

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان  
مهندسی متالورژی و مواد

[www.Iran-mavad.com](http://www.Iran-mavad.com)





# فرآیند نورد تجمعی

Accumulative Roll Bonding

اعضای گروه:

۱. علیرضا توکلی
۲. محمد مسعودی
۳. علی شکرریز
۴. شهاب صفوی
۵. سعید وثوقی

پروژه درس خواص فیزیکی ۲

استاد مربوطه: جناب آقای دکتر امین ربیعی زاده

دانشگاه آزاد اسلامی واحد شیراز

[www.iran-mavad.com](http://www.iran-mavad.com)

مرجع علمی مهندسی مواد





# فهرست

صفحه	عنوان
A.	چکیده
1 – 7	مقدمه
8	فرآیند نورد تجمعی (ARB)
9 – 16.	بررسی رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی بر روی فولاد IF
17 –	بررسی رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی بر روی آلیاژ آلومنیوم
21 – 23.	بررسی رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی بر روی ME20
24 – 30.	بررسی رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی بر روی کامپوزیت Al/Cu
31 –	تولید کامپوزیت های نانو ساختار آلومنیوم – کاربید بور به روش اتصال تجمعی نورد
36 –	بررسی ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت های لایه ای آلومنیوم – تیتانیوم تولید شده توسط ARB
45	
46 –	تشکیل دانه های با ابعاد نانو و تکامل بافت حین نورد تجمعی ورق مسی
52.	کاربرد فرآیند نورد تجمعی در صنعت و اقتصاد

چکیده:

یکی از روش‌های جدید تولید مواد با اندازه دانه نانومتری، روش تغییر شکل شدید پلاستیک است. در این روش با اعمال کرنش‌های شدید به نمونه، اندازه دانه‌ها تا مقیاس نانومتری کاهش یافته و در مقابل خواص مکانیکی فلز بهبود چشم‌گیری می‌یابد. از آنجایی که تغییرات ابعادی ماده می‌تواند مانعی در مقابل میزان کرنش اعمالی باشد، لذا اکثر روش‌های تغییر شکل شدید پلاستیک به نحوی طراحی شده‌اند که ابعاد نمونه حین فرآیند تغییر نکند. نتایج تحقیقات نشان می‌دهد که این فرآیندها، روش‌های مناسبی برای تولید مستقیم مواد فلزی با ابعاد بزرگ و اندازه دانه‌های نانومتری هستند. با توجه به کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش چشم‌گیر استحکام نمونه‌های تولید شده با روش‌های مذکور، به نظر می‌رسد روش تغییر شکل شدید پلاستیک یکی از مناسب‌ترین روش‌ها برای تولید مواد فلزی با اندازه دانه نانومتری در مقیاس صنعتی باشد.

در سال های اخیر، بررسی روش های تولید و خواص مکانیکی مواد با اندازه دانه نانومتری (اندازه دانه کوچکتر از صد نانومتر) یا بسیار ریزدانه (با اندازه دانه کمتر از یک میکرون) موضوع بسیاری از تحقیقات انجام شده در زمینه علم مواد و علوم مرتبط با آن بوده است. این مواد که با نام آبر فلز (M<sub>2</sub>AB<sub>2</sub>) شناخته می شوند، خواص بی نظیری همانند استحکام زیاد در دمای محیط، خاصیت سوپر پلاستیک در دمای بالا و نرخ کرنش کم و مقاومت عالی در برابر خوردگی از خود نشان می دهند. تغییر الگوهای لغزش متداول در مواد با اندازه دانه نانومتری و فعال شدن مکانیزم های لغزش مرزدانه ای از ویژگی های این مواد است که منجر به خواص مکانیکی منحصر به فرد آنها می شود. تاکنون روش های مختلفی برای تولید مواد نانومتری ارائه شده و تحقیقات گسترده ای روی آنها انجام شده است. روش های تولید مواد نانومتری را می توان به دو گروه کلی تقسیم بندی کرد. روش اول که تحت عنوان روش پایین به بالا (Bottom-Up) معرفی شده است، شامل فرآیندهایی نظیر آلیاژ سازی مکانیکی (Mechanical Alloying)، رسوب شیمیایی بخار (Chemical Vapor Deposition) و انجماد سریع (Rapid Solidification) است، که قابلیت تولید دانه هایی با اندازه ای در حدود ده تا ۵۰ نانومتر را دارند. این فرآیندها به طور گسترده ای برای تولید مقادیر زیاد پودرهای نانوبلور مورد استفاده قرار می گیرند، اما مشکل اصلی این فرآیندها تولید یک محصول نهایی از طریق پرس کردن این پودرها است. به دلیل سختی بالای پودرهای تولید شده با روش های مکانیکی، پرس سرد آنها تقریباً غیر ممکن است. از طرف دیگر استفاده از پرس داغ برای زینتر کردن این پودرها می تواند منجر به رشد دانه ها و وقوع تبلور مجدد شود. تاکنون روش های مختلفی برای رفع این مشکلات پیشنهاد شده است اما هنوز تحقیقات برای پیدا کردن روشی کاملاً مناسب برای پرس پودرهای نانوکریستالی و تولید محصول نهایی کاملاً یکپارچه با اندازه دانه نانومتری ادامه دارد. روش دوم برای تولید مواد با اندازه دانه نانومتری که با نام روش بالا به پایین (Top-Down) شناخته می شود، شامل فرآیندهای متعددی است که با اعمال کرنش های شدید پلاستیک در مواد فلزی باعث کاهش اندازه دانه ها تا مقیاس نانومتری می شوند. علت انتخاب این نام برای روش مذکور این است که اساس آن کاهش مستقیم اندازه دانه ها در نمونه ای با ابعاد بزرگ است. این فرآیندها به عنوان روش هایی جدید برای تولید مواد نانوکریستالی یا بسیار ریزدانه در مقیاس صنعتی مطرح شده و در بسیاری موارد با موفقیت هایی نیز همراه بوده اند. در این مقاله به معرفی روش تغییر شکل شدید پلاستیک به عنوان روشی مناسب برای تولید فلزات با اندازه دانه نانومتری و بیان اصول روش های ابداع شده بر این پایه پرداخته می شود.

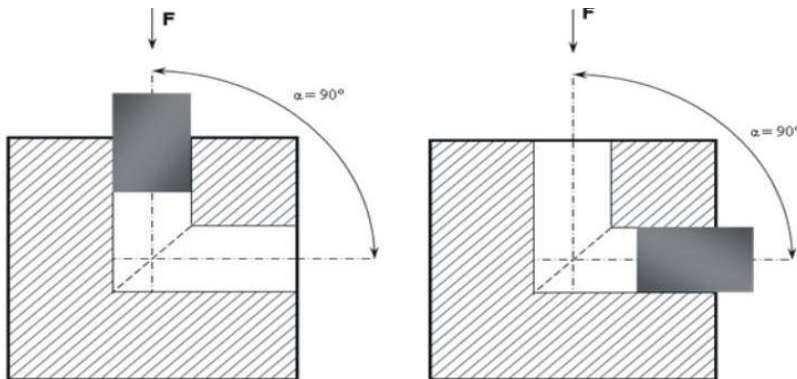
## ۲. تغییر شکل شدید پلاستیک (SPD)

روش تغییر شکل شدید پلاستیک (SPD) به عنوان یکی از روش‌های تولید مواد با اندازه دانه نانومتری مطرح می‌باشد. اصول این روش، اعمال کرنش به ماده فلزی بدون تغییر ابعاد ظاهری آن است. تاکنون فرآیندهای متعددی برای اعمال تغییر شکل شدید پلاستیک در مواد فلزی و رسیدن به ساختارهای نانومتری پیشنهاد شده‌اند که در بسیاری موارد با موفقیت‌هایی نیز همراه بوده‌اند. ویژگی مشترک و منحصر به فرد این فرآیندها، ثابت بودن ابعاد و عدم تغییر شکل ظاهری ماده حین فرآیند می‌باشد که در نتیجه آن محدودیت در اعمال کرنش از بین می‌رود و دستیابی به کرنش‌های بسیار بالا (در حدود هشت تا ده) در ماده به راحتی میسر است. به این ترتیب در اثر اعمال کرنش، امکان اصلاح ریزساختار، کاهش اندازه دانه‌ها تا مقیاس نانومتری و بهبود خواص مکانیکی نمونه فلزی فراهم می‌آید، در حالی که شکل نمونه تغییری نکرده است. ویژگی دیگر این فرآیندها افزایش استحکام و اصلاح ساختار دانه‌ها بدون اضافه کردن عناصر آلیاژی یا ذرات سرامیکی است. به طور خلاصه مزایای روش تغییر شکل شدید پلاستیک عبارتند از: امکان تولید مستقیم قطعات فلزی با ابعاد بزرگ و اندازه دانه‌های نانومتری؛ قابلیت انجام فرآیند به وسیله دستگاه‌ها و قالب‌های معمولی؛ امکان اعمال کرنش‌های شدید پلاستیکی بدون تغییر ابعاد نمونه‌ها؛ عدم وجود محدودیت در اعمال کرنش، زیرا از لحاظ نظری تعداد دفعات انجام فرآیندها نامحدود است؛ امکان تهیه نمونه‌های بسیار ریز دانه با ابعاد مناسب برای انجام آزمایش‌های مکانیکی؛ با وجود پیشرفت‌های انجام شده در زمینه تولید مواد نانومتری، هنوز اطلاعات کمی در مورد خواص مکانیکی این مواد وجود دارد. علت این مسئله دشواری تهیه مقدار کافی نمونه با ابعاد مناسب برای آزمایش‌های مکانیکی است. با استفاده از روش تغییر شکل شدید پلاستیک، حتی در آزمایشگاه می‌توان نمونه‌هایی با اندازه دانه بسیار ریز (زیر میکرونی یا نانومتری) برای انجام آزمایش‌های مکانیکی تولید کرد. در شکل (۱) تصویر شماتیک چهار فرآیند موفق در زمینه اعمال تغییر شکل شدید پلاستیک در مواد فلزی و رسیدن به ساختارهایی با اندازه دانه نانومتری، با نام‌های فرآیند تغییر شکل پیچشی تحت فشار زیاد (HPT)، تغییر شکل در کانال‌های مشابه زاویه‌دار (ECAP)، فرآیند فشار و اکستروژن متوالی (ECAP)، فرآیند نورد تجمعی (ARB) و فرآیند نورد تجمعی (ARB) ارائه شده است و در ادامه به معرفی آنها پرداخته می‌شود.

## ۱-۲ تغییر شکل در کانال‌های مشابه زاویه دار (ECAP)

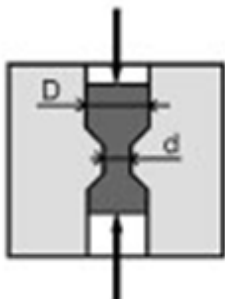
فرآیند ECAP توسط Segal و همکارانش معرفی شده است. در این فرآیند نمونه فلزی به داخل قالبی با کانال مشابه که نسبت به هم زاویه دار هستند اکستروژد می‌شود. نمونه‌های مورد استفاده معمولاً استوانه‌ای یا چهارگوش هستند و در حین عبور از داخل کانال‌ها، در گوشه قالب تغییر شکل برشی ساده به نمونه اعمال می‌شود و اگر ابعاد دو کانال یکسان باشد، اندازه نمونه قبل و بعد از فرآیند تغییری نمی‌کند و می‌توان نمونه اکستروژد شده را مجدداً در قالب ECAP تغییر شکل داد. میزان کرنش پلاستیک اعمال شده در هر سیکل ECAP به زاویه قالب و شعاع گوشه آن بستگی دارد که در قالبی با زاویه ۹۰ درجه تقریباً برابر با یک است. در این فرآیند مسیر کرنش اهمیت زیادی دارد و گزارش شده که چرخش نمونه بین سیکل‌های ECAP می‌تواند باعث تغییر در

شکل گیری ریزساختار ماده بشود \*



## ۲-۲ فرآیند اکستروژن و فشار متوالی (CEC)

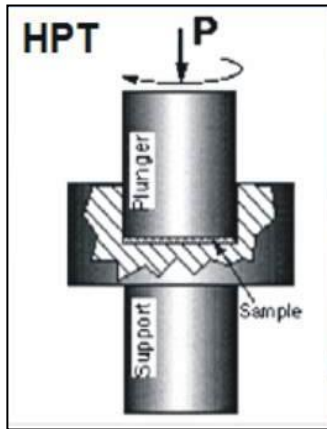
فرآیند CEC که توسط Richert و همکارانش ابداع شده در مقایسه با ECAP کمتر مورد توجه قرار گرفته است. در این فرآیند نمونه فلزی که معمولاً به شکل استوانه است ابتدا اکستروژد شده و قطر آن کاهش می‌یابد و سپس داخل قالب فشرده می‌شود تا قطر آن افزایش یافته و به اندازه اولیه برسد. این مراحل در جهات مخالف هم و داخل یک قالب بسته انجام می‌شوند تا کرنش‌های بسیار بالا به نمونه اعمال شود.





## ۲-۳. تغییر شکل پیچشی تحت فشار زیاد (HPT)

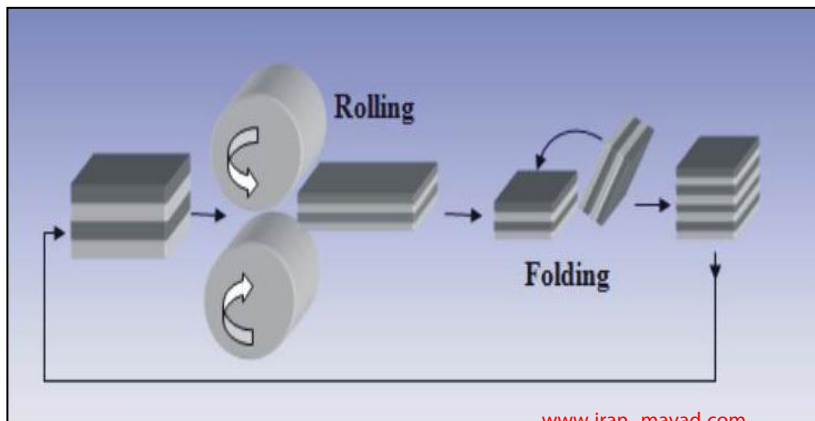
فرآیند HPT که در سال ۱۹۸۹ توسط دکتر [ ] معرفی شد، عبارت است از تغییر شکل پیچشی یک دیسک نازک تحت فشار زیاد. از آنجایی که تنش‌های اعمالی در این فرآیند از نوع هیدرواستاتیک فشاری هستند، کرنش‌های پلاستیک بسیار شدید را می‌توان بدون بروز شکست به نمونه اعمال کرد.



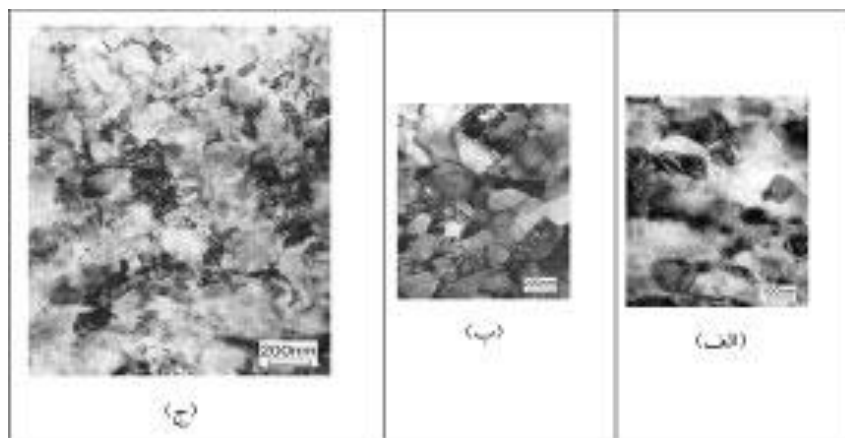
## ۲-۴. فرآیند نورد تجمعی (ARB)

فرآیند ARB به عنوان یک روش اعمال تغییر شکل شدید پلاستیک و دستیابی به ساختاری با اندازه دانه نانومتری توسط [ ] و همکارانش معرفی شد. اولین مرحله در فرآیند ARB مرحله آماده سازی سطح دو ورق می‌باشد که معمولاً شامل رفع لایه‌های اکسیدی سطح با برس زنی و ایجاد یک لایه کارسخت شده در سطح ورق است. برای دستیابی به یک اتصال نوردی کامل بین دو ورق تمیز کردن و چربی زدایی کامل سطوح دو ورق قبل از فرآیند نورد ضروری است. پس از آماده سازی، دو ورق طوری روی هم قرار می‌گیرند که سطوح آماده شده آنها در تماس با هم باشند و برای جلوگیری از لغزش دو ورق روی هم، از اتصال به وسیله جوش نقطه‌ای یا پرچ استفاده می‌شود. مهمترین مرحله در فرآیند ARB نورد همزمان دو ورق است. استفاده از نورد در فرآیند ARB نه فقط به عنوان یک روش تغییر شکل بلکه به عنوان عاملی برای ایجاد اتصال بین دو ورق و تولید یک ورق کاملاً یکپارچه است. گاهی نیز برای بهتر شدن اتصال، فرآیند نورد در دمای بالا ولی زیر دمای تبلور مجدد، انجام می‌شود. معمولاً میزان کاهش ضخامت اعمال شده در این مرحله ۵۰ درصد است که در نتیجه آن ورق حاصله ضخامتی برابر ضخامت ورق اولیه خواهد داشت. سپس این ورق از راستای طولی به دو قسمت بریده می‌شود و مراحل کار مجدداً

تکرار می‌شوند.



عدم تغییر ابعاد نمونه حین اعمال کرنش در تمام فرآیندهای تغییر شکل شدید پلاستیکی باعث ایجاد تغییرات ریزساختاری عمده‌ای در نمونه‌ها می‌شود. در بیشتر موارد گزارش شده است که مکانیزم‌های مختلفی در کاهش اندازه دانه‌ها و تغییرات ریزساختاری حین اعمال فرآیندهای مذکور مؤثر هستند. در مورد فرآیندهای ECAP و ARB دیده شده است که فشردن دانه‌ها به شکل دانه‌های پهن شده در کرنش‌های نسبتاً کم منجر به ایجاد ساختاری لایه‌ای شکل از دانه‌های کشیده شده می‌شود. تبدیل مرزهای فرعی با زاویه کوچک به مرزهایی با زاویه بزرگتر، مکانیزم حاکم در کرنش‌های متوسط است که یک ساختار لایه‌ای بسیار ریز در نمونه‌ها ایجاد می‌کند. مکانیزم بعدی که در کرنش‌های بالا باعث شکل‌گیری ریزساختاری از دانه‌های نانومتری می‌شود، شکسته شدن دانه‌های کشیده شده و تبدیل آنها به دانه‌های هم‌محورتر بسیار ریز است. در شکل (۲) تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از نمونه‌های فلزی تولید شده به روش‌های مختلف اعمال کرنش شدید پلاستیک ارائه شده است.



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از نمونه‌های فلزی تولید شده به روش‌های مختلف تغییر شکل شدید پلاستیک، الف) ورق آلومینیوم تولید شده به روش ARB، ب) نمونه مسی تولید شده به روش ECAP و ج) نمونه مسی تولید شده به روش HPT.

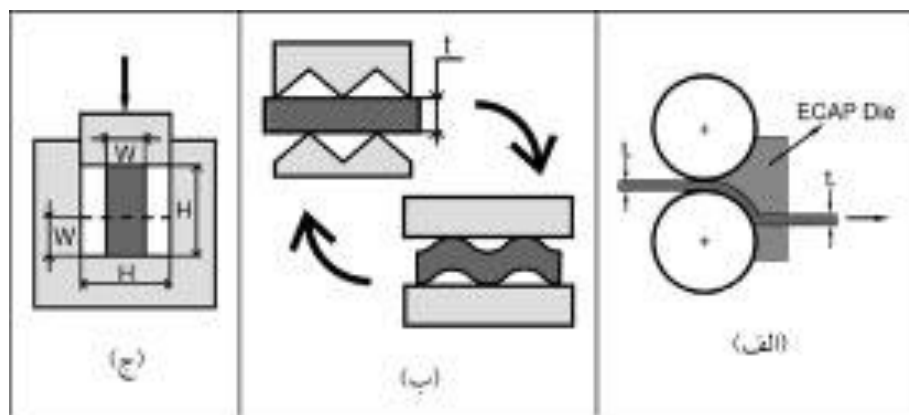
همانطور که دیده می‌شود در تمام موارد بعد از اعمال مقدار زیادی کرنش پلاستیک به نمونه فلزی، اندازه دانه‌ها به طرز قابل ملاحظه‌ای تا اندازه‌های نانومتری کاهش یافته است. همزمان با کاهش اندازه دانه‌ها در نمونه‌های فلزی تولید شده به روش تغییر شکل شدید پلاستیک، خواص مکانیکی فلز نیز بهبود چشم‌گیری می‌یابد. برای مثال همانطور که در جدول (۱) دیده می‌شود استحکام کششی نمونه‌های فلزی مختلف تولید شده به روش‌های ARB و ECAP تا بیش از سه برابر مقادیر اولیه افزایش یافته است. در مورد ورق‌های آلومینیومی تولید شده به

روش ARB، استحکام کششی ورق‌ها از مقدار تقریبی صدمگا پاسگال در حالت کاملاً آنیل شده، تا بیشتر از صد مگاپاسگال بعد از شش سیکل فرآیند (کرنش معادل ۴/۸) افزایش یافته است. افزایش قابل ملاحظه استحکام این نمونه‌ها باعث افزایش کاربرد آنها در صنایعی خواهد شد که نیاز مبرم به افزایش استحکام، کاهش وزن قطعات و صرفه جویی در مصرف انرژی دارند.

جدول ۱- اندازه دانه و استحکام کششی فلزات مختلف بعد از فرآیندهای تغییر شکل شدید پلاستیک [۵-۷].			
ماده	فرآیند	اندازه دانه	استحکام کششی
5083 (Al)	ARB	۸۰ نانومتر	۵۳۰ MPa
6061 (Al)	ARB	۱۰۰ نانومتر	۳۵۷ MPa
SS400-Steel	ARB	۱۱۰ نانومتر	۱۰۳۰ MPa
Fe-36Ni	ARB	۱۵۰ نانومتر	۷۸۰ MPa
IF steel	ARB	۲۰۰ نانومتر	۸۷۰ MPa
Copper	ARB	۱۵۰ نانومتر	۴۷۰ MPa
AZ91	ECAP	گزارش نشده	۳۱۸ MPa
AZ61	ECAP	گزارش نشده	۳۲۹ MPa

### ۳. سایر فرآیندها

علاوه بر فرآیندهای مذکور، در سال‌های اخیر فرآیندهای دیگری نیز برای اعمال کرنش‌های شدید پلاستیک در مواد فلزی و کاهش اندازه دانه‌ها تا مقیاس نانومتری پیشنهاد شده است. در شکل (۳) تصویر شماتیک این فرآیندها با نام‌های تغییر شکل در قالب ECAP به وسیله نورد (ECAR)، فرآیند موج‌دار کردن و صاف کردن متوالی (RC) و فورج سیکلی در قالب بسته (CC) نشان داده شده است. اصول این روش‌ها نیز مشابه فرآیندهای قبلی بر پایه اعمال کرنش‌های شدید پلاستیک به نمونه فلزی بدون تغییر ابعاد ظاهری آن می‌باشد. توجه به اصول این روش می‌تواند زمینه‌های لازم جهت ابداع و معرفی روش‌های جدیدتر و کارآمدتر تولید مستقیم مواد فلزی با اندازه دانه نانومتری را فراهم آورد.

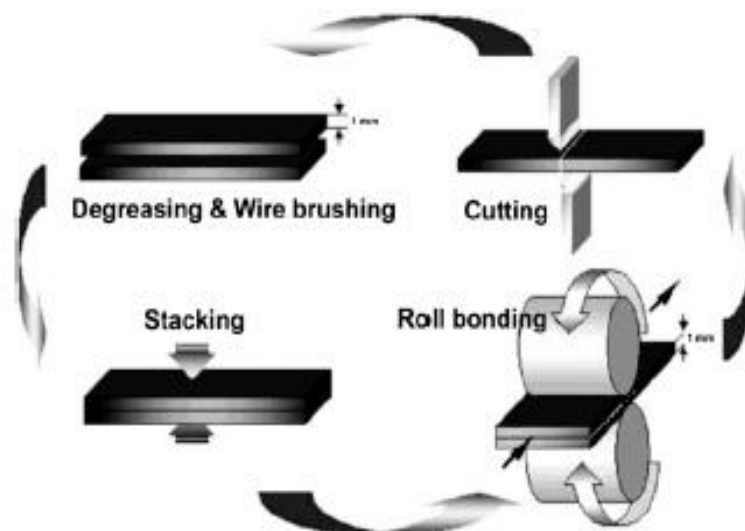


شکل ۲- تصویر شماتیک فرآیندهای جدیدتر تغییر شکل شدید پلاستیک، الف) ECAR، ب) RC و ج) CC

## فرآیند نورد تجمعی (ARB)

اولین مرحله در فرآیند ARB مرحله آماده سازی سطح دو ورق می باشد که معمولاً شامل رفع لایه های اکسیدی سطح با برس زنی و ایجاد یک لایه کارسخت شده در سطح ورق است. برای دستیابی به یک اتصال نوردی کامل بین دو ورق تمیز کردن و چربی زدایی کامل سطوح دو ورق قبل از فرآیند نورد ضروری است. پس از آماده سازی، دو ورق طوری روی هم قرار می گیرند که سطوح آماده شده آنها در تماس با هم باشند و برای جلوگیری از لغزش دو ورق روی هم، از اتصال به وسیله جوش نقطه ای یا پرچ استفاده می شود. مهمترین مرحله در فرآیند ARB نورد همزمان دو ورق است. استفاده از نورد در فرآیند ARB نه فقط به عنوان یک روش تغییر شکل بلکه به عنوان عاملی برای ایجاد اتصال بین دو ورق و تولید یک ورق کاملاً یکپارچه است. گاهی نیز برای بهتر شدن اتصال، فرآیند نورد در دمای بالا ولی زیر دمای تبلور مجدد، انجام می شود. معمولاً میزان کاهش ضخامت اعمال شده در این مرحله ۵۰ درصد است که در نتیجه آن ورق حاصله ضخامتی برابر ضخامت ورق اولیه خواهد داشت. سپس این ورق از راستای طولی به دو قسمت بریده می شود و مراحل کار مجدداً تکرار می شوند.

در شکل زیر فرآیند ARB بطور شماتیک نمایش داده شده است.



در ادامه فرآیند ARB را از نظر خواص مکانیکی و متالوژیکی روی چند متریل مختلف مورد بررسی قرار خواهیم داد.

## بررسی رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی بر روی فولاد IF

در جدول زیر ترکیب شیمیایی فولاد IF نمایش داده شده است.

Elements	C	Ti	Mn	Ni	Cr	V	Co	Mo	Sb	Ta	Nb,N	Fe
Percent weight	0.004	0.040	0.061	0.017	0.015	0.001	0.002	0.002	0.002	0.002	Trace	Remain

اندازه اولیه فولاد IF حدود ۱۷.۶ میکرومتر می باشد . برای انجام آزمایش ابتدا دو ورق به ابعاد ۱۷۰×۳۰×۱ میلی متر برش زده و یک لایه کوچک با اوربیتال از روی ورق برداشته و با استون سطوح را تمیز می نماییم. سپس ورق ها را به وسیله پرچ بهم متصل کرده و تا دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد و به مدت ۳۰۰ ثانیه پیشگرم می کنیم عملیات پیشگرم باعث از بین رفتن کرنش و کریستال شدن مجدد می شود همچنین ضخامت در هر سیکل حدود ۵۰٪ معادل ۰.۸ کرنش کاهش می یابد.

مشخصات رول های مورد استفاده : قطر ۳۰ سانتی متر و سرعت ۳۰ rpm

همچنین در این فرآند نیاز به روغنکاری نمی باشد .

عملیات رولینگ در دمای بالای دو مزیت دارد:

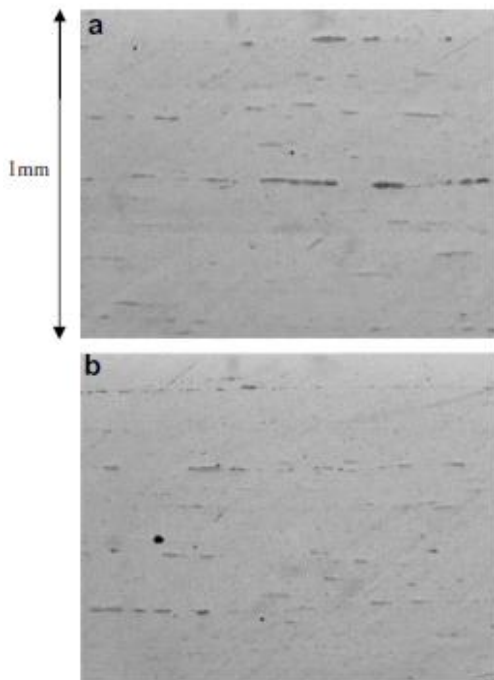
۱- قابلیت اتصال پذیری و کار پذیری

۲- تنش های پسماند و کریستال شدن مجدد حذف می شود

برای مطالعه سطوح شکل از دوربین SEM ، جهت مطالعه ریز ساختارها در جهت عمود بر رولینگ و در جهت رولینگ از دوربین TEM و همچنین جهت مطالعه ریز ساختارها در جهت مماسی رولینگ از دوربین AFM استفاده شده است.

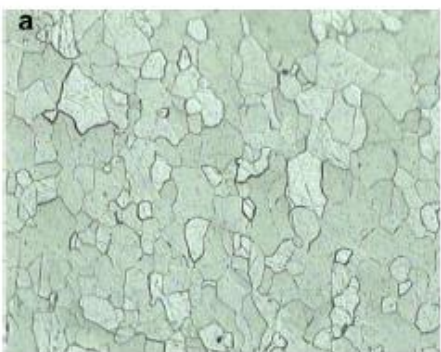
UFG: دانه های کوچکتر از ۱ میکرومتر و استحکام مکانیکی بالا - استفاده در سازه ها بزرگ - وزن پایین

IF Steel: کربن و نیتروژن زیادی ندارد- شکل پذیری زیاد - تسلیم در نمودار تنش و کرنش نیست - در صنعت پرکاربرد می باشد.

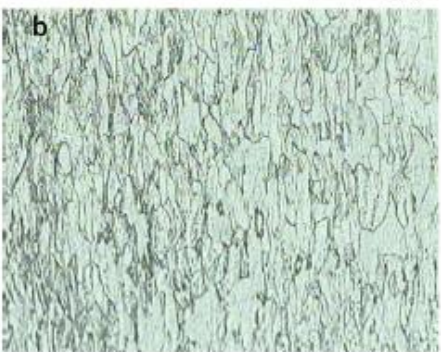


در شکل روبرو سطوح برخورد پس از ۸ و ۱۰ سیکل فرآیند ARB را نمایش می دهد. (شکل a فرایند بعد از ۸ سیکل و شکل b فرایند بعد از ۱۰ سیکل می باشد).

در شکل b حدود ۱۰۲۲ سطح برخورد وجود ولی تنها تعداد محدودی از آن قابل مشاهده می باشد هر چه تعداد سیکل ها افزایش یابد مرز بین ورق ها کمتر دیده می شود.



در شکل روبرو ساختار میکروسکوپی فولاد IF که به وسیله دوربین نوری و در صفحه مماس به جهت رولینگ (T□□□□) گرفته شده است. شکل (a) در حالت آنیل ، شکل (b) بعد از یک سیکل و شکل (c) بعد از سه سیکل را نمایش می دهد.

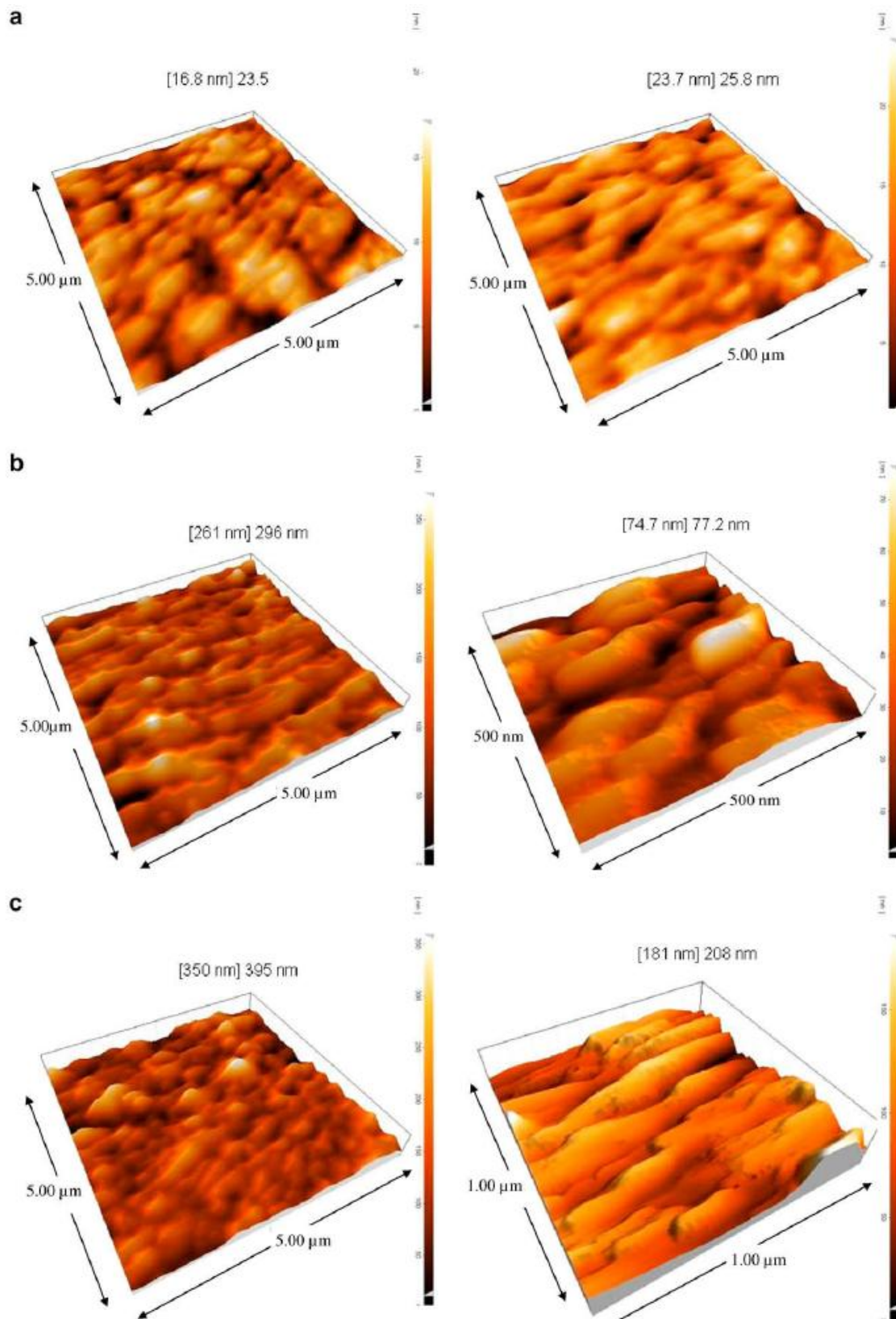


در حالت آنیل اندازه دانه ها حدود ۱۷ میکرومتر می باشد.



همانطور که در شکل مشاهده می شود نمونه یک سیکل ARB نسبت به نمونه اصلی دارای دانه های کشیده شده در کشش با مرز مشخص بین دانه ای می باشد. بعد از سه سیکل کشف مرزها بسیار مشکل می باشد و فقط با میکروسکوپ نوری قابل مشاهده می باشد.

همچنین در فولاد IF فرآیند ARB تا سیکل ۱۰ بدون عیب انجام می پذیرد.

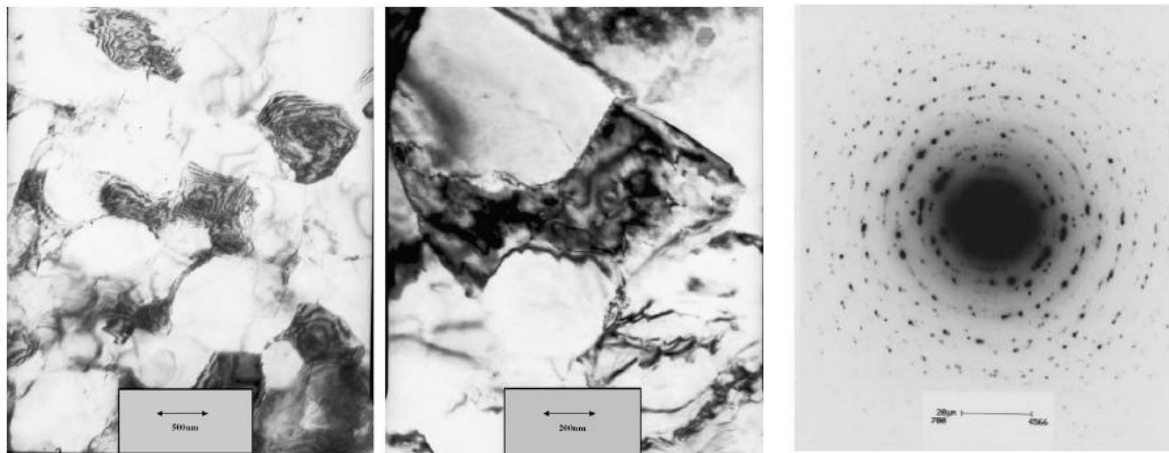


(a) بعد از سه سیکل ، (b) بعد از شش سیکل و (c) بعد از ده سیکل (توسط دوربین AFM در جهت TD)

نمونه ها بعد از سه سیکل توسط دانه های ریز  $270\text{ nm}$  ، بعد از شش سیکل توسط دانه های ریز  $130\text{ nm}$  و بعد

از ده سیکل توسط دانه های ریز  $115\text{ nm}$  در قطر متوسط پوشیده می شوند.

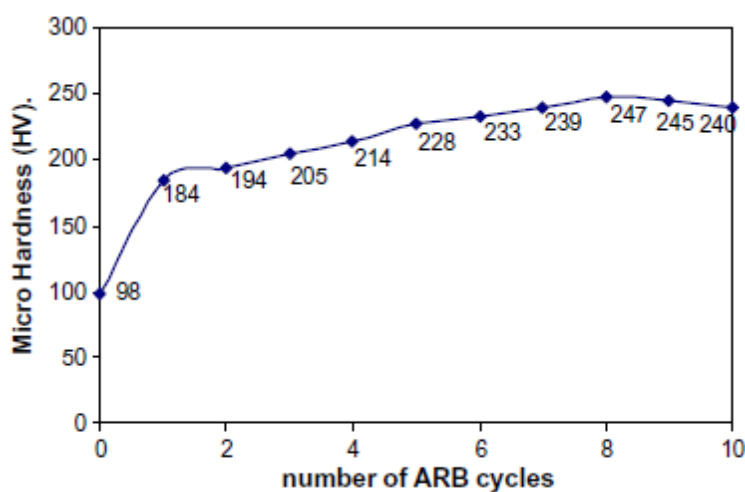




عکس فوق توسط دوربین TEM و در جهت رولینگ و بعد از ۱۰ سیکل عکسبرداری شده است.

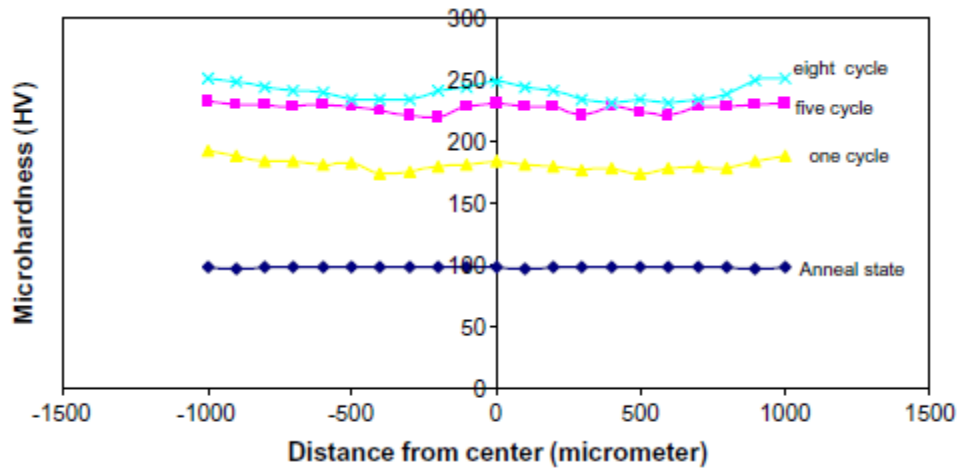
مواد فوق ریز دارای دانسیته نابه جایی بسیار پایین و توسط مرزهای مشخص محاط شده اند.

دانه از ریز دانه هایی تشکیل شده است که مرزهای آن ترکیب شده از شبکه های نا به جایی ها در حالی که ریز دانه های میکرومتری بعد از ۱۰ سیکل احاطه می شوند با مرزهای دانه ای غیر منقطع و تکامل یافته همانطور که در شکل فوق مشخص می باشد. اندازه دانه های متوسط در صفحه عمود بر جهت رولینگ بعد از ۱۰ سیکل حدود ۲۰۰ تا ۴۰۰ نانومتر می شود. تغییر در اندازه دانه ها در موارد مختلف دیده می شود که در آنها تشکیل دانه های فوق ریز براساس تعداد سیکل ها شبیه به یکدیگر می باشد. موادی که تحت پروسه ARB هستند ساختمان کرنشی شدیدی به همراه غیر همسویی های محلی که شامل موقعیت های (g-n) می باشد.



شکل فوق تغییرات منحنی ویکرز در فولاد  $\square$  را بیان می کند بعد از سیکل هفتم افزایش سختی کاهش می یابد و

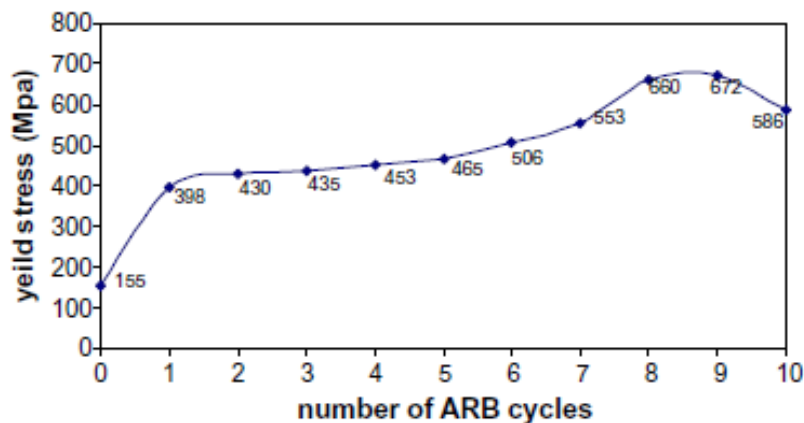
بیشترین سختی در سیکل هشتم برابر  $\square$  ۲۴۷ می باشد و بعد از آن کمی کاهش می یابد.

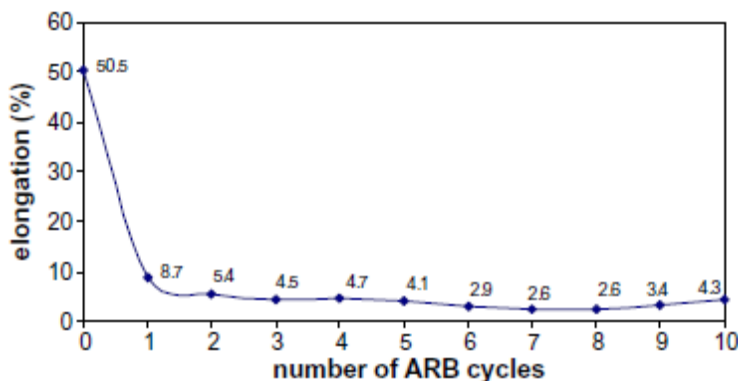
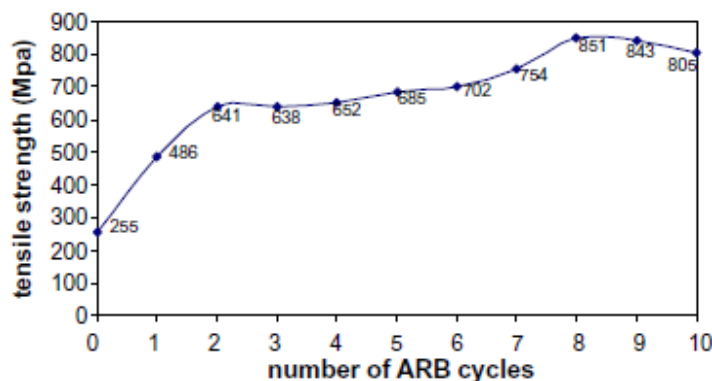


شکل فوق تغییرات منحنی بر حسب ضخامت در نمونه را نشان می دهد . سختی در نمونه ها قبل از فرآیند ARB میزان ثابتی دارد و بعد از ۵ و ۸ سیکل در فولاد IF پراکندگی غیر همگن در جهت ضخامت خواهد داشت که در نزدیکی سطح و مرکز مقدار بیشتری دارد.

میزان سختی بالا در سطح بر اثر کار سختی در اثر کرنش های برشی به وجود آمده توسط اصطکاک بین سطوح توسط فرآیند می باشد به جز قطعات تولیدی در سیکل اول بخاطر اینکه سطح قطعه در سیکل بعدی در مرکز قطعه قرار می گیرد.

میزان بالای سختی مرکز نمونه بعلت فرآیند پرداخت به وجود می آید.(عملیات Brushing) یکی از مهمترین مفاهیم ARB خواص کششی است .تغییراتی که در نقطه تسلیم ، استحکام کششی و افزایش طول در فرآیند به وجود می آید در شکل زیر نمایش داده شده است.





با افزایش تغییر فرم، نقطه تسلیم و استحکام کششی افزایش و افزایش طول در ماده کاهش می یابد. تنش تسلیم در حالت آنیل ۱۵۵ M $\sigma_{0.2}$  و تا ۶۷۲ M $\sigma_{0.2}$  در سیکل ۸ افزایش می یابد همچنین تنش نهایی از ۲۲۵ M $\sigma_{0.2}$  به ۸۵۱ M $\sigma_{0.2}$  میرسد ولی افزایش طول در سیکل اول کاهش پیدا می کند و بعد از سیکل سوم تقریباً ثابت می ماند.

با این نتایج می توان نتیجه گیری کرد که تنش تسلیم حدود ۴۳۳٪ و تنش نهایی حدود ۳۳۴٪ افزایش می یابد و کاهش در افزایش طول از ۵۰.۵٪ به ۲.۶٪ از اثرات فرآیند ARB خواهد بود. با افزایش در سیکل های بالاتر تنش تسلیم و نهایی کاهش می یابد و افزایش طول کمی افزایش می یابد.

تخمین تنش نهایی با کار سختی تعیین می شود. میزان بالای تغییر فرم های پلاستیک در فرآیند ARB رخ می دهد این تغییر فرم پلاستیک باعث کار سختی می شود. ریز شدن دانه ها در این مرحله می تواند موثر باشد تا زمانی که اندازه دانه ها در نمونه ARB پایین است. تنش نهایی و تنش تسلیم طبق رابطه هالپچ افزایش پیدا می کند. این دو پدیده باعث بهبود خواص کششی می شود.

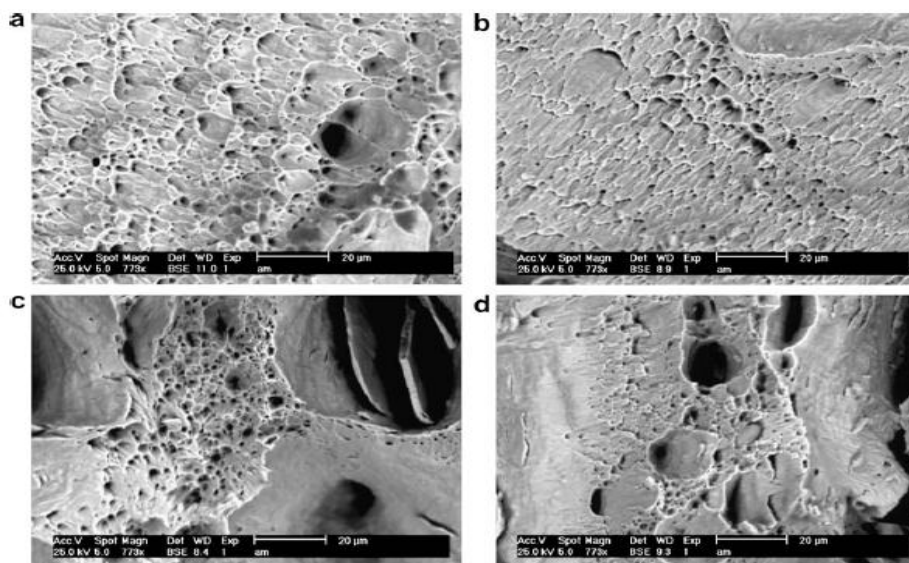
به هر حال مشاهدات پیشین می تواند با تشکیل ریزدانه ها تحت تاثیر قرار گیرد. افزایش زوایای غیر چرخشی در مرز دانه ها دلیل دیگری برای خواص کششی است. با افزایش سیکل ها مقدار زوایای غیرچرخشی مرز دانه ها

افزایش یافته و مرزها با زاویه کم به مرزها با زاویه بالاتر تبدیل می شود. این مرزها با زوایای بالا و ریزدانه های تشکیل شده می تواند از حرکت نابه جایی ها جلوگیری کند و تنش تسلیم و تنش نهایی را افزایش دهند.

کاهش افزایش طول در هر دو ماده نیز می تواند توسط کار سختی توجیه شود در سیکل های بالاتر ARB تنش تسلیم و تنش نهایی مقداری کاهش می یابد که دو علت خواهد داشت: ۱- اشباع در حد بالای کرنش های پسماند در حجم ماده است. در این مرحله دانه دارای نابه جایی های بسیار زیاد بوده که امکان ایجاد نابه جایی جدید وجود نخواهد داشت در این مرحله زاویه نمی تواند زیاد بشود و در حدود ۳۶ درجه با مرز دانه فاصله دارد.

ولیت و همکاران سختی ماده آلومینیوم و منگنز در حالت ریز دانه شدن را تحلیل کردند به هر حال هیچ تضمینی نیست که پلی کریستال های ریز دانه شده تغییر شکل شبیه مواد مرسوم را نشان دهند که توسط تئوری نابه جایی توضیح داده شد.

سطح شکست فولاد IF در شکل زیر نمایش داده شده است.



در سیکل های بالا اندازه حفره ها کوچکتر از سیکل های پایین است . چکش خوار بودن و ترد بودن فاکتورهایی هستند که توضیح می دهند تغییر شکل های پلاستیک ماکروسکوپی هستند که منجر به شکست می شوند.

شکست نرم ، شکستی است که با شکل گیری ایرادات و حفره های میکرو رخ می دهد در حالی که شکست ترد

رخ می دهد. شکل حفره ها می تواند نحوه بارگذاری را نشان بدهد و جهت زاویه حفره ها جهت رشد ترک را آشکار نماید. حفره های کش آمده در شکل را میتوان با شرایط کرنش پلاستیکی غیر یکنواخت مانند اضافه بارهای برشی توضیح داد. اینها افزایش طول هایی در جهت گسترش ترک هستند و منشا شکست را آشکار می سازند.

پس از مطالعه ساختار فولاد IF در فرآیند ARB، نتایج زیر بدست می آید:

۱- ساختار فوق ریز فولاد IF با عملیات ARB بدست می آید. اندازه دانه با AFM و TEM اندازه گیری شد.

نتیجه به این صورت بود که فرآیند ARB و UFG در ساختار فولاد IF مفید هستند.

۲- سختی ARB در فولاد IF با افزایش سیکل افزایش می یابد در سیکل ۸ تا ۲۵۰٪ افزایش یافت.

۳- خواص کششیمحاسبه شده بعد از سیکل های مختلف ARB پیشنهاد می کند که نمونه بعد از ۸ سیکل در بالاترین حد استحکام بوده و تا ۳ برابر استحکام قطعه اولیه را داراست.

۴- فراکتوگرافی نمونه فولاد IF نشان داد که تغییرات پلاستیک حین شکست کم می شوند از ابتدائی ترین تا انتهائی ترین سیکل های پلاستیک (هر چه تعداد سیکل افزایش یابد تغییر شکل کاهش می یابد).

## بررسی رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی بر روی آلیاژ تیتانیوم

در جدول زیر آنالیز شیمیایی آلیاژ تیتانیوم را نشان می دهد.

**Table 1 – Chemical composition of the final ARB-processed sheet.**

Element	Ti	Nb	Mo	Zr	Sn	O	C	N	Al	Fe	Cr	Ni
Wt%	Bal.	25.0	2.82	2.75	1.80	0.15	0.02	0.02	0.07	0.06	0.01	0.01

ابتدا سطح روی ورقها را با اتانول تمیز کرده سپس تا دمای ۷۱۰ درجه سانتیگراد تحت گاز محافظ آرگون به مدت ۱ ساعت قرار می دهیم و سپس در هوا خنک می کنیم.

رول مورد استفاده دارای قطر ۵۵۰ میلی متر در طول ۶۵۰ میلی متر و با سرعت  $10ms^{-1}$  می باشد. همچنین ضخامت ورق های اولیه ۱ میلی متر می باشد.

فرآیند ARB در سه زمان و برای ۴ سیکل تکرار می شود بعد از هر سیکل ورق به دو قسمت مساوی در راستای طولی تقسیم شده و مراحل تکرار می شود.

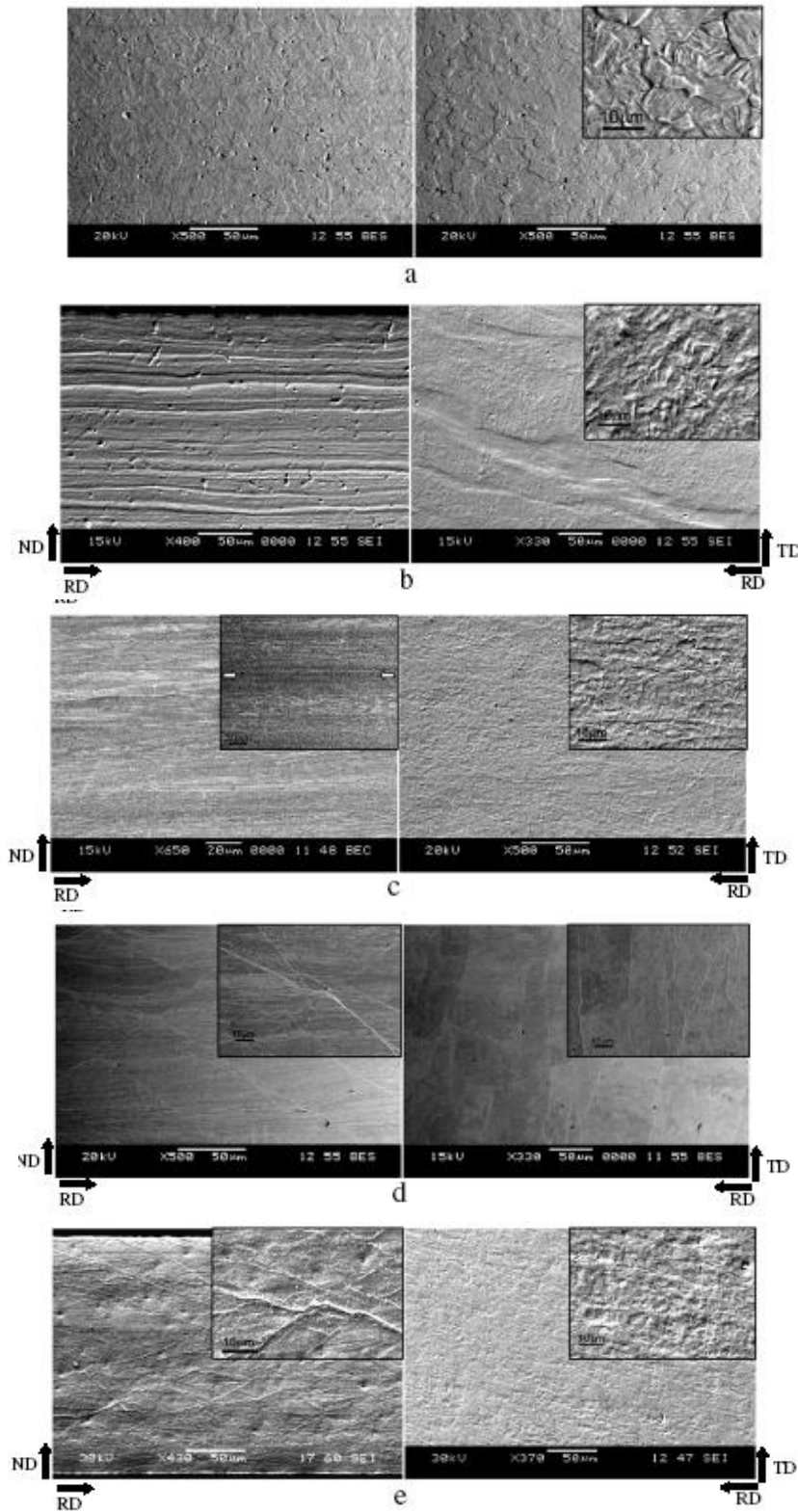
در شکل زیر مراحل انجام گرفته و مشخصات مورد نظر هر سیکل برای آلیاژ تیتانیوم نمایش داده شده است.

**Table 2 – Roll cycle data for the ARB-processed Ti-25Nb-3Zr-3Mo-2Sn alloy.**

Cycles	Layers	Sheet thickness (mm)		Layer thickness ( $\mu m$ )	Total reduction (%)	Equivalent strain	
		Initial	Final			Increment	Accumulative
1 (Roll)	1	1.0	0.2	200	80	1.86	1.86
2 (ARB)	2	0.2	0.2	100	90	0.8	2.66
3 (ARB)	4	0.2	0.2	50	95	0.8	3.46
4 (ARB)	8	0.2	0.2	25	97.5	0.8	4.26

همانطور که از جدول فوق استنتاج می شود ضخامت از ۲۰۰ میکرومتر به ۲۵ میکرومتر کاهش می یابد همچنین کاهش کل از ۸۰٪ در مرحله اول به ۹۷.۵٪ در مرحله چهارم می رسد.

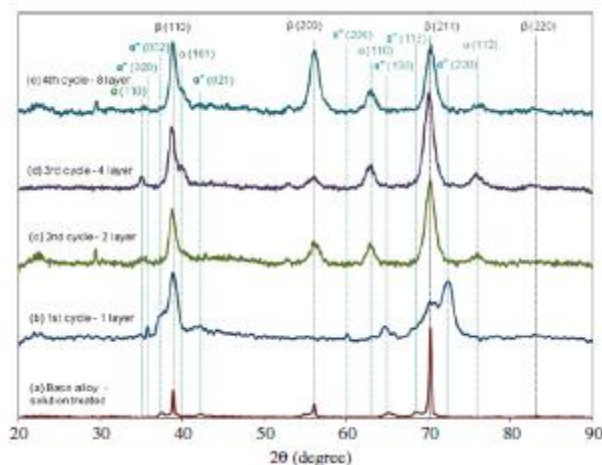
همچنین کرنش معادل در مرحله اول ۱.۸۶ و مرحله چهارم ۰.۸ می باشد و کرنش معادل کل از ۱.۸۶ از مرحله اول به ۴.۲۶ در مرحله چهارم می رسد.



(a) رفتار محلول آلیاژ؛ (b) بعد از یک سیکل - ۱ لایه (c) بعد از دو سیکل - ۲ لایه (d) بعد از سه سیکل - ۴ لایه (e) بعد از ۴ سیکل - ۸ لایه

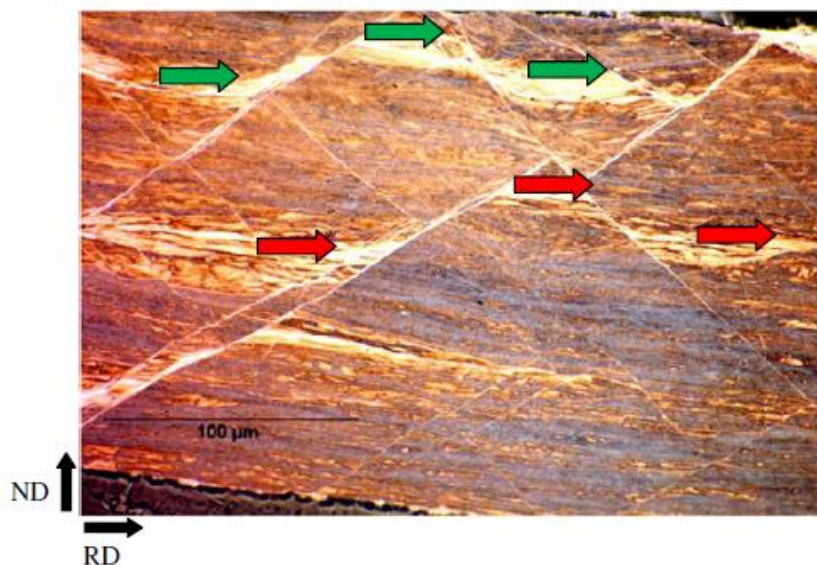
تصویر بالا توسط دوربین  $\square$ EM عکسبرداری شده در سمت راست ورق ARB شده در جهت  $\square$ T (مماس به جهت رولینگ) در سمت چپ ورق ARB شده در جهت  $\square$  (عمود به جهت رولینگ) نمایش داده شده است.

همانطور که از شکل مشخص است به مرور زمان و افزایش سیکل اندازه دانه ها کاهش یافته (تصویر سمت راست) و همچنین با افزایش سیکل ها همانطور که در شکل های سمت چپ دیده می شود ترک و برش بر روی ورق ها مشاهده می شود و این بیانگر این است تعداد سیکل های فرآیند ARB باید طبق نوع متریکال انتخابی محدود شود.



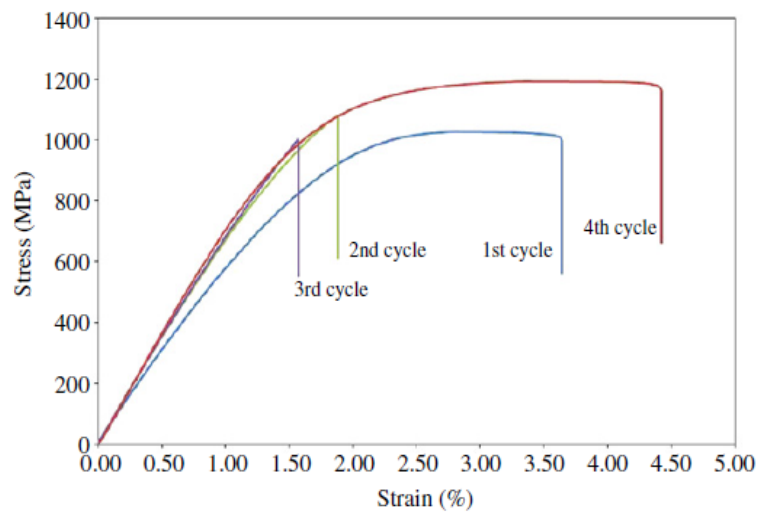
(a) رفتار محلول آلیاژ (b) بعد از یک سیکل - ۱ لایه (c) بعد از دو سیکل - ۲ لایه (d) بعد از سه سیکل - ۴ لایه (e) بعد از ۴ سیکل - ۸ لایه

شکل بالا نمودارهای فرآیند ARB بعد از سیکل های مختلف که توسط X-Ray انجام شده است را نمایش می دهد.

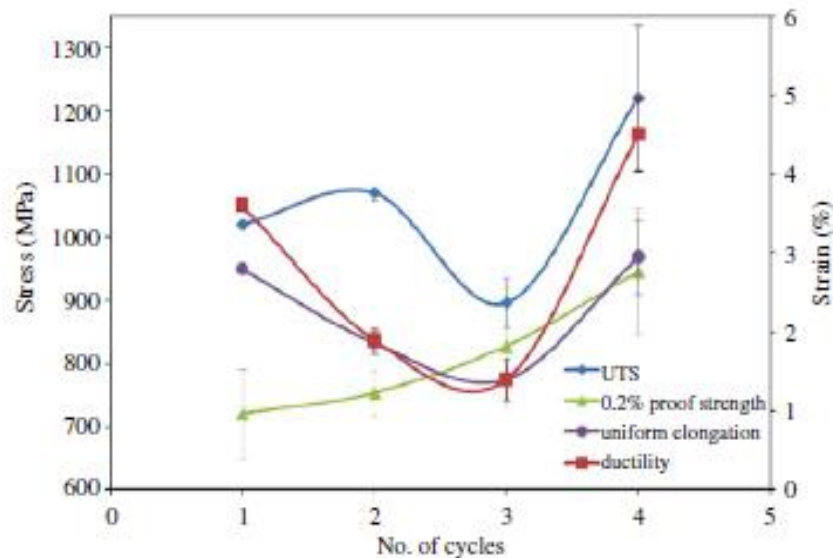


شکل فوق فرآیند ARB بعد از سیکل و ۴ لایه را نمایش می دهد در شکل فلش های سبز و قرمز باندهای برشی در متریکال تیتانیوم را نمایش می دهد.





شکل بالا منحنی کشش بر روی نمودار تنش- کرنش را بعد ۱ تا ۴ سیکل ARB نمایش می دهد .



شکل فوق تنش نهایی، تغییر طول یکنواخت، چکش خواری و تنش پسماند را برای هر سیکل نمایش می دهد. همانطور که از شکل استنتاج می شود کمترین مقادیر در سیکل ۳ و بیشترین مقادیر در سیکل ۴ می باشد ولی در کل رفتار مشخصی ندارند.

## بررسی رفتار متالورژیکی و خواص مکانیکی بر روی ME20

ME20 آلیاژی از منیزیم است که از  $Mg-0.001Mn-0.0005Ca$  تشکیل شده است.

برای همگن شدن ورق ابتدا آن را به مدت ۳۰ دقیقه در دمای ۴۰۰ درجه سانتی گراد حرارت می دهیم ابعاد ورق مورد آزمایش  $100 \times 100 \times 1.5$  می باشد. ابتدا سطح روی ورقها را با برس سیمی صیقل داده و تمیز می کنیم تا سطوح ورقها به خوبی به هم چسبیده شود.

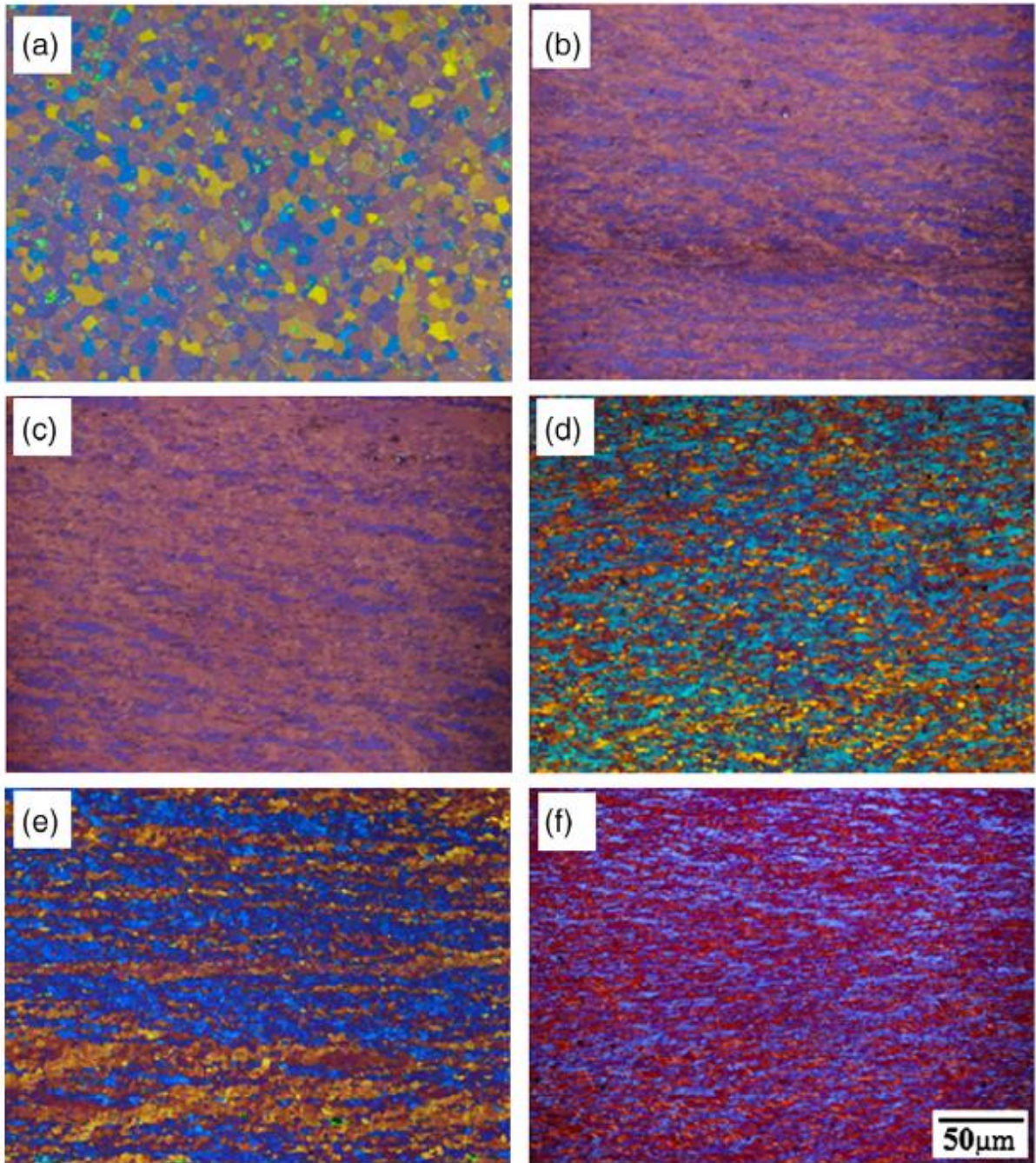
برای آزمایش نیاز به غلطکهای با قطر ۲۵۰ mm و سرعت  $100 \text{ mm/min}$  ۲۱ بدون روانکار نیاز است. قبل از هر سیکل ابتدا نمونه را تا ۴۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۵ دقیقه حرارت می دهیم.

## بررسی خواص متالورژیکی و مکانیکی ME20

جدول زیر تغییر شکل ورق در طول فرایند ARB موقعی که ضخامت ورق در هر سیکل ۵۰ درصد کاهش می یابد را نشان می دهد.

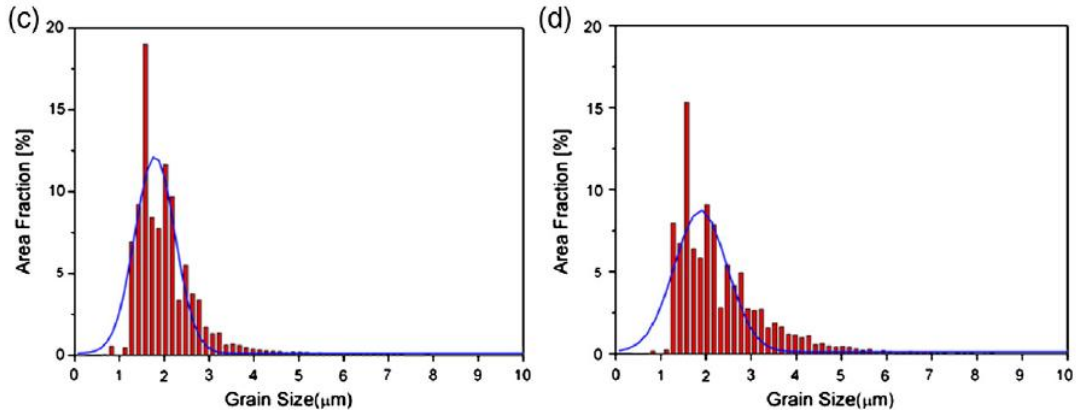
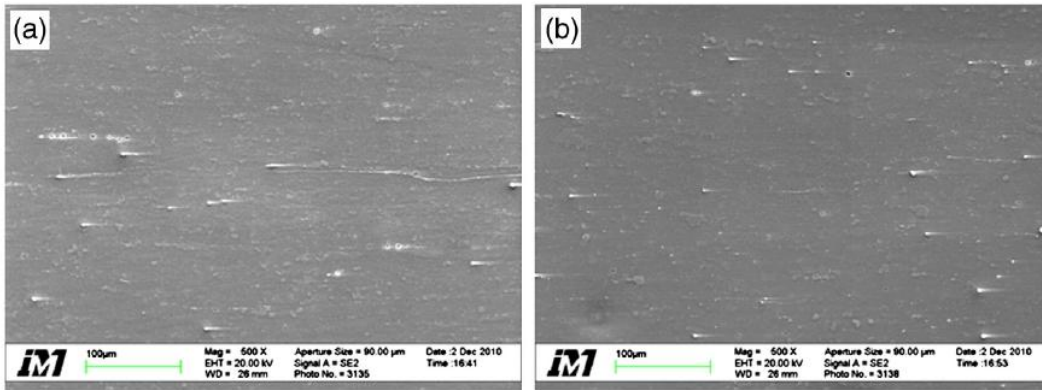
Number of cycles, n	1	2	4	6	8
Number of layers, m	2	4	16	64	256
Total reduction, r (%)	50	75	93.8	98.4	99.6
Equivalent strain, $\epsilon$	0.80	1.60	3.20	4.80	6.40

بر طبق جدول فوق کرنش معادل با افزایش سیکل های فرآیند ، افزایش می یابد.



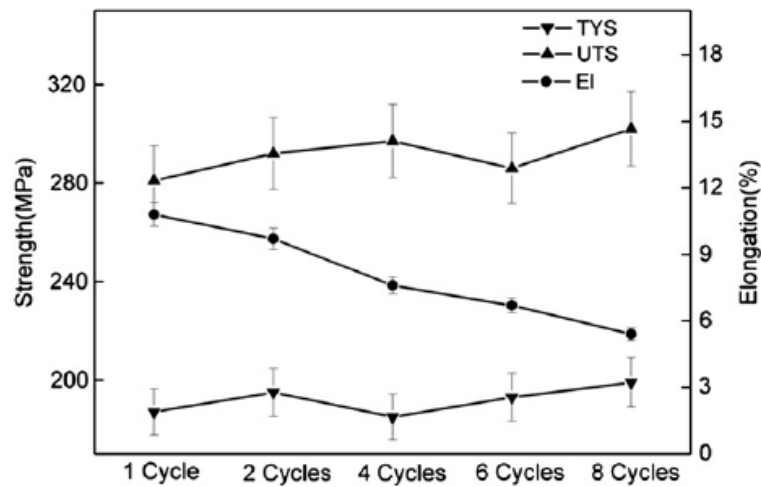
(a) حالت اولیه (b) بعد از ۱ سیکل (c) بعد از ۲ سیکل (d) بعد از ۴ سیکل (e) بعد از ۶ سیکل (f) بعد از ۸ سیکل  
 شکل فوق تصویر نوری از ریزساختار MEQ در فرایند ARB در دمای ۴۰۰ درجه سانتی گراد در جهت رولینگ را  
 نمایش می دهد.

همانطور که از شکل مشخص می باشد با افزایش تعداد سیکل ها دانه ها ریزتر شده و همچنین مرز بین لایه ها به  
 آسانی قابل تشخیص نمی باشد.



□□□□ بعد از ۱ سیکل □□□□ بعد از ۲ سیکل □□□□ بعد از ۱ سیکل □□□□ بعد از ۲ سیکل □ و d توزیع دانه بندی می باشد.

شکل فوق در دو جهت عمود به جهت رول و مماس به جهت بر روی ورق های ME20 در دمای ۴۰۰ درجه سانتی گراد بعد از عملیات ARB به وسیله دوربین SEM عکسبرداری شده است.



بر طبق شکل فوق با افزایش تعداد سیکل ها درصد تغییر طول کاهش می یابد همچنین تنش تسلیم و تنش نهایی افزایش می یابد.

## روش انجام آزمایش

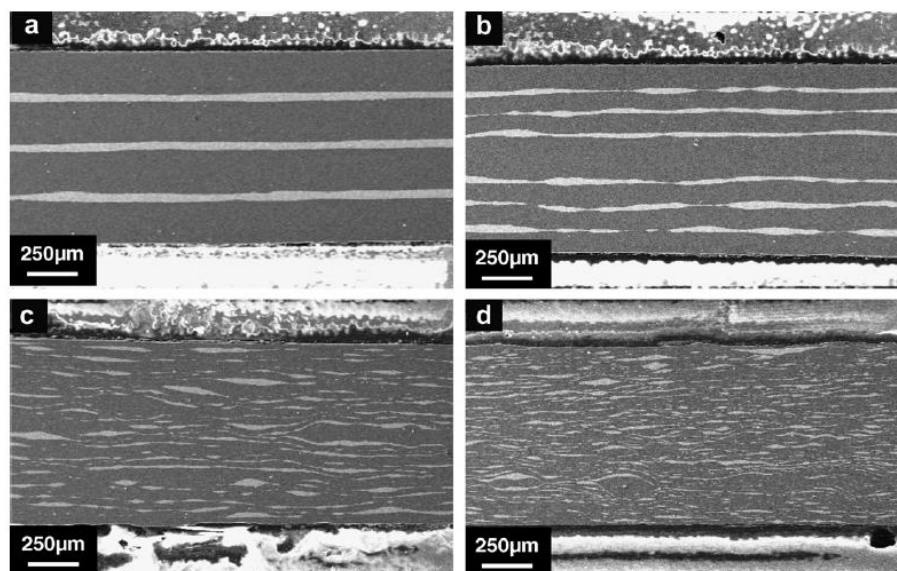
فرایند ARB کامپوزیت AL/Cu شامل دو مرحله می باشد مرحله اول : ورقهای مس و آلومینیوم را با استون تمیز کرده و سپس با اوربیتال دایره ای شکل یک لایه کوچک از آن بر می داریم ضمناً ترتیب قراگیری ورق ها باید بگونه ای باشد که ورق آلومینیوم سطح مماس به رول ها باشد. مرحله ۲: چسباندن ورق ها و رول کردن بطور همزمان انجام می پذیرد. قطر رول ۱۷ mm و با سرعت ۵rpm می باشد و این فرآیند ۵ مرتبه در دمای اتاق انجام می گیرد. نتایج بعد از رولینگ نشان می دهد که کامپوزیت دچار تغییر شکل پلاستیک شدید می باشد فرآیند نباید بیش از ۶۰ ثانیه طول بکشید زیرا ممکن است لایه ها دچار اکسید شود.

جدول زیر مشخصات دو ورق مس و آلومینیوم و خواص مکانیکی آنها را نمایش می دهد.

Materials	Chemical composition (wt.%)	Sheet dimensions (L,W,t) (mm × mm × mm)	Hardness (VHN)	Elongation (%)	Yield strength (MPa)
Commercial pure aluminum 1100	99.16 Al, 0.11 Si, 0.55 Fe, 0.11 Cu	150 × 30 × 0.5	26.3	19.6	39.5
Commercial pure copper	99.9 Cu, 0.005 Fe, 0.00 P, 0.002 Zn	150 × 30 × 0.1	54.6	13.02	137.26

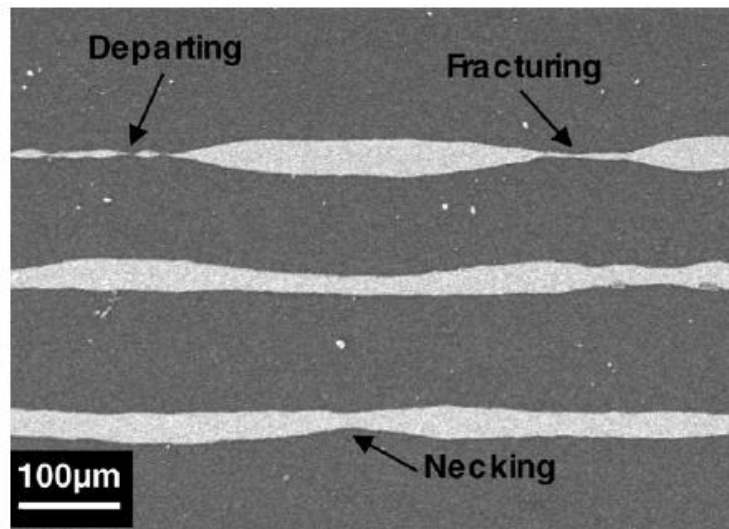
## بررسی خواص متالورژیکی و مکانیکی کامپوزیت AL/Cu

شکل زیر برش عرضی کامپوزیت می باشد که توسط دوربین SEM تصویر برداری شده است.

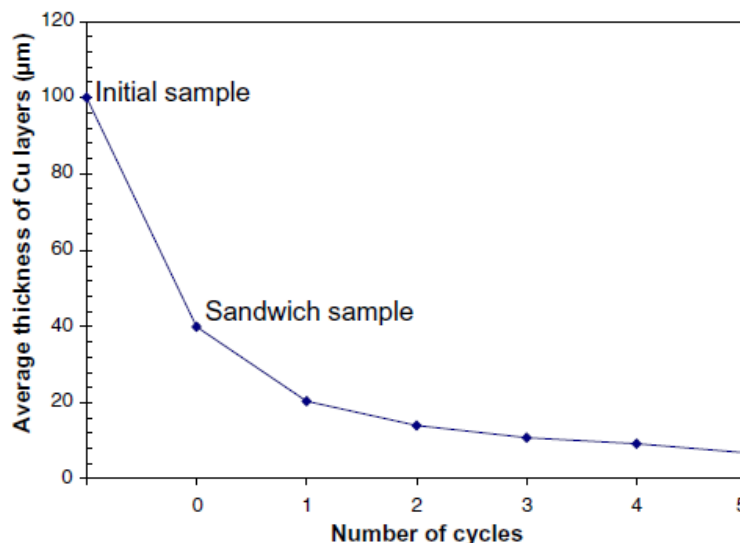


تصاویر SEM کامپوزیت آلومینیوم-مس در مراحل مختلف فرآیند ARB: (a) بعد از ۱ سیکل، (b) بعد از ۲ سیکل، (c) بعد از ۳ سیکل، (d) بعد از ۵ سیکل

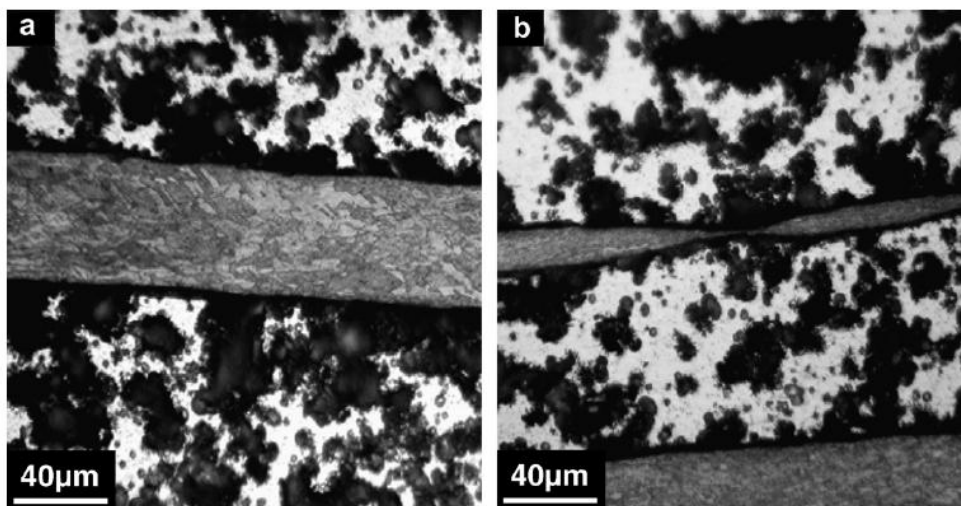
همانطور که از شکل بالا مشخص است در حالت a لایه ها به وضوح قابل مشاهده و تفکیک می باشد در حالی که با افزایش سیکل های ARB فلزات الومینیوم و مس در هم ترکیب می شود و مرزهای جدایش بین دو فلز از بین می رود.



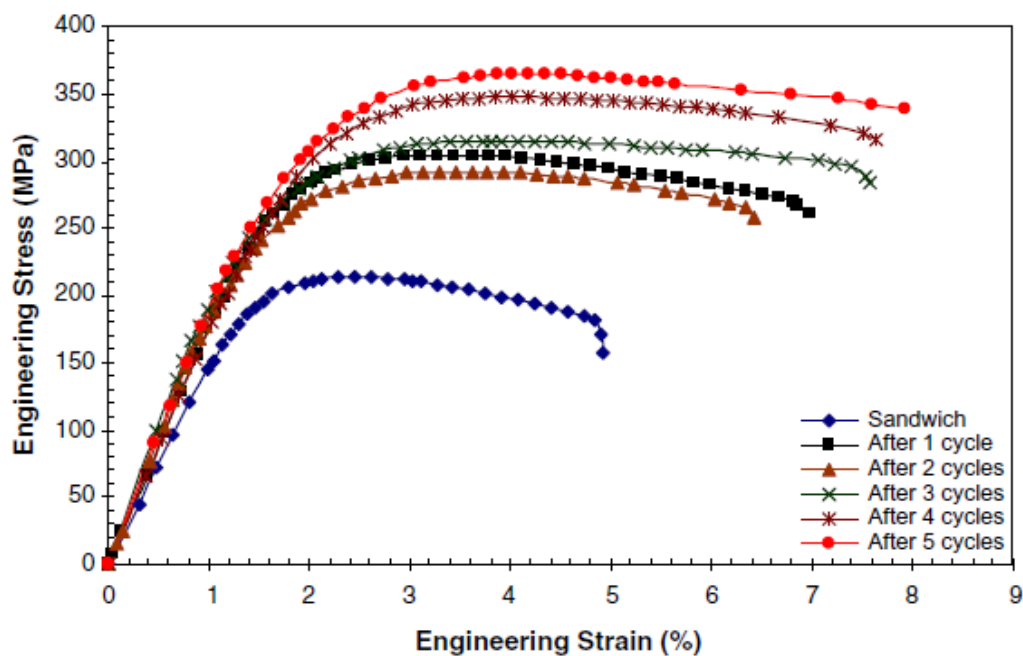
شکل فوق برش عرضی از اولین سیکل فرایند ARB می باشد که توسط دوربین SEM تصویر برداری شده است همان گونه که از شکل استنتاج می شود در بین لایه ها حالت باریک شدگی، شکست و جدایش دیده می شود.



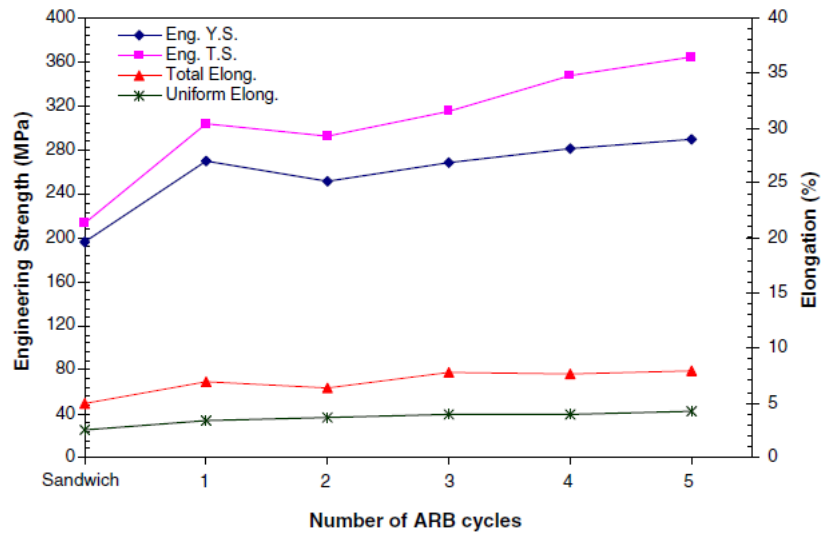
نمودار شکل فوق میانگین ضخامت ورق مس در سیکل های مختلف ARB را نشان می دهد . در ابتدا قبل از فرآیند کامپوزیت ضخامت ۱۰۰ میکرومتر بوده و پس از کامپوزیت کردن به ۴۰ میکرومتر کاهش یافته است و در انتهای سیکل ۵ به حدود ۱۰ میکرومتر تقلیل یافته است.



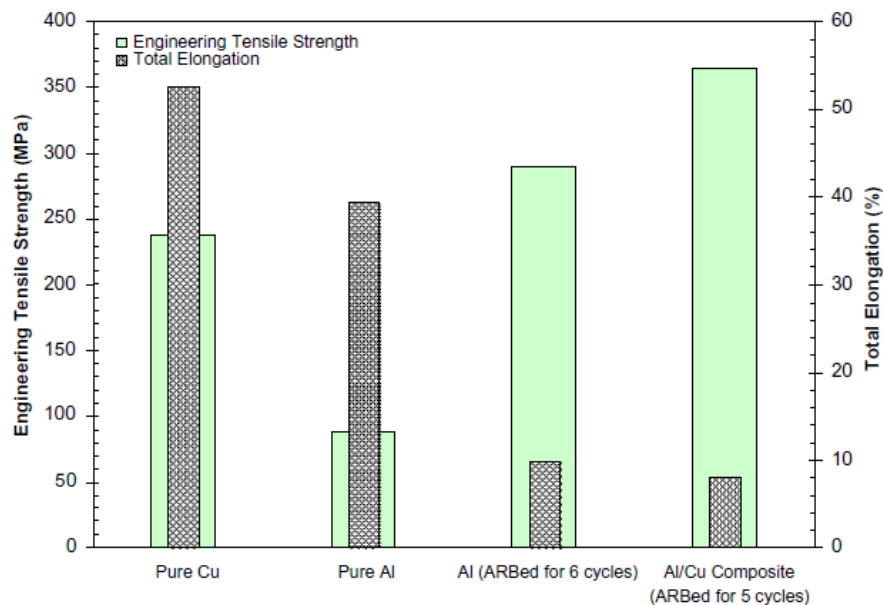
در شکل فوق ورق مس در دو مرحله (a) اولین مرحله کامپوزیت و (b) بعد از اولین سیکل ARB که توسط دوربین نوری عکسبرداری شده است را نمایش می دهد. همانگونه که از تصویر نمایان است ضخامت در هر سیکل نسبت به سیکل قبلی کاهش می یابد.



شکل فوق نمودار تنش - کرنش را برای کامپوزیت AL/Cu طی سیکل های مختلف را نشان می دهد. از شکل می توان استنتاج کرد که با افزایش سیکل ها کرنش افزایش می یابد همچنین تنش تسلیم و تنش نهایی افزایش می یابد.



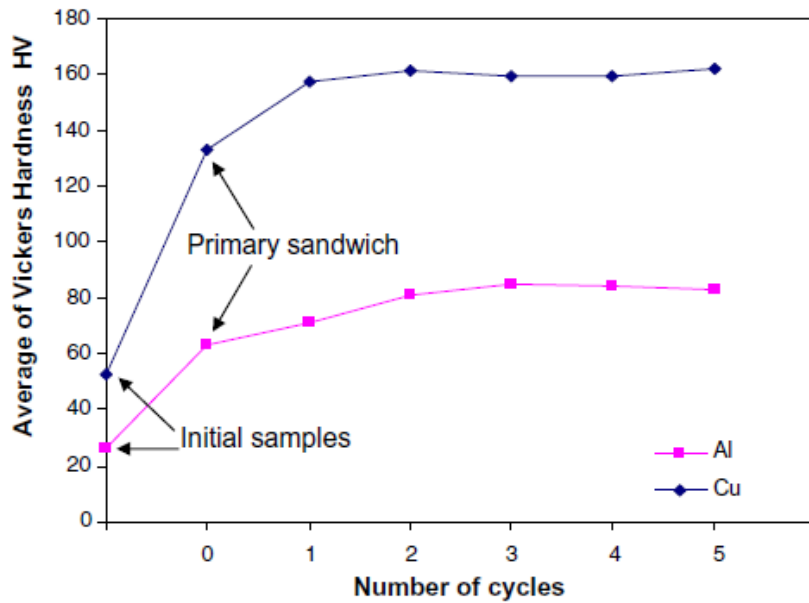
شکل فوق مقاومت ، تغییر طول و تعداد سیکل ها با یکدیگر مقایسه می شود. همانطور که از شکل مشخص است با افزایش تعداد سیکل ها تنش تسلیم مهندسی و تنش نهایی مهندسی افزایش یافته و همچنین تغییر طول یکنواخت و تغییر طول کل به مقدار جزئی افزایش می یابد.



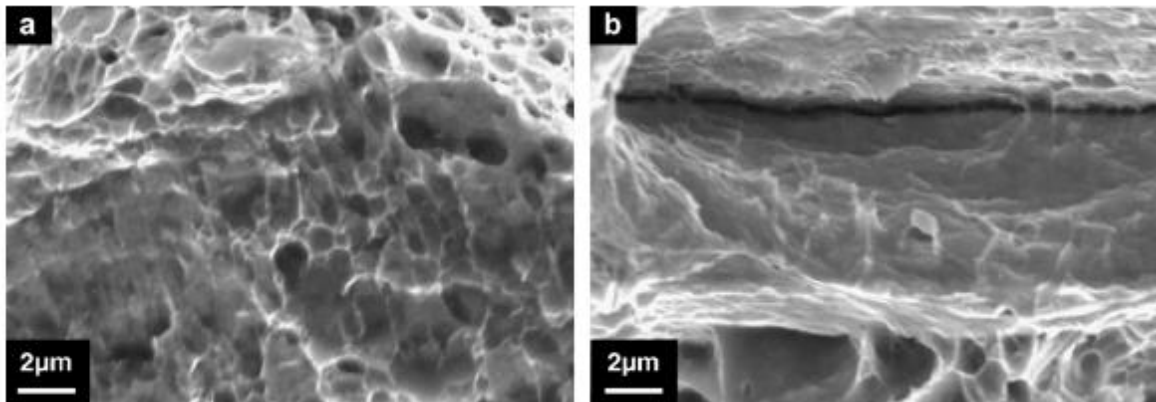
شکل فوق مقایسه ای بین تنش تسلیم و تغییر طول کلی مس خالص صنعتی ، آلومینیوم خالص ، آلومینیوم خالص ARB شده و کامپوزیت AL/Cu ، ARB شده.

با توجه به شکل می توان نتیجه گرفت که تغییر طول هر کدام از فلزات AL و Cu قبل از فرآیند ARB بیشتر از حالتی است که دو فلز تحت فرآیند ARB قرار گرفته است. همچنین تنش تسلیم در حالتی که فرآیند ARB صورت گرفته بیشتر از حالتی است که فلزات به صورت خالص می باشد.

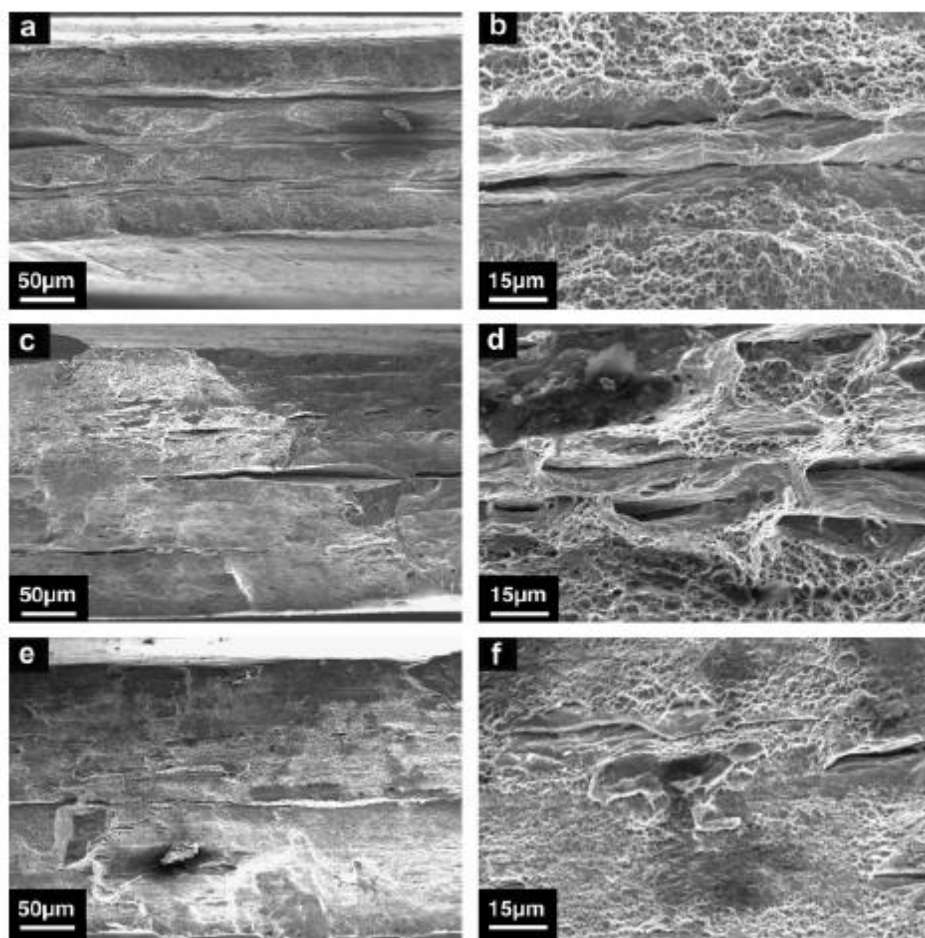




نمودار بالا سختی ویکرز فلزات مس و آلومینیوم به صورت جدا در طی سیکل های مختلف فرآیند ARB را نمایش می دهد همانطور که از شکل استنتاج می شود با افزایش سیکل ها سختی آلومینیوم و مس افزایش می یابد. همچنین طبق نمودار سختی آلومینیوم از مقدار ابتدایی ۵۰ HV به ۱۶۰ HV افزایش می یابد و سختی مس از مقدار اولیه ۲۵ HV به ۷۰ HV افزایش می یابد. در کل سختی آلومینیوم حدود ۲.۵ برابر مس می شود.



شکل فوق شکست کششی سطحی کامپوزیت AL/Cu بعد از (a) آلومینیوم بعد از ۵ سیکل (b) مس بعد از ۵ سیکل را نمایش می دهد.



شکل فوق شکست کششی سطحی کامپوزیت AL/Cu ، (a) و (b) کامپوزیت اولیه (c) و (d) بعد از ۲ سیکل  
(e) و (f) بعد از ۵ سیکل را نمایش می دهد.

## نتیجه گیری:

با توجه به بررسیهای انجام شده بر روی چند متریکال که در متن بصورت مفصل بیان شد می توان به نتایج زیر دسترسی پیدا کرد:

- ۱- با افزایش تعداد سیکل در فرآیند ARB ساختاری یکنواخت با دانه های ریز بدست می آید.
- ۲- با افزایش تعداد سیکل در فرآیند ARB تنش تسلیم ، تنش نهایی، کار سختی افزایش یافته و تغییر طول ، کاهش می یابد.
- ۳- برای هر متریکال تعداد مراحل فرایند با توجه به ساختار آن محدود می شود و فرایند ARB را می توان تا زمانی ادامه داد که سطوح شکست و باندهای برشی در آن ایجاد نگردد.

## تولید کامپوزیت های نانوساختار آلومینیوم – کاربید بور به روش اتصال تجمعی نورد

### چکیده

کامپوزیت های  $Al/B_4C$  توجه بسیاری از پژوهشگران و صنعتگران حوزه های نظامی، هسته ای، حمل و نقل و رایانه را به خود جلب کرده است. در این پژوهش، ساختار ورق های این مواد کامپوزیتی تولید شده با روشی بر پایه اتصال تجمعی نورد مورد توجه قرار گرفت. نتایج نشان دادند که با بکارگیری کاهش سطح مقطع نوردی ۶۶ درصد در مراحل افزودن لایه ی تقویت کننده و پس از آن با کاهش سطح مقطع ۵۰ درصد، جوش سردی مناسب بین ورق ها ایجاد می شود. تجزیه و تحلیل اشعه ی ایکس و میکروسکوپ الکترونی عبوری نشان داد که پس از ۷ سیکل اتصال تجمعی نورد، دانه های نانوساختار و کشیده شده در جهت نورد توسعه می یابند. افزون بر این، پس از ۷ سیکل اتصال تجمعی نورد، توزیعی مناسب از ذرات تقویت کننده ی کاربید بور در زمینه ی نانوساختار آلومینیوم بدست آمد که بیانگر کارایی مناسب این روش تولید است.

## پیشگفتار

کامپوزیت‌های زمینه فلزی با داشتن نسبت استحکام به وزن، سفتی و مقاومت به سایش بالا در صنایع گوناگون بسیار مورد توجه هستند. آلومینیوم به واسطه‌ی دانسیته‌ی کم، قابلیت تولید آسان و ویژگی‌های مهندسی مناسب، رایج‌ترین زمینه‌ی فلزی در ساخت این کامپوزیت‌ها بویژه در صنایع نظامی، حمل و نقل و هوافضا بشمار می‌رود [۱ و ۲]. تقویت‌کننده‌های رایج در ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم، سرامیک‌های  $Al_2O_3$ ،  $SiC$ ،  $TiC$  و  $B_4C$  می‌باشند. در حالی که  $Al_2O_3$  و  $SiC$  تقویت‌کننده‌های رایج در این موادند، پژوهش‌های محدودی بر  $B_4C$  انجام شده است.  $B_4C$  دارای پایداری شیمیایی و حرارتی قابل توجهی است و مهم‌تر از آن، دارای دانسیته‌ی کم‌تر و سختی بالاتر نسبت به  $Al_2O_3$  و  $SiC$  است و قابلیت زیادی در جذب نوترون دارد [۳ و ۲]. استحکام کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  مرهون ذرات  $B_4C$  و وزن سبک و تانفس آن‌ها مرهون زمینه‌ی  $Al$  می‌باشد. کاربردهای شاخص کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  در زیر بیان شده اند که البته با بهبود ویژگی‌ها از راه بهینه سازی فرآیند تولید قابل گسترش نیز می‌باشند:

الف) کاربردهای نظامی (Military): کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  در انواع زره پوش‌های نظامی بسیار مورد توجه‌اند. به گونه‌ی ویژه، در ساخت جلیغهی ضد گلوله انعطاف پذیر نرم، زره سینه صلب، کلاه خود بالیستیک و کلاه جنگی مشبک و وسایل حمل و نقل نظامی زمینی، دریایی و هوایی نظیر هواپیما و بالگرد بکار می‌روند [۴]. مزیت کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  در ساخت زره پوش‌های نظامی نسبت به فلزات و آلیاژهای سنتی وزن سبک و حد بالیستیک ۸۰ تا ۹۰ درصدی آن‌هاست. شایان ذکر است که بازدهی بالیستیک رابطه‌ی مستقیم با درصد  $B_4C$  دارد. مزیت زره پوش‌های کامپوزیتی  $Al/B_4C$  نسبت به سرامیک‌ها تانفس بالاتر است [۵].

ب) کاربردهای هسته‌ای (Nuclear): یکی از دغدغه‌های صنعت هسته‌ای کنترل و حفاظت از نشر ذرات مخرب و خطرناک نوترون می‌باشد. در این زمینه، موادی ائده‌آل هستند که ظرفیت بالایی برای جذب نوترون داشته و بر اثر برخورد نوترون با آن‌ها، ایزوتوپ‌های رادیواکتیو ساطع نکنند

[۶].  $B_4C$  با داشتن این ویژگی، یکی از کاربردهای مهم کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  را به عنوان جاذب نوترون در صنعت هسته‌ای، القا می‌کند. این کامپوزیت‌ها در حمل و نقل و انبار ذخیره‌ی سوخت‌های هسته‌ای مصرف شده (Spent) و مصرف نشده و تازه (Fresh) بکار می‌رود [۷ و ۸].

ج) صنعت حمل نقل (Transportation): کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  به واسطه‌ی نسبت استحکام به وزن بالا در صنایع حمل و نقل زمینی، دریایی و هوایی کاربرد دارند [۹ و ۱۰]. به گونه‌ی خاص، در پیستون موتور و درام/ دیسک ترمز بخاطر وزن سبک، استحکام، مدول ویژه و مقاومت به سایش بالا و ضریب انبساط حرارتی کم بکار می‌روند [۱۰].

د) صنعت کامپیوتر: کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  بخاطر وزن سبک و ضریب انبساط حرارتی کم به عنوان زیرلایه (Substrate) در ساخت دیسک‌های سخت کامپیوتر بکار می‌روند.

تاکنون پژوهش‌های قابل توجهی بر ویژگی‌های کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  تولید شده به روش‌های ریخته‌گری [۹ و ۲] و متالورژی پودر [۳] گزارش شده است. متغیر اصلی پژوهش‌های انجام شده اندازه و درصد نسبی تقویت‌کننده  $B_4C$  و اثر آن بر ساختار و ویژگی‌های مکانیکی و سایشی بوده است. در فرآیند ریخته‌گری، تمرکز بر بهبود ویژگی ترشوندگی زمینه تقویت‌کننده است، ولی در فرآیند متالورژی پودر بر بهینه سازی فرآیند جهت دستیابی به کم‌ترین تخلخل و اندازه‌ی دانه تمرکز شده است. در این رابطه، روش‌های نوینی مانند فرآیند اتصال تجمعی نورد (ARB) [۱۱] جهت تولید ورق‌های کامپوزیتی زمینه فلزی قابل اجرا می‌باشند که در آن از مذاب یا روش‌های متالورژی پودر استفاده نمی‌شود. تاکنون گزارش‌های قابل توجهی مبنی بر تولید کامپوزیت‌های  $Al/B_4C$  با فرآیند اتصال تجمعی نورد که موضوع این پژوهش می‌باشد، منتشر نشده است. روی هم رفته، مزایای روش ARB در قیاس با روش‌های رقیب عبارتند از: امکان تولید ورق‌های کامپوزیتی با طول دلخواه، امکان ایجاد ساختارهای ریز و فرا ریز، بهبود ویژگی‌های مکانیکی با دستیابی به ساختار ریز و فرا ریز،

(کرنش) ماده افزایش می‌یابد، پیک‌های XRD پهن می‌شوند. پهن شدگی ناشی از اندازه و کرنش با روش ویلیامسون- هال تفکیک می‌شود. این روش از پهنای پیک‌ها در نصف ارتفاع آن‌ها (FWHM) یا مساحت زیر پیک‌ها استفاده می‌کند و اندازه‌ی کریستال‌ها (نواحی که مرز آن‌ها اشعه‌ی X را پراکنده می‌کنند) و میانگین کرنش ماده را بر اساس رابطه‌ی زیر ارائه می‌دهد:

$$B \cos \theta = \frac{k\lambda}{D} + 2\varepsilon \sin \theta \quad (1)$$

در این رابطه، B پهنای پیک در نصف شدت یک پیک تفرق است. k ثابتی است برابر با ۰/۹، λ طول موج اشعه، θ زاویه براگ، D اندازه‌ی کریستال و ε کرنش می‌باشد. در این روش، B cos θ بر حسب sin θ رسم می‌شود و عرض از مبدأ خط عبور کرده از نقاط اندازه‌ی کریستال را می‌دهد. از سوی دیگر، صفحه‌ی حاوی جهات نورد و عرضی کامپوزیت برای تعیین شکل و اندازه‌ی دانه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) (Philips-FEG, 200 kV) ارزیابی شد. جهت نمونه سازی ورق‌های نازک برای مطالعات TEM از روش بمباران یونی استفاده شد.

## نتایج و بحث

شکل ۲ تصویر ماکروسکوپی کامپوزیت تهیه شده تا سیکل ۸ را نشان می‌دهد که دچار پارگی و عیب شده است. ورق‌ها تا سیکل ۷ بدون عیب و پارگی، فرآیند ARB را پشت سر گذاشتند، ولی نمونه‌ها در سیکل ۸ معیوب می‌شدند، به همین دلیل نمونه‌های تولید شده تا سیکل ۷ مورد توجه قرار گرفتند. با افزایش تعداد سیکل ARB، از آنجایی که اندازه‌ی تغییر شکل اعمالی به ماده افزایش می‌یابد، به گونه‌ی مداوم چگالی نابه جایی‌ها افزایش می‌یابد. در نتیجه، جهت کاهش انرژی سیستم، مرزهای کم زاویه و سپس با زاویه بزرگ در ساختار حاصل و ماده ریز دانه‌تر می‌شود. حضور ذرات تقویت کننده نیز سبب تشدید ساز و کار ریز شدن دانه می‌شود [۱۲]. افزایش چگالی نابه‌جایی و کاهش اندازه‌ی دانه سبب افزایش کرنش ماده و در نتیجه تردی می‌شود. این امر سبب پارگی ورق‌ها پس از سیکل هشتم ARB شد. پس

ارزانی نسبی فرآیند و عدم وجود مشکل تخلخل (که در متالورژی پودر رایج است) و تر شوندگی ذره- زمینه (که در ریخته‌گری مطرح است). در این مقاله، ساختار و ویژگی‌های مکانیکی کامپوزیت‌های Al/B<sub>4</sub>C تهیه شده با فرآیند اتصال تجمعی نورد ارزیابی می‌شوند.

## مواد و روش‌ها

مواد اولیه‌ی این پژوهش، ورق آلومینیوم ۱۰۵۰ با ضخامت ۰/۴ میلی‌متر و با ترکیب آرایه شده در جدول ۱ و پودر B<sub>4</sub>C با اندازه‌ی ذرات ۳ میکرون بود. ورق‌هایی با طول ۲۰ و عرض ۳ سانتی متر بریده و در دمای ۳۵۰ درجه‌ی سانتیگراد در اتمسفر هوا به مدت نیم ساعت، جهت تنش‌گیری آنیل شدند. جهت ساخت کامپوزیت، ابتدا ورق‌ها با استون شسته و با برس فولادی آماده سازی سطحی گردیدند. بین ۸ ورق ذکر شده ۷ لایه پودر B<sub>4</sub>C (هر لایه ۱/۱ درصد حجمی) با الک به گونه‌ی یکنواخت پراکنده شد. سپس دو انتهای مجموعه‌ی ورق‌ها با سیم مسی به هم بسته شدند تا حین نورد روی هم نلغزند. سپس ورق‌ها با یک کاهش سطح ۶۶ درصد نورد (جوش سرد) و ورق حاصل از طول به ۳ بخش مساوی بریده شد. ۳ ورق‌های بدست آمده دوباره آماده سازی سطحی شدند و ۲ لایه‌ی دیگر پودر B<sub>4</sub>C (هر لایه ۱/۱ درصد حجمی) با الک به گونه‌ی یکنواخت بین آن‌ها پراکنده و فرآورده پس از مهار شدن با سیم مسی در دو انتها و کاهش سطح ۶۶ درصد نورد شدند. در نهایت، ورق ایجاد شده به دو نیم بریده و با کاهش سطح مقطع ۵۰ درصد نورد و این کار تا ۸ مرحله (سیکل ARB) تکرار شد (شکل ۱). تمام فرآیندهای نورد بدون استفاده از روانکار با سرعت ۱۵ دور در دقیقه و قطر غلتک ۱۷ سانتی متری انجام شد.

سطح مقطع کناری ورق‌های جوش خورده (صفحه‌ی حاوی جهات نورد و عمومی ورق‌ها) پس از سنباده زنی و پولیش با پارچه و خمیر الماسه با میکروسکوپ نوری مشاهده شد تا نحوه‌ی جوش خوردن ورق‌ها و توزیع تقویت کننده مشاهده شود. افزون بر این، اندازه‌ی بلورهای زمینه با روش تفرق اشعه‌ی ایکس (XRD, Philips Analytical PC-APD) و تابش Cuka تعیین شد. در واقع وقتی کریستال‌ها کوچک و عیوب کریستال

مرزهای تصادفی با زاویه‌ی بالا نسبت داده می‌شود [۱۸-۲۲]. شایان ذکر است که بویژه در مواردی که دچار تغییر شکل پلاستیک شده‌اند، اندازه‌ی کریستال‌هایی که با XRD تعیین می‌شوند، معادل اندازه‌ی سلول‌های ناهنجاری یا دانه‌های فرعی است که اختلاف جهت گیری کریستال‌ها در مرز آن‌ها کم‌تر از چند درجه (۱۰ درجه) است. علت این پدیده در آن است که دیواره‌ی سلول‌های ناهنجاری باعث پراکندگی اشعه‌ی ایکس می‌شوند [۲۳]. بنابراین، اندازه‌ی کریستال‌های اندازه‌گیری شده با روش XRD کوچک‌تر از اندازه‌ی دانه‌های مشاهده شده در تصاویر میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) می‌باشد زیرا هر دانه شامل چندین دانه‌ی فرعی یا کریستال است.

شکل ۶ تصویر میکروسکوپ نوری کامپوزیت تهیه شده تا ۷ سیکل ARB را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که ذرات تقویت کننده به گونه‌ی یکنواخت در ساختار منتشر شده است و خوشه و آگلومره‌های ذرات در ساختار دیده نمی‌شوند. دلیل توسعه‌ی چنین ساختار یکنواختی پس از ۷ سیکل ARB را می‌توان از ۳ دیدگاه توضیح داد:

الف) واضح است که با پیشرفت فرایند ARB تعداد لایه‌ها به گونه‌ی مداوم افزایش می‌یابد. تعداد لایه‌ها پس از ۷ سیکل ۲۹۴۴ لایه‌ی B<sub>4</sub>C و ۳۰۷۲ لایه‌ی Al می‌باشد. بی‌گمان افزایش تعداد لایه‌ها باعث افزایش همگنی توزیع در جهت عمودی ورق می‌شود.

ب) بر اساس تئوری فیلم، حین نورد دو لایه‌ی اکسیدی سطوح ورق دچار ترک شده و با اعمال نیروی عمودی نورد، مواد زمینه‌ی تازه از میان ترک‌ها اکستروود می‌شوند. به روش مشابه در حضور ذرات B<sub>4</sub>C بین ورق‌های Al، ماده‌ی زمینه از بین ذرات خوشه‌ها اکستروود می‌شود [۲۴ و ۲۵]. این باعث می‌شود که خوشه‌های فشرده به نفوذی تبدیل شوند و فاصله‌ی بین ذرات خوشه‌ها افزایش یابد. این امر سبب تجزیه‌ی خوشه‌ها و بهبود توزیع ذرات می‌شود.

ج) در حین فرایند نورد مقداری ازدیاد طول در جهت نورد ایجاد می‌شود که مقدار آن تابع مقدار کاهش سطح مقطع می‌باشد. این پدیده سبب می‌شود که خوشه‌ها در جهت نورد کشیده شده و انبساط ایجاد شده به تجزیه‌ی

خوشه‌ها کمک می‌کند. بدین ترتیب خوشه‌ها و نواحی زمینه بدون ذره حذف و ساختار همگن می‌شود.

شایان ذکر است که بمنظور دستیابی به ویژگی‌های بهینه‌ی یک کامپوزیت، بویژه بهترین ترکیب استحکام بالا و شکل پذیری مناسب، تقویت کننده‌ی ریز و کسر حجمی نسبتاً بالایی از ذرات لازم است، اما بکارگیری این دو مورد با هم، با مشکلاتی همراه است زیرا در کامپوزیت‌های با ذرات ریز، تمایل به توزیع نایکنواخت ذرات و ایجاد خوشه‌ها و آگلومره‌های ذرات پودر زیاد است که این باعث افت شدید شکل پذیری و داکتیلیتی ماده می‌شود. یک رابطه‌ی مستقیم قوی بین کسر حجمی موضعی ذرات و تشکیل عیوبی که منجر به آسیب می‌شود، وجود دارد. به گونه‌ای که شروع آسیب در خوشه‌های ذرات متمرکز می‌شود. توزیع تنش در یک کامپوزیت در معرض بار خارجی نایکنواخت است [۲۶]. در حوالی یک خوشه، تنش‌های سه بعدی قابل توجهی که بسیار بزرگ‌تر از تنش اعمالی است ایجاد می‌شود که منجر به شتاب گیری شروع شکست در خوشه می‌شود [۲۸ و ۲۷]. افزون بر این، سیلان پلاستیک ماده بیش‌تر در مرکز خوشه‌ی ذرات، به دلیل تنش‌های هیدرواستاتیک بالا متوقف می‌شود که این باعث می‌شود خوشه‌ها به مکان‌های ترجیحی برای جوانه ریزی ترک تبدیل شوند [۲۹]. از سوی دیگر، نایکنواختی توزیع تنش در کامپوزیت‌های با خوشه‌ی ذرات بر خواص مکانیکی عمومی قطعه نیز تأثیر دارد. نشان داده شده است که خوشه‌های شدن ذرات، تنش سیلان کامپوزیت را نسبت به یک کامپوزیت با توزیع ذرات یکنواخت کاهش می‌دهد [۳۰]. افزون بر این، با افزایش میزان خوشه‌ای شدن، در تافنس شکست کامپوزیت‌ها کاهش شدیدی مشاهده شده است [۳۱]. بنابراین، توزیع یکنواخت و فضایی تقویت کننده‌های ذره‌ای در کامپوزیت‌ها یکی از ملزومات ساختاری مهم آن‌هاست.

فرایندهایی چون آلیاژسازی مکانیکی و انجماد سریع جهت چیره شدن بر آگلومره شدن ذرات در کامپوزیت‌ها آزمایش شده است، اما این روش‌ها با معایبی چون آلودگی، تخلخل و بازدهی اقتصادی ضعیف همراه هستند. افزون بر این، روش‌های شکل دهی ثانویه سنتی همچون نورد و اکستروژن نیز بدین منظور بکار گرفته شده‌اند [۳۲ و ۳۳].

اما این روش‌ها برای ذرات تقویت کننده ریز قابل کاربرد نیستند زیرا کرنش‌ها و تنش‌های بسیار بالایی مورد نیاز است [۳۳]. نشان داده شده است که فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید برای بهبود توزیع تقویت کننده در کامپوزیت‌ها به گونه‌ای موفقیت آمیز قابل کاربرد هستند. برای مثال، پیچش با فشار بالا [۳۴] و فشردن زاویه‌ای با کانال مساوی (ECAP) [۳۵] برای کامپوزیت‌های زمینه فلزی تهیه شده با متالوژی پودر بازده‌ای مناسب نشان داده شده است، اما فرایند ARB که در این پژوهش بکار گرفته شده نسبت به سایر روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید دارای مزایای زیر است:

الف) عدم نیاز به تجهیزات با توان بارگذاری بالا و قالب‌های گران قیمت.

ب) سرعت تولید بالا.

ج) نامحدود بودن مقدار ماده‌ی تولیدی.

### نتیجه گیری

در این پژوهش، ساخت ورق‌های کامپوزیتی  $Al-B_4C$  با روشی بر پایه‌ی اتصال تجمعی نورد مورد توجه قرار

گرفت. نتایج نشان داد که با بکارگیری کاهش سطح مقطع نوردی ۶۶ درصد در مراحل افزودن لایه‌ی تقویت کننده، جوش سردی مناسب بین ورق‌ها ایجاد می‌شود. افزون بر این، تا سیکل ۷ اتصال تجمعی نورد نمونه‌ها دارای شکل پذیری مناسب بوده و قطعاتی بدون عیب ماکروسکوپی بدست آمد. نمونه‌ی تولید شده با ۷ سیکل اتصال تجمعی نورد توزیعی مناسب از ذرات تقویت کننده کاربید بور در زمینه‌ی نانوساختار آلومینیوم را نشان داد. چنین ساختار مناسبی پیشنهاد می‌دهد که اتصال تجمعی نورد با داشتن مزایایی نظیر تجهیزات نسبتاً ارزان، سرعت تولید بالا و عدم محدودیت ماده تولیدی روشی مناسب و مستعد برای تولید کامپوزیت‌های زمینه فلزی است.

### سپاسگزاری

بدین وسیله از تکنسین‌های آزمایشگاه‌های مهندسی مواد دانشگاه شیراز جهت کمک‌های فنی سپاسگزاری می‌شود.



## بررسی ساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت لایه‌ای آلومینیم-تیتانیم تولید شده توسط

### فرایند نورد تجمعی

#### چکیده

فرایند نورد تجمعی که از روش‌های تغییر شکل پلاستیکی شدید است، اخیراً برای تولید کامپوزیت‌های لایه‌ای در حالت جامد گسترش زیادی داشته است. در این تحقیق فرایند نورد تجمعی روی ورق‌های آلومینیم و تیتانیوم تا ۸ سیکل انجام گرفت و کامپوزیت لایه‌ای آلومینیم-تیتانیم تولید شد. برای این منظور از آلومینیم ۱۱۰۰ و تیتانیوم خالص تجاری استفاده شد. بررسی خواص مکانیکی شامل ریزسختی سنجی و تست کشش انجام شد. چسبندگی لایه‌ها به وسیله میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی در پاس‌های مختلف نورد مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌ها نشان داد که با افزایش تعداد پاس‌ها سختی و استحکام کامپوزیت تولیدی افزایش یافت.

تغییر شکل پلاستیکی شدید فرایندی است که با اعمال کرنش پلاستیک شدید به ماده، منجر به تولید مواد حجیم با دانه‌های فوق ریز می‌گردد. ویژگی منحصر به فرد تغییر شکل پلاستیکی شدید ثابت ماندن ابعاد نمونه حین فرایند می‌باشد که در نتیجه آن، اعمال کرنش‌های بسیار بالا بر ماده امکان‌پذیر می‌شود. در سال‌های اخیر تلاش‌های بسیاری برای توسعه‌ی روش‌های جدید تغییر شکل به منظور دستیابی به تغییر شکل پلاستیکی شدید انجام گرفته است. روش نورد تجمعی  $\square$ ARB به عنوان یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید  $\square$ PP برای تولید مواد بسیار ریزدانه مورد استفاده قرار گرفته است [۱-۴]. در اکثر تحقیقات صورت گرفته از یک فلز یا آلیاژ برای فرایند ARB استفاده شده است و استفاده از دو یا چند فلز یا آلیاژ غیرهمجنس یا اصطلاحاً تولید کامپوزیت‌های لایه‌ای کمتر مورد توجه قرار گرفته است. هنگامی که فرایند ARB روی یک فلز یا آلیاژ انجام می‌شود، تغییر شکل پلاستیکی شدید موجب شکسته شدن دانه‌ها شده و مرزهای اصلی جای خود را به مرزهای فرعی می‌دهند و در نهایت قطعه بسیار ریز دانه با مرزهای تعادلی بیشتری به وجود می‌آید [۵]. در فرایند ARB فلزات غیرهمجنس، جوش سرد بین فلزات غیرمشابه به وسیله نورد تجمعی به

وجود می‌آید و در هر دو فلز زمینه و تقویت کننده دانه‌های ریز ایجاد می‌کند. هنگامی که از فلزات غیرمشابه در فرایند ARB استفاده می‌شود، ساختار میکروسکوپی و ماکروسکوپی ایجاد شده به دلیل تفاوت در سختی فلز زمینه و تقویت کننده کمی پیچیده‌تر از حالتی است که از یک فلز استفاده می‌شود. در حالت کلی، هنگامی که روی یک کامپوزیت چند لایه از فلزات غیرمشابه کرنش اعمال می‌شود، به دلیل تفاوت در خواص سیلان فلزات مورد استفاده، ناپایداری پلاستیک در ساختار به وجود می‌آید و با افزایش میزان کرنش، فاز سخت‌تر در زمینه فاز نرم‌تر شده شکسته و گسسته خواهد شد [۶ و ۷]. در این پژوهش فرایند نورد تجمعی روی نوارهای آلومینیم و تیتانیم برای تولید کامپوزیت لایه‌ای آلومینیم-تیتانیم به کار گرفته شد و ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت تولید شده مورد بررسی قرار گرفت.

## ۲- مواد و روش تحقیق

به منظور ساخت کامپوزیت آلومینیم-تیتانیم لایه‌ای، از ورق آلومینیم  $\square$ AA و تیتانیم خالص تجارتي استفاده شد. برای بررسی ترکیب شیمیایی آلومینیم و تیتانیم مورد استفاده، از کوانتومتری استفاده شد که نتایج آن در جداول ۱ و ۲ آمده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی نوار آلومینیم مورد استفاده در این تحقیق.

Table 1.  $\square$   $\square$

$\square$ $\square$ $\square$ $\square$	M $\square$	$\square$ $\square$	$\square$ $\square$	C $\square$	Al	EI $\square$ $\square$ $\square$ $\square$ $\square$ $\square$
$\square$ $\square$ $\square$	$\square$ $\square$ $\square$	$\square$ $\square$ $\square$	$\square$ $\square$ $\square$	$\square$ $\square$ $\square$	$\square$ $\square$ $\square$ $\square$	P $\square$ $\square$ $\square$ $\square$ $\square$

## جدول ۲- ترکیب شیمیایی نوار تیتانیوم مورد استفاده در این تحقیق

Table 2. Chemical composition of titanium bar used in this study

C	H	N	O	Fe	Ti	Element (%)
0.08	0.15	0.03	0.2	0.25	99.3	Percent

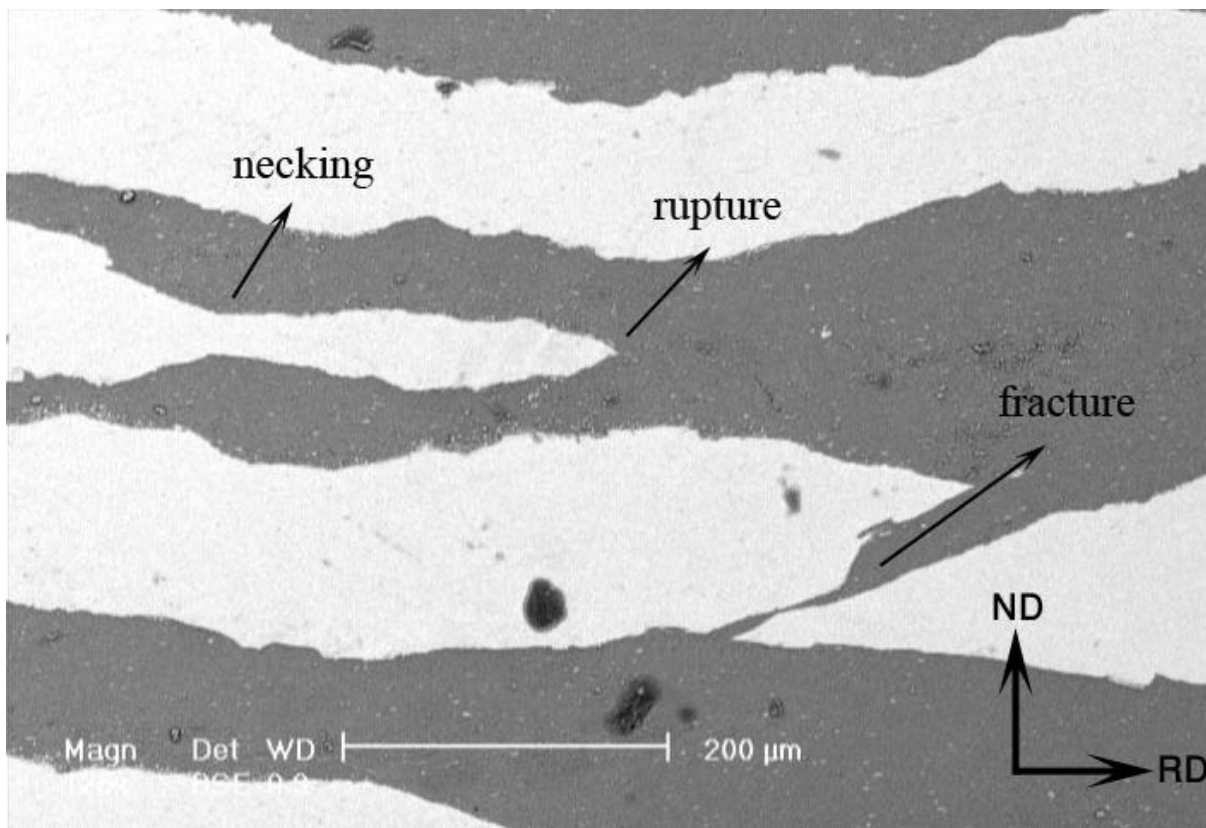
آلومینیمی آماده شده و روی هم قرار گرفتند. مجدداً دو نوار بریده شده روی هم قرار گرفته و ۴ گوشه آن توسط مفتول فولادی محکم شد. نمونه حاصل مجدداً تحت نورد با ۵۰٪ کاهش در ضخامت قرار گرفت. این فرایند تا ۸ سیکل در دمای اتاق، بدون روانکار و بدون آنیل میانی بین سیکل‌ها بر روی نمونه‌ها انجام گرفت.

### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- بررسی تحولات ریزساختاری

تحولات ریز ساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. از آنجایی که استحکام تیتانیوم زیاد است، در پاس دوم فرایند دچار گسیختگی می‌شود. با افزایش تعداد پاس‌های فرایند فلز تیتانیوم در زمینه آلومینیم توزیع می‌شود. همان‌طور که در شکل ۱ مشاهده می‌شود تیتانیوم در زمینه آلومینیم دچار شکست و گسیختگی می‌شود. شکل ۲ تصویر میکروسکوپ نوری از پاس‌های فرایند را نشان می‌دهد. همان‌طور که از شکل مشخص است لایه تیتانیوم فقط در پاس اول پیوستگی خود را حفظ کرده است و در پاس دوم دچار شکست و جدایش شده است.

برای ساخت کامپوزیت ابتدا ورق‌های آلومینیم و تیتانیوم در ابعاد مشخص برشکاری شدند. از دو نوار آلومینیمی با ضخامت ۵۰۰  $\mu\text{m}$  و یک نوار تیتانیومی با ضخامت ۳۰۰  $\mu\text{m}$  با ابعاد یکسان ۱۰×۵ سانتی‌متر برای شروع فرایند استفاده شد. ساندویچ اولیه شامل دو نوار آلومینیم و یک نوار تیتانیوم در بین آن‌ها بود. در ابتدا برای از بین بردن چربی‌ها و دیگر آلودگی‌های سطحی نوارها به مدت ۱۰ دقیقه در استون غوطه‌ور شدند. سپس برای ایجاد یک پیوند مناسب توسط برس خورشیدی و دریل به صورت افقی برشکاری انجام شد به این ترتیب که دو سطح نوار تیتانیوم و یک سطح از نوارهای آلومینیمی مورد برشکاری قرار گرفتند. قطر سیم‌های برس انتخاب شده ۰/۳ mm و طول سیم‌ها ۲۵ mm از جنس آهن بود. به علت سختی بالاتر تیتانیوم نسبت به آلومینیم برای برشکاری به نیروی بیشتری نیاز بود. نوارهای برشکاری شده روی هم قرار گرفته و ۴ گوشه آن‌ها توسط مفتول فولادی محکم شد. ضخامت ساندویچ اولیه ۱/۳ mm بود که پس از پاس اول ۰/۶۵ mm شد (۵۰ درصد کاهش ضخامت). دستگاه نورد مورد استفاده دارای غلتک‌هایی به قطر ۱۲۵ mm بوده و سرعت نورد ۲ m/min تنظیم شد. نمونه ۳ لایه حاصل از وسط در راستای طولی نصف شده و دو سطح

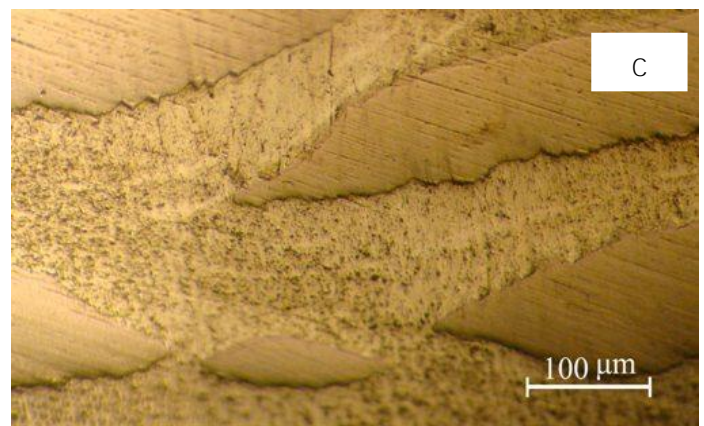
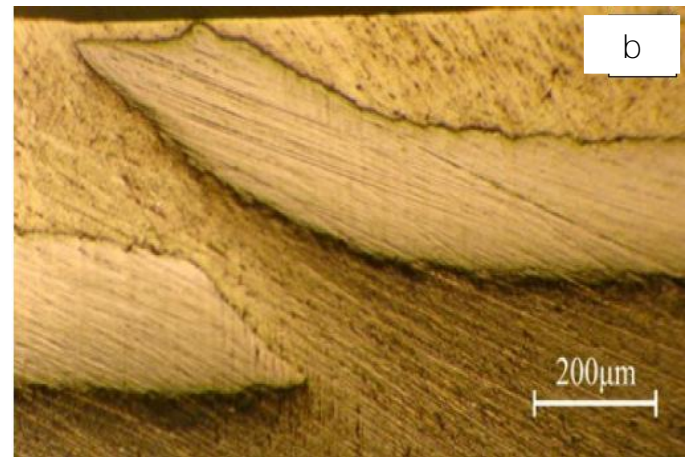
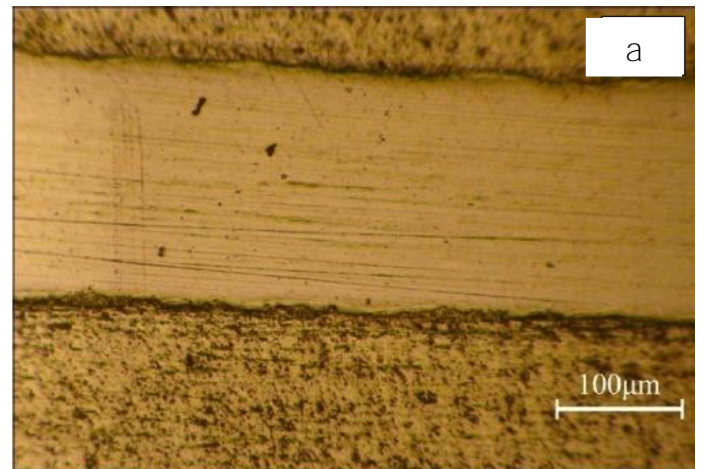
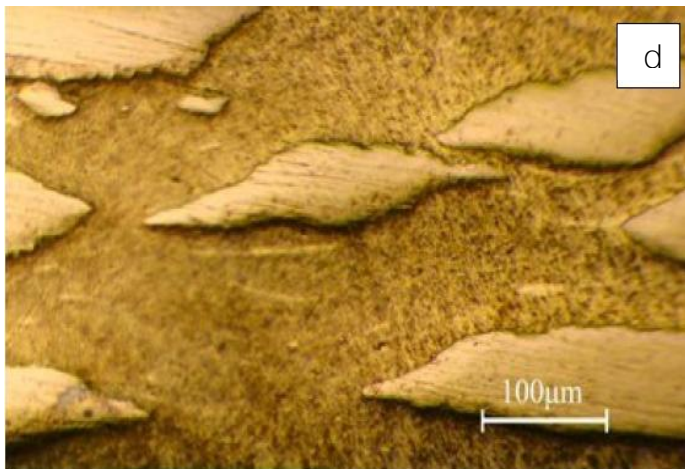


شکل ۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM از سطح مقطع عرضی کامپوزیت ۶ سیکل ARB شده که نحوه ریز شدن و توزیع تیتانیم را در زمینه آلومینیم نشان می‌دهد.

Fig. 1. SEM micrograph of the cross-section of 6-cycle ARB composite showing the distribution of titanium in the aluminum matrix. The image includes a scale bar of 200 μm and orientation markers for ND (Normal Direction) and RD (Rolling Direction).

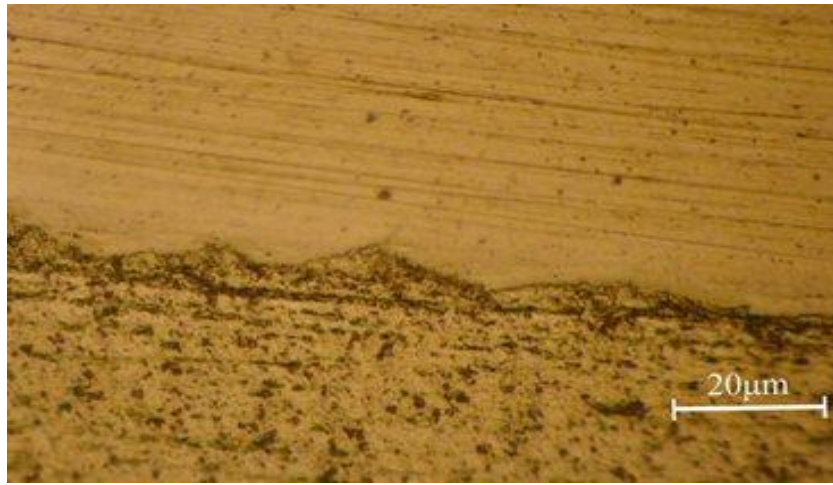
می‌دهد. در سیکل اول از فرایند، اکستروژن فلز بکر از میان ترک‌ها باعث می‌شود فصل مشترک حالت دندان‌دار به خود بگیرد. اما با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند ARB سختی افزایش یافته و قابلیت اکستروژن شدن کاهش می‌یابد. لذا با توجه به تئوری فیلم در نمونه‌های با سختی بالاتر به دلیل دشوار بودن اکستروژن ماده زیرلایه از میان ترک‌های تشکیل شده در فصل مشترک، پیوند ضعیف‌تری تشکیل می‌شود.


مکانیزم اصلی تشکیل پیوند بین لایه‌های فلزی در دمای کم، مکانیزم فیلم می‌باشد. بر این اساس با شکسته شدن لایه اکسیدی، ماده زیر لایه از میان ترک‌ها اکستروژن شده و پیوند تشکیل می‌گردد [۹]. شکل ۳ و شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی را برای نمونه یک سیکل ARB شده را نشان می‌دهد. بررسی تصویر میکروسکوپی از سطح مقطع عرضی نمونه کامپوزیتی آلومینیم-تیتانیم پس از یک سیکل از فرایند مورد تجمعی هم‌خوانی مناسبی را با تئوری فیلم نشان

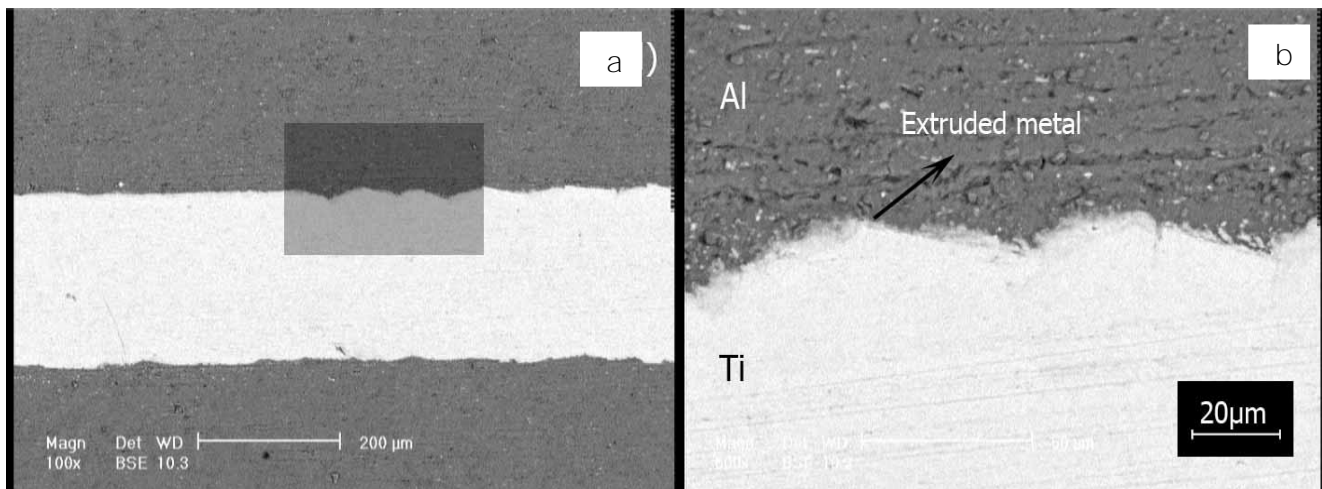


شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع عرضی نمونه‌های کامپوزیتی آلومینیم- تیتانیوم تولید شده پس از (a) ۱، (b) ۲، (c) ۴، (d) ۶، (e) ۸ سیکل از فرایند ARB


Fig. 2. (a) 1, (b) 2, (c) 4, (d) 6, (e) 8 cycles of ARB process



شکل ۳- تصویر میکروسکوپ نوری از نمونه یک سیکل ARB شده: حالت دنداندار شدن فصل مشترک لایه‌های آلومینیم و تیتانیم  
 Fig. 3. 



شکل ۴- (a) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع عرضی نمونه کامپوزیتی یک سیکل ARB شده و منطقه‌ای در فصل مشترک آلومینیم-تیتانیم، (b): بزرگ‌نمایی منطقه انتخاب شده در (a)

Fig. 4. 

پژوهش شکست و جدایش لایه‌های سخت تیتانیم در سیکل دوم رخ داد یعنی پس از اعمال کرنش ۱/۶.

معیار تعیین میزان کرنش مورد نیاز برای وقوع پدیده شکست و جدایش لایه‌های سخت در نورد کامپوزیت‌های لایه‌ای از فلزات غیر مشابه، میزان اختلاف در خواص مکانیکی فلزات موجود در کامپوزیت است. در این

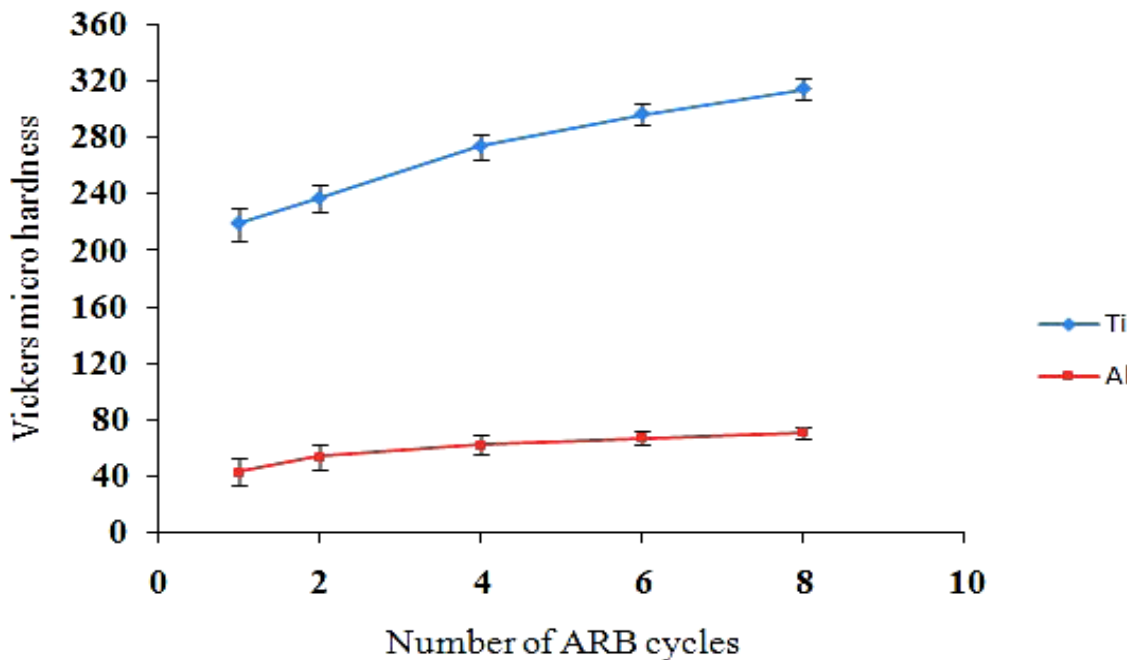
### ۲-۳- بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت‌های

#### آلومینیم- تیتانیوم تولید شده با روش ARB

بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت‌های لایه‌ای با توجه به تفاوت رفتار مکانیکی فلزات موجود در کامپوزیت، همواره مورد توجه محققین قرار گرفته است. جهت بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت آلومینیم و تیتانیوم طی فرایند ARB، همان‌طور که پیشتر اشاره شد آزمون‌های میکروسختی و کشش تک‌محوری روی نمونه‌ها صورت گرفت.

### ۳-۲-۱- تغییرات سختی

سختی لایه‌های آلومینیمی و تیتانیومی روی نمونه‌ها در سیکل‌های مختلف فرایند به وسیله دستگاه ریزسختی سنج و با انتخاب ۵ نقطه در سطح نمونه اندازه‌گیری شد. همان‌طور که انتظار می‌رود با افزایش پاس‌های فرایند سختی نمونه‌ها افزایش می‌یابد و نرخ افزایش سختی در پاس‌های اولیه بیشتر از پاس‌های بعدی است زیرا عمده تجمع نابجایی‌ها و کارسختی در پاس‌های اولیه رخ می‌دهد. شکل ۵ افزایش میکروسختی با افزایش تعداد پاس‌های فرایند را نشان می‌دهد.



شکل ۵- میکروسختی لایه‌های آلومینیم و تیتانیوم بر حسب تعداد پاس‌های فرایند ARB

Fig. 5. ARB

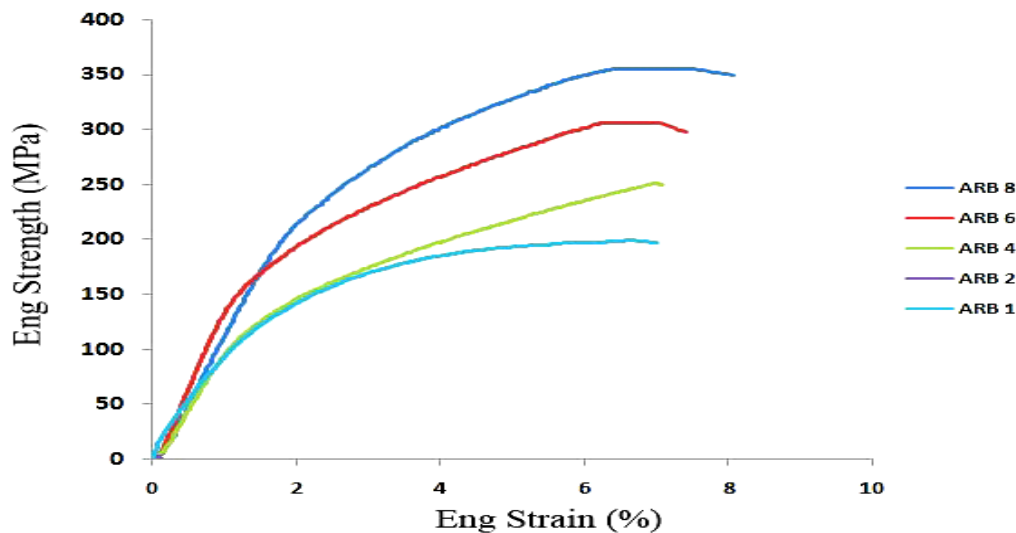
کریستالی آلومینیم  $\alpha$  است و روش اصلی تغییر شکل در آن به دلیل انرژی نقص چیدن بالا (۱۶۶  $\text{MJ m}^{-3}$ ) لغزش می‌باشد. شبکه کریستالی تیتانیوم HCP است و روش تغییر شکل در آن دوقلویی است، به همین دلیل میزان کارسختی در تیتانیوم بیشتر از آلومینیم است و

مشاهده می‌شود که پس از نورد اتصال اولیه آلومینیم-تیتانیوم، افزایش قابل ملاحظه‌ای در سختی آلومینیم و تیتانیوم رخ می‌دهد که این افزایش سختی در تیتانیوم بیشتر از آلومینیم است و سپس با پیشرفت فرایند ARB، نرخ افزایش سختی در هر دو فلز کاهش یافته است. شبکه

افزایش سختی تیتانیم بیشتر از آلومینیم می باشد [۱۸]. نکته قابل توجه افزایش قابل ملاحظه سختی در پاس های ابتدایی و کاهش نرخ افزایش سختی در ادامه فرایند می باشد. در پاس های ابتدایی اثر عمده ایجاد شده کارسختی می باشد، اما با پیشرفت فرایند و ریز شدن دانه ها و تحولات ریزساختاری ایجاد شده عامل اصلی و کنترل کننده ریز شدن دانه ها می باشد که پدیده اثر کمتری بر افزایش سختی داشته لذا افزایش سختی در این پاس ها کاهش می یابد [۱۹].

### ۳-۲-۲- تغییرات استحکام و ازدیاد طول

نمونه های آزمون کشش طبق استاندارد ASTM برای بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت های لایه ای آلومینیم-تیتانیم ساخته شد. شکل منحنی های تنش مهندسی- کرنش مهندسی در سیکل های مختلف شبیه به هم است. همان طور که در شکل ۶ مشاهده می شود، تنش سیلان سریعاً به مقدار حداکثر رسیده و سپس شکست در کرنش کمتر از ۸ درصد رخ می دهد. استحکام نهایی کشش پس از سیکل اول فرایند ARB، که شامل ۳ لایه است،  $180 \text{ MPa}$  می باشد که در نمونه ۸ سیکل از فرایند ARB به  $360 \text{ MPa}$  رسیده است.



شکل ۶- تغییرات منحنی تنش مهندسی-کرنش مهندسی کامپوزیت آلومینیم-تیتانیم در سیکل های مختلف از فرایند ARB

Fig. 6. Engineering Stress-Strain curves for ARB 1, 2, 4, 6, and 8.

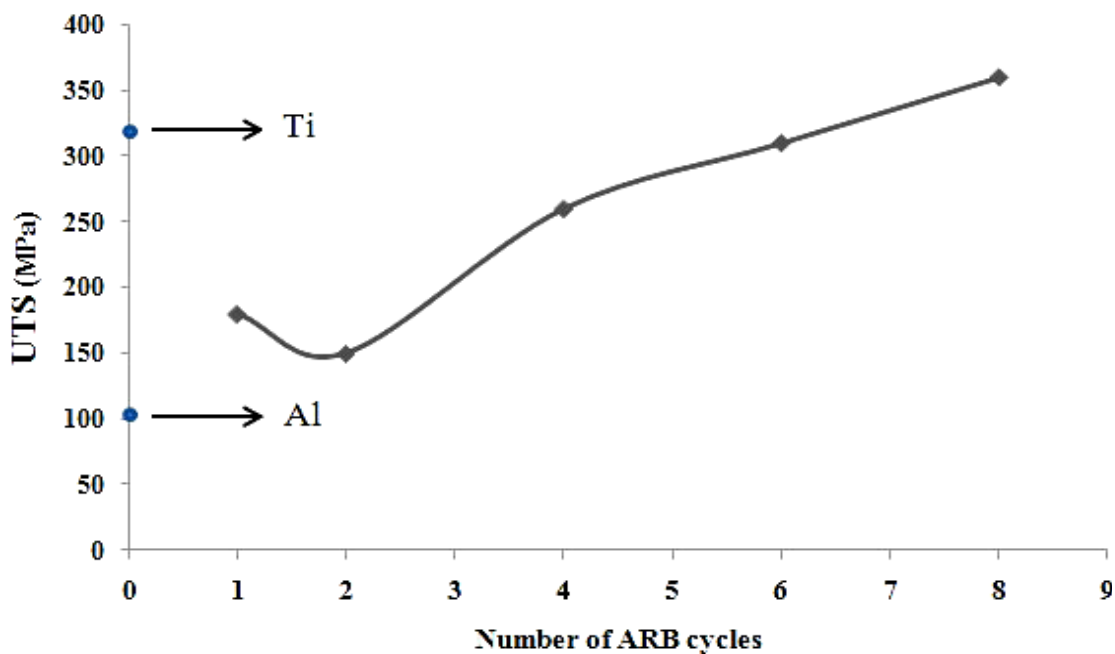
شده اند ولی پیوستگی لایه ها مشاهده می شود. در حالی که در سیکل دوم به دلیل تفاوت رفتار مکانیکی آلومینیم و تیتانیم و افزایش میزان کرنش و کارسختی در نمونه، شکست و جدایش در لایه های تیتانیم اتفاق می افتد و پیوستگی لایه های تیتانیم از بین می رود. ذرات نسبتاً

همان طور که در شکل ۷ مشاهده می شود، پس از پاس اول فرایند ARB استحکام نهایی کششی کاهش یافته و پس از آن روند افزایش استحکام ادامه می یابد. فقط تا سیکل دوم ساختار لایه ای اولیه آلومینیم و تیتانیم حفظ شده است. لایه های آلومینیم و تیتانیم در راستای جهت نورد کشیده



لایه‌ای نسبت داد. این باندهای برشی سبب تشکیل میکروتکرک‌ها در ساختار شده و لذا شکست را در حین آزمون کشش تسریع می‌کنند [۱۱]. در ادامه با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند ARB به دلیل ریز شدن دانه‌های آلومینیم و تیتانیوم و افزایش مرزدانه‌ها به عنوان مانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها، استحکام کامپوزیت افزایش می‌یابد. همان‌طور که شکل ۷ نشان می‌دهد با پیشرفت فرایند استحکام تسلیم افزایش یافته است.

بزرگ و توزیع غیر یکنواخت تیتانیوم باعث کاهش استحکام می‌شود. به علت ضخامت زیاد لایه تقویت‌کننده و توزیع غیریکنواخت آن در مناطقی، زمینه به شدت تحت تمرکز تنش قرار گرفته و در نتیجه به سرعت دچار تسلیم و شکست می‌شود. در ادامه با افزایش تعداد سیکل‌های فرایند، توزیع یکنواخت‌تر و ذرات ریزتر تیتانیوم در زمینه آلومینیم کارسختی را بالا می‌برد. از طرف دیگر، دلیل کاهش استحکام در فاصله بین سیکل اول و دوم را می‌توان ایجاد باندهای برشی در نمونه کامپوزیت



شکل ۷- تغییرات استحکام کششی نهایی بر حسب تعداد سیکل فرایند ARB

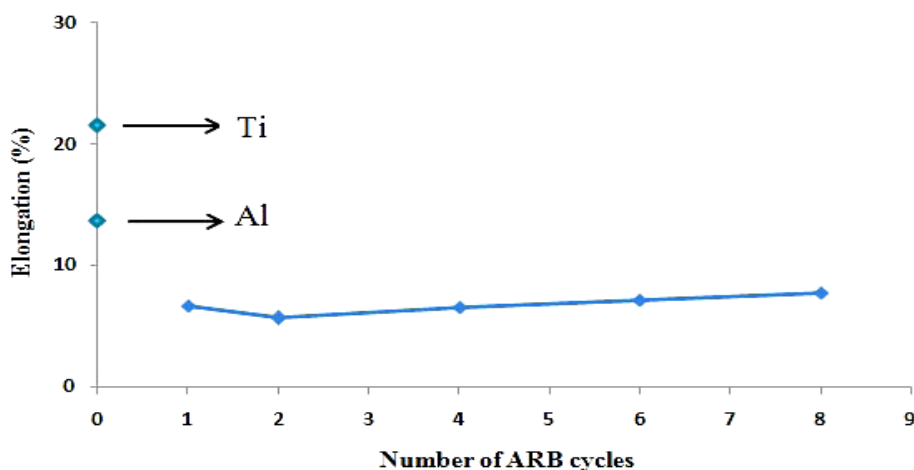
Fig. 7. ARB

پدیده دوم را می‌توان به انباشت نابجایی‌ها در داخل دانه‌ها در ابتدای فرایند نورد تجمعی نشان می‌دهد. در تغییر شکل را کاهش داده و به سرعت باعث ناپایداری نمونه‌های کشش شده و این نمونه‌ها به سرعت می‌شکنند. اما پیشرفت فرایند، با افزایش یکنواختی توزیع با افزایش

شکل ۸ مقادیر افزایش طول کلی نمونه‌ها را در سیکل‌های مختلف فرایند نورد تجمعی نشان می‌دهد. در ابتدا مقدار افزایش طول کاهش یافته و سپس افزایش می‌یابد. این کاهش اولیه را می‌توان به دو پدیده نسبت داد. پدیده اول نحوه توزیع تقویت‌کننده‌ها در زمینه است.

سیکل‌های فرایند مقدار افزایش طول بیشتر شده است. به علاوه با پیشرفت فرایند با ایجاد و انباشت هرچه بیشتر نابجایی‌ها در نمونه‌ها، با توجه به مکانیزم‌های ریزدانه شدن، این نابجایی‌ها درون دانه‌ها آرایش خاصی پیدا کرده

و ابتدا به مرزهای زاویه کم و سپس به مرزهای زاویه زیاد تبدیل شده‌اند. نتیجه این پدیده کاهش دانسیته نابجایی‌های درون دانه‌ها می‌باشد که باعث افزایش قابلیت تغییر شکل نمونه‌ها می‌شود.



شکل ۸- تغییرات درصد ازدیاد طول برای نمونه‌های کامپوزیتی آلومینیم-تیتانیوم در سیکل‌های مختلف فرایند ARB.

**Fig. 8.** Variation of elongation percent with the number of ARB cycles

#### ۴- نتیجه‌گیری

۱- نورد هم‌زمان کامپوزیت لایه‌ای آلومینیم-تیتانیوم باعث شکست و جدایش فاز سخت تیتانیوم در زمینه آلومینیم در سیکل دوم از فرایند ARB می‌شود.  
 ۲- بررسی فصل مشترک آلومینیم-تیتانیوم در پاس اول فرایند توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی، چسبندگی خوب دو فلز را نشان داد.

۳- انجام فرایند نورد تجمعی تا ۸ سیکل باعث افزایش استحکام و سختی کامپوزیت و کاهش داکتیلیته آن شد.

# تشکیل دانه‌های با ابعاد نانو و تکامل بافت حین نورد تجمعی ورق مسی

## چکیده

در تحقیق حاضر، نورد تجمعی بر روی مس خالص (۹۹/۹ درصد) انجام شده که تعداد شش مرحله نورد و تحت شرایط بدون استفاده از روانکار، بر نمونه‌ها اعمال شده است. تکامل بافت و ریزساختار حین مراحل مختلف نورد، بررسی شده و در نهایت، دانه‌هایی با اندازه متوسط ۳۱۰ نانومتر، پس از مرحله ششم نورد، به دست آمده است. نتایج مطالعه بافت نمونه‌ها بیانگر آن است که با افزایش تعداد مراحل نورد، شدت بافت کلی زیادتر شده و پس از مرحله ششم، بافت پرشدتی به وجود می‌آید. مؤلفه‌های اصلی بافت در نمونه‌ها، برس<sup>۱</sup>، TC<sup>۲</sup> و دیلامور<sup>۳</sup> هستند که شدت آنها با افزایش تعداد مراحل نورد زیاد شده است. میزان و سرعت ریز شدن دانه‌ها پس از مرحله چهارم نورد، کاهش پیدا کرده که علت آن را می‌توان تشکیل بافت قوی با مؤلفه‌های پرشدت حین نورد تجمعی دانست که منجر به تشکیل ساختار بانندی شکل و جلوگیری از ریز شدن کامل دانه‌ها عنوان نمود.

## ۱- مقدمه

با توسعه روزافزون صنایع الکترونیک، نیاز به آلیاژهای مس که استحکام و قدرت هدایت الکتریسته بالا داشته باشند، به شدت افزایش یافته است. عموماً افزایش استحکام مس با افزودن عناصر آلیاژی، کاهش هدایت الکتریکی را به دنبال دارد. برای غلبه بر این نقص در صنعت الکترونیک، استفاده از مس خالص با ساختار دانه‌های با مقیاس نانو که با تغییر شکل مومسان شدید<sup>۴</sup> تولید می‌شود، توسعه زیادی یافته است [۱ و ۲].

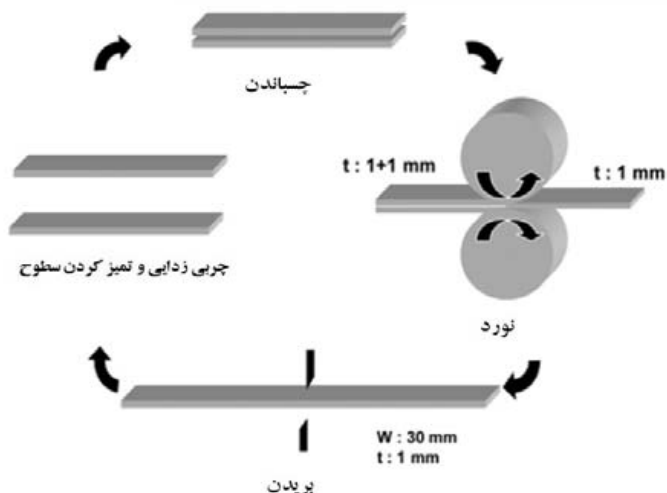
در فرآیندهای تغییر شکل مومسان شدید، کرنش زیادی بدون تغییر در ابعاد نهایی نمونه‌ها، بر آنها اعمال می‌شود. در بین این فرآیندها، روش نورد تجمعی<sup>۵</sup> نسبت به روش‌های دیگر محبوبیت بیشتری داشته است که علت آن را می‌توان قابلیت تولید صنعتی در مقیاس بالا و امکان استفاده از تجهیزات معمول نورد در آن دانست [۳]. آلومینیوم خالص [۳]، آلیاژهای AA5083 [۳ و ۴]، AA8011 [۵ و ۶]، AA6061 [۷]، AA8090 [۸] و فولاد Ti-IF [۹ و ۱۰] از جمله موادی هستند که تاکنون به طور موفقیت‌آمیز با نورد تجمعی به ساختار دانه‌ای

وابسته به هندسه اطراف<sup>۱۲</sup> منجر به تشکیل ساختار بسیار ریز مرزهای دانه پایدار و متعادل می‌گردند [۱۶]. هدف از تحقیق حاضر، مطالعه در مورد تکامل ساختار و بافت در ورق مس خالص حین مراحل مختلف نورد تجمعی است.

## ۲- روش تحقیق

آزمایشات بر روی ورق مس ۹۹/۹۵ درصد که در ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد آنیل شده بودند، صورت گرفت. بر روی این ورق‌ها، نورد تجمعی به صورت پیوسته با کرنش ۵۰ درصد در هر مرحله و ضخامت نهایی ثابت در ورق با لایه‌های اتصال یافته انجام شد. قطر غلتک نورد، ۱۵۰ میلی‌متر و سرعت آن ۳۰ rpm بود که آهنگ کرنشی معادل  $45 \text{ s}^{-1}$  ایجاد می‌کرد. نمونه‌ها پس از هر مرحله نورد، به مدت ۱۵ دقیقه در دمای ۲۰۰ درجه سانتی-گراد آنیل شدند. شکل (۱)، مراحل مختلف این نوع نورد را تشریح می‌کند: ابتدا ورق اولیه نورد می‌شود، سپس به دو تکه بریده شده و یک سطح از آنها با ماده استون شسته شده و توسط برس فلزی، تمیزکاری می‌شوند. این دو سطح به هم چسبانده شده و نورد دوباره انجام می‌شود. ضخامت، عرض و طول نمونه‌ها به ترتیب ۱، ۳۰ و ۳۰۰ میلی‌متر بود.

در این پژوهش، شش مرحله نورد در دمای اتاق و بدون روانکار انجام شد. نمونه‌های بافت همگی از قسمت میانی



شکل (۱): نمایش چگونگی انجام مراحل نورد تجمعی.

نانو رسیده‌اند. علیرغم وجود مطالعات زیاد درباره تغییرات خواص مکانیکی مواد و تکامل ساختاری آنها حین مراحل مختلف نورد تجمعی، تحقیقات اندکی در مورد تکامل بافت<sup>۹</sup> در این نوع نورد انجام شده است. اهمیت صنعتی بافت، تأثیر آن بر بسیاری از خواص فیزیکی و مکانیکی مواد بلورین از جمله مدول الاستیسیته، ناهمسانگردی خواص، انعطاف‌پذیری، انرژی لازم جهت مغناطیس شدن و نفوذپذیری مغناطیسی می‌باشد [۸]. تحلیل بافت، روش بسیار مفید در تشریح چگونگی تکامل ریزساختار و بررسی سابقه کرنش‌های اعمال شده در نمونه است. تکامل بافت در روش نورد تجمعی با نورد معمولی متفاوت است [۱۱]. مواد نورد شده با روش نورد تجمعی، دارای ساختار لایه‌ای تنیده شده درهم و موازی سطح خارجی نمونه می‌باشند. هیسون<sup>۷</sup> و پرانگنل<sup>۸</sup> [۱۲] نشان دادند که در آلومینیوم خالص، بیشتر مؤلفه‌های برشی<sup>۹</sup> وقتی به مرکز نمونه منتقل می‌شوند، به سمت مؤلفه‌های  $\text{Cu}\{112\} \langle 111 \rangle$  و  $\text{S}\{123\} \langle 634 \rangle$  می‌چرخند.

کیم<sup>۱۰</sup> و همکارانش [۱۳]، همچنین مشاهده کردند که مؤلفه‌های  $\text{Cu}$  و  $\langle 11, 11, 8 \rangle$  و  $\{4, 4, 11\}$  دیلامور در مرکز نمونه حین نورد تجمعی آلیاژ A8011 وجود دارند. آنها تأکید نمودند مشخصه‌های بافت فلزات نورد تجمعی شده، در مقایسه با نورد معمولی، بسیار پیچیده‌تر می‌باشند.

در آلومینیوم خالص، نشان داده شده است که توسعه بافت پس از نورد تجمعی، بسیار ضعیف و نامتقارن است [۱۴]. بافت مرحله نهایی نورد تجمعی توسط محققان مختلف بررسی شده و نتایج مبین آن است که یک شیب بافتی در ضخامت نمونه‌ها در اثر توزیع متفاوت کرنش برشی و نحوه تغییر شکل وجود دارد. در دو مرحله ابتدایی نورد تجمعی، تراکم زیاد نابجایی‌ها در دانه‌ها ایجاد شده و منجر به ساختار دانه فرعی کم زاویه (کمتر از ۱۵ درجه) می‌گردد. با افزایش کرنش، فاصله بین این مرزهای فرعی کاهش می‌یابد و ناهمسانی زاویه‌ای بین آنها افزایش می‌یابد [۱۵]. تغییر شکل پلاستیک شدید با نورد تجمعی باعث ریزدانه شدن در اثر تشکیل مرزهای نابجایی تصادفی<sup>۱۱</sup> و مرزهای

زوایای اوایل با نمونه‌های اورتوگونال مرتبط فرض شدند و محورهای بلورها با سه چرخش نشان داده شدند. این چرخش‌ها  $\alpha_1$ ،  $\alpha_2$  و  $\alpha_3$  در روش بونگه می‌باشند. تصاویر ریزساختار، توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری Philips CM200 FEGTEM در دانشگاه دلفت<sup>۱۵</sup> هلند تهیه شد.

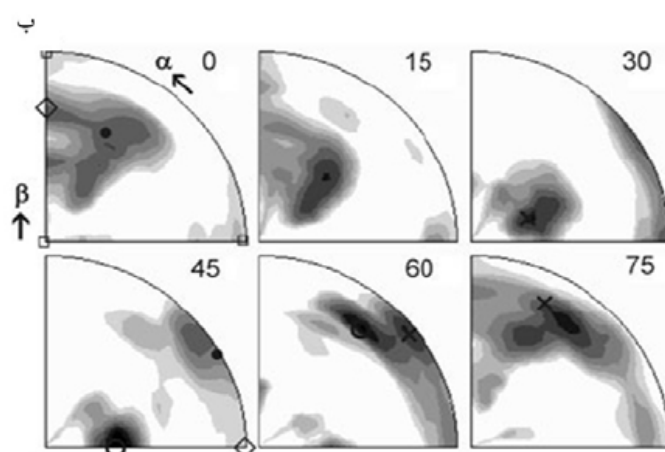
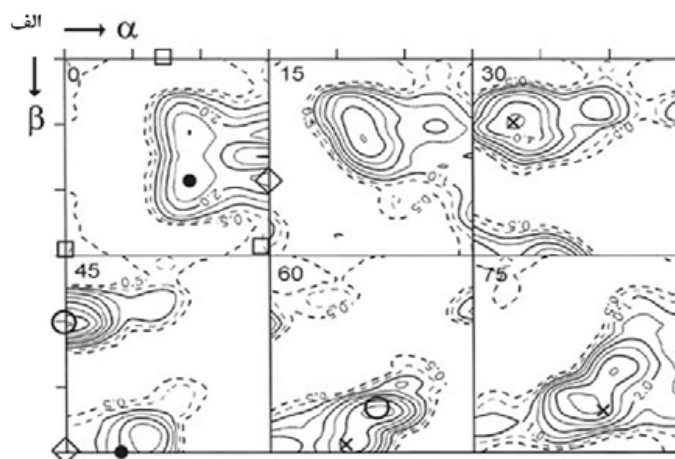
### ۳- نتایج و بحث

جهت ارزیابی بهتر تکامل بافت، فایبرهای اصلی فلزات FCC در نمونه‌ها محاسبه و در شکل (۳) نشان داده شده است. با افزایش تعداد مراحل نورد، شدت مؤلفه  $\langle 001 \rangle$  {110} گوس<sup>۱۶</sup> (که نماینده مؤلفه‌های تبلور مجدد است) کاهش یافته، در حالی که شدت جهت‌گیریهای نوردی افزایش داشته است (شکل ۳). فایبر  $\alpha$  که از مؤلفه گوس تا برس امتداد می‌یابد در این شکل، نشان‌دهنده آن است که چگونه مؤلفه برس حین مراحل نورد تجمعی افزایش یافته است. مؤلفه‌های اصلی در نمونه نهایی برس، TC  $\langle 115 \rangle$  {552} و دیلامور می‌باشد (شکل ۳-الف).

طی مطالعات مختلف، نشان داده شده است که در نورد تجمعی، در مقایسه با نورد سرد معمولی، دانه‌ها دارای فضای مرزخانه‌ای کمتری هستند [۵]. ناهمسانی زاویه‌ای<sup>۱۷</sup> بین دانه‌ها حین نورد تجمعی بیشتر شده و مرزخانه‌های با زوایای بزرگتر ایجاد می‌شود. پس از کرنش معینی، این افزایش ناهمسانی متوقف می‌گردد.

در نمونه‌های نورد تجمعی شده، ترکیبی از کرنش‌های نوردی و برشی وجود دارد [۱۱]. وجود کرنش برشی در ضخامت نمونه، می‌تواند منجر به افزایش شدید موضعی کرنش کل در این نمونه‌ها شود. شکل (۳-ج)، مؤلفه‌های برشی مثل  $\langle 112 \rangle$  {111} Y در مراحل اولیه نورد و عدم وجود مؤلفه‌های  $\langle uvw \rangle$  {111} در مراحل پایانی نورد را نشان می‌دهد که علت آن را می‌توان تخریب مؤلفه‌های برشی پس از مرحله دوم نورد دانست. همانطور که توضیح داده شد، مرکز نمونه در یک

ضخامت ورق‌ها تهیه گردید. اندازه‌گیری بافت با روش تفرق اشعه ایکس و استفاده از دستگاه Philips X'Pert انجام شد و پول فیگرهای<sup>۱۳</sup> (۲۰۰)، (۲۲۰)، (۳۱۱) و (۱۱۱) به دست آمد. پول فیگر، نمایش توزیع دو بعدی از جهات بلورها مثلاً قطب صفحه (hkl) نسبت به محورهای نمونه می‌باشد. تابع توزیع جهت‌گیریها<sup>۱۴</sup> با نرم‌افزار X'Pert محاسبه شد. در هر مرحله، از ۴ پول فیگر برای محاسبه ODF استفاده شد. هر کدام از مؤلفه‌های بافت، موقعیت مشخصی در پول فیگر و تابع جهت‌گیریها دارند که برخی از آنها در شکل (۲) نشان داده شده است.



شکل (۲): موقعیت مؤلفه‌های مهم در الف) تابع جهت‌گیریها و ب) پول فیگر

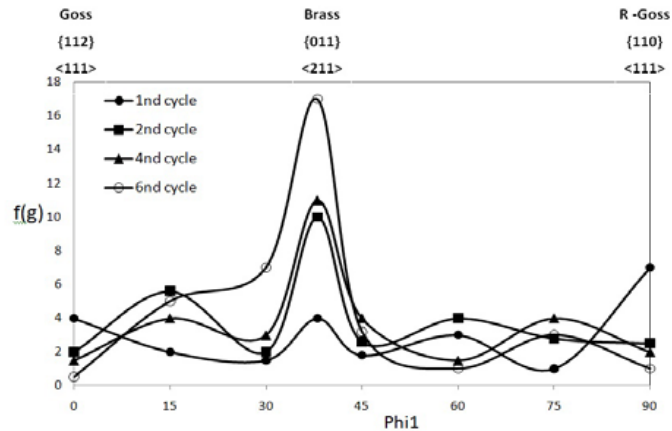
● Brass, × S, ○ Copper, □ Cube, ◇ Goss

مرحله از نورد، همان سطح نمونه در مرحله قبل بوده است. بنابراین، بافت شدید برشی، به راحتی در مرحله بعدی نورد از بین می‌رود.

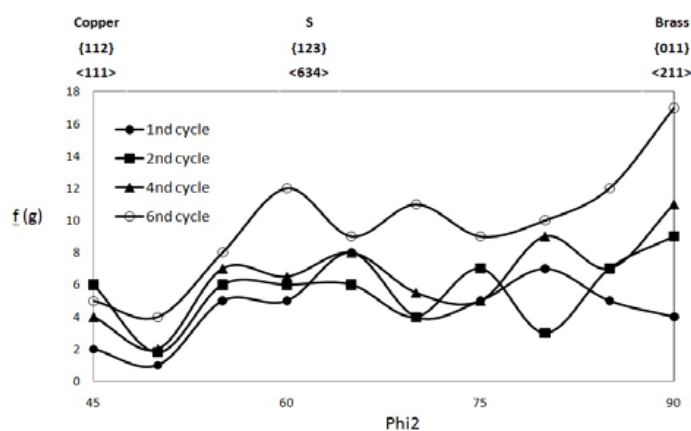
حین تغییر شکل تجمعی، دانه‌های اولیه که طی تشکیل باندهای تغییر شکل<sup>۱۸</sup> به وجود می‌آیند، در اثر اختلاف جهت گیری و یا حضور میکروباندهای برشی<sup>۱۹</sup>، به دانه‌های کوچکتر تقسیم می‌شوند. وجود کرنش برشی، حتی ممکن است الگوی لغزش را نسبت به نورد معمولی تغییر دهد. این امر می‌تواند در انحراف نحوه تکامل بافتی در نورد تجمعی نسبت به نورد معمولی توجه کننده باشد. شکل (۳-ج)، نشان می‌دهد که در اثر افزایش کرنش حین نورد تجمعی، مؤلفه‌های دیلامور و S، تقویت می‌گردند. باندهای برشی که در اثر بی‌ثباتی موضعی پلاستیک تشکیل می‌شوند نیز، مؤلفه‌های S را جوانه می‌زنند.

نتایج به دست آمده از این پژوهش، در تحقیقات متعدد انجام شده بر روی آلیاژهای آلومینیوم نیز مشهود بوده است که به دلیل متفاوت بودن بعضی از شرایط آزمایش مؤلفه‌های نهایی دقیقاً مانند مؤلفه‌های شکل (۳) نبوده‌اند. از جمله این تفاوت‌ها می‌توان به دمای نورد، دمای آنیل، اندازه غلتک و سرعت چرخش آن، وجود ذرات فاز ثانویه و انرژی نقص چیده شدن آلیاژ اشاره نمود. به عنوان مثال، در آزمایشات پیرگری و همکاران، به دلیل انجام نورد تجمعی در ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، مؤلفه RC<sup>۲۰</sup>، یکی از مؤلفه‌های اصلی در تمام مراحل نورد بوده است [۱۴]. در حالی که راعی و همکارانش، به دلیل انجام نورد در دمای محیط، مؤلفه مس<sup>۲۱</sup> را یکی از مؤلفه‌های نهایی معرفی نموده‌اند [۱۷]. در تحقیقات مذکور نیز مؤلفه دیلامور یکی از جهت‌گیریهای پرشدت در مراحل پایانی نورد تجمعی بوده است.

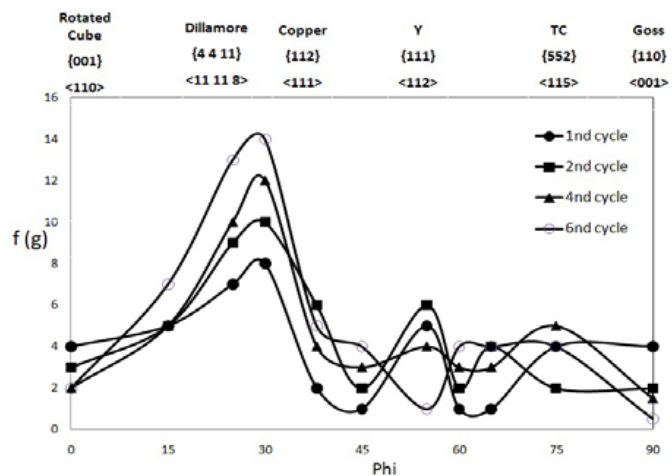
شدت زیاد مؤلفه TC در مرحله دوم نورد (شکل ۳-ج) نشان‌دهنده انجام دوقلویی مکانیکی است. مراحل دوقلویی مکانیکی در فلزات با انرژی نقص انباشتگی<sup>۲۲</sup> متوسط مانند مس به شرح ذیل است (شکل ۴): مؤلفه Cu به مؤلفه TC تغییر



(الف)



(ب)



(ج)

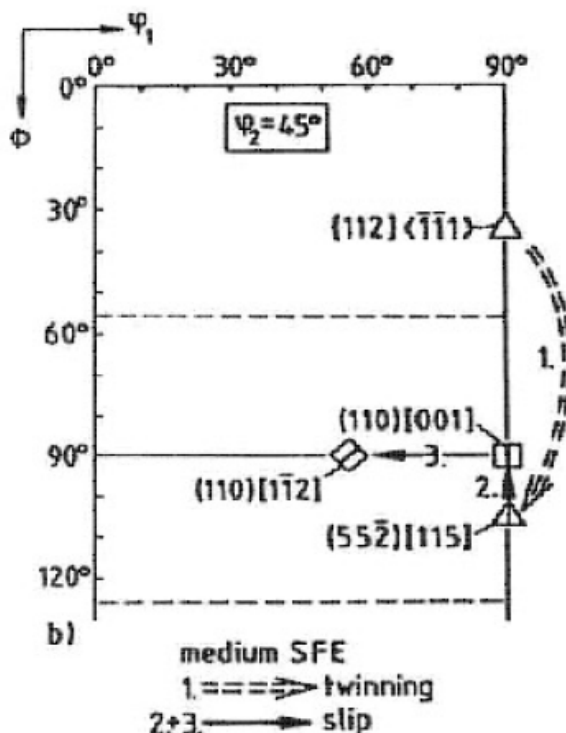
شکل (۳): توسعه فایبرهای مختلف در نمونه‌ها حین مراحل مختلف نورد تجمعی، الف) فایبر  $\alpha$ ، ب) فایبر  $\beta$ ، ج) فایبر  $\gamma$ .

همچنین تمام دانه‌ها در این مرحله در راستای نورد کشیده شده‌اند. دانه‌ها در این مرحله ناهمسانی زیاد زاویه‌ای با هم دارند. نمونه، پس از مرحله چهارم شامل تعداد زیادی دانه‌های با اندازه متوسط ۳۵۰ نانومتر است که اطراف آنها را مرزدانه‌های مشخص و واضح در بر گرفته‌اند.

در نمونه نورد شده تا مرحله ششم، ساختار دانه‌ای بسیار ظریف با اندازه دانه‌ای متوسط ۳۱۰ نانومتر که تقریباً مساوی اندازه دانه‌ها پس از مرحله چهارم نورد است، دیده می‌شود که بیانگر کاهش چشمگیر شدت ریزدانه شدن پس از مرحله چهارم نورد است. تکامل یک بافت قوی با مؤلفه‌های پرشدت حین نورد جمععی، منجر به تولید ساختار بانندی شکل و ممانعت از ریزدانه شدن بیشتر شود. این امر در نتیجه مطالعات قلندری [۱۸] و چانگک [۱۹] نیز ذکر شده است.

تی‌سوجی<sup>۲۴</sup> و همکارانش [۱۰ و ۱۶]، مکانیزم تشکیل این دانه‌های بسیار ظریف را در نورد جمععی به این صورت پیشنهاد دادند: ساختار نورد جمععی یافته، ساختاری شدیداً فشرده است و ناهمسانی‌های موضعی زیادی دارد که شامل نابجایی‌های وابسته به موقعیت<sup>۲۵</sup> (GNBs) می‌باشند. در این مکان‌های ناهمسانی، کرنش بحرانی مرزهای فرعی کم زاویه را به مرزدانه‌های پرزاویه تبدیل می‌کند و ساختار بسیار ظریف به وجود می‌آورد. تغییرات پیوسته در ناهمسانی زاویه‌ای با منظم شدن مجدد نابجایی‌های وابسته به موقعیت (GNBs) در اثر نفوذ کوتاه دامنه، به مرزهای صفحه‌ای تبدیل می‌گردد [۱۰ و ۱۶].

این نفوذ کوتاه دامنه حتی در دمای محیط نیز می‌تواند صورت گیرد که علت آنرا می‌توان بالا رفتن دمای موضعی نمونه در اثر کرنش شدید پلاستیک دانست. مرزدانه‌های پرزاویه که در اثر تغییر شکل به وجود آمده‌اند، باعث تقسیم و ریزش دانه‌های محتوی نابجایی‌های وابسته به موقعیت می‌شوند تا وقتی که بازیابی رخ دهد و مرزدانه‌های پایدار تشکیل گردد [۱۲].

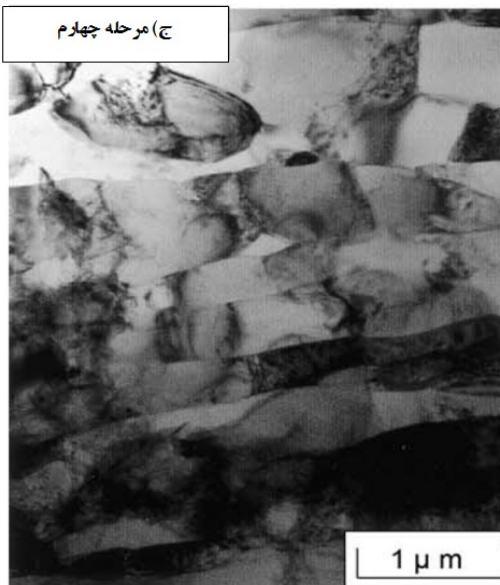
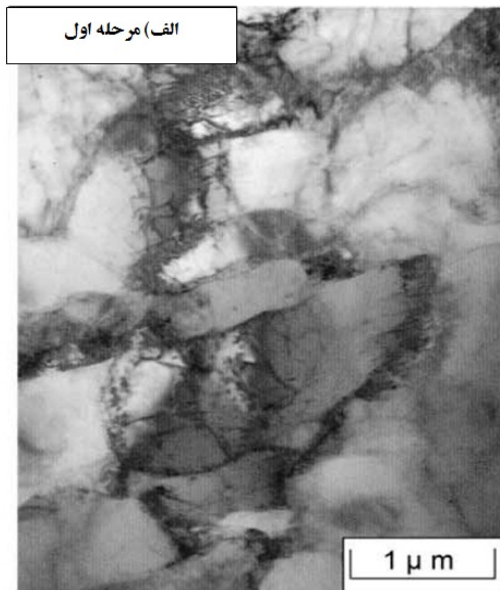


شکل (۴): شماتیک نحوه انجام دوقلویی مکانیکی در مواد با انرژی نقص انباشتگی متوسط.

می‌یابد. در کرنش‌های بیشتر، مؤلفه  $\gamma$  در اثر لغزش غیر نرمال ایجاد می‌شود. باندهای برشی منجر به تولید مؤلفه گوس شده و یک لغزش غیر نرمال بعدی، مؤلفه برس را جوانه می‌زند.

شکل (۵)، ریزساختار مشاهده شده توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری در مقطع عرضی (TD) از نمونه را پس از مراحل اول، دوم، چهارم و ششم نشان می‌دهد. در نمونه پس از مرحله اول نورد، ساختار سلولی نابجایی‌ها تشکیل شده و پس از مرحله دوم، غلظت نابجایی‌ها در این سلول‌ها کاهش می‌یابد و اندازه سلول ریزتر می‌شود. در این نمونه، دانه‌های بسیار ریز مشاهده می‌شود. سهم این دانه‌های بسیار ریز با افزایش تعداد مراحل نورد، افزایش می‌یابد.

دانه‌های بسیار ریز در مرحله دوم شروع به پیدایش می‌کنند. در این دانه‌ها، غلظت نابجایی‌ها نسبتاً کم است و مرزهای مشخصی دارند. ساختار دانه‌ها پس از مرحله چهارم، مرزهای واضح‌تر و دانسیته نابجایی‌های کمتری را در داخل دانه‌ها نشان می‌دهند.



شکل (۵): ریزساختار نمونه‌ها در مقطع عرضی (TD) مشاهده شده توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) پس از: الف) مرحله اول، ب) مرحله دوم، ج) مرحله چهارم و د) مرحله ششم.

#### ۴- نتیجه‌گیری

است. ریزدانه شدن پس از مرحله چهارم کاهش چشمگیری داشته که علت آن را می‌توان تکامل یک بافت قوی با مؤلفه‌های پرشدت حین نورد تجمعی منجر به تولید ساختار بانندی شکل دانست. کرنش شدید موضعی، وجود نابجایی‌های وابسته به موقعیت و نفوذ کوتاه دامنه می‌تواند منجر به تقسیم شدید دانه‌ها حین نورد تجمعی شده و ساختار دانه‌ای فوق ظریف را ایجاد کند.

در تحقیق حاضر، نورد تجمعی تا شش مرحله به طور موفقیت‌آمیز بر روی مس خالص انجام گرفته است. نتایج مبین آن است که با افزایش تعداد مراحل نورد، شدت بافت کلی افزایش دارد و یک بافت قوی در مرحله پایانی نورد شکل گرفته است. مؤلفه‌های اصلی نمونه نهایی برس، TC و دیلامور هستند. شدت زیاد مولفه TC نشان‌دهنده انجام شدن دوقلوئی حین نورد



# کاربرد :

## روشی ارزان برای تولید نانوکامپوزیت های زمینه فلزی :

محققان دانشگاه های شیراز و صنعتی شیراز، به روش ارزان تری برای تولید نانوکامپوزیت های زمینه فلزی پر کاربرد در صنایع خودرو و هوا و فضا دست یافتند. دکتر مرتضی علیزاده، عضو هیئت علمی دانشگاه صنعتی شیراز، موفق به ساخت نانوکامپوزیت هایی با روشی غیر از روش های معمول شده است. در این روش از ورق های فلزی استفاده می شود که نسبت به روش های معمول که از پودر های فلزی استفاده می کنند ارزان تر و مقرون به صرفه تر است. نانوکامپوزیت های AI، از نانومواد پر کاربرد در صنایع هوافضا و اتومبیل سازی هستند که به روش های مختلفی از جمله ریخته گری، متالورژی پودر و ... تولید می شوند. یکی از روش های جدید در ساخت این نانوکامپوزیت ها، فرآیند ARB است که قابلیت تولید نانوکامپوزیت های زمینه فلزی به شکل ورق را دارد و در آن از ورق های فلزی به عنوان مواد اولیه استفاده می شود.

در حال حاضر، کاهش وزن برای بهبود کارایی محصول و اقتصاد سوخت در صنعت مورد توجه زیادی قرار گرفته است. برای حفظ بازدهی ماده و کاهش وزن، لازم است استحکام ماده افزایش یابد. با توجه به اینکه افزایش استحکام ماده مستلزم تغییرات اساسی متالورژیکی می باشد، لازم است فرآیند استحکام دهی به صورتی باشد که خواص اصلی ماده را دستخوش تغییرات نامطلوب نکند. یکی از خواص اصلی فلزات مقاومت به خوردگی و رفتار الکتروشیمیایی آن ها می باشد. بنابراین مساله اساسی این تحقیق افزایش استحکام و بررسی تغییرات رفتار خوردگی مواد می باشد.

روش های متفاوتی برای افزایش استحکام مواد وجود دارد، که یکی از این روش ها، استحکام دهی به روش اصلاح اندازه دانه می باشد. در این روشها، به طور همزمان استحکام و چقرمگی افزایش می یابد. بنابراین فولادهای فوق ریزدانه با ترکیب شیمیایی نسبتاً ساده، پتانسیل بالایی برای جایگزینی فولادهای استحکام بالایی کم آلیاژ موسوم دارند. مهم ترین مزایایی که افزایش استحکام به روش ریز دانه دارند عبارت است از اجتناب از افزودن عناصر آلیاژی، اجتناب از انجام عملیات حرارتی اضافی مانند آنیل نرم، کوئچ، نمپر و ... و بهبود جوش پذیری به دلیل نیاز کمتر به کربن و دیگر عناصر آلیاژی در مقایسه با فولادهای استحکام بالا.

مواد فوق ریز دانه به روش های مختلفی مانند انجماد سریع، رسوب گذاری از فاز بخار، آلیاژ سازی مکانیکی، تغییر شکل پلاستیکی شدید و روش ترمو مکانیکی پیشرفته تولید می شوند. یکی از روشهای تغییر شکل پلاستیکی شدید، روش نورد جمعیتی ARB می باشد. این روش اساساً شامل اعمال تکرار روش نورد معمولی می باشد. ابتدا این روش برای آلیاژ های آلومینیوم به کار برده شد و ورقی فوق ریزدانه با اندازه چند صد نانومتر به طور موفقیت آمیزی تولید شد. اگر چه نورد مفیدترین و باصرفه ترین پروسه تولید ورق می باشد ولی کرنش بدست آمده از نورد محدود می باشد، زیرا با افزایش کرنش، ضخامت کاهش می یابد. در فرآیند ARB مواد نورد شده با همان ضخامت اولیه بریده می شود و روی هم قرار گرفته و مجدداً نورد می شوند. بنابراین کرنش به دست آمده نامحدود می باشد، زیرا تعداد دفعات به طور کلی بی پایان است.

خلاصه ای از مطالعات با اهمیتی که در زمینه ARB تا کنون انجام شده است را می توان به این صورت بیان کرد: T و دیگران میکروساختار و ساختار کریستالوگرافی بک فولاد بسیار کم کربن تولید شده به روش ARB را بررسی کردند. فولاد پس از ARB، انباشته از دانه های فوق ریز دانه فریتی با میانگین اندازه نانومتر گردید. نشان داد که وجود ذرات فاز ثانویه در ورق های AI، ریز شدن دانه ها را تسهیل کرده و باعث تسریع شدن بازبازی دینامیک می شود. دیگران با انجام فرآیند ARB برای آلومینیوم نشان دادند که استحکام کششی این آلیاژ با تعداد سیکل های نورد افزایش پیدا می کند و پس از آن سیکل به ماکزیمم خود می رسد که حدود سه برابر حالت اولیه است و این مقدار بالاتر از استحکام بدست آمده پس از عملیات حرارتی این آلیاژ می باشد. دریافت با افزایش نرخ کرنش به طور کلی اندازه دانه افزایش می یابد ولی بین روش های مختلف ریز دانه کردن اختلاف زیادی وجود دارد. از بررسی های دیگران بدست آمد که استحکام پیوند سطوح داخلی در ARB به طور چشم گیری با اضافه کردن ذرات نانو بین دو سطح افزایش پیدا می کند. و دیگران پس از آن مرحله نورد ورق های AI و فولاد به طور جداگانه و آنیل کردن به مدت ثانیه در دماهای متفاوت دریافتند که نمودار تنش - کرنش بین مواد مختلف مانند آلومینیوم با ساختار CC فولاد فریتی با ساختار BCC همخوانی دارد.

با بررسی تعداد زیادی مقاله در زمینه های مربوط که از سال تاکنون بوده اند مشاهده گردید که کامپوزیت های بدست آمده از روش ARB چندان کار نشده است و در حد چند مقاله بیشتر یافت نشد، همچنین موضوع خوردگی مواد تولید شده به روش ARB کمتر مورد توجه بوده است. با توجه به موارد ذکر شده در فوق و مطالعات انجام شده، می توان نتیجه گرفت که تولید کامپوزیت آلومینیوم - فولاد به روش ARB می تواند برای صنایع مختلف کشور، در زمینه هایی که به موادی با نسبت استحکام به وزن بالا نیاز دارد کمک شایان توجهی باشد. مطالعات نشان می دهد که تولید این کامپوزیت به لحاظ علمی قابل انجام بوده و از نظر اقتصادی مقرون به صرفه است.