

تأثیر نوع ذرات تقویت کننده بر ریزساختار و خواص تریبولوژیکی نانومواد مرکب بر پایه آلیاژ آلومینیم

امین ربیعی زاده*^۱ و احمد افسری^۲

- ۱- باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان، واحد شیراز، دانشگاه آزاد اسلامی، شیراز، ایران
- ۲- دانشگاه آزاد اسلامی، واحد شیراز، دانشکده مهندسی، گروه مهندسی مکانیک، شیراز، ایران

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۴/۱۰/۱۷، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۵/۰۱/۲۵، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۵/۰۲/۱۵

چکیده

در این پژوهش به منظور بهبود خواص سطحی و تریبولوژیکی آلیاژ آلومینیم، لایه‌های نانوماده مرکب سطحی حاوی نانوذرات $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiB}_2$ ، TiB_2 و ZrO_2 و CNT_S توسط فرآیند اصطکاکی- اغتشاشی بر آلیاژ آلومینیم ایجاد می‌گردد. اثر متغیرهای فرآیند چون تعداد پاس‌ها و نوع ذرات تقویت کننده بر نحوه توزیع ذرات در لایه نانوماده مرکب سطحی، اندازه دانه‌های زمینه، عیوب به وجود آمده، میزان سختی و خواص تریبولوژیکی لایه‌های ماده مرکب سطحی توسط روش‌های میکروسکوپ نوری و الکترونی، سختی سنجی و آزمون سایش مورد بررسی قرار می‌گیرد. نتایج نشان داد که بهترین توزیع ذرات فاز دوم در زمینه برای نانوماده مرکب سطحی در حضور فاز تقویت کننده CNT_S به دست آمد. در عین حال علاوه بر نوع فاز تقویت کننده، افزایش تعداد پاس‌ها سبب افزایش سختی نانوماده مرکب سطحی تا حدود ۲۱۰ ویکرز می‌شود. آزمون سایش نشان داد که کمترین ضریب سایش برای نانوماده مرکب سطحی در حضور فاز تقویت کننده $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiB}_2$ بعد از ۴ پاس فرآیند FSP می‌باشد. بهبود در خواص سایشی را می‌توان به اتصال بهتر ذرات و زمینه آلومینیمی و سختی بالا قطعات بعد از اعمال فرآیند نسبت داد.

واژه‌های کلیدی: فرآیند اصطکاکی- اغتشاشی، آلیاژ آلومینیم، نانولوله‌های کربنی، خواص تریبولوژیکی.

۱- مقدمه

معمول خواص مکانیکی و تریبولوژیکی ضعیفی دارند. از این رو، پتانسیل بالایی برای تولید قطعات بر پایه فلز با خواص مکانیکی و تریبولوژیکی بهبود یافته وجود دارد. چگالی کم، نسبت استحکام به وزن بالا، خواص فیزیکی و مکانیکی مطلوب، مقاومت در برابر خوردگی، قابلیت

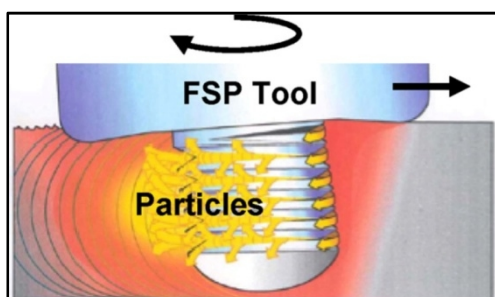
در بسیاری از کاربردهای صنعتی خواص سطحی، نظیر مقاومت به سایش، تعیین کننده عمر قطعه می‌باشد. قطعات صنعتی که از بیشتر فلزات و آلیاژها ساخته شده‌اند به طور

* عهده‌دار مکاتبات: امین ربیعی زاده

نشانی: شیراز، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد شیراز، باشگاه پژوهشگران جوان و نخبگان

تلفن: ۰۷۱-۳۶۱۹۱۶۲۶-۳۶۱۹۱۶۷۹، پست الکترونیکی: rabieezadeh@iaushiraz.ac.ir، دورنگار: ۰۷۱-۳۶۱۹۱۶۷۹

فرآیند FSP به طور عمده برای آلومینیم و آلیاژهای آن مورد استفاده قرار گرفته است [۲۱-۱۴، ۶]، اما اخیراً برای فرآوری آلیاژهای دیگر نظیر آلیاژهای مس [۲۶-۲۲]، آلیاژهای روی [۲۷]، فولادها [۳۷-۲۸] و آلیاژهای منیزیم [۴۷-۳۴، ۳۸] نیز استفاده می‌شود. بررسی‌ها نشان داده است که فرآیند FSP راهی موثر برای تولید ساختاری ریزدانه و در نتیجه بهبود خواص مکانیکی ماده است. همچنین همان‌گونه که در شکل ۱ نشان داده شده است، می‌توان با افزودن ذرات سرامیکی در حین فرآیند، لایه‌های ماده مرکب سطحی ایجاد کرد [۴۹، ۴۸، ۳].



شکل ۱: طیف FTIR پوسته میگو.

تاکنون استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی به منظور تولید مواد مرکب بر پایه آلومینیم با استفاده از تقویت کننده‌های مختلف توسط محققین مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد. در جدول ۱ به نمونه‌هایی از مواد مرکب بر پایه آلومینیم تولید شده با روش اصطکاکی اغتشاشی اشاره شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، بررسی‌های زیادی در زمینه تولید مواد مرکب بر پایه آلیاژهای آلومینیم با استفاده از تقویت کننده‌های سرامیکی صورت گرفته است، اما هیچ کدام خواص ماده مرکب تولید شده را بر اساس جنس ماده تقویت کننده طبقه‌بندی ننموده است. لذا در این پژوهش سعی شده است تا نانوماده مرکب با استفاده از تقویت کننده‌های مختلف سرامیکی به روش فرآیند اصطکاکی اغتشاشی تولید و به بررسی و مقایسه خواص نمونه‌های تولید شده پرداخته شود. بدین منظور سعی شده است تا ماده مرکب سطحی بر پایه آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱

بازیافت و خواص مطلوب دیگر سبب شده است که آلومینیم و آلیاژهای آن به عنوان سودمندترین و مطلوب‌ترین انتخاب در بسیاری از کاربردها باشد. اما کاربرد آلومینیم و آلیاژهای آن به دلیل مقاومت به سایش کم و سختی پایین در برخی صنایع محدود شده است. آلیاژهای آلومینیم سری ۶۰۰۰ به دلیل خواص منحصربفردی نظیر شکل‌پذیری خوب، مقاومت در برابر خوردگی، جوش‌پذیری و نسبت استحکام به وزن عالی مشهور می‌باشند. بیشترین درصد محصولات آلومینیم اکستروژده شده از آلیاژهای سری ۶۰۰۰ است که به طور گسترده‌ای در صنایع اتومبیل و هوافضا، شاسی دوچرخه، تجهیزات حمل و نقل، پل‌ها و سازه‌های جوشکاری شده استفاده می‌شوند. عناصر آلیاژی اصلی آلیاژهای آلومینیم سری ۶۰۰۰، سیلیسیم و منیزیم است. هر دو این عناصر سبب رسوب سختی می‌شوند [۱].

مشکلات ایجاد جوش‌هایی با استحکام، مقاومت خستگی و شکست بالا در آلیاژهای آلومینیم به کار رفته در صنایع هوا فضا به خصوص آلومینیم‌های پر آلیاژ سری XXX2 و XXX7، استفاده وسیع از جوشکاری برای برقراری اتصالات در سازه‌های موجود در این صنعت را بسیار محدود کرده است. از این رو و برای چیرگی بر مشکلات ناشی از جوشکاری ذوبی آلیاژهای آلومینیم، فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی که اختصاراً به آن FSW گفته می‌شود در سال ۱۹۹۱ میلادی توسط موسسه TWI انگلستان ابداع گردید [۲، ۳]. در سال‌های اخیر این فرآیند به عنوان یک وسیله بسیار کارآمد در موارد ذیل استفاده شده است:

- تشکیل ساختارهایی با دانه‌های بسیار ریز در آلیاژهای آلومینیم و منیزیم [۴-۶].
- ایجاد ساختارهای ریزدانه که دارای خصوصیت سوپر پلاستیک می‌باشند [۷-۹].
- همگن‌سازی ساختار نانوماده مرکب بر پایه آلومینیم [۱۰].
- اصلاح ریزساختار آلیاژهای ریختگی آلومینیم [۱۱، ۱۲].
- ساخت لایه ماده مرکب سطحی [۱۳].

جدول ۱: خلاصه‌ای از پژوهش‌های انجام شده بر مواد مرکب تقویت شده بر پایه آلومینیم تولید شده به روش فرآیند اصطکاکی اغتشاشی.

مرجع	سال	اندازه میانگین ذرات	فاز تقویت کننده	آلیاژ آلومینیم
[51]	2003	0.7 μm	SiC	AA 5083
[52]	2004	~ 10 μm	SiC	AA 359
[53]	2006	13.4 μm	SiC	AA 6061
[54]	2008	1.25 μm	SiC	AA 1050
[55]	2009	10 μm	SiC	5A06Al
[50]	2011	300nm – 200nm	SiC-Al ₂ O ₃	AA 6061
[56]	2012	5 μm & 50 nm	SiC	AA 5052
[57]	2012	50 nm	SiC	AA 6061
[58]	2012	5 μm	SiC-MoS ₂	AA 5083
[59]	2013	20 μm	SiC-Gr	AA 6061
[60]	2015	38 μm	SiC	AA 2014
[61]	2009	50 nm	Al ₂ O ₃	AA 6082
[62]	2010	50 nm	Al ₂ O ₃	AA 2024
[63]	2011	250 μm	Al ₂ O ₃	AA 356
[64]	2011	50 nm	Al ₂ O ₃	AA 5052
[65]	2011	~ 45 μm	Al ₂ O ₃ -Gr	AA 390
[66]	2009	~ 50 nm	B ₄ C	AA 7075
[67]	2012	~ 3 μm	B ₄ C-TiC	AA 6360
[68]	2013	6 μm	B ₄ C	AA 5024
[69]	2015	160 μm	B ₄ C	AA 7075
[70]	2015	20 μm /30-60 nm	B ₄ C	AA 5083
[71]	2016	7 μm	B ₄ C/TiB ₂	AA 6063
[72]	2011	2.62 μm	TiB ₂	AA 7075
[73]	2016	2-3 μm	TiB ₂	AA 7075
[16]	2009	Outer Dia. ~ 30-50 nm	MWCNT _s	AA 7075
[74]	2012	Outer Dia. ~ 30-50 nm	MWCNT _s	AA 5059
[75]	2013	Outer Dia. ~ 10-20 nm	CNT _s	CP Al AA 6061 AA 2009
[76]	2013	Outer Dia. ~ 10-40 nm	MWCNT _s	AA 1016
[77]	2015	Outer Dia. ~ 10-20 nm/ 30 nm	MWCNT _s /CeO ₂	AA 5083

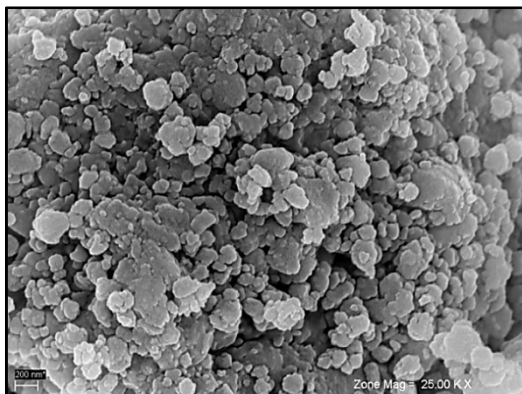
جدول ۲: ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ بر حسب درصد وزنی.

Al	Pb	Ti	Ni	Cr	Zn	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Alloy
Bal.	0.003	0.017	0.012	0.098	0.067	0.810	0.057	0.201	0.478	0.508	6061

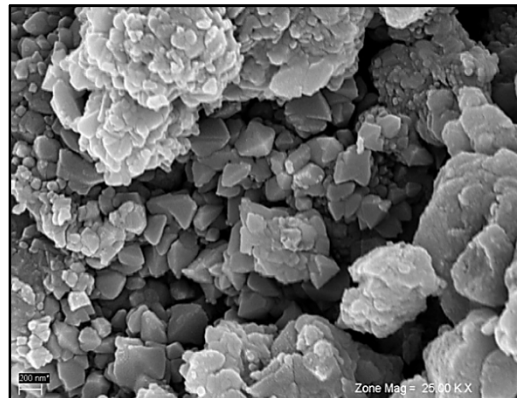
۲- فعالیت‌های تجربی

در این پژوهش از آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۲ نشان داده شده است، به عنوان ماده اولیه استفاده شد. از نانوپودرهای دی بورید تیتانیم (۱۰۰nm)~، آلومینا- دی بورید تیتانیم (۲۰۰nm)~، زیرکونیا (۵۰nm)~ و نانولوله‌های کربنی (قطر خارجی ۱۰ nm) به عنوان ماده

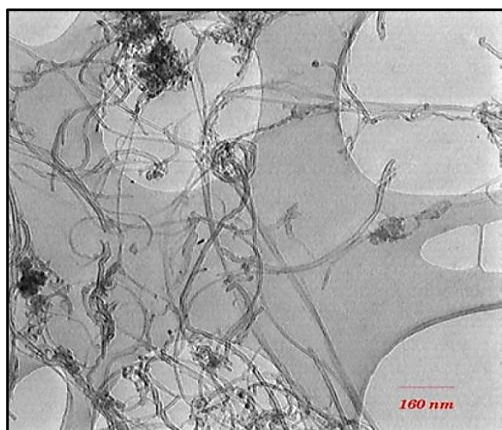
با استفاده از روش FSP تولید شود. در این راستا از دی بورید تیتانیم، آلومینا- دی بورید تیتانیم، زیرکونیا و نانولوله‌های کربنی به عنوان فاز تقویت کننده استفاده شد. بررسی ریزساختاری، ارزیابی خواص مکانیکی و خواص تریبولژیکی نمونه‌های تولید شده به منظور بررسی موفقیت فرآیند در تولید مواد مرکب سطحی نیز به عمل می‌آید.



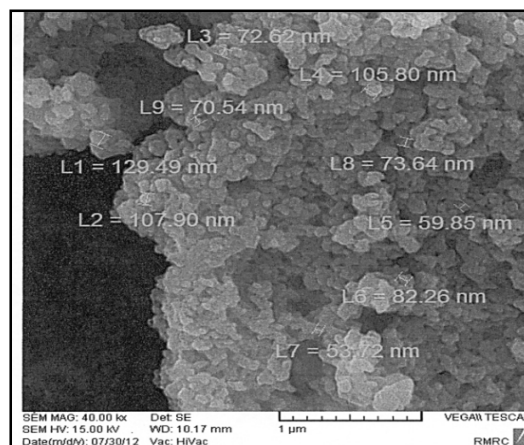
(ب)



(الف)



(د)



(ج)

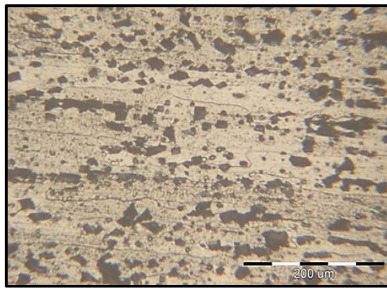
شکل ۲: موفولوژی نانوپودرهای، الف) آلومینا- دی بورید تیتانیوم، ب) دی بورید تیتانیوم، ج) زیرکونیا و د) نانولوله‌های کربن.

برای بررسی‌های ریزساختاری ناحیه فرآوری شده و همچنین نحوه توزیع نانوذرات در این منطقه از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (مدل VEGA\TESCAN) استفاده شد. آماده‌سازی نمونه‌ها برای مطالعات میکروسکوپی مطابق با استاندارد ASTM E3 صورت گرفت. سختی نمونه‌ها با استفاده از آزمون میکروسختی (دستگاه میکروسختی مدل XHV-1000) مطابق با استاندارد ASTM E384 تعیین شد. ویژگی‌ها و رفتار سایشی سطح نمونه‌های فرآوری شده توسط آزمون سایش پین روی دیسک مطابق استاندارد ASTM G99 مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت.

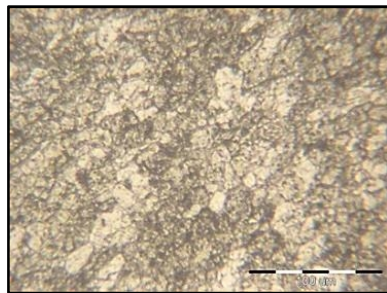
۳- نتایج و بحث

وضعیت ظاهری سطوح نمونه‌های تولید شده با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در شکل ۳-الف نشان داده شده

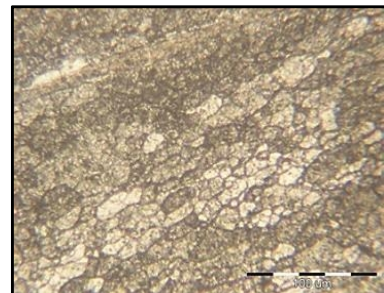
تقویت کننده استفاده شد. موفولوژی نانوپودرها در شکل ۲ نشان داده شده است. جنس ابزارهای مورد استفاده در این تحقیق از فولاد تندبر می‌باشد که تا 52 ± 2 راکول C سخت کاری گردیده‌اند. جهت انجام فرآیند اصطکاکی-اغتشاشی استفاده از دو نوع ابزار ضروری است، یکی ابزار بدون پین و دیگری ابزار با پین. ابزار اول تنها شامل شانه به قطر ۱۸ میلی‌متر می‌باشد که برای بستن شیار حاوی پودر استفاده می‌شود. ابزار دوم جهت ایجاد لایه کامپوزیتی می‌باشد که علاوه بر دارا بودن شانه‌ای به قطر ۱۸ میلی‌متر شامل یک پین استوانه‌ای به قطر ۵ میلی‌متر و طول ۳ میلی‌متر نیز می‌باشد. فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بوسیله فرز عمودی صورت می‌گیرد. ماشین فرز مورد استفاده از نوع TOS FA5U می‌باشد. سرعت دورانی، سرعت پیشروی و زاویه ابزار با ورق به ترتیب ۱۶۰۰ دور بر دقیقه، ۱۶ میلی‌متر بر دقیقه و ۳ درجه است.



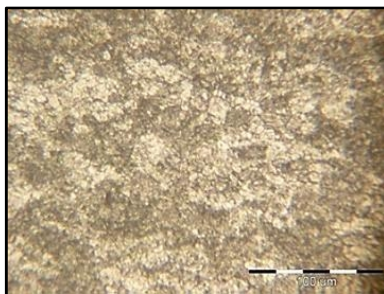
(الف)



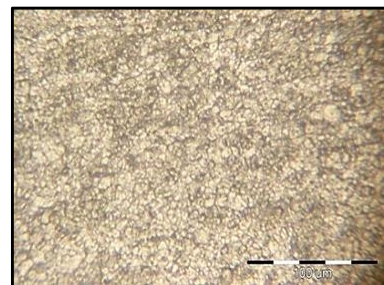
(ب)



(ج)

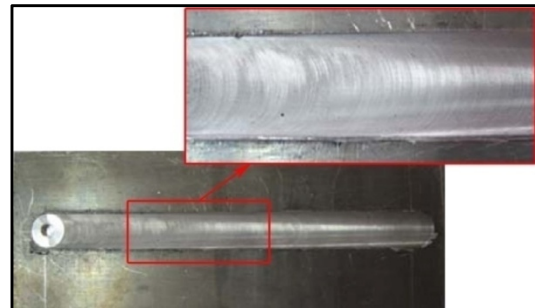


(د)



(ه)

شکل ۴: ریزساختار میکروسکوپ نوری نمونه‌های فرآوری شده، (الف) فلز پایه، (ب) ناحیه اغتشاش، ناحیه اغتشاش ماده مرکب آلیاژ آلومینیم/زیرکونیا تولید شده به روش فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بعد از (ج) ۱ پاس، (د) ۲ پاس و (ه) ۴ پاس.



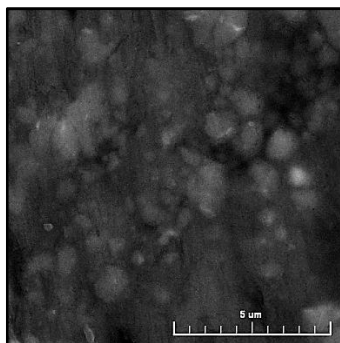
(الف)



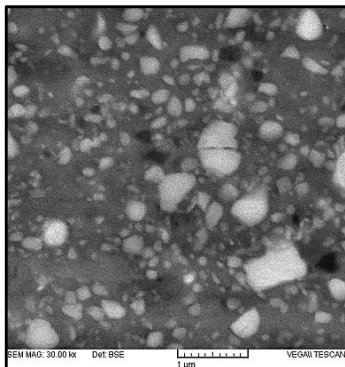
(ب)

شکل ۳: (الف) شکل ظاهری نمونه‌ها بعد از انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و (ب) سطح مقطع عرضی نمونه‌های فرآوری شده.

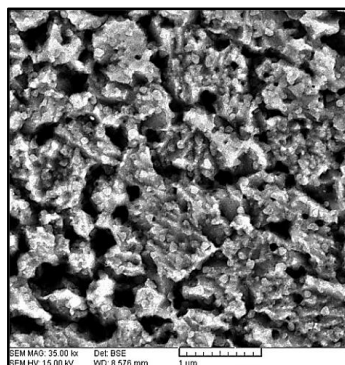
است. در شکل ۳-ب تصویر سطح مقطع عرضی نمونه و نحوه توزیع ذرات قابل مشاهده است. همانطوری که از اشکال ارائه شده مشخص است کیفیت سطحی نمونه‌ها از لحاظ ظاهری مناسب و قابل قبول می‌باشد. نتایج بررسی‌های ریزساختاری اعمال شده روی نمونه‌های فرآوری شده بعد از تعداد پاس‌های مختلف در شکل ۳ نشان داده شده است. ریزساختار آلیاژ پایه ۶۰۶۱ که در شکل ۴-الف نشان داده شده است، یک ریزساختار نوردی با دانه‌های درشت کشیده شده را نشان می‌دهد که ذرات درشت Mg_2Si در آن پراکنده است. میانگین اندازه دانه‌ها در این حالت در حدود $60 \mu m$ است. تفاوت آشکاری میان ریزساختار ناحیه اغتشاش و آلیاژ پایه دیده می‌شود. ناحیه اغتشاش ریزساختار ریزتر و همگن‌تری نسبت به فلز پایه دارد (شکل ۴-ب). در کل تغییرات اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی حاصل بر هم کنش متقابل دو اثر می‌باشد: (۱) گرمای اصطکاکی که منجر به آنیل شدن و افزایش اندازه دانه می‌شود، (۲) وقوع تبلور مجدد دینامیکی به دلیل چرخش ابزار که موجب کاهش اندازه دانه و ایجاد مکان‌های مناسب برای جوانه‌زنی دانه‌های فرعی می‌شود که نتایج به دست آمده از بررسی‌های ریزساختاری نشان می‌دهند که این مکانیزم در انجام فرآیند غالب است. در کل ایجاد دانه‌های بسیار ریز در آلیاژهای



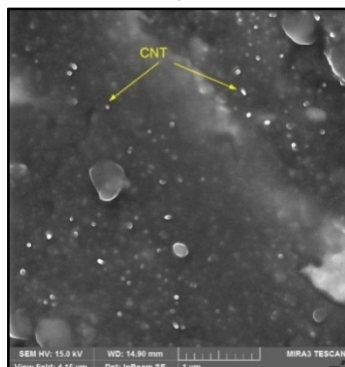
(الف)



(ب)



(ج)



(د)

شکل ۵: تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نانومواد مرکب تولید شده با استفاده از فرآیند FSP با ذرات تقویت کننده الف) آلومینا- دی بورید تیتانیوم، ب) دی بورید تیتانیوم، ج) زیر کونیا و د) نانولوله های کربن.

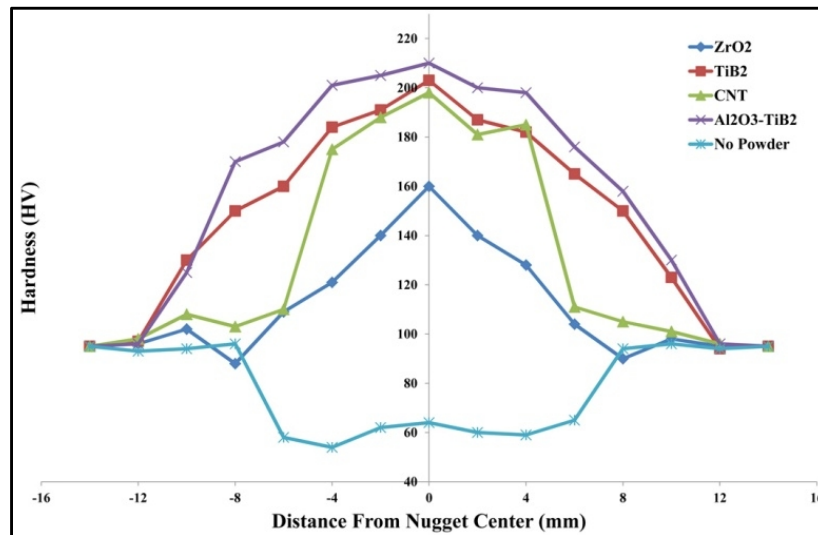
آلومینیم حین فرآیند اصطکاکی اغتشاشی با مکانیزم‌های متفاوتی رخ می‌دهد. این مکانیزم‌ها شامل بازیابی دینامیکی، تبلور مجدد هندسی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته می‌باشد. آلومینیم جزو موادی با انرژی نقص چیدن بالاست، بنابراین بازیابی دینامیکی تنها مکانیزم برای اصلاح دانه‌ها می‌باشد. ولی عناصر آلیاژی موجب کاهش انرژی نقص چیدن شده و تبلور مجدد دینامیکی پیوسته در شکل‌گیری ساختار دانه در ناحیه اغتشاشی موثر شده و منجر به تولید مرزدانه‌های زیاد حین تغییر شکل دمای بالا می‌شود. در نتیجه تبلور مجدد دینامیک که ناشی از تغییر فرم پلاستیک شدید و افزایش دما در حین فرآیند می‌باشد. ریزساختار اولیه فلز پایه به صورت کامل دگرگون شده و ذرات فاز دوم Mg_2Si به طور کامل در ناحیه اغتشاش پراکنده شده‌اند. در پژوهش‌های انجام شده بر این آلیاژ نیز عامل اصلی ریزدانه شدن تبلور مجدد دینامیک معرفی شده است [۱۹].

با افزودن ذرات زیر کونیا و اعمال فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و افزایش تعداد پاس‌های فرآیند از ۱ تا ۴ پاس، ریز شدن چشمگیر ریزساختار قابل مشاهده است (شکل‌های ۴-ج تا ۴-ه). ریزتر شدن ریزساختار در نتیجه افزایش تعداد پاس‌های فرآیند را به افزایش کرنش اعمال شده به ساختار با افزایش تعداد پاس‌ها نسبت می‌دهند. در نتیجه، دانه‌هایی با چگالی نابجایی بسیار زیاد ایجاد می‌شود که مانع رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته است. در عین حال، حضور نانو ذرات سبب کاهش موثرتر اندازه دانه و ریز شدن ساختار می‌گردد. چگونگی توزیع این ذرات فاز دوم را با بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی در شکل ۵ می‌توان مشاهده کرد.

در شکل ۵-الف نانوماده مرکب سطحی هیبریدی در حضور پودر آلیاژی $Al_2O_3-TiB_2$ را نشان می‌دهد. با توجه به شکل، ذرات در سطح پراکنده کمی از خود نشان می‌دهند و بصورت تجمع‌های میکرومتری مشاهده می‌شوند. شکل ۵-ب نانوماده مرکب سطحی در حضور ذرات TiB_2

جدول ۳: پیشینه سختی و ضریب اصطکاک به دست آمده بعد از فرآیند FSP.

No. of Pass/Reinforcement	ZrO ₂		CNT _s		TiB ₂		Al ₂ O ₃ -TiB ₂	
	Hardness	Friction coefficient	Hardness	Friction coefficient	Hardness	Friction coefficient	Hardness	Friction coefficient
1	122	0.65	160	0.62	156	0.6	158	0.56
2	146	0.51	168	0.53	172	0.48	179	0.45
4	160	0.38	198	0.42	203	0.35	210	0.29

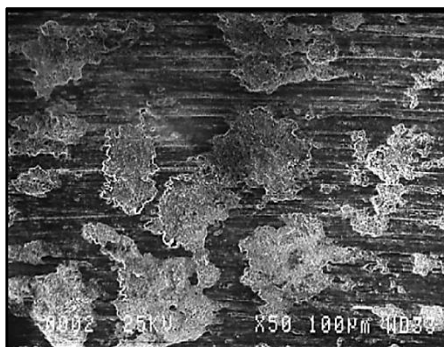


شکل ۶: توزیع سختی در نمونه‌های نانوماده مرکب بعد از ۴ پاس.

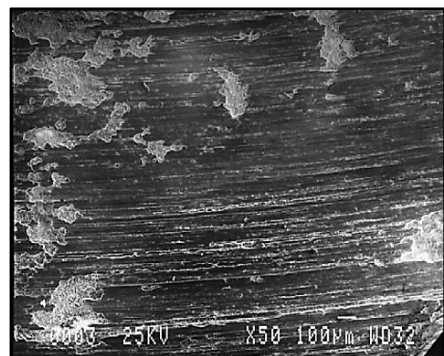
نانومتری و افزایش تعداد پاس‌های فرآیند، سختی ساختار به دست آمده نیز افزایش می‌یابد. در جدول ۳ می‌توان پیشینه سختی به دست آمده را بر اساس نوع ذرات تقویت کننده و تعداد پاس‌های فرآیند مشاهده کرد. لازم به ذکر است که سختی آلیاژ پایه و سختی ناحیه اغتشاش بعد از یک پاس به ترتیب ۹۵ و ۵۶ ویکرز است.

بر اساس رابطه هال-پچ، کاهش اندازه دانه سبب افزایش سختی می‌شود. از طرف دیگر، افزایش دمای قطعه حین فرآیند اصطکاک‌آگی اغتشاشی منجر به آنیل شدن ساختار در ناحیه اغتشاشی می‌شود. فرآیند آنیل سبب کاهش چگالی نابجایی‌ها، حذف تنش پسماند ناشی از نورد ورق و انحلال رسوبات می‌شود. در پژوهش حاضر اثر آنیل بر ریزدانه شدن ساختار غلبه کرده و کاهش سختی در ناحیه اغتشاشی بعد از یک پاس فرآیند مشاهده می‌شود. و و همکارانش نیز کاهش سختی بعد از اعمال فرآیند را در نتیجه اثر تابکاری فرآیند FSP دانستند که منجر به کاهش چگالی رسوبات

را نشان می‌دهد. ذرات روشن پراکنده در سطح، ذرات TiB₂ هستند که با توجه به شکل اندازه عمده ذرات در محدوده ۱۰۰ nm است و تجمع‌های محدودی با ابعاد ۵۰۰ nm دیده می‌شود. انتظار می‌رود که توزیع پراکنده و منظم ذرات ریز، سختی و استحکام بالاتری ایجاد کند. شکل ۵-ج و ۵-د به ترتیب نانومواد مرکب سطحی در حضور نانوذرات زیرکونیا و نانولوله‌های کربنی (CNT_s) را نشان می‌دهد. در این دو حالت پراکندگی نانوذرات نسبت به دو حالت قبل بهتر بوده و نه تنها تجمعی مشاهده نمی‌شود، بلکه پراکندگی بسیار خوبی در زمینه دارد. ذرات اولیه در چهار حالت ذکر شده به علت فرآیند تولید متفاوتشان دارای اندازه متفاوتی می‌باشند و CNT_s کوچکترین و Al₂O₃-TiB₂ بزرگترین می‌باشد. بعد از تولید ماده مرکب نیز اندازه ذرات اولیه در نحوه توزیع ذرات موثر می‌باشد و دیده می‌شود که بهترین توزیع را CNT_s دارا می‌باشد. با کاهش اندازه دانه در نتیجه افزودن ذرات تقویت کننده



(الف)



(ب)

شکل ۷: تصویر SEM از سطح نمونه سایش،
الف) نمونه FSP نشده و ب) نمونه FSP شده.

همکارانش [۷۷] با افزودن ذرات CeO_2 و CNT_s به زمینه آلیاژ آلومینیم در بهترین حالت به ترتیب به سختی ۱۶۰، ۷۲، ۱۷۹ و ۱۷۳ ویکرز دست یافتند که در تحقیق حاضر نتایج بهتری حاصل گردید. برای بررسی مکانیزم سایش در نمونه‌های نانوماده مرکب با ذرات تقویت کننده که بهترین خواص سطحی را از خود نشان دادند، از سطوح سایش نمونه‌ها تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شد (شکل ۷). همانطور که در تصاویر مشخص است، در هر نمونه آثار مکانیزم‌های مختلف سایش مشخص است. در سطح سایش نمونه خام (شکل ۷-الف)، شیارهای کم عمق سایش خراشان دیده می‌شود اما اثرات کندگی‌های زیادی که ناشی از مکانیزم سایش چسبنده است مشاهده می‌شود.

می‌توان نتیجه گرفت مکانیزم غالب در سایش نمونه خام سایش چسبنده است که این امر منجر به ضریب اصطکاک بالای آن می‌شود. همانطور که در شکل ۷-ب مشاهده می‌شود، شیارهای کم عمق قابل تشخیص می‌باشد که نشانه

پراکنده در ریزساختار بدلیل انحلال آنهاست [۷۸]. نمودار تغییرات سختی بعد از ۴ پاس اعمال فرآیند با ذرات تقویت کننده در شکل ۶ نشان داده شده است (البته نمونه بدون پودر تنها یک پاس فرآیند را طی کرده است).

بهبود سختی در مواد مرکب تولید شده به روش فرآیند اصطکاکی اغتشاشی را می‌توان به سه عامل نسبت داد: کاهش اندازه دانه، حضور ذرات تقویت کننده در آلیاژ زمینه و افزایش سختی در نتیجه سریع سرد شدن زمینه آلومینیمی در مجاورت ذرات تقویت کننده به دلیل تفاوت در ضریب انقباض گرمایی آنها [۵۶]. مطالعه روی خواص سایشی نمونه‌ها از طریق بررسی طیف‌های سیگنالی مربوط به ضریب اصطکاک نمونه‌ها انجام گرفت. در نمودارهای مربوط به ضریب اصطکاک نانوماده مرکب سطحی با ذرات تقویت کننده، دامنه تغییرات ضریب اصطکاک تقریباً یکنواخت می‌باشد و میانگین ضریب اصطکاک به دست آمده برای نمونه فلز پایه (۰/۸۵) بیشتر از بقیه نمونه‌ها می‌باشد و پس از آن به ترتیب نمونه‌های یک پاس بدون پودر نانو (۰/۷۲)، یک پاس همراه پودر نانو، دو پاس با پودر نانو و چهار پاس با پودر نانو دارای کمترین ضریب اصطکاکی بودند. این کاهش ضریب اصطکاک در نمونه بدون پودر نانو، حاصل ریز شدن دانه‌ها در ناحیه اغتشاشی و همگن‌سازی نانوفازهای آلیاژ آلومینیم می‌باشد و در نمونه‌های که حاوی پودر نانولوله کربنی بوده‌اند، علاوه بر این ناشی از خواص ضد سایشی مربوط به ذرات نانولوله کربن نیز می‌باشد، همچنین اجرای تعداد پاس‌های بیشتر باعث ریزتر شدن دانه‌بندی و تجزیه ذرات زمخت و خشن و پراکنده کردن این ذرات در شبکه فلز پایه و همچنین توزیع یکنواخت تر نانوذرات لوله کربنی شده که در نهایت، این عوامل باعث کم شدن ضریب اصطکاک و کاهش وزن در طی آزمون سایش شده است (جدول ۲).

بررسی‌های به عمل آمده توسط راجان و همکاران [۷۳] با افزودن ذرات TiB_2 ، لیو و همکاران [۷۹] با افزودن CNT_s ، بیسادی و همکارش [۸۰] با افزودن ذرات TiB_2 و حسینی و

سایش خراشان می‌باشد. بنابراین مکانیزم غالب در نمونه‌های نانوماده مرکب سایش خراشان می‌باشد و معمولاً در ضریب اصطکاک پایین، مکانیزم غالب سایش خراشان است. دی‌واراجو و همکارانش با افزودن ذرات SiC و Gr به زمینه آلیاژ آلومینیم ۶۰۶۱ و بررسی رفتار سایشی به نتایج مشابهی دست یافتند و با افزودن ذرات تغییر مکانیزم سایش از سایش چسبنده به سایش خراشان را مشاهده کردند [۵۹]. شفیع‌ی و همکارانش با افزودن ذرات Al_2O_3 به زمینه آلیاژ آلومینیم ۶۰۸۲ نشان دادند که مکانیزم سایش حاکم بر مواد مرکب سطحی تولید شده به روش اصطکاکی اغتشاشی به طور عمده سایش خراشان است [۶۱]. نتایج مشابهی توسط ماکسول و همکارانش و نریمانی و همکارانش با بررسی ماده مرکب هیبریدی سطحی بر زمینه آلیاژ آلومینیم سری ۶۰۰۰ گزارش شده است [۶۷،۷۱].

۴ - نتیجه گیری

- بهترین توزیع ذرات فاز دوم در زمینه برای نانوکامپوزیت سطحی در حضور فاز تقویت کننده CNT_s به دست آمد که این توزیع یکنواخت و پراکنده در زمینه را می‌توان به اندازه اولیه ذرات فاز CNT_s نسبت داد.

- علاوه بر نوع فاز تقویت کننده، افزایش تعداد پاس‌ها سبب افزایش سختی نانوکامپوزیت سطحی می‌شود. بیشترین سختی برای نانوکامپوزیت هیبریدی تقویت شده با $Al_2O_3-TiB_2$ (HV 210) به دست آمد. افزایش تعداد پاس‌های در نتیجه ریزتر شدن دانه‌بندی و تجزیه ذرات زمخت و خشن و پراکنده کردن این ذرات در زمینه و همچنین توزیع یکنواخت‌تر آنها، سبب افزایش سختی می‌گردد.

- آزمون سایش نشان داد که کمترین ضریب سایش برای نانوکامپوزیت سطحی در حضور فاز تقویت کننده $Al_2O_3-TiB_2$ بعد از ۴ پاس فرآیند FSP می‌باشد. نرخ سایش پایین این نمونه را می‌توان به سختی بالاتر این نمونه

نسبت داد.

- مکانیزم سایش غالب در نمونه‌های غیر کامپوزیتی سایش چسبنده می‌باشد که با اعمال فرآیند FSP و کامپوزیت سازی به سایش خراشان تبدیل می‌شود.

سپاسگزاری

این مقاله مستخرج از طرح پژوهشی مورد حمایت توسط دانشگاه آزاد اسلامی واحد شیراز می‌باشد.

مراجع

- [1] G. Lucas, *Advanced Materials and Processing*, **149**, 1996, 29.
- [2] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, **50**, 2005, 1.
- [3] Z.Y. Ma, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **39**, 2008, 642.
- [4] W.B. Lee, Y.M. Yeon, S.B. Jung, *Materials Science and Engineering A*, **355**, 2003, 154.
- [5] C. Rhodes, *Scripta Materialia*, **48**, 2003, 1451.
- [6] J.Q. Su, T.W. Nelson, C.J. Sterling, *Scripta Materialia*, **52**, 2005, 135.
- [7] R.S. Mishra, M.W. Mahoney, S.X. McFaden, N.A. Mara, A.K. Mukherjee, *Scripta Materialia Journal*, **42**, 1999, 163.
- [8] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, *Acta Materialia*, **51**, 2003, 3551.
- [9] I. Charit, R.S. Mishra, *Materials Science and Engineering A*, **359**, 2003, 290.
- [10] P.B. Berbon, W.H. Bingel, R.S. Mishra, C.C. Bampton, M.W. Mahoney, *Scripta Materialia*, **44**, 2001, 61.
- [11] Z.Y. Ma, R.S. Mishra, M.W. Mahoney, *Scripta Materialia*, **50**, 2004, 931.
- [12] S. Sharma, *Scripta Materialia*, **51**, 2004, 237.
- [13] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, I. Charit, *Materials Science and Engineering: A*, **341**, 2003, 307.
- [14] S.A. Alidokht, A. Abdollah-Zadeh, S. Soleymani, T. Saeid, H. Assadi, *Materials Characterization*, **63**, 2012, 90.
- [15] X. Feng, H. Liu, *Scripta Materialia*, **65**, 2011, 1057.
- [16] D.K. Lim, T. Shibayanagi, A.P. Gerlich, *Materials Science and Engineering A*, **507**, 2009, 194.
- [17] Z.Y. Ma, F. C. Liu, *Scripta Materialia*, **59**, 2008, 882.
- [18] Z.Y. Ma, S.R. Sharma, R.S. Mishra, *Scripta Materialia*, **54**, 2006, 1623.
- [19] T.R. McNelley, S. Swaminathan, J.Q. Su, *Scripta Materialia*, **58**, 2008, 349.
- [20] K. Surekha, B.S. Murty, K. Prasad Rao, *Solid State Sciences*, **11**, 2009, 907.
- [21] D. Yadav, R. Bauri, *Materials Science and Engineering A*, **539**, 2012, 85.
- [22] M. Barmouz, P. Asadi, M.K. Besharati-Givi, M. Taherishargh, *Materials Science and Engineering A*, **528**, 2011, 1740.
- [23] M. Barmouz, M.K. Besharati Givi, J. Seyfi, *Materials Characterization*, **62**, 2011, 108.
- [24] J.Q. Su, T.W. Nelson, R.S. Mishra, *Materials Science and Engineering A*, **528**, 2011, 5458.

- [56] A. Dolatkhal, P. Golbabaee, M.K. Besharati, F. Molaiekiya, *Materials and Design*, **37**, 2012, 458.
- [57] M. Salehi, M. Saadatmand, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **22**, 2012, 1055.
- [58] S. Soleymani, A. Abdollah-Zadeh, S.A. Alidokht, *Wear*, **278**, 2012, 41.
- [59] A. Devaraju, A. Kumar, B. Kotiveerachari, *Materials and Design*, **45**, 2013, 576.
- [60] V. Sharma, U. Prakash, B.V.M. Kumar, *Materials Today: Proceedings*, **2**, 2015, 2666.
- [61] A. Shafiei-Zarghani, S.F. Kashani-Bozorg, A. Zarei-Hanzaki, *Materials Science and Engineering A*, **500**, 2009, 84.
- [62] B. Zahmatkesh, M.H. Enayati, *Materials Science and Engineering A*, **527**, 2010, 6734.
- [63] Y. Mazaheri, F. Karimzadeh, M.H. Enayati, *Journal of Materials Processing Technology*, **211**, 2011, 1614.
- [64] M. Sharifabbar, A. Sarani, S. Khorshahian, M. Shafiee Afarani, *Materials and Design*, **32**, 2011, 4164.
- [65] M. Raafi, T.S. Mahmoud, H.M. Zakaria, T.A. Khalifa, *Materials Science and Engineering A*, **528**, 2011, 5741.
- [66] S.F. Kashani-Bozorg, K. Jazayeri, *AIP Conference Proceedings*, **715**, 2009, 1136.
- [67] C.M. Rejil, I. Dinaharan, S.J. Vijay, N. Murugan, *Materials Science and Engineering A*, **522**, 2012, 336.
- [68] M. Komarasamy, R.S. Mishra, J.A. Baumann, G. Grant, Y. Hovanski, "Processing, microstructure and mechanical property correlation in Al-B₄C surface composite produced via friction stir processing," in *Friction Stir Welding and Processing VII*, San Antonio, 2013, pp. 39-46.
- [69] I. Sudhakar, G. Madhusudhan Reddy, K. Srinivasa Rao, "Ballistic behavior of boron carbide reinforced AA7075 aluminium alloy using friction stir processing—An experimental study and analytical approach", *Defence Technology*, 2015.
- [70] N. Yuvaraj, S. Aravindan, *Journal of Materials Research and Technology*, **4**, 2015, 398.
- [71] M. Narimani, B. Lotfi, Z. Sadeghian, *Surface and Coatings Technology*, **285**, 2016, 1.
- [72] H. Bisadi, A. Abasi, *American Journal of Materials Science*, **1**, 2011, 67.
- [73] H.B.M. Rajan, I. Dinaharan, S. Ramabalan, E.T. Akinlabi, *Journal of Alloys and Compounds*, **657**, 2016, 250.
- [74] H. Izadi, A.P. Gerlich, *Carbon*, **50**, 2012, 4744.
- [75] Z.Y. Ma, Z.Y. Liu, B.L. Xiao, W.G. Wang, "Fabrication of carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites via friction stir processing," in *Friction Stir Welding and Processing VII*, San Antonio, 2013, pp. 21-28.
- [76] Q. Liu, L. Ke, F. Liu, C. Huang, L. Xing, *Materials and Design*, **45**, 2013, 343.
- [77] S.A. Hosseini, K. Ranjbar, R. Dehmlaei, A.R. Amirani, *Journal of Alloys and Compounds*, **622**, 2015, 725.
- [78] W. Woo, H. Choo, D.W. Brown, Z. Feng, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **38**, 2007, 69.
- [79] Q. Liu, L. Ke, F. Liu, C. Huang, L. Xing, *Materials and Design*, **45**, 2013, 343.
- [80] H. Bisadi, A. Abasi, *American Journal of Materials Science*, **1**, 2012, 67.
- [25] P. Xue, B.L. Xiao, Z.Y. Ma, *Materials Science and Engineering A*, **532**, 2012, 106.
- [26] P. Xue, B.L. Xiao, Z. Y. Ma, *Journal of the Materials Science and Technology*, **29**, 2013, 1115.
- [27] T. Hirata, T. Tanaka, S.W. Chung, Y. Takigawa, K. Higashi, *Scripta Materialia*, **56**, 2007, 477.
- [28] S.H. Aldajah, O.O. Ajayi, S. David, *Wear*, **267**, 2009, 350.
- [29] A. Chabok, K. Dehghani, *Materials Science and Engineering A*, **528**, 2010, 309.
- [30] Y.C. Chen, H. Fujii, T. Tsumura, Y. Kitagawa, K. Nakata, K. Ikeuchi, *Journal of Nuclear Materials*, **420**, 2012, 497.
- [31] S. Dodds, A.H. Jones, S. Cater, *Wear*, **302**, 2013, 863.
- [32] H.S. Grewal, H.S. Arora, H. Singh, A. Agrawal, *Applied Surface Science*, **268**, 2013, 547.
- [33] S. Noh, R. Kasada, A. Kimura, S.H.C. Park, S. Hirano, *Journal of Nuclear Materials*, **417**, 2011, 245.
- [34] W. Yuwan, R.S. Mishra, B. Carlson, R.K. Mishra, R. Verma, R. Kubic, *Scripta Materialia*, **64**, 2011, 580.
- [35] A. Ghasemi-kahrizsangi, S. Kashani-Bozorg, M. Moshref-Javadi, *Surface and Coatings Technology*, **276**, 2015, 507.
- [36] S.S. Rezaei-Nejad, A. Abdollah-Zadeh, M. Hajian, F. Kargar, R. Seraj, *Procedia Materials Science*, **11**, 2015, 397.
- [37] D.M. Sekban, O. Saray, S.M. Aktarer, G. Purcek, Z.Y. Ma, *Materials Science and Engineering: A*, **642**, 2015, 57.
- [38] P. Cavaliere, P.P. De Marco, *Materials Science and Engineering A*, **462**, 2007, 393.
- [39] B. Darras, E. Kishta, *Materials and Design*, **47**, 2013, 133.
- [40] B.M. Darras, M.K. Khraisheh, F.K. Abu-Farha, M. Omar, *Journal of Materials Processing Technology*, **191**, 2007, 77.
- [41] X. Du, B. Wu, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **18**, 2008, 562.
- [42] B. Mansoor, A. Ghosh, *Acta Materialia*, **60**, 2012, 5079.
- [43] J.D. Robson, S. Cui, Z.W. Chen, *Materials Science and Engineering A*, **527**, 2010, 7299.
- [44] W. Woo, H. Choo, M.B. Prime, Z. Feng, B. Clausen, *Acta Materialia*, **56**, 2008, 1701.
- [45] Z. Yu, H. Choo, Z. Feng, S.C. Vogel, *Scripta Materialia*, **63**, 2010, 1112.
- [46] M. Navazani, K. Dehghani, *Journal of Materials Processing Technology*, **229**, 2016, 439.
- [47] M. Balakrishnan, I. Dinaharan, R. Sivaprakasam, *Journal of Magnesium and Alloys*, **3**, 2015, 76.
- [48] H.S. Arora, H. Singh, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **61**, 2012, 1043.
- [49] M.K. Besharati Givi, P. Asadi, "Advances in Friction Stir Welding and Processing", London, Woodhead Publishing, Elsevier, 2014.
- [50] J. Qu, H. Xu, Z. Feng, D.A. Frederick, L. An, H. Heinrich, *Wear*, **271**, 2011, 1940.
- [51] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, I. Charit, *Materials Science and Engineering A*, **341**, 2003, 307.
- [52] G.J. Fernandez, *Materials Characterization*, **52**, 2004, 65.
- [53] A. Tewari, J.E. Spowart, A. Gokhale, R.S. Mishra, D.B. Miracle, *Materials Science and Engineering A*, **428**, 2006, 80.
- [54] E.R.I. Mahmoud, K. Ikeuchi, M. Takahashi, *Science and Technology of Welding and Joining*, **13**, 2008, 607.
- [55] W. Wang, Q. Shi, P. Liu, H. Li, T. Li, *Journal of Materials Processing Technology*, **209**, 2009, 2099.