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

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

Volume 11, Number 2, 2026



Mechanical and microstructural properties investigation of functionally graded Stellite6/17-4PH fabricated by direct laser deposition

M. Ilanlou, R. Shoja Razavi*, P. Pirali, M.R. Borhani
Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Iran.

Received 25 June 2025 ; Accepted 16 August 2025

Abstract

In this study, laser direct deposition was employed to fabricate a functionally graded transition between 17‑4PH stainless steel and Stellite 6. Specimens were designed and produced such that the chemical composition varied incrementally from 100% 17‑4PH to 100% Stellite 6, with each step involving a 25% decrease in the 17‑4PH content and a corresponding 25 % increase in Stellite 6. Microstructural evolution and elemental distribution were characterized by scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive spectroscopy (EDS), while mechanical properties were assessed via Vickers microhardness testing and uniaxial tensile tests. The microstructural analysis revealed a needle‑like martensitic matrix in the substrate, which transformed into cellular dendrites upon reaching the 25% Stellite 6 layer. As the Stellite 6 fraction increased, along with corresponding rises in Cr and W content, grain boundaries broadened and carbides accumulated within interdendritic regions. At the 50% composition, oriented columnar dendrites became prominent, and at higher Stellite 6 levels the dendritic structure refined further, ultimately evolving into an equiaxed morphology. Microhardness measurements showed a continuous increase from approximately 300 HV in the 17‑4PH substrate to 490 HV in the pure Stellite 6 layer. Tensile testing demonstrated that both yield strength (σ_γ) and ultimate tensile strength (σ_u) remained within 1102–1159 MPa across all compositions, with no evidence of brittle phases or manufacturing defects. Elongation increased from 7% in pure Stellite 6 to 19% in pure 17‑4PH, with the 50%–50% gradient exhibiting an optimal balance of strength and ductility (14.5% elongation).

Keywords: Direct laser deposition, Additive manufacturing, Functionally graded material, Mechanical properties, Microstructure.

*Corresponding Author: R. Shoja Razavi, shoja_r@yahoo.com.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره2، پاییز و زمستان 1404



بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری ساختار تدریجی فولاد زنگ‌نزن 17-4PH و Stellite6 ساخته شده با فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری

مرتضی ایلانلو، رضا شجاع رضوی*، پویا پیرعلی، محمدرضا برهانی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت.

دریافت مقاله: 1404/04/04 ؛ پذیرش مقاله: 1404/05/25

چکیده

در این پژوهش، به‌منظور دستیابی به ساختار تدریجی بین فولاد زنگ‌نزن 17-4PH و آلیاژ Stellite6، از فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری استفاده شد. نمونه‌ها به‌گونه‌ای طراحی و ساخته شدند که ترکیب شیمیایی در هر مرحله به‌صورت تدریجی و گام‌به‌گام از 100% 17-4PH به 100% Stellite6 تغییر یابد. این تغییر به‌صورت کاهش 25 درصدی سهم 17-4PH و افزایش 25 درصدی سهمStellite6 در هر مرحله صورت گرفت. بررسی ریزساختار و توضیع عناصر با میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز عنصری انجام شد. به منظور محاسبه خواص مکانیکی با آزمون میکروسختی HV و آزمون کشش مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد ساختار مارتنزیتی سوزنی در بستر، با انتقال به ترکیب 25% به دندریت‌های سلولی تبدیل و با افزایش درصد Stellite 6 و افزایش Cr و W موجب گسترش مرز دانه‌ها و تجمع کاربید میان دندریت‌ها شد. در ترکیب 50% ظهور دندریت‌های ستونی جهت‌دار مشاهده شد. در مقادیر بالاترStellite 6 ، ساختار دندریتی ریزتر شده و به ساختارهای هم‌محور تبدیل شد. روند تغییر ریزسختی از فلزپایه، از 300 ویکرز برای 17-4PH در امتداد ساخت به سمت لایه‌های بالاتر نمونه‌ها افزایش و تا 490 ویکرز برای Stellit6 خالص مشاهده شد. آزمون کشش نشان داد که σ_y و σ_u در تمامی ترکیبات در بازه 1102–1159 مگاپاسکال با کاهش اندک و پیوسته حفظ شده و نبود فازهای ترد یا عیوب ساختاری موفقیت فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری را تأیید می‌کند. درصد ازدیاد طول نیز از 7% در استلایت 6 تا 19% در 17-4PH با افزایش میزان 17-4PH افزایشی بوده و ترکیب 50–50 با 14,5 درصد ازدیاد طول بهترین تعادل بین استحکام و انعطاف‌پذیری را ارائه داده است.

کلمات کلیدی: رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، ساخت افزایشی، ساختار تدریجی، خواص مکانیکی، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: رضا شجاع رضوی، shoja_r@yahoo.com.

1- مقدمه

مواد تدریجی دسته‌ای از مواد مهندسی‌شده هستند که خواص آن‌ها به گونه‌ای طراحی شده است که به شیوه‌ای از پیش تعیین‌شده، معمولاً در امتداد یک جهت فضایی، تغییر کنند. این مفهوم در ابتدا توسط دانشمندان مواد که به دنبال استراتژی‌های نوآورانه برای ساخت پوشش‌های سد حرارتی بودند، مورد بررسی قرار گرفت. تغییر جهتمند در خواص یا ترکیبات این مواد به صورت تدریجی و مهندسی شده اعمال می‌گردد تا

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

ناهمگونی مورد نظر ایجاد شود [1]. در مواد ترکیبی مرسوم، تغییر ناگهانی بین ترکیب‌های مختلف می‌تواند منجر به تمرکز تنش بالا شود که به طور بالقوه منجر به لایه لایه شدن در بارگذاری پیچیده می‌شود [2]. برای کاهش این مشکل، فصل مشترک غیرهمجنس با یک فصل مشترک تدریجی که ترکیبی از هر دو جزء را در خود جای داده است، جایگزین شده و در نتیجه ساختار تدریجی ایجاد می‌شود [3]. ساختار تدریجی را می‌توان بر اساس اندازه و ساختارشان به انواع مختلفی طبقه‌بندی کرد. بر اساس ضخامت، مواد تدریجی به دو دسته با ساختار جدار نازک و ساختار حجیم تقسیم بندی نمود. براساس نوع تغییر تدریجی، ساختار تدریجی را به دو دسته تغییر گام به گام و پیوسته طبقه‌بندی می‌کنند [4]. نوع متمایز دیگری از ساختار با درجه‌بندی در تخلخل یا ساختار شبکه‌ای مشخص می‌شود. این نوع ممکن است از یک ماده واحد تشکیل شده باشد که درجه‌بندی از طریق توزیع تدریجی تخلخل یا ساختار شبکه‌ای، برخلاف تغییر در ترکیب شیمیایی، آشکار می‌شود [5،6]. تکنیک‌های ساخت سنتی برای مواد تدریجی، مانند رسوب‌نشانی با بخار، متالورژی پودر و ریخته‌گری گریز از مرکز، اغلب به ابزارآلات و فرایندهای مونتاژ گسترده نیاز دارند که باعث می‌شود زمان و هزینه زیادی صرف شود. با این حال، توسعه ساخت افزایشی انقلابی در تولید قطعات تدریجی ایجاد کرده است [7].

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری یکی از روش‌های ساخت افزایشی است که از لیزر پرتوان برای ایجاد یک حوضچه مذاب روی یک زیرلایه استفاده می‌کند که پودر فلزی به آن تزریق می‌شود. پودر ذوب و سپس جامد می‌شود تا رسوبی تشکیل شود که از نظر متالورژیکی به زیرلایه متصل است. ترکیب رسوب را می‌توان با تغییر نسبت تغذیه پودر تغییر داد و ساخت ساختارهای تدریجی را امکان‌پذیر نمود. رسوب‌نشانی مستقیم لیزری به عنوان یکی از روش‌های ساخت افزایشی، به دلیل توانایی‌اش در ساخت ویژگی‌های هندسی پیچیده و قطعات بسیار سفارشی از طریق یک فرایند افزایشی، نسبت به روش‌های مرسوم برتری دارد. صرفه‌جویی قابل توجه در زمان و انرژی ناشی از کاهش وابستگی ساخت افزایشی به ابزار و مونتاژ است. علاوه بر این، حداقل ضایعات تولید شده در طول فرایند ساخت افزایشی، اعتبار آن را به عنوان یک روش ساخت سازگار با محیط زیست، مطابق با اصول تولید پایدار، تأیید می‌کند [8]. ساخت سازه‌های چند ماده‌ای با عملکردهای متغیر، قبلاً با استفاده از ساخت افزایشی، متشکل از تیتانیوم [9،10]، CoCrMo [11]، فولاد ضد زنگ [12–14] و ترکیبات مبتنی بر نیکل [15،16] آزمایش شده است. ساختارهای چندماده‌ای ایجاد شده توسط ساخت افزایشی، بهبودهایی در خواصی مانند سختی [11،12]، مقاومت در برابر سایش [17] و حتی کاهش مدول الاستیک نسبی در مقایسه با قطعات تک فلزی/آلیاژی نشان داده‌اند.

آلیاژ 17-4PH به دلیل استحکام برتر، مقاومت در برابر سایش استثنایی و مقاومت در برابر خوردگی قوی در دماهای تا 300 درجه سانتی‌گراد [18]، [19]، [20] شناخته شده است. لازم است مقاومت در برابر سایش و خوردگی این آلیاژ در دماهای عملیاتی بالا بهبود یابد. Stellite6، یک سوپرآلیاژ پایه کبالت، بهترین ویژگی‌ها را برای قطعاتی که در محدوده دمایی 500 تا 600 درجه سانتی‌گراد کار می‌کنند، دارد. مقاومت بی‌عیب و نقص Stellite6 در برابر سایش و خوردگی در دماهای بالا، این آلیاژ را به گزینه‌ای ایده‌آل برای سخت‌کاری سطحی 17-4PH تبدیل می‌کند [21-23].

در تلاشی برای ساخت نمونه با ساختار تدریجی از دو فولاد ضد زنگ AISI 316L و 17-4 PH با روش رسوب نشانی مستقیم لیزری، با موفقیت توسط Bayode و همکارانش تولید شد. این ترکیب از جنس فولاد ضد زنگ هیچ نشانه‌ای از نقص و تخلخل نشان نداد. همچنین، تجزیه و تحلیل ریزساختاری نشان داد که ریزساختار با عمق تغییر می‌کند. سختی با عمق افزایش یافت و بالاترین مقدار سختی در پایین‌ترین قسمت ترکیب با محتوای ٪100 17-4 PH ثبت شد [24].

محرابی و همکاران در یک تحقیق با به‌کارگیری روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری موفق به تولید ساختار تدریجی شامل فولاد 316L و Inconel625 در قالب سازه‌های چندلایه

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

گردیدند؛ آن‌ها ضمن تحلیل ریزساختاری و سختی این ساختار، نشان دادند که توزیع لایه‌ای و کنترل‌شده موجب یکنواختی ترکیب و بهبود خواص می‌گردد[25].

در حوزه مواد با ساختار تدریجی، مارکوات و بیگلر با به‌کارگیری فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری یک ساختار تدریجی از فولاد دوپلکس به آلیاژ کبالت‌ـکروم تولید کردند و گزارش دادند که این ساختار، استحکام و یکنواختی مرزی بهتری نسبت به اتصال ناگهانی حاصل می‌کند[26].

چونان و همکاران با استفاده از رسوب‌نشانی مستقیم لیزری ساختار تدریجی 316L-xCu را تولید و بررسی کردند. نتایج نشان داد که افزودن مس موجب ریزدانه‌شدن ساختار، بهبود مقاومت خوردگی (کاهش 64% چگالی جریان پسیو) و افزایش استحکام بدون کاهش شکل‌پذیری می‌شود. این مطالعه نشان داد که طراحی گرادیانی می‌تواند چالش‌های معمول در مواد همگن را کاهش دهد[27].

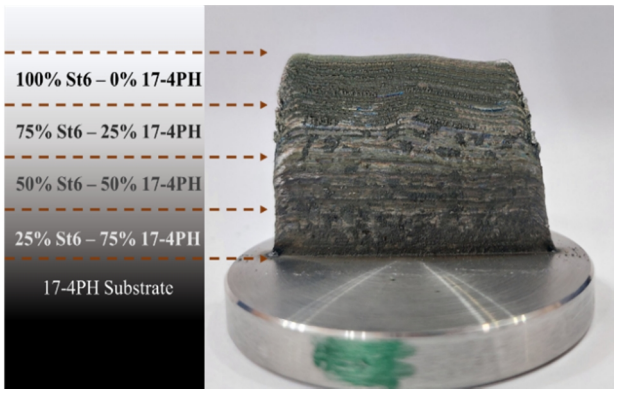
ذکر این مطالعات نشان‌دهنده روند رو به رشد کاربرد ساختارهای تدریجی در تلفیق آلیاژهای فولادی با سوپرآلیاژها در صنایع پیشرفته است و پژوهش حاضر نیز در راستای همین جریان و توسعه این نوع ساختارها قرار می‌گیرد.

با این حال، فرایند DLD پیچیده و بسیار حساس به پارامترهای فرایندی، از جمله توان لیزر، سرعت اسکن و نرخ تغذیه پودر است. این پارامترها به طور قابل توجهی بر ویژگی‌های قطعات ساخته شده مانند ریزساختار، سختی و مقاومت در برابر سایش تأثیر می‌گذارند. بنابراین بهینه‌سازی هندسه پوشش تک مسیره و چند مسیره یک روش عملی برای کاهش یا حذف نقص در پوشش لیزری است [28], [29]. مطالعات متعددی برای بهینه‌سازی خواص هندسی به منظور به حداقل رساندن نقص‌ها انجام شده است، مشخص شده است که نتایج با تغییر ترکیب پودر و زیرلایه به طور قابل توجهی تغییر می‌کنند. در نتیجه، بازه بهینه پارامترهای فرایند نیز تغییر می‌کند.

در این تحقیق برای اولین بار نمونه ساختار تدریجی 17-4PH /Stellite6 توسط رسوب‌نشانی مستقیم لیزری بدون عیب و تخلخل و ترک ساخته شد. نمونه‌ها با ترکیبات مختلف Stellite6/17-4PH به ترتیب نسبت 100-0، 75-25، 50-50، 25-75 و 0-100 به صورت توپر جهت استخراج نمونه‌های آزمون کشش ساخته شدند. تکامل ریز ساختار نمونه با ساختار تدریجی در جهت ساخت بررسی شد و همچنین خواص مکانیکی از قبیل ریزسختی و استحکام کششی نمونه‌ها مورد ارزیابی قرار گرفت.

2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، به‌منظور دستیابی به ساختار تدریجی بین فولاد زنگ‌نزن 17-4PH و آلیاژ Stellite6، از فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری استفاده شد. نمونه‌ها به‌گونه‌ای طراحی و ساخته شدند که ترکیب شیمیایی در هر مرحله به‌صورت تدریجی و گام‌به‌گام از 100% 17-4PH به 100% Stellite6 تغییر یابد. این تغییر به‌صورت کاهش 25 درصدی سهم 17-4PH و افزایش 25 درصدی سهم Stellite6 در هر مرحله صورت گرفت. برای هر ترکیب مشخص، سه لایه متوالی رسوب‌نشانی شد تا پیوستگی ریزساختاری و همگنی ترکیب در هر مرحله حفظ شود. در مجموع، 12 لایه متوالی به‌صورت جدارنازک ساخته شد تا امکان بررسی دقیق ریزساختار و خواص مکانیکی در هر مرحله از تغییر ترکیب فراهم گردد. روش ساخت نمونه تدریجی مطابق شکل(1) نمایش داده شده است.



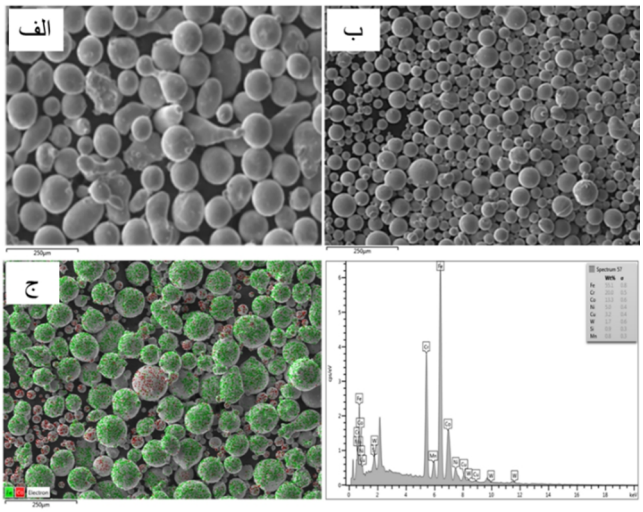
شکل1- نحوه تغییر ترکیب در نمونه جدارنازک ساختار تدریجی ساخته شده به روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری.

تصویر میکروسکوپ الکترونی پودرهای Stellite6 و 17-4PH با اندازه ذرات در محدوده 30 تا 120 میکرومتر به‌عنوان

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

پودرهای مورد استفاده در فرایند رسوب‌نشانی لیزری به ترتیب در شکل(2- الف) و شکل(2- ب) نشان داده شده‌اند.



شکل2-تصاویر SEM از سطح ذرات پودر الف- 17-4PH ب-Stellite6 ج- Stellite60.2517-4PH0.75 با آنالیز عنصری EDS.

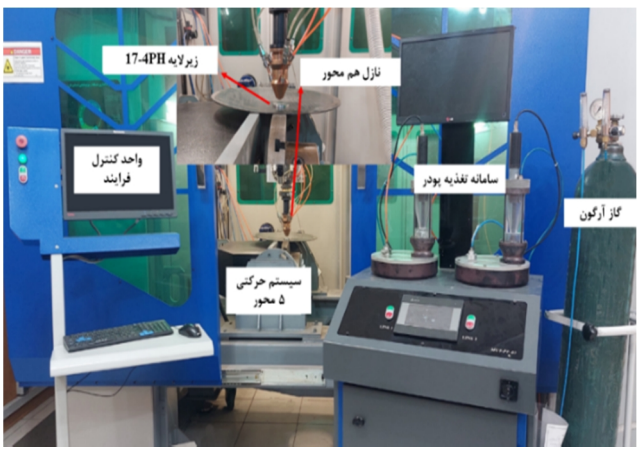
ذرات پودر مورد استفاده دارای مورفولوژی کروی بودند که این ویژگی، آن‌ها را به گزینه‌ای بسیار مناسب برای فرایند لایه‌نشانی لیزری تبدیل کرده است [30]. از فولاد زنگ‌نزن 17-4PH به‌عنوان زیرلایه استفاده شد. برای حذف آلودگی‌های سطحی از جمله گرد و غبار و چربی، زیرلایه با استون تمیز شد. همچنین، برای تأیید ترکیب شیمیایی زیرلایه، از آزمون طیف‌سنجی گسیل جرقه‌ای استفاده گردید. ترکیب شیمیایی دقیق پودرهای مورد استفاده در جدول(1) ارائه شده است.

جدول1- ترکیب شیمیایی پودرStellite6 و 17-4PH با درصد وزنی(%Wt).

عناصر	Stellite6	17-4PH
Co	57,3	0
Cr	30,2	15,7
W	5,6	0
Fe	1,9	73,5
Ni	2,7	5,2
Si	1,8	0,6
Mn	0,6	1,1
Cu	0	3,7

آماده سازی پودرها به روش آلیاژ سازی مکانیکی با استفاده از ماشین آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای قبل از استفاده در فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری انجام شد. دو نوع پودر فلز با نسبت وزنی 1:3، 1:1 و 3:1 یعنی $Stellite6_{0.25}/17\text{-}4PH_{0.75}$، $Stellite6_{0.5}/17\text{-}4PH_{0.5}$ و $Stellite6_{0.75}/17\text{-}4PH_{0.25}$ به ترتیب مخلوط شدند. برای حفظ مورفولوژی کروی و اندازه ذرات دو پودر، در فرایند آسیاب گلوله‌ای از انرژی پایین یعنی سرعت دوران و زمان کمتر برای مخلوط کردن پودرها با سرعت 150 دور در دقیقه به مدت 15 دقیقه با نسبت 2-1 گلوله‌های تنگستن استفاده شد. نتایج آنالیز میکروسکوپ الکترونی و آنالیز عنصری، همان‌طور که در شکل(2-ج) نشان داده شده است، نشان می‌دهد که ترکیب و توزیع مواد قابل‌قبولی برای نسبت ترکیب $Stellite6_{0.25}/17\text{-}4PH_{0.75}$ با حاصل شدن 23% stellite6 در ترکیب به‌دست‌آمده است. علاوه بر این، شایان‌ذکر است که مورفولوژی و اندازه پودرها باوجود استفاده از آسیاب گلوله‌ای بدون تغییر باقی مانده است.

از لیزر فیبری پیوسته با حداکثر توان 1 کیلووات و طول‌موج 1080 نانومتر استفاده شده است. اندازه نقطه اثر لیزر روی 2 میلی‌متر تنظیم شده و حرکت آن توسط یک سیستم 5 محوره کنترل می‌شود. گاز آرگون هم به‌عنوان گاز حامل با دبی 10 لیتر در دقیقه و هم به‌عنوان گاز محافظ با دبی 25 لیتر در دقیقه مورد استفاده قرار گرفته است. شکل(3) نمایی از دستگاه رسوب‌نشانی مستقیم لیزری به‌کاررفته در این مطالعه را نشان می‌دهد.

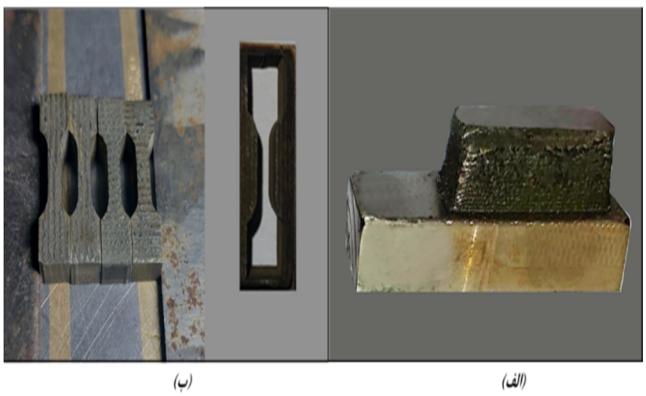


شکل3- سامانه رسوب‌نشانی مستقیم لیزری آزمایشگاه.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

رفتار مکانیکی و به‌تبع آن قابلیت اطمینان و پایداری قطعات مهندسی ساخته‌شده با روش ساخت افزایشی بر پایه لیزر هنوز به‌خوبی شناخته نشده است. این مورد در سطح کلان تأثیر نامطلوبی بر استفاده مستمر از روش ساخت افزایشی بر پایه لیزر برای تعمیر و ساخت قطعات در صنعت جهانی گذاشته است. ازاین‌رو تعیین ریزساختار و خواص مکانیکی قطعات ساخته‌شده از طریق ساخت افزایشی بر پایه لیزر، به‌منظور پیش‌بینی عملکردشان در حین کار مهم است.

ابتدا یک مکعب مستطیل روی زیرلایه ساخته شد که در شکل(4-الف) مشاهده می‌شود و پس از سنگ‌زنی مغناطیسی و رسیدن به یکنواختی سطحی قابل‌قبول و حذف پستی و بلندی‌های روی سطح، به‌وسیله وایرکات سه نمونه کشش ساب‌سایز طبق استاندارد ISO 6892 مطابق شکل(4-ب) از آن جدا شد، نمونه‌ها پس از برش وایرکات به‌وسیله سمباده تمیزکاری و سپس تحت آزمون کشش قرار گرفتند. همچنین سطح مقطع شکست نیز جهت آنالیز مکانیسم شکست مورد بررسی قرار گرفت.



شکل4- نمونه ساب‌سایز آزمون کشش
الف- نمونه توپر ب-نمونه آزمون کشش.

از آنجا که در تحقیق پیشین بهینه سازی پارامترهای رسوب‌نشانی تدریجی دو آلیاژ Stellite6/17-4PH انجام شد و نمونه ساختار تدریجی بدون عیب، تخلخل و حاصل شد، در این تحقیق پارامترهای فرایندی از قبیل توان لیزر، سرعت روبش و نرخ تغذیه پودر به صورت از پیش تعیین در نظر که گرفته شد در جدول(2) آورده شده است [23].

سپس نمونه جدار نازک ساختار تدریجی ساخته شد و نمونه در جهت روبش وایرکات شد و سطح مقطع جهت تصویربرداری الکترونی روبشی آماده سازی شد. دستگاه مورد استفاده در این مطالعه، یک Zeiss Sigma 300 FEG-SEM مجهز به آشکارساز اشعه ایکس Oxford Instruments Ultim Xtreme واقع در دانشگاه صنعتی مالک اشتر است و برای تصویربرداری در ولتاژهای شتاب‌دهی حدود 2 کیلوولت برای بررسی میکروساختارهای میانی و میکرو ترکیب‌ها مورد استفاده قرار گرفت. برای بررسی صحت نسبت ترکیب تشکیل شده در امتداد ساخت به صورت تدریجی، از طیف‌سنجی پراش انرژی (EDS) که از طریق نقشه‌برداری نقطه‌ای انتشار عناصر را در ترکیب دوفلزی نشان می‌دهد، به کارگرفته شد.

برای ارزیابی سختی نمونه‌ها، از آزمون میکروسختی به‌منظور اندازه‌گیری تغییرات سختی در لایه‌های مختلف ساختار تدریجی استفاده شد. بنابراین آزمون میکروسختی Vickers مطابق با استاندارد ISO 6507-1:2023 استفاده شده است. معمولاً نمودار سختی در سراسر ناحیه اتصال ساختار دوفلزی انجام می‌شود تا که تغییر ویژگی‌های مواد در این ناحیه ارزیابی شود. این امر از اهمیت بالایی برخوردار است تا از توزیع یکنواخت سختی در سراسر ناحیه اتصال برای بهبود عملکرد سازه اطمینان حاصل شود. همچنین میزان افزایش سختی ارتباط مستقیمی با میزان استحکام قطعه در برابر سایش دارد.

3- نتایج و بحث

همانطور که در بخش قبل اشاره شد، ساختار جدار نازک از 12 لایه تشکیل شده است که ترکیب آن هر سه لایه به سه لایه لایه تغییر می‌کند. نسبت Stellite6/17-4PH برای این لایه‌ها به ترتیب 75-25، 50-50، 25-75 و 0-100 است.

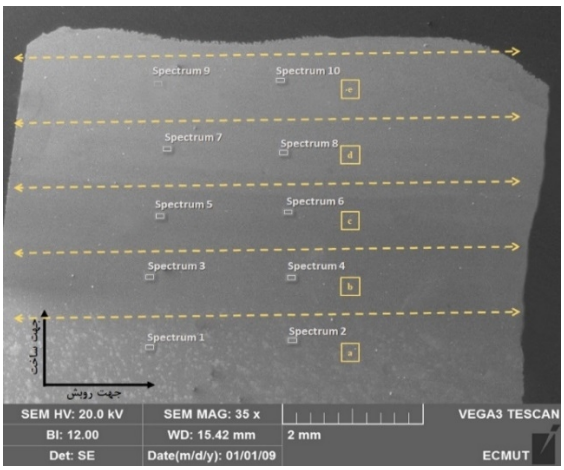
شکل تصویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع طولی نمونه جدار نازک ساخته شده به صورت تدریجی را نشان می‌دهد. این نمونه شامل 12 لایه رسوب‌نشانی در جهت ساخت که در شکل نشان داده شده‌است، می‌باشد. هر سه لایه که ترکیب در آن سه لایه ثابت است، به صورت خط چین جدا شده است.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

آنالیز عنصری برای هر ناحیه ترکیب، با دو آنالیز در هر ناحیه، در جهت ساخت انجام شده است. نتایج آنالیز در ده ناحیه که از زیر لایه شروع و تا سه لایه آخر که ترکیب Stelite6 خالص است در جدول(3) گزارش شده‌است. ستون آخر سمت چپ درصد Stellite6 را در هر آنالیز نشان می‌دهد که ترکیب با ترکیب عناصری که انتظار می‌رفت با اختلاف نهایت 3-4 درصدی مطابقت دارد.

جدول2-پارامترهای فرایندی به کار رفته در این تحقیق.

پارامتر	نرخ تزریق پودر mg/s	سرعت رویش mm/s	توان W
مقادیر	180	10	450



شکل 5- تصویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع طولی جدار نازک در جهت رویش.

جدول3- نتایج آنالیز عنصری نواحی‌مشخص شده شکل5 (درصد وزنی).

عنصر / ناحیه	Co	Cr	W	Fe	Ni	Si	Mn	Cu	Stellite6 (%)
ناحیه 1	0	15,9	0	74,3	4,5	0,8	1,1	3,4	0,00
ناحیه 2	0,5	16,5	0,1	73,7	4,1	0,5	0,9	3,7	0,87
ناحیه 3	15,2	19,9	1,6	53,8	4,6	0,7	0,7	3,4	26,66
ناحیه 4	16,4	19,8	2,1	52,5	5,2	0,5	0,5	3	28,77
ناحیه 5	28,9	22,1	1,2	40,4	4,3	0,7	0,4	2,0	50,70
ناحیه 6	28,1	21,8	1,7	40,4	3,9	2,2	0,2	1,6	49,29
ناحیه 7	40,7	23,6	2,9	25,6	4,3	1	0,2	1,6	71,40
ناحیه 8	44	27,1	3,6	18,7	4	1,2	0,1	1,3	77,19
ناحیه 9	55,2	26,1	3,0	10,5	3,3	1,7	0,2	0,0	96,84
ناحیه 10	58,0	25,8	4,4	6,2	3,8	1,0	0,2	0,5	100

شکل(7) تکامل ریزساختاری را از زیرلایه یا بستر تا لایه آخر که Stelite6 خالص است نشان می‌دهد و تصویر ریز ساختار از ترکیب‌های میانی نیز در شکل نشان داده شده است.

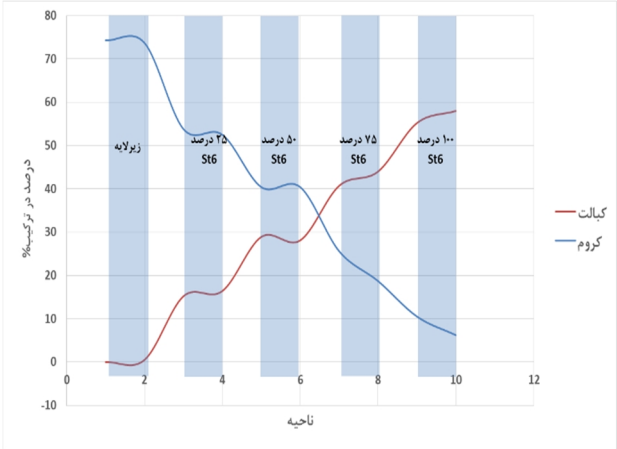
همانطور که در شکل(7-الف) مشاهده می‌شود، بستر با ساختارهای مارتنزیتی با مورفولوژی سوزنی شکل مشخص می‌شود. با انتقال از بستر به لایه روکش، تکامل واضحی در ریزساختار وجود دارد. لایه روکش در بخش 25 درصد Stellite6 در ترکیب که در شکل(7-ب) نشان داده شده است، یک ساختار دندریت سلولی را نشان می‌دهد[31].

تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان می‌دهند که با افزایش نسبت Stellite6، نواحی بین‌دندریتی گسترده‌تر می‌شوند. این موضوع به تجمع عناصر کروم (Cr) و تنگستن (W) در این نواحی نسبت داده می‌شود، که همراه با افزایش درصد کروم و کبالت (Co) در آلیاژ، منجر به تشکیل کاربیدها و در نتیجه پهن‌تر شدن مرزهای بین دندریتی می‌گردد.[32]. همچنین در ترکیب حاوی 50 درصد Stellite6، تغییر قابل‌توجهی در ریزساختار مشاهده می‌شود؛ به‌طوری که دندریت‌های ستونی ایجاد می‌شوند که در امتداد جهت ساخت و گرادیان دما رشد می‌کنند. با افزایش درصد Stellite6، ریزساختار علاوه بر ریزتر شدن، به تدریج از حالت دندریت‌های ستونی به سمت ساختارهای هم‌محور گذر می‌کند. این تکامل ریزساختاری نتیجه مستقیم فرایند ساخت افزایشی است که در آن نرخ‌های کاهش دما سریع و گرادیان‌های حرارتی بر رفتار انجماد آن تأثیر می‌گذارد. ساختار دندریتی ستونی، که معمولاً در سرعت‌های انجامد بالا در سوپر آلیاژها مشاهده می‌شود، نشان‌دهنده انتقال حرارت به صورت جهت‌دار در طول فرایند ساخت افزایشی است[33] .

در شکل(6) تغییرات عناصر آهن و کبالت بر حسب نواحی مختلف رسوب‌نشانی نشان داده شده است. در این نمودار عنصر Fe به‌عنوان نماینده PH 4-17 و عنصر Co به‌عنوان نماینده آلیاژ Stellite6 در نظر گرفته شده است. با افزایش تدریجی مقدار Stellite6 می‌توان روند افزایش تدریجی کبالت به‌صورت مطلوب و متقابلاً کاهش آهن را مشاهده نمود. برای

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

هر ناحیه، دو آزمون نقطه‌ای انجام شده که همخوانی نتایج در دو نقطه از یک ناحیه بیانگر یکنواختی توزیع ترکیب شیمیایی و تثبیت درصد عناصر در آن ناحیه است.



شکل6-تغییرات عناصر آهن و کبالت بر حسب نواحی مختلف رسوب‌نشانی.

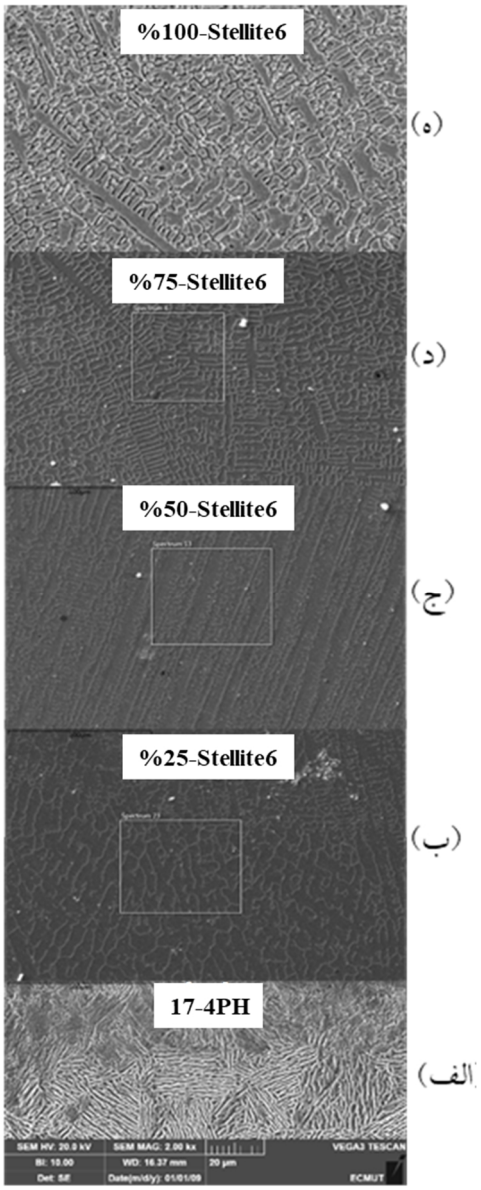
شکل(8) آنالیز عنصری از نواحی دندریتی و بین دندریتی را در لایه پوشش داده‌شده نشان می‌دهد که نتایج آن در جدول(4) آمده است. این آنالیز توزیع فضایی عناصر آلیاژی اولیه کبالت (Co)، کروم (Cr)، آهن (Fe) و تنگستن (W) را در ریزساختار نمونه مشخص می‌کند. مناطق دندریتی عمدتاً با Co و Fe غنی شده‌اند، که نشان‌دهنده تجمع ترجیحی این عناصر در طول فرایند انجماد است. از سوی دیگر، Cr و W عمدتاً در مناطق بین دندریتی رسوب می‌کنند که نشان‌دهنده رفتار انتشار متفاوت در مقایسه با Co و Fe است [32].

جدول4- آنالیز عنصری از نواحی دندریتی و بین دندریتی (درصد وزنی).

عنصر / ناحیه	Co	Cr	W	Fe	Ni	Si	Mn	Cu
ناحیه 1	0	15,9	0	74,3	4,5	0,8	1,1	3,4
ناحیه 2	0,5	16,5	0,1	73,7	4,1	0,5	0,9	3,7

میزان سختی ویکرز نواحی زیرلایه تا بالای هر نمونه جدار نازک با استفاده از آزمون ریز سختی بررسی شد و یافته‌ها در شکل (9) نشان داده شده است.

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، با چگالی توان بالا، با اعمال حرارت ورودی کم و انجماد سریع موجب می‌شود تا مواد رسوب‌نشانی شده با لیزر، مقادیر سختی بالایی از خود نشان دهند[34], [35].

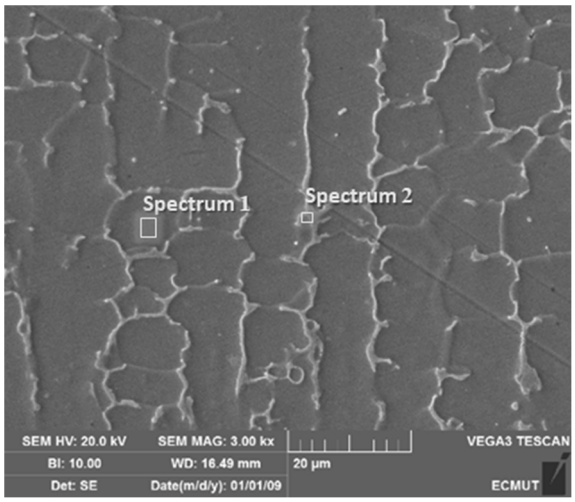


شکل7- تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار از زیرلایه تا لایه آخر رسوب‌نشانی شده

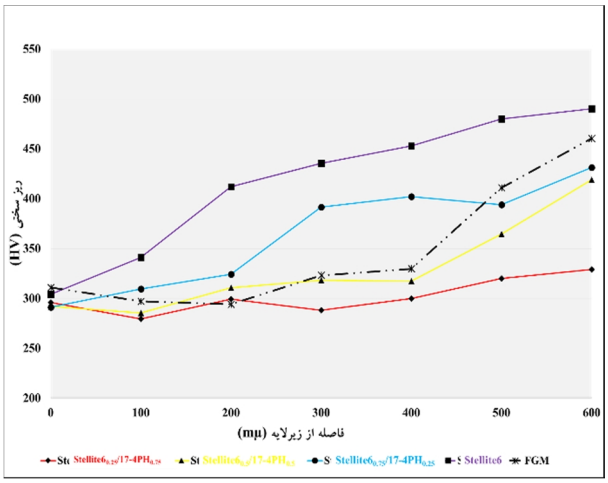
همان‌طور که در شکل(9) نشان داده شده است، حداکثر ریز سختی در لایه بالایی نمونه‌ها مشاهده شده که نشان‌دهنده روند افزایشی در امتداد جهت ساخت است. با شروع از فلزپایه، که دارای سختی تقریباً 300 ویکرز برای 17-4PH است، سختی در امتداد ساخت به سمت لایه‌های بالاتر نمونه‌ها افزایش می‌یابد. این امر به دلیل تشکیل دانه‌های ریزتر در مقایسه با فصل

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

مشترک و همچنین انتشار آهن در نزدیکی سطح مشترک نسبت داده می‌شود [36].



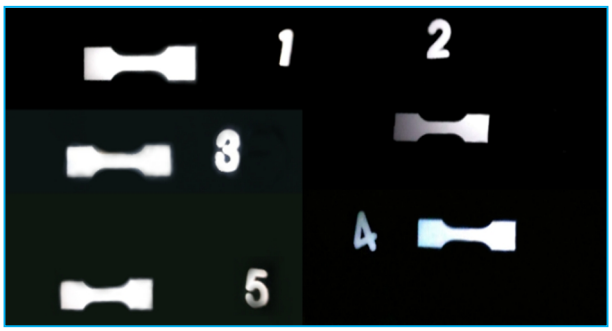
شکل8-آنالیز عنصری از نواحی دندریتی و بین دندریتی.



شکل9-نمودار تغییرات ریزسختی برحسب HV نسبت به فاصله از زیر لایه در جهت ساخت

حداکثر مقدار سختی برای Stellite6 خالص در بالای نمونه‌های جداره نازک ثبت شده که تا 490 ویکرز می‌رسد. علاوه بر این، مشاهده شده است که نمونه‌هایی با نسبت بیشتری از Stellite6 در ترکیب خود، ریزسختی بیشتری را نشان دادند. تغییرات تدریجی در ریز سختی که مربوط به نسبت Stellite6 در ترکیب است، به‌وضوح در نمونه‌ها مشهود است. همان‌طور که با خط‌چین در شکل(9) نشان داده شده است، تغییر ریز سختی نمونه ساختار تدریجی در امتداد جهت ساخت کاملاً با هر ترکیب مطابقت دارد. هر بار که خط از یک مقطع عبور می‌کند، ترکیب و ریز سختی آن بخش یکسان است. دستیابی به یک تغییر گرادیانی ملایم در ریز سختی در امتداد جهت ساخت ساختار تدریجی منجر به رفتار سایش برتر در مقایسه با تغییرات شدید در ریز سختی می‌شود. ازاین‌رو، توزیع یکنواخت سختی منجر به بهبود خواص سایشی لایه رسوب‌شده می‌شود [20].

این مشاهدات بر مزایای بیشتر ساختارهای تدریجی در کاربردهای علم مواد و مهندسی تأکید می‌کند.استحکام کششی نمونه‌های ساخته‌شده از آلیاژهای Stellite6، 17-4PH و ترکیب‌های مختلف آن‌ها مورد بررسی قرار گرفته‌اند. ترکیب‌های مورد آزمایش شامل 17-4PH خالص، Stellite6$_{0.75}$/17-4PH$_{0.25}$ ،Stellite6$_{0.5}$/17-4PH$_{0.5}$ ،Stellite6$_{0.25}$/17-4PH$_{0.75}$ و Stellite6 خالص می‌باشد. این نمونه‌ها با استفاده از پارامترهای بهینه استخراج‌شده از بخش قبل، به‌صورت نمونه‌های توپر تولید شدند. پس از ساخت، نمونه‌ها تحت تست رادیوگرافی قرار گرفتند تا از عدم وجود عیوب ساختاری مانند ترک، تخلخل یا عدم پیوستگی اطمینان حاصل شود. برای هر ترکیب 2 نمونه آماده‌سازی و تحت کشش قرار گرفت. نتایج حاصل از بازرسی رادیوگرافی در شکل(10) نشان داده‌شده است. پس از تأیید سلامت ساختاری، نمونه‌ها تحت تست کشش قرار گرفتند.

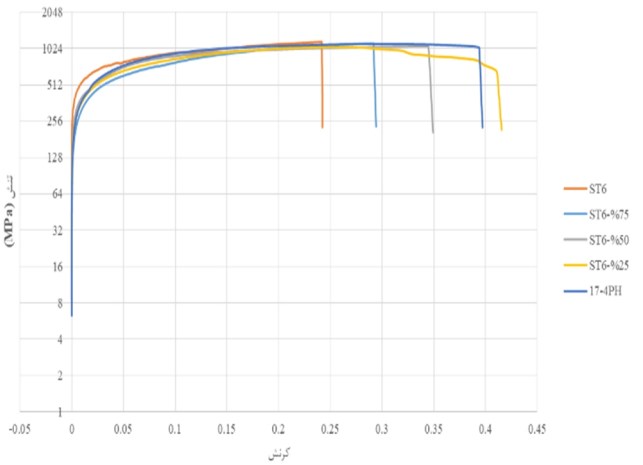


شکل10-تصاویر رادیوگرافی نمونه های تست کشش

نتایج حاصل از آزمون کشش، از طریق نمودارهای تنش-کرنش در شکل(11) نشان داده شده است. همچنین، مشخصات مکانیکی به‌دست‌آمده مانند استحکام نهایی (UTS)، استحکام تسلیم (YS)، و درصد ازدیاد طول (Elongation) در جدول (5) قابل مشاهده است.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]



شکل11-نمودار تنش-کرنش برای نمونه‌های ساخته شده با درصد ترکیبی برای 17-4PH و Stellite6 به ترتیب0-100، 75-25، 50-50، 25-75 و 0-100

جدول5-مشخصات مکانیکی به‌دست‌آمده از آزمون کشش و نمودار شکل11.

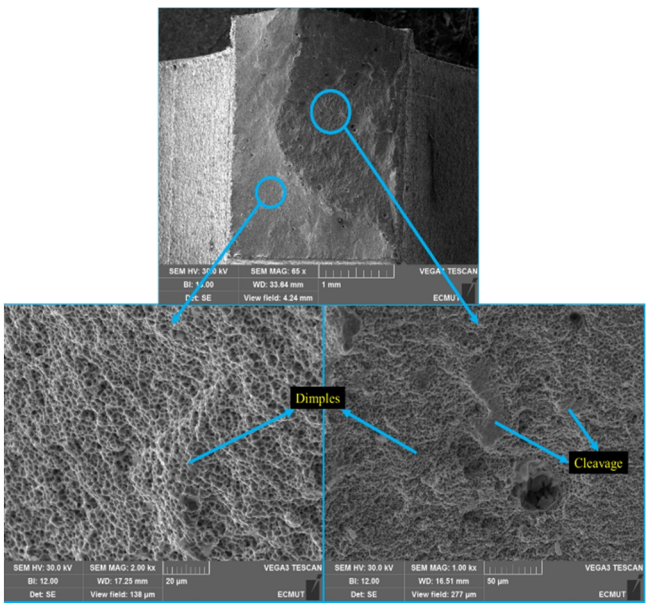
ماده	استحکام نهایی σu (MPa)	استحکام تسلیم σy (MPa)	ازدیاد طول %
Stellite6	1159	1140	4
%75 Stellite6/%25 17-4PH	1116	1071	8,5
%50 Stellite6/%50 17-4PH	1063	944	14,5
%25 Stellite6/%75 17-4PH	1054	984	22-20
17-4PH	1112	972	19

نتایج تست کشش نمونه‌های تدریجی ساخته‌شده از آلیاژهای Stellite6 و 17-4PH با روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری نشان داد که استحکام کششی نهایی (σu) استحکام تسلیم (σy) در محدوده 1102 تا 1159 مگاپاسکال، پایداری نسبی را در تمامی ترکیبات حفظ کرده و کاهش خواص مکانیکی مشاهده نشد. این امر همراه با نبود فازهای مخرب یا ترد و عدم وجود عیوب ساختاری (به دلیل پارامترهای بهینه)، موفقیت روش تولید را تأیید می‌کند.

با وجود اینکه تغییر خواص کششی به‌صورت گرادیانی نبوده و روند مشخصی نداشتند، ولی با افزایش نسبت 17-4PH در ترکیب، درصد ازدیاد طول از 7% در Stellite6 به 19% در 17-4PH به‌صورت افزایشی تغییر کرد که با توجه به چقرمگی بالاتر 17-4PH منطقی است و این تغییر گرادیانی با تغییر ترکیب به‌خوبی مشاهده می‌شود، در حالی که ترکیب 50-50 با درصد ازدیاد طول 14,5 درصد تعادل مطلوبی بین استحکام و انعطاف‌پذیری ارائه داد.

در آزمون کشش انجام‌گرفته روی نمونه‌های گرادیانی Stellite6–17-4PH، مشخص شد که با افزایش درصد 17-4PH در ترکیب، استحکام نهایی (σ_u) و تنش تسلیم (σ_γ) کمی کاهش یافته اما همچنان در محدوده مطلوب باقی می‌مانند و بازه تغییرات به‌صورت پیوسته و بدون گسست‌های ناگهانی دنبال می‌شود. برای نمونه خالص Stellite6، مقدار σ_γ برابر 1140 مگاپاسکال و σ_u برابر 1159 مگاپاسکال ثبت شد که با افزودن 25% 17-4PH به ترتیب به 1071 و 1116 مگاپاسکال کاهش یافت.

در نقطه وسط گرادیان (50–50)، حداقل تنش تسلیم (944 مگاپاسکال) و استحکام نهایی (1063 مگاپاسکال) مشاهده شد که ناشی از تعادل نسبی سختی بالای استلایت و داکتیلیته بالاتر 17-4PH است. با انتقال به ترکیب 75% 17-4PH، مجدداً افزایش ملایمی در σ_γ (984 مگاپاسکال) و σ_u (1055 مگاپاسکال) رخ داد و در نمونه خالص 17-4PH این مقادیر برابر 972 و 1112 مگاپاسکال اندازه‌گیری شدند.



شکل12-تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع شکست نمونه 17-4PH.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

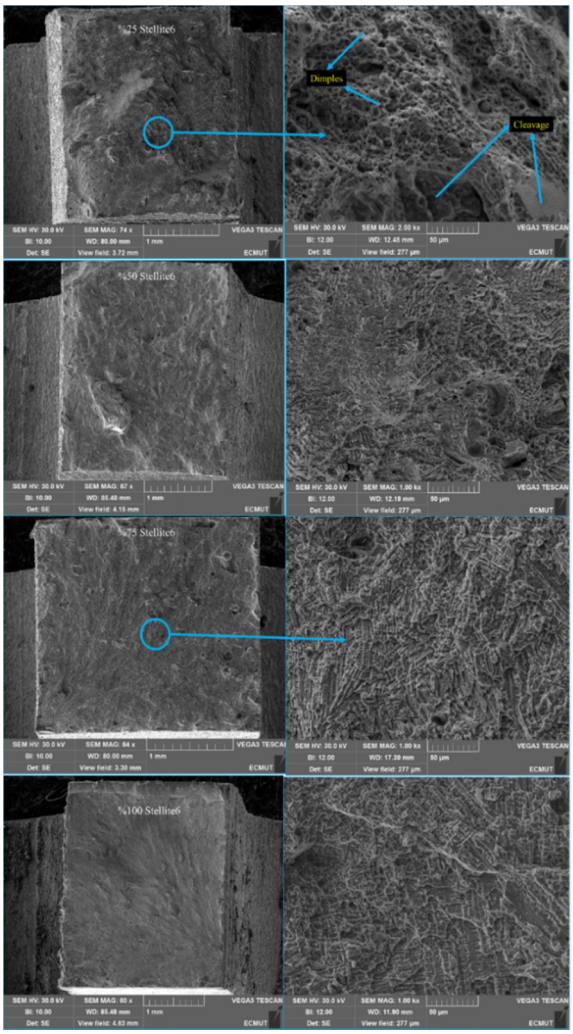
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

در مجموع، نتایج تجربی نشان می‌دهد که ساخت نمونه‌های گرادیانی 17-4PH – Stellite6 با روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری می‌تواند ویژگی‌های مکانیکی مطلوب هر دو آلیاژ را با حداقل افت حفظ کرده و حتی در برخی نقطه‌ها به بهبود نسبی یک ویژگی منجر شود. این عملکرد در کنار فقدان هرگونه عیب ساختاری یا فاز ترد، پتانسیل بالای این رویکرد برای کاربردهای مهندسی را تأیید می‌کند.

شکل(12) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مقطع شکست نمونه 17-4PH را ارائه می‌دهد. لازم به ذکر است نمونه‌ها در جهت روبش لیزر از نمونه توپر وایرکات و استخراج شده‌اند.

در بررسی دقیق‌تر سطح شکست نمونه‌های آلیاژ 17-4PH تولیدشده به روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، حضور همزمان حفرات میکرونی کروی جایی که شکست نرم با حضور حفرات و کاهش سطح مقطع در ناحیه شکست مشخص می‌شود و نواحی دارای سطوح تخت، صاف و چندضلعی که مشخصه شکست ترد است مشاهده می‌شود. وجود این سطوح اغلب با شکست بلوری در امتداد صفحات کریستالی خاص در فازهای سخت همراه هستند. این نواحی ترد معمولاً به دلیل تمرکز تنش موضعی در مجاورت رسوبات ثانویه یا مرز دانه‌های متقاطع با جهت تنش ایجاد می‌شوند و می‌توانند با افزایش درصد Stellite6 و حضور فازهای غنی از مس یا کاربیدها تشدید شوند. این ویژگی‌ها با نتایج گزارش‌شده در مطالعات مشابه مطابقت دارد [37].

با اینکه نوع شکست ترکیبی تأییدی است بر اینکه ساختار نهایی حاصل از رسوب‌نشانی مستقیم لیزری در این شرایطی شامل نواحی با رفتار پلاستیک بالا و نواحی محلی با رفتار شکننده است. در واقع، شکست ابتدا از نواحی با مقاومت کم یا حضور رسوبات سخت آغاز می‌شود و سپس با جذب انرژی در ماتریس داکتیل گسترش می‌یابد. مطالعات مشابه نیز گزارش کرده‌اند که در فولادهای رسوب‌سخت‌شونده مانند 17-4PH، افزایش درصد فاز مارتنزیتی یا افزایش اندازه و چگالی رسوبات می‌تواند به ظهور موضعی شکست ترد منجر شود، حتی اگر رفتار کلی ماده نرم به نظر برسد[38].



شکل13-تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مقاطع شکست ترکیبات 17-4PH-Stellite6 به ترتیب الف - 75%-25% ب - 50%-50% ج - 25%-75% د - 0-100%.

علاوه بر این، با وجود ساختار لایه‌ای حاصل از فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری میان تک پاس‌ها و لایه‌ها در جهت روبش لیزر، پیوند متالورژیکی قوی بین لایه‌ها ایجاد شده است، به‌طوری‌که در سطح شکست، ناپیوستگی ماکروسکوپی یا لایه‌لایه‌شدگی بین لایه‌ها مشاهده نمی‌شود. این امر نشان‌دهنده کنترل مناسب پارامترهای فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری و عدم وجود عیوب ساختاری مانند تخلخل‌های گازی یا ترک‌های ناشی از انجماد سریع است. مطالعات پیشین نیز تأکید کرده‌اند که بهینه‌سازی پارامترهای فرایند می‌تواند منجر به کاهش عیوب و بهبود خواص مکانیکی در قطعات تولیدشده به روش رسوب‌نشانی مستقیم لیزری شود [40و39].

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

شکل(13) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مقاطع شکست ترکیبات Stellite6- 17-4PH با نسبت‌های در نظر گرفته شده در این تحقیق را نشان می‌دهد. همانطور که در شکل(13) می‌توان مشاهده کرد با افزایش درصد Stellite6 شکست ترکیبی با کاهش میزان مناطق کروی و افزایش نواحی تخت که بیانگر شکست ترد هستند نسبت به فولاد خالص، رفته رفته به شکست ترد تبدیل شده و نواحی شکست در غلظت‌های بالاتر Stellite6 به صورت شکست در امتداد مرز دندریت‌ها دیده می‌شود که حتی با دقت بیشتر به مقطع شکست Stellite6 خالص، ساختار بازوهای دندریتی قابل شناسایی می‌باشد. این نتایج با نتایج بدست آمده از میزان درصد ازدیاد طول بدست آمده از تست کشش که بیان شد مطابقت دارد.

4- نتیجه‌گیری

- رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، ساختار تدریجی 17-4PH/Stellite6 با گرادیان 25% در هر مرحله را فراهم ساخت، به‌طوری‌که پیوند متالورژیکی مناسب و یکنواختی ترکیب و عدم وجود عیوب ساختاری در 12 لایه حاصل شد.

- ساختار مارتنزیتی سوزنی در بستر، با انتقال به ترکیب 25% به دندریت‌های سلولی تبدیل و با افزایش درصد Stellite 6 و افزایش Cr و W موجب گسترش مرز دانه‌ها و تجمع کاربید میان دندریت‌ها شد. در ترکیب 50% ظهور دندریت‌های ستونی جهت‌دار مشاهده شد. در مقادیر بالاتر Stellite 6، ساختار دندریتی ریزتر شده و به ساختارهای هم‌محور تبدیل شد.

- روند تغییر ریزسختی از فلزپایه، از 300 ویکرز برای 17-4PH در امتداد ساخت به سمت لایه‌های بالاتر نمونه‌ها افزایش و تا 490 ویکرز برای Stellit6 خالص مشاهده شد.

- آزمون کشش نشان داد که σ_γ و σ_u در تمامی ترکیبات در بازه1159–1102 مگاپاسکال با کاهش اندک و پیوسته حفظ شده و نبود فازهای ترد یا عیوب ساختاری موفقیت فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری را تأیید می‌کند.

- درصد ازدیاد طول نیز از 7% در Stellit6 تا 19% در 17-4PH با افزایش میزان 17-4PH افزایشی بوده و ترکیب 50–50 با 14,5 درصد ازدیاد طول بهترین تعادل بین استحکام و انعطاف‌پذیری را ارائه داده است.

منابع

1-M. J. Donachie and S. J. Donachie, *Superalloys: a technical guide*. ASM international, 2002.

2-B. Geddes, H. Leon, and X. Huang, *Superalloys: alloying and performance*. Asm International, 2010.

3-S. Banoth, T. N. Palleda, T. Saito, H. Murakami, and K. Kakehi, "Effects of yttrium and silicon contents in Hastelloy-X built by selective laser melting process," *J. Alloys Compd.*, vol. 896, p. 163050, 2022.

4-R. C. Reed, *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge university press, 2008.

5-J. C. Zhao, M. Larsen, and V. Ravikumar, "Phase precipitation and time-temperature-transformation diagram of Hastelloy X," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 293, no. 1, pp. 112–119, 2000.

6-M. B. Henderson, D. Arrell, R. Larsson, M. Heobel, and G. Marchant, "Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 9, no. 1, pp. 13–21, 2004.

7-A. Ghasemi, A. M. Kolagar, and M. Pouranvari, "Microstructure-performance relationships in gas tungsten arc welded Hastelloy X nickel-based superalloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 793, p. 139861, 2020.

8-Ł. Rakoczy, M. Grudzień, L. Tuz, K. Pańcikiewicz, and A. Zielińska-Lipiec, "Microstructure and Properties of a Repair Weld in a Nickel Based Superalloy Gas Turbine Component," *Adv. Mater. Sci.*, vol. 17, no. 2, pp. 55–63, 2017.

9-Sindo Kou, *Welding Metallurgy*, Second Edi. John Wiley & Sons, 2003.

10-A. Adelian, K. Ranjbar, and M. Tavakoli Shoushtari, "The effect of double overaging treatment on the microstructure and pitting corrosion behavior of the weld zone in 17-4PH stainless steel," *JWSTI*, vol. 10, no. 1. pp. 31-46 (in Farsi), 2024.

11-M. Sathishkumar and M. Manikandan, "Development of Pulsed Current Arc Welding to Preclude Carbide Precipitates in Hastelloy X Weldment Using ERNiCr-3," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 29, no. 8, pp. 5395–5408, 2020.

12-J. C. Lippold, J. W. Sowards, G. M. Murray, B. T. Alexandrov, and A. J. Ramirez, "Weld solidification cracking in solid-solution strengthened ni-base filler metals," *Hot Crack. Phenom. Welds II*, pp. 147–170, 2008.

13-H. G. Fan, Y. W. Shi, and S.-J. Na, "Numerical analysis of the arc in pulsed current gas tungsten arc welding using a boundary-fitted coordinate," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 72, no. 3, pp. 437–445, 1997.

14-A. Hadadzadeh, M. M. Ghaznavi, and A. H. Kokabi, "The effect of gas tungsten arc welding and pulsed-gas

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

M. Reddy, "Microstructure and mechanical properties of alloy C-276 weldments fabricated by continuous and pulsed current gas tungsten arc welding techniques," *J. Manuf. Process.*, vol. 16, no. 4, pp. 563–572, 2014.
26-M. Sathishkumar *et al.*, "Investigation of Double-Pulsed Gas Metal Arc Welding Technique to Preclude Carbide Precipitates in Aerospace Grade Hastelloy X," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 30, no. 1, pp. 661–684, 2021.
27-K. Mageshkumar, P. Kuppan, and N. Arivazhagan, "Characterization of microstructure and mechanical properties of nickel based superalloy 617 by pulsed current gas tungsten arc welding technique," *Mater. Res. Express*, vol. 5, no. 6, p. 66541, 2018.
28-M. Manikandan, N. Arivazhagan, M. Nageswara Rao, and G. Madhusudhan Reddy, "Improvement of microstructure and mechanical behavior of gas tungsten arc weldments of alloy C-276 by current pulsing," *Acta Metall. Sin. (English Lett.*, vol. 28, no. 2, pp. 208–215,
29-A. Adelian, K. Ranjbar, M. Reihanian, and R. Dehmolaei, "Microstructural refinement and mechanical enhancement of Hastelloy X welds via electromagnetic vibration-assisted GTAW," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 37, pp. 2750–2763, 2025.
30-K. Ranjbar, M. A. Harb, M. Yeganeh, M. Reihanian, and J. Naseri, "Selective laser melting of Hastelloy-X alloy and cerium oxide reinforced Hastelloy-X composite : Microstructural examination and corrosion behavior," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 30, no. March, pp. 7803–7815, 2024.
31-Z. Zhu, X. Ma, P. Jiang, G. Mi, and C. Wang, "Planar-cellular-dendritic transformation in the fusion zone of a GH909 superalloy weldment," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 10, pp. 960–975, 2021.
32-J. F. Lancaster, *Metallurgy of welding*. Elsevier, 1999.
33-S. A. David, S. S. Babu, and J. M. Vitek, "Welding: Solidification and microstructure," *Jom*, vol. 55, pp. 14–20, 2003.
34-J. C. Lippold, S. D. Kiser, and J. N. DuPont, *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons, 2011.
35-M. K. Dezfuli, A. H. Moghadam, M. G. Hasab, and R. Ashiri, "Disclosing connection links between microstructure and mechanical performance in pulsating current gas tungsten arc welding of Hastelloy B-2 superalloy," *J. Adv. Join. Process.*, vol. 10, no. June, p. 100237, 2024.
36-E. Farahani, M. Shamanian, and F. Ashrafizadeh, "A comparative study on direct and pulsed current gas tungsten arc welding of alloy 617," *Int. J. Manuf. Mater. Sci.*, vol. 2, no. 1, p. 1, 2012.
37-A. Srikanth and M. Manikandan, "Development of welding technique to avoid the sensitization in the alloy 600 by conventional Gas Tungsten Arc Welding method," *J. Manuf. Process.*, vol. 30, pp. 452–466, 2017.
38-O. Yilmaz and A. A. Ugla, "Microstructure characterization of SS308LSi components manufactured tungsten arc welding processes' parameters on the heat affected zone-softening behavior of strain-hardened Al–6.7 Mg alloy," *Mater. Des.*, vol. 55, pp. 335–342, 2014.
15-T. S. Kumar, V. Balasubramanian, and M. Y. Sanavullah, "Influences of pulsed current tungsten inert gas welding parameters on the tensile properties of AA 6061 aluminium alloy," *Mater. Des.*, vol. 28, no. 7, pp. 2080–2092, 2007.
16-G. D. Janaki Ram, A. Venugopal Reddy, K. Prasad Rao, and G. Madhusudhan Reddy, "Control of Laves phase in Inconel 718 GTA welds with current pulsing," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 9, no. 5, pp. 390–398, 2004.
17-B. Arulmurugan and M. Manikandan, "Development of welding technology for improving the metallurgical and mechanical properties of 21st century nickel based superalloy 686," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 691, pp. 126–140, 2017.
18-M. Yousefieh, M. Shamanian, and A. Saatchi, "Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method," *J. Alloys Compd.*, vol. 509, no. 3, pp. 782–788, 2011.
19-M. Khalasi, A. Heidary, M. Ghobeiti, and R. Ashiri, "Effect of pulsed current frequency on alloy chemistry , microstructure , and mechanical responses of Hastelloy B-2 superalloy in gas tungsten arc welding process," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 36, no. February, pp. 6950–6968, 2025.
20-T. R. Tabrizi, M. Sabzi, S. H. M. Anijdan, A. R. Eivani, N. Park, and H. R. Jafarian, "Comparing the effect of continuous and pulsed current in the GTAW process of AISI 316L stainless steel welded joint: microstructural evolution, phase equilibrium, mechanical properties and fracture mode," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 15, pp. 199–212, 2021.
21-M. Jula, R. Dehmolaei, and S. R. A. Zaree, "The comparative evaluation of AISI 316/A387-Gr. 91 steels dissimilar weld metal produced by CCGTAW and PCGTAW processes," *J. Manuf. Process.*, vol. 36, pp. 272–280, 2018.
22-P. Subramani and M. Manikandan, "Development of welding technique to suppress the microsegregation in the aerospace grade alloy 80A by conventional current pulsing technique," *J. Manuf. Process.*, vol. 34, pp. 579–592, 2018.
23-M. Natesh and M. Manikandan, "Influence of Filler Wires to Suppress the Microsegregation and to Improve Mechanical Properties of Conventional Arc-Welded Nickel-Based Superalloy Incoloy 20," *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 73, no. 5, pp. 1333–1362, 2020.
24-M. Sathishkumar, M. Manikandan, and N. Arivazhagan, "Prospects of pulsed current arc welding on aerospace grade Hastelloy X," *Proc. Inst. Mech. Eng. Part E J. Process Mech. Eng.*, vol. 235, no. 4, pp. 1059–1072, 2021.
25-M. Manikandan, N. Arivazhagan, M. N. Rao, and G.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]

by GTAW-based additive manufacturing: shaped metal deposition using pulsed current arc," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 89, no. 1, pp. 13–25, 2017.
39-M. Natesh and M. Manikandan, "Exploration of mechanical and metallurgical characterization of Incoloy 20 weldment using gas tungsten arc welding methods," *Mater. Today Proc.*, vol. 27, pp. 2930–2934, 2019.
40-D. Wu, G. Ma, Y. Guo, and D. Guo, "Study of weld morphology on thin Hastelloy C-276 sheet of Study weld morphology on thin Hastelloy C-276 sheet of pulsed laser welding pulsed laser welding," *Phys. Procedia*, vol.5, pp. 99–105, 2010.
41-M. Sathishkumar and M. Manikandan, "Preclusion of carbide precipitates in the Hastelloy X weldment using the current pulsing technique," *J. Manuf. Process.*, vol. 45, no. April, pp. 9–21, 2019.
42-D. M. Rodríguez-Olveda, V. L. Cruz-Hernández, V. H. López-Morelos, and M. A. García-Rentería, "Effect of heat input on intergranular corrosion resistance and dry sliding wear of GTA welding of Hastelloy-X superalloy," *MRS Adv.*, vol. 8, no. 21, pp. 1243–1248, 2023.
43-J. Yuan, Y. Xiao, N. Min, W. Li, and S. Zhao, "The Influence of Precipitate Morphology on the Growth of Austenite Grain in Nb-Ti-Al Microalloyed Steels," *Materials (Basel).*, vol. 15, no. 9, 2022.
44-J. Li *et al.*, "Fine-grain-embedded dislocation-cell structures for high strength and ductility in additively manufactured steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 790, p. 139736, 2020.
45-B. Arulmurugan *et al.*, "Development of arc welding technique to preclude microsegregation in the dissimilar joint of Alloy C-2000 and C-276," *Proc. Inst. Mech. Eng. Part E J. Process Mech. Eng.*, vol. 235, no. 5, pp. 1408–1419, 2021.
46-M. Jula, R. Dehmolaei, and S. R. A. Zaree, "Optimization of pulesd current gas tungsten arc welding process parameters to attain maximum weld metal toughness ofAISI 316/A387 Gr.91 weld joints with Taguchi method," *JWSTI*, no. 2. pp. 71-83 (in Farsi), 2016.
47-Ş. H. Atapek, M. Tümer, A. Kısasöz, T. Mert, and M. Z. Kerimak, "Investigation of microstructure, mechanical and corrosion properties of GMAW of dissimilar P91-HP alloy V-butt groove joint," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 313, p. 128811, 2024.

[Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2026.04]