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

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

Volume 8, Number 1, 2022

The effect of rotation speed to traverse speed ratio and number of welding passes on thermo-mechanical stability of severely plastic deformed aluminum joined by friction stir welding and graphite/Al_2O_3 hybrid powder

S.E. Moosavi, M. Movahedi, M. Kazeminezhad

Sharif University of Technology, Tehran, Iran.

Received 27 February 2022 ; Accepted 10 May 2022

Abstract

In this study, thermo-mechanical stability of two-pass constrained groove pressing (CGP) AA1050 sheets towards friction stir welding (FSW) employing hybrid powder (%50vol. micrometric graphite powder+%50vol. α-Al_2O_3 nanoparticles) was investigated by examining its microstructural evolutions and mechanical properties. FSW was carried out via different process variables in order to reach the highest ultimate mechanical properties of joints. The welding variables employed in this study were single-pass and multi-pass FSW, and different rotation speed to traverse speed ratios (ω/v) were. In order to appraise the powder effect on mechanical properties in the fabricated hybrid metal matrix composite (HMMC), some CGPed sheets were also welded with no powder. Besides optical microscopy and field emission scanning electron microscopy (FESEM) observations, Vickers microhardness and transverse tensile tests were conducted to examine mechanical properties of the weld zone. It was revealed that the effect of graphite powder as a solid lubricant was substantially influenced by the welding variables. More precisely, by employing graphite powder during the FSW, the peak temperature decreased to 224 ℃, while the peak temperature of 489 ℃ was resulted by welding without any powder. Thus, the thermo-mechanical stability of CGPed aluminum and their mechanical properties were enhanced. On the other hand, graphite powder can be responsible for mechanical properties drop due to deteriorating material flow. In addition, different strengthening mechanisms, including grain boundary Zener-pinning and particulate stimulated nucleation (PSN) mechanism, were provided and governed by both powders. However, increasing the ω/v ratio was a practical approach to obtain uniform powder distribution, and consequently, to attain ultimate mechanical properties. Moreover, weld soundness was perceived to be achievable by increasing the number of FSW passes due to eliminating the cavities and improved material flow, resulting in an ultimate tensile strength of 101 MPa, as an optimum efficiency of ~ %80, in three-pass FSW at ω/v=70.

Keywords: Severe plastic deformation; Friction stir welding; Hybrid metal matrix composite; Solid lubricant; Thermo-mechanical stability; Mechanical properties.

Corresponding Author: m_movahedi@sharif.edu

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال هشتم، شماره1، بهار و تابستان 1401

اثر نسبت سرعت دورانی ابزار به سرعت خطی و تعداد پاس جوشکاری بر پایداری حرارتی-مکانیکی آلومینیوم تغییر شکل پلاستیک شدید داده شده جوشکاری شده با فرایند اصطکاکی-تلاطمی و پودر هیبریدی آلومینا/گرافیت

سید عزت الله موسوی، مجتبی موحدی، محسن کاظمی‌نژاد

دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1400/12/08 ؛ پذیرش مقاله: 1401/02/20

چکیده

در این پژوهش، پایداری حرارتی-مکانیکی آلومینیوم 1050 که در ابتدا تحت دو پاس فرایند پرس‌کاری در قالب شیاردار محدودشده قرار گرفت، نسبت به جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی با بکارگیری پودر هیبریدی (50% حجمی پودر میکرومتری گرافیت و 50% حجمی پودر نانومتری α-Al_2O_3) توسط بررسی تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی آن ارزیابی شد. به منظور دستیابی به بیشترین خواص مکانیکی نهایی قطعات جوشکاری شده، متغیرهای متفاوتی از فرایند FSW به کار گرفته شد. انجام فرایند FSW در یک و چند پاس و نیز در نسبت‌های متفاوت از سرعت دورانی (ω) به سرعت خطی (v)، متغیرهای جوشکاری در این پژوهش بودند. همچنین برای ارزیابی اثر پودرها بر خواص مکانیکی کامپوزیت هیبریدی زمینه فلزی، بعضی از ورق‌های CGP شده بدون پودر جوشکاری شدند. در کنار مشاهدات میکروسکوپ نوری و میکروسکوپی الکترونی روبشی گسیل میدانی، آزمون میکروسختی ویکرز و آزمون کشش عرضی برای بررسی خواص مکانیکی مناطق جوش انجام شد. مشخص شد اثرگذاری پودر گرافیت به عنوان ذرات روان‌کننده در اتصالات به طور قابل توجهی از متغیرهای جوشکاری پیروی می‌کند. به طوری‌که استفاده از پودر گرافیت در فرایند جوشکاری بیشینه دمای فرایند را تا 224 °C کاهش داد، در حالی‌که در شرایط مشابه جوشکاری و بدون استفاده از پودر هیبریدی، بیشینه دمای فرایند 489 °C گزارش شد. از این‌رو پایداری حرارتی-مکانیکی نمونه‌های تغییر شکل پلاستیک شدید افزایش پیدا کرد، و خواص مکانیکی این ورق‌ها بهبود قابل توجه‌ای یافت. با این وجود، این پودر به علت همین ویژگی ذاتی، و به عبارتی تضعیف سیلان ماده، منجر به تخریب خواص مکانیکی ماده نیز شد. علاوه بر این هر دو پودر استفاده شده باعث ایجاد مکانیزم‌های استحکام بخشی مانند پین کردن مرزدانه‌ها و جوانه‌زنی متاثر از ذرات شدند. با این حال این نتیجه حاصل شد که توزیع یکنواخت ذرات، که از طریق افزایش نسبت ω/v فراهم می‌شود، به طور قابل توجهی باعث بهبود اثر بخشی پودرها در ریزساختار شده و خواص مکانیکی نهایی را افزایش می‌دهد. همچنین مشاهده شد جوش سالم تنها با افزایش تعداد پاس جوشکاری، و به دلیل سیلان بهتر ماده و حذف حفرات ایجاد می‌شود، به طوری‌که با افزایش استحکام کششی تا101MPa بیشترین بازدهی (~80%) با جوشکاری در نسبت $\omega/v = 70$ r/mm در سه پاس بدست آمد.

کلمات کلیدی: تغییر شکل پلاستیک شدید، جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی، کامپوزیت هیبریدی زمینه فلزی، ذرات روان‌کننده، پایداری حرارتی-مکانیکی، خواص مکانیکی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m_movahedi@sharif.edu

1- مقدمه

مواد فوق ریزدانه‌شده به دلیل خواص مکانیکی مطلوب [1] در کاربردهای وسیعی از جمله اتومبیل‌سازی، هوافضا، و صنایع پزشکی [2] استفاده می‌شوند. فرایند ساخت این مواد می‌تواند از

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

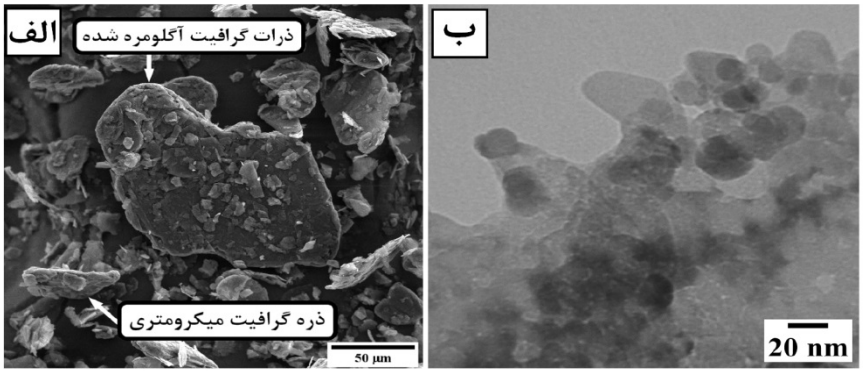
طریق روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید [3]، مانند پرس‌کاری زاویه‌ای در مقاطع یکسان [4]، پرس‌کاری در قالب شیاردار محدودشده [5]، و پیوند نوردی مکرر [6] باشد. از بین این روش‌ها ثابت شده است که CGP بهترین انتخاب برای مواد مختلف [7]، به خصوص آلومینیوم و آلیاژهای آن [8] است. علت این موضوع پایداری ابعادی بالا، کاربری بهتر برای ورق‌ها، و نیز کرنش اعمالی یکنواخت در این روش می‌باشد [7]. فرایند CGP در مقالات گذشته (به عنوان مثال در [5]) به تفصیل شرح داده شده است. به طور خلاصه، با اعمال فرایند PCG، کرنش زیادی به ماده اعمال شده [9] که منجر به ریزدانگی شدیدی تا ابعاد زیر میکرومتر (1000–100 نانومتر)، و در نتیجه افزایش استحکام و سختی ماده می‌شود [7]. با این وجود، به دلیل محدودیت ابعاد ورق‌های تولید شده، نیاز است تا این ورق‌ها به یکدیگر متصل شوند تا کاربردهای صنعتی داشته باشند [10]. روش‌های رایج اتصال مواد از جمله جوشکاری‌های ذوبی به دلیل کاهش اجتناب ناپذیر در خواص مکانیکی از طریق حضور حفرات، ترک انجمادی، ترک ذوبی، و ترک هیدروژنی برای این هدف مناسب نمی‌باشند [11،12]. از سوی دیگر، جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی به عنوان فرایند جوشکاری حالت جامد [13] به دلیل بازدهی اتصال بالا [14]، و به طور ویژه، به علت حفظ ریزساختار بسیار ریزدانه فلز پایه و در نتیجه خواص مکانیکی بالای اتصالات [15]، توجه بسیاری از پژوهشگران را در طی سال‌های گذشته جذب کرده است [16]. با این حال، نشان داده شده است [17] که موادی که تحت پرس‌کاری در قالب شیاردار محدودشده قرار می‌گیرند، نسبت به فرایندهای حرارتی-مکانیکی مانند FSW به دلیل کرنش و حرارت بالایی که اعمال می‌شود، پایداری حرارتی مناسبی نداشته [18] که منجر به رشد دانه بسیار شدید در تمام نواحی جوش شده و افت خواص مکانیکی را در پی دارد [17].

یکی از روش‌های ممانعت از رشد دانه در فرایند FSW، اعمال این فرایند در محیطی خنک‌کننده مانند آب به جای هوا می‌باشد. در تحقیقی که مهتو و همکارانش انجام دادند [19] مشاهده شد، بکارگیری محیط خنک‌کننده آب در فرایند FSW منجر به ایجاد ریزساختار با دانه‌بندی ریزتر در نواحی جوش گردید. ساخت کامپوزیت زمینه فلزی به وسیله فرایند FSW یکی دیگر از روش‌هایی است که مورد علاقه بسیاری از محققان بوده است. علت این موضوع مکانیزم‌های استحکام‌بخشی ویژه‌ای است که از طریق پودرهای بکار رفته در این فرایند ایجاد شده و منجر به افزایش قابل توجه خواص مکانیکی این مواد می‌شود [20]. همچنین فرآوری این مواد می‌تواند بر رشد دانه در ناحیه تلاطم یافته در طول فرایند FSW غلبه کند [21]. پژوهش‌های متنوعی در رابطه با ساخت کامپوزیت زمینه فلزی با بکارگیری ذرات متفاوت از جمله Al_2O_3 [22]، SiO_2 [23]، TiO_2 [24]، SiC [25]، و گرافیت [26] در ابعاد میکرون یا نانو انجام شده است. به طور مثال، سرمدی و همکاران [26] گزارش دادند که با افزودن پودر میکرومتری گرافیت به عنوان ذرات روان‌کننده، ضریب اصطکاک کامپوزیت به طور قابل توجهی کاهش پیدا کرد و در نتیجه منجر به افت میزان سایش گردید. در تحقیقی دیگر [27]، ساخت کامپوزیت با زمینه آلومینیوم CGP شده به همراه نانوذرات تقویت کننده SiC از طریق سه پاس فرایند اصطکاکی-تلاطمی مانع از رشد دانه در SZ گردید؛ با این حال حرارت ورودی در HAZ کنترل نشد و همین امر باعث افت خواص در منطقه متاثر از حرارت و شکست از همین ناحیه گردید. اخیرا ساخت نسل بعدی از کامپوزیت‌ها با عنوان کامپوزیت هیبریدی زمینه فلزی، که در آن از دو نوع پودر به طور همزمان استفاده می‌شود، به منظور بررسی پتانسیل این روش برای بهبود خواص مکانیکی نهایی توسط برخی از پژوهشگران (به عنوان مثال [28،29]) انجام شده است. پلانیول و سایر همکاران [30] نشان دادند که با افزودن نانوذرات BN به ذرات میکرومتری TiB_2، علاوه برآنکه نرخ سایش به دلیل حضور ذرات روان‌کننده BN کاهش یافته است، هر کدام از این ذرات به عنوان ذرات استحکام‌بخش خواص مکانیکی را افزایش دادند.

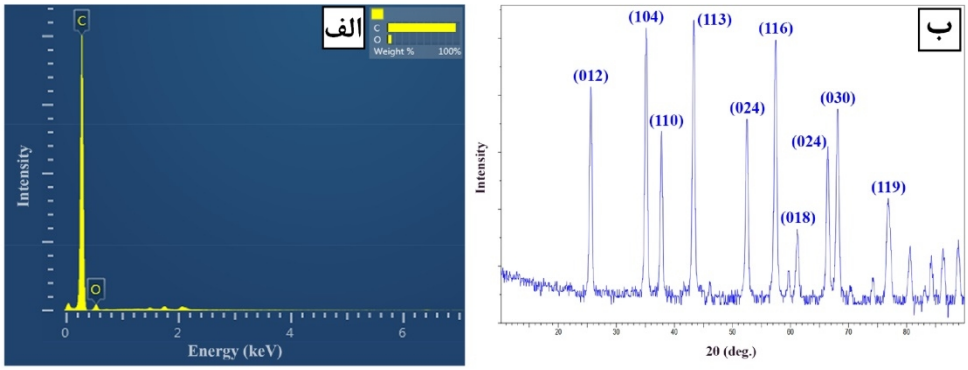
با توجه با مباحث مطرح شده فوق، درشت دانگی تمامی نواحی جوش در ورق‌های تغییر شکل پلاستیک شدید در حین FSW کاملا کنترل نشده و از این رو این ورق‌ها نسبت به این فرایند

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]



شکل 1- الف-تصویر FE-SEM از ذرات میکرومتری گرافیت، ب- تصویر TEM از نانوذرات α-Al_2O_3 (شرکت US-Nano).



شکل2- الف- آنالیز EDS ذرات میکرومتری گرافیت، ب- آنالیز XRD از نانوذرات α-Al_2O_3.

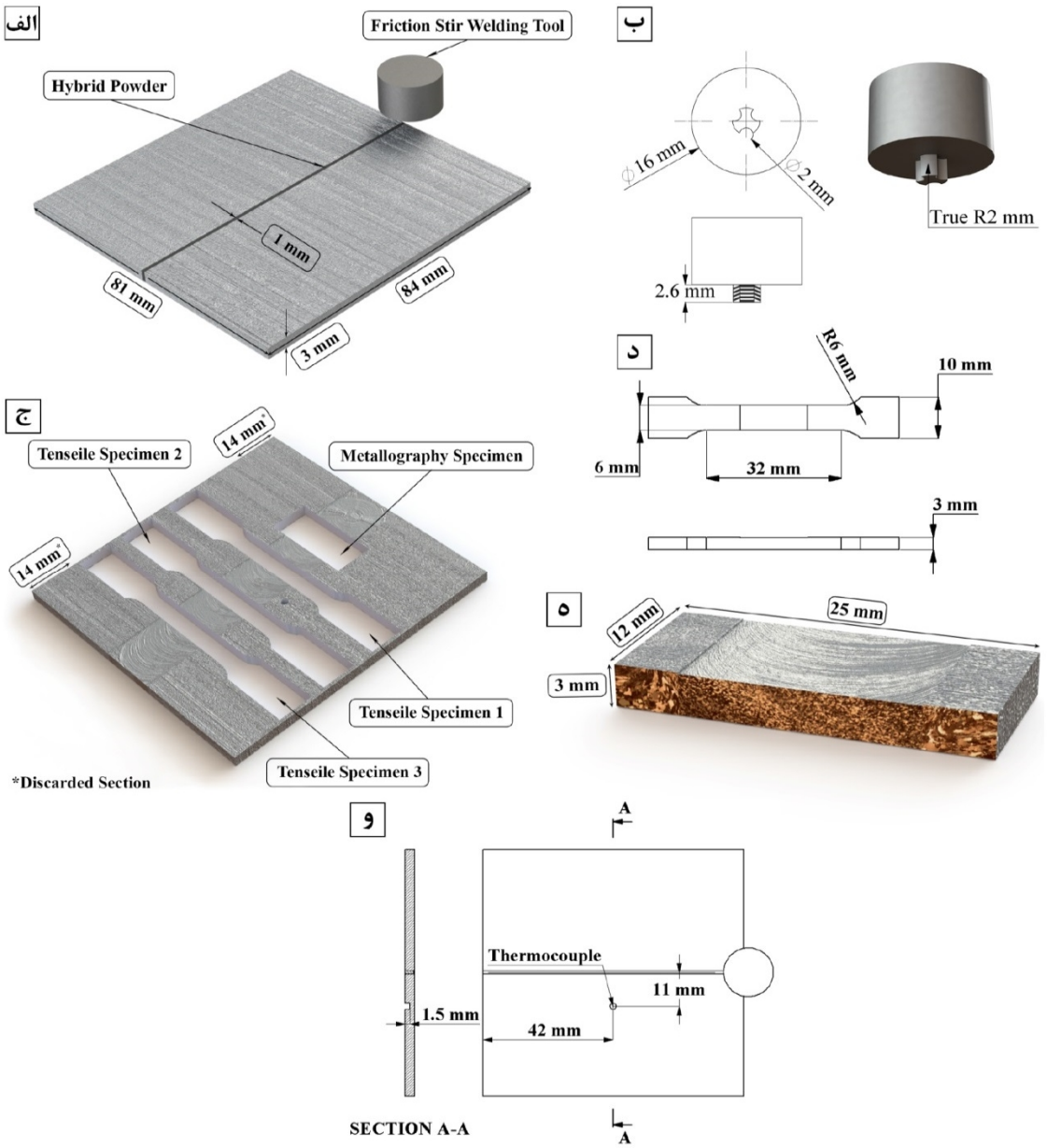
ناپایداری حرارتی-مکانیکی دارند. از این رو، جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی این ورق‌ها با هدف ساخت کامپوزیت هیبریدی زمینه فلزی اهمیت بالایی دارد. در این پژوهش، ورق‌های آلومینیوم 1050 بعد از آنکه آنیل شدند، تحت دو پاس فرایند پرس‌کاری در قالب شیاردار محدودشده قرار گرفتند. دو نوع پودر به عنوان پودر هیبریدی، شامل نانوذرات α-Al_2O_3 و گرافیت میکرومتری برای فرایند FSW به کار گرفته شد. سپس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی با متغیرهای فرایندی متنوع از جمله تعداد پاس، سرعت دورانی، و سرعت خطی بر روی این نمونه‌ها اعمال شد. در ادامه اثر متغیرهای جوشکاری بر تغییرات ریزساختاری و خواص مکانیکی به طور دقیق بررسی شد.

2- مواد و روش پژوهش

ورق آلومینیوم 1050 با طول 84 mm، عرض 81 mm و ضخامت 3 mm به عنوان ماده اولیه استفاده شد. دو نوع پودر شامل ذرات گرافیت میکرومتری (50 µm) (شکل 1-الف)، و نانوذرات α-Al_2O_3 (60-40nm) (شکل 1-ب) بکار گرفته شد. همچنین شکل‌های(2-الف و 2-ب) به ترتیب نتایج طیف‌سنجی پراش انرژی برای پودر گرافیت و پراش اشعه ایکس نانوذرات α-Al_2O_3 را نشان می‌دهند. در ابتدا ورق‌های آلومینیوم در دمای 350 درجه سانتی‌گراد و به مدت 3 ساعت آنیل کامل شدند. سپس این ورق‌ها تحت فرایند CGP قرار گرفتند، به طوری که پس از دو پاس از این فرایند، کرنش پلاستیک موثر 2,32 بدست آمد [5].

پیش از جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی، پودر هیبریدی شامل 50% حجمی پودر نانومتری α-Al_2O_3 و 50% حجمی پودر میکرومتری گرافیت به طور همگن به وسیله دستگاه Jar mill به مدت 48 ساعت مخلوط شدند. در ادامه شیاری بین دو ورق CGP شده با عمق 2/7 mm و عرض 1 mm ماشین کاری شد و با پودر هیبریدی پر گردید (شکل 3-الف). به منظور جلوگیری از خروج پودر به بیرون از شیار، یک پاس فرایند

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]



شکل3- الف- شماتیک ابعاد نمونه و شیار قبل از فرایند FSW، ب- ابزار جوشکاری با پین Triflute رزوه‌دار، ج- موقعیت‌های نمونه‌های آماده شده برای د- آنالیز ریزساختاری و ه- آزمون کشش عرضی، و- موقعیت ترموکوپل نوع K برای اندازه‌گیری دمای فرایند FSW.

FSW با ابزار بدون پین و در سرعت دورانی ω=1500 rpm و سرعت خطی v=50 mm/min انجام شد. همانطور که در شکل(3-ب) مشاهده می‌شود، از ابزار جوشکاری H13 با قطر 16 mm و با پین Triflute رزوه دار با قطر 4 mm و ارتفاع 2/6 mm استفاده شد.

در مرحله بعد، این ورق‌ها با هدف ساخت 1% حجمی کامپوزیت هیبریدی زمینه فلزی در سرعت‌های دورانی 1250، 1500 و 1750 rpm، و سرعت‌های خطی 25 و 50 mm/min جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی شدند. برای همین جوشکاری در نسبت‌های متفاوت از ω/v (25، 30، 35، 50، 60، و 70 r/mm) انجام گردید. به‌علاوه، بعضی از ورق‌های CGP شده به عنوان نمونه مرجع، بدون پودر و در یک پاس و ω/v= 70 r/mm جوشکاری شدند. سایر ملاحظات این فرایند شامل زاویه 2/5 درجه بین محور عمودی سطح نمونه و محور

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

ابزار، 8 ثانیه زمان توقف، دمای بین‌پاسی30 درجه سانتی‌گراد، و نیز تغییر جهت دوران ابزار در هر پاس برای توزیع یکسان ذرات در سمت پیش رونده و عقب‌رونده می‌باشد.

شکل (3-ج) موقعیت نمونه‌های خارج شده برای آنالیز ریزساختاری و آزمون کشش عرضی، و به ترتیب شکل‌های (3-د و 3-ه) این نمونه‌ها را با جزئیات بیشتر نشان می‌دهد. همچنین همانطور که در شکل (3-و) مشاهده می‌شود، دمای فرایند با استفاده از ترموکوپل نوع K که در مسیر جوشکاری قرار داده شد، نظارت گردید.

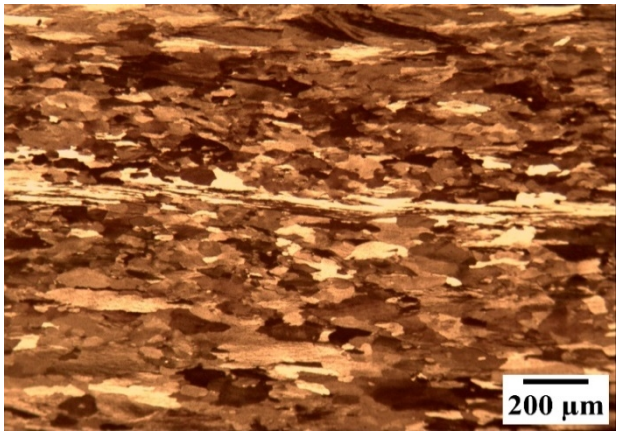
مطالعات ریزساختاری بر روی سطح مقطع عمود بر مسیر جوشکاری با پولیش و در ادامه الکترواچ نمونه‌ها انجام شد. فرایند الکترواچ نمونه‌ها با بکارگیری محلول 200 ml آب مقطر و 2/5 ml محلول HBF_4 به مدت 30 ثانیه در ولتاژ 10 V و در ادامه 130 ثانیه در ولتاژ 17 V انجام شد. میکروسکوپ نوری با نور پلاریزه برای مطالعه ریزساختار نواحی جوش و توزیع پودر در ناحیه تلاطم یافته بکارگرفته شد. سطح شکست و چگونگی توزیع پودر به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مجهز به EDS بررسی شد. همچنین آزمون میکروسختی ویکرز بر روی خط مرکزی سطح مقطع نمونه‌ها با بار 25 گرم به مدت 15 ثانیه انجام شد. آزمون کشش عرضی با سرعت حرکت فک 2 mm/min و مطابق با روش آماده‌سازی نمونه در استاندارد ASTM E8M بر روی سه نمونه انجام گرفت و میانگین این مقادیر گزارش شد.

3- نتایج و بحث

3-1- آنالیز ریزساختاری

3-1-1- تغییرات ریزساختاری در یک پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی

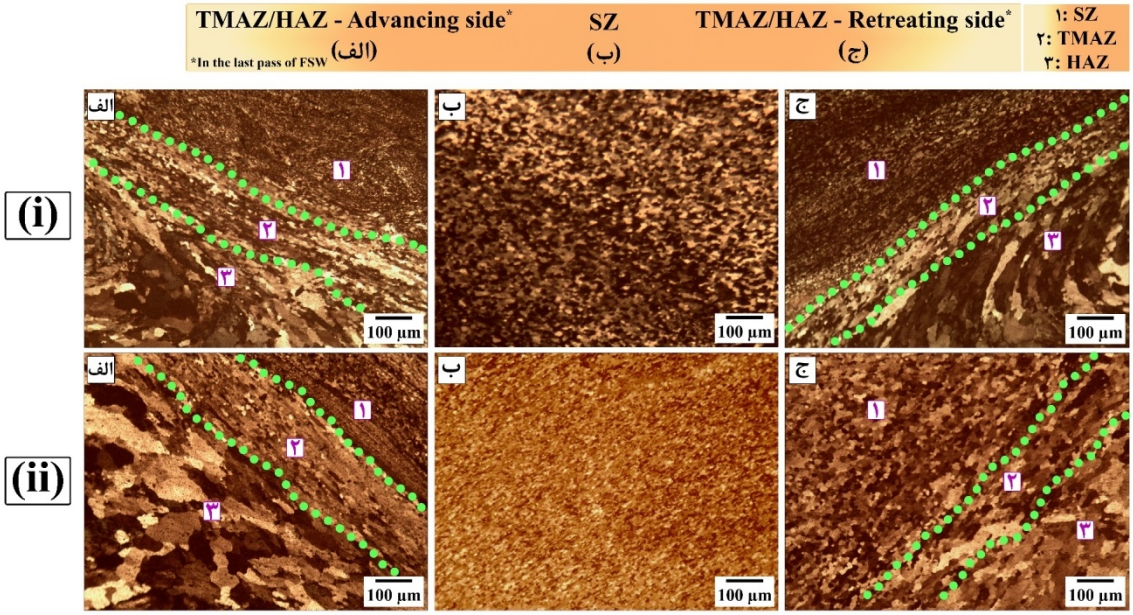
ریزساختار فلز پایه، در شرایطی که نمونه آلومینیوم تحت فرایند پرس‌کاری در قالب شیاردار محدود در دو پاس قرار گرفته است در شکل(4) ملاحظه می‌شود. همانطور که مشاهده می‌شود، دانه‌ها پس از آنکه نمونه تحت 2 پاس فرایند پرس‌کاری در قالب شیاردار محدودشده قرار گرفته است، به شدت تغییر شکل داده شده‌اند. علت کشیدگی بعضی از دانه‌ها کرنش برشی شدیدی است که بر اثر اعمال فرایند تغییر شکل پلاستیک شدید ایجاد شده است. این ساختار فوق ریزدانه از طریق افزایش چگالی نابجایی‌ها بدست آمده، و در ادامه با اعمال کرنش شدید در طول این فرایند، سلول‌ها در داخل دانه‌ها ایجاد شده‌اند [7]. همچنین گزارش شده است که در مواد با شرایط مشابه، ساختار سلولی با میانگین اندازه دانه/زیردانه 0/9 µm ایجاد شده است [31].



شکل4- ریزساختار فلز پایه پس از دو پاس فرایند پرس‌کاری در قالب شیاردار محدودشده.

تصاویر ریزساختاری مناطق جوش پس از اعمال یک پاس FSW در ω/v = 25 r/mm و ω/v = 70 r/mm در شکل(5) نشان می‌دهد، ریزدانگی قابل توجهی در منطقه تلاطم یافته ایجاد شده است؛ در کمترین نسبت ω/v، میانگین اندازه دانه حدود 12 µm بوده و با افزایش این نسبت میانگین اندازه دانه به 4 µm تغییر پیدا کرده است. با این حال با افزایش نسبت ω/v تغییر چندانی در دانه بندی ناحیه متاثر از حرارت و کار مکانیکی و ناحیه متاثر از حرارت دیده نمی‌شود. در واقع می‌توان گفت به واسطه استفاده از ذرات گرافیت، حتی در بیشترین نسبت ω/v، از رشد دانه در HAZ جلوگیری شده است. به طور مثال، با مقایسه مناطق متاثر از حرارت در شکل(5) می‌شود، با افزایش نسبت ω/v، میانگین اندازه دانه در سمت عقب‌رونده از 60 µm به 65 µm تغییر می‌کند که این تغییر بسیار ناچیز هست. برخلاف این شرایط، در نمونه‌هایی که

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]



شکل 5- ریزساختار نواحی جوش پس از یک پاس فرایند FSW و در i-ω/v=25 و ii-ω/v=70 r/mm .

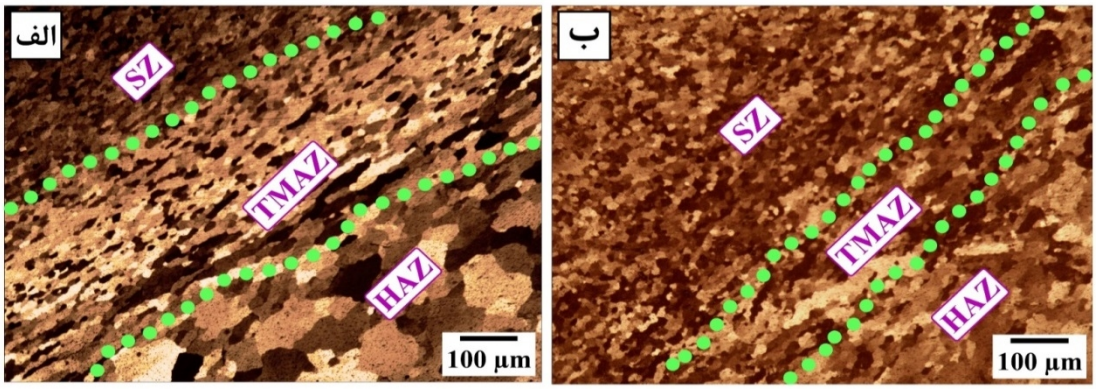
بدون پودر جوشکاری شدند، در نسبت مشابه ω/v دانه‌های کشیده‌تری در TMAZ و رشد دانه شدیدی در HAZ تا 95 µm نسبت به میانگین اندازه دانه 67 µm در ناحیه متاثر از حرارت در نمونه‌های جوشکاری شده به همراه پودر گرافیت ایجاد شده است (شکل 6). از سوی دیگر پودر میکرومتری گرافیت علاوه بر آنکه به عنوان ذرات روان‌کننده باعث افت حرارت ورودی گردید، عاملی برای تضعیف سیلان ماده و ایجاد حفرات در ریزساختار (شکل 7-الف) و نیز غیریکنواختی توزیع پودر می‌باشد [32]. این شرایط از توزیع نامناسب پودر منجر به تجمع موضعی پودر و ایجاد ساختار با باندهای دوگانه در ناحیه تلاطم‌یافته شده است (شکل 7-ب). همانطورکه در شکل(8) مشاهده می‌شود، افزایش نسبت ω/v به دلیل توزیع بهتر پودر منجر به بهبود ریزدانگی و نیز کاهش تعدد مناطق ریزساختاری با باندهای دوگانه می‌شود؛ با این حال هنوز هم عیوب ریزساختاری در بالاترین نسبت ω/v در ناحیه تلاطم یافته مشاهده گردید. تصاویر SEM در شکل‌های(9 و 10) توزیع غیریکنواخت ذرات پودر در زمینه آلومینیوم و پیوند ضعیف آن‌ها را با این زمینه در ناحیه تلاطم‌یافته پس از اعمال یک پاس جوشکاری به تصویر می‌کشد. همانطور که مشاهده می‌شود، توزیع ذرات پودر با افزایش نسبتω/v اندکی همگن‌تر شده است. با این‌حال مطابق با پژوهش‌های گذشته (به عنوان مثال [33]) چنین فصل مشترک ضعیفی بین ذره و زمینه می‌تواند عامل جوانه‌زنی ترک و افت خواص مکانیکی باشد.

3-1-2- تغییرات ریزساختاری پس از سه پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی

افزایش تعداد پاس جوشکاری تا پاس سوم سبب شد ذرات آلومینا به ابعاد کوچکتر تبدیل شده و مانعی برای حرکت مرزدانه‌ها باشد، و ساختار فوق ریزدانه در ناحیه تلاطم یافته ایجاد شود [34]. این ریزدانگی شدید در شکل(11) مشاهده می‌شود. همانطور که مشاهده می‌شود، با افزایش نسبت ω/v از کمترین تا بیشترین مقدار، میانگین اندازه دانه از 8 µm به 3 µm کاهش پیدا کرد. همچنین در نمونه‌هایی که سه پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی بر روی آن‌ها انجام شد، در مقایسه با نمونه‌های یک پاسه، توزیع پودر بسیار همگن‌تری بدست آمد. مشاهده شد ذرات Al_2O_3 و گرافیت به ذرات بسیار ریزتری شکسته شده و توزیع بسیار مناسبی در ناحیه تلاطم‌یافته پیدا کردند (شکل 12).

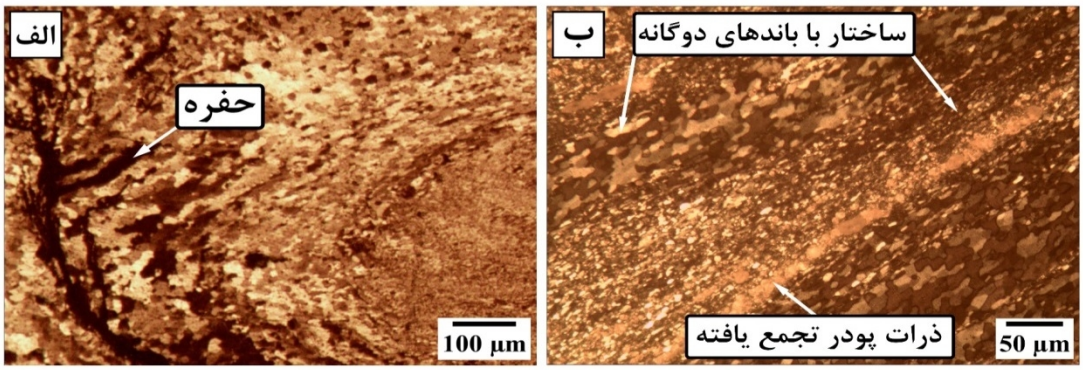
با بررسی مجدد ناحیه تلاطم‌یافته در شکل‌های(13-الف و 13-ب) مشاهـــده می‌شـود، نه تنها تعداد مناطق ریزساختاری با

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

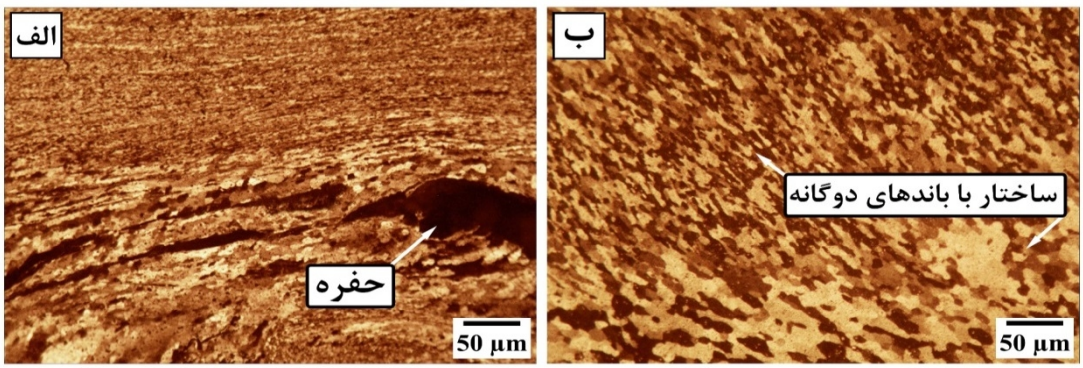


شکل6- ریزساختار نواحی جوش پس از یک پاس فرایند FSW و در ω/v=70 r/mm .

الف- بدون پودر، ب- با استفاده از پودر هیبریدی 50% vol Graphite -50% vol Al_2O_3.



شکل7- الف-عیب ریزساختاری به علت سیلان ناکافی ماده، و ب- ساختار با باندهای دوگانه و ذرات پودر تجمع یافته در ناحیه تلاطم یافته در یک پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی و در ω/v=25 r/mm .



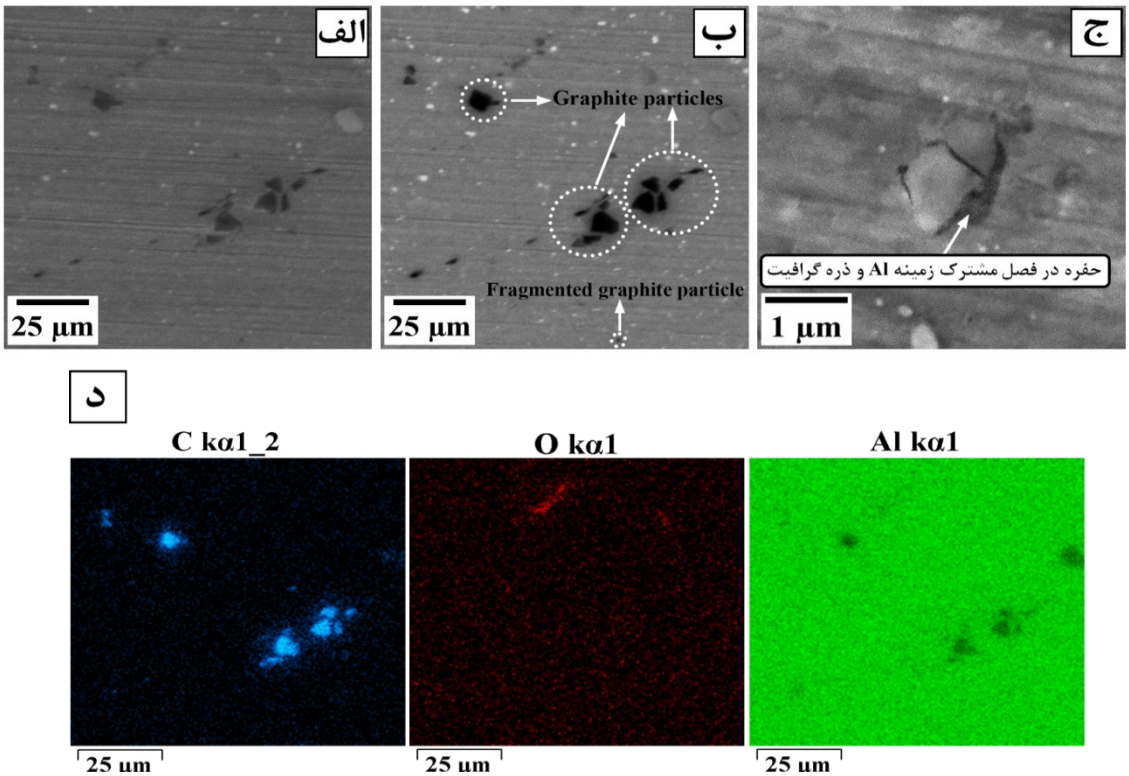
شکل8- الف- عیب ریزساختاری به علت سیلان ناکافی ماده، و ب- ساختار با باندهای دوگانه و ذرات پودر تجمع یافته در ناحیه تلاطم یافته در یک پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی و در ω/v=70 r/mm .

باندهای دوگانه کاهش یافته است، بلکه ابعاد دانه‌ها در مقایسه با پاس اول همگن‌تر شده است. علاوه براین پس از سه پاس فرایند FSW، هیچ‌گونه حفره‌ای در نواحی جوش مشاهده نشد. علت این موضوع کرنش اعمالی بیشتر و نیز سیلان کافی ماده پس از اعمال پاس‌های بعدی جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی می‌باشد.

توضیحات فوق نشان می‌دهد اگرچه افزایش تعداد پاس اثر قابل توجهی بر ریزشدن ذرات پودر دارد، اثر اصلی این متغیر بر رفع حفرات ایجاد شده در پاس‌های گذشته می‌باشد. به عبارتی پلاستیسیته ماده در هر پاس افزایش یافته [35]، و برای همین در پاس‌های بعدی با مقادیر کرنش کمتری می‌تواند سیلان پیدا کند.

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]



شکل9- تصاویر FE-SEM الف- الکترون ثانویه و ب- الکترون برگشتی از توزیع پودر، ج- تصویر الکترون برگشتی از فصل مشترک زمینه-ذره پس از یک پاس جوشکاری در ω/v=25 r/mm و د- elemental maps از توزیع ذرات پودر در منطقه نشان داده شده در الف و ب در مرکز ناحیه تلاطم‌یافته حاصل از آنالیز EDS.

یکی از متغیرهای بسیار مهم در فرایند FSW که اثرگذاری قابل توجهی بر ریزساختار دارد نسبت ω/v می‌باشد. افزایش این نسبت دو نتیجه دارد:

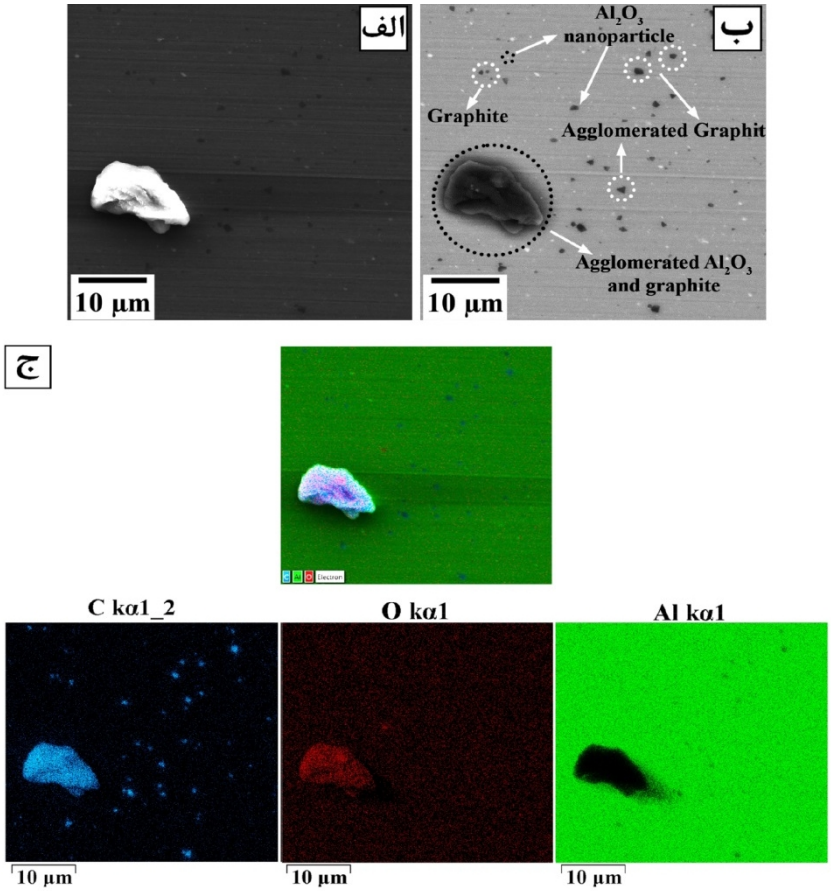
- افزایش حرارت ورودی [36]،

- کرنش اعمالی بیشتر [37]. به عبارت دیگر، افزایش این متغیر می‌تواند منجر به درشت دانگی HAZ شود، و یا عاملی برای ایجاد تبلور مجدد دینامیکی در SZ باشد. نیرو محرکه این تبلور مجدد دینامیکی توسط انرژی کرنشی ذخیره شده در ماده CGP شده [38] و نیز خود فرایند FSW تامین می‌شود. به طورکلی، در نسبت‌های بالاتر ω/v و یا تعداد پاس بیشتر از فرایند FSW، اصطکاک بین ماده و ابزار جوشکاری بیشتر شده، و HAZ و TMAZ در مدت زمان بیشتری حرارت ورودی بالاتری را پس از تبلور مجدد دریافت می‌کنند [39]. از این رو افزایش حرارت ورودی و در نتیجه درشت‌دانگی HAZ، و نیز دانه‌های کشیده‌تر در TMAZ منجر به افت شدید خواص مکانیکی در نواحی خارج از ناحیه تلاطم‌یافته می‌شود [40]. با این حال، همانطور که در شکل(12) نشان داده شد، رشد دانه در HAZ در این پژوهش بسیار اندک بوده است. با وجود آنکه انرژی کرنشی ذخیره شده در نمونه‌های CGP شده در همان پاس اول فرایند FSW آزاد می‌شود [27]، چنین رشد دانه کنترل شده‌ای در HAZ می‌تواند به حضور ذرات میکرومتری گرافیت مربوط باشد. کاهش دمای بیشینه (T_P) فرایند نسبت به نمونه‌ای که بدون پودر FSW شده است شاهدی بر این تغییرات ریزساختاری می‌باشد (جدول 1).

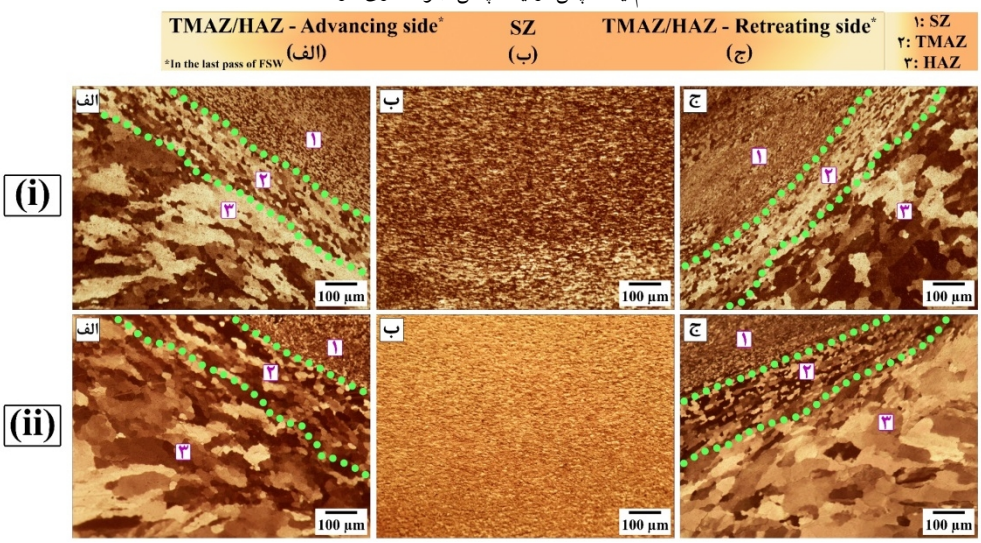
از سوی دیگر، به دلیل استفاده از پودر هیبریدی، ریزدانگی شدیدی بر اثر DRX در SZ ایجاد شده است. مکانیزم‌های استحکام‌بخشی بر اثر هر کدام از ذرات پودر در ادامه با جزئیات بیشتری بحث خواهد شد. همانطور که در شکل(12) مشاهده شد، بهبود ریزدانگی با افزایش تعداد پاس فرایند FSW، توزیع یکنواخت‌تر ذرات پودر و مناطق جوانه‌زنی بیشتر در ناحیه تلاطم‌یافته را تایید می‌کند.

با بررسی دقیق‌تر نتایج اندازه‌گیری دمای فرایند FSW مشاهده

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]



شکل10- تصاویر FE-SEM الف- الکترون ثانویه ، ب- الکترون برگشتی و ج- elemental maps از توزیع ذرات پودر در منطقه تلاطم یافته پس از یک پاس جوشکاری در ω/v=70 r/mm .



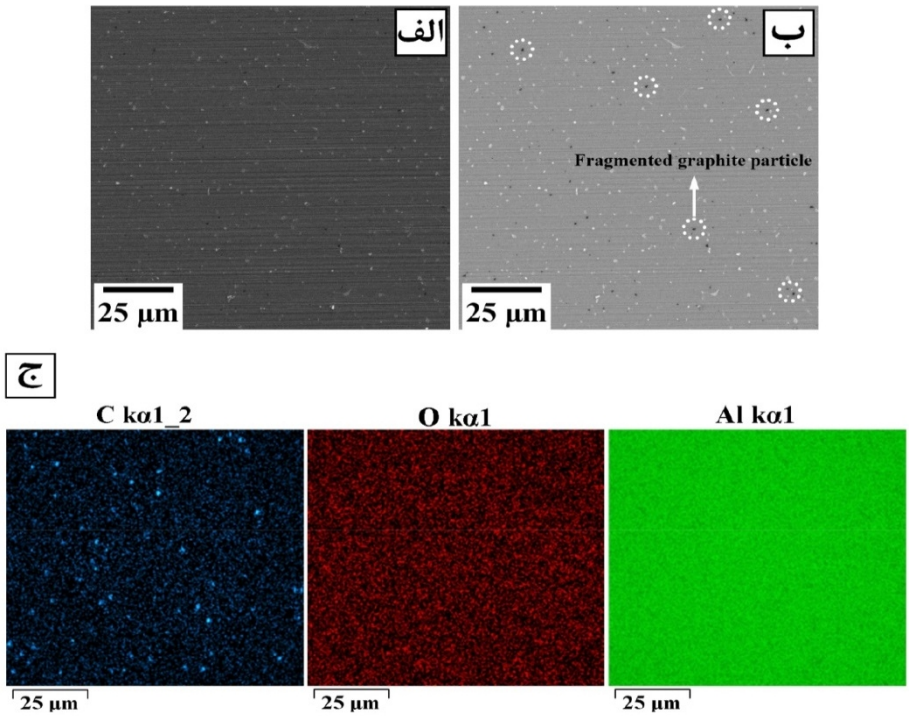
شکل11- ریزساختار نواحی جوش پس از سه پاس فرایند FSW و در ω/v=25 r/mm-i و ω/v=70 r/mm-ii .

شد، دمای بیشینه در پاس اول فرایند از 136 درجه سانتی‌گراد در حداقل نسبت ω/v به 224 درجه سانتی‌گراد در حداکثر نسبت ω/v افزایش پیدا کرد (جدول 1)، که توسط رابطه (1) تایید می‌شود [41]:

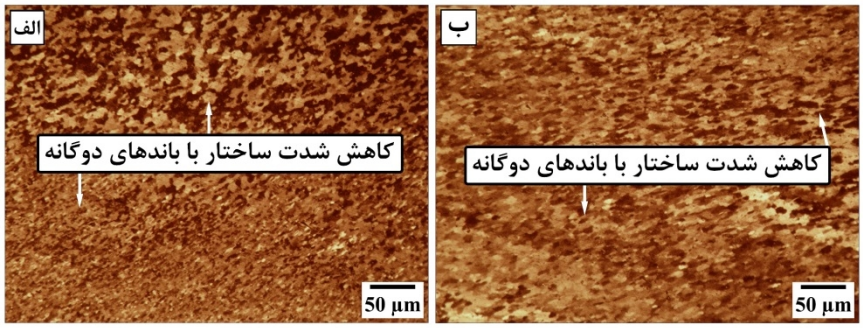
$$Q = \frac{4\pi^2 \alpha \mu P \omega R^3}{3v}$$

که Q حرارت ورودی، α بازدهی حرارت ورودی، μ ضریب

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]



شکل12- تصاویر FE-SEM الف- الکترون ثانویه، ب- الکترون برگشتی، ج- elemental maps از توزیع ذرات پودر در منطقه نشان داده شده در مرکز ناحیه تلاطم‌یافته حاصل از آنالیز EDS پس از سه جوشکاری در ω/v=70 r/mm .



شکل13- ساختار با باندهای دوگانه در ناحیه تلاطم یافته در سه پاس فرایند FSW و در الف-ω/v=25 r/mm و ب- ω/v=70 r/mm .

جدول1- تغییرات دمای بیشینه (T_P) در یک پاس و سه پاس فرایند FSW و در ω/v=25 r/mm و ω/v=70 r/mm تعداد پاس فرایند FSW.

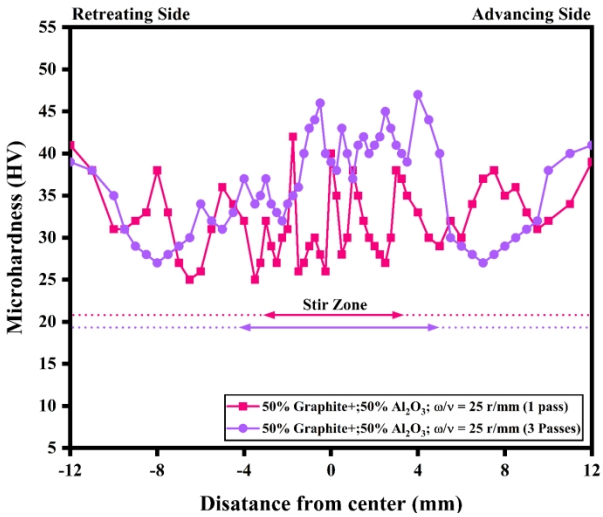
تعداد پاس فرایند FSW	۲۵	۷۰	۷۰
	۵۰٪ vol. Al_2O_3–۵۰٪ vol. Graphite		بدون پودر
دمای بیشینه پاس اول (°C)	۱۳۶	۲۲۴	۴۸۹
دمای بیشینه پاس سوم (°C)	۲۸۱	۳۷۶	-

اصطکاک، P فشار، و R شعاع ابزار می‌باشد. این تغییرات برای افزایش نسبت ω/v در سه پاس نیز صدق می‌کند (جدول 1). همچنین با اعمال تعداد پاس بیشتر از فرایند FSW در یک نسبت مشخص از ω/v، دمای بیشینه افزایش پیدا می‌کند (جدول 1). علت این افزایش به موارد زیر باز می‌گردد:

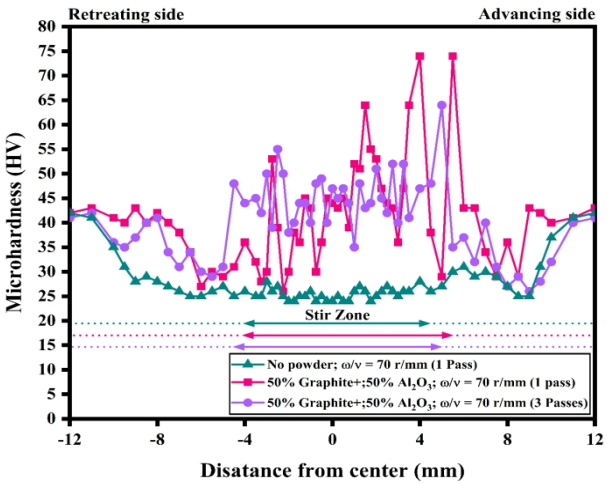
در طول فرایند جوشکاری، ماده به شدت تغییر شکل پیدا می‌کند. این شرایط باعث افزایش دانسیته نابجایی‌ها می‌شود [42]. از این رو، تبلور مجدد دینامیکی ایجاد شده منجر به ریزدانگی ریزساختار شده و استحکام ماده افزایش می‌یابد. این شرایط باعث می‌شود نیاز به انرژی بسیار بیشتری برای

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

تغییر شکل و جاری شدن ماده در پاس‌های بعدی باشد و برای همین حرارت در پاس‌های بعدی افزایش می‌یابد [43]. به عبارتی دمای بیشینه با افزایش تعداد پاس فرایند جوشکاری بایستی افزایش یابد.



شکل14- پروفیل ریزسختی نمونه‌های یک پاس و سه پاس جوشکاری شده در ω/v=25 r/mm.



شکل 15- پروفیل ریزسختی نمونه‌های یک پاس و سه پاس جوشکاری شده با پودر هیبریدی، و نمونه یک پاس جوشکاری شده بدون پودر در ω/v = 70 r/mm.

ذرات پودر عامل دیگری برای این افزایش دما می‌باشند. این ذرات به دلیل سختی بالایی که دارند، بعنوان موانعی برای سیلان ماده بوده، و به طور ویژه در هنگامی که پودر توزیع یکنواخت‌تری در پاس‌های بعدی دارد، شرایط را برای تلاطم و سیلان ماده از سمت پیش‌رونده به سمت عقب‌رونده توسط ابزار جوشکاری سخت‌تر می‌کنند [44]. این افزایش دما منجر به افزایش اصطکاک بین ذرات و ابزار جوشکاری شده و باعث افزایش حرارت ورودی و در نتیجه دما در پاس سوم می‌شود.

3-2- خواص مکانیکی

3-2-1- میکروسختی

شکل‌های(14 و 15) نشان می‌دهند مقادیر سختی از حدود 40 HV در فلز پایه‌ای که تحت فرایند پرس‌کاری در قالب شیاردار محدود شده در دو پاس قرار گرفته است، به حداکثر 74 HV در SZ با اعمال یک پاس جوشکاری در ω/v = 70 r/mm افزایش یافته است. از سوی دیگر در نمونه‌ای که در شرایط مشابه اما بدون پودر جوشکاری شده است، سختی در SZ به حدود 25 HV، و در HAZ به حدود 28 HV کاهش پیدا کرده است. این تغییرات سختی می‌تواند به صورت ذیل توضیح داده شود:

- افزایش سختی در ناحیه تلاطم یافته گواهی بر ریزدانگی قابل توجه بر اثر حضور ذرات پودر می‌باشد. شدت بهبود این سختی به میزان یکنواختی ذرات پودر در این ناحیه بستگی دارد. مادامی که ذرات توزیع مناسبی نداشته باشند، سختی بطور موثری در این ناحیه افزایش نمی‌یابد. با این حال ممکن است به علت تجمع پودر در بخشی از این ناحیه، سختی به طور موضعی افزایش یابد.
- ساختار با باندهای دوگانه که شامل بخش‌های درشت دانه هستند، عاملی برای کاهش سختی در ناحیه تلاطم یافته می‌باشد.
- تبلور مجدد تکمیل نشده در حداقل نسبت ω/v عاملی دیگر برای کاهش سختی در ناحیه تلاطم یافته می‌باشد [45].

همانطور که در پروفیل‌های سختی شکل‌های(14 و 15) مشاهده می‌شود، با افزایش تعداد پاس یا افزایش نسبت ω/v، میانگین مقادیر سختی افزایش یافته و این مقادیر پراکندگی کمتری دارد. این بهبود سختی به علت توزیع بهتر ذرات پودر و ریزدانگی بیشتر بر اثر افزایش این متغیرها می‌باشد. در واقع می‌توان گفت در مقادیر کم از نسبت ω/v حتی با اعمال سه پاس جوشکاری نمی‌توان اثر گذاری مثبتی از پودرها بر روی ریزسختی مشاهده نمود.

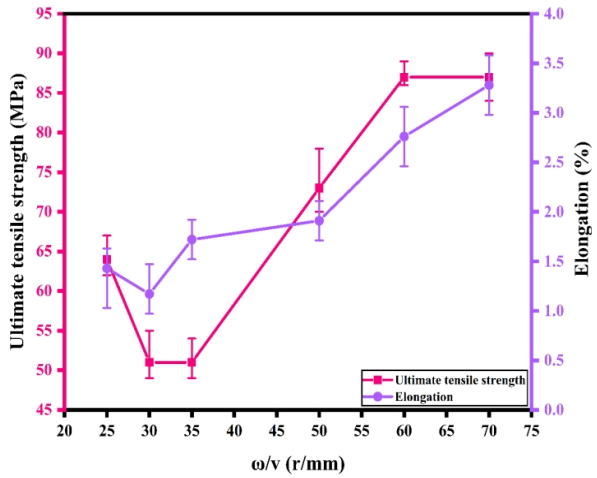
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

به‌طورکلی پلاستیسیته ماده در طی فرایند FSW افزایش یافته، و ماده توسط جریانی گردابی از سمت پیش‌رونده به سمت عقب‌رونده ناحیه تلاطم یافته سیلان می‌یابد [46]. از این رو، توزیع پودر در سمت پیش‌رونده ناحیه تلاطم یافته بهتر می‌باشد [27]. از طرف دیگر، حضور گرافیت در نمونه‌های جوشکاری شده با پودر هیبریدی سبب شده است ماده به طور مناسب در ناحیه تلاطم یافته سیلان نیابد، و برای همین ذرات تجمع یافته بیشتری در سمت پیش‌رونده باقیمانده است. این پدیده می‌تواند دلیل اصلی مقادیر پراکنده‌تر و سختی‌های موضعی بیشتر برای پروفیل سختی در سمت پیش‌رونده باشد (شکل‌های 14و 15). برای همین، توزیع همگن‌تر ذرات گرافیت در سمت عقب‌رونده به طور مستمر عمل روان‌کنندگی برای کاهش اصطکاک بین ماده و ابزار جوشکاری را در طی فرایند FSW انجام می‌دهد. با این حال این شرایط در سمت پیش‌رونده وجود نداشته و ذرات گرافیت آگلومره شده بطور فعال حرارت را کاهش نمی‌دهد. از این رو دما بطور قابل توجهی در این سمت ناحیه تلاطم یافته افزایش یافته و درشت دانگی بیشتری در سمت پیش‌رونده HAZ ایجاد می‌شود. این مشاهدات بطور مشابه در مطالعات گذشته بدست آمده است (به طور مثال در [31]).

3-2-2- آزمون کشش عرضی

3-2-2-1- جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی در یک پاس

استحکام کششی فلزپایه 125 MPa بدست آمد، در حالی‌که با جوشکاری بدون پودر این نمونه در ω/v = 70 r/mm، استحکام به 85 MPa کاهش پیدا کرد. این افت استحکام می‌تواند به دلیل ناپایداری حرارتی-مکانیکی فلزپایه، و به عبارتی افت خواص در ناحیه متاثر از حرارت به دلیل رشد دانه باشد. از سوی دیگر شکل(16) نشان می‌دهد، با انجام فرایند FSW در یک پاس به همراه پودر هیبریدی 50% vol. Al_2O_3 -50% vol. Graphite، بیشینه استحکام کششی و درصد ازدیاد طول در بالاترین نسبت ω/v بدست آمده است. همانطور که پیش‌تر در بخش (3-1-1) بحث شد، این تغییرات به سیلان ضعیف ماده با اعمال یک پاس از فرایند FSW، به ویژه در حداقل نسبت‌های ω/v، باز می‌گردد. در واقع میکرو حفرات، فصل مشترک ضعیف محل تجمع پودر و زمینه، و فصل مشترک غیرهمدوس بین ساختار با باندهای دوگانه و ساختار اطراف منجر به تمرکز تنش شدید در این نواحی شده و این مناطق ضعیف بعنوان محل جوانه‌زنی ترک عمل می‌کنند. به علت کرنش و نرخ کرنش بالای حاصل از تنش برشی که توسط ابزار جوش اعمال می‌شود [47]، برخی از این ترک‌ها به یک‌دیگر پیوسته و سبب ایجاد ماکرو ترک و رشد آن در مسیر جوش و پشت شانه ابزار جوش می‌شود. این پدیده می‌تواند مسئول شکست ترد این نمونه‌ها در کرنش‌های بسیار پایین باشد، که جزئیات آن در ادامه بیان خواهد شد.



شکل16- تغییرات ازدیاد طول و استحکام کششی در یک پاس فرایند FSW و در نسبت‌های متفاوت ω/v.

به طور دقیق‌تر، مکانیزم‌های غالب در ریزساختار منطقه تلاطم‌یافته جوش، که اثر مستقیم بر خواص مکانیکی نهایی اتصال‌های حاصل از جوش را داشتند، به شرح ذیل می‌باشند: از یک سو، ذرات میکرومتری گرافیت، جدای از نقش آن به عنوان ذرات روان‌کننده که مانع از افت خواص در HAZ شده و نیز یکنواختی توزیع ذرات پودر را کاهش می‌دهد [32]، عاملی موثر برای ایجاد مکانیزم جوانه‌زنی متاثر از ذرات می‌باشد [48]. در واقع ذرات گرافیت مکان‌های غیرهمگن بیشتری برای جوانه‌زنی فراهم می‌کنند. از سوی دیگر، نانوذرات Al_2O_3 سبب قفل شدن مرزدانه‌ها و مانع مهاجرت آن‌ها شده [48]، و از این رو از رشد دانه جلوگیری کرده و سبب ایجاد ساختار

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

بسیار ریزدانه در ناحیه تلاطم یافته می‌شود. هر دو مکانیزم نام برده و نیز پروفیل‌های سختی ارائه شده در شکل‌های (14 و 15) مطابق با مکانیزم اروان (افزایش سختی ماده بر اثر توزیع ذرات تقویت‌کننده ریز) [49] و هال-پچ (رابطه معکوس بین اندازه دانه و سختی) [50] نیز می‌باشند. علاوه براین تفاوت پودر هیبریدی در مقایسه با زمینه نرم، از دیدگاه خواص فیزیکی از جمله ضریب انبساط حرارتی [51] و نیز کرنش [52] متفاوت در طی تغییر شکل حاصل از فرایند جوشکاری، سبب ایجاد تبلور مجدد دینامیکی هندسی می‌شود. به عبارتی نابجایی‌های هندسی برای رفع تفاوت این خواص در ماده ایجاد شده و سبب افزایش استحکام می‌شوند [48].

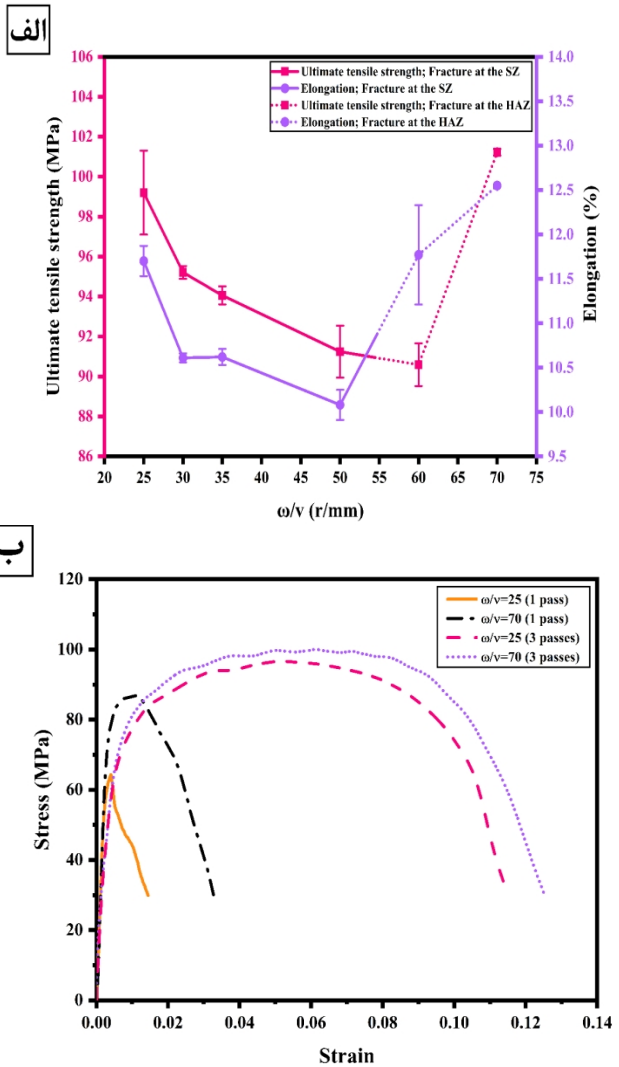
با این حال حضور ذرات با سختی بالا در زمینه نرم آلومینیوم در طول فرایند FSW ناچارا سبب افت درصد ازدیاد طول قطعات در آزمون کشش می‌شود. در واقع به دلیل میدان کرنشی ایجاد شده توسط این ذرات، فاصله موثر برای لغزش نابجایی‌ها در طول تغییر فرم افزایش یافته [53] و درصد ازدیاد طول کاهش می‌یابد. این نتایج مطابق با مشاهدات صورت گرفته در پژوهش‌های پیشین نیز می‌باشد [54].

تبلور مجدد دینامیکی پیوسته یکی دیگر از مکانیزم‌هایی است که به دلیل کرنش زیادی که بر اثر تغییر شکل پلاستیک شدید در طول فرایند FSW بر ماده وارد می‌شود، رخ می‌دهد. و از این رو در افزایش استحکام نهایی اتصالات نقش موثری بازی می‌کند [55].

3-2-2-2-اثر افزایش تعداد پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی

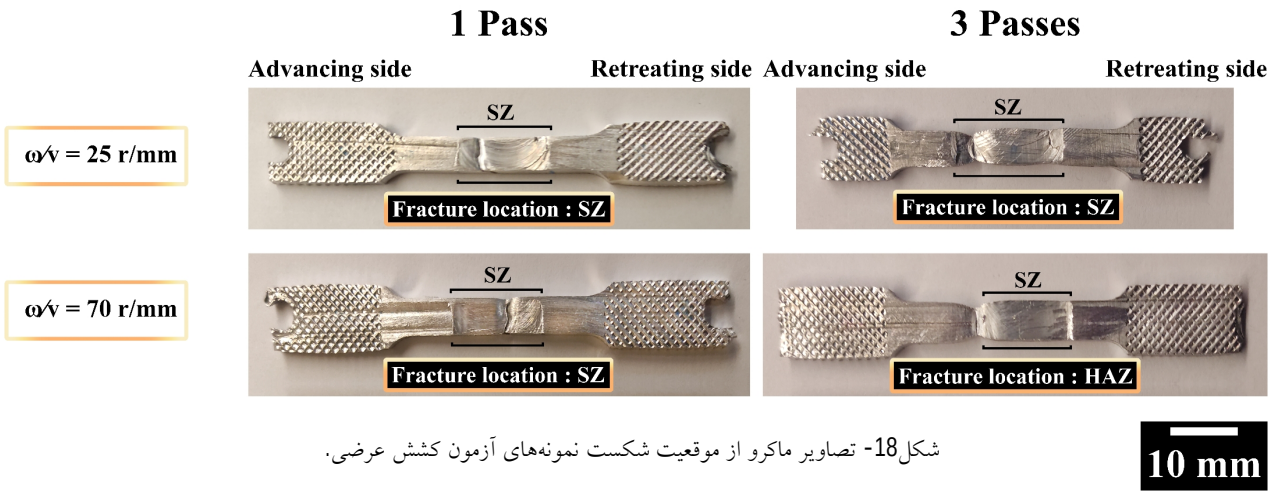
در شرایط جوشکاری در سه پاس برخلاف یک پاس، ازدیاد طول و استحکام کششی بالاتری تا 101 MPa (بازدهی 81% در مقایسه با فلزپایه) در نسبت ω/v= 70 r/mm بدست آمد (شکل17-الف). همچنین بیشینه ازدیاد طول 12/5% نیز در همین شرایط حاصل شده است. از سوی دیگر، افزایش نسبت ω/v موقعیت شکست را به دلیل حرارت ورودی بالا به خارج از منطقه تلاطم یافته منتقل کرده است.

نمودارهای تنش-کرنش نمونه‌های جوشکاری شده در یک پاس و سه پاس و در حداقل و حداکثر نسبت ω/v در شکل (17-ب) مقایسه شده است. همانطور که پیش‌تر در بخش (3-1-2- تغییرات ریزساختاری پس از سه پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی بحث شد، افزایش تعداد پاس به دلیل سیلان بهتر ماده، منجر به حذف میکرو حفرات شده است. همچنین ذرات تجمع یافته ریزتر شده و بطور یکنواخت توزیع شده‌اند. در نتیجه تمام نمونه‌هایی که تحت سه پاس فرایند FSW قرار گرفتند در کرنش‌های بالاتر، نسبت به نمونه‌های جوشکاری شده در یک پاس، دچار شکست شدند (شکل‌های 16و 17-الف).

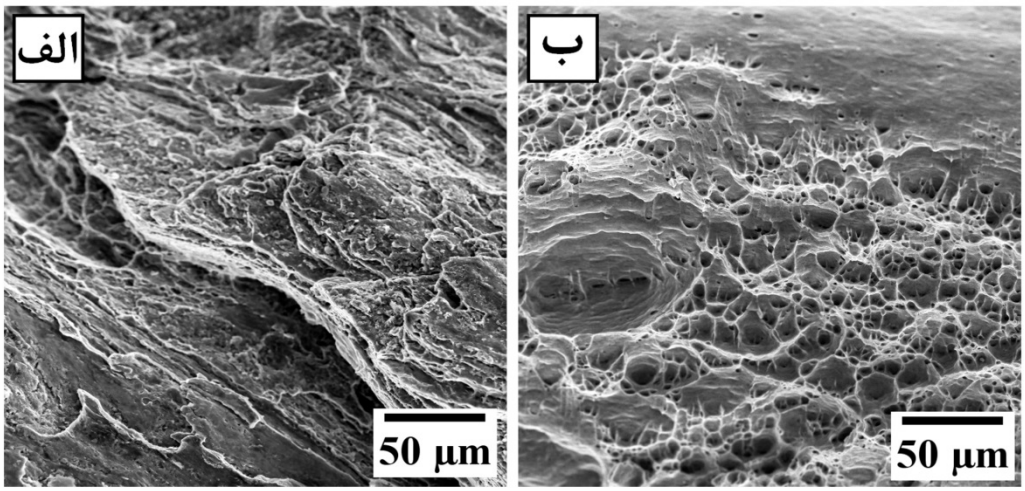


شکل17- الف- تغییرات ازدیاد طول و استحکام کششی در سه پاس فرایند FSW و در نسبت‌های متفاوت ω/v، ب- نمودار تنش-کرنش نمونه‌های یک پاس و سه پاس جوشکاری شده در ω/v=25r/mm و ω/v=70r/mm.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]



شکل18- تصاویر ماکرو از موقعیت شکست نمونه‌های آزمون کشش عرضی.



شکل19- تصاویر FE-SEM از سطح شکست الف- نمونه جوشکاری شده در یک پاس و در ω/v=25r/mm ، ب- نمونه جوشکاری شده در سه پاس و در ω/v=70r/mm .

ذکر این نکته حائز اهمیت است که حضور ذرات میکرومتری گرافیت در شرایط متفاوت فرایند FSW، می‌تواند باعث تقویت یا تضعیف خواص مکانیکی شود. به طور دقیق‌تر، در شرایطی که FSW در سه پاس و نسبت‌های بالاتر ω/v انجام شد، خواص نهایی اتصال تا بیشترین مقادیر بهبود پیدا کرد. اغتشاش مناسب ماده به دلیل افزایش تعداد پاس فرایند جوشکاری، و توزیع مناسب ذرات به دلیل نسبت بالای ω/v از یک سو، در کنار ممانعت از رشد دانه توسط ذات روان کننده ذرات گرافیت از سوی دیگر، سبب ایجاد اتصال با بازدهی بالا 74% در نسبت ω/v= 70 r/mm گردید.

به عبارت دیگر، همانطورکه پیش‌تر توسط تغییرات دمای بیشینه دربخش(3-1-2) تایید شد، استفاده ازپودر گرافیت‌در این فرایند، پایداری مناسبی برای فلز پایه تغییر شکل پلاستیک شدید داده شده نسبت به فرایند حرارتی-مکانیکی FSW ایجاد کرده است. این حال گرافیت منجر به تضعیف سیلمنان ماده به ویژه در حداقل نسبت ω/v شده، و همین امر سبب ایجاد حفرات در پاس اول، و توزیع نامناسب پودر در ناحیه تلاطم یافته شده است. این دلایل منجر به افت استحکام کششی و درصد ازدیاد طول در شرایط ذکر شده، و به ویژه در پـــاس اول شـده است. مطابق با شکل (18)، موقعیت شکست نمونه‌های جوشکاری شده کاملا متاثر از تعداد پاس‌های فرایند FSW است. در جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی در یک پاس، همه نمونه‌ها بصورت ترد از ناحیه تلاطم‌یافته و در کرنش‌های پایین (شکل16) دچار شکست شدند.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2024-10-12]
[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

همانطور که در بخش (3-1-1) بحث شد، سیلان ضعیف ماده و در نتیجه حضور حفرات علت شکست از این ناحیه در این شرایط می‌باشد. سطح شکست در شکل(19-الف) شکست ترد را تایید می‌کند. با بررسی محل شکست این نمونه‌ها پس از جوشکاری تا سه پاس، مشاهده می‌شود محل شکست به مقادیر ω/v وابسته است. به عبارت دیگر، دو عامل در تعیین محل شکست نهایی نقش بازی می‌کنند:

- میزان حرارت ورودی در HAZ،
- چگونگی توزیع پودر و سیلان ماده در SZ.

در مقایسه با نمونه‌های جوشکاری شده در یک پاس و در نسبت‌های کم ω/v، اگرچه شکست بطور مشابه در سمت پیش‌رونده ناحیه تلاطم‌یافته به دلیل توزیع غیرهمگن پودر در این سمت رخ داده است (شکل 15)، شکست بصورت نرم-ترد و در کرنش‌های به مراتب بالاتری حتی در حداقل نسبت ω/v رخ داده است (شکل‌های 16و 17-الف).

از سوی دیگر، شکل(18) نشان می‌دهد که در حداکثر نسبت ω/v شکست به خارج از ناحیه تلاطم یافته، و به سمت پیش‌رونده HAZ منتقل شده است. تصاویر سطح شکست در این شرایط در شکل (19-ب) نمایانگر حفرات تشکیل شده در سطح می‌باشد که گواهی بر شکست نرم است. این نتایج نشان می‌دهند، استحکام ناحیه تلاطم‌یافته به دلیل حذف حفرات و توزیع بهتر پودرها به خوبی افزایش یافته است. همچنین، با توجه به بحث ارائه شده در بخش (3-2-1)، به علت آگلومراسیون هرچند اندک ذرات گرافیت در سمت پیش‌رونده ناحیه تلاطم یافته، و حرارت بیشتر ورودی به این سمت از HAZ، درشت دانگی و افت استحکام بیشتری در این بخش جوش ایجاد شده و شکست از این ناحیه رخ داده است. با این وجود حضور گرافیت باعث کاهش حرارت ورودی به HAZ شده و از این رو افت خواص کمتری در این ناحیه در همه نسبت‌های ω/v ایجاد شده است. در واقع استفاده از ذرات گرافیت سبب شده، در صورتی‌که شکست از ناحیه متاثر از حرارت رخ دهد، به دلیل کاهش حرارت ورودی در نواحی جوش و به ویژه این ناحیه، استحکام کششی افت زیادی نداشته باشد.

4- نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در این پژوهش، نمونه‌های آلومینیوم 1050 که در ابتدا تحت دو پاس فرایند پرس‌کاری در قالب شیاردار محدودشده قرار گرفتند، از طریق فرایند جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی و به همراه پودر هیبریدی شامل پودر میکرومتری گرافیت و نانوذرات α-Al_2O_3 به یکدیگر متصل شدند. اثر نسبت دورانی به خطی (ω/v) و تعداد پاس فرایند جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی کامپوزیت هیبریدی زمینه فلزی مطالعه شد. نتایج اصلی حاصل از این پژوهش در ادامه آمده است:

- اجرای یک پاس جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی، به خصوص در نسبت‌های پایین ω/v، امکان ایجاد جوش سالم و با ظرفیت بالای تحمل بار را فراهم نکرد، و در این شرایط همه نمونه‌ها دچار شکست ترد شدند.

- افزایش تعداد پاس جوشکاری تا سه پاس، به ویژه در نسبت‌های بالاتر ω/v، سبب شد تمامی نمونه‌ها شکست با میزان کرنش و استحکام کششی بالاتری را تجربه کنند. در واقع سیلان ماده بهبود پیدا کرد و از این رو حفرات ایجاد شده در پاس اول حذف شدند. همچنین توزیع پودر به دلیل تلاطم بهتر ماده، و نیز تغییر در جهت سرعت دورانی ابزار بین پاس‌ها منجر به ریزدانگی بیشتر در ناحیه تلاطم یافته گردید.

- پودر گرافیت میکرومتری به عنوان ذرات روان‌کننده، بسته به متغیرهای فرایند جوشکاری، اثر گذاری تقویتی یا تخریبی بر خواص مکانیکی نهایی داشت. با اعمال یک پاس جوشکاری FSW، و به ویژه در حداقل نسبت ω/v، ذرات گرافیت منجر به تضعیف توزیع پودر و سیلان ماده در ناحیه تلاطم یافته شد. این شرایط منجر به این شد تا نتوان به جوش سالم دست یافت. از سوی دیگر، با افزایش تعداد پاس فرایند FSW در حضور پودر گرافیت، پایداری حرارتی-مکانیکی فلزپایه تغییر شکل پلاستیک شدید داده شده نسبت به فرایند FSW افزایش پیدا کرد. همچنین با وجود آنکه افزایش نسبت ω/v تا 70 r/mm در سه پاس فرایند FSW منجر به کاهش اندک استحکام قطعات

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

شد، با انتقال موقعیت شکست به خارج ناحیه تلاطم‌یافته، امکان رسیدن به حداکثر بازدهی 82% نسبت به فلزپایه، و استحکام کششی 101 MPa و درصد ازدیاد طول 12/5% فراهم گردید.

پودرهای میکرومتری گرافیت و نانومتری Al_2O_3 باعث ایجاد مکانیزم جوانه‌زنی متاثر از ذرات و پین کردن مرزدانه‌ها در ناحیه تلاطم‌یافته و در نتیجه افزایش خواص مکانیکی شدند.

- اثر بهینه ذرات پودر برای استحکام بخشی ناحیه تلاطم‌یافته و ممانعت از رشد دانه در ناحیه متاثر از حرارت در صورتی حاصل می‌شود که فرایند جوشکاری اصطکاکی-تلاطمی در بالاترین سرعت دورانی به خطی و در سه پاس انجام شود.

منابع

1- X. Sauvage, G. Wilde, S. V. Divinski, Z. Horita, R.Z. Valiev, Mater. Sci. Eng. A 540 (2012) 1–12.
2-A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D.Y. Yang, F. Micari, G.D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski, A. Yanagida, 57 (2008) 716–735.
3-M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, Mater. Sci. Eng. A 324 (2002) 82–89.
4-Y.T. Zhu, T.C. Lowe, Mater. Sci. Eng. A 291 (2000) 46–53.
5-D.H. Shin, J.J. Park, Y.S. Kim, K.T. Park, Mater. Sci. Eng. A 328 (2002) 98–103.
6-X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen, Y. Minamino, Mater. Sci. Eng. A 340 (2003) 265–271.
7-A.K. Gupta, T.S. Maddukuri, S.K. Singh, Prog. Mater. Sci. 84 (2016) 403–462.
8-J. Zrnik, T. Kovarik, Z. Novy, M. Cieslar, Mater. Sci. Eng. A 503 (2009) 126–129.
9-F. Khodabakhshi, M. Haghshenas, H. Eskandari, B. Koohbor, Mater. Sci. Eng. A 636 (2015) 331–339.
10-Y. Sun, H. Fujii, Y. Takada, N. Tsuji, K. Nakata, K. Nogi, Mater. Sci. Eng. A 527 (2009) 317–321.
11-R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Mater. Sci. Eng. R Reports 50 (2005) 1–78.
12-R. Rai, A. De, H.K.D.H. Bhadeshia, T. DebRoy, Sci. Technol. Weld. Join. 16 (2011) 325–342.
13-W.M. Thomas, E.D. Nicholas, J.C. Needham, M.G. Murch, P. Temple-Smith, C.J. Dawes, Friction-Stir Butt Welding, GB Patent No. 9125978.8, International patent application No. PCT/GB92/02203, 1991.
14-K. Zhao, Z. Liu, B. Xiao, Z. Ma, J. Mater. Sci. Technol. 33 (2017) 1004–1008.
15-Y.S. Sato, Y. Kurihara, S.H.C. Park, H. Kokawa, N. Tsuji, Scr. Mater. 50 (2004) 57–60.
16-X. Meng, Y. Huang, J. Cao, J. Shen, J.F. dos Santos, Prog. Mater. Sci. 115 (2021) 100706.
17-M.S. Khorrami, M. Kazeminezhad, A.H. Kokabi, Mater. Des. 45 (2013) 222–227.
18-A. Heidarzadeh, S. Mironov, R. Kaibyshev, G. Çam, A. Simar, A. Gerlich, F. Khodabakhshi, A. Mostafaei, D.P. Field, J.D. Robson, A. Deschamps, P.J. Withers, Prog. Mater. Sci. 117 (2020) 100752.
19-R.P. Mahto, M. Rout, S.K. Pal, Mater. Chem. Phys. 273 (2021) 125081.
20-R.S. Mishra, Z.Y. Ma, I. Charit, Mater. Sci. Eng. A 341 (2003) 307–310.
21-G. Faraji, P. Asadi, Mater. Sci. Eng. A 528 (2011) 2431–2440.
22-E. Moustafa, Materials (Basel). 10 (2017).
23-H. Jafari, H. Mansouri, M. Honarpisheh, J. Manuf. Process. 43 (2019) 145–153.
24-F. Khodabakhshi, A. Simchi, A.H. Kokabi, Surf. Coatings Technol. 309 (2017) 114–123.
25-O.S. Salih, H. Ou, X. Wei, W. Sun, Mater. Sci. Eng. A 742 (2019) 78–88.
26-H. Sarmadi, A.H. Kokabi, S.M.S. Reihani, Wear 304 (2013) 1–12.
27-M.S. Khorrami, M. Kazeminezhad, A.H. Kokabi, Mater. Sci. Eng. A 602 (2014) 110–118.
28-E.B. Moustafa, A. Melaibari, M. Basha, Ceram. Int. 46 (2020) 16938–16943.
29-F. Karpasand, A. Abbasi, M. Ardestani, Surf. Coatings Technol. 390 (2020) 125680.
30-R. Palanivel, I. Dinaharan, R.F. Laubscher, J.P. Davim, Mater. Des. 106 (2016) 195–204.
31-M.S. Khorrami, M. Kazeminezhad, A.H. Kokabi, Mater. Des. 40 (2012) 364–372.
32-M. Farshbaf Ahmadipour, M. Movahedi, A.H. Kokabi, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 50 (2019) 2443–2461.
33-F. Khodabakhshi, A. Simchi, A.H. Kokabi, A.P. Gerlich, Mater. Sci. Eng. A 666 (2016) 225–237.
34-M. Azizieh, A.H. Kokabi, P. Abachi, Mater. Des. 32 (2011) 2034–2041.
35-G. Huang, W. Hou, Y. Shen, Mater. Charact. 138 (2018) 26–37.
36-G.K. Padhy, C.S. Wu, S. Gao, J. Mater. Sci. Technol. 34 (2018) 1–38.
37-V. Pratap, S. Kumar, A. Ranjan, B. Kuriachen, Integr. Med. Res. 9 (2020) 6217–6256.
38-M.S. Khorrami, M. Kazeminezhad, A.H. Kokabi, Mater. Des. 80 (2015) 41–50.
39-W. Xu, Y. Luo, W. Zhang, M. Fu, J. Mater. Sci. Technol. 34 (2018) 173–184.
40-H.J. Zhang, S.L. Sun, H.J. Liu, Z. Zhu, Y.L. Wang, J. Manuf. Process. 60 (2020) 544–552.
41-V. V. Patel, V. Badheka, A. Kumar, Metallogr. Microstruct. Anal. 5 (2016) 278–293.
42-J.Q. Su, T.W. Nelson, R. Mishra, M. Mahoney, Acta Mater. 51 (2003) 713–729.
43-N. Kumar, A. Das, S.B. Prasad, Mater. Today Proc. (2020).
44-B. Li, Y. Shen, L. Luo, W. Hu, Mater. Sci. Eng. A 574 (2013) 75–85.
44-O.S. Salih, H. Ou, W. Sun, D.G. McCartney, Mater. Des. 86 (2015) 61–71.
46-J. Qian, J. Li, J. Xiong, F. Zhang, X. Lin, Mater. Sci. Eng. A 550 (2012) 279–285.

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]

47-G. Chen, H. Li, G. Wang, Z. Guo, S. Zhang, Q. Dai, X. Wang, G. Zhang, Q. Shi, Int. J. Mach. Tools Manuf. 124 (2018) 12–21.
48-M. Nazari, H. Eskandari, F. Khodabakhshi, Surf. Coatings Technol. 377 (2019) 124914.
49-N.K. Babu, K. Kallip, M. Leparoux, K.A. Alogab, G.M. Reddy, M.K. Talari, Mater. Sci. Eng. A 658 (2016) 109–122.
50-Z.Y. Ma, A.H. Feng, D.L. Chen, J. Shen, Crit. Rev. Solid State Mater. Sci. 43 (2018) 269–333.
51-A. Kurt, I. Uygur, E. Cete, J. Mater. Process. Technol. 211 (2011) 313–317.
52-D.J. Lloyd, Int. Mater. Rev. 39 (1994) 1–23.
53-D. Aruri, K. Adepu, K. Adepu, K. Bazavada, J. Mater. Res. Technol. 2 (2013) 362–369.
54-K. V. Jata, K.K. Sankaran, J.J. Ruschau, Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci. 31 (2000) 2181–2192.
55-K. Huang, R.E. Logé, Mater. Des. 111 (2016) 548–574.

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

[DOR: 20.1001.1.2476583.1401.8.1.1.9]