

بررسی امکان ساخت نانوکامپوزیت سطحی AZ31/Al₂O₃ به روش اصطکاکی اغتشاشی

مهدی عزیزیه^{*1} و مهدی بروجردنیا²

چکیده

هدف از این پژوهش ساخت نانوکامپوزیت سطحی در آلیاژ منیزیم AZ31 به روش اصطکاکی اغتشاشی و بررسی پارامترهای فرآیند روی خواص آن می‌باشد. برای ساخت نانوکامپوزیت سطحی از سه ابزار با پین بدون رزوه، پین رزوه دار و پین شیاردار و سرعت چرخش‌های 800، 1000، 1200 و 1400 دور در دقیقه استفاده شد. با افزایش سرعت چرخش ابزار به دلیل بهبود سیلان مواد توزیع ذرات تقویت‌کننده بهبود یافت. با این حال، به دلیل افزایش حرارت تولیدی با افزایش سرعت چرخش، رشد دانه بیش‌تری در سرعت‌های چرخش بالاتر رخ داد. در دو ابزار با پین بدون رزوه و پین شیاردار به دلیل عدم وجود رزوه، سیلان مواد به صورت مناسب ایجاد نشد و در نتیجه حفراتی در منطقه اغتشاشی به وجود آمد. در حالی که در ابزار با پین رزوه‌دار به دلیل بالا بودن سیلان مواد حفره‌ای مشاهده نگردید. نتایج تفرق اشعه ایکس Al₂O₃ نشان داد که به دلیل پایین بودن درصد فاز تقویت‌کننده و هم‌چنین، اندازه دانه بسیار ریز این ذرات می‌باشد. افزون‌بر این، بافت بلوری اولیه ماده پس از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی کاملاً تغییر کرد. با توجه به باندهای ایجادشده در منطقه اغتشاشی که دارای مقادیر گوناگونی از ذرات تقویت‌کننده بود، نواسان‌های سختی در این منطقه مشاهده شد. با افزایش سرعت چرخش ابزار به دلیل توزیع بهتر ذرات تقویت‌کننده، نتایج سختی یکنواخت‌تر شد.

واژه‌های کلیدی: فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژ منیزیم AZ31، نانوکامپوزیت، سختی، ریزساختار.

1- عضو هیئت علمی و استادیار دانشگاه آزاد اسلامی، واحد اهواز، گروه مواد، اهواز، ایران.

2- عضو هیئت علمی و مربی دانشگاه آزاد اسلامی، واحد اهواز، گروه مواد، اهواز، ایران

*-نویسنده مسئول مقاله: azizieh@iauhvaz.ac.ir

پیشگفتار

فلز منیزیم به عنوان یکی از فلزات سبک، کاربرد زیادی در افزایش استحکام به وزن قطعات صنعتی دارد و در نتیجه به صورت گسترده در صنایع نظامی و خودروسازی استفاده می‌شود [1]. با این وجود، پایین بودن انعطاف‌پذیری به دلیل ساختار شش وجهی فشرده، کاربرد آن را محدود می‌کند. افزون بر این، پایین بودن مقاومت به سایش، فلز منیزیم را بسیار آسیب‌پذیر نموده است [2]. روش افزودن عناصر آلیاژی و افزودن ذرات تقویت‌کننده و تولید کامپوزیت استفاده می‌شود، اما عملیات کامپوزیت سازی که به روش ریخته‌گری انجام می‌شود به دلیل واکنش‌پذیری بالای عنصر منیزیم بسیار خطرناک می‌باشد. افزون بر این کامپوزیتی کردن مواد با وجود افزایش مقاومت به سایش، موجب افزایش تردی و افزایش وزن قطعات می‌شود [3]. کامپوزیت سطحی از این موارد جلوگیری می‌کند. از میان روش‌های ذوبی و حالت جامد تولید کامپوزیت سطحی، روش اصطکاکی اغتشاشی، جدیدترین و بهینه‌ترین فرآیند می‌باشد [4]. چون افزون بر امکان ایجاد کامپوزیت در مکان‌های دلخواه، درصد فاز تقویت‌کننده را هم می‌توان به راحتی تغییر داد. روش اصطکاکی اغتشاشی بیش‌تر به عنوان یک روش اتصال مواد شناخته می‌شود، اما از این روش برای بهبود خواص سطحی نیز استفاده می‌شود [5]. در این روش از یک ابزار مصرف‌نشده برای تغییر ساختار سطح استفاده می‌شود. این ابزار پس از وارد شدن به سطح قطعه با یک سرعت چرخش و حرکت مشخص، منطقه خاصی را دچار تغییر ساختار می‌کند [6]. مطالعات بسیاری روی ساخت نانوکامپوزیت سطحی به روش اصطکاکی اغتشاشی انجام شده است [7-10]. در همه آنها با استفاده از روش شیارزنی و یا ورق پوشانی، مقدار دلخواهی پودر ذرات تقویت‌کننده در محل انجام فرآیند قرار می‌گیرد و سپس با انجام فرآیند کامپوزیت سازی انجام شده است. در همه این پژوهش‌ها، تأثیر پارامترهای فرآیند اصطکاکی اغتشاشی روی ریزساختار، استحکام، سختی و مقاومت به سایش مورد بررسی قرار گرفته است. در همه مطالعات تغییرات سختی را با توجه به رابطه بین اندازه دانه و

خواص مکانیکی و تطابق آن با رابطه هال-پچ مرتبط دانسته‌اند. تغییرات اندازه دانه در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی که به عنوان یک فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید شناخته می‌شود را با توجه به پدیده تبلور دوباره دینامیک بررسی می‌کنند. این پدیده افزون بر دما و مقدار تغییر شکل، بسیار تحت تأثیر انرژی چیدن می‌باشد. با توجه این که انرژی نقص چیدن منیزیم در صفحه لغزش اصلی بسیار پایین و در بقیه صفحات لغزش بسیار بالاست، بررسی پارامترهای فرآیند اصطکاکی اغتشاشی روی ریزساختار ضروری به نظر می‌رسد. هم‌چنین، تاکنون مطالعه دقیقی روی پارامترهای این فرآیند روی توزیع ذرات انجام نگرفته است. در این پژوهش هدف تأثیر سرعت چرخش، تعداد پاس و طراحی ابزار روی ریزساختار، توزیع ذرات و تغییرات سختی منطقه اغتشاشی می‌باشد.

مواد و روش‌ها

در این پژوهش از ورق آلیاژ AZ31 به ضخامت 10 میلیمتر و نانوذرات آلومینا (آلفا) با اندازه ذرات 40 تا 50 نانومتر به عنوان مواد اولیه استفاده شد. قطعاتی با ابعاد 10×7 سانتی متر از این ورق بریده شد که طول ورق در راستای نورد بود. ابزارهای مورد استفاده برای فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، از جنس فولاد گرم کار H13 پس از تراشکاری و عملیات حرارتی سختی آن به 50HRC رسید. در این پژوهش مشابه مقاله قبلی [8]، از سه نوع ابزار با پین رزوه دار، بدون رزوه و شیاردار استفاده شد.

پس از ایجاد شیار به عمق 5 میلی متر و افزودن پودر به این شیار، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با سرعت‌های چرخش 800، 1000، 1200 و 1400 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 45 میلی متر بر دقیقه انجام شد. برای هر سرعت سه حالت دو پاسه، سه پاسه و چهارپاسه انجام گردید. تغییرات دما در حین فرآیند به وسیله یک ترموکوپل نوع K که در زیر قطعه قرار گرفت، سنجیده شد. پس از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، از هر نمونه مقاطع عرضی تهیه و ریزساختار به صورت میکروسکوپی و ماکروسکوپی مورد بررسی قرار گرفت. بمنظور بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری، نمونه پس از پولیش

1400 دور در دقیقه اندازه‌گیری شد. با توجه به این‌که نصف دمای ذوب منیزیم حدود 193 درجه سانتی‌گراد می‌باشد، طولانی بودن زمان قرارگیری در بالای دمای تبلور دوباره به سبب افزایش سرعت چرخش موجب می‌شود که احتمال رشد دانه در نمونه افزایش یابد.

در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، چرخش ابزار موجب سیلان مواد در اطراف پین می‌گردد. به گونه مشخص افزایش سرعت چرخش ابزار، سیلان مواد را اطراف پین افزایش می‌دهد. افزون بر این، با افزایش سرعت چرخش ابزار، چون حرارت ورودی بالا می‌رود، دمای منطقه اصطکاکی اغتشاشی افزایش می‌یابد و این به معنی کاهش استحکام تسلیم ماده است. این عامل نیز به سیلان بیش‌تر ماده کمک می‌کند. با یک تقریب می‌توان گفت که میانگین سرعت حرکت مواد (R_m) در اطراف پین حدود نصف سرعت چرخش ابزار می‌باشد. در این حالت نرخ کرنش مواد $\dot{\epsilon}$ حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی به صورت: $\dot{\epsilon}' = \frac{R_m 2\pi r}{L}$ می‌باشد [1]؛ که r و L شعاع و

عمق منطقه‌ای است که به صورت دینامیک دچار تبلور دوباره شده است. با توجه به ابعاد پین، شعاع و عمق منطقه تبلور دوباره یافته در قسمت اصطکاکی اغتشاشی به مقدار $3/5$ و 6 میلی‌متر می‌باشد. در نتیجه، برای سرعت‌ها چرخش 800، 1000، 1200 و 1400 دور در دقیقه (13/3، 16/6، 20 و 23/3 دور در ثانیه) نرخ کرنش مواد به ترتیب برابر $24/4$ ، $30/5$ ، $36/6$ و $42/8$ (s^{-1}) می‌باشد.

برای محاسبه اندازه دانه تبلور دوباره یافته در منطقه اصطکاکی اغتشاشی می‌توان از رابطه زرنر- هولمان [9]

$$Z = \epsilon' \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

متغیر زرنر- هولمان، Q نیرو محرکه نفوذ ذاتی (برای منیزیم حدود 135 کیلوژول بر مول است)، R ثابت گازها و T دمای انجام فرآیند می‌باشد [9]. با توجه سیکل دمایی اندازه‌گیری شده می‌توان متغیر زرنر- هولمان را با داشتن اندازه دانه ماده محاسبه نمود. در جدول 1، دما، نرخ کرنش و متغیر زرنر- هولمان محاسبه‌شده و میانگین اندازه دانه اندازه‌گیری شده با استفاده از میکروسکوپ نوری به طور خلاصه آورده شده است.

کردن با محلول پیکرال اچ گردید. هم‌چنین، برای همه نمونه‌ها از منطقه اغتشاشی، آزمون تفرق اشعه ایکس انجام گردید. بررسی توزیع ذرات با استفاده از میکروسکوپ روبشی FESEM انجام پذیرفت. برای بررسی تأثیر پارامترهای فرآیند روی تغییرات سختی، آزمون میکروسختی در سطح مقطع روی خطی موازی و در عمق 2 میلی‌متری از لبه نمونه، با فاصله‌های 1 میلی‌متر انجام شد.

نتایج و بحث

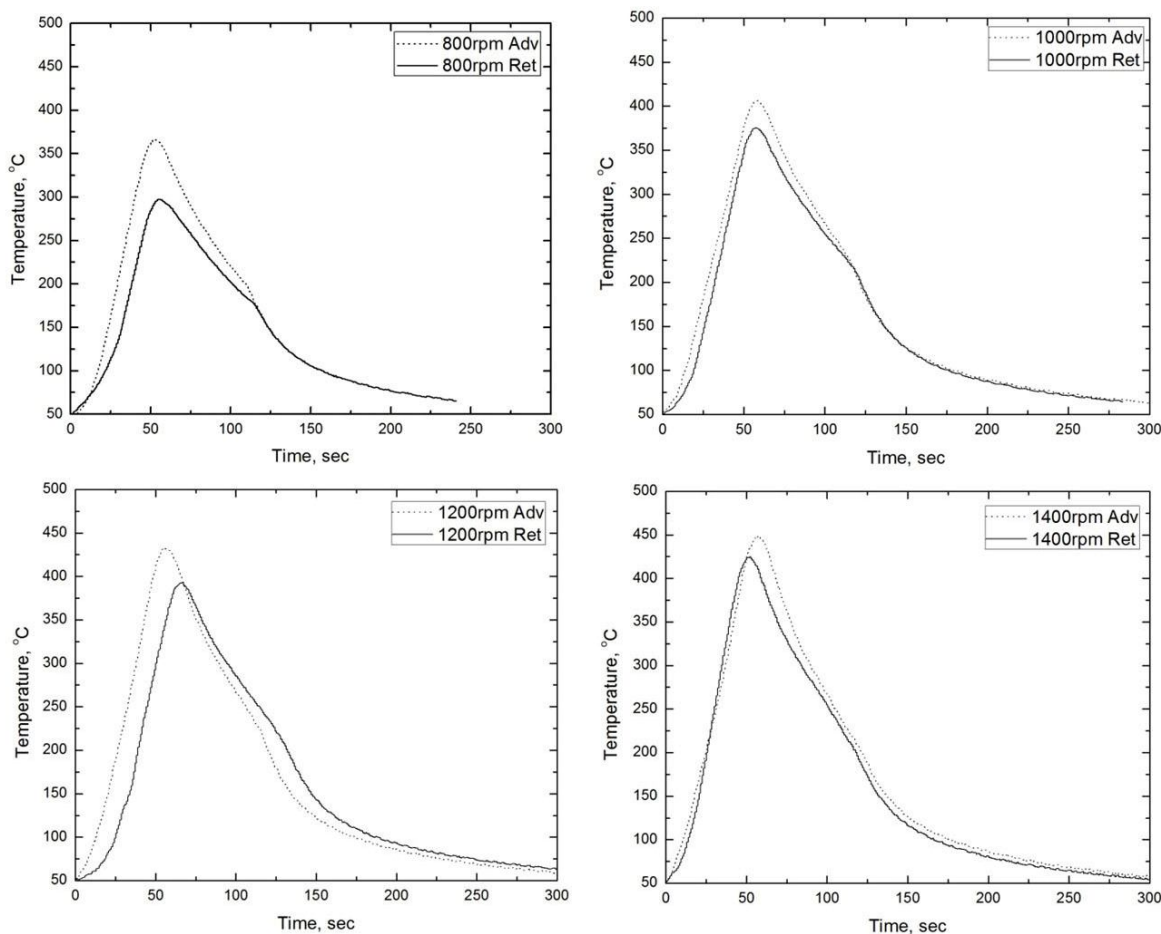
تأثیر دمای فرآیند روی ریزساختار

نمودار تغییرات دمای منطقه اغتشاشی برای ابزار رزوه دار در شکل 1 دیده می‌شود. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، دمای منطقه اغتشاشی در حین فرآیند در محدوده 300 تا 450 درجه سانتی‌گراد می‌باشد. قرار گرفتن در این محدوده دمایی در مقاله‌های دیگر هم مورد اشاره قرار گرفته است [7]. هم‌چنین، با افزایش سرعت چرخش، به دلیل تماس بیشتر ابزار با مواد، دمای منطقه اغتشاشی بیشتر می‌شود. همان‌گونه که در شکل 1 دیده می‌شود، در همه حالت‌ها دمای منطقه پیشین¹ بیش‌تر از دمای پسین² است. بالاتر بودن دمای منطقه پیشین به دلیل همسو بودن سرعت خطی و سرعت انتقالی ابزار می‌باشد. در نتیجه سرعت نسبی برخورد مواد با ابزار در قسمت پیشین بیش‌تر می‌باشد. هم‌چنین، با افزایش سرعت چرخش، افزون بر افزایش دما، مشاهده شد که اختلاف دمای پسین و پیشین کم‌تر می‌شود. این حالت به دلیل کاهش ضریب اصطکاک با افزایش دمای مواد می‌باشد. به بیان دیگر با افزایش دما، به دلیل کاهش اصطکاک، افزایش بیش‌تر دما در مناطقی که تماس بیش‌تری با مواد دارند، محدود می‌شود.

هم‌چنین، همان‌گونه که در شکل 1 دیده می‌شود، با افزایش سرعت چرخش ابزار، قطعه به مدت طولانی‌تری در دمایی بیش از یک دوم دمای ذوب خود قرار می‌گیرد. زمان قرارگیری ماده در دمایی بیش از این دما، از 60 ثانیه برای نمونه 800 دور در دقیقه تا 100 ثانیه برای نمونه

¹ -Advanced side (Adv)

² -Retreated side (Ret)



شکل ۱- تغییرات دمایی حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخش ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۱۲۰۰ و ۱۴۰۰ دور در دقیقه.

همان گونه که دیده می‌شود، در سرعت چرخش پایین، قرارگیری ذرات تقویت‌کننده در منطقه اصطکاکی اغتشاشی به گونه یکنواخت نیست و با افزایش سرعت چرخش، همگن شدن ساختار بهبود یافته است.

همچنین، با افزایش تعداد پاس‌ها از دوپاس به چهارپاس، توزیع ذرات بهبود می‌یابد. با این روند در بهترین حالت که انجام چهار پاس فرآیند در سرعت چرخش ۱۲۰۰ دور در دقیقه بهترین توزیع ذرات دیده می‌شود. بهبود یکنواخت شدن قرارگیری ذرات تقویت‌کننده در سرعت‌های بالا به دلیل بالا رفتن سیلان مواد با افزایش سرعت چرخش می‌باشد.

در شکل ۳ سطح مقطع نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی با استفاده از ابزار بدون رزوه نمایش داده شده است. همان گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، توزیع مناسبی از ذرات در منطقه اصطکاکی اغتشاشی وجود

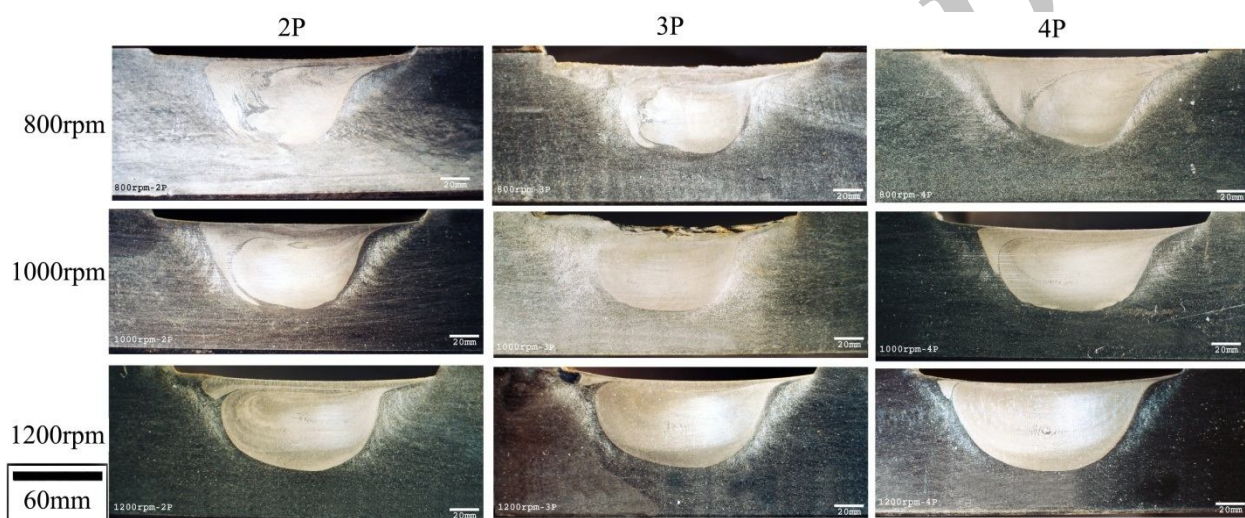
اندازه دانه اولیه ماده ۷۰ میکرون بود. کاهش شدید اندازه دانه پس از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در جدول ۱ دیده می‌شود. با استفاده از جدول ۱ می‌توان رابطه بین اندازه دانه و متغیر زرنر-هولمان به صورت $Ln(d) = 7.7 - 0.22Ln(Z)$ بدست آورد. این رابطه شباهت زیادی به رابطه بدست آمده از اکستروژن آلیاژ AZ31 $Ln(d) = 6 - 0.17Ln(Z)$ دارد [1]. فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در بسیاری از مقاله‌ها به صورت اکستروژن درجا توصیف شده است. تشابه این دو روش با توجه به نزدیکی دو رابطه بالا قابل ملاحظه است. تصاویر میکروسکوپی مقطع عرضی نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی شده با ابزار رزوه‌دار در سرعت چرخش‌های ۸۰۰، ۱۰۰۰ و ۱۲۰۰ دور در دقیقه در تعداد پاس‌های گوناگون در شکل ۲ دیده می‌شود.

شماره نیز در شکل 4 دیده می‌شود. به دلیل حفره‌دار بودن نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی شده با دو ابزار بدون رزوه و سه شماره از بررسی‌های بیش‌تر این نمونه‌ها خودداری شد. جدول ۱- اندازه دانه و دمای اندازه گیری شده همراه با نرخ کرنش و پارامتر زرنر - هولمان محاسبه شده در هر

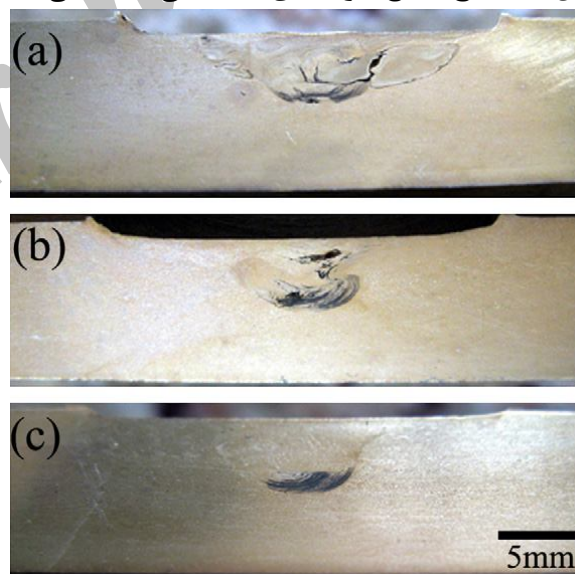
ندارد و سیلان پایین مواد، موجب ایجاد ترک‌هایی در این منطقه شده است. پایین بودن سیلان مواد و ایجاد حفرات در سطح مقطع نمونه اصطکاکی اغتشاشی با ابزار سه

سرعت چرخش.

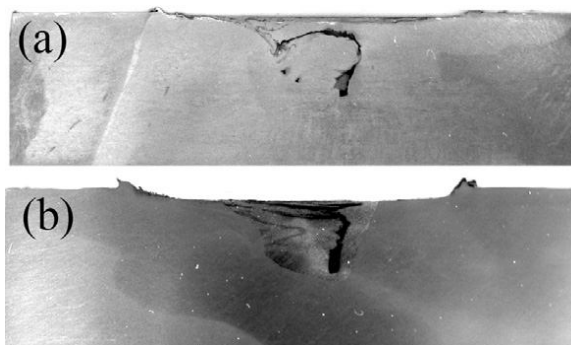
	دما (K)	نرخ کرنش (s^{-1})	اندازه دانه (μm)	پارامتر زرنر-هولمان (s^{-1})
800rpm	604	24/43	2/8	$1/16 \times 10^{13}$
1000rpm	640	30/54	3/1	$3/12 \times 10^{12}$
1200rpm	663	36/65	4/2	$1/58 \times 10^{12}$
1400rpm	690	42/76	5/2	$6/9 \times 10^{11}$



شکل ۲- سطح مقطع نمونه های اصطکاکی اغتشاشی شده.



شکل ۳- نمونه های تولید شده با ابزار بدون رزوه: الف- ۸۰۰ دور در دقیقه ب- ۱۰۰۰ دور در دقیقه ج- ۱۲۰۰ دور در دقیقه.



شکل ۴- نمونه های دوپاسه تولید شده با ابزار شیاردار: الف- ۱۰۰۰ دور در دقیقه ب- ۱۲۰۰ دور در دقیقه.

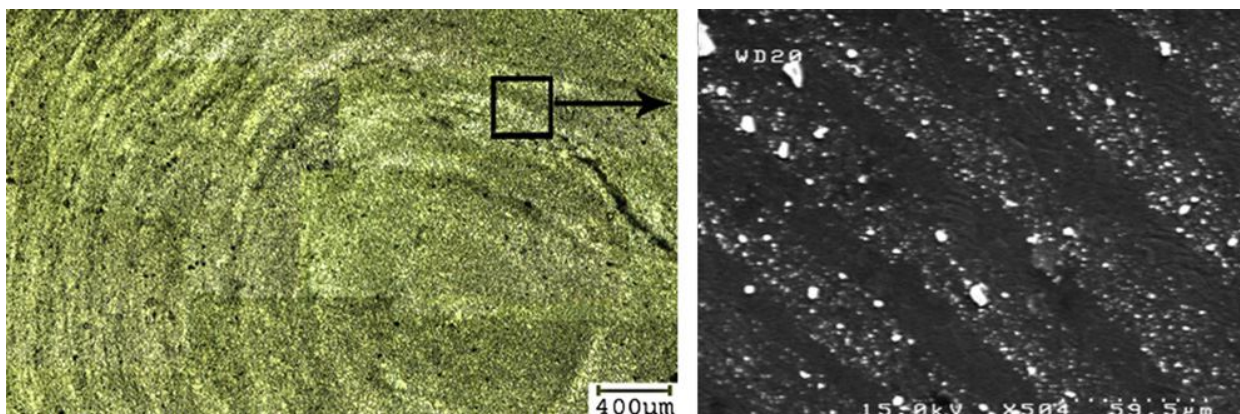
استفاده از این گونه تصاویر و با استفاده از نرم افزار پردازش تصویر مورد محاسبه قرار گرفت (شکل 11). همان گونه که در این شکل مشاهده می شود، با افزایش سرعت چرخش ابزار، میانگین اندازه ذرات کاهش یافته است. این حالت به دلیل شکسته شدن ذرات تجمع یافته می باشد.

پراش پرتو ایکس

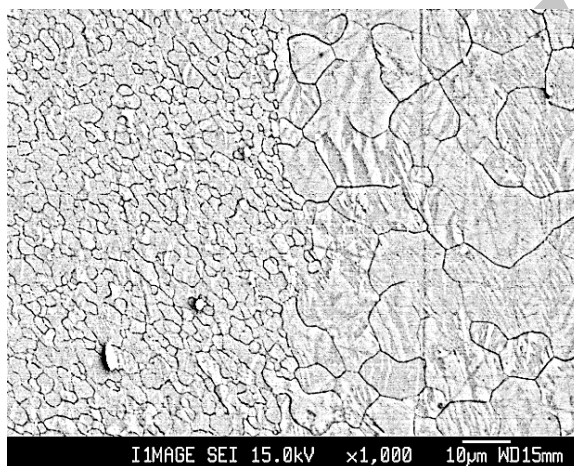
در شکل 12 نتایج بدست آمده از پراش اشعه ایکس نمونه های گوناگون و همچنین، الگوی پراش مرجع در شکل 12 (ز) مشاهده می شود. صفحه T، صفحه مقطع عرضی نمونه و صفحه W، صفحه مقطع طولی نمونه (هم ارز صفحه نورد نمونه اولیه) می باشد. نسبت شدت پیکها برای نمونه منیزیمی پودری در شکل 12 (و) دیده می شود. بر اساس این شکل بیشترین شدت پیک برای صفحه $(10\bar{1}1)$ بوده و پس از آن صفحه های (0002) و $(10\bar{1}0)$ به ترتیب بیشترین شدت را دارند. این در حالی است که در نمونه اولیه که نورد شده است، در مقطع طولی، صفحه (0002) بیشترین شدت را دارد و دو صفحه دیگر ذکر شده در قبل دارای شدت بسیار جزیی هستند. همچنین، در مقطع عرضی همه نمونه ها با افزایش تعداد پاس از دو به چهار پاس، پیک صفحه اصلی لغزش (0002) تشدید شده است. افزایش شدت پیک (0002) با افزایش تعداد پاس می تواند به دلیل افزایش تغییر شکل پلاستیک و جهت گیری ترجیحی بیش تر صفحات در راستای صفحه لغزش اصلی یعنی (0002) باشد.

در شکل 5 لایه های پیازی شکل ایجاد شده در نمونه اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخش 1200 دور در دقیقه پس از انجام دو پاس مشاهده می شود. لایه ها شامل یک لایه ریزدانه و یک لایه درشت دانه می باشد. در تصویر میکروسکوپ الکترونی نیز وجود و نبود ذرات در لایه های گوناگون دیده می شود. همچنین، در شکل 6 تصویر میکروسکوپ الکترونی مرز بین مناطق اغتشاشی و متأثر از حرارت و تغییر شکل را نشان می دهد. همان گونه که در این شکل مشاهده می شود، اندازه دانه در منطقه متأثر از حرارت و تغییر شکل بسیار درشت تر از منطقه اغتشاشی می باشد. کاهش اندازه دانه در منطقه اغتشاشی شده در اثر تبلور دوباره دینامیک و همچنین، جلوگیری از رشد دانه به وسیله ذرات تقویت کننده می باشد. این در حالی است که ذرات تقویت کننده همگی به صورت جداگانه در زمینه قرار نگرفته اند و خوشه هایی از این ذرات وجود دارد. در شکل 7 قرارگیری ذرات تقویت کننده در مرزدانه ها دیده می شود. همچنین، ملاحظه می شود که با وجود سرعت چرخش بالا، باز هم مناطق تجمعی ذرات وجود دارد.

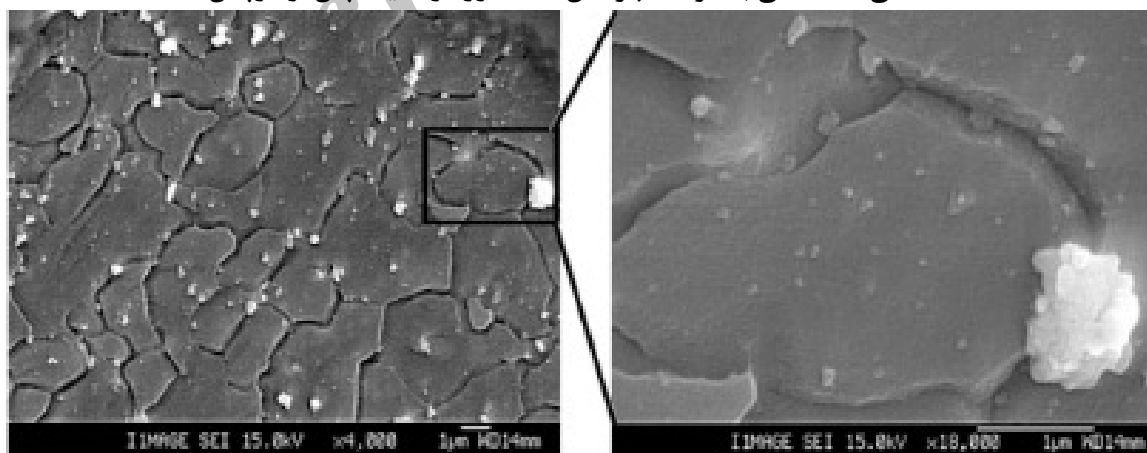
در شکل های 8 تا 10 تصاویر سطح مقطع نمونه های اصطکاکی اغتشاشی چهار پاسه با سرعت چرخش 800 و 1400 دور در دقیقه و نمونه دو پاسه با سرعت چرخش 1400 دور در دقیقه دیده می شود. همان گونه که در این شکل دیده می شود، توزیع ذرات با افزایش سرعت چرخش ابزار بهبود یافته است. همچنین، همان گونه که در نمونه اصطکاکی اغتشاشی با سرعت 1400 دور در دقیقه دیده می شود، با افزایش تعداد پاس از دو به چهار پاس، توزیع ذرات بهبود می یابد. توزیع ذرات در نمونه های گوناگون با



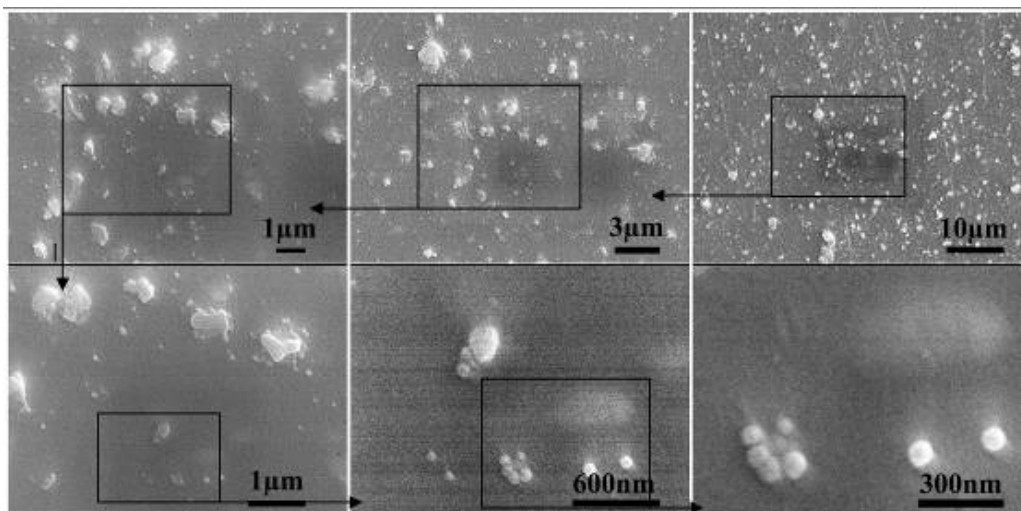
شکل ۵- لایه‌های پیازی شکل ایجاد شده در نمونه اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخش ۱۲۰۰ دور در دقیقه پس از دوپاس.



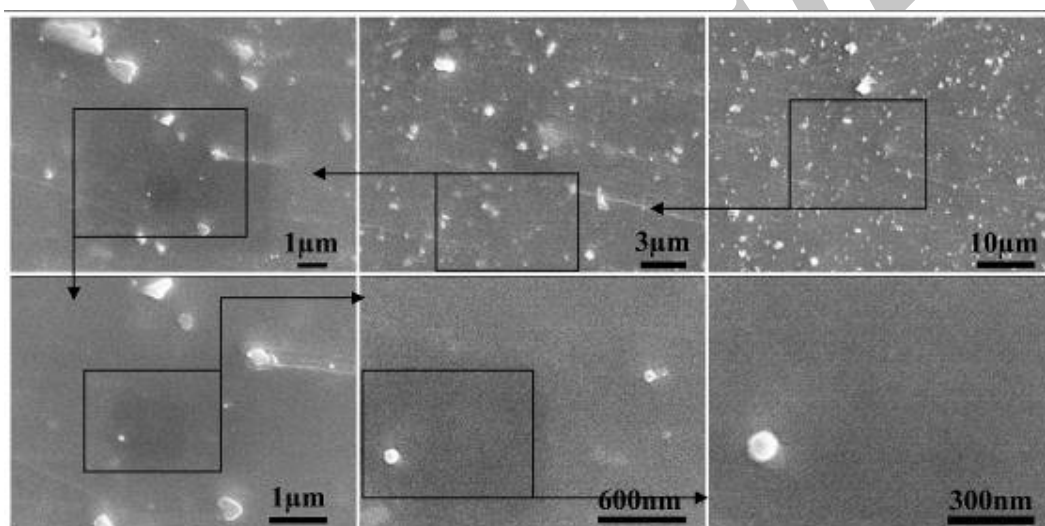
شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی مرز بین مناطق اغتشاشی و متأثر از حرارت و تغییر شکل در نمونه اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخش ۱۲۰۰ دور در دقیقه پس از دوپاس.



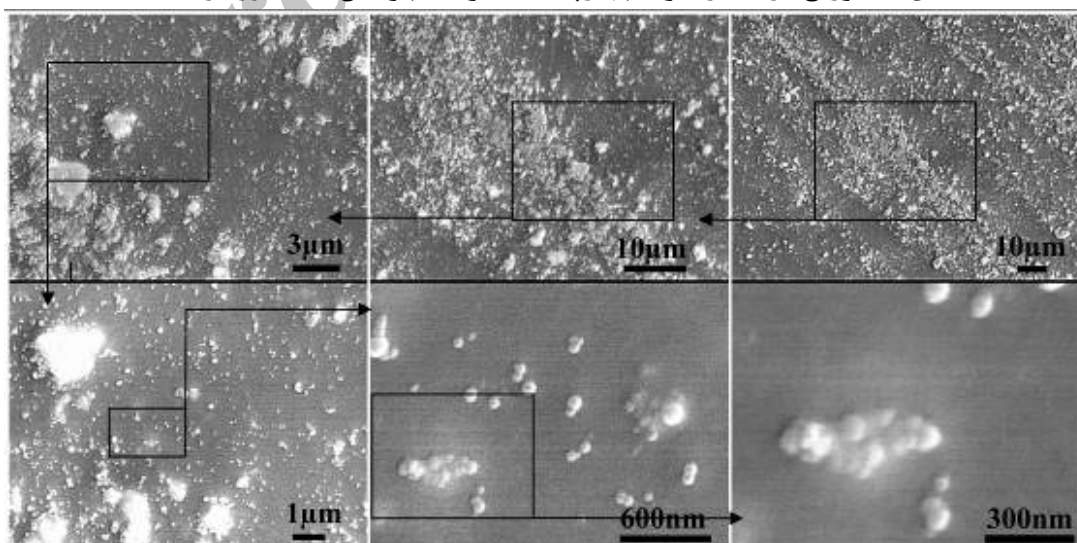
شکل ۷- دانه بندی منطقه اغتشاشی و وجود خوشه‌های ذرات در نمونه اصطکاکی اغتشاشی با سرعت چرخش ۱۲۰۰ دور در دقیقه پس از دوپاس.



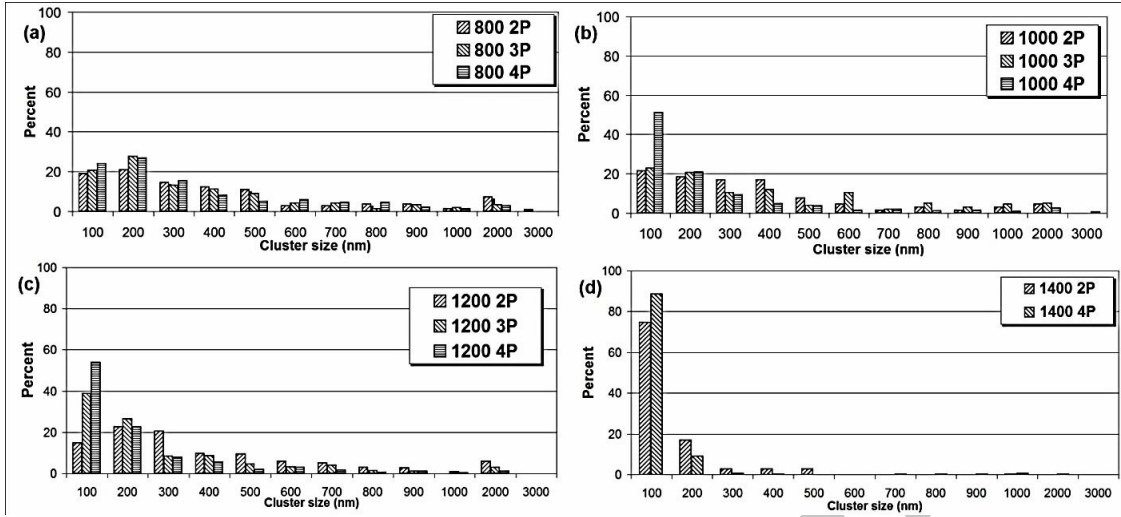
شکل ۸- توزیع ذرات در نمونه چهارپاسه با سرعت چرخش ۸۰۰ دور در دقیقه.



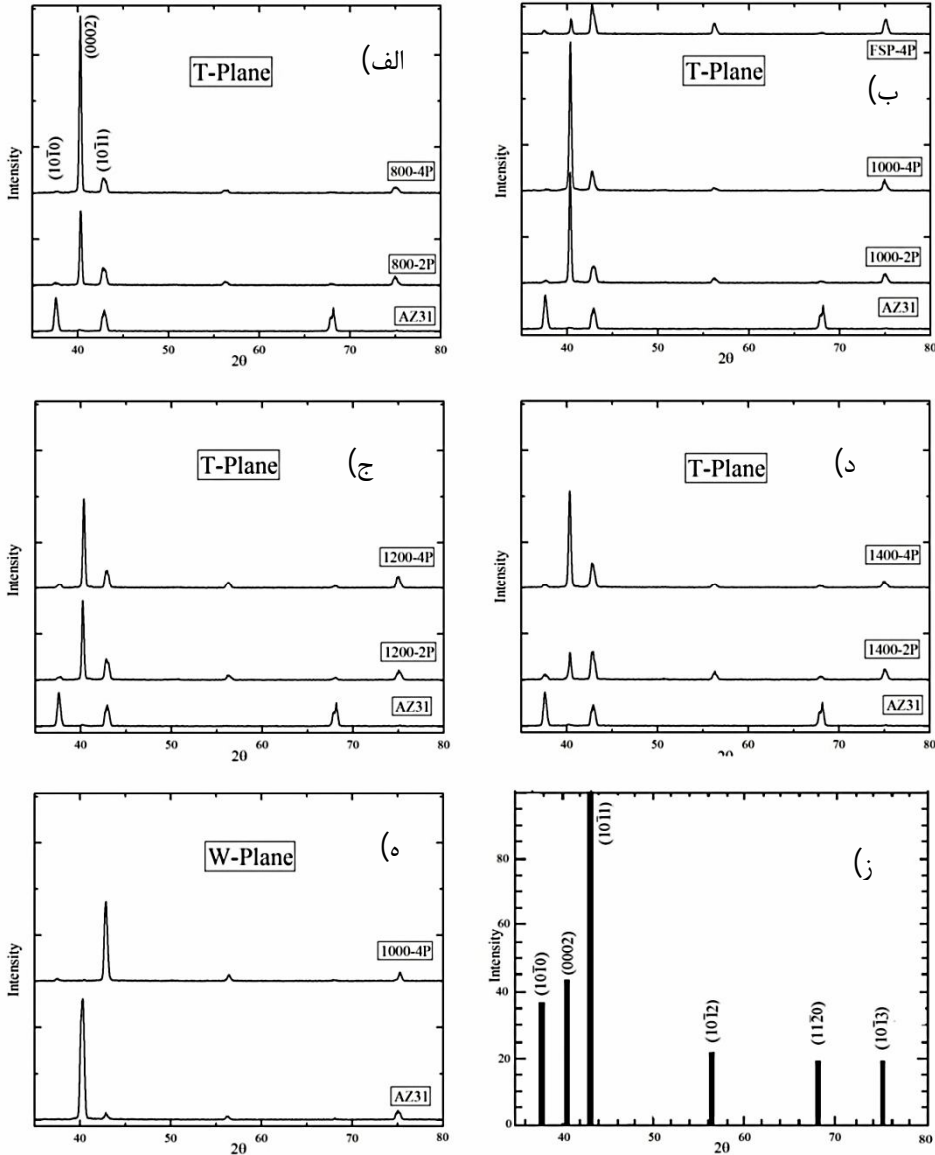
شکل ۹- توزیع ذرات در نمونه چهارپاسه با سرعت چرخش ۱۴۰۰ دور در دقیقه



شکل ۱۰- توزیع ذرات در نمونه دوپاسه با سرعت چرخش ۱۴۰۰ دور در دقیقه



شکل ۱۱- توزیع ذرات در نمونه های گوناگون



شکل ۱۲- پراش پرتو ایکس در نمونه های گوناگون

مکانیزم‌های استحکام‌بخشی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی به چهار دسته تقسیم می‌شوند [9]: استحکام‌بخشی ناشی از مرزدانه و مرزهای فرعی (رابطه هال-پیچ)، مکانیزم استحکام‌بخشی ناشی از اندرکنش نابه‌جایی‌ها و ذرات تقویت‌کننده (نظریه اوروان)، استحکام‌بخشی در اثر نابه‌جایی‌های بوجود آمده در اثر اختلاف ضریب انبساط حرارتی ذره و زمینه، و استحکام‌بخشی ناشی از کرنش‌های ایجاد شده در فصل مشترک ذره-زمینه. با توجه به رابطه هال-پیچ بدست آمده، با داشتن اندازه دانه می‌توان سختی آلیاژ زمینه را بدست آورد. اگر بتوان رابطه‌ای بین اندازه و توزیع ذرات و استحکام‌بخشی آن‌ها را بدست آورد، از برآیند آن و رابطه هال-پیچ می‌توان سختی کامپوزیت را بدست آورد.

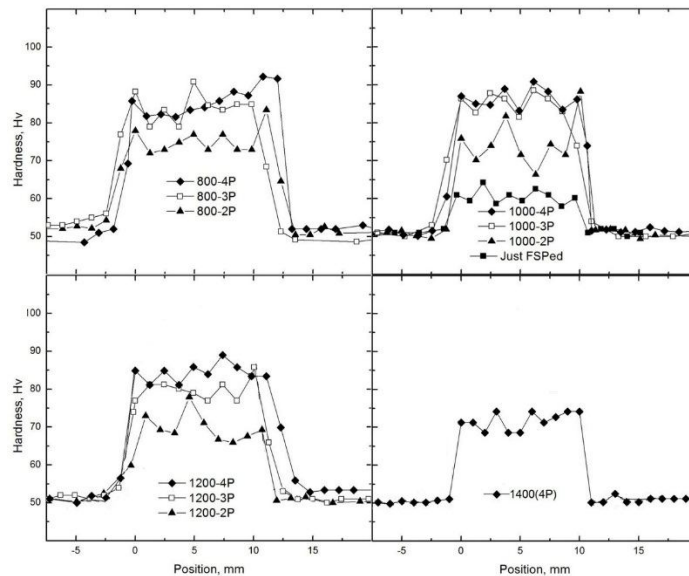
با توجه به مکانیزم تبلور دوباره دینامیک در نمونه اصطکاکی اغتشاشی شده، در صورتی که این فرآیند بدون افزودن ذرات تقویت‌کننده انجام پذیرد، افزایش سختی تنها در اثر ریزدانه‌نگی اتفاق می‌افتد. اگر در شرایط مشابه، ذرات تقویت‌کننده به فرآیند اضافه شود، افزون بر افزایش سختی ناشی از استحکام‌بخشی ذرات، به دلیل تأثیر مثبتی که این ذرات روی ریزتر شدن ساختار می‌گذرانند، به بالا رفتن سختی کمک می‌کنند. ذرات تقویت‌کننده با توجه به اندازه آن‌ها تأثیرات گوناگونی بر تبلور دوباره دینامیک دارند. اگر اندازه ذرات بیش‌تر از 100 نانومتر باشد، به دلیل درشت بودن ذرات، تمرکز تنش بالا در اطراف ذرات و تجمع زیاد نابه‌جایی‌ها در اطراف ذرات موجب افزایش مناطق پرنرژژی شده و در نتیجه، این مناطق مستعد جوانه زنی تبلور دوباره دینامیک می‌شوند. در حالی که اگر اندازه ذرات از 100 نانومتر کوچک‌تر باشد، برخلاف ذرات بزرگ‌تر، فصل مشترک این ذرات مکان‌های مساعدی برای جوانه‌زنی تبلور دوباره دینامیک نیستند و این ذرات تنها می‌تواند بر اساس مکانیزم قفل‌کنندگی زرنر، با قرارگیری در مرز دانه‌ها، از حرکت آن‌ها و در نتیجه رشد دانه جلوگیری کنند [9]. این مورد در جدول 2 دیده می‌شود. همان‌گونه که در این جدول مشاهده می‌شود، در پاس دوم اندازه دانه به زیر 5 میکرون در نمونه‌ها گوناگون رسیده است، ولی پاس‌های بعدی تأثیر بسیار جزئی روی کاهش اندازه دانه داشته است.

نکته قابل توجه تفاوت بسیار زیاد شدت پیک‌ها بین نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی شده با سرعت 1000 دور در دقیقه در دو حالت بدون نانوذرات و با نانوذرات (شکل 12 ب) می‌باشد. همچنین، همان‌گونه که ملاحظه می‌شود، جهت‌گیری نمونه فلز پایه به شکلی که صفحه (0002) موازی صفحه نورد نمونه می‌باشد، فلز پایه که به صورت نورد شده می‌باشد، در حین ساخت، لغزش و چرخش صفحات به شکلی بوده است که تقریباً تمامی صفحات (0002) موازی صفحه نورد قرار گرفته‌اند و در مقطع عرضی شدت این صفحه تقریباً صفر است. این مورد در مقاله‌های دیگر نیز در مورد آلیاژ AZ31 گزارش شده است [9].

سختی سنجی

مقادیر سختی اندازه‌گیری شده از مقطع عرضی نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی شده در شکل 13 نشان داده شده است. همان‌گونه که مشخص است، سختی فلز پایه به طور میانگین 50 ویکرز می‌باشد. همچنین، در تمامی نمونه‌ها سختی منطقه اصطکاکی اغتشاشی شده نسبت به نمونه اولیه افزایش یافته است. در تمامی حالت‌ها با افزایش تعداد پاس، سختی روند افزایشی داشته است. همچنین، با افزایش سرعت چرخش مقدار سختی کاهش یافته است.

با افزایش تعداد پاس در نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی شده به دلیل کاهش اندازه ذرات به هم چسبیده و توزیع بهتر ذرات مقدار سختی افزایش یافته است. همچنین، با افزایش سرعت چرخش ابزار به دلیل افزایش حرارت ورودی و زمان قرارگیری ماده در دمای بالا، افزون بر تبلور دوباره دینامیک، رشد دانه اتفاق افتاده است. در نتیجه، با افزایش سرعت چرخش ابزار و در نتیجه بزرگ شدن اندازه دانه موجب کاهش سختی ماده می‌شود. در این حالت با این‌که توزیع ذرات با افزایش سرعت چرخش ابزار بهبود یافته است، اما به دلیل درشت‌دانه شدن، سختی کاهش یافته است. اگر به هر دلیل از رشد دانه در فرآیند جلوگیری شود، سختی در هر دو مکانیزم ریزدانه‌نگی و پراکنده سختی افزایش خواهد یافت.



شکل ۱۳- تغییرات سختی در نمونه های اصطکاکی اغتشاشی شده درحالت های گوناگون جدول ۲- مقادیر سختی اندازه گیری و محاسبه شده برای هر سرعت چرخش.

	800rpm			1000rpm			1200rpm			1400 rpm
	دوپاسه	سه پاسه	چهارپاسه	دوپاسه	سه پاسه	چهارپاسه	دوپاسه	سه پاسه	چهارپاسه	چهارپاسه
اندازه مناطق تجمعی ذرات (nm)	490	390	370	450	340	290	440	310	230	145
متوسط اندازه دانه (μm)	3/2	2/9	2/8	3/9	3/7	3/1	4/4	4/2	4/2	5/2
اندازه دانه بر اساس قفل کنندگی زبر (μm)	3/2	2/6	2/5	3	2/3	1/9	2/9	2/1	1/5	1
سختی اندازه گیری شده کامپوزیت (Hv)	83	91	92	82	88	91	78	86	86	75
سختی محاسبه شده برای زمینه (Hv)	80	82	83	76	77	81	74	75	75	72
سختی محاسبه شده برای کامپوزیت (Hv)	89	91	92	85	86	90	82	83	83	79

یا کاهش سرعت چرخش در پاس های نهایی کاهش یابد، مرزدانه ها امکان عبور از ذرات را ندارند و در نتیجه دانه بندی ریزتر خواهد شد.

برای پیش بینی تأثیر ذرات تقویت کننده روی خواص مکانیکی کامپوزیت روش های گوناگونی مطرح شده است. ساده ترین و جذاب ترین روش، قانون مخلوط هاست. با توجه به جهت اعمال نیرو در آزمون سختی، مقادیر سختی

در این حالت به دلیل این که در پاس های ابتدایی، میانگین اندازه ذرات مجتمع شده، بزرگ است، جوانه زنی تبلور دوباره دینامیک به راحتی انجام می شود. در حالی که در پاس های بعدی با خرد شدن ذرات انباشته شده و جداسدن آنها از هم، امکان جوانه زنی تبلور دوباره دینامیک کاهش می یابد و این ذرات تنها نقش قفل کننده مرزدانه ها را دارند. حال اگر حرارت ورودی به دلیل خنک کاری نمونه و

باشد، احتمال جوانه زنی تبلور دوباره دینامیک افزایش می‌یابد.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش امکان ساخت نانوکامپوزیت به روش اصطکاکی اغتشاشی مورد بررسی قرار گرفت. هم‌چنین، تأثیر شکل ابزار، سرعت چرخش و تعداد پاس روی ریزساختار، بافت بلوری و سختی نمونه‌های اصطکاکی اغتشاشی مورد بررسی قرار گرفت و نتایج زیر بدست آمد:

1- در قطعاتی که با ابزارهای بدون رزوه و یا شیاردار تحت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفتند، تشکیل حفرات در تمامی سرعت‌های چرخش مشاهده گردید و در نتیجه امکان ساخت نانوکامپوزیت وجود نخواهد داشت.

2- در ابزار رزوه‌دار به دلیل بالا بودن مقدار سیلان مواد، حفره‌ای مشاهده نگردید و نانوکامپوزیت بدون عیب بدست آمد.

3- ریزدانه‌گی در اثر مکانیزم تبلور دوباره در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی مشاهده شد که در نمونه اصطکاکی اغتشاشی شده همراه با ذرات تقویت‌کننده، دانه‌بندی ریزتری بدست آمد.

4- با افزایش تعداد پاس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی کاهش اندازه دیده شد. با این حال، روند کاهش اندازه دانه حالت نزولی داشت که به دلیل کاهش امکان جوانه‌زنی دانه‌های جدید بر روی ذرات تقویت‌کننده ریزتر بود.

5- رابطه زرن هولمان برای نمونه‌ها اصطکاکی اغتشاشی بدست آمد که این رابطه با نمونه‌های نورد شده مطابقت می‌کرد.

6- با افزایش سرعت چرخش و تعداد پاس توزیع ذرات بهبود یافت. هم‌چنین، مشاهده شد که سرعت چرخش تأثیر بیشتری نسبت به تعداد پاس روی بهبود توزیع ذرات دارد.

7- با استفاده از روابط مخلوط‌ها اندازه دانه بر اساس توزیع ذرات بدست آمده که تطابق خوبی با اندازه‌گیری‌ها داشت.

8- کاهش پیک صفحه اصلی لغزش در با افزایش سرعت چرخش مشاهده شد که به دلیل فعال شدن بقیه صفحات لغزش با افزایش دما می‌باشد.

کامپوزیت با تقویت‌کننده رشته‌ای به دو صورت هم‌کرنش $H_{iso-strain} = f_h H_h + f_s H_s$ و هم‌تنش $H_{iso-stress} = (f_h / H_h + f_s / H_s)^{-1}$ بدست می‌آید. که در روابط بالا، f و H به ترتیب سختی و درصد حجمی ذرات و اندیس‌های h و s به ترتیب مربوط به فاز سخت و نرم می‌باشند [10]. در کامپوزیت ذره‌ای، حالتی شبیه به حالت هم‌تنش اتفاق می‌افتد. با توجه به بالا بودن مقدار سختی فاز تقویت‌کننده نسبت به زمینه و هم‌چنین پایین بودن درصد حجمی ذرات نسبت به فاز زمینه، رابطه هم‌تنش به صورت $H_{iso-stress} = (H_s / f_s)$ برای کامپوزیت ذره تبدیل می‌شود.

در جدول 2 مقادیر سختی محاسبه‌شده از رابطه هال-پیچ قابل مشاهده است. این مقادیر با توجه به اندازه دانه اندازه‌گیری شده از بررسی ریزساختار بدست آمده است. اگر این مقدار سختی محاسبه‌شده در رابطه بالا قرار داده شود، با توجه به درصد حجمی فاز تقویت‌کننده که حدود 10 درصد می‌باشد، سختی کامپوزیت قابل محاسبه است. همان گونه که در جدول 2 مشاهده می‌شود. سختی محاسبه‌شده از این رابطه، بسیار نزدیک به سختی اندازه‌گیری شده می‌باشد. با توجه به رابطه قفل‌کننده‌گی

زرن که به صورت $d_z = \frac{4r}{3V_f}$ است، اندازه دانه نهایی

قابل محاسبه است. در این رابطه d_z اندازه دانه، r میانگین شعاع ذرات تقویت‌کننده، و V_f درصد حجمی فاز تقویت‌کننده می‌باشد [10]. با محاسبه میانگین اندازه ذرات تقویت‌کننده با توجه به شکل، و قرار دادن درصد حجمی برابر ده درصد، اندازه دانه ناشی از مکانیزم قفل‌کنندگی قابل محاسبه است. همان گونه که در شکل دیده می‌شود، اندازه دانه اندازه‌گیری شده بیش تر از محاسبه‌شده می‌باشد. هم‌چنین، با افزایش سرعت چرخش، اختلاف بین این دو عدد بیش‌تر می‌شود. این حالت نشان‌دهنده کاهش توانایی قفل کردن مرز دانه با افزایش دما می‌باشد. تنها در نمونه اصطکاکی اغتشاشی با سرعت 800 دور در دقیقه و در پاس دوم این دو مقدار با یکدیگر برابرند. همان گونه که در بالا گفته شد، هر چه اندازه ذرات تقویت‌کننده بزرگ‌تر یا دمای فرآیند پایین‌تر

سپاسگزاری

اصطکاکی اغتشاشی" می‌باشد که با حمایت معاون پژوهش و فناوری دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز انجام پذیرفت.

References

- 1- C. I. Chang, Y. N. Wang, H. R. Pei, C. J. Lee, X. H. Du, and J. C. Huang, "Microstructure and Mechanical Properties of Nano-ZrO₂ and Nano-SiO₂ Particulate Reinforced AZ31-Mg Based Composites Fabricated by Friction Stir Processing", Key Engineering Materials vol. 351, pp. 114-119, 2007.
- 2- م. عزیزیه، ع. صادقی و ا. ح. کوبی، "بررسی ریزساختار و ویژگی‌های مکانیکی اتصال اصطکاکی اغتشاشی آلومینیوم 1100 به AZ31"، مجله مواد نوین، دوره 2، شماره 6، ص 1-11، زمستان 1390.
- 3- م. عزیزیه، ر. بهادرانی بیرگانی، س. جعفری، ز بلک و م. بروجردنیا، "تأثیر پارامترهای فرآیند اصطکاکی اغتشاشی روی ریزساختار و خواص مکانیکی منیزیم"، مجله مواد نوین، دوره 5، شماره 18، ص 129-140، زمستان 1393.
- 4- W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Church, P. Templesmith and C.J. Dawes, 1991, The Welding Institute, TWI, International, Patent Application no. pct/GB92/02203 and GB Patent Application no. 912598.8.
- 5- R.S. Mishra, M.W. Mahoney, S.X. McFadden, N.A. Mara and A.K. Mukherjee, "High strain Rate Superplasticity

- این مقاله برگرفته از طرح پژوهشی با عنوان "بررسی امکان ساخت نانوکامپوزیت پایه منیزیم با استفاده از روش in a Friction Stir Processed 7075 Al Alloy", Scripta Materialia, 42, pp.163-168, 2000.
- 6- R.S. Mishra, Z.Y. Ma and I. Charit, "Friction Stir Processing: a Novel Technique for Fabrication of Surface Composite", Materials Science Engineering A, 341, pp. 276-281, 2003.
 - 7- A. Dutta, I. Charit, L.B. Johannes and R.S. Mishra, "Deep Cup Forming by Super plastic punch Stretching of Friction Stir Processed 7075 Al alloy", Materials Science and Engineering A, 395, pp.173-179, 2005.
 - 8- M. Azizieh, and A.H. Kokabi, Effect of Rotational Speed and Probe Profile on Microstructure and Hardness of AZ31/Al₂O₃ Nano Composites Fabricated by Friction Stir Processing, Materials and Design, Vol. 32, pp. 2034-2041, 2011.
 - 9- Park, C. S. Sato, Y. S. Kokawa, H. Effect of Micro-Texture on Fracture Location in Friction Stir Processing of Mg Alloy AZ61 During Tensile Test, Scripta Materialia, Vol 49, pp. 161-166, 2003.
 - 10 -B.M Darras, M.K. Khraisheh., F.K. Abu-Farha, and M.A. Omar, "Friction Stir Processing of Commercial AZ31 Magnesium Alloy", Journal of Materials Processing Technology, 191, pp. 77-81, 2007.