

## Research Paper

# Investigation of microstructure and mechanical properties of nickel based superalloy IN-738LC deposited by laser Cladding

\*Ali Mohammad Kolagar<sup>1</sup>, Narges Tabrizi<sup>2</sup>

1- MSc., Material Science & Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

2- PhD, Material Science & Engineering, MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

**Citation:** Kolagar A.M, Tabrizi N. Investigation of microstructure and mechanical properties of nickel based superalloy IN738LC deposited by laser Cladding. Metallurgical Engineering 2019; 22(1):52-64 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2019.83905.1182>

**doi :** <http://dx.doi.org/10.22076/me.2019.83905.1182>

## ABSTRACT

Precipitation-hardened nickel based superalloys are very difficult to weld in a defect-free manner due to the formation of hot cracks in the weld metal as well as liquation cracks in the heat affected zone. Laser Cladding has been recognized as the one of the most attractive and promising state of the art welding to improve weld quality and repair high cost components such as industrial turbine blades. In this study, IN625 used as the filler was deposited on IN738LC mechanical samples by laser. The microstructure and metallurgical defects such as oxide phases, porosities and cracks were investigated by optical microscope and scanning electron microscope. The low oxide phase and porosity were observed at the deposited layer. Furthermore, the hardness and tensile properties of the base metal and the deposited samples were evaluated at room temperature. The results have shown that the yield stress and tensile strength of the deposited samples compare well with base material (1.2%, 3.2%, respectively) while the average values of Hardness and ductility decreased significantly (11.0% , 33.3%, respectively).

**Keywords:** Laser Cladding, Gas turbine blade Repairing, IN738LC Superalloy.

Received: 30 April 2018 | Accepted: 27 April 2019

■ ..... ■

\* *Corresponding Author:*

Ali Mohammad Kolagar, MSc

Address: MavadKaran Engineering Company, Mapna Group, Tehran, Iran.

Tel: +98 (26) 6196650

E-mail: kolagar.Alimohammad@Mapnamk.com

## بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC لایه نشانی شده با لیزر

\*علی محمد کلاگر<sup>۱</sup>، نرگس تبریزی<sup>۲</sup>

۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد و متالورژی، شرکت مهندسی مواد کاران، گروه مینا، تهران، ایران.

۲- دکترا مواد، شرکت مهندسی مواد کاران، گروه مینا، تهران، ایران.

### چکیده

سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده از قابلیت جوش پذیری پائینی برخوردار بوده و جوشکاری آنها در صنعت بازسازی قطعات داغ توربین گاز، امری چالش برانگیز می باشد. امروزه با بکارگیری از روش های نوین جوشکاری از جمله لایه نشانی با لیزر سعی شده است ضمن کاهش چالش موجود، کیفیت جوشکاری سوپرآلیاژها ارتقاء یابد. در این تحقیق نمونه هایی از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل IN738LC به کمک لیزر جامد Nd:YAG با فیلر سوپر آلیاژ IN625 لایه نشانی شد. حضور عیوب متالورژیکی نظیر فازهای اکسیدی، تخلخل و ترک در ریزساختار فلز پایه، لایه جوش و فصل مشترک بین آنها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی مورد بررسی قرار گرفت. نفوذ کافی لایه جوش در سطح فلز پایه، حضور کم فازهای اکسیدی و همچنین درصد پائین حفرات در لایه جوش در تصاویر میکروسکوپی مشاهده شد. همچنین جهت اطمینان از وضعیت ریزساختار، آزمون های مکانیکی بر روی نمونه های لایه نشانی شده و فلز پایه انجام شد و خواص کشش دمای محیط و سختی آنها با همدیگر و با استاندارد پذیرش سوپر آلیاژ IN738LC مورد مقایسه قرار گرفت. نتایج خواص مکانیکی نشان داده است که متوسط میزان استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه های لایه نشانی شده با خواص کششی فلز پایه اختلاف چندانی نداشته (به ترتیب ۱۲٪ و ۳۲٪) ولی متوسط میزان سختی و درصد انعطاف پذیری آن بطور قابل ملاحظه ای (به ترتیب ۱۱/۰ و ۳۳/۳٪) کاهش یافته است.

واژه های کلیدی: لایه نشانی با لیزر، بازسازی پره توربین گاز، سوپرآلیاژ IN738LC.

دریافت: ۱۳۹۷/۲/۱۰ | پذیرش: ۱۳۹۸/۵/۷

### ۱. مقدمه

سوپر آلیاژهای پایه نیکل بخاطر ویژگی های متالورژی بسیار پیچیده و منحصر به فرد و همچنین داشتن بهترین ترکیب از نظر ساختار و خواص مکانیکی در محدوده دمایی  $1100^{\circ}\text{C}$  -  $650^{\circ}\text{C}$ ، از استحکام و پایداری مناسبی برخوردار می باشد. سوپر آلیاژ IN738LC یکی از سوپرآلیاژهای مهم پایه نیکل است که از آن برای ساخت قطعات داغ توربین های گاز از قبیل پره ها استفاده می گردد. این آلیاژ بواسطه رسوب هم سیمای ذرات فاز  $\gamma'$  با ترکیب شیمیایی  $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ ، تشکیل محلول جامد و همچنین رسوب انواع کاربیدهای MC در داخل و کاربیدهای  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  در امتداد مرزدانه های فاز زمینه، استحکام می یابد [۱، ۲].

پره های توربین گاز به خاطر قرارگیری در درجه حرارت های بالا و تنش های زیاد دچار زوال ساختاری شده و با افت تدریجی خواص مکانیکی، نیاز به تعویض و یا بازسازی دارند. بازسازی پره های توربین گاز که معمولاً از جنس سوپر

آلیاژ پایه نیکل می باشد، امری چالش برانگیز است. مطابق شکل (۱) سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت شونده که مقادیر بالایی از عناصر Al و Ti دارند (مجموع بالاتر از ۶٪) از قابلیت جوش پذیری پائینی برخوردارند. در صنعت بازسازی، این آلیاژها جزو آلیاژهای سخت جوش طبقه بندی می شوند. عموماً جوشکاری این دسته از قطعات بخاطر جدایش عناصر آلیاژی و همچنین تنش های ناشی از انقباضات ذرات فاز  $\gamma'$ ، مستعد به ترک خوردن در ناحیه جوش در حین جوشکاری و یا پس از آن می باشد. در واقع سوپرآلیاژهای پایه نیکل استحکام یافته با رسوبات  $\gamma'$  بخاطر داشتن تنوع عناصر آلیاژی بالا، دامنه ذوب و یا انجماد بزرگی دارند. در طی فرایند لایه نشانی، فلز پایه مجاور منطقه ذوب، طیف گستره ای از پیک های دمایی را که بین دمای لیکوئیدوس<sup>۱</sup> و دمای سالییدوس<sup>۲</sup> مؤثر (نه تعادلی) آلیاژ می باشد را تجربه می کند. از اینرو ریزساختار این ناحیه متحمل ذوب جزئی خواهد شد

1. Liquidus Temperature
2. Solidus Temperature

\* نویسنده مسئول:

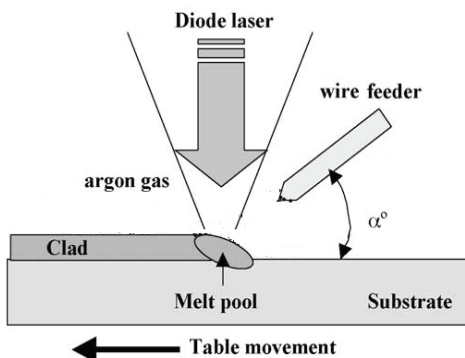
علی محمد کلاگر

نشانی: تهران، گروه مینا، شرکت مواد کاران.

تلفن: ۶۱۹۶۶۵۰ (۲۶) ۹۸+

پست الکترونیکی: kolagar.Alimohammad@Mapnamk.com

در این روش برای ایجاد یک لایه سطحی جدید و یا ترمیم سطح آسیب دیده، معمولاً از پودر فلز و یا وایر استفاده می‌گردد. در شکل (۲)، تصویر فرایند لایه نشانی با لیزر بر روی فلز پایه بصورت شماتیک نشان داده است [۷،۵،۶].



شکل ۲. تصویر فرایند لایه نشانی با لیزر بر روی فلز پایه [۵]

## ۲. مواد و روش تحقیق

در این تحقیق از یک قطعه ریخته‌گری شده از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC با ابعاد  $30 \times 40 \times 100$  میلی‌متر که قبلاً تحت فرایند فشار گاز داغ<sup>۱</sup> و همچنین سیکل عملیات حرارتی استاندارد قرار گرفته بود، استفاده شد. ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژهای پایه نیکل IN738LC مورد استفاده در جدول (۱) آمده است.

فرایند لایه نشانی در دو پاس، با استفاده از دستگاه لیزر جامد Nd:YAG شرکت آلمانی Trumpf با حداکثر توان ۱/۵ کیلو وات با پارامترهای مندرج در جدول (۲) به همراه فلز پرکننده میله‌ای شکل با قطر  $0/8$  میلی‌متر از جنس سوپرآلیاژ پایه نیکل IN625 بصورت طولی بر روی نمونه‌های خواص مکانیکی صورت گرفت. ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژ IN625 مورد استفاده در جدول (۳) آمده است.

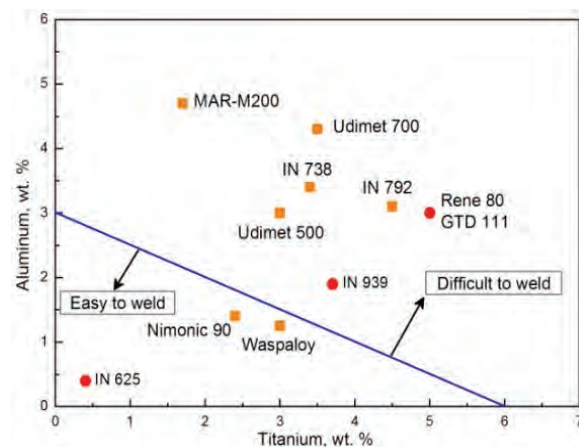
جهت انجام آزمون متالوگرافی و به منظور بررسی ریزساختار فصل مشترک لایه جوش با آلیاژ زمینه، یک نمونه اضافی به همراه نمونه‌های خواص مکانیکی تهیه و با لیزر لایه نشانی شد. مطابق شکل (۳الف) فرایند لایه نشانی در دو پاس با همان شرایطی که شیار نمونه‌های کشش دمای محیط با آن لایه نشانی شده، لایه‌دهی شد. نمونه‌ها پس از برش توسط دستگاه وایرکات<sup>۱۰</sup> سنباده‌زنی و سپس با خمیر الماسه ۱ و ۳ میکرون پولیش شدند. مطابق شکل (۳ب) نمونه‌های مانده شده به روش الکتروشیمیایی توسط محلول اگزالیگ حاوی ۱۰ میلی‌گرم اسید اگزالیگ<sup>۱۱</sup> و ۱۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر اچ شدند. از محلول ماربل حاوی ۵۰ میلی‌لیتر HCl، ۵۰ میلی‌لیتر  $H_2O$  و ۱۰ گرم  $CuSO_4$  نیز برای مشاهده بهتر فازهای رسوبی استفاده شد. عیوب متالورژیکی در لایه جوش

9. Hot Isostatic Pressing

10. Wire Cut

11. Oxalic acid

و تحت عنوان منطقه ذوب موضعی<sup>۳</sup> توصیف می‌گردد. در منطقه خمیری ترک ذوبی<sup>۴</sup> می‌تواند در سوپرآلیاژهای پایه نیکل رخ دهد زمانی که مذاب در ناحیه ذوب شده موضعی نتواند کرنش اعمالی را تحمل کند و در این صورت معمولاً ترکی در امتداد مرزخانه‌ها تشکیل می‌شود. روش رایج برای بازسازی این قطعات استفاده از روش سنتی جوشکاری TIG<sup>۵</sup> با شرایط خاص است. در این روش اگر چه تا حدود زیادی مشکل ترک خوردن ناحیه جوش بر طرف می‌گردد ولی گزارشات موجود حاکی از عدم کارایی مناسب این قطعات در توربین‌های گاز داشته و لذا تلاش‌های بیشتر برای رسیدن به شرایط مطلوب در این حوزه ضروری می‌باشد. اتفاق نظر برای حل این مشکل، استفاده از روش مطمئنی است که در هنگام جوشکاری حرارت کمتری وارد قطعه شود [۴ و ۳].



شکل ۱. اثر مقادیر Al و Ti بر میزان قابلیت جوشکاری بعضی از سوپرآلیاژهای رایج پایه نیکل [۴ و ۳]

امروزه شرکت‌های بزرگ بازسازی کننده قطعات داغ توربین گاز جهت کاهش مشکلات مطرح شده و همچنین به منظور ارتقاء کیفیت جوش از روش لایه نشانی با لیزر<sup>۶</sup> استفاده می‌کنند. در پروسه لایه نشانی با لیزر مقدار حرارت ورودی به حوضچه مذاب نسبتاً پایین بوده که در نتیجه حوضچه مذاب با ابعاد کوچکی ایجاد می‌شود. این روش نوین جوشکاری ذوبی از ظرافت و انعطاف پذیری بالا، سرعت و دقت بسیاری برخوردار است. حرارت مورد نیاز برای ایجاد حوضچه مذاب و انجام فرایند اتصال و یا لایه نشانی<sup>۷</sup> با تابش اشعه پرتو لیزر به فلز پرکننده<sup>۸</sup> و سطح مورد نظر فلز پایه، فراهم می‌گردد. لایه نشانی شده با لیزر معمولاً بسیار متراکم و عاری از ترک و تخلخل بوده که نشانگر ایجاد اتصال قوی متالورژیکی به ماده زیر لایه است.

3. Partially Melted Zone

4. Liquation Cracking

5. Tungsten Inert Gas

6. Laser Beam Welding

7. Laser Cladding

8. Filler Metal

**جدول ۱.** ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژ IN738LC برحسب درصد وزنی

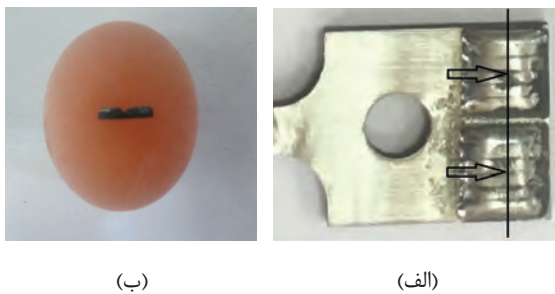
Ni	B	Zr	Ti	Al	W	Nb	Ta	Fe	Co	Mo	Cr	Si	C (%)	عناصر شیمیایی (%)
														IN738LC
	۰/۰۱۱	۰/۰۸۰	۳/۲	۳/۳	۲/۴	۰/۷	۱/۷	۰/۳	۸/۶	۱/۷	۱۵/۵	۰/۳	۰/۰۹	باقیمانده

**جدول ۲.** معرفی پارامترهای فرایند لایه نشانی با لیزر بر روی نمونه های کشش دمای محیط

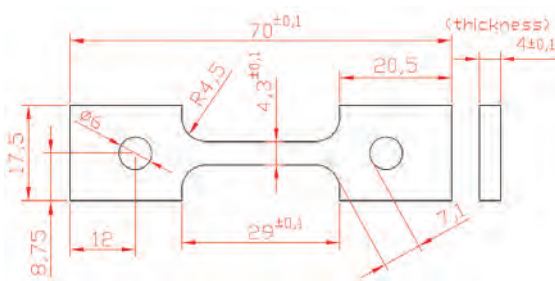
زمان فعال سازی (ms)	سرعت خطی (mm/s)	اندازه قطر باریکه لیزر (mm)	انرژی (J)	فرکانس (HZ)	توان (W)	گاز محافظ
۲۰	۰/۹	۰/۱	۳۸	۲۱	۸۰۸/۵	آرگون-گرید ۲

**جدول ۳.** ترکیب شیمیایی اسمی سوپرآلیاژ IN625 برحسب درصد وزنی

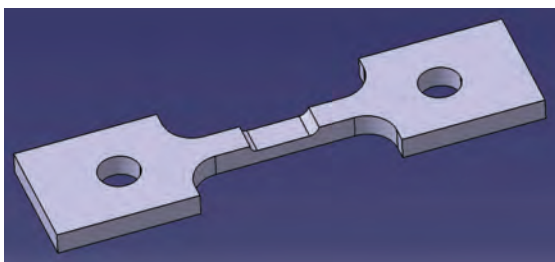
Ni	Ti	Al	W	Ta	Fe	P	S	Co	Mo	Cr	C (%)	عناصر شیمیایی (%)
												IN625
	۰/۳	۰/۴	۰/۳	۰/۰۵	۴/۵	۰/۰۱۵	۰/۰۱۵	۰/۹	۹/۰	۲۲/۰	۰/۰۸	باقیمانده



شکل ۳. تصاویر محل و نحوه برش نمونه لایه نشانی شده با لیزر و همچنین نمونه مات شده برای بررسی ریزساختاری



شکل ۴. نقشه ابعادی نمونه کشش دمای محیط از جنس سوپرآلیاژ IN738LC [۸]



شکل ۵. تصویر سه بعدی نمونه کشش شیار خورده قبل از فرایند لایه نشانی شده با لیزر

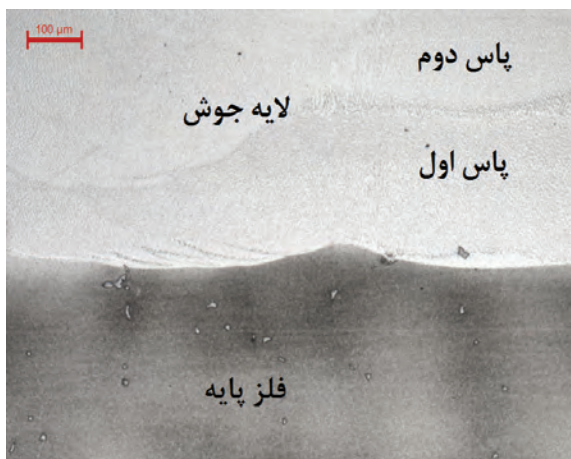
از قبیل اکسیدها، تخلخل‌ها، ترک‌ها و همچنین میزان امتزاج فصل مشترک لایه جوش با فلز پایه در برزگنمایی‌های مختلف با استفاده از میکروسکوپ نوری LEICA مدل DM۲۵۰ متصل به نرم‌افزار تحلیل‌گر تصویری و همچنین میکروسکوپ الکترونی ZEISS اندازه‌گیری و مورد بررسی قرار گرفت.

جهت انجام آزمون خواص کششی دمای محیط، شش عدد نمونه کشش تخت از قطعه اصلی ریخته‌گری شده توسط دستگاه وایرکات مطابق نقشه ابعادی شکل (۴) تهیه شد. همچنین در قسمت میانی طول سنج ۱۲ چهار عدد از نمونه‌ها، شیار ۱۳ به ابعاد ۱×۵ میلی‌متر مطابق شکل (۵) ایجاد شد. فرایند لایه نشانی مطابق شکل (۶) بر روی نمونه‌ها صورت گرفت. برای ارزیابی کیفی دقیق‌تر و همچنین جهت حذف سطوح ناهموار برای جلوگیری از تمرکز تنش در ناحیه لایه نشانی شده، نمونه‌ها مطابق شکل (۷) سنگزنی شده‌اند. بعد از بازدید چشمی ناحیه لایه نشانی شده و به منظور شناسایی عیوب سطحی ریز از جمله ترک و همچنین عیوب داخلی، نمونه‌های خواص مکانیکی تحت آزمون‌های بازرسی با مایع نافذ و رادیوگرافی قرار گرفتند. هیچ‌گونه عیوب سطحی و داخلی در نواحی لایه نشانی شده مشاهده نشد.

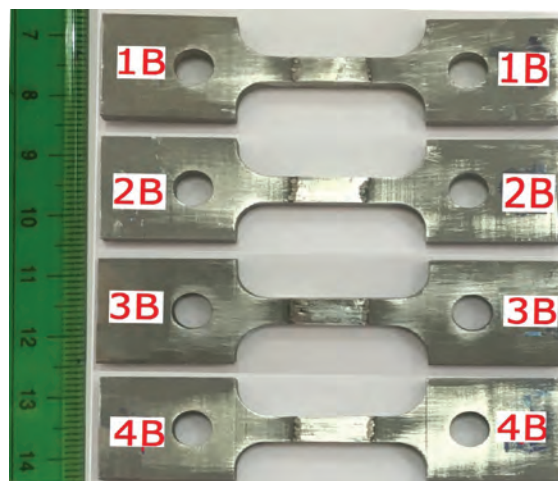
جهت بررسی و مقایسه نسبی خواص مکانیکی نمونه‌های تخت لایه نشانی شده با لیزر با کدهای 1B، 2B، 3B و 4B به همراه دو عدد نمونه تخت از فلز پایه (بدون لایه نشانی) با شماره‌های 1A و 2A تحت آزمون سختی راکول C مطابق استاندارد ASTM E18 و آزمون کشش در دمای محیط مطابق استاندارد ASTM E8m [۸] قرار گرفتند. تصاویر نمونه‌های گسیخته شده بعد از انجام آزمون کشش دمای محیط در شکل (۸) آورده شده است.

12. Gage Length

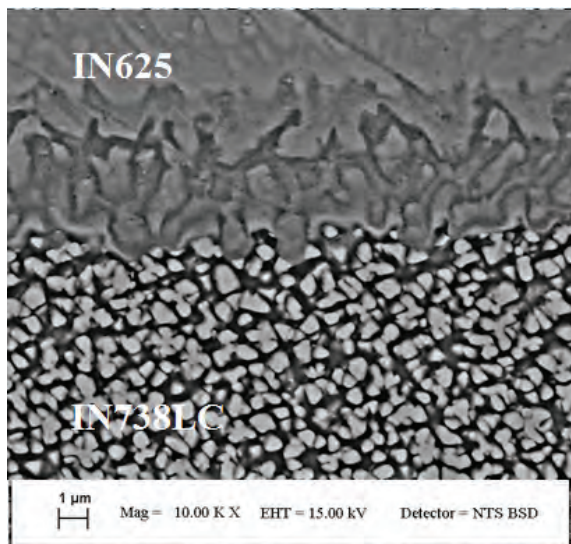
13. Notch



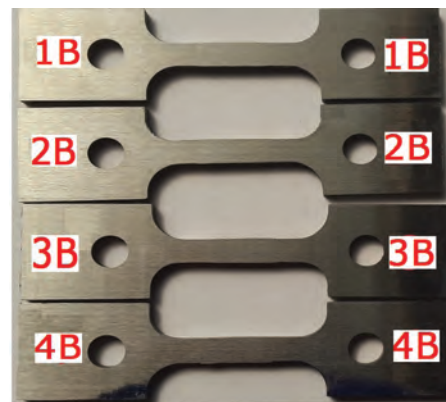
شکل ۹. تصویر میکروسکوپ نوری از فصل مشترک فلز پایه با سطح لایه نشانی شده با لیزر



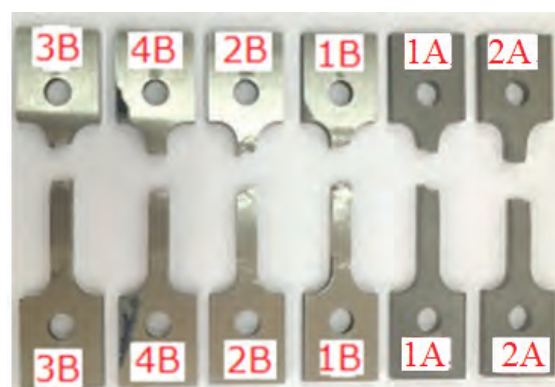
شکل ۶. تصویر نمونه‌های کشش لایه نشانی شده با لیزر



شکل ۱۰. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ذرات فاز ۷' در نزدیکی فصل مشترک فلز پایه با سطح لایه نشانی شده



شکل ۷. تصویر نمونه‌های کشش لایه نشانی شده با لیزر بعد از عملیات سنگزنی



شکل ۸. تصویر نمونه‌های گسیخته شده از جنس سوپرآلیاژ IN738LC بعد از انجام آزمون کشش در دمای محیط

نشانی شده در شکل (۹) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، امتزاج<sup>۱۴</sup> بین لایه جوش با فلز پایه در فصل مشترک بین آنها بطور کامل و مطلوب صورت گرفته و عیب سرد جوشی<sup>۱۵</sup> و یا عدم ذوب شدگی<sup>۱۶</sup> وجود ندارد.

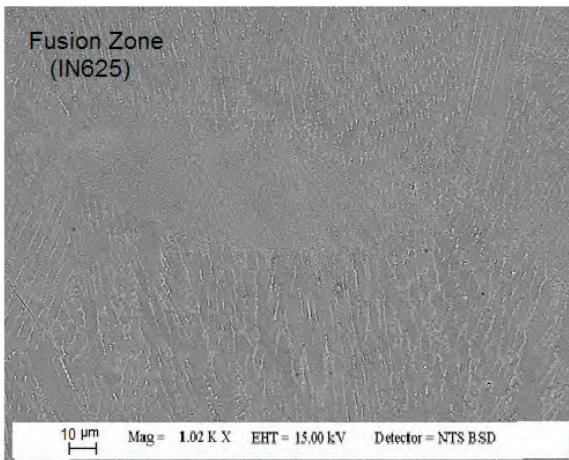
در شکل (۱۰) نیز تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک فلز پایه با لایه جوش که بخوبی در هم نفوذ کرده‌اند، مشاهده می‌شود. در این تصویر ریز ساختار فلز پایه در نزدیکی فصل مشترک شامل ذرات فاز ۷' اولیه با اندازه متوسط  $0.5 \pm 0.1 \mu\text{m}$  و مورفولوژی مشابه با ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC در شرایط استاندارد و یا قبل از اعمال فرایند

- 14. Dilution
- 15. Cold Shut
- 16. Lack of Fusion

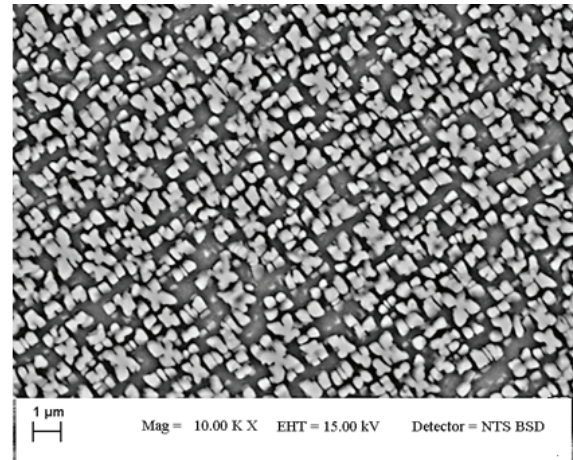
### ۳. نتایج و بحث

#### الف- بررسی ریزساختار

تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار بخشی از فصل مشترک بین فلز پایه و لایه جوش در دو پاس در منطقه لایه



شکل ۱۳. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ساختار سلولی ستونی ناحیه لایه نشانی شده با لیزر سوپرآلیاژ IN625



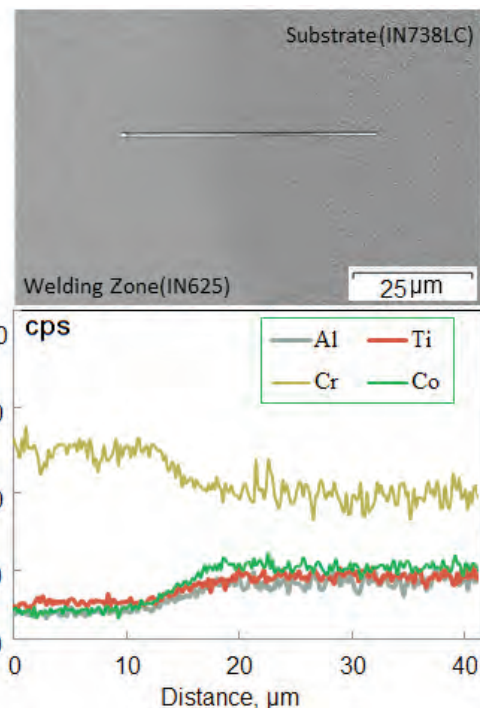
شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ الکترونی از ریز ساختار فلز پایه از جنس سوپر آلیاژ IN738LC شامل ذرات فاز γ

ملایم و در فاصله‌ای کمتر از  $10 \mu\text{m}$  صورت گرفته است در مقایسه با دیگر فرایندهای لایه نشانی مرسوم از قبیل روش جوشکاری TIG ناچیز می‌باشد. در واقع در فرآیند لایه نشانی با لیزر، ابتدا فیلر توسط اشعه لیزر ذوب شده و سپس ضمن حرکت یک لایه نازکی از فلز پایه مذاب بر روی زمینه ایجاد می‌شود. به عبارت دیگر در فرآیند لایه نشانی با لیزر، با ذوب شدن حداقل فلز پایه به همراه امتزاج آن با فیلر و همچنین شیب غلظتی کم عناصر شیمیایی در ناحیه فصل مشترک، کیفیت بالاتری از لایه نشانی حاصل می‌گردد.

در شکل (۱۳) تصویر میکروسکوپ الکترونی از ناحیه لایه نشانی شده با لیزر سوپرآلیاژ IN625 نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در ناحیه لایه نشانی شده ساختار سلولی ستونی<sup>۱۸</sup> ریز تشکیل شده و هیچ شواهدی از ساختارهای دندریتی ستونی<sup>۱۹</sup> و یا دندریتی هم محور<sup>۲۰</sup> در این ناحیه مشاهده نمی‌شود.

بطور کلی پارامترهای فرآیند لایه نشانی با لیزر به دو گروه اصلی پارامترهای انجمادی و پارامترهای فرآیند لیزر تقسیم می‌شوند. گرادیان دمایی<sup>۲۱</sup> و سرعت انجماد<sup>۲۲</sup> از مهمترین پارامترهایی انجمادی هستند که نوع و مورفولوژی ریز ساختار انجماد آلیاژ را تعیین می‌کند. البته در عمل، فرآیند لیزر با پارامترهایی نظیر توان لیزر<sup>۲۳</sup>، اندازه قطر باریکه لیزر<sup>۲۴</sup>، سرعت جابجایی لیزر<sup>۲۵</sup>، نرخ تغذیه فیلر<sup>۲۶</sup> و در نهایت دمای فلز پایه<sup>۲۷</sup>

18. Columnar Cellular
19. Columnar Dendritic
20. Equiaxed Dendritic
21. Temperature Gradient
22. Solidification Speed
23. Laser Power
24. Laser Beam Diameter
25. Laser Scanning Speed
26. Filler Feeding Rate
27. Substrate Temperature

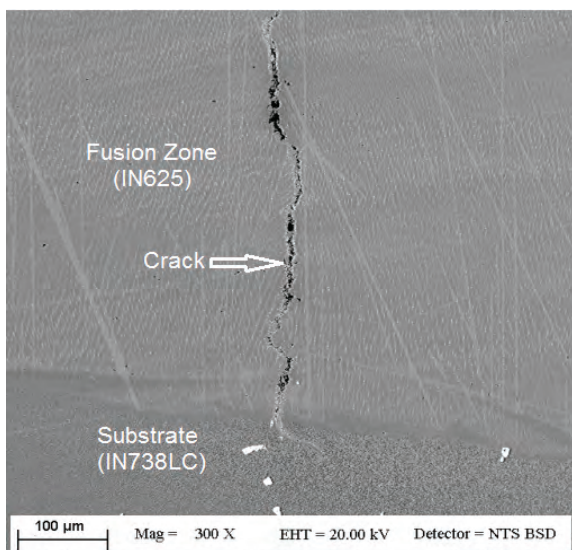


شکل ۱۲. تغییرات ترکیب شیمیایی عناصر Al, Cr, Ti و W در ناحیه فصل مشترک فلز پایه با ناحیه لایه نشانی شده با لیزر

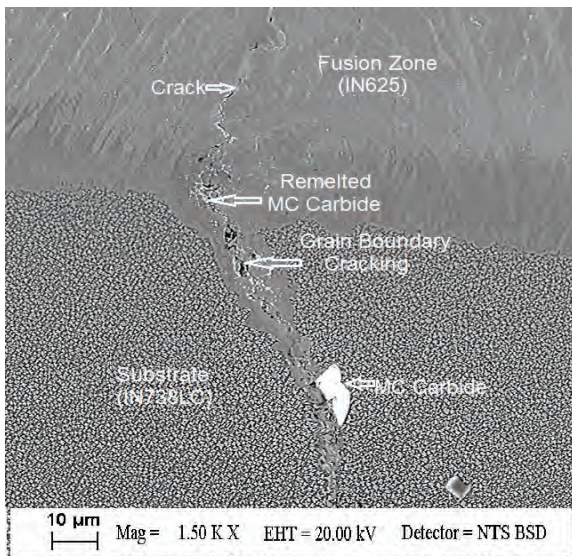
لایه نشانی مطابق شکل (۱۱) می‌باشد. از مقایسه تصاویر می‌توان نتیجه گرفت که تاثیر حرارتی فرآیند لایه نشانی با لیزر بر ساختار فلز پایه در منطقه متاثر از حرارت<sup>۱۷</sup> ناچیز بوده که این موضوع از مزیت‌های نسبی این روش در مقایسه با روش‌های سنتی از جمله TIG به شمار می‌آید.

در شکل (۱۲) نیز تغییرات ترکیب شیمیایی عناصر Cr, Al, Ti و W در ناحیه فصل مشترک فلز پایه با لایه جوش بصورت خطی نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود این میزان تغییرات ترکیب شیمیایی که با شیب

17. Heat Affected Zone



(الف)



(ب)

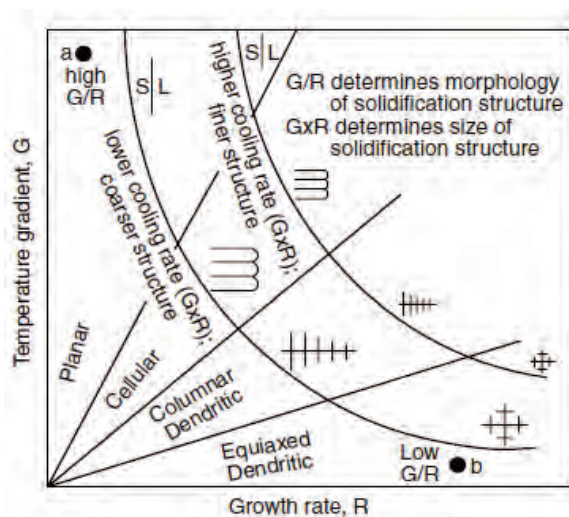
شکل ۱۵. الف) تصویر ترک در ناحیه جوش (ب) تصویر ترک در امتداد مرزدانه فلز پایه و در ناحیه فصل مشترک با لایه جوش

کردند و اعلام کردند ترکها نتیجه رقابت بین نیروی محرکه مکانیکی (تنش/ کرنش) برای تشکیل ترک و مقاومت ذاتی ماده در جهت ممانعت از تشکیل ترک است [۱۲].

ترکهای انجمادی<sup>۲۸</sup> و یا ترک گرم<sup>۲۹</sup> در منطقه ذوب سوپرآلیاژهای پایه نیکل طی مراحل پایانی انجماد زمانی که فیلمهای مذاب در امتداد مرزدانههای انجمادی و یا در برخی موارد در محل‌های بین دندریتی توزیع شده‌اند، تشکیل می‌گردند. در این مرحله کرنشهای انقباضی در امتداد مرزدانههای جزئی منجمد شده بالا بوده و اگر مذاب نهایی در امتداد مرزدانهها به صورت یک فیلم پیوسته توزیع شده باشد،

28. Solidification Cracking

29. Hot Crack



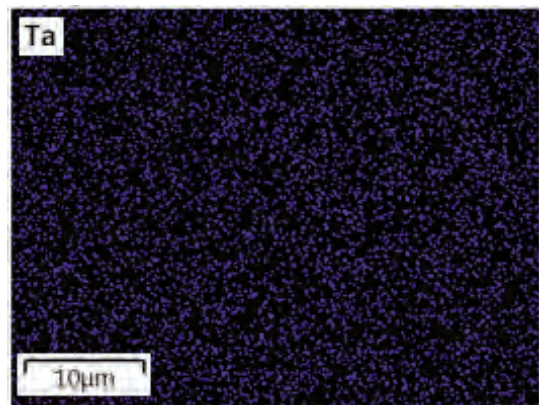
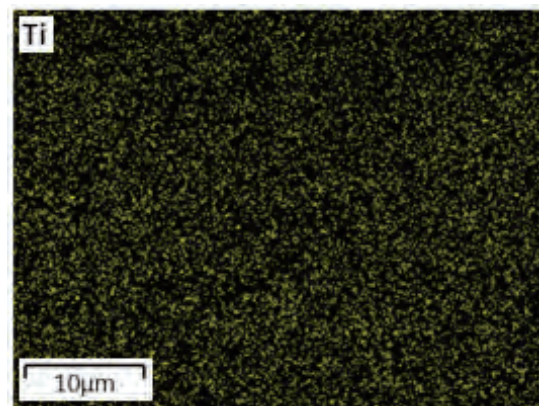
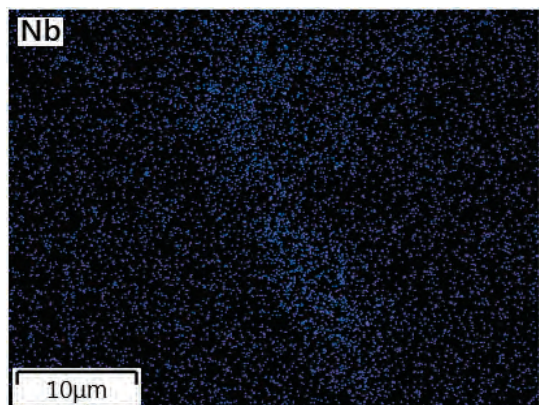
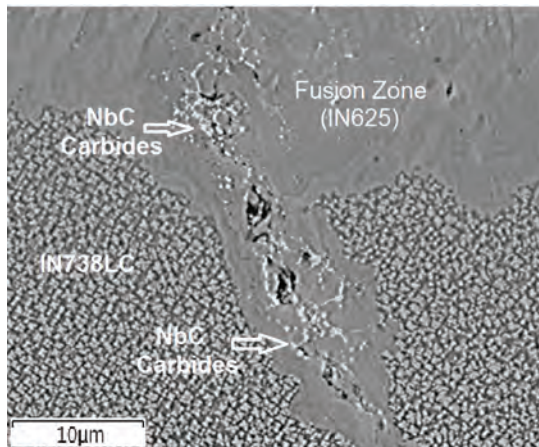
شکل ۱۴. تاثیر نرخ انجماد و گرادیان دمایی بر روی مورفولوژی و اندازه ریز ساختار ناحیه لایه نشانی شده [۱۱]

کنترل می‌شود که ارتباط پیچیده‌ای با پارامترهای انجمادی دارد [۱۰]. در واقع با انتخاب مناسب و کنترل پارامترهای فرآیند می‌توان رشد دندریتی ستونی را نیز در حین انجماد حوضچه مذاب ایجاد کرد. با دسترسی به خواص فیزیکی و حرارتی آلیاژ فلز پایه و همچنین استفاده از مدل‌های انجمادی، می‌توان اثر نرخ انجماد و گرادیان دمایی را بر روی ریز ساختار ناحیه لایه نشانی شده با لیزر مطابق شکل (۱۴) نشان داد. این نمودار بیانگر تشکیل مورفولوژی‌های ساختاری مختلفی می‌باشد که همگی آنها تابع گرادیان دمایی و سرعت انجماد می‌باشد که البته این دو عامل خود متاثر از فرآیند لایه‌نشانی با لیزر می‌باشد. مطابق این نمودار حالت بهینه برای لایه‌نشانی با لیزر زمانی است که پارامترهای سرعت انجماد و گرادیان دمایی بالا باشد [۱۱ و ۱۲].

### ب- بررسی ترکها

مطابق شکل (۱۵) حالت‌های مختلفی از مورفولوژی ترک و ذوب موضعی در ناحیه جوش، محل اتصال لایه جوش و فلز پایه مشاهده شده است. برخی از ترکها مطابق شکل (۱۵) ترک فقط در لایه جوش تشکیل شده و در فصل مشترک با فلز پایه متوقف شده است. برخی دیگر از آنها مطابق شکل (۱۵) از لایه جوش آغاز و با عبور از فصل مشترک با فلز پایه، در امتداد مرزدانههای سوپرآلیاژ IN738LC گسترش یافته‌اند.

بطور کلی آلیاژهای مقاوم به حرارت به سختی جوشکاری می‌شوند و از ترکهای انجمادی در ناحیه ذوب و یا ترکهای ذوبی در منطقه متاثر از حرارت رنج می‌برند. Zhong و همکارانش با بررسی انواع ذوب موضعی و ترکها، پنج نوع مورفولوژی ذوب موضعی و ترک در فصل مشترک شناسایی



شکل ۱۶. نقشه آنالیز عنصری فصل مشترک ناحیه لایه نشانی شده با لیزر و مرزدانه فلز پایه ذوبی شده

کرنش‌های موضعی نمی‌توانند تطبیق داده شوند و مرزها جدا شده و یک ترک تشکیل می‌شود. رفتار سوپرآلیاژهای استحکام یافته با ذرات  $\gamma'$  به ترک انجمادی، به شدت تحت تاثیر میزان عناصر جزئی از قبیل فسفر، گوگرد، بور، کربن و زیرکونیم قرار دارند. عناصر ناخالصی فسفر و گوگرد باید در کمترین مقدار ممکن نگه داشته شوند تا مقاومت به ترک خوردن بهبود پیدا کند. عناصر بور، کربن و زیرکونیم اغلب برای استحکام‌دهی مرزدانه در جایی که استحکام خزشی خوب مورد نیاز است، افزوده می‌شود. بور و زیرکونیم در طی انجماد شدیداً جدایش می‌یابند و منجر به تشکیل ساختارهای یوتکتیکی با دمای ذوب پایین می‌شوند که تمایل به تشکیل ترک انجمادی را افزایش می‌دهند [۱۳].

همانطور که در بخش مقدمه اشاره شد، ساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل IN738LC متشکل از فاز زمینه  $\gamma$ ، ذرات  $\gamma'$  اولیه و ثانویه، فاز یوتکتیک  $\gamma-\gamma_2$  و کاربیدهای نوع MC و  $M_{23}C_6$  می‌باشد. این کاربیدها و یوتکتیک‌های با نقطه ذوب پایین در امتداد مرزدانه‌ها توزیع شده که در نتیجه حساسیت بیشتری در مرزدانه‌ها در مقابل کرنش حرارتی و یا تنش‌های ناشی از انقباض انجماد نسبت به مرزدانه‌های معمولی ایجاد می‌کنند. در فرایند لایه نشانی IN738LC به روش لیزر، انرژی لیزر می‌تواند منجر به ذوب موضعی سطح آلیاژ شده و ترک‌هایی در ناحیه فصل مشترک بین فلز پایه و لایه رسوبی IN625 ایجاد نماید [۱۳ و ۱۴].

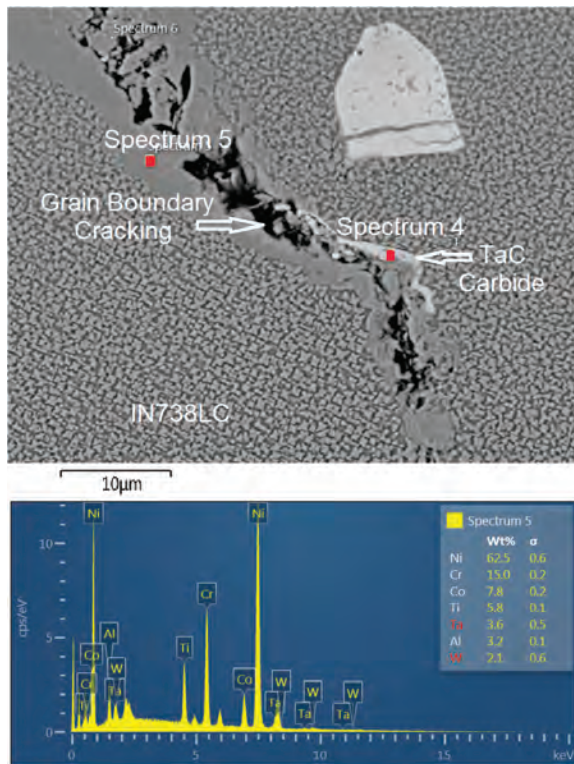
مطابق نقشه آنالیز عنصری از ناحیه فصل مشترک فلز پایه و ناحیه لایه نشانی شده با لیزر که در شکل (۱۶) آمده است، ذرات ریز روشن که در داخل ترک توزیع شده‌اند شامل مقادیر بالایی از عنصر Nb می‌باشد. این ذرات ریز در واقع همان کاربیدهای NbC اولیه فلز پایه بوده که در اثر حرارت ناشی از لیزر ذوب و در اثر سرمایش دوباره منجمد شده‌اند. گزارش شده است تشکیل ترک‌های ذوبی یا ترک‌های گدازش در منطقه متأثر از حرارت می‌تواند در نتیجه هر یک از مکانیزم‌های جدایش مرزدانه‌ای و یا ذوب ترکیبی باشد. به طور خاص سوپرآلیاژهای استحکام یافته در دمای بالا که دارای عنصر Nb بالاتری می‌باشند، نسبت به ترک ذوبی منطقه متأثر از حرارت به دلیل ایجاد ذوب ترکیبی NbC حساسیت بیشتری نسبت به دیگر سوپرآلیاژها دارند [۱۳ و ۱۴].

شکل (۱۷) مورفولوژی اطراف ترک را که شامل حضور برخی ذرات رسوبی از نوع کاربید MC می‌باشد را نشان می‌دهد. درصد بالایی عناصر Ti و Ta در ترکیب شیمیایی ذرات رسوبی به روش EDS<sup>30</sup> از کاربید MC شناسایی شده است. ذوبی شدن کاربیدهایی از نوع MC غنی از Ti و Ta، یوتکتیک‌های  $\gamma-\gamma_2$ ، رسوبات  $\gamma'$  و دیگر فازهای احتمالی که در مراحل پایانی انجماد<sup>31</sup> در جوشکاری سوپرآلیاژ پایه نیکل

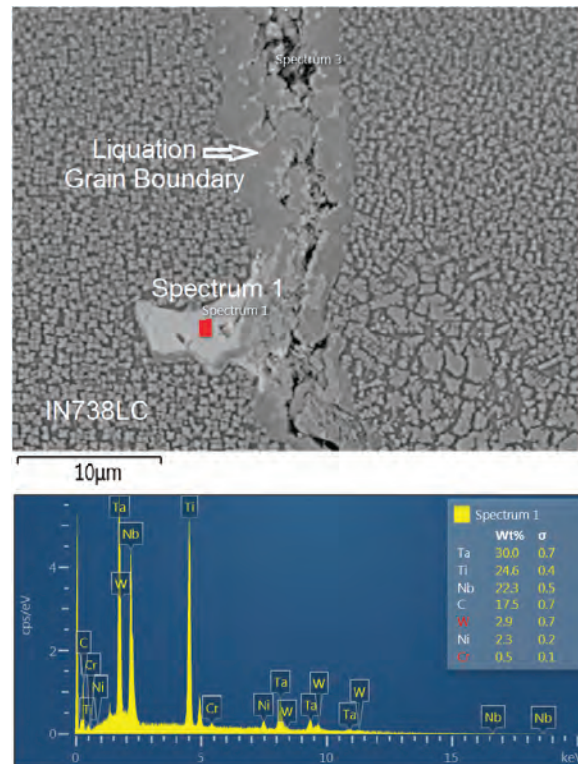
30. Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy

31. Terminal Solidification Products





شکل ۱۸. آنالیز شیمیایی مرزدانه دانه ذوبی شده سوپرآلیاژ IN738LC که به روش EDS اندازه‌گیری شده است



شکل ۱۷. آنالیز شیمیایی کاربید مرزدانه MC ذوبی شده که به روش EDS شناسایی شده است

حرارت را در سوپرآلیاژ پایه نیکل IN718PLUS™ به رخ دادن حداقل یکی از موارد ذیل نسبت داده‌اند [۱۸ و ۱۹].

- ذوبی شدن ساختاری <sup>۳۳</sup> ذرات فازی ثانویه مثل NbC
- نفوذ مایع غنی از Nb در طول مرزدانه‌های ۷ از ناحیه ذوب به منطقه متأثر از حرارت
- نفوذ Nb از مرزهای انجمادی غنی از Nb در ناحیه ذوب
- جدایش عناصر با درصد کم و کاهش دهنده نقطه ذوب مثل B, P و S
- تجمع عناصر محلول در مرزدانه‌های مهاجرت کرده در لایه‌نشانی با لیزر، پارامترهای فرآیند را می‌توان به طور دقیق برای کنترل حرارت ورودی تنظیم کرد که قابل قیاس با روش‌های مرسوم جوشکاری نمی‌باشد. تکنیک دو مرحله‌ای لیزر با قرار دادن فیلر، این امکان را فراهم می‌کند که در مرحله اول انرژی لیزر کاملاً فیلر را ذوب کرده و سپس حرارت به داخل فلز پایه نفوذ کند. بنابراین با کنترل دقیق حرارت ورودی به فلز پایه، کاهش ذوب موضعی در فلز پایه امکان‌پذیر است. همچنین انجماد سریع همراه با گرادیان دمایی بالا منجر به ساختار ستونی جهت‌دار خیلی ریز می‌شود که در این حالت ساختاری با توزیع ترکیب شیمیایی یکنواخت‌تر و جدایش کمتر ایجاد می‌شود که در برابر ذوب موضعی و ترک مقاومت بیشتری دارند [۱۲].

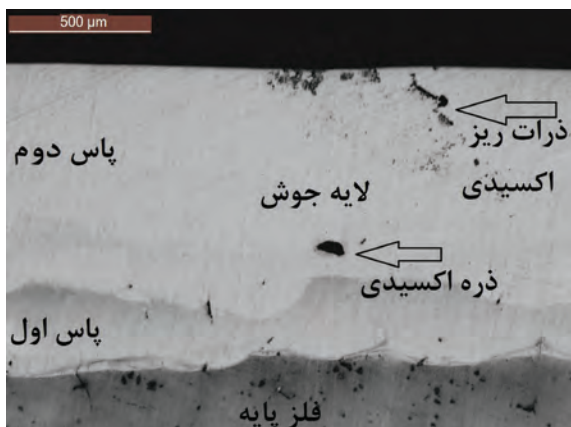
33. Constitutional liquation

IN738LC تشکیل می‌شوند، توسط Ojo و همکارانش نیز گزارش شده است. آنها نشان داده‌اند که مایع حاصل از ذوبی شدن این فازها مرزدانه‌ها را به خوبی تر کرده و موجب ذوبی شدن و ایجاد ترک در مرزدانه‌های مناطق متأثر از حرارت می‌شوند [۱۵-۱۷].

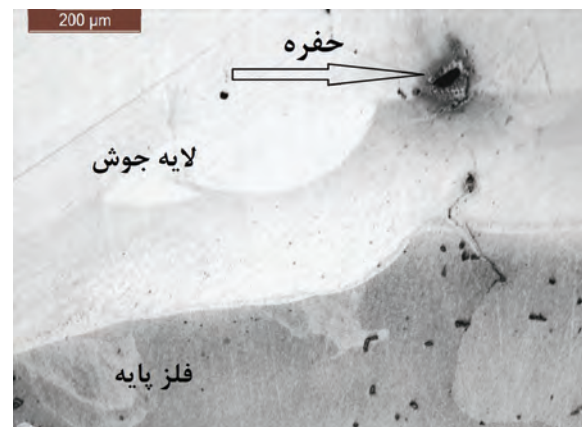
همانطور که در شکل (۱۸) مشاهده می‌شود بعضی از مرزدانه‌های منطقه متأثر از حرارت که به مرز جوش متصل بودند، به شدت ذوبی شده‌اند. همچنین مشاهده می‌شود که لایه‌های پیوسته کناره ترک‌ها همان مذاب ناشی از ذوبی شدن رسوبات ۷ و کاربیدهای MC است که مرزدانه را خیس کرده و به طور پیوسته در آن جریان پیدا کرده است. این تمایل برای ذوبی شدن مرزدانه منطقه متأثر از حرارت در فرآیندهای جوشکاری با حرارت ورودی بالاتر، نظیر روش TIG، بیشتر افزایش می‌یابد.

از آنجا که ترک‌های انجمادی ناحیه ذوب را به ناتوانی فلز جوش منجمد شده در متعادل سازی تنش‌های مکانیکی و حرارتی در حین مرحله نهایی انجماد نسبت داده‌اند (شکل ۱۵ الف)، ایجاد ترک‌های ذوبی در منطقه متأثر از حرارت ناشی از تشکیل فیلم‌های مایع در مرزدانه‌ها<sup>۳۳</sup> در حین سیکل حرارتی جوشکاری و ناتوانی این فیلم مایع در متعادل سازی تنش‌های ناشی از حرارت در حین سرمایش جوش می‌باشد. Vishwakarma و همکارانش ذوبی شدن منطقه متأثر از

32. Grain boundary liquid film



شکل ۲۰. تصویر فازهای اکسیدی در بین پاس‌های اول و دوم در ناحیه لایه نشانی شده با لیزر



شکل ۱۹. تصویر حفره تشکیل شده در سوپرآلیاژ IN625 در ناحیه لایه نشانی شده با لیزر

#### د- بررسی خواص مکانیکی

نتایج آزمون‌های سختی و خواص کشش دمای محیط نمونه‌های لایه نشانی شده و فلز پایه به همراه حداقل مقادیر قابل پذیرش خواص مکانیکی برای سوپر آلیاژ IN738LC [۹] در جدول (۴) ارائه شده است. همچنین نمودار تنش- کرنش آنها نیز در شکل (۲۱) آورده شده است.

همانطور که از جدول (۴) و شکل (۲۱) مشاهده می‌شود، متوسط استحکام تسلیم نمونه‌های لایه نشانی شده (۶۸۶ MPa) از متوسط استحکام تسلیم نمونه‌های فلز پایه (۶۹۴ MPa) به اندازه ۱/۲٪ کمتر می‌باشد در حالیکه متوسط استحکام کششی نمونه‌های لایه نشانی (۸۰۶ MPa) از متوسط استحکام کششی نمونه‌های فلز پایه (۷۸۰ MPa) به میزان ۳/۲٪ بیشتر شده است. همچنین متوسط سختی ناحیه جوش نمونه‌های لایه نشانی شده (۳۴/۸ راکول C) از متوسط سختی نمونه‌های فلز پایه (۳۹/۰ راکول C) به اندازه ۱۱٪ کمتر می‌باشد. مطابق شکل (۸) مشاهده می‌شود که محل شکست هر

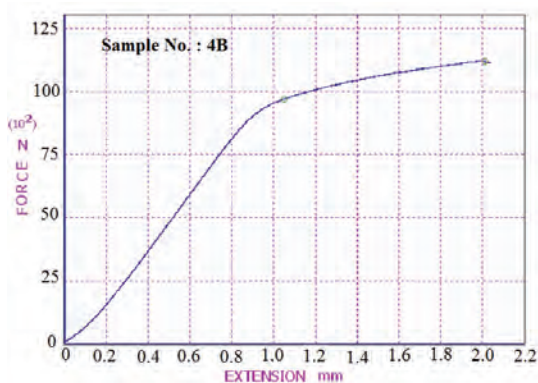
#### ج- بررسی میزان تخلخل و اکسیدها

شکل (۱۹) تصویر حفره و یا تخلخل در لایه جوش را نشان می‌دهد. این حفرات احتمالاً ناشی از حبس گاز آرگون و یا انقباض ناشی از مذاب لایه جوش در مراحل پایانی پروسه انجماد می‌باشد که اندازه آنها بین ۴۰-۶۰ μm بوده و مجموع آنها نیز کمتر از ۳٪ اندازه گیری شده است.

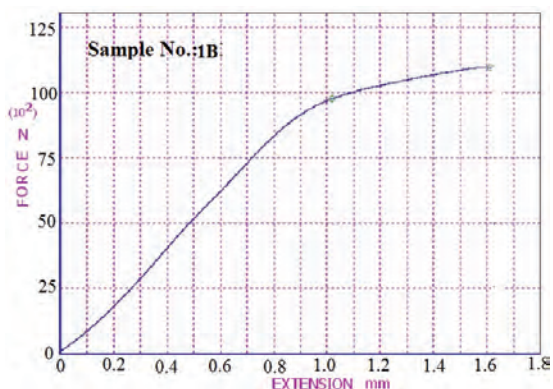
در شکل (۲۰) تصویری از فازهای مضر اکسیدی در فصل مشترک بین پاس‌های اول و دوم و همچنین در سطح آزاد لایه جوش مشاهده شده است. حضور لایه‌های اکسیدی بیانگر عدم کارایی مناسب سیستم محافظت حوضچه مذاب توسط اعمال گاز آرگون در مقابل نفوذ اکسیژن محیط می‌باشد که احتمالاً موجب کاهش میزان استحکام چسبندگی لایه جوش به فلز پایه و در نتیجه کاهش عمر پره توربین گاز در شرایط سرویس می‌گردد.

جدول ۴. نتایج آزمون‌های سختی سنجی و کشش دمای محیط نمونه‌های لایه نشانی شده و فلز پایه

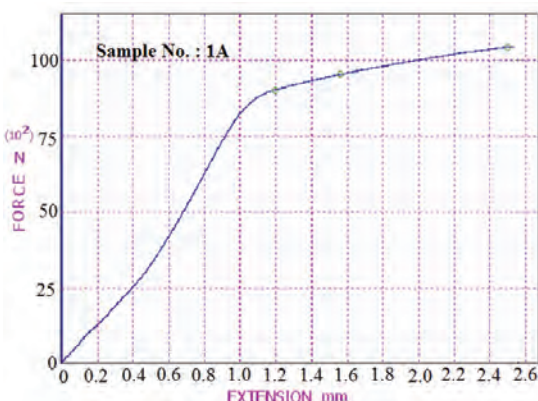
شرایط نمونه ریختگی	مشخصات نمونه	استحکام تسلیم، %۰/۲ افست (مگاپاسکال)	استحکام کششی (مگاپاسکال)	انعطاف پذیری (%)	نتایج سختی (راکول C)
هیپ + عملیات حرارتی انحلال جزئی + پیرسازی	1B (لایه نشانی شده)	۷۰۵	۸۲۱	۵/۶	۳۵
	2B (لایه نشانی شده)	۶۵۹	۷۶۱	۶/۵	۳۴
	3B (لایه نشانی شده)	۶۶۵	۷۹۳	۶/۷	۳۴
	4B (لایه نشانی شده)	۷۱۵	۸۴۹	۷/۷	۳۶
	1A (فلز پایه)	۶۹۵	۷۷۳	۱۰/۰	۳۹
	2A (فلز پایه)	۶۹۳	۷۸۷	۹/۸	۳۹
حداقل مقادیر قابل پذیرش [۹]		۶۹۰	۸۰۰	۴/۰	۴۲-۳۲



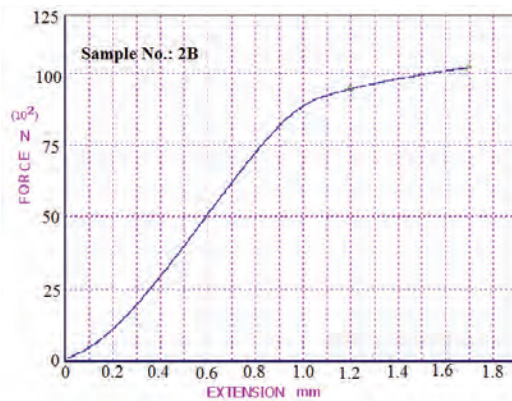
د) نمونه شماره 4B



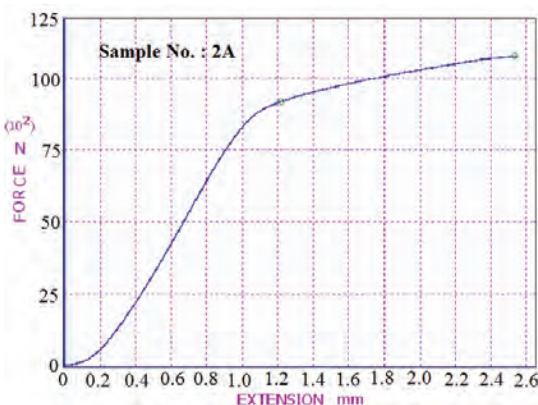
الف) نمونه شماره 1B



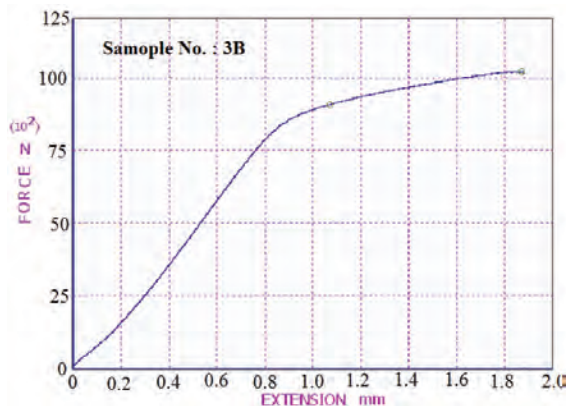
ه) نمونه شماره 1A



ب) نمونه شماره 2B



و) نمونه شماره 2A



ج) نمونه شماره 3B

شکل ۲۱. نمودارهای تنش- کرنش نمونه‌های لایه نشانی شده و فلز پایه در آزمون کشش دمای محیط

تنوع عناصر آلیاژی کمتر، از سختی و استحکام پائین‌تری برخوردار است. در عین حال نتایج سختی و خواص کششی دمای محیط نمونه‌های لایه نشانی شده نسبت به فلز پایه و استاندارد پذیرش این آلیاژ، قابل مقایسه بوده و اختلاف چندانی ندارد.

طی فرایند لایه نشانی با لیزر، ناحیه لایه نشانی شده به سرعت ذوب و منجمد می‌شود. در این حالت ساختار لایه جوش با ساختار سلولی ستونی، دانه بندی و رسوبات ثانویه ریزتر در مقابل حرکت نابجایی‌ها مقاومت بیشتری دارد که

چهار نمونه نه از ناحیه لایه نشانی شده بلکه از ناحیه فصل مشترک با فلز پایه و در انتهای یکی از دو سر شیار ناحیه لایه نشانی شده یعنی ضعیف‌ترین ناحیه رخ داده است. در واقع نتایج استحکام کششی بدست آمده نیز مربوط به همین ناحیه می‌باشد. همچنین با توجه به اختلاف بسیار کم تنش تسلیم و تنش کششی بین نمونه‌های لایه نشانی شده و فلز پایه می‌توان نتیجه گرفت که ریزساختار ناحیه جوش ارتباط موثری با خواص مکانیکی ندارد اگر چه سوپرآلیاژ IN625 در مقایسه با سوپرآلیاژ IN738LC بخاطر میزان و

ستونی و یا دندریتی هم محور در این ناحیه مشاهده نمی‌شود.

۵. تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان می‌دهد که برخی از ترک‌ها از لایه جوش آغاز و با عبور از فصل مشترک با فلز پایه، در امتداد مرز دانه‌های سوپرآلیاژ IN738LC گسترش یافته است. همچنین برخی دیگر از ترک‌ها فقط در لایه جوش بوده و در فصل مشترک با فلز پایه متوقف شده‌اند.

۶. تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان داده است که بعضی از مرز دانه‌های منطقه متأثر از حرارت که به مرز جوش متصل بودند، به شدت ذوبی شده‌اند. در واقع لایه‌های پیوسته کناره ترک‌ها همان مذاب ناشی از ذوبی شدن رسوبات  $\gamma'$  و کاربیدهای MC است که مرز دانه را خیس کرده و در آن جریان پیدا کرده است.

۷. مطابق نقشه آنالیز عنصری، ذرات روشنی که در داخل ترک توزیع شده‌اند شامل مقادیر بالایی از عنصر Nb می‌باشد که این ذرات ریز در واقع همان کاربیدهای NbC اولیه فلز پایه بوده که در اثر حرارت ناشی از لیزر ذوب و در مرحله سرمایش دوباره منجمد شده‌اند.

۸. متوسط سختی ناحیه جوش نمونه‌های لایه نشانی شده ( $34/8$  راکول C) از متوسط سختی نمونه‌های فلز پایه ( $39/0$  راکول C) به میزان ۱۱٪ کمتر می‌باشد ولی در محدوده قابل قبول استاندارد پذیرش سختی سوپر آلیاژ قرار دارد.

۹. نتایج خواص کششی دمای محیط نمونه‌های لایه نشانی شده نسبت به فلز پایه و استاندارد پذیرش این آلیاژ، قابل مقایسه می‌باشد. متوسط استحکام تسلیم نمونه‌های لایه نشانی شده ( $686$  MPa) از متوسط استحکام تسلیم نمونه‌های فلز پایه ( $694$  MPa) به اندازه ۱/۲٪ کمتر می‌باشد در حالیکه متوسط استحکام کششی نمونه‌های لایه نشانی ( $806$  MPa) از متوسط استحکام کششی نمونه‌های فلز پایه ( $780$  MPa) به میزان ۳/۲٪ بیشتر شده است.

۱۰. متوسط درصد انعطاف‌پذیری در نمونه‌های لایه نشانی شده ( $6/6$ ٪) به میزان قابل توجهی کمتر از متوسط مقادیر مشابه آن در نمونه‌های فلز پایه ( $9/9$ ٪) می‌باشد. البته مطابق استاندارد، این میزان انعطاف‌پذیری کشش دمای محیط بدست آمده در مقایسه با حداقل انعطاف‌پذیری قابل قبول آلیاژ ( $4$ ٪) که در بازسازی پره‌های متحرک توربین گاز از جنس سوپر آلیاژ IN738LC اعمال می‌گردد، بالاتر می‌باشد.

## ۵. تقدیر و تشکر

بدین وسیله از کلیه همکاران در گروه مینا و شرکت مهندسی مواد کاران که بنحوی ما را در انجام این تحقیق یاری نموده‌اند، کمال تشکر و سپاسگزاری بعمل می‌آید.

این امر باعث افزایش استحکام کششی نهایی نمونه‌های لایه نشانی نسبت به فلز پایه می‌گردد [۲۰].

مطابق جدول (۴)، متوسط درصد انعطاف‌پذیری در نمونه‌های لایه نشانی شده ( $6/6$ ٪) به میزان قابل توجهی کمتر از متوسط مقادیر مشابه آن در نمونه‌های فلز پایه ( $9/9$ ٪) می‌باشد. بر خلاف نتایج استحکام کششی، میزان انعطاف‌پذیری نمونه، میانگینی از انعطاف‌پذیری نواحی مختلف آن، یعنی حوضچه جوش، ناحیه متأثر از حرارت و فلز پایه می‌باشد. بنظر می‌رسد حضور ترک‌های انجمادی در ناحیه جوش و ترک‌های ذوبی در ناحیه متأثر از حرارت با ایجاد تمرکز تنش نقش تعیین کننده‌ای در شکست نمونه‌های لایه نشانی شده داشته و موجب کاهش  $33/3$  درصدی میزان انعطاف‌پذیری آنها در مقایسه با فلز پایه گردیده است. البته مطابق استاندارد [۹]، این میزان انعطاف‌پذیری کشش دمای محیط بدست آمده در مقایسه با حداقل انعطاف‌پذیری قابل قبول آلیاژ ( $4$ ٪) که در بازسازی پره‌های متحرک توربین گاز از جنس سوپر آلیاژ IN738LC اعمال می‌گردد، بالاتر می‌باشد. بدیهی است برای بکارگیری روش لایه نشانی با لیزر در فرآیندهای بازسازی پره‌های توربین گاز، می‌بایست ترک‌های مشاهده شده رفع گردد. در واقع با حذف ترک از لایه جوش این امکان وجود دارد که بتوان محدوده بیشتری از سطوح پره‌های دارای عیب را با روش لایه نشانی با لیزر بازسازی کرد. البته تحقق این امر مستلزم انجام آزمون‌های کشش گرم، خزش و خستگی بعنوان آزمون‌های تکمیلی و رضایت‌بخش بودن نتایج آنها می‌باشد.

## ۴. نتیجه گیری

۱. تصاویر میکروسکوپ نوری و الکترونی نشان می‌دهد که اندازه و مورفولوژی ذرات فاز  $\gamma'$  اولیه در منطقه متأثر از حرارت با اندازه و مورفولوژی این فاز در فلز پایه در شرایط قبل از فرایند لایه نشانی ( $0/5 \pm 0/1$   $\mu\text{m}$ ) یکسان بوده که این امر نشان می‌دهد تاثیر حرارتی فرایند لایه نشانی با لیزر بر ساختار فلز پایه در منطقه متأثر از حرارت، ناچیز می‌باشد.

۲. نمودار تغییرات ترکیب شیمیایی در ناحیه فصل مشترک فلز پایه با لایه جوش نشان داده است که میزان تغییرات با شیب ملایم و بطور متوسط در فاصله کمتر از  $10$   $\mu\text{m}$  صورت گرفته که در مقایسه با دیگر فرایندهای لایه نشانی مرسوم، ناچیز می‌باشد.

۳. میزان درصد فازهای اکسیدی و تخلخل در ناحیه لایه نشانی شده با لیزر هر کدام کمتر از ۳٪ اندازه گیری شده است.

۴. تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان داده است که در ناحیه لایه نشانی شده با لیزر ساختار سلولی ستونی ریز تشکیل شده و هیچ شواهدی از ساختارهای دندریتی

## References

- [1] R. A. Steven & P. E. J. Flewith, "Intermediate Regenerative Heat Treatment For Extending The Creep Life of Superalloy IN738", Mataterial Scienc and Engineering, 1981.
- [2] C. T. Sims, N. S. Stoloff, W. C. Hagel, "Superalloys II", John Wiley and Sons, pp. 97-123, 1987.
- [3] H. I. Kim, H. Sun Park, J. M. Koo, "Evaluation of welding characteristics for manual overlay and laser cladding materials in gas turbine blades", Journal of Mechanical Science and Technology 26 (7), 2012.
- [4] J. O. Aina, "A study of laser weldability of IN738 nickel based superalloy in a new pre-weld heat treatment condition", Master of science thesis, University of Manitoba, 2014.
- [5] L. Shepeleva, B. Medres, W.D. Kaplan, M. Bamberger, A. Weisheit, "Laser Cladding of Turbine Blades", Surface and Coatings Technology, 2000.
- [6] Sulzer Technical Review, "Laser Welding to Industrial gas Turbine Components", 2004.
- [7] W. H. Syed, A. J. Pinkerton, L. Li, "A comparative study of wire feeding and powder feeding in direct diode laser deposition for rapid prototyping", Applied Surface Science, 2005.
- [8] ASTM E8/E8m-09, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", 2010.
- [9] Elbar Standard, "Material IN738LC, Investment Vacuum Casting", EPS 040, 1985.
- [10] M. Gaeumann, C. Bezençon, P. Canalis, P & W. Kurz, "Single-Crystal Laser Deposition of Superalloys: Processing-Microstructure Maps", Acta Material, Vol.49, pp.1051-1062, 2001.
- [11] J. C. Lippold, S. D. Kiser, and J. N. DuPont, "Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys", John Wiley & Sons, New York, 2009.
- [12] Minlin Zhong, Hongqing Sun, Wenjin Liu, Xiaofeng Zhu, Jinjiang He, "Boundary liquation and interface cracking characterization in laser deposition of Inconel 738 on directionally solidified Ni-based superalloy", Scripta Materialia, PP.159-164, 2005.
- [13] J. N. Dupont, J. C. Lippold, & S. D. Kiser, "Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys", Wiley and Sons, New York (NY), 2009.
- [14] J. Chen and L. Xue, "Process-Induced Microstructural Characteristics Of laser Consolidated IN-738 Superalloy", Material Science and Engineering, A 527, pp.7318-7328, 2010.
- [15] O. A. Ojo & M. C. Chaturvedi, "Liquation Microfissuring in the Weld Heat-Affected Zone of an Overaged Precipitation-Hardened Nickel-Base Superalloy", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 38, pp. 356-369, 2007.
- [16] O. A. Ojo, N. L. Richards & M. C. Chaturvedi, "Liquid Film Migration of Constitutionally Liquefied  $\gamma'$  in Weld Heat Affected Zone (HAZ) of IN738LC Superalloy", Scripta Materialia, Vol. 51, pp. 141-146, 2004.
- [17] O. A. Ojo, N. L. Richards & M. C. Chaturvedi, "Contribution of Constitutional Liquation of Gamma Prime Precipitate to Weld HAZ Cracking of Cast IN738LC Superalloy", Scripta Materialia, Vol. 50, pp. 641-646, 2004.
- [18] K. R. Vishwakarma, N. L. Richards, & M. C. Chaturvedi, "Microstructural Analysis of Fusion and Heat Affected Zones in Electron Beam Welded ALLVAC® 718PLUS™ Superalloy", Materials Science and Engineering: A, Vol. 480, pp. 517-528, 2008.
- [19] O. A. Ojo, Y. L. Wang & M. C. Chaturvedi, "Heat Affected Zone Liquation Cracking in Electron Beam Welded Third Generation Nickel Base Superalloys", Materials Science & Engineering A, Vol. 476, pp. 217-223, 2008.
- [20] G. Marchese, X. G. Colera, F. Calignano, M. Lorusso, S. Biamino, "Characterization and Comparison of Inconel 625 Processed by Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition", Advanced Engineering Material, 2016.