



امکان‌سنجی ساخت کامپوزیت سخت پایه آهنی با رخنه‌دهی مذاب چدن خاکستری درون اسکلت متخلخل از براده فولاد زنگ‌نزن 304

راضیه آوند¹، احمد قادری حمیدی^{2*}، مهدی پور عبدلی²

1- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان
2- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی همدان، همدان
* همدان، صندوق پستی 65155-579، ghaderi@hut.ac.ir

چکیده	اطلاعات مقاله:
<p>کامپوزیت‌های زمینه آهنی حاوی ذرات سخت در برابر سایش خراشان مقاومت خوبی دارند و یکی از روش‌های تولید آنها ریخته‌گری- رخنه‌دهی است که توانایی ساخت قطعات تقویت شده موضعی با کامپوزیت‌ها را دارد. در این پژوهش رخنه‌دهی مذاب چدن خاکستری درون اسکلت متخلخلی از براده‌های فولاد زنگ‌نزن 304 بررسی شده است. مذاب چدن توسط نیروهای مویبندی به درون اسکلت متخلخل کشیده شد. در دمای رخنه‌دهی مذاب چدن خاکستری با براده جامد فولاد 304 در تماس بود. به دلیل نفوذ عنصر کروم به عنوان یک عنصر کاربیدزا و نیکل به درون مذاب چدن خاکستری، ترکیب شیمیایی آن تغییر کرده و مشابه ترکیب چدن‌های سفید Ni-Hard شده بود. با نفوذ و تبادل عناصر آلیاژی کامپوزیت زمینه آهنی با ذرات سخت کاربید M_7C_3 (M: آهن و کروم) و زمینه‌ی فریتی-آستنیتی به دست آمد. مکانیسم تشکیل و نوع و سختی فازها و نواحی مختلف با میکروسکوپ نوری و الکترونی و XRD و میکروسختی سنجی مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به قیمت نسبتاً پایین چدن خاکستری و ضایعاتی بودن براده‌های تراشکاری فولاد زنگ‌نزن می‌توان گفت که روشی برای تولید قطعات اقتصادی تقویت شده با کامپوزیت‌های سطحی پیشنهاد شده است.</p>	<p>دریافت: 1400/08/26 پذیرش: 1400/12/06 کلیدواژگان کامپوزیت پایه آهنی، کاربید کروم، ریخته‌گری- رخنه‌دهی.</p>

Feasibility of Production of an Iron-base Metal Matrix Composite by Infiltration of molten Gray Cast Iron into a 304 Stainless Steel Porous Skeleton

Raziye Avand¹, Ahmad Ghaderi Hamidi^{1*}, Mahdi Pourabdoli¹

1- Department of Materials Science and Engineering, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran.
* P.O.B. 65155-579, Hamedan, Iran, ghaderi@hut.ac.ir

Keywords	Abstract
<p>Iran-Matrix Composites, Chromium Carbides, Infiltration-Casting</p>	<p>Iron-based metal matrix composites containing hard particles have good resistance to abrasive wear. One of their production methods is infiltration-casting, which has the ability to produce surface composites reinforced parts. In this Article, the infiltration of molten gray cast iron into a porous skeleton of compacted swarfs of 304 stainless steel has been investigated. The molten cast iron was pulled into the porous skeleton by capillary forces. At the infiltration temperature of the molten gray cast iron, it was in contact with the solid skeleton of 304 steel. Due to the diffusion of chromium as a carbide-maker element and nickel element into the molten gray cast iron, its chemical composition changed and became similar to the composition of white Ni-Hard cast irons. By diffusion and exchange of alloying elements, an iron matrix with hard chromium-iron carbide (M_7C_3) particles and a ferritic-austenitic matrix were obtained. The microstructure formation, type, and hardness of different phases were examined with light and electron microscopy, XRD, and microhardness measurement. Due to the relatively low price of gray cast iron and the waste stainless steel turning chips, it can be said that a method has been proposed to produce economical parts reinforced with surface composites.</p>

می‌شوند و از لحاظ جایگزینی قطعات و وقفه در انجام کار، هزینه زیادی را تحمیل می‌کنند. قطعات در معرض سایش باید دارای فازهایی سخت‌تر از مواد معدنی مورد فرآوری باشند و همچنین چقرمگی کافی در مقاومت برابر ضربات

1- مقدمه
قطعات فلزی که در صنایع استخراج و فرآوری مواد معدنی و ماشین آلات راه‌سازی استفاده می‌شوند، به دلیل تماس با مواد سخت دچار سایش خراشان¹

¹ Abrasive Wear

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Avand, R., Ghaderi Hamidi, A., Pourabdoli, M., "Feasibility of Production of an Iron-base Metal Matrix Composite by Infiltration of molten Gray Cast Iron into a 304 Stainless Steel Porous Skeleton", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 3, pp. 1653-1658, 2022. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.542882.1757>

تشکیل دارند که M عناصر آهن و کروم است. کاربرد M_7C_3 درای سختی 1500-1050 ویکرز است به مقاومت به سایش خوبی ایجاد می‌کند و همچنین به دلیل ساختار ذرات غیرپیوسته مقاومت به ضربه خوبی ایجاد می‌کند [33].

در پژوهش‌های قبلی برای ایجاد کامپوزیت ضد سایش موضعی کمتر از کروم استفاده شده است. برخلاف پژوهش‌های قبلی که از فلزات کاربیدزا صورت خالص استفاده شده است، در این پژوهش برای تامین عنصر کاربیدزا کروم از براده‌های تراشکاری فولاد ضد زنگ استفاده شد که به دلیل ضایعاتی بودن براده‌ها مزیت اقتصادی زیادی دارد. در این پژوهش برای تامین کربن و عنصر کاربیدزا برای اولین بار از مجاورت دو آلیاژ مختلف چدن خاکستری مذاب و فولاد زنگ نزن جامد استفاده شده است. این فرآیند به دلیل مصرف انرژی کمتر نیز دارای مزایای اقتصادی و زیست محیطی است.

2- روش انجام آزمایش‌ها

2-1- مواد اولیه

برای ساخت کامپوزیت موضعی دارای کاربیدهای سخت کروم به روش ریخته‌گری-رخنه‌دهی به دو ماده مختلف نیاز است که یکی تامین کننده‌ی عنصر کاربیدزای کروم و یکی تامین کننده‌ی کربن باشد. برای تامین کربن از ذوب و رخنه قطعات چدن خاکستری استفاده شد که ترکیب شیمیایی آن در جدول 1 ارائه شده است. کربن معادل چدن مورد استفاده تقریباً برابر با نقطه یوتکتیک است. برای تامین کروم نیز از براده فولاد زنگ‌نزن 304 با ترکیب شیمیایی جدول 2 استفاده شد. براده‌برداری از فولاد 304 توسط ماشین تراشکاری و با جابجایی ابزار به مقدار 0.5 میلی‌متر در هر پاس انجام شد. تراشکاری از روی یک میله با قطر 20 میلی‌متر و با سرعت 50 دور بر دقیقه انجام شد. برای تهیه اسکلت متخلخل، 2.5 گرم براده فولاد 304 درون قالب فولادی با قطر 10 میلی‌متر با فشار 310 MPa فشرده می‌شد تا اسکلت‌هایی با چگالی نسبی 50 درصدی تهیه شود.

جدول 1 ترکیب شیمیایی چدن خاکستری مورد استفاده در آزمایش

Table 1 Chemical composition of the cast iron parts

Element	Fe	C	Si	Mn	P	S
wt. %	93.1	3.54	2.61	0.34	0.015	0.016
Element	Ni	Al	Co	Cu	Mg	Nb
wt. %	0.05	0.028	0.007	0.041	0.043	0.004
Element	W	V	Sn	B	Ca	Ce
wt. %	0.023	0.007	0.011	0.002	0.004	0.016
Element	Bi	As	Ti	Te	Sb	La
wt. %	0.003	0.001	0.008	0.005	0.002	0.01

جدول 2 ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن 304

Table 2 Chemical composition in the used 304 Stainless steel

Element	C	Mn	Si	P
wt. %	0.08	2.0	0.75	0.045
Element	S	Cr	Ni	N
wt. %	0.030	19	9.5	0.10

2-2- ساخت کامپوزیت

برای رخنه‌دهی مذاب چدن خاکستری به دور اسکلت متخلخل فولاد ضد زنگ، یک قطعه چدن خاکستری بعد از برشکاری و تمیزکاری در مجاورت اسکلت متخلخل درون قایق آلومینایی قرار می‌گرفت. وزن قطعه چدن 20%

ورده را نیز داشته باشند. برای ایجاد مقاومت به سایش کافی در قطعات فلزی به مقادیر زیادی عنصر آلیاژی مانند کروم یا منگنز نیاز است و هزینه تولید این قطعات بالا است [1].

معمولاً فقط بخش خاصی از یک قطعه در معرض شرایط سخت سایشی قرار دارد. اگر فقط این بخش دارای مقاومت سایشی بالا باشد، مقدار مصرف عناصر آلیاژی یا ذرات سخت تقویت کننده کاهش می‌یابد و علاوه بر آن چقرمگی سایر بخش‌های قطعه بالاتر است و در برابر بارهای دینامیکی مقاومت بهتری دارد [2]. بدین منظور از روش کامپوزیت‌سازی سطحی استفاده می‌شود و آلیاژهای مختلفی مانند چدن سفید پرکرم [3-5] و فولاد آستنیتی منگنزی [6] برای مابقی حجم قطعه ضد سایش به جز بخش کامپوزیتی استفاده می‌شود ولی آلیاژهای پایه آهنی کم آلیاژ مانند چدن‌های خاکستری دارای مزایای اقتصادی بالاتری هستند.

برای ایجاد یک بخش مقاوم به سایش موضعی درون یک قطعه دو رهیافت کلی وجود دارد. رهیافت اول روش خارج از موقعیت¹ است. در برخی از فرآیندهای این روش، ذرات سخت سرامیکی سخت مانند آلومینای چقرمه شده یا زیرکونیا (ZTA) [7,8]، TiC [9,10] یا WC [11,12] از قبل تهیه شده‌اند و یا به صورت قطعه کامپوزیتی پیش‌ساخته² [13] و یا قطعه متخلخل درون محفظه قالب قرار می‌گیرند. سپس مذاب به وسیله فرآیند ریخته‌گری فوم فداشونده⁴ [15] و یا ریخته‌گری-رخنه‌دهی [16] و یا ریخته‌گری معمولی سایر بخش‌های محفظه قالب را پر می‌کند [2]. در برخی فرآیندهای دیگر از روش خارج از موقعیت، ذرات سخت به همراه مذاب وارد قالب شده و طی فرآیندهایی مانند ریخته‌گری گریز از مرکز⁵ [17] و یا ریخته‌گری-سوپ گذاری⁶ [18] تمرکز موضعی مورد نظر را پیدا می‌کنند. در رهیافت دوم که روش درجا⁷ است ترکیبات سخت ضد سایش در درون کامپوزیت سنتز می‌شوند. فرآیند سنتز خود پیش‌رونده دما بالا⁸ (SHS) یکی از روش‌های سنتز درجا ترکیبات سخت است که واکنش سنتز احتراقی با حرارت اولیه مذاب در حین پر کردن قالب فعال می‌شود و با واکنش بین اجزاء خود، ترکیبات سختی مانند TiC، TiB₂ و B₄C ایجاد می‌کند [19,20].

در فرآیند ریخته‌گری-رخنه‌دهی⁹ مذاب در حین پر کردن محفظه قالب به درون یک قطعه متخلخل پیش‌ساخته نیز نفوذ می‌کند و کامپوزیت تقویت شده با ذرات سخت را به صورت موضعی تولید می‌کند. پیش‌ساخته‌های متخلخل ممکن است حاوی ذرات سخت کاربیدی یا اکسیدی باشند و جزء تقویت کننده از قبل فراهم شده باشد (خارج از محل) [21,22] و یا اینکه در اثر واکنش بین مذاب و ماده پیش‌ساخته، ذرات سخت عمدتاً کاربیدی سنتز شوند و مقاومت به سایش مورد نیاز فراهم شود. پیش‌ساخته‌های حاوی عنصر کاربیدزا مانند وانادیوم [23]، نایوبیم [24]، تانتالم [25]، و کروم [26] می‌تواند به صورت مفتول‌های موازی [27,28]، ورق [29] یا یک پوشش بر روی دیواره قالب [30] باشند و معمولاً کربن توسط مذاب چدن خاکستری [21,31] و یا پودر گرافیت [32] تامین می‌شود و در اثر نفوذ کربن و واکنش با عنصر کاربیدزا، کاربیدهای سخت تشکیل می‌شوند.

از میان عناصر کاربیدزا، کروم به دلیل قیمت پایین‌تر دارای کاربرد فراوانی است. انواع مختلفی از کاربیدها با رابطه کلی M_3C ، M_7C_3 ، $M_{23}C_7$ امکان

⁶ Sedimentation Casting

⁷ In-Situ

⁸ Self-propagating High-temperature Synthesis

⁹ Infiltration-Casting

¹ Ex-situ

² Zirconia Toughened Alumina

³ Pre-form

⁴ Lost-Foam Casting

⁵ Centrifugal Casting

3-2- بررسی کامپوزیت

خصوصیات کامپوزیت ساخته شده مورد بررسی قرار گرفت. میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA ساخت شرکت TESCAN مجهز به تحلیل‌گر طیف‌سنج اشعه ایکس (EDS) برای ریزساختار کامپوزیت و آنالیز عنصری فازهای مختلف مورد استفاده قرار گرفت. میکروسختی فازها با دستگاه میکروسختی سنجی مدل MICROMET ساخت شرکت BUEHLER اندازه‌گیری شد. برای هر داده حداقل سه بار سختی سنجی طبق استاندارد ASTM E 384-17 و با بارگذاری 10g انجام شد. به منظور آشکارسازی فاز آستنیت در نمونه کامپوزیتی از روش الکترو اچ (محلول اچ شامل 50% اسید نیتریک و 50% آب مقطر با ولتاژ 0.3V به مدت حدود 40 ثانیه) استفاده شد.

3- نتایج و تحلیل

1-3- ساخت کامپوزیت و توسعه ریزساختاری

با فرآیند رخنه دهی، کامپوزیتی با سختی 360 HV و چگالی 7.46 g/cm^3 تهیه شد. در حین گرمایش اسکلت متخلخل براده فولاد 304 در مجاورت قطعه چدن خاکستری، در دماهایی حدود 1150°C قطعه چدنی کاملاً ذوب شده و توسط نیروهای موئینگی به درون اسکلت کشیده شده است. ترکیب شیمیایی قطعه چدن اولیه با $\text{C}_{\text{Cl}0}$ در نمودار آهن-کربن در شکل 2 نمایش داده شده است. در لحظه ورود مذاب به درون اسکلت و قبل از تبادل عناصر آلیاژی، نسبت تقریباً برابری از مذاب چدن و اسکلت جامد وجود دارد. از شروع ذوب شدن چدن تا پایان چرخه گرمایش حدود 30 دقیقه طول می‌کشد و با توجه به ابعاد براده‌ها و دمای بالای مجموعه امکان نفوذ عناصر آلیاژی کاملاً فراهم بوده است. در دمای حدود 1150°C فاز آستنیت دارای بیشترین حد حلالیت کربن یعنی حدود 2.14 wt.% است و بخشی از کربن به درون اسکلت جذب شده است و منجر به انجام هم‌دمای بخشی از مذاب شده است. شماتیکی از تبادل عناصر آلیاژی و انجام هم‌دما در شکل 3 نشان داده شده است. با افزایش دما تا دمای حداکثر حد حلالیت کربن در آستنیت کاهش می‌یابد و نهایتاً کسر جامد و مذاب دوباره به نسبت برابر می‌رسند. در دمای حداکثری (1290°C)، مقدار کربن معادل تعادلی در آستنیت و مذاب به ترتیب حدود 1.5wt.% و 3wt.% بوده است.

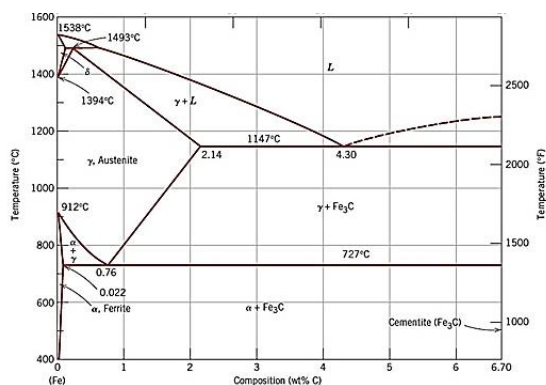


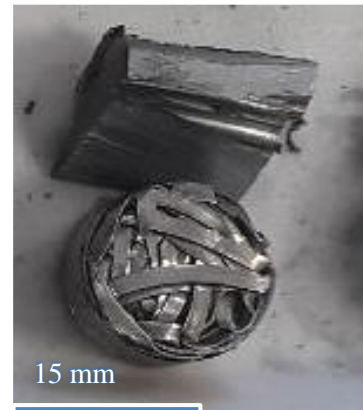
Fig. 2 The phase diagram of Fe-C and demonstration of chemical compositions; $\text{C}_{\text{Cl}0}$: primary cast iron parts, C_{com} : composite, $\text{C}_{\text{s,eq}}$: solid phase in equilibrium at the infiltration temperature, $\text{C}_{\text{l,eq}}$: liquid phase in equilibrium at the infiltration temperature.

شکل 2 نمودار آهن-کربن. $\text{C}_{\text{Cl}0}$: ترکیب شیمیایی چدن اولیه، C_{com} : ترکیب شیمیایی متوسط کامپوزیت، $\text{C}_{\text{l,eq}}$: ترکیب شیمیایی مذاب در تعادل در دمای حداکثر، $\text{C}_{\text{s,eq}}$: ترکیب شیمیایی اسکلت جامد در دمای حداکثر.

بیشتر از چدن مورد نیاز برای پر کردن حفرات اسکلت متخلخل بود. قایقک درون تیوب کوارتزی کوره تیوبی قرار می‌گرفت و تا دمای 1290°C حرارت داده می‌شد تا چدن ذوب شده و با کمک نیروهای موئینگی به درون اسکلت متخلخل وارد شود. زمان نگهداری در دمای حداکثر 15 دقیقه بود و تمام چرخه حرارت دهی با نرخ $10^\circ\text{C}/\text{min}$ و تحت اتمسفر هیدروژن انجام شد. اتمسفر هیدروژن برای احیا اکسیدهای سطحی و ترشوندگی اسکلت الزامی است. شکل 1 براده اولیه و اسکلت متخلخل و قطعه چدنی را قبل و بعد از رخنه‌دهی نشان می‌دهد.



الف-ا



ب-ب



ج-ج

Fig. 1 a) The machining swarf of 304 Stainless steel, b) a weighted gray cast iron in contact with a compacted part from 304 swarf before infiltration, c) The specimen after infiltration.

شکل 1 الف) براده تراشکاری فولاد 304، ب) اسکلت متخلخل براده فولاد 304 فشرده شده در مجاورت قطعه چدن خاکستری، ج) قطعه رخنه‌دهی شده.

جدایش به سمت مذاب داشته است و نیکل تاحدی به سمت آستنیت نفوذ کرده است. در مورد کاربید می‌توان گفت که یک کاربید دوتایی از نسبت تقریباً مساوی از آهن و کروم تشکیل شده است.

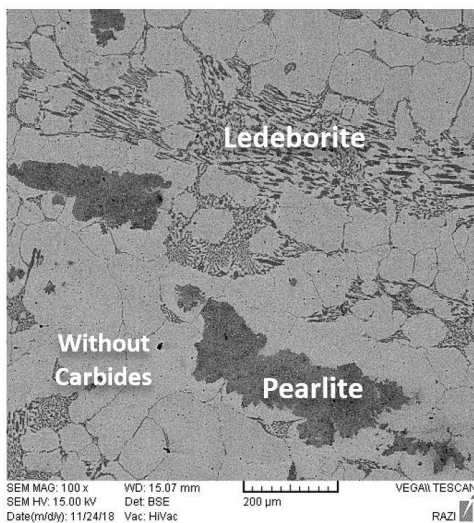


Fig. 5 BS-SEM micrograph of the infiltrated composite.

شکل 5 تصویر میکروسکوپ الکترونی BS-SEM ریزساختار کامپوزیت رخنه‌دهی شده.

آنالیز XRD از یک نمونه کامپوزیت در شکل 6 ارائه شده است. دو نوع کاربید در میان فازها مشاهده می‌شود. کاربید سمنتیت با فرمول Fe_3C در ساختار پرلیت ظاهر می‌شود. دو ویژگی نواحی تیره مرکزی، دلیل بر پرلیت بودن این نواحی است:

1. محل تشکیل و مکانیسم تشکیل که در چدن های مالیبیل نیز به همین صورت مشاهده می شود.
2. ترکیب شیمیایی این نواحی که منطبق با ترکیب پرلیت است و نه سمنتیت.

برای اثبات محل تشکیل کاربید M_7C_3 به مستندات بیشتری نیاز است. اگر در واکنش یوتکتیک مذاب به سمنتیت تبدیل شود دارای مورفولوژی پوست پلنگی با زمینه به هم پیوسته کاربیدی سمنتیت خواهد بود ولی کاربیدهای M_7C_3 در واکنش یوتکتیک به صورت ذرات مجزا تشکیل می‌شوند و چقرمگی بالاتری خواهند داشت [33]. شکل 7 مورفولوژی ذرات کاربیدی مجزا در ریزساختار ناحیه لدبوریت را تایید می‌کند. نتایج میکروسختی فازهای مختلف در جدول 4 ارائه شده است. سختی کاربیدهای ناحیه لدبوریت در حد کاربیدهای M_7C_3 می‌باشد. بنابراین با نفوذ کروم به ناحیه مذاب، ترکیب شیمیایی ناحیه مذاب از محدوده‌ی چدن‌های خاکستری به محدوده‌ی چدن‌های Ni-Hard تغییر کرده است و در حین انجماد کاربیدهای سخت M_7C_3 تشکیل شده است.

جدول 3 ترکیب شیمیایی نواحی مختلف کامپوزیت برحسب درصد وزنی

Table 3 Chemical composition of the composite phases

ناحیه	C	Si	Mn	Cr	Fe	Ni
کل کامپوزیت	1.8	1.05	1.73	11.93	73.96	4.02
بدون کاربید	0	1.24	1.61	7.32	84.68	4.94
لدبوریت	1.44	1.15	1.57	17.4	74.67	3.15
کاربید	3.22	-	-	49.55	42.87	-

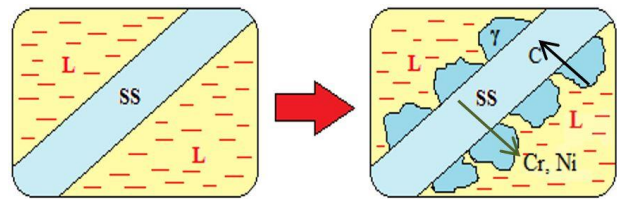


Fig. 3 A schematic of elements diffusion at earlier stages of the infiltration, a. Infiltration of molten iron, b. Diffusion of the elements
شکل 3 رخنه‌دهی مذاب چدن به درون اسکلت براده فولاد 304 به صورت شماتیک، الف) لحظه ورود مذاب، ب) تبادل عناصر آلیاژی در لحظات اول باعث افزایش کسر جامد شده است.

شکل 4 شماتیک تحولات ریزساختاری در انجماد کامپوزیت را نشان می‌دهد. با کاهش دما، فاز آستنیت پرویوتکتیک (قبل از یوتکتیک) به صورت ذرات هم محور از مذاب جدا می‌شوند. با رسیدن دما به دمای یوتکتیک، مذاب طی واکنش یوتکتیک به آستنیت و کاربید تبدیل می‌شود. این بخش به صورت ناحیه سیاه و سفید در تصویر مشاهده می‌شود و لدبوریت نام دارد.

در پایان انجماد آستنیت باید دارای حدود 2.5wt.% کربن باشد. با کاهش دما باید مقدار کربن در این فاز کاهش یابد و ذرات کاربیدی در ناحیه لدبوریت این کربن را دریافت می‌کنند. کربن از نواحی نزدیک به کاربیدها تا حدی تخلیه شده بودند که در ادامه سرمایش آستنیت به فریت تبدیل شده است. این مسئله برای آستنیت درون لدبوریت و آستنیت‌های مجاور آن صدق می‌کند. سرمایش با خاموش شدن کوره و سرعت نسبتاً بالایی صورت گرفته است و زمان کافی برای مهاجرت کربن‌های نواحی دور از کاربیدها وجود نداشته است. به همین دلیل مقدار کربن در نواحی مرکزی اسکلت جامد بالا باقی مانده است و در سرمایش به پرلیت تبدیل شده است. شکل 5 ریزساختار یک کامپوزیت پس از انجماد را نشان می‌دهد.

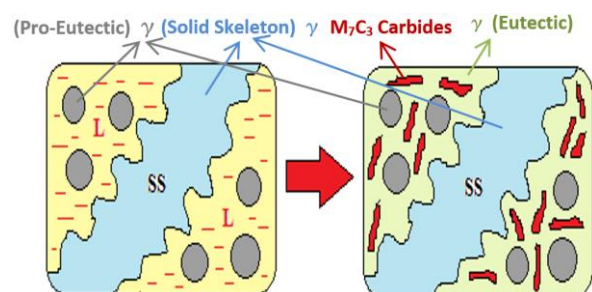


Fig. 4 Microstructure formation during solidification, a) cooling until the eutectic temperature, b) after the eutectic solidification.

شکل 4 تحولات ریزساختاری کامپوزیت در حین سرمایش؛ الف) از دمای حداکثر تا دمای یوتکتیک، ب) از دمای یوتکتیک تا پایان انجماد.

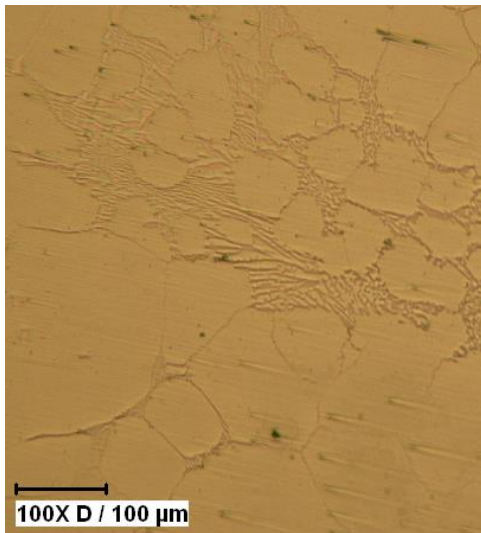
2-3- جدایش عناصر آلیاژی

به منظور بررسی رفتار عناصر آلیاژی در فرآیند ساخت کامپوزیت، آنالیز نواحی مختلف به روش EDS بررسی شد. ترکیب شیمیایی سه ناحیه بدون کاربید، لدبوریت و کاربید به همراه ترکیب شیمیایی کلی کامپوزیت در جدول 3 ارائه شده است. با توجه به اینکه 50 درصد وزنی کامپوزیت از فولاد زنگ نزن 304 و 50% وزنی آن از چدن خاکستری است، ترکیب شیمیایی کامپوزیت به صورت محاسباتی تعیین شد. باید توجه شود که روش EDS یک روش نیمه کمی است و دقت بالایی ندارد و اینجا صرفاً جهت مقایسه کلی استفاده می‌شود. با توجه به نتایج، عناصری مانند سیلیسیم و منگنز به صورت یکنواخت در نواحی اسکلت و مذاب توزیع شده بودند ولی عنصر کروم تمایل زیادی برای

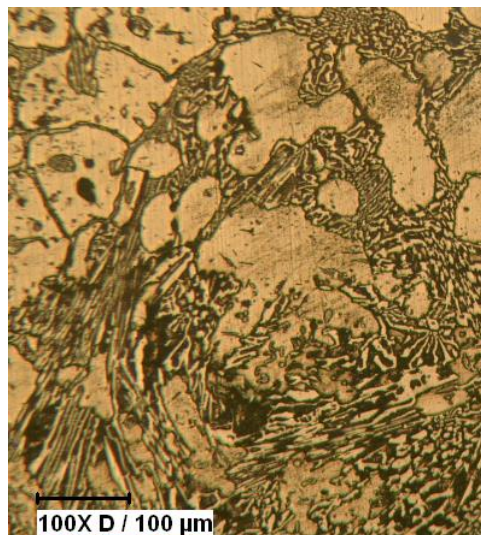
دلیل پایداری آستنیت در نواحی یوتکتیک به دلیل پس زده شدن نیکل در حین انجماد یوتکتیک و غلظت بالای نیکل در آستنیت مربوطه است.

4- نتیجه گیری

1. با رخنه‌دهی مذاب چدن خاکستری درون اسکلت متخلخل براده فولاد زنگ نزن، کامپوزیت پایه آهنی حاوی کاربید سخت M_7C_3 با موفقیت ساخته شد.
2. استفاده از اتمسفر احیایی نقش کلیدی در ترشوندگی اسکلت جامد و قابلیت نفوذ مذاب درون اسکلت جامد داشت. سختی و چگالی کامپوزیت به ترتیب 360 HV و 7.46 g/cm^3 گزارش شد.
3. نتایج XRD نشان داد که کامپوزیت زمینه آهنی تولید شده به روش رخنه‌دهی عمدتاً شامل فاز فریت ($\alpha\text{-Fe}$)، آستنیت ($\gamma\text{-Fe}$)، سمنتیت (Fe_3C) و کاربید M_7C_3 بود.
4. مقدار متوسط میکروسختی نواحی مختلف کامپوزیت به شرح زیر بود: فاز فریت: 283 HV، پرلیت: 405 HV و کاربید M_7C_3 : 1104 HV.



الف-ا



ب-ب

Fig. 8 Optical micrographs of composites, a) without etching, b) electro etched to show austenite (dark zones).

شکل 8 تصویر میکروسکوپ نوری کامپوزیت، الف) بدون اچ، ب) بعد آشکارسازی با الکترواچ برای آشکار شدن آستنیت به صورت نواحی تیره.

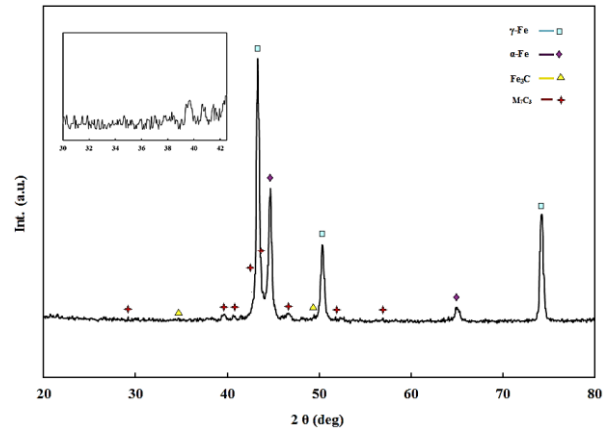


Fig. 6 X-Ray Diffraction of the composite demonstrates α , Fe_3C , γ , and M_7C_3 .

شکل 6 الگوی XRD کامپوزیت ساخته شده نشان دهنده فازهای فریت، آستنیت، سمنتیت و کاربید سخت M_7C_3 در کامپوزیت.

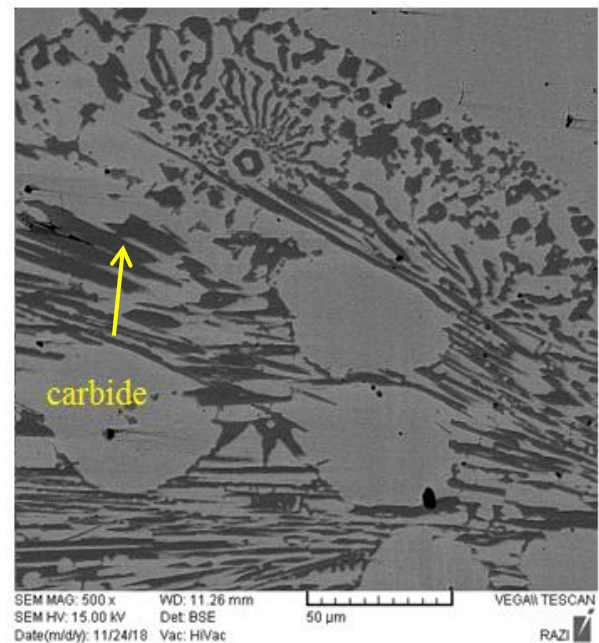


Fig. 7 BS-SEM micrograph shows discrete carbides of the eutectic region.

شکل 7 تصویر BS-SEM از ناحیه لدریوریت نشان دهنده ذرات کاربید مجزا.

جدول 4 نتایج میکرو سختی از نواحی مختلف کامپوزیت

Table 4 The micro-hardness of constituting phases

فاز بدون کاربید	فاز پرلیت	فاز کاربید	موقعیت سختی سنجی
283	405	1104	سختی (HV)

فاز دیگری که در نمودار پراش اشعه X مشاهده شد فاز آستنیت بود. اگر فاز آستنیت و فریت در مجاورت یکدیگر حضور داشته باشند به روش‌های اچ مخصوص مانند الکترو اچ نیاز است. شکل 8 تصویر متالوگرافی نوری ریزساختار کامپوزیت قبل و بعد از الکترو اچ را نشان می‌دهد. با این روش آشکارسازی، ناحیه آستنیت تیره‌تر از فریت دیده می‌شود و ناحیه‌ای که در تصویر بدون اچ ناحیه روشن بود به دو ناحیه فریت و آستنیت تقسیم می‌شود. ناحیه تک فاز مجاور یوتکتیک عمدتاً آستنیت باقیمانده است ولی نواحی دورتر فریت است.

5- مراجع

- A, vol. 435–436, pp. 187–192, 2006.
- [19] Chang, C., Hsieh, C., Lin, C., Chen, J., Fan, C. and Wu, W. "Effect of carbon content on microstructure and corrosion behavior of hypereutectic Fe–Cr–C cladings," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 123, no. 1, pp. 241–246, 2010.
- [20] Bhadeshia, H. K. D. H., Svensson, L. E. and Grefott, B. "A Model for The Development of Microstructure in Low-Alloy Steel (Fe-Mn-Si-C) Weld Deposits," *Acta Metall.*, vol. 33, no. 7, pp. 1271–1283, 1985.
- [21] Zhong, L., Hojamberdiev, M., Ye, F., Wu, H., and Xu, Y. "Fabrication and microstructure of in Situ Vanadium Carbide Ceramic Particulates-Reinforced Iron Matrix Composites," *Ceram. Int.*, vol. 39, no. 1, pp. 731–736, 2013.
- [22] Zheng, B., Li, W., Tu, X., Song, S. and Huang, W. "Effect of ZTA Ceramic Particles Strengthened High Chromium White Cast Iron on Three-body Abrasion Behavior," *Mater. Res. Express*, vol. 6, no. 11, 2019.
- [23] Zhong, L., Ye, F., Xu, Y. and Li, J. "Microstructure and Abrasive Wear Characteristics of in Situ Vanadium Carbide Particulate-Reinforced Iron matrix Composites," *Mater. Des.*, vol. 54, pp. 564–569, 2014.
- [24] Zhong, L., Xu, Y. and Ye, F. "In Situ NbC Particulate-Reinforced Iron Matrix Composite: Microstructure and Abrasive Wear Characteristics," *Tribol. Lett.*, vol. 47, no. 2, pp. 253–259, 2012.
- [25] Zhong, L., Xu, Y., Li, C., Ye, F., Liu, X. and Hojamberdiev, M. "Infiltration Casting and in Situ Fabrication of Tantalum Carbide Particulate-Reinforced Iron Matrix Composites," *J. Compos. Mater.*, vol. 46, no. 8, pp. 895–901, 2012.
- [26] Niu, L., Xu, Y., Wu, H. and Wang, W. "Preparation of in Situ (Fe,Cr) 7 C 3 /Fe Composite Coating by Centrifugal Casting," *Surf. Eng.*, vol. 27, no. 8, pp. 587–590, 2011.
- [27] Ye, F., Hojamberdiev, M., Xu, Y., Zhong, L., Yan, H. and Chen, Z. "Volume Fraction Effect of V8C7 Particulates on Impact Toughness and Wear Performance of V8C7/Fe Monolithic Composites," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, no. 4, pp. 1402–1407, Apr. 2014.
- [28] Zhong, L., Xu, Y., Hojamberdiev, M., Wang, J. and Wang, J. "In Situ Fabrication of Titanium Carbide Particulates-Reinforced Iron Matrix Composites," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 7, pp. 3790–3795, 2011.
- [29] Ye, F., Hojamberdiev, M., Xu, Y., Zhong, L., Zhao, N., Li, Y. and Huang, X. "Microstructure, Microhardness and Wear Resistance of VCp/Fe Surface Composites Fabricated in Situ," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 280, no. 2013.
- [30] Liu, J. and Li, Y. "Study on Surface Infiltration Casting of Low-carbon Ductile Iron," *Adv. Mater. Res.*, vol. 529, pp. 519–523, 2012.
- [31] Zhong, L., Ye, F., Xu, Y. and Li, J. "Microstructure and Abrasive Wear Characteristics of in Situ Vanadium Carbide Particulate-Reinforced Iron Matrix Composites," *Mater. Des.*, vol. 54, no. 2014, pp. 564–569, 2014.
- [32] Olejnik, E., Szymański, Tokarski, T., Opitek, B. and Kurtyka, P. "Local Composite Reinforcements of TiC/FeMn Type Obtained in Situ in Steel Castings," *Arch. Civ. Mech. Eng.*, vol. 19, no. 4, pp. 997–1005, 2019.
- [33] Buytoz, S. "Microstructural Properties of M7C3 Eutectic Carbides in a Fe–Cr–C Alloy," *Mater. Lett.*, vol. 60, pp. 605–608, 2006.
- [1] Hutchings, I and Shipway, W. "Tribology Friction and Wear of Engineering Materials" Butterworth-Heinemann, 2017.
- [2] Tang, S. L., Gao, Y. M. and Li, Y. F. "Recent Developments in Fabrication of Ceramic Particle Reinforced Iron Matrix Wear Resistant Surface Composite Using Infiltration Casting Technology," *Ironmak. Steelmak.*, vol. 41, no. 8, pp. 633–640, 2014.
- [3] Vijaya Ramnath, B., Parswajinan, C., Dharmaseelan, R., Thileepan, K. and Nithin Krishna, K. "A Review on Aluminium Metal Matrix Composites," in *Materials Today: Proceedings*, vol. 46, pp. 4341–4343, 2020.
- [4] Ravichandran, M., Naveen Sait, A. and Anandakrishnan, V. "Al–TiO₂–Gr powder metallurgy hybrid composites with cold upset forging," *Rare Met.*, vol. 33, no. 6, pp. 686–696, 2014.
- [5] Li, Z., Jiang, Y., Zhou, R., Lu, D. and Zhou, R. "Dry Three-body Abrasive Wear Behavior of WC Reinforced Iron Matrix Surface Composites Produced by V-EPC Infiltration Casting Process," *Wear*, vol. 262, no. 5–6, pp. 649–654, 2007.
- [6] Hu, S. W., Zhao, Y. G., Wang, Z., Li, Y. G. and Jiang, Q. C. "Fabrication of in Situ TiC Locally Reinforced Manganese Steel Matrix Composite via Combustion Synthesis during Casting," *Mater. Des.*, vol. 44, pp. 340–345, 2013.
- [7] Ma, X., feng Li, L., Zhang, F., Hua Zhang, Z., Wang, H. and E. ze Wang, "Microstructure and Wear Characteristics of ATZ Ceramic Particle Reinforced Gray Iron Matrix Surface Composites," *China Foundry*, vol. 15, no. 3. pp. 167–172.
- [8] Li, Y. and Gao, Y. "Three-body Abrasive Wear Behavior of CC/high-Cr WCI Composite and its Interfacial Characteristics," *Wear*, vol. 268, no. 3–4, pp. 511–518, 2010.
- [9] Moreira, A. B., Ribeiro, L. M. M. and Vieira, M. F. "Production of TiC-MMCs Reinforcements in Cast Ferrous Alloys Using in situ Methods," *Materials (Basel)*, vol. 14, no. 17, pp. 1–19, 2021.
- [10] Moreira, A. B., Sousa, R. O., Lacerda, P., Ribeiro, L. M. M., Pinto, A. M. P. and Vieira, M. F. "Microstructural Characterization of TiC-White Cast-Iron Composites Fabricated by in Situ Technique," *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 1, pp. 5–8, 2020.
- [11] Li, P., Li, X., Li, Y., Gong, M., Tian, C. and W. Tong, "Microstructure and Mechanical Properties of Millimeter WC Particle-Reinforced High-Chromium Cast Iron Composites," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 28, no. 12, pp. 7816–7827, 2019.
- [12] Kambakas K. and Tsakiroopoulos, P. "Solidification of High-Cr White Cast Iron-WC Particle Reinforced Composites," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 413–414, pp. 538–544, 2005.
- [13] Moreira, A. B., Ribeiro, L. M. M., Lacerda, P., Sousa, R. O., Pinto, A. M. P. and Vieira, M. F. "Preparation and Microstructural Characterization of a High-Cr White Cast Iron Reinforced with WC Particles," *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 11, pp. 4–6, 2020.
- [14] Cao G., Guo, E., Feng, Y. and Wang, L. "Abrasion Behavior of WC Reinforced Cast Iron Surface Composite Fabricated by Cast-Infiltration Method," *Adv. Mater. Res.*, vol. 476–478, pp. 555–559, 2012.
- [15] Leibholz, R., Robert, M. H., Leibholz, H. and Bayraktar, E. "Development of Functionally Graded Nodular Cast Iron Reinforced with Recycled WC Particles," *Conf. Proc. Soc. Exp. Mech. Ser.*, vol. 7, pp. 241–249, 2017.
- [16] Zeng, H., Sui, Y., Niu, G., He, H., Jiang, Y. and Zhou, M. "Effect of Alloy Powder on the Properties of ZTA Particles Reinforced High Chromium Cast Iron Composites," *Mater. Res. Express*, vol. 8, no. 3, 2021.
- [17] Song, Y. and Wang, H. "High Speed Sliding Wear Behavior of Recycled WCP-Reinforced Ferrous Matrix Composites Fabricated by Centrifugal Cast," *Wear*, vol. 276–277, pp. 105–110, 2012.
- [18] Kambakas, K. and Tsakiroopoulos, P. "Sedimentation Casting of Wear Resistant Metal Matrix Composites," *Mater. Sci. Eng.*