

تأثیر پارامترهای ترمومکانیکی بر بافت و انایزوتروپی ورق برنج ۱۰-۹۰

مهدی سالاری (کارشناس ارشد)
عباس اکبرزاده (دانشیار)
دانشکده‌ی مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف

پدیده‌ی گوشه‌دار شدن حین کشش عمیق ورق‌های فلزی، روند تولید را مختل و از کیفیت محصول نهایی می‌کاهد. در نتیجه انایزوتروپی صفحه‌ی ورق رخ می‌دهد. پارامترهای ترمومکانیکی اعمال شده حین تولید ورق از عوامل مهم و تأثیرگذار بر انایزوتروپی ورق و ایجاد پدیده‌ی گوشه‌دار شدن هستند. این پارامترها با تغییر ریزساختار و بافت ورق بر میزان گوشه‌دار شدن اثر می‌گذارند. با انتخاب شرایط مناسب در نورد داغ، نورد سرد و تابکاری (تبلور مجدد) می‌توان به تعادل مناسب در بافت تابکاری و نورد به‌همراه ساختار ریزدانه و یکنواخت دست یافت و در نتیجه کم‌ترین میزان انایزوتروپی صفحه‌ی را برای ورق نهایی فراهم کرد. در این پژوهش نقش این پارامترها بر بافت و ریزساختار ورق برنجی ۱۰-۹۰، و در نهایت ارتباط آنها با انایزوتروپی و گوشه‌دار شدن ورق مورد بررسی واقع شده است. دمای پایانی نورد داغ، کرنش نورد سرد و دمای تابکاری در دو مرحله‌ی تاباندن اولیه و نهایی از جمله پارامترهای مورد تحقیق و بررسی بوده است. در نمونه‌هایی که از ریزساختاری با دانه‌های همگن و عاری از دوقلوهای تابکاری برخوردار بود، انایزوتروپی صفحه‌ی کم‌تری مشاهده شد. به همین ترتیب ورق‌هایی که بین مؤلفه‌های تابکاری و نورد آنها توازن بیشتری برقرار بود، انایزوتروپی صفحه‌ی کم‌تری داشتند.

مؤلفه‌های فرعی حاصل از تابکاری است و دارای جهت‌گیری ترجیحی $\langle 100 \rangle < 100 \rangle$ است. [۴]، (شکل ۱).

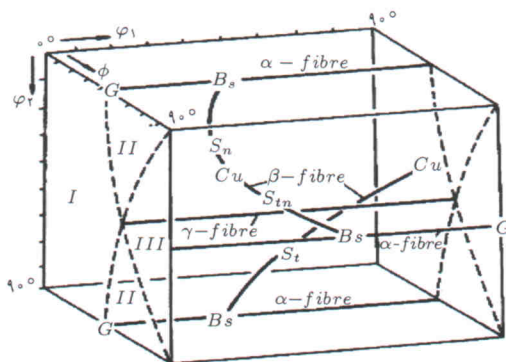
حین نورد داغ دانه‌های تبلور مجدد پویا جوانه می‌زنند که نیروی محرکه‌ی آنها کاهش انرژی کرنشی است. تأثیر دمای نورد به‌گونه‌ی است که افزایش آن تشکیل دانه‌های فرعی هم‌محور با اندازه‌ی بزرگ و تغییر شکل همگن‌تر را نتیجه می‌دهد. بافت نورد بیشتر از بافت تبلور مجدد است و نیز کاهش دمای نهایی نورد داغ موجب کشیدگی دانه‌های فرعی و اندازه‌ی کوچک‌تر و توسعه‌ی ناهمگنی‌های تغییر شکل می‌شود. دمای پایانی^۲ پایین، اغلب ایجاد یک ریزساختار کاملاً تغییر شکل یافته و بافت نوردی را به‌همراه دارد، در حالی که دمای پایانی بالا معمولاً

مقدمه

گوشه‌دار شدن^۱ حین کشش عمیق که بر اثر انایزوتروپی صفحه‌ی بالای ورق رخ می‌دهد، مشکل مهمی است که در فرایند کشش عمیق ورق‌های فلزی موجب اختلال در روند تولید و کاهش کیفیت محصول نهایی می‌شود. مطالعات بسیار نشان داده است که با کنترل بافت و ریزساختار ورق‌های فلزی می‌توان میزان انایزوتروپی صفحه‌ی و گوشه‌دار شدن بعد از کشش عمیق را به حداقل رساند. [۱] این امر با انتخاب شرایط مناسب نورد داغ، نورد سرد و تابکاری حاصل می‌شود. تعادل مناسب در بافت تبلور مجدد و نورد، به‌همراه ساختار ریزدانه و یکنواخت کم‌ترین میزان انایزوتروپی صفحه‌ی را فراهم می‌کند. [۳]

در طول عملیات نورد و تابکاری دو نوع بافت ایجاد می‌شود که به ترتیب بافت تغییر شکل (یا نورد)، و بافت تبلور مجدد (یا تابکاری) نامیده می‌شوند. بافت نوردی شامل رشته‌ی پیوسته‌ی از پراکندگی جهت‌گیری‌ها است که با جهت‌گیری $\langle 111 \rangle < 112 \rangle$ Cu آغاز، و با گذر از جهت‌گیری میانی $\langle 634 \rangle < 123 \rangle$ S به جهت‌گیری $\langle 112 \rangle < 110 \rangle$ B ختم می‌شود. این رشته به‌عنوان « β » نامیده می‌شود. در ادامه‌ی رشته‌ی « β » رشته‌ی « α » قرار دارد، و در امتداد رشته‌ی « α » جهت‌گیری B تا جهت‌گیری $\langle 100 \rangle < 011 \rangle$ G گسترش یافته است. [۴]

بافت مکعبی (Cube) با جهت‌گیری $\langle 100 \rangle < 100 \rangle$ مهم‌ترین و قوی‌ترین مؤلفه‌ی بافت تبلور مجدد است. بافت گاس (G) هم یکی از



شکل ۱. نمایش رشته‌ها در فضای سه‌بعدی زوایای اولیه‌ی اولی.

$\langle 511 \rangle < 255 \rangle$ TC می‌شود. سپس لغزش روی دو سیستم با تنش برشی بیشینه منجر به چرخش حول $\langle 110 \rangle$ و موازی با محور TD در جهت بیشتر به سمت G می‌شود. در نهایت لغزش در G بر روی فقط دو تا از چهار سیستم ترجیحی منجر به چرخش حول $\langle 110 \rangle$ و موازی با محور ND به سمت B می‌شود [۷] (شکل ۲). در این پژوهش اثر پارامترهای مختلف مثل دمای نهایی نورد داغ، میزان کاهش مقطع نورد سرد و دمای تابکاری اولیه بر بافت ورق نهایی بررسی شده است.

روش انجام آزمایشات

ماده مورد آزمایش برنج ۹۰-۱۰ بود که به صورت اسلب‌هایی با ضخامت‌های ۲۰ و ۳۴ میلی‌متر تهیه شدند. نورد داغ به میزان ۵۳ درصد و دو دمای نهایی متفاوت نورد ۵۰۰ و ۶۰۰ روی اسلب‌ها اعمال شد. سپس برای بررسی تأثیر کاهش مقطع نورد سرد یک سری از نمونه‌ها به میزان ۹۲ درصد، و سری دیگر ۸۶ درصد نورد سرد شدند. در مرحله تابکاری اولیه از دو دمای ۳۰۰ و ۴۵۰ درجه و زمان یکسان ۱/۵ ساعت استفاده شد. بعد از این مرحله تمام نمونه‌ها به میزان ۹ درصد نورد سرد شدند. تابکاری نهایی در دو دمای ۳۵۰ و ۴۵۰ درجه و زمان ۴ ساعت انجام شد. در این پژوهش مراحل نورد مطابق روش‌های رایج صنعتی برای تولید ورق برنج ۹۰-۱۰ انتخاب شدند.

بافت نمونه‌ها در مراحل مختلف به روش پراش پرتو ایکس (XRD)، و با رسم پول فیگر و تعیین و ترسیم تابع ODF مورد بررسی قرار گرفت. پول فیگرها توسط دستگاه X'pert ساخت شرکت فیلیپس به روش XRD در چهار قطب (۲۰۰)، (۲۲۰)، (۳۱۱) و (۱۱۱) اندازه‌گیری شدند. همچنین تابع ODF مربوط به پول فیگرهای به دست آمده به کمک نرم‌افزار X'pert تهیه شد.

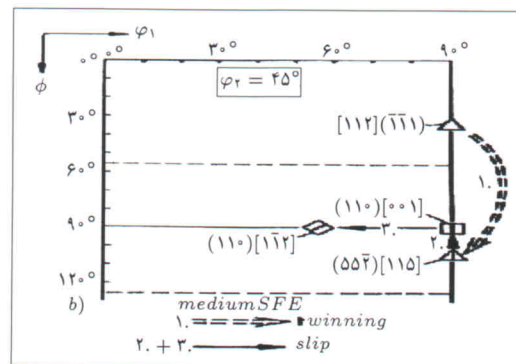
آزمون کشش در راستاهای ۰ و ۴۵ و ۹۰ درجه نسبت به جهت نورد پس از تابکاری نهایی انجام شد. مقدار R با استفاده از رابطه $R = d\varepsilon_w / d\varepsilon_t$ و انایزوتروپی صفحه‌یی یا ΔR با رابطه $\Delta R = \frac{R_{00} - 2R_{10} + R_{11}}{2}$ محاسبه شدند.

نتایج و تحلیل

در شکل ۳ رشته‌های α ، β ، τ در دو نمونه نورد شده در دو دمای نورد نهایی ۵۰۰ و ۶۰۰ و شرایط نورد سرد و مراحل تابکاری یکسان مقایسه شده است. همان‌طور که دیده می‌شود در نمونه‌یی که دمای نهایی نورد در آن کم است، شدت مؤلفه‌های نوردی Cu، B و S بیشتر است و شدت مؤلفه‌های دانه‌یی و مکعبی کم‌تر. تغییر شکل همگن که

موجب پیدایش یک ساختار و بافت تبلور مجدد می‌شود. [۵] حین نورد سرد دانه‌های اولیه مکعبی در جهت نورد کشیده می‌شوند و در بین ساختار تغییر شکل یافته موجب تشکیل باندهای دانه‌های فرعی مکعبی می‌شوند. با نورد سرد شدید ناهمگنی‌ها در ساختار نورد شده منجر به ناهم‌جهتی^۳ شدید بین دانه‌ها و بافت شدید نورد می‌شود. [۱] با تابکاری در دمای مناسب و زمان کافی می‌توان مقداری از مؤلفه‌های نوردی را به مؤلفه‌های تابکاری تبدیل کرد. البته در این مرحله باید شرایط را طوری انتخاب کرد که از رشد بی‌رویه‌ی دانه‌ها جلوگیری شود، زیرا این رشد موجب افزایش انایزوتروپی صفحه‌یی ورق می‌شود. [۶]

چون در فلزات با انرژی نقص چیده شدن، ناهمگنی‌های تغییر شکل بسیار توسعه می‌یابند، باید اثر این ناهمگنی‌ها به صورت انحراف از توسعه‌ی بافتی در نظر گرفته شود. حداقل چهار نوع از مکان‌های مناسب برای جوانه زنی دانه‌های تبلور مجدد یافته حین تابکاری عبارتند از: باندهای انتقالی، ذرات درشت، باند برشی و مرز دانه قبلی. [۷] باندهای انتقالی درون یک دانه معمولاً با بافت مکعبی و گاس همراه است. ذرات درشت به دلیل ماهیت تغییر شکل ناپذیری خود القای تغییر شکل بیشتر در مناطق اطراف را به همراه دارد. این مناطق به علت واکنش‌های قوی بین ناهم‌جایی‌ها و ذرات دچار چرخش شبکه‌یی زیاد می‌شوند و این چرخش می‌تواند به عنوان محلی مناسب برای جوانه زنی عمل کند. بنابراین می‌توان گفت که ذرات درشت دانه‌ی جوانه‌های بافت نوردی باقی‌مانده را می‌سازند. باند برشی مؤلفه S را جوانه می‌زنند و تبلور مجدد در مرز دانه‌های قبلی منجر به بافت تبلور مجدد (شامل جهت‌گیری یکسان با زمینه‌ی تغییر شکل یافته) می‌شود. [۸،۷] دوقلوهای مکانیکی خصوصاً در مواد FCC با انرژی نقص چیده شدن کم و متوسط نقش مهمی در شکل‌گیری بافت دارند. طرز تشکیل دوقلویی برای مواد با SFE متوسط به صورت زیر است: ابتدا تشکیل دوقلویی از مؤلفه‌ی Cu، منجر به تشکیل مؤلفه



شکل ۲. مراحل تشکیل دوقلویی مکانیکی در مواد با انرژی نقص چیده شدن متوسط.

این باندهای انتقالی که دانه‌هایی با بافت مکعبی را شامل می‌شوند، مرزهایی با زاویه‌ی زیاد با زمینه می‌سازند. این باندهای دانه فرعی کشیده شده به مقدار زیادی بازیابی شده‌اند و در زمینه‌ی همسایه (خصوصاً Cu) حین تابکاری به سرعت رشد می‌کنند. [۴] از طرفی طبق این نظریه لازم است که ماده‌ی اولیه قبل از نورد سرد بلورهای به‌اندازه‌ی کافی بزرگ داشته باشد تا در حین نورد باندهای تشکیل شده بتوانند توسعه یابند و باندهای جدیدی تشکیل دهند.

دانه‌های G هم که در باندهای درون ساختاری لایه‌های نوردی تشکیل می‌شوند از پارامترهای مؤثر بر مؤلفه‌ی مکعبی تأثیر مشابهی می‌پذیرند. [۴] ساختار تغییر شکل‌یافته‌ی یکنواخت و عدم حضور ناهمگنی‌ها موجب تشکیل باندهای دانه‌ی و مکعبی می‌شود.

با مقایسه‌ی شدت مؤلفه‌های Cu و B در دو نمونه مشاهده می‌شود که دو قلوژی‌ی مکانیکی در نمونه‌ی نورد شده در دمای پایین کامل‌تر انجام شده است. دو قلوهای مکانیکی علاوه بر SFE شدیداً به دمای تغییر شکل وابسته‌اند. در برنج ۹۰-۱۰ به دلیل کم بودن SFE شرایط دو قلوژی‌ی مکانیکی فراهم است. بالا بودن شدت مؤلفه‌ی B و کم بودن TC نشان می‌دهد که مراحل تبدیل Cu به TC و TC به B به خوبی انجام شده و موجب تقویت شدت مؤلفه‌های B شده است. از طرفی تبدیل S به TS که مکان مشابهی با S دارد نیز تقویت مؤلفه‌ی S را در پی داشته است (شکل ۳).

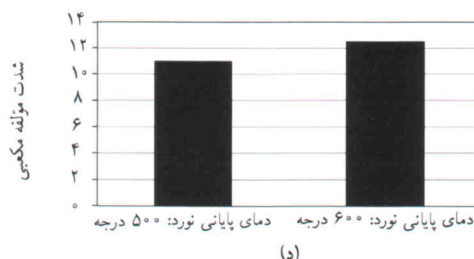
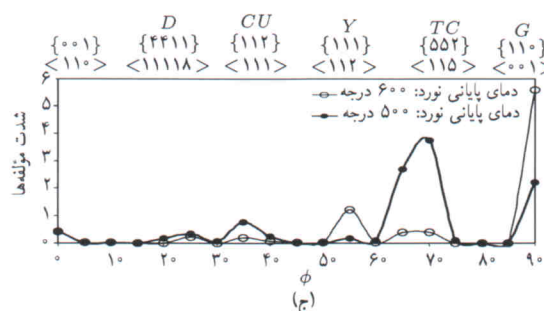
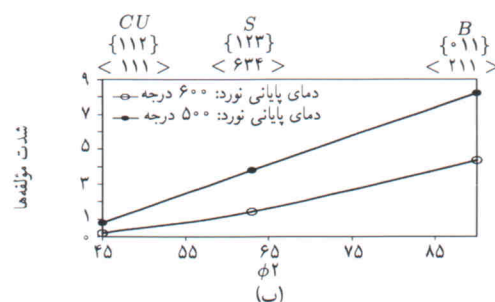
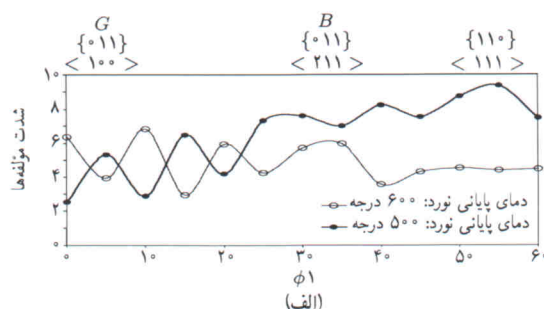
وجود ناهمگنی‌های لغزش که در دمای نورد پایین و کرنش‌های زیاد نورد سرد فعال می‌شوند نیز به تقویت بعضی از مؤلفه‌های نوردی منجر شده است. برای مقدار خاص نورد سرد، بافت نوردی وقتی که اندازه‌ی دانه‌ی اولیه کوچک است به دلیل مقدار بیشتر ناهمگنی تغییر شکل در ماده‌ی دانه درشت که باعث کاهش شدت بافت نوردی می‌شود، شدیدتر است. باندهای برشی که در فلزات با SFE پایین و متوسط رایج‌اند، عموماً باعث جوانه‌زنی مؤلفه‌های S در مرحله‌ی تابکاری می‌شوند. [۷] بنابراین شکل‌گیری باندهای برشی در نتیجه‌ی شرایط دمای کم نورد داغ و نورد سرد شدید می‌توانند پس از تابکاری منجر به تقویت مؤلفه‌ی S شوند.

در شکل ۴ نسبت کرنش در راستاهای مختلف نسبت به نورد در جهات مختلف در دو نمونه مقایسه شده است. تعادل بهتر بین شدت مؤلفه‌های تبلور مجددی مکعبی و دانه‌ی، مؤلفه‌های نوردی در نمونه با FRT پایین‌تر سبب کم‌تر شدن میزان $|\Delta R|$ شده است. در شکل ۵ دو نمونه که فقط شرایط نورد سرد آنها متفاوت بوده با هم مقایسه شده‌اند. شدت مؤلفه‌های مکعبی، S و B در نمونه‌ی نورد شده تا ۹۲ درصد بیشتر از نمونه‌ی نورد شده تا ۸۶ درصد است.

به‌طور کلی برای دستیابی به شدت بیشتر مؤلفه مکعبی در نمونه‌ی تابکاری شده باید شدت نورد سرد قبل از تابکاری زیاد باشد. مناسب‌ترین

تنظیم‌کننده‌ی ساختار تغییر شکل لایه‌ی منظم است موجب تشدید بافت مکعبی در اثر تغییر شکل همگن می‌شود. از طرفی در دمای بالاتر نورد میزان ناهمگنی‌های ریزساختاری مانند ذرات درشت و باندهای برشی که مکانی مناسب برای جوانه‌زنی مؤلفه‌های نوردی هستند کاهش می‌یابد. [۵] همین امر سبب شده که شدت مؤلفه‌های نوردی در نمونه‌ی که دمای نهایی نورد آن بالاتر است، کم‌تر باشد (شکل ۳).

مؤلفه‌ی مکعبی در ساختار نوردی به‌صورت باندهای انتقالی در بین مناطق شامل مؤلفه‌های نوردی (مثل Cu, B, S) به‌وجود می‌آید.



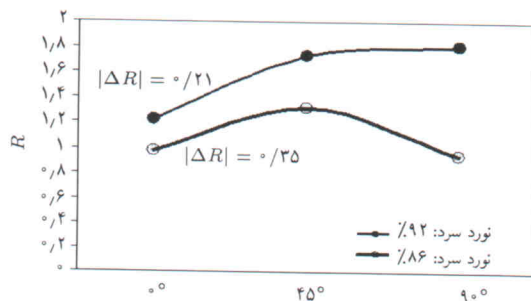
شکل ۳. جگالی مؤلفه‌های بافتی در رشته‌های: الف) α ؛ ب) β ؛ ج) γ ؛ د) مؤلفه‌ی مکعبی برای دو نمونه با دماهای پایانی نورد متفاوت (۵۰۰ و ۶۰۰) و نورد سرد شده تا کرنش ۹۲ درصد و دومرحله تابکاری در ۴۵۰.

مؤلفه‌ها برای جوانه‌زنی مؤلفه‌ی مکعبی، دو مؤلفه‌ی Cu و S هستند. این مؤلفه‌ها که در شدت‌های بالای نورد سرد توسعه می‌یابند به دلیل کاهش اندازه دانه فرعی حین تابکاری در نتیجه‌ی نورد سرد با کرنش زیاد است.

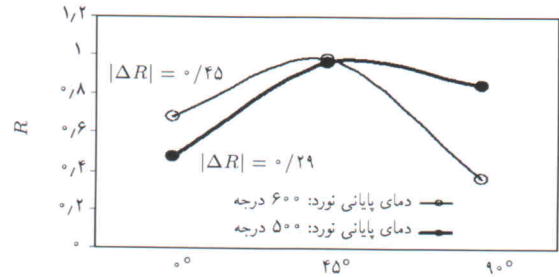
ساختار نمونه با افزایش میزان نورد سرد متزلزل‌تر می‌شود و در نتیجه باندهای دانه‌های مکعبی کم‌تر پیوسته‌اند و جهت‌گیری آنها از مؤلفه‌ی مکعبی فاصله می‌گیرد. از طرفی نورد سرد سنگین موجب توسعه‌ی باندهای انتقالی با جهت‌گیری مکعبی می‌شود و مکان‌های مناسبی را برای جوانه‌زنی مؤلفه‌ی مکعبی در مرحله‌ی تابکاری فراهم می‌کنند.^[۹] مقایسه‌ی شدت مؤلفه‌های B, TC, Y و در دو نمونه نشان می‌دهد که شرایط دو فلوزایی مکانیکی در نمونه‌ی نورد سرد شده در ۹۲ درصد بهتر بوده و کامل‌تر انجام شده چون مراحل تبدیل Cu به Y و Y به B کامل‌تر طی شده که منجر به بیشتر شدن مؤلفه‌ی B و کم‌تر بودن TC در نمونه با کرنش بیشتر شده است (شکل ۵).

در شکل ۶ مشاهده می‌شود که نمونه‌ی دارای کرنش بیشتر نورد سرد، از انایزوتروپی صفحه‌ی کم‌تری برخوردار است. در این نمونه مؤلفه‌های نوردی حین نورد سرد به قدری تقویت می‌شوند که بعد از دو مرحله تابکاری و تبدیل آنها به مؤلفه‌های دیگر، شدت مؤلفه‌های نوردی در حد قابل قبولی باقی می‌مانند و با مؤلفه‌های تبلور مجدد تعادلی نسبی دارند.

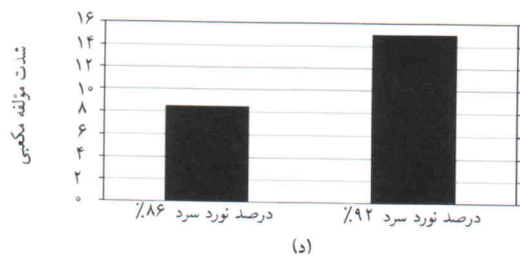
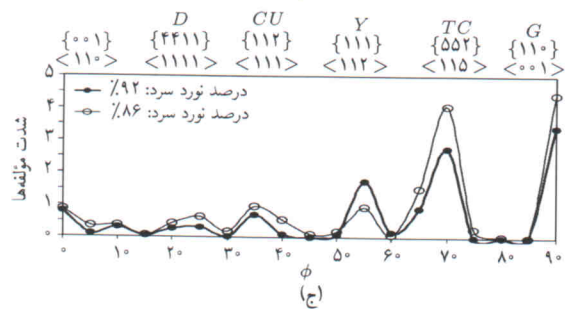
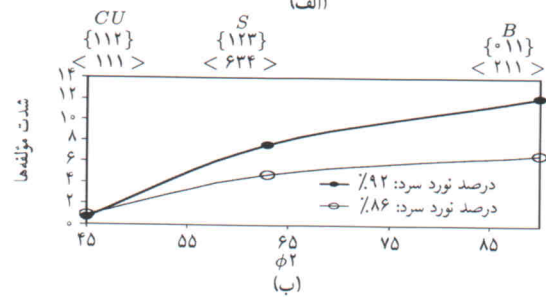
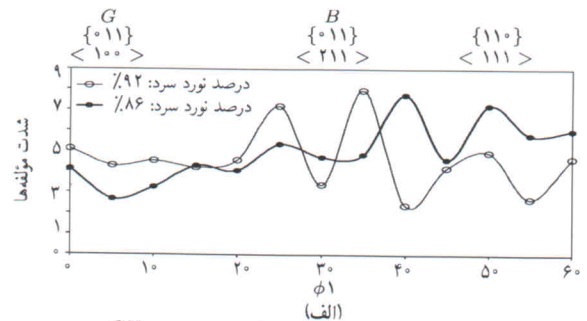
در شکل ۷ دو نمونه با دو دمای تابکاری نهایی متفاوت مورد مقایسه واقع شده‌اند. ملاحظه می‌شود که نمونه‌ی که مرحله‌ی تابکاری نهایی آن در دمای کم‌تر انجام شده است از تعادل بهتری بین مؤلفه‌های نوردی و تبلور مجدد برخوردار است. طبیعتاً این فلز باید خواص مکانیکی بهتر و انایزوتروپی صفحه‌ی کم‌تری داشته باشد، زیرا دمای کم‌تر تابکاری اولیه اجازه‌ی رشد بیش از اندازه به دانه‌ها نمی‌دهد و از طرفی از شدت مؤلفه‌های نوردی کم‌تر کاسته می‌شود. در ضمن مؤلفه‌های تبلور مجدد در مراحل نورد کم‌تر رشد می‌یابند.



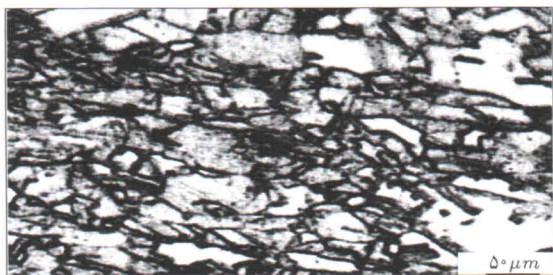
شکل ۵. مقایسه‌ی نسبت کرنش در جهات مختلف نسبت به راستای نورد برای دو نمونه با دمای پایانی نورد یکسان ($600^{\circ}C$)، کرنش‌های نورد سرد متفاوت ۹۲ و ۸۶ درصد، تابکاری اولیه در $300^{\circ}C$ و تابکاری نهایی در $450^{\circ}C$.



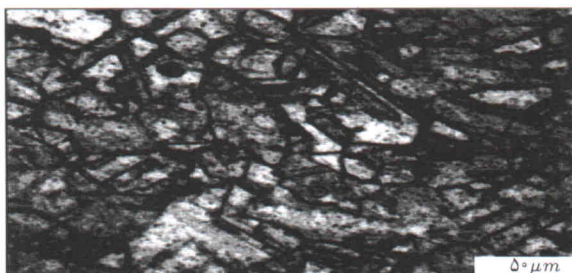
شکل ۶. مقایسه‌ی نسبت کرنش در جهات مختلف نسبت به راستای نورد برای دو نمونه با دماهای پایانی نورد متفاوت ($500^{\circ}C$ و $600^{\circ}C$) و نورد سرد شده تا کرنش ۹۲ درصد و دو مرحله تابکاری در $450^{\circ}C$.



شکل ۷. چگالی مؤلفه‌های بافتی در رشته‌های: الف) α ؛ ب) β ؛ ج) γ ؛ د) مؤلفه مکعبی، برای دو نمونه با دمای پایانی نورد یکسان ($600^{\circ}C$)، کرنش‌های نورد سرد متفاوت ۹۲ و ۸۶ درصد، تابکاری اولیه در $300^{\circ}C$ و تابکاری نهایی در $450^{\circ}C$.



الف) ۳۵۰°



ب) ۴۵۰°

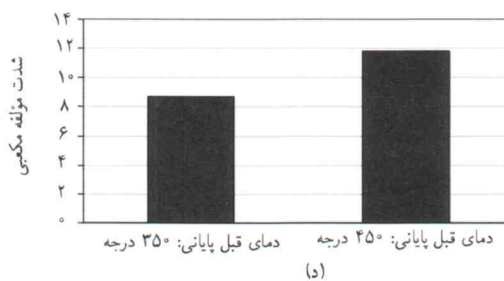
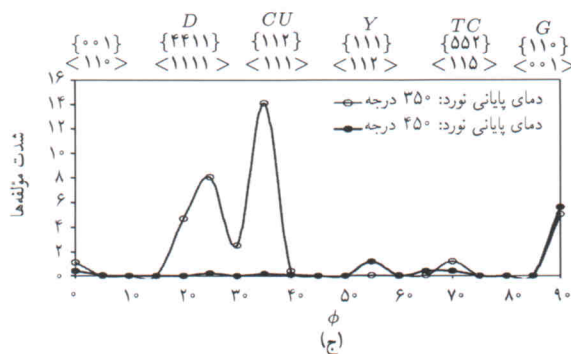
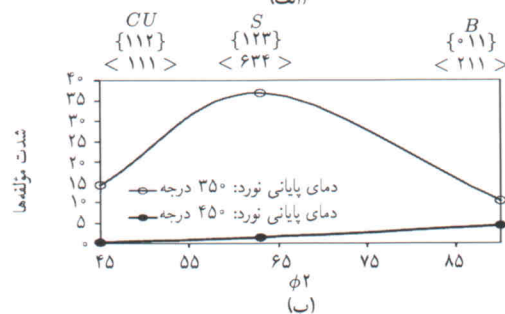
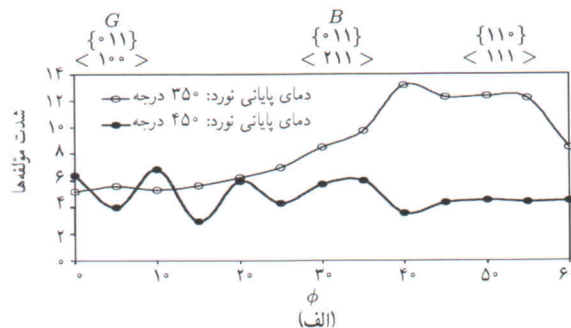
شکل ۸. ریزساختار دو نمونه نورد داغ شده در ۶۰۰°، نورد سرد شده تا کرنش ۹۲ درصد، تابکاری شده در ۴۵۰° و تابکاری نهایی در دو دمای متفاوت: الف) ۳۵۰° C و ب) ۴۵۰° C.

کنند. علت این امر تمایل این دانه‌ها برای تبدیل شدن به مؤلفه‌ی مکعبی و کم‌تر شدن سطح انرژی آنها است. البته سرعت کاهش مؤلفه‌ی Cu بیشتر از مؤلفه‌ی S است که در شکل به‌وضوح دیده می‌شود.

از طرفی، چون شرایط این نمونه برای انجام دوقلوژی حرارتی مناسب است (شکل ۸) شدت بافتی را در ماده کاهش داده؛ به‌عنوان مثال چنان که در شکل ۷ دیده می‌شود، رشته‌های β و τ در این ماده تقریباً به‌صورت خط مستقیم ظاهر شده‌اند. بنابراین در ورق‌های تابکاری شده نهایی در دمای ۴۵۰° C رشد نامنظم دانه‌ها، گسترش دوقلویی‌های تابکاری و افزایش بیش از حد مؤلفه‌های تبلور مجددی نسبت به مؤلفه‌های نوردی، افزایش آن‌یزوتروپی صفحه‌یی را به دنبال دارند (شکل ۹).

نتیجه‌گیری

با شناخت و بهینه‌سازی شرایط نورد داغ، نورد سرد و تابکاری و تأثیر آنها بر ریزساختار و بافت ورق نهایی می‌توان آن‌یزوتروپی صفحه‌یی و گوشه‌دار شدن حین کشش عمیق را کاهش داد. در این پژوهش با انتخاب حالت‌های مختلف از چهار پارامتر: دمای پایانی نورد داغ، کرنش نورد سرد، دمای تابکاری اولیه، و دمای تابکاری نهایی، ورق‌هایی با ریزساختار و بافت متفاوت تولید شد. با بررسی ریزساختار و اندازه‌گیری بافت، و آن‌یزوتروپی صفحه‌یی و تحلیل نتایج می‌توان چنین نتیجه گرفت:



شکل ۷. جگالی مؤلفه‌های بافتی در رشته‌های: الف) α ؛ ب) β ؛ ج) τ ؛ د) مؤلفه‌ی مکعبی برای دو نمونه نورد داغ شده در ۶۰۰°، نورد سرد شده تا کرنش ۹۲ درصد، تابکاری شده در ۴۵۰° و تابکاری نهایی در دو دمای متفاوت ۳۵۰° و ۴۵۰°.

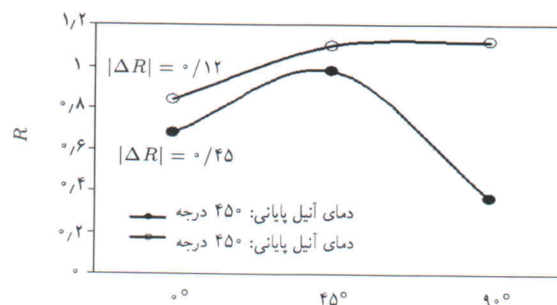
شدت مؤلفه‌های دانه‌یی و مکعبی در نمونه‌ی دارای دمای تابکاری نهایی بیشتر است که دلیل آن را می‌توان به شرایط مناسب‌تر تابکاری در دمای بالا نسبت داد، که موجب رشد و توسعه‌ی بیشتر مناطق با جهت‌گیری این دو مؤلفه می‌شود.

اگر دانه‌های با جهت‌گیری مکعبی در حین نورد باقی بمانند تمایل دارند که در همسایگی مناطق با جهت‌گیری S و Cu جوانه زده و رشد

۲. نورد سرد با کرنش شدیدتر، موجب توسعه‌ی ناهمگنی‌های تغییر شکل، دوقلویی‌های مکانیکی و شدت بالاتر مؤلفه‌های نوردی پس از نورد سرد می‌شود.

۳. در ورق‌های تابکاری نهایی شده در دمای 450°C رشد نامنظم دانه‌ها، گسترش دوقلویی‌های تابکاری و افزایش بیش از حد مؤلفه‌های تبلور مجددی باعث افزایش انیزوتروپی صفحه‌یی می‌شود. در نمونه‌های بادوم مرحله تابکاری در دمای بالا، کاهش شدت مؤلفه‌های نوردی و همگن نبودن ریزساختار، موجب انیزوتروپی صفحه‌یی زیاد می‌شود.

۴. در نمونه‌هایی که دمای تابکاری اولیه‌ی آنها زیاد و دمای تابکاری نهایی آنها کم انتخاب شده بود میزان انیزوتروپی صفحه‌یی کم‌تری مشاهده شد. علت این امر را می‌توان تبلور مجدد کامل‌تر در تابکاری اولیه و عدم افزایش بیش از حد مؤلفه‌های تبلور مجدد و رشد نامنظم دانه‌ها در تابکاری نهایی دانست.



شکل ۹. مقایسه‌ی نسبت کرنش در جهات مختلف نسبت به راستای نورد برای دو نمونه نورد داغ شده در 600° ، نورد سرد شده تا کرنش ۹۲ درصد، تابکاری شده در 450° و تابکاری نهایی در دو دمای متفاوت 350° و 450° .

۱. دمای نورد بالا موجب تغییر شکل همگن‌تر، توسعه‌ی باندهای انتقالی و تبلور مجدد دینامیکی کامل‌تر حین نورد داغ می‌شود و شدت بیشتر مؤلفه‌های تبلور مجدد را به همراه دارد.

پانویس

1. earing
2. finish rolling temperature
3. misorientation

منابع

1. Hosford, W. F., "Reflection on the dependence of plastic anisotropy on texture", *Material Science and Engineering*, **A257**, pp. 1-8 (1998).
2. Wenk, H-R. and Van Houtte P., "Texture and anisotropy", *Reports on Progress in Physics*, **67**, pp. 1367-1428 (2004).
3. Hutchinson, W.B. and Ekstrom, H.E. "Control of annealing texture and earing in nonhardenable aluminum alloys", *Materials Science and Technology*, **6**, pp. 1103-1111 (1990).
4. Humphery, F.J. and Hatherly, H. "Recrystallization and related annealing phenomena", Elsevier Science (1996).
5. Hatherly, M. Malin, A. Carmichael, C. Humphreys, F. and Hirsch, J. "Deformation processes in hot worked copper and α -brass", *Acta Metallurgica*, **34**, pp. 247-2257 (1986).
6. Hong, S. and Lee, D. "The evolution of the cube recrystallization texture in cold rolled copper sheets", *Materials Science and Engineering*, **A351**, pp. 133-147 (2003).
7. Hirsch, J. Lucke, K. and Hatherly, M. "Mechanism of deformation and development of rolling texture in polycrystalline fcc metals-II: the influence of slip inhomogeneities and twinning", *Acta Metallurgy*, **36**(11), pp. 2905-2927 (1988).
8. Hirsch, J. and Lucke, K. "Mechanism of deformation and development of rolling texture in polycrystalline fcc metals-I: description of rolling texture development in homogenous CuZn alloys", *Acta Metallurgica*, **36**(11), pp. 2863-2882 (1988).
9. Kocks, U.F. and Tome H., "Texture and anisotropy", Cambridge university press, UK, (1998).