

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

مهدی سالاری

عضو هیأت علمی دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان

salari@iausirjan.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۸۹/۰۵/۳۱، تاریخ پذیرش: ۸۹/۰۸/۱۲)

## 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.

## واژه‌های کلیدی:

نورد تجمعی، مس با ساختار نانو، تکامل بافت.

## ۱- مقدمه

با توسعه روزافزون صنایع الکترونیک، نیاز به آلیاژهای مس که استحکام و قدرت هدایت الکتریسیته 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].

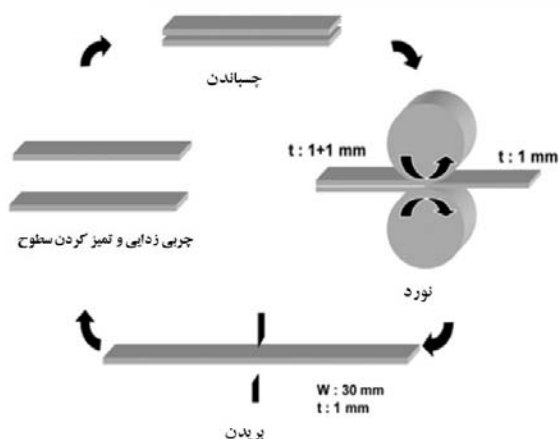
در فرآیندهای تغییر شکل مومسان شدید، کرنش زیادی بدون تغییر در ابعاد نهایی نمونه‌ها، بر آنها اعمال می‌شود. در بین این فرآیندها، روش نورد تجمعی<sup>۵</sup> نسبت به روش‌های دیگر محبوبیت بیشتری داشته است که علت آن را می‌توان قابلیت تولید صنعتی در مقیاس بالا و امکان استفاده از تجهیزات معمول نورد در آن دانست [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>۶</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 در هم 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  $\langle 111 \rangle$  Cu و  $\langle 634 \rangle$  S{123} می‌چرخند.

کیم<sup>۱۰</sup> و همکارانش [۱۳]، همچنین مشاهده کردند که مؤلفه‌های Cu و  $\langle 11, 11, 8 \rangle$  و  $\langle 4, 4, 11 \rangle$  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 اوایلر با نمونه‌های اورتوگونال مرتبط فرض شدند و محورهای بلورها با سه چرخش نشان داده شدند. این چرخش‌ها  $\square_1$ ،  $\square_2$  و  $\square_3$  در روش بونگه می‌باشند. تصاویر ریزساختار، توسط میکروسکوپ الکترونی عبوری Philips CM200 FEGTEM در دانشگاه دلفت<sup>۱۵</sup> هلند تهیه شد.

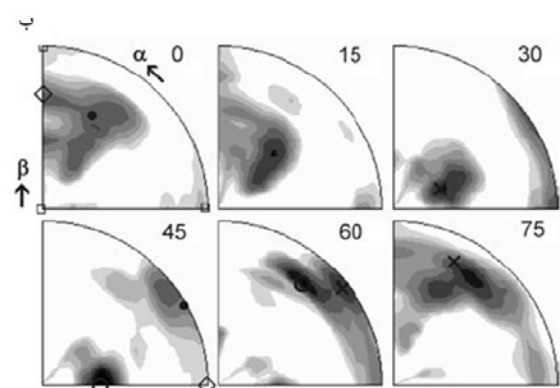
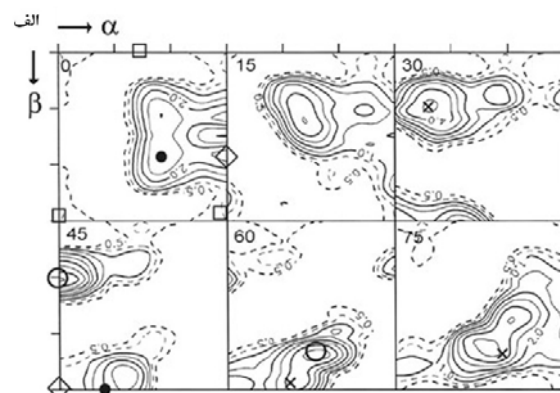
### ۳- نتایج و بحث

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 جهت‌گیرهای نوردی افزایش داشته است (شکل ۳). فایبر  $\alpha$  که از مؤلفه گوس تا برس امتداد می‌یابد در این شکل، نشان-دهنده 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 مرزانه‌ای کمتری هستند [۵]. ناهمسانی زاویه‌ای<sup>۱۷</sup> بین دانه‌ها حین نورد تجمعی بیشتر شده و مرزانه‌های 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 جهت‌گیرها<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 جهت‌گیرها دارند که برخی از آنها در شکل (۲) نشان داده شده است.



شکل (۲): موقعیت مؤلفه‌های مهم در الف) تابع جهت‌گیرها

و ب) پول فیگر

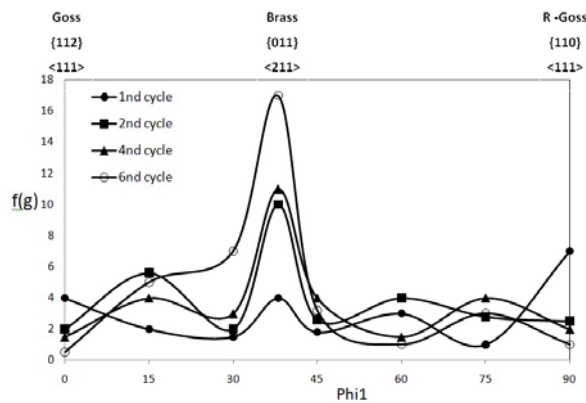
◊ Goss, □ Cube, ○ Copper, × S, ● Brass

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

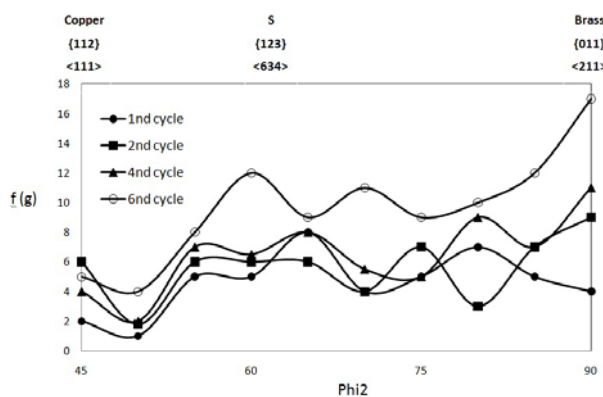
حین تغییر شکل تجمعی، دانه‌های اولیه که طی تشکیل باندهای تغییر شکل<sup>۱۸</sup> به وجود می‌آیند، در اثر اختلاف جهت گیری و یا حضور میکروباندهای برشی<sup>۱۹</sup>، به دانه‌های کوچکتر تقسیم می‌شوند. وجود کرنش برشی، حتی ممکن است الگوی لغزش را نسبت به نورد معمولی تغییر دهد. این امر می‌تواند در انحراف نحوه 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 آئیل، 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 جهت‌گیریهایی پرشدت در مراحل پایانی نورد تجمعی بوده است.

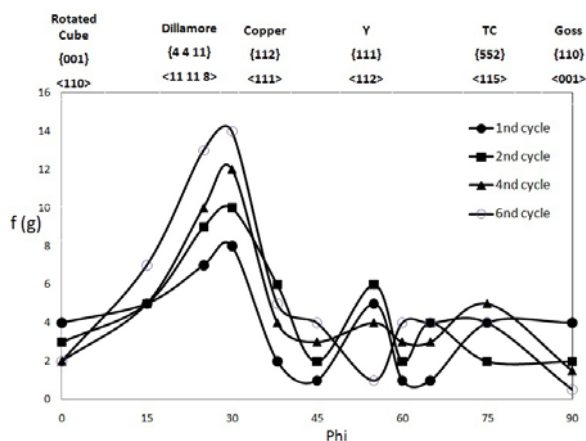
شدت زیاد مؤلفه TC در مرحله دوم نورد (شکل ۳-ج) نشان‌دهنده انجام دوقلوبی مکانیکی است. مراحل دوقلوبی مکانیکی در فلزات با انرژی نقص انباشتگی<sup>۲۲</sup> متوسط مانند مس به شرح ذیل است (شکل ۴): مؤلفه Cu به مؤلفه TC تغییر



(الف)



(ب)



(ج)

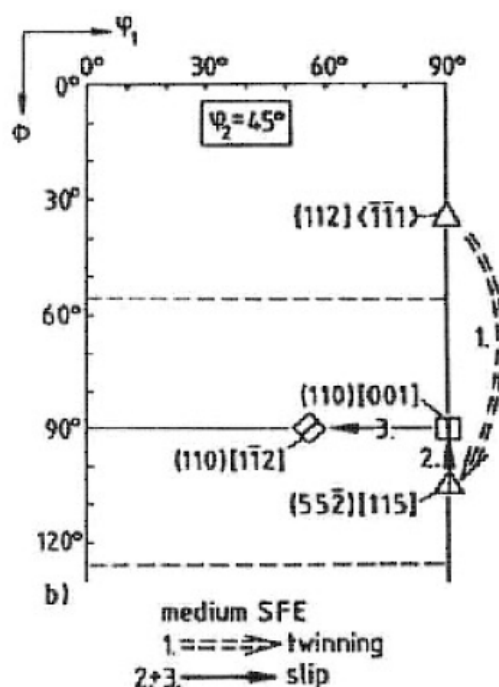
شکل (۳): توسعه فایبرهای مختلف در نمونه‌ها حین مراحل مختلف نورد تجمعی، الف) فایبر α، ب) فایبر β، ج) فایبر γ.

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 تجمعی، منجر به تولید ساختار بانندی شکل و ممانعت از ریزدانه شدن بیشتر شود. این امر در نتیجه مطالعات قلندری [۱۸] و چانگ [۱۹] نیز ذکر شده است.

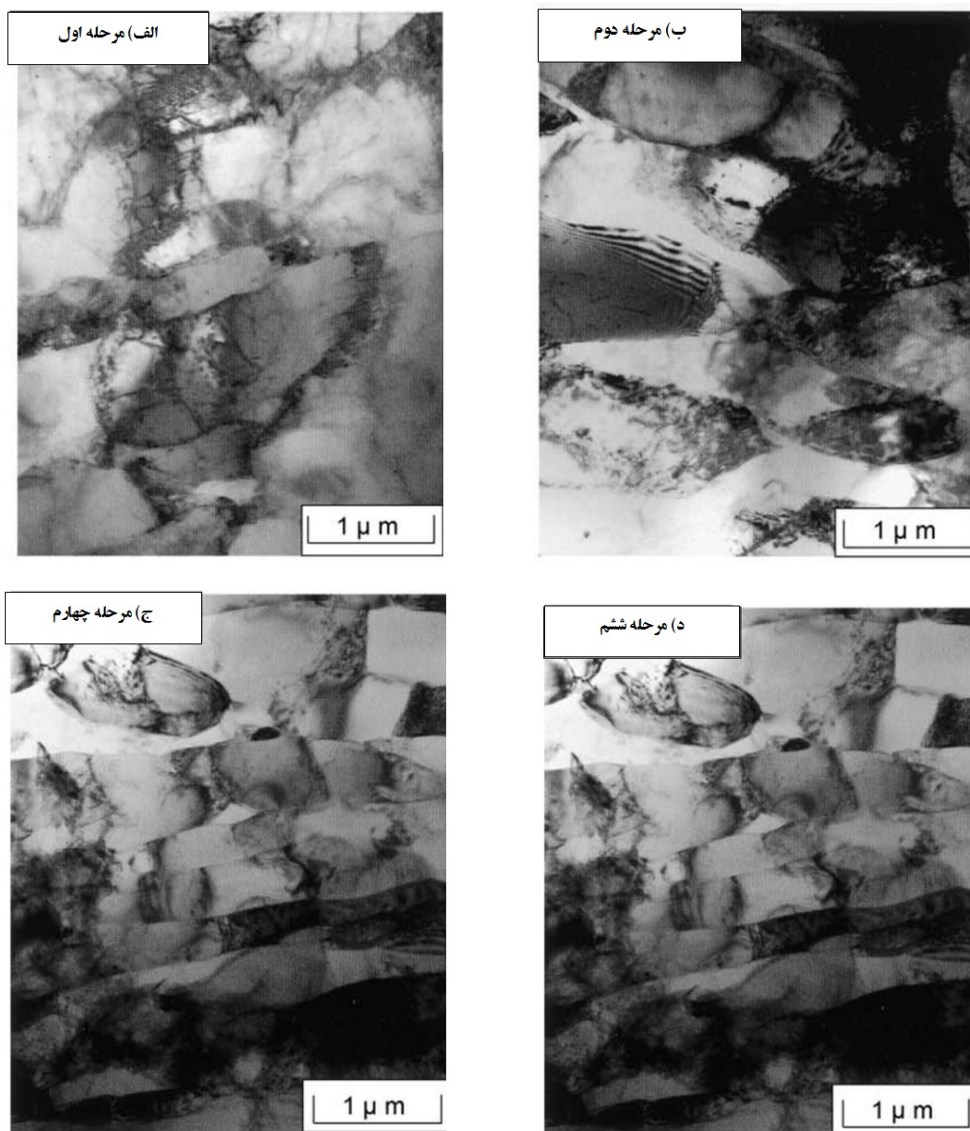
تی‌سوجی<sup>۲۴</sup> و همکارانش [۱۰ و ۱۶]، مکانیزم تشکیل این دانه‌های بسیار ظریف را در نورد تجمعی به این صورت پیشنهاد دادند: ساختار نورد تجمعی یافته، ساختاری شدیداً فشرده است و ناهمسانی‌های موضعی زیادی دارد که شامل نابجایی‌های وابسته به موقعیت<sup>۲۵</sup> (GNBs) می‌باشند. در این مکان‌های ناهمسانی، کرنش 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 انباشتی متوسط.

می‌یابد. در کرنش‌های بیشتر، مؤلفه Y در اثر لغزش غیر نرمال ایجاد می‌شود. باندهای برشی منجر به تولید مؤلفه گوس شده و یک لغزش غیرنرمال 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- نتیجه گیری

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 دوقلویی حین نورد

- [14] H. Pirgazi, A. Akbarzadeh, R. Petrov and L. Kestens, "Microstructure Evolution and Mechanical Properties of AA1100 Aluminum Sheet Processed by Accumulative Roll Bonding", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 501, pp. 330-345, 2008.
- [15] Y. T. Zhua and T. G. Langdon, "Influence of Grain Size on Deformation Mechanisms: An Extension to Nanocrystalline Materials", *Materials Science and Engineering, A* 409, pp. 234-247, 2005.
- [16] N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito and Y. Minamino, "Strength and Ductility of Ultrafine Grained Aluminum and Iron Produced by ARB and Annealing", *Scripta Materialia*, Vol. 47, pp. 893-995, 2002.
- [17] M. Raei, M. R. Toroghinejad and J. A. Szipunar, "Effect of ARB on Textural Evolution of AA1100 Aluminum Alloy", *Materials Science and Engineering, A* 527, pp. 7068-7073, 2010.
- [18] L. Ghalandari and M. M. Moshksar, "High Strength and High Conductive Cu/Ag Multilayer Produced by ARB", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 506, pp. 172-178, 2010.
- [19] H. Chang, M. Y. Zheng and K. Wu, "Microstructure and Mechanical Properties of the ARBed Pure Magnesium Sheets", *Materials Science and Engineering, A* 527, pp. 7176-7183, 2010.

### ۶- پی‌نوشت

- 1- Brass
- 2- Twinned Copper
- 3- Dillamore
- 4- Severe Plastic Deformation (SPD)
- 5- Accumulative Roll Bonding (ARB)
- 6- Texture
- 7- Heason
- 8- Prangnell
- 9- Shear Orientations
- 10- Kim
- 11- Incidental Dislocation Boundaries (IDB)
- 12- Geometrically Necessary Boundaries (GNBs)
- 13- Pole Figure
- 14- Orientation Distribution Function (ODF)
- 15- Delft
- 16- Goss
- 17- Misorientation
- 18- Deformation Bands
- 19- Micro Shear Bands
- 20- Rotated Cube
- 21- Copper
- 22- Stacking Fault Energy (SFE)
- 23- Chang
- 24- Tsuji
- 25- Geometrically Necessary Dislocations

### ۵- مراجع

- [1] L. Cha-Yong, H. Seung-Zeon and H. L. Seong, "Formation of Nano-Sized Grains in Cu and Cu-Fe-P Alloys by Accumulative Roll Bonding Process", *Metals and Materials International*, Vol. 12, pp. 225-232, 2006.
- [2] J. Younghwan, K. Sangshik and H. Seungzeon, "Tensile Behavior of Commercially Pure Copper Sheet Fabricated by 2- and 3- Layered Accumulative Roll Bonding (ARB) Process", *Metals and Materials International*, Vol. 14, No. 2, pp. 171-179, 2008.
- [3] Y. Saito, H. Utsunomiya and N. Tsuji, "Novel Ultra-High Straining Process for Bulk Materials Development of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process", *Acta Materialia*, Vol. 47, pp. 579-586, 1999.
- [4] X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen and Y. Minamino, "Microstructural Evolution During Accumulative Roll-Bonding of Commercial Purity Aluminum", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 340, pp. 265-275, 2003.
- [5] H. W. Kim, S. B. Kang and N. Tsuji, "Texture Properties of AA8011 Aluminum Alloy Sheet Manufactured by the Accumulative Roll Bonding Process (ARB)", *Materials Science Forum*, Vols. 408-412, pp. 727-736, 2002.
- [6] H. W. Kim, S. B. Kang, N. Tsuji and Y. Minamino, "Deformation Textures of AA8011 Aluminum Alloy Sheets Severely Deformed by Accumulative Roll Bonding", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 36, pp. 3151-3165, 2005.
- [7] K. T. Park, H. J. Kwon and W. J. Kim, "Microstructural Characteristics and Thermal Stability of Ultrafine Grained 6061 Al Alloy Fabricated by Accumulative Roll Bonding Process", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 316, pp. 145-155, 2001.
- [8] S. G. Chowdhury, A. Dutta and B. Ravikumar, "Textural Evolution During Accumulative Roll Bonding of an Al-Li Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 428, pp. 351-365, 2006.
- [9] A. C. C. Reis and L. Kestens, "Cross-Sectional Texture Gradients in Interstitial Free Steels Processed by Accumulated Roll Bonding", *Solid State Phenomena*, Vol. 105, pp. 233-247, 2005.
- [10] N. Tsuji, R. Ueji and Y. Minamino, "A New and Simple Process to Obtain Nano-Structured Bulk Low-Carbon Steel with Superior Mechanical Property", *Scripta Materialia*, Vol. 47, pp. 69-81, 2002.
- [11] S. G. Chowdhury, V. C. Srivastava and B. Ravikumar, "Evolution of Texture During Accumulative Roll Bonding (ARB) and its Comparison with Normal Cold Rolled Aluminum-Manganese", *Scripta Materialia*, Vol. 54, pp. 1691-1790, 2006.
- [12] C. P. Heason and P. B. Prangnell, "Texture Evolution and Grain Refinement in Al Deformed to Ultra-High Strains by Accumulative Roll Bonding (ARB)", *Material Science Forum*, Vol. 733, pp. 408-418, 2002.
- [13] H. W. Kim, S. B. Kang and N. Tsuji, "Elongation Increase in Ultra-Fine Grained Al-Fe-Si Alloy Sheets", *Acta Materialia*, Vol. 53, pp. 124-136, 2005.

