

دستیابی به شرایط بهینه ساخت کامپوزیت زمینه فلزی A356-BN_(h) به روش ریخته‌گری

گردابی

مسعود مشرفی فر*

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۱۰/۲۸، ش.ص ۱۲۹-۱۴۶، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۵/۰۷/۰۳)

چکیده

در این تحقیق، کامپوزیت آلومینیوم با ذرات فاز دوم از جنس BN_(h) و در سه حالت پودر خام، پودر پوشش داده شده با الکترولس نیکل- فسفر و پودر پوشش داده شده توسط نیکل- فسفر بر روی پودر آلومینیوم، توسط همزنهای متفاوت و با سرعت‌های همزن مختلف ساخته و بهینه‌سازی شد. مطالعات انجام شده با میکروسکوپ الکترونی مجهز به EDS و X-Ray map نشان داد که انجام عملیات آماده سازی روی ذرات BN نقش بسیار مهمی روی نشانیدن لایه نیکل روی آنها دارد. چرخه آماده‌سازی شامل اکسایش در دمای ۲۰۰°C به مدت یک ساعت، حساس سازی در محلول‌های شامل ۱۰g/Lit SnCl₂ و ۳۰ml/Lit HCl (غلظت ۰.۳۸٪) به مدت ۱۵ دقیقه و فعال سازی در یک محلول آبی شامل ۰.۲۵ g/Lit PdCl₂ و ۳۰ml/Lit HCl بهترین شرایط را ایجاد می‌نماید. همچنین بررسی‌های انجام شده نشان داد، پوشش‌دهی پودر نیتريد بور بر روی ذرات درشت‌تر از جنس زمینه از پوشش‌دهی الکترولس تنها روی پودر مؤثرتر است و درصد بهینه پودر نیتريد بور جهت افزودن به مذاب آلومینیوم ۶ درصد وزنی انتخاب شد. همچنین همزن چهارپره با جریان شعاعی، برای ساخت کامپوزیت آلومینیوم/ نیتريد بور انتخاب مناسبی است. بر خلاف آلیاژهای تک‌فازی، در کامپوزیت‌ها، استحکام کششی با سختی متناسب نیست و در حالی که استحکام کششی کاهش می‌یابد، سختی ممکن است افزایش یابد.

واژه‌های کلیدی: کامپوزیت، نیتريد بور، آلیاژ آلومینیوم A356، الکترولس نیکل- فسفر، خواص مکانیکی، ریخته‌گری گردابی.

۱- استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی دانشگاه یزد.

* نویسنده مسئول مقاله: moshrefifar@yazd.ac.ir

پیشگفتار

کامپوزیت‌های زمینه فلزی را می‌توان به عنوان دسته-ای از مواد پیشرفته در نظر گرفت که دارای قابلیت‌های اساسی از جمله دانسیته کم، استحکام بالا، مدول الاستیسیته زیاد، ضریب انبساط حرارتی پایین و مقاومت سایشی خوب می‌باشند. معمولاً ترکیبی از این مواد در یک ماده غیر کامپوزیتی یافت نمی‌شود. افزودن ذرات دیرگداز با استحکام و مدول الاستیسیته بالا به زمینه فلزی انعطاف-پذیر، منجر به تولید موادی می‌شود که دارای خواص بینابین ذرات سرامیکی و زمینه آلیاژی است [۱ و ۲]. امروزه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به علت وزن کم، استحکام و سفتی زیاد، مدول ویژه بالا (نسبت مدول الاستیک به وزن) و مقاومت سایشی بسیار عالی توسعه بسیار زیادی یافته و به عنوان جایگزین مناسب برای قطعات مورد استفاده در صنایع هوا فضا، خودروسازی و نظامی مورد توجه و مطالعه گسترده قرار گرفته‌اند. چنین خواصی، موجب کاهش مصرف سوخت و بنابراین کاهش آلودگی‌های زیست محیطی و هم چنین بهبود عملکرد و در نتیجه عمر اجزای ساخته شده از کامپوزیت خواهد شد [۳ و ۴].

تاکنون اثر بسیاری از تقویت کننده‌ها مانند Al_2O_3 [۵]، SiC [۶]، AlN [۷]، TiC [۸]، B_4C [۹] و گرافیت [۱۰] بر کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی مورد بررسی قرار گرفته است. طبق اظهارات بیان شده در منابع، از بین روش‌های موجود، فرآیندهای مبتنی بر انجماد از شانس بیشتری برای تولید مقرون به صرفه و انبوه قطعات مهندسی برخوردار است. از جمله این روش‌ها به روش ریخته‌گری گردابی می‌توان اشاره کرد که از بهترین روش‌های شناخته شده برای توزیع مناسب‌تر ذرات تقویت‌کننده درون فاز زمینه است. در این روش، مذاب حاصل از فلز زمینه به شدت هم زده می‌شود تا به این وسیله گردابی در آن ایجاد شود. در مرحله بعد، ذرات تقویت‌کننده به مذاب اضافه شده و عمل هم زدن تا چند دقیقه قبل از ریخته‌گری نهایی مذاب درون قالب ادامه پیدا می‌کند. چرخش مذاب حین هم زدن، با انتقال ذرات به درون مذاب و نگهداری آن‌ها در حالت معلق، به ساخت ماده کامپوزیت کمک می‌کند [۱۱-۱۳]. از جمله دیگر مزایای این روش در تولید کامپوزیت‌های ذره‌ای، سرعت تولید بالا، عدم محدودیت در شکل و اندازه قطعه، امکان استفاده از تجهیزات ریخته‌گری

معمولی و سنتی و لذا هزینه‌های پایین‌تر تولید می‌باشد. خواص مکانیکی این نوع کامپوزیت‌ها به عوامل مختلفی از قبیل خواص آلیاژ زمینه، خواص فاز دوم، درصد حجمی فاز دوم، پیوند فاز زمینه با فاز دوم و همچنین میزان تخلخل کامپوزیت بستگی دارد. به عقیده اسکویوتال، هزینه ساختن مواد کامپوزیتی با استفاده از روش گردابی حدود ۳۳ درصد تا نصف روش‌های دیگر است و برای تولید به مقدار زیاد هزینه تمام شده آن تا ۱۰ درصد نیز تقلیل می‌یابد [۱۴]. خواص مناسب نیتريد بور با ساختار هگزاگونال $BN(h)$ از قبیل ضریب دی الکتریک پایین، هدایت حرارتی عالی، استحکام و پایداری حرارتی مطلوب، مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بالا و ساختار کریستالی لایه لایه موجب شده در زمینه‌های متعددی در صنعت کاربرد یابد [۱۵-۱۷]. در ساختار کریستالی $BN(h)$ پیوند بین مولکول‌ها داخل هر لایه از نوع کووالانسی و پیوند بین لایه‌ها تماماً واندروال می‌باشد [۱۸ و ۱۹]. چنین ساختاری همراه با دارا بودن قابلیت برش آسان، پایداری حرارتی و رنگ سفید باعث شده است که این ماده در سال‌های اخیر به عنوان یک ماده روانکار پاک جایگزین مناسبی برای گرافیت و MoS_2 محسوب گردد [۲۰-۲۲]. از دیگر کاربردهای $BN(h)$ می‌توان به قابلیت استفاده از آن در کامپوزیت‌های زمینه فلزی به عنوان یک فاز ثانویه (استفاده از خواص روانکاری آن) اشاره نمود [۲۳-۲۴]. از مشکلات کاربرد صنعتی $BN(h)$ در تولید کامپوزیت‌ها قابلیت ترشوندگی ضعیف آن توسط مذاب بسیاری از فلزات می‌باشد، به عنوان مثال، قابلیت ترشوندگی ضعیف آن توسط مذاب آلومینیوم تا دمای $900^\circ C$ (زاویه تماس $> 160^\circ$ درجه) [۵]. از بین روش‌های متعددی که امروزه جهت برطرف کردن این مشکل مطرح می‌باشد، آبکاری الکترولس نیکل روی سطح $BN(h)$ است [۲۵]. دلیل گستردگی این روش مکانیزم تشکیل پوشش از طریق احیاء شیمیایی یا اتوکاتالیتیک یون‌های آبی بر روی سطح مورد نظر می‌باشد که دارای مزایایی نظیر قابلیت کنترل ساده، تکرارپذیری فرآیند، ایجاد قشر یکنواخت در تمامی سطوح و عدم محدودیت در حجم سیستم می‌باشد. بنابراین از فرآیند الکترولس می‌توان به عنوان یک روش مؤثر برای اصلاح سطح بهره جست [۲۶-۲۸].

حساس‌سازی و پس از شستشو با آب، تحت عملیات فعال‌سازی در یک محلول آبی شامل g/Lit $0.25PdCl_2$ و $30ml/Lit$ HCl واقع شد.

روش سوم: پودر $BN(h)$ تمیز شده ابتدا در دمای $200^\circ C$ به مدت یک ساعت در هوا اکسید شد. سپس به وسیله محلول اسیدی شامل $10\% HF$ و $10\% HCl$ به مدت ۵ دقیقه اچ گردید. در ادامه پودر در محلول آبی شامل $10g/Lit$ $SnCl_2$ و $30ml/Lit$ HCl به مدت ۱۵ دقیقه حساس‌سازی و پس از شستشو با آب، تحت عملیات فعال‌سازی در یک محلول آبی شامل g/Lit $0.25PdCl_2$ و $30ml/Lit$ HCl قرار گرفت.

پودر آماده‌سازی شده به دو صورت مجزا و همراه با پودری از جنس آلومینیوم زمینه با اندازه ۱۰ تا ۱۰۰ میکرومتر، وارد حمام پوشش‌دهی الکترولس نیکل-فسفر Slotonip 70A با شرایط $PH = 4/8 - 5$ و دما بین ۸۸ تا ۹۲ درجه سلسیوس شد. غلظت ذرات پودر $BN(h)$ در محلول $1g/Lit$ انتخاب شد و به منظور نگهداری ذرات به صورت سوسپانسیون از یک همزن مغناطیسی با سرعت $750rpm$ استفاده شد. بعد از عملیات آبرکاری، با فیلتر نمودن محلول سوسپانسیون و بعد از شستشوی کامل با آب مقطر در خشک کن با دمای $90^\circ C$ به مدت یک ساعت خشک گردید. پس از خشک شدن، پودر پوشش داده شده وزن شد. اختلاف بین وزن پودر قبل از پوشش‌دهی الکترولس ($1g$)، و بعد از آن ($9/2g$) به عنوان وزن پوشش ($8/2g$) تعیین شد. میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، CamScan MV 2300 Oxford مجهز به آنالیز (EDS) جهت مطالعه سطوح پودر مورد استفاده قرار گرفت.

در ادامه از سه نوع همزن برای توزیع یکنواخت پودر داخل مذاب آلومینیوم استفاده شد. (شکل ۱) همزن‌ها به سه صورت فلش مانند، مارپیچی و چهارپره توسط ریخته‌گری و ماشین‌کاری از فولاد ساده کربنی تهیه شده، سپس برای اطمینان از آلوده نشدن مذاب توسط این همزن‌ها، تحت عملیات پوشش‌دهی سرامیکی دی‌اکسید زیرکونیوم قرار گرفت [۲۹]. در اینجا، همزن فلش مانند نماینده ایجاد

پروانه‌های همزن با توجه به طراحی معمولاً دو نوع جریان محوری و شعاعی را سبب می‌شوند. پروانه‌های شعاعی مذاب را به صورت موازی با تیغه‌های پروانه و پروانه‌های محوری در جهت محور اصلی همزن پمپ می‌کنند [۲۹]؛ اما این مطلب ممکن است مورد توجه قرارگیرد که حتی با وجود پروانه‌های شعاعی، استفاده از این نوع تیغه‌ها یک جریان محوری را باعث می‌شود.

در این پژوهش ابتدا سعی شد با تغییر شرایط در مراحل آماده‌سازی یعنی اکسایش، حساس‌سازی و فعال‌سازی تاثیر آن‌ها روی ایجاد رسوب نیکل روی سطح ذرات نیتريد بور بررسی شود. سپس تاثیر پارامترهای درصد وزنی پودر نیتريد بور و نوع پوشش‌دهی آن بر خواص کششی و سختی کامپوزیت زمینه آلومینیوم ساخته شده با استفاده از این پودر به عنوان فاز دوم مورد بررسی قرار گرفت و در نهایت شرایط بهینه همزن برای رسیدن به حداقل تخلخل و بهترین توزیع پودر از نظر یکنواختی به دست آمد. سپس کامپوزیت‌ها در شرایط بهینه تهیه شده و خواص مکانیکی آن‌ها مورد مطالعه قرار گرفت.

مواد و روش‌ها

در این تحقیق از ذرات $BN(h)$ با قطر متوسط $1\mu m$ و سطح موثر $2m^2.g^{-1}$ از شرکت Zibo Shinezo کشور چین استفاده شد. ابتدا سطح ذرات جهت زدودن ناخالصی‌ها با استون شسته، تمیز و خشک گردید. مواد شیمیایی مورد استفاده برای آماده‌سازی سطح از شرکت مرک آلمان تهیه شد. در ادامه از سه فرآیند آماده‌سازی زیر برای بهبود شرایط رسوب دهی الکترولس Ni-P استفاده شد.

روش اول: پودر $BN(h)$ تمیز شده به وسیله محلولی شامل $10\% HF$ (با غلظت 0.4%) و $10\% HCl$ (با غلظت 38%) به مدت ۵ دقیقه اچ شد.

روش دوم: پودر $BN(h)$ تمیز شده به وسیله محلول هیدروکلریک شامل $10\% HF$ و $10\% HCl$ به مدت ۵ دقیقه اچ شد. سپس پودرها در محلول آبی شامل g/Lit $10SnCl_2$ و $30ml/Lit$ HCl به مدت ۱۵ دقیقه

درجه سلسیوس و به روش گردابی توسط همزن‌های ساخته شده با سرعت چرخش متغیر از ۱۲۰ تا ۱۰۰۰ دور بر دقیقه، به آلیاژ اضافه شد. در توافق با مراجع [۳۱]، همزن‌ها ۳۵٪ ارتفاع مذاب در زیر مذاب قرار داده شدند. شایان ذکر است که پودر در هر سه حالت و قبل از اضافه شدن به مذاب تا دمای 300°C پیشگرم شد. پودرها در درصد‌های وزنی ۳، ۶، ۹ و ۱۲ درصد به مذاب آلومینیوم اضافه شدند. در نهایت مذاب آلومینیوم با پودر مخلوط شده، در قالب فولادی آبگرد که از مخلوط آب و یخ جهت خنک‌کنندگی آن استفاده شده بود، منجمد گردید.

جریان محوری بیش‌تر نسبت به شعاعی و همزن چهارپره نماینده جریان شعاعی بیش‌تر نسبت به محوری است. همزن ماریچ با مشخصات ۵ گام در ۱۲ سانتی‌متر و عمق شیار ۵ میلی‌متر با هدف همزدن بدون ایجاد تلاطم و جلوگیری از ورود هوا طراحی و ساخته شد [۳۰]. در این پژوهش آلیاژ آلومینیوم-سیلیسیم A356 به عنوان زمینه کامپوزیت استفاده شد که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) درج شده است.

این آلیاژ ابتدا در کوره مقاومی و در بوته گرافیتی، در دمای ۸۰۰ درجه سلسیوس ذوب گردید. سپس با خروج از کوره و پس از استفاده از دگازور، پودرها در دمای ۷۵۰



شکل ۱- همزن‌های مورد استفاده برای ساخت کامپوزیت آلومینیوم/نیتريد بور (هگزگونال)، الف) همزن فلشی، ب) همزن چهارپره، ج) همزن ماریچ

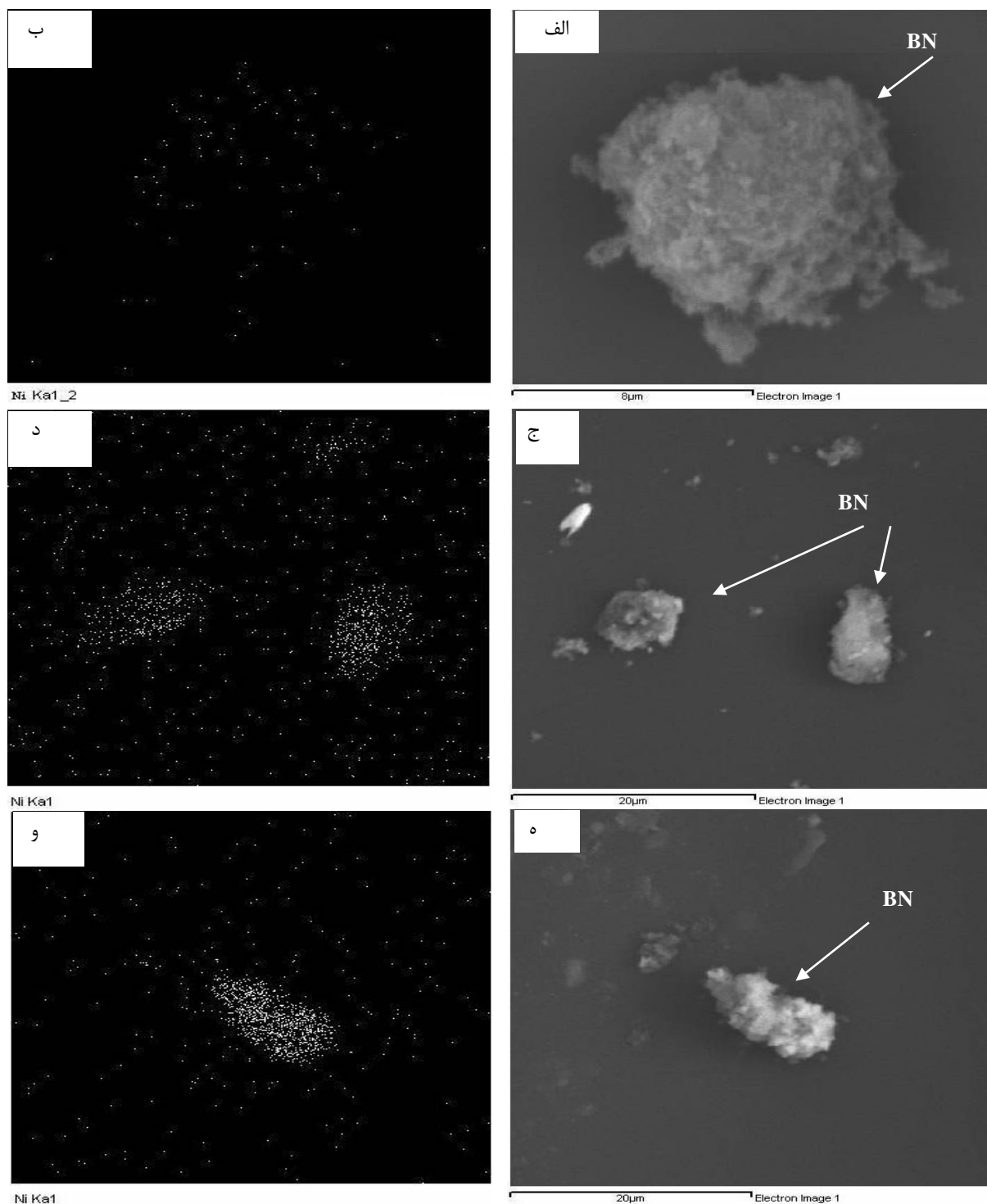
جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم A356 (درصد وزنی)

Al	Si	Mg	Cu	Fe
۹۲/۲۵	۶/۸۴	۰/۴۸	۰/۲۲	۰/۲۱

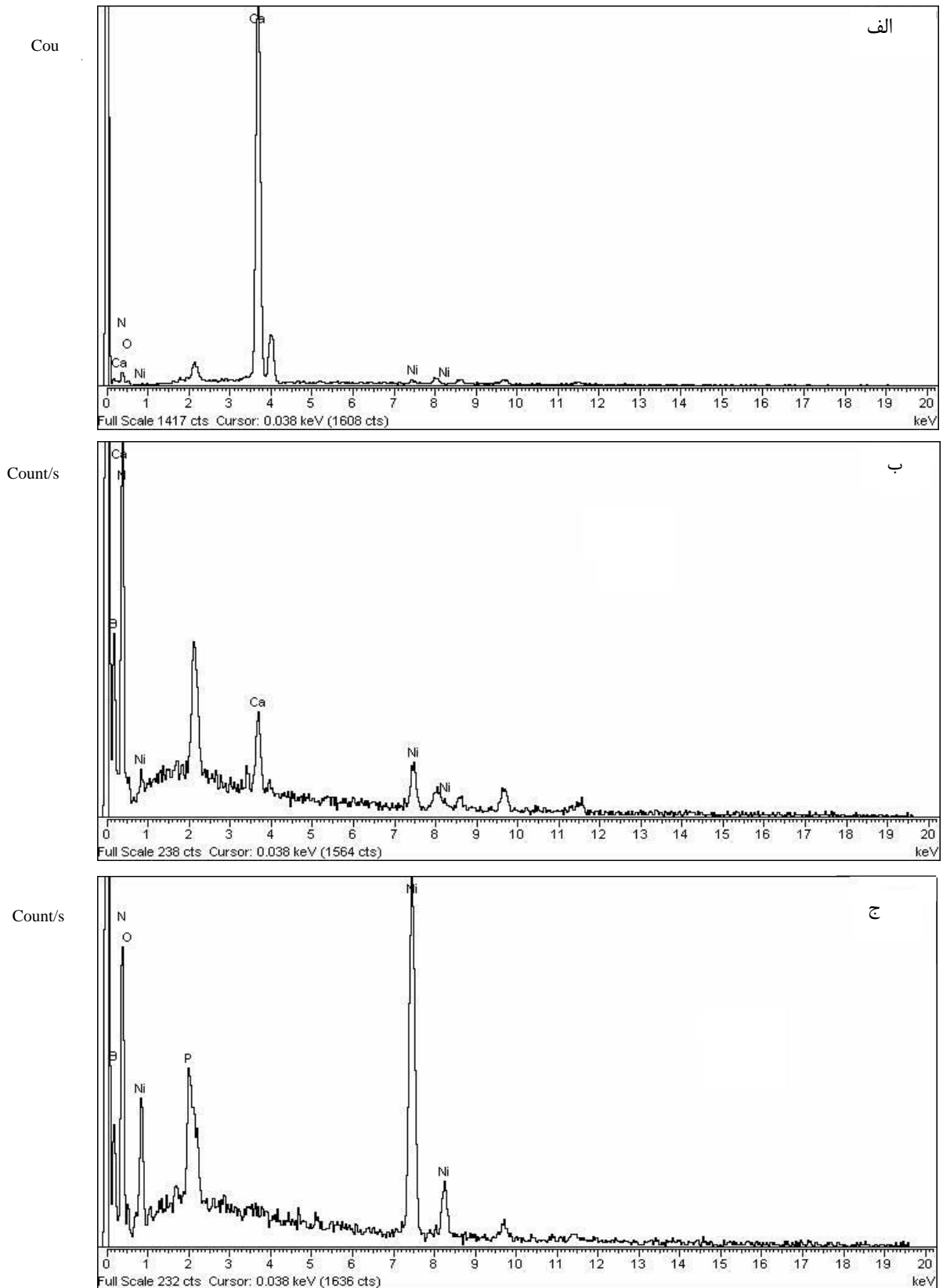
نتایج و بحث

ذرات $\text{BN}_{(h)}$ بر کیفیت پوشش سطحی ایجاد شده بر آنها توسط فرآیند الکترولس نشان داده شده است.

در شکل ۲ تاثیر عملیات آماده‌سازی سطحی

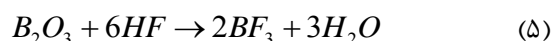


شکل ۲- تصویر SEM و آنالیز عنصری Ni از ذرات $\text{BN}_{(h)}$ آبکاری الکترولس شده بعد از عملیات آماده‌سازی مختلف: الف و ب بعد از آماده‌سازی توسط فرآیند ۱، ج و د بعد از آماده‌سازی توسط فرآیند ۲، ه و و بعد از آماده‌سازی توسط فرآیند ۳

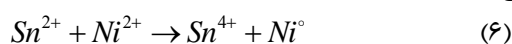


شکل ۳- طیف EDS از ذرات BN_(h) آبکاری الکتروس شده بعد از عملیات آماده‌سازی مختلف: الف بعد از آماده‌سازی توسط فرآیند ۱، ب بعد از آماده‌سازی توسط فرآیند ۲، ج بعد از آماده‌سازی توسط فرآیند ۳

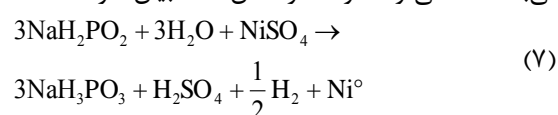
فرآیند آماده‌سازی ۳ می‌باشد. به‌طور مشابه شدیدتر بودن پیک مربوط به عنصر نیکل در طیف EDS از ذرات BN_(h) حاصل از فرآیند آماده‌سازی ۳ (شکل ۳-ج) دلالت بر مقدار بیش‌تر نیکل در سطح رسوبات آماده‌سازی شده توسط فرآیند ۳ می‌باشد. کارآمدتر بودن فرآیند آماده‌سازی ۳ را می‌توان به حضور اکسید بور در مرحله اکسیداسیون این فرآیند آماده‌سازی نسبت داد. به عبارت کامل‌تر در طی اکسیداسیون روی سطح ذرات BN_(h) در نقاطی B₂O₃ شکل می‌گیرد که می‌تواند با HF موجود در محلول هیدروفلوریک واکنش دهد:



BF₃ تولید شده روی سطح ذرات BN قرار گرفته، به سرعت جذب و احیاء یون‌های قلع روی سطح ذرات در حین مرحله حساس‌سازی شتاب بیشتری داده و به‌طور قابل ملاحظه‌ای مراکز جوانه‌زنی پالادیوم آزاد روی سطح نیتريد بور هگزائونال را افزایش می‌دهد. همچنین یون‌های قلع می‌توانند به تنهایی با یون‌های نیکل موجود در محلول طبق واکنش ذیل واکنش داده و باعث توزیع ذرات نیکل روی سطح ذرات BN شوند که این ذرات نقش جوانه‌زا را برای رسوبات بعدی در فرآیند آبکاری نیکل ایفا می‌کنند.

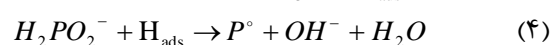
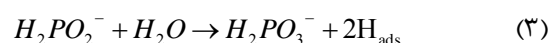
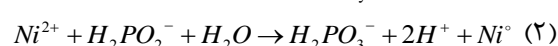
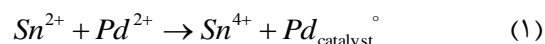


لازم به ذکر است که پوشش‌دهی الکترولس نیکل - فسفر یک واکنش اتوکاتالیست اکسیداسیون - احیاء می‌باشد که می‌تواند توسط واکنش (۷) بیان شود [۳۲]:



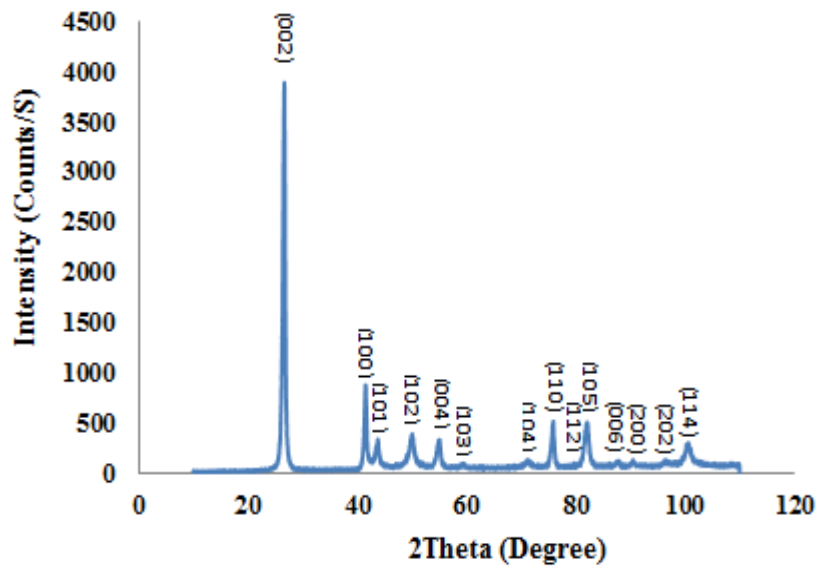
مشاهدات ظاهری نمونه‌ها نشان داد که افزایش میزان نیکل بر سطح ذرات BN_(h) موجب تیره‌تر شدن ذرات حاصله می‌شود. حرارت دادن قبل از اچ کردن می‌تواند گازهای جذب شده روی سطح ذرات را حذف نموده و با ایجاد یک سطح فعال تمیز به ایجاد پوششی مناسب کمک نماید. بررسی‌های انجام شده توسط دیگر محققین در مورد ایجاد رسوب فلزی بر ذرات SiC [۳۳]، Al₂O₃ [۳۴]، نانو لوله‌های کربنی [۳۵] و گرافیت [۳۶] حاکی از ترشوندگی بهتر رسوبات سرامیکی مذکور توسط مذاب فلزات در فرآیند تولید کامپوزیت دارد.

نتایج حاصل از بررسی ترکیب شیمیایی پوشش ایجاد شده بر رسوبات BN_(h) در شرایط مختلف آماده‌سازی سطحی در شکل ۳ آورده شده است. با اعمال سیکل آماده‌سازی شماره ۲ تا حدودی ذرات فلزی نیکل بر سطح رسوبات تشکیل شده است که در هماهنگی کامل با نتایج حاصل از EDS نمونه‌ها (۳ب) می‌باشد. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت بدون عملیات آماده‌سازی به دلیل عدم هدایت الکتریکی هیچ لایه نیکل روی سطح پودرها رسوب نمی‌کند، در صورتی که انجام عملیات حساس‌سازی و فعال‌سازی تاثیر مهمی روی آبکاری الکترولس نیکل بجا می‌گذارد. به عبارت کامل‌تر، واکنش‌های پوشش‌دهی به این قرار است: عملیات حساس‌سازی با Sn²⁺، SnCl₂ را روی سطح می‌نشاند. نشستن Sn²⁺ روی سطح و واکنش آن با Pd²⁺ در محلول PdCl₂ در مرحله فعال‌سازی باعث تغییر ظرفیت Sn²⁺ به Sn⁴⁺ و آزاد شدن Pd به صورت اتمی و آزاد روی سطح می‌شود. Pd⁰ همانند Ni یک کاتالیزور قوی برای شروع واکنش پوشش‌دهی و جوانه‌زنی ذرات Ni-P روی سطح است [۳۲].



در حقیقت با کاهش pH از ۴/۷ به ۴/۱، یعنی افزایش غلظت H⁺ واکنش (۳) طبق اصل لوشاتلیه به سمت چپ و واکنش (۴) طبق همان اصل به سمت راست متمایل می‌شود که این به معنی کاهش میزان نیکل و افزایش میزان فسفر در پوشش و تبدیل پوشش از حالت کریستالی به آمورف می‌باشد. البته افزایش pH به مقادیر بالاتر از ۴/۷ نیز منجر به بی‌ثباتی محلول پوشش‌دهی می‌گردد. باید توجه داشت حضور Pd⁰ و Ni در محلول می‌تواند منجر به جوانه‌زنی خودبخودی و افزایش خاکه Ni-P شود (Ni-P fines) که با شستشوی بیش‌تر با آب می‌توان بر این مشکل فائق آمد [۳۲].

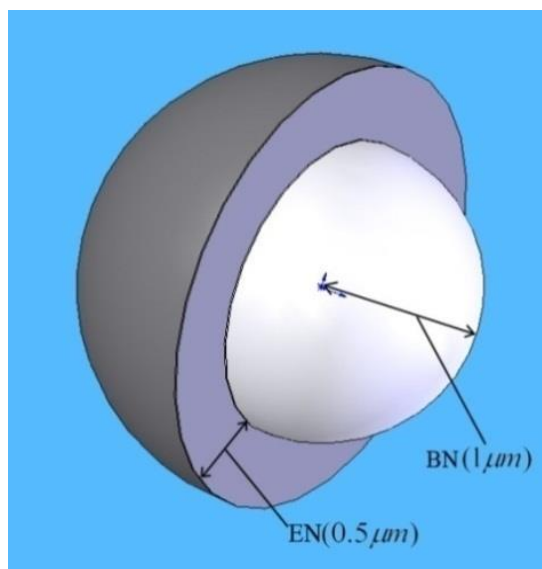
از مقایسه تصاویر ۲-د و ۲-و برداشت می‌شود، با انجام فرآیند آماده‌سازی ۳ رسوب نیکل بیش‌تری بر سطح ذرات BN_(h) تشکیل شده که نشان از کارآمدتر بودن



شکل ۴- الگوی XRD از ذرات نیتريد بور

چگالی یک ذره پودر به قطر ۲ میکرون با ۰/۵ میکرومتر پوشش الکترولس از ۰/۴ گرم بر سانتیمتر مکعب به ۵/۷۴۸۱ گرم بر سانتیمتر مکعب افزایش یافته است. واضح است که با داشتن ضخامت پوشش بیش تر و یا قطر ذرات پودر پایین تر، دانسیته بالاتری را می توان به دست آورد، شکل ۵.

چگالی پودر BN_(h) (۲/۳ g.cm⁻³) پایین تر از آلیاژ آلومینیوم (۲/۶ g.cm⁻³) می باشد. چگالی پوشش الکترولس Ni-P از (۷/۷۵ g.cm⁻³) تا (۸/۵ g.cm⁻³) بسته به میزان فسفر متفاوت است [۳۷]. با توجه به مقادیر ذکر شده در بالا و با توجه به محاسبات زیر، مشاهده می شود



شکل ۵- شماتیک ذرات BN_(h) با قطر ۲ μm با پوشش الکترولس نیکل- فسفر با ضخامتی معادل ۰/۵ میکرومتر

همزن فلشی با داشتن جریان محوری بیش تر نسبت به شعاعی، یکنواختی خوبی را از پودر داخل مذاب ایجاد کرد در حالی که به خاطر پهنای بیش از حد پره‌های آن، حبس هوا داخل آن زیاد بوده و نمونه‌های ریخته شده در این حالت دارای مک گازی و تخلخل زیاد بودند. با به کارگیری همزن مارپیچ، مشاهده شد که اگرچه این همزن هیچ حبس هوایی را داخل مذاب سبب نمی‌شود؛ ولی توزیع پودر یکنواخت نیست و تراکم ذرات پودری از مرکز شعاعی بوته به سمت دیواره‌ها کاهش می‌یابد. در مقایسه با دو نوع همزن ذکر شده، همزن چهار پره با جریان شعاعی بیش تر نسبت به جریان محوری [۳۶]، برترین خواص مکانیکی را از طریق توزیع یکنواخت پودر داخل مذاب و میزان کم هوای محبوس شده ایجاد می‌کند (شکل ۷). اگرچه دور بهینه برای همزن‌های مختلف، متفاوت است؛ لیکن تنها دور بهینه برای همزن چهار پره با دقت بالا اندازه‌گیری شد و مقدار ۶۰۰ دور بر دقیقه از آن به دست آمد. ملاک انتخاب دور بهینه، خواص مکانیکی از جمله سختی، استحکام کششی و همچنین توزیع یکنواخت پودر در زمینه بوده است.

$$\frac{(V_{tot} - V_{BN}) \times d_{EN} + V_{BN} d_{BN}}{V_{tot}} = d_{tot} \Rightarrow$$

$$\frac{((\frac{4}{3}\pi) \times (1.5 \times 10^{-4})^3) - (\frac{4}{3}\pi)(1 \times 10^{-4})^3 \times 8 + ((\frac{4}{3}\pi)(1 \times 10^{-4})^3) \times 2.3}{(\frac{4}{3}\pi)(1.5 \times 10^{-4})^3}$$

$$= 6.3111$$

$$V_{BN} = \text{Volume of BN} \quad d_{BN} = \text{Density of BN} = 2.3 \text{ g.cm}^{-3}$$

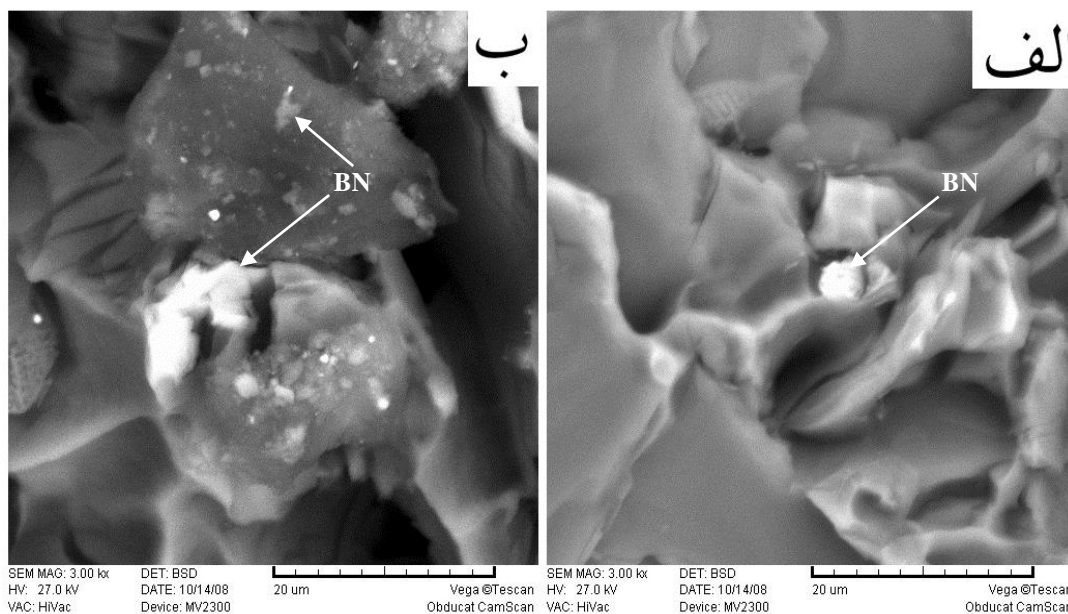
$$V_{EN} = \text{Volume of EN} \quad d_{EN} = \text{Density of EN} \approx 8 \text{ g.cm}^{-3}$$

$$V_{tot} = \text{Total volume} \quad d_{tot} = \text{Total density}$$

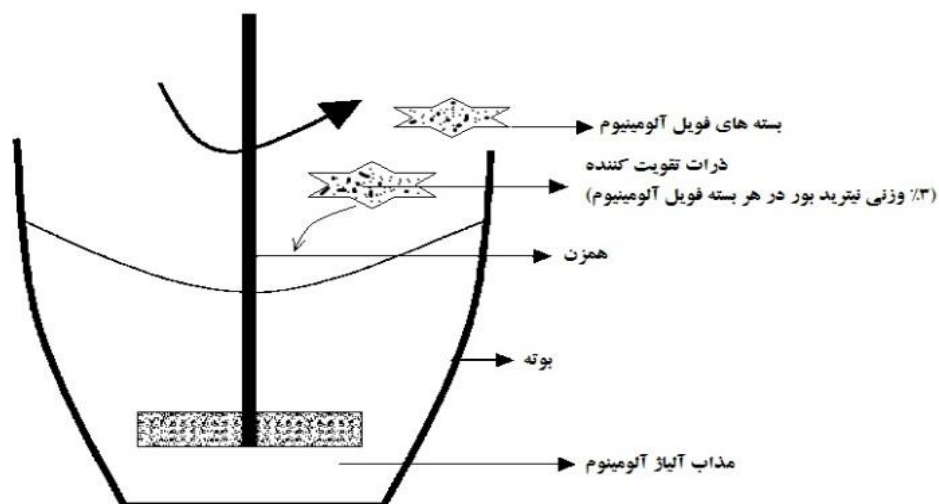
پیدا کردن ذره نیتريد بور در سطح شکست برای تصویر برداری SEM بسیار مشکل است. علت این امر می‌تواند میزان کم‌تر به دام افتادن پودر در زمینه و همچنین جدایش آسان پودر از سطح شکست هنگام جدا شدن دو سطح مکمل شکست باشد. تفاوت میزان چسبندگی پودر به زمینه از قسمت‌های الف و ب شکل ۶ به وضوح مشخص است.

آماده‌سازی همزن‌ها

تأثیر نوع همزن



شکل ۶- ذره پودر نیتريد بور به دام افتاده در زمینه آلومینیوم، الف) بدون پوشش (پودر خام)، ب) پوشش داده شده روی ذرات آلومینیوم A356 و سپس اضافه شدن به مذاب از همان آلیاژ



شکل ۷- طرح شماتیکی ساخت کامپوزیت زمینه فلزی توسط هم زدن با همزن (پروانه‌ای)

فاصله بین این ذرات و در نتیجه کاهش نیروی جاذبه بین آن‌ها خواهد شد. این موضوع احتمال غلبه نیروی فراهم شده توسط همزن مکانیکی بر نیروی جاذبه بین ذرات را افزایش داده و در نتیجه مانع از تشکیل خوشه‌های ذرات در هنگام افزودن پودر به مذاب و پس از ذوب شدن ذرات پودر می‌شود.

مطابق با تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع کامپوزیت‌های ساخته شده، دندریته‌های فاز جامد Al- α اولیه قابل مشاهده می‌باشد (شکل ۸). مکانیزم تشکیل این دندریته‌ها به این صورت است که اگر آلیاژ آلومینیم A356 (که در دمایی بالاتر از دمای ذوب کامل قرار دارد) به آرامی با از دست دادن حرارت وارد محدوده انجماد گردد، در ابتدا جوانه‌های جامدی از فاز Al- α اولیه معلق در مذاب، افزایش یافته و جوانه‌های جامد تشکیل شده رشد می‌کنند که سازوکار آن به صورت شاخه‌ای در سه بعد است. آلیاژ آلومینیم A356 حاوی ۶/۸۴ درصد سیلیسیم بوده که در حالت مذاب، سیلیسیم به صورت محلول درون مذاب است؛ اما با کاهش دما، سیلیسیم از فاز پس زده می‌شود. با ادامه کاهش دما، انتقال سیلیسیم محلول از فاز Al- α اولیه به فاز مذاب افزایش یافته که این

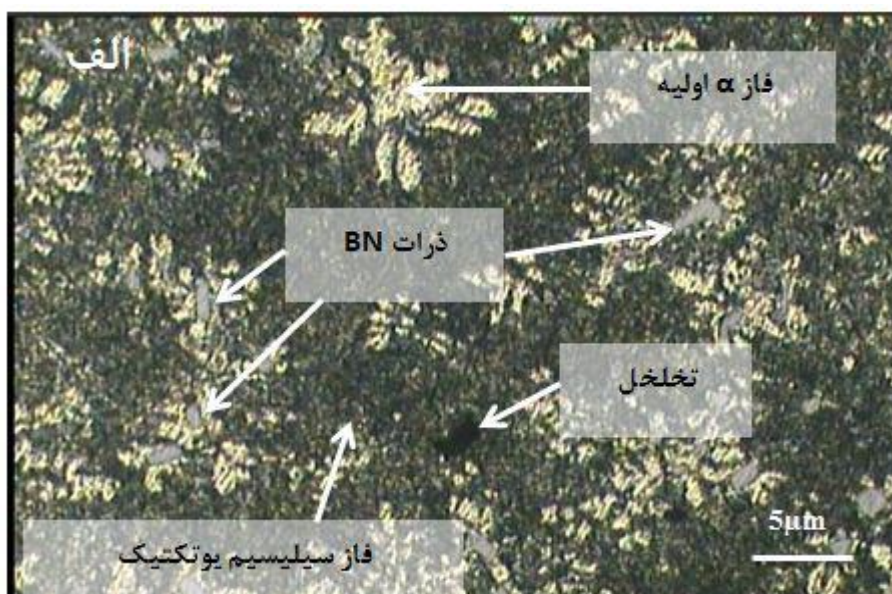
ساخت کامپوزیت

مسئله توزیع ذرات میکرونی در زمینه تحت تاثیر اتفاقاتی که در مذاب در حین پراکنده ساختن ذرات و قبل از ریخته‌گری و همچنین پدیده‌هایی که در حین انجماد رخ می‌دهد قرار می‌گیرد. در ارتباط با اتفاقاتی که در مذاب در حین پراکنده ساختن این ذرات و قبل از ریخته‌گری رخ می‌دهد، می‌توان در این مورد به شناور شدن و تا حدی به کلوخه‌ای شدن آن‌ها اشاره کرد؛ اما در خصوص پدیده‌هایی که در حین انجماد رخ می‌دهد، مهم‌ترین مسئله اندرکنش بین جبهه انجماد و میکروذرات است که به فاکتورهای بسیاری وابسته می‌باشد که از جمله می‌توان به شکل جبهه انجماد، سرعت انجماد، کسر حجمی ذرات، گرادیان دمایی و گرادیان غلظت عناصر آلیاژی در جلوی جبهه انجماد اشاره نمود. بدیهی است اگر ذرات در مذاب از پراکندگی مناسبی برخوردار نباشد، نمی‌توان انتظار داشت که توزیع ذرات در نمونه حاصل شده از انجماد این مذاب مطلوب باشد. در شکل ۶ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های کامپوزیتی ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، افزودن ذرات میکرونی از طریق پودر سبب ورود این ذرات به مذاب و در نهایت حضور آن‌ها در زمینه کامپوزیت ریخته‌گری شده است. توزیع یکنواخت ذرات BN_(h) در زمینه و همچنین روی ذرات آلومینیم سبب افزایش

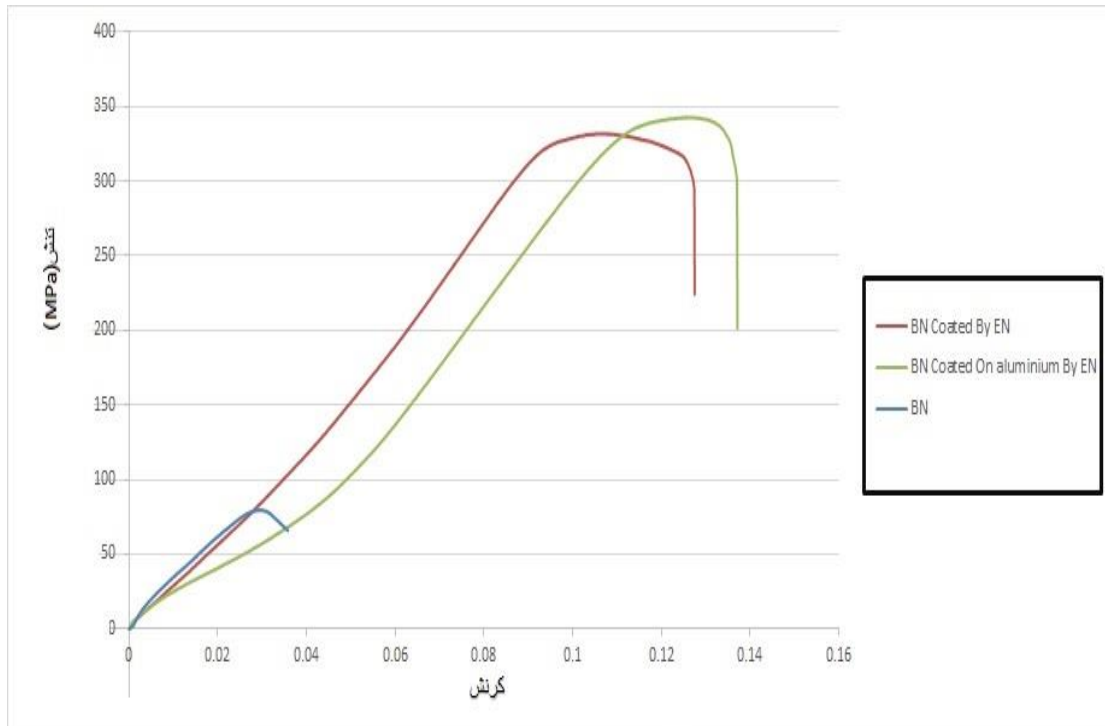
بیشینه تحمل کرنشی و سختی بودند. میزان پودر ۶ درصد از بین درصدهای اضافه شده، بهترین خواص مکانیکی را فراهم کرده است. شکل ۱۰ تغییرات استحکام کششی و بیشینه کرنش تا شکست را با تغییرات میزان پودر در برابر آلیاژ بدون پودر به خوبی نشان می‌دهد. لازم به ذکر اینکه عدم اتصال ذرات و زمینه به دلیل حضور تخلخل اطراف ذرات و ترشوندگی کم موجب کاهش استحکام کامپوزیت در درصدهای بالاتر از ۶ درصد می‌گردد. در حقیقت وجود تخلخل در ساختار به عنوان مراکز تمرکز تنش عمل نموده و موجب کاهش استحکام کامپوزیت می‌شود. افزایش مدول یانگ را به انتقال خوب بار بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه، توسط پیوند قوی بین آن‌ها و عدم تشکیل رسوبات ترد در فصل مشترک و توزیع بسیار خوب رسوبات در داخل دانه‌های زمینه نسبت می‌دهند [۳۹]. با خوشه‌ای شدن ذرات، پیوند ضعیفی بین زمینه و خوشه‌ها برقرار شده، لذا انتقال بار به خوبی صورت نگرفته و مدول یانگ نیز کاهش می‌یابد. افزایش مقدار ذرات بیش از حد بحرانی، احتمال خوشه‌ای شدن ذرات را نیز افزایش می‌دهد؛ لذا موجب کاهش تنش لازم برای عبور نایجایی‌ها شده و در نتیجه استحکام کاهش می‌یابد.

موضوع باعث می‌شود که این فاز از سیلیسیم اشباع شود. در این حالت سیلیسیم اضافی با رسیدن به دمای یوتکتیک در ریزساختار شروع به جوانه‌زنی و رشد می‌نماید. تشکیل شدن فاز سیلیسیم یوتکتیک به طور طبیعی به صورت شاخه‌های سوزنی اتفاق می‌افتد. مابقی آلیاژ مذاب نیز بین شاخه‌های سیلیسیم یوتکتیک و دندریتهای فاز $Al-\alpha$ اولیه منجمد شده و فاز $Al-\alpha$ ثانویه را تشکیل می‌دهند [۳۸].

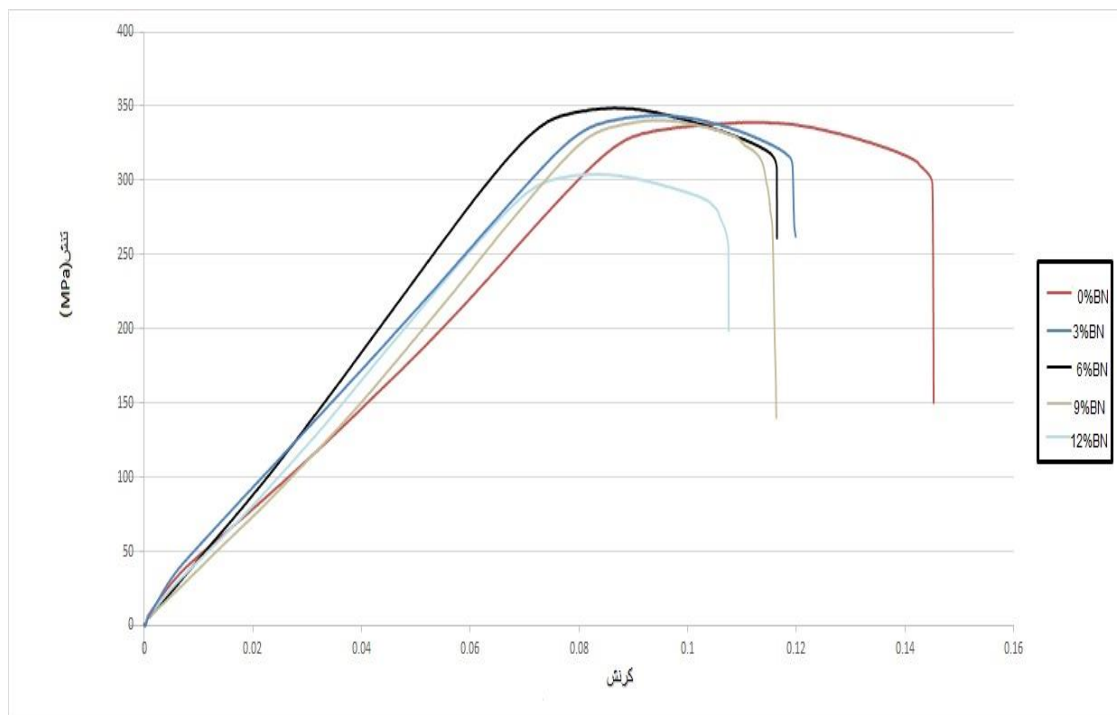
استحکام کششی کامپوزیت‌های ساخته شده با ۶ درصد نیتريد بور در سه حالت پودر بیان شده در شکل ۹ مقایسه شده است. با توجه به نمودارهای تنش-کرنش مشخص است کامپوزیتی که با پودر نیتريد بور پوشش گرفته روی ذرات آلومینیوم ساخته شده است، تنش و کرنش بالاتری را قبل از شکست تحمل کرده است. دلیل آن را می‌توان به ریز ساختار آن ربط داد؛ زیرا با اضافه کردن این ذرات به آلیاژ آلومینیوم علاوه بر تاثیر جوانه‌زایی و در نتیجه ریز شدن دانه‌ها، فعال شدن مکانیزم سخت گردانی انتشاری و افزایش خواص مکانیکی را در پی خواهد داشت. از جمله خواص مکانیکی تحت تاثیر میزان پودر اضافه شده به زمینه آلومینیومی، استحکام کششی، مقدار



شکل ۸- تصویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع کامپوزیت‌های ساخته شده



شکل ۹- نمودار تنش- کرنش ناشی از آزمایش کشش کامپوزیتهای ساخته شده با ۶ درصد وزنی پودر در حالت‌های متفاوت



شکل ۱۰- تاثیر میزان پودر اضافه شده به زمینه آلومینیوم بر خواص کششی

تخلخل کامپوزیت افزایش می‌یابد [۳۱]. همچنین ایجاد تخلخل در اطراف ذرات می‌تواند به علت اختلاف انبساط حرارتی زمینه و فاز ثانویه در حین سرد شدن باشد [۳۱]. این نمودار، موارد بیان شده در تصاویر میکروسکوپی را نیز تایید می‌نماید، (شکل ۸).

شکل ۱۲ سختی آلیاژ را در با درصدهای مختلف ذرات $BN_{(h)}$ نشان می‌دهد.

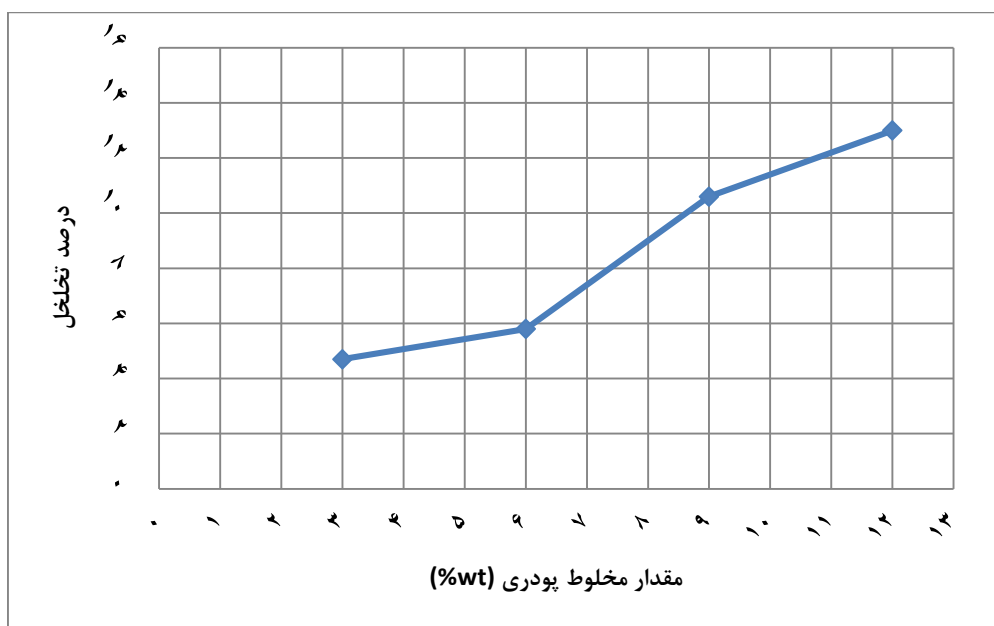
مطابق با نتایج به دست آمده از نمودارهای تنش- کرنش مشخص است همه درصدها باعث کاهش استحکام کششی آلیاژ شده‌اند؛ اما این تاثیر منفی برای ۶ درصد پودر بسیار کم‌تر است. با نظر به تغییرات سختی مشاهده می‌شود، افزایش پودر به هر میزان تا ۱۲ درصد باعث افزایش سختی زمینه شده است. علت سختی بالای این نمونه‌ها را می‌توان به طور قطع مربوط به حضور میکروذرات در درون بازوهای دندریتی زمینه کامپوزیت دانست. در خصوص علت افزایش سختی دندریت‌ها در آلیاژ ریختگی می‌توان به ریزتر شدن دندریت‌ها اشاره داشت. ریزتر بودن دندریت‌ها به معنای نزدیک‌تر بودن فازهای یوتکتیک اطراف دندریت‌ها به یکدیگر دانست.

برای تعیین چگالی حقیقی نمونه‌ها از روش غوطه‌وری ارشمیدوس استفاده و مقدار تقریبی تخلخل از رابطه ذیل تعیین گردید [۴۰ و ۴۱]:

$$\frac{(\rho_{th} - \rho_{exp})}{\rho_{th}} \quad (۸)$$

ρ_{th} : دانسیته تئوری کامپوزیت طبق قانون مخلوط‌ها
 ρ_{exp} : دانسیته تجربی بدست آمده از روش ارشمیدوس
 نمودار تغییرات تخلخل کامپوزیت‌های ریخته‌گری شده در شکل ۱۱ نشان می‌دهد که با افزایش مقدار مخلوط پودری افزوده شده تا ۱۲ درصد وزنی، تخلخل افزایش می‌یابد که می‌تواند به علت ترشوندگی کم فاز تقویت کننده درون زمینه باشد.

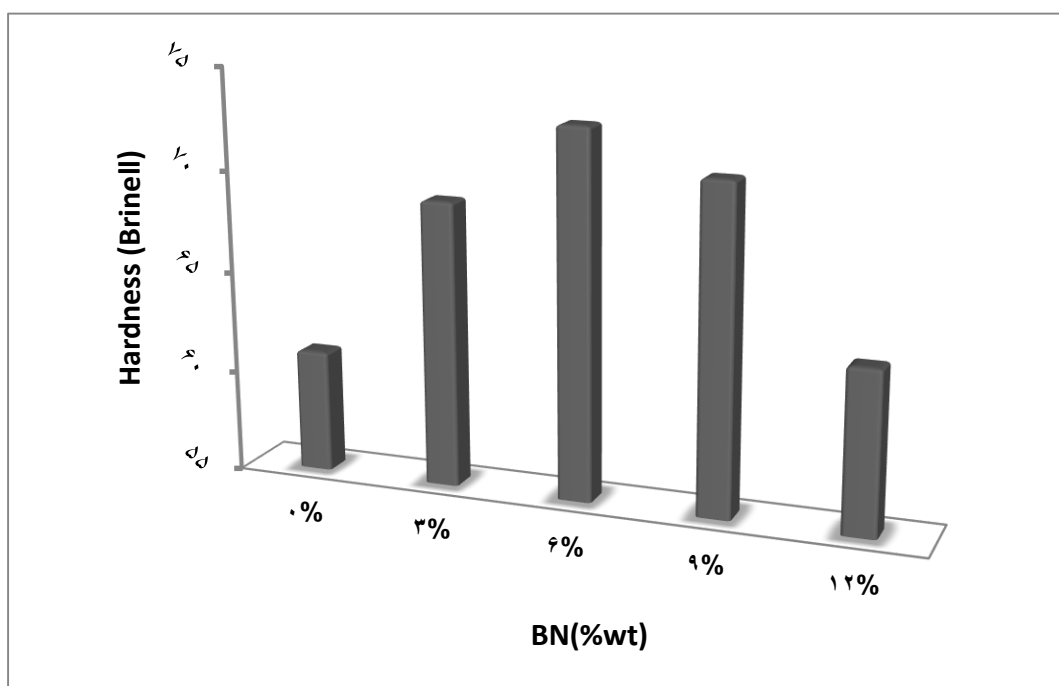
همچنین با افزایش مقدار ذرات، پتانسیل جوانه‌زنی حباب‌های گازی در داخل مذاب افزایش می‌یابد. چرا که با حضور ذرات، ویسکوزیته مذاب افزایش یافته و نفوذ مذاب بین ذرات کاهش می‌یابد، بنابراین قابلیت خروج گازها کاهش می‌یابد. از طرفی با افزایش غلظت ذرات در مذاب، فواصل بین ذرات کاهش یافته تا جایی که به علت ترشوندگی ضعیف ذرات توسط مذاب، فیلم مذاب بین ذرات گسسته شده و منجر به تشکیل حفره می‌گردد و در نتیجه درصد



شکل ۱۱- نمودار تغییرات تخلخل کامپوزیت‌ها با درصدهای وزنی مختلف مخلوط پودری افزوده شده

کامپوزیت نشان می‌دهد. همان‌گونه که قبلاً بیان شد، با افزایش درصد ذرات BN(h) تخلخل کامپوزیت حاصل افزایش می‌یابد. وجود تخلخل و حضور لایه‌های گازی در اطراف ذرات BN(h) و همچنین کاهش توزیع یکنواخت ذرات، منجر به کاهش سختی می‌شود. بنابراین می‌توان گفت در درصدهای بالای ۶ درصد، تاثیر تخلخل در کاهش سختی بر افزایش سختی ناشی از افزایش فاز تقویت‌کننده غلبه نموده و سختی را کاهش می‌دهد. مقایسه نمودارهای تنش-کرنش با تغییرات سختی این نکته را نیز نشان می‌دهد که در کامپوزیت‌های زمینه فلزی با فاز دوم ذره‌ای، نسبتی بین استحکام کششی و سختی وجود ندارد. بدین معنی که در حالی که اضافه شدن فاز دوم ممکن است از استحکام کششی آلیاژ بکاهد، می‌تواند سختی آن را به میزان قابل ملاحظه‌ای افزایش دهد.

از آنجایی فازهای یوتکتیکی از سختی بالا و شکل‌پذیری کمی برخوردار هستند، در نتیجه هنگام وارد آمدن نیرو توسط فرو رونده، همانند دژ مستحکم مانع از تغییر شکل پلاستیکی زمینه در صفحه عمود بر راستای اعمال نیرو خواهند شد و بنابراین سختی بیشتری حاصل می‌شود. کاهش سختی از ۶ درصد تا ۱۲ درصد را می‌توان به سختی پائین‌تر پودر نیتريد بور هگزagonal نسبت به زمینه آلومینیومی نسبت داد؛ اما هنگامی که درصد این پودر کم باشد، این تاثیر بسیار کم‌تر است و تاثیر جوانه‌زنی حین انجماد به واسطه حضور پودر در زمینه است که منجر به ریزتر شدن دانه شده و از رشد ستونی آن از دیواره قالب فلزی به سمت مرکز جلوگیری می‌کند. همچنین کاهش سختی در درصدهای بالاتر نشان می‌دهد به جز فاز تقویت‌کننده، عامل دیگری نیز تاثیر خود را روی سختی



شکل ۱۲- سختی کامپوزیت‌های ساخته شده بر حسب درصد پودر نیتريد بور

نتیجه‌گیری

جوانه‌زنی از محل پودر و سختی پائین پودر هگزاگونال باشد.

۴- همزن‌های مختلف به خاطر ایجاد نوع جریان‌های متفاوت در خواص مکانیکی، توزیع یکنواخت فاز دوم و تخلخل کامپوزیت بسیار موثرند. همزن چهارپره با جریان شعاعی با سرعت چرخش ۷۰۰ دور بر دقیقه، برای ساخت کامپوزیت آلومینیوم/نیتريد بور مناسب است.

۵- تغییرات تخلخل کامپوزیت نسبت به مقدار ذرات $BN_{(h)}$ افزوده شده نشان می‌دهد با افزودن بیش‌تر ذرات تقویت‌کننده، تخلخل کامپوزیت به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد.

۶- نمودارهای تنش- کرنش و سختی کامپوزیت آلومینیوم/نیتريد بور نشان می‌دهد که بر خلاف آلیاژهای تک‌فازی، در کامپوزیت‌ها، استحکام کششی با سختی متناسب نیست و در حالی که استحکام کششی کاهش می‌یابد سختی ممکن است افزایش یابد.

در این تحقیق ساخت کامپوزیت آلیاژ آلومینیوم A356/نیتريد بور هگزاگونال مورد ارزیابی و پژوهش واقع شد که می‌توان به موارد زیر به عنوان مهم‌ترین نتیجه‌گیری‌های حاصل از این پژوهش نام برد.

۱- سیکل عملیات آماده‌سازی بهینه شامل اکسایش در دمای $200^{\circ}C$ به مدت یک ساعت، سپس عملیات حساس‌سازی در محلول شامل $10g/Lit SnCl_2$ و $30ml/Lit HCl$ به مدت ۱۵ دقیقه و پس از شستشو عملیات فعال‌سازی در یک محلول آبی شامل g/Lit $0.25PdCl_2$ و $30ml/Lit HCl$ می‌باشد.

۲- توزیع یکنواخت‌تر ذرات $BN_{(h)}$ در مذاب در نتیجه افزایش چگالی توسط پوشش الکترولس Ni-P.

۳- درصد بهینه پودر نیتريد بور برای افزودن به مذاب آلومینیوم ۶ درصد وزنی است که می‌تواند به علت برآیند

References:

۱- نفیسه سادات مدقن، محمد مزینانی، "تولید ماده‌ی مرکب زمینه آلومینیوم با نانوذرات Al_2O_3 به روش ریخته‌گری گردابی و بررسی تاثیر فرآیند نورد سرد بعدی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آن"، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، دوره ۵، شماره ۱۹، بهار ۱۳۹۴، صفحه ۸۷-۱۰۰.

۲-M. Khademian, "Investigation on effect of casting temperature and mixing time on microstructure and mechanical properties of Al-B4C nano composites by vortex method", M.Sc. Thesis, Faculty of Materials & Manufacturing Processes, Malek Ashtar University, Tehran, 2013.

۳-J. Onoro, M. Salvador, L. Cambroner, "High-temperature mechanical properties of aluminium alloys reinforced with boron carbide particles", Materials Science and Engineering: A, Vol. 499, No. 1, pp. 421-426, 2009.

۴- A. Yazdani, E. Salahinejad, "Evolution of reinforcement distribution in Al-B4C composites during accumulative roll bonding", Materials & Design, Vol. 32, No. 6, pp. 3137-3142, 2011.

۵-V. Bharath, N. Madev, V. Auradi, S. A. Kori, "Preparation of 6061Al-Al₂O₃ MMC's by Stir Casting and Evaluation of Mechanical and Wear Properties", Procedia Materials Science, 6, 1658 - 1667, 2014.

۶-G. G. Sozhamannan, S. B. Prabu, V. S. K. Venkatagalapathy, "Effect of Processing Parameters on Metal Matrix Composites: Stir Casting Process", Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology, Vol. 2, 11-15, 2012.

۷-M. N. Wahab, A. R. Daud, M. J. Ghazali, "Preparation and Characterization of Stir Cast Aluminum Nitride Reinforced Aluminum Metal

Matrix Composites", International Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME), Vol. 4, No. 2, ۱۱۵-۱۱۷, ۲۰۰۹.

۸-R. Kumar, J. Jegan, L. Initha, "Processing of Aluminum Metal Matrix Composites (AMMC) Through Stir Casting Route", IPASJ International Journal of Mechanical Engineering (IJME), Vol. 2, 2014.

۹-K. L. Patil, M. Ali, M. Nagaral, "Studies on Al8081-B₄C Metal Matrix Composites Fabricated by Stir Casting Method", International Journal of Modern Engineering Research (IJMER), Vol. 4, 2014.

۱۰-M.V. Krishna, A. M. Xavier, "An Investigation on the Mechanical Properties of Hybrid Metal Matrix Composites", Procedia Engineering, 97, ۹۱۸ – ۹۲۴, ۲۰۱۴.

۱۱-A. Dehghan Hamedan and M. Shahmiri, "Production of A356-۱ wt% SiC nanocomposite by the modified stir casting method", Materials Science and Engineering A, Vol. 556, pp.921-9۲۶, ۲۰۱۲.

۱۲-J. Hashim, L. Looney, and M.S.J. Hashmi, "Metal matrix composites: production by the stir casting method", Journal of Materials Processing Technology, 92-93, pp. 1-7. 1999.

۱۳-D. Brabazon, D.J. Browne, and A.J. Carr, "Mechanical stir casting of aluminum Alloys from the mushy state: process, microstructure and mechanical properties", Materials Science and Engineering A, 326, pp. 370-381. 2002.

۱۴- Ramrattan S.N., Comp. Des. Manuf., ASME, 45-53, 1994.

۱۵-Skibo, D.M., Schuster, D.M., Jolla, L., "Process for preparation of composite materials containing nonmetallic particles in a metallic matrix, and

composite materials", US Patent No. ۴۷۸۶ ۴۶۷, ۱۹۸۸.

۱۶-R. T. Paine, C. K. Narula, "Synthetic routes to boron nitride", Chemical Reviews, vol.90, pp. 73 – 91, 1990.

۱۷- A. Nechepurenko, S. Samuni, "Oxidation Protection of Graphite by BN Coatings", Journal of Solid State Chemistry, Vol. 154, pp. 162-164, 2000.

۱۸- R.F. Deacon, J.F. Goodman, "Lubrication by lamellar solids", Proceedings of the Royal Society London A, Vol. 23, pp.464-482, 1958.

۱۹-G.W. Rowe, "Some observation on the frictional behaviour of boron nitride and of graphite", Wear, Vol.3, pp.274-۲۸۵, ۱۹۶۰.

۲۰-A.R. Globus, "A new high-temperature lubricant for hot rolling", Iron and Steel Engineer, pp.93-94, 1970.

۲۱- Y. Goto, S. Wakasugi, T. Kozai, "Test for investigating the lubrication properties of solid lubricants in cold metal forming", Journal of Mechanical Working Technology, vol. 6, pp.51-6۲, ۱۹۸۲.

۲۲- Y.J. Hwu, C. T. Hsu, F. Wang, "Measurement of friction and the flow stress of steels at room and elevated temperatures by ring-compression tests", Journal of Materials Processing Technology, vol. 37, pp.319-335, 1996.

۲۳- K.B. Lee, H.S. Sim, S.W. Heo, H.R. Yoo, S.Y. Cho, H. Kwon, "Tensile properties and microstructures of Al composite reinforced with BN particles", Composite part A, vol.33, pp.709-715, ۲۰۰۲.

۲۴- Hahn. C, "New boron nitride hard coatings open up attractive prospects in non-ferrous metallurgy", Giesserei, pp.9, ۲۰۰۳.

- ۲۵- M.L. Ted Guo, Chi.-Y.A. Tsao, "Tribplogical behavior of aluminum/SiC/Nickel-coated graphite hybride composites", materials science and engineering, Vol.A333, pp.134-1۴۵, ۲۰۰۲.
- ۲۶- L.M. Abrantes, J.P. Correia, "On the mechanism of electroless Ni-P plating", Journal of the Electrochemical Society, vol. 141, pp.2356-2360, 1994.
- ۲۷- H. Ashassi-Sorkhabi, S.H. Rafizadeh, "Effect of coating time and heat treatment on structures and corrosion characteristics of electroless Ni-P alloy deposits", Surface Coating and Technology, vol.176, pp.318-۳۲۶, ۲۰۰۴.
- ۲۸- G.O. Mallory, J.B. Hadju, "Electroless Plating: Fundamentals and Applications", AESF, Orlando, 1991.
- ۲۹- Perry DH, Green DL. Perry's Chemical Engineering HandBook. 6th edition. New York: McGraw Hill, 1984.
- ۳۰- مهدی کلانتر، سرامیک‌های سازه‌ای دما بالا، انتشارات دانشگاه یزد، ۱۳۸۷.
- ۳۱- N.H. Parker, Mixing Chem. Eng. pp. ۲۰۸, ۱۹۶۴.
- ۳۲- B. Tian, "Modified Electroless Plating Technique for Preparation of Palladium Composite Membranes", Master Thesis of Science in Engineering, University of Stellenbosch, 2005.
- ۳۳- Y. Chen, M. Cao, Q. Xu, J. Zhu, "Electroless nickel plating on silicon carbide nanoparticles", Surface. Coating and Technology, vol.172, pp.90-9۴, ۲۰۰۳.
- ۳۴- Y. J. Lin, B. F. Jiang, "Sintering and phase evolution of electroless-nickel-coated alumina powder", Journal of the American Ceramic Society, vol.81, pp. ۲۴۸۱-۲۴۸۴, ۱۹۹۸.
- ۳۵- F.Z. Kong, X.B. Zhang, W.Q. Xiong, F.Liu, W.Z. Huang, Y.L. Sun, J.P. Tu, x.w. Chen, "Continuous Ni-layer on multiwall carbon nanotubes by an electroless plating method", Surface Coating and Technology, vol.155, pp.33-36, 2002.
- ۳۶- Qu. Zhan-Min, "Study on the process of electroless nickel plating for graphite powder", Electroplating and finishing, Vol.24, pp.21-23, 2۰۰۵.
- ۳۷- N. Aniban, "An analysis of impeller for aluminum metal matrix composites synthesis", Materials and Design, Vol(23),pp. 553-5۵۶, ۲۰۰۲.
- ۳۸- Q. Zhao, Y. Liu, H. Mu'ller-Steinhagen and G. Liu, "Graded Ni-P-PTFE coatings and their potential applications", Surface and Coatings Technology, Vol. 155, pp. 279-284, ۲۰۰۲.
- ۳۹- اسماعیل دماوندی، سلمان نوروزی، سید محمود ربیعی، "بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم A356 به روش کامپوکستینگ"، فصلنامه علمی پژوهشی مهندسی مکانیک جامدات، سال هفتم، شماره اول، ۱۳۹۳.
- ۴۰- W. D. FEI, X. D. Jiang, "Effect of interfacial reaction on the Young's modulus of aluminium borate whisker reinforced aluminium composite", Journal of Materials science letters, Vol. 15. pp. ۱۹۶۶-۱۹۶۸, ۱۹۹۶.
- ۴۱- R. P. Taylor, S. T. McClain and J. T. Berry, "Uncertainty analysis of metal-casting porosity measurements using Archimedes' principle", International Journal of Cast Metals Research, Vol. 11. pp. 247-257, 1999.
- ۴۲- M. Dlapka, H. Danninger, C. Gierl and B. Lindqvist, "Defining the pores in PM components", Metal Powder Report, Vol. 65. pp. 30-33, 2010.

