

مکانیزم تشکیل دانه‌ها در منطقه‌ی اختلاط حین جوشکاری اصطکاکی اختلاطی (FSW) و بررسی اثر سرعت دورانی ابزار و سرعت جوشکاری بر اندازه دانه‌ها

محمدعلی صفرخانیان^{۱*}، مسعود گودرزی^۲ و سید محمدعلی بوتراپی^۳

۱- استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد شهر مجلسی، گروه مواد، اصفهان، ایران

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۳- استاد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

*M.A.Safarkhanian@gmail.com

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۰/۰۳/۱۶، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۰/۰۷/۱۴)

چکیده

جوشکاری اصطکاکی اختلاطی (FSW) یک فرایند نوین جوشکاری حالت جامد می باشد که برای آلیاژهای آلومینیم به ویژه برای آن گروه از آلیاژهای آلومینیم که روش‌های جوشکاری ذوبی برای آنها مناسب نمی‌باشد، مانند آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴، کاربرد وسیعی دارد. حین جوشکاری FSW دانه‌های منطقه‌ی فلز جوش (منطقه‌ی اختلاط)، به صورت بسیار ریز و هم محور تشکیل می‌شوند. مکانیزم تشکیل این دانه‌ها، حین فرآیند جوشکاری از اهمیت بسیار زیادی برخوردار است. در این تحقیق علاوه بر تشخیص و ارائه‌ی مکانیزم تشکیل دانه‌های منطقه‌ی اختلاط، تاثیر سرعت دورانی ابزار و سرعت جوشکاری بر اندازه‌ی دانه‌های این منطقه از آلیاژ ۲۰۲۴ بررسی شده است. با افزایش سرعت جوشکاری اندازه‌ی دانه در منطقه‌ی اختلاط کاهش یافته و با افزایش سرعت دورانی ابزار اندازه‌ی دانه افزایش می‌یابد. مکانیزم غالب در شکل گیری دانه‌های منطقه‌ی اختلاط حین جوشکاری FSW، مکانیزم تبلور مجدد پیوسته (CDRX) تشخیص داده شد.

کلمات کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اختلاطی، دانه‌بندی منطقه‌ی اختلاط، تبلور مجدد دینامیکی پیوسته، آلومینیم ۲۰۲۴.

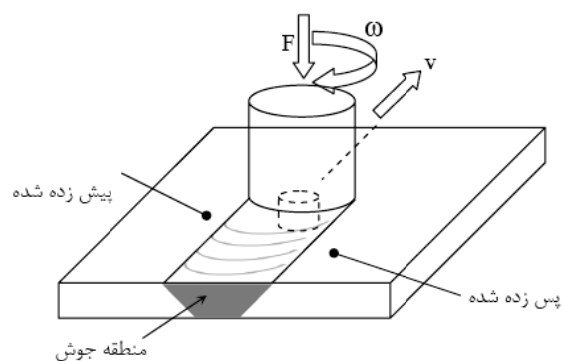
۱- مقدمه

نوین جوشکاری در حالت جامد، ثبت شد [۱]. این روش، در زمان بسیار کوتاهی به طور چشمگیری مورد توجه قرار گرفت. فرایند FSW برای جوشکاری آلیاژهای آلومینیم به طور گسترده

روش جوشکاری اصطکاکی اختلاطی یا FSW^۱ در سال ۱۹۹۱، توسط موسسه جوشکاری انگلستان (TWI) به عنوان یک روش

است، و تا کنون مشخص نشده است که کدام یک از این سه مکانیزم، قطعاً مکانیزم غالب در تشکیل دانه‌های بسیار ریز در فلز جوش آلیاژهای آلومینیم، حین فرایند FSW می باشد.

در این تحقیق سعی شده است علاوه بر تشخیص و ارائه‌ی مکانیزم دقیق تشکیل دانه‌های منطقه‌ی اختلاط، تاثیر سرعت دورانی ابزار و سرعت جوشکاری بر اندازه‌ی متوسط دانه‌های تشکیل شده در این منطقه، بررسی شود.



شکل (۱): شماتیک فرآیند جوشکاری اصطکاکی اختلاطی.

۲- روش تحقیق

آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق، آلیاژ ۲۰۲۴، یکی از آلیاژهای پرکاربرد گروه ۲××× حاوی مس، منیزیم و منگنز است. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد بررسی، ارائه شده است. آلیاژ مورد مصرف به شکل ورق با ضخامت ۵ mm و با سابقه‌ی عملیات حرارتی T8 شامل انجام عملیات انحلالی، سریع سرد کردن تا دمای محیط، انجام کار سرد و در نهایت پیرسازی مصنوعی، انتخاب گردید. برای انجام آزمایش‌ها، نمونه‌هایی به ابعاد ۷۰×۲۰۰ mm تهیه گردید.

فولاد ابزار گرم کار H13 برای تهیه ابزار جوشکاری FSW استفاده شد. به این منظور میله‌ای به قطر ۳۰ mm (با ترکیب ارائه شده در جدول ۲ تهیه شد و با انجام عملیات حرارتی کوئنچ - تمپر در سختی RC ۵۰ مورد استفاده قرار گرفت. پین ابزار به شکل مخروط ناقص ساخته شد به طوریکه قطر شانه‌ی ابزار، بیش‌ترین قطر پین، کم‌ترین قطر پین و ارتفاع پین به ترتیب ۱۵، ۶، ۴ و ۴/۷ mm در نظر گرفته شدند.

استفاده می شود. این فرایند به ویژه برای جوشکاری آن دسته از آلیاژهایی که در روش‌های جوشکاری ذوبی با مشکل مواجه می‌باشند، مانند آلیاژهای گروه ۲×××، کاربرد وسیعی دارد. آلیاژ ۲۰۲۴ که مهم‌ترین آلیاژ گروه ۲××× است به طور وسیعی در سازه‌های هوافضا استفاده می‌شود، ولی به دلیل تشکیل مک، تخلخل و ترک گرم و همچنین افت شدید خواص مکانیکی در منطقه‌ی اتصال، در حین روش‌های جوشکاری ذوبی، به عنوان آلیاژی جوش ناپذیر شناخته می‌شود [۲-۴].

در شکل (۱) شماتیک روش FSW نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، ابزار FSW شامل دو قسمت، (۱) پین غیر مصرفی^۲ و (۲) شانه‌ی ابزار^۳ می‌باشد [۴]. تماس شانه‌ی ابزار با سطح قطعه کار در حین چرخش ابزار، سبب تولید حرارت می‌شود، و در نتیجه‌ی حرکت دورانی پین، مواد در محل اتصال متحمل تغییر شکل شدید در دمای بالا می‌شوند، بدین ترتیب همراه با آمیخته شدن مواد از دو قطعه‌ی در حال اتصال و از بین رفتن خط اتصال، تبلور مجدد اتفاق می‌افتد. از آنجا که این روش در حالت جامد انجام می‌شود، عیوب انجمادی از قبیل مک، تخلخل و ترک گرم مشاهده نمی‌گردد [۵ و ۴].

در قطعات جوشکاری شده از طریق FSW می‌توان بر اساس تغییرات ایجاد شده در ریزساختار، سه منطقه‌ی مجزا تشخیص داد. منطقه‌ی اختلاط یا SZ^۴، منطقه‌ی تحت تاثیر فرآیند ترمومکانیکی یا TMAZ^۵ و منطقه‌ی متأثر از حرارت یا HAZ^۶. اندازه‌ی دانه‌های منطقه‌ی اختلاط، بسیار ریز و به صورت هم محور گزارش شده است [۲-۶]. مکانیزم تشکیل این دانه‌های بسیار ریز و هم محور حین فرآیند جوشکاری FSW موضوع مورد علاقه برای بسیاری از محققین است.

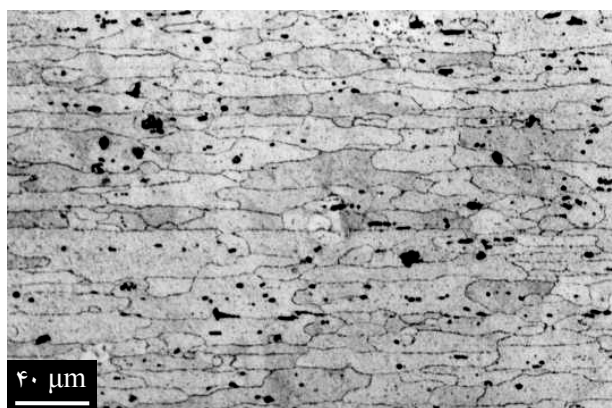
با توجه به نتایج ارائه شده در مراجع [۷]، [۸] و [۹] به طور قطع می‌توان گفت که همه محققین به این باورند که مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی دلیل تشکیل دانه‌های بسیار ریز و هم محور در فلز جوش FSW، می‌باشد. این درحالی است که برای تبلور مجدد دینامیکی سه مکانیزم ناپیوسته، پیوسته و هندسی ارائه شده

۳- نتایج و بحث

۳-۱- مکانیزم تبلور مجدد در فلز جوش FSW

تصویر میکروسکوپ نوری مربوط به ریزساختار آلیاژ ۲۰۲۴ در شکل ۲ نشان داده شده است. در این شکل دانه‌های کشیده و ذرات سیاه رنگ مشاهده می‌شوند. دانه‌های کشیده، به دلیل انجام فرآیند نورد بر روی این آلیاژ به وجود آمده‌اند. ذرات تیره، رسوبات و آخالها در آلیاژ می‌باشند و از آنجا که هدف این پژوهش تنها بررسی دانه‌ها می‌باشد نتایج بررسی این ذرات آورده نشده است.

همانطور که در شکل ۲ نشان داده شد فلز پایه دارای دانه‌های کشیده شده در جهت نورد است، در حالی که با بررسی‌های انجام شده توسط میکروسکوپ نوری مشخص شد که دانه‌های منطقه‌ی اختلاط در تمام نمونه‌ها بسیار ریز و به صورت هم محور می‌باشد. به عنوان مثال ریزساختار مرکز منطقه‌ی اختلاط نمونه‌ی شماره ۱ در شکل ۳ و نمونه‌ی شماره ۴ در شکل ۴ که توسط میکروسکوپ نوری تهیه شده‌اند، نشان داده شده است. در این دو شکل مشاهده می‌شود که ریزساختار منطقه‌ی اختلاط شامل دانه‌های هم محور است.



شکل (۲): تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلز پایه آلیاژ ۲۰۲۴

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژ 2024-T8 (درصد وزنی).

Si	Fe	Mn	Mg	Cu	Al
۰/۱۱	۰/۲۶	۰/۷۲	۱/۵۰	۴/۴۳	Base

جدول (۲): درصد وزنی عناصر شیمیایی در فولاد H13.

C	Si	Mn	Cr	Mo	Fe
۰/۳۹	۱/۲۷	۰/۳۵	۴/۹۶	۱/۲۵	Base

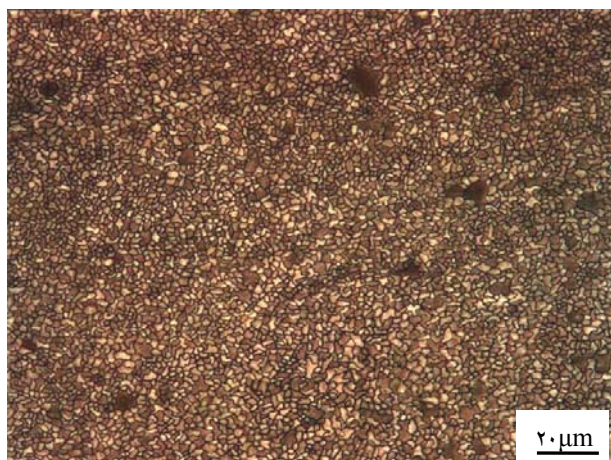
در تهیه نمونه‌ها، سرعت دورانی ابزار از ۴۵۰ تا ۱۸۰۰ rpm و سرعت جوشکاری از ۲۵ تا ۱۰۰ mm/s تغییر یافت. اطلاعات مربوط به متغیرهای مورد نظر در جدول ۳ آورده شده است. لازم به ذکر است که زاویه‌ی ابزار با قطعه کار حین جوشکاری، در تمام نمونه‌ها ۳ درجه، در نظر گرفته شد.

جدول (۳): متغیرهای جوشکاری.

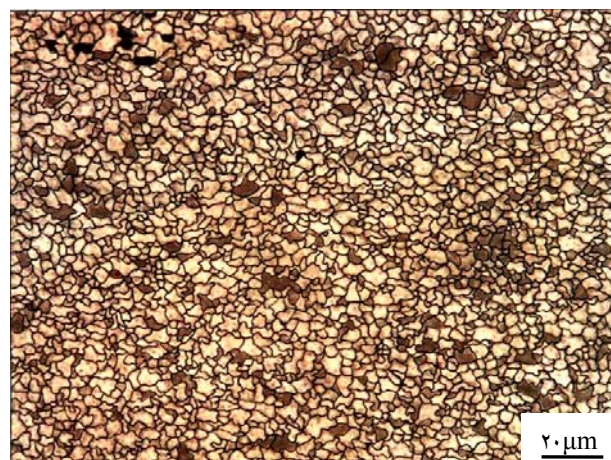
شماره نمونه	ω (rpm)	v (mm/min)
۱	۴۵۰	۲۵
۲	۴۵۰	۵۰
۳	۴۵۰	۱۰۰
۴	۹۰۰	۲۵
۵	۹۰۰	۵۰
۶	۹۰۰	۱۰۰
۷	۱۸۰۰	۲۵
۸	۱۸۰۰	۵۰
۹	۱۸۰۰	۱۰۰

به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌های جوشکاری شده از مقطع عمود بر منطقه‌ی اختلاط، نمونه‌های متالوگرافی تهیه شده، و پس از آماده سازی، توسط میکروسکوپ نوری تحت بررسی قرار گرفتند. برای آشکارسازی ساختار نمونه‌ها از محلول کِلر^۲ با ترکیب شیمیایی 95%H₂O، 2.5%HNO₃، 1.5%HCl و 1%HF استفاده گردید.

کار گرم بر روی آن فلز انجام شده است. با توجه به تحقیقات انجام شده، فرآیند FSW برای آلیاژهای آلومینیم یک فرآیند کار گرم می‌باشد [۱۰-۱۳]. حین کار گرم پدیده‌های بازیابی، تبلور مجدد و رشد دانه اتفاق می‌افتد. اگر بازیابی و تبلور مجدد در حین تغییر شکل پلاستیک در دمای بالا اتفاق بیافتد، به این دو پدیده، فرآیند بازیابی دینامیکی^۸ و تبلور مجدد دینامیکی^۹ می‌گویند.



شکل (۳): دانه بندی مرکز منطقه‌ی اختلاط نمونه‌ی شماره ۱



شکل (۴): دانه بندی مرکز منطقه‌ی اختلاط نمونه‌ی شماره ۴

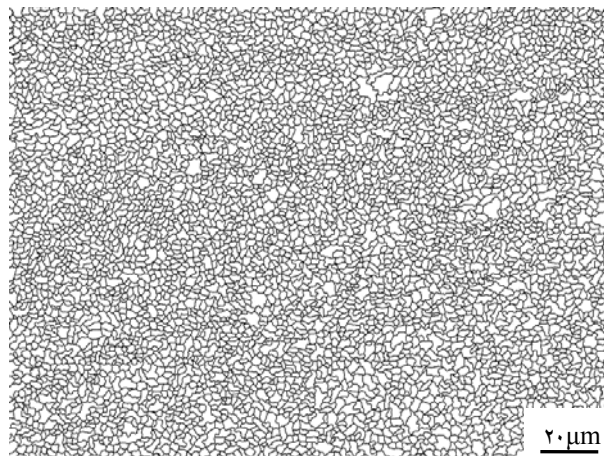
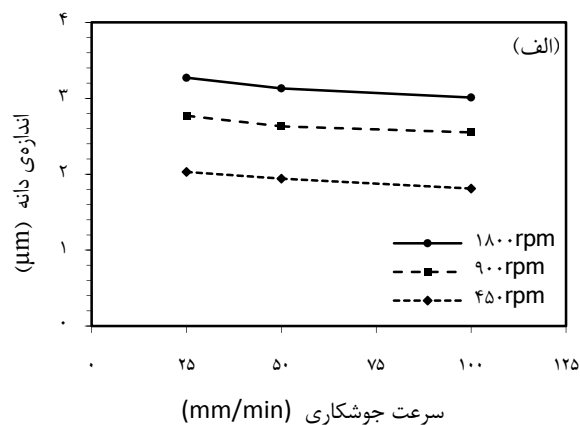
توسط نرم افزار Image Analyzer ابتدا مرز دانه‌های منطقه‌ی اختلاط تمام نمونه‌ها، ترسیم شد و سپس متوسط اندازه‌ی دانه‌های مربوط به منطقه‌ی اختلاط هر یک از نمونه‌ها نیز توسط نرم افزار مذکور بدست آمد که نتایج آن در جدول ۴ آورده شده است. به عنوان مثال تصویر مرز دانه‌های منطقه‌ی اختلاط نمونه‌ی شماره ۱ در شکل ۵ و نمونه‌ی شماره ۴ در شکل ۶ که توسط نرم افزار یاد شده بدست آمده است، نشان داده شده است.

جدول (۴): اندازه‌ی متوسط دانه‌های منطقه‌ی اختلاط.

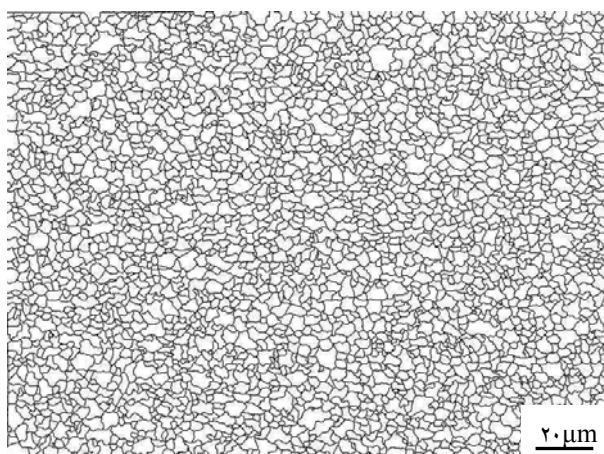
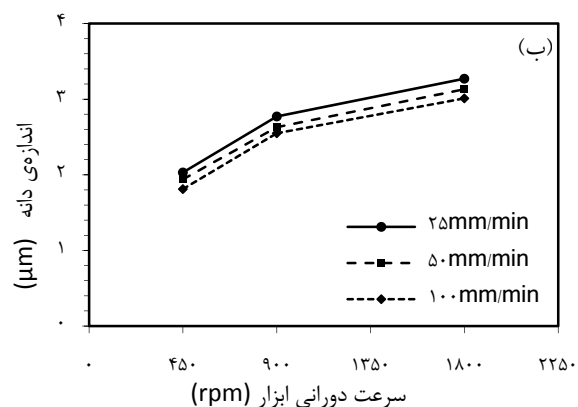
شماره نمونه	D (μm)
۱	$3/01 \pm 0/4$
۲	$3/13 \pm 0/1$
۳	$3/27 \pm 0/2$
۴	$2/55 \pm 0/5$
۵	$2/63 \pm 0/3$
۶	$2/77 \pm 0/1$
۷	$1/81 \pm 0/4$
۸	$1/94 \pm 0/2$
۹	$2/03 \pm 0/3$

تغییرات اندازه‌ی دانه‌ی منطقه‌ی اختلاط با تغییر سرعت جوشکاری و سرعت دورانی ابزار در شکل ۷ نشان داده شده است. همان گونه که در این شکل مشاهده می‌شود با افزایش سرعت جوشکاری اندازه‌ی دانه در منطقه‌ی اختلاط کاهش یافته و با افزایش سرعت دورانی ابزار، اندازه‌ی دانه افزایش یافته است. نوع کار مکانیکی اعمال شده حین فرآیند جوشکاری برای تشخیص مکانیزم تشکیل دانه در منطقه‌ی اختلاط بسیار مهم می‌باشد. اگر کار مکانیکی در دمای پایین انجام شود و مقدار مشخصی از انرژی کار مکانیکی به صورت انرژی کرنشی در فلز ذخیره شود، آن فلز تحت کار سرد قرار گرفته است و اگر کار مکانیکی در دمایی باشد که انرژی کرنشی در فلز ذخیره نشود

مکانیزم غالب در تشکیل دانه‌های بسیار ریز در منطقه‌ی اختلاط نمونه‌های جوشکاری شده به روش FSW آلیاژهای آلومینیم می‌باشد که در ادامه توضیح داده می‌شود.



شکل (۵): تصویر مرز دانه‌های مربوط به شکل ۳ (ترسیم شده توسط نرم افزار Image Analyzer).



شکل (۶): تصویر مرز دانه‌های مربوط به شکل ۴ (ترسیم شده توسط نرم افزار Image Analyzer).

شکل (۷): تغییرات اندازه‌ی دانه‌ی مرکز منطقه‌ی اختلاط (الف) با تغییر سرعت جوشکاری و (ب) با تغییر سرعت دورانی ابزار.

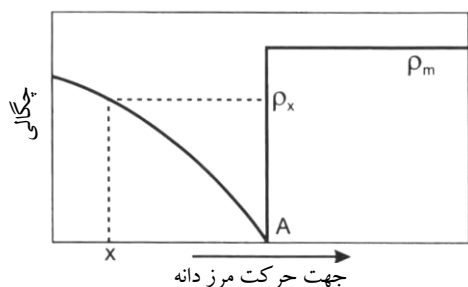
۳-۲- تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته

یکی از مکانیزم‌های تبلور مجدد دینامیکی بدین صورت است که مطابق شکل ۸- الف و ب دانه‌های جدید در مرز دانه‌های قدیم، جوانه زده و رشد می‌کنند و همچنان که تغییر شکل به طور پیوسته صورت می‌گیرد، چگالی نابجایی‌های دانه‌های جدید افزایش یافته و نیروی رانش برای ادامه‌ی رشد پایین می‌آید و همزمان دانه‌های جدید نیز در مرز دانه‌های در حال حرکت جوانه‌زنی می‌کنند و مانعی در برابر رشد دانه‌های متبلور شده می‌شوند (شکل ۸- پ). در نهایت دانه‌های متبلور شده‌ی

انرژی نقص چیدمان^۱ در فلزاتی مانند آلومینیم و آلیاژهای آن بالا است، بنابراین صعود^۲ و لغزش متقاطع نابجایی‌ها در حین کار گرم به راحتی انجام می‌شود و به عبارت دیگر بازیابی دینامیکی در دماهای بالا، برای این آلیاژها بسیار سریع و وسیع اتفاق می‌افتد [۱۴].

به دلیل کار مکانیکی شدید در دمای بالا حین فرآیند جوشکاری، دانه‌های بسیار ریز در منطقه‌ی اختلاط با مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی تشکیل می‌شوند. برای تبلور مجدد دینامیکی سه مکانیزم ناپیوسته، پیوسته و هندسی ارائه شده است [۲۳-۱۵]، حال سوال این است که کدام یک از این سه مکانیزم،

Hatherly [۱۵] معتقدند که مقدار x_c از رابطه ۱ قابل محاسبه می‌باشد.



شکل (۹): شماتیک تغییرات چگالی نابجایی حین تبلور مجدد دینامیکی [۱۵].

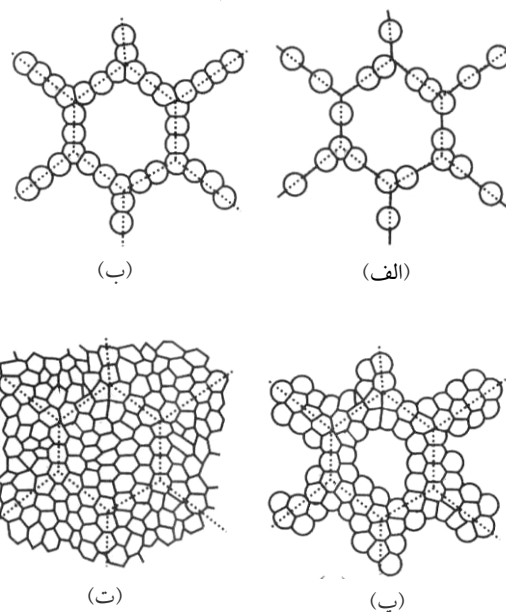
$$x_c = \frac{MLGb^2 \rho_m^2}{\dot{\epsilon}} \quad \text{رابطه ۱}$$

به گونه‌ای که M عددی ثابت و بیانگر قابلیت حرکت مرز، L مقدار متوسط مسافت طی شده توسط نابجایی‌ها، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، G و b به ترتیب مدول برشی آلیاژ و بردار برگرز نابجایی می‌باشند. این محققین همچنین اثبات کرده‌اند که برای پایدار ماندن یک جوانه با قطر x_c باید رابطه‌ی $E \geq \frac{2\gamma_b}{x_c}$ همواره برقرار باشد، به طوری که E متناسب با $\rho_m G b^2$ است. بنابراین شرایط برای پایدار ماندن جوانه‌ها به صورت ذیل می‌باشد.

$$\frac{\rho_m^3}{\dot{\epsilon}} \geq \frac{2\gamma_b}{KMLGb^5} \quad \text{رابطه ۲}$$

سمت راست رابطه ۲ در دمای مشخص عددی تقریباً ثابت است، بنابراین شرایط برای جوانه‌زنی و رشد تبلور مجدد دینامیکی تنها وابسته به پارامتر $\frac{\rho_m^3}{\dot{\epsilon}}$ است. برای انجام تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته در فلزاتی مانند آلومینیم که بازیابی دینامیکی به دلیل بالا بودن انرژی نقص چیدمان به راحتی اتفاق می‌افتد، پارامتر $\frac{\rho_m^3}{\dot{\epsilon}}$ با کاهش چگالی نابجایی‌ها در حین بازیابی دینامیکی، به حد بحرانی نمی‌رسد، به عبارت دیگر بازیابی دینامیکی در آلومینیم و آلیاژهای آن از شروع تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته جلوگیری می‌کند. در موادی مانند طلا، مس و نیکل که انرژی نقص چیدمان در آنها پایین است، احتمال بازیابی دینامیکی بسیار پایین بوده و امکان تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته بسیار بالا است. اما امکان تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته برای آلومینیم و

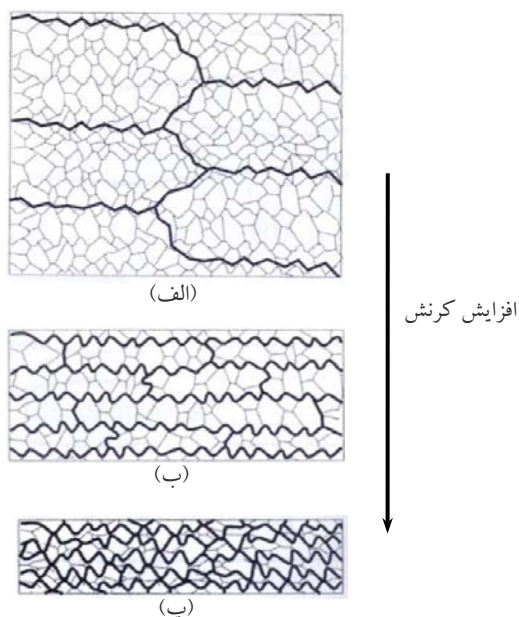
دینامیکی مطابق شکل ۸ - تمام مواد را در بر می‌گیرند.



شکل (۸): شماتیک مراحل تشکیل دانه‌ها حین فرآیند تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته [۱۵].

این نوع از تبلور مجدد دینامیکی که شامل جوانه‌زنی و رشد می‌باشد به عنوان فرآیند تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته^{۱۲} (DDRX) نام گذاری شده است [۱۷].

تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته از مرزهای با زاویه‌ی بالا شروع می‌شود، این مرزها می‌توانند همان مرزهای اولیه و یا مرزهای ایجاد شده در حین کار گرم (باندهای تغییر شکل یا دوقلوئی‌های مکانیکی) باشند. قطع نظر از جزئیات مکانیزم جوانه‌زنی، شرایط برای رشد دانه‌های متبلور شده‌ی دینامیکی ناپیوسته، وابسته به توزیع و چگالی نابجایی‌ها است [۱۶]. حین تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته، مطابق شکل ۹ مرزدانه در نقطه‌ی A از سمت چپ به سمت راست و درون دانه‌ی دارای چگالی بالای نابجایی (ρ_m) حرکت می‌کند [۱۵]. همچنان که مرز دانه حرکت می‌کند چگالی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد ولیکن به دلیل اعمال تغییر شکل حین کار گرم، با دور شدن از مرز به سمت چپ، چگالی نابجایی افزایش می‌یابد به طوری که در فاصله‌ی x از مرز، چگالی نابجایی ρ_x و کم‌تر از ρ_m بوده و در فاصله‌ی دورتر ($x = x_c$) چگالی نابجایی همان ρ_m خواهد بود. Humphreys و



شکل (۱۰): شماتیک مکانیزم GDRX (الف) دندانه دار شدن مرزهای اصلی حین بازیابی دینامیکی، (ب) نزدیک شدن مرزهای اصلی دندانه دار و (پ) تشکیل دانه‌های هم محور بسیار ریز [۱۵].

همان گونه که قبلاً توضیح داده شد مرزهای با زاویه‌ی کم در حین کار گرم با مکانیزم بازیابی دینامیکی ایجاد می‌شوند (شکل ۱۱-الف). حرکت مرزهای فرعی و یا رشد دانه‌های فرعی در آلومینیم خالص با سرعت بسیار بالایی اتفاق می‌افتد اما مرزهای فرعی در آلیاژهای آلومینیم به دلیل حضور رسوب‌های هم سیما و عناصر محلول جامد نمی‌توانند حرکت کنند [۱۵]. لغزش نابجایی‌ها در درون دانه‌های فرعی مطابق شکل ۱۱-ب در ادامه-ی کار گرم اتفاق می‌افتد و این نابجایی‌ها در مرزهای فرعی به دام می‌افتند و سبب افزایش عدم انطباق^{۱۶} در مرزهای فرعی می‌شوند. با ادامه‌ی این فرآیند و افزایش عدم انطباق، مرزهای فرعی تبدیل به مرزهای اصلی با زاویه‌ی بالا می‌شوند [۱۹]. همچنین اخیراً Dougherty و همکارانش [۲۰] نیز نشان داده‌اند که در اثر تغییر فرم شدید پلاستیک در دمای بالا احتمال چرخش مرزهای فرعی و افزایش عدم انطباق این مرزها و نهایتاً تبدیل آن‌ها به مرزهای با زاویه‌ی بالا مطابق شکل ۱۱-پ وجود دارد.

آلیاژهای آن بسیار ضعیف می‌باشد. بنابراین مکانیزم تشکیل دانه‌های بسیار ریز در منطقه‌ی اختلاط آلیاژهای آلومینیم حین فرایند FSW، تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته، نمی‌باشد.

۳-۳- تبلور مجدد دینامیکی هندسی

یکی دیگر از مکانیزم‌های تبلور مجدد دینامیکی، مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی هندسی^{۱۳} یا GDRX است که در آن جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها وجود ندارد. در مکانیزم GDRX ابتدا مرزهای اولیه حین بازیابی دینامیکی دندانه‌دار^{۱۴} می‌شوند (شکل ۱۰-الف). اگر کاهش سطح مقطع حین کار گرم بسیار شدید باشد مانند فرآیند نورد گرم و یا فورج گرم، مرزهای اولیه‌ی دندانه‌دار، کشیده می‌شوند و همان گونه که در شکل ۱۰-ب نشان داده شده است مرزهای اولیه به یکدیگر نزدیکتر می‌شوند. در ادامه‌ی تغییر فرم، مرزهای اصلی دندانه‌دار به یکدیگر می‌رسند و دانه‌های هم محور بسیار ریز تشکیل می‌شوند (شکل ۱۰-پ). مکانیزم GDRX در آلومینیم و آلیاژهای آن مشاهده شده است و ممکن است حین کار گرم شدید در آلیاژهای با انرژی نقص چیدمان بالا، رخ دهد [۲۲].

به طور خلاصه مکانیزم GDRX زمانی اتفاق می‌افتد که مواد تحت تغییر فرم کششی و یا فشاری شدید در دمای بالا باشند و یکی از علائم آن در ریزساختار، دندانه‌دار شدن مرزهای اصلی است. از آنجا که حین فرآیند جوشکاری FSW تغییر فرم به صورت کششی و یا فشاری اتفاق نمی‌افتد و اثری از دندانه‌دار شدن مرزهای اصلی در ریزساختار منطقه‌ی اختلاط نمونه‌های جوشکاری شده وجود ندارد بنابراین مکانیزم تبلور مجدد هندسی نمی‌تواند دلیل تشکیل دانه‌های بسیار ریز در منطقه‌ی اختلاط آلیاژهای آلومینیم باشد.

۳-۴- تبلور مجدد دینامیکی پیوسته

تبلور مجدد دینامیکی پیوسته^{۱۵} یا CDRX بر خلاف تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته همراه با جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها نمی‌باشد. مکانیزم CDRX شامل دو مرحله می‌باشد [۱۹]: (۱) تشکیل مرزهای فرعی (۲) تبدیل مرزهای فرعی به مرزهای اصلی.

بالایی اتفاق می‌افتد. اما در آلیاژهای آلومینیم به دلیل حضور رسوب‌های هم‌سیما و عناصر محلول جامد این مرزهای فرعی نمی‌توانند حرکت کنند. بنابراین به دلیل حضور ذرات خرد شده و نامحلول حاوی عناصر آهن و منگنز در منطقه‌ی آلیاژ ۲۰۲۴، رشد دانه‌های فرعی در منطقه‌ی اختلاط حین جوشکاری متوقف می‌شود. در ادامه‌ی کار گرم در منطقه‌ی اختلاط و لغزش نابجایی‌ها در درون دانه‌های فرعی این نابجایی‌ها در مرزهای فرعی به دام می‌افتند و سبب افزایش عدم انطباق در مرزهای فرعی می‌شوند. با افزایش عدم انطباق، مرزهای فرعی تبدیل به مرزهای اصلی با زاویه‌ی بالا می‌شوند. همچنین در اثر تغییر فرم شدید پلاستیک در دمای بالا، احتمال چرخش مرزهای فرعی و افزایش عدم انطباق این مرزها و نهایتاً تبدیل آن‌ها به مرزهای با زاویه‌ی بالا وجود دارد. بنابراین می‌توان بیان داشت که مکانیزم تشکیل دانه‌های بسیار ریز در منطقه‌ی اختلاط نمونه‌های جوشکاری شده در این پژوهش، مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) است.

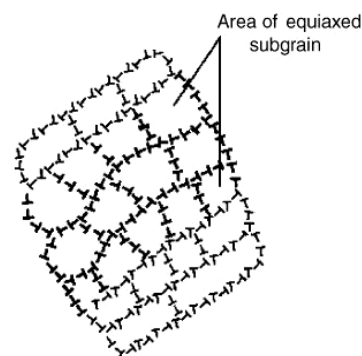
۳-۵- تغییرات اندازه دانه در فلز جوش

تغییرات اندازه‌ی دانه‌ی منطقه‌ی اختلاط با تغییر سرعت جوشکاری و سرعت دورانی ابزار در شکل ۷ نشان داده شده است. همان‌گونه که در این شکل مشاهده شد با افزایش سرعت جوشکاری اندازه‌ی دانه در منطقه‌ی اختلاط کاهش یافته و با افزایش سرعت دورانی ابزار اندازه‌ی دانه افزایش می‌یابد. دلیل این تغییرات بسیار مهم می‌باشد که در ادامه به آن پرداخته خواهد شد.

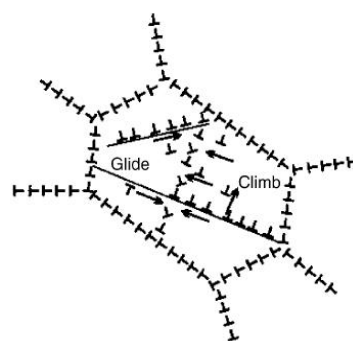
ریزساختار ایجاد شده در کار گرم وابسته به نرخ کرنش و دمای کار گرم می‌باشد، معمولاً این دو پارامتر به صورت یک پارامتر به نام پارامتر زرنر- هولمن یا پارامتر Z استفاده می‌شود، این پارامتر مطابق رابطه‌ی زیر تعریف می‌شود.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{رابطه ۳}$$

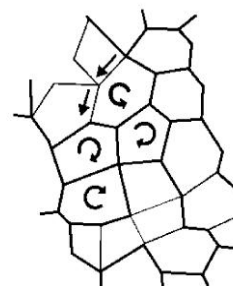
که در این رابطه $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، T دمای کارگرم برحسب درجه‌ی کلونین، Q انرژی اکتیواسیون و R ثابت گازها بر حسب J/mol. $^{\circ}$ k می‌باشند.



(الف)



(ب)



(پ)

شکل (۱۱): شماتیک مکانیزم CDRX (الف) تشکیل دانه‌های فرعی، (ب) لغزش نابجایی‌ها درون دانه‌های فرعی و (پ) چرخش دانه‌های فرعی [۱۹].

از آنجا که انرژی نقص چیدمان در آلومینیم و آلیاژهای آن بسیار بالا است، بازیابی دینامیکی و تشکیل مرزهای فرعی حین کار گرم در این آلیاژها با سرعت بسیار بالایی انجام می‌شود بنابراین مرزهای با زاویه‌ی کم حین جوشکاری FSW با مکانیزم بازیابی دینامیکی در منطقه‌ی اختلاط ایجاد می‌شوند. Humphreys و Hatherly [۱۵] معتقدند که حرکت مرزهای فرعی و یا رشد دانه‌های فرعی در آلومینیم خالص حین کار گرم با سرعت بسیار

مقدار انرژی اکتیواسیون (Q) در آلیاژ ۲۰۲۴ را با توجه به مرجع [۲۵] می‌توان برابر 144 kJ/mol.k در نظر گرفت. بنابراین با استفاده از رابطه ۳ و با داشتن نرخ کرنش و دمای منطقه‌ی اختلاط می‌توان پارامتر زرن را برای شرایط مختلف جوشکاری محاسبه نمود، که نتایج این محاسبات در جدول ۵ آورده شده است. تغییرات مقدار محاسبه شده‌ی پارامتر Z با تغییر سرعت دورانی و سرعت جوشکاری برای بعضی از شرایط جوشکاری، در شکل ۱۳ آورده شده است. همان گونه که در این شکل مشاهده می‌شود با کاهش سرعت جوشکاری و افزایش سرعت دورانی ابزار مقدار پارامتر Z کاهش می‌یابد و با توجه به رابطه ۴ باید مقدار اندازه‌ی دانه در منطقه‌ی اختلاط افزایش یابد که این روند تغییرات اندازه‌ی دانه با تغییر سرعت جوشکاری و سرعت دورانی ابزار همان گونه که در شکل ۷ مشاهده شد، وجود دارد. بنابراین تغییرات اندازه‌ی دانه در منطقه‌ی اختلاط با تغییر شرایط جوشکاری، بر نرخ کرنش، دمای منطقه‌ی اختلاط و پارامتر Z اثر گذار بوده و در نتیجه اندازه دانه تغییر می‌یابد. که این خود دلیل دیگری بر تشکیل دانه‌های فرعی و غالب بودن مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) حین فرایند FSW آلیاژهای آلومینیم می‌باشد.

جدول (۵): دمای منطقه‌ی اختلاط، نرخ کرنش و پارامتر Z حین جوشکاری.

شماره نمونه	دمای منطقه‌ی اختلاط (°C)	$\dot{\epsilon}$	$Z \times 10^{15}$
۱	۴۳۲/۶	۲۸/۲۶	۰/۷۲
۲	۳۶۱/۱	۲۸/۲۶	۸/۸
۳	۳۱۵/۹	۲۸/۲۶	۲۵۵/۹
۴	۴۴۷/۹	۵۶/۵۲	۰/۳۳
۵	۳۷۲/۴	۵۶/۵۲	۲/۲۶
۶	۳۲۴/۷	۵۶/۵۲	۶۷/۰
۷	۴۷۹/۶	۱۱۳/۰۴	۰/۰۷۹
۸	۴۱۵/۲	۱۱۳/۰۴	۰/۷۰
۹	۳۴۶/۳	۱۱۳/۰۴	۸/۰۵

رابطه‌ی بین پارامتر زرن- هولومن (Z) و اندازه‌ی متوسط دانه-های فرعی یا دانه‌های متبلور شده‌ی دینامیکی پیوسته از رابطه ۴ تبعیت می‌کند [۲۴ و ۲۵].

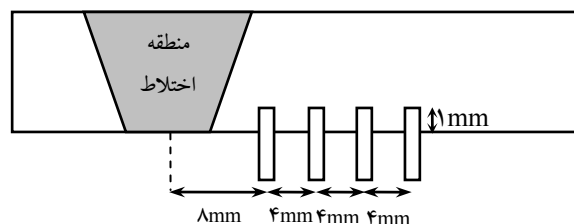
$$\text{رابطه ۴} \quad D^{-1} = a \ln Z - b$$

به گونه‌ای که D اندازه‌ی متوسط دانه‌ها، Z پارامتر زرن- هولمن، a و b اعداد مثبت می‌باشند. بنابراین با تخمین نرخ کرنش و دما حین جوشکاری می‌توان تغییرات اندازه دانه در منطقه‌ی اختلاط و پارامترهای جوشکاری را بدست آورد. Chang و همکارانش [۲۶] معتقدند که نرخ کرنش در منطقه‌ی اختلاط حین جوشکاری از رابطه‌ی زیر قابل محاسبه است.

$$\text{رابطه ۵} \quad \dot{\epsilon} = \frac{2\pi\omega r_e}{L_e}$$

به گونه‌ای که ω سرعت دورانی ابزار بر حسب دور بر ثانیه، r_e و L_e به ترتیب شعاع متوسط و طول متوسط منطقه‌ی اختلاط می‌باشند، که در این پژوهش می‌توان مقدار r_e را 3 mm و مقدار L_e را برابر 5 mm در نظر گرفت. بنابراین مقدار نرخ کرنش حین جوشکاری با استفاده از رابطه ۵ محاسبه خواهد شد. اما برای محاسبه مقدار پارامتر Z مطابق رابطه ۳ علاوه بر داشتن نرخ کرنش نیاز به دمای منطقه‌ی اختلاط نیز می‌باشد.

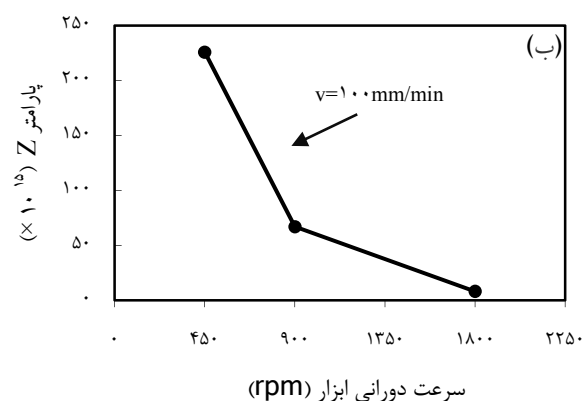
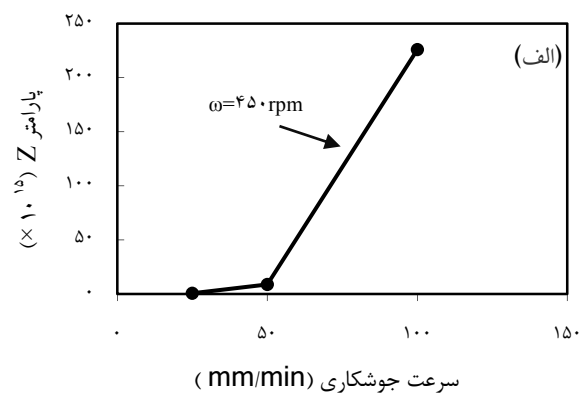
با قرار دادن چهار ترموکوپل در فواصل ۸، ۱۲، ۱۶ و ۲۰ میلی-متری از مرکز منطقه‌ی اختلاط که در شکل ۱۲ به طور شماتیک نشان داده شده است، تغییرات دما حین فرایند جوشکاری اندازه گیری شد و با استفاده از روابط انتقال حرارت و شبیه سازی، دمای منطقه‌ی اختلاط محاسبه گردید، از آنجا که هدف اصلی این پژوهش چگونگی محاسبه دمای منطقه اختلاط نمی‌باشد از ارائه روند بدست آوردن دمای منطقه اختلاط خودداری شده است و تنها نتایج آن در جدول ۵ آورده شده است.



شکل (۱۲): شماتیک قرار گرفتن سیم‌های ترموکوپل در نمونه‌ها

۵- مراجع

- [1] W. M. Thomas, "Friction stir butt welding", International Patent Application PCT/GB92, Patent Application GB9125978.8, 6, December 1991.
- [2] S. D, Yang X., Luan G.; Jian B.; "Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials", *Mat. Sci. Eng.*, Vol. 436A, p.p. 389-395, 2006.
- [3] D. Fersini; A. Pirondi, "Fatigue behaviour of Al2024-T3 friction stir welded lap joints", *Eng. Frac. Mech.*, Vol 74, p.p. 468-480, 2007.
- [4] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, "Friction stir welding and processing", *Mat. Sci. Eng.*, Vol. 50, p.p. 1-78, 2005.
- [5] S. Di, X. Yang, G. Luan, B. Jian, "Comparative study on fatigue properties between AA2024-T4 friction stir welds and base materials", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 435-436, pp. 389-395, 2006.
- [6] R. S. Mishra, Z.Y. Ma, "Friction stir welding and processing", *Materials Science and Engineering R*, Vol. 50, pp. 1-78, 2005.
- [7] A.L. Etter, T. Baudin, N. Fredj and R. Penelle "Recrystallization mechanisms in 5251-H14 and 5251-O aluminum friction stir welds", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 445-446, pp. 94-99, 2007.
- [8] T.R. McNelley, S. Swaminathan and J.Q. Su "Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp. 349-354, 2008.
- [9] K. Masaki, Y.S. Sato, M. Maeda, H. Kokawa, "Experimental simulation of recrystallized microstructure in friction stir welded Al alloy using a plane-strain compression test", *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp. 355-360, 2008.
- [10] M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, R. A. Spurling, W. H. Bingel, "Properties of friction-stir-welded 7075-T651 aluminum", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 29, pp. 1955-1965, 1998.
- [11] B. M. Darras, M. K. Khraishah, F. K. Abu-Farha, M. A. Omar, "Friction stir processing of commercial AZ31 magnesium alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 191, pp. 77-81, 2007.
- [12] T.R. McNelley, S. Swaminathan, J. Q. Su, "Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys", *Scripta Materialia*, vol. 58, pp. 349-354, 2008.
- [13] H. Feng, B. L. Xiao, Z. Y. Ma, "Effect of microstructural evolution on mechanical properties of friction stir welded AA2009/SiCp composite", *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 2141-2148, 2008.
- [14] G. E. Dieter, "Mechanical metallurgy", 3rd ed., Mc Graw-Hill, 1976.
- [15] F. J. Humphreys, M. Hatherly, "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", 2nd ed., Elsevier, 2004.



شکل (۱۳): تغییرات مقدار پارامتر Z: الف) با تغییر سرعت جوشکاری و ب) با تغییر سرعت دورانی ابزار.

۴- نتیجه گیری

به طور کلی نتایج بدست آمده و دستاوردهای این تحقیق عبارتند از:

۱. دانه‌ها در منطقه‌ی اختلاط نسبت به دانه‌های بزرگ و کشیده فلز پایه، بسیار ریز و هم محور می‌باشند.
۲. دانه‌های بسیار ریز و هم محور منطقه‌ی اختلاط با مکانیزم تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) حین جوشکاری تشکیل می‌شوند.
۳. با کاهش سرعت جوشکاری و افزایش سرعت دورانی ابزار مقدار پارامتر زرن-هولمن کاهش یافته و بنابراین اندازه‌ی دانه‌های منطقه‌ی اختلاط افزایش می‌یابد.

- [22] M. E. Kassner, S. R. Barrabes, "New developments in geometric dynamic recrystallization", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 410–411, pp. 152–155, 2005.
- [23] M. A. Martorano, A. F. Padilha, "Modelling grain boundary migration during geometric dynamic recrystallization", *Philosophical Magazine Letters*, Vol. 88, pp. 725–734, 2008.
- [24] A. Gerlich, P. Su, M. Yamamoto, T. H. North, "Effect of welding parameters on the strain rate and microstructure of friction stir spot welded 2024 aluminum alloy", *Journal of Materials Science*, Vol. 42, pp. 5589–5601, 2007.
- [25] A. Gerlich, M. Yamamoto, T. H. North, "Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys", *Journal of Materials Science*, Vol. 43, pp. 2-11, 2008.
- [26] C. I. Chang, C. J. Lee, J. C. Huang, "Relationship between grain size and Zener–Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 51, pp. 509–514, 2008.
- [16] F. Montheillet, O. Lurdos, G. Damamme, "A grain scale approach for modeling steady-state discontinuous dynamic recrystallization", *Acta Materialia*, Vol. 57, pp. 1602–1612, 2009.
- [17] H. J. McQueen, "Development of dynamic recrystallization theory", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387–389, pp. 203–208, 2004.
- [18] T. Sakai, H. Miura, A. Goloborodko, O. Sitdikov, "Continuous dynamic recrystallization during the transient severe deformation of aluminum alloy 7475", *Acta Materialia*, Vol. 57, pp. 153-162, 2009.
- [19] R. Kaibyshev, K. Shipilova, F. Musin, Y. Motohashi, "Continuous dynamic recrystallization in an Al–Li–Mg–Sc alloy during equal-channel angular extrusion", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 396, pp. 341-351, 2005.
- [20] L. M. Dougherty, I. M. Robertson, J. S. Vetrano, "Direct observation of the behavior of grain boundaries during continuous dynamic recrystallization in an Al–4Mg–0.3Sc alloy", *Acta Materialia*, Vol. 51, pp. 4367-4378, 2003.
- [21] H.J. McQueen, M.E. Kassner, "Comments on 'a model of continuous dynamic recrystallization' proposed for aluminum", *Scripta Materialia* 51, pp. 461-465, 2004.

۶- پی‌نوشت:

-
- ۱ - Friction Stir Welding.
 ۲ - Pin.
 ۳ - Shoulder.
 ۴ - Stir Zone.
 ۵ - Thermo Mechanically Affected Zone.
 ۶ - Heat Affected Zone.
 ۷ - Keller.
 ۸ - Dynamic Recovery.
 ۹ - Dynamic Recrystallization.
 ۱۰ - Stacking fault energy.
 ۱۱ - Climb.
 ۱۲ - Discontinuous Dynamic Recrystallization.
 ۱۳ - Geometric Dynamic Recrystallization.
 ۱۴ - Serration.
 ۱۵ - Continuous Dynamic Recrystallization.
 ۱۶ - misorientation.