E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 12, Number 1, 2026



Microstructure and mechanical properties of thin-walled SS316L fabricated by IP-GMAW-based via WAAM

V. Ziaei Laleh, H. Hamed Zargari*, J. Sartibi
Faculty of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran.

Received 8 February 2026 ; Accepted 17 May 2026

Abstract

Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM) is one of the modern methods of fabrication parts by arc welding under shielding gas. In this research, the thin-wall of austenitic stainless steel 316L was fabricated via WAAM based on inter-pulse current; accordingly, a thin-wall was fabricated in 25-layers using two different strategies with a reciprocating torch movement pattern. Considering the equivalent chromium and nickel content in the Scheffler diagram, it was predicted that the microstructure solidification was done in the austenitic-ferritic (AF) state. Microstructural examination by optical microscopy and X-ray diffraction confirmed the presence of austenite matrix phase alongside ferrite dendrites (about 5%). The tensile test results showed that samples extracted in the vertical direction with an average tensile strength of 454 MPa had about 12% higher strain rates than horizontal samples with a tensile strength of 436 MPa. Also, examination of fine and coarse indentations on the fracture surface of tensile test specimens by scanning electron microscopy showed that the fracture of the specimens was of the ductile type. The hardness of the fabricated thin-wall was measured in the range of 200 to 265 Vickers with an average of 234 Vickers.

Keywords: Wire arc additive manufacturing, Thin-wall, Austenitic stainless steel 316L, Microstructure, Mechanical properties.

*Corresponding Author: H. Hamed Zargari, hhamedzargari@sut.ac.ir.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دوازدهم، شماره1، بهار و تابستان 1405



ریزساختار و خواص مکانیکی دیوار نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM مبتنی بر IP-GMAW

وحید ضیائی لاله، حبیب حامدزرگری*، جمال سرتیبی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران.

دریافت مقاله: 1404/11/19 ؛ پذیرش مقاله: 1405/02/27

چکیده

ساخت افزایشی سیم و قوس (WAAM) یکی از روش‌های نوین تولید قطعات به کمک فرایند جوشکاری قوسی با گاز محافظ است. در این پژوهش، ساخت دیواره نازک از فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L با استفاده از فرایند WAAM مبتنی بر جریان اینترپالسی انجام شده و یک دیواره در 25 لایه و تحت دو استراتژی متفاوت، با الگوی حرکت رفت و برگشتی مشعل، ساخته شد. بر اساس مقادیر کروم معادل و نیکل معادل و با بهره‌گیری از نمودار شفلر، پیش‌بینی شد که انجماد ریزساختار در ناحیه آستنیت-فریت (AF) رخ می‌دهد. همچنین بررسی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری و پراش پرتو ایکس، وجود زمینه آستنیتی در کنار دندریت‌های فریتی (در حدود 5 درصد) را تأیید کرد. نتایج آزمون کشش نشان داد که نمونه‌های استخراج‌شده در جهت عمودی با میانگین استحکام کششی 454 مگاپاسکال، نسبت به نمونه‌های افقی با استحکام کششی 436 مگاپاسکال، حدود 12 درصد نرخ کرنش بیشتری دارند. مشاهدات حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی روی فرورفتگی‌های ریز و درشت سطح شکست نمونه‌های کششی نشان داد که مکانیزم غالب شکست، از نوع نرم می‌باشد. سختی دیواره نازک تولیدشده در بازه 200 تا 265 ویکرز، با میانگین 234 ویکرز، اندازه‌گیری شد.

کلمات کلیدی: ساخت افزایشی سیم و قوس، دیوار نازک، فولاد زنگ نزن آستنیتی 316 L، ریزساختار، خواص مکانیکی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: حبیب حامدزرگری، hhamedzargari@sut.ac.ir.

1- مقدمه

در دهه‌های اخیر، پیشرفت‌های فناوری منجر به افزایش تقاضا برای روش‌های کارآمد و با حداقل ضایعات جهت تولید قطعات سفارشی شده است. این تقاضا سبب توسعه فرایندهای ساخت افزایشی (AM) شده که در آن قطعات به صورت لایه به لایه مستقیماً از طرح‌های دیجیتال ساخته می‌شوند [1]. روش‌های AM را می‌توان بر اساس شکل ماده اولیه مانند سیم، پودر فلز و ورق طبقه‌بندی کرد [2، 3]. در میان این روش‌ها، ساخت افزایشی سیم و قوس (WAAM) به عنوان رسوب مستقیم انرژی (DED)، به عنوان یکی از مهم‌ترین زیرمجموعه‌های AM شناخته شده است. فرایند WAAM به دلیل توانایی ساخت قطعات فلزی در مقیاس بزرگ با نرخ رسوب بالا و هزینه مقرون به صرفه، جایگاه قابل توجهی در صنعت و مطالعات دانشگاهی به خود اختصاص داده است.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

WAAM که ریشه در روش‌های جوشکاری سنتی دارد، با ادغام سیستم‌های رباتیک، امکان کنترل دقیق و اتوماسیون سازی را فراهم می‌کند [5،4]. در طول فرایند، سیم جوش ذوب شده و لایه به لایه رسوب می‌کند و منجر به ساخت قطعه نهایی می‌شود. ساخت افزایشی مبتنی بر قوس و سیم را می‌توان بر اساس منبع انرژی مورد استفاده برای ذوب سیم به جوشکاری قوسی فلزی با گاز محافظ (GMAW)، جوشکاری قوسی تنگستن-گاز (GTAW)، جوشکاری قوسی پلاسما (PAW) و جوشکاری لیزری (LW) طبقه‌بندی کرد [6]. هر کدام از روش‌ها مزایا و محدودیت‌های مشخصی در خصوص گرمای ورودی، نرخ سرمایش، ریزساختار و خواص مکانیکی حاصل دارند. در میان این موارد، WAAM مبتنی بر GMAW به دلیل سادگی و مقرون به صرفه بودن، کاربرد صنعتی بیشتری را به خود اختصاص داده است [7]. اجزای اصلی این سیستم شامل بازوی رباتیک (سیستم حرکتی)، دستگاه جوشکاری، کنترل‌کننده ربات، گاز محافظ و منبع تغذیه سیم می‌باشد [8].

قطعه تولیدی به روش ساخت افزایشی با گرادیان‌های دمایی، نرخ سرمایش بالا و چرخه‌های مکرر حرارتی مشخص می‌شود [9،10] که خود عامل تغییرات موفولوژی زیادی در ریزساختار نسبت به فرایندهای تولید سنتی است [11].

در قطعات تولید شده به روش WAAM تجمع حرارتی حین رسوب‌گذاری، گرادیان دمایی (G) بالا و نرخ رشد (R) پایین بعضا سبب تشکیل ریزساختار دانه‌ای ستونی و خواص مکانیکی نامطلوب می‌شوند که محدودیت اصلی این فرایند شناخته می‌شود [12]. در ساختارهای کریستالی مکعبی، مانند ساختارهای مکعبی با وجوه مرکزدار (FCC) و مکعبی مرکز توپر (BCC)، جهت رشد ترجیحی معمولاً در امتداد جهت <100> است. این جهت‌گیری ترجیحی دانه‌ها باعث ایجاد خواص مکانیکی ناهمسانگرد، از جمله استحکام کششی بالاتر و کاهش شکل‌پذیری در جهت عمود بر جهت ساخت می‌شود. علاوه بر این، انتشار ترک و رشد ترک خستگی به‌طور قابل توجهی تحت تأثیر مرزهای دانه موازی قرار می‌گیرند که مقاومت ضعیف‌تری را در جهت عرضی نشان می‌دهند و در نتیجه احتمال رشد ترک در امتداد این جهت‌گیری را افزایش می‌دهند [6].

در اثر چرخه‌های حرارتی اعمال شده در هر لایه طی فرایند WAAM، سه ناحیه مجزا ابتدایی، میانی و انتهایی تشکیل شده و هر ناحیه به‌دلیل تغییر در G و R، نرخ سرمایش متفاوت و حرارت ورودی در هر ناحیه از نظر اندازه، نوع دانه و حالت انجماد متفاوت است. ریزساختار ناحیه ابتدایی به دلیل نرخ سرمایش بالا ناشی از تبادل دمایی با فلز پایه از نوع دندریتی ستونی ریز می‌باشد. در حالی که ناحیه میانی عمدتاً شامل دانه‌های ستونی بزرگ و بلند می‌باشند که در راستای خلاف جهت انتقال حرارت تشکیل می‌شوند. همچنین ریزساختار ناحیه انتهایی به دلیل افزایش نرخ سرمایش ناشی از افزایش سطح دیواره از نوع دندریتی ریز هم‌محور است. تحقیقات نشان می‌دهند که انتخاب بهینه پارامترهای فرایندی برای دستیابی به یک ریزساختار با کیفیت بالا در فرایند WAAM ضروری است. عواملی مانند حرارت ورودی، سرعت خنک شدن و اثرات گرمایش مجدد به‌طور قابل توجهی بر مورفولوژی، ریزساختار و خواص مکانیکی اجزای ساخته شده به‌روش WAAM تأثیر می‌گذارند [13،6].

فولاد ضد زنگ آستنیتی 316L (SS316L) از جمله رایج‌ترین مواد مورد استفاده برای تولید قطعات صنعتی از طریق فرایند WAAM است. با این حال، قطعات SS316L ساخته شده با WAAM به دلیل انجماد جهت‌دار، ناهمسانگردی مکانیکی قابل توجهی از خود نشان می‌دهند که منجر به تغییرات در عملکرد بر اساس جهت ساخت می‌شود [6]. SS316L دارای ریزساختار آستنیتی پایدار بوده و به دلیل مقاومت عالی در برابر خوردگی، خواص مکانیکی مناسبی در دماهای بالا از خود نشان می‌دهند. همچنین به دلیل قابلیت ساخت و جوش‌پذیری خوب آن، به طور گسترده در صنایع مدرن مانند تولید مواد شیمیایی، ساخت کشتی‌های بخار، پیچ و مهره‌های دما بالا و راکتور هسته‌ای مورد استفاده قرار گرفته است [15،14]. مطابق نمودار فازی شبه دوتایی Fe-Cr-Ni [16]، فاز آستنیت (γ) در دماهای بالا، فاز تعادلی بوده اما در دمای اتاق فریت دلتا (δ)، سیگما (σ)

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

و کاربیدها فازهای تعادلی می‌باشند. هنگامی که SS316L تحت خنک‌سازی آهسته یا نگهداری در محدوده دمایی نامناسب قرار می‌گیرد، δ، σ و مقدار کمی کاربید تشکیل می‌شود [18،17].

مطالعات قبلی نشان می‌دهد که فاز δ در SS316L می‌تواند از ترک خوردگی گرم جلوگیری کند، جدایش را کاهش دهد و همچنین تشکیل فازهای یوتکتیک با نقطه ذوب پایین را از بین ببرد [19-21]. در فولاد جوش داده شده و ریخته‌گری شده، فاز δ به عنوان یک تقویت‌کننده برای کاربرد استحکام بالا عمل می‌کند [21]. با این حال، فازهای نامطلوب مانند کاربیدها و σ ممکن است در صورت نگهداری ایزوترمال در دمای 600 تا 950 درجه سانتیگراد در فولاد ظاهر شوند [16،22].

به عنوان یک ترکیب بین فلزی، σ دارای ساختار کریستالی سخت و شکننده تتراگونال است و در صورت وجود مقادیر قابل توجهی از آن، شکل‌پذیری و مقاومت در برابر خوردگی حفره‌ای فولاد کاهش می‌یابد [24،23]. باتوجه به مطالعات انجام شده، ساخت قطعه توسط فرایند WAAM نیازمند استفاده از دستگاه مدرن و گران قیمت انتقال فلز سرد (CMT) با انتقال قطره در حالت اتصال کوتاه به حوضچه مذاب می باشد.

ساخت قطعه توسط CMT پالسی (CMT-P)، CMT پیشرفته (CMT-A)، CMT پالسی پیشرفته (CMT-AP) و CMT دینامیکی (CMT-D) با توجه به حرارت ورودی پایین، نرخ سرمایش بالا امکان لایه‌نشانی پیوسته با رقت زیر 5 درصد را فراهم می‌کند [25-27].

ساخت افزایشی توسط دستگاه‌های GMAW رایج و با رقت بالای 30 درصد عملا امکان پذیر نیست. هدف از این پژوهش امکان سنجی ساخت دیواره نازک SS316L به روش WAAM مبتنی بر فرایند GMAW با جریان اینترپالسی (IP) تحت حفاظت گاز آرگون می‌باشد. پس از ساخت جهت مطالعات ریزساختاری از میکروسکوپ نوری (OM) و پراش سنجی اشعه ایکس (XRD) استفاده شد. همچنین جهت بررسی خواص مکانیکی دیواره از آزمون کشش و ریزسختی سنجی استفاده شده است.

2- مواد و روش پژوهش

ساخت دیوار نازک SS316L بر روی فلز پایه از جنس فولاد زنگ نزن آستنیتی 316 در ابعاد 20 در 10 در 1 سانتی‌متر مکعب انجام شد. سیم جوش مورد استفاده فولاد زنگ نزن آستنیتی ER316L با قطر 1 میلی‌متر بوده که ترکیب شیمیایی آن و فلز پایه توسط طیف سنجی نشر نوری مشخص شده و در جدول(1) ارائه شده است. همچنین از گاز آرگون با خلوص 99/9 درصد با نرخ 15 L/min به عنوان گاز محافظ استفاده شد.

جدول1- ترکیب شیمیایی سیم جوش و فلز پایه مورد استفاده بر حسب درصد وزنی

عنصر/ماده	ER316L	SS316
C	0/02	0/04
Si	0/33	0/51
Mn	1/89	1/32
Cu	0/17	0/26
P	0/045	0/023
S	0/005	0/008
Ni	12/04	10/45
Cr	17/32	16/51
Mo	2/36	2/14
Fe	باقی‌مانده	باقی‌مانده

مطابق شکل(1) برای ساخت دیوار نازک SS316L از دستگاه جوش پالسی سینرژیک GMAW مدلMERKLE PU520 DW به عنوان منبع جوشکاری با حالت جریان اینترپالسی استفاده شد. جهت نگه داری مشعل جوشکاری و حرکت آن در راستای جهت (X)، برگشت (Y) و ارتفاع (Z) از گاری ساخت KARA PEG1 Tractor استفاده شد.

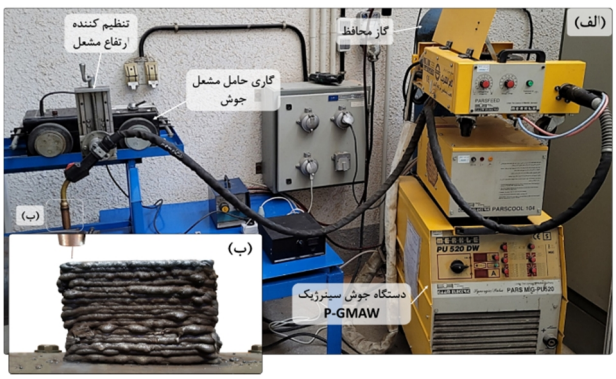
مطابق شکل(2) دیواره نازک SS316L طی 2 استراتژی در 25 لایه ساخته شد. به طوری که از لایه اول تا لایه 10 با جریان و ولتاژ اسمی 135 آمپر و 21/9 ولت ساخته شد. سپس با توجه به انباشت گرما در دیواره و افزایش احتمال ریزش ذوب در لایه‌های بعدی جریان و ولتاژ اسمی از لایه 11 تا 25 به 120 آمپر با ولتاژ 20/6 ولت کاهش یافت. این تغییر استراتژی با

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

کاهش نرخ تغذیه سیم از 7 به 6/4 میلی‌متر بر ثانیه منجر به کنترل بهتر فرایند حین ساخت، یکنواختی عرض لایه‌ها و افزایش کیفیت ظاهری دیواره شده است. ارتفاع رسوب هر لایه در حدود 3 الی 4 میلی‌متر بوده و ارتفاع کلی دیواره پس از رسوب 25 لایه 88 میلی‌متر اندازه‌گیری شد. رقت در لایه‌های رسوب شده بین 10 تا 15 درصد اندازه‌گیری شد. ارتفاع کلاهک نازل از سطح فلز پایه 15 میلی‌متر در نظر گرفته شد که به ازای افزایش هر لایه، 3 میلی‌متر به آن افزوده می‌شد. همچنین جوشکاری با سرعت خطی 0/17 متر بر دقیقه با الگوی حرکت مشعل به صورت رفت و برگشتی انجام شد. در حین لایه نشانی دمای ثابت بین پاسی 100 درجه سانتی‌گراد و زمان بین پاسی متغیر (در حدود 3-5 دقیقه) در نظر گرفته شد.

برای بررسی ریزساختار حاصل از دیواره ساخته شده از مقطع عمود بر لایه‌های آن مطابق ناحیه مشخص شده درشکل(2) برش زده شده و مراحل متالوگرافی آن به ترتیب از سنباده زنی تا شماره 5000، پولیش کاری توسط خمیر الماسه با اندازه دانه 1 میکرومتر و حکاکی با محلول ترکیبی 60 ml H_2O + 15 ml HCl + 5 g $FeCl_3$ در مدت زمان 5 ثانیه انجام شد. سپس ریزساختار آن توسط میکروسکوپ نوری مدل PMG3-OLYMPUS مورد بررسی قرار گرفت.

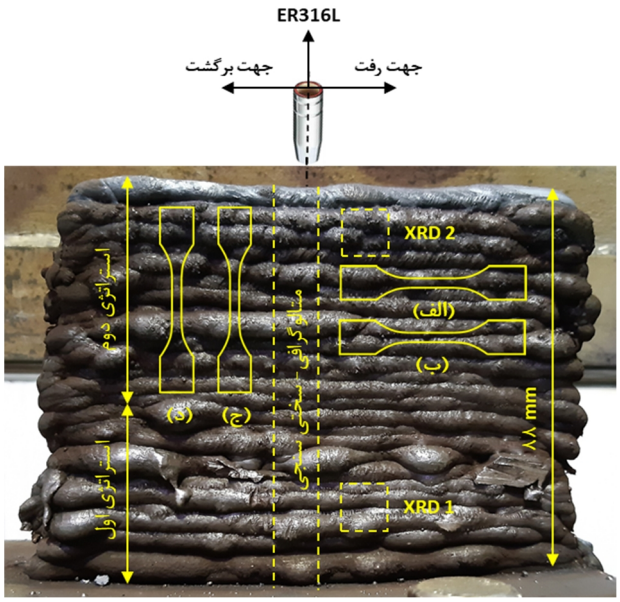


شکل 1- الف-نمای کلی از تجهزات مورد استفاده در فرایند WAAM و ب- دیوار نازک SS316L ساخته شده [4].

پس از ساخت دیوار نازک SS316L به‌روش WAAM جهت شناسایی فازهای تشکیل شده از آزمون XRD برای نواحی استراتژی اول و دوم (مشخص شده در شکل2) استفاده شد.

پراش سنجی اشعه ایکس توسط دستگاه Brucker مدل D8 Advance با تابش kα-Cu به طول موج Å 1/5418، تحت جریان 30 mA، ولتاژ 40 kV، زاویه $2\theta = 30 - 70°$ با اندازه گام 0/025 °/s انجام شد.

به منظور بررسی خواص مکانیکی دیوار نازک SS316L ساخته شده، آزمون کشش و ریزسختی مورد استفاده قرار گرفت. موقعیت نمونه‌های مستخرج از دیواره برای آزمون‌های خواص مکانیکی در شکل(2) مشخص شده‌اند. نمونه‌های آزمون کشش طبق استاندارد JIS Z 2201-Part7 در حالت افقی و عمودی توسط وایرکات از دیواره تهیه شدند. آزمون کشش نمونه‌ها توسط دستگاه GOTECH AL-7000-LA10 با نرخ ثابت 1 mm/min حرکت فک متحرک دستگاه در دمای محیط انجام شد



شکل2- دیوار نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM و تعیین محل استخراج نمونه‌های مورد آنالیز ریزساختاری، فازی و آزمون‌های خواص مکانیکی.

جهت تجزیه و تحلیل مقطع شکست نمونه‌های آزمون کشش دیوار نازک، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) با فیلمان انتشار میدانی (FE-SEM) مدل MIRA3 FEG-SEM مجهز به آشکارساز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) با قدرت بزرگنمایی تا یک میلیون برابر استفاده شد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

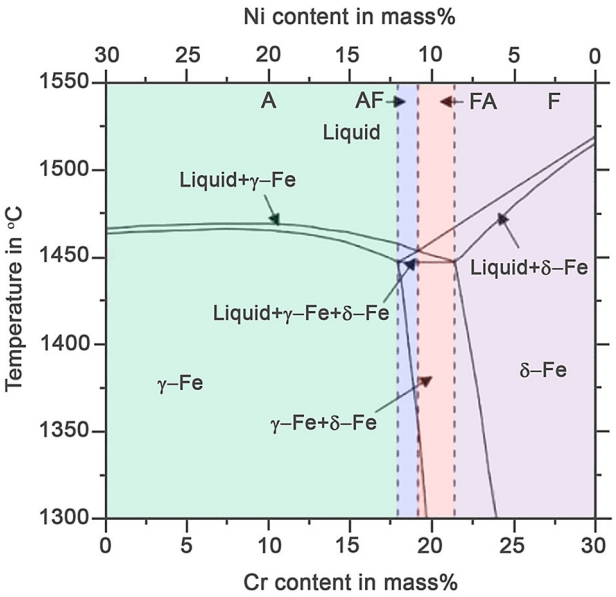
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

ریزسختی سنجی از دیواره ساخته شده توسط دستگاه LECO MDPEL-M400 تحت بار اعمالی 100 gf به مدت زمان 15 ثانیه به ازای هر نقطه اثر انجام شد. ریزسختی سنجی به صورت خطی و پراکنده به ازای هر لایه انجام شده است.

3- نتایج و بحث

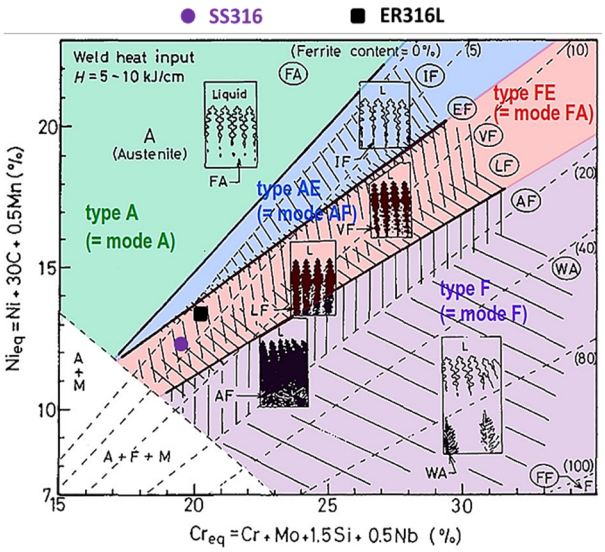
3-1- بررسی ریزساختار دیوار نازک

این بخش ابتدا به بررسی حالت انجماد دیوار نازک فولاد زنگ نزن SS316L رسوب داده شده می‌پردازد. بر اساس میانگین سرعت سرد شدن در طول فرایند مبتنی بر GMAW و ترکیب شیمیایی سیم جوش مورد استفاده (مطابق جدول1)، پیش‌بینی می‌شود که حالت انجماد از حالت آستنیت- فریت (AF) پیروی کند، همانطور که از نمودار فاز سه تایی Fe-Cr-Ni (شکل3) استنباط می‌شود [28].



شکل3- حالت انجماد فولادهای زنگ نزن در نمودار فازی Fe-Cr-Ni با 70 درصد وزنی آهن [28].

مقادیر نیکل و کروم معادل در دیواره ساخته شده (ER316L) برابر 13/6 و 20/2 و برای فلز پایه (SS316) برابر 12/3 و 19/4 هستند و طبق نمودار شفلر (شکل4) می‌توان میزان فاز فریت در ریزساختار را تخمین زد که در این مورد حدود 5 درصد است. همچنین موقعیت حالت انجمادی AF دیواره و فلز پایه بر اساس کروم و نیکل معادل در دیاگرام شفلر مشخص شده است.



شکل4- نمودار شفلر فولادهای زنگ نزن جهت تعیین نوع انجماد و تخمین میزان فریت جوش (ER316L دیوار نازک ساخته شده و SS316 فلز پایه) [28].

در حالت انجمادی AF، دندریت‌های آستنیت اولیه در مراحل اولیه انجماد تشکیل می‌شوند. متعاقباً، دفع عناصر فریت‌ساز مانند Cr و Mo از فاز γ به مذاب اطراف، تشکیل فاز فریت δ را تسهیل می‌کند. این امر منجر به ایجاد فاز δ بین دندریتی از طریق یک تبدیل یوتکتیک در مراحل پایانی انجماد می‌شود.

شکل(5) تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار بخش‌های مختلف دیوار نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM را نمایش می‌دهد. شکل(5-الف)ریزساختار لایه اول دیواره را نشان می‌دهد که متشکل از دندریت‌های فاز γ همراه با مقدار کمی از فاز δ می‌باشد. خطوط خط‌چین کشیده شده در تصاویر نشان دهنده لایه‌های مختلف بوده که جهت گیری و اندازه دانه متفاوتی نسبت به هم دارند. وجود فاز فریت δ می‌تواند به‌طور مؤثر مقاومت در برابر ترک خوردگی انجمادی را بهبود بخشد. با این حال، ممکن است با افزایش تشکیل فاز δ، که دمای گذار نرمی به تردی را افزایش داده و شکل‌پذیری را کاهش می‌دهد، خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن آستنیتی در دمای بالا را کاهش دهد [1].

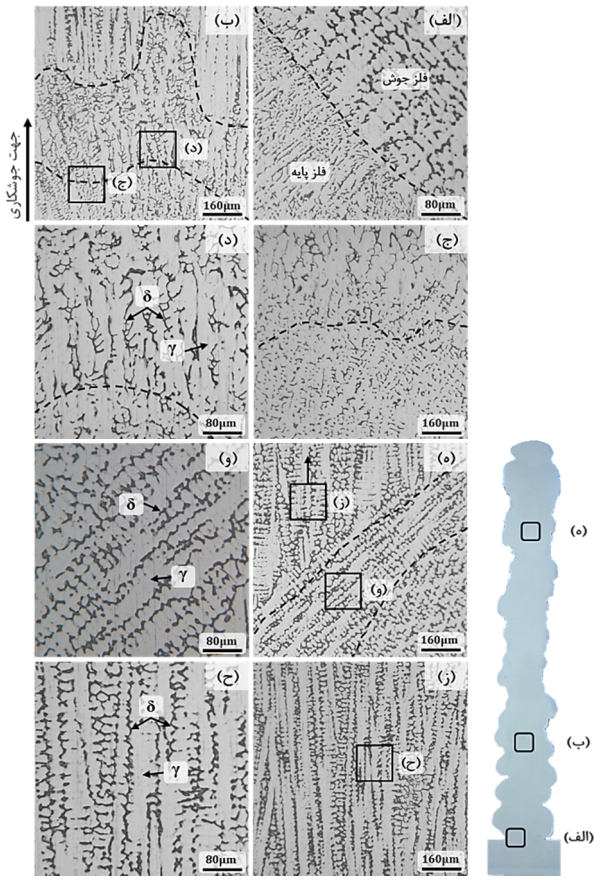
در ابتدای انجماد فاز اولیه تشکیل شده از مذاب (L)، δ می‌باشد که با افزایش نرخ سرمایش و انجماد سریع، فاز γ پس از آن

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

تشکیل می‌شود. فاز γ تشکیل شده منبسط شده و به تدریج جایگزین فریت‌های اولیه می‌شود (مطابق رابطه 1).

$$L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow (L + \delta + \gamma) \rightarrow (\delta + \gamma) \rightarrow \gamma \quad (1)$$

بر این اساس، فریت باقیمانده در زمینه آستنیت در دانه و مرزدانه‌ها (مطابق شکل3) با ساختار دندریت‌های اسکلتی و کرمی شکل یافت می‌شوند که در جهات مختلف رشد کرده‌اند. ریزساختار دیوار نازک ساخته شده در امتداد جهت ساخت دیواره در اثر عوامل مختلف محیطی، نرخ سرمایش و چرخه‌های حرارتی تغییر می‌کند.



شکل5- تصاویر ریزساختاری از بخش‌های مختلف دیوار نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM.

هنگامی که فلز مذاب با زیرلایه دمای پایین تماس پیدا می‌کند، خنک شدن شدید مذاب منجر به افزایش نرخ سرمایش شده و جوانه زنی غیر خودبه خودی افزایش می‌یابد. بنابراین در فلز مذاب این قسمت تعداد زیادی جوانه تولید می‌کند و لایه‌ای از ناحیه دانه‌ریز تشکیل می‌دهد که به‌صورت دندریت‌های ریز و تصادفی ظاهر می‌شوند. با افزایش تدریجی تعداد لایه‌ها، نرخ سرمایش کاهش یافته و جهت اتلاف گرما در امتداد جهت تجمع ماده آشکار می‌شود. دانه‌های ستونی به موازات یکدیگر ظاهر می‌شوند و فضای بازوی دندریت اولیه و فضای بازوی دندریت ثانویه نیز گسترش می‌یابد. هندسه دندریت‌ها، شامل فاصله بازوهای دندریت اولیه و ثانویه، تحت تأثیر تغییرات در نرخ سرمایش هم در جهت ساخت و هم در هر لایه رسوب شده و همچنین پدیده ذوب مجدد که در ناحیه مرزی بین لایه‌ای رخ می‌دهد، قرار می‌گیرد.

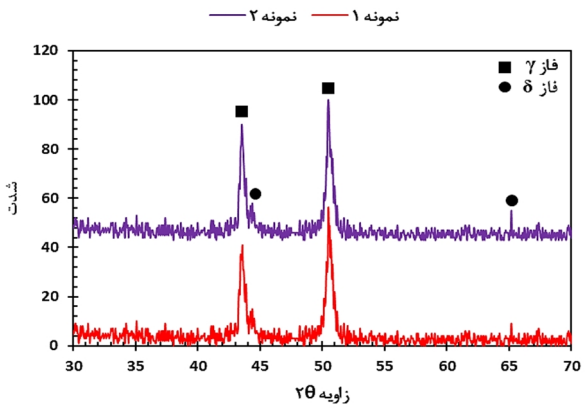
در ناحیه میانی دیواره، دانه‌های ستونی بزرگ ظاهر می‌شوند که فضای دندریتی اولیه و فضای دندریتی ثانویه فریت اسکلتی بزرگتر می‌شوند. لایه‌های میانی قطعه روی لایه‌های از قبل رسوب شده با دمای بالاتر از دمای اتاق رسوب می‌کنند. بنابراین، اختلاف دما کاهش می‌یابد و از این رو سرعت خنک شدن نیز کاهش می‌یابد. این امر باعث ایجاد دانه‌های نسبتا درشت‌تر در امتداد گرادیان دمایی همراه با فریت باقیمانده می‌شود [29]. ریزساختار ناحیه بالای دیواره با توجه به جذب حرارت توسط سطح دیواره ساخته شده و فلز پایه، ساختار دندریتی عمودی مشابه با فریت باقیمانده اسکلتی شکل با دانه‌بندی ریز به‌دست آمد [30].

3-2- بررسی فازی دیوار نازک

شکل(6) نمودار حاصل از پراش سنجی اشعه ایکس از دیوار نازک ساخته شده را نشان می‌دهد. نمودار 1 و 2 به ترتیب مربوط به نمونه حاصل از ناحیه استراتژی اول و دوم دیوار نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM می باشد. پیک‌های برجسته پراش سنجی در هر نمونه مربوط به فازهای کریستالی غالب بوده که با استفاده از نرم افزار X-Pert High Score مقایسه و تطبیق شده‌اند. فاز γ با ساختار کریستالی FCC مطابق با الگوی JCPDS از 4649 -71 در زوایای 43/64 و 50/92 درجه در صفحات کریستالی (111) و (200) ظاهر شدند. همچنین، فاز δ با ساختار کریستالی BCC مطابق با الگوی JCPDS از 0696-06 در زوایای 44/32 و 65 درجه در

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

صفحات کریستالی (110) و (200) مشخصه‌یابی شدند. در میان پیک‌های تشکیل شده، پیک برجسته اولیه فاز γ (111) حداکثر شدت را در بین همه پیک‌ها نشان داد. تعداد پیک‌های فاز γ که در موقعیت‌های یکسان تشکیل شده‌اند را می‌توان به کسر حجمی بالای این فاز در ریزساختار و چرخه حرارتی متوالی نسبت داد [31]. میزان درصد فاز δ در ریزساختار و نمونه 1 XRD از دیواره نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM در حدود 5 درصد می‌باشد. مطابق با شکل(3) زمانی که نوع انجماد AF باشد، با افزایش حرارت ورودی میزان فاز δ در فلز جوش کمتر می‌شود. زیرا در حالت AF فاز اولیه‌ی انجماد δ است و با افزایش حرارت ورودی یا کاهش سرعت سرمایش، زمان بیشتری برای تبدیل فاز δ به γ وجود دارد. بدین ترتیب مقدار پیک دمایی، مدت زمان نگهداری در آن دما و سرعت سرمایش عوامل موثر در درصد فاز δ هستند. مطابق شکل(2) موقعیت مکانی نمونه 1 تهیه شده جهت بررسی فازی توسط XRD از لایه‌های رسوب شده میانی استراتژی اول انتخاب شده است. این لایه‌ها بیشتر تحت تاثیر حرارت ورودی ناشی از رسوب لایه‌های بالایی قرار گرفته و نرخ سرمایش در این لایه‌ها کمتر است.



شکل6- نمودار پراش سنجی اشعه ایکس از دیوار نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM (نمونه 1 از ناحیه استراتژی اول و نمونه 2 از ناحیه استراتژی دوم انتخاب شده است).

با توجه به تصاویر ریزساختاری در شکل(5-و 5- ح) و نمودار نمونه 2 آنالیز XRD در شکل(6)، بنابه افزایش نرخ سرمایش ناشی از افزایش سطح دیواره که در نقش هیت سینک عمل می‌کند، میزان درصد فاز δ نسبت به لایه‌های پایینی افزایش یافته و برابر 7 درصد به‌دست آمد.

3-3- بررسی خواص مکانیکی دیوار نازک

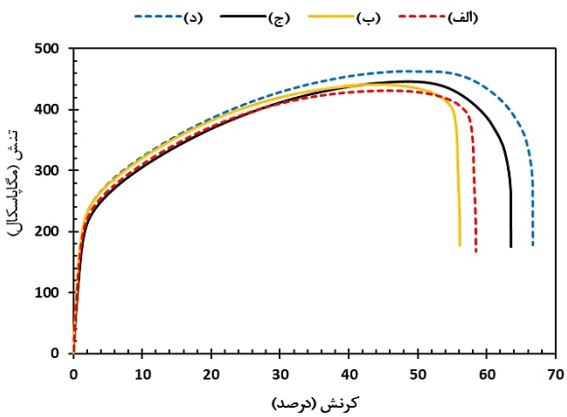
3-3-1- آزمون کشش

شکل(7) منحنی تغییرات تنش-کرنش نمونه‌های حاصل از آزمون کشش را نشان می‌دهد. نمونه‌های الف و ب به صورت افقی و نمونه‌های ج و د به صورت عمودی از دیواره ساخته شده جهت انجام آزمون کشش استخراج شدند. همه نمونه‌ها پس از تغییر فرم پلاستیک از ناحیه طولی گیج شکسته شده‌اند. نرخ کرنش نمونه‌های افقی (الف و ب) در حدود 12 درصد نسبت به نمونه‌های عمودی (ج و د) کمتر می‌باشد. همچنین استحکام کششی و تسلیم نمونه‌های آزمون کشش در جهت ساخت دیواره (عمود بر دانه‌های ستونی) به ترتیب در حدود 4 و 10 درصد نسبت به جهت عمود بر جهت ساخت کمتر است. بنابراین بیشترین و کمترین میزان استحکام کششی 463 و 446 مگاپاسکال با استحکام تسلیم 230 و 196 مگاپاسکال که به ترتیب مربوط به نمونه‌های د و ج می‌باشد. تفاوت در استحکام و سختی نمونه‌های حاصل از دیوار نازک SS316L به روش WAAM، می‌تواند متاثر از به حرارت ورودی ناشی از رسوب لایه‌ها و افزایش ضخامت دندریت‌ها باشد. به طوری که وجود دندریت‌ها در ریزساختار تأثیر تقویت مرز دانه را بین جهت‌های طولی و عرضی تغییر داده ومنجر به تفاوت خواص مکانیکی در جهت‌های عمودی و افقی می‌شود که این به نوبه خود منجر به ناهمسانگردی خواص مکانیکی شده است [29]. همچنین بارگذاری موازی با جهت ساخت (نمونه‌های عمودی) به دلیل حرکت آسان‌تر نابجایی‌ها در امتداد جهت‌گیری دانه‌های ستونی، منجر به استحکام کمتر و شکل‌پذیری بیشتر می‌شود، در حالی که بارگذاری عمود بر جهت ساخت (نمونه‌های افقی) منجر به استحکام بیشتر با کاهش شکل‌پذیری می‌شود؛ زیرا نابجایی‌ها توسط مرزهای دانه مسدود می‌شوند [32].

داده‌های حاصل از منحنی‌های تنش-کرنش نمونه‌ها درجدول(2) ارائه شده است. با توجه به نتایج حاصل و سطح مقطع شکست نمونه‌ها، نوع شکست به صورت نرم ارزیابی شد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]



شکل7- نمودارهای حاصل از آزمون کشش دیوار نازک SS316L ساخته شده: الف و ب -نمونه‌های افقی و (ج و د) عمودی.

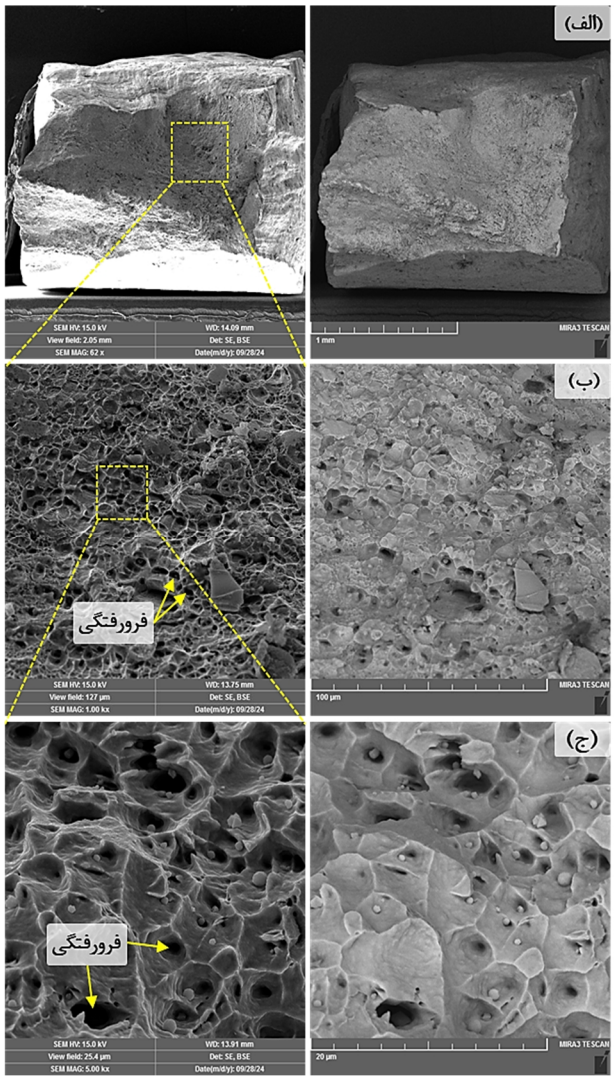
جدول2- نتایج حاصل از نمودارهای آزمون کشش نمونه‌ها.

نمونه	σ_{ys} (MPa)	σ_{uts} (MPa)	ε (%)
الف	190	431	58/4
ب	193	441	56/1
ج	196	446	63/5
د	230	463	66/7

3-3-2- بررسی سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش

شکل(8) تصاویر SEM از مقطع شکست از نمونه افقی (الف) آزمون کشش دیوار نازک SS316L ساخته شده به‌روش WAAM را نشان می‌دهد. تصاویر سمت چپ شکل(8) از مقطع شکست نمونه‌های آزمون کشش نشان داده شده مربوط به تصاویر الکترون‌های برگشتی (BSE) و تصاویر سمت راست مربوط به تصاویر الکترون‌های ثانویه (SE) می‌باشند

باتوجه به اینکه نوع شکست همه نمونه‌ها از نوع نرم بوده و از نظر نتایج اختلاف قابل توجهی ندارند، برای شکست نگاری نمونه الف انتخاب شد. نتایج حاصل از آزمون کشش در جدول(2) و تصاویر مقطع شکست نمونه‌ها مطابق شکل(8) نشان داد، شکست نمونه‌ها، ناشی از به هم پیوستن ریز حفرات و فرورفتگی‌ها به همدیگر می‌باشد که با ایجاد تمرکز تنش منجر به شکست نرم از آن ناحیه شده‌اند. همچنین فرورفتگی‌های عمیق و متناوب بدون صفحات صاف و تورق در این مقاطع دیده می‌شود. زیادی عمق فرورفتگی‌ها در این مقاطع، با وجود مقدار بالای فاز δ (تقریبا 7 درصد) در ریزساختار قابل توجیه می‌باشد. [33].



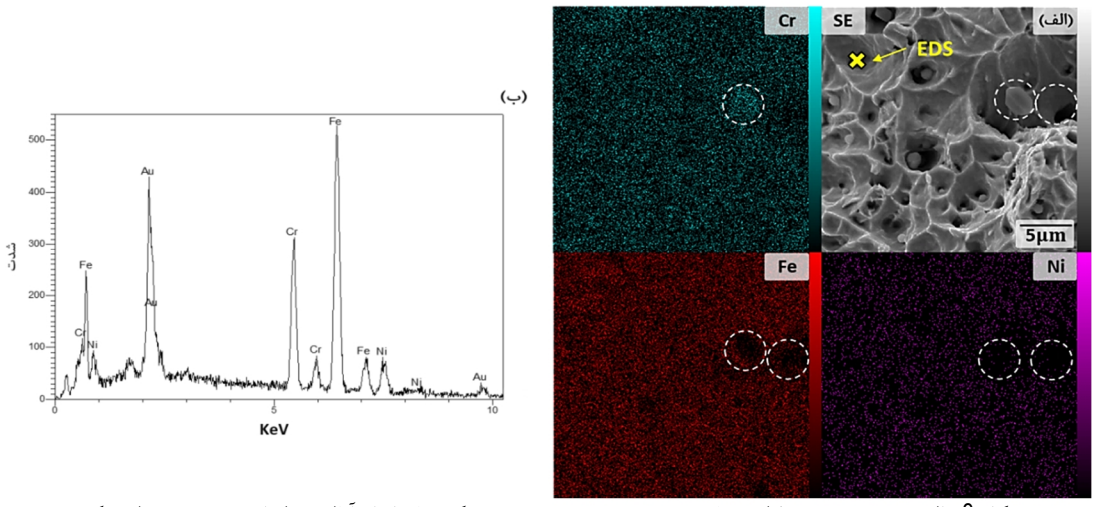
شکل8- تصاویر SEM از مقطع شکست نمونه الف آزمون کشش در بزرگنمایی‌های مختلف.

لازم به ذکر است که توزیع فرورفتگی‌های ریز و درشت در تصاویر مقطع شکست نمونه‌ها مطابق شکل(8-ب و 8-ج) در ارتباط با استحکام کششی نمونه‌هاست. به‌طوری‌که توزیع فرورفتگی‌های ریز نشان دهنده استحکام کمتر و چقرمگی بالای نمونه و توزیع ترکیبی از فرورفتگی‌های ریز و درشت نشان دهنده استحکام بیشتر با چقرمگی قابل قبول در دیواره ساخته شده با فرایند WAAM مبتنی بر GMAW است [30].

با توجه به ماهیت سطحی آنالیز EDS و درصد وزنی عناصر حاصل از آن، احتمال تشکیل ترکیب سطحی غیرفعال Cr_2O_3

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]



شکل 9- الف- نقشه توزیع غلظت عناصر Cr، Ni، Au و Fe و ب- پیک حاصل از آنالیز نقطه ای EDS در مقطع شکست نمونه الف آزمون کشش.

وجود دارد. همچنین باتوجه به ترکیب شیمیایی سیم جوش ER316L مطابق جدول(1)، به دلیل درصد بالای عنصر Cr (17/32 درصد) و غلظت بیشتر آن طبق نتایج آنالیز EDS (14 درصد) تشکیل فاز بین فلزی ترد و شکننده سیگما با احتمال بیشتر و احتمال تشکیل فاز بین فلزی لاوه به دلیل درصد وزنی پایین عنصر مولیبدن (2/36 درصد) کمتر است. با این حال در آنالیز XRD اثری از فازهای بین فلزی دیده نشد.

جدول3- درصد وزنی عناصر حاصل از آنالیز نقطه ای EDS از محل مشخص شده در شکل 10

عنصر/ماده	مقدار
Ni	7/6
Cr	14
Au	38/4
Fe	40/0

3-3-3- آزمون سختی

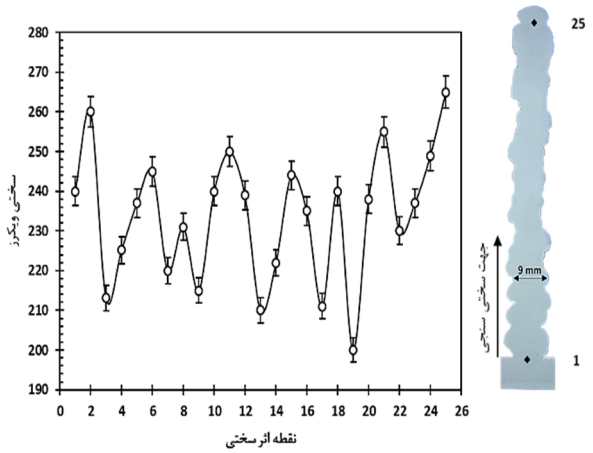
با توجه به اینکه ماهیت نامنظم مقادیر سختی به محل قرارگیری فرورونده وابسته است و همچنین نواحی مختلف دیواره ساخته شده سختی متفاوتی دارند؛ در این مطالعه تغییرات سختی کل دیوار نازک SS316L به صورت منحنی درشکل(10) گزارش شده است. ریزسختی سنجی از لایه‌های مختلف دیوار نازک به صورت خطی و پراکنده انجام شده و جهت آزمون سختی از مقطع عمود بر لایه‌های رسوب شده، از لایه 1 به سمت لایه 25 است (مطابق شکل10). لازم به ذکر است نقاط مشخص شده روی تصاویر صرفا به صورت طرحواره‌ای جهت تعیین حدودی موقعیت فرورنده می‌باشند.

به طور کلی ریزسختی به ریزساختار، نوع فاز و اندازه دانه بستگی دارد. محدوده سختی دیوار نازک ساخته شده به روش WAAM بین 200 الی 265 ویکرز می‌باشد که میانگین سختی کل دیواره در 25 نقطه اثر حدود 234 ویکرز می‌باشد.

یکی از دلایل تفاوت سختی نواحی پایین و بالا با نواحی مرکزی دیواره، به اندازه دانه مرتبط است. به‌طوری که لایه‌های ابتدایی دیواره به‌دلیل ریزدانگی ناشی از عملیات بازیابی و تبلور مجدد در اثر حرارت ورودی ناشی از رسوب لایه‌های بالایی سختی بالاتری از خود نشان می‌دهند. در حالیکه لایه‌های انتهایی با افزایش سطح دیواره در نقش دافع حرارت عمل کرده و با افزایش نرخ سرمایش منجر به ریزدانگی و افزایش سختی نسبت به لایه‌های میانی دیواره شده است. خواص مکانیکی مواد ارتباط نزدیکی با مرزدانه‌ها دارد. مرزدانه، سطح مشترک بین دو دانه مجاور با جهت‌گیری فضایی متفاوت است که مستقیما بر حرکت نابجایی‌ها تأثیر می‌گذارد. هرچه دانه‌ها ریزتر باشند، مرزدانه‌های بیشتری وجود دارد و حرکت نابجایی‌ها با مقاومت بیشتری انجام می‌شود [29]. همچنین با توجه به تصاویر ریزساختاری در شکل(5)، ریزساختار دیوار نازک

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

SS316L تک فاز نیست. این عامل منجر به تغییرات خواص مکانیکی از جمله ریزسختی می‌شود. ریزساختار فلز جوش از ساختار دندریتی ستونی و هم محور تشکیل شده است که هر کدام می‌توانند در میزان ریز سختی تاثیر داشته باشند. از طرفی در لایه‌های ابتدایی و انتهایی دیوار نازک، ناحیه ی هم محور دندریتی حاوی فاز فریت قرار دارد که سختی به‌مراتب بالاتری نسبت به آستنیت دارد.



شکل10- نمودار سختی کل دیوار نازک ساخته شده SS316L به روش WAAM با تعیین موقعیت‌های اثر سختی.

فاز فریت در لایه‌های میانی دیواره نسبتا کمتر است. بدین ترتیب با توجه به مقدار بالای فاز فریت در لایه‌های رسوب شده ابتدایی و انتهایی دیواره، میزان سختی در مقایسه با لایه‌های میانی افزایش می‌یابد. نتایج مشابهی در پژوهش روستان و سیتاوان [34] در مورد نقش میزان عنصر آلیاژی کروم و فاز فریت در ریز سختی فلز جوش گزارش شده است.

4- نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

نتایج حاصل از این پژوهش به صورت زیر است:

- دیوار نازک SS316L در 25 لایه با کیفیت ظاهری و خواص مکانیکی مطلوب در دو استراتژی مختلف با موفقیت به روش WAAM با دستگاه GMAW سینرژیک با جریان اینترپالسی ساخته شد.

- تغییر استراتژی حین ساخت دیوار نازک به روش WAAM توسط دستگاه جوش GMAW به دلیل تغییرات نرخ سرمایش در لایه‌های مختلف دیواره می‌باشد که نیازمند طراحی و انتخاب دقیق پارامترهای جوشکاری قبل از ساخت می باشد.

- استفاده از الگوی حرکت رفت و برگشتی مشعل منجر به جلوگیری از انباشت مذاب در ابتدای شروع قوس و کمبود آن در انتهای لایه‌ها شده و دیواره به صورت متقارن ساخته شد.

- ریزساختار دیوار نازک SS316L ساخته شده به روش WAAM با حالت انجمادی AF از زمینه آستنیتی به همراه مقدار پایینی (5 درصد) از دندریت‌های فریت تشکیل شده است.

- آنالیز XRD نشان داده که دیواره ساخته شده از دو فاز γ و δ تشکیل شده است با این تفاوت که میزان فاز δ در نمونه استراتژی دوم (7 درصد) به دلیل نرخ سرمایش بالا 2 درصد بیشتر از نمونه استراتژی اول (5 درصد) به دست آمد.

- نتایج آزمون کشش نشان داد که بیش‌ترین میزان استحکام (463 MPa) مربوط به نمونه عمودی در راستای رشد دانه‌ها می‌باشد. اختلاف محدود (4 درصد) استحکام بین نمونه‌های عمودی و افقی، ناهمسانگردی جزئی در ریزساختار را تأیید می‌کند.

- میانگین استحکام کششی بالای نمونه‌های آزمون کشش (در حدود 445 MPa) و وجود فرورفتگی‌های ریز و درشت در سطح شکست نمونه‌ها، نشان دهنده چقرمگی بالا و ساخت بدون عیب تخلخل و ترک دیوار نازک SS316L می باشد.

- میانگین سختی دیواره ساخته شده 234 ویکرز اندازه‌گیری شد. همچنین میزان سختی بالای لایه‌های ابتدایی و انتهایی دیـواره مـربوط به ریزدانـگی این نـواحی به دلیل بالا بودن نرخ سرمایش نسبت به لایه‌های میانی است.

منابع

1-A. Rahimi, M. Yazdizadeh, M. Vatan Ara and M. Pouranvari. 2025. Assessment of CMT and GMAW in WAAM of austenitic stainless steel 310: mitigating hot cracking and improving mechanical properties. Journal of Welding Science and Technology of Iran 11(1): 11-20. (in Farsi).

2- M.R. Jandaghi, and J. Moverare. 2024. Exploring the efficiency of powder reusing as a sustainable approach for powder bed additive manufacturing of 316L stainless steel. Materials & Design 244: 113222.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

3- E. Dogan, O. Yilmaz and M. Mollamahmutoglu. 2024. Thermal behavior in Wire Arc Additive manufacturing: a comparative study of the conventional process and infrared heater use. Journal of Materials Engineering and Performance.
4- H. Hamed Zargari, S. Khajeh Mohammadilar and V. Ziaei Laleh. 2025. A long-term and pragmatic numerical simulation of wire arc additively manufactured ER70S6 and ER316L thin-wall via finite difference method. Progress in Additive Manufacturing.
5- H. Hamed Zargari, and V. Ziaei Laleh. 2025. Wire Arc Additive Manufactured Radial Thin Wall: Fabrication Strategy, Macroscopic Defect Control, Microstructure, and Mechanical Properties. Journal of Materials Engineering and Performance 34: 6708-6718.
6- E. Akbarzadeh Chiniforoush, H. Hamed Zargari, M.R. Jandaghi, J. Moverare, R. Warsi and C. Hakan Gür. 2025. A sustainable strategy for wire arc additive manufacturing of high-performance duplex stainless Steel: Microstructural refinement and mechanical anisotropy reduction. Materials Science and Engineering: A 943.
7- Y. Cao, Y. Zhang, W. Ming, W. He and J. Ma. 2023. Review: the metal additive manufacturing Technology of the ultrasonic-assisted wire-and-arc additive manufacturing process. Metals 13(2): 398.
8- C.R. Cunningham, J.M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia and S.T. Newman. 2018. Invited review article: strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing. Additive Manufacturing 22: 672-686.
9- H. Zhao, G. Zhang, Z. Yin and L. Wu. 2011. A 3D dynamic analysis of thermal behavior during single-pass multilayer weld-based rapid prototyping. Journal of Materials Processing Technology 211(3): 488-495.
10- V.D. Fachinotti, A. Cardona, B. Baufeld and O. Van der Biest. 2012. Finite-element modelling of heat transfer in shaped metal deposition and experimental validation. Acta Materialia 60: 6621-6630.
11- X. Chen, J. Li, X. Cheng, B. He, H. Wang and Z. Huang. 2017. Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316 L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. Materials Science and Engineering: A 703(3).
12- A. I. Albannai and A. J. Ramirez. 2024. The effect of altering heat input & torch motion on the grain formation of SS316L material in WAAM. Discover Mechanical Engineering 3(1).
13- R. A. RIBEIRO, P. D. C. ASSUNÇÃO, E. B. F. DOS SANTOS, E. M. BRAGA, and A. P. GERLICH. 2021. Globular-to-Spray Transition in Cold Wire Gas Metal Arc Welding. Journal of Welding and Joining 100(4): 121–131.
14- M. Abbasi, H. Najafi and A. Khodabandeh. 2018. Welding of 304L Stainless Steel to 409 Stainless Steel with GMAW Process Using ER316LSi and ER309LMo Filler Metals. Journal of Welding Science and Technology of Iran 4(1): 19-28. (in Farsi).
15- M. Ma, Z. Wang, D. Wang and X. Zeng. 2013. Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L stainless steel. Optics & Laser Technology 45: 209-216.
16- J.C. Lippold, and W.F. Savage. 1979. Solidification of austenitic stainless-steel weldments: Part I-a proposed mechanism. Welding Journal 58: 362-374.
17- S. Katayama, T. Fujimoto and A. Matsunawa. 1985. Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals. Transactions of JWRI 14(2): 123-138.
18- D.J. Chastell, and P.E.J. Flewitt. 1979. The formation of the σ phase during long term high temperature creep of type 316 austenitic stainless steel. Materials Science and Engineering 38(2): 153-162.
19- N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio. 1979. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless-steel welds. Metallurgical and Materials Transactions A 10(4): 512-514.
20- J.C. Lippold, and W.F. Savage. 1982. Solidification of austenitic stainless steel weldments Part III-the effect of solidification behavior on hot cracking susceptibility. Welding Journal 61: 388-396.
21- W.T. Delong. 1974. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. Welding Journal 53(7): 273-286.
22- H. Okabayashi. 1996. Mathematical approach to σ phase precipitation in austenitic stainless-steel welds. Materials Transactions 37(5): 970-974.
23- T.P.S. Gill, V. Shankar, M.G. Pujar and P. Rodriguez. 1995. Effect of composition on the transformation of δ-ferrite to σ in type 316 stainless steel weld metals. Scripta Metallurgica et Materialia 32(10): 1595-1600.
24- G.B. Senay, et al. 2013. Prediction of σ phase precipitation in type 316FR stainless steel weld metal. Quarterly Journal of the Japan Welding Society 31(4): 168-172.
25- D. Srinivasan, P. Sevvel, I. J. Solomon, and P. Tanushkumaar. 2022. A review on cold metal transfer (CMT) technology of welding. Materials Today: Proceedings (64): 108–115.
26- M. Liu, Y. Yang, C. Song, Z. Liu, Y. Li, and S. Zhang. 2025. Effect of CMT-CS additive manufacturing on the surface quality, microstructure and properties of 316L stainless steel. International Journal of Advanced Manufacturing Technology 138(11): 5467–5482.
27- S. H. Lee. 2020. CMT-Based Wire Arc Additive Manufacturing Using 316L Stainless Steel : Effect of Heat Accumulation on the Multi-Layer Deposits. Metals 10: (278).
28- S. Hossein Nedjad, M. Yildiz, and A. Saboori. 2023. Solidification behaviour of austenitic stainless steels during welding and directed energy deposition. Science and Technology of Welding and Joining 28(1): 1–17.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]

29- L. Ji, J. Lu, C. Liu, C. Jing, H. Fan, and S. Ma. 2017. Microstructure and mechanical properties of 304L steel fabricated by arc additive manufacturing. MATEC Web of Conferences. Sibiu, Romania.
30- J. Vora, H. Parmar, R. Chaudhari, S. Khanna, M. Doshi, and V. Patel. 2022. Experimental investigations on mechanical properties of multi-layered structure fabricated by GMAW-based WAAM of SS316L. Journal of Materials Research and Technology 20: 2748–2757.
31- P.S. Gowthaman, S. Jeyakumar, and D.T. Sarathchandra. 2025. Study on Heat Input Effect of 316L Stainless Steel Thin-Walled Parts Processed by Wire Arc Additive Manufacturing. Journal of Materials Engineering and Performance (34)16: 17915–17932.
32- E. Akbarzadeh Chiniforoush, M.R Jandaghi, J. Moverare, S. Yazdani, K. Yurtışık, R. Warsi. 2026. Effect of torch path modification on microstructure and mechanical properties in wire arc additive manufacturing of 316L austenitic stainless steel. Progress in Additive Manufacturing. 11:429–446.
33- I. Rasouli, M. Rafiei. 2018. Evaluation of dissimilar joint properties of AISI316 to AISI430 stainless steels produced by GTAW. Journal of Welding Science and Technology of Iran 4(2): 111-126. (in Farsi).
34- A. Rustandi, S. Setiawan. 2017. The effect of ferrite content on mechanical properties and corrosion behaviour of austenitic stainless steel 308L weld metal. Solid State Phenomena (SSP) 263: 108–114.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.24]