

## تأثیر افزودن تراشه ماشین کاری سوپر آلیاژ IN718 و نرماله کردن بر ریزساختار و خواص مکانیکی چدن خاکستری هایپرئوتکتیک تولیدشده به روش فوم فدا شونده

### مقاله پژوهشی

مهدی رنجبار<sup>۱</sup>، سید حسین رضوی<sup>\*۲</sup>، زهرا سادات سید رئوفی<sup>۳</sup>

- ۱- کارشناس ارشد ریخته‌گری، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.
- ۳- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد کرج، کرج، ایران.

hrazavi@iust.ac.ir \*

اطلاعات مقاله	چکیده
دریافت: ۱۴۰۳/۰۵/۰۲	چدن‌های خاکستری به جهت قیمت پایین و سهولت تولید جایگاه ویژه‌ای در صنایع مختلف دارند. به نظر می‌رسد استفاده از تراشه‌های ماشین کاری، یک راهکار مناسب برای آلیاژسازی و افزایش خواص مکانیکی چدن‌های خاکستری باشد. در این تحقیق، از تراشه‌های سوپر آلیاژ IN718 با قرارگیری جهت‌دار در مدل فومی استفاده شد. پس از قرارگیری تراشه‌ها، ریخته‌گری چدن خاکستری GG20 به روش فوم فدا شونده انجام شد. پس از ریخته‌گری نمونه‌ها در دمای ۹۰۰°C نرماله شدند. بررسی‌های ریزساختاری نشان دادند که ساختار در حضور تراشه‌ها، حاوی گرافیت‌های نوع A و C و پرلیت‌های ظریف می‌شود. همچنین وجود تراشه‌ها باعث برهم زدن تعادل انجماد شده که در نهایت وجود مناطق فریتی در مجاورت تراشه‌ها را در پی دارد. در اثر نرماله کردن، گرافیت‌های C نمونه ساده کاملاً حذف شدند، در نمونه مرکب نیز در فصل مشترک فریت آلوتریومورف تشکیل شد و گرافیت‌های ظریف نوع A، در زمینه‌ای از پرلیت ظریف توزیع شدند. افزودن تراشه به دلیل ایجاد محلول جامد اشیاع موضعی و کامپوزیت سازی باعث افزایش سختی از HB 132 به HB 153 شد، نرماله کردن نیز؛ سختی هر دو نمونه را به ترتیب تا HB 148 و HB 180 افزایش داد. با افزودن تراشه به زمینه که به عنوان مانعی در برابر رشد ترک عمل می‌کند و باعث به وجود آمدن فازهای نرم و ظریفتر شدن پرلیت و گرافیت شده بود، انرژی ضربه از 3 J به 3.5 J افزایش یافت. با نرماله کردن نیز، انرژی شکست نمونه ساده به 12/4 J و نمونه کامپوزیتی به 1/6 J افزایش یافت.
کلید واژگان: تراشه ماشینکاری IN718 فصل مشترک فریت آلوتریومورف سختی انرژی ضربه.	

## The Effect of IN718 Superalloy Swarf Machining Addition and Normalizing on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Gray Cast Iron Produced by Lost Foam Method

Mehdi Ranjbar<sup>1</sup>, Seyed Hossein Razavi<sup>\*2</sup>, Zahra Sadat Seyed Raoufi<sup>3</sup>

1- Master's Degree in Casting, Faculty of Materials Engineering and Metallurgy, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

2- Associate Professor, Faculty of Materials and Metallurgy Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3- Assistant Professor, Department of Materials and Metallurgy Engineering, Islamic Azad University, Karaj Branch, Karaj, Iran.

\* hrazavi@iust.ac.ir

### Article Information

Original Research Paper

Doi:

### Keywords:

IN718 Swarf

Interface

Allotriomorphic Ferrite

Hardness

Impact Energy

### Abstract

Cast iron has a special place in various industries due to its low price and production ease. It seems that the use of machining chips is a suitable solution for alloying and increasing the mechanical properties of cast iron. In this research, continuous swarf resulting from IN718 machining with aligned placement in the foam was carried out. After placing the swarf, GG20 cast iron was cast by the lost foam method. After casting, the composite and simple samples were normalized at 900°C. Microstructural studies were showed that the structure contains type A and C graphites and fine pearlites in the presence of chips. Also, the presence of swarf disturbed the solidification balance, which ultimately resulted in the presence of ferrite areas in the vicinity of the swarfs. As a result of normalization, the C graphites of the simple sample were removed entirely. Allotriomorphic ferrite was formed in the composite sample at the interface, and fine A-type graphites were distributed in fine pearlite matrix. The addition of swarf increased the hardness from 132 to 153 HB due to the creation of local saturated solid solution, compositing, and normalizing due to the mentioned microstructural changes the hardness of both samples increased to 148 and 180HB. Swarf acted as a barrier against crack growth causing the formation of soft phases and finer pearlite and graphite. The sample's impact energy increased from 3 to 3.5J. With normalizing, the fracture energy of the simple sample increased to 4.12J while the composite sample to 6.1J.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

### Please cite this article using:

Mehdi Ranjbar, Seyed Hossein Razavi, Zahra Sadat Seyed Raoufi, The Effect of IN718 Superalloy Swarf Machining Addition and Normalizing on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Gray Cast Iron Produced by Lost Foam Method, New Process in Material Engineering, 2024, 18(3), 25-37.



## ۱- مقدمه

امروزه چدن، با حدود ۷۵٪ سهم از کل فلزات ریختگی جهان، به عنوان یکی از مهم ترین و پرکاربردترین مواد ریختگی محسوب می شود [۱]. چدن های خاکستری از مهم ترین آلیاژهای صنعتی هستند که به دلیل هزینه ی پایین تولید، سهولت ریخته گری بالا و خواص مکانیکی مناسب در صنایع مختلفی مانند قالب سازی، ریخته گری، آب و فاضلاب، پتروشیمی و دیگر صنایع مورد توجه قرار گرفته اند [۲-۵]. به جهت وجود عناصر آلیاژی کم، چدن های خاکستری معمولاً خواص مکانیکی بالایی را ارائه نمی دهند، از همین رو تلاش های زیادی به وسیله محققین و صنعتگران برای افزایش خواص مکانیکی و بهبود تحولات ریزساختاری چدن های خاکستری با افزودن فازهای سخت به منظور ساخت یک ماده مرکب صورت گرفته است.

اوجی و همکاران<sup>۱</sup> [۶] تمرکز خود را روی بهبود استحکام و چقرمگی کامپوزیت های زمینه فلزی با زمینه ترد و فاز استحکام بخش نسبتاً انعطاف پذیر گذاشتند و دریافتند که سازوکار شکست در این کامپوزیت ها، با شروع شکست از فاز زمینه و در پی آن آسیب رسیدن به تقویت کننده، جدا شدن فاز تقویت کننده از زمینه و در نهایت بیرون کشیده شدن تقویت کننده از زمینه است. این بدان معنی است که با انتقال سریع تنش از زمینه ترد به تقویت کننده انعطاف پذیر، جوانه زنی ترک به فاز نرم تر منتقل می شود؛ بنابراین، استفاده از رشته های فولادی در زمینه ای از چدن خاکستری منجر به بهبود ویژگی های مکانیکی می شود [۷-۸]. شمشیر و همکارانش<sup>۲</sup> [۹]، با استفاده از رشته های فولادی به عنوان فاز تقویت کننده در زمینه چدن خاکستری موفق به تولید یک کامپوزیت زمینه فلزی شدند که دارای چقرمگی بالایی نسبت به نمونه چدنی مرجع بود نتایج آنها حاکی از آن بود که با افزایش مقدار حجم تقویت کننده چقرمگی کامپوزیت افزایش می یابد. این تأثیر در افزایش چقرمگی برای یک چدن گرافیت کروی تقویت شده با رشته فولادی نیز در یک تحقیق دیگر گزارش شده است [۱۰].

استفاده از رشته های فلزی برای افزایش خواص مکانیکی فلزات سبک نیز مورد بررسی قرار گرفته و نتایج مطلوبی را ارائه داده است. فصل مشترک رشته های فولادی و منیزیم فعل و انفعالات متالورژیکی بسیار جالبی را در پی داشته است [۱۱]. از همین رو افزودن فلزات سبک به چدن ها به روش های مختلف به منظور بهبود مورفولوژی و مشخصه گرافیت ها و سبک سازی کلی سیستم مورد توجه قرار گرفته است، بررسی تحقیقات گذشته نشان دهنده آن است که افزودن آلومینیوم به چدن گرافیت کروی سبب افزایش خواص مکانیکی مخصوصاً استحکام می شود [۱۲-۱۳]. حجازی<sup>۳</sup> [۱۴]، نیز در تحقیق خود عنوان کرد که به هنگام استفاده از رشته های مسی در داخل چدن خاکستری، اگر مس به طور گسترده در چدن حل شود گرافیت پوسته ای نوع D یا E به دلیل سرعت سرد شدن بالا در انجماد یوتکتیک تشکیل می شود. اگر مس تا حدودی در چدن حل شود به دلیل آنکه نرخ انتقال حرارت افزایش می یابد با افزایش نرخ سرد شدن گرافیت نوع B به وجود خواهد آمد [۱۴-۱۵]. یکی از مهم ترین عوامل مؤثر بر ویژگی های مواد مرکب، خصوصیات فصل مشترک ایجاد شده بین زمینه و فاز تقویت کننده است. سازگاری بسیار خوب بین زمینه و فاز تقویت کننده در ناحیه فصل مشترک ارتباط نزدیکی با قابلیت تر شوندگی، قابلیت واکنش پذیری تقویت کننده به وسیله زمینه و نفوذ عناصر در فصل مشترک دارد [۱۶]. اگر واکنش نفوذی در فصل مشترک رخ دهد، می تواند بر ویژگی های مکانیکی مواد مرکب تأثیر فراوانی داشته باشد [۱۷-۱۸]. وجود فصل مشترک انتقالی با ریزساختار و سازگاری مناسب با زمینه امکان افزایش خواص مکانیکی را فراهم می کند و این موضوع به دلیل انتقال تنش از زمینه به تقویت کننده است [۱۱]. در منطقه فصل مشترک چدن نشکن و مفتول فولادی سختی بیشتر از مناطق دیگر گزارش شده است، از آنجا که در فصل مشترک دو فلز پایه آهنی خبری از تشکیل ترکیب بین فلزی نیست، دلیل این موضوع انجماد سریع و تشکیل دندریت های ظریف است [۱۹].

عناصر ویژه آنها برای ارتقا خواص چدن خاکستری GG20 باشد.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این تحقیق تراشه‌های ناشی از تراشکاری سوپر آلیاژ IN718 جمع‌آوری و به وسیله استون در حمام التراسونیک به مدت ۱۰ دقیقه برای حذف روانکارهای تراشکاری، چربی‌زدایی و تمیزکاری شدند. در "شکل ۱"، تصویر استریوگرافی این تراشه‌ها نشان داده شده است. تراشه‌های تمیزکاری شده، در داخل یک مدل از جنس فوم پلی‌استایرن با چگالی  $0.02 \text{ g/cm}^3$  قرار داده شدند. برای استقرار تراشه‌ها درون مدل، تراشه‌ها گرم شدند و سپس در مکان مشخص شده روی مدل فرو برده شدند. این عمل برای آن بود که کمترین میزان آسیب به مدل وارد شود. از دو سر مدل تراش‌ها به طول ۱۵ mm بیرون زده شد تا پس از حذف مدل در قالب محکم‌قرار بگیرند. به این طریق تراشه‌های سوپر آلیاژ IN718 با روش فوم فدا شونده آماده قرارگیری در قالب شدند.



شکل (۱): تصویر استریوگرافی تراشه‌های سوپر آلیاژ IN718 پس از ماشین کاری.

طرح‌واره ریخته‌گری قطعه کامپوزیتی تقویت‌شده با تراشه‌های ماشین کاری در بردارنده راهگاه، راهباره، مدل فدا شونده، تغذیه و حوضچه بار ریز در "شکل ۲" قسمت (الف)، نشان داده شده است. در "شکل ۲" قسمت (ب) و (ج) نیز تصویر طرح‌واره مدل ساخته شده و تصویر واقعی قطعه مرکب ریخته‌گری شده

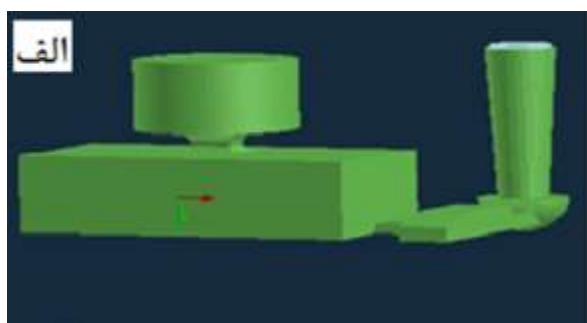
فرآیند ریخته‌گری فوم فدا شونده از یک الگوی پلی‌استایرن استفاده می‌کند که در ماسه خشک قرار گرفته است و قبل از ریختن مذاب حذف نمی‌شود. الگوی پلی‌استایرن پس از ورود مذاب تجزیه می‌شود و با فلز مذاب جایگزین می‌شود [۲۰-۲۱]. امکان قرار دادن مواد در مدل پلی‌استایرنی و مغزه‌گذاری از ویژگی‌های منحصر به فرد این روش ریخته‌گری است که توجه بسیاری از محققین را به خود جلب کرده است. روش فوم فدا شونده اخیراً به دلیل مزایایی چون امکان تولید قطعات پیچیده، عدم وجود خط جدایش و کاهش نیروی انسانی در کارخانه‌های تولید قطعات مورد توجه بسیاری از صنعتگران نیز قرار گرفته است [۱۴ و ۲۱] با توجه به این موارد می‌توان ذکر نمود که روش ریخته‌گری فوم فدا شونده برای مغزه‌گذاری مفتول یا مقاوم ساز، بسیار کارا است [۲۱].

در این تحقیق سعی شده که تراشه‌های حاصل از تراشکاری سوپر آلیاژها به‌عنوان فاز مقاوم‌ساز مورد استفاده قرار بگیرد و تأثیر آن بر ریزساختار و چقرمگی شکست چدن خاکستری ارزان و کم آلیاژ بررسی شود. سوپر آلیاژها مواد استراتژیکی هستند که قابلیت حفظ خواص خود در دماهای بالا را دارند [۲۲]. این آلیاژها از عناصر آلیاژی کمیاب و گران‌بهایی برخوردار هستند که می‌توانند در کنار تغییر در شرایط انجمادی و بهبود مورفولوژی گرافیت‌ها در آلیاژسازی آن‌هم با رویکرد اقتصادی نیز نقشی مؤثر داشته باشند. این تحقیق با در نظر داشتن استفاده بهینه از تراشه‌های ماشین کاری سوپر آلیاژها برای ارتقاء خواص چدن‌های خاکستری آن‌هم با صرفه اقتصادی انجام شده است. این در حالی است که تاکنون گزارشی در این رابطه ارائه نشده است و این تحقیق می‌تواند یک شروع برای استفاده بهینه از مواد برگشتی در صنایع مختلف باشد. تحقیقات نشان داده است که استفاده از تراش‌های فولادی و آلیاژی از طریق کامپوزیت سازی، آلیاژسازی و تحولات ساختاری منجر به ارتقاء خواص زمینه شده است [۲۳-۲۶]. لذا، این تحقیق می‌تواند راهی برای استفاده از تراشه‌های سوپر آلیاژها و استفاده از

مشخصه‌های عملیات حرارتی بر اساس تحقیق آکدمیر و همکاران<sup>۴</sup> انتخاب شد [۲۷]. تمامی عملیات‌های حرارتی در کوره باکسی مدل آذر کوره : F64L\_1500 انجام شد. برای متالوگرافی یک نمونه از قسمت مرکزی قطعات ریخته‌گری شده، به‌وسیله میکروکاتر بریده شد. پس از برش و آماده‌سازی‌های مرسوم متالوگرافی، نمونه موردنظر با محلول نایتال ۲٪ به مدت ۴ ثانیه اچ شد. برای بررسی ساختار، نمونه موردنظر قبل از اچ برای بررسی مورفولوژی گرافیت‌ها و بعد از اچ برای بررسی ساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری<sup>۵</sup> (OM) استفاده شد.

جهت بررسی‌های تکمیلی از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی<sup>۶</sup> (FESEM) مجهز به تفرق پرتوایکس<sup>۷</sup> (EDS) مدل Tescan: MIRA 2 ساخته جمهوری چک استفاده شد. سختی نمونه‌ها به‌وسیله دستگاه Universal شرکت INSTRON در مقیاس برینل تحت بار با زمان توقف ۱۵ ثانیه مطابق استاندارد ASTM E10 اندازه‌گیری شد. برای این منظور پنج نقطه اثر تهیه و میانگین آن‌ها گزارش شد.

برای محاسبه چقرمگی، نمونه‌هایی در ابعاد ۵۵×۱۰×۱۰ mm برای آن‌هم بدون شیار با دستگاه برش سیم با تخلیه الکتریکی تهیه شد. از هر دسته نمونه، سه نمونه تهیه و مورد بررسی قرار گرفت. آزمایش ضربه در دمای محیط مطابق استاندارد ASTM E23 انجام شد و میانگین هر سه ضربه به‌عنوان نتیجه آزمایش گزارش شد. در آماده‌سازی نمونه‌های آزمون ضربه سعی بر آن شد تا حداقل یک تراشه داخل نمونه باشد، تا اثر آن روی چقرمگی بررسی شود.



نشان داده شده است. تقریباً ۱٪ وزنی از قطعه چدن خاکستری، تراشه IN718 در مدل جاسازی شد. ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ IN718 به‌عنوان فاز تقویت‌کننده و چدن خاکستری GG20 به‌عنوان زمینه در جدول ۱، آورده شده است. اندازه طول تراشه از مدل بلندتر در نظر گرفته شد، به‌گونه‌ای که بتوان هنگام قالب‌گیری دو طرف تراشه‌ها را در قالب فیکس نمود تا هنگام ورود مذاب این تراشه‌ها جابه‌جا نشوند. به جهت مقایسه، یک نمونه چدنی نیز بدون حضور تراشه‌ها در قالب ماسه‌ای مستحکم شده با چسب سیلیکات سدیم و گاز CO<sub>2</sub> ریخته‌گری شد. مذاب چدنی در یک کوره القایی فرکانس پایین با استفاده از شمش چدن GG20 آماده گردید و سپس به پاتیل پیش گرم شده منتقل شد و بعد از سرباره‌گیری در دمای ریخته‌گری ۱۳۵۰°C و با سرعت تقریباً ۰/۴ kg/sec مذاب وارد قالب شد دلیل انتخاب این دما و سرعت بارریزی سیالیت مناسب و عدم ایجاد عیوب ناشی از سرعت بارریزی است.

جدول (۱). ترکیب شیمیایی سوپر آلیاژ IN718 و چدن خاکستری GG20 برحسب درصد وزنی.

چدن		تراشه سوپر آلیاژ	
Fe	۹۲/۸	Ni	پایه
C	۳/۶۵	Cr	۱۸/۳۱
Si	۲/۱۱	Mo	۳/۰۰
Mn	۰/۷۴	Fe	۱۸/۲۰
P	۰/۱۵	Ti	۱/۰۵
S	۰/۲۰	Al	۰/۵۰
Cr, Cu	۰/۰۳	Nb	۵/۲۰
		C	۰/۰۴۷
		Co	۰/۲۰
		B	۰/۰۰۴
		Si	۰/۱۰
		Mn	۰/۲۶
		Cu	۰/۰۸
		Ta	۰/۰۱

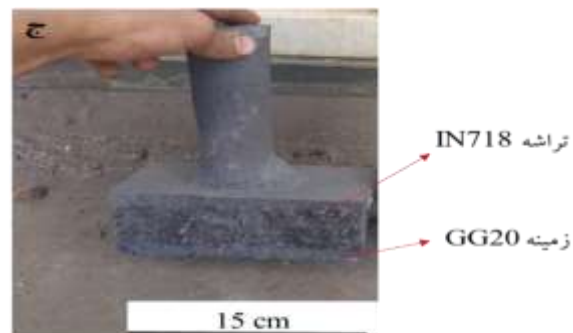
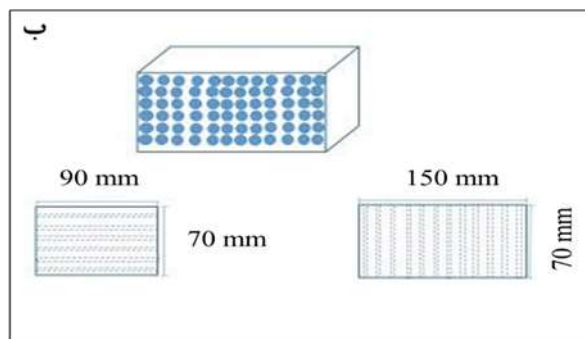
این سرعت برای جلوگیری از ایجاد تلاطم در هریک از ایستگاه‌های ریخته‌گری، انتخاب شد. قطعات تولیدشده، به‌وسیله ساچمه پاشی تمیزکاری شد تا آثاری از ماسه روی سطوح نمونه‌ها باقی نماند. راهگاه و تغذیه به‌وسیله اره لنگ از نمونه‌ها جدا شدند.

نمونه‌ها در دمای ۵۵۰°C به مدت ۱۰ دقیقه تنش‌گیری شدند تا در طول نرماله کردن ترکی در آن‌ها ایجاد نشود. پس از تنش-گیری نمونه‌ها در دمای ۹۰۰°C به مدت ۱۵ دقیقه نرماله شدند.

قسمت (الف) "شکل ۳"، در کنار گرافیت‌های نوع A مقادیری گرافیت نوع C نیز می‌توان مشاهده نمود. در قسمت (ب) "شکل ۳" نیز می‌توان زمینه‌ای پرلیتی با جزایر پراکنده فریت را مشاهده نمود. وجود مقادیر کم فریت در چدن‌های خاکستری هایپریوتکتیک دلیل خواص مکانیکی نامناسب آن‌ها است.

در نمونه مرکب گرافیت‌های نوع A و C در مقایسه با نمونه ساده بسیار ظریف‌تر شده‌اند. این موضوع به دلیل برهم خوردن تعادل انجماد است. وجود تراشه‌های ماشین کاری جبهه‌های جدید انجمادی را پدید می‌آورد که در نهایت این موضوع باعث ظریف شدن ساختار می‌شود. به دلیل حضور تراشه‌ها، در طی ریخته‌گری و انجماد بر اساس سازوکار همگن سازی عناصر آلیاژی سنگینی مانند کروم و نیکل وارد مذاب می‌شوند که به دلیل ایجاد فوق اشباع موضعی و کاهش فواصل بین‌اتمی، ضریب نفوذ را کاهش می‌دهند. به همین دلیل طول گرافیت‌ها کمتر شده و میزان فریت در زمینه افزایش می‌یابد. افزایش نرخ خنک شدن و کمتر شدن ضریب نفوذ مانع از رشد پرلیت انجمادی شده و پرلیت در این ساختار ظریف‌تر نمایان می‌شود. ظریف شدن پرلیت به دلیل نفوذ نیکل در چدن است.

در قسمت (د)، "شکل ۳" یک منطقه شبه کرووی سفیدرنگ مشاهده می‌شود. این منطقه همان تراشه‌های ماشین کاری است که پس از همگن شدن و نفوذ در ساختار به حالت نیمه پایدار شبه کرووی درآمده و از این پس نفوذ از حالت ترجیحی (لبه‌های تراشه) به حالت همه‌جانبه (کروی) منتقل می‌شود. این نفوذ همه‌جانبه در حالتی که مورفولوژی کرووی یا شبه کرووی است تا انحلال کامل بدون تغییر در مورفولوژی می‌تواند ادامه داشته باشد.



شکل (۲). (الف) طرح‌واره ریخته‌گری قطعه کامپوزیتی، (ب) طرح‌واره ساخت مدل فومی فدا شونده مغزه گذاری شده (ب) قطعه کامپوزیتی ریخته‌گری شده (فلش‌های زرد نشان‌دهنده تراشه‌های بیرون مانده از قالب).

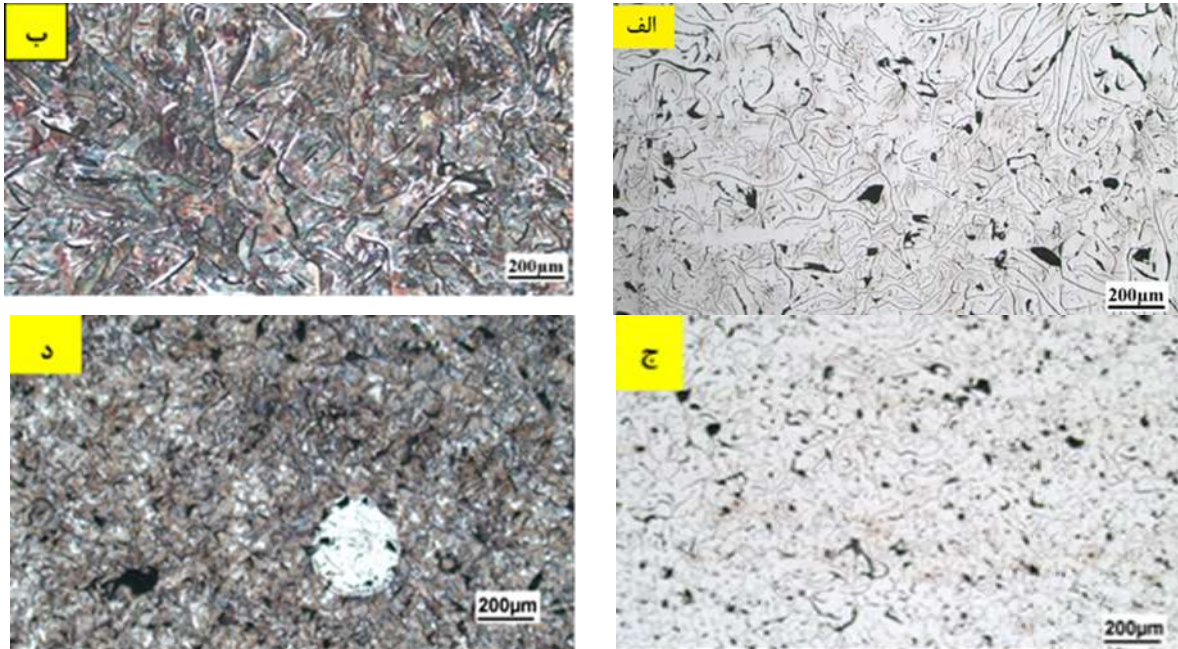
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- اثر عملیات ساچمه‌زنی قبل از آبتکاری

با توجه به فرمول (۱) می‌توان کربن معادل چدن را محاسبه کرد [۲۸]. کربن معادل چدن مورد آزمایش ۴/۴ درصد است که هایپریوتکتیک بودن چدن ریختگی را نشان می‌دهد.

$$CE = \%C + 0.33\%Si + 0.33\%P \quad (1)$$

در "شکل ۳"، تصاویر میکروسکوپ نوری (OM) نمونه‌های ساده و مرکب قبل و بعد از اچ نشان داده شده است. نمونه ساده بدون اچ یک چدن خاکستری حاوی گرافیت‌های نوع C و A را نشان می‌دهد. ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول ۱ و گرافیت‌های کیش موجود در تصاویر یک دلیل دیگر برای هایپریوتکتیک بودن چدن خاکستری مورد آزمایش است. در



شکل (۳). تصاویر OM: الف) نمونه ساده قبل از اچ، ب) نمونه ساده بعد از اچ، ج) نمونه مرکب قبل از اچ و د) نمونه مرکب بعد از اچ.

جدول می‌توان برداشت نمود، طول و ضخامت گرافیت‌ها در حضور تراشه و انجام عملیات حرارتی کاهش یافته است. نقش حضور تراشه در مقایسه با نرماله کردن در ایجاد این روند کاهش به مراتب بیشتر بوده است. کلاس‌بندی اندازه و توزیع گرافیت‌ها بر اساس استاندارد ASTM A 247 – 19 در جدول ۲، ارائه شده است. در واقع چدن GG20 با افزودن تراشه به دلیل ایجاد انجماد همه‌جانبه و سریع‌تر از کلاس ۲ به کلاس ۵ تغییر می‌کند.

در جدول ۲، اطلاعات کمی از ریزساختار نمونه‌های مورد بررسی ارائه شده است. صرف‌نظر از مقایسه چشمی نمونه‌ها، اطلاعات جدول نشان می‌دهد که حضور تراشه‌ها و انجام عملیات حرارتی نرماله کردن منجر به کاهش فواصل بین لایه‌های پرلیتی می‌شود. همان‌طور که پیش‌تر نیز ذکر شد، این اتفاق به دلیل افزایش سرعت انجماد و عدم فرصت برای نفوذ و رشد لایه‌های پرلیت است. این قانون در رابطه با مشخصه‌های مورفولوژیکی گرافیت‌ها نیز صادق است. همان‌طور که از

جدول (۲). اطلاعات آماری و کمی ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده از این تحقیق.

نوع نمونه	فاصله لایه‌های پرلیت	ضخامت گرافیت	طول گرافیت	اندازه گرافیت مطابق ASTM A 247-19	توزیع گرافیت
ساده	۳۳۰ nm	۵۴۰ nm	۴۳۴ μm	۳۳۰ μm تا کمتر ۶۴۰ μm	V II A, C Class 2
ساده نرماله	۳۱۰ nm	۴۶۰ nm	۳۲۲ μm	۳۲۰ μm تا کمتر ۶۴۰ μm	V II A, C Class 2
مرکب	۲۲۰ nm	۳۹۰ nm	۸۰ μm	۴۰ μm تا کمتر ۸۰ μm	V II A Class 5
مرکب نرماله	۱۹۰ nm	۳۷۰ nm	۵۳ μm	۴۰ μm تا کمتر ۸۰ μm	V II A Class 5

داده شده است. همان‌طور که مشخص است یک اتصال تقریباً سالم و بدون ناپیوستگی بین تقویت‌کننده و زمینه تشکیل شده است. همان‌طور که در تصاویر FESEM "شکل ۴" قسمت (الف) نشان داده شده است در این منطقه اتصال انتقالی نشان

در "شکل ۴" قسمت (الف)، تصاویر FESEM در دو مود تصویربرداری الکترون ثانویه و الکترون برگشتی از فصل مشترک یک تراشه و زمینه به همراه آنالیز خطی ارائه شده که تغییرات دو عنصر نیکل و آهن در این منطقه اتصال انتقالی نشان

متفاوت کربن و بحث‌های مطرح‌شده پیرامون گرمای انجماد کاملاً منطقی به نظر می‌رسد. همچنین باید اضافه کرد که حضور پرلیت ظریف در نزدیک منطقه تحت تأثیر تراشه به دلیل نفوذ نیکل در چدن است.

در آنالیز خطی انجام شده از وسط تراشه به وسط زمینه کاملاً مشخص است که میزان نیکل به سمت زمینه در حال کاهش و میزان آهن در حال افزایش است. در منطقه فصل مشترک مقادیر بالای نیکل به جهت حل شدن آن در طول انجماد آن منطقه است. با توجه به ضخامت کم تراشه‌ها بخشی از آن‌ها در مذاب حل می‌شوند و در حین انجماد فاز فریت را پایدار می‌سازند. با توجه به گرمای انجماد آهن نیز از زمینه به سمت تراشه نفوذ می‌کند و یک فصل مشترک مرتبه‌ای را پدید می‌آورد که این نوع فصل مشترک برای انتقال بار از زمینه به تقویت‌کننده بسیار مناسب است و می‌تواند برای افزایش خواص مکانیکی و بهبود عملکرد قطعات چدنی کارا باشد. در این روش اگر دمای ریخته‌گری و زمان انجماد زیاد باشد، آلیاژسازی درون قالبی و اگر شرایط فراهم نباشد کامپوزیت سازی درون قالبی انجام می‌شود. در شکل ۵، نیز نقشه توزیع عنصری در منطقه مجاورت تراشه‌ها نشان داده شده است. دو عنصر Si و Cu که از عناصر آلیاژی چدن هستند به‌خوبی و به‌صورت کاملاً همگن در زمینه توزیع شده‌اند. کربن نیز در منطقه گرافیت‌ها چگال دیده می‌شود. اما نکته قابل توجه، ضور پراکنده Ni در مجاورت تراشه است. این موضوع نشان‌دهنده نفوذ Ni به مجاورت تراشه و غنی‌سازی فازهای در همسایگی تراشه است.

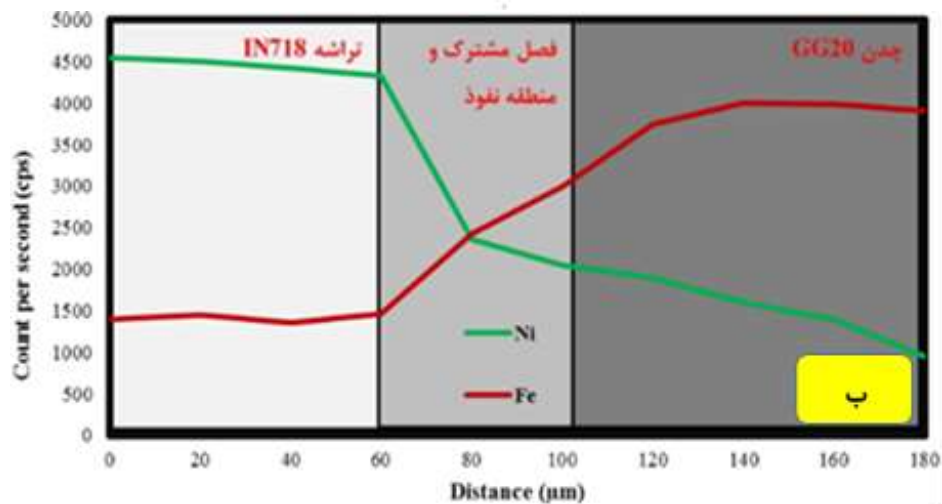
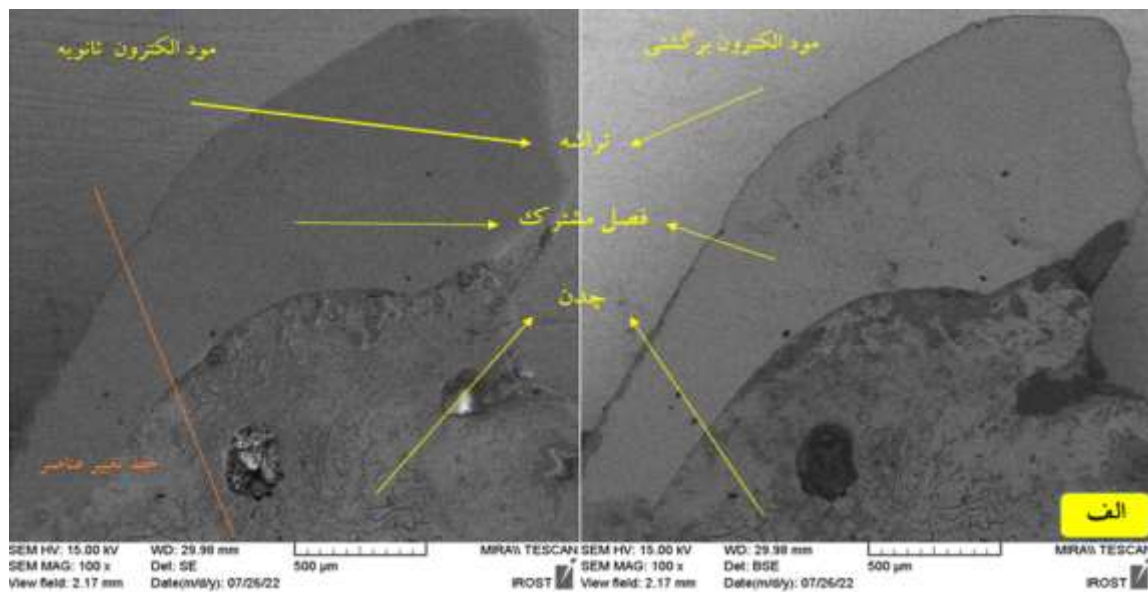
حضور گرافیت‌ها مشاهده نمی‌شود یا اینکه گرافیت‌ها آن‌قدر کوچک هستند که برای بررسی نیاز به بزرگنمایی‌های بالاتر است. هنگامی که تراشه‌های IN718 ذوب نشوند یا به‌صورت ناقص ذوب شوند، جدای از سرمایش وارده از دیواره‌های قالب یک جبهه سرمایشی درونی نیز شکل می‌گیرد که بر تغییرات مورفولوژیکی اثرگذار خواهد بود. این اثرگذاری تا زمانی ادامه خواهد داشت که بر اثر گذشت زمان گرمایش مذاب اثر بیشتری از سرمایش تراشه جانمایی بر روی ریزساختار نداشته باشد. عمده این تأثیرات ریزساختاری روی مورفولوژی گرافیت‌ها و نوع فاز منطقه در مجاورت تراشه جانمایی شده، است. لذا در اطراف تراشه ذوب نشده یا ذوب ناقص شده ساختار متفاوتی مشاهده خواهد گردید.

الف) نرخ سرمایش آن‌قدر بالا باشد که فرصت تشکیل گرافیت ایجاد نشود و اتم‌های کربن در ساختار به‌صورت بین‌نشین باقی بمانند.

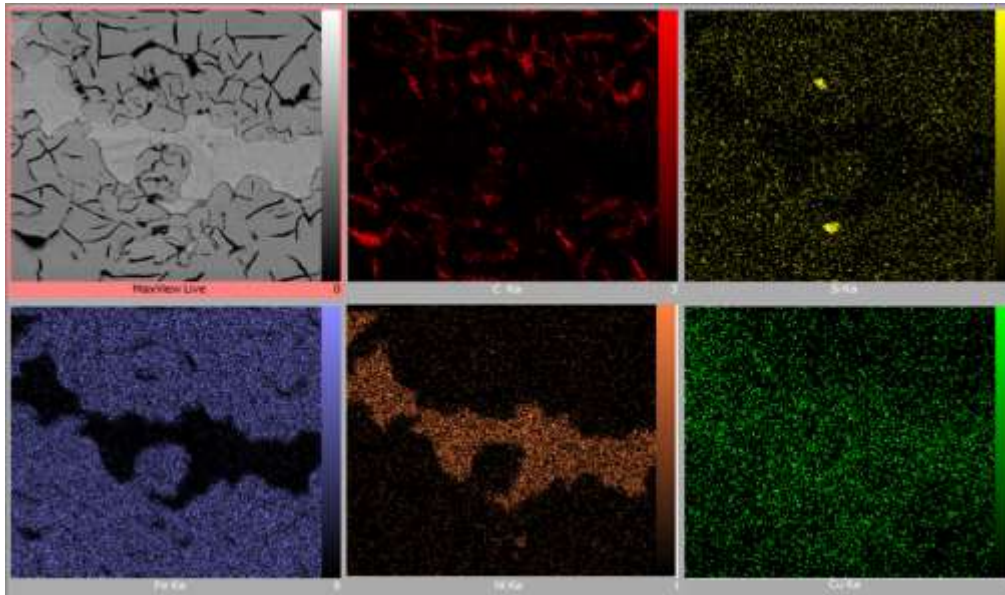
ب) نرخ سرمایش کمی کمتر از حالت (الف) باشد و گرافیت‌های نوع D یا E تشکیل شوند.

ج) نرخ سرمایش کم باشد و گرافیت‌های نوع B تشکیل شوند.  
د) نرخ سرمایش عادی باشد و گرافیت‌های نوع A و C تشکیل شوند. به دلیل انجماد سریع منطقه در مجاورت تراشه، گرمای انجماد به پیرامون جبهه انجماد منتقل می‌گردد و این موضوع باعث رشد گرافیت‌ها می‌شود [۱۴]. به همین جهت است که در تصاویر متالوگرافی در حضور تراشه‌ها مقدار گرافیت A بیشتر و در نمونه‌های ساده مقدار گرافیت C بیشتر است. در منطقه فصل مشترک به جهت فقدان کربن، یک فیلم فریتی و سپس پرلیت-های ظریف حضور دارند که این موضوع با توجه به رفتار





شکل (۴). تصاویر FESEM در دو مود تصویربرداری الکترون ثانویه و الکترون برگشتی به همراه آنالیز خطی ادغام شده با طرحواره منطقه فصل مشترک: الف) تصاویر میکروسکوپ الکترون روبشی از فصل مشترک و ب) آنالیز خطی عناصر.



شکل (۵). نقشه توزیع عناصر در مناطق در مجاورت تراشه سوپر آلیاژ IN718

مقایسه با قالب ماسه‌ای است [۱۴]. در زمینه پرلیتی نمونه مرکب نواحی فریتی پراکنده نیز قابل رؤیت است.

در مجاورت گرافیت‌ها فیلم‌های قطور فریتی و در برخی نواحی دیگر فریت آلوتریومورف مشاهده می‌شود. فریت آلوتریومورف معمولاً روی مرز دانه‌های آستنیتی تشکیل می‌شود. در هنگام ریخته‌گری وقتی از تراشه‌های فولادی استفاده شود دمای آن منطقه تا دمای آستنیت بالا می‌رود و در هنگام سرد شدن ناشی از انجماد روی مرز دانه‌های آستنیتی فریت آلوتریومورف جوانه‌زنی می‌کند و در امتداد آن مرزهای دانه رشد می‌کند. این در حالی است که در نواحی داخلی دانه‌های آستنیت، تحول آستنیت به پرلیت صورت می‌گیرد.

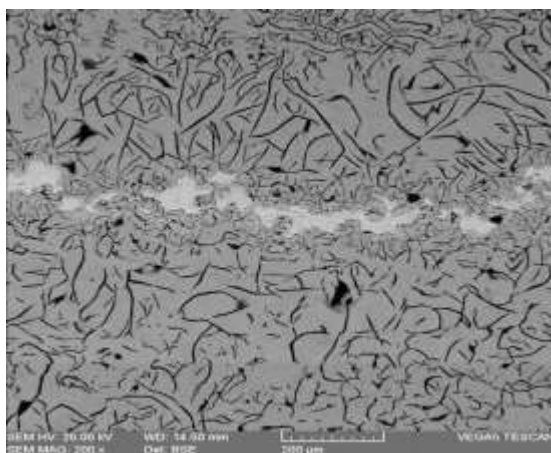
بر این اساس، ریزساختار نهایی شامل فریت آلوتریومورفیک در مرز دانه‌ها و پرلیت درون‌دانه‌ها است [۳۱-۲۹]. در هنگام استفاده از تراشه سوپر آلیاژ IN718، ریزساختار این ماده در بردارنده یک زمینه کاملاً آستنیتی است. لذا بانفوذ آهن در منطقه فصل مشترک و با کمک‌گیری از آستنیت زمینه تراشه‌ها، فریت آلوتریومورف در مجاورت آن‌ها تشکیل شده و رشد می‌کند. در "شکل ۳" قسمت (د)، ساختار آستنیتی زمینه تراشه‌های IN718 مشخص است. باید خاطر نشان نمود که دلیل کم

در "شکل ۶"، تصاویر OM نمونه‌های ساده و مرکب نشان داده شده است. در نمونه ساده میزان گرافیت‌های C بعد از نرماله کردن کاهش یافته است و گرافیت‌ها را می‌توان بیشتر به صورت نوع A به همراه مقادیر کمی نوع B دسته‌بندی نمود. در طول نرماله کردن با از بین رفتن تنش باقیمانده ناشی از انجماد نفوذ نیز صورت می‌گیرد و گرافیت‌ها به صورت کربن آزاد بین‌اتم‌های آهن قرار گرفته و یک ساختار پرلیتی ظریف را پدید می‌آورند. با کاهش اندازه پرلیت‌ها، جزایر فریتی پیرامون گرافیت‌ها نیز افزایش می‌یابد، این ساختار را می‌توان در "شکل ۶" قسمت (ب)، مشاهده نمود. اما در نمونه مرکب در مقایسه با نمونه ساده، تعداد گرافیت بیشتر آن‌هم با اندازه کمتری همان‌طور که در قسمت (ج)، "شکل ۶" نشان داده شده است؛ وجود دارد. ضخامت گرافیت‌ها کاهش و تعداد گره‌های گرافیتی افزایش یافته است. در این نمونه غالب گرافیت‌ها نوع A هستند.

در "شکل ۶" قسمت (د)، ریزساختار نمونه مرکب پس از نرماله شدن، نشان داده شده است. در این تصویر ریزساختار حاوی پرلیت‌های ظریف‌تر است. دلیل ظریفی ساختار در مقایسه با نمونه پس از ریخته‌گری سرعت بالاتر سرد شدن در هوا در

تراشه‌های ذوب نشده را مشاهده نمود. گرافیت‌ها در زمینه‌ی این نمونه مخلوطی از دو نوع A و B هستند. در فصل مشترک تراشه با زمینه به دلیل نفوذ کربن آزاد و سرعت سرد شدن بالا گرافیت‌های نوع B تشکیل می‌شود. این گرافیت‌ها در منطقه فریت آلوتریومورف تشکیل شده‌اند. در پی نرماله کردن، آهن بیشتری به فصل مشترک نفوذ می‌کند و فریت را پایدار می‌کند، لذا کربن نفوذ کرده خود را در قالب گرافیت‌های نوع B در آن منطقه نشان می‌دهد.

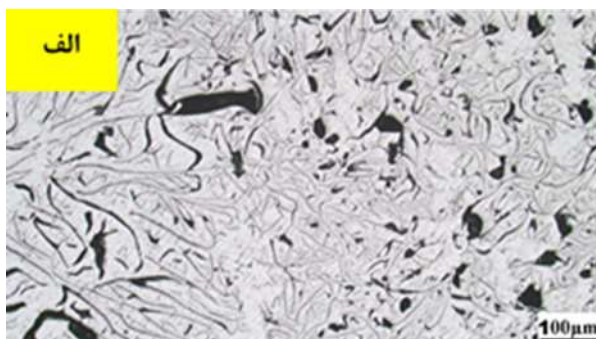
در نمونه‌های دارای تراشه، مورفولوژی گرافیت در اثر عملیات حرارتی تا حدود زیادی تغییر کرده است ولی این تغییر در مورفولوژی گرافیت‌ها در نمونه‌های بدون تراشه کمتر است. در نمونه‌های مرکب گرافیت‌های نوع C به‌طور کامل حذف می‌شوند و گرافیت‌ها عموماً در نوع A ظریف، خود را نمایان می‌سازند. در برخی از مناطق فصل مشترک نیز گرافیت‌های نوع B مشاهده می‌شود.



شکل (۷). تصویر FESEM نمونه مرکب نرماله شده در منطقه حاوی تراشه ذوب نشده.

در "شکل ۸"، نمودار تغییرات سختی در نمونه‌های ساده و مرکب قبل و بعد از نرماله شدن نشان داده شده است. نتایج سختی سنجی حاکی از افزایش سختی نمونه‌های دارای تراشه و نمونه‌های نرماله شده است. در نمونه‌های مرکب نسبت به نمونه‌های ساده سختی در حدود ۲۰ درصد افزایش داشته است و از 132 HB به 153 HB رسیده است. با افزودن تراشه‌ها

نمایان شدن دانه‌های این ساختار، این است که با محلول مخصوص ظهور ساختارهای آستنیتی نی از نیکل اچ نشده‌اند.

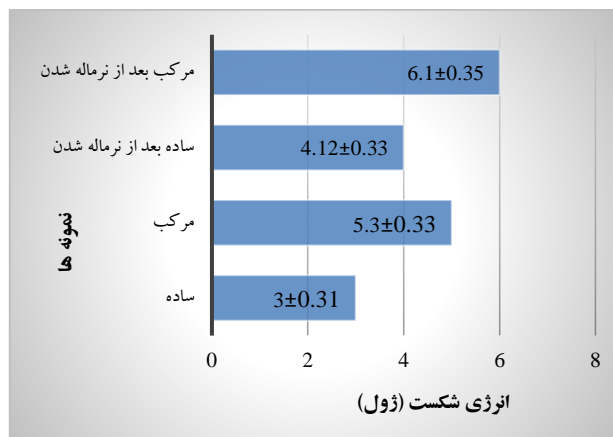


شکل (۶). تصاویر OM نمونه‌های نرمالیزه شده: الف) نمونه ساده قبل از اچ، ب) نمونه ساده بعد از اچ، ج) نمونه مرکب قبل از اچ و د) نمونه مرکب بعد از اچ.

در "شکل ۷"، تصویر FESEM نمونه مرکب عملیات حرارتی شده، نشان داده شده است. در این تصویر می‌توان بخشی از

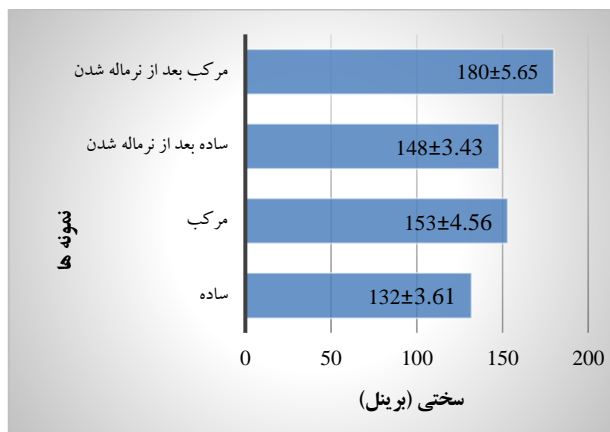
می‌شود. انرژی ضربه نمونه ساده از ۳J به ۵/۳J افزایش می‌یابد این به معنای افزایش بیش از ۵۰ درصدی است. با حل شدن کامل تراشه‌ها جزایر فریتی غنی از نیکل در ساختار پایدار می‌شوند. این فاز توانایی میرایی انرژی ناشی از ضربه را دارد و به این دلیل منجر به افزایش انرژی شکست می‌شود. از سوی دیگر، نرمی فاز فریت سبب می‌شود بخش زیادی از انرژی در قالب تغییر فرم پلاستیک آن منطقه آزاد شود. جذب نیکل در آن منطقه این خاصیت را افزایش می‌دهد، چرا که ساختارهای نیکلی خاصیت جذب انرژی و ارتعاش دارند [۳۲].

حال اگر تراشه ذوب نشود و یا ناقص ذوب شود، فصل مشترک ایجاد شده در ابتدا انرژی ضربه را میرا می‌کند و خود تراشه ترک حاصل از شکست را منحرف می‌کند که این موضوع نیز افزایش انرژی شکست را در پی دارد. انجام عملیات حرارتی نرماله کردن، بر اساس "شکل ۸"، باعث افزایش انرژی ضربه هر دو نمونه ساده و مرکب شده است. بر عملیات حرارتی، انرژی ضربه نمونه ساده در حدود ۳۵ درصد و تا ۴/۱۲J افزایش یافت که دلیل آن حذف تنش‌های باقی‌مانده، گرافیت‌های نوع C و ظریف شدن پرلیت‌های زمینه در طول عملیات حرارتی است. اما در نمونه مرکب بر اثر نرماله کردن، سختی تا بیش از ۴۰ درصد یعنی تا ۶/۱J افزایش یافت. فریت آلوتریومورف ایجاد شده در مرز دانه، باعث افزایش انرژی شکست شد [۲۴].



شکل (۹). تغییرات انرژی ضربه و انحراف معیار در نمونه‌های ساده و مرکب قبل و بعد از نرماله کردن.

همان‌طور که ذکر شد دو حالت کلی امکان دارد. آلیاژسازی و استحکام بخشی از طریق ایجاد محلول جامد اشباع موضعی یکی از حالت‌ها است. در این حالت نیکل و آهن در طول نفوذ به صورت جانشین کنار هم قرار گرفته‌اند و همین موضوع تغییر فرم پلاستیک در حین آزمایش سختی سنجی را مشکل می‌کند، لذا سختی افزایش می‌یابد. در حالت دیگر تراشه‌ها ذوب نشده و در نقش یک مانع عمل می‌کنند و حرکت نابجایی‌ها در حین سختی سنجی را بر اساس مکانیسم قفل شوندگی سخت‌تر می‌کنند، پس سختی در این حالت نیز افزایش پیدا می‌کند. در نمونه نرماله شده سختی در حدود ۱۰ درصد (146 HB) در حالت ساده و در حدود ۲۵ درصد (180 HB) در حالت مرکب افزایش یافته است. در نمونه مرکب به دلیل وجود فریت آلوتریومورف در ریزساختار سختی افزایش بیشتری خواهد داشت. پرلیت‌های ظریف شده نیز در افزایش سختی تأثیر خواهند داشت. از طرف دیگر حذف گرافیت‌های نوع C و توزیع گرافیت‌های نوع A ظریف در ساختار افزایش سختی را محتمل‌تر می‌کند.



شکل (۸). نمودار میله‌ای تغییرات سختی و انحراف معیار در نمونه‌های بدون تراشه و مرکب قبل و بعد از نرماله شدن.

در تهیه نمونه‌های بررسی انرژی شکست سعی بر آن بود تا حداقل یک تراشه درون نمونه‌ها باشد. نتایج بررسی انرژی شکست نمونه‌ها در "شکل ۹"، نشان داده شده است. نتایج نشان‌دهنده آن است که حضور تراشه باعث افزایش انرژی ضربه

اما نکته دیگری که چقرمگی را افزایش داد، پرلیت‌های ظریف و گرافیت‌های کوچک شده است. فصل مشترک گرافیت‌های کیش و بزرگ معمولاً محل ایجاد جوانه ترک و رشد سریع آن است که باعث کاهش استحکام و چقرمگی می‌شود. تشکیل گرافیت‌های نوع A ظریف در سراسر ساختار و نوع B ظریف در برخی از مناطق فصل مشترک باعث افزایش چقرمگی شده است. گرافیت‌های ظریف ایجاد شده انرژی ضربه چدن خاکستری را کمی افزایش می‌دهند. همچنین ایجاد گره گرافیتی بیشتر نیز سبب افزایش چقرمگی و انتقال تنش می‌شود.

نتایج این تحقیق نشان داد که استفاده از تراشه‌های ماشین کاری سوپر آلیاژها در روش فوم فدا شونده و نرماله کردن یک روش مناسب و ارزان برای افزایش خواص مکانیکی و کاربردی کردن هر چه بیشتر چدن‌های خاکستری کم آلیاژ است. با این روش می‌توان کامپوزیت سازی و حتی آلیاژسازی موضعی درون قالب را با امکانات کم و در یک کارگاه برای توسعه صنایع کوچک انتظار داشت. این تحقیق می‌تواند سرآغاز این رویکرد به صورت علمی و کاربردی باشد و تحولی در ریخته‌گری چدن‌ها ایجاد کند و از دورریز تراشه‌های فلزات و آلیاژهای ارزشمند جلوگیری نماید.

۳. در منطقه فصل مشترک تراشه با زمینه یک فریت غنی از نیکل به وجود دارد که نیکل آن در حین انجماد یوتکتیکی و در اثر حل شدن و ذوب کامل یا ناقص تراشه‌ها وارد آن منطقه می‌گردد و آهن نیز به صورت رو به بالا به آن ناحیه نفوذ می‌کند.

۴. مناطق فصل مشترک یا عاری از گرافیت است و یا گرافیت‌های نوع B کوچک در آن به وجود می‌آید.  
۵. با افزودن تراشه‌ها سختی بر اساس دو سازوکار ممکن ایجاد محلول جامد موضعی و یا کامپوزیت سازی تا 153 HB افزایش می‌یابد. با انجام نرماله کردن، سختی در هر دو حالت ساده و مرکب افزایش می‌یابد. در نمونه ساده این افزایش به دلیل حذف تنش باقیمانده و گرافیت‌های نوع C بود. در نمونه مرکب نیز، این افزایش سختی به خاطر نفوذ بیشتر در منطقه فصل مشترک، ظریف شدن گرافیت‌ها و پرلیت زمینه بود.

۶. ادغام تراشه گذاری و نرماله کردن انرژی ضربه چدن خاکستری کم آلیاژ هایپر یوتکتیک را تا ۶/۱J افزایش داد. این افزایش به دلیل تشکیل فریت آلوتریومورف، افزایش میزان جزایر فریتی، ظریف شدن گرافیت‌ها و پرلیت زمینه و در نتیجه انتقال هرچه بهتر تنش از زمینه به تقویت کننده بود.

#### تشریح و قدردانی

نویسندگان مقاله به پاس کمک‌های بی چشم‌داشت آقای مهندس یزدان شجری در راستای تأمین مواد اولیه، انجام پژوهش و نگارش این مقاله؛ از ایشان قدردانی می‌کنند.

#### ۵- مراجع

[1] O. Oloyede, T. D. Bigg, R. F. Cochrane & A. M. Mullis, "Microstructure evolution and mechanical

۴- نتیجه گیری

با بررسی نتایج حاصل از این تحقیق و تحلیل نتایج آن می‌توان عنوان نمود که:

#### ۱. با افزودن تراشه‌های IN718 به چدن، ریزساختار چدن به سمت داشتن گرافیت‌های ظریف‌تر و ریزتر تمایل پیدا می‌کند. به دلیل وجود نیکل در تراشه‌ها، در منطقه فصل مشترک فیلم نسبتاً قطور فریتی ایجاد می‌شود و به دلیل ایجاد مناطق سرمایشی زیاد، پرلیت زمینه ظریف می‌شود.

۲. انجام عملیات حرارتی نرماله کردن، باعث از بین رفتن گرافیت‌های نوع C در زمینه می‌شود و به جای آن گرافیت‌های نوع A ظریف تشکیل می‌شود و به دلیل سرعت سرد شدن بالاتر نسبت به انجماد درون قالب، پرلیت خشن زمینه تبدیل به پرلیت ظریف می‌شود. نرماله کردن نمونه مرکب

۱. با افزودن تراشه‌های IN718 به چدن، ریزساختار چدن به سمت داشتن گرافیت‌های ظریف‌تر و ریزتر تمایل پیدا می‌کند. به دلیل وجود نیکل در تراشه‌ها، در منطقه فصل مشترک فیلم نسبتاً قطور فریتی ایجاد می‌شود و به دلیل ایجاد مناطق سرمایشی زیاد، پرلیت زمینه ظریف می‌شود.

۲. انجام عملیات حرارتی نرماله کردن، باعث از بین رفتن گرافیت‌های نوع C در زمینه می‌شود و به جای آن گرافیت‌های نوع A ظریف تشکیل می‌شود و به دلیل سرعت سرد شدن بالاتر نسبت به انجماد درون قالب، پرلیت خشن زمینه تبدیل به پرلیت ظریف می‌شود. نرماله کردن نمونه مرکب

- Nonferrous Metals Society of China, vol. 29, no. 1, pp. 51-58, 2019.
- [12] A. Shayesteh-Zeraati, H. Naser-Zoshki & A. R. Kiani-Rashid, "Microstructural and mechanical properties (hardness) investigations of Al-alloyed ductile cast iron", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 500, no. 1, pp. 129-133, 2010.
- [13] S. M. Mostafavi Kashani & S. M. A. Boutorabi, "As-cast acicular ductile aluminum cast iron", *Journal of Iron and Steel Research International*, vol. 16, no.6, pp. 23-28, 2009.
- [14] M. M. Hejazi, M. Divandari & E. Taghaddos, "Effect of copper insert on the microstructure of gray iron produced via lost foam casting", *Materials & Design*, vol. 30, no. 4, pp. 1085-1092, 2009.
- [15] A. R. Kiani-Rashid, "Influence of austenitising conditions and aluminium content on microstructure and properties of ductile irons". *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 470, no. 1-2, pp. 323-327, 2009.
- [16] S. S. Saleem & M. F. Wani, "Effect of load on the behaviour of tribofilms formed at the interface of austenitic steel and ductile iron—a Raman spectroscopic study", *Advances in Materials and Processing Technologies*, vol. 8, no.2, pp. 1583-1597, 2022.
- [17] N. Tiedje, R. Crepaz, T. Eggert & N. Bey, "Emission of organic compounds from mould and core binders used for casting iron, aluminium and bronze in sand moulds", *Journal of Environmental Science and Health Part A*, vol. 45, no.14, pp. 1866-1876, 2010.
- [18] M. Arghiani, M. Azadbeh, M. Diwandari & M. Zarghami, "Production of gray cast iron cored with aluminum wire by LFC method and investigation of intermetallic compounds created around the core", *Advance Processes in Materials Engineering*, vol. 4, no. 2, pp. 27-35, 2010. [In Persian]
- [19] M. Kazemi, A. R. Kiani-Rashid & A. Nourian, "Impact toughness and microstructure of continuous medium carbon steel bar-reinforced cast iron composite", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 559, pp. 135-138, 2013.
- [20] J. Jezierski, M. Jureczko & R. Dojka, "The Impact of process factors on creating defects, mainly lustrous carbon, during the production of ductile iron using the lost-foam casting (LFC) method", *Metals*, vol. 10, no. 8, pp.1022, 2020.
- properties of drop-tube processed", rapidly solidified grey cast iron, vol. 654, pp. 143-150, 2016.
- [2] F. E. Mariani, G. C. Rêgo, P. G. Bonella, A. L. Neto, G. E. Totten & L. C. Casteletti, "Wear Resistance of Niobium Carbide Layers Produced on Gray Cast Iron by Thermoreactive Treatments", *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 29, pp. 3516-3522, 2020.
- [3] A. Stachowiak, A. N. Wiecezorek, P. Nuckowski, M. Staszuk & M. Kowalski, "Effect of spheroidal ausferritic cast iron structure on tribocorrosion resistance", *Tribology International*, vol. 173, pp. 107688, 2022.
- [4] U. Tewary, D. Paul, H. K. Mehtani, S. Bhagavath, A. Alankar, G. Mohapatra, S. S. Sahay, A. S. Panwar, S. Karagadde & I. Samajdar, "The origin of graphite morphology in cast iron", *Acta Materialia*, vol. 226, pp. 117660, 2022.
- [5] S. Nosir, T. Nodir, A. Kamol, K. Jamshidbek & T. Nuritdin, "Improvement of Technology of Liquefaction of Gray Cast Iron Alloy", *Global Scientific Review*, vol. 6, pp. 19-28, 2022.
- [6] A. Avcı, N. İlkaya, M. Şimşir & A. Akdemir, "Mechanical and microstructural properties of low-carbon steel-plate-reinforced gray cast iron ", *Journal of materials processing technology*, nol. 209, no. 3, pp.1410-1416, 2009.
- [7] B. Kurt, N. Orhan & A. Hasçalık, "Effect of high heating and cooling rate on interface of diffusion bonded gray cast iron to medium carbon steel", *Materials & design*, vol. 28, no. 7, pp. 2229-2233, 2007.
- [8] A. Akdemir, H. Arikan & R. Kuş, "Investigation of microstructure and mechanical properties of steel fibre–cast iron composites", *Materials science and technology*, Vol. 21, no.9, pp. 1099-1102, 2005.
- [9] M. Şimşir, "Fracture behavior and microstructure of steel fiber reinforced cast iron", *Journal of materials science*, vol. 42, pp. 6701-6707, 2007.
- [10] M. Kazemi, A. R. Kiani-Rashid, A. Nourian & A. Babakhani, "Investigation of microstructural and mechanical properties of austempered steel bar-reinforced ductile cast iron composite", *Materials & Design*, vol. 53, pp. 1047-1051, 2014.
- [11] J. H. Zhao, W. Q. Zhao, Q. U. Shen & Y. Q. Zhang, "Microstructures and mechanical properties of AZ91D/0Cr19Ni9 bimetal composite prepared by liquid-solid compound casting", *Transactions of*

Science and Engineering: A, vol. 528, no. 10-11, pp. 3897-3904, 2011.

[28] D. M. Stefanescu, "Analysis of the rationale and accuracy of the use of carbon equivalent and thermal analysis in the quality control of cast iron", International Journal of Metalcasting, vol. 16, no. 3, pp. 1057-1078, 2022.

[29] H. Sazgaran & A. R. Kayani Rashid, "Effect of using continuous steel chips as reinforcement on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic gray cast iron", Journal of new Materials, vol. 5, pp. 15-28, 2015. [In Persian]

[30] Z. Zuo, M. Haowei, M. Yarigarravesh, A. H. Assari, M. Tayyebi, M. Tayebi & B. Hamawandi, "Microstructure, Fractography, and Mechanical Properties of Hardox 500 Steel TIG-Welded Joints by Using Different Filler Weld Wires", Metals, vol. 15, no. 22, pp. 8396, 2022.

[31] P. Xu, B. Bai, H. Fang, Z. Wang, J. Wang & Y. Pan, "Development of grain boundary allotriomorphic ferrite/granular bainite duplex steel", Journal of University of Science and Technology Beijing (English Edition), vol. 10, no. 2, pp. 39-44, 2003.

[32] Y. Shajari, M. Beigi & M. Porhonar, "The effect of microstructural changes on the rupture behavior of gas turbine damping bolt superalloy (Nimonic 90) after long service time", Engineering Failure Analysis, vol. 145, pp. 106993, 2023.

[21] K. Qiu, B. Xiao, "Effect of Mechanical Vibration on Microstructure and Mechanical Properties of Gray Cast Iron in Lost Foam Casting", Mathematical Problems in Engineering, vol. 2021, pp.1-8, 2021.

[22] Y. Shajari, S. H. Razavi, Z. S. Seyedraoufi & M. Samiee, "The effect of time and temperature of solutionizing heat treatment on  $\gamma'$  characterization in a Ni-base superalloy", Metallography, Microstructure, and Analysis, vol. 10, no. 4, pp. 441-447, 2021.

[23] H. Sazgaran & A. R. Kayani Rashid, "Investigation on Microstructure, Interface Region, and Tensile Properties of AISI 1045 Continuous Steel Chip Reinforced Ductile Iron Composites", Journal of Metallurgical Engineering, vol. 20, no. 4, pp. 293-303, 2018. [In Persian]

[24] S. Ö. Ertürk, O. Çakir, L. C. Kumruoglu & A. Ozel, "Fabricating of Steel/Cast Iron Composite by Casting Route", Acta Physica Polonica A, vol. 125, pp. 452-453, 2014.

[25] N. V. Stepanova, I. A. Bataev, Y. B. Kang, D. V. Lazurenko, A. A. Bataev, A. Razumakov & A. M. J. Junior, "Composites of copper and cast iron fabricated via the liquid: In the vicinity of the limits of strength in a non-deformed condition", Materials Characterization, vol. 130, pp. 260-269, 2017.

[26] R. Avand A. Ghaedri Hamidi & M. Pourabdoli, "Feasibility of Production of an iron-base Metal Matrix Composite by Infiltration of molten Gray Cast Iron into a 304 Stainless Steel Porous Skeleton", Journal of Science and Technology of Composites, vol. 8, no. 3, pp. 1653-1658, 2022. [In Persian]

## ۶- پی‌نوشت

[1] Ahmet Avci

[2] Mehmet Şimşir

[3] Mohammad Mehdi Hejazi

[4] Ahmet Akdemir

[5] Optical Microscopy

[6] Field Emission Scanning Electron Microscopy

[7] Energy-dispersive X-ray spectroscopy

[27] A. Akdemir, R. Kuş & M. Şimşir, "Investigation of the tensile properties of continuous steel wire-reinforced gray cast iron composite", Materials