

اثر تبرید حین فرایند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) بر ریزساختار و خواص

مکانیکی آلومینیوم آلیاژی ۷۰۷۵

عبدالله لعل پور

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یزد

خسرو فرمنش

عبدالرضا سلطانی پور

دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر

دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی مالک اشتر

(دریافت مقاله ۹۴/۰۱/۳۰ - پذیرش مقاله: ۹۵/۰۳/۱۶)

چکیده

فرایند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) کرنش بسیار بالایی را به ساختار اعمال می‌کند که باعث تغییر ساختار مواد خواهد شد. اغتشاش و گرمای تولید شده در اثر حرکت پین موجب تبلور مجدد و رشد دانه‌ها می‌گردد. اعمال سرمایش در طی فرایند موجب جذب گرمای تولید شده می‌شود. اعمال شرایط خنک شونده، مکانیزم رشد دانه‌ها را متوقف خواهد نمود؛ از این رو می‌توان به دانه بندی بسیار ریز دست یافت. ساختارهای با دانه بندی نانو توانایی بالایی در رسیدن به شرایط ابرمومسانی در دماهای پایین‌تر و یا در نرخ‌های کرنش بالاتر، از خود نشان می‌دهند. در تحقیق حاضر فرایند اصطکاکی اغتشاشی در شرایط بهینه خنک سازی جهت دستیابی به دانه بندی نانو ساختار در ورق آلومینیوم آلیاژی ۷۰۷۵ در شرایط عملیات حرارتی T6 به کار گرفته شد. بدین منظور از شرایط تبرید حین فرایند در زیر و روی ورق، به کمک مخلوط آب، الکل، یخ، یخ خشک و نیتروژن مایع استفاده گردید. اعمال شرایط تبرید موجب ریزدانه شدن ساختار شده و اندازه دانه زیر ۱۰۰ نانو متر حاصل گردید. بیشینه ازدیاد طول شکست در نرخ کرنش آغازین $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ و در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد به دست آمد. همچنین نتایج حاصل شده را می‌توان در شرایط کاربردی و صنعتی نیز اعمال نمود. از این رو می‌توان فرایند اصطکاکی اغتشاشی در شرایط خنک شونده بهینه را بسیار موثر در دستیابی به شرایط ابرمومسان در نرخ های کرنش بالاتر دانست. **واژه‌های کلیدی:** تغییر فرم شدید، تبلور مجدد، نانو ساختار، ابرمومسانی.

Effect of Chilled FSP on the Microstructure and Mechanical Properties of 7075 Aluminum Alloy

A. Lalpour

Department of Mining and Metallurgical Engineering, Yazd University

A. Soltani Pour

Department of Mechanical Engineering, Malek-Ashtar University of Technology

Kh. Farmanesh

Department of Materials Engineering, Malek-Ashtar University of Technology

(Received 19 April 2015, accepted 5 June 2016)

Abstract

The FSP can be used as a generic process to modify the microstructure, refine the grains and change the composition, at selective locations. During FSP, the material that flows around the tool undergoes extreme levels of plastic deformation, that causes recrystallization and grain growth mechanism and is why the solid state processing technique that causes superplasticity. The nano grained alloy exhibited superplasticity at relatively lower temperatures and/or higher strain rates. In this research, FSP and cooling condition was used to create a microstructure with nano grains in a 7075 Aluminum alloy. Using cooling conditions don't let grain growth, so can be achieved to nano grain structure. Cooling condition contains of alcohol, ice, dry ice and liquid nitrogen. Optimum ductility at an initial strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ was obtained on the 500°C. Current results suggest that FSP and cooling system can be developed as a simple yet effective technique for producing microstructure amenable for superplasticity at high strain rates and/or lower temperatures.

Keywords: Sever plastic deformation (SPD), Recrystallization, Nano grain, Superplasticity.

E-mail of corresponding author: lalpour2004@yahoo.com.

مقدمه

فرایند اصطکاکی اغتشاشی را می‌توان شاخه‌ای از تغییر شکل شدید^۱ در نظر گرفت. در خلال فرایند، مقدار زیادی تغییر شکل از طریق گردش پین ابزار و شانه آن بر ماده تحت عملیات اعمال می‌شود. اعمال کرنش بیش از ۴۰ و نرخ کرنش حدود ۱۰ بر ثانیه موجب تغییرات ساختاری شدید و تشکیل مجدد دانه‌ها خواهد شد [۱-۳]. ریزساختار منطقه اغتشاش شامل دانه‌های ریز و هم‌محوری است که طی مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی ایجاد خواهند شد [۳ و ۴]. دانه بندی بعد از فرایند به مراتب از دانه‌های فلز پایه ریزتر است. این خاصیت منطقه اغتشاش باعث شده تا این روش به عنوان یک روش ترمومکانیکی جدید استفاده شود. ایجاد اغتشاش و اصطکاک ناشی از آن، گرمای زیادی تولید می‌کند. این گرما می‌تواند باعث درشت شدن دانه تحت مکانیزم رشد دانه‌ها گردد [۵ و ۶]. از این رو تعیین شرایط بهینه برای ایجاد تبلور مجدد و جلوگیری از رشد دانه‌ها بسیار اهمیت دارد.

با کنترل متغیرهای اثرگذار مانند سرعت چرخش، سرعت پیشروی و شکل ابزار، گرمای ورودی به ساختار در حین فرایند تغییر خواهد کرد. با کاهش گرمای ورودی می‌توان مکانیزم رشد دانه‌ها را کاهش و یا متوقف نمود. در نتیجه ساختار دانه ریزتر شده و خواص مکانیکی مطلوب‌تری ایجاد کرد. تحقیقات نشان داده با اعمال شرایط تبرید اندازه دانه ۱۰۰ نانومتر را ایجاد نمود [۲]. همچنین انجام عملیات اصطکاکی اغتشاشی دانه بندی آلومینوم آلیاژی ۷۰۷۵ را به ۷ میکرومتر کاهش داده و در شرایط بهینه، ازدیاد طول حین شکست بالای ۵۰۰ درصد حاصل خواهد شد [۷].

ریزدانگی بالا موجب ایجاد خواص ابرمومسانی می‌شود [۸]. برای دستیابی به شرایط ابرمومسانی می‌بایست ریزساختار سه شرط اساسی را دارا باشد: اول آنکه دانه بندی بسیار ریز باشد؛ دوم آنکه ساختار کاملاً هم‌محور

باشد؛ سوم آنکه در صورت وجود فاز ثانویه، توزیع یکنواخت ذرات فاز ثانویه در زمینه لازم و اساسی است [۹ و ۱۰]. دو مشخصه دما و نرخ کرنش آزمون در میزان تغییر طول شکست اثر بسیار مهمی دارند. تعیین دما و نرخ کرنش مناسب موجب می‌گردد مکانیزم لغزش دانه‌ها به نحو مطلوب فعال گردد. در نرخ‌های کرنش بالاتر و یا دمای آزمون پایین‌تر، لغزش دانه‌ها فعال نمی‌شود. همچنین در نرخ‌های کرنش خیلی کم و یا دمای آزمون بالاتر، حرکت گروهی دانه‌ها و ایجاد ترک و حفره موجب کاهش ازدیاد طول شکست می‌گردد [۲ و ۳]. بالا رفتن دمای آزمون این تهدید را به همراه دارد که مکانیزم رشد دانه‌ها فعال شود. در ساختارهای به شدت ریزدانه، به دلیل انرژی سطحی بالای مرزدانه‌ای، تمایل به رشد دانه بسیار زیاد است [۱۱]. برای انجام آزمون ابرمومسانی در شرایط آزمایشگاهی، معمولاً از نمونه‌های با طول کمتر از ۷ میلی‌متر استفاده می‌شود. بر همین اساس زمان انجام آزمون به شکل قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد. کاهش زمان آزمون، مکانیزم رشد دانه‌ها را حداقل می‌کند که نتیجه آن ازدیاد طول شکست بالاتر است. اما در عمل می‌بایست شرایط ابرمومسان را برای هر نوع قطعه با ابعاد مختلف را فراهم نمود. از این رو در تحقیق حاضر سعی بر آن است؛ شرایط ابرمومسان برای نمونه‌های با طول ۳۲ میلی‌متر حاصل شود. از این رو می‌توان انتظار داشت نتایج بدست آمده در شرایط کاربردی و صنعتی نیز کارایی مناسبی داشته باشد.

مواد و روش آزمایش‌ها

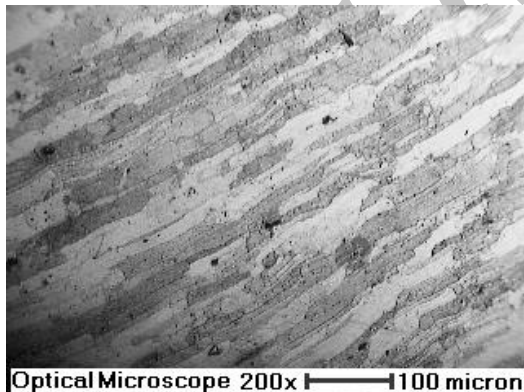
ورق‌های استفاده شده از جنس آلومینیوم AI7075-T651 است که طبق استاندارد ASM دارای مشخصه فنی QQ-A-12-250 می‌باشد. ورق به ابعاد $150 \times 9/5 \times 300$ میلی‌متر تهیه گردید. بعد از برشکاری، برای از بین بردن اثر آلودگی های سطحی، ورق‌ها اسیدشویی شده و آلودگی‌های سطحی

^۱ Severe Plastic Deformation (SPD)

سمباده زنی با سمباده ۲۴۰۰، عملیات الکتروپولیش با محلول ۵۰ میلی لیتر اسید فسفریک، ۳۰ میلی لیتر اسید سولفوریک و ۲۰ میلی لیتر اسید نیتریک در ولتاژ بین ۱۰ الی ۲۴ ولت انجام شد. نمونه ها با محلول Keller به ترکیب شیمیایی ۱۰ میلی لیتر اسید فرمیک، ۱۵ میلی لیتر اسید کلریک، ۲۵ میلی لیتر اسید نیتریک و ۵۰ میلی لیتر آب تقطیر، حکاکی گردید. بررسی های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی FESEM-S4160 انجام شد. همچنین بررسی پراش پرتو ایکس صورت پذیرفت. بررسی های ریزساختی سنجی به منظور تحلیل منطقه اغتشاشی انجام شد. جهت دستیابی به خواص ابرموسان کشش گرم در دماهای ۴۰۰ الی ۵۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ابتدایی $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ انجام شد و ازدیاد طول شکست تعیین گردید.

نتایج و بحث

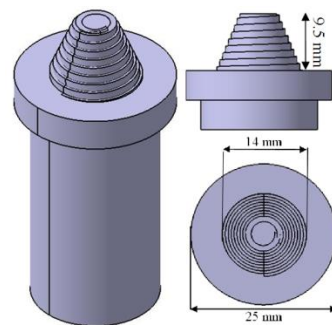
شکل ۲ بیانگر ریزساختار قبل از انجام فرایند است. کشیدگی دانه ها در جهت نورد کاملاً مشهود است.



شکل ۲. تصویر میکروسکوپی نوری قبل از فرایند.

برای بررسی اثر سیال خنک کننده دو نمونه با شرایط یکسان و تنها تفاوت در میزان خنک شوندگی مورد بررسی قرار گرفت. در شکل ۳ ریزساختار منطقه اغتشاشی نمونه بدون خنک شوندگی دیده می شود.

حذف شد. سپس در محل هایی که می بایست پین وارد ورق شده و عملیات آغاز شود؛ سوراخ هایی ایجاد گردید. این سوراخ ها به جهت جلوگیری از آسیب دیدگی پین در حین ورود به ورق و کاهش زمان انجام فرایند ایجاد شد. پین درون سوراخ ایجاد شده قرار می گیرد و با حرکت به جلو عملیات اصطکاکی اغتشاشی انجام می شود. شماتیک پین و ابعاد آن در شکل ۱ نشان داده شده است.

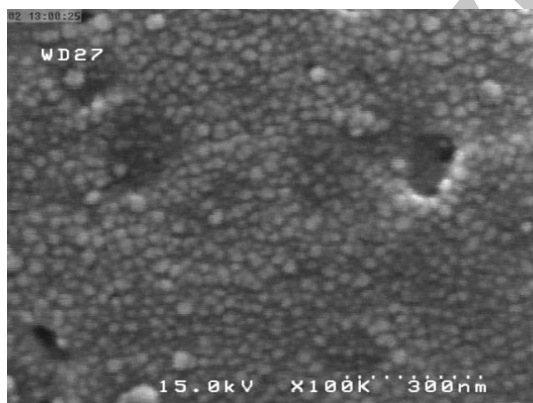


شکل ۱. شماتیک پین.

سرعت پیشروی و سرعت چرخش ابزار تعیین شد و شرایط انجام آزمون به دقت مورد کنترل قرار گرفت. در شرایط بهینه سرعت چرخش پین ۴۵۰ دور بر دقیقه و سرعت پیش روی ۱۶ میلی متر بر دقیقه و زاویه نشست پین بر ورق دو درجه انتخاب گردید. جهت بررسی اثر سرمایش بر ریزساختار و خواص نهایی ورق، از سیستم سرمایش حین فرایند استفاده شد. به دلیل ضخامت زیاد ورق، دو سیستم سرمایش از کف ورق و سرمایش هم زمان کف و سطح ورق طرح ریزی و اجرا گردید. در سیستم سرمایش از کف، قالب مسی آبگرد ساخته شد. مایع با دمای ۱۵- درجه سانتیگراد از داخل مخزن آب، الکل، یخ و یخ خشک به داخل قالب مسی پمپاژ می شود. در سیستم سرمایش از سطح، در ابتدا مخلوط آب، الکل و یخ خشک و سپس پاشش نیتروژن مایع موجب سرد شدن سریع سطح ورق خواهد شد.

بعد از انجام فرایند سطح مقطع نمونه ها برای بررسی ریزساختار برش داده شده و آماده سازی شدند. بعد از

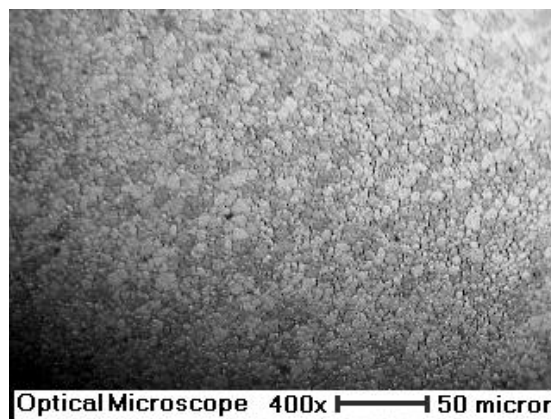
رشد دانه‌ها، انرژی درونی خود را کاهش دهند. از این رو مکانیزم‌های رشد دانه تشدید می‌شوند [۱۱]. گرمای ایجاد شده فرایند، برای فعال شدن مکانیزم رشد دانه‌ها کافی است. برای جلوگیری از فعال شدن مکانیزم رشد دانه‌ها، می‌بایست گرمای ایجاد شده، به نحو مناسب از ساختار خارج گردد. خروج گرما باید به میزانی باشد که انرژی لازم برای فعال شدن مکانیزم‌های رشد دانه فراهم نگردد. در شرایط خنک‌کنندگی می‌توان مکانیزم رشد دانه‌ها را کاهش داد. شکل ۴ دانه بندی منطقه فرآوری شده در شرایط تبریدی را نشان می‌دهد. کاهش شدید اندازه دانه حاصل شده نسبت به شکل ۳ کاملاً مشهود است. به نظر می‌رسد اندازه دانه حاصل از شرایط خنک‌شوندگی زیر ۱۰۰ نانومتر خواهد بود. این موضوع نشان می‌دهد آن‌قدر میزان کرنش در حین فرایند بالا است که با وجود اعمال شرایط خنک‌کنندگی شدید، مکانیزم تبلور مجدد بطور کامل اتفاق افتاده است. البته ممکن است مکانیزم رشد دانه‌ها نیز فعال شده باشد. ولی به دلیل ریزدانگی بسیار شدید در مرحله تبلور مجدد، این اثر باعث تغییر شدید ریزساختار نهایی نشده باشد.



شکل ۴. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی منطقه اغتشاش

یافته در بزرگنمایی ۱۰۰۰۰۰ برابر.

تحقیقات سو و همکاران نشان می‌دهد برای آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ تغییرات ساختاری در اثر تبلور مجدد پیوسته دینامیکی^۲ اتفاق می‌افتد. هنگام عبور پین و اغتشاش صورت گرفته، تبلور مجدد همزمان اتفاق خواهد افتاد [۲]. این



شکل ۳. تصویر میکروسکوپی نوری منطقه اغتشاشی نمونه بدون شرایط تبریدی.

بررسی شکل ۲ و ۳ نشان می‌دهد؛ در اثر انجام فرایند ساختار کاملاً تغییر کرده و دانه‌ها از حالت جهت دار به دانه‌های کاملاً هم محور تبدیل شده‌اند و اندازه دانه نیز کاهش چشم‌گیری داشته است. بررسی شکل ۳ با نرم افزارهای آنالیز تصویر^۱ اندازه دانه متوسط ۵ میکرومتر را نشان می‌دهد. اعمال کرنش بالا به ساختار موجب افزایش عیوب کریستالی، از جمله چگالی نابجایی‌ها می‌شود. افزایش چگالی نابجایی‌ها موجب ایجاد مرزهای فرعی و در نهایت مرزدانه‌های با زاویه عدم انطباق زیاد (بیش از ۱۵ الی ۲۰ درجه) خواهد شد. این فرایند به مکانیزم شکست دانه‌ها شناخته می‌شود. در فرایند تغییر فرم شدید، ایجاد کرنش بالا و شکست دانه‌ها مکانیزم غالب است [۱۱ و ۱۲]. کرنش بالا در واقع نیرو محرکه مکانیکی را به ساختار اعمال می‌کند که طی مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی دانه‌های کاملاً هم محور در ساختار ایجاد نماید [۱۲]. در اطراف پین گرمای بسیار زیادی ناشی از اصطکاک و اغتشاش شدید پین و ساختار آلومینوم ایجاد می‌گردد که می‌تواند موجب بالا رفتن دمای ورق در منطقه فرآوری به بیش از ۴۰۰ درجه سانتیگراد شود [۱۳]. افزایش دما نیرو محرکه لازم جهت مکانیزم رشد دانه‌ها را فراهم می‌نماید. ساختارهای فوق ریز دانه به دلیل وجود مرز دانه زیاد، تمایل دارند طی مکانیزم

^۲ continuous dynamic recrystallization (CDRX)

^۱ Image analyzer

انرژی بالاتر ایجاد شوند؛ تشکیل آن‌ها در مرز دانه‌ها در اولویت قرار دارد [۱۵]. دانه‌بندی بسیار ریز و ایجاد شبکه گسترده مرزدانه‌ای این موقعیت را برای رسوبات فراهم می‌سازد؛ بجای آنکه در داخل دانه رسوب‌گذاری نمایند در مرزدانه‌ها تشکیل شوند. خروج رسوبات از داخل دانه به مرز دانه دو اثر را در پی خواهد داشت.

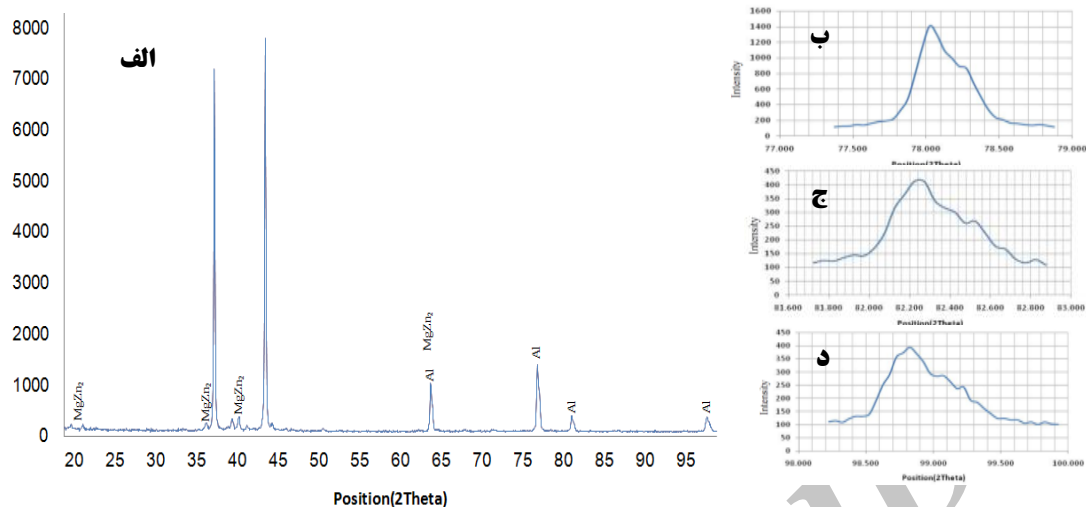
اثر اول مربوط به سختی و استحکام نهایی منطقه فرآوری است. انجام عملیات حرارتی T6 بر آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ موجب تشکیل رسوبات ریز و پراکنده $MgZn_2$ در داخل دانه می‌شود که این امر استحکام و سختی را افزایش خواهد داد. حال با انجام تغییر شکل شدید و ریز شدن دانه، این رسوبات از داخل دانه خارج شده و در مرزدانه رسوب‌گذاری نموده‌اند. در نتیجه به واسطه خروج رسوبات از داخل دانه، سختی و استحکام کاهش خواهد یافت. شکل ۶ پروفیل سختی منطقه اغتشاش یافته را نشان می‌دهد. اگر در سختی نهایی تنها اثر رسوبات در نظر گرفته شود می‌بایست سختی منطقه اغتشاشی کاهش شدیدی داشته باشد و به سختی حالت آنیل آلومینیوم آلیاژی ۷۰۷۵ نزدیک باشد. در حالیکه سختی منطقه فرآوری بالاتر است. این موضوع مربوط به اثر ریزدانه‌گی شدید ریزساختار است. طبق رابطه هال-پچ^۲ با کاهش اندازه دانه سختی و استحکام افزایش خواهد یافت. از آنجایی که این رابطه برای ساختارهای تغییر فرم شدید یافته آلیاژهای آلومینیوم نیز صادق است [۱۶]؛ می‌توان انتظار داشت با کاهش شدید دانه بندی در تحقیق حاضر، سختی نیز افزایش یافته است. ولی این افزایش سختی در تقابل با کاهش سختی ناشی از حذف رسوبات $MgZn_2$

موضوع شرایط را برای استفاده سیال خنک کننده بسیار مناسب می‌کند. اگر تبلور مجدد ناپیوسته دینامیکی^۱ اتفاق می‌افتاد؛ با خروج گرما بعد از عبور پین، ساختار انرژی لازم برای تبلور مجدد را از دست می‌داد و ریزدانه شدن اتفاق نمی‌افتاد. فعال شدن مکانیزم تبلور مجدد پیوسته این امکان را فراهم می‌کند که حین عبور پین ریزدانه‌گی بالا بدست آید و بعد از گذر پین بتوان با خارج کردن گرمای ایجاد شده، مکانیزم رشد دانه‌ها را متوقف کرد.

در شکل ۵ الگوی تفرق نمونه اغتشاش یافته مشاهده می‌شود. پهن شدگی پیک‌ها کاملاً مشهود است. فازیابی الگوی تفرق نشان می‌دهد رسوبات عملیات حرارتی پذیر $MgZn_2$ در ساختار تشکیل شده‌اند. از آنجایی که تنها فازهایی توانایی ایجاد پیک در الگوی تفرق را دارند که درصد حجمی آن‌ها بیش از ۵ درصد باشد؛ می‌توان انتظار داشت که درصد فاز ثانویه تشکیل شده بیش از ۵ درصد است. کرنش بالا موجب تغییر در مورفولوژی و توزیع فاز ثانویه خواهد شد. اغتشاش و اصطکاک اعمالی به ساختار طی فرایند تغییر شکل شدید، انرژی زیادی به رسوبات اعمال خواهد نمود. از این رو شکل رسوبات غیر قابل انحلال از حالت تیغه‌ای و شکل‌های غیر کروی به سمت ریز شدن ذرات و کروی شدن رسوبات تغییر خواهد نمود [۱۴]. از این رو می‌توان انتظار داشت در مورد رسوبات عملیات حرارتی پذیر، اعمال اغتشاش و همچنین ایجاد گرما به بیش از دمای انحلال رسوبات، رسوبات غنی از فلزات روی و منیزیم در زمینه آلومینیوم انحلال یابند. با عبور پین از منطقه فرآوری و کاهش دما به زیر دمای انحلال رسوبات، شرایط برای جوانه‌زنی و تشکیل رسوبات فراهم می‌گردد. از آنجایی که رسوبات تمایل دارند در مناطق با

^۲ Hall-Petch

^۱ discontinuous dynamic recrystallization (DDRX)



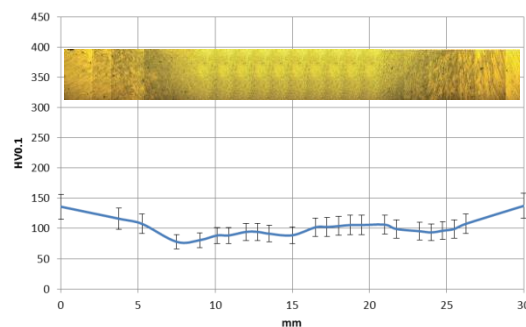
شکل ۵. الگوی تفرق منطقه اغتشاش یافته؛ (الف) زاویه روبش 2θ از ۲۰ تا ۱۰۰ درجه؛ (ب) الگوی تفرق 2θ در زاویه ۷۸ درجه؛ (ج) الگوی تفرق 2θ در زاویه ۸۲ درجه؛ (د) الگوی تفرق 2θ در زاویه ۹۹ درجه.

ایجاد شده و در نهایت ساختار یک دست تری از نظر خواص مکانیکی حاصل خواهد شد.

اثر دوم خروج رسوبات از داخل دانه به مرز دانه، موجب کاهش انرژی مرز دانه‌ها و در نتیجه کاهش فعالیت مرز دانه ای خواهد شد [۱۸]. این عامل جلوگیری کننده از رشد دانه‌ها است. قفل شدن مرز دانه‌ها اولاً ریزدانه‌گی بیشتر ساختار را در مقایسه با آلومینیوم خالص تغییر شکل شدید یافته نشان می‌دهد [۱۹]. دوماً قفل شدن مرز دانه‌ها شرایط را برای استفاده این نوع ساختارها را در دمای بالا مهیاتر می‌نماید. در تحقیق حاضر سعی بر آن است که شرایطی فراهم شود که بتوان در زمان‌های بیشتری قطعه در دمای بالا، خواص ابرموسان خود را حفظ نماید. اعمال تبرید حین فرایند با کاهش شدید اندازه دانه، شرایط برای توزیع گسترده رسوبات در مرز دانه را فراهم نموده است.

شکل ۵ ب، ج، د مربوط به سه پیک انتهایی الگوی تفرق در بزرگنمایی بالاتر است. از روی پهن شدگی پیک‌های الگوی تفرق می‌توان اندازه دانه منطقه اغتشاشی را تعیین کرد.

از داخل دانه به مرز دانه است. استفاده از شرایط خنک شوندگی بر منطقه انتقال (منطقه تحت تاثیر حرارتی- مکانیکی^۱ و منطقه تحت تاثیر حرارت^۲) تاثیر می‌گذارد و افت سختی بسیار کمی را ایجاد نموده است. در نمودارهای سختی بدون شرایط خنک شوندگی افت سختی شدیدی ناشی از درشت شدن رسوبات و تغییر ریزساختار اتفاق می‌افتد [۱۷].



شکل ۶. پروفیل ریزسختی سنجی منطقه اغتشاش یافته نمونه با خنک شوندگی کامل.

با اعمال خنک شوندگی انتقال حرارت کمتری نیز به مناطق مجاور اعمال می‌شود؛ در نتیجه تغییرات ساختاری کمتری

^۱ Heat Affected Zone (HAZ)

^۲ Thermo Mechanically Affected Zone (TMAZ)

رابطه $B \cos \theta_B$ بر حسب $\sin \theta_B$ انجام شد. در شکل ۷ نیز نمودار برازش شده حاصل از رابطه ۱ آورده شده است. رابطه ۱ از دو بخش تشکیل شده است. بخش اندازه دانه و بخش تنش داخلی که بصورت معادله خط نمایان شده است. در این رابطه، $2A\sqrt{\epsilon^2}$ شیب خط است که وابسته به میزان تنش داخلی ساختار است و $0.9\lambda/d$ عرض از مبدا است که اندازه دانه را مشخص می‌کند. طول موج اشعه ایکس مورد استفاده ۱/۵۴ انگستروم است که مطابق با $k\alpha$ عنصر مس می‌باشد. بر همین اساس اندازه دانه محاسبه شده برابر $0.9\lambda/d$ نانومتر خواهد بود که با توجه به مطالب گفته شده می‌توان انتظار داشت؛ اندازه دانه واقعی کمتر از ۱۰۰ نانومتر است. اختلاف اندازه محاسبه شده و اندازه واقعی مربوط به ایجاد مرزهای فرعی است [۲۰]. نتایج بدست آمده حاصل از بررسی میکروسکوپی الکترونی و پراش اشعه ایکس انطباق دارند.

شیب نمودار شکل ۷ بیان گر تنش داخلی است. شیب کم نمودار حاکی از تنش داخلی باقی مانده کم در نمونه است. حین فرایند کرنش بالایی به نمونه اعمال شده و باعث شکست دانه‌ها خواهد شد. مکانیزم اصلی ایجاد دانه‌های عاری از تنش در مناطق پر تنش خواهد بود. از این رو می‌توان انتظار داشت که تنش‌های داخلی به کمترین مقدار خود رسیده باشد و باعث کاهش شیب نمودار شکل ۷ شود. برای دستیابی به خواص ابرمومسان باید ماده وارد خزش مرحله سوم شود. در دماهای بالا خزش کوبل فعال می‌گردد و امکان رسیدن به شرایط ابرمومسان فراهم می‌شود. مکانیزم غالب لغزش دانه‌ها روی هم بر اساس نفوذ دمای بالا خواهد بود [۲۴]. در تحقیقات پیشرو و همکاران فرایند اصطکاکی اغتشاشی بدون شرایط تبریدی، اندازه دانه متوسط $4 \mu\text{m}$ میکرون را ایجاد می‌کند. این ساختار در شرایط نرخ کرنش 10^{-2} s^{-1} و دمای آزمون 480°C درجه سانتیگراد ازدیاد طول شکست 1250% درصد حاصل می‌نماید [۱۷]. شکل ۸ نمودار

رابطه گسترش یافته هال- ویلیامسون^۱ توانایی خوبی برای تعیین اندازه دانه زیر ۱۰۰ نانومتر با تقریب مناسب دارد. رابطه ۱ توسط هال- ویلیامسون برای بررسی اثر ریزدانگی و تنش داخلی معرفی شده است [۲].

$$B \cos \theta_B = 0.9\lambda/d + 2A\sqrt{\epsilon^2} \sin \theta_B \quad (1)$$

که در این رابطه B میزان پهن شدگی بر حسب رادیان، θ_B زاویه پیک در نمودار تفرق، λ طول موج اشعه ایکس، d اندازه متوسط کریستالیت، ϵ وابسته به تنش داخلی، A ثابت رابطه خواهد بود.

از آنجایی که صفحات هم خانواده در اندیس‌های بالا کمتر است؛ برای بدست آمدن اندازه دانه، بهتر است از پیک‌های با زاویه بزرگ استفاده گردد. سعی بر آن است که نمودار $B \cos \theta_B$ بر حسب $\sin \theta_B$ رسم گردد. با رسم این نمودار و برازش آن با محور عمودی مقدار $0.9\lambda/d$ تعیین می‌شود. با تعیین این مقدار و داشتن طول موج پرتو ایکس، مقدار d به دست خواهد آمد؛ که این مقدار نشان دهنده اندازه دانه می‌تواند باشد. نتایج حاصل از تحقیقات نشان می‌دهد که اندازه دانه به دست آمده از این روش کمی کمتر از اندازه دانه به دست آمده از روش‌های بررسی میکروسکوپی الکترونی است که این اختلاف برای آلومینوم گروه 7000 کمتر از 20% درصد خواهد بود [۲۰-۲۳].

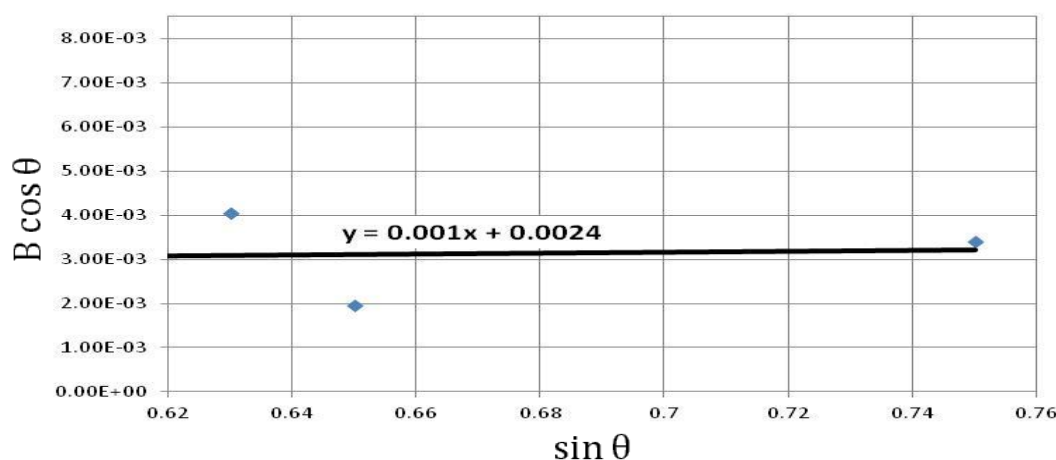
برای محاسبه اندازه دانه حاصل از فرایند، الگوی پراش نمونه مورد تحلیل قرار گرفت. پیک‌های که بدین منظور انتخاب گردید چهار پیک آخر است. با توجه به تطبیق پیک فاز ثانویه با فلز پایه، پیک با زاویه 65° درجه لحاظ نگردید؛ زیرا تطبیق پیک‌های این دو فاز موجب ایجاد خطا در محاسبات می‌گردد و می‌بایست پیک‌هایی مد نظر قرار گیرد که تنها حاصل از پراش زمینه آلومینوم باشد. برای محاسبه میزان پهن شدگی سه پیک با زاویه پراش 78° و 82° و 99° درجه محاسبه گردید (شکل ۵ ب، ج، د). میزان پهن شدگی پیک‌ها و همچنین دیگر محاسبات لازم برای رسم نمودار

^۱ Hall-Williamson

نمونه های کشش با ابعادی کمتر از ۷ میلی متر استفاده می شود. در این حالت می توان به ازدیاد طول شکست بسیار بالا دست یافت. دو اتفاق گفته شده می تواند گلوگاه اصلی در انتقال نتایج آزمایشگاهی به شرایط کارگاهی و صنعتی باشد. زیرا در شرایط صنعتی، عملاً امکان ثابت نگه داشتن نرخ کرنش وجود ندارد. همچنین به دلیل ابعاد و اندازه های واقعی و شرایط عملیاتی، جهت انجام عملیات شکل دهی، قطعه در زمان بیشتری تحت دمای بالا قرار خواهد گرفت. از این رو می بایست شرایطی را فراهم نمود تا در شرایط عملی ابرومسانی حاصل گردد. بر همین اساس در تحقیق حاضر زمان انجام آزمون در حدود ۱۰ الی ۱۵ دقیقه طراحی گردید. این زمان برای اکثر فرایندهای شکل دهی صنعتی زمانی قابل اجرا خواهد بود. شکل ۸ نشان می دهد ابرومسانی حاصل گردیده است. در دمای ۴۰۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد ازدیاد طول شکست کمتر از دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد است. این مسئله نشان می دهد توان حساسیت به نرخ کرنش در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد بیشتر از دمای ۴۰۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد است. می توان نتیجه گرفت با توجه به شرایط رشد دانه ها در دمای بالا، اندازه دانه ها آن قدر کوچک می باشند که باز هم لغزش مرز دانه ای فعال است و ابرومسانی حاصل گردیده است.

تغییرات افزایش طول شکست بر حسب دمای آزمون را نشان می دهد. بیشترین ازدیاد طول شکست در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد به میزان ۴۸۴ درصد خواهد بود. هرچند که در شرایط تبریدی دانه بندی کوچک تر شده؛ ولی ابرومسانی کاهش یافته است. این در حالی است که انتظار می رود با کوچک شدن بیشتر دانه ها ابرومسانی بیشتری حاصل گردد. اختلاف ابرومسانی حاصل شده در این تحقیق و دیگر تحقیقات ناشی از دو اتفاق است. اتفاق اول تغییر در نرخ کرنش است. در اکثر تحقیقات برای دستیابی به حداکثر ابرومسانی از نرخ کرنش ثابت استفاده می شود. برای این منظور با افزایش طول نمونه طی آزمون کشش، سرعت حرکت فکها افزایش می یابد. این افزایش به گونه ای است که در نهایت نرخ کرنش ثابت بماند. اما در شرایط کاربردی و صنعتی عملاً کنترلی روی کاهش سرعت حین عملیات شکل دهی نمی توان داشت.

اتفاق دوم مربوط زمان انجام آزمون است. همان گونه که گذشت با افزایش زمان ماندگاری نمونه در دمای بالا، امکان رشد دانه های بسیار ریز وجود دارد. در بیشتر کارهای آزمایشگاهی، برای جلوگیری از مکانیزم رشد دانه ها، سعی می شود شرایط آزمون و نمونه سازی به گونه ای طراحی شود که زمان انجام کشش گرم حداقل شود. به این منظور از

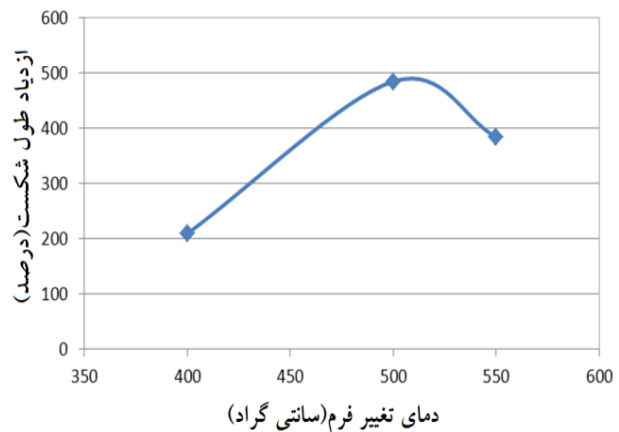


شکل ۷. نمودار برازش شده از اطلاعات پراش پرتو ایکس نمونه فرآوری شده.

10^{-3} s^{-1} و زمان آزمون در حدود ۱۰ دقیقه ازدیاد طول شکست ابرمومسان نزدیک به ۵۰۰٪ حاصل شد.

مراجع

- [1]. A. Dutta, I. Charit, L. B. Johannes, R. S. Mishra, *Deep cup forming by superplastic punch stretching of friction stir processed 7075 Al alloy*, *Mate. Sci. Eng. A* 395 (2005) 173–179.
- [2]. J.Q.Su, T.W.Nelson and C.J.Sterling, *Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys*, *Materials Science and Engineering A* 405 (2005) 277–286.
- [3]. J.Q. Su, T.W. Nelson, and C.J. Sterling, *Friction stir processing of large-area bulk UFG aluminum alloys*, *Scripta Mater*, 52(2005)135–140.
- [4]. T. Srinivasa Rao, G. Madhusudhan Reddy, S. R. Koteswara Rao, *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA7075–T651 aluminum alloy thick plates*, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 25 (2015) 1770–1778.
- [5]. R. S. Mishra, M. W. Mahoney, *Friction Stir Processing: A New Grain Refinement Technique in Commercial Alloys*, *Materials Science Forum*, 357-359 (2001) 507-514.
- [6]. P. Cavaliere and A. Squillace, *High temperature deformation of friction stir processed 7075 aluminium alloy*, *Materials Characterization* 55 (2005) 136– 142.



شکل ۸. نمودار ازدیاد طول شکست بر حسب دمای آزمون.

نتیجه گیری

- انجام فرایند اصطکاکی اغتشاشی موجب تغییرات ساختاری در آلومینیوم آلیاژی ۷۰۷۵ می‌گردد. این فرایند در ورق با ضخامت ۱۰۰ میلی‌متر اجرا گردید و ساختار دانه‌ها از حالت کشیده شده در جهت نورد به شکل کاملاً هم‌محور تغییر کرده و تنش داخلی باقیمانده بسیار کمی در بررسی‌های پراش پرتو ایکس مشاهده گردید.
- اعمال شرایط تبرید حین فرایند با جذب گرمای تولید شده ناشی از چرخش پین و اغتشاش حاصل از آن، موجب کاهش مکانیزم رشد دانه‌ها گردیده و اندازه دانه نهایی به زیر ۱۰۰ نانومتر کاهش یافته است.
- کاهش شدید اندازه دانه‌ها موجب می‌گردد رسوب گذاری مجدد فاز ثانویه در مرزدانه‌ها تسهیل گردد. ایجاد شبکه رسوبات مرزدانه‌ای موجب کاهش سختی می‌گردد. تقابل این پدیده با اثر افزایش سختی ساختار به دلیل ریزدانه‌گی شدید باعث ایجاد سختی مابین حالت آنیل کامل و حالت عملیات حرارتی T6 خواهد شد.

۴) در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش آغازین $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

- [7]. S.D. Ji, Y.Y. Jin, Y.M. Yue, S.S. Gao, Y.X. Huang, L. Wang, *Effect of Temperature on Material Transfer Behavior at Different Stages of Friction Stir Welded 7075-T6 Aluminum Alloy*, Mater. Sci. Technol. 29 (2013) 955-960.
- [8]. T. Dieguez, A. Burgueño, H. Svoboda, *Superplasticity of a Friction Stir Processed 7075-T651 aluminum alloy*, Procedia Materials Science 1 (2012) 110 – 117.
- [9]. T. Dieguez, A. Burgueño, H. Svoboda, *Superplasticity of a Friction Stir Processed 7075-T651 Aluminum Alloy*, Proc. Mater. Sci 1(2012)110-117.
- [10]. Z. Ma, R. S. Mishra, *Friction Stir Superplasticity for Unitized Structures*, ISBN: (2014)978-0-12-420006-7
- [11]. F. J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Elsevier 2(2004) ISBN:0080441645.
- [12]. A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon, *Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications*, Progress in Materials Science 53 (2008) 893–979.
- [13]. C. M. Chen and R. Kovacevic, *Finite element modeling of friction stir welding-thermal and thermomechanical analysis* Machine Tools and Manufacture 43 (2003) 1319-1326.
- [14]. A. P. Zhilyaev, J.M. Garcia-Infanta, F. Carreno, T. G. Langdon and O. A. Ruano, *Particle and grain growth in an Al-Si alloy during high-pressure torsion*, Scripta Materialia 57 (2007) 763–765.
- [15] دوید آپورت، کنت ای ایسترلینگ، ترجمه: ابولقاسم دهقان، عباسعلی نظربلند، بابک هاشمی، دگرگونی فازها در فلزات و آلیاژها، انتشارات دانشگاه شیراز، ۱۳۸۲.
- [16]. P. Bazarnik, Y. Huang, M. Lewandowska, T. G. Langdon, *Structural impact on the Hall–Petch relationship in an Al–5Mg alloy processed by high-pressure torsion*, Materials Science & Engineering A 626 (2015) 9–15.
- [17]. R. S. Mishra, Z. Y. Ma, *Friction stir processing technology: a review*, Metallurgical and Materials Transactions A, 39 (2008) 642-658.
- [18]. Y.F. Shen, R.G. Guan, Z.Y. Zhao, R.D.K. Misra, *Ultrafine-grained Al–0.2Sc–0.1Zr alloy: The mechanistic contribution of nano-sized precipitates on grain refinement during the novel process of accumulative continuous extrusion*, Acta Materialia 100 (2015) 247–255.
- [19]. C. Xu, T.G. Langdon, *Three-dimensional representations of hardness distributions after processing by high-pressure torsion*, Materials Science and Engineering A 503 (2009) 71–74.
- [20]. Y. H. Zhao, Y. T. Zhu, X. Z. Liao, Z. Horita, T. G. Langdon, *Influence of stacking fault energy on the minimum grain size achieved in severe plastic deformation*, Materials Science and Engineering A, 469 (2007) 22–26.
- [21]. M. Cabibbo, E. Meccia, E. Evangelista, *TEM analysis of a friction stir-welded butt joint of Al–Si–Mg alloys*, Materials Chemistry and Physics, 81 (2003) 289-292.
- [22]. L. Lityska, R. Braun, G. Staniek, C. Dalle Donne, J. Dutkiewicz, *TEM study of the microstructure evolution in a friction stir-welded AlCuMgAg alloy*, Materials Chemistry and Physics, 81 (2003) 293-295.
- [23]. W. Y. Gan, Z. Zhou, H. Zhang, T. Peng, *Evolution of microstructure and hardness of aluminum after friction stir*

processing, Trans. Nonferrous Met. Soc. China 24(2014) 975–981.

[24]. A. Zhilyaev and A. Pshenichnyuk, *Superplasticity and grain boundaries in ultrafine-grained materials*, Cambridge International Science Publishing (2011).

Archive of SID