

Research Paper

Investigation on Microstructure, Interface Region, and Tensile Properties of AISI 1045 Continuous Steel Chip Reinforced Ductile Iron Composites

*Hamid Sazegaran¹, Ali Reza Kiani-Rashid²

1- Assistant Professor of Department of Industrial Engineering, Engineering Faculty, Guilan University of Advanced Technology, Guilan, Iran
2- Professor of Metallurgical and Material Engineering Department, Engineering Faculty, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.

Citation: Sazegaran H, Kiani-Rashid A. R. Investigation on Microstructure, Interface Region, and Tensile Properties of AISI 1045 Continuous Steel Chip Reinforced Ductile Iron Composites. *Metallurgical Engineering* 2018; 20(4): 292-303 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.45415.1080>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.45415.1080>

ABSTRACT

Ductile irons are a type of engineering materials that used in many industrial applications, extensively. Thus, improvement of mechanical properties of ductile irons is very important. In this study, AISI 1045 continuous steel chips applied into the ductile iron matrix as reinforcement and ductile iron composites were manufactured through sand mold casting process. Therefore, the casting ductile iron included 0, 5, and 10 volume fraction of steel chips. Light microscopy and scanning electron microscopy (SEM) equipped energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) used to investigation of the microstructure and interface region. In addition, the mechanical properties of the ductile iron composites were studied by tensile and hardness tests. As a result, graphite morphology and microstructure of ductile iron matrix affected on the reinforcement fraction. In addition, a compatible interface was observed between the reinforcement and ductile iron matrix. Formation of this interface can be probably related on the melting the chips surfaces and solidification of this region. Thus, improvement of the tensile properties by increasing the reinforcement fraction can be related on the formation of the compatible interface between the matrix and reinforcement.

Keywords: Composite, ductile iron, Steel chip, Microstructure, Compatible interface.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Hamid Sazegaran, PhD

Address: Department of Industrial Engineering, Engineering Faculty, Guilan University of Advanced Technology, Guilan, Iran.

Tel: +98 (9352693344)

E-mail: hamid.sazegaran@gmail.com

ارزیابی ریزساختار، فصل مشترک و رفتار کششی مواد مرکب چدن نشکن تقویت شده توسط براده‌های پیوسته فولاد AISI 1045

*حمید سازگارن^۱، علیرضا کیانی رشید^۲

۱- استادیار گروه مهندسی صنایع، دانشکده مهندسی، دانشگاه مهندسی فناوری‌های نوین قوچان، قوچان، ایران
 ۲- استاد گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران

چکیده

چدن‌های نشکن دسته‌ای از مواد مهندسی هستند که در بسیاری از کاربردهای صنعتی به‌صورت گسترده استفاده می‌شوند و بنابراین، بهبود رفتار مکانیکی آن‌ها از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در این پژوهش، براده‌های پیوسته فولاد AISI 1045 به‌عنوان تقویت‌کننده در زمینه چدن نشکن قرار گرفت و با استفاده از فرآیند ریخته‌گری ماسه‌ای، مواد مرکب چدن نشکن تولید شد. چدن‌های نشکن ریخته‌گری شده حاوی ۰،۵ و ۱۰ درصد حجمی از براده‌های فولادی هستند. از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به اسپکتروسکوپی اشعه ایکس تولید شده توسط پرتو الکترونی (EDS) به‌منظور بررسی ریزساختار و فصل مشترک ایجاد شده بین براده‌های تقویت‌کننده و زمینه چدن نشکن استفاده شد. علاوه بر این، رفتار مکانیکی مواد مرکب چدن نشکن توسط انجام آزمون‌های کشش و سختی‌سنجی بر روی نمونه‌های تولیدی مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج حاکی از آن است که ریخت‌شناسی گرافیت‌ها و ریزساختار زمینه چدن نشکن در مواد مرکب تولیدی تحت تأثیر میزان تقویت‌کننده می‌باشد. علاوه بر این، فصل مشترکی کاملاً سازگار بین تقویت‌کننده‌ها و زمینه چدنی مشاهده شد که تشکیل این فصل مشترک احتمالاً به ذوب شدن سطح براده‌ها و انجماد مجدد آن ناحیه ارتباط پیدا می‌کند. بنابراین، بهبود رفتار کششی با افزایش میزان تقویت‌کننده به ایجاد فصل مشترک سازگار ایجاد شده بین زمینه و تقویت‌کننده ارتباط پیدا می‌کند.

واژه‌های کلیدی: ماده مرکب، چدن نشکن، براده فولاد، ریزساختار، فصل مشترک سازگار.

۱. مقدمه

چدن‌ها دسته‌ای از مواد مهندسی هستند که به علت هزینه تمام شده پایین، قابلیت ریخته‌گری و ماشین‌کاری عالی، مقاومت به سایش و خوردگی خوب و غیره به‌صورت گسترده در بسیاری از کاربردهای فنی و مهندسی می‌توانند به‌صورت موفقیت‌آمیز به کار گرفته شوند [۱-۷]. در میان انواع گوناگون چدن‌ها، چدن‌های نشکن به علت داشتن ویژگی‌های مکانیکی بهبودیافته از اهمیت ویژه‌ای برخوردارند. در این چدن‌ها، تشکیل گرافیت‌های کروی منجر به کاهش تمرکز تنش و در نتیجه، بهبود رفتار مکانیکی می‌شود. البته باید توجه داشت که ریخت‌شناسی گرافیت‌ها (شکل هندسی، اندازه، توزیع و میزان کروییت گرافیت‌ها) تأثیر زیادی بر رفتار مکانیکی چدن دارد که خود تحت تأثیر نوع و میزان عناصر آلیاژی، سرعت سرد شدن و فرآیند انجماد و همچنین عملیات حرارتی می‌باشد [۸].

بر این اساس، روش‌های گوناگونی به‌منظور افزایش

ویژگی‌های مکانیکی چدن‌ها توسعه یافته است که افزودن عناصر آلیاژی و انجام عملیات حرارتی نمونه‌هایی از آن‌ها می‌باشد. باید توجه داشت که این روش‌ها اغلب بر ریزساختار و ریخت‌شناسی گرافیت‌ها مؤثر هستند [۹-۱۳]. این نشان داده شده است که در چدن خاکستری، افزودن مس [۱۴] و در چدن نشکن، افزودن آلومینیوم سبب بهبود رفتار مکانیکی می‌گردد [۱۵ و ۱۶]. قابل ذکر است که اخیراً به‌منظور بهبود رفتار مکانیکی چدن‌ها از مرکب‌سازی آن‌ها با فولادها سود جسته می‌شود. استفاده از ورقه‌های فولادی به‌عنوان تقویت‌کننده در چدن‌های خاکستری به‌صورت گسترده مطالعه شده است [۱۷-۱۹]. قابل ذکر است که ذات فصل مشترک تشکیل شده در این مواد مرکب بر رفتار مکانیکی آن‌ها مؤثر خواهد بود. قابل ذکر است که تأثیر عملیات حرارتی بر استحکام برشی فصل مشترک ایجاد شده بین چدن و تقویت‌کننده فولاد کربن متوسط نیز ارزیابی شده است [۲۰]. علاوه بر این، تأثیر استفاده از سیم‌های فولادی بر رفتار مکانیکی و ریزساختار چدن‌ها بررسی شده است [۲۱ و

* نویسنده مسئول:

دکتر حمید سازگارن

نشانی: قوچان، دانشگاه مهندسی فناوری‌های نوین قوچان، دانشکده مهندسی، گروه مهندسی صنایع.

تلفن: (۹۳۵۲۶۹۳۳۴۴) ۰۹۸

پست الکترونیکی: hamid.sazegaran@gmail.com

جدول ۱. ترکیب شیمیایی چدن نشکن و براده فولاد مورد استفاده.

نوع	C	Si	S	P	Mn	Ni	Mg	Cu	Fe
چدن نشکن	۳/۹۱	۲/۳۸	<۰/۰۰۵	<۰/۰۰۵	۰/۰۶	۰/۰۴	۰/۰۶	۰۰۲/۰	باقیمانده
براده فولاد	۰/۴۵۵	۰/۱۲۰	۰/۰۰۵	۰/۰۰۵	۰/۸۳۰	۰/۰۶۳	۰/۰۵۸	۰۱۶/۰	باقیمانده

جدول ۲. ویژگی‌های مکانیکی فولاد مورد استفاده جهت تهیه براده

ویژگی	مقدار
سختی (HV)	۲۳۰
استحکام تسلیم (N/mm ^۲)	۴۶۰
استحکام کششی نهایی (N/mm ^۲)	۶۷۰

می‌باشند. در ساخت قالب، راه‌گاه، راه‌بار و تغذیه در نیمه بالایی قالب در نظر گرفته شد و به‌منظور بهتر پُر شدن حفره قالب، راه‌بار اصلی به‌صورت مخروطی و با ارتفاع ۲۰۰ mm تعبیه گردید. قابل ذکر است که قبل از مذاب‌ریزی، براده‌های پیوسته فولادی که قبلاً توسط الک‌ل شستشو و در دمای ۱۲۰°C درون یک اُون خشک شدند، به‌صورت محوری درون قابل قرار گرفتند.

مذاب چدن نشکن مورد استفاده توسط کوره القایی صنعتی (در کارخانه ریخته‌گری فولاد کاوه) تولید شد. کوره مورد استفاده بدون هسته است که توسط جریان متناوب با فرکانس متوسط کار می‌کند. باید در نظر داشت که افزودن کربن و سیلیسیم به مذاب به‌منظور تنظیم ترکیب شیمیایی همراه با شارژ کوره صورت گرفت. ترکیب شیمیایی مذاب چدن مورد استفاده در جدول ۱ ارائه شده است. برای افزودن عنصر منیزیم به مذاب و انجام فرآیند کروی‌سازی گرافیت‌ها از روش ساندویچی استفاده شد. بدین منظور، ابتدا فرومنیزیم (حاوی ۶ درصد وزنی منیزیم) در قسمت کف پاتیل ثانویه قرار داده شد. سپس، مذاب آماده شده توسط کوره با دمای ۱۵۰۰°C به درون پاتیل ثانویه برگردان شد. بنابراین، منیزیم به درون مذاب وارد شد و عملیات کروی‌سازی صورت گرفت. قبل از اجرای فرآیند ریخته‌گری، مذاب چدن نشکن به درون یک بوته با ظرفیت ۱۵ کیلوگرم منتقل شد. به‌منظور جوانه‌زایی به مذاب، فروسیلیس حاوی ۶۵ درصد وزنی سیلیسیم درون مذاب اضافه و سپس، فرآیند مذاب‌ریزی درون قالب انجام گرفت. باید در نظر داشت که دمای مذاب‌ریزی در حدود ۱۳۸۰°C انتخاب شد.

براده‌های فولادی مورد استفاده توسط فرآیند سری تراشی در شرکت قطعات محوری خراسان تولید شده‌اند. در فرآیند سری تراشی، سرعت برش برابر ۲۵ mm/min، عمق برش برابر ۰/۴ mm و نرخ پیشروی ابزار برابر ۰/۲ mm/rev است. براده‌هایی که دارای طولی بیشتر از ارتفاع قالب هستند، برای

رفتار مکانیکی چدن‌ها در اثر افزودن سیم‌های فولادی بهبود پیدا می‌کند که این امر به تشکیل فصل مشترک کاملاً سازگار در بین زمینه چدن و تقویت‌کننده فولادی ارتباط پیدا می‌کند [۱۷-۲۲].

سازگاری بسیار خوب بین زمینه و تقویت‌کننده در ناحیه فصل مشترک که وابسته به قابلیت ترشوندگی، قابلیت واکنش‌پذیری تقویت‌کننده توسط زمینه و نفوذ عناصر در فصل مشترک است، اهمیت بسزایی خواهد داشت و منجر به بهبود ویژگی‌های مکانیکی می‌گردد. در صورتی که واکنش نفوذی در فصل مشترک رخ دهد، می‌تواند بر ویژگی‌های مکانیکی مواد مرکب تأثیر فراوانی داشته باشد [۲۳]. خصوصیات ریزساختاری در ناحیه فصل مشترک بین زمینه و تقویت‌کننده در چدن خاکستری تقویت شده با رشته‌های فولادی به‌عنوان یک عامل مؤثر بر روی چقرمگی شکست و ویژگی‌های کششی به‌شمار می‌آید [۱۷ و ۲۲].

مطالعات فراوانی بر روی استفاده از تقویت‌کننده‌های فولادی در چدن‌های خاکستری و نشکن صورت گرفته است، اما تأثیر افزودن تقویت‌کننده‌های فولاد کربن متوسط به شکل براده بر ریزساختار و رفتار مکانیکی چدن‌های نشکن مطالعه نشده است. این احتمال وجود دارد که لبه‌های تیز براده‌های فولادی منجر به ایجاد تمرکز تنش در فصل مشترک براده و زمینه چدن شود که این امر، ضرورت انجام مطالعه بر روی چدن‌های نشکن تقویت‌شده با براده‌های فولادی را تبیین می‌کند. هدف از انجام این پژوهش، تولید مواد مرکب زمینه چدن نشکن با تقویت‌کننده‌هایی از نوع براده‌های پیوسته فولاد AISI 1045 به روش ریخته‌گری ماسه‌ای است. باید در نظر داشت که استفاده از براده‌های فولادی به‌جای سیم‌های فولادی که در سایر پژوهش‌ها [۱۷-۲۲] بررسی شده است، منجر به کاهش هزینه‌ها می‌گردد.

۲. مواد و روش تحقیق

ریخته‌گری مواد مرکب چدن نشکن

در این پژوهش، مواد مرکب چدن نشکن متشکل از براده‌های پیوسته فولاد AISI 1045 توسط روش ریخته‌گری ماسه‌ای تولید شدند. برای ساخت قالب‌ها از ماسه سیلیسی به همراه ۵ درصد وزنی سیلیکات سدیم به‌عنوان چسب استفاده شد. قالب‌های تهیه شده برای تولید مواد مرکب چدنی دارای حفره استوانه‌ای شکل با قطر ۲۰ mm و ارتفاع ۲۰۰ mm

توسط دستگاه Zwick مدل Z 250 و براساس استاندارد ASTM E 8M انجام شد. قابل ذکر است که نمونه‌های آزمون کشش از قسمت بالایی نمونه‌های ریختگی تراشکاری شدند و نتایج ارائه شده براساس میانگین اطلاعات به دست آمده از سه آزمون کشش می‌باشد. باید در نظر داشت که سرعت حرکت فک در حین انجام آزمون برابر 2 mm/min است.

۳. نتایج و بحث

در شکل ۱، تصاویر میکروسکوپ نوری قبل از حکاکی در بزرگنمایی ۱۰۰ برابر از زمینه چدن نشکن در مواد مرکب تولیدی به تصویر کشیده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، جوانه‌زنی و رشد گرافیت‌ها در همه نمونه‌های ریختگی به صورت کاملاً کروی است. نتایج به دست آمده از پردازش تصاویر میکروسکوپ نوری توسط نرم‌افزار MIP در مورد کسر سطحی گرافیت‌ها و میانگین میزان کرویت کره‌های گرافیتی در شکل ۲ نمایش داده شده است. مطابق با شکل، ریخت‌شناسی کره‌های گرافیتی تحت تأثیر میزان تقویت‌کننده می‌باشد. با افزایش میزان براده‌های فولادی تقویت‌کننده، کسر سطحی گرافیت‌ها کاهش و میزان کرویت آن‌ها افزایش می‌یابد.

همان طور که می‌دانیم، ریخت‌شناسی گرافیت‌ها در چدن‌های نشکن وابسته به ترکیب شیمیایی مذاب، دمای مذاب‌ریزی، نرخ سرمایش و نوع عملیات حرارتی صورت گرفته بر روی آلیاژ است [۲۴ و ۲۵]. با توجه به این که ترکیب شیمیایی مذاب و دمای مذاب‌ریزی در همه نمونه‌های ریختگی یکسان است و هیچ‌گونه عملیات حرارتی بر روی نمونه‌ها صورت نگرفته است، بنابراین می‌توان گفت که نرخ سرمایش عامل مؤثر اصلی بر ریخت‌شناسی گرافیت‌ها خواهد بود. بدیهی است که قرارگیری براده‌های پیوسته فولادی درون قالب، موجب افزایش میزان انتقال حرارت می‌شود. به بیان دیگر، میزان انتقال حرارت با افزایش کسر حجمی تقویت‌کننده‌های پیوسته فولادی افزایش می‌یابد. بنابراین، نرخ سرمایش با افزایش کسر حجمی تقویت‌کننده‌ها زیاد می‌شود. در نتیجه، افزایش نرخ سرمایش در اثر تغییر میزان تقویت‌کننده بر ریخت‌شناسی گرافیت‌ها به‌ویژه کسر سطحی و میزان کرویت آن‌ها مؤثر خواهد بود.

تصاویر میکروسکوپ نوری بعد از حکاکی توسط محلول نایتال در بزرگنمایی ۲۰۰ برابر از زمینه چدن نشکن مواد مرکب حاوی ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد حجمی از براده‌های پیوسته فولادی در شکل ۳ به تصویر کشیده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه بدون تقویت‌کننده به صورت فریتی-پرلیتی می‌باشد که فاز فریت در اطراف کره‌های گرافیت قرار گرفته است و یک ساختار چشم‌گاو را به وجود آورده است. این در حالی است که در نمونه‌های

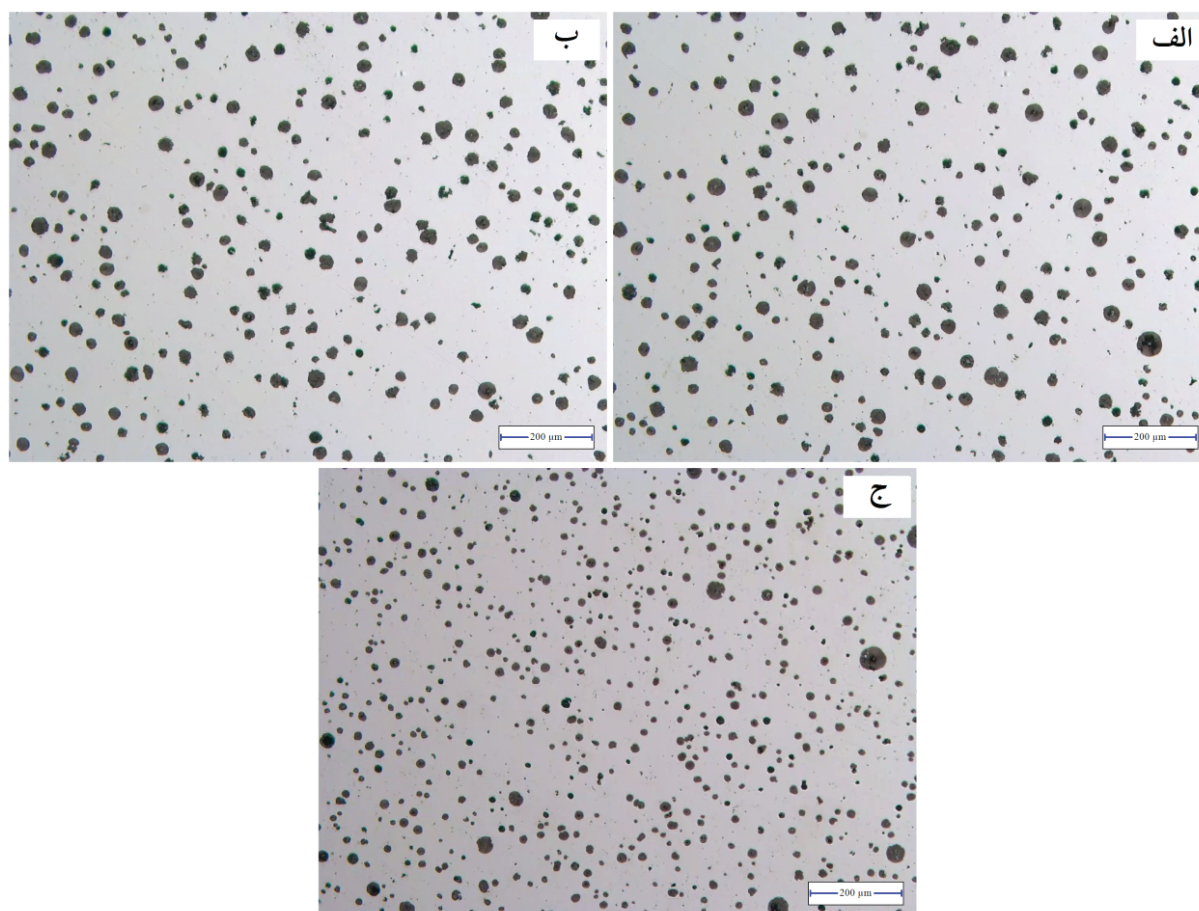
تولید مواد مرکب چدن نشکن انتخاب شدند و به‌اندازه‌ای مناسب که منطبق با طول حفره قالب است، بریده شدند. ترکیب شیمیایی براده‌های فولادی مورد استفاده نیز در جدول ۱ ارائه شده است. فولادهای مورد استفاده جهت سری تراشی از نوع AISI 1045 نرماله شده هستند و ویژگی‌های مکانیکی آن‌ها در جدول ۲ ارائه شده است. بعد از ریخته‌گری مذاب چدن نشکن در اطراف براده‌های پیوسته فولادی قرار گرفته درون قالب، مواد مرکب چدن نشکن تولید شد. قابل ذکر است که مواد مرکب تولیدی شامل ۵، ۱۰ و ۲۰ درصد حجمی از براده‌های پیوسته فولادی هستند.

ارزیابی‌های میکروسکوپی

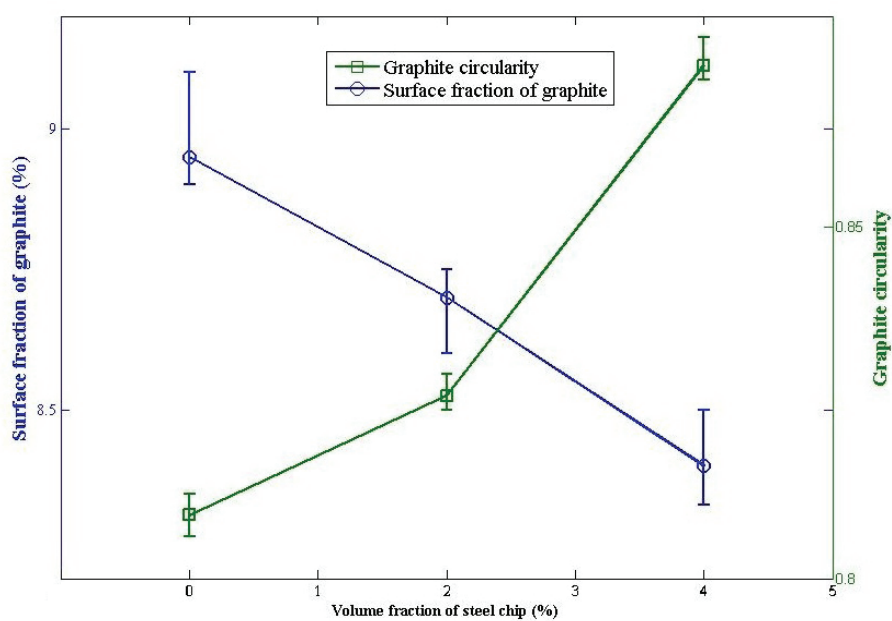
پس از ریخته‌گری مواد مرکب چدن نشکن، نمونه‌های میکروسکوپی توسط وایرکات از آن‌ها بریده شدند. نمونه‌های تهیه شده ابتدا مانع گرم و سپس، سمباده‌زنی و پولیش‌کاری شدند. فرآیند حکاکی (اچ) توسط محلول نایتال ۲ درصد انجام شد. ارزیابی‌های میکروسکوپ نوری قبل و بعد از حکاکی صورت گرفت و تصاویر متالوگرافی در بزرگنمایی‌های گوناگون تهیه شدند. نرم‌افزار پردازش تصاویر MIP برای بررسی تصاویر تهیه شده قبل از حکاکی مورد استفاده قرار گرفت. در تصاویر قبل از حکاکی، ریخت‌شناسی کره‌های گرافیت شامل میانگین کسر سطحی گرافیت‌ها و میانگین میزان کرویت کره‌های گرافیتی در ۱۵ تصویر تهیه شده در بزرگنمایی ۱۰۰ برابر مورد بررسی قرار گرفت. علاوه بر این، از میکروسکوپ الکترونی روبشی نیز برای انجام ارزیابی‌های ریزساختاری استفاده شد. قبل از انجام مطالعات میکروسکوپ الکترونی، پوشش آلیاژ Au-Pd بر روی نمونه‌های مانع شده توسط دستگاه پوشش‌دهی Sputter Coater SC7620 ایجاد شد. در این پژوهش، میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل LEO 1450VP مورد استفاده واقع گردید. علاوه بر بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی، اسپکتروسکوپی اشعه ایکس تولید شده توسط پرتو الکترونی (EDS) به منظور شناسایی فازهای گوناگون از لحاظ ترکیب شیمیایی به کار گرفته شد.

تعیین رفتار مکانیکی

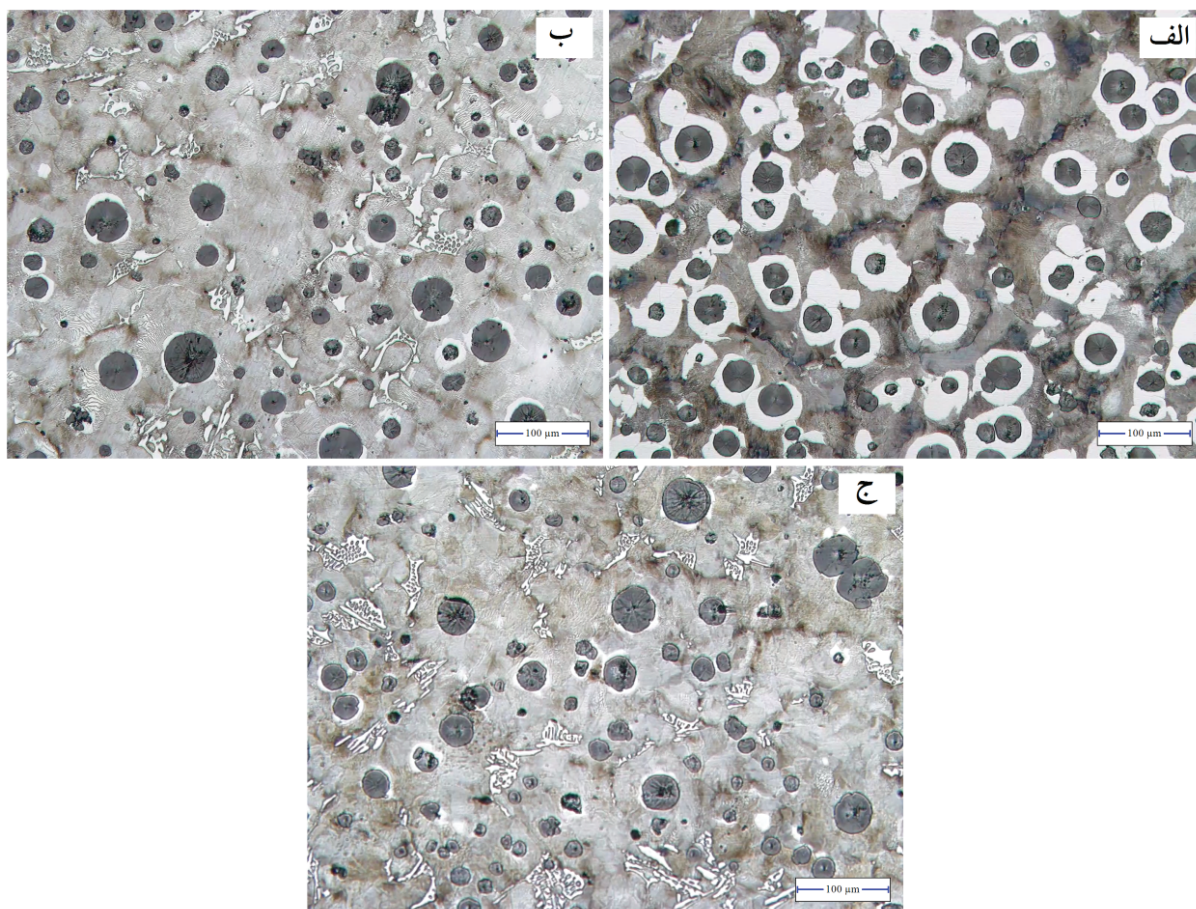
ویژگی‌های مکانیکی مواد مرکب تولید شده توسط سختی‌سنجی و آزمون کشش مورد ارزیابی قرار گرفت. به‌منظور بررسی میزان سختی زمینه چدن نشکن، از دستگاه ریزسختی‌سنج ویکرز استفاده شد. دستگاه مورد استفاده توسط شرکت بوهرلر ساخته شده است و شماره مدل آن ۱۶۲۵-۱۶۰۰ است. زمان بارگذاری در این دستگاه برابر ۱۰ ثانیه است و مقدار بار اعمالی ۲ کیلوگرم انتخاب شد. قابل ذکر است که نتایج به دست آمده در مورد مقادیر سختی ارائه شده براساس میانگین پنج اندازه‌گیری می‌باشد. آزمون کشش



شکل ۱. تصاویر میکروسکوپ نوری قبل از حکاکی توسط نایتال از زمینه چدن نشکن در مواد مرکب حاوی، الف) ۰ درصد حجمی براده، ب) ۵ درصد حجمی براده و ج) ۱۰ درصد حجمی براده.



شکل ۲. تغییرات کسر سطحی و میزان کرویت کره‌های گرافیتی برحسب میزان براده فولادی قرار گرفته درون مواد مرکب چدن نشکن.



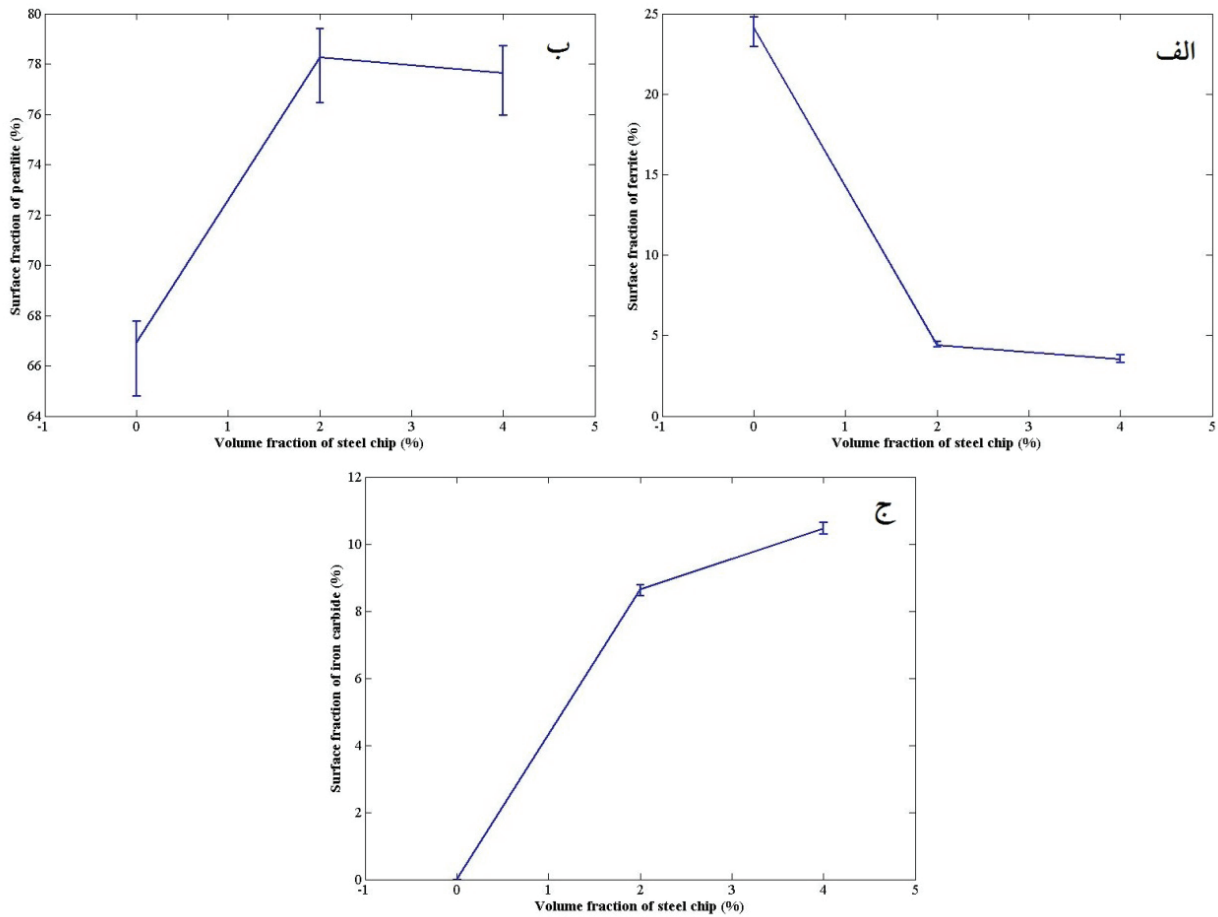
شکل ۳. تصاویر میکروسکوپ نوری بعد از حکاکی توسط محلول نایتال از زمینه چدن نشکن در مواد مرکب حاوی، الف) ۰ درصد حجمی براده، ب) ۵ درصد حجمی براده و ج) ۱۰ درصد حجمی براده.

نمونه بدون تقویت کننده برابر صفر است و این در حالی است که با افزایش میزان تقویت کننده، کسر سطحی کاربید آهن افزایش می یابد. در شکل ۵، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه چدن نشکن در ماده مرکب حاوی ۱۰ درصد حجمی براده فولادی نشان داده شده است. این شکل نیز همانند شکل ۳-ج نشان می دهد که گرافیت ها توسط فاز فریت احاطه شده اند و فازهای کاربید آهن در زمینه پرلیتی به صورت دندریتی تشکیل شده اند.

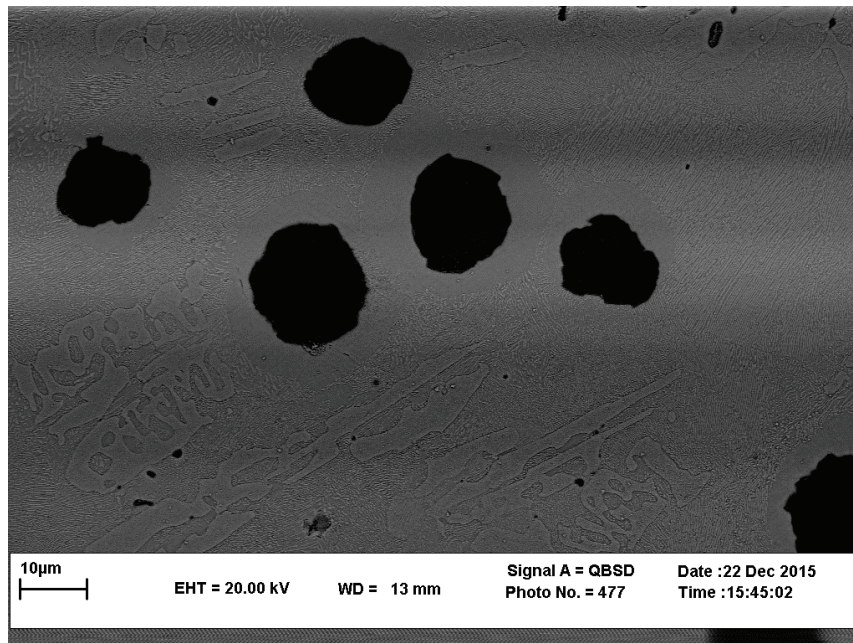
در شکل ۶، تصاویر میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی های ۱۰۰ و ۲۰۰ برابر بعد از حکاکی توسط محلول نایتال از ماده مرکب چدن نشکن متشکل از ۱۰ درصد حجمی براده های پیوسته فولادی نمایش داده شده است. مطابق با این اشکال، ناحیه چدن نشکن، ناحیه فصل مشترک بین زمینه و تقویت کننده و ناحیه براده پیوسته فولادی تقویت کننده به صورت کاملاً مجزا مشاهده می شود. همان طور که قبلاً بیان شد، ناحیه چدن نشکن متشکل از کره های گرافیت، فریت احاطه کننده کره های گرافیتی، پرلیت و کاربید آهن است. قابل ذکر است که در مواد مرکب چدن نشکن تولید

حاوی تقویت کننده، علاوه بر فریت و پرلیت، کاربیدهای آهن که به صورت دندریتی رشد یافته اند، در ریزساختار مشاهده می شود. باید توجه داشت که ضخامت لایه فریت قرار گرفته در اطراف کره های گرافیتی در نمونه های متشکل از تقویت کننده های پیوسته فولادی کاهش یافته است.

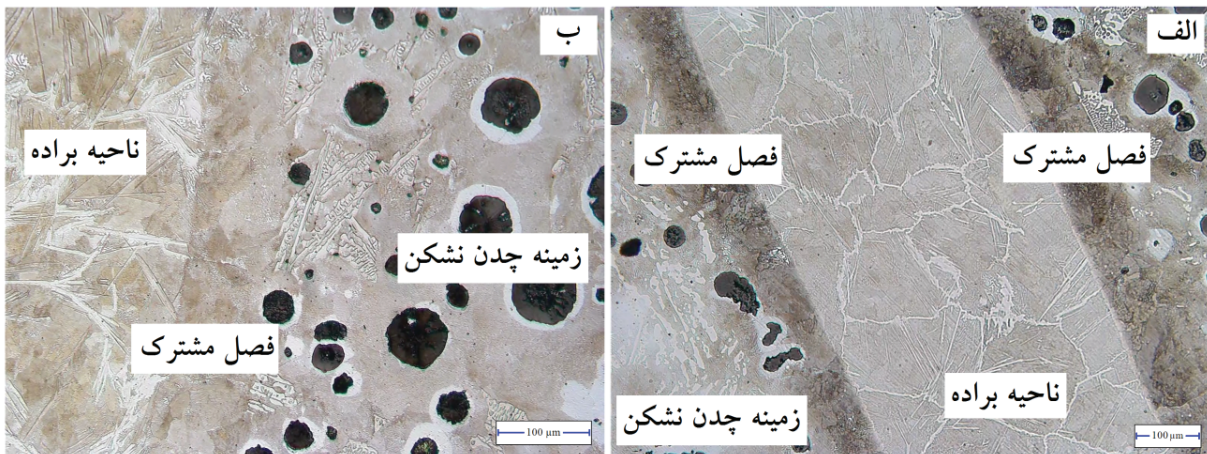
نتایج به دست آمده از پردازش تصاویر میکروسکوپی بعد از حکاکی توسط نرم افزار MIP در شکل ۴ نمایش داده شده است که شامل کسر سطحی فریت، کسر سطحی پرلیت و کسر سطحی کاربید آهن می باشد. همان طور که مشاهده می شود، نمونه بدون تقویت کننده دارای بیشترین کسر سطحی فریت است و کسر سطحی فریت در نمونه های تقویت شده توسط براده های فولادی تفاوت چشم گیری را نشان نمی دهد. این در حالی است که کسر سطحی پرلیت در نمونه بدون تقویت کننده کمترین مقدار و در نمونه دارای ۵ درصد حجمی از براده های تقویت کننده بیشترین مقدار را دارد. باید در نظر داشت که در نمونه های حاوی تقویت کننده فولادی، کسر سطحی پرلیت نیز تفاوت چشم گیری را نشان نمی دهد. مطابق با شکل ۴-ج، کسر سطحی کاربید آهن در



شکل ۴. نتایج به دست آمده از پردازش تصاویر میکروسکوپ نوری؛ الف) کسر سطحی فریت، ب) کسر سطحی پرلیت و ج) کسر سطحی کاربید آهن.



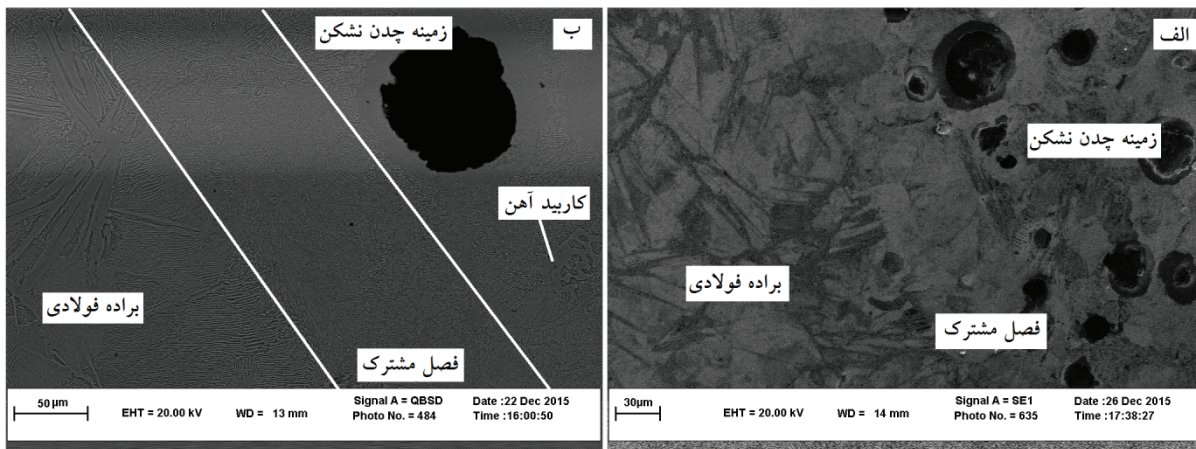
شکل ۵. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه چند نشکن در ماده مرکب حاوی ۱۰ درصد حجمی براده فولادی.



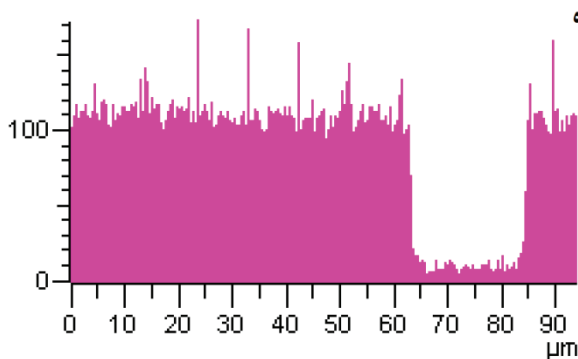
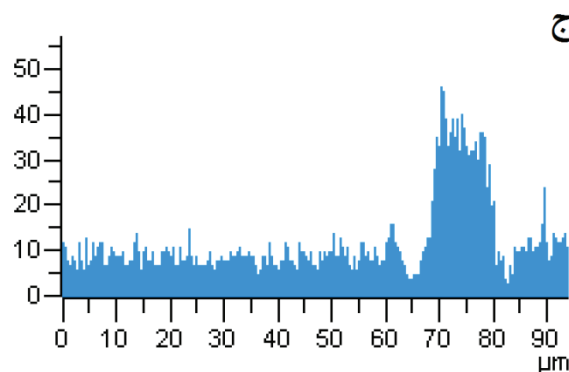
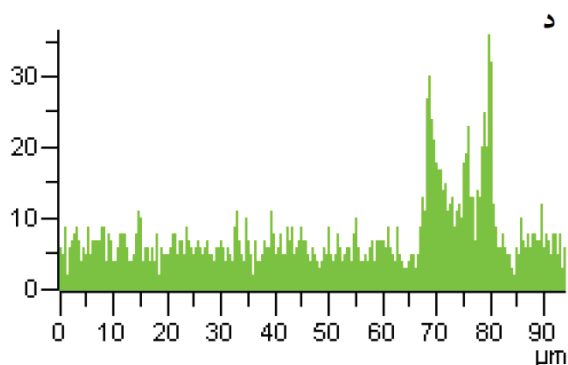
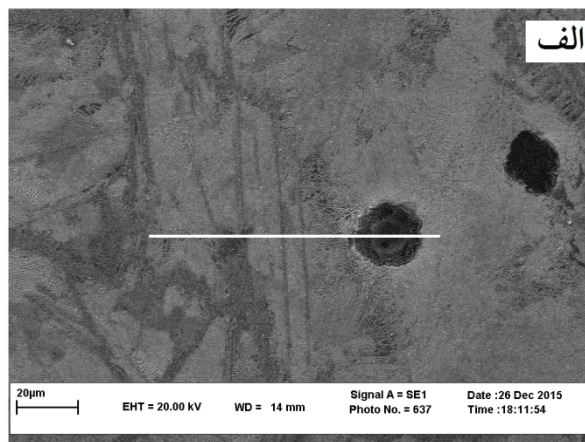
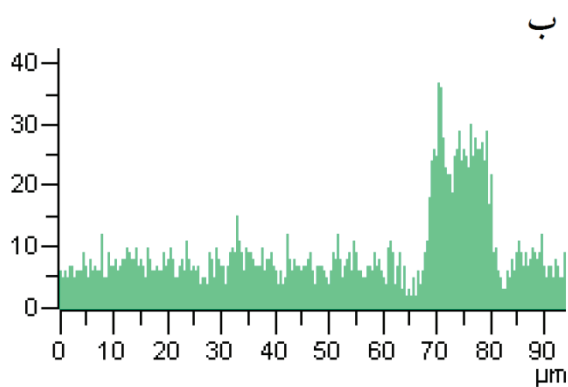
شکل ۶. تصاویر میکروسکوپ نوری بعد از حکاکی توسط محلول نایتال از ماده مرکب چدن نشکن حاوی ۱۰ درصد حجمی براده در بزرگنمایی (الف) ۱۰۰ برابر و (ب) ۲۰۰ برابر.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه چدن نشکن، فصل مشترک و براده تقویت کننده در ماده مرکب حاوی ۱۰ درصد حجمی تقویت کننده در شکل ۷ نمایش داده شده است. خطوط سفید رنگ در شکل ۷-ب نشان دهنده فصل مشترک ایجاد شده بین براده فولادی و زمینه چدن نشکن است. همان طور که در شکل ۷-ب مشاهده می شود، فصل مشترک ایجاد شده بین زمینه چدن نشکن و تقویت کننده فولادی دارای ریزساختار کاملاً پرلیتی است. به منظور ارزیابی نفوذ عناصر آلیاژی در فصل مشترک، آنالیز اسپکتروسکوپی اشعه ایکس تولید شده توسط پرتو الکترونی به صورت خطی به کار گرفته شد و در شکل ۸، نتایج به دست آمده ارائه شده است. هر چند آنالیز EDS عنصر کربن از دقت بالایی برخوردار نیست، اما تغییرات چندانی در توزیع عنصر کربن در سه ناحیه براده فولادی (حاوی ۰/۴۵۵ درصد وزنی کربن)، فصل مشترک و زمینه چدن نشکن (حاوی ۳/۹۱ درصد وزنی

شده، براده های پیوسته فولادی که به عنوان تقویت کننده به کار برده شده اند، به صورت مبرد عمل می کنند. به بیان دیگر، وجود براده های پیوسته فولادی سبب افزایش میزان انتقال حرارت در هنگام مذاب ریزی و انجماد می شود که این امر موجب تشکیل فازهای کاربید آهن به صورت دندریتی در ساختار چدن نشکن زمینه می گردد (مطابق با اشکال ۴-ب و ۴-ج). علاوه بر این، ناحیه فصل مشترک که به صورت کاملاً مجزا تشکیل شده است، دارای پهنایی در حدود ۱۰۰ میکرون می باشد. این احتمال وجود دارد که در هنگام مذاب ریزی و تماس فیزیکی مذاب چدن نشکن با سطوح براده های فولادی، ابتدا ذوب شدن سطوح براده ها به صورت موضعی رخ می دهد [۲۶] و سپس، نفوذ عناصر کربن و سیلیسیم از سمت چدن به سمت براده های فولادی صورت می گیرد [۲۱ و ۲۲]. احتمالاً تشکیل فصل مشترک کاملاً مجزا به بروز پدیده های ذوب موضعی و نفوذ عناصر ارتباط پیدا می کند.



شکل ۷. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه چدن نشکن، فصل مشترک و براده فولادی تقویت کننده در ماده مرکب چدن نشکن حاوی ۱۰ درصد حجمی براده، (الف) تصویر الکترون های ثانویه و (ب) تصویر الکترون های برگشتی.



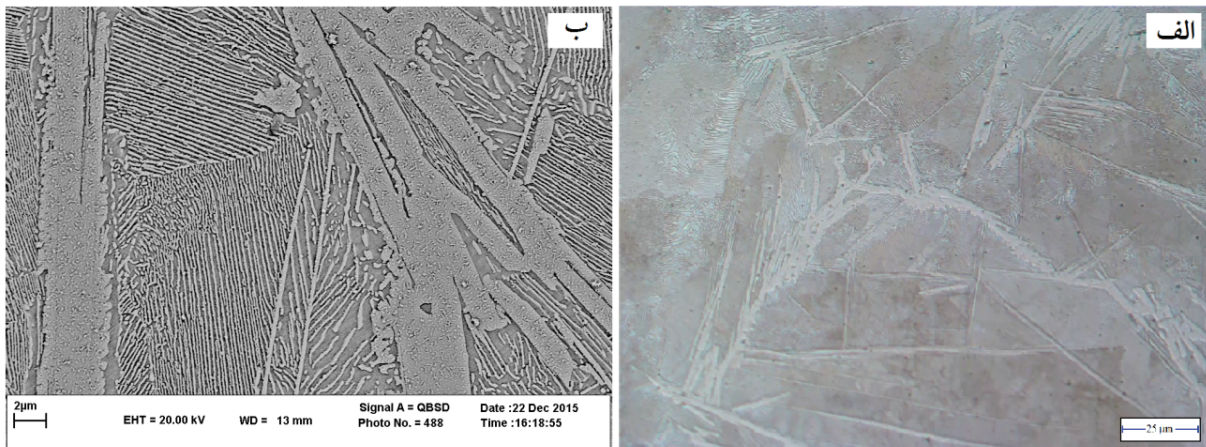
شکل ۸. الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از زمینه چدن نشکن، فصل مشترک و براده فولادی تقویت‌کننده در ماده مرکب چدن نشکن حاوی ۱۰ درصد حجمی براده و نتایج آنالیز EDS برای عناصر ب) کربن، ج) سیلیسیم، د) منیزیم و ه) آهن.

که نفوذ عناصر آلیاژی در ناحیه فصل مشترک به صورت قابل توجه صورت نگرفته است که این امر برخلاف استدلال‌های بیان شده توسط برخی از پژوهشگران است [۲۱، ۲۲]. با توجه به این که نفوذ عناصر آلیاژی در فصل مشترک به صورت قابل توجهی صورت نگرفته است، این احتمال تقویت می‌گردد که تشکیل فصل مشترک کاملاً مجزا به ذوب شدن موضعی دیواره‌های براده‌های فولادی در هنگام تماس مذاب با آن‌ها و سرد شدن و انجماد آن‌ها ارتباط داشته باشد.

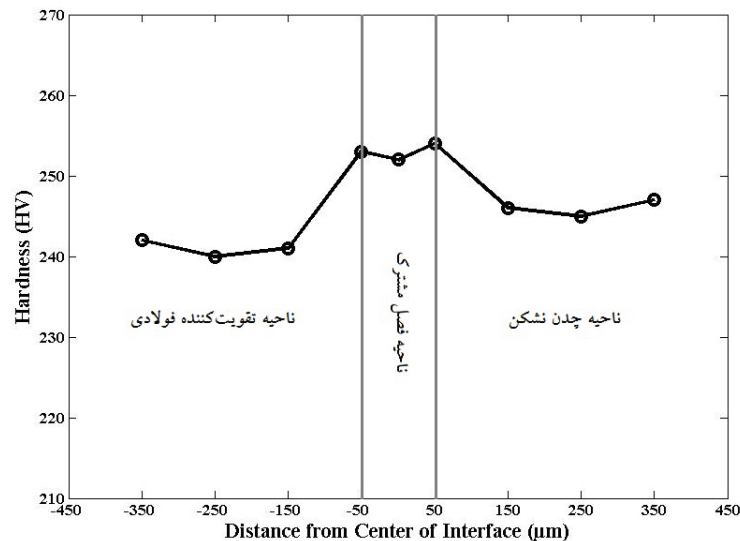
در شکل ۹، تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی از ناحیه تقویت‌کننده فولادی در ماده مرکب حاوی ۱۰ درصد

کربن که در کره‌های گرافیتی و ریزساختار زمینه چدن توزیع شده‌اند) مشاهده نمی‌شود و فقط میزان کربن در ناحیه کره گرافیت به شدت افزایش می‌یابد.

علاوه بر این، تغییرات قابل توجهی در توزیع عناصر سیلیسیم و منیزیم نیز مشاهده نمی‌شود و فقط میزان این عناصر در ناحیه کره گرافیت با افزایش روبرو شده است. مطابق با شکل ۸-ه، توزیع عنصر آهن نیز در زمینه چدن نشکن، فصل مشترک و ناحیه براده فولادی به صورت یکسان است و فقط در ناحیه کره گرافیت با کاهش شدید روبرو شده است. مطابق با نتایج به دست آمده از آنالیزهای EDS می‌توان گفت



شکل ۹. الف) تصویر میکروسکوپ نوری و ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه تقویت کننده فولادی در ماده مرکب حاوی ۱۰ درصد حجمی از تقویت کننده که نشان دهنده فریت آلوتریومورفیک است.



شکل ۱۰. تغییرات میزان ریزسختی بر حسب فاصله از مرکز فصل مشترک ایجاد شده بین چدن نشکن و براده فولادی در ماده مرکب حاوی ۱۰ درصد حجمی از تقویت کننده فولادی.

رفتار مکانیکی مواد مرکب تولیدی

تغییرات میزان ریزسختی از زمینه چدن نشکن تا تقویت کننده فولادی در ماده مرکب حاوی ۱۰ درصد حجمی از تقویت کننده فولادی در شکل ۱۰ نمایش داده شده است. قابل ذکر است که تغییرات میزان ریزسختی در ماده مرکب حاوی ۵ درصد حجمی از تقویت کننده فولادی نیز مشابه با نتایج ارائه شده در شکل ۱۰ می باشد. باید توجه داشت که اندازه گیری ریزسختی در ناحیه چدن نشکن فقط بر روی ناحیه پرلیت صورت گرفته است. علاوه بر این، میانگین میزان ریزسختی فازهای کاربید آهن و فریت احاطه کننده گرافیتها در همه نمونه های مواد مرکب به ترتیب برابر ۶۲۵ و ۱۸۳ HV اندازه گیری شد. مطابق با شکل، تغییرات قابل توجهی در میزان ریزسختی درون نواحی متفاوت وجود ندارد. اما، میزان

حجمی تقویت کننده نمایش داده شده است. همان طور که مشاهده می شود، ریزسختی ناحیه تقویت کننده فولادی شامل فریت آلوتریومورفیک^۱ و پرلیت است. قابل ذکر است که فریت آلوتریومورف اغلب بر روی مرز دانه های آستنیت جوانه می زند و در امتداد مرز دانه ها رشد می کند. در اثر افزایش دما در هنگام فرآیند مذاب ریزی، درون براده های تقویت کننده فاز آستنیت تشکیل می شود و با کاهش دما، جوانه های فریت آلوتریومورف در مرز دانه های آستنیت تشکیل می شوند و در امتداد مرز دانه های آستنیت رشد می کنند. این در حالی است که در نواحی داخلی دانه های آستنیت، تحول آستنیت به پرلیت صورت می گیرد. بر این اساس، ریزسختی نهایی شامل فریت آلوتریومورفیک در مرز دانه ها و پرلیت درون دانه ها می باشد.

1. Allotriomorphic Ferrite

جدول ۳. خواص کششی نمونه‌های ریختگی

کسر حجمی تقویت کننده (%)	ضریب کشسانی (GPa)	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام شکست (MPa)	مساحت زیر منحنی تنش - کرنش (Nm)
۰	۱۲/۰۲	۳۲۷	۴۹۱	۳۸/۶
۵	۱۳/۵۵	۳۷۲	۶۳۵	۲۸/۳
۱۰	۱۶/۶۶	۴۰۸	۷۹۲	۱۷/۸

براده‌های فولادی افزایش می‌یابد. به بیان دیگر، افزایش میزان تقویت کننده‌های فولادی منجر به بهبود رفتار مکانیکی مواد مرکب چدنی می‌گردد. این احتمال وجود دارد که تشکیل فصل مشترک کاملاً سازگار در بین براده‌های فولادی و زمینه چدن نشکن موجب بهبود رفتار مکانیکی خواهد شد.

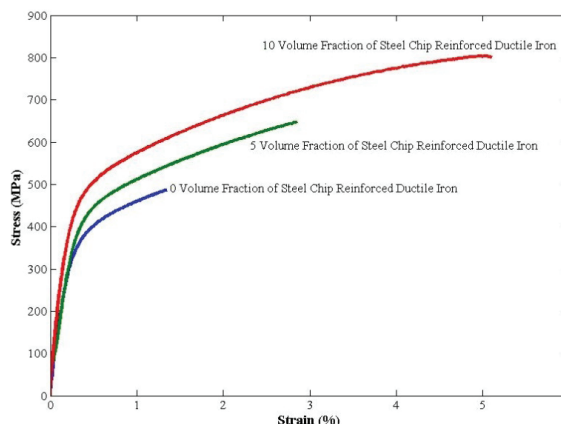
۴. نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر، تأثیر استفاده از براده‌های پیوسته فولاد AISI ۱۰۴۵ به‌عنوان تقویت کننده بر روی چدن نشکن مورد بررسی قرار گرفته است و نتایج زیر به دست آمده‌اند.

- ۱- ریخت‌شناسی کره‌های گرافیت و ریزساختار زمینه چدن نشکن در مواد مرکب تولید شده تحت تأثیر کسر حجمی تقویت کننده است و کاربرد آهن در نمونه‌های حاوی تقویت کننده مشاهده می‌شود.
- ۲- در مواد مرکب تولید شده، یک فصل مشترک کاملاً سازگار بین زمینه چدن نشکن و براده‌های پیوسته فولادی تشکیل شده است که به ذوب شدن موضعی سطوح براده‌ها در حین فرآیندهای مذاب‌ریزی و انجماد ارتباط پیدا می‌کند.
- ۳- با افزایش کسر حجمی براده‌های فولادی در مواد مرکب چدنی، بهبود در رفتار کششی مشاهده می‌شود.
- ۴- سازگاری بسیار خوب در فصل مشترک بین چدن نشکن و براده‌های پیوسته فولادی منجر به بهبود رفتار کششی شده است.

تقدیر و تشکر

این مقاله نتیجه طرح پژوهشی با کد ۲/۳۷۳۳۹ در جلسه ۳۱۶ مورخ ۱۳۹۴/۰۳/۳۱ در دانشکده مهندسی دانشگاه فردوسی مشهد می‌باشد و با حمایت مالی آن سازمان انجام شده است.



شکل ۱۱. منحنی‌های تنش - کرنش کششی در مورد یک نمونه از مواد مرکب ریخته‌گری شده.

ریزسختی بین نواحی مختلف تفاوت چشم‌گیری را نشان می‌دهد. در ناحیه براده فولادی، در ناحیه فصل مشترک و در زمینه چدن نشکن، میانگین میزان ریزسختی به ترتیب برابر ۲۴۱، ۲۵۳ و ۲۴۶ HV می‌باشد. تغییرات میزان ریزسختی در نواحی گوناگون را می‌توان به تشکیل فازهای مختلف در آن نواحی ارتباط داد [۲۶]. تشکیل فریت آلوتریومورف در ناحیه تقویت کننده فولادی منجر به کاهش میزان ریزسختی در این ناحیه می‌شود. این در حالی است که ساختار کاملاً پرلیتی در ناحیه فصل مشترک منجر به افزایش ریزسختی این ناحیه در مقایسه با ناحیه تقویت کننده فولادی می‌شود.

نتایج به دست آمده از آزمون کشش در مورد مواد مرکب حاوی ۰، ۵ و ۱۰ درصد حجمی از تقویت کننده‌های فولادی در شکل ۱۱ به تصویر کشیده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، منحنی‌های تنش - کرنش کششی با افزایش درصد حجمی تقویت کننده تغییر می‌کنند. این تغییرات به گونه‌ای است که منحنی‌ها با افزایش میزان تقویت کننده به سمت بالا و راست کشیده می‌شوند. میانگین ضریب کشسانی، استحکام تسلیم، استحکام شکست و مساحت زیر منحنی تنش - کرنش در مورد مواد مرکب چدن نشکن تقویت شده توسط براده‌های پیوسته فولادی در جدول ۳ ارائه شده است. همان طور که مشاهده می‌شود، ضریب کشسانی، استحکام تسلیم، استحکام شکست و مساحت زیر منحنی تنش - کرنش (که بیانگر چقرمگی یا همان تافنس است) با افزایش مقدار

References

- [1] C.F. Walton, and T.J. Opar, Iron casting handbook covering data on gray, malleable and ductile iron, Iron Casting Society Inc., New York, pp. 57-58, 1981.
- [2] D.L. Sponseller, W.G. Sholz and D.F. Rundle, AFS Trans., 1976, vol. 84 (305), pp. 353-368.
- [3] M. Ghoreshy, and V. Kondic, Met. Soc., 1983, vol. 32, pp. 562-568.
- [4] R. Elliott, Cast Iron Technology, Butterworths & Co. (Publishers) Ltd., London, pp. 125-129, 1988.
- [5] A.R. Kiani-Rashid, The influence of aluminum heat treatment conditions on austempered ductile irons, Ph.D. Thesis, University of Leeds, UK, 2000.
- [6] A.R. Kiani-Rashid and D.V. Edmonds, Int. J. Eng., 2002, vol. 15, pp. 261-272.
- [7] A.R. Kiani-Rashid, J. Alloy. Comp., 2009, vol. 474, pp. 490-498.
- [8] D. Bartocha, K. Janerka and J. Suchon, J. Mater. Proc. Tech., 2005, vol. 162/163, pp. 465-470.
- [9] N. Ozdemir, M. Aksoy and N. Orhan, J. Mater. Proc. Tech., 2003, vol. 141, pp. 228-233.
- [10] W. Xu, M. Ferry and Y. Wang, J. Mater. Sci. Engin. A, 2005, vol. 390, pp. 326-333.
- [11] M. Cemal Cakir, A. Bayram, Y. Isik and B. Salar, J. Mater. Sci. Engin. A, 2005, vol. 407, pp. 147-153.
- [12] B.A. Ceccarelli, R.C. Dommarco, R.A. Mart'inez and M.R. Mart'inez Gamba, Wear, 2004, vol. 256, pp. 49-55.
- [13] G. Xie, H. Sheng, J. Han and J. Liu, J. Mater. Design, 2010, vol. 31, pp. 3062-3066.
- [14] H. Cheng-Hsun, S. Yih-Hsun, Y. Yuan-Hsin and L. Shen-Chih, Mater. Chem. Phys., 2000, vol. 63, pp. 75-81.
- [15] S.M. Mostafavi Kashani, S.M.A. Boutorabi, J. Iran. Steel. Res. Int., 2009, vol. 16(6), pp. 23-28.
- [16] A.R. Kiani-Rashid, J. Alloy. Comp., 2008, vol. 290, pp. 1023-1027.
- [17] M. Simsir, J. Mater. Sci., 2007, vol. 42, pp. 6701-6707.
- [18] M. Simsir, T. Ozturk and M. Doruk, Turkish. J. Eng. Envir. Sci., 2004, vol. 28, pp. 397-404.
- [19] A. Avci, N. Ilkaya, M. Simsir and A. Akdemir, J. mater. Proc. Tech., 2009, vol. 209, pp. 1410-1416.
- [20] B. Kurt, N. Orhan and A. Hascalik, Mater. Des., 2007, vol. 28 (7), pp. 2229-2233.
- [21] A. Akdemir, R. Kus and M. Simsir, J. Mater. Sci. Engin. A, 2009, vol. 516, pp. 119-125.
- [22] A. Akdemir, H. Arikan and R. Kus, Mater. Sci. Tech., 2005, vol. 21, pp. 1099-1102.
- [23] R. Arpon, J. Narciso, E. Louis and C.G. Cordovilla, Mater. Sci. Tech., 2003, vol. 19, pp. 1225-1230.
- [24] M. Gorny and E. Tyrala, JMEPEG, 2013, vol. 22, pp. 300-305.
- [25] F. Binczyk, A. Kowalski and J. Furmanek, Arch. Found. Eng., 2007, vol. 7, pp. 115-118.
- [26] M. Kazemi, A.R. Kiani-Rashid, A. Nourian, Mater. Sci. Eng. A, 2013, vol. 724, pp. 135-138.