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

Microstructural characterization, solidification behavior, and mechanical properties of 316L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing

M. A. Zarei Sahamie, S. G. Shabestari*, H. R. Abedi
School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

Received 11 April 2026 ; Accepted 9 June 2026

Abstract

In the present study, 316L stainless steel walls were fabricated using the WAAM process under controlled primary parameters including welding current, voltage, torch travel speed, and wire feed rate. The solidification behavior, microstructural evolution, and mechanical performance of the WAAM-produced 316L stainless steel were systematically investigated. Microstructural observations revealed that the final structure consists of a γ austenitic matrix containing approximately 8.5% δ ferrite. Tensile testing demonstrated the simultaneous achievement of high strength and ductility. Specimens extracted perpendicular to the build direction exhibited an ultimate tensile strength of about 569 MPa, a yield strength of 378 MPa, and an elongation of approximately 69%. Mechanical anisotropy was estimated to be around 7.5%, attributed to the directional growth of columnar grains. The enhanced ductility compared to conventional cast steels is associated with the fully austenitic matrix, the controlled amount of δ ferrite, the refined dendritic microstructure, and the localized annealing effect resulting from the deposition of successive layers. Microhardness measurements along the build height indicated a gradual decrease in hardness with increasing distance from the substrate, caused by grain coarsening due to heat accumulation and the lower cooling rates in the upper layers. Overall, the findings demonstrate that the WAAM process is capable of producing 316L stainless steel with a balanced combination of high strength and ductility, provided that solidification behavior and thermal history are properly controlled. These results may serve as a basis for microstructure optimization and anisotropy reduction in industrial additive manufacturing applications.

Keywords:Wire and Arc Additive Manufacturing (WAAM); 316L Stainless Steel; Microstructure; Mechanical Properties; Microhardness.

*Corresponding Author: S. G. Shabestari, shabestari@iust.ac.ir.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دوازدهم، شماره1، بهار و تابستان 1405

بررسی ریزساختار، رفتار انجمادی و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن L 316 تولید شده توسط فرایند ساخت افزایشی قوس سیمی

محمد امین زارعی سهامیه، سعید شبستری*، حمیدرضا عابدی

دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1405/01/22 ؛ پذیرش مقاله: 1405/03/19

چکیده

فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی (WAAM) به‌عنوان یکی از روش‌های کارآمد تولید قطعات فولاد زنگ‌نزن آستنیتی با ابعاد بزرگ، به‌دلیل نرخ رسوب بالا و هزینه نسبتاً پایین مورد توجه قرار گرفته است؛ با این حال، گرادیان‌های حرارتی شدید و چرخه‌های حرارتی تکرارشونده در این فرایند می‌توانند منجر به ناهمگنی ریزساختاری و ناهمسانگردی خواص مکانیکی شوند. در پژوهش حاضر، دیواره‌هایی از فولاد زنگ نزن L 316 به روش WAAM و با کنترل پارامترهای اصلی فرایند شامل جریان و ولتاژ، سرعت پیشروی مشعل و نرخ تغذیه سیم جوش تولید گردید. در این پژوهش، رفتار انجمادی، تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن L 316 تولیدشده به روش ساخت افزایشی قوسی سیمی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج ریزساختاری نشان داد که ساختار نهایی شامل زمینه γ-آستنیتی به‌همراه حدود 8/5 درصد δ-فریت است. آزمایش کشش بیانگر دستیابی همزمان به استحکام و شکل‌پذیری بالا بود. نمونه‌های استخراج‌شده در جهت عمود بر راستای ساخت دارای استحکام کششی نهایی حدود 569 مگاپاسکال، استحکام تسلیم 378 مگاپاسکال و ازدیاد طول نسبی تقریبی 69 درصد بودند. میزان ناهمسانگردی مکانیکی حدود 7/5 درصد برآورد شد که به رشد جهت‌دار دانه‌های ستونی نسبت داده می‌شود. شکل‌پذیری بالاتر نسبت به فولادهای ریختگی متعارف به حضور زمینه کاملاً آستنیتی، مقدار کنترل‌شده δ-فریت، ریزساختار دندریتی اصلاح‌شده و اثر بازپخت موضعی ناشی از رسوب لایه‌های متوالی مرتبط می گردد. اندازه‌گیری ریزسختی در امتداد ارتفاع ساخت، کاهش تدریجی سختی را با افزایش فاصله از زیرلایه نشان داد که ناشی از درشت‌شدن دانه‌ها در اثر تجمع حرارت و کاهش نرخ سرمایش در لایه‌های بالاتر است. در مجموع، نتایج این تحقیق نشان می‌دهد که فرایند WAAM قابلیت تولید فولاد زنگ‌نزن L 316 با ترکیبی متعادل از استحکام و شکل‌پذیری بالا را داراست، مشروط بر آن‌که کنترل مناسبی بر رفتار انجمادی و تاریخچه حرارتی اعمال شود. یافته‌های این پژوهش می‌تواند به‌عنوان مبنایی برای بهینه‌سازی ریزساختار و کاهش ناهمسانگردی در کاربردهای صنعتی ساخت افزایشی مورد استفاده قرار گیرد.

کلمات کلیدی: ساخت افزایشی قوسی سیمی (WAAM)، فولاد زنگ نزن 316L، ریزساختار، خواص مکانیکی، ریزسختی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: سعید شبستری، shabestari@iust.ac.ir.

1- مقدمه

در دهه‌های اخیر، توسعه فناوری‌های ساخت پیشرفته به‌منظور تولید قطعات فلزی با هندسه‌های پیچیده، ابعاد بزرگ و عملکرد مکانیکی قابل اعتماد، به یکی از اولویت‌های صنایع انرژی، نفت و گاز، دریایی و زیست‌پزشکی تبدیل شده است. محدودیت‌های روش‌های ساخت سنتی از جمله تلفات زیاد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

مواد، محدودیت در آزادی طراحی و هزینه‌های ماشین‌کاری، زمینه را برای گسترش فناوری‌های ساخت افزایشی فلزی فراهم کرده است [1و2]. این فناوری‌ها امکان تولید قطعات نزدیک به شکل نهایی را با حداقل اتلاف ماده فراهم می‌کنند [3و4].

در میان روش‌های ساخت افزایشی فلزی، فرایند ساخت افزایشی قوسی با تغذیه سیم (WAAM) به‌عنوان یکی از روش‌های مبتنی بر رسوب‌دهی با انرژی متمرکز، به دلیل نرخ رسوب‌دهی بالا، هزینه پایین ماده اولیه و قابلیت ساخت قطعات در مقیاس بزرگ ، مورد توجه قرار گرفته است [5و6]. با این حال، ماهیت لایه‌به‌لایه این فرایند و سیکل‌های حرارتی تکرارشونده منجر به ایجاد گرادیان‌های حرارتی شدید و انجماد غیرتعادلی می‌شود که در نهایت رشد دانه‌های ستونی در راستای جهت ساخت را به دنبال دارد [7و8]. این ویژگی‌ها سبب ایجاد ناهمگنی ریزساختاری و بروز ناهمسانگردی در خواص مکانیکی می‌شوند [9و10].

فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L به دلیل مقاومت به خوردگی مطلوب، پایداری فازی مناسب، جوش‌پذیری بالا و ترکیب متعادل استحکام و شکل‌پذیری، یکی از پرکاربردترین آلیاژها در فناوری WAAM محسوب می‌شود [11و12]. ریزساختار این آلیاژ در شرایط ساخت افزایشی عمدتاً شامل زمینه آستنیتی همراه با درصدی از δ-فریت است که به شرایط حرارتی و سرعت سردشدن وابسته است [9و13]. حضور δ-فریت و ساختار دندریتی جهت‌دار از مهم‌ترین عوامل مؤثر بر رفتار مکانیکی و ناهمسانگردی قطعات WAAM هستند [14]. چندین مطالعه به بررسی اثرات پارامترهای مختلف بر ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار اصطکاکی [15] و خوردگی، تنش پسماند و پیچش [8و16] مواد تولید شده از طریق فناوری WAAM پرداخته‌اند. روسلی و همکاران [17]، ون و همکاران [18] تأثیر حرارت ورودی بر فرایندهای WAAM را بررسی کردند. ریزساختار فولاد زنگ نزن ساخته شده توسط فرایند ساخت افزایشی قوس سیمی تا حد زیادی توسط تاریخچه حرارتی در طول فرایندها تعیین می شود. در طول فرایند WAAM، چرخه حرارتی - از جمله گرمایش و سرمایش مکرر [19]- می‌تواند ریزساختارهای غیرتعادلی را در قطعات رسوب‌شده ایجاد می‌کند [20]. در مطالعات انجام شده گزارش شده است که استحکام تسلیم فولاد 316L تولیدشده به روش WAAM معمولاً در محدوده 300 تا 420 مگاپاسکال و استحکام کششی نهایی در بازه 500 تا 650 مگاپاسکال قرار دارد، در حالی که ازدیاد طول نسبی می‌تواند از 40 درصد فراتر رود[23،13،6-21]. با این حال، این خواص به‌شدت تابع پارامترهای فرایندی نظیر ورودی حرارتی، سرعت پیشروی و جهت نمونه‌برداری هستند [24و23]. علاوه بر این، سیکل‌های حرارتی بین‌لایه‌ای می‌توانند موجب بازپخت موضعی و تغییر در توزیع δ-فریت شوند که مستقیماً بر پاسخ مکانیکی اثر می‌گذارند [25و13].

بر این اساس، پژوهش حاضر به بررسی دقیق ویژگی‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن 316L تولیدشده به روش WAAM پرداخته است و نوآوری این تحقیق بر تحلیل ارتباط در چارچوب رابطه فرایند–ریزساختار–خواص مکانیکی است. تمرکز این مطالعه بر مورفولوژی δ-فریت، سختی و رفتار کششی نمونه‌ها بوده و نتایج آن می‌تواند در جهت بهبود کیفیت و عملکرد قطعات تولید شده به روش ساخت افزایشی مورد استفاده قرار گیرد.

2- روش تحقیق

2-1- مواد و ساخت افزایشی قوسی سیمی (WAAM)

در این پژوهش، از فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی برای تولید دیواره‌هایی از جنس فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L با ابعاد (8×100×110) میلی‌مترمکعب استفاده شد. این فرایند به‌صورت خودکار انجام گرفت و رسوب‌گذاری تنها در یک جهت ثابت انجام گرفت و شروع هر لایه مستقل از لایه قبل، از نقطه ابتدای مسیر بود. سیم پرکننده مورد استفاده، فولاد زنگ‌نزن 316L با قطر 1/2 میلی‌متر و ترکیب شیمیایی مطابق با استاندارد AWS ER316L بود که ترکیب شیمیایی آن در جدول(1) ارائه شده است. پارامترهای اصلی فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی در جدول(2)ارائه شده است. نمونه‌ای از دیواره ساخته‌شده از فولاد

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

زنگ‌نزن 316L در شکل(1) نشان داده شده است.

جدول 1- ترکیب شیمیایی فولاد زنگ نزنL 316.

عنصر	نیتروژن (N)	کربن (C)	مولیبدن (Mo)	نیکل (Ni)	کروم (Cr)	سیلیسیم (Si)	گوگرد (S)	فسفر (P)	منگنز (Mn)	آهن (Fe)
ترکیب Max%	0/010	0/030	2-3	10-14	16-18	0/75	0/30	0/040	1/25-2/00	**Balance**

جدول2- پارامترهای فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی مورد استفاده در این پژوهش.

نوع سیم جوش	ER316L
قطر سیم جوش (mm)	1/2
ولتاژ جوشکاری (V)	60
شدت جریان جوشکاری (A)	80
سرعت حرکت مشعل (mm/s)	20
سرعت تغذیه سیم جوش (m/min)	2
دما بین پاسی (°C)	≈200
گاز محافظ	99/99%Ar
دبی دمش گاز محافظ (L/min)	20
حرارت ورودی (J/mm)	$H = \eta.\frac{V.I}{\upsilon} = 204$

شکل1- دیواره فولاد زنگ نزنL 316 ساخته شده با فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی.

2-2- بررسی ریزساختار

به‌منظور بررسی‌های ریزساختاری، نمونه‌ها از دیواره‌های ساخته‌شده به روش WAAM برداشت و با دستگاه برش سیمی EDM جدا شدند. پس از آن، عملیات آماده‌سازی سطح شامل سنباده‌زنی تدریجی با کاغذهای SiC از مش 320 تا 3000 انجام گرفت. در مرحله نهایی نیز نمونه‌ها با سوسپانسیون آلومینا و آب پولیش شدند تا سطحی یکنواخت و آینه‌ای حاصل شود. برای آشکارسازی مرزدانه‌ها، از الکترواچینگ در محلول 10 درصد حجمی اسید اگزالیک در آب مقطر استفاده شد. ولتاژ اعمالی 6 ولت و زمان حکاکی 10 تا 15 ثانیه به‌عنوان شرایط بهینه برای مشخص‌سازی مرز دانه‌ها و ویژگی‌های ریزساختاری انتخاب شدند. ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی‌های مختلف بررسی شد. همچنین، ترکیب شیمیایی فازها و نواحی مختلف با استفاده از طیف‌سنجی توزیع انرژی اشعه ایکس(EDS) مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. شناسایی فازهای موجود نیز به کمک آزمایش پراش اشعه ایکس (XRD) انجام شد.

2-3- بررسی خواص مکانیکی

به‌منظور بررسی رفتار مکانیکی، نمونه‌های کششی مطابق با استاندارد ASTM E8 [26] تهیه شدند. برای دیواره‌های تولیدشده به روش WAAM، نمونه‌های آزمایش کشش در دو راستای موازی و عمود بر جهت ساخت تهیه گردیدند. آزمایش کشش به منظور تعیین استحکام کششی نهایی، استحکام تسلیم و میزان ازدیاد طول نسبی تا شکست برای هر یک از راستاها انجام شد. آزمایش ریزسختی ویکرز مطابق با استاندارد ASTM E384 و با اعمال نیروی 500 گرم-نیرو (gf) و زمان ماندگاری 15s انجام شد. طرحواره انجام فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی همراه با نحوه تهیه نمونه‌ها در شکل(2) نشان داده شده است.

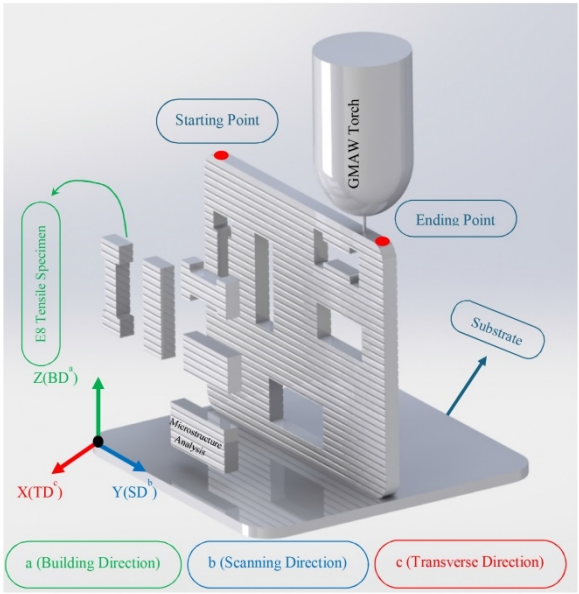
3- نتایج و بحث

3-1- ارزیابی‌های ریزساختاری فولاد زنگ نزن 316L تولید شده توسط فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی

چهار مسیر متمایز انجماد و تحولات حالت جامد برای فلز جوش فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی شناسایی شده است [27].

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

این واکنش‌ها که در جدول(3) خلاصه شده‌اند، با دیاگرام فازی Fe–Cr–Ni نشان داده شده در شکل(3) مطابقت دارند[27].

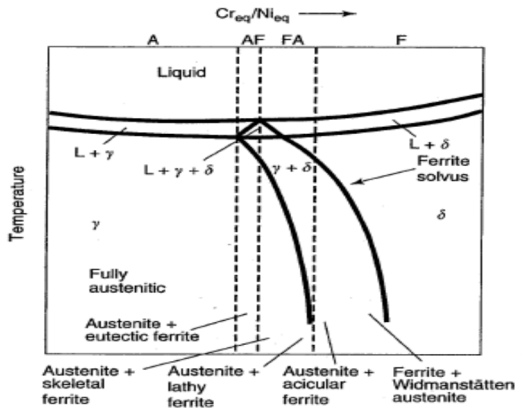


شکل2- طرحواره دیواره فولاد زنگ نزن L316 ساخته شده توسط فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی همراه با نمونه‌های آزمایش کشش و آنالیز ریزساختاری.

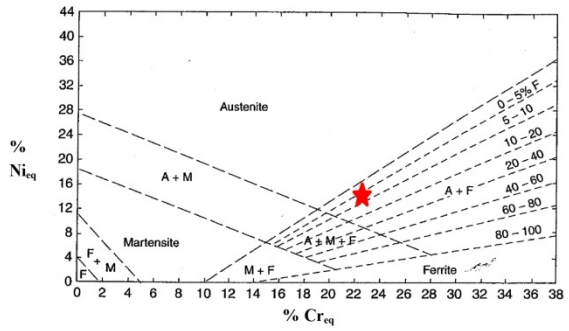
جدول3- انواع انجماد، واکنش‌ها و ریزساختارهای حاصل[27]

نوع انجماد	واکنش	ریزساختار
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	ساختار انجماد کاملاً آستنیتی
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F)_{eut} \rightarrow A + F_{eut}$	فریت در مرزهای سلول و دندریتها
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{pre/eut} \rightarrow F + A$	فریت اسکلتی و/یا صفحه‌ای ناشی از تبدیل فریت به آستنیت
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	فریت سوزنی شکل و زمینه فریت با آستنیت مرز دانه‌ای و صفحات جانبی ویدمن‌اشتاتن

در مسیر انجمادی A وAF، آستنیت به‌عنوان فاز اولیه در حین سرد شدن از مذاب تشکیل می‌شود. در مقابل، مسیرهای FA و F با انجماد اولیه δ-فریت مشخص می‌شوند. پس از پایان انجماد، به‌دلیل ناپایداری δ-فریت در دماهای پایین‌تر، در مسیرهای FA و F تحولات ریزساختاری حالت جامد رخ می‌دهد[21]. بر این اساس، چهار نوع مسیر انجمادی ممکن است در فلز جوش فولادهای زنگ‌نزن مشاهده شود که شامل [28و2]: مسیر A (کاملاً آستنیتی)، مسیر AF (آستنیتی–فریتی)، مسیر FA (فریتی–آستنیتی) و مسیر F (کاملاً فریتی) هستند. هر یک از این مسیرهای انجمادی می‌توانند به تشکیل مورفولوژی‌های متفاوتی از δ-فریت در دمای محیط منجر شوند که شامل فریت اسکلتی (کرم مانند)، لایه‌ای، سوزنی و کروی است.



شکل3- رابطه بین نوع انجماد و نمودار فاز شبه دوتایی[27].



شکل4- موقعیت کار فعلی در نمودار شفلر، که برای پیش‌بینی فازهای تشکیل‌دهنده (آستنیت (γ) و فریت دلتا (δ)) فولادهای زنگ نزن در حین انجماد با سرعت‌های سرمایش زیاد استفاده می‌شود [29].

مطابق با نمودار فازی شبه دوتایی سیستم Fe-Cr-Ni در 70 درصد وزنی آهن، انتظار می‌رود ریزساختار تعادلی فولاد زنگ نزن 316L در دمای اتاق کاملاً آستنیتی باشد (شکل 3). اما در فرایند WAAM، به دلیل سرعت سرمایش زیاد، گرادیان‌های حرارتی شدید و چرخه‌های حرارتی مکرر، ریزساختارهای غیرتعادلی به‌طور گسترده شکل می‌گیرند [30]. در چنین

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

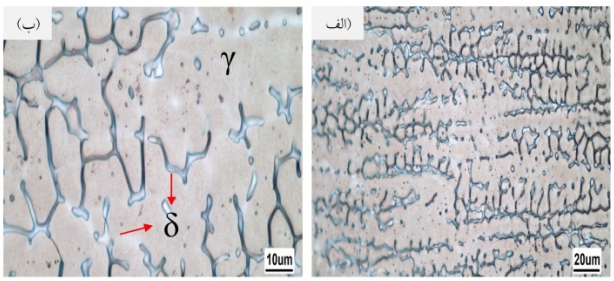
شرایطی، دیاگرام شفلر به‌عنوان ابزاری متداول برای پیش‌بینی مسیر انجمادی و کسر فازی فولادهای زنگ‌نزن تحت سرعت های سرمایش زیاد مورد استفاده قرار می‌گیرد (شکل4). این دیاگرام بر اساس مقادیر معادل کروم (Cr_{eq}) و معادل نیکل (Ni_{eq})، امکان برآورد نسبت فازهای γ-آستنیت و δ-فریت را فراهم می‌کند که این مقادیر از روابط تجربی1 ارائه‌شده در مراجع [32و31] محاسبه می‌شوند:

$$Ni_{eq} = 30C + 0.5Mn + Ni \qquad Cr_{eq} = Mo + Cr + 0.5Nb + 1.5Si \quad (1)$$

بر مبنای این روابط، مقادیر Cr_{eq} و Ni_{eq} برای فولاد زنگ نزن 316L به‌ترتیب برابر با 22/2 و 14/05درصد وزنی حاصل گردید که نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} معادل 1/58 را نشان می‌دهد. این مقدار در بازه 1/48 تا 1/95 قرار داشته و بیانگر وقوع مسیر انجمادی FA است.

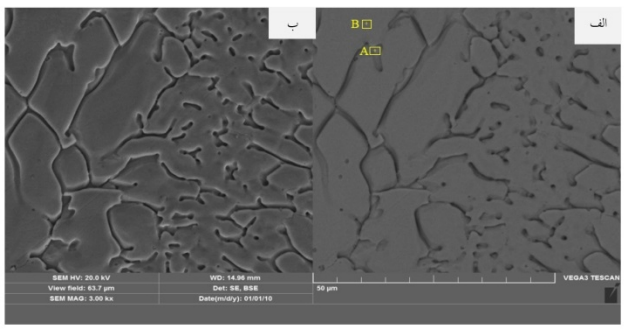
مطابق با موقعیت فولاد زنگ نزن 316L در دیاگرام شفلر (نشان‌داده شده در شکل 4)، ریزساختار نهایی شامل زمینه‌ای از γ-آستنیت به همراه حدود 5 تا 10 درصد δ-فریت پیش‌بینی می‌شود [33]. در این حالت، انجماد با تشکیل اولیه δ-فریت آغاز شده و سپس آستنیت ثانویه تشکیل می‌شود (مودF/A). در این مکانیزم، δ-فریت دندریتی در مراحل اولیه انجماد شکل گرفته و ترجیحاً در خلاف جهت جریان استخراج حرارت رشد می‌کند. پس از آن، آستنیت در نواحی بین‌دندریتی و از طریق واکنش پریتکتیکی ($L + \delta \rightarrow \gamma$) جوانه‌زنی می‌کند. با ادامه سرد شدن، بخشی از δ-فریت از طریق یک تبدیل حالت جامد وابسته به نفوذ به γ-آستنیت تبدیل می‌شود. با این حال، در فرایند WAAMیا جوشکاری فولاد 316L، سرعت های سرمایش زیاد مانع از تکمیل این تبدیل نفوذی شده و در نتیجه مقدار قابل‌توجهیδ- فریت در زمینه آستنیتی باقی می‌ماند.

شکل(5) ریزساختار فولاد زنگ‌نزن 316L تولیدشده به روش WAAMرا نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، زمینه اصلی از γ-آستنیت با ساختار FCC تشکیل شده و δ-فریت با ساختار BCC به‌صورت نواحی تیره‌رنگ در آن پراکنده است. مطابق با گزارش Gürol و همکاران [10]، به دلیل مقدار کم کربن در این آلیاژ، هیچ‌گونه رسوب کاربیدی در ریزساختار مشاهده نشد. علاوه بر این، دیواره تولیدشده فاقد عیوب متداول ساخت، از جمله ترک، تخلخل یا عدم ذوب مناسب بین لایه‌ها است که نشان‌دهنده پایداری فرایند و کنترل مناسب پارامترهای رسوب‌دهی می‌باشد. یکی از ویژگی‌های شاخص فرایند WAAM، شکل‌گیری ریزساختار لایه‌به‌لایه متشکل از دندریت‌های ستونی کشیده است که عمدتاً در خلاف جهت استخراج حرارت رشد می‌کنند. این رفتار ریزساختاری نتیجه مستقیم گرادیان‌های حرارتی شدید و چرخه‌های حرارتی پیچیده حاکم بر فرایند WAAM است [31].



شکل5- ریزساختار فولاد زنگ نزن 316L تولید شده توسط فرایند WAAM الف) بزرگنمایی 50X، ب) بزرگنمایی 100X.

شکل(6) تصاویر SEM از ریزساختار فولاد زنگ نزن 316L تولید شده توسط فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی در بزرگ‌نمایی 3000X نشان می‌دهد. نتایج نشان‌دهنده حضور فاز BCC (فریت (δ)) در زمینه FCC (آستنیت (γ)) است. تجزیه‌وتحلیل نقطه‌ای EDS ترکیب عنصری هر فاز را نشان داد که در جدول(4) ارائه شده است که غنی سازی مورد انتظار کروم، مولیبدن و سیلیسیم را در فاز فریت (δ) و نیکل در فاز آستنیت (γ) تایید می‌کند.



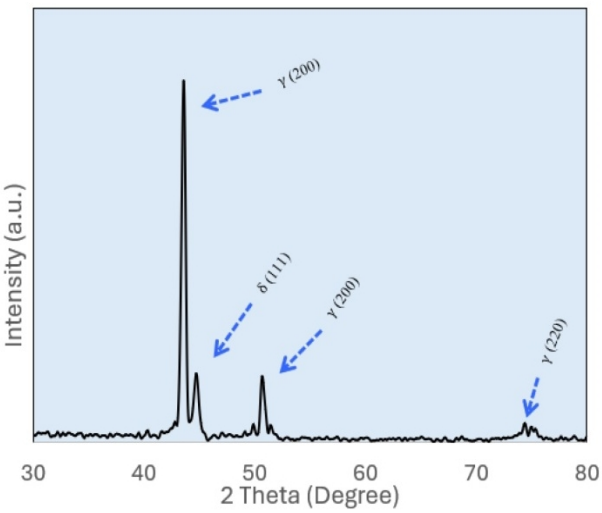
شکل6- تصویر SEM از ریزساختار فولاد زنگ نزن 316 L تولید شده توسط فرآیند WAAM الف- مود BSE، ب- مود SE

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

جدول4- نتایج تجزیه‌وتحلیل نقطه‌ای EDS برای فازهای فریت دلتا و آستنیت

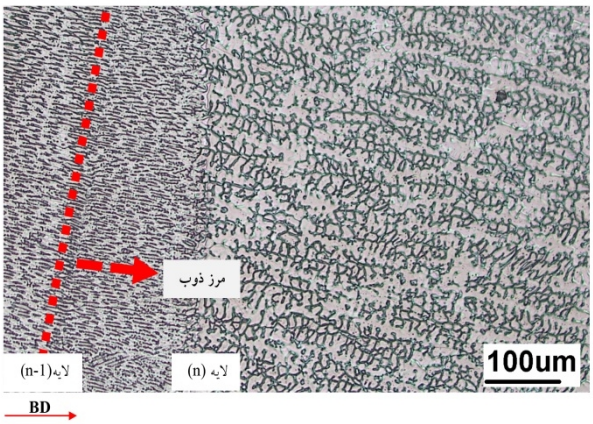
	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Fe
A (فریت دلتا(δ))	27.92	5.53	2.3	4.2	0.8	Bal.
B (آستنیت(γ))	25.2	7.59	2.5	3.3	0.6	Bal

الگوی پراش اشعه ایکس (XRD) فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L تولیدشده به روش WAAM در شکل(7) ارائه شده است. نتایج نشان می‌دهد که فاز غالب در ریزساختار، γ-آستنیت است، با این حال پیک‌های پراش مربوط به δ-فریت نیز به‌وضوح قابل شناسایی هستند. به‌منظور تعیین کمی سهم فازی، داده‌های پراش در نرم‌افزار X'Pert HighScore Plus با استفاده از روش ریتولد مورد تحلیل قرار گرفتند. بر اساس این آنالیز، کسر حجمی δ-فریت برابر با 8/5 درصد برآورد شد. حضور این میزان δ-فریت در فولاد 316L تولیدشده به روش WAAM با پیش‌بینی‌های حاصل از دیاگرام شفلر مطابقت دارد و می‌توان آن را به شرایط انجماد سریع و ویژگی‌های ترمومکانیکی خاص فرایند WAAM نسبت داد. سرعت سرمایش زیاد و گرادیان‌های حرارتی شدید در حین ساخت، سبب محدود شدن تبدیل نفوذی $\delta \rightarrow \gamma$ در مرحله سرد شدن شده و در نتیجه بخشی از δ-فریت در زمینه آستنیتی پایدار باقی می‌ماند. این رفتار ریزساختاری از ویژگی‌های شناخته‌شده فرایندهای جوشکاری و ساخت افزایشی مبتنی بر قوس است.



شکل7- الگوی پراش اشعه ایکس (XRD) فولاد زنگ نزن آستنیتی 316L تولید شده با فرآیند WAAM

شکل(8) ریزساختار فولاد زنگ‌نزن 316L تولیدشده به روش WAAMرا همراه با مرز ذوب بین دولایه نشان می‌دهد. همان‌طور که در شکل(8) نشان داده شده است با حرکت از F.L در امتداد جهت ساخت (BD)، مورفولوژی فریتδ به‌تدریج از صفحه‌ای و دانه‌ای به کرمی‌شکل (اسکلتی) تغییر می‌کند. این تکامل مورفولوژیکی در یک‌لایه به تغییر حالت انجماد از آستنیت (γ) اولیه و فریت دلتا (δ) ثانویه (A/F) به فریت دلتا (δ) اولیه و آستنیت (γ) ثانویه (F/A) نسبت داده می‌شودکه نتیجه‌تغییرات در گرادیان حرارتی(G) و نرخ رشد(R) است که دومتغیر مهم برای تعیین ساختار انجماد هستند [32].



شکل8- تصویر میکروسکپ نوری در امتداد مقطع عرضی در یک‌لایه، ریزساختار لایه‌ها و همچنین شاخصی را نشان می‌دهد که نشان می‌دهد حالت انجماد به‌تدریج از آستنیت (γ) اولیه و فریت (δ) ثانویه (A/F) به فریت (δ) اولیه و آستنیت (γ) ثانویه (F/A)، در یک‌لایه تغییر می‌کند

با توجه به سرعت سرمایش زیاد در مجاورت خط ذوب و وجود بستر مناسب برای هسته‌زایی ترجیحی فاز γ-آستنیت، فرایند انجماد در فولاد زنگ‌نزن 316L تولیدشده به روش WAAM به‌صورت اپیتکسیال از مرز مذاب–جامد آغاز می‌شود. از آنجا که در رسوب هر لایه، بخشی از لایه قبلی ذوب یا ذوب جزئی می‌شود، دانه‌های زیرلایه به‌عنوان زیرساخت بلوری عمل کرده و رشد اپیتکسیال را تسهیل می‌کنند. در ناحیه نزدیک به خط ذوب، به دلیل گرادیان حرارتی بسیار زیاد (G) و سرعت رشد نسبتاً کم جبهه انجماد (R)، نسبت G/R بزرگ بوده و شرایط برای پایداری جبهه انجماد آستنیتی و تشکیل ساختار سلولی γ-آستنیت اولیه فراهم می‌شود. بنابراین، انجماد در این ناحیه با مسیر آستنیت اولیه (AF) آغاز می‌گردد.

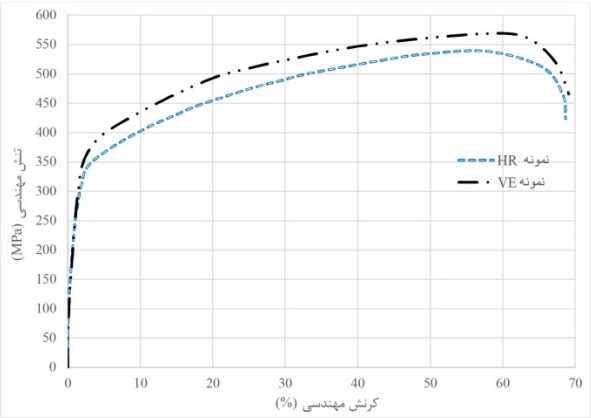
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

در طی رشد سلولی آستنیت، به دلیل ضریب توزیع (k<1) عناصر پایدارکننده فریت نظیر کروم و مولیبدن حلالیت کمتری در شبکه آستنیت دارند، این عناصر به مذاب باقیمانده در نواحی بین‌سلولی پس زده می‌شوند. این جدایش شیمیایی موضعی موجب افزایش معادل کروم (Cr_{eq}) در نواحی بین‌سلولی شده و شرایط ترمودینامیکی را برای جوانه‌زنی δ-فریت در این مناطق فراهم می‌کند. در نتیجه، در مسیر AF، δ-فریت به‌صورت مورفولوژی‌های لایه‌ای یا دانه‌ای در فواصل بین سلول‌های آستنیتی تشکیل می‌شود. با پیشروی جبهه انجماد در یک لایه و افزایش فاصله از خط ذوب، شرایط حرارتی تغییر می‌کند. به‌طور مشخص، گرادیان حرارتی کاهش یافته و هم‌زمان سرعت رشد افزایش می‌یابد که منجر به کاهش نسبت G/R می‌شود. این تغییر پارامترهای سینتیکی بر پایداری نسبی فازهای در حال رشد اثرگذار است. از دیدگاه ترمودینامیکی، δ-فریت نسبت به آستنیت دارای دمای لیکوئیدوس (منحنی مایع) بالاتر و دامنه پایداری گسترده‌تری در ترکیب‌های غنی از کروم است. از منظر سینتیکی نیز، به دلیل ساختار BCC و تحرک بالاتر مرز مشترک جامد–مایع، δ-فریت در شرایط گرادیان پایین‌تر و نرخ رشد بالاتر، توان رقابتی بیشتری نسبت به آستنیت سلولی نشان می‌دهد. در یک شرایط بحرانی، فریت دلتا که پیش‌تر به‌صورت ثانویه در نواحی بین‌سلولی تشکیل شده بود، به دلیل سرعت رشد بالاتر، بر جبهه آستنیتی غلبه کرده و به فاز پیشرو انجماد تبدیل می‌شود. در این مرحله، مسیر انجمادی از AF به FA تغییر می‌یابد. از این نقطه به بعد، انجماد با تشکیل اولیه δ-فریت آغاز می‌شود.

در مسیر FA، بر خلاف مرحله قبل، عناصر پایدارکننده آستنیت نظیر نیکل و منگنز (که دارای k<1 در فریت هستند) به مذاب بین‌دندریتی پس زده می‌شوند. غنی‌شدن موضعی این نواحی از عناصر آستنیت‌زا، شرایط تشکیل γ-آستنیت را در مراحل پایانی انجماد فراهم می‌کند. در نتیجه، آستنیت به‌صورت فاز ثانویه در فواصل بین بازوهای دندریتی فریت تشکیل می‌شود. حاصل این توالی انجمادی، ایجاد مورفولوژی کرمی‌شکل یا اسکلتی از δ-فریت در زمینه‌ای از γ-آستنیت است که مشخصه مسیر FA در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی می‌باشد. به دلیل نرخ‌های سرمایش بالا و چرخه‌های حرارتی سریع در فرایند WAAM، تبدیل حالت جامد $\gamma \rightarrow \delta$ که ماهیتی نفوذی دارد، به‌طور کامل انجام نمی‌شود. محدودیت نفوذ در زمان کوتاه سرد شدن موجب می‌شود بازوهای دندریتی δ-فریت که از نظر شیمیایی غنی از عناصر فریت‌زا هستند، پایداری ترکیبی خود را حفظ کرده و تا دمای محیط باقی بمانند. در نتیجه، ریزساختار نهایی شامل شبکه‌ای اسکلتی از δ-فریت در زمینه آستنیتی خواهد بود که بیانگر انجماد غیرتعادلی تحت شرایط گرادیان حرارتی بالا و سرمایش سریع است.

3-2-خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن 316L تولید شده توسط فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی

ارزیابی خواص مکانیکی از طریق آزمایش کشش انجام شد (شکل9). نتایج آزمایش کشش، نشان‌دهنده خواص مکانیکی ناهمسانگرد در فولاد زنگ‌نزن 316L است که توسط فرایند WAAM تولید شده است. تغییر جهت نمونه‌ها از نمونه‌های موازی با جهت ساخت (HR) به سمت نمونه‌های عمود بر جهت ساخت (VE) منجر به افزایش 7/5% در استحکام تسلیم و 5/7% در استحکام کششی نهایی شد.



شکل9- نمودار تنش - کرنش مهندسی فولاد زنگ‌نزنL 316 ساخته شده توسط فرایند ساخت افزایشی قوسی سیمی

این آنیزوتروپی مکانیکی مشاهده شده در فولاد زنگ‌نزن 316L توسط شده فرایند WAAM عمدتاً به بافت بلوری قوی نسبت

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

داده شد که با جهت‌گیری خاص دانه‌ها مشخص می‌شود. چنین بافت کریستالی تأثیر قابل‌توجهی بر خواص مکانیکی کششی خواهد داشت[9]. نتایج آزمایش کشش، خواص مکانیکی بالاتر را برای نمونه‌هایی که عمود بر جهت‌گیری دانه قرار داشتند نشان داد (VE). برعکس، نمونه کششی موازی با جهت‌گیری دانه‌ها به‌طورکلی خواص کششی پایین‌تر را نشان دادند (HR). دانه‌ها تمایل به رشد در جهت حداکثر گرادیان حرارتی و انجماد عمود بر ایزوترم‌ها در طول فرایند WAAM داشتند. در نتیجه، چرخه‌های حرارتی متعدد تشکیل دانه‌های عمود بر جهت چاپ لایه‌ها را تقویت کرد.

هر دو نمونه تهیه شده در جهت عمود بر راستای ساخت (VE) و در راستای ساخت (HR) انعطاف‌پذیری عالی را نشان دادند. چنین انعطاف‌پذیری برتر را می‌توان به نسبت بالای فاز آستنیتی همان‌طور که در ریزساختار مشاهده می‌شود نسبت داد. فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولید شده به‌صورت سنتی معمولاً حاوی نسبت قابل‌توجهی از فاز فریت (δ) هستند. بااین‌حال، فولاد زنگ‌نزن 316L در این مطالعه عمدتاً از فاز آستنیت (γ) با فاز فریت (δ) ناچیز (حدود 8/5%) تشکیل شده است. این امر در به چرخه‌های حرارتی متعدد متحمل شده در طول فرایند WAAM نسبت داده شد که منجر به تبدیل فاز فریت (δ) به فاز آستنیت (γ) شد و در نتیجه منجر به نسبت بسیار بالای فاز آستنیت (γ) شد. چرخه‌های حرارتی متعدد و ناهمگنی ریزساختار در جهت ساخت منجر به استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی کمتر در نمونه در راستای ساخت (HR)نسب به نمونه تهیه شده در جهت عمود بر راستای ساخت (VE) شد.

بر اساس نتایج این تحقیق (جدول5)، نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن 316L تولیدشده به روش WAAM دارای درصد ازدیاد طول نسبی بسیار بالا در حدود 70% است که به‌طور قابل توجهی بیشتر از مقادیر معمول گزارش‌شده برای ساختارهای ریختگی (در حدود 30% [35و10]) است. یافته‌های حاضر بیانگر آن است که تحت شرایط فرایندی به‌کار رفته، WAAM توانسته است شکل‌پذیری را بیش از دو برابر مقادیر متداول ارتقا دهد.

جدول5- نتایج آزمایش کشش فولاد زنگ نزن 316L برای نمونه‌های موازی با جهت ساخت (HR) و عمود بر جهت ساخت (VE)

	استحکام کششی نهایی (MPa)	استحکام تسلیم (MPa)	درصد ازدیاد طول نسبی (%)
نمونه تهیه شده در جهت عمود بر راستای ساخت (VE)	569/2 ± 4/0	378/2 ± 21/3	69/7 ± 6/1
نمونه تهیه شده در راستای ساخت (HR)	538/4 ± 5/4	351/7 ± 20/9	68/7 ± 5/9
الزامات صنعتی برای فولاد زنگ نزن 316L کار شده [34]	450	170	40

از منظر ریزساختاری، می‌توان این رفتار را ناشی از سه عامل کلیدی دانست:

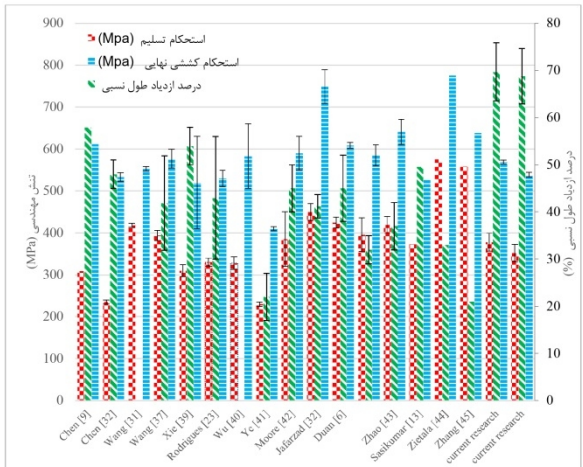
-در فرایند WAAM به دلیل انجماد جهت‌دار و سیکل‌های حرارتی بین‌لایه‌ای، دانه‌های ستونی–دندریتی شکل گرفته که بخشی از آن‌ها طی رسوب‌گذاری‌های بعدی بازپخت شده‌اند؛ این امر سبب ایجاد ریزساختاری یکنواخت‌تر و مقاوم‌تر در برابر تمرکز کرنش شده است. رسوب‌گذاری لایه‌های بعدی، لایه‌های قبلی را تحت تأثیر گرما قرار داده و فرایند بازپخت موضعی را القا می‌کنند.

-حضور مقدار کنترل‌شده‌ای از فریت دلتا (δ) در زمینه آستنیتی، در فرایند WAAM است (حدود 8/5%) که به دلیل سرعت سرمایش زیادتر مقدار آن نسبت به ریختگی کمتر است. حضور کنترل‌شده فریت دلتا (δ) نقش مهمی در جلوگیری از ترک‌زایی و ارتقای شکل پذیری کلی ایفا می‌کند.

-در حالی که ساختار ریختگی مستعد بروز عیوب حجیم نظیر تخلخل‌های گازی و جدایش درشت (ماکروسکوپی) است، در WAAMاین دسته از عیوب کاهش یافته و جای خود را به عیوب ریز و پراکنده داده‌اند که کمتر موجب تمرکز تنش می‌شوند. علاوه بر این، تنش‌های پسماند در WAAM به‌واسطه لایه‌نشانی پی‌درپی به‌صورت تدریجی توزیع شده و از شکست زودرس جلوگیری می‌کند.

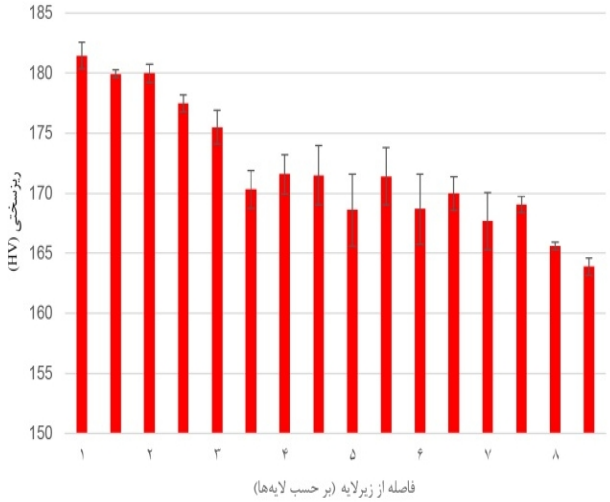
[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

با توجه به نتایج جدول(5) می‌توان نتیجه گرفت که استحکام کششی نهایی، استحکام تسلیم و ازدیاد طول نسبی اندازه‌گیری شده در محدوده مقادیر فولاد زنگ نزن 316L کار شده قرار می‌گیرد. بنابراین، قطعه فولاد زنگ نزن 316L ساخته شده توسط فرایند ساخت افزایش قوسی سیمی با استانداردهای تجاری EN ISO 14343[36] (استحکام تسلیم 320MPa، استحکام کششی نهایی 510MPa و درصد ازدیاد طول نسبی 48%) مطابقت دارد. شکل(10) خلاصه‌ای از نتایج تحقیقات انجام شده در زمینه ساخت افزایشی WAAM فولاد زنگ‌نزن 316L است. دامنه خواص مکانیکی گزارش‌شده برای WAAM-316L در اغلب موارد استحکام کششی نهایی بین 650MPa -410 و استحکام تسلیم بین 450MPa -230 است. به طور کلی، در مقایسه با فولادهای زنگ‌نزن 316L ریخته‌گری یا کارشده، قطعات WAAM معمولاً استحکام رقابتی یا زیادتری نشان می‌دهند [45-37و32،31،22،13،9،6]. به‌طورکلی، نتایج به‌دست‌آمده با گزارش‌های پیشین درباره فولاد زنگ‌نزن 316L هم‌راستا است که نشان می‌دهند کاهش اندازه دانه و بهینه‌سازی مقدار فریت دلتا، ترکیبی متعادل از استحکام و شکل‌پذیری ایجاد می‌کند.



شکل10- محدوده مقادیر استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نسبی به‌دست‌آمده برای فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L تولید شده توسط فرایند WAAM مقایسه نتایج این تحقیق با نتایج سایر محققین

شکل(11) توزیع ریزسختی فولاد زنگ نزن 316L ساخته شده با WAAM را نشان می‌دهد. در قطعات فولاد زنگ نزن 316L ساخته شده با WAAM، ریزسختی معمولاً با افزایش ارتفاع ساخت کاهش می‌یابد. این رفتار عمدتاً به تغییرات حرارتی در طول فرایند رسوب لایه نسبت داده می‌شود. با افزایش ارتفاع، لایه‌های تازه رسوب شده روی لایه‌های زیرین نسبتاً گرم جامد می‌شوند. این پدیده راندمان اتلاف گرما را کاهش می‌دهد و منجر به تجمع حرارتی بین لایه‌ای می‌شود. در چنین شرایطی، سرعت سرد شدن کاهش می‌یابد و رشد دانه‌های آستنیتی درشت‌تر را افزایش می‌دهد.



شکل11- توزیع ریزسختی در امتداد جهت ساخت.

با افزایش ارتفاع ساخت (یعنی دورشدن از زیرلایه)، شرایط سرمایش و توزیع حرارت تغییر می‌کند. این تغییرات منجر به درشت‌شدن دانه‌ها در نواحی بالاتر می‌شود. بر اساس رابطه هال-پچ (Hall–Petch relationship)، تناسب معکوسی بین اندازه دانه و استحکام وجود دارد؛ به این معنی که با افزایش اندازه دانه، مرزهای دانه کمتری در واحد حجم وجود داشته و نقش آن‌ها به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها تضعیف می‌گردد. در نتیجه، مقاومت ماده در برابر تغییر شکل پلاستیک کاهش یافته و ریزسختی در نواحی بالاتر ساخت به طور مستقیم افت می‌کند. بنابراین، کاهش مشاهده‌شده در سختی نواحی بالایی، پیامدی طبیعی از درشت‌شدن دانه‌ها و کاهش اثربخشی مرزهای دانه در مهار نابجایی‌ها است. این پدیده بیانگر وابستگی ریزسختی به مورفولوژی و اندازه دانه در ارتفاعات مختلف ساخت می‌باشد.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، رفتار انجمادی، تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L تولیدشده به روش ساخت افزایشی قوسی سیمی به صورت منظم مورد بررسی قرار گرفت. بر اساس نتایج به‌دست‌آمده، جمع‌بندی زیر ارائه می‌شود:

-ریزساختار نهایی شامل زمینه γ-آستنیتی به‌همراه حدود 8/5 درصد حجمی δ-فریت بود. تحلیل نسبت Cr_{eq}/Ni_{eq} و بررسی تحولات انجمادی نشان داد که مسیر انجماد از نوع AF بوده و در امتداد جهت ساخت، مورفولوژی δ-فریت از صفحه‌ای و دانه‌ای به کرمی تغییر می‌کند که نتیجه تغییرات در گرادیان حرارتی و سرعت رشد است.

-یک ریزساختار لایه به لایه مشخص با دندریت‌های ستونی کشیده که عمدتاً در خلاف جهت استخراج گرما رشد می‌کنند، مشاهده شد. این مورفولوژی ناهمسانگرد، گرادیان‌های حرارتی تند و چرخه‌های حرارتی پیچیده را در طول رسوب‌گذاری منعکس می‌کند و به طور قابل توجهی بر رفتار مکانیکی موضعی و ریزسختی تأثیر می‌گذارد.

-نتایج آزمایش کشش نشان داد که نمونه‌های تولیدشده دارای ترکیبی متعادل از استحکام و شکل‌پذیری بالا هستند. استحکام کششی نهایی در راستای عمود بر جهت ساخت به حدود 569 مگاپاسکال و در راستای ساخت به حدود 538 مگاپاسکال رسید. میزان ناهمسانگردی حدود 7/5 درصد برآورد شد که به جهت‌گیری دانه‌های ستونی و بافت حاصل از انجماد جهت‌دار نسبت داده می‌شود. درصد ازدیاد طول نسبی زیاد (~69%) بیانگر نقش غالب زمینه آستنیتی، مقدار کنترل‌شده δ-فریت و اثر بازپخت موضعی در بهبود شکل‌پذیری است.

-توزیع ریزسختی در امتداد جهت ساخت روندی کاهشی نشان داد که ناشی از تجمع حرارت، کاهش نرخ سرمایش در لایه‌های بالایی و در نتیجه درشت‌شدن ریزساختار است. کاهش ریزسختی در نواحی دارای دانه‌های درشت‌تر با نتایج ریزساختاری به‌دست‌آمده همخوانی دارد و بیانگر تأثیر مستقیم تاریخچه حرارتی موضعی بر تحول ریزساختار و خواص مکانیکی در فرایند WAAM است.

منابع

1-Wang, F., S. Williams, P. Colegrove, and A.A. Antonysamy, Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V. Metallurgical and materials transactions A, 2013. p:44(2). 968-977.

2-Günen, A., U. Gürol, M. Koçak, and G. Çam, A new approach to improve some properties of wire arc additively manufactured stainless steel components: simultaneous homogenization and boriding. Surface and Coatings Technology, 2023. p:460. 129395.

3-Kumar, S.S., N. Murugan, and K. Ramachandran, Influence of tool material on mechanical and microstructural properties of friction stir welded 316L austenitic stainless steel butt joints. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2016. p:58. 196-205.

4-Pan, M., J. Xu, N. Liang, Y. Peng, Q. Zhou, and K. Wang, Microstructure and mechanical properties of the laminated heterostructured material with 316L stainless steel/18Ni300 maraging steel fabricated by WAAM. Materials Science and Engineering: A, 2023. p:8811.45300.

5-Xu, H., T. Tian, B. Hua, W. Zhan, L. Niu, B. Han, and Q. Zhang, Effect of in-situ rolling and heat treatment on microstructure, mechanical and corrosion properties of wire-arc additively manufactured 316L stainless steel. Journal of Materials Research and Technology, 2023. p:27. 3349-3361.

6-Duan, X. and X. Yang, Achieving enhanced strength and ductility in 316L stainless steel via wire arc additive manufacturing using pulsed arc plasma. Materials Science and Engineering: A, 2023. p:867. 144711.

7-Belotti, L.P., J. van Dommelen, M.G. Geers, W. Ya, and J.P. Hoefnagels, Influence of the printing strategy on the microstructure and mechanical properties of thick-walled wire arc additive manufactured stainless steels. Journal of Materials Processing Technology, 2024. p:324. 118275.

8-Colegrove, P.A., H.E. Coules, J. Fairman, F. Martina, T. Kashoob, H. Mamash, and L.D. Cozzolino, Microstructure and residual stress improvement in wire and arc additively manufactured parts through high-pressure rolling. Journal of Materials Processing Technology, 2013. p:213(10). 1782-1791.

9-Chen, M.-T., Z. Gong, T. Zhang, W. Zuo, Y. Zhao, O. Zhao, G. Zhang, and Z. Wang, Mechanical behavior of austenitic stainless steels produced by wire arc additive manufacturing. Thin-Walled Structures, 2024. p:196. 111455.

10-Gürol, U., E. Kocaman, S. Dilibal, and M. Koçak, A comparative study on the microstructure, mechanical

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

processes applied to stainless steel. Welding in the World, 2018. p:62(5). 1083-1096.
23-Rodrigues, T.A., V.R. Duarte, R. Miranda, T.G. Santos, and J. Oliveira, Ultracold-Wire and arc additive manufacturing (UC-WAAM). Journal of Materials Processing Technology, 2021. p:296. 117196.
24-Ramalho, A., T.G. Santos, B. Bevans, Z. Smoqi, P. Rao, and J. Oliveira, Effect of contaminations on the acoustic emissions during wire and arc additive manufacturing of 316L stainless steel. Additive Manufacturing, 2022. p:51. 102585.
25-Cunningham, C., S. Wikshåland, F. Xu, N. Kemakolam, A. Shokrani, V. Dhokia, and S. Newman, Cost modelling and sensitivity analysis of wire and arc additive manufacturing. Procedia Manufacturing, 2017. p:11. 650-657.
26-ASTM, E., Standard test methods for tension testing of metallic materials. Annual book of ASTM standards. ASTM, 2001.
27-Lippold, J.C., Welding metallurgy and weldability. 2014: John Wiley & Sons.
28-Jin, W., C. Zhang, S. Jin, Y. Tian, D. Wellmann, and W. Liu, Wire arc additive manufacturing of stainless steels: a review. Applied sciences, 2020. p:10(5). 1563.
29-George, G.a.H.S., Introduction to austenitic stainless steels. Corrosion of Austenitic Stainless Steels, p:2002. 1-36.
30-Jafarzadegan, M., A. Abdollah-Zadeh, A. Feng, T. Saeid, J. Shen, and H. Assadi, Microstructure and mechanical properties of a dissimilar friction stir weld between austenitic stainless steel and low carbon steel. Journal of Materials Science & Technology, 2013. p:29(4). 367-372.
31-Wang, C.-j., T. Liu, P. Zhu, Y. Lu, and T. Shoji, Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing. Materials Science and Engineering: A, 2020. p:796. 140006.
32-Jafarzad-Shayan, M., A. Zarei-Hanzaki, A. Moshiri, H.S. Kim, F. Haftlang, M. Tahaghoghi, M. Mahmoudi, M. Momeni, and H. Abedi, Microstructural heterogeneity and exceptional mechanical properties in a wire-arc additively manufactured stainless steel. Materials Science and Engineering: A, 2023. p:882. 145473.
33-Lippold, J.C. and D.J. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels. 2005.
34-A473-15, Standard Specification for Stainless Steel Forgings, in A473-15. 2015, ASTM International.
35-A351/A351M, A., Standard Specification for Castings, Austenitic, for Pressure-Containing Parts, in ASTM A351/A351M. 2015, ASTM International.
36-ISO, E., 14343,(2017). Welding consumables, Wire electrodes, strip electrodes, wires and rods for arc welding of stainless and heat resisting steels. International Standard, 2017.
37-Wang, L., J. Xue, and Q. Wang, Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2023. p:47. 215-227.
11-Pham, M., B. Dovgyy, and P. Hooper, Twinning induced plasticity in austenitic stainless steel 316L made by additive manufacturing. Materials Science and Engineering: A, 2017. p:704. 102-111.
12-Saeidi, K., X. Gao, F. Lofaj, L. Kvetková, and Z.J. Shen, Transformation of austenite to duplex austenite-ferrite assembly in annealed stainless steel 316L consolidated by laser melting. Journal of Alloys and Compounds, 2015. p: 633. 463-469.
13-Sasikumar, C. and R. Oyyaravelu, Mechanical properties and microstructure of SS 316 L created by WAAM based on GMAW. Materials Today Communications, 2024. p:38. 107807.
14-Kumar, S.S., N. Murugan, and K. Ramachandran, Identifying the optimal FSW process parameters for maximizing the tensile strength of friction stir welded AISI 316L butt joints. Measurement, 2019. p:137. 257-271.
15-Zhou, H., C. Wu, D.-y. Tang, X. Shi, Y. Xue, Q. Huang, J. Zhang, A.H. Elsheikh, and A.M.M. Ibrahim, Tribological performance of gradient Ag-multilayer graphene/TC4 alloy self-lubricating composites prepared by laser additive manufacturing. Tribology Transactions, 2021. p:64(5). 819-829.
16-Ding, J., P. Colegrove, J. Mehnen, S. Ganguly, P.S. Almeida, F. Wang, and S. Williams, Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts. Computational Materials Science, 2011. p:50(12). 3315-3322.
17-Rosli, N.A., M.R. Alkahari, M.F. bin Abdollah, S. Maidin, F.R. Ramli, and S.G. Herawan, Review on effect of heat input for wire arc additive manufacturing process. Journal of Materials Research and Technology, 2021. p:11. 2127-2145.
18-Wen, D., P. Long, J. Li, L. Huang, and Z. Zheng, Effects of linear heat input on microstructure and corrosion behavior of an austenitic stainless steel processed by wire arc additive manufacturing. Vacuum, 2020. p:173. 109131.
19-Baufeld, B., O.v.d. Biest, and R. Gault, Microstructure of Ti-6Al-4V specimens produced by shaped metal deposition. International Journal of Materials Research, 2009. p:100(11). 1536-1542.
20-Herzog, D., V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, Additive manufacturing of metals. Acta Materialia, 2016. p:117. 371-392.
21-Kumar, S.S., N. Murugan, and K. Ramachandran, Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AISI 316L austenitic stainless steel joints. Journal of Materials Processing Technology, 2018. p:254. 79-90.
22-Rodriguez, N., L. Vázquez, I. Huarte, E. Arruti, I. Tabernero, and P. Alvarez, Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]

during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel. Materials Science and Engineering: A, 2019. p:751. 183-190.
38-Chen, X., J. Li, X. Cheng, B. He, H. Wang, and Z. Huang, Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing. Materials Science and Engineering: A, 2017. p:703. 567-577.
39-Xie, B., J. Xue, and X. Ren, Wire arc deposition additive manufacturing and experimental study of 316L stainless steel by CMT+ P process. Metals, 2020. p:10(11).1419.
40-Wu, W., J. Xue, L. Wang, Z. Zhang, Y. Hu, and C. Dong, Forming process, microstructure, and mechanical properties of thin-walled 316L stainless steel using speed-cold-welding additive manufacturing. Metals, 2019. p:9(1). 109.
41-Ye, C., G. Lu, X. Peng, S. Hou, J. Zhou, and L. Ni, Microstructure and mechanical properties of the 316 stainless steel nuclear grade experimental component made by wire and arc additive manufacturing. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers,
Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, 2020. p:234(21). 4258-4267.
42-Moore, P., A. Addison, and M. Nowak-Coventry,Mechanical properties of wire plus arc additive manufactured steel and stainless steel structures. Welding in the World, 2019. p:63(6). 1521-1530.
43-Zhao, Y., Y. Chen, Z. Wang, J. Ye, and W. Zhao, Mechanical properties, microstructural characteristics and heat treatment effects of WAAM stainless-steel plate material. Journal of Building Engineering, 2023. p:75. 106988.
44-Ziętala, M., T. Durejko, M. Polański, I. Kunce, T. Płociński, W. Zieliński, M. Łazińska, W. Stępniowski, T. Czujko, and K.J. Kurzydłowski, The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping. Materials Science and Engineering: A, 2016. p:677. 1-10.
45-Zhang, K., S. Wang, W. Liu, and X. Shang, Characterization of stainless steel parts by laser metal deposition shaping. Materials & Design, 2014. p:55. 104-119.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-06-22]