ISSN: 2476-6909; Modares Mechanical Engineering. 2024;24(08):523-531.

Effects of Austenitizing Type on Machinability of Austempered Ductile Irons with Dual Matrix Structure

ARTICLE INFO

Article Type
Original Research

Authors
Sabzalipour M.[1],
Rashidi A.M. [1*]

How to cite this article
Sabzalipour M., Rashidi A.M, Effects of Austenitizing Type on Machinability of Austempered Ductile Irons with Dual Matrix Structure. Modares Mechanical Engineering; *2024;24(08):523-531.*

ABSTRACT

The main goal of present work is to identify the appropriate austenitising category to achieve the austempered ductile irons with dual matrix structure having the best possible machinability. In this regard, specimens of low-alloyed ferritic spheroidal graphite cast iron were prepared by casting process. In order to obtain a mixed ferrite-austenite structures having different volume fraction of austenite phase, samples were subjected to one of two processes: a) partial austenitising at 870 °C for various times (5 to 60 min) or b) intercritical austenitising at various temperatures (750, 765, 780 and 800 °C) for 60 minutes. After that they were austempered in molten salt at a temperature of 350 °C for one hour. During turning with a lathe equipped with a force dynamometer, the cutting forces of the workpieces were measured as a general adopted criterion for machinability investigation. According to the obtained results, with the increase of partial austenitising time or intercritical austenitising temperature, the volume fraction of the ausferrite phase increased, but the cutting force decreased initialy and then increased. For a certain percentage of the ausferrite phase, the turning of samples prepared with partial austenitising process was associated with lower cutting force, compared to the samples obtained by the intercritical austenitising process. In general, it can be concluded that the maximum machinability of dual matrix ductile iron austempered at 350 °C is achieved when the selected austenitising temperature and time results to creation dual matrix structure containing 39 ± 3 Vol% ausferrite phase.

Keywords Austempered Ductile Iron, Cutting Force, Intercritical Austenitising, Machinability, Partial Austenitising.

[1] Engineering Faculty, Razi University, Kermanshah, Iran.

Correspondence
Address: Engineering Faculty, Razi University, Kermanshah, Iran.

Rashidi1347@razi.ac.ir

Article History
Received: September 6, 2024
Accepted: October 29, 2024
ePublished: November 24, 2024

CITATION LINKS

1- Determination of mathematical formulae... 2- Influence of Austenitizing Time on... 3- Advances in the metallurgy and applications... 4- Evaluation of machinability of austempered ductile... 5- Investigating the machinability of austempered ductile... 6- The effects of austempering temperature and time onto... 7- Machinability of martensitic and austempered ductile... 8- Microstructure evolution during the liquid/solid transformation... 9- Dual Matrix Structure (DMS) ductile cast iron... 10-. Influence of chemical composition and holding time... 11- Review on production processes... 12- Machinable Austempered Cast Iron... 13- Effect of microstructure on fatigue strength of intercritically... 14- Evaluation of the machinability of austempered... 15- Production of machinable ferritic-ausferritic ADI... 16- Effect of distribution of second phase on... 17- Influence of Austenitizing Time on Machinability of... 18- A critical review on applications of the Avrami equation... 19- Characteristics of the transformations occurring... 20- Kinetic study of austenite formation during continuous heating... 21- Austenitisation kinetics of unalloyed and alloyed... 22- Formation kinetics of austenite in pearlitic ductile iron... 23- The austenite transformation in ferritic... 24- Effect of intercritical annealing conditions on grain... 25- Development of Aplication for Analysis... 26- Applied Process Inc. Technologies... 27- Ductile Iron Data for Design... 28- Tensile properties of partially austenitised and austempered... 29- Influence of austenitising and austempering... 30- Mechanical characteristics of spheroidal graphite... 31- Mechanical characterization of dual phase austempered... 32- Mechanical properties and rolling-sliding... 33- Microstructural evolutions and properties... 34-. Influence of intercritical austempering on the microstructure....

Copyright© 2024, TMU Press. This open-access article is published under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License which permits Share (copy and redistribute the material in any medium or format) and Adapt (remix, transform, and build upon the material) under the Attribution-NonCommercial terms.

اثر نوع فرایند آستنیته کردن بر قابلیت ماشینکاری چدن نشکن آستمپر با زمینه دوفازی

محسن سبزعلی پور[۱]، علی محمد رشیدی[۱]*
[۱] دانشکده مهندسی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران.

چکیده
هدف اصلی این تحقیق مشخص کردن فرایند آستنیته کردن مناسب برای دست‌یابی به چدن نشکن آستمپر با زمینه دوفازی دارای بهترین قابلیت ماشینکاری ممکن است. در این راستا نمونه‌های چدن نشکن فریتی کم آلیاژ با ریخته‌گری تهیه گردید. ابتدا به منظور ایجاد مخلوط دو فازی فریت و آستنیت با درصدهای مختلف فاز آستنیت، نمونه‌ها تحت یکی از دو فرایند: الف) آستنیته جزئی (حرارت دهی در دمای ۸۷۰ °C به مدت ۵ تا ٦٠ دقیقه) و یا ب) آستنیته بین بحرانی(حرارت دهی در دماهای ۷۵۰ °C-۷٦٥-۷۸۰ و ۸۰۰ °C به مدت ٦٠دقیقه) قرار گرفتند و بعد از آن در نمک مذاب با دمای ۳۵۰ °C به مدت یک ساعت آستمپر شدند. نیروی برش طی روتراشی با ماشین تراش مجهز به دینامومترنیرو به عنوان معیار پذیرفته شده برای بررسی قابلیت ماشینکاری اندازه‌گیری شد. مطابق نتایج به دست آمده، با افزایش زمان آستنیته جزئی و یا دمای آستنیته بین بحرانی، درصد فاز سخت آسفریت زیاد شد، اما نیروی برش در ابتدا کاهش و سپس افزایش یافت. در یک درصد یکسان فاز آسفریت، تراشکاری نمونه‌های تهیه شده با فرایند آستنیته جزئی در مقایسه با نمونه‌های به دست آمده با فرایند آستنیته بین بحرانی، با نیروی برش کمتری همراه بود. به طور کلی می‌توان نتیجه‌گیری نمود که بیشترین قابلیت ماشینکاری چدن نشکن آستمپر شده در دمای°C ۳۵۰ هنگامی حاصل می شود که دما و زمان آستنیته کردن به ایجاد زمینه با ساختار دوگانه حاوی ۳ ± ۳۹ درصد حجمی فاز آسفریت منجر گردد.

کلیدواژه‌ها: چدن نشکن آستمپر دوفازی، آستنیته جزئی، آستنیته بین بحرانی، نیروی برش، قابلیت ماشینکاری

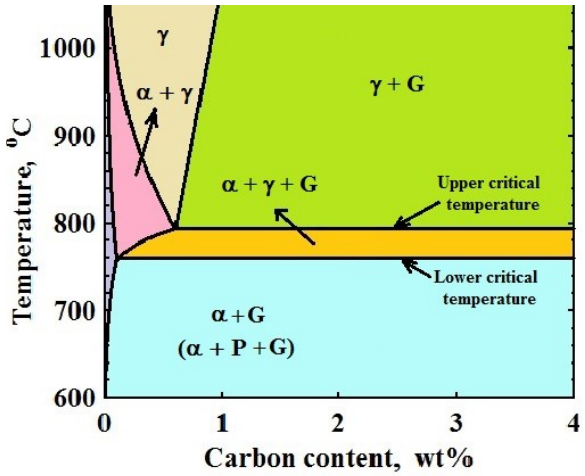
تاریخ دریافت: ۱٤۰۳/۰٦/۱٦
تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۰۸/۰۸
*نویسنده مسئول: rashidi1347@razi.ac.ir

۱- مقدمه
فرایندهای ماشین‌کاری دسته‌ی مهمی از فرایندهای ساخت هستند که برای تولید قطعات مورد نیاز از مواد خام اولیه و یا برای تکمیل نهائی و دستیابی به دقت ابعادی و کیفیت سطحی لازم بر روی قطعات تولید شده با دیگر فرایندهای تولید به کار می روند. یکی از حوزه‌های اصلی مکانیک ماشینکاری، بررسی نیروهای لازم برای برداشتن مواد مازاد توسط ابزار برش به صورت براده است[1]. قابلیت ماشینکاری ماده یکی از عوامل مهم اثر گذار بر هزینه تمام شده قطعات صنعتی تولیدی است که با معیارهائی مانند مقدارنیروهای برش یا عمر ابزار مورد ارزیابی قرار می‌گیرد[2,3] . مشکل بودن ماشین‌کاری یک ماده، می‌تواند سبب کم شدن تمایل صنعت‌گران برای استفاده از فلزاتی مانند چدن نشکن آستمپر(Austempered Ductile iron: ADI) شود. قابلیت ماشینکاری چدن نشکن آستمپر ASTM 850-550-10 حدودا نصف فولاد AISI 1110 است[4]. به همین دلیل معمولا ماشینکاری چدن ADI به صورت دو مرحله ای: الف) ماشینکاری خشن بعد از ریخته گری و ب) پرداخت نهائی بعد از فرایند آستمپرینگ انجام می شودکه باعث افزایش هزینه‌ي تولید چدن نشکن آستمپر می‌گردد[5,6]. این مسئله سبب شده، استفاده از چدن ADI برای ساخت اجزائی که الزاما باید بعد از عملیات حرارتی ماشینکاری شوند، با چالش جدی روبرو باشد. یک راه غلبه بر این مشکل، استفاده از چدن نشکن آستمپر با زمینه دو فازی فریتی- آسفریتی است. گام اول برای تولید چنین ماده‌ای، ایجاد فاز آستنیت و فاز فریت در کنارهم با اعمال یکی از چرخه‌های حرارتی زیر است[7] :

۱- فریت‌زائی بین‌بحرانی: در این فرایند ابتدا نمونه در منطقه دو فازی $\gamma + G$ نمودار فازی Fe-C در حضور سیلسیم[8] ، نشان داده شده در شکل (۱)، حرارت داده می‌شود تا کل ساختار زمینه تبدیل به فاز آستنیت گردد. سپس نمونه تا دمایی بین دماهای بحرانی پائینی و بالائی نمودار فازی سرد شده و در این دما برای مدتی نگهداری گردیده تا بخشی از آستنیت به فریت تبدیل شود[9-11] .

۲- آستنیته بین‌بحرانی: این فرایند عبارت است از حرارت دهی نمونه با زمینه اولیه فریتی، یا پرلیتی ، یا مارتنزیتی و یا مخلوطی از آنها مستقیما در منطقه سه فازی $\gamma + \alpha + G$ نمودار فازی(در دمایی بین دماهای بحرانی پائینی و بالائی) تا هنگامی که مخلوطی از فازهای فریت و آستنیت در کنار هم تشکیل گردد.

۳- آستنیته جزئی فوق بحرانی: در این فرایند ابتدا با کنترل فرایند ذوب و ریخته‌گری یا با انجام آنیل حرارتی فریت‌زا، ساختار زمینه نمونه کاملا فریتی می‌شود. سپس نمونه در دماهای بالاتر از دمای بحرانی بالائی یعنی در منطقه دو فازی $\gamma + G$ برای مدتی کوتاه(معمولا۱۰تا ۱۵دقیقه) حرارت داده می‌شود تا قسمتی از فاز فریت به فاز آستنیت تبدیل گردد.



شکل ۱) برش هم ترکیب نمودار فازی سه تائی Fe-C-Si، مقطع ۲/٤ درصد وزنی سیلیسیم[8] .

جستجو در منابع علمی نشان می‌دهد قابلیت ماشینکاری چدن نشکن آستمپر دوفازی تولید شده با یکی از دو فرایند دوم یا سوم بررسی شده [7,12-15]، اما تاکنون اثر این دو فرایند بر روی قابلیت ماشینکاری یک نوع چدن نشکن با ترکیب شیمیائی مشخص با هم بررسی و مقایسه نشده است. از طرفی خواص چدن نشکن آستمپر با زمینه دوفازی نه تنها متاثر از ترکیب شیمیائی و نوع، مقدار و ابعاد فازهای تشکیل دهنده ریزساختار آنها است بلکه از نحوه توزیع فازها نیز تاثیر می‌پذیرد. در فرایند آستنیته بین بحرانی معمولا فاز نرم فریت به صورت یک حلقه در اطراف کره‌های گرافیتی شکل می‌گیرد، اما در فرایند آستنیته جزئی فاز آستنیت در اطراف حلقه‌ها به وجود آمده که طی فرایند بعدی آستمپرینگ به فاز سخت آسفریت تبدیل می‌گردد. مقاومت حلقه آسفریتی در برابر جوانه‌زنی و اشاعه ترک‌ها از مرزمشترک کره‌های گرافیتی-زمینه بیشتر ازحلقه فریتی است. به همین دلیل در یک درصد حجمی یکسان فاز سخت، چقرمگی چدن نشکن دوفازی تولید شده با فرایند آستنیته جزئی بهتر ازچدن نشکن دوفازی تولید شده با آستنیته بین بحرانی است[9,16] . هدف تحقیق حاضر این است که مشخص سازد که آیا این موضوع در خصوص قابلیت ماشینکاری چدن‌های نشکن آستمپر دوفازی نیز صادق است یا خیر؟ نتایج این تحقیق می‌تواند به صنعتگران در انتخاب فرایند مناسب تولید چدن نشکن آستمپر با زمینه دوفازی با بالاترین قابلیت ماشینکاری ممکن کمک نماید.

۲- مواد و آزمایش ها

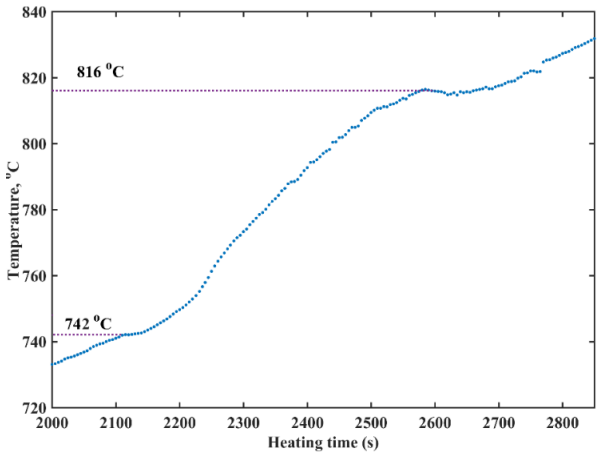
در این تحقیق از فولاد ساده کربنی AISI 1110 به عنوان ماده مرجع و چدن نشکن با کربن معادل حدود ۴/۰ درصدوزنی استفاده شد. در جدول ۱ ترکیب شیمیائی نمونه‌ها ارائه شده است. نمونه‌های فولادی به صورت میله‌گرد با قطر ۳۰ mm از بازار خریداری شد. نمونه‌های چدن نشکن با ساختار ریختگی کاملا فریتی با فرایند ذوب و ریخته‌گری تهیه شدند. جزئیات مواد اولیه مورد استفاده، عملیات ذوب و ریخته گری و کروی کردن گرافیت‌ها در مراجع[7,17] ارائه شده است.

جدول ۱) ترکیب شیمیائی فولاد کربنی مرجع و چدن نشکن مورد استفاده(درصد وزنی)

عنصر	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Mg	Mo	Fe
فولاد	۰/۹۸	۰/۲۱	۰/۴۱	۰/۰۳	/۰۴	۰/۰۲	۰/۰۱	---	----	باقیمانده
چدن	۳/۲	۲/۴۳	۰/۱۹	۰/۰۳	۰/۰۳	۰/۲۸	۰/۰۲	۰/۰۶	۰/۰۳	باقیمانده

برای تعیین محدوده سه فازی $\gamma + \alpha + G$ نمودار فازی (دماهای بحرانی پائینی و بالائی)، تغییرات دمای مرکز یک میله چدنی با گذشت زمان طی گرم شدن کوره با یک دیتالاگر ثبت گردید. نمودار این تغییرات در شکل ۲ ارائه شده است. براساس این نمودار، دماهای بحرانی پائینی وبالائی به ترتیب برابر ۷۴۲ °C و ۸۱۶ °C تعیین شدند.

برای انجام فرایندهای عملیات حرارتی آستنیته جزئی و آستنیته بین بحرانی، نمونه‌های چدن نشکن به دو دسته تقسیم شدند. یک دسته در دمای ۸۷۰ °C به مدت ۱۰ دقیقه تا ۶۰ دقیقه آستنیته جزئی شدند تا بخشی یا تمام فاز فریت اولیه(بسته به زمان نگهداری) به فاز آستنیت تبدیل گردد. دسته دیگر ابتدا در دمای °C ۹۰۰ به مدت یک ساعت آستنیته کامل شده و سپس در روغن داغ با دمای ۶۰ °C کوئنچ شدند. بعد از آن در چند دمای بین بحرانی از ۷۵۰ °C تا ۸۰۰ °C به مدت یک ساعت آستنینه بین بحرانی شدند تا مخلوطی از فازهای فریت پرویوتکتوئیدی و آستنیت با درصدهای مختلف (بسته به دمای آستنیته کردن بین بحرانی) به وجود آید. سپس برای ایجاد ریزساختار با زمینه دوگانه فریتی-آسفریتی یا کاملا آسفریتی نمونه‌ها در نمک مذاب با دمای ۳۵۰ °C کوئنچ شده، در این دما برای مدت یک ساعت نگهداری گردیده و در نهایت در هوا خنک شدند.



شکل ۲) نمایش نحوه تغییر دمای مرکز نمونه چدن نشکن در یک کوره مقاومتی در بازه زمانی ۳۰ تا ۵۰ دقیقه بعد از شروع گرمایش .

برای بررسی رابطه بین درصد حجمی فاز آسفریت و قابلیت ماشینکاری، درصد فازها با پردازش تصاویر با نرم افزار آنیکس (Anix)تصاویر میکروسکپ نوری سطح مقطع نمونه ها پس از عملیات متالوکرافی به شرح مندرج در مرجع[7] با دقت ۱۰٪ ± محاسبه شد.

قبل از آزمون تعیین قابلیت ماشینکاری، همه نمونه ها تا قطر ۲۰mm روتراشکاری گردیدند تا تاثیر شرایط تبرید سطحی طی انجماد و عملیات حرارتی به حداقل ممکن کاهش یابد. مقدار نیروهای برشی طی روتراشی خشک نمونه‌ها با سرعت چرخش ۷۱۰ rpm، نرخ پیشروی ۰/۲۲ mm/rev و عمق برش ۰/۷۵ mm با دستگاه تراشکاری مجهز به دینامومتر نیروی سه بعدی مدل کیستلر ۹۲۵۷ B با دقت ۵ N ± اندازه‌گیری و ثبت گردید. ابزار مورد استفاده از نوع الماسه P40 بود و برای اندازه گیری نیروهای برشی

هر نمونه، ابزارجدید به کار برده شد تا سایش ابزار بر روی نتایج اثرگذار نباشد. در شکل ۳ تصاویری از دستگاه تراشکاری مورد استفاده، تجهیزات دینامومتر نیرو شامل سنسورهای اندازه‌گیری نیرو، سیستم‌های جمع‌آوری و پردازش اطلاعات و یک نمونه در حال روتراشی ارائه شده است.

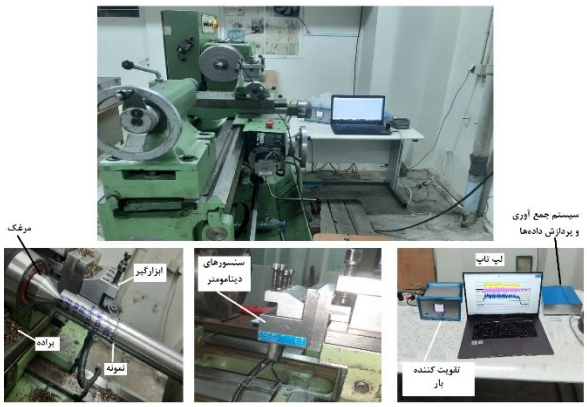
۳- نتایج و بحث

چون تصاویر میکروسکپی نوری و الکترونی روبشی قبلا ارائه شده‌اند[7,9] و با توجه به محدودیت حجم مقاله از ارائه و توضیح ریزساختار همه نمونه‌های مورد بررسی خودداری شده و به ارئه یک تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی(SEM) از نمونه‌های با زمینه دوفازی فریتی-آسفریتی تولید شده با آستنیته جزئی و آستنیته بین بحرانی(شکل ۴) جهت مقایسه اکتفا می‌شود. همان‌گونه که مشاهده می‌گردد در نمونه تولید شده با آستنیته جزئی کره‌های گرافیتی توسط یک حلقه پیوسته از فاز آسفریت احاطه شده‌اند اما در نمونه تولید شده با آستنیته بین بحرانی هم فاز فریت(به صورت پیوسته) و هم فاز آسفریت(به صورت تکه‌های مجزا) در اطراف کره‌های گرافیتی ایجاد شده‌اند. علاوه بر آن در دیگر مناطق فاز آسفریت حجیم نیز مشاهده می‌شود.

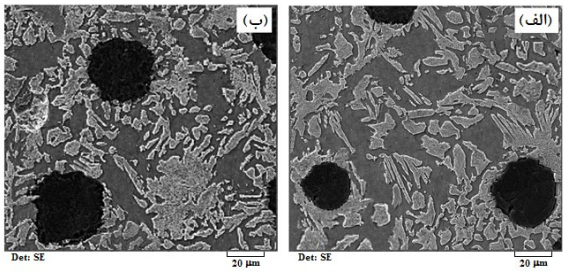
۳- ۱- اثر زمان آستنیته جزئی و دمای آستنیته بین بحرانی بر درصد حجمی فاز آسفریت

تغییرات درصد حجمی فاز آسفریت با زمان آستنیته جزئی در شکل ۵-الف و بر حسب دمای آستنیته بین بحرانی در شکل ۵-ب نشان داده شده است. دیده می‌شود با افزایش زمان آستنیته جزئی و یا دمای بین بحرانی، درصد حجمی فاز آسفریت افزایش یافته است. این نتیجه قابل انتظار است زیرا طی یک دگرگونی فازی همدما، کسر حجمی فاز محصول(V_f) طبق رابطه اورامی (Avrami) به صورت زیر با زمان و دما تغییر می‌کند[18]:

$$V_f = 1 - exp\,(-kt^n) \qquad (۱)$$



شکل ۳) تصاویردستگاه تراشکاری مورد استفاده، تجهیزات اندازه گیری نیروی سه بعدی نیرو و نمونه قطعه‌کار در حال روتراشی

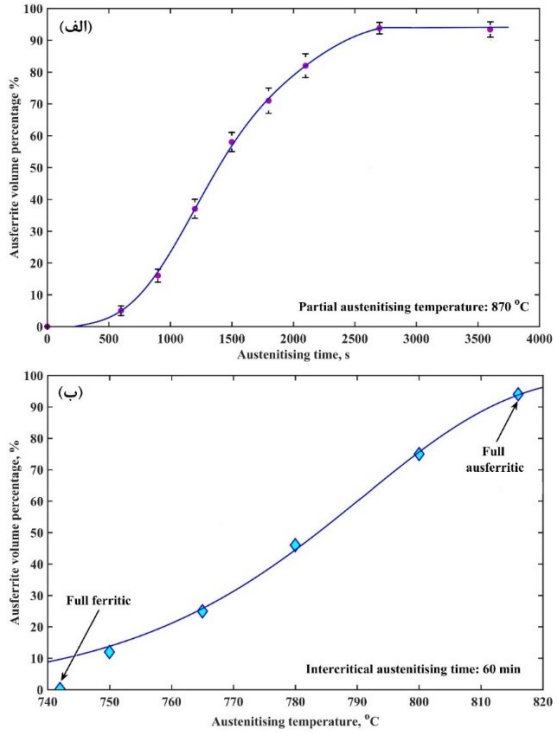


شکل ۴) تصاویر میکروسکپ الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه‌های دوفازی فریتی-آسفریتی تولید شده با فرایند: الف) آستنیته جزئی در دمای ۸۷۰ ℃ به مدت ۲۰ دقیقه، ب) آستنیته بین بحرانی در دمای ۷۸۰ ℃ به مدت ۶۰ دقیقه.

در این رابطه، n توان مستقل از دما و وابسته به مکانیزم دگرگونی فازی، نرخ هسته‌زایی یا هندسه رشد بوده و مقدار آن برای سینتیک شکل‌گیری فاز آستنیت در چدن‌های نشکن بین ۱/۳ تا ۵ گزارش شده است[19-23] . کمیت k نیز ثابت سرعت بوده و طبق رابطه زیر به دما وابسته است[24]:

$$k = k_o exp\,(-\frac{Q}{RT}) \qquad (۲)$$

در این رابطه k_o ثابت مستقل از دما، Q انرژی فعال‌سازی دگرگونی فازی و R ثابت جهانی گازها است. این رابطه نشان می‌دهد با افزایش دما مقدار ثابت سرعت دگرگونی فازی و به تبع آن درصد فاز محصول افزایش می‌یابد.



شکل ۵) تغییرات درصد حجمی فاز آسفریت با: الف) زمان آستنیته جزئی در دمای ۸۷۰ ℃، ب) دمای آستنیته بین بحرانی به مدت ۶۰ دقیقه.

۳- ۲- اثر زمان آستنیته جزئی و دمای آستنیته بین بحرانی بر نیروی برش

شک۶-الف اثر زمان آستنیته جزئی بر نیروی برش برایند طی روتراشی چدن نشکن دوفازی فریتی-آسفریتی را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می گردد با گذشت زمان آستنیته جزئی در ابتدا مقدار نیروی برش از حدود N ۴۴۰ تا مقدار کمینه حدود N ۳۵۰ کاهش یافته است. بعد از آن با افزایش زمان آستنیته تا ۴۵ دقیقه مقدار نیروی برش تا N ۷۵۰ زیاد شده و پس از آن افزایش بیشتر زمان آستنیته اثری بر نیروی برش نداشته است.

مطابق شکل ۶-ب با افزایش دمای بین بحرانی از ۷۵۰ تا ۷۸۰ نیروی برش از حدود N ۵۱۵ تا N ۴۰۵ کاهش یافته و بعد از آن زیاد شده است. لازم به ذکر است که عملیات آستنیته کردن در دماهای بحرانی پائینی و بالائی ۷۴۲ و ۸۱۶ و به تبع آن آزمون تعیین نیروی برش انجام نشده و لذا در شکل ۶-ب مقادیر نیروی برش نمونه‌های با زمینه کاملا فریتی و کاملا آسفریتی(ADI) به عنوان نیروی برش نمونه‌های فرضی آستنیته شده در دماهای بحرانی پائینی و بالائی لحاظ شده‌اند.

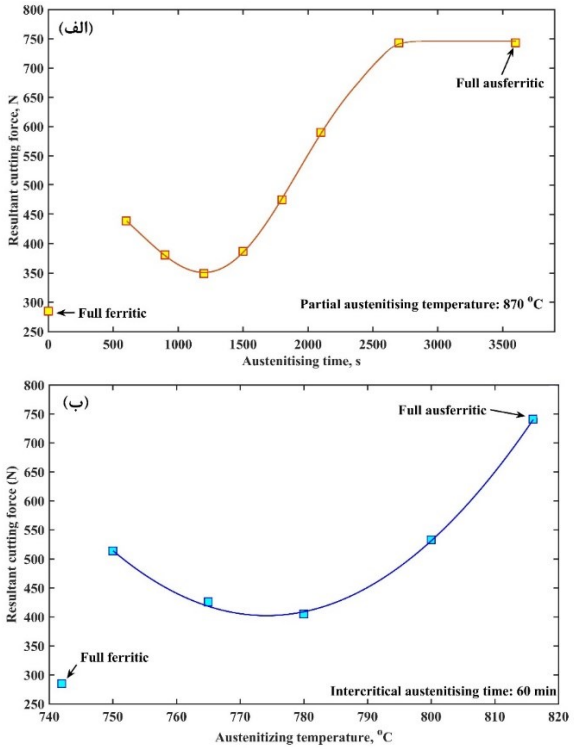
براساس نتایج ارائه شده در شکل ۶، هم آستنیته جزئی کوتاه مدت(حدود ۱۰ دقیقه) و هم آستنیته بین بحرانی در دمای کمی بالاتر از دمای بحرانی پائینی سبب می‌شوند در مقایسه با نمونه با زمینه کاملا فریتی، نیروی برش طی ماشین‌کاری به میزان قابل توجهی بیشتر شود. بعد از این افزایش نسبتا شدید اولیه، با افزایش زمان آستنیته جزئی یا دمای آستنیته بین بحرانی، در ابتدا نیروی برش تا یک مقدار کمینه کاهش یافته و سپس زیاد شده است. این نحوه تغییر ناشی از اثر مقدار کربن حل شده در فاز فریت و اثر مقدار فاز سخت آسفریت ایجاد شده در زمینه چدن نشکن دوفازی بر نیروی برش است که علت آن در مراجع[7] تشریح شده و در قسمت بعدی به اختصار بیان خواهد شد.

۳- ۳- اثر درصد حجمی فاز آسفریت ایجاد شده طی آستنیته جزئی و بین بحرانی بر قابلیت ماشینکاری

برای مقایسه قابلیت ماشینکاری مواد مختلف معمولا از شاخص نسبی (درصد) قابلیت ماشینکاری(MI%) استفاده می شود. این شاخص بر اساس سهولت نسبی ماشینکاری ماده مورد بررسی نسبت به ماده مرجع با قابلیت ماشینکاری فرضی ۱۰۰٪ به صورت زیر تعریف می‌گردد[25]:

$$MI\% = 100 \times (P_{mat}/P_{ref})^{\pm 1} \qquad (۳)$$

در این رابطه کمیت‌های P_{mat} و P_{ref} به ترتیب مقدارکمیت اندازه‌گیری شده‌ی مربوط به نمونه مورد بررسی و ماده مرجع هستند. توان منفی برای حالتی است که کمتر بودن کمیت اندازه‌گیری شده بیانگر قابلیت ماشینکاری بهتر باشد. در حالت عکس این موضوع باید توان مثبت را در رابطه(۳) به کار برد[25]

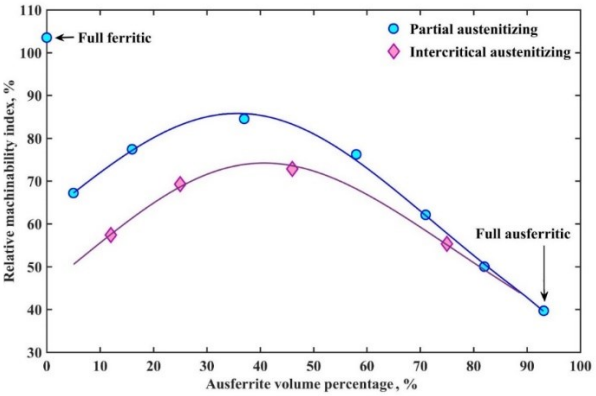


شکل ۶) تغییرات نیروی برش برایند با: الف) زمان آستنیته جزئی در دمای۸۷۰ °C، ب) دمای آستنیته بین بحرانی به مدت ۶۰ دقیقه.

در تحقیق حاضر نیروی برش برایند به عنوان معیار قابلیت ماشینکاری چدن نشکن دوفازی اندازه‌گیری شد. کمتر بودن این کمیت بیانگر قابلیت ماشینکاری بهتر است. همچنین فولاد ساده کربنی AISI 1110 به عنوان ماده مرجع انتخاب گردید چون در منابع علمی[4,6,26,27] برای مقایسه قابلیت ماشینکاری چدن نشکن آستمپر شده با دیگر انواع چدن‌ها، درصد قابلیت ماشینکاری این فولاد برابر ۱۰۰٪ در نظر گرفته شده است. طی اندازه گیری نیروی برش نمونه فولادی مرجع در همان شرایط روتراشی نمونه‌های چدن نشکن، مقدار این نیرو برابر N ۲۹۵ به دست آمد. با جاگذاری این مقدار و مقادیر نیروی برش نمونه‌های چدن نشکن(شکل ۶)، در رابطه (۳) با لحاظ توان منفی، مقادیر شاخص نسبی(درصد) قابلیت ماشینکاری نمونه‌های چدن نشکن دوفازی حاوی مقادیر مختلف فاز آسفریت محاسبه گردید. نتایج مربوط به دو فرایند آستنیته جزئی و آستنیته بین بحرانی در شکل ۷ با هم مقایسه شده‌اند.

مشاهده می‌گردد درصد قابلیت ماشینکاری نمونه با زمینه کاملا فریتی حدود ۳/۵ درصد بهتر از قابلیت ماشینکاری فولاد ساده کربنی مرجع است. اما حرارت‌دهی به مدت ده دقیقه در دمای فوق‌بحرانی ۸۷۰ °C باعث شده قابلیت ماشینکاری به حدود ۶۷ درصدکاهش یابد. همچنین آستنیته بین بحرانی به مدت یک ساعت در دمای ۸ °C بالاتر از دمای بحرانی پائینی موجب نزول ۴۳ درصدی شاخص نسبی ماشینکاری شده است. درهر کسر حجمی فاز آسفریت زیر۰/۷، شاخص نسبی قابلیت ماشینکاری

نمونه‌های تولید شده با فرایند آستنیته جزئی بالاتر از نمونه‌های به دست آمده با فرایند آستنیته بین بحرانی است. در کسر حجمی‌های فاز آسفریت زیر ۰/۰۵، درصد اختلاف نسبی بین شاخص ماشینکاری دو دسته (نسبت به مقادیر شاخص نسبی نمونه‌های تولید شده با فرایند آستنیته بین بحرانی) بیش از ۳۳٪ است، اما با افزایش کسر حجمی فاز آسفریت، مقدار این اختلاف کمتر و کمتر شده، به گونه‌ای که در کسر حجمی‌های بالای ۰/۷، اختلاف نسبی بین مقادیر شاخص نسبی نمونه‌های تولید شده با فرایند آستنیته بین بحرانی و آستنیته جزئی کمتر از پنج درصد است.



شکل ۷) مقایسه تغییرات شاخص نسبی(درصد) قابلیت ماشینکاری نمونه‌های چدن نشکن با زمینه دوفازی فریتی-آسفریتی تولید شده با فرایندهای آستنیته جزئی و آستنیته بین بحرانی در درصدهای حجمی مختلف فاز آسفریت.

نمودارهای برازش شده بر نتایج تجربی در شکل ۷ نشان می‌دهند بیشینه قابلیت ماشینکاری نمونه‌های تولید شده با فرایند آستنیته جزئی مربوط به نمونه‌های حاوی کسر حجمی فاز آسفریت بین ۰/۳۲ تا ۰/۴۲ بوده و برابر ۰/۵ ± ۸۵/۵ است. در مقام مقایسه، در نمونه‌های به دست آمده با فرایند آستنیته بین بحرانی، مقدار این کمیت برابر ۰/۵ ± ۷۳/۷ درصد و از آن نمونه‌های با ریزساختار دارای کسر حجمی فاز آسفریت بین ۰/۳۶ تا ۰/۴۶می‌باشد. به طور کلی می‌توان نتیجه گرفت در صورت انجام عملیات آستمپر در دمای ۳۵۰ °C به مدت یک ساعت، دما و زمان آستنیته کردن را باید به‌گونه‌ای انتخاب نمود که منجر به ایجاد ریزساختار دوگانه‌ای حاوی ۳ ± ۳۹ درصد فازآسفریت گردد تا در یک شرایط یکسان ماشینکاری، چدن نشکن آستمپر دوفازی با بیشترین قابلیت ماشینکاری به‌دست آید. کمتر بودن درصد قابلیت ماشینکاری نمونه‌های حاوی مقادیر اندک فاز آسفریت نسبت به نمونه با زمینه کاملا فریتی اولیه را می‌توان ناشی از بیشتر بودن میزان قابلیت کارسختی (افزایش استحکام تسلیم با افزایش کرنش پلاستیک) این نمونه‌ها دانست. قابلیت کارسختی مواد یکی از عوامل موثر بر نیروی برش طی ماشینکاری است. هنگام ماشینکاری، نیروی اعمالی از طرف ابزار برش به صورت تدریجی موجب تغییر شکل پلاستیک موضعی ماده شده، تا در نهایت مقدار این تغییر شکل پلاستیک به بیشینه مقدار قابل تحمل توسط ماده می‌رسد. بعد از آن ماده به صورت موضعی دچار شکست شده و براده تشکیل می‌گردد. بیشتر بودن قابلیت کار سختی یک ماده سبب می‌شود بعد از شروع تغییرشکل پلاستیکی موضعی، ادامه آن با مقاومت بیشتری روبرو شده و در نتیجه برای رخ دادن برش (شکست موضعی ماده) به اعمال نیروی بالاتری نیاز باشد[2]. یکی از عوامل موثر بر قابلیت کارسختی مواد، میزان عناصر بین نشین مانند کربن در درون شبکه بلوری است. هنگامی که نمونه با ساختار اولیه کاملا فریتی برای مدت کوتاهی در دمای بالاتر از دمای بحرانی بالائی آستنیته جزئی می‌شود، فاز فریت شروع به جذب اتم‌های کربن از گرافیت یا نواحی مرزدانه یا نواحی با میکروجدایش بالا می‌نماید و در اثر نفوذ عنصر کربن، مقدار کربن با گذشت زمان در فاز فریت افزایش می‌یابد تا هنگامی که کاملا اشباع گردد. پس از آن با جابجائی اتم‌های آهن در مناطق مستعد، به خصوص در فصل مشترک کره‌های گرافیتی و فاز فریت، مقدار اندکی از فاز فریت به آستنیت تبدیل می‌شود. هنگام آستنیته بین‌بحرانی نمونه‌های با ریزساختار اولیه مارتنزیتی در دمای کمی بالاتر از دمای بحرانی پائینی نیز، فاز فریت اشباع از کربن در اطراف کره‌های گرافیتی به همراه مقداری فاز آستنیت در همسایگی فاز فریت شکل می‌گیرد. فاز آستنیت طی فرایند آستمپر به فاز آسفریت تبدیل شده، در حالی که فاز فریت به صورت فاز حاوی کربن مازاد بر حد حلالیت در دمای اتاق، در ساختار باقی می‌ماند. وجود کربن مازاد بر حد حلالیت و سرد شدن غیر تعادلی فاز فریت طی سرد کردن سریع تا دمای آستمپر، سبب ایجاد اعوجاج درون شبکه‌ای و به عبارت بهتر کرنش شبکه‌ای گردیده و در نتیجه میزان کارسختی این فاز نسبت به فریت اولیه افزایش می‌یابد. همین سبب می‌شود نیروی برش چدن نشکن دوفازی حاوی مقدار کمی فاز آسفریت به مراتب بیشتر از نیروی برش چدن نشکن با زمینه کاملا فریتی باشد. به دلیل کوتاه بودن زمان آستنیته جزئی، همه فاز فریت از کربن کاملا اشباع نشده و میزان کربن در ناحیه مجاور کره‌های گرافیتی بالاتر از میزان کربن در مناطق دور از کره‌های گرافیتی است. اما در فرایند آستنیته بین‌بحرانی، زمان حرارت‌دهی برای ایجاد فریت تعادلی اشباع از کربن مطابق نمودار فازی شکل ۱ کفایت می‌کند. بنابراین میانگین میزان کربن حل شده در فاز فریت طی فرایند آستنیته جزئی کمتر از مقدار آن در فریت ایجاد شده طی فرایند آستنیته بین‌بحرانی است. این اختلاف سبب می‌شود کارسختی فاز فریت ایجاد شده طی فرایند آستنیته بین‌بحرانی بیشتر بوده و به تبع آن، همانگونه که شکل ۶ نشان می دهد، درصد قابلیت ماشینکاری چدن نشکن دوفازی تولید شده با این فرایند کمتر از چدن نشکن دوفازی به دست آمده با آستنیته جزئی باشد.

همانطور که پیش از این گفته شد در ابتدا فاز فریت اولیه از عناصر آلیاژی غنی و غنی‌تر شده و پس از اینکه به حد اشباع رسید، فاز آستنیت به صورت جزایر پراکنده از هم با ابعاد چند میکرومتری شکل می‌گیرد که این جزایر کوچک طی فرایند بعدی به فاز آسفریت تبدیل می‌شوند. ادامه فرایند تبدیل فاز فریت اولیه به فاز آستنیت با رشد این جزایر و ایجاد جوانه‌های جدید فاز آستنیت در مناطق مستعد همراه هست ولی پس از مدتی همه مناطق مستعد جوانه زنی مصرف شده و ادامه فرایند فقط با رشد جزایر قبلی و به هم پیوستن آنها ادامه می‌یابد. تا هنگامی که فاز آستنیت اولیه و به تبع آن فاز آسفریت حاصل از عملیات آستمپر، به صورت جزایر کوچک پراکنده در زمینه فریتی شکل می‌گیرد، نیروی برش توسط مقاومت فاز فریت و قابلیت کارسختی آن و همچنین نحوه تشکیل براده‌ها کنترل می‌شود. در ابتدا با افزایش مقدار جزایر پراکنده آسفریتی به دلیل پس زده شدن کربن و دیگر عناصر به داخل فاز آستنیت، مقدار آنها در فاز فریت اولیه کاهش یافته و به تبع آن از قابلیت کارسختی فاز فریت کاسته می‌شود. همچنین با زیاد شدن تعداد جزایر منفک از هم، فاصله بین آنها کاهش می‌یابد. حضور جزایر پراکنده و ظریف فاز سخت سبب می‌شود طی تراشکاری، ابزار برش بعد از برش فاز فریت، به این جزایر نازک که شکننده‌تر از فاز فریت هستند، برخورد نماید. این تیغه‌ها در اثر ضربه‌ی وارده ناشی از برخورد نوک ابزار برش راحت‌تر از فاز فریت می‌شکنند و در نتیجه به جای براده پیوسته از فاز نرم فریت، براده‌های ریز جدا از هم شکل گرفته و از احتمال تشکیل لبه انباشته کاسته می‌شود. همچنین انرژی و نیروئی که صرف تغییر شکل ناحیه جلوی ابزار از لحظه تماس ابزار تا لحظه تشکیل براده می‌گردد، با کاهش ابعاد فاز فریت و در نتیجه کاهش تغییرشکل پلاستیکی مورد نیاز برای جدا کردن هر براده، کمتر و کمتر می‌شود. در نتیجه، همان‌طور که نمودارهای شکل ۷ نشان می‌دهند، در ابتدا با افزایش مقدار فاز سخت تا یک مقداری، نیروی لازم برای تراشکاری کاهش یافته و درصد قابلیت ماشینکاری زیاد می‌شود. بعد از آن، در اثر رشد جزایر اولیه و به هم پیوستن آنها، فاز آستنیت و به تبع آن فاز سخت آسفریت به صورت فاز پیوسته زمینه در آمده و این فاز یک‌پارچه و ضخیم سخت بر خلاف جزایر مجزا از هم و تکه‌های شبه سوزنی ظریف، در مقابل نیروهای برشی مقاومت نموده و به راحتی تیغه‌های ظریف، در اثر تنش اعمالی توسط ابزار نمی‌شکنند. از این به بعد مکانیزم تغییر شکل فاز فریت و تشکیل براده‌های مجزا، تعیین کننده نیروی برش ماده نبوده، بلکه استحکام کل ماده در فرایند براده‌برداری نقش اصلی را دارد. معمولا(و نه لزوما) نیروی برش با افزایش استحکام و سختی ماده زیاد می‌گردد[2]. از آنجا که با افزایش میزان فاز آسفریت در ریزساختار چدن نشکن آستمپر دوفازی، استحکام و سختی زیاد می‌شوند[7,15,16,28-34]، به تبع آن، نیروی برش طی ماشینکاری نیز افزایش یافته و همان‌گونه که در شکل ۶ نشان داده شده، درصد قابلیت ماشینکاری کاهش می‌یابد.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق اثر زمان آستنیته کردن جزئی و دمای آستنیته بین بحرانی بر درصد حجمی فاز آسفریت و نیروی برش چدن نشکن آستمپر دوفازی فریتی-آسفریتی طی تراشکاری در تعداد دوران اسپیندلrrpm ۷۱۰، عمق تراش mm ۰/۷۵ و نرخ پیشرویmm/rev ۰/۲۲بررسی شد. شاخص نسبی(درصد) قابلیت ماشینکاری نسبت به نیروی برش فولاد ساده کربنی AISI 1110 تعیین گردید. به طور کلی براساس نتایج به دست آمده و تجزیه و تحلیل آنها می‌توان چنین نتیجه‌گیری نمود که:

۴-۱- با افزایش زمان آستنیته جزئی و دمای آستنیته بین بحرانی درصد حجمی فاز آسفریت زیاد شد.

۴-۲- نیروی برش برایند طی تراشکاری در ابتدا با افزایش زمان آستنیته جزئی و دمای آستنیته بین بحرانی زیاد شد و سپس کاهش یافت.

۴-۳- درصد قابلیت ماشینکاری با زیاد شدن درصد حجمی فاز آسفریت تا محدوده ۳۲ تا ۴۲ درصد در نمونه‌های تولید شده با آستنیته جزئی و تا محدوده ۳۶ تا ۴۶ درصد در نمونه‌های تولید شده با آستنیته بین بحرانی افزایش یافت و بعد از آن کم شد.

۴-۴- بیشینه مقدار قابلیت ماشینکاری نسبی نمونه‌های تولید شده با آستنیته جزئی و آستنیته بین‌بحرانی در تحقیق حاضر به ترتیب برابر ۰/۵ ± ۸۵/۵ و ۰/۵ ± ۷۳/۷ درصد بود.

۴-۵- برای به دست آوردن چدن نشکن آستمپر دوفازی با قابلیت ماشینکاری بالا، استفاده از فرایند آستنیته جزئی بر فرایند آستنیته بین‌بحرانی ارجحیت دارد.

تشکر و قدردانی: بدینوسیله از مسئولین کارگاه ماشینکاری دانشگاه آزاد نجف‌آباد و دانشگاه امیرکبیر بابت همکاری در انجام آزمایش‌های دینامومتری نیروی برش تقدیر و تشکر می‌گردد.

تاییدیه اخلاقی: این مقاله تاکنون در نشریه دیگری(به طورکامل یا بخشی ازآن) به چاپ نرسیده است. ضمنا محتویات علمی وادبی مقاله منتج ازفعالیت علمی نویسندگان بوده و صحت و اعتبار نتایج ومتن مقاله برعهده نویسندگان است.

تعارض منافع: نویسندگان هیچگونه تعارض منافع برای این اثر ندارند.

سهم نویسندگان: محسن سبزعلی پور(نویسنده اول)، پژوهشگر کمکی(۵۰٪)، علی محمد رشیدی(نویسنده دوم)،پردازش و تحلیل داده‌ها، نگارنده مقاله(۵۰٪)،

منابع

1- Stachurski W, Midera S, Kruszyński B. Determination of mathematical formulae for the cutting force FC during the turning of C45 steel. Mechanics and Mechanical Engineering. 2012 Jan;16(2):73-9.

2- Rashidi AM, Ramazani H. Influence of Austenitizing Time on Machinability of Ductile Cast Iron with Ferrite-

Martensite Dual Phase Matrix. Modares Mechanical Engineering. 2019 Nov 10;19(11):2751-9.
3- Nofal A. Advances in the metallurgy and applications of ADI. Journal of Metallurgical Engineering. 2013 Jan;2(1).
4- 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 Apr 20;173(3):260-8.
5- Cakir MC, Isik Y. Investigating the machinability of austempered ductile irons having different austempering temperatures and times. Materials & Design. 2008 Jan 1;29(5):937-42.
6- Cakir MC, Bayram A, Isik Y, Salar B. The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron. Materials Science and Engineering: A. 2005 Oct 25;407(1-2):147-53.
7- Sabzalipour M, Rashidi AM. Machinability of martensitic and austempered ductile irons with dual matrix structure. Journal of Materials Research and Technology. 2023 Sep 1;26:6928-41.
8- Stefanescu DM. Microstructure evolution during the liquid/solid transformation in cast iron. InCast Iron Science and Technology 2017 Aug 31 (pp. 59-80). ASM International..
9- 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 Mar 1;13(5):293-7.
10- Basso A, Martínez R, Sikora J. Influence of chemical composition and holding time on austenite (γ)→ ferrite (α) transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval. Journal of Alloys and Compounds. 2011 Oct 13;509(41):9884-9.
11- Basso A, Sikora J. Review on production processes and mechanical properties of dual phase austempered ductile iron. International Journal of Metalcasting. 2012 Jan;6:7-14.
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- 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):375-81.
14- A. Abedinzadeh, Y. Mahdavi Aghdam, S. Yazdani, B. Avishan, Evaluation of the machinability of austempered ductile iron austenitized at ferrite-austenite phase region, Proceedings of the 5rdJoint Conference of Metallurgical Engineering Society and Iranian Foundryman Society, Isfahan, Iran, October 25-26, 2011.
15- Rashidi AM, Ramazani H. Production of machinable ferritic-ausferritic ADI by selection of proper partially austenitizing time. journal of New Materials. 2019 Jun 22;10(36):93-106.
16- 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.
17- Rashidi AM, Ramazani H. Influence of Austenitizing Time on Machinability of Ductile Cast Iron with Ferrite-Martensite Dual Phase Matrix. Modares Mechanical Engineering. 2019 Nov 10;19(11):2751-9.
18- Shirzad K, Viney C. A critical review on applications of the Avrami equation beyond materials science. Journal of the Royal Society Interface. 2023 Jun 21;20(203):20230242..
19- Basso AD, Martinez R, Sikora JA. Characteristics of the transformations occurring within the intercritical interval of ductile iron. Key Engineering Materials. 2011 Mar 31;457:145-50.
20- Vázquez-Gómez O, Barrera-Godínez JA, Vergara-Hernández HJ. Kinetic study of austenite formation during continuous heating of unalloyed ductile iron. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2015 Jan;22:27-31.
21- Nili Ahmadabadi M, Parsa MH. Austenitisation kinetics of unalloyed and alloyed ductile iron. Materials science and technology. 2001 Feb;17(2):162-7.
22- Abdollahi P, Amirsadeghi A, Kheirandish S, Mirdamadi S. Formation kinetics of austenite in pearlitic ductile iron. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2012 Jun;19:506-10.
23- Chou JM, Hon MH, Lee JL. The austenite transformation in ferritic ductile cast iron. Materials Science and Engineering: A. 1992 Nov 1;158(2):241-9.
24- Najafkhani F, Mirzadeh H, Zamani M. Effect of intercritical annealing conditions on grain growth kinetics of dual phase steel. Metals and Materials International. 2019 Jul 1;25:1039-46.
25- Lakic GG, Borojevic S, Cica D, Sredanovic B. Development of Aplication for Analysis of Machinability Index. Tribology in industry. 2009;31(1&2):57.
26- Brandenberg K. Successfully machining austempered ductile iron (ADI). Applied Process Inc. Technologies Div.—Livonia, Michigan, USA. 2001 Oct.
27- Ductile Iron Data for Design Engineers, Section IV, Ductile Iron Society (DIS), USA, 2001.
28- Kilicli VO, Erdogan ME. Tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures. Materials Science and Technology. 2006 Aug;22(8):919-28.
29- Basso AD, Martinez RA, Sikora JA. Influence of austenitising and austempering temperatures on microstructure and properties of dual phase ADI. Materials Science and Technology. 2007 Nov;23(11):1321-6.
30- 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 Aug 1;21(1-4):31-8.
31- Basso A, Caldera M, Chapetti M, Sikora J. Mechanical characterization of dual phase austempered ductile iron. ISIJ international. 2010 Feb 15;50(2):302-6.
32- 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 Jul 15;406:156-65.
33- Chen JK, Chen BT, Tsai JS. Microstructural evolutions and properties of partially austenitizing and austempered ductile irons. steel research international. 2016 Feb;87(2):191-8.
34- 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 May 10;694:72-80.