

دانشگاه شیراز



انجمن مهندسين متالورژي ايران

International Conference on
Materials Engineering & Metallurgy
8 & 9 Nov. 2016 - Shiraz University

iMAT
Conference 2016

پنجمين كنفرانس
بين المللي
مهندسي مواد و متالورژي

و دهمين كنفرانس مشترك انجمن مهندسين متالورژي و انجمن علمي ريخته گري ايران

۱۸ و ۱۹ آبان ماه ۱۳۹۵

دانشگاه شیراز

کلوایی ارائه مقاله

ضمن تشكر و قدرداني از ارائه مقاله با عنوان

سنت شكي و نرم شكي س د م طي فزياء آهنگري پنهان

در پيچين كنفرانس بين المللي مهندسي مواد و متالورژي و دهمين كنفرانس مشترك انجمن مهندسين متالورژي و انجمن علمي ريخته گري ايران اين كلوایي به

سيد محمد حسين جمني زاده ابوالفضل رضائي نادر

اعطايي كردود. موفقيت روز افزون شان را ديهي شريف علم و فناوری از خداوند متعال خواستاريم.

دکتر ارشد مادی
دکتر علی کنورانس

دکتر سید محمد تقی صالحی
رئیس کمیته پایش شرکت آهنگر

دکتر سید محمد جباری زاهد
دکتر محسن علی

سخت‌شدگی و نرم‌شدگی مس در طی فرایند آهن‌گری چند محوره

سید محمد حسین حسینی‌راد^۱، دکتر ابوالفضل رضایی‌بزاز^۲

چکیده

فرایندهای تغییر شکل مومسان شدید (SPD)، در سال‌های اخیر جهت تولید مواد با اندازه دانه‌های بسیار ریز مورد توجه قرار گرفته است. در تحقیق حاضر، از فرایند آهن‌گری چند محوره (MAF) که یکی از فرایندهای تغییر شکل مومسان شدید است، به منظور تولید مس خالص تجاری فوق ریزدانه (UFG) استفاده شده است. این فرایند تا سیزده پاس (برابر با کرنش معادل ۱۰/۴) انجام شده است. مشاهدات ریز ساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) و همچنین با استفاده از تکنیک پراش الکترون برگشتی (EBSD) انجام شده است. بررسی‌های رفتار مکانیکی با استفاده از آزمون فشار صورت گرفت. مشاهدات ریز ساختاری نشان دادند که مس خالص تجاری تحت فرایند آهن‌گری چند محوره، فوق ریزدانه شده است. همچنین مشاهده شد که در پاس‌های انتهایی این فرایند، تبلور مجدد و بزرگ شدن بعضی از دانه‌ها اتفاق افتاده است. نتایج آزمون فشار نشان دادند که در پاس‌های اولیه، افزایش سریع در استحکام تسلیم مشاهده می‌شود. این افزایش استحکام تسلیم تا پاس هشتم ادامه دارد و سپس به تدریج تا پاس سیزدهم کاهش می‌یابد و نرم‌شدگی اتفاق می‌افتد. کاهش استحکام تسلیم به تبلور مجدد دینامیکی نسبت داده شد. در تحقیق حاضر همچنین از مدل سازی برای کرنش سختی و کرنش نرمی با به کارگیری ترکیب مدل Estrin - Mecking و Avrami استفاده شد که تطابق خوبی را با داده‌های تحقیق حاضر نشان داد.

کلمات کلیدی: تغییر شکل مومسان شدید (SPD)، فرایند آهن‌گری چند محوره (MAF)، مس خالص تجاری فوق ریزدانه (UFG)، سخت‌شدگی، نرم‌شدگی.

۱- کارشناسی ارشد مهندسی متالورژی - گرایش شناسایی و انتخاب مواد مهندسی، دانشگاه فردوسی

مشهد (mhrad313@gmail.com)

۲- دانشیار گروه مهندسی متالورژی و مواد - دانشکده مهندسی - دانشگاه فردوسی مشهد



مقدمه

هنگامی که یک فلز در دمای نه‌چندان بالا، تحت تغییر شکل مومسان^۱ قرار می‌گیرد، ساختار درونی فلز شروع به مقاومت در برابر تغییر شکل بیشتر می‌کند. در نتیجه برای ادامه تغییر شکل، باید مقدار تنش بیشتری اعمال نمود. به این حالت ایجاد شده در فلز، کارسختی^۲ و یا کرنش سختی^۳ می‌گویند. در واقع، کارسختی باعث افزایش استحکام و سختی فلز در اثر تغییر شکل می‌شود [۱ و ۲]. در مقابل این افزایش استحکام؛ فلز، انعطاف‌پذیری^۴ خود را از دست می‌دهد و قابلیت تغییر شکل آن پایین می‌آید. در نتیجه، این محدودیت باعث می‌شود که افزایش استحکام بیشتر فلز توسط اعمال کار مکانیکی محدود شود؛ چراکه باعث شکست ماده خواهد شد. بسیاری از فرایندهای شکل‌دهی صنعتی که بر روی فلزات انجام می‌گیرد، به خاطر این محدودیت فلزات، امکان افزایش استحکام فلز را تا مقدار موردنظر ندارند [۳]. در روش‌های مرسوم، در برخی موارد هم محدودیت ابزار وجود دارد، به این معنی که اعمال کرنش بالاتر به ماده باعث خرابی دستگاه و ابزار آلات می‌شود [۴].

فرایند تغییر شکل مومسان شدید^۵ به روشی گفته می‌شود که در آن برای به دست آوردن فلزات با دانه‌های خیلی ریز، به آن‌ها کرنش مومسان خیلی زیاد اعمال می‌شود. وقتی پاس‌های زیادی از نورد، کشش و اکستروژن انجام می‌شوند، ضخامت و قطر بسیار کم می‌شوند و محصولی با این خواص، مناسب برای کاربردهای مختلف نمی‌باشد. به‌منظور اعمال کرنش شدید روی قطعه‌ی فلزی بدون تغییر قابل ملاحظه در شکل قطعه، فرایندهای تغییر شکل مومسان شدید زیادی گسترش یافته‌اند [۵ و ۶].

فرایندهایی که برای ایجاد تغییر شکل مومسان شدید استفاده می‌شوند می‌بایستی شرایط زیر را داشته باشند:

اول آنکه با بهره‌گیری از این روش‌ها بتوان ساختارهایی بسیار ریزدانه و دارای مرزهای دانه با زاویه‌ی بزرگ ایجاد نمود. چراکه تنها با داشتن این شرایط می‌توان به ساختاری با خواص مطلوب دست یافت.

دوم تشکیل ریزساختاری همگن در کل حجم نمونه برای داشتن خواصی پایدار لازم است.

سوم موادی که با این روش‌ها تولید می‌شوند باید عاری از ترک یا آسیب‌دیدگی باشند [۴].

روش‌های سنتی تغییر شکل مومسان مانند نورد یا کشش یا اکستروژن نمی‌توانند نیازهای فوق‌الذکر را برآورده سازند و برای ایجاد مواد نانوساختار^۶ یا فوق ریزدانه^۷ با ویژگی‌های ذکر شده، باید از روش‌هایی با طراحی مکانیکی

¹ Plastic Deformation

² Work hardening

³ Strain hardening

⁴ Ductility

⁵ Severe Plastic Deformation (SPD)

⁶ Nano Structured

⁷ Ultrafine Grained (UFG)



خاص که قادر به ایجاد تغییر شکل مومسان شدید در دماهای پایین باشند، بهره گرفت. پاره‌ای از فرایندهای مختلف تغییر شکل مومسان شدید، مانند پرس کاری در کانال‌های زاویه‌دار همسان^۱، اتصال نوردی تجمعی^۲، پیچش با فشار بالا^۳ و آهنگری چند محوره^۴ می‌باشند. این فرایندها تکنیک خوبی برای ریز کردن دانه‌ها به سطح زیر میکرون است [۶ و ۷].

با افزایش تغییر شکل، ریز ساختار ماده دستخوش اصلاح قابل توجهی می‌شود که در نهایت منجر به ریز ساختاری با دانه‌های بسیار ریز می‌شود. رفتار کمتر مشاهده شده، کاهش در استحکام با افزایش مقدار تغییر شکل است [۸]. در یک مطالعه، آلومینیم فرآوری شده به وسیله پرس کاری در کانال‌های زاویه‌دار همسان از طریق مسیر C نرم‌شدگی را بعد از پاس ۴ نشان داد [۹]. در مطالعه دیگری آلیاژ AlMgSi نرم‌شدگی را بعد از پاس ۱، طی فرایند پرس کاری در کانال‌های زاویه‌دار همسان از خود نشان داد [۱۰]. مس فرآوری شده به وسیله پرس کاری در کانال‌های زاویه‌دار همسان یک کاهش در تنش سیلان را بعد از پاس ۴ نشان داد [۱۱]. در این مطالعات، نرم‌شدگی بر اساس فرایند بازیابی دینامیکی توضیح داده شده است. در مطالعه دیگری در یک قالب کانالی، نرم‌شدگی بعد از کرنش معادل ۲ با یک افزایش هم‌زمان در کسر مرزهای زاویه‌ای بالا و یک افزایش در اندازه‌ی بعضی از دانه‌ها اتفاق افتاده است. این موضوع به فرایند تبلور مجدد دینامیکی پیوسته نسبت داده شده است [۱۲]. دلایل عمده نرم‌شدگی، بازیابی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی ذکر شده است [۱۳-۱۵].

کرنش نرمی که با کاهش در تنش سیلان مشخص می‌شود، معمولاً در تغییر شکل های گرم و داغ بعد از این که تنش سیلان به یک مقدار اشباع می‌رسد، مشاهده می‌شود. همچنین، کرنش نرمی در دمای محیط و در فلزاتی که تحت تغییر شکل مومسان شدید قرار گرفته‌اند، مشاهده شده است [۱۶-۱۹]. شکل ۱ مقدار تنش سیلان اندازه‌گیری شده در آزمون کشش را به صورت تابعی از کرنش ایجاد شده روی ماده که تحت فرایند فرایند پرس کاری در کانال زاویه‌دار همسان قرار گرفته است، نشان می‌دهد. Prager یک معادله‌ای را برای کرنش های بزرگ فرض کرد که در آن بر روی رسیدن تنش به مقدار اشباع تأکید می‌شد ولی متأسفانه به آن توجه زیادی نشد [۲۰]. Voce یک معادله‌ی مشابه و ساده‌ای را فرض کرد که توجه زیادی از محققین را در دهه‌ی ۱۹۷۰ میلادی به خودش جلب کرد. در این معادله، تنش اعمالی بر روی ماده (σ) به کرنش (ϵ) ارتباط داده می‌شود:

$$\frac{\sigma_s - \sigma}{\sigma_s - \sigma_0} = \exp\left(-\frac{\epsilon - \epsilon_1}{\epsilon_c}\right) \sigma_s \quad (1)$$

σ_s تنش اشباع، σ_0 تنش تسلیم اندازه‌گیری شده در کرنش ϵ_1 و ϵ_c کرنش بحرانی در تنش اشباع است. شکل متداول این معادله به صورت زیر است:

¹ Equal Channels Angular Pressing (ECAP)

² Accumulative Roll Bonding (ARB)

³ High Pressure Torsion (HPT)

⁴ Multi Axial Forging (MAF)



$$\theta = d\sigma/d\varepsilon = \theta_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s}\right) \quad (2)$$

θ نرخ کار سختی می‌باشد [۲۱].

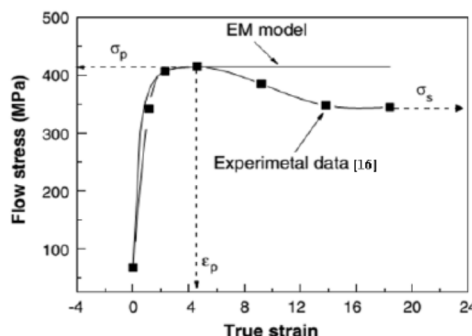
Chinh و همکاران معادله‌ی Voce را برای توصیف سخت شدگی در آلومینیوم فرآوری شده با فرایند پرس کاری در کانال زاویه‌دار همسان، در محدوده‌ی دمایی گسترده مورد استفاده قرار دادند [۲۲ و ۲۳]. با این حال توجه کمی به رفتار نرم‌شدگی در کرنش‌های بزرگ در آلومینیوم و مس شده است [۱۶].

تنش سیلان σ تابعی از کرنش مومسان ε ، نرخ کرنش مومسان $\dot{\varepsilon}$ ، دمای مطلق T و پارامتر ساختار S می‌باشد:

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, S) \quad (3)$$

در شرایط تغییر شکل داده شده، تنش سیلان فقط به ساختار بستگی دارد [۲۴]. از این رو Kocks و Mecking (مدل KM) [۲۵] و بعداً Estrin و Mecking (مدل EM) [۲۶] ارتباط تنش - کرنش را به وسیله‌ی یک مدل ساختاری (یعنی مدل چگالی نابجایی)، نشان دادند. مدل EM به‌طور گسترده‌ای برای توصیف رابطه‌ی تنش - کرنش فلزات استفاده می‌شود [۱۹ و ۲۷ و ۲۸].

در تحقیق حاضر از یک معادله‌ی جدید برای کرنش سختی و کرنش نرمی به وسیله‌ی ترکیب مدل EM و یک معادله‌ی نوع Avrami که به منظور توصیف کرنش نرمی ایجاد شده پس از کرنش سختی در فرایندهای تغییر شکل مومسان شدید پیشنهاد شده است، برای شرح و تقریب داده‌های آزمایش در طی فرآیند تغییر شکل مومسان شدید در دمای محیط و نرخ کرنش پایین استفاده شده است.



شکل (۱) تغییرات تنش سیلان برحسب کرنش حقیقی در طی فرآیند پرس کاری در کانال زاویه‌دار همسان مس در دمای محیط، نشان‌دهنده‌ی پدیده‌ی نرم‌شدگی در کرنش‌های بالا می‌باشد [۱۶].

هدف از تحقیق حاضر استفاده از فرایند آهنگری چند محوره برای تولید نمونه‌های مسی با ساختاری فوق ریزدانه و بررسی مشخصات ریزساختاری و خواص مکانیکی و پدیده‌ی نرم‌شدگی در طی فرآیند آهنگری چند محوره و استفاده از مدل سازی برای کرنش سختی و کرنش نرمی با به کارگیری ترکیب مدل EM و Avrami می‌باشد.



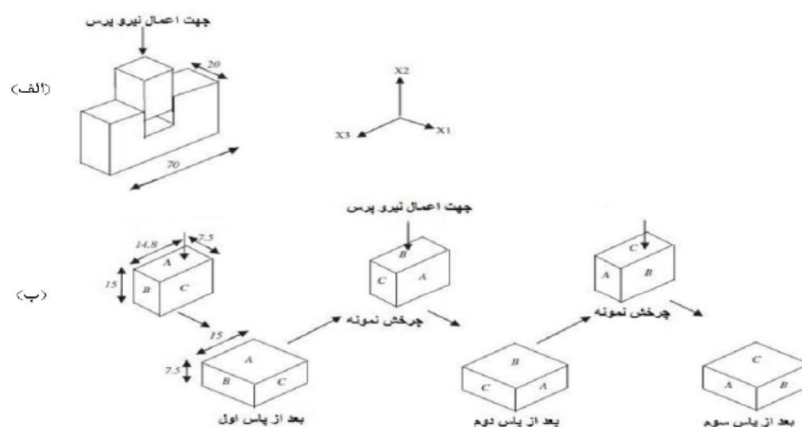
مواد و روش تحقیق

در تحقیق حاضر از مس خالص تجاری به‌عنوان ماده‌ی اولیه استفاده شده است. به این منظور شمشی از مس خالص تجاری تهیه گردید. سپس قطعاتی مکعبی با ابعاد $15 \times 14/8 \times 7/5 \text{ mm}^3$ از درون شمش برای فرآیند آهنگری چند محوره بریده شدند. قبل از آن که قطعات مکعبی بریده شده برای فرآیند آهنگری چند محوره مورد استفاده قرار گیرند، به‌منظور از بین بردن اثرات تغییر شکل‌های قبلی در طی تولید ماده، نمونه‌ها تحت عملیات حرارتی تابکاری^۱ در دمای 673 K و به‌مدت یک ساعت، قرار گرفتند. نمونه‌های تابکاری شده تحت فرآیند آهنگری چند محوره در دمای محیط و با سرعت سنبه‌ی $25 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$ قرار گرفتند. در حین فرآیند آهنگری چند محوره از روغن ۴۰ به‌عنوان روان‌کار استفاده شد. در فرآیند آهنگری محوره، نمونه‌ای با ارتفاع 15 mm و سطح مقطع $14/8 \times 7/5 \text{ mm}^2$ به‌گونه‌ای درون قالب قرار گرفت که ضلع $14/8 \text{ mm}$ نمونه بعد از انجام فرآیند به 15 mm افزایش یابد. شکل ۲ به‌صورت شماتیک، نحوه‌ی عملیات را نشان می‌دهد. وجوه مختلف نمونه، A، B و C نامگذاری شده‌اند. اولین مرحله‌ی فرآیند بر روی وجه A انجام می‌گیرد و نمونه درون قالب تا نصف ارتفاع اولیه فشرده می‌شود. به‌این ترتیب ضلعی از نمونه که در ابتدا $7/5 \text{ mm}$ بود، تبدیل به ضلعی حدود $14/8 \text{ mm}$ می‌شود. سپس نمونه از قالب خارج شده و طوری چرخانده می‌شود که مرحله‌ی دوم فرآیند بر روی وجه B انجام شود. ضلع $14/8 \text{ mm}$ در حین فرآیند، تبدیل به 15 mm می‌شود و این ضلع بدل به ارتفاع نمونه برای مرحله‌ی بعدی فرآیند می‌شود. بعد از مرحله‌ی دوم فرآیند، دوباره نمونه از قالب خارج شده و سپس چرخانده می‌شود تا مرحله‌ی بعدی فرآیند بر روی وجه C انجام گیرد. در هر مرحله از فرآیند، نمونه‌ی چرخانده شده طوری درون قالب قرار می‌گیرد که ضلعی از نمونه که برابر با عرض قالب است، ارتفاع نمونه در مرحله‌ی بعدی فرآیند باشد. به‌این ترتیب، می‌توان اطمینان حاصل کرد که نمونه در هر سه جهت متعامد تحت فرآیند فشردن واقع می‌شود. لازم به ذکر است که بعد از هر مرحله‌ی فرآیند، دو سطحی از نمونه که آزاد بودند و پس از فرآیند آهنگری چند محوره، بشک‌های شدن در آن سطوح اتفاق افتاد، ساییده می‌شوند تا ابعاد نمونه به ابعاد اولیه تبدیل شود.

به‌منظور مشاهدات ریزساختاری، نمونه‌هایی از قطعات فرآوری شده با آهنگری چند محوره بریده شدند و سپس این نمونه‌ها تا شماره‌های ۲۰۰-۲۰۰۰ سمباده زده شده و در مرحله‌ی بعد با استفاده از دستگاه Struers Rotopol-25 با آلومینای ۰/۳ میکرون تحت پولیش مکانیکی قرار گرفتند. آماده‌سازی نمونه‌ها برای مشاهدات ریزساختاری با حکاکی و پولیش الکترولیتی بوسیله‌ی دستگاه Struers-Lectropol-5 و با استفاده از محلول الکترولیت D2 در دمای 15°C و ولتاژهای به ترتیب ۵ و ۲۴ ولت به اتمام رسید. ریزساختار اولیه‌ی نمونه‌های تابکاری شده با استفاده از میکروسکوپ نوری Olympus BX60M^۲ مورد بررسی قرار گرفت و جهت بررسی ریزساختار نمونه‌های فرآوری شده به روش آهنگری چند محوره از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی^۳ مدل Tescan Mira 3-XMU و

¹ Anneal² Optical Microscope (OM)³ Field Emission-Scanning Electron Microscope (FE-SEM)

همچنین از تکنیک پراش الکترون برگشتی^۱ با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مدل Zeiss ۱۵۵۰ VP with Oxford HKL EBSD استفاده شد. تکنیک پراش الکترونی برگشتی با اندازه‌ی گام $0.1 \mu\text{m}^2$ و تفکیک‌پذیری 478×460 انجام شد.



شکل ۲ - الف) تصویر شماتیک قالب کانالی. ب) تصویر شماتیک فشرده‌سازی در قالب کانالی. سطوح نمونه با حروف A و B و C نشان داده شده‌اند. در اینجا سه فشرده‌سازی (یک پاس) نشان داده شده است. پاس‌های بعدی به همین ترتیب تکرار می‌شوند [۲۹].

از نمونه‌های فرآوری شده به روش آهنگری چند محوره، نمونه‌های استوانه‌ای به قطر ۴ mm و ارتفاع ۷/۵ mm جهت انجام آزمایش فشار به منظور بررسی رفتار مکانیکی تهیه شدند. آزمایش فشار با سرعت حرکت فک ثابت معادل $5 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$ بوسیله‌ی دستگاه استحکام‌سنج یونیورسال Santam مدل STM-50 انجام گرفت و از گریس به عنوان روان‌ساز در حین آزمایش فشار استفاده گردید.

رابطه‌ی اساسی برای کرنش‌سختی و کرنش‌نرمی در کرنش‌های زیاد

به منظور توضیح رابطه‌ی تنش - کرنش در کرنش‌های زیاد، یک مدل کلاسیک کرنش‌سختی که به گونه‌ای اصلاح شده است تا قادر به مطابقت با کرنش‌نرمی در کرنش‌های زیاد باشد [۱۶]، برای توصیف تغییرات تنش تسلیم با کرنش مس فرآوری شده با آهنگری چند محوره استفاده شده است.

¹ Electron Back Scattering Diffraction (EBSD)

² Step Size

³ Resolution



میانگین چگالی کل نابجایی‌ها ρ با استفاده از معادله‌ی زیر به استحکام موانع در مقابل حرکت نابجایی‌ها، ارتباط داده می‌شود:

$$\sigma = \alpha G b \rho^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

α یک ضریب عددی، G مدول برشی و b اندازه‌ی بردار برگرز است. در مدل پیشنهادی توسط Estrin و Mecking فرض می‌شود که متوسط مسافت آزاد حرکت نابجایی‌ها ثابت است. بنابراین رابطه‌ی تغییرات ρ بر حسب کرنش می‌تواند به صورت زیر نوشته شود:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = k - k_2 \rho \quad (5)$$

در رابطه‌ی (۵)، ρ چگالی کل نابجایی‌ها است و K و K_2 دو ثابت ماده می‌باشند. رابطه‌ی (۵) را می‌توان به صورت زیر بازنویسی کرد.

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} + k_2 \rho = k \quad (6)$$

برای حل این معادله‌ی دیفرانسیل، طرفین معادله‌ی (۶) را در عامل انتگرال‌ساز $e^{k_2 \varepsilon}$ ضرب می‌کنیم. پس داریم:

$$e^{k_2 \varepsilon} \frac{d\rho}{d\varepsilon} + k_2 e^{k_2 \varepsilon} \rho = k e^{k_2 \varepsilon} \quad (7)$$

یا

$$\frac{d}{d\varepsilon} (e^{k_2 \varepsilon} \rho) = k e^{k_2 \varepsilon} \quad (8)$$

با انتگرال‌گیری از طرفین رابطه‌ی (۸) نسبت به ε بین دو مقدار صفر و ε داریم:

$$\int_0^\varepsilon \frac{d}{d\varepsilon} (e^{k_2 \varepsilon} \rho) d\varepsilon = \int_0^\varepsilon k e^{k_2 \varepsilon} d\varepsilon \quad (9)$$

یا

$$e^{k_2 \varepsilon} \rho|_{\varepsilon} - \rho|_{\varepsilon=0} = \frac{k}{k_2} e^{k_2 \varepsilon} - \frac{k}{k_2} \quad (10)$$

با ادغام رابطه‌های (۱۰) و (۴) و در نظر گرفتن تنش متناظر با چگالی نابجایی در کرنش صفر برابر با σ_0 ،

$$\sigma_f = \sigma_s = \alpha G b \left(\frac{k}{k_2} \right)^{\frac{1}{2}}$$

تنش متناظر با کرنش ε ، خواهیم داشت:

$$e^{k_2 \varepsilon} \left(\frac{\sigma_f}{\alpha G b} \right)^2 - \left(\frac{\sigma_0}{\alpha G b} \right)^2 = \left(\frac{\sigma_s}{\alpha G b} \right)^2 e^{k_2 \varepsilon} - \left(\frac{\sigma_s}{\alpha G b} \right)^2 \quad (11)$$



$$\sigma = \sigma_s + (\sigma_f - \sigma_s) \exp \left(-r \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right)^q \right)$$

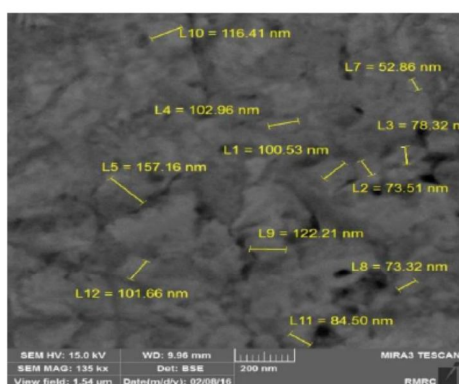
$$\sigma = \sigma_s + \left\{ \left[(\sigma_0^2 - \hat{\sigma}_s^2) \exp \left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_c} \right) + \hat{\sigma}_s^2 \right]^{1/2} - \sigma_s \exp \left(-r \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_p} \right)^q \right) \right\} \quad (17)$$

هنگامی که $r = 0$ باشد، معادله‌ی (۱۷) به معادله‌ی (۱۴) تبدیل می‌شود [۱۶].

نتایج و بحث

ریزساختار اولیه‌ی نمونه (مس تابکاری شده)، در شکل ۳ نشان داده شده است. همان‌طور که از شکل پیداست، دوقلوهای که در طی فرآیند تابکاری بوجود آمده‌اند، در این تصویر دیده می‌شود. متوسط اندازه‌ی دانه در این نمونه ۴۵ μm می‌باشد. ریزساختار بدست آمده از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی از نوع الکترون برگشتی نمونه‌ی پاس هشت فرآیند آهنگری چند محوره در شکل ۴ آورده شده است.

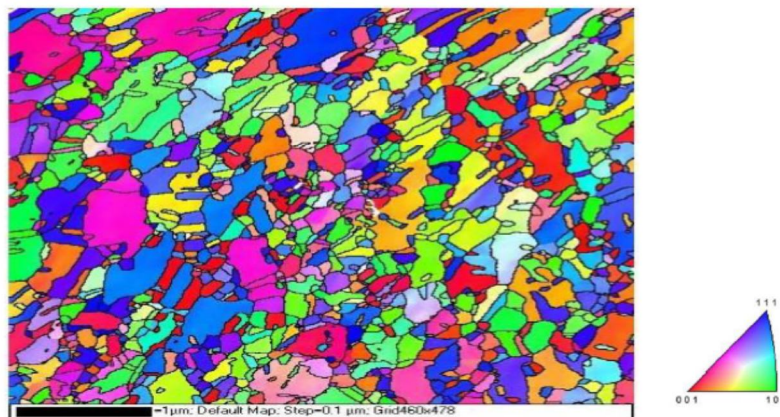
ریزساختار بدست آمده از تکنیک پراش الکترون برگشتی نمونه‌ی پاس سیزده مس آهنگری چند محوره شده در شکل ۵ نشان داده شده است. متوسط اندازه‌ی دانه برای نمونه‌های مس پاس صفر (تابکاری شده)، پاس هشت و پاس سیزده فرآیند آهنگری چند محوره به ترتیب برابر با ۴۵ μm ، ۱۴۵ μm و ۲۰۴ μm می‌باشد. همان‌طور که مشاهده می‌شود مس در اثر فرآیند آهنگری چند محوره فوق ریزدانه شده است. همچنین در پاس انتهایی فرآیند آهنگری چند محوره (شکل ۷)، دانه‌هایی با اندازه‌ی نسبتاً بزرگ که در کنارشان دانه‌هایی با اندازه‌ی کوچک‌تر است، مشاهده می‌شود که نشان‌دهنده‌ی پدیده‌ی تبلور مجدد است.



شکل ۴ - ریزساختار بدست آمده از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی از نوع الکترون برگشتی نمونه‌ی پاس هشت مس آهنگری چند محوره شده.



شکل ۳ - ریزساختار بدست آمده از میکروسکوپ نوری نمونه‌ی پاس صفر (مس تابکاری شده).



شکل ۵- ریزساختار بدست آمده از تکنیک پراش الکترون برگشتی نمونه‌ی پاس سیزده مس آهنگری چند محوره شده.

در مطالعه‌ی F.H.D. Torre و همکاران، پدیده‌ی تبلور مجدد در پاس‌های انتهایی فرآیند اکستروژن در کانال زاویه‌دار همسان^۱ مس مشاهده شده است [۳۰]. در بررسی J.C. Lee و همکاران، در پاس انتهایی فرآیند پرس‌کاری آلایژ آلومینیوم ۱۰۵۰ در قالب کانالی غیرمشابه^۲ نیز دانه‌هایی بزرگ در کنار دانه‌هایی ریز مشاهده شدند که ناشی از تبلور مجدد دینامیکی ذکر شده است [۱۲]. M.H. Shih و همکاران نیز تبلور مجدد را در پاس ۱۶ فرآیند اکستروژن در کانال زاویه‌دار همسان مس مشاهده کردند [۳۱]. در مطالعه‌ی دیگری توسط W. Wei و همکاران طی فرآیند پرس‌کاری در کانال زاویه‌دار همسان مس خالص تجاری، دانه‌هایی بزرگ احاطه شده با دانه‌هایی کوچک که نشان دهنده‌ی پدیده‌ی تبلور مجدد در پاس‌های انتهایی این فرآیند است، دیده شده است [۱۶]. همچنین در مطالعه‌ی F. Salimyanfard و همکاران، تبلور مجدد دینامیکی و بعضی دانه‌های بزرگ در کنار دانه‌های کوچکتر، طی فرآیند پرس‌کاری در کانال زاویه‌دار همسان مس مشاهده شده است [۳۲].

در تحقیقات ذکر شده‌ی بالا، دانه‌هایی بزرگ احاطه شده با دانه‌هایی کوچک و پدیده‌ی تبلور مجدد در پاس‌های انتهایی فرآیندهای مختلف تغییر شکل مومسان شدید مشاهده شده است که با نتایج تحقیق حاضر (شکل ۵) سازگاری دارد.

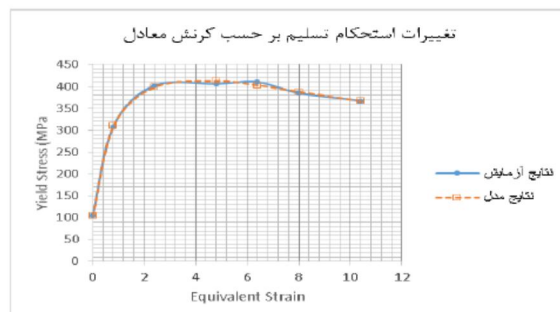
نمودار تغییرات تنش تسلیم برحسب کرنش معادل نمونه‌های مس تولید شده به روش آهنگری چند محوره در شکل ۶ رسم شده است. همان‌طور که از شکل ۶ مشاهده می‌شود، تنش تسلیم نمونه‌ی پاس صفر (تابکاری شده)، کمترین مقدار برابر با ۱۰۵ MPa را دارد. بعد از پاس یک، افزایش سریعی در تنش تسلیم مشاهده می‌شود و به مقدار ۳۱۵ MPa می‌رسد. سپس تنش تسلیم به تدریج تا پاس هشت (کرنش معادل ۶/۴) افزایش می‌یابد و به مقدار

¹ Equal Channels Angular Extrusion (ECAE)

² Dissimilar Channel Angular Pressing (DCAP)



حداکثر خود برابر با ۴۱۰ MPa می‌رسد. بعد از پاس هشت، تنش تسلیم به تدریج کاهش می‌یابد و نرم‌شدگی مشاهده می‌شود.



شکل ۶- تغییرات استحکام تسلیم بر حسب کرنش معادل برای نتایج تحقیق حاضر و ترکیب مدل Estrin-Mecking و Avrami.

تغییر در استحکام تسلیم در مراحل اولیه می‌تواند بوسیله‌ی کارسختی که ناشی از استحکام بخشی از طریق نابجایی‌ها هست، توجیه و بیان شود. تا پاس‌های ابتدایی (که تغییرات استحکام تسلیم ناگهانی و زیاد است)، کرنش سختی که استحکام بخشی از طریق نابجایی‌ها است، نقش اصلی را در افزایش استحکام ایفا می‌کند. همچنین تشکیل دانه‌های فرعی یا سلول‌های نابجایی در استحکام بخشی مشارکت دارند. چگالی نابجایی‌ها در طی فرآیند تغییر شکل مومسان شدید بویژه در مراحل اولیه افزایش می‌یابد. از پاس‌های میانی به بعد، افزایش استحکام عمدتاً ناشی از اصلاح ساختار دانه‌بندی و تشکیل ساختاری فوق ریزدانه با دانه‌هایی ریز و همراه با مرزهای دانه‌ی زاویه‌ی بالا می‌باشد و کرنش سختی اثر کمتری دارد. به تدریج مرزهای دانه‌ی زاویه‌ی کم تبدیل به مرزهای دانه‌ی زاویه‌ی بالا می‌شوند و زاویه‌ی عدم انطباق افزایش می‌یابد [۳۳ و ۳۴].

با افزایش بیشتر تغییر شکل مومسان و افزایش تعداد پاس‌ها، استحکام به تدریج کاهش پیدا می‌کند. این پدیده می‌تواند به دلایل متعددی باشد. اولین دلیل اشباع شدن و رسیدن به حداکثر مقدار نابجایی‌ها در ماده است. در این مرحله دانه‌هایی با چگالی بالای نابجایی موجود است و تولید نابجایی‌های جدید، ناممکن می‌باشد. دلیل دیگر هم ایجاد دانه‌هایی جدید عاری از نابجایی و فرآیند تبلور مجدد دینامیکی می‌باشد [۳۳ و ۳۴].

در مطالعه‌ی F.H.D. Torre و همکاران، افت استحکام تسلیم و نرم‌شدگی فراتر از پاس ۴ طی فرآیند اکستروژن در کانال زاویه‌دار همسان مس مشاهده شده است [۳۰]. در مطالعه‌ی M.H. Shih و همکاران نیز طی همین فرآیند بعد از حدود کرنش معادل ۴، افت استحکام تسلیم و نرم‌شدگی ذکر شده است [۳۱]. همچنین در مطالعه‌ی F. Salimyanfard و همکاران، نرم‌شدگی فراتر از پاس ۸ طی فرآیند پرس‌کاری در کانال زاویه‌دار همسان



مس و در مطالعه‌ی A. Habibi و همکاران، نرم‌شدگی فراتر از پاس ۷ طی فرآیند نوردکاری در کانال زاویه‌دار همسان^۱ مس ذکر شده است [۳۲ و ۳۵].

در تحقیقات ذکر شده‌ی فوق، افت استحکام تسلیم و نرم‌شدگی در پاس‌های انتهایی فرآیندهای مختلف تغییر شکل مومسان شدید دیده شده و علت این افت استحکام و نرم‌شدگی هم پدیده‌ی تبلور مجدد در پاس‌های انتهایی این فرآیندها ذکر شده است که با نتایج تحقیق حاضر سازگاری دارد.

در شکل ۶ تغییرات استحکام تسلیم برحسب کرنش معادل پیش‌بینی شده با رابطه‌ی اساسی حاصل از تلفیق مدل‌های Estrin-Mecking (مدل EM) و Avrami که پیشتر توضیح داده شده است؛ جهت مقایسه با داده‌های حاصل از آزمایش نشان شده است. همان‌طور که دیده می‌شود تطابق خوبی بین داده‌های حاصل از آزمایش و پیش‌بینی مدل وجود دارد. ترکیب مدل EM و Avrami با استفاده از معادله‌ی ۱۷ در مطالعات مختلفی جهت توصیف کرنش‌نرمی در کرنش‌های زیاد استفاده شده است [۱۱، ۱۶ و ۳۱]. در تمامی مطالعات ذکر شده همانند تحقیق حاضر، سازگاری خوبی بین نتایج حاصل از آزمایش و پیش‌بینی مدل، گزارش شده است.

مقادیر ثوابت معادله‌ی ۱۷ تخمین زده شده برای تحقیق حاضر و آنچه در مراجع برای مس خالص تجاری گزارش شده، در جدول ۱ آورده شده است. با مقایسه‌ی مقادیر این ثوابت می‌توان گفت که تطابق خوبی بین مقادیر تخمین زده شده برای این ثوابت در تحقیق حاضر و مقادیر گزارش شده برای همین ثوابت و ماده‌ی مورد مطالعه (مس خالص تجاری) دیده می‌شود؛ هرچند فرآیند تغییر شکل مومسان شدید مورد استفاده در تحقیق حاضر و موارد گزارش شده متفاوت است.

جدول ۱ مقادیر عددی ثابت در معادله‌ی ۲۱ برای تحقیق حاضر و مطالعات دیگر

ماده	$\hat{\sigma}_s$ (MPa)	σ_0 (MPa)	ϵ_c	r	q	ϵ_p	σ_s (MPa)	مرجع
مس	۴۲۵/۵۶۷	۱۰۴/۸۵۸	۱/۱۶۱	۰/۳۸۵	۳	۶/۶۹۹	۳۴۸/۲۴۶	تحقیق حاضر
مس	۴۱۵	۶۸	۰/۷	۰/۰۴۵	۳	۴	۳۴۵	[۱۱]
مس	۴۴۰	۱۵۰	۱/۰۵	۰/۱۲	۳	۴	۴۱۸	[۳۱]

¹ Equal Channel Angular Rolling (ECAR)



نتیجه‌گیری

به‌طور کلی در تحقیقاتی که در مراجع در ارتباط با افت استحکام در مراحل نهایی تغییر شکل مومسان شدید به آن‌ها اشاره شده، تبلور مجدد دینامیکی به‌عنوان علت نرم‌شدگی در مراحل نهایی تغییر شکل مومسان شدید، ذکر شده است. شکل ۵، ریزساختار مس مورد مطالعه در این تحقیق را پس از سیزده پاس فرایند آهنگری چند محوره نشان می‌دهد. در این شکل دانه‌های ریز هم‌محور در مجاورت تعدادی دانه‌ی درشت و کشیده؛ مشابه با ساختار فلزاتی که دچار تبلور مجدد دینامیکی شده‌اند، دیده می‌شود. بنابراین با توجه به این ریزساختار و منحنی نشان داده شده در شکل ۶، می‌توان گفت که دلیل نرم‌شدگی فلز مورد مطالعه در کرنش‌های زیاد به احتمال قوی، تبلور مجدد دینامیکی است. در این قسمت، نتایج به‌دست آمده از بررسی‌ها و آزمایشات تحقیق حاضر به‌صورت اجمالی ذکر می‌شود:

- ۱- از فرایند آهنگری چند محوره برای اعمال تغییر شکل مومسان شدید بر مس خالص تجاری در دمای محیط استفاده شد. این فرایند منجر به تولید مس خالص تجاری فوق ریزدانه‌ی با استحکام بالا شد.
- ۲- نتایج آزمون فشار نشان دادند که بیشترین افزایش استحکام تسلیم مربوط به پاس یک می‌باشد. در این مرحله استحکام تسلیم مس از میزان ۱۰۵ MPa برای ماده‌ی اولیه به ۳۱۵ MPa افزایش یافت. سپس استحکام تسلیم به‌تدریج تا پاس هشت افزایش یافت و به مقدار حداکثر خود برابر با ۴۱۰ MPa رسید. بعد از پاس هشت، استحکام تسلیم به‌تدریج کاهش یافت و نرم‌شدگی مشاهده شد.
- ۳- کاهش تدریجی استحکام تسلیم از پاس هشت به بعد به‌طور عمده به‌دلیل وقوع تبلور مجدد دینامیکی اتفاق افتاد. شکل خاص منحنی تغییرات تدریجی استحکام تسلیم با کرنش و همین‌طور ریزساختار ماده‌ی مورد مطالعه در پاس انتهایی فرایند آهنگری چند محوره، گواه بر این موضوع بود.
- ۴- در تحقیق حاضر برای توضیح کرنش‌سختی و کرنش‌نرمی ایجاد شده در ماده‌ی مورد مطالعه، از ترکیب مدل‌های Estrin-Mecking و Avrami استفاده شد که با داده‌های آزمایش، تطابق خوبی داشت.

مراجع

- [1] G.E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", 3rd Edition. USA: McGraw Hill, (1986).
- [2] W.F. Hosford, R.M. Caddell, "Metal Forming: Mechanics and Metallurgy", 4th Edition. USA: Cambridge University Press, (2011).
- [3] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev and I.V. Alexandrov, "Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation", Progress in Materials Science, 45, 103-189, (2000).
- [4] A. Rosochowski, "Processing Metals by Severe Plastic Deformation," Solid State Phenomena, 101, 13-22, (2005).
- [5] R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu and J. Miner, "Producing Bulk ultrafine Grained Materials by Severe Plastic deformation", Mater. Soc, 58, 33, (2006).

- [6] A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D.Y. Yang, F. Micari, G.D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski and A. Yanagida, "Severe plastic deformation (SPD) processes for metals", *Manufacturing Technology*, 57, 716-735, (2008).
- [7] R.Z. Valiev and T.G. Langdon, "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement," *Progress in Materials Science*, 51, 881-981, (2006).
- [8] R. Kapoor, A. Sarkar, R. Yogi, S.K. Shekhawat, I. Samajdar and J.K. Chakravarty, "Softening of Al during multi-axial forging in a channel die" *Materials Science & Engineering*, 560, 404-412, (2013).
- [9] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T.G. Langdon, "The process of grain refinement in equal-channel angular pressing", *Acta Mater*, 45, 4733-4741, (1997).
- [10] Y. Nishida, H. Arima, J.-C. Kim and T. Ando, "Rotary-die equal-channel angular pressing of an Al-7 mass% Si-0.35 mass% Mg alloy", *Scr. Mater*, 45, 261-266, (2001).
- [11] F.D. Torre, R. Lapovok, J. Sandlin, P.F. Thomson, C.H.J. Davies and E.V. Pereloma, "Microstructures and properties of copper processed by equal channel angular extrusion for 1-16 passes", *Acta Mater*, 52, 4819-4832, (2004).
- [12] J.-C. Lee, J.-Y. Shu and J. Ahn, "Work-softening behavior of the ultrafine-grained Al alloy processed by high-strain-rate, dissimilar-channel angular pressing", *Metall. Mater. Trans.*, 34, 625-632, (2003).
- [13] H.J. McQueen, S. Yue, N.D. Ryan and E. Fry, "Hot working characteristics of steels in austenitic state", *Mater Proc Tech*, 53, 293-310, (1995).
- [14] C.A. Hernandez, S.F. Medina and J. Ruiz, "Modelling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels", *Acta Mater*, 44, 155-163, (1996).
- [15] C. Huang, E.B. Hawbolt, X. Chen, T.R. Meadowcroft and D.K. Matlock, "Flow stress modeling and warm rolling simulation behavior of two Ti-Nb interstitial-free steels in the ferrite region. *Acta Mater*, 49, 1445-1452, (2001).
- [16] W. Wei, K.X. Wei and G.J. Fan, "A new constitutive equation for strain hardening and softening of fcc metals during severe plastic deformation", *Acta Materialia*, 56, 4771-4779, (2008).
- [17] H.J. McQueen, S. Yue, N.D. Ryan and E. Fry, "Hot working characteristics of steels in austenitic state", *Materials Processing Technology*, 53, 293-310, (1995).
- [18] C.A. Hernandez, S.F. Medina and J. Ruiz, "Modelling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steels", *Acta Materialia*, 44, 155-163, (1996).
- [19] C. Huang, E.B. Hawbolt, X. Chen, T.R. Meadowcroft and D.K. Matlock, "Flow stress modeling and warm rolling simulation behavior of two Ti-Nb interstitial-free steels in the ferrite region. *Acta Materialia*, 49, 1445-1452, (2001).
- [20] G. Sevillano, P.V. Houtte, and E. Aernoudt, "Large strain work hardening and texture", *Prog. Mater. Sci*, 25, 69-412, (1980).
- [21] E. Voce, "The relationship between stress and strain for homogeneous deformation", *Inst Met*, 74, 537-562, (1948).
- [22] N.Q. Chinh, G. Horvath, Z. Horita and T.G. Langdon, "A new constitutive relationship for the homogeneous deformation of metals over a wide range of strain", *Acta Mater*, 52, 3555-3563, (2004).
- [23] N.Q. Chinh, J. Illy, Z. Horita and T.G. Langdon, "Using the stress-strain relationships to propose regions of low and high temperature plastic deformation in aluminum", *Mater Sci Eng*, 410-411, 234-238, (2005).

- [24] N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji and N. Hansen, "Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminium deformed to high strain and annealed", *Acta Mater*, 57, 4198-4208, (2009).
- [25] H. Mecking, and U. F. Kocks, "Kinetics of flow and strain-hardening", *Acta Metallurgica*, 29, 1865-1875, (1981).
- [26] Y. Estrin and H. Mecking "A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models", *Acta Mater*, 32, 57-70, (1984).
- [27] L.X. Kong, P.D. Hodgson and B. Wang, "Development of constitutive models for metal forming with cyclic strain softening", *Mater Proc Tech*, 89-90, 44-50, (1999).
- [28] A. Oudin, M.R. Barnett and P.D. Hodgson, "Grain size effect on the warm deformation behaviour of a Ti-IF steel", *Mater Sci Eng*, 367, 282-294, (2004).
- [29] A. Kundu, R. Kapoor, R. Tewari and J.K. Chakravarty, "Severe plastic deformation of copper using multiple compression in a channel die", *Scripta Materialia*, 58, 235-238, (2008).
- [30] F.H.D. Torre, A.A. Gazder, E.V. Pereloma and C.H.J. Davies, "Recent progress on the study of the microstructure and mechanical properties of ECAE copper", *Materials Science*, 42, 1622-1637, (2007).
- [31] M.H. Shih, C.Y. Yu, P.W. Kao and C.P. Chang, "Microstructure and flow stress of copper deformed to large plastic strains", *Scripta Materialia*, 45, 793-799, (2001).
- [32] F. Salimyanfard, M.R. Toroghinejad, F. Ashrafizadeh, M. Hoseini and J.A. Szpunar, "Investigation of texture and mechanical properties of copper processed by new route of equal channel angular pressing", *Materials and Design*, 44, 374-381, (2013).
- [33] S. Tamimi, M. Ketabchi and N. Parvin, "Microstructural evolution and mechanical properties of accumulative roll bonded interstitial free steel", *Materials and Design*, 30, 2556-2562, (2009).
- [34] Y.M. Wang and E. Ma, "Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal", *Acta Materialia*, 52, 1699-1709, (2004).
- [35] A. Habibi, M. Ketabchi and M. Eskandarzadeh, "Nano grained pure copper with high strength and high conductivity produced by equal channel angular rolling process", *Materials Processing Technology*, 211, 1085-1090, (2011).



IMAT 2016



بین کنفرانس بین المللی مهندسی مواد و متالورژی و دهمین کنفرانس مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران و انجمن علمی ریخته‌گری

INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS ENGINEERING AND METALLURGY

8, 9 Nov. 2016 Shiraz University

۱۸ و ۱۹ آبان ماه ۱۳۹۵ - دانشگاه شیراز

Hardening and softening of commercially pure copper by multi axial forging

Seyyed Mohammad Hossein Hosseini Rad *, Abolfazl Rezaee-Bazzaz

Department of Metallurgy and Materials Science, Ferdowsi University of Mashhad, Mashhad, Iran.

mhrad313@gmail.com

Abstract

In recent years, severe plastic deformation (SPD) processes drew considerable attention to produce material with ultrafine grains. In this study, multi axial forging (MAF) process as one of the severe plastic deformation processes, has been used to produce ultrafine grained (UFG) commercially pure copper. This process was conducted for 13 passes (corresponding to equivalent strain of 10.4). Microstructural observations were done by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), field emission-scanning electron microscope (FE-SEM) and also electron back scattering diffraction (EBSD) technique. The Mechanical behavior was evaluated by compression test. Microstructural observations revealed that ultrafine grains were produced by multi axial forging. It was also observed that in final passes of the process, recrystallization has been happened and slight grain coarsening has been carried out. Compression test results showed that in initial passes, rapid increase is observed in strength. The strength continued to increase up to the eighth pass and then, gradually decreased to thirteenth pass and softening happened. Decreasing strength was attributed to dynamic recovery and dynamic recrystallization. In present study, strain hardening and softening were simulated using a combination of Estrin-Mecking and Avrami models and a good agreement with experimental data has been observed.

Keywords : Severe plastic deformation (SPD), Multi axial forging (MAF), Ultrafine grained (UFG) commercially pure copper, Hardening, Softening.