

مطالعه عددی و تجربی از بررسی تحولات ریزساختاری و مکانیکی در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی غیر هم جنس آلیاژهای آلومینیوم AA5083-O و AA6061-T6

دانشجوی دکتری، گروه ساخت و تولید، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران،
a.emamikhah@sru.ac.ir

افشین امامی خواه

دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی، تهران، ایران، kazerooni@sru.ac.ir

افشین کازرونی*

دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی بیرجند، بیرجند، ایران،
rakhshkhorshid@birjandut.ac.ir

مسعود رخش خورشید

چکیده

در تحقیق حاضر، از یک مدل صلب ویسکوپلاستیک اجزاء محدود بر مبنای روش لاگرانژی و المان بندی مجدد برای شبیه سازی غیر هم جنس جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم AA5083-O و AA6061-T6 استفاده شد. سپس، از ترکیب روش های اتوماتای سلولی (CA) و لاسراویی جوناس (LJ) برای بررسی تحولات ریزساختاری مواد با توجه به شرایط ترمومکانیکی موجود در فرایند استفاده شد. در ادامه، از روش ردیابی نقطه ای برای بررسی الگوی جریان ماده پیرامون ابزار استفاده و نتایج با شرایط تجربی مقایسه شد که کشیدگی و حرکت مواد به سوی بخش بالایی قسمت پیشرو اتصال در اثر اغتشاش و هم زنی مواد مشاهده شد. بررسی تحولات ریزساختاری نشان داد که با افزایش عامل زنهولمان (Z)، اندازه دانه کاهش می یابد و موجب تغییر در سختی و استحکام آلیاژهای مورد استفاده می شود. همچنین در آزمون مکانیکی، کاهش استحکام در بخش پیشرو اتصال موجب شد تا نمونه ها از همین قسمت دچار شکست مکانیکی در آزمون کشش شوند. ضمن مطالعه مشخص شد، سرعت دورانی اثر چندان زیادی بر سختی و استحکام ندارد و مکان شکست اتصالات در آزمون کشش بر نواحی با سختی کمتر منطبق است.

واژه های کلیدی: جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژهای آلومینیوم، مشخصات مکانیکی، اتوماتای سلولی، تبلور مجدد دینامیکی، ریزساختار.

Numerical and experimental study of microstructural and mechanical evolutions in dissimilar friction stir welding of AA5083-O and AA6061-T6 aluminum alloys

A. Emamikhah

Department of Mechanical Engineering, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran

A. Kazerooni

Department of Mechanical Engineering, Shahid Rajaei Teacher Training University, Tehran, Iran

M. Rakhshkhorshid

Department of Mechanical Engineering, Birjand University of Technology, Birjand, Iran

Abstract

In the present study, a rigid viscoplastic finite element model based on Lagrangian and remeshing methods was developed to simulate the dissimilar friction stir welding of AA5083-O and AA6061-T6 aluminum alloys. Then, a combination of Cellular Automata (CA) and Laasraoui Jonas (LJ) methods was used to investigate the microstructural evolutions of materials with regard to the thermo-mechanical conditions engaged in the process. Moreover, the point tracking method was used to evaluate the flow pattern of the material around the tool and the results were compared with experiment which the elongation and movement of the material towards the upper part of the advancing side was observed for the stirring and mixing of the material. By studying the dynamic recrystallization in the simulation, the simultaneous effect of temperature and severe plastic deformation on grain refining was investigated. The results of microstructural changes showed that with increasing Zener-Hollomon (Z) parameter, grain size decreases and changes the hardness and strength of the alloys used. Also in the mechanical test, the decrease in strength at the advancing side caused the samples become fractured from this side in the tensile test.

Keywords: Friction stir welding (FSW), Aluminum alloys, Cellular automata (CA), Dynamic recrystallization (DRX), Microstructure.

صنایع پتروشیمی و دریایی همانند مخازن تحت فشار، تانک های دما پایین و سکوهای دریایی که نیاز به استحکام، مقاومت به خوردگی و جوش پذیری مناسب است، معمولاً آلیاژهای AA5083 و AA6061 را با روش جوشکاری قوس تنگستنی به یکدیگر متصل می کنند. اما در این روش، خواص مکانیکی و شیمیایی آلیاژهای آلومینیوم در معرض دماهای بالا قرار گرفته و ترک های حرارتی شروع به رشد می کنند [۲] و [۳].

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به عنوان یک فرایند حالت پایدار و سازگار با محیط زیست، جوش هایی بدون ذوب ماده ایجاد می کند. در این روش، تغییر شکل پلاستیکی شدید و گرمای به وجود آمده در ماده،

۱- مقدمه

آلیاژهای گروه ۵xxx که منیزیم عنصر اصلی آلیاژی در آن ها به شمار می رود، آلیاژهایی استحکام دهی شده ناشی از محلول جامد هستند. آلیاژهای آلومینیوم سری ۶xxx یا آلیاژهای Al-Mg-Si علاوه بر قابلیت عملیات حرارتی و شکل پذیری خوب، استحکام متوسط به همراه کاربردهای گسترده دارند [۱]. آلیاژ AA5083-O یک آلیاژ آلومینیوم تحت شرایط آنیل شده است که بیشترین شکل پذیری را در مقایسه با سایر آلیاژهای آلومینیوم ۵۰۸۳ دارد. بر خلاف آن، آلیاژ AA6061-T6 آلیاژی حاصل از عملیات حرارتی و پیرسازی مصنوعی است تا خواص مکانیکی مطلوب را برای کاربردهای ساختمانی داشته باشد. در قطعات

* نویسنده مکاتبه کننده، آدرس پست الکترونیکی: kazerooni@sru.ac.ir

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۱۹

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۱۵

باعث تشکیل ساختارهای تبلور مجدد یافته ریزدانه در منطقه اغتشاش می‌شود [۴ و ۵].

از آنجایی که ارزیابی ریزساختار مواد با روش‌های تجربی زمان‌بر و پرهزینه است، روش‌های مختلفی برای پیش‌بینی و مدل‌سازی تغییرات ریزساختاری معرفی و توسعه یافته است. برای این منظور، روش‌های مونت کارلو (MC^1) و اتوماتای سلولی (CA^2) در ارزیابی تغییرات ریزساختاری و دانه‌بندی مواد در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی مورد استفاده قرار گرفته‌اند [۶ و ۷]. روش اتوماتای سلولی، الگوریتمی است که از نظر محاسباتی کارایی مناسبی داشته و اطلاعات منطقی را در مدت زمان بهینه‌ای فراهم می‌کند. در CA موقعیت محلی یک سلول با توجه به متغیرهای اثرگذار خارجی به روی ریزساختار (همانند دما، کرنش و آهنگ کرنش)، وضعیت دانه‌های مجاور محاسبه شده و اطلاعات خروجی در قالب نگاشت‌های گرافیکی قابل مشاهده است.

شبیه‌سازی تحولات ریزساختاری در جوش‌های اصطکاکی اغتشاشی شده می‌تواند در بررسی جریان ماده، تشکیل عیوب، تغییرات دانه‌بندی، الگوی اغتشاش، شکل منطقه اغتشاش و ارزیابی عوامل جوشکاری (سرعت دورانی، سرعت انتقالی، شکل پین و زاویه انحراف) مفید باشد. در تحقیق وو و ژانگ اندرکنش‌های رشد دانه و نفوذ رسوبات بر مبنای یک مدل دینامیک سیالات محاسباتی و روش مونت کارلو به روی آلیاژ آلومینیوم AA6082-T6 بررسی شده و آهنگ رشد دانه تحت اثر رسوبات و شرایط جوشکاری مورد مطالعه قرار گرفت [۸]. ژانگ و همکاران رشد دانه و پهنای منطقه اغتشاش را در جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ AA6082-T6 بر مبنای یک مدل المان محدود با قابلیت المان‌بندی مجدد، روش مونت کارلو و ردیابی نقطه‌های ارزیابی نمودند [۹]. جمشیدی اول و همکاران از یک مدل لاگرانژ-اویلر اختیاری برای شبیه‌سازی جوشکاری غیر هم جنس آلیاژهای AA5083-O و AA6061-T6 استفاده نمودند و نشان دادند افزایش آهنگ کرنش منجر به تشکیل دانه‌های ریزتر در منطقه اغتشاش می‌شود [۱۰]. یک آنالیز لاگرانژی توسط ناکامورا و همکاران برای بررسی تشکیل عیوب، جریان مواد و اثر پین ابزار به روی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ AA5083-O انجام گرفت و تشکیل جوش‌های بدون عیب با ابزار پین رزوه‌ای از طریق شبیه‌سازی گزارش شد [۱۱]. فرزادی و شرقی از روش حجم سیال بر مبنای دینامیک سیالات محاسباتی برای شبیه‌سازی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی غیر هم جنس آلومینیوم A6061 و کامپوزیت Al-Mg₂Si استفاده نموده و نتایج همسانی بین شکل منطقه اغتشاش در حالت تجربی و عددی به دست آوردند [۱۲]. زینعلی و همکاران [۱۳] برای کاهش نیروهای عمودی و حذف عیوب متداول در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ آلومینیوم AA6061-T6 از تکنیک ابزار دوکی شکل استفاده نمودند و نشان دادند راندمان قابل قبولی در مقایسه با سایر تحقیقات به دست می‌آید.

تا کنون مطالعات محدودی به روی شبیه‌سازی ریزساختارها در جوشکاری غیر هم‌جنس آلیاژهای آلومینیوم صورت گرفته است. شبیه‌سازی ریزساختارها در آلیاژهای آلومینیوم AA5083 و AA6061 با ترکیب روش‌های اتوماتای سلولی (CA) و لاسراوویی جوناس (LJ)

رویکرد جدیدی در پیش‌بینی و ارزیابی تغییرات ریزساختارهاست که اطلاعات مهمی از قبیل آهنگ کرنش، تغییرات اندازه دانه، چگالی نابجایی‌ها، جوانه‌زنی و رشد دانه را آشکار می‌کند که در عمل بررسی آن‌ها دشوار است. مقایسه نتایج آزمون‌های تجربی و شبیه‌سازی اطلاعات مهمی درباره شرایط ترمومکانیکی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در دسترس قرار می‌دهد.

شبیه‌سازی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی فلزات غیر هم جنس در مقایسه با فلزات هم جنس پیچیده‌تر بوده و نیاز به تعریف دقیق شرایط مرزی دارد. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم غیر هم جنس همچنان نیاز به تحقیقات بیشتر و ارایه راهکارهای جدیدتر دارد. در این مطالعه، ابتدا شبیه‌سازی عددی فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم غیر هم جنس AA5083-O و AA6061-T6 در نرم‌افزار DEFORM-3D انجام شد. در شبیه‌سازی تا حد امکان تمام شرایط بر اساس واقعیت اعمال شده و از یک ابزار مخروطی روزه‌دار با زاویه انحراف ۳ درجه استفاده شد. سپس نتایج در حالت تجربی و عددی مقایسه شد. با صحت‌گذاری بر نتایج شبیه‌سازی، از روش اتوماتای سلولی در ترکیب با مدل لاسراوویی جوناس (LJ^3) کمک گرفته شد تا اثر تحولات ریزساختاری مورد بررسی قرار گیرد. همچنین با روش ردیابی نقطه‌ای، نحوه جریان مواد حین دوران ابزار مورد مطالعه قرار گرفت. در ادامه از مشاهدات مکانیکی برای بررسی هر چه بیشتر اتصالات استفاده شد.

۲- مواد و آزمون‌های تجربی

در آزمون تجربی، ورق‌های آلومینیوم از آلیاژهای AA5083-O و AA6061-T6 در ابعاد $3 \text{ mm} \times 70 \text{ mm} \times 100$ با روش‌های برشکاری و سنگزنی آماده شدند. هیچگونه عملیات حرارتی اضافی به روی ورق‌ها انجام نشده است. ترکیب شیمیایی ورق‌های مورد مطالعه که از روش طیف‌سنجی جرقه‌ای بدست آمده است، در جدول ۱ ارایه شده‌اند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژهای آلومینیوم مورد مطالعه

Alloy (%)	Fe	Cu	Si	Mn	Mg	Cr	Ti
5083-O	۰.۴	۰.۱	۰.۴	۰.۴	۴.۷	۰.۲۵	۰.۱۵
6061-T6	۰.۷	۰.۲۵	۰.۷	۰.۱۵	۱.۲	۰.۳۵	۰.۱۵

مطالعات نشان داده است، ایجاد شیار، رزوه و اشکال خاص به روی پین ابزار، موجب بهبودی تلامطم مواد و چسبندگی در فصل مشترک اتصال می‌شود. برای جوشکاری یک ابزار مخروطی رزوه‌دار با گام رزوه $1 \times 6 \text{ mm}$ ارتفاع پین 2 mm و قطر شانه 18 mm از جنس فولاد ابزار X40CrMoV5-1 ساخته شد. این ابزار در نهایت تا 60 راکول سی سخت‌کاری شد تا مقاومت لازم را برای انجام فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی داشته باشد.

مطالعه دما و گرما علاوه بر این که عاملی تعیین کننده در کیفیت مشخصات مکانیکی و ریزساختاری اتصال است، برای صحت سنجی نتایج شبیه‌سازی نیز استفاده می‌شود. برای اندازه‌گیری دما در حین جوشکاری از ترمومتر تماسی با چهار ترموکوپل نوع K و متصل به یک

¹ Monte-Carlo

² Cellular Automata

³ Laasraoui-Jonas model

۲۰ نقطه از مقطع عرضی نمونه‌ها انجام شد. برای بررسی ریزساختار ماده، ابتدا نمونه‌ها پولیش شدند. سپس ابتدا با محلول پولاتون اصلاح شده (۲۱ سانتی‌متر مکعب اسید نیتریک، ۱۲ سانتی‌متر مکعب هیدروکلریک، ۱۱ سانتی‌متر مکعب آب، ۲ گرم اسید کرومیک و ۱ سانتی‌متر مکعب اسید هیدروفلوئوریک) اچ شده و در نهایت تصاویر میکروسکپ نوری از آن‌ها تهیه شد.

۳- شبیه‌سازی فرایند جوشکاری

برای شبیه‌سازی فرایند جوشکاری اصطلاحی اغتشاشی غیر هم‌جنس آلیاژهای آلومینیوم AA5083-0 و AA6061-T6 از نرم‌افزار Deform-3DTM استفاده شد. ابزار صلب در نظر گرفته شد و برای بیان پاسخ مکانیکی وابسته به آهنگ کرنش و دمای آلیاژهای مورد مطالعه از معادله آرنیوس^۱ استفاده شد؛ که در این معادله تنش سیلان از معادله (۱) بدست می‌آید [۱۶]:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ (Z/A)^{1/n} + [(Z/A)^{2/n} + 1]^{1/2} \right\} \quad (1)$$

که α ، A و n ثابت‌های ماده هستند. σ تنش سیلان ماده است و Z پارامتر زنر-هولمان بنابر معادله (۲) است:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{\Delta H}{RT_{abs}} \right) \quad (2)$$

در این معادله، T_{abs} دمای مطلق، ΔH انرژی فعال‌سازی و R ثابت جهانی گازها 8.3145 J/molK هستند. همچنین $\dot{\epsilon}$ آهنگ کرنش مؤثر است. ضرایب معادله آرنیوس آلیاژهای آلومینیوم مورد جوشکاری در جدول ۳ ارائه شده است [۱۷].

در روش تحلیل لاگرانژی گره‌های تعریف شده روی جسم به شکل کاملاً دقیق با نقاط ماده حرکت می‌کنند؛ از این‌رو دنبال کردن سطوح آزاد و اعمال شرایط مرزی در آن آسان‌تر است [۱۸]. بنابراین، ابزار و صفحه پشتیبان از نوع صلب و ورق‌های آلومینیومی از نوع پلاستیک (تغییر شکل‌پذیر) لحاظ شدند. در شبیه‌سازی از حلگر Conjugate-Gradient و روش تکرار مستقیم استفاده شد. همچنین، جابجایی ابزار و زمان انجام فرایند به درستی محاسبه و در حل عددی اعمال شد.

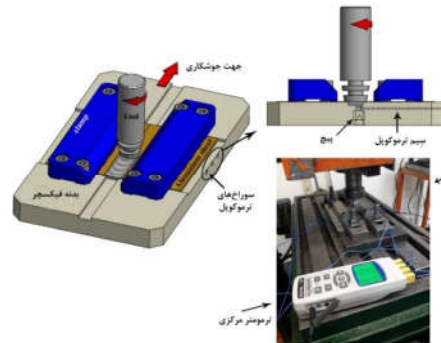
جدول ۳- ضرایب معادله آرنیوس [۱۷]

ضرایب آرنیوس	$A \text{ (s}^{-1}\text{)}$	$\alpha \text{ (Mpa}^{-1}\text{)}$	$\Delta H \text{ (KJ/mol)}$	n
5083-O	$1.64e10$	0.287	172000	2.44
6061-T6	$1.63e13$	0.164	191000	5.33

مدل‌سازی ابزار و قطعه‌کار بر اساس ابعاد و اندازه‌های واقعی انجام شد. ابزار به شکل مخروطی رزوه‌دار با 30000 المان چهار وجهی طراحی و المان‌بندی شده و به میزان 3 درجه زاویه داده شد. که در کمتر پژوهشی این شکل بین ابزار در شبیه‌سازی مورد استفاده قرار گرفته است. همچنین، تعداد المان‌های صفحه پشتیبان با توجه به اثر انتقال گرما 8000 عدد در نظر گرفته شد. به روی هر قطعه نیز المان چهاروجهی با شرایط زیر اعمال شد:

(الف) استفاده از روش المان‌بندی مجدد (ریمشینگ) با نسبت 0.7 mm

سیستم جمع‌آوری اطلاعات استفاده شد. از آنجایی که امکان جایگذاری مستقیم این ترموکوپل‌ها به روی خط جوش وجود نداشت، مطابق شکل ۱، سوراخ‌هایی در اطراف و کف بدنه فیکسچر برای تعبیه ترموکوپل‌ها ایجاد شدند تا اندازه‌گیری دما با تقریب خوبی در منطقه جوشکاری میسر شود. به گونه‌ای که ترموکوپل‌های شماره ۱ و ۳ در فواصل 10 و 20 میلی‌متری قسمت پیشرو و ترموکوپل‌های شماره ۲ و ۴ به ترتیب در فواصل 15 و 20 میلی‌متری قسمت پسرو از نقطه شروع جوشکاری قرار گرفتند.



شکل ۱- فیکسچر طراحی شده برای گیره‌بندی ورق‌ها و اندازه‌گیری دما

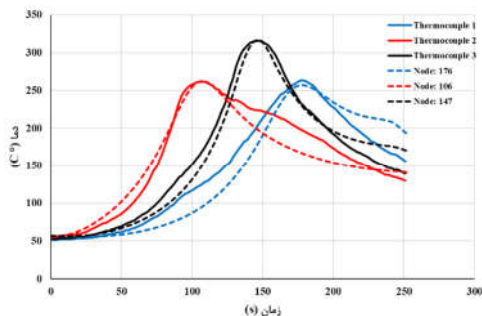
از یک ماشین فرز تبدیل شده به ماشین FSW با حداکثر سرعت دورانی 2000 rpm و حداکثر سرعت پیشروی 75 mm/min و توان 5 kW استفاده شد. با توجه به مرور منابع [۱۴] و [۱۵] سرعت دورانی نسبت به سرعت پیشروی و زاویه ابزار، اثر بیشتری در تولید گرما دارد. بنابراین، در تحقیق حاضر به منظور بررسی اثر سرعت دورانی بر کیفیت جوش، آزمایش‌ها در سرعت پیشروی ثابت 30 میلی‌متر بر دقیقه و زاویه انحراف ابزار 30° انجام شد (جدول ۲). محدوده سرعت‌های دورانی مورد بررسی با توجه به تجربه با هدف ایجاد جوش‌های بدون عیب انتخاب شد. علاوه بر این جوشکاری در شرایط سرعت دورانی، سرعت پیشروی و زاویه انحراف ابزار به ترتیب برابر با 900 rpm ، 50 mm/min و 20° نیز انجام شد که عیوب تونلی و پلیسه در آن مشاهده شد.

جدول ۲- نمونه‌های انتخاب شده بدون عیب

عامل جوشکاری/ نمونه	نمونه ۱	نمونه ۲	نمونه ۳
سرعت دورانی (rpm)	700	1100	1300
سرعت پیشروی (mm/min)	30	30	30
زاویه انحراف ابزار (درجه)	3	3	3

علاوه بر آزمون چشمی، از آزمون‌های مکانیکی (سختی‌سنجی و کشش) نیز برای بررسی بیشتر کیفیت جوش‌ها کمک گرفته شد. از هر اتصال، دو نمونه برای آزمون کشش تک محوری بر اساس استاندارد ASTM E8M با روش وایرکات جداسازی شده و پس از آن با دستگاه Zwick/Roell Z100 در سرعت 2 mm/min به شکل عرضی کشیده شد. از آزمون طیف‌سنجی پراش پرتو ایکس (XRD) هم برای بررسی تغییرات فازها در آلیاژ AA6061 استفاده شد. آزمون میکروسختی ویکرز با اعمال نیروی 50 و 15 gf (0.05 HV) و 15 ثانیه توقف در حدود

¹ Arrhenius equation



شکل ۳- تاریخچه دمایی در آزمون‌های تجربی و شبیه‌سازی

۳-۲- شرایط مرزی

در تعریف شرایط مرزی مرزی قطعات، سطوح جانبی و زیرین آن‌ها کاملاً مقید شده، اما سطوح تماس قطعات به علاوه سطح تداخل ابزار با قطعه‌کار مقید نشدند. شرایط مرزی حرارتی از معادله (۴) پیروی می‌کند:

$$q = h(T_W - T_{env}) \quad (4)$$

که q شار گرمایی، h ضریب انتقال گرما، T_W دمای سطحی قطعه‌کار یا ابزار و T_{env} دمای محیط (در اینجا 20°C) است. همچنین هنگامی که گرما در سطح تماس ابزار/قطعه‌کار منتقل می‌شود، معادله (۴) را می‌توان به شکل $q = h(T_T - T_W)$ نوشت که در آن T_T دمای سطح ابزار است. در این مسأله، ضریب انتقال گرمای ابزار با قطعات برابر $11 \text{ N/sec.mm}^\circ\text{C}$ و همچنین قطعات با صفحه پشتیبان $1 \text{ N/sec.mm}^\circ\text{C}$ لحاظ شدند. همچنین ضریب انتقال گرمای همرفتی برابر $0.02 \text{ N/sec.mm}^\circ\text{C}$ قرار داده شد.

در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، بر خلاف جوش‌های ذوبی، شکل حوضچه جوش با توجه به دوران ابزار، دایره‌ای و متقارن است. با حرکت رو به جلوی ابزار و برقراری شرایط حالت پایدار، دما از حد مشخصی فراتر نرفته و شرایط چسبندگی بین لایه‌ها برقرار می‌شود.

۴- مدل تحول ریزساختاری

بازیابی، تبلور مجدد و رشد دانه از تحولات ریزساختاری موجود در فرایند FSW/FSP هستند [۱۹-۲۱]. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی همانند یک فرایند حرارت‌دهی موضعی است که هنگام دوران ابزار، مواد پیرامون آن تحت تغییر شکل پلاستیکی شدید قرار گرفته و در دماها و آهنگ کرنش‌های مشخص، پدیده تبلور مجدد دینامیکی (DRX^2) رخ می‌دهد. با وقوع تبلور مجدد دینامیکی، ساختاری با دانه‌های ریز و هم‌محور تشکیل می‌شود که اندازه این دانه‌ها در منطقه اغتشاش (SZ^3) نسبت به سایر قسمت‌ها کوچک‌تر است. شکل ۴ تصویر درشت‌ساختاری از مناطق مختلف جوش را نمایش می‌دهد.

که از شرایط اساسی روش لاگرانژی است. (ب) اعمال المان‌های ریزتر در تداخل ابزار/قطعه‌کار با اندازه 0.9 mm . (ج) تغییر تعداد المان‌ها، اندازه حداقل المان، نسبت اندازه و در نهایت بررسی نتایج برای دستیابی به مقدار بهینه کاهش زمان حل مسأله. کاملاً واضح است که تغییرات در تعداد المان‌ها به روی نتایج شبیه‌سازی اثر می‌گذارد. برای آنالیز حساسیت به مش، در هر شبیه‌سازی از تعداد المان‌های مشخصی استفاده شد. در تعداد المان 32000 عدد به روی قطعه‌کار، مشاهده شد که پاسخ دمایی بیشینه نسبت به حالت قبل یعنی تعداد المان 22615 ، تنها یک واحد تفاوت دارد. بنابراین، از این تعداد المان جهت شبیه‌سازی استفاده شد. (د) تعریف جبران حجم برای کاهش اختلاف حجم بین المان‌ها و هندسه مدل.

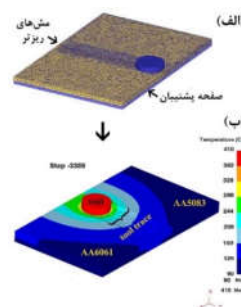
در شکل ۲ نمایی از مونتاژ قطعات و ابزار جهت حل مسأله و مراحل پیش پردازش و در حین اجرای مدل اجزاء محدود به همراه مدل سه بعدی ابزار نمایش داده شده است.

۳-۱- مدل اصطکاک برشی

برای تعریف ضریب اصطکاک در فصل مشترک قطعات از مدل اصطکاک برشی^۱ بر اساس معادله (۳) استفاده شد:

$$f_s = \mu k \quad (3)$$

که f_s تنش اصطکاکی، k تنش تسلیم برشی و μ ضریب اصطکاک است. این مدل بیشتر در تغییر شکل‌های زیاد مورد استفاده قرار می‌گیرد که در آن اصطکاک تابعی از تنش تسلیم ماده تغییر شکل یافته است. در این مدل، دما از حد مشخصی فراتر نرفته و شرط چسبندگی بین لایه‌ها برقرار است، یعنی اگر تنش برشی اصطکاکی از تنش برشی قطعه‌کار بیشتر شود، مواد به همراه ابزار جابجا می‌شوند. در این شبیه‌سازی پس از سعی و خطا از ضریب اصطکاک 0.7 در تداخل ابزار/قطعه‌کار استفاده شد تا تاریخچه دمایی در آزمون‌های تجربی و شبیه‌سازی بر یکدیگر منطبق شوند. در شکل ۳ نتیجه مقایسه تاریخچه دمایی در شبیه‌سازی و آزمون تجربی نشان داده شده است.



شکل ۲- شبیه‌سازی فرایند (الف) پیش پردازش، (ب) حین اجرا

² Dynamic recrystallization

³ Stir zone

¹ shear friction

کرنش بوده و از معادله پیشنهاد شده توسط دینگ و گبو پیروی می‌کند [۲۳]:

$$\dot{\epsilon}(T) = N_0 \dot{\epsilon}^m \exp(-Q/RT) \quad (9)$$

که N_0 ثابت معادله است. در این معادله $\dot{\epsilon}$ می‌تواند به صورت زیر ارزیابی شود [۲۴]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{R_m 2\pi r_e}{L_e} \quad (10)$$

که R_m سرعت دورانی ابزار و r_e و L_e به ترتیب شعاع مؤثر و عمق منطقه تبلور مجدد یافته دینامیکی هستند. معمولاً مقدار L_e برابر طول پین فرض می‌شود. در روش اتوماتای سلولی یک قطر متوسط برای اندازه دانه تعریف شده و جوانه‌ها به شکل پراکنده پیرامون شبکه توزیع می‌شوند. بنابراین، تعداد جوانه‌ها به ابعاد شبکه سلولی و قطر متوسط اندازه دانه هم وابسته است. با توجه به آهنگ جوانه‌زنی زیادی که در تبلور مجدد دینامیکی وجود دارد، دانه‌های ریزی به وجود می‌آیند، اما نایجایی‌هایی که دوباره بر اثر کارسختی ایجاد می‌شوند، جلوی مهاجرت مرزخانه‌ها را گرفته و رشد دانه را متوقف می‌کنند. به تعبیری دیگر، سینتیک مهاجرت مرزخانه‌ها سبب تحریک رشد دانه شده و این تغییرات انرژی در مکان دانه‌ها، با تغییر ناهم‌سویی^۴ بلورهای مجاور نسبت به هم مشخص می‌شود.

این تغییرات انرژی که وابسته به تشکیل جوانه‌ها روی مرزخانه‌های موجود است، می‌تواند معیاری از چگالی نایجایی بحرانی با توجه به شرایط تغییر شکل باشد، که خود عاملی در شروع تبلور مجدد دینامیکی بوده و از معادله (۱۱) تخمین زده می‌شود [۲۵]:

$$\rho_c = \left(\frac{20\gamma_i \dot{\epsilon}}{3blM\tau^2} \right)^{1/3} \quad (11)$$

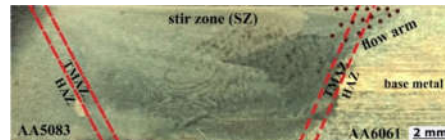
که γ_i انرژی مرزخانه بوده و از معادله رید-شاکلی به دست می‌آید [۲۶]. بر اساس این معادله، انرژی مرزخانه به ناهم‌سویی بین دو دانه مجاور بستگی دارد. هر زمان که سرعت مهاجرت مرزخانه به مقدار مشخصی برسد، مرزخانه‌هایی با زاویه زیاد (حدود ۱۵°) تشکیل شده و موجب تحرک نایجایی‌ها خواهد شد. همچنین b بردار برگز، l متوسط مسیر آزاد نایجایی، M تحرک مرزخانه و τ انرژی نایجایی خطی است. لازم به ذکر است، پدیده بازیابی که در آهنگ‌های کرنش زیاد رخ می‌دهد، جلوی تحرک نایجایی‌ها را گرفته و از طرفی DRX را هم کاهش می‌دهد. در جدول ۴ مقادیر مورد استفاده در شبیه‌سازی ارائه شده‌اند.

جدول ۴- مقادیر مورد استفاده در شبیه‌سازی [۲۷ و ۲۸]

h_0	r_0	m	K	ρ_c	b (m)	G (Gpa)
۰٫۰۰۰۷۵	۲۰۰۰	۰٫۲	۶۰۳۰	۰٫۱	۳٫۲۹ e-۱۰	۲٫۶۵ e۱۱

۵- نتایج و بحث

هنگامی که نتایج دمایی در آزمون عملی و شبیه‌سازی هم‌خوانی داشته باشند، امکان استخراج خروجی‌هایی که در عمل بررسی آن‌ها دشوار است، میسر می‌شود. ارزیابی داده‌های آزمون تجربی در کنار نتایج حاصل از شبیه‌سازی اطلاعات مهمی از شرایط ترمومکانیکی



شکل ۴- تصویر درشت ساختاری از مناطق مختلف جوش

برای بررسی ریزساختارها با روش اتوماتای سلول، پس از اتمام شبیه‌سازی ترمومکانیکی فرایند FSW، سلول‌هایی با شبکه گسسته مربعی در نقاط هدف تعریف می‌شوند که تحت اثر شرایط ترمودینامیکی، تغییرات ریزساختاری و مرزخانه‌های مجاور هستند. هنگام تغییرشکل یا عملیات حرارتی یک ماده، نایجایی‌ها ممکن است تولید شوند (به دلیل کار سختی) یا از بین بروند (به دلیل بازیابی)، که نشان دهنده رفتار سیلان ماده هستند. از آنجایی که حرکت، تولید و از بین رفتن نایجایی‌ها موجب تغییرشکل در سطح ریزساختاری مواد می‌شود، چگالی نایجایی‌ها می‌تواند آستانه‌ای برای جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد یافته باشد. بنابراین، چگالی نایجایی‌ها در هر قسمت از ریزساختار بر اساس تابعی از کار سختی و بازیابی با توجه به کرنش و از معادله ۵ محاسبه می‌شود [۲۲]:

$$d\rho_i = (h - r\rho_i) d\epsilon - \rho_i d\epsilon \quad (5)$$

کار سختی و بازیابی نیز از معادلات (۶) و (۷) به صورت توابعی از آهنگ کرنش و دما بدست می‌آیند:

$$h = h_0 (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)^{-m} \exp(-mQ/RT) \quad (6)$$

$$r = r_0 (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)^{-m} \exp(-mQ/RT) \quad (7)$$

در این معادلات، ρ_i چگالی نایجایی‌ها، m ضریب حساسیت کار سختی، Q انرژی فعال‌سازی، h_0 ثابت کار سختی، r_0 ثابت بازیابی و $\dot{\epsilon}_0$ ثابت آهنگ کرنش است.

مدل گسسته ریزساختاری CA از الگوریتمی استفاده می‌کند که در آن توزیع غیریکنواخت نایجایی‌ها، موجب شروع تبلور مجدد شود. بنابراین، در هر مرحله تعداد مشخصی از سلول‌ها (N_r) را به طور اتفاقی در بر می‌گیرد که معادله موجود آن عبارتند از:

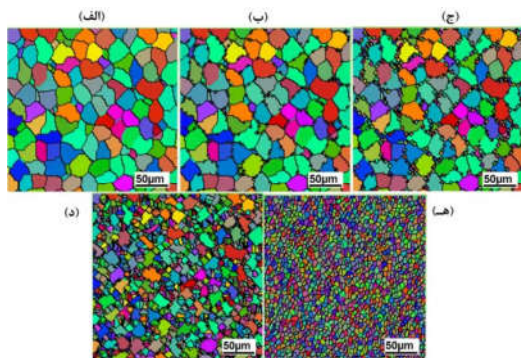
$$N_r = \frac{[R \times C \times \sqrt{2}]^2}{K} \times h(d\epsilon)^{(1-2m)} \quad (8)$$

که R و C به ترتیب تعداد ردیف‌ها و ستون‌های شبکه بوده و K ثابت ماده است که توسط کاربر تعیین می‌شود. در این مدل از یک شبکه‌بندی 150×150 و طول مطلق ۲ با شعاع همسایگی ۱ و روش مور^۱ استفاده شد. همچنین، مقدار اولیه چگالی نایجایی ۰٫۰۱ در نظر گرفته شد.

در آلومینیوم و آلیاژهای آن، انرژی نقص در چیده شدن (SFE^۲) زیاد بوده و با توجه تغییرشکل موجود در فرایند FSW، چگالی نایجایی‌ها و انرژی ذخیره شده در فلز افزایش می‌یابد. زمانی که چگالی نایجایی یا پیک تنش به یک مقدار بحرانی می‌رسد، تبلور مجدد دینامیکی به وقوع پیوسته و جوانه‌های پراکنده‌ای در مرز دانه‌ها تشکیل شده و دانه‌های تبلور مجدد یافته جدید شروع به رشد می‌کنند. آهنگ جوانه‌زنی در تبلور مجدد دینامیکی (DRX) تابعی از دما و آهنگ

³ Ding and Guo
⁴ misorientation

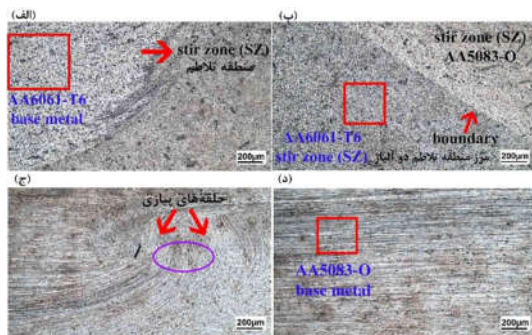
¹ Moore's neighborhood
² Stacking fault energy



شکل ۶- تحولات ریزساختاری در اثر تبلور مجدد دینامیکی

(الف) دانه‌های اولیه در فلز پایه، (ب) تشکیل جوانه‌های اولیه، (ج) رشد جوانه‌ها در مرزدانه‌ها، (د) خرد شدن دانه‌ها در اثر شرایط ترمومکانیکی، (ه) ریزدانه‌گی و همگن شدن دانه‌ها در منطقه اغتشاش

جوانه‌زنی و رشد دانه‌های جدید در نتیجه تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته (DRRX) رخ می‌دهند [۲۱ و ۲۹]. مکانیزم تشکیل ریزدانه‌ها تا قبل از مشاهده ساختار نهایی دشوار است. در هر صورت، نتایج شبیه‌سازی نشان می‌دهد با مهاجرت مرزدانه‌های زاویه زیاد (HAGB)، به تدریج مراحل رشد دانه و جوانه‌زنی اتفاق می‌افتد. نسبت آهنگ جوانه‌زنی به آهنگ رشد دانه‌های جدید، معمولاً اندازه دانه نهایی را مشخص می‌کند. با توجه به شرایط ترمومکانیکی و تغییر شکل پلاستیکی شدید (SPD) که در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم وجود دارد، چگالی نابجایی‌ها هم افزایش یافته و مانعی در برابر رشد دانه‌ها می‌شوند، ولی با ادامه فرایند، وجود پدیده بازیابی (DRV) موجب کاهش چگالی نابجایی‌ها شده و دوباره رشد دانه ادامه می‌یابد. این تحولات ریزساختاری که مدام در حال تکرار هستند، باعث می‌شوند اندازه دانه در منطقه اغتشاش تغییرات زیادی تا انتهای فرایند نداشته باشد. در شکل ۷ تغییر ریزساختار آلیاژها در مناطق مختلف جوش نمونه ۲ نشان داده شده است. متوسط اندازه دانه‌های منطقه اغتشاش در آلیاژ AA5083 بین ۵٫۱- ۲٫۸ و در آلیاژ AA6061 در حدود ۴٫۹- ۲٫۹ میکرون متر اندازه‌گیری شد.

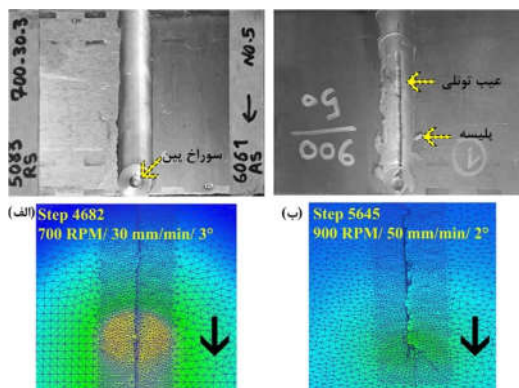


شکل ۷- تحولات ریزساختاری و توزیع اندازه ریزدانه‌ها

(الف) ریزدانه‌گی از فلز پایه به سوی منطقه اغتشاش در آلیاژ-AA6061 (ب) منطقه اغتشاش هر دو آلیاژ، (ج) تشکیل حلقه‌های پیازی در T6، (د) فلز پایه آلیاژ اثر دوران ابزار در منطقه اغتشاش آلیاژ-AA5083-O، (ه) فلز پایه آلیاژ AA5083-O

موجود در فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی را آشکار می‌سازد. آزمون‌های تجربی در سرعت پیشروی ثابت ۳۰ میلی‌متر بر دقیقه و زاویه ابزار ۳۰° انجام شد، اما سرعت دورانی در هر آزمایش تغییر داده شد تا نمونه‌های بدون عیبی تشکیل شوند. در نمونه‌ای که با سرعت دورانی، سرعت پیشروی و زاویه انحراف ابزار به ترتیب برابر با rpm ۹۰۰، ۵۰ mm/min و ۲° جوش داده شد، عیوب تونلی و پلیسه مشاهده شد.

گاهی افزایش سرعت پیشروی، زاویه انحراف کم و ابزار نامناسب موجب عدم تلاطم مواد در منطقه جوشکاری شده و عیب تونلی را به وجود می‌آورد. شکل ۵ ظاهر دو نمونه از جوش‌ها را با تغییر عوامل اصلی در پایان شبیه‌سازی و آزمون تجربی نمایش می‌دهد. با انتخاب عوامل جوشکاری مناسب، کیفیت جوش‌ها بهبود می‌یابد که در نتیجه تشکیل گرمای کافی، آهنگ کرنش مناسب، تلاطم بهتر و ترکیب بیشتر مواد با یکدیگر است. بنابراین، با دستیابی به مدل شبیه‌سازی که در آن شکل ظاهری نیز با نمونه واقعی هم‌خوانی داشته باشد، امکان ارایه نتایج دقیق‌تر میسر می‌شود.



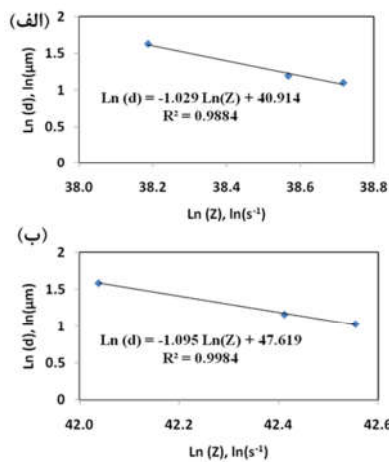
شکل ۵- مقایسه نمونه‌ها با تغییر عوامل اصلی فرایند در آزمون‌های تجربی و شبیه‌سازی (الف) سرعت دورانی ۷۰۰ rpm، سرعت انتقالی ۳۰ mm/min و زاویه انحراف ۳ درجه، (ب) سرعت دورانی ۹۰۰ rpm، سرعت انتقالی ۵۰ mm/min و زاویه انحراف ۲ درجه

۵-۱- مشاهدات ریزساختاری

بازیابی (DRV)، تبلور مجدد دینامیکی (DRX) و رشد دانه از جمله پدیده‌هایی هستند که حین فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی موجب تحولات ریزساختاری در آلومینیوم و آلیاژهای آن می‌شوند. از آنجایی که مواد پیرامون ابزار تحت اثر تغییر شکل‌های پلاستیکی شدید در دماهای افزایش یافته قرار می‌گیرند، وقوع تبلور مجدد دینامیکی (DRX) موجب تشکیل دانه‌های ریز عاری از کرنش و دارای چگالی نابجایی پایین در آلیاژهای آلومینیوم می‌شود [۲۹].

تغییرات مرزدانه‌ها در شبیه‌سازی بر اثر تبلور مجدد دینامیکی در شکل ۶ نشان داده شده است.

اندازه دانه و خواص مرزدانه‌ها در تعیین مشخصات فیزیکی و مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم نقش اساسی دارند. در اینجا برای پیدا کردن رابطه بین اندازه تبلور مجدد یافته در منطقه اغتشاش و شرایط دما و آهنگ کرنش از ترسیم لگاریتم طبیعی اندازه دانه نسبت به لگاریتم طبیعی پارامتر Z استفاده شد (شکل ۱۱). لازم به ذکر است برای انجام محاسبات، آهنگ کرنش بر مبنای میانگین پنج المان انتخاب شده در شبیه سازی از منطقه اغتشاش بدست آمدند که از ۶٫۲-۳٫۲ متغیر بودند.



شکل ۱۱- اندازه دانه بر حسب Z (الف) آلیاژ آلومینیوم AA5083، (ب) آلیاژ آلومینیوم AA6061

با توجه به نتایج ارائه شده در شکل ۱۱ رابطه بین اندازه دانه و پارامتر Z برای آلومینیوم‌های AA5083 و AA6061 در فرایند FSW را می‌توان به ترتیب از معادلات (۱۲) و (۱۳) بدست آورد.

$$\text{Ln}(d) = -1.029 \text{Ln}(Z) + 40.914 \quad (12)$$

$$\text{Ln}(d) = -1.095 \text{Ln}(Z) + 47.619 \quad (13)$$

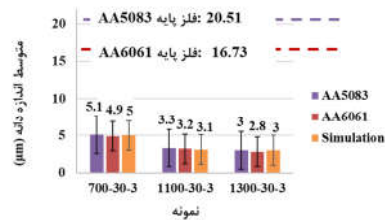
با توجه به روابط توسعه داده شده مشاهده می‌شود که با افزایش پارامتر Z اندازه دانه کاهش می‌یابد. در این مطالعه سرعت انتقالی و زاویه انحراف ابزار تغییر داده نشد، اما سرعت دورانی که عاملی مهم در تولید گرما به شمار می‌رود، تغییر داده شد. هنگامی که آهنگ کرنش افزایش یابد، اندازه دانه‌ها کم می‌شود. اما اگر دما زیاد شود، دانه‌ها تمایل به رشد پیدا می‌کنند. ماساکی و همکاران [۳۰] نیز نشان داده‌اند که افزایش آهنگ کرنش موجب کاهش اندازه دانه‌ها می‌شود. این موضوع نشان می‌دهد، هنگامی که پارامتر Z زیاد شود، اندازه دانه کاهش می‌یابد.

۵-۲- مشاهدات مکانیکی

ساختار ریزدانه جوش اصطکاکی اغتشاشی که در حالت پایدار به وجود می‌آید، موجب بهبود خواص مکانیکی نیز می‌شود. با مشاهدات ریزساختاری مشاهده شد که دانه‌های ریزتری نسبت به فلز پایه در منطقه جوش تشکیل می‌شوند. هر چه دانه ریزتر باشد، مساحت کل مرزدانه‌ها در واحد حجم بیشتر خواهد بود. بنابراین خواص ماده بیشتر تحت تأثیر رفتار حاشیه مرزدانه‌ها است.

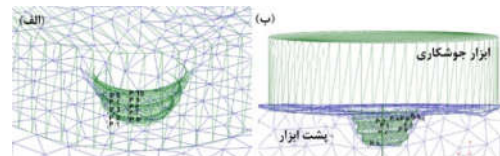
پروفیل ریز سختی نمونه‌ها در شکل ۱۲ نشان داده شده است.

همچنین در شکل ۸، متوسط اندازه دانه به دست آمده از نتایج تجربی و شبیه‌سازی در منطقه تلاطم نشان داده شده است.

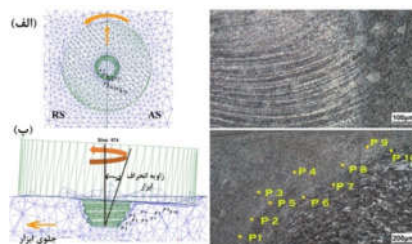


شکل ۸- متوسط اندازه دانه منطقه تلاطم برای آلیاژهای آلومینیوم از نتایج تجربی و شبیه‌سازی

برای بررسی اغتشاش مواد در حین جوشکاری، از روش ردیابی نقطه‌ای در شبیه‌سازی استفاده شد. با دوران ابزار، مواد پیرامون بین جابجا شده و الگوی جریان موادی را در شرایط ترمودینامیکی ایجاد می‌کنند که در نهایت منجر به یک اتصال اصطکاکی در حالت پایدار می‌شود. شکل ۹-الف موقعیت نقاط انتخابی P1-P10 را در مرکز جوش نشان می‌دهد. با دوران ابزار، نقاط به سوی پشت ابزار کشیده می‌شوند (شکل ۹-ب). شکل ۱۰-الف موقعیت نهایی این نقاط را در مرحله ۵۷۴ از شبیه‌سازی نشان می‌دهد که در آن مواد از قسمت پیشرو (AA6061-T6) به سمت قسمت پسرو (AA5083-O) اتصال جابجا می‌شوند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، نقاط به سوی بالا و به طرف قسمت پیشرو اتصال کشیده می‌شوند. جالب است که در عمل نیز این الگو مشاهده شده و بازوی جریان^۱ به سمت قسمت پیشرو امتداد دارد (شکل ۱۰-ب). ردیابی نقطه‌ای نشان می‌دهد که سطح بالای جوش، منطقه اغتشاش بزرگ‌تری نسبت به سطح پایین آن داشته و ترکیب مواد در این قسمت بیشتر است.



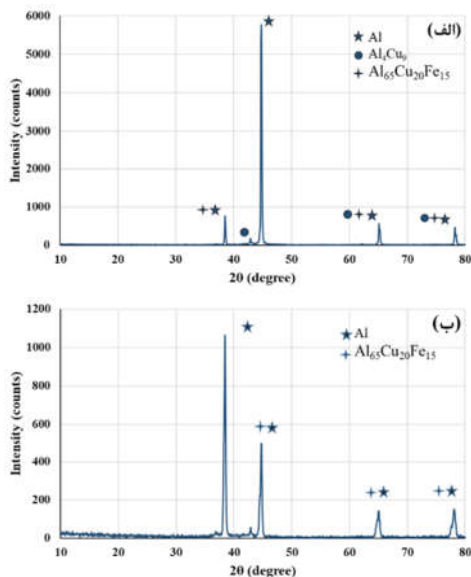
شکل ۹- بررسی الگوی جریان ماده با روش ردیابی نقطه‌ای (الف) انتخاب نقاط در فاصله ۱ میلی‌متر از سطح قطعه کار، (ب) حرکت نقاط به پشت ابزار در اثر دوران



شکل ۱۰- تغییر محل نقاط در مرحله ۵۷۴ از شبیه‌سازی (الف) جابجایی نقاط به سوی قسمت پیشرو اتصال و تشکیل حلقه‌های پیازی شکل، (ب) بازوی جریان در آلیاژ آلومینیوم AA6061-T6

¹ flow arm

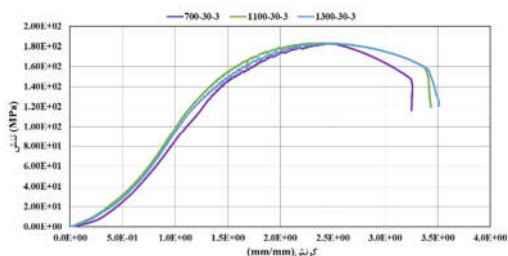
در مطالعه انجام شده توسط اوزان [۳۴] نشان داده شده است که آلیاژهای آلومینیوم ۶xxx پس از فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی دارای فازهای بین فلزی با محتوی آهن و Mg_2Si هستند. با توجه به گرما و تغییر شکل پلاستیکی موجود در فرایند FSW، ذرات فاز ثانویه به طور کامل یا ناقص درون ماتریس آلومینیوم حل می‌شوند، اما معمولاً عناصری مثل آهن، مس و منیزیم درون منطقه اغتشاش باقی می‌مانند. نتایج آزمون در شکل ۱۴ نشان داده شده است.



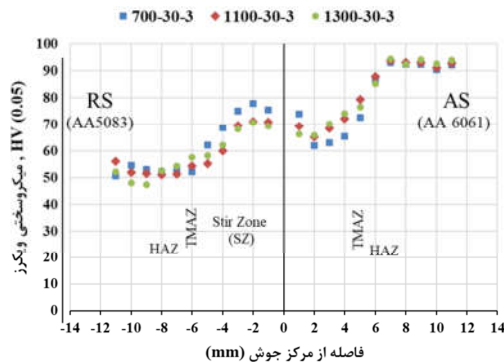
شکل ۱۴- نتایج آزمون XRD (الف) فلز پایه، (ب) فلز جوش

همان‌گونه که مشاهده می‌شود فازهای Al_4Cu_9 ، Al و $Al_65Cu_{20}Fe_{15}$ در فلز پایه مشاهده شدند و در منطقه پیشرو اتصال، فازهای Al و $Al_65Cu_{20}Fe_{15}$ به دست آمدند. این نتایج نشان دهنده انحلال فاز Al_4Cu_9 پس از اتصال است که می‌تواند از دلایل کاهش سختی در آلیاژ ۶۰۶۱ باشد. علاوه بر این مشاهده می‌شود که قله‌های مربوط به فاز $Al_65Cu_{20}Fe_{15}$ در ناحیه اغتشاش و در منطقه پیشرو اتصال نسبت به فلز پایه ارتفاع کمتری دارند که نشان دهنده کاهش شدت فاز است. مانو و همکاران [۳۵] کاهش ارتفاع پراش‌ها در مشاهدات به دست آمده از آزمون XRD در منطقه اغتشاش آلیاژ آلومینیوم 6xxx را از دلایل کاهش سختی به دلیل کاهش چگالی نایجایی‌ها در منطقه اغتشاش ذکر کرده‌اند.

شکل ۱۵ نمودار تنش- کرنش نمونه‌ها را نمایش می‌دهد.



شکل ۱۵- نمودار تنش- کرنش نمونه‌ها

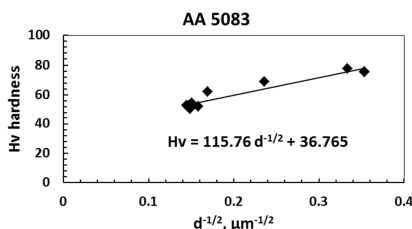


شکل ۱۲- توزیع پروفیل ریزسختی نمونه‌ها

معمولاً جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی موجب نرم‌شدگی در آلیاژهای آلومینیوم سخت شده با تشکیل محلول جامد نمی‌شود [۳۱]. از این‌رو، آهنگ کرنش زیادی که موجب کار سختی و ریزدانه‌گی آلومینیوم AA5083-O شده است، به دلیل تجمع و ازدیاد چگالی نایجایی‌ها، سختی را در قسمت پسرو اتصال افزایش داده است. با توجه به این‌که دمای جوشکاری حدود ۰/۳ دمای ذوب ماده بوده و متوسط دمای قسمت پسرو کمتر از قسمت پیشرو اتصال است، آهنگ کرنش اثر زیادی در یکنواختی ریزساختار و پروفیل سختی دارد. بنابر معادله هال-پچ $(H_v = kd^{-1/2} + H_0)$ ، ریزدانه‌گی موجب افزایش سختی (H_v) در آلیاژ AA5083 می‌شود، که نتایج آن در شکل ۱۳ نشان داده شده است. در این معادله، H_0 و k ثوابت وابسته با اندازه‌گیری سختی و d متوسط اندازه دانه است که در معادله (۱۴)، رابطه برازش شده پس از فرایند FSW برای این آلیاژ ارایه شده است:

$$H_v = 115.76 d^{-1/2} + 36.765 \quad (14)$$

از این معادله نتیجه می‌شود که وقتی سختی بالا در ساخت این آلیاژها مورد نظر باشد، می‌توان با کنترل اندازه دانه به آن دست یافت.



شکل ۱۳- نمودار رابطه هال-پچ با اندازه دانه در آلیاژ AA5083

بر خلاف قسمت پسرو، سختی در قسمت پیشرو اتصال نسبت به فلز پایه کمتر شد. در آلیاژهای آلومینیوم سری ۶xxx، منیزیم و سیلیسیم از مهم‌ترین عناصر آلیاژی هستند که موجب رسوب سختی می‌شوند [۳۲]. با توجه به این‌که گرمای بیشتری در قسمت پیشرو اتصالات ایجاد شده و تلاطم مواد نیز در این قسمت بیشتر است، گرمای اصطکاکی اثر بیشتری در پروفیل سختی گذاشته است. بر اساس تحقیقات انجام شده، حین فرایند رقابتی که بین رسوبات و نایجایی‌ها در ماتریس ماده وجود دارد، باعث می‌شود با انحلال رسوبات بر اثر گرمای تولید شده، حرکت نایجایی‌ها تسهیل شده و سختی و استحکام کاهش یابد [۳۳].

ناجایی‌ها و رشد دانه وجود دارد، باعث می‌شود اندازه دانه‌ها تغییرات زیادی در منطقه اغتشاش در پایان عملیات جوشکاری نداشته باشند.

۲- حین جوشکاری آلیاژهای آلومینیوم غیر هم‌جنس، الگوی جریان ماده‌ی پیرامون ابزار، به سمت قسمت فوقانی پیشرو اتصال است و اغتشاش سبب کشیدگی بیشتر مواد به سوی قسمت پیشرو می‌شود.

۳- در سرعت‌های دورانی متفاوت، اندازه دانه‌ها و دما تغییرات چشمگیری نداشتند، بنابراین افزایش آهنگ کرنش با بالا بردن مقدار عامل Z، موجب ریزدانه‌گی می‌شود.

۴- سختی در قسمت پسرو منطقه اغتشاش نسبت به قسمت پیشرو افزایش یافت که دلیل آن ریزدانه‌گی بیشتر در دمایی کمتر بوده است. تشکیل نواحی با سختی کمتر (LHZs) در قسمت پیشرو اتصال به دلیل تغییرات فازی، باعث شد تا در آزمون کشش نیز، اتصالات از همین قسمت دچار شکست شوند. آزمون XRD نشان داد پس از جوشکاری فاز Al_3Cu به طور کامل درون ماتریس آلومینیوم حل شده است، که می‌تواند یکی از دلایل کاهش سختی در آلومینیوم AA6061 در قسمت پیشرو اتصال در مقایسه با فلز پایه باشد. در آزمون کشش نیز نواحی با سختی کمتر (LHZs) در مرز منطقه اغتشاش و TMAZ، مکان‌های مساعدی برای شکست مکانیکی در قسمت پیشرو اتصال ارزیابی شدند.

۵- در نمونه‌ای که به ترتیب با سرعت دورانی، سرعت انتقالی و زاویه انحراف ۹۰۰ rpm، ۲° جوش داده شد، عیوب تونلی و پلیسه در آزمون تجربی و شبیه‌سازی مشاهده شد. اما زمانی که جوشکاری در یک سرعت جوشکاری ثابت ۳۰ mm/min و زاویه انحراف ابزار ۳° انجام شد، با تغییر سرعت‌های دورانی در محدوده ۷۰۰ rpm-۱۲۰۰ هیچ عیبی در نمونه‌ها دیده نشد. بنابراین، تغییر عوامل اصلی نقش مهمی در کیفیت نهایی جوش دارد.

۶- در شبیه‌سازی یک ابزار مخروطی رزوه‌دار بر مینای ابزار استفاده شده در آزمایش طراحی شد. همچنین در سطوح تماس ورق‌ها با یکدیگر و تداخل ابزار/قطعه‌کار هیچ قیدی لحاظ نشد. با اعمال ضریب اصطکاک ۰/۷ در سطوح موجود، تاریخچه دمایی قابل قبولی از مقایسه نتایج شبیه‌سازی و عملی حاصل شد.

۷- برای ارزیابی رابطه بین اندازه دانه تبلور مجدد یافته با توجه به اثرات همزمان دما و آهنگ کرنش در منطقه تالامپ از پارامتر زنر- هولمان استفاده شد و به ترتیب روابط $\ln(d) = -1.029 \ln(Z) + 40.914$ و $\ln(d) = -1.095 \ln(Z) + 47.619$ برای آلیاژهای آلومینیوم AA5083 و AA6061 توسعه داده شد.

۸- در آلیاژ آلومینیوم AA5083-O سختی از رابطه هال-پچ تبعیت می‌کند که پس از فرایند FSW رابطه $H_v = 115.76 d^{-1/2} + 36.765$ برای این آلیاژ برآزش شد.

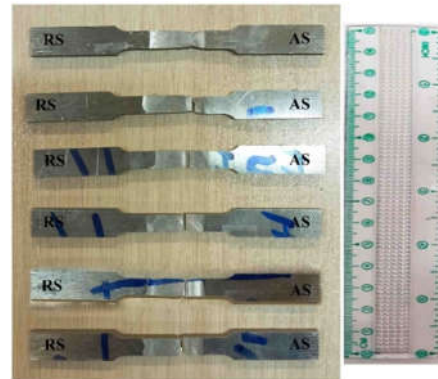
۷- مراجع

- [1] Hatch JE., Aluminum: properties and physical metallurgy. ASM International, Ohio, pp. 100-105, 1984.
- [2] Shrivastava A., Kronen M., Pfefferkorn FE., Comparison of energy consumption and environmental impact of friction stir welding and gas metal arc welding for aluminum, CIRP J Manuf Sci Technol., Vol. 9, pp 159-168, 2015.
- [3] Bodukuri AK., Eswaraiah K., Rajendar, K. Comparison of Aluminum Alloy 5083 properties on TIGW and FSW Processes. Mater Today Proc, Vol. 4, No. 9, pp 10197-10201, 2017.

تغییر شکل پلاستیکی شدید موجب خرد شدن دانه‌ها شده و مرز دانه‌های جدید و بشمارای به وجود می‌آیند که موانعی بر سر راه حرکت ناجایی‌ها بوده و ادامه تغییر شکل را مشکل می‌سازند که در نتیجه استحکام بهبود پیدا می‌کند [۳۶]. نتایج آزمون کشش نمونه‌ها و فلز پایه در جدول ۵ ارائه شده است. تمام نمونه‌ها از قسمت پیشرو اتصال دچار شکست شدند (شکل ۱۶).

جدول ۵- حداکثر کشش نهایی (UTS) نمونه‌ها و فلز پایه (Mpa)

نمونه	AA5083-O (فلز پایه)	AA6061-T6 (فلز پایه)	FSW 1	FSW 2	FSW 3
UTS (Mpa)	۲۹۰	۳۱۰	۱۸۲,۸۰	۱۸۳,۲۳	۱۸۲,۵۹



شکل ۱۶- شکست نمونه‌ها از قسمت پیشرو اتصال

نقاط شکست در مرز منطقه اغتشاش و منطقه تأثیر دیده ترمومکانیکی (TMAZ) مشاهده شدند که دقیقاً منطبق با نواحی با سختی کمتر (LHZs^۱) بودند. بنابراین، خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم غیر هم جنس تحت اثر دما، آهنگ کرنش و تحولات ریزساختاری بوده و مناطقی که سختی کمتری داشته باشند، مستعد آسیب در شرایط تحت بارگذاری‌های مکانیکی هستند. نتایج آزمون‌های مکانیکی نشان می‌دهد افزایش سرعت دورانی در یک سرعت پیشروی ثابت تغییرات قابل ملاحظه‌ای در مقادیر سختی و استحکام ایجاد نمی‌کند.

۶- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای آلومینیوم AA6061-T6 و AA5083-O با تغییر سرعت دورانی و ثابت نگه داشتن سرعت پیشروی با یک ابزار مخروطی رزوه‌دار انجام شد. همچنین، برای بررسی دقیق منطقه اغتشاش، از یک مدل پیشنهادی اتوماتای سلولی و لاسراوویی جوناس در ترکیب با شبیه‌سازی عددی فرایند FSW استفاده شد. نتایج می‌توانند به صورت زیر خلاصه شوند.

۱- در حین فرایند، پدیده تبلور مجدد دینامیکی (DRX) که بر اثر گرما و تغییر شکل پلاستیکی شدید در منطقه اغتشاش رخ می‌دهد، موجب تشکیل جواره‌های جدید و ریزدانه‌گی می‌شود. رقابتی که بین چگالی

¹ Lower Hardness Zones

- [21] Su JQ., Nelson TW., Sterling CJ., Grain refinement of aluminum alloys by friction stir processing. *Philosophical Magazine*, Vol. 86, No.1, pp. 1-24, 2006.
- [22] Liu Xiao, Li Luo-Xing, He Feng-Yi, Zhou Jia, Zhu Bi-Wu, Zhang Li-Qiang, Simulation on dynamic recrystallization behavior of AZ31 magnesium alloy using cellular automaton method coupling Laasraoui-Jonas model. *Trans Nonferrous Met Soc China*, Vol. 23, No.9, pp. 2692-2699, 2013.
- [23] Ding R., Guo ZX., Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization. *Acta Mater*, Vol. 49, No. 16, pp. 3163-3175 2001.
- [24] Chang CI., Lee CJ., Huang JC., Relationship between grain size and Zener-Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys. *Scripta Materialia*, Vol. 51, No.6, pp. 509-514, 2004.
- [25] Roberts W., Ahlblom B., A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working. *Acta Metall* Vol. 26 No.5, pp. 801-813, 1978.
- [26] Read WT., Shockley W., Dislocation Models of Crystal Grain Boundaries. *Phys Rev*, Vol. 78, No.3, pp. 275-289, 1950.
- [27] DEFORM-3D, V6.1 User's manual, SFC, Columbus, Ohio, USA, 2007.
- [28] Humphreys FJ., Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Elsevier, Oxford, 2004.
- [29] McNelley TR., Swaminathan S., Su JQ., Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. *Scripta Materialia*, Vol. 58, No.5, pp. 349-354, 2008.
- [30] Masaki Kunitaka, Sato Yutaka S, Maeda Masakatsu, Kokawa Hiroyuki, Experimental simulation of recrystallized microstructure in friction stir welded Al alloy using a plane-strain compression test. *Scripta Materialia*, Vol. 58, No.5, pp. 355-360, 2008.
- [31] Jin H., Saimoto S., Ball M., Threadgill PL., Characterization of microstructure and texture in friction stir welded joints of 5754 and 5182 aluminium alloy sheets. *Mater Sci Technol*, Vol. 17, No.12, pp. 1605-1614, 2001.
- [32] Liu CY., Qu B., Xue P., Ma ZY., Luo K., Ma MZ., Liu RP., Fabrication of large-bulk ultrafine grained 6061 aluminum alloy by rolling and low-heat-input friction stir welding. *J Mater Sci Technol*, Vol. 34, No. 1, pp. 112-118, 2018.
- [33] Liu FC., Ma ZY., Influence of tool dimension and welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction-stir-welded 6061-T651 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 39, No.10, pp. 2378-2388, 2008.
- [34] Ozan, S., Effect of friction stir welding on the microstructure and mechanical properties of AA 6063-T6 aluminum alloy. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 51, No. 8, pp. 1100-1119, 2020.
- [35] Mao Y., Ke L., Chen Y., Liu F, Xing L., Improving local and global mechanical properties of friction stir welded thick AA7075-T6 joints by optimizing pin-tip profile. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 88, Nos. 5-8, pp. 1863-1875, 2017.
- [36] Tjong SC., Chen Haydn, Nanocrystalline materials and coatings. *Mater Sci Eng R Reports*, Vol. 45, Nos. 1-2, pp. 1-88, 2004.
- [4] Yu P., Wu CS., Shi L., Analysis and characterization of dynamic recrystallization and grain structure evolution in friction stir welding of aluminum plates. *Acta Mater*, Vol. 207, pp. 1-18, 2021.
- [5] Moradi MH., Jamshidi Aval H., Jamaati R., Amir Khanlou S., Ji S., Microstructure and texture evolution of friction stir welded dissimilar aluminum alloys: AA2024 and AA6061. *J Manuf Process*, Vol. 32, pp 1-10, 2018.
- [6] Khodabakhshi F., Derazkola HA., Gerlich AP., Monte Carlo simulation of grain refinement during friction stir processing. *J Mater Sci*, Vol. 55, pp. 13438-13456, 2020.
- [7] Jacquin D., Guillemot G., A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminium alloys and their modelling. *J Mater Process Technol*, Vol. 288, pp. 1-110, 2019.
- [8] Wu Q., Zhang Z., Precipitation-Induced Grain Growth Simulation of Friction-Stir-Welded AA6082-T6. *J Mater Eng Perform*, Vol. 26, No.5, pp. 2179-2189, 2017.
- [9] Zhang Z., Wu Q., Grujicic M., Wan ZY., Monte Carlo simulation of grain growth and welding zones in friction stir welding of AA6082-T6. *J Mater Sci*, Vol. 51, No.4, pp. 1882-1895, 2016.
- [10] Jamshidi Aval H., Serajzadeh S, Kokabi AH., Evolution of microstructures and mechanical properties in similar and dissimilar friction stir welding of AA5086 and AA6061. *Mater Sci Eng A*, Vol. 528, No. 28, pp. 8071-8083, 2011.
- [11] Nakamura T., Obikawa T., Nishizaki I., Enomoto M., Fang Z., Friction stir welding of non-heat-treatable high-strength alloy 5083-O. *Metals*, Vol. 8, No. 4, pp. 1-17, 2018.
- [12] Sharghi E., Farzadi A., Simulation of strain rate, material flow, and nugget shape during dissimilar friction stir welding of AA6061 aluminum alloy and Al-Mg2Si composite. *J Alloys Compound*, Vol.748, pp. 953-960, 2018.
- [۱۳] زینعلی م، خلف غ، و ربیعی زاده ا، جوشکاری اصطلاحی اغتشاشی الیاز الومینیم ۶۰۶۱ با ابزار دوکی شکل شناور. *مجله مهندسی مکانیک*، شماره ۹۳، جلد ۵، صفحه ۸۳-۷۹، ۱۳۹۹.
- [14] Salemi Golezani A., Vatankhah Barenji R., Heidarzadeh A., Pouraliakbar H., Elucidating of tool rotational speed in friction stir welding of 7020-T6 aluminum alloy. *Int J Adv Manuf Technol*, Vol. 81, pp. 1155-1164, 2015.
- [15] Moghaddam M., Parvizi R., Haddad-Sabzevar M., Davoodi A., Microstructural and mechanical properties of friction stir welded Cu-30Zn brass alloy at various feed speeds: Influence of stir bands. *Mater Des*, Vol. 32, No. 5, pp. 2749-2755, 2011.
- [16] M. Rakhshkhorshid., Modeling the hot deformation flow curves of API X65 pipeline steel. *Int. J. Adv. Manuf. Technol*, Vol. 77, pp. 203-210, 2015.
- [17] Tello KE., Gerlich AP., Mendez PF., Constants for hot deformation constitutive models for recent experimental data. *Sci Technol Weld Join*, Vol. 15, No. 3, pp. 260-266, 2010.
- [18] Buffa G., Hua J., Shivpuri R., Fratini L., A continuum based fem model for friction stir welding - Model development. *Mater Sci Eng A*, Vol. 419, Nos. 1-2, pp. 389-396, 2006.
- [19] Yang C., Wu C., Shi L., Phase-field modelling of dynamic recrystallization process during friction stir welding of aluminium alloys. *Sci Technol Weld Join*, Vol. 25, No. 4, pp. 345-358, 2020.
- [20] Khalkhali A., Saranjam M., Finite element simulation of microstructure evolution during friction stir welding of automotive aluminum parts. *Int J Automotive Engineering*, Vol. 5, No. 1, pp. 932-938, 2015.