



بررسی ریزساختار و سختی محل اتصال در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلومینیوم AA1100 و فولاد A441 AISI

مجید الیاسی^{1*}، حامد آقاجانی درازکلا²، مرتضی حسینزاده³

- 1- استادیار، مهندسی ساخت و تولید، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل، بابل
2- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساری، ساری
3- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد آیت الله آملی، آمل
* بابل، صندوق پستی 484، elyasi@nit.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی کامل
دریافت: 22 خرداد 1393
پذیرش: 09 مرداد 1393
ارائه در سایت: 19 مهر 1393

کلید واژگان:

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی
ریزساختار محل اتصال
سختی محل اتصال
فولاد A441 AISI
آلومینیوم AA1100

فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به واسطه مزایای بسیار زیادی مانند جوشکاری فلزات جوشناپذیر گسترش یافته است. در این پژوهش فولاد A441 AISI و آلومینیوم AA1100 با روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی به یکدیگر جوش داده شدند. برای بررسی ریز ساختار محل اتصال از میکروسکوپ نوری، آنالیزهای پراش اشعه ایکس (XRD)، پراش انرژی اشعه ایکس (EDS) و سختی محل اتصال از میکروسختی سنج ویکرز استفاده شد. نتایج حاصل از بررسی‌های محل اتصال توسط میکروسکوپ نوری نشان داد که علاوه بر منطقه اغتشاش، در سمت فلز پایه‌ی فولادی تنها ناحیه متأثر از حرارت وجود دارد و در سمت فلز پایه آلومینیومی منطقه متأثر از حرارت و کار مکانیکی و نیز منطقه متأثر از حرارت وجود دارد. در اثر تولید حرارت در منطقه اغتشاش دانه‌های ریز فریتی و پرلیتی در کنار دانه‌بندی‌های بسیار ریز آلومینیومی شکل گرفته است. ذرات کروی Mg_2Al_3 نیز در محل اتصال به همراه ترکیبات فریتی و پرلیتی شکل گرفتند. این ذرات در بین مرز دانه‌های آلومینیوم تشکیل شدند و به علت اختلاف ضریب انقباض این ذرات با فلز پایه آلومینیومی، در هنگام انجماد سبب ایجاد ترک در محل اغتشاش شدند. ریزدانه‌ی آلومینیوم، ترکیبات بین فلزی و تبلور مجدد دینامیکی فولاد سبب شد تا سختی محل اتصال از دیگر مناطق جوش بالاتر باشد.

Study on joint zone Microstructure Evolution and Hardness in Friction Stir Welding of AA1100 Aluminum alloy to A441 AISI steel

Majid Elyasi^{1*}, Hamed Aghajani Derazkola², Morteza Hoseinzadeh³

- 1- Department of Mechanical Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Mazandaran, Iran
2- Department of Engineering, Islamic Azad University, Sari Branch, Sari, Iran
3- Department of Engineering, Islamic Azad University, Aiatollah Amoli Branch, Amol, Iran
* P.O.B. 484, Babol, Iran, elyasi@nit.ac.ir

ARTICLE INFORMATION

Original Research Paper
Received 12 June 2014
Accepted 31 July 2014
Available Online 11 October 2014

Keywords:
Friction Stir Welding
Stir Zone Microstructure
A441 AISI Steel
AA1100 Aluminum Alloy

ABSTRACT

Friction stir welding (FSW) has become a technology of widespread interest because of its numerous advantages, most important of which is its ability to weld otherwise unweldable alloys. In this study, friction stir welding process has been used to join A441 AISI steel and AA1100 aluminum alloy. Optical microscopy, X-ray diffraction analysis (XRD), Energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS) and Vickers microhardness tests were employed to study the joint microstructure evolution and hardness. The results showed that after welding process, head affected zone (HAZ) and stir zone (SZ) were formed in steel base metal side and head affected zone (HAZ), thermo-mechanical affected zone (TMAZ) and stir zone (SZ) were formed in aluminum alloy side. Mg_2Al_3 spherical particles were formed with the ferrite and pearlite constituents in the junction. These particles were formed between the aluminum grain boundaries and due to the difference in contraction coefficient with aluminum base metal, caused hot cracks in stir zone during solidification. Due to the generated frictional heat, small grains of ferrite and pearlite with very fine grain size of aluminum were formed in stir zone. Base metals dynamic recrystallization and formation of intermetallic compounds leading to stir zone microhardness became higher than other areas.

1- مقدمه

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در مقایسه با دیگر روش‌های جوشکاری یک فرآیند نوظهور به‌شمار می‌رود [1]. در این فرآیند یک ابزار مصرف نشدنی با حرکت دورانی به درون خط اتصال نفوذ می‌کند و پس از نفوذ ابزار، مواد اطراف ابزار به دلیل تولید گرمای اصطکاکی توسط ابزار به حالت خمیری در می‌آیند. ابزار جوشکاری پس از نفوذ به درون خط اتصال یک حرکت رو به

شود [7]. بررسی و شناخت بهتر تغییرات ریزساختاری اتصالات جدیدی که توسط فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی انجام می‌پذیرد به درک بهتر برای دستیابی به اتصال مستحکم و بی‌عیب کمک فراوانی می‌کند. فولاد A441 AISI به علت داشتن خواص مکانیکی مناسب در صنایع کوچک و بزرگ بسیار پرکاربرد است [8]. آلومینیوم AA1100 نیز در ساخت محصولات خانگی، قطعات کشش عمیق و تولید سازه‌های سبک و مقاوم در برابر خوردگی مورد استفاده قرار می‌گیرد [9]. هدف این مقاله بررسی و تحلیل تغییرات ریزساختاری در هر یک از این دو آلیاژ است. در این مقاله ریز ساختار اتصال دو فلز فولاد A441 AISI و آلومینیوم AA1100 مورد بررسی قرار گرفته است.

2- مراحل انجام آزمایش

در این پژوهش ورق‌های 3 میلی‌متری آلومینیوم AA1100 و فولاد A441 AISI توسط یک ماشین فرز معمولی به یکدیگر جوش داده شدند. خواص مکانیکی و شیمیایی فلزات مورد استفاده در این پژوهش به ترتیب در جداول (1)، (2) و (3) نشان داده شده است. پیش از قرارگیری ورق‌ها در درون قید و بند جوشکاری، سطح تماس دو ورق با سمباده صاف و اکسید زدایی شد. در طراحی فرایند آزمایش، آلومینیوم به‌عنوان ناحیه‌ی پیشرو و فولاد به‌عنوان ناحیه‌ی قسمت پسرو در قید و بند جوشکاری قرار گرفتند. نمایی از قرارگیری ورق‌ها در قید و بند جوشکاری در شکل (2) نشان داده شده است.

فرآیند جوشکاری توسط یک ابزار سخت که دارای پین مخروطی شکل و از جنس تنگستن بود، اجرا شد. قطر شانه‌ی ابزار 20 میلیمتر، قطر بزرگ پین ابزار 6 میلیمتر و قطر کوچک ابزار 4 میلیمتر بود. شکل هندسی ابزار مورد استفاده در این فرآیند در شکل (3) مشاهده می‌شود.

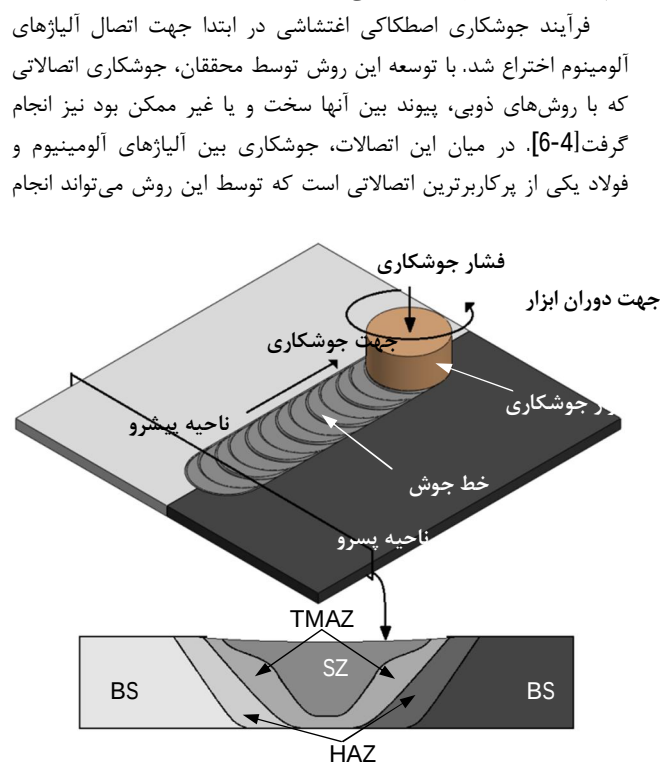
جهت دوران ابزار خلاف جهت گردش عقربه‌های ساعت بود و محور ابزار 2 درجه انحراف نسبت به بردار نرمال صفحات داشت. برای جلوگیری از گرم شدن بیش از حد آلیاژ آلومینیوم و کاهش سایش ابزار، ابزار جوشکاری به اندازه 1/3 میلیمتر در درون آلومینیوم قرار گرفت. ابزار فرایند دارای سرعت‌های دورانی 500، 630، 710 و 800 دور بر دقیقه و سرعت خطی 25، 40، 63 و 80 میلیمتر بر دقیقه بود. به‌منظور اندازه‌گیری حرارت حاصل از اصطکاک در طول فرآیند از ترموکوپل استفاده شد. ابتدا یک شیر در لبه دو ورقی که قرار بود جوشکاری شوند تعبیه شد و یک ترموکوپل در آن به عنوان شاخص جایگذاری شد. به دلیل ضریب انتقال کمتر فولاد A441 AISI نسبت به آلومینیوم AA1100، یک ترموکوپل به فاصله‌ی 3 سانتیمتر نسبت به ترموکوپل شاخص در سمت فولاد قرار گرفت و 2 ترموکوپل به فواصل 3 و 6 سانتیمتر نسبت به ترموکوپل شاخص در سمت آلومینیوم قرار گرفتند. شماتیکی از نحوه‌ی قرارگیری ترموکوپل‌ها در شکل (4) نشان داده شده است.

جدول 1 خواص مکانیکی فلزات پایه [10-12]

خواص مکانیکی	آلومینیوم AA1100	فولاد A441 AISI
σ_{UTS} (MPa)	90	580
σ_y (MPa)	35	344
Elongation (%)	35	15
Hardness (HV)	38	270
ρ (kg/m ³)	2710	7800

جلو را آغاز می‌کند و در این وضعیت، مواد خمیری شکل اطراف خود را با نیروی فورج از جلو به سمت عقب می‌کشاند [2]. شماتیکی از این فرآیند در شکل (1) آورده شده است.

در جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی وجود اغتشاش و حرارت در منطقه جوش، موجب تغییرات در توزیع ناخالصی‌ها و اندازه دانه در نواحی اطراف و مرکز اتصال می‌شود [3]. بر اساس تعریف فرآیند، منطقه اتصال پس از جوشکاری به چهار ناحیه مجزا تقسیم می‌شود. ناحیه‌های ذکر شده بر اساس حرارت وارد شده بر آن منطقه و یا کار مکانیکی تعریف می‌شوند [2]. منطقه فلز پایه¹ که اندکی از محل اتصال فاصله دارد و به دلیل آنکه تحت تاثیر هیچگونه تغییرات مکانیکی و حرارتی قرار نمی‌گیرد، ساختار اصلی آن بدون تغییر مانده است. در واقع می‌توان گفت که این ناحیه همان فلز پایه است که در طول جوشکاری تحت هیچگونه تغییری قرار نگرفته است. ناحیه بعدی منطقه متأثر از حرارت² است. این ناحیه اولین منطقه تغییر یافته پس از منطقه فلز پایه است که تنها تحت یک سیکل حرارتی قرار می‌گیرد. به دلیل آنکه این ناحیه تحت تغییرات مکانیکی واقع نمی‌شود، در اتصالات متجانس دارای ساختاری با دانه بندی کشیده است. منطقه متأثر از حرارت کار مکانیکی³، ناحیه‌ای است که بین منطقه جوش و منطقه متأثر از حرارت قرار دارد. این منطقه توسط ابزار فرآیند، تحت تغییر شکل پلاستیکی قرار می‌گیرد و علاوه بر آن یک سیکل حرارتی را نیز متحمل می‌شود. منطقه اغتشاش⁴ ناحیه‌ای است که توسط ابزار فرآیند به‌طور کامل دست‌خوش تغییر مکانیکی و حرارتی می‌شود. در این ناحیه دانه بندی‌های اولیه فلز پایه و نیز مرزدهانه‌ها به‌طور کامل تغییر کرده و پس از انجام جوشکاری به دانه‌های ریز و هم محور با ابعاد کوچک تبدیل می‌شوند.



شکل 1 شماتیکی از فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

1- BS
2- HAZ
3- TMAZ
4- SZ

95 درصد اتانول قرار گرفت تا در زیر میکروسکوپ نوری ریز ساختار فلز فولادی مشاهده شود. تصویر دستگاه پولیش که در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفت در شکل (5) قابل مشاهده است. جهت بررسی ساختار و لایه های بین فلزی در منطقه جوش و در فصل مشترک دو فلز از آنالیز های EDS و XRD استفاده شد.

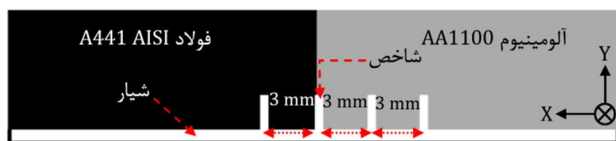
3- بحث و نتایج

3-1- بررسی تغییرات محل اتصال

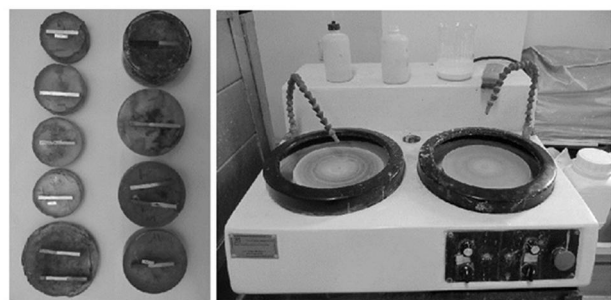
با صرف نظر از چگونگی ایجاد حرارت در فرآیندهای اتصال دایم می توان گفت که در فرآیندهای جوشکاری، حرارت سبب پیوند ماکروسکوپی و میکروسکوپی بین قطعه کارها می شود. بر همین اساس بررسی و حرارت حاصل از تغییر شکل پلاستیک و اصطکاکی که به محل اتصال وارد می شود ضروری است. تغییرات حرارتی ایجاد شده در طول فرآیند و نیز ارتباط آن با پارامترهای مکانیکی می تواند به تحلیل بهتر تغییرات ریزساختار فلزات پایه کمک فراوانی کند. شکل (6) دماهای ثبت شده را در طول فرآیند نشان می دهد که در سرعت های دورانی و خطی متفاوت بدست ایجاد شده است.

نتایج حاصل نشان داد که با افزایش سرعت خطی جوشکاری و حرکت سریع منبع حرارت از منطقه اغتشاش، نرخ خنک شوندگی بالاتر می رود و از ورود گرمای زیاد به منطقه جوش جلوگیری می شود. بیشینه دمای تولید شده در سرعت دورانی 500 دور در دقیقه، 630 درجه سانتی گراد بود که در سرعت خطی 25 میلی متر بر دقیقه حاصل شد. با افزایش سرعت خطی، دمای تولید شده نیز کاهش یافت. بطوریکه مقدار حرارت در سرعت های خطی 40 و 63 میلی متر در دقیقه به ترتیب 620 و 580 درجه سانتی گراد بود.

کمترین حرارت تولید شده در سرعت خطی 80 میلی متر بر دقیقه با مقدار 540 درجه سانتی گراد ایجاد شده بود. مقدار حرارت اصطکاکی که در سرعت دورانی 680 دور در دقیقه و سرعت خطی 25 میلی متر در دقیقه ایجاد شده بود، 600 درجه سانتی گراد به دست آمد. دمای تولید شده در این سرعت دورانی و در سرعت های خطی 40، 63 و 80 میلی متر در دقیقه به ترتیب 640، 600 و 630 درجه سانتی گراد به دست آمد. بیشینه دمای تولید شده در سرعت دورانی 780 دور در دقیقه و سرعت خطی 25 میلی متر در



شکل 4 شماتیکی از نحوه قرارگیری ترموکوپل ها در کف قطعه کارها



(ب)

(الف)

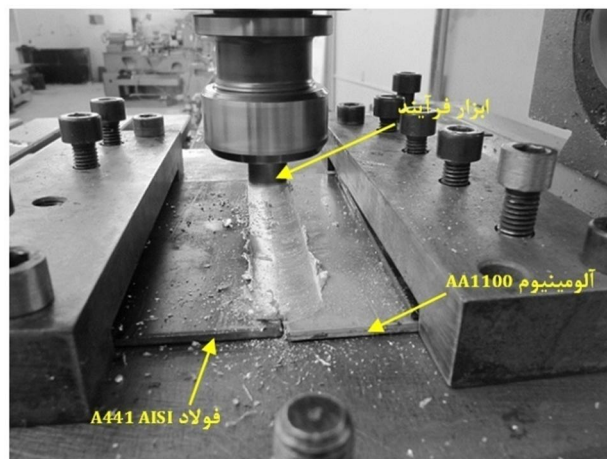
شکل 5 تصویر (الف) دستگاه پولیش و (ب) نمونه های مانع شده

جدول 2 ترکیب شیمیایی فولاد A441 AISI

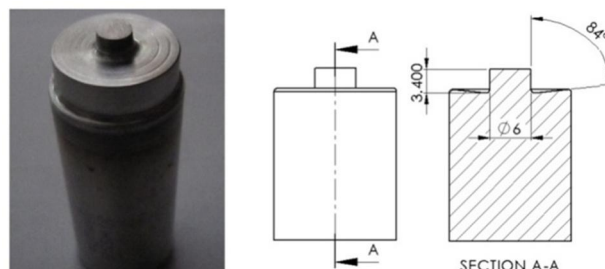
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Al
0/30	0/80	0/04	0/01	0/30	0/25	98/70

جدول 3 ترکیب شیمیایی آلومینیوم AA1100

Si	Cu	Mn	C	P	S	Fe
0/40	0/20	1/00	0/22	0/04	0/05	97/00



شکل 2 نحوه قرارگیری ورق ها در قید و بند جوشکاری



شکل 3 ابزار مورد استفاده در طول این پژوهش

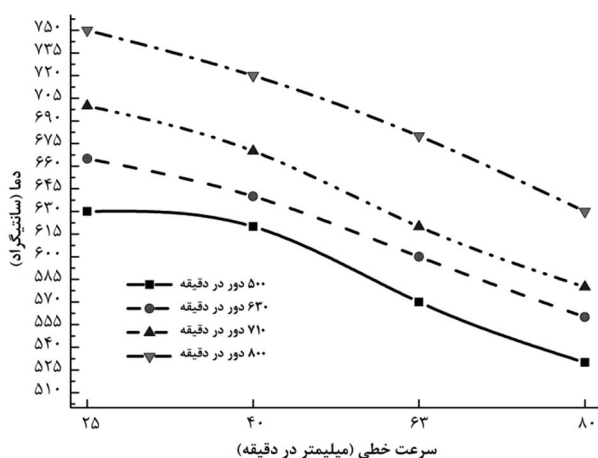
جهت ثبت توزیع سطحی حرارت از دوربین حرارت سنج مدل SDS-hotfind-DX استفاده شد. برای ثبت داده های دما، گرمای ایجاد شده در پیشروی پس از مدت یک دقیقه اندازه گیری شد. ابزار فرآیند در طول آزمایشات دارای سرعت های دورانی 500، 610 و 800 دور بر دقیقه بود و سرعت های خطی آن نیز 25، 40، 63 و 80 میلی متر بر دقیقه بود.

مطالعات متالوگرافی با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترون روبشی انجام گرفت. نمونه های بریده شده از محل اتصال به روش مانع سرد آماده سازی شدند. سطح نمونه های مانع شده توسط دستگاه سمباده، سمباده زده شدند. عملیات سمباده کاری از سمباده دانه درشت با شماره 100 شروع و با سمباده دانه ریز شماره 5000 پایان یافت. نمونه های سمباده کاری شده به وسیله محلول آب و Al_2O_3 پولیش کاری شدند. جهت مشاهده ریز ساختار محل اتصال و به علت تفاوت ساختار کریستالی دو فلز دو محلول اچ جداگانه برای هر یک از فلزات پایه آماده سازی شد. فلز پایه آلومینیومی به مدت 60 ثانیه در محلول 1 درصد HF، 2/5 درصد HCL، 1/5 درصد HNO_3 و 95 درصد آب مقطر قرار گرفت و پس از آن با پارچه نخی پاک و در زیر میکروسکوپ نوری قرار داده شد. پس از پاکسازی کامل، نمونه مانع شده به مدت 20 ثانیه در محلول 5 درصد HCL و

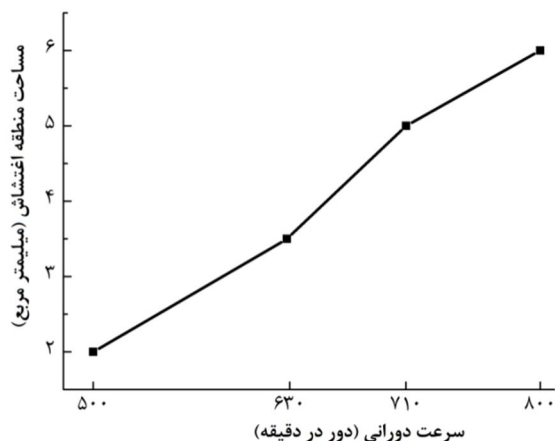
تغییرات ریز ساختاری و جریان مواد در خط مرکزی محل اغتشاش رخ می‌دهد. با دور شدن از خط مرکزی ابزار، نرخ کرنش نیز کاهش می‌یابد. به علت افست ابزار در فلز آلومینیوم، وسعت منطقه تغییر شکل یافته نیز در سمت فلز پایه آلومینیومی بیشتر است. از طرف دیگر با افزایش سرعت دورانی، نرخ کرنش محل بیشتر می‌شود [14]. این تغییرات بیانگر تغییرات ناگهانی محل اتصال است که با افزایش سرعت دورانی رخ می‌دهد و ریز ساختار محل اتصال را دستخوش تغییرات بیشتری می‌کند.

2-3- تغییرات ریزساختار محل اتصال

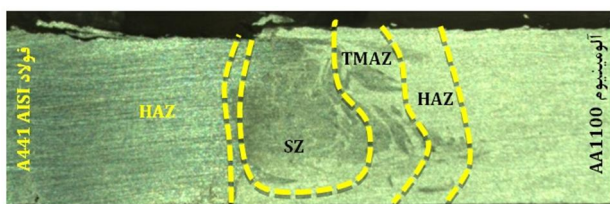
تصویر سطح اتصال جوشکاری شده بین دو فلز آلومینیوم AA1100 و فولاد AISI A441 در شکل (9) نشان داده شده است. سطح اتصال دارای اندکی تععر و نیز مقداری فلش در اطراف محل اتصال است که حاصل انحراف شانه ابزار نسبت به بردار نرمال ورق‌ها می‌باشد.



شکل 6 نمودار دماهای بدست آمده در طول فرآیند



شکل 7 تغییرات ابعاد منطقه اغتشاش



شکل 8 نمای برش خورده عرضی محل اتصال

دقیقه 700 درجه سانتی‌گراد اندازه‌گیری شد. دمای اصطکاکی در این سرعت دورانی و در سرعت‌های خطی 40، 63 و 80 میلی‌متر در دقیقه به ترتیب 670، 620 و 580 درجه سانتی‌گراد به‌دست آمد. با افزایش سرعت دورانی روند رو به رشد تولید حرارت نیز ادامه یافته است. همان‌گونه که در شکل (6) مشاهده می‌شود، حرارت تولید شده در سرعت دورانی 800 دور در دقیقه و سرعت‌های خطی 25، 40، 63 و 80 میلی‌متر بر دقیقه به ترتیب 720، 750، 680 و 630 درجه سانتی‌گراد است.

این پدیده سبب می‌شود تا با افزایش سرعت خطی جوشکاری دمای منطقه جوش کاهش یابد. بطور کلی در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی با افزایش سرعت دورانی ابزار، نرخ کرنش محل اغتشاش و تغییر شکل پلاستیک بالا می‌رود [13]. در سرعت دورانی کمتر، نرخ کرنش و نیز حرارت ورودی به محل اتصال کمتر است و بر همین اساس ابعاد محل اغتشاش کوچکتر می‌شود. با افزایش سرعت دورانی ابعاد ظاهری این مناطق روندی افزایشی پیدا خواهند کرد.

شکل (7) ارتباط بین ابعاد محل اغتشاش و سرعت دورانی ابزار را در سرعت خطی 25 میلی‌متر در دقیقه نشان می‌دهد. همانطور که در شکل مشاهده می‌شود، مساحت منطقه اغتشاشی که در سرعت دورانی 500 دور در دقیقه تولید شده بود، 2 میلی‌متر مربع است. با افزایش سرعت خطی ابزار، گرمای ورودی به محل اتصال نیز افزایش می‌یابد و سبب بزرگتر شدن ابعاد منطقه اغتشاش می‌شود. به طوری که مساحت ابعاد منطقه اغتشاش در سرعت دورانی 800 دور در دقیقه به 6 میلی‌متر مربع می‌رسد.

شکل (8) نمای عرضی اتصال جوشکاری شده را نشان می‌دهد که در سرعت دورانی 800 دور در دقیقه و سرعت خطی 80 میلی‌متر بر دقیقه تولید شده است. منطقه اغتشاش شکل گرفته در پشت ابزار دارای کمی عدم تقارن نسبت به ابعاد پین ابزار جوشکاری است. ابعاد منطقه اغتشاش در ناحیه پیشرو کمی بزرگتر از آن ناحیه‌ای از پین ابزار است. علت این مساله گودی حاصل از فشار مواد خمیری است که در اثر چرخش ابزار در جهت خلاف عقربه‌های ساعت ایجاد می‌شود. این پدیده در سمت پسرو رفتاری متفاوت دارد. در واقع ابعاد منطقه اغتشاش در ناحیه پسرو کوچکتر از آن ناحیه‌ای از پین ابزار است. این پدیده نیز به دلیل جابجایی مرز منطقه اغتشاش و ناحیه تغییر شکل یافته پلاستیکی - حرارتی است که در اثر چرخش ابزار در جهت خلاف عقربه‌های ساعت رخ می‌دهد.

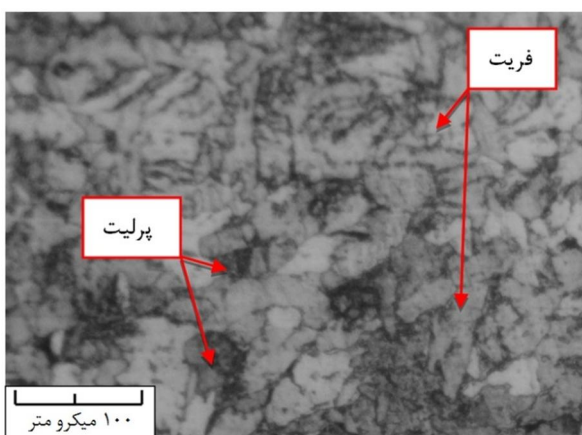
در سمت فولاد AISI A441 تنها دو ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه وجود دارد. به‌وضوح می‌توان مشاهده کرد که ناحیه متأثر از حرارت، منطقه‌ای نازک است که در بین منطقه‌ی اغتشاش و فلز پایه شکل گرفته است. بیشینه دمای ثبت شده در این فرآیند نزدیک به 750 درجه سانتیگراد بود. این مقدار حرارت با دمای خمیری فولاد فاصله‌ی زیادی دارد و همین مساله سبب شده تا ابزار نتواند قطعه کار را تحت تغییر شکل پلاستیکی و حرارتی قرار دهد و در منطقه فولادی ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی شکل نگیرد. به‌علت نرمی و دمای ذوب پایین‌تر آلومینیوم AA1100 نسبت به قطعه کار فولادی، ابزار به راحتی قادر به تغییر شکل توام پلاستیکی و حرارتی در سمت فلز پایه آلومینیومی بود. این مساله سبب شد تا مناطق متأثر از حرارت و متأثر از حرارت و کار مکانیکی در سمت فلز پایه آلومینیوم شکل بگیرند.

علاوه بر گرا دیان موضعی دما، نرخ کرنش محل اتصال نیز تأثیر فراوانی بر روی ریز ساختار محل اتصال دارد [13]. بیشینه کرنش مواد در اثر چرخش ابزار در محور ابزار رخ می‌دهد [14]. این مساله بدین معنی است که بیشترین

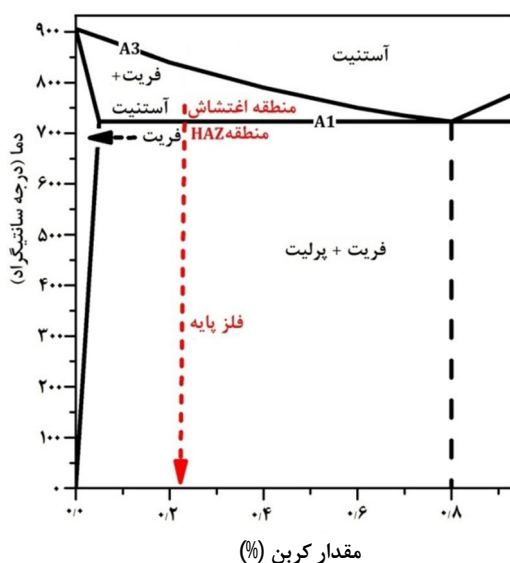
ناحیه 6 میکرومتر است. به علت تولید دمای بیشتر در ناحیه‌ی بالایی اتصال، در ناحیه بالایی منطقه متاثر از حرارت دانه‌های کریستالی بطور کامل پالایش



شکل 9 نمای بالایی از سطح اتصال



شکل 10 ریزساختار فلز پایه فولادی



شکل 11 تغییرات دمایی محل اتصال در نمودار آهن-کربن

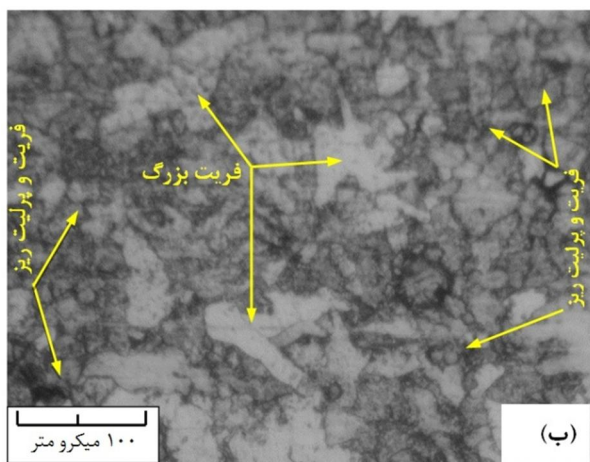
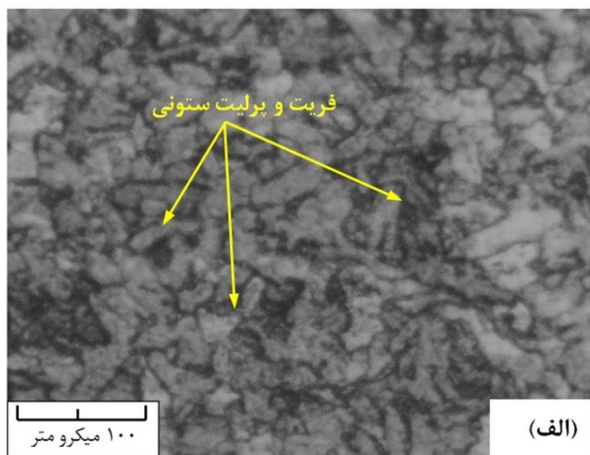
بر اساس افست ابزار، قسمت بیشتری از پین ابزار در درون ناحیه پسرو قرار دارد. این جانمایی سبب می‌شود تا در مقایسه با قسمت پیشرو، مقدار ماده خمیری شکل بیشتری از سمت پسرو، به درون محل اغتشاش جریان پیدا کند. در ابتدای حرکت روبه جلو ابزار، مقداری از آلومینیوم AA1100 از جلوی ابزار به پشت آن کشیده می‌شود و در ادامه چرخش ابزار، جریان مواد از ناحیه فولاد 441 AISI آغاز می‌شود. همزمان با جریان مواد از ناحیه فولاد 441 AISI، موج دوم جابجایی مواد ناحیه آلومینیوم AA1100 آغاز می‌شود. در آن لحظه مواد خمیری دو فلز با هم برخورد کرده و یک ماده مرکب را بوجود می‌آورند که از جلوی ابزار به درون منطقه اغتشاش کشیده می‌شود.

در اثر این تغییرات، ریزساختار فلزات پایه نیز دستخوش دگرگونی‌های فراوانی می‌شود. این تغییرات حاصل از تغییر شکل پلاستیک همزمان با افزایش دما است. فلز پایه فولاد 441 AISI دارای دانه‌های فریتی هم‌محور با اندازه متوسط 12 میکرومتر به همراه 10 درصد پرلیت است [12]. دانه‌های فریت پس از اچ کردن نمونه‌های جوش داده شده به رنگ روشن و دانه‌های پرلیتی به رنگ تیره در زیر میکروسکوپ نوری دیده می‌شوند. نمونه‌ای از ریزساختار فلز پایه فولادی در شکل (10) نشان داده شده است. همانطور که پیشتر ذکر شد با بررسی دقیق‌تر محل اتصال در سمت فلز پایه فولادی می‌توان به این نتیجه رسید که منطقه اغتشاش و نیز منطقه متاثر از حرارت دارای دو نوع ریز ساختار متفاوت هستند. این تفاوت‌ها در بررسی اتصال توسط میکروسکوپ نوری در نوع و اندازه دانه‌ها مشاهده می‌شود.

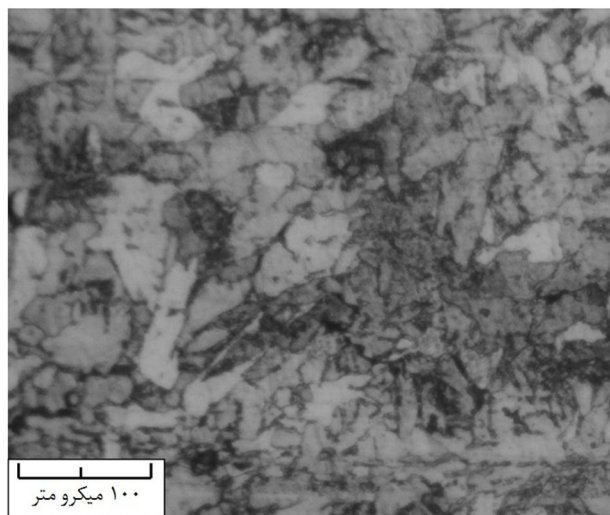
به دلیل آنکه فلز پایه فولادی هیچگونه تغییر شکل پلاستیک و حرارتی را متحمل نمی‌شود دارای ساختار ثابتی است. بمنظور بررسی تغییرات ریزساختار نواحی متاثر از حرارت و منطقه اغتشاش در هنگام جوشکاری از نمودار آهن-کربن استفاده شده است. شکل (11) قسمتی از نمودار مربوطه را نشان می‌دهد که در آن رفتار فولاد 441 AISI در حین تغییرات حرارتی بر اساس درصد کربن موجود، با خط چین مشخص شده است. حداکثر حرارت تولید شده در زمان جوشکاری بر اساس دماهای واقعی ثبت شده از ترموکوپل 750 درجه سانتیگراد بود. این دما توسط ترموکوپلی ثبت شده که در صفحه مشترک بین دو فلز قرار داشت. این عدد در واقع مقدار حرارت منطقه اغتشاش است. بر این اساس دمای اندازه‌گیری شده ناحیه متاثر از حرارت به 700 درجه سانتیگراد رسیده بود. روند تغییرات دمایی با خط چین در شکل (11) نشان داده شد که در نمودار آهن-کربن قرار گرفته است.

به دلیل آنکه منطقه متاثر از حرارت فولاد تحت تغییر شکل پلاستیکی قرار نمی‌گیرد از لحاظ ریزساختاری به منطقه متاثر از حرارت اتصالات ذوبی شبیه می‌باشد. از طرف دیگر به دلیل تولید گرمای کمتر در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی نسبت به فرآیندهای جوشکاری ذوبی می‌توان این انتظار را داشت که منطقه متاثر از حرارت تولید شده توسط فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی نازکتر و دارای تغییرات متالورژیکی کمتری باشد.

تحقیقات انجام شده گذشته نشان داد که میزان تولید حرارت در ناحیه بالایی اتصال بیشتر از ناحیه پایینی آن است. دلیل این مساله بیشتر بودن سطح تماس شانه ابزار با قطعه کار است [15]. این شرایط بر روی تغییرات ریزساختار محل اتصال نیز تاثیر مستقیم دارد [16,17]. منطقه متاثر از حرارت در سمت فولاد دارای دو منطقه از لحاظ ریزساختاری است. ناحیه اول در قسمت پایینی قرار دارد که شامل دانه‌های پالایش یافته موضعی می‌باشد. در این قسمت دانه‌های فریت بزرگ و همچنین پرلیت‌های تقسیم شده به فریت و پرلیت‌های ریز مشاهده می‌شود. در واقع می‌توان در این ناحیه، دانه‌های فریتی ریز و درشت در کنار هم دید. اندازه دانه‌های فریت در این



شکل 12 ریزساختار فولاد در منطقه (الف) بالایی و (ب) پایینی منطقه HAZ



شکل 13 ریزساختار فولاد در منطقه اغتشاش

در بررسی‌های انجام شده در این زمینه مشخص شد که علت این مساله به خاصیت فیزیکی ذرات Mg_2Al_3 بستگی دارد. این ذرات دارای دمای ذوب پایین‌تری نسبت به فلز پایه آلومینیومی هستند [20]. در دمای بالا این ترکیبات به صورت مذاب در کنار فاز آلومینیومی قرار دارند و در هنگام سرد شدن محل اغتشاش، این ذرات یک لایه‌ی نازک مذاب را در بین مرز دانه‌های آلومینیوم تشکیل می‌دهند، با کاهش بیشتر دما و انجماد این ترکیبات و به

یافتند و پس از سرد شدن تبدیل به دانه‌های فریتی و پرلیتی شدند. این تغییرات کریستالی در نمودار آهن-کربن بهتر قابل درک هستند. حرارت ورودی به منطقه متأثر از حرارت در واقع دمای فولاد را بالاتر از دمای بحرانی A1 می‌رساند. این ناحیه یک منطقه دو فازی است که ساختار فولاد در آن شامل فریت و آستنیت می‌شود. پرلیت‌های ستونی شکل اولیه، با بالا رفتن دمای منطقه متأثر از حرارت به آستنیت تبدیل می‌شوند. بعد از کاهش دما تا نزدیکی خط A1 این آستنیت‌ها به فریت‌های اولیه‌ای تبدیل می‌شوند که همانند ساختار پرلیتی دارای شکل ستونی هستند. در این میان با کاهش دما، فریت‌های موجود در ساختار فولاد همچنان بدون تغییر باقی می‌مانند. اندازه دانه‌های فریتی در منطقه‌ی بالایی ناحیه منطبقه متأثر از حرارت 8 میکرومتر است. به طور کلی می‌توان به این نتیجه رسید که پس از جوشکاری و در چرخه‌ی خنک شدن فولاد کربنی، یک دگرگونی آلوتروپیک (دوگانه) در سمت فولادی رخ می‌دهد که سبب تبلور مجدد دینامیکی می‌شود. این نتیجه با نتیجه به‌دست آمده در مرجع [18] مشابهت دارد.

ریزساختار فولاد در ناحیه بالایی و پایینی منطقه متأثر از حرارت در شکل (12) نشان داده شده است. برخلاف منطقه متأثر از حرارت، ناحیه اغتشاش علاوه بر یک چرخه حرارتی، یک چرخه مکانیکی را نیز متحمل می‌شود و بر این اساس نمی‌توان به راحتی تغییرات ساختاری منطقه اغتشاش را تفسیر کرد. اندازه‌گیری دمای منطقه اغتشاش نشان داد که بیشینه دمای این منطقه 750 درجه سانتی‌گراد است. تحقیقات گذشته نشان داده است که در این وضعیت کرنش و نرخ کرنش محل اتصال بسیار زیاد است.

با توجه نرخ کرنش بالا و دمای ثبت شده در منطقه اغتشاش می‌توان گفت که ساختار فولاد AISI 441A در منطقه اغتشاش تحت تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته قرار دارد. ساختار فولاد در منطقه اغتشاش به دانه‌های ریز آستنیتی تبدیل می‌شوند که پس از سرد شدن به دانه‌های ریز فریتی و پرلیتی تبدیل می‌شوند. در هنگام خنک شدن، زمانی که دما به خط A1 رسید، دانه‌های فریتی از درون مرزهای آستنیت شکل می‌گیرند. با کاهش دما تا زیر خط A1، دانه‌های پرلیت بوجود آمده از آستنیت‌های باقی مانده به فریت و سمنتیت لایه لایه تبدیل می‌شوند. نتیجه‌ای مشابه این نتیجه را در مرجع [19] می‌توان دید. ریز ساختار منطقه اغتشاش در شکل (13) نشان داده شده است.

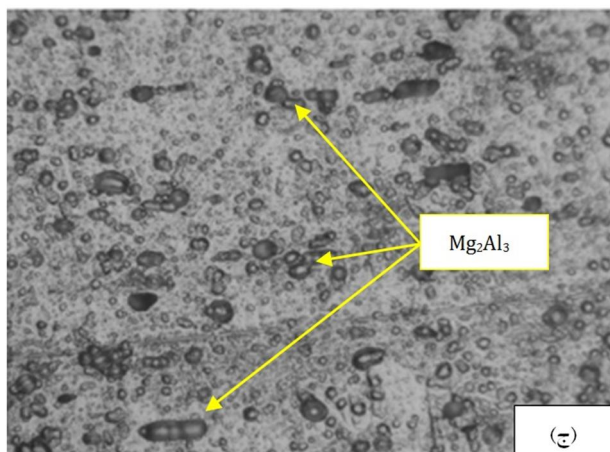
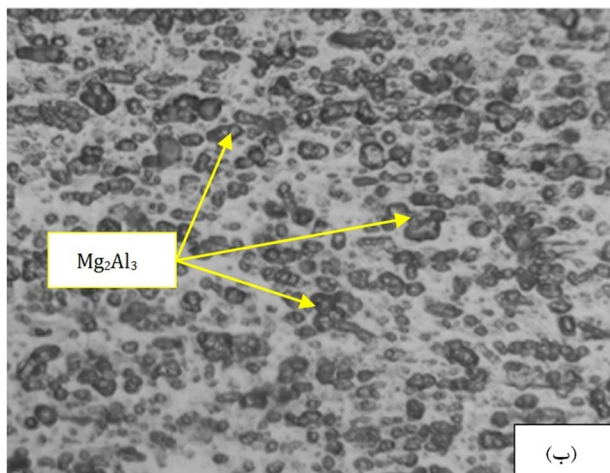
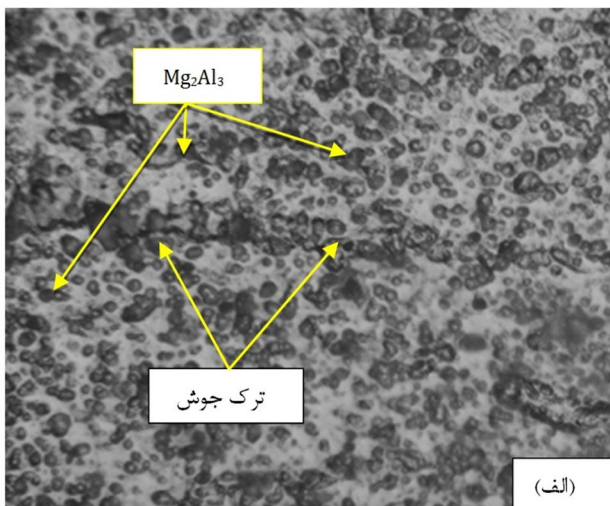
در بررسی اولیه محل‌های چهارگانه اتصال که توسط میکروسکوپ نوری و با درجه بزرگنمایی کم انجام شد، ذرات کروی شکل تیره رنگ در سمت فلز پایه آلومینیومی شکل مشاهده شد که در شکل (14) نشان داده شده است.

باتوجه به آنالیز EDS که نشان داده بود در سمت فلز پایه آلومینیومی در حدود 2 تا 3 درصد، منیزیم وجود دارد و از نتایج حاصل از XRD نیز مشخص شد که این ذرات کروی دارای ترکیب شیمیایی Mg_2Al_3 هستند. تعداد این ذرات در ناحیه اغتشاش بیشتر از دیگر نقاط اتصال است. علت این مساله گرمای اصطکاکی تولید شده بیشتر در این ناحیه است. هرچه از سمت ناحیه اغتشاش به سمت فلز پایه برویم تعداد این ذرات کمتر می‌شود.

به دلیل وجود گرمای کمتر در نواحی منطقه متأثر از حرارت و کار مکانیکی و منطقه متأثر از حرارت، تعداد ذرات Mg_2Al_3 در این نواحی به ترتیب کمتر می‌شود. نکته مهم در مورد این ذرات کروی شکل، ترک‌های نازکی است که در منطقه اغتشاش و در اطراف این ذرات شکل گرفته است. این نوع از ترک‌ها شبیه به ترک‌های داغی هستند که در جوشکاری ذوبی ایجاد می‌شوند.

سرعت دورانی 800 دور در دقیقه و سرعت خطی 63 میلی‌متر بر دقیقه جوشکاری شد.

بر اساس اطلاعات ثبت شده از تغییرات دمایی فرآیند می‌توان نتیجه گرفت، گرمای حاصل از اصطکاک در اتصال بین این دو فلز با دمای ذوب فولاد A441 AISI فاصله زیادی دارد. بنابراین می‌توان به این نتیجه رسید که



شکل 14 توزیع ذرات Mg_2Al_3 در ناحیه (الف) SZ، (ب) در ناحیه TMAZ، (ج) در ناحیه HAZ

علت اختلاف ضریب انقباض این ذرات با فلز پایه آلومینیومی، یک نیروی کششی از سمت ذرات Mg_2Al_3 به محیط اطراف وارد می‌شود. این نیروی کششی نوعی ترک که موسوم به ترک داغ است را در محل اغتشاش و در اطراف خود ایجاد می‌کند [21].

در اثر اغتشاش و حرارت ناشی از تماس شانه ابزار با سطح ورق بالایی موجب می‌شود که مواد در این ناحیه تحت حرارت و تغییر شکل پلاستیک شدید قرار بگیرند. این پدیده سبب تبلور مجدد و ساختاری با دانه‌بندی ریزتر نسبت به سایر مناطق اتصال می‌شود.

فلز آلومینیوم در ناحیه اغتشاشی نیز از نظر اندازه دانه به دو بخش تقسیم می‌شود. در نزدیکی ناحیه پایینی اتصال دانه‌بندی ریزتری نسبت به سطح بالایی آن وجود دارد. علت این تفاوت به دلیل اثرات حرارتی و کرنشی متفاوت در این دو ناحیه است. در ناحیه متأثر از حرارت و کار مکانیکی نیز هر دو سیکل حرارتی و تغییر شکل وجود دارد اما به دلیل کم بودن میزان نرخ کرنش نسبت به ناحیه اغتشاشی، تبلور مجدد در این ناحیه اتفاق نمی‌افتد و به همین علت دانه‌بندی درشت تری نسبت به ناحیه اغتشاشی دارد.

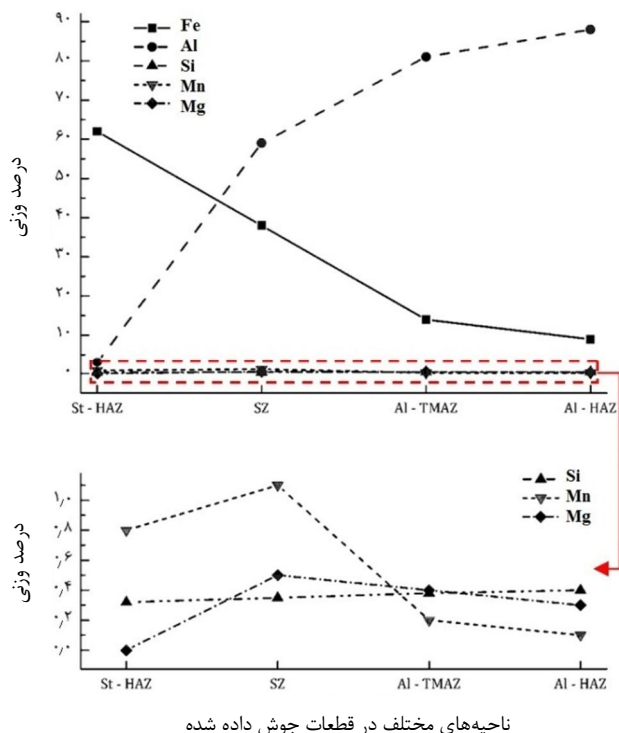
در بین این ناحیه و فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت قرار می‌گیرد. این ناحیه در حین فرآیند تنها یک سیکل حرارت را بدون هیچ‌گونه تغییر شکل پلاستیک تجربه می‌کند. ساختار این ناحیه همانند فلز پایه می‌باشد با این تفاوت که افزایش اندازه دانه با توجه به میزان حرارت ورودی در حین فرآیند جوشکاری می‌تواند در این بخش اتفاق بیافتد.

آنچه که تاکنون در قسمت 2-3 مورد بررسی قرار گرفت، دگرگونی ریزساختار محل اتصال با تغییرات حرارتی موجود بود. در بحث ارتباط بین اندازه ریزساختار محل اتصال و ارتباط آن با پارامترهای مکانیکی فرآیند، می‌توان به تاثیر سهم حرارت تولید شده در نواحی مختلف قطعه کار و نرخ خنک‌شوندگی اشاره کرد. به طور کلی ریز ساختار نواحی بالایی محل اتصال دارای ابعاد بزرگتری نسبت به قسمت‌های پایینی آن هستند. همانطور که پیشتر ذکر شد، علت این مساله سهم بیشتر شانه ابزار در تولید حرارت است. این روند تغییرات ابعاد ریزساختار منطقه اغتشاش نیز با افزایش سرعت دورانی اتفاق می‌افتد. در واقع با افزایش سرعت دورانی، گرمای وارد شده به منطقه اغتشاش بیشتر می‌شود و سبب درشت دانه شدن ریزساختار محل اتصال می‌شود [22]. از طرف دیگر با افزایش سرعت خطی، نرخ خنک‌شوندگی بیشتر شده و ماندگاری منبع حرارت در محل اغتشاش کاهش می‌یابد [23]. این رفتار گرمایی باعث سرد شدن سریع‌تر منطقه اغتشاش خواهد شد و ریز دانگی ساختار محل اغتشاش را به دنبال خواهد داشت. این رفتار مواد، مقابل تغییرات حرارت و نرخ خنک‌شوندگی در اتصالات نامتجانس هم رخ می‌دهد.

مشابه این روند را در اتصال بین فولاد A441 AISI و آلومینیوم AA1100 می‌توان مشاهده کرد. به طور نمونه تغییرات اندازه ریز ساختار منطقه اغتشاش در اتصالی که با سرعت دورانی 800 دور در دقیقه و سرعت خطی 25 میلی‌متر بر دقیقه جوشکاری شده است، در شکل (15) نشان داده شده است. همانطور که در شکل مشخص است میانگین اندازه ریزساختار اتصال در نواحی بالایی اتصال بزرگتر از ریزساختار مناطق مرکزی و زیرین اتصال هستند.

3-3- تغییرات عناصر آلیاژی در محل اتصال

برای بررسی دقیق‌تر تغییرات عناصر آلیاژی در محل اتصال از آنالیز EDS استفاده شد. شکل (16) تصویر نمونه مورد آزمایش را نشان می‌دهد که در

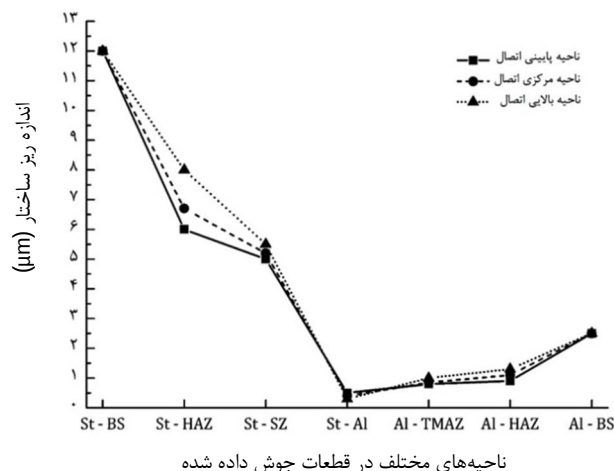


شکل 17 توزیع عناصر آلیاژی در منطقه جوش

تغییرات درصد وزنی عنصر Si اندکی با روند عناصر دیگر تفاوت دارد. درصد وزنی این فلز در دور سمت ورق‌های مورد استفاده جهت جوشکاری، تفاوت زیادی با یکدیگر ندارند و بر این اساس درصد وزنی این عنصر در طول خط جوش تغییرات زیادی ندارد.

مهم‌ترین پدیده در فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی که باعث تغییرات عناصر آلیاژی در طول خط جوش می‌شود، سیکل‌های حرارتی همراه با کار مکانیکی است. به همین دلیل می‌توان دید که در اتصال بین آلومینیوم AA1100 و فولاد A441 AISI، توزیع عناصر آلیاژی در هر یک از دو سمت منطقه‌ی اتصال که تحت کار مکانیکی و حرارتی قرار داشت، متفاوت است. عناصر Fe و Mg، Mn از سمت فلز پایه‌ی فولادی به درون محل اتصال انتشار یافته‌اند و Al از سمت فلز پایه‌ی آلومینیومی به درون محل اتصال نفوذ کرده است. بدین‌سان درصد وزنی آلیاژهای Fe، Mn و Mg از سمت فلز پایه‌ی آلومینیومی به سمت فلز پایه فولادی افزایش می‌یابد و مقدار Al از سمت فلز پایه فولادی به سمت فلز پایه آلومینیومی افزایش می‌یابد. مقدار Si نیز تقریباً یک روند بدون تغییر را در محل اغتشاش دارد.

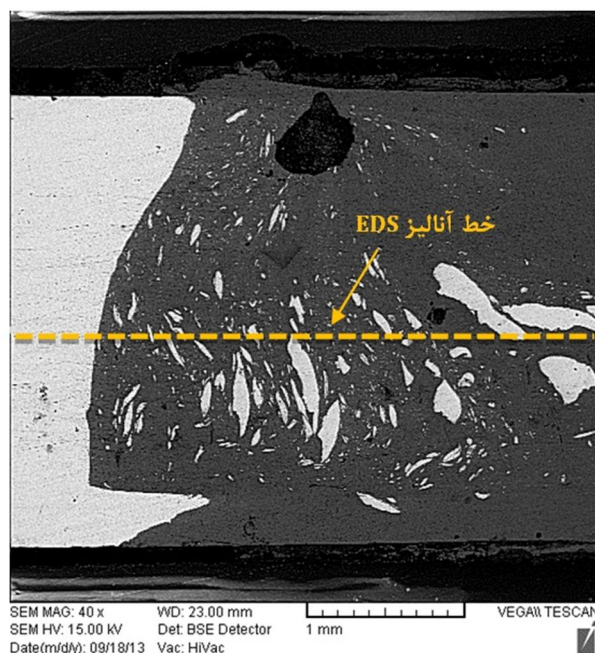
به دلیل زیاد بودن درصد وزنی Fe و Al و نیز حرارت اصطکاکی تولید شده در خط اتصال، امکان تولید ترکیبات بین‌فلزی بالا می‌رود. به علت وجود کم عناصر C، Si احتمال شکل‌گیری ترکیبات کاربیدی و سیلیکاتی در مرز اتصال بسیار کم است. آنالیز XRD از خط اتصال نیز این احتمال را تصدیق می‌کند، به‌گونه‌ای که هیچ‌گونه ترکیب کاربیدی و سیلیکاتی توسط آنالیز XRD در خط اتصال مشاهده نشد. از طرف دیگر به دلیل وجود حرارت زیاد و درصد بالای Fe و Al، تشکیل فازهای Al_3Fe و Al_3Fe_2 بدیهی خواهد بود. ضرایب α و γ با توجه به تغییرات درصد عناصر موجود و مقدار حرارت در مرز اتصال تغییر می‌کنند. آنالیز XRD از مرز اتصال نشان داد که نوار باریکی از Al_3Fe_2 در تمامی قسمت‌های مرز اتصال شکل گرفته است که در شکل (18) نشان داده شده است.



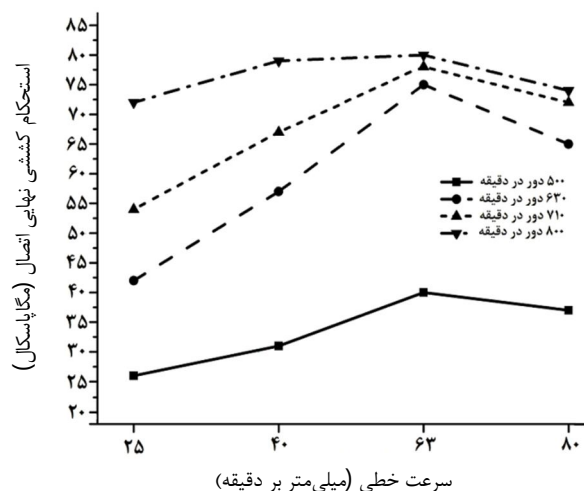
شکل 15 اندازه ریزساختار اتصال

به علت ذوب مقطعی آلومینیوم AA1100 در کنار فولاد، پدیده نفوذ عناصر آلیاژی در محل اتصال بیشترین تاثیر را بر روی ترکیبات شیمیایی محل اتصال دارد. علت این مساله در تمایل بالای آلومینیوم جهت واکنش با آهن است که در دمای بالا اتفاق می‌افتد. جهت بررسی تغییرات عناصر آلیاژی خط مرکزی اتصال در نواحی اغتشاش، متاثر از کار مکانیکی - حرارتی آلومینیوم و متاثر از حرارت آلومینیوم و فولاد مورد آنالیز EDS قرار گرفت. نتایج حاصل از آنالیز خطی EDS و آنالیز آماری در مقطع عرضی اتصال در شکل (17) آورده شده‌اند.

به علت محدود بودن عناصر آلیاژی آلومینیوم AA1100 و فولاد A441 AISI تنها به بررسی درصد تغییرات Si، Mn، Mg، Fe و Al در طول خط مرکزی اتصال پرداخته شد. درصد عناصر Fe، Mg و Mn در سمت فولاد A441 AISI بیشتر از سمت آلومینیوم AA1100 است اما درصد وزنی آلومینیوم در سمت فلز پایه آلومینیومی بیشتر است. بالا بودن درصد عناصر مذکور در سمت فلز پایه فولادی به دلیل این است که این عناصر، اجزای اصلی تشکیل دهنده فولاد A441 AISI هستند.



شکل 16 توزیع عناصر آلیاژی در منطقه جوش



شکل 20 اثر سرعت دورانی و خطی ابزار بر روی استحکام کششی نهایی اتصال

نیز کاهش می‌یابد. بیشینه مقدار استحکام در اتصالات انجام شده برابر با 90 درصد فلز پایه آلومینیوم و کمینه آن 30 درصد فلز پایه آلومینیوم بوده است. استحکام اتصالاتی که در سرعت دورانی 500 به یکدیگر جوشکاری شدند دارای کمترین استحکام تسلیم در مقایسه با دیگر اتصالات هستند. با افزایش سرعت دورانی گرمای ورودی به محل اتصال نیز افزایش می‌یابد. این افزایش دما سبب نرم‌تر شدن دو فلز می‌شود. این رخداد در هم فرورفتگی بیشتر قطعه کارها، شکل‌گیری لایه شبه کامپوزیتی و بیشتر شدن استحکام محل اتصال را به دنبال دارد.

همانطور که در شکل (20) مشاهده می‌شود بیشترین استحکام تسلیم مربوط به اتصالاتی است که با سرعت دورانی 800 دور در دقیقه و سرعت خطی 25 میلی‌متر بر دقیقه جوشکاری شده است. استحکام این اتصال 80 مگاپاسکال بود. مقدار ضعیف‌ترین استحکام تسلیم 40 مگاپاسکال بود و مربوط به اتصالاتی بود که با سرعت دورانی 500 و سرعت خطی 25 جوش داده شده بود.

3-5- بررسی سختی محل اتصال

اطلاعات ثبت شده از آزمون میکروسختی خط مرکزی جوش در شکل (21) به تصویر کشیده شده است. در حالت کلی، سختی هر فلز با مقاومت آن در مقابل تغییر شکل تعریف می‌شود. میکروسختی یک نوع سختی سنج مقطعی است که نسبت به فازهای فلزی، کارسختی و محل اندازه‌گیری سختی حساس است و با تغییر هریک از آنها، تغییر می‌کند. بر این اساس این نوع سختی سنجی را می‌توان به طور ذاتی به عوامی زیادی وابسته دانست. به علت اینکه محل اتصال فلزات جوش داده شده در این پژوهش به شش قسمت مجزا تقسیم شده‌اند، میکرو سختی در اتصال بین آلومینیوم AA1100 و فولاد A441 AISI نیز به شش قسمت مجزا تقسیم شده و نوارهای مربوط به هر ناحیه، در شکل (21) بطور جداگانه نشان داده شده است.

در این قسمت سختی محل اتصال از سمت فلز پایه فولادی به سمت فلز پایه آلومینیومی آغاز می‌شود. اندازه میکروسختی فلز پایه فولادی بر اساس سختی ویکرز برابر 270 است. در واقع این مقدار میکروسختی نشان دهنده سختی ریزساختار فریت و پرلیت در فولادهای کربنی می‌باشد.

ناحیه متأثر از حرارت که در سمت فلز پایه فولادی قرار دارد، نوار نازکی است که ریز ساختاری مشابه با فلز پایه A441 AISI دارد. ریزساختار فلزی در



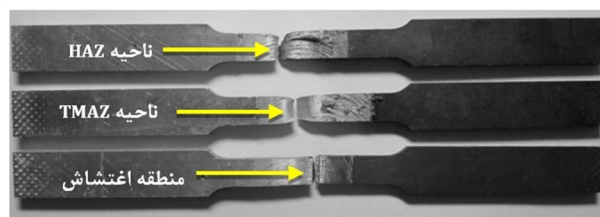
شکل 18 لایه بین فلزی Al_5Fe_6 شکل گرفته در مرز اتصال

3-4- بررسی استحکام کششی اتصال

شکل (19) تغییرات محل شکست ابزار را در نمونه‌های کشش نشان می‌دهد. تغییرات ساختار محل اتصال بر روی محل شکست نمونه‌های تست کشش و نیز استحکام تسلیم آنها اثر مستقیم دارد. تغییرات بین فلزی و عیوب حاصل از تولید نامناسب حرارت نیز به اندازه تغییرات ریزساختار بر روی استحکام اتصال تأثیر گذار هستند. به دلیل اینکه هدف این مقاله بررسی ارتباط بین تغییرات استحکام و لایه‌های بین فلزی و شکل‌گیری عیوب نیست. به همین دلیل از بحث در این مورد صرف‌نظر شده است.

همان‌طور که در شکل (19) مشاهده می‌شود، محل شکست نمونه‌های آماده سازی شده از روی اتصال دو فلز آلومینیوم AA1100 و A441 AISI در آزمون کشش از ناحیه‌های اغتشاش، متأثر از حرارت و کار مکانیکی و متأثر از حرارت بوده است. به دلیل کمتر بودن استحکام قطعه کار آلومینیومی نسبت به قطعه کار فولادی، محل شکست تمامی اتصالات در سمت آلومینیوم قرار داشت.

دلیل تغییرات در محل شکست اتصالات وجود ذرات Mg_2Al_3 بود. این ذرات کروی شکل همانند گرافیت درون چدن‌ها محل رشد و شروع ترک هستند [20]. با تغییرات پارامترهای مکانیکی فرآیند و تحولات ریزساختار اتصال محل شکست در نمونه‌های تست کشش نیز جابه‌جا می‌شود. اطلاعات مربوط به محل شکست اتصالات مختلف در شکل (20) نشان داده شده است. با ملاحظه شکل (20) دیده می‌شود که با افزایش سرعت دورانی، استحکام کششی محل اتصال افزایش یافته است. این وضعیت در حالی است که با کاهش سرعت خطی نیز استحکام محل اتصال نیز استحکام محل اتصال



شکل 19 محل شکست نمونه‌های آزمون کشش

2- منطقه اتصال دارای چهار ناحیهی مختلف بود. در سمت فلز پایه آلومینیومی، مناطق SZ، TMAZ، HAZ و BS وجود داشت. درحالی است که در سمت فلز پایه فولادی مناطق SZ، HAZ و BS وجود داشت. علت این پدیده در سختی و استحکام بیشتر فولاد در مقایسه با آلومینیوم و نیز افست ابزار بود.

3- ساختار فلز پایهی فولادی شامل دانه‌های درشت فریت و پرلیت بود. منطقه نازک متأثر از حرارت که در سمت فلز پایه فولادی شکل گرفته بود، دارای دانه‌بندی‌های پالایش یافتهی متفاوتی بود که در نواحی بالایی به علت تولید حرارت بیشتر، این دانه بندی‌ها بطور کامل پالایش یافته بودند و در ناحیهی پایینی منطقه متأثر از حرارت پالایش منطقه‌ای و ناکامل ایجاد شده بود. این پدیده حاصل تبلور مجددی بود که به دلیل تغییرات دمایی از ناحیه آستنیتی ایجاد شده بود. در منطقه اغتشاش نیز به دلیل چرخه‌های حرارتی بالاتر، دانه‌های ریز فریتی و پرلیتی در مناطق پایینی و در جایی که حرارت کمتری نسبت به نواحی بالایی داشت، ایجاد شده بودند. به دلیل تولید حرارت بیشتر در مناطق بالایی اتصال دانه‌های ستونی فریتی و سمنتیت لایه لایه ایجاد شده بود.

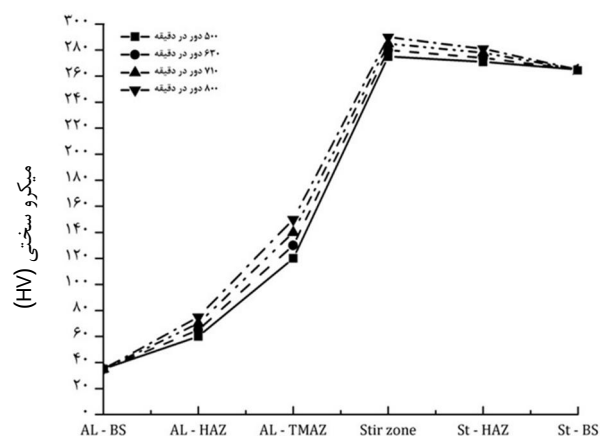
4- به‌علت نرمی فلز پایه آلومینیومی، ریزساختار آلیاژ AA1100 در منطقه اغتشاش تبلور مجدد دینامیکی یافتند. ذرات Mg_2Al_3 نیز در سمت فلز پایه آلومینیومی تشکیل شد. به علت تولید گرمای بیشتر توسط ابزار جوشکاری، بیشترین تعداد این ذرات در منطقهی اغتشاش قرار داشت و کمترین آن‌ها در سمت فلز پایه بود.

5- بیشترین استحکام تسلیم مربوط 80 مگاپاسکال بود که با سرعت دورانی 800 دور در دقیقه و سرعت خطی 25 میلی‌متر بر دقیقه جوشکاری شد. ضعیف‌ترین استحکام تسلیم 40 مگاپاسکال بود و مربوط به اتصالاتی بود که با سرعت دورانی 500 و سرعت خطی 25 میلی‌متر بر دقیقه جوش داده شده بود.

6- به‌دلیل تغییرات ریزساختاری و ریزدانه‌گی محل اتصال و نیز شکل‌گیری لایه‌های بین‌فلزی، سختی مرز اتصال از دو سمت فلز پایه بیشتر بود. سختی مرز اتصال بر اساس میکروسختی 285 و برکز بود. ریز دانه‌گی و تبلور مجدد نیز در دو سمت مرز اتصال سبب شد تا میکرو سختی محل اتصال از سمت هر دو فلز پایه روندی صعودی داشته باشد.

5- مراجع

- [1] A. Scialpi, M. Giorgi, L. A. C. Filippis, R. Nobile, F. W. Panella, Mechanical analysis of ultra-thin friction stir welding joined sheets with dissimilar and similar materials, *Materials and Design*, Vol. 29, pp. 928–936, 2008.
- [2] R. S. Mishra, Z. Y. Ma, Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering R*, Vol. 50, pp. 1–78, 2005.
- [3] S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, H. Inoue, S. Tsuge, Structural response of superaustenitic stainless steel to friction stir welding, *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 5472–5481, 2011.
- [4] Sh. Wei, Ch. Hao, J. Chen, Study of friction stir welding of O1420 aluminum–lithium alloy, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 453, pp. 170–177, 2007.
- [5] H. Bisadi, A. Tavakoli, M. Tour Sangsaraki, K. Tour Sangsaraki, The influences of rotational and welding speeds on microstructures and mechanical properties of friction stir welded Al5083 and commercially pure copper sheets lap joints, *Materials and Design*, Vol. 43, pp. 80–88, 2013.
- [6] H. R. Akramifard, M. Shamanian, M. Sabbaghian, M. Esmailzadeh, Microstructure and mechanical properties of Cu/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing, *Materials and Design*, Vol. 54, pp. 838–844, 2014.



ناحیه‌های مختلف در قطعات جوش داده شده

شکل 21 اثر سرعت دورانی و خطی ابزار بر روی سختی محل اتصال

این ناحیه با یک تفاوت اندک نسبت به فلز پایه A441 AISI دارای همان ساختار فریت و پرلیت است.

تغییرات ساختاری اندک و یا کامل در این ناحیه که به شکل منطقه‌ای و موضعی رخ داده است سبب افزایش بسیار کم اندازه میکرو سختی شده است. منطقه جوش (منطقه اغتشاش) شامل ساختار متفاوتی از آلومینیوم و فولاد ترکیب شده است و بر این اساس سختی این ناحیه دارای روند نامنظی است که بین 275 و 285 قرار دارد.

منطقه اغتشاش در فلز فولادی دارای نواحی متفاوتی از لحاظ ریزساختاری است. از آن جمله می‌توان به ساختارهای فریتی-پرلیتی، فریت‌های مرزدانه‌ای، فریت ویدمن اشتاین و فریت‌های ستونی به همراه ذرات سمنتیت دارای مارتنزیت و مارتنزیت تمپر شده، اشاره کرد.

از جمله مهم‌ترین پارامتر متالورژیکی که سبب افزایش سختی خط مرزی اتصال می‌شود، ساختار بین فلزی تشکیل شده در صفحه‌ی مشترک بین دو فلز است. با افزایش سرعت دورانی ابزار، گرمای ورودی به محل اتصال نیز افزایش یافته و سبب می‌شود تا ضخامت این لایه‌های بین فلزی افزایش یابد و سختی خط اتصال و منطقه اغتشاش نیز بالاتر رود. نتیجه‌ای مشابه در مرجع [24] نیز قید شده است.

تغییرات سختی در سمت فلز پایهی آلومینیومی روندی افزایشی دارد. دلیل این مساله ناشی از تغییر شکل حرارتی و مکانیکی محل اتصال است که سبب می‌شود تا میکروساختارهای محل اتصال در اثر تبلور مجدد ریزدانه شوند و ریزدانه‌گی میکروساختارهای محل اتصال سبب بالارفتن سختی محل اتصال می‌شوند. در مرجع [25] نیز نتیجه‌ای مشابه قید شده است.

4- نتیجه‌گیری

اتصال بین آلومینیوم AA1100 و فولاد A441 AISI با موفقیت به روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی انجام گرفت. آزمایش‌های لازم جهت بررسی تغییرات ریزساختار، توزیع عناصر آلیاژی، سختی و استحکام اتصال انجام گرفت. نتایج حاصل از بررسی‌های انجام گرفته در این اتصال به صورت زیر معرفی می‌شوند:

1- در نمای برش خورده عرضی مشخص شد که محل اتصال لگنی شکل است. منطقه اغتشاش از مناطق مختلفی از جمله تکه‌های فولادی، ساختارهای لایه‌ای، لایه‌های بین‌فلزی و دانه‌بندی‌های ریز فولادی و آلومینیومی تشکیل شده است.

- Vol. 59, pp. 5472–5481, 2011.
- [17] S. Kou, *Welding metallurgy*, 2nd edition, John Wiley & Sons, New Jersey, 2003.
- [18] T. J. Lienert, W. L. Stellwag, B. B. Grimmett, R. W. Warke, Friction stir welding studies on mild steel, *Supplied Weld Journal*, (January), pp. 1-9, 2003.
- [19] G. Thewlis, Classification and quantification of microstructures in steels, *Material Science and Technology*, Vol. 20, pp. 143-160, 2004.
- [20] D. H. Choi, B. W. Ahn, D. J. Quesnel, S. B. Jung, Behavior of β phase (Al_3Mg_2) in AA 5083 during friction stir welding, *Intermetallics*, Vol. 35, pp. 120-127, 2013.
- [21] N. F. Gittos, M. H. Scott, Heat affected zone cracking of Al-Mg-Si alloys, *Welding Journal*, Vol. 60, No. 6, pp. 95-103, 1981.
- [22] W. Xu, J. Liu, H. Zhu, L. Fu, Influence of welding parameters and tool pin profile on microstructure and mechanical properties along the thickness in a friction stir welded aluminum alloy, *Materials and Design*, Vol. 47, pp. 599–606, 2013.
- [23] C. Gallais, A. Denquina, Y. Breche, G. Lapasset, Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding: Characterisation and modeling, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 496, pp. 77–89, 2008.
- [24] G. Krauss, Physical metallurgy and heat treatment of steel, pp. 282-360, ASM metals handbooks, 1985.
- [25] D. A. Porter, K. E. Easterling, *Phase transformations in metals and alloys*, 2nd edition, Chapman & Hall, 1992.
- [7] T. Watanabe, H. Takayama, A. Yanagisawa, Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 178, pp. 342–349, 2006.
- [8] Y. Weng, H. Dong, Y. Gan, *Advanced Steels*, pp. 3-35, Springer and Metallurgical Industry Press, Berlin, 2011.
- [9] G. E. Totten, D. S. Mackenzie, *Handbook of Aluminium*, p. 194, Vol. 2: Alloy Production and Materials Manufacturing, Marcel Dekker, New York, 2003.
- [10] W. H. Kielhorn, *Aluminum and aluminum alloys*, 12th edition, p. 1, Vol. 3, Chapter1, AWS welding Handbook, Ohio, 1998.
- [11] J. R. Davis, *properties and selection: nonferrous alloys and special purpose materials*, 10th edition, p. 3, ASM handbook, Ohio, 1998.
- [12] G. R. Speich, *Physical Metallurgy of Dual-Phase Steels*, in *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, pp. 1-45, the Metallurgical Society, 1981.
- [13] K. Masaki, Y. S. Sato, M. Maedab, H. Kokawa, Experimental simulation of recrystallized microstructure in friction stir welded Al alloy using a plane-strain compression test, *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp. 355–360, 2008.
- [14] A. Arora, Z. Zhang, A. Deb, T. DebRoy, Strains and strain rates during friction stir welding, *Scripta Materialia*, Vol. 61, pp. 863–866, 2009.
- [15] M. Chiumenti, M. Cervera, C. Agelet de Saracibar, N. Dialami, Numerical modeling of friction stir welding processes, *Computational Methods in Applied Mechanics and engineering*, Vol. 254, pp. 353–369, 2013.
- [16] S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, H. Inoue, S. Tsuge, Structural response of superaustenitic stainless steel to friction stir welding, *Acta Materialia*,