نقش لایه واسط آلومینیوم و حرارت ورودی بر خواص اتصال لبه روی هم آلومینیوم به فولاد با فرآیند جوشکاری قوسی الکترود تنگستنی-گاز با جریان پالسی

عباس حسن نیاه[۱] ، مجتبی موحدی[۲*]

[۱] کارشناس‌ارشد، مهندسی و علم مواد، صنعتی‌شریف، تهران، ایران؛ abbas.hasanniah94@student.sharif.edu
[۲] دانشیار، مهندسی و علم مواد، صنعتی‌شریف، تهران، ایران؛ m_movahedi@sharif.edu

اطلاعات مقاله

تاریخچه مقاله:
تاریخ دریافت مقاله: ۱۳۹۶/۰۹/۲۴
تاریخ پذیرش مقاله: ۱۳۹۷/۰۳/۲۳

کلمات کلیدی:
جوشکاری قوسی الکترود تنگستنی-گاز
جریان پالسی
فولاد روکش‌شده با آلومینیوم
ترکیبات بین‌فلزی
استحکام کششی

چکیده

اثر لایه واسط آلومینیوم و حرارت ورودی بر خواص اتصال لبه روی هم آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ به فولاد St-۱۲ با استفاده از فرآیند GTAW با جریان *پالسی* و فلز پرکننده ER-۴۰۴۷ بررسی شد. اتصال مستقیم ورق‌های آلومینیوم به فولاد بدون لایه واسط به دلیل تشکیل فازهای بین‌فلزی ترد امکان‌پذیر نبود. حضور لایه واسط آلومینیوم سبب کاهش ترکیبات بین‌فلزی (با ضخامت کم‌تر از ۳ µm) و ایجاد جوش‌های بدون عیب با حداکثر استحکام کششی ۲۰۰ MPa~ شد. دو نوع آزمون کشش-برش (با تمرکز تنش برشی در فصل مشترک ورق فولاد/لایه واسط و فصل مشترک لایه واسط/ورق آلومینیوم ۵۰۵۲) برای ارزیابی استحکام اتصال استفاده شد. در هر دو حالت آزمون، شکست از داخل فلز جوش اتفاق افتاد. استحکام جوش با افزایش حرارت ورودی کاهش یافت. این نتیجه با توجه به تغییرات فاصله بازوهای اولیه دندریتی فاز α و توزیع فازهای یوتکتیک Al-Si در فضای بین‌دندریتی تحلیل شد.

Role of Aluminum Interlayer and Heat-Input in Lap Joint Properties of Aluminum to Steel Using Pulsed Gas Tungsten Arc Welding

Abbas Hasanniah[1], Mojtaba Movahedi[2*]

[1]Master of Science, Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Azadi Ave., Tehran, Iran; abbas.hasanniah94@student.sharif.edu
[2]Associate Professor, Department of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Azadi Ave., Tehran, Iran; m_movahedi@sharif.edu

ARTICLE INFO

Article History:
Received: 15 Dec. 2017
Accepted: 13 Jun. 2018

Keywords:
Gas Tungsten Arc Welding
Pulsed Current
Aluminum Clad Steel
Intermetallic Compounds
Tensile Strength

ABSTRACT

Effect of aluminum interlayer and heat-input was investigated on lap joint properties of 5052 aluminum alloy to St-12 steel welded by *pulsed* GTAW with ER- 4047 filler metal. Direct joining of aluminum to steel without interlayer was not successful due to the formation of brittle intermetallic phases. Presence of the aluminum interlayer led to decrease in the intermetallic compounds (with the thickness <~3 µm) and production of defect-free joints with tensile strength of ~200 MPa. Two modes of shear-tensile test (with concentration of the shear stress at the interface of the steel sheet/interlayer and interface of the interlayer/5052 aluminum sheet) were used to evaluate the joint strength. In both modes of test, fracture occurred from the weld metal. Joint strength decreased by enhancement of the heat-input. This result was justified given the α-phase primary dendrite arm spacing as well as the distribution of the Al-Si eutectics in the interdendritic regions.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]
[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

۱ - مقدمه

امروزه، یکی از مهم‌ترین مسایل در صنایع حمل‌ونقل، کاهش مصرف سوخت‌های فسیلی و انتشار گازهای گلخانه‌ای است. یکی از روش‌های کاهش مصرف سوخت و آلودگی زیست‌محیطی، کاهش وزن قطعات مصرفی در این صنایع است؛ بنابراین به‌صورت گسترده در صنایع دریایی، صنایع هوایی، صنایع اتومبیل‌سازی و غیره از آلیاژهای آلومینیوم استفاده می‌شود. آلیاژهای سری 5xxx آلومینیوم، در ساخت کشتی‌های مسافربری، باربری و نیروی دریایی، که در آن‌ها سرعت بالا و چابکی اهمیت زیادی دارند، به کار می‌روند [۱-۳]. اگرچه آلیاژهای آلومینیوم خواص قابل قبولی از قبیل مقاومت به خوردگی، چقرمگی خوب و وزن کم دارند، با این حال، با توجه به هزینه‌ی آماده‌سازی بالاتر و استحکام کمتر در مقایسه با فولاد، کاربرد آن‌ها در بعضی موارد به سازه‌های ترکیبی محدود می‌شود. سازه‌های ترکیبی آلومینیوم-فولاد به‌صورت هم‌زمان دارای خواص هر دو ماده هستند که آلیاژ آلومینیوم مقاومت به خوردگی و کاهش وزن سازه‌ها و فولاد، استحکام و کاهش هزینه سازه‌ها را تامین می‌کند. اتصال مستقیم آلومینیوم به فولاد با استفاده از فرآیندهای جوشکاری ذوبی متداول به علت اختلاف بسیار زیاد در نقطه‌ی ذوب، اختلاف بسیار زیاد در ضریب هدایت حرارتی و الکتریکی و همچنین، اختلاف در ضریب انبساط حرارتی بین این دو فلز، مشکل است. همچنین، یکی از مشکلات مهم در جوشکاری مستقیم آلومینیوم به فولاد، تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ترد Al-Fe در فصل‌مشترک اتصال می‌باشد [۴-۷]. در ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe معمولا با افزایش درصد آلومینیوم، سختی ترکیبات بین‌فلزی هم افزایش پیدا می‌کند. بنابراین ترکیبات Al_5Fe_2 و Al_3Fe که درصد آلومینیوم زیادی دارند دارای سختی بالاتری هم هستند [۸]. در مقایسه با روش‌های جوشکاری ذوبی، در حین جوشکاری حالت جامد حرارت کم‌تری تولید می‌شود که تا حدودی از رشد تشکیل ترکیبات بین‌فلزی جلوگیری می‌کند [۴ و ۹]. موحدی و همکاران [۱۰] ورق‌های آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ را به ورق‌های فولاد St-۱۲ با روش جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی[1] متصل نمودند. آن‌ها نشان دادند که در فصل‌مشترک برخی از اتصالات لایه ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe با ضخامت حدود ۲ µm تشکیل شده و حضور این لایه با ضخامت کم‌تر از ۲ µm هیچ تاثیر منفی بر کیفیت اتصال نداشته است. اگرچه روش‌های جوشکاری حالت جامد می‌توانند اتصال آلیاژهای آلومینیوم و فولاد با خواص مکانیکی مناسبی را تولید کنند، اما با این حال استفاده از این روش‌ها در تولیدات صنعتی و کاربردی به دلیل محدودیت‌های اندازه و شکل قطعات، تغییر شکل پلاستیک زیاد در جوشکاری اصطکاکی، نیاز به ابزار خاص و تجهیزات گران‌قیمت، محدود است. از این رو، فرآیندهای جوشکاری ذوبی نسبت به فرآیندهای جوشکاری حالت جامد مقرون به‌صرفه‌تر و انعطاف‌پذیرتر هستند [۵-۷]. نتایج تحقیقات پیشین نشان می‌دهد که با استفاده از لایه واسط می‌توان لایه‌ی ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe را از طریق محدود کردن واکنش‌های شیمیایی و نفوذ بین آلومینیوم و فولاد کنترل نمود. امروزه استفاده از لایه فلز Zn برای اتصال آلیاژهای آلومینیوم به فولاد بسیار متداول است. با توجه به اینکه حلالیت فلز Zn در آلومینیوم زیاد است، وجود پوشش فلز Zn بر سطح فولاد می‌تواند تشکیل ترکیبات بین فلزی ترد را تا حدودی محدود کند و یا ماهیت آن‌ها را تغییر داده و به جای تشکیل ترکیبات ترد و شکننده، ترکیبات بین فلزی با تردی کمتر در فصل مشترک تشکیل شود [۴ و ۱۱]. راتاناتاورن و ملاندر [۱۲] اثر لایه Zn بر تشکیل ترکیبات بین‌فلزی و خواص مکانیکی اتصال آلومینیوم-فولاد را بررسی کردند. آن‌ها فولاد استحکام بالای گالوانیزه را به آلیاژ آلومینیوم ۵۷۵۴ با استفاده از روش جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی با طرح اتصال لبه روی هم متصل نمودند. آن‌ها گزارش کردند که فازهای Al_5Fe_2 و $Al_{13}Fe_4$ در فصل‌مشترک اتصال در هر دو فلز پایه گالوانیزه و بدون پوشش تشکیل شده است. بهترین استحکام‌های اتصال برای لایه گالوانیزه ضخیم‌تر بدست آمده است، با این حال، در سرعت چرخشی بالای ابزار، مقدار Zn زیادی از لایه گالوانیزه در فصل‌مشترک اتصال باقی مانده و استحکام اتصال را به‌شدت کاهش می‌دهد. علاوه بر این، نتایج آن‌ها نشان می‌دهد که حفرات در فصل‌مشترک اتصال به‌دلیل حضور فاز مایع جزئی در فلز پایه آلومینیوم تشکیل شده‌اند. ژانگ و همکاران [۱۳] ورق فولادی پوشش داده‌شده با فلز Zn را با فرآیند جوشکاری قوسی با الکترود مصرفی-گاز[2] به ورق آلومینیوم خالص Al-۱۰۶۰ با طرح اتصال لبه روی هم و با استفاده از فلز پرکننده Al-Si متصل کردند. نتایج آن‌ها نشان می‌دهد که ضخامت لایه‌ی ترکیبات بین‌فلزی در مرکز درز جوش بیشتر از لبه‌های درز جوش بوده و حداکثر ضخامت لایه‌ی ترکیبات بین فلزی در حدود µm ۱۰ است. نتایج آزمون کشش نشان داد که با وجود شکل‌گیری لایه ترکیبات بین‌فلزی، فصل‌مشترک فولاد و فلز جوش ضعیف‌ترین محل اتصال نبوده است و شکست نمونه‌ها از منطقه تحت تاثیر حرارت آلومینیوم اتفاق می‌افتد. همچنین، سو و همکاران [۱۴] اتصال لبه روی هم فولاد گالوانیزه با آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی با الکترود مصرفی-گاز را بررسی کردند. آن‌ها نشان دادن که لایه Zn می‌تواند ترکنندگی مذاب فلز پرکننده را بر سطح فولاد بهبود بخشد. اگرچه Zn در حین جوشکاری تبخیر شده و وارد حوضچه جوش می‌شود که منجر به تشکیل حجم زیادی از حفرات[3] در جوش می‌شود.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

یکی از روش‌های جایگزین، استفاده از ورق‌های فولادی روکش شده با آلومینیوم بجای ورق‌های فولادی پوشش داده‌شده با Zn است. در ورق‌های فولادی روکش شده با آلومینیوم[۴]، معمولا آلومینیوم خالص تجاری به روش جوشکاری نوردی بر سطح ورق‌های فولادی روکش می‌شود. با توجه به اینکه نقطه ذوب آلومینیوم خالص تجاری (~۶۵۰°C) بیشتر از Zn است، بنابراین دمای سرویس‌دهی در اتصالات ایجاد شده با ورق‌های فولادی روکش‌شده با آلومینیوم بیشتر از اتصالات ایجاد شده با ورق‌های فولاد گالوانیزه می‌باشد [۱۵]. همچنین، نقطه تبخیر آلومینیوم از Zn بیشتر و فشار بخار آن کمتر است که این دو عامل احتمال تبخیر آلومینیوم در حین روش‌های جوشکاری ذوبی را کاهش می‌دهد و در نتیجه امکان تشکیل حفرات گازی در فلز جوش بر اثر تبخیر آلومینیوم را کم می‌کند.

هدف این پژوهش، بررسی اتصال ورق‌های آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲-Al به ورق‌های فولاد St-۱۲ روکش‌شده با آلومینیوم ۱۰۵۰-Al با استفاده از فرآیند جوشکاری قوسی-گاز با الکترود تنگستنی (GTAW) با جریان *پالسی*[۵] و طرح اتصال لبه روی هم[۶] است. فرآیند GTAW با جریان *پالسی* یک روش متداول با قابلیت انعطاف‌پذیری بالا و حرارت ورودی پایین است. همچنین از فلز پرکننده ER-۴۰۴۷ (Al-Si) با ترکیبی نزدیک به ترکیب نقطه یوتکتیک استفاده می‌شود. برای محدود کردن ضخامت لایه‌ی ترکیبات بین‌فلزی، از لایه‌ی واسط آلومینیوم ۱۰۵۰ ایجاد شده با روش جوشکاری نوردی بر فولاد St-۱۲ استفاده می‌شود. پس از ایجاد اتصال، اثر لایه‌ی آلومینیوم ۱۰۵۰ روکش‌شده بر فولاد St-۱۲ و حرارت ورودی بر ضخامت لایه‌ی واکنشی در فصل‌مشترک فولاد St-۱۲ با لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰، تغییرات ریزساختاری فلز جوش، محل شکست و استحکام کشش-برش اتصالات بررسی می‌گردد.

۲ - مواد و روش پژوهش

در این پژوهش، از ورق‌های فولاد St-۱۲ روکش‌شده با آلومینیوم ۱۰۵۰ (St-۱۲ با ضخامت ۱/۵ mm و لایه واسط آلومینیوم با ضخامت ۱ mm) و آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲-H۳۴ با ضخامت ۳ mm استفاده شد. ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی مواد اولیه به ترتیب در جدول‌های ۱ و ۲ ارائه شده است. ورق‌های St-۱۲ روکش شده با Al-۱۰۵۰ با استفاده از اتصال نوردی و کاهش ضخامت ۰/۵۰ تولید شدند [۱۶]. ابتدا به‌منظور کاهش سختی، ورق‌های آلومینیوم ۱۰۵۰ و فولاد St-۱۲ تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. ورق‌های آلومینیوم ۱۰۵۰ در دمای ۴۰۰ °C به مدت ۳۰ دقیقه و ورق‌های فولاد St-۱۲ در دمای ۹۰۰ °C به مدت ۶۰ دقیقه عملیات حرارتی شدند [۱۶]. سپس، سطح ورق‌ها قبل از عملیات نورد و جهت ایجاد اتصال متالورژیکی مناسب آماده سازی شدند. سطح ورق‌های St-۱۲ با استفاده از اسید هیدروکلریک (HCl) اسیدشویی و از استون جهت چربی‌زدایی سطح ورق‌های آلومینیوم ۱۰۵۰ و فولاد St-۱۲ استفاده شد. همچنین، سطح هر دو ورق با استفاده از برس سیمی (از جنس فولاد زنگ‌نزن) برس‌کاری شدند. به‌منظور ایجاد اتصال متالورژیکی مناسب، بعد از اتصال نوردی نمونه‌ها در دمای ۴۵۰ °C به مدت ۹۰ دقیقه عملیات‌حرارتی شدند [۱۶]. برای تعیین استحکام اتصال نوردی ورق‌ها از آزمون لایه‌کنی[۷] طبق استاندارد ASTM-D1876–08 استفاده شد. برای تعیین استحکام اتصالات نوردی سه نمونه تهیه و سپس میانگین استحکام اتصالات محاسبه شد. برای انجام این آزمایشات، از دستگاه کشش هانسفیلد با سرعت کشش ثابت ۵ $mm\ min^{-1}$ استفاده گردید. استحکام‌های لایه‌کنی نمونه‌ها از رابطه (۱) محاسبه شدند :

$$\sigma_{Peel} = \frac{F}{W} \qquad (۱)$$

در رابطه (۱) σ_{Peel} استحکام لایه‌کنی، F نیروی میانگین لایه‌کنی و W عرض نمونه لایه کنی (۲۵ mm) است [۱۶].

سپس، ورق‌های St-۱۲ بدون روکش آلومینیوم و روکش‌شده با آلومینیوم ۱۰۵۰ به ورق‌های آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ با طرح اتصال لبه روی هم با روش GTAW با جریان پالسی متصل شدند. قبل از جوشکاری، سطوحی از ورق‌ها که قرار بود به یکدیگر متصل شوند، آماده‌سازی شدند. برای هر دو ورق آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ و ورق St-۱۲ روکش‌شده با آلومینیوم ۱۰۵۰ آماده‌سازی شامل دو مرحله چربی‌زدایی با استون و برس‌کاری با برس سیمی از جنس فولاد زنگ‌نزن به‌منظور حذف اکسیدهای سطح ورق‌ها بود. سپس ورق‌ها با طرح اتصال لبه روی هم با میزان هم‌پوشانی ۲۰ mm روی یکدیگر گذاشته شدند، به نحوی که ورق St-۱۲ روکش‌شده با آلومینیوم ۱۰۵۰ در پایین و آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ در بالا قرار داشت. نمای کلی طرح اتصال و ابعاد نمونه‌ها در شکل ۱ آورده شده است. برای جوشکاری از فلز پرکننده ER-۴۰۴۷ با قطر ۲ mm استفاده شد. جوشکاری در پنج سطح حرارت ورودی ۲۹۰، ۳۲۰، ۳۴۰، ۳۸۰ و ۴۰۰ $J\ mm^{-1}$ انجام شد. جریان AC برای جوشکاری نمونه‌ها به‌کارگرفته شد. محدوده عوامل ثابت فرآیند با استفاده از انجام آزمایشات اولیه انتخاب و در جدول ۳ ذکر شده است. جوشکاری نمونه‌ها به صورت دستی انجام شد و سرعت جوشکاری همه نمونه‌ها تقریبا برابر و در بازه مشخص شده در جدول ۳ قرار داشت. در شکل ۲ موقعیت مشعل جوشکاری و فلز پرکننده در جوش فیلت نشان داده شده است. برای محاسبه حرارت ورودی از رابطه (۲) استفاده شد:

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

$$HI = \frac{0.6 \times I_{ave} \times V}{S} \quad (۲)$$

که در رابطه (۲) I_{ave} میانگین جریان حداکثر و پایه، V ولتاژ جوشکاری و S سرعت جوشکاری است [۱۷].

جهت تهیه تصاویر ماکروسکوپی از مقطع عرضی جوش‌ها و محل شکست نمونه‌ها پس از آزمون کشش-برش، از میکروسکوپ استریو استفاده شد. جهت مشاهدات ماکروسکوپی از محلول اچ با ترکیب ۱ ml HF، ۱/۵ ml HCl، ۲/۵ ml HNO_3، ۹۵ ml آب مقطر (اچ کلر[۸]) استفاده شد. برای بررسی مورفولوژی فازهای موجود در فلز جوش، از میکروسکوپ نوری و محلول اچ با ترکیب ۰/۵ ml HF و ۹۹/۵ ml آب مقطر استفاده شد. فاصله بازوهای دندریتی اولیه[۹] برای ۲۰ نقطه مختلف با استفاده از نرم‌افزار آنالیز تصویری ImageJ اندازه‌گیری و میانگین آن گزارش شد. به منظور مشاهده و شناسایی ترکیبات بین‌فلزی تشکیل‌شده در فصل‌مشترک فولاد St-۱۲ و لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰ قبل و بعد از جوشکاری از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به آنالیز طیف سنجی تفرق انرژی (EDS) استفاده شد. پس از جوشکاری، برای تعیین استحکام کششی جوش‌ها، آزمون کشش-برش در دو حالت (شکل ۳) مورد استفاده قرار گرفت. بدین منظور برای هر یک از حرارت‌های ورودی سه نمونه با عرض ۲۵ mm مطابق شکل ۳ در هر دو حالت تهیه شد. در حالت اول یعنی شکل ۳-(a)، فولاد ۱۲-St و لایه واسط Al-۱۰۵۰ هر دو در فک دستگاه کشش قرار می‌گیرند اما در حالت دوم یعنی شکل ۳-(b)، فقط فولاد St-۱۲ در فک دستگاه کشش قرار گرفته است. در حالت اول تمرکز تنش برشی در فصل مشترک لایه واسط با ورق آلومینیوم ۵۰۵۲ بوده و در حالت دوم تمرکز تنش برشی در فصل مشترک ورق فولاد و لایه واسط است. بنابراین، حالت دوم آزمون کشش-برش، معیار مناسبی جهت تخمین استحکام فصل‌مشترک اتصال نوردی ورق‌های St-۱۲ و Al-۱۰۵۰ پس از جوشکاری نمونه‌ها است. آزمون کشش- برش با استفاده از دستگاه کشش هانسفیلد با سرعت کشش ثابت ۱ mm/min انجام و در حین انجام آزمون، از ورق‌های کمکی[۱۰] به‌منظور کاهش نیروهای غیر هم‌راستا استفاده شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فلزات پایه و فلز پرکننده

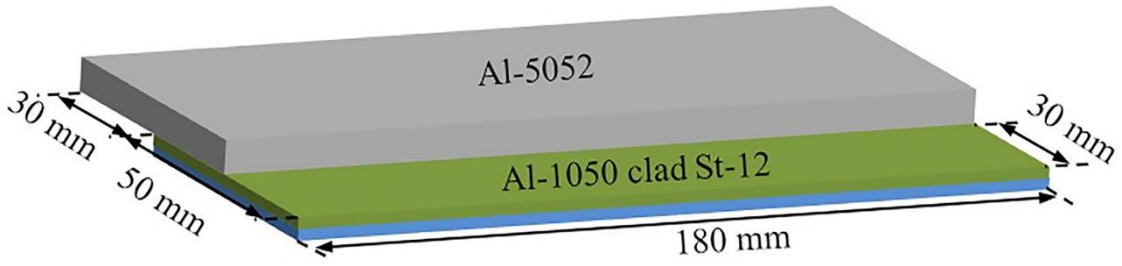
ماده	Fe	Al	Mg	Si	C
Al-۵۰۵۲-H۳۴	۰/۲۳	باقیمانده	۲/۳۶	۰/۰۶	-
Al-۱۰۵۰	۰/۴	باقیمانده	-	۰/۲۵	-
St-۱۲	باقیمانده	-	-	۰/۰۴	<۰/۱۰
ER-۴۰۴۷	۰/۱۸	باقیمانده	-	۱۱/۵	-

جدول ۲- خواص مکانیکی فلزات پایه و فلز پرکننده

ماده	استحکام (MPa)	ازدیاد طول (٪)	سختی ویکرز (HV)
Al-۵۰۵۲-H۳۴	۲۴۵	۱۲	۷۵
Al-۱۰۵۰	۸۰	۳۴	۳۰
St-۱۲	۲۶۰	۴۵	۷۸
ER-۴۰۴۷	۱۲۴	۱۲	-

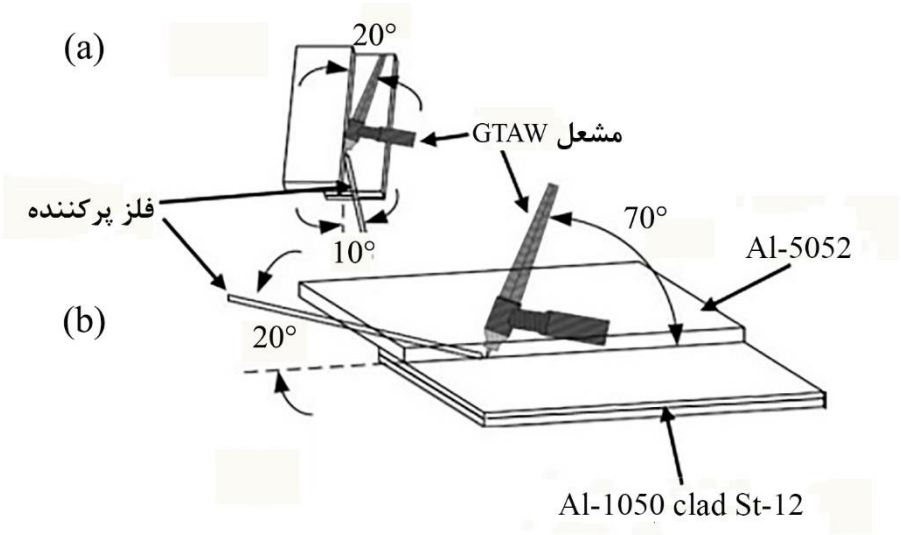
جدول ۳- محدوده متغیرهای فرآیند GTAW با جریان پالسی

متغیر	واحد	مقدار
جریان پایه	آمپر	۴۰
جریان حداکثر	آمپر	۸۵-۱۴۵
سرعت جوشکاری	میلی‌متر بر دقیقه	۱۰۰-۱۲۰
ولتاژ	ولت	۱۲
فرکانس پالس	هرتز	۱۰۰
نسبت پالس	درصد	۵۰
نرخ جریان گاز آرگون	لیتر بر دقیقه	۸
قطر الکترود	میلی‌متر	۲/۴

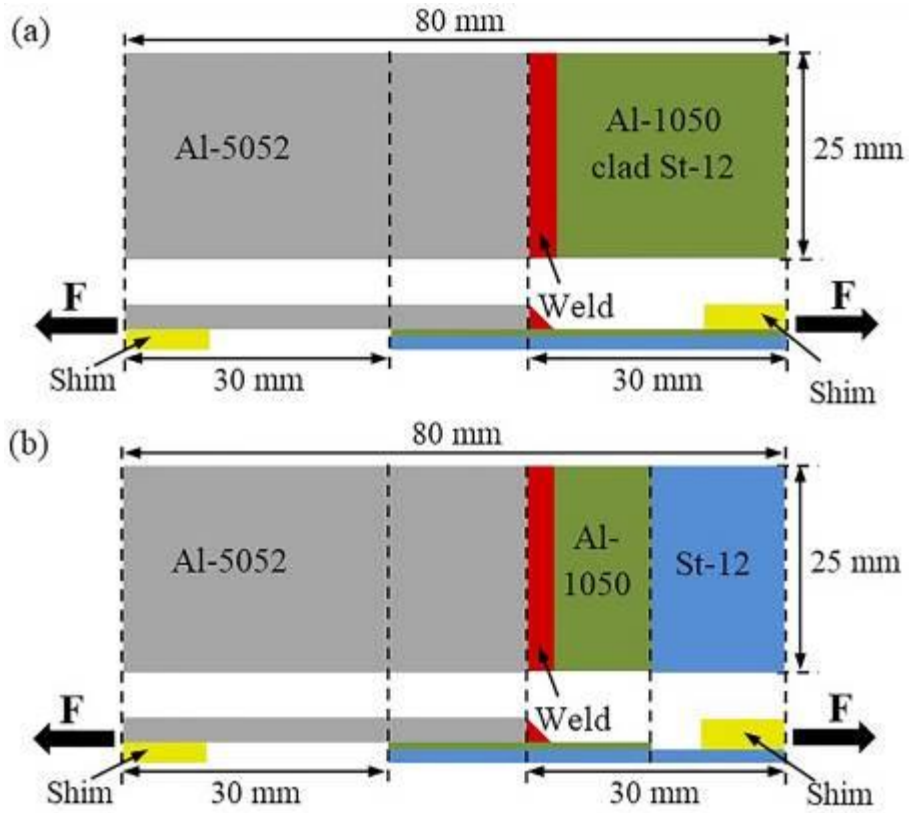


شکل ۱- نمای کلی طرح اتصال و ابعاد نمونه‌ها

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]
[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]



شکل ۲- موقعیت مشعل جوشکاری و فلزپرکننده (a) نمای بالا و (b) نمای جانبی



شکل ۳- ابعاد نمونه‌های آزمون کشش-برش که در (a) فولاد St-۱۲ و لایه واسط Al-۱۰۵۰ و در (b) فقط فولاد St-۱۲ در فک دستگاه کشش قرار می‌گیرد

۳ – نتایج و بحث

۳-۱- ورق‌های دو لایه St-۱۲/Al-۱۰۵۰

استحکام اتصال نوردی ورق‌های دو لایه St-۱۲/Al-۱۰۵۰ قبل و بعد از عملیات حرارتی بدست آمده از آزمون لایه‌کنی مطابق استاندارد ASTM-D1876–08، در جدول ۴ ارائه شده است. نتایج نشان داد که میانگین استحکام اتصال نوردی نمونه‌ها قبل و بعد از عملیات حرارتی برابر ۱۲/۱ N/mm و ۳۵ N/mm بود. شکل ۴ تصویر SEM فصل‌مشترک اتصال Al-۱۰۵۰ با St-۱۲ بعد از عملیات حرارتی را نشان می‌دهد. تصویر میکروسکوپ SEM از فصل‌مشترک اتصال نشان داد که در حین عملیات حرارتی °C ۴۵۰ به مدت ۹۰ دقیقه، در فصل‌مشترک ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe تشکیل نشده است. عملیات حرارتی می‌تواند با سه پدیده باعث بهبود استحکام اتصال شود. اول، عملیات حرارتی باعث کاهش استحکام Al-۱۰۵۰ در فصل‌مشترک اتصال می‌شود و بنابراین چقرمگی اتصال را افزایش می‌دهد. در آزمون لایه‌کنی، ترک از میان فصل‌مشترک گسترش می یابد و دو ورق متصل شده را از هم جدا

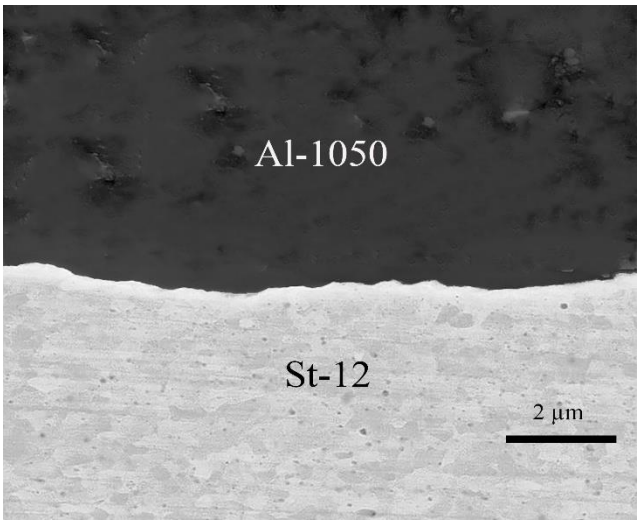
[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

می‌کند. بهبود چقرمگی اتصال، نیروی لازم برای انتشار ترک را افزایش می دهد و بنابراین، استحکام اتصال را افزایش می‌دهد. دوم، عملیات حرارتی، تنش‌های باقی‌مانده بین دو ماده نامشابه متصل شده در حالت جامد را کاهش می دهد. سوم، نفوذ اتمی در هر دو سمت فصل‌مشترک، استحکام اتصال را افزایش می‌دهد. تشکیل ترکیبات بین‌فلزی در فصل‌مشترک اتصال باعث کاهش استحکام می‌شود؛ زیرا این ترکیبات عمدتا ترد هستند و درنتیجه در هنگام آزمون لایه کنی، شکست به صورت ترد است. اگرچه در هنگامی که در فصل‌مشترک ترکیبات بین‌فلزی تشکیل نشده، شکست به صورت نرم بوده است [۱۶].

جدول ۴- استحکام لایه‌کنی ورق‌های Al-۱۰۵۰/St-۱۲ برحسب (N/mm) قبل و بعد عملیات حرارتی در دمای ۴۵۰ °C به‌مدت ۹۰ دقیقه

عملیات حرارتی	نمونه ۱	نمونه ۲	نمونه ۳	میانگین
قبل	۱۱/۸	۱۲/۲	۱۲/۳	۱۲/۱
بعد	۳۵/۳	۳۴/۶	۳۵/۱	۳۵

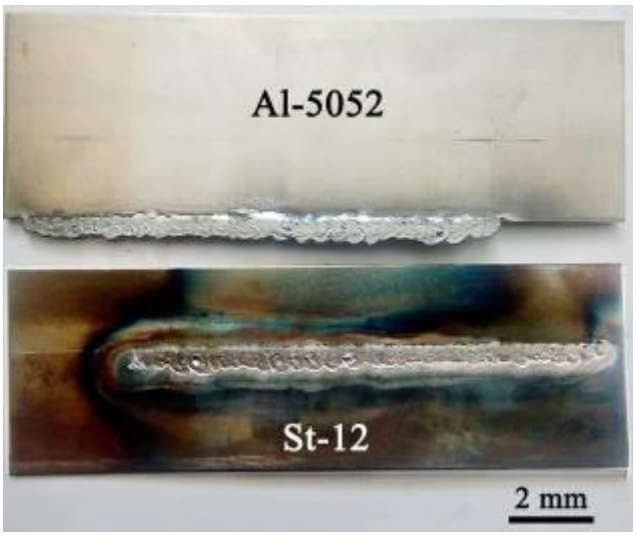


شکل ۴- تصویر SEM از فصل‌مشترک Al-۱۰۵۰ با St-۱۲ بعد از اتصال نوردی و عملیات حرارتی پس از آن

۳-۲- اتصال آلومینیوم به فولاد بدون لایه واسط آلومینیوم

در شکل ۵، تصویر ظاهر جوش ایجاد شده بین ورق فولاد St-۱۲ و آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ به صورت مستقیم و بدون لایه واسط نشان داده شده است. در این جوش‌ها پس از گذشت چند دقیقه از زمان جوشکاری، دو ورق از فصل‌مشترک جوش با فولاد St-۱۲ جدا می‌شدند. همان‌گونه که در شکل ۶-(a) مشخص شده است، ریزساختار جوش شامل دندریت‌های محلول جامد α-Al، یوتکتیک‌های Al-Si و ترکیبات بین‌فلزی β-Al_5FeSi صفحه‌ای شکل و کشیده می‌باشد. در حالت دوبعدی، فاز β-Al_5FeSi به‌صورت سوزنی شکل دیده می‌شود که این مورد در پژوهش‌های دیگر [۱۶ و ۱۷] نیز ذکر گردیده است. از طرفی دیگر در این پژوهش، در حین جوشکاری مستقیم ورق‌های آلومینیوم و فولاد مقداری از فولاد ذوب شده و در نتیجه مقدار آهن در مذاب فلز جوش افزایش یافته است. بنابراین فازهای سوزنی‌شکل β-Al_5FeSi قابل شناسایی می‌باشند. در پژوهش‌های پیشین گزارش شده است که به‌علت افزایش مقدار آهن، چقرمگی آلیاژهای Al-Si کاهش می‌یابد که معمولا با کاهش استحکام کششی ماده نیز همراه است [۱۸ و ۱۹].

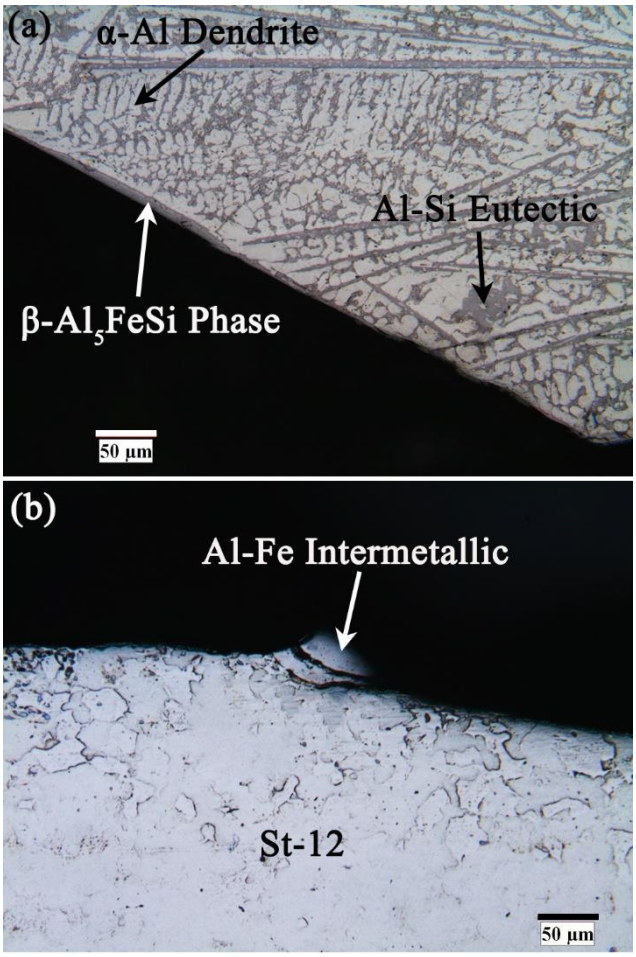
در فصل‌مشترک فولاد St-۱۲ و آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe نیز تشکیل شده است که در شکل ۶-(b) نشان داده شده است. به نظر می‌رسد ترک از داخل لایه ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe در فصل‌مشترک شروع شده و در ادامه از داخل فاز بین‌فلزی β-Al_5FeSi در فلز جوش گسترش یافته است. شکل ۶-(a) و ۶-(b) نشان‌دهنده محل گسترش ترک در جوش است. به‌طور کلی، تشکیل ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe ترد در فصل‌مشترک اتصال فولاد St-۱۲ و آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ و تشکیل ترکیب ترد و سوزنی شکل β-Al_5FeSi در داخل فلز جوش، خواص فیزیکی متفاوت آهن و آلومینیوم مانند ضریب انبساط حرارتی و نقطه ذوب و همچنین ایجاد تنش‌های حرارتی در ناحیه اتصال در حین سیکل گرم و سرد شدن جوش منجر به شکست زود هنگام اتصال می‌شود. بنابراین، می‌توان گفت که اتصال مستقیم فولاد St-۱۲ به آلیاژ آلومینیوم Al-۵۰۵۲ با فرآیند مورد استفاده در این پژوهش امکان پذیر نیست. یکی از روش‌های حل مشکل اتصال فولاد-آلومینیوم استفاده از فولادهای پوشش داده شده است که در این پژوهش از فولاد روکش‌شده با لایه آلومینیوم خالص استفاده می‌شود.



شکل ۵- شکست جوش ایجاد شده بین ورق فولاد St-۱۲ و آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ بدون لایه واسط (حرارت ورودی: $340\ J\ mm^{-1}$).

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

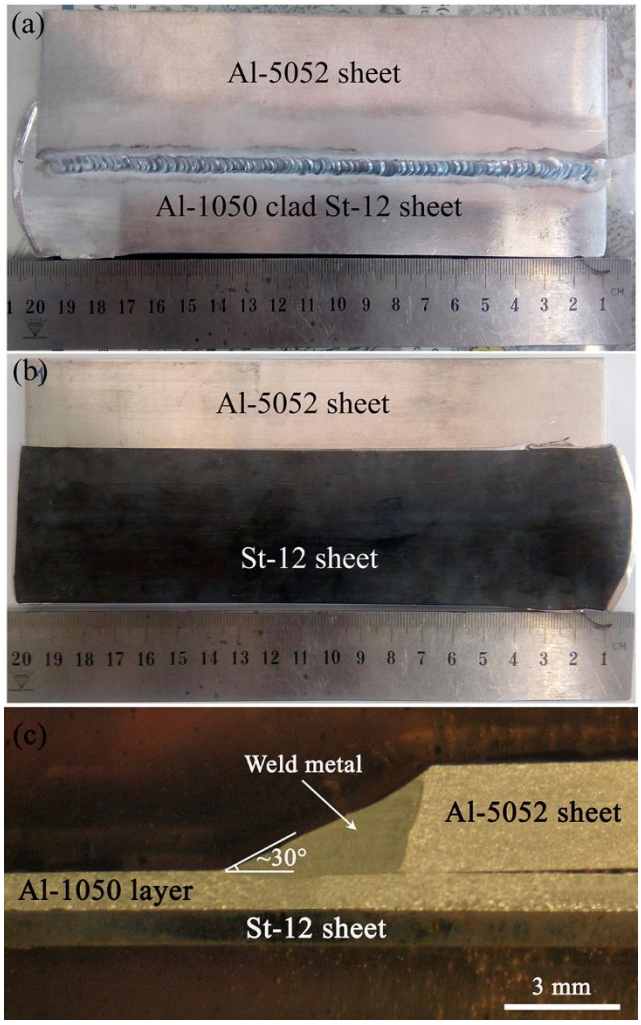
[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]



شکل ۶- تصاویر میکروسکوپ نوری جوش بدون لایه واسط: (a) ریزساختار و محل گسترش ترک در فلز جوش و (b) محل شروع ترک از لایه بین‌فلزی Al-Fe (حرارت ورودی جوش: $340\ J\ mm^{-1}$).

۳-۳- ظاهر و ماکروساختار جوش با لایه واسط آلومینیوم

شکل‌های ۷-(a) و ۷-(b) به‌ترتیب ظاهر جوش از نمای جلو و نمای پشت جوش را نشان می‌دهد. نکته‌ی قابل ذکر در مورد نمای پشت جوش این است که در اثر حرارت جوشکاری، ورق St-۱۲ در زیر محل جوش ذوب نشده است. تمام نمونه‌های جوش داده‌شده از هر دو طرف به‌صورت چشمی بازرسی شدند. در ورق‌های متصل شده، هیچ گونه عیب قابل مشاهده‌ای از قبیل ترک در داخل جوش، بریدگی کناره جوش یا عیوب عمده دیگر مشاهده نشد. در شکل ۷-(c) ماکروساختار مقطع عرضی جوش‌ها ارائه شده است. در تمام جوش‌های تولید شده با لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰، این لایه به صورت جزئی ذوب شده و مذاب فلز پرکننده هیچ تماسی با سطح فولاد نداشته است. همچنین، در حین جوشکاری به‌علت تمرکز حرارتی قوس، ورق آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ ذوب شده و با مذاب فلز پرکننده مخلوط می‌شود. در واقع دو فلز پایه آلومینیوم ذوب شده و با فلز پرکننده حوضچه مذاب را تشکیل می‌دهند و عملا اتصال بین آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲ و آلومینیوم ۱۰۵۰ انجام شده است. در تمام نمونه‌ها زاویه‌ای که فلز پرکننده و سطح لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰ باهم در تماس هستند، به عنوان زاویه ترشوندگی مد نظر قرار گرفته است. همان‌گونه که شکل ۷-(c) نشان می دهد زاویه ترشوندگی در همه نمونه‌ها در حدود ۳۰° قرار دارد.



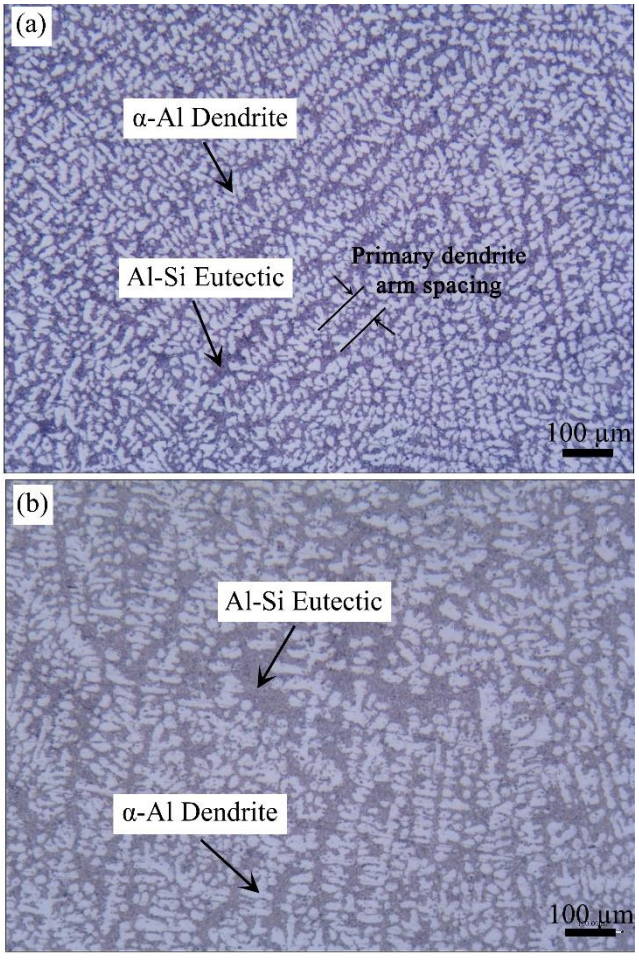
شکل ۷- ظاهر جوش: (a) نمای جلو و (b) نمای پشت جوش و (c) ماکروساختار مقطع عرضی جوش با حرارت ورودی $290\ J\ mm^{-1}$

۴-۳- ریزساختار جوش با لایه واسط

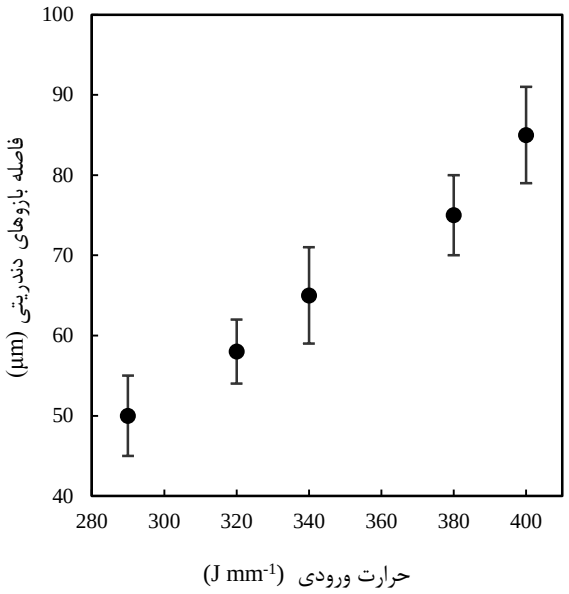
تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار جوش‌های ایجاد شده با کمترین و بیشترین حرارت ورودی در شکل ۸ نشان داده است. تمام جوش‌ها شامل دندریت‌های محلول جامد آلومینیوم (α-Al) و یوتکتیک‌های Al-Si می‌باشند. دندریت‌های محلول جامد آلومینیوم (α-Al) به عنوان فاز زمینه شناخته می‌شود و یوتکتیک‌های Al-Si به عنوان فاز ثانویه در فضای بین دندریت‌ها بوجود آمده‌اند. این ریزساختار در مطالعات انجام شده دیگر با فلز پرکننده ER-۴۰۴۷ نیز گزارش شده است [۲۰ و ۲۱]. همان‌طور که دیده شد، ریزساختار فلزجوش به‌صورت دندریت‌های ستونی خرد شده[11] است. در اثر جریان‌های پالسی، جریان‌های متلاطم در فلز جوش به‌وجود آمده و باعث خردشدن بازوهای دندریت‌ها شده

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]
[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

است. ریزساختار فلز جوش می‌تواند خواص مکانیکی جوش را به‌شدت تحت تاثیر قرار دهد. تشکیل فازهای ریز در منطقه ذوب سبب بهبود خواص مکانیکی جوش از قبیل انعطاف‌پذیری و چقرمگی شکست می‌شود. شکل ۹ نتایج بدست آمده از اندازه‌گیری فاصله بازوهای دندریتی اولیه در جوش‌های ایجاد شده با حرارت‌های ورودی مختلف را نشان می‌دهد. نتایج نشان داد که در اثر افزایش حرارت ورودی، فاصله بازوهای دندریتی اولیه α-Al افزایش پیدا کرده است. علاوه براین، مشاهده می‌شود که با افزایش حرارت ورودی و فاصله بین بازوهای اولیه دندریت‌ها، توزیع فاز یوتکتیک Al-Si در ریزساختار فلز جوش غیریکنواخت می‌شود. به بیان دیگر فازهای یوتکتیک در بعضی از نقاط ریزساختار به‌صورت موضعی تجمع کرده‌اند. ساختار دندریتی توسط فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه و مورفولوژی آن مشخصه‌یابی می‌شود که تأثیر قابل توجهی در خواص مکانیکی دارد [۲۲ و ۲۳]. افزایش حرارت ورودی باعث افزایش دمای فلز جوش می‌شود. بنابراین، در دمای فلز جوش بالاتر، سرعت سرد شدن پایین‌تر و زمان انجماد طولانی‌تر است.



شکل ۸- تصاویر نوری از ریزساختار فلز جوش مربوط به جوش ایجاد شده با حرارت ورودی: (a) ۲۹۰ J mm^{-1}، (b) ۴۰۰ J mm^{-1}.



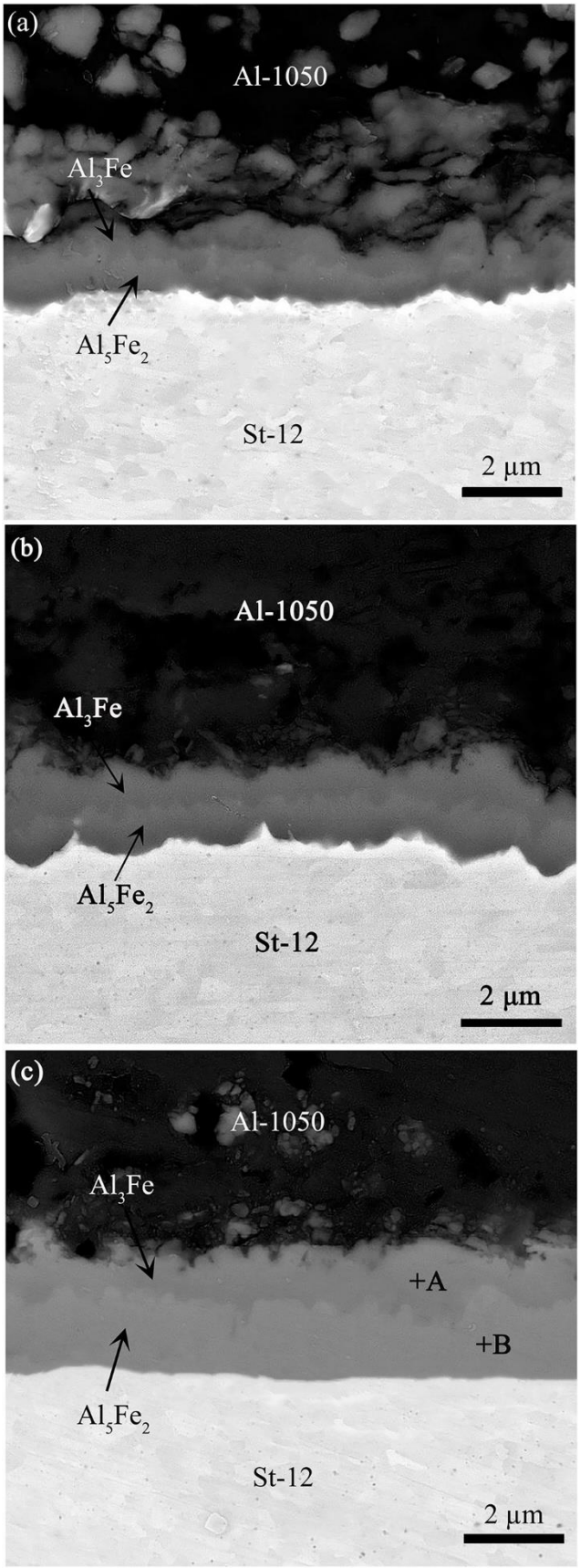
شکل ۹- رابطه فاصله بازوهای دندریتی اولیه با حرارت ورودی

۳-۵- لایه ترکیبات بین‌فلزی در جوش با لایه واسط

تصاویر SEM مد الکترون برگشتی (BSE) از لایه ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe در فصل‌مشترک فولاد St-۱۲ با لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰ برای جوش‌های ایجاد شده با حرارت ورودی متفاوت در شکل ۱۰ ارائه شده است. دو زیرلایه با کنتراست متفاوت در لایه ترکیبات بین‌فلزی دیده می‌شود. به منظور شناسایی فاز ترکیبات بین‌فلزی از نقاط مشخص شده در شکل ۱۰-(c)، آنالیز EDS گرفته شد و نتایج آنالیزها در جدول ۵ ارائه شده است. مشخص شد که لایه ترکیبات بین‌فلزی شامل دو ترکیب متفاوت از هم است. در سمت لایه واسط ۱۰۵۰، زیرلایه شامل فاز Al_3Fe و در سمت فولاد، زیرلایه متشکل از فاز Al_5Fe_2 می‌باشد. میانگین ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی در جوش‌های ایجاد شده بین ۱/۲ µm تا ۲/۸ µm متغیر بود. بنظر می‌رسد عامل کم بودن ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی، حضور لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰ با ذوب جزیی و عدم تماس بین مذاب آلومینیوم با ورق فولادی است. اثر حرارت ورودی بر ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی در شکل ۱۱ مشخص می‌کند که ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی با افزایش حرارت ورودی افزایش یافته است. ضخامت لایه بین فلزی (X) تحت فرآیند کنترل شده با نفوذ، از معادله $X = K(t)^{1/2}$ پیروی می‌کند که K ضریب ثابت و t زمان نفوذ است [۲۴]. از جمله متغیرهای موثر بر زمان نفوذ، میزان حرارت ورودی و سرعت جوشکاری است که می‌تواند رشد لایه ترکیبات بین‌فلزی را کنترل کند.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

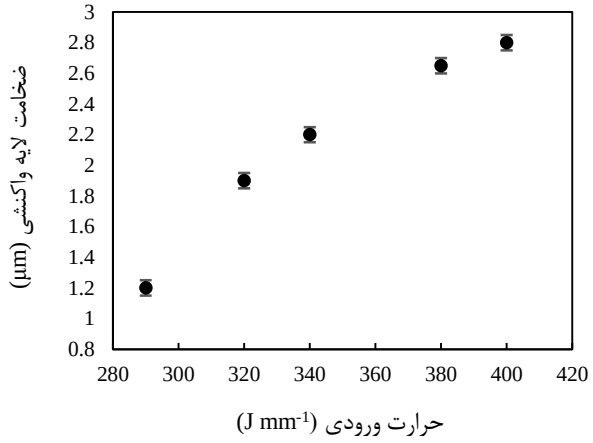


شکل ۱۰- تصاویر SEM مربوط به جوش‌های ایجاد شده با حرارت‌های ورودی: (a) ۲۹۰ J mm^{-1}، (b) ۳۴۰ J mm^{-1} و (c) ۴۰۰ J mm^{-1}

افزایش حرارت ورودی باعث افزایش زمان برای نفوذ اتم‌های آهن و آلومینیوم و همچنین افزایش دما در فصل‌مشترک شده و بنابراین، شرایط بهتری برای رشد و گسترش لایه ترکیبات بین‌فلزی فراهم می‌شود. در حالت کلی، ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی، اثر قابل‌توجهی بر کیفیت اتصال دارد. برخی از تحقیقات گذشته گزارش کردند که تشکیل لایه ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe با ضخامت کمتر از µm ۱۰ هیچ‌گونه اثر منفی بر استحکام اتصال ندارد. با این وجود، هنگامی که ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی بیشتر از µm ۱۰ است، استحکام اتصال به‌شدت کاهش می‌یابد [۱۳ و ۲۵]. از سوی دیگر، در برخی از تحقیقات دیگر مشاهده شده‌است که حضور لایه ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe با ضخامت کمتر از µm ۲ اثر مضری بر کیفیت و استحکام اتصال ندارد و حتی ممکن است آن را بهبود بخشد [۹ و ۱۰]. لایه ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در این پژوهش در تمام جوش‌ها کمتر از µm ۳ بود. بنظر می‌رسد که تشکیل لایه ترکیبات بین‌فلزی با این ضخامت هیچ‌گونه تاثیری بر استحکام اتصالات نداشته و با توجه به محل شکست (شکست از داخل جوش که در بخش بعد توضیح داده خواهد شد) ممکن است حتی منجر به افزایش استحکام اتصال شده باشد.

جدول ۵- نتایج آنالیز EDS نقطه‌ای لایه ترکیبات بین‌فلزی از نقاط مشخص شده در شکل ۱۰

محل نقطه در شکل ۱۰	ترکیب اندازه‌گیری شده (at. %)		ترکیب اسمی	ترکیب بین‌فلزی شناسایی شده
	Al	Fe		
A	۷۹	۲۱	Al_3Fe (Al: ۷۶/۵-۷۴/۵)	Al_3Fe
B	۷۳	۲۷	Al_5Fe_2 (Al: ۷۰-۷۳)	Al_5Fe_2



شکل ۱۱- تغییرات ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی با حرارت ورودی

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

۳-۶- استحکام کششی و محل شکست جوش با لایه واسط

در آزمون کشش-برش، برای تمام نمونه‌های جوشکاری شده، شکست از داخل فلز جوش و با زاویه حدود °۷۰ نسبت به سطح لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰ اتفاق افتاد. در شکل ۱۲ تصاویر نمونه‌های شکسته شده در آزمون کشش-برش برای جوش تولید شده با حرارت ورودی $J\ mm^{-1}$ ۳۸۰ را نشان می‌دهد. همان طور که دیده می‌شود شکست در داخل فلز جوش و نزدیک به فلز پایه Al-۵۰۵۲ صورت گرفته است. با توجه به طرح اتصال در این پژوهش یعنی جوش فیلت ساده و استفاده از ورق‌های دو لایه St-۱۲/Al-۱۰۵۰، دو نوع نمونه کشش-برش تهیه شد و تحت آزمون قرار گرفت (شکل ۳). همان‌طور که پیش‌تر گفته شد و با توجه به شکل ۱۲، شکست در هر دو حالت از داخل جوش اتفاق افتاد. در شکل ۳-(a) نمونه مربوط به حالت اول آورده شده که در این حالت هم ورق فولاد St-۱۲ و هم لایه واسط Al-۱۰۵۰ از ورق‌های دو لایه، در فک دستگاه کشش قرار گرفته‌اند. اما در حالت دوم یعنی شکل ۳-(b)، فقط ورق فولاد St-۱۲ از ورق‌های دو لایه در فک دستگاه کشش قرار گرفته است. در حالت دوم، تنش برشی وارد به فصل‌مشترک اتصال نوردی در مقایسه با حالت اول بیش‌تر است. پس به‌نظر می‌رسد که فصل‌مشترک ورق‌های St-۱۲ و Al-۱۰۵۰ از استحکام خوبی برخوردار بوده که در حین آزمون کشش-برش، شکست از فصل‌مشترک اتصال نوردی اتفاق نیافتاده است. به عبارت دیگر، تشکیل لایه ترکیبات بین‌فلزی در فصل مشترک ورق فولاد و لایه واسط آلومینیوم با ضخامت کمتر از µm ۳ منجر به شکست نمونه‌ها در آزمون کشش-برش از این ناحیه نشده است. اصولا ترکیبات بین‌فلزی تشکیل شده در فصل‌مشترک آلومینیوم-فولاد ترد می‌باشند و هنگام آزمون کشش-برش، ترک‌ها از داخل لایه ترکیبات بین‌فلزی ترد و ضخیم آغاز شده و رشد می‌کنند. این درحالی است که با کاهش ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی، در هنگام آزمون کشش-برش ترک‌ها در این لایه تشکیل نمی‌شوند و یا اینکه میکروترک‌های تولید شده منجر به شکست اتصال نمی‌گردند. بنابراین، نتایج آزمون کشش-برش مشخص می‌کند که تشکیل لایه ترکیبات بین‌فلزی کم‌تر از µm ۳ در این پژوهش هیچ‌گونه اثر منفی بر استحکام اتصال نداشته است.

در شکل ۱۳ نیز نمودار تغییرات استحکام کششی جوش‌های ایجاد شده با حرارت‌های ورودی مختلف رسم شده است. مشاهده می‌شود که استحکام کششی جوش‌ها با افزایش حرارت ورودی با یک رابطه‌ی تقریبا خطی کاهش می‌یابد. بیشترین استحکام کششی برای این جوش‌ها، برابر MPa ۲۰۰ بود که در حرارت ورودی $J\ mm^{-1}$ ۲۹۰ بدست آمده است. این استحکام تقریبا برابر ۸۲٪ استحکام کششی فلز پایه آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲–H۳۴ می‌باشد. این در حالی است که کمترین مقدار استحکام کششی مربوط به حرارت ورودی $J\ mm^{-1}$ ۴۰۰ و برابر MPa ۱۳۵ بوده است که این استحکام در حدود ۵۵٪ استحکام کششی فلز پایه آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲–H۳۴ است. استحکام کششی فلز جوش شامل دندریت‌های α-Al و یوتکتیک‌های Al-Si، تحت تاثیر فاصله بازوهای دندریتی اولیه و ثانویه قرار دارد که به سرعت سردشدن فلز جوش وابسته می‌باشند [۲۲ و ۲۳]. بنابراین، تغییر استحکام در اثر حرارت ورودی را می‌توان با تغییرات ریزساختاری بوجود آمده در فلز جوش توضیح داد. همان‌گونه که در بخش ۳-۳ توضیح داده شد، در اثر افزایش حرارت ورودی فاصله بازوهای دندریتی اولیه α-Al افزایش پیدا می‌کند. با توجه به شکل ۸، میانگین فاصله بازوهای دندریتی اولیه در جوش ایجاد شده با حرارت ورودی $J\ mm^{-1}$ ۲۹۰ برابر µm ۵۰ بود، در حالی که برای جوش ایجاد شده با حرارت ورودی $J\ mm^{-1}$ ۴۰۰، میانگین فاصله بازوهای دندریتی اولیه در حدود µm ۸۵ است. همچنین، در شکل ۸ دیده می‌شود که افزایش حرارت ورودی باعث توزیع غیریکنواخت فازهای یوتکتیک Al-Si در ریزساختار فلز جوش می‌شود [۲۲ و ۲۳]. با توجه به شکل ۸ مشخص شد که در جوش با حرارت ورودی بالاتر یعنی $J\ mm^{-1}$ ۴۰۰ نسبت به جوش ایجاد شده با حرارت ورودی پایین‌تر یعنی $J\ mm^{-1}$ ۲۹۰، یوتکتیک‌های Al-Si توزیع غیریکنواخت و تجمع موضعی در فلز جوش دارند. با توجه به اینکه فازهای یوتکتیک Al-Si نسبت به دندریت‌های α-Al تردتر هستند، پس یوتکتیک‌های Al-Si مسیر مناسبی برای رشد و گسترش ترک نسبت به دندریت‌های α-Al می‌باشند. بنابراین، در فلز جوش با توزیع غیریکنواخت فازهای یوتکتیک Al-Si، ترک به راحتی می‌تواند رشد کند و در نتیجه به نیروی کم‌تری برای شکست نیاز است که منجر به کاهش استحکام کششی جوش می‌شود. اما در فلز جوش با توزیع یکنواخت فازهای یوتکتیک‌های Al-Si در بین بازوهای دندریتی، چون زمینه دندریتی نسبت به فازهای یوتکتیکی دارای انعطاف‌پذیری بیش‌تری است، ترک در حین رشد به راحتی گسترش نمی‌یابد و نیروی شکست و به‌تبع آن استحکام فلز جوش افزایش می‌یابد.

۴ - نتیجه گیری

در این تحقیق، اتصال نامشابه ورق‌های آلومینیوم Al-۵۰۵۲ ورق‌های فولادی St-۱۲ بدون لایه واسط و با لایه واسط آلومینیوم Al-۱۰۵۰ به روش جوشکاری قوسی با الکترود تنگستنی-گاز با جریان پالسی و با استفاده از فلز پرکننده پایه آلومینیوم ۴۰۴۷ (با ترکیب یوتکتیک Al-Si) بررسی شد. نتایج حاصل به شرح زیر است:

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

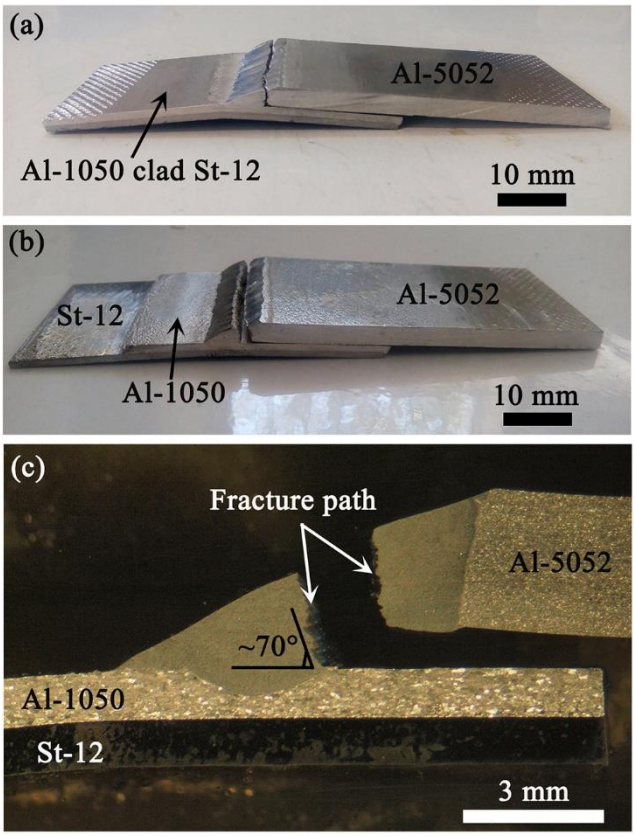
۱- اتصال بدون لایه واسط ورق‌های Al-۵۰۵۲ و فولاد St-۱۲ نشان داد که در عمل جوشکاری ذوبی مستقیم فولاد و آلومینیوم با شرایط مورد بررسی در این پژوهش به دلیل تفاوت خواص فیزیکی این دو ماده و تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ترد هم در فصل‌مشترک اتصال و هم داخل فلز جوش امکان‌پذیر نیست.

۲- تمام جوش‌های فیلت ایجاد شده با روش GTAW با جریان پالسی سالم بوده و هیچ‌گونه عیب جوشکاری از قبیل حفره، ترک و یا دیگر عیوب جوشکاری مشاهده نگردید.

۳- در جوش‌های ایجاد شده با حرارت‌های ورودی متفاوت، لایه ترکیبات بین‌فلزی Al-Fe در فصل‌مشترک فولاد St-۱۲ و لایه واسط آلومینیوم ۱۰۵۰ تشکیل شده است. میانگین ضخامت لایه ترکیبات بین‌فلزی شکل‌گرفته کم‌تر از µm ۳ است و با افزایش حرارت ورودی افزایش می‌یابد.

۴- استحکام کششی جوش با افزایش حرارت ورودی با یک رابطه تقریبا خطی کاهش می‌یابد. افزایش حرارت ورودی منجر به افزایش فاصله بازوهای دندریتی اولیه α-Al و توزیع موضعی و غیریکنواخت یوتکتیک‌های Al-Si در فضای بین دندریتی شده است. در نتیجه رشد ترک را تسهیل کرده و نیروی شکست کاهش می‌یابد. ماکزیمم استحکام کششی جوش به MPa ۲۰۰~ رسید که این مقدار حدود ۸۲٪ استحکام کششی فلز پایه آلیاژ آلومینیوم ۵۰۵۲-H۳۴ است.

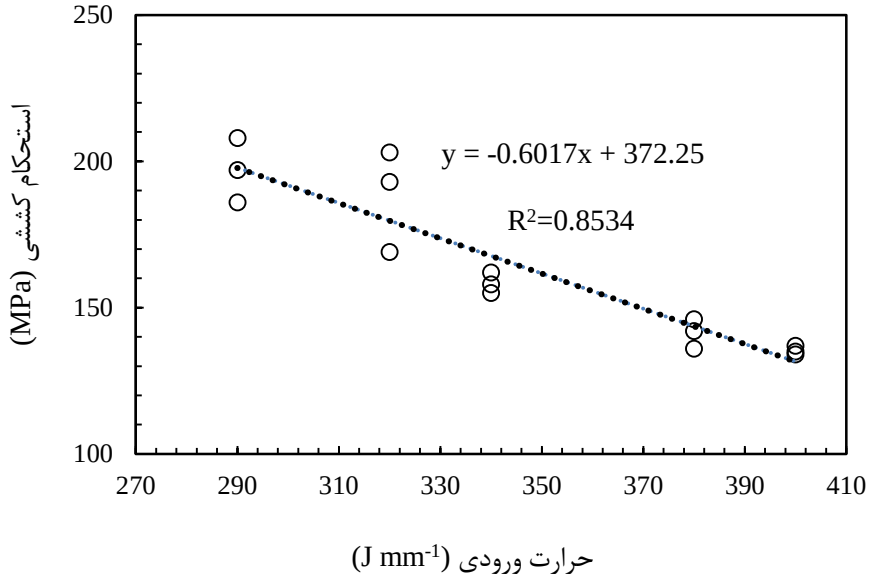
۵- ارزیابی استحکام اتصال با دو نوع آزمون کشش-برش انجام شد. در هر دو حالت، شکست از داخل فلز جوش اتفاق افتاد و مسیر شکست زاویه ۷۰°~ نسبت به سطح افقی داشت. این نتایج نشان داد که تشکیل لایه ترکیبات بین‌فلزی با ضخامت کم‌تر از µm ۳ اثر منفی بر استحکام اتصال نداشته است.



شکل ۱۲- تصاویر نمونه‌های شکست آزمون کشش-برش از جوش‌های ساخته شده با حرارت ورودی $380\ J\ mm^{-1}$: (a) مربوط به حالتی که فولاد St-۱۲ و لایه واسط Al-۱۰۵۰ در فک دستگاه کشش قرار گرفته و (b) مربوط به حالتی که فقط فولاد St-۱۲ در فک دستگاه کشش قرار گرفته است. (c) تصویر ماکروسکوپی مقطع عرضی از مسیر شکست در آزمون کشش-برش

۵- تشکر و قدردانی

از معاونت پژوهشی دانشگاه صنعتی شریف بدلیل فراهم آوردن امکانات انجام آزمایش‌ها تشکر و قدردانی می‌شود.



شکل ۱۳- رابطه استحکام کششی جوش‌ها با حرارت ورودی

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

کلید واژگان

1- Friction Stir Welding
2- Gas Metal Arc Welding
3- Pores
4- Aluminum Clad Steel Sheet
5- Gas Tungsten Arc Welding
6- Lap Joint
7- Peel Test
8- Keller
9- Primary Dendrite Arm Spacing
10- Shim
11- Fragmented

۶ – مراجع

1- Calcraft, R.C., Wahab, M.A., Viano, D.M., Schumann, G.O., Phillips, R.H. and Ahmed, N.U., (1999), *The development of the welding procedures and fatigue of butt-welded structures of aluminium-AA5383*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 92-93, p. 60-65.

2- Ahmadi, M., Farzadi, A. and Yazdipour, A., (2017), *Effect of Repeated Repair on Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Behavior of 5083-H321 Aluminum Alloy Welded Joints Using Pulsed MIG*, Journal Of Marine Engineering, Vol. 13, p. 77-90. (In Persian)

3- Shankar, K. and Wu, W., (2002), *Effect of welding and weld repair on crack propagation behaviour in aluminium alloy 5083 plates*, Materials & Design, Vol. 23, p. 201-208.

4- Arghavani, M.R., Movahedi, M. and Kokabi, A.H., (2016), *Role of zinc layer in resistance spot welding of aluminium to steel*, Materials & Design, Vol. 102, p. 106-114 .

5- Dong, H., Yang, L., Dong, C. and Kou, S., (2012), *Improving arc joining of Al to steel and Al to stainless steel*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 534, p. 424-435.

6- He, H., Yang, C., Lin, S., Fan, C., Chen, Z. and Chen, Z., (2014), *Flux modification for AC-TIG braze welding of aluminium to stainless steel*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 19, p. 527-533.

7- Madhavan, S., Kamaraj, M. and Vijayaraghavan, L., (2016), *Microstructure and mechanical properties of cold metal transfer welded aluminium/dual phase steel*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 21, p. 194-200.

8- Atabaki, M.M., Nikodinovski, M., Chenier, P., Ma, J., Harooni, M., Kovacevic, R., (2014), Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview, Journal for Manufacturing Science and Production, Vol. 14, p. 59-78.

9- Movahedi, M., Kokabi, A.H., Reihani, S.M.S. and Najafi, H., (2012), *Effect of tool travel and rotation speeds on weld zone defects and joint strength of aluminium steel lap joints made by friction stir welding*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 17, p. 162-167.

10- Movahedi, M., Kokabi, A.H., Seyed Reihani, S.M., Cheng, W.J. and Wang, C.J., (2013), *Effect of annealing treatment on joint strength of aluminum/steel friction stir lap weld*, Materials & Design, Vol. 44, p. 487-492.

11- Macwan, A., Kumar, A. and Chen, D.L., (2017), *Ultrasonic spot welded 6111-T4 aluminum alloy to galvanized high-strength low-alloy steel: Microstructure and mechanical properties*, Materials & Design, Vol. 113, p. 284-296.

12- Ratanathavorn, W. and Melander, A., (2017), *Influence of zinc on intermetallic compounds formed in friction stir welding of AA5754 aluminium alloy to galvanised ultra-high strength steel*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 22, p. 673-680.

13- Zhang, H.T., Feng, J.C., He, P. and Hackl, H., (2007), *Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium–zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas welding–brazing process, Materials Characterization*, Vol. 58, p. 588-592.

14- Su, Y., Hua, X. and Wu, Y., (2014), *Quantitative characterization of porosity in Fe–Al dissimilar materials lap joint made by gas metal arc welding with different current modes*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 214, p. 81-86.

15- Movahedi, M., Kokabi, A.H. and Seyed Reihani, S.M., (2012), *Investigation on friction stir lap welding of aluminium to aluminium clad steel sheets*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 17, p. 231-236.

16- Movahedi, M., Kokabi, A.H. and Seyed Reihani, S.M., (2011), *Investigation on the bond strength of Al-1100/St-12 roll bonded sheets, optimization and characterization*, Materials & Design, Vol. 32, p. 3143-3149.

17- Yousefieh, M., Shamanian, M., Saatchi, A., (2011), *Influence of Heat Input in Pulsed Current GTAW Process on Microstructure and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds*, Journal of Iron and Steel Research, International, Vol. 18, p. 65-69.

18- Cho, Y.H., Lee, H.C., Oh, K.H.and Dahle, A.K., (2008), *Effect of Strontium and Phosphorus on Eutectic Al-Si Nucleation and Formation of b-Al5FeSi in Hypoeutectic Al-Si Foundry Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, p. 2435-2448.

19- Mikołajczak, P. and Ratke, L., (2015), *Three Dimensional Morphology of β-Al5FeSi Intermetallics*

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]

in AlSi Alloys, Archive of foundray engineering, Vol. 15, p. 47-50.
20- Dong, H., Hu, W., Duan, Y., Wang, X. and Dong, C., (2012), *Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with Al–Si, Al–Cu, Al–Si–Cu and Zn–Al filler wires*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 212, p. 458-464.
21- Madhavan, S., Kamaraj, M., Vijayaraghavan, L. and Srinivasa Rao, K., (2017), *Microstructure and mechanical properties of aluminium/steel dissimilar weldments: effect of heat input*, Materials Science and Technology, Vol. 33, p. 200-209.
22- Osorio, W.R., Goulart, P.R., Garcia, A., Santos, G.A. and Neto, C.M., (2006), *Effect of dendritic arm spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al 9 Wt Pct Si and Zn 27 Wt Pct Al alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37, p. 2525-2538.
23- Goulart, P.R., Spinelli, J.E., Osório, W.R. and Garcia, A., (2006), *Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al–Si castings*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 421, p. 245-253.
24- Dharmendra, C., Rao, K.P., Wilden, J. and Reich, S., (2011), *Study on laser welding–brazing of zinc coated steel to aluminum alloy with a zinc based filler*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 528, p. 1497-1503.
25- Lee, C.Y., Choi, D.H., Yeon, Y.M. and Jung, S.B., (2009), *Dissimilar friction stir spot welding of low carbon steel and Al–Mg alloy by formation of IMCs*, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 14, p. 216-220.

[Downloaded from marine-eng.ir on 2026-11-17]

[DOR: 20.1001.1.17357608.1397.14.27.7.4]