ساخت کامیوزیت سطحی $AZ91/Mg_{x}Cu_{v}$ ، با استفادہ از فرایند اصطکاکی اغتشاشی و بررسی رفتار سایشی آن پس از عملیات حرارتی T6

مهدیه فرقدانی، فتح اله کریمزاده و محمد حسین عنایتی

دانشکاره مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان (دريافت مقاله ۹۴/۰۱/۲۴ ـ يذيرش مقاله : ۹۵/۰۵/۲۶)

چکیدہ

در این پژوهش کامپوزیت سطحی بر پایهی سیستم Mg-Cu، و با استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی به صورت درجا بر سطح آلیاژ AZ91C ایجاد شد. بررسی میکروساختار منطقهی اغتشاش پس از شش پاس فرایند نشاندهندهی تشکیل ترکیب بینفلزی Mg₂Cu در کامپوزیت AZ91/Cu است. بعد از عملیات حرارتی T6 با افزایش درصد حجمی ذرات تقویتکننده و تشکیل ترکیب بینفلزی MgCu₂، سختی نمونهی کامپوزیتی افزایش یافت. بررسی ذرات و سطوح سایشی، وقوع مکانیزمهای سایش خراشان و ورقهای در نمونـهی سـایش فلـز پایـه را نشـان داد. نتـایج EDS و میکروسـختی کامپوزیت AZ91/Cu، نشاندهنده ی افزایش سختی و پایداری لایه ی اکسید سطحی در نمونه ی کامپوزیتی نسبت به نمونه ی فلز پایه است که نرخ سایش این کامپوزیت نسبت به زمینه را کاهش داده است. نتایج اَزمون سایش نشان داد که پس از عملیات حرارتی T6، رفتار سایشی نسبت به نمونهای که تحت عملیات حرارتی قرار نگرفته ضعیفتر شده است. این افزایش نرخ سایش در نمونهی کامپوزیتی به دلیل تشکیل میکروتـرکهـا در حـین عملیات حرارتی می باشد که منجر به پدیدهی ورقهای شدن در این نمونهی سایش شده است. عملیات حرارتی میباشد ده مىجر ب_{قت} **واژههای کلیدی**: کامپوزیت سطحی بر پایهی منیزیم، فرایند اصطکاکی اغتشاشی، رفتار سایشی.

Formation of surface metal matrix composite AZ91/Mg_xCu_v and its wear behavior after T6 heat treatment

F. Farghdani, F.A. Karimzadeh and M.H. enayati

Department of materials engineering, Isfahan university of technology (Received 13 April 2015, accepted 16 August 2016)

Abstract

in this study, in situ surface composite based on Mg-Cu system produced on AZ91C alloy by friction stir processing. Microstructural studing in the 6 passes friction stirred zone, revealed the presence of Mg₂Cu intermetallic phase in AZ91/Cu nanocomposite. after T6 heat treatment, microhardness value within the stirred zone increased due to increasing volume fraction of hard intermetallics and formation of MgCu₂ phase in the composite. Wear surface and debris observation indicated that abrasion and delamination wear mechanisms occurred in AZ91C alloy. The results of EDS and microhardness test on AZ91/Cu sample revealed that hardness and durability of oxide film on wear surface was more than that of the base alloy, which led to decrease wear mass loss of the composite in comparison with base metal. the results of wear test revealed that T6 heat treatment weakened wear properties, compared with not heat treated composite. composite samples Wear rate increased because of microcrack formation during heat treatment which caused delamination occurrence in this wear sample.

Key words: Magnesium-base nanocomposite, Friction stir processing, wear behavior

E-mail of corresponding author: m.farghadani@ma.iut.ac.ir

ريزساختار غيرهمگن و دندريتي محدود شدهاست [۱و۲]. یکی از روش های آسان و مقرون به صرفهی حالت جامـد در تولیدکامپوزیت سطحی، فرایند اصطکاکی اغتشاشی می باشد که علاوه بر اصلاح ریزساختار، بهبود خواص مکانیکی، حذف عیوب ساختار ریختگی و تولید تركيبات بين فلزي، امكان ايجاد نانوكامپوزيت هاي سطحي و بالک را در کوتاهترین زمان ممکن فراهم میسازد. جباری ؓ و همکارانش با ساخت نانوکامپوزیت سطحی بـر پایهی سیستم سهتایی Al-Ni-O (با استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی)، مقاومت به سایش این کامیوزیت نسبت به فلز پایه را تا حدود زیادی بهبود دادند [۳]. سایر تحقیقات انجام گرفته در زمینهی توسعهی نانو كامپوزيت هاي حاوي ذرات سراميكي معطوف به ساخت نانوكامپوزيتهاي سطحي به صورت غير درجا بوده است. موريسادا أو همكاران با توليد نانوكاميوزيت AZ31/MWCNT به روش اصطكاكي اغتشاشي، سختي و خواص مکانیکی این آلیاژ را بهبود دادند [۴]. اسدی^۵ و همکاران نیز با ساخت نانوکامپوزیت AZ91/SiC و انجام ۸ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی اندازه دانههای زمینه را از ۱۵۰ میکرومتر به حدود ۷ میکرومتر کاهش دادنـد [۵]. در پژوهش دیگری سینگ ُو همکاران با بررسی رفتار سایشی نانوکامپوزیت AZ31/TiC ثابت کردند که نرخ سایش این کامپوزیت در حدود ۱/۰۴ برابر نرخ سایش آلياژ منيزيم است [۶]. با توجه به آنکه برخی بررسی ها حماکی از تماثیر مناسب ترکیبات بینفلزی Mg_xCu_y در زمینه منیزیم است [۷ و۸]، در این پژوهش سعی میشود نانوکامپوزیت سطحی حاوی ترکیبات بینفلزی مربوط به سیستم Mg-Cu به صورت درجا بر سطح آلیاژ AZ91 ایجاد گشته و در

- ⁵Asadi
- ⁶Singh

مقدمه

منیزیم و آلیاژهای آن به دلیل استحکام ویژهی بالا، خاصیت جذب ارتعاش و چگالی کم نسبت بـ فـولاد و آلومینیوم گزینهی مناسبی در کاربردهای نظامی، صنایع هوافضا و اتوموبيلسازي به شمار ميروند. در كنار خواص مطلـوب منيـزيم، چـالشـهـايي نظيـر اسـتحكام و انعطاف پذیری پایین به همراه مقاومت کم در برابر سایش و خزش استفاده از ایـن آلیـاژ را محـدود مـیسـازد؛ ایـن عيوب با افزودن عناصر آلياژي تا حدودي اصلاح شده، اما به منظور بهبود بیشتر خواص از روش های کاهش اندازه دانه، ایجاد ساختارهای هممحور و کامپوزیتی کردن سطح و بالک استفاده می گردد. افزودن ذرات تقویت کننده بـرای ساخت کامپوزیت، ای سطحی به دو روش صورت می گیرد: ۱) ذرات تقویت کننده به صورت مستقیم به زمینه اضافه شده، یا به عبارت دیگر ذرات تقویت کننده قبل از کامیوزیتسازی ایجاد شده باشند. ۲) به صورت درجا و در حین کامپوزیت سازی ایجاد شوند. از مزیت های روش دوم احتمال تولید ذرات تقویت کنندهی نانومتری، قوی بودن فصل مشترک ذرمی تقویتکننده و زمينه، توزيع مناسب و يكنواخت تقويتكنندهها و دستیابی به ریزساختار پایدار ترمودینامیکی میباشد. به منظور بهبود خاصیت مقاومت به سایش منیزیم از روش های پوشش دهی زیادی استفاده شده است. از جمله ی این روش ها مي توان به استفاده از قوس يلاسما ، لايهنشاني بـ ليزر و به منظور ايجاد كامپوزيت سطحي با ذرات Ni، TiN ،Cu و CrNi بر سطح آلياژ AZ91 اشاره كرد. بهکارگیری روشهای ذوبی در کامپوزیتسازی سطحی به دلیل معایبی چون ایجاد فاز مذاب، عدم کنترل فرایند، عدم توزيع يكنواخت ذرات تقويتكننده در زمينه و ايجاد

²Friction stir processing

³Jabbari

⁴Morisada

¹Plasma-Arc glow

نهایت به منظور بررسی اثر رسوبات فاز β بر ریزساختار و خواص سایشی، نمونههای ساخته شده با استفاده از فرایند FSP تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفتند.

مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از ورقهای ریختگی به ضخامت یک سانتیمتراستفاده شد. ترکیب شیمیایی این ورقهای ریختگی در جدول ۱ نشان داده شده است.

جدول۱ . نتایج أنالیز کوانتومتری آلیاژ AZ91C .			
	درصد وزنی (wt%)	عناصر	
	9.18	Mg	
	٨/۶٣	Al	
	• /۵٩	Zn	
	•/1٧	Mn	
	<•/•۵٩	Fe	

به منظور ایجاد کامپوزیت سطحی AZ91/Mg_xCu_y بودر مس با اندازه ذرات حدود ۲۰ میکرومتر استفاده شد. روی سطح ورق های آلیاژ AZ91C که مستطیل شکل و روی سطح ورق های آلیاژ AZ91C که مستطیل شکل و با ابعاد ۱۱×۹ سانتیمتر میباشند، شیارهایی به فاصلهی ۳ سانتی متر از هم و با عمق و عرض به ترتیب، ۲ و ۳ میلیمتر و با طول ۷ سانتیمتر، ایجاد شده است. نمونهها میلیمتر و با طول ۷ سانتیمتر، ایجاد شده است. نمونه ها به منظور چربیزدایی دراستون غوطه ورشده و بلافاصله تحت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفتند. ابزار مورد استفاده دراین فرآیند که عامل اصلی ایجاد اغتشاش درنمونه است از دو قسمت شانه و پین تشکیل شده و ازجنس فولاد سخت شدهی H13 میباشد. قطر شانه و پین دراین ابزار به ترتیب ۱۷ و۶ میلیمتر به صورت استوانهای و رزوهدار با جهت پیچش ساعت گرد میباشد.

مشخصات هندسی ابزار مورد استفاده در شکل ۱ نشان داده شده است.



شکل ۱. ابزار مورد استفاده برای فرایند اصطکاکی اغتشاشی در این پژوهش.

در مرحلهی بعد، پودر مس در شیارها ریخته شده و به خوبی متراکم میشود. در این پژوهش اغتشاش به وسیلهی دستگاه ماشین فرزی که به منظور انجام فرآيندهاي اصطكاكي اغتشاشي تجهيز شده است روى نمونهها اعمال می شود. ابتدا با نصب ابزار بدون پین به قطر شانهی ۱۸ میلیمتر، شیارهای حاوی پودر بسته می شوند. با توجه به مطالعات انجام شدهی قبلی در زمینه ی آلیاژ AZ91C پارامتر مناسب برای انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و سرعت حرکت خطی ۳۰ میلی متر بر دقیقه می باشد [۹]، که با اعمال این پارامترها روی کامپوزیت، عیب پوستهای شدن در نمونهها مشاهده شد. با تغییر پارامترها به منظ ور رفع این عیب، سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بردقیقه وسرعت پیشروی ۴۰ میلیمتر بر دقیقه به عنوان پارامتر بهینه انتخاب شده و تمامی نمونه های مورد استفاده در این پژوهش تحت شرایط یکسان و با استفاده از ایـن پـارامتر تحت فرايند اصطكاكي اغتشاشي قرار گرفتند.

ارزيابىهاى متالورژيكى

به منظور بررسی ریزساختار و توزیع ذرات در کامپوزیت AZ91/Cu از میکروسکوپ نوری استفاده شد. بدین منظور مقاطعی از نمونهها به طول ۳ سانتیمتر بریده شد، مسافت ۱۱۰۰ متر، با استفاده از پینی ازجنس فولاد مسافت ۱۱۰۰ متر، با استفاده از پینی ازجنس فولاد ۵۲۱۰۰ و با سختی ۶۴ راکول C برنمونه ها اعمال شد. سرعت حرکت خطی دستگاه ثابت و حدود ۰/۰ متر بر ثانیه می باشد. نتایج بدست آمده ازکاهش وزن نمونه ها بعداز طی هر ۱۰۰ متر اندازه گیری و ثبت می شود. مسیر سایش روی نمونه و ذرات سایشی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی گردید.

نتايج و بحث

بررسی های ریز ساختاری

به منظور بررسی اثر فرایند اصطکاکی اغتشاشی و کامپوزیتسازی بر ریزساختار منطقهی اغتشاش از تصاویر به دست آمده از میکروسکوپ نوری استفاده شد. اندازه دانه های غیرهمگن و تا حدودی هم محور فلز پایه مطابق شکل ۲-الف حدود ۳۰ میکرومتر میباشد. بعد از کامپوزیتسازی و استفاده از پارامترهای بهینه، اندازهی دانه ها به حدود ۴ میکرومتر کاهش یافت (شکل ۲-ب).



شکل۲. تصویر میکروسکوپ نوری از الف) ریزساختار فلز پایه AZ91/Cu، ب) ناحیهی اغتشاش در کامپوزیت AZ91/Cu بعد از شش یاس اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

همان طور که در این تصاویر مشاهده میشود رسوبات یوتکتیک و ناپیوستهی فاز β به صورت درشت و کشیده در مرزدانهها تشکیل شدهاند. آنالیز نقطهای (EDS) روی این رسوبات نیز حضور فاز β را ثابت میکند. (شکل۳).

طوریکه شامل سه منطقهی اغتشاش'، منطقهی تحت اثرمکانیکی- حرارتی و متأثر از حرارت باشد. سپس نمونه ها مانت شده و با استفاده از ساینده های آغشته به WC تا شمارهی ۴۰۰۰ سمباده زنی می شوند. بعد از ایس مرحله برای حذف کامل خطوط سمباده و ایجاد سطحی كاملاً يكنواخت و صاف روى نمونه ها از نمد و محلول آلومینای۵۰/۰ میکرونی استفاده شد. به منظور اچ نمونه هـا از محلول اچ شامل ۷۰ میلی لیتر اتانول، ۷۰ میلی لیتر آب مقطر، ۲۰ میلی لیتر استیک اسید و ۴/۲ گرم پیکریک اسید استفاده شد. نمونه ها به مدت ۱ تا ۳ ثانیه دراین محلول نگهداری شده و سپس با الکل شسته و خشک میشوند. به منظور بررسی اندازه دانـه در تصاویر میکروسکوپی از روش Linear intersection استفاده شد. همچنین به منظور بررسی ریزساختار و اندازه دانه در ناحیهی اغتشاش از میکروسکوپ الکترونے روبشے SEM مدل Leo Philips استفاده شد. آنالیز عنصری ذرات و مناطق مختلف نمونه های مورد بررسی، توسط دستگاه EDX مـدل Seron ASI 2300 مشـخص شـده و بـه منظـور بررسی اندازه ذرات تقویت کننده ی کوچکتر درابعاد نانومتري از ميكروسكوپ الكتروني گسيل ميداني (FESEM)، مدل Mira 3-XMU استفاده شد.

ریزسختیسنجی و آزمون سایش

در این پژوهش سختی متوسط نمونهها با دستگاه Koopa مدل MH3 اندازه گیری شده که ایندنتور این دستگاه هرم مربع القاعدهای با زاویهی سطحی جانبی ۱۳۶ درجه میباشد و نیروی ۱۰۰گرمی را در مدت ۱۰ ثانیه برنمونهها اعمال میکند. آزمون سایش لغزشی نیز توسط یک دستگاه رفت و برگشتی با بار ۱۵ نیوتن و طی

¹Nugget zone ²Thermomechanical affected zone ³Heat affected zone

علاوه بر این حضور حفرات کلوخهای و میکرونی به عنوان عیوب ساختار ریختگی آلیاژ AZ91C در شکل ۴ نشان داده شده است.



شکل۳. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی رسوبات قاز β در نمونه فلز پایه AZ91 و ب) نتایج مربوط به آنالیز EDS نقطه ۱.



شکل۴. تصویر میکروسکوپ نوری از حفرات میکرونی ساختار فلز پایه.

در اثر انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی و به دنبال آن تحولات ساختاری در آلیاژ AZ91، مناطق اغتشاش، نواحی تحت اثر مکانیکی حرارتی و متأثر از حرارت شکل گرفته است (شکل۵). مرز بین مناطق تحت اثر

مکانیکی حرارتی و اغتشاش بعد از آمادهسازی و اچ به صورت واضح در شکل۵-الف قابل تشخیص است. علاوه بر این در حین این فرایند عیوب ساختار ریختگی آلیاژ AZ91C، نظیر حفرات میکرونی نیز از بین میروند.



شکل۵. تصویر میکروسکوپ نوری الف) مرز بین ناحیهی اغتشاش و ناحیه TMAZ و ب) ناحیه TMAZ.

علاوه بر این در پاسهای ابتدایی، لایهای از ترکیبات بینفلزی ترد اطراف ذرات مس تشکیل می شود. این لایه با افزایش تعداد پاس و تغییر شکل پلاستیک شدید شکسته شده، و مسیر ورود زمینه به درون ذرات تقويتكننده و در نتيجه تسريع روند واكنش زمينه و ذرات مس فراهم میشود. به این ترتیب ذرات آلگومرهی درشت نیز راحت در شکسته و در ساختار پخش میشوند، در نتیجه شیب غلظتی در فصل مشترک به صورت پیوسته زیاد شده و نیرو محرکهی نفوذ و انجام واکنش درجا افزایش مییابد [۱۰]. حضور ذرات آگلومرهی مس در منطقهی اغتشاش کامپوزیت AZ91/Cu پس از ۴ پاس فرايند اصطكاكي اغتشاشي در شكل ۶-الف نشان داده شده است. پس از شش پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی منطقهی اغتشاش فاقد ذرات آگلومره است و توزیع یکنواختی از ذرات تقویتکننده در منطقهی اغتشاش ایجاد شده است (شکل ۶-ب) و به عنوان تعداد پاس بهینه روی تمام نمونهها اعمال گردید. عبدالهی و همکاران نیز با انجام پنج پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی به توزیع مناسبی از ذرات تقویت کننده در کامیوزیت AZ31/Ni دست یافتند [۱۱]. مطابق تحقیقات قبلی صورت گرفته در

زمینه تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر آلیاژ AZ91، با انجام شش پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی رسوبات فاز β در مرزدانه ها شکسته شده و در زمینه فاز α حل می شوند. چانگ و همکاران در بررسی تغییرات ریزساختاری آلیاژ AZ91 پس از دو پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی به نتایج مشابهی دست یافتند که نشاندهنده ی حل شدن رسوبات فاز β در زمینه ی α و نشاندهنده ی حل شدن رسوبات فاز β در زمینه ی α و ایجاد محلول جامد Mg-Al می باشد [۱۲]. الگوی پراش نمونه ی فلز پایه و کامپوزیت AZ91/Cu بعد از شش نمونه ی فلز پایه و کامپوزیت AZ91/Cu بعد از شش نمونه ی ایند اصطکاکی اغتشاشی و فازهای شناسایی شده در منطقه ی اغتشاش این نمونه ها در شکل ۷ نشان داده شده است.



شکل۶. تصویر میکروسکوپ نوری از منطقهی اغتشاش کامپوزیت AZ91/Cu پس از الف) ۴ پاس ب) ۶ پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

همان طور که در این شکل مشاهده می شود نمونه فلز پایه شامل فازهای α (محلول جامد Al در Mg) و β است. همان طور که در شکل ۷ نشان داده شده با انجام شش پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی روی کامپوزیت پاس فراینده اصطکاکی اغتشاشی روی کامپوزیت معابار شدت پیک هازهای α و β و مس کاهش یافته

است. آنالیز EDS روی ذرات خاکستری پراکنده در این کامپوزیت در شکل ۸ نیز حضور این فاز، بعد از شش پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی را ثابت نموده است.



AZ91/Cu شکل ۷. الگوهای XRD مربوط به نمونه یکامپوزیتی AZ91/Cu تولید شده پس از الف)۴ پاس و ب)۶ پاس.



شکل۸ آنالیز EDS مربوط به ذره شماره ۱ در کامپوزیت AZ91/Cu پس از شش پاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی.

پس از انجام عملیات حرارتی T6 روی این کامپوزیت تغییرات فازی و ریزساختاری، مورد بررسی قـرار گرفت.

در حین ۲۷ ساعت فرایند انحلال حین عملیات حرارتی T6 فرصت لازم برای نفوذ، واکنش و در نتیجه افزایش شدت پیکهای مربوط به فاز Mg₂Cu و ظاهر شدن پیکهای اصلی فاز MgCu₂ فراهم میشود (شکل ۹).



نتیجهی آنالیز نقطهای EDS روی نقاط ۲ تا ۳ در راستای خط AB در شکل ۱۰ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود با حرکت در زمینه از نقطهی ۱ به سمت نقطهی ۳ (درون ذرهی تقویت کننده ی شکل ۱۰) غلظت AI کاهش یافته است؛ در مرز بین زمینه و ذرهی تقویت کننده این غلظت به بیشترین مقدار خود رسیده و دوباره در منطقهی درون ذرهی مس کاهش یافته است. لین و همکارانش با ساخت کامپوزیت AZ91/Al₂O و بررسی های ریزساختاری آن پس از عملیات حرارتی به نتایج مشابهی در زمینهی رسوب فاز β در مرزدانهها دست یافتند [۱۳].

به این ترتیب رسوبات فاز β به صورت غیرهمگن در مرز بین زمینه و ذرات تقویتکننده تشکیل میگردد. در واقع





شکل ۱۰. آنالیز EDS نقاط ۱تا ۳ در راستای خط AB از زمینه تا درون ذرهی تقویتکننده در کامپوزیت AZ91/Cu پس از عملیات حرارتی T6

¹Lin

چگالی بالای نابهجایی در فصل مشترک ذره و زمینه شرایط نفوذ آلومینیوم به این منطقه را فراهم کرده و منجر به رسوبگذاری غیرهمگن فاز β در این مناطق مرزی شده است. این رسوبات با قفل نمودن نابجایی ها باعث بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت نظیر استحکام و سختی میشوند (هر چند رسوبات مرزدانهای نسبت به نوع پیوسته و دروندانهای، موانع ضعیف تری برای حرکت نابجایی ها به شمار می آیند).



شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی از ذرات نانومتری در کامپوزیت AZ91/Cu.

بررسی تصویر میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) از منطقیمی اغتشیاش در شیکل ۱۱ نشاندهندهی وجود ذرات تقویتکننده با ابعاد نانومتری در ساختار کامپوزیت AZ91/Cu بعد از عملیات حرارتیT6 میباشد.

بررسی شکل ۱۲ وجود ترکهای میکرونی در اطراف ذرات تقویتکننده بعد از عملیات حرارتیT6 را نشان میدهد. منشأ این عیوب وجود تنش در ساختار کامپوزیت است که منجر به ایجاد میکروترکهایی با گوشههای تیز شده است. اختلاف ضریب انبساط حرارتی زمینه و ذرات تقویتکننده، و یا تفاوت دانسیته بین ترکیبات بینفلزی و دو فاز واکنش دهندهی مس و منیزیم همگی از عوامل ایجاد تنش کششی در زمینه و ایجاد ترک میباشند. ایجاد ترکهای مرزی به دلایل گفته شده، در ساخت

¹ Field Emission Scanning Electron Microscope

کامپوزیت های مشابه دیگر (مانند کامپوزیت عملیات حرارتی شدهی Al/SiC) نیز مشاهده شده است که منجر به افت خواص مکانیکی نمونه گشته است [۱۴].



شکل۱۲. ترکهای تنشی در اطراف ذرات تقویتکننده در کامپوزیت AZ91/Cuچس از عملیات حرارتی T6.

آزمون میکروسختی و سایش

در حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی پدیدهی آنیل شدن منجر به کاهش چگالی نابجاییها و حل شدن رسوبات و در نتیجه کاهش سختی نمونهی (AZ91C فاقد ذرات تقویت کننده) میشود؛ به این ترتیب اثر فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر افزایش سختی نمونه ی فلز پایه مربوط به کاهش اندازه ی دانه ها میباشد که سختی این آلیاژ را از ۲۱±۸۶ ویکرز تا حدود ۸۲ ویکرز افزایش داده است. نمودار ریز سختی نمونه های کامپوزیتی AZ91/Cu، قبل و بعد از عملیات حرارتی T6 در شکل ۱۳ نشان داده شده است.

در کامپوزیت AZ91/Cu، به دلیل وجود ذرات تقویت کننده ی نانومتری سختی بهبود قابل توجهی یافته است. این ذرات مانع از حرکت نابجایی ها در حین تغییر شکل پلاستیک شده و به دلیل اختلاف انقباض حرارتی با زمینه و فعال کردن مکانیزم اوروان^۲ دانسیته ی نابجایی ها را افزایش می دهند، علاوه بر این با قفل کردن مرزدانه ها از

²Orowan

رشد دانه در اثر افزایش دمای فرایند جلوگیری میکنند[۱۵].





AZ91/Cu ببه همین دلیل سختی نمونه کامپوزیتی AZ91/Cu نسبت به فلز پایه ای که تحت فرایند اصطکاکی اغتشاشی قرار گرفته مقدار بیشتری را نشان می دهد. سختی متوسط کامپوزیت AZ91/Cu حدود ۲۰۱۳ اندازه گیری مامپوزیت AZ91/Cu حدود ۲۰۱۳ اندازه گیری کامپوزیت محلیات حرارتی T6 از یک طرف منجر به شده است. عملیات حرارتی T6، از یک طرف منجر به تقویت کناده و زمینه شده و غلظت آلومینیوم در زمینه را کاهش می دهد و از طرف دیگر با فراهم کردن فرصت تقویت کامپوزیتی داون میزان کاهش می دهد و از طرف دیگر با فراهم کردن فرصت معزان کاهش می دهد و از طرف دیگر با فراهم کردن فرصت مختی نمونه ی کامپوزیتی را افزایش داده است. افزایش سختی فلزی میزان میزان میزان میزان میزان میزان میزان می دول در مرز بین دارت میزان کاهش می دهد و از طرف دیگر با فراهم کردن فرصت کاهش می دهد و از طرف دیگر با فراهم کردن فرصت میزان میزا

شکل ۱۴ نمودار کاهش وزن نمونههای مختلف طی این آزمون را نشان میدهد. با توجه به نتایج بهبود سختی در کامپوزیتهای ساخته شده نسبت به فلز پایه و رابطهی مستقیم سختی و بهبود رفتار سایشی که در تحقیقات گذشته ثابت شده است [۱۶]، میتوان انتظار داشت که نرخ سایش در این کامپوزیتها کاهش یابد. در نمونههای

کامپوزیتی با تشکیل ترکیبات بینفلزی، مقاومت به سایش بهبود قابل توجهی از خود نشان میدهد. در نمونه ی فلز پایه سایش در کل مسافت سایش حالت ناپایدار دارد و در مسافتهای بیشتر نیز روند صعودی در منحنی کاهش وزن ادامه مییابد. این در حالیست که رفتار سایشی کامپوزیتهای SPP شده بر پایه سیستم Mg-Cu پایدارتر است و در مسافتهای بالاتر، شیب مثبت منحنی کاهش وزن این کامپوزیت به آرامی کاهش مییابد (منحنی قرمز رنگ در شکل ۱۴).



مختلف در شرایط اعمال بار ۱۵ نیوتن در مسافت ۱۱۰۰ متر.

نمودار نرخ سایش بر حسب مسافت طی شده برای کامپوزیتهای تولید شده و فلز پایه در شکل ۱۵ مشاهده می گردد. همان طور که در این شکل نشان داده شده در فلز پایه تا مسافت حدود صد متر شاهد افزایش شدید نرخ سایش می باشیم.

در واقع درگیری ناهمگونی های سطحی قطعه و پین، و تغییر شکل و جدایش این برجستگی های کوچک سطحی باعث افزایش شیب صعودی نرخ سایش، در نمونهی فلز پایه شده است. بعد از اینکه سطوح در مقابل یکدیگر سازگاری لازم را به دست آوردند و درگیری های مکانیکی کاهش یافت، نرخ سایش نیز کم شده و روند نزولی در منحنی سایش مربوط به این نمونه مشاهده می شود (منحنی زرد رنگ در شکل ۱۵). این در حالیست که در

www.SID.ir

نمونه یکامپوزیتی، تغییر شکل و جدایش ناهمگونی های سطحی ذکر شده، رخ نمی دهد. در این آزمون که میزان بار اعمالی کمتر از تنش برشی نمونه است، نرخ سایش روند کاهشی داشته و در غیر این صورت این روند صعودی خواهد بود [۱۷]. در نمونه های کامپوزیتی به دلیل وجود منابع فرانک رید و تکثیر بیشتر تابه جایی ها، پدیده ی کار سختی به مراتب بیشتر رخ داده است. با افزایش درصد حجمی ذرات تقویت کننده در زمینه، شدت این کار سختی در نمونه نیز افزایش یافته است [۱۸].



شکل1۵. نمودار نرخ سایش نمونهی فلز پایه و کامپوزیتهای مختلف در بار اعمالی ۱۵ نیوتن در آزمون سایش.

بعد از انجام عملیات حرارتی T6 روی نمونه ها، فرصت و انرژی لازم برای واکنش هر چه بیشتر زمینه و ذرات تقویت کننده فراهم می شود. بعد از عملیات حرارتی، ترک های ریز تنشی ناشی از اختلاف ضریب انبساط حرارتی زمینه و ذرات تقویت کننده افزایش یافته و در حین عملیات حرارتی به منظور کاهش انرژی سطحی به معم متصل می شوند. گوشه های تیز این ترک ها محل مناسبی برای تمرکز تنش، رشد و اشاعه ی ترک و تشدید پدیده ی ورقه ای شدن در این کامپوزیت محسوب می شود. به این ترتیب هر چند کامپوزیت محسوب می مرد. جرارتی شده سختی بالاتر و تغییر شکل پلاستیک کمتری از خود نشان می دهد ولی به دلیل حضور این ترک های

ریز نسبت به کامپوزیتهای AZ91/Cu رفتار سایشی ضعیفتری دارد.

بررسی مکانیزم حاکم بر سایش

در شکل ۱۶-الف سطح سایش مربوط به فلز پایه وشیارهای عمیق ناشی از آزمون سایش نشان داده شده است. در فلز پایه ابتدا سایش خراشان با مکانیزم خیش رخ داده سپس به دلیل تجمع نابجاییها و پدیدهی کارسرد در سطح ماده در حین فرایند لغزش، مکانیزم سایش خراشان تغییر کرده و ذرات سایشی ریز و کشیده ایجاد شده است که دلیلی بر سایش خراشان با مکانیزم لبه و شده است که دلیلی بر سایش خراشان با مکانیزم لبه و برش میباشد. در مسافتهای بالاتر با افزایش دما و تغییر شکل پلاستیک زمینه شرایط برای وقوع مکانیزم سایشی نمونهی فلز پایه وجود ذرات ورقهای بزرگ و ترکهای عمود بر مسیر سایش روی سطح نمونه، نشاندهنده یوقوع این مکانیزم است که نرخ سایش را به صورت قابل توجهی افزایش داده است (شکل ۶۱-ب).



شکل۱۶. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی الف) از سطح و ب) ذرات سایشی نمونهی فلز پایه بعد از آزمون سایش.

www.SID.ir

یکی دیگر از دلایل سایش ورقهای در مسافتهای بالاتر پدیدهی خستگی سطحی است. در این پدیده جوانهزنی و رشد ترکهای حاصل از خستگی منجر به کندگی عمیق از سطح نمونهی فلز پایه می گردد.

با بیشتر شدن میزان کارسختی در اثر افزودن ذرات Cu به زمینه، اندازه ذرات سایشی کوچکتر خواهد شد. همان گونه که در شکل ۱۷-الف نشان داده شده، شیارهای ناشی از سایش خراشان در کامپوزیت AZ91/Cu نسبت به آثار سایش خراشان در فلز پایه (شکل ۱۶–الف) عمق و یهنای کمتری دارد. وجود ذرات تقویت کننده با ترکیب بین فلزی در صورتی که پیوند مناسبی با زمینه داشته باشیند به دلیل کم نمودن قابلیت تغییر شکل پلاستیک زمینـه از جوانهزنی و انتشار ترک جلوگیری میکنند به همین دلیل و با توجه به شکل۱۷-ب ورقامی شدن در کامپوزیت AZ91/Cu كاهش مي يابد. با اين وجود ذرات أگلومره و نقاط ضعيف اتصال ذره و زمينه مكانهاي مستعد جوانهزنی و رشد ترک محسوب می شوند. با وجود این عیوب، پدیدهی ورقهای شدن به صورت جزئی در این كامپوزيت رخ داده است. به ايـن ترتيـب مكـانيزم غالـب مشاهده شده در نمونهی کامپوزیتی AZ91/Cu، سایش خراشان مى باشد.

وجود لایهای سفید رنگ بر سطح سایش کامپوزیت های AZ91/Cu بر سطح نمونه ها است. ذرات تقویت کننده با کاهش میزان تغییر شکل، پایداری لایه یاکسیدی روی سطح نمونه ها را افزایش داده و به همین دلیل نرخ سایش را کاهش می دهد [۲۰]. نتایج آنالیز EDS به دست آمده از سطح نمونه های کامپوزیتی AZ91/Cu تشکیل لایه یاکسیدی بر سطح کامپوزیت ها در حین آزمون سایش را ثابت میکند (شکل ۱۸).



شکل۱۷. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی الف) سطح سایش و ب) ذرات سایشی کامپوزیت AZ91/Cu حاصل از آزمون سایش در بار ۱۵ نیوتن.



شکل ۱۸. تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح نمونه ی AZ91/Cu و نتیجه ی آنالیز EDS از سطح این کامپوزیت.

www.SID.ir

بررسی نتایج آزمون سایش در کامپوزیت AZ91/Cu بعد از عملیات حرارتی T6 نشان می دهد که در اثر پدیدهی ورقهای شدن نرخ سایش نسبت به کامپوزیت عملیات حرارتی نشده افزایش یافته است. تمرکز تنش در گوشههای تیز ترکهایی که نزدیک و موازی سطح قرار دارند منجر به برش و در نهایت گسترش آنها به سمت مسطح آزاد نمونه شده و لایهی سطحی از کامپوزیت جدا می شود. مشخصه ی ظاهری اصلی سایش ورقهای حضور ترکها و ریزترکها مطابق شکل ۱۹ بر سطح نمونههای کامپوزیتی است. مکانیزم غالب سایش در این کامپوزیت مانند سایر کامپوزیتها خراشان و ورقهای است، با این تفاوت که با توجه به مقایسه ی ذرات سایشی تمونهی عملیات حرارتی شده و سایر نمونه ها سهم سایش ورقهای در کاهش وزن نمونه ی عملیات حرارتی شده نسبت به



شکل ۱۹. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی ذرات سایشی نمونهی کامپوزیتی AZ91/CuO پس از عملیات حرارتی T6، ب)تصویر ترکها بر سطح ذرات سایش ورقهای.

به علت تفاوت زیاد چگالی منیزیم و مس میزان فرورفتگی پین در نمونه ها برحسب عمق و عرض مسیر سایش مورد بررسی قرار گرفت. تصاویر میکروسکوپی

سطح مقطع نمونه های AZ91 (فلز پایه) و کامپوزیت AZ91/Cu، بعد از برش مقطعی و آماده سازی در شکل ۲۰ نشان داده شده و مساحت ناحیه ی سطحی تخریب شده در نمونه های مختلف حین آزمون سایش با استفاده از نرم افزار Clemex اندازه گیری شده است. همان گونه که در این شکل مشاهده می شود میزان فرورفتگی پین در فلز پایه حین آزمون سایش تقریباً ۱/۴ برابر فرورفتگی در کامپوزیت AZ91/Cu بوده است. به این ترتیب مقایسه ی نتایج به دست آمده بر مبنای عمق و پهنای فرورفتگی نیز رفتار سایشی بهتر کامپوزیت پهنای فرورفتگی زیز رفتار سایشی بهتر کامپوزیت



شکل ۲۰. تصویر میکروسکوپ نوری از اثر فرورفتگی روی سطح مقطع نمونههای الف) فلز پایه، ب) کامپوزیت AZ91/Cu.

نتيجه گيري

در این پژوهش با انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی، نانوکامپوزیت سطحی بر پایهی عناصر موجود در سیستمهای آلیاژی Mg-Cu به صورت درجا بر سطح آلیاژ AZ91C ایجاد شد. سپس نمونه ها تحت عملیات حرارتی T6 قرار گرفته و ریزساختار و خواص سایشی آنها مورد ارزیابی و مقایسه قرار گرفت. نتایج بررسیهای فازی کامپوزیت AZ91/Cu نشان داد که پس از شش ۳. جباری حسین، ساخت درجای نانوکامپوزیت (Al-Ni/Al₂O₃) با استفاده از فرایند ترکیبی نورد تجمعی و فرایند اصطکاکی اغتشاشی و بررسی مکانیزم تشکیل آن، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۳.

4. Y. Morisada, H. Fuji, T. Nagaoka, M. Fukusumi, *MWCNTs/AZ31 surface composites fabricated by friction stir processing*, Materials Science and Engineering A, 419(2006)344–348.

5. P. Asadi, G. Faraji, M.K. Besharati, *Producing of AZ91/SiC composite by friction stir processing (FSP)*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 51(2010)247–260.

6. J. Singh, H. Lal, N. Bala, *Investigations on the Wear Behaviour of Friction Stir Processed Magnesium Based AZ91 Alloy*, Mechanical Engineering and Robotics Research, 2(2013)271–274.

7. H. S. Chou, J. C. Huang, Y. H. Lai, *Amorphous and nanocrystalline sputtered Mg-Cu thin films*, Alloys and Compounds, 483(2009)341–345.

8. Y. Zhiyong, Z. Yuhua, C. Weili, Z. Jinshan, W. Yinghui, *Effect of Cu addition on microstructure and properties of Mg-10Zn-5A1-0.1 Sb high zinc magnesium alloy*, Research & Development, 41(2012)16–22.

۹. حسنی بهزاد، بررسی تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر ریزساختار و خواص مکانیکی منطقه ی جوش آلیاژ ریختگی منیزیم AZ91C، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۳.

10. L. Ke, C. Huang, L. Xing, K. Huang, *Al-Ni intermetallic composites produced in situ by Friction Stir Processing, Journal of Alloys and Compounds*, 503(2010)494–499.

۱۱. عبداللهی هادی، توسعه نانو کامپوزیت هیبریدی بر پایه سیستم سه تایی AZ31 بر سطح آلیاژ منیزیم AZ31 طی فرایند اصطکاکی اغتشاشی و بررسی مکانیزم تشکیل آن، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۱.

12. Chang, C., Du, X.H., Huang, J.C., *Producing nanograined microstructure in Mg– Al–Zn alloy by two-step friction stir processing*, Scripta Materialia, Vol. 59, pp. 356–359, 2008. یاس فرایند اصطکاکی اغتشاشی پیکھای مربوط به ترکیب بین فلـزی Mg₂Cu در الگـوی یـراش اشـعهی X آشکار شده است. بعد از انجام عملیات حرارتی T6 روی این نمونهها علاوه بر تشکیل ترکیب بینفلزی جدید MgCu₂ و تکمیل فرایند تشکیل ترکیب MgCu₂ رسوبات ناهمگن و ناپیوستهی فاز β در مرز بین ذرات تقویت کننده و زمینه آشکار شد. به دلیل همین افزایش درصد حجمي ذرات تقويتكننده، سختي نمونه هاي كاميوزيتي پس از عمليات حرارتي به بيش از دو برابر سختی فلز پایه رسیده است. نتایج آزمون سایش در بار اعمالی ۱۵ نیوتن و طی مسافت ۱۱۰۰ متر نشان داد که نرخ سایش کامیوزیت AZ91/Mg_xCu_y قبل و بعد از عملیات حرارتی T6 از فلز پایه کمتر است. بررسی تصاوير ميكروسكوپ الكتروني روبشي از سطوح و ذرات سایشی نشان داد که مکانیزم غالب سایش در فلز پایه، خراشان از نوع برش و مکانیزم ورقمای شدن می باشد. برای نمونههای کامپوزیتی به دلیل افزایش سختی و يايداري لايهي اكسيد سطحي روى نمونهها ميزان سايش خراشان و ورقهای کاهش یافته است. یس از عملیات حرارتی T6 به دلیل ظاهر شدن میکروترکها در ساختار، یدیدهی ورقهای شدن بیشتر شده و نرخ سایش را افزایش داده است. به این ترتیب انجام عملیات حرارتی T6 راه حل مناسبی به منظور بهبود خواص سایشی کامیوزیت به شمار نمي رود.

مراجع

1. R. Galun, A. Weisheit, B. L. Mordike, Improving the Surface Properties of Magnesium by Laser Alloying, Corrosion Reviews, 16(1998)53–74.

2. Q. Miao, C. Cui, J. Pan, L. Duan, Y. Liu, Tribological Behavior of Magnesium Alloy AZ91 Coated with TiN/CrN by Arc-glow Plasma Depositing, Aeronautics, 19(2006)266–270. 13. P. C Lin, S. J. Huang, P. S. Hong, Formation of magnesium metal matrix composites $Al_2O_3p/AZ91D$ and their mechanical properties after heat treatment, Acta Metallurgica Slovaca, 16(2010)237–245.

14. D. P. Myriounis, S.T. Hasan, *Heat Treatment and Interface Effects on the Mechanical Behavior of SiC-Particle Reinforced Aluminium Matrix Composites*, ASTM International, 5(2008).

15. R. Sathiskumar, N. Murugan, I. Dinaharan, S. J. Vijay, *Fabrication and Characterization of Cu/B*₄C Surface Dispersion Strengthened Composite using Friction Stir Processing, Archives of Metallurgy and Materials, 59(2014)83-87.

16. J. Archard, *Contact and rubbing of flat surfaces*, applied physics, 24(1953)981–988.

17. K. Holmberg, A. Matthews, *Coating Tribology (Properties, Mechanisms, Techniques, Applications)*, Tribology and Interface Engineering Services, 56(2009) 153.

18. A. C. Reddy, strengthening mechanisms and fracture behavior of 7072Al /Al₂O₃ metal matrix composites, International Journal of Engineering Science and Technology, 3(2011)6090–6100.

19. H. Chen, a. T. Alpas, *Sliding wear map for the magnesium alloy Mg-9Al-0.9Zn (AZ91)*, Wear, 246(2000)106–116.

20. H. Yan, J. Wan, Q. Nie, *Wear behavior of extruded* nano-SiCp reinforced AZ61 magnesium matrix composites, Advances in Mechanical Engineering, 2013(2013)1–6. c SI