

تأثیر حرارت ورودی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91 با استفاده از فرایند GTAW

فرزاد رفیعی^{۱*}، علیرضا خدابنده^۲، بهرام نامی^۳، نصراله بنی مصطفی عرب^۴

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران، (پست الکترونیک: f.rafaee_agh@yahoo.com)

۲- استادیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران، (پست الکترونیک: ar_kh@yahoo.com)

۳- استادیار دانشکده مکانیک دانشگاه شهید رجایی تهران، (پست الکترونیک: Bnami@srttu.com)

۴- استادیار دانشکده مکانیک دانشگاه شهید رجایی تهران، (پست الکترونیک: n.arab@srttu.com)

Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy with using GTAW process

F. Rafiee^{*1}, A.r. Khodabandeh², B. Nami³, N. Bani Mustafa arab⁴

1-M.Sc student of materials engineering, Islamic Azad University- Science and Research Branch, Tehran, E-Mail: f.rafaee_agh@yahoo.com

2- Assist. Prof, Faculty of Metallurgical and Materials Engineering, Islamic Azad University- Science and Research Branch, Tehran, e-Mail: ar_kh@yahoo.com

3- Assist. Prof, Faculty of Mechanical Engineering, Shahid Rajaee University, E-Mail: Bnami@srttu.edu

4- Assist. Prof, Faculty of Mechanical Engineering, Shahid Rajaee University, E-Mail: n.arab@srttu.edu

چکیده

در این پژوهش تأثیر حرارت ورودی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال آلیاژ منیزیم AZ91 مورد بررسی قرار گرفت به طوری که در آن، حالت اتصال به صورت لب به لب بوده و عملیات اتصال در سه حرارت ورودی مختلف (به ترتیب ۲۶۷، ۴۴۹ و ۶۸۸ J/mm) با استفاده از فرایند جوشکاری قوسی تنگستنی تحت محافظت گاز خنثی (GTAW) انجام پذیرفت. مشاهدات ریزساختاری با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، نشان داد که با افزایش حرارت ورودی اندازه دانه‌ها در هر دو منطقه جوش و منطقه ذوب جزئی شده (PMZ) درشت‌تر شده و پهنای این مناطق افزایش یافته است. علاوه بر این، افزایش حرارت ورودی تا ۶۸۸ J/mm باعث تغییر مورفولوژی فاز یوتکتیک β در هر دو منطقه جوش و ذوب جزئی شده (بخصوص در منطقه جوش) می‌شود به این ترتیب که از حالت پیوسته به شکل منقطع و دانه‌ای در می‌آید و توزیع آن از حالت مرز دانه‌ای به حالت پراکنده تغییر می‌یابد.

نتایج تست کشش نشان می‌دهد که در حرارت ورودی بالا (۶۸۸ J/mm) به دلیل ایجاد حفره‌های گازی در منطقه جوش استحکام حاصله به ۱۱۴ MPa می‌رسد که در مقایسه با حرارت ورودی پایین‌تر (۲۶۷ J/mm) حدود ۲۱٪ کاهش را نشان می‌دهد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ منیزیم AZ91، حرارت ورودی، جوشکاری قوس تنگستنی، ریزساختار، خواص مکانیکی، شکست نگاری

Abstract

In this study, the effect of heat input on microstructure and mechanical properties of magnesium alloy, AZ91, were investigated. The butt welding was carried out at three different heat inputs (269, 452, and 657 J/mm), using a tungsten arc welding process under the protection of inert gas (GTAW). Microstructure observation with optical (OM) and scanning electron, microscopes (SEM) showed that with an increase of the heat input, the grains both in the fusion zone and the heat-affected zone coarsen and the width of the heat-affected zone increased. Moreover, an increase of the heat input up to 657 J/mm resulted in a decrease of the continuous Mg17Al12 phase and an increase of the granular (particularly in weld area) and randomly dispersed. The results of tensile tests show that at high heat input the welding strength will decrease to 114 MPa, due to creation of gas voids in the welding area. This value is 21% less than that observed for lower heat input (269 J/mm).

Key words: AZ91 magnesium alloy, heat input, tungsten arc welding process, microstructure, mechanical properties, fractography

(کد: ۹۱۱۰۶۲)

جدول ۱: ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پر کننده

عنصر آلیاژی	Al	Cu	Fe	Mn	Si	Zn	Mg
درصد وزنی فلز پایه (AZ 91)	۷/۶	۰/۰۱	۰/۰۰۴	۰/۱۷۲	۰/۰۳	۰/۳۷	باقیمانده
درصد وزنی فلز پر کننده (ER AZ92A)	۸/۳	۰/۰۵	۰/۰۰۵	۰/۱۵	۰/۰۵	۱/۷	باقیمانده

مقدمه

است و هدف اصلی این تحقیق نیز دستیابی به حرارت ورودی بهینه می باشد به طوری که در آن حداقل افت خواص جوش نسبت به فلز پایه در شرایط as welded حاصل شود.

مواد و روش تحقیق

مواد اولیه مورد استفاده و آماده سازی نمونه ها

برای انجام عملیات جوشکاری از یک پلیت ریخته گری شده (روش ریخته گری ماسه ای) آلیاژ AZ91 در ابعاد 600×400×16mm نمونه هایی به ابعاد 150×60×4mm استخراج شد و ترکیب شیمیایی آن نیز توسط دستگاه آنالیز کوانتومتری (GNR-METALAB-75-80J) مطابق با جدول ۱ تعیین گردید. علاوه بر این، جهت اطمینان از نبود عیوب داخلی، نمونه ها تحت آزمون رادیوگرافی نیز قرار گرفتند. از آنجائیکه میل واکنش منیزیم با اکسیژن بالاست و این امر سبب بروز عیوبی از قبیل عدم ذوب (LOF) در حین جوشکاری می نماید از این رو طراحی اتصال نقش مهمی ایفا می کند بر این اساس جهت دسترسی آسان مذاب به ریشه اتصال به جای طرح اتصال V از طرح اتصال U استفاده گردید. نمونه ها قبل از جوشکاری به منظور رفع آلودگی های باقیمانده از مرحله ماشین کاری، ابتدا توسط الکل اتانول تمیزکاری شیمیایی شده و سپس توسط برس های با سیم فولاد ضد زنگ به پهنای ۲ Cm از هر دو طرف اکسید زدایی (تمیزکاری مکانیکی) گردیدند.

جوشکاری نمونه ها

نمونه ها بعد از آماده سازی بر روی تسمه پشت بند مسی که حاوی شیار نیم دایره ای به قطر ۶ میلی متر بود و در جهت عمود بر آن نیز در فواصل منظم سوراخهایی به منظور حفاظت پشت جوش تعبیه شده بود، بصورت لب به لب قرار گرفت. عملیات جوشکاری بوسیله دستگاه TIG-MAGIC WAVE 5000 و با استفاده از فلز پر کننده ER AZ92A صورت پذیرفت و جهت اکسید زدایی بیشتر پارامتر AC-Balance آن بر روی ۳+ تنظیم گردید. جهت ایجاد قوس تنگستن خالص (EWP) به قطر 2.4mm انتخاب و جهت حفاظت جوش نیز از

ترکیبی از چگالی پائین (1.74 gr/cm^3)، که در مقایسه با آلومینیوم ۳۰٪ و در مقایسه با آهن ۷۰٪ سبک تر است)، نسبت استحکام به وزن بالا، قابلیت میرایی ارتعاش و محافظ خوب در برابر امواج الکترومغناطیسی، آلیاژهای منیزیم را برای کاربردهای سازه ای سبک که اغلب در صنایع خودرو سازی و صنایع هوافضا مورد نیاز است متمایز ساخته است [۱، ۲، ۳]. در بین آلیاژهای منیزیم، آلیاژ AZ91 معروف ترین آلیاژ ریخته گری منیزیم به حساب می آید به طوری که بخش عمده ای از تولیدات قطعات ریخته گری را به خود اختصاص داده است. با این وجود، ساخت قطعات بزرگ و پیچیده به دلیل انعطاف پذیری پائین آلیاژ در دمای اتاق، دشوار و گران قیمت می باشد و این موضوع به خاطر ساختار کریستالی هگزگونال (HCP) منیزیم بوده که از تعداد سیستم لغزش کافی بر خوردار نمی باشد. از این رو جهت ارتقاء کارایی این آلیاژها تکنولوژی اتصال نقش مهمی را ایفا می کند و در این خصوص تلاش های زیادی نیز در بررسی جوشکاری آلیاژهای منیزیم با استفاده از فرایندهای مختلف از قبیل: FSW^۲، جوشکاری لیزر ترکیبی، جوشکاری پرتو الکترونی و جوشکاری تحت محافظت گاز خنثی (TiG^۳) صورت پذیرفته است [۴، ۵]. از میان فرایندهای فوق فرایند TIG به دلایل اقتصادی و سهولت در دسترسی، بیشتر مورد توجه قرار گرفته است و بهترین گزینه جهت بازسازی قطعات معیوب ریخته گری به حساب می آید. با این وجود، آلیاژ ریخته گری AZ91 به دلیل داشتن دامنه انجماد وسیع، به پیدایش عیوبی از قبیل جدایش، تخلخل و ترک گرم مستعد می باشد [۶، ۷]. در هنگام جوشکاری نیز بسته به نوع فرایند و حرارت ورودی، منطقه ذوب جزئی (PMZ^۴) متفاوتی بوجود می آید که از لحاظ ریز ساختاری مستعد به ترک گرم می باشد و اکثر تحقیقات صورت پذیرفته معطوف به این حوزه می باشد [۸، ۷، ۳]. با این وجود، تاثیر هم زمان حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص مکانیکی جوش حاصله با استفاده از فلز پرکننده از جمله موضوعاتی است که کمتر بدان پرداخته شده

- 1-Hexagonal Close Packed
- 2-Friction Stir Welding
- 3-Tungsten Inert Gas
- 4-Partially Melted Zone

جدول ۲: پارامترهای اجرایی تحقیق

نمونه	جریان (A)	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت (mm/s)	دبی گاز پشته (lit/min)	حرارت ورودی (J/mm)
B	۱۵۵	B	۱۶/۵	۲/۶	۱۰	۶۸۸
C	۱۱۵	C	۱۴/۵	۲/۶	۱۰	۴۴۹
D	۸۰	D	۱۲/۴	۲/۶	۱۰	۲۶۷

بررسی توزیع عناصر آلیاژی از میکروسکوپ الکترونی روبشی (مدل TESCAN WEGA) مجهز به EDS استفاده و تصاویر لازم تهیه گردید. به منظور بررسی و مقایسه مقدار سختی مقاطع اتصال در شرایط حرارت ورودیهای مختلف، آزمون سختی سنجی و یکرز با مقدار نیروی 300 gf و زمان اعمال نیرو به مدت ۱۰ ثانیه، بوسیله دستگاه سختی سنج LECO VG-101 انجام پذیرفت. به طوری که فاصله نقاط اثر از همدیگر در مناطق جوش و فلز پایه در نمونه های B و C یک میلیمتر بوده و در منطقه ذوب جزئی شده 0.3 mm در نظر گرفته شد. یکی از مهمترین آزمون های بررسی خواص مکانیکی، آزمون کشش می باشد که در این تحقیق برای مقایسه استحکام کششی مقاطع اتصال در شرایط مختلف جوشکاری، نمونه های آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM-B557M بصورت Sub size تهیه شدند. نمونه های تهیه شده بگونه ای بودند که مقطع جوش کاملاً در وسط آنها قرار گرفت. آزمون کشش بوسیله دستگاه SANTAM با ظرفیت کشش ۲ تن، در شرایط دمای محیط و با سرعت 2 mm/min انجام پذیرفت.

نتایج و بحث

تأثیر حرارت ورودی بر شکل ظاهری جوش

بعد از جوشکاری، حرارت ورودی، پهنا، ارتفاع و عمق نفوذ جوش هر نمونه محاسبه و اندازه گیری گردید که نتایج آن در جدول ۳ نشان داده شده است.

همانطور که در جدول ۳ نشان داده شده است بیشترین پهنا (عرض جوش) به ترتیب در نمونه های C و B و D به علت استفاده از حرارت ورودی بالاتر بوجود آمده و کمترین عمق نفوذ (0.2 mm) نیز در نمونه D دیده می شود. از آنجایی که در آلیاژهای منیزیم میزان انتقال حرارت بالاست از این رو در مقایسه با دیگر فلزات در حرارت ورودی مشابه، انتظار پهن تر شدن عرض جوش وجود دارد و دوم اینکه در تطبیق AC به دلیل کروی شدن شکل نوک الکتروند تنگستن، امکان تمرکز قوس وجود نداشته و با افزایش شدت جریان الکتریکی وسعت منطقه درگیری قوس نیز افزایش می پذیرد.

نازل سرامیکی به قطر 12 mm استفاده گردید. همچنین سرعت حرکت، دمای پیش گرمایی، نرخ جریان گاز اصلی و راندمان (η) برای تمامی نمونه ها ثابت و به ترتیب برابر با $0.2/6\text{ (mm/s)}$ ، 1050 C° ، 12 (lit/min) و 0.7 در نظر گرفته شد. علاوه بر این، جزئیات بیشتر پارامترهای مورد استفاده در این تحقیق در جدول ۲ ارائه شده است.

ملاک تعیین پارامترهای جدول ۲ بر این اساس بود که ابتدا با استفاده از اطلاعات منابع موجود در این زمینه و روش سعی و خطا، شدت جریان بهینه که دارای شکل ظاهری مناسبی بود بدست آمد و سپس نسبت به آن، یک نمونه با شدت جریان بالاتر و یک نمونه با شدت جریان پایین تر با اختلاف حدود 30% انتخاب گردید و عملیات جوشکاری بر روی آنها صورت پذیرفت. حرارت ورودی حاصله مطابق با رابطه (۱) [۹] با تنظیم جریان جوشکاری و ثابت نگهداشتن بقیه پارامترها، محاسبه گردید:

$$H.I = (V.I.\eta)/S \quad (1)$$

که در آن V ولتاژ، I شدت جریان، S سرعت جوشکاری و η راندمان قوس (0.7) می باشد.

همچنین علاوه بر دست یابی به شدت جریان بهینه، لازم بود که نرخ گاز محافظ پشته نیز تعیین گردد. برای این منظور نرخ گاز مصرفی اصلی و پشته، بطور یکسان و برابر با 12 Lit/min در نظر گرفته شد. بعد از اتمام جوشکاری و بررسی پشت جوش نفوذ جوش متخلخلی حاصل شد که نتیجه در تلاطم بالای گاز در این منطقه می باشد. بنابراین برای نمونه های بعدی نرخ گاز پشته تا 12 Lit/min کاهش پذیرفت و نتیجه مطلوب حاصل گردید.

بعد از انجام عملیات جوشکاری جهت بررسی عیوب سطحی و داخلی، به ترتیب آزمون مایعات نافذ و رادیوگرافی بر روی نمونه ها انجام پذیرفت. همچنین جهت بررسی ریزساختار جوش و منطقه مجاور آن، نمونه ها در جهت عمود بر جوش از مقطع بریده و آماده متالوگرافی گردیدند. برای اچ کردن از محلول نایتال با ترکیب شیمیایی $5\text{ mL HNO}_3 + 100\text{ mL ethanol (95\%)}$ به مدت ۵ ثانیه استفاده شد. پس از اتمام مرحله اچ کردن جهت بررسی ریزساختاری مناطق پوش، متاثر از حرارت و فلز پایه از میکروسکوپ نوری مدل Olym-pus، با بزرگنمایی های متفاوت استفاده گردید. علاوه بر این، برای

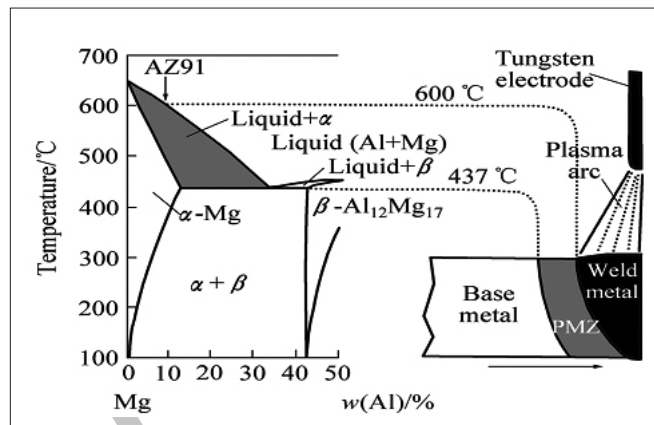
جدول ۳: تأثیر میزان حرارت ورودی بر شکل ظاهری جوش

نمونه	ارتفاع جوش (mm)	عمق نفوذ (mm)	عرض/پهنای جوش (mm)	حرارت ورودی (J/mm)
B	۲	۱/۷	۱۵	۶۸۸
C	۱/۷	۱/۷	۱۳	۴۴۹
D	۱/۸	۰/۲	۹	۲۶۷

بوسیله تشکیل فاز اولیه α (Mg) شروع به انجماد می‌کند. ریزساختار تعادلی این آلیاژها ۱۰۰٪ فاز α (Mg) می‌باشد. اما بدلیل انجماد غیر تعادلی، یوتکتیک نیمه پایدار در طول انجماد تشکیل شده و در نتیجه در ریزساختار آلیاژهای منیزیم - آلومینیوم که میزان آلومینیوم آنها بیشتر از ۲٪ وزنی باشد، فاز یوتکتیک مشاهده خواهد شد [۵]. شکل ۲ تصویر متالوگرافی ریزساختار فلز پایه ریخته‌گری شده آلیاژ منیزیم AZ91 می‌باشد. نتایج بررسی ریزساختار فلز پایه نشان می‌دهد که بخش عمده ریزساختار فلز پایه آلیاژ منیزیم 91 AZ مشتمل بر دندریتهای α (Mg) بوده که با رنگ سفید نمایان است و فازهای یوتکتیک (β)-Al₁₂Mg₁₇، اعم از یوتکتیک α و یوتکتیک β (جدا شده کامل یا جدا شده جزئی و یا یوتکتیک لایه‌ای) در بین این دندریتهای واقع شده است. مشابه چنین ریزساختاری در مراجع [۱۱، ۱۰، ۵، ۷] نیز مشاهده گردیده است.

ریزساختار منطقه جوش

شکل ۲ تصاویر ریزساختار منطقه جوش در حرارت ورودی‌های مختلف به ترتیب در نمونه‌های B، C و D می‌باشد. در منطقه جوش نمونه B به دلیل استفاده از حرارت ورودی بالاتر (۶۸۸ J/mm) و نرخ سرد شدن آهسته متعاقب با آن، نسبت به نمونه‌های دیگر اندازه دانه‌ها درشت‌تر شده است. همچنین از تعداد و اندازه رسوب‌های پیوسته کاسته شده و به جای آن رسوب‌های منقطع، زیادتر شده است. به نظر می‌رسد توزیع رسوب مرز دانه‌ای به توزیع رسوب پراکنده، تبدیل شده است و این بدین علت می‌باشد که حرارت ورودی بالا باعث تجزیه نمودن رسوب‌های پیوسته نموده و آن را تبدیل به رسوب غیر پیوسته و یا دانه‌ای کرده است. همچنین مورفولوژی فاز یوتکتیک β به یوتکتیک کاملاً جدا شده تبدیل شده است. در منطقه جوش نمونه C که با حرارت ورودی متوسط (۴۴۹ J/mm) جوشکاری شده، ریزساختار جوش حاصله دارای ترکیبی از رسوب‌های پیوسته و منقطع می‌باشد به طوری که نسبت به نمونه B، از تعداد رسوب‌های منقطع کاسته شده و بر تعداد رسوب‌های پیوسته افزوده شده است و اندکی هم اندازه خود رسوب بزرگتر شده است. مورفولوژی فاز یوتکتیک β در منطقه جوش این نمونه نیز در اثر سرعت سرد شدن



شکل ۱: دیاگرام فازی آلیاژ AZ91 و نمای شماتیکی از تشکیل منطقه ذوب جزئی [۸]

بنابراین در نمونه B که از بیشترین حرارت ورودی برخوردار است (۶۸۸ J/mm)، پهنای جوش تا ۱۵ میلی‌متر افزایش یافته است که در مقایسه با نمونه D که از کمترین حرارت ورودی برخوردار است با پهنای ۹ میلی‌متر، کاهش ۴۰٪ را نشان می‌دهد. همچنین از نکات قابل توجه که در نمونه D به چشم می‌خورد، میزان عمق نفوذ پائین آن می‌باشد (۰/۲ میلی‌متر) است و اگر حرارت ورودی در حد ناچیزی از این کمتر شود امکان ایجاد عدم نفوذ وجود داشت. علاوه بر این، در نمونه D به علت اینکه حرارت ورودی پائین است امکان پخش شدن مذاب به کناره‌ها کاهش پذیرفته و بیشتر در مرکز اتصال بر روی هم انباشته شده است و اندازه ارتفاع آن همانطور که در جدول ۳ ارائه شده، به حدود ۱/۸ میلی‌متر رسیده است.

تأثیر حرارت ورودی بر ریزساختار نمونه‌ها

ریزساختار فلز پایه

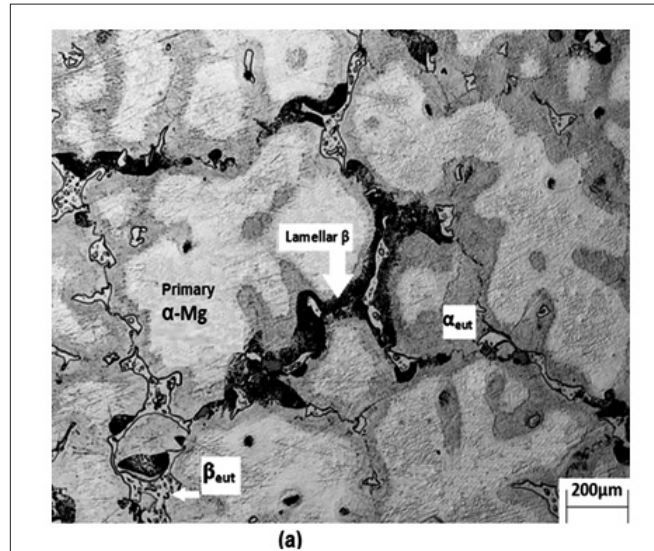
از آنجائیکه ماکزیمم حلالیت آلومینیوم در منیزیم در حالت جامد مطابق با دیاگرام فازی شکل (۱) حدود ۱۳٪ وزنی می‌باشد. یک فاز یوتکتیک بین α (Mg) و فاز بین فلزی Mg₁₇Al₁₂ در حدود ۳۳٪ وزنی آلومینیوم تشکیل می‌شود. میزان آلومینیوم در این آلیاژ پایین‌تر از ماکزیمم حد حلالیت بوده (۸/۶ درصد وزنی) و در نتیجه این آلیاژ

نیز به خاطر حرارت ورودی بالاتر، از نمونه‌های دیگر بیشتر است (۴/۶ mm). علاوه بر این، در خط مرزی ذوب که ساختاری شبیه ساختار شبکه‌ای دارد به دلیل اینکه درصد آلومینیوم فاز یوتکتیک β بالا می‌باشد (۳۰/۴۳ درصد اتمی) مورفولوژی یوتکتیک به سمت یوتکتیک منظم (فیبری و دانه‌ای) تمایل پیدا کرده است. با بررسی دقیق‌تر این مناطق می‌توان به این نتیجه رسید که تغییر مورفولوژی رسوبها با اندکی تفاوت برای هر سه نمونه تقریباً یکسان می‌باشد و آن بدین صورت است که رسوب‌های فاز β نزدیک به خط ذوب ساختار شبکه‌ای داشته و با فاصله گرفتن از آن به یوتکتیک نیمه جدا شده و در نهایت به یوتکتیک کاملاً جدا شده تبدیل می‌شود. در نمونه C که با حرارت ورودی متوسط جوشکاری شده، تعداد رسوب پیوسته نسبت به نمونه B بیشتر شده است بنابراین با کاهش حرارت ورودی انرژی و زمان کافی جهت تجزیه رسوبها فراهم نگردیده است. علاوه بر این، در این منطقه به دلیل اینکه درصد آلومینیوم فاز یوتکتیک β بالا می‌باشد (۳۲/۲۴ درصد اتمی) از این رو مورفولوژی یوتکتیک به سمت یوتکتیک منظم (فیبری و دانه‌ای) تمایل پیدا کرده است و به دلیل درصد آلومینیوم بالاتری که دارد مقدار فیبری آن در مقایسه با نمونه B بیشتر شده است. در نمونه D که با حرارت ورودی پائین جوشکاری شده است پیوستگی و پهنای رسوب بیشتر می‌شود با این تفاوت که پهنای این منطقه به علت استفاده از پائین‌ترین حرارت ورودی، از نمونه‌های دیگر کمتر شده است (۳ mm). نتایج آنالیز گرفته شده حاکی از آن است که درصد آلومینیوم بالاتر از نمونه‌های دیگر است (۳۴ درصد اتمی) از این رو مورفولوژی فاز به سمت یوتکتیک منظم متمایل شده است و همانطور که در تصویر شکل (C) در بزرگنمایی بالاتری به آن اشاره شده، در بعضی از مناطق یوتکتیک لایه‌ای بوجود آمده و تقریباً جایگزین یوتکتیک فیبری شده است. بنابراین در این منطقه به دلیل نرخ حرارت ورودی پائین و درصد آلومینیوم بالا چنین مورفولوژی رخ داده است.

تأثیر حرارت ورودی بر خواص مکانیکی

سختی سنجی

در شکل ۵ پروفیل سختی جوش هر سه نمونه با هم مورد مقایسه قرار گرفته است. نتیجه حاکی از آن است که پایین‌ترین مقدار سختی در منطقه ذوب جزئی (PMZ) نمونه B (با میانگین ۵۸/۱ ویکرز) که در معرض بیشترین حرارت ورودی واقع شده دیده می‌شود که نسبت به فلز پایه ۱۰/۵٪ کاهش را نشان می‌دهد. بیشترین سختی مناطق جوش نیز به ترتیب در نمونه‌های D با ۶۶/۱۵ ویکرز و C با ۶۴/۴۷ ویکرز و B با ۶۳/۶ ویکرز، بدست آمد که در مقایسه با فلز پایه

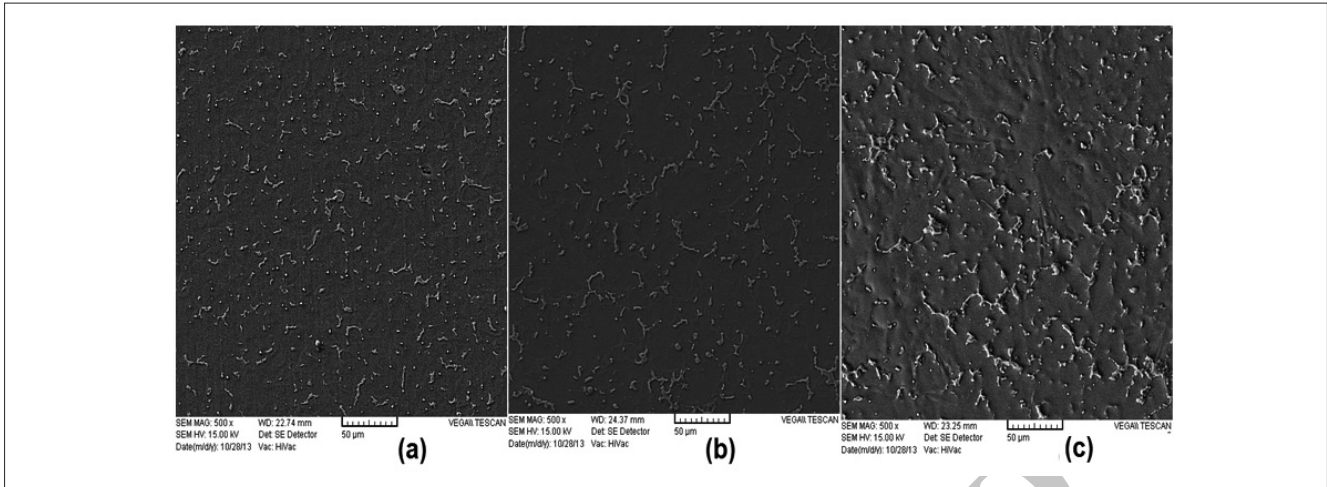


شکل ۲: تصاویر میکروسکوپ نوری از فلز پایه

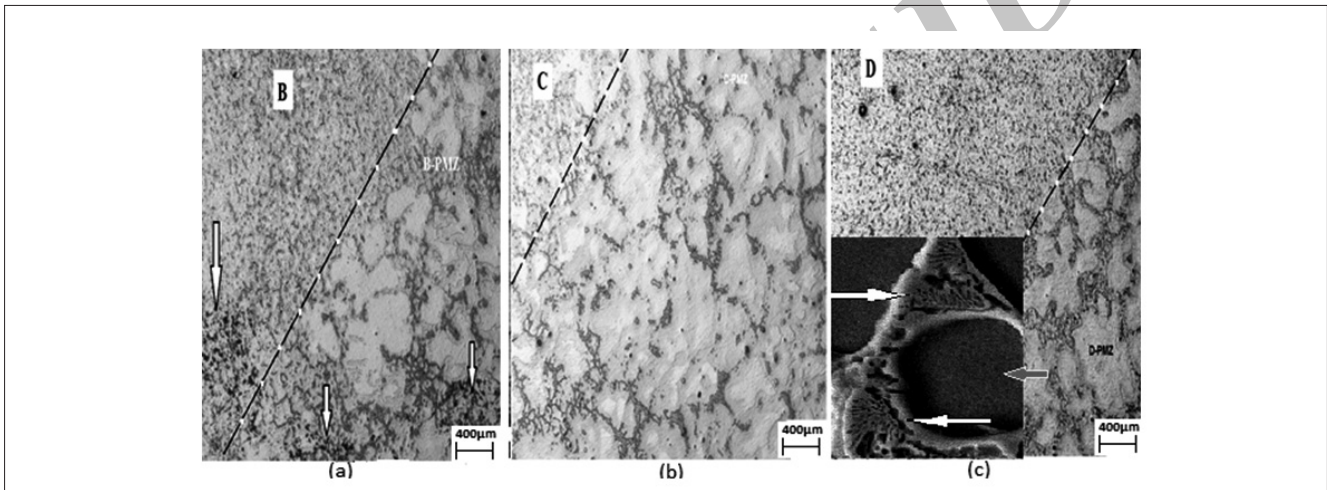
بالا همانند نمونه B به یوتکتیک کاملاً جدا شده تبدیل شده است. در منطقه جوش نمونه D که با حرارت ورودی پائین (۲۶۷ J/mm) جوشکاری شده، هم اندازه و هم پیوستگی رسوبها افزایش یافته به طوری که می‌توان گفت حجم رسوب در این نمونه از نمونه‌های دیگر بیشتر است و می‌توان نتیجه گرفت که حرارت ورودی به حدی نبوده که بتواند رسوب‌های پیوسته را در خود حل نماید و از طرفی چون نرخ سرد شدن در این نمونه از بقیه نمونه‌ها بالاتر است از این رو اندازه دانه آن از همه کوچکتر است. مورفولوژی فاز یوتکتیک β در منطقه جوش این نمونه نیز در اثر سرعت سرد شدن بالا، همانند نمونه B به یوتکتیک کاملاً جدا شده تبدیل شده است در حالیکه درصد آلومینیوم موجود در این فاز در مقایسه با نمونه‌های دیگر افزایش پیدا نموده است.

ریزساختار منطقه ذوب جزئی شده (PMZ)

شکل ۴ تصاویر ریزساختار منطقه ذوب جزئی شده (PMZ) را در حرارت ورودی‌های مختلف نشان می‌دهد. همان طور که در تصویر می‌توان دید حرارت ناشی از جوشکاری باعث ذوب و تجزیه فاز یوتکتیک β در این مناطق نموده است. بطوری‌که در نمونه B با حرارت ورودی بالا حتی منجر به اکسید شدن بعضی از قسمت‌ها نیز گردیده است که در تصویر به آن اشاره شده است. در ادامه با فاصله گرفتن از خط مرزی ذوب، همان مکانیزیمی که در جوش رخ می‌داد در این منطقه نیز دیده می‌شود به طوری که در نمونه B که از بیشترین حرارت ورودی برخوردار است، اندازه رسوب کوچکتر شده و از حالت پیوستگی آن کاسته شده و بیشتر به حالت منقطع تبدیل شده است و عرض PMZ این منطقه



شکل ۳: تصاویر ریزساختار منطقه جوش در حرارت ورودی های مختلف - (a) (۶۸۸ J/mm) B، (b) (۴۴۹ J/mm) C و (c) (۲۶۷ J/mm) D



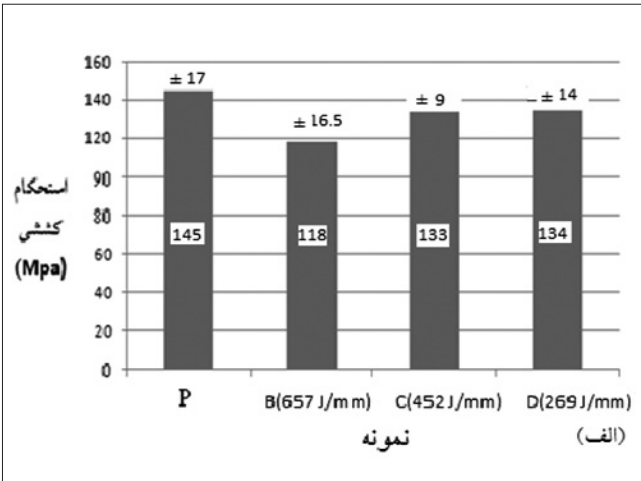
شکل ۴: تصاویر ریزساختار منطقه ذوب جزئی شده در حرارت ورودی های مختلف - (a) (۶۸۸ J/mm) B، (b) (۴۴۹ J/mm) C و (c) (۲۶۷ J/mm) D

آزمون کشش

جهت بررسی تاثیر حرارت ورودی بر خواص مکانیکی (استحکام کششی و درصد ازدیاد طول) برای هر گروه ۴ نمونه تست در نظر گرفته شد و نتیجه حاصله مطابق با نمودار شکل ۶ با همدیگر و فلز پایه مورد مقایسه قرار گرفت. میانگین استحکام کششی نمونه های جوشکاری شده به ترتیب:

$(134 \text{ MPa}) < D < C (133 \text{ MPa}) < B (118 \text{ MPa})$ بدست آمد و این موضوع بیانگر آن است که با افزایش حرارت ورودی و رشد دانه های حاصل از آن (مطابق با رابطه هال پیچ)، استحکام کاهش می پذیرد و از آنجاییکه بیشترین رشد دانه در مناطق ذوب جزئی و متاثر از حرارت روی می دهد احتمال شکست از این مناطق بالاست مگر این که در منطقه جوش فعل و انفعالات خاصی روی داده و یا ترکیب شیمیایی آن متفاوت از فلز پایه باشد. در این صورت است که می تواند باعث کاهش استحکام از آن ناحیه شود که این موضوع

(در نمونه های B و C) کاهش بسیار پائینی (۳٪) نشان می دهد بطوری که در نمونه D سختی حاصله به اندازه فلز پایه نیز رسیده است. ترتیب سختی مناطق برای نمونه های B و C به ترتیب: فلز پایه > منطقه جوش < منطقه ذوب جزئی، می باشد. علاوه بر این، از مقایسه مناطق می توان به این نتیجه رسید که در هر سه نمونه منطقه ذوب جزئی پائین ترین سختی را به خود اختصاص داده و در بین آنها نیز نمونه B به دلیل حرارت ورودی بالا، از کمترین سختی با میانگین ۵۸/۱ ویکرز برخوردار بوده که نسبت به فلز پایه ۱۰/۵٪ کاهش سختی را نشان می دهد و در مقابل در همین منطقه (PMZ) نمونه D با ۶۱/۴ ویکرز از بیشترین سختی برخوردار است که نسبت به فلز پایه ۶/۴٪ کاهش سختی را نشان می دهد. بطور کلی در صورتی که عیب عدم ذوب (LOF) که معمولا در اثر حرارت ورودی پائین رخ می دهد بوجود نیاید، بهترین خواص حاصل می شود (در این تحقیق در نمونه D مشاهده شد).



شکل ۶: نمودار مقایسه استحکام کششی نمونه‌ها



شکل ۵: منحنی مقایسه پروفیل سختی جوش نمونه‌ها با همدیگر

و در حدود ۲٪ است بیانگر وقوع شکست ترد در فلز پایه می‌باشد و این به ساختار کریستالی نمونه (hcp) مرتبط می‌باشد که از تعداد سیستم‌های لغزش کمتری برخوردار است از این رو شکست ترد در قطعه رخ می‌دهد. همچنین از آنجایی که در فرایندهای متداول ریخته‌گری پیدایش بعضی عیوب ریخته‌گری از قبیل حفره‌های ریز (micro voids) و حفره‌های انقباضی اجتناب ناپذیر است و از نقطه نظر تحمل بار، وجود این عیوب داخلی، کاهش استحکام تسلیم و در نهایت کاهش تغییر شکل پلاستیکی را به دنبال دارد، در نتیجه شروع شکست از این مناطق اجتناب ناپذیر است. بررسی سطوح شکست شکل (a) ۷ و مقایسه آن با منابع موجود در این زمینه [۱۲-۱۶] نشان می‌دهد که شکست ترد در محل بین دندریته‌ها رخ داده است و این بر گرفته از حفره‌های انقباضی می‌باشد که در محل بین دندریته‌ها در حین انجماد بوجود آمده است.

بررسی سطوح شکست نمونه‌های جوشکاری شده

شکل ۸ تصویر SEM محل شکست نمونه B2 می‌باشد که دقیقاً در مرکز نمونه تست کشش واقع شده و در تنش کششی‌ای معادل ۱۱۴ MPa شکسته شده است به طوری که در مقطع آن نیز عیوبی مشاهده می‌شود. این نمونه، با حرارت ورودی ۶۸۸ J/mm و با استفاده از فلز پرکننده ER AZ92A جوشکاری شده و محل شکست آن نیز در منطقه جوش واقع شده است. همان‌طور که در تصویر نشان داده شده و در مقایسه آن با منابع دیگر [۷]، می‌توان به این نتیجه رسید که جوش متخلخل باعث ایجاد شکست از این منطقه شده و با نتایج آزمون رادیوگرافی صورت پذیرفته نیز در انطباق می‌باشد. همان‌طور که مشاهده می‌شود مقطع شکست شامل حفره‌های بزرگ می‌باشد که توسط حفره‌های کوچک احاطه شده و حالت شکست نیز ناشی از به هم پیوستن حفره‌های کوچک بوده که در اثر نیروی کششی بوجود آمده است.

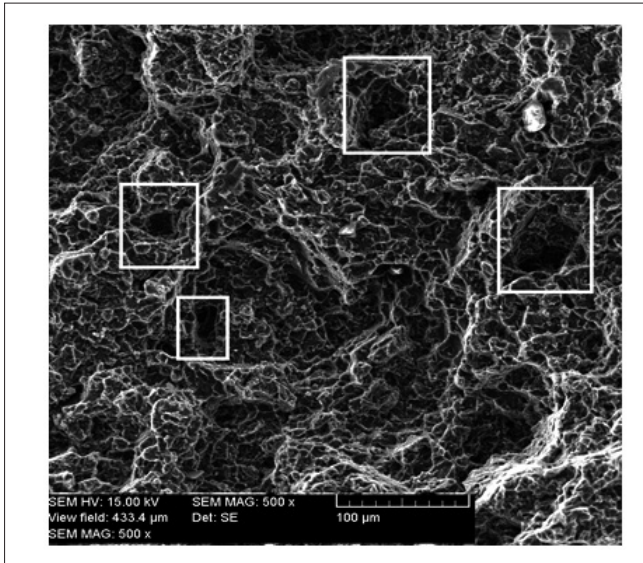
در نمونه‌های B2 و B4 مشاهده شده است. بطوری که در آن بدلیل تشکیل حفره‌های گازی در منطقه جوش، استحکام آنها به ترتیب تا ۱۱۴ MPa و ۱۰۲ MPa کاهش پذیرفت که در مقایسه با فلز پایه، کاهش استحکامی بالغ بر ۲۰٪ را نشان می‌دهد. در نمونه‌های C و D به دلیل کاهش حرارت ورودی و افزایش نرخ سرد شدن، فرصت کافی جهت رشد دانه‌ها کمتر بوجود آمده از این رو استحکام کلی شان در مقایسه با نمونه B افزایش یافته است با این حال به دلیل اینکه میزان سرد شدن در مناطق ذوب جزئی و متاثر از حرارت این دو نمونه نسبت به منطقه جوش خود پائین است، دانه‌ها درشت شده و مورفولوژی توزیع رسوب تغییر یافته و در نتیجه در اثر اعمال نیروی کششی به ترتیب در استحکام‌های میانگینی برابر ۱۳۳ و ۱۲۴ MPa از این مناطق دچار شکست شده‌اند که در مقایسه با فلز پایه که دارای استحکام کششی معادل ۱۴۵ MPa است به ترتیب ۸/۳٪ و ۷/۶٪ کاهش را نشان می‌دهد.

همچنین از جمله رفتار مشترک که در نمودار نمونه‌های فوق مشاهده شد درصد ازدیاد طول نسبی است که در حدود ۱ الی ۱/۵٪ می‌باشد که حاکی از انعطاف پذیری پایین آلیاژ منیزیم است (چه در حالت جوشکاری شده و چه در حالتی که جوشکاری بر روی آن صورت پذیرفته باشد) و حرارت ورودی تأثیر چندانی بر روی آن نداشته است.

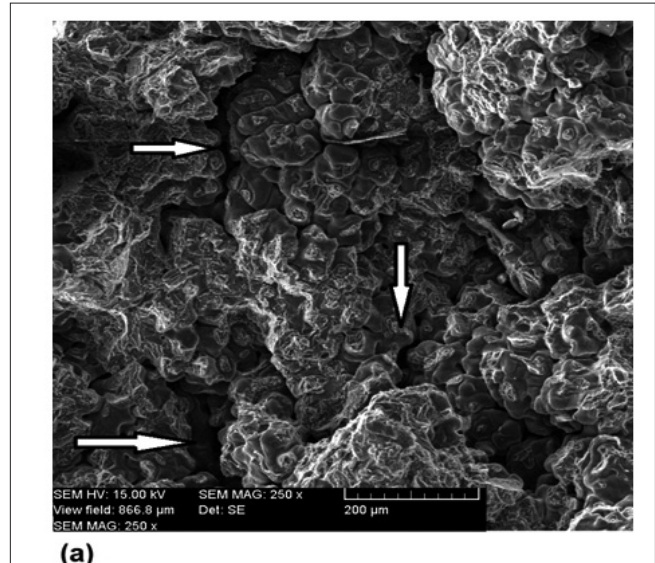
بررسی سطوح شکست

بررسی سطوح شکست فلز پایه

شکل ۷ تصویر SEM محل شکست فلز پایه را قبل از عملیات جوشکاری نشان می‌دهد که در تنش کششی‌ای معادل ۱۵۷ MPa شکسته شده است و از آنجائیکه درصد ازدیاد طولی نسبی آن پائین



شکل ۸: تصویر SEM مقطع شکست نمونه B



شکل ۷: تصاویر SEM مقطع شکست فلز پایه در بزرگنمایی‌های مختلف

است. از این رو شکست در منطقه ذوب جزئی شده (PMZ) واقع شده است. همان‌طوری‌که در شکل نشان داده شده است به دلیل استفاده از حرارت ورودی پایین‌تر، فاصله بین دندریته‌ها در مقایسه با نمونه‌های دیگر بمراتب کاهش یافته است و لسی با این حال حفره‌های ریز و درشت بخصوص در بین دندریته‌ها نمایان است. در این نمونه نیز با توجه به علائم موجود رفتاری مشابه با نمونه C که در آن از حرارت ورودی متوسط استفاده شده بود دیده می‌شود و علت اصلی شکست در این نمونه نیز در اثر وجود همزمان حفره‌های گازی و فاز یوتکتیک β در مناطق بین دندریته‌ها می‌باشد. در مقایسه با نمونه C می‌توان به این نتیجه رسید که با کمتر شدن فاصله بین دندریته‌ها استحکام بالاتری بدست می‌آید.

نتیجه‌گیری

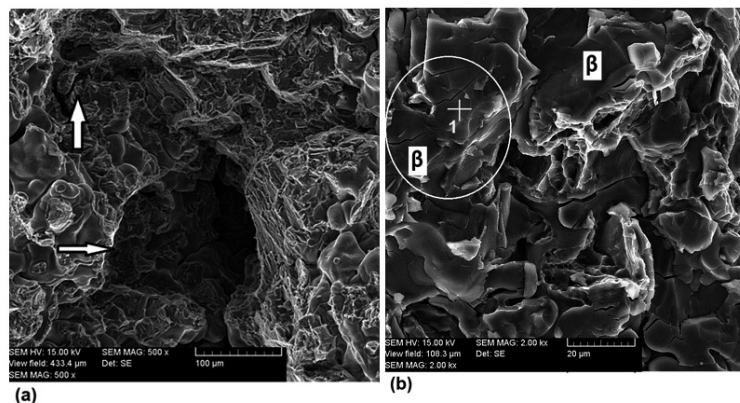
ریز ساختار و خواص مکانیکی آلیاژ ریخته‌گری AZ91 که بصورت لب به لب با استفاده از فرایند GTAW در سه حرارت ورودی مختلف { حرارت ورودی بالا (۶۸۸ J/mm)، حرارت ورودی متوسط (۴۴۹ J/mm) و حرارت ورودی پایین (۲۶۷ J/mm) } جوشکاری شده بود مورد بررسی قرار گرفت.

۱- نتایج نشان داد که در منطقه جوش با افزایش حرارت ورودی، دانه بندی درشت شده و نحوه توزیع رسوب فاز یوتکتیک β از حالت پیوسته و مرز دانه‌ای به توزیع غیر پیوسته و دانه‌ای تبدیل شد و اندازه رسوب نیز کاهش پذیرفته است. علاوه بر این، پهنای منطقه ذوب جزئی (PMZ) نیز به $4/6$ mm افزایش پیدا نمود.

۲- در تمامی نمونه‌ها با فاصله گرفتن از خط مرزی ذوب، مورفولوژی رسوب یوتکتیک β از حالت شبکه‌ای به یوتکتیک نیمه

شکل ۹ تصویر SEM محل شکست نمونه C2 می‌باشد که در آن محل شکست در خارج از منطقه جوش و در محدوده منطقه ذوب جزئی شده (PMZ) واقع شده و در تنش کششی‌ای معادل ۱۳۱ MPa شکسته شده است. شکل (a) نشان می‌دهد که حفره‌های گازی هم بصورت انقباضی گسترده و هم بصورت مجزا در مرز بین دندریته‌ها واقع شده و در تصاویر متالوگرافی نیز مشاهده گردیده است. علاوه بر این، بوجود آمدن چنین حفره‌هایی بسته به آلیاژ مورد استفاده و روش ریخته‌گری اجتناب ناپذیر است. بطوری‌که باعث کاهش استحکام شده و در اثر نیروی کششی می‌تواند منشاء ترک شده و ترک از آن مناطق اشاعه پیدا نماید. همچنین جهت بررسی دقیق‌تر علت شکست، تصویری در بزرگنمایی بالاتر تهیه شد که در شکل (b) نشان داده شده است. همان‌طور که در تصویر می‌توان دید در کنار هر حفره، ترکهایی به موازات هم دیده می‌شود که بر روی بعضی از سطوح که غالباً صاف می‌باشد واقع شده است. بنابراین این سطوح مطابق با آنالیز EDS مورد بررسی قرار گرفت و نشان داده شد که این سطوح همان فاز یوتکتیک β می‌باشد. در نتیجه به نظر می‌رسد وجود فاز یوتکتیک β در مرز بین دندریته‌ها همراه با حفره‌های انقباضی، در اثر کرنش حرارتی ناشی از جوشکاری، باعث بوجود آمدن ترک در این منطقه شده است.

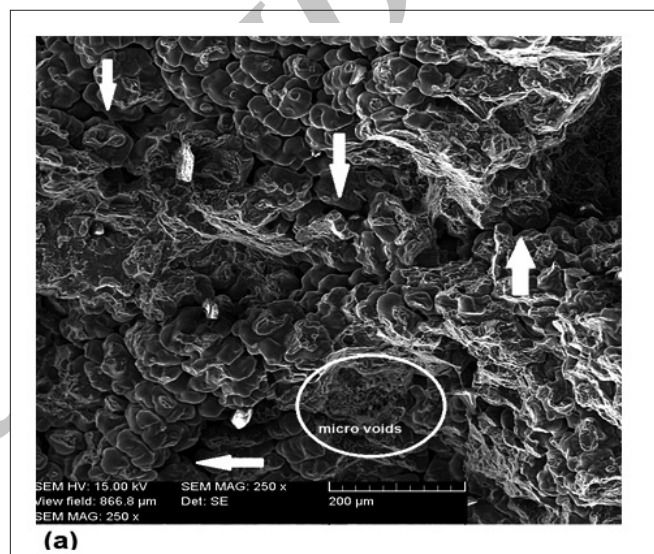
شکل ۱۰ تصویر محل شکست نمونه D2 می‌باشد که در آن محل شکست در خارج از منطقه جوش و در محدوده منطقه ذوب جزئی واقع شده و در تنش کششی‌ای معادل ۱۴۴ MPa شکسته شده است. نمونه D، نمونه‌ای می‌باشد که با حرارت ورودی ۲۶۷ J/mm جوشکاری شده و علیرغم این که حرارت ورودی پایین است با این حال استحکام جوش نسبت به مناطق متأثر از حرارت و PMZ بالاتر



شکل ۹: تصویر محل شکست نمونه C

منابع و مراجع

- 1- K.N.Braszczyński, M.Malika, M.Mroz, 2011, "Gas-tungsten arc welding of AZ91 magnesium alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, 509, pp. 9951–9958.
- 2- X. Cao, M. Jahazi, J.P. Immarrigeon, W. Wallace, 2006, "A review of laser welding techniques for magnesium alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, 171, pp. 188–204.
- 3- Tianping Zhu, Zhan W.Chen, Wei Gao, 2006, "Incipient melting in partially melted zone during arc welding of AZ91D magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, 416, pp. 246–252.
- 4- Dong Min, Jun Shen, Shiqiang Lai, Jie Chen, 2009, "Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of tungsten inert gas arc butt-welded AZ61 magnesium alloy plates", *Material Characterisation*, 60, pp.1583-1590.
- 5- Arne K.Dahle, Young C. Lee, Mark D. Nave, Paul L. Schaffer, David H. StJohn., 2001, "Development of the as cast microstructure in magnesium-aluminum alloys", *Journal of Light Metals*, 1, pp.61-72.
- 6- T.P.Zhu, Z.W.Chen, W.Gao, 2007, "partial melting and re-solidification in partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 cast alloy". *Trans. Non ferrous Met. Soc. China*, 17, pp. 342-346.
- 7- W.Zhou, T.Z.Long, C.K.Mark, 2007, "Hot cracking in tungsten inert gas welding of magnesium alloy AZ91D", *Materials Science and Technology*, vol 23, No 11, pp. 1294-1299.
- 8- Tianping Zhu, Zhan W. Chen, Wei Gao, 2008, "Microstructure formation in partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 Mg cast alloy", *Material Characterisation*, 59, pp1550–1558.
- 9- Kou Sindo, 2002, "Welding metallurgy", 2nd ed, A Wiley-Inter science publication
- 10- L.A. Dobrzański, T. Tański, L. Cierzek, Z. Brytan, 2007, "Structure and properties of magnesium cast alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, 192–193, pp. 567–574.
- 11- A.Kierzek, J.Adamiec, 2011, "Evaluation of susceptibility to hot cracking of magnesium alloy joints in variable stiffness condition" *Archives of metallurgy and materials*, Vol 56, Issue 3, pp.759-768.
- 12- A. Munitz, C. Cotler, A. Stern, G. Kohn, 2001, "Mechanical properties and microstructure of gas tungsten arc welded magnesium AZ91D plates", *Mater Sci Eng A*, 302, pp.68–73.
- 14- Y.Z Lü, Q.D Wang, W.J Ding, X.Q Zeng, Y.P Zhu, 2000, "Fracture behavior of AZ91 magnesium alloy", *Materials Letters*, Vol 44, Issue 5, pp.265-268.
- 15- Choong Do Lee, 2007, "Effect of grain size on the tensile properties of magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, 459, pp. 355–360.
- 16- Choong Do Lee a, Kwang Seon Shin, 2007, "Effect of micro porosity on the tensile properties of AZ91 magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, 459, pp. 355–360.



شکل ۱۰: تصویر محل شکست نمونه D2

جدا شده و یوتکتیک جدا شده کامل تبدیل گردید. از سوی دیگر با کاهش حرارت ورودی مقدار Al منطقه نوب جزئی افزایش یافت در نتیجه مورفولوژی یوتکتیک به سمت یوتکتیک منظم (با درصد فیبری بالاتر) تمایل پیدا نمود.

۳- با افزایش حرارت ورودی بیشترین کاهش سختی در منطقه نوب جزئی رخ داد که نسبت به فلز پایه ۱۰/۵٪ کاهش را نشان می‌دهد. این در حالی است که در مناطق جوش تمامی نمونه‌ها، بدلیل توزیع یکنواخت و پراکنده رسوب، کاهش سختی قابل ملاحظه‌ای مشاهده نگردید.

۴- محل شکست در حرارت ورودی بالا در منطقه جوش واقع گردید که نسبت به فلز پایه ۲۰٪ کاهش استحکام را نشان می‌دهد ولیکن در حرارت ورودی پائین محل شکست در منطقه نوب جزئی رخ داد که نسبت به فلز پایه حدود ۷٪ کاهش استحکام را نشان می‌دهد.