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

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

Volume 9, Number 1, 2023



Control of microstructure and solidification cracks in laser powder bed fusion additive manufacturing of high-strength aluminum alloys

A. Gandomdoust, M. Sarkari Khorrami*, S. F. Kashani-Bozorg, H. Ghorbani
Department of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Received 11 March 2023 ; Accepted 26 April 2023

Abstract

As one of the important pillars of the fourth industrial revolution, metal additive manufacturing (AM) technologies provide a disruptive approach to digital manufacturing. Laser powder bed fusion (LPBF), as one of these technologies, has great potential in producing geometrically complex and high-performance parts. In recent years, the manufacturing of aluminum alloy parts using this technology has attracted much attention. However, their manufacturing still faces some challenging issues. One of the most serious issues encountered in the manufacturing of aluminum alloys, especially high-strength grades, is solidification cracking. In the present investigation, the formation mechanisms of solidification cracking, and the associated effective factors were reviewed. Controlling the solidification microstructure and grain refinement, using the addition of small quantities (<1 wt.%) of micro- or nano-sized particles to the initial alloying powder, was suggested as the most effective method for reducing solidification cracking. These particles act as nucleation sites, prevent grain growth, pin grain boundaries, and with the help of factors that provide constitutional supercooling can effectively minimize solidification cracking. Eventually, effects of various additives in grain refinement and their associated mechanism in reduction of solidification cracks of high-strength aluminum alloys by LPBF is presented.

Keywords: Additive Manufacturing; Laser Powder Bed Fusion; Aluminum; Solidification Cracks; Grain Refinement.

*Corresponding Author: m.khorrami@ut.ac.ir

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال نهم، شماره1، بهار و تابستان 1402



کنترل ریزساختار و ترک‌های انجمادی در فرایند ساخت افزایشی ذوب لیزری بستر پودر آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا

آریا گندم دوست، محمود سرکاری خرّمی *، سیّد فرشید کاشانی بزرگ، حسن قربانی

دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1401/12/20 ؛ پذیرش مقاله: 1402/02/06

چکیده

فنّاوری‌های ساخت افزایشی فلزات به عنوان یکی از ارکان مهم انقلاب صنعتی چهارم، رویکردی تحول‌آفرین در ساخت دیجیتال ارائه می‌کنند. ذوب لیزری بستر پودر به عنوان یکی از این فناوری‌ها، توانایی شگرفی در تولید قطعات با هندسه‌های پیچیده و با عملکرد بالا دارد. در سال‌های اخیر، ساخت قطعات آلیاژهای آلومینیوم با استفاده از این فناوری بسیار مورد توجه بوده، لیکن تحقق آن با چالش‌هایی همراه است. ترک انجمادی به عنوان یکی از جدی‌ترین دلایل ناکامی ساخت افزایشی لیزری آلیاژهای آلومینیوم به ویژه انواع استحکام بالا شناخته می‌شود. در پژوهش حاضر، سازوکار تشکیل ترک‌های انجمادی، دلایل تشکیل و عوامل مؤثر بر آن‌ها مورد بررسی قرار گرفته و از میان راه حل‌های ارائه‌شده، واپایش ریزساختار انجمادی و ریزدانه‌کردن، مؤثرترین روش برای حذف ترک‌های انجمادی آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا در فرایند ذوب لیزری بستر پودر مطرح می‌شود. در همین راستا، یکی از راهکارهای ریزدانه‌سازی و متعاقباً کاهش ترک‌های انجمادی، افزودن مقدار ناچیز (کمتر از 1% وزنی) از ذرات جوانه‌زا به پودر آلیاژی اولیه است. این ذرات با محدودکردن رشد دانه یا مهاجرت مرزدانه و همراه شدن عواملی که به تحت تبرید ترکیبی کمک می‌کنند، می‌توانند در کاهش ترک‌های انجمادی مؤثر باشند. در نهایت، تأثیر افزودنی‌های مختلف در ریزدانه‌سازی و سازوکار آن‌ها در کاهش ترک‌های انجمادی آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا حین فرایند ذوب لیزری بستر پودر ارائه می‌شود.

کلمات کلیدی: ساخت افزایشی، ذوب لیزری بستر پودر، آلومینیوم، ترک انجمادی، ریزدانه‌سازی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: m.khorrami@ut.ac.ir

1- مقدمه

فناوری ساخت افزایشی ذوب لیزری بستر پودر به عنوان یک فرایند پیشرفته ساخت آلیاژهای فلزی شناخته می‌شود که در آن قطعات با الگوی لایه‌به‌لایه شکل می‌گیرند [1]. فرایند LPBF پتانسیل شگرفی برای کاربرد در صنایع مختلفی همچون خودروسازی، هوافضا، هوانوردی و پزشکی دارد. با توجه به اهمیت کاهش وزن و ذخیره انرژی در صنایع مذکور در کنار قابلیت‌های ساخت افزایشی در بهینه‌سازی توپولوژی، به کارگیری آلیاژهای سبک و با استحکام بالا انتخاب هوشمندانه‌ای خواهد بود. با توجه به ماهیت ساخت لایه‌ای،

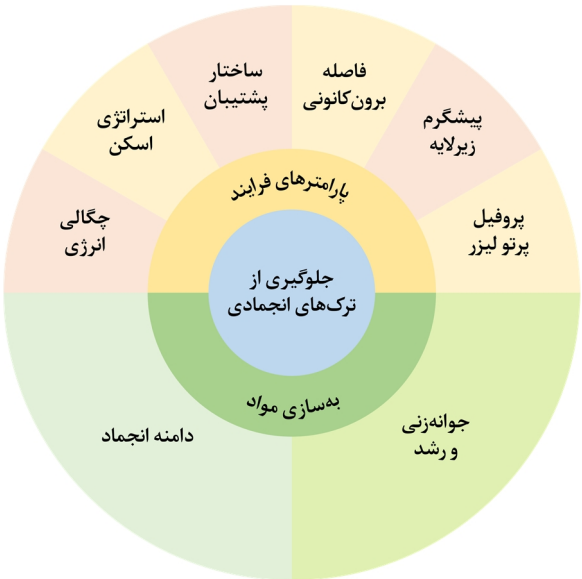
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

درجه بالای آزادی در طراحی و انعطاف‌پذیری بالای LPBF، امکان تولید قطعات با هندسه بسیار پیچیده، حتی با پیچیدگی داخلی بدون استفاده از قالب و ابزارکاری اضافی، تنها در یک مرحله فرایند وجود دارد [2]. با این حال، جهت بهبود خواص مکانیکی و متالورژیکی، اغلب از فرایندهای عملیات حرارتی به عنوان پس‌پردازش اصلی قطعات آلیاژی ساخته‌شده توسط LPBF استفاده می‌شود. از طرف دیگر، این فرایند عمدتاً جهت حذف تنش‌های حرارتی ناشی از شیب‌های دمایی بالایی که طی فرایند ساخت به وجود می‌آیند، انجام می‌شود [3]. علاوه بر موارد بالا، توسعه آلیاژهای جدید منطبق بر فرایند ساخت افزایشی به عنوان فرصتی جهت بهبود عملکرد و عمر مفید قطعات صنعتی به شمار می‌رود که در این تحقیق به بررسی این موضوع پرداخته خواهد شد.

از آن‌جایی که آلیاژهای آلومینیوم پس از فولاد پرکاربردترین ماده مهندسی به حساب می‌آیند [4]، استفاده آن‌ها در LPBF برای کابردهایی که نسبت استحکام به وزن بالا و پیچیدگی در طراحی ضروری است، بسیار اهمیّت می‌یابد. با این وجود، آلیاژهای آلومینیوم، به ویژه آلیاژهای استحکام‌بالا، قابلیت چاپ ضعیف و چالش‌های متعددی در پردازش با لیزر دارند. حضور لایه‌های اکسیدی، حفرات انجمادی، قابلیت پایین جذب پرتو لیزر، هدایت حرارتی بالا، جریان‌پذیری ضعیف پودر، انقباض انجمادی زیاد و حساسیت به ترک گرم چالش‌هایی هستند که ساخت افزایشی لیزری آلیاژهای آلومینیوم را محدود می‌کند [4و5]. علی‌رغم تحقیقات گسترده در مرتفع نمودن بخش اعظمی از این کاستی‌ها، ترک انجمادی همچنان به عنوان چالش قابل ملاحظه ساخت افزایشی لیزری آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالای صنعتی شناخته می‌شود [6] و از این رو، کنترل و کاهش آن‌ها به عنوان یک موضوع تحقیقاتی جذاب همچنان پابرجاست.

تاکنون، اکثر مطالعات مربوط به آلیاژهای آلومینیوم ساخته‌شده با LPBF بر آلیاژهای یوتکتیکی یا نزدیک یوتکتیک Al-Si (مثل $AlSi_7$، $AlSi_{10}Mg$ و $AlSi_{12}$) متمرکز بوده است [6–8]. آلیاژهای مبتنی بر سامانه Al-Si به دلیل سیالیت بالای مذاب و دامنه انجمادی باریک، تطبیق‌پذیری مناسبی با فرایند LPBF دارند [7]. اگرچه ترکیب‌های مشابه آلیاژهای ریختگی Al-Si قابلیت چاپ عالی از خود نشان داده‌اند اما خواص مکانیکی آن‌ها برای کابردهای استحکام‌بالا کافی نیست [6, 8]. از طرف دیگر، بیشتر آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا شامل سری‌های 2000، 6000 و 7000 به دلیل دامنه انجمادی گسترده، مستعد به ترک انجمادی هستند [7]. تلاش‌های بسیاری توسط محققان برای پیداکردن یک راه حل مؤثر و قابل اطمینان برای ساخت آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا به صورت افزایشی به عمل آمده است. ژانگ و همکاران [6] تحقیقات انجام‌شده و پیشرفت‌های صورت‌گرفته اخیر بر حذف ترک‌های انجمادی آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالای ساخته‌شده با LPBF را بررسی و آن‌ها را در سه روش دسته‌بندی کردند: (1) بهینه‌سازی متغیرهای فرایند، (2) محدودترکردن دامنه انجمادی و (3) ریزدانه‌کردن. شکل(1) متغیرهای مؤثر در کنترل این عیب را به صورت خلاصه نشان می‌دهد.



شکل1- جنبه‌های کلیدی برای جلوگیری از ترک‌های انجمادی آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا حین ساخت افزایشی با روش LPBF [6] .

بخش زیادی از تحقیقات انجام‌شده روی بهینه‌سازی متغیرهای فرایند متمرکز بوده است [9–18]. اگرچه تنظیم متغیرهای فرایند می‌تواند تأثیر قابل توجهی بر ریزساختار، میزان عیوب و خواص قطعات چاپ‌شده داشته باشد اما همانطور که در ادامه

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

اشاره خواهد شد، کنترل متغیرهای فرایند الزاماً منجر به حذف کامل ترک‌های انجمادی نخواهد شد. به عبارت دیگر در شرایط بهینه متغیرها نیز ممکن است ترک‌ها به طور کامل از بین نروند. علاوه بر این، تعیین بهترین ترکیب متغیرهای فرایند برای یک آلیاژ خاص نیازمند مطالعات بسیار وسیع، پرهزینه و زمان‌بر است (از طریق سعی و خطا و آزمایش‌های متعدد، پرهزینه و زمان‌بر). از آنجایی که ترک‌های انجمادی به ترکیب آلیاژ و شرایط انجمادی وابسته‌اند، احتمال وقوع این ترک‌ها در آلیاژهایی که دامنه انجمادی گسترده‌تری دارند (مانند آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا) مشهودتر است. مطالعه رفتار ایجاد ترک در آلیاژ آلومینیوم 2024 [15] نشان می‌دهد که اگرچه تنظیم متغیرهای فرایند می‌تواند تا حد زیادی در کاهش ترک‌های انجمادی مؤثر باشد اما منجر به حذف کامل آن‌ها نمی‌شود. مطالعات دیگر روی همین آلیاژ [11, 12] نشان می‌دهند که بهینه‌سازی متغیرهای فرایند به طور مؤثری در کاهش تخلخل‌ها تا زیر 1% (افزایش تراکم تا بیش از 99%) نقش دارد اما نمی‌تواند به طور کامل از ترک‌های پارگی گرم جلوگیری کند. به دلیل دامنه انجمادی وسیع، پرشدن مذاب در بین دانه‌های ستونی درشت دشوارتر می‌شود. با توجه به سازوکارهای تشکیل ترک‌های انجمادی که در ادامه به بررسی آن‌ها پرداخته خواهد شد، دامنه انجمادی وسیع می‌تواند حساسیت به ترک انجمادی را افزایش دهد. ماریا و همکاران [19] دریافتند که افزودن 4% وزنی سیلیسیم به آلیاژ آلومینیوم 7075 می‌تواند تراکم نسبی نمونه‌های چاپ‌شده را تا 99% افزایش دهد و منجر به کاهش چشمگیر ریزترک‌ها شود. افزودن سیلیسیم در این آلیاژ علاوه بر کاهش فواصل دمایی انجماد (فاصله دمایی سالیدوس و لیکوئیدوس)، باعث افزایش سیالیت حوضچه مذاب و کاهش ویسکوزیته آن می‌شود و از این طریق حساسیت به ترک انجمادی را کاهش می‌دهد. با این حال، محدودکردن دامنه انجماد که از طریق ایجاد تغییرات قابل توجه در ترکیب شیمیایی آلیاژ امکان‌پذیر است، منجر به تغییر خواص آلیاژ (و تخریب خواص مکانیکی) می‌شود. از این رو، تغییر در ترکیب آلیاژ تنها با هدف افزایش قابلیت پردازش با روش‌های ساخت افزایشی لیزری بدون در نظر گرفتن خواص مورد نیاز راه حل مناسبی نمی‌باشد (باعث انحراف زیاد از ترکیب شیمیایی اولیه و افت خواص مکانیکی می‌شود). این راهکار می‌تواند در زمره طراحی و توسعه آلیاژهای جدید قرار بگیرد تا بهبود فرایندپذیری یک آلیاژ موجود.

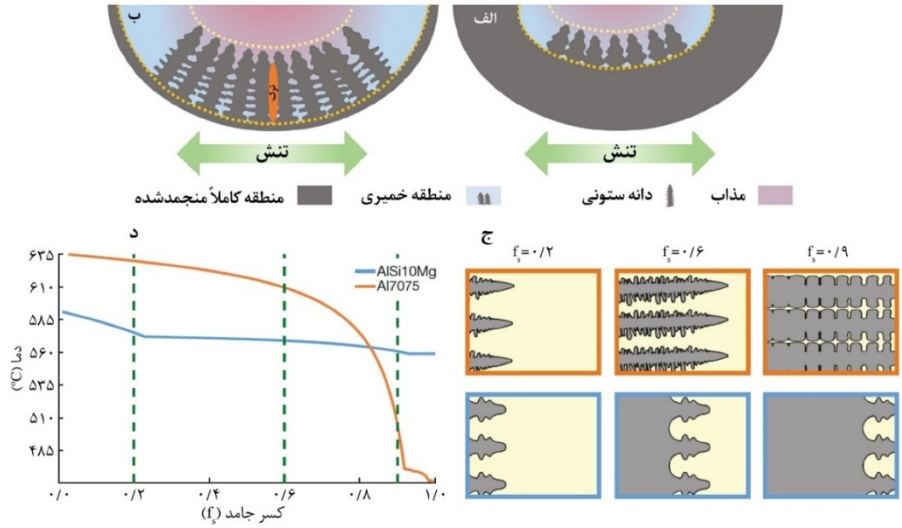
در حال حاضر، علاوه بر بهینه‌کردن متغیرهای فرایند و محدودکردن دامنه انجمادی، راهکار پیشنهادی دیگری برای حذف ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا وجود دارد. هدف تحقیق حاضر، بررسی اصلاح ریزساختار از طریق افزودن درصد ناچیزی از عوامل جوانه‌زا و محدودکردن رشد دانه‌های ستونی به منظور کاهش یا حذف کامل ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالای ساخته‌شده با روش ساخت افزایشی لیزری است. در ادامه، نخست، به بررسی ساز و کار و دلایل تشکیل ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا پرداخته می‌شود و دوم، تأثیر افزودن عوامل جوانه‌زا و محدودکردن رشد دانه مورد بررسی قرار می‌گیرد.

2- ساز و کار تشکیل ترک‌های انجمادی

در فرایند ذوب لیزری بستر پودر، پس از لایه‌نشانی پودر با ضخامت یکنواخت، بخش‌هایی از بستر پودر به صورت انتخابی توسط انرژی مستقیم لیزر اسکن می‌شود. در اندرکنش بین پرتو لیزر و بستر پودر، انرژی لیزر توسط پودر جذب شده و منجر به افزایش سریع حرارت تا دمای ذوب آلیاژ و تشکیل حوضچه مذاب می‌شود. با توجه با ماهیت فرایند، استفاده از انرژی لیزر مستقیم برای ذوب پودرهای آلیاژی به صورت موضعی منجر به نرخ سرمایش بسیار بالا در حوضچه مذاب حتی تا 10^6 K/s می‌شود [20]. این نرخ سرمایش ده‌ها برابر بزرگتر از نرخ سرمایش در فرایندهای ریخته‌گری معمولی است و منجر به انحراف زیادی از شرایط انجماد تعادلی می‌شود. با توجه به این که مسیر اسکن انرژی لیزر برای ذوب لایه‌های متوالی پودر مشابه فرایندهای جوشکاری است، تعجب‌آور نیست که آلیاژهای قابل پردازش با این فرایند محدود به آن‌هایی است که

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]



شکل2-تصویر مقایسه ریزساختاری و تشکیل ترک انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم با الف- دامنه انجماد باریک و ب- دامنه انجماد گسترده [6]؛ رفتار انجمادی آلیاژهای آلومینیوم ساخت افزایشی ج- نمایش شماتیکی انجماد که نشان می‌دهد چگونه انجماد در یک محدوده دمایی بزرگ می‌تواند کانال‌های طولانی از مذاب بین دندریتی ایجاد کند که منشأ ترک انجمادی است (مانند Al7075)، در حالی که یک دامنه انجماد کوچک منجر به مناطق کوتاه بین دندریتی می‌شود که می‌تواند به راحتی توسط مذاب پر شود (مانند $AlSi_{10}Mg$) و د- منحنی‌های انجماد آلیاژهای پرینت‌شده Al7075 (نارنجی) و $AlSi_{10}Mg$ (آبی) [21].

جوش‌پذیری بهتری دارند [21]. استفاده از روش LPBF برای آلیاژهای مهندسی استحکام‌بالا که جوش‌پذیری ضعیفی دارند و با چنین شرایط انجمادی سازگار نیستند (مانند آلیاژهای آلومینیوم سری 2000، 6000 و 700 و سوپرآلیاژهای پایه نیکل با فاز استحکام‌بالا γ')، می‌تواند به ایجاد ریزساختارهایی با دانه‌های ستونی بزرگ که ممکن است طول آن‌ها تا ده‌ها لایه به صورت رشد هم‌بافت ادامه یابد، بیانجامد [6, 7, 21].

سازوکارهای تاییدشده که به صورت شماتیکی در شکل (2-الف و 2-ب) نشان داده شده‌اند، توزیع ریزساختاری آلیاژهای آلومینیوم با دامنه انجمادی گسترده و باریک درون یک حوضچه مذاب را مورد مقایسه قرار می‌دهد [6]. شکل (2-ج و 2-د) نیز رفتار انجمادی آلیاژهای آلومینیوم Al7075 و AlSi10Mg در طول فرایند ساخت افزایشی ذوب لیزری بستر پودر را نشان می‌دهد [21].

در طول انجماد آلیاژهای با دامنه انجمادی گسترده، فاز تعادلی اولیه (برای مثال α-Al در آلیاژهای آلومینیوم) ابتدا با ترکیبی متفاوت از ترکیب توده مذاب منجمد می‌شود. این امر سبب افزایش غلظت عناصر محلول در مذاب در نزدیکی فصل مشترک انجماد می‌شود و به طور موضعی دمای لیکوئیدوس تعادلی را تغییر می‌دهد و شرایط ناپایدار و تحت تبریدی ایجاد می‌کند. در نتیجه، فروپاشی فصل مشترک جامد-مذاب منجر به رشد دانه سلولی یا دندریتی با مجاری طولانی از مذاب بین دندریتی که بین مناطق منجمدشده به دام افتاده است، می‌شود [22, 23].

با کاهش دما و کسر حجمی مذاب، به دلیل انقباض حجمی ناشی از انجماد و انقباض حرارتی، این مجاری تحت تنش‌های کششی قرارگرفته و باز می‌شوند و ترک‌های انجمادی را شکل می‌دهند [6, 22]. ترک انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم (مخصوصاً آلیاژهای با دامنه انجمادی وسیع) به دلیل ضریب انبساط حرارتی بالا و انقباض انجمادی زیاد جدی‌تر است [22]. این ترک‌ها ممکن است کل طول دانه ستونی مجاور خود را در بر بگیرند و حتی در مناطق بین دانه‌ای اضافی اشاعه پیدا کنند [6, 8].

در مقابل، ریزساختارهای دندریتی هم‌محور ریز با مقدار زیاد مذاب در بین دانه‌ها بسیار راحت‌تر از ساختارهای دندریتی ستونی درشت تغییر شکل می‌دهند [21]. ریزساختار با دانه‌های

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

هم‌محور به دلیل انعطاف‌پذیری بیشتر در برابر کرنش‌ها، امکان تغذیه مؤثرتر مذاب و ترمیم ترک‌های اولیه، حساسیت کمتری نسبت به ترک گرم دارند [22]. علاوه بر این، دانه‌های ریز به دلیل اینکه مساحت مرزدانه بیشتری در حجم ماده ارائه می‌کنند، امکان تجمع کمتر عناصر مضر (عناصر زودذوب یا تشکیل‌دهنده ترکیبات زودذوب در مرزدانه) را فراهم می‌کنند. تولید این ساختارهای هم‌محور ایده‌آل نیاز به مقادیر تحت تبرید زیادی دارد که تا کنون در فرایندهای ساخت افزایشی لیزری به دلیل شیب‌های حرارتی بسیار زیادی که از مسیر اسکن انرژی لیزر در یک الگوی هندسی دلخواه ناشی می‌شود امری دشوار بوده است. مارتین و همکاران [21] در مطالعه خود که در نشریه Nature منتشر شد، برای اولین بار یک رویکرد امیدوارکننده برای حذف ترک‌های گرم از طریق کنترل ریزساختار انجمادی با افزایش جوانه‌زنی دانه‌های جدید به واسطه افزودن نانوذرات جوانه‌زا ارائه کردند. آن‌ها با افزودن 1% حجمی زیرکونیوم به آلیاژهای Al7075 و Al6061 تحول ریزساختاری قابل توجهی را مشاهده کردند؛ نمونه‌های بدون افزودنی مجموعه‌ای از دانه‌های ستونی بزرگ موازی با جهت ساخت همراه با ترک‌هایی که در نواحی بین ستونی وجود دارند و از میان چندین لایه ساخت گسترش می‌یابند را نشان می‌دهد. شار حرارتی بالا و جهت‌دار در فرایند ساخت افزایشی لیزری که گرادیان‌های حرارتی بالا و تحت تبرید کوچک در طول انجماد فراهم می‌کند عامل رشد دانه‌های ستونی موازی با جهت ساخت است [3].

افزودن نانوذرات جوانه‌زا با تغییر مورفولوژی دانه‌های ستونی بزرگ به دانه‌های هم‌محور کوچک به طور مؤثری در حذف ترک‌های انجمادی کارامد بود. اگرچه سرعت انجماد در فرایند ذوب لیزری بستر پودر نسبتاً زیاد است، اما به تنهایی برای فراهم نمودن شرایط مناسب برای رشد هم‌محور کافی نیست. به طور خاص، رسانایی حرارتی بالای آلومینیوم و ضریب نفوذ زیاد عناصر آلیاژی در فاز مذاب، دستیابی به تحت تبرید قابل ملاحظه را با محدوده قابل دسترس سرعت‌های انجماد و گرادیان‌های حرارتی، بسیار دشوار می‌کند [21]. به‌این‌ترتیب، انجماد ترجیحاً از طریق جوانه‌زنی روی دانه‌های موجود اتفاق می‌افتد که منجر به رشد عمودی آن‌ها در جهت ساخت با دانه‌هایی که در چندین لایه ساخت گسترش می‌یابند می‌شود. با فراهم‌نمودن چگالی بالایی از مکان‌های جوانه‌زنی ناهمگن با سد انرژی جوانه‌زنی کم در جلوی جبهه انجماد، مقدار بحرانی تحت تبرید مورد نیاز برای رشد هم‌محور کاهش می‌یابد. در نتیجه، ساختارهای ریزدانه هم‌محور تشکیل می‌شود که توانایی بیشتری در تحمل کرنش‌های انقباضی دارند و در شرایط انجمادی یکسان، از تشکیل ترک جلوگیری می‌کنند.

3- دلایل تشکیل ترک‌های انجمادی و عوامل مؤثر بر آن‌ها

دلایل ممکن برای ترک انجمادی در فلزات ذوب‌شده عبارتند از [3]:

- محدوده دمایی انجماد،
- حجم و توزیع مذاب در انتهای انجماد،
-فاز اولیه انجماد،
-کشش سطحی مذاب باقی‌مانده در مرزدانه،
- مورفولوژی دانه،
- شکل‌پذیری فلز منجمدشده و
- تمایل فلزجوش به انقباض و میزان قید و بند. تمامی این دلایل در نهایت با ترکیب فلز ارتباط دارند. دو دلیل اول از ریزجدایش تأثیر می‌گیرند که با نرخ سرمایش در انجماد کنترل می‌شود مانند تشکیل فاز اولیه.

همانطور که در بخش قبل گفته شد، به دلیل غلظت بیشتر عناصر محلول در جلوی جبهه انجماد (در شرایطی که ضریب توزیع تعادلی یا ضریب جدایش کوچک‌تر از یک باشد) دمای مذاب در جلوی جبهه انجماد کمتر از دمای انجماد کل حجم مذاب خواهد بود [23, 24]. از این رو، مذاب باقیمانده حین انجماد می‌تواند در بین دانه‌های ستونی شکل‌گرفته جاری شده و لایه نازکی در مرزدانه‌ها تشکیل دهد. در مرحله نهایی انجماد، انقباض حوضچه مذاب و همچنین انقباض مسیرهای منجمدشده مجاور هنگام سردشدن منجر به اعمال تنش‌های کششی از دو طرف به لایه‌های ظریف مذاب باقیمانده در بین

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

دانه‌های ستونی می‌شود [6, 22]. اگر این مذاب بین دانه‌های ستونی به دام افتاده باشد، از آنجایی که مقدار آن برای پرکردن این فضای به وجود آمده کافی نیست منجر به تشکیل حفره و ترک خواهد شد. البته خاطرنشان می‌شود که در آلیاژهایی که درصد عناصر آلیاژی زیادی دارند، مذاب باقیمانده در انتهای انجماد می‌تواند به قدری زیاد باشد که ترک‌های ایجادشده در بین دانه‌ها را ترمیم کند؛ در ادامه به این موضوع بیشتر پرداخته خواهد شد. چنانچه ماده تحمل تنش‌های انقباضی را نداشته باشد، این تنش‌ها می‌توانند لایه‌های نازک مذاب موجود در مرزدانه‌ها را باز کنند و سبب ایجاد ترک‌های انجمادی شوند. در آلیاژهایی که محدوده دمایی انجمادی گسترده دارند، مذاب باقیمانده به تدریج از عنصر آلیاژی غنی می‌شود (حتی ممکن است در انتهای انجماد به ترکیب یوتکتیک برسد) که با توجه به تئوری‌های بیان‌شده در بالا، دمای انجماد پایین‌تری خواهد داشت. حضور لایه‌های نازک مذاب باقیمانده ناکافی بین دانه‌های ستونی برای ترمیم ترک‌های ایجادشده در مرحله نهایی انجماد با نقطه ذوب کم، یکی از دلیل حساسیت بالای آلیاژهای با دامنه انجمادی وسیع به ترک انجمادی است. در حالی که در آلیاژهایی که محدوده انجمادی محدودتری دارند (مانند ترکیب یوتکتیک Al-Si)، تغییرات قابل توجهی در ترکیب مذاب باقی‌مانده رخ نمی‌دهد و این آلیاژها تقریباً به صورت همدما مشابه فلزات خالص منجمد می‌شوند. به عبارت دیگر، مذاب باقیمانده در بین دانه‌های تشکیل‌شده به راحتی جریان یافته و سریعاً منجمد می‌شود.

در آلیاژهای چندفازی، فاز اولیه انجماد نیز در ایجاد ترک‌های انجمادی نقش دارد. چنانچه فاز اولیه تشکیل‌شده قابلیت حلالیت بیشتر عناصر ناخالصی را داشته باشد، حضور بیشتر این فاز، غلظت ناخالصی‌ها در مرزدانه‌ها و در نتیجه اثرات مخرب آن‌ها بر ترک انجمادی را کاهش می‌دهد. فولادهای دو فازی آستنیت و فریت مثال خوبی در این مورد می‌باشند. فاز آستنیت به دلیل حلالیت کمتر عناصر آلیاژی و انقباض انجمادی بیشتر نسبت به فاز فریت حساسیت بیشتری به ترک انجمادی دارد. در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی، افزایش نسبت کروم معادل به نیکل معادل باعث تغییر فاز اولیه انجماد از آستنیت به فریت و افزایش فاز فریت می‌شود. به طور کلی در فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی حضور 5% تا 10% فریت δ مقاومت خوبی در برابر ترک انجمادی ایجاد می‌کند [22].

کشش سطحی کم مذاب می‌تواند منجر به تشکیل لایه پیوسته مذاب در مرزدانه شود. از این رو، در آلیاژهای آلومینیوم، هرچه زاویه تماس مذاب مرزدانه‌ای بیشتر و مورفولوژی آن‌ها کروی‌تر باشد، حساسیت به ترک انجمادی کاهش می‌یابد. در فولادهایی که مقادیر گوگرد قابل توجهی دارند، مذاب FeS به دلیل کشش سطحی کم لایه‌ای پیوسته در مرزدانه‌ها تشکیل می‌دهد. مذاب MnS کشش سطحی بیشتری داشته و مورفولوژی جمع‌تری (کروی‌تری) به خود می‌گیرد. همچنین نقطه ذوب MnS بیشتر از FeS است. از این رو، در فولادهای کربنی و کم‌آلیاژی، نسبت $\frac{Mn}{S}$ فلزجوش تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر ترک انجمادی دارد [22].

مورفولوژی دانه‌ها و ریزساختار انجمادی نیز به نوبه خود در تشکیل یا مهار ترک‌های انجمادی نقش دارند. ریزساختارهایی با دانه‌های هم‌محور و ریز با مقدار زیاد مذاب در بین آن‌ها راحت‌تر از ساختارهای دندریتی یا ستونی درشت تغییر شکل می‌دهند [21]. ریزساختارهای هم‌محور و ریز به دلیل تحمل بیشتر کرنش‌ها، امکان تغذیه مؤثرتر مذاب و ترمیم ترک‌های اولیه حساسیت کمتری به ترک انجمادی دارند [21, 22]. دانه‌های ریز با تعداد زیاد به دلیل افزایش سطح مرزدانه در حجم ماده، غلظت عناصر مضر در مرزدانه را کاهش می‌دهد. در فرایند LPBF به دلیل شیب‌های حرارتی بالای ذاتی فرایند و تحت تبرید کم، شرایط برای رشد دانه‌های ستونی مساعد است. برخورد دانه‌های ستونی همراه با مذاب لایه‌ای و پیوسته به دام‌افتاده در بین آن‌ها ناشی از جدایش‌های با نقطه ذوب پایین، حساسیت به ترک انجمادی را افزایش می‌دهد.

شرط لازم برای وقوع ترک‌های انجمادی حضور تنش‌های کششی است [22]. در طول انجماد، هنگامی که حوضچه مذاب دچار انقباض حرارتی و انقباض ناشی از انجماد می‌شود، به دلیل اختلاف میزان انقباضی که با لایه منجمدشده مجاور خود

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

و زیرلایه دارد، تحت تنش کششی قرار می‌گیرد. ضریب انبساط حرارتی نقش مهمی در میزان تنش‌های انقباضی دارد. آلیاژهای آلومینیوم (به ویژه سری‌های استحکام‌بالا) به دلیل ضریب انبساط حرارتی زیاد و انقباض زیاد ناشی از انجماد، حساسیت بیشتری به ترک انجمادی دارند [3, 7]. در فولادها، آستنیت ضریب انبساط حرارتی بیشتری نسبت به فریت دارد. از این رو فولادهای زنگ‌نزن آستنیتی مستعد به ترک انجمادی هستند در حالی که فولادهای فریتی در برابر این نوع ترک مقاوم‌اند [22]. مقدار مذاب مرزدانه‌ای و بین دندریتی به درصد عناصر آلیاژی در ترکیب بستگی دارد. نشان داده شده است که حداکثر حساسیت به ترک در ترکیبی بین آلومینیوم خالص و آلومینیوم با عناصر آلیاژی کمتر از 6% وزنی رخ می‌دهد [22]. در آلومینیوم با عناصر آلیاژی زیاد، مذاب یوتکتیک بین دانه‌ها می‌تواند تا حدی زیاد باشد که ترک‌های ایجادشده در بین دانه‌ها را ترمیم کند. در محدوده عنصر آلیاژی 0 تا 6% وزنی، مقدار مذاب تنها می‌تواند لایه نازک و پیوسته‌ای در مرزدانه تشکیل دهد و حساسیت به ترک انجمادی را تشدید کند. شکل و هندسه جوش نیز در شکل‌گیری ترک‌های انجمادی نقش دارد. در صورت استفاده از منبع پر انرژی و متمرکز مانند پرتو الکترونی که حوضچه مذاب تشکیل‌شده پهنای کم و عمق زیادی دارد، به دلیل زاویه تند بین دانه‌های ستونی و برخورد آن‌ها در خط مرکزی حوضچه مذاب، حساسیت به ترک انجمادی جدی‌تر است [22].

علاوه بر عوامل فوق، متغیرهای فرایند و مشخصات ماده نیز تأثیر قابل توجهی بر نوع و میزان عیوب در قطعات ساخته‌شده دارند [20] و نقش مهمی در خواص مکانیکی قطعات ساخته‌شده ایفا می‌کنند. متغیرهای فرایند ذوب لیزری بستر پودر را می‌توان به چهار دسته تقسیم‌بندی کرد [25]:

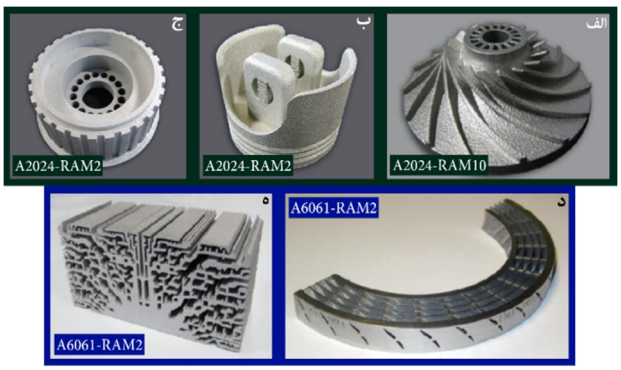
- متغیرهای لیزر (از جمله توان لیزر، قطر پرتو لیزر، زمان و بسامد ضربان در لیزرهای ضربانی)،
- متغیرهای اسکن (سرعت اسکن، فاصله اسکن و الگوی اسکن)،
- متغیرهای ماده پودری (شامل شکل ذرات، اندازه و توزیع آن‌ها، جریان‌پذیری، چگالی بستر پودر، ضخامت لایه و خواص ماده)

متغیرهای دما (دمای بستر پودر، پیش‌گرم، دمای تغذیه‌گر پودر و چگونگی توزیع دما). اکثر این متغیرها به یکدیگر وابسته بوده و با هم در تعامل‌اند. ساز و کارها و چگونگی تأثیر این عوامل بسیار پیچیده بوده و درک آن‌ها نیازمند بررسی‌های عمیق و همه‌جانبه‌ای است. مطالعات بسیاری بر بررسی تأثیر هرکدام از متغیرهای فرایند بر کیفیت ساخت قطعات چاپ‌شده برای آلیاژهای مختلف انجام شده است [26–29]. اما حقیقت محض این است که عوامل دخیل در کیفیت نهایی قطعات بسیار بیشتر از متغیرهای فرایند و ترکیب آلیاژ و موارد دیگر می‌باشد. حتی نوع دستگاه و شرایط آزمایش نیز در تنوع و تکرارناپذیربودن نتایج به دست آمده نقش دارند. همین مورد یکی از موانع تدوین و توسعه استانداردهای تکرارپذیر برای ساخت موفقیت‌آمیز آلیاژهای مختلف با روش‌های افزایشی می‌باشد. معمولاً شرکت‌های سازنده دستگاه‌های ساخت افزایشی، استانداردها و پنجره‌های فرایندی توسعه‌داده‌شده خود برای آلیاژهای موجود را در اختیار خریدار و مصرف‌کننده قرار می‌دهند. عموماً استاندارد محصول هر شرکت با دیگری تفاوت‌هایی دارد و متناسب با دستگاه ساخته‌شده آن شرکت طراحی شده است. با این حال، این استانداردها تنها برای تعداد محدودی از آلیاژهای قابل پرینت (مانند بعضی از آلیاژهای نیکل، تیتانیوم و فولاد) توسعه داده شده‌اند. اغلب گفته می‌شود که آلیاژهایی فرایندپذیری مطلوبی با ساخت افزایشی لیزری دارند که جوش‌پذیری خوبی داشته باشند. اما بسیاری از آلیاژها از جمله آلیاژهای آلومینیوم به دلایل مطرح‌شده در بخش‌های قبل فرایندپذیری خوبی ندارند. از این رو، بهبود فرایندپذیری این دسته از آلیاژها یا توسعه آلیاژهای جدید به زمینه تحقیقاتی پرطرفداری در بین محققان دانشگاه‌ها و بخش‌های تحقیق و توسعه شرکت‌های پیشرو در این زمینه تبدیل شده است. به عبارت دیگر، تمرکز تحقیقات از بهینه‌سازی متغیرهای فرایند به سمت بهینه‌سازی ترکیب آلیاژهای موجود [30] یا توسعه آلیاژهای جدید سازگار با فرایند ساخت افزایشی لیزری معطوف شده است [31–40]. به تازگی شرکت Elementum 3D (متخصص در مواد ساخت افزایشی) آلیاژهای مختلف آلومینیوم

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

از جمله ترکیبات معروف آلیاژهای کارشده Al2024، Al6061 و Al7075 را معرفی کرده‌اند که فرایندپذیری و قابلیت پردازش عالی با لیزر دارند که پیش از این ساخت افزایشی لیزری آن‌ها با مشکلات عدیده‌ای از جمله ترک‌های انجمادی همراه بود [41]. هم‌اکنون محصولات فرموله و تست‌شده آن‌ها با پسوند RAM روانه بازار شده است (مانند A7075-RAM2). شکل(3) تصویر قطعات ذوب لیزری بستر پودر با پودرهای بهینه‌شده این شرکت را نشان می‌دهد. خواص شیمیایی و فیزیکی هر کدام از این آلیاژها در برگه‌های اطلاعات هر محصول آورده شده است. طبق ادعای شرکت، آن‌ها با مخلوط‌کردن پودر افشانش گازی آلیاژ آلومینیوم با ذرات سرامیکی، فرایندپذیری با روش‌های ساخت افزایشی لیزری و همچنین کارایی این آلیاژها را از نظر خواص مکانیکی و خوردگی و همچنین خواص دما بالا ارتقاء داده‌اند [41].



شکل3- قطعات ساخت افزایشی لیزری بستر پودر آلیاژ آلومینیوم با پودرهای آلیاژی شرکت Elementum 3D؛
الف- پروانه توربو (A2024 w/10% ceramic)،
ب-سر پیستون (A2024 w/2% ceramic)، ج- چرخ زمان‌بندی (آلیاژ ب)،
د- پره استاتور (A6061 w/2% ceramic) و ه- گرماگیر (آلیاژ د).

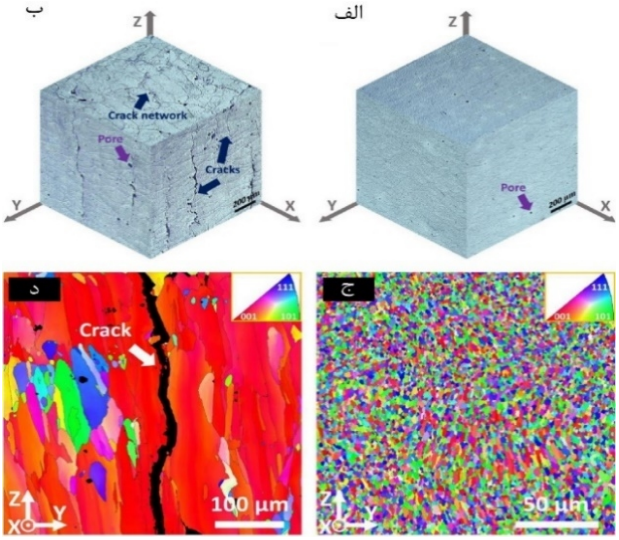
4- بررسی تاثیر افزودنی‌های مختلف برای مهار یا کاهش ترک‌های انجمادی

بعد از رویکرد پیشنهادشده توسط مارتین [21]، بسیاری از محققان دیگر نیز به بررسی اثر افزودن عناصر و ترکیب‌های مختلف (از جمله عناصری مانند تیتانیوم [8, 10, 42–46]، زیرکونیوم [40, 47–59]، اسکاندیوم [49, 50, 53, 60]، اربیوم [48, 54, 61, 62]، سیلیسیم [19, 63]، ترکیب‌هایی چون اکسیدها (TiO_2 [64])، کاربیدها (TiC [44, 65])، بورایدها (CaB_6 [66]، TiB_2 [45, 67])، آلوتروپ‌های مولکولی کربن مانند گرافن، نانولوله‌های کربنی [68]) بر اصلاح ریزساختار، حذف ترک‌های انجمادی و خواص مکانیکی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا پرداختند. اساس کار در همه این تحقیقات یا افزایش جوانه‌زنی ناهمگن با به کارگیری جوانه‌زاها (درجا یا غیر درجا) یا جلوگیری از رشد دانه‌ها با افزودن ذراتی که قابلیت بالایی در محدودکردن رشد دانه‌ها دارند می‌باشد تا به سرعت، تحت تبرید ترکیبی کافی برای جوانه‌زنی در جلوی جبهه انجماد (فصل مشترک جامد-مذاب) ایجاد کند و در نتیجه با ایجاد ریزساختارهای هم‌محور از ترک انجمادی جلوگیری کند.

تان و همکاران [8] دریافتند که افزودن 0/7% وزنی نانوذرات تیتانیوم به آلیاژ آلومینیوم 2024 از ترک‌های انجمادی و ریزساختار ستونی جلوگیری کرده و ریزساختار ظریف و هم‌محور ایجاد می‌کند. آن‌ها برای اطمینان از همگن‌بودن ترکیب و ریزساختار از نانوذرات تیتانیوم استفاده کردند و گزارش کردند که تشکیل ترکیب بین فلزی Al_3Ti با ابعاد نانو به صورت درجا با ساختار نظم‌یافته $L1_2$ که فصل مشترک همسیما با زمینه آلومینیوم دارد، جوانه‌زنی ناهمگن α-Al را ترغیب می‌کند و عامل ریزشدن قابل توجه دانه‌هاست. ترکیب بین فلزی Al_3Ti دو آلوتروپ با ساختارهای بلوری تتراگونال ($D0_{22}$-Al_3Ti) و مکعبی وجوه پر (FCC) ($L1_2$-Al_3Ti) دارد که مورد اول یک فاز تعادلی است که عموماً در روش‌های ریخته‌گری معمولی با سرعت‌های سرمایش نسبتاً آهسته تشکیل می‌شود و مورد دوم یک فاز شبه پایدار است که تحت شرایط انجماد غیرتعادلی و سرعت‌های سرمایش سریع در آلیاژهای آلومینیوم دارای تیتانیوم تشکیل می‌شود. با توجه به نرخ سرمایش بسیار بالا و انجماد غیرتعادلی در فرایند LPBF، غالباً فاز $L1_2$-Al_3Ti تشکیل می‌شود. با استفاده از محاسبات کریستالوگرافی بر اساس مدل لبه به لبه نشان داده شد که از دیدگاه کریستالوگرافی، فاز $L1_2$ نسبت به فاز $D0_{22}$ به دلیل ساختمان بلوری یکسان با آلومینیوم و ثابت شبکه نزدیک به آن

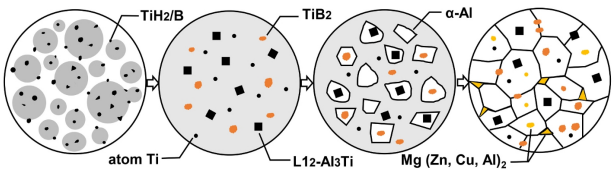
[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

(4/05 A و 4/04 A به ترتیب برای آلومینیوم و $L1_2$-Al_3Ti)، انطباق اتمی خوبی در فصل مشترک میان آن‌ها وجود دارد و جوانه‌زای بهتری برای آلومینیوم می‌باشد. علاوه بر این، در مقایسه با فاز ترد $D0_{22}$ (با ساختار تتراگونال)، فاز $L1_2$ با ساختار FCC به دلیل سامانه‌های لغزشی مستقل بیشتر، شکل‌پذیری بیشتری دارد. از این رو، افزودن درصد ناچیزی از تیتانیوم در فرایند LPBF آلیاژهای آلومینیوم می‌تواند منجر به ریزدانگی قابل توجه همراه با بهبود عملکرد مکانیکی شود [8]. در مقایسه با ریزساختار ستونی درشت (دانه‌هایی با عرض 10 الی 80 µm و طول صدها میکرومتر) در آلیاژ بدون افزودنی، ریزساختار ظریف هم‌محور (با متوسط اندازه دانه 2 µm) در آلیاژ دارای افزودنی، مقاومت بسیار بالایی در برابر ترک‌های انجمادی حین سردشدن دارد. علاوه بر این، تشکیل ریزساختار ظریف هم‌محور به نحو مؤثری از ناهمسانگردی خواص جلوگیری کرده و به طور همزمان، استحکام و شکل‌پذیری را افزایش می‌دهد [8].



شکل4- تصاویر ایزومتریک میکروسکوپ نوری نمونه‌های LPBF
الف- آلیاژ آلومینیوم با 0/7% وزنی نانوذرات تیتانیوم،
ب- آلیاژ آلومینیوم 2024، نگاشت‌های جهت‌گیری به دست آمده از پراش الکترون‌های بازگشتی از مقاطع موازی با جهت ساخت نمونه‌های LPBF
ج- آلیاژ الف، د- آلیاژ ب [8].

تبدیل دانه‌های ستونی درشت به دانه‌های هم‌محور همگن، کاهش میانگین اندازه دانه‌ها از 29/1 µm به 2/3 µm و متعاقباً حذف ترک‌های انجمادی از طریق مخلوط‌کردن 0/8% وزنی از ذرات TiH_2 و 0/16% وزنی از ذرات آمورف بور با اندازه 500 nm با پودر آلیاژ آلومینیوم 7075 از جمله نتایج کار هوانگ و همکاران وی بود [45]. تشکیل نانوذرات $L1_2$-Al_3Ti و TiB_2 به صورت درجا، عامل تقویت جوانه‌زنی ناهمگن و کاهش قابل ملاحظه اندازه دانه‌ها گزارش شد. مطالعات میکروسکوپ الکترونی عبوری، انطباق کریستالوگرافی خوب در فصل مشترک بین α-Al و $L1_2$-Al_3Ti را تأیید کرد؛ همچنین هیچگونه ترک یا اعوجاج شبکه‌ای در فصل مشترک مشاهده نشد. علاوه بر فاز $L1_2$-Al_3Ti، ذرات TiB_2 با اندازه 100 nm هم در داخل و هم در بین دانه‌ها مشاهده شد. برخی از نانوذرات TiB_2 درون دانه‌ها می‌توانند جوانه‌زنی ناهمگن را تقویت کنند و برخی دیگر از آن‌ها به مرزدانه‌ها رانده شده و همانند ذرات قفل‌شده زنر عمل می‌کنند که از مهاجرت مرزدانه‌ها برای مهار بیشتر رشد دانه‌های α-Al جلوگیری می‌کند. ترکیب Al_3Ti از نظر تئوری به دلیل صفحات کریستالوگرافی تئوریک بیشتر برای رشد هم‌بافته α-Al و عدم تطابق شبکه‌ای کمتر با آن، هسته جوانه‌زنی قوی‌تری نسبت به TiB_2 است [45]. شکل(5) طرح‌واره‌ای از تشکیل دانه‌های هم‌محور در آلیاژ (TiH_2+B)/AA7075 را نشان می‌دهد. بعد از عملیات حرارتی T6، خواص مکانیکی عالی از جمله استحکام کششی 582 MPa و ازدیاد طول 12/8% حاصل شد؛ این در حالی است که نمونه‌های بدون افزودنی به دلیل حضور ترک‌های انجمادی، رفتار شکست کاملاً ترد از خود نشان دادند و حداکثر استحکام کششی 58 MPa و ازدیاد طول کمتر از 1% را ثبت کردند.



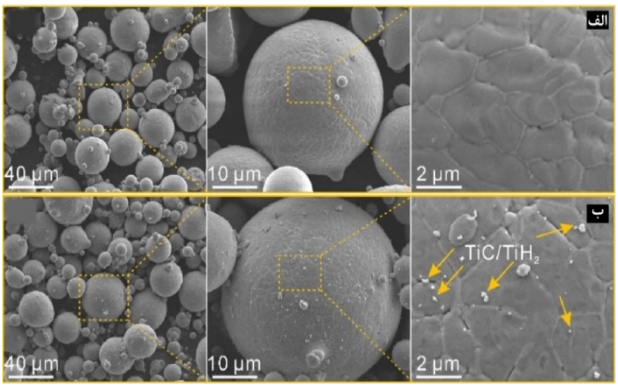
شکل5- طرح‌واره تشکیل دانه‌های هم‌محور در آلیاژ (TiH_2+B)/AA7075 [45].

لیو و همکاران [44] نیز با افزودن نانوذرات TiC و TiH_2 به آلیاژ آلومینیوم 2024 به نتایج مشابهی دست یافتند. به دلیل اثر ترکیبی دو ذره به کار رفته‌شده در تقویت جوانه‌زنی α-Al، ریزساختار از دانه‌های ستونی با میانگین سطح 729 μm^2 به

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

دانه‌های هم‌محور با میانگین سطح $3/4\ \mu m^2$ تبدیل شد. همچنین ترک‌ها به دلیل ریزشدن دانه‌ها از بین رفتند. همچنین به دلیل اثر هم‌افزایی استحکام‌بخشی ناشی از ریزدانگی و اثر اوروان، کامپوزیت $TiC\text{-}TiH_2/AA2024$ خواص مکانیکی بسیار خوبی اعم از استحکام کششی 390 MPa و ازدیاد طول 12% از خود نشان داد. این در حالی است که نمونه بدون افزودنی، استحکام کششی و ازدیاد طول به ترتیب 240 MPa و 0/3% را ثبت کرد. عملیات حرارتی T6 منجر به افزایش بیشتر استحکام کششی و ازدیاد طول تا 490 MPa و 16% شد. این خواص با خواص آلیاژ آلومینیوم 2024 کارشده قابل مقایسه است.

شکل (6) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودرهای استفاده شده در کار لیو را نشان می‌دهد. پودر کامپوزیتی با افزودن نانوذرات (500 nm>) TiC و TiH_2 به پودرهای میکرومتری (D_{50}=28/3 µm) آلیاژ آلومینیوم 2024 و مخلوط کردن آن‌ها از طریق آسیاکاری گلوله‌ای کم‌انرژی در اتمسفر آرگون به دست آمد. گفتنی است که دلیل پایدار کردن عناصری چون تیتانیوم و زیرکونیم با هیدروژن (ZrH, TiH_2) در کارهای ذکرشده، جلوگیری از اکسیداسیون آن‌ها در اتمسفر هوا و فراهم کردن اتم‌های تازه تیتانیوم و زیرکونیوم در فرایند LPBF است چرا که هیدرید این عناصر پس از برخورد لیزر و افزایش دما به سرعت تجزیه‌شده و عناصر مطلوب را فراهم می‌کند. در صورتی که مقدار این هیدریدها زیاد باشد، گاز هیدروژن آزادشده می‌تواند منجر به تخلخل‌های گازی در ساختار و کاهش تراکم نسبی نمونه‌ها شود.



شکل 6- تصاویر SEM پودرهای الف- آلیاژ آلومینیوم 2024 و ب- کامپوزیت آلیاژ آلومینیوم TiC-TiH2/2024 [44].

ژانگ و همکاران [59] به جای استفاده از ذرات جوانه‌زای نانومتری، از پودرهای میکرومتری زیرکونیوم با متوسط اندازه ذرات 8/8 µm و شکل غیرکروی در پودر آلیاژی افشانش گازی Al-Cu-Mg با ترکیب اسمی 4/24% مس، 1/97% منیزیم، 0/56% منگنز و آلومینیوم (به درصد وزنی) و متوسط اندازه ذرات 36 µm استفاده کردند. مخلوط پودر 2% وزنی زیرکونیوم و 98% وزنی Al-Cu-Mg از طریق اختلاط مکانیکی به مدت 4 ساعت در اتمسفر گاز آرگون به دست آمد. همانند ترکیب بین فلزی Al_3Ti، تشکیل Al_3Zr به صورت درجا در طول انجماد، جوانه‌زنی ناهگمن α-Al را ترغیب می‌کند و سبب ریزدانگی و مهار رشد دانه‌های ستونی درشت می‌شود. به نظر می‌رسد که عناصر تیتانیوم، زیرکونیوم، هافنیوم و اسکاندیوم رفتار شیمیایی مشابهی با آلومینیوم داشته باشند و به دلیل قابلیت تشکیل ترکیب بین فلزی Al_3M (M=Zr, Ti, Hf, Sc) با ساختار $L1_2$ که عدم تطابق پارامتر شبکه‌ای بسیار کمی با α-Al دارد، جوانه‌زای مؤثری برای آلومینیوم باشند. نتایج EBSD نشان داد که افزودن زیرکونیوم ضمن کاهش اندازه دانه‌ها سبب افزایش جهت‌گیری تصادفی آن‌ها و در نتیجه کاهش ناهمسانگردی در خواص می‌شود. استحکام کششی نهایی از 393 MPa به 451 MPa افزایش یافت اما ازدیاد طول از 6% به 2/67 کاهش یافت. با استفاده از نتایج XRD، FESEM و EBSD تأثیر افزودنی زیرکونیوم بر حساسیت به ترک مورد مطالعه قرار گرفت. افزودن زیرکونیوم به دلیل تشکیل فاز با نقطه ذوب بسیار پایین که توانایی ترمیم ترک‌های ایجادشده در ناحیه خمیری در مرحله نهایی انجماد را دارد، حساسیت به ترک انجمادی را کاهش می‌دهد. علاوه بر این اثر، حضور زیرکونیوم سبب تشکیل دانه‌های بسیار ریز و هم‌محور می‌شود. این دانه‌های ریز، مساحت کلی مرزدانه‌ها در یک حجم مشخص را افزایش می‌دهند که می‌تواند سبب تقویت زمینه و جلوگیری از ترک‌های بین دانه‌ای شود.

اثر افزودن مقادیر ناچیز اسکاندیوم و زیرکونیوم و همچنین متغیرهای فرایند بر ریزساختار و رفتار مکانیکی آلیاژ آلومینیوم 7075 توسط بی و همکاران [53] مورد مطالعه قرار گرفت.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

آن‌ها برای تهیه مخلوط پودری از آسیاکاری گلوله‌ای سیاره‌ای با سرعت چرخش 200 دور بر دقیقه، مدت زمان 4 ساعت و نسبت گلوله به پودر 1:1 استفاده کردند. نسبت آلیاژ آلومینیوم، پودر خالص اسکاندیوم و زیرکونیوم به ترتیب 99/35%، 0/4% و 0/25% (درصد وزنی) انتخاب شد. همچنین متوسط اندازه ذرات آلیاژ آلومینیوم، اسکاندیوم و زیرکونیوم به ترتیب 41/37 µm، 74 µm و 37 µm گزارش شد. از آن جایی که چگالی انرژی لیزر نقش مهمی در تعیین دمای حوضچه مذاب، انتقال حرارت و جریان سیال دارد، توزیع و نفوذ ذرات اسکاندیوم و زیرکونیوم با تغییر چگالی انرژی لیزر تغییر می‌کند. توزیع یکنواخت اسکاندیوم و زیرکونیوم در زمینه آلومینیوم در چگالی‌های انرژی بالاتر ($375\ J/mm^3$) به دست آمد. در اثر واکنش عناصر زیرکونیوم و اسکاندیوم با زمینه آلومینیوم در فاز مذاب، رسوبات $Al_3(Sc, Zr)$ تشکیل می‌شوند. این رسوبات به عنوان مکان‌های مرجح برای جوانه‌زنی ناهمگن آلومینیوم عمل می‌کنند و به همین واسطه به طور همزمان سبب ریزدانگی، مهار ترک‌های انجمادی و افزایش خواص مکانیکی می‌شوند.

اربیوم نیز با تشکیل فاز Al_3Er با فصل مشترک همسیما با زمینه آلومینیوم سبب ریزدانگی وکاهش طول دانه‌های ستونی از 106 µm به 84 µm و در نتیجه حذف ترک‌های انجمادی در آلیاژ آلومینیوم 7075 شد [62]. فاز Al_3Er همچنین باعث کاهش شدت بافت ریزساختار و توزیع یکنواخت‌تر تنش‌های حرارتی شد. استحکام کششی و ازدیاد طول نمونه‌های با افزودنی اربیوم به ترتیب 338 MPa و 15/9% گزارش شد که این مقادیر به ترتیب 32% و 74/7% بیشتر از نمونه‌های بدون افزودنی اربیوم است.

افزودن 2% وزنی از نانوذرات CaB_6 فرایندپذیری وعملکرد آلیاژ آلومینیوم 2024 را به نحو چشمگیری افزایش داد [66]. نمونه‌های با تراکم بالا (99/5%<) و بدون ترک با ریزساختار هم‌محور و همگن و بدون جهت‌گیری ترجیحی دانه‌ها به دست آمدند. به دلیل ثوابت شبکه یکسان آلومینیوم و CaB_6، آلومینیوم به راحتی روی نانوذرات CaB_6 جوانه‌زنی می‌کند و فصل مشترک بسیار همسیما به وجود می‌آید. این فصل مشترک بین نانوذرات سرامیکی CaB_6 و زمینه α-Al نشان‌دهنده بهره‌وری بالای CaB_6 به عنوان جوانه‌زای آلومینیوم است. کاهش قابل توجه اندازه دانه‌های α-Al تا 0/91 µm گزارش شد. فراهم‌کردن مکان ترجیحی برای جوانه‌زنی ناهمگن و اعمال نیروهای قفل‌کننده روی مرزدانه‌ها توسط نانوذرات CaB_6، از رشد بیشتر دانه‌ها جلوگیری می‌کند. استحکام تسلیم، استحکام کششی، ازدیاد طول و سختی نمونه‌های بهبودیافته به ترتیب 348 MPa، 391 MPa، 12/6 و $132\ HV_{0.5}$ گزارش شد. شکل(7) تصاویر میکروسکوپ پرتو ایکس (XRM) نمونه‌های LPBF مربوط به آلیاژ آلومینیوم قبل و پس از افزودن نانوذرات CaB_6 می‌باشد که نشان‌دهنده تأثیر چشمگیر نانوذرات در حذف ترک‌های انجمادی است.

اُتانی و همکاران [63] تأثیر مقدار سیلیسیم بر فرایندپذیری و خواص نمونه‌های LPBF آلیاژ 7075 را مطالعه کردند. نشان داده شد که تراکم نمونه‌ها با افزایش مقدار سیلیسیم افزایش می‌یابد. حداکثر چگالی نسبی 100/2% (چگالی ارشمیدس) در آلیاژ آلومینیوم 7075 حاوی 5% وزنی سیلیسیم در شرایط بهینه‌شده لیزر (توان 195 W و سرعت اسکن 1000 mm/s) به دست آمد. افزودن سیلیسیم همچنین در جلوگیری از تشکیل عیوبی مانند حفرات و ترک‌ها مؤثر بود. با افزایش مقدار سیلیسیم سرعت انجماد و نرخ سرمایش کاهش می‌یابد چرا که حین انجماد، سیلیسیم چهار برابر گرمای نهان بیشتری نسبت به آلومینیوم آزاد می‌کند. این اتفاق زمان بیشتری برای فرار حباب‌های گازی محبوس در مذاب فلزی پیش از انجماد فراهم می‌کند. از این رو، یکی از ساز و کارهای افزایش تراکم نسبی و کاهش تخلخل‌های گازی با افزایش مقدار سیلیسیم ناشی از همین امر می‌باشد. یکی از دلایل ممکن برای جلوگیری از ترک‌ها با افزایش مقدار سیلیسیم، کاهش انبساط حرارتی عنوان شد. سیلیسیم ضریب انبساط حرارتی بسیار کمتری از آلومینیوم دارد بنابراین افزودن آن می‌تواند منجر به کاهش تغییرات حجم حین تغییر دما باشد. این کاهش سبب افت نیروی محرکه تشکیل ترک می‌شود. در یک کار مشابه ماریا و همکاران [19] ضمن تایید کاهش ضریب انبساط حرارتی با افزودن سیلیسیم،

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

بهبود سیالیت مذاب و کاهش دامنه انجماد را به عنوان دلایل حذف ترک‌های انجمادی عنوان کردند. همچنین گزارش شد اگرچه افزودن سیلیسیم می‌تواند تراکم نسبی را افزایش و ترک‌های انجمادی را حذف کند اما این اصلاح می‌تواند به قیمت کاهش شکل‌پذیری تمام شود. در کار ماریا مقدار 4% وزنی به عنوان مقدار بهینه سیلیسیم در آلیاژ آلومینیوم 7075 گزارش شد.

لی و همکاران [64] یک افزودنی اکسیدی مقرون به صرفه برای جلوگیری از ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم معرفی کردند. نشان داده شد که افزودن 1% وزنی از نانوذرات TiO_2 به آلیاژ آلومینیوم 2219 می‌تواند از طریق ریزدانه‌کردن از تشکیل ترک‌های گرم در فرایند LPBF جلوگیری کند.

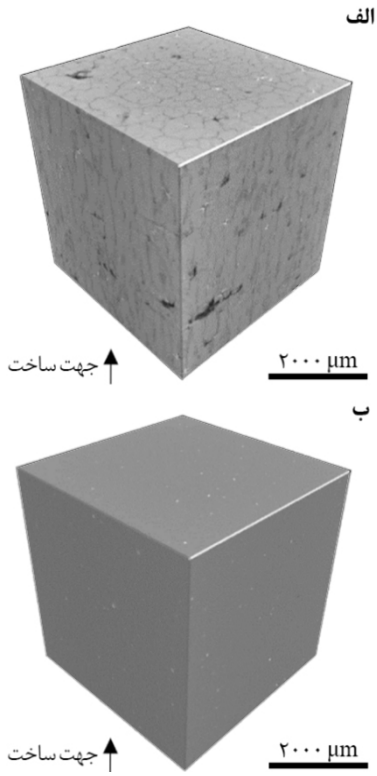
همچنین تراکم نسبی نمونه‌ها به مقدار بسیار بالای 99/97% رسید. لازم به ذکر است که در نمونه‌های ساخته‌شده، افزودنی‌های نانومتری TiO_2 شناسایی نشدند و در نظر گرفته شد که این ذرات از طریق واکنش احیای آلومینوترمیک تجزیه می‌شوند ($4Al + 3TiO_2 \rightarrow 2Al_2O_3 + 3Ti$). گفته شد که در فرایند LPBF آلیاژهای آلومینیوم، دمای حوضچه مذاب می‌تواند تا 2000 °C برسد که این دما بیشتر از نقطه ذوب TiO_2 (1840 °C~) است. علاوه بر این، با محاسبات ترمودینامیکی نشان داده شد که انرژی آزاد گیبس استاندارد واکنش فوق یک مقدار منفی بزرگ است؛ نتیجه‌گیری شد که این واکنش می‌تواند به راحتی انجام شود و روند بزرگی داشته باشد. طبق واکنش، ذرات Al_2O_3 و اتم‌های تیتانیوم در فصل مشترک ذرات TiO_2 و مذاب آلومینیوم تولید می‌شوند در حالی که دمای مذاب به دلیل آزادشدن گرمای زیاد ناشی از واکنش آلومینیوم و TiO_2 افزایش می‌یابد. این افزایش دما به همراه همرفت مارانگونی شدید در حوضچه مذاب می‌تواند منجر به نفوذ سریع اتم‌های تیتانیوم در داخل حوضچه مذاب شود. علاوه بر این، اکسیژن حاصل از تجزیه TiO_2 می‌تواند منجر به تشکیل اکسیدهایی مانند Al_2O_3 و شاید $AlCuO_2$ و Al_2CuO_4 در مرزدانه شود. به علاوه، منبع اکسیژن در اکسیدها می‌تواند از لایه اکسیدی موجود بر روی پودرهای اولیه آلومینیوم و اکسیژن باقیمانده در محفظه ساخت در طول فرایند LPBF تأمین شود چرا که حذف کامل اکسیژن از اتمسفر محافظ غیرممکن است. برای بررسی بیشتر ساز و کار ریزدانه‌شدن و جلوگیری از ترک در آلیاژ آلومینیوم 2219/نانوذرات TiO_2 ساخته‌شده به روش LPBF، مسیرهای انجمادی (دما بر حسب کسر مولی جامد و جذر کسر مولی جامد) برای هر دو آلیاژ بدون و با افزودنی TiO_2 با استفاده از نرم‌افزار ترموکلک محسابه شد (شکل 8). همانطور که در شکل(8) نشان داده شده است، آلیاژ آلومینیوم 2219 دارای محدوده دمایی انجماد نسبتاً بزرگی (120 °C~) است که منجر به حساسیت به ترک بالای این آلیاژ می‌شود. ترک‌های انجمادی عموماً زمانی که انجماد آلیاژ در حال تکمیل‌شدن است (f_s>0/9) اتفاق می‌افتد. در آلیاژهای آلومینیوم مقدار بیشینه $|dT/(f_s)^{1/2}|$ در $(f_s)^{1/2} \approx 1$ یک معیار بحرانی برای حساسیت به ترک است. مقادیر بالای $|dT/(f_s)^{1/2}|$ نشان‌دهنده سرعت کم رشد جانبی دانه‌های ستونی (که مقاومت در برابر ترک را افزایش می‌دهد) و کانال مذاب طولانی‌تر است، به طوری که ترمیم ترک‌ها توسط مذاب دشوارتر می‌شود. مقدار بیشینه $|dT/(f_s)^{1/2}|$ برای آلیاژ آلومینیوم 2219 و به طور مشابه برای آلیاژ آلومینیوم 2219/نانوذرات TiO_2 بسیار زیاد است که نشان دهنده حساسیت بالای هر دو آلیاژ به ترک گرم می‌باشد. از این رو، نویسندگان به این نتیجه رسیدند که ریزدانه‌شدن و جلوگیری از ترک در نمونه‌های چاپ‌شده آلیاژ آلومینیوم 2219/نانوذرات TiO_2 نمی‌تواند توسط احیای TiO_2 در محدوده دمایی انجماد فعال شده باشد.

بر خلاف کار تان [8] و ژانگ [42] که تشکیل رسوبات Al_3Ti به صورت درجا عامل جوانه‌زنی ناهمگن آلومینیوم و ریزدانه‌شدن آن گزارش شد، هیچگونه شواهدی از رسوبات Al_3Ti در کار لی مشاهده نشد. در عوض، ذرات تیتانیوم با نفوذ سریع در حوضچه مذاب تحت همرفت مارانگونی به طور یکنواخت در سرتاسر زمینه آلومینیوم پراکنده شدند. نگاشت‌های عنصری EDS از نمونه‌های ساخته‌شده حاوی نانوذرات TiO_2 این موضوع را تأیید کرد. بنابراین، عناصر محلول تیتانیوم به عنوان کمک‌کننده اصلی در دریزدانه‌شدن آلیاژ

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

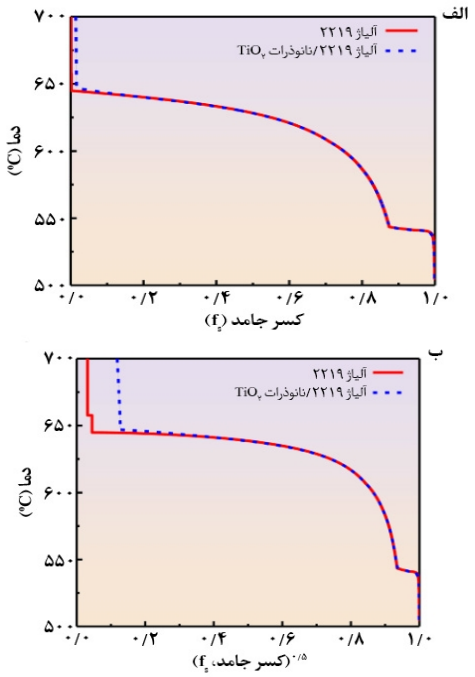
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

حاوی TiO_2 معرفی شدند. به عبارت دیگر، عناصر محلول تیتانیوم به تحت تبرید ترکیبی در فاز مذاب در جلوی جبهه انجماد کمک می‌کنند به طوری که تحت تبرید کلی از تحت تبرید بحرانی برای جوانه‌زنی همگن فراتر می‌رود. در نتیجه، رشد دانه در آلیاژ بهینه‌شده با نانوذرات TiO_2 محدود شده و منجر به ریزدانگی می‌شود. بهره‌وری یک عنصر محلول در افزایش تحت تبرید ترکیبی با بزرگی ضریب محدودیت رشد (Q) متناسب است که مقدار آن را می‌توان با محاسبه رابطه $Q = m(k-1)C_0$ به دست آورد. در این رابطه m، k و C_0 به ترتیب شیب خط لیکوئیدوس، ضریب تفکیک و غلظت عنصر محلول می‌باشد.



شکل7-تصاویر XRM نمونه‌های LPBF الف- آلومینیوم 2024، ب- آلومینیوم 2024/نانوذرات CaB_6 [66].

اندازه دانه یک آلیاژ (d) طبق رابطه $d = a + \frac{b}{Q}$ با معکوس Q ارتباط دارد. در این رابطه a و b به ترتیب ثوابت مربوط به چگالی ذرات جوانه‌زا و پتانسیل آن‌ها است. این رابطه نشان می‌دهد که یک عنصر محلول با مقدار Q بزرگ می‌تواند به سرعت تحت تبرید ترکیبی را در جلوی فصل مشترک جامد- مذاب افزایش داده و منجر به ریزدانگی قابل توجه شود. آلیاژ آلومینیوم 2219/نانوذرات TiO_2 با مقدار Q بزرگ‌تر (245/6) نسبت به آلیاژ آلومینیوم 2219 (18) ناشی از مقدار بالای $m(k-1)$ تیتانیوم، تحت تبرید بزرگتری در جلوی جبهه انجماد تجربه می‌کند که شرایط برای جوانه‌زنی همگن را مهیا می‌سازد و منجر به ریزدانگی می‌شود. پس از اصلاح ریزساختار، دانه‌های ستونی درشت با عرض 60 - 10 µm و طول صدها میکرومتر که معرف رشد همبافت دانه‌ها است، جای خود را به دانه‌های هم‌محور با قطر 3/0 – 0/5 µm و دانه‌های ستونی با طول کمتر از 50 µm دادند. کامپوزیت آلیاژ آلومینیوم 2219/نانوذرات TiO_2 ترکیب عالی‌ای از استحکام کششی و ازدیاد طول هم در دمای محیط و هم در دماهای متوسط (~315 °C) از خود نشان داد که این خواص قابل مقایسه با همتایان کارشده خود و بالاتر از آلیاژهای آلومینیوم 2219 ساخته‌شده با سایر روش‌های ساخت افزایشی می‌باشد.



شکل 8- مسیرهای انجمادی محاسبه‌شده برای دو آلیاژ با و بدون افزودنی نانوذرات TiO_2 الف- دما بر حسب کسر جامد و ب-دما بر حسب جذر کسر جامد [64].

5- نتیجه‌گیری و آینده پژوهش

ذوب لیزری بستر پودر به عنوان یکی از روش‌های اصلی ساخت افزایشی فلزات، توانایی منحصر به فردی در ساخت

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

قطعات صنعتی پیچیده و با عملکرد بالا دارد به طوری که در دهه اخیر جایگاه ویژه‌ای در صنایع پیشرفته مختلف از جمله هوافضا، خودرو و پزشکی پیدا کرده است. ماهیت افزودن لایه به لایه مواد در فرایندهای ساخت افزایشی، آزادی در طراحی را فراهم می‌کند به نحوی که بتوان از این قابلیت برای ساخت قطعات با وزن بسیار سبک‌تر و عملکرد مکانیکی مشابه یا حتی بهتر نسبت به سایر روش‌های مرسوم بهره گرفت. در حال حاضر، علی‌رغم توسعه آلیاژهای جدید یا بهبود فرایندپذیری آلیاژهای موجود، تعداد آلیاژهای قابل پردازش با این فرایند محدود است. امروزه با توجه به پیشرفت‌های روزافزون در صنایع گوناگون، استفاده از حداکثر پتانسیل فرایند ذوب لیزری بستر پودر برای آلیاژهای مهندسی مختلف یک ضرورت به حساب می‌آید و زمینه‌های تحقیقاتی زیادی ایجاد کرده است. چگالی کم و استحکام ویژه بالای آلیاژهای آلومینیوم در کنار قابلیت‌های این فرایند در بهینه‌سازی توپولوژی، اهمیت استفاده از این آلیاژها را دوچندان می‌کند.

در حال حاضر، آلیاژهای آلومینیوم قابل پردازش با این فرایند تنها محدود به ترکیبات مبتنی بر سامانه یوتکتیکی آلومینیوم-سیلیسیم است. اگرچه این آلیاژها قابلیت چاپ عالی از خود نشان داده‌اند اما از نظر خواص مکانیکی نمی‌توانند با آلیاژهای آلومینیوم استحکام بالا مانند سری 2xxx و 7xxx رقابت کنند و نیازهای صنعتی را برآورده سازند. آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا به دلیل دامنه انجمادی وسیع و حساسیت بالا به ترک، فرایندپذیری ضعیفی دارند. عیوب متالورژیکی مانند حفرات گازی، عدم ذوب و ترک‌های گرم منجر به محدودیت استفاده از این آلیاژها در فرایند ذوب لیزری بستر پودر شده است. تحقیقات زیادی برای مرتفع کردن مشکلات مربوط به ساخت افزایشی لیزری آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا صورت گرفته است و موفقیت‌هایی نیز حاصل شده است.

با این حال، ترک‌های انجمادی همچنان به عنوان جدی‌ترین مشکل ساخت آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا با فرایند ذوب لیزری بستر پودر، یک موضع تحقیقاتی جذاب باقی‌مانده است. فهم عمیق‌تر ساز و کار تشکیل عیوب وارتباط آن با ترکیب آلیاژ، پیشنیاز تحقیق برای یافتن یک راهکار کارآمد و ارائه یک محصول بی عیب و نقص است.

از میان راه حل‌های ارائه‌شده، کنترل ریزساختار انجمادی و ریزدانه‌کردن مؤثرترین روش جلوگیری از ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا است. در این تحقیق، نخست به بررسی ساز و کارهای تشکیل ترک‌های انجمادی در آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا، سپس به بررسی تأثیر افزودنی‌های مختلف برای مهار یا کاهش ترک‌های انجمادی از طریق کنترل ریزساختار و ریزدانه‌کردن پرداخته شد. خلاصه‌ای از نتایج تحقیق حاضر به شرح زیر است:

در طول انجماد آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا در فرایند ذوب لیزری بستر پودر، دانه‌های ستونی در جهت شیب حرارتی رشد می‌کنند و مذاب بین دندریتی در فصل مشترک باقی می‌گذارند که در صورت توامان‌شدن با تنش‌های انقباضی منجر به تشکیل ترک می‌شوند. ساختارهای هم‌محور و ریزدانه به دلیل تطبیق‌پذیری بیشتر با کرنش نسبت به ساختارهای ستونی یا دندریتی درشت و همچنین تغذیه مؤثرتر مذاب برای ترمیم ترک‌های ایجادشده، مقاومت بیشتری در برابر ترک‌های انجمادی دارند.

با افزودن درصد ناچیزی از عناصر یا ترکیب‌های مختلف به آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا می‌توان با ایجاد ریزساختار ظریف و هم‌محور به جای دانه‌های ستونی و درشت، از ترک‌های انجمادی جلوگیری کرد. به طور کلی، افزودنی که بتواند یکی از این سه قابلیت را داشته باشد می‌تواند در کنترل ترک‌های انجمادی مؤثر واقع شود:

- جوانه‌زنی ناهمگن را ترغیب کند (یا خود جوانه‌زا باشد یا از طریق واکنش‌های درجا محصول جوانه‌زا تولید کند)،
- با تجزیه و نفوذ یا نفوذ مستقیم در مذاب، ضریب محدودیت رشد (Q) بالا ایجاد کند،
- با قفل‌کردن مرزدانه‌ها از رشد دانه‌ها و مهاجرت مرزدانه جلوگیری کند. با توجه به ساز و کار و میزان اثربخشی مختلف هرکدام از این روش‌ها، ممکن است یک روش (به ویژه روش‌های 2 و 3) به تنهایی مؤثر نباشد و نیاز به استفاده از

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

چندین افزودنی با ساز و کار متفاوت باشد (مانند کار لیو و همکاران [44] که استفاده همزمان از TiC و TiH_2 نسبت به استفاده از هرکدام از آن‌ها به تنهایی نتیجه بهتری به دست می‌دهد).

در صورتی که هدف، بهبود فرایندپذیری یک آلیاژ باشد، عدم ایجاد تغییرات عمده در ترکیب آلیاژ و متعاقباً خواص مورد نظر اهمیت پیدا می‌کند. از این رو، روش‌هایی که نیازمند مقادیر بیشتر از 1% وزنی افزودنی دارد توجیه‌ناپذیر است. مانند عنصر سیلیسیم که حداقل 4% وزنی از آن برای حذف ترک‌های آلیاژ آلومینیوم 7075 مورد نیاز است.

با توجه به حجم کوچک مذاب و عمر کوتاه آن در فرایند ذوب لیزری بستر پودر، توزیع یکنواخت و همگن افزودنی‌ها در پودر آلیاژ مخلوط‌شده اهمیت دارد. همچنین در مواردی که جوانه‌زا از طریق واکنش درجا تولید می‌شود، فراهم کردن سطح بیشتر برای واکنش همگن و سریع‌تر ضروری است. از این رو، استفاده از افزودنی‌های کوچک‌تر از 1 میکرومتر یا حتی نانومتری با ایجاد توزیع همگن‌تر و سطح بیشتر، مؤثرتر هستند. با کاهش اندازه ذرات پودر عناصری مانند تیتانیوم و زیرکونیوم که میل زیادی به واکنش با اکسیژن دارند، فعالیت شیمیایی آن‌ها افزایش پیدا می‌کند؛ بنابراین محافظت از آن‌ها در برابر اتمسفر هوا ضروری بوده و نیازمند رعایت الزامات ویژه‌ای در نگهداری و حمل و نقل می‌باشند تا احتمال آلودگی آن‌ها به حداقل برسد.

ریزدانه‌سازی آلیاژهای آلومینیوم استحکام‌بالا با افزودنی‌های مناسب، علاوه بر حذف ترک‌های انجمادی و بهبود فرایندپذیری، منجر به همسانگردی خواص و افزایش عملکرد مکانیکی قطعات می‌شود. این رویکرد حتی برای آلیاژهای دیگری که فرایندپذیری ضعیف آن‌ها ناشی از حساسیت بالا به ترک‌های انجمادی است کاربرد دارد. با توجه به کارآمدی این روش، تحقیق در خصوص یافتن افزودنی‌های جدید یا بهبود عملکرد افزودنی‌های موجود در آینده مهم خواهد بود.

بیشترین اثربخشی با کمترین مقدار افزودن، ایجاد فصل مشترک تمیز و هم‌سیما با زمینه، قیمت پایین، در دسترس بودن، عدم تنزل خواص مکانیکی یا شیمیایی، جریان‌پذیری و قابلیت توزیع همگن می‌توانند به عنوان معیارهای انتخاب افزودنی مناسب در نظر گرفته شوند. محاسبات کریستالوگرافی (برای مثال بر اساس مدل لبه به لبه) و شبیه‌سازی‌های ترمودینامیکی و سینتیکی می‌توانند در طراحی یا بهبود افزودنی‌های مؤثرتر مفید باشند.

برخی از مواد مانند اکسیدها، نیتریدها، بورایدها، کاربیدها و برخی آلوتروپ‌های پایه کربن از جمله گرافن و نانولوله‌های کربنی کمتر مورد توجه قرار گرفته‌اند و ممکن است افزودن آن‌ها خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم را بهبود بخشد. از این رو، مطالعه تأثیر آن‌ها می‌تواند زمینه‌ساز تحقیقات آینده باشد.

منابع

1- E. Toyserkani, D. Sarker, O. O. Ibhadode, F. Liravi, P. Russo, and K. Taherkhani, "Basics of Metal Additive Manufacturing," in *Metal Additive Manufacturing*, Wiley, 2021, pp. 31–90.
doi: 10.1002/9781119210801.ch2.

2- T. M. Wischeropp, "Fundamentals," in *Advancement of Selective Laser Melting by Laser Beam Shaping*, T. M. Wischeropp, Ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2021, pp. 7–41.
doi: 10.1007/978-3-662-64585-7_2.

3- "Material Design and Considerations for Metal Additive Manufacturing," in *Metal Additive Manufacturing*, Wiley, 2021, pp. 297–382.
doi: 10.1002/9781119210801.ch8.

4-T. B. Sercombe and X. Li, "Selective laser melting of aluminium and aluminium metal matrix composites: review," *Materials Technology*, vol. 31, no. 2, pp. 1–9, Mar. 2016.
doi: 10.1179/1753555715Y.0000000078.

5- J. L. Leirmo and I. Baturynska, "Challenges and proposed solutions for aluminium in laser powder bed fusion," *Procedia CIRP*, vol. 93, pp. 114–119, Jan. 2020.
doi: 10.1016/J.PROCIR.2020.03.090.

6-X. Zhang, H. Zheng, and W. Yu, "A review on solidification cracks in high-strength aluminum alloys via laser powder bed fusion," *Mater Today Proc*, Sep. 2022.
doi: 10.1016/J.MATPR.2022.09.366.

7-N. T. Aboulkhair, M. Simonelli, L. Parry, I. Ashcroft, C. Tuck, and R. Hague, "3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting," *Prog Mater Sci*, vol. 106, p. 100578, Dec. 2019.
doi: 10.1016/J.PMATSCI.2019.100578.

8-Q. Tan *et al.*, "Inoculation treatment of an additively manufactured 2024 aluminium alloy with titanium nanoparticles," *Acta Mater*, vol. 196, pp. 1–16, Sep. 2020.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

p. 100976, Mar. 2021.
doi: 10.1016/J.MTLA.2020.100976.
19-M. L. Montero Sistiaga *et al.*, "Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting," *J Mater Process Technol*, vol. 238, pp. 437–445, Dec. 2016.
doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2016.08.003.
20-T. DebRoy *et al.*, "Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties," *Prog Mater Sci*, vol. 92, pp. 112–224, Mar. 2018.
doi: 10.1016/J.PMATSCI.2017.10.001.
21-J. H. Martin, B. D. Yahata, J. M. Hundley, J. A. Mayer, T. A. Schaedler, and T. M. Pollock, "3D printing of high-strength aluminium alloys," *Nature*, vol. 549, no. 7672, pp. 365–369, 2017.
doi: 10.1038/nature23894.
22-S. Kou, *Welding metallurgy third edition*, 3rd ed. Hoboken, NJ: Wiley-Blackwell, 2020.
23-W. Kurz and D. J. Fisher, *Fundamentals of Solidification*, vol. 35. Trans Tech Publications, 1998. doi: 10.4028/www.scientific.net/RC.35.
24-D. M. Stefanescu and R. Ruxanda, "Fundamentals of Solidification," *Metallography and Microstructures*, pp. 71–92, Dec. 2004.
doi: 10.31399/ASM.HB.V09.A0003724.
25-I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, "Powder Bed Fusion," in *Additive Manufacturing Technologies*, I. Gibson, D. Rosen, B. Stucker, and M. Khorasani, Eds. Cham: Springer International Publishing, 2021, pp. 125–170.
doi: 10.1007/978-3-030-56127-7_5.
26-L. Ladani and M. Sadeghilaridjani, "Review of Powder Bed Fusion Additive Manufacturing for Metals," *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 9, p. 1391, Sep. 2021.
doi: 10.3390/met11091391.
27-G. M. Volpato, U. Tetzlaff, and M. C. Fredel, "A comprehensive literature review on laser powder bed fusion of Inconel superalloys," *Addit Manuf*, vol. 55, p. 102871, Jul. 2022.
doi: 10.1016/j.addma.2022.102871.
28-B. S. Rao and T. B. Rao, "Effect of Process Parameters on Powder Bed Fusion Maraging Steel 300: A Review," *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, vol. 9, no. 3, pp. 338–375, Sep. 2022.
doi: 10.1007/s40516-022-00182-6.
29-S. R. Narasimharaju *et al.*, "A comprehensive review on laser powder bed fusion of steels: Processing, microstructure, defects and control methods, mechanical properties, current challenges and future trends," *J Manuf Process*, vol. 75, pp. 375–414, Mar. 2022.
doi: 10.1016/J.JMAPRO.2021.12.033.
30-R. Bidulsky, F. S. Gobber, J. Bidulska, M. Ceroni, T. Kvackaj, and M. A. Grande, "Coated Metal Powders for Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) Processing: A Review," *Metals 2021, Vol. 11, Page 1831*, vol. 11, no. 11, p. 1831, Nov. 2021.
doi: 10.3390/MET11111831.
31-S. Thapliyal *et al.*, "Design of heterogeneous
doi: 10.1016/j.actamat.2020.06.026.
9-A. Sonawane, G. Roux, J. J. Blandin, A. Despres, and G. Martin, "Cracking mechanism and its sensitivity to processing conditions during laser powder bed fusion of a structural aluminum alloy," *Materialia (Oxf)*, vol. 15, p. 100976, Mar. 2021.
doi: 10.1016/J.MTLA.2020.100976.
10-J. Elambasseril *et al.*, "Effect of process parameters and grain refinement on hot tearing susceptibility of high strength aluminum alloy 2139 in laser powder bed fusion," *Progress in Additive Manufacturing*, vol. 7, no. 5, pp. 887–901, Oct. 2022. doi: 10.1007/S40964-021-00259-2/FIGURES/13.
11-M. A. Pekok, R. Setchi, M. Ryan, Q. Han, and D. Gu, "Effect of process parameters on the microstructure and mechanical properties of AA2024 fabricated using selective laser melting," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 112, no. 1–2, pp. 175–192, Jan. 2021.
doi: 10.1007/S00170-020-06346-Y/TABLES/3.
12-Q. Tan, Y. Liu, Z. Fan, J. Zhang, Y. Yin, and M. X. Zhang, "Effect of processing parameters on the densification of an additively manufactured 2024 Al alloy," *J Mater Sci Technol*, vol. 58, pp. 34–45, Dec. 2020.
doi: 10.1016/J.JMST.2020.03.070.
13-L. Tonelli, E. Liverani, G. Valli, A. Fortunato, and L. Ceschini, "Effects of powders and process parameters on density and hardness of A357 aluminum alloy fabricated by selective laser melting," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 106, no. 1–2, pp. 371–383, Jan. 2020.
doi: 10.1007/S00170-019-04641-X/METRICS.
14-K. Riener, T. Pfalz, F. Funcke, and G. Leichtfried, "Processability of high-strength aluminum 6182 series alloy via laser powder bed fusion (LPBF)," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 119, no. 7–8, pp. 4963–4977, Apr. 2022.
doi: 10.1007/S00170-022-08673-8/FIGURES/17.
15-G. Del Guercio *et al.*, "Cracking behaviour of high-strength AA2024 aluminium alloy produced by Laser Powder Bed Fusion," *Addit Manuf*, vol. 54, p. 102776, Jun. 2022.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.102776.
16-W. Stopyra, K. Gruber, I. Smolina, T. Kurzynowski, and B. Kuźnicka, "Laser powder bed fusion of AA7075 alloy: Influence of process parameters on porosity and hot cracking," *Addit Manuf*, vol. 35, p. 101270, Oct. 2020.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2020.101270.
17-W. Stopyra, K. Gruber, I. Smolina, T. Kurzynowski, and B. Kuźnicka, "Laser powder bed fusion of AA7075 alloy: Influence of process parameters on porosity and hot cracking," *Addit Manuf*, vol. 35, p. 101270, Oct. 2020.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2020.101270.
18-A. Sonawane, G. Roux, J. J. Blandin, A. Despres, and G. Martin, "Cracking mechanism and its sensitivity to processing conditions during laser powder bed fusion of a structural aluminum alloy," *Materialia (Oxf)* , vol. 15,

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

Addit Manuf, vol. 38, p. 101829, Feb. 2021.
doi: 10.1016/j.addma.2020.101829.
43-G. Li *et al.*, "Facile and cost-effective approach to additively manufacture crack-free 7075 aluminum alloy by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 928, p. 167097, Dec. 2022.
doi: 10.1016/J.JALLCOM.2022.167097.
44-X. Liu, Y. Liu, Z. Zhou, K. Wang, Q. Zhan, and X. Xiao, "Grain refinement and crack inhibition of selective laser melted AA2024 aluminum alloy via inoculation with TiC–TiH2," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 813, p. 141171, May 2021.
doi: 10.1016/J.MSEA.2021.141171.
45-B. Huang, Y. Liu, Z. Zhou, W. Cheng, and X. Liu, "Selective laser melting of 7075 aluminum alloy inoculated by Al–Ti–B: Grain refinement and superior mechanical properties," *Vacuum*, vol. 200, p. 111030, Jun. 2022.
doi: 10.1016/J.VACUUM.2022.111030.
46-Q. Tan *et al.*, "A novel strategy to additively manufacture 7075 aluminium alloy with selective laser melting," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 821, p. 141638, Jul. 2021.
doi: 10.1016/J.MSEA.2021.141638.
47-A. Mehta *et al.*, "Additive manufacturing and mechanical properties of the dense and crack free Zr-modified aluminum alloy 6061 fabricated by the laser-powder bed fusion," *Addit Manuf*, vol. 41, p. 101966, May 2021.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2021.101966.
48-Y. Guo *et al.*, "Effect of Er and Zr additions and aging treatment on grain refinement of aluminum alloy fabricated by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 912, p. 165237, Aug. 2022.
doi: 10.1016/J.JALLCOM.2022.165237.
49-H. Hyer *et al.*, "Elimination of extraordinarily high cracking susceptibility of aluminum alloy fabricated by laser powder bed fusion," *J Mater Sci Technol*, vol. 103, pp. 50–58, Mar. 2022.
doi: 10.1016/J.JMST.2021.06.023.
50-X. Li, Y. Liu, and Z. Zhou, "Grain refinement and performance enhancement of laser powder bed fusion in-situ processed Al-Mg alloy modified by ScH3 and ZrH2," *Mater Charact*, vol. 190, p. 112068, Aug. 2022.
doi: 10.1016/J.MATCHAR.2022.112068.
51-A. Martin *et al.*, "Influence of the Zr content on the processability of a high strength Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy by laser powder bed fusion," *Mater Charact*, vol. 183, p. 111650, Jan. 2022.
doi: 10.1016/J.MATCHAR.2021.111650.
52-Y. Wang *et al.*, "Laser powder bed fusion of Zr-modified Al–Cu–Mg alloy: Crack-inhibiting, grain refinement, and mechanical properties," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 838, p. 142618, Mar. 2022.
doi: 10.1016/J.MSEA.2022.142618.
53-J. Bi *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of a novel Sc and Zr modified 7075 aluminum alloy prepared by selective laser melting," *Materials* structured Al alloys with wide processing window for laser-powder bed fusion additive manufacturing," *Addit Manuf*, vol. 42, p. 102002, Jun. 2021.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2021.102002.
32-Q. Li *et al.*, "Development of a high strength Zr/Sc/Hf-modified Al-Mn-Mg alloy using Laser Powder Bed Fusion: Design of a heterogeneous microstructure incorporating synergistic multiple strengthening mechanisms," *Addit Manuf*, vol. 57, p. 102967, Sep. 2022.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.102967.
33-N. Qbau, N. D. Nam, N. T. Hien, and N. X. Ca, "Development of light weight high strength aluminum alloy for selective laser melting," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 6, pp. 14075–14081, Nov. 2020.
doi: 10.1016/J.JMRT.2020.09.088.
34-R. Li, M. Wang, Z. Li, P. Cao, T. Yuan, and H. Zhu, "Developing a high-strength Al-Mg-Si-Sc-Zr alloy for selective laser melting: Crack-inhibiting and multiple strengthening mechanisms," *Acta Mater*, vol. 193, pp. 83–98, Jul. 2020.
doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2020.03.060.
35-Q. Z. Wang, N. Kang, X. Lin, M. EL Mansori, and W. D. Huang, "High strength Al-Cu-Mg based alloy with synchronous improved tensile properties and hot-cracking resistance suitable for laser powder bed fusion," *J Mater Sci Technol*, vol. 141, pp. 155–170, Apr. 2023.
doi: 10.1016/J.JMST.2022.09.027.
36-H. Hyer *et al.*, "High strength aluminum-cerium alloy processed by laser powder bed fusion," *Addit Manuf*, vol. 52, p. 102657, Apr. 2022.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.102657.
37-M. Buttard *et al.*, "Multi-scale microstuctural investigation of a new Al-Mn-Ni-Cu-Zr aluminium alloy processed by laser powder bed fusion," *Materialia (Oxf)*, vol. 18, p. 101160, Aug. 2021.
doi: 10.1016/J.MTLA.2021.101160.
38-A. Aversa *et al.*, "New Aluminum Alloys Specifically Designed for Laser Powder Bed Fusion: A Review," *Materials 2019, Vol. 12, Page 1007*, vol. 12, no. 7, p. 1007, Mar. 2019.
doi: 10.3390/MA12071007.
39-X. Zhang, L. Li, Z. Wang, H. Peng, J. Gao, and Z. Peng, "A novel high-strength Al-La-Mg-Mn alloy for selective laser melting," *J Mater Sci Technol*, vol. 137, pp. 205–214, Feb. 2023.05.22.
doi: 10.1016/J.JMST.2022.07.046.
40-P. Mair, I. Letofsky-Papst, and G. Leichtfried, "Microstructural features and mechanical properties of a novel Ti- and Zr-modified Al-Mn alloy processed by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 897, p. 163156, Mar. 2022.
doi: 10.1016/J.JALLCOM.2021.163156.
41-"3D Printed Aluminum, AM Powder Solution - Elementum 3D." https://www.elementum3d.com/aluminum/ (accessed Jan. 07, 2023).
42-J. Zhang *et al.*, "A novel crack-free Ti-modified Al-Cu-Mg alloy designed for selective laser melting",

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]

alloy," *Virtual Phys Prototyp*, vol. 17, no. 2, pp. 406–418, 2022.
doi:10.1080/17452759.2021.1990358/SUPPL_FILE/NVPP_A_1990358_SM0566.TIF.
62-M. Li *et al.*, "Role of Er on the densification, microstructure and mechanical properties of 7075 aluminium alloys manufactured by laser powder bed fusion," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 20, pp. 2021–2033, Sep. 2022.
doi: 10.1016/J.JMRT.2022.08.004.
63-Y. Otani and S. Sasaki, "Effects of the addition of silicon to 7075 aluminum alloy on microstructure, mechanical properties, and selective laser melting processability," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 777, p. 139079, Mar. 2020.
doi: 10.1016/J.MSEA.2020.139079.
64-G. Li, Y. Huang, X. Li, C. Guo, Q. Zhu, and J. Lu, "Laser powder bed fusion of nano-titania modified 2219 aluminium alloy with superior mechanical properties at both room and elevated temperatures: The significant impact of solute," *Addit Manuf*, vol. 60, p. 103296, Dec. 2022.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2022.103296.
65-Z. Fan, C. Li, H. Yang, and Z. Liu, "Effects of TiC nanoparticle inoculation on the hot-tearing cracks and grain refinement of additively-manufactured AA2024 Al alloys," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 19, pp. 194–207, Jul. 2022.
doi: 10.1016/J.JMRT.2022.05.039.
66- P. Mair *et al.*, "Laser powder bed fusion of nano-CaB6 decorated 2024 aluminum alloy," *J Alloys Compd*, vol. 863, p. 158714, May 2021.
doi: 10.1016/J.JALLCOM.2021.158714.
67-Y. Li, D. Gu, H. Zhang, and L. Xi, "Effect of Trace Addition of Ceramic on Microstructure Development and Mechanical Properties of Selective Laser Melted AlSi10Mg Alloy," *Chinese Journal of Mechanical Engineering (English Edition)*, vol. 33, no. 1, pp. 1–13, Dec. 2020.
doi: 10.1186/S10033-020-00448-0/FIGURES/12.
68- L. Xi, K. Ding, H. Zhang, and D. Gu, "In-situ synthesis of aluminum matrix nanocomposites by selective laser melting of carbon nanotubes modified Al-Mg-Sc-Zr alloys," *J Alloys Compd*, vol. 891, p. 162047, Jan. 2022.
doi: 10.1016/J.JALLCOM.2021.162047.
Science and Engineering: A, vol. 768, p. 138478, Dec. 2019.
doi: 10.1016/J.MSEA.2019.138478.
54-Y. Guo *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Er-Zr alloys fabricated by laser powder bed fusion," *Mater Des*, vol. 222, p. 111064, Oct. 2022.
doi: 10.1016/J.MATDES.2022.111064.
55-L. Zhou *et al.*, "Microstructure and mechanical properties of Zr-modified aluminum alloy 5083 manufactured by laser powder bed fusion," *Addit Manuf*, vol. 28, pp. 485–496, Aug. 2019.
doi: 10.1016/J.ADDMA.2019.05.027.
56-M. Schuster, A. De Luca, R. Widmer, X. Maeder, and C. Leinenbach, "Processability, microstructure and precipitation of a Zr-modified 2618 aluminium alloy fabricated by laser powder bed fusion," *J Alloys Compd*, vol. 913, p. 165346, Aug. 2022.
doi: 10.1016/J.JALLCOM.2022.165346.
57-M. Opprecht, J. P. Garandet, G. Roux, C. Flament, and M. Soulier, "A solution to the hot cracking problem for aluminium alloys manufactured by laser beam melting," *Acta Mater*, vol. 197, pp. 40–53, Sep. 2020.
doi: 10.1016/J.ACTAMAT.2020.07.015.
58-H. Zhang, H. Zhu, X. Nie, J. Yin, Z. Hu, and X. Zeng, "Effect of Zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al-Cu-Mg alloy," *Scr Mater*, vol. 134, pp. 6–10, Jun. 2017.
doi: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2017.02.036.
59-H. Zhang, H. Zhu, X. Nie, J. Yin, Z. Hu, and X. Zeng, "Effect of Zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al-Cu-Mg alloy," *Scr Mater*, vol. 134, pp. 6–10, Jun. 2017.
doi: 10.1016/J.SCRIPTAMAT.2017.02.036.
60-J. Lu *et al.*, "On the Sc induced solidification-heterogeneous microstructure in selective laser melted Al-5Mn alloys," *J Mater Process Technol*, vol. 304, p. 117562, Jun. 2022.
doi: 10.1016/J.JMATPROTEC.2022.117562.
61-X. Zhang *et al.*, "Influence of erbium addition on the defects of selective laser-melted 7075 aluminium

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-21]

[DOI: 10.47176/JWSTI.2023.04]