METALLURGICAL ENGINEERING
The Journal of Iranian Metallurgical and Materials Engineering Society

Winter 2026, Volume 28, Nummber 4

Microstructural Analysis and Mechanical Properties of 310s and 316L Austenitic Stainless Steels Welded by Pulsed Nd:YAG Laser under Identical Laser Parameters and Heat Input

Seyed Alireza Nabavinejad[1], *Seyed Ali Asghar Akbari Mousavi[2]

1- MSc Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran
2- Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran

Citation: Nabavinejad S.A, Akbari Mousavi S.A.A. Microstructural Analysis and Mechanical Properties of 310s and 316L Austenitic Stainless Steels Welded by Pulsed Nd:YAG Laser under Identical Laser Parameters and Heat Input, Metallurgical Engineering, 2026: 28(4): 256-268 https://doi.org/10.22076/me.2026.743590

doi: https://doi.org/10.22076/me.2026.743590

ABSTRACT

In the present study, the solidification microstructure and mechanical properties of similar butt joints of AISI 310s and AISI 316L austenitic stainless steels, produced by pulsed Nd:YAG laser welding under identical process parameters and heat input, were comparatively evaluated. The microstructure and phase composition were examined by optical microscopy and X-ray diffraction, hardness by Vickers microhardness testing, mechanical behavior by tensile testing, and the fracture mechanism by scanning electron microscopy. Both joints were obtained with full penetration, without cracks, and with a very narrow heat-affected zone; however, the solidification microstructure and phase composition of the weld metal showed distinct differences. The lower Creq/Nieq ratio in 310s steel led to fully austenitic solidification, whereas the higher ratio in 316L steel led to ferritic–austenitic solidification and retention of δ-ferrite in the weld metal. Accordingly, the 310s weld metal showed a single-phase austenitic structure with a columnar morphology adjacent to the fusion line and very fine equiaxed grains at the center, while the 316L weld metal had a two-phase structure (austenite + δ-ferrite) with a lathy morphology at the fusion boundary and an equiaxed morphology at the center. The maximum Vickers microhardness at the weld center was measured as 247 HV for the 310s weld and 232 HV for the 316L weld, which was attributed to the finer grain size of the equiaxed structure at the center of the 310s weld. In contrast, the 316L joint showed higher ultimate tensile strength and elongation than the 310s joint. Examination of the fracture surfaces confirmed ductile fracture in both joints, and coarser dimples were observed in the 316L joint. Under identical welding conditions, the chemical composition of the steel changed the microstructure and phase composition of the weld metal. The 310s weld showed higher hardness, and the 316L joint showed higher strength and elongation.

Keywords: *Pulsed Nd:YAG laser welding, austenitic stainless steel, solidification microstructure, delta ferrite, microhardness, mechanical properties.*

Received: May 22, 2025 | Accepted: December 11, 2025

***Corresponding Author:**
Seyed Ali Asghar Akbari Mousavi, PhD
Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran
Tel: +98 (21) 82084096
E-mail: akbarimusavi@ut.ac.ir

تحلیل ریزساختاری و خواص مکانیکی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی ۳۱۰s و ۳۱۶L جوشکاری‌شده با لیزر ضربانی Nd:YAG تحت متغیرهای لیزری و حرارت ورودی یکسان

سید علیرضا نبوی نژاد[۱]، * سید علی‌اصغر اکبری موسوی[۲]

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکدگان فنی دانشگاه تهران
۲- دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران، دانشکدگان فنی دانشگاه تهران

چکیده

در پژوهش حاضر، ریزساختار انجمادی و خواص مکانیکی اتصال‌های همجنس لب‌به‌لب فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی AISI 310s و AISI 316L، که با جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG تحت متغیرهای فرایندی و حرارت ورودی یکسان ایجاد شدند، به‌صورت مقایسه‌ای ارزیابی شد. ریزساختار و ترکیب فازی با میکروسکوپی نوری و پراش پرتو ایکس، سختی با آزمون ریزسختی ویکرز، رفتار مکانیکی با آزمون کشش و سازوکار شکست با میکروسکوپی الکترونی روبشی بررسی گردید. هر دو اتصال با نفوذ کامل، بدون ترک و با ناحیه متأثر از حرارت بسیار باریک حاصل شدند، با این حال، ریزساختار انجمادی و ترکیب فازی فلز جوش تفاوت‌های مشخصی داشت. نسبت Creq/Nieq کمتر در فولاد 310s انجماد تمام‌آستنیتی و نسبت بیشتر در فولاد 316L انجماد فریتی ـ آستنیتی و حفظ فریت δ در فلز جوش را به‌دنبال داشت. بر این اساس، فلز جوش 310s ساختاری تک‌فاز آستنیتی با مورفولوژی ستونی در مجاورت خط ذوب و هم‌محور بسیار ریز در مرکز نشان داد، در حالی که فلز جوش 316L ساختاری دوفازی(آستنیت + فریت(δ با مورفولوژی صفحه‌ای در مرز ذوب و هم‌محور در مرکز داشت. بیشینه ریزسختی ویکرز در مرکز جوش 310s برابر ۲۴۷ ویکرز و در جوش316L برابر۲۳۲ ویکرز اندازه‌گیری شد که به ریزدانگی بیشتر ساختار هم‌محور مرکز جوش 310s نسبت داده شد. در مقابل، اتصال316L استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول بیشتری نسبت به اتصال 310s نشان داد. بررسی سطوح شکست، شکست نرم را در هر دو اتصال تأیید کرد و حفره هایی درشت‌تر در اتصال 316L مشاهده شد. در شرایط جوشکاری یکسان، ترکیب شیمیایی فولاد ریزساختار و ترکیب فازی فلز جوش را تغییر داد. جوش 310s سختی بیشتر و اتصال 316L استحکام و ازدیاد طول بیشتری نشان داد.

واژه‌های کلیدی: جوشکاری لیزری ضربانی Nd:YAG، فولاد زنگ‌نزن آستنیتی، ریزساختار انجمادی، فریت دلتا، ریزسختی، خواص مکانیکی.

دریافت: ۱۴۰۴/۰۳/۰۱ | پذیرش: ۱۴۰۴/۰۹/۲۰

مقدمه

جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG[1] به عنوان یک فرآیند اتصال پیشرفته316L با چگالی انرژی بالا، به دلیل ایجاد حرارت ورودی[2] پایین و متمرکز، اعوجاج[3] اندک و منطقه متأثر از حرارت (HAZ[4]) بسیار باریک، جایگاه ویژه‌ای در صنایع دقیق پیدا کرده است[۱]. فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی سری ۳۰۰، به دلیل ترکیبی مطلوب از مقاومت به خوردگی و خواص مکانیکی، از پرکاربردترین مواد در این صنایع هستند [۲]. در این میان، دو گرید AISI 316L و AISI 310s حاوی مقادیر بالای کروم و نیکل برای مقاومت در دمای بالا، در مبدل‌های حرارتی از اهمیت ویژه‌ای برخوردارند. اگرچه هر دو گرید آستنیتی هستند، تفاوت قابل‌توجه در ترکیب شیمیایی آن‌ها منجر به تفاوت در خواص ترموفیزیکی و در نتیجه، پاسخ متالورژیکی متفاوت به چرخه حرارتی جوشکاری یکسان می‌شود [۳].

پژوهش‌های متعددی به بررسی جوش‌پذیری لیزری این آلیاژها پرداخته‌اند. پژوهش کومار و همکاران[5][۴] به مقایسه جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG فولادهای ۳۰۴ و ۳۱۶ پرداختند، آنان دریافتند که ورودی حرارت پایین‌تر (ناشی از نرخ سرمایش سریع‌تر) منجر به تشکیل ریزساختار دانه‌ریزتر و در نتیجه خواص مکانیکی بهبودیافته می‌گردد. مطالعه

1 Neodymium-doped Yttrium Aluminum Garnet
2 Heat Input
3 Distortion
4 Heat Affected Zone
5 Kumar

* نویسنده مسئول:
دکتر سید علی‌اصغر اکبری موسوی
نشانی: دانشکده مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه تهران، دانشکدگان فنی دانشگاه تهران
تلفن: ۸۲۰۸۴۰۹۶ (۲۱) ۹۸+
پست الکترونیکی: akbarimusavi@ut.ac.ir

آن‌ها همچنین نشان داد که حالت انجماد FA یا AF به طور مستقیم بر کسر فریت دلتا و خواص نهایی تأثیر می‌گذارد و در شرایط مورد بررسی، L304 خواص مکانیکی بهتری نسبت به 316L از خود نشان داد. به طور مشابه، سینها[۶][۵] و همکاران در مطالعه‌ای مقایسه‌ای بر روی L304 و L904 با لیزر Nd:YAG نشان دادند که تفاوت در خواص ترموفیزیکی مواد منجر به تفاوت اساسی در هندسه مقطع می‌شود. آن‌ها همچنین دریافتند که سختی در ناحیه جوش L904 افزایش یافته، در حالی که در L304 تقریباً ثابت باقی مانده است. این مطالعات بر اهمیت تحلیل مقایسه‌ای برای درک تأثیر ترکیب شیمیایی بر فرآیند لیزر تأکید دارند. در پژوهشی با فرآیند متفاوت، باسکوتیس[۷][۶] و همکاران جوشکاری MIG اتصالات غیرمشابه آستنیتی به فولاد ساده را بررسی نمودند، یافته کلیدی آن‌ها این بود که در جوش‌های آستنیتی موفق، شکست در فلز پایه ضعیف‌تر (S355MC) رخ داد که نشان‌دهنده یکپارچگی بالای اتصال جوش بود. پژوهش باغجاری[۷] و همکاران به بررسی جوشکاری لیزری ضربانی Nd:YAG فولاد زنگ‌نزن مارتنزیتی AISI 420 به‌صورت اتصال لب‌به‌لب پرداخت. در این پژوهش با متغیرهای جوشکاری بهینه اتصال سالم و بدون ترک حاصل شد. مطالعه ریزساختاری نشان داد که فلز جوش ساختاری عمدتاً مارتنزیتی با مقدار کمی δ-فریت و ناحیه HAZ با کاربیدهای M23C6 درشت داشته که سبب سختی بالای این ناحیه شد. کاتایاما[۸][۷] ریزساختار انجمادی فولادهای زنگ‌نزن جوشکاری‌شده با لیزر را بررسی کردند و نقش نرخ سرمایش بالا و رشد اپیتاکسیال را در شکل‌گیری ریزساختار ناحیه جوش نشان دادند. یافته‌های آنان چارچوبی برای تفسیر رفتار انجمادی و نحوه تشکیل ساختار در ناحیه ذوب اتصال‌های فولادهای آستنیتی تحت شرایط حرارتی سریع فراهم می‌کند. ونترلا[۹][۸] اثر انرژی پرتو لیزر را در جوشکاری ورق‌های نازک مواد مقاوم به خوردگی با لیزر ضربانی Nd:YAG مطالعه کردند و گزارش دادند که افزایش انرژی پالس تا یک مقدار بهینه می‌تواند استحکام کششی را بهبود دهد، در حالی که انرژی بیش از حد کیفیت و استحکام اتصال را کاهش می‌دهد. آنان همچنین بر لزوم کنترل دقیق انرژی ورودی برای پرهیز از ناپیوستگی و دستیابی به اتصال سالم در ورق‌های نازک تأکید کردند. ترابی[۹] نیز با روش RSM و الگوریتم شبیه‌سازی تبرید، متغیرهای بهینه جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG ورق نازک AISI 316L را برای دستیابی به بیشینه استحکام کششی تعیین کردند و نشان دادند که خواص مکانیکی مطلوب این فولاد به انتخاب همزمان متغیرهای فرایند، از جمله انرژی و شرایط پالس، وابسته است. این پژوهش‌ها در مجموع نشان می‌دهند که ریزساختار و استحکام اتصال‌های لیزری همزمان به شرایط حرارتی و متغیرهای فرایند بستگی دارند؛ از این رو مقایسه دو آلیاژ تنها در شرایط فرایندی یکسان می‌تواند اثر ترکیب شیمیایی را مشخص کند.

با وجود این پژوهش‌ها، مقایسه مستقیم جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG فولادهای AISI 310s (مقاوم در دمای بالا) و AISI 316L (مقاوم به خوردگی)، تحت شرایط فرایندی و حرارت ورودی کاملاً یکسان، گزارش نشده است. شناخت تفاوت رفتار متالورژیکی این دو آلیاژ، که یکی به انجماد تمام‌آستنیتی و دیگری به انجماد دوفازی (F+A) تمایل دارد، در یک چرخه حرارتی یکسان برای پیش‌بینی خواص اتصال ضروری است. از این رو، هدف اصلی پژوهش حاضر بررسی اتصال‌های همجنس AISI 310 و AISI 316L ایجادشده با متغیرهای لیزری یکسان است، تا ارتباط مستقیم میان ترکیب شیمیایی اولیه، ریزساختار انجمادی حاصل (مورفولوژی و فاز) و عملکرد مکانیکی نهایی مشخص شود.

روش پژوهش

آماده‌سازی مواد و فرآیند جوشکاری

در این پژوهش، ورق‌هایی با ضخامت ۱ میلی‌متر از فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی AISI 310s و AISI 316L به‌عنوان مواد پایه مورد استفاده قرار گرفت. به‌منظور تعیین ترکیب شیمیایی و درصد وزنی عناصر آلیاژی، آزمون کوانتومتری مطابق استاندارد ASTM E3046-16 انجام شد. نتایج حاصل از آنالیز شیمیایی دو فولاد در جدول‌های ۱ و ۲ ارائه شده است.
همچنین، به‌منظور بررسی نقش ترکیب شیمیایی در رفتار انجمادی فولادها، به کمک جدول ۱ و ۲ و روابط ۱ و ۲ مقادیر کرم و نیکل معادل فولادهای مورد مطالعه محاسبه شد:

$$Nickel\ Equivalent = Ni + 30C + 0.5Mn \quad (۱)$$

$$Chromium\ Equivalent = Cr + Mo + 1.5Si + 0.5Nb \quad (۲)$$

بر اساس محاسبات انجام‌شده، نسبت کروم معادل به نیکل معادل برای فولاد AISI 310s برابر با ۱/۱۹ و برای فولاد AISI 316L برابر با ۱/۷۴ به دست آمد. این مقادیر برای مقایسه ترکیب آلیاژی دو فولاد و بررسی ارتباط آن با رفتار انجمادی فلز جوش مورد استفاده قرار گرفت. نتایج محاسبات در جدول ۳ ارائه شده است.
نمونه‌ها پس از برش به ابعاد مورد نیاز برای ایجاد اتصال لب‌به‌لب، با استون شست‌وشو داده شدند تا آلودگی‌های سطحی و چربی‌های احتمالی حذف شوند. سپس، جوشکاری با استفاده از دستگاه لیزر ضربانی Nd:YAG با حداکثر توان ۱۲۰ وات و طول موج تابشی ۱۰۶۴ نانومتر انجام شد. دستگاه مورد استفاده قابلیت عملکرد در محدوده فرکانسی ۱ تا ۱۰ هرتز و محدوده ولتاژ تا ۵۵۰ ولت را داشت. در تمام مراحل جوشکاری، گاز آرگون با خلوص ۹۹ درصد به‌عنوان گاز محافظ مورد استفاده قرار گرفت.

6 Sinha
7 Baskutis
8 Katayama
9 Ventrella

اتصال‌های هر دو فولاد تحت شرایط فرایندی یکسان ایجاد شدند. متغیرهای جوشکاری شامل ولتاژ ۵۰۰ ولت، پهنای زمانی ضربان ۶ میلی‌ثانیه، فرکانس ۴ هرتز، سرعت جوشکاری ۰/۷۵ میلی‌متر بر ثانیه و دبی گاز محافظ ۱۰ لیتر بر دقیقه بود. همچنین، انرژی هر ضربان برابر با ۵/۶۲ ژول، توان متوسط لیزر برابر با ۲۲/۴۸ وات و حرارت ورودی برابر با ۲۹/۹۷ ژول بر میلی‌متر در نظر گرفته شد. سایر متغیرهای ثبت‌شده در جدول ۴ ارائه شده است. یکسان‌بودن شرایط فرایندی و حرارت ورودی، امکان مقایسه ریزساختاری و مکانیکی دو فولاد را تحت شرایط جوشکاری مشابه فراهم کرد.

مشخصه‌یابی متالوگرافی

به منظور بررسی ریزساختار فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و فلز جوش، نمونه‌ها پس از اتمام جوشکاری در راستای عمود بر خط جوش مقطع‌زنی شدند. آماده‌سازی متالوگرافی با سنگ‌زنی سطوح مقطع به کمک کاغذهای سنباده با شماره‌های ۱۰۰ تا ۴۰۰۰ انجام شد. پس از سنگ‌زنی، برای دستیابی به سطحی مناسب جهت بررسی میکروسکوپی، عملیات پرداخت نهایی با استفاده از پودر آلومینا انجام گرفت. با توجه به نوع نمونه، از پودر آلومینا با اندازه ذرات ۰/۱ یا ۰/۳ میکرومتر استفاده شد.

جدول۱: درصد وزنی ورقه‌های فولاد زنگ نزن آستنیتی **310s** مورد استفاده در پژوهش

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu
0.041	0.46	1.52	0.019	0.004	24.3	0.21	19.2	Trace	0.07	0.06
Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	Zr	Se	Fe		
0.009	0.018	0.13	0.03	Trace	0.004	< 0.005	Trace	Base		

جدول۲: درصد وزنی ورقه‌های فولاد زنگ نزن نزن آستنیتی **316L** مورد استفاده در پژوهش

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	AI	Co	Cu
0.013	0.53	1.53	0.030	0.004	17.1	2.06	10.3	0.005	0.19	0.38
Nb	Ti	V	W	Pb	Sn	Zr	N	Se	Fe	
0.014	0.016	0.07	0.15	0.002	0.01	< 0.005	0.04	Trace	Base	

جدول۳: مقادیر کرم و نیکل معادل

نمونه	Cr_{eq}	Ni_{eq}	Cr_{eq}/Ni_{eq}
316L	۲۰/۱	۱۱/۵	۱/۷۴
310s	۲۵/۲	۲۱/۱	۱/۱۹

جدول ۴: متغیرهای جوش لیزر ضربانی اتصال‌های 310s و 316L

ولتاژ V	پهنای زمانی ms	بسامد Hz	سرعت جوشکاری mm/s	شار جریان گاز Lit/min	انرژی ضربان J	قله متوسط توان kW	چگالی قله توان kW/mm^2	توان متوسط لیزر W	حرارت ورودی J/mm
۵۰۰	۶	۴	۰/۷۵	۱۰	۵/۶۲	۰/۹۴	۲۹/۹۲	۲۲/۴۸	۲۹/۹۷



شکل ۱: تصویر نمونه‌های تهیه‌شده جهت آزمون کشش پس از برش سیم.

حکاکی شیمیایی

برای فولاد 310s نمونه‌ها با استفاده از محلول ماربل[10] شامل ۵۰ میلی‌لیتر آب مقطر، ۵۰ میلی‌لیتر هیدروکلریک اسید و ۱۰ گرم سولفات مس ۵ آبه (O + 33% O + 33% 33%) به مدت ۲۰ ثانیه حکاکی شیمیایی شدند.
برای فولاد 316L نمونه‌ها از حکاکی الکتروشیمیایی[11] استفاده گردید. محلول مورد استفاده شامل ۵۰ درصد آب مقطر و ۵۰ درصد اسید نیتریک (O + 50% 50%) بود و فرآیند به مدت ۱۵ تا ۲۰ ثانیه با اعمال ولتاژ ۲ تا ۳ ولت حکاکی الکتروشیمیایی شد.

مشخصه‌یابی و آزمون مکانیکی

ریزساختار و هندسه مقطع اتصال‌ها، شامل فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) و فلز جوش، با میکروسکوپی نوری (OM) و میکروسکوپی الکترونی بررسی شد و تغییرات ریزساختاری در نزدیکی خط ذوب و در مرکز جوش مورد توجه قرار گرفت. فازهای موجود در فلز پایه و فلز جوش با پراش پرتو ایکس (XRD) شناسایی شد و الگوهای پراش از نظر حضور آستنیت و فریت و مقایسه ترکیب فازی دو فولاد ارزیابی گردید. تغییرات موضعی سختی در عرض اتصال، شامل فلز پایه، HAZ و فلز جوش، با آزمون ریزسختی ویکرز اندازه‌گیری شد. رفتار مکانیکی فلزهای پایه و اتصال‌های جوشکاری‌شده با آزمون کشش ارزیابی شد و نمونه‌های کشش به اندازه E7 اماده شدند و مطابق شکل ۱ برش سیم داده شدند. استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول به‌عنوان شاخص‌های اصلی مقایسه در نظر گرفته شد. سطوح شکست نمونه‌های جوشکاری‌شده نیز با میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد و شکل و اندازه حفره‌ها برای مقایسه سازوکار شکست دو اتصال مورد استفاده قرار گرفت. در نهایت، نتایج ریزساختار، تحلیل فازی، ریزسختی، کشش و شکست‌نگاری با هم تحلیل شد تا ارتباط میان ویژگی‌های انجمادی فلز جوش و رفتار مکانیکی اتصال‌های AISI 310s و AISI 316L مشخص گردد.

نتایج، بحث و نتیجه‌گیری

ریزساختار فلز پایه

شکل ۲، ریزساختار و مشخصه‌یابی فازی فلز پایه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 310s را نشان می‌دهد. مطابق ریزنگاشت میکروسکوپی نوری در شکل ۲-الف، ریزساختار این فولاد از دانه‌های هم‌محور آستنیت تشکیل شده است و مرز دانه‌ها به‌وضوح قابل مشاهده است. همچنین، وجود خطوط مستقیم درون دانه‌ها با حضور دوقلوهای آنیل سازگار است که از ویژگی‌های متداول فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی آنیل‌شده به شمار می‌رود[۱۱].

10 Marble's Reagent
11 Electro-etching

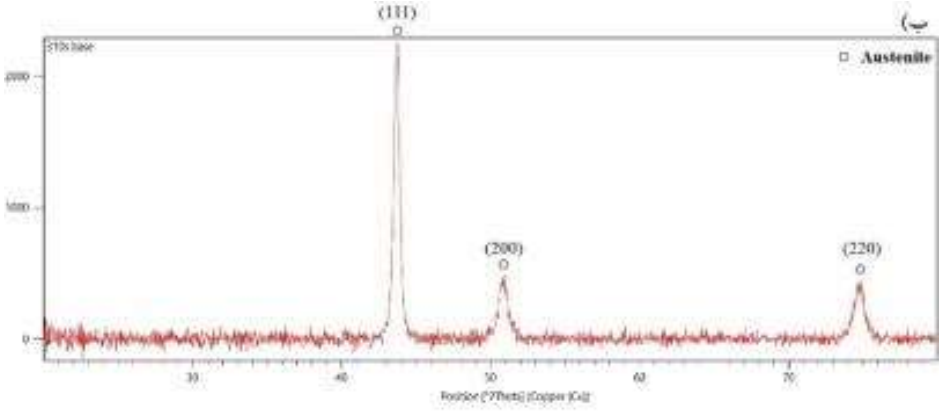
نتایج پراش پرتو ایکس در شکل ۲-ب، حضور فاز آستنیت با ساختار بلوری مکعبی با وجوه مرکزپر (FCC) را تأیید می‌کند. قله‌های پراش متناظر با صفحات بلوری (۱۱۱)، (۲۰۰) و (۲۲۰) به فاز آستنیت نسبت داده می‌شوند. در الگوی پراش حاصل، قله مشخصی منتسب به فریت دلتا یا سایر فازهای ثانویه مشاهده نشد. بر این اساس، نتایج میکروسکوپی نوری و پراش پرتو ایکس، غالب‌بودن ساختار آستنیتی در فلز پایه 310s را تأیید می‌کند.

در مقابل، ریزساختار فلز پایه فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L، مطابق شکل ۳-الف، علاوه بر زمینه غالب آستنیتی با دانه‌های هم‌محور، شامل نوارهای تیره‌ای در امتداد جهت نورد است. این نوارها به فریت دلتا نسبت داده شدند و مورفولوژی کشیده آن‌ها با توزیع ناهمگن فاز ثانویه در ساختار فلز پایه سازگار است. حضور این نوارها، تفاوت ریزساختاری فلز پایه 316L با ساختار مشاهده‌شده در فولاد 310s را نشان می‌دهد.

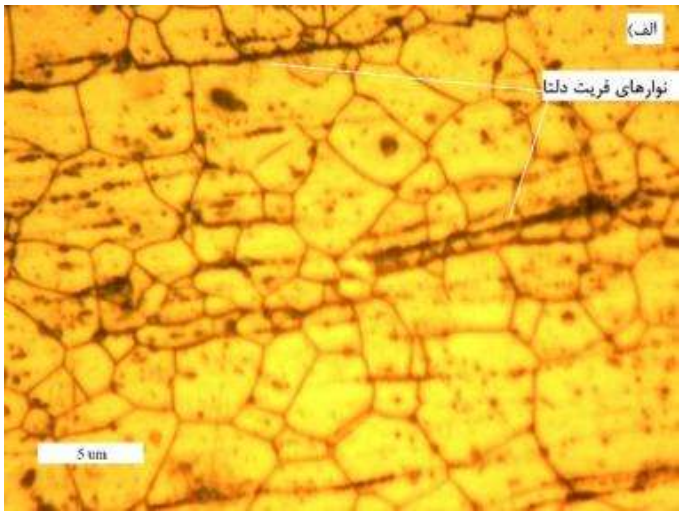
الگوی پراش پرتو ایکس فولاد 316L در شکل ۳-ب، قله‌های اصلی متناظر با فاز آستنیت در صفحات بلوری (۱۱۱)، (۲۰۰) و (۲۲۰) را نشان می‌دهد. افزون بر این، قله‌ای با شدت کمتر در صفحه (۱۱۰) مشاهده شد که به ساختار مکعبی مرکزپر (BCC) فریت نسبت داده می‌شود. شناسایی این قله در کنار قله‌های آستنیت، وجود فریت در ساختار فلز پایه 316L را تأیید می‌کند. بر این اساس، برخلاف فولاد 310s که در الگوی پراش آن قله مشخصی از فریت مشاهده نشد، فلز پایه 316L دارای زمینه آستنیتی همراه با فاز فریت است.

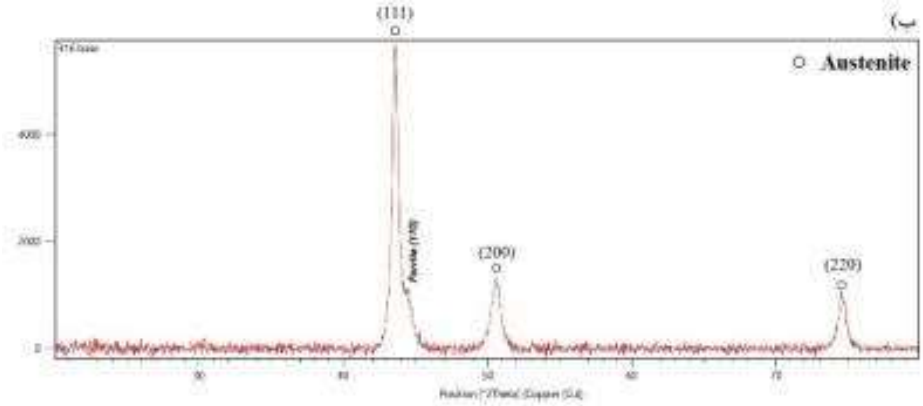
مقایسه نتایج دو فولاد نشان می‌دهد که با وجود غالب‌بودن ساختار آستنیتی در هر دو فلز پایه، تفاوت مشخصی در حضور فاز ثانویه مشاهده می‌شود. در فولاد 310s ، قله مشخصی از فریت در الگوی پراش پرتو ایکس شناسایی نشد؛ درحالی‌که در فولاد 316L، حضور فریت با مشاهده نوارهای تیره در ریزساختار نوری و شناسایی قله متناظر با ساختار BCC تأیید شد. این تفاوت در ریزساختار اولیه، زمینه مناسبی برای بررسی رفتار انجمادی و تحولات فازی دو فولاد در ادامه فرایند جوشکاری فراهم می‌کند.





شکل ۲: مشخصه‌یابی فلز پایه فولاد 310s الف) ریزساختار میکروسکوپی نوری شامل دانه‌های آستنیتی هم‌محور و خطوط مربوط به دوقلوهای آنیل؛ ب) الگوی پراش پرتو ایکس و قله‌های متناظر با فاز آستنیت.





شکل ۳: مشخصه‌یابی فلز پایه فولاد 316L: الف) ریزساختار میکروسکوپی نوری شامل زمینه آستنیتی و نوارهای فریت دلتا در امتداد جهت نورد؛ ب) الگوی پراش پرتو ایکس شامل قله‌های متناظر با فاز آستنیت و قله فریت در صفحه (۱۱۰).

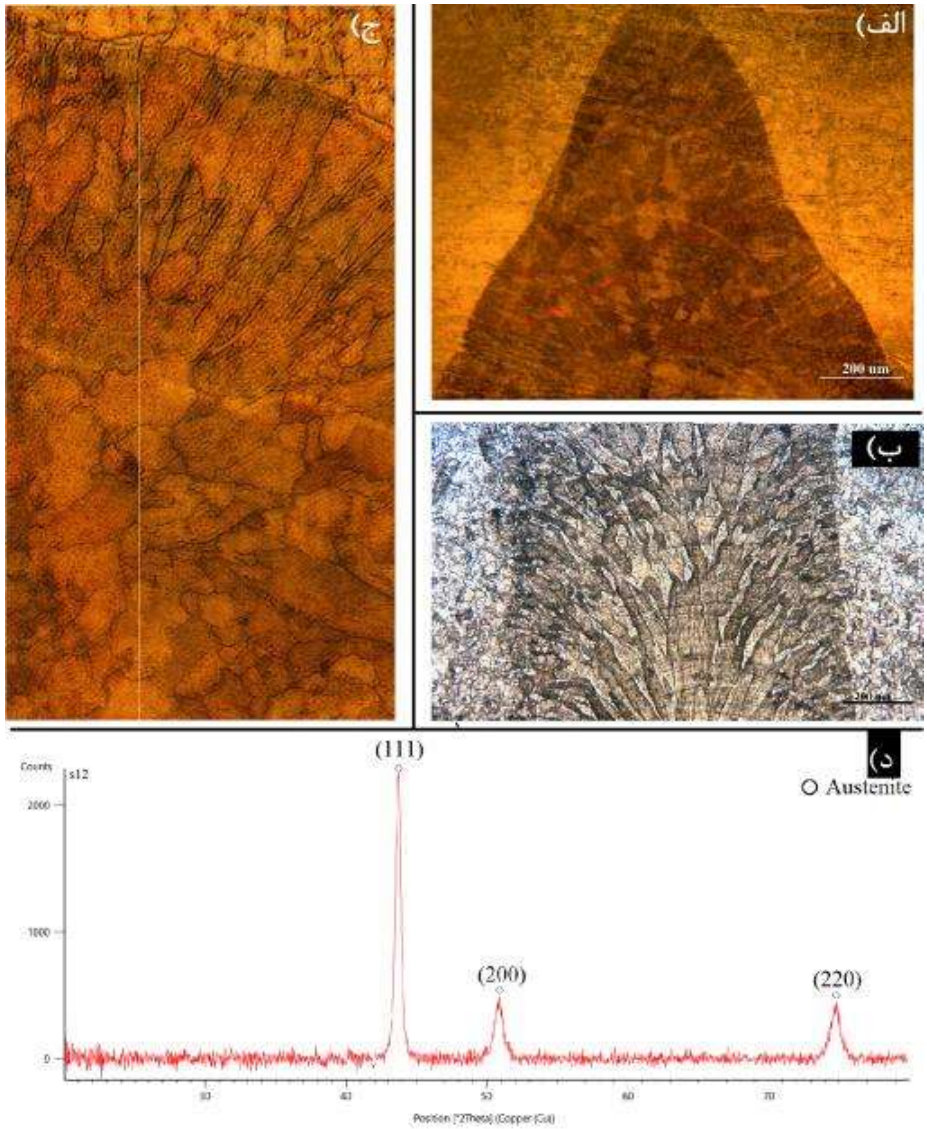
ریزساختار انجمادی فلز جوش

جوش لیزر هم جنس 310s

بررسی ریزساختار و مشخصه‌یابی ناحیه جوش همجنس فولاد 310s در شکل ۴ ارائه شده است. تصویر ماکروسکوپی مقطع عرضی اتصال در شکل ۴-الف، تشکیل جوشی با نفوذ کامل و هندسه‌ای تقریباً متقارن را نشان می‌دهد. همچنین، در بررسی مقطع جوش، عیب ماکروسکوپی مشخصی مشاهده نشد. یکی از ویژگی‌های قابل‌توجه این اتصال، باریک‌بودن ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) است که در شکل ۴-ج قابل مشاهده است. بررسی ناحیه مجاور خط ذوب نشان داد که رشد دانه در فلز پایه در مقایسه با ساختار اولیه آن محدود بوده است. این ویژگی با تمرکز حرارت در ناحیه اتصال و محدودشدن گسترش حرارتی به نواحی مجاور سازگار است.

فرایند انجماد در ناحیه ذوب با رشد همبافته از دانه‌های فلز پایه در مجاورت خط ذوب آغاز شد. در نزدیکی مرز ذوب، به‌دلیل شرایط انتقال حرارت، مورفولوژی انجمادی عمدتاً به‌صورت ستونی توسعه یافت. با حرکت از مرز ذوب به سمت مرکز جوش، تغییرات مورفولوژی از ساختار ستونی به ساختار سلولی و در ادامه به دانه‌های هم‌محور مشاهده شد. تصاویر ریزساختاری در شکل‌های ۴-ب و ۴-ج، این تغییرات مورفولوژیکی را در نواحی مختلف فلز جوش نشان می‌دهند. همچنین، ریزبودن ساختار سلولی و دندریتی مشاهده‌شده با نرخ سرمایش بالای مرتبط با فرایند جوشکاری لیزری سازگار است.

به‌منظور بررسی ترکیب فازی فلز جوش، پراش پرتو ایکس انجام شد که نتایج آن در شکل ۴-د ارائه شده است. الگوی پراش، قله‌های متناظر با فاز آستنیت γ را در صفحات بلوری بلوری (۱۱۱)، (۲۰۰) و (۲۲۰) نشان داد. در این الگو، قله مشخصی منتسب به فریت دلتا δ یا سایر فازهای ثانویه شناسایی نشد. بنابراین، نتایج XRD بر غالب‌بودن فاز آستنیت در ناحیه جوش فولاد 310s دلالت دارد. این یافته با ریزساختار انجمادی مشاهده‌شده و ترکیب فازی گزارش‌شده برای این اتصال مطابقت دارد.

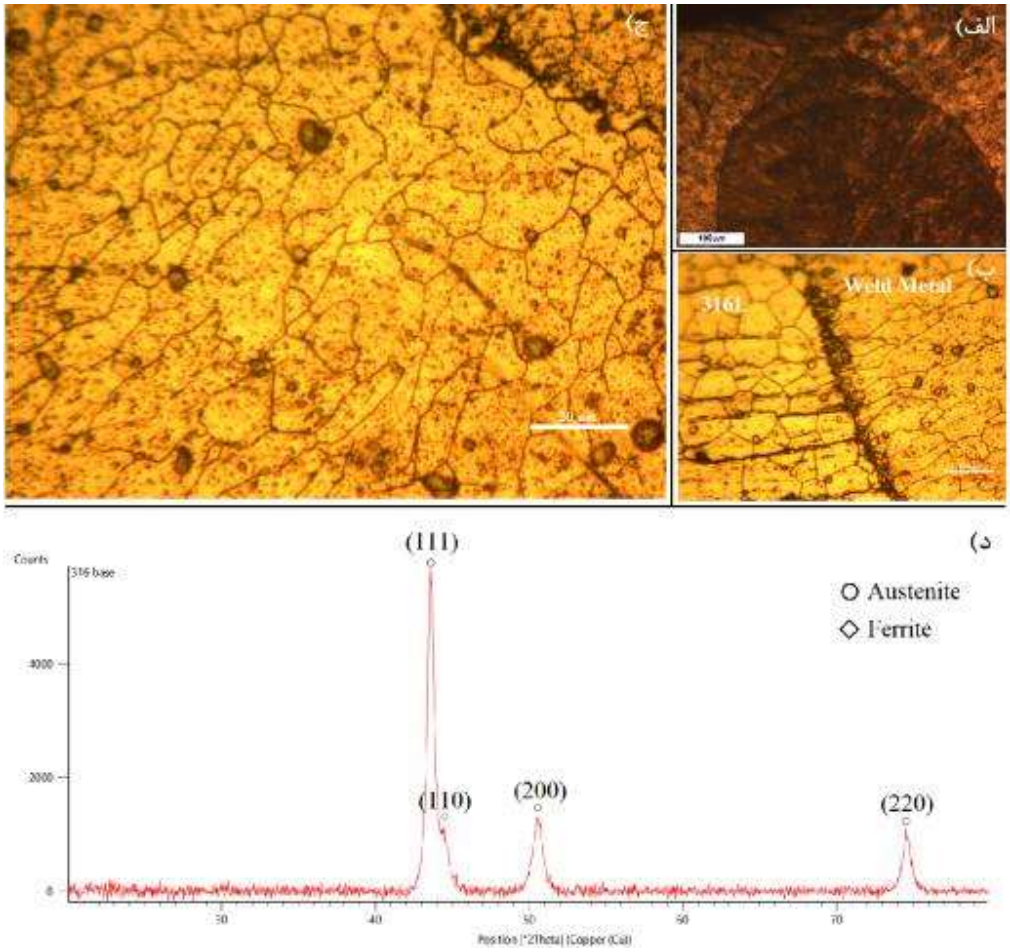


شکل ۴: مشخصه‌یابی ناحیه جوش همجنس فولاد 310s الف) تصویر ماکروسکوپی مقطع عرضی اتصال؛ ب) تصویر میکروسکوپی نوری از ناحیه جوش؛ ج) ریزساختار ناحیه نزدیک خط ذوب و ناحیه متأثر از حرارت؛ د) الگوی پراش پرتو ایکس ناحیه جوش.

نتایج بررسی جوش همجنس فولاد 310s نشان داد که اتصال ایجادشده از نفوذ کامل برخوردار است و ناحیه متأثر از حرارت باریکی دارد. همچنین، مورفولوژی انجمادی فلز جوش از ساختار ستونی در نزدیکی خط ذوب به ساختار سلولی و هم‌محور در نواحی داخلی تغییر می‌کند. نتایج پراش پرتو ایکس نیز غالب‌بودن ساختار آستنیتی را تأیید کرد. این ویژگی‌ها مبنایی برای مقایسه رفتار انجمادی این فولاد با جوش همجنس فولاد 316L در بخش بعدی فراهم می‌کند.

جوش لیزر هم جنس 316L

نتایج مشخصه‌یابی ماکروسکوپی، ریزساختاری و فازی اتصال جوشی همجنس فولاد 316L در شکل ۵ ارائه شده است. تصویر ماکروسکوپی مقطع عرضی اتصال در شکل ۵-الف، تشکیل جوشی با نفوذ کامل را نشان می‌دهد. در مقطع بررسی‌شده، ترک یا عیب ماکروسکوپی مشخصی مشاهده نشد. همچنین، مطابق شکل ۵-ب، ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) باریک است که با محدودبودن گسترش حرارت در اثر تمرکز انرژی لیزر سازگاری دارد. در مجاورت خط ذوب نیز رشد دانه در مقایسه با نواحی دورتر از اتصال محدود بود.



شکل ۵: مشخصه‌یابی ناحیه جوش همجنس فولاد 316L الف) تصویر ماکروسکوپی مقطع عرضی اتصال؛ ب) تصویر ناحیه متأثر از حرارت و مرز ذوب؛ ج) ریزساختار انجمادی فلز جوش؛ د) الگوی پراش پرتو ایکس ناحیه جوش.

بررسی ریزساختار فلز جوش در شکل ۵-ج نشان می‌دهد که انجماد از فصل مشترک فلز پایه و حوضچه مذاب آغاز شده و با رشد هم‌بافته از دانه‌های فلز پایه ادامه یافته است. در نزدیکی خط ذوب، مورفولوژی انجمادی عمدتاً ستونی است؛ درحالی‌که با حرکت به سمت مرکز جوش، ساختار به دندریت‌های هم‌محور تمایل پیدا می‌کند. این تغییر در مورفولوژی با تغییر شرایط انتقال حرارت در نواحی مختلف حوضچه مذاب مرتبط است. همچنین، ریزبودن ساختار مشاهده‌شده با نرخ سرمایش بالای فرایند جوشکاری لیزری سازگار است.

به‌منظور بررسی ترکیب فازی فلز جوش، آزمون پراش پرتو ایکس انجام شد که الگوی حاصل در شکل ۵-د ارائه شده است. در این الگو، قله‌های اصلی متناظر با فاز آستنیت γ در صفحات بلوری (۱۱۱) و(۲۰۰) و (۲۲۰) مشاهده می‌شوند. افزون بر این، قله‌ای با شدت کمتر در صفحه (۱۱۱) شناسایی شد که به فاز فریت دلتا δ با ساختار مکعبی مرکزپر (BCC) نسبت داده می‌شود. بنابراین، نتایج پراش پرتو ایکس حضور هم‌زمان آستنیت و فریت را در فلز جوش 316L تأیید می‌کند.

وجود فریت دلتا در فلز جوش با حضور این فاز در فلز پایه 316L، مطابق نتایج بخش ۱-۳، سازگار است. همچنین، ترکیب شیمیایی این فولاد می‌تواند بر مسیر انجماد و تشکیل ساختار آستنیت - فریت تأثیر بگذارد. در الگوی پراش بررسی‌شده، قله مشخصی منتسب به فازهای بین‌فلزی شناسایی نشد. بااین‌حال، نبود قله مشخص در الگوی XRD به‌تنهایی برای اثبات نبود کامل این فازها کافی نیست.

در مجموع، نتایج مشخصه‌یابی اتصال 316L، نفوذ کامل جوش، باریک‌بودن ناحیه متأثر از حرارت، تشکیل ساختار انجمادی ریزدانه و حضور هم‌زمان آستنیت و فریت دلتا را نشان می‌دهد. این ویژگی‌ها در کنار نتایج حاصل از اتصال ۳۱۰s ، مبنای مقایسه تأثیر ترکیب شیمیایی بر ریزساختار انجمادی و خواص مکانیکی دو فولاد را فراهم می‌کند.

جدول ۵: مقایسه جوش‌های 310s و 316L

مشخصه مورد ارزیابی	جوش AISI 310s	جوش AISI 316L
ریزساختار فلز پایه (BM)	تک‌فاز آستنیتی (γ) (شکل ۱)	دوفازی: آستنیت (γ) + نوارهای فریت دلتا (δ) (شکل ۲)
هندسه ماکروسکوپی جوش	نفوذ کامل، HAZ بسیار باریک (شکل ۳-الف/ج)	نفوذ کامل، HAZ بسیار باریک (شکل ۴-الف/ب)
مورفولوژی انجماد (FZ)	ستونی در مرز ذوب، هم‌محور ریز در مرکز (شکل ۳-ب/ج)	صفحه‌ای در مرز ذوب، هم‌محور در مرکز (شکل ۴-ج)
ترکیب فازی نهایی (FZ)	تک‌فاز (تمام آستنیتی - γ) (شکل ۳-د)	دوفازی (آستنیت - γ + فریت دلتا - δ) (شکل ۴-د)

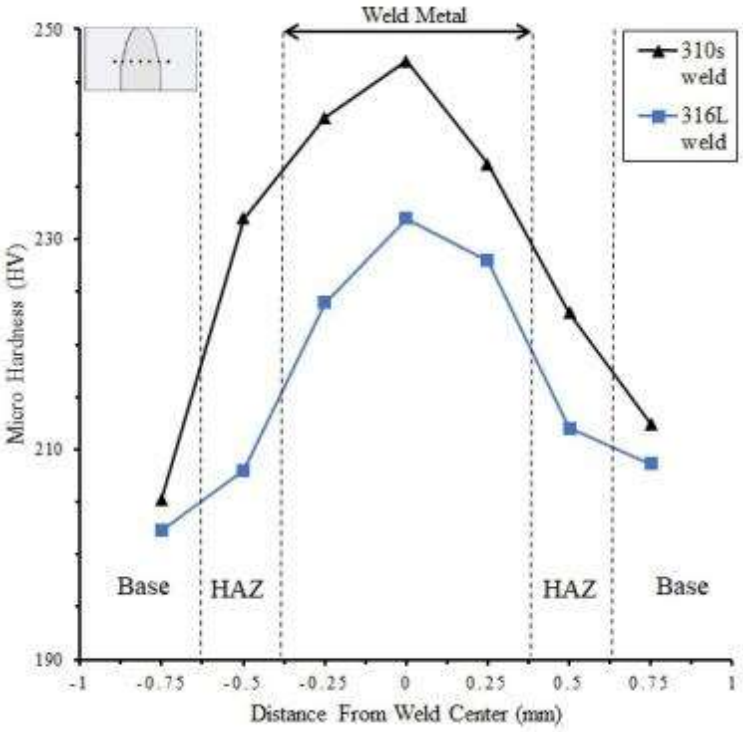
مقایسه ریزساختار جوش همجنس ۳۱۰ و ۳۱۶

ارزیابی مقایسه‌ای ناحیه جوش فولادهای 310s (شکل ۴) و 316L (شکل ۵)، که با متغیرهای لیزری یکسان و حرارت ورودی برابر ایجاد شدند، شباهت‌ها و تفاوت‌های قابل توجهی را آشکار کرد. از منظر ماکروسکوپی، هر دو اتصال مشخصه‌های مطلوب جوشکاری لیزری را نشان دادند: مقاطع عرضی (شکل‌های ۴-الف و ۵-الف) نفوذ کامل، هندسه متقارن و عدم وجود عیوب ماکروسکوپی از جمله ترک را تأیید کردند. همچنین HAZ در هر دو نمونه بسیار باریک بود (شکل‌های ۴-ج و ۵-ب)، که بیانگر حرارت ورودی پایین و متمرکز فرایند و در نتیجه حداقل بودن آسیب حرارتی به فلز پایه است. با وجود این شباهت‌های فرایندی، بررسی دقیق‌تر مورفولوژی انجماد در ناحیه ذوب (FZ) تفاوت‌های مشخصی را نشان داد که مستقیماً به ترکیب شیمیایی دو آلیاژ مرتبط است. در هر دو نمونه، انجماد با رشد اپیتاکسیال از دانه‌های فلز پایه در مرز ذوب آغاز شد، اما مسیر تحول ریزساختاری متفاوت بود. در جوش 310s ساختار ستونی در مجاورت خط ذوب شکل گرفت (شکل ۴-ج) و با کاهش شیب حرارتی به‌سمت مرکز جوش، به ساختار هم‌محور ریز در مرکز تبدیل شد (شکل ۴-ب). در جوش L316، انجماد با ساختار صفحه‌ای در مرز ذوب آغاز و سپس به ساختار هم‌محور در مرکز جوش تبدیل شد (شکل ۵-ج). این تفاوت در مورفولوژی اولیه انجماد (ستونی در 310s و صفحه‌ای در L316) احتمالاً به اثر ترکیب شیمیایی حوضچه مذاب بر گرادیان دمایی و پدیده زیرانجماد ساختاری در فصل مشترک جامد-مایع مربوط است. اساسی‌ترین تفاوت، چنان‌که تحلیل XRD تأیید کرد، در ترکیب فازی نهایی فلز جوش بود. فلز جوش 310s (شکل ۴-د) ساختاری کاملاً آستنیتی (تک‌فاز γ) داشت و فریت δ در آن شناسایی نشد. در مقابل، فلز جوش 316L (شکل ۵-د) ساختاری دوفازی (آستنیت + فریت) را نشان داد که در آن، علاوه بر فاز غالب آستنیت (γ)، قله مشخصه فریت δ نیز حضور داشت. این نتیجه با توجه به وجود فریت در فلز پایه 316L (شکل ۳-ب) و قرارگیری ترکیب شیمیایی آن در محدوده انجماد فریتی-آستنیتی (۱Creq/Nieq/۷۴ =) قابل انتظار بود. خلاصه این مقایسه در جدول ۵ ارائه شده است.

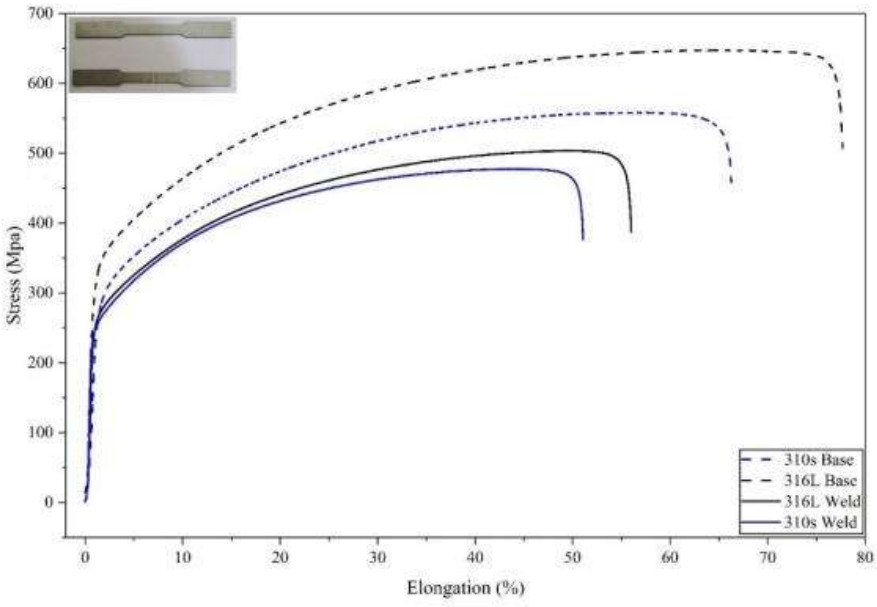
خواص مکانیکی اتصال

آزمون ریزسختی سنجی

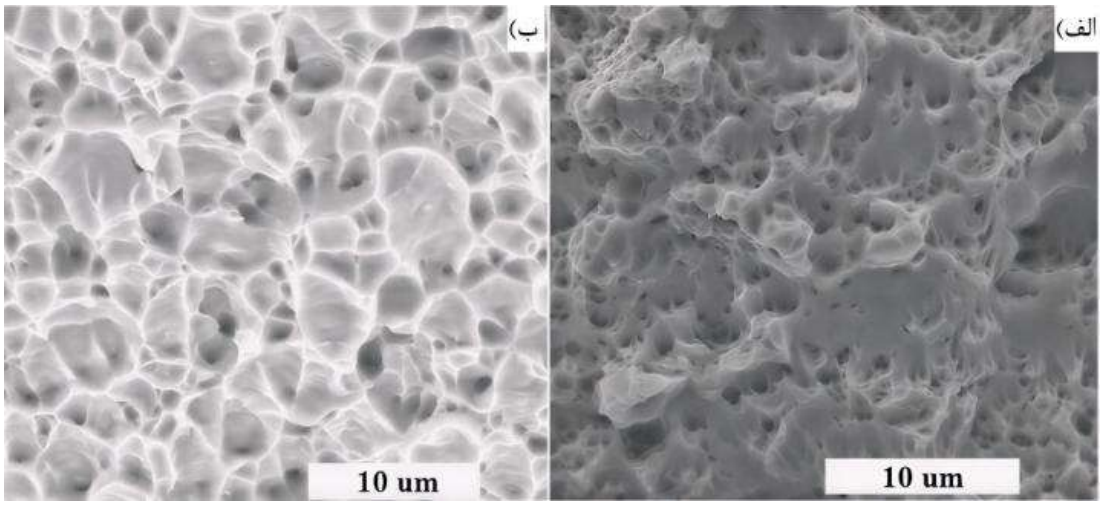
به‌منظور ارزیابی تغییرات موضعی خواص مکانیکی در عرض اتصال‌ها، پروفایل ریزسختی ویکرز اندازه‌گیری شد. شکل ۶ نتایج مقایسه‌ای پروفایل سختی دو جوش 310s و 316L را نشان می‌دهد. در هر دو نمونه، سختی ناحیه جوش نسبت به فلز پایه آنیل‌شده افزایش یافت؛ با این حال، شکل پروفایل و مقدار بیشینه سختی تفاوت قابل توجهی داشت. سختی فلز پایه در هر دو نمونه تقریباً در محدوده ۲۰۲ تا ۲۰۸ ویکرز قرار داشت، در حالی که سختی ناحیه جوش 310s به‌مراتب بیشتر از 316L بود؛ بیشینه سختی در مرکز جوش 310s برابر با ۲۴۷ ویکرز و در 316L برابر با ۲۳۲ ویکرز اندازه‌گیری شد. این تفاوت با مورفولوژی انجماد مشاهده‌شده در بخش ۳-۲-۳ مرتبط است. در جوش ۳۱۰s ، ریزساختار مرکز جوش (شکل ۴-ب) از دانه‌های هم‌محور بسیار ریز تشکیل شده بود. این ریزدانگی شدید، که ناشی از نرخ بالای جوانه‌زنی در مرکز حوضچه مذاب است، به افزایش قابل توجه سختی (اثر هال-پچ) و ایجاد پیک تیز سختی در پروفایل منجر شد. با حرکت از مرکز به‌سمت مرز ذوب، ریزساختار به ساختار ستونی درشت‌تر تبدیل شد (شکل ۴-ج) که با کاهش تدریجی سختی از ۲۴۷ ویکرز در مرکز تا حدود ۲۲۳ ویکرز در فاصله ۰/۵ میلیمتر از آن هم‌خوانی دارد. در مقابل، ناحیه جوش 316L ساختار هم‌محور یکنواخت‌تری داشت (شکل ۵-ج) و ساختار آن دوفازی بود (شکل ۵-د)؛ در نتیجه، پروفایل سختی ملایم‌تر بود و مقادیر کلی پایین‌تری ثبت شد. بنابراین، سختی بیشتر جوش 310s در درجه نخست به تشکیل ساختار هم‌محور بسیار ریز در مرکز جوش نسبت داده می‌شود، در حالی که سختی کمتر جوش 316L با ساختار هم‌محور یکنواخت‌تر و حضور فاز فریت δ مرتبط است.



شکل ۶: پروفایل ریزسختی ویکرز مقایسه‌ای در عرض جوش‌های 310s و 316L.



شکل ۶: منحنی آزمون کشش برای فلز پایه 310s و 316L و اتصال‌های جوشکاری‌شده 310s و 316L.



شکل ۸: تصاویر SEM سطح شکست نمونه‌های کشش اتصال‌ها: الف) 310s با حفره‌های ریز و کم‌عمق؛ ب) 316L با حفره‌های درشت و عمیق.

آزمون کشش

نتایج آزمون کشش فلزهای پایه و اتصال‌های جوشکاری‌شده در شکل 7 ارائه شده است. فلز پایه 316L با استحکام کششی نهایی (UTS) حدود ۶۲۵ مگاپاسکال بالاترین عملکرد مکانیکی را نشان داد. فلز پایه 310s نیز با UTS حدود ۵۶۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۶۴٪ خواص مطلوبی داشت. این نتایج با ریزساختار همگن، هم‌محور و عاری از تنش فلزهای پایه (شکل‌های ۲ و ۳) همخوانی دارد. در مقایسه مستقیم میان دو اتصال جوشکاری‌شده، اتصال 316L عملکرد مکانیکی بهتری از خود نشان داد: استحکام کششی نهایی آن ۴۹۲ مگاپاسکال و ازدیاد طول آن ۵۴٪ بود، در حالی که اتصال 310s به استحکام ۴۶۴ مگاپاسکال و ازدیاد طول ۴۹٪ رسید. این برتری همزمان در استحکام و انعطاف‌پذیری می‌تواند با تفاوت ترکیب فازی ناحیه جوش مرتبط باشد. چنان‌که تحلیل XRD نشان داد (شکل ۵-د)، فلز جوش 316L ساختاری دوفازی (آستنیت + فریت δ) داشت و حضور کسر جزئی فریت δ ممکن است در افزایش استحکام نقش داشته باشد؛ در مقابل، فلز جوش 310s ساختاری کاملاً آستنیتی (تک‌فاز γ) داشت (شکل ۴-د) و استحکام کمتری نشان داد. همچنین باید توجه داشت که استحکام و انعطاف‌پذیری فلز پایه 316L بیشتر از 310s است و بخشی از این برتری می‌تواند به همین مسئله بازگردد. نسبت استحکام اتصال به فلز پایه (بازده اتصال) برای 310s حدود ۸۳٪ و برای 316L حدود ۷۹٪ به‌دست آمد.

شکست نگاری

سطوح شکست نمونه‌های کشش اتصال‌های 310s و 316L با میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد (شکل ۸). سطح شکست هر دو نمونه با حضور گسترده میکروحفره‌ها (حفره‌ها) مشخص می‌شد که نشان‌دهنده شکست نرم به‌عنوان مکانیزم غالب است و شواهدی از شکست ترد در هیچ‌یک از دو نمونه مشاهده نشد. با این حال، مورفولوژی حفره‌ها تفاوت آشکاری داشت: سطح شکست اتصال 310s (شکل ۸-الف) از حفره‌های ریز و کم‌عمق و سطح شکست اتصال 316L (شکل ۸-ب) از حفره‌های درشت‌تر و عمیق‌تر تشکیل شده بود. حفره‌های درشت‌تر و عمیق‌تر معمولاً بیانگر شکل‌پذیری موضعی و تغییر شکل پلاستیک بیشتر پیش از شکست هستند. این مشاهده با نتایج آزمون کشش هم‌خوانی دارد؛ زیرا اتصال 316L که ازدیاد طول بیشتری (۵۴٪) داشت، سطح شکستی با حفره‌های درشت‌تر نشان داد و اتصال 310s با ازدیاد طول کمتر (۴۹٪) حفره‌های ریزتری داشت.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش، ریزساختار انجمادی و خواص مکانیکی اتصال‌های همجنس فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی 310s و 316L، که با جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG تحت متغیرهای لیزری و حرارت ورودی یکسان (۹۷/۲۹ J/mm) ایجاد شدند، به‌صورت مقایسه‌ای بررسی شد. نتایج اصلی به شرح زیر است:

- جوشکاری لیزر ضربانی Nd:YAG در هر دو آلیاژ اتصال لب‌به‌لب با نفوذ کامل و بدون عیوب ماکروسکوپی از جمله ترک ایجاد کرد. ناحیه متأثر از حرارت (HAZ) در هر دو جوش بسیار باریک بود که بیانگر حرارت ورودی پایین و متمرکز فرایند است.
- مطابق نسبت Creq/Nieq (۱۹/۱ برای 310s و ۷۴/۱ برای 316L)، فلز جوش 310s به‌صورت تک‌فاز آستنیتی منجمد شد، در حالی که فلز جوش 316L ساختاری دوفازی (آستنیت + فریت δ) نشان داد. حضور فریت δ در جوش 316L با وجود فریت در فلز پایه و قرارگیری ترکیب شیمیایی آن در محدوده انجماد فریتی-آستنیتی قابل توجیه است.

- در هر دو جوش، ساختار مرکز جوش هم‌محور بود، ولی مسیر انجماد متفاوت بود: ساختار ستونی در مجاورت خط ذوب و هم‌محور بسیار ریز در مرکز برای 310s ، و ساختار صفحه‌ای در مرز ذوب و هم‌محور یکنواخت‌تر در مرکز برای 316L.
- بیشینه ریزسختی ویکرز در مرکز جوش 310s برابر ۲۴۷ ویکرز و در جوش 316L برابر ۲۳۲ ویکرز بود. این تفاوت به ریزدانگی شدیدتر ساختار هم‌محور مرکز جوش 310s (اثر هال-پچ) نسبت داده شد.
- با وجود سختی کمتر، اتصال 316L استحکام کششی نهایی (۴۹۲ مگاپاسکال) و ازدیاد طول (۵۴٪) بیشتری نسبت به اتصال 310s (۴۶۴ مگاپاسکال و ۴۹٪) نشان داد.
- شکست‌نگاری شکست نرم را در هر دو اتصال تأیید کرد. سطح شکست 316L شامل حفره‌های درشت‌تر و عمیق‌تر بود که با ازدیاد طول بیشتر این اتصال هم‌خوانی دارد.

References

[1] S. Saravanan, N. Sivagurumanikandan, and K. Raghukandan, "Effect of process parameters in microstructural and mechanical properties of Nd: YAG laser welded super duplex stainless steel," in Materials Today: Proceedings, Elsevier Ltd, 2020, pp. 1248–1253. doi: 10.1016/j.matpr.2020.04.101.

[2] T. Michler, "Austenitic Stainless Steels," in Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, Elsevier, 2016. doi: 10.1016/b978-0-12-803581-8.02509-1.

[3] R. K. Desu, H. Nitin Krishnamurthy, A. Balu, A. K. Gupta, and S. K. Singh, "Mechanical properties of Austenitic Stainless Steel 304L and 316L at elevated temperatures," Journal of Materials Research and Technology, vol. 5, no. 1, pp. 13–20, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.jmrt.2015.04.001.

[4] N. Kumar, M. Mukherjee, and A. Bandyopadhyay, "Comprative study of pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 304 and AISI 316 stainless steels," Opt Laser Technol, vol. 88, pp. 24–39, Feb. 2017, doi: 10.1016/j.optlastec.2016.08.018.

[5] P. Kumar and A. N. Sinha, "Comparative analysis of pulsed Nd:YAG laser welding of 304L and 904L stainless steel," in Materials Today: Proceedings, Elsevier Ltd, 2020, pp. 5019–5023. doi: 10.1016/j.matpr.2020.02.836.

[6] S. Baskutis, J. Baskutiene, R. Bendikiene, A. Ciuplys, and K. Dutkus, "Corative research of microstructure and mechanical properties of stainless and structural steel dissimilar welds," Materials, vol. 14, no. 20, Oct. 2021, doi: 10.3390/ma14206180.

[7] S. H. Baghjari and S. A. A. Akbari Mousavi, "Effects of pulsed Nd: YAG laser welding parameters and subsequent post-weld heat treatment on microstructure and hardness of AISI 420 stainless steel," Mater Des, vol. 43, pp. 1–9, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.06.027.

[8] S. Katayama and A. Matsunawa, "Solidification microstructure of laser welded stainless steels," 1984, doi: 10.2351/1.5057623.

[9] V. A. Ventrella, J. R. Berretta, and W. de Rossi, "Effects of laser beam energy on the pulsed Nd:YAG laser welding of thin sheet corrosion resistant materials," Mater. Sci. Forum, vols. 773–774, pp. 776–784, 2013, doi: 10.4028.

[10] A. Torabi and F. Kolahan, "Optimizing pulsed Nd:YAG laser beam welding process parameters to attain maximum ultimate tensile strength for thin AISI 316L sheet using response surface methodology and simulated annealing algorithm," Opt. Laser Technol.

[11] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels," Jhon Wiley & Sons, New Jersey, 2005.