

تأثیر سرعت چرخش ابزار در فرایند همزن اصطکاکی نقطه‌ای بر ترکیب‌دگی ذوب‌شدگی آلیاژ AZ91

فرهاد هراتی^۱، سید مصطفی موسوی‌زاده^۲ و محمد امین جباره^{۳*}

۱- گروه مهندسی مواد و پلیمر، دانشگاه حکیم سبزواری

۲- گروه مهندسی مواد، مجتمع آموزش عالی گناباد

(دریافت مقاله: ۱۴۰۰/۱۲/۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۱/۶/۱۳)

چکیده- آلیاژ منیزیم AZ91 ریختگی یکی از پرکاربردترین آلیاژهای منیزیم است. این آلیاژ به علت دمای یوتکتیک پایین و همچنین حضور ترکیبات بین فلزی در دمای یوتکتیک از جمله آلیاژهای حساس به ذوب‌شدگی در روش‌های جوشکاری ذوبی و جوش همزن اصطکاکی نقطه‌ای است. هدف از این پژوهش، مطالعه رفتار ذوب‌شدگی آلیاژ AZ91 در حین فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای است. برای این منظور فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای در دو سرعت چرخشی متفاوت ۱۰۰۰ و ۲۵۰۰ دور بر دقیقه و زمان ماند یک ثانیه بر روی ورق‌هایی از جنس AZ91 و با ضخامت ۱۰ میلی‌متر انجام شد. نتایج نشان داد در سرعت چرخشی پایین پدیده غالب خردایش مکانیکی، توزیع مجدد و انحلال رسوبات γ است. در حالی که در سرعت چرخشی بالا پدیده غالب ذوب‌شدگی است. انجماد مجدد مذاب تشکیل شده منجر به جایگزینی ساختار یوتکتیک معمولی با ذرات γ یوتکتیک می‌شود. علاوه بر آن با نزدیک شدن به منطقه همزده شده ذوب‌شدگی تشدید می‌شود. همچنین حضور لایه مذاب در امتداد مرز دانه سبب کاهش استحکام مرز دانه و وقوع ترکیب‌دگی ذوب‌شدگی می‌شود.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای، ذوب‌شدگی، انجماد مجدد، ترکیب‌دگی ذوب‌شدگی.

۱- مقدمه

دمای محیط، استفاده از این آلیاژها را محدود می‌کند [۲]. بر این اساس تعداد زیادی از آلیاژهای منیزیم در حالت ریختگی به جای حالت کار شده مورد استفاده قرار می‌گیرند و بنابراین روش‌های جوشکاری قابل اطمینان برای اتصال آلیاژهای منیزیم حائز اهمیت هستند. آلیاژهای منیزیم در چندین خاصیت فیزیکی و متالورژیکی مرتبط با ذوب‌شدگی و ترکیب‌دگی

آلیاژهای منیزیم به علت دارا بودن خواصی نظیر چگالی کم و استحکام ویژه بالا گزینه مناسبی برای جایگزینی مواد مهندسی مورد استفاده در صنایع خودروسازی هستند [۱]. اما شکل‌پذیری کم آلیاژهای منیزیم به علت ساختار بلوری هگزاگونال فشرده با تعداد محدود سیستم‌های لغزش فعال در

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: m.jabbareh@hsu.ac.ir

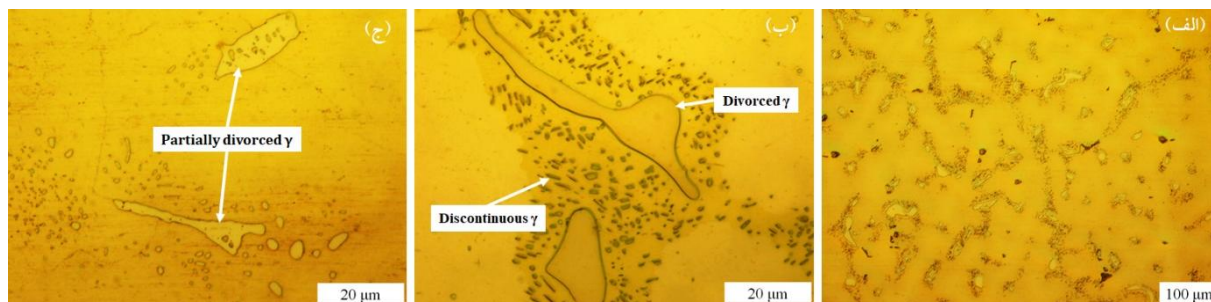
گرم کردن بحرانی برای تأثیر بر فرایند ذوب جزئی وجود ندارد و ذوب جزئی می‌تواند همواره در جوشکاری آلیاژ منیزیم AZ91 رخ دهد. این نتایج نشان می‌دهد مکانیزم ذوب ترکیبی نمی‌تواند عامل ذوب‌شدگی در این آلیاژ باشد، زیرا در این حالت گرم کردن سریع برای وقوع ذوب‌شدگی مورد نیاز است [۵]. رابسون و همکاران [۱۶] علت ریز شدن و انحلال ذرات فاز γ یوتکتیک در منطقه همزده شده^۲ را به وقوع ذوب ناگهانی در آلیاژ AZ91 نسبت دادند. نتایج حاکی از آن است که ریزساختار اولیه فلز پایه بر وقوع ذوب‌شدگی و ترکیدگی مؤثر است [۱۵]. یاماموتو و همکاران [۱۷ و ۱۸] مکانیزم ترکیدگی به‌واسطه نفوذ مذاب در جوشکاری همزن اصطکاکی آلیاژ AZ91 را شامل مراحل زیر می‌دانند؛ (۱) تشکیل لایه یوتکتیک مذاب در اطراف منطقه همزده شده، (۲) احاطه لایه‌های یوتکتیک مذاب زمانی که عرض منطقه همزده شده حین فرایند افزایش می‌یابد، (۳) نفوذ مرزدانه‌های α -Mg اولیه در انتهای منطقه همزده شده و (۴) گسترش و پیشروی ترک زمانی که گشتاور توسط ابزار در حال چرخش اعمال می‌شود. بررسی مطالعات فوق نشان می‌دهد که هرچند پدیده ذوب‌شدگی در فرایند همزن اصطکاکی نقطه‌ای آلیاژ AZ91 مورد بررسی قرار گرفته است، اما هنوز مکانیزم این پدیده به درستی مشخص نشده است.

هدف از پژوهش حاضر بررسی سرعت چرخش ابزار در جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای بر ترتیب و توالی استحاله‌های فازی و مطالعه رفتار ذوب‌شدگی آلیاژ AZ91 است. مطالعه رفتار ذوب‌شدگی ماده می‌تواند تأثیر قابل توجهی بر خواص نهایی اتصال و وقوع شکست‌های ترد زود هنگام داشته باشد. بنابراین نحوه تشکیل لایه مذاب و انجماد مجدد آن در امتداد مرزدانه و تشکیل ساختار یوتکتیکی ترد، حائز اهمیت است. برای این منظور تغییرات مورفولوژی و ریزساختاری، شروع ذوب‌شدگی، توسعه مذاب در امتداد مرز دانه و انجماد مجدد آن و همچنین وقوع ترکیدگی ذوب‌شدگی با توجه به وضعیت مذاب موجود در مرزدانه مورد مطالعه قرار گرفته است.

ذوب‌شدگی مشابه با آلیاژهای آلومینیوم هستند، از جمله؛ (۱) محدوده دمایی ذوب وسیع با توجه به دمای لیکوئیدوس نسبتاً کم آنها، (۲) نفوذپذیری حرارتی بالا، (۳) مقدار عناصر آلیاژی نسبتاً زیاد و (۴) دمای یوتکتیک نسبتاً پایین [۳]. علاوه بر آن، آلیاژهای منیزیم (نظیر آلیاژهای دوتایی منیزیم - آلومینیوم با دمای یوتکتیک ۴۳۷ درجه سانتی‌گراد) نسبت به آلیاژهای آلومینیوم، دمای یوتکتیک پایین‌تر نیز دارند. بنابراین انتظار می‌رود که آلیاژهای منیزیم نسبت به آلیاژهای آلومینیوم به ذوب‌شدگی و ترکیدگی ذوب‌شدگی حساس‌تر باشند.

در اکثر آلیاژهای منیزیم نظیر AZ91، AM60 و AZ31، آلومینیوم به‌عنوان عنصر آلیاژی اصلی مورد استفاده قرار می‌گیرد. این آلیاژها حاوی ذرات بین‌فلزی γ -Mg₁₇Al₁₂ هستند [۴]. حین فرایندهای جوشکاری با وجود افزایش دمای قطعه تا منطقه تک‌فازی، معمولاً ذرات بین‌فلزی به‌طور کامل حل نمی‌شوند. ذرات بین‌فلزی حل نشده با انجام واکنش یوتکتیک سبب ذوب‌شدگی خواهند شد. این مکانیزم تشکیل مذاب، تحت عنوان ذوب‌شدگی ترکیبی توسط پیه و ساواج [۵] گزارش شده است. در مورد آلیاژهای منیزیم، ذوب‌شدگی و ترکیدگی ذوب‌شدگی به‌طور گسترده مورد بررسی قرار گرفته است [۶-۱۱]. هوانگ و کو [۱۲] ذوب‌شدگی در مجاورت مرز ذوب را به جدایش اتم حل‌شونده به مرزدانه نسبت دادند. تحقیقات انجام شده نشان می‌دهد تشکیل ترک‌های ذوب‌شدگی به علت وجود لایه مذاب پیوسته یا شبه‌پیوسته در مرز دانه‌ها است. تنش‌های کششی که حین سرد شدن جوش ایجاد می‌شوند، عاملی برای ناپیوستگی فصل مشترک مذاب-جامد در امتداد مرزدانه‌ها هستند [۱۳ و ۱۴].

ذوب‌شدگی و ترکیدگی ذوب‌شدگی حین جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای^۱ آلیاژهای منیزیم نیز گزارش شده است [۲۱-۱۵]. مطالعات نشان می‌دهد در مقایسه با فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی، در فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای، حساسیت آلیاژهای منیزیم به ذوب‌شدگی بیشتر است [۲۱]. ژو و همکاران [۲۲ و ۲۳] نشان دادند که هیچ سرعت



شکل ۱- الف) ریزساختار آلیاژ AZ91 عملیات حرارتی شده شامل فاز α -Mg اولیه و نواحی بین دندریتی شامل ذرات فاز γ تفکیک شده، ب) یا جزئی تفکیک شده و ج) رسوبات ناپیوسته γ .

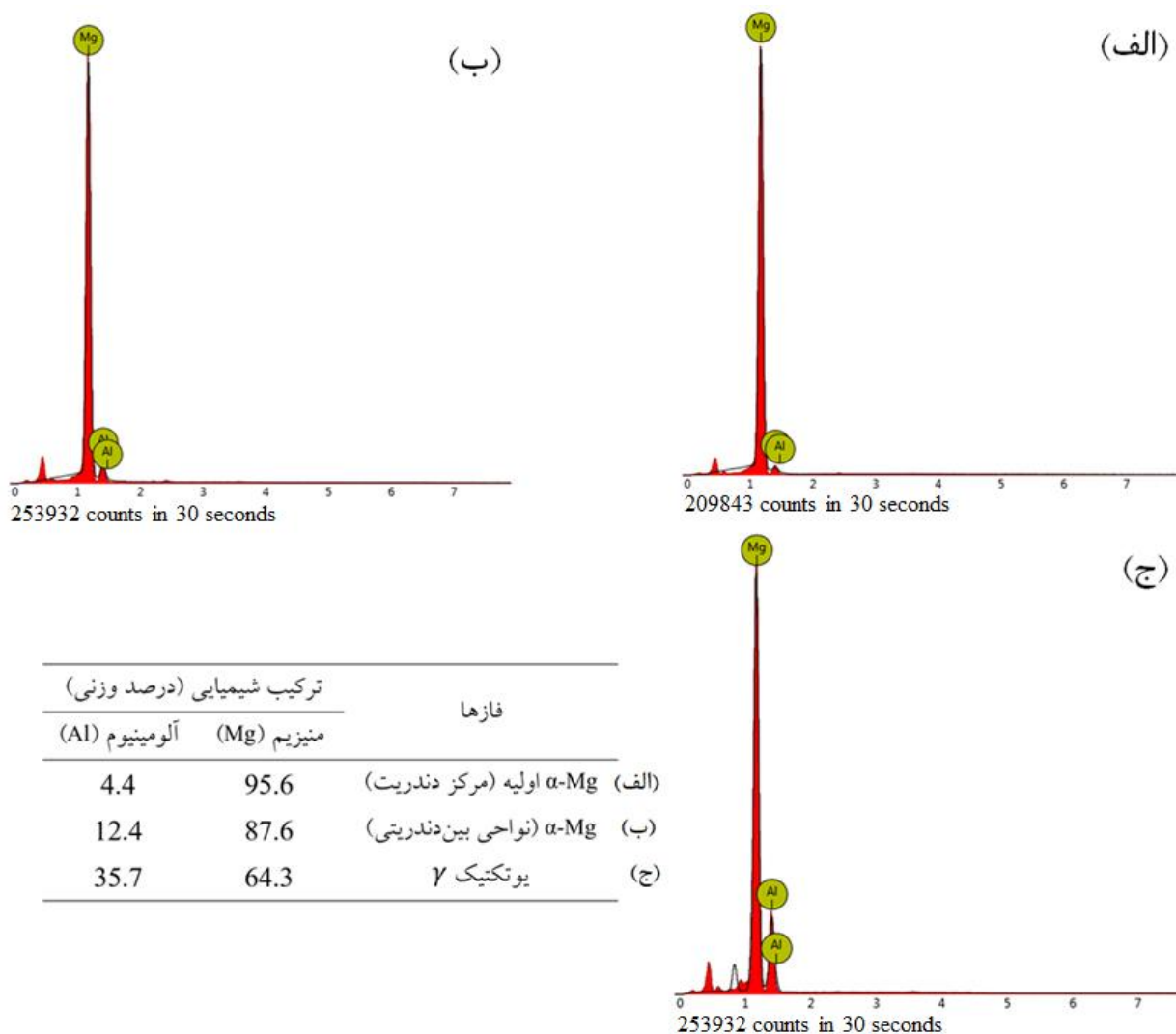
۲- مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 مورد استفاده بر حسب درصد وزنی به صورت، Mg- 9.20 Al- 0.80 Zn- 0.22 Mn- 0.08 Si- 0.01 Cu است. ریزساختار ریختگی آلیاژ مورد استفاده شامل دندریت‌های α -Mg اولیه و نواحی بین دندریتی شامل ذرات γ - $Mg_{17}Al_{12}$ تفکیک شده یا جزئی تفکیک شده احاطه شده با فاز α -Mg یوتکتیک است. آلیاژ ریختگی تحت عملیات حرارتی چند مرحله‌ای، شامل حرارت دادن در دمای 370°C درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت و به دنبال آن گرم کردن تا دمای 415°C درجه سانتی‌گراد و نگهداری در این دما به مدت ۱۲ ساعت، قرار گرفت تا ساختار ریختگی همگن‌تری ایجاد شود و بتوان با تقریب قابل قبولی، ساختار اولیه یکسانی در نواحی مختلف متصور شد. جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای روی ورق‌هایی به ضخامت 10 میلی‌متر انجام شد. برای این منظور از ابزاری از جنس فولاد ابزار H-13 با قطر شانه 15 میلی‌متر و پین به قطر 5 میلی‌متر و ارتفاع 3 میلی‌متر استفاده شد. به‌منظور بررسی تأثیر سرعت چرخشی ابزار بر مشخصه‌های ریزساختاری از دو سرعت چرخشی با اختلاف زیاد (1000 و 2500 دور بر دقیقه) استفاده شد تا تأثیر پارامتر سرعت چرخش ابزار به‌طور عمیق مشخص باشد. در هر دو نمونه فرایند جوشکاری در زمان ماند 1 ثانیه و عمق فروروی 0.2 میلی‌متر انجام شد. قبل از انجام فرایند جوشکاری، به‌منظور حذف لایه اکسیدی سطح و آلودگی‌های سطحی، سطح نمونه‌ها با برس سیمی تمیز شد و سپس با استون شستشو انجام شد. نمونه‌های

جوشکاری شده به کمک سنباده‌های SiC تا شماره 4500 آماده‌سازی شدند و پس از آن به کمک محلول ذرات الماس با اندازه 1 میکرومتر پولیش شدند. نمونه‌ها بلافاصله پس از پولیش به مدت 5 تا 10 ثانیه در محلول حاوی $4/2$ گرم پیکریک اسید، 10 میلی‌لیتر استیک اسید، 70 میلی‌لیتر اتانول و 10 میلی‌لیتر آب مقطر اچ شدند. به‌منظور حذف مواد خورنده از داخل ریزترک‌های سطحی و جلوگیری از سوختگی ماده در اطراف ترک‌ها، نمونه‌ها پس از فرایند اچ در حمام اولتراسونیک سرد در فرکانس 100 هرتز به مدت زمان 3 دقیقه تمیزکاری شدند. به‌منظور بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ‌های نوری (Olympus GX51، مجهز به دوربین دیجیتال) و الکترونی روبشی (مدل Mira3XMU، مجهز به طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

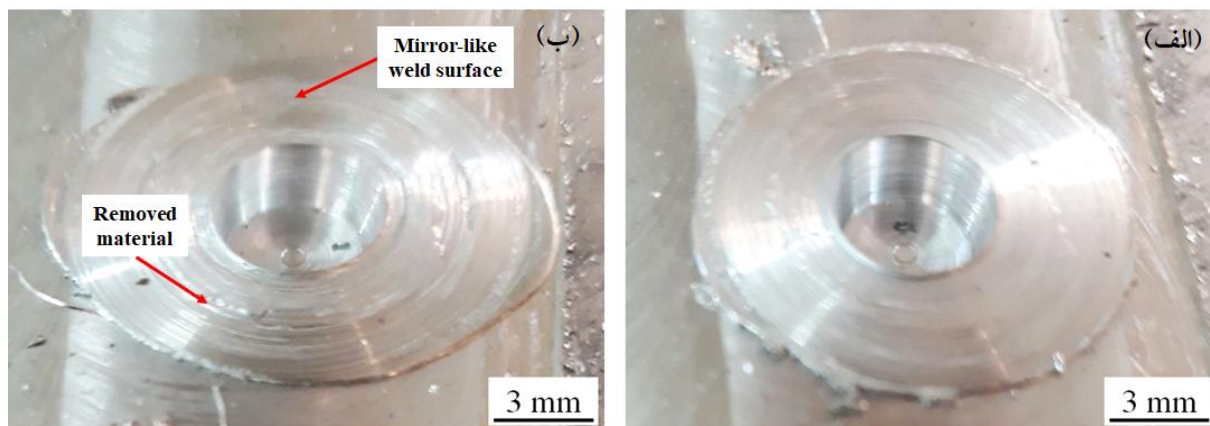
شکل (۱-الف) ریزساختار آلیاژ AZ91 را بعد از عملیات حرارتی همگن‌سازی نشان می‌دهد. اندازه دانه فلز پایه از 45 تا 230 میکرومتر متغیر و میانگین اندازه دانه حدود 140 میکرومتر است. ریزساختار شامل فاز α -Mg اولیه و یوتکتیک α/γ بین دندریتی است که شامل ذرات یوتکتیک γ تفکیک شده (شکل ۱-ب) و جزئی تفکیک شده (شکل ۱-ج) است. به علاوه رسوبات ناپیوسته فاز γ در ریزساختار مشاهده می‌شود. یوتکتیک γ تفکیک شده حین ریخته‌گری از مذاب ایجاد می‌شود و رسوبات γ ناپیوسته به‌صورت رسوب‌گذاری از فاز



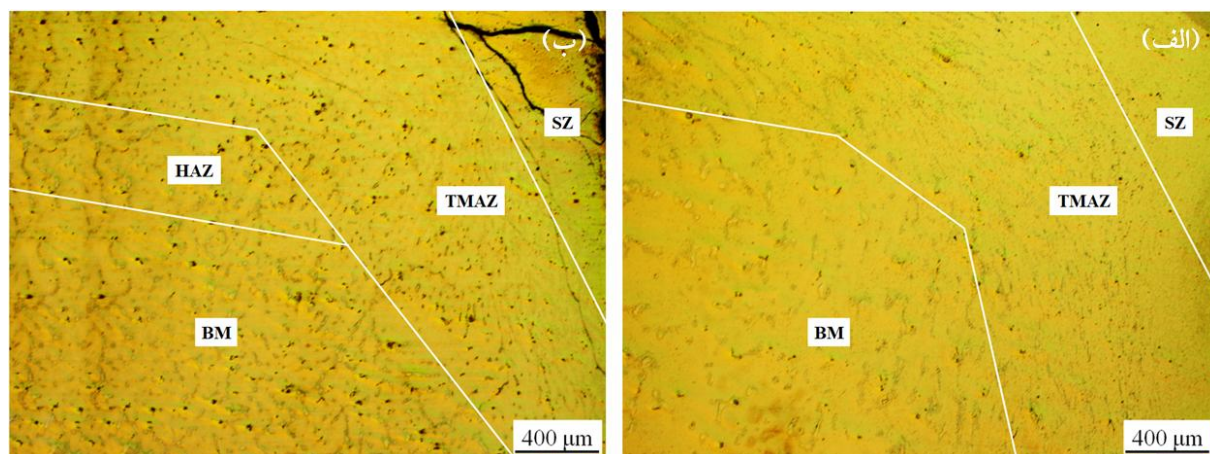
شکل ۲- آزمون طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس جهت ارزیابی ترکیب شیمیایی فازهای موجود در ریزساختار آلیاژ AZ91.

با حرارت ورودی مناسب را نشان می‌دهد. وجود سطح آینه‌ای جوش در برخی نواحی، بیرون زدگی مذاب از زیر ابزار و کندگی ماده از سطح جوش می‌تواند نشان‌دهنده وقوع ذوب‌شدگی حین فرایند باشد [۲۱]، که هیچ‌کدام از این موارد در این نمونه مشاهده نمی‌شود. درحالی‌که برای نمونه جوشکاری شده با سرعت چرخشی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه (شکل ۳-ب)، وقوع ذوب‌شدگی قابل مشاهده است. سطح آینه‌ای جوش نشان‌دهنده آن است که حین فرایند در فصل مشترک بین ماده حذف شده توسط ابزار و ماده باقی‌مانده به‌عنوان جوش، یک لایه نازک مذاب تشکیل شده است. بیرون زدگی مذاب از

فوق اشباع α در نواحی بین دندریتی تشکیل می‌شود. مورفولوژی یونکتیک جزئی تفکیک شده با جزایر یونکتیک α -Mg در داخل ذرات γ قابل تشخیص است [۲۲]. نتایج آزمون طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس مربوط به فازهای مختلف موجود در ریزساختار در شکل (۲) نشان داده شده است. تصاویر سطح ظاهری جوش همزن اصطکاکی نقطه‌ای آلیاژ AZ91 در شکل (۳) نشان داده شده است. شکل (۳-الف) نشان‌دهنده سطح ظاهری جوش در سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بر دقیقه است. سطح ظاهری جوش از کیفیت مطلوبی برخوردار است و ظاهر جوش استفاده از پارامترهای جوشکاری



شکل ۳- سطح ظاهری نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت‌های چرخشی: الف) ۱۰۰۰ و ب) ۲۵۰۰ دور بر دقیقه.



شکل ۴- ریزساختار مربوط به نواحی مختلف جوش در سرعت‌های چرخشی: الف) ۱۰۰۰ و ب) ۲۵۰۰ دور بر دقیقه.

چرخشی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه (شکل ۴-ب)، گرمای ناشی از فرایند جوشکاری سبب انحلال جزئی رسوبات ناپیوسته ۷ در زمینه شده است. تصویر در بزرگ‌نمایی بالاتر از منطقه تحت تأثیر حرارت نمونه جوشکاری شده در سرعت چرخشی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه در شکل (۵) نشان داده شده است. انحلال جزئی رسوبات ناپیوسته ۷ به وضوح قابل مشاهده است. با افزایش سرعت چرخش ابزار، گرمای ورودی افزایش یافته و شرایط برای انحلال رسوبات فراهم شده است.

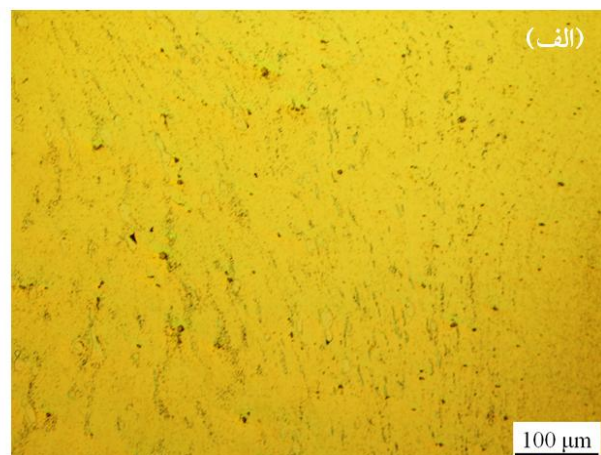
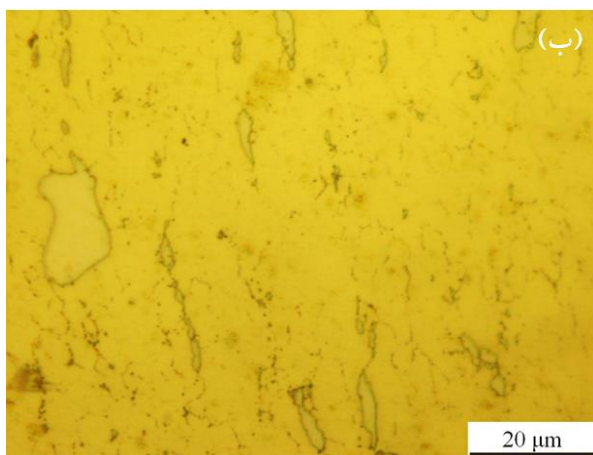
در مجاورت منطقه همزده شده، منطقه ترمومکانیکال^۳ قرار دارد که از نظر ظاهری شواهدی از سیلان ماده در این منطقه قابل مشاهده است. مقایسه شکل (۴-الف و ب) نشان می‌دهد عرض منطقه ترمومکانیکال در سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بر

زیر ابزار در حین فرایند می‌تواند بیانگر افزایش دمای قطعه و ورود آن به منطقه دو فازی باشد. با توجه به اینکه جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای به‌عنوان یک فرایند حالت جامد معرفی شده است، صرف مشاهدات سطح ظاهری جوش نمی‌توان در رابطه با وقوع ذوب‌شدگی اظهار نظر کرد و این موضوع مستلزم بررسی‌های دقیق‌تر ریزساختاری است.

شکل (۴) ریزساختار مربوط به نواحی مختلف نمونه‌های جوشکاری شده در سرعت‌های چرخشی ۱۰۰۰ و ۲۵۰۰ دور بر دقیقه را نشان می‌دهد. در سرعت ۱۰۰۰ دور بر دقیقه (شکل ۴-الف) به علت کم بودن میزان گرمای ورودی حین فرایند، شواهد ریزساختاری تحت تأثیر حرارت جوشکاری مشاهده نشد. درحالی که در نمونه جوشکاری شده در سرعت



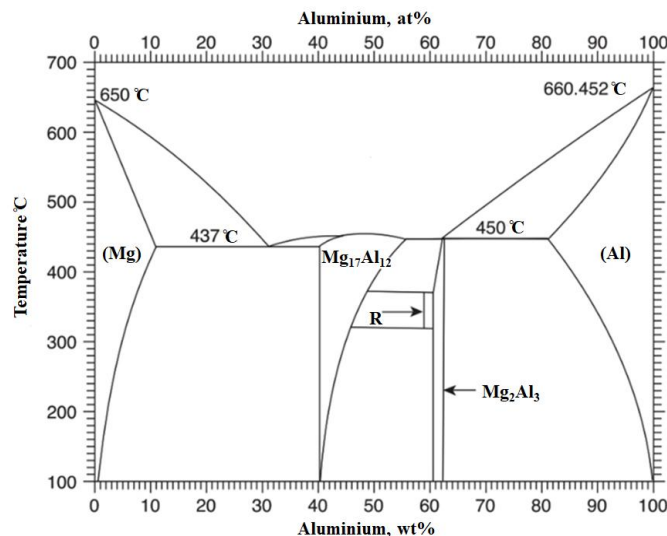
شکل ۵- ریزساختار مربوط به منطقه متأثر از حرارت نمونه جوشکاری شده در سرعت چرخشی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه نشان‌دهنده انحلال جزئی رسوبات ناپیوسته γ .



شکل ۶- الف) ریزساختار منطقه ترمومکانیکال نمونه جوشکاری شده در سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بر دقیقه، ب) تصویر در بزرگ‌نمایی بالا که نشان‌دهنده انحلال کامل رسوبات γ ناپیوسته، خردایش مکانیکی و انحلال رسوبات γ یوتکتیک.

حدود ۲ درصد وزنی است که این مقدار در دمای ۴۳۷ درجه سانتی‌گراد، به ۱۲/۷ درصد وزنی افزایش می‌یابد. براساس نمودار فازی Mg-Al، با افزایش دما قابلیت انحلال رسوبات γ در فاز α -Mg افزایش می‌یابد و دمای تقریبی انحلال رسوبات γ ، حدود ۳۷۰ درجه سانتی‌گراد است. در واقع افزایش دما در منطقه ترمومکانیکال، شرایط برای انحلال رسوبات γ ناپیوسته را فراهم می‌آورد. با در نظر داشتن این نکته که زمان مورد نیاز برای انحلال کامل رسوبات متناسب با توان دوم شعاع رسوب است [۲۵ و ۲۶]، انحلال کامل رسوبات ناپیوسته به اندازه ریز آن نسبت داده می‌شود. بر این اساس با رسیدن دما به دمای

دقیقه (۶۴۰ میکرومتر) نسبت به نمونه ۲۵۰۰ دور بر دقیقه (۵۲۰ میکرومتر) بیشتر است. علت این امر را می‌توان به کم بودن گرمای ورودی در سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و عدم ذوب‌شدگی و در نتیجه تنش سیلان بیشتر مواد مربوط دانست. تصویر در بزرگ‌نمایی بالاتر از منطقه ترمومکانیکال نمونه جوشکاری شده در سرعت چرخشی ۱۰۰۰ دور بر دقیقه، در شکل (۶- الف و ب) نشان داده شده است. با توجه به این تصاویر، در منطقه ترمومکانیکال اثری از رسوبات γ ناپیوسته مشاهده نمی‌شود. شکل (۷) نمودار فاز دوتایی Mg-Al را نشان می‌دهد [۱۷]. حد انحلال آلومینیوم در منیزیم در دمای اتاق



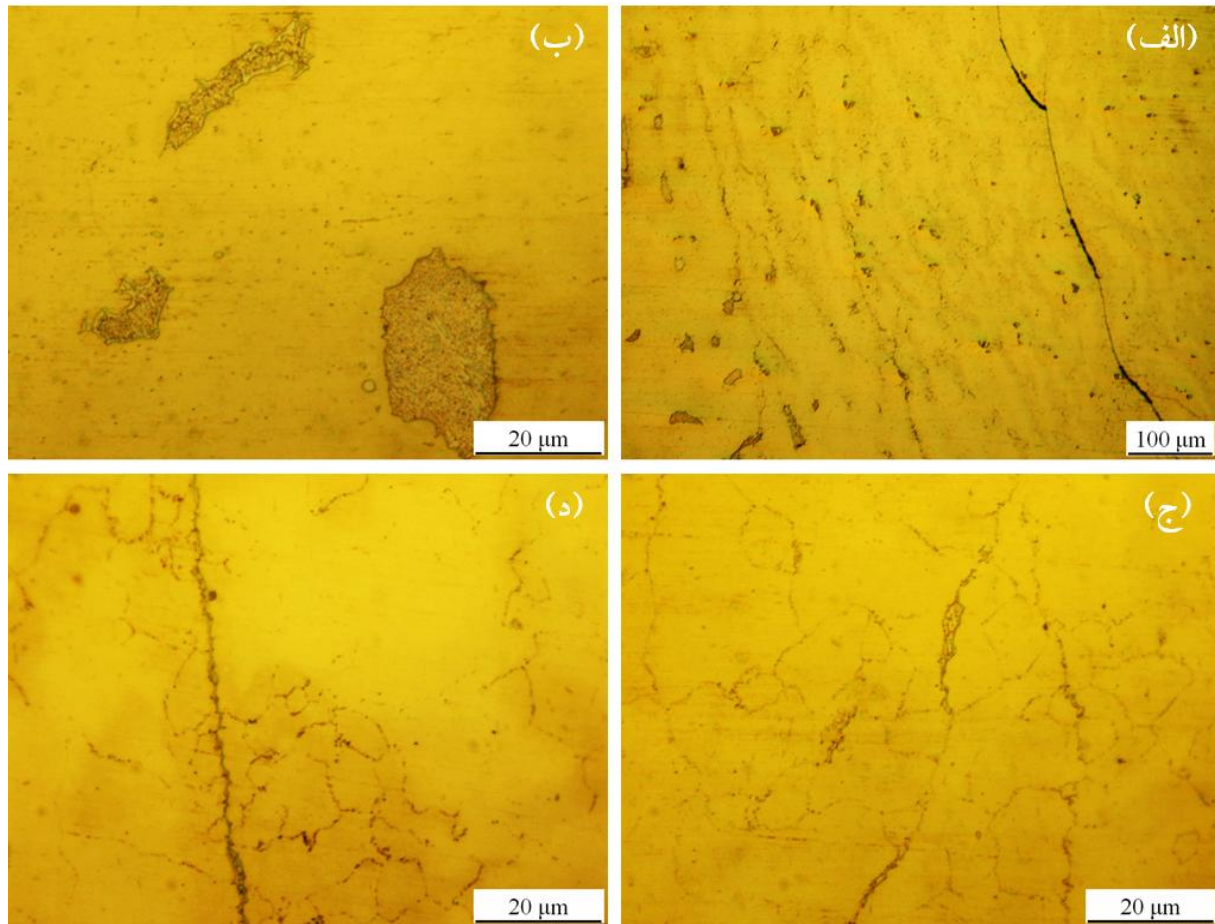
شکل ۷- نمودار فاز تعادلی Mg-Al [۱۷].

با توان دوم شعاع ذره است [۲۵ و ۲۶]. با افزایش گشتاور حاصل از چرخش ابزار به علت پایین بودن دما و در نتیجه بالا بودن تنش سیلان مواد، تنش لازم برای خردایش مکانیکی و شکستگی رسوبات γ یوتکتیک فراهم می‌شود [۲۷]. همچنین، به علت کاهش اندازه این ذرات، سرعت انحلال رسوبات افزایش می‌یابد. علاوه بر آن توزیع مجدد رسوبات بر اثر کرنش ناشی از چرخش ابزار به انحلال رسوبات کمک می‌کند [۲۸]. از طرف دیگر وقوع تبلور مجدد دینامیکی جزئی در نواحی نزدیک به منطقه همزده و ایجاد مرز دانه‌های جدید در اطراف رسوبات (شکل ۶- ب) شرایط را برای تشدید و تسهیل انحلال رسوبات γ یوتکتیک فراهم می‌آورد.

شکل (۸) ریزساختار مربوط به منطقه ترمومکانیکال نمونه جوشکاری شده در سرعت چرخشی ۲۵۰۰ دور بر دقیقه را نشان می‌دهد. افزایش دما حین فرایند، سبب انحلال کامل رسوبات ناپیوسته γ و انحلال جزئی γ یوتکتیک می‌شود. در این نمونه به علت بالاتر بودن سرعت چرخشی و در نتیجه افزایش سرعت گرمایش تا دمای یوتکتیک، زمان کافی برای انحلال رسوبات فراهم نیست. از طرف دیگر با افزایش سرعت چرخشی بیشینه دمای تجربه شده افزایش می‌یابد [۲۹]. ارتباط بین سرعت چرخش ابزار و میزان حرارت ورودی

یوتکتیک و عدم حضور رسوبات ناپیوسته، وقوع ذوب‌شدگی به رسوبات ناپیوسته مربوط نمی‌شود. علاوه بر آن شواهد ریزساختاری حاکی از کاهش قابل ملاحظه کسر حجمی رسوبات γ یوتکتیک است. طی عملیات حرارتی آنیل، γ یوتکتیک مقاومت زیادی در برابر انحلال نشان می‌دهد و انحلال کامل γ یوتکتیک نیازمند زمان همگن‌سازی بسیار طولانی است (به‌عنوان مثال ۱۶ تا ۲۴ ساعت در محدوده دمایی ۴۱۳ تا ۴۱۸ درجه سانتی‌گراد) [۲۴]. اما حین جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای به علت نرخ کرنش‌های بالا همراه با تغییر شکل پلاستیک شدید و ایجاد ساختار ریزدانه بر اثر وقوع تبلور مجدد دینامیکی جزئی، انحلال γ یوتکتیک رخ می‌دهد. در مجموع انحلال رسوبات با توجه به کاهش فاصله نفوذی و افزایش سرعت نفوذ قابل توجیه است [۲۷].

شکل (۶- الف) نشان می‌دهد با نزدیک شدن به منطقه همزده شده (حرکت به سمت راست) کسر حجمی γ یوتکتیک کاهش بیشتری داشته است. علت این امر را می‌توان به افزایش میزان کرنش با نزدیک شدن به پین ابزار نسبت داد. انحلال ذرات حین گرم شدن با اندازه ذرات در ارتباط است. بر اساس تئوری کلاسیک انحلال ذرات کنترل شونده با نفوذ، زمان مورد نیاز برای انحلال کامل ذرات حین فرایند آنیل هم‌دما متناسب



شکل ۸- ریزساختار مربوط به منطقه ترمومکانیکال نمونه جوشکاری شده در سرعت چرخشی 2500° دور بر دقیقه (الف)، نشان‌دهنده وقوع ذوب‌شدگی در ذرات γ یوتکتیک (ب)، نحوه انجماد مجدد مذاب تشکیل شده (ج) و حضور لایه مذاب پیوسته در امتداد مرز دانه (د).

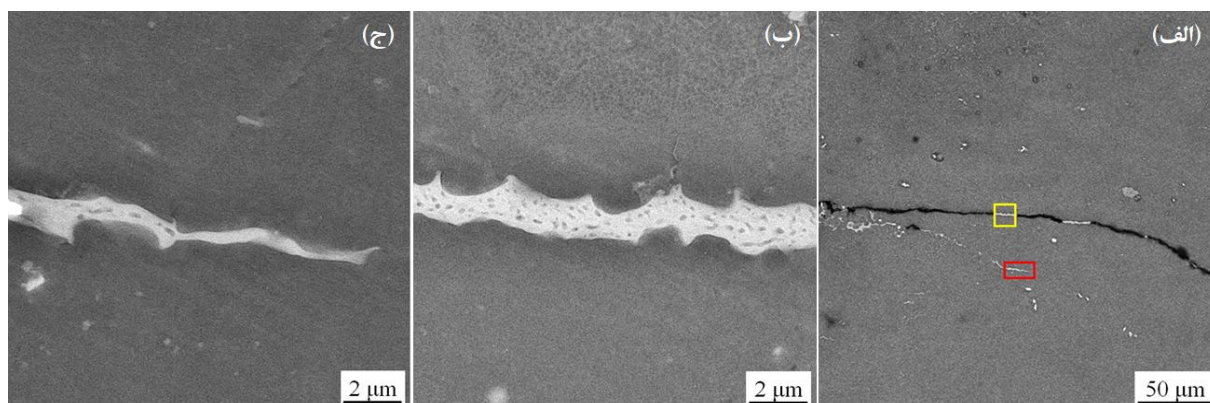
ترمومکانیکال مشاهده نمی‌شود [۱۶].

عدم انحلال کامل ذرات γ یوتکتیک و حضور این ذرات تا رسیدن دما به دمای یوتکتیک شرایط را برای وقوع ذوب‌شدگی فراهم می‌آورد. این منطقه که در آن ذوب جزئی رخ می‌دهد را می‌توان به‌عنوان منطقه جزئی ذوب شده (PMZ) در نظر گرفت. در شکل (۸- الف) شواهدی از ترک‌های ناپیوسته قابل مشاهده است. این ترک‌ها در امتداد جهت سیلان مواد در اطراف پین هستند که ناشی از ذوب‌شدگی بوده و در بخش‌های بعد به تفصیل مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد. تغییر مورفولوژی ریزساختار در منطقه داخل ذرات فاز γ یوتکتیک اولیه (شکل ۸- ب) نشان‌دهنده وقوع ذوب‌شدگی است که توسط محقیق دیگر نیز گزارش شده است [۲۲]. با حرکت به سمت ابزار و

در واحد سطح و در واحد زمان را می‌توان به‌صورت رابطه (۱) نشان داد [۳۰]:

$$q_0 = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P \omega R^3 \quad (1)$$

که در آن q_0 توان خالص (W)، μ ضریب اصطکاک، P فشار (Pa)، ω سرعت چرخشی ابزار (دور بر ثانیه) و R شعاع ابزار (متر) است. با توجه به رابطه (۱) با افزایش سرعت چرخشی ابزار، حرارت ورودی افزایش می‌یابد. با افزایش گرمای ورودی در سرعت چرخشی بالاتر و رسیدن دما به دمای یوتکتیک، ذوب‌شدگی اتفاق می‌افتد. با تشکیل لایه مذاب در اطراف ابزار، تنش سیلان مواد کم‌تر شده و بنابراین تنش لازم برای خردایش مکانیکی ذرات γ یوتکتیک فراهم نشده است. لذا شواهدی مبنی بر خردایش مکانیکی ذرات γ یوتکتیک در منطقه



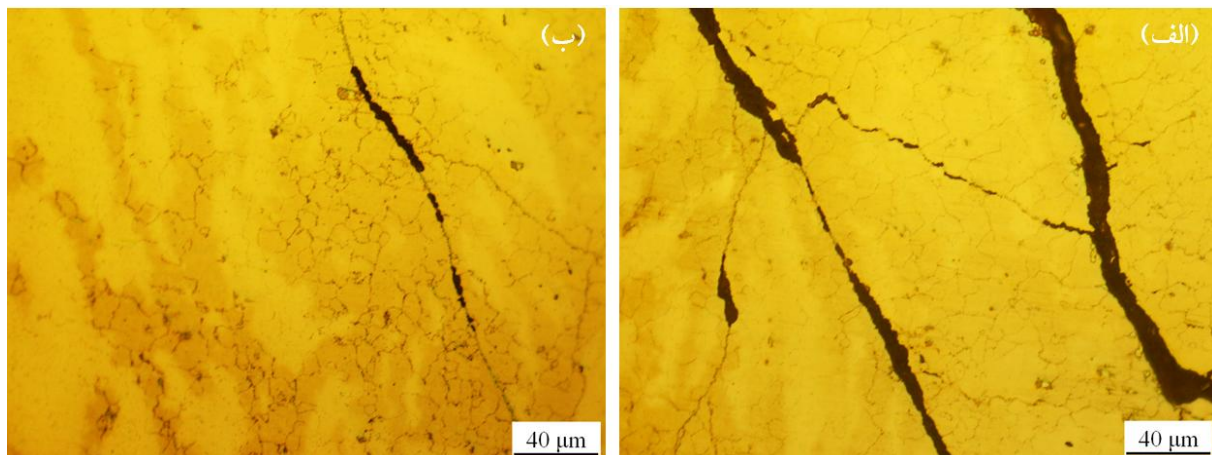
شکل ۹- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از وقوع ترکیدگی ذوب‌شدگی در امتداد مرزدانه، نواحی درون مستطیل زرد و قرمز با بزرگنمایی بیشتر به ترتیب در تصاویر (ب) و (ج) آورده شده است که نشان دهنده (ب) انجماد مجدد لایه مذاب موجود در مرزدانه ترک خورده و (ج) مرزدانه بدون ترکیدگی به صورت ساختار یوتکتیک تفکیک شده می‌باشد.

ترکیبی تبدیل به فصل مشترک سلولی می‌شود. همان‌طور که قبلاً تشریح شد پس از ذوب شدن کامل ذرات γ یوتکتیک با نزدیک شدن به ابزار به علت افزایش دما و کرنش، مذاب تشکیل شده مرز دانه‌ها را تر می‌کند. در صورت فراهم بودن شرایط دمایی و زمانی فرصت کافی برای نفوذ عنصر آلومینیوم از مذاب به زمینه اطراف وجود دارد که سبب افزایش غلظت آلومینیوم در زمینه اطراف و در نتیجه کاهش نقطه ذوب این نواحی می‌شود. نتیجه این پدیده ذوب شدن زمینه اطراف و تشدید ذوب‌شدگی است. در فواصل بسیار نزدیک به ابزار به دلیل دمای بالاتر و زمان ماند بیشتر در دمای بالا و از طرف دیگر وجود مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته، شرایط برای تسریع و تسهیل نفوذ آلومینیوم به زمینه اطراف وجود دارد. به طوری که منجر به انحلال زمینه اطراف و افزایش ضخامت لایه مذاب مرز دانه می‌شود. دلیل دیگر برای تشدید ذوب‌شدگی فاز α زمینه اطراف و ذوب‌شدگی حجیم می‌تواند افزایش دما به بالاتر از دمای یوتکتیک و ورود به منطقه دو فازی باشد که سبب حساسیت به ترکیدگی می‌شود. علاوه بر آن در رابطه با ضخامت مذاب موجود در مرز دانه می‌توان به دانه‌بندی درشت فلز پایه اشاره کرد که سبب کاهش مساحت مرز دانه و در نتیجه افزایش ضخامت لایه مذاب می‌شود. افزایش ضخامت لایه مذاب در مرز دانه، در صورت فراهم

افزایش دما، ذوب‌شدگی کل ذره γ یوتکتیک را فرا می‌گیرد و طی فرایند انجماد مجدد مذاب تشکیل شده، یک ساختار یوتکتیکی کاملاً یکنواخت و لایه‌ای، کل ذرات فاز γ یوتکتیک اولیه را دربر می‌گیرد.

در صورتی که مذاب تشکیل شده از سیالیت مناسب برخوردار باشد می‌تواند به شکل یک لایه نازک پیوسته در امتداد مرز دانه‌ها قرار گیرد. همان‌طور که در شکل (۸- ج و د) قابل ملاحظه است، با نزدیک تر شدن به منطقه همزده شده و افزایش دما و میزان کرنش، مذاب ناشی از ذوب‌شدگی ذرات γ یوتکتیک مناطق بیشتری را در بر می‌گیرد و توزیع یکنواخت تری از مذاب در امتداد مرز دانه‌ها ایجاد می‌شود. در واقع با نزدیک تر شدن به منطقه همزده شده، شرایط برای تشدید ذوب‌شدگی و ترکندگی مرز دانه‌ها فراهم است.

شکل ۹- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مربوط به ترکیدگی ناشی از ذوب‌شدگی را نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل (۹- ب و ج) مشاهده می‌شود، در مناطقی که مذاب مرزدانه را تر می‌کند و یک لایه از مذاب مرزدانه را دربر می‌گیرد، ساختار انجماد مجدد به صورت ساختار یوتکتیک تفکیک شده جزئی است. همان‌گونه که در شکل (۸- ب) ملاحظه می‌شود، حالت انجماد در ابتدا به صورت صفحه‌ای بوده که بر اثر پس‌زده شدن عنصر آلیاژی و ایجاد تحت انجماد



شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپی نوری از الف) ترکیدگی ذوب شدگی در منطقه ترمومکانیکال و ب) تشدید ترکیدگی با حرکت به سمت منطقه همزده شده.

توجه به ضخامت و طول ترک‌ها در شکل (۱۰-ب) قابل توجه است. علاوه بر آن حضور ترک‌های زیگ زاگ در امتداد مرز دانه‌ها (شکل ۱۰-ب)، نشان‌دهنده وقوع ترکیدگی ذوب‌شدگی در منطقه همزده شده در امتداد مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته است. در جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای بر اثر توسعه یافتن منطقه همزده شده حین انجام فرایند، مذاب تشکیل شده در منطقه ترمومکانیکال در منطقه همزده شده قرار می‌گیرد و می‌تواند در امتداد مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته جدید توزیع شود [۱۷]. چنانچه ضخامت لایه مذاب در حدی باشد که مرز دانه حاوی مذاب توانایی تحمل گشتاور حاصل از چرخش ابزار را نداشته باشد، ترکیدگی رخ می‌دهد.

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر برای اولین بار ترتیب و توالی تحولات ریزساختاری و مطالعه ذوب‌شدگی آلیاژ AZ91 تحت جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای به‌طور دقیق مورد بررسی قرار گرفت. اهم نتایج حاصل را می‌توان به‌صورت زیر عنوان کرد؛
 ۱- سرعت چرخشی ابزار تأثیر قابل توجهی بر رفتار ذوب‌شدگی آلیاژ AZ91 دارد، به‌طوری که در سرعت چرخشی پایین با وجود ذرات فاز γ یوتکتیک در زمینه، هیچ‌گونه ذوب‌شدگی اتفاق نمی‌افتد.

بودن عامل مکانیکی که همان گشتاور ناشی از چرخش ابزار است، به علت کاهش استحکام مرز دانه می‌تواند سبب تشدید حساسیت به ترکیدگی شود که در ادامه مورد بحث و بررسی قرار می‌گیرد.

شکل (۱۰-الف و ب) ترکیدگی ذوب‌شدگی در قسمت انتهایی منطقه ترمومکانیکال و ورود این ترک‌ها به منطقه همزده شده را نشان می‌دهد. در شکل (۱۰-الف) یک لایه مذاب به‌صورت پیوسته در امتداد مرز دانه قرار گرفته است. در قسمتی از این مرز که ضخامت لایه مذاب نسبت به سایر نواحی بیشتر بوده است، به علت تضعیف استحکام مرز دانه، ترکیدگی ذوب‌شدگی اتفاق افتاده است. علت تفاوت در ضخامت لایه مذاب می‌تواند مرتبط با عدم یکنواختی ذوب‌شدگی در مرز دانه باشد. در شکل (۱۰-ب) که در فاصله بسیار نزدیک به ابزار قرار گرفته است، دو پدیده جالب توجه است. اول، ایجاد ترک‌هایی با عرض و طول بیشتر در مقایسه با شکل (۱۰-الف) و دیگری، وقوع ترکیدگی در لایه مذاب نازک در امتداد مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته. همان‌طور که عنوان شد دمای بالاتر سبب انحلال زمینه اطراف در مذاب و در نتیجه تشدید ذوب‌شدگی می‌شود. به علت تنش و کرنش‌های خیلی بالاتر حاصل از گشتاور ناشی از چرخش ابزار، حساسیت به ترکیدگی در نواحی مجاور منطقه همزده شده بیشتر است. این موضوع با

جایگزین رسوبات γ یوتکتیک شده است.

۵- با فراهم بودن شرایط دمایی و زمانی و نفوذ مذاب به مرز دانه، استحکام مرز کاهش می‌یابد و تنش‌های گذرای جوشکاری و گشتاور ناشی از چرخش ابزار منجر به ترکیب‌دگی ذوب‌شدگی می‌شود.

تشکر و قدردانی

بدینوسیله نویسندگان مراتب تشکر و قدردانی خود را از دانشگاه حکیم سبزواری به دلیل حمایت‌های انجام شده، اعلام می‌کنند.

۲- در سرعت چرخشی پایین، خردایش مکانیکی شدید رسوبات و توزیع مجدد آنها به واسطه کاهش فاصله نفوذی و افزایش سرعت نفوذ، منجر به انحلال قابل توجه و کاهش کسر حجمی رسوبات می‌شود.

۳- در سرعت چرخشی بالا، سرعت گرمایش سریع و بیشینه دمای تجربه شده بالاتر، سبب حضور و باقی ماندن رسوبات در دمای یوتکتیک و وقوع ذوب‌شدگی می‌شود.

۴- ساختار انجماد مجدد مذاب تشکیل شده در موقعیت رسوبات γ یوتکتیک، به شکل یوتکتیک معمولی است که

واژه‌نامه

1. friction stir spot welding (FSSW)
2. stir Zone (SZ)
3. thermo-mechanically affected zone (TMAZ)
4. energy-dispersive spectroscopy (EDS)
5. partially melted zone (PMZ)

مراجع

1. Easton, M., Beer, A., and Barnett, M., "Magnesium Alloy Applications in Automotive Structures", *JOM*, Vol. 60, pp. 57-76, 2008.
2. Reed-Hill, R.E., and Robertson, W.D., "Deformation of Magnesium Single Crystals by Nonbasal Slip", *JOM*, Vol. 9, pp. 496-502, 1957.
3. Kou, S., *Welding Metallurgy*, 2nd ed., pp. 223, John Wiley & Sons, Inc., New Jersey, 2003.
4. Murray, J. L., "The Al-Mg (Aluminum-Magnesium) System", *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Vol. 3, pp. 60-74, 1982.
5. Pepe, J., and Savage, W., "The Weld Heat-Affected Zone of the 18 Ni Maraging Steels", *Welding Journal*, Vol. 49, pp. 71-83, 1970.
6. Zhou, W., Aprilia, A., and Mark, C.K., "Mechanisms of Cracking in Laser Welding of Magnesium Alloy AZ91D", *Metals*, Vol. 11, pp. 1127-1135, 2021.
7. Kou, S., "Predicting Susceptibility to Solidification Cracking and Liquefaction Cracking by CALPHAD", *Metals*, Vol. 11, pp. 1442-1449, 2021.
8. Yuan, T., Yu, Z., Wang, X., and Chen, S., "Effect of Intermetallics on Susceptibility of Mg Alloy Welds to Liquefaction Cracking", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 25, pp. 496-502, 2020.
9. Pouranvari, M., Sharahi, H.J., and Movahedi, M., "Effect of Liquefaction on The Tensile Properties of Cast Mg-9Al-1Zn Alloy Fusion Welds", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 25, pp. 698-705, 2020.
10. Yuan, T., Chai, X., Luo, Z., and Kou, S., "Predicting Susceptibility of Magnesium Alloys to Weld-Edge Cracking", *Acta Materialia*, Vol. 90, pp. 242-251, 2015.
11. Wagner, D.C., Chai, X., Tang, X., and Kou, S., "Liquefaction Cracking in Arc and Friction-Stir Welding of Mg-Zn Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 46, pp. 315-324, 2015.
12. Huang, C., and Kou, S., "Partially Melted Zone in Aluminum Welds-Liquefaction Mechanism and Directional Solidification", *Welding Journal*, Vol. 113, pp. 79-86, 2000.
13. Ojo, O.A., Richards, N.L., and Chaturvedi, M.C., "Microstructural Study of Weld Fusion Zone of TIG Welded IN 738LC Nickel-Based Superalloy", *Scripta Materialia*, Vol. 51, pp. 683-688, 2004.
14. Ojo, O.A., Richards, N.L., and Chaturvedi, M.C., "Contribution of Constitutional Liquefaction of Gamma Prime Precipitate to Weld HAZ Cracking of Cast Inconel 738 Superalloy", *Scripta Materialia*, Vol. 50, pp. 641-646, 2004.
15. Horie, S., Shinozaki, K., Yamamoto, M., North, T.H., and Gerlich, A., "Effect of Microstructure on Liquefaction Cracking During AZ91 Friction Stir Spot Welding", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 15, pp. 671-675, 2010.
16. Robson, J.D., Cui, S., and Chen, Z.W., "Incipient Melting During Friction Stir Processing of AZ91 Magnesium Castings", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 7299-7304, 2010.

17. Yamamoto, M., Gerlich, A., North, T.H., and Shinozaki, K., "Mechanism of Cracking in AZ91 Friction Stir Spot Welds", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 12, pp. 208-216, 2007.
18. Yamamoto, M., Gerlich, A., North, T.H., and Shinozaki, K., "Cracking in The Stir Zones of Mg-Alloy Friction Stir Spot Welds", *Journal of Materials Science*, Vol. 42, pp. 7657-7666, 2007.
19. Yamamoto, M., Gerlich, A., North, T.H., and Shinozaki, K., "Cracking and Local Melting in Mg-Alloy and Al-Alloy During Friction Stir Spot Welding", *Welding in the World*, Vol. 52, pp. 38-46, 2008.
20. Yamamoto, M., Su, P., Gerlich, A., and North, T., "Eutectic Segregation and Cracking in AZ91 Friction Stir Spot Welds", *SAE Technical Paper*, Vol. 7, pp. 184-191, 2007.
21. Yang, Y., Dong, H., Cao, H., Chang, Y., and Kou, S., "Liquation of Mg Alloys in Friction Stir Spot Welding", *Welding Journal*, Vol. 87, pp. 167-174, 2008.
22. Zhu, T., Chen, Z.W., and Gao, W., "Incipient Melting in Partially Melted Zone During Arc Welding of AZ91D Magnesium Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 416, pp. 246-252, 2006.
23. Zhu, T., Chen, Z.W., and Gao, W., "Microstructure Formation in Partially Melted Zone During Gas Tungsten Arc Welding of AZ91 Mg Cast Alloy", *Materials Characterization*, Vol. 59, pp. 1550-1558, 2008.
24. Mohammadi, J., Ghoreishi, M., Behnamian, Y., An Investigation into the Dissolution Characteristics of γ Precipitates in Mg-3Al-Zn Alloy, *Materials Research*, Vol.17, pp.996-1002, 2014.
25. Mousavizade, S.M., Ghaini, F.M., Torkamany, M.J., Sabbaghzadeh, J., and Abdollah-zadeh, A., "Effect of Severe Plastic Deformation on Grain Boundary Liquation of a Nickel-Base Superalloy", *Scripta Materialia*, Vol. 60, pp. 244-247, 2009.
26. Ojo, O.A., and Chaturvedi, M.C., "Liquation Microfissuring in The Weld Heat-Affected Zone of an Overaged Precipitation-Hardened Nickel-Base Superalloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38, pp. 356-369, 2007.
27. Rathod, S., Sharma D., Dani M., Rank P., and Savaliya, N., "Effect of Friction Stir Processing on AZ91 Mg-alloy: A Review", *Jurnal Kejuruteraan*, Vol. 33(4), pp. 793-800, 2021.
28. Ma, Z.Y., Pilchak, A.L., Juhas, M.C., and Williams, J.C., "Microstructural refinement and property enhancement of cast light alloys via friction stir processing", *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp. 361-366, 2008.
29. Gerlich, A., Yamamoto, M., and North, T.H., "Strain Rates and Grain Growth in Al 5754 and Al 6061 Friction Stir Spot Welds", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 38, pp. 1291-1302, 2007.
30. Frigaad, O., Grong, O., and Midling, O.T., "A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32, pp. 1189-1200, 2001.

EFFECT OF TOOL ROTATION RATE IN FRICTION STIR SPOT WELDING ON LIQUATION CRACKING OF AZ91 ALLOY

F. Harati¹, S. M. Mousavizadeh² and M. A. Jabbareh^{1*}

¹ Department of Materials and Polymer Engineering, Faculty of Engineering, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran

² Department of Materials Science and Engineering, University of Gonabad, Gonabad, Iran

(Received: 28 February 2022; Accepted: 4 September 2022)

ABSTRACT

Cast AZ91 alloy is one of the most used magnesium alloys, which is sensitive to liquation in the fusion weld method, and friction stir spot welding due to low eutectic temperature and the presence of the intermetallic compound in eutectic temperature. In this research, the liquation behavior of AZ91 alloy during friction stir spot welding was investigated. The process was carried out at two rotation speeds of 1000 and 2500 rpm and a dwell time of 1 second on the plate of AZ91 with a 10 mm thickness. Microstructural characterization was carried out using optical and scanning electron microscopes. The results showed that at low rotation speed (1000 rpm), mechanical grinding redistribution and dissolution of γ -Mg₁₇Al₁₂ precipitates occurred. While at high rotation speed (2500 rpm), the predominant phenomenon was liquation. In this condition, the liquation initiated around the γ phase, and then the liquid re-solidified, leading to the typical eutectic structure instead of initial γ precipitates. Moreover, the liquation intensified by approaching the stirred zone. Also, the presence of liquid film along grain boundaries resulted in decreased grain boundary strength and liquation cracking.

Keywords: Friction stir spot welding, Liquation, Re-solidification, Liquation cracking.

1. INTRODUCTION

Magnesium alloys with significant properties such as low density and high specific strength are valuable candidates for conventional engineering materials in the transportation industry [1]. AZ91 alloy contains the intermetallic compound of the γ -Mg₁₇Al₁₂ particles, which increases the strength of the AZ91 alloy [2]. These particles that remained at the eutectic temperature caused liquation upon heating by the eutectic reaction. Liquation and liquation cracking have been reported during fusion [3-5] and solid-state welding of AZ91 alloy [6-8]. Robson et al. [7] studied the refinement and dissolution of γ phase particles in the stir zone attributed to the liquation due to the low eutectic melting temperature of AZ91. Yuan et al. [5] reported that the dissolution of γ particles reduced the susceptibility to liquation cracking. Yamamoto et al. [8] proposed that the liquation penetration induced (LPI) cracking in friction stir spot welding (FSSW) of

AZ91 alloy caused by (i) melted eutectic film formation, (ii) envelopment of melted eutectic films, (iii) penetration of primary α -Mg grain boundaries in the stir zone, and (iv) crack propagation when torque is exerted by the rotating tool.

In the present study, the effect of tool rotation rate in friction stir spot welding on the sequence of phase transformation, and liquation behavior of AZ91 was investigated. For this purpose, the microstructural changes, initiation of liquation, re-solidification of liquid, the thickness of liquid along grain boundaries, and occurrence of liquation cracking by attention to the liquid situation along grain boundaries were investigated.

2. MATERIALS AND METHODS

Partially homogenized AZ91 alloy plates with a thickness of 10 mm were friction stir spot welded using rotational tool speeds of 1000 and 2500 rpm, dwell time of 1 second, and plunge depth

*: m.jabbareh@hsu.ac.ir

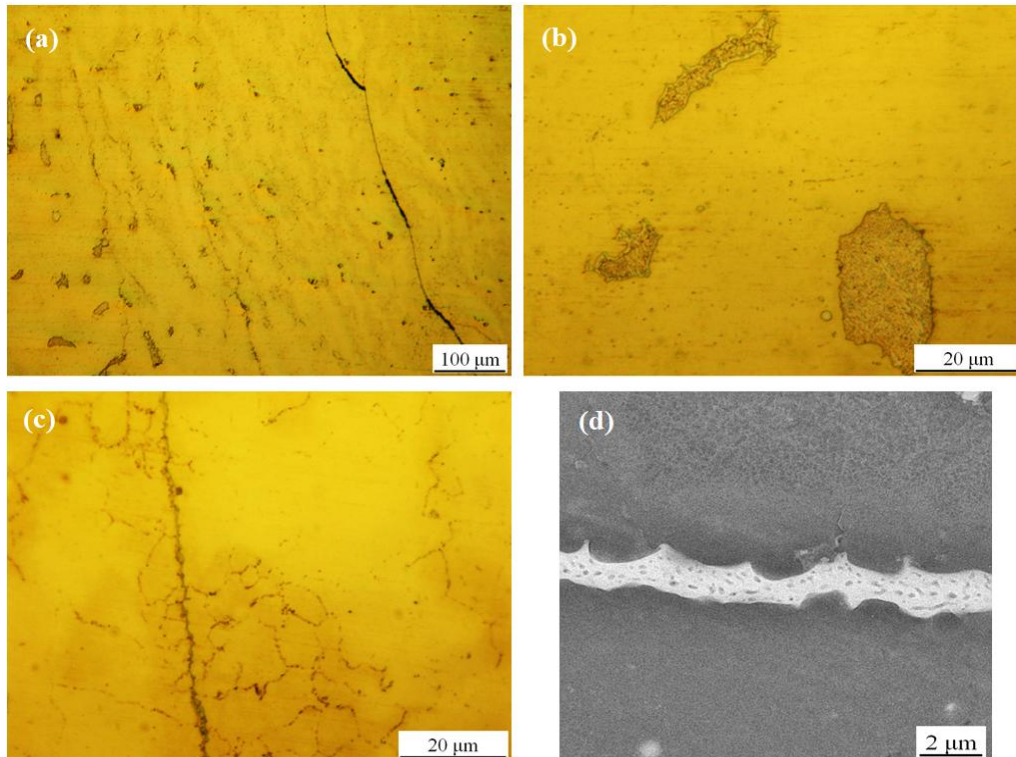


Fig. 1. The optical microscopic images of the thermomechanically affected zone in the rotational tool speed of 2500 rpm (a), the liquation of the γ -eutectic particles (b), continuous liquid film along grain boundaries (c), and re-solidification of liquid film along grain boundaries (d).

of 0.2 mm. The shoulder diameter was 16 mm, and the pin was 5 mm in diameter and 3 mm in height. The microstructural studies were conducted by a GX51 optical microscope and scanning electron microscope.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The AZ91 alloy in partially solutionized condition consists of primary α -Mg dendrites and interdendritic regions via α/γ eutectic and discontinuous γ particles. The friction stir spot welding process with the rotational tool speed of 1000 rpm provides high temperature and severe plastic deformation for the dissolution of discontinuous γ particles and mechanical grinding and partial dissolution of γ -eutectic particles in the thermo-mechanically affected zone. While the course γ -eutectic particles did not dissolve entirely at rotational tool speed of 2500 rpm due to higher heating rate and lower flow stress (Fig. 1a). In the equilibrium condition, the complete dissolution of γ phases happened above solvus temperature. However, the time for the dissolution process was limited under non-equilibrium situations during friction stir spot welding. The dissolution rate of γ

precipitates during heating was proportional to the size of the precipitates. Thus, the complete dissolution of discontinuous γ particles compared to γ -eutectic particles was related to their finer size. In this condition, by reaching the eutectic temperature, the un-dissolved γ particles experienced the eutectic reaction (Fig. 1b). Towards the tool pin, sufficient temperature and time resulted in the liquid encompassing for all of the γ -eutectic particles. This liquid was re-solidified as a uniform eutectic in place of initial γ -eutectic particles.

By approaching the stirred zone, a higher temperature and strain rate provided appropriate conditions for the eutectic liquid to stretch along the grain boundaries in the direction of material flow around the tool pin (Fig. 1c and 1d).

The presence of liquid along grain boundaries weakened the bonding between grains. In this condition, cracking occurred along grain boundaries under the tool torque during the process and tool withdrawal after dwell time. As can be seen in Fig. 2a and 2b, the thickness of liquid film along grain boundaries increased by approaching the tool pin, and susceptibility to

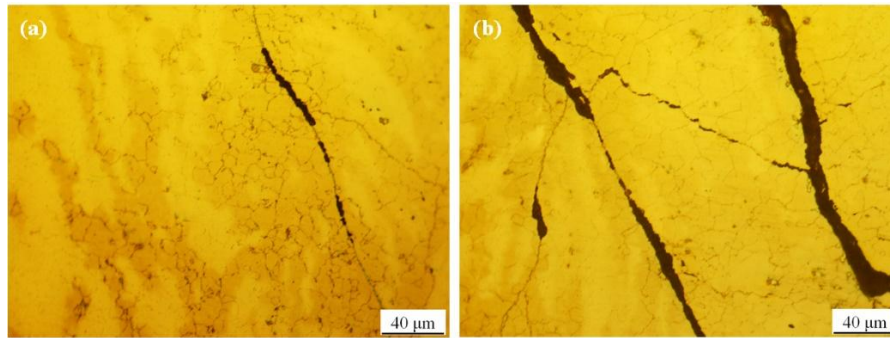


Fig. 2. The optical microscopic images of (a) liquation cracking in the thermomechanically affected zone and (b) Intensified liquation cracking towards the stirred zone.

liquation cracking intensified due to the decreasing stress required for cracking. Also, more solidification time resulted in the presence of liquid film while stressing development. High temperature and severe plastic deformation near the tool pin resulted in new recrystallized grains. As seen in Fig. 1a and 1b, new recrystallized grains only occurred in the inter-dendritic regions. This could be attributed to the more strain and strain rate in the inter-dendritic area compared to primary α -Mg due to the presence of precipitates.

4. CONCLUSION

1. In low tool rotational speed, mechanical grinding of the γ -eutectic particles, redistribution, and dissolution of precipitates occurred.
2. The liquation reaction occurred in the eutectic temperature by the presence of the γ -eutectic particles. The eutectic liquid resolidified as a normal eutectic instead of the γ -eutectic particles.

ACKNOWLEDGEMENT

The authors hereby express their gratitude to Hakim Sabzevari University for its support.

CONFLICT OF INTERESTS

The authors declare that they have no conflict of interest.

REFERENCES

1. Easton, M., Beer, A., and Barnett, M., "Magnesium alloy applications in automotive structures", *JOM*, Vol. 60, pp. 57-76, 2008.
2. Fujisawa, S., and Yonezu, A., "Mechanical property of microstructure in die-cast magnesium alloy evaluated by indentation testing at elevated temperature", *Recent Advances in Structural Integrity Analysis- Proceedings of the International Congress (APCF/SIF)*, Oxford: Woodhead Publishing, pp. 422-426, 2014.
3. Chai, X., Yuan, T., and Kou, S., "Liquation and liquation cracking in partially melted zones of magnesium welds", *Welding Journal*, Vol. 95, pp. 57-64, 2016.
4. Pouranvari, M., "Critical review on fusion welding of magnesium alloys: metallurgical challenges and opportunities", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 26, pp. 559-580, 2021.
5. Yuan, T., Yu, Z., Wang, X., and Chen, S., "Effect of intermetallics on susceptibility of Mg alloy welds to liquation cracking", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 25, pp. 496-502, 2020.
6. Horie, S., Shinozaki, K., Yamamoto, M., North, T.H., and Gerlich, A., "Effect of microstructure on liquation cracking during AZ91 friction stir spot welding", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 15, pp. 671-675, 2010.
7. Robson, J.D., Cui, S., and Chen, Z.W., "Incipient melting during friction stir processing of AZ91 magnesium castings", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 7299-7304, 2010.
8. Yamamoto, M., Gerlich, A., North, T.H., and Shinozaki, K., "Mechanism of cracking in AZ91 friction stir spot welds", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 12, pp. 208-216, 2007.