

Research Paper

A brief review on effect of accumulative roll bonding routes on microstructure and mechanical properties of nanostructure alloys and nanocomposites based on aluminum

Hamed Roghani¹, *Ehsan Borhani²

1- PhD student of Nanomaterials, Nanomaterials Group, Faculty of Nanotechnology, College of New Sciences and Technologies, Semnan University, Semnan, Iran.

2- Associate Professor, Nanomaterials Group, Faculty of Nanotechnology, College of New Sciences and Technologies, Semnan University, Semnan, Iran.

Citation: Roghani H, Borhani E. A brief review on effect of accumulative roll bonding routes on microstructure and mechanical properties of nanostructure alloys and nanocomposites based on aluminum. Metallurgical Engineering 2018; 21(1): 32-45 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.81396.1172>

 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2018.81396.1172>

ABSTRACT

In recent years, methods based on severe plastic deformation have been considered to improve the structure and mechanical properties of various metals, especially aluminum. Among the different methods, accumulative roll bonding process is appropriate to improve the structure of metals sheet. Using this method, nanostructured aluminum alloys and aluminum nanocomposites reinforced by particles can be manufactured and simultaneously improve mechanical properties such as tensile strength and hardness. In most researches, after applying of 6 to 8 cycle of accumulative roll bonding process the average of grain size reduced to less than 500 nm and the tensile strength increased to more than 2 times of the strength of the annealed aluminum. Accumulative roll bonding process can be applied to different sheets in different routes, which will have a different effect on structural modification and mechanical properties. In this paper, the effect of various methods of accumulative roll bonding process on microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum based composites has been investigated.

Keywords: Aluminum, Severe plastic deformation (SPD); Accumulative roll bonding (ARB); Nanostructures; Nanocomposites;.

■ ■

* *Corresponding Author:*

Ehsan Borhani, PhD

Address: Nanomaterials Group, Faculty of Nanotechnology, College of New Sciences and Technologies, Semnan University, Semnan, Iran.

Tel: +98 (23) 33654314

E-mail: e.borhani@semnan.ac.ir

مروری اجمالی بر تأثیر شیوه‌های مختلف انجام نورد انباشتی بر ریزساختار و ویژگی‌های مکانیکی آلیاژهای نانو ساختار و نانو کامپوزیت‌های بر پایه آلومینیم

حامد روغنی^۱، احسان برهانی^۲

۱- دانشجوی دکتری نانومواد، گروه نانومواد، دانشکده فناوری نانو، پردیس علوم و فناوری‌های نوین، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران.
 ۲- دانشیار، گروه نانومواد، دانشکده نانوفناوری، پردیس علوم و فناوری‌های نوین، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران.

چکیده

در سال‌های اخیر، روش‌های مبتنی بر تغییر شکل پلاستیک شدید، جهت بهبود ساختار و خواص مکانیکی فلزات مختلف به‌ویژه آلومینیم مورد توجه قرار گرفته‌اند. از میان روش‌های مختلف، فرایند نورد انباشتی جهت اصلاح ساختار ورق‌ها بسیار مورد توجه است. با استفاده از این روش می‌توان آلیاژهای آلومینیم نانو ساختار و نانو کامپوزیت‌های آلومینیم و ذرات تقویت‌کننده را ایجاد کرد و همزمان ویژگی‌های مکانیکی مانند استحکام کششی و سختی را به طرز محسوسی بهبود بخشید. در اغلب پژوهش‌های صورت گرفته، با انجام ۶ تا ۸ مرحله نورد انباشتی میانگین اندازه دانه‌ها به کمتر از ۵۰۰ نانومتر و استحکام کششی تا بیش از ۲ برابر استحکام نمونه انیل شده اولیه افزایش یافته است. نورد انباشتی می‌تواند به روش‌های مختلفی بر ورق‌ها اعمال شود که تأثیر متفاوتی بر اصلاح ساختار و ویژگی‌های مکانیکی خواهد داشت. در این مقاله تأثیر روش‌های مختلف انجام فرایند نورد انباشتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم و کامپوزیت‌های بر پایه آلومینیم بررسی شده است.

واژه‌های کلیدی: آلومینیم؛ تغییر شکل پلاستیک شدید؛ نورد انباشتی؛ نانو ساختار؛ نانو کامپوزیت.

۱. مقدمه

[۹، ۵۷، ۶۶، ۷۱]، پیچش تحت فشار بالا (HPT^۳) [۲۸، ۳۷، ۵۲]، پرسکاری شیاری محدود شده (CGP^۴) [۳۸، ۴۰، ۴۸، ۶۸، ۷۴] و نورد انباشتی (ARB^۵) [۳، ۱۳، ۲۰، ۲۱، ۲۹، ۳۰، ۳۹، ۴۱، ۴۲، ۴۹، ۵۱، ۵۴، ۶۵، ۷۷] بسیار مورد توجه و بررسی قرار گرفته‌اند. روش‌های مبتنی بر تغییر شکل پلاستیک شدید، به‌وسیله اعمال کرنش‌های شدید و در نتیجه ایجاد کارسختی، ایجاد مرزهای جدید، افزایش مرزهای بزرگ زاویه، ریزدانه‌سازی و رسیدن به ساختار نانومتری، استحکام فلزها را بهبود می‌بخشند. با استفاده از محلول جامد، رسوب و یا ذرات فاز ثانویه می‌توان تأثیر روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید را به‌شدت افزایش داد. نورد انباشتی به علت ساده بودن و عدم نیاز به تجهیزات پیچیده و نیز قابلیت تولید ورق در ابعاد مختلف، در بین روش‌های مبتنی بر تغییر شکل پلاستیک شدید، بسیار مورد توجه قرار گرفته است [۷، ۱۲، ۱۸، ۱۹، ۲۲، ۲۶، ۳۴، ۳۶، ۴۳، ۴۶، ۴۷، ۵۳، ۵۹، ۶۲].

آلومینیم ویژگی‌هایی چون، چگالی پایین (2.7 g/cm^3)، شکل‌پذیری و مقاومت به خوردگی خوبی دارد. همچنین فراوانی آلومینیم زیاد و قیمت این فلز مناسب است [۲، ۵، ۱۱، ۳۵، ۵۶]. با این وجود، به دلیل استحکام پایین آلومینیم در مقایسه با فلزهایی مانند فولاد، کاربرد آن محدود شده است. پژوهشگران شیوه‌های مختلفی را جهت بهبود ویژگی‌های این فلز ارزشمند به‌کار برده‌اند. از جمله این شیوه‌ها می‌توان به ایجاد کارسختی، افزایش مرز دانه‌ها و کوچک‌سازی دانه‌ها، ایجاد محلول جامد، ایجاد رسوب و استفاده از ذرات فاز ثانویه اشاره کرد. افزایش مرز دانه‌ها و کوچک‌سازی دانه‌ها بیشتر با کنترل شرایط ریخته‌گری و انجام نورد صورت می‌گیرد [۶، ۱۰، ۱۴، ۱۷-۱۹، ۲۳-۲۵، ۲۷، ۳۲، ۵۰، ۵۸، ۶۳، ۶۴، ۷۵]. در دو دهه‌ی اخیر روش‌های مبتنی بر تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD^۱) [۱۶، ۱۹، ۳۱، ۶۹، ۷۰، ۷۲، ۷۶] مانند روزنه رانی در کانال‌های هم مقطع زاویه‌دار (ECAP^۲)

3. High Pressure Torsion

4. Constrained Groove Pressing

5. Accumulative Roll Bonding

1. Severe Plastic Deformation

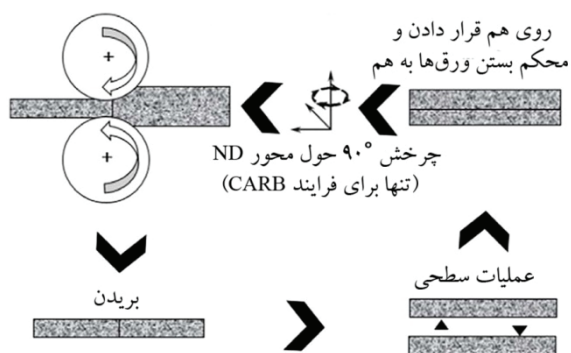
2. Equal Channel Angular Pressing

* نویسنده مسئول:
 دکتر احسان برهانی

نشانی: سمنان، دانشگاه سمنان، پردیس علوم و فناوری‌های نوین، دانشکده نانوفناوری، گروه نانومواد.
 تلفن: ۰۰۳۶۵۴۳۱۴ (۲۳) ۰۹۸

پست الکترونیکی: e.borhani@semnan.ac.ir

جهت نورد (RD^{10}) تبدیل به جهت عرضی جدید (TD^{11}) و جهت عرضی تبدیل به جهت نورد جدید می‌شود و اصلاح ساختار در دو جهت نورد و عرضی صورت می‌گیرد. البته این امر برای ابعاد ورق‌های مورد استفاده محدودیت ایجاد می‌کند. طول و عرض این ورق‌ها باید برابر باشد و طول این ورق‌ها می‌تواند حداکثر به اندازه عرض غلتک نورد باشد. برای امور آزمایشگاهی معمولاً ورق‌هایی با ابعاد $10 \times 10 \times 1$ mm مورد استفاده قرار می‌گیرند [۴، ۵۳، ۵۴، ۶۱، ۷۳].



شکل ۱. تصویر شماتیک انجام فرایند ARB و CARB [۵۴].

همان‌طور که گفته شد با استفاده از روش‌های ARB و CARB می‌توان کامپوزیت لایه‌ای و یا کامپوزیت حاوی ذرات و دیگر شکل‌های تقویت‌کننده ایجاد کرد. بدین منظور کافی است پیش از اولین مرحله و یا در مراحل اولیه فاز تقویت‌کننده را به میان ورق‌های زمینه اضافه کرد [۱۷، ۴۶، ۵۱، ۵۳، ۶۳].

۳. تأثیر شیوه‌های مختلف انجام نورد انباشتی بر ریزساختار

در نورد انباشتی به‌واسطه کاهش سطح مقطع تنش و کرنش زیادی از غلتک‌ها به ورق اعمال می‌شود. مقدار کرنش بر اساس معیار فون میزس (فرمول ۱) برای کاهش سطح مقطع به میزان ۵۰٪، ۰/۸ است. کرنش زیاد اعمال شده سبب کشیده شدن دانه‌ها در راستای نورد می‌گردد. همچنین در مراحل اولیه چگالی نابجایی‌ها به‌شدت افزایش پیدا می‌کند. با ادامه فرایند نورد انباشتی، نابجایی‌ها انباشته و سپس منظم شده و به ترتیب دیواره‌های نابجایی، مرزهای فرعی، مرزهای اصلی کوچک زاویه و مرزهای اصلی بزرگ زاویه شکل می‌گیرند. بدین ترتیب اصلاح دانه رخ می‌دهد. همچنین در اغلب موارد فرایند نورد انباشتی آلیاژهای آلومینیم بدون روان‌ساز انجام می‌شود. کرنش برشی ایجاد شده به‌واسطه اصطکاک بین ورق‌ها و غلتک نورد تحت شرایط خشک نیز سبب اصلاح دانه‌ها می‌گردد. [۱۵، ۱۸، ۱۹، ۵۵].

روش نورد انباشتی با وجود ساده بودن، به‌صورت‌های مختلفی می‌تواند انجام شود. در این مقاله ابتدا روش‌های مختلف اجرای نورد انباشتی را معرفی کرده و سپس به بررسی تأثیر هر یک از شیوه‌های اجرا بر ریزساختار و خواص مکانیکی محصول پرداخته‌ایم. در این مسیر تمرکز ما، بر آلیاژهای نانو ساختار آلومینیم و نانو کامپوزیت‌های بر پایه آلومینیم بوده است.

۲. معرفی شیوه‌های مختلف اجرای فرایند نورد انباشتی

از نورد انباشتی جهت افزایش استحکام انواع فلزات خالص و آلیاژها استفاده شده است [۱۵، ۳۳، ۳۴، ۳۶، ۴۱، ۴۵، ۴۵، ۶۵، ۶۷]. علاوه بر نورد انباشتی فلزات تک فاز، انواع کامپوزیت‌های پایه فلزی با فاز تقویت‌کننده پراکنده در زمینه و نیز انواع کامپوزیت‌های لایه‌ای ایجاد شده‌اند [۱۰، ۱۷، ۳۰، ۴۳، ۴۶، ۵۱، ۵۳، ۶۳]. با این وجود تمامی فعالیت‌های انجام شده را می‌توان در دو روش نورد انباشتی متعارف^۶ و نورد انباشتی متقاطع (CARB)^۷ دسته‌بندی کرد. در این نوشته از این پس بجای اسامی نورد انباشتی متعارف و نورد انباشتی متقاطع از اختصارهای ARB و CARB استفاده می‌شود.

فرایندهای ARB و CARB به‌صورت شماتیک در شکل ۱ نشان داده شده‌اند [۵۴]. در روش ARB سطح ورق‌ها به‌وسیله حلالی مانند استون تمییز شده و به‌وسیله برس فولادی خراشیده می‌شود. ورق‌ها بر روی هم قرار گرفته از دو سر محکم به هم متصل می‌شوند. این اتصال به‌وسیله سیم فلزی و یا جوش نقطه‌ای می‌تواند انجام گیرد. مجموعه ورق‌های به هم متصل شده تحت نورد با کاهش ضخامت به طور معمول ۵۰٪ (برابر با کرنش ۰/۸ بر اساس معیار فون میزس^۸) قرار می‌گیرند. ورق‌های تحت نورد از عرض محدود می‌شوند و قادر به کرنش در عرض نیستند. بنابراین متناسب با کاهش ضخامت در نظر گرفته شده، طول ورق‌ها زیاد می‌شود. ورق‌های نورد شده با کاهش ضخامت ۵۰٪، افزایش طول دو برابر را تجربه می‌کنند. در ادامه ورق‌ها به دو نیم شده و فرایند ذکر شده تکرار می‌گردد. در فرایند ARB جهت نورد ورق‌ها تغییر نمی‌کند و ابعاد ورق‌های مورد آزمایش معمولاً در حدود 150×150 mm می‌باشد. معمولاً پیش از شروع اولین مرحله فرایند ARB ورق‌ها برای از بین رفتن تنش‌های باقیمانده و یکنواخت شدن ریزساختار و ویژگی‌ها، تحت عملیات حرارتی قرار می‌گیرند [۱، ۱۹-۲۱، ۵۴، ۶۲].

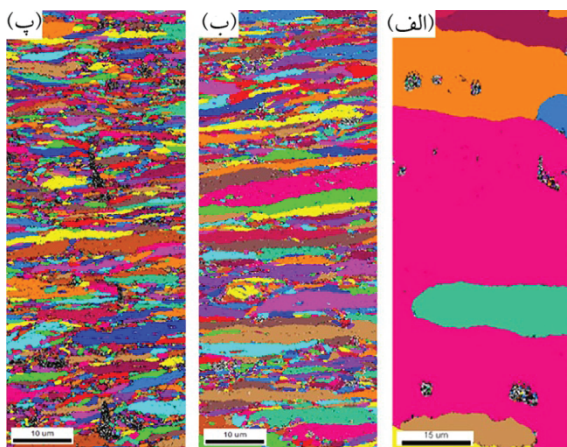
تمامی مراحل فرایند CARB مشابه ARB است. با این تفاوت که بین هر دو مرحله ARB نمونه ۹۰ درجه حول محور عمود بر جهت نورد (ND^9) چرخانده می‌شود. بدین ترتیب

6. Conventional Accumulative Roll Bonding
7. Cross Accumulative Roll Bonding
8. Von Mises
9. Normal Direction

10. Rolling Direction

11. Transverse

و آلیاژی نانو ساختار ایجاد کرد. در این بین فرایند CARB می تواند ساختار را بهتر و بیشتر اصلاح کند. افزودن ذرات تقویت کننده و رسوب های نانومتری به آلیاژ، از روش های شناخته شده به منظور استحکام دهی آلیاژهای آلومینیم است. همچنین ذرات تقویت کننده می توانند تأثیر فرایند ARB و CARB را بر اصلاح ساختار فلزات از جمله آلیاژهای آلومینیم به طرز قابل توجهی افزایش دهند [۸، ۱۰، ۱۷، ۲۰، ۳۰، ۵۳، ۶۰، ۶۳].



شکل ۲. نقشه رنگی دانه ها برای نمونه های آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ آنیل شده (الف)، ۸ مرحله تحت فرایند ARB قرار گرفته (ب) و ۸ مرحله تحت فرایند CARB قرار گرفته (پ) [۵۴].

برهانی و همکاران [۳۰] ساختار دو نمونه ی محلول جامد (انجام عملیات انحلال در دمای °C ۶۴۰ به مدت ۲۴ ساعت) و پیرسازی شده (در دمای °C ۳۰۰ به مدت ۲/۷۸ ساعت) را برای آلیاژ آلومینیم حاوی ۰/۲٪ جرمی اسکاندیم (Al-0.2 wt.% Sc) با یکدیگر مقایسه کردند. تصویر نقشه مرز دانه های این دو نمونه پس از ۱ و ۱۰ دور ARB به وسیله آنالیز EBSD تهیه و در شکل ۳ نشان داده شده است. این تصویر نشان می دهد که با انجام عملیات حرارتی و ایجاد رسوب در زمینه، ساختار به میزان بیشتری اصلاح شده و نیز ریزدانه تر می گردد. درصد مرزهای بزرگ زاویه در نمونه ی محلول جامد و پیرسازی شده به ترتیب ۵۳/۲۸٪ و ۷۲/۴٪ و میانگین عرض دانه ها به ترتیب ۳۷۰ nm و ۲۴۰ nm محاسبه شدند.

رسوب ها رفتار کرنشی متفاوتی نسبت به زمینه داشته که در برابر تنش اعمال شده سبب ایجاد نابجایی ها می شود. رسوب ها از حرکت نابجایی ها جلوگیری کرده و سبب انباشت آن ها می شوند. رسوب ها در برابر حرکت مرزها و رشد دانه ها مقاومت کرده و از تبلور مجدد دانه ها جلوگیری می کنند. رسوب ها سبب ایجاد باند برشی می شوند که خود سبب ایجاد و انباشت نابجایی ها می گردد. مجموع موارد یاد شده سبب افزایش مرزهای بزرگ زاویه، کاهش اندازه دانه و رسیدن به ابعاد نانومتری و اصلاح ساختار می گردند.

معادله ۱.

$$\varepsilon_{eq} = -\frac{2n}{\sqrt{3}} \ln \frac{t}{t_0} = -\frac{2n}{\sqrt{3}} \ln(1-r)$$

t و t_0 به ترتیب ضخامت مجموع ورق های روی هم قرار گرفته، ضخامت پس از نورد و نسبت کاهش ضخامت در هر چرخه است.

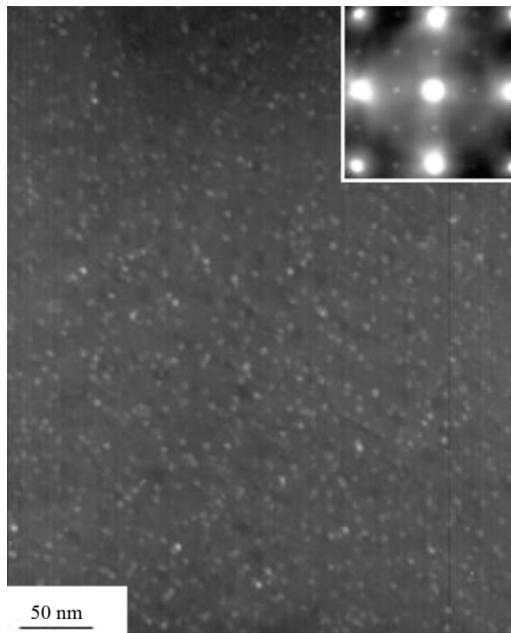
تمامی موارد بالا در فرایندهای ARB و CARB مشترک است. با این تفاوت که عوض شدن جهت TD و RD در هر مرحله در روش CARB، سبب فعال شدن سیستم های لغزش جدید، تولید و انباشت بیشتر نابجایی ها و دیرتر اشباع شدن سیستم می شود [۴، ۵۳، ۵۴].

ناصری و همکاران [۵۴] تأثیر انجام ARB و CARB را بر آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ مقایسه کردند. آن ها ابتدا ورق های آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ را در دمای °C ۳۷۰ تحت فرایند آنیل قرار دادند. شکل ۲ تصویر رنگی دانه ها به دست آمده از آنالیز EBSD^{۱۲} را در نمونه های آنیل و تحت ۸ مرحله عملیات ARB و CARB قرار گرفته نشان می دهد. در این تصویرها دیده می شود که ساختار پس از انجام فرایند ARB و CARB بسیار ریزدانه شده است. دانه ها در نمونه های ARB و CARB شده در جهت اولیه نورد کشیده شده اند. این امر نشان دهنده تأثیر بسزای اولین نورد بر ساختار است. در این دو تصویر دو نوع مرز دانه دیده می شود. یک دسته از مرز دانه ها در جهت اولیه نورد هستند (مرزهای لایه ای) و دسته دیگر مرزهای کوتاهی هستند که عمود بر جهت نورد بوده و مرزهای لایه ای را به هم متصل می کنند (مرزهای عرضی). ساختار نمونه قرار گرفته تحت فرایند CARB ریزدانه تر به نظر رسیده و دانه های همگن تری دارد (دانه هایی با نسبت طول به عرض کمتر). این امر به دلیل تغییر ۹۰° جهت نورد در فرایند CARB می باشد. همان طور که گفته شد، با تغییر جهت نورد سیستم های لغزش جدیدی فعال می گردند و نابجایی های بیشتری تولید می شود. همچنین با تغییر جهت نورد به میزان ۹۰°، طول دانه ها در جهت عرض نورد قرار می گیرد، به همین دلیل نابجایی های ایجاد شده مسافت کمتری را برای انباشت شدن و ایجاد مرز جدید می پیمایند. در نتیجه مرزهای عرضی بیشتری تولید شده و سیستم سریع تر و بیشتر ریزدانه می شود. محاسبات برای این نمونه ها نشان می دهد که میانگین اندازه دانه پس از آنیل ۳۰ μm است. پس از ۸ مرحله ARB و CARB میانگین اندازه دانه به ترتیب به مقدار ۳۸۰ nm و ۱۵۰ nm رسیده اند. همچنین برای نمونه های تحت ARB و CARB قرار گرفته، درصد مرزهای بزرگ زاویه (مرزهای با زاویه عدم انطباق حداقل ۱۵° به بالا) به ترتیب برابر با ۴۱ و ۴۹٪ و میانگین زاویه عدم انطباق به ترتیب ۳۷/۳۷ و ۴۱٪ محاسبه شدند.

همان طور که دیده شد می توان با انجام چند مرحله ARB و CARB، ریزساختار آلیاژهای آلومینیم را بهبود بخشید

13. Scandium

12. Electron Backscatter Diffraction

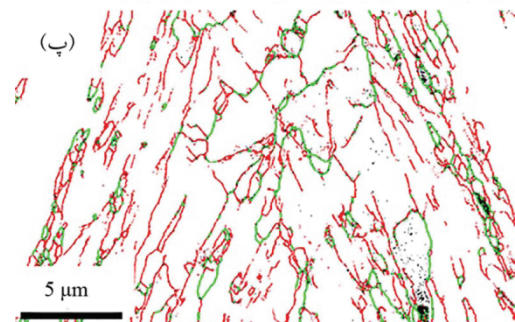
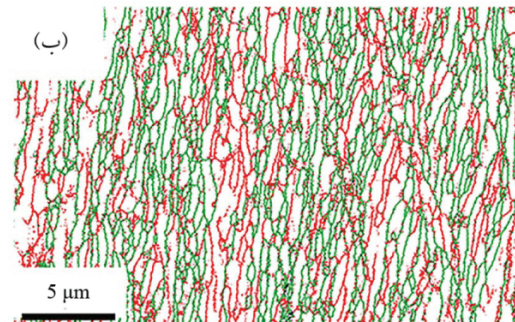
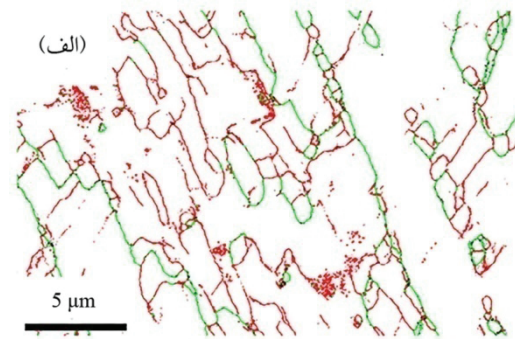


شکل ۴. آلیاژ آلومینیم حاوی ۰/۲٪ جرمی اسکاندیم پیرسازی شده و حاوی رسوب‌های Al_3Sc با قطر $3/6 \text{ nm}$ [۲۰].

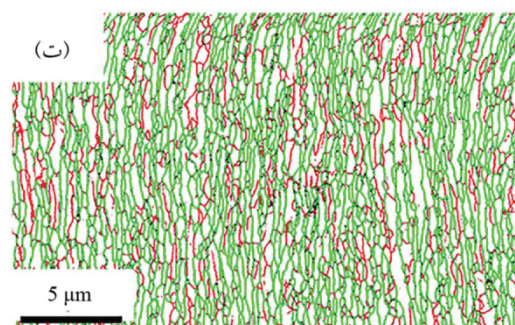
کرد. این امر به خوبی به وسیله برهانی و همکاران [۲۰] نشان داده شده است. آن‌ها توانستند با پیرسازی آلیاژ آلومینیم حاوی ۰/۲٪ جرمی اسکاندیم در دمای 300°C به مدت $2/78$ ساعت رسوب‌های Al_3Sc با اندازه و توزیع یکنواخت و با قطر میانگین $3/6 \text{ nm}$ تولید کنند. تصویر زمینه تاریک میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM^{14}) از این نمونه و پراش الکترونی ناحیه انتخابی ($SAED^{15}$) مربوط به آن در شکل ۴ نشان داده شده است.

کامپوزیت آلومینیم و ذرات تقویت کننده به روش‌های مختلفی برای نورد انباشتی آماده می‌شود. ذرات تقویت کننده می‌توانند به روش ریخته‌گری و یا حین فرایند نورد انباشتی به سیستم اضافه شوند [۸، ۴۴]. در حین ریخته‌گری به وسیله هم زدن یا استفاده از امواج اولتراسونیک می‌توان توزیع یکنواختی از ذرات را در زمینه ایجاد کرد.

افزودن ذرات تقویت کننده حین فرایند نورد انباشتی اغلب به صورت پاشش ساده ذرات بر سطح انجام می‌شود [۱۷، ۶۳]. با این روش می‌توان کامپوزیت ذرات تقویت کننده‌ای که تر شوندگی خوبی با آلومینیم ندارند را تهیه کرد. در رابطه با توزیع ذرات در زمینه، CARB بسیار بهتر از ARB عمل می‌کند. با انجام ARB توزیع در جهت‌های RD و ND بهبود می‌یابد اما به علت رخ ندادن کرنش در جهت TD، توزیع در این جهت بهبود نمی‌یابد. با استفاده از روش CARB و جابه‌جا شدن جهات RD و TD در هر مرحله، توزیع ذرات در جهت TD نیز بهبود می‌یابد. طریقه توزیع ذرات در روش‌های ARB



RD
ND



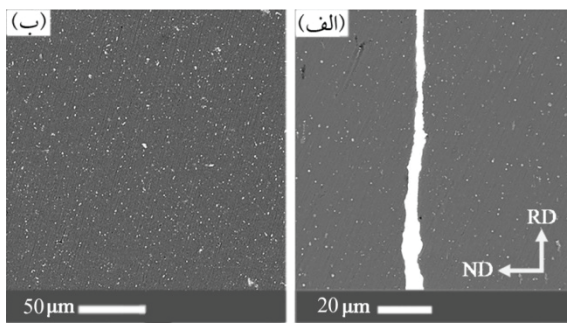
— LABs $2^\circ \leq \theta < 15^\circ$
— HABs $15^\circ \leq \theta$

شکل ۳. تصویر نقشه مرزخانه‌ها در آلیاژ آلومینیم حاوی ۰/۲٪ جرمی اسکاندیم به صورت محلول جامد پس از ۱ و ۱۰ مرحله ARB (الف و ب) و پیرسازی شده پس از ۱ و ۱۰ مرحله ARB (پ و ت) [۳۰].

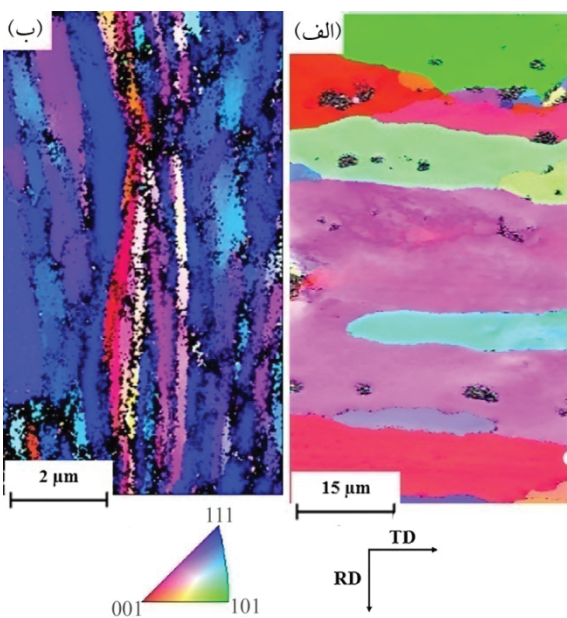
در رابطه با استفاده از ذرات تقویت کننده، اندازه و توزیع آن‌ها در زمینه بسیار مهم است. اندازه و توزیع رسوب‌ها را می‌توان با عملیات حرارتی حساب شده به خوبی مهندسی

14. Transmission Electron Diffraction

15. Selected Area Electron Diffraction



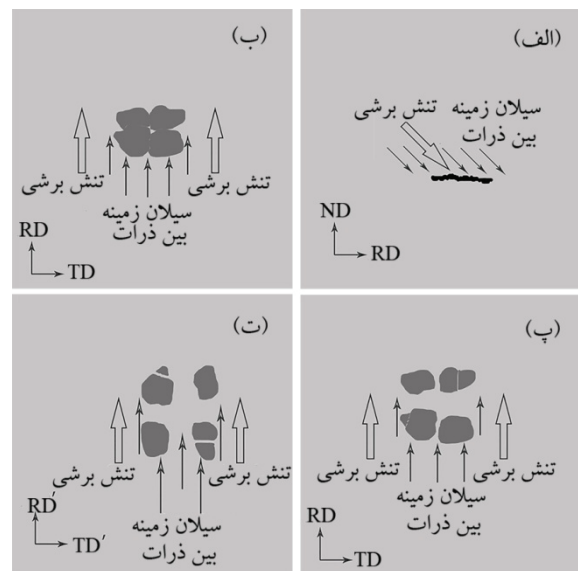
شکل ۶. کامپوزیت هیبریدی آلومینیم-۰/۵٪ حجمی کاربیدسیلیسیم-۰/۵٪ حجمی اکسید تنگستن پس از ۱ (الف) و ۹ (ب) مرحله ARB [۱۷].



شکل ۷. نقشه EBSD دانه‌ها همراه با جهت‌گیری آن‌ها در نمونه آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ آنیل (الف) و ساختار لایه‌ای ایجاد شده پس از ۴ مرحله (ب) bimodal ARB

می‌توان توزیع ذرات روی سطح را به صورت‌های مختلف بهبود بخشید به عنوان مثال ذرات را در محلول فراری مانند استون اولتراسونیک کرد و سپس بر روی سطح پاشید و یا اسپری کرد. پس از تبخیر ماده فرار، ذرات با توزیع یکنواخت روی سطح باقی می‌مانند. بدین ترتیب اصلاح توزیع ذرات روی سطح حین ARB بهتر و سریع‌تر انجام می‌شود.

ناصری و همکاران [۵۵] در ابداعی کامپوزیت لایه‌ای ساختاری به روش ARB ایجاد کردند. آن‌ها تنها از ورق‌های آنیل شده آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ استفاده کردند. در هر مرحله ورقی آنیل شده با ترکیب یکسان با ورق اولیه بین دو ورق ARB شده قرار دادند. بدین صورت پس از ۴ مرحله ARB، ساختاری لایه‌ای از لایه‌های با جنس یکسان به وجود آمد (ساختار Bimodal) که کرنش‌های متفاوتی را تجربه کرده‌اند. شکل ۷ نقشه EBSD دانه‌ها همراه با جهت‌گیری آن‌ها را در



شکل ۸. توزیع ذرات تقویت‌کننده در زمینه آلومینیم با روش ARB (الف)، ب (پ) و CARB (الف، ب، پ و ت).

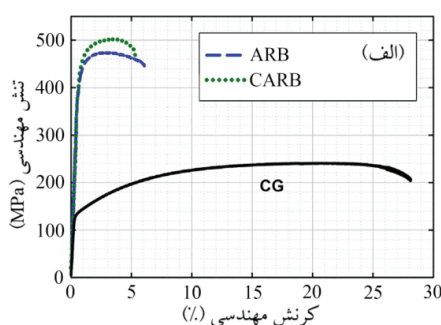
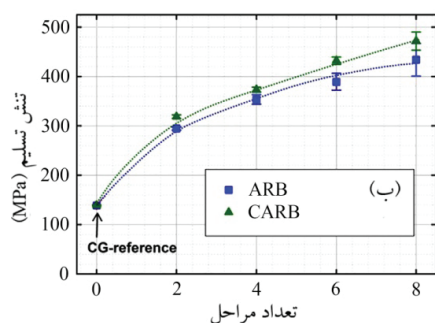
و CARB در شکل ۵ نشان داده شده است. در این شکل دیده می‌شود که با اعمال تنش از سمت غلتک‌های نورد، ورق فلزی دچار کرنش می‌شود و بین ذرات تقویت‌کننده سیلان می‌کند. در نتیجه افزایش طول ورق و سیلان آلومینیم بین ذرات تقویت‌کننده، ذرات تقویت‌کننده از هم فاصله گرفته، تخلخل‌های بین آن‌ها از بین می‌رود و نیز اتصال بهتری بین ذرات تقویت‌کننده و زمینه آلومینیمی ایجاد می‌شود [۴، ۱۷، ۵۳، ۶۳].

با انجام چند مرحله نورد انباشتی، ذرات در حجم ورق به خوبی توزیع می‌شوند. با عظمت و همکاران [۱۷] توزیع ذرات تقویت‌کننده در حجم ورق به واسطه ARB را برای کامپوزیت هیبریدی آلومینیم-۰/۵٪ حجمی کاربیدسیلیسیم-۰/۵٪ حجمی اکسید تنگستن^{۱۷} (Al-0.5 vol.% SiC-0.5 vol.% WO₃) نشان دادند. شکل ۶ تصویر صفحه RD-ND را برای این کامپوزیت را پس از ۱ و ۹ دور ARB نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که پس از یک دور ARB، لایه‌ای از ذرات تقویت‌کننده به رنگ سفید در میان دولایه آلومینیم قرار دارد اما با انجام ۹ دور ARB و ۸ بار دیگر کشیده شدن و روی هم قرار گرفتن لایه‌ها، لایه ذرات تقویت‌کننده اولیه تبدیل به ۲۵۶ لایه می‌شود. در این مرحله توزیع ذرات در صفحه ND-RD کاملاً یکنواخت است و لایه‌ای از ذرات تقویت‌کننده دیده نمی‌شود. علاوه بر ایجاد لایه‌های متعدد، احتمال دارد ذرات تقویت‌کننده طی فرایند ARB بشکنند و از نظر شکل و اندازه اصلاح شوند.

با وجود ایجاد توزیع مناسب ذرات پس از انجام چند دور ARB، توزیع اولیه ذرات روی سطح بسیار مهم است.

16. Silicon Carbide

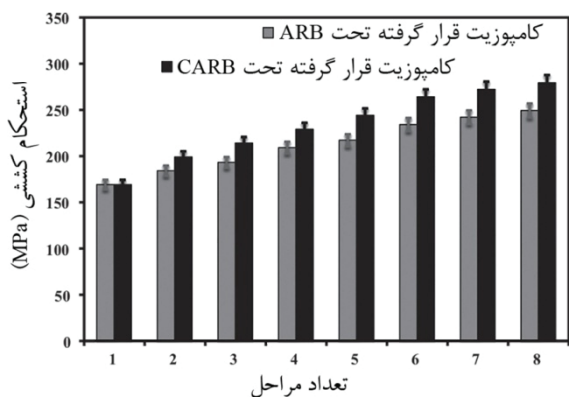
17. Tungsten Oxide



شکل ۸. نمودار تنش- کرنش مهندسی آلیاژ آلومینیم ۶۰۱۴ پیرسازی شده در دمای محیط و پس از ۸ مرحله ARB و CARB (الف)، مقایسه تنش تسلیم آلیاژ آلومینیم ۶۰۱۴ در مراحل مختلف ARB و CARB (ب) [۶۱].

نابجایی کاهش پیدا کرده و مرزهای ایجاد و تقویت شده نقش اصلی در استحکام بخشی را ایفا می‌کنند [۵، ۱۸-۲۰]. همان‌طور که در بخش ریزساختار بحث شد، فرایند CARB نابجایی‌های بیشتری تولید کرده و نیز سبب ایجاد ساختار ریزدانه‌تر با دانه‌هایی هم محورتر می‌شود. از این رو استحکام ورق‌های آلومینیمی با این روش بیشتر افزایش می‌یابد.

روند افزایش استحکام کششی در کامپوزیت آلومینیم و تقویت‌کننده‌های ذره‌ای نیز مشابه آلیاژهای آلومینیم است. البته ذرات تقویت‌کننده به علت رفتار کرنشی متفاوت با زمینه سبب ایجاد نابجایی شده و از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری می‌کنند. از این رو سبب افزایش استحکام می‌شوند. ناصری و همکاران [۵۳] کامپوزیت آلومینیم ۴٪ جرمی (کاربید بور- کاربید سیلیسیم) (Al-4 wt.% (B₄C-SiC)) را به روش‌های ARB و CARB ایجاد و استحکام کششی محصول به دست آمده از این دو روش را بررسی کردند. نتایج استحکام کششی در مراحل مختلف ARB و CARB به صورت نمودار در شکل ۹ نشان داده شده است. بررسی آن‌ها نشان داد که کامپوزیت به دست آمده از هر دو روش استحکامی حدود ۵۰ MPa بیش از آلومینیم تک فاز اصلاح شده به همان روش دارد. همچنین استحکام کششی کامپوزیت حاصل از فرایند CARB در تمام مراحل نورد انباشتی بیش از ARB است.



شکل ۹. نمودار استحکام کششی کامپوزیت آلومینیم ۴٪ جرمی (کاربید بور-کاربید سیلیسیم) ایجاد شده با روش‌های ARB و CARB [۵۳].

نمونه آبی و Bimodal نشان می‌دهد. در این تصویر دیده می‌شود که عرض دانه‌ها پس از ۴ مرحله ARB بسیار کم شده و ساختار لایه‌ای متشکل از دانه‌های درشت و دانه‌هایی با عرض نانومتری به وجود آمده است. با این وجود جهت‌گیری اکثر دانه‌ها به سمت جهت <۱۱۱> است.

۴. تأثیر شیوه‌های مختلف انجام نورد انباشتی بر خواص مکانیکی

استحکام کششی

فرایند CARB همان‌طور که در اصلاح ساختار عملکرد بهتری نسبت به ARB دارد، سبب افزایش بیشتر استحکام کششی نیز می‌شود. راپرت^{۱۸} و همکاران [۶۱] استحکام کششی آلیاژ آلومینیم ۶۰۱۴ تهیه شده با روش‌های ARB و CARB را با هم مقایسه کردند. برای این کار آن‌ها ورق‌های آلیاژ آلومینیم ۶۰۱۴ را در دمای ۵۱۰ °C به مدت ۱ ساعت آنیل کردند. پیرسازی در دمای محیط انجام شد. سپس تا ۸ مرحله ورق‌ها را تحت نورد انباشتی قرار دادند. نتایج تست کشش در شکل ۸ مشاهده می‌شود. در شکل ۸ (الف) دیده می‌شود که پس از ۸ دور نورد انباشتی، استحکام به میزان قابل توجهی نسبت به نمونه پایه (آنیل و پیرسخت شده) افزایش یافته است. این افزایش برای فرایند CARB (از ۲۲۰ به ۵۰۵ MPa) بیشتر از فرایند ARB (از ۲۲۰ به ۴۷۵ MPa) است. شکل ۸ (ب) نشان می‌دهد در تمام مراحل ARB، فرایند CARB استحکام بیشتری دارد و شیب آن صعودی‌تر است.

استحکام در یک فلز را می‌توان مجموع استحکام ذاتی (σ_0)، استحکام ناشی از ایجاد محلول جامد (σ_{ss})، استحکام مرزدانه‌ها (σ_{gb})، استحکام ناشی از نابجایی‌ها (σ_p) و استحکام ناشی از فاز تقویت‌کننده (رسوب، ذرات کامپوزیتی و ...) (σ_{sph}) دانست. در مراحل اولیه ARB ایجاد و انباشت نابجایی (کارسختی) سبب استحکام دهی می‌شود. با ادامه فرایند، رخ دادن اصلاح ساختار و ایجاد و تقویت مرزهای جدید، چگالی

18. Ruppert

جدول ۱. مقایسه استحکام کششی دو کامپوزیت مشابه با اندازه ذرات تقویت کننده متفاوت

ترکیب کامپوزیت	روش ایجاد کامپوزیت	تعداد مراحل	اندازه ذرات تقویت کننده	UTS (MPa)	منبع
Al-3.5 vol.% SiC	ARB	۸	۹۰ nm	۲۵۶	[۵۹]
(Al-3.8 vol.% SiC-B ₄ C	ARB	۸	۵۰ μm>	۲۴۰	[۵۳]

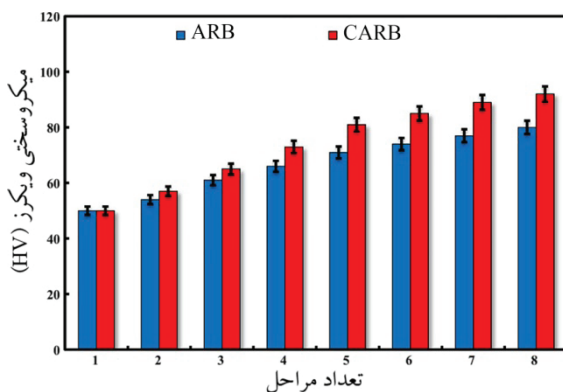
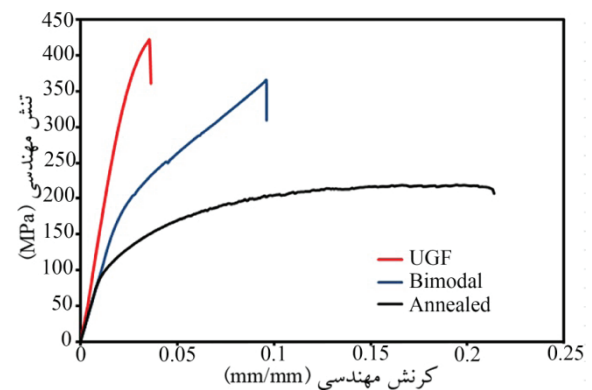
سختی

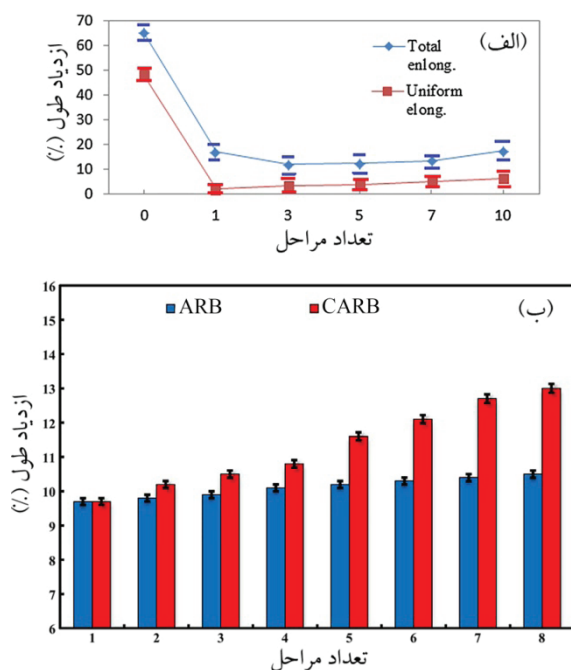
سختی نیز مانند استحکام کششی با انجام فرایند ARB افزایش می‌یابد. مکانیزم بهبود سختی مشابه استحکام کششی است و در این مورد نیز فرایند CARB نتیجه بهتری می‌دهد. ناصری و همکاران [۵۴] میکروسختی آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ اصلاح ساختار شده به دو روش ARB و CARB را با هم مقایسه کردند. آن‌ها نشان دادند میکروسختی نمونه اصلاح ساختار شده به وسیله فرایند CARB همیشه بیشتر از نمونه اصلاح ساختار شده به روش ARB است. اما اینجا بر خلاف استحکام کششی شیب نمودار میکروسختی در مراحل پایانی برای هر دو روش کم است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که سختی زودتر از استحکام کششی در روش CARB به اشباع می‌رسد. سختی به میزان زیادی به وجود و انباشته شدن نایجایی‌ها وابسته است. در مراحل اولیه میزان زیادی نایجایی‌ها تولید و انباشت می‌شود. در مراحل بیشتر، نایجایی‌ها نظم گرفته و ساختارهای زیردانه‌ای و مرزها را تشکیل می‌دهند و از چگالی آن‌ها کاسته می‌شود. همچنین تولید و از بین رفتن نایجایی‌ها (به صورت ریکاوری یا ایجاد و پیوستن به ساختار زیردانه‌ای یا مرزها) به تعادل رسیده و از این رو سختی نیز به مقدار نسبتاً ثابتی می‌رسد [۱۸، ۱۹].

روند تغییر سختی در آلومینیم تقویت شده با ذرات سخت سرامیکی مانند آلیاژهای آلومینیم است. سختی با انجام نورد انباشتی افزایش یافته و در حدود ۷ مرحله به اشباع می‌رسد. همواره سختی کامپوزیت قرار گرفته تحت فرایند CARB بیشتر از کامپوزیت قرار گرفته تحت ARB است. علیزاده و

علاوه بر روش ایجاد کامپوزیت و روش اصلاح ساختار، اندازه ذرات تقویت کننده در اثرگذاری ذرات تقویت کننده بر اصلاح ساختار و ویژگی‌های مکانیکی، بسیار مهم است. ذرات تقویت کننده نانومتری در حجم و یا وزن برابر با ذرات تقویت کننده میکرومتری، سطح ویژه بیشتری داشته و نیز سبب توزیع بهتر فاز تقویت کننده در زمینه می‌شوند. در این زمینه داده‌های دو پژوهش مشابه جهت مقایسه در جدول ۱ درج شده است. در مقایسه داده‌های این دو پژوهش دیده می‌شود که با استفاده از ذرات تقویت کننده نانومتری، استحکام کششی افزایش بیشتری یافته است.

ساختار Bimodal ایجاد شده از آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ به وسیله ناصری و همکاران [۵۵] در قسمت ریزساختار معرفی شد. نمودار تنش-کرنش مهندسی این ساختار در شکل ۱۰ نشان داده شده است. در این شکل دیده می‌شود که ساختار Bimodal استحکام کششی بسیار بیشتری نسبت به نمونه آنیل دارد اما استحکام آن کمتر از ساختار تماماً ریزدانه (یکنواخت تحت ARB قرار گرفته) است. در رابطه با دلایل بیشتر شدن استحکام کششی با انجام فرایند ARB در بالا بحث شد که در این مورد نیز صادق است. کمتر بودن استحکام کششی نسبت به ساختار تماماً ریزدانه به دلیل وجود لایه‌هایی است که کرنش کمتری را متحمل شده‌اند و متشکل از دانه‌های درشت‌تر هستند. با وجود استحکام کششی کمتر ساختار Bimodal، افزایش طول این ساختار بیشتر است. از این رو این ساختار و ساختارهای این چنینی می‌توانند راه حلی برای ایجاد هم زمان استحکام و شکل‌پذیری مناسب باشند.


شکل ۱۱. نمودار سختی آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ پس از مراحل مختلف ARB و CARB [۵۴].

شکل ۱۰. نمودار تنش-کرنش مهندسی آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ برای سه ساختار آنیل، Bimodal و UGF (یکنواخت تحت ARB قرار گرفته) [۵۵].

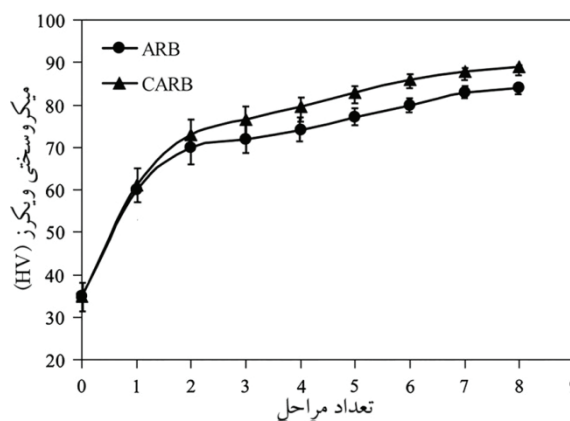


شکل ۱۳. ازدیاد طول آلیاژ آلومینیم حاوی ۰/۲٪ جرمی زیرکیم پس از مراحل مختلف ARB (الف) [۱۵] و ازدیاد طول کل آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ پس از مراحل مختلف فرایندهای ARB و CARB (ب) [۵۴]

می‌شود. آزاد و همکاران [۱۵] ازدیاد طول آلیاژ آلومینیم حاوی ۰/۲٪ جرمی زیرکیم^{۱۹} (Al-0.2 wt%Zr) را در مراحل مختلف ARB بررسی کردند. نمودار میزان ازدیاد طول پس از هر سیکل ARB در شکل ۱۳ (الف) نشان داده شده است. آن‌ها مشاهده کردند که با انجام اولین مرحله ARB، ازدیاد طول کل از حدود ۷۰ به حدود ۲۰٪ افت می‌کند. در ادامه، تا ۷ مرحله شاهد به تعادل رسیدن و پس از آن شاهد افزایش حدود ۵٪ ازدیاد طول کل هستیم.

ناصری و همکاران [۵۴] ازدیاد طول آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ قرار گرفته تحت فرایندهای ARB و CARB را بررسی و با یکدیگر مقایسه کردند. نتایج بررسی ازدیاد طول برای سیکل‌های مختلف در شکل ۱۳ (ب) نشان داده شده است. آن‌ها مشاهده کردند که نمونه قرار گرفته تحت فرایند CARB بر خلاف ARB، افزایش قابل توجهی در ازدیاد طول در مراحل ۵ به بعد نشان می‌دهد. این امر به دلیل سریعتر و بهتر اصلاح شدن ساختار تحت فرایند CARB است. همان‌طور که در بخش ریزساختار بررسی شد، ساختار قرار گرفته تحت CARB در مراحل پایانی ریزدانه‌تر بوده و دانه‌های آن هم‌محورتر هستند. کامپوزیت‌های آلومینیم و ذرات تقویت‌کننده همانند آلیاژهای آلومینیم، پس از طی فرایند CARB نسبت به ARB ازدیاد طول بیشتری از خود نشان می‌دهند. اما بر خلاف آلیاژها نمونه‌های قرار گرفته تحت هر دو روش شاهد افزایش ازدیاد طول قابل ملاحظه‌ای پس از افت ازدیاد طول در مراحل اولیه

19. Zirconium



شکل ۱۲. سختی کامپوزیت کامپوزیت آلومینیم-۱۵٪ حجمی اکسید آلومینیم پس از مراحل مختلف ARB و CARB [۴].

همکاران [۴] میکروسختی کامپوزیت آلومینیم-۱۵٪ حجمی اکسید آلومینیم (Al-15 vol.% Al₂O₃) را پس از مراحل مختلف ARB و CARB بررسی کردند. نتیجه این بررسی در شکل ۱۲ نشان داده شده است. داده‌های نمودار شکل ۱۲ موید مطالب ذکر شده است. بر خلاف استحکام کششی کامپوزیت‌ها که مقدار قابل توجهی بیشتر از آلیاژهای آلومینیم است، سختی آلیاژ و کامپوزیت آلومینیم با ذرات تقویت‌کننده تفاوت چشمگیری ندارد. تفاوت رفتار کرنشی ذرات تقویت‌کننده و زمینه آلومینیمی سبب ایجاد و انباشت نابجایی می‌شود اما به مرور، در سیکل‌های بالا این نابجایی‌ها نظم گرفته و ساختارهای زیردانه‌ای، مرزهای فرعی و اصلی را ایجاد می‌کنند و نیز سبب تقویت مرزها شده و در نتیجه از دانه‌ها خارج می‌شوند.

ازدیاد طول

قابلیت ازدیاد طول آلیاژهای آلومینیم به عنوان معیاری از شکل‌پذیری در اولین مرحله نورد انباشتی به شدت افت می‌کند. برای این امر می‌توان دلایل زیر را بر شمرد [۱۳، ۱۵، ۵۴، ۶۱]:

- ایجاد کارسختی شدید ناشی از کرنش زیاد وارد شده در هر مرحله ARB
 - اتصال نامناسب لایه‌ها به دلیل جوش سرد نامناسب
 - گردنی شدن لایه‌های به هم متصل شده، تمرکز تنش و ایجاد ترک
- اکثر پژوهش‌ها در مراحل میانی به تعادل رسیدن و مقداری افزایش ازدیاد طول را گزارش کرده‌اند. این امر به دلیل ایجاد ساختارهایی زیر دانه‌ای، ایجاد و تقویت مرزها و در نتیجه کاهش چگالی نابجایی‌ها است. در مراحل بیشتر نورد انباشتی شاهد افزایش ازدیاد طول خواهیم بود. علاوه بر کاهش چگالی نابجایی‌ها (کاهش کارسختی)، ایجاد ساختار ریز دانه با جلوگیری از اشاعه ترک سبب افزایش ازدیاد طول

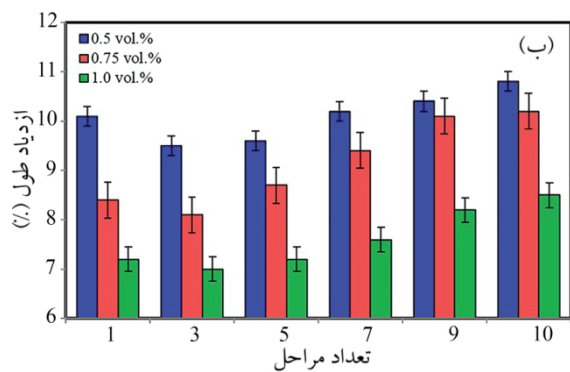
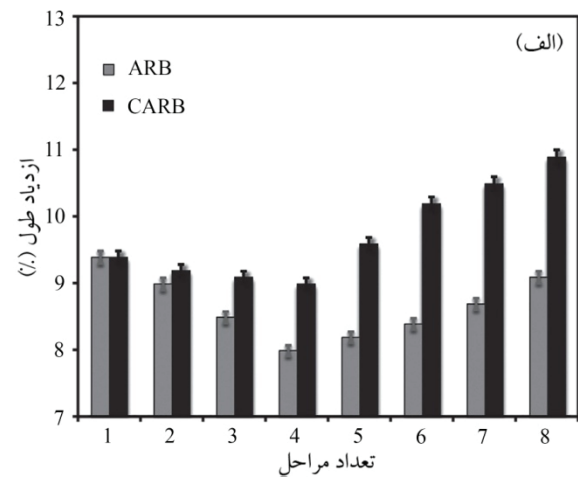
آن‌ها نشان دادند که کامپوزیت‌های با درصد‌های مختلف اکسید زیرکینیم (۰/۵، ۰/۷۵ و ۱٪ حجمی) روند یکسانی در مراحل مختلف ARB از خود نشان می‌دهند. ازدیاد طول در مراحل ابتدایی کاهش و در ادامه افزایش یافت اما افزایش اکسید زیرکینیم از ۰/۵ به ۱٪ حجمی سبب کاهش ازدیاد طول در تمامی مراحل ARB شد. در رابطه با این نتیجه می‌توان این گونه برداشت کرد که در برابر کرنش اعمال شده حین تست کشش، زمینه آلومینیمی سیلان می‌کند اما ذرات سخت سرامیکی در برابر سیلان از خود مقاومت نشان می‌دهند. از این رو فصل مشترک ذره-زمینه به محل تمرکز تنش تبدیل می‌شود و در نتیجه سایت‌های جوانه زنی ترک افزایش یافته، گسیختگی زودتر رخ می‌دهد و در نتیجه ازدیاد طول کاهش می‌یابد.

شکست

آلومینیم و آلیاژهای آن شکست نرم از خود نشان می‌دهند. شکست نرم به‌وسیله گسترش و به هم پیوستن حفره‌های نوک ترک‌ها رخ می‌دهد. رشد حفره‌ها در جهت کشش است. گسیختگی با به هم پیوستن حفره‌ها در جهت تنش برشی رخ می‌دهد [۱۰، ۱۲، ۱۳، ۱۵، ۵۴].

ناصری و همکاران سطح شکست آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ را در سه نمونه آنیل، ۸ مرحله قرار گرفته تحت فرایند ARB و CARB بررسی و مقایسه کردند. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM^۱) از سطح شکست این سه نمونه در شکل ۱۵ نشان داده شده‌است. در تصویر سطح شکست نمونه آنیل حفره‌های بزرگ و عمیق و فیبرهای خاکستری رنگ مشاهده می‌شوند که نشان دهنده شکست نرم است. عمق و اندازه حفره‌ها در نمونه قرار گرفته تحت فرایند ARB به شدت کاهش یافته‌است. همچنین صفحات صاف بدون حفره در سطح ترک دیده می‌شوند. مجموع موارد یاد شده نشان دهنده کم شدن چکشخواری است. کوچک شدن حفره‌ها به دلیل افزایش مکان‌های جوانه زنی ترک و کاهش فرصت و امکان رشد حفره‌ها رخ می‌دهد. اندازه و عمق حفره‌ها در نمونه قرار گرفته تحت فرایند CARB مقداری افزایش یافته است که نشان دهنده شکست چکشخوارتر نسبت به نمونه‌ی ARB است.

چکشخواری کامپوزیت‌های آلومینیم نیز با انجام فرایند نورد انباشتی کم می‌شود. کامپوزیت‌های قرار گرفته تحت فرایند CARB چکشخواری بیشتری نسبت به کامپوزیت‌های قرار گرفته تحت فرایند ARB نشان می‌دهند. ناصری و همکاران [۵۳] سطح شکست آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ و کامپوزیت هیبریدی آلومینیم ۴٪ جرمی (کاربید بور-کاربید سیلیسیم) ایجاد شده به روش ARB و CARB را بررسی و مقایسه کردند. آن‌ها فرایندهای نورد انباشتی را برای هر نمونه



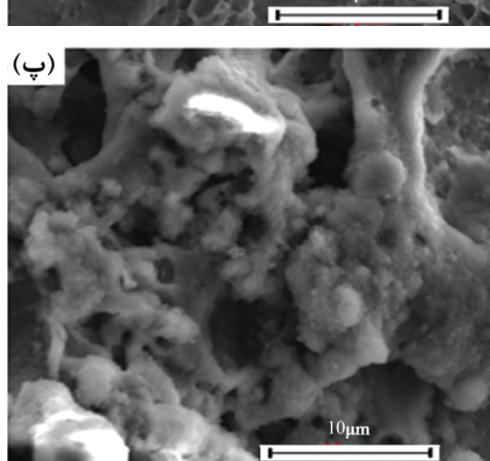
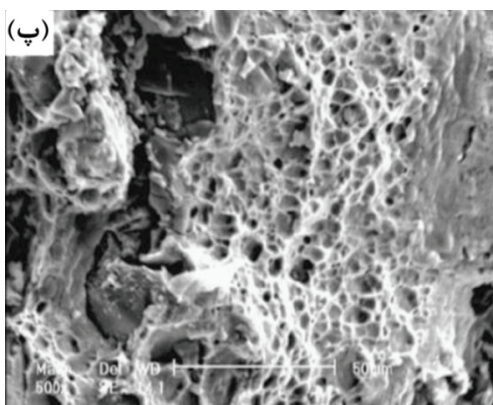
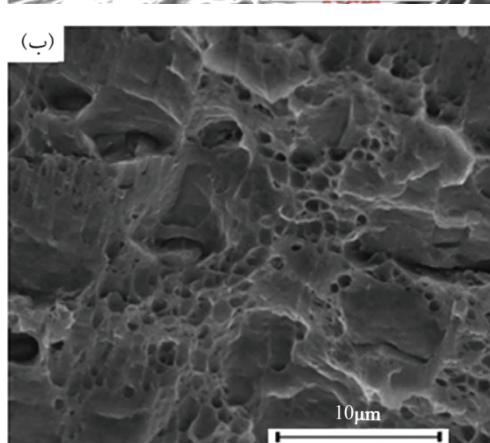
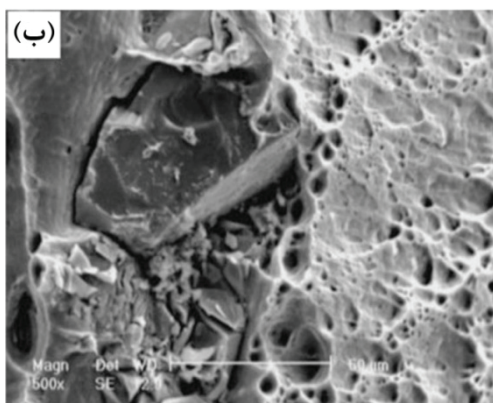
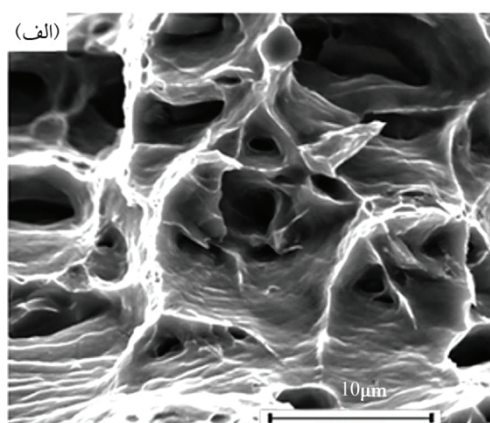
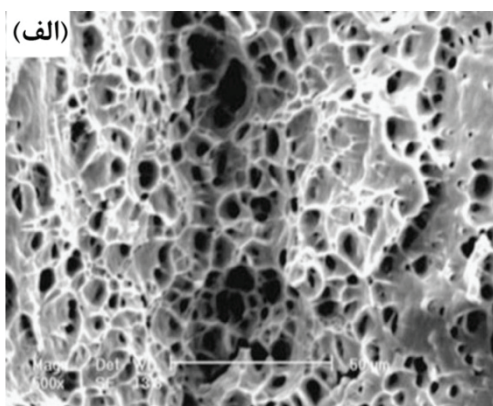
شکل ۱۴. نمودار ازدیاد طول کامپوزیت هیبریدی آلومینیم ۴٪ جرمی (کاربید بور-کاربید سیلیسیم) پس از مراحل مختلف ARB و CARB (الف) [۵۳] و نمودار ازدیاد طول کامپوزیت آلومینیم-اکسید زیرکینیم حاوی ۰/۵، ۰/۷۵ و ۱٪ حجمی اکسید زیرکینیم پس از مراحل مختلف ARB (ب) [۶۳].

هستند. ناصری و همکاران [۵۳] کامپوزیت هیبریدی آلومینیم ۴٪ جرمی (کاربید بور-کاربید سیلیسیم) را به روش نورد انباشتی تهیه کردند. آن‌ها تا ۴ مرحله ذرات تقویت‌کننده را به ورق‌های آلومینیم افزودند. نمودار میزان ازدیاد طول پس از مراحل مختلف نورد انباشتی در شکل ۱۴ (الف) نشان داده شده‌است. نتایج نشان داد که تا زمان افزودن ذرات، ازدیاد طول کاهش پیدا می‌کند. پس از ۴ مرحله، ازدیاد طول کامپوزیت‌های ایجاد شده به‌وسیله دو روش ARB و CARB به میزان قابل توجهی افزایش یافت. در کاهش ازدیاد طول در مراحل اولیه، علاوه بر کارسختی بالای نمونه‌ها، تخت‌لخل‌های بین ذرات آگلومره شده و اتصال نامناسب ذرات تقویت‌کننده با زمینه نیز بسیار تاثیرگذار است. در ادامه فرایند با بهبود توزیع و اتصال ذرات به زمینه به‌واسطه انجام فرایند نورد انباشتی، ازدیاد طول به نحو مطلوبی افزایش می‌یابد [۴، ۴۴، ۵۳، ۶۳].

سلیمی و همکاران [۶۳] کامپوزیت آلومینیم-اکسید زیرکینیم^{۲+} (Al-ZrO₂) را با درصد‌های مختلف اکسید زیرکینیم به روش ARB تهیه کردند. نمودار میزان ازدیاد طول پس از مراحل مختلف ARB در شکل ۱۴ (ب) نشان داده شده‌است.

21. Scanning Electron Microscope

20. Zirconium Oxide



شکل ۱۶. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست AA1050 (الف) و کامپوزیت هیبریدی (B_4C-SiC) $Al-4 wt. \%$ ایجاد شده به روش ARB (ب) و CARB (پ) [۵۳].

شکل ۱۵. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست آلیاژ آلومینیم ۱۰۵۰ در سه نمونه آنیل (الف)، ۸ مرحله قرار گرفته تحت فرایند ARB (ب) و ۸ مرحله قرار گرفته تحت فرایند CARB (پ) [۵۴].

ذرات با زمینه و رفتار کرنشی متفاوت با زمینه آلومینیمی و تمرکز تنش در فصل مشترک نقش اساسی دارند. با تبدیل شدن ذرات تقویت کننده به سایت‌های جوانه زنی ترک می‌توان این طور برداشت کرد که کامپوزیت‌های آلومینیم-ذرات تقویت کننده ترد تر از آلیاژهای آلومینیم هستند.

۵. نتیجه گیری

در این مقاله تأثیر روش‌های مختلف انجام فرایند نورد انباشتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیم

۸ مرحله انجام دادند. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح شکست نمونه‌ها در شکل ۱۶ قابل مشاهده است. آن‌ها مشاهده کردند که با ایجاد کامپوزیت و انجام ۸ مرحله ARB از تعداد، عمق و اندازه حفره‌ها کاسته شده است. این امر به علت کاهش چکشخواری و ترد تر شدن شکست است. نکته قابل توجه در تصاویر سطح شکست نمونه‌های کامپوزیتی، ایجاد ترک و فاصله و جدا شدن ذرات تقویت کننده از زمینه در سطح شکست است. در این امر عدم هم‌سیمایی ایده‌آل

شده به این روش بیشتر است. به وسیله فرایند نورد انباشتی می توان کامپوزیت آلومینیم و ذرات تقویت کننده نیز ایجاد کرد. در این مورد توزیع ذرات تقویت کننده در زمینه آلومینیم بسیار مهم است. در تمامی موارد فرایند CARB بر ARB برتری دارد. تنها محدودیت روش CARB محدودیت ابعادی است. زیرا به دلیل چرخش 90° در هر سیکل حول محور ND، طول و عرض ورق های آلومینیم حداکثر می تواند به اندازه عرض غلتکها باشد.

و کامپوزیت های بر پایه آلومینیم بررسی شدند. روش های انجام فرایند نورد انباشتی را می توان به دو دسته ARB و CARB تقسیم بندی کرد. نتایج بررسی ها نشان دادند که تحت فرایند نورد انباشتی ریزساختار آلیاژها و کامپوزیت های آلومینیم را می توان به دانه های نانومتری با مرزهای بزرگ زاویه اصلاح کرد. بدین ترتیب استحکام کششی و سختی به طرز قابل توجهی افزایش می یابد اما ازدیاد طول کاهش می یابد. فرایند CARB سریع تر و بیشتر سبب اصلاح ساختار می شود. استحکام کششی و ازدیاد طول آلومینیم اصلاح

References

- [1] M. Abdolahi Sereshki, B. Azad, E. Borhani. "Corrosion Behavior of Al-2wt%Cu Alloy Processed By Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, Vol. 49(1), pp. 22-8, 2016.
- [2] P. Afzali, M. Yousefpour, E. Borhani. "Evaluation of the effect of ageing heat treatment on corrosion resistance of Al-Ag alloy using electrochemical methods", *Journal of Materials Research*, Vol. 31(16), pp. 2457-64, 2016.
- [3] E. Ahmadi, M. Ranjesh, E. Mansoori, M. Fattahi, R. Y. Mo-jallal, S. Amir Khanlou. "Microstructure and mechanical properties of Al/ZrC/TiC hybrid nanocomposite filler metals of tungsten inert gas welding fabricated by accumulative roll bonding", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 26, pp. 173-7, 2017.
- [4] M. Alizadeh, E. Salahinejad. "A comparative study on metal-matrix composites fabricated by conventional and cross accumulative roll-bonding processes", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 620(Supplement C), pp. 180-4, 2015.
- [5] M. Alvand, M. Naseri, E. Borhani, H. Abdollah-Pour. "Nano/ultrafine grained AA2024 alloy processed by accumulative roll bonding: A study of microstructure, deformation texture and mechanical properties", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 712, pp. 517-25, 2017.
- [6] H. Alvandi, K. Farmanesh. "Microstructural and Mechanical Properties of Nano/Ultra-fine Structured 7075 Aluminum Alloy by Accumulative Roll-Bonding Process", *Procedia Materials Science*, Vol. 11, pp. 17-23, 2015.
- [7] S. V. A. Ana, M. Reihanian, B. Lotfi. "Accumulative roll bonding (ARB) of the composite coated strips to fabricate multi-component Al-based metal matrix composites", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 647, pp. 303-12, 2015.
- [8] M. R. K. Ardakani, S. Amir Khanlou, S. Khorsand. "Cross accumulative roll bonding—A novel mechanical technique for significant improvement of stir-cast Al/Al₂O₃ nanocomposite properties", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 591(Supplement C), pp. 144-9, 2014.
- [9] S. M. Ashrafzadeh, A. R. Eivani, H. R. Jafarian, J. Zhou. "Improvement of mechanical properties of AA6063 aluminum alloy after equal channel angular pressing by applying a two-stage solution treatment", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 687, pp. 54-62, 2017.
- [10] B. Azad, E. Borhani. "The Effect of Al₂Cu Precipitate Size on Microstructure and Mechanical Properties of Al-2 wt.% Cu Alloys Fabricated by ARB", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24(12), pp. 4789-96, 2015.
- [11] B. Azad, E. Borhani. "Pre-aging time dependence of micro-structure and mechanical properties in nanostructured Al-2wt%Cu alloy", *Metals and Materials International*, Vol. 22(2), pp. 243-51, 2016.
- [12] B. Azad, E. Borhani. "A study on the effect of nano-precipitates on fracture behavior of nano-structured Al-2wt%Cu alloy fabricated by accumulative roll bonding (ARB) process", *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, Vol. 52, pp. 93-8, 2016.
- [13] B. Azad, E. Borhani, H. M. Semnani. "Fracture behavior of Al-0.2wt%Zr alloy processed by accumulative roll-bonding (ARB) process", *Kovove materialy*, Vol. 54(1), pp. 9-15, 2016.
- [14] B. Azad, H. M. Semnani, E. Borhani. "The combined effect of aging and accumulative roll bonding on the evolution of the microstructure and mechanical characteristics of an Al-0.2 wt % Zr alloy", *Physics of Metals and Metallography*, Vol. 118(1), pp. 87-95, 2017.
- [15] B. Azad, H. M. Semnani, E. Borhani. "Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Nano-structured Al-0.2 wt%Zr Alloy Fabricated by Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol., pp., 2017.
- [16] A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D. Y. Yang, F. Micari, G. D. Lahoti, et al. "Severe plastic deformation (SPD) processes for metals", *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 57(2), pp. 716-35, 2008.
- [17] S. Baazamat, M. Tajally, E. Borhani. "Fabrication and characteristic of Al-based hybrid nanocomposite reinforced with WO₃ and SiC by accumulative roll bonding process", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 653, pp. 39-46, 2015.
- [18] E. borhani. *Microstructure and Mechanical Property of Heavily Deformed Al-Sc Alloy Having Different Starting Microstructures*. Kyoto University, Japan: Kyoto University; 2011.
- [19] E. Borhani, B. Azad, A. Abdoos. Chapter 9 Nano Structures by Severe Plastic Deformation (Spd) Processes. *Applied Mathematical Models and Experimental Approaches in Chemical Science. Innovations in Chemical Physics and Mesoscopy: Apple Academic Press; 2016. p. 101-22.*
- [20] E. Borhani, H. Jafarian. "Effect of Pre-existing Nano Sized Precipitates on Microstructure and Mechanical Property of Al-0.2wt% Sc Highly Deformed by ARB Process", *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, Vol. 47(1), pp. 1-7, 2014.
- [21] E. Borhani, H. Jafarian, H. Adachi, D. Terada, N. Tsuji. "Annealing Behavior of Solution Treated and Aged Al-0.2wt% Sc Deformed by ARB", *Materials Science Forum*, Vol. 667-669, pp. 211-6, 2010.

- [22] E. Borhani, H. Jafarian, A. Shibata, N. Tsuji. "Texture Evolution in Al-0.2 mass%Sc Alloy during ARB Process and Subsequent Annealing", *MATERIALS TRANSACTIONS*, Vol. 53(11), pp. 1863-9, 2012.
- [23] Y. Buranova, V. Kulitskiy, M. Peterlechner, A. Mogucheva, R. Kaibyshev, S. V. Divinski, et al. "Al₃(Sc,Zr)-based precipitates in Al-Mg alloy: Effect of severe deformation", *Acta Materialia*, Vol. 124, pp. 210-24, 2017.
- [24] Y.-L. Chang, F.-Y. Hung, T.-S. Lui. "Enhancing the tensile yield strength of A6082 aluminum alloy with rapid heat solutionizing", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 702(Supplement C), pp. 438-45, 2017.
- [25] J. Chen, X. Zhang, L. Zou, Y. Yu, Q. Li. "Effect of precipitate state on the stress corrosion behavior of 7050 aluminum alloy", *Materials Characterization*, Vol. 114, pp. 1-8, 2016.
- [26] F. Daneshvar, M. Reihanian, K. Gheisari. "Al-based magnetic composites produced by accumulative roll bonding (ARB)", *Materials Science and Engineering: B*, Vol. 206, pp. 45-54, 2016.
- [27] M. Ebrahimi, A. Zarei-Hanzaki, H. R. Abedi, M. Azimi, S. S. Mirjavadi. "Correlating the microstructure to mechanical properties and wear behavior of an accumulative back extruded Al-Mg₂Si in-situ composite", *Tribology International*, Vol. 115, pp. 199-211, 2017.
- [28] K. Edalati, Z. Horita. "A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 652, pp. 325-52, 2016.
- [29] Ehsan Borhani, Hamidreza Jafarian, Daisuke Terada, Hiroki Adachi, Nobuhiro Tsuji. "Microstructural Evolution during ARB Process of Al-0.2 mass% Sc Alloy Containing Al₃Sc Precipitates in Starting Structures", *Materials Transactions*, Vol. 53(1), pp. 72-80, 2012.
- [30] H. J. Ehsan Borhani, Takatoshi Sato, Daisuke Terada, Yoji Miyajima, Nobuhiro Tsuji, editor *Effect of Pre-aging on Microstructure and Mechanical Property of Al-0.2wt% Sc Deformed by ARB*. Proceedings of the 12th International Conference on Aluminium Alloys; 2010; Yokohama, Japan: The Japan Institute of Light Metals.
- [31] Y. Estrin, A. Vinogradov. "Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science", *Acta Materialia*, Vol. 61(3), pp. 782-817, 2013.
- [32] Y. Fan, M. Makhlof. "Stabilizing the strengthening precipitates in aluminum-manganese alloys by the addition of tungsten", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 691, pp. 1-7, 2017.
- [33] A. Fattah-alhosseini, O. Imantalab, Y. Mazaheri, M. K. Keshavarz. "Microstructural evolution, mechanical properties, and strain hardening behavior of ultrafine grained commercial pure copper during the accumulative roll bonding process", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 650, pp. 8-14, 2016.
- [34] A. Fattah-alhosseini, M. K. Keshavarz, Y. Mazaheri, A. Reza Ansari, M. Karimi. "Strengthening mechanisms of nano-grained commercial pure titanium processed by accumulative roll bonding", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 693, pp. 164-9, 2017.
- [35] Y.-b. FENG, Q.-c. YU, B. YANG, Y.-n. DAI. "Extraction of aluminum from alumina by disproportionation process of AlCl₃ in vacuum", *Trans Nonferrous Met Soc China*, Vol. 23, pp. 2781-5, 2013.
- [36] S. O. Gashti, A. Fattah-alhosseini, Y. Mazaheri, M. K. Keshavarz. "Effects of grain size and dislocation density on strain hardening behavior of ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 658, pp. 854-61, 2016.
- [37] S. Ghaemi Khiavi, E. Emadoddin. "Microhardness distribution and finite element method analysis of Al 5452 alloy processed by unconstrained high pressure torsion", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol., pp., 2017.
- [38] A. K. Gupta, T. S. Maddukuri, S. K. Singh. "Constrained groove pressing for sheet metal processing", *Progress in Materials Science*, Vol. 84, pp. 403-62, 2016.
- [39] H. R. Jafarian, E. Borhani. "EFFECT OF AUSTENITE GRAIN MORPHOLOGY ON VARIANT SELECTION OF MARTENSITE TRANSFORMED FROM ULTRAFINE-GRAINED AUSTENITE", *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, Vol. 10(2), pp. 19-28, 2013.
- [40] J. Huang, Y. T. Zhu, D. J. Alexander, X. Liao, T. C. Lowe, R. J. Asaro. "Development of repetitive corrugation and straightening", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 371(1), pp. 35-9, 2004.
- [41] H. Jafarian, E. Borhani, A. Shibata, N. Tsuji. "Variant selection of martensite transformation from ultrafine-grained austenite in Fe-Ni-C alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 577(Supplement 1), pp. S668-S72, 2013.
- [42] H. R. Jafarian, E. Borhani, A. Shibata, D. Terada, N. Tsuji. "Martensite/austenite interfaces in ultrafine grained Fe-Ni-C alloy", *Journal of Materials Science*, Vol. 46(12), pp. 4216-20, 2011.
- [43] C. Ji, Y. He, C. T. Wang, Y. He, X. Pan, J. Jiao, et al. "Investigation on shock-induced reaction characteristics of an Al/Ni composite processed via accumulative roll-bonding", *Materials & Design*, Vol. 116, pp. 591-8, 2017.
- [44] M. R. Kamali Ardakani, S. Khorsand, S. Amir Khanlou, M. Javad Nayyeri. "Application of compocasting and cross accumulative roll bonding processes for manufacturing high-strength, highly uniform and ultra-fine structured Al/SiCp nanocomposite", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 592(Supplement C), pp. 121-7, 2014.
- [45] M. Karimi, M. R. Toroghinejad, J. Dutkiewicz. "Nanostructure formation during accumulative roll bonding of commercial purity titanium", *Materials Characterization*, Vol. 122, pp. 98-103, 2016.
- [46] F. Kümmel, T. Hausöl, H. W. Höppel, M. Göken. "Enhanced fatigue lives in AA1050A/AA5005 laminated metal composites produced by accumulative roll bonding", *Acta Materialia*, Vol. 120, pp. 150-8, 2016.
- [47] J. Lai, Z. Zhang, X. G. Chen. "Precipitation strengthening of Al-B4C metal matrix composites alloyed with Sc and Zr", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 552, pp. 227-35, 2013.
- [48] J. W. Lee, J. J. Park. "Numerical and experimental investigations of constrained groove pressing and rolling for grain refinement", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 130, pp. 208-13, 2002.
- [49] H. Li, F. Cao, S. Guo, Z. Ning, Z. Liu, Y. Jia, et al. "Microstructures and properties evolution of spray-deposited Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys with scandium addition", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 691, pp. 482-8, 2017.
- [50] B. Ma, K. Shi, H. Shang, R. Li, G. Li. "The solid solution strengthening in Al-Zr nanocrystalline alloy films", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 321(Supplement C), pp. 52-6, 2017.

- [51] M. M. Mahdavian, H. Khatami-Hamedani, H. R. Abedi. "Macrostructure evolution and mechanical properties of accumulative roll bonded Al/Cu/Sn multilayer composite", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 703, pp. 605-13, 2017.
- [52] I. F. Mohamed, T. Masuda, S. Lee, K. Edalati, Z. Horita, S. Hirose, et al. "Strengthening of A2024 alloy by high-pressure torsion and subsequent aging", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 704, pp. 112-8, 2017.
- [53] M. Naseri, A. Hassani, M. Tajally. "An alternative method for manufacturing Al/B₄C/SiC hybrid composite strips by cross accumulative roll bonding (CARB) process", *Ceramics International*, Vol. 41(10), pp. 13461-9, 2015.
- [54] M. Naseri, M. Reihanian, E. Borhani. "Effect of strain path on microstructure, deformation texture and mechanical properties of nano/ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding (ARB)", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 673, pp. 288-98, 2016.
- [55] M. Naseri, M. Reihanian, E. Borhani. "A new strategy to simultaneous increase in the strength and ductility of AA2024 alloy via accumulative roll bonding (ARB)", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 656, pp. 12-20, 2016.
- [56] O. G. Parfenov, A. D. Kustov, L. A. Solovyov. "A new non-electrolytic aluminum extraction method", *Trans Nonferrous Met Soc China*, Vol. 26, pp. 2509-17, 2016.
- [57] B. Ravisankar. *Equal-Channel Angular Pressing (ECAP). Handbook of Mechanical Nanostructuring: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA*; 2015. p. 277-97.
- [58] A. P. Reddy, P. V. Krishna, R. N. Rao, N. V. Murthy. "Silicon Carbide Reinforced Aluminium Metal Matrix Nano Composites-A Review", *Materials Today: Proceedings*, Vol. 4(2), pp. 3959-71, 2017.
- [59] M. Rezayat, A. Akbarzadeh, A. Owhadi. "Fabrication of High-Strength Al/SiC p Nanocomposite Sheets by Accumulative Roll Bonding", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 43(6), pp. 2085-93, 2012.
- [60] M. Rezayat, A. Akbarzadeh, A. Owhadi. "Production of high strength Al-Al₂O₃ composite by accumulative roll bonding", *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 43(2), pp. 261-7, 2012.
- [61] M. Ruppert, H. W. Höppel, M. Göken. "Influence of cross-rolling on the mechanical properties of an accumulative roll bonded aluminum alloy AA6014", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 597, pp. 122-7, 2014.
- [62] Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, R. G. Hong. "Ultrafine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process", *Scripta Materialia*, Vol. 39(9), pp. 1221-7, 1998.
- [63] A. Salimi, E. Borhani, E. Emadoddin. "Evaluation of Mechanical Properties and Structure of 1100-Al Reinforced with ZrO₂ Nano-particles via Accumulatively Roll-bonded", *Procedia Materials Science*, Vol. 11, pp. 67-73, 2015.
- [64] H. Shang, B. Ma, K. Shi, R. Li, G. Li. "The strengthening effect of boron interstitial supersaturated solid solution on aluminum films", *Materials Letters*, Vol. 192(Supplement C), pp. 104-6, 2017.
- [65] H. Solouki, E. Borhani, M. Toroghinezhad. "The effect of temperature and strain rate on elongation to failure in nanostructured Al-0.2wt% Zr alloy fabricated by ARB process", *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, Vol. 48(2), pp. 125-32, 2015.
- [66] J. Spirdione, H. Ghonem. "Dynamic flow stress of fine grain material processed using equal channel angular pressing", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 698, pp. 256-67, 2017.
- [67] L. Su, C. Lu, H. Li, G. Deng, K. Tieu. "Investigation of ultrafine grained AA1050 fabricated by accumulative roll bonding", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 614, pp. 148-55, 2014.
- [68] N. Thangapandian, S. Balasivanandha Prabu, K. A. Padmanabhan. "Effects of die profile on grain refinement in Al-Mg alloy processed by repetitive corrugation and straightening", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 649, pp. 229-38, 2016.
- [69] L. S. Toth, C. Gu. "Ultrafine-grain metals by severe plastic deformation", *Materials Characterization*, Vol. 92, pp. 1-14, 2014.
- [70] R. Valiev. "Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties", *Nat Mater*, Vol. 3(8), pp. 511-6, 2004.
- [71] R. Z. Valiev, T. G. Langdon. "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement", *Progress in Materials Science*, Vol. 51(7), pp. 881-981, 2006.
- [72] J. Vaziri, A. Jahan, E. Borhani, M. Yousefieh, K. L. Edwards. "Evaluating promising applications of a new nano-material produced by accumulative roll bonding process: A preliminary multiple criteria decision-making approach", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, Vol. 0(0), pp. 1464420716674037,
- [73] K. Verstraete, A. L. Helbert, F. Brisset, A. Benoit, P. Paillard, T. Baudin. "Microstructure, mechanical properties and texture of an AA6061/AA5754 composite fabricated by cross accumulative roll bonding", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 640(Supplement C), pp. 235-42, 2015.
- [74] Z.-S. Wang, Y.-J. Guan, G.-C. Wang, C.-K. Zhong. "Influences of die structure on constrained groove pressing of commercially pure Ni sheets", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 215, pp. 205-18, 2015.
- [75] Yashpal, Sumankant, C. S. Jawalkar, A. S. Verma, N. M. Suri. "Fabrication of Aluminium Metal Matrix Composites with Particulate Reinforcement: A Review", *Materials Today: Proceedings*, Vol. 4, pp. 2927-36, 2017.
- [76] M. Yousefieh, M. Tamizifar, S. M. A. Boutorabi, E. Borhani. "An investigation on the microstructure, texture and mechanical properties of an optimized friction stir-welded ultrafine-grained Al-0.2 wt% Sc alloy deformed by accumulative roll bonding", *Journal of Materials Science*, Vol. 53(6), pp. 4623-34, 2018.
- [77] M. Yousefieh, M. Tamizifar, S. M. A. Boutorabi, E. Borhani. "Taguchi Optimization on the Initial Thickness and Pre-aging of Nano-/Ultrafine-Grained Al-0.2 wt.%Sc Alloy Produced by ARB", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 25(10), pp. 4239-48, 2016.