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

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

Volume 11, Number 1, 2025



Assessment of CMT and GMAW in WAAM of austenitic stainless steel 310: mitigating hot cracking and improving mechanical properties

A. Rahimi[1], M. Yazdizadeh[2], M. Vatan Ara[2], M. Pouranvari[1*]
1-Faculty of Materials Science and Engineering, Sharif University of Technology, Tehran, Iran.
2-Mapna group, TUGA, Tehran, Iran.

Received 17 February 2025 ; Accepted 3 April 2025

Abstract

Wire-arc additive manufacturing (WAAM) is a prominent technique for producing large metallic components due to its high deposition rate. Utilizing austenitic stainless steels in this process not only reduces production costs but also provides greater design freedom. Among these steels, SS310, known as heat-resistant steel in the industry, offers excellent oxidation resistance and high-temperature performance. However, it is highly susceptible to hot cracking during welding and additive manufacturing processes. In this study, the microstructure and mechanical properties of SS310 fabricated using WAAM with Cold Metal Transfer (CMT) and Gas Metal Arc Welding (GMAW) processes were compared. The results revealed that the CMT process, due to its lower heat input, effectively reduces the susceptibility of SS310 to hot cracking compared to the GMAW process. These findings emphasize the importance of selecting an appropriate process to achieve high-quality components and minimize structural defects.

Keywords: Wire Arc Additive Manufacturing, CMT, GMAW, Stainless Steel, Mechanical Properties, Microstructure.

*Corresponding Author: M. Pouranvari, pouranvari@sharif.edu

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره1، بهار و تابستان 1404



ارزیابی CMT و GMAW در ساخت افزایشی سیم قوس(WAAM) فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 310: کاهش ترک‌خوردگی گرم و بهبود خواص مکانیکی

علی رحیمی[1]، مرتضی یزدی زاده[2]، مسعود وطن آرا[2]، مجید پورانوری[1*]

1- دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران.

2- گروه مپنا، شرکت توگا، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1403/11/29 ؛ پذیرش مقاله: 1404/01/14

چکیده

ساخت افزایشی قوسی با سیم (WAAM) به دلیل نرخ بالای رسوب‌دهی، جایگاهی ویژه در تولید قطعات بزرگ فلزی دارد. استفاده از فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی در این فرایند می‌تواند علاوه بر کاهش هزینه‌های تولید، آزادی بیشتری در طراحی قطعات فراهم کند. فولاد زنگ‌نزن 310، که به‌عنوان فولاد نسوز در صنعت شناخته می‌شود، به دلیل مقاومت بالا در برابر اکسیداسیون و دمای بالا، کاربرد گسترده‌ای دارد. با این حال، این فولاد به‌طور ویژه به ترک‌های گرم در حین فرایندهای جوشکاری و ساخت افزایشی حساس است. در این پژوهش، ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد زنگ‌نزن 310 تولیدشده به روش WAAM با استفاده از فرایندهای انتقال سرد فلز (CMT) و جوشکاری قوسی فلزگازی (GMAW) مقایسه شد. نتایج نشان داد که فرایند CMT به دلیل حرارت ورودی پایین‌تر، می‌تواند حساسیت فولاد زنگ‌نزن 310 به ترک‌های گرم را به‌طور قابل‌توجهی کاهش دهد. این یافته‌ها اهمیت انتخاب مناسب فرایند برای تولید قطعات باکیفیت و کاهش عیوب ساختاری را نشان می‌دهد.

کلمات کلیدی: ساخت افزایشی سیم قوس، انتقال سرد فلز، ریزترک، فولاد زنگ نزن، خواص مکانیکی، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: مجید پورانوری، pouranvari@sharif.edu

1- مقدمه

فرایند رسوب‌دهی با انرژی مستقیم (DED) با سیم، یک روش اقتصادی و پایدار برای چاپ سه‌بعدی است که قطعات را به‌صورت لایه‌به‌لایه می‌سازد. نرخ بالای رسوب‌دهی و اتلاف کم مواد، این روش را برای تولید قطعات فلزی متوسط تا بزرگ ایده‌آل می‌کند [1]. با این حال، این فرایند شامل ذوب سیم و ذوب مجدد موضعی زیر لایه است که پس از اختلاط منجمد می‌شود. ذوب و انجماد و تحولات فازی حالت جامد به همراه تاثیر سیکل حرارتی لایه‌های مختلف منجر به ایجاد ریزساختار ناهمگن در قطعات ساخته شده به روش ساخت افزایشی می‌شود [2و3]. ناهمگنی ریزساختاری، خواص قطعات تولید شده به روش ساخت افزایشی را به صورت موضعی و کلی

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

تحت تأثیر قرار می‌دهد.

چالش‌های کلیدی در ساخت افزایشی فلزات شامل تشکیل دانه‌های ستونی درشت[4] خواص مکانیکی ناهمسانگرد[5]، تحولات فازی غیرتعادلی[6و7] و ترک در آلیاژهای حساس است[4و8]. این چالش ها پذیرش ساخت افزایشی سیم قوس (WAAM) را برای کاربردهای حساس و ایمن پیچیده می‌کند. برای استفاده از WAAM در این‌گونه کاربردها، لازم است درک جامعی از ارتباط بین متغیرهای فرایندی، ریزساختار، عیوب و خواص مواد ایجاد شود.

جوشکاری انتقال سرد فلز (CMT) و GMAW به دلیل توانایی در رسوب‌دهی موثر مواد و قابلیت استفاده برای آلیاژهای فلزی مختلف، به‌طور گسترده‌ای در WAAM مورد استفاده قرار می‌گیرند[4و6]. GMAW به‌عنوان یک فرایند جوشکاری رایج، نرخ رسوب‌دهی بالا و سهولت در عملیات برای تولید در مقیاس بزرگ مناسب می‌کند. با این حال، حرارت ورودی نسبتاً بالای آن اغلب به اعوجاج حرارتی، تنش‌های باقی‌مانده و درشت شدن دانه‌ها منجر می‌شود که می‌تواند عملکرد مکانیکی قطعات ساخته شده با WAAM را محدود کند. در مقابل، CMT روش نوین توسعه یافته برپایه GMAW با حرارت ورودی کمتر از GMAW، با بهره‌گیری از سازوکار انتقال جرم به صورت اتصال کوتاه کنترل‌شده و تغذیه دقیق سیم، باعث بهبود عملکرد WAAM شده است [9و10]. ویژگی‌های CMT منجر به ریزساختارهای ریزتر، تنش‌های باقی‌مانده کمتر و بهبود کیفیت سطح نهایی در قطعات ساخته شده می‌شود[9و11].

محاسبه حرارت ورودی در CMT به دلیل ماهیت پیچیده فرایند کار بسیار دشواری است. برای این کار نیاز به ترموکوپل‌های دقیق و حسگرهای الکتریکی برای اندازه‌گیری جریان و ولتاژ به صورت در لحظه است[15-12]. شرکت سازنده CMT ادعا کرده است که در جوشکاری آلومینیوم فرایند CMT حدود 90% حرارت ورودی کمتری به نسبت روش GTAW دارد[16]. همچنین در جوشکاری فولاد، فرایند CMT حدود 50% حرارت ورودی کمتری به نسبت فرایند GMAW در حالت DTA دارد[16].

فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به‌دلیل ترکیب بی‌نظیر خواصی همچون استحکام در دماهای بسیار زیاد، نرخ کارسختی بالا، انعطاف‌پذیری عالی، قابلیت جذب انرژی زیاد و مقاومت فوق‌العاده در برابر خوردگی و تخریب محیطی شناخته می‌شوند[17]. این ویژگی‌ها آن‌ها را برای کاربرد در طیف گسترده‌ای از صنایع مانند پتروشیمی، هوافضا، توربین گازی، خودروسازی، بهداشت و درمان مناسب می‌سازد. با توجه به صرفه اقتصادی و بهره‌وری بالای WAAM، بسیاری از مطالعات روی بررسی رابطه بین متغیرهای فرایند، ریزساختار و خواص در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تمرکز کرده‌اند. با این حال، اکثر این تحقیقات به آلیاژهایی مانند 304، 308، 316 و 321 معطوف بوده‌اند [22-18].

ریزساختار فولادهای زنگ‌نزن 304، 308 و 316 ساخته شده با WAAM معمولاً شامل دانه‌های ستونی با بافت دندریتی آستنیت همراه با مقادیر مختلفی از δ-فریت است [22-18]. این آلیاژها به دلیل منجمد شدن با فاز اولیه δ-فریت مقاومت زیادی به ترک‌های انجمادی (SC) و ترک‌های افت انعطاف پذیری دمای بالا دارند [23].δ -فریت به دلیل ساختار BCC فشردگی کمتری به نسبت آستنیت FCC دارد. این ساختار به خوبی قابلیت جذب گوگرد و فسفر را دارد. گوگرد و فسفر با تشکیل ساختارهای یوتکتیکی با دمای ذوب پایین باعث حساسیت به ترک انجمادی می‌شوند[24]. حضور گوگرد در مرزدانه‌ها منجر به کاهش انرژی پیوند فلزی در مرزدانه‌ها شده و منجر به ترک افت انعطاف پذیری دمای بالا (DDC) می‌شوند[25].

فولاد زنگ‌نزن 310، به‌عنوان یک فولاد زنگ‌نزن آستنیتی مقاوم در برابر اکسیداسیون دمای بالا و تردی هیدروژنی شناخته می‌شود[27و26]. علی‌رغم این ویژگی‌های مطلوب، تاکنون پژوهش‌های بسیار محدودی در زمینه ساخت افزایشی این آلیاژ انجام شده است [28و6،4]. برخلاف دیگر فولادهای زنگ نزن آستنیتی همچون 304، 308 و 316، فولاد 310 عمدتاً در حالت آستنیتی منجمد می‌شود که حساسیت آن به ترک گرم در حین ساخت را افزایش می‌دهد[23]. گزارش شده است که در بین فولادهای زنگ نزن آستنیتی فولاد زنگ نزن 310 بیشترین

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

حساسیت را به ترک انجمادی و ترک افت انعطاف پذیری دمای بالا دارد [30و29] همین عامل باعث شده تا در ساخت افزایشی توجه کمی به این آلیاژ شود [6و4].

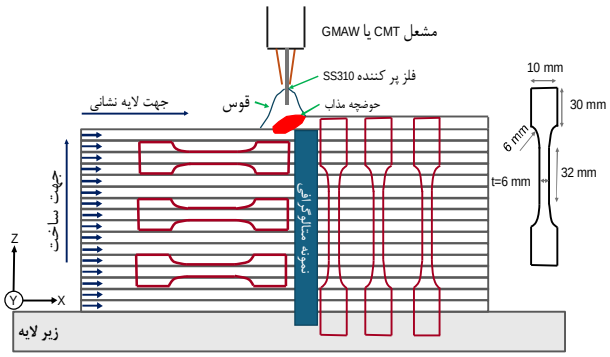
تکنیک‌های کاهش حساسیت به SC و DDC بر پایه کاهش و یا کنترل سطح تنش‌های حرارتی استوار هستند. شنگ و همکاران[31] با کاهش تنش‌های حاصل از مهار مکانیکی با طراحی متفاوت زیرلایه به منظور آزاد شدن تنش‌های حرارتی در فرایند پرینت، DDC را در پرینت آلیاژ آلومینیوم به صورت موثری کاهش دادند. ونگ و همکاران[32] با اعمال 1000 درجه سانتی‌گراد پیشگرم، با کاهش سطح تنش‌ها در نتیجه کاهش گرادیان حرارتی حساسیت به ترک در اینکونل 738 را کاهش دادند. ژو و همکاران [33] با افزودن نانوذرات TiC در ساخت افزایشی اینکونل 738 ریزساختاری با دانه‌های هم محور بیشتر تولید کردند. مساحت بیشتر مرزدانه‌ها و هم‌چنین شکل مضرس مرزدانه‌ها منجر به کاهش سطح تنش روی مرزدانه‌ها (به دلیل توزیع تنش در مساحت بیشتر) شده و در نتیجه ریزترک‌های DDC به شدت کاهش یافت.

یکی از روش‌های تکنیکی برای کاهش حساسیت به ترک در حین جوشکاری و ساخت افزایشی کاهش حرارت ورودی به منظور کاهش تنش‌های حرارتی است[23]. در پژوهش پیشین[4] ساخت افزایشی فولاد زنگ نزن 310 به صورت جامع بررسی و نشان داده شد که فولاد زنگ نزن 310 در ساخت افزایشی سیم قوس با GMAW حساس به تشکیل ریزترک‌های داغ DDC است. ریزترک‌های داغ میزان ازدیاد طول فولاد تولید شده به روش ساخت افزایشی سیم-قوس را به صورت قابل توجهی کاهش دادند. در پژوهش دیگری[6] رابطه میان ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن 310 در ساخت افزایشی سیم قوس با CMT مطالعه و نشان داده شد که درصد ازدیاد طول قطعات ساخته شده توسط CMT نسبت به قطعات ساخته شده توسط GMAW بهبود پیدا می کند. در این پژوهش اثر استفاده از فرایندهای GMAW و CMT در ساخت افزایشی سیم قوس فولاد زنگ نزن 310 بر کاهش ترک‌های داغ و بهبود خواص مکانیکی مطالعه شده است.

2-مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از فرایندهای CMT و GMAW در ساخت افزایشی سیم قوس (WAAM) فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 310 استفاده شد. فولاد زنگ‌نزن AISI 310 با ابعاد 30×400×150 میلی‌متر به‌عنوان زیرلایه مورد استفاده قرار گرفت. از سیم ER310 با قطر 1/2 میلی‌متر به‌عنوان ماده اولیه برای فرایند WAAMاستفاده شد. ساخت دیواره، با استفاده از دستگاه Fronius CMT 7000و یک بوم ستون متحرک استفاده شد. متغیرهای فرایند در جدول (1) نشان داده شده است.

با استفاده از استراتژی لایه نشانی تک‌جهتی، یک دیواره شامل تقریباً 60 لایه با ابعاد تقریبی 400 میلی‌متر × 55 میلی‌متر × 10 میلی‌متر تولید شد. به دلیل ناپایداری جریان و دمای قطعه در 50 میلی‌متر ابتدایی و انتهایی در مطالعات از قسمت‌ها صرف نظر شد. دو طرف نمونه تا ضخامت 5 میلی‌متر ماشین‌کاری شدند. سپس، آزمون رادیوگرافی بر اساس استاندارد ASTM E1032 برای بررسی عیوب داخلی انجام شد. تنها عیوب شناسایی‌شده در تصاویر رادیوگرافی چند حفره گازی بودند که با توجه به ماهیت فرایند قابل پیش‌بینی بود. در نهایت، نمونه‌هایی برای بررسی خواص ریزساختاری و مکانیکی مطابق با طرح شماتیک در شکل(1) تهیه شدند.



شکل 1- شمای دیواره **WAAM** و نمونه آزمون کشش.

برای آماده‌سازی نمونه‌ها از روش‌های استاندارد متالوگرافی استفاده شد. نمونه‌های برش داده شده در مانت گرم قرار گرفتند و سپس با استفاده از کاغذ سنباده سیلیکونی (SiC) با دانه‌بندی‌های متوالی از 400 تا 1500 ساییده شدند. پس از آن، نمونه‌ها ابتدا با خمیر آلومینا با اندازه ذرات 3 میکرون و سپس

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

جدول 1- متغیرهای فرایند WAAM.

فرایند	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت حرکت (cm/min)	قطبیت جریان	ضخامت فلز پرکننده (mm)	نرخ سیلان گاز آرگون (L/min)	دمای بین پاسی
CMT and GMAW	150	15	30	DCEP	1,2	15	100 °C

با دوغاب آلومینا با اندازه ذرات 1 میکرون پولیش شدند. آماده سازی نمونه‌های متالوگرافی برای بررسی ریزساختار براساس استاندارد ASTM E3 انجام شد. سپس نمونه‌ها در محلول شماره کالینگز شماره 2 (شامل 5 گرمCuCl2 ، 100 میلی‌لیتر HClو 100 میلی‌لیتر اتانول) در دمای اتاق غوطه‌ور شدند تا ماکروساختار نمایان شود. علاوه بر این، نمونه‌ها در محلول 10% اگزالیک اسید در دمای اتاق تحت ولتاژ ثابت 9 ولت به مدت 10 ثانیه الکترو اچ شدند تا بررسی ریزساختار انجمادی شامل دندریت‌ها نمایان شود. ویژگی‌های متالورژیکی نواحی مختلف در دیواره WAAM (بالا، وسط و پایین) با استفاده از میکروسکوپ نوری ZEISS Axioscope Vario RL BF/DF/DIC و میکروسکوپ الکترونی روبشی با نشر میدانی TESCAN MIRA3 بررسی شدند.

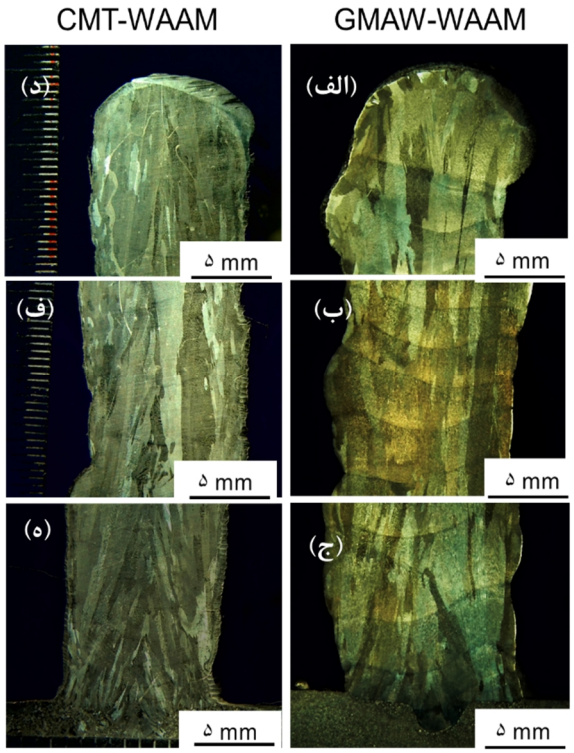
نمونه‌های آزمون مکانیکی با استفاده از ماشین‌کاری تخلیه الکتریکی سیمی (EDM) استخراج شدند. نمونه‌های آزمون کشش مطابق با ابعاد نشان‌داده‌شده در شکل(1) آماده شدند. آزمون‌های کشش در دمای محیط بر اساس استاندار ASTM E8 در هر دو جهت ساخت (Z) و لایه نشانی (X) انجام شدند.

3-نتایج و بحث

دو دیواره تولید شده به روش سیم قوس با فرایندهای GMAW و CMT از نظر درشت ساختار، ریزساختار و خواص مکانیکی کششی مورد ارزیابی قرار گرفتند.

3-1-ریزساختار

ریزساختار نشان‌داده‌شده در شکل(2)، دانه‌های ستونی درشت را نشان می‌دهد که در هر دو دیواره در چندین لایه امتداد یافته‌اند. شکل‌های(2-الف تا 2-ج) نواحی بالایی، میانی، و پایینی دیواره GMAW-WAAM را نشان می‌دهند. در این تصاویر کیفیت سطحی نمونه‌ها به‌طور قابل توجهی کمتر از نمونه CMT است که در شکل‌های(2- د تا 2-ه) نشان داده شده است. دلیل این تفاوت این است که فرایند CMT در جریان الکتریکی برابر با GMAW، حرارت ورودی کمتری نسبت به GMAW دارد. حرارت ورودی بالاتر در GMAW می‌تواند منجر به تولید حرارت بیشتر شده و در نتیجه حوضچه جوش را بزرگ‌تر می‌کند. حرارت و حجم بیشتر مذاب باعث سرریز شدن مواد مذاب به اطراف لایه قبلی شده و در نتیجه کیفیت سطحی در متغیرهای ثابت در نمونه GMAW کمتر از CMT است.



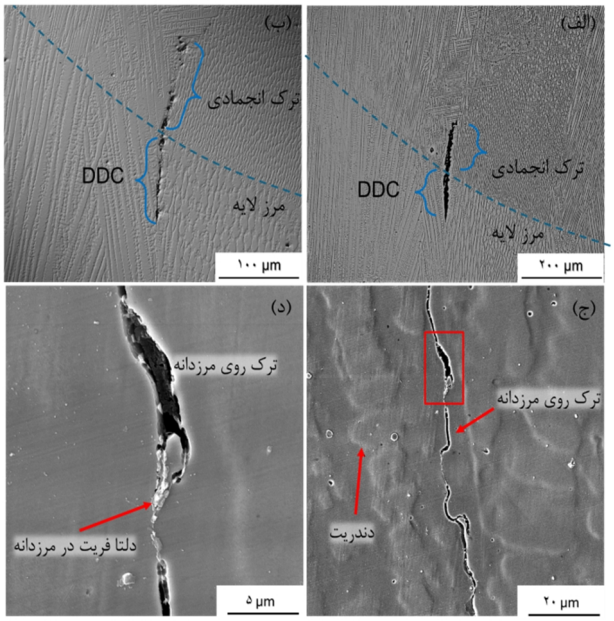
شکل2- درشت ساختار دیواره‌های ساخت افزایشی با روش‌های **GMAW** و **CMT**

همانطورکه در شکل(2) مشاهده می‌شود با افزایش لایه‌ها دانه‌های درشت‌تر و با انحراف کمتری با محور ساخت تشکیل شده‌اند. دلیل این امر کاهش اثر زیر لایه در افزایش نرخ سرمایش است. با افزایش لایه‌ها و فاصله گرفتن از زیر لایه این اثرکمترشده و دانه‌ها درشت‌تر و موازی با محور ساخت تشکیل

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

شده است.

شکل(3) تصاویر میکروسکوپ نوری و FESEM از ریزترک‌های تشکیل شده در ریزساختار دیواره ساخته شده به روش GMAW را نشان می‌دهد. شکل(3-الف و 3-ب) نشان می‌دهد که ریزساختار هر لایه متشکل از دندریت‌های آستنیتی است که به‌صورت هم‌بافت در لایه‌های رسوبی جوانه زده و در جهت ترجیحی رشد کرده است. تصویر میکروسکوپ نوری نشان می‌دهد که ریز ترک‌هایی در ابعاد میکرومتری در مرز لایه‌ها در دیواره GMAW-WAAM (شکل 3-الف و 3-ب) تشکیل شده است.



شکل3-ریزساختار GMAW-WAAM الف و ب) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزترک روی مرزلایه ج و د) تصویر FESEM از ریز ترک در راستای مرزدانه اصلی

فولاد زنگ نزن 310 حساس به ترک‌های SC و DDC در جوشکاری است [29،30]. SC در حالی ایجاد می‌شود که فیلم نازکی از مذاب در بین لایه‌ها قرار دارد و تحت تنش‌های حرارتی دچار پارگی می‌شود. این ترک در راستای فیلم مذاب گسترش پیدا می‌کند [23].

اما DDC در حالت جامد و پس از تکمیل شدن انجماد کاملا در حالت جامد ایجاد می‌شود [23]. DDC در بیشتر آلیاژهای دارای ساختار FCC دلیل آن افت ناگهانی داکتیلیتی ماده در دماهای بالاتر از نصف نقطه ذوب و در نتیجه تنش‌های حرارتی و تنش‌های پسماند ایجاد می‌شود. باید توجه داشت که بازه دمایی افت انعطاف پذیری با بازه دمایی تردی، که در آن ذوب جزیی باعث ترک انجمادی و ذوبی می‌شود متفاوت است. بازه دمای تردی بالاتر از دمای سالیدوس است و دمای افت انعطاف پذیری کمتر از دمای سالیدوس است. یکی از دلایل افت انعطاف پذیری اثر ناخالصی‌ها بر کاهش انرژی پیوند فلزی اتم‌ها در مرزدانه‌ها است [25،34]. DDC روی مرزدانه‌های اصلی بر اثر تنش‌های حرارتی تشکیل شده و به راحتی با ترک انجمادی اشتباه گرفته می‌شود.لازم به ذکر است احتمال دارد با بهم پیوست ترک‌های انجمادی در حالت جامد یک ترک بزرگتر تشکیل شود که با دو ساز و کار SC و DDC تشکیل شده است. در حالت دیگر ممکن است SC به عنوان ترک اولیه تشکیل و سپس به صورت DDC اشاعه پیدا کند. در این حالت سر ترک در قسمت داغ‌تر را SC و قسمت واقع شده در قسمت سردتر ماده را DDC در نظر می‌گیرند [23]. شکل(3-ج و 3-د) تصویر FESEM از ترک در GMAW-WAAM را در راستای مرزدانه اصلی را نشان می‌دهد.

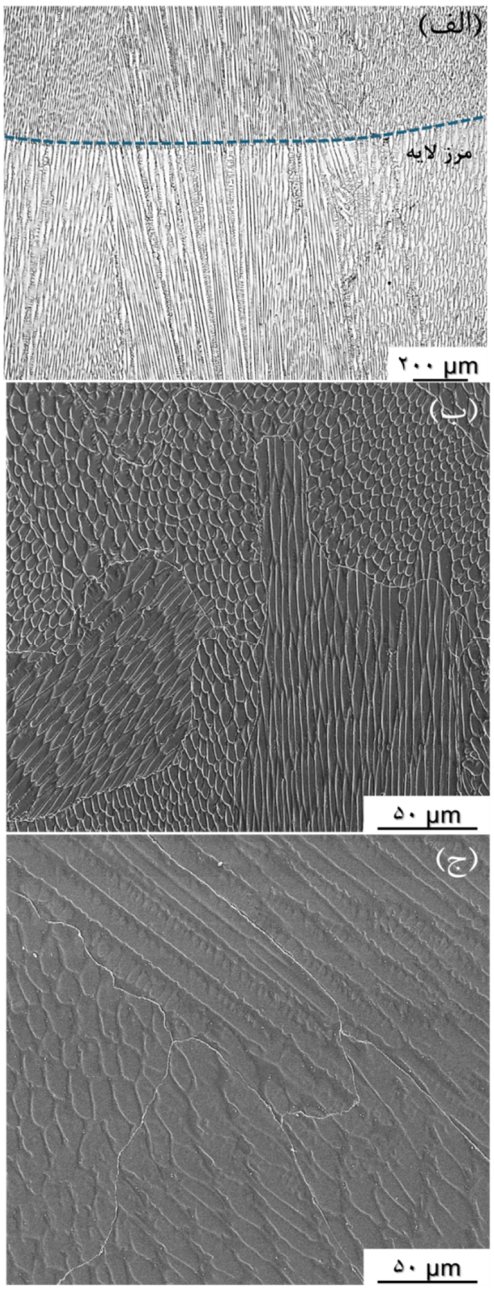
شکل (3-د) حضور مقدار کمی دلتا فریت در مرزدانه‌ها را نشان می‌دهد. در حین انجماد با جدایش کرم از آستنیت منجمد شده میزان کرم در مذاب باقیانده افزایش پیدا می‌کند. در جایی که دو دانه مجاور به یکدیگر می‌رسند کرم حاصل از جدایش دو دانه مجاور در مرزدانه تجمع می‌کند. مذاب غنی از کرم در مرزدانه‌ها دارای ترکیب شیمیایی مناسب برای پایدار کردن دلتا فریت در انجماد مذاب باقی‌مانده در مرزدانه است.

شکل(4) تصاویر میکروسکوپ نوری و FESEM را از قسمت‌های متفاوت دیواره CMT-WAAM را نشان می‌دهد. در سطح مقطع بررسی شده هیچ ریز ترکی در مرزدانه‌های اصلی این نمونه مشاهده نشد. شکل(4-الف) رشد همبافت دانه‌های آستنیتی را در بین لایه‌ها نشان می‌دهد. مرزلایه‌های منطقه حساس به ترک در دیواره GMAW بود. در فرایند CMT به دلیل کاهش موثر حرارت ورودی تنش‌های حرارتی نیز کاهش یافته‌اند.

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

به همین دلیل در مرز بین لایه‌های دیواره اثری از ریزترک دیده نمی‌شود. مرزدانه‌های اصلی در شکل(4-ب و 4-ج) هم عاری از ریز ترک‌ها و حاوی مقدار کمی دلتا فریت هستند.



شکل4- ریزساختار CMT-WAAM الف- تصویر OM از مرزبین لایه‌ها ب و ج- تصاویر FESEM از مرزدانه‌های اصلی

3-2-خواص مکانیکی

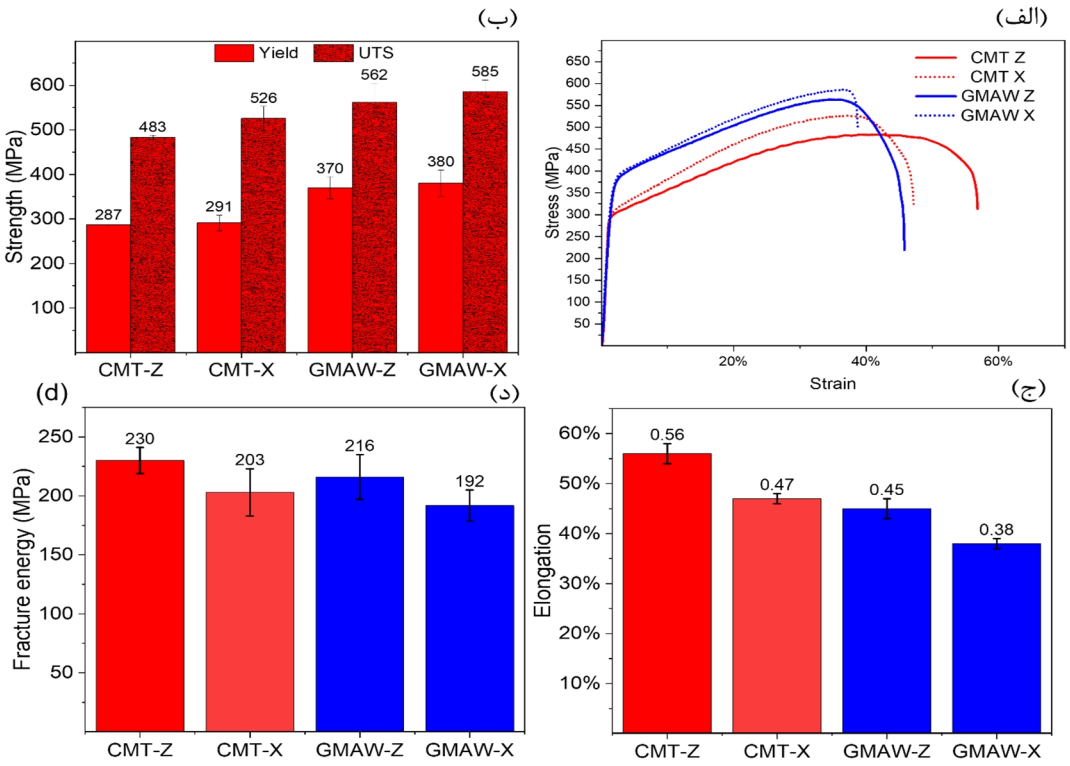
رفتار مکانیکی دیواره‌های SS310 تولیدشده به روش WAAM از طریق آزمون کشش در جهت ساخت (Z) و جهت رسوب‌دهی(X) طبق استاندار E8 اندازه گیری شد. منحنی‌های مهندسی تنش-کرنش مهندسی برای نمونه‌های WAAM-CMT وWAAM-GMAW در شکل(5) ارائه شده‌اند. خواص مکانیکی شامل استحکام تسلیم، استحکام کششی، ازدیاد طول و میزان جذب انرژی جذب شده (سطح زیر نمودار) استخراج و تحلیل شدند.

نمونه‌های WAAM-GMAW رفتار مکانیکی ناهمسانگردی نشان دادند. استحکام تسلیم در جهت Z (25±370 مگاپاسکال) و X (30±380 مگاپاسکال) به ترتیب 28% و 32% بیشتر از WAAM-CMT بود. استحکام کششی در جهت Z (43±562 مگاپاسکال) تقریباً 16% و استحکام کششی در جهت X (2±585 مگاپاسکال) 4% بیشتر از WAAM-CMT بود.

نمونه‌های WAAM-CMT نیز رفتار ناهمسانگردی از خود نشان دادند، اما عملکرد مکانیکی بهتری از نظر ازدیاد طول و انرژی جذب شده نسبت به WAAM-GMAW داشتند. استحکام تسلیم در جهت‌های X و Z به ترتیب 287 و 291 مگاپاسکال بود که کمتر از استحکام تسلیم WAAM-GMAW در همین جهت‌ها بود. استحکام کششی نهایی WAAM-CMT نیز کمتر از WAAM-GMAW و در جهت Z برابر با 483 مگاپاسکال و در جهت X برابر با 526 مگاپاسکال بود.

در ساخت افزایشی سیم قوس، تنش‌های انقباضی حاصل از انجماد توسط لایه‌قبلی مهار می‌شوند. در نتیجه مهار مکانیکی تنش‌های انجمادی، لایه قبلی تحت تنش قرار می‌گیرد. سطح این تنش در اطراف حوضچه مذاب می‌تواند به سطوح بالاتر از تنش تسلیم ماده برسد [35]. در نتیجه با انجماد حوضچه مذاب ماده اطراف آن می‌تواند دچار کارسختی شده و دانسیته نابجایی در آن بالاتر می‌رود [36]. هرچه حوضچه مذاب بزرگتر باشد، حجم مذابی که تنش‌های ناشی از انقباض انجمادی را ایجاد می‌کند بیشتر شده و در نتیجه کارسختی بیشتری در فلز اطراف حوضچه مذاب در حال انجماد رخ می‌دهد. فرایند CMT دارای حرارت ورودی کمتری به نسبت GMAW است و در نتیجه می‌توان انتظار داشت که میزان دانسیته نابجایی کمتری در دیواره ساخته شده به روش CMT تولید شود.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]



شکل 5- نتایج حاصل از آزمون کشش الف- نمودار تنش-کرنش مهندسی ب- استحکام تسلیم و استحکام نهایی ج- ازدیاد طول د- میزان انرژی جذب شده

به همین دلیل تنش تسلیم دیواره ساخته شده به روش CMT نسبت به تنش تسلیم دیواره ساخته شده به روش GMAW کمتر است[38و37]. دانسیته نابجایی اولیه بالاتر نیز روی استحکام نهایی نیز اثر گذار است و منجر به افزایش استحکام نهایی نمونه GMAW نسبت به نمونه تولیده شده به روش CMT می‌شود.

داکتیلیتی، که به‌صورت ازدیاد طول کل بیان می‌شود، در نمونه‌های WAAM-CMT نسبت به WAAM-GMAW بهبود قابل توجهی داشت. میزان ازدیاد طول تا نقطه شکست در نمونه‌های WAAM-GMAW در جهت Z برابر با 45% و در جهت X برابر با 38% بود. اما در نمونه ساخته شده به روش CMT ازدیاد طول کل در جهت X حدود 47% و در جهت Z حدود 56% بود. در شکل (3) مشاهده شد که ریزساختار GMAW حاوی ریز ترک است. ریزترک‌ها می‌توانند روی میزان ازدیاد طول در آزمون کشش اثر گذار باشد. به همین دلیل است که میزان ازدیاد طول در نمونه GMAW بسیار کمتر از نمونه CMT بوده است.

ذکر این نکته نیز جالب توجه است که میزان عیوب کمتر در CMT-WAAM باعث شده تا سرعت تخریب بعد از گلویی شدن در این نمونه نسبت به نمونه تولید شده به روش GMAW-WAAM بیشتر باشد. به همین دلیل میزان انرژی جذب شده در آزمون کشش که برابر با میزان مساحت زیر نمودار تنش و کرنش مهندسی است در CMT-WAAM بیشتر از نمونه GMAW-WAAM است. میزان انرژی جذب شده در آزمون کشش در نمونه‌های WAAM-GMAW در جهت Z برابر با 216 و در جهت X برابر با 192 مگاپاسکال بود و این مقادیر به ترتیب 6% و 5% کمتر از نمونه WAAM-CMT بود.

4-نتیجه گیری

در این پژوهش ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد زنگ نزن 310 ساخته شده به روش WAAM و با دو روش جوشکاری GMAW و CMT با یکدیگر مقایسه شد. نتایج نشان دادند که این آلیاژ حساس به SC و DDC است. کنترل تنش‌های حرارتی با تغییر فرایند از GMAW به CMT به صورت موثری بر

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-13]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

کاهش ریزترک‌ها و افزایش داکتیلیتی موثر است. نتایج استخراج شده از این پژوهش به شرح زیر است:

- ریزساختار دیواره تولیده شده توسط هر دو فرایند متشکل از دانه‌های ستونی کشیده شده حاوی دندریت‌های آستنیتی به همراه مقدار کمی دلتا فریت است.
- حرارت ورودی کمتر فرایند CMT در متغیرهای جوشکاری یکسان میزان ریزترک‌ها را در مقایسه با GMAW به شدت کاهش می‌دهد.
- نمونه تولید شده به روش WAAM-CMT به دلیل کاهش ریزترک‌ها، انعطاف‌پذیری (ازدیاد طول) بیشتری به نسبت به نمونه تولید شده به روش WAAM-GMAW دارد.
- استحکام تسلیم و استحکام کششی نمونه تولید شده توسط فرایند WAAM-GMAW بیشتر از نمونه تولید شده به روش WAAM-CMT است.

تقدیر و تشکر

نویسندگان این پژوهش قدردان همکاری صمیمانه متخصصان محترم آزمایشگاه مهندسی مواد شرکت توگا، به خصوص خانم مهندس حسینی و آقای مهندس قدیمی هستند.

منابع

1-Maraki MR, Tagimalek H, Yousefieh M, Aghaeifar A, Foorginejad A. Feasibility and determination of the characteristics of the replacement of arc and wire additive manufacturing process based on gas metal arc welding for the construction of bridges and metal structures: Approach of artificial intelligence algorithms. Journal of Welding Science and Technology of Iran IWNT [Internet]. 2024 Jun 1 [cited 2025 Feb 8];10(1):109–20. Available from: https://jwsti.iut.ac.ir/article-1-442-en.html

2-Li K, Chen W, Gong N, Pu H, Luo J, Zhang DZ, et al. A critical review on wire-arc directed energy deposition of high-performance steels. Journal of Materials Research and Technology. 2023 May;24:9369–412.

3-Mukherjee T, Elmer JW, Wei HL, Lienert TJ, Zhang W, Kou S, et al. Control of grain structure, phases, and defects in additive manufacturing of high-performance metallic components. Prog Mater Sci. 2023 Sep;138:101153.

4-Rahimi A, Yazdizadeh M, Ara MV, Pouranvari M. Strength and ductility of additively manufactured 310 austenitic stainless steel via wire-arc directed energy deposition: The role of columnar grain growth and ductility-dip cracking. Materials Science and Engineering: A. 2025 Jan;920:147554.

5-Palmeira Belotti L, van Nuland TFW, Geers MGD, Hoefnagels JPM, van Dommelen JAW. On the anisotropy of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel parts. Materials Science and Engineering: A [Internet]. 2023;863 (December 2022):144538.

6-Rahimi A, Yazdizadeh M, Ara MV, Pouranvari M. CMT wire-arc additive manufacturing of 310 austenitic stainless steel: Microstructure-properties relationships. Journal of Materials Research and Technology. 2025 Mar;35:881–91.

7- Khaghani A, Pouranvari M. Wire-arc directed energy deposition of martensitic stainless steel hardfacing alloy: Microstructure and abrasion wear resistance. Journal of Materials Research and Technology. 2025 Jan;34:1721–31.

8-Gandomdoust A, Sarkari Khorrami M, Kashani-Bozorg SF, Ghorbani H. Control of microstructure and solidification cracks in laser powder bed fusion additive manufacturing of high-strength aluminum alloys. Journal of Welding Science and Technology of Iran IWNT [Internet]. 2023 May 1 [cited 2025 Feb 8];9(1):39–57.

9-Li L, Jiang Y, Xiao Y, Chen H, Shi L. Numerical simulation of thermal processes in cold metal transfer-based additive manufacturing. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2024 Feb 17;130(9–10):4431–42.

10-Bellamkonda PN, Dwivedy M, Addanki R. Cold metal transfer technology - A review of recent research developments. Results in Engineering. 2024 Sep;23:102423.

11-Farabi E, Klein T, Schnall M, Primig S. Effects of high deposition rate during cold metal transfer additive manufacturing on microstructure and properties of Ti-6Al-4V. Addit Manuf. 2023 Jun;71:103592.

12-Imoudu NE. The Characteristic of Cold Metal Transfer (CMT) and its application For Cladding. 2017.

13-Aberbache H, Mathieu A, Haglon N, Bolot R, Bleurvacq L, Corolleur A, et al. Numerical Study of the Cold Metal Transfer (CMT) Welding of Thin Austenitic Steel Plates with an Equivalent Heat Source Approach. Journal of Manufacturing and Materials Processing. 2024 Feb 1;8(1).

14-ABERBACHE H, Mathieu A, Haglon N, Bolot R, Bleurvacq L, Corolleur A, et al. Numerical Study of the Cold Metal Transfer (CMT) Welding of Thin Austenitic Steel Plates with an Equivalent Heat Source Approach [Internet]. 2023.

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]

15-Azar AS. A heat source model for cold metal transfer (CMT) welding. J Therm Anal Calorim. 2015 Nov 1;122(2):741–6.
16-Cold metal transfer - FRONIUS - PDF Catalogs Technical Documentation Brochure [Internet]. d 2025 Mar 8].
17-Romero-Resendiz L, El-Tahawy M, Zhang T, Rossi MC, Marulanda-Cardona DM, Yang T, et al. Heterostructured stainless steel: Properties, current trends, and future perspectives. Materials Science and Engineering: R: Reports. 2022;150:100691.
18-Liao H, Wang Z, Chi P, Zhang B, Ding T, Zhang Q. Evolutions of microstructure and mechanical property of 308L stainless steel repaired by the local dry underwater wire arc additive manufacturing. Materials Science and Engineering: A. 2024 Apr;898:146365.
19-Jing C, Chen Z, Liu B, Xu T, Wang J, Lu T, et al. Improving mechanical strength and isotropy for wire-arc additive manufactured 304L stainless steels via controlling arc heat input. Materials Science and Engineering: A. 2022;845:143223.
20-Abu-warda N, Bedmar J, García-Rodriguez S, Torres B, Utrilla M V., Rams J. Effect of post-processing heat treatments on the high-temperature oxidation of additively manufactured 316L stainless steel. Journal of Materials Research and Technology. 2024 Mar 1;29:3465–76.
21-Hagen L, Yu Z, Clarke A, Clarke K, Tate S, Petrella A, et al. High deposition rate wire-arc directed energy deposition of 316L and 316LSi: Process exploration and modelling. Materials Science and Engineering: A. 2023 Jul;880:145044.
22-Blinn B, Hassel T, Viebranz VF, Beck T, Maier HJ. Influence of the grain orientation and δ-ferrite on the cyclic deformation behavior of an austenitic CrNi steel manufactured by wire and arc additive manufacturing. Materials Science and Engineering: A. 2023 Apr 12;870.
23-Sindo Kou. Welding Metallurgy. 3rd ed. 2020.
24-Shankar V, Gill TPS, Mannan SL, Sundaresan S. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. Sadhana. 2003;28(3–4):359–82.
25-Yamaguchi M, Shiga M, Kaburaki H. Grain Boundary Decohesion by Impurity Segregation in a Nickel-Sulfur System. Science (1979). 2005 Jan 21;307(5708):393–7.
26-Ogawa Y, Hosoi H, Tsuzaki K, Redarce T, Takakuwa O, Matsunaga H. Hydrogen, as an alloying element, enables a greater strength-ductility balance in an Fe-Cr-Ni-based, stable austenitic stainless steel. Acta Mater. 2020 Oct;199:181–92.
27-Amirkhiz BS, Xu S, Scott C. Materialia Microstructural assessment of 310S stainless steel during creep at 800 ° C. 2019;6(February).
28-Nandhakumar R, Venkatesan K. Effect of selective laser melting process parameters of SS 310 on relative density, surface roughness, and microstructure at different volumetric energy density. Progress in Additive Manufacturing. 2024;
29-LIU K, YU P, KOU S. Solidification Cracking Susceptibility of Stainless Steels: New Test and Explanation. Weld J. 2020;99(10):255s–70s.
30-Yu P, Morrow J, Kou S. Resistance of austenitic stainless steels to ductility-dip cracking: Mechanisms. Weld J. 2021;100:291s–301s.
31-Shang A, Stegman B, Sinclair D, Sheng X, Hoppenrath L, Shen C, et al. Crack mitigation strategies for a high-strength Al alloy Al92Ti2Fe2Co2Ni2 fabricated by additive manufacturing. Journal of Materials Research and Technology. 2024 May;30:5497–511.
32-Wang W, Lin W, Yang R, Wu Y, Li J, Zhang Z, et al. Mesoscopic evolution of molten pool during selective laser melting of superalloy Inconel 738 at elevating preheating temperature. Mater Des. 2022 Jan;213:110355.
33-Xu L, Zhou W, Zhai W, Luu DN, Nai SML, Chen X. Cracking mitigation of additively manufactured Inconel 738LC through addition of micro-TiC particles. J Manuf Process. 2024 Dec;131:641–58.
34-Caruso M, Frame L. Ductility dip cracking mechanisms and characterization: a review. J Mater Sci [Internet]. 2024 Sep 16;59(36):16789–814.
35-Derekar KS, Ahmad B, Zhang X, Joshi SS, Lawrence J, Xu L, et al. Effects of Process Variants on Residual Stresses in Wire Arc Additive Manufacturing of Aluminum Alloy 5183. J Manuf Sci Eng. 2022 Jul 1;144(7).
36-Nagasai BP, Malarvizhi S, Balasubramanian V. Mechanical properties and microstructural characteristics of wire arc additive manufactured 308 L stainless steel cylindrical components made by gas metal arc and cold metal transfer arc welding processes. J Mater Process Technol. 2022 Sep 1;307.
37-Wang G, Ouyang H, Fan C, Guo Q, Li Z, Yan W, et al. The origin of high-density dislocations in additively manufactured metals. Mater Res Lett. 2020;8(8):283–90.
38-Bertsch KM, Meric de Bellefon G, Kuehl B, Thoma DJ. Origin of dislocation structures in an additively manufactured austenitic stainless steel 316L. Acta Mater. 2020 Oct;199:19–33.

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.15]