مجله مهندسی مکانیک مدرس، اسفند1396، دوره 17، شماره 12، ص‌ص 542-550

ماهنامه علمی پژوهشی

مهندسی مکانیک مدرس

mme.modares.ac.ir

بازیابی استحکام در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی AA6061-AA2024 توسط عملیات حرارتی مختلف پس از جوشکاری

محمد مهدی غفاری[1]، حامد جمشیدی اول[2*]

1- دانشجوی کارشناسی، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل
2- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل
*بابل، کد پستی 71167-47148, h.jamshidi@nit.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 24 مهر 1396
پذیرش: 30 آبان 1396
ارائه در سایت: 01 دی 1396

کلید واژگان:
جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی
آلیاژهای غیرهمجنس آلومینیم
عملیات حرارتی پس از جوشکاری

چکیده

در این پژوهش، جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به همراه ذرات تقویت کننده بر روی آلیاژهای آلومینیم AA2024-T351 و AA6061-T6 با استفاده از سرعت چرخشی 800 دور در دقیقه و سرعت جوشکاری 31.5 میلی‌متر بر دقیقه مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌ها در چندین زمان مختلف به منظور مطالعه اثر ذرات SiC روی سینتیک پیری در مناطق متالورژیکی مختلف تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. نتایج میکروسختی سنجی ویکرز و میکروسکپ نوری نشان دادند که ذرات تقویت کننده در منطقه اغتشاشی باعث افزایش سنتیک پیری و اندازه دانه ریزتر می‌شوند. همچنین ذرات SiC نانو بعد از عملیات حرارتی پس از جوشکاری در منطقه اغتشاشی باعث سختی بالاتر نسبت به ذرات افزودنی SiC میکرو در منطقه اغتشاشی شدند. اگرچه اتصال حاوی SiC نانو استحکام بالاتری را پس از عملیات حرارتی نشان داد، اما روند افزایش استحکام برحسب زمان پیری در کلیه اتصال‌ها یکسان و حداکثر استحکام اتصال بعد از 20 ساعت پیرسازی مصنوعی در 160 °C بدست آمد. موضع شکست بعد از عملیات حرارتی پس از جوشکاری بوسیله ضعیف‌ترین نقطه اتصال کنترل شد و در همه اتصال‌ها در نزدیکی منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی سمت AA6061 واقع شد. رفتار مکانیکی اتصال بعد از عملیات حرارتی پس از جوشکاری مشابه رفتار تنش-کرنش فلز پایه AA6061 است.

Strength recovery in friction stir welding of AA6061-AA2024 during various post weld heat treatments

Mohammad Mahdi Ghafari, Hamed Jamshidi Aval*

Department of Materials and Industrial Engineering, Noshirvani University of Technology, Babol, Iran
* P.O.B. 47148-71167, Babol, Iran, h.jamshidi@nit.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 16 October 2017
Accepted 24 November 2017
Available Online 22 December 2017

Keywords:
Friction stir welding
Dissimilar aluminum alloy
Post weld heat treatment

ABSTRACT

This study addressed the friction stir welding of AA2024-T351 and AA6061-T6 aluminum alloys with added reinforcing particles at 800 rpm, and a traverse speed of 31.5 mm/min. The specimens were heat-treated for different time durations to study the impact of SiC particles on aging kinetics during welding in different metallurgical regions. The Vickers micro-hardness and optical microscopy showed that the reinforcing particles enhanced aging kinetics and decreased the grain size in the stir zone. Moreover, compared to micro-sized SiC particles, the addition of SiC nanoparticles led to a higher hardness at the stir zone following the post-weld heat treatment. Although the joint containing SiC nanoparticles was associated with a higher strength after heat treatment, the trends of changes in strength with time were similar for all specimens with the maximum strength obtained after 20 hours of artificial aging at 160℃. The fracture was controlled by the weakest point of the joint which was located near the thermo-mechanically affected zone on the AA6061 side in all specimens. The mechanical behavior of the joint after heat treatment was identical to the stress-strain behavior of the AA6061 base metal.

1- مقدمه

در صنعت روش‌های جوشکاری متفاوتی برای اتصال قطعات به یکدیگر استفاده می‌شود. توسعه و گسترش اتومبیل‌ها و هواپیماهای مدرن و تجهیزات جنگی پیشرفته به همراه ضرورت بهبود عملکرد محیط زیستی، ایمنی و ساختاری باعث پیدایش و گسترش گروه‌های مختلفی از آلومینیم شده که سبک‌تر، ایمن‌تر و بسیار مقرون به‌صرفه‌تر بوده و با محیط زیست هم سازگاری خوبی دارند. درنتیجه فلز آلومینیم بدون عناصر آلیاژی به خاطر ترکیب بهتر، استحکام و مقاومت به خوردگی به‌صورت چشمگیر با آلومینیم‌های آلیاژی که بنا به ترکیب عناصر در دسته‌های گوناگونی قرار می‌گیرند، جایگزین شده‌اند. آلیاژهای سری 2xxx آلومینیم عمدتاً در صنایع هوافضا و همچنین قطعات ماشین کاربرد دارد [1]. آلیاژهای سری 6xxx آلومینیم بیشتر به شکل پروفیل اکسترود، در زمینه‌های معماری، خودرو و

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

M. M. Ghafari, H. Jamshidi Aval, Strength recovery in friction stir welding of AA6061-AA2024 during various post weld heat treatments, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 12, pp. 542-550, 2018 (in Persian)

دریایی کاربرد دارد [2].

توسعه مناسب در تکنولوژی جوشکاری حالت جامد منجر به جایگزینی این روش‌ها به‌جای جوشکاری ذوبی شده است. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی که یک روش جوشکاری حالت جامد است، ترکیب بی‌نظیری از سرعت بالا، دقت و تنوع‌پذیری در مقایسه با سایر روش‌های جوشکاری معرفی کرده است. در میان روش‌های مختلف جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه به دلیل اتصال آلیاژهای با خواص گوناگون از اهمیت به سزایی برخوردار است. به‌علاوه طرح‌های اتصال مختلف در این روش جوشکاری مانند لب‌به‌لب[1] و جوش سربه‌سر[2] امکان استفاده از این روش در شرایط مختلف را می‌دهد.

اتصال آلیاژهای سری 2xxx و 6xxx به همدیگر و یا به سایر گروه‌های آلیاژ آلومینیم با استفاده از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی توسط محققین مختلف بررسی شده است [3-6]. جاگاتش و همکاران [7] اثر سرعت چرخشی، سرعت خطی و قطر پین ابزار بر خواص مکانیکی جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه AA2024 و AA6061 با ضخامت 6 میلی‌متر را مطالعه کردند. بیشترین استحکام کششی اتصال در سرعت چرخشی، سرعت خطی و قطر پین به ترتیب 710 دور در دقیقه، 28 میلی‌متر بر دقیقه و 5 میلی‌متر بدست آمد. هما و همکاران [8] اثر سرعت چرخشی، سرعت خطی و نیروی عمودی را بر خواص مکانیکی جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2014 و AA6061 بررسی کردند. آن‌ها مشاهده کردند که حداکثر استحکام کششی اتصال در سرعت چرخشی و خطی به ترتیب 2000 دور در دقیقه و 37 میلی‌متر بر دقیقه و نیروی عمودی 750 نیوتن بدست آمد. خدیر و همکاران [9] جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T3 و AA7075-T6 با ضخامت 3 میلی‌متر را بررسی کردند. آن‌ها مشاهده کردند که افزایش سرعت پیشروی سبب تشکیل عیب حفره سراسری، مخصوصاً زمانی که آلیاژ AA2024-T3 سمت پسرو قرار می‌گیرد، می‌شود. گزارش شده است که مقدار حداقل سختی در ناحیه HAZ هر دو آلیاژ با افزایش سرعت پیشروی افزایش یافته است. آویناش و همکاران [10] به مطالعه اتصال آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T3 و AA7075-T6 با ضخامت به ترتیب 5 و 6.5 میلی‌متر به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی پرداختند. آن‌ها مشاهده کردند که سیلان ماده از سمت پیشرو به سمت پسرو در تمام جوش یکنواخت است. استحکام جوش کمتر از فلز پایه گزارش شده است که به دلیل عدم یکسان بودن ضخامت دو آلیاژ می‌باشد. اندازه دانه‌ها در منطقه جوش کوچک بود که ناشی از گرمای کمتر تولید شده طی فرایند می‌باشد. راویکومار و همکاران [11] تأثیر پارامترهای جوشکاری را بر روی ریزساختار و درشت ساختار اتصالات جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA7075-T651 و AA6061-T651 بررسی کردند. آن‌ها مشاهده کردند که حداکثر استحکام کششی در ابزار با پین استوانه مخروطی پیچی و سرعت دورانی 900 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 100 میلی‌متر بر دقیقه می‌باشد، درحالی‌که در پین مربعی پیچی با سرعت‌های دورانی 900 دور در دقیقه و پیشروی 90 میلی‌متر بر دقیقه میزان استحکام کمتر است. آن‌ها دلیل این کاهش استحکام را ترکیب ضعیف دو آلیاژ گزارش کردند. ایزدی و همکاران [12] آلیاژهای آلومینیم AA2024-T351 و AA6061-T6 با ضخامت 6 میلی‌متر را با استفاده از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به هم متصل کردند. آن‌ها تأثیر هندسه ابزار را بر روی نحوه سیلان مواد مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که محل‌های تخت بر روی پین سبب بهبود حرکت عمودی ابزار می‌شود. همچنین آن‌ها متوجه شدند که استفاده از پین پیچی لازمه تشکیل ساختارهای با اختلاط زیاد و ایجاد جریان حلقوی نیست. سادش و همکاران [13] تأثیر هندسه پین را در اتصال آلیاژهای آلومینیم AA2024-T4 و AA6061-T4 به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بررسی کردند. آن‌ها از پنج نوع پین مختلف با شکل‌های استوانه پیچی، مربعی، استوانه ساده، مخروطی و مخروط پیچی استفاده کردند. در این تحقیق مشخص شد که سرعت چرخشی 710 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 28 میلی‌متر بر دقیقه با نسبت قطر شانه به قطر پین 3 و شکل پین استوانه‌ای بهترین بازدهی را دارد. بااین‌حال بهترین خواص مکانیکی با پین مربعی با ابعاد 6 میلی‌متر، سرعت چرخشی 1000 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 40 میلی‌متر بر دقیقه به‌دست‌آمده است. آمانکیو و همکاران [14] مطالعاتی را بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه AA2024-T351 و AA6056-T4 با ضخامت 4 میلی‌متر انجام دادند. آن‌ها از یک پین استوانه پیچی با قطر 5 میلی‌متر و سرعت چرخشی بین 500 تا 2000 دور در دقیقه و سرعت پیشروی بین 150 تا 400 میلی‌متر بر دقیقه استفاده کردند. شکست نمونه‌های آزمون کشش از ناحیه متأثر از حرارت-کار مکانیکی آلیاژ AA6056-T4 که ضعیف‌ترین منطقه است، اتفاق افتاده است. این تحقیق نشان داد که در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه، ضعیف‌ترین جز عملکرد کل اتصال را تحت تأثیر قرار می‌دهد. کاوالیر و همکاران [15] تأثیر پارامترهای جوشکاری را بر روی خواص مکانیکی و ریزساختاری اتصالات آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T3 و AA6082-T6 به دست آمده توسط جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با ضخامت 4 میلی‌متر بررسی کردند. بهترین خواص کششی و خستگی در اتصالی به دست آمد که آلیاژ AA6082-T6 در سمت پیشرو و سرعت پیشروی 115 میلی‌متر بر دقیقه بود. در اتصالاتی که آلیاژ AA2024-T3 در سمت پیشرو قرار داشت، سرعت پیشروی تأثیر زیادی بر رفتار خستگی ندارد. اویانگ و همکاران [16] مطالعاتی را بر روی جریان سیال و ریزساختار جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T3 و AA6061-T6 با ضخامت 12.7 میلی‌متر انجام دادند. آن‌ها مشاهده کردند که ریزساختار جوش‌های غیرمشابه AA6061-AA2024 به‌طور واضح با ریزساختار جوش‌های مشابه AA6061 متفاوت است. آن‌ها نتیجه گرفتند که عرض و شکل منطقه جوش در جوشکاری غیرمشابه عمدتاً وابسته به پارامترهای جوشکاری است، به‌طوری‌که وقتی سرعت دورانی افزایش می‌یابد، اختلاط مکانیکی مواد در جوش‌های غیرمشابه یکنواخت‌تر می‌شود. مرادی و همکاران [17] تأثیر پارامترهای فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی روی اتصال آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T351 و AA6061-T6 را مورد بررسی قرار دادند. در بررسی‌های ماکرو مشاهده شد که در نسبت سرعت چرخشی به خطی بالاتر از 31.25 دور بر میلی‌متر مقطع عرضی اتصال دارای عیب حفره تونلی است. همچنین گزارش شد که اعمال آفست به ابزار در حین جوشکاری به سمت پس‌رو باعث بهبود سیلان مواد در منطقه اغتشاشی و افزایش استحکام اتصال اصطکاکی اغتشاشی می‌شود.

استفاده از فرایند اصطکاکی اغتشاشی جهت تولید کامپوزیت‌های سطحی و اعمال پوشش پیش از این توسط محققین مختلف گزارش شده است [19,18]. براساس روش جدیدی که نخستین بار توسط سان و فوجی [20]

[1] Butt welding
[2] Lap welding

ارائه شد، استحکام اتصال اصطکاکی اغتشاشی با افزودن ذرات تقویت کننده سرامیکی در درز اتصال در ضمن جوشکاری از طریق ایجاد کامپوزیت زمینه فلزی در منطقه اغتشاشی بهبود پیدا می‌کند. این روش توسط محققین دیگر در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی مس [20]، AA7075 [22,21]، اتصال غیرمشابه AA6082 و AA5083 [23]، اتصال غیرمشابه AA7075 و AA5083 [24]، آلیاژ AZ31 [25] بررسی شده است.

در پژوهش‌های انجام شده تا زمان حال بر روی جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم و بررسی اثر پارامترهای مختلف تحقیقات گسترده‌ای به‌عمل‌آمده است. اما در مورد اثر شرایط مختلف عملیات حرارتی پس از جوشکاری در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T351 و AA6061-T6 تقویت شده با ذرات تقویت‌کننده پژوهشی انجام نشده است که با توجه به خواص بسیار عالی این آلیاژها نیاز به بررسی این موضوع به‌شدت احساس می‌شود. در این پژوهش اثر عملیات حرارتی پس از جوشکاری(PWHT)[1]مختلف بر خواص مکانیکی و ریزساختار جوش‌های اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T351 و AA6061-T6 در دو حالت تقویت شده با ذرات SiC با اندازه‌های متفاوت و بدون حضور ذرات تقویت کننده بررسی شده است. برای تحقق این موضوع عملیات PWHT در محدوده زمان‌های پیرسازی مصنوعی مختلف بررسی شده است.

2- مواد و روش آزمایش

در این تحقیق از ورق‌های آلومینیم آلیاژهای AA2024-T351 با عنصر اصلی مس و منیزیم و AA6061-T6 با عنصر اصلی منیزیم و سیلیسیم و با ضخامت 6 میلی‌متر استفاده شد. ورق‌ها توسط گیوتین بریده شده به گونه‌ای که طول ورق‌های بریده شده در راستای نورد می‌باشد. سپس برای صاف و مسطح شدن لبه‌ها توسط دستگاه فرز ماشین‌کاری شدند. درصد عناصر آلیاژی به‌دست‌آمده از آزمون کوانتومتری و خواص مکانیکی برای هر دو آلیاژ در جدول 1 و جدول 2 آمده است. در این تحقیق از پودر SiC در دو اندازه 14.6±2.25 میکرومتر و 42±8.4 نانومتر به‌عنوان ذرات تقویت‌کننده استفاده شده است. در نمونه‌های بدون پودر ورق‌ها فاقد شیار و دارای سطح صاف هستند. در حالی که در نمونه‌های حاوی پودر شیارهایی با عمق 5 میلی‌متر و عرض 0.3 میلی‌متر به منظور اعمال پودر بر روی سطح تماس ورق‌ها توسط دستگاه فرز ایجاد شده است.

با توجه به بررسی‌ها و آزمون‌های اولیه در زمینه جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای غیرمشابه آلومینیم AA2024-T351 و AA6061-T6 با استفاده از ذرات تقویت کننده SiC و انجام جوشکاری با سرعت‌های چرخشی 800، 1250، 1600 و 2000 دور در دقیقه، سرعت‌های پیشروی 31.5 و 40 میلی‌متر بر دقیقه، عرض شیارهای 0.2، 0.3 و 0.4 میلی‌متر و آفست‌های 0، 0.5 و 1 میلی‌متر اتصال ایجاد شده با استفاده از سرعت چرخشی 800 دور در دقیقه و سرعت پیشروی 31.5 میلی‌متر بر دقیقه، شیار با عرض 0.3 میلی‌متر و آفست 0.5 میلی‌متری محور ابزار به سمت آلیاژ AA6061 بالاترین استحکام اتصال را در اتصال‌های بدون انجام عملیات حرارتی پس از جوشکاری نشان داد. بنابراین از پارامترهای جوشکاری مذکور جهت بررسی اثر شرایط مختلف عملیات حرارتی پس از جوشکاری و همچنین بررسی اثر افزودن ذرات تقویت کننده بر نحوه بازیابی استحکام اتصال استفاده شده است. شکل 1 شماتیک نحوه قرارگیری قطعه‌کارها و جوشکاری در شرایط افزودن ذرات تقویت کننده و ابعاد ابزار مورد استفاده را نشان می‌دهد. آلیاژ AA6061-T6 در سمت پس‌رو و آلیاژ AA2024-T351 در سمت پیشرو فرایند قرار گرفت. از ابزار با پین هرم مربعی با زاویه کجی 2.5 درجه نسبت به راستای عمود بر سطح ورق و زاویه تقعر شانه ابزار 4 درجه برای جوشکاری استفاده شد.

پس از جوشکاری کلیه اتصال‌ها در دمای 530 درجه سانتی‌گراد به مدت 70 دقیقه تحت عملیات حل سازی قرار گرفتند. سپس عملیات پیرسازی مصنوعی در دمای 160 درجه سانتی‌گراد و زمان‌های مختلف بررسی شد. انتخاب دمای عملیات پیری براساس شرایط بهینه گزارش شده در مرجع[26] صورت گرفت. انتخاب دماهای کمتر اگرچه براساس مرجع [27] منجر به استحکام بخشی بیشتر می‌گردد نیاز به زمان‌های طولانی عملیات حرارتی

Table 1 Chemical composition of alloys

جدول 1 ترکیب شیمیایی آلیاژها

Mn	Cr	Cu	Fe	Si	Mg	Al	آلیاژ
عنصر شیمیایی							
0.06	0.19	0.19	0.40	0.47	0.68	Base	AA6061
0.30	0.10	3.80	0.50	0.50	1.2	Base	AA2024

Table 2 Mechanical properties of alloys

جدول 2 خواص مکانیکی آلیاژها

سختی (VHN)	درصد ازدیاد طول	استحکام تسلیم (MPa)	استحکام کششی نهایی (MPa)	آلیاژ
139	19	328	459	AA2024-T351
104	12	243	312	AA6061-T6

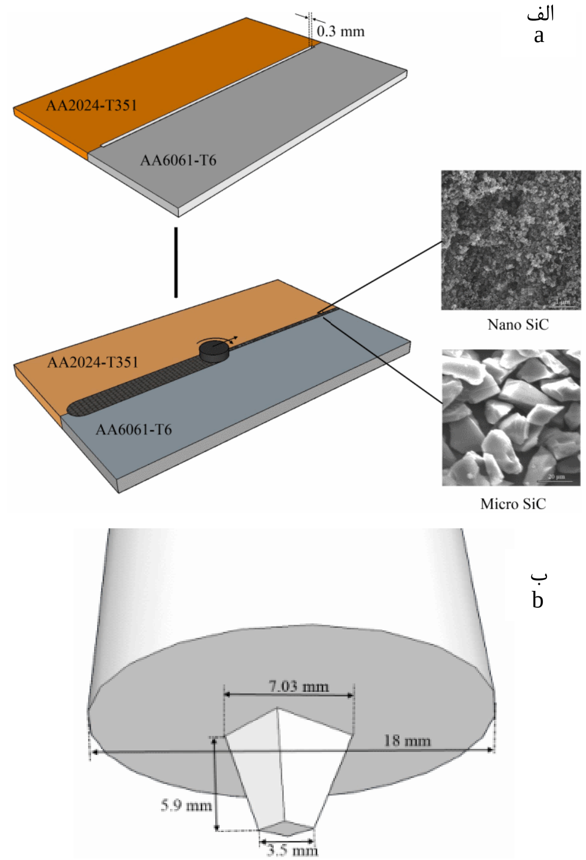

Fig.1 Schematic of a) the joint design and b) welding tool.

شکل 1 شماتیک الف) طرح اتصال و ب) ابزار جوشکاری.

[1] Post weld heat treatment

دارد. جدول 3 مشخصات نمونه‌های مختلف مورد بررسی در این تحقیق را نشان می‌دهد. نمونه‌های W-0، M-0 و N-0 به ترتیب اتصال‌های بدون پودر، به همراه پودر میکرو و پودر نانو در شرایط بدون انجام عملیات حرارتی پس از جوشکاری می‌باشند.

به منظور بررسی سطح مقطع اتصال‌ها پس از سنباده‌زنی و پولیش نمونه‌های متالوگرافی از محلول پولتون برای اچ آلیاژ AA6061 و محلول کلر برای اچ آلیاژ AA2024 استفاده‌شده است. به‌منظور عکس‌برداری از سطح نمونه‌ها از میکروسکپ نوری استفاده شده است. از دستگاه میکروسختی ویکرز شرکت کوپا برای تعیین سختی مناطق مختلف نمونه‌ها استفاده شد. میزان نیروی اعمالی 100 گرم و زمان آزمون 15 ثانیه در نظر گرفته شد.

به‌منظور بررسی استحکام کششی ناحیه اتصال، نمونه‌های آزمون کشش در جهت عمود بر خط جوش مطابق با استاندارد ASTM E8-M03 با طول سنجه 32 میلی‌متر و عرض 6 میلی‌متر آماده‌سازی شدند. آزمون کشش‌ها توسط دستگاه 25 تنی شرکت سنتام انجام شده است. سرعت انجام آزمون کشش 1 میلی‌متر بر دقیقه می‌باشد و از هر ورق جوشکاری شده سه نمونه آزمون کشش توسط دستگاه برش سیمی تهیه شده است. پس از انجام آزمون کشش مورفولوژی سطح شکست توسط میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM[1]) آنالیز شد.

3- نتایج و بحث

شکل 2 مقطع اتصال نمونه‌های جوشکاری شده پیش از انجام عملیات حرارتی پیری را نشان می‌دهد. با توجه به رفتار متفاوت دو آلیاژ در برابر محلول اچ می‌توان ارزیابی کیفی از نحوه سیلان مواد را با استفاده از روش متالوگرافی بدست آورد. حضور ذرات تقویت کننده باعث تغییر نحوه سیلان و اختلاط مواد در منطقه اغتشاشی می‌شود. این تغییرات در نمونه حاوی پودر تقویت کننده میکرو محسوس‌تر می‌باشد. حضور دو ماده سرامیکی و فلزی با رفتارهای سیلانی متفاوت و همچنین جذب حرارت ورودی و کاهش دمای مقطع جوش توسط ذرات تقویت‌کننده می‌تواند منجر به تغییر نحوه سیلان و تغییرشکل مواد در منطقه اغتشاشی شود. آگلومره شدن ذرات پودر تقویت کننده در نمونه حاوی پودر میکرو کاملا مشخص می‌باشد (همانطور که با خط منقطع سفید در تصویر مشخص شده است).

Table 3 Specifications of various samples examined

جدول 3 مشخصات نمونه‌های مختلف مورد بررسی

شماره نمونه	نوع پودر مورد استفاده	زمان عملیات پیرسازی (ساعت)	شماره نمونه	نوع پودر مورد استفاده	زمان عملیات پیرسازی (ساعت)
W-0	-	0	M-20	میکرو	20
W-5	-	5	M-25	میکرو	25
W-10	-	10	M-30	میکرو	30
W-15	-	15	N-0	نانو	0
W-20	-	20	N-5	نانو	5
W-25	-	25	N-10	نانو	10
W-30	-	30	N-15	نانو	15
M-0	میکرو	0	N-20	نانو	20
M-5	میکرو	5	N-25	نانو	25
M-10	میکرو	10	N-30	نانو	30
M-15	میکرو	15			

[1] Scanning Electron Microscope

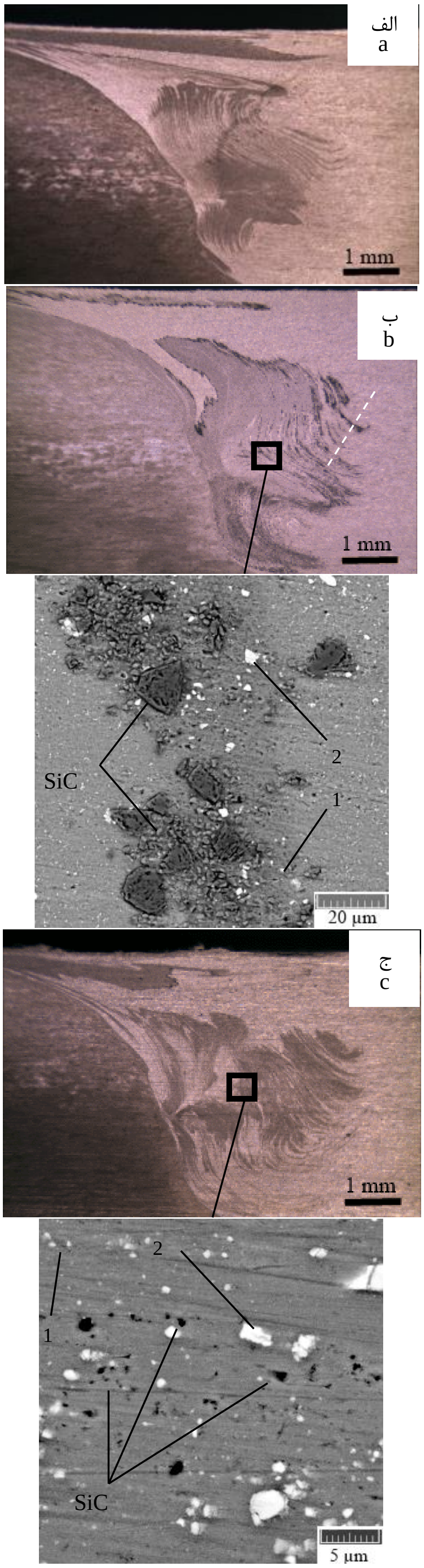

Fig.2 Cross-section structure of welded samples; a) W-0, b) M-0, c) N-0.

شکل 2 ساختار مقطع عرضی نمونه‌های جوشکاری شده: الف) W-0، ب) M-0، ج) N-0.

اگرچه اختلاط کامل در هیچ کدام از نمونه‌های حاوی پودر میکرو و نانو در منطقه اغتشاشی صورت نگرفته است، اما با توجه به تصویر میکروسکپ

الکترونی ذرات SiC نانو دارای توزیع مناسبی در مقطع جوش می‌باشند و مشاهده می‌شود که ذرات جدا از هم توزیع شده و با فاصله از یکدیگر قرار گرفته‌اند. دلیل این امر مورفولوژی این ذرات می‌تواند باشد که با حالت کروی به آسانی بر روی هم لغزش کرده و اصطکاک کمتری را در مقابل سیلان ماده ایجاد می‌کنند و در مقطع جوش توزیع می‌شوند. این در حالی است که ذرات میکرو به علت وجود سطوح صاف و گوشه‌دار مقاومت بیشتری را در مقابل سیلان ماده می‌توانند ایجاد کنند. علاوه بر ذرات SiC، ذرات سفید رنگ با ابعاد درشت و ریز در تصاویر میکروسکپ الکترونی مشاهده شده است. براساس آنالیز شیمیایی انجام شده ذرات سفید رنگ درشت در تصویر میکروسکپ الکترونی ترکیبات غنی از آهن (ذرات شماره 2) و ذرات سفید رنگ ریز آلومینا (ذرات شماره 1) می‌باشند.

مراحل کلی تشکیل رسوب در ضمن پیری مصنوعی در آلیاژهای آلومینیم سری 6000 به صورت: محلول فوق اشباع α ← منطقه GP-I ← رسوبات سوزنی β'' ← رسوبات میله‌ای β' ← رسوبات تیغه‌ای Q' ← رسوبات β+Si می‌باشد [28]. همچنین مراحل کلی تشکیل رسوب در ضمن پیری مصنوعی در آلیاژهای آلومینیم سری 2000 با نسبت اتمی مس به منیزیم بالاتر از 2 به صورت: محلول فوق اشباع α ← منطقه GPB ← رسوبات S'' ← رسوبات S' ← رسوبات S ($CuMgAl_2$) می‌باشد [29]. رسوبات سوزنی β'' در آلیاژ AA6061 و رسوبات S'' در آلیاژ AA2024 نقش کلیدی در افزایش سختی و استحکام این آلیاژها دارند. یکی از مشکلاتی که آلیاژهای آلومینیم عملیات حرارتی پذیر همانند آلیاژهای AA2024 و AA6061 دارند، افت استحکام این آلیاژها در اثر اعمال حرارت و تغییر شکل، اندازه و نوع رسوبات استحکام بخش می‌باشد. در این گروه از آلیاژهای آلومینیم تحولات متالورژیکی و توزیع رسوبات در منطقه اغتشاشی، منطقه متاثر از حرارت و کار مکانیکی (TMAZ[1]) و منطقه متاثر از حرارت (HAZ[2]) به مراتب پیچیده‌تر از آلیاژهای آلومینیم غیرپیرسخت شونده می‌باشد. مشاهده شده است که در این سری آلیاژها خواص مکانیکی جوش اصطکاکی اغتشاشی وابسته به اندازه، کسرحجمی، توزیع رسوبات و دانسیته نابجایی‌ها در ضمن جوشکاری است [30]. به طورکلی برحسب پارامترهای جوشکاری، در منطقه اغتشاشی آلیاژهای پیرشده، نرم شدگی در اثر انحلال رسوبات استحکام بخش مشاهده می‌گردد. در اطرف منطقه اغتشاشی و با حرکت به سمت HAZ درشت شدن رسوبات و کاهش دانسیته آنها گزارش شده است. مجموع این تحولات منجر به شکل گیری پروفیل سختی "W" شکل در مقطع جوش اکثر آلیاژها این گروه می‌گردد؛ به طوریکه حداقل سختی مربوط به مرز مابین TMAZ و HAZ می‌باشد [31,32]. از راه‌های حداقل کردن افت سختی و استحکام در این منطقه تنظیم پارامترهای جوشکاری جهت حداقل کردن حرارت ورودی ضمن جوشکاری و یا بازیابی استحکام از طریق PWHT می‌باشد. استفاده از ذرات تقویت کننده اگرچه می‌تواند باعث افزایش استحکام بخشی در منطقه اصطکاکی اغتشاشی (SZ[3]) شود اما تاثیر کمی در خواص مکانیکی منطقه TMAZ دارد. به منظور بررسی نوع، کسرحجمی، توزیع رسوبات و دانسیته نابجایی‌ها در مناطق مختلف اتصال نیاز به ابزارهایی همچون میکروسکوپ الکترونی عبوری می‌باشد، اما اثرات تغییرات عوامل گفته شده را می‌توان با بررسی تغییرات میکروسختی مقطع اتصال در مناطق مختلف ارزیابی کرد. شکل 3 پروفیل سختی اتصال‌ها قبل از عملیات PWHT را نشان می‌دهد. در کلیه نمونه‌ها حداقل سختی در منطقه TMAZ

[1] Thermo-mechanically affected zone
[2] Heat affected zone
[3] Stir zone

سمت آلیاژ AA6061 رخ داده است، اما در نمونه‌های حاوی پودر تقویت کننده حداقل سختی در این منطقه بیشتر از نمونه بدون پودر می‌باشد. در نمونه حاوی پودر میکرو، سختی منطقه TMAZ بیشتر از نمونه حاوی پودر نانو می‌باشد. دلیل روشنی برای این مسئله را نمی‌توان بیان نمود اما ممانعت بیشتر ذرات میکرو در مقابل تغییرشکل پلاستیک در منطقه SZ و در نتیجه تولید کمتر حرارت ناشی از تغییرشکل پلاستیک می‌تواند باعث کاهش حجم حرارت ورودی و افت کمتر سختی در این منطقه گردد. میزان متوسط سختی در منطقه SZ نمونه‌های حاوی پودر بیشتر از نمونه بدون پودر می‌باشد. البته قابل توجه است که نوساناتی در پروفیل سختی در منطقه اغتشاشی مشاهده می‌شود که به دلیل جریان لایه‌ای دو آلیاژ AA6061 و AA2024 و عدم یکنواختی کامل در توزیع ذرات SiC در منطقه اغتشاشی می‌باشد. عواملی نظیر اندازه دانه‌ها، چگالی نابجایی‌ها، اندازه و مورفولوژی رسوبات و ذرات ثانویه بر روی سختی منطقه اغتشاشی تأثیر می‌گذارند. حضور دانه‌های ریزتر در منطقه SZ نمونه حاوی پودر نانو (همانطور که در شکل 4 نشان داده شده است) می‌تواند تاییدی بر اثرگذاری ذرات فاز ثانویه از طریق ایجاد مکان‌های جدید برای جوانه‌زنی دانه‌ها در ضمن تبلور مجدد در منطقه اغتشاشی و ممانعت از رشد دانه‌ها نسبت به نمونه بدون ذرات تقویت کننده باشد. دانه بندی ریزتر در منطقه اغتشاشی نمونه حاوی پودر نانو می‌تواند به افزایش سختی بیشتر در این نمونه کمک کند. برای درک کامل استحکام دهی از ذرات فاز ثانویه باید عوامل زیادی را در نظر گرفت. این عوامل عبارت‌اند از: اندازه، شکل، تعداد و توزیع ذرات فاز ثانویه، استحکام، شکل‌پذیری و رفتار کرنش-سختی زمینه و فاز ثانویه، تناسب بلور شناختی بین فازها و انرژی مرزی و پیوند مرزی بین فازها. ذرات فاز دوم به دو روش حرکت نابجایی‌ها را به تأخیر می‌اندازد. این ذرات ممکن است یا توسط نابجایی‌ها بریده شده و یا در مقابل بریده شدن مقاومت نموده که در این حالت طبق مکانیزم اوروروان سرعت کرنش سختی افزایش می‌یابد. با توجه به سختی بالای ذرات SiC مکانیزم سخت گردانی غالب مکانیزم اوروروان می‌باشد. میزان سختی بالاتر و یکنواخت‌تر در منطقه SZ نمونه حاوی ذرات نانو، نشان دهنده اثرگذاری بیشتر ذرات تقویت کننده نانو نسبت به میکرو می‌باشد.

شکل 5 تغییرات سختی منطقه TMAZ سمت آلیاژ AA6061 نمونه‌های جوشکاری شده پس از زمان‌های مختلف PWHT را نشان می‌دهد. در کلیه نمونه‌ها، با افزایش زمان پیری تا 20 ساعت میزان سختی TMAZ افزایش یافته و پس از آن سختی کاهش پیدا می‌کند. همانطورکه مشاهده می‌شود برخلاف حالت پیش از عملیات PWHT تفاوت زیادی در مقدار

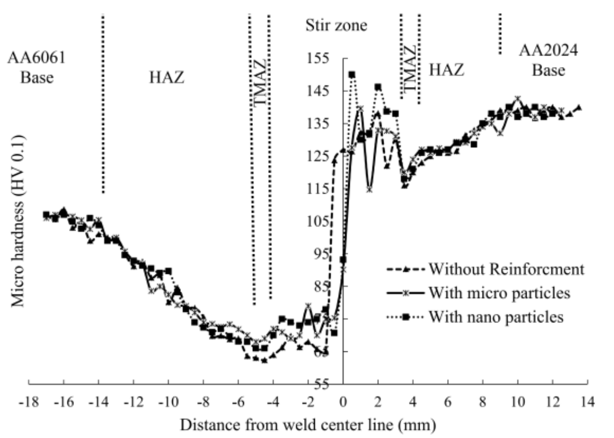

Fig.3 Hardness distributions of welded samples before PWHT.

شکل 3 توزیع سختی نمونه‌های جوشکاری شده قبل از PWHT.

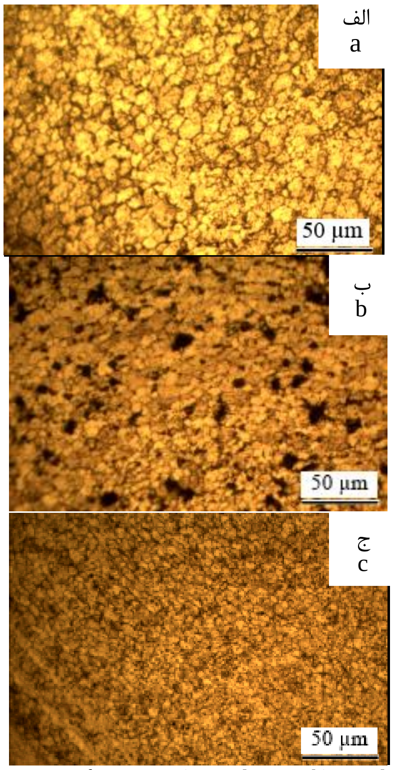

Fig.4 Microstructure of stir zone a) sample W-0, b) sample M-0, c) sample N-0.

شکل 4 میکرو ساختار ناحیه اغتشاشی (الف) نمونه W-0 (ب) نمونه M-0 (ج) نمونه N-0.

سختی نمونه‌های مختلف پس از گذشت زمان پیری یکسان وجود ندارد. با توجه به یکسان شدن شرایط منطقه TMAZ نمونه‌های مختلف پس از عملیات حل‌سازی، عدم وجود تفاوت زیاد در سینتیک رسوب‌گذاری امری بدیهی به نظر می‌رسد.

شکل 6 پروفیل سختی نمونه‌های حاوی پودر و بدون پودر پس از 20 ساعت پیری مصنوعی را نشان می‌دهد. برخلاف منطقه TMAZ، در منطقه SZ تغییرات سختی در نمونه‌های حاوی ذرات تقویت کننده کاملا متفاوت با نمونه بدون پودر می‌باشد. حضور ذرات تقویت‌کننده باعث سرعت بخشیدن به رسوب‌گذاری در منطقه SZ می‌شود. ذرات تقویت کننده SiC از طریق ایجاد مکان‌های هسته‌زایی بیشتر برای شکل‌گیری رسوبات استحکام بخش باعث سرعت بخشیدن به فرایند رسوب گذاری در حین پیرسازی می‌شوند. بنابراین میزان سختی بدست آمده در منطقه SZ نمونه‌های حاوی پودر تقویت کننده به دلیل حضور همزمان دو مکانیزم سخت گردانی رسوبی[1] و سخت گردانی انتشاری[2] به مراتب بیشتر از نمونه بدون پودر می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌شود ذرات پودر نانو در منطقه SZ نسبت به نمونه با پودر میکرو، باعث استحکام بخشی بیشتر می‌شود. استحکام بخشی بیشتر در نمونه حاوی پودر نانو را می‌توان به دلیل افزایش مقدار سطح فصل مشترک ذره - زمینه در پودر نانو نسبت به پودر میکرو و در نتیجه امکان هسته زایی بیشتر رسوبات استحکام بخش دانست. شکل 7 تغییرات متوسط سختی منطقه SZ که از میانگین‌گیری سختی سمت آلیاژ AA2024 و AA6061 بدست آمده برحسب زمان‌های مختلف پیری را نشان می‌دهد. برخلاف منطقه TMAZ سمت AA6061 که بیشترین سختی پس از 20 ساعت بدست آمده است، حداکثر سختی در منطقه SZ پس از 15 ساعت بدست آمده است. این نتیجه تایید دیگری بر افزایش سرعت رسوب‌گذاری و وقوع پدیده فراپیری[3] در حضور ذرات ثانویه SiC می‌باشد. در شکل 8 تغییرات متوسط اندازه دانه منطقه SZ که از میانگین‌گیری اندازه دانه سمت آلیاژ AA2024 و AA6061 بدست آمده برحسب زمان‌های مختلف پیری نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که اندازه دانه در این منطقه به دلیل وقوع پدیده رشد دانه با افزایش زمان پیری روند صعودی دارد. سرعت افزایش در نمونه‌های حاوی پودر تقویت کننده به مراتب بیشتر از نمونه بدون پودر می‌باشد. این مساله را می‌توان ناشی از اثر ذرات تقویت کننده به عنوان مواضعی برای شروع رشد دانه غیرنرمال در منطقه SZ دانست [33,34].

تغییرات استحکام تسلیم و کششی نمونه‌های جوشکاری مختلف برحسب زمان پیری در شکل 9 نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود پس از زمان 20 ساعت بیشترین میزان استحکام اتصال بدست آمده است.

شکست در کلیه اتصال‌ها در منطقه نزدیک TMAZ رخ داده است (شکل10). براساس نتایج پروفیل سختی (شکل6) حداقل سختی پس از عملیات PWHT در سمت آلیاژ AA6061 و در محدوده TMAZ تا فلز پایه رخ داده است. این نتیجه نشان می‌دهد که صرفه نظر از استفاده یا عدم استفاده از ذرات استحکام بخش، نقطه شکست اتصال توسط ضعیفترین جزء اتصال کنترل می‌شود. اما وقوع شکست در منطقه نزدیک TMAZ را می‌توان به دلیل افت ناگهانی سختی در این ناحیه و تغییر ناگهانی پروفیل تنش به واسطه تفاوت خواص مکانیکی مناطق اطراف آن دانست. نمودار تنش-کرنش

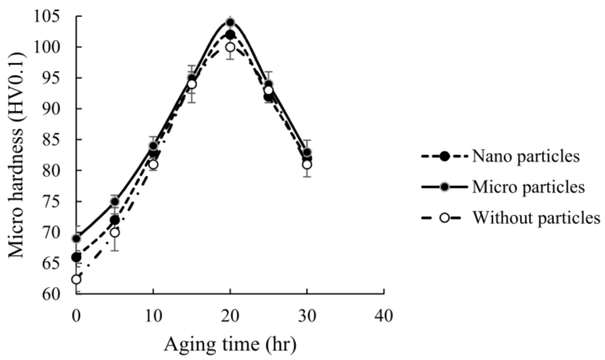

Fig.5 Hardness of AA6061 side TMAZ versus aging time.

شکل 5 سختی منطقه TMAZ سمت AA6061 برحسب زمان پیری.

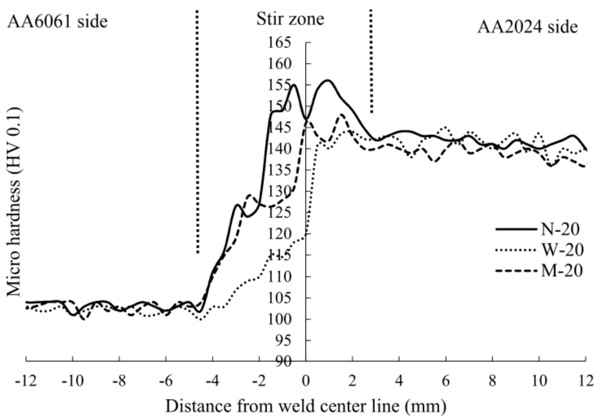

Fig.6 Hardness distributions of welded samples after 20 hours PWHT.

شکل 6 توزیع سختی نمونه‌های جوشکاری شده پس از 20 ساعت PWHT.

[1] Precipitation hardening
[2] Dispersion hardening
[3] Over aging

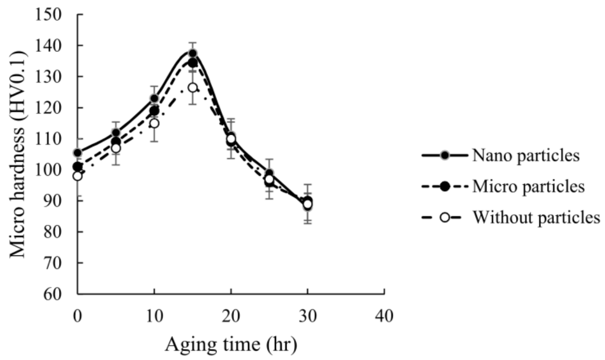

Fig.7 Average hardness of SZ versus aging time.

شکل 7 متوسط سختی منطقه اغتشاشی برحسب زمان پیری.

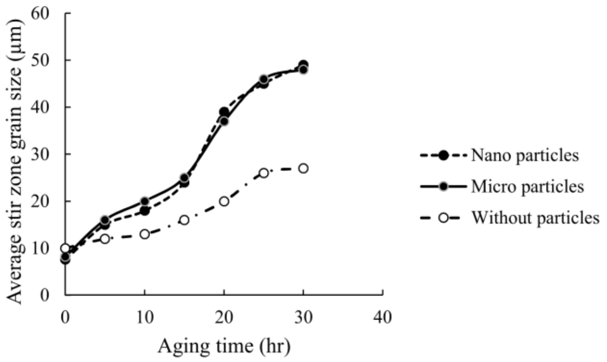

Fig.8 Average grain size of SZ versus aging time.

شکل 8 متوسط اندازه دانه منطقه اغتشاشی برحسب زمان پیری.

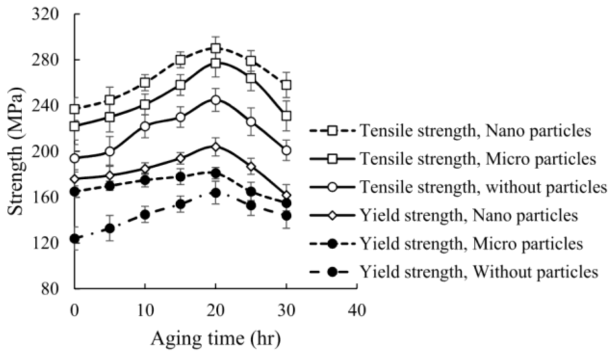

Fig.9 Strength variation of welded samples versus aging time.

شکل 9 تغییرات استحکام نمونه‌های جوشکاری برحسب زمان پیری.

نمونه‌های W-20، M-20 و N-20 با نمودار تنش-کرنش فلزهای پایه در شکل 11 مقایسه شده است. در کلیه نمونه‌ها رفتار مکانیکی اتصال پس از PWHT به رفتار تنش- کرنش فلز پایه AA6061-T6 نزدیک می‌شود. اما باید توجه داشت که استحکام و ازدیاد طول همواره کمتر از مقادیر نظیر فلز پایه AA6061-T6 می‌باشد. اتصال دو فلز با خواص مکانیکی مختلف و ایجاد منطقه جوش با خواصی متفاوت با فلزهای پایه استفاده شده منجر به شکل‌گیری اتصال ناهمگنی می‌گردد که شدیدا رفتار مکانیکی اتصال را تحت تاثیر قرار می‌دهد. ناهمگنی اتصال و اثرگذاری آن بر رفتار غیرمتعارف تنش-کرنش اتصال نسبت به فلزهای پایه توسط محققین دیگر نیز گزارش شده است [35]. همچنین مشاهده می‌شود که استحکام تسلیم و نهایی اتصال با میزان سختی منطقه اغتشاشی متناسب است، به نحوی که افزایش سختی منطقه اغتشاشی منجر به افزایش استحکام اتصال می‌گردد. البته افزایش استحکام همراه با کاهش ازدیاد طول می‌باشد.

شکل 12 مقطع شکست نمونه‌های W-20، M-20 و N-20 به همراه سطح مقطع شکست قبل از عملیات PWHT را نشان می‌دهد. بر اساس طرح شکست این نوع را گسیختگی گود شده (دیمپل) می‌گویند، که حاکی از شکست نرم می‌باشد. با توجه به شکل 12 مشاهده می‌شود که در سطح شکست نمونه‌ها پیش از عملیات پیرسازی حفرات ایجاد شده تا حدودی درشت‌تر و غیریکنواخت‌تر می‌باشند.

4- نتیجه‌گیری

در این تحقیق اثر عملیات حرارتی پیرسازی بر بازیابی استحکام اتصال غیرهم‌جنس آلیاژهای آلومینیم AA2024 و AA6061 بررسی و نتایج زیر حاصل شد:

1- حضور ذرات تقویت کننده باعث تغییر نحوه سیلان و اختلاط مواد در منطقه اغتشاشی می‌شود. این تغییرات در نمونه حاوی پودر تقویت کننده میکرو محسوس‌تر می‌باشد. ذرات میکرو به علت وجود سطوح صاف و گوشه‌دار مقاومت بیشتری را در مقابل سیلان ماده می‌توانند ایجاد کنند و باعث کاهش اختلاط یکنواخت مواد در موضع اتصال می‌شوند.

2- در کلیه نمونه‌ها حداقل سختی در منطقه TMAZ سمت آلیاژ AA6061 رخ داده است، اما در نمونه‌های حاوی پودر تقویت کننده حداقل سختی در این منطقه بیشتر از نمونه بدون پودر می‌باشد.

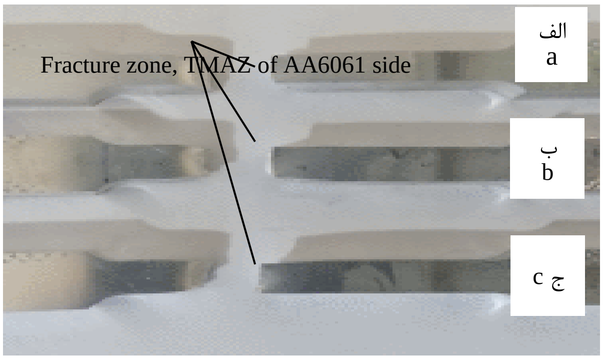

Fig. 10 The image of fracture of the fractured specimens in tensile test (a) sample W-20 (b) sample M-20 (c) sample N-20.

شکل 10 تصویر ناحیه شکست نمونه‌ها در آزمون کشش الف) نمونه W-20، ب) نمونه M-20، ج) نمونه N-20.

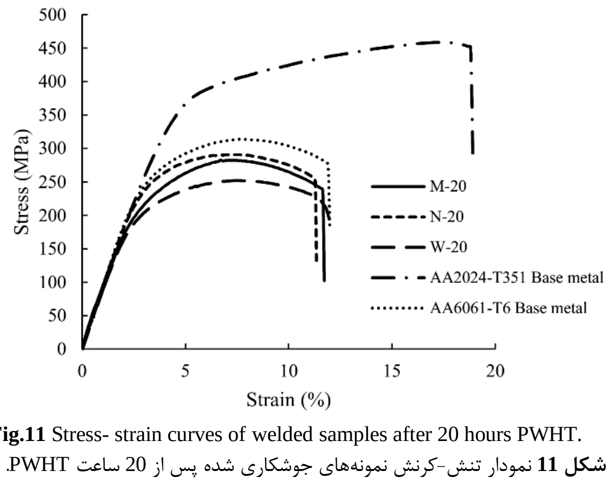

Fig.11 Stress- strain curves of welded samples after 20 hours PWHT.

شکل 11 نمودار تنش-کرنش نمونه‌های جوشکاری شده پس از 20 ساعت PWHT.

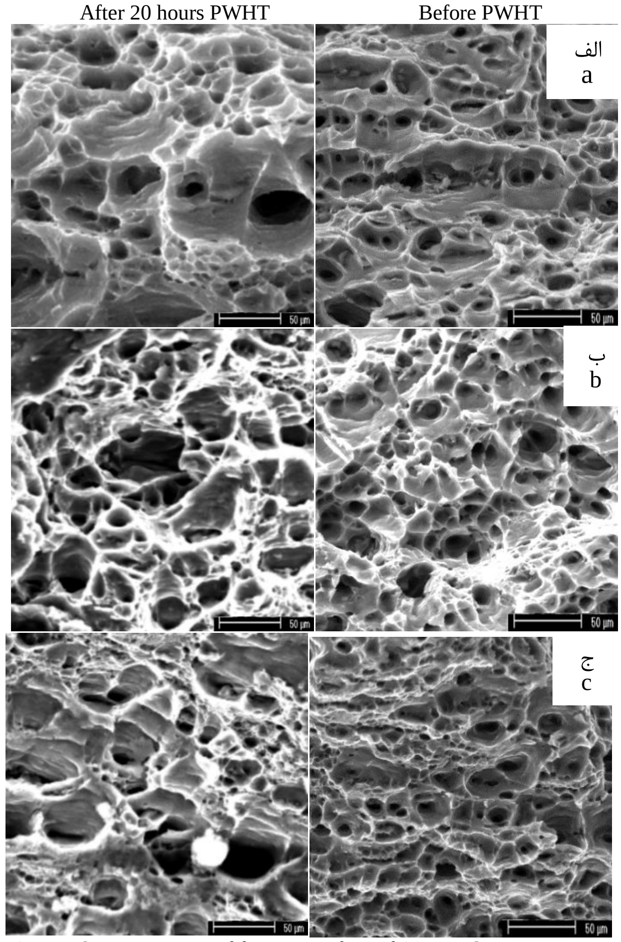

Fig. 12 The SEM image of fracture surface of (a) sample W-20 , W-0 (b) sample M-20, M-0 (c) sample N-20, N-0.

شکل 12 تصویر SEM سطح شکست الف) نمونه W-20 و W-0 ب) نمونه M-20 و M-0 ج) نمونه N-20 و N-0.

متوسط سختی در منطقه TMAZ سمت آلیاژ AA6061 پس از 20 ساعت پیری در نمونه بدون پودر تقویت کننده 100 ویکرز و در نمونه‌های حاوی پودر میکرو و نانو به ترتیب 104 و 103 ویکرز بدست آمده است.

3- حضور ذرات تقویت کننده در منطقه اغتشاشی باعث افزایش سرعت رسوب‌گذاری و همچنین وقوع پدیده فراپیری در مدت زمان کمتر نسبت به منطقه TMAZ می‌گردد. ذرات تقویت کننده SiC از طریق ایجاد مکان‌های هسته‌زایی بیشتر برای شکل‌گیری رسوبات استحکام بخش باعث سرعت بخشیدن به فرایند رسوب گذاری در حین پیرسازی می‌شوند. برخلاف منطقه TMAZ سمت AA6061 که بیشترین سختی پس از 20 ساعت بدست آمده است، حداکثر سختی در منطقه SZ پس از 15 ساعت پیری در دمای 160 درجه سانتی‌گراد بدست آمده است.

4- صرفه نظر از عملیات پیرسازی و استفاده یا عدم استفاده از ذرات استحکام بخش، نقطه شکست اتصال توسط ضعیفترین جزء اتصال کنترل می‌شود. همچنین روند افزایش استحکام اتصال برحسب زمان پیری از تغییرات سختی منطقه TMAZ تبعیت می‌نماید. به‌طوریکه پس از زمان 20 ساعت پیری در دمای 160 درجه سانتی‌گراد بیشترین میزان استحکام اتصال بدست آمده است.

5- حداکثر استحکام کششی و تسلیم در اتصال حاوی پودر نانو SiC و پس از 20 ساعت پیرسازی مصنوعی در 160 °C به ترتیب به میزان 290 و 204 مگاپاسکال بدست آمد.

5- مراجع

[1] C. A. Weis Olea, Influence of energy input in friction stir welding on structure evolution and mechanical behaviour of precipitation hardening in aluminium alloys (AA2024-T351, AA6013-T6 and Al-Mg-Sc), *Helmholtz-zentrum Geesthacht (GKSS)*, pp. 1-3, 2008.

[2] G. Svenningsen, M. H. Larsen, J. C. Walmsley, J. H. Nordlien, K. Nisancioglu, Effect of artificial aging on intergranular corrosion of extruded AlMgSi alloy with small Cu content, *Corrosion Science*, Vol. 48, No. 6, pp. 1528-1543, 2006.

[3] J. Tang, Y. Shen, Numerical simulation and experimental investigation of friction stir lap welding between aluminum alloys AA2024 and AA7075, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 666, No. 1, pp. 493-500, 2016.

[4] V. Saravanan, S. Rajakumar, N. Banerjee, R. Amuthakkannan, Effect of shoulder diameter to pin diameter ratio on microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded AA2024-T6 and AA7075-T6 aluminum alloy joints, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 87, No. 9-12, pp. 3637–3645, 2016.

[5] M. M. Hasan, M. Ishak, M. R. M. Rejab, Influence of machine variables and tool prof ile on the tensile strength of dissimilar AA7075-AA6061 friction stir welds, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 90, No. 9-12, pp. 2605–2615, 2017.

[6] V. Saravanan, S. Rajakumar, A. Muruganandam, Effect of friction stir welding process parameters on microstructure and mechanical properties of dissimilar AA6061-T6 and AA7075-T6 aluminum alloy joints, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, Vol. 5, No. 6, pp. 476-485, 2016.

[7] K. Jagathesh, M. P. Jenarthanan, P. Dinesh Babu, C. Chanakyan, Analysis of factors influencing tensile strength in dissimilar welds of AA2024 and AA6061 produced by friction stir welding (FSW), *Australian Journal of Mechanical Engineering*, Vol. 15, No. 1, pp. 19-26, 2017.

[8] P.Hema, K.Sai kumar naik, K. Ravindranath, Prediction of effect of process parameters on friction stir welded joints of dissimilar aluminium alloy AA2014 & AA6061 using taper pin profile, *Materials Today: Proceedings*, Vol. 4, No. 1, pp. 2174–2183, 2017.

[9] S. A. Khodir, T. Shibayanagi, Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys, *Materials Science and Engineering B*, Vol. 48, No. 1, pp . 82-87, 2008.

[10] P. Avinash, M. Manikandan, N. Arivazhagan, K. Devendranath Ramkumar, S. Narayanan, Friction stir welded butt joints of AA2024 T3 and AA7075 T6 aluminum alloys, *Procedia Engineering*, Vol. 75, No. 1, pp. 98-102, 2014.

[11] S. Ravikumar, V. SeshagiriRao, R. V. Pranesh, Effect of welding parameters on macro and microstructure of friction stir welded dissimilar butt joints between AA7075-T651 and AA6061-T651 alloys, *Procedia Material Science*, Vol. 5, No.1, pp. 1726-1735, 2014.

[12] H. Izadi, J. Fallu, A. Abdel-Gwad, T. Liyanage, A. P. Gerlich, Analysis of tool geometry in dissimilar Al alloy friction stir welds using optical microscopy and serial sectioning, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 18, No. 4, pp. 307-313, 2013.

[13] P. Sadeesh, M. Venkatesh Kannan, V. Rajkumar, P. Avinash, N. Arivazhagan, K. Devendranath Ramkumar, S.Narayanan, Studies on friction stir welding of AA 2024 and AA 6061 dissimilar metals, *Procedia Engineering*, Vol. 75, No. 1, pp. 145-149, 2014.

[14] S. T. Amancio-Filho, S. Sheikhi, J. F. dos Santos, C. Bolfarini, Preliminary study on the microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in aircraft aluminum alloys 2024-T351 and 6056-T4, *Materials Processing Technology*, Vol. 206, No. 1, pp. 132-142, 2008.

[15] P. Cavaliere, A. De Santis, F. Panella, A. Squillace, Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082–AA2024 joints produced by friction stir welding, *Materials and Design*, Vol. 30, No. 1, pp. 609-616, 2009.

[16] J. H. Ouyang, R. Kovacevic, Material flow and microstructure in the friction stir butt welds of the same and dissimilar aluminium alloys, *Journal of Material Engineering and Performance*, Vol. 11, No. 1, pp. 51-63, 2002.

[17] M. M. Moradi, H. Jamshidi Aval, R. Jamaati, Experimental investigation on the effect of friction stir welding process parameters in dissimilar joining of AA2024-T351 and AA6061-T6 aluminum alloys, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 16, No. 9, pp. 394-402, 2016. (in Persian فارسی)

[18] M. Azadi, M. Shamanian, M. A. Golozar, Hardness and wear behavior of Al7075/TiC/MoS2 surface hybrid composite produced by friction stir processing, *Science and Surface Engineering*, Vol. 31, No. 13, pp. 41-51, 2017. (in Persian فارسی)

[19] A. Mostafapour, H. Kamali, M. Moradi, Friction surfacing of AA7075-T6 deposition on AA2024-T351, Statistical modeling using response surface methodology, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 17, No. 8, pp. 224-230, 2017. (in Persian فارسی)

[20] Y. F. Sun, H. Fujii, The effect of SiC particles on the microstructure and

[27] *ASM Handbook: Heat Treating*, pp. 841-880: ASM International, 1991.

[28] W. F. Miao, D. E. Laughlin, Precipitation hardening in aluminum alloy 6022, *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 7, pp. 873-878, 1999.

[29] S. C. Wang, M. J. Starink, Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys, *International Materials Reviews*, Vol. 50, No. 4, pp. 193-215, 2005.

[30] A. Scialpi, L. A. C. D. F Filippis, P. Cavaliere, Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminium alloy, *Materials and Design*, Vol. 28, No. 1, pp. 1124–1129, 2007.

[31] R. S. Mishra, M. W. Mahoney, Friction stir welding and processing, *Materials Park,OH, ASM International*, 2007.

[32] M. Cabibbo, H. J. McQueen, E. Evangelista, S. Spigarelli, M. Di Paola, A. Falchero, Microstructure and mechanical property studies of AA6056 friction stir welded plate, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 460-461, No. 1, pp. 86-94, 2007.

[33] Kh. A. A Hassan, A. F. Norman, D. A. Price, P. B. Prangnell, Stability of nugget zone grain structures in high strength Al-alloy friction stir welds during solution treatment, *Acta Materialia*, Vol. 51, No. 1, pp. 1923-1936, 2003.

[34] Y. S. Sato, H. Watanabe, H. Kokawa, Grain growth phenomena in friction stir welded 1100 Al during post-weld heat treatment, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 12, No. 1, pp. 318-323, 2007.

[35] C. Leitao, R. M. Leal, D. M. Rodrigues, A. Loureiro, P. Vilaça, Mechanical behaviour of similar and dissimilar AA5182-H111 and AA6016-T4 thin friction stir welds, *Materials and Design*, Vol. 30, No. 1, pp. 101-108, 2009.

mechanical properties of friction stir welded pure copper joints, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 1, pp. 5470-5475, 2011.

[21] A. Hamdollahzadeh, M. Bahrami, M. F. Nikoo, A. Yusefi, M. K. Besharati Givi, N. Parvin, Microstructure evolutions and mechanical properties of nano-SiC-fortified AA7075 friction stir weldment: The role of second pass processing, *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 20, No. 1, pp. 367-373, 2015.

[22] M. Bahrami, K. Dehghani, M. K. Besharati Givi, A novel approach to develop aluminum matrix nano-composite employing friction stir welding technique, *Materials and Design*, Vol. 53, No. 1, pp. 217-225, 2014.

[23] I. A. Kartsonakis, D. A.Dragatogiannis, E. P. Koumoulos, A. Karantonis, C. A. Charitidis, Corrosion behaviour of dissimilar friction stir welded aluminium alloys reinforced with nanoadditives, *Materials and Design*, Vol. 102, No. 1, pp. 56-67, 2016.

[24] M. Saeidi, M. Barmouz, M. K.Besharati Givi, Investigation on AA5083/AA7075+Al2O3 joint fabricated by friction stir welding: characterizing microstructure, corrosion and toughness behavior, *Materials Research*, Vol. 18, No. 1, pp. 1156-1162, 2015.

[25] A. Abdolahzadeh, H. Omidvar, M. A. Safarkhanian, M. Bahrami, Studying microstructure and mechanical properties of SiC-incorporated AZ31 joints fabricated through FSW: the effects of rotational and traveling speeds, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 75, No. 1, pp. 1189-1196, 2014.

[26] A. Polat, M. Avsar, F. Ozturk, Effects of the artificial-aging temperature and time on the mechanical properties and springback behavior of AA6061, *Materials and Technology*, Vol. 49, No. 4, pp. 487-493, 2015.