



Effect of Nd: YAG Pulsed Laser Welding Parameters on Microstructural Evolutions and Mechanical Properties of 2205 Duplex Stainless Steel

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Salavati M.¹ MSc,
Mazaheri Y.*¹ PhD,
Sheikhi M.¹ PhD

How to cite this article

Salavati M, Mazaheri Y, Sheikhi M. Effect of Nd: YAG Pulsed Laser Welding Parameters on Microstructural Evolutions and Mechanical Properties of 2205 Duplex Stainless Steel. Modares Mechanical Engineering. 2019;19(10):2535-2541.

¹Materials Department, Engineering Faculty, Bu-Ali Sina University, Hamedan, Iran

*Correspondence

Address: Faculty of Engineering, Bu-Ali Sina University, Chahar Bagh Shahid Mo-stafa Ahmadi Roshan, Hamedan, Iran. Postal Code: 6517838695
Phone: +98 (81) 38292509
Fax: +98 (81) 38292631
y.mazaheri@basu.ac.ir

Article History

Received: December 18, 2018
Accepted: February 24, 2019
ePublished: October 22, 2019

ABSTRACT

The Nd: YAG pulsed laser welding process with different speed and shielding gas was applied on 2205 duplex stainless steel. The effects of different parameters on the microstructural evolutions and mechanical properties were investigated. Four different zones with different secondary austenite contents were observed in the weld microstructure. By changing the shielding gas from argon to nitrogen, the secondary austenite percentage was not significantly varied. The secondary austenite fraction was showed about 38% reduction with increasing the welding speed. The weld penetration depth decreased with changing the shielding gas from argon to nitrogen (about 26% and 14% reduction at speed of 3.8 and 8.3 mm/s, respectively) and increasing the welding speed (about 43% and 34% reduction under shielding gas of argon and nitrogen, respectively). The variations in microhardness values along the weld line were correlated to the microstructural characterizations. Changing the welding speed had no significant effect on the microhardness variations, but changing the shielding gas from argon to nitrogen caused a significant increase of microhardness.

Keywords 2205 Duplex Stainless Steel; Pulsed Laser Welding; Welding speed; Shielding Gas; Microhardness

CITATION LINKS

[1] Development of weld metal microstructures in pulsed laser welding of duplex stainless steel [2] Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd:YAG pulsed laser [3] Effect of welding speed on butt joint quality of Ti-6Al-4V alloy welded using a high-power Nd:YAG laser [4] The influence of different volume ratios of He and Ar in shielding gas mixture on the power waste parameters for Nd:YAG and CO₂ laser welding [5] Comparison of continuous wave and pulsed wave laser welding effects [6] Effect of nitrogen-containing shielding and backing gas on the pitting corrosion resistance of welded lean duplex stainless steel LDX 2101@ (EN 1.4162, UNS S32101) [7] Process characterisation of pulsed Nd:YAG laser seam welding [8] Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: A review [9] Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd:YAG laser welding [10] The effect of process parameters on keyhole welding with a 400 W Nd:YAG pulsed laser [11] The effects of laser welding parameters on the microstructure of ferritic and duplex stainless steels welds [12] Duplex stainless steels-an overview [13] Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals [14] Numerical and experimental investigation of seam welding with a pulsed laser [15] Welding metallurgy and weldability of stainless steels [16] Ferrite and austenite phase identification in duplex stainless steel using SPM techniques [17] Characterization on stress-strain behavior of ferrite and austenite in a 2205 duplex stainless steel based on nanoindentation and finite element method [18] Size effect and strain induced double twin by nanoindentation in DSS weld metal of vibration-assisted GTAW [19] Ferrite and austenite phase identification in duplex stainless steel using SPM techniques

تأثیر پارامترهای جوشکاری لیزر تپی ND: YAG بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۲۰۵

مهرداد صلواتی MSc

گروه مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران

یوسف مظاهری * PhD

گروه مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران

محسن شیخی PhD

گروه مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران

چکیده

فرآیند جوشکاری لیزر تپی ND: YAG با سرعت و گازهای محافظ مختلف روی فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۲۰۵ اعمال شد. تأثیر پارامترهای مختلف بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی مورد بررسی قرار گرفت. چهار منطقه مختلف با محتوای آستنیت ثانویه متفاوت در ریزساختار جوش مشاهده شد. با تغییر گاز محافظ از آرگون به نیتروژن، درصد آستنیت ثانویه به‌طور چشمگیری تغییر نکرد. کسر آستنیت ثانویه با افزایش سرعت جوشکاری حدود ۳۸٪ کاهش نشان داد. عمق نفوذ جوش با تغییر گاز محافظ از آرگون به نیتروژن (حدود ۲۶ و ۱۴٪ به ترتیب در سرعت ۳/۸ و ۸/۳ میلی‌متر بر ثانیه) و با افزایش سرعت جوشکاری (حدود ۴۳ و ۳۴٪ به ترتیب تحت گاز محافظ آرگون و نیتروژن) کاهش یافت. تغییرات در مقادیر ریزسختی در امتداد خط جوش با مشخصه‌های ریزساختاری ارتباط داده شد. تغییر سرعت جوشکاری تأثیر چشمگیری بر تغییرات سختی نداشت. اما تغییر گاز محافظ از آرگون به نیتروژن سبب افزایش قابل توجه سختی شد.

کلیدواژه‌ها: فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۲۰۵، جوشکاری لیزر تپی، سرعت جوشکاری، گاز محافظ، ریزسختی

تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۷/۲۹

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۱۲/۵

*نویسنده مسئول: y.mazaheri@basu.ac.ir

۱- مقدمه

فولادهای زنگ‌نزن دوفازی ۲۲۰۵ دارای خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی خوبی می‌باشند که باعث شده است این فولادها کاربردهای گسترده‌ای در صنایع نفت و گاز، خطوط لوله و ساخت مخازن داشته باشند [1]. این موضوع به دلیل ریزساختار خاص این فولاد است که شامل درصدهای تقریباً برابر از فاز آستنیت و فریت در دمای محیط است. این ریزساختار معمولاً پس از جوشکاری ذوبی فولاد، تغییر قابل ملاحظه‌ای می‌کند که بستگی به شرایط جوشکاری، نرخ سرمایش و ترکیب شیمیایی فلز دارد. جوشکاری لیزر از جمله روش‌های نوین جوشکاری ذوبی است. با تابش اشعه پرتو لیزر به سطح مورد نظر حرارت مورد نیاز برای ایجاد حوضچه مذاب و انجام فرآیند اتصال فراهم می‌گردد. تحقیقات مختلفی روی جوشکاری فولادهای زنگ‌نزن دوفازی انجام شده است که نشان داده‌اند قدرت لیزر و سرعت جوشکاری، مهم‌ترین پارامترهای کنترل‌کننده هندسه جوش و خواص مکانیکی آن می‌باشند [2, 3]. همچنین حسینی‌مطلق و همکاران به تأثیر مقدار گاز هلیوم و گاز آرگون روی عمق نفوذ پرداخته‌اند و مشخص شد با افزایش گاز هلیوم به‌عنوان گاز محافظ عمق نفوذ افزایش می‌یابد [4]. میر/خوری و همکاران نیز ریزساختار فلز جوش فولاد زنگ‌نزن دوفازی توسط لیزر تپی ND-YAG با سرعت‌های مختلف جوشکاری را در گاز محافظ آرگون مورد بررسی قرار دادند [1]. جوشکاری لیزر به دو صورت تپی و پیوسته انجام می‌شود. آسانکائو و ویلیامز به بررسی تفاوت بین جوشکاری تپی و پیوسته پرداختند

و متوجه شدند که جوشکاری لیزر تپی دارای عمق نفوذ بیشتر و همچنین بازده بیشتری نسبت به جوشکاری لیزر پیوسته می‌باشد [5].

تحقیقات و بررسی‌های بسیاری روی جوشکاری فولاد زنگ‌نزن دوفازی با استفاده از روش‌های معمول جوشکاری انجام شده است، اما در مطالعات محدودی به جوشکاری لیزر فولاد زنگ‌نزن دوفازی در حالت تپی پرداخته شده است [6]. به دلیل خصوصیات ویژه جوشکاری لیزر تپی همانند سردشدن سریع از دماهای بالا، انتقال میزان انرژی خاص در یک مدت‌زمان کوتاه به ناحیه کوچکی از ماده، قابلیت کنترل بهتر میزان انرژی ورودی در جوش حاصل از لیزر تپی [7, 8]. نیاز به بررسی و تحقیق بیشتر روی جوشکاری لیزر فولاد زنگ‌نزن دوفازی احساس می‌شود. از سوی دیگر تغییر پارامترهای جوشکاری لیزر تپی تأثیر بسزایی بر تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن دوفازی دارد که در تحقیقات گذشته کمتر به آن پرداخته شده است. در این تحقیق تأثیر متغیرهای فرآیند مانند سرعت جوشکاری (۳/۸ و ۸/۳ میلی‌متر بر ثانیه) و نوع گاز محافظ (آرگون و نیتروژن) بر اندازه منطقه جوش، ریزساختار جوش و همچنین سختی ویکرز حوضچه جوش مورد بررسی قرار گرفته است. به علاوه تغییر میزان آستنیت ثانویه با پارامترهای جوشکاری و تأثیر آن بر تغییرات سختی ارزیابی شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

ماده مورد استفاده در این تحقیق، فولاد زنگ‌نزن دوفازی ۲۲۰۵ AISI بود. ترکیب شیمیایی این آلیاژ برحسب درصد وزنی در جدول ۱ نشان داده شده است. نمونه‌ها به‌صورت تسمه‌هایی با ابعاد ۵۰×۵۰×۱۰ میلی‌متر مکعب آماده‌سازی و به صورت تپ روی ورق، جوشکاری شدند. دستگاه جوشکاری لیزر مدل IQL-10 با چشمه لیزر تپی Nd:YAG در آزمایش‌ها مورد استفاده قرار گرفت. متغیرهای فرآیند در آزمایش‌ها ثابت و معادل با توان میانگین ۱۵۰ وات، انرژی تپ ۱۰ ژول، قله توان ۱/۶ کیلووات، فرکانس لیزر ۱۵ هرتز و عرض تپ ۶ میلی‌ثانیه در نظر گرفته شدند. قبل از جوشکاری جهت آماده‌سازی سطوح، سنباده‌زنی قطعات و شستشو با استفاده از استون انجام شد. در حین فرآیند یک بار از گاز آرگون و یک بار از گاز نیتروژن برای محافظت از حوضچه مذاب در برابر اکسیدشدن استفاده شد. شرایط متفاوت جوشکاری در جدول ۲ آورده شده است. میزان هم‌پوشانی تپ‌ها در سرعت‌های مختلف از معادله ۱ به‌دست‌آمده است [9]:

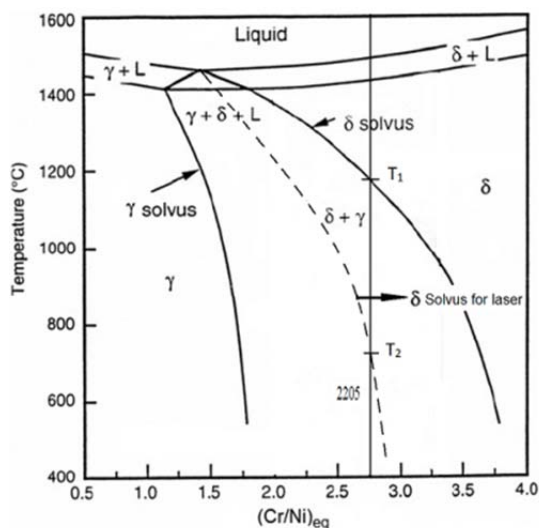
$$O_f = \left(1 - \frac{v/f}{D+vt}\right) \times 100 \quad (1)$$

که O_f درصد هم‌پوشانی، v سرعت جوشکاری، f فرکانس لیزر، T عرض تپ و D قطر نقطه لیزر روی قطعه کاری (که تقریباً معادل با ۱/۵ میلی‌متر اندازه‌گیری شد) می‌باشند.

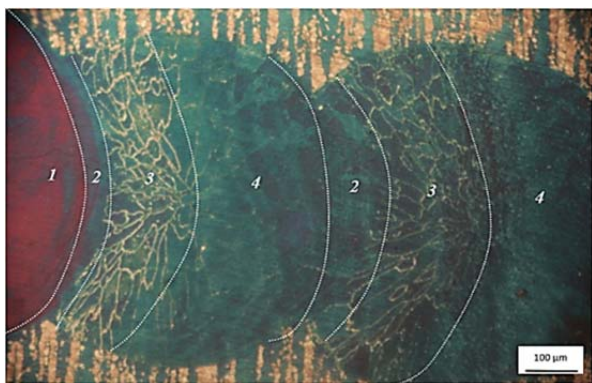
جهت بررسی‌های ریزساختاری روی سطح و مقطع عرضی، نمونه‌های مورد نظر با کاغذهای سنباده از جنس SiC و زبری‌های ۸۰۰ تا ۳۰۰۰ آماده‌سازی شدند. جهت پولیش نمونه‌ها از پودر آلومینای ۵ میکرون استفاده شد. نمونه‌ها به مدت‌زمان‌های متفاوت ۵ تا ۲۰ ثانیه در محلول براها (Beraha) با ترکیب ۱ گرم پتاسیم متا‌بیسولفات ($K_2S_2O_5$)، ۲۰ میلی‌لیتر اسید کلریدریک (HCl) و ۱۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر حکاکی شدند. ارزیابی ریزساختاری نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری مدل UNION-7727 انجام شد. درصد فازها و عمق نفوذ حوضچه جوش در شرایط مختلف با

منطقه ۱ می‌باشد که به‌صورت کیفی با توجه به ریزساختار و درصد آستنیت مشاهده‌شده در منطقه ۱ رسم شده است. همان‌گونه که ذکر شد علت انتقال این منحنی به سمت پایین تأخیر استحاله نفوذی به واسطه نرخ سرمایش بالا می‌باشد.

منطقه ۲ منطقه‌ای است در مجاورت منطقه ۱ ولی بیرون از حوضچه جوش که دمای آن افزایش پیدا کرده و تا نزدیکی دمای ذوب رسیده است ولی در آن ذوبی اتفاق نیفتاده است که تاریخچه دمایی آن در نمودار ۲ مشاهده می‌شود. این نقاط در اثر برخورد تپ دوم حداکثر دمایی که تجربه می‌کنند بیشتر از T_2 می‌باشد. در این منطقه در لحظه‌ای که دما به بیشینه خود می‌رسد، ریزساختار فریتی می‌باشد و در اثر سرعت سرمایش بالا فرصت تشکیل آستنیت مجدداً ایجاد نمی‌شود. در منطقه ۳ بیشینه دما به بین T_1 و T_2 افزایش می‌یابد. از آنجایی که حداکثر دما در این منطقه از منطقه ۱ و ۲ کمتر است، نرخ سرمایش آن نیز کمتر می‌باشد. در لحظه‌ای که دمای این منطقه به بین T_1 و T_2 می‌رسد چون دما بالا است و ساختار از حالت تعادلی انحراف دارد و آستنیت آن بسیار کمتر از حالت تعادلی است، امکان تشکیل آستنیت فراهم می‌گردد. به این آستنیت که در حین گرمایش مجدد در ریزساختار به وجود می‌آید آستنیت ثانویه نیز اطلاق می‌شود. منطقه ۴ منطقه‌ای است که بیشینه دمایی که تجربه می‌کند کمتر از T_2 می‌باشد که به دلیل دمای پایین، استحاله قابل ذکری در آن رخ نمی‌دهد.



نمودار ۱) دیاگرام فاز شبه دوتایی اصلاح‌شده سیستم Fe-Cr-Ni تحت شرایط جوشکاری لیزر



شکل ۱) تصویر میکروسکوپ نوری از ناحیه جوش نمونه ۲ با سرعت جوشکاری ۸/۳ میلی‌متر بر ثانیه و گاز محافظ آرگون

استفاده از نرم‌افزار MIP محاسبه شد. پروفیل تغییرات سختی روی سطح نمونه‌ها در شرایط مختلف توسط دستگاه ریزسختی ویکرز (BUEHLER LTD-60044) تحت بار ۲۰۰ گرم در مدت‌زمان اعمال بار ۱۵ ثانیه و در نقاط به فاصله حدود ۱۰۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد. برای هر نقطه حداقل ۳ بار سختی‌سنجی صورت گرفت و میانگین حاصل از آن گزارش شد.

جدول ۱) ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزن دوفازی ۲۲۰۵ برحسب درصد وزنی

Fe	C	Si	Mn
باقیمانده	۰/۰۱۳	۰/۳۸۹	۱/۳۵۰
Mo	Al	Co	Cu
۳/۲۵۰	۰/۰۱۵	۰/۰۲۸	۰/۱۶۰
P	Cr	V	Ni
۰/۰۱۹	۲۲/۳۱۰	۰/۰۷۸	۵/۹۰۰

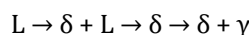
جدول ۲) پارامترهای مختلف به کار گرفته‌شده برای فرآیند جوشکاری

کد نمونه	۱	۲	۳	۴
سرعت فرآیند (mm/s)	۳/۸	۸/۳	۳/۸	۸/۳
میزان هم‌پوشانی (%)	۷۵	۳۶	۷۵	۳۶
نوع گاز محافظ	آرگون	آرگون	نیتروژن	نیتروژن

۳- نتایج و بحث

۳-۱- مناطق ریزساختاری

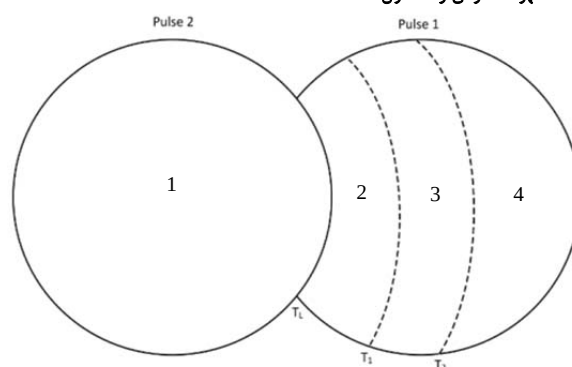
تمام فولادهای زنگ نزن دوفازی به‌صورت ساختار فریتی منجمد می‌شوند و در پایان انجماد کاملاً فریتی هستند. بسته به ترکیب شیمیایی، فاز فریت در محدوده‌ای از دمای بالا پایدار است (قبل از اینکه دما به زیرخط انحلال فریت برسد و استحاله آستنیتی شروع شود). ماهیت استحاله فریت (δ) به آستنیت (γ) به ترکیب شیمیایی و سرعت سردکردن بستگی دارد. این استحاله تعادل نهایی فریت-آستنیت و توزیع آستنیت در فلز جوش را تعیین می‌کند. ترتیب استحاله برای فولادهای زنگ نزن دوفازی به‌صورت زیر است و نحوه منجمدشدن فلز جوش مذاب (L) در نمودار ۱ نشان داده‌شده است.



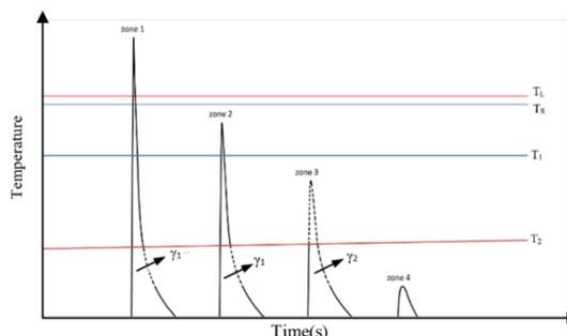
تصویر ریزساختار نمونه ۲ در شکل ۱ نشان داده‌شده است. طبق تصویر مشاهده‌شده، ریزساختار جوش در مناطق مختلف به‌صورت یکپارچه نمی‌باشد. نمونه نشان‌داده‌شده در شکل مربوط به شرایطی است که به علت حرارت ورودی پایین به حوضچه جوش و فاصله زمانی بین برخورد دو تپ متوالی، تپ قبلی پیش از برخورد تپ بعدی به‌طور کامل منجمد می‌شود که این پدیده سبب ایجاد ۴ منطقه در ریزساختار می‌شود. شکل ۲ طرح‌واره دو تپ آخر جوشکاری لیزر تپ و مناطق مختلف را نشان می‌دهد.

منطقه ۱ منطقه‌ای است که دمای آن افزایش پیدا کرده و تا دمای ذوب رسیده و سپس سرد شده است. همان‌گونه که در شکل ۱ دیده می‌شود میزان بسیار کمی آستنیت در مرز دانه‌ها مشاهده می‌شود. مطابق با دیاگرام فازی آلایژ ۲۲۰۵ (نمودار ۱)، باید در دمای اتاق میزان فریت و آستنیت مشاهده‌شده در ریزساختار ۵۰٪ باشد، درحالی که در این منطقه میزان آستنیت بسیار کمتر می‌باشد. علت این امر سرعت سرمایش بسیار بالا در فرآیند جوشکاری لیزر تپی می‌باشد. در واقع این نرخ سرمایش بالا سبب می‌شود استحاله‌های نفوذی به تأخیر افتاده و به‌عبارت‌دیگر تشکیل آستنیت دیرتر و در دماهای پایین‌تر رخ دهد. در نمودار ۱ منحنی خط‌چین نشان‌داده‌شده مربوط به خط انحلال فریت دلتا در حین سردشدن در

مناطق ۳ در واحد طول جوش افزایش می‌یابد که همین امر منجر به افزایش درصد آستنیت در سرعت‌های پایین‌تر می‌شود. وقتی قطعه جوشکاری شده سریع سرد می‌شود، تعادل فازی فریت-آستنیت تمایل دارد بیشتر از مقدار تعادلی برای یک ترکیب باشد. مثلاً بازگرمایش قطعه جوشکاری شده سبب نفوذ بیشتر می‌شود که می‌تواند باعث رشد بیشتر آستنیت موجود یا جوانه‌زنی آستنیت ثانویه شود. این آستنیت ثانویه است که تشکیل آن بیشتر در فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت طی جوشکاری چندپاسه رایج است. رسوب آستنیت ثانویه می‌تواند به‌طور قابل ملاحظه‌ای چقرمگی جوش‌های رسوب داده‌شده را بهبود بخشد [11].



شکل ۲) طرح‌واره مناطق مختلف شکل‌گرفته در جوشکاری لیزر تپی

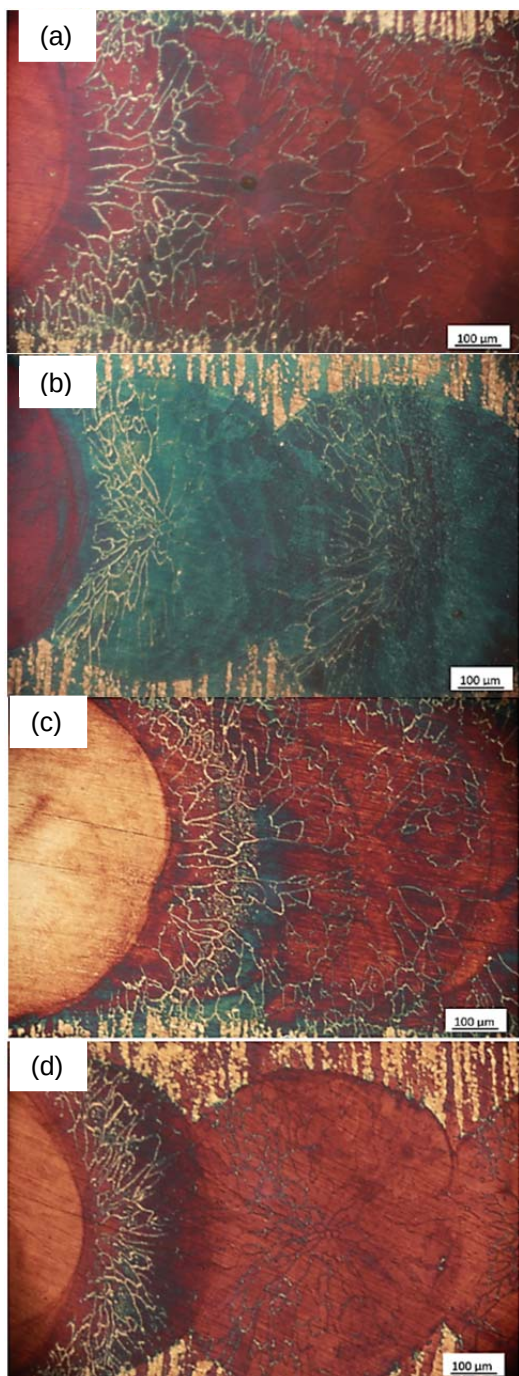


نمودار ۲) تاریخچه دمایی یک نقطه در ۴ ناحیه مختلف از ریزساختار

۳-۲- اثر سرعت جوشکاری و گاز محافظ بر ریزساختار جوش

ریزساختار حوضچه جوش با سرعت‌های مختلف و گازهای محافظ آرگون و نیتروژن در شکل ۳ نشان داده شده است. تغییر درصد فازهای آستنیت و فریت در شکل‌ها مشاهده می‌شود. ابتدا تأثیر جوشکاری در دو سرعت مختلف و دو گاز محافظ آرگون و نیتروژن بر درصد آستنیت به وجود آمده مورد بررسی قرار گرفت که در نمودار ۳ قابل مشاهده است. دیده می‌شود که با تغییر سرعت جوشکاری از $3/8$ به $8/3$ میلی‌متر بر ثانیه، درصد فاز آستنیت ثانویه کاهش پیدا کرده است که به دلیل نرخ سرمایش متفاوت در سرعت‌های مختلف جوشکاری است. نرخ سرمایش بستگی به انتقال حرارت ماده و حرارت ورودی دارد و یک عامل مهم در نسبت فریت و آستنیت در فلز جوش است. کنترل حرارت ورودی برای کنترل مقدار فریت و آستنیت بسیار اثربخش است. حرارت ورودی مستقیماً به میزان خنک‌شدن و مقدار نسبت فریت و آستنیت اثر می‌گذارد. در منطقه تک‌فاز فریتی، فلز جوش به‌صورت کاملاً فریتی منجمد می‌شود و آستنیت تنها از طریق حالت جامد شکل می‌گیرد. در نتیجه تشکیل آستنیت نیاز به زمان دارد زیرا یک فرآیند نفوذی است. در سرعت پایین خنک‌کننده و به عبارت دیگر حرارت ورودی زیاد، آستنیت دارای زمان کافی برای ایجاد و رشد، همچون ساختار فریتی است. زمانی که انجماد و سرعت سردشدن بالا باشد، آستنیت زمان کافی برای تشکیل پیدا نمی‌کند و این باعث کاهش آستنیت ثانویه در فلز جوش می‌شود [10].

در سرعت جوشکاری $3/8$ میلی‌متر بر ثانیه تپ‌های لیزر بیشتر بر روی هم برخورد می‌کنند و هم‌پوشانی بیشتری نسبت به سرعت جوشکاری $8/3$ میلی‌متر بر ثانیه با هم دارند که باعث حرارت ورودی بیشتر و نرخ سرمایش پایین‌تر می‌شود. این موضوع زمان کافی برای تشکیل آستنیت ثانویه بیشتر را فراهم می‌کند. همچنین با کاهش سرعت جوشکاری و به دنبال آن افزایش حرارت ورودی و افزایش تعداد تپ‌های برخورد کرده در واحد طول جوش تعداد



شکل ۳) تصویر میکروسکوپ نوری سطح حوضچه جوش با گاز محافظ و سرعت جوشکاری: (a) آرگون و $3/8$ میلی‌متر بر ثانیه، (b) آرگون و $8/3$ میلی‌متر بر ثانیه، (c) نیتروژن و $3/8$ میلی‌متر بر ثانیه و (d) نیتروژن و $8/3$ میلی‌متر بر ثانیه

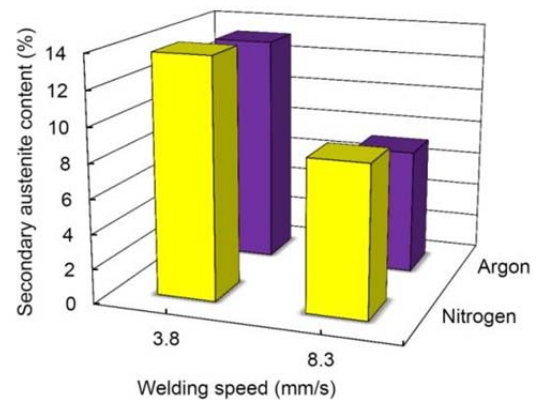
متفاوت آرگون و نیتروژن در شکل ۴ مشاهده می‌شود. در نمودار ۵ تأثیر سرعت و گاز محافظ بر عمق نفوذ جوش مقایسه شده است. همان‌گونه که در نمودار نیز دیده می‌شود با افزایش سرعت، عمق نفوذ حوضچه جوش و مقدار نفوذ لیزر در فلز پایه کم شده است. وقتی هم‌پوشانی زیاد می‌شود یا سرعت کم می‌شود، هر تپ میزان بیشتری از نقطه‌جوش قبلی را ذوب می‌کند. بدیهی است که دمای نقطه‌جوش قبلی نسبت به بقیه نقاط فلز پایه بیشتر است. زیادتیر بودن دمای نقطه‌جوش قبلی به دو طریق می‌تواند سبب افزایش عمق نفوذ شود: یکی اینکه با کاهش سرعت جوشکاری میزان هم‌پوشانی تپ‌ها افزایش یافته و تعداد بیشتری از تپ‌ها بر واحد طول جوش برخورد می‌کنند و این به معنای افزایش حرارت ورودی به واحد طول جوش است که سبب افزایش ابعاد حوضچه جوش می‌شود [14]. عامل دیگر این است که با افزایش دما مقدار ضریب جذب پرتو لیزر توسط سطح افزایش می‌یابد. پس در هم‌پوشانی بالا چون دمای نقطه‌جوش، به نسبت بقیه نقاط بالاتر است میزان جذب بیشتر می‌شود. این موضوع می‌تواند سبب افزایش حرارت ورودی و بیشتر گرم شدن قطعه شود.

همان‌طور که در شکل ۴ و نمودار ۵ مشخص است با تغییر در گاز محافظ از آرگون به نیتروژن عمق نفوذ در حوضچه جوش کم شده است. تغییر در ابعاد حوضچه با تغییر گاز محافظ توسط پدیده جذب برام‌اشترالونگ (Bremsstrahlung) معکوس توجیه می‌شود. هر گاز محافظی یک ابر پلاسمایی بالای قسمت جوش لیزر ایجاد می‌کند که این ابر پلاسما می‌تواند عمق نفوذ را محدود کند. زیرا مقداری از انرژی لیزر توسط این ابر پلاسما جذب می‌شود که به آن پدیده جذب برام‌اشترالونگ معکوس گفته می‌شود عامل تعیین‌کننده جذب برام‌اشترالونگ معکوس دمای پلاسما است و هرچه دما کمتر باشد جذب کمتر بوده و انرژی بیشتری به قطعه می‌رسد [14]. آرگون پتانسیل یونی‌زاسیون کمتری دارد و دمای پلاسمای آن کمتر است. لذا وقتی از آرگون استفاده می‌کنیم جذب کمتری در پلاسما رخ داده و انرژی بیشتری به قطعه می‌رسد.

۳-۴- اثر سرعت جوشکاری و گاز محافظ بر تغییرات سختی

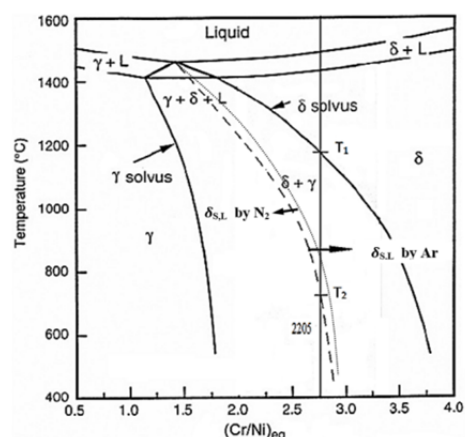
در نمودارهای ۶ و ۷ تغییرات ریزسختی روی سطح نمونه‌ها برحسب فاصله از مرکز اولین تپ تحت گازهای مختلف و سرعت‌های جوشکاری متفاوت نشان داده شده است. با توجه به نمودار ۶ دیده می‌شود که در هر دو سرعت جوشکاری، تغییر گاز محافظ تأثیر بسزایی بر تغییرات سختی دارد، به نحوی که در هر دو سرعت جوشکاری ۳/۸ و ۸/۳ میلی‌متر بر ثانیه با استفاده از گاز محافظ نیتروژن سختی به مراتب بالاتری به دست آمده است. تغییرات سختی در فواصل و نواحی مختلف با بحث مناطق ریزساختاری که قبلاً توضیح داده شده در تطابق است. با توجه به درصد آستنیت ثانویه خیلی نزدیک نمونه‌های جوشکاری‌شده با گازهای محافظ مختلف (نمودار ۳)، افزایش سختی نمونه‌های جوشکاری‌شده با استفاده از گاز محافظ نیتروژن را می‌توان احتمالاً به تشکیل ترکیبات نیتربیدی نظیر Cr_2N ارتباط داد [15].

با مقایسه تغییرات ریزسختی در هر دو گاز محافظ با تغییرات سرعت جوشکاری در نمودار ۷، تغییر محسوسی مشاهده نمی‌شود. علی‌رغم آنکه انتظار می‌رفت در سرعت‌های جوشکاری متفاوت به دلیل مقادیر آستنیت ثانویه متفاوت تغییرات سختی فاحش باشد [16]. بر اساس نتایج تحقیقات محققین دیگر [17] فاز آستنیت نسبت به فریت سختی کمتری دارد. بنابراین براساس نتایج تغییرات درصد آستنیت با تغییر سرعت جوشکاری (نمودار ۳) انتظار می‌رود که سختی در نمونه جوشکاری‌شده با سرعت پایین‌تر،



نمودار ۳) مقایسه درصد آستنیت ثانویه در حالت‌های مختلف جوشکاری

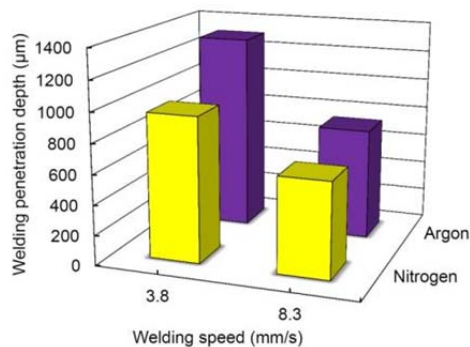
همان‌طور که در شکل ۳ و نمودار ۳ مشاهده می‌شود در سرعت‌های یکسان جوشکاری و تحت دو گاز محافظ آرگون و نیتروژن، درصد آستنیت تحت گاز محافظ نیتروژن مقداری بیشتر از آرگون است. در فولادهای زنگ نزن دوفازی حاوی نیتروژن، وقتی از گاز آرگون به‌عنوان گاز محافظ در جوشکاری استفاده می‌شود، از دست‌دادن نیتروژن در ناحیه سطح جوش و در اطراف سطح جوش در حدود ۰/۲ تا ۰/۵ میلی‌متر اجتناب‌ناپذیر خواهد بود [12]. رایج‌ترین راه برای جلوگیری از این مهم، استفاده از گاز نیتروژن در گاز محافظ است. اضافه‌کردن ۱ تا ۲٪ نیتروژن به آرگون مطلوب است. نیتروژن موجود در گاز محافظ باعث جذب نیتروژن در جوش می‌شود که این امر باعث سهم بیشتری از آستنیت در فلز جوش است، زیرا نیتروژن آستنیت‌زاست و خطر بسیار پایین‌تری برای رسوب نیتريد در دانه‌های فریتی نزدیک سطح جوش ایجاد می‌کند [12]. همچنین کاهش میزان فریت در فلز جوش تحت گاز محافظ نیتروژن بدین علت می‌باشد که نیتروژن پایدارکننده فاز آستنیت است و این عنصر خط انحلال فریت-آستنیت را به دماهای بالاتر انتقال می‌دهد که استحاله فریت به آستنیت را چه از لحاظ ترمودینامیکی و چه از لحاظ سینتیکی ترغیب می‌کند [13]. در نمودار ۴ تأثیر گازهای محافظ نیتروژن و آرگون بر دیاگرام فاز شبه دوتایی سیستم Fe-Cr-Ni به ترتیب به‌صورت خطوط نقطه‌چین و خط‌چین آورده شده است



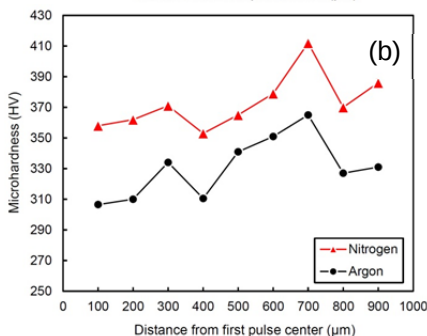
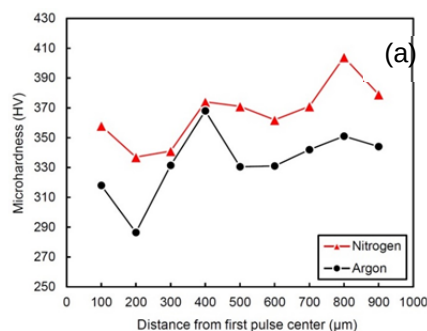
نمودار ۴) تأثیر گازهای محافظ نیتروژن و آرگون بر دیاگرام فاز شبه دوتایی سیستم Fe-Cr-Ni

۳-۳- اثر سرعت جوشکاری و گاز محافظ بر عمق نفوذ حوضچه جوش

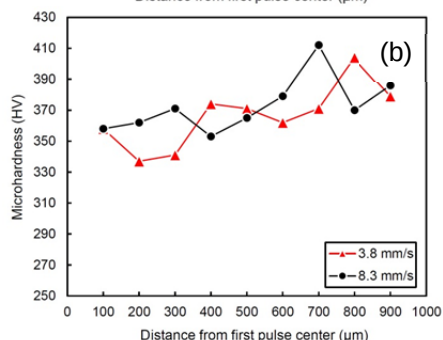
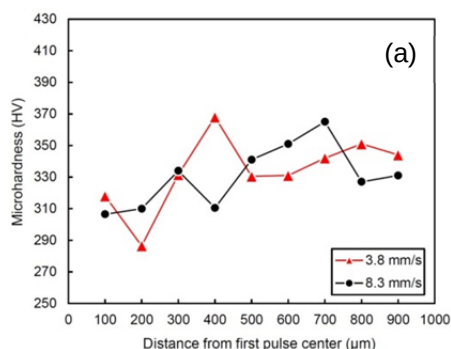
حوضچه‌های جوش حاصل از سرعت‌های مختلف و گازهای محافظ



نمودار ۵) مقایسه عمق نفوذ جوش در حالت‌های مختلف جوشکاری

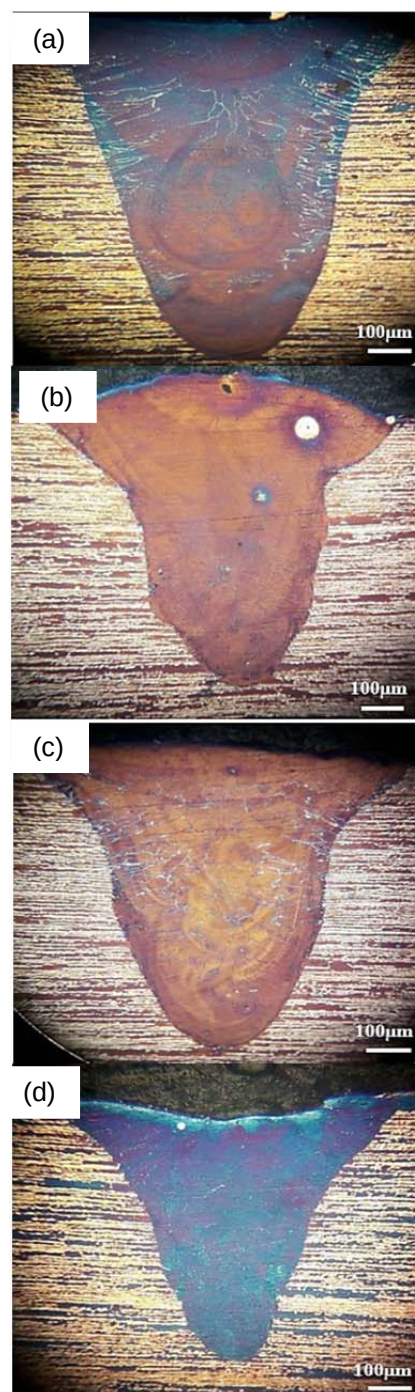


نمودار ۶) تغییرات ریزسختی برحسب فاصله از مرکز اولین تپ تحت گازهای محافظ و سرعت‌های جوشکاری متفاوت (a) ۳/۸ و (b) ۸/۳ میلی‌متر بر ثانیه



نمودار ۷) تغییرات ریزسختی برحسب فاصله از مرکز اولین تپ تحت سرعت‌های جوشکاری و گازهای محافظ (a) آرگون و (b) نیتروژن

کمتر باشد. این موضوع در بیشتر نقاط دیده می‌شود. بالاتر بودن مقادیر ریزسختی در برخی مناطق را می‌توان به احتمال حضور فاز فریت بدون آستنیت ثانویه نسبت داد. در تحقیقات میر/خوری و همکاران^[1] نیز سختی بالاتر مرکز حوضچه جوش نسبت به مناطق دیگر به کسر بالاتر فاز فریت در آن منطقه نسبت داده شده است. محققین دیگر نیز با تعیین مقادیر کروم و نیکل معادل یکسان در فلز پایه و حوضچه جوش، سختی بالاتر جوش را به حضور محتوای فریت بیشتر نسبت داده‌اند^[18]. به علاوه نتایج بالاتر بودن سختی مورد انتظار، حاصل از سخت‌کنندگی محلول جامد نیکل و مولیبدن در فاز فریت را تأیید می‌کنند^[16].



شکل ۴) تصویر میکروسکوپ نوری عمق نفوذ جوش با گاز محافظ و سرعت جوشکاری؛ (a) آرگون و ۳/۸ میلی‌متر بر ثانیه، (b) آرگون و ۸/۳ میلی‌متر بر ثانیه، (c) نیتروژن و ۳/۸ میلی‌متر بر ثانیه و (d) نیتروژن و ۸/۳ میلی‌متر بر ثانیه

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش به بررسی اثر سرعت و نوع گاز محافظ بر تحولات ریزساختاری و سختی در جوشکاری لیزر تپی ND-YAG بر فولاد زنگ نزن دوفازی پرداخته شد. یافته‌ها را می‌توان به شرح زیر خلاصه کرد:

- ۱- اعمال جوشکاری لیزر تپی ND-YAG روی فولاد زنگ نزن دوفازی منجر به شکل‌گیری مناطق مختلف ریزساختاری با کسر حجمی آستنیت ثانویه متفاوت شد.
- ۲- تغییر سرعت جوشکاری از $3/8$ به $8/3$ میلی‌متر بر ثانیه منجر به کاهش میزان آستنیت ثانویه از حدود ۱۳ به ۸٪ شد. تغییر گاز محافظ تأثیر چشمگیری بر میزان آستنیت ثانویه نداشت.
- ۳- با افزایش سرعت جوشکاری از $3/8$ به $8/3$ میلی‌متر بر ثانیه در گاز محافظ آرگون عمق نفوذ حوضچه جوش از حدود 13.6 به 74.0 میکرومتر کاهش یافت. در مورد گاز محافظ نیتروژن کاهش از حدود 96.5 به 63.5 میکرومتر رخ داد. کاهش عمق نفوذ با تغییر گاز محافظ به پدیده جذب برم‌اشترالونگ معکوس نسبت داده شد.
- ۴- تغییرات سختی در سطح نمونه‌های جوشکاری‌شده با تحولات ریزساختاری در تطابق بود. تغییر سرعت جوشکاری تأثیر چشمگیری بر تغییرات سختی نداشت. اما تغییر گاز محافظ از آرگون به نیتروژن سبب افزایش قابل توجه سختی شد.

تشکر و قدردانی: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

تأییدیه اخلاقی: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

تعارض منافع: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

سهم نویسندگان: مهرداد صلواتی (نویسنده اول)، پژوهشگر اصلی (۳۰٪)؛ یوسف مظاهری (نویسنده دوم)، پژوهشگر اصلی (۴۰٪)؛ محسن شیخی (نویسنده دوم)، پژوهشگر اصلی (۳۰٪)؛
منابع مالی: موردی توسط نویسندگان گزارش نشده است.

منابع

- 1- Mirakhorli F, Malek Ghaini F, Torkamany MJ. Development of weld metal microstructures in pulsed laser welding of duplex stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2012;21(10):2173-2176.
- 2- Torkamany MJ, Tahamtan S, Sabbaghzadeh J. Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd:YAG pulsed laser. *Materials & Design*. 2010;31(1):458-465.
- 3- Cao X, Jahazi M. Effect of welding speed on butt joint quality of Ti-6Al-4V alloy welded using a high-power Nd:YAG laser. *Optics and Lasers in Engineering*. 2009;47(11):1231-1241.
- 4- Hosseini Motlagh NS, Parvin P, Jandaghi M, Torkamany MJ. The influence of different volume ratios of He and Ar in shielding gas mixture on the power waste parameters for Nd:YAG and CO₂ laser welding. *Optics and Laser Technology*. 2013;54:191-198.
- 5- Assuncao E, Williams S. Comparison of continuous wave and pulsed wave laser welding effects. *Optics and Lasers in Engineering*. 2013;51(6):674-680.
- 6- Westin EM, Johansson MM, Pettersson RFA. Effect of nitrogen-containing shielding and backing gas on the pitting corrosion resistance of welded lean duplex stainless steel LDX 2101® (EN 1.4162, UNS S32101). *Welding in the World*. 2013;57(4):467-476.
- 7- Tzeng YF. Process characterisation of pulsed Nd:YAG laser seam welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2000;16(1):10-18.
- 8- Montross CS, Wei T, Ye L, Clark G, Mai YW. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: A review. *International Journal of Fatigue*. 2002;24(10):1021-1036.
- 9- Malek Ghaini F, Hamed MJ, Torkamany MJ, Sabbaghzadeh J. Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd:YAG laser welding. *Scripta Materialia*. 2007;56(11):955-958.
- 10- Torkamany MJ, Hamed MJ, Malek F, Sabbaghzadeh J. The effect of process parameters on keyhole welding with a 400 W Nd:YAG pulsed laser. *Journal of Physics D Applied Physics*. 2006;39(21):4563.
- 11- Pekkarinen J, Kujanpää V. The effects of laser welding parameters on the microstructure of ferritic and duplex stainless steels welds. *Physics Procedia*. 2010;5(Pt A):517-523.
- 12- Kahar SD. Duplex stainless steels-an overview. *International Journal of Engineering Research and Application*. 2017;7(4 Pt 4):27-36.
- 13- Muthupandi V, Bala Srinivasan P, Shankar V, Seshadri SK, Sundaresan S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. *Materials Letters*. 2005;59(18):2305-2309.
- 14- Sabbaghzadeh J, Azizi M, Torkamany MJ. Numerical and experimental investigation of seam welding with a pulsed laser. *Optics & Laser Technology*. 2008;40(2):289-296.
- 15- Lippold JC, Kotecki DJ. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken: John Wiley & Sons; 2005.
- 16- Guo LQ, Lin MC, Qiao LJ, Volinsky AA. Ferrite and austenite phase identification in duplex stainless steel using SPM techniques. *Applied Surface Science*. 2013;287:499-501.
- 17- Tao P, Gong JM, Wang YF, Jiang Y, Li Y, Cen WW. Characterization on stress-strain behavior of ferrite and austenite in a 2205 duplex stainless steel based on nanoindentation and finite element method. *Results in Physics*. 2018;11:377-384.
- 18- Hsueh CH, Liao MJ, Wang SH, Tsai YT, Yang JR, Wu R, et al. Size effect and strain induced double twin by nanoindentation in DSS weld metal of vibration-assisted GTAW. *Materials Chemistry and Physics*. 2018;219:40-50.