تولید کامپوزیت درجای Al 3003/Al₃Ti با استفاده از ذرات عنصری تیتانیم توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی

مجتبی زادعلی محمدکوتیانی^۱، خلیل رنجبر^{*۲} (تاریخ دریافت:۱۳۹۶/۰۴/۲۴، ش.ص ۵۷–۷۰، تاریخ پذیرش:۱۳۹۶/۰۸/۰۸)

چکیدہ

در این پژوهش، کامپوزیت درجای زمینه آلومینیمی تقویتشده با نانوذرات آلومینایدی Al₃Ti با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) تولید شد. برای این منظور از آلیاژ کار شدهی Al 3003-H14 بهعنوان فلز پایه و پودر تیتانیم با اندازهی ذرات کوچکتر از ۴۵ میکرومتر بهعنوان تقویت کننده استفاده گردید. استحکام کششی و سختی نمونه یفلز پایه، فلز پایه FSP شده و کامپوزیت تولیدشده تحت ۶ پاس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی اندازه گیری شد و ریزساختار توسط روش میکروسکوپی نوری و الکترونی و همچنین آنالیز XRD بررسی و مورد مطالعه قرار گرفت. بررسیهای ریزساختاری نشان داد که اعمال فرآیند اصطکاکی اغتشاشی منجر به تغییر ریزساختار فلز پایه از دانههای بزرگ و کشیده به دانههای ریز و هم محور نمونه ی کامپوزیتی میشود. همچنین مشاهده شد که وقوع واکنش شیمیایی در فصل مشترک بین ذرات تیتانیم افزوده شده و زمینه آلومینیم باعث تشکیل ترکیبات آلومینایدی Al فرآیند این لایه شکسته شده و در سرتاسر زمینه بهطور یکنواختی توزیع میشود. نتایج همچنین نشان داد که استحکام فرآیند این لایه شکسته شده و در سرتاسر زمینه بهطور یکنواختی توزیع میشود. نتایج همچنین نشان داد که استحکام

واژههای کلیدی: فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژ H14-Al3 3003-K1، کامپوزیت درجا، آلومیناید Al₃Ti.

^{ٔ -} کارشناس ارشد جوشکاری، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، ایران

۲- استاد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، ایران

^{* -} نویسنده مسئول مقاله: k_ranjbar@scu.ac.ir

۵۸

پیشگفتار

آلومینیم و آلیاژهای آن بهدلیل دارا بودن خواص منحصر بهفردی همچون نسبت استحکام به وزن بالا، دانسیته پایین و مقاومت به خورگی بالا بهطور گسترده در صنایع هوافضا و خودرو مورد استفاده قرار می گیرند. امروزه تكنولوژى كامپوزيت سازى توسط افزودن ذرات تقويت كننده سراميكي سخت به زمينه بهعنوان روشي مناسب جهت بهبود خواص مكانيكي آلياژهاي آلومينيم شناخته شده است. کامپوزیتهای زمینه آلومینیمی در مقايسه با زمينه تقويتنشده داراى مدول الاستيك و استحکام کششی بهمراتب بالاتری میباشند و به همین دلیل در چند دههی اخیر توجهات زیادی را به سمت خود جذب كردهاند[1,7]. فرآيند اصطكاكي اغتشاشي (FSP') بهعنوان یک تکنیک حالت جامد جدید و برگرفته از فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی اخیرا جهت توليد كامپوزيتهاى زمينه آلومينيمى مورد استفاده قرار می گیرد [۳]. در این فرآیند، ابزار در حال چرخش به یک طرف قطعه وارد شده و اصطکاک حاصل از چرخش پین و شانه با قطعه باعث گرم شدن و نرم شدگی موضعی زمینه میشود. سپس با حرکت ابزار در جهت مشخص و بهواسطه عمل اغتشاشی پین تمام ذرات تقویت کننده در زمینه توزیع می شوند و به خاطر وقوع پدیده تبلور مجدد دینامیکی یک ساختار دانهای بسیار ريز و هممحور ايجاد مي گردد [۴,۵]. به طور کلي كامپوزيتهاى توليد شده توسط فرآيند اصطكاكى اغتشاشی براساس روش تولید به دو دسته کامپوزیتهای درجای و غیر درجای دستهبندی میشوند. در کامپوزیتهای غیردرجای، ذرات تقویت کننده از بیرون به فلز پایه اضافه می شوند در حالی که در کامپوزیت های درجای، ذرات تقویت کننده در حین فرآیند و بهواسطه واکنشهای شیمیایی یا واکنشهای گرمازای حالت جامد بین ذرات افزوده شده با زمینه بهوجود میآیند. از جمله مزایای تولید کامپوزیتهای درجای نسبت به غیردرجای می توان به پیوند قوی تر بین ذرات تقویت کننده و زمینه، پايدارى ترموديناميكى بيشتر ذرات تقويتكننده، توزيع یکنواخت تر ذرات در زمینه و خواص مکانیکی ویژه را نام

برد[۶,۷]. پژوهشهای متعددی بهمنظور تولید کامپوزیتهای درجای تقویتشده با ذرات آلومینایدی هم چون [۸,۹] Al₃Ni ، [۱۱] ، [۸,۹] ماl₂Cu ، و [۱۱] م توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی انجام شده است. در میان تمامی ترکیبات آلومینایدی، ترکیب Al₃Ti دارای خواص ویژهای هم چون مدول الاستیک بالا (۲۱۶ Gpa)، دانسیته یایین (۳/۴ gr/cm³) و نقطه ذوب بالا (۱۳۵۰°C) میباشد. لذا به همین دلیل این ترکیب آلومینایدی بهعنوان یک تقویتکننده جذاب در زمینه آلومینیم شناخته می شود [۹]. هسو و همکاران [۸] موفق شدند، کامپوزیت درجای تقویت شده با نانوذرات آلومینایدی Al₃Ti را با استفاده از ترکیب دو فرآیند متالورژی پودر و فرآیند اصطکاکی اغتشاشی تولید کنند. آنها در ابتدا مخلوط پودر Al و Ti را پرس کرده و در دمای C۵۰°C به مدت ۲۰ دقیقه زینتر کردند و سپس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی را بر روی نمونه بهدست آمده اعمال کردند. آنها گزارش کردند که تغییر شکل پلاستیک شدید در هنگام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی منجر به شتابدهی سرعت تشکیل ترکیبات آلومینایدی، شکستهشدن و توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در سرتاسر زمینه می شود. در شیوه متداول دیگر، کامپوزیت درجای توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و با اضافه کردن پودر تقویت کننده به شیار از قبل ایجاد شده در سطح فلز پایه کمک گرفته می شود که این کار، باعث حذف مرحله اضافی متالورژی پودر و در نتیجه صرفهجویی در مصرف انرژی و کاهش زمان تولید كامپوزيت مي گردد [١٢]. براي مثال، خدابخشي و همکاران[۹] کامپوزیت درجای Al/Al₃Ti را با استفاده از قراردادن ذرات Ti در شیار ایجاد شده در سطح ورق آلیاژ Al 5052 تولید کردند. بررسیهای ریزساختاری و خواص مكانيكي آنها نشان داد كه تشكيل نانوذرات درجای Al₃Ti با اندازهی ۸۰۰ m منجر به ریزدانگی قابل ملاحظه و افزایش در استحکام نسبت به فلز پایه تقویتنشده می شود. با این وجود تاکنون کامپوزیت تقویتشده با ذرات Al₃Ti بر روی ورق آلیاژ Al 3003 توسط فرآيند اصطكاكي اغتشاشي توليد نشده است. لذا هدف پژوهش حاضر، بررسی تأثیر حضور نانوذرات آلومينايدي Al₃Ti بهعنوان محصول واكنش درجای بین ذرات تیتانیم با زمینه آلومینیم بر خواص

¹ - Friction stir processing

www.SID.ir

ریزساختاری و مکانیکی آلیاژ کارشده Al 3003-H14 میباشد. با توجه به مصارف و کاربردهای عمومی این آلیاژ پایه از جمله ورقهای شیروانی، بدنه مخازن حمل و ذخیره مواد سوختی و روغنی، کاربردهای دریایی و با توجه به تجاریسازی فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، کامپوزیت کردن این آلیاژ می تواند اهمیت صنعتی زیادی داشته باشد.

مواد و روشها

در پژوهش حاضر، از ورق کار شده آلیاژ آلومینیم-منگنز Al 3003-H14 با ضخامت ۳mm و با ترکیب شیمیایی ارایه شده در جدول ۱ بهعنوان فلز پایه و همچنین از پودر تیتانیم با خلوص ۹۹/۹ ٪ و با اندازه ذرات کوچکتر از ۴۵ میکرومتر مطابق با شکل ۱ بهعنوان ذرات تقویتکننده استفاده شد.

ورقهای مستطیل شکل کوچکی با ابعاد ۲۰۰۳۳۲ × ۱۷۰ بریده شد و در مرکز سطوح آنها یک شیار طولی با عرض ۱/۴ و عمق ۴ mm ۴ ماشینکاری شد و بعد از زدودن آلودگیها و تمیزکاری با استون داخل آنها از پودر تیتانیم پر شد.

کسر حجمی ذرات تیتانیم در نمونه کامپوزیتی حدود ۱۰٪ حجمی اندازهگیری شد. برای این منظور از رابطه (۱) که توسط تانگاراسو و همکاران[۱۳] ارایه شده است استفاده شد.

عمق شیار × عرض شیار = مساحت شیار

جدول ۱- ترکیب شیمیایی ورق آلیاژ آلومینیم – منگنز Al 3003-H14 (بر حسب درصد وزنی)

Al	Mn	Fe	Si	Cu	Mg	Zn	Cr
٩٧/٩) / • ٩	•/۴۸۵	•/184	·/\&Y	•/• ۲ ١	۰/۰۱۶	•/• \ \



شکل۱- تصویر SEM از مورفولوژی ذرات تیتانیم

و ۱۲ گرم CrO₃) و به روش غوطهوری استفاده شد. بهمنظور بررسی ریزساختاری از میکروسکوپ نوری Meiji Techno) (OM) و Meiji Techno) (OM) ميكروسكوپ الكتروني روبشي (SEM) (TE-SCAN) مدل MIRA3) بهره گرفته شد. همچنین از آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) (مدلPhilips Xpert-MPD و تابش Cu Ka) و آنالیز عنصری طیفسنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) جهت بررسی فازهای موجود در ريزساختار استفاده شد. سختى نمونهها توسط دستگاه ميكروسختى سنج ويكرز (IPS مدل HVS 1000) تحت بار gf و زمان ۱۵ ثانیه انجام شد. نمونههای كشش بهصورت طولى شكل از مركز ناحيه كامپوزيتى تهیه شدند و آزمون کشش توسط دستگاه سنتام (SANTAM-STM-50KN) در دمای محیط با نرخ كرنش اوليه $^{-1}$ S^{-1} انجام شد و نتايج به صورت میانگینی از ۳ نمونه کششی ارایه شد. شماتیک چگونگی استخراج نمونههای متالوگرافی- ریزسختی و نیز تست کشش در شکل ۳ نشان داده شده است. همان گونه که در شکل نشان داده شده است، تمامی نواحی نمونه کشش تحت فرآیند بوده است.

بهمنظور جلوگیری از بیرون ریختن پودرها از داخل شیار در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی سطح شیار توسط یک ابزار بدون پین با قطر شولدر MM پوشانیده شد. در این مرحله جهت دستیابی به حداقل لرزش میز دستگاه سرعت چرخشی و پیشروی بهینه شده بهترتیب ۲pm و ۲pm ۴۰ mm/min انتخاب شد. ابزار استوانهای شکل جهت انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی از جنس فولاد گرم کار (H 13) با قطر شانه ۱۸mm، قطر پین mm ، طول پین mm و زاویه ۳ درجه روبهجلو انتخاب شد. شماتیک ابزارهای استفاده شده در این پژوهش در شکل ۲ نشان داده شده است. ۶ پاس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی جهت تولید کامپوزیت با یک سرعت چرخشی و پیشروی بهینه شده بهترتیب ۱۰۰۰rpm و ۲۳۸ ۵۶ انجام شد. همچنین جهت مقایسه، فرآیند FSP تحت ۶ پاس با همان پارامترهای ذکر شده بدون حضور ذرات تقویت کننده روی فلز پایه نیز انجام شد. جهت بررسی ریزساختاری، نمونههایی با سطح مقطع عمود بر جهت فرآیند تهیه شد. برای مشاهده دانهبندی نمونههای متالوگرافی از محلول اچ پولتون اصلاحشده (۲/۵ میلیلیتر HF، ۳۰ میلیلیتر HNO، ۴۲، ۸۰ میلیلیتر آب مقطر ۴۲/۵، HNO، ۵۰ میلیلیتر آب مقطر



شکل۲- ابزارهای فرآیند اصطکاکی اغتشاشی استفاده شده در این پژوهش



شکل ۳- شماتیک کامپوزیت تولید شده توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و چگونگی استخراج نمونههای متالوکرافی-ریزسختی و تست کشش

نتایج و بحث

بررسي ريزساختار

تصویر ماکروسکوپی نوری از سطح مقطع کامپوزیت تولید شده و نیز تصویر SEM از نحوهی توزیع ذرات تقویت کننده در ناحیه کامپوزیتی در شکل ۴ آورده شده است.

همان گونه که دیده می شود، در منطقه کامپوزیت شده (ناحیه تیره رنگ در شکل ۴ الف) هیچگونه عیوب ماکروسکوپی از جمله تونل و حفره دیده نمی شود. چنین رفتاری میتواند به بهینه بودن پارامترهای فرآیند و در نتیجه اغتشاش و سیلان کافی ماده در هنگام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی نسبت داده شود. گزارش شده است که عدم انتخاب بهینه پارامترهای فرآیند میتواند عیوب مختلفی را در ناحیه تحت اغتشاش ایجاد کند[۱۴]. علاوه بر این مشاهده می شود که اثری از کلوخه شدن و تجمع ذرات تقویت کننده در ناحیه کامپوزیتی نیست(شکل ۴ ب) و بهنظر میرسد که تعداد ۶ پاس فرآيند اصطكاكي اغتشاشي ميتواند توزيع بسيار مناسب ذرات تقویت کننده در سرتاسر ناحیه کامپوزیتی را بههمراه داشته باشد. مطالعات پیشین هم نشان میدهد که افزایش تعداد پاس در این فرآیند به توزیع بهتر ذرات تقویت کنندہ کمک زیادی می کند[۱۷–۱۵].



شکل ۴- الف) تصویر ماکروسکوپی نوری از سطح مقطع کامپوزیت تولید شده و ب) تصویر SEM از نحوهی توزیع ذرات تقویتکننده در ریزساختار کامپوزیت

توزیع ذرات اینترمتالیک موجود در نمونه فلز پایه و فلز پایه FSP شده بهترتیب در شرایط قبل و بعد از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در شکل ۵ آورده شده است.

همان طور که از تصویر شکل ۵ الف مشاهده می شود ريزساختار فلز پايه آلياژ H14-3003 Al داراي مقادير زیادی از ذرات اینترمتالیکی کشیده شده در جهت نورد میباشد. آنالیز EDS (شکل ۵ ج) نشان میدهد که این ذرات اینترمتالیک از نوع ترکیبات غنی از منگنز و آهن Al₆(Mn,Fe) میباشند که بهصورت غیریکنواخت در زمینه توزیع شدهاند. این در حالی است که شکل ۵ ب نشان میدهد فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر شکل، اندازه و توزیع این ترکیبات اثرگذار بوده است به گونهای که چرخش و اغتشاش شدید ابزار در هنگام فرآیند اصطكاكي اغتشاشي منجر به شكستهشدن اين تركيبات به ذرات کوچکتر و هممحور و نیز توزیع بهتر آنها در زمینه می شود. از آن جایی که دمای انحلال این رسوبات °C ۶۳۵ است [۱۸] و بیشترین دمای ثبت شده در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی حدود [۴] ℃ ۵۰۰-۴۰۰ میباشد لذا این رسوبات در حین فرآیند حل نخواهند شد و در ریزساختار باقی میمانند.

کامپوزیت تولید شده در شکل ۶ نشان داده شده است. همان طور که از شکل ۶ الف دیده می شود فلز پایه دارای ریزساختاری حاوی دانه های بزرگ و کشیده شده در جهت نورد با اندازه طول متوسط ۱۵۰ میکرومتر و نسبت طول به عرض حدود ۱۲ می باشد. مطابق با شکل ۶ ب ملاحظه می شود که فرآیند اصطکاکی اغتشاشی باعث املاحظه می شود که فرآیند اصطکاکی اغتشاشی باعث ندازه دانه ۸۸ ~ میکرون می شود. این در حالی است که متوسط اندازه ی دانه برای نمونه ی کامپوزیتی حدود ۷ ~ اندازه دانه ۸۸ ~ میکرون می شود. این در حالی است که متوسط اندازه ی دانه برای نمونه ی کامپوزیتی حدود ۷ ~ شدت ریزدانگی در حضور ذرات تقویت کننده می باشد. وقوع تبلور مجدد دینامیکی به دلیل تغییر شکل پلاستیک شدید و افزایش دما در ناحیه ی اغتشاشی عامل تغییر ریزساختار فلز پایه به ساختاری ریزدانه در نظر گرفته می شود [۴].

تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار فلز پایه، فلز

پایه FSP شده و



شکل ۵- تصاویر SEM از نحوهی توزیع ترکیبات اینترمتالیک موجود در ریزساختار: الف) فلز پایه، ب) فلز پایه FSP شده و ج) آنالیز EDS از این ذرات که با پیکان در تصویر مشخص شده است



شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار: الف) فلز پایه، ب) فلز پایه FSP شده و ج) نمونهی کامپوزیتی

عمل کرده و همچنین بهعنوان موانعی در برابر رشد دانههای تازه تشکیل شده عمل مینمایند که منجر به ریزدانگی قابل ملاحظهای در این نمونه می شود [۲۰٫۲۱]. تصاویر SEM از ریزساختار کامپوزیت تولیدشده در شکل ۷ آورده شده است. همان گونه که از شکل ۷(الف) ملاحظه می شود، ذرات تیتانیم به رنگ سفید و زمینه آلومینیم به رنگ سیاه دیده می شوند. علاوه بر این نیز یک لایه خاکستری رنگ در اطراف ذرات تیتانیم مشاهده می شود که به صورت پوسته کروی در سرتاسر فصل مشترک تشکیل شده است (شکل ۷ ب). آنالیز EDS از این لایه (مشخص شده با پیکان در تصویر ب) نشان مىدهد كه اين نواحى تركيب آلومينايدى Al₃Ti می باشد که به صورت درجای و به واسطه نفوذ اتم های آلومينيم به درون ذرات تيتانيم يا به عبارتي واكنش نفوذی این دو جزء تشکیل شده است. بهمنظور بررسی جزئيات اين لايه واكنشى تصوير با بزر گنمايي بالاتر تهيه شده و در شکل ۷(ج) آورده شده است. همان گونه که دیده می شود این نواحی خاکستری رنگ از تجمع

به طور کلی عامل ریزدانه شدن ریز ساختار آلومینیم و آلیاژهای آن در هنگام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی توسط مکانیزمهای مختلفی هم چون بازیابی دینامیکی (DRX¹)، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته (TDRX) انجام و تبلور مجدد دینامیکی هندسی (TDRX) انجام میشود؛ اما از آنجایی که آلیاژهای آلومینیم دارای انرژی نقص در چیده شدن بالایی می باشند، به نظر می رسد که نقص در چیده شدن بالایی می باشند، به نظر می رسد که رازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی هندسی احتمال وقوع بیش تری داشته باشند [۱۹]. علاوه بر تاثیر وقوع تبلور مجدد دینامیکی بر ریز شدن دانه ها نیز حضور ذرات تقویت کننده می تواند عامل موثر دیگری بر ریزدانگی ریز ساختار در نظر گرفته شود. به عبارتی دیگر، ذرات تقویت کننده به عنوان محل هایی مناسب جهت درات تقویت کننده به عنوان محل هایی مناسب جهت

¹ - Dynamic Recovery

² - Discontinuous Dynamic Recrystallization

³ - Geometric Dynamic Recrystallization

نانوذرات آلومینایدی Al₃Ti تشکیل شدهاند. تغییر شکل پلاستیکی شدید حاصل از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی میتواند عامل شکسته شدن لایه آلومینایدی و تشکیل این نانوذرات آلومینایدی در نظر گرفته شود. علاوه بر این وجود میکرو ترکهای بهوجود آمده در اثر تنشهای کششی در لایه آلومینایدی تشکیل شده نیز میتواند عامل مؤثر دیگری در بیشتر ریزتر شدن این ترکیبات آلومینایدی در نظر گرفته شود[۹]. تشکیل چنین نانوذرات آلومینایدی در اطراف ذرات تیتانیم در حین

فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در پژوهشهای قبلی نیز گزارش شده است[۸,۹]. مطابق با شکل ۷(الف)، علاوه بر حضور ذرات تیتانیم به رنگ سفید نیز یکسری ذرات به رنگ خاکستری تیره در ریزساختار دیده میشوند که مطابق با توضیحات داده شده در بخشهای قبلی این ذرات از نوع ترکیبات اولیه (Al₆(Mn,Fe موجود در ریزساختار فلز پایه بوده که در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی شکسته شده و در سرتاسر زمینه توزیع شدهاند.



شکل ۷- الف) تصویر SEM از ریزساختار کامپوزیت تولیدشده، ب) تصویر با بزرگنمایی بالاتر (مربع مشخص شده در تصویر الف) از فصل مشترک ذرات تیتانیم با زمینه، ج) تصویر با بزرگنمایی بالاتر (مربع مشخص شده در تصویر ب) از لایهی خاکستری رنگ و د)آنالیز EDS از نقطه مشخص شده با پیکان در تصویر ب

الگوی XRD تهیه شده از فلز پایه و نمونه کامپوزیتی در شکل ۸ نشان داده شده است. در الگوی فلز پایه علاوه بر پیکهای پراش مربوط به زمینه آلومينيم نيز پيکهای تركيبات اينترمتاليک Al₆(Mn,Fe) نیز دیده می شوند. این در حالی است که در الگوی نمونه کامپوزیتی علاوه بر حضور این ترکیبات اینترمتالیک نیز پیکهای پراش مربوط به ذرات تیتانیم و همچنین ترکیبات آلومینایدی Al₃Ti قابل مشاهده هستند. پیکهای پراش متعدد مربوط به Al₃Ti می تواند تاییدی بر حضور مقادیر قابل توجهی از این ترکیب در زمینه باشد که به صورت درجای در فصل مشترک بین ذرات تیتانیم و زمینه آلومینیم تشکیل شده است. از طرفی دیگر نیز پیکهای مربوط به تیتانیم در الگو می تواند به ذرات تیتانیم واکنش نداده موجود در ريزساختار نسبت داده شوند كه بهدليل كافى نبودن زمان فرآیند و گرمای تولید شده موفق به واکنش با زمینه آلومینیم نشده و به صورت واکنش نداده در ریز ساختار باقى مىمانند.

مكانيزم تشكيل نانوذرات آلومينايدي Al₃Ti

در حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی ذرات تیتانیم موجود در شیار بهدلیل تغییر شکل پلاستیکی شدید حاصل از چرخش ابزار با فلز پایه مخلوط می شوند و توسط زمينه آلومينيم نرمشده بهطور كامل احاطه می شوند. کرنش پلاستیکی شدید حاصل از این فرآیند که حدود ۴۰ ٪ میباشد، باعث شکسته شدن پوسته اکسیدی احتمالی در اطراف ذرات تیتانیم شده که در نتيجه تماس مناسب ترى بين اين ذرات با زمينه آلومينيم برقرار می شود [۸]. سپس گرمای ایجاد شده حاصل از اصطكاك بين ابزار و زيرلايه و همچنين تغييرشكل پلاستیکی شدید شرایط را برای وقوع واکنش شیمیایی گرمازا بین ذرات تیتانیم با زمینه آلومینیم فراهم مى مايد. البته چند عامل ديگر وقوع اين واكنش را تشديد مىكنند. با توجه به ماهيت فرآيند اصطكاكى اغتشاشی، ریز شدن دانههای زمینه بهدلیل تبلور مجدد دینامیکی و در نتیجه افزایش مرزدانهها و سطوح نفوذ، خرد شدن و توزیع بهتر ذرات تقویت کننده و همچنین گرمای آزاد شده حاصل از واکنش آلومینیم و تیتانیم که

ماهیتا گرمازا هستند، میتوانند در شتابدهی سرعت واكنش فوق موثر باشند. با توجه به اينكه Al نسبت به Ti ضریب نفوذ بالاتری را دارا میباشد[۲۲]. لذا ترکیب آلومینایدی Al₃Ti به صورت یک پوسته کروی شکل در لایهی بیرونی ذرات تیتانیم مطابق با شکل ۷ (الف) تشکیل شده و بهطرف بخشهای مرکزی ذرات رشد مینماید. در ادامه فرآیند این پوستههای ترد Al₃Ti بەراحتى مىتوانند توسط كرنش پلاستىكى شديد حاصل از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی شکسته شده و در سرتاسر زمینه توزیع شوند و تماس بین ذرات تیتانیم با زمینه آلومینیم جهت واکنش مجدد فراهم می گردد. از آنجایی که شکسته شدن و جابه جایی ذرات از فصل مشترک و همچنین توزیع آنها در زمینه خیلی سریع اتفاق میافتد. لذا رشد این ذرات محدود می شود و مطابق با شکل ۷ (ج) بهصورت ذراتی با ابعاد نانومتر در زمینه باقی میمانند .[٨].



شکل ۸- الگوی XRD تهیه شده از فلز پایه و کامپوزیت تولید شدہ

خواص مكانيكي

منحنی های تنش – کرنش مهندسی فلز پایه، فلز پایه FSP شده و نیز کامپوزیت تولیدشده در شکل ۹ آورده شده است. همان گونه که دیده می شود، فلز پایه استحکام کششی حدود Mpa و ازدیاد طول حدود ۲۷٪ را از خود نشان میدهد در حالی که اعمال ۶ پاس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی فلز پایه، منجر به افت

intensity

استحکام کششی تا ۱۰۰ مگاپاسکال و بهبود ازدیاد طول تا ۳۵٪ شده است. آنیلشدن و کاهش چگالی نابهجاییهای حاصل از کار سرد در فلز پایه میتواند مهمترین دلیل کاهش در استحکام فلز پایه در نظر گرفته شود که قبلا نیز گزارش شده است[۲۳]. این در حالی است که حضور ذرات تقویت کننده در نمونه کامپوزیتی، منجر به افزایش قابل ملاحظه استحکام کششی تا حدود منجر به افزایش قابل ملاحظه استحکام کششی تا حدود است. با این وجود هر سه نمونه فلز پایه، فلز پایه FSP شده و کامپوزیت تولید شده ازدیاد طول قابل توجهی را شده و کامپوزیت تولید شده ازدیاد طول قابل توجهی را تجربه کرده و رفتار شکست داکتیل^۲ را از خود نشان میدهند.



شکل ۹- نمودارهای تنش – کرنش مهندسی نمونهها

پروفیلهای ریزسختی بهدست آمده از سطح مقطع نمونهها در شکل ۱۰ آورده شده است. همان گونه که دیده میشود، فلز پایه در طول سطح مقطع ریزسختی یکنواختی را نشان میدهد و دارای میانگین ریزسختی حدود ۴۲ ویکرز میباشد. این در حالی است که ناحیه کامپوزیت شده بهدلیل حضور ذرات تقویت کننده تیتانیم و بهویژه تشکیل درجای ترکیبات سخت Al₃Ti متوسط ریزسختی بالاتری (۵۵ ویکرز) را از خود نشان میدهد که حدود ۳۰٪ افزایش در ریزسختی نسبت به فلز پایه میباشد. برخلاف نمونه کامپوزیتی در فلز پایه FSP شده

¹ - Ductile

افت قابل ملاحظه سختی نسبت به فلز پایه مشاهده میشود که مطابق با توضیحات داده شده چنین رفتاری میتواند به آنیل شدن ریزساختار کارسرد شده و کاهش چگالی نابهجاییها نسبت داده شود به گونهای که در این مناطق سختی تا حدود ۳۶ ویکرز کاهش یافته است. در این نمونه با وجود ریزدانه شدن ریزساختار نسبت به فلز پایه بهنظر میرسد که نرمی حاصل از آنیل شدن ریزساختار بر سخت شدگی حاصل از ریزدانگی غالب شده است. بهبود ریزسختی و استحکام کششی در کامپوزیت تولید شده میتواند به حضور ذرات تقویت کننده و در نتیجه فعال کردن مکانیزمهای مختلف استحکامدهی نسبت داده شود. در کامپوزیتهای تقویت شده با ذرات چهار مکانیزم شامل:

مکانیزم استحکامدھی اوراوان؛

۲) ریزدانگی ریزساختار با توجه به رابطه هال- پچ؛
۳) اختلاف زیاد در ضریب انبساط حرارتی بین زمینه و

ذرات تقويت كننده؛

۴) کرنش الاستیکی در فصل مشترک ذرات تقویت کننده و زمینه که بهعنوان موانعی در برابر حرکت نابه جایی ها عمل کرده و هم چنین منجر به افزایش چگالی نابجایی های موجود در ریز ساختار می شوند بهعنوان مهم ترین مکانیز مهای استحکام دهی در نظر گرفته می شوند [۲۴].

علاوه بر مکانیزمهای یادشده نیز حضور ذرات اینترمتالیک (Al₆(Mn,Fe موجود در ریزساختار که توسط چرخش ابزار حاصل از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی شکسته شده و بهخوبی در زمینه توزیع شدهاند، میتوانند بهعنوان مکانیزم استحکام دهی دیگری در نظر گرفته شود. این مکانیزم استحکامدهی توسط حسینی و همکاران[۲۵] در زمینه کامپوزیت زمینه آلومینمی Al 5083 نيز گزارش شده است. در اين پژوهش با توجه به بررسیهای ریزساختاری مکانیزم استحکامدهی اوراوان به علت حضور نانوذرات آلومینایدی Al₃Ti تشکیل شده به صورت درجای (شکل ۷ ج) در زمینه، ریزدانگی ریزساختار (شکل ۶ ج) و ترکیبات اینترمتالیک شکسته شده (Al₆(Mn,Fe (شکل ۵ ب) بهعنوان مهمترین مكانيزمهاى استحكامدهي جهت توجيه افزايش استحكام کششی و ریزسختی کامپوزیت نسبت به فلز پایه در نظر گرفته میشوند.

www.SID.ir



سطوح شكست

تصاویر SEM از سطوح شکست نمونههای کش در شکل ۱۱ نشان داده شدهاند. همان گونه که از شکل ۱۱(الف) دیده می شود، سطوح شکست فلز پایه حاوی دیمپلهای درشت و عمیق می باشد در حالی که اعمال فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی فلز پایه مطابق با شکل (۱۱(ب)، باعث همگنتر شدن و ریزتر شدن دیمپلها در سطح شکست می شود. این رفتار می تواند به تغییر ریزساختار و ریزدانه شدن نسبی حاصل از فرآیند اصطكاكى اغتشاشى و همچنين شكسته شدن تركيبات .موجود در ریزساختار نسبت داده شود $\mathrm{Al}_6(\mathrm{Mn},\mathrm{Fe})$ تصویر سطوح شکست نمونه کامیوزیتی که در شکل ۱۱ (ج) آورده شده است نشان میدهد که حضور ذرات تقویتکننده، باعث تشکیل دیمپلهای بیشتر، کوچکتر و سطحی شدن دیمپلها نسبت به نمونه تقویتنشده (شکل ۱۱ ب) می گردند و بیان گر این واقعیت می باشد که تشکیل دیمپلها حاصل جوانهزنی، رشد و به هم پيوستن ميكروتركها در فصل مشترك ناخالصيها و ذرات ثانویه می باشد [۱۹].

نتيجهگيري

در این پژوهش، کامپوزیت درجای Al/Al₃Ti بهطور موفقیت آمیزی بر روی ورق H14-3003 Al توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی تولید شد. نتایج ریزساختاری و خواص مکانیکی بهدست آمده بهصورت زیر خلاصه می شوند:

۱-فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، باعث تغییر ریزساختار فلز پایه از دانههای بزرگ و کشیده شده به دانههای ریز و هم محور در ناحیه کامپوزیتی شد. این رفتار به وقوع تبلور مجدد دینامیکی و حضور ذرات تقویت کننده به عنوان مکانهایی مناسب برای جوانهزنی دانههای جدید و جلوگیری از رشد دانهها نسبت داده شد.

۲-اعمال شش پاس فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بهدلیل سیلان و تغییرشکل پلاستیکی کافی ماده، باعث توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در سرتاسر زمینه کامپوزیت شد.

۳-مشاهده شد که ترکیبات آلومینایدی Al₃Ti در فصل مشترک بین ذرات تیتانیم و زمینه آلومینیم بهصورت یک لایه پوسته کروی شکل تشکیل شده و اغتشاش حاصل از چرخش پین، باعث شکسته شدن این لایه و توزیع آن بهصورت ذراتی با ابعاد نانومتر در سرتاسر زمینه می شود.

حضور این ترکیب آلومینایدی در ریزساختار توسط SEM-EDS و XRD تایید شد. ۴-مشاهده شد که نمونه کامپوزیتی استحکام کششی و

ریزسختی (Mpa و MP ۱۵۰ و ۵۵) بهمراتب بالاتری را نسبت به فلز پایه (Mpa و ۱۱۵ و ۴۲ HV) از خود نشان

میدهد. این رفتار به ریزدانگی ریزساختار و حضور نانوذرات آلومینایدی Al₃Ti نسبت داده شد. آنیل شدن ریزساختار و از بین رفتن اثر کارسرد در نمونه فلز پایه FSP شده بدون افزودن ذرات تقویت کننده، باعث افت ریزسختی در این نمونه شد.



شکل ۱۱- تصاویر SEM از سطوح شکست: الف) فلز پایه، ب) فلز پایه FSP شده و ج) نمونه ی کامپوزیتی

References:

1- M. Salehi, M. Saadatmand, J. Aghazadeh mohandesi, "Optimization of process parameters for producing AA6061/SiC nanocomposites by friction stir processing", Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol. 22, pp. 1055-1063, 2012.

2- I. Sudhakar, V. Madhu, G. Madhusudhan reddy, K. Srinivasa roa, "Enhancement of wear and ballistic resistance of armour grade AA7075 aluminium alloy using friction stir processing", Vol.11, pp.10-17, 2015.

3- R.S. Mishra, Z.Y. Ma, I. Charit, "Friction stir processing: a novel

technique for fabrication of surface Composite", Materials Science and Engineering A, Vol. 341, pp. 307-310, 2003.

4- R.S. Mishra, Z.Y. Ma, "Friction stir welding and processing", Materials Science and Engineering R, Vol. 50, pp. 1-78, 2005.

5- Ehab A. El-Danaf, Magdy M. El-Rayes, Mahmoud S. Soliman, "Friction stir processing: An effective technique to refine grain structure and enhance ductility", Materials and Design, Vol. 31, pp. 1231-1236, 2010.

6- Arora H.S., Singh H., Dhindaw B.K, "Composite fabrication using friction stir processing- a review", Int J Adv Manuf Technol, Vol. 61, pp.1043-1055, 2012.

7- S.C. Tjong, Z.Y. Ma, "Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites", Materials Science and Engineering, Vol. 29, pp. 49-113, 2000.

8- C.J. Hsu, C.Y. Chang, P.W. Kao, N.J. Ho, C.P. Chang, "Al–Al3Ti nanocomposites produced in situ by friction stir processing", Acta Materialia, Vol. 54, pp. 5241-5249, 2006.

9- F. Khodabakhshi, A. Simchi, A.H. "Friction stir Kokabi, A.P. Gerlich, of aluminum processing matrix nanocomposites by pre-placing elemental titanium powder: In-situ formation of Al3Ti nanoparticles and metallurgical characteristics". Materials Characterization, Vol. 108, pp. 102-114, 2015.

10- C.J. Hsu, P.W. Kao, N.J. Ho, "Ultrafine-grained Al–Al2Cu composite produced in situ by friction stir processing", Scripta Materialia, Vol. 53, pp. 341-345, 2005. 11- J.Qian, J. Li, J. Xiong, F. Zhang, X. Lin, "In situ synthesizing Al3Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing", Materials Science and Engineering A, Vol. 550, pp. 279-285, 2012.

12- M. Sarkari Khorrami, S. Samadi, Z. Janghorban, M. Movahedi, "In-situ aluminum matrix composite produced by friction stir processing using Fe particles", Materials Science & Engineering A, Vol. 641, pp. 380-390, 2015.

13- A.Thangarasu, N.Murugan, I.Dinaharan S.J.Vijay, "Synthesis and characterization of titanium carbide particulate reinforced AA6082 aluminium alloy composites via friction stir processing", Archives of Civil and Mechanical Engineering, Vol.15, pp. 324-334, 2015.

14- M. Narimani, B. Lotfi, Z. Sadeghian, "Evaluation of the microstructure and wear behaviour of AA6063-B4C/TiB2 mono and hybrid composite layers produced by friction stir processing", Surface & Coatings Technology, Vol. 285, pp.1-10, 2016.

15- A. Shafiei-Zarghani, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, Microstructures and mechanical properties of Al/Al2O3 surface nano-composite layer produced by friction stir processing, Materials Science and Engineering A, Vol. 500, pp. 84-91, 2009.

16- N. Yuvaraj, S. Aravindan, Vipin, "Fabrication of Al5083/B₄C surface composite by friction stir processing and its tribological characterization", Journal of Materials Research and Technology, Vol. 4, pp. 398-410, 2015.

17- P. asadi, G. faraji, A. masoumi, M.K. besharati givi, "Experimental Investigation of Magnesium-Base Nanocomposite Produced by Friction Stir Processing: Effects of Particle Types and Number of Friction Stir Processing Passes", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 42, pp. 2820-2832, 2011.

18- Y. S. Sato, S. H. C. Park, H. Kokawa, "Microstructural Factors Governing Hardness in Friction-Stir Welds of Solid-Solution-Hardened Al Alloys", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32, pp. 3033-3042, 2001.

19- M. Amra, Kh. Ranjbar, R. Dehmolaei, "Mechanical Properties and Corrosion Behavior of CeO2 and SiC Incorporated Al5083 Alloy Surface Composites", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 24, pp. 3169-31798, 2015.

20- T.R. Mcnelley, S. Swaminathan, J.Q. Su, "Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys", Scripta Materialia, Vol. 58, pp. 349-354, 2008.

21- A.H. Ammouri, G. Kridli, G. Ayoub, R.F. Hamade, "Relating grain size to the Zener-Hollomon parameter for twin-rollcast AZ31B alloy refined by friction stir processing", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 222, pp.301-306, 2015.

22- Q. Zhang, B.L. Xiao, D. Wang, Z.Y. Ma, "Formation mechanism of in situ Al3Ti in Al matrix during hot pressing and subsequent friction stir processing", Materials Chemistry and Physics, Vol. 130, pp. 1109-1117, 2011.

23- B. Abnar, M. Kazeminezhad, A.H. Kokabi, "Effects of heat input in friction stir welding on microstructure and mechanical properties of AA3003-H18 plates", Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol. 25, pp. 2147-2155, 2015.

24- D.J. Lloyd, "Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites", Journal of International Materials Reviews, Vol. 39, pp. 1-23, 1991.

25- S.A. Hossieni, K. Ranjbar, R. Dehmolaei, A.R. Amirani, "Fabrication of Al5083 surface composites reinforced by CNTs and cerium oxide nano particles via friction stir processing", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 622, pp. 725–733, 2015.