

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE ENGENHARIAS, CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

FERNANDA MARIANO PEREIRA

CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DAS PROPRIEDADES
CRIOGÊNICAS DA SUPERLIGA INCONEL 718 PROCESSADA POR FUSÃO EM
LEITO DE PÓ A LASER

PONTA GROSSA

2025

FERNANDA MARIANO PEREIRA

CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DAS PROPRIEDADES
CRIOGÊNICAS DA SUPERLIGA INCONEL 718 PROCESSADA POR FUSÃO EM
LEITO DE PÓ A LASER

Trabalho apresentado para obtenção do título de
Doutora no Programa de Pós-Graduação em Engenharia
e Ciência dos Materiais da Universidade Estadual de
Ponta Grossa, Área de Engenharia e Ciência dos
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho.

Coorientador: Prof. Dr. Kahl Dick Zilnyk.

PONTA GROSSA

2025

P436 Pereira, Fernanda Mariano
Caracterização da microestrutura e das propriedades criogênicas da
superliga inconel 718 processada por fusão em leito de pó a laser / Fernanda
Mariano Pereira. Ponta Grossa, 2025.
113 f.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de
Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade
Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho.
Coorientador: Prof. Dr. Kahl Dick Zilnyk.

1. Superligas de níquel (Inconel 718). 2. Manufatura aditiva metálica. 3.
Criogenia - Aplicações em materiais. 4. Propriedades mecânicas. 5. Fusão em
leito de pó a laser (PBF-LB). I. Cintho, Osvaldo Mitsuyuki. II. Zilnyk, Kahl Dick. III.
Universidade Estadual de Ponta Grossa. Desenvolvimento e Caracterização de
Materiais. IV.T.

CDD: 620

FERNANDA MARIANO PEREIRA

CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA E DAS PROPRIEDADES
CRIOGÊNICAS DA SUPERLIGA INCONEL 718 PROCESSADA POR FUSÃO EM
LEITO DE PÓ A LASER

Trabalho apresentado para obtenção do título de Doutora
no Programa de Pós-Graduação em Engenharia e
Ciência dos Materiais da Universidade Estadual de Ponta
Grossa, Área de Engenharia e Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho.

Coorientador: Prof. Dr. Kahl Dick Zilnyk.

Ponta Grossa, 30 de maio de 2025



Documento assinado digitalmente

OSVALDO MITSUYUKI CINTHO

Data: 09/03/2026 16:15:41-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho (UEPG) – Presidente



Documento assinado digitalmente

ALINE EMANUELLE ALBUQUERQUE CHEMIN

Data: 09/03/2026 15:16:49-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Profa. Dra. Aline Emanuelle Albuquerque Chemin (UNICAMP)



Documento assinado digitalmente

MILTON SERGIO FERNANDES DE LIMA

Data: 09/03/2026 15:47:11-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima (ITA)



Documento assinado digitalmente

IVALDO TONIOLO KUBASKI

Data: 09/03/2026 16:35:48-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Evaldo Toniolo Kubaski (UEPG)



Documento assinado digitalmente

FRANCISCO CARLOS SERBENA

Data: 09/03/2026 18:01:37-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Francisco Carlos Serbena (UEPG)

À minha avó, **Carolina de Souza Mariano**
(*in memoriam*).

Mesmo sem ter aprendido a ler ou a escrever, foi
uma das pessoas mais importantes da minha vida.

Seu exemplo de honestidade, trabalho, fé,
perseverança e bondade guiou minha caminhada.

Esta conquista também é sua.

AGRADECIMENTOS

Agradeço, em primeiro lugar, a Deus, por minha existência, por sua presença constante e benevolente, mesmo nos momentos em que O neguei. Sou grata por ter colocado em meu caminho, sempre no tempo certo, pessoas que me apoiaram e me deram forças para seguir em frente.

Aos meus pais, Adão Rozenilso Pereira e Geraldina Aparecida Mariano Pereira, agradeço pela educação, pelas orações e pelo constante incentivo aos estudos. Ao meu irmão, Dr. Alan Wagner Pereira, agradeço pela parceria e por ser uma inspiração de dedicação e inteligência.

Estendo minha gratidão aos familiares das famílias Mariano e Pereira. Em especial, à minha tia Joseli Mariano e ao meu tio Antônio Celso Ramos (in memoriam), que compartilharam comigo não apenas o lar, mas também as angústias e as alegrias vividas durante parte da elaboração deste trabalho;

Aos meus orientadores, Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho e Dr. Kahl D. Zilnyk, expresso minha profunda gratidão pelo apoio contínuo, não apenas técnico, mas também emocional, ao longo desses anos. A confiança que depositaram em mim, especialmente nos momentos em que nem eu mesma acreditava ser possível, foi fundamental para a concretização deste trabalho;

A todos os membros, e em especial aos coordenadores, que me acolheram como pesquisadora nos projetos DESCAAL e Petrobras 2022/00140-6, registro meu sincero agradecimento.

Agradecimentos especiais aos técnicos Dr. Milton Michel (UEPG), Jose Carlos Delgado (UEPG) e Filipe Caldato (ITA), cuja assistência foi essencial para o desenvolvimento do trabalho experimental. Estendo também minha gratidão à Sra. Selma, secretária do departamento, por sua gentileza e pelo apoio constante diante dos desafios administrativos ao longo desta jornada.

Aos membros da minha banca de Qualificação, Prof. Dr. Leonardo Pacheco Wendler e o Pesq. Dr. Leonardo Shoji Aota, que fizeram ótimas colocações e me permitiram aprimorar este trabalho.

À Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG) e ao Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA) pela oportunidade de estudo, e de desenvolvimento desta tese;

Ao Dr. Peter Harlin, e ao Dr. Leandro Moraes Feitosa, ambos da Sandvik SA, que doaram o pó de Inconel 718;

Ao Dr. André Luiz Jardini Munhoz responsável pela fabricação dos corpos de prova e amostras fabricados por DMLS, no Instituto BIOFABRIS da Universidade de Campinas – UNICAMP;

Ao Centro Nacional de Pesquisas em Energia e Materiais – CNPEM pela doação do Inconel 718 fabricado convencionalmente;

A todos os colegas de equipe da UEPG e do ITA, expresso minha sincera gratidão pelo companheirismo e pela constante troca de conhecimentos ao longo desta jornada. Em especial, agradeço ao Rafael Dei Tós Barreto pela contribuição na automação com o arduíno na máquina de fadiga, ao Rodrigo Vieira Garcia Barbosa pelo auxílio com a produção do recipiente para o tratamento térmico de algumas amostras em 2021 e ao Maurício de Castro, pelo suporte nos ensaios de tração em condições criogênicas.

Ao Dr. Rene Volu, agradeço pelo apoio, suporte logístico, incentivo e companhia no laboratório durante os últimos cinco meses, os quais foram fundamentais para a conclusão desta etapa.

À minha amiga Monique Goto Holetz, agradeço pelo incentivo constante, pela escuta atenta e pelas valiosas contribuições pessoais que tornaram esta trajetória mais leve e significativa.

Agradeço pela acolhida provisória em janeiro de 2025, gentilmente oferecida pela Caroline Cristine de Andrade Ferreira e sua mãe, Darlene. Sem esse apoio, seria mais difícil realizar os ensaios de fadiga necessários para este trabalho nesse período.

Aos meus amigos Jéssica Kalil, Carol Spikalski, Amanda, Raquel, Evandro, Edson, Letícia, Ari, e Philipe, agradeço pela amizade, pelo companheirismo e pelo apoio ao longo desta trajetória. Em especial, ao Luiz Alberto Rodrigues, por ter me incentivado, ainda na graduação, a seguir o caminho acadêmico e dado suporte por muitos anos dessa jornada.

Ao Laboratório Multiusuários, onde realizei as caracterizações de EBSD na UEPG.

Ao CNPQ pela concessão da bolsa.

“Sem o amor, todas as obras são nada, mesmo as mais brilhantes.”
Santa Teresinha do Menino Jesus

RESUMO

A manufatura aditiva metálica, em especial a técnica de fusão em leito de pó a laser (PBF-LB), tem se consolidado como uma alternativa estratégica para a fabricação de componentes de alta complexidade e elevado desempenho. A superliga de níquel Inconel 718, devido à sua excelente resistência mecânica, estabilidade térmica e resistência à fadiga e à corrosão, é amplamente utilizada em aplicações aeroespaciais em uma ampla faixa de temperaturas. No entanto, os desafios impostos pela formação de microestruturas heterogêneas e pela presença de defeitos intrínsecos à manufatura aditiva podem comprometer essas propriedades, exigindo a validação do seu comportamento em condições extremas, como em temperaturas criogênicas. Neste trabalho, o comportamento mecânico de amostras de Inconel 718 fabricadas por PBF-LB foi avaliado por meio de ensaios de tração e fadiga em temperatura ambiente e em condições criogênicas ($-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$). O material foi analisado na condição como-produzida e após tratamento térmico de solubilização seguido de duplo envelhecimento, conforme a norma AMS 5662. Para fins comparativos, amostras de Inconel 718 forjado foram submetidas aos mesmos tratamentos e ensaios. A microestrutura foi caracterizada por microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de elétrons retroespalhados. Os resultados demonstraram que o Inconel 718 produzido por PBF-LB e submetido ao tratamento térmico apresentou maior dureza e resistência à tração, além de resistência à fadiga similar, especialmente sob condições criogênicas, em comparação ao material forjado. Esses resultados evidenciam o elevado potencial da manufatura aditiva para a produção de componentes críticos de Inconel 718.

Palavras-chave: Inconel 718, manufatura aditiva, PBF-LB, temperatura criogênica, propriedades mecânicas, microestrutura.

ABSTRACT

Metal additive manufacturing, particularly Laser Powder Bed Fusion (PBF-LB), has emerged as a strategic approach for producing high-performance components with complex geometries. The nickel-based superalloy Inconel 718 is widely used in aerospace applications due to its excellent mechanical strength, thermal stability, and resistance to fatigue and corrosion over a wide temperature range. However, challenges related to heterogeneous and anisotropic microstructures, as well as intrinsic defects associated with additive manufacturing, require validation of its mechanical behavior under extreme conditions, such as cryogenic temperatures. In this work, the mechanical behavior of Inconel 718 samples produced by PBF-LB was evaluated through tensile and fatigue tests at room temperature and under cryogenic conditions ($-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$). The material was analyzed in the as-built condition and after solution treatment followed by double aging according to the AMS 5662 standard. For comparison, conventionally forged Inconel 718 samples were subjected to the same treatments and testing conditions. The microstructure was characterized using optical microscopy, scanning electron microscopy, and electron backscatter diffraction. The results showed that the PBF-LB material after heat treatment exhibited higher hardness and tensile strength, as well as similar fatigue resistance, especially under cryogenic conditions, compared to the forged material. Overall, the findings demonstrate that the combination of PBF-LB additive manufacturing and appropriate heat treatment results in enhanced mechanical properties, highlighting the potential of this processing route for critical Inconel 718 components operating in extreme environments.

Keywords: Inconel 718, additive manufacturing, PBF-LB, cryogenic temperature, mechanical properties, microstructure.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Processo seletivo de fusão a laser: 1: laser; 2: lentes; 3: espelho x-y scanning; 4: caimento; 5: tabela de suprimento de pó; 6: construir tabela; 7: mesa para descanso em pó e 8: suporte de pó.	22
Figura 2 - Pó atomizado a gás de diversos materiais para MA: Onde em (a) Inconel 718 (Oerlikon), (b) Ti6Al4V (LPW Technology), (c) AlSi10Mg (LPW Technology), (d) Scalmalloy (Airbus APWorks).	26
Figura 3 - Desenho de um motor de aeronaves.	28
Figura 4 - Morfologia de algumas fases do Inconel 718 observado por MEV.	34
Figura 5 - Distribuição de algumas fases e de carbeto do Inconel 718 observado por MEV	35
Figura 6 - Representação da orientação dos grãos na microestrutura do Inconel 718 obtido por manufatura aditiva(a) da sobreposição das trilhas (b) e sobreposição das camadas (c).	35
Figura 7 - Difractogramas de raios X do Inconel 718 nas condições 'as - built', tratado SA e tratado HSA.	36
Figura 8 - Curva tensão deformação do Inconel 718 feito por PBF -LB sob condições diferentes de tratamento.	38
Figura 9- Dureza do Inconel 718 feito por PBF -LB sob condições diferentes de tratamento.	38
Figura 10 - Vida em fadiga do Inconel 718 feito por PBF -LB sob condições diferentes de tratamento.	39
Figura 11 - Fractografia do Inconel 718 feito por PBF -LB na condição as built e após tratamento AT2 ou SA.	40
Figura 12 - Diagrama TTT do Inconel 718.	41
Figura 13 - Diagrama TTT para o Inconel 718 feito por MA.	41
Figura 14 - Gráficos de tração para a prata comercialmente pura.	44
Figura 15 - Fractografias da prata pura pós deformação criogênica.	45
Figura 16 - Fractografias da prata pura pós deformação em temperatura ambiente.	46
Figura 17 - Representação esquemática do corte de corpos de prova em uma barra com 2 mm de espessura.	50
Figura 18 - Representação esquemática do corte de corpos de prova em uma barra com 3 mm de espessura.	51
Figura 19 - Representação esquemática do corte de corpos de prova em uma barra com 3 mm de espessura.	51
Figura 20 - Disposição das amostras na placa de impressão.	52
Figura 21 - Corpo de prova para ensaio de tração.	52
Figura 22 - Corpo de prova para ensaio de fadiga.	53
Figura 23 - Medidas dos cilindros utilizados para cálculo de densidade e porosidade.	53
Figura 24 - Corpos de prova utilizados para ensaios de corrosão, análises microscópicas, além de cálculo de densidade e porosidade.	53
Figura 25 - Corpos de Prova na mesa de impressão.	54
Figura 26 - Demonstração do tratamento térmico: (a) amostras após tratamento térmico, (b) e (c) caixa feita para amostras ficarem durante tratamento térmico.	55
Figura 27 - Representação do tratamento térmico feito nas amostras.	55
Figura 28 - Exemplo de imagem utilizada para obter a porcentagem de porosidade nas amostras de MA.	57

Figura 29 - Máquina de ensaios MTS 370.25.....	58
Figura 30 - Ensaio de tração criogênico.....	58
Figura 31- Máquina de ensaio de fadiga utilizada-(a), (b) e (c); Distribuição de forças, momento fletor (M) e momento cortante (P) durante o ensaio.(d).....	60
Figura 32 - Aparato de resfriamento criogênico para o ensaio de fadiga.....	61
Figura 33 - Partículas do pó de Inconel 718 embutido, lixado e polido e analisado por MO.....	62
Figura 34 - Partículas do pó de Inconel 718 embutido, lixado e polido e analisado por MO.....	63
Figura 35 - Partículas do pó de Inconel 718 embutido, lixado, polido e atacado, analisado por MO.....	63
Figura 36 - Micrografia em EBSD: Mapa do tamanho de grão do Pó de Inconel 718 como recebido.....	64
Figura 37 - Micrografia em EBSD: Mapa de orientação por IPF do Pó de Inconel 718 como recebido.....	65
Figura 38 - Figuras de polo inversas e figuras de polo para o pó de Inconel 718	65
Figura 39 - Perfil de difração de raios X para a amostra forjada de Inconel 718.....	66
Figura 40 - Perfil de difração de raios X para a amostra de Inconel 718 feita por PBF - LB.....	67
Figura 41 - Inconel 718, forjado, como recebido, atacado e observado por MO.....	68
Figura 42 - Inconel 718, forjado, como recebido, atacado e observado por MEV.....	68
Figura 43 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MO.....	69
Figura 44 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MO.....	70
Figura 45 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.....	70
Figura 46 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.....	71
Figura 47 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.....	72
Figura 48 - Inconel 718 forjado, solubilizado e envelhecido, observado por MEV. ...	73
Figura 49 - Inconel 718, forjado, envelhecido, atacado com ácido oxálico e observado por MO.....	73
Figura 50 - Inconel 718, forjado, envelhecido, atacado e observado por MEV	74
Figura 51 - Inconel 718, forjado, envelhecido, atacado e observado por MEV.....	74
Figura 52 - Mapa de orientação de figura de polo inversa do Inconel 718 forjado envelhecido.....	75
Figura 53 - Figura de polo inversa e Figura de polo para o Inconel 718 forjado envelhecido.....	76
Figura 54 - Micrografia em EBSD: Mapa do tamanho de grão do Inconel 718 forjado e envelhecido.....	76
Figura 55 - Mapas dos contornos de grão de baixo e alto ângulo do Inconel 718 forjado e envelhecido.....	77
Figura 56 - Mapa de variação de orientação intragranular em relação à orientação média do grão (GOS) do Inconel 718 forjado e envelhecido.....	78
Figura 57 - Inconel 718 as built, lixado, polido e atacado, observado por MO.....	79
Figura 58 - Inconel 718 as built, lixado, polido e atacado observado por MO.....	79
Figura 59 - Inconel 718, impresso por PBF - LB, as built, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.....	80

Figura 60 - Inconel 718, impresso por PBF - LB, as-built, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.....	81
Figura 61 - Mapa de orientação e figura de pólo inversa do Inconel 718 impresso por PBF – LB, as built.....	82
Figura 62 - Mapa de orientação e figura de pólo inversa do Inconel 718 impresso por PBF – LB, as built.....	83
Figura 63 - Micrografia em EBSD: Mapa do tamanho de grão do Inconel 718 feito por PBF – LB as-built.	84
Figura 64 - Mapas dos contornos de grão de baixo e alto ângulo do Inconel 718 feito por PBF – LB as built.	84
Figura 65 - Mapa de variação de orientação intragranular em relação à orientação média do grão (GOS) do Inconel 718 processado por PBF – LB as-built.	85
Figura 66 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MO.....	86
Figura 67 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MO.....	87
Figura 68 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MEV.....	88
Figura 69 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MEV.....	88
Figura 70 - Inconel 718, feito por PBF - LB, envelhecido, atacado com oxálico e observado por MO.....	89
Figura 71 - Inconel 718, feito por PBF - LB, envelhecido, atacado com oxálico e observado por MEV.....	89
Figura 72 - Mapa de orientação de figura de polo inversa do Inconel 718, feito por PBF–LB e envelhecido.	90
Figura 73 - Figura de polo inversa e figura de polo para o Inconel 718 feito por PBF – LB envelhecido.....	91
Figura 74 - Mapa do tamanho de grão do Inconel 718 feito por PBF – LB e envelhecido.	91
Figura 75 - Mapas dos contornos de grão de baixo e alto ângulo do Inconel 718 feito por PBF - LB e envelhecido.....	92
Figura 76 - Mapa de variação de orientação intragranular em relação à orientação média do grão (GOS) do Inconel 718 feito por PBF – LB e envelhecido.	93
Figura 77 - Média de tamanho de grão para diferentes condições do Inconel 718. ...	94
Figura 78 - Dureza do Inconel 718 em diferentes condições.	95
Figura 79 - Mapa de distribuição de dureza para Inconel 718 feito por PBF -LB as built.	96
Figura 80 - Curva de tensão x deformação do material convencional forjado envelhecido.	97
Figura 81- Curva de tensão x deformação do material feito por PBF – LB as built.	98
Figura 82 - Curva de tensão x deformação do material feito por PBF – LB envelhecido.	99
Figura 83 - Gráfico de fadiga para o Inconel 718 feito por MA ou PBF -LB sob diferentes condições.	101
Figura 84 - Gráfico de fadiga para o Inconel 718 forjado sob diferentes condições.	102
Figura 85 - Gráfico de fadiga para o Inconel 718 feito por MA ou PBF-LB e forjado sob diferentes condições.	103

Figura 86 - Fractografias do Inconel 718 MA as-built fadigado em ensaios à temperatura ambiente.	104
Figura 87 - Fractografias do Inconel 718 MA as-built fadigado em ensaios à temperatura criogênica.	104
Figura 88 - Fractografias do Inconel 718 MA envelhecido fadigado em ensaios à temperatura ambiente.	105
Figura 89 - Fractografias do Inconel 718 MA envelhecido, fadigado em ensaios à temperatura criogênica.	105
Figura 90 - Fractografias do Inconel 718 forjado envelhecido, fadigado em ensaios à temperatura ambiente.	106
Figura 91 - Fractografias do Inconel 718 Forjado envelhecido, fadigado em ensaios à temperatura criogênica.	106

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Processabilidade das ligas.A (facilmente), B (aceitável em alguns parâmetros específicos).....	32
Tabela 2 - Comparativo de Tratamentos Térmicos para a Liga Inconel 718: SA (utilizado para materiais forjados, conforme a especificação AMS 5662) e HSA (empregado para materiais fundidos, conforme a especificação AMS 5383).....	37
Tabela 3 - Composição do pó Osprey® 718, fornecido pela Sandvik	49
Tabela 4 - Composição química do Inconel 718 como fabricado	50
Tabela 5 - Média e desvio padrão de tamanho de grão para diferentes condições do Inconel 718.....	94
Tabela 6 - Propriedades mecânicas do Inconel 718 sob diferentes condições analisadas.....	99

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AM	Additive manufacturing
AS	Solubilização + duplo envelhecimento
AT1	Tratamento de duplo envelhecimento direto (720 °C por 8 horas, resfriamento controlado em forno a 55 °C/h até 620 °C, seguido de 8 horas de envelhecimento e resfriamento ao ar)
AT2	Tratamento de solubilização seguido de duplo envelhecimento (solubilização a 980 °C por 1,5 horas com resfriamento ao ar, seguida por envelhecimento a 720 °C e 620 °C)
AT3	Tratamento de homogeneização seguido de duplo envelhecimento (homogeneização a 1080 °C, solubilização e envelhecimentos subsequentes)
CAD	Desenho assistido por computador
CCT	<i>Continuous cooling transformation</i>
CNPEM	Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais
DED	<i>Directed energy deposition</i>
EB	<i>Electron beam</i>
EBM	<i>Electron beam melting</i>
EDS	Espectroscopia de energia dispersiva
FEG	<i>Field emission gun – scanning electron microscope</i>
GMA	<i>Gas metal arc</i>
HSA	Homogeneização + solubilização + duplo envelhecimento
LPM	Laboratório de Processamento de Materiais
MA	Manufatura aditiva
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio óptico
PBF	<i>Powder bed fusion</i>
PBF-LB	<i>Powder bed fusion – laser beam</i>
PA	<i>Plasma arc</i>
PREP	Processo de eletrodo rotativo a plasma
TIP	<i>Twinning-induced plasticity</i>
UAM	<i>Ultrasonic additive manufacturing</i>

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
2 OBJETIVOS.....	19
2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19
3 REVISÃO DA LITERATURA	20
3.1 MANUFATURA ADITIVA (MA).....	20
3.2 APLICAÇÕES DA MANUFATURA ADITIVA.....	23
3.3 MATÉRIA - PRIMA PARA MANUFATURA ADITIVA	24
3.4 APLICAÇÕES DA MANUFATURA ADITIVA NA INDÚSTRIA AERONÁUTICA..	27
3.5 PROCESSABILIDADE DAS LIGAS POR MANUFATURA ADITIVA.....	30
3.6 LIGAS DE NÍQUEL NA MANUFATURA ADITIVA.....	31
3.7 INCONEL 718 NA MANUFATURA ADITIVA.....	33
3.8 METAIS SOB EFEITO CRIOGÊNICO.....	42
3.9 INCONEL SOB EFEITO CRIOGÊNICO	47
4 MATERIAIS E MÉTODOS	49
4.1 MATERIAL	49
4.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS	50
4.2.1 Corte das amostras do material forjado convencional.....	50
4.2.2 Produção de amostras por manufatura aditiva PBF- LB	51
4.2.3 Tratamentos térmicos.....	54
4.2.4 Dureza Vickers	56
4.2.5 Caracterização Microestrutural.....	56
4.2.6 Porosidade	56
4.2.7 Ensaio de tração	57
4.2.8 Difratometria de Raios X (DRX)	58
4.2.9 Ensaio de Fadiga em 4 apoios	59
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
5.1 ANÁLISE DO PÓ DE INCONEL 718 COMO RECEBIDO	62
5.2 COMPARAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS DE IN 718 FEITAS POR PBF- LB COM O MATERIAL FORJADO.....	66
5.3 DUREZA.....	95
5.4 TRAÇÃO	97

5.5 FADIGA	100
5.6 FRACTOGRAFIAS	103
6 CONCLUSÃO	108
6.1 TRABALHOS FUTUROS	108
REFERÊNCIAS.....	110

1 INTRODUÇÃO

A contínua busca por materiais de elevado desempenho, aliada às demandas crescentes das indústrias aeroespacial e aeronáutica, impulsiona o desenvolvimento de novas tecnologias de processamento capazes de conciliar resistência mecânica, estabilidade térmica e resistência à fadiga em ambientes extremos. Nesse contexto, a manufatura aditiva (MA), notadamente a técnica de fusão em leito de pó a laser (PBF-LB), emerge como uma tecnologia disruptiva, permitindo a fabricação de componentes de geometria complexa, com alto grau de personalização e significativa redução de desperdícios, em comparação aos métodos tradicionais de forjamento e fundição (Debroy et al., 2018).

Dentre os materiais estratégicos para aplicação em MA destaca-se a superliga de níquel, Inconel 718, cuja combinação singular de propriedades — elevada resistência à tração, tenacidade, resistência à fluência até 730 °C e excelente desempenho em ambientes corrosivos — a torna indispensável para aplicações críticas, como motores de foguetes, turbinas aeronáuticas e sistemas criogênicos (Raabe, 2020; Fayed et al., 2020). Sua notável soldabilidade e estabilidade estrutural em temperaturas criogênicas reforçam ainda mais sua atratividade para projetos de alta responsabilidade (Ono et al., 2004). Entretanto, a utilização da Inconel 718 em processos aditivos impõe desafios técnicos relevantes. A solidificação rápida e os gradientes térmicos pronunciados, característicos do PBF-LB promovem a formação de microestruturas altamente anisotrópicas, com grãos colunares orientados, segregações interdendríticas de Nb e Mo e a precipitação de fases frágeis, como a Laves. Tais heterogeneidades podem comprometer as propriedades mecânicas e reduzir a resistência à fadiga, especialmente sob condições cíclicas e térmicas severas. Dessa forma, o emprego de tratamentos térmicos pós-fabricação, como a solubilização seguida de duplo envelhecimento, é essencial para a homogeneização da matriz γ e a precipitação controlada das fases endurecedoras γ' e γ'' , restabelecendo o equilíbrio microestrutural e otimizando o desempenho mecânico. (Chlebus et al., 2015; Huang; Wang, 2021).

Outro fator determinante para o sucesso da aplicação da Inconel 718 em componentes de alta criticidade é a sua resposta mecânica em ambientes criogênicos. A redução drástica da temperatura de operação altera os mecanismos de deformação,

restringindo a mobilidade das discordâncias, elevando a resistência à nucleação de trincas e modificando o modo de fratura para regimes mais frágeis (Byun; Hashimoto; Farrell, 2004). Estudos anteriores realizados majoritariamente com materiais forjados apontam aumento da resistência à tração e prolongamento da vida em fadiga em baixas temperaturas (Ono et al., 2004); contudo, ainda há escassez de dados que explorem esse comportamento em materiais fabricados por manufatura aditiva.

Assim, torna-se imprescindível investigar a influência dos diferentes históricos térmicos e de processamento sobre as propriedades microestruturais e mecânicas da Inconel 718 fabricada por PBF-LB, especialmente sob condições criogênicas, a fim de validar sua utilização em aplicações de elevado rigor estrutural.

Neste contexto, o presente trabalho propõe-se a caracterizar e comparar o comportamento microestrutural e mecânico do Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva (PBF-LB) e por forjamento convencional, avaliando os efeitos da temperatura de ensaio (ambiente e criogênica) e dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. A análise abrange ensaios de dureza, tração, fadiga e corrosão, complementados por técnicas de microscopia óptica, eletrônica e EBSD, de modo a fornecer uma visão abrangente dos fatores críticos que governam a performance da liga nas diferentes condições estudadas.

2 OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é investigar o comportamento mecânico da superliga de níquel Inconel 718 submetida a condições criogênicas, considerando duas rotas distintas de fabricação: manufatura aditiva, por meio da técnica PBF-LB, e forjamento convencional.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Produzir corpos de prova de Inconel 718 por PBF-LB utilizando pó atomizado a gás com faixa de tamanho de partículas entre 15 e 53 μm .
- Submeter parte das amostras a tratamentos térmicos de solubilização e duplo envelhecimento, conforme especificação da norma AMS 5662, visando à homogeneização microestrutural e otimização das propriedades mecânicas.
- Realizar a caracterização microestrutural das amostras por microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV-FEG) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD), analisando a morfologia dos grãos, a distribuição de fases, a textura cristalográfica e a presença de microdeformação.
- Avaliar a dureza Vickers das amostras fabricadas e tratadas, correlacionando os resultados com a evolução microestrutural.
- Realizar ensaios de tração em temperatura ambiente e criogênica ($-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $-180\text{ }^{\circ}\text{C}$), determinando o limite de resistência, o limite de escoamento e a ductilidade para as diferentes condições estudadas.
- Avaliar o comportamento em fadiga das amostras por meio de ensaios de flexão em quatro apoios, tanto a temperatura ambiente quanto criogênica ($-75\text{ }^{\circ}\text{C}$).
- Comparar criticamente o desempenho de Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva com o material forjado convencional, identificando as principais vantagens e limitações associadas a cada rota de processamento.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 MANUFATURA ADITIVA (MA)

A manufatura aditiva (MA), ou *additive manufacturing* (AM) em inglês, surgiu em meados dos anos 1980 com foco na produção de protótipos a partir de resinas poliméricas. Ao longo dos anos, recebeu diferentes nomenclaturas, como *rapid prototyping*, *freeform fabrication*, *additive layer manufacturing*, *rapid manufacturing*, *constructive manufacturing*, *direct digital manufacture*, ou mesmo impressão 3D. Atualmente, a manufatura aditiva permite a utilização de diferentes classes de materiais para a manufatura e a reparação tanto de componentes quanto de ferramentas (Almeida, 2017).

A manufatura aditiva constrói peças tridimensionais adicionando camadas finas subsequentes a partir de um modelo digital. No caso de materiais metálicos, pode-se usar a matéria-prima na forma de pó, arame ou folhas, que são transformadas em uma peça metálica densa por meio de fusão e solidificação ou de sinterização. A MA pode reduzir etapas convencionais de processamento por não utilizar ferramentas e moldes de fundição e mesmo assim produzir peças complexas (Debroy et al., 2018).

A manufatura aditiva (MA) tem se mostrado especialmente vantajosa em aplicações que exigem alta personalização e produção em baixa escala, proporcionando flexibilidade geométrica, redução de desperdício de material e produção sob demanda. No entanto, essa tecnologia ainda apresenta limitações significativas em comparação aos métodos convencionais, como maior suscetibilidade a defeitos internos, incluindo porosidades, trincas e delaminações, além da necessidade de etapas adicionais de pós-processamento para alcançar níveis adequados de precisão dimensional e acabamento superficial. Tais diferenças impactam diretamente o projeto e a confiabilidade das peças, dificultando a previsão de modos de falha, a distribuição de cargas e a localização de danos. Em razão dessas limitações, a aplicação da MA na indústria aeroespacial tem se concentrado principalmente na fabricação de peças consideradas não críticas, como suportes, dutos e fixações. O uso em componentes que influenciam diretamente a integridade estrutural das aeronaves ainda é restrito, exigindo rigorosos processos de validação e certificação (Alami et al., 2023; Najmon; Raeisi; Tovar, 2019)

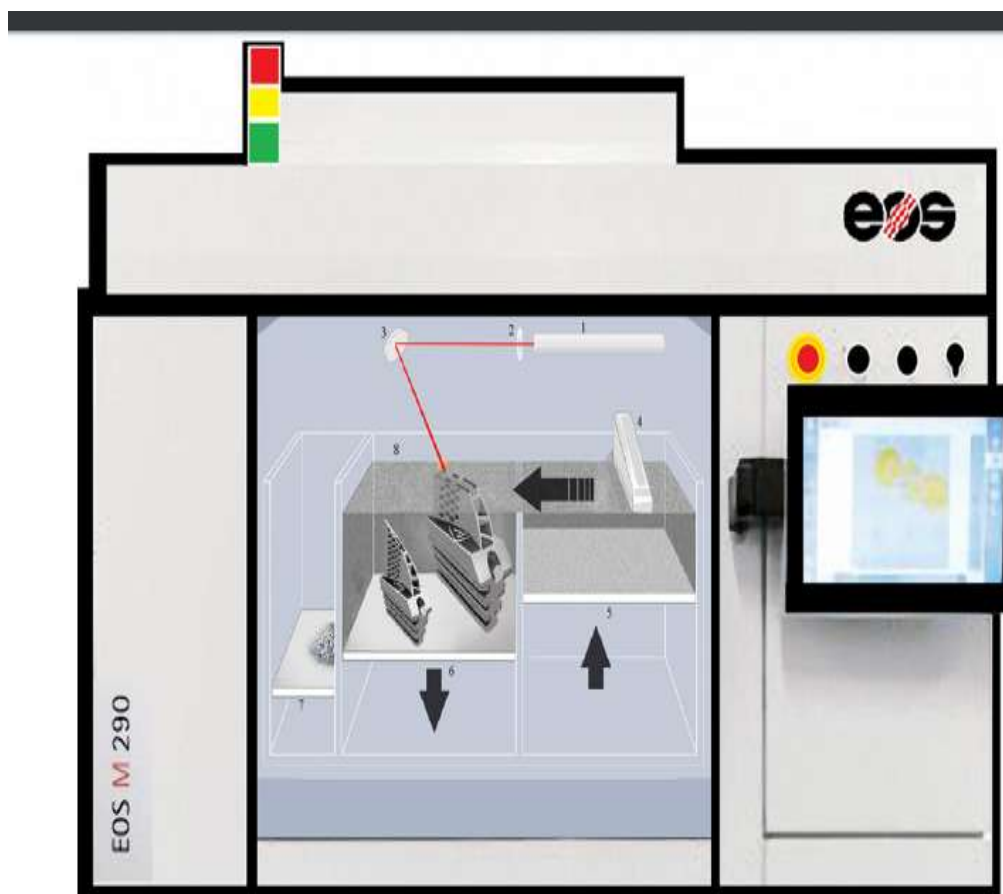
Existem diversas técnicas de Manufatura Aditiva de materiais metálicos, sendo que entre as principais estão o *Directed Energy Deposition* (DED) e o *Powder Bed Fusion* (PBF). As fontes de calor podem ser laser (L), Feixe de elétrons (EB), arco a plasma (PA) e arco de metal de gás (GMA). Quando se pretende produzir componentes de grandes dimensões que demandam extensiva usinagem, o processo DED é amplamente utilizado. Para peças complexas e com acabamento superficial superior utiliza-se o PBF (Cordova; Campos; Tinga, 2017). Segundo a norma ASTM 52900-21, quando utiliza-se laser no processo, chama-se PBF – LB (*Powder bed fusion – laser beam*) e no caso de feixe de elétrons *PBF – EB (Powder bed fusion – electron beam*).

Na técnica de fusão em leito de pó (PBF), o processo tem início com a elaboração de um modelo tridimensional em CAD. A partir desse modelo, são geradas as estruturas de suporte, o fatiamento em camadas bidimensionais, a definição da estratégia de varredura do feixe e, por fim, a compilação de um arquivo de construção baseado em um conjunto predefinido de parâmetros do material. A fabricação ocorre com a deposição sucessiva de finas camadas de pó metálico, que são seletivamente fundidas por uma fonte de calor. Durante a operação, a câmara é mantida em atmosfera inerte para evitar oxidação, e a plataforma de construção é rebaixada incrementalmente no eixo Z após a consolidação de cada camada, sendo completada com mais matéria-prima na forma de pó. Após a fabricação, a peça construída permanece fixada às estruturas de suporte, exigindo posterior remoção por usinagem, além da aplicação de tratamentos térmicos e de acabamento superficial para atingir as especificações finais do componente. A Figura 1 ilustra esquematicamente uma máquina típica de PBF-LB (Cordova; Campos; Tinga, 2017).

Idealmente, durante o processo PBF-LB, o material exposto à fonte térmica do laser é completamente fundido, e os varrimentos subsequentes promovem a refusão parcial da camada previamente solidificada. Esse mecanismo favorece a formação de componentes com elevada densidade e coesão metálica. Para garantir a integridade estrutural, as ligas metálicas empregadas devem apresentar boa soldabilidade, uma vez que o processo envolve ciclos rápidos de fusão e solidificação. Essa solidificação acelerada confere microestruturas refinadas e, em muitos casos, propriedades superiores às obtidas por processamento convencional. No entanto, ligas suscetíveis à fragilização sob altas taxas de resfriamento são menos indicadas para o PBF-LB. A

estratégia de varredura do feixe pode variar conforme a aplicação, sendo utilizados padrões como hachura, unidirecional, bidirecional, espiral, zigzag ou transversal.

Figura 1 - Processo seletivo de fusão a laser: 1: laser; 2: lentes; 3: espelho x-y scanning; 4: caimento; 5: tabela de suprimento de pó; 6: construir tabela; 7: mesa para descanso em pó e 8: suporte de pó.



Fonte: DEMYANETZ, Alexander Katz *et al.* Powder-bed additive manufacturing for aerospace application: Techniques, metallic and metal/ceramic composite materials and trends. **Special Issue - The emerging materials and processing technologies**, [S. l.], v. 6, p. 1-13, 22 mar. 2019

Os parâmetros importantes para o processo de PBF-LB que afetam as propriedades dos componentes sendo produzidos são (Debroy et al., 2018):

(1) Relacionados ao laser.

Potência do laser;
 Diâmetro do feixe incidente;
 Largura temporal do pulso;
 Modo do feixe;

- Frequência do feixe.

(2) Varredura do Feixe

- Velocidade;
- Estratégia de construção.

(3) Material

- Propriedades;
- Forma de partículas;
- Tamanho de partículas;
- Distribuição das partículas;
- Densidade de camada;

(4) Temperatura

- Valor;
- Uniformidade.

3.2 APLICAÇÕES DA MANUFATURA ADITIVA

Algumas das principais vantagens da manufatura aditiva (MA) incluem (Almeida, 2017):

Produção de estruturas complexas;
Integração funcional e redução do número de peças em um produto;
Design leve;
Redução de resíduos;
Fabricação de peças sobressalentes sob demanda, no modelo *Just in Time*;
Flexibilidade de design;
Prototipagem rápida;
Personalização de produtos;
Reparação de peças;
Redução nos prazos de entrega;

Potencial para substituir a usinagem no futuro da Indústria 4.0

Considerando essas vantagens, a MA é aplicável em diversas áreas. Exemplos de sua utilização incluem:

Medicina: produção de implantes inteligentes, órgãos artificiais, ossos bioativos, tecidos da pele, próteses, instrumentos cirúrgicos, aparelhos auditivos, entre outros;

Produtos personalizados para consumidores: fabricação de capacetes, sapatos, joias, móveis e brinquedos.

Setor Automotivo: produção de produtos para teste funcional, interiores personalizados (adaptados ao motorista), veículos de edição limitada, conectores, dispositivos mecânicos, peças aerodinâmicas e componentes de motores;

Setor Aeroespacial: fabricação de peças de reposição, produtos de baixo volume, equipamentos, interiores de cabines, dutos de ar, entre outros;

Equipamentos de Alta Tecnologia: desenvolvimento de peças complexas e de alto desempenho, equipamentos de energia, componentes eletrônicos, produtos de engenharia elétrica, embalagens, ferramentas de corte, baterias/células de combustível, sensores, entre outros (AEROBEAM, 2020).

3.3 MATÉRIA - PRIMA PARA MANUFATURA ADITIVA

Na manufatura aditiva, a escolha do material de alimentação varia de acordo com o tamanho e a complexidade das peças a serem fabricadas. Para componentes menores e de geometria complexa, utiliza-se predominantemente o pó metálico, enquanto para peças maiores, com peso superior a 10 kg, o arame é preferido. O pó metálico apresenta vantagens notáveis, especialmente para o acabamento e a produção de peças de alta complexidade, devido ao pequeno tamanho das partículas, oferecendo facilidade de alimentação e controle do processo. Contudo, sua utilização requer atenção, pois a produção de pós de alta qualidade é desafiadora devido à grande área superficial das partículas, o que aumenta a suscetibilidade à oxidação (Debroy et al., 2018).

A qualidade das peças fabricadas por MA está diretamente relacionada à matéria-prima utilizada. Essa influência se reflete em aspectos como o fluxo contínuo pelos bicos de alimentação, a formação de poços pequenos e a

concentração precisa do feixe de energia. Por isso, é essencial avaliar as rotas de fabricação dos pós metálicos e seu desempenho nos processos de MA (Debroy et al., 2018).

Para garantir melhores resultados, é fundamental evitar porosidades excessivas, assegurando uma distribuição uniforme do pó. Isso requer a eliminação de partículas com formas irregulares, satélites e partículas ocas, que prejudicam a qualidade final das peças (Cordova; Campos; Tinga, 2017).

Os satélites correspondem a pequenas partículas de pó aderidas à superfície de partículas maiores. Esses defeitos podem surgir durante o processo de atomização ou devido à reutilização da matéria-prima em equipamentos, como máquinas de fusão em leito de pó a laser. Na Figura 2, vê-se a imagem feita por MEV do pó de alguns materiais analisados por Cordova et al., (2020) e uma partícula satélite está sendo apontada como exemplo.

Durante a fabricação do pó, o gás pode ficar aprisionado dentro das partículas, afetando o peso do material e sua fluidez. Quando partículas ocas são depositadas sobre a placa de impressão e aquecidas pelo laser, a distribuição térmica se torna desigual, impactando negativamente a uniformidade da peça (Cordova; Campos; Tinga, 2017).

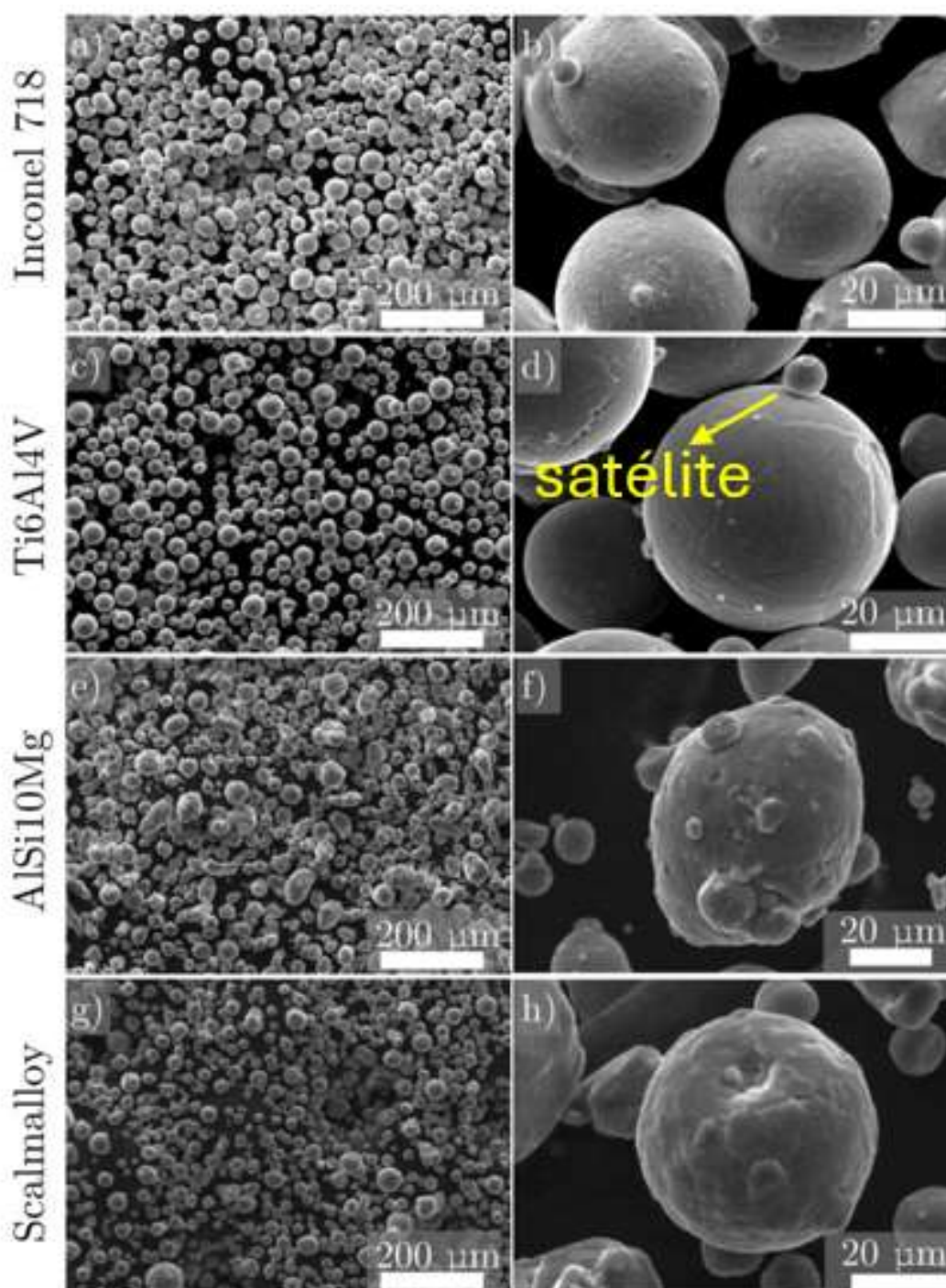
Os pós metálicos podem ser fabricados por quatro principais métodos:

Atomização por gás (GA): A liga metálica fundida é atomizada por um fluxo de alta pressão de argônio ou nitrogênio. O pó resultante possui morfologia esférica, embora apresente textura ondulada. No entanto, peças fabricadas com esses pós tendem a apresentar bolhas de gás aprisionadas, gerando porosidade na peça final.

Atomização rotativa (RA): Nesse processo, o metal fundido é derramado sobre um disco rotativo. As gotas finas de metal arremessadas do disco solidificam, formando pós com superfície lisa, porém com formato menos esférico em comparação ao método GA.

Eletrodo rotativo a plasma (PREP): Através de um arco elétrico ou plasma, uma barra metálica é fundida enquanto gira em torno de seu eixo longitudinal. O metal fundido é ejetado por centrifugação, gerando pós perfeitamente esféricos e lisos. Apesar da alta qualidade, essa técnica é cara e possui baixo rendimento na atomização.

Figura 2 - Pó atomizado a gás de diversos materiais para MA: Onde em (a) Inconel 718 (Oerlikon), (b) Ti6Al4V (LPW Technology), (c) AlSi10Mg (LPW Technology), (d) Scalmalloy (Airbus APWorks).



Fonte: Adaptado de CORDOVA, L. *et. al.* Measuring the spreadability of pre-treated and moisturized powders for laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing*, [S.L.], v. 32, p. 101082, mar. 2020.

Atomização por água (WA): O metal fundido é atomizado e solidificado por meio de jatos de água de alta pressão. Esse método produz pós com textura rugosa e

irregular, o que resulta em menor fluidez no processo de manufatura aditiva e maior rugosidade nos componentes finais (Debroy et al., 2018).

O pó utilizado no PBF pode ser reaproveitado, mas apesar das vantagens econômicas e ambientais, um dos desafios enfrentados na produção de peças de MA, é a confiabilidade do pó reciclado, que pode impactar a repetibilidade das propriedades mecânicas. Para mitigar esses efeitos, alguns fatores devem ser controlados com rigor.

Embora o uso de pó seja amplamente empregado, o arame ou fio metálico apresenta vantagens em termos de custo, sendo mais barato do que os pós metálicos. Produzidos por trefilação, os arames possuem diâmetro superior a 0,8 mm e oferecem maior taxa de deposição. Contudo, o acabamento das peças tende a ser mais áspero, demandando maior usinagem posterior, o que pode gerar desperdício de material

Por outro lado, os arames possuem menor área superficial, reduzindo o risco de oxidação e facilitando o manuseio e o armazenamento. Além disso, a indústria de soldagem já produz bobinas de diversas ligas metálicas, tornando os fios uma alternativa prática e acessível para algumas aplicações por outros métodos de MA, principalmente por DED (Debroy et al., 2018).

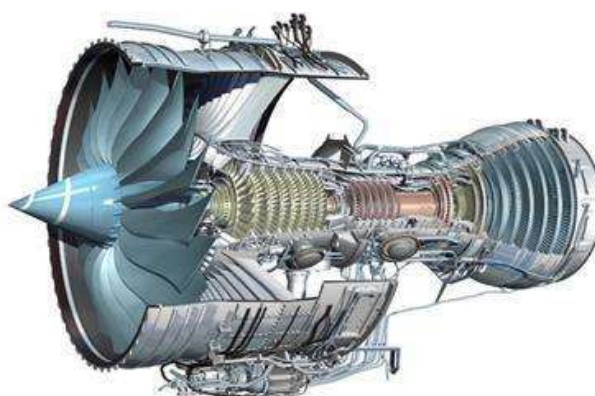
3.4 APLICAÇÕES DA MANUFATURA ADITIVA NA INDÚSTRIA AERONÁUTICA

A aplicação em larga escala da manufatura aditiva (MA) em aeronaves comerciais ainda é considerada um desafio devido a diversos riscos potenciais. Entre as principais limitações estão: a dificuldade em controlar parâmetros durante o processo de fabricação, a possibilidade de defeitos nas peças, a ausência de métodos de inspeção não destrutivos amplamente aceitos, a baixa velocidade de produção para grandes volumes, a limitada gama de materiais compatíveis com a MA e a carência de normas específicas para processos e materiais (Almeida, 2017).

Outra limitação significativa da MA é a dependência do tamanho da peça em relação às dimensões da máquina. Por exemplo, máquinas de PBF- LB 500HL, permitem tipicamente a produção de peças com dimensões máximas de aproximadamente $500 \times 300 \times 350 \text{ mm}^3$, o que restringe sua aplicação em projetos de maior escala (Almeida, 2017).

Na Europa, os investimentos em pesquisa de MA visam agregar valor à indústria 4.0 e impulsionar inovações. Um exemplo notável é o projeto Merlin, cujo objetivo foi desenvolver motores aeronáuticos civis com menor impacto ambiental. O projeto priorizou o aproveitamento total dos materiais, sem o uso de produtos químicos ou ferramentas convencionais. A Figura 3 ilustra o motor proposto pelo projeto Merlin (MERLIN, 2020).

Figura 3 - Desenho de um motor de aeronaves.



Fonte: MERLIN. [S. I.], 2013. Disponível em: <http://www.merlin-project.eu/home/index.jsp>. Acesso em: 15 jun. 2020.

Além disso, algumas empresas europeias já implementaram a MA em processos específicos. A KLM, por exemplo, utiliza protótipos fabricados por MA para reduzir os estoques de peças de baixa demanda. No entanto, a produção em larga escala ainda enfrenta desafios relacionados ao rastreamento das peças. Embora componentes de motor fabricados por MA já tenham sido aprovados, o maior uso da tecnologia permanece em protótipos de polímeros (Almeida, 2017).

Em 2017, a GKN e a Saab celebraram um ano de parceria com a certificação de componentes fabricados por manufatura aditiva (MA) que já estão em operação em aeronaves da Saab. A tecnologia mais utilizada nesse contexto é a *Powder Bed Fusion* (PBF), empregada no centro de excelência da GKN no Reino Unido. Atualmente, a GKN possui peças poliméricas e metálicas produzidas por MA voando em sete componentes de aeronaves comerciais, militares e espaciais. Esses

componentes são fabricados em diferentes localidades, incluindo Reino Unido, Estados Unidos, Suécia, Alemanha e Holanda (AVM, 2020).

Outro exemplo de aplicação da MA em componentes aeroespaciais foi o projeto Emusic, desenvolvido entre 2015 e 2020 com a participação de grandes empresas, como Airbus e Rolls-Royce, além de outros 16 membros de um consórcio envolvendo a União Europeia e a China. O projeto utilizou as ligas Ti-6Al-4V e IN718, analisando sua viabilidade para componentes aeroespaciais. Durante os testes, os usuários finais identificaram que as propriedades mecânicas das peças excediam os requisitos especificados. Contudo, houve grande dispersão nas propriedades de fadiga entre os componentes. Embora o controle dimensional fosse aceitável, as peças necessitavam de usinagem extensiva, o que aumentava significativamente os custos de fabricação. As conclusões do projeto indicaram que os elevados custos impediam, naquele momento, a transferência dessa tecnologia para a produção industrial dos componentes avaliados (Emusic, 2020).

O projeto AMOS (*Additive Manufacturing Optimisation and Simulation*), desenvolvido em parceria entre o Canadá e a União Europeia foi mais um destaque na pesquisa para componentes feitos em MA para aeronaves, buscando atender à crescente demanda por reparos devido ao envelhecimento da frota aérea e ao impacto da recessão global sobre os custos de manutenção. O projeto abordou os danos que as aeronaves podem sofrer tanto em solo quanto em voo, considerando componentes críticos como trem de pouso, fuselagem, motor e asas. Os danos analisados incluíram aqueles provocados por equipamentos, serviços de manutenção, objetos estranhos, pássaros e descargas elétricas, entre outros fatores (Government of Canada, 2024).

Outro projeto voltado para a fabricação de peças aeronáuticas por manufatura aditiva é o AEROBEAM, que se propôs a produzir pás de estatores utilizando a liga Ti-6Al-4V (Ti64) por *Electron Beam Melting* (EBM) e comparar os resultados com o processo PBF – LB. O estudo utilizou pó metálico diretamente do fornecedor e também reciclado de processos anteriores de MA. Uma das conclusões principais foi que a MA reduz o desperdício de matéria-prima em cerca de 40% quando comparada aos processos convencionais de fabricação que envolvem usinagem, sendo o pó reaproveitável em até 95-98% após peneiramento (AEROBEAM, 2020).

A empresa Safran tem utilizado a manufatura aditiva (MA) há vários anos, com destaque para a produção de componentes industriais. Entre as peças já fabricadas em escala industrial estão injetores de combustível, cabeçotes e misturadores da

câmara de combustão. Esses componentes são produzidos por PBF -LB em superligas de níquel, sendo aplicados nos motores de turbina Arrano e Ardiden 3. Além disso, a Safran produziu alojamentos de turbina para os motores CFM56-7, com 1.000 unidades fabricadas desde janeiro de 2018, e Leap 1B, desde março de 2019 (SAFRAN, 2020).

Em 2016, a Airbus apresentou o projeto Thor, com o objetivo de reduzir o peso das aeronaves em 1 tonelada utilizando MA. A estratégia envolve estudos de topologia biônica otimizada para fabricação de componentes leves em titânio. Estima-se que a MA pode reduzir em até 40% o peso total de uma aeronave, gerando resíduos de produção inferiores a 10% do material inicial. Além disso, para cada redução de 100 kg no peso de uma aeronave, calcula-se uma economia de aproximadamente 12 a 19 milhões de Btus de combustível ao longo de sua vida útil de 30 anos (Almeida, 2017).

A Airbus também faz parte do consórcio BionicAircraft, que, em 2014, redesenhou e fabricou suportes de cabine utilizando métodos avançados de otimização de topologia. Esses suportes, aplicados no Airbus A350 XWB, foram tradicionalmente produzidos em liga de alumínio por fresagem, processo que leva cerca de 6 meses. Com a adoção do PBF - LB e o uso de titânio, o tempo de produção foi reduzido para 1 mês, e o peso da peça diminuiu em 30%. Essa redução impacta diretamente no consumo de combustível das aeronaves, tornando o processo mais eficiente (BIONICAIRCRAFT, 2017).

Esses projetos ilustram como a MA está sendo explorada no setor aeroespacial, destacando tanto seu potencial quanto os desafios relacionados à viabilidade econômica, propriedades mecânicas e confiabilidade das peças produzidas.

3.5 PROCESSABILIDADE DAS LIGAS POR MANUFATURA ADITIVA

A processabilidade na manufatura aditiva (MA) refere-se à capacidade de um material ser processado com sucesso, atendendo aos requisitos de desempenho mecânico, metalúrgico e funcional para aplicações específicas. Essa capacidade está diretamente relacionada às diferenças significativas nas propriedades das ligas e às condições térmicas envolvidas no processamento.

Atualmente, não há uma definição exata e formal sobre a capacidade de impressão das ligas na literatura científica. A avaliação da processabilidade é, em sua maioria, determinada de forma experimental. A Tabela 1 apresenta um panorama da processabilidade observada em algumas ligas metálicas processadas por manufatura aditiva

3.6 LIGAS DE NÍQUEL NA MANUFATURA ADITIVA

Nos últimos anos, o interesse por superligas à base de níquel tem crescido de forma significativa, impulsionado principalmente por suas aplicações em ambientes que demandam elevada resistência a temperaturas extremas e à fadiga, características frequentemente encontradas na indústria aeronáutica. De maneira geral, o termo “superliga” refere-se a metais desenvolvidos para manter suas propriedades mecânicas em condições de alta temperatura, sem sofrer deformações significativas ou processos corrosivos. Essas ligas combinam um conjunto de propriedades essenciais, como alta resistência ao escoamento e à fadiga, estabilidade térmica, resistência à fluência e excelente desempenho superficial. Embora sua principal aplicação esteja concentrada no setor aeroespacial, as superligas de níquel também são amplamente utilizadas na indústria química, especialmente em ambientes agressivos que exigem elevada resistência à corrosão sob altas temperaturas (Katz-Demyanetz *et al.*, 2019).

Entre as ligas de níquel mais empregadas em processos de manufatura aditiva (MA) destacam-se a Inconel 718, a Inconel 625 e a Invar 36. Dentre essas, as superligas de níquel se sobressaem pelo amplo uso na indústria aeroespacial, em razão de sua elevada resistência térmica e robustez mecânica sob condições severas (Debroy *et al.*, 2018).

A Inconel 625, por exemplo, possui uma faixa de temperatura de serviço que se estende desde condições criogênicas até aproximadamente 982 °C. Essa ampla capacidade de operação térmica, aliada à sua elevada resistência mecânica, excelente processabilidade e notável resistência à corrosão, torna essa liga especialmente adequada para aplicações aeroespaciais. Entre seus principais usos estão componentes como dutos de sistemas aeronáuticos, escapamentos de motores, propulsores, anéis de contenção de turbinas e tubulações de trocadores de calor.

Tabela 1 - Processabilidade das ligas. A (facilmente), B (aceitável em alguns parâmetros específicos).

Liga	PBF - LB	PB F – EB	DED -L - L	DED – EB	DE D – PA
Alumínio	-	-	A	2319 , 4043	A
AlSi10Mg	A	-	-	-	-
Cu – Base Al	-	-	A	-	-
Magnésio	-	-	-	-	B, A
Ni- Base	-	-	A	-	A
IN 625	A	-	-	625	-
IN 718	A	A	-	718	-
Co-Cr	A	A	A	-	-
Metais preciosos	A	-	-	-	-
Aços	-	-	A	4043	-
Aços maraging	A	-	-	-	-
Aço inox	-	-	A	300 SÉRIE	-
316 A	A	-	-	-	-
Titânio	-	-	A	Ti ligas	A
Ti – 6-4	A	A	-	-	-

Fonte: Adaptado de DEBROY, T. *et al.* Additive manufacturing of metallic components

Já a Inconel 718 é uma superliga de níquel-cromo amplamente utilizada no setor aeroespacial, destacando-se por suas excelentes propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão. De acordo com Katz-Demyanetz *et al.* (2019), essa liga apresenta resistência à tração de até 1.400 MPa e alongamento de 21% à

temperatura ambiente. Seu endurecimento é promovido pela precipitação lenta de compostos intermetálicos de níquel com titânio e nióbio. Além disso, a Inconel 718 possui excelente soldabilidade e comportamento superior no pós-soldagem, com elevada resistência mecânica (Katz-Demyanetz *et al.*, 2019).

Process, structure and properties. Progress in Materials Science Elsevier, 2018.

Essas características tornam a Inconel 718 especialmente indicada para aplicações críticas na indústria aeroespacial, incluindo componentes de foguetes de combustível líquido, elementos de fixação, carcaças, peças de instrumentação e turbinas de motores aeronáuticos e terrestres (Fayed *et al.*, 2020).

3.7 INCONEL 718 NA MANUFATURA ADITIVA

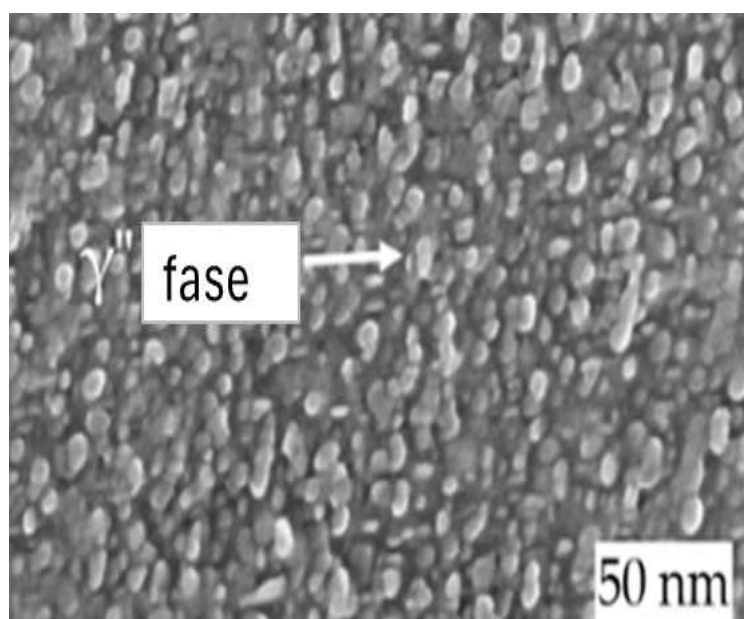
Desenvolvida em 1959 pelo Dr. H. L. Eiselstein, da Huntington Alloys, a superliga de níquel Inconel 718 destaca-se pela presença do precipitado endurecedor γ'' . Sua microestrutura é composta por uma matriz cúbica de face centrada (γ), contendo fases secundárias como γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$), de estrutura CFC; γ'' (Ni_3Nb), de estrutura tetragonal de corpo centrado; δ (Ni_3Nb), de estrutura ortorrômbica; fase Laves ($\text{Ni,Cr,Fe})_2(\text{Nb,Mo,Ti})$, de estrutura hexagonal; e diversos tipos de carbonetos, como MC , M_{23}C_6 e M_6 (Devaux *et al.*, 2008; Fayed *et al.*, 2020).

As fases γ' e γ'' são as principais responsáveis pelo endurecimento da liga. Por outro lado, as fases δ e Laves, dependendo de sua distribuição e morfologia, podem comprometer o desempenho mecânico do material. Entretanto, quando localizadas nos contornos de grão, essas fases podem atuar como barreiras ao crescimento dos grãos, contribuindo para o aumento da resistência mecânica. A Figura 4 ilustra, por meio de micrografia, a morfologia típica das fases δ e γ'' e a Figura 5 apresenta Laves em amostras de material feitos por manufatura aditiva na condição *as built* e com dois tratamentos térmicos diferentes (GOEL *et al.*, 2020).

No estudo da microestrutura de ligas Inconel 718 obtidas por manufatura aditiva, torna-se essencial considerar as variações estruturais em função da orientação da amostra em relação à direção de construção. Tais variações são resultantes do gradiente térmico característico do processo de fusão em leito de pó (PBF). Joshy; Kuriachen, (2023) analisaram amostras produzidas por essa técnica e, conforme ilustrado na Figura 6, identificaram que, na direção XZ (paralela à direção de construção), ocorre a formação de poças de fusão sobrepostas. Já na direção XY (perpendicular à construção), observam-se trilhas de fusão sobrepostas. Essa

configuração estratificada das camadas promove a redução da porosidade residual. Observa-se ainda que, no plano superficial das amostras, o crescimento dendrítico ocorre de forma aleatória, enquanto nas interfaces entre camadas predomina o crescimento dendrítico orientado paralelamente às camadas depositadas

Figura 4 - Morfologia de algumas fases do Inconel 718 observado por MEV.

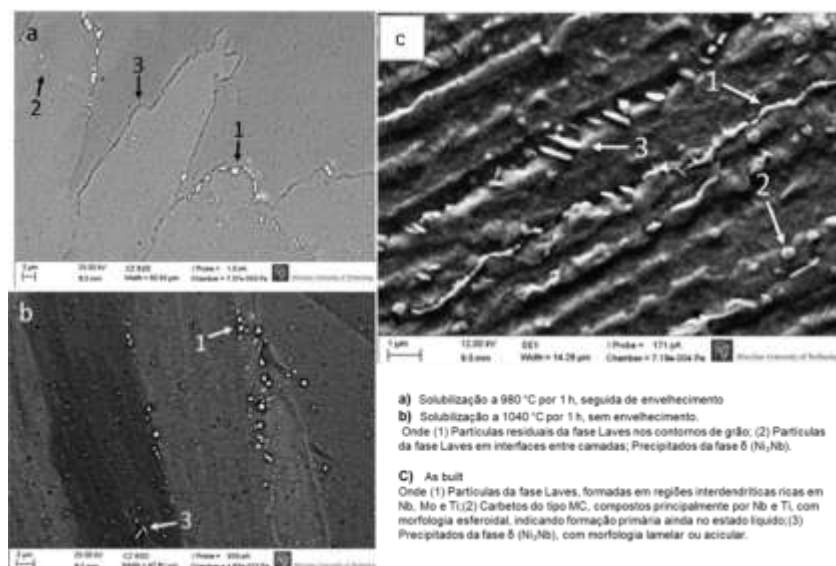


Fonte: Adaptado de GOEL, S. *et al.* Can appropriate thermal post-treatment make defect content in as-built electron beam additively manufactured alloy 7. *Materials*, v. 13, n. 3, 1 fev. 2020.

A coexistência de algumas fases no material como-fabricado indica um alto grau de heterogeneidade em peças fabricadas por manufatura aditiva (MA), o que pode comprometer as propriedades mecânicas da liga. A Figura 5 C apresenta uma micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV), em modo secundário (SE), indicando a presença de fases microsegregadas em regiões interdendríticas de um grão colunar da fase γ da liga Inconel 718. Observa-se a presença de partículas da fase Laves em regiões interdendríticas (seta 1), as quais se formam em função da segregação de elementos com baixo coeficiente de partição, como Nb e Mo, durante a solidificação rápida. Além disso, são identificados carbeto do tipo MC (seta 2), ricos em Nb e Ti, com morfologia esferoidal, sugerindo sua formação primária ainda no estado líquido. Também estão presentes precipitados da fase δ (Ni_3Nb), com morfologia acicular (seta 3), os quais se formam

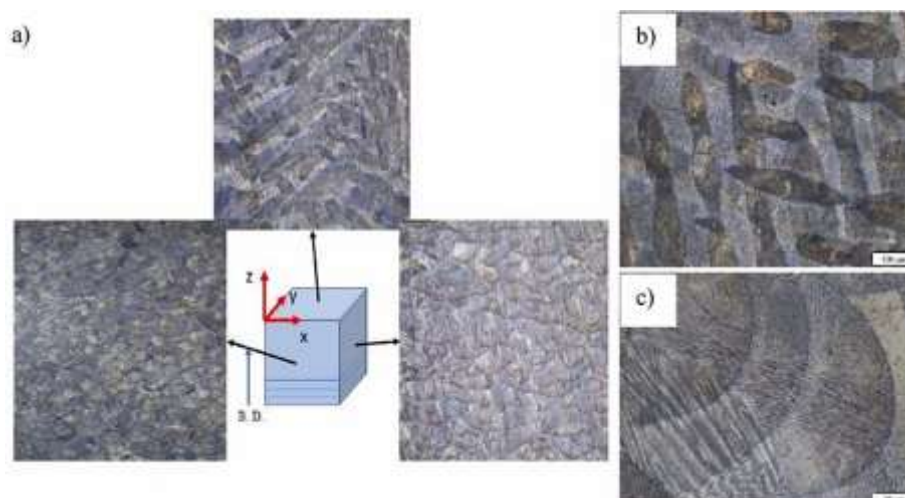
preferencialmente em regiões enriquecidas em Nb. Devido a essas características microestruturais, fica evidente a demanda por tratamentos térmicos subsequentes para a dissolução das fases indesejadas e homogeneização da matriz γ (Chlebus *et al.*, 2015).

Figura 5 - Distribuição de algumas fases e de carbeto do Inconel 718 observado por MEV



Fonte: Adaptado de CHLEBUS, E. *et al.* Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. Materials Science & Engineering A, v. 639, p. 647–655, 2015. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.035.

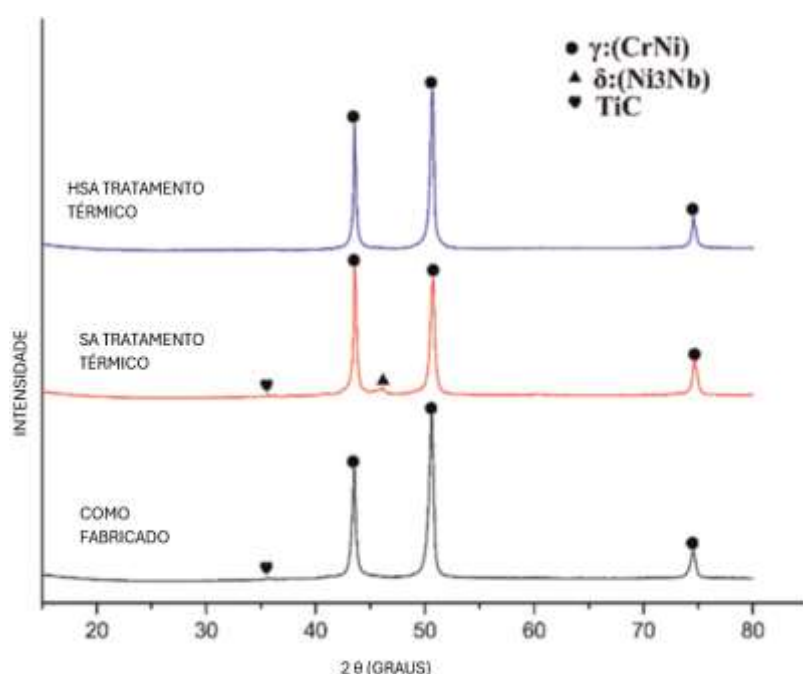
Figura 6 - Representação da orientação dos grãos na microestrutura do Inconel 718 obtido por manufatura aditiva (a) da sobreposição das trilhas (b) e sobreposição das camadas (c)



Fonte: Adaptado de JOSHY, P. K.; KURIACHEN, B. Effect of heat treatment and cryo-treatment on dry tribological behavior of selective laser melted Inconel 718 superalloy. Tribology International, v. 173, p. 107713, 2023.

Essa necessidade é corroborada pelo difratograma de raios X apresentado na Figura 7, o qual compara amostras de Inconel 718 em três diferentes condições: como-fabricada, tratada por solubilização e envelhecimento (SA) e por homogeneização seguida de solubilização e envelhecimento (HSA), conforme Tabela 2. No estado como-fabricado, observa-se a predominância da fase γ e a presença de carbeto do tipo TiC, sem evidência da fase δ , em consonância com a rápida solidificação do processo PBF- LB que inibe a precipitação de fases secundárias. Após o tratamento SA, surgem picos característicos da fase δ (Ni_3Nb), indicando sua precipitação nos contornos de grão e regiões interdendríticas, o que está associado à redução da ductilidade do material. Já o tratamento HSA promove a dissolução parcial ou completa das fases δ e TiC, refletida na ausência dos respectivos picos no difratograma, resultando em uma microestrutura mais homogênea. Embora os tratamentos térmicos induzam a precipitação das fases γ' e γ'' , seus picos não são distintos devido à sobreposição com os da matriz (Zhang *et al.*, 2015).

Figura 7 - Difratogramas de raios X do Inconel 718 nas condições 'as - built', tratado SA e tratado HSA.



Fonte: Adaptado de ZHANG, D.; NIU, W.; CAO, X.; LIU, Z., Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. Materials Science and Engineering: A, [S.L.], v. 644, p. 32-40, set. 2015.

Tabela 2 - Comparativo de Tratamentos Térmicos para a Liga Inconel 718: SA (utilizado para materiais forjados, conforme a especificação AMS 5662) e HSA (empregado para materiais fundidos, conforme a especificação AMS 5383).

Tratamento	Etapa	Temperatura	Tempo	Tipo de Resfriamento
SA (Solution + Aging)	Solubilização	980°C	1 hora	Ao ar
	1ª etapa de envelhecimento	720°C	8 horas	Resfriamento em forno a 55°C/h até 620°C
	2ª etapa de envelhecimento	620°C	8 horas	Ao ar
HSA (Homogenization + Solution + Aging)	Homogeneização	1080°C	1,5 horas	Ao ar
	Solubilização	980°C	1 hora	Ao ar
	1ª etapa de envelhecimento	720°C	8 horas	Resfriamento em forno a 55°C/h até 620°C
	2ª etapa de envelhecimento	620°C	8 horas	Ao ar

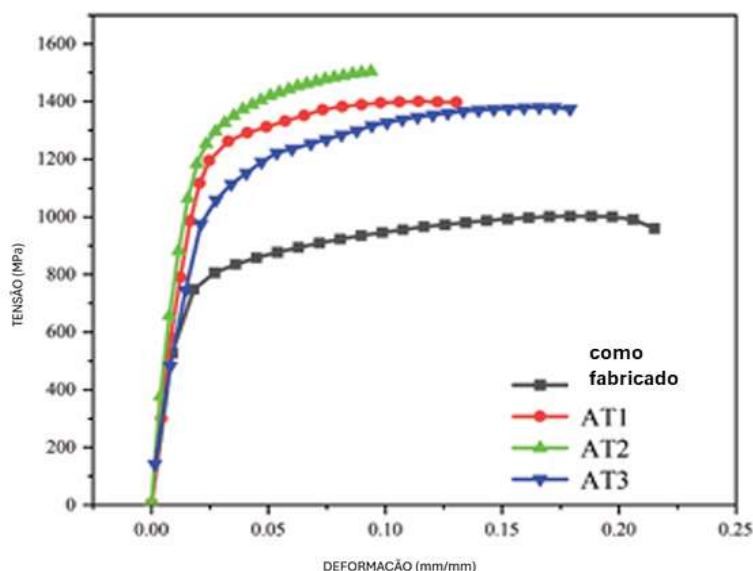
Fonte: Adaptado de ZHANG, Dongyun et al. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. Materials Science and Engineering: A, v. 644, p. 32 40, 7 set. 2015.

Complementando essa análise, os dados apresentados por Li *et al.* (2022) evidenciam os efeitos dos tratamentos térmicos AT1 (duplo envelhecimento), AT2 (solubilização + duplo envelhecimento) e AT3 (homogeneização + duplo envelhecimento) nas propriedades mecânicas da liga Inconel 718. Conforme mostrado nas curvas tensão-deformação na Figura 8, o tratamento AT2 proporcionou os maiores valores de resistência à tração e limite de escoamento (1504 MPa e 1200 MPa, respectivamente), embora com redução significativa da ductilidade (9,8%).

Em contraste, o tratamento AT3 promoveu um bom equilíbrio entre resistência (1379 MPa) e alongamento (18,4%), evidenciando a eficácia da homogeneização em gerar uma microestrutura recristalizada com menor presença de defeitos. Os valores de dureza Vickers, observados na Figura 9, corroboram esses resultados, com

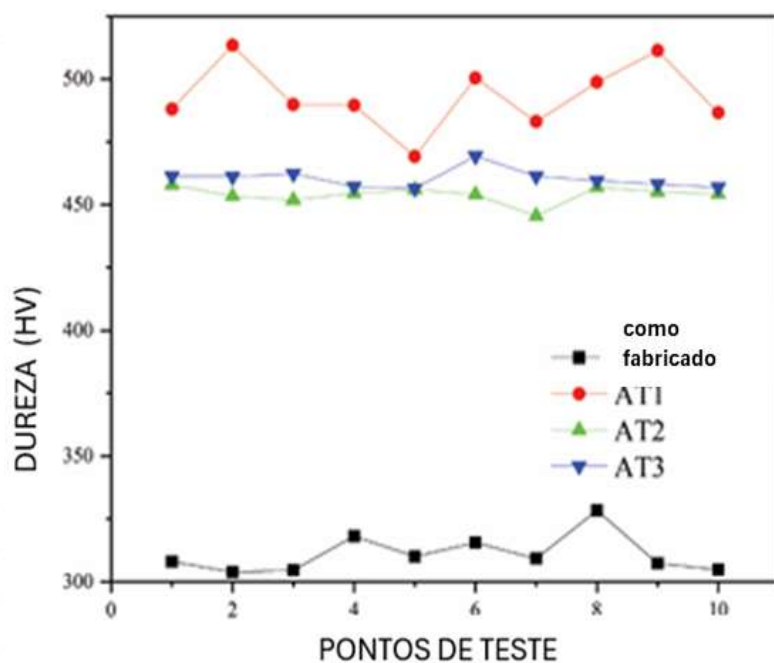
aumento substancial nos tratamentos AT1 (493 HV), AT2 (453 HV) e AT3 (460 HV), comparados ao estado como-fabricado (311 HV) na Figura 9.

Figura 8 - Curva tensão deformação do Inconel 718 feito por PBF -LB sob condições diferentes de tratamento.



Fonte: Adaptado de LI, L. et al. Effect of annealing treatment on mechanical and fatigue properties of Inconel 718 alloy prepared using selective laser melting. **Revista Matéria**, [S. l.], v. 27, n. 4, 2022.

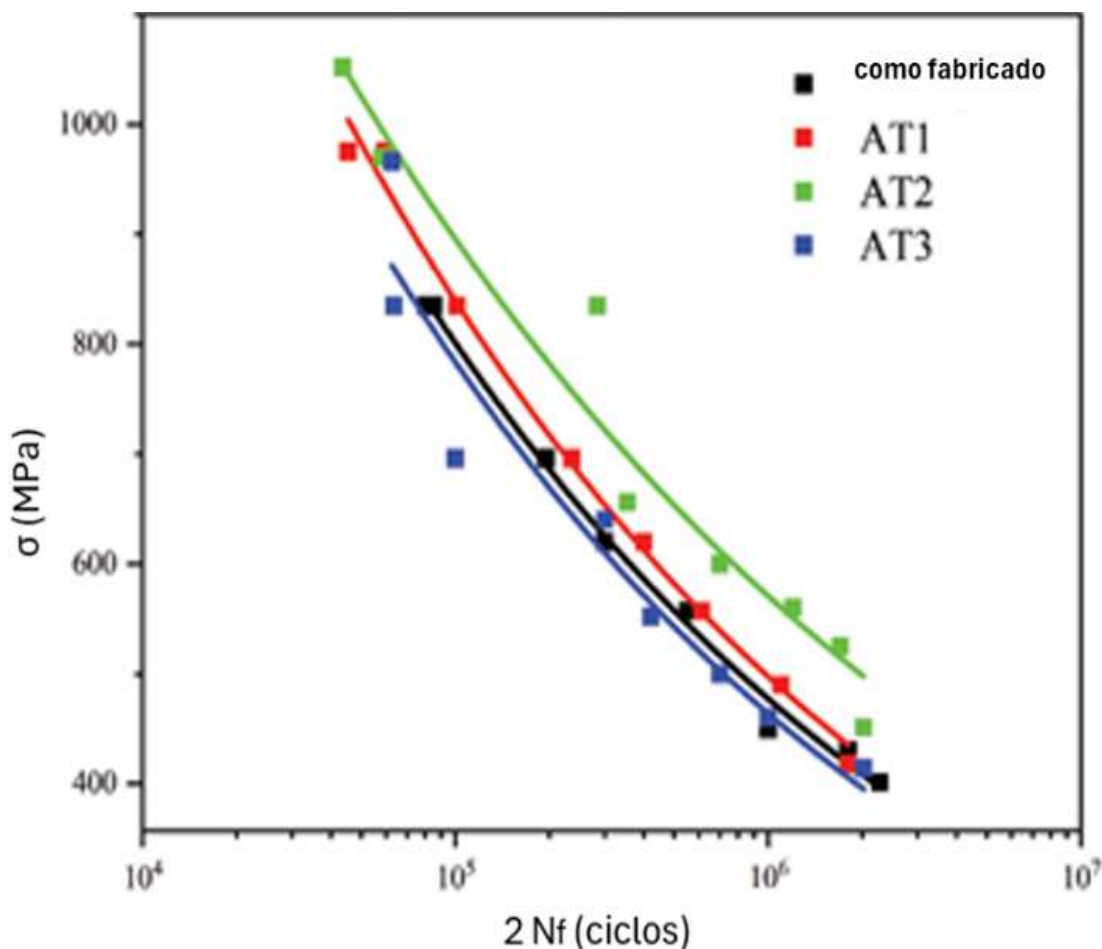
Figura 9 - Dureza do Inconel 718 feito por PBF -LB sob condições diferentes de tratamento.



Fonte: Adaptado de LI, L. et al. Effect of annealing treatment on mechanical and fatigue properties of Inconel 718 alloy prepared using selective laser melting. **Revista Matéria**, [S. l.], v. 27, n. 4, 2022.

Nos ensaios de fadiga, apresentados na Figura 10, o tratamento AT2 demonstrou desempenho superior, conforme a curva S-N, indicando maior vida em altos ciclos, possivelmente atribuída à redução de inclusões e homogeneização da microestrutura.

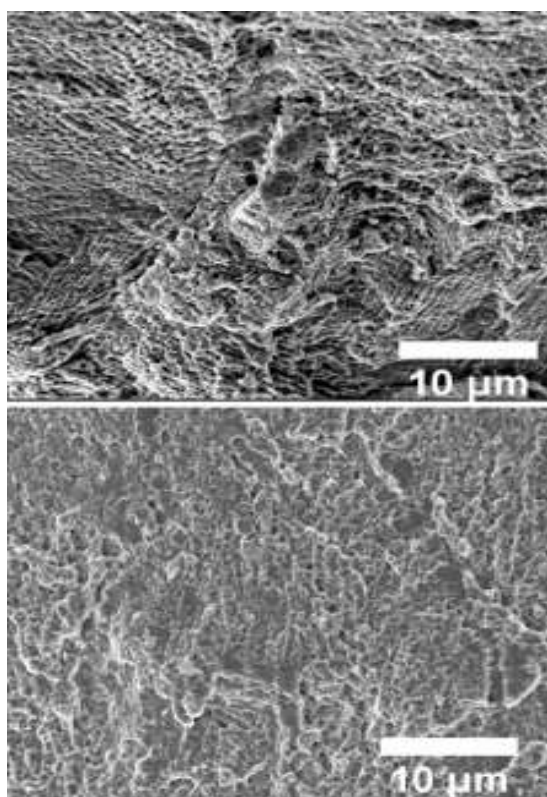
Figura 10 - Vida em fadiga do Inconel 718 feito por PBF -LB sob condições diferentes de tratamento.



Fonte: Adaptado de **LI, L. et al.** Effect of annealing treatment on mechanical and fatigue properties of Inconel 718 alloy prepared using selective laser melting. **Revista Matéria**, [S. l.], v. 27, n. 4, 2022

Por fim, a análise fractográfica, exposta na Figura 11, revela que todas as condições de tratamento apresentaram fratura por fadiga do tipo dúctil, com *dimples* bem definidos. No entanto, a amostra AT3 exibiu regiões com planos de clivagem, o que justifica sua menor resistência à fadiga em comparação ao tratamento AT2 (Li et al., 2022).

Figura 11 - Fractografia do Inconel 718 feito por PBF -LB na condição as built e após tratamento AT2 ou SA



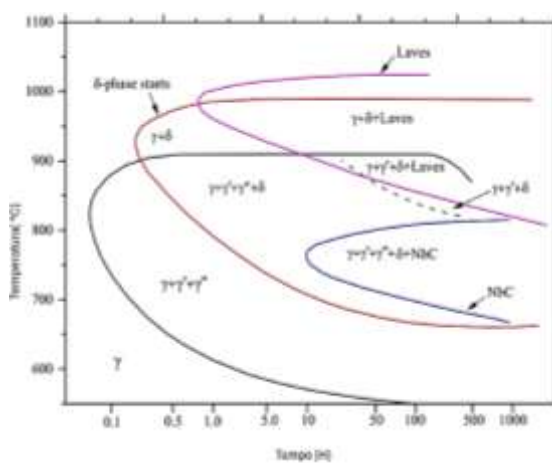
Fonte: Adaptado de **LI, L. et al.** Effect of annealing treatment on mechanical and fatigue properties of Inconel 718 alloy prepared using selective laser melting. **Revista Matéria**, [S. l.], v. 27, n. 4, 2022.

Com base em estudos recentes, o tratamento térmico mais indicado para peças de Inconel 718 fabricadas por PBF- LB e submetidas a solicitações de fadiga é o de solubilização seguido de duplo envelhecimento (AT2), conforme evidenciado por Li et al. (2022), que observaram significativo aumento da resistência à tração (1504 MPa) e do limite de escoamento (1200 MPa), além de melhoria no desempenho em fadiga de alto ciclo. Esse tratamento térmico promove a dissolução parcial de fases frágeis como Laves e δ , favorecendo a precipitação homogênea das fases endurecedoras γ' e γ'' , o que eleva a resistência mecânica sem comprometer drasticamente a ductilidade. Comparado a tratamentos como o envelhecimento direto (AT1) e a homogeneização seguida de duplo envelhecimento (AT3), o AT2 apresentou superioridade na resistência à fadiga, associada a uma microestrutura mais refinada e com menor concentração de defeitos, conforme também apontado por Zhang et al., (2015) e Chlebus et al., (2015). Portanto, para componentes com exigência crítica em fadiga, o tratamento AT2 que corresponde ao SA (AMS 5662) da Tabela 2, representa

a estratégia mais eficiente entre os regimes aqui expostos (SAE INTERNATIONAL, 2022).

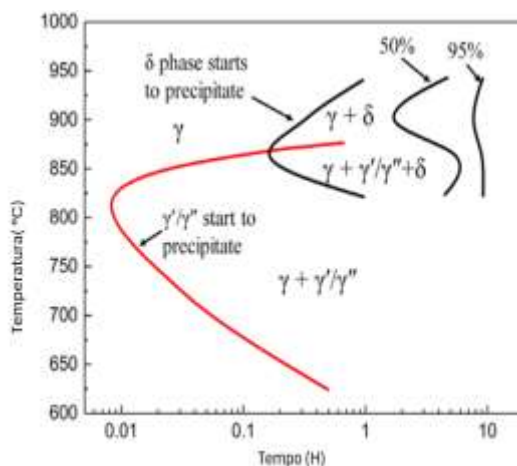
Para escolher e ajustar tratamentos térmicos geralmente utiliza-se o diagrama TTT (temperatura-tempo-transformação). Por meio dele é possível prever e controlar as fases presentes em um material submetido a resfriamento isotérmico como estratégia, por exemplo, para melhorar propriedades como dureza, resistência mecânica e resistência à fadiga. A Figura 12 demonstra o TTT do Inconel 718. Nota-se que seguindo o tratamento térmico SA com dois envelhecimentos, espera-se evitar a precipitação indesejada de δ e maximizar a precipitação de γ'' com o segundo envelhecimento.

Figura 12 - Diagrama TTT do Inconel 718.



Fonte: THOMPSON, R. G.; DOBBS, J.; MAYO, D. The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718. **Welding Journal**, v. 65, p. 299–304, 1986

Figura 13 - Diagrama TTT para o Inconel 718 feito por MA.



Fonte: HUANG, W; WANG, Z. Isothermal solid-state transformations of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting. **Advanced Engineering Materials**, v. 23, 2021.

Estudos como de Huang; Wang, (2021), demonstram que a cinética de precipitação em MA é mais rápida que em materiais forjados, tornando necessário a utilização de um diagrama TTT específico para o Inconel 718 processado por PBF-LB, conforme desenvolvido experimentalmente e mostrado na Figura 13.

Embora os diagramas CCT (*Continuous Cooling Transformation*) sejam amplamente utilizados para prever a evolução de fases em ligas metálicas durante resfriamento contínuo, sua aplicação à manufatura aditiva da liga Inconel 718 apresenta importantes limitações. Isso se deve, principalmente, às condições térmicas não convencionais da MA, como as altíssimas taxas de resfriamento (acima de 10^6 K/s) e os múltiplos ciclos de aquecimento intercadas, que promovem fenômenos térmicos repetitivos, como dissolução e reprecipitação local de fases. Além disso, os CCT convencionais assumem uma composição química homogênea, desconsiderando as intensas microsegregações características da solidificação rápida na MA, como o acúmulo de Nb, Mo e Ti nas regiões interdendríticas, que afetam diretamente a formação das fases Laves e δ . Soma-se a isso a limitação do modelo CCT em representar a formação de fases metastáveis ou difusionalmente restritas, comum na MA devido à curta duração das etapas térmicas (Zhao et al., 2022).

3.8 METAIS SOB EFEITO CRIOGÊNICO

A redução da temperatura exerce influência significativa sobre o comportamento mecânico de diversos metais. De modo geral, observa-se um aumento da resistência à deformação plástica, dificultando a nucleação de trincas. Simultaneamente, a mobilidade das discordâncias é severamente limitada, o que restringe a deformação localizada e retarda tanto a iniciação quanto a propagação de trincas de fadiga. Além disso, a menor difusividade atômica, típica de condições criogênicas, reduz os processos de recuperação microestrutural que, em temperaturas elevadas, contribuem para a redução do encruamento. Outro efeito relevante refere-se à transição no modo de fratura: enquanto à temperatura ambiente predomina a fratura dúctil, em condições criogênicas observa-se fratura frágil

transgranular, caracterizada por menor extensão da zona de propagação estável da trinca (Byun; Hashimoto; Farrell, 2004).

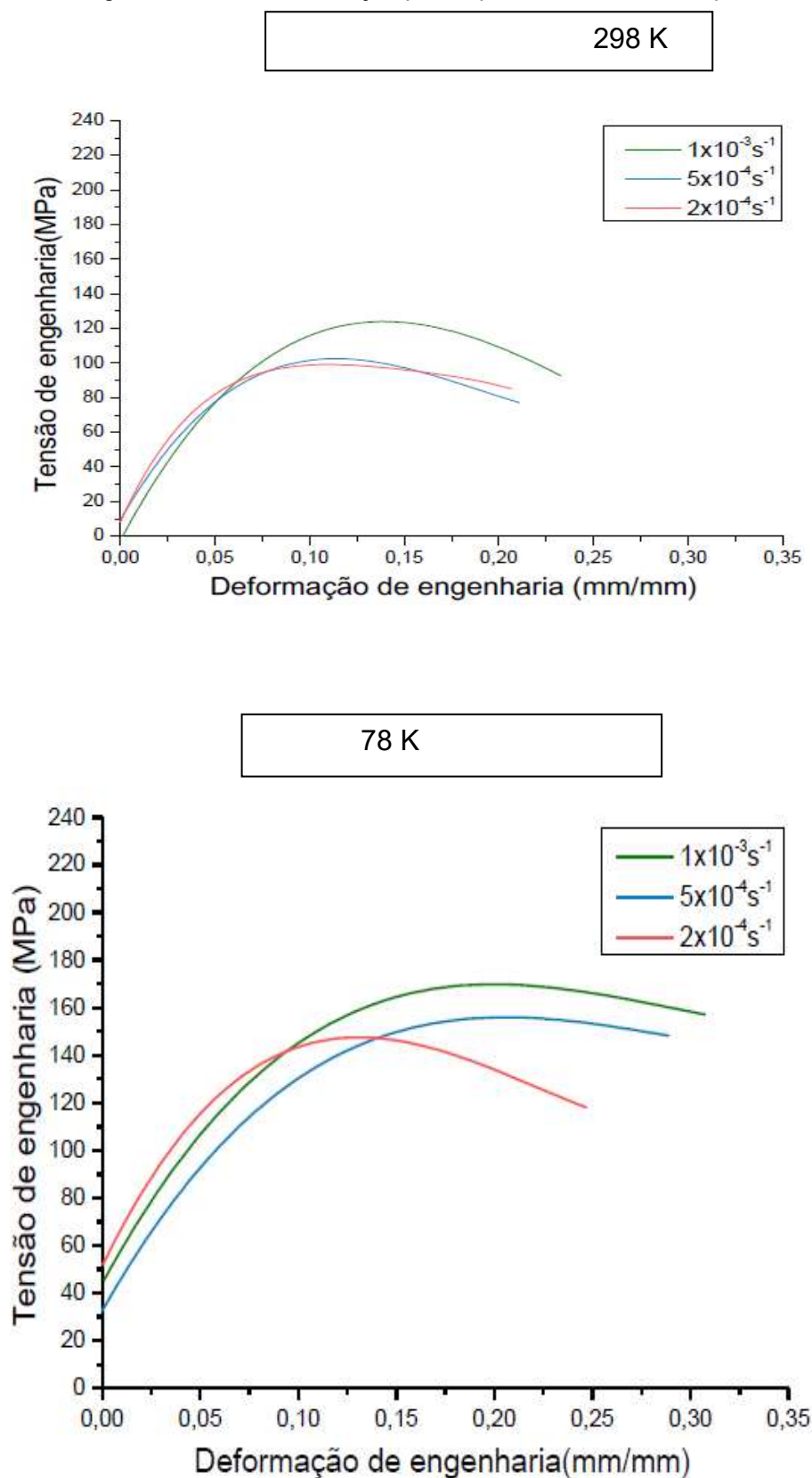
Entretanto, cada material apresenta singularidades de comportamento, dependendo de aspectos como microestrutura e energia de falha de empilhamento. Como exemplo, Navas *et al.* (2021) analisaram in situ a evolução microestrutural da prata comercialmente pura (pureza de 98,8%) submetida à deformação plástica em temperaturas ambiente (298 K) e criogênica (78 K), utilizando radiação síncrotron durante ensaios de tração uniaxial. Os resultados revelaram que a deformação a temperatura criogênica promoveu, simultaneamente, o aumento da resistência à tração e da ductilidade do material (Figura 14), comportamento atribuído à transição do mecanismo de escorregamento de discordâncias para a maclação induzida por deformação (*Twinning-Induced Plasticity – TWIP*). Essa transição é fortemente influenciada pela baixa energia de falha de empilhamento da prata, que favorece a formação de maclas em temperaturas reduzidas.

O estudo evidenciou que, à medida que a temperatura de deformação diminui, ocorre inibição da recuperação dinâmica, aumento da densidade de discordâncias e significativo refinamento microestrutural.

O refinamento dos grãos foi confirmado pela redução do tamanho de cristalito, estimado pela equação de Scherrer e pelo método de Williamson-Hall. A microdeformação de rede apresentou aumento acentuado sob condições criogênicas, indicando maior acúmulo de defeitos e menor atividade dos mecanismos de aniquilação de discordâncias.

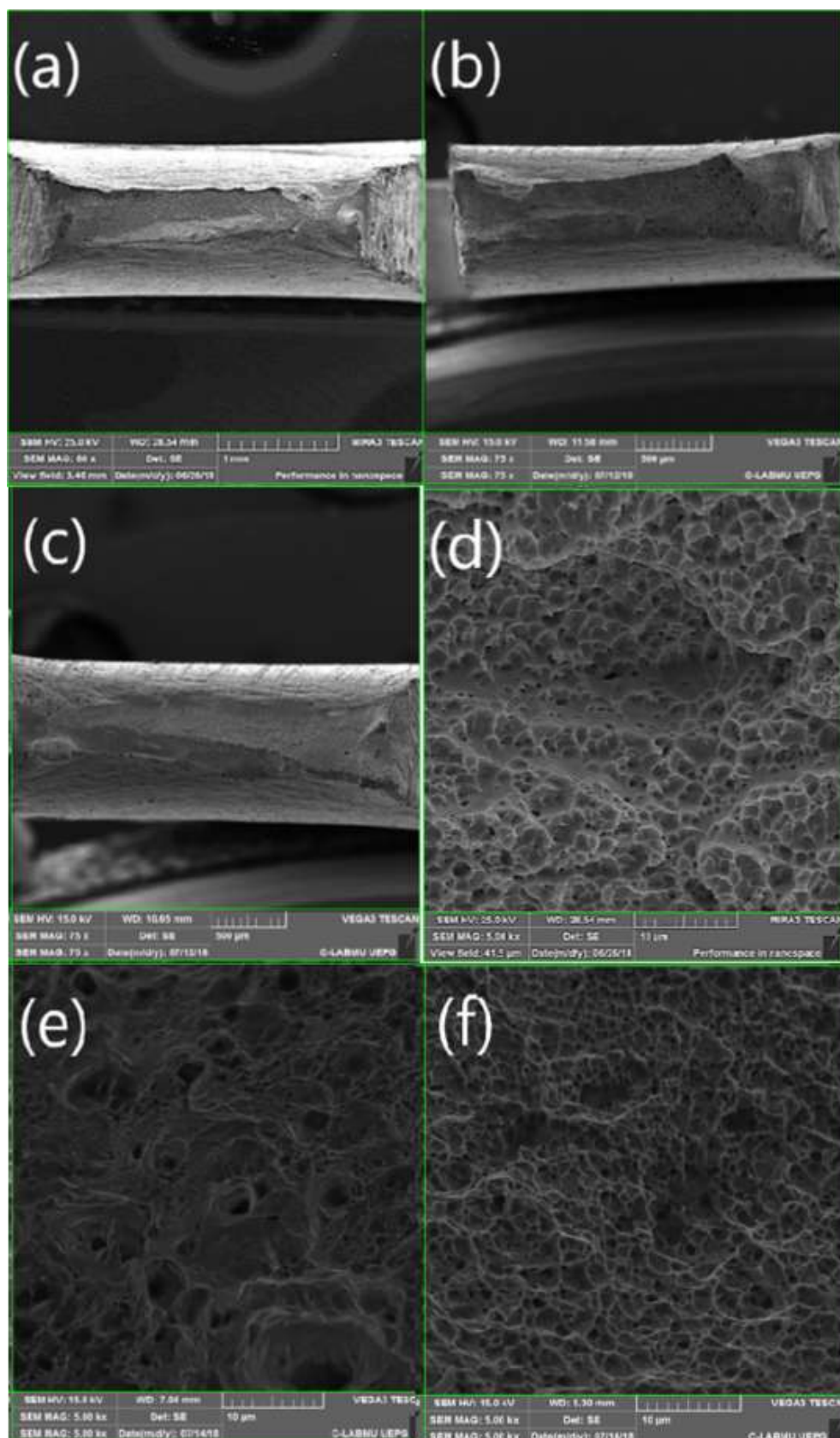
As curvas de tensão verdadeira e de taxa de encruamento indicaram encruamento mais intenso e persistente nas amostras deformadas a 78 K, retardando o início da estricção. Conforme ilustrado na Figura 15, em comparação com a Figura 16, as superfícies de fratura das amostras deformadas criogenicamente apresentaram maior quantidade de *dimples* finos, indicando fratura predominantemente dúctil e maior homogeneidade de deformação. Tal comportamento corrobora a literatura que associa o aumento da maclação à melhora simultânea da resistência mecânica e ductilidade em metais com estrutura CFC e baixa energia de falha de empilhamento (Meyers; Vöhringer; Lubarda, 2001; Sarma et al., 2010; Smith; Fickett, 1995).

Figura 14 - Gráficos de tração para a prata comercialmente pura.



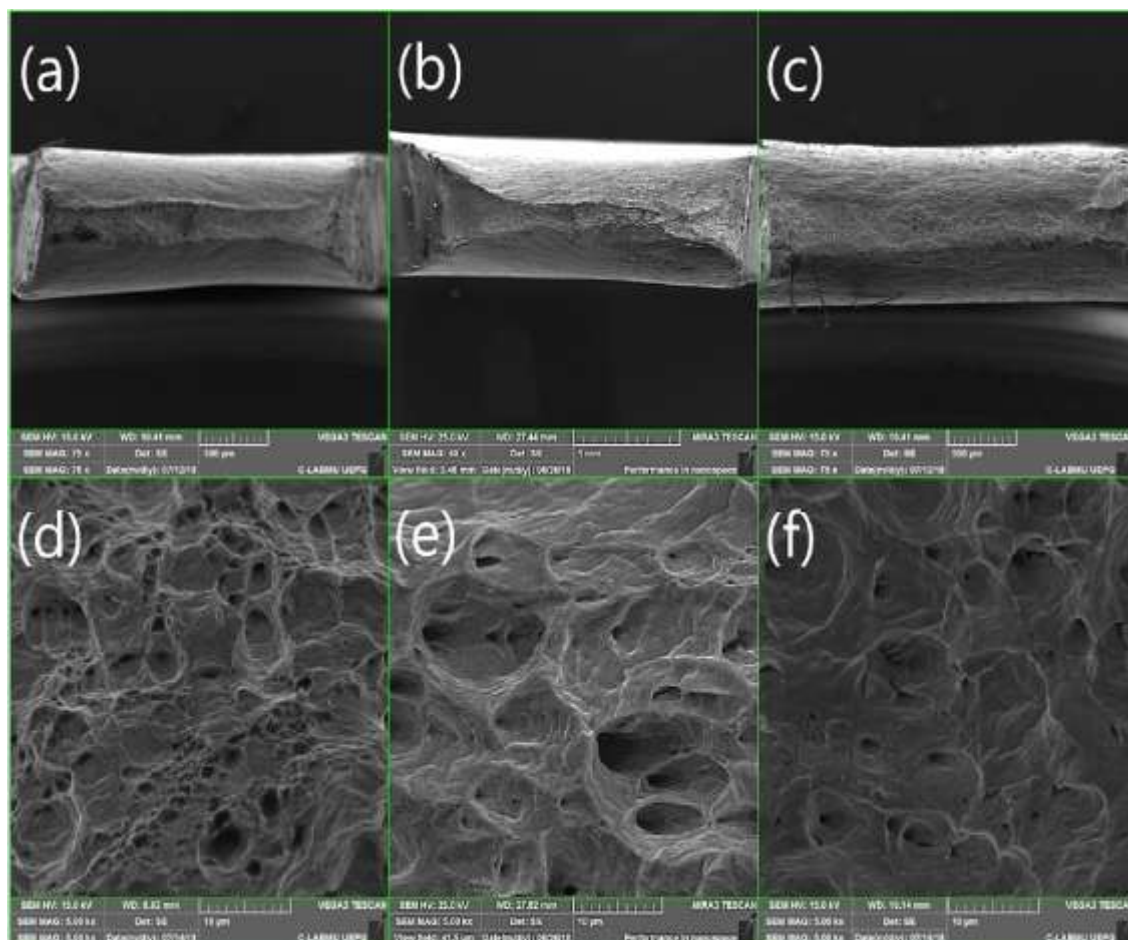
Fonte: Adaptado de NAVAS, S. N. *et al.* In situ analysis of cryogenic strain in silver using synchrotron radiation. **Cryogenics**, [S.L.], v. 120, p. 103384, dez. 2021.

Figura 15 - Fractografias da prata pura pós deformação criogênica.



Fonte: Adaptado de NAVAS, S. N. *et al.* In situ analysis of cryogenic strain in silver using synchrotron radiation. **Cryogenics**, [S.L.], v. 120, p. 103384, dez. 2021.

Figura 16 - Fractografias da prata pura pós deformação em temperatura ambiente.



Fonte: Adaptado de NAVAS, S. N. *et al.* In situ analysis of cryogenic strain in silver using synchrotron radiation. **Cryogenics**, [S.L.], v. 120, p. 103384, dez. 2021.

A influência da energia de falha de empilhamento sobre o comportamento mecânico de metais submetidos à deformação criogênica também foi investigada por Maeda *et al.*, (2017), que estudaram metais CFC — alumínio, cobre e prata — laminados a frio em nitrogênio líquido (77 K) e à temperatura ambiente. Observou-se que a laminação criogênica promoveu um aumento significativo da dureza, atribuído à supressão da recuperação dinâmica, especialmente nos metais com menor energia de falha de empilhamento. A prata ($22 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$) apresentou a maior densidade de discordâncias e o maior nível de microdeformação, além de elevada contração volumétrica nas células unitárias, conforme verificado por difratometria de raios X.

Após a exposição posterior à temperatura ambiente, verificou-se uma redução da dureza em todos os metais processados criogenicamente. Em níveis elevados de deformação, observou-se que o tamanho de cristalito atingiu um estado estacionário, e a densidade de discordâncias manteve-se elevada (Humphreys; Hatherly, 2004).

Complementando essas observações, Izumi *et al.*, (2019) analisaram a deformação criogênica de prata, cobre e alumínio por tração uniaxial associada à difração de raios X em radiação síncrotron. Concluíram que a evolução microestrutural é fortemente dependente da energia de falha de empilhamento. Em metais de alta energia de falha, como o alumínio (166 mJ/m^2), a deformação permaneceu dominada pelo escorregamento, mesmo sob temperaturas criogênicas, sem ganho expressivo de ductilidade.

3.9 INCONEL SOB EFEITO CRIOGÊNICO

A liga Inconel 718, amplamente utilizada em aplicações aeroespaciais, destaca-se por sua elevada estabilidade microestrutural e excelente desempenho sob condições extremas, incluindo baixíssimas temperaturas. Estudos clássicos (PETTIT *et al.*, apud ASTM, 1974) revelaram que a tenacidade à fratura da liga se mantém praticamente constante até -253°C , mesmo quando avaliada na forma de chapas. Tal característica é especialmente valiosa em aplicações criogênicas severas, como tanques de armazenamento de oxigênio líquido em veículos espaciais. Ainda que o metal de solda apresente uma leve redução na tenacidade em comparação ao material base, essa diferença também se mostrou pouco sensível à variação de temperatura (ASTM, 1974).

No que se refere ao comportamento em fadiga, (HALL, E. O, 1951) observaram que a taxa de crescimento de trincas (da/dN) diminui significativamente com a redução da temperatura. As curvas da/dN versus ΔK apresentaram declínio da inclinação em condições criogênicas, indicando maior resistência ao avanço de trincas. Em determinados regimes de carregamento, particularmente entre 35 e 40 $\text{ksi}\cdot\sqrt{\text{in}}$, os dados de fadiga se sobrepuseram, sugerindo menor sensibilidade térmica nesse intervalo.

Esses resultados foram corroborados posteriormente por estudos realizados pela NASA. Os autores demonstraram que o limiar de crescimento de trincas da Inconel 718 é significativamente elevado em temperaturas criogênicas, quando comparado ao observado à temperatura ambiente ou em nitrogênio líquido. Além disso, verificou-se uma menor influência do fechamento de trinca (*crack closure*)

nessas condições, favorecendo medições mais precisas das taxas reais de propagação de trincas (Wells et al., 2005)

Entretanto, a fabricação da Inconel 718 por processos de manufatura aditiva, como a fusão em leito de pó por laser, resulta em microestruturas distintas da versão forjada, o que altera seu comportamento sob fadiga. Por exemplo, o material feito por MA apresenta grãos colunares orientados segundo a direção de construção, enquanto o material forjado exhibe grãos equiaxiais. Essa morfologia colunar facilita trajetórias preferenciais para a propagação de trincas, sobretudo quando sua direção coincide com a orientação dos grãos.

Adicionalmente, defeitos inerentes ao processo, como porosidades residuais, falta de fusão e segregações de nióbio, podem comprometer a resistência à fadiga. Outro fator crítico refere-se à fase endurecedora γ'' , cuja distribuição e morfologia são mais heterogêneas nas amostras aditivas, reduzindo a resistência à nucleação e propagação de trincas. A acentuada textura cristalográfica também intensifica a anisotropia das propriedades mecânicas, tornando o desempenho dependente da direção do carregamento. Assim, os dados de fadiga obtidos para materiais forjados não devem ser extrapolados diretamente para materiais fabricados por manufatura aditiva.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAL

Neste trabalho, foi utilizada a superliga Inconel 718 em duas formas: forjada e em pó. O material forjado foi fornecido pelo Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), enquanto o pó metálico, produzido por atomização em atmosfera de gás inerte, foi obtido junto à empresa Sandvik. A faixa de composição química do pó, fornecida pelo fabricante, está apresentada na Tabela 3.

A determinação da composição química das amostras de Inconel 718 como forjada e após impressão foi realizada no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), empregando espectrometria de emissão óptica com plasma acoplado indutivamente (ICP-OES). Os resultados se encontram na Tabela 4.

Tabela 3 - Composição do pó Osprey® 718, fornecido pela Sandvik

Elemento	Faixa de Concentração (%)
Níquel	50,00 -55,00
Cromo	17,00 – 21,00
Ferro	Bal.
Nióbio	4,75 – 5,50
Molibdênio	2,80 – 3,30
Carbono	≤ 0,08
Alumínio	0,20 – 0,80

Fonte: Adaptado de SANDVIK. Datasheet. osprey® alloy 718-am Viga powder for additive manufacturing. [S.d]. Disponível em: <https://www.metalpowder.sandvik/49f42c/siteassets/metal-powder/datasheets/osprey-alloy-718-am-viga.pdf>. Acesso em: 05 maio 2021.

Tabela 4 - Composição química do Inconel 718 como fabricado.

Elemento	Inconel 718 Convencional (%)	Inconel 718 PBF-LB (MA) (%)
Ni	52,4	53,26
Cr	17,8	17,63
Fe	18,3	19,31
Mo	3,3	3,04
C	0,0156	0,0517
Al	1	0,521
N	0,33	0,1
Outros	6,85	6,09

Fonte: A autora.

4.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

4.2.1 Corte das amostras do material forjado convencional

A seção transversal da barra forjada de Inconel 718 foi cortada por eletroerosão no formato circular e com espessuras de 2 e 3 mm. Posteriormente, dessas peças foram obtidos corpos de provas por meio de corte por jato d'água, como pode ser visualizado nas Figuras 17 a 19.

Figura 17 - Representação esquemática do corte de corpos de prova em uma barra com 2 mm de espessura.



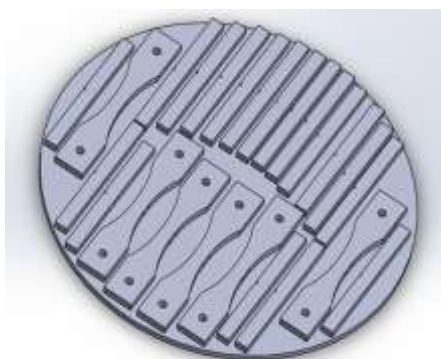
Fonte: A autora.

Figura 18 - Representação esquemática do corte de corpos de prova em uma barra com 3 mm de espessura.



Fonte: A autora.

Figura 19 - Representação esquemática do corte de corpos de prova em uma barra com 3 mm de espessura.



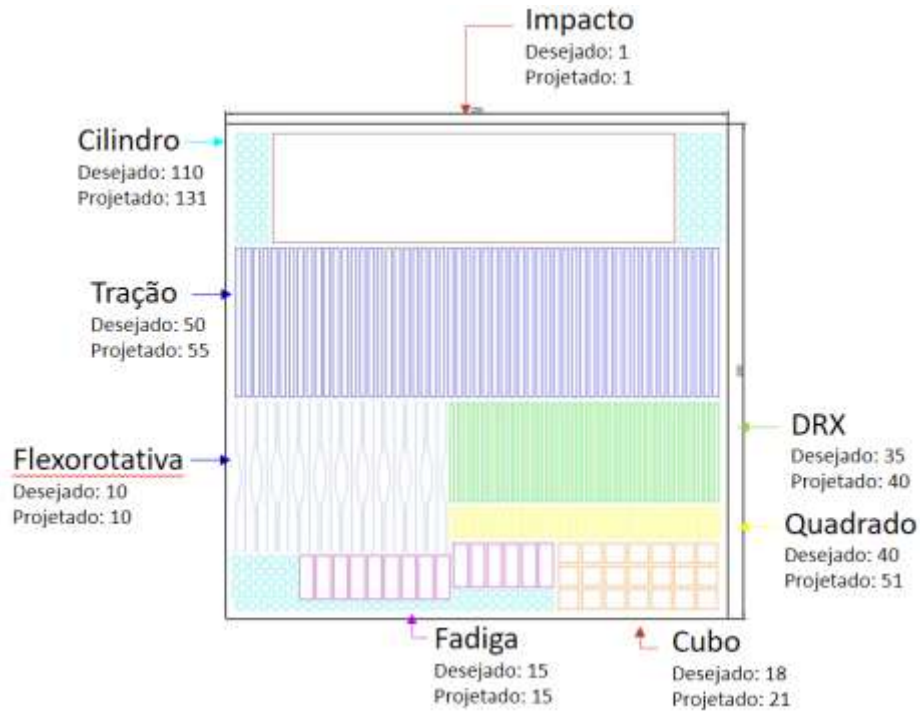
Fonte: A autora.

4.2.2 Produção de amostras por manufatura aditiva PBF- LB

Os corpos de prova foram produzidos por fusão em leito de pó com laser na máquina EOS M280, instalada no laboratório BIOFABRIS da UNICAMP com disposição sobre a mesa de impressão conforme desenho feito em Solidworks da Figura 20. As amostras foram construídas camada a camada com um laser de fibra Yb:YAG de 400 W, usando o conjunto de parâmetros original da EOS IN718_Surface 1.0 (laser de 285 W com diâmetro do feixe de 100 μm , velocidade de varredura de 1000 mm/s, espaçamento de hachura de 110 μm com ângulo de hachura de 67° e espessura de camada de 40 μm). A plataforma de construção foi pré-aquecida a 80 °C. Corpos de prova para ensaios de tração (Figura 21) e fadiga (Figura 22) também foram desenhados no software Solidworks. Além disso, cilindros, cubos e quadrados

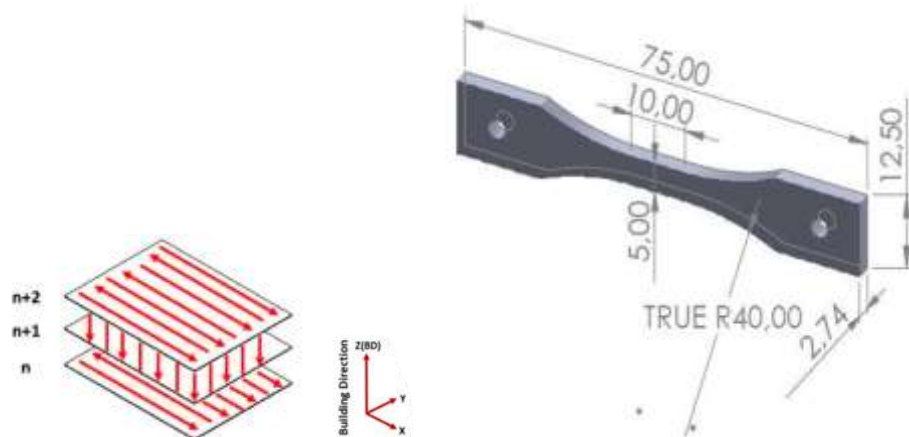
foram preparados para outras análises, como metalografia e porosidade. Outras amostras, como os corpos de prova para ensaios de fadiga flexorotativa e para ensaio de impacto, foram destinadas a outros trabalhos de pós-graduação.

Figura 20 - Disposição das amostras na placa de impressão.



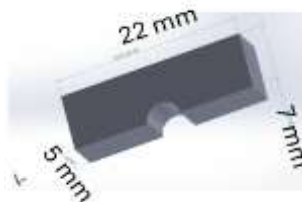
Fonte: A autora.

Figura 21 - Corpo de prova para ensaio de tração.



Fonte: A autora.

Figura 22 - Corpo de prova para ensaio de fadiga



Fonte: A autora.

Amostras cilíndricas foram usadas para quantificar a porosidade do material. Os cilindros foram manufacturados conforme desenho técnico exposto na Figura 23.

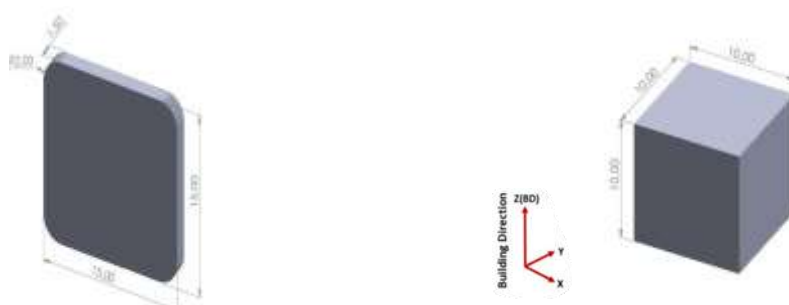
Figura 23 - Medidas dos cilindros utilizados para cálculo de densidade e porosidade.



Fonte: A autora.

Já as amostras utilizadas para análises metalográficas, porosidade e dureza foram feitas com as dimensões expostas na Figura 24.

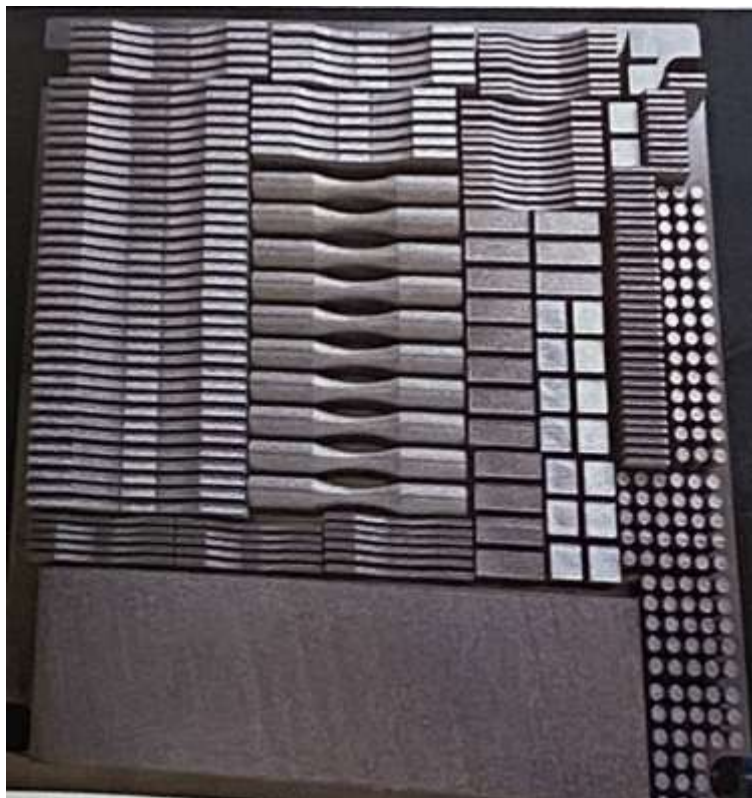
Figura 24 - Corpos de prova utilizados para ensaios de corrosão, análises microscópicas, além de cálculo de densidade e porosidade.



Fonte: A autora.

A Figura 25 apresenta o arranjo das amostras sobre a mesa de impressão.

Figura 25 - Corpos de Prova na mesa de impressão.

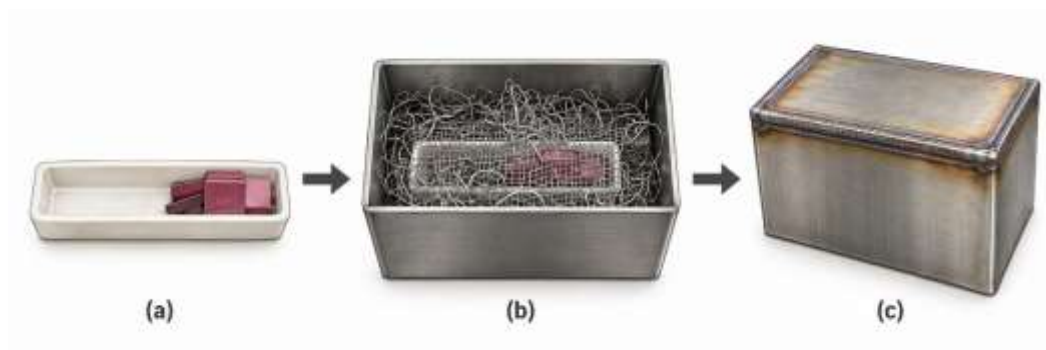


Fonte: A autora.

4.2.3 Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos foram realizados no Laboratório de Processamento de Materiais (LPM) do ITA, utilizando um forno mufla à resistência elétrica, equipado com um termopar Flyever FE50RPN para maior precisão na temperatura. Para minimizar a oxidação das amostras durante o tratamento térmico, foram confeccionadas caixas de aço inoxidável AISI 304 com paredes de 2 mm de espessura. Os corpos de prova foram colocados dentro desse recipiente em uma navícula de alumina (Figura 26 a) e cobertos por uma tela de aço inoxidável AISI 304. Pequenos cavacos de titânio foram adicionados sobre a tela para garantir que ocorresse oxidação preferencialmente nos cavacos de titânio e não nas amostras de Inconel 718 (Figura 26 b). Por fim, a caixa foi selada por meio de soldagem TIG (Figura 26 c).

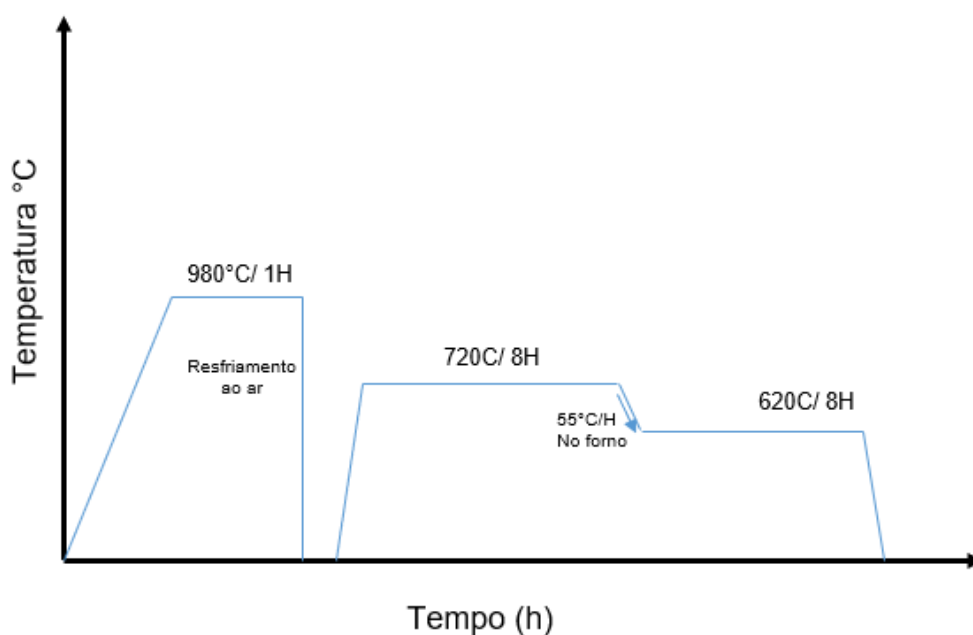
Figura 26 - Demonstração do tratamento térmico: (a) amostras após tratamento térmico, (b) e (c) caixa feita para amostras ficarem durante tratamento térmico.



Fonte: A autora.

Os tratamentos incluíram solubilização e envelhecimento conforme especificação AMS 5662. A solubilização foi feita a 980°C por 1 hora, seguida de resfriamento ao ar. O envelhecimento foi realizado a 720°C por 8 horas, seguido de resfriamento controlado no forno a uma taxa de 55°C/h até 620°C (1h e 50min). A 620°C, as amostras passaram por um segundo envelhecimento de 8 horas, seguido de resfriamento ao ar. O esquema do tratamento térmico é ilustrado na Figura 27.

Figura 27 - Representação do tratamento térmico feito nas amostras



Fonte: A autora

4.2.4 Dureza Vickers

Os mapeamentos de dureza Vickers foram feitos na Divisão de Engenharia Mecânica do ITA com o aparelho EMCOTEST DuraScan G5 e carga de 200 gf. Foram medidos mais de 300 pontos por amostra.

4.2.5 Caracterização Microestrutural

Partículas de pó e amostras de todas as condições de processamento e tratamento térmico foram embutidas com baquelite condutora para preparação metalográfica e análise em microscopia eletrônica de varredura e microscopia ótica. Para o embutimento, utilizou-se a máquina da Arotec, disponível no laboratório de preparação metalográfica do Departamento de Engenharia de Materiais da UEPG.

As amostras foram lixadas, com lixas d'água à base de carbetto de silício (SiC) com granulometrias de 220, 320, 400, 600, 800, 1200, 1500, 2000 e 3000 Mesh. Em seguida, foram polidas com sílica coloidal na politriz semiautomática Arotec Ind. Brasil instalada no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Na análise microestrutural as amostras foram atacadas com solução de Glicerégia durante 10 minutos. Posteriormente foram visualizadas no microscópio Olympus SZ61 instalado na Universidade Estadual de Ponta Grossa. A obtenção das imagens foi feita com o software Image- Pro 5.1.

Na análise da distribuição de partículas as amostras foram atacadas com ácido oxálico. Utilizou-se o microscópio Eletrônico de Varredura com Emissão de Campo (FEG-MEV, TESCAN, Mira 3) instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuários C-Labmu da Universidade Estadual de Ponta Grossa. Análises de EBSD e EDS foram feitas no mesmo equipamento. O software utilizado na coleta de dados foi o AZTec® da Oxford Instruments, e o tratamento de dados foi feito nos softwares Channel 5 e ATEX (Beausir; Fundenberger, 2017).

4.2.6 Porosidade

A porcentagem de porosidade nas amostras de manufatura aditiva foi determinada a partir de imagens de microscopia óptica em superfícies preparadas por lixamento e polimento conforme explicado no item 4.2.5. A análise das imagens foi

feita com o software Image- Pro 5.1, conforme exemplo da Figura 28. Para a quantificação da porosidade foi necessária a limiarização das imagens no software ImageJ. As imagens foram convertidas para 8 bits, transformadas para uma escala de cinza e processadas pela ferramenta do software “*Subtract background*”.

Figura 28 - Exemplo de imagem utilizada para obter a porcentagem de porosidade nas amostras de MA.



Fonte: A autora.

4.2.7 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina servo hidráulica Landmark MTS 370.25 instalada no laboratório de Engenharia de Materiais na Universidade Estadual de Ponta Grossa. A máquina é apresentada na Figura 29. O software utilizado para a leitura dos dados foi o Station Manager. Foram utilizados 3 corpos de prova para cada condição estudada e ensaiados de acordo com a norma ASTM E8/8M – 22, com taxa de deslocamento de 0,5 mm/min.

Nos ensaios criogênicos utilizou-se um aparato feito com uma barra de inox, parafusos e isopor para submergir os corpos de prova em um líquido refrigerante durante ensaio. Um exemplo pode ser visto na Figura 30. Para os ensaios a -180°C foi utilizado nitrogênio líquido, enquanto para os ensaios a -75°C foi utilizada uma mistura de álcool etílico e nitrogênio líquido.

Figura 29 - Máquina de ensaios MTS 370.25



Fonte: A autora.

Figura 30 - Ensaio de tração criogênico.



Fonte: A autora.

4.2.8 Difractometria de Raios X (DRX)

As análises de DRX foram obtidas no LPP (Laboratório de Plasmas e Processos) do ITA com o equipamento PANalytical Empyrean. A fonte de raios X é de

cobre e monocromador para difração Cu K α . Foram analisadas amostras do material forjado e também produzido por manufatura aditiva *as built*.

4.2.9 Ensaio de Fadiga em 4 apoios

Para a realização dos ensaios de fadiga, adotou-se o método de miniaturização de corpos de prova, conforme proposto por Nicoletto (2021). Essa metodologia foi selecionada para reduzir significativamente o custo de fabricação de amostras para os ensaios. Os corpos de prova foram projetados com geometria prismática miniaturizada (seção transversal de 7 mm $\times$ 5 mm e comprimento total de 22 mm), contendo um entalhe central de raio 2 mm para favorecer a iniciação controlada da trinca na superfície oposta ao entalhe. O carregamento foi realizado em flexão cíclica com razão de carga $R = 0$, conforme a configuração sugerida no protocolo de Nicoletto, utilizando amostras cortadas por eletroerosão e com rugosidade média de 0,2 μm .

Foi adaptada uma máquina presente na Divisão de Engenharia Mecânica do ITA conforme Figura 31 (a), (b) e (c) colocando um sistema com programa de um Arduíno para captação dos dados ciclos operados durante os ensaios.

Para encontrar as forças e tensões utilizadas e plotar a curva de tensão x ciclos foi levado em consideração o momento de inércia e as medidas necessárias de distâncias dos apoios e área útil da amostra, conforme equações 4.1 e 4.2.

$$\sigma = (M \cdot y) / I = ((F \cdot L) \cdot y) / I \quad (4.1)$$

$$F = (\text{tensão} \cdot I) / (L \cdot y) \quad (4.2)$$

Onde:

σ = tensão máxima aplicada (MPa)

M = momento fletor (N $\cdot$ mm)

F = força aplicada (N)

L = distância entre os apoios (mm)

y = distância do ponto mais distante da seção em relação ao eixo neutro (mm)

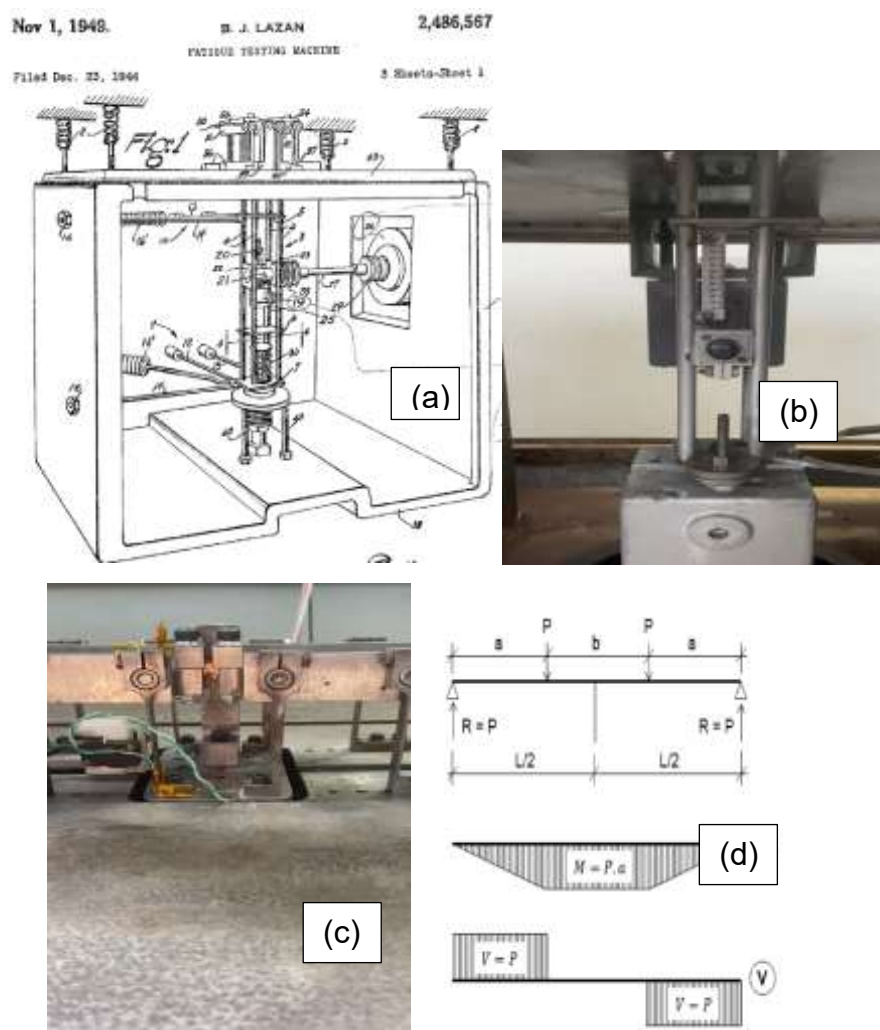
I = momento de inércia da seção transversal (mm⁴)

Levou-se em consideração o limite de escoamento do Inconel 718 convencional para definir as tensões aplicadas durante o ensaio e plotar a curva SN, tensão x números de ciclos até a fadiga. A frequência de operação foi de 50Hz para todas as amostras.

Ensaiou-se amostras convencionais após solubilização e duplo envelhecimento e amostras produzidas por MA na condição como-fabricadas e também após solubilização e duplo envelhecido.

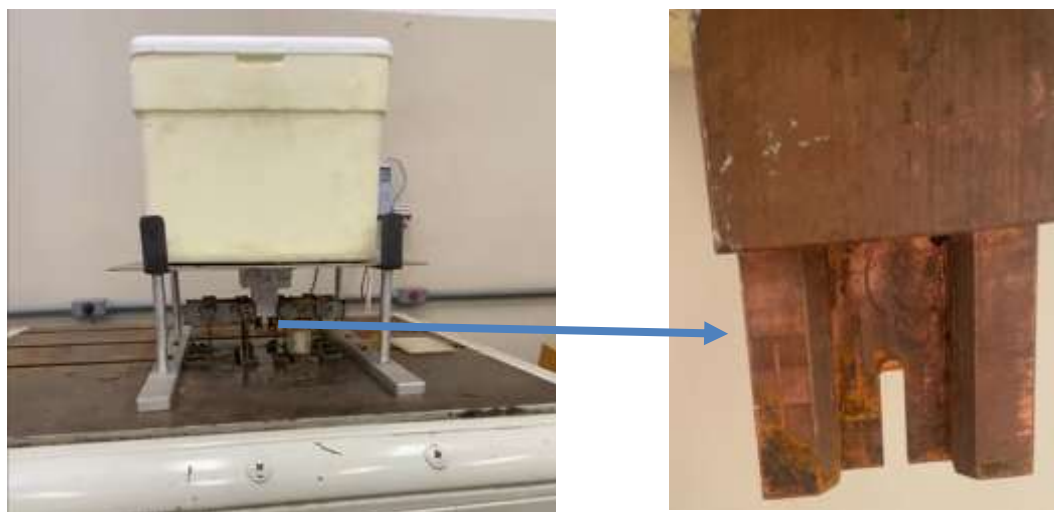
Para os ensaios criogênicos de fadiga foi criado um suporte feito em cobre, conectado a um recipiente de isopor com nitrogênio líquido, que resfriava a amostra por convecção. Uma foto desse aparato está mostrada na Figura 32.

Figura 31 - Máquina de ensaio de fadiga utilizada-(a), (b) e (c); Distribuição de forças, momento fletor (M) e momento cortante (P) durante o ensaio.(d).



Fonte: A autora.

Figura 32 - Aparato de resfriamento criogênico para o ensaio de fadiga.



Fonte: A autora.

4.2.10 Fractografias

Para as análises das fraturas das amostras ensaiadas por fadiga foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV (TESCAN Vega3), instalado na Divisão de Engenharia Mecânica do Instituto Tecnológico de Aeronáutica (ITA).

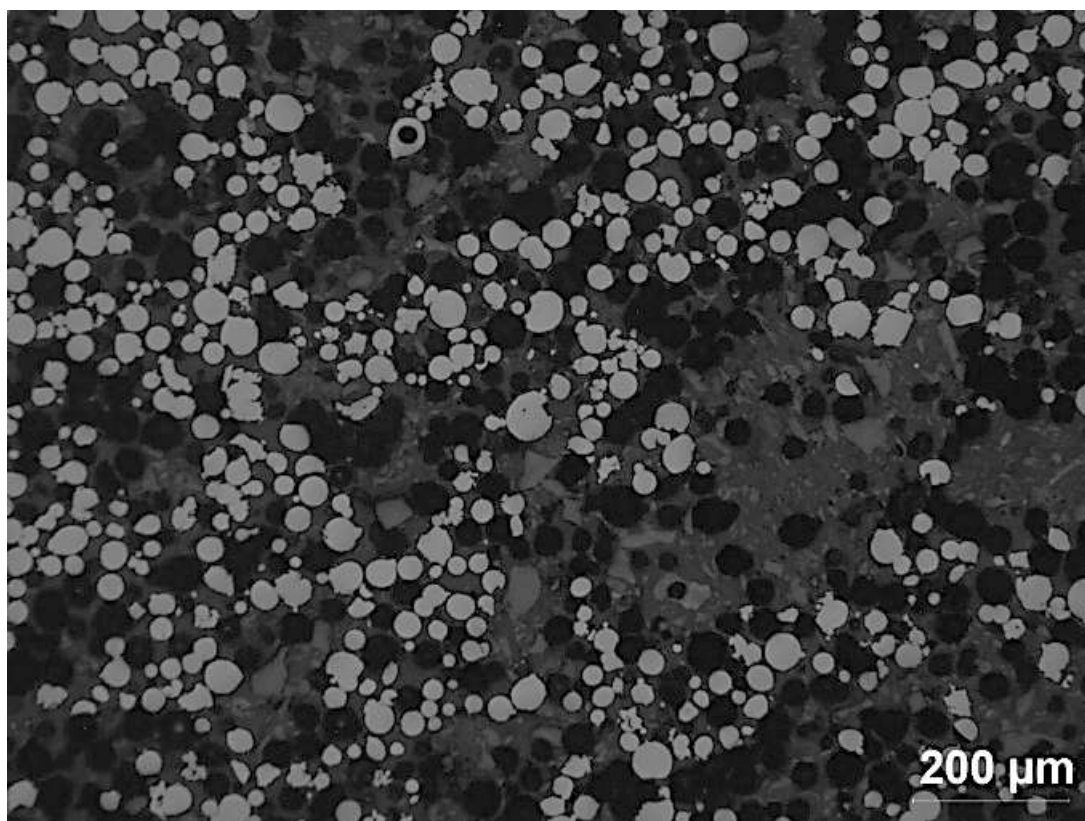
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISE DO PÓ DE INCONEL 718 COMO RECEBIDO

A análise morfológica do pó de Inconel 718, realizada por microscopia óptica (MO) e apresentada nas Figuras 33 a 35, revelou partículas com geometria predominantemente esférica, aspecto desejável para processos de manufatura aditiva, pois favorece a fluidez e a uniformidade do depósito durante a fabricação (Wang et al., 2020).

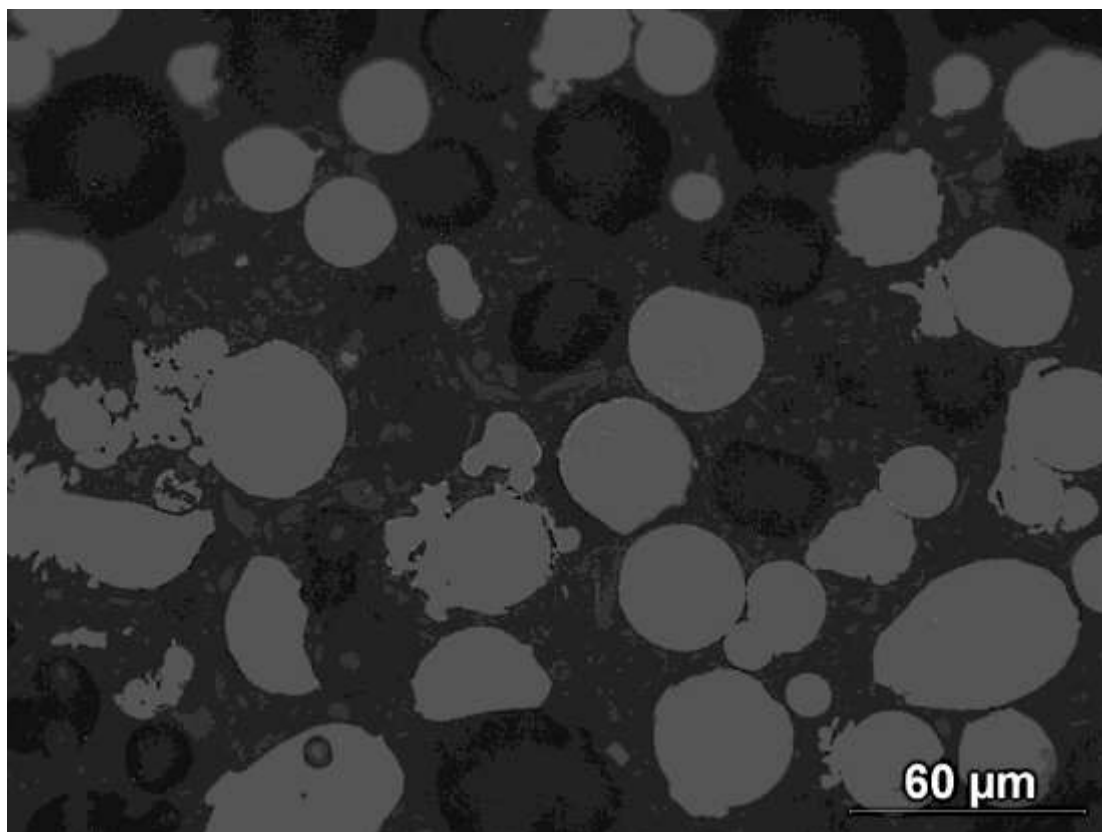
A faixa de tamanho das partículas é, em sua maioria, compatível com os requisitos exigidos para o processo PBF-LB, estando abaixo de 60 μm . No entanto, como resultado característico do processo de atomização a gás utilizado na obtenção do pó, é possível observar a presença de partículas satélites aderidas à superfície das partículas principais.

Figura 33 - Partículas do pó de Inconel 718 embutido, lixado e polido e analisado por MO.



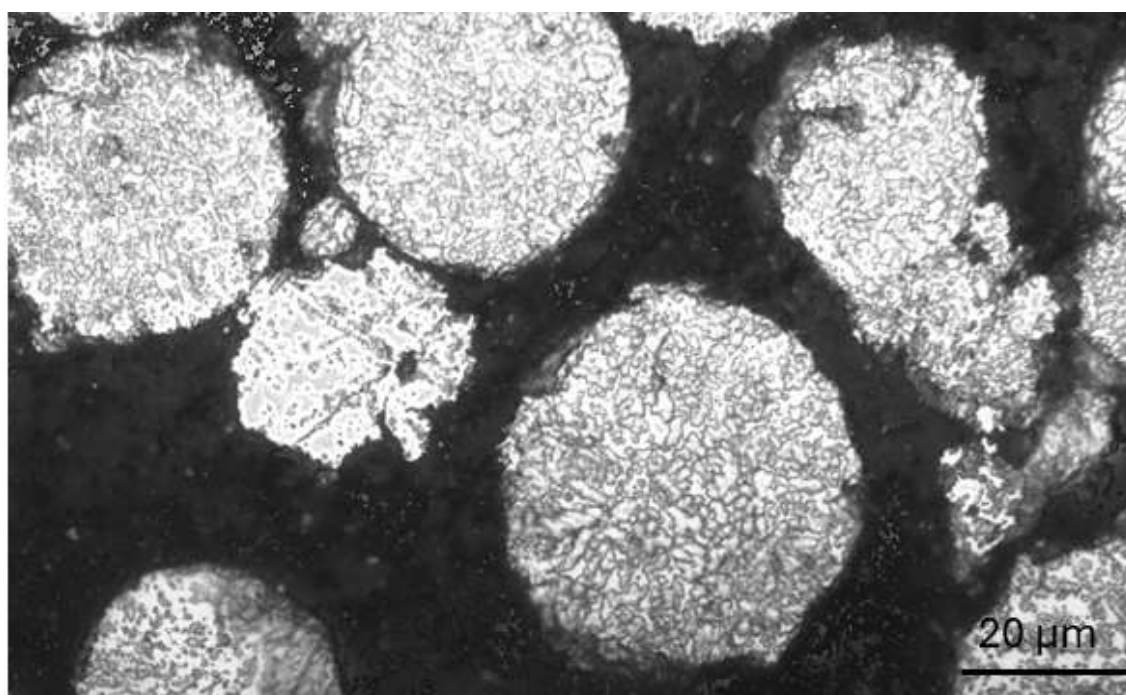
Fonte: A autora.

Figura 34 - Partículas do pó de Inconel 718 embutido, lixado e polido e analisado por MO.



Fonte: A autora.

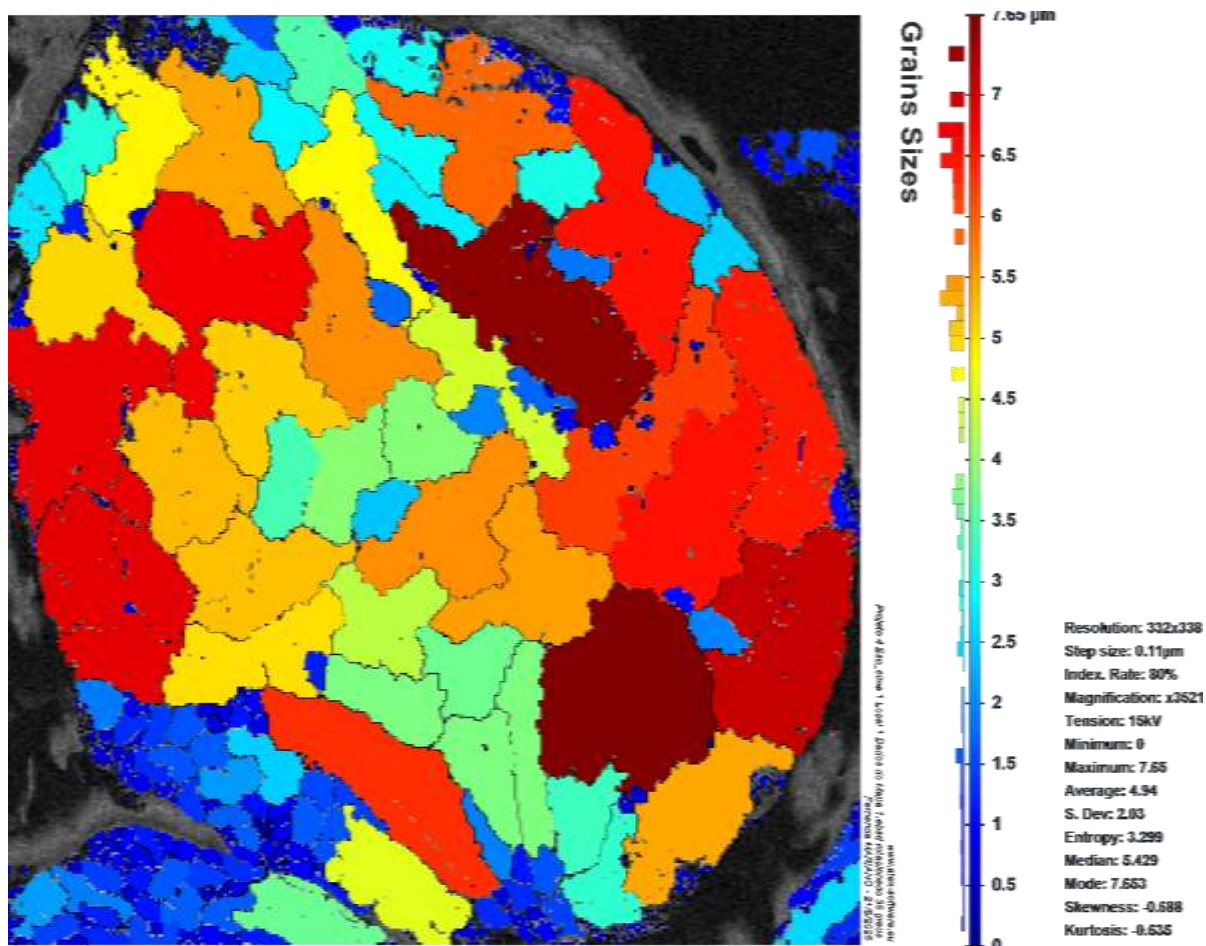
Figura 35 - Partículas do pó de Inconel 718 embutido, lixado, polido e atacado, analisado por MO.



Fonte: A autora.

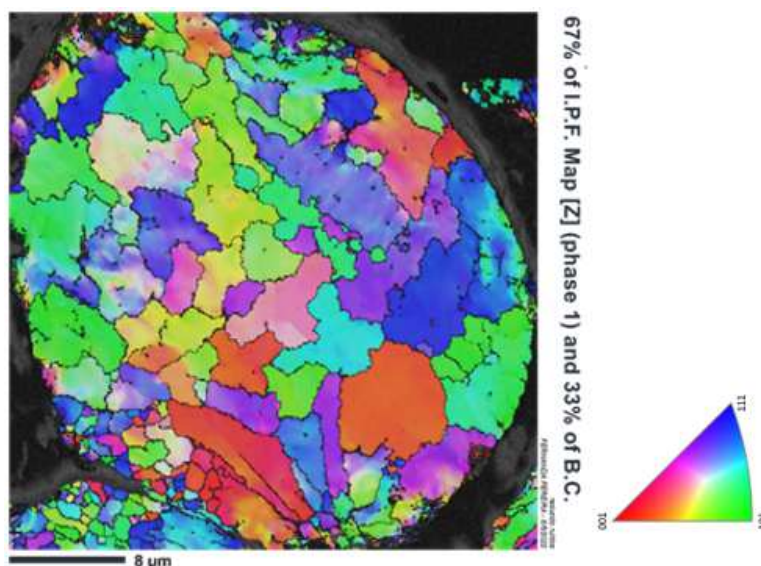
O mapeamento de tamanho de grão por EBSD (Figura 36) forneceu informações quantitativas sobre o tamanho de grão do material. As partículas são policristalinas, com tamanho de grão variando de menos de 0,5 μm até mais de 7 μm , com média de $5 \pm 2 \mu\text{m}$. A heterogeneidade observada no tamanho dos grãos pode ser atribuída às flutuações térmicas e turbulências inerentes ao processo de atomização, fatores que impactam diretamente a nucleação e o crescimento dos grãos durante a solidificação das partículas. Além disso, a Figura 37, que apresenta o mapa de orientação por IPF do pó, mostra a existência de gradientes de orientação no interior de alguns grãos, característica devida a tensões térmicas durante a solidificação e resfriamento das partículas.

Figura 36 - Micrografia em EBSD: Mapa do tamanho de grão do Pó de Inconel 718 como recebido.



Fonte: A autora.

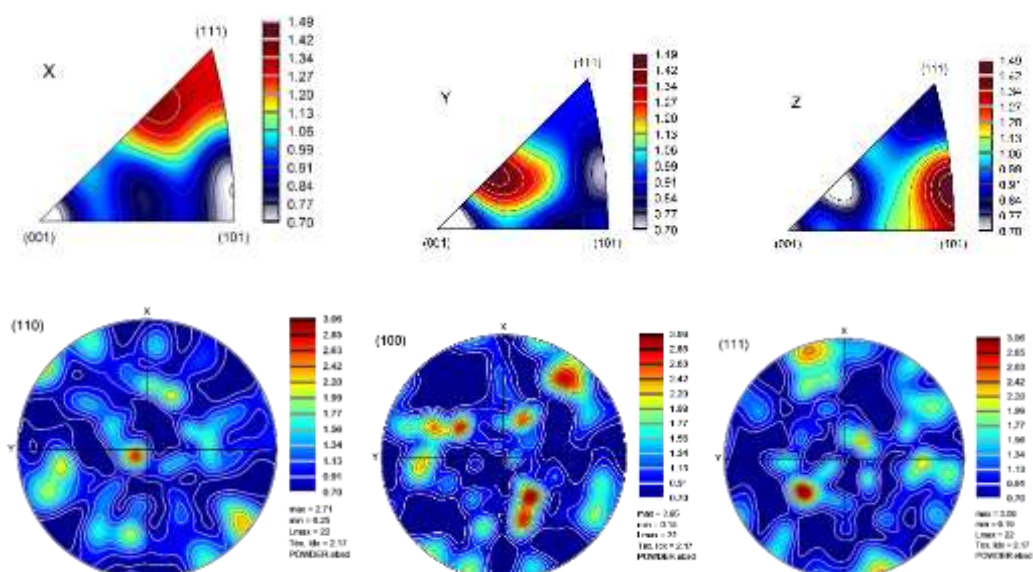
Figura 37 - Micrografia em EBSD: Mapa de orientação por IPF do Pó de Inconel 718 como recebido



Fonte: A autora.

A Figura 38 apresenta as figuras de polo inversas (IPF) nos eixos X, Y e Z (parte superior) e as figuras de polo tradicionais (parte inferior) para as direções cristalográficas (110), (100) e (111), obtidas via EBSD do pó de Inconel 718. O pó de Inconel 718 como recebido apresenta uma textura cristalográfica aleatória, conforme evidenciado pelos baixos valores do índice de textura, resultando em uma dispersão quase uniforme das orientações nas figuras de pólo inversas e tradicionais.

Figura 38 - Figuras de polo inversas e figuras de polo para o pó de Inconel 718



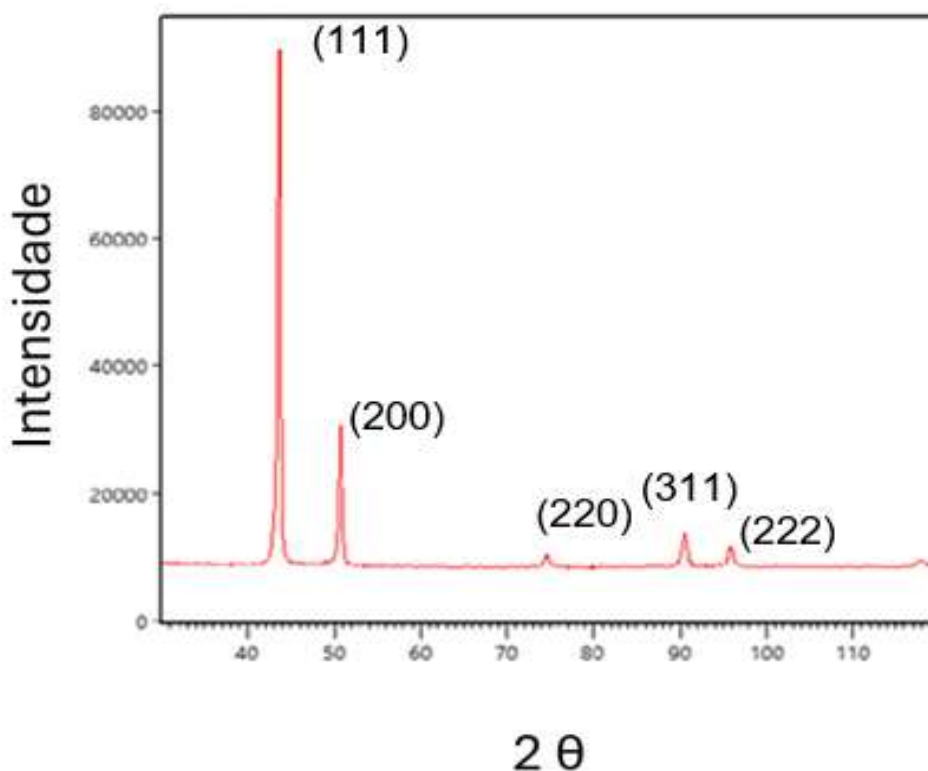
Fonte: A autora.

5.2 COMPARAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS AMOSTRAS DE IN 718 FEITAS POR PBF- LB COM O MATERIAL FORJADO.

As Figuras 39 e 40 apresentam os perfis de difração de raios X (DRX) para o Inconel 718 forjado como-recebido e para o material fabricado por manufatura aditiva (PBF-LB) na condição *as-built*, respectivamente. Em ambas as amostras, observa-se apenas a presença de picos característicos da matriz γ , de estrutura cúbica de face centrada (CFC). No entanto, a ausência de outros picos não significa a inexistência de outras fases além da matriz γ . Frações volumétricas baixas ou posições de picos coincidentes com γ podem mascarar a presença de outras fases nos difratogramas.

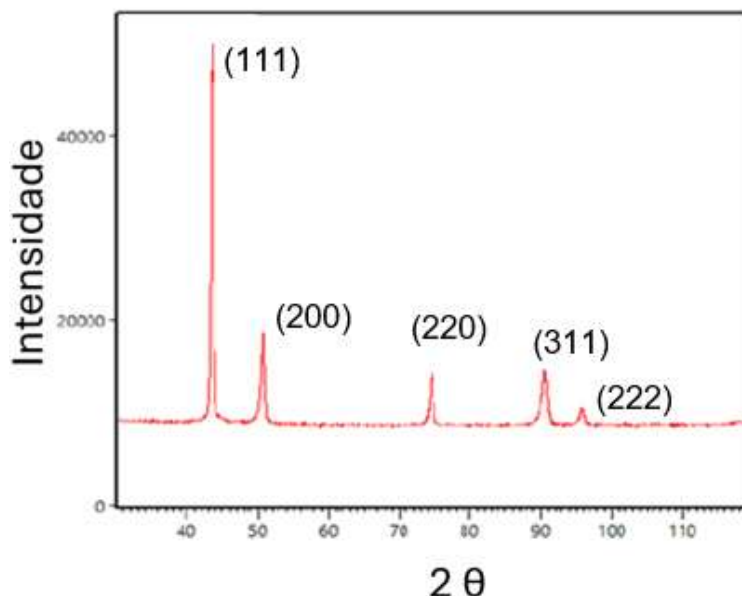
Adicionalmente, ao se comparar os dois difratogramas, nota-se que a intensidade relativa dos picos referentes aos planos (220) e (311) é consideravelmente maior na amostra fabricada por PBF-LB. Este aumento na intensidade indica a existência de textura cristalográfica preferencial no material produzido por manufatura aditiva, característica que será mais explorada nos resultados de EBSD, nesta mesma seção.

Figura 39 - Perfil de difração de raios X para a amostra forjada de Inconel 718.



Fonte: A autora.

Figura 40 - Perfil de difração de raios X para a amostra de Inconel 718 feita por PBF -LB



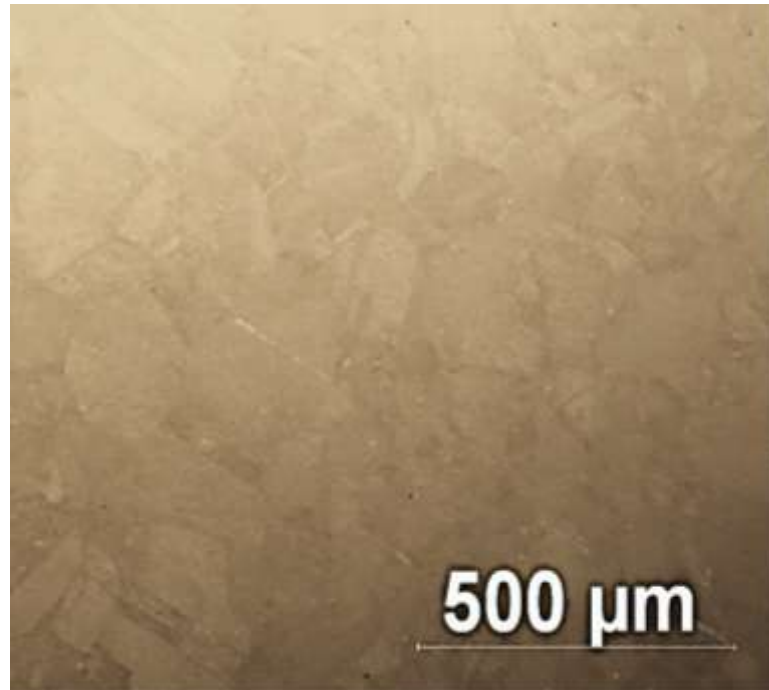
Fonte: A autora.

O material forjado como-recebido possuía histórico de processamento termomecânico desconhecido, por isso decidiu-se realizar uma caracterização microestrutural desse material para se determinar a necessidade de tratamentos térmicos diferenciados.

As amostras forjadas, analisadas na condição como-recebida (Figura 41), apresentaram microestrutura relativamente homogênea, com grãos equiaxiais e presença de maclas de recozimento, características típicas de ligas metálicas CFC que sofreram recristalização (Humphreys; Hatherly, 2004). Também se observa uma grande quantidade de partículas no interior dos grãos do material forjado como-recebido, partículas essas melhor observadas na micrografia obtida por MEV e mostrada na Figura 42. Pelo tamanho e morfologia dessas partículas, acredita-se tratar de γ'' (Ni_3Nb), como mostrado na Figura 4 (Goel *et al.*, 2020).

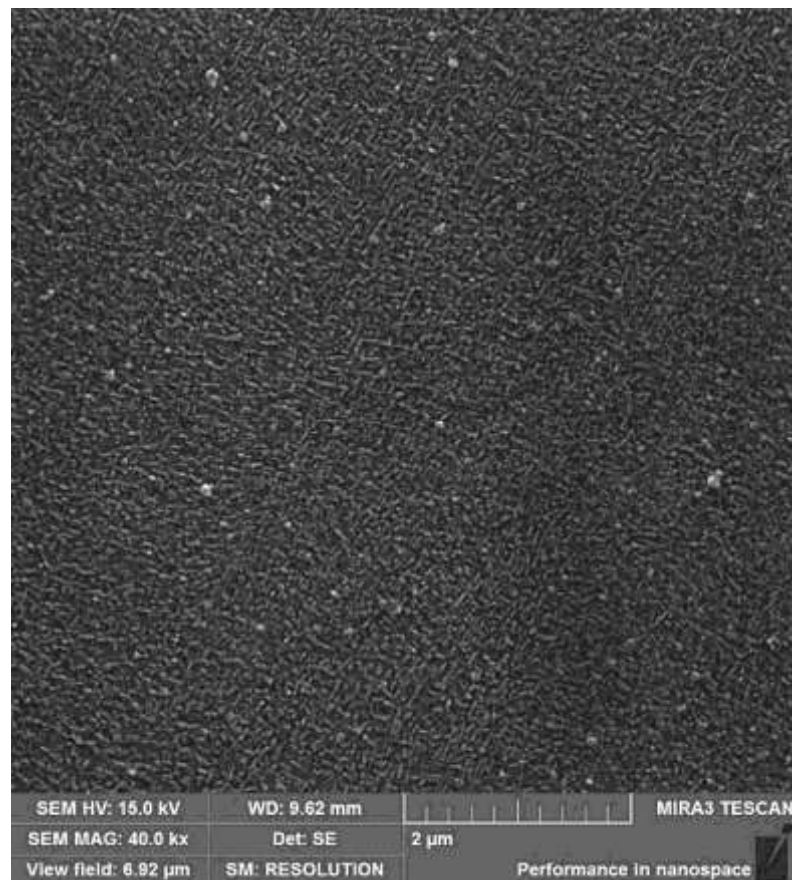
Considerando-se a morfologia recristalizada dos grãos de γ , a presença de uma fina dispersão de γ'' e a ausência de partículas significativas de outras fases, conjecturou-se que o material havia passado por um processo de solubilização em alta temperatura (responsável pela recristalização de γ) seguido de um ou mais envelhecimentos (responsáveis pela precipitação de γ''). Desta forma, optou-se por submeter o material forjado ao procedimento de solubilização + duplo envelhecimento recomendado pela norma AMS 5662 e já descrito na seção 4.2.3.

Figura 41 - Inconel 718, forjado, como recebido, atacado e observado por MO.



Fonte: A autora.

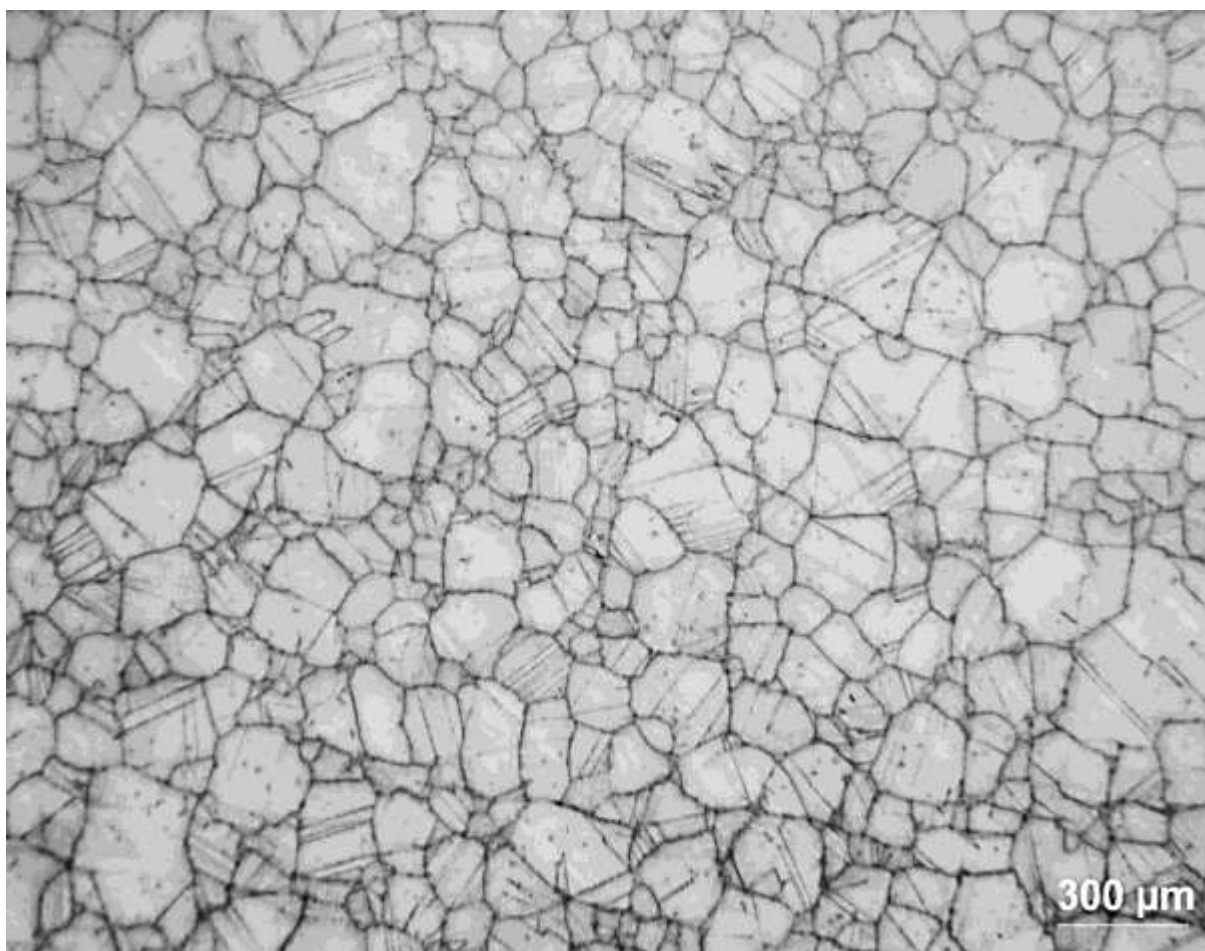
Figura 42 - Inconel 718, forjado, como recebido, atacado e observado por MEV.



Fonte: A autora.

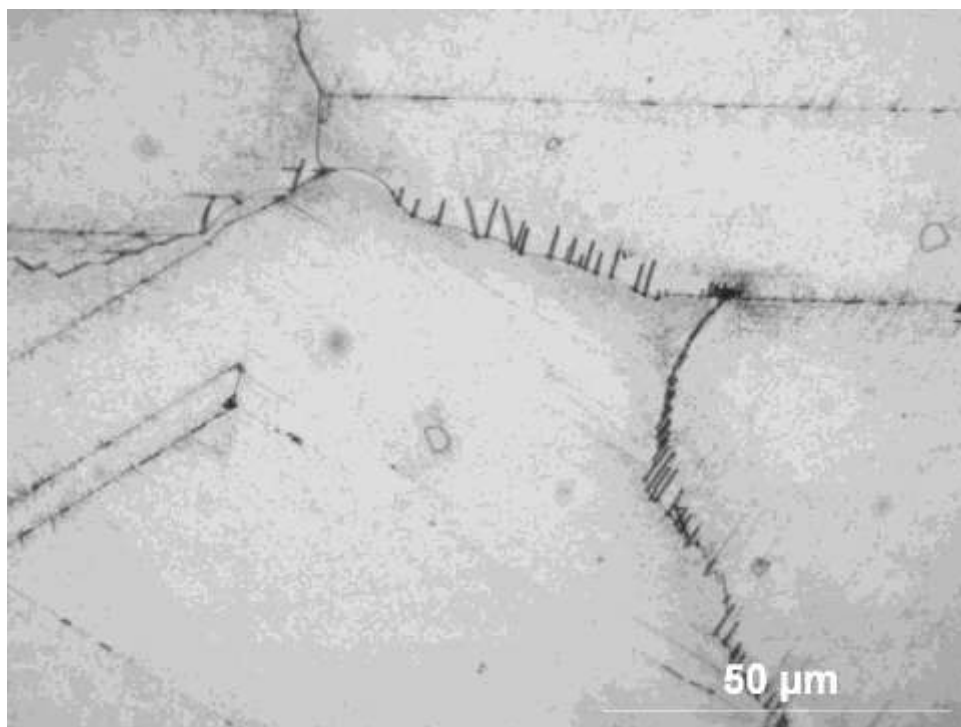
A Figura 43 mostra que o Inconel 718 forjado após solubilização também apresenta uma microestrutura com grãos equiaxiais e maclas de recozimento. Como pode ser visto nas Figuras 43 a 47, após a solubilização não observa-se mais a presença de partículas de γ'' , mas outra fase precipitou junto aos contornos de grão de γ , com morfologia de plaquetas. Pela sua morfologia e localização, possivelmente trata-se de partículas de fase δ , similares às mostradas nas Figuras 4 e 5. Segundo o diagrama TTT mostrado na Figura 12, a precipitação de fase δ a 980°C é factível. Na Figura 46 é possível observar, ainda, partículas de carbonetos no interior dos grãos de γ .

Figura 43 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MO.



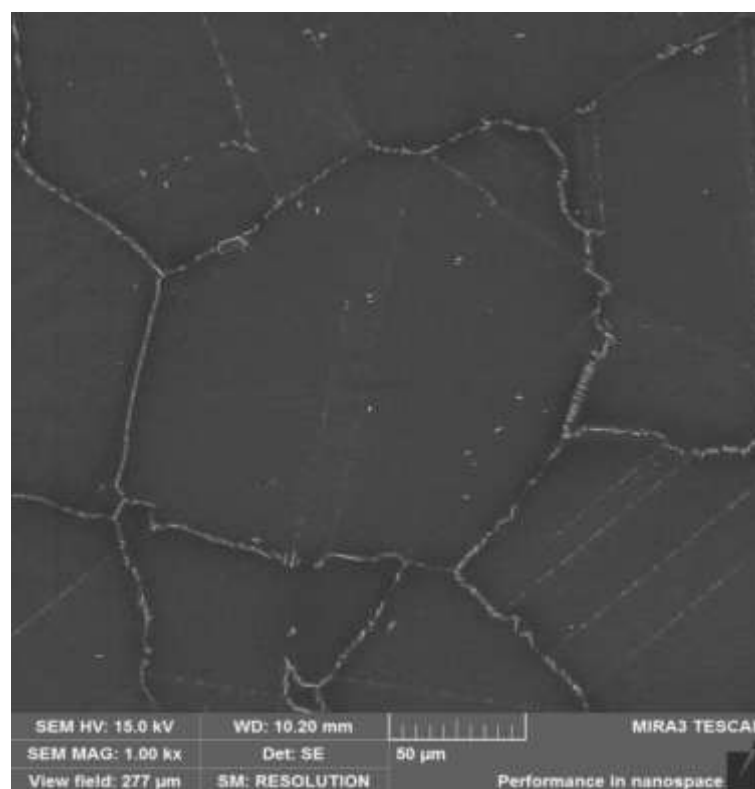
Fonte: A autora.

Figura 44 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MO.



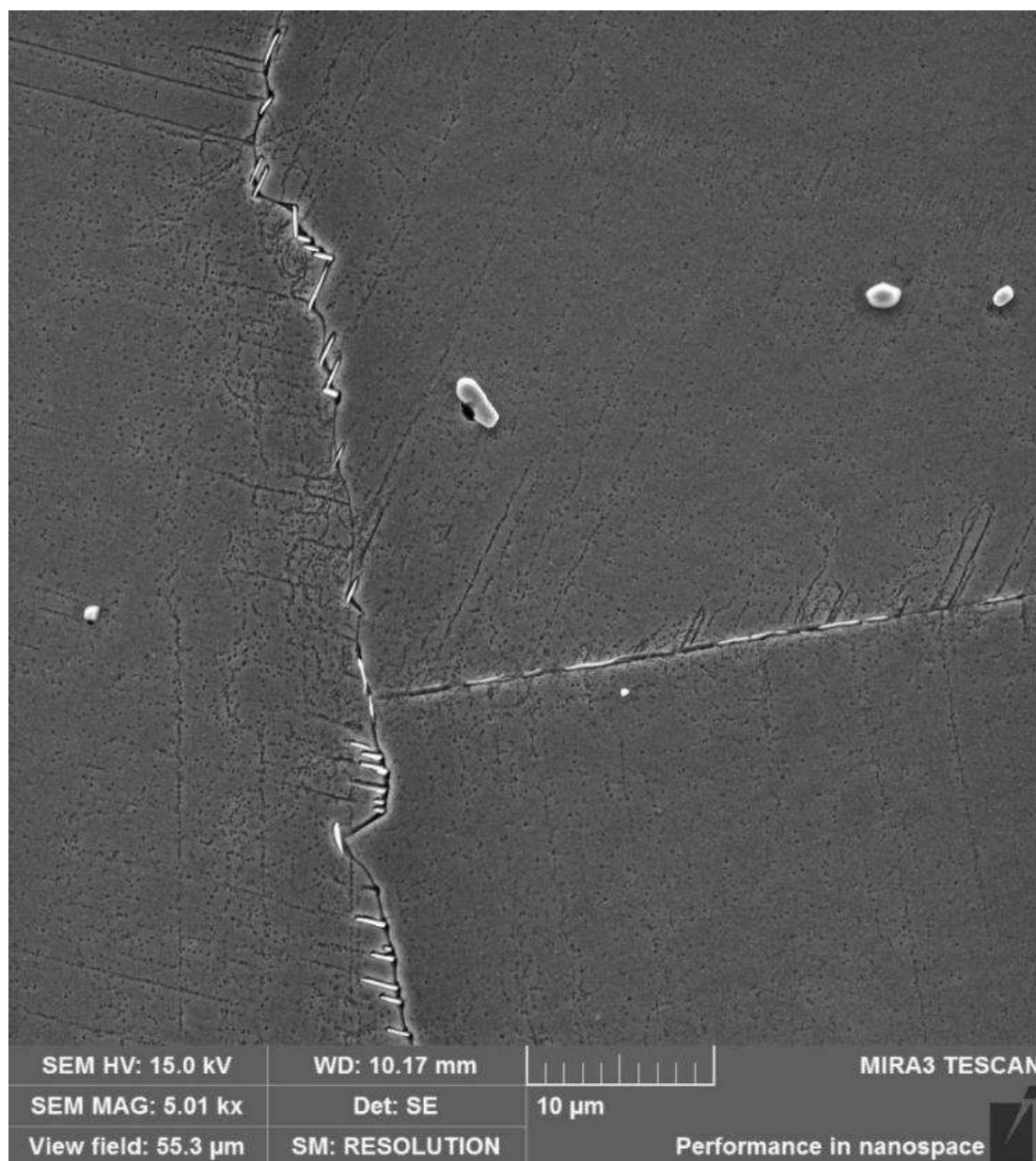
Fonte: A autora.

Figura 45 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.



Fonte: A autora.

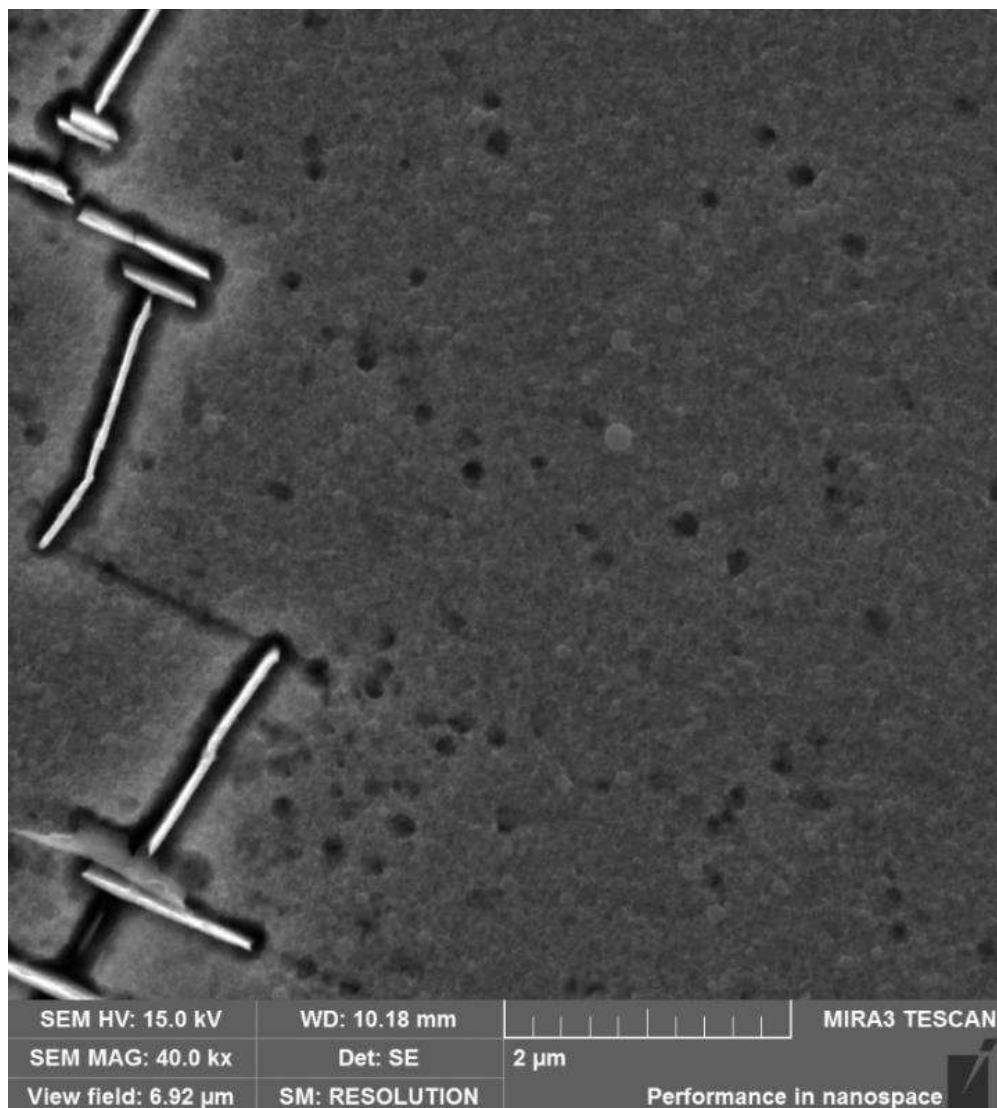
Figura 46 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MEV



Fonte: A autora.

As Figuras 48 e 49 mostram que o Inconel 718 forjado, solubilizado e envelhecido, também apresenta microestrutura de grãos equiaxiais e maclas de recozimento. Isso indica que o duplo envelhecimento não altera significativamente as características da matriz, apenas promovendo a precipitação de partículas. As micrografias obtidas por MEV (Figuras 50 a 51)

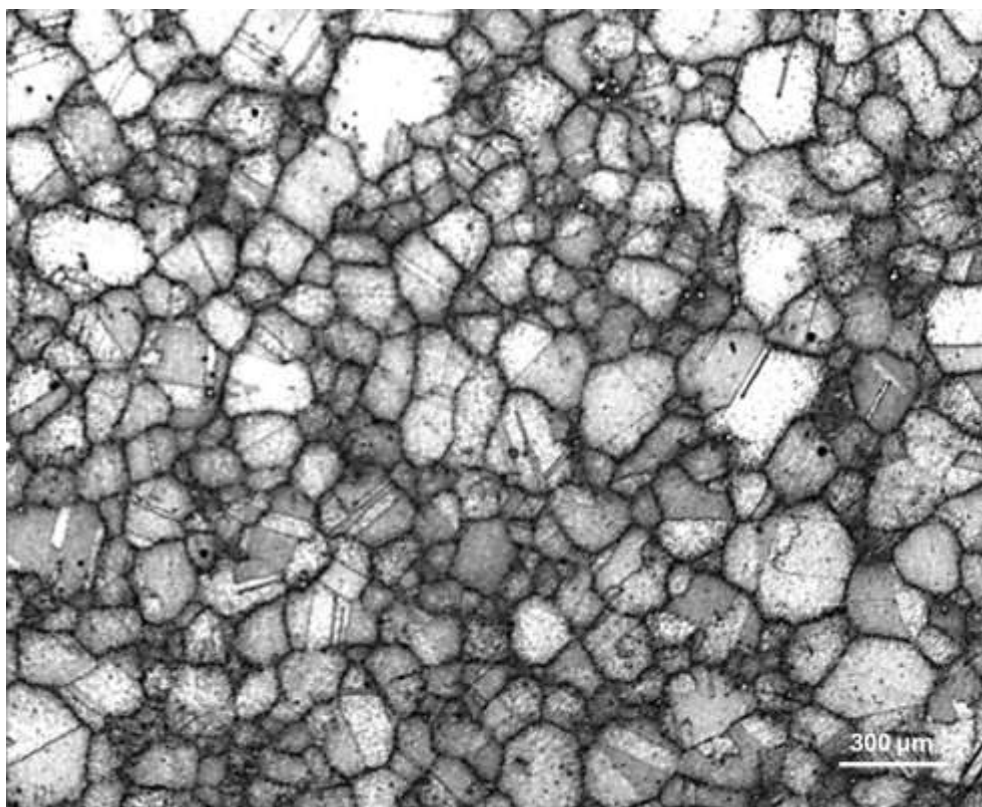
Figura 47 - Inconel 718, forjado, solubilizado, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.



Fonte: A autora.

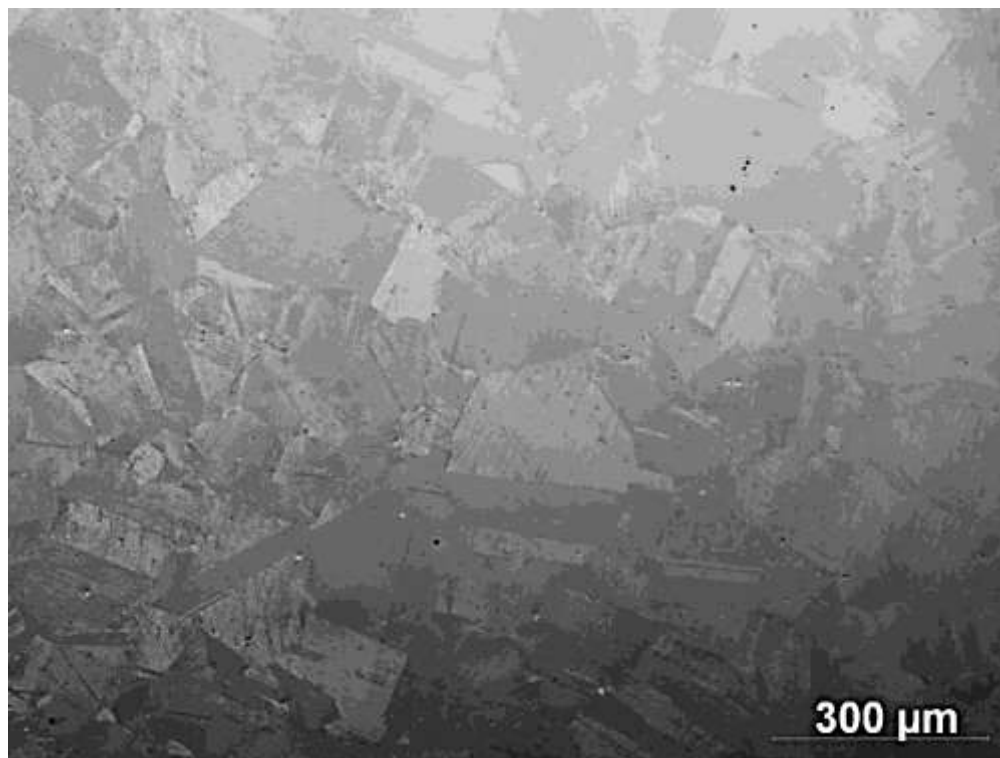
complementam a análise, demonstrando a presença de precipitados finamente dispersos no interior da matriz γ . Esses precipitados, com morfologia alongada, tamanho entre 50 e 100 nm e uniformemente distribuída, são característicos da fase γ'' (Ni_3Nb). Após o duplo envelhecimento, também é esperada a presença de partículas da fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$). Contudo, essas partículas tipicamente apresentam tamanho inferior a 25 nm, sendo observáveis apenas por técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (Buffat, 2024).

Figura 48 - Inconel 718 forjado, solubilizado e envelhecido, observado por MEV.



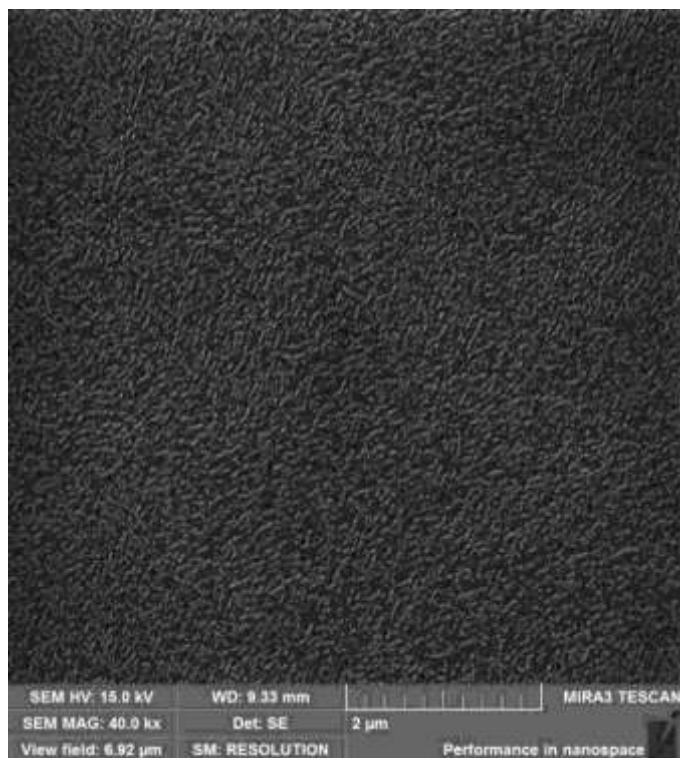
Fonte: A autora.

Figura 49 - Inconel 718, forjado, envelhecido, atacado com ácido oxálico e observado por MO.



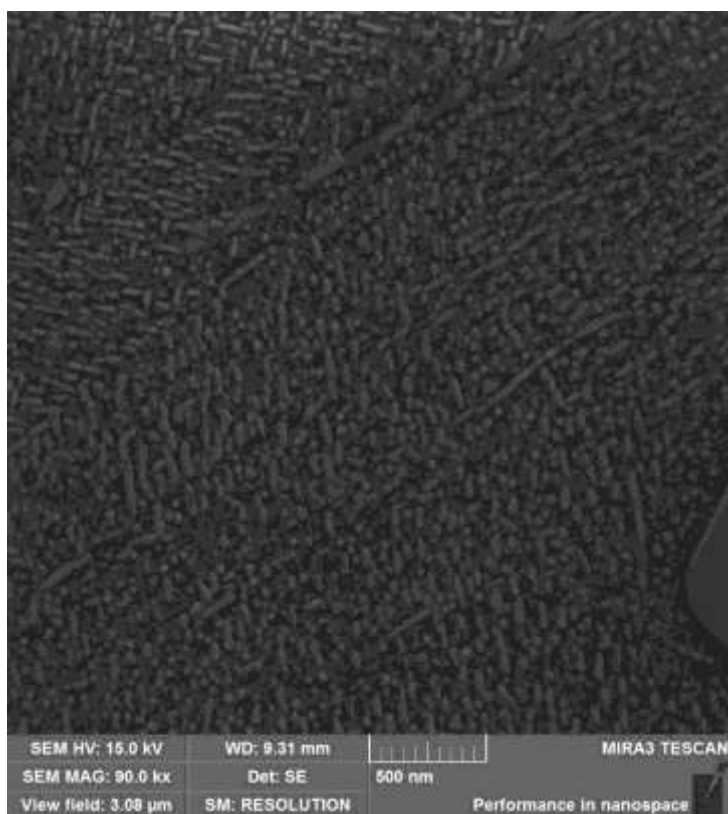
Fonte: A autora.

Figura 50 - Inconel 718, forjado, envelhecido, atacado e observado por MEV



Fonte: A autora.

Figura 51 - Inconel 718, forjado, envelhecido, atacado e observado por MEV.



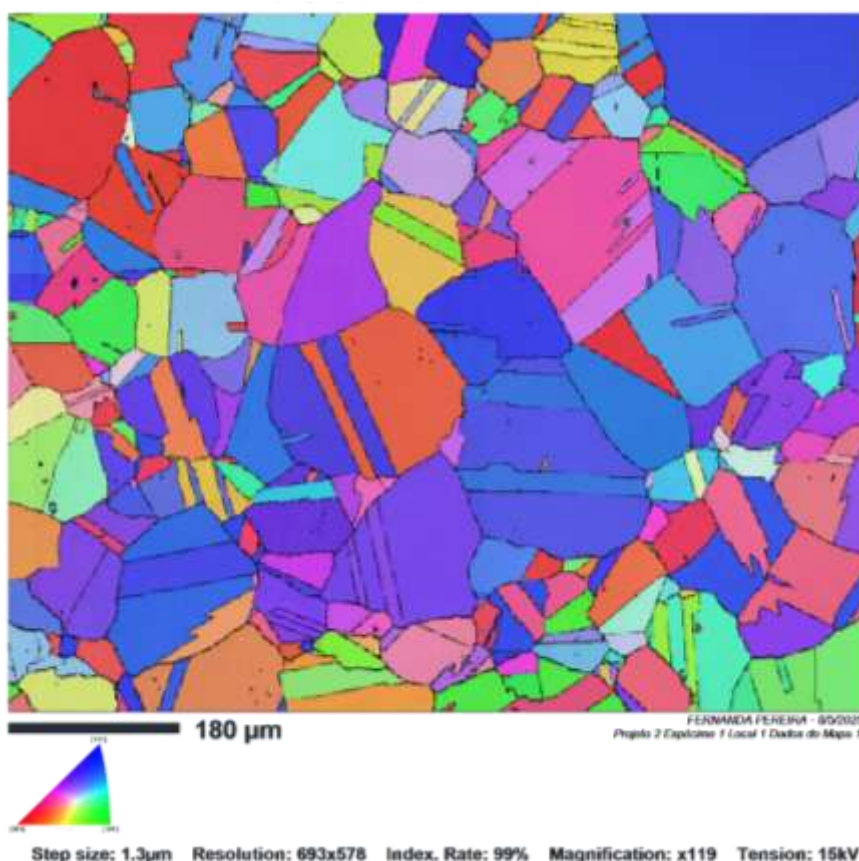
Fonte: A autora.

Mapeamentos de EBSD foram realizados na amostra de Inconel 718 forjado após solubilização e duplo envelhecimento para permitir uma análise quantitativa do tamanho de grão, textura cristalográfica, caráter de contornos de grão e deformação plástica acumulada.

A Figura 52 comprova que o Inconel 718 forjado envelhecido apresenta uma microestrutura composta por grãos equiaxiais com maclas de recozimento. Não se observa gradientes de orientação no interior dos grãos, como esperado para um material recristalizado (Humphreys; Hatherly, 2004).

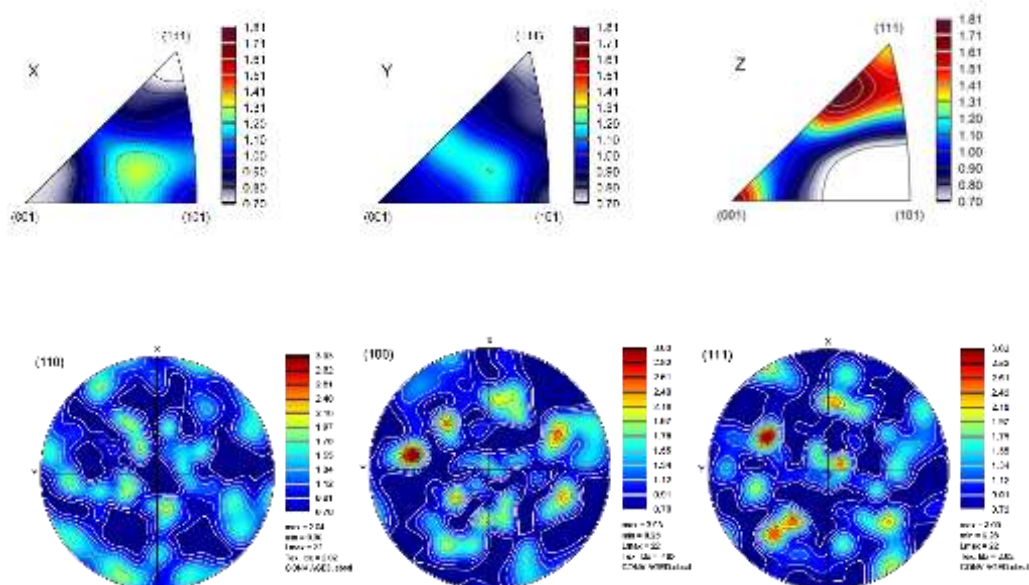
A Figura 53 apresenta as figuras de polo e de polo inversa para o Inconel 718 forjado envelhecido. O material nessa condição apresenta uma orientação cristalográfica aleatória, resultando em uma textura fraca, como evidenciado pelos baixos valores de intensidade máxima do índice de textura, que se mantem próximo a 3.

Figura 52 - Mapa de orientação de figura de polo inversa do Inconel 718 forjado envelhecido.



Fonte: A autora.

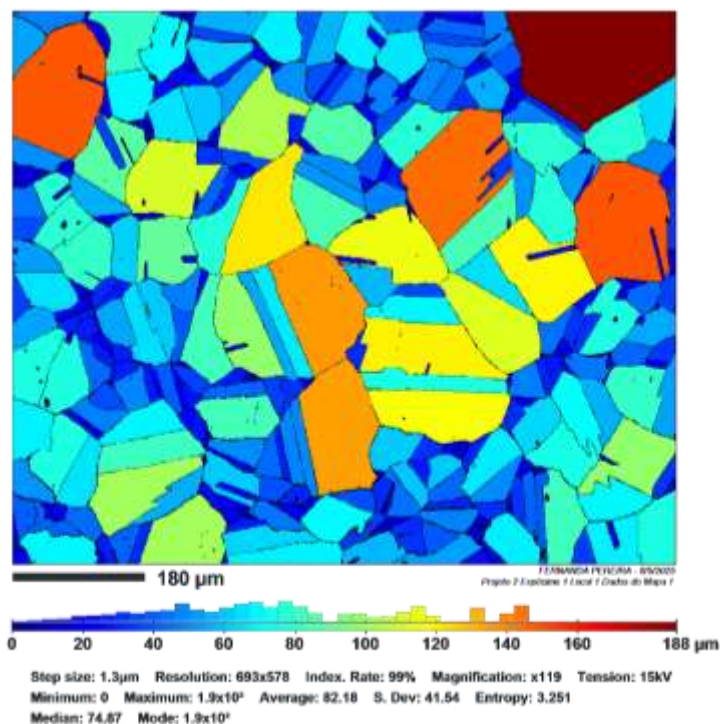
Figura 53 - Figura de polo inversa e Figura de polo para o Inconel 718 forjado envelhecido.



Fonte: A autora.

A Figura 54 mostra o mapa de tamanho de grão do Inconel 718 forjado envelhecido. O tamanho médio de grão é $82 \pm 42 \mu\text{m}$.

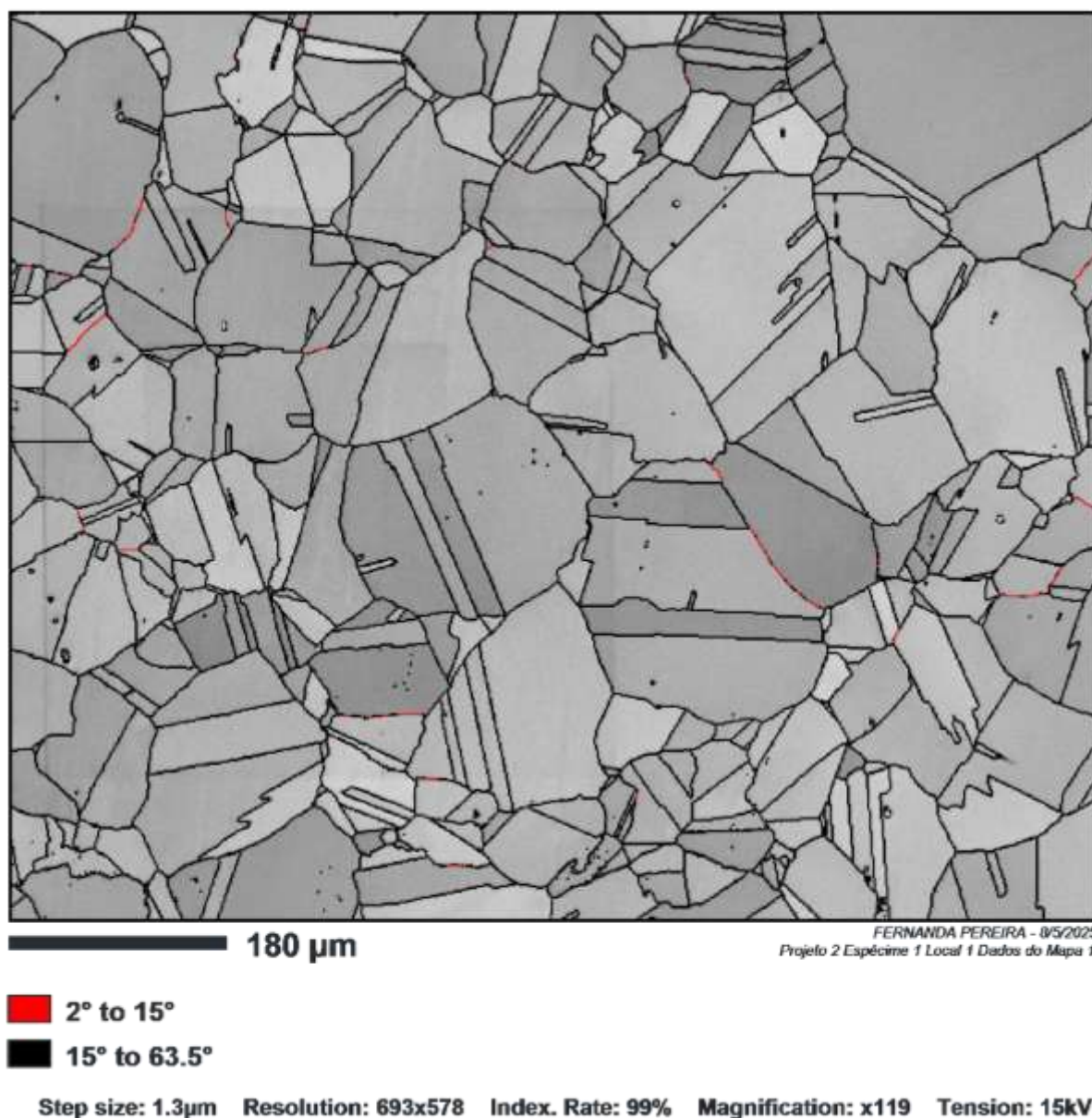
Figura 54 - Micrografia em EBSD: Mapa do tamanho de grão do Inconel 718 forjado e envelhecido.



Fonte: A autora.

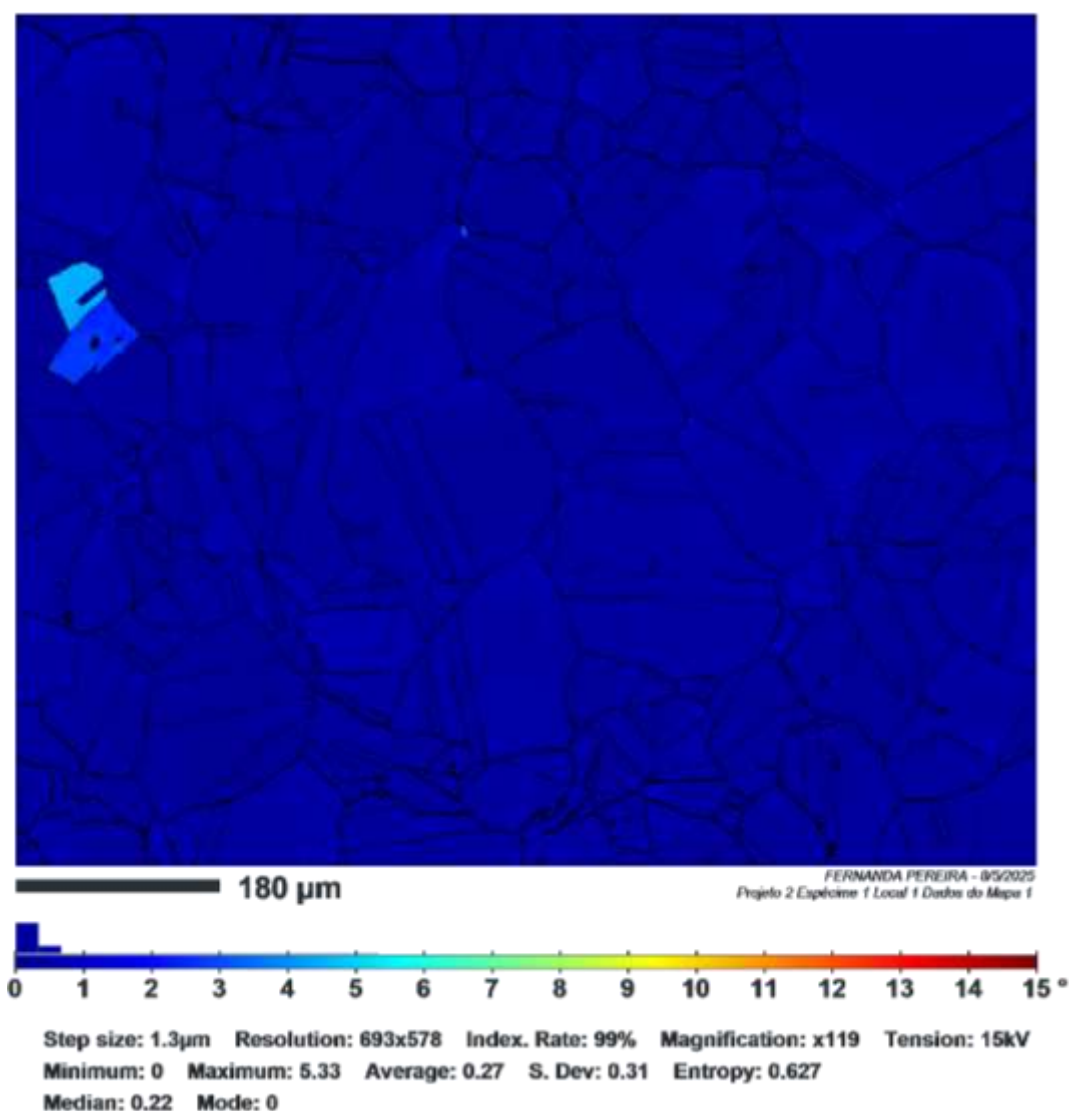
A Figura 55 mostra a distribuição de contornos de baixo ângulo (em vermelho) e de alto ângulo (em preto). A predominância de contornos de alto ângulo reforça a observação que a microestrutura encontra-se recristalizada. A baixa variação de orientação intragranular observada no mapa de GOS na Figura 56, com valores abaixo de 1, também indica grãos recristalizados, com pouca deformação plástica acumulada e baixa densidade de discordâncias (Bernardi et al., 2017)

Figura 55 - Mapas dos contornos de grão de baixo e alto ângulo do Inconel 718 forjado e envelhecido.



Fonte: A autora.

Figura 56 - Mapa de variação de orientação intragranular em relação à orientação média do grão (GOS) do Inconel 718 forjado e envelhecido.



Fonte: A autora.

A comparação microestrutural entre o Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva (PBF-LB) e o material forjado convencional revelou diferenças significativas, conforme já esperado pela revisão da literatura sobre a influência do processamento térmico e das condições de fabricação nas características microestruturais da liga.

A análise metalográfica do material como-fabricado por PBF-LB está apresentada nas Figuras 57 a 58. Observa-se uma microestrutura característica de PBF-LB, com poças de fusão sobrepostas, promovida pela trajetória do feixe de laser e pela elevada taxa de resfriamento. Na Figura 58 pode-se, ainda, observar células de solidificação, outra característica típica do processo PBF-L (Sun; Yuan, 2019).

Figura 57 - Inconel 718 as built, lixado, polido e atacado, observado por MO.



Fonte: A autora.

Figura 58 - Inconel 718 as built, lixado, polido e atacado observado por MO.

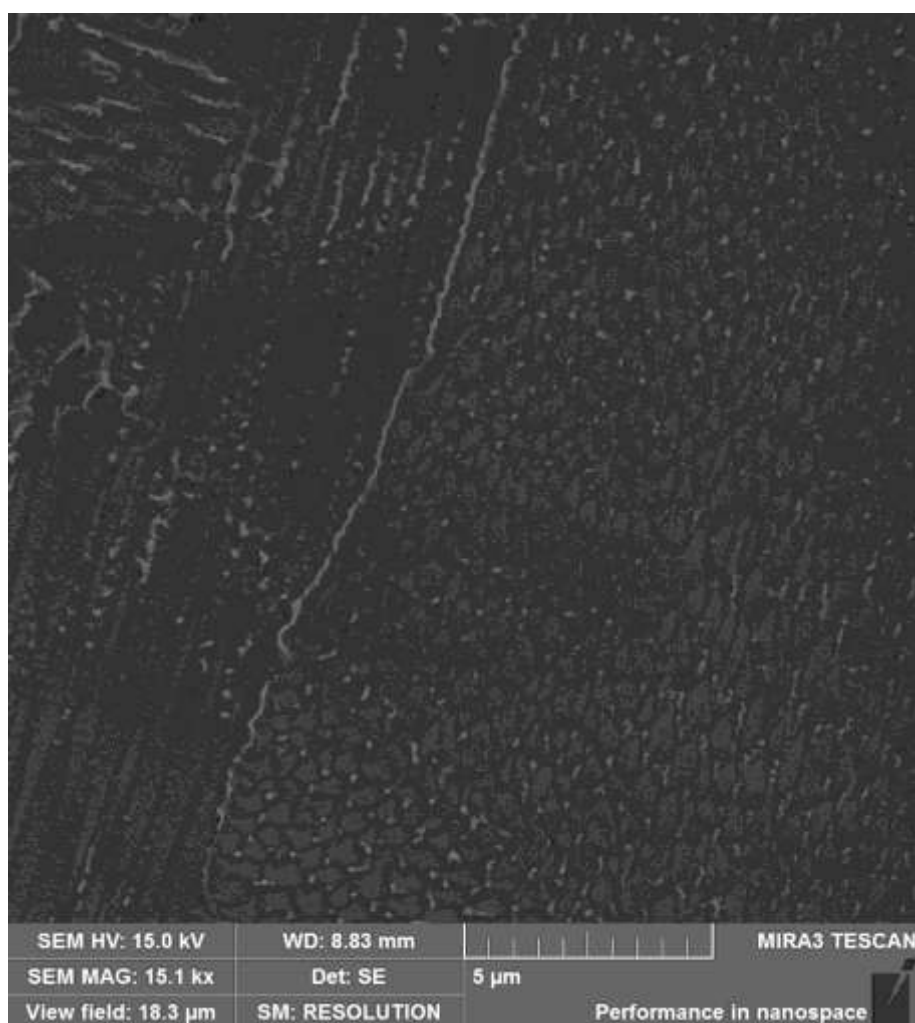


Fonte: A autora.

A porosidade média medida para três amostras na condição *as-built* foi de 0,04%. Esse valor encontra-se na faixa dos valores reportados na literatura para o Inconel 718 processado por PBF-LB, que geralmente variam de 0,02% a 0,10% para processos otimizados (Nicoletto, 2021). Tal resultado evidencia a alta densificação do material produzido e confirma a eficácia dos parâmetros de fabricação adotados neste estudo, que foram os recomendados pela fabricante do equipamento de PBF-LB.

As Figuras 59 e 60 apresentam micrografias obtidas por MEV do Inconel 718 PBF-LB, na condição *as-built*, após ataque químico com ácido oxálico. Observa-se a presença de estruturas celulares alinhadas na direção do gradiente térmico, típicas do rápido resfriamento imposto por esse processo de fabricação.

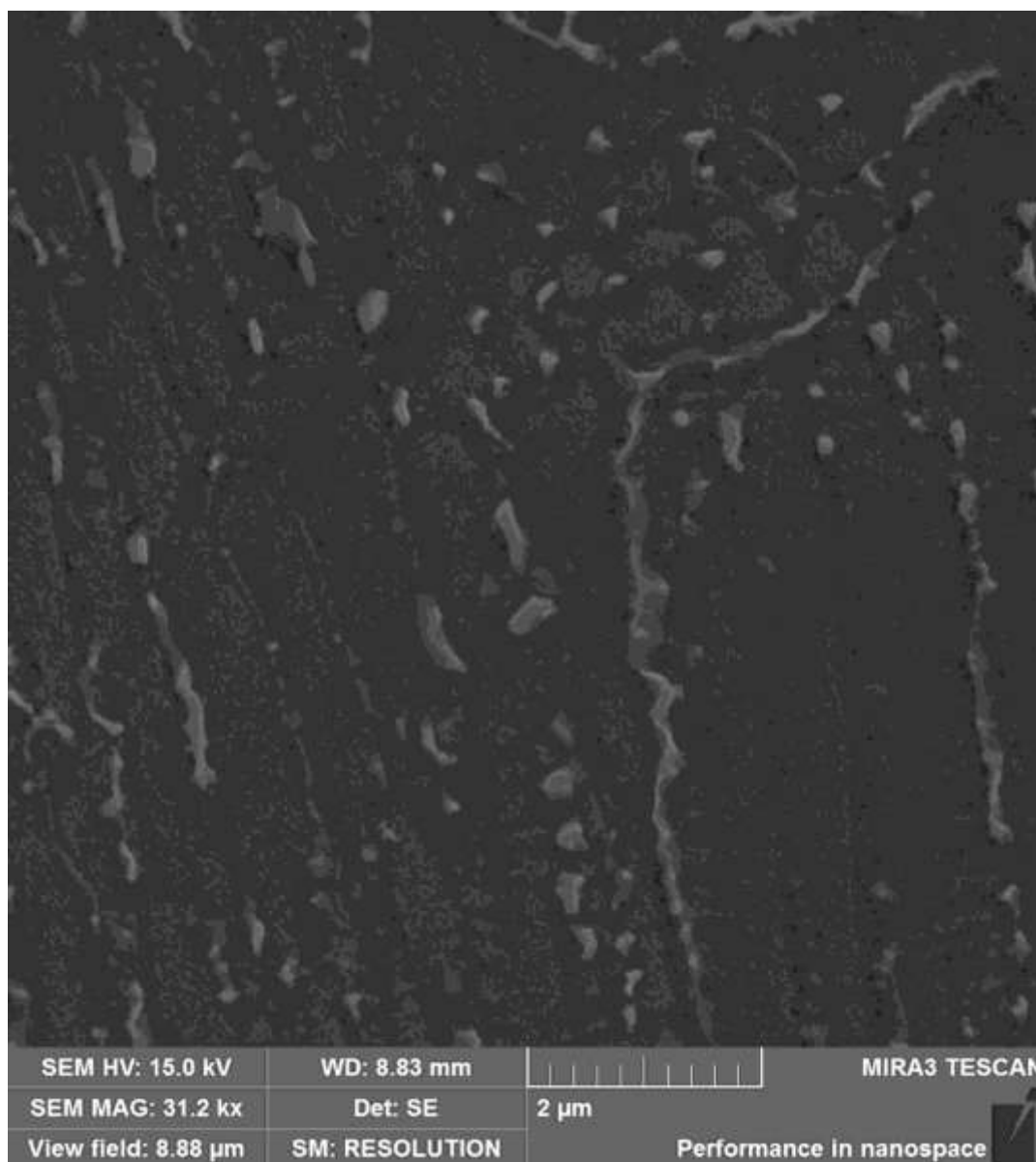
Figura 59 - Inconel 718, impresso por PBF - LB, *as built*, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.



Fonte: A autora.

As imagens indicam também a presença de partículas distribuídas nas regiões intercelulares. Estas partículas, de morfologia irregular e alongada, podem ser atribuídas à formação da fase de Laves $[(\text{Ni}, \text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ti})]$, precipitada a partir da segregação de Nb e Mo durante a solidificação (Huang; Wang, 2021).

Figura 60 - Inconel 718, impresso por PBF - LB, as-built, atacado com ácido oxálico e observado por MEV.



Fonte: A autora.

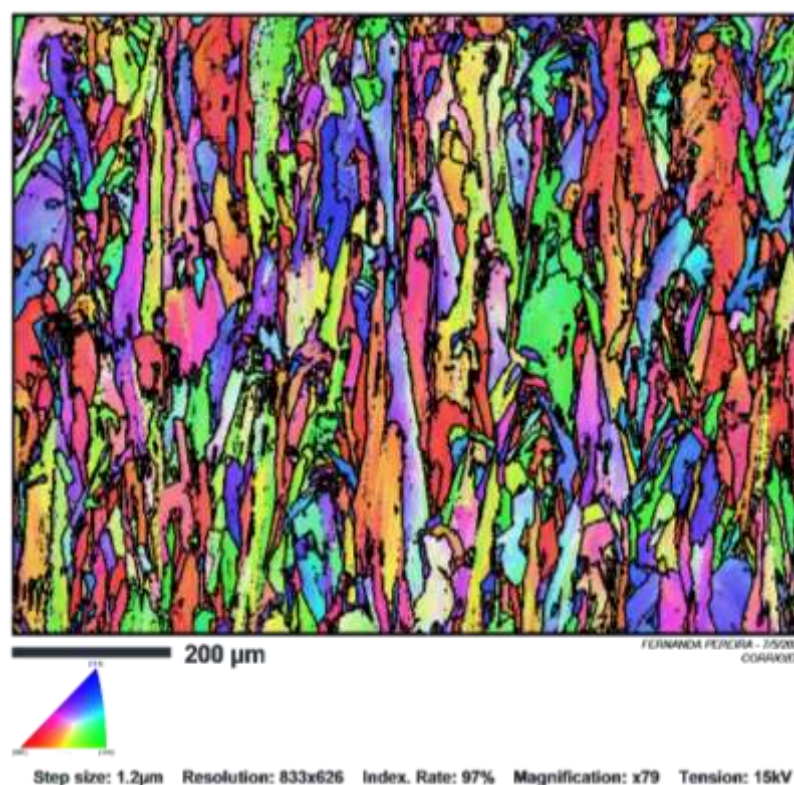
A fase de Laves é reconhecida por sua fragilidade e pela capacidade de atuar como sítio preferencial para a nucleação de trincas sob esforços mecânicos, especialmente em ambientes de solicitação cíclica ou térmica. Sua presença em

excesso compromete a ductilidade e a resistência à fadiga do material, tornando essencial sua dissolução por meio de tratamentos térmicos de solubilização adequados (Chlebus et al., 2015)

Assim, a identificação da fase de Laves no estado *as-built* reforça a necessidade de um tratamento térmico pós-processamento, que permita a dissolução desses precipitados indesejados e promova a homogeneização da matriz γ , assegurando o desempenho mecânico exigido para aplicações aeronáuticas e industriais.

As Figuras 61 a 64 apresentam os mapas de orientação cristalográfica, figura de polo, tamanho de grão, contornos de grão e variação de orientação intragranular local do Inconel 718 fabricado por PBF-LB na condição *as-built*, obtidos por EBSD.

Figura 61 - Mapa de orientação e figura de pólo inversa do Inconel 718 impresso por PBF – LB, as built.



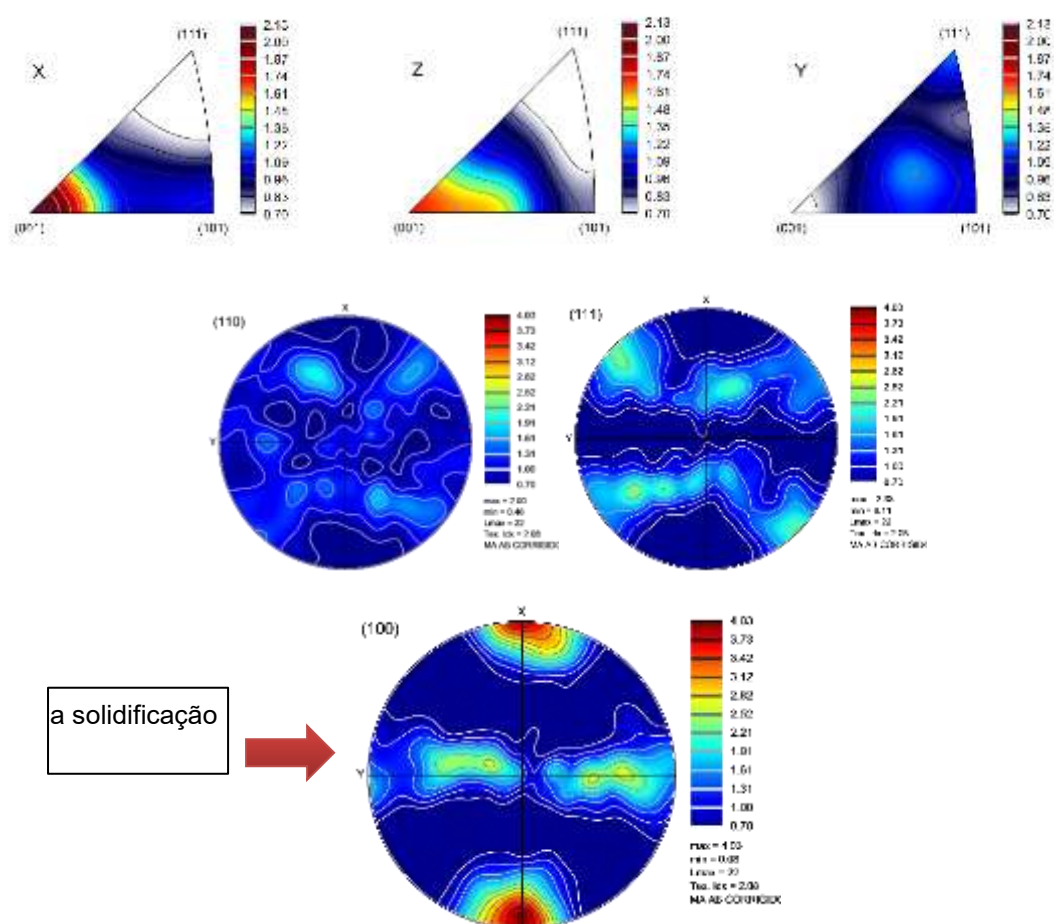
Fonte: A autora.

A Figura 61 revela a microestrutura com grãos colunares alongados na direção da construção (Z), resultado direto da solidificação direcional imposta pelo elevado gradiente térmico vertical do processo PBF-LB.

A Figura 62 comprova o efeito da solidificação direcional, ao apresentar índices de textura superiores a 4,0 na figura de polo referente ao plano (100). Essa figura de polo apresenta uma “textura de fibra”, com a direção [100] paralela à direção de fabricação. Sabe-se que o crescimento da frente de solidificação em metais cúbicos ocorre paralelamente à direção [100], logo essa orientação preferencial é comumente reportada para materiais fabricados por PBF-LB, pois as técnicas de fusão a laser em leito de pó tendem a induzir texturas devido aos altos gradientes térmicos e às rápidas taxas de solidificação (Aota et al., 2021; Debroy et al., 2018).

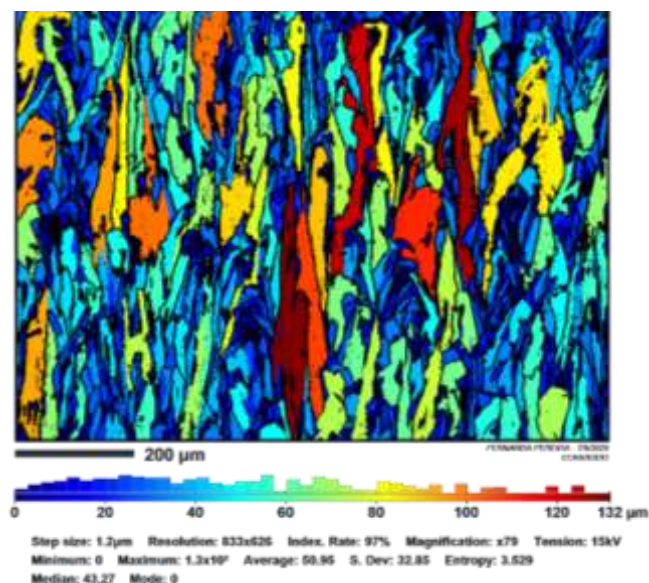
A Figura 63 mostra o mapa de tamanho de grão do material fabricado por PBF-LB na condição *as-built*, o qual apresenta média de tamanho de grão de $51 \pm 33 \mu\text{m}$.

Figura 62 - Mapa de orientação e figura de pólo inversa do Inconel 718 impresso por PBF – LB, as built.



Fonte: A autora.

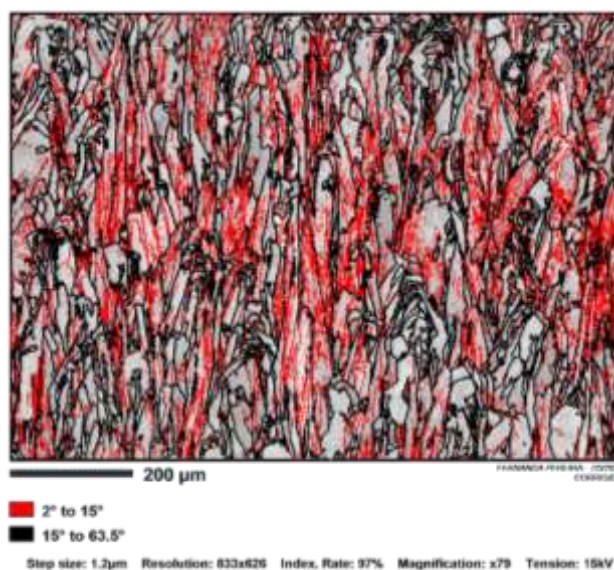
Figura 63 - Micrografia em EBSD: Mapa do tamanho de grão do Inconel 718 feito por PBF – LB as-built.



Fonte: A autora.

A Figura 64 mostra que uma grande presença de contornos de baixo ângulo (2° a 15°), representados em vermelho, no interior dos grãos colunares, indicando a formação de subestruturas celulares, comuns em materiais solidificados rapidamente. Esses contornos refletem a presença de subgrãos e paredes ricas em discordâncias, formadas durante o crescimento celular-direcional.

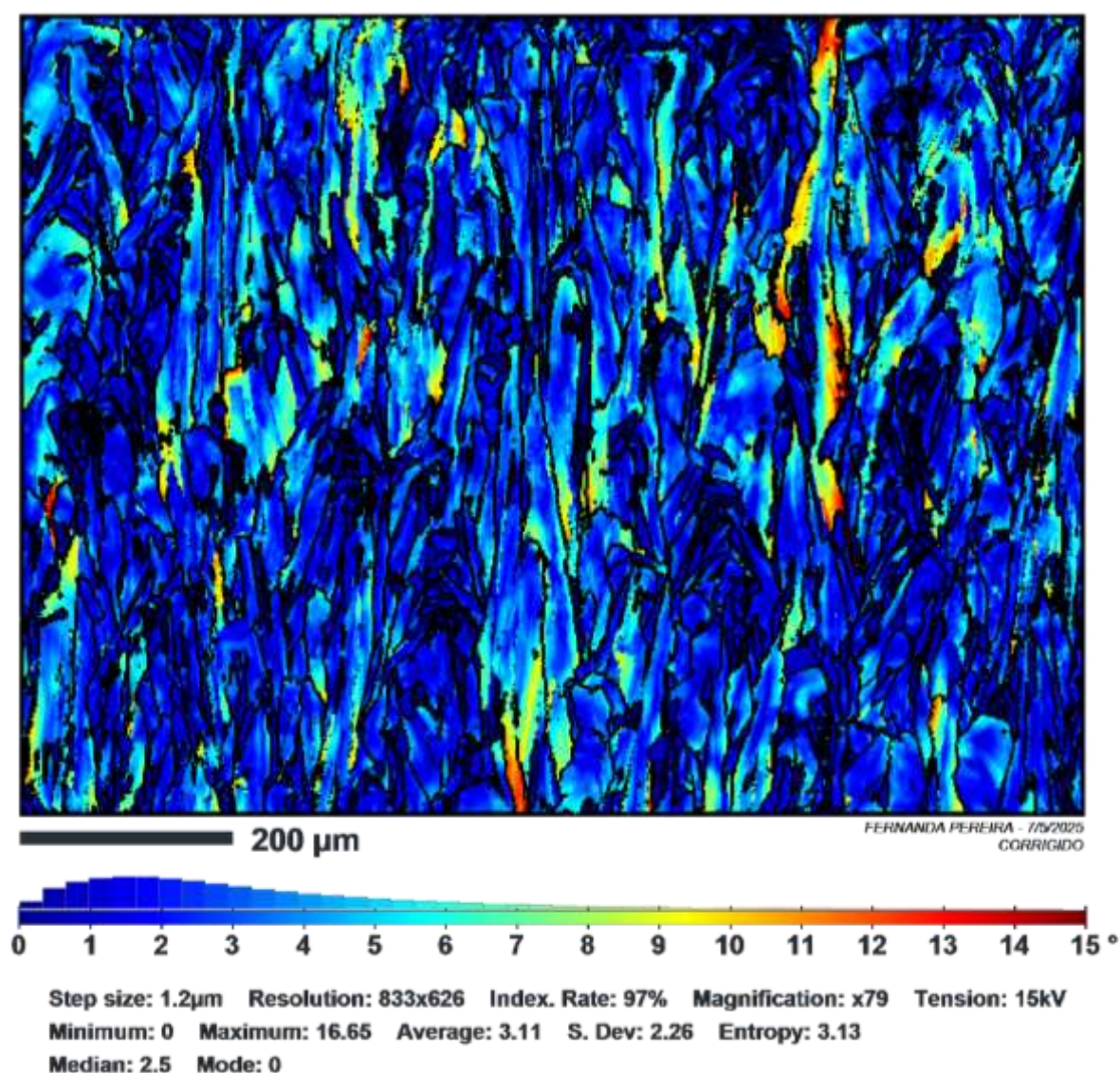
Figura 64 - Mapas dos contornos de grão de baixo e alto ângulo do Inconel 718 feito por PBF – LB as built.



Fonte: A autora.

A Figura 65 mostra o mapa de variação de orientação intragranular (GOS), no qual se observam gradientes de orientação ao longo dos grãos colunares, sugerindo heterogeneidades locais de deformação entre os grãos. A presença de regiões com valores de GOS elevado implica em uma maior densidade de discordâncias, que fornece força motriz para processos de recuperação e recristalização durante tratamentos térmicos (Humphreys; Hatherly, 2004).

Figura 65- Mapa de variação de orientação intragranular em relação à orientação média do grão (GOS) do Inconel 718 processado por PBF – LB as-built.



Fonte: A autora.

Após o tratamento térmico (solubilização) nas amostras de PBF-LB (Figuras 66 e 67), observou-se que vestígios da morfologia da poça de fusão continuaram

perceptíveis, indicando que, embora os tratamentos térmicos promovam significativa homogeneização, a herança microestrutural da manufatura aditiva não é completamente eliminada, como discutido por Huang e Wang (2021).

Figura 66 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MO.



Fonte: A autora.

A análise microestrutural do Inconel 718 fabricado por PBF-LB e submetido ao tratamento de solubilização, representada nas Figuras 68 e 69, revela alterações em relação à condição as-built. Conforme evidenciado na Figura 68, o tratamento térmico promoveu a dissolução parcial das partículas resultantes das segregações intercelulares, embora algumas ainda sejam perceptíveis principalmente em contornos de grão. Essas partículas residuais indicam que a completa eliminação da fase de Laves $[(\text{Ni}, \text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ti})]$, formada durante a solidificação rápida da condição inicial, não foi plenamente alcançada (Huang; Wang, 2021).

Figura 67 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MO.



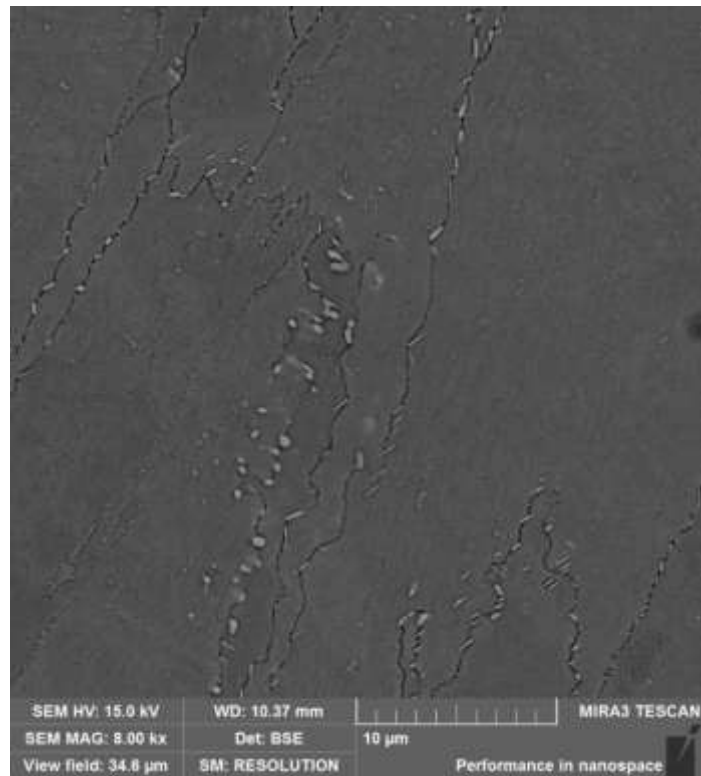
Fonte: A autora.

A Figura 69, obtida em maior ampliação, possivelmente evidencia a precipitação da fase δ (Ni_3Nb) em forma de partículas alongadas e aciculares, localizadas preferencialmente nas regiões anteriormente enriquecidas por Nb.

Na análise por microscopia óptica da amostra fabricada por PBF-LB e submetida a solubilização + duplo envelhecimento (Figura 70), ainda observa-se significativas marcas características das trilhas de fusão presentes na condição *as-built*.

A micrografia obtida por MEV (Figura 71) revela precipitados finamente distribuídos, possivelmente pertencentes à fase γ'' (Ni_3Nb). As paredes de células remanescentes da solidificação são ainda discretamente visíveis, porém muito menos pronunciadas, indicando que o envelhecimento promoveu uma reorganização microestrutural. A ausência de precipitação significativa de outras fases, como Laves ou δ em excesso, sugere que a cinética de envelhecimento do material fabricado por PBF-LB e solubilizado seguiu as transformações previstas pelo diagrama TTT do material convencional.

Figura 68 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MEV.



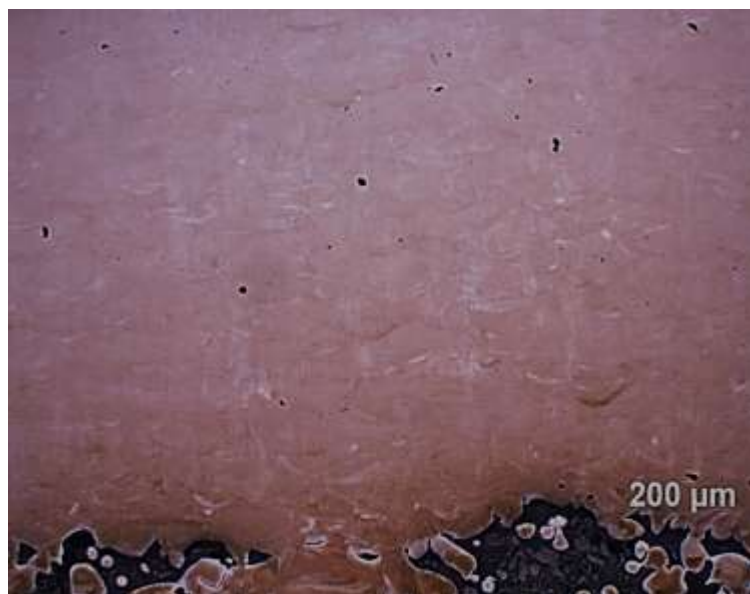
Fonte: A autora.

Figura 69 - Inconel 718, feito por PBF - LB, solubilizado, atacado com oxálico e observado por MEV.



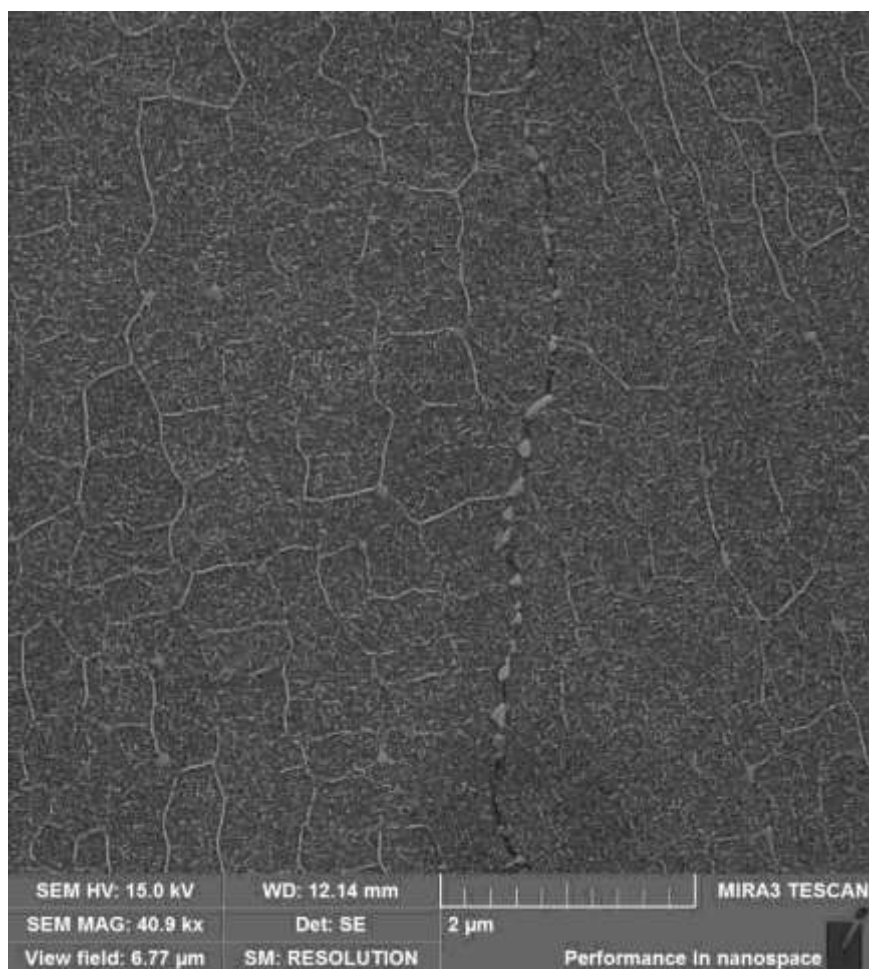
Fonte: A autora.

Figura 70 - Inconel 718, feito por PBF - LB, envelhecido, atacado com oxálico e observado por MO.



Fonte: A autora.

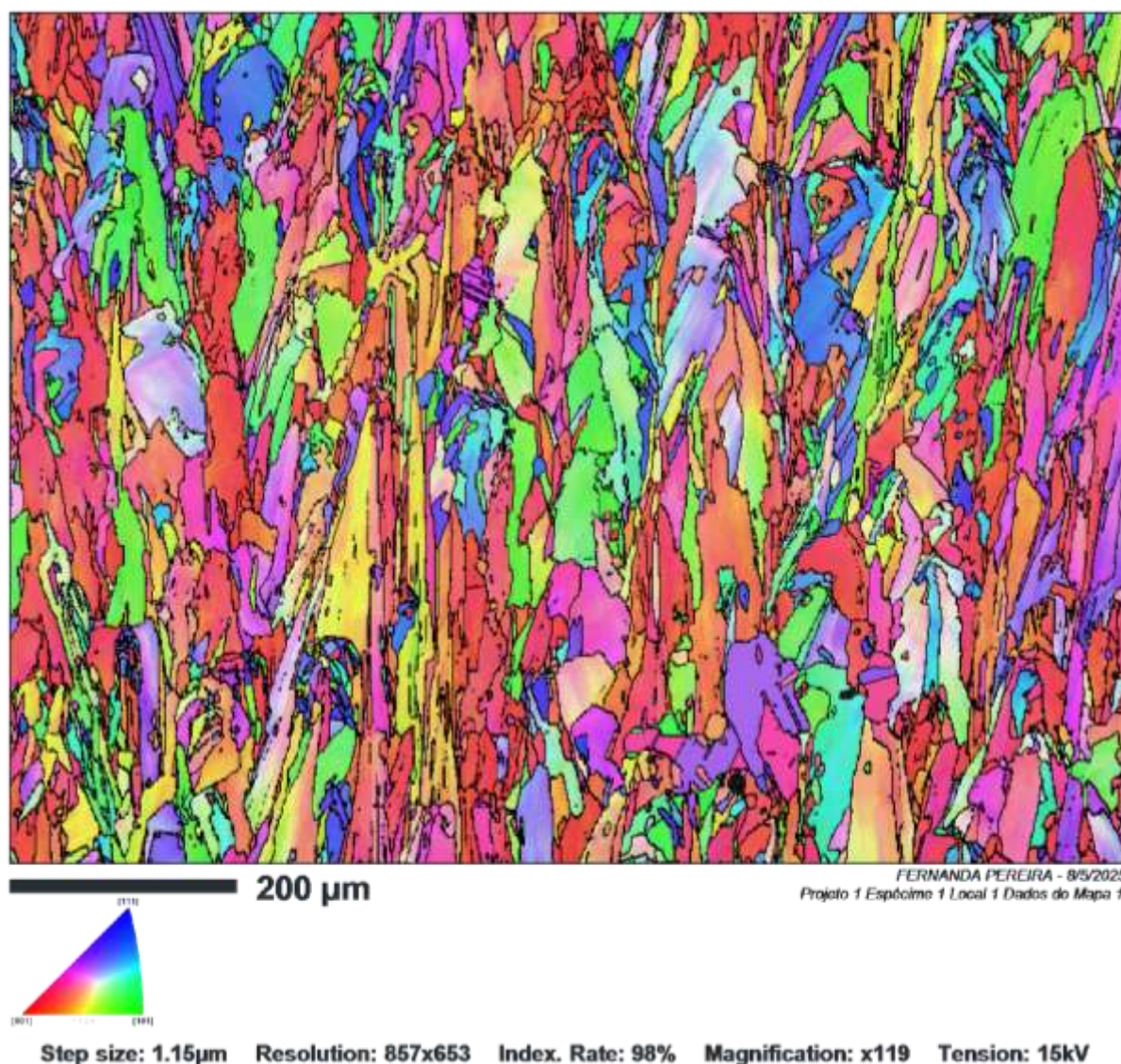
Figura 71 - Inconel 718, feito por PBF - LB, envelhecido, atacado com oxálico e observado por MEV.



Fonte: A autora.

As Figuras 72 a 76 apresentam os resultados de EBSD do Inconel 718 produzido por PBF-LB e submetido a solubilização e duplo envelhecimento. Pela Figura 72, observa-se que a morfologia colunar da microestrutura foi mantida. Na Figura 73, as figuras de polo indicam uma textura preferencial moderada, com orientação dominante na direção [001], assim como encontrado na amostra *as-built*.

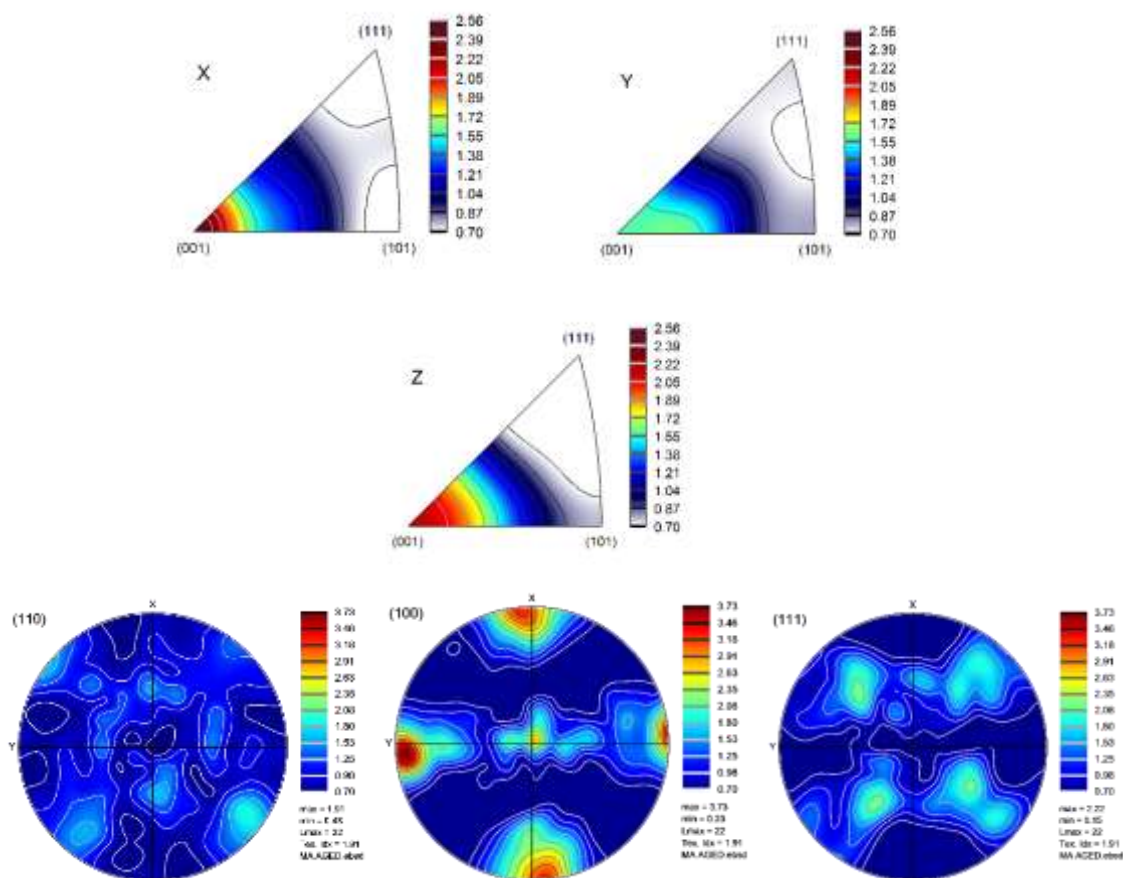
Figura 72 - Mapa de orientação de figura de polo inversa do Inconel 718, feito por PBF-LB e envelhecido.



Fonte: A autora.

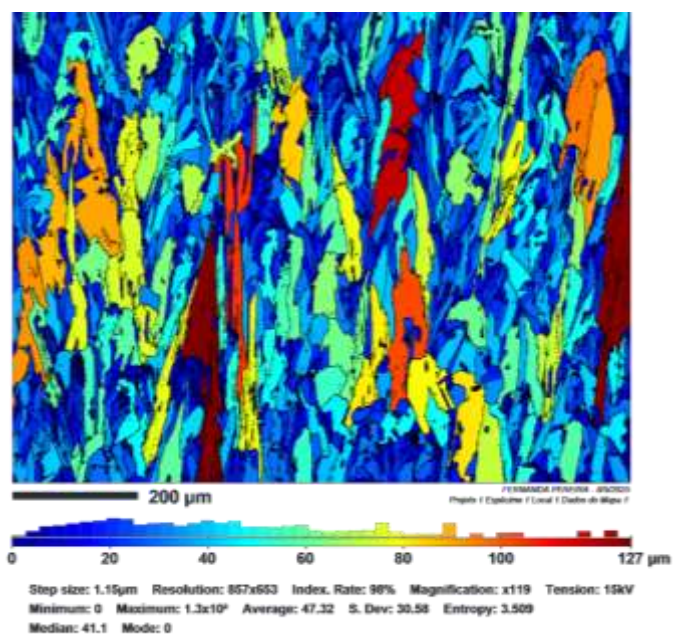
A Figura 74 mostra o mapa de tamanho de grão, revelando uma estrutura ainda predominantemente colunar, com tamanho de grão médio de $47 \pm 31 \mu\text{m}$, indicando que não houve mudança significativa em relação ao material *as-built*.

Figura 73 - Figura de polo inversa e figura de polo para o Inconel 718 feito por PBF – LB envelhecido.



Fonte: A autora.

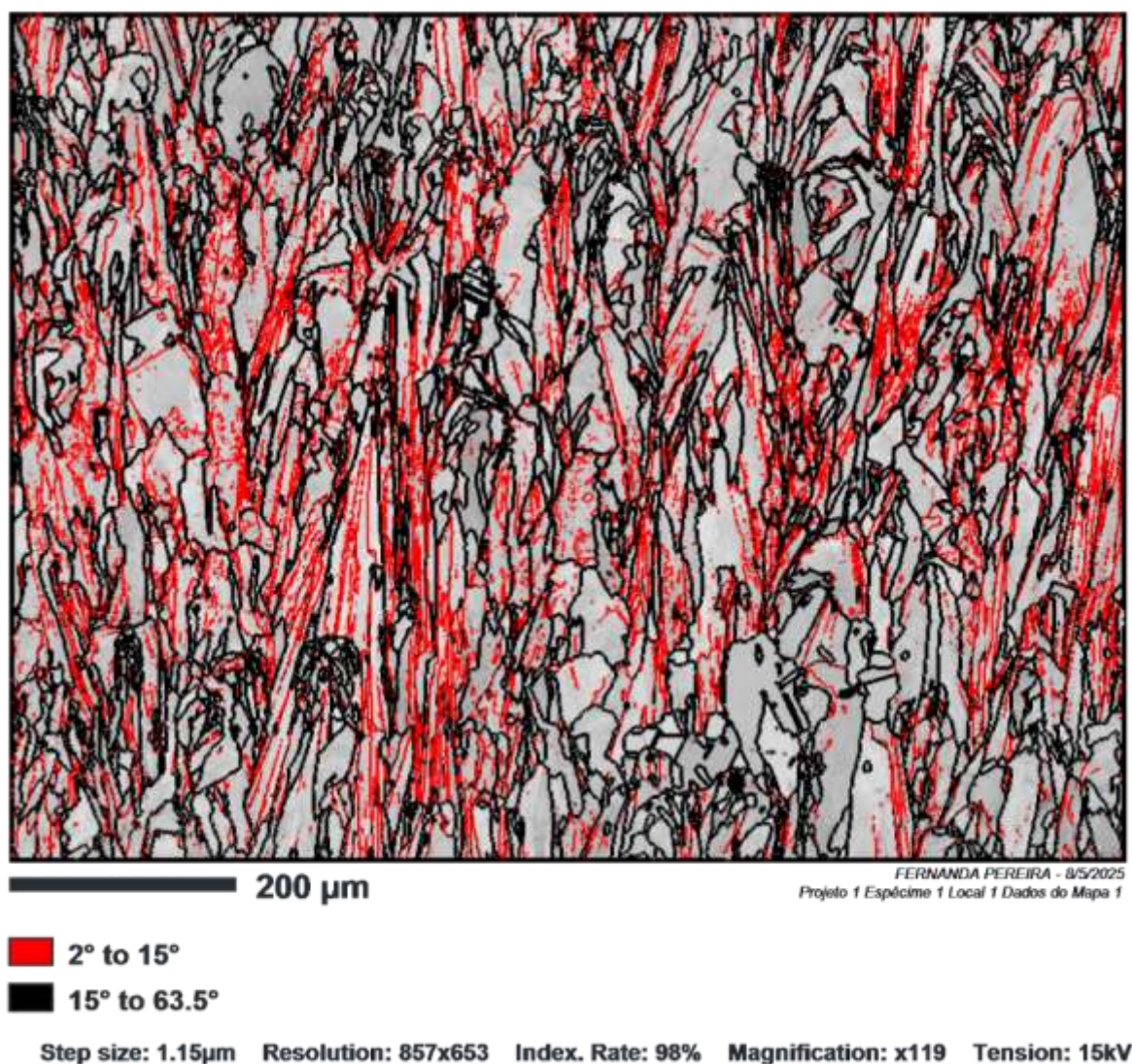
Figura 74 - Mapa do tamanho de grão do Inconel 718 feito por PBF – LB e envelhecido.



Fonte: A autora.

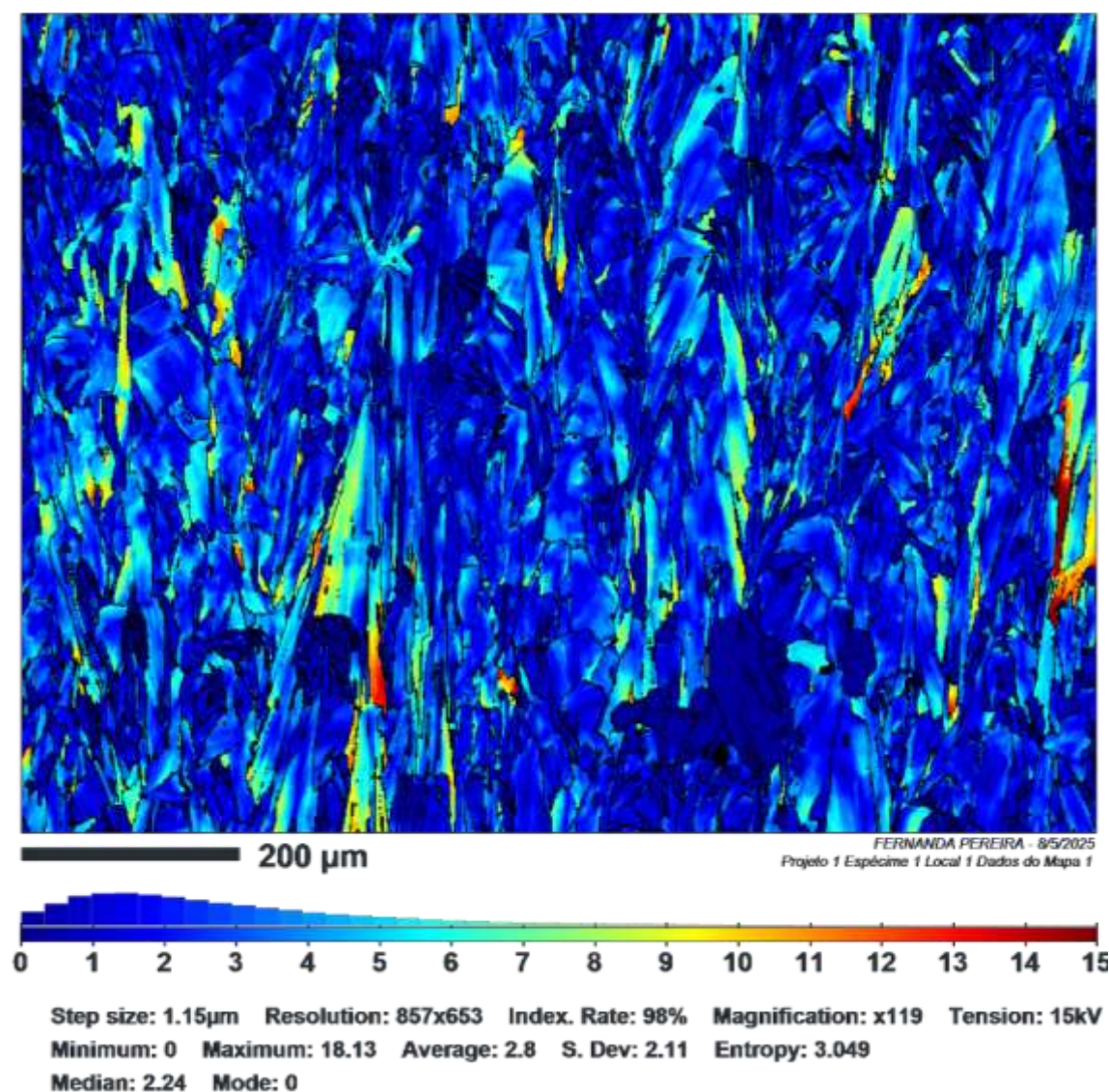
A Figura 75 exibe o mapa de contornos de grão, onde se observa a presença marcante de contornos de baixo ângulo (vermelho). Isso evidencia a preservação de subestruturas celulares internas mesmo após o envelhecimento. Por fim, a Figura 76 apresenta o mapa de desorientação ponto a ponto (GOS), no qual se verifica a manutenção de gradientes internos de orientação dentro dos grãos. Juntos, os mapas das Figuras 75 e 76 corroboram com a interpretação que não houve recristalização da microestrutura produzida por PBF-LB durante os tratamentos de solubilização e envelhecimento empregados neste estudo.

Figura 75 - Mapas dos contornos de grão de baixo e alto ângulo do Inconel 718 feito por PBF – LB e envelhecido



Fonte: A autora.

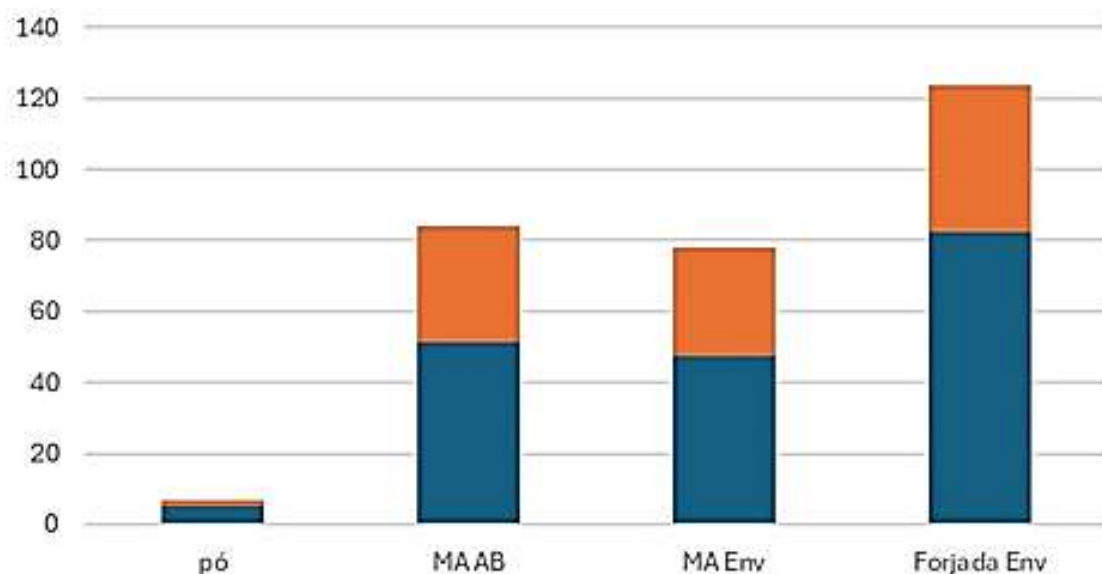
Figura 76 - Mapa de variação de orientação intragranular em relação à orientação média do grão (GOS) do Inconel 718 feito por PBF – LB e envelhecido.



Fonte: A autora.

A Figura 77 e a Tabela 5 apresentam a comparação da média e do desvio padrão do tamanho de grão do Inconel 718 em diferentes condições: pó, manufatura aditiva *as-built* (MA AB), manufatura aditiva envelhecida (MA Env) e condição forjada envelhecida. Observa-se que a maior média de tamanho de grão foi obtida na amostra forjada envelhecida (82,28 µm). Em contrapartida, as amostras fabricadas por manufatura aditiva apresentaram grãos significativamente menores, com médias de 51,42 µm (MA AB) e 47,51 µm (MA Env), mantendo a estrutura refinada característica da solidificação rápida do processo PBF-LB.

Figura 77 - Média de tamanho de grão para diferentes condições do Inconel 718.



Fonte: A autora.

Tabela 5 - Média e desvio padrão de tamanho de grão para diferentes condições do Inconel 718.

Condição	Média (microns)	Desvio Padrão
Pó	4,97	1,99
MA AB	51,41	32,63
MA Env	47,51	30,50
Forjada Env	82,28	41,47

Fonte: A autora.

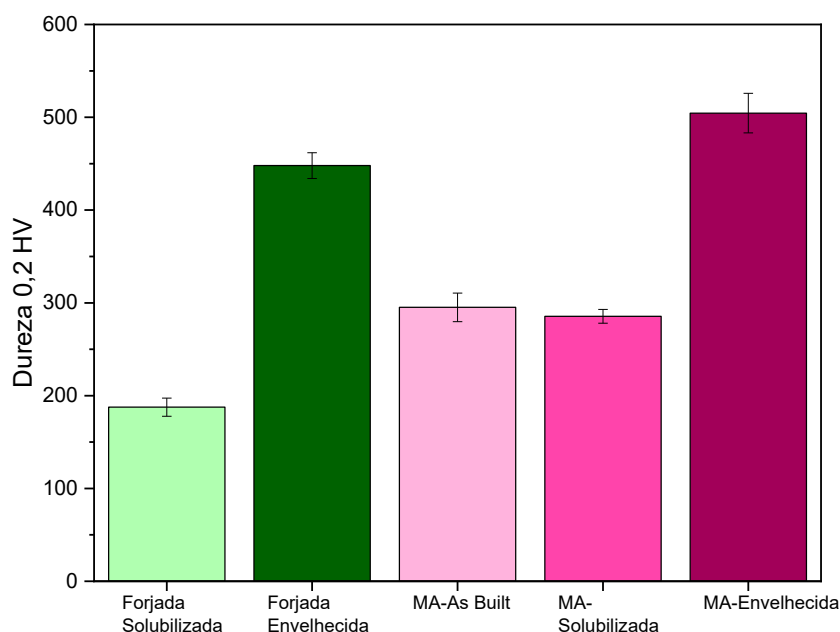
Comparativamente, enquanto o material forjado e envelhecido apresenta uma microestrutura mais homogênea e isotrópica, o Inconel 718 produzido por PBF-LB, mesmo após tratamentos térmicos, retém características herdadas do processo de fabricação, como grãos alongados e alguma textura.

Essas diferenças impactam diretamente o comportamento mecânico, especialmente em propriedades como fadiga e resistência à tração, aspectos que serão discutidos nas próximas seções.

5.3 DUREZA

A Figura 78 apresenta os valores médios de dureza Vickers (HV_{0,2}) obtidos para o Inconel 718 em diferentes condições de fabricação e tratamento térmico: forjado solubilizado, forjado envelhecido, manufatura aditiva (*as built*), manufatura aditiva solubilizada e manufatura aditiva envelhecida. Observa-se que os maiores valores de dureza foram alcançados pelas amostras produzidas por manufatura aditiva e submetidas ao tratamento de envelhecimento (MA-Envelhecida), seguidas pelas amostras forjadas envelhecidas, com durezas superiores a 450 HV. Esse comportamento é compatível com a precipitação das fases endurecedoras γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$) e γ'' (Ni_3Nb), que ocorre durante o envelhecimento térmico, promovendo o endurecimento por precipitação.

Figura 78 - Dureza do Inconel 718 em diferentes condições.



Fonte: A autora.

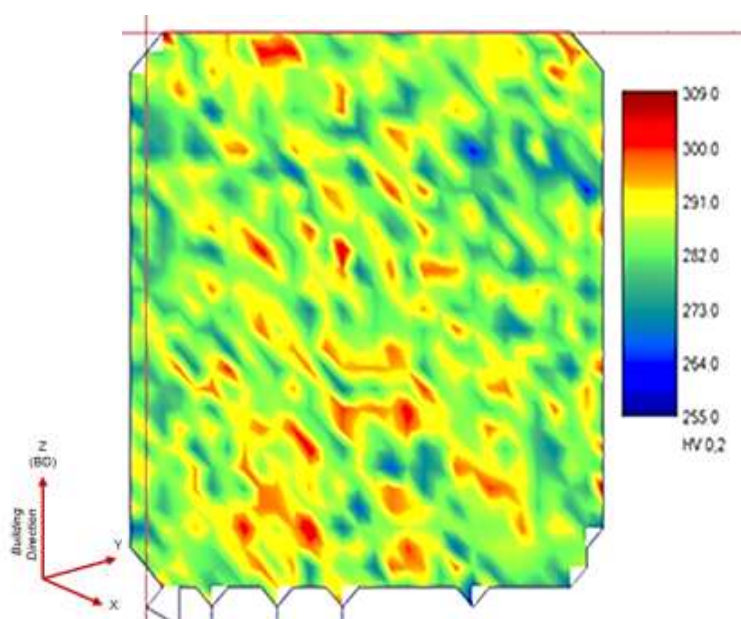
A amostra MA *as-built* apresentou dureza intermediária, superior à condição forjada solubilizada, o que pode ser atribuído à presença de subestruturas celulares e

segregações interdendríticas de Nb, que já conferem certo nível de encruamento e precipitação de fases intermetálicas mesmo antes do tratamento térmico. A condição de menor dureza foi observada na amostra forjada solubilizada, o que é esperado, uma vez que essa etapa promove dissolução dos precipitados endurecedores e recristalização da matriz γ , resultando em uma estrutura mais dúctil e menos resistente à deformação plástica.

Ao correlacionar com os dados de tamanho de grão (Figura 77 e Tabela 5), observa-se que a amostra forjada envelhecida, apesar de apresentar os maiores grãos médios (82,28 μm), exibe elevada dureza devido à eficiência do tratamento térmico na precipitação homogênea das fases γ'/γ'' . Por outro lado, a amostra MA envelhecida, com grãos mais finos (47,51 μm), combina o efeito do endurecimento por precipitação com o refinamento microestrutural herdado da solidificação rápida da manufatura aditiva (PBF-LB). Este efeito combinado resulta na dureza mais alta entre todas as condições avaliadas.

A Figura 79 apresenta o mapa de distribuição de dureza do Inconel 718 fabricado por PBF-LB na condição *as-built*. Observa-se uma variação de dureza ao longo da seção analisada, com valores entre aproximadamente 265 HV e 300 HV. Apesar dessa variação, nota-se que não há diferenças significativas entre as camadas mais próximas ao suporte e aquelas mais próximas à superfície.

Figura 79 - Mapa de distribuição de dureza para Inconel 718 feito por PBF -LB as built.



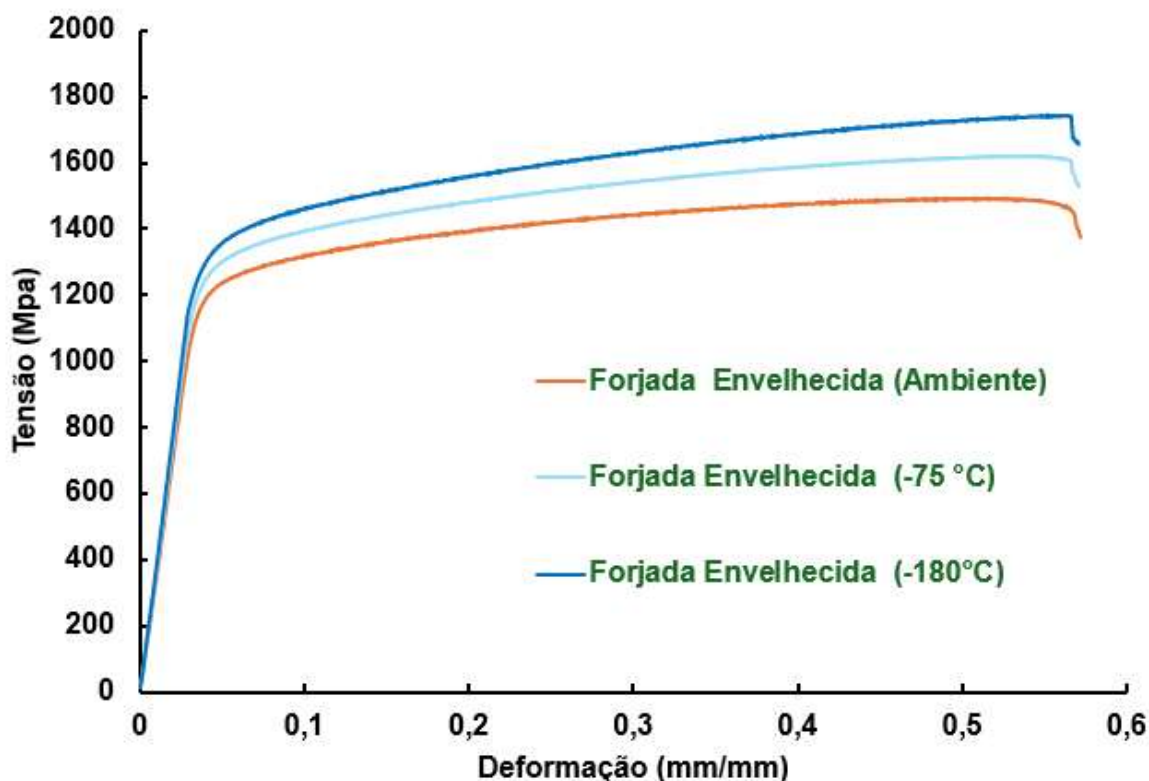
Fonte: A autora.

5.4 TRAÇÃO

As Figuras 80, 81 e 82 mostram as curvas tensão x deformação para o Inconel 718 sob diferentes condições, testado em três temperaturas: ambiente, -75°C e -180°C .

A análise das curvas tensão versus deformação revela que, em todas as condições estudadas, a redução da temperatura de ensaio promoveu aumento da resistência mecânica do Inconel 718. Para o material convencional forjado envelhecido (Figura 80), observou-se elevação dos limites de resistência à tração e escoamento à medida que a temperatura diminuiu, comportamento típico de materiais de estrutura cúbica de face centrada (CFC), em que a mobilidade das discordâncias é severamente limitada em temperaturas criogênicas. A ductilidade não apresentou modificações significativas.

Figura 80 - Curva de tensão x deformação do material convencional forjado envelhecido.



Fonte: A autora.

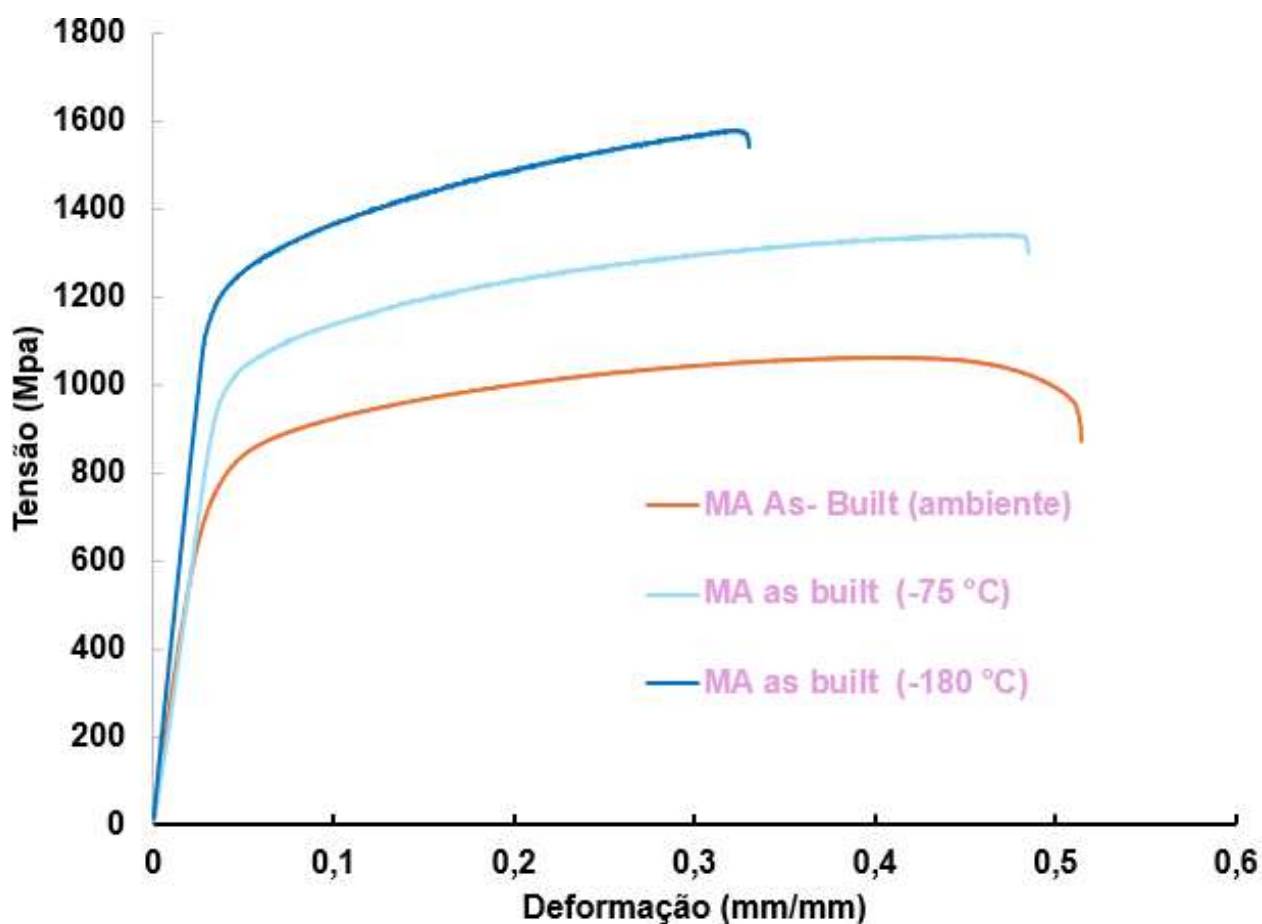
No material fabricado por PBF-LB na condição *as-built* (Figura 81), o aumento da resistência mecânica com a redução da temperatura também foi evidente.

Contudo, os valores de tensão atingidos foram inferiores aos observados para o material envelhecido, refletindo a ausência de precipitados γ' e γ'' e a influência das microsegregações e porosidades remanescentes da condição como-fabricada.

Após o envelhecimento (Figura 82), o Inconel 718 produzido por PBF-LB demonstrou um significativo incremento de resistência, superando os valores observados tanto no material convencional quanto no *as-built*. Esse comportamento é atribuído à combinação do endurecimento por precipitação das fases γ' e γ'' com a microestrutura refinada herdada da manufatura aditiva, fatores que, conjuntamente, promovem maior restrição ao movimento de discordâncias.

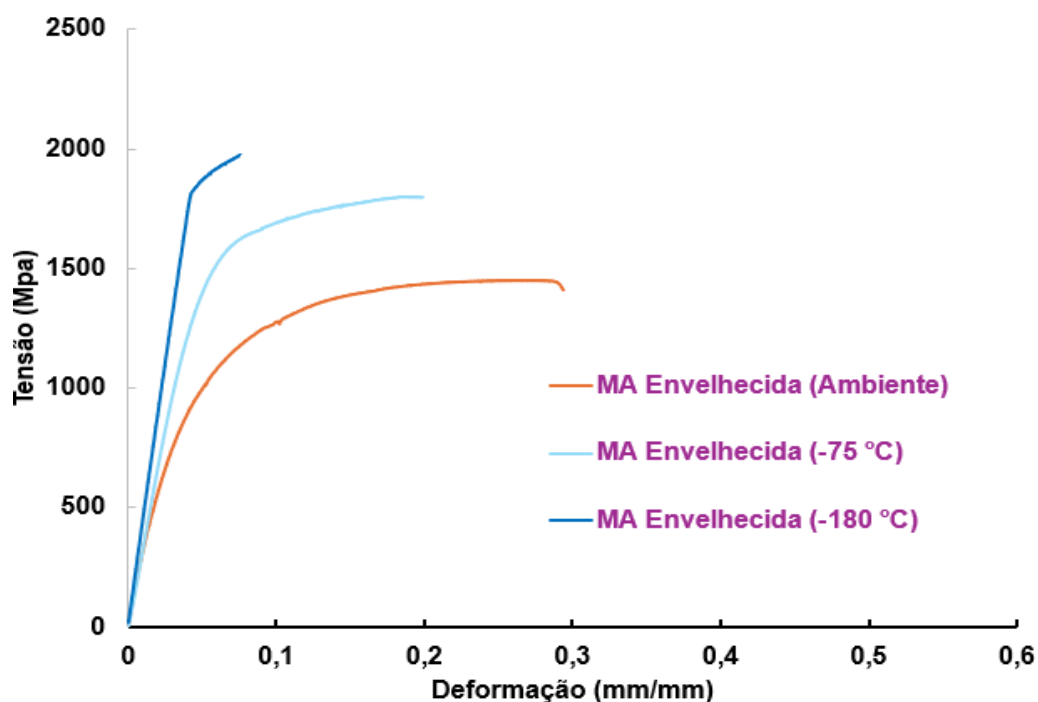
Ao contrário do material forjado e envelhecido, tanto o material PBF-LB *as-built* quanto envelhecido apresentaram redução na ductilidade em condições criogênicas. Esse efeito pode estar relacionado com a presença de porosidades ou com a dissolução incompleta de partículas de fase de Laves durante a solubilização.

Figura 81- Curva de tensão x deformação do material feito por PBF – LB as built.



Fonte: A autora

Figura 82 - Curva de tensão x deformação do material feito por PBF – LB envelhecido.



Fonte: A autora.

A Tabela 6 apresenta um resumo das propriedades mecânicas obtidas com os ensaios de tração.

Tabela 6 - Propriedades mecânicas do Inconel 718 sob diferentes condições analisadas.

Condição	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)
Forjada envelhecida (ambiente)	1250	1400
Forjada envelhecida (-75 °C)	1350	1550
Forjada envelhecida (-180 °C)	1400	1650
MA <i>as built</i> (ambiente)	850	1000
MA <i>as built</i> (-75 °C)	1050	1250
MA <i>as built</i> (-180 °C)	1200	1450
MA envelhecida (ambiente)	1150	1400
MA envelhecida (-75 °C)	1400	1700
MA envelhecida (-180 °C)	1550	1950

Fonte: A autora.

5.5 FADIGA

As Figuras 83 a 85 apresentam os resultados dos ensaios de fadiga do Inconel 718 nas diferentes condições estudadas, abrangendo amostras fabricadas por manufatura aditiva (PBF-LB) e forjamento convencional, sob temperaturas ambiente e criogênica.

As curvas de fadiga nas Figuras 83,84 e 85 foram ajustadas por meio de fittagem não linear utilizando a equação de Stromeier (equação 5.1), adequada para representar o comportamento tensão vs. número de ciclos (curvas S-N)(STROMEYER, 1914):

$$\sigma = \sigma_w + C \left(\frac{10^6}{N} \right)^{1/4} \quad (5.1)$$

Onde σ_w corresponde ao limite de fadiga e C e N são variáveis de ajustes dependentes do material. O coeficiente de determinação (R^2 ajustado) foi utilizado para verificar a qualidade do ajuste e indicar a correlação entre os dados experimentais e o modelo matemático (Murakami et al., 2021).

Cada curva foi acompanhada de uma região sombreada, representando o intervalo de confiança do ajuste. Essa faixa ilustra a incerteza estatística associada ao modelo ajustado — ou seja, ela delimita a região onde se espera que a curva verdadeira esteja contida com um nível de confiança de 95%. Quanto mais estreita for a faixa do intervalo de confiança, maior a confiabilidade do ajuste para aquela região de dados.

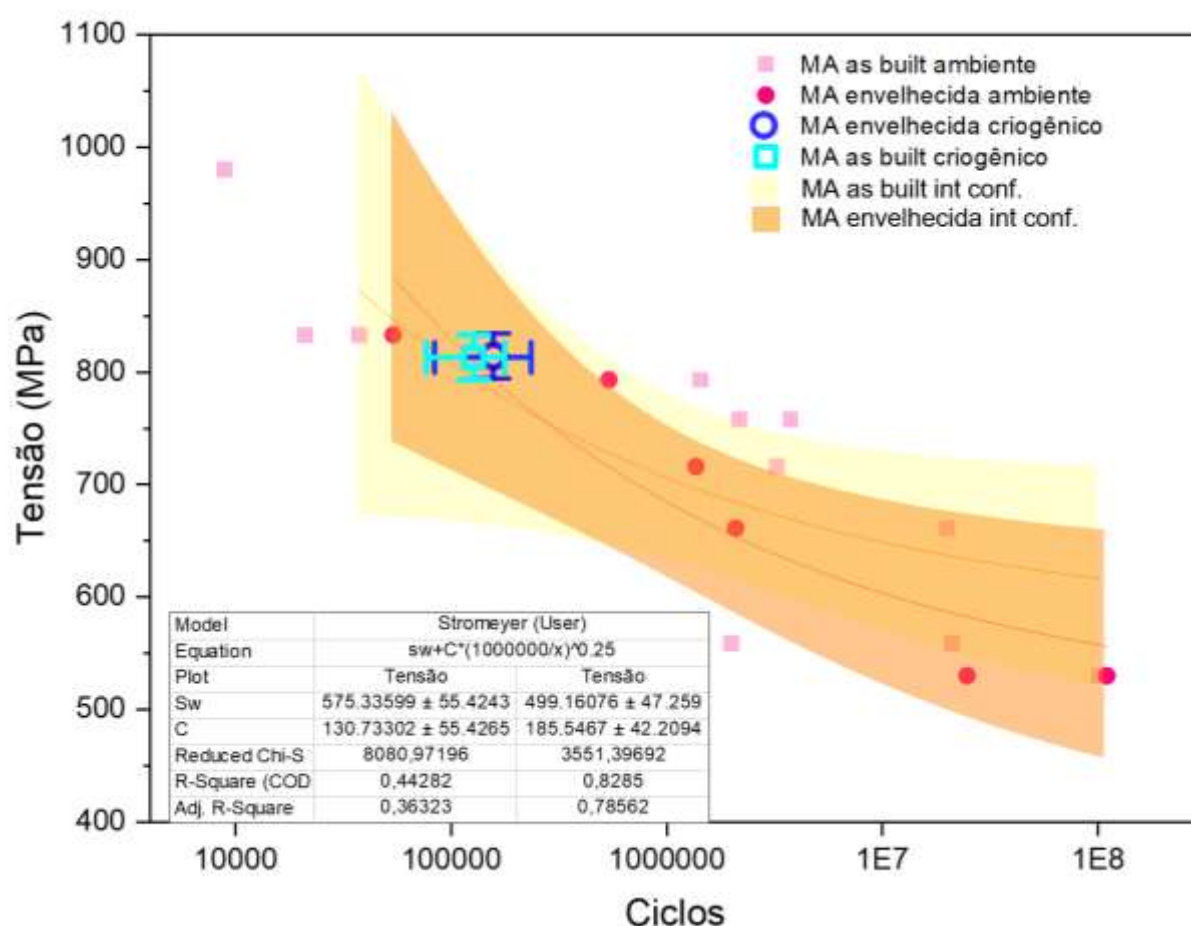
Adicionalmente, a diferença no grau de dispersão entre as curvas reflete não apenas a variabilidade dos dados experimentais, mas também a heterogeneidade microestrutural das amostras. Por exemplo, a condição MA *as-built* apresenta maior dispersão e faixa de confiança mais ampla, coerente com sua microestrutura menos homogênea e presença de defeitos como porosidades e segregações.

A Figura 83 compara o comportamento em fadiga das amostras de manufatura aditiva (MA), tanto *as-built* quanto envelhecidas, testadas em condições ambiente e criogênica. Não foi possível construir a curva SN completa para os materiais PBF-LB em temperatura criogênica, tendo sido concentrado os esforços em um único nível de tensão.

Observa-se que ambas as condições MA apresentaram resultados dentro da faixa do intervalo de confiança dos ensaios realizados em temperatura ambiente.

Dessa forma, pode-se afirmar que o comportamento em fadiga do material produzido por MA é similar em temperatura ambiente e criogênico. Em uma primeira análise, isso vai ao encontro dos resultados dos ensaios de tração, onde a diminuição da temperatura resultou em uma redução da ductilidade. Uma possível explicação é o fato de o ensaio de fadiga por flexão em 4 apoios promover níveis máximos de tensão na superfície do material. Dessa forma, a vida em fadiga dos corpos de prova passa a depender mais da qualidade do acabamento superficial do que da presença de defeitos internos, como porosidades ou partículas da fase de Laves.

Figura 83 - Gráfico de fadiga para o Inconel 718 feito por MA ou PBF -LB sob diferentes condições.

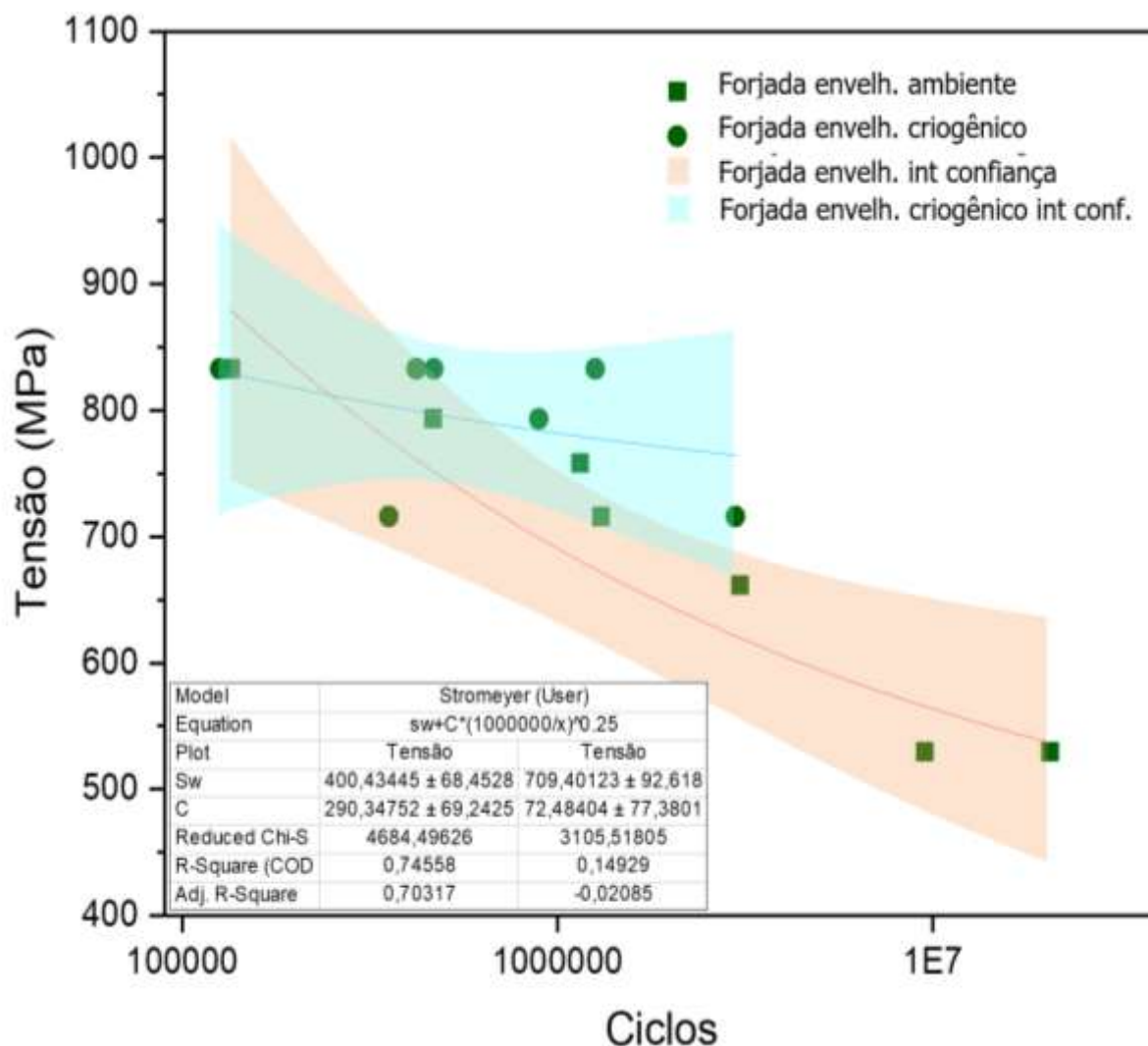


Fonte: A autora.

A Figura 84 compara a condição forjada envelhecida ensaiada em ambiente e criogênico. Observa-se certa melhora no desempenho da condição criogênica, principalmente para alto ciclos. O aumento da vida em fadiga em baixas temperaturas

pode estar associado a dificuldade de movimentação das discordâncias e retardo na propagação de trincas.

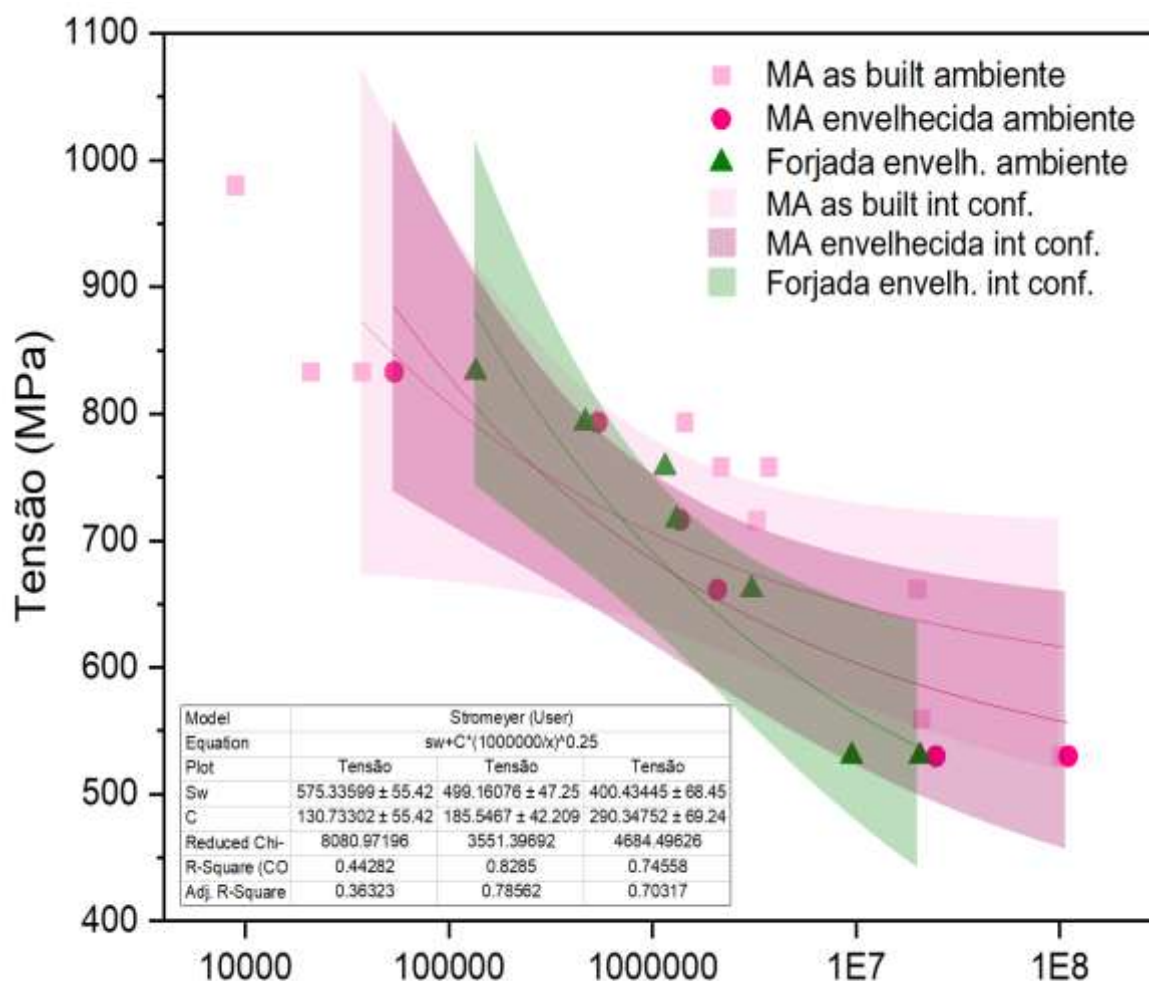
Figura 84 - Gráfico de fadiga para o Inconel 718 forjado sob diferentes condições.



Fonte: A autora.

A Figura 85 complementa a análise ao comparar as condições MA *as-built*, MA envelhecida e forjada envelhecida, todas testadas em temperatura ambiente. Nota-se que as amostras MA têm considerável melhor desempenho comparada a condição forjada envelhecida, especialmente na região de alto número de ciclos. Esse é um indício que a manufatura aditiva proporciona benefícios adicionais, mesmo frente à anisotropia do processo e à presença de defeitos como porosidades.

Figura 85 - Gráfico de fadiga para o Inconel 718 feito por MA ou PBF-LB e forjado sob diferentes condições.



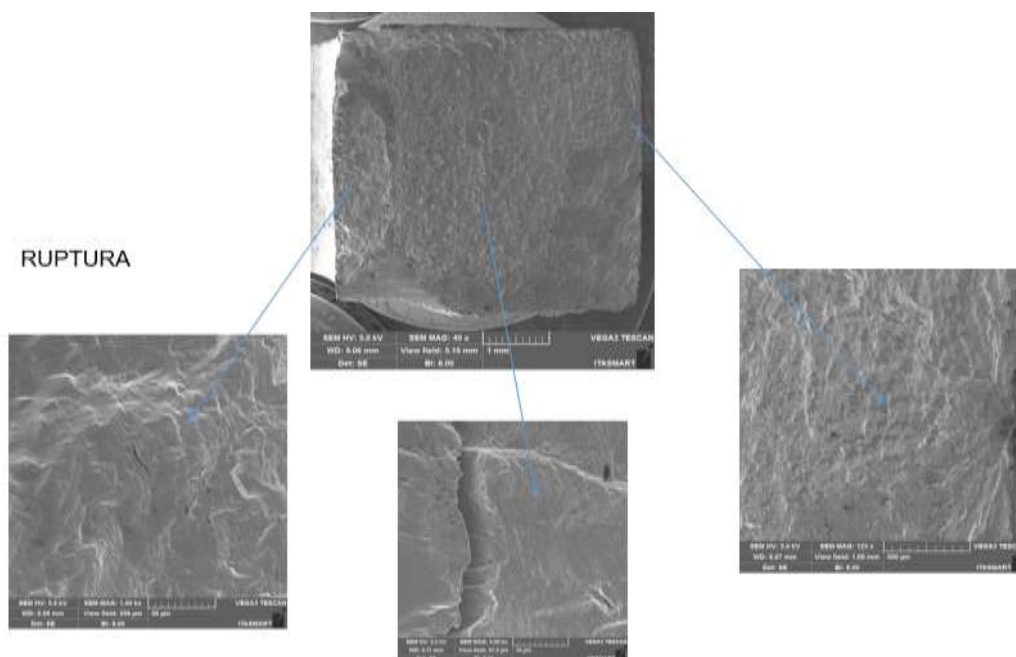
Fonte: A autora.

5.6 FRACTOGRAFIAS

As Figuras 86 a 91 apresentam fractografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies de fratura das amostras de Inconel 718 submetidas a ensaios de fadiga sob diferentes condições de processamento, tratamento térmico e temperatura.

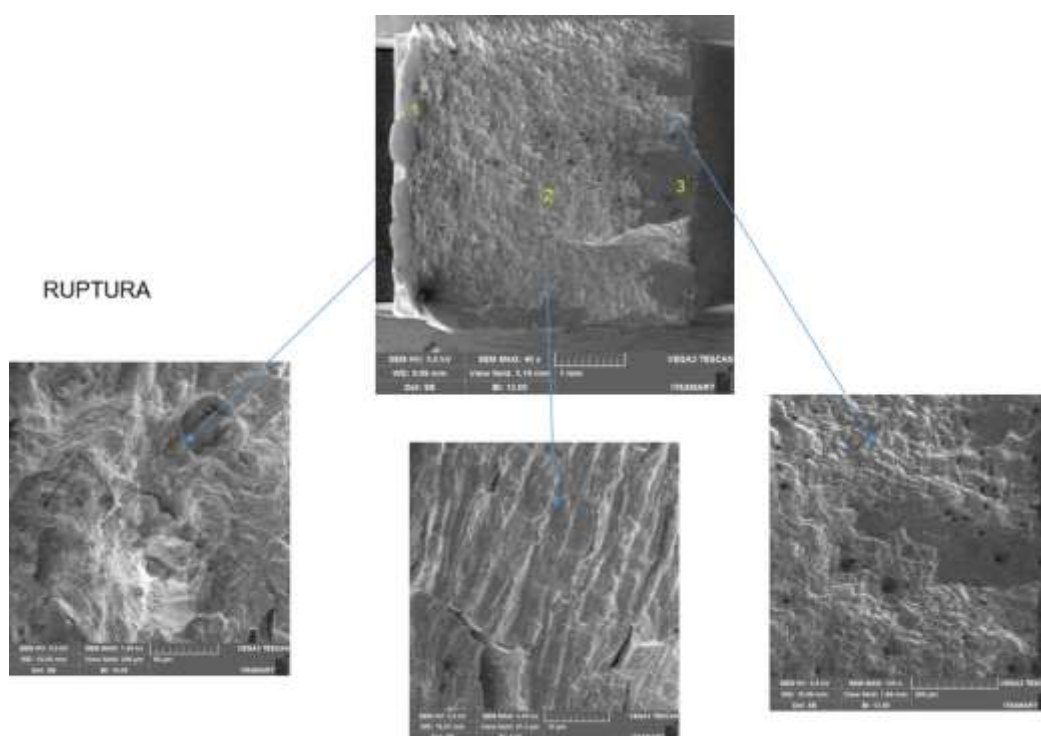
A análise dessas imagens permite identificar variações no modo de fratura e na morfologia da superfície, refletindo os mecanismos dominantes de falha em cada condição.

Figura 86 - Fractografias do Inconel 718 MA as-built fadigado em ensaios à temperatura ambiente.



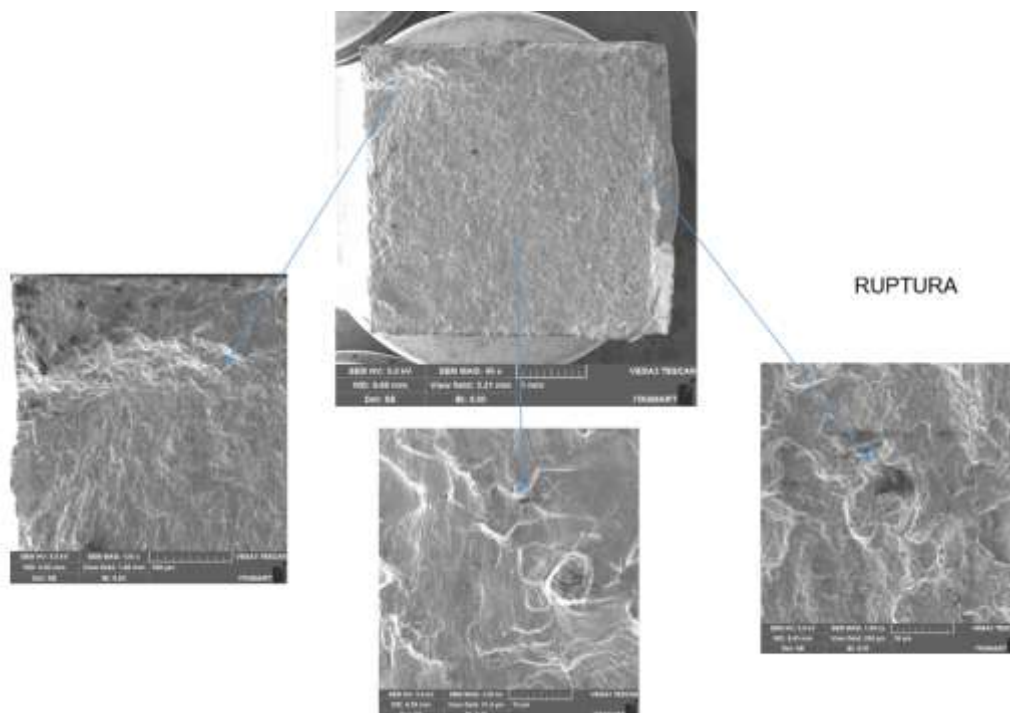
Fonte: A autora.

Figura 87 - Fractografias do Inconel 718 MA as-built fadigado em ensaios à temperatura criogênica.



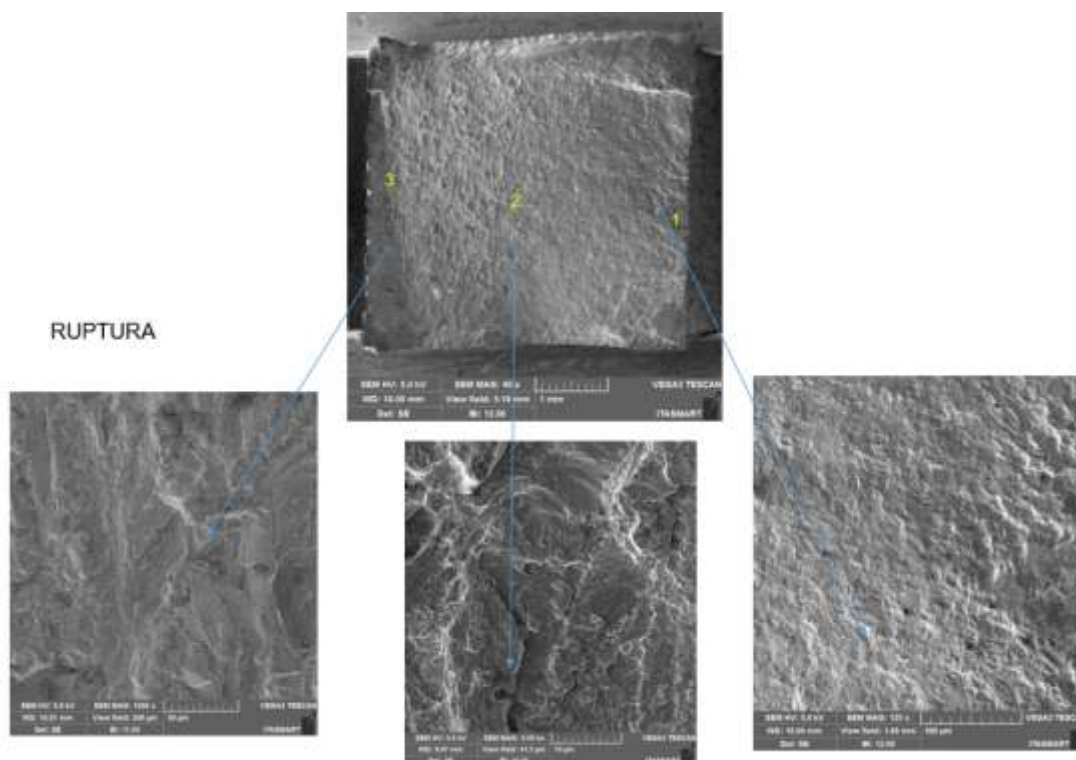
Fonte: A autora.

Figura 88 - Fractografias do Inconel 718 MA envelhecido fadigado em ensaios à temperatura ambiente.



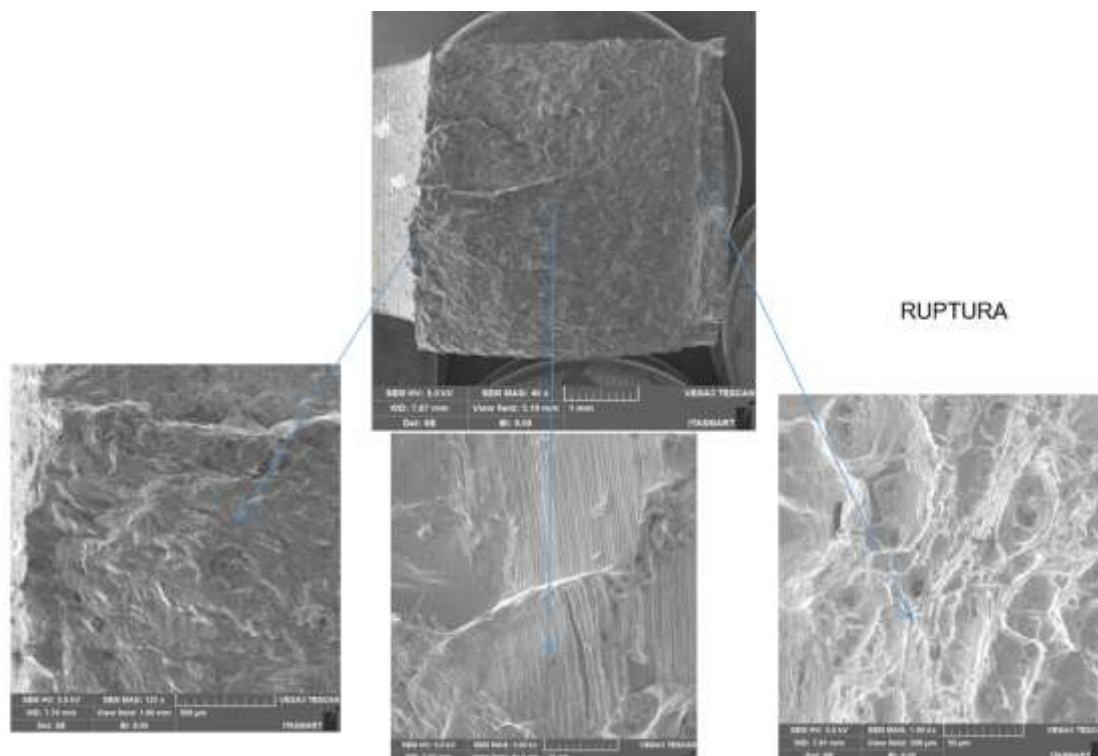
Fonte: A autora.

Figura 89 - Fractografias do Inconel 718 MA envelhecido, fadigado em ensaios à temperatura criogênica.



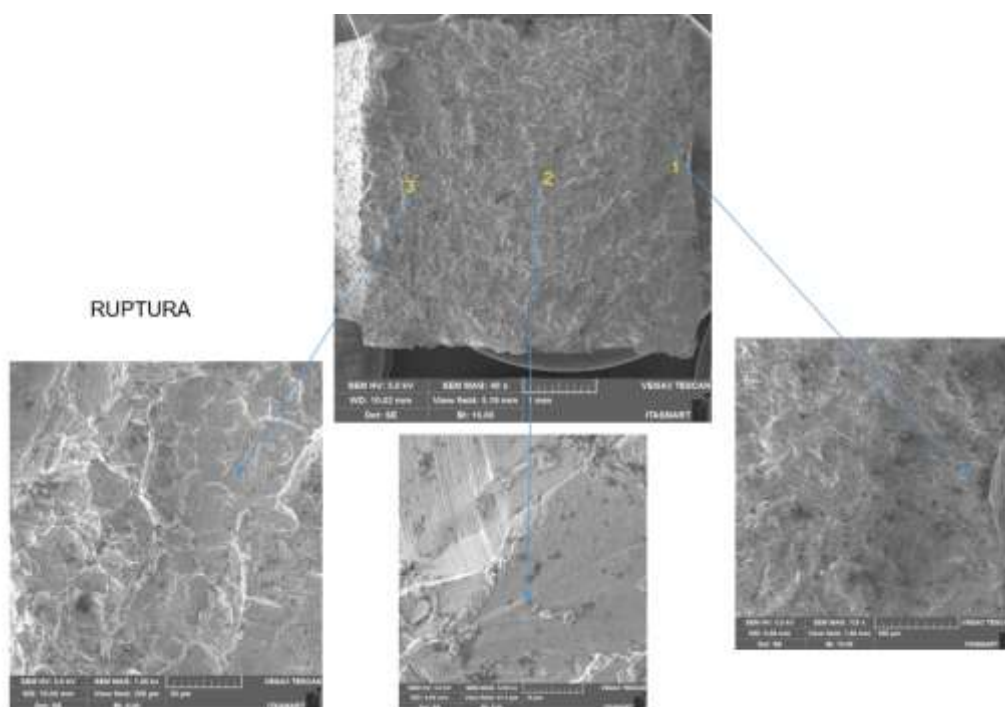
Fonte: A autora.

Figura 90 - Fractografias do Inconel 718 forjado envelhecido, fadigado em ensaios à temperatura ambiente.



Fonte: A autora.

Figura 91 - Fractografias do Inconel 718 Forjado envelhecido, fadigado em ensaios à temperatura criogênica.



Fonte: A autora.

A análise fractográfica demonstrou que a exposição à temperatura criogênica promove a transição do modo de fratura predominantemente dúctil para um comportamento com características mais frágeis, independentemente da condição microestrutural. Entretanto, as amostras envelhecidas, especialmente aquelas produzidas por manufatura aditiva, apresentaram maior resistência à fratura frágil em comparação com a condição *as-built*, evidenciada pela preservação de regiões com morfologia dúctil e pela maior capacidade de deformação antes da ruptura. O material forjado envelhecido apresentou o comportamento mais dúctil entre todas as condições avaliadas; contudo, também sofreu os efeitos da criogenia, com redução da ductilidade e aumento da participação de mecanismos de fratura frágil.

Esses resultados corroboram os ensaios de fadiga, evidenciando que o refinamento microestrutural, a precipitação das fases endurecedoras e o controle de defeitos atuam de forma conjunta no aumento da resistência à nucleação e propagação de trincas, contribuindo para retardar a falha por fadiga, inclusive sob condições criogênicas.

Em conjunto, a análise fractográfica demonstra que a temperatura criogênica altera significativamente o mecanismo de fratura da superliga Inconel 718. Entretanto, a suscetibilidade à fratura frágil depende do equilíbrio entre o refinamento microestrutural, a distribuição e a estabilidade dos precipitados endurecedores e a densidade de defeitos introduzidos pelo processamento, evidenciando a importância da combinação entre manufatura aditiva e tratamento térmico para otimizar o desempenho mecânico da liga em ambientes de baixa temperatura.

6 CONCLUSÃO

Este trabalho investigou a influência do processamento por manufatura aditiva (PBF-LB) e forjamento convencional sobre as propriedades microestruturais e mecânicas da superliga Inconel 718, considerando também os efeitos de tratamentos térmicos e da exposição a condições criogênicas.

As amostras produzidas por PBF-LB apresentaram microestrutura anisotrópica com grãos colunares alinhados à direção de construção, textura preferencial (001) na direção de construção, elevada densidade de contornos de baixo ângulo e subestruturas celulares remanescentes da solidificação rápida mesmo após solubilização e envelhecimento. Em contraste, o material forjado demonstrou grãos equiaxiais com baixa densidade de contornos de baixo ângulo e textura cristalográfica fraca, características de um histórico termomecânico convencional.

Os tratamentos térmicos foram fundamentais para a dissolução da fase de Laves, no material processado por PBF-LB, e para a precipitação das fases endurecedoras γ' e γ'' em ambos os materiais. A condição envelhecida após MA apresentou os maiores níveis de dureza e resistência mecânica, resultado da combinação entre o refino microestrutural do PBF-LB e o endurecimento por precipitação, mas com algum sacrifício na ductilidade do material.

Nos ensaios realizados sob condições criogênicas, foi verificado o aumento da resistência à tração e resistência à fadiga similar à condição ambiente.

As análises fractográficas revelaram transição de fratura dúctil para frágil sob criogenia, mas as amostras MA envelhecidas mantiveram regiões com morfologia de *dimple*, sugerindo maior resistência à fratura.

Diante dos resultados obtidos, conclui-se que a manufatura aditiva por PBF-LB, quando associada a tratamentos térmicos adequados, pode ser uma rota promissora para a fabricação de componentes de Inconel 718, inclusive para aplicações sob temperaturas criogênicas

6.1 TRABALHOS FUTUROS

Como perspectivas para a continuidade desta pesquisa, sugerem-se:

- a quantificação da densidade de discordâncias por técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (TEM);

- a caracterização detalhada da distribuição, morfologia e fração volumétrica dos precipitados γ' , γ'' e δ , bem como da evolução da fase de Laves após diferentes tratamentos térmicos;
- a realização de simulações termodinâmicas e cinéticas, visando correlacionar a evolução microestrutural com as propriedades mecânicas;
- a ampliação da faixa de tensões e do número de níveis de carregamento empregados nos ensaios de fadiga, tanto em temperatura ambiente quanto em condições criogênicas, permitindo a obtenção de curvas S–N mais representativas;
- a avaliação do comportamento da liga em outras temperaturas criogênicas e sob diferentes condições de carregamento, contribuindo para a otimização do desempenho do Inconel 718 em aplicações aeroespaciais, energéticas e de armazenamento de gases liquefeitos.

REFERÊNCIAS

AEROBEAM. **Direct Manufacturing of stator vanes through electron beam melting**: Disponível em: <https://cordis.europa.eu/project/id/323476/reporting/es>. Acesso em: 13 jul. 2020.

ALAMI, A. H. et al. Additive manufacturing in the aerospace and automotive industries: Recent trends and role in achieving sustainable development goals. **Ain Shams Engineering Journal**, [S. l.], 2023.

ALMEIDA, S. M. C. de. **Estudo sobre Perspectiva de Aplicação de Tecnologia de Manufatura Aditiva ao Setor Aeronáutico**. Orientador: José Manuel Lourenço da Saúde. 2017. 98 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica) - Universidade Da Beira Interior, Covilhã, 2017.

AOTA, L. S. *et al.* Recrystallization kinetics, mechanisms, and topology in alloys processed by laser powder-bed fusion: AISI 316L stainless steel as example. **Materialia**, v. 20, 1 dez. 2021.

ASTM. Fatigue and fracture toughness: cryogenic behavior. Symposium presented at the Seventy-sixth Annual Meeting, Philadelphia: ASTM, 1974.

ASTM 52900-21. Additive manufacturing – General principles – Fundamentals and vocabulary. West Conshohocken, PA: **ASTM International**, 2021

AVM. GKN / Saab Move Ahead on Additive Manufacturing. In: **Aviation Maintenance**. [S. l.], 22 jun. 2017. Disponível em: <https://www.avm-mag.com/gkn-saab-move-ahead-additive-manufacturing/>. Acesso em: 1 jul. 2020.

BEAUSIR, B.; FUNDENBERGER, J. J. **Analysis Tools for Electron and X-ray diffraction**: ATEX - software. Metz: Université de Lorraine, 2017. Disponível em: <http://www.atex-software.eu>. Acesso em: 26 mar. 2022.

BERNARDI, H. H. *et al.* Microstructural stability of a niobium single crystal deformed by equal channel angular pressing. **Materials Research**, v. 20, n. 5, p. 1238–1247, 1 out. 2017.

BIONICAIRCRAFT. Neue hochfeste Aluminiumlegierungen und bionisches Design für den SLM-Prozess. In: BIONICAIRCRAFT. **Symposium Ressourceneffiziente Herstellung von Funktionsbauteilen aus Technologiemetallen Pforzheim**. [S. l.], 27 set. 2017. Disponível em: <https://bionic-aircraft.eu>. Acesso em: 3 jul. 2020.

BUFFAT, P. A.; ALEXANDROU, I.; CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. Composition and element distribution mapping of γ' and γ'' phases of Inconel 718 by high-resolution scanning transmission electron microscopy and X-ray energy-dispersive spectrometry. **Materials**, 2024.

BYUN, T. S.; HASHIMOTO, N.; FARRELL, K. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, v. 52, n. 13, p. 3889–3899, 2 ago. 2004.

CHLEBUS, E. *et al.* Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. **Materials Science and Engineering: A**, v. 639, p. 647–655, 5 jul. 2015.

CORDOVA, L.; CAMPOS, M.; TINGA, T. Powder characterization and optimization for additive manufacturing. **VI Congreso Nacional de Pulvimetalurgia y I Congreso Iberoamericano de Pulvimetalurgia**, [S. l.], p. 1-6, 9 jun. 2017.

CORDOVA, L. *et al.* Measuring the spreadability of pre-treated and moisturized powders for laser powder bed fusion. **Additive Manufacturing**, [S.L.], v. 32, p. 101082, mar. 2020.

DEBROY, T. *et al.* Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. **Progress in Materials Science**, [S. l.], v. 92, p. 112-224, mar. 2018

DEVAUX, A. *et al.* Gamma double prime precipitation kinetic in Alloy 718. **Materials Science and Engineering: A**, v. 486, n. 1–2, p. 117–122, 15 jul. 2008.

EMUSIC. Efficient Manufacturing for Aerospace Components USing Additive Manufacturing, Net Shape HIP and Investment Casting (EMUSIC). In: EMUSIC (UE). **EMUSIC**. [S. l.], 16 maio 2019. Disponível em: <https://www.birmingham.ac.uk/generic/emusic>. Acesso em: 15 jun. 2020.

FAYED, E. M. *et al.* Influence of homogenization and solution treatments time on the microstructure and hardness of Inconel 718 fabricated by laser powder bed fusion process. **Materials**, v. 13, n. 11, 1 jun. 2020.

GOEL, S. *et al.* Can appropriate thermal post treatment make defect content in as built electron beam additively manufactured alloy. **Materials**, v. 13, n. 3, 1 fev. 2020.

GOVERNMENT OF CANADA. **European innovation partnerships: a guide for Canadian small and medium enterprises**. 2024 Disponível em: <https://www.tradecommissioner.gc.ca/en/market-industry-info/search-country-region/region/canada-europe-export/european-innovation-partnership-guide-canadian-small-medium-enterprises>. Acesso em: 31 mar. 2024.

HALL, E. O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of Results. **Proceedings of the Physical Society. Section B**, 1951.

HUANG, W.; WANG, Z. Isothermal Solid-State Transformations of Inconel 718 Alloy Fabricated by Selective Laser Melting. **Advanced Engineering Materials**, v. 23, n. 3, 1 mar. 2021.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. 2. ed. Oxford: Elsevier, 2004.

IZUMI, M. T. *et al.* In Situ X-Ray Diffraction Analysis of Face-Centered Cubic Metals Deformed at Room and Cryogenic Temperatures. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 28, n. 8, p. 4658–4666, 15 ago. 2019.

JOSHY, J.; KURIACHEN, B. Effect of heat treatment and cryo-treatment on dry tribological behavior of Inconel 718 fabricated using laser powder bed fusion. **Wear**, v. 523, 15 jun. 2023.

KATZ-DEMYANETZ, A. *et al.* Powder-bed additive manufacturing for aerospace application: Techniques, metallic and metal/ceramic composite materials and trends. **Manufacturing Review**, v. 6, 2019.

LI, J. *et al.* Effects of cryogenic treatment on mechanical properties and micro-structures of IN718 super-alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 707, p. 612–619, 7 nov. 2017.

LI, L. *et al.* Effect of annealing treatment on mechanical and fatigue properties of Inconel 718 alloy prepared using selective laser melting. **Revista Matéria**, [S. l.], v. 27, n. 4, 2022

MAEDA, M. Y. *et al.* Study of cryogenic rolling of FCC metals with different stacking fault energies. **Materials Research**, v. 20, supl. 2, p. 716–721, 2017.

MERLIN. Disponível em: <http://www.merlin-project.eu>. Acesso em: 15 jun. 2020.

MEYERS, M. A.; VÖHRINGER, O.; LUBARDA, V. A. The onset of twinning in metals: a constitutive description. **Acta Materialia**, [S. l.], v. 49, n. 20, p. 4025–4039, dez. 2001.

MURAKAMI, Y. *et al.* Essential structure of S-N curve: Prediction of fatigue life and fatigue limit of defective materials and nature of scatter. **International Journal of Fatigue**, v. 146, 1 maio 2021.

NAJMON, J. C.; RAEISI, S.; TOVAR, A. Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry. *In: Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*. [S.l.]: Elsevier Inc., 2019. p. 7–31.

NAVAS, S. N. *et al.* In situ analysis of cryogenic strain in silver using synchrotron radiation. **Cryogenics**, [S.L.], v. 120, p. 103384, dez. 2021.

NICOLETTO, G. Fatigue Behavior of L-PBF Metals: Cost-Effective Characterization via Specimen Miniaturization. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 30, n. 7, p. 5227–5234, 1 jul. 2021.

ONO, Y. *et al.* High-Cycle Fatigue Properties at Cryogenic Temperatures in Inconel 718 Nickel-based Superalloy. **Materials Transactions**, v. 45, n. 2, p. 342–345, 2004.

RAABE, D. **Nickel Alloy 718**. [S. l.], Disponível em: <http://www.dierk-raabe.com/nickel-alloy-718/>. Acesso em: 8 jul. 2020.

SAE INTERNATIONAL. Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant: AMS 5662. Warrendale, PA: **SAE International**, 2022.

SAFRAN. Additive manufacturing. In: SAFRAN (França). **FACTORY OF THE FUTURE**. [S. l.], 2020. Disponível em: <https://usinedufutur.safran-group.com/en/additive-manufacturing/>. Acesso em: 14 jul. 2020.

SANDVIK. Datasheet. osprey® alloy 718-am **Viga powder for additive manufacturing**. [S.d]. Disponível em: <https://www.metalpowder.sandvik/49f42c/siteassets/metal-powder/datasheets/osprey-alloy-718-am-viga.pdf>. Acesso em: 05 maio 2021.

SARMA, V. S. *et al.* Role of stacking fault energy in strengthening due to cryo-deformation of FCC metals. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 29–30, p. 7624–7630, 15 nov. 2010.

SMITH, D.R.; FICKETT, F.R. Low-Temperature Properties of Silver. **Journal Of Research Of The National Institute Of Standards And Technology**, [S.L.], v. 100, n. 2, p. 119, mar. 1995.

STROMEYER, C. E. The determination of fatigue limits under alternating stress conditions. **Proceedings of the Royal Society of London**. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character, 1914.

SUN, J.; YUAN, H. Cyclic plasticity modeling of nickel-based superalloy Inconel 718 under multi-axial thermo-mechanical fatigue loading conditions. **International Journal of Fatigue**, v. 119, p. 89–101, 1 fev. 2019.

THOMPSON, R. G.; DOBBS, J.; MAYO, D. The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718. **Welding Journal**, v. 65, p. 299–304, 1986.

WANG, J. *et al.* Microstructure heredity of inconel 718 nickel-based superalloy during preheating and following deformation. **Crystals**, v. 10, n. 4, 1 abr. 2020.

WELLS, D.; WRIGHT, J.; HASTINGS, K. Fatigue crack growth rate of Inconel 718 sheet at cryogenic temperatures. Hampton, VA: **NASA**, 2005. (NASA/TM-2005-213948). Disponível em: <http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20050227436.pdf>. Acesso em: 29 jul. 2024.

ZHANG, D. *et al.*, Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 644, p. 32–40, 7 set. 2015.

ZHAO, Yunhao *et al.* Phase transformations during continuous cooling in Inconel 718 alloys manufactured by laser powder bed fusion and suction casting. **Materials Characterization**, v. 185, 1 mar. 2022.