E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 8, Number 2, 2023

Liquation and re-solidification in thermo-mechanically affected zone during friction stir spot welding of AZ91 alloy substrate

F. Harati[1], M. A. Jabbareh[1], S. M. Mousavizadeh[2*]

1- Department of Materials Engineering, Hakim Sabzevari University, Sabzevar, Iran.
2- Department of Materials Engineering, University of Gonabad, Gonabad, Iran.

Received 12 November 2022 ; Accepted 11 January 2023

Abstract

The present research aims to study the liquation and re-solidification of liquid during friction stir spot welding of AZ91 alloy. Although friction stir spot welding is a solid-state process, the presence of $Mg_{17}Al_{12}$ intermetallic compounds results in liquation during the welding process. In this study, friction stir spot welding was performed with a tool rotational speed of 2500 rev/min and a tool dwell time of 5 seconds. The microstructural assessment was carried out by optical and scanning electron microscopes. The results showed that initiation of liquation from the inner and outer edge of the eutectic precipitates occurred based on the melting of residual eutectic. Moving toward stirred zone, a liquid film formed along the grain boundaries. The liquid re-solidified as a composite structure of α-Mg/, which α-Mg phase dispersed in γ-$Mg_{17}Al_{12}$ matrix. Also, the results showed that eutectic morphology resulting from re-solidification is related to the cooling rate. Eutectic morphology changed from granular to fibrous by increasing the cooling rate. Also, the liquid film along the grain boundaries re-solidified as a divorced eutectic.

Keywords: Friction stir spot welding; Liquation; Re-solidification; Microstructure.

Corresponding Author: sm.mosavizade@gonabad.ac.ir

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هشتم، شماره2، پاییز و زمستان 1401

ذوب جزیی و انجماد مجدد در منطقه ترمومکانیکی حین جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای آلیاژ AZ91

فرهاد هراتی[1]، محمدامین جباره[1]، سیدمصطفی موسوی‌زاده[2*]

1- دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد و پلیمر، دانشگاه حکیم سبزواری.

2- دانشکده فنی و مهندسی، گروه مهندسی مواد، مجتمع آموزش عالی گناباد.

دریافت مقاله: 1401/08/21 ؛ پذیرش مقاله: 1401/10/21

چکیده

هدف از تحقیق حاضر مطالعه رفتار ذوب‌شدگی و انجماد مجدد مذاب، حین جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای آلیاژ AZ91 است. با وجود آن که جوشکاری همزن اصطکاکی به عنوان یک فرایند حالت جامد مطرح است اما عدم انحلال ترکیبات بین‌فلزی $Mg_{17}Al_{12}$ حین فرایند جوشکاری در این آلیاژ منجر به وقوع ذوب‌شدگی می‌شود. در این تحقیق جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای در سرعت چرخشی 2500 دور بر دقیقه و زمان‌ماند 5 ثانیه انجام شد. از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی به منظور بررسی‌های ریزساختاری استفاده شد. نتایج نشان داد که شروع ذوب‌شدگی با ذوب شدن یوتکتیک باقی‌مانده، از داخل و لبه‌های بیرونی رسوبات یوتکتیکی اتفاق افتاده است. با حرکت به سمت منطقه همزده‌شده، یک لایه مذاب در امتداد مرز دانه تشکیل شده است. ساختار حاصل از انجماد مجدد به صورت ساختار کامپوزیتی فاز α-Mg در زمینه γ-$Mg_{17}Al_{12}$ است. همچنین نتایج نشان داد مورفولوژی یوتکتیک حاصل از انجماد مجدد به سرعت سرمایش ارتباط دارد. با افزایش سرعت سرمایش در موقعیت رسوبات یوتکتیکی، مورفولوژی یوتکتیک از حالت دانه‌ای به الیافی تغییر می‌کند. همچنین مذاب موجود در مرز دانه با مورفولوژی یوتکتیک تفکیک‌شده منجمد می‌شود.

کلمات کلیدی: جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای، ذوب جزیی، انجماد مجدد، ریزساختار.

* پست الکترونیکی: sm.mosavizade@gonabad.ac.ir

1- مقدمه

آلیاژهای منیزیم به عنوان سبک‌ترین آلیاژ سازه‌ای با چگالی در حدود یک چهارم چگالی فولاد، از قابلیت بالایی برای کاهش مصرف انرژی در صنایع حمل و نقل و هوا-فضا برخوردارند [1]. با وجود خواصی نظیر، استحکام ویژه بالا، مدول الاستیک ویژه بالا، قابلیت جذب ارتعاش بالا، سهولت بازیابی و زیست‌سازگاری [2]، جوش‌پذیری ضعیف یکی از مهم‌ترین چالش‌ها در توسعه کاربرد آلیاژهای منیزیم است [3]. فرایندهای جوشکاری ذوبی این آلیاژها مانند جوشکاری قوسی،

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

جوشکاری مقاومتی نقطه‌ای و جوش لیزر عمدتا با مشکلاتی نظیر ذوب جزیی، نفوذ ناقص، بریدگی کناره جوش و پاشش همراه هستند [4]. در سیستم‌های آلیاژی منیزیم- آلومینیوم، نظیر AZ91، که عمدتا حاوی ذرات بین‌فلزی γ-$Mg_{17}Al_{12}$ هستند، حین فرایندهای جوشکاری با وجود افزایش دمای قطعه تا منطقه تک فازی، معمولا ذرات بین‌فلزی به طور کامل حل نمی‌شوند. ذرات بین‌فلزی حل نشده با انجام واکنش یوتکتیک در دمای 426~ درجه سانتی‌گراد باعث ذوب‌شدگی خواهند شد [5].ذوب‌شدگی و ترکیدگی ذوب‌شدگی در جوشکاری ذوبی آلیاژهای منیزیم-آلومینیوم به طور گسترده مورد بررسی قرار گرفته است [6-9]. نتایج حاصل از بررسی‌ها نشان داده است که طی فرایندهای جوشکاری به علت گرم شدن سریع و غیرتعادلی و عدم انحلال کامل رسوبات تا رسیدن به دمای یوتکتیک، ذوب‌شدگی ترکیبی اتفاق می‌افتد [10-12]. ژو و همکاران [11] با مطالعه ریزساختار منطقه جزیی ذوب شده (PMZ) در جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW) آلیاژ منیزیم AZ91 ریختگی نشان دادند که ساختار یوتکتیک تفکیک‌شده در فلزپایه به یوتکتیک منظم‌تری در PMZ تبدیل شده و مورفولوژی ساختار حاصل از انجماد مجدد تحت تاثیر بیشینه دما و سرعت سرمایش تغییر می‌کند.

یانگ و همکاران [12] حساسیت آلیاژهای منیزیم به ذوب‌شدگی و ترکیدگی ذوب‌شدگی را براساس منحنی‌های دما برحسب کسر جامد مورد مطالعه قرار دادند. نتایج نشان داد از بین آلیاژهای AZ31، AM60 و AZ91، آلیاژ منیزیم AZ91 به علت دمای یوتکتیک پایین‌تر بیشترین حساسیت به ذوب‌شدگی و ترکیدگی ذوب شدگی را دارد. ژو و همکاران [13] به منظور مطالعه دقیق‌تر رفتار ذوب‌شدگی و انجماد مجدد آلیاژ AZ91، نحوه توسعه مذاب در امتداد مرز دانه و انجماد مجدد آن را با توجه به زاویه ترشوندگی مذاب در امتداد مرز دانه مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داد تشکیل لایه مذاب به صورت پیوسته در امتداد مرزدانه منجر به حساسیت بیشتر به ترکیدگی ذوب‌شدگی می‌شود.

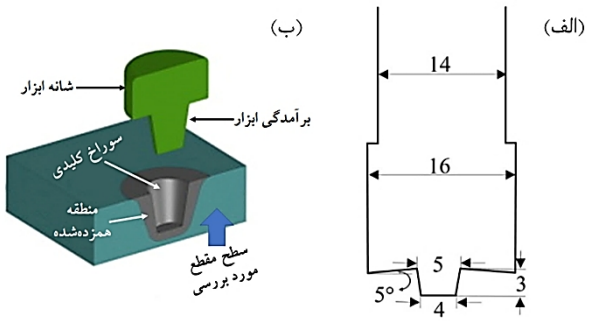
با وجود این که جوشکاری همـزن اصطکاکی (FSW) به عنـوان یک فرایند حالت جامد معرفی شده است، پژوهش‌های انجام شده وقوع ذوب‌شدگی و ترکیدگی ذوب‌شدگی در جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای آلیاژهای منیزیم را نشان می‌دهد. مکانیزم‌های ذوب‌شدگی در این تحقیقات به طور عمده با تمرکز بر تغییر و تحولات ریزساختاری در منطقه همزده شده ارایه شده است [12،16-14]. در تحقیق حاضر توسعه منطقه ترمومکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91 با تمرکز بر ذوب‌شدگی و انجماد مجدد مذاب ایجاد شده در این منطقه حین فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای آلیاژ AZ91 مورد بررسی قرار گرفته است.

2- مواد و روش تحقیق

آلیاژ منیزیم AZ91 با ترکیب شیمیایی، Mg- 9.20 Al- 0.80 Zn- 0.22 Mn- 0.08 Si- 0.01 Cu (برحسب درصد وزنی)، مورد استفاده قرار گرفت. به منظور همگن‌سازی ساختار ریختگی، عملیات حرارتی انحلالی در دمای 415 درجه سانتی‌گراد و به مدت 12 ساعت انجام شد. جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای روی ورق‌هایی به ضخامت 10 میلی‌متر انجام گرفت. برای این منظور از ابزاری از جنس فولاد ابزار H-13 با قطر شانه 16 میلی‌متر و برآمدگی ابزار به قطر بیشینه و کمینه 5 و4 میلی‌متر و ارتفاع 3 میلی‌متر استفاده شد (شکل1-الف). جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای در سرعت چرخشی 2500 دور بر دقیقه، زمان ماند 5 ثانیه و عمق فروروی 0/2 میلی‌متر انجام شد. به منظور حذف لایه اکسیدی سطح و آلودگی‌های سطحی، قبل از انجام فرایند جوشکاری، سطح نمونه‌ها با برس سیمی تمیز و سپس با استون شستشو شد. سطح مقطع نمونه‌های جوشکاری شده پس از برش (مطابق با شکل1-ب)، تحت عملیات سنباده زنی و پولیش قرار گرفتند. 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 حکاکی شدند. به منظور بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی مجهز به تجهیزات EDS به منظور

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

آنالیز فازها استفاده شد. متالوگرافی کمی نمونه‌ها با استفاده از نرم افزار Clemex انجام شد.



شکل1- طرح‌واره‌ای از ابزار مورد استفاده در فرایند جوشکاری (الف) و سطح مقطع نقطه جوش برش خورده (ب).

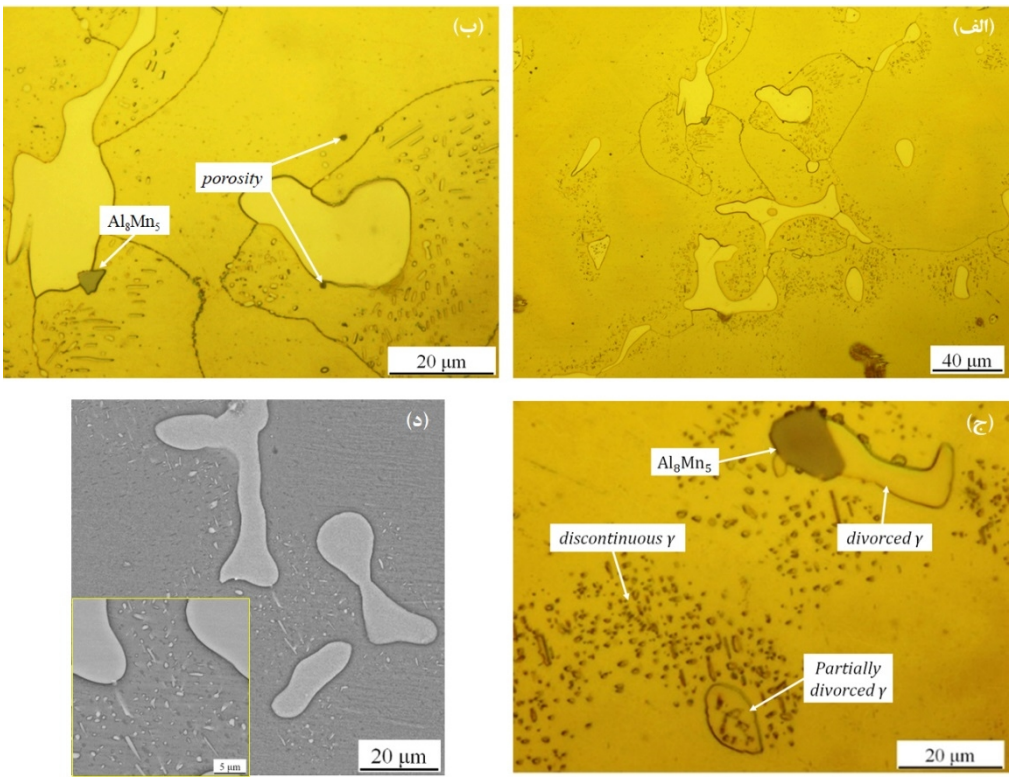
3- نتایج و بحث

3-1- ریزساختار فلزپایه

در شکل(2-الف-د) تصویر میکروسکوپ نوری و الکترونی فلزپایه مورد استفاده برای جوشکاری نشان داده شده است. با توجه به آن که قطعه قبل از جوشکاری تحت عملیات حرارتی قرار گرفته است، ریزساختار دندریتی در این نمونه نسبت به ساختار دندریتی رایج در آلیاژهای ریختگی تفاوت دارد. فازهای اصلی موجود در ریزساختار فلزپایه شامل فاز α-Mg، رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک و ناپیوسته و ترکیب بین‌فلزی Al_8Mn_5 است. عملیات حرارتی قطعه ریختگی باعث انحلال جزیی رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک و رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ ناپیوسته شده است [17]. ریزساختار فلزپایه دارای ساختار درشت دانه است. اندازه دانه تقریبی فلزپایه از50 تا 210 میکرومتر تغییر می‌کند و متوسط اندازه دانه حدود 145 ±14 میکرومتر است. مقدار کمی حفره‌های ریز ریختگی (1/3 ±0/2 درصد حجمی) در بین دانه‌ها و یا در فضاهای بین‌دندریتی قابل مشاهده است. حفراتی با اندازه 10 میکرومتر هم در برخی نواحی مشاهده شد ولی اکثر این حفره‌ها اندازه‌ای در حدود 5 میکرومتر و یا ریزتر داشتند. میانگین کسر حجمی رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک فلزپایه 5/2±0/6 درصد حجمی اندازه‌گیری شد.

3-2- سطح ظاهری و ماکروساختار جوش

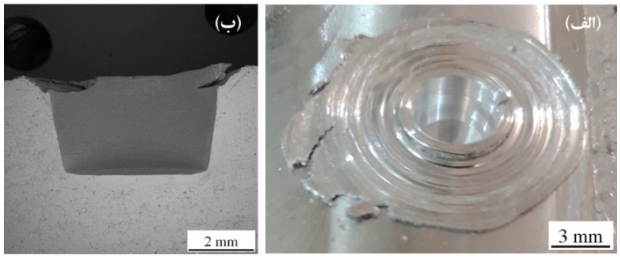
تصویر مربوط به سطح ظاهری جوش و ماکروساختار مقطع



شکل2- تصویر میکروسکوپ نوری (الف-ج) و الکترونی (د) از ریزساختار فلز پایه در بزرگ‌نمایی‌های مختلف، نشان‌دهنده اجزای مختلف ریزساختاری شامل رسوبات به طور کامل و جزیی تفکیک‌شده γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک، رسوبات ناپیوسته γ-$Mg_{17}Al_{12}$ و ترکیبات بین‌فلزی Al_8Mn_5

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

نقطه‌جوش در شکل(3) نشان داده شده است. با توجه به سطح ظاهری جوش (شکل3-الف)، وجود سطح آینه‌ای در برخی مناطق و کندگی ماده از سطح جوش نشان‌دهنده وقوع ذوب‌شدگی حین فرایند جوشکاری است. نتایج مشابهی توسط یانگ و همکاران [12] نیز گزارش شده است. در سطح مقطع جوش نقطه‌ای در مجاورت سوراخ کلیدی ناشی از برآمدگی ابزار (شکل3-ب)، کندگی ماده از قطعه کار مشهود است که ناشی از ذوب‌شدگی بوده است.

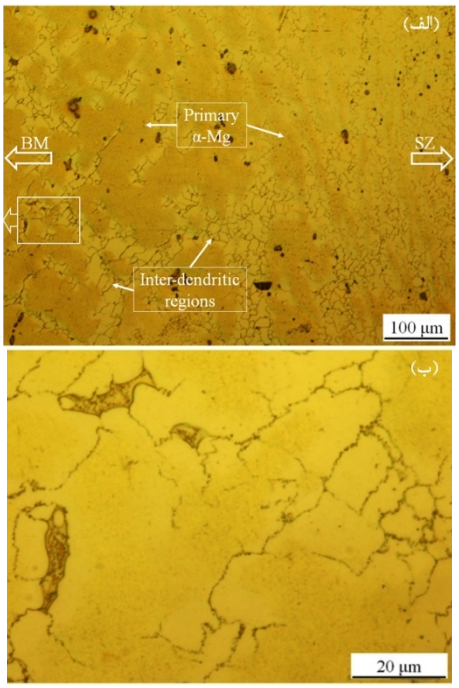


شکل3- الف- سطح ظاهری نمونه جوش نقطه‌ای و (ب) تصویر ماکرو از سطح مقطع جوش نقطه‌ای نشان‌دهنده سوراخ کلیدی و کندگی ماده در اطراف برآمدگی ابزار.

3-3- تحولات ریزساختاری در منطقه ترمومکانیکی

در جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای بخشی از قطعه‌کار که تحت تاثیر حرارت و کار مکانیکی ناشی از همزدگی ابزار قرار گرفته است، با عنوان منطقه ترمومکانیکی (TMAZ) نامیده می‌شود که یک منطقه گذرا بین منطقه همزده‌شده (SZ) و فلزپایه (BM) است.

در شکل(4-الف) ریزساختار مربوط به منطقه ترمومکانیکی نشان داده شده است. عدم مشاهده رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ ناپیوسته در شکل(4-الف) بیانگر این واقعیت است که رسوبات ناپیوسته حین فرایند جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای، در منطقه ترمومکانیکی به طور کامل حل شده‌اند. در منطقه ترمومکانیکی در نواحی نزدیک به فلزپایه، تعدادی از رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک با مورفولوژی متفاوت نسبت به رسوبات فلزپایه وجود دارد (شکل4-ب) و با حرکت به سمت منطقه همزده‌شده، رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیکی در ریزساختار قابل مشاهده نیست. علاوه بر آن در سمت راست شکل(4-الف) در مجاورت منطقه همزده‌شده، آثار سیلان و تغییر شکل ماده بر اثر کرنش ناشی از چرخش ابزار، با توجه به کشیدگی فازها و کاهش فاصله مناطق بین‌دندریتی از همدیگر پیداست.



شکل4- الف- تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه ترمومکانیکی نشان‌دهنده انحلال رسوبات گامای ناپیوسته، فاز α-Mg اولیه و تبلور مجدد دینامیکی در مناطق بین‌دندریتی و عدم حضور رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک در فواصل نزدیک‌تر به منطقه همزده‌شده، ب- تصویر در بزرگ‌نمایی بالاتر از منطقه مشخص شده در الف- نشان‌دهنده انحلال جزیی و تغییر مورفولوژی داخل رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک.

براساس نمودار فاز تعادلی دمای مربوط به انحلال رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$، 370 درجه سانتی‌گراد گزارش شده است [18]. با توجه به انحلال رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ ناپیوسته، دما در منطقه ترمومکانیکی به حداقل دمای لازم برای انحلال رسوبات رسیده است. انحلال رسوبات طی جوشکاری همزن اصطکاکی آلیاژهای منیزیم در بازه زمانی کوتاه، در مقایسه با عملیات حرارتی انحلالی این آلیاژها به مدت زمان بسیار طولانی (37 ساعت [11]) ناشی از کاهش فاصله نفوذی است. کرنش ناشی از چرخش ابزار باعث جابجایی و پراکندگی رسوبات در زمینه و کاهش فاصله نفوذی آلومینیوم می‌شود. کرنش اعمالی به نحو دیگری هم در پدیده انحلال رسوبات موثر است. در اثر کرنش ایجاد شده، چگالی بالایی از نابجایی‌ها ایجاد می‌شوند که منجر به تسریع نفوذ لوله‌ای عناصر سازنده رسوب و در نتیجه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

تسهیل انحلال رسوبات می‌شود. نفوذ لوله‌ای حداقل 1000 برابر بیشتر از نفوذ معمولی منیزیم است [19] و می‌توان گفت برای فاصله نفوذی یکسان، زمان مورد نیاز برای انحلال کامل حداقل 1000 برابر کم‌تر است. بنابراین به علت نفوذ تسریع شدهِ قابل توجه و کوتاه شدن فاصله نفوذی، رسیدن به بیشترین انحلال فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ در منطقه ترمومکانیکی خیلی محتمل است.

انحلال کامل رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ ناپیوسته در مقایسه با رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک، به اندازه آن‌ها مربوط است، چراکه زمان مورد نیاز برای انحلال رسوبات با توان دوم شعاع ذرات متناسب است [10]. در مورد رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک، همان طور که در شکل(4-ب) نشان داده شده است، انحلال جزیی این رسوبات اتفاق افتاده است و مورفولوژی داخلی این رسوبات و فصل مشترک آن‌ها با زمینه اطراف در مقایسه با فلزپایه تغییر یافته است. با نزدیک‌تر شدن به منطقه همزده‌شده به علت افزایش بیشینه دما و میزان کرنش، رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ در ریزساختار قابل مشاهده نیست. اما عدم حضور رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک در منطقه ترمومکانیکی مشخص نیست که بر اثر انحلال این رسوبات بوده است یا وقوع ذوب‌شدگی، که در بخش‌های بعدی علت این پدیده مورد بررسی قرار می‌گیرد.

منطقه ترمومکانیکی وسیع در آلیاژ منیزیم AZ91 ناشی از حضور رسوبات در این منطقه است [20]. در دمای بالا (400 درجه سانتی‌گراد) زمینه منیزیم می‌تواند در کرنش بین 0/1 تا 0/2 تبلور مجدد یابد [21، 22]. بنابراین در دمای بالاتر (حدود 437 درجه سانتی‌گراد) فراهم بودن حداقل مقدار کرنش می‌تواند منجر به ایجاد ساختار ریز دانه تبلور مجدد یافته در این منطقه شود. در این حالت مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته تا فواصل دورتری از نقطه جوش قابل مشاهده است. جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی در مرز دانه‌های قبلی و از اطراف رسوبات شروع می‌شود. در ادامه دانه‌های جدید در مرز دانه‌های در حال رشد جوانه‌زنی می‌کنند و بدین ترتیب این دانه‌ها در حین رشد، منطقه‌ای از دانه‌های تبلور مجدد یافته را تشکیل می‌دهند [23]. وجود مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته در نواحی بین‌دندریتی به علت کرنش اعمالی بیشتر در این مناطق نسبت به فاز α-Mg اولیه است. کرنش بالاتر در نواحی بین‌دندریتی را می‌توان به حضور رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ در این نواحی نسبت داد. با توجه به آن که ذرات ترد γ-$Mg_{17}Al_{12}$ نمی‌توانند تغییر شکل دهند، در صورتی‌که رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ دچار شکست شوند، تغییر شکل شدیدتر در مناطق بین‌دندریتی ایجاد می‌شود [23]. با نزدیک‌تر شدن به ابزار و افزایش میزان کرنش، تمرکز تنش در مرز دانه‌ها و اطراف رسوبات که مناطق سخت‌تری هستند، بیشتر می‌شود. بنابراین نیرو محرکه برای جوانه‌زنی دانه‌های تبلور مجدد یافته و افزایش کسر حجمی دانه‌های تبلور مجدد یافته افزایش می‌یابد [24]. از طرف دیگر انحلال آلومینیوم در زمینه منیزیم، نسبت c/a را در شبکه بلوری هگزاگونال فشرده[8] (hcp) افزایش می‌دهد و مانع فعال شدن لغزش در صفحات غیراصلی می‌شود. بنابراین تمرکز تنش توسط لغزش غیراصلی نمی‌تواند به آسایش برسد. نابجایی‌های ناشی از لغزش اصلی در اطراف فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ پشت سر هم انباشته می‌شوند و تبلور مجدد جزیی را تحریک می‌کنند [25].

با توجه به شکل(4-الف) واضح است که با نزدیک‌تر شدن به منطقه همزده‌شده، اندازه دانه تبلور مجدد یافته کاهش و کسر حجمی منطقه تبلور مجدد یافته افزایش پیدا کرده است که می‌توان علت آن را به کرنش و سرعت کرنش بیشتر در نزدیکی منطقه همزده‌شده نسبت داد. دو عامل دما و کرنش اعمالی بر اندازه دانه تبلور مجدد یافته تاثیرگذار است. در منطقه ترمومکانیکی با حرکت به سمت منطقه همزده‌شده، بیشینه دمای تجربه شده و میزان کرنش اعمالی افزایش می‌یابد که رقابتی بین این دو عامل تعیین کننده اندازه دانه نهایی خواهد بود. براساس اصول حاکم بر تبلور مجدد دینامیکی، با افزایش میزان کرنش و سرعت کرنش اعمالی، اندازه دانه پس از تبلور مجدد دینامیکی کاهش می‌یابد و دمای بالا منجر به رشد دانه پس از تبلور مجدد دینامیکی می‌شود. بنابراین چنانچه در نزدیکی منطقه همزده‌شده، پارامتر غالب کرنش اعمالی درنظر گرفته شود، کاهش اندازه دانه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

قابل توجیه است.

تبلور مجدد جزیی در صورت فراهم بودن حداقل شرایط دمایی و کرنشی امکان‌پذیر است. بنابراین عامل کنترل کننده وسعت تبلور مجدد دینامیکی در منطقه ترمومکانیکی، می‌تواند مربوط به محدودیت در دمای تجربه شده و یا میزان کرنش اعمالی باشد. چنانچه بتوان تغییر مورفولوژی رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ در انتهای منطقه ترمومکانیکی را به وقوع ذوب‌شدگی نسبت داد، به این معنی است که دمای این منطقه به حداقل دمای لازم برای وقوع ذوب‌شدگی (426 درجه سانتی‌گراد [5]) رسیده است. با توجه به دمای تبلور مجدد پایین در آلیاژهای منیزیم (تقریبا 250 درجه)، فراهم بودن کرنش کافی می‌تواند منجر به تبلور مجدد جزیی در منطقه ترمومکانیکی شود [26].

بنابراین فاکتور محدود کننده در توسعه تبلور مجدد دینامیکی مقدار کرنش اعمالی بوده است و تا جایی که حداقل کرنش لازم برای وقوع تبلور مجدد دینامیکی جزیی فراهم بوده، مرز دانه‌های جدید در منطقه ترمومکانیکی قابل مشاهده است.

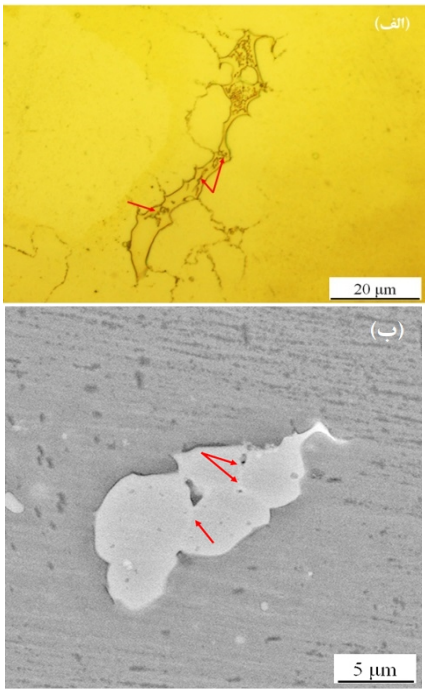
3-4- ذوب‌شدگی در منطقه ترمومکانیکی

با توجه به ضریب نفوذ کم آلومینیوم در منیزیم، انحلال کامل رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیکی تا دمای یوتکتیک اتفاق نمی‌افتد. حضور این رسوبات در دمای یوتکتیک منجر به وقوع ذوب‌شدگی براساس مکانیزم ذوب شدن یوتکتیک باقی‌مانده می‌شود. شروع ذوب شدن یوتکتیک باقی‌مانده حین فرایند جوشکاری با توجه به اجزای ریزساختاری، که به ماهیت فلزپایه ارتباط دارد، می‌تواند از داخل رسوبات یا فصل مشترک این رسوبات با زمینه اطراف باشد.

با توجه به مورفولوژی متفاوت ساختار یوتکتیک غیرتعادلی در فلزپایه، نحوه شروع ذوب‌شدگی می‌تواند متفاوت باشد. فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک در ریزساختار فلزپایه به صورت یوتکتیک به طور کامل تفکیک‌شده و یوتکتیک جزیی تفکیک‌شده است (شکل2-ج). بنابراین شروع ذوب‌شدگی براساس مشخصه ساختاری یوتکتیک باقی‌مانده را می‌توان به دو صورت تشریح نمود؛

3-4-1- شروع ذوب‌شدگی از داخل ذرات فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک

در شکل(5) ذوب‌شدگی در داخل رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیکی نشان داده شده است. تغییر مورفولوژی در قسمت داخلی رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک، بر وقوع ذوب‌شدگی در داخل رسوبات دلالت دارد [11، 21، 27]. در مورد رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک که به صورت جزیی تفکیک‌شده است، جزایر کوچکی از فاز α-Mg در داخل رسوبات γ وجود دارد. فصل مشترک این جزایر با فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک، مکان‌های مستعد برای شروع ذوب‌شدگی هستند. در این صورت با رسیدن به دمای یوتکتیک، ذوب‌شدگی بر اثر واکنش بین جزایر α-Mg و فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ اطراف اتفاق می‌افتد و مذاب با ترکیب نقطه یوتکتیک ایجاد می‌شود.



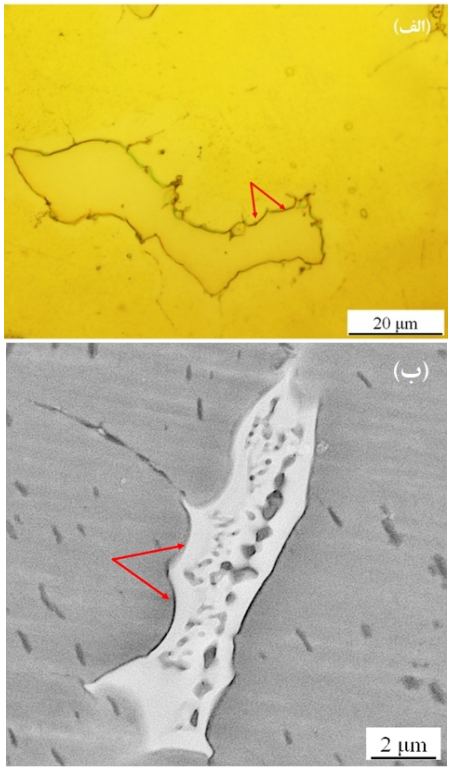
شکل5- تصویر میکروسکوپ نوری (الف) و میکروسکوپ الکترونی (ب)، نشان‌دهنده شروع ذوب‌شدگی از داخل ذرات فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک

3-4-2- شروع ذوب‌شدگی از لبه‌های ذرات فاز γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک

شروع ذوب‌شدگی از لبه خارجی رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ تفکیک‌شده در شکل(6) نشان داده شده است. وجود فصل مشترک مضرس و سلولی مانند، در سطح تماس رسوبات

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

یوتکتیکی با زمینه اطراف، نشان‌دهنده وقوع ذوب‌شدگی در این مناطق است [21]. ذوب شدن لبه خارجی رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ اغلب در مورد رسوبات با مورفولوژی تفکیک‌شده اتفاق افتاده، که مکانیزم آن مشابه با مکانیزم ذوب‌شدگی از داخل رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ است. با این تفاوت که در مورد رسوبات یوتکتیک تفکیک‌شده، زمینه مستعد برای وقوع واکنش ذوب‌شدگی در اطراف رسوب ایجاد می‌شود. از شکل(5-الف و 5-ب) واضح است که در مورد رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ جزیی تفکیک‌شده، ذوب‌شدگی می‌تواند از داخل و یا از لبه خارجی رسوبات اتفاق بیفتد.



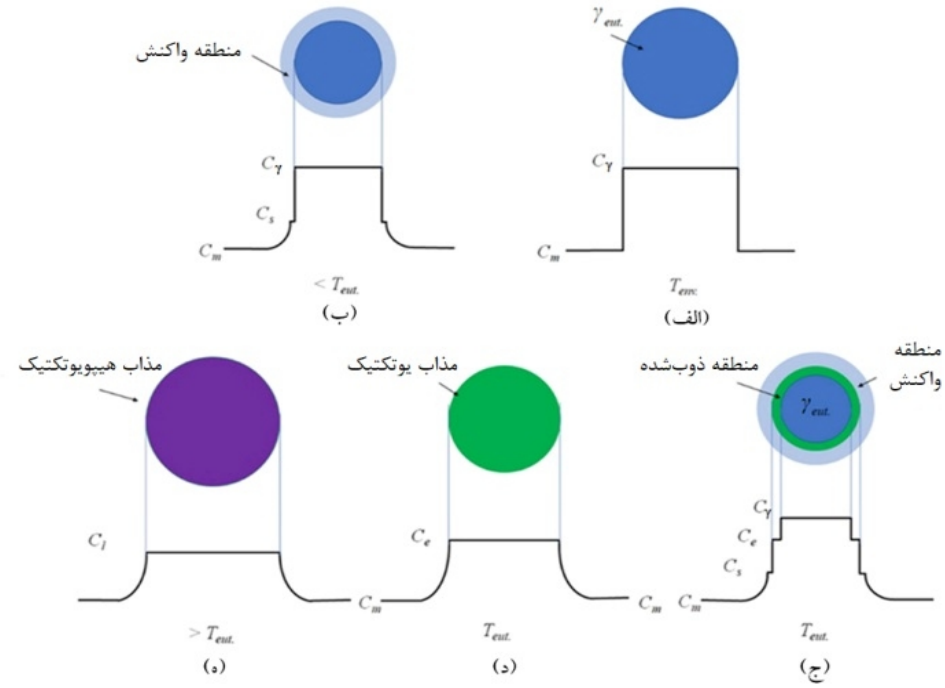
شکل6- تصویر میکروسکوپ نوری (الف) و میکروسکوپ الکترونی (ب)، نشان‌دهنده شروع ذوب‌شدگی از لبه‌های ذرات فاز γ-Mg17Al12 یوتکتیک.

طرح‌واره‌ای از مکانیزم ذوب‌شدگی رسوبات همراه با تغییرات غلظت عنصر محلول در هر فاز در دماهای مختلف در شکل(7) نشان داده شده است. با در نظر گرفتن پدیده‌های متالورژیکی که حین گرمایش غیرتعادلی در جوشکاری اتفاق می‌افتد، می‌توان ذوب‌شدگی رسوبات را بررسی نمود. در حالت گرمایش تعادلی، زمانی که فلزپایه تا بالاتر از دمای انحلال رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ گرم می‌شود، این رسوبات به طور کامل در زمینه حل می‌شوند. اما در شرایط گرمایش سریع و غیرتعادلی در جوشکاری همزن اصطکاکی نقطه‌ای، زمان لازم برای انحلال رسوبات فراهم نیست. همان طور که گفته شد زمان لازم برای انحلال رسوبات وابستگی زیادی به اندازه و مورفولوژی آن‌ها دارد. بنابراین رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک درشت به طور کامل حل نمی‌شوند. به عبارت دیگر رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک تا بالاتر از دمای حلالیت، در زمینه باقی‌می‌مانند. واکنش بین رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ درشت به طور جزیی حل شده و زمینه اطراف، یک شیب غلظتی از عنصر محلول در زمینه ایجاد می‌کنند. ایجاد این منطقه واکنش، نقش مهمی در ذوب‌شدگی ایفا می‌کند. زمانی‌که دما به دمای یوتکتیک می‌رسد، واکنش فصل مشترکی بین رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ درشت حل نشده و زمینه α-Mg با غلظت C_s (حلالیت آلومینیوم در منیزیم در دمای یوتکتیک) منجر به تشکیل مذاب با ترکیب یوتکتیک می‌شود. افزایش دما به بالاتر از دمای یوتکتیک، مذاب هیپویوتکتیک در مناطق بین‌دندریتی ایجاد می‌کند.

3-5- ترتیب زمانی ذوب‌شدگی و تبلور مجدد دینامیکی

با توجه به شکل(4-الف)، که نشان‌دهنده تبلور مجدد دینامیکی در مناطق بین‌دندریتی است، می‌توان ترتیب ذوب‌شدگی و تبلور مجدد را مورد بررسی و بحث قرار داد. مرز دانه‌هایی در مناطق بین‌دندریتی قابل مشاهده است، که همان مرزهای ناشی از تبلور مجدد جزیی هستند. حال سوال این است که، ابتدا تبلور مجدد رخ می‌دهد و سپس ذوب‌شدگی یا عکس این موضوع صادق است؟ چنانچه فرض شود ابتدا ذوب‌شدگی صورت گرفته است و پس از آن تبلور مجدد اتفاق بیفتد، در این صورت بر اثر حذف رسوبات طی واکنش ذوب‌شدگی، دیگر رسوبی در مناطق بین‌دندریتی باقی نمی‌ماند که بر اثر تشدید کرنش اعمالی ناشی از وجود این رسوبات، در مناطق بین‌دندریتی تبلور مجدد دینامیکی اتفاق بیفتد. بنابراین با توجه به حضور مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته در مناطق بین‌دندریتی می‌توان این‌گونه بیان کرد که قبل از وقوع ذوب‌شدگی، تبلور مجدد دینامیکی اتفاق افتاده است.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]



شکل7- طرح‌واره‌ای از مکانیزم ذوب‌شدگی الف- رسوب موجود در زمینه در دمای محیط، ب-ایجاد منطقه واکنش در زمینه اطراف رسوب تا قبل از دمای یوتکتیک، ج- شروع ذوب‌شدگی در دمای یوتکتیک، د- ذوب شدن کل رسوب و ه- ایجاد مذاب هیپویوتکتیک در دماهایی بالاتر از دمای یوتکتیک.

3-6- توسعه ذوب‌شدگی و توزیع مذاب در امتداد مرز دانه

در شکل(8-الف تا 8-د)، توسعه ذوب‌شدگی در منطقه ترمومکانیکی در موقعیت رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک نشان داده شده است. با حرکت از منطقه 1 تا منطقه 3 در شکل (8-الف) و نزدیک‌تر شدن به سمت نقطه جوش، ذوب‌شدگی کل رسوبات را دربرمی‌گیرد. علت این موضوع دمای بالاتر در مناطق نزدیک‌تر به نقطه جوش است که شرایط مناسب برای ذوب کامل رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیکی را فراهم آورده است. با حرکت به سمت منطقه همزده‌شده در شکل(4-الف و 4-ب)، مذاب فرصت کافی برای نفوذ در امتداد مرز دانه را پیدا کرده و یک لایه مذاب در امتداد مرز دانه‌ها تشکیل شده است. دلایل اصلی برای این پدیده را می‌توان به صورت زیر تشریح نمود.

- شرایط دمایی و زمانی مناسب

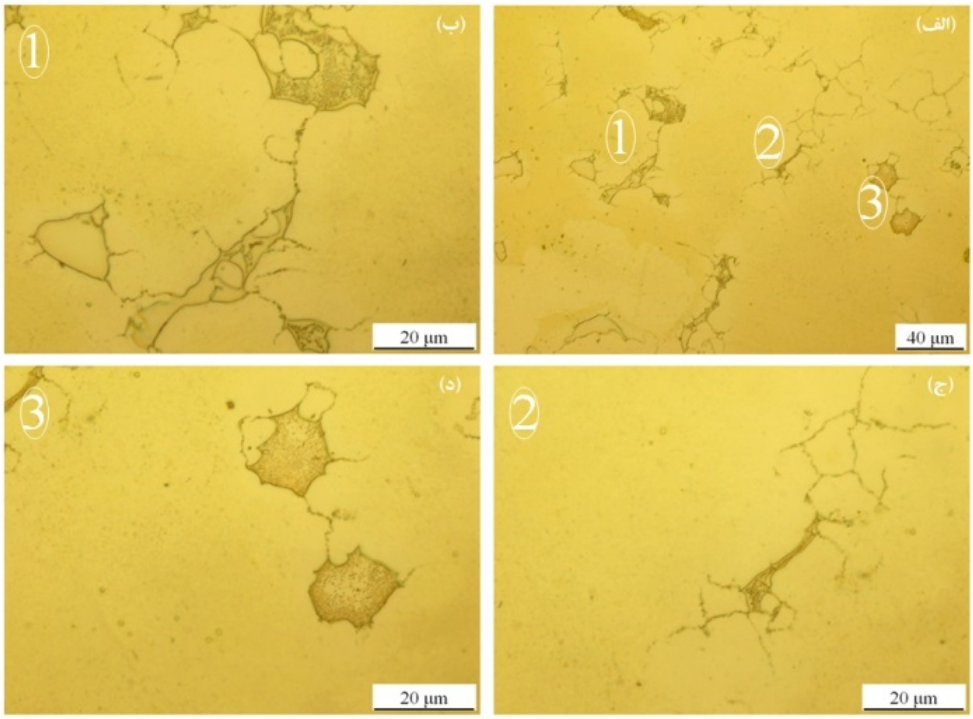
در شکل(4-ب) با حرکت به سمت راست، توزیع یکنواخت‌تر از مذاب در امتداد مرز دانه ایجاد شده است. با نزدیک‌تر شدن به سمت منطقه همزده‌شده، بیشینه دمای تجربه شده و مدت زمان ماند در دمای بالا بیشتر می‌شود. دمای بالاتر و زمان ماند طولانی‌تر در دمای بالا باعث افزایش قابلیت ترکنندگی مرز دانه می‌شود [5، 21]. بنابراین مذابی با ضخامت یکنواخت در امتداد مرز دانه ایجاد می‌شود.

ذوب یوتکتیک باقی‌مانده در امتداد مرز دانه‌ها (شکل8-ج) و همچنین مناطق بین‌دندریتی (شکل8-د) اتفاق افتاده است و تفاوت چندانی از نظر نحوه شروع ذوب‌شدگی در این دو منطقه وجود ندارد. اما در رابطه با توزیع مذاب در امتداد مرز دانه، مذاب ایجاد شده بر اثر ذوب شدن رسوبات موجود در مرز دانه، قابلیت ترکنندگی بیشتری نسبت به مناطق بین‌دندریتی دارد. چراکه در مورد مذاب تشکیل شده در مرز دانه، مسیرهای مستعد جهت توزیع مذاب که همان مرز دانه‌ها هستند، فراهم است. شایان ذکر است که این اختلاف با نزدیک شدن به منطقه همزده‌شده، کم‌تر شده است. علت این موضوع به افزایش میزان کرنش اعمالی ارتباط دارد.

- ریز شدن اندازه دانه به علت وقوع تبلور مجدد دینامیکی

همان‌طور که قبلا گفته شد، در مناطق بین‌دندریتی واقع در منطقه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]



شکل8- ذوب‌شدگی ناقص رسوبات γ-Mg17Al12 یوتکتیکی در منطقه ترمومکانیکی که با حرکت به سمت منطقه همزده‌شده، ذوب‌شدگی کل رسوب را دربرگرفته است.

ترمومکانیکی، مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته تشکیل می‌شود. علاوه بر آن مشخص شد که با نزدیک‌تر شدن به برآمدگی ابزار، اندازه دانه‌های تبلور مجدد یافته به تدریج کاهش و کسر حجمی منطقه تبلور مجدد یافته افزایش می‌یابد (شکل4-الف). وقوع تبلور مجدد دینامیکی و ایجاد دانه‌های جدید سبب افزایش مساحت مرز دانه شده است که به دنبال آن توسعه مذاب در امتداد مرز صورت گرفته است. به عنوان مسیری آسان برای نفوذ مذاب، مساحت مرز دانه بیشتر منجر به ایجاد لایه مذاب با ضخامت کم‌تر در امتداد مرز دانه می‌شود.

- کرنش ناشی از چرخش ابزار

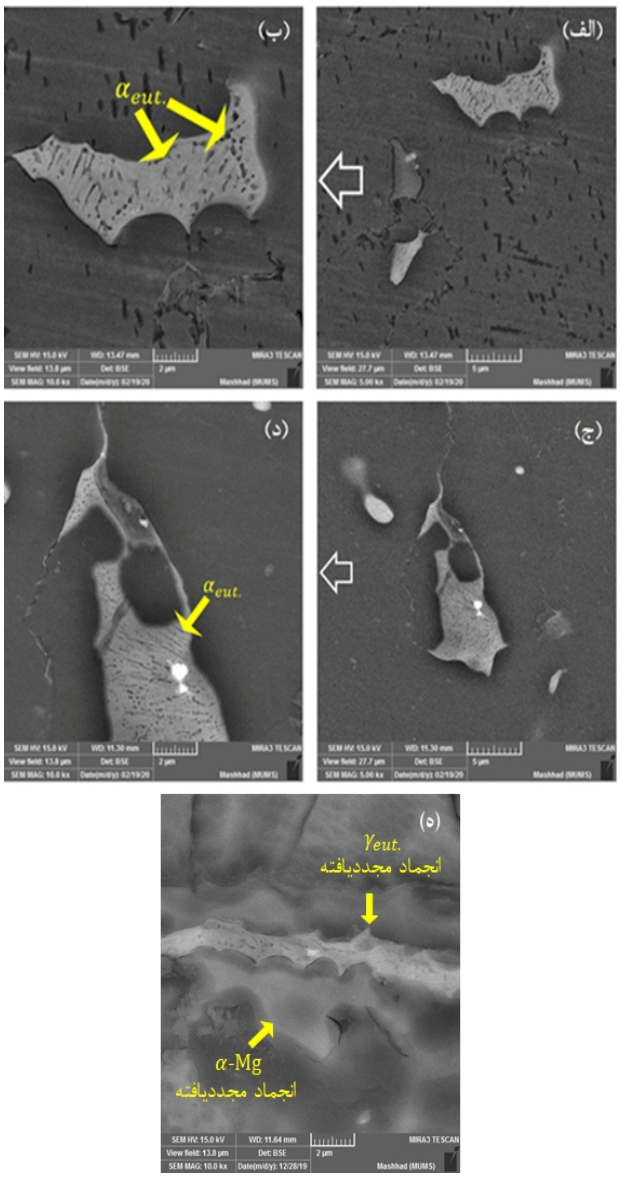
کرنش ناشی از چرخش ابزار به پخش شدن مذاب در مرز دانه‌های اطراف کمک می‌کند (شکل4-ب). با نزدیک‌تر شدن به نقطه جوش، کرنش ناشی از چرخش ابزار افزایش می‌یابد که به عنوان عاملی موثر برای توسعه مذاب در امتداد مرز دانه عمل می‌کند.

3-7- نحوه انجماد مجدد مذاب ایجاد شده

ساختارحاصل از انجمادمجددمذاب‌تشکیل‌شده‌براثر ذوب‌شدگی رسوبات موجود در زمینه در شکل(9الف-ه) نشان داده شده است. اولین مذابی که از سمت فلزپایه در ساختار ایجاد شده است به علت فراهم نبودن شرایط دمایی و زمانی، فرصتی برای توزیع شدن در مرز دانه‌ها نداشته و مذاب در همان موقعیت رسوبات یوتکتیکی فلزپایه، انجماد مجدد یافته است. رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیکی موجود در فلزپایه به طور کامل یا جزیی تفکیک‌شده هستند (شکل2-ج).

در صورتی‌که در ساختار حاصل از انجماد مجدد به صورت ساختار کامپوزیتی فاز α-Mg پراکنده شده در زمینه γ-$Mg_{17}Al_{12}$ است [27]. در ساختار انجماد مجدد یافته، مناطق روشن فازγ-$Mg_{17}Al_{12}$ و مناطق دانه‌ای یا الیافی تیره، فاز α-Mg هستند. حین فرایند جوشکاری به علت سرعت سرمایش سریع و غیرتعادلی، ساختار یوتکتیکی حاصل از انجماد مجدد نیز به صورت غیرتعادلی خواهد بود. از آن‌جا که در فرایند جوشکاری، سرعت سرمایش نسبت به فرایند ریخته‌گری متفاوت است، بنابراین انتظار می‌رود ساختار غیرتعادلی حاصل از انجماد مجدد با ساختار اولیه رسوبات یوتکتیک متفاوت باشد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

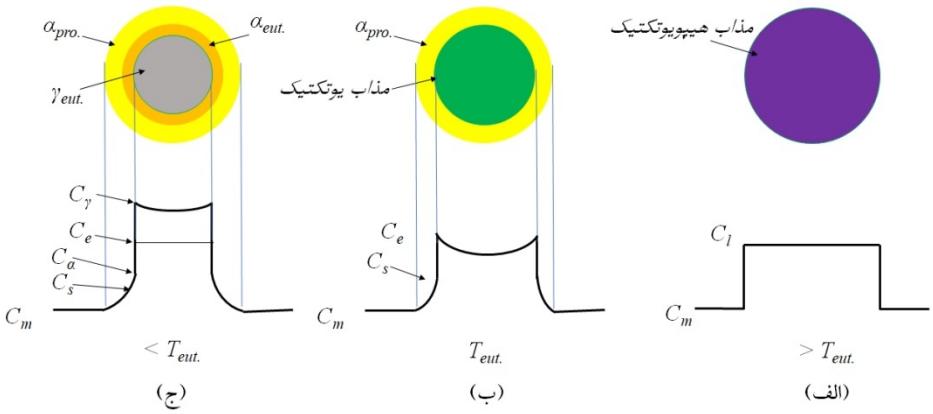


شکل9- ساختار انجماد مجدد مذاب در موقعیت رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک در فاصله‌های متفاوت از منطقه همزده‌شده، (الف و ب) یوتکتیک با مورفولوژی دانه‌ای، (ج و د) یوتکتیک با مورفولوژی الیافی در موقعیت رسوبات یوتکتیک و (ه) یوتکتیک تفکیک‌شده در امتداد مرز دانه.

اولین مذاب حاصل از ذوب‌شدگی رسوبات، دارای ترکیبی معادل با ترکیب نقطه یوتکتیک در نمودار فاز تعادلی آلیاژ است. هر چند که یک لایه بسیار نازک از قطعه‌کار در دمای یوتکتیک قرار می‌گیرد و در فاصله بسیار کم، دما به بالاتر از دمای یوتکتیک افزایش پیدا می‌کند و در عمل یک مذاب هیپویوتکتیک خواهیم داشت. با توجه به سرعت سرمایش سریع و غیرتعادلی در جوشکاری، برای وقوع واکنش یوتکتیک مقداری تحت انجماد مورد نیاز است. بنابراین در ابتدا مقداری فاز α-Mg با غلظت کم عنصر محلول تشکیل می‌شود تا نیرو محرکه لازم برای وقوع واکنش یوتکتیکی فراهم شود. با توجه به کم بودن مقدار فاز α-Mg پرویوتکتیک تشکیل شده، و نزدیک بودن غلظت عنصر محلول در این فاز با زمینه اطراف، این فاز در شکل مشخص نیست. اما فصل مشترک سلولی رسوبات با زمینه اطراف در شکل(9-الف تا 9-د) می‌تواند حاکی از انجماد مجدد مذاب در اطراف رسوبات باشد [11].

با نزدیک‌تر شدن به منطقه همزده‌شده، مورفولوژی یوتکتیک از حالت دانه‌ای (شکل9-الف و 9-ب) به الیافی (شکل9-ج و 9-د) و تفکیک‌شده (شکل9-ه) تغییر شکل داده است که ناشی از افزایش سرعت سرمایش است. با نزدیک‌تر شدن به منطقه همزده‌شده و افزایش دما، سرعت سرمایش افزایش می‌یابد [28]. در سرعت‌های سرمایشی کم‌تر، (مذاب ایجاد شده در موقعیت رسوبات یوتکتیک)، نفوذ برگشتی به درون مذاب، کنترل کننده مورفولوژی یوتکتیک است و در سرعت‌های سرمایشی بیشتر (مذاب موجود در مرز دانه)، سرعت سرمایش و فوق انجماد یوتکتیک، کنترل کننده مورفولوژی یوتکتیک خواهد بود [29]. در مورد اولین مذاب تشکیل شده در موقعیت رسوبات یوتکتیکی با نزدیک‌تر شدن به منطقه همزده‌شده، سرعت سرمایشی بیشتر و نفوذ برگشتی به درون جامد برای عنصر محلول، کاهش پیدا می‌کند و غلظت آلومینیوم در مذاب باقی‌مانده بیشتر می‌شود. با افزایش غلظت آلومینیوم در مذاب، یوتکتیک دانه‌ای به الیافی تبدیل می‌شود [30]. در مورد مذاب موجود در مرز دانه به علت سرعت سرمایش بیشتر و فوق انجماد بیشتر، مورفولوژی یوتکتیک به صورت تفکیک‌شده است، چرا که با افزایش میزان فوق انجماد، یوتکتیک با مورفولوژی تفکیک‌شده تشکیل می‌شود [30]. در شکل(10) طرح‌واره‌ای از انجماد مجدد مذاب همراه با غلظت عنصر محلول در دماهای مختلف نشان داده شده است. واضح است که دمای قطعه در موقعیت مشخصی در دمای یوتکتیک قرار دارد. در فاصله بسیار کم از نقطه شروع ذوب‌شدگی و به سمت برآمدگی‌ابزار، دما به بالاتر از دمای یوتکتیک افزایش‌پیدا می‌کند.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]



شکل10- طرح‌واره‌ای از انجماد مجدد مذاب، (الف) مذاب هیپویوتکتیک در دماهای بالاتر ازدمای یوتکتیک، (ب) تشکیل فاز پرویوتکتیک و افزایش غلظت عنصر محلول در داخل مذاب تا دمای یوتکتیک و (ج) تشکیل ساختار یوتکتیکی طی واکنش یوتکتیک.

ذوب‌شدگی و به سمت برآمدگی ابزار، دما به بالاتر از دمای یوتکتیک افزایش پیدا می‌کند. بنابراین غلظت عنصر محلول در مذاب ایجاد شده کم‌تر از نقطه یوتکتیک است و مذاب هیپویوتکتیک تشکیل می‌شود. حین سرمایش بعدی، این مذاب هیپویوتکتیک مطابق با طرح‌واره نشان داده شده در شکل(10) به صورت فاز α-Mg به عنوان فاز هیپویوتکتیک و ساختار یوتکتیکی منجمد می‌شود. با توجه به سرعت سرمایش غیرتعادلی، تشکیل فاز α-Mg تا دماهای کم‌تر از دمای یوتکتیک ادامه پیدا می‌کند تا نیرو محرکه لازم برای تشکیل یوتکتیک غیرتعادلی فراهم شود.

4- نتیجه‌گیری

- در منطقه ترمومکانیکی در مجاورت فلزپایه، تنها در مجاورت رسوبات، تعداد کمی مرز دانه تشکیل شده است. با نزدیک‌تر شدن به منطقه همزده‌شده، دانه‌های تبلور مجدد یافته، مناطق بین‌دندریتی را در برمی‌گیرند، به طوری که اندازه دانه‌ها کاهش و کسر حجمی منطقه تبلور مجدد یافته افزایش یافته است. این در حالی است که در مغز دندریت‌ها در مناطق مربوط به فاز α-Mg اولیه، تبلور مجدد اتفاق نیفتاده است. در فاصله‌های خیلی نزدیک‌تر به منطقه همزده‌شده، تعداد کمی مرز دانه درفاز α-Mg اولیه نیز مشاهده شد.

- ذوب‌شدگی با مکانیزم ذوب شدن یوتکتیک باقی‌مانده، در داخل و خارج رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک مشاهده شد. با افزایش دما، ذوب‌شدگی کل رسوبات را دربرگرفت. پس از آن با فراهم بودن شرایط دمایی و زمانی این مذاب در امتداد مرز دانه‌های تبلور مجدد یافته توسعه یافت.

- در منطقه ترمومکانیکی با نزدیک‌تر شدن منطقه همزده‌شده و افزایش دما و میزان کرنش، توزیع یکنواخت‌تری از مذاب در امتداد مرز دانه‌ها مشاهده می‌شود.

- انجماد مجدد مذاب ایجاد شده در اوایل منطقه ترمومکانیکی در محل رسوبات γ-$Mg_{17}Al_{12}$ یوتکتیک فلزپایه صورت گرفته است. ساختار حاصل از انجماد مجدد به صورت ساختار کامپوزیتی فاز α-Mg در زمینه γ-$Mg_{17}Al_{12}$ است.

- موروفولوژی یوتکتیک حاصل از انجماد مجدد، در موقعیت رسوبات یوتکتیک به صورت یوتکتیک دانه‌ای است که با نزدیک‌تر شدن به فصل مشترک منطقه همزده شده، به یوتکتیک فیبری تبدیل شده است. ساختار انجماد مجدد در امتداد مرز دانه به صورت فاز α-Mg و یوتکتیک با مورفولوژی تفکیک‌شده است.

منابع

1- Trang, T., Zhang, J., Kim, J., Zargaran, A., Hwang, J., and Suh, B.C., "Designing a magnesium alloy with high strength and high formability", Nature communications, Vol. 9, pp. 1-6, 2018.
2- Kim, N.J., "Critical assessment 6: magnesium sheet alloys: viable alternatives to steels", Material Science and Technology, Vol. 30, pp. 1925–1928, 2014.
3- Liu, L., "Welding and joining of magnesium alloys", Cambridge: Woodhead Publishing, 2010.
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.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]

5- Zhu, T., Chen, Z.W., and Gao, W., "Grain Boundary Wetting and Solidification of Constitutional Liquid in AZ91 MG Cast Alloy", International Journal of Modern Physics B, Vol. 24, pp. 2249-2254, 2010.
6- Luo, H., Hao, C., Zhang, J., Gan, Z., Chen, H., and Zhang, H., "Characteristics of resistance welding magnesium alloys AZ31 and AZ91", Welding Journal, Vol. 90, pp. 249-257, 2011.
7- Marya, M., and Edwards, G., "Influence of laser beam variables on AZ91D weld fusion zone microstructure" Science and technology of welding and joining, Vol. 7, pp. 286-293, 2002.
8- Munitz, A., Kohn, G., and Cotler, C., "Resistance spot welding of Mg-AM50 and Mg-AZ91D alloys", The Minerals, Metals & Materials Society, Vol. 2, pp. 178-193, 2002.
9- Niknejad, S., Liu, L., Lee, M.Y., Esmaeili, S., and Zhou, N.Y., "Resistance spot welding of AZ series magnesium alloys: Effects of aluminum content on microstructure and mechanical properties", Materials Science and Engineering: A, Vol. 618, pp. 323-334, 2014.
10- Sharahi, H.J., Pouranvari, M., and Movahedi, M., "Enhanced resistance to liquation cracking during fusion welding of cast magnesium alloys: Microstructure tailoring via friction stir processing pre-weld treatment", Materials Science and Engineering A, Vol. 798, pp. 140-142, 2020.
11- 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 Science and Engineering A, Vol. 416, pp. 246-252, 2006.
12- Yang, Y., Dong, H., Cao, H., Chang, Y., and Kou, S., "Liquation of Mg alloys in friction stir spot welding", Materials Charactarization, Vol. 59, pp. 1550-1558, 2008.
13- Zhu, T., Chen, Z.W., and Gao, W., "Grain boundary wetting and solidification of constitutional liquid in AZ91 Mg cast alloy", International Journal of Modern Physics B, Vol. 24, pp. 2249-2254, 2010.
14- Yamamoto, M., Gerlich, A., North, T., and Shinozaki, K., "Cracking in dissimilar Mg alloy friction stir spot welds", Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 13, pp. 583-592, 2008.
15- Yamamoto, M., Su, P., Gerlich, A., North, T.H., and Shinozaki, K., "Liquid Penetration Induced (LPI) cracking in AZ91 friction stir spot welds", Journal of the Japan Welding Society, Vol. 25, pp. 208-214, 2007.
16- Yamamoto, M., Gerlich, A., North, T., 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.
17- Huang, W., Huang, H., Li, W., Chen, J., Zhang, S., and Xiao, Z., "Influence of heat treatment and pre-straining on dynamic precipitation and creep behavior of AZ91-0.5 Y magnesium alloys", Materials Science and Engineering A, Vol. 841, pp. 143-149, 2022.
18- Chai, X., Yuan, T., and Kou, S., "Liquation and liquation cracking in partially melted zones of magnesium welds", Welding Journal, Vol. 95, pp. 57-67, 2016.
19- Jain, V., Mishra, R., and Gupta, A., "Study of β-precipitates and their effect on the directional yield asymmetry of friction stir processed and aged AZ91C alloy", Materials Science and Engineering A, Vol. 560, pp. 500-509, 2013.
20- Zolghadr, P., Akbari, M., and Asadi, P., "Formation of thermo-mechanically affected zone in friction stir welding", Materials Research Express, Vol. 6, pp. 855-860, 2016.
21- Zhu, T., Chen, Z.W., and Gao, W., "Dissolution of eutectic β-Mg17Al12 phase in magnesium AZ91 cast alloy at temperatures close to eutectic temperature", Journal of materials engineering and performance, Vol. 19, pp. 860-867, 2010.
22- Zhang, H.f., Zhou, L., Li, W.l., Li, G.h., Tazhung, Y.t., and Guo, N., "Effect of tool plunge depth on the microstructure and fracture behavior of refill friction stir spot welded AZ91 magnesium alloy joints", International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, Vol. 28, pp. 699-709, 2021.
23- Su, C., Lu, L., and Lai, M., "Recrystallization and grain growth of deformed magnesium alloy", Philosophical Magazine, Vol. 88, pp. 181-200, 2008.
24- Faraji, G., Dastani, O., and Mousavi, S., "Effect of process parameters on microstructure and micro-hardness of AZ91/Al2O3 surface composite produced by FSP", Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 12, pp. 1583-1590, 2011.
25-Xu, S., Kamado, S., and Honma, T., "Effect of homogenization on microstructures and mechanical properties of hot compressed Mg–9Al–1Zn alloy", Materials Science and Engineering A, Vol. 528, pp. 2385-2393, 2011.
26- Hakamada, M., Watazu, A., Saito, N., and Iwasaki, H., "Dynamic recrystallization during hot compression of as-cast and homogenized noncombustible Mg–9Al–1Zn–1Ca (in mass%) alloys", Materials Science and Engineering A, Vol. 527, pp. 7143-7146, 2010.
27- Zhu, T., Chen, Z.W., and Gao, W., "Microstructure formation in the partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 Mg cast alloy", Materials Characterization, Vol. 59, pp. 1550-1558, 2008.
28- Kou, S., "Welding metallurgy" New Jersey, USA, Vol. 431, pp. 223-225, 2003.
29-Valizadeh, A.R., Kiani-Rashid, A.R., Avazkonandeh-Gharavol, M.H., Karimi, E.Z., "The Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Microsegregation in Al–30Sn Binary Alloy", Metallography Microstructural Analysis, Vol. 2, pp. 107-112, 2013.
30- Dahle, A.K., Lee, Y.C., Nave, M.D., Schaffer, P.L., and John D.H., "Development of the as-cast microstructure in magnesium–aluminium alloys", Journal of light metals, Vol. 1, pp. 61-72, 2001.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2024-10-12]