

## ارزیابی تأثیر الگوی روبش بر بافت انجمادی اینکونل ۷۱۸

### در فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری

فرید کرمانی، رضا شجاع رضوی، کریم زنگنه‌مدار، محمدرضا برهانی

دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوریهای ساخت

(دریافت مقاله: ۱۴۰۰/۰۷/۲۶ - پذیرش مقاله: ۱۴۰۱/۰۲/۱۷)

#### چکیده

رسوب‌نشانی مستقیم لیزری یکی از فرایندهای مهم صنعتی جهت ساخت و بازسازی قطعات می‌باشد. در این روش هم‌زمان با تابش پرتو لیزر، پودر فلزی تزریق‌شده و رسوب‌نشانی انجام می‌شود. بدین ترتیب افزایش حجم قطعه در سه بعد امکان‌پذیر خواهد بود. سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ از آلیاژهای استحکام بالا و مقاوم در برابر خوردگی است و کاربردهای زیادی در صنایع نظامی و هوافضا دارد. در این مقاله ارزیابی الگوی روبش بر بافت انجمادی اینکونل ۷۱۸ پس از ساخت افزایشی بررسی شده است. پس از انجام ساخت افزایشی با سه الگوی روبش دایره‌ای، یک‌جهت و رفت و برگشتی نمونه‌ها جهت بررسی، آماده‌سازی شدند. بافت نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی و دستگاه پراش پرتو ایکس مجهز به زاویه‌یاب بررسی شد. نتایج نشان می‌دهد جهات  $\langle 100 \rangle$  با حداکثر انتقال حرارت، بیشتر در جهت ساخت و عرضی تشکیل شده‌اند. میزان دندریتهای بیشتری در الگوی دایره‌ای، جهت‌گیری مشابه داشتند و برای رسیدن به ساختار جهت‌دار، الگوی روبش دایره‌ای مناسب‌ترین حالت می‌باشد. مؤلفه‌های بافت اصلی در نمونه‌ها، مکعبی، مکعبی چرخیده و گوس هستند. حالت رفت و برگشتی ضعیف‌ترین شدت بافت را در نمونه‌ها داشته است. روبش دایره‌ای با اختلاف کمی نسبت به روبش یک‌جهت مناسب‌ترین شدت بافت را داشته است. نتایج سختی با تغییر در الگوی ساخت تغییرات معناداری را نشان نمی‌دهد. همچنین پس از انجام آنیل میزان سختی و نوسانات آن کم می‌شود.

واژه‌های کلیدی: بافت انجمادی، سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸، انجماد جهت‌دار لیزری، الگوی روبش، رسوب‌نشانی مستقیم لیزری.

## Evaluation of the effect of the cladding pattern on the texture of Inconel 718 in direct laser deposition process

Fareed Kermani, Reza Shoja razavi, Karim Zangenemadar, Mohammadreza Borhani

Faculty of Material & Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology

(Received 18 October 2021, accepted 7 May 2022)

#### Abstract

Direct Laser Deposition (DLD) is among the important industrial processes for fabricating and repairing parts. In this method, injection of metallic powder subject to laser beam causes the power to melt and deposit, thus allowing the part to grow in volume in three dimensions. INCONEL 718 is a high-strength, corrosion-resistant superalloy widely employed in the military and aerospace industries. This study assesses the scanning pattern on solidification texture of Inconel 718 after additive fabrication. After performing additive fabrication, the specimens were prepared using three scanning patterns, namely circular, single direction raster, and bi-direction. The results indicated that directions  $\langle 100 \rangle$  with maximum heat transfer are formed mostly along the fabrication and transverse directions. Using concentric circles pattern, a larger number of dendrites assumed a similar orientation, making circular scanning the most suitable choice for oriented structures. The components of the main texture in the specimens were cubic, rotated cubic, and Gauss. The bi-direction pattern produced the weakest texture intensities in the specimens, and circular scanning achieved the most suitable texture intensity, with SDRS in a close second. The hardness results showed no significant changes with changes in fabrication pattern. Moreover, the hardness and its variations decrease after annealing.

**Keywords:** Solidification texture, Inconel 718, Laser directional solidification, Scanning pattern, Direct laser deposition.

**E-mail of Corresponding author:** fkermani@mut.ac.ir.

## مقدمه

تک کریستال<sup>۵</sup> لیزری را حاصل بهینه‌سازی پارامترهای اصلی عنوان کردند.

در سرعت‌های بالای روکش‌کاری لیزری، میزان R (نرخ رشد نوک دندریت) افزایش می‌یابد، در نتیجه نسبت G/R (تحت انجماد ترکیبی) کاهش یافته و ساختار به سمت دندریتی هم‌محور میل می‌کند. به همین دلیل با افزایش سرعت روبش لیزر ساختار دندریتی هم‌محور افزایش می‌یابد. در ایجاد ساختار دندریتی هم‌محور علاوه بر میزان نسبت G/R، جوانه‌زنی ناهمگن تأثیرگذار است. به همین دلیل با افزایش نرخ پودر ناحیه هم‌محور افزایش می‌یابد؛ اما تأثیر نرخ تزریق پودر به‌طور مستقیم و با روند مشخص قابل بررسی نیست. همچنین سرعت بالای سرد شدن در فرایند روکش‌کاری لیزری، شرایط را برای رسوب فازهای انحلال یافته در مرحله خنک شدن مشکل می‌سازد.

بر اساس نتایج، نرخ جدایش برای عناصر مختلف متفاوت است. عناصر با نقطه ذوب بالا نظیر نیوبیوم، مولیبدن و تیتانیوم در ناحیه بدنه ستونی بلور غلظت بیشتری دارند که نشان می‌دهد جدایش این عناصر نسبت به عناصر دیگر بیشتر است [۵]؛ با توجه به تحقیقات انجام شده نسبت جدایش عناصر نیوبیوم، مولیبدن و تیتانیوم پس از انجام عملیات حرارتی بهبود یافته‌است و نشان می‌دهد عملیات حرارتی نقش مهمی در همگن‌سازی ترکیب شیمیایی دارد.

سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ از آلیاژهای استحکام بالا است که در دماهای حداکثر  $650^{\circ}\text{C}$  مورد استفاده قرار می‌گیرد. این سوپرآلیاژ جزو سوپرآلیاژهای رسوب‌سخت‌شونده است که شامل فاز آستنیتی گاما ( $\gamma$ ) می‌باشد. همچنین حضور کاربیدها در ساختار با جلوگیری از حرکت مرز دانه باعث پایدارسازی رفتار ماده به‌خصوص در دمای بالا می‌شود. بافت کریستالی، پارامتری تأثیرگذار بر خواص فلزات

برای ساخت و بازسازی قطعات از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل می‌توان از فرایند رسوب‌نشانی مستقیم فلزی به کمک لیزر<sup>۱</sup> استفاده کرد. عملیات پوشش دهی با لیزر روشی جدید در عرصه پوشش‌دهی است که تحت عنوان روکش‌کاری لیزری شناخته می‌شود. به دلیل حرارت ورودی پایین در این روش می‌توان فولادهای حساس به دمای بالا و مواد حساس به شوک حرارتی را بدون پیش‌گرم لایه‌نشانی نمود. پارامترهای اصلی در روکش‌کاری لیزری توان لیزر (P)، نرخ پاشش پودر (F) و سرعت روبش (V) می‌باشد. در کنار این پارامترها عواملی همچون قطر مؤثر لیزر، توزیع انرژی لیزر، مقدار و نوع گاز حامل و محافظ، اندازه ذرات، مسیر حرکت پودر همچنین کیفیت، نوع ساخت و خالص بودن پودر اولیه نیز اثرگذار است. به‌عنوان مثال برای تولید پودر سوپرآلیاژها از روش‌های متفاوتی مانند اتمیزاسیون گازی و روش پلاسما با الکتروود چرخان استفاده می‌شود؛ با توجه به نوع فرایند تولید و خواص مورد انتظار پودر انتخاب می‌شود. همچنین از مزیت‌های ساخت افزایشی می‌توان به قابلیت مجتمع شدن چند ماده غیرهم‌جنس توسط این فرایند یا ساختارهای هدفمند<sup>۲</sup> اشاره کرد [۳-۱]. در روش روکش‌کاری لیزری، انرژی ورودی موضعی منجر به ایجاد شیب حرارتی زیاد می‌شود. با بهینه‌سازی پارامترهای فرایند می‌توان سرعت انجماد را کنترل نمود؛ در نهایت این موارد باعث پایدارشدن رشد دندریت‌های ستونی می‌شود. علاوه‌براین از جوانه‌زنی و رشد دانه‌های ستونی در لایه رسوبی جلوگیری می‌کند. اولورانتی<sup>۳</sup> و همکاران [۴] در تحقیقی، انجماد جهت‌دار<sup>۴</sup> لیزری و انجماد

<sup>1</sup> Direct Metal Deposition

<sup>2</sup> Functionally Graded Material

<sup>3</sup> Olurantis

<sup>4</sup> Directional Solidification

<sup>5</sup> Single Crystal

مغناطیسی منحصر به فرد آن‌ها به ریزساختار فاز جامد وابسته است. از طریق این فرایند می‌توان نحوه انتقال حرارت در سیستم را طوری حاکم نمود که ساختار دانه‌ای ستونی در راستای انتقال حرارت ایجاد شود. تشکیل چنین ساختار دانه‌ای ستونی تابع شیب حرارتی (G) و سرعت حرکت (R) می‌باشد. برای بهینه کردن فرایند، موارد زیر باید مدنظر قرار گیرند [۱۰]:

الف) افزایش شیب حرارتی (G) و کاهش تغییرات آن حین فرایند.

ب) افزایش سرعت حرکت جبهه انجماد (R) و درعین حال حفظ شرایط انتقال حرارت در یک راستا. پ) کنترل مستقل پارامترهای G و R به منظور دستیابی به ساختار مطلوب در قطعات پیچیده.

در سال ۲۰۱۸ کیا<sup>۹</sup> و همکاران [۱۱] اقدام به ساخت جداره نازک سوپرآلیاژ IN625 به وسیله لیزر دیودی نمودند. در این پژوهش از دو روش خنک‌سازی به وسیله زیرلایه مس و همچنین روش حذف انرژی گرمایی با استفاده از ساختار خنک‌کننده پس از هر دور رسوب برای بهبود بافت جهت‌دار استفاده شده است. این روش با تفاوت اندک نسبت به استفاده از زیرلایه مسی منجر به کیفیت بافت بهتری شده است.

در زمینه رسوب‌نشانی مستقیم لیزری تحقیقات نسبتاً زیادی در ایران انجام شده است، اما تاکنون ارزیابی بافت انجمادی حاصل از روش روکش‌کاری لیزری مورد بررسی قرار نگرفته است. در این مقاله به بررسی اثر الگوی رویش لیزر بر بافت سوپرآلیاژ پایه نیکل اینکونل ۷۱۸ در ساخت افزایشی به وسیله فرایند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری پرداخته شده است؛ همچنین از مبرد مسی آب‌گرد برای بهبود بافت استفاده شده است.

است که با کنترل پارامترهای مختلف می‌توان در جهت بهبود و تشکیل مؤلفه‌های مختلف آن حرکت کرد و به خواص مورد نظر دست یافت [۷۶].

لکشمی<sup>۶</sup> و همکاران [۸] تشکیل بافت سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ ساخته شده توسط رسوب‌نشانی مستقیم لیزری را بررسی کردند. ساختار نهایی به صورت باندی و ریزدانه در فصل مشترک‌ها می‌باشد. بافت قسمت‌های ریزدانه در مقایسه با قسمت‌های ستونی بیشتر به صورت تصادفی است. همچنین مشخص شد که بافت قابل توجهی در نمونه تشکیل نشده و حداکثر شدت ایجاد شده در تصویر قطبی کمتر از دو برابر حالت تصادفی است.

در تحقیق دیگری که توسط اسمیت<sup>۷</sup> و همکاران [۹] انجام شد بافت کریستالی آلیاژ اینکونل ۷۱۸ در سه جهت مختلف، شامل جهت ساخت (H)، عمود بر جهت ساخت (V) و جهتی با زاویه ۴۵ درجه نسبت به جهت ساخت (D) بررسی شد. با توجه به آنالیز بافت حاصل از آزمون پراش الکترون‌های بازگشتی<sup>۸</sup> (EBSD) تشکیل یک ریزساختار با دانه‌های ستونی است که در جهت رشد دندریت‌ها کشیده شده‌اند. این ساختار شبیه ساختارهای انجماد جهت‌دار است که علت آن رشد دندریت‌ها در جهت انتقال حرارت می‌باشد؛ اما نکته قابل توجه این است که بازوهای دندریت‌ها در این فرایند به علت سرعت سرمایش بالا نسبت به فرایند ریخته‌گری کوتاه‌تر می‌باشند. همچنین بافت رشته‌ای <۰۰۱> که در جهت ساخت ایجاد شده است بافت غالب در این نمونه‌ها می‌باشد.

در فرایند انجماد جهت‌دار به منظور ایجاد ساختار دانه‌ای ستونی از مکانیزم خارج کردن حرارت یک جهت از قطعه استفاده می‌شود. انجماد جهت‌دار یکی از فناوری‌های اصلی برای تولید آلیاژهای فلزی و نیمه‌هادی‌ها و موادی است که خواص مکانیکی، حرارتی، الکتریکی و

<sup>6</sup> Lakshmi

<sup>7</sup> Smith

<sup>8</sup> Electron Backscatter Diffraction

<sup>9</sup> Keiya

## مواد و روش تحقیق

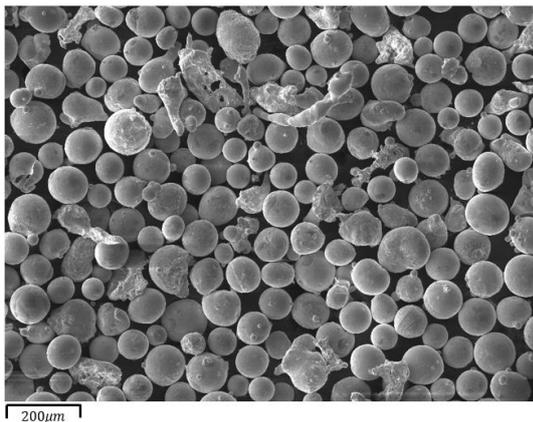
در این پژوهش، پودر اینکونل ۷۱۸ اتمایز تولیدشده توسط شرکت ویزدم<sup>۱۰</sup> با توزیع اندازه دانه ۴۵ الی ۱۰۵ میکرومتر با بهره‌گیری از فرایند ساخت افزایشی به روش رسوب‌نشانی مستقیم فلزی روی زیرلایه هم‌جنس رسوب داده شده است. نتایج طیف‌سنجی جرقه‌ای<sup>۱۱</sup> زیرلایه و طیف‌سنجی تفکیک انرژی<sup>۱۲</sup> پودر به ترتیب در جدول ۱ و شکل ۱ آمده است. برای آماده‌سازی زیرلایه بعد از برش<sup>۱۳</sup> به شکل قرصی با ضخامت ۴ میلی‌متر، به‌منظور از بین رفتن اکسیدهای سطحی تا سنباده ۸۰۰، تحت عملیات سنباده‌زنی قرار گرفت. در ادامه، از دستگاه رسوب‌نشانی مستقیم لیزری<sup>۱۴</sup> با لیزر فیبری پیوسته با حداکثر توان یک کیلووات جهت ساخت افزایشی استفاده شد. قسمت‌های مختلف سیستم مورد استفاده شامل منبع تغذیه، هد لیزر، سیستم کنترلر، سیستم پودرپاش و سیستم خنک کننده می‌باشد.

برای ساخت افزایشی از توان ۲۵۰ وات، سرعت رویش ۷ میلی‌متر بر ثانیه، نرخ تزریق پودر ۱۸۰ میلی‌گرم بر ثانیه و درصد همپوشانی عرضی ۴۰ درصد استفاده شد [۱۵-۱۲]. ساخت افزایشی ۱۰ لایه از سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ با استفاده از سه الگوی یک‌جهت، رفت و برگشتی و دایره‌ای انجام شد. همچنین در حین انجام فرایند مبرد مسی آنگرد با دمای ثابت ۲۵ درجه سانتی‌گراد در قسمت پایین زیرلایه قرار داشته است. آماده‌سازی نمونه‌ها توسط مانت گرم نمونه‌ها و سنباده‌زنی نمونه‌ها مطابق استاندارد [۱۶] با استفاده از کاغذ سنباده با زبری مختلف از ۱۰۰ تا ۳۰۰۰، پولیش نمونه‌ها با استفاده از پارچه پولیش و محلول آلومینا انجام شد.

جدول ۱. نتایج طیف‌سنجی جرقه‌ای زیرلایه و

طیف‌سنجی تفکیک انرژی پودر اینکونل ۷۱۸

عنصر	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	
زیرلایه	پا یه	۲۰٫۲	۱۸٫۲	۴٫۷	۳	
	Al	Si	C	Co	Mn	
پودر	۰٫۵	۰٫۵	۰٫۵	۰٫۲	۰٫۱	
	درصد وزنی	Ni	Fe	Cr	Nb	Mo
	پا یه	۲۰٫۱	۲۰٫۲	۴٫۶	۲٫۳	
	Al	Si	C	Co	Mn	
	۰٫۸	۱٫۲	-	-	-	



شکل ۱. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر اینکونل ۷۱۸.

پس از آماده‌سازی نمونه‌های ساخته شده، با استفاده از دستگاه پراش پرتوایکس مجهز به زاویه‌یاب و تصاویر میکروسکوپ الکترونی ارتباط ریزساختار و بافت بررسی شد. بررسی ریزساختاری توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی<sup>۱۵</sup> صورت گرفت. علاوه بر این از دستگاه پراش پرتوایکس<sup>۱۶</sup> جهت بررسی بافت استفاده شد. برای این منظور از تصاویر قطبی استفاده می‌شود. اساس کار بدین صورت است که تیوپ پرتوایکس در زاویه صفحه

<sup>1</sup> TESCAN - VEGA3

<sup>2</sup> Asenware (AW-DM300)

<sup>10</sup> Wisdom

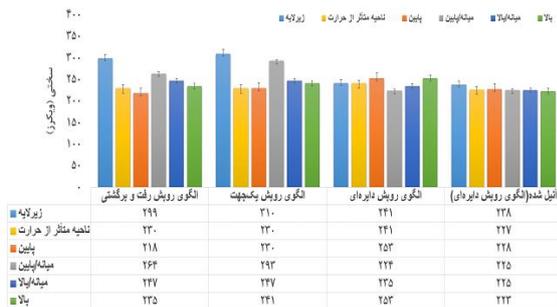
<sup>2</sup> Spark Emission Spectroscopy

<sup>3</sup> Energy Dispersive Spectroscopy

<sup>13</sup> Wire Cut

<sup>14</sup> MUT-DLD-C5

جهت‌دار به وجود می‌آیند. در سایر مناطق رشد به صورت سلولی می‌باشد. نرخ انتقال حرارت فصل مشترک از سطح بیشتر است. همچنین فاصله بازوهای بین دندریتی از فصل مشترک به سمت سطح کاهش می‌یابد که بر روی ساختار و خواص قطعه تأثیرگذار می‌باشند [۱۳].



شکل ۲. تغییرات ریزسختی نمونه‌ها.

با توجه به سرعت سرد شدن بسیار بالا در فرآیند رسوب‌نشانی مستقیم لیزری، بیشتر عناصر استحکام‌بخش مانند نایوبوم و مولیبدن به صورت محلول جامد در زمینه فاز گاما وجود دارند و تغییرات فوق‌اشباع این عناصر باعث ایجاد اختلاف در سختی می‌شود. انجام آنیل باعث یکنواخت‌سازی ترکیب و حذف فوق‌اشباع و همچنین کاهش و یکنواخت نمودن میزان سختی می‌شود [۲۴].

شکل ۳ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مقطع افقی نمونه از زیرلایه و فصل مشترک به سمت سطح مقطع پوشش با الگوی رفت و برگشتی را نشان می‌دهد. در پایین نمونه مبرد مسی آب‌گرد قرار دارد و شیب حرارتی (G) بسیار بالا است. بنابراین در فصل مشترک نسبت G/R (سرعت سرد شدن) بسیار زیاد است. همچنین تحت انجماد ترکیبی، در فصل مشترک کم‌ترین مقدار را دارد. افزایش تعداد لایه‌ها باعث انباشت حرارت و کاهش شیب حرارتی است و به مرور با رسیدن به سطح نسبت G/R کاهش می‌یابد؛ بنابراین از فصل مشترک به سمت سطح پوشش، ساختار از حالت دندریت ستونی به دندریت هم‌محور تغییر کرده است. جهت انتقال حرارت

موردنظر ثابت می‌شود و نمونه حول محور عمود بر صفحه<sup>۱۷</sup> و جهت عرضی<sup>۱۸</sup> می‌چرخد تا دستگاه شدت تمام صفحاتی از نمونه که در این جهت قرار دارند را ثبت نماید [۱۹-۱۷]. با استفاده از نرم‌افزار TexTools داده‌های تصاویر قطبی معکوس و توزیع عدم‌تطابق مرزدهانه‌ها<sup>۱۹</sup> برای نمونه‌ها استخراج شد. برای بررسی تغییرات سختی نمونه‌ها با توجه به استاندارد [۲۰] از ریزسختی‌سنجی ویکرز استفاده شد. برای این منظور از فرورونده ویکرز با بار ۵۰۰ گرم استفاده شد. آنیل نمونه‌ها در دمای ۱۰۸۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت یک ساعت مطابق با استاندارد [۲۱-۲۲] توسط کوره تحت اتمسفر خنثی انجام شد.

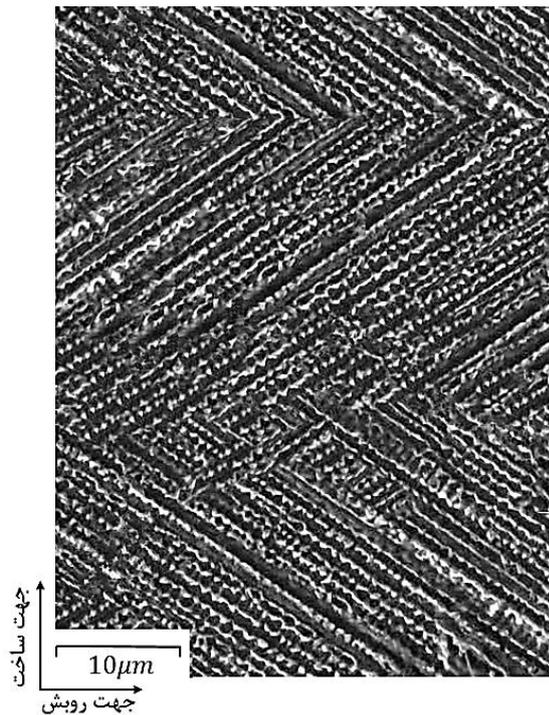
## نتایج و بحث

تغییرات ریز سختی نمونه‌های تولیدشده در شکل ۲ ارائه شده است. لازم به ذکر است که سختی به دست آمده از هر نقطه به صورت میانگین اندازه‌گیری ۳ نقطه به دست آمده است. مشاهده می‌شود که به‌طور کلی با تغییر در الگوی ساخت تغییرات معناداری در مقادیر سختی مشاهده نمی‌شود و گاهی افزایش و گاهی نیز کاهش در مقدار سختی مشاهده می‌شود؛ اما در مورد تغییرات سختی با حرکت از زیرلایه به سمت سطح خارجی نمونه نوسانات در مقدار سختی نمونه‌ها روند تقریباً یکسانی را طی کرده است و در ابتدا تا منطقه فصل مشترک کاهش می‌یابد و در ادامه با نوسانات همراه است و بعد از کمی افزایش دوباره کمی کاهش پیدا کرده است. دلیل آن می‌تواند مربوط به ساختار رسوب‌نشانی مستقیم لیزری باشد. این ساختار شامل دو ناحیه رقابتی و سلولی می‌باشد. در حین روکش‌کاری، حرارت از زیرلایه پس‌زده می‌شود و جریان دمایی عمود بر سطح زیرلایه است. در این مناطق رشد به صورت رقابتی است و دندریت‌های ستونی

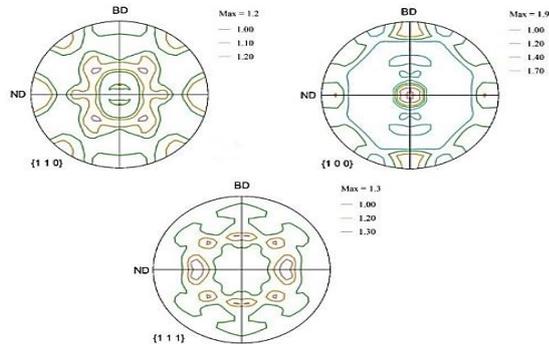
<sup>17</sup> Normal Direction

<sup>18</sup> Transverse Direction

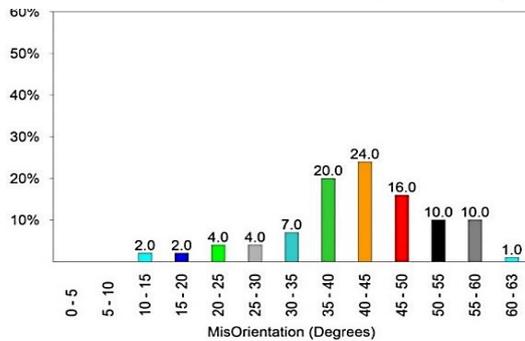
<sup>19</sup> Grain boundary misorientation



شکل ۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نمونه با الگوی رفت و برگشتی.

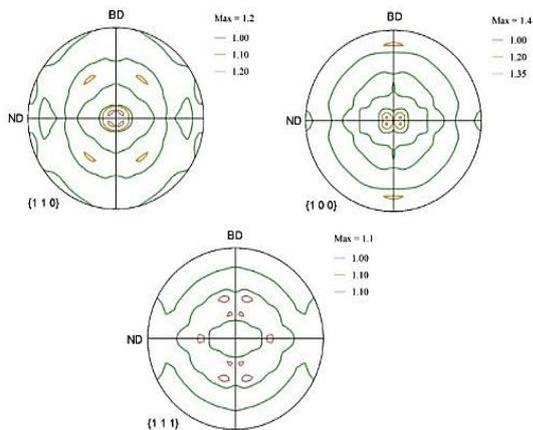


شکل ۴. تصاویر قطبی (۱۰۰)، (۱۱۰) و (۱۱۱) با الگوی رفت و برگشتی.

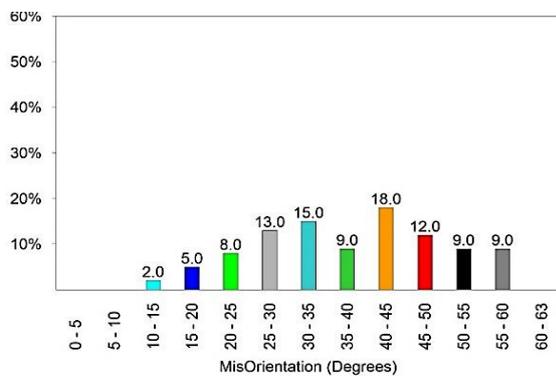


شکل ۵. توزیع عدم تطابق مرزدانه‌ها برای الگوی رفت و برگشتی.

عمود بر سطح زیرلایه یا لایه‌های پیش‌رسوب‌شده می‌باشد و باعث تشکیل دندریت‌ها از پایین به بالا می‌شود. ذکر این نکته لازم است که جهت رشد دندریت‌ها کاملاً در جهت عمود بر زیرلایه نیست و به سمت زاویه معینی منحرف شده‌اند. هرچه میزان دندریت‌های بیشتری جهت‌گیری مشابه داشته باشند بافت جهت‌دار بهبود پیدا می‌کند. در الگوی روبش رفت و برگشتی انحراف جهت‌گیری بسیار زیاد است در نتیجه ساختار جهت‌دار به دست آمده با این الگوی بسیار ضعیف است. شکل ۴ تصاویر قطبی (۱۰۰)، (۱۱۰) و (۱۱۱) برای نمونه با الگوی رفت و برگشتی را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر قطبی می‌توان گفت که مؤلفه‌های بافت مکعبی و مکعبی چرخیده مؤلفه‌های اصلی بافت این نمونه هستند. در این نمونه با توجه به شکل می‌توان دید که جهات  $\langle 100 \rangle$  با شدت حدود ۱/۲ برابر حالت تصادفی موازی با جهت ساخت قرار دارند و جهت خاصی با شدت قابل توجه موازی با جهت نرمال قرار نگرفته است. شکل ۵ نیز توزیع عدم تطابق مرزدانه‌ها را برای این الگو نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود حدود ۲ درصد از مرزدانه‌ها عدم تطابق زیر ۱۵ درجه دارند و درصد بالایی (در حدود ۷۲ درصد) مرزدانه‌ها عدم تطابق بالای ۳۰ درجه دارند. در تحقیقات مشابه نیز این مورد عنوان شده است. به‌عنوان مثال در پژوهشی توسط ما<sup>۲۰</sup> و همکاران [۲۵] رشد شاخه‌های دندریتی در جهت  $\langle 100 \rangle$  عامل اصلی تشکیل مؤلفه گوس عنوان شد و عامل اصلی در کاهش این مؤلفه با حرکت به سمت داخل نمونه، کاهش نرخ انتقال حرارت بیان شده است. همچنین تحقیقات یو<sup>۲۱</sup> و همکاران [۲۶] نشان داد بافت گوس ناشی از تشکیل دانه‌های ستونی و بافت مکعبی ناشی از برخورد دانه‌های ستونی می‌باشد.



شکل ۷. تصاویر قطبی (۱۰۰)، (۱۱۰) و (۱۱۱) با الگوی یک جهته.

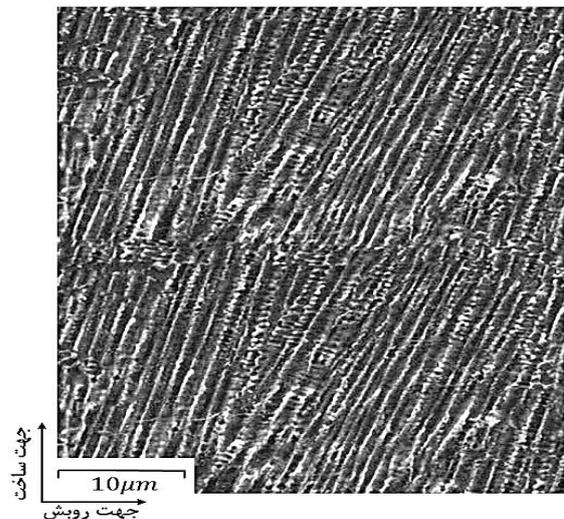


شکل ۸. توزیع عدم تطابق مرزدانه‌ها

برای الگوی یک جهته.

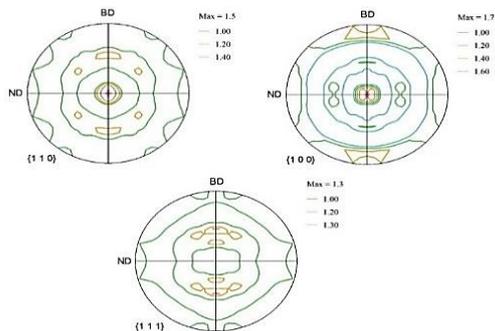
شکل ۹ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از مقطع افقی نمونه با الگوی روبش دایره‌ای را نشان می‌دهد. از زیرلایه و فصل مشترک به سمت سطح مقطع پوشش می‌باشد در این الگوی روبش انحراف جهت‌گیری بسیار کمتر از دو حالت رفت و برگشتی و یک جهته است؛ در نتیجه ساختار جهت‌دار به دست آمده با این الگوی از دو حالت دیگر قابل قبول تر است. شکل ۱۰ تصاویر قطبی مربوط به الگوی دایره‌های هم‌مرکز را نشان می‌دهد. مؤلفه‌های اصلی قابل مشاهده در این تصویر مؤلفه‌های مکعبی، گوس و مکعبی چرخیده هستند. شکل ۱۱ نیز توزیع عدم تطابق مرزدانه‌ها را برای این نمونه نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود درصد کمی از مرزدانه‌ها عدم تطابق زیر ۱۵ درجه دارند و درصد بالایی

شکل ۶ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مربوط به الگوی یک جهته را نشان می‌دهد، با توجه به این که شکل نهایی نمونه مکعبی می‌باشد. نوع دندریت‌ها مانند حالت رفت و برگشتی می‌باشد و از فصل مشترک به سمت سطح پوشش ساختار از حالت دندریت ستونی به دندریت هم‌محور تغییر می‌کند. جهت انتقال حرارت عمود بر سطح زیرلایه یا لایه‌های پیش‌رسوب شده می‌باشد و باعث تشکیل دندریت‌ها از پایین به بالا می‌شود. در این الگوی روبش انحراف جهت‌گیری بالا است. همچنین این انحراف نسبت به حالت رفت و برگشتی کاهش می‌یابد، در نتیجه ساختار جهت‌دار به دست آمده با این الگو نسبت به حالت رفت و برگشتی بهتر است. شکل ۷ تصاویر قطبی الگوی یک جهته را نشان می‌دهد. مؤلفه‌های بافت مکعبی و مکعبی چرخیده مؤلفه‌های اصلی بافت این نمونه هستند. نکته قابل توجه این که در این نمونه شدت مؤلفه‌های بافت در بعضی از مؤلفه‌ها تا ۱/۹ برابر حالت تصادفی نیز می‌رسد. شکل ۸ توزیع عدم تطابق مرزدانه‌ها را برای این نمونه نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود نسبت مرزدانه‌های با عدم تطابق پایین و کمتر از ۱۵ درجه در این نمونه ناچیز و حدود ۲ درصد است و نیز درصد بالایی در حدود ۸۸ درصد مرزدانه‌ها عدم تطابق بالای ۳۰ درجه دارند.

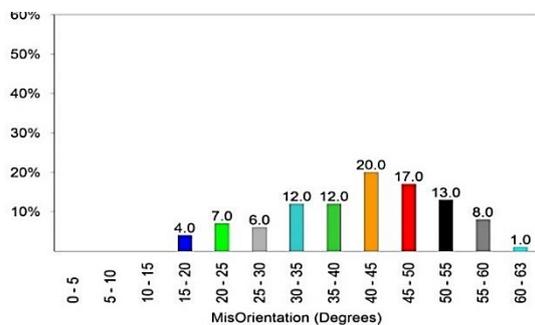


شکل ۶. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی

از نمونه با الگوی یک جهته.

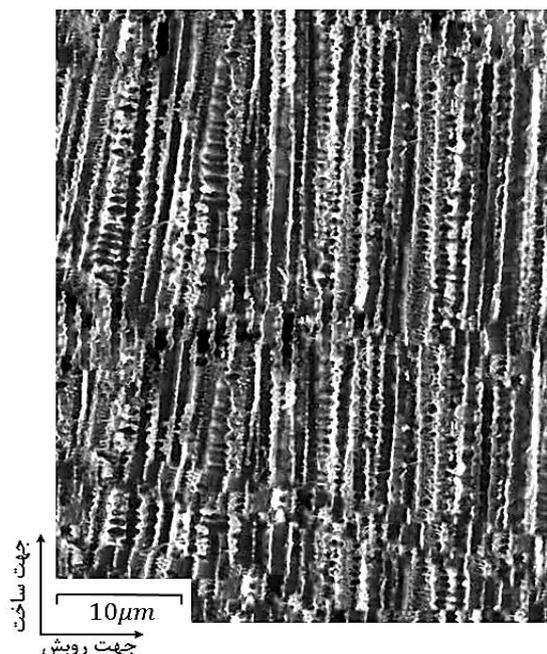


شکل ۱۰. تصاویر قطبی (۱۱۰)، (۱۰۰)، و (۱۱۱) با الگوی دایره‌های هم‌مرکز.



شکل ۱۱. توزیع عدم تطابق مرزدانه‌ها برای الگوی دایره‌های هم‌مرکز. با توجه به تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی، برای دوالگوی یک‌جهت و دایره‌های هم‌مرکز، شکل‌های ۱۲ و ۱۳ و آنالیز عنصری آن در شکل‌های ۱۴ و ۱۵ ناحیه خاکستری‌رنگ زمینه مربوط به فاز گاما (γ) و نواحی سفیدرنگ مربوط به فاز لاهه یونکتیک می‌باشد. جدایش عناصر به خصوص Ni و Nb با توجه به جدول ۳ و ۲ وجود دارد. در تحقیقات مشابه نیز این مورد گزارش شده است؛ به‌عنوان مثال مانیکندانا<sup>۲۲</sup> و همکاران [۲۷] جدایش عناصر Nb و Mo را در مذاب بین دندریتی در نرخ سردشدن‌های مختلف، حین انجماد نمونه‌ی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ جوشکاری شده را گزارش کردند. همچنین در این بررسی به افزایش فاز لاهه در صورت افزایش سرعت سرد کردن اشاره شد.

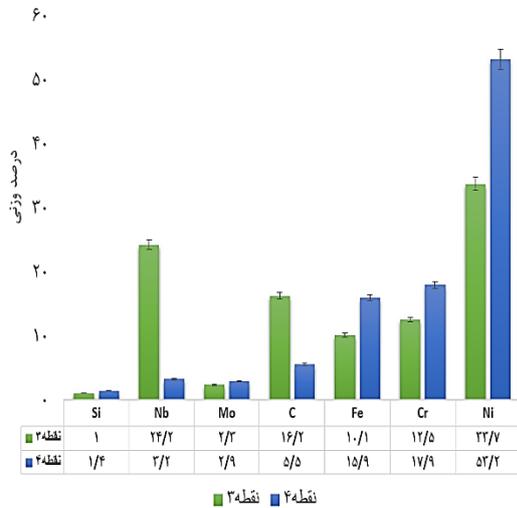
در حدود ۸۳ درصد مرزدانه‌ها عدم تطابق بالای ۳۰ درجه دارند. دو نمونه ساخته‌شده با الگوی یک‌جهت و چرخشی مؤلفه‌های بافت قوی‌تری نسبت به نمونه تولیدشده از الگوی رفت و برگشتی از خود نشان داده‌اند. در تصاویر قطبی معکوس نشان داده شد که بیشترین شدت بافت در جهت کریستالوگرافی  $\langle 100 \rangle$  در نمونه یک‌جهت و سپس چرخشی تشکیل شده است. این موضوع با توجه به الگوی مورداستفاده قابل توجه می‌باشد به این صورت که با توجه به تکرار حرکت در الگوی یک‌جهت با وجود این‌که دانه‌های ستونی بزرگ تشکیل نشده است اما جهت تشکیل ستون‌ها در این روش یکسان و در جهت رویش بوده و باعث بالا رفتن شدت این رشته در ساختار نمونه شده است؛ اما در حالت رفت و برگشتی جهات با اختلاف زاویه ۱۸۰ درجه‌ای باعث کاهش شدت این مؤلفه شده است. همچنین حرکت چرخشی در الگوی دایره‌های هم‌مرکز و برخورد دانه‌های ستونی با جهات  $\langle 100 \rangle$  باعث افزایش شدت مؤلفه بافت مکعبی نیز در این نمونه شده است.



شکل ۹. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی

از نمونه با الگوی دایره‌ای.

نتایج آزمون طیف سنجی پراش انرژی برای الگوی یک جهت



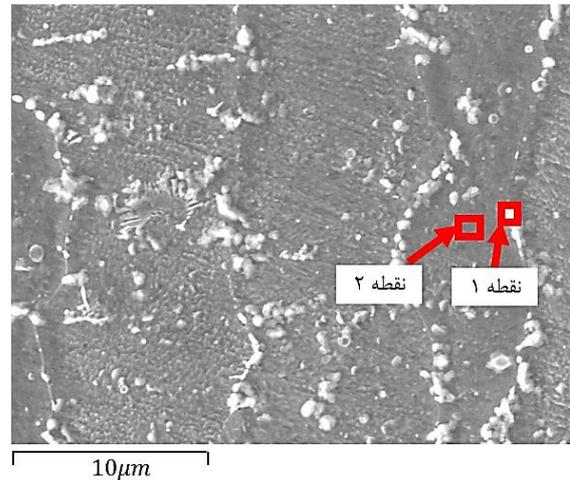
شکل ۱۵. نتایج آزمون طیف‌سنجی پراش انرژی برای الگوی یک‌جهت.

### نتیجه‌گیری

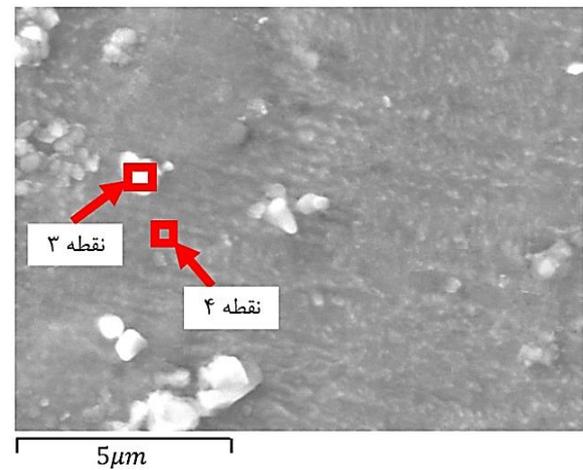
(۱) به‌طورکلی با تغییرات در الگوی رویش تغییرات معناداری در مقادیر سختی مشاهده نمی‌شود. در مورد تغییرات سختی با حرکت از زیرلایه به سمت سطح خارجی در ابتدا تا منطقه فصل مشترک سختی کاهش می‌یابد و در ادامه با نوسانات همراه است و بعد از کمی افزایش دوباره کاهش پیدا می‌کند. پس از انجام آنیل تغییرات سختی منظم و از زیرلایه به سمت بالا کاهش می‌یابد.

(۲) میزان دندریته‌های بیشتری در الگوی دایره‌های هم‌مرکز، جهت‌گیری مشابه داشتند و برای رسیدن به ساختار جهت‌دار الگوی رویش دایره‌ای مناسب‌ترین حالت برای رسیدن به ساختار جهت‌دار است. الگوی مناسب بعدی برای رسیدن به ساختار جهت‌دار الگوی یک‌جهت می‌باشد.

(۳) تصاویر قطبی نشان داد که بافت اصلی تشکیل شده در نمونه‌ها شامل مؤلفه‌های بافت مکعبی، مکعبی چرخیده و گوس است. بررسی‌های انجام شده مشخص شد الگوی دایره‌های هم‌مرکز قوی‌ترین شدت بافت را از خود نشان

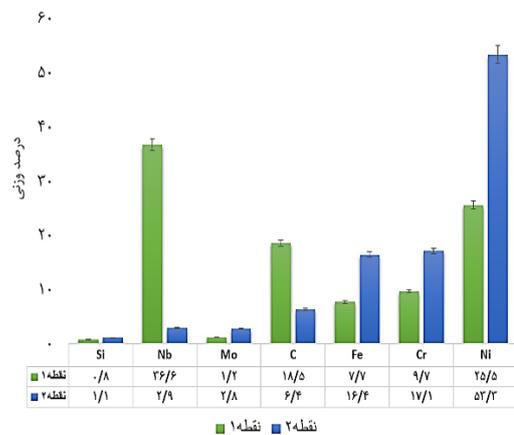


شکل ۱۲. تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از نمونه با الگوی دایره‌های هم‌مرکز.



شکل ۱۳. تصویر میکروسکوپی الکترونی رویشی از نمونه با الگوی یک‌جهت.

نتایج آزمون طیف سنجی پراش انرژی برای الگوی دایره‌ای



شکل ۱۴. نتایج آزمون طیف‌سنجی پراش انرژی برای الگوی دایره‌ای

*superalloys*, Journal of the European Ceramic Society 9(2020) 13937-13944.

11. Ishiyama, K., Koike, R., Kakinuma, Y., Suzuki, T., and Mori, T., *Cooling process for directional solidification in directed energy deposition*. Journal of International Manufacturing Science and Engineering Conference 51357(2018)1-8.

12. Jelvani, S., Razavi, R. S., Barekat, M., and Dehnavi, M., *Empirical-statistical modeling and prediction of geometric characteristics for laser-aided direct metal deposition of inconel 718 superalloy*. Journal of Metals and Materials International 26.5 (2020) 668-681.

13. Dinda, G. P., Dasgupta, A. K., and Mazumder, J., *Texture control during laser deposition of nickel-based superalloy*. Journal of Scripta Materialia 67.5 (2012) 503-506.

14. Soffel, F., Eisenbarth, D., Hosseini, E., and Wegener, K., *Interface strength and mechanical properties of Inconel 718 processed sequentially by casting, milling, and direct metal deposition*. Journal of Materials Processing Technology (2020) 117-121.

۱۵. کرمانی فرید و همکاران، مدل‌سازی آماری مشخصات هندسی روکش‌کاری لیزر پودر اینکونل ۷۱۸ روی زیرلایه هم‌جنس توسط لیزر فیبری پیوسته. دهمین کنفرانس بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی ایران، آبان ۱۴۰۰.

16. ASTM E3 - 11, *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*, (2017).

17. Fang, X. Y., Li, H. Q., Wang, M., Li, C., and Guo, Y. B., *Characterization of texture and grain boundary character distributions of selective laser melted Inconel 625 alloy*. Journal of Materials Characterization (2018) 182-190.

18. Segerstark, A., *Laser Metal Deposition using Alloy 718 Powder, Influence of Process Parameters on Material Characteristics*. PhD Thesis., University West (2017).

19. Jamaati, R., Toroghinejad, M. R., Hoseini, M., and Szpunar, J. A., *Development of texture during ARB in metal matrix composite*. Journal of Materials Science and Technology 28.4 (2012) 406-410.

داده است؛ بنابراین جهت‌دارترین ساختارها مربوط به نمونه‌های ساخته‌شده به‌وسیله این الگو است.

## مراجع

۱. شجاع رضوی سیدرضا، روکش‌کاری لیزری. دانشگاه صنعتی مالک اشتر، ۱۳۹۵.

۲. شجاع رضوی سیدرضا و همکاران، ساخت افزایشی با رسوب‌نشانی مستقیم لیزری. دانشگاه صنعتی مالک اشتر، ۱۳۹۸.

3. Han, Z. Y., Zhang, P. X., Lei, L. M., Liang, S. J., Wang, Q. X., Lai, Y. J., and Li, J. S., *Morphology and particle analysis of the Ni<sub>3</sub>Al-based spherical powders manufactured by supreme-speed plasma rotating electrode process*. Journal of Materials Research and Technology 40(2020) 4955-4973.

4. Agboola, O., Agboola, O., Popoola, P., Sadiku, R., Sanni, S. E., Babatunde, D. E., and Fayomi, S. O., *Advanced Materials for Laser Surface Cladding: Processing, Manufacturing, Challenges and Future Prospects*. Journal of Photoenergy and Thin Film Materials 25 (2019) 563-615.

5. Chen, L., Xu, Q., Liu, Y., Cai, G., and Liu, J., *Machinability of the laser additively manufactured Inconel 718 superalloy in turning*. Journal of Advanced Manufacturing Technology 114 (2021) 871-882.

6. Durand-Charre, M., *The microstructure of superalloys*. Routledge press, London, 2017.

7. Donachie, M. J., and Donachie, S. J., *Superalloys, A technical guide*. CRC press, United State, 2002.

8. Parimi, L. L., Ravi, G. A., Clark, D., and Attallah, M. M., *Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718*. Journal of Materials Characterization 89 (2014) 102-111.

9. Cordes, N. L., Tsukrov, I., and Knezevic, M., *Microstructure and mechanical behavior of direct metal laser sintered Inconel alloy 718*. Journal of Materials Characterization 113 (2016) 1-9.

10. Kanyo, J. E., Schaffner, S., Uwanyuze, R. S., and Leary, K. S., *An overview of ceramic molds for investment casting of nickel*

19. ASTM E384 -17, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, (2018).
20. AMS5358, *Steel Castings, Investment, Corrosion Resistant 18Cr - 9Ni Solution Heat Treated*, (2017).
21. AMS5662, *Standard for Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Forgings, and Rings 52.5Ni - 19Cr - 3.0Mo 5.1Cb (Nb) - 0.90Ti - 0.50Al - 18Fe Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted 1775 °F (968 °C) Solution Heat Treated, Precipitation-Hardenable*, (2016).
22. Dalaei, M. T., Gloor, L., Leinenbach, C., and Wegener, K, *Experimental and numerical study of the influence of induction heating process on build rates Induction Heating-assisted laser Direct Metal Deposition (IH-DMD)*. *Journal of Surface and Coatings Technology* 384 (2020)125-275.
23. Seede, R., Mostafa, A., Brailovski, V., Jahazi, M., and Medraj, M, *Microstructural and microhardness evolution from homogenization and hot isostatic pressing on selective laser melted Inconel 718 structure, texture, and phases*. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*2 (2018) 30-41.
24. Ma, D., Stoica, A. D., Wang, Z., and Beese, A. M, *Crystallographic texture in an additively manufactured nickel-base superalloy*. *Journal of Materials Science and Engineering A* 684 (2017) 47-53.
25. Yu, X., Lin, X., Liu, F., Wang, L., Tang, Y., Li, J., and Huang, W, *Influence of post-heat-treatment on the microstructure and fracture toughness properties of Inconel 718 fabricated with laser directed energy deposition additive manufacturing*. *Journal of Materials Science and Engineering A* 798 (2020) 140-192.
26. Manikandan, S. G. K., Sivakumar, D., Rao, K. P., and Kamaraj, M, *Effect of weld cooling rate on Lave phase formation in Inconel 718 fusion zone*. *Journal of Material Processing Technology* 214 (2014) 358-364.