

تأثیر عملیات فراصوت ناپیوسته بر خواص مکانیکی و ریزساختار

نانوکامپوزیت ریختگی Al413-SiC_{np}

محمدرضا دهنوی*، بهزاد نیرومند و فخرالدین اشرفی زاده

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۲/۷/۱۱ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۱/۲۰)

چکیده - پراکنده سازی یکنواخت نانوذرات SiC_{np} کننده در زمینه فلزی کامپوزیت ریختگی از اهمیت بالایی برخوردار بوده، بر خصوصیات مکانیکی و تولیدی تأثیر می گذارد. در این پژوهش برای اولین بار در ایران، عملیات فراصوت ناپیوسته در مذاب بر ریزساختار، پراکندگی نانوذرات SiC_{np} و بهبود خواص مکانیکی نانوکامپوزیت ریختگی Al413-SiC_{np} دارای ۱۰ درصد وزنی SiC_{np} کننده مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که عملیات فراصوت ناپیوسته پس از عملیات فراصوت پیوسته با زمان مشابه بر بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت ریختگی تأثیر دارد به گونه ای که برای نمونه کامپوزیتی دارای ۱۰ درصد وزنی SiC_{np} کننده که به صورت پیوسته در دو دوره ۱۰ دقیقه ای تحت عملیات فراصوت قرار گرفته بود، افزایش استحکام تسلیم و استحکام نهایی نسبت به حالت خام ۱۰۰٪ و ۱۰۰٪ بود. بهبود خواص مکانیکی تحت عملیات فراصوت ناپیوسته با ریز شدن شدید دانه ها و رسوب یوتکتیکی در ساختار زمینه، زدودن گازهای محبوس مانده روی سطح ذرات، خرد شدن به کلوخه های بسیار ریز و پراکندگی یکنواخت نانوذرات SiC_{np} کننده در زمینه در حین انجماد مرتبط دانسته شد.

واژگان کلیدی: نانوکامپوزیت ریختگی Al413-SiC_{np}، عملیات فراصوت، پراکندگی نانوذرات، خواص مکانیکی، ریزساختار

Effect of Discontinuous Ultrasonic Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of Cast Al413-SiC_{np} Nanocomposites

M.R. Dehnavi*, B. Niroumand and F. Ashrafizadeh

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran

Abstract: Effects of discontinuous ultrasonic treatment on the microstructure, nanoparticle distribution, and mechanical properties of cast Al413-SiC_{np} nanocomposites were studied. The results showed that discontinuous ultrasonic treatment was

* مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: mo.dehnavi@gmail.com

more effective in improving the mechanical properties of the cast nanocomposites than the equally timed continuous treatment. The yield and ultimate tensile strengths of Al413-2%SiC_{np} nanocomposites discontinuously treated for two 20 minute periods increased by about 126% and 100% compared to those of the monolithic sample, respectively. These improvements were about 107% and 94% for the nanocomposites continuously treated for a single 40 minute period. The improvement in the mechanical properties was associated with severe refinement of the microstructure, removal of the remaining gas layers on the particles surfaces, more effective fragmentation of the remaining agglomerates as well as improved wettability and distribution of the reinforcing particles during the first stage of solidification.

Keywords: Cast Nanocomposite, Al413-SiC_{np}, Discontinuous ultrasonic treatment, Distribution of reinforcing particles, Mechanical properties, Microstructure

۱- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی^۱ (MMCs) نسبت به کامپوزیت‌های زمینه پلیمری^۲ (PMCs) دارای مقاومت گرمایی و نسبت به کامپوزیت‌های زمینه سرامیکی^۳ (CMCs) دارای مقاومت به شکست بسیار بالاتری هستند. با این حال کامپوزیت‌های زمینه فلزی به دلیل انعطاف‌پذیری ضعیف و چقرمگی شکست کم نسبت به آلیاژهای غیر کامپوزیتی زمینه، به‌سادگی ممکن است در معرض شکست قرار گیرند [۱ و ۲]. این موضوع، در کنار جنبه‌های اقتصادی، کاربرد گسترده این گروه از مواد را محدود کرده است. انتظار می‌رود کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با نانوذرات سرامیکی یا همان نانو کامپوزیت‌های زمینه فلزی^۴ (MMNCs) بتوانند این ضعف کامپوزیت‌های متداول زمینه فلزی را از میان ببرند. انعطاف‌پذیری پایین کامپوزیت‌های زمینه فلزی متداول ناشی از حضور درصد بالایی از فازهای ترد درشت و عیوب احتمالی همراه آنها در زمینه فلزی است. بررسی‌ها نشان می‌دهد افزایش خواص نانو کامپوزیت‌ها حتی با حضور مقادیر کمی از مواد تقویت‌کننده سرامیکی نانوسایز نیز مقدور است. ضمن آنکه این مواد، چون در دمای بالا دچار دگرگونی چندانی در ساختار و در نتیجه در خواص نمی‌شوند، از پایداری مناسب در دمای بالا برخوردارند [۳-۵]، و لذا نسبت به کامپوزیت‌های زمینه فلزی متداول در دماهای بالا عمل کرد بهتری را ارائه می‌دهند [۶-۹]. با وجود اینکه نانوکامپوزیت‌های زمینه فلزی از توان بالقوه بالایی برای کاربردهای گسترده برخوردار هستند، اما تکنولوژی‌های فراوری کنونی برای تولید انبوه و نهایی این گروه از مواد با ساختار و

خواص قابل تکرار، اقتصادی و مورد اطمینان نیستند. روش‌های مورد استفاده از قبیل آسیاکاری پر انرژی، انجماد سریع، ریخته‌گری هم‌زدنی، آبکاری و پراکنش اتم‌ها یا مولکول‌های هدف^۵ و استفاده از امواج پر انرژی با استفاده از سیستم القایی، بدون فراوری قابل ملاحظه بعدی نمی‌توانند جهت تولید انبوه و ساخت نهایی به‌کار روند. ضمن آنکه در بیش‌تر این روش‌ها مقدار وزنی مذاب محدود بوده، قابلیت استفاده از آن‌ها در مقیاس بزرگ‌تر بررسی نشده است [۹-۱۳]. در مقابل، روش‌های ذوبی به‌عنوان فرایندهای فاز مایع قادر به تولید فراآورده‌هایی با اشکال پیچیده و حجم‌های بالاست. از این‌رو تولیدکردن قطعات سبک وزن نانو کامپوزیت زمینه فلزی به‌صورت ریختگی در صورت دستیابی به پراکندگی یکنواخت ذرات تقویت‌کننده و ایجاد نشدن عیوب ساختاری جالب توجه بوده، مورد استقبال قرار خواهد گرفت. البته وارد کردن ذرات سرامیکی به مذاب مشکلات بزرگی را هم ایجاد می‌کند. به‌دلیل ویسکوزیته بالای دوغاب^۶ کامپوزیتی، ترشوندگی ضعیف در زمینه فلزی و نسبت بالای سطح به حجم، دستیابی به پراکندگی یکنواخت این ذرات در فلز مذاب بسیار دشوار است [۶، ۷، ۱۰]. این مشکل‌ها موجب کلوخه‌ای شدن و پراکندگی غیریکنواخت ذرات تقویت‌کننده می‌شود [۶، ۷، ۱۰]. در واقع با کاهش اندازه ذرات تقویت‌کننده، امکان به‌هم پیوستن آنها با یکدیگر و افت خواص مکانیکی وجود دارد. نشان داده شده است که استفاده از امواج فراصوت (آلتراسونیک) پر انرژی در پراکنده‌سازی نانو ذرات سرامیکی در فرایند ذوبی و جلوگیری از کلوخه‌ای شدن آنها نقش موثری دارد [۸، ۱۱، ۱۴]. پدیده‌های حاصل از ورود امواج فراصوت پر انرژی، شامل

جدول ۱- ترکیب شیمیایی استاندارد و واقعی آلیاژ آلومینیوم A413

%Al	%Cu	%Fe	%Mg	%Mn	%Ni	%Si	%Zn	%Al
استاندارد	≤ ۱	۰/۷-۱/۲	≤ ۰/۱	≤ ۰/۳۵	≤ ۰/۵	۱۱-۱۳	≤ ۰/۴	باقی مانده
واقعی	۰/۸	۰/۷	۰/۱	۰/۱	۰/۱	۱۱/۵	۰/۱۵	باقی مانده

به جای اعمال پیوسته امواج فراصوت به درون مذاب به مدت طولانی، این کار در چند مرحله کوتاه تر و به صورت ناپیوسته انجام می شود. سپس مشخصات ساختاری و مکانیکی نمونه های کامپوزیتی به دست آمده بررسی می شود. براساس بررسی های نویسندگان تاکنون هیچ گزارش از این نوع عملیات بر روی مذاب منتشر نشده است.

۲- مواد و روش پژوهش

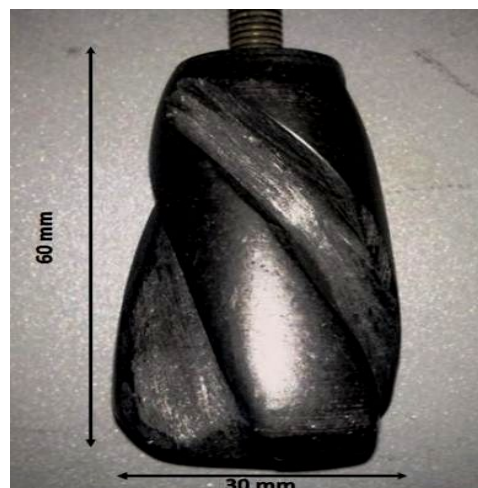
از آلیاژ آلومینیوم A413 تولیدی شرکت ایرالکو اراک به عنوان زمینه و نانوذرات SiC با اندازه میانگین ۴۰ نانومتر تولیدی شرکت نابوند چین به عنوان تقویت کننده استفاده شد. ترکیب شیمیایی استاندارد و اندازه گیری شده به روش طیف سنجی نشر جرقه ای^۹ (SES) آلیاژ مورد استفاده، در جدول ۱ دیده می شود [۱۹]. فرایند ذوب در یک کوره مقاومتی تحت اتمسفر خشی (گاز آرگون) در یک بوته گرافیتی با گنجایش ۶۵۰ گرم انجام شد. پس از ذوب شمش آلیاژ آلومینیوم، ذرات سرامیکی که قبلاً در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد به مدت یک ساعت مورد عملیات گرمایی واقع شده بودند، با استفاده از همزن مکانیکی وارد مذاب شد. عملیات گرمایی نانو ذرات تقویت کننده SiC برای ایجاد لایه اکسید سیلیسیم بر روی سطح ذرات تقویت کننده انجام می گیرد و موجب بهبود خیس شوندگی ذرات با مذاب می شود [۴ و ۲۰-۲۲]. دمای مذاب در طول افزودن ذرات و هم زدن مذاب ۷۵۰ درجه سانتی گراد، سرعت هم زدن و زمان هم زدن به ترتیب ۶۵۰ دور بر دقیقه و ۳۰ دقیقه انتخاب شدند. گفتنی است که شرایط افزودن ذرات تقویت کننده و هم زدن مذاب پس از شمار زیادی آزمایش های

جریان های صوتی^۷ و حفره زایی فراصوت^۸ که تشکیل، رشد، نوسان، حرکت و متلاشی شدن ناپیوستگی ها یا حباب های کوچک را در پی دارد ضمن ریز کردن و اصلاح ساختار فاز زمینه از به هم چسبیدن نانو ذرات جلوگیری کرده، پراکندگی یکنواخت تر آنها را در زمینه فلزی تسهیل می نماید [۸، ۹، ۱۱، ۱۴، ۱۵].

بررسی منابع موجود نشان می دهد که در همه پژوهش های انجام شده در مورد اعمال امواج فراصوت بر مذاب، تاثیر فراوری فراصوت به صورت پیوسته و با توان ها و زمان های متفاوت، بررسی شده است [۸، ۱۱، ۱۴، ۱۶-۱۸]. برای مثال، یانگ و همکارانش [۸]، و شی یینگ و همکارانش [۱۶] در مورد پراکنده سازی ذرات SiC در زمینه آلیاژ آلومینیوم، و هوآی و همکارانش [۱۷] در مورد پراکنده سازی ذرات SiC در زمینه آلیاژ منیزیم نشان دادند که به کمک امواج فراصوت پراکندگی یکنواخت تری از نانو ذرات تقویت کننده در مذاب می توان به دست آورد. در پژوهش های مزبور، عموماً از توان های بالای ۱۰۰۰ تا ۱۵۰۰ وات استفاده شده، پراکندگی ذرات تقویت کننده بدون توجه به ساختار و دانه های زمینه مورد بررسی قرار گرفته است.

در این پژوهش، روش جدیدی برای پراکنده سازی بهتر نانوذرات تقویت کننده و ریز کردن دانه های زمینه بر پایه فرایند ذوبی به کمک فراوری فراصوت با توان ثابت و به صورت ناپیوسته، مورد ارزیابی قرار گرفته است. بر این اساس پس از تهیه مذاب آلیاژ و اعمال امواج فراصوت، مذاب فراوری شده درون قالب فلزی تخلیه شده، سپس شمش منجمد شده مجدداً ذوب و تحت فراوری فراصوت قرار می گیرد. در واقع

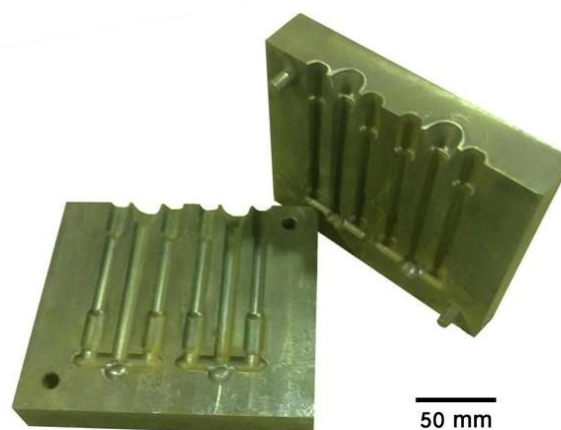
اولیه، بهینه‌یابی شده بود. مقدار نانو ذرات افزوده شده به مذاب ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد بود. در نمونه‌های مختلف پس از پایان مرحله هم‌زدن مکانیکی، دوغاب کامپوزیتی به‌دست آمده تحت امواج فراصوت با توان ۳۵۰ وات با زمان‌های متفاوت ۱۰، ۲۰، ۳۰ و ۴۰ دقیقه قرار گرفته، سپس در قالب استوانه چدنی با ابعاد ۳۰×۱۵۰×۱۵۰ میلی‌متر که تا دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم شده بود، تخلیه شد. شمش به‌دست آمده سپس مجدداً ذوب شده، تحت امواج فراصوت با توان و زمان مشابه قرار می‌گرفت. در واقع فراوری فراصوت ناپیوسته با اعمال زمان‌های ۱۰ تا ۴۰ دقیقه مورد بررسی قرار گرفت. در هر مورد، پس از اتمام مرحله دوم فراوری مذاب، دوغاب کامپوزیتی درون قالب چدنی پیش‌گرم شده دیگری برای تهیه نمونه‌های آزمایش کشش تخلیه می‌شد. دمای پیش‌گرم این قالب هم ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد بود. علاوه بر این نمونه‌هایی تحت شرایط مشابه ولی بدون افزودن مواد تقویت‌کننده به‌عنوان نمونه شاهد ریخته شدند. شکل‌های ۱ تا ۳ تصاویری از همزن گرافیتی، دستگاه فراصوت و قالب مورد استفاده را نشان می‌دهد. دستگاه مزبور مدل UIP1000hd ساخت شرکت هسلر آلمان با توان بیشینه ۱۰۰۰ وات است. این دستگاه از قسمت‌های مبدل فرکانس، مبدل انرژی الکتریکی^{۱۰} و انتقال‌دهنده امواج^{۱۱} تشکیل شده است. شکل ۴ تصویر کلی سیستم مورد استفاده در حین عملیات فراصوت را نشان می‌دهد. نمونه‌های تهیه شده برای آزمایش کشش بر اساس استاندارد ASTM E8 با ریخته‌گری در قالب چدنی تهیه شده، در حالت ریختگی و با سرعت کرنش یک میلی‌متر بر دقیقه آزمایش می‌شدند. سختی سنجی با روش ویکرز با نیروی ۵ کیلوگرم انجام شد. برای مشاهده ساختار به کمک میکروسکوپ نوری، پس از مراحل سنباده‌زنی و پولیش، عمل حکاکی با استفاده از محلول اسید نیتریک رقیق انجام شد. بررسی ساختار به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل Seron AIS2100، میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی^{۱۲} مدل JEOL 6340F و میکروسکوپ الکترونی عبوری مدل



شکل ۱- تصویر همزن (گرافیتی)



شکل ۲- قسمت‌های مختلف دستگاه فراصوت



شکل ۳- تصویر دو نیمه قالب ریخته‌گری نمونه‌های کشش



شکل ۴- تصویر سیستم مورد استفاده برای عملیات فراصوت روی مذاب

Philips CM30 صورت گرفت.

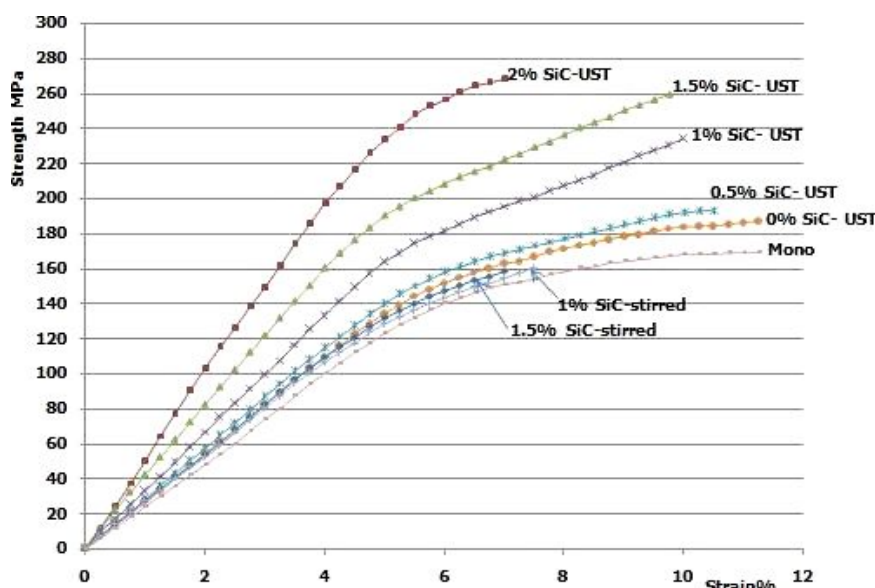
خواص مکانیکی

نمودار تنش- کرنش نمونه‌های نانوکامپوزیت A413-SiC_{np} که با افزودن مقادیر مختلف ذرات تقویت‌کننده و پس از عملیات فراصوت پیوسته به مدت ۲۰ دقیقه تولید شده‌اند در شکل ۵ نشان داده شده است. شکل کلی نمودارهای تنش-کرنش مشابه است و این امر نشان می‌دهد که نمونه‌ها از نظر خواص مکانیکی در هنگام کشش، مانند کرنش سختی، شکل‌پذیری و تغییر طول نسبی، رفتار مشابهی داشته‌اند. همان‌گونه که دیده می‌شود با افزایش مقدار ماده تقویت‌کننده، استحکام تسلیم و استحکام نهایی نمونه‌های کامپوزیتی افزایش می‌یابد. هم‌چنین با افزایش میزان ماده تقویت‌کننده، مدول الاستیسیته به صورت خطی افزایش ولی انعطاف‌پذیری نمونه‌ها تا اندازه‌ای کاهش یافته است. نمونه دارای ذرات تقویت‌کننده ولی فراصوت نشده، از نمونه مشابه فراصوت شده و نیز نمونه منولیتیک^{۱۴} (غیرکامپوزیتی) استحکام کمتری نشان می‌دهد. میزان افزایش استحکام تسلیم نسبت به حالت خام برای کامپوزیت‌های دارای ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد تقویت‌کننده پس از عملیات فراصوت

پارامترهای ریزساختاری بررسی شده شامل چگونگی پراکندگی نانوذرات در زمینه، میزان کلوخه‌ای شدن آنها و اندازه میانگین دانه‌های فاز زمینه بود. هم‌چنین میزان سختی، استحکام کششی، ازدیاد طول نسبی، استحکام برشی در دمای محیط و دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد نیز به عنوان خصوصیات مکانیکی اندازه‌گیری شدند. مقایسه خصوصیات مکانیکی به صورت نمودارهای ستونی ارایه شد که دامنه خطاها^{۱۳} در این نمودارها میزان انحراف میانگین را نشان می‌دهد.

نتایج و بحث

در این پژوهش سختی، استحکام کششی و خصوصیات ساختاری آلیاژ آلومینیوم A413 تقویت شده با مقادیر متفاوت نانو ذرات کاربید سیلیکون تولید شده به روش ریخته‌گری گردابی و فرآوری شده بوسیله عملیات فراصوت مورد آزمایش قرار گرفت و با آلیاژ خام مقایسه شد.



شکل ۵- نمودار تنش- کرنش نمونه‌های نانوکامپوزیت Al-SiC با مقادیر مختلف SiC و

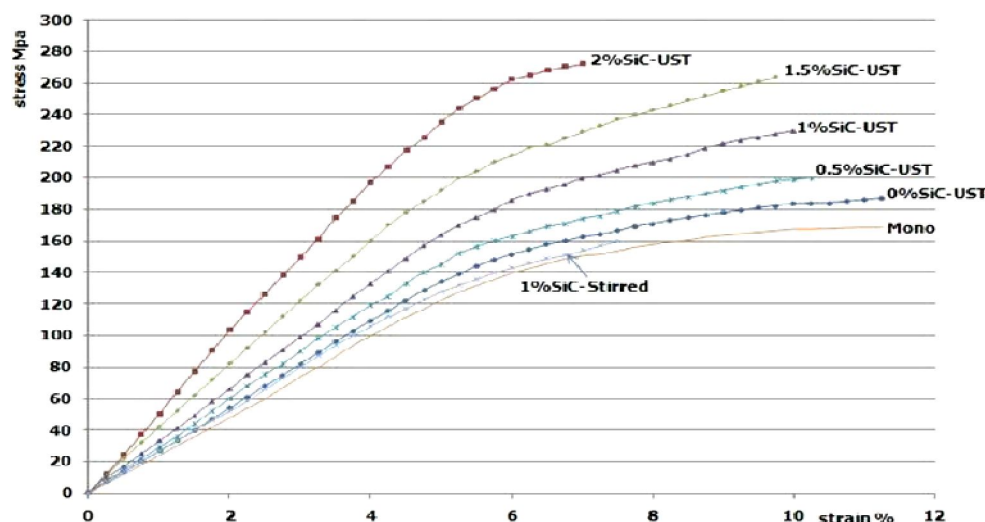
عملیات مداوم فراصوت ۲۰ دقیقه‌ای

پلاستیک در تنش بیشتری رخ دهد. در نمونه‌ی خام به دلیل عدم وجود ذرات SiC، حرکت نابجایی‌ها با سهولت بیشتری رخ داده، مکانیزم‌های تغییر شکل با سهولت بیشتری موجب ایجاد تغییر شکل پلاستیکی می‌شوند. این عامل موجب می‌شود که کرنش پلاستیک در تنش پایین‌تری ایجاد شود و ناحیه تغییر شکل پلاستیک کوچک‌تر شود و در آزمون کشش استحکام تسلیم پایین‌تری به دست آید. همان‌گونه که در بخش بعد نشان داده خواهد شد، به نظر می‌سد که هم‌زدن مکانیکی به تنهایی نتوانسته است کلوخه‌های نانوذرات تقویت‌کننده را خرد و پراکندگی یکنواختی از ذرات SiC در زمینه ایجاد کند. این کلوخه‌ها معمولا مکان مناسبی برای ایجاد عیوب گازی است. این مسایل موجب کاهش استحکام کامپوزیت تولیدی می‌گردند. به همین دلیل است که در نمونه دارای ۱٪ ذرات تقویت‌کننده ولی فراصوت نشده، استحکام به مراتب کمتری نسبت به نمونه مشابه ولی فراصوت شده اندازه‌گیری شده است.

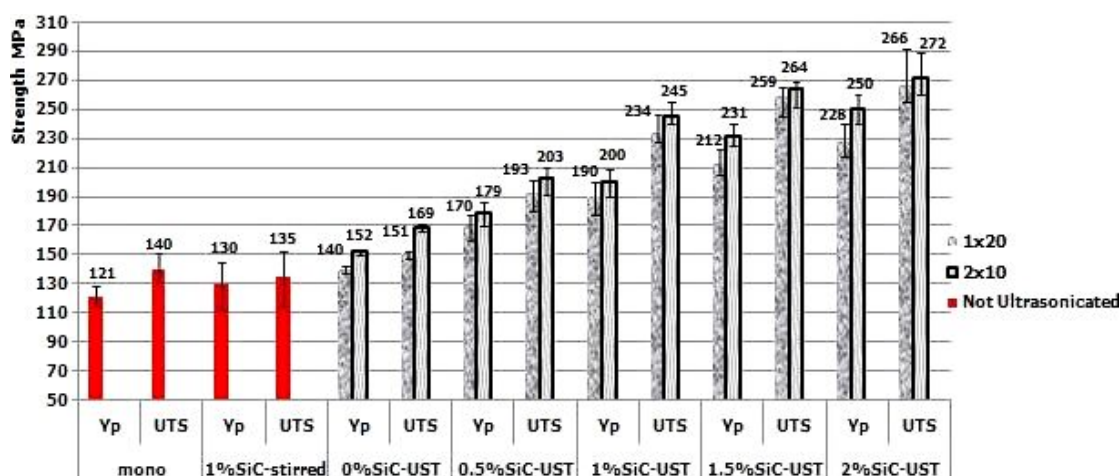
نمودار تنش- کرنش نمونه‌های نانوکامپوزیت A413-SiC_{np} که با افزودن مقادیر مختلف ذرات تقویت‌کننده و پس از دو مرحله عملیات فراصوت ۱۰ دقیقه‌ای تولید شده‌اند در شکل ۶

پیوسته با زمان ۲۰ دقیقه به ترتیب ۰.۲۱٪، ۰.۲۳٪، ۰.۵۱٪ و ۰.۶۳٪ و مقدار افزایش استحکام نهایی برای این نمونه‌ها به ترتیب ۰.۲۹٪، ۰.۵۱٪، ۰.۷۰٪ و ۰.۷۷٪ اندازه‌گیری شد.

در توضیح این رفتار می‌توان به موارد زیر اشاره نمود. براساس نظریه آرسنالت^{۱۵} [۲۳]، اختلاف در ضریب انبساط گرمایی آلیاژ زمینه و ذرات تقویت‌کننده موجب ایجاد تنش‌های پس‌ماند در حین سرد کردن کامپوزیت‌ها از دماهای بالا در طول فرایند تولید می‌شود و این تنش‌های باقی‌مانده سبب می‌شود تا آلیاژ زمینه تحت کشش و ذرات تقویت‌کننده تحت فشار قرار گیرند. این امر از یک‌سو موجب افزایش چگالی نابجایی‌ها در فصل مشترک فاز زمینه و فاز دوم و در پایان افزایش استحکام کامپوزیت می‌شود و از سوی دیگر پیوند مکانیکی ذره- زمینه را افزایش داده، به انتقال نیرو از زمینه به ذره کمک می‌کند. به نظر می‌رسد در نمونه‌های کامپوزیتی، وجود شمار زیادی ذرات نانو در مسیر حرکت نابجایی‌ها حرکت آنها را آشفته کرده، موجب شده است مکانیزم تغییر شکل با درنگ و به کندی صورت گیرد و در تنش بالتری این مکانیزم فعال شده و موجب تغییر شکل پلاستیک شود [۲۴-۲۶]. از این‌رو وجود این ذرات موجب می‌شود استحکام تسلیم افزایش یافته، شروع تغییر شکل



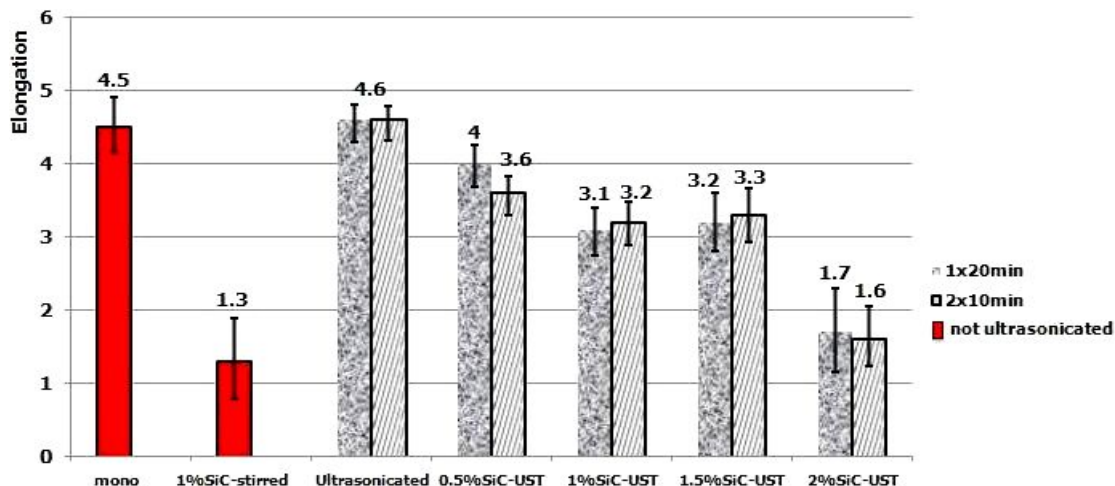
شکل ۶- نمودار تنش- کرنش نمونه‌های نانو کامپوزیت Al-SiC با مقادیر مختلف SiC و دو مرحله عملیات فراصوت ۱۰ دقیقه‌ای



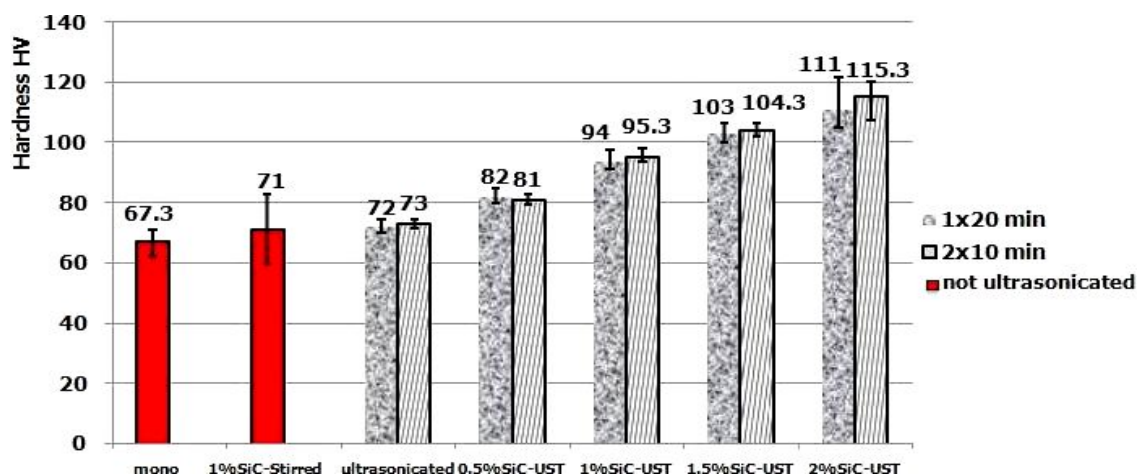
شکل ۷- مقایسه استحکام تسلیم و استحکام نهایی در مورد عملیات فراصوت ۲۰ دقیقه پیوسته و ناپیوسته

به ترتیب ۰/۲۸، ۰/۴۳، ۰/۶۵ و ۰/۷۹٪ و افزایش استحکام نهایی برای این نمونه‌ها به ترتیب ۰/۳۴، ۰/۶۲، ۰/۷۵ و ۰/۸۰٪ است. در این مورد نیز همانند نمونه شکل ۵، وجود موانع بسیار بر سر راه حرکت نابجایی‌ها موجب افزایش استحکام نسبت به نمونه خام به نظر می‌رسد. به طور مثال با توجه به شکل‌های ۵ و ۶ میزان افزایش استحکام تسلیم در کامپوزیت دارای ۲٪ تقویت‌کننده نزدیک به ۹۰ درصد نسبت به نمونه منولیتیک است. مقایسه خواص استحکامی ناشی از عملیات فراصوت پیوسته و ناپیوسته به مدت ۲۰ دقیقه در شکل ۷، تغییرات ازدیاد طول نسبی در

نشان داده شده است. شکل کلی نمودارها و رفتار نمونه‌ها از نظر خواص مکانیکی با تغییرات مشاهده شده در شکل ۵ تفاوتی ندارد. به همین گونه تاثیر افزایش ماده تقویت‌کننده روی مدول الاستیسیته، استحکام تسلیم، استحکام نهایی و انعطاف‌پذیری مشابه شکل ۵ است. ولی مشاهده می‌شود که استحکام، با انجام دو مرحله فراصوت ده دقیقه‌ای نسبت به یک مرحله عملیات بیست دقیقه‌ای بیشتر شده است، به گونه‌ای که افزایش مقدار استحکام کششی تسلیم نسبت به حالت خام برای کامپوزیت‌های دارای ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد تقویت‌کننده



شکل ۸- مقایسه تغییرات ازدیاد طول نسبی در مورد عملیات فراصوت ۲۰ دقیقه پیوسته و ناپیوسته

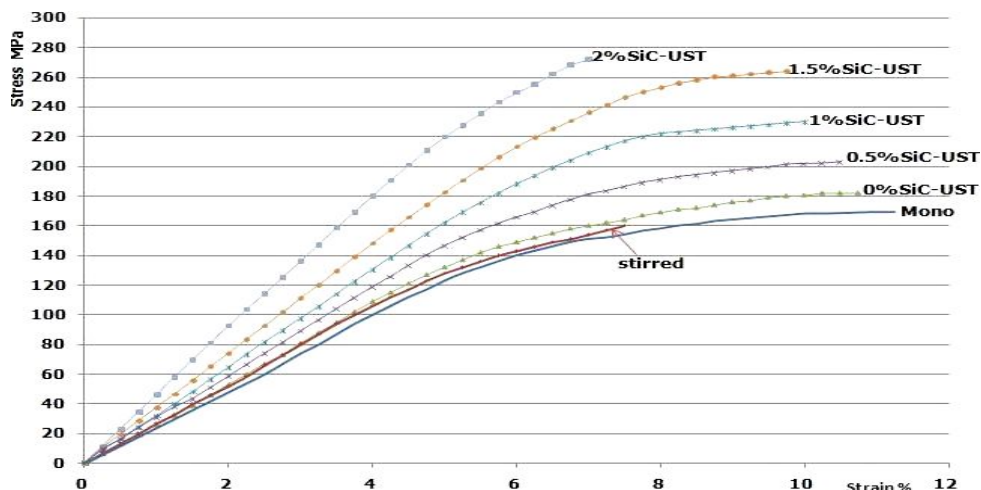


شکل ۹- مقایسه تغییرات سختی در مورد عملیات فراصوت ۲۰ دقیقه پیوسته و ناپیوسته

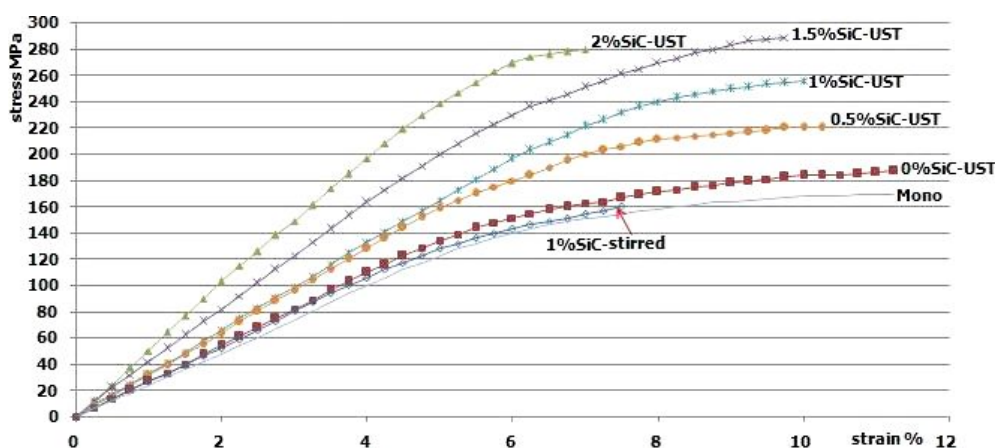
پس از یک مرحله عملیات فراصوت به مدت ۴۰ دقیقه تولید شده‌اند مشاهده می‌شود. شکل کلی نمودارها و رفتار نمونه‌ها از نظر خواص مکانیکی مشابه شکل ۵ و ۶ است. افزایش استحکام تسلیم و نهایی در این مورد هم مشخص است. در واقع با افزایش زمان فراصوت از ۲۰ دقیقه به ۴۰ دقیقه، تاثیرات ناشی از این فراوری، که بهبود ترشوندگی و پراکندگی یکنواخت‌تر نانوذرات و در نتیجه بهبود بیشتر استحکام است، دوباره آشکار شده است. افزایش استحکام تسلیم نسبت به نمونه غیر کامپوزیتی برای کامپوزیت‌های دارای ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد تقویت‌کننده به ترتیب ۰/۴، ۰/۵۷، ۰/۷۵ و ۰/۸۸ است. مقدار

شکل ۸ و تغییرات سختی در شکل ۹ نشان داده شده است. به نظر می‌رسد انجام عملیات فراصوت ناپیوسته، موجب بهبود ترشوندگی و پراکندگی ذرات تقویت‌کننده در زمینه و در نتیجه افزایش استحکام کامپوزیت در اثر افزایش چگالی نابیایی‌ها در فصل مشترک شده است به گونه‌ای که استحکام کششی تسلیم نمونه‌ها نزدیک به ۲۰ درصد افزایش داشته است. این مساله در بخش تاثیر عملیات فراصوت ناپیوسته، بیشتر بررسی خواهد شد.

در شکل ۱۰ نمودار تنش- کرنش نمونه‌های نانوکامپوزیت A413-SiC_{np} که با افزودن مقادیر مختلف ذرات تقویت‌کننده و



شکل ۱۰- نمودار تنش- کرنش نمونه‌های نانو کامپوزیت Al-SiC با مقادیر مختلف SiC و عملیات فراصوت ۴۰ دقیقه‌ای



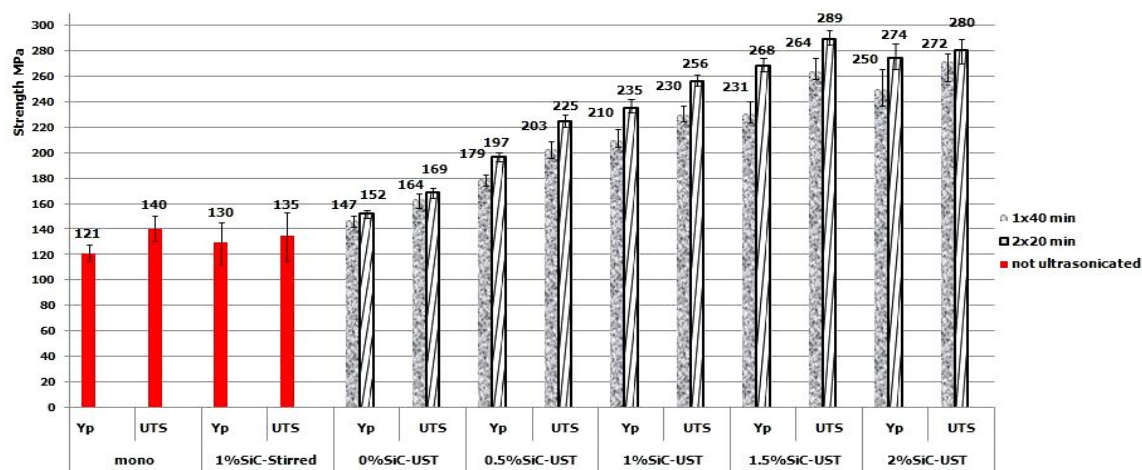
شکل ۱۱- نمودار تنش- کرنش نمونه‌های نانو کامپوزیت Al-SiC با مقادیر مختلف SiC و دو مرحله عملیات فراصوت ۲۰ دقیقه‌ای

شکل ۱۲، تغییرات ازدیاد طول نسبی در شکل ۱۳ و تغییرات سختی در شکل ۱۴ نشان داده شده است. همان‌گونه که دیده می‌شود، بهترین نتیجه در کامپوزیت دارای ۲٪ تقویت‌کننده با مدت زمان فراصوت ناپیوسته ۴۰ دقیقه به دست آمده است. این یافته‌ها دوباره نشان می‌دهد که عملیات فراصوت ناپیوسته در مذاب آلومینیوم نتیجه بهتری نسبت به فراصوت پیوسته داشته است.

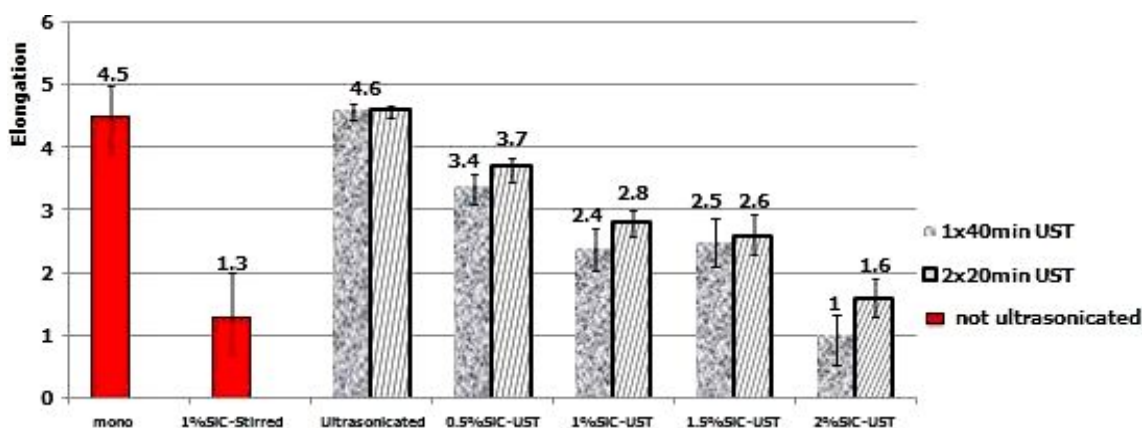
در کل با مقایسه استحکام تسلیم و نهایی نمونه‌های فراوری شده به صورت پیوسته و ناپیوسته مشاهده می‌شود که در مورد کامپوزیت‌های ساخته شده با درصد‌های مختلف SiC تاثیر فراصوت ناپیوسته بر افزایش خواص مکانیکی (استحکام

افزایش استحکام نهایی برای این نمونه‌ها به ترتیب ۶۷٪، ۳۸٪، ۸۵٪ و ۹۰٪ است.

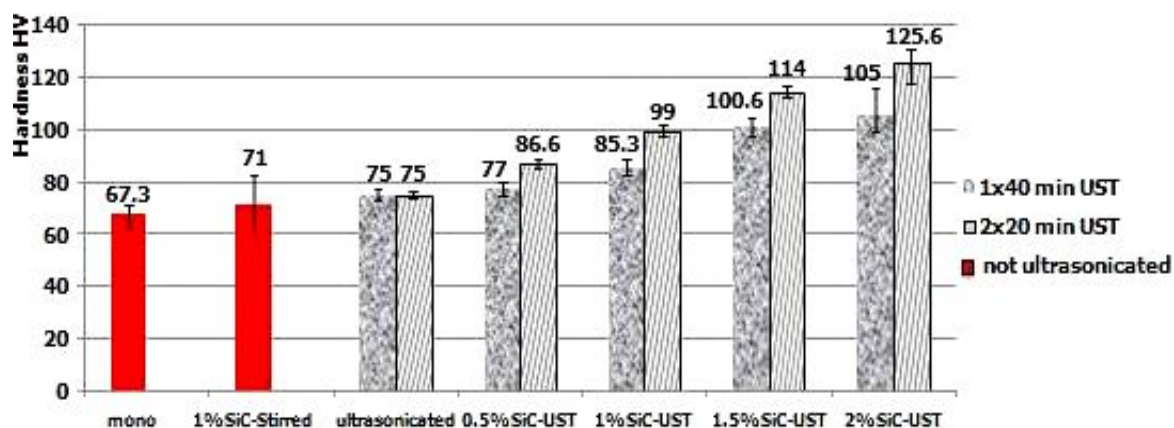
شکل ۱۱ نشان می‌دهد برای نمونه‌های فراصوت شده ناپیوسته با دو دوره ۲۰ دقیقه‌ای، افزایش استحکام تسلیم نسبت به حالت خام برای کامپوزیت‌های دارای ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد تقویت‌کننده به ترتیب ۴۸٪، ۶۵٪، ۹۱٪ و ۱۰۶٪ و مقدار افزایش استحکام نهایی برای این نمونه‌ها به ترتیب ۴۸٪، ۶۳٪، ۸۸٪ و ۹۴٪ است. بیش‌ترین تاثیر در بین شرایط اعمال امواج فراصوت در این شکل مشاهده می‌شود. به عبارت دیگر دو مرحله ۲۰ دقیقه‌ای بیش‌ترین تاثیر ناشی از فراصوت را به همراه داشته است. مقایسه خواص کششی برای این نمونه‌ها در



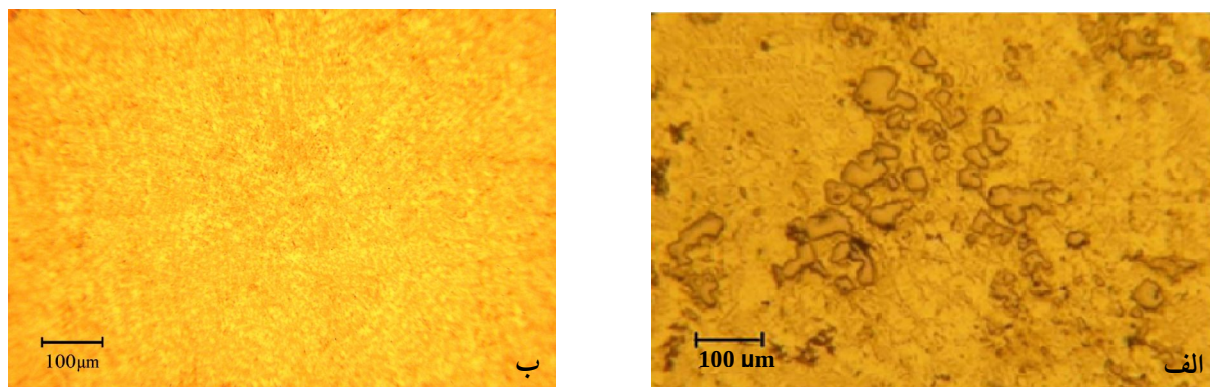
شکل ۱۲- مقایسه استحکام تسلیم و استحکام نهایی در مورد عملیات فراصوت ۴۰ دقیقه پیوسته و ناپیوسته



شکل ۱۳- مقایسه ازدیاد طول نسبی در مورد عملیات فراصوت ۴۰ دقیقه پیوسته و ناپیوسته

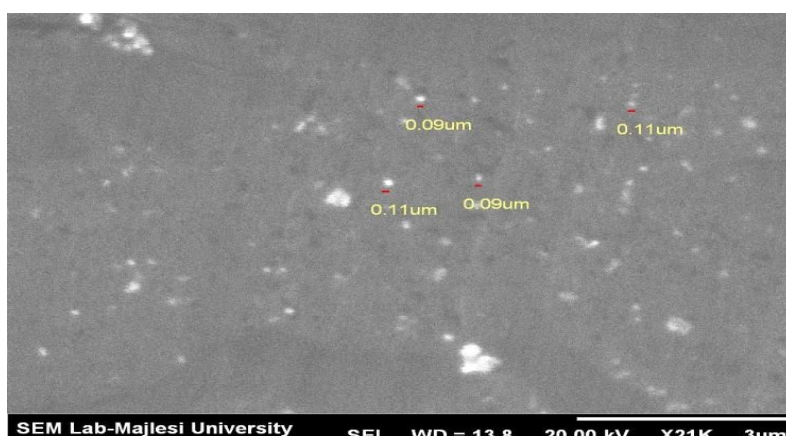


شکل ۱۴- مقایسه سختی در مورد عملیات فراصوت ۴۰ دقیقه پیوسته و ناپیوسته



شکل ۱۵- ریزساختار نمونه‌ی دارای ۱/۵٪ ذرات نانو SiC:

الف) بدون عملیات فراصوت و ب) پس از ۴۰ دقیقه عملیات فراصوت ناپیوسته



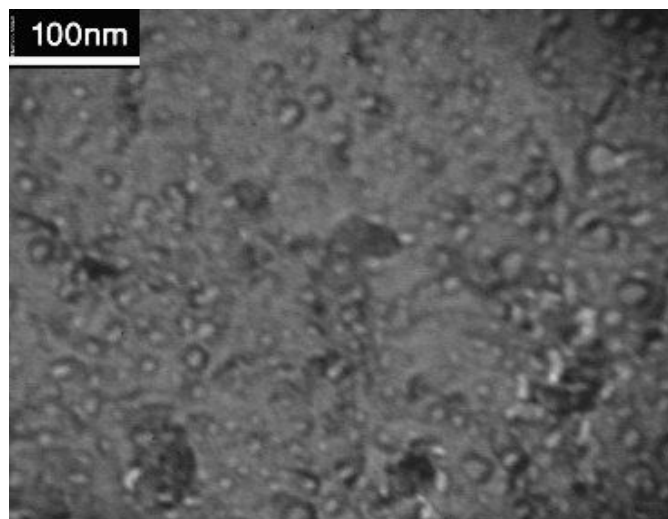
شکل ۱۶- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نمونه دارای ۱/۵٪ نانوذرات SiC پس از ۴۰ دقیقه عملیات فراصوت ناپیوسته

بررسی‌های ریزساختاری

مشخصات ریزساختاری ذرات تقویت‌کننده

شکل ۱۵- الف، به‌عنوان نمونه، ریزساختار نمونه‌ای که در آن ۱/۵ درصد ذرات نانو بدون عملیات فراصوت و تنها با هم‌زدن مکانیکی درون مذاب وارد شده‌اند را نشان می‌دهد. پراکندگی غیریکنواخت و کلوخه‌ای شدن شدید ذرات ماده‌ی تقویت‌کننده در این شکل نمایان است. شکل ۱۵- ب ریزساختار نمونه مشابه را پس از ۴۰ دقیقه عملیات فراصوت ناپیوسته نشان می‌دهد. همان‌گونه که دیده می‌شود ذرات تقویت‌کننده به اندازه‌ای ریز و پراکنده شده‌اند که مشاهده آنها با میکروسکوپ نوری امکان‌پذیر نیست. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی این نمونه در شکل ۱۶ نشان داده شده است.

کششی و نهایی) نمونه‌ها بیشتر از فراصوت پیوسته است. دلیل این دگرگونی‌ها در خواص مکانیکی نمونه‌ها را بایستی در تاثیر عملیات اعمال شده بر ریزساختار نمونه‌ها و پراکندگی ذرات تقویت‌کننده جستجو کرد که در بخش‌های بعدی به آن پرداخته خواهد شد. البته با مقایسه افزایش استحکام به‌دست آمده از افزایش میزان نانوذرات SiC و افزایش استحکام ناشی از عملیات فراصوت ناپیوسته نسبت به پیوسته، مشاهده می‌شود که افزایش استحکام حاصل از عامل اول نسبت به عامل دوم چشم‌گیرتر است. این بدین معناست که پراکندگی ذرات در روش پیوسته نیز بایستی تا حدود زیادی همگن باشد ولی با انجام دو مرحله‌ای عملیات فراصوت این پراکندگی بهبود می‌یابد.



شکل ۱۷- تصویر میکروسکوپی الکترونی عبوری از پراکندگی نانو ذرات تقویت کننده در نمونه دارای ۱/۵٪ ماده تقویت کننده که به مدت ۴۰ دقیقه فراصوت ناپیوسته شده است.

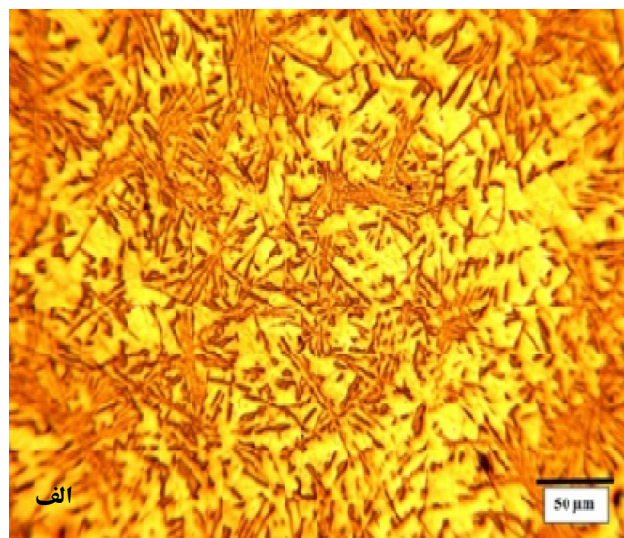
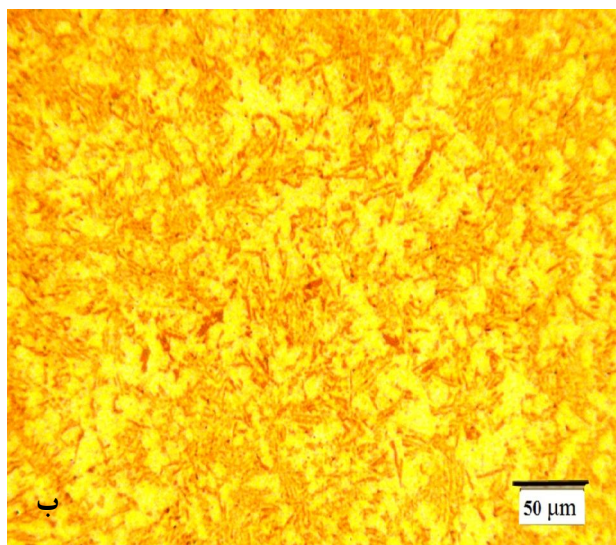
استحکام به‌ازای کاهش اندک انعطاف‌پذیری، افزایش چشم‌گیری پیدا می‌کند. آزمایش‌های مکانیکی روی گروه دوم نمونه‌های تولید شده که نسبت به نمونه‌های گروه اول تنها از نظر مدت زمان فراصوت متفاوتند (دو برابر)، افزون بر تایید نتایج آزمایش‌های گروه اول، این مساله را نیز به اثبات رساند که افزایش زمان عملیات موجب بهبود نسبی درخواص کششی و کاهش کمتر در انعطاف‌پذیری نمونه‌ها می‌شود. اطلاعات ارایه شده در اشکال ۵-۹ و ۹-۱۳ دال بر درستی موارد فوق می‌باشند. هم‌چنین یافته‌ها نشان داد که انجام عملیات ناپیوسته تاثیر چشم‌گیرتری از عملیات پیوسته بر خواص مکانیکی نمونه‌ها دارد. با توجه به اشکال ۱۴-۱۶ دلیل این مساله می‌تواند یکنواخت‌تر شدن پراکندگی ذرات در اثر شکسته شدن کلوخه‌های ذرات تقویت کننده و بهبود ترشوندگی آنها و نیز کاهش شمار ذرات کلوخه شده دانست.

جدا از بحث امواج فراصوت، بررسی‌ها نشان می‌دهند که ذرات تقویت کننده SiC نقشی به‌عنوان جواهره‌زا در زمینه ندارند، چرا که قبل از ورود به مذاب عملیات گرمایی می‌شوند و لایه‌ای از SiO_2 سطح آنها را می‌پوشاند. زاویه ترشوندگی هر دو ترکیب سیلیکون کاربید و سیلیکا با مذاب آلومینیوم زیاد

در این شکل پراکندگی یکنواخت نانو ذرات SiC (ذرات سفید رنگ) با کمترین میزان کلوخه‌ای شدن در زمینه پس از انجام عملیات فراصوت نشان داده شده است. تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از این نمونه در شکل ۱۷ نیز نشان‌دهنده پراکندگی نسبتاً یکنواخت مواد تقویت کننده در زمینه است.

با مشاهده ریزساختار شکل‌های ۱۶ و ۱۷ مشاهده می‌شود که ذرات تقویت کننده به‌خوبی در زمینه آلومینیومی پراکنده شده‌اند. این شکل‌ها نشان می‌دهند که فرایندهای ناشی از امواج فراصوت تا چه اندازه توانسته‌اند در شکستن ذرات کلوخه شده و احتمالاً بهبود ترشوندگی و تمیز شدن سطوح ماده تقویت کننده، نسبت به شکل ۱۵- الف موثر باشد. در واقع به‌نظر می‌رسد آثار ناشی از حفره‌زایی و انرژی صوتی ناشی از ورود امواج فراصوت به درون مذاب در بازه زمانی مشخص، بسیار تاثیرگذار بوده و براساس منابع موجب یکنواختی پراکندگی نانو ذرات تقویت کننده هم شده است.

همان‌گونه که در قسمت ابتدایی مقاله نشان داده شد، گروه اول نمونه‌ها به‌صورت پیوسته یا ناپیوسته و به مدت کل ۲۰ دقیقه تحت امواج فراصوت قرار گرفتند. نتایج آزمایش‌های کشش نشان داد با افزایش میزان ماده تقویت کننده در زمینه،



شکل ۱۸- تصویر میکروسکوپی از نمونه منولیتیک:

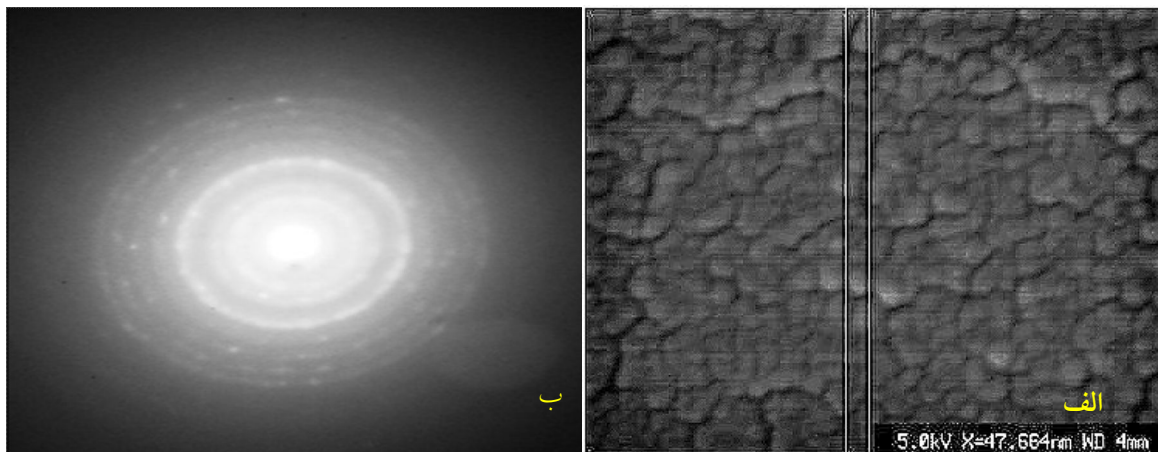
(الف) بدون عملیات فراصوت و (ب) پس از اعمال ۲۰ دقیقه عملیات فراصوت پیوسته

۵۰ میکرومتر به حدود ۱۰ میکرومتر شده است. دلیل این تفاوت، همگن شدن ساختار در اثر عملیات فراصوت است. امواج فراصوت افزون بر ایجاد جریان سیال در مذاب، با افزایش سرعت انجماد موجب همگن شدن ساختار و کاهش جدایش فازی می‌شود. افزایش سرعت انجماد از طریق ایجاد مکان‌های مناسب جوانه‌زنی در اثر عملیات فراصوت است. در واقع تأثیرات ناشی از امواج فراصوت (حفره‌زایی و جریان‌های صوتی) موجب می‌شود فشارهای بالایی (بیش از ۱GPa) در اثر فروپاشی حباب‌های حفره‌زایی ایجاد شود که افزایش دمای استحاله یوتکتیک را به‌دنبال دارد. در نتیجه در مکان‌های نزدیک به حفره‌های تخریب شده جوانه‌زنی شدیدی انجام می‌شود [۳۰-۳۳]. افزایش مکان‌های مناسب جوانه‌زنی در مذاب هم‌چنین موجب کاهش رشد ستونی دانه‌ها و فازها شده، ساختار یوتکتیک معمول ریختگی را تا اندازه زیادی از بین می‌برد. از این‌رو، افزایش خواص مکانیکی آلیاژ به‌دلیل ظریف شدن ساختار یوتکتیک و پراکندگی بهتر و ریزتر در زمینه، در کنار ریزدانه شدن زمینه به‌دست می‌آید. شکل ۱۹- الف تصویر میکروسکوپ الکترونی رویشی نشر میدانی را نشان می‌دهد که گویای ریز شدن دانه‌های فاز زمینه در نمونه دارای

است (حدود ۱۲۰°) [۲۷]. به‌عبارتی ترشوندگی هر دو ترکیب با مذاب ضعیف است. وجود فاز اسپینل منیزیم ($MgAl_2O_4$) در مذاب با توجه به شباهت شبکه بلوری و اختلاف ناچیز در عدم تطابق پارامتر شبکه نسبت به زمینه آلومینیوم، به‌عنوان مکان مناسب جوانه برای تشکیل دانه‌های α_{Al} می‌تواند نقش داشته باشد [۲۸ و ۲۹].

مشخصات ریزساختاری زمینه فلزی

فراوری فراصوت علاوه بر پراکنده‌سازی همگن ذرات در فاز زمینه، از طریق مکانیزم‌های مختلفی موجب تشکیل جوانه‌های زیادی در مذاب و ظریف شدن ساختار پس از انجماد می‌شود. شکل ۱۸ نشان‌دهنده مقایسه ساختار در نمونه منولیتیک قبل و بعد از عملیات فراصوت است. همان‌گونه که دیده می‌شود ساختارهای ریختگی در اثر اعمال امواج فراصوت بر مذاب قبل از انجماد، دچار دگرگونی زیادی شده‌اند. از جمله فازهای Si تشکیل شده در نمونه منجمد شده پس از ۲۰ دقیقه عملیات فراصوت (شکل ۱۸) بسیار کوچک‌تر از نمونه فراصوت نشده است. انجام عملیات فراصوت موجب کاهش اندازه رسوب‌های Si یوتکتیک در زمینه آلومینیوم از طول نزدیک به



شکل ۱۹- ریزساختار زمینه نمونه دارای ۱/۵٪ نانو ذرات SiC پس از فراوری فراصوت:

(الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نشر میدانی و (ب) الگوی تفرق الکترونی

بنابراین چون نواحی مرزدانه تغییر شکل بیش‌تری نسبت به مرکز دانه دارند پس بیش‌تر هم دچار کرنش سختی می‌شوند و سختی و استحکام در آن مناطق بیش‌تر است. هرچه اندازه‌ها دانه ریزتر باشد تاثیرات مرزدانه‌ها بیش‌تر احساس شده، سختی و استحکام بالاتر مرزدانه‌ها در همه ماده مشاهده می‌شود. در نتیجه کرنش سختی یک فلز دانه ریز از یک فلز دانه درشت بیش‌تر خواهد بود [۳۵].

تاثیر عملیات فراصوت ناپيوسته

یافته‌های ارایه شده در بخش‌های قبل نشان داد که عملیات فراصوت ناپيوسته نسبت به عملیات فراصوت پيوسته با زمان مساوی تاثیر بیش‌تری در بهبود خواص مکانیکی دارد. با توجه به مطالعات ریزساختاری ارایه شده به‌نظر می‌رسد افزون بر ریزشدن قابل توجه ساختار زمینه، پراکندگی یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده در اثر خردشدن کلوخه‌ها و افزایش ترشوندگی ماده تقویت‌کننده، دلایل عمده افزایش خواص مکانیکی در این نمونه‌های کامپوزیتی است. براساس بررسی‌های نویسندگان این رفتار نیز پیش از این در هیچ مقاله‌ای گزارش نشده است. دلایل زیر را می‌توان برای این تغییرات پیشنهاد نمود:

یکی از عیوب رایج در کامپوزیت‌های زمینه فلزی ریختگی، عیوب گازی است. عیوب گازی با قرار گرفتن بین ذره و زمینه

۱/۵٪ ماده تقویت‌کننده بعد از ۴۰ دقیقه عملیات فراصوت ناپيوسته است. شکل ۱۹- ب الگوی تفرق الکترونی از همان نمونه را نشان می‌دهد. وجود دایره‌های هم‌مرکز دلیل دیگری بر ریز بودن آشکار ساختار است [۳۴]. براساس بررسی نویسندگان، چنین تاثیری پیش از این در هیچ منبعی گزارش نشده است. این کاهش در اندازه دانه به منزله‌ی افزایش چشم‌گیر مرزدانه‌ها است که پیامدهای زیر را به‌همراه دارد:

الف- در دمای کم‌تر از نصف نقطه ذوب، مرزدانه‌ها موانع قوی در برابر حرکت نابجایی‌ها هستند زیرا به‌دلیل اختلاف آرایش بلوری دانه‌های همسایه، نابجایی‌ها توانایی لغزش در عرض مرز دانه‌ها را ندارند. پس نابجایی‌های در حال حرکت با رسیدن به مرزدانه‌ها از حرکت بازمانده، تجمع پیدا می‌کنند. از این‌رو، تنش مورد نیاز برای سیلان ماده و استحکام آن افزایش می‌یابد [۳۵].

ب- برای حفظ پیوستگی دانه‌های همسایه در زمینه کامپوزیت و ایجاد نشدن حفره یا ترک‌های ریز در اثر تغییر شکل پلاستیک باید یک سازگاری بین دانه‌های همسایه در طی تغییر شکل پلاستیک وجود داشته باشد. از سوی دیگر، به‌دلیل مهارهای اعمال شده به‌وسیله‌ی دانه‌ها، در طی عملیات تغییر شکل پلاستیک لغزش روی چندین سیستم (حتی سیستم‌های غیرفشرده) در مکان‌های اطراف مرزدانه‌ها صورت می‌گیرد.

از پیوند مناسب بین این دو جلوگیری کرده، موجب افت خواص مکانیکی می‌شوند. پژوهش‌های پیشین نشان می‌دهد که عملیات فراصوت با کاهش گاز حل شده در مذاب از یک سو، و افزایش ترشوندگی ذرات و مذاب (به دلیل تمیز کردن سطح ذرات از آلودگی‌های مختلف) از سوی دیگر، موجب کاهش این عیوب می‌شود [۲۲، ۳۳، ۳۶-۳۸]. از سویی ذرات تقویت‌کننده عموماً با روش‌های خرد کردن مکانیکی تولید می‌شوند و در نتیجه سطح آنها پر از پستی و بلندی‌ها و شکاف‌های میکروسکوپی است [۳۹]. از این رو، باوجود کاهش آلودگی‌های سطحی ذرات، به دلیل ترشوندگی ضعیف ذرات تقویت‌کننده سرامیکی با مذاب فلزات، حتی پس از عملیات فراصوت هم لایه‌های نازک گازی روی چنین بخش‌هایی از ذرات تقویت‌کننده باقی مانده، از اتصال کامل آنها و زمینه جلوگیری می‌نماید. از آنجایی که انقباض خطی فلزات در حین انجماد و سرد شدن چندین برابر انقباض مواد سرامیکی نظیر SiC است، به نظر می‌رسد در حین انجماد و سرد شدن تا دمای اتاق، به دلیل این تفاوت انقباض، سطح ذرات تقویت‌کننده از سوی فلز زمینه تحت فشار قرار می‌گیرد [۲۳]. این فشار موجب ارتباط بهتر سطح ذرات و فلز زمینه شده، لایه‌های گازی باقی مانده روی سطح را از بین می‌برد. به نظر می‌رسد از آنجایی که مقدار این لایه گازی پس از یک مرحله عملیات فراصوت بسیار کم است، اتم‌های گاز بتوانند در دمای بالا به ناچار به درون فاز زمینه نفوذ کنند. افزایش قابلیت انحلال اتم‌ها تحت تنش توسط محققان مختلفی نشان داده شده است [۳۶، ۳۷، ۴۰]. بی‌گمان مکان‌های ترجیحی برای نفوذ این اتم‌های گازی، مرز دانه‌های لایه منجمد شده است که همان‌گونه که نشان داده شد، تحت عملیات انجام شده مقدار آنها به شدت افزایش یافته است. به این ترتیب اتم‌های گاز امکان جوانه‌زنی خود را از دست می‌دهند. در مرحله ذوب مجدد، عملیات فراصوت مجدد بر مذاب موجب خروج این اتم‌های گازی شده و در پایان پیوند بهتری بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه برجا خواهند گذاشت.

تنش فشاری وارد بر کلوخه‌های ذرات تقویت‌کننده ممکن

است موجب خرد شدن بیش‌تر کلوخه‌های باقی مانده در حین انجماد و سرد شدن مرحله اول شود. در این صورت پدیده‌های حفره‌زایی و جریان‌های صوتی ناشی از اعمال امواج فراصوت در مرحله دوم موجب پراکنده‌سازی بهتر ذرات تقویت‌کننده در مذاب می‌شود (شکل ۱۴- ب).

افزایش ترشوندگی ذرات تقویت‌کننده در اثر ذوب مجدد موجب کاهش خروج ذرات از فاز مذاب حین ذوب مجدد و افزایش شانس گیرافتادن^۶ ذرات در فاز زمینه در حین انجماد می‌شود.

همگی این عوامل می‌تواند موجب بهبود خواص مکانیکی قطعه شود.

البته گفتنی است که این روند افزایش خواص مکانیکی با افزایش دفعات ذوب مجدد، بر خلاف انتظار مرسوم است. به‌طور معمول انتظار می‌رود با افزایش دفعات ذوب مجدد به دلیل اکسیداسیون و افزایش آخال‌ها در مذاب و رفتن احتمالی ذرات تقویت‌کننده به سرباره، خواص مکانیکی قطعات کامپوزیتی کاهش یابد. نویسندگان بر این باورند که با تکرار بیشتر دفعات انجماد و ذوب مجدد، ممکن است به دلیل کاهش مقدار نانوذرات در مذاب و هدر رفتن بخشی از آنها در سرباره و هم‌چنین افزایش لایه‌های اکسیدی خواص مکانیکی کاهش یابد. بررسی این مساله توسط نویسندگان در حال انجام بوده، یافته‌های اولیه‌ای مبنی بر این رفتار مشاهده شده است که پس از تکمیل منتشر خواهد شد.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش اثر عملیات فراصوت پیوسته و ناپیوسته در مذاب بر ریزساختار و خواص مکانیکی نانوکامپوزیت‌های ریختگی Al413-SiC_{np} دارای ۵/۰ تا ۲ درصد تقویت‌کننده مورد بررسی قرار گرفت. یافته‌های به دست آمده نشان داد که:

- خواص مکانیکی نانوکامپوزیت‌های Al413-SiC_{np} با انجام عملیات فراصوت بر مذاب افزایش می‌یابد و این افزایش در عملیات فراصوت ناپیوسته نسبت به فرایند پیوسته با زمان

مشابه بیش تر است به گونه ای که برای نمونه های فراصوت شده ناپیوسته با دو دوره ۲۰ دقیقه ای، افزایش استحکام تسلیم نسبت به حالت خام برای کامپوزیت های دارای ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ درصد تقویت کننده به ترتیب ۰/۴۸، ۰/۶۵، ۰/۹۱ و ۱/۰۶ و مقدار افزایش استحکام نهایی برای نمونه های فوق به ترتیب ۰/۴۸، ۰/۶۳، ۰/۸۸ و ۰/۹۴ بود.

• بهبود خواص مکانیکی تحت عملیات فراصوت ناشی از ریز شدن شدید دانه ها و فازهای یوتکتیکی در ساختار زمینه، خرد شدن کلوخه های نانوذرات تقویت کننده و بهبود ترشوندگی و پراکندگی نانوذرات تقویت کننده در زمینه است. این مسائل موجب افزایش استحکام زمینه، بهبود بارپذیری نانوذرات از زمینه و افزایش چگالی نابجایی ها در زمینه و در

نتیجه بهبود خواص مکانیکی نانوکامپوزیت می شود.

• اندازه میانگین دانه های فاز زمینه در نمونه دارای ۱/۵٪ ماده تقویت کننده بعد از ۴ ساعت عملیات فراصوت پیوسته به حدود ۵۰ نانومتر رسید.

• پیشنهاد می شود که بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت ها تحت عملیات فراصوت ناپیوسته ناشی از زدودن لایه های گازی باقی مانده روی سطح ذرات و خرد شدن بیشتر کلوخه های باقی مانده در حین انجماد و سرد شدن مرحله اول، به دلیل تفاوت ضریب انقباض خطی آلیاژ زمینه و ذرات است. همچنین افزایش ترشوندگی ذرات تقویت کننده در اثر این عوامل موجب کاهش خروج ذرات از فاز مذاب و افزایش احتمال گیر افتادن ذرات در فاز زمینه در هنگام انجماد می شود.

واژه نامه

- | | | |
|--------------------------------|--------------------------------|-----------------------------|
| 1. metal matrix composites | 7. acoustic Streaming | 12. Field Emission Scanning |
| 2. polymer matrix composites | 8. ultrasonic cavitation | Electron Microscopy |
| 3. ceramic matrix composites | 9. Spark Emission Spectroscopy | 13. error bar |
| 4. metal matrix nanocomposites | 10. transducer | 14. monolithic |
| 5. sputtering | 11. Sonotrode | 15. Arsenault |
| 6. slurry | | 16. engulfment |

مراجع

- Suresh, S., Mortensen, A. and Needleman, A., Fundamentals of Metal Matrix Composites, Butterworth-Heinemann, 1993.
- Arsenault, R.J., Wang, L. and Feng, C.R., "Strengthening of Composites due to Microstructural Changes in the Matrix", *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 39, pp. 47-57, 1991.
- Kainer, K.U., Basics of Metal Matrix Composites, Wiley-VCH Verlag GmbH, 2006.
- Ibrahim, I.A., Mohamed, F.A. and Lavernia, E.J., "Particulate Reinforced Metal Matrix Composites- A Review", *Journal of Materials Science*, Vol. 26, pp. 1137-1156, 1991.
- Lee, J.C. and Ahn, J.P., "Control of the Interface in SiC/Al Composites", *Scripta Materialia*, Vol. 41, pp. 895-900, 1999.
- Yibin, X. and Yoshita, T., "Thermal Conductivity of SiC Fine Particles Reinforced Al Alloy Matrix Composite with Dispersed Particle Size", *Journal of Applied Physics*, Vol. 95, pp. 722-726, 2004.
- Borgonovo, C. and Apelian, D., "Manufacture of Aluminum Nanocomposites: A Critical Review", *Materials Science Forum*, Vol. 678, pp. 1-22, 2011.
- Yang, Y., Lan, J. and Li, X., "Study on Bulk Aluminum Matrix Nano-Composite Fabricated by Ultrasonic Dispersion of Nano-Sized SiC Particles in Molten Aluminum Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 380, pp. 378-383, 2004.
- Li, X. and Yang, Y., "Theoretical and Experimental Study on Ultrasonic Dispersion of Nanoparticles for Strengthening Cast Aluminum Alloy A356", *Metallurgical Science and Technology*, Vol. 26, pp. 12-20, 2008.
- Chawla, N. and Chawla, K. K., Metal Matrix Composites, Springer Science, 2006.
- Li, X., Yang, Y. and Chen, X., "Ultrasonic-Assisted Fabrication of Metal Matrix Nanocomposites", *Journal of Materials Science*, Vol. 39, pp. 3211-3212, 2004.
- Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J., "Metal Matrix Composite: Production by the Stir Casting Method", *Journal of Material Processing Technology*, Vol. 92-93, pp. 1-7, 1999.
- Yu, H., Processing Routes for Aluminum Based Nano-Composites, M.Sc. Thesis, Worcester

- Polytechnic Institute, 2010.
14. Donthamsetty, S., Damara, N.R. and Jain, P.K., "Ultrasonic Cavitation Assisted Fabrication and Characterization of A356 Metal Matrix Nanocomposite Reinforced With SiC, B₄C, CNTs", *Asian International Journal of Science and Technology in Production and Manufacturing Engineering (AIJSTPME)*, Vol. 2(2), pp. 27-34, 2009.
 15. Martínez, L.C., *Ultrasound in Chemistry: Analytical Applications*, Wiley-VCH, 2009.
 16. Wenzhen, L., Shiyang, L., Qiongyuan, Z. and Xue, Z., "Ultrasonic-Assisted Fabrication of SiC Nanoparticles Reinforced Aluminum Matrix Composites", *Materials Science Forum*, Vol. 654-656, pp. 990-993, 2010.
 17. Hui, W.Z., Dong, W.X., Xin, Z.Y. and Bo, D.W., "SiC Nanoparticles Reinforced Magnesium Matrix Composites Fabricated by Ultrasonic Method", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 20, pp. s1029-s1032, 2010.
 18. Li, X., Duan, Z., Cao, G. and Roure, A., "Ultrasonic Cavitation Based Solidification Processing of Bulk Mg Nanocomposites", *AFS Transactions*, pp. 57-68, 2008.
 19. ASM Metals Handbook, 10th. Ed. Vol. 2: Properties & Selection: Nonferrous, Alloys & Pure Metals, 2000.
 20. Matthews, F.L. and Rawlings, R.D., *Composite Materials Engineering & Science*, Cambridge University Press, 1994.
 21. *Composite Materials Handbook*, Vol. 4, Metal Matrix Composites, Department of Defense, USA, US Army Research Laboratory, 2002.
 22. Hashim, J., Looney, L. and Hashmi, M.S.J., "The Wettability of SiC by Molten Aluminum alloy", *Journal of Material Processing Technology*, Vol. 119, pp. 324-328, 2001.
 23. Arsenault, R.J. and Shi, N., "Dislocation Generation due to Differences Between The Coefficients of Thermal Expansion", *Materials Science and Engineering*, Vol. 81, pp. 175-187, 1986.
 24. Smith, C.A. and Pandey, A.B., *Composite Materials, Metals Handbook*, Vol. 21, American Society for Metals, 2006.
 25. Taya, M., "Strengthening Mechanisms of Metal Matrix Composites, Overview", *Materials Transactions JIM*, Vol. 32, pp. 1-19, 1991.
 26. Zhang, Z. and Chen, D. L., "Contribution of Orowan Strengthening Effect in Particulate-Reinforced Metal Matrix Nanocomposites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 483-484, pp. 148-152, 2008.
 27. Laurent, V., Chatain, D. and Eustathopoulos, N., "Wettability of SiO₂ and Oxidized SiC by Aluminum", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 135, pp. 89-94, 1991.
 28. Wang, W. and Ajersch, F., "Si Phase Nucleation on SiC Particulate Reinforcement in Hypereutectic Al-Si Alloy Matrix", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 187, pp. 65-75, 1994.
 29. Li, H.T., Wang, Y. and Fan, Z., "Mechanisms of Enhanced Heterogeneous Nucleation During Solidification in Binary Al-Mg Alloys", *Acta Materialia*, Vol. 60, pp. 1528-1537, 2012.
 30. Jun-Wen, L., Momono, T., Ying, F. and Zheng, J., "Effect of Ultrasonic Stirring on Temperature Distribution and Grain Refinement in Al- 1.65%Si Alloy Melt", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 17, pp. 691-697, 2007.
 31. Khosro Aghayani, M. and Niroumand, B., "Effects of Ultrasonic Treatment on Microstructure and Tensile Strength of AZ91 Magnesium Alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 114-122, 2011.
 32. Eskin, G.I., Makarov, G.S. and Pimenov, Y.P., "Effect of Ultrasonic Processing of Molten Metal on Structure Formation and Improvement of Properties of High-Strength Al-Za-Mg-Cu-Zr Alloys", *Advanced Performance Materials*, Vol. 2, pp. 43-50, 1995.
 33. Tsunekawa, Y., Taga, K., Fukui, Y. and Okumiya, M., "Appearance of Non-Equilibrium α -Aluminum Grains in Hypereutectic Al-Si Alloy through Sono-Solidification", *Materials Science Forum*, Vol. 638- 642, pp. 362-367, 2010.
 34. Williams, D.B., Carter, C. B., *Transmission Electron Microscopy, A Textbook for Materials Science*, Springer, pp. 265-287, 1996.
 35. Dieter, G., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill Science, 1986.
 36. Xu, H., Meek, T.T. and Han, Q., "Effects of Ultrasonic Field and Vacuum on Degassing of Molten Aluminum Alloy", *Materials Letters*, Vol. 61, pp. 1246-1250, 2007.
 37. Alba-Baena, N. and Eskin, D., "Kinetics of Ultrasonic Degassing of Aluminum Alloys", *Light Metals*, pp. 957-962, 2013.
 38. Alba-Baena, N., Pabel, T., Villa-Sierra, N. and Eskin, D., "Effect of Ultrasonic Melt Treatment on Degassing and Structure of Aluminium Alloys", *Materials Science Forum*, Vol. 765, pp. 271-275, 2013.
 39. Mortensen, A. and Llorca, J., "Metal Matrix Composites", *Annual Review of Materials Research*, Vol. 40, pp. 243-270, 2010.
 40. Grandfield, J.F. and Eskin, D.G., *Essential Readings in Light Metals: Cast Shop for Aluminum Production*, Vol. 3, 2013.