

Research Paper

Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of cast A216 alloy

Gholamreza Khalaj ^{1*}, Gholamreza Ghaffari ², Bahram Abdolmaleki ²

1. Department of Materials Engineering, Islamic Azad University, Saveh branch, Saveh, Iran.

2. Arak Godazesh Company, Arak, Iran.

Received: 2022/04/16

Revised: 2022/08/10

Accepted: 2022/08/13

Use your device to scan and read the article online



DOI:

10.30495/jnm.2022.30295.1955

Keywords:

Cone valves, ball valves, cast steel, abrasion corrosion, gas pipelines, friction stir process.

Abstract

Introduction: One of the main problems in oil and gas pipelines is abrasion corrosion on the edges of the flow channel in the plug and ball valves. Under normal conditions, the gas is moving at a pressure of about 145 bar and an approximate speed of 70 feet per second; The suspended particles in the gas collide with the edges of the flow channel and cause severe erosion on them. Abrasion resistance of steels depends mainly on their surface properties and can be increased by increasing the surface hardness by friction stir processing (FSP)

Methods: In this study, A216-WCB steel, which is used in the manufacturing of casting parts for valves, flanges and fittings, was processed using a friction stir process for one and three passes. The microstructure, hardness and wear properties of the processed area were investigated.

Findings: The results showed that two distinct zones, the stir zone (SZ) and the thermo-mechanical affected zone (TMAZ), are formed in the processed zone. Due to the friction stir process, the ferrite grain size in the stirring region decreased from 25 microns to about 3 microns. The hardness of the stir zone increased from 165 Vickers to about 780 HV. Also, the abrasion resistance of the stirring area increased up to 2.5 times.

Citation: Gholamreza Khalaj, Gholamreza Ghaffari, Bahram Abdolmaleki, Effect of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of cast ASTM A216-WCB alloy, Quarterly Journal of New Materials. 2022; 12 (46): 33-48.

***Corresponding author:** Gholamreza Khalaj

Address: Department of materials engineering, Islamic Azad University, Saveh branch, Saveh, Iran.

Tell: +989126176472

Email: gh.khalaj@iau.ac.ir

Extended Abstract

Introduction

It is well known that harder materials offer lower wear rates and lower friction coefficients. There are several ways to increase the hardness and strength of steels. Heat treatment may be an effective way to increase the hardness of the substrates. Also, various thermomechanical and plastic deformation methods are used to increase the appearance and surface properties of plain carbon steels. Recently, much attention has been paid to surface modification techniques such as the friction stir process (FSP). This is a new solid surface treatment method that can be used to harden the surface through microstructural modification based on the principle of friction stir welding. There are limited papers on FSP steels and these papers focus mainly on changes in microstructural and mechanical properties.

The main purpose of the present study is to apply the FSP process on a plain carbon steel to modify the microstructure and evaluate changes in wear and friction behavior.

Materials and Methods

A216-WCB cast steel in the shape of 100 × 100 × 4 mm was used. The structure of the base metal at different magnifications. The structure is completely ferrite-perlite and coaxial, the amount of ferrite phase is approximately 63% and perlite is 37% and the average grain size is 25 microns.

The tungsten carbide tool (WC) with a tool shoulder 20 mm in diameter and a conical pin with a large diameter of 7 mm and a small diameter of 5 mm. The friction stir process was performed in water at 5 °C with a rotation speed of 2800 rpm, a forward velocity of 80 mm/min and a tool penetration of 2 mm. In order to further investigate the effect of the friction stir process on the properties, this process was

performed in two modes of one pass and three passes.

After completing the initial sample preparation process, the polished samples were etched in nital solution (2%) for 5 seconds. Microstructure was investigated by field emission scanning electron microscopy (FESEM) model TESCAN MIRA3.

The hardness was determined using a Vickers micro-hardness machine under a load of 300 g.

To investigate the abrasion behavior of the samples, abrasion test was performed with a pin on disk device at ambient temperature without the presence of lubricant. For the opposite surface, an abrasive disk with a hardness of more than 2060 Vickers was used. Abrasion test was performed under constant force of 80 kg, linear disc velocity of 1280 m/min and applied stress of 14,500 kPa and weight loss of each sample was measured after distances of 600, 1200, 1800, 2400 and 3000 meters.

Results and Discussion

The microstructure created during friction stir process can be examined in two parts: the stir zone (SZ) and the thermo-mechanical affected zone (TMAZ). Friction stir process result in significant microstructure modifications, especially within the stir zone. After the process, the average grain size decreased from 25 μm in the base metal to about 3 μm in the stir zone. Ferrite and perlite were crushed under severe plastic deformation and dynamic recrystallization during process.

In general, the TMAZ consists of a coaxial and fine-grained microstructure as a result of dynamic recrystallization due to severe plastic deformation. Fine-grained ferrite, granular ferrite, directional grains, Widmanstätten ferrite and ferrite + cementite granules are observed in this area.

The structures of the stir zone, the thermo-mechanical affected zone of three pass

sample, are not very different from those of a single-pass sample, and the grain size and type, distribution, and percentage of phases formed are similar to those of a single-pass sample. The phase changes from ferrite-perlite to bainite-martensite are evident in TMAZ, regardless of the number of process passes; the grain size has reached a minimum 5 micron.

The one pass sample has an average hardness in the SZ and TMAZ of 785 and 471 Vickers, respectively. The amount of hardness in the BM is 165 Vickers. It can be seen that due to the friction stir processing, due to the significant fineness of the grains, change of martensitic-bainite phase and increase in dislocation density, the hardness in the SZ has increased 4.5 times compared to the BM. As the effect of temperature deformation and refining of the grains decreases with increasing distance from the center of the stir zone, this reduces the hardness values. The hardness in the TMAZ decreases compared to SZ, but still shows an increase of 2.5 times the BM. This is because a structural change due to temperature, without drastic deformation, occurs in that area. Beyond the TMAZ, the hardness decreases significantly with decreasing heat generated during the FSP and approaches the hardness of the base material as expected

In the three-pass FSP sample, the average hardness in the SZ and the TMAZ is 754 and 430HV, respectively. With increasing number of passes due to increased internal heat and energy, in addition to the possibility of tempering martensite, there is a possibility of recrystallization and grain growth, and this leads to a reduction in hardness. The hardness of one-pass sample is higher than that of three-pass sample in all regions between 30 and 40 Vickers.

the weight loss values of the base metal sample and FSPed samples, after 3000 m wear distance, were measured as 67.6 and 27.5 mg, respectively. The weight loss of the

base metal is about 250% higher than that of the FSPed samples.

Conclusion

- 1- The average grain size in the samples operated in one and three passes is reduced from 25 microns to less than 5 microns.
- 2- The FSPed samples showed an increase in microhardness in the SZ and the TMAZ compared to the BM with a coefficient of 4.5 and 2.5..
- 3- The average hardness in the SZ decreases with increasing the number of passes.
- 4- The total weight reduction of the SZ of the sample of one pass and the base metal after a distance of 3000 meters is 27.5 and 67.6 mg, respectively, which indicates an improvement of wear resistance of about 250% in the FSPed sample.

Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent.

Funding

No funding.

Authors' contributions

Conducting experiments: Gholamreza Ghafari, Bahram Abdulmaleki, Gholamreza Khalaj;
Methodology and data analysis: Gholamreza Khalaj, Gholamreza Ghafari;
Initial writing: Gholamreza Ghafari, final writing: Gholamreza Khalaj.

Conflicts of interest

The authors declared no conflict of interest.

مقاله پژوهشی

تأثیر فرآیند اغتشاشی اصطکاکی چند پاسی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ ریختگی A216

غلامرضا خلج^{۱*}، غلامرضا غفاری^۲، بهرام عبدالملکی^۳

۱. گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه، ساوه، ایران

۲. شرکت اراک گدازش، اراک، ایران

چکیده

مقدمه: یکی از مشکلات اساسی در خطوط لوله نفت و گاز، خوردگی سایشی روی لبه های کانال جریان در مجرایند شیر آلات سماری و تویی است. در شرایط معمول که گاز با فشاری حدود ۱۴۵ بار و سرعت تقریبی ۷۰ فوت بر ثانیه در حال حرکت است؛ ذرات معلق موجود در گاز با لبه های کانال جریان مجرایند برخورد کرده و باعث فرسایش شدید روی آنها می شود. مقاومت در برابر سایش فولادها عمدتاً به خواص سطحی آنها بستگی دارد و می توان با افزایش سختی سطح توسط فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (FSP)، مقاومت به سایش را افزایش داد.

روش: در این مطالعه، فولاد A216-WCB که در ساخت قطعات ریختگی شیرها، فلنچها و اتصالات به کار می رود، با استفاده از فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در حالت بهینه پارامترهای فرآیند، یک و سه پاس فرآیند شد. ریزساختار، سختی و خواص سایش منطقه فرآیند شده مورد بررسی قرار گرفت.

یافته ها: از نتایج بررسی مشخص شد که دو ناحیه متمایز، منطقه اغتشاشی (SZ) و منطقه متاثر حرارتی- مکانیکی (TMAZ)، در ناحیه فرآیند شده تشکیل شده اند. در اثر فرآیند اصطکاکی اغتشاشی، اندازه دانه فریتی در منطقه اغتشاشی از ۲۵ میکرون به حدود ۳ میکرون کاهش یافت. سختی منطقه اغتشاشی از ۱۶۵ ویکرز به حدود ۷۸۰ افزایش یافت. همچنین مقاومت به سایش منطقه اغتشاشی تا ۳ برابر افزایش یافت.

نتیجه گیری: با اعمال فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی لبه ی مجرایند در تماس با جریان سیال و اصلاح ریز ساختار می توان مقاومت به سایش را افزایش داد و در نتیجه افزایش عمر و دوام شیر آلات در مقابل خوردگی سایشی ناشی از سیال و ذرات همراه ایجاد نمود.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۱/۰۱/۲۷

تاریخ داوری: ۱۴۰۱/۰۵/۱۹

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۱/۰۵/۲۲

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI:

10.30495/jnm.2022.30295.1955

واژه های کلیدی:

شیر آلات مخروطی، شیر آلات تویی، فولاد ریختگی، خوردگی سایشی، خطوط لوله گاز، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی.

* نویسنده مسئول: غلامرضا خلج

نشانی: گروه مهندسی مواد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه، ساوه، ایران.

تلفن: ۰۹۱۲۶۱۷۶۴۷۲

پست الکترونیکی: gh.khalaj@iau.ac.ir

مقدمه

خوردگی در صنایع مختلف و به طور عمده در صنایع نفت، گاز و پتروشیمی سالانه خسارات زیادی به بار می آورد. یکی از نمونه های خوردگی، خوردگی سایشی با جریان سیال می باشد. سیالات می توانند از نوع مایع یا گاز باشند. گاز طبیعی خام استخراجی از چاه با خود مقادیری شن، ماسه و آب شور به همراه دارد که قبل از ارسال به نقاط مصرف، در پالایشگاه های گاز تصفیه می شود. وجود این ذرات جامد به همراه آبی که در دمای پایین می تواند به یخ های هیدراتی تبدیل شود، اثرات نامطلوبی بر خطوط و تاسیسات به خصوص شیر آلات گاز می گذارد که جبران آن مستلزم وقت و هزینه های بسیار زیادی می باشد. متأسفانه بخشی از این ناخالصی ها حتی پس از عمل پالایش در سیال باقی مانده و به همراه گاز به نقاط مصرف و ایستگاه های تقلیل فشار خطوط لوله روانه شده و به علت مسیرهای منقطع پی در پی در این ایستگاه ها، باعث ایجاد پدیده ی خوردگی سایشی می شود [1].

شیر آلات گاز، تجهیزاتی در صنعت امروزی هستند که وظیفه قطع و وصل جریان یا تنظیم دبی و فشار سیال را به عهده دارند. وظایف عمده و مهم شیرهای مورد استفاده به خصوص در صنایع نفت و گاز عبارتند از: قطع و وصل جریان مایعات و گازها، تنظیم عبور مقدار مورد نیاز مایعات و گازها، تنظیم و کنترل مقدار و فشار مایعات و گازها در حد مورد نیاز. مهمترین قسمت شیر آلات که بطور مستقیم با سیال در تماس است، مجراوند است. برای جلوگیری از خوردگی مجراوندها روش های مختلفی وجود دارد که از جمله می توان به ایجاد لایه جوشکاری به روش لیزر با روش قوس تنگستن تحت گاز محافظ GTAW) و جوشکاری قوسی با گاز محافظ GMAW) و یا ایجاد کامپوزیتهای زمینه فلزی با تقویت کننده های سرامیکی اشاره کرد [2-4]. اگر چه این روش ها دارای مزایای بسیاری هستند، اما آنها معایب زیادی نیز دارند؛ از جمله هزینه ساخت، پاشش مواد جوشکاری، تابیدگی حاصل از عملیات جوشکاری. برای حل این مشکلات، روش جدید مبتنی بر فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) مطرح شد [3].

به خوبی شناخته شده است که مواد سخت تر نرخ سایش و ضریب اصطکاک کمتری را ارائه می دهند. راه های مختلفی برای افزایش سختی و استحکام فولادها وجود دارد. عملیات حرارتی ممکن است راهی موثر برای افزایش سختی زیرلایه ها باشد. همچنین، روش های مختلف ترمومکانیکی و تغییر شکل پلاستیک برای افزایش خواص ظاهری و سطحی فولادهای کم کربن استفاده می شود [5]. اخیراً توجه زیادی به تکنیک های اصلاح سطح مانند فرآیند اغتشاشی اصطکاکی (FSP) شده است. این یک روش جدید پردازش سطح در حالت جامد

است که می تواند برای سخت شدن سطح از طریق اصلاح ریزساختاری استفاده شود که بر اساس اصل جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی توسعه یافته است [6 و 7]. مفهوم اصلی FSP این است که یک ابزار چرخشی شامل یک پین و یک شانه به سطح ماده نفوذ کرده و در مسیر مشخص برای پوشش ناحیه مورد نظر طی می شود. در حین فرآیند FSP، قطعه کار تحت تغییر شکل پلاستیک شدید و دمای بالا قرار می گیرد و در آن ناحیه، تبلور مجدد دینامیکی دانه ها رخ می دهد. تغییر شکل پلاستیک شدید و قرار گرفتن در معرض تنش حرارتی مواد، منجر به تغییرات قابل توجهی در ریزساختار سطح می شود. در نتیجه، دو ناحیه اصلی تشکیل می شوند: ناحیه اغتشاشی (SZ) و منطقه متأثر حرارتی- مکانیکی (TMAZ). با اثرات ترکیبی تغییر شکل پلاستیک شدید و تبلور مجدد دینامیکی، یک ریزساختار با دانه های تصفیه شده و هم محور در محدوده اندازه ۱۰ تا ۱۰ میکرومتر ایجاد می شود. FSP در بسیاری از مطالعات مورد استفاده قرار گرفته است و بنابراین اطلاعات دقیق تر مربوط به اصول پردازش و مزایای آن را می توان در مطالعات قبلی به دست آورد. مقالات محدودی در مورد FSP فولادها وجود دارد؛ به عنوان نمونه، FSP بر روی فولادهای نوردی [8 و 9]، فولادهای فوق ریزدانه [10]، فولادهای کربنی با درصدهای مختلف کربن [11 و 12] و این مقالات عمدتاً بر تغییرات در خواص ریزساختاری و مکانیکی تمرکز کرده اند.

اسکو بار و گروال و همکاران [13 و 14] FSP را به منظور افزایش مقاومت به سایش سطحی دو فولاد مختلف، به ترتیب فولاد زنگ نزن دویلکس UNS S32205 و فولاد ASTM 743 اعمال کردند. سطوح فرآوری شده در شرایط فرسایش حفره های شدید مورد آزمایش قرار گرفتند و بهبود قابل توجهی در مقاومت به سایش برای هر دو ماده فرآوری شده گزارش شد. FSP همچنین با موفقیت در فرآوری فولاد کربنی ۱۰۸۰ [15 و 16]، فولاد ابزار SKD61 [16]، فولاد IF [17 و 18]، فولاد فوق آستنیتی [18]، فولاد مارتنزیتی AISI 420 و فولاد ابزار AISI D2 به کار رفته است [19 و 20]. Singh و همکاران، فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی فولاد کم کربن SA210 Grade A1 مورد استفاده در بویلرها را بررسی کردند. سرعت چرخش ابزار کاربید تنگستن برابر ۸۰۰ و ۱۴۰۰ دور بر دقیقه و دو پاس با سرعت پیش روی ۴۰ میلیمتر بر دقیقه بود. آنها نشان دادند اندازه دانه از ۲۵ میکرون در فلز پایه به ۷،۸ و ۵،۹ میکرون در منطقه اغتشاشی کاهش یافته است، همچنین میکروسختی از ۱۸۰ ویکرز در فلز پایه، به ترتیب ۱،۷۲ و ۲،۳۸ برابر افزایش یافته است. دلیل افزایش سختی و استحکام کشش؛ علاوه بر ریزدانه شدن، تغییر فاز از آستنیت در دمای عملیات به مارتنزیت و فریت است [20 و 21]. آنها، در مطالعه دیگری با افزایش سرعت چرخش ابزار تا ۱۹۰۰ دور بر دقیقه و سه پاس با سرعت پیش روی ۲۰ میلیمتر بر دقیقه، توانستند به ساختار با اندازه دانه حدود ۱ میکرونی و افزایش

3. Gas tungsten arc welding

4. Gas metal arc welding

1. Cladding

2. Laser welding

میلی متر استفاده شد (شکل ۱ الف) که ترکیب شیمیایی آن در جدول ۱ آمده است.

جنس ابزار کاربید تنگستن (WC) مطابق شکل (ب) با شانه ابزار به قطر ۲۰ میلی متر و بین مخروطی شکل به قطر بزرگ ۷ و قطر کوچک ۵ میلی متر بود. فرآیند اصطکاکی اغتشاشی در محیط آب با دمای ۵ درجه سانتی گراد با سرعت چرخش ۲۸۰۰ دور بر دقیقه، سرعت پیشروی ۸۰ میلی متر بر دقیقه و میزان فرورفتگی ابزار ۲ میلی متر، انجام شد. پارامترهای فرایندی بهینه فوق براساس نتایج تجربی با اجرای چندین مرحله فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بدست آمد. به منظور بررسی بیشتر تاثیر فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر خواص، این فرآیند در دو حالت یک پاس و سه پاس انجام شد. جهت بررسی ریز ساختار، نمونه ها از قسمت عمود بر جهت حرکت پین، توسط دستگاه وایر کات برش داده شده (شکل ۱ ج) و با سمباده های نمره ۱۲۰ تا ۱۵۰۰ سمباده زنی و با خمیر الماسه با دانه بندی ۱/۶ و ۰/۲۵ میکرون توسط دستگاه پولیش، صیقلی گردیدند. پس از اتمام فرآیند آماده سازی اولیه نمونه ها، نمونه های پولیش شده به مدت ۵ ثانیه در محلول نایتال (۲درصد) ، حکاکی شدند. بررسی ریزساختار توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی میدان تابشی (FESEM) مدل TESCAN MIRA3 انجام شد.

سختی منطقه اغتشاشی، منطقه متاثر حرارتی- مکانیکی و فلز پایه با استفاده از دستگاه میکرو سختی ویکرز تحت بار ۳۰۰ گرم انجام شد. برای جلوگیری از تاثیر نقطه اثر متوالی، با اعمال سختی به صورت زیگزاگ، سعی شد تا فاصله هر دو نقطه ۲ میلی متر در نظر گرفته شد و در عین حال در محدوده مناسب، سختی مناطق مختلف اندازه گیری شود. پروفیل سختی تهیه و نتایج آن ثبت و گزارش شد.

سختی ۲,۵ برابری دست یابند [۲۱۲۱]. Sekban و همکاران، با انجام فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی فولاد کم کربن ABS-P2-96 Gr A توانستند اندازه دانه را از ۲۵ میکرون به ۵ میکرون کاهش دهند. سرعت چرخش ابزار کاربید تنگستن برابر ۶۳۵ دور بر دقیقه و سرعت پیش روی ۴۵ میلی متر بر دقیقه بود. استحکام کششی ۲۰ درصد افزایش و سختی از ۱۴۰ ویکرز در فلز پایه تا ۲۰۰ ویکرز در منطقه اغتشاشی افزایش داشت. همچنین متوسط ضریب اصطکاک از ۰,۴۶ به ۰,۴۲ و مقدار کاهش وزن (Weight loss) در آزمایش سایش تا نصف کاهش می یابد [۲۲۲۲].

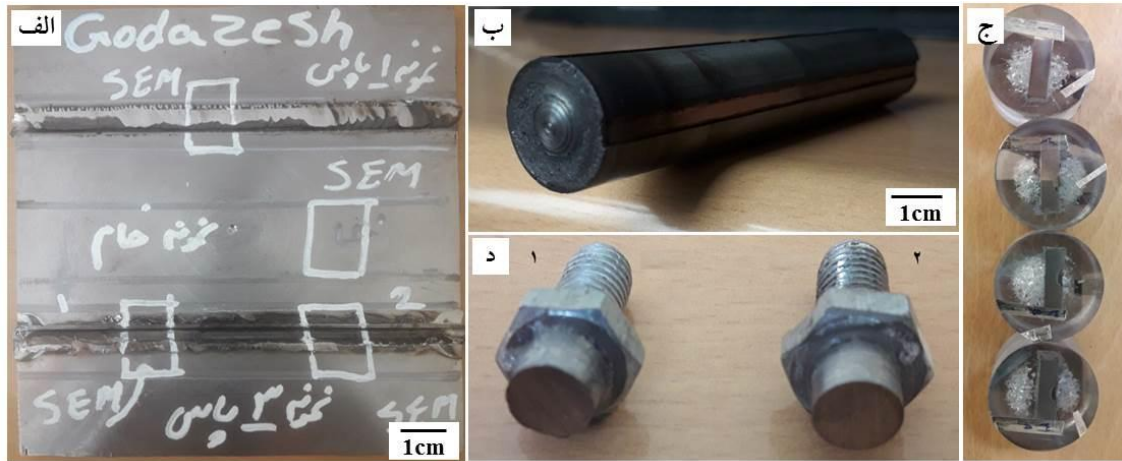
هدف اصلی مطالعه حاضر اعمال فرایند FSP بر روی یک فولاد ساده کربنی به منظور اصلاح ریزساختار و ارزیابی تغییرات در رفتار سایش و اصطکاک است. در این پژوهش ورقی از جنس فولاد ریختگی A216-WCB به ضخامت ۴ میلی متر تحت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) در مجاورت آب قرار گرفت. ابزار مورد استفاده از جنس کاربید تنگستن (WC) به قطر ۲۰ میلی متر بود. مشخصه یابی ساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و میکروسکوپ نوری (OM) انجام گرفت. نتایج نشان می دهد که در اثر این فرآیند، اندازه دانه کاهش یافته و تغییر فاز فریت-پرلیت به مارتنزیت صورت پذیرفته است. نتایج آزمایش سختی و مقاومت به سایش نشان می دهد که میزان سختی ناحیه فرایند شده نسبت به فلز پایه ۴,۷۵ برابر و مقاومت به سایش ۳ برابر افزایش یافته است.

مواد و روش ها

در تحقیق حاضر به منظور بررسی تاثیر فرآیند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) بر ریزساختار، میکرو سختی و رفتار سایشی فلز پایه، از فولاد A216-WCB ریخته گری شده به شکل ورق با ابعاد ۱۰۰×۱۰۰×۴

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده.

درصدوزنی	عنصر
۰/۲۶	C
۰/۴۹	Si
۰/۹۶	Mn
۰/۰۵	Cr
۰/۰۳	Mo
۰/۰۶	Ni
۰/۰۲	Cu
باقیمانده	Fe



شکل ۱- (الف) قطعه نمونه بعد از فرآیند FSP، (ب) ابزار فرآیند اصطکاکی اغتشاشی مورد استفاده، (ج) نمونه های متالوگرافی از قسمت لایه های ایجاد شده، (د) نمونه های آزمون سایش، شماره ۱ فلز پایه و نمونه شماره ۲ بعد از یک پاس FSP

شدید و تبلور مجدد دینامیک در طول عملیات خرد شده و ریز شدند [۲۱ و ۲۲].

در شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه اغتشاشی، منطقه متاثر حرارتی و فلز پایه در نمونه عملیات شده در یک پاس در بزرگنمایی های مختلف نشان داده شده است. در شکل ۳ (الف) نمای کلی منطقه عملیات شده در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی آمده است؛ همچنین ناحیه اغتشاشی و منطقه متاثر حرارتی به ترتیب توسط خط چین قرمز و زرد مشخص شده است.

در شکل ۳ (ب و ج) نمای کلی منطقه متاثر حرارتی در بزرگنمایی های مختلف نشان داده شده است، همانطور که مشاهده می شود بخشی از ساختار فریتی باقی مانده است (شکل ۳د) در حالیکه قسمت های دیگر به دلیل تغییرات دمایی و اثرات تغییر شکل اطراف منطقه اغتشاشی، به ساختارهای برشی تبدیل شده است (شکل ۳ه). متوسط اندازه دانه در منطقه متاثر حرارتی برابر ۵ میکرون است. (شکل ۳ و) قسمت های با ساختار برشی در منطقه متاثر حرارتی را با بزرگنمایی بالاتر نشان می دهد. در شکل ۳ (ز، ح، ط) ساختار میکروسکوپی برشی منطقه اغتشاشی در بزرگنمایی های مختلف نشان داده شده است. در شکل ۳ (ی، ک، ل) ساختار فلز پایه در بزرگنمایی های مختلف نشان داده شده است. ساختار کاملاً فریتی-پرلیتی و هم محور است، مقدار فاز فریت تقریباً ۵۵ درصد و پرلیت ۴۵ درصد و متوسط اندازه دانه برابر ۲۵ میکرون است.

به طور کلی، منطقه متاثر حرارتی-مکانیکی از یک ریزساختار هم محور و ریزدانه در نتیجه تبلور مجدد دینامیکی ناشی از تغییر شکل پلاستیک شدید تشکیل شده است. فریت ریزدانه، فریت مرزدانه‌ای، دانه‌های جهت‌دار، فریت ویدمنشتاتن (هم‌جهت و غیر هم‌جهت) و دانه‌های فریت+سمنتیت در این منطقه مشاهده می شوند.

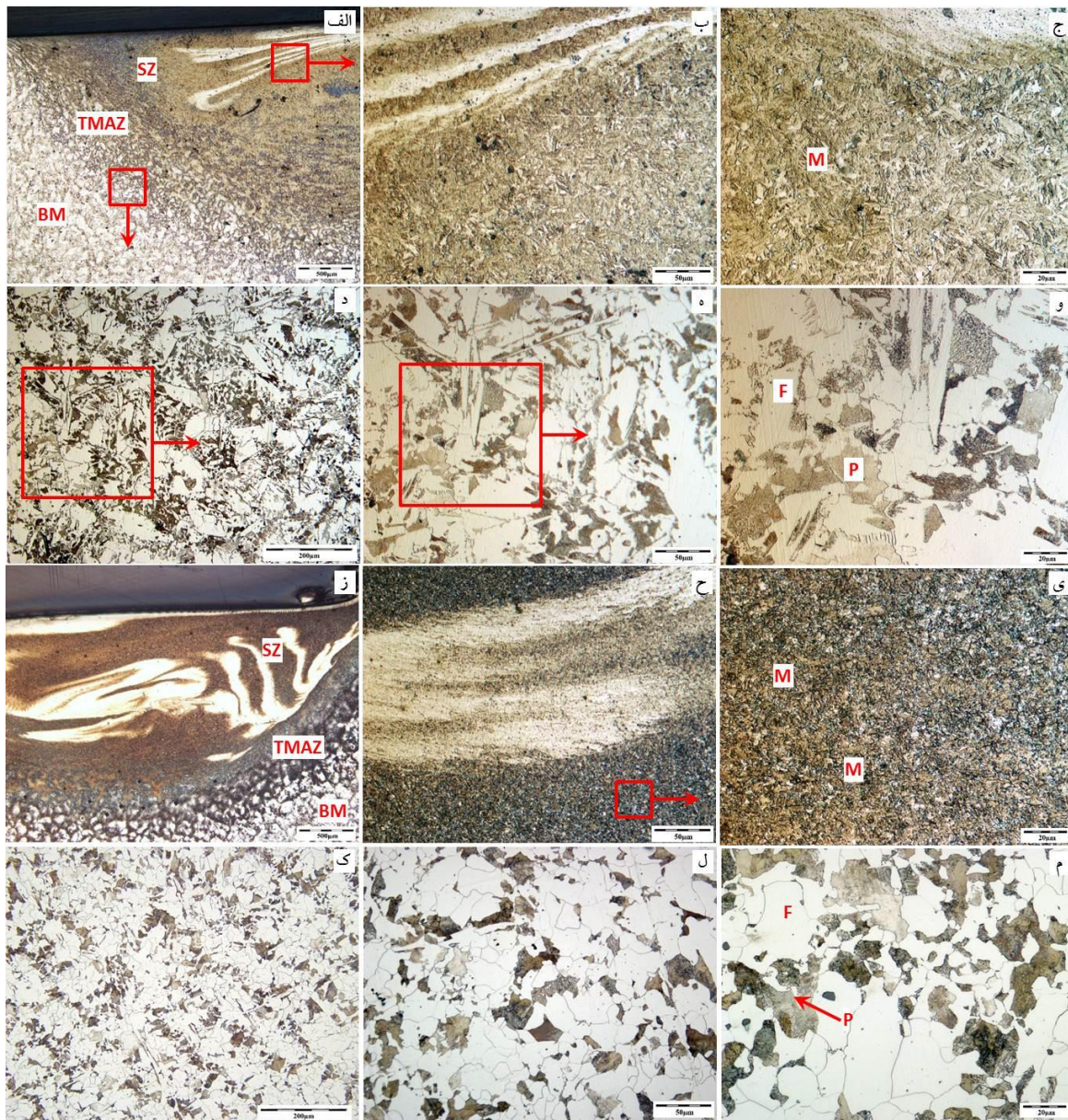
برای بررسی رفتار سایشی نمونه‌ها، آزمایش سایش با دستگاه پین روی دیسک (مطابق استاندارد ASTM-G99-2017) در دمای محیط و بدون حضور روانکار انجام شد. نمونه‌ها به شکل پین به قطر ۸ میلی متر توسط دستگاه وایرکات (شکل ۱د) برش داده شد. با توجه به ضخامت کم نمونه‌ها از یک نگهدارنده استفاده شد. برای سطح مقابل نیز از یک دیسک ساینده با سختی بیش از ۲۰۶۰ ویکرز استفاده گردید. نمونه‌های پین و دیسک قبل از شروع آزمایش سایش، با استفاده از دستگاه آلتراسونیک و محلول استون، چربی‌گیری و پاک شدند. آزمایش سایش تحت نیروی ثابت ۸۰ کیلوگرم نیرو، سرعت خطی دیسک ۱۲۸۰ متر بر دقیقه و تنش اعمالی ۱۴۵۰۰ کیلوپاسکال انجام شد و کاهش وزن هر کدام از نمونه‌ها پس از طی مسافت‌های ۶۰۰، ۱۲۰۰، ۱۸۰۰، ۲۴۰۰ و ۳۰۰۰ متر اندازه‌گیری شد.

نتایج

بررسی ریز ساختاری نمونه‌ها

ریزساختار تشکیل شده در طی عملیات اصطکاکی اغتشاشی را می توان در دو بخش بررسی کرد: منطقه اغتشاشی (SZ) و منطقه متاثر حرارتی-مکانیکی (TMAZ). در شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌های فولادی پایه و نمونه ۱ پاس و ۳ پاس FSP شده در بزرگنمایی های مختلف آورده شده است.

ریزساختار فولاد پایه شامل فریت و پرلیت هم محور است (شکل ۳ک)، (ل، م) و با کربن معادل ۰/۴۴ درصد، ساختار تقریباً تعادلی فولاد پایه شامل ۵۵ درصد پرلیت و ۴۵ درصد فریت است. عملیات اصطکاکی اغتشاشی منجر به اصلاح قابل توجهی در ریزساختار به ویژه در داخل منطقه اغتشاشی می شود. پس از عملیات، متوسط اندازه دانه از ۲۵ میکرومتر در فلز پایه به حدود ۳ میکرومتر در منطقه اغتشاشی کاهش یافت. دانه‌های درشت فریت و پرلیت تحت تأثیر تغییر شکل پلاستیک



شکل ۲ - تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه های فولادی پایه و FSP شده. نمونه ۱ (پاس: الف) نمای کلی ناحیه FSP شده (ب و ج) ساختار منطقه اغتشاشی، د، ه، و) ساختار مرز ناحیه TMAZ و فولاد پایه. نمونه ۳ (پاس: ز) نمای کلی ناحیه FSP شده، ح، ط) ساختار منطقه اغتشاشی، ک، ل، م) ساختار فلز پایه در بزرگنمایی های مختلف

تشکیل نوارهای برشی دانه‌های فرعی عمود بر صفحات فریت ویدمنشتان به دلیل تغییر شکل پلاستیکی شدید مشاهده شده است [22 و 23]. لایه های سمیتیت در پرلیت ریزساختار اولیه با اثر اغتشاشی بین در حال گردش، تکه تکه می شوند. پراکندگی تصادفی سمیتیت تکه تکه شده در زمینه فریت در نسبت های مختلف در شکل های ۳ (ب-و) دیده می شود. تشکیل توده های فریت-سمیتیت درست قبل یا بعد از شروع رشد فریت ویدمنشتان شروع می شود. [۲۳]

در (شکل ۳، ح، ط) ساختار منطقه اغتشاشی در بزرگنمایی های مختلف نشان داده شده است. هیچ حفره، تخلخل و یا ترکی در ساختار

تصاویر میکروسکوپی در شکل های ۳ (ب-و) تشکیل انواع ساختارهای فریت، فریت ویدمنشتان و فریت-سمیتیت را در منطقه متاثر حرارتی-مکانیکی نشان می دهند. در طول فرایند، با افزایش دما در منطقه متاثر حرارتی-مکانیکی، ساختار فریت ویدمنشتان توسط صفحات فریت جهت دار با نسبت ابعادی بالای ۱۰:۱ در نرخ های خنک کننده نسبتاً کم از ناحیه آستنیت در منطقه متاثر حرارتی-مکانیکی تشکیل می شود. در نتیجه تغییر شکل پلاستیک شدید در منطقه متاثر حرارتی-مکانیکی، تبلور مجدد دینامیکی رخ می دهد. بنابراین، ساختار فریت ویدمنشتان با چگالی نابجایی نسبتاً کم تشکیل می شود. در تحقیقات گذشته؛

عملیات اصطکاکی اغتشاشی، کاهش می یابد و همانطور که انتظار می رود به سختی ماده پایه نزدیک می شود [26] ۲۶].

در نمونه ۳ پاس متوسط سختی در ناحیه اغتشاشی و منطقه متأثر حرارتی به ترتیب برابر ۷۵۴ و ۴۳۰ ویکرز است. با افزایش تعداد پاس به دلیل افزایش حرارت و انرژی داخلی، علاوه بر احتمال بازپخت مارتنزیت، امکان تبلور مجدد و رشد دانه وجود دارد و همین امر منجر به کاهش سختی می شود. سختی نمونه یک پاس عملیات شده در همه مناطق بین ۳۰ تا ۴۰ ویکرز بالاتر از نمونه سه پاس است.

بر اساس معادله هال پیچ، با کاهش اندازه دانه، استحکام تسلیم و سختی ماده افزایش می یابد. اصلاح ریزساختار ممکن است به افزایش قابل توجه در مقادیر ریزسختی منجر شود به طوری که سختی با جذر اندازه دانه نسبت معکوس دارد. سایر محققین، کاربرد FSP را بر روی سطح سایر فولادها مورد مطالعه قرار داده اند و به این نتیجه رسیدند که سختی سطح بالاتر توسط FSP به دلیل دو مکانیسم عمدتاً تبدیل فاز و کاهش اندازه دانه است [27] ۲۸ و ۲۷].

سختی بالاتر در ناحیه هم زده تمام نمونه های عملیات شده ممکن است به دلیل اثر کوپیدن ابزار (غیر مصرفی-کاربید تنگستن) باشد. در تحقیق حاضر، کاهش اندازه دانه، تبدیل فاز و حلالیت کربن در طول تغییر فاز از آستنیت به مارتنزیت در منطقه اغتشاشی منجر به افزایش سختی شده است که مشابه تحقیقات قبلی است [27] ۲۸ و ۲۷].

بررسی نتایج آزمایش سایش

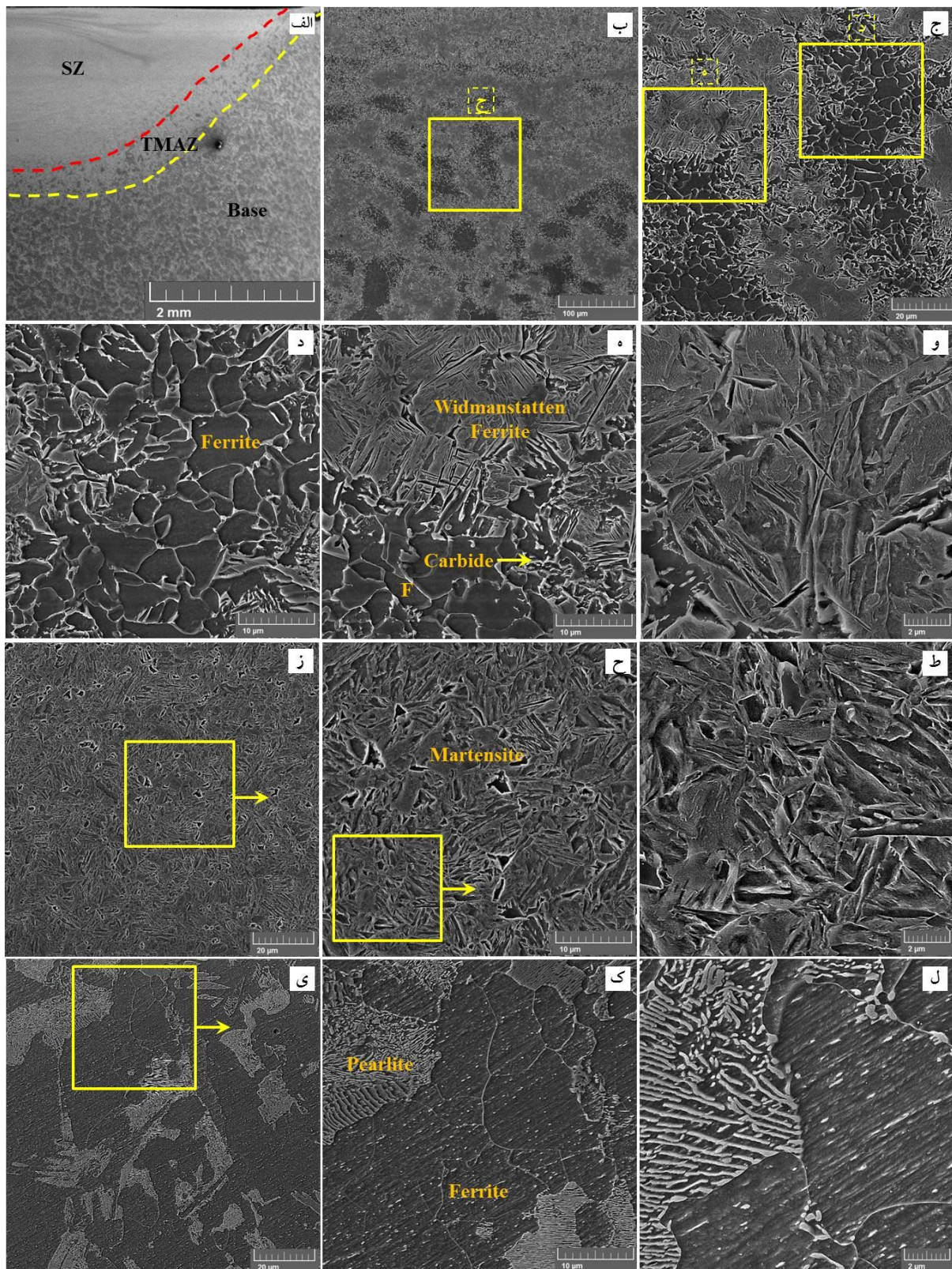
در شکل ۶ نمودار مجموع کاهش وزن نمونه ها بر حسب مسافت طی شده در آزمایش سایش آورده شده است. با توجه به این نمودار مشاهده می شود که مقدار کاهش وزن نمونه فلز پایه و نمونه های FSP شده، پس از طی ۳۰۰۰ متر مسافت سایش، به ترتیب ۶۷/۶ و ۲۷/۵ میلی گرم اندازه گیری شده است. مقدار کاهش وزن فلز پایه حدود ۲۵۰ درصد بیشتر از نمونه های FSP شده است. علت بالا بودن مقدار کاهش وزن نمونه فلز پایه به ساختار فریتی-پرلیتی آن بر می گردد. نمونه های تحت فرآیند اصطکاکی اغتشاشی متناسب با ساختار برشی و مقادیر سختی، به میزان کمتری دچار کاهش وزن شده اند. وجود فاز مارتنزیت به همراه کاهش اندازه دانه در نمونه های FSP شده، باعث می شود که در حین انجام آزمون سایش، بهبود قابل قبولی نسبت به نمونه فلز پایه نشان دهند. همان طور که در قبل بیان شد، سختی و استحکام به طور قابل توجهی پس از FSP به خصوص در داخل ناحیه اغتشاشی افزایش یافته است. این افزایش سختی باعث افزایش مقاومت در برابر تغییر شکل پلاستیک در هنگام سایش می شود و در نتیجه مقاومت سایشی مواد افزایش می یابد [29] ۳۰].

مشاهده نمی شود و ساختار کاملاً برشی است. بر اساس تحقیقات گذشته، تبدیل مارتنزیتی ممکن است در طول فرآیند اصطکاکی اغتشاشی فولادهای کم کربن و یا کربن متوسط رخ دهد. از سوی دیگر، بسته به دمای قله در طی فرآیند و سرعت سرد شدن، درصد متفاوتی از تبدیل مارتنزیتی ممکن است در مناطق مختلف اغتشاشی با تغییر شکل شدید رخ دهد (شکل های ۳ (ز، ح، ط)). در طول فرآیند، ناحیه اغتشاشی، آستنیت می شود زیرا دمای قله این ناحیه بالاتر از A3 است. فاز آستنیت به دلیل سرد شدن سریع به مارتنزیت لایه ای تبدیل می شود. ساختار غالب مارتنزیت لایه ای در این منطقه به وضوح در شکل دیده می شود. وقوع چنین مارتنزیت لایه ای در طول فرآیند اصطکاکی اغتشاشی فولادهای کم کربن و کربن متوسط نیز در برخی مطالعات قبلی مشاهده و گزارش شده است [19] ۲۴ و ۲۵].

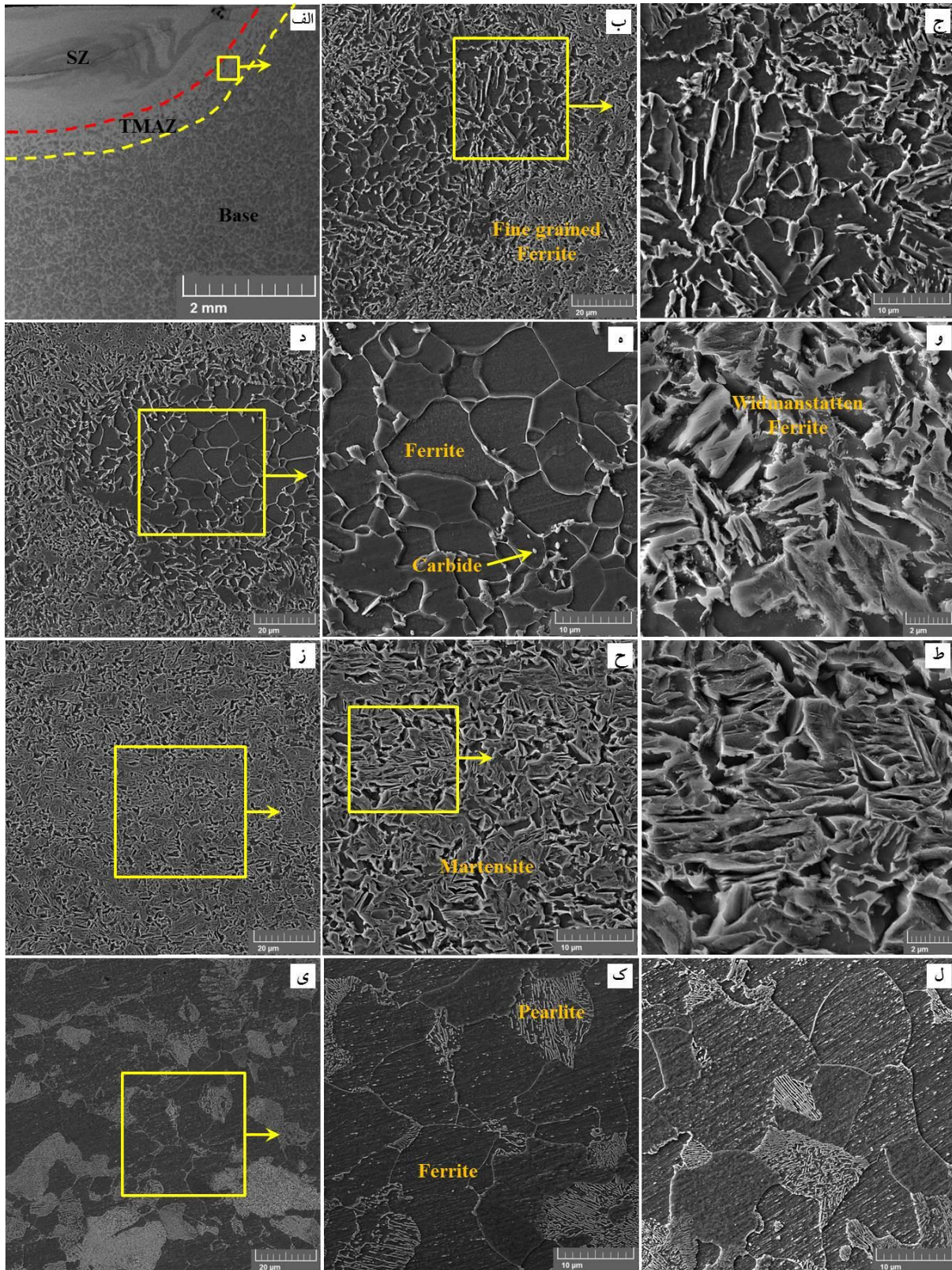
در شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه نواحی مختلف در نمونه عملیات شده در سه پاس در بزرگنمایی های مختلف نشان داده شده است. ساختارهای ناحیه اغتشاشی، منطقه متأثر حرارتی- مکانیکی و فلز پایه تفاوت زیادی با نمونه یک پاس ندارد و اندازه دانه و نوع، توزیع و درصد فازهای تشکیل شده مشابه نمونه یک پاس است. در ناحیه اغتشاشی شکل ۴ تغییرات فازی از فریت-پرلیت به مارتنزیت مشخص است. همانگونه که مشاهده می شود در منطقه متأثر حرارتی- مکانیکی صرف نظر از تعداد پاس های فرآیند، اندازه دانه ها به یک مقدار کمینه رسیده است.

تغییرات میکرو سختی

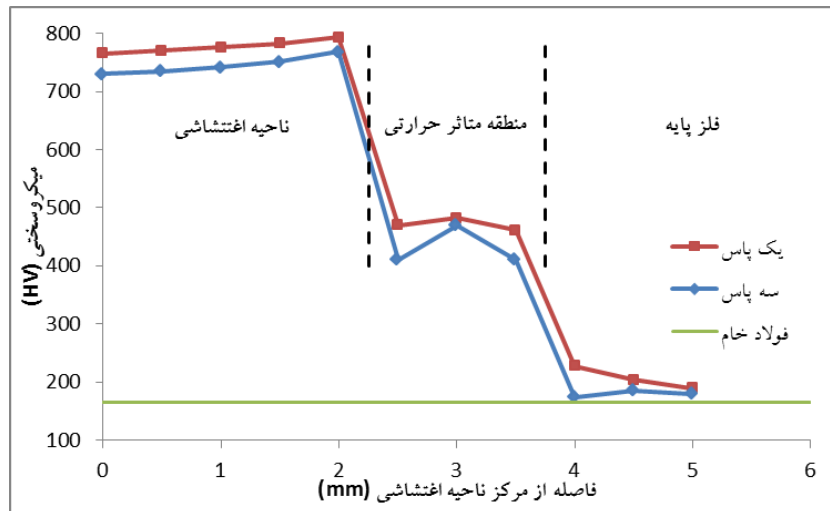
شکل ۵ مقایسه پروفیل افقی میکروسختی ناحیه اغتشاشی، منطقه متأثر حرارتی- مکانیکی و فلز پایه برای نمونه های یک پاس و سه پاس عملیات اصطکاکی اغتشاشی را نشان می دهد. برای نمونه یک پاس میانگین سختی در ناحیه اغتشاشی و منطقه متأثر حرارتی- مکانیکی به ترتیب برابر ۷۸۵ و ۴۷۱ ویکرز است. مقدار سختی در فلز پایه برابر ۱۶۵ ویکرز است. مشاهده می شود که با انجام عملیات اصطکاکی اغتشاشی، به دلیل ریزشدن قابل توجه دانه ها، تغییر فاز مارتنزیتی و افزایش تراکم نابجایی، سختی در ناحیه اغتشاشی به نسبت فولاد پایه، ۴٫۵ برابر افزایش یافته است. از آنجا که اثر تغییر شکل و پالایش دانه های ناشی از دما با افزایش فاصله از مرکز ناحیه اغتشاشی کاهش می یابد، این امر باعث کاهش مقادیر سختی می شود. سختی در منطقه متأثر حرارتی- مکانیکی در مقایسه با SZ کاهش می یابد، اما همچنان افزایش مقداری معادل ۲٫۵ برابر ماده پایه را نشان می دهد. این به این دلیل است که یک تغییر ساختاری ناشی از دما، بدون تغییر شکل شدید، در آن ناحیه اتفاق می افتد. فراتر از منطقه متأثر حرارتی- مکانیکی، سختی به طور قابل توجهی، با کاهش حرارت تولید شده در طول



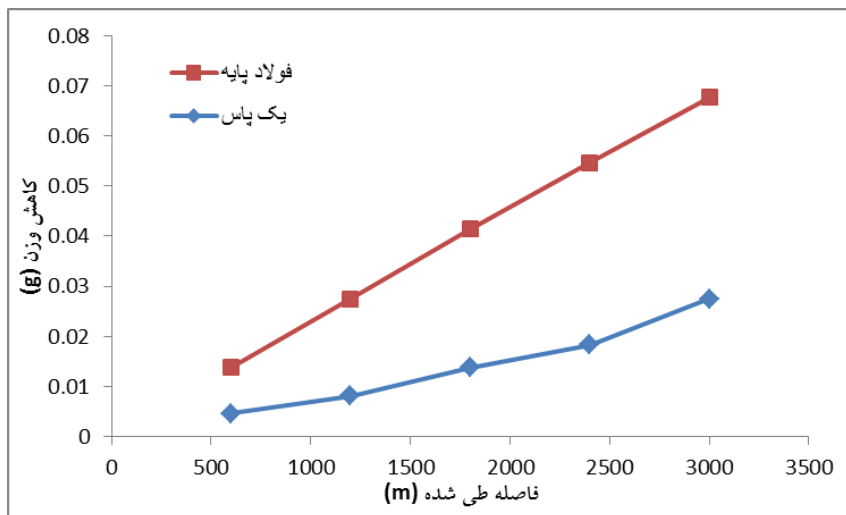
شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه یک پاس؛ الف) نمای کلی منطقه عملیات شده، (ب، ج، د، ه، و) نمای کلی منطقه متاثر حرارتی- مکانیکی در بزرگنمایی های مختلف، (ز، ح، ط) ساختار ناحیه اغتشاشی در بزرگنمایی های مختلف، (ی، ک، ل) ساختار فلز پایه در بزرگنمایی های مختلف



شکل ۴- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه سه پاس؛ (الف) نمای کلی منطقه عملیات شده، (ب، ج، د، ه، و) نمای کلی منطقه متاثر حرارتی- مکانیکی در بزرگنمایی های مختلف، (ز، ح، ط) ساختار ناحیه اغتشاشی در بزرگنمایی های مختلف، (ی، ک، ل) ساختار فلز پایه در بزرگنمایی های مختلف



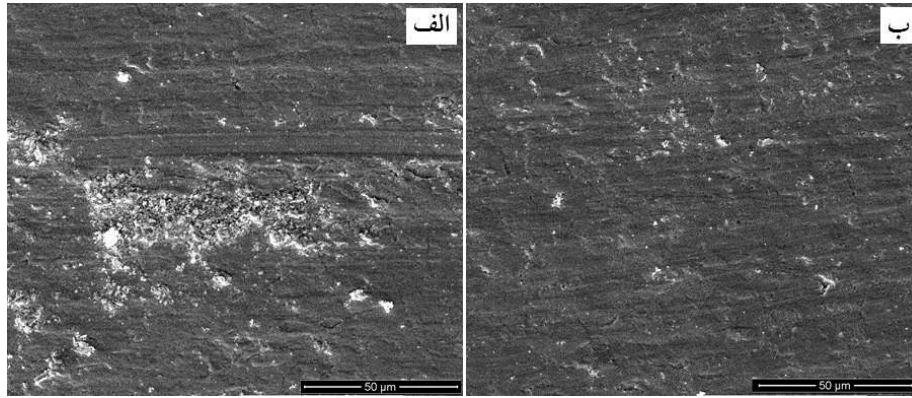
شکل ۵- مقایسه پروفیل میکروسختی ناحیه اغتشاشی، منطقه متاثر حرارتی و فلز پایه برای نمونه های یک پاس و سه پاس و عملیات شده



شکل ۶- تغییرات کاهش وزن بر حسب مسافت لغزش فلز پایه و نمونه های یک پاس عملیات شده

ناهمواری‌های جسم صلب‌تر در جسم نرم‌تر می‌گردد [25]۲۵. در چنین شرایطی بر اثر حرکت لغزشی در سطح، ماده به طرف جلو و اطراف جابجا شده، شیارهایی در جهت حرکت بصورت خراش‌هایی روی سطح تشکیل می‌دهد که مکانیزمی از نوع خراشان را بوجود می‌آورد (شکل ۷).

در نیروی ۸۰ کیلوگرم نیرو و به واسطه‌ی گرمای تولید شده متاثر از اصطکاک، پیوندهای چسبان ایجاد می‌شود. پیشگیری از ایجاد پیوندهای چسبان در مقاطعی که سطوح به یکدیگر نزدیک شده‌اند غیر قابل اجتناب است و از طرف دیگر اتصال سبب فرو رفتن



شکل ۷ - تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح سایش پس از ۳۰۰۰ متر سایش؛ (الف) فلز پایه، (ب) نمونه یک پاس عملیات شده

همکاری مشارکت‌کنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.

حامی مالی

شرکت اراک گذارش با رسالت بهبود ارتقاء محصولات صنایع نفت، گاز و پتروشیمی، تحقیقات گسترده‌ای در خصوص نشت شیرآلات خطوط و شبکه‌های انتقال گاز و ایستگاه‌های گاز رسانی که باعث ضررهای جانی، مالی و زیست محیطی شده‌اند، انجام داد.

درنهایت این تحقیق با حمایت مالی و معنوی شرکت اراک گذارش، توسط کارشناسان و متخصصین این شرکت صورت پذیرفت و نتایج آن به سازندگان، پیمانکاران و تامین کنندگان این صنعت مهم عرضه گردید.

مشارکت نویسندگان

انجام آزمایشها: غلامرضا غفاری، بهرام عبدالملکی، غلامرضا خلج؛ تحلیل داده‌ها و نتایج: غلامرضا خلج، غلامرضا غفاری؛ نگارش اولیه: غلامرضا غفاری، نگارش نهایی: غلامرضا خلج.

تعارض منافع

بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

نتیجه گیری

در این پژوهش فرآیند اصطکاکی اغتشاشی بر روی ورق فولاد ریختگی ASTM A216-WCB با سرعت چرخش ابزار کاربید تنگستن ۲۸۰۰ دور بر دقیقه، سرعت پیشروی ۸۰ میلی‌متر بر دقیقه، در دو حالت یک پاس و سه پاس در محیط آب با دمای ۵ درجه سانتی‌گراد انجام شد. با بررسی ریزساختار، میکرو سختی و رفتار سایشی ناحیه اغتشاشی، منطقه متأثر حرارتی - مکانیکی و فلز پایه؛ نتایج زیر حاصل شد:

۱- میانگین اندازه دانه در منطقه اغتشاشی نمونه‌های عملیات شده در یک و سه پاس از ۲۵ میکرون به زیر ۵ میکرون کاهش می‌یابد. نتایج نشان داد با توجه به ثابت بودن سرعت دوران و سرعت جابجایی بین در طول فرایند، افزایش تعداد پاس تأثیر قابل توجهی بر اندازه دانه ندارد. ۲- نمونه‌های عملیات شده افزایش ریزسختی در ناحیه اغتشاشی و منطقه متأثر حرارتی - مکانیکی را نسبت به فولاد پایه با ضریب ۴٫۵ و ۲٫۵ نشان دادند. افزایش سختی با ریزشدن دانه‌ها در توافق با معادله هال پیچ و تبدیل فاز از آستنیت به فاز مارتنزیت توجیه می‌شود.

۳- میانگین سختی در ناحیه اغتشاش با افزایش تعداد پاس کاهش می‌یابد که می‌توان علت آن را افزایش حرارت تولید شده و افزایش انرژی داخلی و احتمال بازپخت ساختارهای برشی تشکیل شده و تبلور مجدد و رشد دانه‌ها دانست.

۴- مجموع کاهش وزن ناحیه اغتشاشی نمونه یک پاس و فلز پایه پس از طی مسافت ۳۰۰۰ متر به ترتیب به میزان ۲۷/۵ و ۶۷/۶ میلی‌گرم است که نشان دهنده بهبود مقاومت به سایش در حدود ۲۵۰ درصد در نمونه عملیات شده است.

ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

References

1. Oka, Y. I., Okamura, K., & Yoshida, T. (2005). Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact: Part 1: Effects of impact parameters on a predictive equation. *Wear*, 259(1-6), 95-101.
2. Neville, A., & Wang, C. (2009). Erosion-corrosion of engineering steels—Can it be managed by use of chemicals?. *Wear*, 267(11), 2018-2026.
3. Zhao, W., Zhang, T., Wang, Y., Qiao, J., & Wang, Z. (2018). Corrosion failure mechanism of associated gas transmission pipeline. *Materials*, 11(10), 1935.
4. Sekban, D. M., Aktarer, S. M., Xue, P., Ma, Z. Y., & Purcek, G. (2016). Impact toughness of friction stir processed low carbon steel used in shipbuilding. *Materials Science and Engineering: A*, 672, 40-48.
5. Evgrafov, A. N., & Evgrafov, A. N. (2017). *Advances in mechanical engineering*. Cham: Springer International Publishing.
6. آ. بهزادی نژاد، ع. محصل، ح. امیدوار، ن. ستوده، "اصلاح خواص مکانیکی جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ منیزیم AM60 از طریق تغییر سرعت دوران و افزودن نانو ذرات آلومینا"، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، ۱۲، ۴۵، ۴۷-۴۳
7. Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials science and engineering: R: reports*, 50(1-2), 1-78.
8. Lienert, T. J., Stellwag Jr, W. L., Grimmer, B. B., & Warke, R. W. (2003). Friction stir welding studies on mild steel. *Welding Journal-New York-*, 82(1), 1-S.
9. Nandan, R. G. G. R., Roy, G. G., Lienert, T. J., & Debroy, T. (2007). Three-dimensional heat and material flow during friction stir welding of mild steel. *Acta materialia*, 55(3), 883-895.
10. Ueji, R., Fujii, H., Cui, L., Nishioka, A., Kunishige, K., & Nogi, K. (2006). Friction stir welding of ultrafine grained plain low-carbon steel formed by the martensite process. *Materials Science and Engineering: A*, 423(1-2), 324-330.
11. Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N., Nakata, K., Nogi, K., Ikeda, R., & Matsushita, M. (2007). Transformation in stir zone of friction stir welded carbon steels with different carbon contents. *ISIJ international*, 47(2), 299-306.
12. Choi, D. H., C. Y. Lee, B. W. Ahn, J. H. Choi, Y. M. Yeon, K. Song, H. S. Park, Y. J. Kim, Choong Don Yoo, and S. B. Jung. "Frictional wear evaluation of WC-Co alloy tool in friction stir spot welding of low carbon steel plates." *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 27, no. 6 (2009): 931-936.
13. Escobar, J. D., Velásquez, E., Santos, T. F. A., Ramirez, A. J., & López, D. (2013). Improvement of cavitation erosion resistance of a duplex stainless steel through friction stir processing (FSP). *Wear*, 297(1-2), 998-1005.
14. Grewal, H. S., Arora, H. S., Singh, H., & Agrawal, A. (2013). Surface modification of hydroturbine steel using friction stir processing. *Applied Surface Science*, 268, 547-555.
15. Aldajah, S. H., Ajayi, O. O., Fenske, G. R., & David, S. (2009). Effect of friction stir processing on the tribological performance of high carbon steel. *Wear*, 267(1-4), 350-355.
16. Chen, Y. C., and K. Nakata. "Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir processed SKD61 tool steel." *Materials characterization* 60, no. 12 (2009): 1471-1475.

17. Chabok, A., & Dehghani, K. (2013). Effect of processing parameters on the mechanical properties of interstitial free steel subjected to friction stir processing. *Journal of materials engineering and performance*, 22(5), 1324-1330.
18. Mehranfar, M., & Dehghani, K. (2011). Producing nanostructured super-austenitic steels by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 528(9), 3404-3408.
19. Dodds, S., Jones, A. H., & Cater, S. (2013). Tribological enhancement of AISI 420 martensitic stainless steel through friction-stir processing. *Wear*, 302(1-2), 863-877.
20. Singh, S., Kaur, M., & Saravanan, I. (2020). Enhanced microstructure and mechanical properties of boiler steel via Friction Stir Processing. *Materials Today: Proceedings*, 22, 482-486.
21. Singh, S., Kaur, M., & Kumar, M. (2020). A Novel Technique for Surface Modification of SA 210 Gr A1 Steel. *Materials Today: Proceedings*, 21, 1930-1936.
22. Sekban, D. M., Aktarer, S. M., Yanar, H. A. R. U. N., Alsarar, A., & Purcek, G. (2017, February). Improvement the wear behavior of low carbon steels by friction stir processing. In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* (Vol. 174, No. 1, p. 012058). IOP Publishing.
23. Xue, P., Xiao, B. L., Wang, W. G., Zhang, Q., Wang, D., Wang, Q. Z., & Ma, Z. Y. (2013). Achieving ultrafine dual-phase structure with superior mechanical property in friction stir processed plain low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 575, 30-34.
24. Sekban, D. M., Aktarer, S. M., & Purcek, G. (2019). Friction stir welding of low-carbon shipbuilding steel plates: microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50(9), 4127-4140.
25. Mishra, R. S., Ma, Z. Y., & Charit, I. (2003). Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite. *Materials Science and Engineering: A*, 341(1-2), 307-310.
26. Wang, Z. W., Ma, G. N., Yu, B. H., Xue, P., Xie, G. M., Zhang, H., ... & Ma, Z. Y. (2020). Improving mechanical properties of friction-stir-spot-welded advanced ultra-high-strength steel with additional water cooling. *Science and Technology of Welding and Joining*, 25(4), 336-344.
27. Costa, M. I., Verdera, D., Vieira, M. T., & Rodrigues, D. M. (2014). Surface enhancement of cold work tool steels by friction stir processing with a pinless tool. *Applied surface science*, 296, 214-220.
28. Lorenzo-Martin, C., & Ajayi, O. O. (2015). Rapid surface hardening and enhanced tribological performance of 4140 steel by friction stir processing. *Wear*, 332, 962-970.
29. Xue, P., Li, W. D., Wang, D., Wang, W. G., Xiao, B. L., & Ma, Z. Y. (2016). Enhanced mechanical properties of medium carbon steel casting via friction stir processing and subsequent annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 670, 153-158.
30. Hajian, M., Abdollah-Zadeh, A., Rezaei-Nejad, S. S., Assadi, H., Hadavi, S. M. M., Chung, K., & Shokouhimehr, M. (2015). Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel. *Materials & Design*, 67, 82-94.