



دانشگاه صنعتی امیرکبیر
(پلی تکنیک تهران)

دوره ۴۸، شماره ۲، تابستان ۱۳۹۵، صفحه ۱۹۷ تا ۲۰۶

Vol. 48, No. 2, Summer 2016, pp. 197-206



نشریه علمی پژوهشی امیرکبیر - مهندسی مکانیک

AmirKabir Journal of Science & Research
Mechanical Engineering
ASJR-ME

تأثیر فرآیند نورد تجمعی معکوس بر ریزساختار، خواص مکانیکی و ناهمگنی خواص آلیاژ آلومینیوم AA1050

مجتبی دهقان^{۱*}، فتح‌الله قدس‌آبادی^۲، مهدی گردویی^۳

۱- دانشجوی دکترای مهندسی مواد - خواص فیزیکی و مکانیکی، دانشگاه سمنان

۲- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان

۳- استادیار دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه شاهرود

(دریافت: ۱۳۹۰/۱۱/۱۰ پذیرش: ۱۳۹۵/۴/۱۹)

چکیده

در این پژوهش پس از انجام ۱۳ پاس فرآیند نورد تجمعی بر روی ورق آلومینیوم AA1050، بهبود ریزساختار ورق تا دستیابی به دانه‌هایی با ابعاد نانومتری بررسی شده است. در این پژوهش بین پاس‌های فرآیند، ورق‌ها ۱۸۰° حول محور عمود (ND) چرخانده شده و هر پاس در خلاف جهت پاس قبل انجام شده است و همچنین قبل از انجام هر پاس ورق تحت عملیات پیش‌گرم قرار گرفته است. به منظور بررسی تغییرات استحکام و میزان ازدیاد طول ورق طی پاس‌های مختلف فرآیند، آزمون کشش تک‌محور در سه جهت نورد (RD)، جهت عرضی (TD) و زاویه‌ی ۴۵° نسبت به جهت نورد انجام و میزان ناهمگنی خواص در این سه جهت اندازه‌گیری شده است. چگونگی تغییر ناهمگنی خواص مکانیکی ورق طی پاس‌های مختلف فرآیند به صورت سینوسی است و کمترین میزان ناهمگنی در پاس‌های سوم، چهارم و سیزدهم به وقوع پیوست. در پایان با انجام آزمون میکروسختی ویکرز در طول ضخامت ورق، تغییرات سختی طی پاس‌های مختلف فرآیند بررسی شده است. سختی و استحکام ورق‌ها در پاس‌های ابتدایی فرآیند افزایش می‌یابد، در پاس‌های میانی تقریباً ثابت است و در پاس‌های پایانی نیز کمی کاهش می‌یابد. میزان ازدیاد طول نیز پس از افت ناگهانی در پاس اول، در پاس‌های بعدی فرآیند با شیب کمی افزایش می‌یابد.

کلمات کلیدی:

فرآیند نورد تجمعی (ARB)، ساختار نانومتری، استحکام کششی، میزان ازدیاد طول، شاخص ناهمگنی،

میکروسختی.

۱- مقدمه

صورت گرفته در این پژوهش، بررسی میزان ناهمسانگردی صفحه‌ای ورق نورد تجمعی شده، با اندازه‌گیری ناهمگنی خواص مکانیکی در سه جهت نورد (RD)^۱، جهت عرضی (TD)^۲ و زاویه‌ی ۴۵° نسبت به جهت نورد است. بدین منظور ورق‌ها پس از پاس‌های مختلف فرآیند، در این سه جهت تحت آزمون کشش تک‌محور قرار گرفته و استحکام کششی و میزان ازدیاد طول آنها اندازه‌گیری شده است. در ادامه میزان ناهمگنی خواص در این سه جهت اندازه‌گیری شده و مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته است. در پایان با اندازه‌گیری میکروسختی ورق‌های نورد تجمعی شده در طول ضخامت آنها، تغییر میکروسختی در طول ضخامت و در طی پاس‌های مختلف فرآیند مورد بررسی قرار گرفته است.

۲- مواد و روش تحقیق

قطعه‌ی اولیه‌ی مورد استفاده ورق آلومینیوم با ترکیب (۱۷۳Si) -۰/۰۳۷Zr -۰/۰۴۵Pb -۰/۱۵۷ Fe -۰/۹۹/۵۴ wt.% Al است. ابتدا ورق فلزی با ضخامت ۴ mm توسط فرآیند نورد سرد تا ۱ mm کاهش ضخامت داده شد و سپس به‌منظور دستیابی به ساختار هم‌محور کامل به مدت ۱ ساعت در درجه حرارت ۴۳۰°C تحت فرآیند تابکاری قرار گرفت. دو قطعه از این ورق با ضخامت ۱ mm، پهنای ۱۰۰ mm و طول ۱۵۰ mm با استفاده از استون چربی‌زدایی و توسط برس فولادی خراشیده و زیر شدند. سپس دو ورق روی هم قرار داده شده و به‌منظور جلوگیری از لغزش آنها بر روی هم، توسط سیم مسی به هم محکم شدند. عملیات اتصال نوردی توسط دستگاه نورد با قطر غلتک ۱۱ cm و سرعت دوران $6/9 \text{ mmmin}^{-1}$ تحت کاهش ضخامت ۵۰٪ انجام شد. تصویری از ورق حین فرآیند نورد تجمعی در شکل ۱ آورده شده است. ورق‌های چسبیده شده از جهت طولی به دو نیم تقسیم و فرآیند گفته شده در بالا تا ۱۳ پاس تکرار شد. در شکل ۲ تصویری از ورق پس از پاس‌های مختلف فرآیند نشان داده شده است. در این پژوهش در بین پاس‌های فرآیند، ورق‌ها ۱۸۰° حول محور عمود (ND)^۳ چرخانده و هر پاس در جهت مخالف پاس قبل انجام شد. همچنین قبل از انجام هر پاس فرآیند ورق به مدت ۵ دقیقه در درجه حرارت ۲۰۰°C پیش‌گرم شد.

به‌منظور بررسی ریزساختار قطعه طی فرآیند نورد تجمعی، سطح مقطع TD ورق‌ها توسط پولیش مکانیکی آماده و در محلول اچ جدول ۱ به مدت ۴ دقیقه اچ شد. در ادامه ریزساختار آنها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی با ولتاژ ۲۰kV مورد مشاهده و تحلیل قرار گرفت.

در سال‌های اخیر، بررسی روش‌های تولید و خواص مکانیکی مواد با ساختار فوق‌العاده ریزدانه (UFG)^۱ موضوع بسیاری از پژوهش‌های انجام‌شده در زمینه‌ی علم مواد و علوم مرتبط با آن بوده است. این مواد خواص بی‌نظیری همچون استحکام زیاد در دمای محیط، خاصیت سوپرپلاستیک در دمای بالا و نرخ کرنش کم، مقاومت در برابر سایش، استحکام خستگی بالا و مقاومت عالی در برابر خوردگی از خود نشان می‌دهند [۷-۱].

فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید (SPD)^۲ به‌عنوان یکی از روش‌های تولید مواد با اندازه دانه‌ی نانومتری مطرح است. مبنای این فرآیندها کاهش اندازه‌ی دانه‌ها در نمونه‌های فلزی با ابعاد بزرگ از طریق اعمال کرنش‌های شدید بدون ایجاد تغییر ابعادی در نمونه است [۸،۷]. در این فرآیندها با اعمال کرنش‌های شدید به نمونه، اندازه‌ی دانه‌ها تا مقیاس میکرو و حتی نانومتری کاهش یافته و خواص مکانیکی فلز بهبود چشم‌گیری می‌یابد. با توجه به کاهش اندازه‌ی دانه‌ها و افزایش استحکام نمونه‌های تولیدشده با روش‌های مذکور، به‌نظر می‌رسد، فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید یکی از مناسب‌ترین روش‌ها برای تولید مواد فلزی با اندازه دانه‌ی میکرون و نانومتری در مقیاس صنعتی باشد [۸-۱۰]. در صورتی که فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید این قابلیت را داشته باشند که به‌صورت پیوسته انجام شوند، می‌توان این فرآیندها را صنعتی نمود [۱۱].

فرآیند نورد تجمعی (ARB)^۳ به‌عنوان یک روش اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید است و به‌منظور دستیابی به ساختاری با اندازه دانه‌ی نانومتری ابداع شده است [۱۲-۱۷]. مهم‌ترین برتری فرآیند نورد تجمعی نسبت به دیگر فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید، قابلیت تولید پیوسته‌ی ورق‌های فلزی فوق‌العاده ریزدانه و در نتیجه از لحاظ اقتصادی مقرون به صرفه بودن آن است [۱۸].

در فرآیند نورد تجمعی، ورقی که توسط فرآیند نورد ۵۰٪ کاهش ضخامت داده شده است، به دو قسمت بریده می‌شود و سپس این دو ورق روی هم قرار داده شده و نورد می‌شوند [۱۹،۱۴،۳]. از آنجا که فرآیند گفته شده در بالا را بدون محدودیت می‌توان تکرار نمود، در نتیجه قابلیت اعمال کرنش پلاستیک خیلی بزرگی بر ماده وجود دارد [۲۰،۱۹،۳]. این فرآیند به‌دلیل تولید پیوسته‌ی ورق‌های بزرگ با ساختار فوق‌العاده ریزدانه قابلیت صنعتی شدن را نیز دارد [۲۱،۲۲].

در این پژوهش ریزساختار، خواص مکانیکی و ناهمگنی خواص آلومینیوم خالص تجاری (AA1050) طی پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی مورد بررسی قرار گرفته است. مطالعه‌ی ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)^۴ انجام شده است. مطالعه‌ی جدید

1 Ultra-Fine Grain

2 Severe Plastic Deformation

3 Accumulative Roll Bonding

4 Scanning Electron Microscope

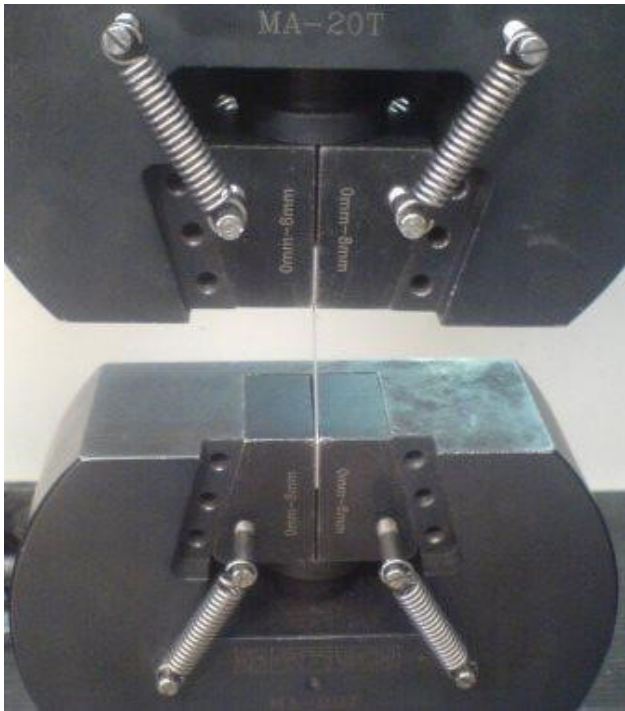
5 Rolling Direction

6 Transverse Direction

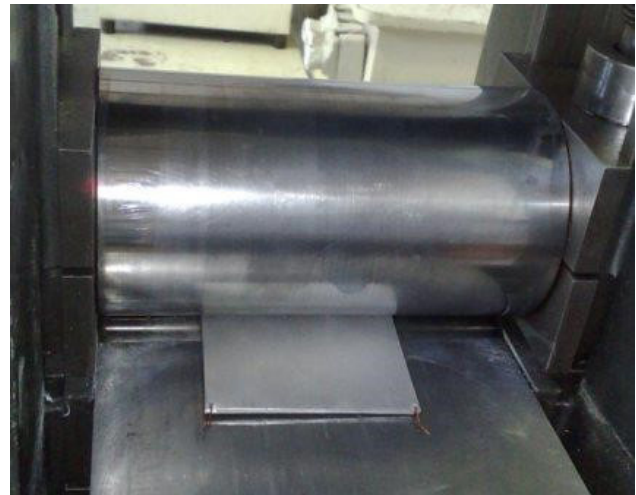
7 Normal Direction

جدول ۱: محلول اچ مورد استفاده در این پژوهش

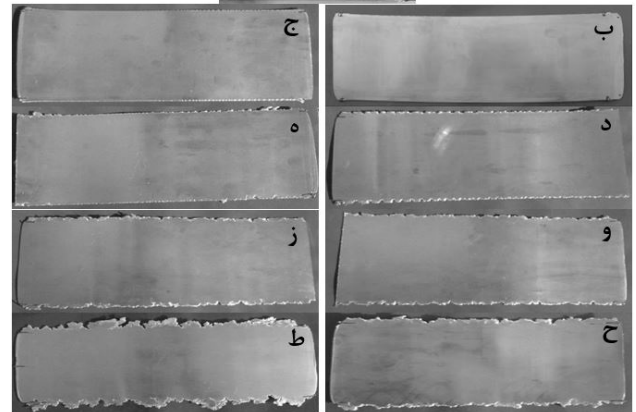
ترکیب محلول اچ	عنوان
۵۰ ml Poulton's reagent + ۲۵ ml HNO ₃ + ۱۲ gr CrO ₃ + ۴۰ ml H ₂ O	محلول اچ
۳۰ ml HCl + ۱۵ ml HNO ₃ + ۲/۵ ml HF + ۲/۵ ml H ₂ O	Poulton's reagent



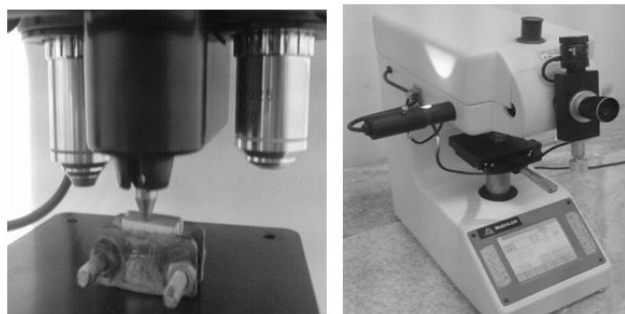
شکل ۳: آزمون کشش تک‌محور



شکل ۱: ورق حین فرآیند نورد تجمعی



شکل ۲: ورق (الف) قبل از فرآیند نورد تجمعی و پس از (ب) ۱، (ج) ۲، (د) ۳، (ه) ۴، (و) ۷، (ز) ۸، (ح) ۱۰ و (ط) ۱۳ پاس فرآیند نورد تجمعی



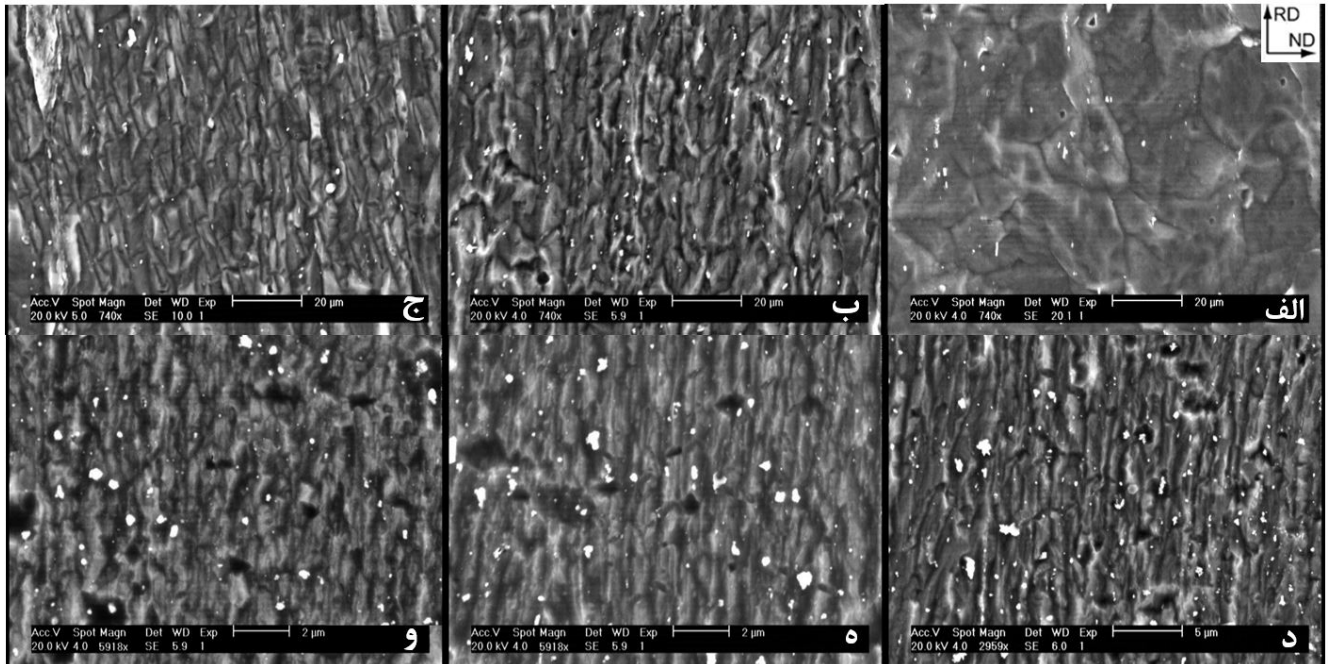
شکل ۴: میکروسختی‌سنجی

۳- نتایج و بحث

کرنش معادل هر پاس انجام فرآیند نورد تجمعی برابر با ۰/۸ است. در نتیجه ورق ۱۳ پاس نورد تجمعی شده تحت کرنش معادل ۱۰/۴ قرار گرفته و کاهش ضخامت کل آن نیز ۹۹/۹۸۸٪ است. تعداد لایه‌های ورق نورد تجمعی شده از رابطه‌ی n^3 به دست می‌آید (n تعداد پاس‌های فرآیند است). در نتیجه ورق ۱۳ پاس نورد تجمعی شده دارای ۸۱۹۲ لایه است و ضخامت هر لایه‌ی آن ۱۲۲ nm است.

به‌منظور افزایش چسبندگی لایه‌ها، این فرآیند در شرایط بدون روانکار انجام شد و در نتیجه تغییر شکل برشی شدیدی بر نمونه‌ها اعمال شده است. به‌همین دلیل کرنش اعمالی به ورق پس از ۱۳ پاس فرآیند

در این پژوهش به‌منظور بررسی استحکام و میزان شکل‌پذیری ورق طی فرآیند نورد تجمعی، آزمون کشش تک‌محور با نرخ کرنش $10^{-4} s^{-1}$ $\times 8/3$ انجام شد (شکل ۳). نمونه‌های آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM B 557M با سنج‌ای به طول ۳۲ mm و پهنا ۶ mm آماده شد. به‌منظور بررسی میزان ناهمسانگردی صفحه‌ای ورق، آزمون کشش در سه جهت نورد، جهت عرضی و زاویه‌ی ۴۵° نسبت به جهت نورد انجام و میزان ناهمگنی خواص مکانیکی در این جهات اندازه‌گیری شد. همچنین به‌منظور بررسی توزیع میکروسختی در طول ضخامت ورق‌ها، آزمون میکروسختی در طول ضخامت آنها به فواصل ۱۰۰ μm انجام شد (شکل ۴).



شکل ۵: ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح مقطع TD ورق‌ها پس از (الف) تابکاری، (ب) ۱، (ج) ۲، (د) ۷، (ه) ۱۰ و (و) ۱۳ پاس فرآیند نورد تجمعی

۳-۲- خواص مکانیکی

در شکل ۶ منحنی تنش - کرنش مهندسی ورق اولیه‌ی تابکاری شده و ورق‌های کشیده‌شده در سه جهت نورد، جهت عرضی و زاویه‌ی 45° ، پس از پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی آمده است. نمای کلی منحنی برای پاس‌های مختلف فرآیند مشابه یکدیگر است؛ بدین صورت که تنش به سرعت به حداکثر مقدار خود می‌رسد، سپس گلوبی شدن در میزان ازدیاد طول یکنواخت کمتر از ۷٪ رخ می‌دهد. در پایان شکست، در ازدیاد طول کل کمتر از ۱۸٪ به وقوع می‌پیوندد.

در شکل ۷ چگونگی تغییر خواص مکانیکی ورق‌ها طی پاس‌های مختلف فرآیند نشان داده شده است. در هر سه جهت انجام آزمون کشش، با افزایش پاس‌های فرآیند استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم ورق افزایش می‌یابد. سرعت افزایش استحکام در پاس‌های اولیه‌ی فرآیند زیاد است که به دلیل کارسختی ایجاد شده ناشی از افزایش دانسیته‌ی نابجایی‌ها و تشکیل دانه‌های فرعی نانومتری طی این مراحل می‌باشد [۲]. نرخ افزایش استحکام در سیکل‌های میانی کاهش می‌یابد. در این مرحله، تأثیر کرنش سختی در افزایش استحکام کمتر شده و اغلب تکامل تدریجی ریزساختار و شکل‌گیری ساختار فوق‌العاده ریزدانه با ابعاد نانومتری نقش اساسی در افزایش استحکام دارند [۱۹،۱]. در پاس‌های

نورد تجمعی، به دلیل این کرنش برشی اضافی، بزرگتر از کرنش اسمی $10/4$ محاسبه شده در بالاست.

۳-۱- مطالعه‌ی ریزساختاری

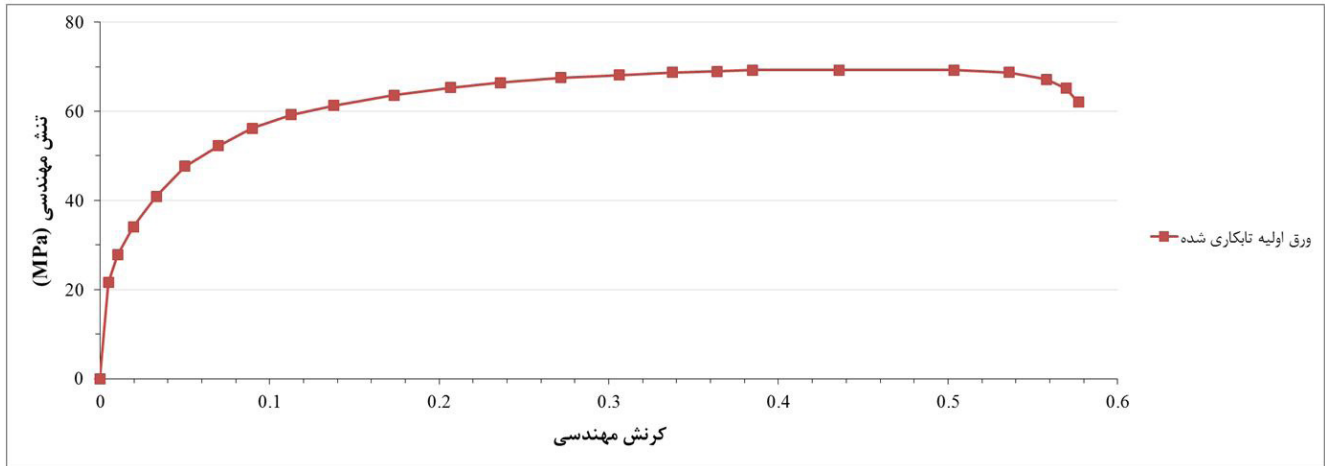
در شکل ۵ ریزساختار سطح مقطع TD ورق‌ها پس از پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی ارائه شده است. با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند از طول و ضخامت دانه‌ها کاسته می‌شود. البته نرخ کاهش اندازه‌ی دانه در جهت ضخامت بیشتر از جهت طولی نورد است و دانه‌ها به صورت کشیده شده در جهت نورد در می‌آیند. ضخامت، طول و اندازه‌ی متوسط دانه‌ها در جدول ۲ آمده است. مکانیزم ریز دانه شدن فلز، شکل‌گیری نابجایی‌ها درون دانه‌ها و در ادامه تشکیل دانه‌های فرعی است. با افزایش پاس‌های فرآیند دانه‌های بسیار ریز کشیده‌شده در جهت نورد ایجاد شده و بدین ترتیب ساختار ریزدانه شکل می‌گیرد. در پاس‌های پایانی ساختار فوق‌العاده ریزدانه با دانه‌های نانومتری فلز را فرا می‌گیرد، به طور متوسط ضخامت دانه‌ها در پاس سیزدهم 938 nm و متوسط اندازه‌ی دانه به 938 nm است.

جدول ۲: اندازه دانه ورق‌ها پس از فرآیند نورد تجمعی (μm)

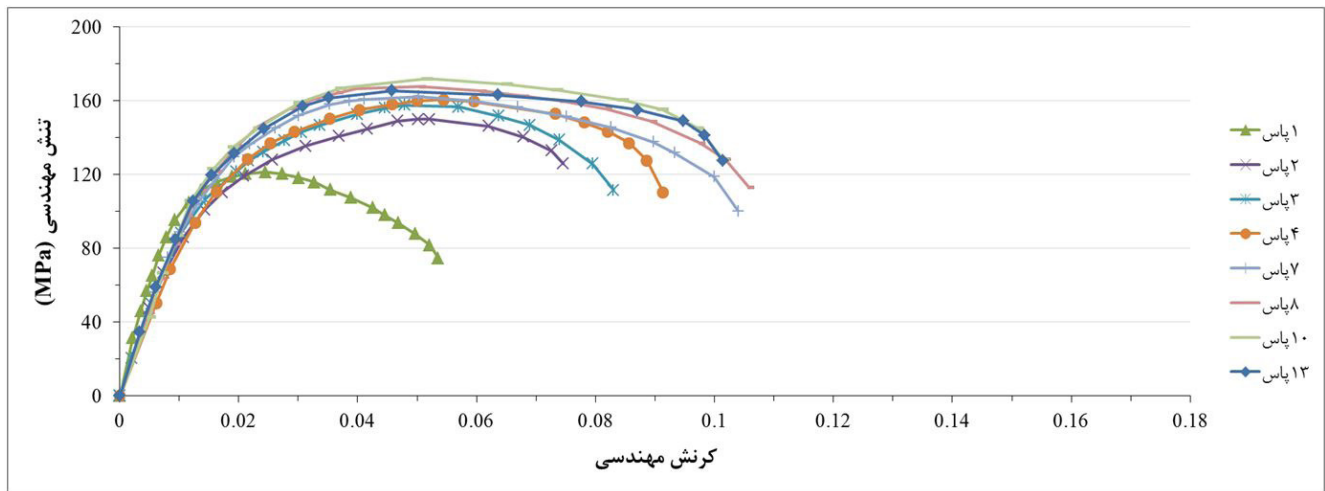
ورق	تابکاری شده	۱ پاس	۲ پاس	۷ پاس	۱۰ پاس	۱۳ پاس
ضخامت دانه	۳۵	۱۲/۸	۵/۱۱	۱/۱۸	۶۱۰ nm	۴۸۶ nm
طول دانه	۳۳	۲۳/۲	۱۷/۲۷	۳/۵	۱/۶۵	۱/۳۹
اندازه دانه	۳۴	۱۸	۱۱/۱۹	۲/۳۴	۱/۱۳	۹۳۸ nm

کاهش می‌یابد [۱، ۲۳]. در ادامه با افزایش پاس‌های فرآیند، درصد ازدیاد طول با شیب بسیار کمی افزایش یافته و در پاس‌های پایانی تقریباً ثابت می‌ماند.

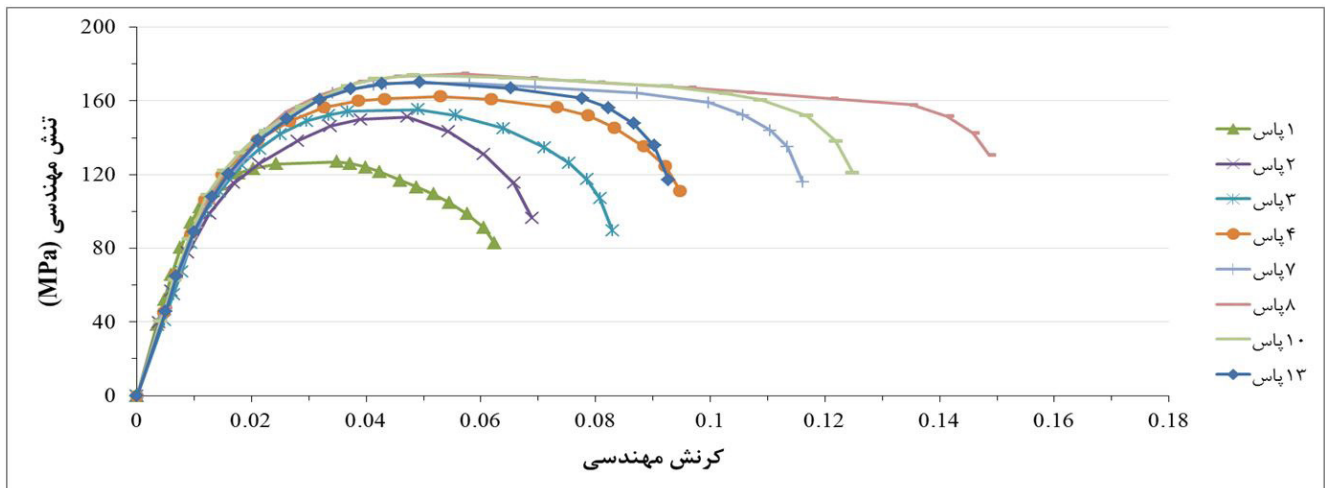
پایانی نیز به دلیل وقوع بازیابی دینامیکی استحکام ورق کمی کاهش می‌یابد. با انجام اولین پاس فرآیند، به دلیل وقوع شرایط ناپایداری پلاستیک ناشی از ساختار ریزدانه‌ی شکل گرفته، میزان ازدیاد طول ورق به شدت



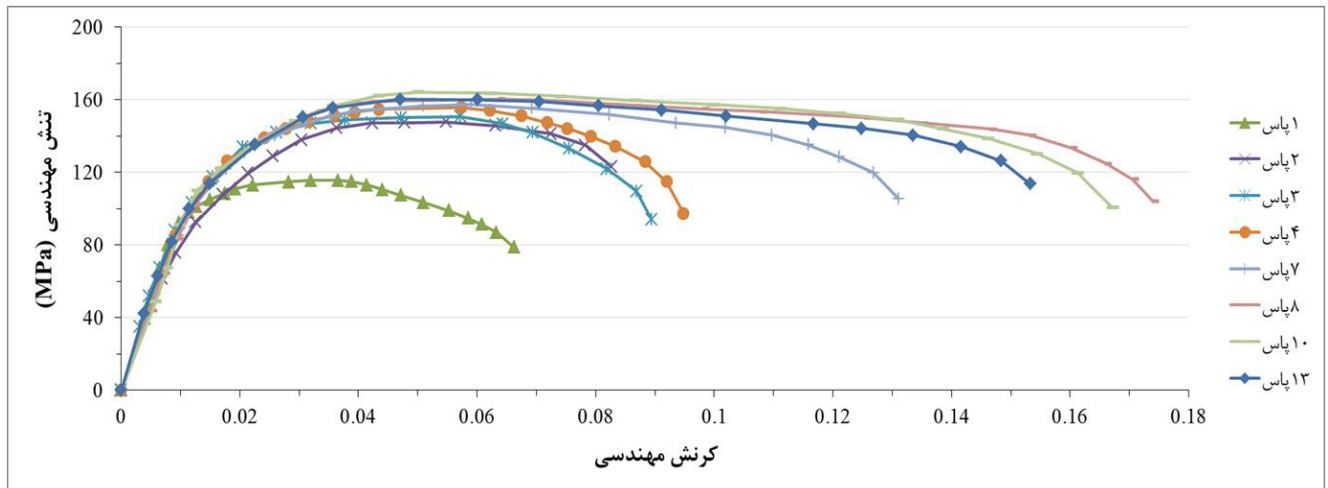
(الف)



(ب)



(ج)



(د)

شکل ۶: منحنی تنش - کرنش مهندسی (الف) ورق اولیه‌ی تابکاری شده و همچنین (ب) جهت نورد، (ج) جهت عرضی و (د) زاویه‌ی ۴۵° نسبت به جهت نورد ورق پس از فرآیند نورد تجمعی

چهارم و حتی سیزدهم فرآیند دارای کمترین مقدار خود است و در نتیجه مناسب‌ترین میزان ناهمگنی خواص در پاس‌های مذکور می‌باشد. البته در مورد ازدیاد طول کل، شاخص ناهمگنی پس از پاس هشتم همچنان افزایش می‌یابد، تا در پاس سیزدهم به بیشینه مقدار خود می‌رسد. از سوی دیگر میزان ناهمگنی درصد ازدیاد طول یکنواخت و کل ورق‌ها بیش از ناهمگنی استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی آنها است.

۳-۴- میکروسختی سنجی

به منظور بررسی موضعی توزیع استحکام در ورق‌های نورد تجمعی شده، میکروسختی ویکرز در طول ضخامت آنها اندازه‌گیری شده است. در شکل ۹ توزیع میکروسختی در پاس‌های مختلف فرآیند نشان داده شده است. مطابق شکل ۹ توزیع میکروسختی در طول ضخامت یکنواخت است، به جز زیر سطح ورق که کمی بیشتر است. این افزایش میکروسختی در زیر سطح ورق به کرنش‌های برشی اعمالی در سطوح ورق نسبت داده می‌شود. همان‌طور که اشاره شد، به منظور ایجاد چسبندگی بین ورق‌ها فرآیند نورد بدون روانکار انجام می‌شود و در نتیجه به دلیل اصطکاک زیاد بین غلتک‌ها و قطعه کرنش برشی باقیمانده‌ی بزرگی در مناطق سطحی وجود دارد [۹]. به همین دلیل سختی در مناطق زیرسطحی ورق بیش از دیگر قسمت‌هاست. علاوه بر این با دو نیم کردن و چسباندن ورق‌ها به یکدیگر در پاس بعدی، نیمی از ناحیه‌ی سطحی تحت تغییر شکل برشی قرار گرفته به مرکز می‌رود. با تکرار این عمل در فرآیند نورد تجمعی توزیع کرنش برشی باقیمانده در طول ضخامت ورق بسیار پیچیده شده و باندهای برشی در پاس‌های پایانی فرآیند اشباع می‌شود [۴].

در شکل ۱۰ درصد شاخص ناهمگنی سختی در طول ضخامت ورق (به جز مناطق زیرسطحی) نشان داده شده است؛ در همه‌ی پاس‌های فرآیند شاخص ناهمگنی سختی کمتر از ۰.۴٪ است، که نشان‌دهنده‌ی یکنواختی توزیع میکروسختی در طول ضخامت ورق است. میانگین

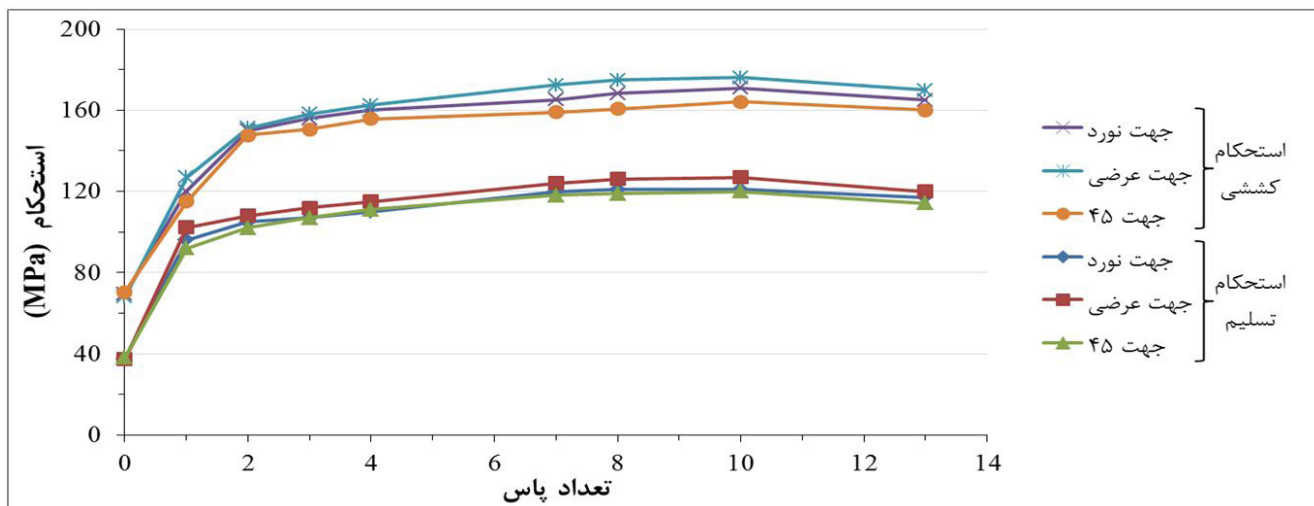
۳-۳- ناهمگنی خواص مکانیکی

به منظور مطالعه‌ی میزان ناهمگنی خواص مکانیکی در ورق‌های نورد تجمعی شده، آزمون کشش تک‌محور در سه جهت نورد، جهت عرضی و زاویه‌ی ۴۵° نسبت به جهت نورد انجام شده است. همان‌طور که در شکل ۷ مشخص است، استحکام کششی و تسلیم ورق‌ها در جهت عرضی بیشتر از استحکام آنها در جهت نورد است. همچنین استحکام کششی و تسلیم ورق‌ها در جهت زاویه‌ی ۴۵° نیز کمتر از استحکام آنها در جهت نورد و جهت عرضی است. به منظور بررسی ناهمسانگردی صفحه‌ای خواص در این سه جهت، از شاخص ناهمگنی (V) که به صورت نسبت انحراف استاندارد (SD)^۸ به مقدار میانگین پارامتر (\bar{x}) تعریف می‌شود، استفاده شده است [۲۴]:

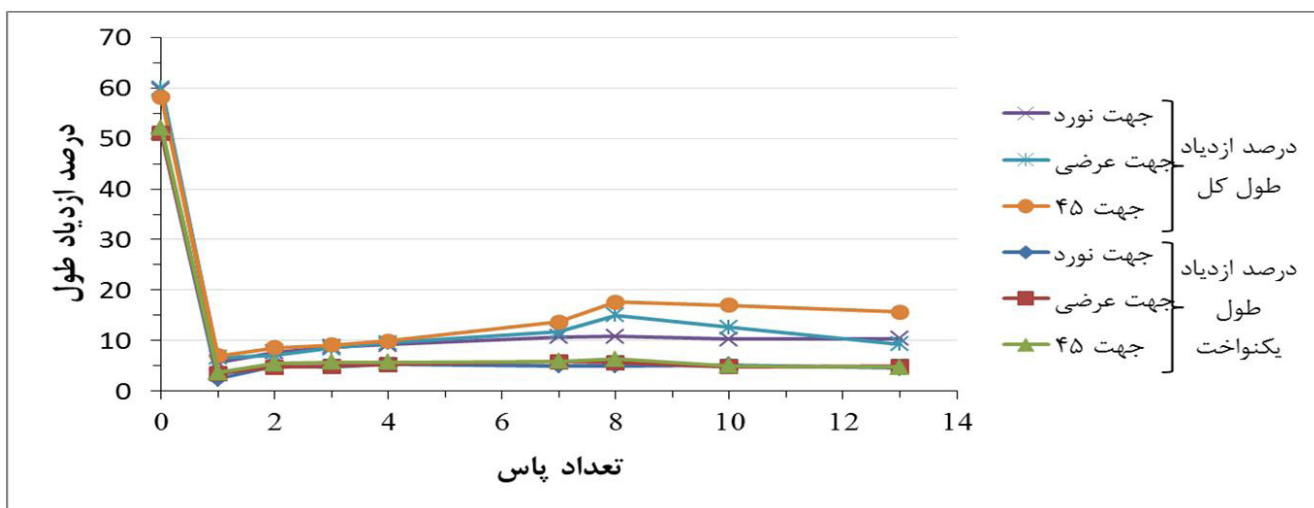
$$V = \frac{SD}{\bar{x}} \times 100 \quad (1)$$

شاخص ناهمگنی استحکام کششی نهایی، استحکام تسلیم، درصد ازدیاد طول کل و ازدیاد طول یکنواخت برای پاس‌های مختلف فرآیند اندازه‌گیری و در شکل ۸ ارائه شده است. همان‌طور که مشخص است، کمترین میزان ناهمگنی خواص در این سه جهت مربوط به ورق اولیه‌ی تابکاری شده است. تغییر ناهمگنی خواص مکانیکی ورق طی پاس‌های مختلف فرآیند به صورت سینوسی می‌باشد. با انجام اولین پاس فرآیند نورد تجمعی، درصد ناهمگنی افزوده شده و به یک قله‌ی بیشینه‌ای می‌رسد و پس از آن با شیب کمی کاهش می‌یابد، تا در پاس چهارم به کمینه مقدار خود می‌رسد؛ سپس کم‌کم میزان ناهمگنی افزایش می‌یابد، تا دوباره در پاس هشتم به یک قله‌ی بیشینه می‌رسد و پس از آن خواص به سمت همگن شدن پیش می‌رود. شاخص ناهمگنی در پاس‌های سوم،

8 Standard Deviation

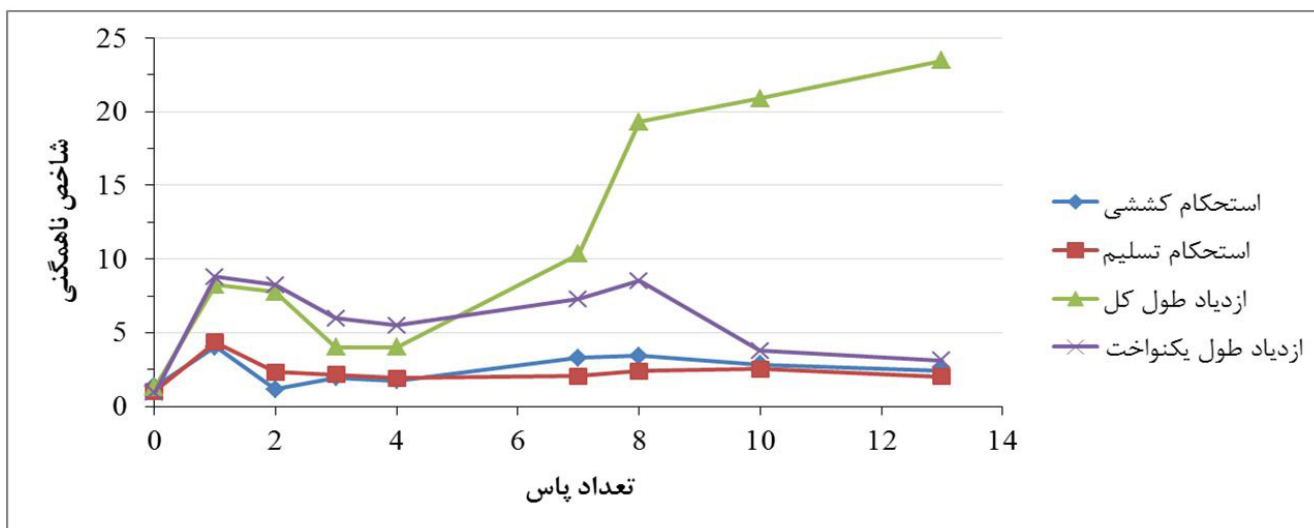


(الف)



(ب)

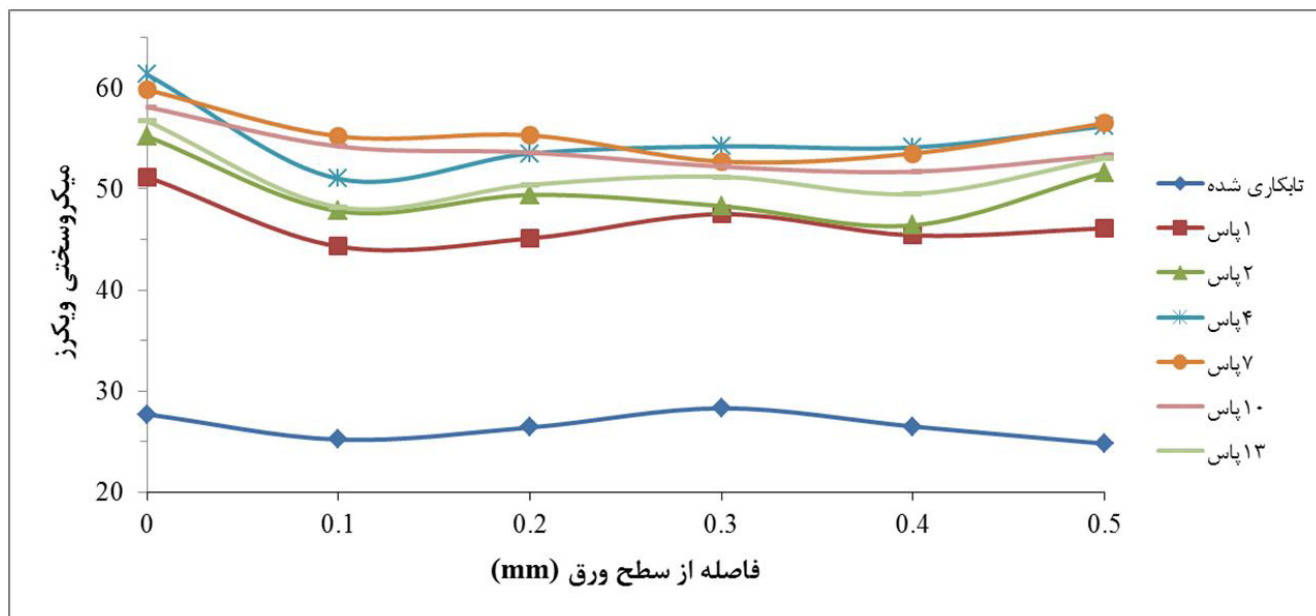
شکل ۷: نحوه‌ی تغییر (الف) استحکام کششی نهایی، استحکام تسلیم، (ب) درصد ازدیاد طول کل و ازدیاد طول یکنواخت ورق‌ها پس از فرآیند نورد جمعی



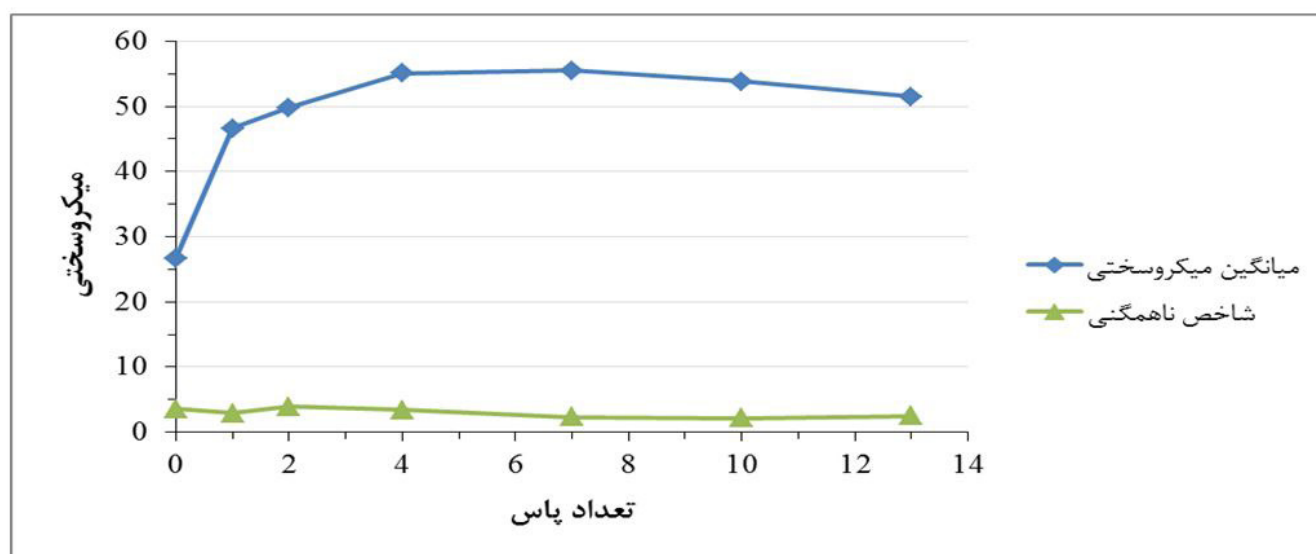
شکل ۸: درصد ناهمگنی خواص مکانیکی ورق‌ها در سه جهت نورد، جهت عرضی و زاویه‌ی ۴۵° نسبت به جهت نورد پس از فرآیند نورد جمعی

اما پس از آن تا پاس هفتم تقریباً ثابت است و از آن پس کم کم کاهش می‌یابد. این موضوع به دلیل توزیع پیچیده‌ی کرنش برشی و اشباع شدن باندهای برشی در پاس‌های پایانی فرآیند است.

سختی ورق‌ها پس از پاس‌های مختلف فرآیند نیز در شکل ۱۰ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در پاس‌های ابتدایی فرآیند، سختی افزایش می‌یابد تا در پاس چهارم به بیشینه مقدار خود می‌رسد؛



شکل ۹: چگونگی توزیع میکروسختی در طول ضخامت ورق‌ها پس از فرآیند نورد تجمعی



شکل ۱۰: درصد ناهمگنی و میانگین سختی در طول ضخامت ورق‌ها پس از فرآیند نورد تجمعی

۱/۳۹ و متوسط اندازه دانه‌ها ۹۳۸ nm است.

۲. با انجام فرآیند نورد تجمعی استحکام کششی ورق‌ها در پاس‌های اولیه به سرعت افزایش می‌یابد. با افزایش پاس‌های فرآیند نرخ افزایش استحکام کاهش می‌یابد. در ادامه در پاس‌های میانی تغییری در استحکام ورق مشاهده نمی‌شود. در پاس‌های پایانی نیز استحکام ورق کمی کاهش می‌یابد. استحکام ورق‌ها در جهت عرضی دارای بیشترین مقدار و در جهت زاویه‌ی 45° نیز دارای کمترین مقدار است.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش پس از بررسی ریزساختار، خواص مکانیکی و ناهمگنی خواص در جهات مختلف ورق آلومینیوم AA1050 طی فرآیند نورد تجمعی نتایج زیر به دست آمده است:

۱. با افزایش تعداد پاس‌های فرآیند نورد تجمعی از طول و ضخامت دانه‌ها کاسته می‌شود، به طوری که در پاس‌های پایانی فرآیند ساختار فوق‌العاده ریزدانه‌ی نانومتری حاصل می‌شود. پس از پاس سیزدهم متوسط ضخامت دانه‌ها ۴۸۶ nm، متوسط طول دانه μm

- [6] X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen, Y. Minamino, 2003, "Microstructural Evolution During Accumulative Roll-Bonding of Commercial Purity Aluminum", *Materials Science and Engineering A*, 340, pp. 265-71.
- [7] S.H. Lee, Y. Saito, T. Sakai, H. Utsunomiya, 2002, "Microstructures and Mechanical Properties of 6061 Aluminum Alloy Processed by Accumulative Roll-Bonding", *Materials Science and Engineering A*, 325, pp. 228-35.
- [8] Y.H. Chung, J.W. Park, K.H. Lee, 2006, "An Analysis of Accumulated Deformation in the Equal Channel Angular Rolling (ECAR) Process", *Metals and Materials International*, 4, pp. 289-92.
- [9] K. Hanazaki, N. Shigeiri, N. Tsuji, 2010, "Change in Microstructures and Mechanical Properties during Deep Wire Drawing of Copper", *Materials Science and Engineering A*, 527, pp. 5699-5707.
- [10] A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D.Y. Yang, F. Micari, G.D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski, A. Yanagida, 2008, "Severe Plastic Deformation (SPD) Processes for Metals", *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 57, pp. 716-35.
- [11] H. Utsunomiya, K. Hatsuda, T. Sakai, Y. Saito 2004, "Continuous Grain Refinement of Aluminum Strip by Conshearing", *Materials Science and Engineering A*, 372, pp. 199-206.
- [12] R. Nasiri Dehsorkhi, F. Qods, M. Tajally, 2011, "Investigation on microstructure and mechanical properties of Al-Zn composite during accumulative roll bonding (ARB) process", *Materials Science and Engineering A*, 530, pp. 63-72.
- [13] S. Pasebani, M.R. Toroghinejad, "Nano-grained 70/30 brass strip produced by accumulative roll-bonding (ARB) process", *Materials Science and Engineering A*, No. 527, pp. 491-97, 2010.
- [14] K. Wu, H. Chang, E. Maawad, W.M. Gan, H.G. Brokmeier, M.Y. Zheng, 2010, "Microstructure and mechanical properties of the Mg/Al laminated composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB)", *Materials Science and Engineering A*, 527, pp. 3073-78.
- [15] M. Eizadjou, A. Kazemi Talachi, H. Danesh Manesh, H. Shakur Shahabi, K. Janghorban, 2008, "Investigation of structure and mechanical properties of multi-layered Al/Cu composite produced by accumulative roll bonding (ARB) process", *Composites Science and Technology*, 68, pp. 2003-09.
- [16] A. Kolahi, A. Akbarzadeh, M.R. Barnett, 2009, "Electron back scattered diffraction (EBSD) characterization of

۳. با انجام اولین پاس فرآیند نورد تجمعی، میزان ازدیاد طول قطعه به سرعت کاهش می‌یابد. سپس با افزایش پاس‌های فرآیند میزان ازدیاد طول با آهنگ کمی افزایش یافته و در پاس‌های پایانی تقریباً ثابت می‌ماند.
۴. ناهمگنی خواص مکانیکی ورق طی پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی به صورت سینوسی تغییر می‌کند. بدین صورت که ناهمگنی خواص در ورق اولیه‌ی تابکاری شده و پس از سه، چهار و سیزده پاس فرآیند نورد تجمعی دارای کمترین و بهینه‌ترین مقادیر و از سوی دیگر پس از یک و هشت پاس فرآیند نورد تجمعی دارای بیشترین مقادیر است.
۵. سختی ورق‌ها در پاس‌های ابتدایی فرآیند افزایش می‌یابد، در ادامه در پاس‌های میانی تقریباً ثابت است. در پاس‌های پایانی نیز سختی کمی کاهش می‌یابد. توزیع سختی در طول ضخامت ورق نورد تجمعی شده نسبتاً یکنواخت است.

۵- تقدیر و تشکر

مجتبی دهقان از شرکت تولیدی آدا به دلیل همکاری در انجام آزمون‌های کشش قدردانی می‌نماید. همچنین از حمایت دفتر استعداد درخشان دانشگاه سمنان تقدیر و تشکر می‌کند.

۶- مراجع

- [1] M. Eizadjou, H. Danesh Manesh, K. Janghorban, 2009, "Microstructure and mechanical properties of ultra-fine grains (UFGs) aluminum strips produced by ARB process", *Journal of Alloys and Compounds*, 474, pp. 406-15.
- [2] H. Pirgazi, A. Akbarzadeh, R. Petrov, L. Kestens, 2008, "Microstructure evolution and mechanical properties of AA1100 aluminum sheet processed by accumulative roll bonding", *Materials Science and Engineering A*, 497, pp. 132-38.
- [3] M. Dehghan, F. Qods, M. Gerdooei, 2012, "Investigation of Microstructure of the Commercial Pure Aluminium in the ARB Process", *Materials Science Forum*, 702-703, pp. 147-150.
- [4] N. Tsuji, T. Toyoda, Y. Minamino, Y. Koizumi, T. Yamane, M. Komatsu, M. Kiritani, 2003, "Microstructural change of ultrafine-grained aluminum during high-speed plastic deformation", *Materials Science and Engineering A*, 350, pp. 108-16.
- [5] N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen, 2009, "Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminium deformed to high strain and annealed", *Acta Materialia*, 57, pp. 4198-4208.

- AA1050 Alloy”, *Key Engineering Materials*, 531-532, pp. 623-26.
- [21] N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito, Y. Minamino, 2002, “Strength and Ductility of Ultrafine Grained Aluminum and Iron Produced by ARB and Annealing”, *Scripta Materialia*, 47, pp. 893-99.
- [22] A.A. Roostaie, A. Zarei-Hanzaki, H.R. Abedi, M.R. Rokni, 2011, “An Investigation into the Mechanical Behavior and Microstructural Evolution of the Accumulative Roll Bonded AZ31 Mg Alloy upon Annealing”, *Materials and Design*, 32, pp. 2963-68.
- [23] H.W. Kim, S.B. Kang, N. Tsuji, Y. Minamino, 2005, “Elongation increase in ultra-fine grained Al-Fe-Si alloy sheets”, *Acta Materialia*, 53, pp. 1737-49.
- [24] A.P. Zhilyaev, G.V. Nurislamova, B.K. Kim, M.D. Baró, J.A. Szpunar, T.G. Langdon, 2003, “Experimental Parameters Influencing Grain Refinement and Microstructural Evolution During High-Pressure Torsion”, *Acta Materialia*, 51, pp. 753-65.
- warm rolled and accumulative roll bonding (ARB) processed ferrite”, *Journal of Materials Processing Technology*, 209, pp. 1436-44.
- [17] S.G. Chowdhury, V.C. Srivastava, B. Ravikumar, S. Soren, 2006, “Evolution of texture during accumulative roll bonding (ARB) and its comparison with normal cold rolled aluminium-manganese alloy”, *Scripta Materialia*, 54, pp. 1691-96.
- [18] S. Pasebani, M.R. Toroghinejad, M. Hosseini, J. Szpunar, 2010, “Textural evolution of nanograined 70/30 brass produced by accumulative roll-bonding”, *Materials Science and Engineering A*, 527, pp. 2050-56.
- [19] S.A. Hosseini, H. Danesh Manesh, 2009, “High-strength, high-conductivity ultra-fine grains commercial pure copper produced by ARB process”, *Materials and Design*, 30, pp. 2911-18.
- [20] M. Dehghan, F. Qods, M. Gerdooei, 2013, “Effect of Accumulative Roll Bonding Process with Inter-Cycle Heat Treatment on Microstructure and Microhardness of