنجی برینل تعیین شد. قابلیت ماشین‌کاری نمونه‌های ریخته‌گری با زمینه فریتی و نمونه‌های با ساختار دوگانه با اندازه‌گیری زبری سطح و نیروی برش مماسی بررسی شد. مطابق نتایج به دست آمده وابستگی درصد حجمی مارتنزیت به زمان آستنیت‌کردن مطابق مدل جانسون-مل-اورامی بود. با افزایش زمان آستنیت‌کردن جزئی تا ۱۲ دقیقه و به تبع آن سختی تا ۱۶۸ BHN، زبری سطح افزایش و نیروی برش مماسی کاهش یافت. زبری سطح نمونه دوفازی به دست آمده با آستنیت‌کردن به مدت ۱۲ دقیقه (حاوی حدود ۳۰٪ فاز مارتنزیت)، مشابه نمونه فریتی بود اما نیروی برش مماسی آن ۱۶٪ تا ۲۰٪ و توان برش ویژه نیز ۱۵٪ تا ۲۳٪ کمتر بود. وابستگی نیروی برش مماسی به نرخ پیشروی به صورت یک رابطه توانی با توان ۰/۷۷ و ۰/۷۳ به ترتیب برای نمونه دوفازی فریتی-مارتنزیتی و نمونه ریخته‌گری فریتی تعیین شد.

کلیدواژه‌ها: چدن نشکن دوفازی، نیروی برش مماسی، زبری سطح، قابلیت ماشین‌کاری، معادله جانسون-اورامی

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۹/۲۷

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۸/۲/۳۱

* نویسنده مسئول: rashidi1347@razi.ac.ir

۱- مقدمه

چدن نشکن (با گرافیت کروی) در اوایل دهه ۱۳۴۰ میلادی کشف شد. این ماده در مقایسه با فولاد، قابلیت ریخته‌گری بهتر، نسبت استحکام به وزن بالاتر، قابلیت تراش‌کاری مناسب‌تر و هزینه تولید کمتری دارد و به همین دلیل در طول چند دهه گذشته در ساخت قطعات مختلفی مانند توپی چرخ، میل لنگ، پینیون و کرانویل، انواع چرخ‌دنده و غلتک‌های نورد گرم جایگزین فولاد شد [1].

ریزساختار زمینه و ترکیب شیمیایی دو عامل مهم تعیین‌کننده خواص مکانیکی چدن نشکن بوده و با کنترل آنها، استحکام نهایی چدن نشکن از ۴۰۰ تا ۱۶۰۰ Mpa قابل تغییر است [1]. براساس ریزساختار، چدن‌های نشکن به چند دسته مختلف تقسیم می‌شوند که مهم‌ترین آنها عبارتند از: الف) چدن‌های متداول با زمینه‌های فریتی، فریتی-پرلیتی، پرلیتی، مارتنزیتی و آستنیتی، ب) چدن آستمپر (Austempered Ductile iron; ADI) و ج) چدن نشکن دوفازی یا با ساختار زمینه‌دوگانه (Dual matrix structure; DMS) [1, 2]. ریزساختار زمینه چدن نشکن دوفازی متشکل از یک فاز نرم (فریت) و یک فاز سخت (بینیت یا مارتنزیت) است. این چدن‌ها در اواخر دهه ۱۹۷۰ میلادی توسط پژوهشگران ژاپنی معرفی شدند [3]. اولین مقاله فارسی‌زبان در سال ۱۹۹۴ میلادی منتشر گردید [4]. کار عملی در زمینه تولید و خواص این چدن‌ها در ایران از سال ۱۹۹۶ میلادی شروع شد [5]. بررسی منابع علمی نشان می‌دهد مطالب منتشرشده در خصوص چدن‌های نشکن دوفازی تا سال‌های آغازین قرن بیست و یکم

میلادی، اندک بوده و از اواسط دهه ۲۰۰۰ میلادی به بعد رشد چشم‌گیری یافته است.

گام اول برای به دست آوردن ساختار دوفازی، ایجاد فاز آستنیت کنار فاز فریت است. با کنترل مقدار سیلیسیم در ترکیب شیمیایی چدن‌ها یک منطقه دوفازی فریتی-آستنیتی در نمودار فازی آهن-کربن ایجاد می‌شود [6]. با حرارت‌دهی کنترل‌شده چدن نشکن در این منطقه، می‌توان ریزساختار زمینه را دوفازی نمود. همچنین می‌توان ابتدا با آنیل فریتی کردن، کل ریزساختار زمینه را به فاز فریت تبدیل کرد و سپس با حرارت‌دهی در منطقه تک‌فاز آستنیت اجازه داد بخشی از فریت به آستنیت تبدیل شود [7]. بعد از انجام هر یک از دو فرآیند فوق، با کنترل نحوه سرد شدن، فاز آستنیت به پرلیت، بینیت (آسفریت) یا مارتنزیت تبدیل می‌شود. طی سرد شدن، فاز فریت بدون تغییر در ساختار باقی می‌ماند. در نتیجه یک زمینه با ساختار دوگانه متشکل از یک فاز نرم و یک فاز سخت ایجاد می‌شود. علاوه بر فرآیندهای مبتنی بر عملیات حرارتی، تولید چدن نشکن دوفازی با کنترل ترکیب شیمیایی و فرآیند ذوب و ریخته‌گری نیز گزارش شده است [8, 9].

جستجو در منابع علمی نشان می‌دهد اثر متغیرهایی مانند ریزساختار [10]، کسر حجمی [11] و نحوه توزیع فاز سخت [12]، محیط کوئنچ [13]، دمای آستنیت‌کردن بین بحرانی [14, 15]، زمان آستمپرینگ [16]، دمای آستمپرینگ [17] و شرایط تمپر کردن [18] بر خواص کششی، انرژی ضربه‌ای، مقاومت به خستگی و رفتار سایشی چدن‌های نشکن دوفازی بررسی شده است. یک مقاله مروری سودمند نیز در این زمینه چاپ شده است [19]. اما نتایج منتشرشده در خصوص قابلیت ماشین‌کاری چدن‌های نشکن دوفازی انگشت‌شمار است [20-22].

دریوشیتز و فیترجرالد [20] قابلیت ماشین‌کاری چدن نشکن دوفازی فریتی-بینیتی را براساس الف) نیروی برش در فرآیند فرزکاری و ب) نیروی محوری و پیچشی در فرآیند سوراخ‌کاری بررسی نمودند. طبق نتایج آنها، قابلیت ماشین‌کاری چدن نشکن دوفازی با سختی ۳۰۲ BHN در سرعت‌های ماشین‌کاری بالا، بهتر از چدن نشکن متداول ASTM 65-45-12 با سختی ۲۷۷ BHN و چدن نشکن آستمپر با سختی ۳۱۱ BHN بود. در فرزکاری با سرعت برش ۲۲۹ متر سطحی بر دور و نرخ پیشروی ۰/۲۵ میلی‌متر بر داندانه، نیروی برش‌کاری چدن نشکن دوفازی تقریباً ۲۴۵ N و از آن دو نوع دیگر به ترتیب برابر ۴۶۰ و ۱۰۳۴ N بود.

اوولیا و ماوی [21] اثر آستنیت‌کردن بین بحرانی در دماهای ۸۱۰، ۸۲۰ و 830°C و آستمپر کردن در دو دمای ۳۱۵ و 375°C را بر قابلیت ماشین‌کاری چدن‌های نشکن دوفازی فریتی-بینیتی بررسی نمودند. طبق این بررسی، نیروی برشی مماسی نمونه‌های دوفازی بین ۱۶ تا ۲۰٪ کمتر از نمونه آستمپر شده (ADI) و حدود ۳٪ بیشتر از نمونه ریخته‌گری (با زمینه حاوی بیش از ۸۰٪ فاز فریت) بود. همچنین صافی سطح نمونه‌های دوفازی از نمونه ریخته‌گری بهتر بود. با افزایش دمای آستنیت‌کردن بین بحرانی، صافی سطح نمونه‌های دوفازی بهبود یافت، اما نیروی برشی مماسی زیاد شد. در بررسی انجام شده توسط عابدین‌زاده و همکاران [22] مشاهده شد با زیاد شدن دمای بین بحرانی آستنیت‌کردن از ۷۷۰ تا 830°C ، زمان لازم برای ایجاد سوراخی به قطر ۵ mm و عمق ۳۰ mm در چدن نشکن دوفازی آستمپر شده در دمای 375°C بیش از ۳۰٪ افزایش یافت. میزان ساییدگی مته طی ایجاد ۸۰ سوراخ، حدود ۶۶٪ بیشتر شد، اما صافی سطح حدود ۱۶٪ بهبود یافت. در نمونه

آستنیت‌ناقص (بین بحرانی) و آستنیت‌جزیی چند نشکن با ساختار اولیه فریتی دو روش اصلی تولید چند نشکن دوفازی هستند [6,7]. طبق نتایج پژوهش‌های پیشین [7]، در فرآیند آستنیت‌ناقص خواص چند نشکن متأثر از نوع فاز سخت و دمای آستنیت‌کردن بین بحرانی است. اما خواص چند نشکن دوفازی در فرآیند آستنیت‌ناقص جزیی در ناحیه تک‌فاز آستنیت، از زمان آستنیت‌کردن تأثیر می‌پذیرد، به‌گونه‌ای که در زمان‌های بیش از ۵ دقیقه، استحکام نهایی به صورت خطی با زمان افزایش می‌یابد [24]. اثر دمای آستنیت‌کردن بر قابلیت ماشین‌کاری چند نشکن دوفازی فریتی-بینیتی تولید شده با فرآیند آستنیت‌ناقص توسط اووالیا و ماوی [21] و عابدین‌زاده و همکاران [22] بررسی شده است. لذا در تحقیق حاضر بررسی قابلیت ماشین‌کاری چند نشکن دوفازی فریتی-مارتنزیتی تولید شده با فرآیند آستنیت‌ناقص جزیی مورد توجه قرار گرفت. در این راستا، از قسمت پایه Y بلوک‌ها، نمونه‌های لازم بریده شد. سپس این نمونه‌ها با تراش‌کاری به استوانه‌هایی به قطر ۲۴mm و طول ۱۴۵mm تبدیل شدند. برمبنای تجربیات پیشین [5, 24] نمونه‌ها در دمای ۹۰۰°C در زمان‌های مختلف از ۵ تا ۲۵ دقیقه آستنیت‌شده و بلافاصله در مخزن آب گرم با دمای حدود ۶۰°C، کوینچ شدند. بعد از آن نمونه‌ها تا قطر ۲۳mm روتراش‌کاری گردیدند.

۲-۳- آزمون‌های قابلیت ماشین‌کاری

برای ارزیابی قابلیت ماشین‌کاری یک ماده، عمر ابزار، نیروی برش و زبری سطح معیارهایی هستند که کاربرد آنها عمومیت بیشتری دارد [23]. اووالیا و ماوی [21] و سکر و هسیرشی [25] نیروی برش و زبری سطح را به عنوان معیار ارزیابی قابلیت ماشین‌کاری چند نشکن دوفازی فریتی-بینیتی و چند نشکن آستمپر شده به کار بردند. در تحقیق حاضر نیز از این دو معیار استفاده شد. در این راستا زمان آستنیت‌ناقص جزیی، سرعت برش‌کاری و نرخ پیشروی ابزار برش به عنوان متغیرهای مستقل و نیروی برش‌کاری و زبری سطح به عنوان متغیرهای وابسته در نظر گرفته شدند. در جدول ۱ شرایط تراش‌کاری نمونه‌ها با استفاده از دستگاه تراش TN50 ماشین‌سازی تبریز و ابزار الماسه سه‌گوش P40 ارایه شده است. برای تراش‌کاری هر نمونه ابزار جدید به کار برده شد تا سایش ابزار بر نتایج اثرگذار نباشد. پس از ماشین‌کاری، زبری سطح نمونه‌ها با استفاده از دستگاه زبری‌سنج ماهر (Mahr) مدل PS1 با دقت ۰/۱ میکرومتر اندازه‌گیری شد. برای هر نمونه عملیات زبری‌سنجی ۳ بار تکرار شد و میانگین نتایج به عنوان زبری متوسط (Ra) لحاظ گردید. مقدار نیروهای برشی با استفاده از دستگاه دینامومتر کیستلر (Kistler) مدل 9257B و نرم‌افزار دینووار (Dynoware) با دقت ۵N اندازه‌گیری و ثبت گردید. طول نمونه‌ها ۱۴۲mm، قطر آنها ۲۰mm و عمق برش ۱/۲۵mm بود. در شکل ۲ تصویر نمایشی تجهیزات مورد استفاده و قطعه کار ارایه شده است.

۲-۴- آنالیز شیمیایی، بررسی میکروسکوپی و سختی‌سنجی

آنالیز شیمیایی مذاب مطابق استاندارد ASTM A370 با روش کوانتومتری با دستگاه کوانتومتر تعیین شد. سطح مقطع نمونه‌های متالوگرافی با سمباده‌زنی، صیقل‌کاری با خمیر آلومینا و حکاکی (Etching) در محلول نایتال ۲٪، آماده‌سازی شد. سپس ریزساختار آنها با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی گردید. پس از تهیه تصاویر میکروسکوپی، درصد فازها با پردازش تصاویر و رنگ‌آمیزی فازها با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصاویر میکروسکوپی آنیکس (Anix) با دقت ±۱۰٪

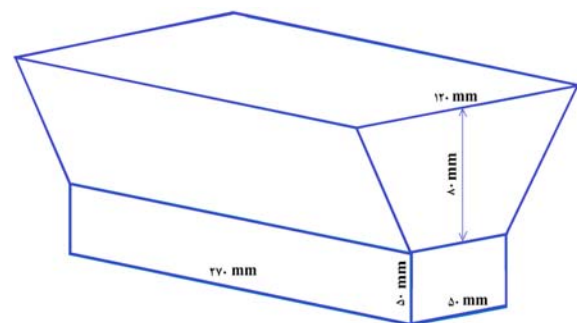
آستنیت‌شده در دمای ۸۷۰°C (منطقه تک‌فاز آستنیت)، اختلاف زمان لازم برای ایجاد اولین و هشتمین سوراخ بین ۳۰ تا ۳۵٪ بیشتر از نمونه‌های دوفازی بود. ساییدگی مته نیز حدود ۱۲/۵ تا ۲۱/۵ برابر میزان همین کمیت طی سوراخ‌کاری نمونه‌های دوفازی بود.

در تحقیقات مورد اشاره [20-22]، قابلیت ماشین‌کاری چند نشکن دوفازی فریتی-بینیتی بررسی شده است. در خصوص قابلیت ماشین‌کاری چند نشکن دوفازی با زمینه فریتی-مارتنزیتی مطلبی یافت نشد. تحقیق حاضر، اولین کار تجربی در این خصوص است. کسب اطلاع از قابلیت ماشین‌کاری یک ماده، برای صنایع بسیار مفید است، زیرا نقش مهمی در کمینه کردن هزینه تولید و بیشینه نمودن نرخ تولید قطعاتی دارد که باید روی آنها عملیات ماشین‌کاری انجام شود [23]. یکی از مواد جدیدی که در سال‌های اخیر مورد توجه قرار گرفته، چند نشکن دوفازی فریتی-مارتنزیتی است. لازمه به کارگیری این ماده توسط صنعت‌گران برای ساخت قطعات صنعتی، وجود دانش کافی در خصوص قابلیت ماشین‌کاری آن است. با توجه به نبود اطلاعات اولیه در زمینه قابلیت ماشین‌کاری چند نشکن دوفازی فریتی-مارتنزیتی، انجام تحقیقات در این باره ضروری بوده و چنین تحقیقاتی می‌تواند با فراهم کردن داده‌های تجربی، ضمن رفع کمبود اطلاعات، موجب گسترش دامنه کاربرد این ماده شود. تحقیق حاضر با همین هدف تعریف و عملیاتی شد. دستاورد این تحقیق، کسب و ارایه اطلاعات تازه در زمینه قابلیت ماشین‌کاری یکی از مواد مهم مهندسی است که در سال‌های اخیر مورد توجه محققین و صنعت‌گران قرار گرفته است. در این مقاله به بخشی از این یافته‌ها اشاره می‌شود.

۲- مواد و آزمایش‌ها

۲-۱- تهیه چند نشکن فریتی با ریخته‌گری

برای تهیه مذاب مورد نیاز، قراضه‌های چند نشکن و فولاد به نسبت ۳ به ۷ به کار برده شد. علاوه بر آن، برحسب درصد وزنی (نسبت به مجموع وزن قراضه‌های فولادی و چدنی) از ۳٪ گرافیت گرانوله، ۳٪ کرنبات سدیم، ۲٪ فروسیلیس ۶۵٪ و ۳٪ سوپرسید استفاده شد. بار اولیه در یک کوره القایی با فرکانس شبکه ۵۰Hz ذوب گردید. 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 تهیه‌شده به روش CO₂ ریخته شد. ابعاد هندسی Y بلوک مورد استفاده برای تهیه قالب در شکل ۱ ارایه شده است.

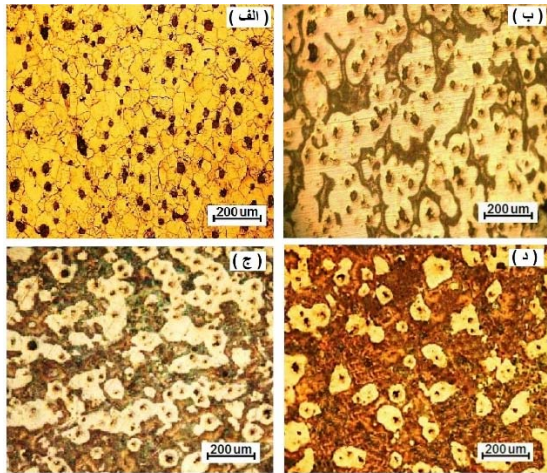


شکل ۱) نمایش مدل Y بلوک مورد استفاده برای تهیه قالب ریخته‌گری

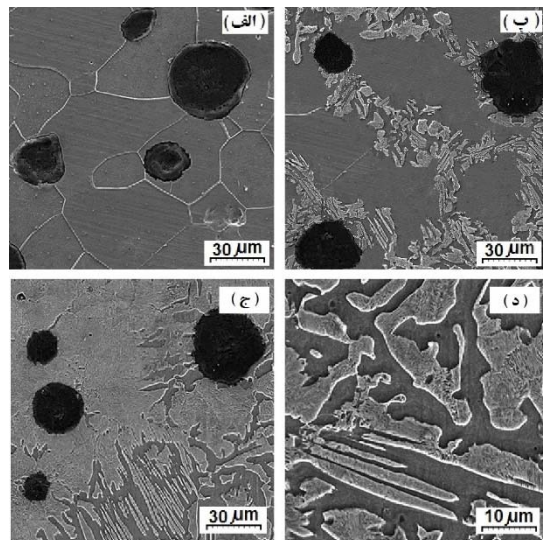
۲-۲- عملیات حرارتی ایجاد ساختار دوفازی فریتی-مارتنزیتی

خواص چند نشکن دوفازی به روش تولید بستگی دارد. فرآیندهای

در تصاویر میکروسکوپی نوری (شکل ۳-ب تا ۳-د) به صورت فاز تیره رنگ و در تصاویر SEM (شکل ۴-ب تا ۴-د) به فرم فاز روشن برجسته مشاهده می شود. با افزایش زمان آستنیت‌کردن، مقدار فاز مارتنزیت افزایش یافته و از حالت جزایر پراکنده به حالت پیوسته تغییر کرد (تصاویر ب تا د شکل ۳ و ب و ج شکل ۴).



شکل ۳ تصویر میکروسکوپی نوری؛ (الف) نمونه ریختگی و (ب تا د) نمونه‌های آستنیت‌شده در دمای ۹۰۰°C به مدت: (ب) ۱۲ دقیقه، (ج) ۱۵ دقیقه و (د) ۲۰ دقیقه و سپس کوینچ شده در آب.



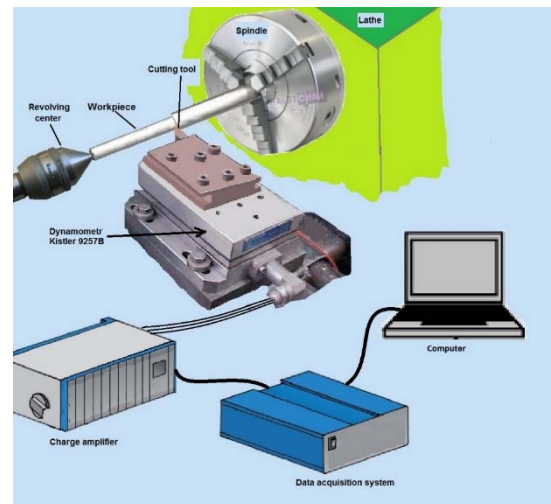
شکل ۴ تصویر میکروسکوپی SEM؛ (الف) نمونه ریختگی و (ب و ج) نمونه‌های آستنیت‌شده در دمای ۹۰۰°C به مدت: (ب) ۱۲ دقیقه، (ج) ۱۵ دقیقه و (د) ۲۰ دقیقه و سپس کوینچ شده در آب، (د) نمونه ج در بزرگ‌نمایی بالاتر.

برای تعیین درصد فازها، از تصاویر رنگ آمیزی شده حالت پولیش (مشابه شکل ۵-الف) و اچ شده (مانند شکل ۵-ب تا ۵-د) توسط نرم افزار آنیکس (Anix) استفاده شد. ابتدا درصد سطحی گرافیت و فاز فریت به ترتیب با استفاده از تصاویر حالت پولیش و اچ شده تعیین گردید. سپس درصد فاز مارتنزیت با کسر مجموع درصد گرافیت و فاز فریت از ۱۰۰ محاسبه شد. چگونگی تغییر درصد فازهای مارتنزیت و گرافیت با زمان آستنیت‌کردن جزئی در نمودار ۱ ارایه شده است. تبعیت تغییرات یک کمیت در دمای ثابت با زمان حرارت‌دهی از یک منحنی سیگموئیدی (مانند نمودار ۱)، جزء مشخصه‌های سینتیک دگرگونی‌های فازی است که در آنها تبدیل فاز اولیه به فاز جدید با جوانه زنی و رشد فاز جدید در اثر نفوذ اتمی

محاسبه شد. آزمون سختی سنجی برینل با استفاده از ساچمه فولادی به قطر ۲/۵mm تحت اعمال نیروی ۱۸۷/۵kgf بر سطح مقطع نمونه‌ها، در ۴ نقطه انجام گرفت. پس از حذف داده‌های پرت، میانگین دیگر نتایج به عنوان سختی متوسط نمونه لحاظ گردید.

جدول ۱) شرایط تراش کاری نمونه‌ها جهت بررسی زبری سطح و نیروهای برش

دوران اسپیندل (سرعت برش)	نیروسنجی		زبری سنجی	
	mm/rev	(mm/min)	rpm	(m/min)
۳۵۵	۳۵۵	۳۵۵	۷۱۰	۵۰۰
(۲۲/۳۰۲)	(۲۲/۳۰۲)	(۲۲/۳۰۲)	(۵۱/۳۰۲)	(۳۶/۱۲۸)
نرخ پیشروی (سرعت پیشروی)	۰/۲۴	۰/۱۶	۰/۰۹	۰/۲۴
	(۸۵/۲۰)	(۵۶/۸۰)	(۳۱/۹۵)	(۱۷۰/۴)



شکل ۲) تصویر نمایشی تجهیزات مورد استفاده و قطعه کار هنگام تعیین نیروهای برش با دینامومتر

۳- نتایج و بحث و بررسی

۳-۱- نتایج ترکیب شیمیایی، ریزساختار و سختی

ترکیب شیمیایی نمونه‌های مورد استفاده در جدول ۲ ارایه شده است. برمبنای این ترکیب، کربن معادل نمونه‌ها برابر ۳/۸۲wt% تعیین شد که بیانگر هیپووتکتیکی بودن چدن مورد استفاده است. دماهای بحرانی بالایی و پایینی (محدوده پایداری ترمودینامیکی ۳ فاز آستنیت- فریت و گرافیت در کنار هم در نمودار فازی)، طبق روابط ارایه شده توسط گروال و لکانز [26] به ترتیب برابر ۸۱۲ و ۷۸۳ به دست آمد.

جدول ۲) ترکیب شیمیایی چدن نشکن مورد بررسی (درصد وزنی)

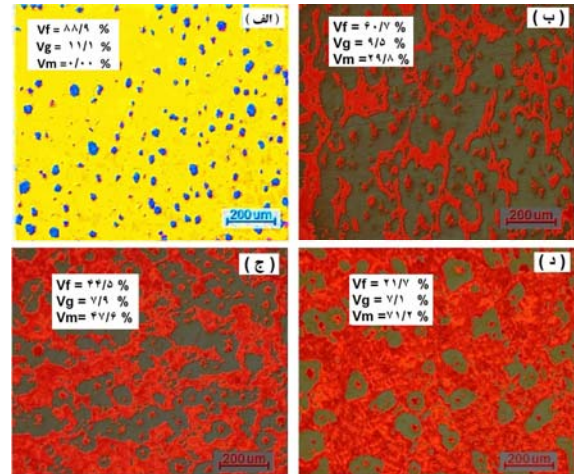
عنصر	Al	Mg	Cu	Ni	Cr	Pb	P	Mn	Si	C
درصد	۰/۰۲	۰/۰۵۳	۰/۰۴۳	۰/۰۵۲	۰/۰۱۵	۰/۰۱۳	۰/۰۳۷	۰/۲۹	۲/۵۵	۳/۰۲

تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه‌ها در حالت ریختگی و بعد از آستنیت‌کردن جزئی به مدت ۱۲، ۱۵ و ۲۰ دقیقه در شکل ۳ ارایه شده است. شکل ۴ نیز تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) نمونه‌ها در حالت ریختگی و بعد از آستنیت‌کردن جزئی به مدت ۱۲ و ۲۵ دقیقه را نشان می‌دهد. ریزساختار زمینه نمونه بعد از ریخته‌گری و قبل از عملیات آستنیت‌کردن تک فاز فریتی حاوی ۱۵۰ کره گرافیتی در یک میلی‌متر مربع بود (شکل ۳-الف و ۴-الف). طی آستنیت‌کردن در دمای ۹۰۰°C و سپس کوینچ نمونه‌ها در آب، بخشی از فاز فریت اولیه به فاز مارتنزیت تبدیل شده است. این فاز

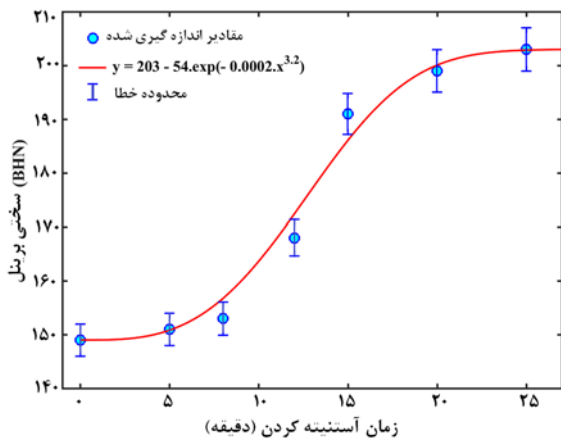
نمونه‌ها ربط داد. نمونه‌های مورد استفاده در این تحقیق دارای ساختار اولیه ریختگی بودند. در یک ساختار ریختگی معمولاً توزیع عناصر آلیاژی از جمله کربن در زمینه یکنواخت نبوده و برخی مناطق از جمله مرزخانه‌ها از غلظت بالاتری برخوردار هستند. ریزساختار نمونه‌ها نیز حاوی مقدار زیادی مرزخانه است (شکل‌های ۳- الف و ۴- الف). مرزخانه‌ها و مناطق فوق اشباع از کربن و دیگر عناصر آلیاژی با ایجاد مانع در برابر لغزش صفحات کریستالی و حرکت نابجایی‌ها موجب استحکام ماده می‌شوند. از طرفی در فرآیند آستنیت‌کردن جزئی در دمای ۹۰۰°C فاز آستنیت حاوی بیش از ۱% کربن، ابتدا در این مناطق جوانه می‌زند و به تبع آن اثر سخت‌گردانی این مناطق حذف می‌شود. در عوض، ایجاد فاز مارتنزیت طی کویچ نمونه‌ها در آب سبب افزایش استحکام چند نشکن می‌شود. در ابتدا بخشی از میزان افزایش سختی ناشی از حضور مارتنزیت با کاهش سختی ناشی از حذف مرزخانه‌های فریت و مناطق فوق اشباع از عناصر آلیاژی خنثی شده و سختی نمونه‌ها تغییر چندانی نمی‌کند (بازه زمانی تا ۱۰ دقیقه در نمودار ۲). از یک حدی به بعد، اثر افزایش سختی ناشی از افزایش مقدار فاز مارتنزیت بر اثر کاهش ناشی از حذف مرزخانه‌ها و مناطق فوق اشباع غالب شده و سختی افزایش می‌یابد (بازه زمانی بین ۱۰ تا ۲۰ دقیقه در نمودار ۲). با افزایش زمان آستنیت‌دهی جزئی، سرانجام فاز مارتنزیت به فاز پیوسته در زمینه تبدیل شده (شکل ۵- د) و از این به بعد نیروهای اعمالی فقط توسط این فاز تحمل می‌شوند. در چنین شرایطی حضور جزایر پراکنده فاز نرم فریت نقش موثری در تحمل بارهای اعمالی نداشته و بنابراین کاهش مقدار آن (افزایش مقدار مارتنزیت) اثر محسوسی بر سختی نمونه‌ها ندارد.

همراه است. تبدیل فاز فریت به آستنیت در آلیاژهای آهن- کربن در دمای ثابت جزء همین تحولات فازی است و می‌توان سینتیک آن را با مدل چماک (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov; JMAK) به فرم رابطه (۱) بیان نمود [27, 28]. در این تحقیق با استفاده از نرم‌افزار متلب بهترین منحنی رابطه (۱) بر داده‌های تجربی انطباق داده شد و براساس آن مقادیر ثابت‌های معادله به صورت $n=2/5$ و $k=8 \times 10^{-6}$ تعیین گردید.

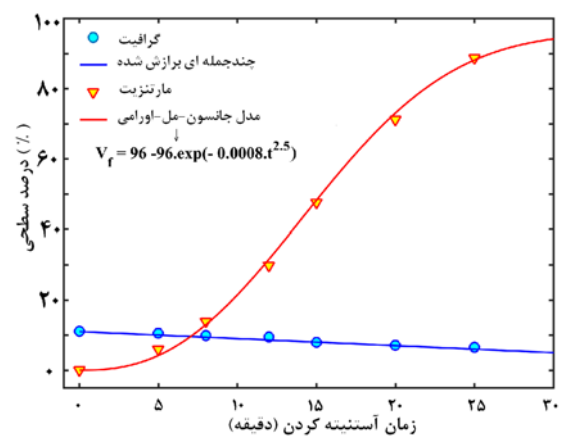
$$y = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1)$$



شکل ۵) تصاویر رنگ‌آمیزی شده با نرم‌افزار آنالیز تصویری برای تعیین درصد سطحی فازها، (الف) نمونه ریختگی و (ب تا د) نمونه‌های آستنیت‌دهی شده در دمای ۹۰۰ °C به مدت: (ب) ۱۲ دقیقه، (ج) ۱۵ دقیقه و (د) ۲۰ دقیقه و سپس کویچ شده در آب.



نمودار ۲) تغییرات سختی برینل نمونه‌های مورد بررسی برحسب زمان آستنیت‌کردن



نمودار ۱) تغییر درصد حجمی فازهای مارتنزیت و گرافیت با زمان آستنیت‌کردن

۲-۳- نتایج زبری‌سنجی

میزان زبری سطح نمونه‌های ریختگی و دوفازی فریتی-مارتنزیتی، پس از تراش‌کاری با تعداد دوران اسپیندل ۵۰۰ و ۷۱۰rpm در نمودار ۳ ارائه شده است. صافی سطح نمونه ریختگی، با افزایش دوران اسپیندل بهتر شده است. برخلاف نمونه ریختگی و نتایج اوولیا و ماوی [21]، در نمونه‌های دوفازی فریتی-مارتنزیتی با افزایش دوران اسپیندل زبری سطح ماشین‌کاری شده بیشتر شده است. این متفاوت بودن نتایج، غیرمعمول نیست زیرا اثر سرعت برش (تعداد دوران اسپیندل) بر زبری سطح، به محدوده سرعت برش اعمالی، نوع فلز، زاویه برش، نرخ پیشروی، عمق برش، شعاع نوک ابزار و لرزش آن بستگی دارد [23, 29-32]. به عنوان نمونه برخی

در نمودار ۲ نتایج آزمون سختی‌سنجی ارائه شده است. با گذشت زمان آستنیت‌دهی جزئی تا ۱۰min، به رغم افزایش درصد سطحی فاز مارتنزیت تا حدود ۱۴٪، سختی چند نشکن دوفازی تغییر محسوسی نکرده و تغییرات آن در حد خطای اندازه‌گیری است. این موضوع در مورد زمان‌های آستنیت‌دهی جزئی بیش از ۲۰min نیز صادق است. برخلاف این دو محدوده، در بازه زمانی ۱۰min تا ۲۰min سختی نمونه‌ها، مشابه درصد سطحی فاز مارتنزیت (نمودار ۱)، با زیاد شدن زمان آستنیت‌دهی جزئی با شیب تندی افزایش یافته است. رفتار مشابهی برای اثر زمان آستنیت‌دهی جزئی بر استحکام نهایی و استحکام ضربه چند نشکن دوفازی گزارش شده است [5]. این رفتار را می‌توان به رقابت افزایش فاز سخت مارتنزیت و کم‌شدن مرزخانه‌ها و همچنین مناطق فریتی فوق اشباع از کربن بر سختی

میکروسکوپی نشان می‌دهند (شکل‌های ۲ تا ۵)، ریزساختار زمینه نمونه‌های مورد بررسی متشکل از فاز سخت مارتنزیت در مجاورت فاز نرم فریت است. ابزار برش طی فرآیند ماشین‌کاری به صورت پشت سر هم با این دو فاز درگیر می‌شود. بنا به اصل عمل و عکس‌العمل، در هر بار برخورد ابزار به فاز سخت و ترد مارتنزیت، یک ضربه متقابل به ابزار برش وارد می‌شود. تکرار زیاد این ضربه‌های پیاپی در فواصل میکروسکوپی، سبب ایجاد لرزش در ابزار می‌گردد. در یک نمونه با درصد حجمی معینی از فاز سخت، با افزایش تعداد دوران اسپیندل، فرکانس میکروضرربه‌های وارده به ابزار بیشتر شده و در نتیجه شدت لرزش افزایش می‌یابد. افزایش شدت لرزش نیز به زبرتر شدن سطح منجر می‌شود [31, 32]. در عوض، در نمونه ریختگی چون ریزساختار زمینه فقط از فاز نرم فریت تشکیل شده، لذا مکانیزم میکروضرربه‌ها نیز موضوعیت نداشته و همان‌گونه که نمودار ۳ نشان می‌دهد (داده‌های متناظر با موقعیت صفر محور زمان)، با افزایش دوران اسپیندل، زبری سطح کاهش یافته است. هر چند مکانیزم میکروضرربه‌های پی‌درپی قادر به توضیح دلیل افزایش زبری سطح با افزایش سرعت برش در نمونه‌های دوفازی است، اما اثبات صحت آن نیاز به بررسی‌های آزمایشگاهی بیشتری داشته و موضوع تحقیق جداگانه‌ای است.

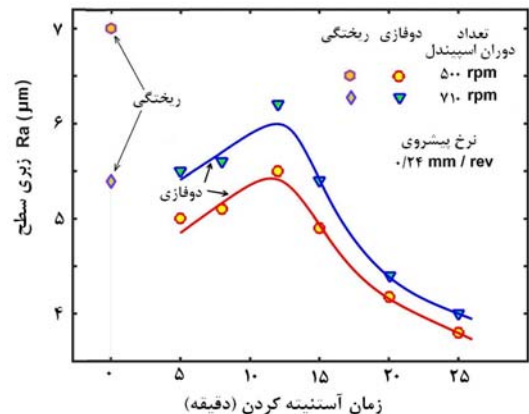
مطابق نمودار ۳، در یک تعداد دوران اسپیندل ثابت، با زیاد شدن زمان آستنیت‌ه جزئی تا ۱۲min زبری سطح چدن نشکن دوفازی فریتی- مارتنزیتی افزایش یافته و پس از آن کم شده است. این رفتار نیز با مکانیزم میکروضرربه‌های پی‌درپی قابل توضیح است. طی آستنیت‌کردن در دمای ۹۰۰°C، فاز آستنیت در مناطق مستعد مانند مرزخانه‌ها جوانه می‌زند. در نتیجه با گذشت زمان در ابتدا تعداد جزایر مجزا از هم فاز آستنیت زیاد می‌شود. این پدیده موجب افزایش فرکانس میکروضرربه‌های متوالی هنگام ماشین‌کاری شده و در نتیجه زبری سطح نیز زیاد می‌گردد. بعد از گذشت مدتی، کلیه مناطق مستعد برای جوانه‌زنی فاز آستنیت مصرف شده و از آن به بعد مقدار فاز آستنیت با مکانیزم رشد مناطق موجود و به هم پیوستن آنها افزایش می‌یابد [33, 34]. به تبع آن، تعداد مناطق ناپیوسته کاهش یافته و در نتیجه فرکانس میکروضرربه‌های پی‌درپی نیز کم می‌شود. کاهش فرکانس میکروضرربه‌ها به کاهش لرزش ابزار و در نتیجه بهبود صافی سطح منجر می‌شود.

نمودار ۳ نشان می‌دهد در تعداد دوران اسپیندل ۵۰۰rpm، صافی سطح نمونه دوفازی تولید شده با آستنیت‌ه جزئی ۲۷ تا ۶۲٪ (بسته به زمان آستنیت‌کردن) بهتر از صافی سطح نمونه ریختگی فریتی است. در دوران اسپیندل ۷۱۰rpm نیز صافی سطح نمونه‌های دوفازی آستنیت‌ه شده به مدت ۱۵ دقیقه و بیشتر، بهتر از صافی سطح نمونه ریختگی است. اما زبری سطح نمونه دوفازی آستنیت‌ه شده به مدت ۱۲ دقیقه (با بیشترین زبری سطح) حدود ۱۵٪ بیشتر از زبری سطح نمونه ریختگی است. به طور کلی می‌توان نتیجه گرفت که صافی سطح نمونه‌های دوفازی فریتی- مارتنزیتی بهتر یا در همان حدود نمونه ریختگی فریتی است. با این حال روند تغییر زبری سطح با زمان آستنیت‌ه جزئی به‌گونه‌ای است که بر مبنای آن تعیین زمان بهینه آستنیت‌ه جزئی مقدور نیست.

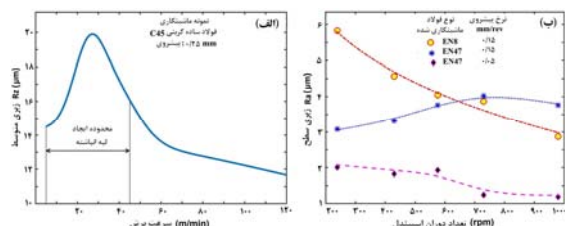
۳-۳- نتایج نیروسنجی و توان برشی ویژه

نمودار ۵ تغییرات نیروی مماسی بر حسب زمان آستنیت‌ه جزئی در ۳ نرخ پیشروی ۰/۰۹، ۰/۱۶ و ۰/۲۴mm/rev را نشان می‌دهد. دیده می‌شود با افزایش زمان آستنیت‌ه جزئی تا ۱۲min نیروی برشی کم شده و پس از آن مجدداً افزایش یافته است. مطابق نمودار ۶ با

نتایج گزارش شده توسط دیگر پژوهشگران در نمودار ۴ بازترسیم شده است. مطابق نمودار ۴- الف، در فلزات شکل‌پذیر در یک نرخ پیشروی معین و در سرعت‌های برش بیش از ۵m/min، با افزایش سرعت برش‌کاری تا ۳۰-۲۰m/min (بسته به زاویه براده‌برداری [23])، زبری سطح افزایش یافته و پس از آن کاهش می‌یابد [23, 29]. علت افزایش اولیه زبری، زیاد شدن ضریب اصطکاک بین ابزار برش و سطح نمونه و تشکیل لبه انباشته (Built up Edge) است. دلیل بهبود کیفیت سطح، به خصوص در سرعت‌های برش بیش از ۵۰m/min، افزایش حرارت منطقه ماشین‌کاری و کاهش تنش سیلان و در نتیجه تغییر شکل و برش راحت‌تر براده و تبدیل آن از ناهمگن به براده پیوسته است [23].

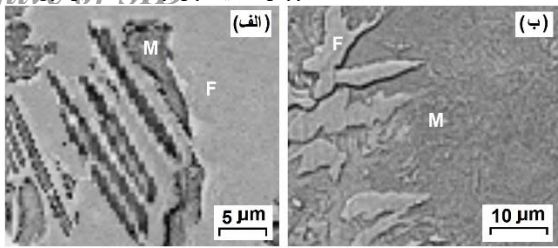


نمودار ۳) زبری سطح نمونه ریختگی و نمونه‌های با زمینه دوفازی فریتی- مارتنزیتی



نمودار ۴) نمونه نمودارهای تغییر زبری سطح با تغییر سرعت برش (تعداد دوران اسپیندل)، بازترسیم با استفاده از داده‌های (الف) کلوک [29] و (ب) کومار و همکاران [30]

نمودار ۴- ب [30] نیز نشان می‌دهد در برخی موارد ممکن است با تغییر نوع ترکیب شیمیایی فولاد یا تغییر نرخ پیشروی، اثر تعداد دوران اسپیندل بر صافی سطح بر عکس شود. این مثال‌ها به وضوح نشان می‌دهند اثر تعداد دوران اسپیندل بر زبری سطح را نمی‌توان همواره با یک مکانیزم شناخته شده مانند تشکیل لبه انباشته توضیح داد. در چدن‌ها، افزایش سرعت برش از همان ابتدا، معمولاً با کاهش زبری سطح همراه است [23]. اما در نمودار ۳، نتایج مربوط به نمونه‌های دوفازی، رفتاری برعکس این موضوع را نشان می‌دهند. این رفتار را نمی‌توان ناشی از مکانیزم افزایش اصطکاک و تشکیل لبه‌انباشته (مانند ناحیه اول نمودار ۴- الف) دانست، چون سرعت برش از ۳۰m/min بیشتر است. همچنین در چدن‌ها، گرفتاری نقش روانکار را هنگام ماشین‌کاری ایفا نموده و از تشکیل لبه انباشته جلوگیری می‌کند [23]. مکانیزم دیگری که می‌توان با آن پدیده افزایش زبری سطح چدن نشکن دوفازی فریتی- مارتنزیتی را زیاد شدن سرعت برش را توضیح داد، افزایش لرزش ابزار برش در اثر مکانیزم میکروضرربه‌های پی‌درپی است. همان‌گونه که تصاویر

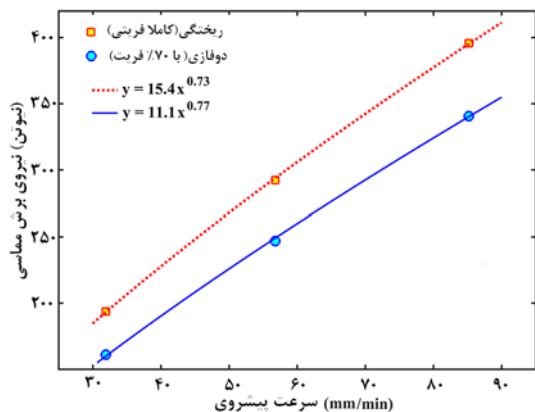


شکل ۶) تصویر میکروسکوپی SEM؛ (الف) مارتنزیت سوزنی شکل ظریف در زمینه فریتی و (ب) جزایر فریتی در زمینه پیوسته مارتنزیتی

یکی از متغیرهای ماشین‌کاری که اثر قابل ملاحظه‌ای بر کیفیت سطح قطعه کار و نیروهای برشی دارد، سرعت پیشروی ابزار است. به طور کلی طبق رابطه (۲)، با زیاد شدن سرعت پیشروی a_f ، نیروی برش مماسی F_t ، افزایش می‌یابد [31,32].

$$F_t = C \cdot a_f^b \quad (2)$$

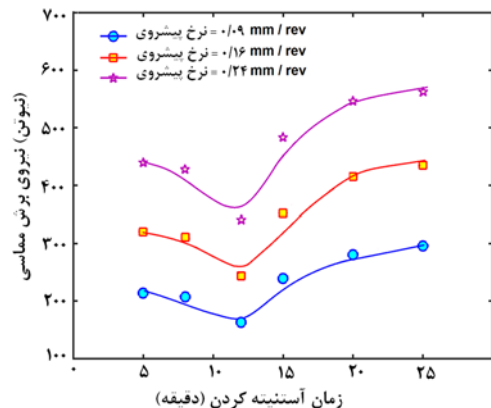
در جایی که کمیت C ضریب ثابت و $b < 1$ توان معادله (۴) بوده که برای فولادها تقریباً برابر ۰/۷۵ می‌باشد [31]. در نمودار ۷ اثر سرعت پیشروی بر نیروی برش مماسی نمونه ریختگی (ساختار فریتی) و نمونه دوفازی حاوی حدود ۳۰٪ فاز مارتنزیت مقایسه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌گردد نتایج هر دو نمونه، از رابطه ۲ تبعیت می‌کنند. با انطباق بهترین منحنی از نوع رابطه (۲) بر داده‌های تجربی، با استفاده از نرم‌افزار متلب، مقدار توان معادله برای نمونه ریختگی و دوفازی به ترتیب برابر ۰/۷۳ و ۰/۷۷ تعیین شد.



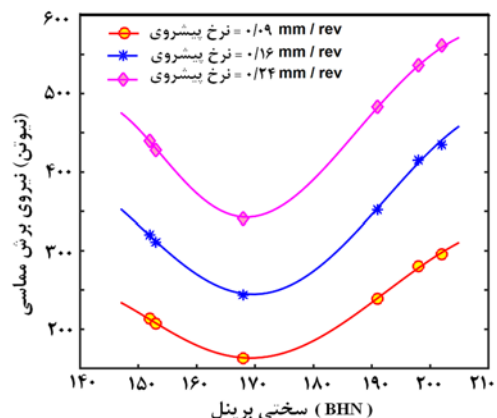
نمودار ۷) چگونگی تغییر نیروی برش مماسی نمونه دوفازی فریتی- مارتنزیتی و نمونه ریختگی با زمینه فریتی با سرعت پیشروی

توان برشی ویژه (Specific Cutting Power) یا انرژی تراش‌کاری مخصوص یکی دیگر از کمیت‌هایی است که بررسی آن در ماشین‌کاری مواد نوین و مقایسه قابلیت ماشین‌کاری آنها با مواد متداول حائز اهمیت است. زیرا در تعیین توان موتور ماشین تراش نقش داشته و میزان انرژی مصرفی به ازای واحد حجم فلز برداشته شده را نشان می‌دهد [23]. همچنین توان برشی ویژه اثر مستقیمی بر هزینه تمام‌شده یک قطعه ماشین‌کاری دارد. در فرآیند تراش‌کاری معمولاً سرعت برش خیلی بیشتر از نرخ پیشروی است، لذا توان برشی ویژه براساس نیروی برش مماسی به فرم رابطه (۳) محاسبه می‌شود [23]. در نمودار ۸ تغییر توان برشی ویژه برحسب سرعت پیشروی برای نمونه دوفازی فریتی- مارتنزیتی تولید شده با آستنیت‌زدایی جزئی به مدت ۱۲min و نمونه ریختگی با زمینه فریتی ارائه شده است. دیده می‌شود توان برشی ویژه با افزایش سرعت

افزایش سختی تا حدود ۱۶۸ برینل، نیروی برشی کاهش یافته و پس از آن زیاد شده است. علت این تغییرات براساس چگونگی تغییر ریزساختار زمینه با افزایش زمان آستنیت‌زدایی قابل توضیح است. هنگام ماشین‌کاری، وقتی که ابزار برش با فاز نرم فریت درگیر می‌شود، ایجاد براده با مقداری تغییر شکل دائمی همراه است. در زمان‌های آستنیت‌زدایی تا ۱۲ دقیقه، فاز مارتنزیت به صورت جزایر بسیار کوچک مجزا از هم و شبه سوزن‌های ظریف با ضخامت چند میکرومتر (شکل‌های ۴- ب و ۶- الف) ایجاد می‌شود. ابزار برش بعد از براده‌برداری فاز فریت، به این جزایر نازک شکننده برخورد می‌کند. این مناطق در اثر ضربه وارده به صورت ترد می‌شکنند و به صورت براده‌های ریز از قطعه کار جدا می‌شوند. در ابتدا با افزایش زمان آستنیت‌زدایی جزئی در دمای ۹۰۰°C، تعداد جوانه‌های فاز آستنیت و به تبع آن تعداد جزایر منفک از هم و تکه‌های مارتنزیتی سوزنی‌شکل زیاد شده و فاصله بین آنها (مقدار فاز شکل‌پذیر فریت) کاهش می‌یابد. این کاهش فاصله باعث می‌گردد تغییر شکل پلاستیکی مورد نیاز برای جدا کردن هر براده کمتر و کمتر شود. در نتیجه انرژی و نیرویی که باید صرف تغییر شکل ماده شود نیز کاهش می‌یابد [23]. بعد از گذشت مدتی (۱۲ دقیقه در این تحقیق)، بخشی از فاز مارتنزیت به فرم فاز یکپارچه شکل می‌گیرد (شکل‌های ۴- ج و ۶- ب). این فاز یکپارچه برخلاف جزایر مجزا از هم و تکه‌های شبه سوزنی ظریف، در مقابل نیروهای برشی مقاومت می‌کند. در نتیجه با کاهش تعداد تیغه‌ها و افزایش مقدار فاز پیوسته مارتنزیت با گذشت زمان، نیروی برش و انرژی لازم برای براده‌برداری رو به افزایش می‌گذارد.



نمودار ۵) اثر زمان آستنیت‌زدایی جزئی بر نیروی برش مماسی در نرخ پیشروی ۰/۰۹، ۰/۱۶ و ۰/۲۴ mm/rev



نمودار ۶) تغییرات نیروی برش مماسی برحسب سختی نمونه‌های مورد بررسی در نرخ پیشروی ۰/۰۹، ۰/۱۶ و ۰/۲۴ mm/rev

مارتنزیت با نمونه ریختگی با ساختار فریتی مقایسه گردید. براساس نتایج به دست آمده و تجزیه و تحلیل آنها می توان نتیجه گیری نمود که:

۴-۱- داده های درصد حجمی مارتنزیت- زمان آستنیتت جزیی به خوبی از مدل سینتیکی جماک به فرم $y = 96(1 - \exp(-8 \times 10^{-4} t^{2.5}))$ تبعیت نمود.

۴-۲- قاعده عمومی افزایش نیروی برش با افزایش سختی در مورد چدن نشکن دوفازی فریتی- مارتنزیتی صادق نبود. ۴-۳- با افزایش زمان آستنیتت جزیی ابتدا زبری سطح افزایش و نیروی برش مماسی کاهش یافته و سپس رفتار این دو کمیت عکس شد.

۴-۴- در نمونه دوفازی حاوی حدود ۳۰٪ مارتنزیت، استحکام کششی ۱۷٪ بیشتر از نمونه ریختگی فریتی و نیروی برش مماسی ۱۶ تا ۲۰٪ و توان برش ویژه نیز ۱۵ تا ۲۳٪ کمتر بود.

۴-۵- روابط نیروی برش مماسی و توان برش ویژه چدن نشکن دوفازی حاوی ۳۰٪ مارتنزیت با سرعت پیشروی به فرم $F_t = 11.1 \cdot a_f^{0.77}$ و $P_s = 3.15 a_f^{-0.23}$ بود.

۴-۶- براساس نیروی برش و انرژی مصرفی، زمان ۱۲ دقیقه به عنوان زمان بهینه آستنیتت کردن جزیی برای ایجاد ریزساختار دوفازی تعیین گردید.

تشکر و قدردانی: بدین وسیله از کارکنان کارگاه ماشین ابزار و آزمایشگاه علم مواد دانشگاه رازی و کارگاه توانایی ماشین کاری دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد تقدیر و تشکر می گردد.

تأییدیه اخلاقی: این مقاله تاکنون در نشریه دیگری (به طور کامل یا بخشی از آن) به چاپ نرسیده است. ضمناً محتویات علمی و ادبی مقاله منتج از فعالیت علمی نویسندگان بوده و صحت و اعتبار نتایج و متن مقاله بر عهده نویسندگان است.

تعارض منافع: نویسندگان هیچ گونه تعارض منافع برای این اثر ندارند.

سهم نویسندگان: علی محمد رشیدی (نویسنده اول)، نگارنده مقدمه/تحلیلگر آماری/نگارنده بحث (۵۰٪)؛ حیدر رضانی (نویسنده دوم)، پژوهشگر کمکی (۵۰٪)
منابع مالی: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

۵- فهرست علائم

a_f	سرعت پیشروی ($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$)
a_p	عمق برش (mm)
BHN	سختی برینل ($\text{kg} \cdot \text{mm}^{-2}$)
El	درصد ازدیاد طول نهایی
F	فاز فریت
F_t	نیروی برش مماسی (N)
M	فاز مارتنزیت
P_s	توان برشی ویژه ($\text{kJ} \cdot \text{cm}^{-3}$)
t	زمان آستنیتت کردن (min)
rpm	دوران اسپیندل در دقیقه
mm/rev	میلی متر بر دوران اسپیندل
T_s	استحکام تسلیم (Mpa)
T_y	استحکام کششی نهایی (Mpa)

منابع

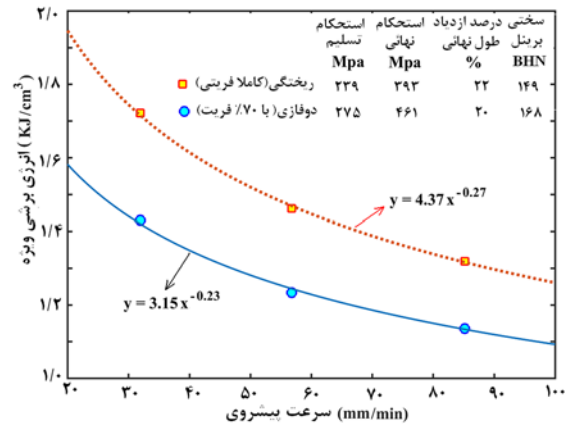
1- Labrecque C, Gagné M. Ductile iron: Fifty years of continuous development. Canadian Metallurgical Quarterly. 1998;37(5):343-378.

پیشروی کاهش یافته است. این رفتار با معادله (۴) برای نرخ برش ثابت، همخوانی دارد. با انطباق بهترین منحنی مربوط به رابطه (۴) بر نتایج تجربی، مقدار توان معادله برای نمونه ریختگی و دوفازی به ترتیب برابر ۰/۲۵- و ۰/۲۳- تعیین شد.

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

$$P_s = \hat{C} a_f^n \quad (4)$$

در روابط (۳) و (۴)، a_p عمق برش، \hat{C} ضریب تناسب و $n < 1$ $n < 0$ توان معادله است. مقادیر \hat{C} و n به صورت تجربی تعیین می شوند.



نمودار ۸) تغییر انرژی تراش کاری مخصوص بر حسب نرخ پیشروی در نمونه دوفازی فریتی- مارتنزیتی و نمونه ریختگی با زمینه فریتی

لازمه تعیین زمان بهینه آستنیتت جزیی، یافتن تابعی از متغیرهای مختلف از جمله هزینه های تمام شده، کیفیت محصول و زمان ماشین کاری است. اما اگر فقط نیروی برش و انرژی مصرفی طی ماشین کاری قطعه کار در نظر گرفته شوند، براساس نتایج ارایه شده در نمودارهای ۵ و ۸ زمان آستنیتت جزیی باید حدود ۱۲ دقیقه انتخاب شود. مطابق نمودار ۷، بسته به سرعت پیشروی، نیروی برش مماسی نمونه ریختگی با زمینه فریتی بین ۱۶ تا ۲۰٪ بیشتر از نمونه دوفازی حاوی ۳۰٪ مارتنزیت و ۶ تا ۱۹٪ کمتر از دیگر نمونه های دوفازی است. همچنین توان برشی ویژه نمونه دوفازی حاوی ۳۰٪ مارتنزیت ۲۳ تا ۱۵٪ کمتر از نمونه ریختگی فریتی بوده و در عین حال از استحکام کششی و تسلیم بالاتری (به ترتیب حدود ۱۷ و ۱۵٪) برخوردار است. این ارقام به خوبی مزیت های چدن نشکن با زمینه دوفازی فریتی- مارتنزیتی نسبت به چدن نشکن فریتی را بیان می کنند و نشان می دهند که با کنترل زمان آستنیتت جزیی در حدود ۱۲ دقیقه، می توان به چدن نشکنی دست یافت که ضمن داشتن خواص استحکامی بالاتر و صافی سطح مشابه چدن نشکن ریختگی، با صرف نیرو و انرژی کمتری قابل ماشین کاری است.

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق با هدف تعیین شرایط بهینه آستنیتت کردن جزیی براساس قابلیت ماشین کاری چدن نشکن دوفازی فریتی- مارتنزیتی، اثر زمان آستنیتت کردن جزیی بر سختی برینل، زبری سطح ماشین کاری شده در تعداد دوران اسپیندل ۵۰۰ و ۷۱۰ rpm و نیروی برش مماسی در نرخ پیشروی ۰/۱۶، ۰/۰۹ و ۰/۲۴ mm/rev بررسی شد. نتایج مربوط به نمونه دوفازی حاوی حدود ۳۰٪

- iron with Dual Matrix Structure (DMS). *Materials Letters*. 2000;45(3-4):203-207.
- 19- Basso A, Sikora J. Review on production processes and mechanical properties of dual phase austempered ductile iron. *International Journal of Metalcasting*. 2012;6(1):7-14.
- 20- Druschitz AP, Fitzgerald DC, inventors. Machinable austempered cast iron article having improved machinability, fatigue performance and resistance to environmental cracking and a method of making the same. Unites State patent US7070666B2. 2006.
- 21- Ovalia İ, Maviv A. Investigating the machinability of austempered ductile irons with dual matrix structures. *International Journal of Materials Research*. 2013;104(2):192-198.
- 22- Abedinzadeh A, Mahdavi Aghdam Y, Yazdani S, Avishan B. Evaluation of the machinability of austempered ductile iron austenitized at ferrite-austenite phase region. *Proceedings of the 5th Joint Conference of Metallurgical Engineering Society and Iranian Foundryman Society*, October 25-26, 2011, Isfahan, Iran. [Persian]
- 23- Razfar MR. Principles of machining and tool science. 12th. Publication Center of Amirkabir University of Technology; 2018. [Persian]
- 24- Rashidi AM. Investigation of mechanical properties of ductile iron whit ferrite - martensite matrix. *Journal of Iranian Foundrymen's Society*. 1998;19(57):83-87. [Persian]
- 25- Şeker U, Hasirci H. Evaluation of machinability of austempered ductile irons in terms of cutting forces and surface quality. *Journal of Materials Processing Technology*. 2006;173(3):260-268.
- 26- Gerval V, Lacaze J. Critical temperature range in spheroidal graphite cast irons. *ISIJ International*. 2000;40(4):386-392.
- 27- Ollat M, Massardier V, Fabregue D, Buscarlet E, Keovilay F, Perez M. Modeling of the recrystallization and austenite formation overlapping in cold-rolled dual-phase steels during intercritical treatments. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48(10):4486-4499.
- 28- Kulakov M, Poole WJ, Militzer M. A microstructure evolution model for intercritical annealing of a low-carbon dual-phase steel. *ISIJ International*. 2014;54(11):2627-2636.
- 29- Klocke F. *Manufacturing processes 1: Cutting*. Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag; 2011.
- 30- Sathesh Kumar N, Shetty A, Shetty A, Ananth K, Shetty H. Effect of spindle speed and feed rate on surface roughness of carbon steels in CNC turning. *Procedia Engineering*. 2012;38:691-697.
- 31- Stephenson DA, Agapiou JS. *Metal cutting theory and practice*. 3rd Edition. Boca Raton: CRC Press; 2016.
- 32- Kassab SY, Khoshnaw YK. The effect of cutting tool vibration on surface roughness of workpiece in dry turning operation. *Engineering & Technology*. 2007;25(7):879-889.
- 33- Barmak K. A Commentary on: "Reaction kinetics in processes of nucleation and growth". *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2010;41(11):2711-2775.
- 34- Bruna P, Crespo D, Gonzalez-Cinca R, Pineda E. On the validity of Avrami formalism in primary crystallization. *Journal of Applied Physics*. 2006;100(5):054907.
- 2- Nofal A. Advances in the metallurgy and applications of ADI. *Journal of Metallurgical Engineering (ME)*. 2013;2(1):1-18.
- 3- Wade N, Ueda Y. Mechanical properties of ductile cast iron with duplex matrix. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1981;21(2):117-126.
- 4- Owhadi A, Hedjazi J. Progress in the production of dual matrix structure ductile iron by heat treatment. *Journal of Iranian Foundrymen's Society*. 1994;15(2):49-57. [Persian]
- 5- Rashidi AM, Moshrefi Torbati M. Dual Matrix Structure (DMS) ductile cast iron: The effect of heat treating variables on the mechanical properties. *International Journal of Cast Metals Research*. 2001;13(5):293-297.
- 6- Lacaze J. Discussion on "stable eutectoid transformation in nodular cast iron: Modeling and validation". *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017;48(10):5146-5148.
- 7- Valdés C, Pérez López MJ, Figueroa M, Ramírez LE. Austempered ductile iron with dual matrix structures. *Revista Mexicana de Física*. 2009;55(1):48-51.
- 8- Murcia SC, Paniagua MA, Ossa EA. Development of as-cast Dual Matrix Structure (DMS) ductile iron. *Materials Science and Engineering A*. 2013;566:8-15.
- 9- Nobuki T, Hatate M, Shiota T. Mechanical characteristics of spheroidal graphite cast irons containing Ni and Mn with mixed ferrite and bainitic ferrite microstructure. *International Journal of Cast Metals Research*. 2008;21(1-4):31-38.
- 10- Ovali I, Kilicli V, Erdogan M. Effect of microstructure on fatigue strength of intercritically austenitized and austempered ductile irons with dual matrix structures. *ISIJ International*. 2013;53(2):375-381.
- 11- Sahin Y, Erdogan M, Cerah M. Effect of martensite volume fraction and tempering time on abrasive wear of ferritic ductile iron with dual matrix. *Wear*. 2008;265(1-2):196-202.
- 12- Wade N, Lu C, Ueda Y, Maeda T. Effect of distribution of second phase on impact and tensile properties of ductile cast iron with duplex matrix. *The Journal of the Foundrymen's Society*. 1983;55(1):10-16. [Japanese]
- 13- Mozumder YH, Behera RK, Sen S. Influence of intercritical austenitizing temperature and different quenching medium on mechanical properties and wear behaviour of dual matrix structured ductile iron. *Orissa Journal of Physics*. 2015;22(1):39-51.
- 14- Zhang H, Wu Y, Li Q, Hong X. Mechanical properties and rolling-sliding wear performance of dual phase austempered ductile iron as potential metro wheel material. *Wear*. 2018;406-407:156-165.
- 15- Panneerselvam S, Putatunda SK, Gundlach R, Boileau J. Influence of intercritical austempering on the microstructure and mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI). *Materials Science and Engineering A*. 2017;694:72-80.
- 16- Kilicli V, Erdogan M. Tensile properties of partially austenitized and austempered ductile irons with dual matrix structures. *Materials Science and Technology*. 2006;22(8):919-928.
- 17- Chen JK, Chen BT, Tsai JS. Microstructural evolutions and properties of partially austenitizing and austempered ductile irons. *Steel Research International*. 2016;87(2):191-198.
- 18- Rashidi AM, Moshrefi Torbati M. Effect of tempering conditions on the mechanical properties of ductile cast