

## ساخت افزایشی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی: مروری بر فرایند، ریزساختار، خواص و چالش‌ها

### علی ذاکری<sup>۱</sup>، الناز بهمنی<sup>۲</sup>، وحید ذاکری مهرآباد<sup>۳</sup> و میلاد بدر<sup>۴</sup>

۱ کارشناسی ارشد مهندسی مواد - خوردگی و حفاظت مواد، دانشگاه تربیت مدرس

۲ کارشناسی ارشد مهندسی مواد - خوردگی و حفاظت مواد، دانشگاه تربیت مدرس

۳ عضو هیات علمی گروه مهندسی مکانیک، واحد تبریز، دانشگاه آزاد اسلامی

۴ دانشجوی دکتری، مهندسی مواد - متالورژی، مواد پیشرفته، دانشگاه صنعتی سهند

#### چکیده

ساخت افزایشی (AM) به دسته‌ای از تکنیک‌های پیشرفته ساخت و تولید مواد اطلاق می‌شود که با افزودن مواد به صورت لایه به لایه، قطعات مهندسی (با هندسه پیچیده) مورد استفاده برای کاربردهای مختلف را تولید می‌کنند. از آغاز انجام تحقیقات روی این فرایند تا به امروز، پیشرفت چشمگیری در درک و مفهوم خود فرایند و نیز ساختار و خواص قطعات تولیدی بدست آمده است. تاکنون مواد فلزی مختلفی از جمله آلیاژهای آهنی، به این روش تولید شدند که در بسیاری موارد چگالی بالا به همراه خواصی برابر یا حتی بهتر از نمونه‌های تولیدی به روش‌های مرسوم، گزارش شده است. فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی به دلیل مقاومت عالی در برابر خوردگی و خواص مکانیکی خوب، در میان مهم‌ترین فلزاتی هستند که به این روش تولید شده‌اند. بنابر نیاز صنایع مختلف به این دسته از آلیاژهای مهندسی، مطالعات بسیاری بر نمونه‌های تولیدی به روش AM در سال‌های اخیر منتشر شده است. در این مقاله، مروری بر دستاوردهای اخیر در استفاده از روش AM برای تولید فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی انجام گرفته و با روش‌های تولید متداول مقایسه می‌گردد. هدف اصلی این مقاله، بررسی بهبود خواص آلیاژهای ساخت افزایشی شده است که عمدتاً در اثر تحولات ریزساختاری محصور بفرود روش AM حاصل می‌شوند. به علاوه، توضیحاتی خلاصه در رابطه با مفاهیم تکنیک‌های مختلف روش AM ارائه می‌شود. در انتها نیز به برخی از چالش‌های موجود پرداخته شده و راه‌حل‌های پیشنهادی ذکر می‌گردند.

کلیدواژه: ساخت افزایشی، پرینت سه بعدی، فولاد زنگ‌نزن، خواص مکانیکی، خواص خوردگی.

## ۱- مقدمه‌ای بر فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی

عمده محققان و صنعت‌گران حوزه مهندسی مواد، خانواده فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را با ویژگی‌های منصر بفردی از جمله مقاومت به خوردگی عالی و خواص مکانیکی خوب می‌شناسند. در مقایسه با سایر آلیاژهای تجاری، این مواد استحکام، چقرمگی، و شکل‌پذیری بسیار خوبی را از دماهای زیر صفر تا دماهای بالا از خود نشان می‌دهند. قابلیت سخت‌شدن ناشی از کارسرد این مواد باعث شده تا در حین فرایندهای شکل‌دهی همچون کشش عمیق و نورد سرد، استحکام بالایی حاصل گردد. همچنین جوش‌پذیری این آلیاژها عالی بوده و در صورتی که مقاطع جوشکاری شده در حین سرد شدن به مارتنزیت تبدیل نشوند، خواص مکانیکی مشابه فلز پایه از خود نشان می‌دهند. برخورداری از چنین ویژگی‌هایی منجر شده تا از این مواد در بسیاری از صنایع و کاربردها، از صنایع کاغذسازی گرفته تا پتروشیمیایی و هسته‌ای، بهره گرفته شود. خانواده این مواد شامل چندین گرید می‌شود که برای کاربردهای متفاوت، مهندسی شده‌اند. عموماً ترکیب اصلی این آلیاژها شامل ۲۵-۱۸ درصد وزنی کروم (Cr)، ۸-۲۰ درصد وزنی نیکل (Ni) و مقادیر کمی کربن (C) است. ممکن است مقادیری از عناصر مولیبدن (Mo)، نیوبیوم (Nb) یا تیتانیوم (Ti) نیز به ترکیب این فولادها افزوده شود. در واقع مقاومت به خوردگی عالی در این دسته از آلیاژها به دلیل وجود عنصر آلیاژی Cr<sup>۲</sup> در مقادیر بالاتر از حد بحرانی (۱۱ wt.%) است که باعث ترغیب تشکیل فیلم سطحی نازک و محافظی از جنس Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> می‌شود. با این حال، فولادهای زنگ‌نزن مستعد به خوردگی حفره‌ای<sup>۱</sup> در محیط‌های آبی بسیار خورنده هستند [1]. فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی در تمامی دماها ساختار آستنیتی خود را حفظ می‌کنند. البته حضور فاز فریت دلتا در برخی موارد مشاهده شده است که به ترکیب شیمیایی و تاریخچه عملیات ترمومکانیکی فولاد بستگی دارد. برای اطلاعات بیشتر در این زمینه، خوانندگان می‌توانند به منابع [2][3][4] مراجعه کنند.

## ۲- مقدمه‌ای بر ساخت افزایشی

ساخت افزایشی<sup>۲</sup> که با عنوان چاپ سه بعدی<sup>۳</sup> نیز شناخته می‌شود، تکنولوژی‌هایی پیشرفته را شامل می‌شود که قطعات را به صورت لایه به لایه، با بهره‌گیری از یک پرتو پر انرژی (مانند پرتو لیزر یا الکترون) ایجاد می‌کنند و نیز قابلیت تولید قطعات با اشکال هندسی پیچیده در یک مرحله ساخت را دارند. پیش از این، تکنولوژی ساخت افزایشی عمدتاً برای نمونه‌سازی سریع<sup>۴</sup> استفاده می‌شد اما در حال حاضر استفاده گسترده‌ای از این روش‌ها برای تولید ساختارهایی متراکم می‌شود [5]. در حال حاضر از توسعه‌ی اولین ماشین ساخت افزایشی ۳۵ سال می‌گذرد [6] و در این حین محققان بسیاری بر روابط بین خواص-ریزساختار-فرایند تولید ساخت افزایشی مطالعه و تحقیق کرده‌اند. نتایج چنین تحقیقاتی در درک تحولات ریزساختاری قطعات تولید شده بدین روش‌ها، به منظور بهینه‌سازی پارامترهای فرایندی جهت حصول قطعات مهندسی با خواص برجسته، از اهمیت بالایی برخوردار است. به طور کلی در رابطه با فولادها، به دلیل حضور مولفه‌های متفاوت ریزساختاری و فازهای زمینه (آستنیت، فریت، مارتنزیت) و تشکیل انواع مختلفی از فازهای رسوبی (رسوبات بین فلزی و کاربیدها) شاهد پدیدار شدن آلیاژهایی با ریزساختار و خواص متفاوت هستیم. چنین حالتی برای فولادهای تولید شده به روش‌های ساخت افزایشی و روش‌های متداول (شامل ریخته‌گری، شکل‌دهی و ماشین‌کاری) صادق است [7]. با این وجود، فولادهایی که به روش‌های ساخت افزایشی تولید می‌شوند، تحت پروفیل‌های دمایی-زمانی بسیار متفاوتی نسبت به روش‌های متداول قرار می‌گیرند که منجر به ایجاد ریزساختارهای متفاوتی نیز می‌شود. نرخ بالای انجماد ( $dT/dt: 10^2-10^3$  K/s) و گرادیان‌های حرارتی زیاد (K/m) از مشخصه‌های اصلی ریزساختار قطعات تولید شده به روش ساخت افزایشی است [8]. بنابراین، علی‌رغم اشتراکاتی که در متالورژی فیزیکی این فرایندها وجود دارند، ممکن است بسیاری از پدیده‌هایی که تا امروز شناخته شده‌اند، در مورد تکنولوژی ساخت افزایشی صدق نکنند [9].

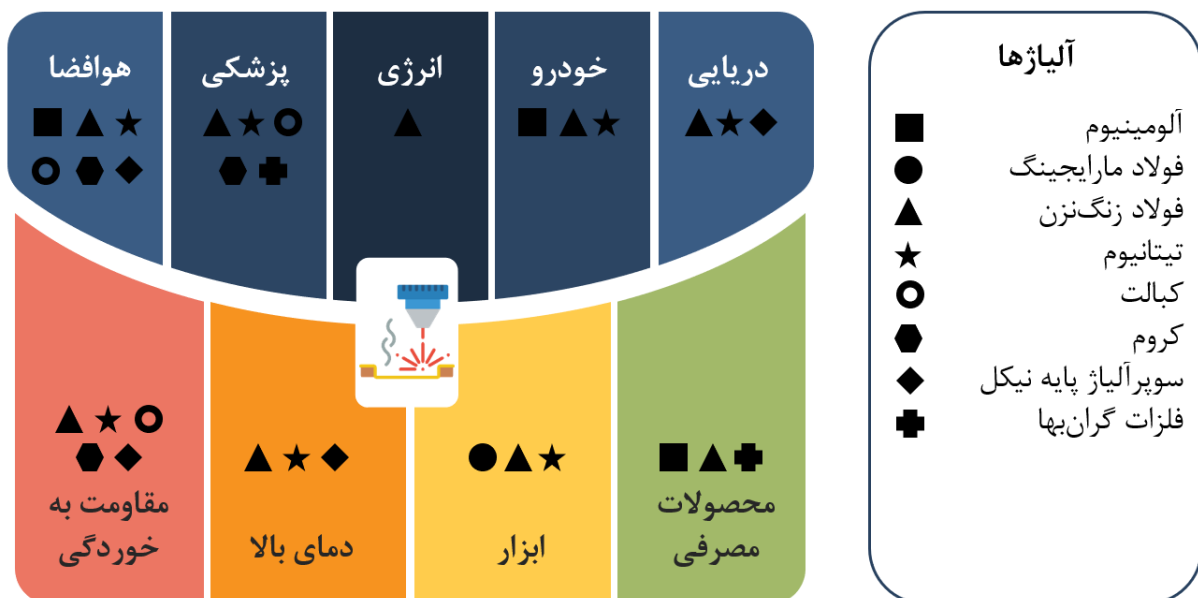
<sup>1</sup> Pitting Corrosion

<sup>2</sup> Additive Manufacturing

<sup>3</sup> 3D Printing

<sup>4</sup> Rapid Prototyping

در واقع مهم‌ترین مزیت تکنولوژی ساخت افزایشی را می‌توان به قابلیت تولید قطعات پیچیده با ابعاد دلخواه و در زمان‌های بسیار کوتاه‌تر از روش‌های ساخت و شکل‌دهی مرسوم نسبت داد. البته باید توجه کرد که در این روش تعداد قطعات تولیدی نسبتاً کم است. چنین مزایایی باعث شده که امروزه از این تکنولوژی در ساخت ایمپلنت‌های مخصوص هر بیمار که هندسه مخصوص خود را دارد و یا برای تعمیر قطعات گران قیمت موتورهای جت استفاده گردد. آلیاژهایی که در چنین کاربردهایی استفاده می‌شوند، بیشتر برپایه آلومینیوم (Al)، نیکل (Ni)، تیتانیوم (Ti)، یا منیزیم (Mg) هستند. همین امر باعث شده که بیشتر تحقیقات در زمینه ساخت افزایشی، بر تولید این نوع مواد متمرکز شود. در این بین، سهم مقالات منتشر شده در زمینه ساخت افزایشی فولادها، ۳۰٪ کل مقالات را در بر می‌گیرد که با توجه به اهمیت این خانواده از آلیاژها در صنعت، سهم نسبتاً کم و درخور توجه بیشتر است. با ظهور عصر آهن از ۳۰۰۰ سال پیش تا به امروز که حدود ۸۰٪ (درصد وزنی) تمام قطعات فلزی در کاربردهای مهندسی را فولاد شامل می‌شود، نمی‌توان از اهمیت این مواد چشم‌پوشی کرد [7]. برخی از مهم‌ترین آلیاژهای تولید شده به روش ساخت افزایشی و کاربرد آنها در شکل ۱ نشان داده شده است. با توجه به این شکل می‌توان به کاربرد گسترده فولادهای زنگ‌نزن پی برد که حتی در محیط‌های دمای بالا و در ردیف سوپرآلیاژهای پایه نیکل قرار می‌گیرند [10][11][12].



شکل ۱ - آلیاژهای تولید شده به روش ساخت افزایشی و کاربردهای آنها

### ۳- فرایندهای ساخت افزایشی

طبق استاندارد ASTM F2792 فرایندهای ساخت افزایشی به دو دسته طبقه می‌شوند [13]: لایه‌نشانی با استفاده از انرژی متمرکز (DED)<sup>5</sup> و ذوب مبتنی بر بستر پودر (PBF)<sup>6</sup>. هر دو فرایند قابلیت تولید قطعات فلزی بسیار متراکم ( نزدیک به چگالی کامل) را دارند. مهم‌ترین نکته در این فرایندها آنست که دست‌یابی به خواص بالای قطعات تولیدی مشروط به بهینه‌سازی پارامترهای روش ساخت افزایشی است. باید ذکر شود که در حال حاضر، به غیر از دسته‌بندی‌های ذکر شده، روش‌های دیگری نیز در حال توسعه هستند اما به سطح آمادگی تکنولوژیکی دست نیافته‌اند. در ادامه، خلاصه‌ای از عملکرد این دو فرایند ذکر می‌شود.

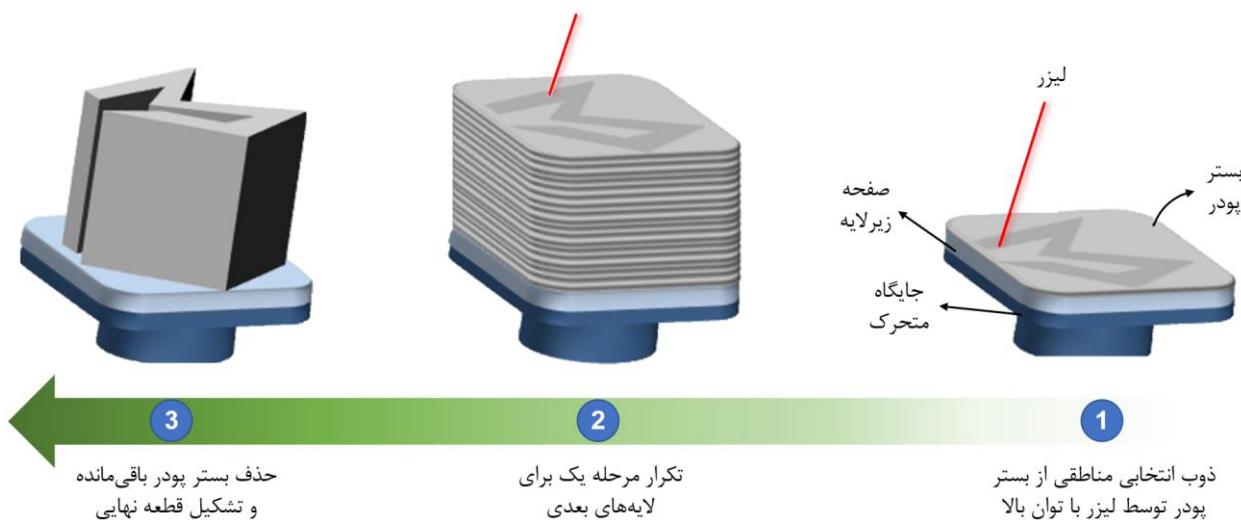
۱. ذوب لیزری مبتنی بر بستر پودر (LPBF)<sup>7</sup>

<sup>5</sup> Directed Energy Deposition

<sup>6</sup> Powder Bed Fusion

<sup>7</sup> Laser Powder Bed Fusion

از نظر تعداد تولیدکنندگان دستگاه‌های ساخت افزایشی به روش LPBF و قابلیت تولید قطعاتی از جنس مواد مختلف، روش LPBF را می‌توان به عنوان رایج‌ترین روش ساخت افزایشی فلزات به حساب آورد. در این روش از لیزر با توان بالا برای ذوب و انجماد تک‌لایه‌های فلز (بصورت پودری) استفاده می‌شود. مواد تغذیه‌شونده در این روش بصورت پودری بوده که روی سطحی پوشانده شده و به حالت انتخابی و نیز مطابق طراحی کامپیوتری (CAD<sup>۸</sup>) ذوب شده و انجماد می‌یابد. به هنگام واکنش تابش منبع انرژی با مواد پودری، ذرات گرم شده و در صورتی که توان کافی اعمال گردد، ذوب شروع شده و دما به مقادیر بسیار بالایی (تا حدود  $10^4$  °C) می‌رسد. این فرایند لایه‌نشانی تا زمانی که قطعه سه بعدی جامد تشکیل یابد، ادامه پیدا می‌کند. نحوه روبش لیزر و تنظیم ضخامت هر لایه، اتمسفر خنثی و فلوی گاز پارامترهایی هستند که به نظر کاربر انتخاب می‌شوند و باید برای هر ماده و سیستم خاص بهینه شوند. در سرعت‌های روبش بالا و مقادیر پایین نرخ تغذیه پودر، عیب تخلخل با عنوان "حفرات ناشی از ذوب ناقص"<sup>۹</sup> ایجاد می‌شود که می‌تواند منجر به بالا رفتن حساسیت خوردگی نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن شود. همچنین در اثر نرخ سردشدن بالای این فرایند، احتمال وجود تنش پسماند در قطعات بالا می‌رود که ممکن است نیازمند عملیات حرارتی بعدی باشند [14]. در حال حاضر یکی از نکات منفی این روش هزینه‌ی نسبتاً بالای آنست که تنها برای تولید محصولات با ارزش افزوده بالا در اثر عملکرد بهینه، صرفه اقتصادی دارد. ابعاد قطعات تولیدی نیز در حد پایین ۰/۲ تا ۰/۴ میلی‌متر و در حد بالا ۳۰۰ تا ۴۰۰ میلی‌متر است که جوابگوی طراحی‌های کوچک و متوسط است. مراحل این تکنیک در شکل ۲ نمایش داده شده است.



شکل ۲ - طرح‌واره‌ای از مراحل مختلف تولید به روش ذوب لیزری مبتنی بر بستر پودر

### ۲. ذوب پرتو الکترونی مبتنی بر بستر پودر (EBPBF<sup>۱۰</sup>)

در این روش از پرتو الکترونی انرژی بالا برای ذوب لایه به لایه پودرهای فلزی استفاده می‌شود که در نهایت قطعه‌ای جامد و متراکم بدست می‌آید. فرایند تولید به این روش در خلاء انجام می‌گیرد، چرا که ایجاد پرتو الکترونی به محیط خلاء نیازمند است. به همین دلیل، این روش برای تولید مواد حساس به اکسیژن مناسب‌تر است. ابعاد قطعات تولیدی نیز مشابه روش LPBF است. اندازه مواد پودری مورد استفاده در این روش بزرگتر از اندازه مواد تغذیه در روش LPBF است و به همین دلیل، مقادیر زبری بالاتری در محصولات مشاهده می‌شود.

### ۳. لایه‌نشانی با استفاده از انرژی متمرکز (DED)

<sup>8</sup> Computer Aided Design

<sup>9</sup> Lack-of-Fusion (LOF) Pores

<sup>10</sup> Electron Beam Powder Bed Fusion

در این روش مواد تغذیه‌شونده (در فرم پودری یا سیم) بصورت موضعی به داخل حوضچه مذاب ایجاد شده توسط منبع انرژی وارد می‌شوند. علاوه بر منابع انرژی لیزری و پرتو الکترونی، در این روش از قوس الکتریکی نیز می‌توان بهره برد. از آنجایی که روش DED مبتنی بر بستر پودر نیست، درجه آزادی بالایی در ابعاد و هندسه قطعات تولیدی دارد. ضخامت لایه‌ها در این روش از ۰/۱ میلی‌متر تا چند میلی‌متر متغیر است که بسیار بیشتر از فرایند مبتنی بر بستر پودری (معمولاً کمتر از ۵۰ میکرومتر) است. عمده کاربرد این روش در تعمیر قطعات با ارزش بالا (مانند پره‌های توربین) است. هرکدام از فرایندهای ذکر شده تفکیک‌پذیری متفاوتی در ایجاد ویژگی‌های ریزساختاری داشته و نیز نرخ لایه‌نشانی متفاوتی از خود نشان می‌دهند که این امر منجر به ایجاد خصوصیات متالورژیکی مختلف به همراه خواص مکانیکی و ترموفیزیکی متفاوت در قطعات تولید شده به هر روش خواهد شد. جدول ۱ مقایسه‌ای از ویژگی فرایندهای PBF و DED را گزارش می‌کند.

جدول ۱- مقایسه‌ای بر ویژگی فرایندهای ساخت افزایشی PBF و DED

PBF		DED		فرایند
پودر		سیم		نوع مواد تغذیه
لیزر	پرتو الکترونی	قوس الکتریکی	پرتو الکترونی	منبع انرژی
۱۰۰۰-۵۰	۳۰۰۰-۱۰۰۰	۲۰۰۰-۵۰۰	۳۰۰۰-۱۰۰	توان (W)
۱۰۰۰-۱۰	۱۵-۵	۱۰-۱	۲۰-۵۰	سرعت روبش (mm/s)
-	۰/۲-۲/۸	۰/۲-۱	۰/۱-۱	حداکثر نرخ تغذیه (g/s)
۵۰۰×۲۸۰×۳۲۰	۵۰۰۰×۳۰۰۰×۱۰۰۰	۲۰۰۰×۱۵۰۰×۷۵۰	۲۰۰۰×۱۵۰۰×۷۵۰	حداکثر ابعاد قابل ساخت (mm <sup>3</sup> )
زیاد	کم	متوسط	زیاد	زمان فرایند
۰/۰-۰۴/۲	جزئیات پیچیده امکان‌پذیر نیست	۱-۱/۵	۰/۱-۵	دقت ابعادی (mm)
۲۰-۷	نیاز به ماشین‌کاری	۱۵-۸	۱۰-۴	زبری سطحی (μm)

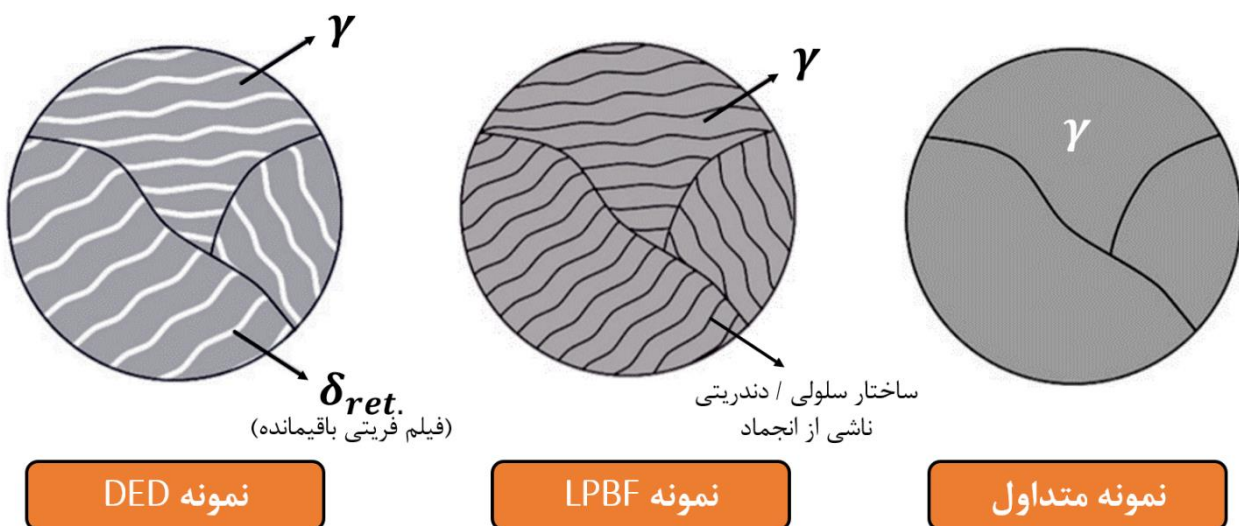
هدف اصلی این مقاله، مرور خواص و عملکرد فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی است و خوانندگان برای اطلاعات بیشتر درخصوص مکانیزم و فرایند روش‌های ساخت افزایشی می‌توانند به منابع [15][7][16] مراجعه کنند. در این بین، بیشترین تعداد مقالات مربوط به بررسی آلیاژ 316 است که در ادامه به بررسی خواص مکانیکی، سایشی و خوردگی این خانواده از آلیاژها پرداخته می‌شود. علت ازدیاد منابع موجود در زمینه‌ی ساخت افزایشی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را می‌توان به نبود استحاله مارتنزیتی و عدم تشکیل رسوبات در حین انجماد سریع نسبت داد که باعث شده این مواد فلزی، انتخاب مناسبی برای فرایندهای AM باشند [9].

#### ۴- ریزساختار

تحقیقات روی تولید قطعات از جنس فولاد زنگ‌نزن 316L و به روش ذوب لیزری مبتنی بر بستر پودر، در برخی از مقالات منتشر شده در اوایل دهه ۲۰۰۰ میلادی یافت می‌شوند. بزرگ‌ترین مشکل در مطالعات آن زمان، اثر تویی شدن<sup>۱۱</sup> بود. این اثر

<sup>11</sup> Balling Effect

مربوط به حالتی است که فلز ذوب شده تمایل به تشکیل کره‌هایی توپی شکل (به دلیل کشش سطحی بالا) دارد که مانع ترشده‌گی<sup>۱۲</sup> کامل زیرلایه می‌گردد [17]. اثر توپی شدن می‌تواند به دلایلی همچون توان پایین لیزر مورد استفاده، قطر بالای ناحیه تمرکز لیزر و در نتیجه انرژی ورودی کم در سطح واحد، رخ دهد. تجهیزات لیزری که در زمان‌های گذشته مورد استفاده قرار می‌گرفتند، توان حداکثری برابر با ۵۰ W و قطر پرتویی برابر با ۰/۸ mm داشتند. همچنین عواملی مانند کنترل ضعیف مقادیر اکسیژن موجود در محفظه فرایند و استفاده از ذرات پودری بزرگ (قطر میانگین برابر ۷۵ μm) به تشدید اثر توپی شدن کمک می‌کردند. جهت غلبه بر اثر توپی شدن، اقداماتی نظیر بهینه‌سازی پارامترهای فرایند و استفاده از اندازه‌های مختلف ذرات پودری به همراه مدل‌سازی حرارتی انجام گرفت. در نهایت، در تحقیقی که در سال ۲۰۱۰ منتشر شد [18]، محققان توانستند آلیاژی با چگالی بیشتر از ۹۹/۹٪، از جنس 316L را به روش LPBF و با بهره‌گیری لیزر با توان ۲۰۰ W، قطر ناحیه متمرکز ۸۰ μm و سرعت روبش ۱۰۰۰ mm/s تولید کنند. تا به امروز، تحقیقات در زمینه افزایش کارایی دستگاه‌های ساخت افزایشی و نیز تسریع نرخ تولید ادامه دارد [19][20]. گزارش شده است که ریزساختار فولادهای زنگ‌زن تولیدی به روش LPBF، تماماً به صورت آستنیتی بوده و ساختار دانه‌ای آنها ستونی با سلول‌های انجمادی ریز (با قطر ۱ میکرومتری و کمتر) است [21][22]. اندازه دانه مشاهده شده در فولادهای زنگ‌زن تولیدی به روش LPBF (۸-۱۰ μm)، کوچک‌تر از نمونه‌های تولیدی به روش‌های متداول (۱۹ μm) گزارش شده است [23]. در ریزساختار آلیاژ 316L تولیدی به روش DED، پدیده ریزجدایش<sup>۱۳</sup> (در مناطق بین سلولی) در حین انجماد مشاهده شده است که منجر به غنی شدن عناصر پایدارکننده فریت (مانند Cr و Mo) و در نتیجه، تشکیل فیلم‌های فریتی (تا ۹٪ حجمی) در این مناطق می‌شود [24][25]. از سویی دیگر، ریزساختار نمونه‌های تولیدی به روش LPBF تماماً آستنیتی بوده و نشانه‌ای مبنی بر استحاله فازی حالت جامد مشاهده نشده است [26][27]. همچنین غنی شدن عناصر Cr و Mo در مناطق بین سلولی نمونه‌های تولیدی به روش LPBF نیز گزارش شده است، اما غلظت آنها به حدی نیست که قادر به پایدارسازی فریت گردد [28]. لازم به ذکر است که در حین فرایندی مانند SLM، در اثر برخورد لیزر با بستر پودری، حوضچه مذاب کوچکی شکل می‌گیرد که دمای موضعی آن می‌تواند به چندین هزار درجه سانتی‌گراد نیز برسد. ایجاد چنین دماهای بالایی منجر به تبخیر برخی از عناصر آلیاژی (به علت وجود دماهایی بالاتر از نقطه جوش برخی عناصر) می‌گردد [29]. طرح‌واره‌ای از ریزساختار فولادهای زنگ‌زن آستنیتی تولید شده به روش‌های مختلف، در شکل ۳ نشان داده شده است.



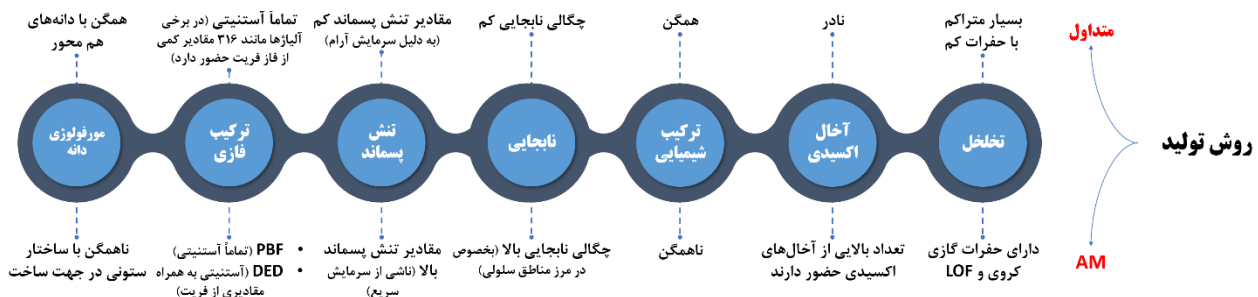
شکل ۳ - طرح‌واره‌ای از ریزساختار فولادهای زنگ‌زن آستنیتی تولید شده به روش‌های مختلف

<sup>12</sup> Wetting

<sup>13</sup> Micro-segregation



علاوه بر اینکه فرایند تولید لایه به لایه در روش AM، آزادی عمل بالایی در طراحی قطعات را در پی دارد، قابلیت مهم دیگر این روش مربوط به امکان کنترل ریزساختار موضعی با استفاده از تغییر حرارت اعمالی است. چنین قابلیت‌هایی امکان ایجاد ریزساختارهای خاص و حتی با ساختار تدریجی<sup>۱۴</sup> را محقق می‌سازد. برای مثال، در بخش‌هایی از قطعه که استحکام بالا و مقاومت به ترک‌برداری ناشی از خستگی مد نظر باشد، نرخ‌های سرمایش بالا در فرایند می‌تواند منجر به ایجاد ریزساختار ریزدانه گردد که به بهبود خواص مکانیکی اشاره شده کمک می‌کند. از سویی دیگر، در شرایطی که ساختار درشت دانه برای جلوگیری از رشد ترک مد نظر باشد، می‌توان نرخ سرمایش فرایند را کم کرد [30]. در بررسی‌هایی که روی ریزساختار آلیاژ 316L ساخت افزایشی شده صورت گرفت، محققان نشان دادند که ریزساختار ایجاد شده، شامل دندریتهایی در ابعاد نانومتری هستند که در حین انجماد سریع شکل گرفته‌اند [28]. همچنین محققان دریافتند که دیواره‌های ساختار سلولی مشاهده شده از نابعایی‌ها تشکیل شده‌اند. در چنین ریزساختاری، اکسیدهایی در ابعاد نانومتری وجود داشتند که باعث قفل شدگی نابعایی‌ها و در نتیجه، افزایش استحکام تسلیم و کششی شدند. این افزایش استحکام در حالی بود که خواص ازدیاد طول و کشیدگی<sup>۱۵</sup> آلیاژ حفظ شد. مقایسه‌ای از ویژگی‌های ریزساختاری فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولید شده به روش‌های متداول و AM در شکل ۴ نشان داده شده است.



شکل ۴ - مقایسه ویژگی‌های ریزساختاری فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولید شده به روش‌های متداول و AM (ویژگی‌های ریزساختاری اشاره شده برای حالت پس از تولید و بدون عملیات تکمیلی است)

## ۵- خواص مکانیکی

یکی از چالش‌های اساسی فولادهای ساخته شده به روش‌های مرسوم، برقراری توازن بین استحکام و شکل‌پذیری این مواد است که می‌تواند باعث محدود شدن کاربردهای سازه‌ای آنها گردد. از جمله‌ای این فولادها می‌توان به فولاد زنگ‌نزن 316L اشاره کرد که استحکام تسلیم پایینی داشته (۲۵۰-۳۰۰ MPa) و استفاده از روش‌های مرسوم متالورژیکی (مانند نورد سرد یا آهن‌گری) به جهت استحکام‌بخشی آن می‌تواند منجر به کاهش شدید شکل‌پذیری شود. با اینحال در برخی مقالات که از روش‌های ساخت افزایشی بهره برده‌اند، بهبود چشمگیری در این رابطه گزارش شده است. برای مثال وانگ<sup>۱۶</sup> و همکاران با استفاده از روش LPBF توانستند فولاد 316L با استحکام خوب و در عین حال شکل‌پذیری بالا تولید کنند [28]. در این تحقیق، استحکام بالا به ساختار سلولی، مرزدانه‌های با زاویه کم<sup>۱۷</sup> و چگالی بالای نابعایی‌های بدست آمده از نرخ انجماد بالای فرایند ساخت افزایشی نسبت داده شد. به علاوه، مکانیزم کارسختی پایدار و افزایشی که ناشی از ریزساختاری با چیدمان ناهمگن<sup>۱۸</sup> در نمونه‌های ساخت افزایشی شده بود، ازدیاد طول یکنواخت<sup>۱۹</sup> بالا را توجیه می‌کند. همچنین نتایج این تحقیق نشان داد که جدایش عناصر آلیاژی در دیواره‌های ساختار سلولی و در مرزدانه‌های با زاویه کم می‌تواند باعث قفل شدن نابعایی و نیز ترغیب

<sup>14</sup> Functionally Graded

<sup>15</sup> Elongation

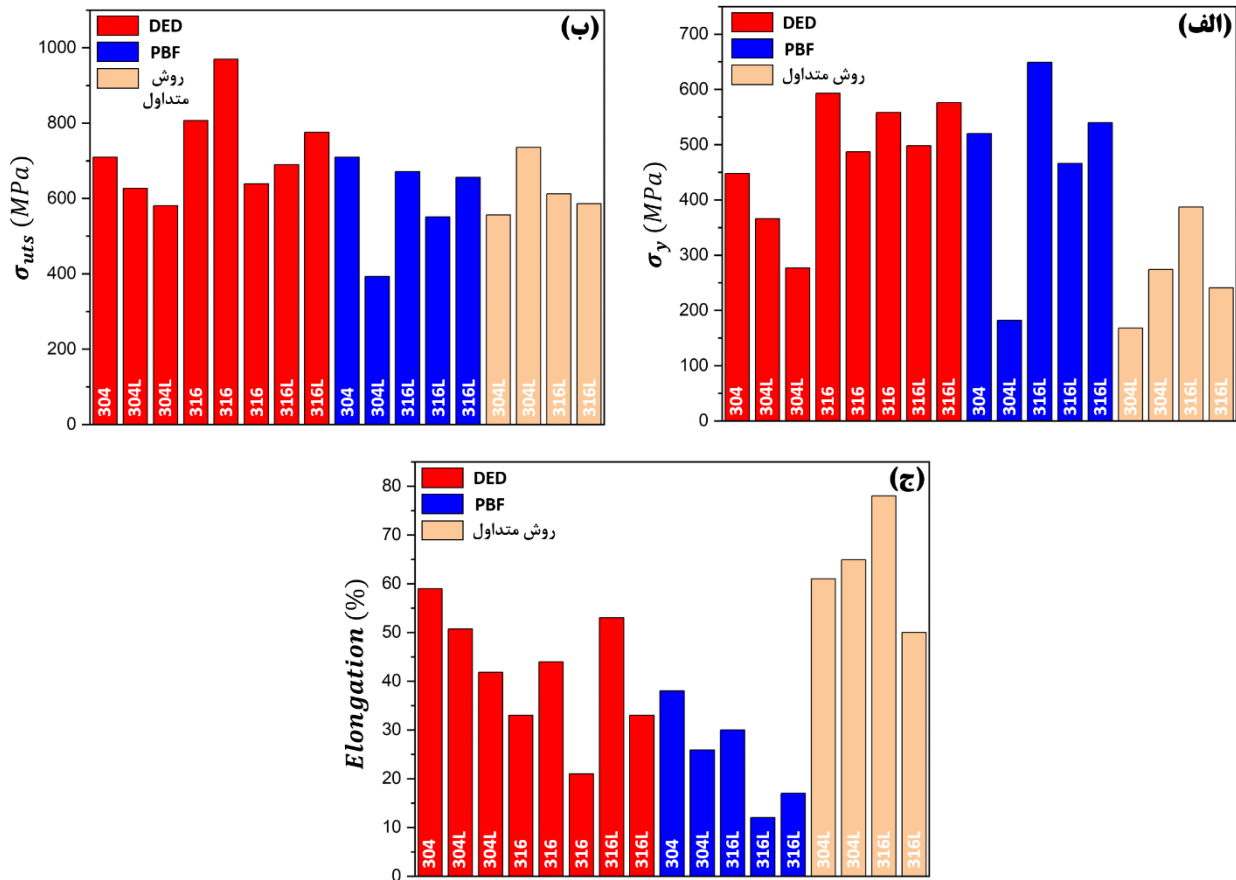
<sup>16</sup> Wang

<sup>17</sup> Low-Angle Grain Boundaries

<sup>18</sup> Hierarchically Heterogeneous

<sup>19</sup> Uniform Elongation

دوقلویی گردد. خلاصه‌ای از خواص مکانیکی فولادهای زنگ‌نزن تولید شده به روش‌های AM و متداول در شکل ۵ نشان داده شده است که از مراجع [25][31][32][33][34][35][36][37][38][39][40] گردآوری شده‌اند.



شکل ۵- خلاصه‌ای از خواص مکانیکی فولادهای زنگ‌نزن تولید شده به روش‌های AM و متداول: (الف) استحکام تسلیم، (ب) استحکام نهایی و (ج) درصد ازدیاد طول (روش ساخت هر مورد با رنگ‌بندی و جنس هر نمونه در ستون مربوط نشان داده شده است. توجه شود که اندازه‌گیری‌های انجام شده در حالت بارگذاری طولی بودند).

با هدف آنکه قطعات تولیدی به روش AM بتوانند جایگزین قطعات تولیدی به روش‌های متداول شوند، باید اثر توزیع تخلخل و نقش تشکیل این نقص بر عملکرد مکانیکی آشکار شود. یکی از پیشرفته‌ترین تکنیک‌هایی که به این منظور می‌توان به کار برد، ریزپرتونگاری اشعه ایکس با تابش سینکروترونی<sup>۲۰</sup> است. عملکرد این تکنیک بر پایه تصویربرداری سه بعدی است که می‌تواند تخلخل را در مقیاس میکرومتری نمایان کرده و از لحاظ کمی نیز معین کند [41]. در تحقیق کارلتون<sup>۲۱</sup> و همکاران [42]، از این تکنیک برای مطالعه ترک‌برداری و تخریب آلیاژ 316L تولیدی به روش AM استفاده شد. در این مطالعه، همزمان با اجرای آزمون کشش، حجم، توزیع و مورفولوژی حفرات موجود در قطعه به صورت سه بعدی و با استفاده از روش SRμT اندازه‌گیری شد. نتایج نشان داد که نحوه توزیع تخلخل، نقش مهم‌تری نسبت به چگالی نمونه در مکانیزم‌های شکست دارد. توزیع غیریکنواخت حفرات در نمونه‌های AM باعث شروع ترک در مناطقی شد که حفرات از پیش وجود داشتند. در همین حال آنیل کردن نمونه‌های AM باعث شد تا مکانیزم شکست مشابه نمونه‌های متداول در آنها مشاهده شود. علت این امر به کاهش تخلخل و همین‌طور توزیع تصادفی حفرات در اثر عملیات آنیل، نسبت داده شد.

<sup>20</sup> Synchrotron Radiation X-ray micro-Tomography (SRμT)

<sup>21</sup> Carlton



همانطور که در بخش ریزساختار اشاره شد، احتمال وجود نقایص کوچک همچون حفرات یا تردی موضعی<sup>۲۲</sup> در ریزساختار قطعات تولید شده به روش AM، نسبتاً بالا است. از آنجایی که عمده خطر این نقایص در بارگزاری‌های چرخه‌ای<sup>۲۳</sup> آشکار می‌شوند، مطالعه رفتار این مواد در شرایط بارگزاری خستگی بسیار مهم است. احتمال پیشامد چنین شرایطی برای آلیاژ 316L که کاربرد گسترده‌ای در ایمپلنت‌های پزشکی دارد، بسیار بالا است. در تحقیقی [43]، عملکرد خستگی آلیاژ 316L تولید شده به روش ذوب لیزری انتخابی (SLM<sup>۲۴</sup>) مورد بررسی قرار گرفت. با بررسی‌های ریزساختاری مشخص شد که آلیاژ ساخت افزایشی شده عملکرد خستگی خوب و قابل مقایسه با آلیاژ تولید شده به روش معمول از خود نشان می‌دهد. در واقع شکل-پذیری بالای آلیاژ تولید شده به روش SLM باعث شد تا وجود نقایص ناشی از تولید، مانند ریزحفرات و تنش‌های داخلی، تاثیر چندان مخربی روی عملکرد خستگی و رفتار رشد ترک نداشته باشد.

در مطالعه‌ای که بر روابط حاکم بین فرایند، ساختار و عملکرد فولاد زنگ‌نزن 304L تولید شده به روش LPBF انجام گرفت، مشخص شد که می‌توان با بهره‌گیری از کنترل حرارت موضعی اعمالی در حین ساخت افزایشی، به استحکام، شکل‌پذیری و مقاومت به خستگی بالایی دست یافت. مقاومت به خستگی آلیاژهای تولید شده به روش LPBF در این تحقیق، عملکرد بهتری نسبت به آلیاژهای تولیدی به روش مرسوم داشتند که این بهبود به رخ ندادن مکانیزم‌های ترک‌برداری معمول ناشی از خستگی نسبت داده شد [44].

یکی از بزرگ‌ترین مزیت‌های روش AM، ایجاد قطعات در شکل نهایی و قابل استفاده آنها در سرویس است، بدون آنکه عملیات تکمیلی روی آنها صورت گیرد. با این حال، زبری سطحی از مشخصه‌های معمول قطعات ساخت افزایشی شده است که در حالت پس از ساخت<sup>۲۵</sup> وجود دارد و مشخص شده است که تاثیرات مخربی بر مقاومت به خستگی قطعات می‌گذارد. زبری سطحی می‌تواند در اثر ویژگی‌های مختلف فرایند AM تشکیل شود. برای مثال، پارامترهای فرایند، قرارگیری ذرات پودری ذوب نشده یا به صورت جزئی ذوب شده در سطح، ماهیت لایه لایه‌ای روش AM، هندسه قطعات و سایر موارد می‌توانند بر مشخصه زبری سطحی اثرگذار باشند. در این مورد، تحقیقات زیادی بر مطالعه و ارزیابی رابطه بین زبری سطحی و رفتار خستگی قطعات تولیدی به روش AM انجام شده است [45][46]. عمده این تحقیقات از مقادیر  $R_a$  که بیان‌گر مفهومی عمومی از توپوگرافی سطحی میانگین است، استفاده کرده‌اند. در این حالت، سطح با مقادیر  $R_a$  بالاتر منجر به تمرکز تنش بالاتر و در نتیجه باعث کاهش مقاومت به خستگی می‌گردد. لی<sup>۲۶</sup> و همکاران [47] به بررسی اثر زبری سطحی و حالت بارگزاری بر رفتار خستگی و تغییرشکل چرخه‌ای نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن LPBF-304L پرداختند. نتایج این تحقیق نشان داد که ترک‌برداری نمونه‌های پس از ساخت (بدون عملیات تکمیلی)، تحت شرایط خستگی با چرخه بالا<sup>۲۷</sup> حساسیت بالایی به خصوصیات سطحی از خود نشان می‌دهند. این در حالی است که نقایص موجود بر سطح یا نزدیک به سطح، تعیین‌کننده رفتار ترک‌برداری نمونه‌های با عملیات تکمیلی (ماشین‌کاری و پولیش شده) است.

فاکتور استحکام خستگی فولادهای زنگ‌نزن بیشتر در کاربردهایی همچون پزشکی یا صنایع هوافضا اهمیت خود را نشان می‌دهد. ساختار دانه‌ای کشیده شده در نمونه‌های تولیدی به روش LPBF باعث تفاوت‌هایی در رفتار رشد ترک می‌شود که وابسته به جهت بارگزاری دارد. برای مثال، در بارگزاری موازی با جهت رشد دانه، مسیر ترک پر از پیچ و خم بوده و در نتیجه رشد آن آهسته است. در حالت بارگزاری عمود بر محور طولی دانه، اشاعه ترک که در راستای مرزدانه‌ها رخ می‌دهد، مستقیم و عاری از مانع است [22]. انجام عملیات حرارتی تنش‌زدایی تا دمای  $650^{\circ}\text{C}$ ، ساختار دانه را تغییر نمی‌دهد و بنابراین، اثر زیادی روی

<sup>22</sup> Local Embrittlement

<sup>23</sup> Cyclic Loading

<sup>24</sup> Selective Laser Melting

<sup>25</sup> As-built

<sup>26</sup> Lee

<sup>27</sup> High-Cycle Fatigue (HCF)

اشاعه ترک نخواهد داشت [43]. همچنین زبری سطحی بالای نمونه‌های تولیدی به روش LPBF اثرات زیان‌آوری بر عملکرد خستگی داشته و مشاهده شده که با انجام یک مرحله عملیات تمام‌کاری سطحی، حد خستگی تا دو برابر بهبود می‌یابد [46]. حد تحمل خستگی برای آلیاژهای 316L تولید شده به روش SLM و در شرایط سطحی مختلف، در جدول ۲ گزارش شده است.

جدول ۲- حد تحمل خستگی برای آلیاژهای 316L تولید شده به روش SLM و در شرایط سطحی مختلف

مرجع	R <sub>a</sub> (μm)	شرایط سطحی	R	حد خستگی (MPa)
[48]	۱۳/۲۹	بدون عملیات سطحی	-۱	۱۳۰
[48]	۱/۷۴	تمام‌کاری سطحی با عملیات ارتعاشی	-۱	۱۷۰
[48]	۱/۰۸	تراشکاری شده	-۱	۲۴۰
[46]	۱۰	بدون عملیات سطحی	۰/۱	۲۰۰
[46]	۰/۴	ماشین‌کاری شده	۰/۱	۲۵۶
[46]	۰/۱	پولیش شده	۰/۱	۲۶۹
[43]	-	بدون عملیات سطحی	-۱	۱۰۸
[43]	-	تراشکاری شده	-۱	۲۶۷

#### ۶- خواص سایشی

با وجود خواص مکانیکی خوب و چقرمگی بالای فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، سختی پایین و مقاومت پایین در برابر ساییدگی<sup>۲۸</sup> و خراشیدگی<sup>۲۹</sup> باعث محدود شدن کاربرد این مواد در صنایع با خطر سایش شده است. در مطالعه‌ای [8] رفتار تریبولوژیکی دو نمونه آلیاژ 316L تولید شده به روش‌های SLM و ریخته‌گری در محلول محلول نمک فسفات با خاصیت بافری (۳۰PBS) مورد بررسی قرار گرفت. نتایج این تحقیق نشان داد که آلیاژ تولیدی به روش SLM، مقاومت به سایش بالاتری از خود نشان داده و پتانسیل استفاده در ایمپلنت‌های پزشکی (که در معرض شرایط سایشی هستند) را دارد. به علاوه، در تحقیق سان<sup>۳۱</sup> و همکاران [49] مشخص شد که نمونه 316L SLM در صورتی که کاملاً متراکم تولید شود، در شرایط سایش لغزشی خشک و بدون روان‌کار، عملکرد بهتری نسبت به نمونه تولیدی به روش متداول خواهد داشت.

خصوصیات دیگری که برای تجهیزات مکانیکی (مانند شیر، لوله و یاتاقان) در معرض دماهای بالا، از اهمیت بالایی برخوردار است، استحکام و رفتار تریبولوژیکی قطعات است. اخیراً گزارش شده است که نمونه‌های 316L SLM استحکام مکانیکی برابر ۴۰۰ MPa را در دمای ۸۰۰ °C حفظ می‌کنند که این مقدار دو برابر استحکام نمونه‌های 316L تولیدی به روش‌های متداول است [50]. علاوه بر این، در مرجع [51] گزارش شده است که آلیاژ 316L تولیدی به روش SLM، مقاومت به سایش بهتری نسبت به نمونه‌ی متداول را در شرایط آزمایشی دمای اتاق و نیز دماهای بالا (تا ۶۰۰ °C) از خود نشان داده است. همچنین تصاویر میکروسکوپی منطقه تحت تغییرشکل زیر مسیر سایش، عمق کمتری در نمونه‌های SLM و در دمای آزمایش ۶۰۰ °C

<sup>28</sup> Galling

<sup>29</sup> Scoring

<sup>30</sup> Phosphate Buffered Saline

<sup>31</sup> Sun

را نشان داد. بهبود مقاومت به سایش در دمای بالای نمونه‌های SLM به ساختار تدریجی، مقاومت در برابر نرم‌شدگی، تشکیل پوسته‌های اکسیدی پایدار و تغییر شکل پلاستیک کم تحت شرایط سایش، نسبت داده شد. در سال‌های گذشته، از تکنیک‌های مختلف مهندسی سطح برای بهبود خواص سطحی فولادهای زنگ‌نزن استفاده شده است. از جمله این تکنیک‌ها می‌توان به نیتروژن‌دهی گازی یا پلاسمایی<sup>۳۲</sup> [52]، کندوپاش مگنترونی<sup>۳۳</sup> [53] و کاشت یونی<sup>۳۴</sup> [54] اشاره کرد. نیتروژن‌دهی پلاسمایی یکی از موثرترین و پر استفاده‌ترین روش‌های مهندسی سطح برای فولادهای زنگ‌نزن است که در اثر آن دو لایه سطحی شروع به رشد می‌کنند. لایه اول، لایه مرکب نازکی است که شامل دو فاز نیتریدی ( $\text{Fe}_{2-3}\text{N}$ ) و  $\epsilon$  و  $\gamma'$  ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ) به همراه سایر نیتریدهای تشکیل شده با عناصر آلیاژی دیگر است. لایه دوم، لایه نفوذی است که در زیر لایه مرکب شکل گرفته و بهبود استحکام را منجر می‌شود [55]. لایه نفوذی شامل اتم‌های بین‌نشین در محلول جامد است و در صورتی- که مقادیر نیتروژن‌دهی از حد حلالیت بالاتر رود، رسوبات نیتریدی هم‌سیما در لایه نفوذی تشکیل می‌شوند. در حین عملیات نیتروژن‌دهی دما پایین فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، فاز آستنیت انبساط یافته<sup>۳۵</sup> شکل می‌یابد که افزایش مقاومت به سایش و خوردگی را منجر می‌شود. آستنیت انبساط یافته در حقیقت ساختار bcc آستنیتی است با اتم‌های نیتروژن که در موقعیت‌های بین‌نشین جای گرفته‌اند. عموماً نام‌گذاری آستنیت انبساط یافته را به صورت فاز S نشان می‌دهند که در دماهای تا  $450^\circ\text{C}$  ایجاد می‌شود [56]. از سوی دیگر، افزایش دمای نیتروژن‌دهی باعث ترغیب تشکیل CrN می‌گردد که کاهش مقاومت به خوردگی را در پی دارد [57].

در مطالعه‌ای مقایسه‌ای [58]، محققان به بررسی اثر عملیات نیتروژن‌دهی پلاسمایی در دمای پایین روی آلیاژ 316L ساخت افزایشی شده پرداخته و نتایج را با شرایط مشابه برای آلیاژ تولید شده به روش‌های مرسوم، مقایسه کردند. نتایج این مقایسه نشان داد که عملیات نیتروژن‌دهی منجر به افزایش سختی و مقاومت به سایش در هر دو نمونه تولیدی می‌گردد. با این حال، در شرایط قبل و بعد از عملیات نیتروژن‌دهی، نمونه متداول حجم سایش ( $10^{-1} \times 0/3$  mm<sup>3</sup>) کمتری نسبت به نمونه تولید شده به روش AM ( $10^{-1} \times 1/0$ ) داشت. علت مقاومت کمتر لایه نیتریدی ایجاد شده بر سطح آلیاژ AM، به چگالی بالای نابیایی‌های بازممانده بعد از عملیات نیتروژن‌دهی نسبت داده شد.

در مرجع [59] مکانیزم سایش فولاد زنگ‌نزن 316L تولید شده به روش LPBF توسط آزمایشات سایش گلوله روی دیسک<sup>۳۶</sup> مورد مطالعه قرار گرفت. آزمایشات سایش تحت سه بار ۱، ۵ و ۱۰ نیوتن انجام گرفتند. تحت بار ۱ N تنها تعداد کمی از دانه‌ها در اثر برخورد گلوله، از مکان اولیه خود جدا شدند. این ذرات جدا شده به عنوان افزودنی‌هایی برای پر کردن مکان‌های خالی (در تقاطع دانه‌ها) عمل کرده و منجر به کاهش نرخ سایش و نیز نرخ اصطکاک شدند. تحت بار ۵ N، به دلیل کندی ذرات بیشتری از سطح که ناشی از مکانیزم‌های خراش‌دهی سطحی بود، ساختار نمونه بیشتر از حالت قبلی مورد تغییر قرار گرفت. در مراحل بعدی آزمایش سایش، ذرات کنده شده قبلی، در منطقه لغزشی (بین گلوله و سطح نمونه) قرار گرفتند که باعث افزایش نرخ سایش گردید. آزمایش سایش تحت بار ۱۰ N بیشترین تأثیرات را بر سطح نمونه برجای گذاشت. در این حالت، ذرات کنده شده به دلیل اعمال نیروی بالا، به صورت فیلمی روی سطح نمونه انباشته شدند. وجود فیلم تریبولوژیکی<sup>۳۷</sup> روی سطح توسط آنالیز رامان<sup>۳۸</sup> نیز تایید شد. تحت چنین شرایطی، ساختار سطحی نمونه به حالتی خشن درآمده و خواص مکانیکی خود را از دست می‌دهد.

<sup>32</sup> Gas/Plasms Nitriding

<sup>33</sup> Magnetron Sputtering

<sup>34</sup> Ion Implantation

<sup>35</sup> Expanded Austenite

<sup>36</sup> Ball-on-Disk

<sup>37</sup> Tribo-film

<sup>38</sup> Raman

مکانیزم اکسیداسیون ناشی از سایش<sup>۳۹</sup> با بررسی میکروسکوپی الکترونی از مناطق ساییده شده، در بسیاری از مقالات گزارش شده است [60]. این مکانیزم منجر به تشکیل فیلم تریبولوژیکی می‌گردد که عمدتاً از جنس اکسیدی است. همچنین، احتمال رخ دادن آن منحصر به دماهای بالا نبوده و به علت بالا رفتن موضعی دما در اثر اصطکاک نسبی سیستم تریبولوژیکی که می‌تواند به دماهای معمول اکسیداسیون برسد، تحت شرایط آزمایش در دمای اتاق نیز می‌تواند رخ دهد. مکانیزم اکسیداسیون ناشی از سایش تحت تاثیر عواملی مانند دمای آزمایش، ضریب اصطکاک، بار وارده و سرعت لغزش است. این در حالی است که شیمی فیلم‌های اکسیدی وابسته به ترکیب شیمیایی مواد مورد استفاده در سیستم تریبولوژیکی است. در مطالعه‌ای [61]، رفتار سایشی نمونه 316L تولید شده به روش SLM تا بارگذاری ۳۰ N و دمای ۶۰۰ °C مورد بررسی قرار گرفت. مشاهده شد که روند نرخ سایش تا دمای ۴۰۰ °C افزایش یافته و سپس کاهش می‌یابد. همچنین مشاهده شد که ضریب اصطکاک به صورت پیوسته با افزایش دمای آزمایش، کاهش می‌یابد که این امر به تشکیل فیلم‌های اکسیدی در اثر مکانیزم اکسیداسیون ناشی از سایش نسبت داده شد. در تحقیقی دیگر [62]، رفتار سایش دما بالای نمونه‌های فولاد زنگ‌زن 316L تولید شده به روش‌های SLM و آهنگری، مورد بررسی قرار گرفته و مقایسه شدند. نتایج نشان دهنده مقاومت به سایش بالاتر نمونه SLM بود که این رفتار به سختی بالای بدست آمده از این روش تولیدی نسبت داده شد. این تفسیر با مشخصه‌یابی ریزساختاری تایید شد که مشخص کننده نانو ساختار سلولی از فازهای آستنیت و فریت در نمونه‌ی SLM بود. در حالی که مقاومت به سایش نمونه SLM در تمامی دماهای آزمایش بالاتر از نمونه آهنگری بود، این اختلاف در دمای ۶۰۰ °C به کمترین حد خود رسید. دلیل آن به تشکیل فیلم اکسیدی نسبت داده شد که ترکیب شیمیایی یکسانی در هر دو نمونه داشت. تنها تفاوت فیلم اکسیدی در ضخامت و اندازه دانه آن بود که در نمونه‌های SLM کمتر بودند.

#### ۷- خواص خوردگی

خواص خوردگی فولادهای زنگ‌زن، همانند بسیاری از آلیاژهای دیگر، وابستگی زیادی به ریزساختار حاصل از فرایندهای تولید دارند. وجود برخی ناهمگنی‌های میکرو و ماکروسکوپی در نمونه‌های ساخت افزایشی شده، می‌تواند روی فعال شدن میکرو-پیل-های الکتروشیمیایی خوردگی که بر سطح آلیاژ توزیع شده‌اند، اثرگذار باشد که در نتیجه‌ی این امر، نرخ خوردگی متفاوتی با نمونه‌های متداول مشاهده می‌شود [14]. در این بخش، هنگامی که از عبارت خوردگی یکنواخت<sup>۴۰</sup> استفاده می‌شود، منظور حالتی از حمله خوردگی است که به صورت تقریباً یکنواخت پیشروی می‌کند و نرخ آن در همه‌ی بخش‌هایی از فلز که در معرض خوردگی است، یکسان فرض می‌شود. رفتار خوردگی یکنواخت مواد را می‌توان با قرار دادن نمونه‌ها در معرض محیط‌های خورنده مختلف، ارزیابی کرد. البته هنوز اطلاعات کمی در رابطه با رفتار خوردگی مواد ساخت افزایشی شده که زمان‌های طولانی در معرض محیط خورنده قرار می‌گیرند، گزارش شده است.

در تحقیقی [63]، از آزمون غوطه‌وری<sup>۴۱</sup> در محلول کلرید فریک (۶ wt.%) با دمای ۵۵ °C و به مدت ۴۸ ساعت برای ارزیابی رفتار خوردگی فولاد زنگ‌زن 316L ساخت افزایشی شده، استفاده شد. نتایج نشان داد که نمونه تولیدی به روش AM، نرخ خوردگی تقریباً پنج برابر بیشتر (۱۰ mm بر سال) نسبت به نمونه متداول (۲ mm بر سال) از خود نشان داد. افت خواص خوردگی نمونه تولیدی به روش AM، به حساسیت بالاتر مرزهای ناشی از تشکیل حوضچه مذاب در حین فرایند، نسبت داده شد. در مطالعه‌ای دیگر که توسط کروز<sup>۴۲</sup> و همکاران انجام گرفت [64]، کاهش وزنی برابر ۴ mg/cm بر روز (معادل mm به مدت ۷۲ ساعت، گزارش شد. لازم به ذکر است که در بررسی‌های انجام شده بر رفتار خوردگی یکنواخت فولادهای زنگ‌زن تولیدی به روش AM، از الکترولیت و محیط بسیار خورنده برای آزمون‌های خوردگی استفاده شده است. بنابراین، اطلاعات

<sup>39</sup> Tribo-Oxidation

<sup>40</sup> Uniform Corrosion

<sup>41</sup> Immersion Test

<sup>42</sup> Cruz

بدست آمده از این تحقیقات نمی‌تواند به صورت موثری شرایط واقعی موجود در کاربردهای صنعتی این آلیاژها را شبیه‌سازی کند [14].

در مورد فلزاتی که تشکیل لایه رویین می‌دهند، خوردگی یکنواخت را می‌توان با اندازه‌گیری چگالی جریان در ناحیه رویین ارزیابی کرد. پدیده رویین‌شدن<sup>۴۳</sup> اشاره به حالتی دارد که واکنش‌پذیری فلز تحت شرایط محیطی خاص، به حداقل مقدار رسیده و نرخ خوردگی فلز به حد قابل توجهی کاهش می‌یابد. دلیل نرخ پایین خوردگی فلزات در حالت رویین، به تشکیل فیلم رویین با ضخامت نانومتری نسبت داده می‌شود [65]. خصوصیات فیلم رویین شکل گرفته، مانند ترکیب شیمیایی، ضخامت، تراکم و خواص الکتریکی آن می‌توانند بر پایداری فیلم در حین قرارگیری در معرض محیط‌های خوردنده، تاثیرگذار باشد. مطالعاتی که در این زمینه صورت گرفته، نشان می‌دهند که تفاوت‌هایی در رفتار رویین‌شدن فولادهای زنگ‌نزن تولیدی به روش‌های AM و متداول وجود دارد. در مراجع [63][66][67] قابلیت رویین‌شدن ضعیفی برای آلیاژ 316L تولید شده به روش AM گزارش شده و علت آن به وجود حفرات و یا ناهمگنی ترکیب شیمیایی (به‌خصوص جدایش عنصر Mo در راستای مرزهای سلولی)، نسبت داده شده است.

فولادهای زنگ‌نزن همچون 316L و 304L عموماً به حالت تک فاز هستند و موارد خوردگی حفره‌ای مشاهده شده در این آلیاژها معمولاً از مجاورت فاز ثانویه ناشی از وجود ناخالصی در آلیاژ (مانند سولفید منگنز، MnS) شروع می‌گردد. تا به حال، تحقیقات عمده‌ای در رابطه با نقش آخال‌های MnS بر رفتار خوردگی فولادها انجام گرفته است. نظریه‌ای که وجود دارد بدین صورت است که لایه محافظ رویین در مناطق MnS تشکیل نمی‌شود، یا فقیرشدن موضعی Cr در مجاورت فاز MnS رخ می‌دهد که مانع از تشکیل فیلم محافظ سطحی می‌شود [68][69].

گوگرد (S) یک ناخالصی معمول در صنعت فولادسازی است که منجر به تشکیل سولفید آهن (FeS) با دمای ذوب پایین، در مرزخانه‌ها می‌شود. این امر می‌تواند باعث مشکلات ترک‌برداری در حین عملیات نورد گرم شود. بنابراین، معمولاً در فولادسازی از منگنز (Mn) برای جلوگیری از تشکیل FeS استفاده می‌شود. با اضافه شدن Mn، فاز MnS با دمای ذوب بالاتر (۱۶۵۵°C) که از نظر ترمودینامیکی نیز پایدارتر است، ایجاد می‌شود [70]. در واقع حذف آخال‌های MnS در فولادهای تولیدی به روش‌های متداول امکان‌پذیر نیست، چرا که گوگرد اضافه شده به فولاد، به جهت بهبود ماشین‌کاری صورت می‌گیرد [71]. تغییر ترکیب شیمیایی آخال‌های MnS با جایگزینی Cr بجای Mn در سولفید، منجر به بهبود مقاومت به خوردگی حفره‌ای فولادهای زنگ‌نزن می‌گردد. با این حال، این بهبود مقاومت به خوردگی حفره‌ای به قدری نیست که جوابگوی کاربردهای این آلیاژها در محیط‌های با خوردگی بالا (مانند محلول‌های کلرید فریک) باشد [72]. راه‌حل دیگر، کاهش اندازه آخال‌های MnS از طریق انجماد سریع یا ذوب مجدد سطحی با لیزر است که گزارش شده مقاومت به خوردگی حفره‌ای را افزایش می‌دهد. با در نظر گرفتن این نکته، می‌توان گمان کرد که فرایند AM قابلیت تولید فولادهای زنگ‌نزن با مقاومت به خوردگی حفره‌ای عالی را داشته باشد [73][74].

در مراجع [75][76]، گزارش شده است که انجام عملیات ذوب سطحی با لیزر منجر به بهبود قابل توجهی در رفتار خوردگی حفره‌ای فولادهای کار شده 304L و 316L می‌گردد. چنین اثر مثبتی به حل شدن MnS در اثر ذوب موضعی و سردشدن سریع نسبت داده شد. با توجه به ویژگی‌های ذاتی روش AM، از قبیل نرخ‌های بالای انجماد، می‌توان در نظر گرفت که چگالی و اندازه آخال‌های MnS در آلیاژهای تولیدی به این روش را می‌توان کاهش داد. در مطالعه‌ای [77]، به مقایسه‌ی رفتار خوردگی حفره‌ای آلیاژ 316L تولید شده به روش SLM و نیز به حالت کار شده، پرداخته شد. نتایج این تحقیق بیان‌گر مقاومت به خوردگی حفره‌ای بسیار خوب آلیاژ SLM بود که اندازه دانه و ترکیب شیمیایی تقریباً یکسانی با آلیاژ کار شده داشت. علت چنین بهبود رفتاری به شیمی آخال‌های موجود در آلیاژ نسبت داده شد. در مورد آلیاژ SLM، نرخ بالای انجماد از تشکیل MnS جلوگیری کرده و همچنین مانع از فقیرشدن مناطق مجاور از Cr شدند. در عوض اکسیدها و اکسی‌نیتrideهای نانومتری با مقادیر Cr یکنواخت با سایر مناطق زمینه، شکل گرفتند.

<sup>43</sup> Passivity

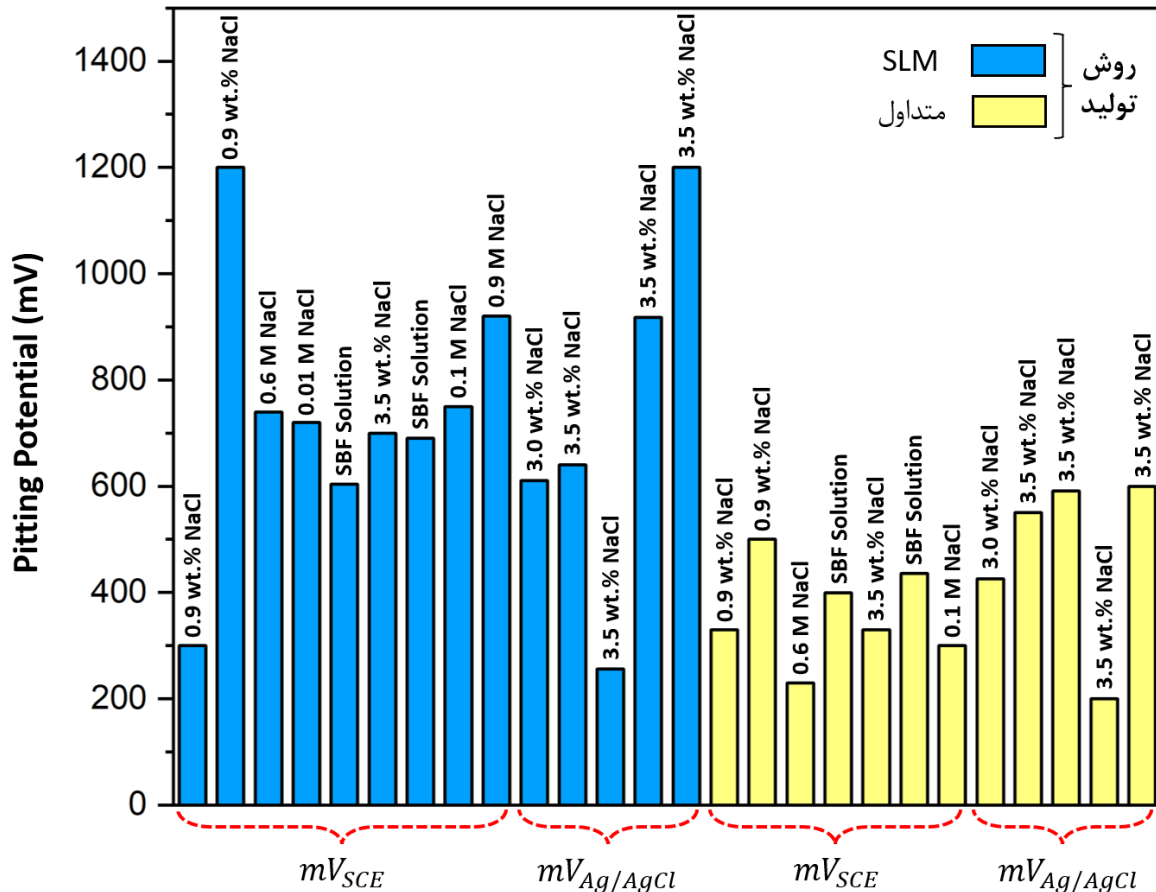
در رابطه با نقش تخلخل بر رویین شدن فولادهای زنگ‌نزن تولیدی به روش AM، تحقیقات جامعی صورت نگرفته است. گزارش شده است که حفرات موجود در آلیاژ (بخصوص حفرات LOF) ممکن است در حین ذوب و انجماد فرایند AM، توسط فیلم اکسیدی پوشش داده شوند [78]. همان‌طور که واضح است، عناصر آلیاژی فعال‌تر در آلیاژی که ساخت افزایشی می‌گردد (مانند عنصر Si و Mn در آلیاژ در آلیاژ 316L) به صورت ترجیحی با اکسیژن باقی‌مانده در ذرات پودری یا موجود در محفظه فرایند، واکنش داده و اکسیدها و سیلیکات‌ها را تشکیل می‌دهند. بنابراین در بسیاری از موارد، فیلم‌های اکسیدی/سیلیکاتی بر سطح حفرات موجود در آلیاژهای منجمد شده، مشاهده می‌گردد. انتظار می‌رود که این فیلم‌ها از نظر شیمیایی و ساختاری، متفاوت از فیلم‌های محافظ رویین عمل کنند. بنابراین، وجود فیلم‌های اکسیدی/سیلیکاتی که از قبل ایجاد شده‌اند، می‌تواند مانع تشکیل فیلم رویین شده و باعث تشدید خوردگی موضعی گردد [14]. پارامترهای فرایند AM نیز اثر قابل توجهی بر تراکم قطعات تولیدی و در نتیجه رفتار خوردگی حفره‌ای آنها دارد. برای مثال در تحقیقی [79]، با کاهش توان لیزر از ۲۲۰ W باعث شد که تخلخل از ۰/۰۵٪ به ۱/۳۱٪ افزایش یابد. افزایش تخلخل در این شرایط باعث کاهش شدید (۵۰۰ mV) پتانسیل خوردگی حفره‌ای شد. همچنین استفاده از سرعت بالای روبش در فرایند SLM می‌تواند به دلیل افزایش تخلخل نمونه، مقاومت به خوردگی حفره‌ای آلیاژ 316L تولیدی را کاهش دهد [80].

رایج‌ترین تکنیک آزمایشگاهی برای ارزیابی مقاومت به خوردگی حفره‌ای مواد، استفاده از اندازه‌گیری‌های بدست آمده از آزمایشات پلاریزاسیون پتانسیودینامیک<sup>۴۴</sup> است. در تحقیقی [73]، رفتار خوردگی آلیاژ 316L تولید شده به روش SLM توسط تکنیک PDP مورد بررسی قرار گرفت. پتانسیل و جریان خوردگی نمونه SLM مشابه آلیاژ کار شده گزارش شد. نتیجه-گیری اصلی این مطالعه نشان داد که سرعت روبش و توان لیزر در فرایند SLM، نقش مهمی در رفتار خوردگی آلیاژ تولیدی نداشتند، اما افزایش تخلخل باعث کاهش پتانسیل رویین شدن مجدد<sup>۴۵</sup> گردید. در تحقیقی دیگر توسط لین<sup>۴۶</sup> و همکاران [81]، اثر سرعت روبش در بازه ۴۰۰-۸۰۰ mm/s بر چگالی و خواص خوردگی آلیاژهای 316L ایجاد شده به روش SLM مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌ای که با سرعت روبش ۵۰۰ mm/s ایجاد شده بود، بیشترین مقاومت به خوردگی و نمونه تولیدی با سرعت روبش ۸۰۰ mm/s، کمترین چگالی و مقاومت به خوردگی و نیز زبرترین سطح را داشت. پتانسیل‌های خوردگی حفره-ای مربوط به آلیاژ 316L تولید شده به روش‌های SLM و متداول در شکل ۶ نشان داده شده که از مراجع [49][77][73]-[82][83][84][85][80][79][86][87][88][89] گردآوری شده‌اند.

<sup>44</sup> Potentiodynamic Polarization (PDP)

<sup>45</sup> Re-Passivation

<sup>46</sup> Lin



شکل ۶ - خلاصه‌ای از پتانسیل‌های خوردگی حفره‌ای آلیاژ 316L تولید شده به روش‌های SLM و متداول در محلول‌های

آزمایشی مختلف (الکتروود مرجع استفاده شده برای اندازه‌گیری پتانسیل هر مورد، در محور افقی مشخص شده است).

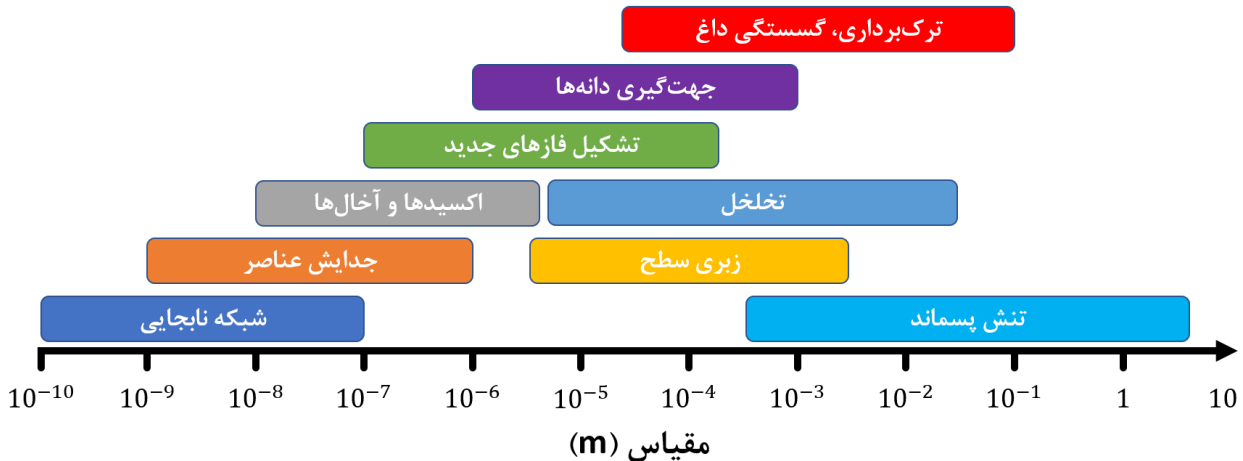
یکی دیگر از کاربردهای فولاد زنگ‌نزن آستنیتی 316L مربوط به خطوط لوله مورد استفاده در قسمت‌های عمیق دریایی است. اخیراً به علت مصرف بالا و پیوسته‌ی منابع نفت و گاز طبیعی موجود در سطح زمین، توجهات به منابع موجود در ۸۰۰ متر زیر سطح زمین معطوف شده است. از جمله خصوصیات این محیط عمیق در دریا می‌توان به فشار هیدرواستاتیک بالا، دمای کم، اکسیژن حل‌شده و خوردگی شدید اشاره کرد [90]. چنین عواملی باعث به وجود آمدن چالش‌های بزرگی در سرویس‌دهی و مهندسی خطوط لوله در این مناطق شده است. عموماً خطوط لوله مورد استفاده در این مناطق از جنس آلیاژ 316L هستند که با هزینه‌ای معقول و دسترسی فراوان و نیز مقاومت بالا به خوردگی، بهترین انتخاب در حال حاضر است. در مطالعه‌ی [91]، ترکیب شیمیایی و عملکرد الکتروشیمیایی فیلم رویین تشکیل شده بر آلیاژ 316L تولیدی به روش SLM، در محیط عمیق دریا (شبیه‌سازی شده) بررسی شده و با آلیاژ 316L کار شده مقایسه شد. با انجام آنالیز سطح بعد از آزمایشات مشخص شد که هر دو نمونه اکسیدهایی از نوع  $Fe_2O_3$  و  $Cr_2O_3$  را به همراه هیدروکسید آمورف از نوع  $Cr(OH)_3$  تشکیل دادند. به علاوه، بیشتر سطح نمونه SLM را اکسید پایدار  $Cr_2O_3$  پوشش داده بود. مکانیزم بهبود رفتار خوردگی آلیاژ SLM به اندازه دانه کوچک‌تر و چگالی مرزدانه‌های بالاتر نسبت داده شد. به طور مشخص، مرزدانه‌ها به عنوان مسیرهای نفوذ عمل کرده که باعث تشکیل اکسیدهای پایدار می‌شود. همچنین در این حالت از واکنش‌های تشکیل هیدروکسیدهای ناپایدار جلوگیری می‌شود.

## ۸- چالش‌ها

علی‌رغم دستیابی به خواص بهتر در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولید شده به روش AM، هنوز برخی از چالش‌های حل نشده وجود دارند که بهره‌برداری گسترده از این مواد را در کاربردهای صنعتی محدود می‌سازند. برخی از مهم‌ترین چالش‌های



موجود در این رابطه عبارتند از: تنش‌های پسماند، انیزوتروپی، تشکیل حفرات و اثر عملیات حرارتی بعد از ساخت افزایشی. همچنین باید در نظر گرفت که دانش شکل گرفته بر فولادهای زنگ‌نزن تولیدی به روش‌های متداول را نمی‌توان عیناً در مورد فولادهای زنگ‌نزن ساخت افزایشی شده به کار برد. بنابراین، نیاز است تا پایگاه داده‌ای برای عملکرد این مواد تشکیل شود [9]. لازم به ذکر است که نقایص و ویژگی‌های به وجود آمده در قطعات ساخت افزایشی شده، محدود به یک مقیاس نیستند. شکل ۷ گستره‌ی نقایص و ویژگی‌های معمول مشاهده شده در قطعات ساخت افزایشی شده را از نظر مقیاس نشان می‌دهد. همان‌طور که مشخص است، نقایصی همچون جدایش عناصر یا شبکه نابجایی در مقیاس اتمی و نانومتری هستند در حالی که تخلخل یا ترک‌برداری می‌تواند در مقیاس میکرومتر تا میلی‌متر نیز باشد.



شکل ۷ - دسته‌بندی نقایص و ویژگی‌های معمول مشاهده شده در قطعات ساخت افزایشی شده از نظر مقیاس

تشکیل گرادپان‌های حرارتی شدید در حین فرایند AM، باعث ایجاد مقادیر بزرگی از تنش‌های پسماند می‌شود که می‌تواند منجر به اعوجاج قطعه تولیدی گردد [92]. این امر می‌تواند بر خواص مکانیکی قطعه اثر گذاشته و باعث کاهش مقاومت به خوردگی تنش<sup>۴۷</sup> و حتی به هم ریختن هندسه‌ی قطعه نهایی گردد [93][94]. روش‌های رایجی که برای جلوگیری از این حالت پیشنهاد شده‌اند، عبارتند از: پیش‌گرمایش زیرلایه یا مواد تغذیه شونده [95] و کنترل نحوه روبش در حین فرایند AM [96]. راه‌حل دیگر نیز به انجام عملیات حرارتی جهت تنش‌زدایی مربوط می‌شود [97].

ماهیت روش AM به گونه‌ای است که باعث ایجاد نمونه‌هایی می‌شود که در مناطق موضعی و در جهت‌های مختلف، ریزساختارهای متفاوتی دارند. در واقع دو نوع انیزوتروپی را می‌توان متصور شد: (الف) انیزوتروپی ناشی از ساخت قطعه در جهت‌های مختلف و (ب) انیزوتروپی ناشی از اندازه‌گیری خواص در راستای محورهای مختلف [98]. گزارش شده است که ساختار ستونی دانه و بافت کریستالوگرافیکی شدید در راستای جهت ساخت قطعه، اثر قابل توجهی بر انیزوتروپی در خواص مکانیکی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولید شده به روش AM دارد [99]. برای مثال، استحکام نهایی اندازه‌گیری شده برای نمونه‌های ساخت افزایشی شده در جهت افقی (حالتی که جهت بارگذاری و لایه‌های ریزساختاری نمونه موازی یکدیگرند) تقریباً ۲۰٪ بیشتر از نمونه‌های ساخت افزایشی شده در جهت عمودی بود [40]. همچنین وجود انیزوتروپی در قطعات AM باعث به وجود آمدن چالش‌هایی در متالوگرافی قطعات می‌شود، به گونه‌ای که ریزساختار مشاهده شده در هر بررسی را نمی‌توان به ریزساختار کلی نمونه تعمیم داد. لازم به ذکر است که انیزوتروپی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولید شده به روش AM، به شرط بالا بودن چگالی نمونه تولیدی، مشکلی جدی بر خواص خوردگی نخواهد داشت [9].

همان‌طور که اشاره شد، خواص مکانیکی قطعات تولیدی به روش AM، در بسیاری از موارد قابل مقایسه با نمونه‌های متداول هستند. اما باید توجه داشت که خواص با تغییر در پارامترهای فرایند و نیز به صورت موضعی در بخش‌های مختلف قطعه، تغییر می‌یابند. برای کنترل کردن خواص مکانیکی نمونه‌های تولیدی، نیاز به گسترش دانش هم در زمینه فرایندهای ساخت افزایشی

<sup>47</sup> Stress Corrosion Cracking

و هم در تحولات ریزساختاری ناشی از چرخه‌های حرارتی پیچیده است. بدین ترتیب می‌توان از به وجود آمدن نقایص شایع در قطعات تولیدی به روش AM جلوگیری کرده و در نهایت بتوان ترکیب شیمیایی، ساختار و خواص قطعه مورد نظر را با توجه به اصول علمی، مناسب کاربرد آن تعیین ساخت. همچنین مطابق بر گزارشات فروش بالای تجهیزات تجاری AM، ایجاد بازاری بزرگ در آینده برای این صنعت پیش‌بینی می‌شود. به همین دلیل، نیاز به استانداردسازی و کنترل فرایند، جهت دستیابی به نتایج قابل تکرار، بیش از پیش مهم می‌شود.

چالش دیگر در رابطه با فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولید شده به روش AM، تشکیل انواع مختلفی از حفرات است که در ریزساختار این مواد گزارش شده است. تشکیل چنین نقایص ناخواسته‌ای عمدتاً مربوط به خود فرایند و پارامترهای انتخاب شده می‌شوند. در این بین، نشان داده شده است که حفرات LOF، بیشترین اثر منفی را بر خواص سایشی [42][100]، مقاومت به خستگی [101][102] و مقاومت به خوردگی دارند [103][104]. در مقایسه با حفرات گازی کروی شکل، حفرات LOF به دلیل اینکه می‌توانند به عنوان مکان‌های شروع ترک (در حین آزمون کشش) و مکان‌های شروع حمله خوردگی حفره-ای (در حین قرارگیری در معرض محیط خورنده) عمل کنند، تاثیرات به مراتب مخرب‌تری دارند. این تفاسیر با استفاده از آزمون PDP و آنالیز پرتونگاری کامپیوتری سه بعدی<sup>۴۸</sup> تایید شده‌اند [103][105]. حفرات گازی کروی شکل به دو دسته حفرات باز و بسته تقسیم می‌شوند که وابسته به هندسه و قرارگیری آنها در سطح خارجی قطعه است. نشان داده شده است که حفرات باز، کمتر مستعد به تشکیل حمله خوردگی حفره‌ای هستند که این امر به متفاوت بودن نرخ نفوذ یونی در این حفرات و حفرات بسته نسبت داده شده است [106]. شکل حفره نیز بر حساسیت به خوردگی نمونه اثرگذار است. در این مورد، گزارش شده است که حفرات LOF حساسیت بیشتری نسبت به خوردگی موضعی از خود نشان می‌دهند. این نتایج توسط آزمون‌های پلاریزاسیون موضعی تایید شده‌اند و عمدتاً به هندسه حفرات LOF (در مقابل حفرات کروی و نیم‌کروی) نسبت داده شده است که می‌توانند به صورت شکاف باشند و خوردگی را تسریع کنند [107].

عدم تدوین استانداردهای مشخص جهت انجام آزمون‌ها و بررسی خواص مواد تولید شده به روش AM باعث مشکلاتی در مقایسه نتایج تحقیقات مختلف با یکدیگر می‌شود. برای مثال، مطالعه و بررسی رفتار خوردگی آلیاژهای تولیدی به روش AM، در الکترولیت‌های متنوع با ترکیب و pH مختلف انجام گرفته که مقایسه نتایج را (حتی برای آلیاژهای مشابه) با مشکل مواجه می‌سازد. همچنین بررسی‌های خوردگی انجام شده با استفاده از تکنیک‌های متنوع، از جمله پلاریزاسیون، طیف‌سنجی امپدانس الکتروشیمیایی<sup>۴۹</sup>، بررسی میکروسکوپی بعد از خوردگی و سایر تکنیک‌ها صورت گرفته که در مقایسه نتایج اشکالاتی وارد می‌کند [108]. تدوین استاندارد واحد تنها مربوط به انجام آزمون‌ها نمی‌شود، بلکه باید در خصوص آماده‌سازی نمونه‌ها نیز مد نظر قرار گیرد. با توجه به تحقیقاتی که در این مقاله مروری به آنها اشاره شد، می‌توان دریافت که گستردگی زیادی در انتخاب پارامترهای فرایندی (مانند توان لیزر و سرعت روبش) وجود دارد. به علاوه، تنوع نسبتاً بالایی در تجهیزات و دستگاه‌های مورد استفاده برای خود فرایند AM نیز وجود دارد. با در نظر گرفتن تمامی این موارد، نیاز به استانداردسازی با کمک سازمان‌های مرتبط (مانند ASTM) بیش از پیش احساس می‌شود.

## ۹- جمع‌بندی

فولادها به عنوان برجسته‌ترین مواد مهندسی مورد استفاده بشر شناخته می‌شوند. چنین جایگاهی به دلیل فرصت‌های طراحی بی‌شماری است که با کنترل سیستماتیک استحالتهای آلوتروپیک (حین عملیات حرارتی) می‌توان بدست آورد. همچنین با توجه به این نکته، می‌توان دریافت که وجود ویژگی‌هایی همچون گرادیان‌های دمایی شدید، نرخ‌های سرمايش بالا و ناهمگنی-های ترکیب شیمیایی در فرایند AM، می‌تواند تحقق‌بخش پتانسیل دستیابی به ریزساختارهای منحصربفرد در فولادها باشد. در این مقاله مروری، نشان داده شد که فرایند AM قابلیت تولید گریدهای مختلف از خانواده فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی را

<sup>48</sup> Three-dimensional Computed Tomography

<sup>49</sup> Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS)

دارا است. برخی از این قطعات تولیدی، خواصی قابل مقایسه و حتی برتر از قطعات تولیدی به روش‌های متداول را از خود نشان دادند. تا به امروز، بیشترین تحقیقات صورت گرفته بر فولادهای تولیدی به روش AM مربوط به فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی است. این آلیاژها ترکیبی منحصربفرد از استحکام و شکل‌پذیری را دارا هستند که عمدتاً ناشی از حضور اکسیدهای نانومتری و مرزخانه‌های با زاویه کم است که منجر به محدود شدن تحرکات نابجایی‌ها می‌گردند. به علاوه، این ویژگی‌های ریزساختاری باعث بهبود خواص سایشی و خستگی نیز می‌گردد که نتایج آن قابل مقایسه با شرایط نمونه‌های تولیدی به روش‌های متداول است. در مقاومت به خوردگی حفره‌ای آلیاژهای تولیدی به روش AM نیز بهبودهایی مشاهده شده است. این امر در نتیجه انجام سریع است که باعث محدود شدن تشکیل آخال‌هایی از جنس MnS می‌شود. سایر فرم‌های خوردگی، از جمله خوردگی بین‌دانه‌ای، این نوع آلیاژها نیاز به بررسی‌های بیشتری دارد. تنش‌های پسماند، انیزوتروپی و تشکیل حفرات از جمله چالش‌های اصلی فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی تولیدی به روش AM هستند. به علاوه، بهینه‌سازی و طراحی عملیات حرارتی جدید، یکی از نیازهای اساسی صنعت AM است چرا که استانداردهای عملیات حرارتی که در حال حاضر برای فولادهای زنگ‌نزن استفاده می‌شوند، ممکن است برای نمونه‌های تولیدی به روش AM مناسب نباشند. در نهایت، با اینکه آینده روشنی را می‌توان برای فولادهای ساخت افزایشی شده متصور شد، تحقیق و پژوهش بیشتری نیاز است تا فرایند AM بتواند جایگزین روش‌های تولید متداول گردد.

## مراجع

- [1] A.J. Sedriks, Corrosion of stainless steels., (1979).
- [2] M.F. McGuire, Stainless steels for design engineers, Asm International, 2008.
- [3] K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Recent developments in stainless steels, Mater. Sci. Eng. R Reports. 65 (2009) 39–104.
- [4] C.-O. Olsson, D. Landolt, Passive films on stainless steels—chemistry, structure and growth, Electrochim. Acta. 48 (2003) 1093–1104.
- [5] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, C. Emmelmann, Additive manufacturing of metals, Acta Mater. 117 (2016) 371–392.
- [6] C.R. Deckard, Part generation by layerwise selective sintering, Thesis. xxx (1986) 1–12. <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2019.10.001>.
- [7] P. Bajaj, A. Hariharan, A. Kini, P. Kürnsteiner, D. Raabe, E.A. Jäggle, Steels in additive manufacturing: A review of their microstructure and properties, Mater. Sci. Eng. A. 772 (2020) 138633. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138633>.
- [8] F. Bartolomeu, M. Buciumeanu, E. Pinto, N. Alves, O. Carvalho, F.S. Silva, G. Miranda, 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting, Addit. Manuf. 16 (2017) 81–89. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.05.007>.
- [9] N. Haghdadi, M. Laleh, M. Moyle, S. Primig, Additive manufacturing of steels: a review of achievements and challenges, J. Mater. Sci. 56 (2021) 64–107. <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>.
- [10] A. Zakeri, P. Tahvili, E. Bahmani, A. Sabour Rouh Aghdam, Effect of powder manufacturing process on characteristics of nanostructured MCrAlY coatings: dry vs. wet ball milling, J. Compos. Compd. 2 (2021) 9–17. <https://doi.org/10.52547/jcc.3.1.2>.
- [11] A. Zakeri, M.R. Masoumi Balashadehi, A. Sabour Rouh Aghdam, Development of hybrid electrodeposition/slurry diffusion aluminide coatings on Ni-based superalloy with enhanced hot corrosion resistance, J. Compos. Compd. 2 (2021) 1–8. <https://doi.org/10.52547/jcc.3.1.1>.
- [12] A. Zakeri, F. Ghadami, A. Sabour Rouhaghdam, B. Saeedi, Study on production of modified MCrAlY powder with nano oxide dispersoids as HVOF thermal spray feedstock using mechanical milling, Mater. Res. Express. 7 (2019) 15030. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6121>.
- [13] ASTM F2792-12, Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies, Astm International, 2012. <http://www.astm.org>.
- [14] M. Laleh, A.E. Hughes, W. Xu, I. Gibson, M.Y. Tan, A critical review of corrosion characteristics of additively manufactured stainless steels, Int. Mater. Rev. 66 (2021) 563–599. <https://doi.org/10.1080/09506608.2020.1855381>.
- [15] H. Fayazfar, M. Salarian, A. Rogalsky, D. Sarker, P. Russo, V. Paserin, E. Toyserkani, A critical review

- of powder-based additive manufacturing of ferrous alloys: Process parameters, microstructure and mechanical properties, *Mater. Des.* 144 (2018) 98–128.
- [16] H. Bikas, P. Stavropoulos, G. Chryssolouris, Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 83 (2016) 389–405.
- [17] F. Abe, K. Osakada, M. Shiomi, K. Uematsu, M. Matsumoto, The manufacturing of hard tools from metallic powders by selective laser melting, *J. Mater. Process. Technol.* 111 (2001) 210–213. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00522-2](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00522-2).
- [18] I. Tolosa, F. Garcandía, F. Zubiri, F. Zapirain, A. Esnaola, Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 51 (2010) 639–647.
- [19] C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing, Review of selective laser melting: Materials and applications, *Appl. Phys. Rev.* 2 (2015) 41101.
- [20] J. Metelkova, Y. Kinds, K. Kempen, C. de Formanoir, A. Witvrouw, B. Van Hooreweder, On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L, *Addit. Manuf.* 23 (2018) 161–169. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.006>.
- [21] H. Yu, J. Yang, J. Yin, Z. Wang, X. Zeng, Comparison on mechanical anisotropies of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy and 304 stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 695 (2017) 92–100. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.031>.
- [22] J. Suryawanshi, K.G. Prashanth, U. Ramamurty, Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 696 (2017) 113–121. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.058>.
- [23] Y. Zhong, L. Liu, S. Wikman, D. Cui, Z. Shen, Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting, *J. Nucl. Mater.* 470 (2016) 170–178. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.12.034>.
- [24] A. Yadollahi, N. Shamsaei, S.M. Thompson, D.W. Seely, Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 644 (2015) 171–183. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.07.056>.
- [25] M. Ziętala, T. Durejko, M. Polański, I. Kunce, T. Płociński, W. Zieliński, M. Łazińska, W. Stepniowski, T. Czujko, K.J. Kurzydłowski, Z. Bojar, The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping, *Mater. Sci. Eng. A.* 677 (2016) 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.028>.
- [26] P.G.E. Jerrard, L. Hao, K.E. Evans, Experimental investigation into selective laser melting of austenitic and martensitic stainless steel powder mixtures, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.* 223 (2009) 1409–1416. <https://doi.org/10.1243/09544054JEM1574>.
- [27] T. Niendorf, S. Leuders, A. Riemer, H.A. Richard, T. Tröster, D. Schwarze, Highly anisotropic steel processed by selective laser melting, *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.* 44 (2013) 794–796. <https://doi.org/10.1007/s11663-013-9875-z>.
- [28] Y.M. Wang, T. Voisin, J.T. McKeown, J. Ye, N.P. Calta, Z. Li, Z. Zeng, Y. Zhang, W. Chen, T.T. Roehling, R.T. Ott, M.K. Santala, P.J. Depond, M.J. Matthews, A. V. Hamza, T. Zhu, Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility, *Nat. Mater.* 17 (2018) 63–70. <https://doi.org/10.1038/NMAT5021>.
- [29] P.A. Hooper, Melt pool temperature and cooling rates in laser powder bed fusion, *Addit. Manuf.* 22 (2018) 548–559. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.032>.
- [30] S. Tammam-Williams, I. Todd, Design for additive manufacturing with site-specific properties in metals and alloys, *Scr. Mater.* 135 (2017) 105–110. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.10.030>.
- [31] M.L. Griffith, M.T. Ensz, J.D. Puskar, C. V Robino, J.A. Brooks, J.A. Philliber, J.E. Smugeresky, W.H. Hofmeister, Understanding the microstructure and properties of components fabricated by laser engineered net shaping (LENS), *MRS Online Proc. Libr.* 625 (2000).
- [32] Z. Wang, T.A. Palmer, A.M. Beese, Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing, *Acta Mater.* 110 (2016) 226–235.
- [33] Y. Xue, A. Pascu, M.F. Horstemeyer, L. Wang, P.T. Wang, Microporosity effects on cyclic plasticity and fatigue of LENS<sup>TM</sup>-processed steel, *Acta Mater.* 58 (2010) 4029–4038.
- [34] K. Zhang, S. Wang, W. Liu, X. Shang, Characterization of stainless steel parts by laser metal deposition shaping, *Mater. Des.* 55 (2014) 104–119.
- [35] J. Yu, M. Rombouts, G. Maes, Cracking behavior and mechanical properties of austenitic stainless steel parts produced by laser metal deposition, *Mater. Des.* 45 (2013) 228–235.
- [36] J. Li, D. Deng, X. Hou, X. Wang, G. Ma, D. Wu, G. Zhang, Microstructure and performance optimisation of stainless steel formed by laser additive manufacturing, *Mater. Sci. Technol.* 32 (2016)

- 1223–1230.
- [37] M. Ma, Z. Wang, D. Wang, X. Zeng, Control of shape and performance for direct laser fabrication of precision large-scale metal parts with 316L Stainless Steel, *Opt. Laser Technol.* 45 (2013) 209–216.
- [38] K. Guan, Z. Wang, M. Gao, X. Li, X. Zeng, Effects of processing parameters on tensile properties of selective laser melted 304 stainless steel, *Mater. Des.* 50 (2013) 581–586.
- [39] A. Mertens, S. Reginster, H. Paydas, Q. Contrepois, T. Dormal, O. Lemaire, J. Lecomte-Beckers, Mechanical properties of alloy Ti–6Al–4V and of stainless steel 316L processed by selective laser melting: influence of out-of-equilibrium microstructures, *Powder Metall.* 57 (2014) 184–189.
- [40] A. Mertens, S. Reginster, H. Paydas, Q. Contrepois, T. Dormal, O. Lemaire, J. Lecomte-Beckers, Mechanical properties of alloy Ti–6Al–4V and of stainless steel 316L processed by selective laser melting: Influence of out-of-equilibrium microstructures, in: *Powder Metall., Trans Tech Publ*, 2014: pp. 184–189. <https://doi.org/10.1179/1743290114Y.0000000092>.
- [41] C. Landron, E. Maire, O. Bouaziz, J. Adrien, L. Lecarme, A. Bareggi, Validation of void growth models using X-ray microtomography characterization of damage in dual phase steels, *Acta Mater.* 59 (2011) 7564–7573. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.08.046>.
- [42] H.D. Carlton, A. Haboub, G.F. Gallegos, D.Y. Parkinson, A.A. MacDowell, Damage evolution and failure mechanisms in additively manufactured stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 651 (2016) 406–414. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.073>.
- [43] A. Riemer, S. Leuders, M. Thöne, H.A. Richard, T. Tröster, T. Niendorf, On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting, *Eng. Fract. Mech.* 120 (2014) 15–25. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2014.03.008>.
- [44] J.W. Pegues, M.D. Roach, N. Shamsaei, Additive manufacturing of fatigue resistant austenitic stainless steels by understanding process-structure–property relationships, *Mater. Res. Lett.* 8 (2020) 8–15. <https://doi.org/10.1080/21663831.2019.1678202>.
- [45] J.W. Pegues, N. Shamsaei, M.D. Roach, R.S. Williamson, Fatigue life estimation of additive manufactured parts in the as-built surface condition, *Mater. Des. Process. Commun.* 1 (2019) e36. <https://doi.org/10.1002/mdp2.36>.
- [46] A.B. Spierings, T.L. Starr, K. Wegener, Fatigue performance of additive manufactured metallic parts, *Rapid Prototyp. J.* 19 (2013) 88–94. <https://doi.org/10.1108/13552541311302932>.
- [47] S. Lee, J.W. Pegues, N. Shamsaei, Fatigue behavior and modeling for additive manufactured 304L stainless steel: The effect of surface roughness, *Int. J. Fatigue.* 141 (2020) 105856. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105856>.
- [48] E. Uhlmann, C. Fleck, G. Gerlitzky, F. Faltin, Dynamical Fatigue Behavior of Additive Manufactured Products for a Fundamental Life cycle Approach, *Procedia CIRP.* 61 (2017) 588–593. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2016.11.138>.
- [49] Y. Sun, A. Moroz, K. Alrbaey, Sliding wear characteristics and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel, *J. Mater. Eng. Perform.* 23 (2014) 518–526. <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0784-8>.
- [50] K. Saeidi, M. Neikter, J. Olsen, Z.J. Shen, F. Akhtar, 316L stainless steel designed to withstand intermediate temperature, *Mater. Des.* 135 (2017) 1–8. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.072>.
- [51] S. Alvi, K. Saeidi, F. Akhtar, High temperature tribology and wear of selective laser melted (SLM) 316L stainless steel, *Wear.* 448–449 (2020) 203228. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203228>.
- [52] L.C. Gontijo, R. Machado, S.E. Kuri, L.C. Casteletti, P.A.P. Nascente, Corrosion resistance of the layers formed on the surface of plasma-nitrided AISI 304L steel, *Thin Solid Films.* 515 (2006) 1093–1096. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2006.07.075>.
- [53] A. Saker, C. Leroy, H. Michel, C. Frantz, Properties of sputtered stainless steel-nitrogen coatings and structural analogy with low temperature plasma nitrided layers of austenitic steels, *Mater. Sci. Eng. A.* 140 (1991) 702–708.
- [54] S. Mändl, R. Günzel, E. Richter, W. Möller, Nitriding of austenitic stainless steels using plasma immersion ion implantation, *Surf. Coatings Technol.* 100–101 (1998) 372–376. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(97\)00651-8](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(97)00651-8).
- [55] M. Golzar Shahri, M. Salehi, S.R. Hosseini, M. Naderi, Effect of nanostructured grains on martensite formation during plasma nitriding of AISI 321 austenitic stainless steel, *Surf. Coatings Technol.* 310 (2017) 231–238. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.12.019>.
- [56] J. Buhagiar, H. Dong, Corrosion properties of S-phase layers formed on medical grade austenitic stainless steel, *J. Mater. Sci. Mater. Med.* 23 (2012) 271–281. <https://doi.org/10.1007/s10856-011-4516-z>.
- [57] B. Larisch, H.J. Spies, U. Brusky, U. Rensch, Plasma nitriding of stainless steels at low temperatures,



- Int. Automot. Heat Treat. Conf. 116 (1998) 221–228.
- [58] M. Godec, Donik, A. Kocijan, B. Podgornik, D.A. Skobir Balantič, Effect of post-treated low-temperature plasma nitriding on the wear and corrosion resistance of 316L stainless steel manufactured by laser powder-bed fusion, *Addit. Manuf.* 32 (2020) 101000. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.101000>.
- [59] R.K. Upadhyay, A. Kumar, Scratch and wear resistance of additive manufactured 316L stainless steel sample fabricated by laser powder bed fusion technique, *Wear.* 458–459 (2020) 203437. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203437>.
- [60] P.J. Blau, Elevated-temperature tribology of metallic materials, *Tribol. Int.* 43 (2010) 1203–1208. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2010.01.003>.
- [61] H. Li, M. Ramezani, M. Li, C. Ma, J. Wang, Tribological performance of selective laser melted 316L stainless steel, *Tribol. Int.* 128 (2018) 121–129. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.07.021>.
- [62] A. Lanzutti, E. Marin, K. Tamura, T. Morita, M. Magnan, E. Vaglio, F. Andreatta, M. Sortino, G. Totis, L. Fedrizzi, High temperature study of the evolution of the tribolayer in additively manufactured AISI 316L steel, *Addit. Manuf.* 34 (2020) 101258. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101258>.
- [63] C. Prieto, M. Singer, T. Cyders, D. Young, Investigation of pitting corrosion initiation and propagation of a type 316L stainless steel manufactured by the direct metal laser sintering process, *Corrosion.* 75 (2019) 140–143. <https://doi.org/10.5006/3075>.
- [64] V. Cruz, Q. Chao, N. Birbilis, D. Fabijanic, P.D. Hodgson, S. Thomas, Electrochemical studies on the effect of residual stress on the corrosion of 316L manufactured by selective laser melting, *Corros. Sci.* 164 (2020) 108314.
- [65] H.H. Strehblow, Passivity of Metals Studied by Surface Analytical Methods, a Review, *Electrochim. Acta.* 212 (2016) 630–648. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2016.06.170>.
- [66] J.R. Trelewicz, G.P. Halada, O.K. Donaldson, G. Manogharan, Microstructure and Corrosion Resistance of Laser Additively Manufactured 316L Stainless Steel, *Jom.* 68 (2016) 850–859. <https://doi.org/10.1007/s11837-016-1822-4>.
- [67] D. Kong, X. Ni, C. Dong, L. Zhang, C. Man, J. Yao, K. Xiao, X. Li, Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting for proton exchange membrane fuel cells, *Electrochim. Acta.* 276 (2018) 293–303.
- [68] T.L.S.L. Wijesinghe, D.J. Blackwood, Real time pit initiation studies on stainless steels: the effect of sulphide inclusions, *Corros. Sci.* 49 (2007) 1755–1764.
- [69] J. Jun, K. Holguin, G.S. Frankel, Pitting corrosion of very clean type 304 stainless steel, *Corrosion.* 70 (2014) 146–155.
- [70] R. Kiessling, Sulfide inclusions in steel, in: *Proc. Int.*, 1975.
- [71] R.C. Newman, Beyond the kitchen sink, *Nature.* 415 (2002) 743–744.
- [72] A.J. Sedriks, Role of sulphide inclusions in pitting and crevice corrosion of stainless steels, *Int. Met. Rev.* 28 (1983) 295–307.
- [73] G. Sander, S. Thomas, V. Cruz, M. Jurg, N. Birbilis, X. Gao, M. Brameld, C.R. Hutchinson, On The Corrosion and Metastable Pitting Characteristics of 316L Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting, *J. Electrochem. Soc.* 164 (2017) C250–C257. <https://doi.org/10.1149/2.0551706jes>.
- [74] M. Laleh, A.E. Hughes, W. Xu, I. Gibson, M.Y. Tan, Unexpected erosion-corrosion behaviour of 316L stainless steel produced by selective laser melting, *Corros. Sci.* 155 (2019) 67–74.
- [75] J. Stewart, D.E. Williams, The initiation of pitting corrosion on austenitic stainless steel: on the role and importance of sulphide inclusions, *Corros. Sci.* 33 (1992) 457–474. [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(92\)90074-D](https://doi.org/10.1016/0010-938X(92)90074-D).
- [76] C. Carboni, P. Peyre, G. Béranger, C. Lemaitre, Influence of high power diode laser surface melting on the pitting corrosion resistance of type 316L stainless steel, *J. Mater. Sci.* 37 (2002) 3715–3723. <https://doi.org/10.1023/A:1016569527098>.
- [77] Q. Chao, V. Cruz, S. Thomas, N. Birbilis, P. Collins, A. Taylor, P.D. Hodgson, D. Fabijanic, On the enhanced corrosion resistance of a selective laser melted austenitic stainless steel, *Scr. Mater.* 141 (2017) 94–98. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.037>.
- [78] E. Louvis, P. Fox, C.J. Sutcliffe, Selective laser melting of aluminium components, *J. Mater. Process. Technol.* 211 (2011) 275–284. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019>.
- [79] D. Kong, X. Ni, C. Dong, X. Lei, L. Zhang, C. Man, J. Yao, X. Cheng, X. Li, Bio-functional and anti-corrosive 3D printing 316L stainless steel fabricated by selective laser melting, *Mater. Des.* 152 (2018) 88–101. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.04.058>.
- [80] X. Ni, D. Kong, W. Wu, L. Zhang, C. Dong, B. He, L. Lu, K. Wu, D. Zhu, Corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting under different scanning speeds, *J. Mater. Eng.*

- Perform. 27 (2018) 3667–3677.
- [81] K. Lin, D. Gu, L. Xi, L. Yuan, S. Niu, P. Lv, Q. Ge, Selective laser melting processing of 316L stainless steel: effect of microstructural differences along building direction on corrosion behavior, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 104 (2019) 2669–2679. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04136-9>.
- [82] Y. Zhang, J. Zhang, Q. Yan, L. Zhang, M. Wang, B. Song, Y. Shi, Amorphous alloy strengthened stainless steel manufactured by selective laser melting: enhanced strength and improved corrosion resistance, *Scr. Mater.* 148 (2018) 20–23.
- [83] S.-H. Sun, T. Ishimoto, K. Hagihara, Y. Tsutsumi, T. Hanawa, T. Nakano, Excellent mechanical and corrosion properties of austenitic stainless steel with a unique crystallographic lamellar microstructure via selective laser melting, *Scr. Mater.* 159 (2019) 89–93.
- [84] X. Ni, D. Kong, Y. Wen, L. Zhang, W. Wu, B. He, L. Lu, D. Zhu, Anisotropy in mechanical properties and corrosion resistance of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting, *Int. J. Miner. Metall. Mater.* 26 (2019) 319–328.
- [85] C. Man, C. Dong, T. Liu, D. Kong, D. Wang, X. Li, The enhancement of microstructure on the passive and pitting behaviors of selective laser melting 316L SS in simulated body fluid, *Appl. Surf. Sci.* 467 (2019) 193–205.
- [86] S.M. Yusuf, M. Nie, Y. Chen, S. Yang, N. Gao, Microstructure and corrosion performance of 316L stainless steel fabricated by Selective Laser Melting and processed through high-pressure torsion, *J. Alloys Compd.* 763 (2018) 360–375.
- [87] Y. Zhang, B. Song, J. Ming, Q. Yan, M. Wang, C. Cai, C. Zhang, Y. Shi, Corrosion mechanism of amorphous alloy strengthened stainless steel composite fabricated by selective laser melting, *Corros. Sci.* 163 (2020) 108241.
- [88] M.J.K. Lodhi, K.M. Deen, M.C. Greenlee-Wacker, W. Haider, Additively manufactured 316L stainless steel with improved corrosion resistance and biological response for biomedical applications, *Addit. Manuf.* 27 (2019) 8–19.
- [89] A.B. Kale, B.-K. Kim, D.-I. Kim, E.G. Castle, M. Reece, S.-H. Choi, An investigation of the corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by SLM and SPS techniques, *Mater. Charact.* 163 (2020) 110204.
- [90] T. Duan, W. Peng, K. Ding, W. Guo, J. Hou, W. Cheng, S. Liu, L. Xu, Long-term field exposure corrosion behavior investigation of 316L stainless steel in the deep sea environment, *Ocean Eng.* 189 (2019) 106405. <https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2019.106405>.
- [91] Y. Zhao, H. Xiong, X. Li, W. Qi, J. Wang, Y. Hua, T. Zhang, F. Wang, Improved corrosion performance of selective laser melted stainless steel 316L in deep sea environment, *Corros. Commun.* (2021). <https://doi.org/10.1016/j.corcom.2021.09.002>.
- [92] P. Mercelis, J.P. Kruth, Residual stresses in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting, 16th Solid Free. Fabr. Symp. SFF 2005. (2005) 109–131.
- [93] X. Lou, M. Song, P.W. Emigh, M.A. Othon, P.L. Andresen, On the stress corrosion crack growth behaviour in high temperature water of 316L stainless steel made by laser powder bed fusion additive manufacturing, *Corros. Sci.* 128 (2017) 140–153. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.09.017>.
- [94] M.F. Zaeh, G. Branner, Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting, *Prod. Eng.* 4 (2010) 35–45. <https://doi.org/10.1007/s11740-009-0192-y>.
- [95] J.P. Kruth, J. Deckers, E. Yasa, R. Wauthlé, Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.* 226 (2012) 980–991. <https://doi.org/10.1177/0954405412437085>.
- [96] B. Cheng, S. Shrestha, Y.K. Chou, Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting, *ASME 2016 11th Int. Manuf. Sci. Eng. Conf. MSEC 2016.* 3 (2016) 240–251. <https://doi.org/10.1115/MSEC20168819>.
- [97] X. Lou, M.A. Othon, R.B. Rebak, Corrosion fatigue crack growth of laser additively-manufactured 316L stainless steel in high temperature water, *Corros. Sci.* 127 (2017) 120–130. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.08.023>.
- [98] N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, S.M. Thompson, An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control, *Addit. Manuf.* 8 (2015) 12–35. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2015.07.002>.
- [99] Y. Kok, X.P. Tan, P. Wang, M.L.S. Nai, N.H. Loh, E. Liu, S.B. Tor, Anisotropy and heterogeneity of microstructure and mechanical properties in metal additive manufacturing: A critical review, *Mater. Des.* 139 (2018) 565–586. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.021>.
- [100] Y. Zhu, J. Zou, X. Chen, H. Yang, Tribology of selective laser melting processed parts: Stainless steel 316 L under lubricated conditions, *Wear.* 350–351 (2016) 46–55.



- <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.01.004>.
- [101] S. Lee, J. Pegues, N. Shamsaei, Fatigue behavior of additive manufactured 304L stainless steel including surface roughness effects, *Solid Free. Fabr. 2019 Proc. 30th Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp. - An Addit. Manuf. Conf. SFF 2019*. 28 (2019) 376–387.
- [102] A. Yadollahi, N. Shamsaei, Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities, *Int. J. Fatigue*. 98 (2017) 14–31. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001>.
- [103] M. Laleh, A.E. Hughes, S. Yang, J. Li, W. Xu, I. Gibson, M.Y. Tan, Two and three-dimensional characterisation of localised corrosion affected by lack-of-fusion pores in 316L stainless steel produced by selective laser melting, *Corros. Sci.* 165 (2020) 108394. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108394>.
- [104] M.A. Melia, H.D.A. Nguyen, J.M. Rodelas, E.J. Schindelholz, Corrosion properties of 304L stainless steel made by directed energy deposition additive manufacturing, *Corros. Sci.* 152 (2019) 20–30. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.02.029>.
- [105] R.F. Schaller, A. Mishra, J.M. Rodelas, J.M. Taylor, E.J. Schindelholz, The Role of Microstructure and Surface Finish on the Corrosion of Selective Laser Melted 304L, *J. Electrochem. Soc.* 165 (2018) C234–C242. <https://doi.org/10.1149/2.0431805jes>.
- [106] Z. Duan, C. Man, C. Dong, Z. Cui, D. Kong, L. wang, X. Wang, Pitting behavior of SLM 316L stainless steel exposed to chloride environments with different aggressiveness: Pitting mechanism induced by gas pores, *Corros. Sci.* 167 (2020) 108520. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108520>.
- [107] R.F. Schaller, J.M. Taylor, J. Rodelas, A. Mishra, E.J. Schindelholz, Corrosion properties of powder bed fusion additively manufactured stainless steels, *Mater. Sci. Technol. Conf. Exhib. 2017, MS T 2017. 2* (2017) 1083–1085. <https://doi.org/10.7449/2017/MST-2017-1083-1085>.
- [108] G. Sander, J. Tan, P. Balan, O. Gharbi, D.R. Feenstra, L. Singer, S. Thomas, R.G. Kelly, J.R. Scully, N. Birbilis, Corrosion of additively manufactured alloys: A review, *Corrosion*. 74 (2018) 1318–1350. <https://doi.org/10.5006/2926>.