

تأثیر استفاده از براده‌های پیوسته فولادی به عنوان تقویت‌کننده بر ریزساختار و خواص

مکانیکی چدن خاکستری هیپووتکتیک

حمید سازگاران*^۱ و علیرضا کیانی رشید^۲

چکیده

تولید چدن‌های خاکستری با ویژگی‌های مکانیکی بهبودیافته به همراه هزینه پایین یکی از مهم‌ترین چالش‌های این دسته از مواد در اغلب کاربردهای فنی و مهندسی بشمار می‌رود. در این پژوهش، از براده‌های فولاد AISI 1045 بمنظور تقویت استحکام کششی چدن خاکستری هیپووتکتیک استفاده شده است و فصل مشترک نفوذی ایجاد شده مورد مطالعه قرار گرفته است. با استفاده از فرآیند ریخته‌گری ماسه خشک، یک نمونه بدون استفاده از تقویت‌کننده و دو نمونه با استفاده از تقویت‌کننده تولید شد. نمونه‌های حاوی تقویت‌کننده فولادی هر کدام به صورت مجزا ریخته‌گری شدند و به ترتیب دارای ۱/۵ و ۳ درصد حجمی از براده‌های فولاد هستند. مطالعات ریزساختاری به کمک میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی صورت گرفت. بررسی‌های میکروسکوپی نشان می‌دهد که ناحیه‌ای کاملاً مجزا در میان براده‌های فولاد و چدن خاکستری مشاهده می‌شود که بیانگر ایجاد فصل مشترک نفوذی می‌باشد. در فصل مشترک، نفوذ عناصر کربن و سیلیسیم از سمت چدن به سمت براده‌ها صورت می‌گیرد و این پدیده سبب تشکیل یک فصل مشترک متمایز از نواحی زمینه و تقویت‌کننده می‌گردد. بمنظور تعیین تأثیر استفاده از تقویت‌کننده بر روی ویژگی‌های مکانیکی، آزمایش‌های سختی‌سنجی و کشش انجام گردید. بر اساس آزمایش‌های انجام شده، ایجاد سازگاری بسیار خوب بین زمینه و تقویت‌کننده سبب افزایش سختی و استحکام کششی می‌شود.

واژه‌های کلیدی: مواد مرکب، چدن خاکستری، براده فولاد، فصل مشترک نفوذی.

۱- دانشجوی دکتری گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران.

۲- استاد گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد، مشهد، ایران.

*- نویسنده مسئول مقاله: Hamid.Sazegaran@gmail.com

پیشگفتار

چدن‌ها دسته‌ای از مواد مهندسی می‌باشند که به علت ارزانی، سیالیت عالی در ریخته‌گری، مقاومت به سایش و خوردگی خوب، به صورت گسترده در بسیاری از کاربردها می‌توانند استفاده شوند. چدن‌های خاکستری پُرکاربردترین مواد فلزی در بین انواع چدن‌هاست و علت آن به ویژگی‌های جذاب آن‌ها ارتباط دارد. ساختار چدن خاکستری شامل کربن آزاد به صورت ورقه‌های گرافیتی می‌باشد که این ورقه‌ها در حین فرآیند انجماد تولید می‌شوند. نوع فاز زمینه و هم‌چنین توزیع و پراکندگی ورقه‌های گرافیتی، ویژگی‌های مکانیکی و فیزیکی چدن خاکستری را تعیین می‌کند. حضور ورقه‌های گرافیت موجب کاهش ویژگی‌های مکانیکی همانند استحکام و چقرمگی می‌شود [۱].

بمنظور بهبود ویژگی‌های مکانیکی چدن‌ها، روش‌های گوناگونی مورد مطالعه قرار گرفته است. استفاده از مس به عنوان عنصر آلیاژی و انجام عملیات حرارتی بعدی سبب تغییر در ریزساختار چدن خاکستری می‌شود و انرژی شکست را بهبود می‌بخشد [۲]. استفاده از آلومینیوم نیز سبب افزایش ویژگی‌های مکانیکی به ویژه استحکام در چدن‌های گرافیت کروی می‌شود [۳ و ۴]. پژوهشگرانی نیز تاثیرات بکارگیری مُبرد بر انجماد و ویژگی‌های مکانیکی چدن خاکستری را مطالعه کرده‌اند [۵]. ریخت شناسی گرافیت در چدن خاکستری نیز بر ویژگی‌های مکانیکی موثر است که با تغییر در آن می‌توان خصوصیات چدن را بهبود داد [۶].

روشی موثر در بهبود ویژگی‌های مکانیکی فلزات و آلیاژها، استفاده از ساخت مواد مرکب و بویژه تولید مواد مرکب از ماده مورد نظر با تقویت‌کننده‌های فولادی می‌باشد. بکارگیری تقویت‌کننده‌های فولادی به شکل سیم در ساخت مواد مرکب زمینه آلومینیومی به شدت موجب افزایش استحکام می‌شود. بمنظور بهبود ویژگی‌های مواد مرکب تولیدی و ایجاد فصل مشترکی مناسب معمولاً از پوشش‌های نیکل یا مس بر روی تقویت‌کننده‌های فولادی استفاده می‌شود [۷-۹].

استفاده از تقویت‌کننده‌هایی از جنس فولادهای ماراچینگ آستنیتی منجر به بهبود انرژی ضربه در

فولادها می‌شود [۱۰]. در پژوهشی، اتصال نفوذی چدن با گرافیت کروی با چدن خاکستری بررسی شده است [۱۱]. استفاده از رشته‌های فولادی در زمینه‌ای از چدن خاکستری منجر به بهبود ویژگی‌های مکانیکی می‌شود [۱۲-۱۵]. در چنین مواد مرکبی، فصل مشترک ایجاد شده بین فولاد و چدن از اهمیتی ویژه برخوردار است. عملیات حرارتی می‌تواند بر خصوصیات برشی این فصل مشترک موثر باشد [۱۲]. مواد مرکب تقویت شده با سیم‌های فولادی دارای ویژگی‌های کششی بهبودیافته‌ای می‌باشند که ناشی از سازگاری شدید فصل مشترک و ایجاد یک لایه نفوذی است [۱۶]. استفاده از تقویت‌کننده‌های فولادی به شکل صفحه نیز سبب بهبود ویژگی‌های مکانیکی چدن‌ها می‌گردد [۱۷].

یکی از مهم‌ترین عوامل موثر بر ویژگی‌های مواد مرکب، خصوصیات فصل مشترک ایجاد شده بین زمینه و تقویت‌کننده است. سازگاری بسیار خوب بین زمینه و تقویت‌کننده در ناحیه فصل مشترک که ارتباط نزدیکی به قابلیت ترشوندگی، قابلیت واکنش‌پذیری تقویت‌کننده به وسیله زمینه و نفوذ عناصر در فصل مشترک دارد، اهمیت بسزایی خواهد داشت و منجر به بهبود ویژگی‌های مکانیکی می‌شود. اگر واکنش نفوذی در فصل مشترک رخ دهد، می‌تواند بر ویژگی‌های مکانیکی مواد مرکب تاثیر فراوانی داشته باشد [۱۸]. خصوصیات ریزساختاری در ناحیه فصل مشترک بین زمینه و تقویت‌کننده در چدن خاکستری تقویت شده با رشته‌های فولادی به عنوان یک عامل موثر بر روی چقرمگی شکست و ویژگی‌های کششی بشمار می‌آید [۱۲ و ۱۶].

مواد مرکب زمینه فلزی می‌توانند در بسیاری از کاربردها همانند صنایع حمل و نقل، هواپیمایی و هوا-فضا، دفاعی، خودروسازی و ساختمانی مورد استفاده قرار گیرند و علت آن قابلیت تغییر ویژگی‌های مکانیکی آن‌ها در محدوده‌هایی گسترده است [۱۹]. مطالعات فراوانی بر روی استفاده از تقویت‌کننده‌های فولادی در چدن‌های خاکستری صورت گرفته است، اما تاثیر افزودن تقویت‌کننده‌هایی به شکل براده مطالعه نشده است. این احتمال وجود دارد که وجود لبه‌های تیز براده‌های فولادی منجر به ایجاد تمرکز تنش در فصل مشترک براده و زمینه

قالب تهیه شد که هر کدام از حفرات دارای شکل استوانه‌ای با قطر ۱۵ mm و ارتفاع ۲۰۰ mm می‌باشند. براده‌های پیوسته فولادی با طول ۲۰۰ mm تهیه و قبل از ریختن مذاب به درون قالب، در راستای محور حفرات قالب قرار گرفتند. براده‌های مورد استفاده به وسیله فرآیند سری تراشی در شرکت قطعات محوری خراسان تولید شده‌اند. در فرآیند سری تراشی، سرعت برش برابر ۳۰ mm/min، عمق برش برابر ۰/۳ mm و نرخ پیشروی ابزار برابر ۰/۱ mm/rev می‌باشد. براده‌ها طولی بیش‌تر از ارتفاع قالب داشته و به اندازه‌ای مناسب که منطبق با طول حفره قالب می‌باشد، بریده شده‌اند. ترکیب شیمیایی چدن خاکستری و براده‌های فولادی مورد استفاده در جدول ۱ ارائه شده است. فولادهای مورد استفاده جهت سری تراشی از نوع AISI 1045 نرماله شده می‌باشند و ویژگی‌های مکانیکی آن‌ها در جدول ۲ ارائه شده است. پس از ریخته‌گری مذاب چدن در اطراف براده‌های قرار گرفته درون قالب، نمونه‌های مطالعاتی تولید شدند.

چدنی شود که این امر، ضرورت انجام مطالعه بر مواد مرکب تقویت‌شده با براده‌ها را تبیین می‌کند. هدف از انجام این پژوهش، تولید مواد مرکب زمینه چدن خاکستری با تقویت‌کننده‌هایی از نوع براده پیوسته فولاد AISI 1045 به روش ریخته‌گری ماسه خشک و در نهایت، بررسی تاثیرات این تقویت‌کننده بر ریزساختار و ویژگی‌های مکانیکی می‌باشد. افزودن براده‌های فولادی بمنظور تقویت ویژگی‌های کششی چدن خاکستری منجر به کاهش هزینه نهایی نیز خواهد شد.

مواد و روش آزمایش

در این پژوهش، براده‌های فولادی به عنوان تقویت‌کننده در زمینه چدن خاکستری هیپوپوتکتیک به کار برده شدند. چدن مذاب مورد استفاده به وسیله یک کوره دوار ۵۰۰ کیلوگرمی که بمنظور تولید قطعات ریختگی به کار برده می‌شود، تولید شد و فرآیند ریخته‌گری در قالب‌های ماسه خشک با دمای مذاب ریزی 1400°C صورت گرفت. قالب ماسه‌ای خشک با سه حفره

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

نوع	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
چدن مانده	۲/۷۶	۳/۵۴	۰/۱۹۶	۰/۰۳۲	۰/۴۶۲	۰/۰۶۸	۰/۰۸۸	۰/۰۱۶	۰/۰۸۶	باقی مانده
براده فولاد	۰/۴۷۰	۰/۲۳۰	۰/۰۲۰	۰/۰۱۴	۰/۶۱۰	۰/۰۷۰	۰/۱۳۰	۰/۰۱۰	۰/۰۱۸۰	باقی مانده

جدول ۲- ویژگی‌های مکانیکی فولاد مورد استفاده جهت تهیه براده

مقدار	خاصیت
۲۲۲	سختی (HV)
۴۲۵	استحکام تسلیم (N/mm^2)
۶۹۸	استحکام کششی نهایی (N/mm^2)

منجر به تولید مواد مرکبی با ۱/۵ و ۳ درصد حجمی از براده فولاد شدند.

بمنظور بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌هایی از قسمت انتهایی قطعات ریختگی بریده شدند. نمونه‌های برش خورده، ابتدا مانت گرم شدند و سپس فرآیندهای

بر این اساس، سه نمونه با نام‌های A، B و C تولید شد که نمونه A چدن خاکستری هیپوپوتکتیک بدون استفاده از براده می‌باشد و در حفرات قالب مربوط به نمونه‌های B و C به ترتیب ۵ و ۱۰ براده پیوسته فولادی قرار گرفته است. بنابراین، نمونه‌های B و C به ترتیب

می‌باشد. آزمون کشش به وسیله دستگاه Zwick مدل Z250 و براساس استاندارد ASTM E 8M انجام شد. نمونه‌های آزمون کشش از قسمت بالایی نمونه‌های ریختگی تهیه شدند و نتایج آرایه شده براساس میانگین داده‌های بدست آمده از سه آزمایش کشش می‌باشد.

نتایج و بحث

ویژگی‌های مکانیکی نمونه چدن خاکستری بدون تقویت‌کننده و نمونه‌های مواد مرکب حاوی ۱/۵ و ۳ درصد براده فولاد به عنوان تقویت‌کننده مورد آزمایش و بررسی قرار گرفته است. نتایج بدست آمده از آزمایش کشش و سختی‌سنجی ویکرز در جدول ۳ آرایه شده است.

سمباده‌زنی و پولیش‌کاری بر روی آن‌ها صورت گرفت. پیش از انجام آچ، نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ نوری بررسی شدند. سپس فرآیند آچ به وسیله محلول نایتال ۲ درصد انجام و بررسی‌های میکروسکوپی بر روی نمونه‌های آچ شده صورت گرفت. ایجاد پوشش طلا بر روی نمونه‌های مانت و آچ شده به وسیله دستگاه پوشش‌دهی Sputter Coater SC7620 انجام شد. سپس نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی LEO 1450VP مورد بررسی قرار گرفتند. بمنظور شناسایی آخال‌ها و بررسی فصل مشترک ایجاد شده بین زمینه و تقویت‌کننده آنالیز EDX به صورت نقطه‌ای و خطی در نواحی خاص بکار گرفته شد. ویژگی‌های مکانیکی نمونه‌های تولید شده به وسیله سختی‌سنجی ویکرز و آزمون کشش مورد ارزیابی قرار گرفتند. گفتنی است که نتایج بدست آمده در مورد مقادیر سختی آرایه شده براساس میانگین پنج اندازه‌گیری

جدول ۳- خواص کششی نمونه‌های ریختگی

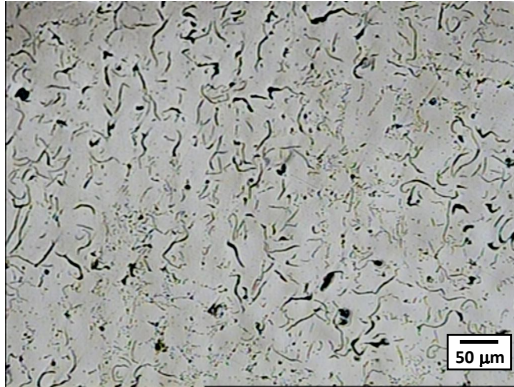
نام نمونه	سختی (HV)	مدول الاستیک (GPa)	استحکام کششی نهایی (MPa)
A	۲۴۲	۹/۹۴	۳۴۴
B	۲۶۴	۸/۵۸	۳۵۴
C	۲۸۸	۸/۱۷	۳۷۴

بنابراین، این انتظار تقویت می‌شود که سازگاری بسیار خوبی بین زمینه چدن خاکستری و تقویت‌کننده‌های فولادی به شکل براده در ناحیه فصل مشترک وجود داشته باشد. استفاده از تقویت‌کننده‌های فولادی در نمونه‌های B و C موجب کاهش مدول الاستیک به ترتیب برابر ۱۳/۵ و ۱۷/۸ درصد در قیاس با نمونه A شده است. این بدان معنی است که با افزودن تقویت‌کننده‌های فولادی، شیب منحنی تنش- کرنش کاهش می‌یابد و افزایش تنش در ناحیه الاستیک منجر به ایجاد تغییرشکل الاستیک بیش‌تری می‌شود. با توجه به این که قابلیت ارتجاعی به صورت مساحت زیر منحنی تنش- کرنش در ناحیه الاستیک تعریف می‌گردد، می‌توان احتمال داد که با افزایش استحکام و کاهش مدول الاستیک در اثر تقویت به وسیله براده‌های فولادی، قابلیت ارتجاعی ماده مرکب تولید شده نیز بهبود پیدا خواهد کرد.

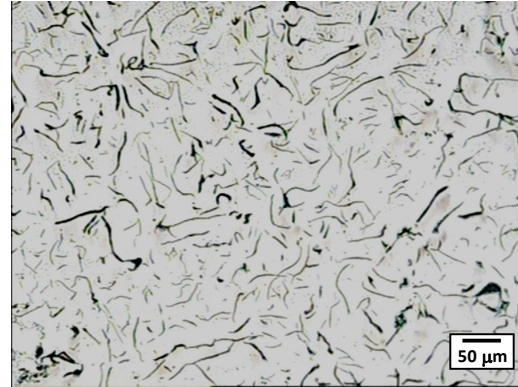
مشاهده می‌شود که سختی نمونه چدن بدون تقویت‌کننده به نسبت نمونه‌های مواد مرکب کم‌تر می‌باشد. این احتمال وجود دارد که حضور براده‌های فولادی در قالب ماسه‌ای منجر به افزایش سرعت سرد شدن و انجماد مذاب و افزایش سختی نهایی می‌شود. در نمونه‌های دارای ۱/۵ و ۳ درصد حجمی از براده فولادی، سختی به ترتیب به میزان ۹ و ۱۹ درصد نسبت به نمونه بدون تقویت‌کننده افزایش یافته است. افزون بر این، بر اساس جدول ۳، استفاده از براده‌های پیوسته فولادی به عنوان تقویت‌کننده در زمینه‌ای از جنس چدن خاکستری سبب افزایش استحکام کششی می‌شود. نمونه B به نسبت نمونه A دارای ۳ درصد افزایش در استحکام کششی می‌باشد و نمونه C به نسبت نمونه A دارای ۸/۷ درصد افزایش در استحکام کششی می‌باشد. افزایش استحکام در نمونه‌های مواد مرکب، احتمال این که لبه‌های تیز براده‌ها سبب ایجاد تمرکز تنش می‌شوند را منتفی می‌سازد.

توزیع ورقه‌های گرافیتی در نمونه چدن خاکستری بدون تقویت‌کننده و نمونه‌های مواد مرکب تفاوت‌های چشمگیری دارند.

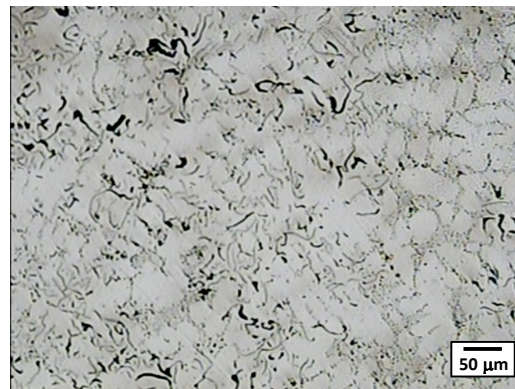
نتایج بررسی‌های میکروسکوپ نوری پیش از اچ در بزرگنمایی ۱۰۰ برابر در شکل ۱ ارزیابی شده است. همان گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، شکل و چگونگی



ب



الف

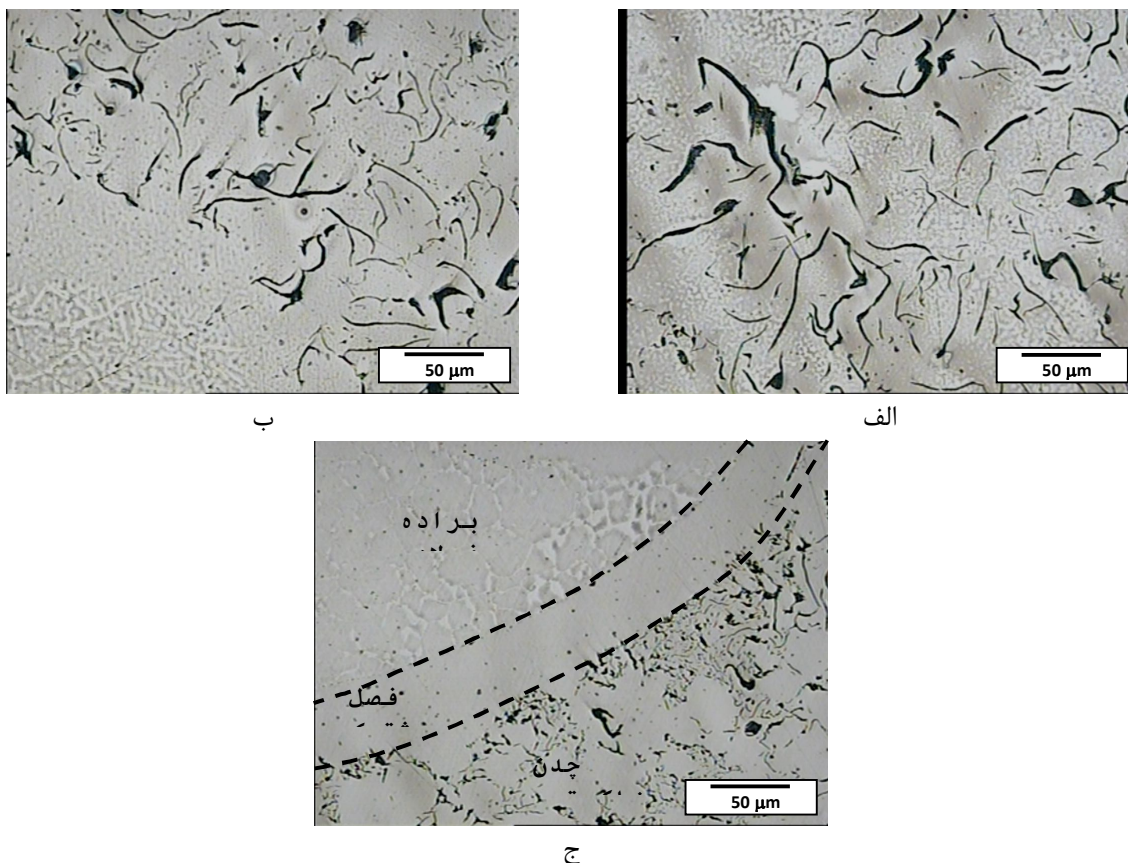


ج

شکل ۱- تصاویر میکروسکوپ نوری پیش از اچ، الف: نمونه A، ب: نمونه B، ج: نمونه C.

شکل ۲ نتایج متالوگرافی پیش از اچ را نشان می‌دهد. در نمونه‌های B و C نواحی مربوط به تقویت‌کننده براده فولادی و زمینه چدن خاکستری نمایش داده شده است. در حد فاصل زمینه چدنی و تقویت‌کننده‌های فولادی یک فصل مشترک کاملاً متمایز مشاهده می‌شود که دارای ریزساختاری متفاوت با زمینه و تقویت‌کننده می‌باشد. در طی فرآیند مذاب‌ریزی، هنگامی که مذاب چدن در تماس با براده‌های فولادی قرار می‌گیرد، این احتمال وجود دارد که ذوب شدن سطحی براده‌های فولادی رخ می‌دهد و در طی فرآیند انجماد، به علت وجود شیب غلظتی عناصر کربن و سیلیسیم، این انتظار وجود دارد که این عناصر چدن خاکستری به سمت براده‌های فولادی نفوذ کنند و ناحیه‌ای مجزا در حد فاصل زمینه و تقویت‌کننده تشکیل شود.

در نمونه چدن بدون تقویت‌کننده، طول ورقه‌های گرافیت بزرگ‌تر و مقادیر بیش‌تری از گرافیت‌های نوع کیش مشاهده می‌شود و این در حالی است که استفاده از براده‌های فولادی به عنوان تقویت‌کننده باعث کوچک شدن اندازه ورقه‌های گرافیت و کاهش مقدار گرافیت‌های کیش شده است. این اختلافات در نمونه C نسبت به نمونه B شدیدتر می‌باشد. افزون بر این، گرافیت‌های نوع D و E نیز در نمونه‌های مواد مرکب مشاهده می‌شوند. این احتمال وجود دارد که به علت حضور براده‌های فولادی در نمونه‌های مواد مرکب، میزان انتقال حرارت در فرآیند انجماد افزایش می‌یابد که ایجاد تفاوت‌های ذکر شده در ریخت‌شناسی گرافیت‌ها، به تغییرات سرعت سرد شدن و انجماد نمونه‌های مواد مرکب در مقایسه با نمونه چدن بدون تقویت‌کننده ارتباط دارد.



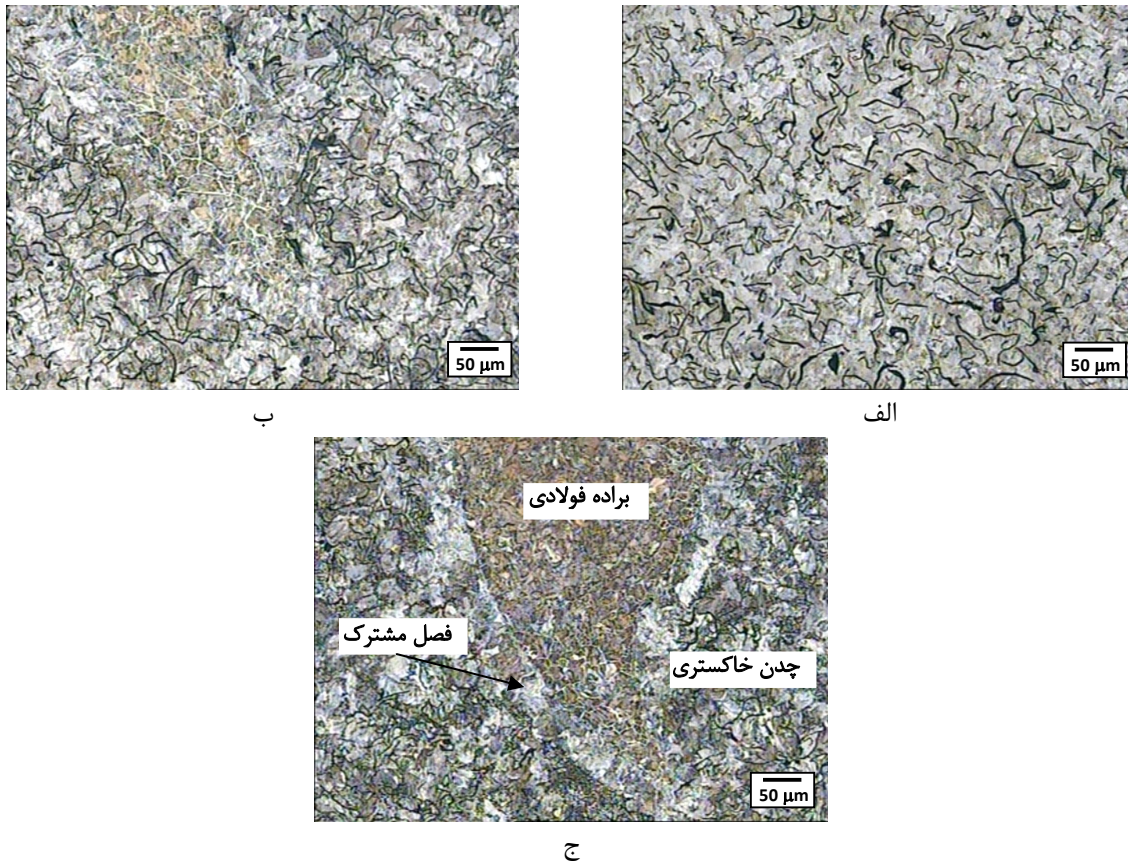
شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ نوری پیش از اچ در بزرگ‌نمایی بالاتر از شکل ۱، الف: نمونه A، ب: نمونه B، ج: نمونه C.

آمده همخوانی خوبی با پژوهش‌های اکدمیر^۱ و همکارانش [۲۰ و ۱۶] و کاظمی^۲ و همکارانش [۲۱] دارد. در شکل ۳، تصاویر متالوگرافی نمونه چدن خاکستری و نمونه‌های مواد مرکب پس از اچ به وسیله محلول نایتال ۲ درصد به مدت زمان ۲ ثانیه ارایه شده است. نمونه بدون استفاده از تقویت‌کننده شامل ورقه‌های گرافیت درون زمینه کاملاً پرلیتی می‌باشد. در شکل‌های ۳-ب و ۳-ج سه ناحیه متفاوت وجود دارد که شامل ناحیه زمینه چدن خاکستری، ناحیه براده فولادی تقویت‌کننده و ناحیه فصل مشترک می‌باشد.

در شکل ۲-ج، لایه نفوذی که در فصل مشترک ایجاد شده است، با وضوح بیشتری با استفاده از خط‌چین‌ها نشان داده شده است. ضخامت این لایه تقریباً ۵۵ میکرومتر می‌باشد. گرافیت‌های ورقه‌ای چدن خاکستری تا ابتدای این لایه امتداد یافته‌اند و در سمت دیگر این لایه، ریزساختار مربوط به براده فولادی تقویت‌کننده وجود دارد. این تصاویر، سازگاری بسیار خوب بین زمینه چدن خاکستری و براده فولادی به عنوان تقویت‌کننده را تایید می‌کنند. زمینه چدن خاکستری در نزدیک ناحیه فصل مشترک دارای ریزساختار متفاوتی نسبت به نواحی دور از این ناحیه می‌باشد و علت آن به حل شدن ورقه‌های گرافیت در نواحی نزدیک به براده‌های فولادی و نفوذ کربن و هم‌چنین، سیلیسیم از سمت چدن خاکستری به سمت براده فولادی ارتباط می‌یابد. مطابق با اشکال ۲-ب و ۲-ج، حل شدن ورقه‌های گرافیتی به صورت کامل در نزدیکی ناحیه فصل مشترک صورت نمی‌گیرد و برخی از ورقه‌های گرافیتی در این بخش باقی می‌ماند. نتایج بدست

¹ -Ahmet Akdemir

² -M. Kazemi

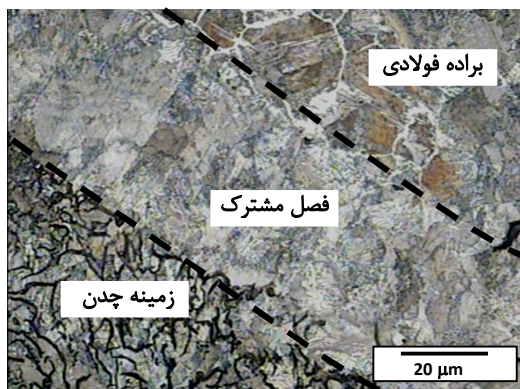


شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری پس از اچ به وسیله محلول نایتال ۲ درصد، الف: نمونه A، ب: نمونه B، ج: نمونه C.

مشاهده می‌شود که ریزساختار در ناحیه چدن خاکستری به صورت کاملاً پرلیتی به همراه ورقه‌های گرافیتی از نوع A می‌باشد. در نواحی نزدیک به فصل مشترک، مقدار ورقه‌های گرافیتی کاهش می‌یابد تا این که در ناحیه فصل مشترک، ریزساختار متفاوتی به صورت کاملاً پرلیتی مشاهده می‌شود. ناحیه فصل مشترک به وسیله دو ناحیه احاطه شده است که مقدار کربن در یکی برابر ۲/۷۶ درصد و در دیگری برای ۰/۴۷ درصد می‌باشد و پدیده نفوذ در این ناحیه منجر به توزیع کربن و تشکیل ریزساختار پرلیتی می‌گردد. براده فولادی تقویت‌کننده دارای ریزساختار فریتی- پرلیتی می‌باشد.

در شکل ۴، تصاویر میکروسکوپ نوری از نمونه‌های مواد مرکب پس از اچ به وسیله محلول نایتال ۲ درصد به مدت ۲ ثانیه نمایش داده شده است. اشکال ۴- الف و

۴- ب بخش‌هایی از زمینه چدن خاکستری به همراه ناحیه مربوط به فصل مشترک و بخش‌هایی از براده فولادی تقویت‌کننده را نمایش می‌دهند. در این تصاویر، فصل مشترک به وسیله خط چین‌هایی مشخص شده است. فرآیند نفوذ کربن از سمت چدن خاکستری (حاوی ۲/۷۶ درصد کربن) به سمت براده فولادی (حاوی ۰/۴۷ درصد کربن) در هنگام سرمایش و انجماد سبب افزایش درصد کربن در ناحیه فصل مشترک نفوذی می‌شود. افزون بر این، حضور براده‌های فولادی موجب افزایش نرخ سرد شدن و در نتیجه، افزایش سختی نمونه‌های مواد مرکب خواهد شد که با سایر پژوهش‌ها همخوانی دارد [۱۶ و ۲۰]. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، ناحیه فصل مشترک دارای ریزساختار کاملاً پرلیتی است.



ب



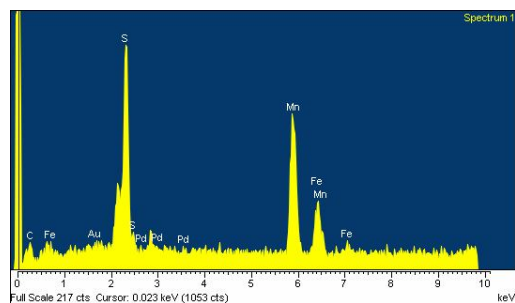
الف



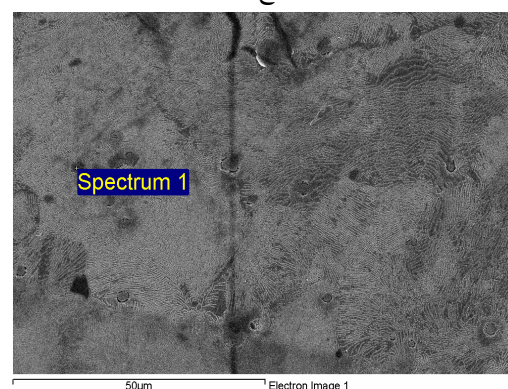
د



ج



و



ه

شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ نوری پس از اچ به وسیله محلول نایتال ۲ درصد، الف: نمونه B، ب: نمونه C، ج: نمونه B، د: نمونه C در بزرگ‌نمایی بالاتر، ه: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی که یک آخال را نمایش می‌دهد و و: نتایج آنالیز EDX از آخال نمایش داده شده در شکل ه که نشان‌دهنده یک آخال سولفیدی می‌باشد.

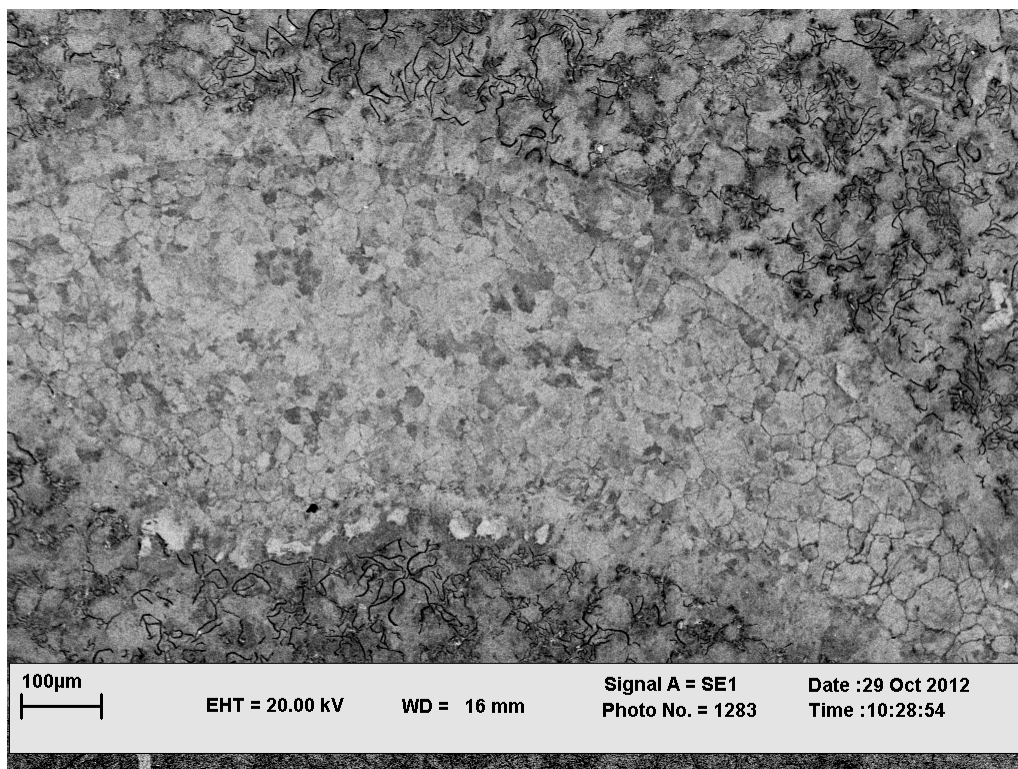
فریت آلوتریومورف اغلب بر روی مرزدانه‌های آستنیت جوانه می‌زند و در امتداد مرزدانه‌ها رشد می‌کند. در اثر افزایش دما در هنگام فرآیند مذاب‌ریزی، درون براده‌های تقویت‌کننده فاز آستنیت تشکیل می‌شود و با کاهش دما، جوانه‌های فریت آلوتریومورف در مرزدانه‌های آستنیت تشکیل می‌شوند و در امتداد مرزدانه‌های آستنیت رشد می‌کنند. 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 مرزدانه‌ها و پرلیت درون دانه‌ها می‌باشد. در شکل ۶ که به وسیله میکروسکوپ نوری از نمونه C تهیه شده است، ریزساختار شامل فریت آلوتریومورف و پرلیت در ناحیه براده‌های تقویت‌کننده فولادی نمایش داده شده است.

در شکل ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی به همراه اسپکتروسکوپی خطی اشعه ایکس تولید شده به وسیله پرتو الکترونی (EDX) عناصر کربن و سیلیسیم در نمونه B در ناحیه فصل مشترک ارائه شده است. به دلیل این که توانایی EDX در شناسایی عنصر کربن ضعیف است، کاربرد آنالیز EDX در تعیین مقدار کربن خطا ایجاد می‌کند.

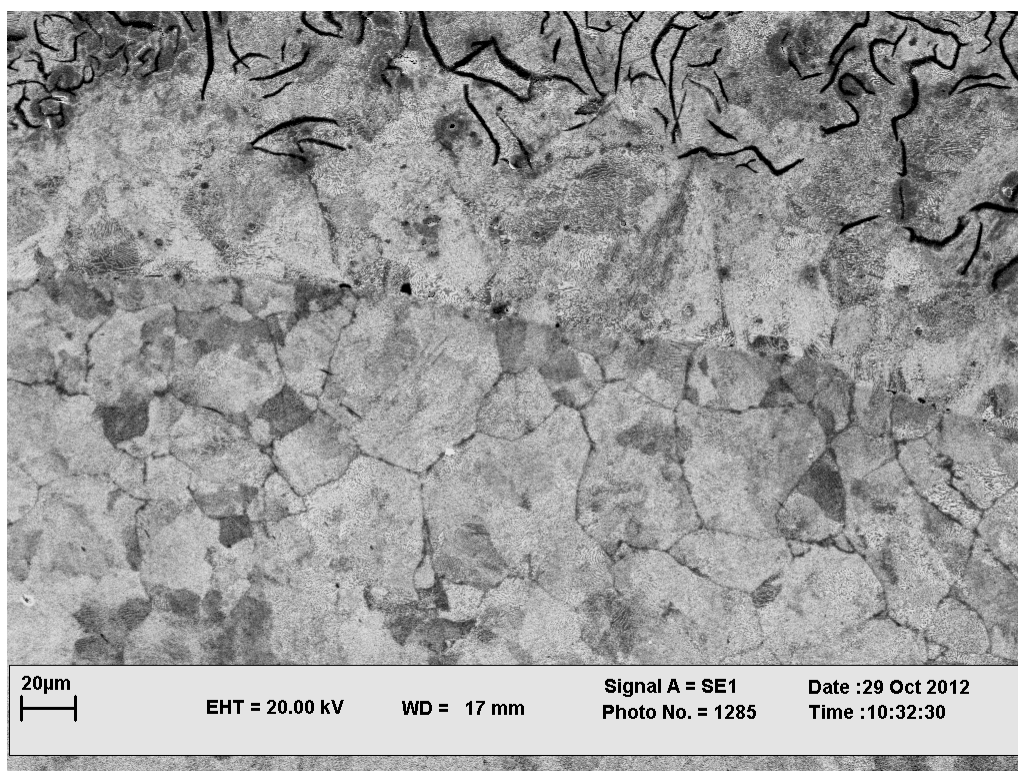
به دلیل کم‌تر بودن درصد براده‌های فولادی در نمونه B به نسبت نمونه C، سرعت سرد شدن و سرعت انجماد کم‌تر می‌باشد و در نتیجه، اندازه ورقه‌های گرافیت در نزدیک لایه فصل مشترک در این نمونه بزرگ‌تر می‌باشد. در ناحیه فصل مشترک هیچ گرافیتی مشاهده نمی‌شود و دلیل آن این است که این ناحیه براساس ذوب سطحی براده‌های فولادی و فرآیند نفوذ عناصر آلیاژی به ویژه کربن و سیلیسیم از سمت چدن خاکستری به درون براده فولادی تشکیل شده است. شکل‌های ۴-ج و ۴-د تهیه شده‌اند و بر وجود ریزساختار کاملاً پرلیتی در چدن خاکستری ریختگی تاکید دارند. در این اشکال، آخال‌های سولفیدی نشان داده شده است که بر اساس آنالیز EDX و همچنین رنگ خاکستری، از نوع آخال‌های سولفید منگنز باشند. در شکل ۴-ه، یک تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از یک آخال نمایش داده شده است که آنالیز EDX انجام گرفته بر روی آن در تصویر ۴-و ارائه شده است. بر اساس شکل ارائه شده، آخال مورد نظر از نوع سولفیدی می‌باشد.

در شکل ۵، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نواحی مربوط به براده فولادی تقویت‌کننده، فصل مشترک و زمینه نمونه‌های مواد مرکب نمایش داده شده است. در این اشکال، مرز بین نواحی به صورت کاملاً مجزا به تصویر کشیده شده است. در ریزساختار مربوط به براده‌های فولادی فریت آلوتریومورفیک^۱ به همراه پرلیت مشاهده می‌شود.

^۱ -Allotriomorphic Ferrite



الف

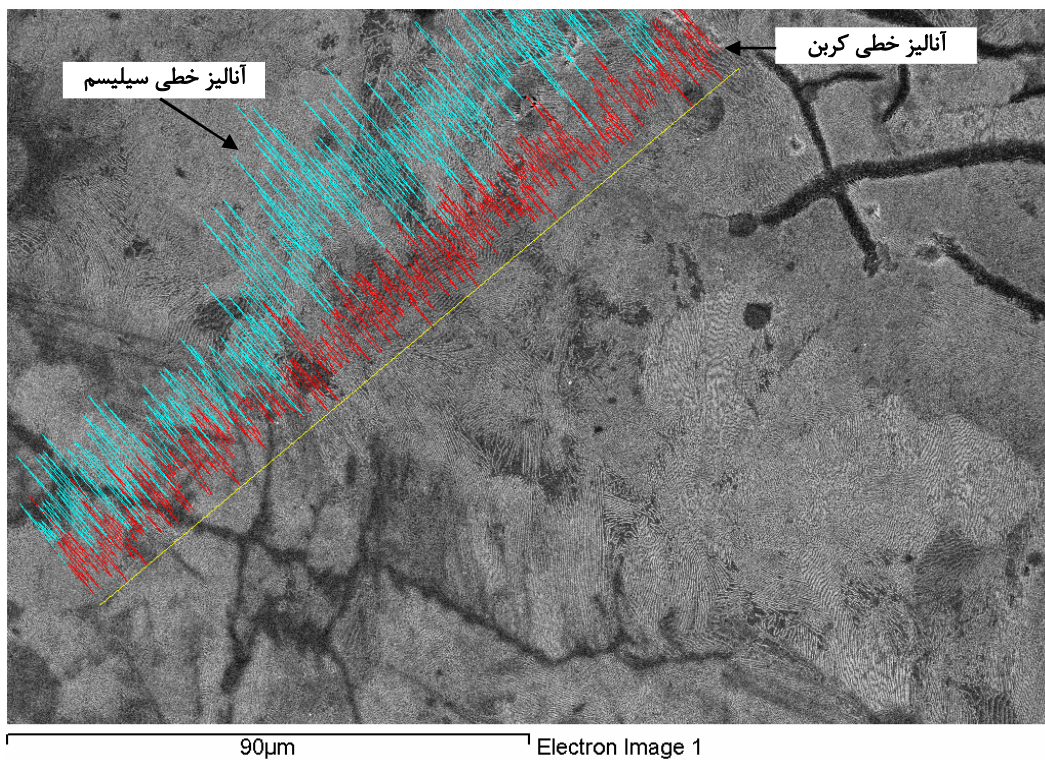


ب

شکل ۵- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی به وسیله الکترون ثانویه؛ الف: نمونه B و ب: نمونه C.



شکل ۶- تصویر میکروسکوپ نوری نمونه C در ناحیه براده فولادی.



شکل ۷- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه B به همراه آنالیز خطی عنصر کربن و آنالیز خطی عنصر سیلیسیم (باید توجه داشت که به علت عدم شناسایی عنصر کربن به وسیله آنالیز EDX، بررسی خطی عنصر کربن نتایج قابل توجهی را نشان نمی‌دهد).

می‌توان اظهار داشت که درصد کربن از ناحیه چدن به سمت ناحیه فصل مشترک کاهش می‌یابد و در ناحیه

گفتنی است که آنالیز الکترون اوژه موثرتر می‌باشد. بنابراین، بر اساس مطالعات قبلی و نتایج بدست آمده

نتیجه‌گیری

در این پژوهش، تاثیر استفاده از براده‌های فولادی به عنوان تقویت‌کننده بر چدن خاکستری هیپوپوتکتیک به وسیله فرآیند ریخته‌گری ماسه خشک مورد بررسی قرار گرفته است و نتایج زیر بدست آمده‌اند.

۱- در اثر استفاده از براده‌های پیوسته فولادی تقویت‌کننده در چدن خاکستری، سختی بهبود می‌یابد که در مواد مرکب حاوی ۱/۵ و ۳ درصد حجمی از براده، افزایش سختی به ترتیب ۹ و ۱۹ درصد می‌باشد.

۲- استفاده از تقویت‌کننده‌های براده فولاد در چدن خاکستری موجب بهبود رفتار کششی می‌گردد و مواد مرکب حاوی ۱/۵ و ۳ درصد از براده به ترتیب ۳ و ۸/۷ درصد افزایش در استحکام کششی را نشان می‌دهند.

۳- یک فصل مشترک نفوذی کاملاً مجزا در بین براده‌های فولادی تقویت‌کننده و زمینه چدن خاکستری تشکیل می‌شود که نفوذ اتم‌های کربن و سیلیسیم از سمت چدن خاکستری به سمت براده‌های فولادی منجر به تشکیل ریزساختار کاملاً پرلیتی در آن لایه شده است.

۴- انطباق و سازگاری بسیار خوب در فصل مشترک چدن خاکستری و براده فولادی و تشکیل فصل مشترک نفوذی سبب افزایش در سختی و رفتار کششی مواد مرکب تولیدی می‌شود.

سپاسگزاری

این مقاله نتیجه طرح پژوهشی با کد ۲/۲۷۳۰۸ در جلسه ۲۸۵ مورخ ۱۳۹۲/۰۴/۱۸ در دانشکده مهندسی دانشگاه فردوسی مشهد می‌باشد و با حمایت مالی آن سازمان انجام شده است.

مربوط به براده کم‌ترین مقدار خود را دارد. این تغییرات، به نفوذ عنصر کربن از چدن به سمت فصل مشترک و براده فولادی ارتباط می‌یابد. به علت زیاد بودن درصد کربن در براده فولادی (۰/۴۷ درصد)، پتانسیل شیمیایی نفوذ کربن زیاد نمی‌باشد و بنابراین، تغییرات شدید عنصر کربن در سه ناحیه مشاهده نمی‌شود. این در حالی است که در برخی از پژوهش‌ها که درصد کربن در تقویت‌کننده فولادی کم‌تر می‌باشد، تغییرات درصد کربن در این نواحی به صورت شدید مشاهده می‌شود [۱۶ و ۲۰]. به علت این که شیب غلظتی عنصر سیلیسیم بین زمینه چدن خاکستری و براده تقویت‌کننده فولادی زیاد می‌باشد، نفوذ این عنصر به شدت رخ می‌دهد و در فصل مشترک درصد عنصر سیلیسیم به شدت افزایش می‌یابد.

رخداد پدیده نفوذ اتم‌های کربن و سیلیسیم از سمت چدن به سمت براده‌های تقویت‌کننده سبب ایجاد یک فصل مشترک نفوذی کاملاً مجزا با سازگاری بسیار خوب در حد فاصل زمینه و تقویت‌کننده می‌شود. اتصال نفوذی، تشکیل ریزساختار کاملاً پرلیتی و هم‌چنین، عدم تشکیل هر گونه ناپیوستگی در فصل مشترک، انطباق بسیار خوب در این ناحیه را فراهم می‌سازد و در نتیجه، بهبود در ویژگی‌های مکانیکی را سبب می‌شود. هم‌چنین، افزایش سختی و خواص کششی در مواد مرکب حاوی ۱/۵ و ۳ درصد حجمی از براده فولاد را می‌توان به ایجاد سازگاری بسیار خوب در فصل مشترک و پدیده نفوذ اتم‌های کربن و سیلیسیم در فصل مشترک ارتباط داد.

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, 1981.
- 2- H. Cheng-Hsun, S. Yih-Hsun, Y. Yuan-Hsin, and L. Shen-Chih., "Effect of austempering Heat Treatment on Fracture Toughness of Copper Alloyed Grey Iron,"

Mater. Chem. Phys., Vol. 63, pp. 75-81, 2000.

- 3- S. M. Mostafavi Kashani, and S. M. A. Boutorabi, "As-Cast Acicular Ductile Aluminum Cast Iron," Journal of Iran and Steel Research, International, Vol. 16(6), pp. 23-28, 2009.

- 4- 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, pp. 323–327, 2009.
- 5- J. Hemanth, "Effect of Sub-Zero (cryogenic) and Water-Cool Chilling on Solidification and Mechanical Behavior of Cast Iron, " Materials Science and Engineering A, Vol. 318, pp. 244–253, 2001.
- 6- D. Bartocha, K. Janerka, and J. Suchon, "Charge materials and Technology of Melt and Structure of Gray Cast Iron," Journal of Material Processing Technology, Vol. 162/163, pp. 465–470, 2005.
- 7- R. B. Bhagat, "High Pressure Squeeze Casting of Stainless Steel Wire Reinforced Aluminium Matrix Composites," Composites, Vol. 19, Number 5, pp. 393-399, 1988.
- 8- D. Mandal, B. K. Dutta, and S. C. Panigrahi, "Effect of Copper and Nickel Coating on Short Steel Fiber Reinforcement on Microstructure and Mechanical Properties of Aluminium Matrix Composites," Materials Science and Engineering A, Vol. 492, pp. 346–352, 2008.
- 9- D. Mandal, B. K. Dutta, and S. C. Panigrahi, "Effect of wt% reinforcement on Microstructure and Mechanical Properties of Al–2Mg Base Short Steel Fiber Composites," Journal of Materials Processing Technology, Vol. 198, pp. 195-201, 2008.
- 10- S. D. Antolovich, P. M. Shete, and G. R. Chanani, "Fracture toughness of duplex structures, Part I - Tough Fibers in a Brittle Matrix," ASTM STP 514, ASTM, Philadelphia, PA, pp. 114-134, 1972.
- 11- N. Ozdemir, M. Aksoy, and N. Orhan, "Effect of Graphite Shape in Vacuum-Free Diffusion Bonding of Nodular Cast Iron with Gray Cast Iron," Journal of Materials Processing Technology, Vol. 141, pp. 228-233, 2003.
- 12- M. Simsir, "Fracture Behavior and Microstructure of Steel Fiber Reinforced Cast Iron," Journal of Materials Science, Vol. 42, pp. 6701-6707, 2007.
- 13- M. Simsir, T. Ozturk, M. Doruk, "Investigation of the fracture behavior of steel/steel laminates in crack divider orientation," Turkish Journal of Engineering and Environmental Science, Vol. 28, pp. 397–404, 2004.
- 14- B. Kurt, N. Orhan, and A. Hascalik, "Effect of High Heating and Cooling Rate on Interface Diffusion Bonded Gray Cast Iron to Medium Carbon Steel," Materials and Design, Vol. 28 (7), pp. 2229–2233, 2007.
- 15- A. Akdemir., H. Arikani., and R. Kus, "Investigation of Microstructure and Mechanical Properties of steel Fibre-Cast Iron Composites," Materials Science and Technology, Vol 21, pp. 1099-1102, 2005.
- 16- A. Akdemir, R. Kus, M. Simsir, "Investigation of the Tensile Properties of Continuous Steel Wire-Reinforced Gray Cast Iron Composite," Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 3897–3904, 2011.
- 17- A. Avci., N. Ilkaya., and M. Simsir, Akdemir. A., "Mechanical and microstructural properties of low-carbon steel-plate-reinforced gray cast iron," Journal of materials processing technology, Vol. 209, pp. 1410-1416, 2009.
- 18- R. Arpon, J. Narciso, E. Louis, C.G. Cordovilla, "Interfacial Reactions in Al/TiC Particulate Composites Produced by Pressure Infiltration," Materials Science and Technology, Vol. 19, pp. 1225–1230, 2003.
- 19- J. Hashim, L. Looney, M. S. J. Hashmi, "Particle distribution in cast metal matrix composites, Part I," Journal of Materials Processing Technology, Vol. 123, pp. 251–257, 2002.
- 20- A. Akdemir, R. Kus, and M. Simsir, "Impact Toughness and Microstructure of Continuous Steel Wire-Reinforced Cast Iron Composite," Materials Science and Engineering A, Vol. 516, pp. 119–125, 2009.
- 21- M. Kazemi, A. R.Kiani-Rashid, and A.Nourian, "Impact Toughness and

Microstructure of Continuous Medium
Carbon Steel Bar-Reinforced Cast Iron

Composite," Materials Science &
Engineering A, pp. 135-138, 2013.