



بررسی اثر مغزه منیزیم بر ریزساختار و ریزسختی مقاطع آلومینیم A356 تولید شده به روش ریخته گری مرکب

حامد خانه پز^۱، مهدی دیواندري^۲، محمد شاهمیری^۳.

چکیده

به منظور تولید کامپوزیت دو فلزی Al/Mg فرایند ریخته گری مرکب به کار گرفته شد. در این مسیر مذاب آلومینیم پیرامون مغزه منیزیم استوانه ای شکل، بارریزی و پس از انجماد، ریزساختار و میزان ریزسختی فصل مشترک مورد بررسی قرار گرفت. مغزه ها تا نزدیک ترین زمان قبل از بارریزی به صورت مکانیکی اکسیدزدایی شدند. جهت بررسی شرایط اتصال، مذاب در قالب هایی با قطرهای ۳۰ و ۴۰ میلی متر ریخته گری شد. مشاهدات ریزساختاری با میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی و همچنین نتایج حاصل از طیف سنج پراش انرژی نشان داد که با افزایش قطر قالب تا ۴۰ میلی متر و به تبع آن با افزایش میزان محتوای انرژی مذاب، مغزه به طور کامل درون مذاب حل شده و فصل مشترک تشکیل شده در نمونه با قطر قالب ۳۰ میلی متر حاوی مقادیر قابل توجهی از ترکیبات بین فلزی از جمله Mg_2Si ، Al_3Mg_2 ، $Al_{12}Mg_{17}$ با ریزسختی حدود ۵ برابر بیشتر از ریزسختی مغزه منیزیم و آلیاژ آلومینیم بود. ضخامت لایه فصل مشترک در نمونه اخیر حدود ۰/۵ میلی متر ارزیابی شد.

واژه‌های کلیدی: دو فلزی، Al/Mg، ریخته گری مرکب، واکنش های فصل مشترک

۱- کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران Hamed.khanepaz@yahoo.com

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

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

۱. مقدمه

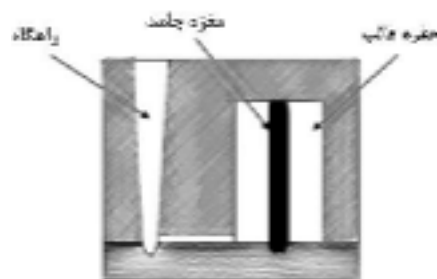
امروزه استفاده از فلزات سبک مانند آلومینیم و منیزیم در سازه های با وزن کم مانند صنایع هوافضا و اتومبیل سازی کاربرد زیادی پیدا کرده است [۱]. در بسیاری از موارد هر یک از این آلیاژها به تنهایی نمی تواند در این سازه ها رضایت بخش باشد لذا اتصال میان آنها امری بسیار ضروری است [۲]. در این مورد نیز پیوند میان آلومینیم و منیزیم جهت ایجاد سازه های پیچیده لازم است. اگر چه برخی خواص فیزیکی - شیمیایی مابین منیزیم و آلومینیم امکان جوشکاری میان این دو را دشوار می سازد، تحقیقاتی بر روی امکان اتصال دهی این دو فلز از طریق روش های مختلفی همچون جوشکاری اصطکاکی [۳-۶] جوشکاری به روش TIG [۷]، جوشکاری به روش پرتو لیزر [۸-۱۰] انجام شده است. همچنین اتصال به روش نفوذ تحت خلاء [۱۱-۱۳] اتصال از طریق نورد گرم [۱۴، ۱۵] و در بعضی موارد اتصال میان دو فلز با استفاده از یک لایه میانی نیز مورد بررسی قرار گرفته است [۱۶، ۱۷]. اخیراً شرکت اتومبیل سازی BMW با استفاده از فرایند ریخته گری دایکاست تحت فشار موفق به ساخت کامپوزیت دو فلزی Al/Mg شده است به طوری که آلومینیم به عنوان مغزه جامد درون مذاب منیزیم به روش دایکاست ریخته گری گردیده است [۱۸]. مشکل عمده در این نوع اتصالات، تشکیل ترکیبات بین فلزی متعدد با سختی و تردی بسیار بالا است که این امر خواص مکانیکی سازه را تحت تاثیر قرار می دهد. علاوه بر این زمان طولانی و هزینه بالای انجام برخی از فرایندها همچون نفوذ تحت خلاء باعث می شود این فرایندها چندان برای کاربرد های صنعتی مناسب نباشند.

فرایند ریخته گری مرکب فرایندی است که طی آن دو فلز، یکی در حالت مذاب و دیگری جامد، در تماس با یکدیگر قرار می گیرند. در این مسیر لایه واکنشی نفوذی میان دو فلز تشکیل خواهد شد. محققان زیادی از این روش برای اتصال میان فلزات مشابه و غیر مشابه استفاده کرده اند از جمله می توان به جفت فلزی هایی همچون فولاد / چدن [۱۹]، فولاد / آلومینیم [۲۰-۲۲]، آلومینیم / چدن [۲۳]، مس / آلومینیم [۲۴]، آلومینیم / آلومینیم [۲۵، ۲۶]، منیزیم / آلومینیم [۲۷] و منیزیم / منیزیم [۲۸] اشاره کرد. تحقیقات به عمل آمده نشان می دهد تلاشی در یکپارچه نمودن آلومینیم مذاب / منیزیم جامد، با استفاده از روش ریخته گری مرکب صورت پذیرفته است. اما آنچه در اکثر تحقیقات اتصال Al/Mg گزارش شده است، وجود لایه اکسیدی بر روی سطوح فلزی آلومینیم و یا منیزیم در فصل مشترک اتصال است که مانع از برقراری پیوند مناسب میان دو فلز می گردد. به طوری که لازم است قبل از انجام فرایند اتصال در هر یک از روش های فوق، سطوح دو فلز از هر گونه اکسید سطحی پاکسازی شود. تحقیق حاضر بر روی اتصال میان این دو فلز توسط فرایند ریخته گری مرکب تمرکز دارد به گونه ای که آلیاژ مذاب

آلومينيم به درون قالب ساخته شده از ماسه CO₂ که توسط مغزه منيزيم مغزه گذاری شده است ريخته شده، و امکان اتصال میان منيزيم و آلومينيم مورد بررسی قرار گرفته است.

۲. روش انجام آزمایش

قالب گیری با استفاده از دو درجه قالب گیری از جنس چوب، به روش ماسه CO₂ انجام شد. به طوری که در درجه پایین تنها سوراخی به قطر ۱۰ میلی متر و عمق ۱۰ میلی متر برای قرار گیری مغزه تعبیه شد. مغزه ها به شکل استوانه در ارتفاع ۱۱۰ میلی متر و قطر ۱۰ میلی متر از شمش خالص منيزيم با ترکیب آورده شده در جدول ۱ توسط دستگاه تراش TN50BR تراشیده شدند. ذوب مورد استفاده برای آزمایش ها توسط کوره مقاومتی آماده شد. برای تهیه ذوب، از شمش آلومينيم A356 استفاده گردید. ترکیب آلیاژ آلومينيم نیز در جدول ۱ آمده است. دمای کوره را به علت جبران اتلاف حرارتی در حین بارگیری و در زمان قبل از ريختن به قالب مقداری بالاتر از حدود مورد نظر (حدود ۱۰ درجه سانتی گراد) رسانده و سپس بارگیری انجام شد. برای اندازه گیری دمای ذوب از دستگاه ترموکوپل دیجیتالی نوع K استفاده گردید. قبل از ريختن مذاب در صورت بالا بودن دمای ذوب آن را مدتی در بوته نگه داشته تا دمای ذوب به دمای تعیین شده برسد. دمای مذاب ريخته شده برای دو آلیاژ برابر با $750 \pm 10^{\circ}C$ انتخاب شد. جهت بررسی تاثیر نسبت حجمی از قالبهایی با قطرهای ۳۰ و ۴۰ میلی متر استفاده گردید. شرایط هر یک از نمونه ها در جدول شماره ۲ آمده است. ریزساختار نمونه های برش یافته پس از سنباده زنی تا گرید ۱۲۰۰ و صیقل کاری، توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی مجهز به سیستم طیف سنج پراش انرژی مورد بررسی قرار گرفت. همچنین با استفاده از دستگاه میکرو سختی سنج، سختی ناحیه فصل مشترک به همراه دو فلز زمینه بررسی شد.



شکل ۱: تصویر شماتیک قالب مورد استفاده در تحقیق.

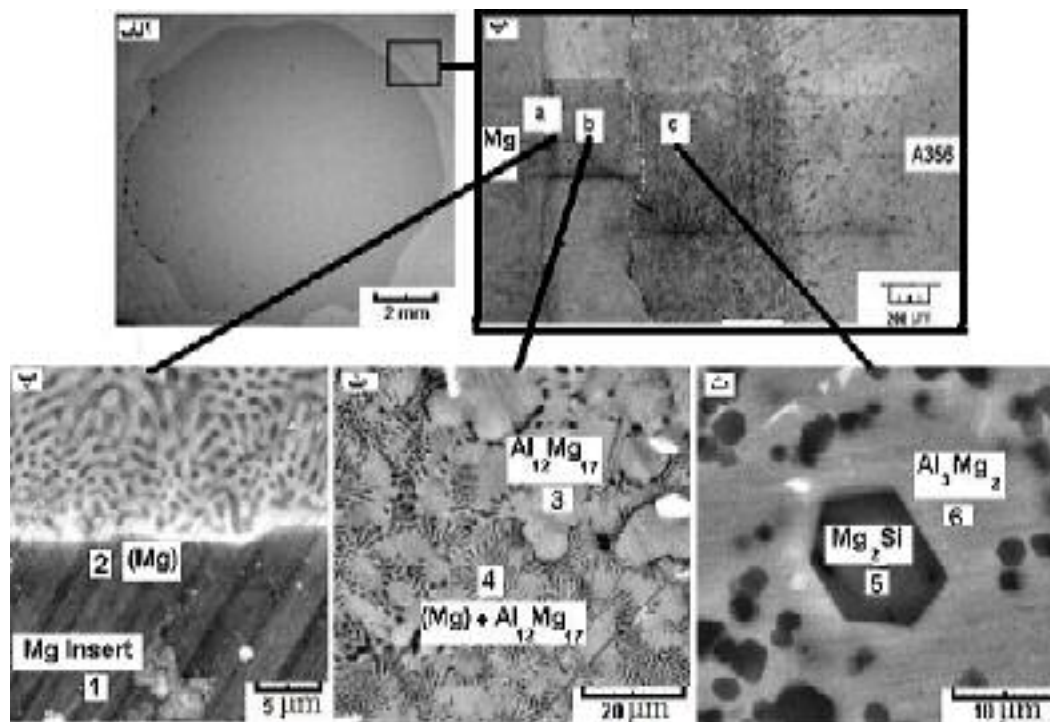
جدول ۱: ترکیب شیمیایی شمش منيزيم و آلیاژ آلومينيم به کار رفته در تحقیق.

عناصر (درصد وزنی)							ماده
Al	Mg	Zn	Sn	Mn	Cu	Fe	Si
۰	۹۹/۸۴۷	۰/۰۹۳	۰	۰/۰۱۷	۰/۰۱۲	۰/۰۰۲	۰/۰۲۹
۹۲/۰۷۶	۰/۲۶۶	۰/۳۴۵		۰/۲۳۱		۰/۴۹۱	۶/۵۹۱

۳. نتایج

۳-۱- نمونه با قطر مغزه ۱۰ و قطر قالب ۳۰ میلی متر

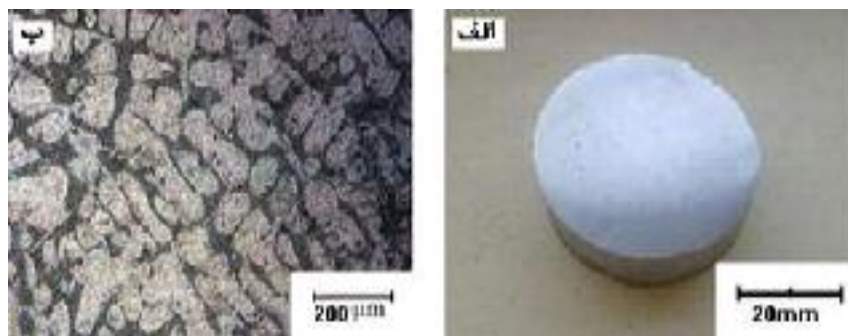
شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه مفروض را نمایش می دهد. همانطور که در این شکل مشخص است مغزه منیزیم در سرتاسر فصل مشترکش با آلیاژ مذاب آلومینیم واکنش داده و به صورت سطحی ذوب شده است.



شکل ۲: تصویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه با قطر مغزه ۱۰ و قالب ۳۰ میلی متر. الف) ذوب سطحی و واکنش مغزه با مذاب پیرامون. تشکیل ترکیبات بین فلزی محتمل با توجه به نتایج آنالیز غلظت عنصری مندرج در جدول ۳.

۳-۲- نمونه با قطر مغزه ۱۰ و قالب ۴۰ میلی متر

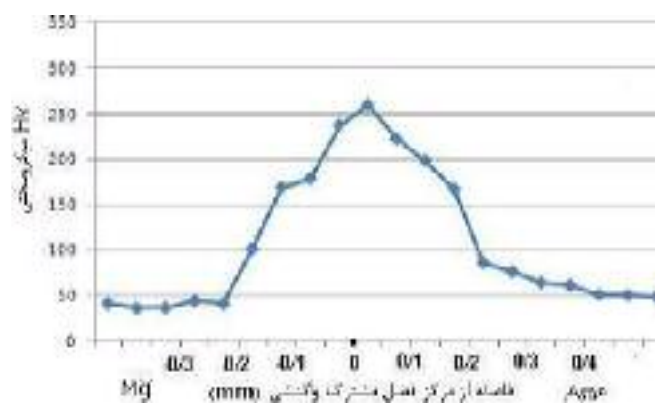
شکل (۳-الف) تصویر ماکروسکوپی نمونه با قطر مغزه به قالب ۱ به ۴ را نمایش می دهد. همانطور که در تصویر نیز دیده می شود مغزه منیزیم به طور کامل در مذاب آلومینیم حل شده است. شکل (۳-ب) تصویر ریز ساختار این نمونه را درست در مرکز قطعه نشان می دهد. مشاهدات حاکی از آن است که در اثر حل شدن مغزه منیزیم درون آلیاژ آلومینیم، ساختاری مشابه با آلیاژ Al-Mg-Si بوجود آورده است که در آن فاز دندریتی آلومینیم در یوتکتیک اصلاح شده ای از Al-Si قرار دارد [۲۹].



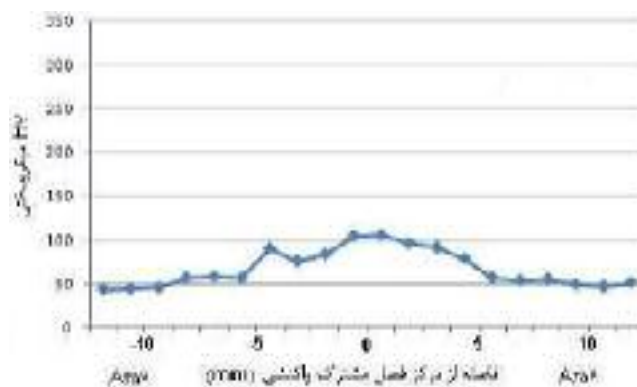
شکل ۳: الف) تصوير درشت ساختار از نمونه با قطر مغزه ۱۰ و قالب ۴۰ ميلي متر. ب) تصوير ريز ساختار از قسمت مرکزی نمونه. انحلال کامل مغزه بواسطه افزايش ميزان محتوای انرژی با افزايش قطر قالب.

۳-۳- نتایج میکروسختی

نتایج تست میکروسختی از هر دو نمونه در نمودار های زیر آمده است.



نمودار ۱: نتایج تست میکروسختی از نمونه با قطر مغزه به قالب ۱ به ۳. افزایش سختی در قسمت فصل مشترک دو آلیاژ بواسطه تشکیل ترکیبات بین فلزی.



نمودار ۲: نتایج تست میکروسختی از نمونه با قطر مغزه به قالب ۱ به ۴. افزایش سختی در ناحیه مرکز بواسطه انحلال مغزه.

۴. تحلیل نتایج

۴-۱- شرایط فصل مشترک

بررسیهای انجام شده بوسیله محققان مختلف نشان داده است که به طور کلی در فرآیند ریخته گری مرکب، بسته به شرایط دمایی در فصل مشترک مذاب و فلز جامد، می توان سه حالت اتصال را در نظر گرفت [۳۰، ۱۹]:

۱- فلز جامد کاملاً ذوب شده و از بین برود.

۲- لایه سطحی فلز جامد به طور کامل و یا به طور موضعی ذوب شده و با مذاب اتصال برقرار نماید.

۳- بدون ذوب سطحی تنها یک اتصال ضعیف مکانیکی به وجود آید.

در تحقیق حاضر دو نوع فصل مشترک دیده شد. به طوریکه برای نمونه با قطر مغزه ۱۰ و قطر قالب ۳۰ و ۴۰ میلی متر به ترتیب اتصال از نوع دوم و اول برقرار شد. همانطور که در شکل شماره ۲ مشخص است، واکنش فصل مشترک منجر به تشکیل لایه واکنش در حدود ۰/۵ میلی متر شده است. افزایش نسبت حجمی مذاب به مغزه در نمونه با قطر قالب ۴۰ میلی متر منجر به حل شدن کامل مغزه منیزیم شده است. از آنجاییکه محتوای انرژی در مرکز قطعه ریخته گری تمرکز دارد [۳۱]، می توان نتیجه گرفت که مغزه منیزیمی در مجاورت مذابی با حداکثر دما قرار می گیرد. در مورد نمونه شماره ۲ مقدار محتوای انرژی بیشتر مذاب، باعث افزایش زمان ماندگاری مغزه در مجاورت مذابی با دمای بالا گردیده، که این عامل منجر به حل شدن کامل مغزه شده است.

ترک های ظاهر شده در میان لایه فصل مشترک که طی تشکیل ترکیبات ترد بین فلزی در فصل مشترک، بوجود آمده است، می تواند حاصل از تنش های ناشی از انقباض این ترکیبات در حین سرد شدن مذاب باشد. این ترکیبات بین فلزی Al-Mg بسیار ترد بوده و بنابراین نمی توانند تنش های انقباضی را تحمل کنند. لذا ترک هایی با جهت گیری های مختلف در فصل مشترک تشکیل می شود [۳۲، ۶، ۳].

۴-۲- ترکیبات بین فلزی

دیاگرام فازی Al-Mg وجود ترکیبات بین فلزی پایداری همچون $Al_{12}Mg_{17}$ و Al_3Mg_2 را نشان می دهد. همچنین ترکیب بین فلزی نیمه پایدار R نیز در محدوده ترکیب Mg-58%Al مشاهده می شود.

مشخصات این ترکیبات در جدول ۲ آمده است. به منظور بررسی ترکیبات بین فلزی تشکیل شده بین دو فلز آلومینیم و منیزیم تحقیقات متعددی انجام شده است. در اکثر این موارد، محققان تشکیل فازهای $Al_{12}Mg_{17}$ و Al_3Mg_2 را گزارش نموده اند [۱-۱۷]. در همه این موارد ترکیب بین فلزی Al_3Mg_2 در مجاورت با آلیاژ آلومینیم و ترکیب دیگر در مجاورت با منیزیم تشکیل می شود [۱۱، ۱۲، ۳۳].

جدول ۲: ساختار کریستالی و محدوده ترکیب شیمیایی مربوط به فازهای موجود در دیاگرام فاز تعادلی دو تایی آلومینیم-منیزیم [۳۴].

پارامتر شبکه			ساختار کریستالی	محدوده تقریبی ترکیب (درصد اتمی Al)	فاز
c/a یا α°	c (nm)	a (nm)			
۱/۶۲۴	۰/۵۲۱۱۲	۰/۳۲۰۹۴	HCP	۰ - ۱۲/۹	(Mg)
-	-	۱/۰۵۶	Cubic	۳۹/۵ - ۵۵	γ ($Mg_{17}Al_{12}$)
۷۶°۲۷/۷'	-	۱/۰۳۶۲۵	Rhombohedral	۵۸	R (c)
-	-	۲/۸۲۳۹	Cubic	۵۹/۷ - ۶۱/۵	β (Mg_2Al_3)
-	-	۰/۴۰۴۹۴	FCC	۸۱/۴ - ۱۰۰	(Al)

تشکیل Al_3Mg_2 و $Al_{12}Mg_{17}$

در تحقیق حاضر، اولین فاز تشکیل شده در مجاورت مغزه منیزیم، پس از یک لایه باریک از محلول جامد منیزیم، ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ بود. همانطور که در تصویر (۲-ب) نیز مشخص است فصل مشترک شامل دو ناحیه با کنتراست رنگی متفاوت تیره و روشن است. نتایج حاصل از آنالیز نقطه ای EDS از این دو ناحیه در جدول ۳ آمده است. با توجه به مقادیر و نسبت های اتمی عناصر Al و Mg در این دو ناحیه، و با در نظر گرفتن جدول ۳، ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ محتمل ترین فاز در ناحیه نزدیک به مغزه منیزیم محسوب می شود. با توجه به دیاگرام فازی Al/Mg این ترکیب در دمای $460^\circ C$ به صورت مستقیم از مذاب تشکیل می شود.

با توجه به جدول ۳ با دور شدن از مغزه منیزیم به سمت آلیاژ آلومینیم، درصد اتمی عنصر منیزیم رو به کاهش بوده و آلومینیم در حال افزایش است. به گونه ای که در نزدیکی آلیاژ آلومینیم، فصل مشترک با ترکیبی متفاوت با آنچه در مجاورت مغزه قرار داشت، تشکیل شده است. مقادیر درصد اتمی دو عنصر آلومینیم و منیزیم در این ناحیه با توجه به شکل ۲ در جدول ۳ آمده است. با توجه به مقادیر کمی حاصل

از آنالیز EDS احتمال می رود فاز زمینه در شکل (۲-ث) همان ترکیب بین فلزی Al_3Mg_2 باشد. با توجه به دیاگرام فازی Al/Mg این ترکیب در دمای $450^{\circ}C$ در محدوده ترکیب مشخص شده در جدول ۲ شروع به تشکیل می نماید.

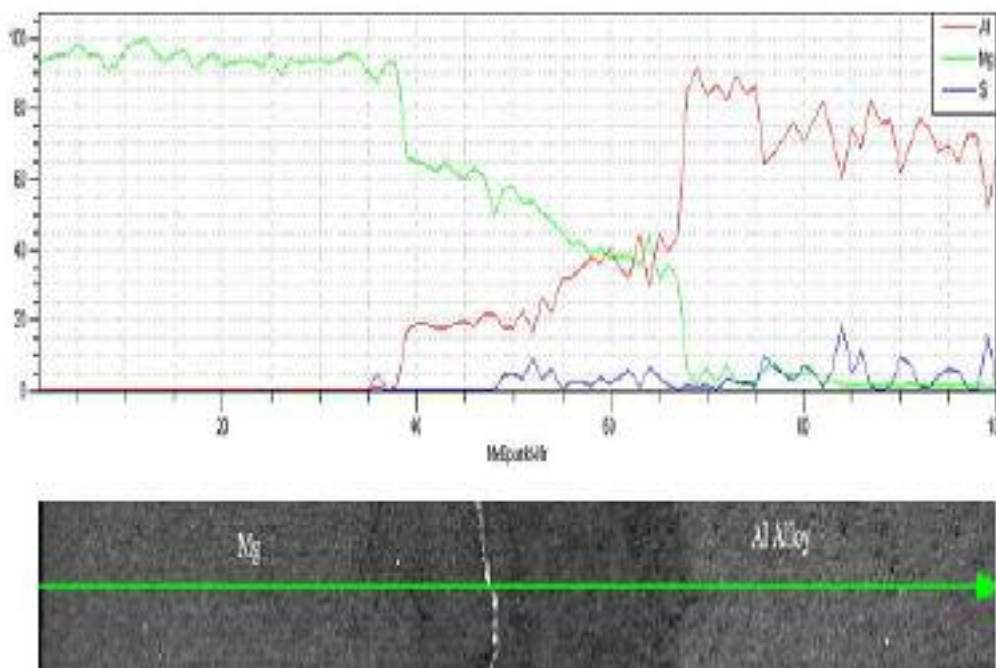
تشکیل Mg_2Si

همانطور که در تصویر (۲-ث) مشاهده می شود، فاز تیره رنگ با ساختار چند وجهی درست در ناحیه ای از فصل مشترک که در مجاورت با آلیاژ آلومینیم قرار دارد، تشکیل شده است. نتایج آنالیز EDS از این فاز در جدول ۳ آمده است. از نسبت ۲ به ۱ مقادیر درصد اتمی منیزیم به سیلیسیم و با توجه به دیاگرام سه تایی Al-Mg-Si و وجود ترکیب بین فلزی Mg_2Si در آن، احتمال می رود که این فاز همان ترکیب Mg_2Si باشد، به طوری که در زمینه Al_3Mg_2 به صورت پراکنده تشکیل شده است. عدم وجود این فاز در ناحیه مجاور به مغزه منیزیم نیز می تواند با توجه به ماهیت غیر فلزی بودن سیلیسیم و تمایل کمتر این عنصر نسبت به آلومینیم به ترکیب شدن با منیزیم و همچنین سرعت نفوذ پایین سیلیسیم در دمای بارریزی، توجیه شود.

مطابق با آنالیز عنصری مشخص شده در جدول ۳ و با توجه به نتایج بدست آمده از تحقیقات مشابه [۳، ۶، ۷، ۸، ۱۱، ۱۴، ۳۵-۴۲] نقاط نامگذاری شده در شکل ۲ متناسب با فازهایی از جمله $Al_{12}Mg_{17}$ و Al_3Mg_2 هستند که ترکیب فازی آنها در جدول ۳ آمده است.

جدول (۳): نتایج آنالیز غلظت عنصری متناظر با نقاط مشخص شده در شکل ۲. تشکیل ترکیبات بین فلزی در فصل مشترک.

ناحیه	شماره متناسب	درصد اتمی منیزیم	درصد اتمی آلومینیم	درصد اتمی سیلیسیم	درصد اتمی آهن	فاز پیشنهادی	مراجع
a	۱	۹۹/۸	۰	۰	۰	مغزه منیزیم	[۳۶-۴۲]
	۲	۹۳/۷	۵/۸	۰	۰	(Mg)	[۳۶-۴۲]
b	۳	۵۹/۱۰	۴۱/۹۰	۰	۰	$Al_{12}Mg_{17}$	[۳۶-۴۲]
	۴	۶۵/۵۵	۳۴/۴۵	۰	۰	(Mg) + $Al_{12}Mg_{17}$	[۳۶-۴۲]
c	۵	۶۵/۲۹	۰	۲۴/۶۱	۰	Mg_2Si	[۳۶-۴۲]
	۶	۴۱/۴۵	۵۸/۵۵	۰	۰	Al_3Mg_2	[۳۶-۴۲]



شکل ۴: آنالیز عنصری خطی از ناحیه فصل مشترک نمونه با قطر مغزه به قالب ۱ به ۳. نمایش میزان ضخامت فصل مشترک و رفتار نفوذی عناصر Al, Mg, Si در این ناحیه.

تصویر ۴ نتایج کمی عناصر Al, Mg, Si در طول فصل مشترک را نشان می دهد. آنچه از نمودار توزیع عنصری موجود در این تصویر نتیجه می شود، کاهش در صد اتمی منیزیم از سمت مغزه به سمت آلیاژ و رفتار معکوس آلومینیم در طول فصل مشترک است. با توجه به نمودار شکل ۴ و با توجه به تصاویری که در این بخش از دو ناحیه متفاوت ریزساختاری از فصل مشترک آورده شد، فصل مشترک درست از جایی که درصد عنصر سیلیسیم از مقدار صفر افزایش می یابد، تغییر ساختار داده و همزمان از مقدار منیزیم کاسته می شود. وجود ناحیه ای از فصل مشترک نزدیک به آلیاژ آلومینیم که دارای مقادیر قابل توجهی از هر سه عنصر آلومینیم، منیزیم و سیلیسیم است نشانگر ناحیه دربرگیرنده فازهای Al_3Mg_2 و Mg_2Si است که در جدول ۳ نیز به آن اشاره شده است. همچنین میزان عمق نفوذ عناصر در یکدیگر یا همان ضخامت فصل مشترک، درست در مرکز نمودار قابل مشاهده است.

۳-۴- نتایج میکروسختی

نتایج بدست آمده از تست میکروسختی برای هر دو نمونه در نمودارهای ۱ و ۲ آمده است. آنچه در این نمودارها قابل مشاهده است، افزایش سختی در قسمت فصل مشترک نسبت به نواحی متناسب با آلیاژ آلومینیم به کار رفته و مغزه منیزیم است. همان طور که در نمودار ادیده می شود سختی ناحیه فصل مشترک در حدود ۱۵۰-۳۰۰ ویکرز است که در مقایسه با سختی آلیاژ آلومینیم (تقریباً ۶۰-۵۰ ویکرز) و منیزیم (۵۰-۴۰ ویکرز) به سختی حدوداً ۵ برابر رسیده است. افزایش این سختی در ناحیه فصل

مشترک به تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد و سختی همچون Mg_2Si , $Al_{12}Mg_{17}$ و یا Mg_2Al_3 نسبت داده می شود [۴, ۷, ۹, ۴۳-۴۵].

افزایش تدریجی سختی تا رسیدن به فصل مشترک می تواند با توجه به اثر سرد کنندگی مغزه منیزیم توجیه شود. به طوری که نرخ انجماد در نواحی نزدیک به مغزه نسبت به فواصل دورتر بیشتر است. افزایش انتقال حرارت و به عبارت دیگر افزایش در نرخ سرد شدن باعث ریزدانه شدن ساختار و در نهایت افزایش سختی می شود [۴۳, ۴۵].

در نمونه ای که مغزه به طور کامل در مذاب حل شده است بدلیل عدم تشکیل ترکیبات بین فلزی سخت، میزان سختی بدست آمده نسبت به فصل مشترک تشکیل شده در نمونه اولیه کمتر است. و افزایش سختی در این نمونه، تنها بواسطه تشکیل محلول جامد میان دو فلز مذبور است. تغییرات سختی در این نمونه نشان می دهد که منیزیم حل شده از مغزه قبل از آنکه در کل حجم مذاب آلومینیم پراکنده گردد و باعث افزایش سختی تمامی این حجم شود، در اثر انجماد آلیاژ به طور موضعی تنها در قسمت مرکزی قالب پخش شده، به طوری که سختی در نواحی کناره نسبت به قسمت مرکزی کمتر است.

۵. نتیجه گیری

۱. ریخته گری مرکب می تواند روشی مناسب جهت بررسی ترکیبات تشکیل شده بین عناصر مختلف طی واکنش های فصل مشترکی باشد.
۲. واکنش های فصل مشترکی مابین مغزه منیزیم و زمینه آلومینیم به نسبت حجمی میان قالب و مغزه وابسته است. برای مغزه هایی به قطر یکسان، مغزه در قطعه ای با قطر قالب ۳۰ میلی متر به صورت سطحی ذوب شده و برای قالبی به قطر ۴۰ میلی متر به طور کامل حل شده است. این تغییر می تواند به افزایش محتوای انرژی مذاب با افزایش قطر قالب نسبت داده می شود.
۳. لایه فصل مشترک بین مغزه منیزیم و زمینه آلومینیم شامل دو زیر لایه بود. لایه مجاور با مغزه، حاوی محلول جامد منیزیم به همراه ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mg_{17}$ و لایه نزدیک به آلیاژ آلومینیم شامل ذرات Mg_2Si پراکنده در زمینه Al_3Mg_2 بود.
۴. ترک های اشاعه یافته با جهت گیری های مختلف داخل فصل مشترک و همچنین افزایش سختی حدود ۵ برابری آن نسبت به نواحی مجاور، می تواند با توجه به ماهیت ترد و سخت ترکیبات بین فلزی توجیه شود.

مراجع

1. M. Paramsothy, N. Srikanth, m. Gupta, Solidification Processed Mg/Al Bimetal Microcomposite: Microstructure and Mechanical Properties, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 461, 2008, pp. 200-208
2. S. Ignat, P. Sallamanda, D. greveya, M. Lambertinb, Magnesium Alloys (WE43 and ZE41) Characterization for Laser Applications. *Applied Surface Science*, Volume 233, Issues 1-4, 30 June 2004, Pages 382-391
3. J. Yan, Zh. Xu, Zh. Li, L. Li, Sh. Yang, Microstructure Characteristics and Performance of Dissimilar Welds Between Magnesium Alloy and Aluminum Formed by Friction Stirring, *Scripta Materialia*, Volume 53, 2005, pp. 585-589
4. Y. S. Sato, S. C. park, M. Michiuchi, H. Kokawa, Constitutional Liquefaction During Dissimilar Friction Stir Welding of Al and Mg Alloys, *Scripta Materialia*, Volume 50, 2004, pp. 1233-1236
5. A. Kostka, R.S. Coelho, J. Santos, A. R. Pyzalla, Microstructure of Friction Stir Welding of Aluminum Alloy to Magnesium Alloy, *Scripta Materialia*, Volume 60, 2009, pp. 953-956
6. Y. C. Chen, K. Nakata, Friction Stir Lap Joining Aluminum and Magnesium Alloys, *Scripta Materialia*, Volume 58, 2008, pp. 433-436
7. P. Liu, Y. Li, H. Geng, J. Wang, Microstructure Characteristics in TIG Welded Joint of Mg/Al Dissimilar Materials, *Materials Letters*, Volume 61, 2007, pp. 1288-1291
8. L. M. Liu, H. Y. Wang, Z. D. Zhang, The Analysis of Laser Weld Bonding of Al Alloy to Mg Alloy, *Scripta Materialia*, Volume 56, 2007, pp. 473-476
9. Y. Gao, C. Wang, Q. Lin, H. Liu, M. Yao, Broad-Beam Laser Cladding of Al-Si Alloy Coating on AZ91HP Magnesium Alloy, *Surface & Coatings Technology*, Volume 201, 2006, pp. 2701-2706
10. W. V. Vaidya, M. Horstmann, E. Seib, K. Toksoy, M. Kocak, Assessment of Fracture and Fatigue Crack Propagation of Laser Beam and Friction Stir Welded Aluminum and Magnesium Alloys, *Advanced Engineering Materials*, Volume 8, No. 5, 2006, pp. 399-406
11. L. Peng, L. Yajiang, G. Haoran, W. Juan, Investigation of Interfacial Structure of Mg/Al Vacuum Diffusion-Bonded Joint, *Vacuum*, Volume 80, 2006, pp. 395-399
12. L. Peng, L. Yajiang, G. Haoran, W. Juan, A Study of Phase Constitution Near the Interface of Mg/Al Vacuum Diffusion Bonding, *Materials Letters*, Volume 59, 2005, pp. 2001-2005
13. G. Mahendran, V. Balasubramanian, T. Senthilvelan, Developing Diffusion Bonding Windows for Joining AZ31B Magnesium-AA2024 Aluminum Alloys, *Materials and Design*, Volume 30, 2009, pp. 1240-1244
14. X. P. Zhang, T. H. Yang, J. Q. Liu, X. F. Luo, J. T. Wang, Mechanical Properties of an Al/Mg/Al Trilaminated Composite Fabricated by Hot Rolling, *Journal of Materials & Science*, Volume 45, 2010, pp. 3457-3464
15. M. C. Chen, Ch. Ch. Hsieh, W. Wu, Microstructural Characterization of Al/Mg Alloy Interdiffusion Mechanism During Accumulative Roll Bonding, *Metals and Materials International*, Volume 13, No. 3, 2007, pp. 201-205

16. L. Liu, J. Tan, X. Liu, Reactive Brazing of Al Alloy to Mg Alloy Using Zinc-Based Brazing Alloy, *Materials Letters*, Volume 61, 2007, pp. 2373-2377
17. L. M. Liu, L. M. Zhao, R. Z. Xu, Effect of Interlayer Composition on the Microstructure and Strength of Diffusion Bonded Mg/Al Joint, *Materials and Design* Volume 30 2009, pp. 4548-4551
18. Bayerische Motoren Werke (BMW) GmbH, Annual Report (English Version) 2005, Germany, 2005, p. 20
19. T. Noguchi, N. Horikawa, H. Nagate, T. Nakamura, K. Sato, "Application of Flow and Solidification Simulation in Cast-in Insertion Processing", *International Journal of Cast Metals Research*, Volume 18, 2005, pp. 214-220
20. O. Dezellus, B. Dignonnet, M. Sacerdote-Peronnet, F. Bosselet, D. Rouby, J. C. Viala, "Mechanical Testing of Steel/Aluminum-Silicon Interfaces by Pushout", *International Journal of Adhesion & Adhesive*, Volume 27, 2007, pp. 417-421
21. H. R. Shahverdi, M. R. Ghomashchi, S. Shabestari, J. Hejazi, "Microstructural Analysis of Interfacial Reaction between Molten Aluminum and Solid Iron", *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 124, 2002, pp. 345-352
22. K. H. Choe, K. S. Park, B. H. Kang, G. S. Cho, K. Y. Kim, K. W. Lee, M. H. Kim, A. Ikenaga, S. Koroyasu, "Study of the Interface between Steel Insert and Aluminum Casting in EPC", *Journal of Materials Science and Technology*, Volume 24, 2008, pp. 60-64
23. F. Barbeau, M. Peronnet, F. Bosselet, J. C. Viala, "Carbides Formation in the Reaction of Spheroidal Graphite Cast Iron with Liquid Al-Si Alloys", *Journal of Materials Science Letters*, Volume 19, 200, pp. 2039-2041
24. M. Divandari, A. R. Vahid Golpayegani, "Study of Al/Cu Rich Phases Formed in A356 Alloy by Inserting Cu Wire in Pattern in LFC Process", *Material & Design*, Volume 30, 2009, pp. 3279-3285
25. J. M. Papis, J. F. Loffler, P. J. Uggowitzer, "Light Metal Compound Casting", *Science in China Series E: Technological Sciences*, Volume 52, 2009, pp. 46-51
26. Y. Y. Li, W. W. Zhang, J. Fei, D. T. Zhang, W. P. Chen, "Heat Treatment of 2024/3003 Gradient Composite and Diffusion Behavior of the Alloying Elements", *Materials Science and Engineering A*, Volume 391, 2005, pp. 124-130
27. E. Hajjari, M. Divandari, S. H. Razavi, S. M. Emami, T. Homma, S. Kamado, "Dissimilar Joining of Al/Mg Light Metals by Compound Casting Process", *Journal of Materials Science*, 2011
28. K. J. M. Papis, J. F. Loffler, P. J. Uggowitzer, "Interface formation between Liquid and Solid Mg Alloys-An Approach to Continuously Metallurgic Joining of Magnesium Parts", *Materials Science and Engineering A*, Volume 527, 2010, pp. 2274-2279
29. G. Gustafsson, T. Thorvaldsson, L. Dunlop, The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys, *Metallurgical Transaction A*, Volume 17A, 1986, pp. 45-52
30. M. Mehdi Hejazi, M. Divandari, E. Taghaddos, Effect of Copper Insert on the Microstructure of Gray iron Produced via Lost Foam Casting, *Materials and Design*, Volume 30, 2009, pp. 1085-1092
31. J. Campbell, *Casting*, Oxford, Butterworth-Heinemann, 2003

32. L. M. Liu, J. H. Tan, L. M. Zhao, X. J. Liu, The Relationship between Microstructure and Properties of Mg/Al brazed Joints using Zn Filler Metal, *Materials Characterization*, Volume 59, 2008, pp. 479- 483
33. Y. Li, P. Liu, J. Wang, H. Ma, XRD and SEM Analysis near the Diffusion Bonding Interface of Mg/Al Dissimilar Materials, *Vacuum*, Volume 82, 2008 pp. 15-19
34. Alloy Phase Diagrams, ASM Hand Book, Volume 3, 9th ed., Materials Park, Ohio, 1995
35. G. Gustafsson, T. Thorvaldsson, L. Dunlop, The Influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys, *Metallurgical Transaction A*, Volume 17A, 1986, pp. 45-52
36. F. Liu, X. Li, W. Liang, X. Zhao, Y. Zhang, Effect of Temperature on Microstructures and Properties of Aluminized Coating on Pure Magnesium, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 478, 2009, pp. 579-585
37. G. Mrowka-Nowotnik, J. Sieniawski, M. Wierzbinska, Intermetallic Phase Particles in 6082 Aluminum Alloy, *Archive of Materials Science and Engineering*, Volume 28, 2007, pp. 69-76
38. G. Mrowka-Nowotnik, J. Sieniawski, M. Wierzbinska, Analysis of Intermetallic Particles in AlSi₁MgMn Aluminum Alloy, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Volume 20, 2007, pp. 155-158
39. C. T. Rios, R. Caram, C. Bolfarini, W. J. Botta, C. S. Kiminami, Intermetallic Compounds in the Al-Si-Cu System, *Acta Microscopica*, Volume 12, 2003, pp. 77-81
40. Y. L. Liu, S. B. Kang, H. W. Kim, The Complex Microstructures in an As-Cast Al-Mg-Si Alloy, *Materials Letters*, Volume 41, 1999, pp. 267-272
41. M. Warmuzek, K. Rabczak, J. Sieniawski, The course of the Peritectic Transformation in the Al-rich Al-Fe-Mn-Si Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 162-163, 2005, pp. 422-428
42. M. Warmuzek, J. Sieniawski, K. Wicher, G. Mrówka- Nowotnik, The Study of Distribution of the Transition Metals and Si During Primary Precipitation of the Intermetallic Phases in Al-Mn-Si Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 175, 2006, pp. 421-426
43. C. Liu, D. I. Chen, S. Bhole, X. Cao, M. Jahazi, Polishing- Assisted galvanic Corrosion in the Dissimilar Friction Stir Welded Joint of Az31 Magnesium Alloy to 2024 Aluminum Alloy, *Materials Characterization*, Volume 60, 2009, pp. 370-376
44. X. Cao, M. Jahazi, J. P. Immariageon, W. Wallace, A Review of Laser Welding Techniques for Magnesium Alloys, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 171, 2006, pp. 188-204
45. M. Pastor, H. Zhao, T. DebRoy, Continuous Wave-Nd: Yttrium-Aluminum-Garnet Laser Welding of Am60B Magnesium Alloy, *Journal of Laser Applications*, Volume 12, 2000, pp. 91-100

Effect of Magnesium Insert on the Microstructure and Microhardness of A356 Aluminum Alloy via Compound Casting

H. Khanepaz^{*}, M. Divandari and M. Shahmiri

School of Metallurgy & Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

Hamed.khanepaz@yahoo.com

Abstract

"Compound casting" was used for production of bimetal composite Al/Mg. For this purpose Aluminum molten metal was cast around magnesium cylindrical inserts and after solidification the interfacial microstructure and microhardness of the joint were studied. Inserts were grinded before pouring. To investigate the joining conditions, melt was poured in dies with diameters of 30 and 40 mm. Microstructure observations by an optical microscope and scanning electron microscope and the results of the energy dispersive spectroscopy showed that magnesium insert was dissolved in die with 40 mm diameter due to high energy content supplied by increase in die to insert ratio and the interface in sample with die in 30 mm diameter had a large volume of intermetallic compounds such as $Al_{12}Mg_{17}$, Al_3Mg_2 and Mg_2Si with microhardness more than 5 times the microhardness of insert and Al alloy. The intermetallic compound reaction layer had a thickness of about 0.5 mm in later sample.

Keywords: *Al/Mg; Bimetal; Compound casting; Interfacial reactions*