



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
CENTRO TECNOLÓGICO  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA  
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**DISSERTAÇÃO DE  
MESTRADO**

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL COM  
ÊNFASE NA FORMAÇÃO DA FASE LAVES  
E ENSAIOS DE MICRODUREZA EM  
JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO  
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E  
INCONEL 718 SOLDADAS PELO  
PROCESSO TIG AUTÓGENO**

**MESTRANDA: Rafaela dos Santos Silva  
ORIENTADOR: Prof.PhD José Adilson de Castro**



**Volta Redonda  
2020**

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
POLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA  
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**Rafaela dos Santos Silva**

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL COM ÊNFASE NA FORMAÇÃO DA FASE  
LAVES E ENSAIOS DE MICRODUREZA EM JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO  
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E INCONEL 718 SOLDADAS PELO  
PROCESSO TIG AUTÓGENO**

Dissertação de Mestrado  
apresentada ao Programa de Pós-  
Graduação em Engenharia Metalúrgica  
da Universidade Federal Fluminense.

Área de concentração:  
Processamento e Caracterização de  
Materiais.

**Orientador:** Prof. Ph.D. José Adilson de Castro

**Volta Redonda  
2020**



SERVIÇO PÚBLICO FEDERAL  
MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

**RAFAELA DOS SANTOS SILVA**

**“AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL COM ÊNFASE NA FORMAÇÃO DA FASE  
LAVES E ENSAIOS DE MICRODUREZA EM JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO  
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E INCONEL 718 SOLDADAS PELO  
PROCESSO TIG AUTÓGENO”**

**Aprovada em 14 de maio de 2020.**

---

Prof. José Adilson de Castro, Ph.D. – Orientador (UFF)

---

Prof. Rudineli Demarque, D.Sc. – Co-orientador (UFRJ)

---

Prof. Gláucio Soares da Fonseca, D.Sc. (UFF)

---

Prof. Horácio Delgado Júnior, D.Sc. (UERJ)

---

Prof. Carlos Roberto Xavier, D.Sc. (Petrobrás/Unifoa)

Avenida dos Trabalhadores, 420 – Vila Santa Cecília – Volta Redonda / RJ - Brasil  
CEP 27255-125 Tel/Fax.: +55 24 2107-3742  
[ppgem.vpm.vei@id.uff.br](mailto:ppgem.vpm.vei@id.uff.br)  
[www.ppgem.sites.uff.br](http://www.ppgem.sites.uff.br)

***“Os que se encantam com a prática sem a ciência são como os timoneiros que entram no navio sem timão nem bússola, nunca tendo certeza do seu destino”***

(Leonardo da Vinci)

## DEDICATÓRIA

À minha mãe, Vera.  
À minha avó, Maria Auxiliadora.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por ter me dado forças para não desistir.

À minha mãe Vera e minha avó Maria Auxiliadora que sempre me incentivaram a continuar e acreditaram em mim quando nem eu mesma acreditava. Agradeço a minha mãe por todos os almoços que fez para eu levar durante o mestrado, coisa que poucas mães fariam. Agradeço também por todas as vezes que me acalmou nos momentos tensos.

Ao meu orientador, o professor José Adilson de Castro, pela orientação e apoio.

Ao meu co-orientador Rudineli Demarque pela orientação e conselhos. Muito obrigada por sempre arrumar um tempinho para me ajudar e obrigada pela amizade.

À Ellem Patrícia dos Santos pelos conselhos e apoio. Muito obrigada pela amizade!

A todos os amigos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste estudo, em especial à Mariana Lyrio, amiga que sempre esteve ao meu lado desde a época da graduação e que me ajudou diretamente na obtenção de micrografias BSD no MEV (ficou perfeita, muito obrigada). Agradeço aos amigos Diego Baía e Maísa Fernandes e todos os demais que tornaram a sala da pós mais divertida.

À professora Fabiane Roberta Freitas da Silva e ao pós doutorando Leonardo Martins da Silva pelo auxílio prestado na realização dos experimentos. Agradeço também pelo ombro amigo nas horas difíceis, especialmente a professora Fabiane.

À minha professora e colegas da aula de dança, que sempre me animaram e também aos professores e colegas do curso de inglês.

À CAPES pelo apoio financeiro concedido.

À Arcelor Mittal e Villares Metals pelos materiais fornecidos.

Muito obrigada!

## RESUMO

A soldagem de juntas dissimilares Inconel 718 x AISI 316L é um processo que vem sendo empregado em diferentes ramos industriais, principalmente em indústrias químicas e nucleares, sendo aplicável, por exemplo, em tubulações e varetas combustíveis. Devido à sua importância, no presente estudo foram analisadas juntas dissimilares de Inconel 718 e AISI 316L soldadas por meio processo TIG sob diferentes parâmetros, sendo verificada a presença da fase indesejável Laves. Foi feita análise microestrutural, por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, de ambas as ligas na condição como recebida e na condição de junta dissimilar, sendo feita a medição do tamanho de grão e da dureza das amostras como recebidas, medição do espaçamento entre ferritas  $\delta$  das amostras soldadas e análise da fração volumétrica de ferrita  $\delta$  e de fase Laves presentes na zona fundida. Foi feita análise macroestrutural das juntas soldadas, sendo medida a largura, profundidade de penetração e área do metal de solda. As amostras soldadas também foram submetidas a ensaio de microdureza Vickers e análise EDS da fase Laves e das regiões da solda dissimilar. Além disso, foi realizado estudo da cinética de crescimento da fase Laves em duas das amostras soldadas, sendo feita comparação da fração volumétrica obtida experimentalmente com a fração volumétrica obtida por meio da equação de JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov). Os resultados mostraram que maiores aportes térmicos implicam em menores frações volumétricas de ferrita  $\delta$ , maiores espaçamentos entre ferritas, maiores dimensões do metal de solda e menores valores de microdureza. A análise EDS mostrou que na junta dissimilar ocorre mistura da composição química de ambos os materiais. Quanto à análise da fase Laves, observou-se que a temperatura de interpasse possui maior influência na formação dessa fase do que o aporte térmico, sendo que a fração volumétrica de fase Laves é diretamente proporcional a ambos os parâmetros. A análise EDS da fase Laves confirmou que a fase formada se trata de um constituinte eutético formado por Laves e austenita interlamelar, como encontrado na literatura. No estudo da cinética de crescimento da fase Laves, observou-se que ocorreu um erro significativo entre a fração volumétrica de fase Laves obtida experimentalmente e a fração volumétrica obtida por meio da equação de JMAK.

**Palavras-chave:** AISI 316L, Inconel 718, Fase Laves, Junta Dissimilar, Processo TIG, Cinética de Crescimento de Fase.

## ABSTRACT

The welding of dissimilar joints Inconel 718 x AISI 316L is a process that has been used in different industrial branches, mainly in chemical and nuclear industries, being applicable, for example, in pipes and fuel rods. Due to their importance, in the present study dissimilar joints of Inconel 718 and AISI 316L were welded by TIG process under different parameters, being verified the presence of the undesirable Laves phase. Microstructural analysis was performed, using optical microscopy and scanning electron microscopy, of both alloys in the condition as received and in the condition of dissimilar joint, the grain size and the hardness of the samples as received was measured, as well as the spacing between  $\delta$  ferrites of the welded samples, the  $\delta$  ferrite volumetric fraction and Laves phase present in the fusion zone was analysed. Macrostructural analysis of the welded joints was performed, measuring the width, depth of penetration and area of the weld metal. The welded samples were also subjected to Vickers microhardness testing and EDS analysis of the Laves phase and the dissimilar weld regions. In addition, a study of the growth kinetics of the Laves phase in two of the welded samples, comparing the volumetric fraction obtained experimentally with the volumetric fraction obtained using the JMAK equation (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov). The results showed that higher heat inputs imply smaller volumetric fractions of  $\delta$  ferrite, greater spacing between ferrites, larger dimensions of the weld metal and lower values of microhardness. The EDS analysis showed that in the dissimilar joint the chemical composition of both materials is mixed. Regarding the analysis of the Laves phase, it was observed that the interpass temperature has a greater influence on the formation of this phase than the thermal input, and the Laves phase volume fraction is directly proportional to both parameters. The EDS analysis of the Laves phase confirmed that the formed phase is an eutectic constituent formed by Laves and interlamellar austenite, as found in the literature. In the study of the growth kinetics of the Laves phase, it was observed that a significant error occurred between the Laves phase volumetric fraction obtained experimentally and the volumetric fraction obtained through the JMAK equation.

**Key-words:** AISI 316L, Inconel 718, Laves Phase, Dissimilar Joint, TIG Process, Phase Growth Kinetics.

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>4</b>
2.1	Objetivos.....	4
2.2	Objetivos Específicos .....	4
<b>3</b>	<b>REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>6</b>
3.1	Aços inoxidáveis .....	6
3.1.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos .....	7
3.1.1.1	Aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	10
3.2	Níquel e suas superligas .....	12
3.2.1	Superliga Inconel 718.....	14
3.2.1.1	Fase Laves.....	18
3.3	Processos de Soldagem.....	22
3.3.1	Ciclo térmico de soldagem .....	23
3.3.2	Tipos de junta soldada .....	24
3.3.3	Regiões da solda por fusão .....	25
3.3.4	Soldagem TIG ( <i>Tungsten Inert Gas</i> ).....	26
3.3.4.1	Variáveis do Processo TIG.....	29
3.3.4.1.1	Corrente, tensão e velocidade de soldagem.....	29
3.3.4.1.2	Aporte térmico.....	29
3.3.4.1.3	Metal base e metal de adição.....	29
3.3.4.1.4	Tipos de juntas .....	30
3.3.4.1.5	Gases de proteção.....	30
3.3.4.1.6	Temperatura de Interpasse.....	31
3.3.5	Soldagem Dissimilar e Solidificação da Junta Soldada .....	31
3.3.6	Soldabilidade e solidificação do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	35
3.3.7	Soldabilidade e solidificação da superliga de níquel Inconel 718.....	38
3.4	Cinética.....	40
<b>4</b>	<b>MATERIAL E MÉTODOS .....</b>	<b>43</b>
4.1	Material.....	43
4.2	Métodos .....	44
4.2.1	Planejamento experimental.....	44
4.2.2	Processo de soldagem e aquisição de dados.....	45
4.2.3	Caracterização microestrutural e macroestrutural .....	46
4.2.3.1	Medição do tamanho de grão austenítico das amostras CR .....	47
4.2.3.2	Quantificação de ferrita $\delta$ , quantificação de fase Laves e espaçamento entre ferritas $\delta$ .....	48
4.2.3.3	Dimensionamento do metal de solda .....	50
4.2.3.4	Ensaio de dureza e microdureza Vickers .....	50
4.2.3.5	Análise de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS).....	51
4.2.4	Cinética de crescimento da fase Laves .....	53
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>56</b>
5.1	Análise das amostras CR .....	56
5.2	Ciclos térmicos de soldagem .....	57
5.3	Análise das amostras soldadas.....	59
5.3.1	Dimensionamento do MS .....	76
5.3.2	Quantificação de ferrita $\delta$ e espaçamento entre ferritas $\delta$ .....	79

5.3.3	Microdureza Vickers das amostras soldadas .....	81
5.3.4	Análise EDS das amostras soldadas .....	85
5.3.5	Distribuição e morfologia da fase Laves .....	88
5.3.6	Quantificação da fase Laves das amostras soldadas.....	92
5.3.7	Análise EDS da fase Laves.....	93
5.3.8	Cinética de crescimento da fase Laves .....	96
<b>6</b>	<b>CONCLUSÕES.....</b>	<b>106</b>
<b>7</b>	<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>108</b>
<b>8</b>	<b>CONTRIBUIÇÃO CIENTÍFICA .....</b>	<b>109</b>
<b>9</b>	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>111</b>
	<b>ANEXOS .....</b>	<b>118</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Aços inoxidáveis austeníticos da série 300. (Carbó, 2008) .....	8
Figura 2. Diagrama de Schaeffler-Delong para aços inoxidáveis austeníticos. (McGuire, 2008) .....	9
Figura 3. Microestrutura de alguns aços inoxidáveis austeníticos de acordo com o diagrama de Schaeffler-Delong. (Khatak, & Raj, 2002).....	9
Figura 4. Seção transversal do diagrama de fases Fe-Cr-Ni para 70%p Fe mostrando a variação de solidificação de acordo com a composição química. (Khatak, & Raj, 2002)10	10
Figura 5. Micrografia do aço AISI 316L obtida por microscopia óptica: matriz de grãos poligonais de austenita e bandas de ferrita $\delta$ . Presença de maclas de recozimento na matriz. Ataque: Behara. Aumento 200X. (Ronqueti, 2014).....	12
Figura 6. Ligas de níquel forjadas. (Davis, 2000) .....	14
Figura 7. Propriedades mecânicas em altas temperaturas do Inconel 718 laminado a quente, recozido e envelhecido. (Davis, 2000) .....	15
Figura 8. Gráfico tensão x deformação da superliga Inconel 718 em temperaturas abaixo de zero. (Chandra, Nagachary, Jayahary, & Hussaini, 2020) .....	16
Figura 9. Diagrama ternário Ni-Cr-Fe. (Baker, 1992).....	16
Figura 10. Precipitação das fases $\gamma'$ e $\gamma''$ em Inconel 718. (Ferreri, Vogel, & Knezevic, 2020) .....	17
Figura 11. Precipitação da fase $\gamma'$ em Inconel 718 fabricado por fusão a laser e envelhecido. (Zhao, Hung, & Lui, no prelo) .....	18
Figura 12. Precipitação das fases $\gamma'$ e $\gamma''$ no Inconel 718. (a) Imagem SE com baixo kV. (b) Precipitados de $\gamma'$ . (c) Precipitados de $\gamma''$ . Adaptado de (Smith et al., 2019).....	18
Figura 13. Microestrutura de seção transversal do Inconel 718 soldado. Imagem com alta ampliação em MEV, mostrando a fase Laves formada nos contornos de grãos. (Kuo, Yang, Bor, Wei, & Tai, 2009) .....	19
Figura 14. (a) Presença de fase Laves sobre a ferrita $\delta$ do Inconel 718 tratado termicamente a 1010°C por 1 hora, temperado em água até atingir a temperatura ambiente com posterior tratamento de envelhecimento. (b) Mesma amostra de Inconel 718 com maior aumento, evidenciando a presença de fase Laves. (Zhang, & Ojo, 2020) .....	19
Figura 15. Constituinte eutético presente no Inconel 718 fundido. Ataque eletrolítico com 5 mL HCl + 5 g ZnCl <sub>2</sub> + 1 mL etanol a 2V. (Sohrabi, Mirzadeh, & Rafiei, 2018b).....	20
Figura 16. Micrografias com diferentes ampliações mostrando com maior detalhe o constituinte eutético formado por Laves e austenita. (a)(b) A: região de austenita, B: ferrita $\delta$ . (c) C: Laves, D: austenita interlamelar, E: constituinte eutético. (Sohrabi, Mirzadeh, & Rafiei, 2018b).....	21
Figura 17. Presença do constituinte eutético formado por austenita interlamelar e Laves em Inconel 718 soldado por plasma pulsado. (Wang et al., 2020).....	21
Figura 18. Ciclo térmico de soldagem em um único passe. (Marques, Modenesi, & Bracarense, 2016) .....	23
Figura 19. Tipos básicos de junta soldada. (Minnick, 2000).....	25

Figura 20. Tipos de solda de acordo com o tipo de junta. (Giachino, & Weeks, 1996).....	25
Figura 21. Regiões da solda por fusão e gráfico das temperaturas atingidas durante o processo de soldagem. Adaptado de (Modenesi, Marques, & Santos, 2012) .....	26
Figura 22. Esquema do processo de soldagem TIG com metal de adição. (DBC Oxigênio, 2014).....	27
Figura 23. Equipamentos utilizados na soldagem TIG. (Gümüş, Çiçek, Gündogdu, Yilmaz, & Topuz, 2015).....	28
Figura 24. Direções para o escoamento de calor em juntas de topo (a) e juntas em ângulo (b). (Marques, Modenes, & Bracarense, 2016) .....	30
Figura 25. Região não misturada em uma solda dissimilar. Adaptado de Avery (1991).....	32
Figura 26. Modos básicos de solidificação: (a) solidificação planar, (b) solidificação celular, (c) solidificação dendrítica colunar, (d) solidificação dendrítica equiaxial. (Kou, 2003)	32
Figura 27. Interface plana S/L. Adaptado de Kou (2003) .....	33
Figura 28. (a) Área sombreada indicando a região de super-resfriamento constitucional. (b) Condição para ocorrência do super-resfriamento constitucional. Adaptado de Kou (2003) .....	33
Figura 29. Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação: (a) solidificação planar, (b) solidificação celular, (c) solidificação dendrítica colunar, (d) solidificação dendrítica equiaxial. (Kou, 2003) .....	35
Figura 30. Modos de solidificação típica de aços inoxidáveis austeníticos. (Colpaert, 2008).	37
Figura 31. Ferrita vermicular dendrítica e ferrita em rede, estruturas típicas do modo de solidificação FA. (Colpaert, 2008) .....	37
Figura 32. Modos de solidificação do aço inoxidável austenítico AISI 316L de acordo com a composição química. Adaptado de Khatak e Raj (2002) e Lippold e Kotecki (2005).....	38
Figura 33. Diagrama pseudo-binário de solidificação da superliga Inconel 718. (Cieslak, Knorovsky, Headley, & Romig, 1989).....	39
Figura 34. Redução da fração volumétrica de fase Laves por meio de tratamento térmico. Adaptado de (Liu et al., 2020).....	40
Figura 35. Exemplo de caminho microestrutural simétrico para taxa de nucleação constante e núcleos distribuídos aleatoriamente. (Vandermeer, Masumura, & Rath, 1991) .....	41
Figura 36. Exemplo de caminho microestrutural assimétrico para a recristalização de alumínio AA1050 deformado a frio. (Vandermeer, & Jensen, 2001) .....	42
Figura 37. Dimensões das chapas de ambas as ligas estudadas. ....	43
Figura 38. (a) Corpo de prova após soldagem TIG multipasse, (b) esquematização do corte das amostras soldadas, com destaque na região a ser analisada, (c) uma das amostras utilizadas para análises, amostra 10.....	46
Figura 39. Exemplo da medição de fração volumétrica através do software ImageJ: (a) medição de fração volumétrica da ferrita $\delta$ , (b) medição de fração volumétrica da fase Laves. Fonte: Autora .....	49
Figura 40. Esquema de medição do espaçamento entre ferritas no software ImageJ. ....	49

Figura 41. Algumas das macrografias usadas no software Geogebra para obter o valor da área. Fonte: Autora.....	50
Figura 42. Esquema de medição da microdureza das amostras soldadas.*Exceto a Am 9, na qual a distância entre as linhas 1 e 2 foi de 1 mm. Fonte: Autora.....	51
Figura 43. Esquemática da análise EDS em linha na Am 8. Fonte: Autora .....	52
Figura 44. Exemplo da análise EDS pontual realizada na fase Laves. Fonte: Autora .....	52
Figura 45. Temperatura de formação de fase Laves para 5% de nióbio de acordo com o diagrama pseudo-binário de solidificação da superliga Inconel 718 desenvolvido por Cieslak (1989). .....	54
Figura 46. Curva de homogeneização da temperatura do forno Brasimet. ....	54
Figura 47. Microestrutura da liga Inconel 718. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.....	56
Figura 48. Microestrutura da liga AISI 316L. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	57
Figura 49. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 1. (b) Am 2. ....	58
Figura 50. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 3. (b) Am 4. ....	58
Figura 51. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 5. (b) Am 6. ....	59
Figura 52. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 7. (b) Am 8. ....	59
Figura 53. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 9. (b) Am 10. ....	59
Figura 54. Microestrutura da ZF da Am 1. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	60
Figura 55. Microestrutura da ZF da Am 2. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	61
Figura 56. Microestrutura da ZF da Am 3. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	61
Figura 57. Microestrutura da ZF da Am 4. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	62
Figura 58. Microestrutura da ZF da Am 5. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	62
Figura 59. Microestrutura da ZF da Am 6. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	63
Figura 60. Microestrutura da ZF da Am 7. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	63
Figura 61. Microestrutura da ZF da Am 8. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	64
Figura 62. Microestrutura da ZF da Am 9. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	64
Figura 63. Microestrutura da ZF da Am 10. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	65
Figura 64. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 1. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	66
Figura 65. Microestrutura da ZTA Inox da Am 1. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	66
Figura 66. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 2. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	67
Figura 67. Microestrutura da ZTA Inox da Am 2. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	67
Figura 68. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 3. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	68
Figura 69. Microestrutura da ZTA Inox da Am 3. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	68
Figura 70. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 4. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	69
Figura 71. Microestrutura da ZTA Inox da Am 4. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	69
Figura 72. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 5. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. ....	70

Figura 73. Microestrutura da ZTA Inox da Am 5. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.....	70
Figura 74. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 6. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.	71
Figura 75. Microestrutura da ZTA Inox da Am 6. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.....	71
Figura 76. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 7. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.	72
Figura 77. Microestrutura da ZTA Inox da Am 7. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.....	72
Figura 78. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 8. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.	73
Figura 79. Microestrutura da ZTA Inox da Am 8. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.....	73
Figura 80. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 9. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.	74
Figura 81. Microestrutura da ZTA Inox da Am 9. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.....	74
Figura 82. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 10. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X. .....	75
Figura 83. Microestrutura da ZTA Inox da Am 10. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X....	75
Figura 84. Resultados do dimensionamento do metal de solda em relação ao aporte térmico.	76
Figura 85. Gráfico comparativo do resultado da área do MS das amostras 7, 8 e 10 de acordo com a temperatura de interpasse.....	77
Figura 86. Gráfico comparativo do resultado de largura e profundidade de penetração do MS das amostras 7, 8 e 10 de acordo com a temperatura de interpasse.....	78
Figura 87. Gráfico comparativo do resultado da área do MS das amostras 2, 4 e 5 de acordo com a temperatura de interpasse.....	78
Figura 88. Gráfico comparativo do resultado de largura e profundidade de penetração do MS das amostras 2, 4 e 5 de acordo com a temperatura de interpasse.....	78
Figura 89. Quantificação de ferrita $\delta$ em relação ao aporte térmico. ....	80
Figura 90. Espaçamento entre ferritas $\delta$ em relação ao aporte térmico. ....	80
Figura 91. Quantificação de ferrita $\delta$ x espaçamento entre bandas de ferrita $\delta$ .....	81
Figura 92. Comparação da microdureza medida na linha 1 da Am 2 (0,406 kJ/mm), Am 6 (0,551 kJ/mm) e Am 9 (0,251 kJ/mm). ....	82
Figura 93. Comparação da microdureza medida na linha 2 da Am 2 (0,406 kJ/mm), Am 6 (0,551 kJ/mm) e Am 9 (0,251 kJ/mm). ....	82
Figura 94. Comparação da microdureza medida na linha 1 da amostra 1 (0,316 kJ/mm), amostra 3 (0,311 kJ/mm), amostra 7 (0,384 kJ/mm), amostra 8 (0,392 kJ/mm) e amostra 10 (0,361 kJ/mm).....	83
Figura 95. Comparação da microdureza medida na linha 2 da amostra 1 (0,316 kJ/mm), amostra 3 (0,311 kJ/mm), amostra 7 (0,384 kJ/mm), amostra 8 (0,392 kJ/mm) e amostra 10 (0,361 kJ/mm).....	83
Figura 96. Comparação da microdureza medida na linha 1 da Am 4 (0,435 kJ/mm, $T_{\text{interpasse}}$ : 700°C) e Am 5 (0,435 kJ/mm, $T_{\text{interpasse}}$ : 600°C). ....	84
Figura 97. Comparação da microdureza medida na linha 2 da Am 4 (0,435 kJ/mm, $T_{\text{interpasse}}$ : 700°C) e Am 5 (0,435 kJ/mm, $T_{\text{interpasse}}$ : 600°C). ....	84
Figura 98. Análise EDS em linha da transição ZTA Inox/ZF da Am 5. ....	85

Figura 99. Análise EDS em linha da ZF da Am 5.....	86
Figura 100. Análise EDS em linha da transição ZF/ZTA Inconel da Am 5.....	86
Figura 101. Análise EDS em linha da transição ZTA Inox/ZF da Am 8. ....	86
Figura 102. Z Análise EDS em linha da ZF da Am 8. ....	86
Figura 103. Análise EDS em linha da transição ZF/ZTA Inconel da Am 8.....	87
Figura 104. Análise EDS em linha da transição ZF/ZTA Inox da Am 1. ....	87
Figura 105. Análise EDS em linha da ZF da Am 1.....	87
Figura 106. Análise EDS em linha da transição ZTA Inconel/ZF da Am 1. ....	87
Figura 107. Distribuição de fase Laves (Am 7). Ataque: Marble. ....	88
Figura 108. Formação de cadeias de fase Laves (Am 7). Ataque: Marble.....	88
Figura 109. Distribuição de fase Laves em uma amostra de Inconel 718 soldado por processo TIG utilizando: (a) corrente pulsada, com formação de partículas finas e discretas de fase Laves, (b) corrente contínua, com formação de cadeias de fase Laves. (Ram, Reddy A., Rao, & Reddy G., 2005b).....	89
Figura 110. (a) Fase Laves encontrada no presente estudo. (b) Presença de fase Laves em uma amostra de Inconel 718 soldada a laser. (CHEN et al., 2019).....	89
Figura 111. Análise SE da Am 9 mostrando que a fase Laves se forma sobre a ferrita $\delta$ . Ataque: Água Régia. ....	90
Figura 112. Morfologia da fase Laves da Am 6. Ataque: Marble.....	90
Figura 113. Morfologia da fase Laves da Am 4, evidenciando que se trata de um constituinte eutético. Ataque: Água Régia.....	91
Figura 114. Análise BSD da Am 2, comprovando a presença do constituinte eutético sobre a ferrita. Ataque: Água Régia.....	91
Figura 115. Análise BSD + SE da fase Laves presente na Am 3. Ataque: Marble.....	92
Figura 116. Fração volumétrica de Fase Laves em relação ao aporte térmico.....	93
Figura 117. Fração volumétrica de Fase Laves em relação à temperatura de interpasso. ....	93
Figura 118. Análise EDS da fase Laves presente na Am 7. ....	94
Figura 119. Resultado da análise EDS pontual do estudo de Sohrabi, Mirzadeh e Rafiei (2018a).....	94
Figura 120. Análise EDS em linha do componente eutético formado por Laves e austenita. (a) análise da região 1. (b) análise da região 2.....	95
Figura 121. Curva de aquecimento registrada durante o tratamento térmico a 950°C das amostras 7.1 e 7.2. ....	96
Figura 122. Crescimento da fase Laves: (a) Am 7 sem tratamento térmico. (b) Am 7 após tratamento por 30 min. ....	97
Figura 123. Crescimento da fase Laves: (a) Am 3 após tratamento por 1 h. (b) Am 3 após tratamento por 2 h.....	97
Figura 124. Micrografia da Am 3 após tratamento térmico a 950°C por 1 h mostrando que a fase Laves se tornou mais grosseira. Ataque: Marble. ....	98

Figura 125. Micrografia da Am 3 após tratamento térmico a 950°C por 1 h com maior aumento, mostrando a fase Laves com maior detalhe. Ataque: Marble.....	98
Figura 126. Micrografia da Am 3 após tratamento térmico a 950°C por 2 h mostrando que a fase Laves se tornou mais grosseira. Ataque: Marble. ....	98
Figura 127. Fração volumétrica da Am 3 em função do tempo de exposição a 950°C.....	99
Figura 128. Fração volumétrica da Am 7 em função do tempo de exposição a 950°C.....	100
Figura 129. Gráfico do caminho microestrutural $S_V \times V_V$ da Am 3.....	100
Figura 130. Gráfico do caminho microestrutural $S_V \times V_V$ da Am 7.....	101
Figura 131. Gráfico resultante da linearização da equação de JMAK da Am 3.....	102
Figura 132. Gráfico resultante da linearização da equação de JMAK da Am 7.....	102
Figura 133. Comparação da fração volumétrica medida e calculada em relação ao tempo em segundos da Am 3. ....	104
Figura 134. Comparação da fração volumétrica medida e calculada em relação ao tempo em segundos da Am 7. ....	104
Figura 135. Estudo da precipitação de fase Laves no aço AISI 441 desenvolvido por Sello e Stumpf (2011).....	105

## LISTA DE TABELA

Tabela 1. Composição química do aço AISI 316L. (AISI, 1988) .....	11
Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço AISI 316L no estado recozido. (AISI, 1988).....	11
Tabela 3. Propriedades físicas do aço AISI 316L. (Specification sheet: alloy 316/316L, 2014) .....	11
Tabela 4. Composição química da superliga Inconel 718. (Davis, 2000).....	17
Tabela 5. Propriedades mecânicas da superliga Inconel 718 em temperatura ambiente (endurecida por precipitação). (Davis, 2000) .....	17
Tabela 6. Composição química típica da fase Laves e da matriz do Inconel 718 (Schirra, Caless, & Hatala, 1991).....	20
Tabela 7. Vantagens e limitações da soldagem TIG. (Adaptado de Brandi (1992)).....	28
Tabela 8. Resumo dos modos de solidificação dos aços inoxidáveis. (Lippold, & Kotecki, 2005).....	37
Tabela 9. Composição química das ligas AISI 316L e Inconel 718 utilizadas no estudo.....	43
Tabela 10. Valores utilizados seguindo o método DCCR. (Calegare, 2009) .....	44
Tabela 11. Planejamento dos ensaios seguindo o método DCCR. (Calegare, 2009).....	44
Tabela 12. Parâmetros de soldagem. ....	45
Tabela 13. Dimensões do metal de solda. ....	76
Tabela 14. Fração volumétrica de ferrita $\delta$ das amostras soldadas.....	79
Tabela 15. Espaçamento entre ferritas $\delta$ das amostras soldadas. ....	79
Tabela 16. Fração volumétrica de fase Laves das amostras soldadas. ....	92
Tabela 17. Resultado da análise EDS da fase Laves da amostra 7, considerando os principais elementos.....	94
Tabela 18. Fração volumétrica e área interfacial das amostras 3 e 7 com e sem tratamento térmico.....	99
Tabela 19. Resultados da linearização da equação de JMAK da amostra 3.....	101
Tabela 20. Resultados da linearização da equação de JMAK da amostra 7.....	101
Tabela 21. Resultado dos termos n e k da equação de JMAK que descreve a cinética de crescimento da fase Laves das amostras 3 e 7.....	103
Tabela 22. Porcentagem de erro entre as frações volumétricas medidas e calculadas para as amostras 3 e 7. ....	104

## LISTA DE ABREVIATURAS, SÍMBOLOS E SIGLAS

TIG	Tungsten Inert Gas
GTAW	Gas-Shielded Tungsten Arc Welding
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
AISI	American Iron and Steel Institute
T	Temperatura (°C)
T <sub>p</sub>	Temperatura de pico (°C)
T <sub>c</sub>	Temperatura crítica (°C)
T <sub>f</sub>	Temperatura de fusão (°C)
t <sub>c</sub>	Tempo de permanência (s)
Φ	Taxa de resfriamento (°C/s)
Δt	Tempo de resfriamento (s)
V	Tensão (V)
A	Corrente (A)
η	Rendimento
MB	Metal base
ZTA	Zona termicamente afetada
ZF	Zona fundida
G <sub>l</sub>	Energia livre de Gibbs da fase líquida (J/mol)
G <sub>s</sub>	Energia livre de Gibbs da fase sólida (J/mol)
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CCC	Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
γ	Austenita
δ	Ferrita delta
σ	Fase sigma
α'	Martensita
MS	Início de transformação martensítica
X	Distância no eixo x
A	Modo de solidificação austenítica
AF	Modo de solidificação austenítica-ferrítica
FA	Modo de solidificação ferrítica-austenítica
F	Modo de solidificação ferrítica

L	Fase líquida
Ac	Ferrita acicular
R	Ferrita em rede
VmD	Ferrita vermicular dendrítica
VmID	Ferrita vermicular interdendrítica
%p	Fração em peso
Ni <sub>eq</sub>	Níquel equivalente
Cr <sub>eq</sub>	Cromo equivalente
LRT	Limite de resistência a tração (MPa)
LE	Limite de escoamento (MPa)
E	Módulo de elasticidade (GPa)
CR	Amostra como recebida
MO	Microscopia óptica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
SE	Elétrons secundários
BSD	Elétrons retroespalhados
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
TG	Tamanho de grão
HV	Dureza Vickers
t	Tempo (s)
RPM	Rotação por minuto
R	Taxa de crescimento do sólido (cm/s)
e	Espessura da camada limite entre sólido/líquido (cm)
D <sub>L</sub>	Coefficiente de Difusão (cm <sup>2</sup> /s)
G	Gradiente de temperatura (°C/cm)
V <sub>v</sub>	Fração volumétrica
S <sub>v</sub>	Área interfacial por unidade de volume (μm <sup>-1</sup> )
n	Constante da equação de JMAK
k	Constante da equação de JMAK
TT	Tratamento térmico
R <sup>2</sup>	Coefficiente de correlação
JMAK	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov

# 1 INTRODUÇÃO

Aços inoxidáveis austeníticos são materiais de engenharia capazes de atender a uma ampla gama de especificações em projetos, já que possuem, principalmente, excelente resistência à corrosão, boa soldabilidade, resistência em elevadas temperaturas e estabilidade em temperaturas criogênicas, já que não possuem temperatura de transição dútil-frágil. O aço inoxidável austenítico AISI 316L possui menor teor de carbono em sua composição, em comparação com o aço AISI 316. Por esse motivo, o AISI 316L possui maior resistência à sensitização, conseqüentemente, apresenta maior resistência à fratura intergranular e melhor soldabilidade. As ligas a base de níquel possuem excelente resistência à corrosão, às altas temperaturas e alta pressão, sendo frequentemente usadas em ambientes severos. São ligas de alto custo, sendo o reparo muitas vezes mais econômico que a substituição. A superliga Inconel 718 possui elevada resistência à corrosão e a altas temperaturas, boa resistência à oxidação e é endurecível por precipitação.

É comum o uso de juntas dissimilares em ambientes severos no meio industrial, de forma a adaptar o uso do material no ambiente, além da economia financeira, já que se pode utilizar um material de menor custo em locais que não exijam uma tão elevada resistência mecânica e à corrosão. Deve-se destacar que é de suma importância que as propriedades na zona fundida dissimilar se mantenham iguais ou superiores as do metal base mais fraco. Devido à aplicabilidade em ambientes com condições extremas, como alta temperatura e alta pressão, se faz necessário o uso de ligas com alta resistência à corrosão e ao desgaste, como o aço inoxidável austenítico AISI 316L e a superliga Inconel 718. Durante o processo de soldagem entre Inconel 718 e AISI 316L, podem-se formar fases frágeis, como a fase Laves, que afetam diretamente nas propriedades da junta.

A prática da soldagem dissimilar entre Inconel 718 e AISI 316L é muito encontrada em indústrias aeroespaciais em plantas de usinas nucleares, podendo ser aplicada em vareta

combustível, onde é armazenado o elemento combustível no reator nuclear. Ferretti, Valenzano e Cugno (2012) relataram o uso da soldagem dissimilar utilizando tecnologia de soldagem orbital, um tipo especial de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) para tubulações, entre conectores de Inconel 718 e tubos de AISI 316L para transporte de amônia na estação espacial internacional da Itália. Henderson, Arrellb, Larsson, Heobel e Marchant (2013) relataram o uso de juntas dissimilares de AISI 316L e Inconel 718 em motores industriais de turbinas a gás.

Ramkumar et al. (2017) compararam a soldagem dissimilar entre Inconel 718 e Inox 316L com a soldagem similar de AISI 316L e Inconel 718 utilizando processo TIG multipasse, chegando à conclusão que a junta dissimilar possui menor resistência à corrosão que a juntas similar de AISI316L (ensaio realizado em NaCl), porém a junta dissimilar possui melhor resistência à tração que as juntas similares. Ramkumar et al. (2014) analisaram a soldagem dissimilar entre Inconel 718 e AISI 316L através do processo TIG por corrente contínua e por corrente pulsada, utilizando, em ambos os casos, ER2553 e ERNiCu-7 como metal de adição. Tal estudo mostrou que as soldas por corrente pulsada empregando ERNiCu-7 como metal de adição exibiram melhores propriedades metalúrgicas e mecânicas que as demais. Yong-Fang, Sung-Tae, Howook e Heung Nam (2019) estudaram a junta dissimilar de amostras cilíndricas de Inconel 718 e AISI 316L unidas através de soldagem por pressão e concluíram, através de análise microestrutural, que as juntas produzidas não apresentaram rachaduras e vazios e, no ensaio de tração, ocorreu fratura dútil no lado do metal AISI 316L. Silva, Ferreira e Castro (2019) estudaram a resistência à corrosão de juntas dissimilares Inconel 718 - AISI 316L soldadas sob diferentes aportes térmicos, concluindo, através de ensaio eletroquímico, que o Inconel 718 e a zona fundida possuem boa resistência à corrosão por pites, já a região próxima ao aço AISI 316L pode sofrer esse tipo de corrosão. Gomes, Castro, Xavier e Lima (2019) analisaram, através da técnica Hole-Drilling, a presença de tensões residuais em juntas dissimilares de AISI 316L e Inconel 718. Tal estudo concluiu que na interface entre metal base e zona termicamente afetada de cada metal a tensão residual aumenta acima de 300 MPa e a dureza aumenta acima de 160 HV.

Observa-se que o estudo da soldagem dissimilar entre o Inconel 718 e o AISI 316L é de suma importância industrial, devido ao seu uso em ambientes severos, sendo que a escolha errônea dos parâmetros de soldagem pode levar a falha em serviço da peça. Porém, é possível perceber que a análise da soldagem dissimilar entre os dois materiais variando o aporte térmico de soldagem e a temperatura de interpasse ainda não foi estudada. Além disso, não foram encontrados estudos relacionados à presença de fase Laves em juntas soldadas

dissimilares de Inconel 718 e AISI 316L. Com base nestas informações, o presente estudo tem como objetivo avaliar juntas soldadas dissimilares Inconel 718 - AISI 316L soldadas pelo processo TIG multipasse sem metal de adição, sendo analisada a influência dos parâmetros de soldagem nas características microestruturais e macroestruturais do metal de solda. Sendo também analisada a presença e morfologia da fase Laves e a cinética de crescimento da mesma.

## **2 OBJETIVOS**

### **2.1 *Objetivos***

O presente estudo tem como finalidade estudar a soldabilidade dissimilar de Inconel 718 – AISI 316L utilizando a técnica de soldagem TIG autógena multipasse, sendo avaliadas as alterações microestruturais e macroestruturais de amostras das juntas dissimilares e a presença da fase indesejável Laves.

### **2.2 *Objetivos Específicos***

- Analisar a microestrutura das juntas dissimilares e verificar a diferença microestrutural entre metal base, zonas termicamente afetadas e zona fundida;
- Medir as dimensões do metal de solda (largura, profundidade de penetração e área) através da análise macroestrutural das amostras soldadas e verificar a influência do aporte térmico e da temperatura de interpasse nas dimensões;
- Medir a fração volumétrica de ferrita  $\delta$  e espaçamento entre ferritas  $\delta$  das amostras soldadas através do software ImageJ e analisar a influência do aporte térmico em ambos;
- Medir a fração volumétrica de fase Laves e analisar a influência do aporte térmico e da temperatura de interpasse na formação de fase Laves;
- Efetuar ensaio de microdureza Vickers nas amostras soldadas para avaliar a influência do aporte na microdureza;

- Realizar análise EDS (*Energy Dispersion Spectroscopy*) nas amostras soldadas para verificar a variação da composição química ao longo das regiões da amostra (metal base, zonas termicamente afetadas e zona fundida);
- Realizar análise BSD (*Backscattered Detector*) nas amostras soldadas com o intuito de verificar a morfologia da fase Laves;
- Analisar as microestruturas da fase Laves antes e após tratamento térmico;
- Estudar a cinética de crescimento da fase Laves em duas das amostras soldadas;
- Plotar a curva fração volumétrica x tempo para as frações calculadas a partir da equação JMAK (Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov) comparando com as frações medidas a partir de dados experimentais.

## 3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 3.1 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis se destacam no meio industrial, uma vez que encontram ampla aplicação em indústrias química, petroquímica, de geração de energia, além de serem usados como elementos estruturais e arquitetônicos, como vigas e arcos de sustentação de carga em pontes. São não magnéticos, facilmente moldáveis e com boa soldabilidade. Possuem em sua composição cromo e níquel, podendo possuir também nitrogênio em solução, sendo estes fatores contribuintes para a elevada resistência à corrosão. Podem ser empregados em diversas condições, desde temperaturas criogênicas a altas temperaturas de fornos e turbinas a jato. Além disso, são usados em aplicações exigentes como em processamento químico para manuseio de alimentos e produtos farmacêuticos. (Baddoo, 2008; Khatak, & Raj, 2002; McGuire, 2008)

Aços inoxidáveis são aços de alta liga baseados nos sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni, contendo no mínimo 10,5% em peso de cromo, sendo este elemento o responsável por formar uma camada passivadora de óxido, que previne oxidação e corrosão do metal no ambiente. A classificação mais simples dos aços inoxidáveis é baseada na microestrutura que apresentam à temperatura ambiente: martensítico (série 4XX), ferrítico (série 4XX) e austenítico (séries 2XX, 3XX). Há também os inoxidáveis empregados em condições especiais: duplex (austenítico e ferrítico) e endurecível por precipitação (PH). (Chiaverini, 2008; Lippold, & Kotecki, 2005)

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr-C, com cromo entre 11,5%p e 18%p e carbono entre 0,1%p e 1,2%p, além da adição de outros elementos como Mo, V, Nb, Ti ou Cu com o objetivo de obter as propriedades desejadas. Tornam-se martensíticos e endurecem através de têmpera. São aços ferro-magnéticos que apresentam boa resistência à corrosão quando expostos ao tempo, à ação da água e algumas substâncias químicas. Os martensíticos são caracterizados pela alta resistência e baixa tenacidade, podendo ser

aplicados em lâminas de turbina, acessórios para aeronaves, facas e outras peças resistentes ao desgaste. Os aços inoxidáveis ferríticos são ligas Fe-Cr que possuem de 15%p a 30%p de cromo, baixo carbono (não endurecíveis por têmpera), não possuem Ni e podem conter Mo, Al ou Ti. Possuem de moderada a boa resistência à corrosão e baixa soldabilidade. Os aços endurecíveis por precipitação são aços cromo-níquel que podem ser endurecidos por tratamento de envelhecimento a uma temperatura moderadamente elevada e sua microestrutura pode ser austenítica, semi-austenítica ou martensítica. Os aços inoxidáveis duplex possuem austenita e ferrita em proporções iguais em sua microestrutura, de maneira a combinar as propriedades. Logo, são caracterizados por elevada tenacidade e excelente resistência à corrosão e à oxidação. Finalmente, os aços inoxidáveis austeníticos contêm de 18%p a 25%p de Cr, de 8%p a 20%p de Ni e baixo carbono, também podem conter adição de Mo, Nb ou Ti. São predominantemente austeníticos em todas as temperaturas e, dependendo da composição e dos processos termomecânicos sofridos, podem conter ferrita  $\delta$ . Para a engenharia estrutural, as ligas mais interessantes são os aços inoxidáveis austeníticos e os duplex. Informações mais detalhadas sobre os aços inoxidáveis austeníticos, foco deste estudo, encontram-se no item 3.1.1. (Chiaverini, 2008; Gedge, 2008; Khatak, & Raj, 2002)

### **3.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos**

Aços inoxidáveis austeníticos são materiais de engenharia que representam o maior grupo e o de maior produção dentre os aços inoxidáveis, sendo capazes de atender a uma ampla gama de especificações em projetos. Podem ser aplicados, por exemplo, em indústria nuclear, química, petroquímica, farmacêutica e de biotecnologia. Cada aço inoxidável austenítico possui diferentes composições e propriedades, mas todos possuem características em comum. Sua resistência à corrosão é um dos principais atributos, já que possuem boa resistência à corrosão em diversos ambientes, incluindo em altas temperaturas. Também possuem boa soldabilidade e estabilidade em temperaturas criogênicas, além de serem macios o suficiente para sofrerem conformação com as mesmas ferramentas que trabalham com aços ao carbono. São não endurecíveis por envelhecimento, mas podem ser endurecidos por encruamento. (Lippold, & Kotecki, 2005; McGuire, 2008)

De acordo com a American Iron and Steel Institute - AISI (1988), os aços inoxidáveis austeníticos que contêm cromo e níquel como principal elemento de liga, além do ferro, são identificados como série AISI 300. Aqueles que contêm cromo, níquel e manganês,

além do ferro, são identificados como série AISI 200. A Figura 1 mostra os aços inoxidáveis austeníticos da série 300 e suas principais diferenças de composição química.

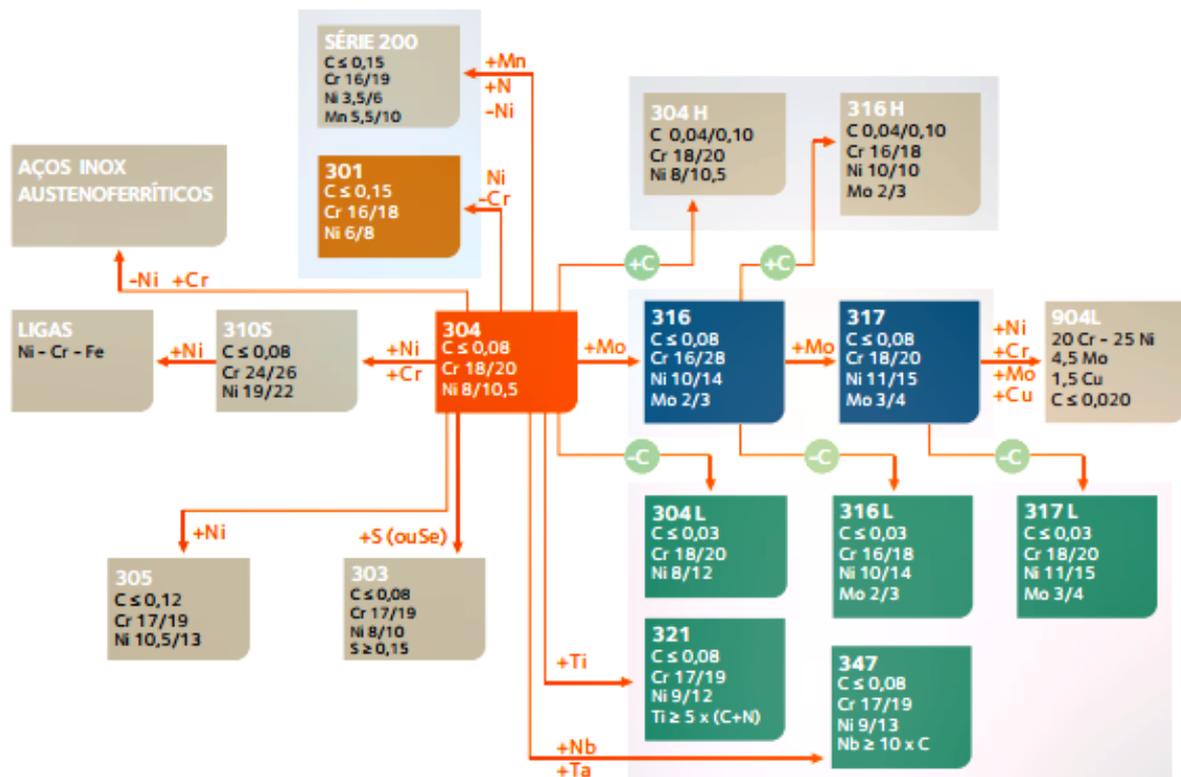


Figura 1. Aços inoxidáveis austeníticos da série 300. (Carbó, 2008)

A microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos é predominantemente austenítica na temperatura ambiente, porém há também a presença de ferrita  $\delta$  e de outras fases, como é o caso do aço AISI 301, no qual ocorre transformação parcial  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (martensita) durante o resfriamento devido a sua relativamente alta temperatura de início de transformação martensítica (MS). Os austeníticos também podem apresentar fase  $\sigma$  em sua matriz. A formação de fase  $\sigma$  depende da composição química da austenita residual depois da formação de carbonetos e nitretos. É uma fase frágil que tipicamente se forma depois da exposição por longo tempo em elevadas temperaturas, causando a fragilização do aço. Elementos como cromo, molibdênio, titânio e nióbio favorecem a formação de fase  $\sigma$ . (Khatak, & Raj, 2002; Lippold, & Kotecki, 2005)

É possível identificar quais fases estão presentes em ligas de aço inoxidável austenítico na condição solidificada, como ligas soldadas e fundidas, de acordo com o diagrama de Schaeffler-Delong, ilustrado na Figura 2. O diagrama de Schaeffler-Delong utiliza os teores de níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) e cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) para analisar as fases

presentes na solidificação da liga. Estes são calculados de acordo com as Equações 1 e 2. A Figura 3 mostra a microestrutura de alguns aços inoxidáveis austeníticos de acordo com o diagrama de Schaeffler-Delong. (Khatak, & Raj, 2002; McGuire, 2008)

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \%C + 0,5 \%Mn \quad \text{Equação 1}$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \%Si + 0,5 \%Nb \quad \text{Equação 2}$$

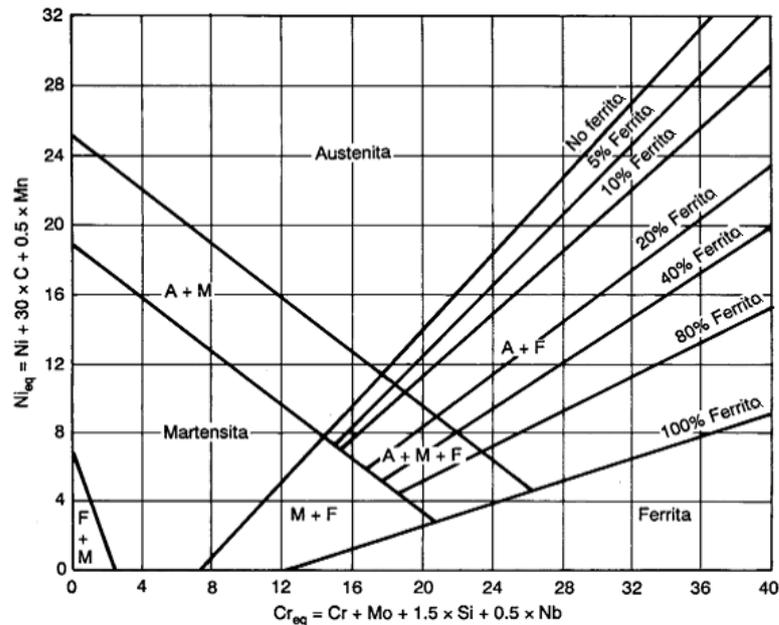


Figura 2. Diagrama de Schaeffler-Delong para aços inoxidáveis austeníticos. (McGuire, 2008)

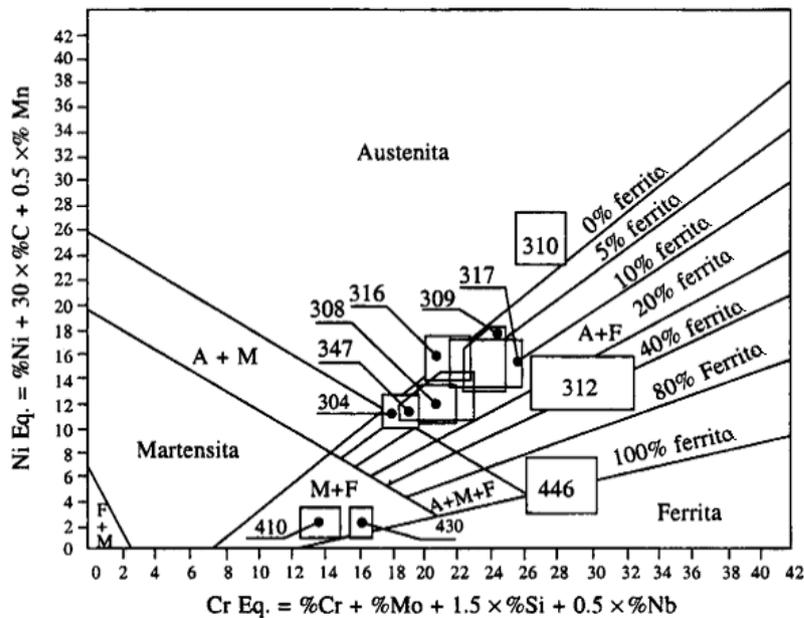


Figura 3. Microestrutura de alguns aços inoxidáveis austeníticos de acordo com o diagrama de Schaeffler-Delong. (Khatak, & Raj, 2002)

O diagrama ternário Fe-Cr-Ni é predominantemente usado para os aços inoxidáveis austeníticos. Devido à complexidade do diagrama, é comum analisar uma seção transversal do mesmo, fixando um elemento e variando os demais. A Figura 4 mostra a seção transversal do diagrama Fe-Cr-Ni para 70%p Fe. Nota-se que quando o aço é rico em Ni, elemento austenitizante, a fase  $\gamma$  (austenita, CFC) é a fase estável e quando é rico em Cr, elementos ferritizante, a fase estável é a fase  $\delta$  (ferrita, CCC). (Khatak, & Raj, 2002)

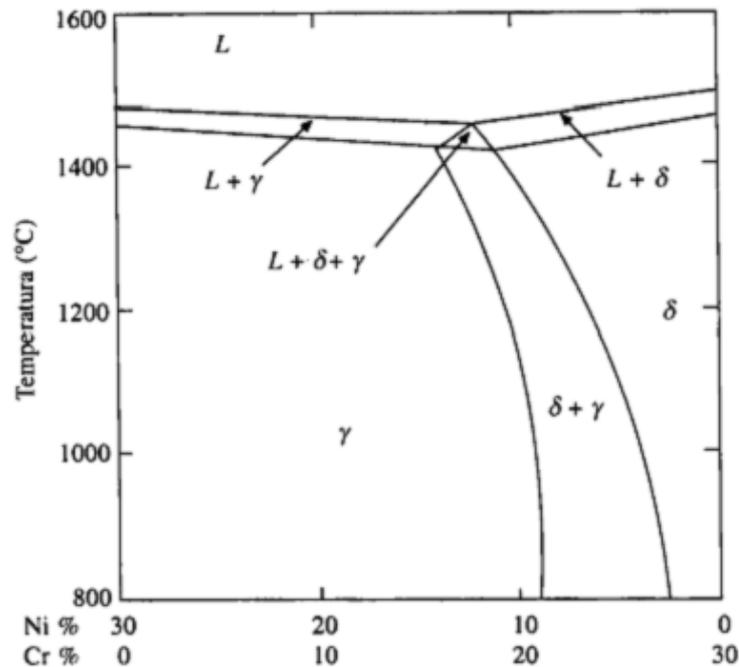


Figura 4. Seção transversal do diagrama de fases Fe-Cr-Ni para 70%p Fe mostrando a variação de solidificação de acordo com a composição química. (Khatak, & Raj, 2002)

### 3.1.1.1 Aço inoxidável austenítico AISI 316L

De acordo com Carbó (2008), os aços AISI 316 e AISI 316L, devido à adição de molibdênio em sua composição, possuem melhor resistência à corrosão por pites e por frestas que o aço AISI 304, que é o mais popular dentre os austeníticos. Enquanto que, em temperatura ambiente, o AISI 304 é aplicável em águas com no máximo 200 ppm de cloreto, o AISI 316 e 316L são aplicáveis em águas com até 800 ppm de cloreto. Ainda segundo Carbó (2008), no AISI 316 (máximo de carbono de 0,08%) pode ocorrer a precipitação de carboneto de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) nos contornos de grão quando este aço é submetido a temperaturas entre 425°C e 850°C. Conhecido como sensitização, esse fenômeno provoca o empobrecimento de cromo nas regiões adjacentes ao contorno, diminuindo a resistência à corrosão em tais regiões, favorecendo ocorrência de corrosão intergranular. Quando o meio é

capaz de promover corrosão em materiais sensibilizados, utiliza-se o aço AISI 316L. Este aço possui menor teor de carbono (máximo de 0,03%), de maneira a evitar a sensibilização, já que o cromo se precipita na forma de carbonetos. De acordo com McGuire (2008), a redução do teor de carbono também promove melhor soldabilidade do AISI 316L em comparação com o AISI 316.

As tabelas 1, 2 e 3 mostram, respectivamente, a composição química típica, algumas das propriedades mecânicas na condição recozida de acordo com a AISI (1988) e algumas das propriedades físicas do aço AISI 316L.

Tabela 1. Composição química do aço AISI 316L. (AISI, 1988)

<b>AISI</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>
<b>316L</b>	0,030	2,00	0,045	0,030	1,00	16,00/18,00	10,00/14,00	2,00/3,00

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço AISI 316L no estado recozido. (AISI, 1988)

<b>LRT (MPa)</b>	<b>LE (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>	<b>Dureza (HRB)</b>
558	290	50	79 HB

Tabela 3. Propriedades físicas do aço AISI 316L. (Specification sheet: alloy 316/316L, 2014)

<b>Densidade</b> (g/cm <sup>3</sup> )	<b>Intervalo de Fusão</b> (°C)	<b>Calor Específico</b> <b>0 – 100°C</b> (J/kg K)	<b>Condutividade</b> <b>Térmica 100°C</b> (W/m K)
7,90	1390 – 1440	450	14,6

A microestrutura do AISI 316L é constituída de grãos poligonais de austenita e bandas de ferrita  $\delta$ , como mostra a Figura 5, obtida por microscopia óptica através do estudo realizado por Ronqueti (2014). Através da figura, é possível visualizar que o material analisado no estudo também possui presença de maclas de recozimento, possivelmente formadas durante o processo de fabricação do metal.

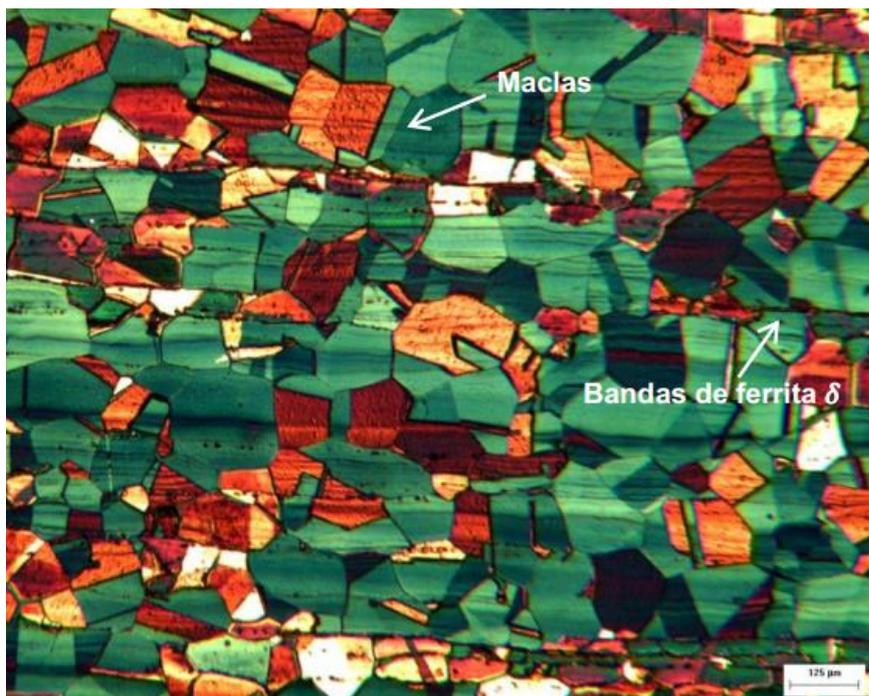


Figura 5. Micrografia do aço AISI 316L obtida por microscopia óptica: matriz de grãos poligonais de austenita e bandas de ferrita  $\delta$ . Presença de maclas de recozimento na matriz. Ataque: Behara. Aumento 200X. (Ronqueti, 2014)

### 3.2 *Níquel e suas superligas*

Níquel é um elemento metálico dútil e maleável que não pode ser polido, laminado ou forjado facilmente. É resistente à corrosão, podendo ser usado para manejar flúor e alguns fluoretos. (Barbosa, 2014) De acordo com o Instituto de Metais não Ferrosos (ICZ) (2019), 65% da produção mundial de níquel é destinada à produção de aço inoxidável, apenas 12% é voltado para a produção de superligas e o restante, para produção de outras ligas metálicas.

Ligas a base de níquel são de suma importância na indústria moderna, devido a excelente resistência à corrosão, à alta temperatura e alta pressão, além de possuírem habilidade de resistir a ambientes severos que combinam estes fatores. Além disso, possuem excelente resistência mecânica em amplo intervalo de temperatura, boa resistência ao impacto e à fadiga. Sendo assim, são empregáveis em indústrias químicas e petroquímicas, em turbinas a gás de aeronaves, motores de foguetes e veículos espaciais em geral, submarinos, reatores nucleares, usinas de turbina a vapor, usinas de processamentos de metais, aplicações médicas, dentre outras aplicações. As ligas de níquel são ligas complexas fabricadas por métodos convencionais, como fundição, forjamento e metalurgia do pó e são livres de temperatura de transição dútil-frágil. São ligas de alto custo, sendo o reparo muitas vezes mais econômico que a substituição. (Barbosa, 2014; Davis, 2000)

De acordo com Barbosa (2014), no início do século XX já era conhecida a mecânica necessária para projetar turbinas de aviões a jato. Entretanto, ainda não se conhecia um material que preenchesse os requisitos de resistência à corrosão e ao amolecimento. Somente em 1930, nos Estados Unidos, iniciou-se o desenvolvimento de ligas especiais de níquel, de cobalto e de ferro que eram capazes de preencher tais requisitos e, segundo Akca e Gürsel (2015), apesar destas ligas já serem conhecidas desde os anos 1930, o termo “superliga” só surgiu no final da década de 1940, sendo usado para definir ligas que são ricas em pelo menos um dos elementos níquel, cobalto e ferro e que, em ambientes severos, são capazes de manter a estabilidade estrutural, estabilidade das propriedades mecânicas e da superfície. As superligas de níquel, do ponto de vista metalúrgico, são as mais interessantes e as mais utilizadas de todas as superligas.

Segundo DuPont, Lippold e Kisser (2011), não existe uma classificação sistemática para as superligas de níquel, como existe para as ligas de aço. Assim, a maioria destas ligas é conhecida por seu nome comercial ou pelo número da liga que foi originalmente atribuído pelo produtor, sendo também, geralmente, classificada por sua composição química. Algumas das ligas de níquel mais utilizadas são o níquel comercialmente puro, o Monel, o Hastelloy, o Incoloy e o Inconel, sendo também encontradas no mercado o Nimonic, Waspaloy, Astroloy, Udimet, René, entre outras. A liga de níquel comercialmente pura contém acima de 99% em peso de níquel, sendo de baixa resistência e dureza e alta ductilidade e resistência à corrosão. A superliga conhecida como Monel (liga de Ni-Cu) possui boa resistência à corrosão em água do mar e outros ambientes severos. A superliga Hastelloy pode ser do tipo Ni-Mo (excelente resistência a ácido hidrocloreto e outros ambientes redutores), Ni-Cr-Mo (usados em processos químicos por possuírem excelente resistência a corrosão e ao calor) e Ni-Cr-Fe-Mo (a superliga 825, por exemplo, foi desenvolvida para trabalhos com ácido sulfúrico). A superliga Incoloy (liga Fe-Ni-Cr) possui boa resistência à oxidação e excelente resistência em temperaturas elevadas (elevada fluência). A superliga Inconel (liga Ni-Cr-Fe) possui cromo entre 15%p a 30%p e ferro entre 3%p a 20%p. O Inconel possui um filme de  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  em sua superfície, o que promove excelente resistência à corrosão em diversos ambientes severos, sendo imune ao íon cloreto. Uma liga de Inconel muito utilizada no meio industrial é a superliga Inconel 718, que é detalhada no item 4.2.1. A Figura 6 mostra quais são as ligas de níquel forjadas, de acordo com sua principal diferença na composição química (Davis, 2000; DuPont, Lippold, & Kiser, 2011)



elevada resistência à corrosão em altas temperaturas. É, portanto, a superliga mais usada na indústria, sendo empregada em indústrias química e reatores nucleares, no campo petrolífero, em peças de motores de turbina de avião, peças de fuselagem, parafusos e fixadores de alta temperatura, tanques criogênicos, dentre outras aplicações. Esta superliga possui ponto de fusão entre 1260°C e 1336°C e o limite de resistência à tração e limite de escoamento tendem a diminuir com o aumento da temperatura, como mostra a Figura 7. Além disso, o Inconel 718 também possui boa resistência mecânica em temperaturas abaixo de zero, como mostra a Figura 8. Tal figura consiste no gráfico desenvolvido no estudo de Chandra, Nagachary, Jayahary e Hussaini (no prelo), que ilustra a curva tensão x deformação em temperaturas negativas. Pelo gráfico, pode-se observar que, mesmo quando exposto a -70°C, o Inconel 718 possui limite de resistência a tração alta, sendo acima de 800 MPa. (Davis, 2000; Tharappel, & Babu, 2018; Thomas, El-Wahabi, Cabrera, & Prado, 2006)

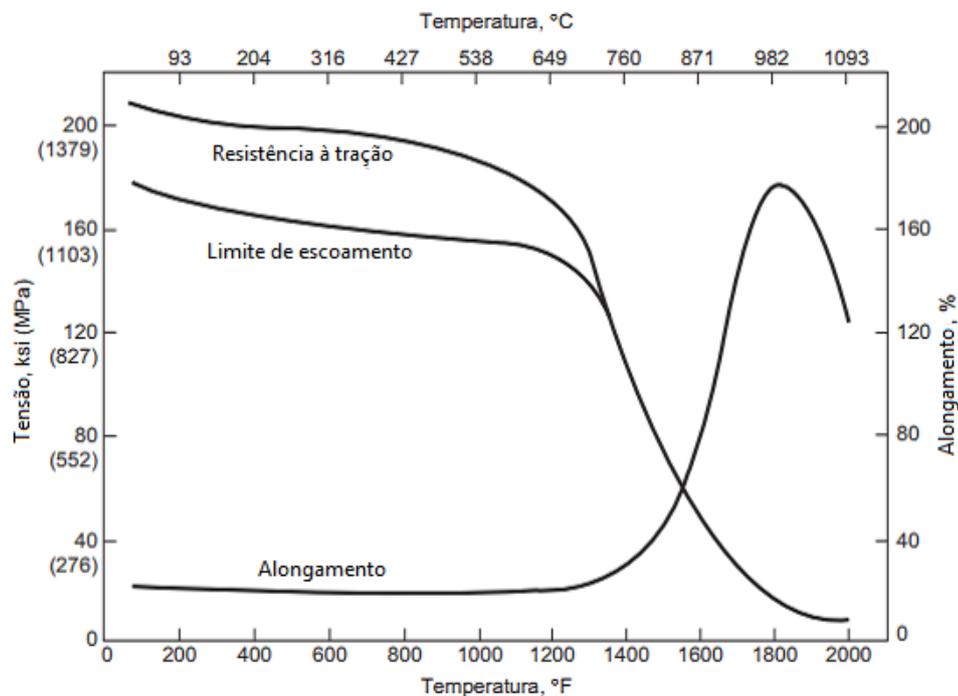


Figura 7. Propriedades mecânicas em altas temperaturas do Inconel 718 laminado a quente, recozido e envelhecido. (Davis, 2000)

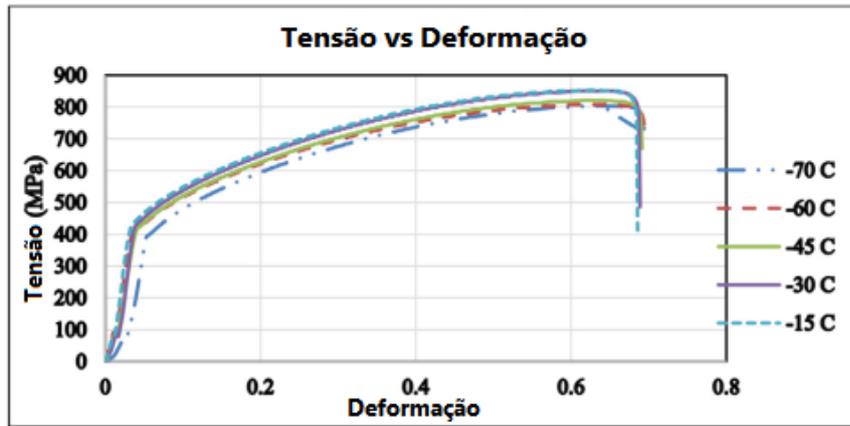


Figura 8. Gráfico tensão x deformação da superliga Inconel 718 em temperaturas abaixo de zero. (Chandra, Nagachary, Jayahary, & Hussaini, 2020)

Dependendo da composição, as ligas Ni-Cr-Fe durante a solidificação podem formar duas fases: austenita ou ferrita  $\delta$ , como mostra o diagrama ternário Ni-Cr-Fe ilustrado na Figura 9. Ligas que possuem alto teor de cromo e baixo de níquel possuem a ferrita  $\delta$  como fase estável, enquanto que ligas com alto teor de níquel possuem a austenita como fase estável. (Dupont, Lippold, & Kiser, 2011)

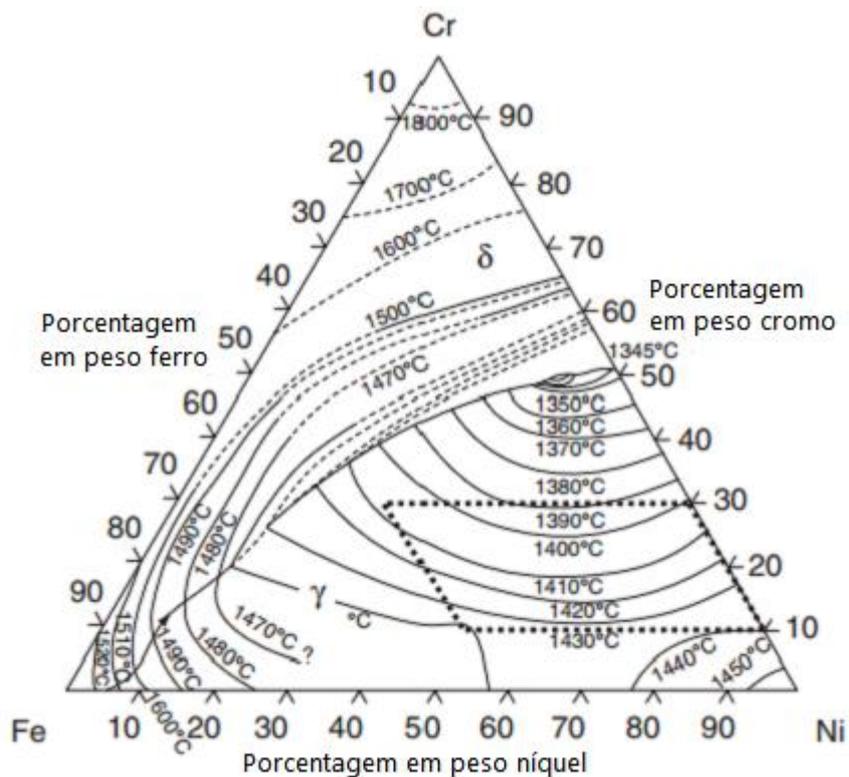


Figura 9. Diagrama ternário Ni-Cr-Fe. (Baker, 1992)

A Tabela 4 mostra as faixas de composição típica da superliga Inconel 718 e a Tabela 5 mostra as propriedades mecânicas desta liga à temperatura ambiente.

Tabela 4. Composição química da superliga Inconel 718. (Davis, 2000)

Ni	Cr	Fe	Co	Mo	Nb	Ti	Al	C	Mn	Si	B	Cu
50,0- 55,0	17,0- 21,0	Bal.	1,00	2,80- 3,30	4,75- 5,50	0,35	0,20- 0,80	0,08	0,35	0,35	0,06	0,30

Tabela 5. Propriedades mecânicas da superliga Inconel 718 em temperatura ambiente (endurecida por precipitação). (Davis, 2000)

LRT (MPa)	LE (MPa)	Alongamento (%)	E (GPa)	Dureza
1240	1036	12	211	36 HRC

O Inconel 718, assim como muitas superligas de níquel, possui Nb em sua composição com o objetivo de aumentar a resistência pela formação da fase  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ , conhecida como  $\gamma''$ . A maioria das super-ligas também possui alumínio que, mesmo em pequenos teores, resulta na precipitação da fase  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , conhecida como  $\gamma'$ . O Inconel 718 é endurecido por precipitação principalmente pela fase  $\gamma''$ , mas pequenas quantidades de  $\gamma'$  também podem se formar. A Figura 10 mostra a das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  em Inconel 718, enquanto que a Figura 11 mostra a precipitação somente da fase  $\gamma'$ . É interessante observar que ambas são fases de dimensões nanométricas. A Figura 12 mostra a precipitação das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  em uma amostra de Inconel 718 atacada com 50 ml de ácido láctico, 30 ml de ácido nítrico e 2 ml de ácido fluorídrico, micrografias obtidas no estudo de Smith et al. (2019). Para separar as fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  de forma a facilitar a visualização, o estudo utilizou um algoritmo que separa os precipitados através da composição determinada utilizando a técnica de espectroscopia por energia dispersiva (EDS), resultando na Figura 12(b) e Figura 12(c).

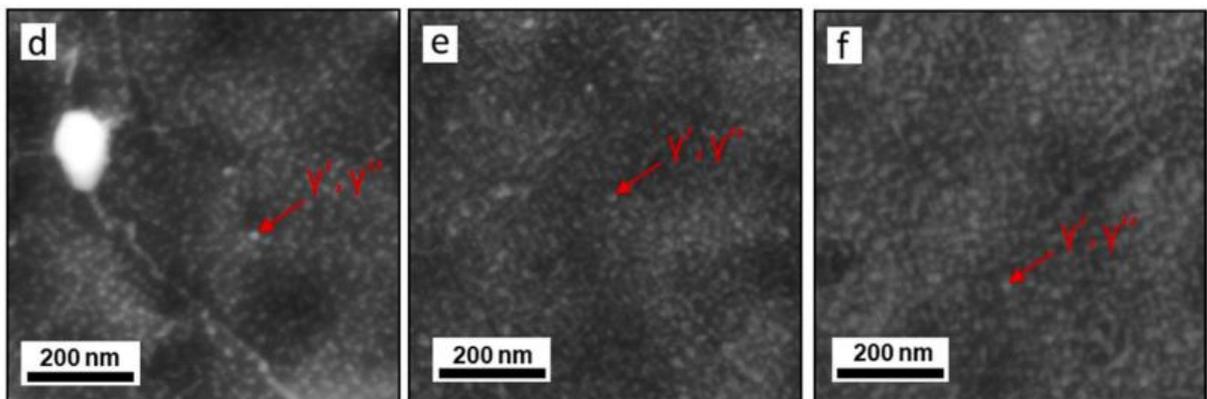


Figura 10. Precipitação das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  em Inconel 718. (Ferreri, Vogel, & Knezevic, 2020)

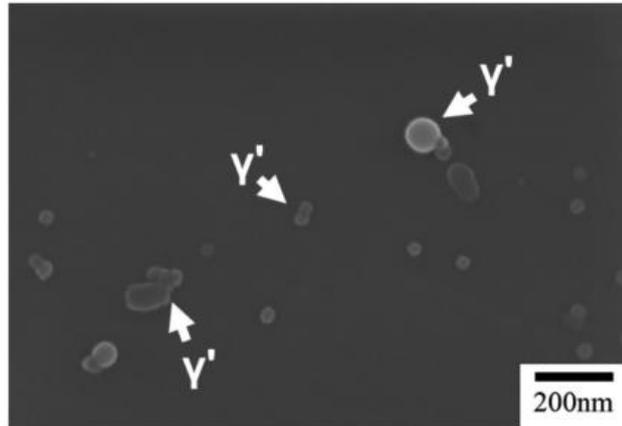


Figura 11. Precipitação da fase  $\gamma'$  em Inconel 718 fabricado por fusão a laser e envelhecido. (Zhao, Hung, & Lui, no prelo)

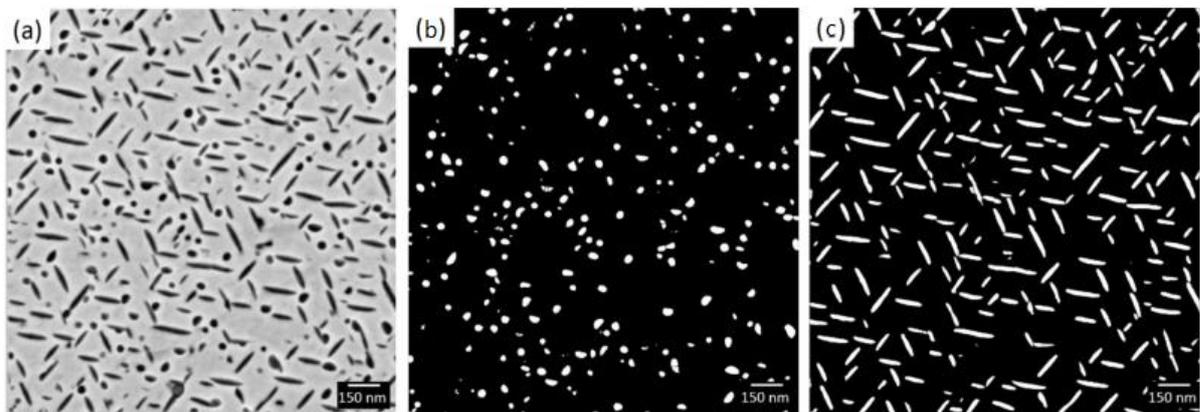


Figura 12. Precipitação das fases  $\gamma'$  e  $\gamma''$  no Inconel 718. (a) Imagem SE com baixo kV. (b) Precipitados de  $\gamma'$ . (c) Precipitados de  $\gamma''$ . Adaptado de (Smith et al., 2019).

Devido à presença de Fe, Cr, Si e Mo a fase  $\gamma''$  pode ser substituída pela fase Laves, que é um composto intermetálico com estrutura do tipo  $A_2B$ , onde A representa os elementos Fe, Ni ou Cr e B representa os elementos Nb, Mo, Ti ou Si. Os elementos A são aproximadamente 20 a 30% menores que os elementos B, pois átomos menores são responsáveis por melhor empacotamento em uma direção específica. Informações mais detalhadas sobre a fase Laves se encontram no item 4.2.1.1. (Dupont, Lippold, & Kiser, 2011; Tharappel, & Babu, 2018)

### 3.2.1.1 Fase Laves

A fase Laves é considerada uma fase topologicamente compacta, TCP (do inglês *Topologically Close-Packed Phase*). Além da fase Laves, também são consideradas como TCP as fases  $\sigma$  e  $\mu$ . As fases TCP são nocivas e geralmente se apresentam como plaquetas

finas, sendo uma área preferencial para iniciação e propagação de trincas, favorecendo a fratura frágil. Logo, sua presença é prejudicial em estruturas solidificadas. Porém, é válido destacar que, como observado no estudo de Liu et al. (2020), pequenos precipitados de fase Laves melhoram as propriedades mecânicas em altas temperaturas, mas o engrossamento dos precipitados é inevitável quando a liga trabalha em temperaturas elevadas. A fase Laves, ilustrada na Figura 13 e Figura 14, possui composição  $Ni_2Nb$  no Inconel 718. Esta fase se forma quando o nióbio excede seu limite de solubilidade na matriz austenítica. Por ser frágil, a formação de fase Laves diminui a resistência à tração e a ductilidade da liga. Além disso, a formação desta fase diminui a formação da fase  $\gamma''$  devido ao fato de diminuir o teor de Nb na matriz. Logo, a presença da fase Laves prejudica o endurecimento por precipitação. (Barbosa, 2014; Schirra, Caless, & Hatala, 1991; Sohrabi, Mirzadeh, & Rafiei, 2018a)

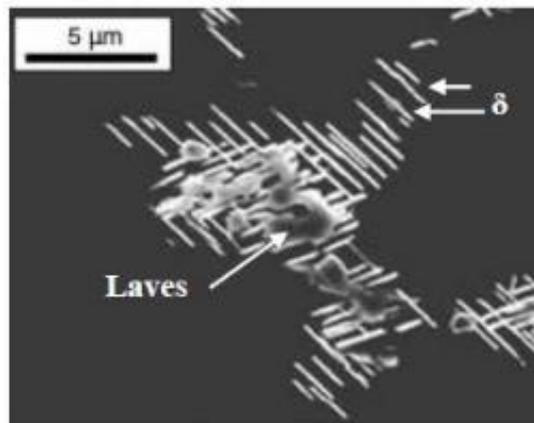


Figura 13. Microestrutura de seção transversal do Inconel 718 soldado. Imagem com alta ampliação em MEV, mostrando a fase Laves formada nos contornos de grãos. (Kuo, Yang, Bor, Wei, & Tai, 2009)

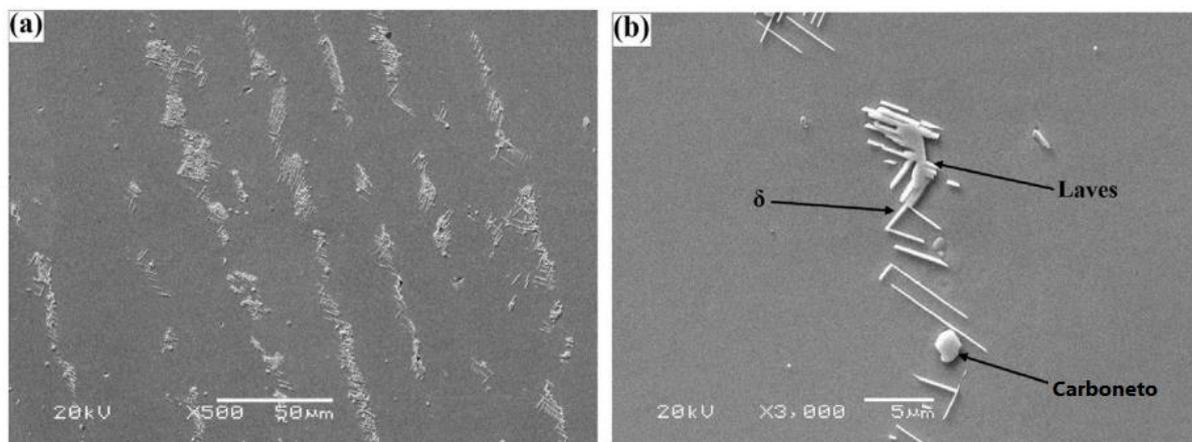


Figura 14. (a) Presença de fase Laves sobre a ferrita  $\delta$  do Inconel 718 tratado termicamente a 1010°C por 1 hora, temperado em água até atingir a temperatura ambiente com posterior tratamento de envelhecimento. (b) Mesma amostra de Inconel 718 com maior aumento, evidenciando a presença de fase Laves. (Zhang, & Ojo, 2020)

Schirra, Caless e Hatala (1991) em seus estudos, fez uma tabela comparativa entre a composição da fase Laves e a composição da matriz do Inconel 718. Os resultados desenvolvidos por Schirra encontram-se na Tabela 6.

Tabela 6. Composição química típica da fase Laves e da matriz do Inconel 718 (Schirra, Caless, & Hatala, 1991)

	Ni	Fe	Cr	Ti	Al	Mo	Nb	Si
<b>Laves</b>	34,5	11,5	12,2	0,85	-	8,1	26	0,85
<b>Matriz</b>	52,9	19,3	18,6	1,0	0,6	3,0	5,2	0,14

Segundo Sohrabi, Mirzadeh e Rafiei (2018b), durante a solidificação do Inconel 718 ocorre a formação de um constituinte eutético formado por austenita interlamelar e lamelas de Laves, como mostra a Figura 15, que neste trabalho é chamado apenas de fase Laves. A Figura 16 mostra o constituinte eutético com diferentes ampliações, de acordo com Sohrabi et al. (2018b). Na Figura 16(a) e Figura 16(b), a letra A indica a região de austenita e a letra B indica a região de ferrita  $\delta$ . Na Figura 16(c), a letra C indica a fase Laves, a letra D indica a austenita interlamelar e a letra E representa o constituinte eutético. A mesma morfologia do constituinte eutético também foi encontrada no estudo realizado por Wang et al. (2020), mostrada na Figura 17.

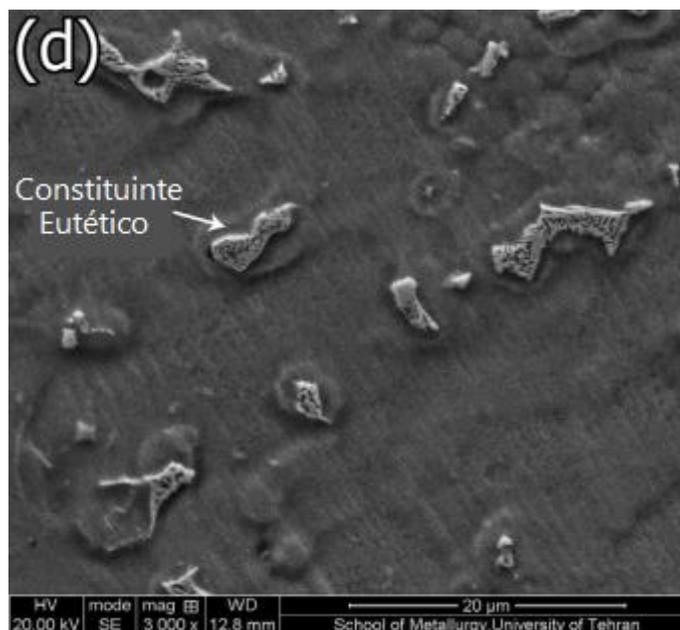


Figura 15. Constituinte eutético presente no Inconel 718 fundido. Ataque eletrolítico com 5 mL HCl + 5 g ZnCl<sub>2</sub> + 1 mL etanol a 2V. (Sohrabi, Mirzadeh, & Rafiei, 2018b)

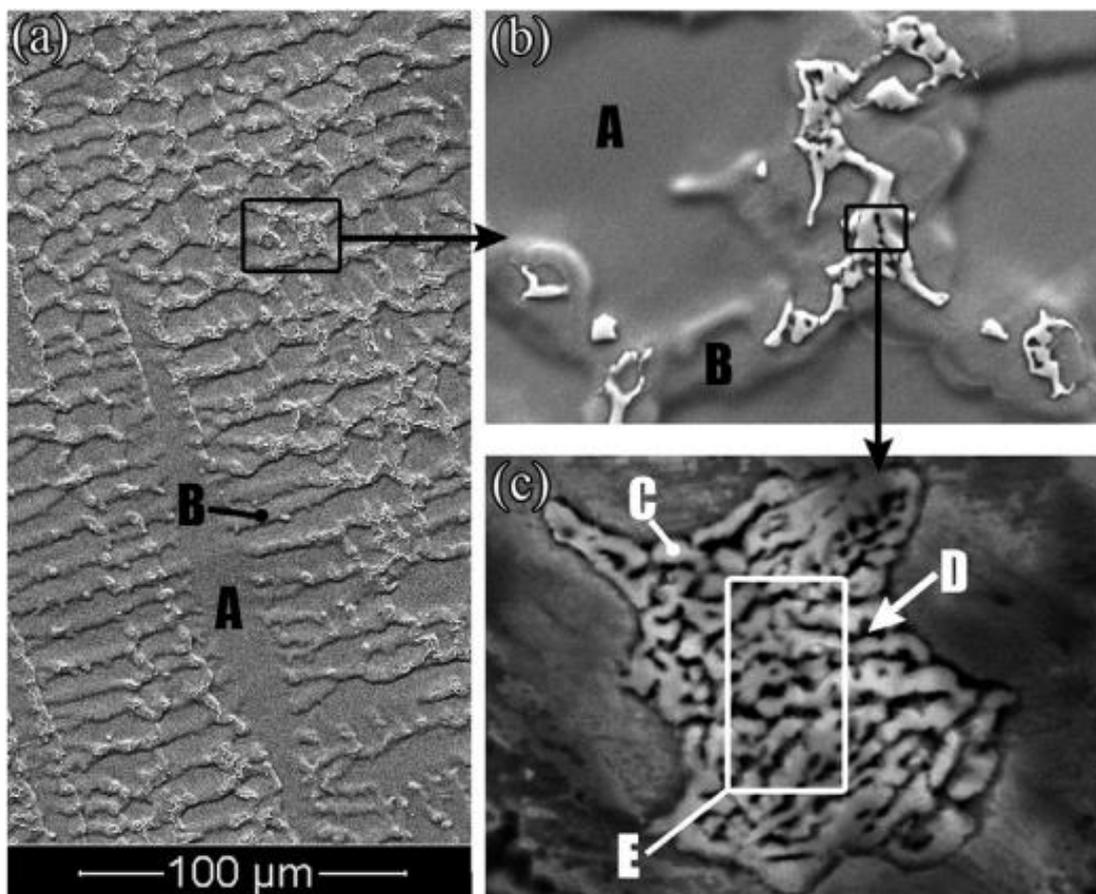


Figura 16. Micrografias com diferentes ampliações mostrando com maior detalhe o constituinte eutético formado por Laves e austenita. (a)(b) A: região de austenita, B: ferrita  $\delta$ . (c) C: Laves, D: austenita interlamelar, E: constituinte eutético. (Sohrabi, Mirzadeh, & Rafiei, 2018b)

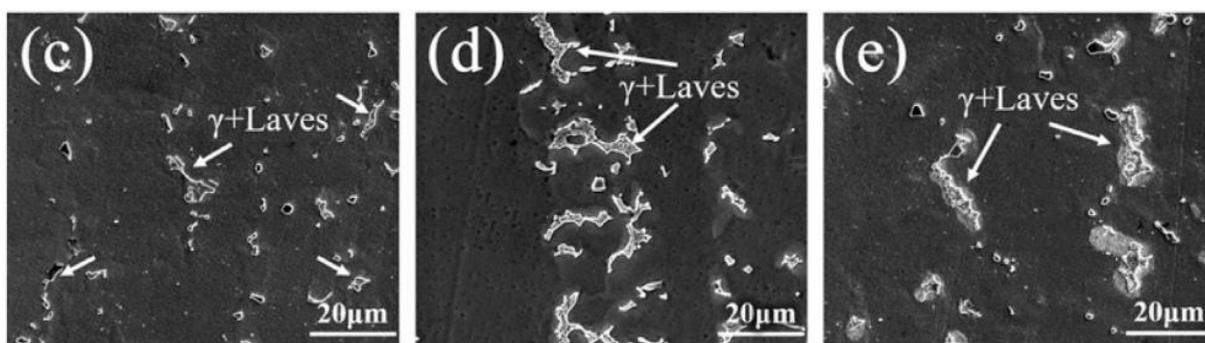


Figura 17. Presença do constituinte eutético formado por austenita interlamelar e Laves em Inconel 718 soldado por plasma pulsado. (Wang et al., 2020)

De acordo com o estudo de Radhakrishna e Prasad (1997), é mais fácil ocorrer formação de fase Laves em metais de solda devido à microsegregação de elementos de alto raio atômico, como Nb, Ti e Mo, causada pelas condições de solidificação sem equilíbrio, de maneira que a solubilidade desses elementos na matriz seja praticamente insignificante

durante a soldagem. A presença de fase Laves no metal de solda reduz a soldabilidade do material, pois pode causar microfissuração durante o processo de soldagem. Ainda segundo Radhakrishna e Prasad (1997), a formação da fase Laves requer uma concentração de Nb na faixa de 10% a 30%, sendo que a segregação deste elemento é fortemente influenciada pela taxa de resfriamento do metal, sendo que o estudo mostrou que há maior tendência à formação de fase Laves quando a taxa de resfriamento do processo é menor, como é o caso do soldagem GTAW, por exemplo. Para reduzir a formação de fase Laves durante a soldagem, o estudo diz que é necessário usar o menor aporte térmico possível, fazer uso de blocos de resfriamento ou técnicas como soldagem pulsada com o objetivo de aumentar a taxa de resfriamento e utilizar metais de adição com baixo teor de Nb.

### ***3.3 Processos de Soldagem***

Soldagem é um processo de união, recuperação ou revestimento de materiais através de aquecimento localizado, por meio de fusão ou pressão, com ou sem metal de adição, que é um material extra usado na forma fundida para unir chapas mais espessas.

A soldagem com a finalidade de união é feita através da adição de um metal fundido, em geral, por arco elétrico ou plasma, sendo soldagem por arco elétrico a de maior importância no ramo industrial. Existem processos de soldagem que não utilizam metal de adição, sendo a coalescência entre as peças feitas através da fusão das duas extremidades dos metais a serem soldados. A soldagem a arco costuma utilizar um gás de proteção, com o objetivo de evitar que o material fundido reaja com os gases da atmosfera, já que muitos metais tendem à rápida oxidação no estado fundido. (Hrivnak, 1992)

Os diversos processos de soldagem existentes permitem que a soldagem seja um processo versátil, que pode ser feito tanto em laboratório, em condições controladas, como em chão de fábrica, estruturas elevadas, ambientes subaquáticos, ou seja, diversos tipos de ambiente. Vários fatores estão envolvidos na escolha do processo de soldagem para aplicações específicas, entre estes, destacam-se a composição do material a ser soldado, a espessura dos materiais de base e tipo de corrente. (Kutelu, Seidu, Eghabor, & Ibitoye, 2018)

Dentre os processos a arco elétrico, os mais comuns são: soldagem com eletrodo revestido; soldagem a arco submerso; soldagem MIG/MAG; soldagem com arame tubular e soldagem TIG, sendo este último o foco deste estudo.

### 3.3.1 Ciclo térmico de soldagem

A Figura 18 ilustra, através do gráfico temperatura x tempo, o ciclo térmico da soldagem de um único passe. Nota-se que durante o processo o material é aquecido até atingir uma temperatura de pico e, então, é resfriado gradualmente até a temperatura ambiente.

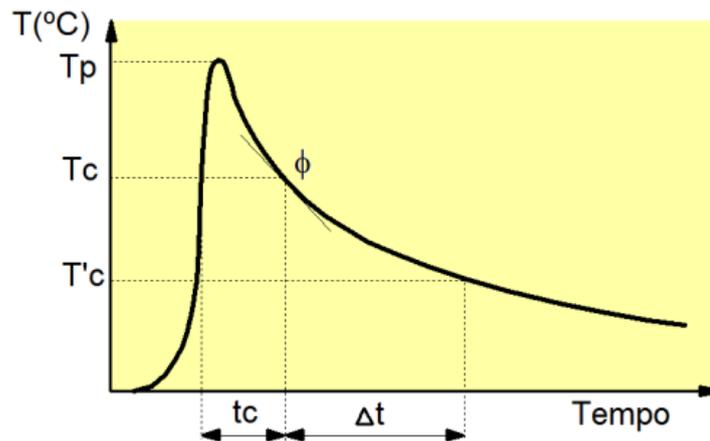


Figura 18. Ciclo térmico de soldagem em um único passe. (Marques, Modenesi, & Bracarense, 2016)

O gráfico do ciclo térmico permite analisar a variação da temperatura do material durante a soldagem desde o aquecimento até o resfriamento. Além disso, o ciclo térmico influencia diretamente na microestrutura final e, conseqüentemente, nas propriedades da junta soldada. Este gráfico fornece informações importantes do processo: (Marques, Modenesi, & Bracarense, 2016)

- Temperatura de pico ( $T_p$ ): é a máxima temperatura atingida durante o processo de soldagem, que diminui com a distância em relação ao centro da solda.
- Temperatura crítica ( $T_c$ ): é a temperatura mínima para a ocorrência de alterações microestruturais.
- Tempo de permanência ( $t_c$ ): é o tempo em que o processo permanece em temperaturas superiores a  $T_c$ .
- Taxa de resfriamento ( $\Phi$ ): é obtida pela inclinação em uma determinada temperatura  $T$  da curva de resfriamento, em outras palavras, é a derivada em tal temperatura.
- Tempo de resfriamento ( $\Delta t$ ): é o tempo necessário para a solda resfriar de uma determinada temperatura  $T_1$  para  $T_2$ .

Cada região da junta soldada apresenta um ciclo térmico diferente, já que cada região atinge diferentes temperaturas de acordo com a sua localização em relação ao centro da solda.

Logo, quanto mais próximo do eletrodo – mais próximo do centro da solda – maior será a temperatura de pico atingida pela região. Além da região da solda outros fatores afetam o ciclo térmico (Marques, Modenesi, & Bracarense, 2016):

- Tipo de material: alguns metais possuem elevada condutividade térmica, o que é uma desvantagem no processo de soldagem, pois dificulta-se formar a poça de fusão devido ao fato do calor se dissipar facilmente.
- Espessura da junta soldada: uma maior espessura da junta da peça a ser soldada implica em maior facilidade para o escoamento de calor. Logo, mais rápido será o resfriamento da peça após a soldagem.
- Temperatura inicial da peça e aporte térmico: quanto maior a temperatura inicial e/ou quanto maior o aporte, menor será a velocidade de resfriamento. Sendo que o aporte térmico, definido como o calor adicionado por unidade de comprimento, é dado pela equação 3:

$$Aporte\ Térmico = \frac{Tensão \times Corrente \times \eta}{Velocidade\ de\ Soldagem} \quad \text{Equação 3}$$

Sendo  $\eta$  o rendimento do processo, a tensão dada em volts (V), a corrente em ampere (A) e a velocidade de soldagem em mm/min. Logo, o aporte térmico é dado em kJ/mm.

### 3.3.2 Tipos de junta soldada

Uma junta soldada é definida como a maneira na qual os materiais se encaixam, sendo que esta pode ser modificada para facilitar o processo de solda e a montagem da peça. Existem cinco tipos básicos de juntas soldadas, ilustrados na Figura 19: junta de topo, junta em T, junta sobreposta, junta de canto e junta de borda. (Minnick, 2000)

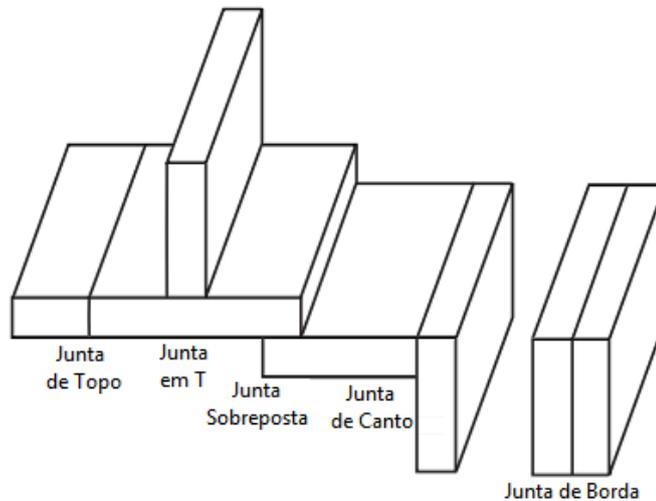


Figura 19. Tipos básicos de junta soldada. (Minnick, 2000)

A Figura 20 mostra os tipos de solda mais comuns que podem ser feitos de acordo com o tipo de junta. A solda de revestimento mostrada na figura consiste em, de acordo com Giachino e Weeks (1996), depositar o cordão sobre uma superfície contínua a fim de conseguir as dimensões e características superficiais desejadas.

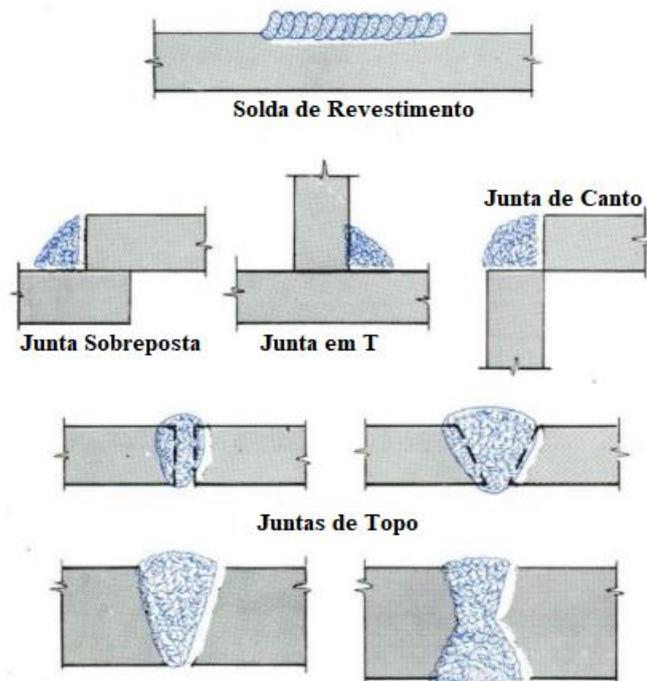


Figura 20. Tipos de solda de acordo com o tipo de junta. (Giachino, & Weeks, 1996)

### 3.3.3 Regiões da solda por fusão

A Figura 21 ilustra as regiões de uma solda por fusão. O gráfico, também ilustrado na Figura 21, mostra as temperaturas atingidas durante o processo.

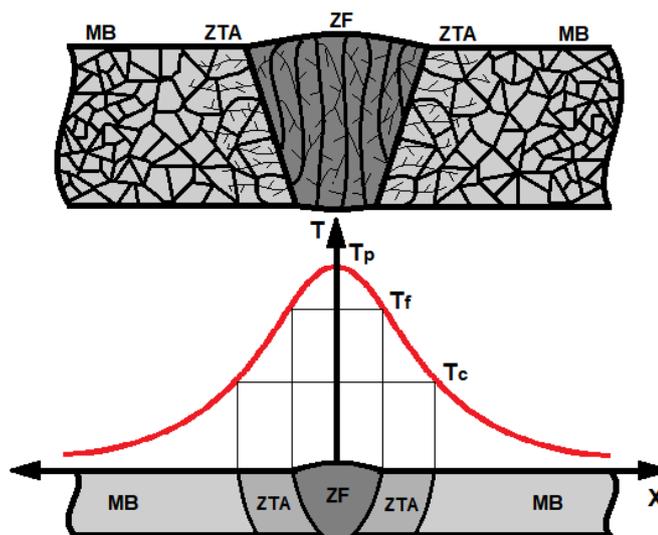


Figura 21. Regiões da solda por fusão e gráfico das temperaturas atingidas durante o processo de soldagem. Adaptado de (Modenesi, Marques, & Santos, 2012)

Como mostra a figura, as regiões da solda são constituídas por: (Marques, Modenesi, & Bracarense, 2016)

- Metal Base (MB): é a região que não é afetada pelo processo de soldagem por se encontrar mais afastada e por isso não sofre alteração microestrutural. A máxima temperatura desta região é inferior a  $T_c$  do material.
- Zona Termicamente Afetada (ZTA): é a região que não sofre fusão, mas que tem sua microestrutura alterada devido ao ciclo térmico de soldagem. A máxima temperatura na ZTA é superior a  $T_c$  e inferior a temperatura de fusão ( $T_f$ ).
- Zona Fundida (ZF): é a região que sofre fusão durante o processo de soldagem e tem sua microestrutura alterada, mesmo no caso de soldagem sem metal de adição. A máxima temperatura desta região é superior a  $T_f$  do material.

### 3.3.4 Soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*)

A soldagem a arco por gás inerte de tungstênio (soldagem TIG), também conhecida como soldagem GTAW (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*), é um processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa que consiste no uso de um eletrodo de tungstênio para gerar um arco elétrico entre o eletrodo e a peça a ser soldada. O eletrodo de tungstênio não é um consumível da soldagem TIG, porém o mesmo vai se desgastando aos poucos durante a soldagem, por isso é necessária a troca de eletrodo com o tempo. A proteção gasosa, que é soprada pelo bocal da tocha, é feita com argônio, hélio ou uma mistura de ambos. A soldagem

TIG é um processo aplicável a todo tipo de metal, sendo mais utilizado para unir metais leves e aços de alta liga. Foi inicialmente desenvolvido devido à necessidade da soldagem de materiais difíceis, como alumínio e magnésio, na indústria da aviação. O processo TIG pode ser feito com ou sem metal de adição. Quando é usado metal de adição, este é adicionado à poça a medida que sua extremidade é fundida. Quando não é usado metal de adição, as bordas das peças são fundidas através do aquecimento localizado, acarretando na coalescência dos metais. O processo que não utiliza metal de adição é conhecido como processo TIG autógeno. (Bracarense, 2000; Gümüş, Çiçek, Gündogdu, Yilmaz, & Topuz, 2015)

A Figura 22 e a Figura 23 esquematizam o processo de soldagem TIG com metal de adição. Os equipamentos desse tipo de soldagem consistem em fonte de energia, tocha, gás de proteção e sistema de resfriamento com mangueiras de entrada e saída do líquido refrigerante. A soldagem TIG funciona através de uma tocha, na qual é preso um eletrodo de tungstênio e por onde é alimentado o gás de proteção, proveniente de um reservatório de gás cilíndrico que possui reguladores de pressão e vazão. A tocha é responsável por energizar o eletrodo de tungstênio e direcionar o gás de proteção para a região da solda. Para isto, a mesma é ligada a uma fonte de corrente constante que pode ser um gerador, retificador ou transformador, dependendo do metal a ser soldado. A tocha possui um gatilho que permite iniciar e finalizar a soldagem e é refrigerada a ar ou água, dependendo do tipo de corrente utilizada. (Gümüş, Çiçek, Gündogdu, Yilmaz, & Topuz, 2015; Wainer, Brandi, & De Mello, 1992)

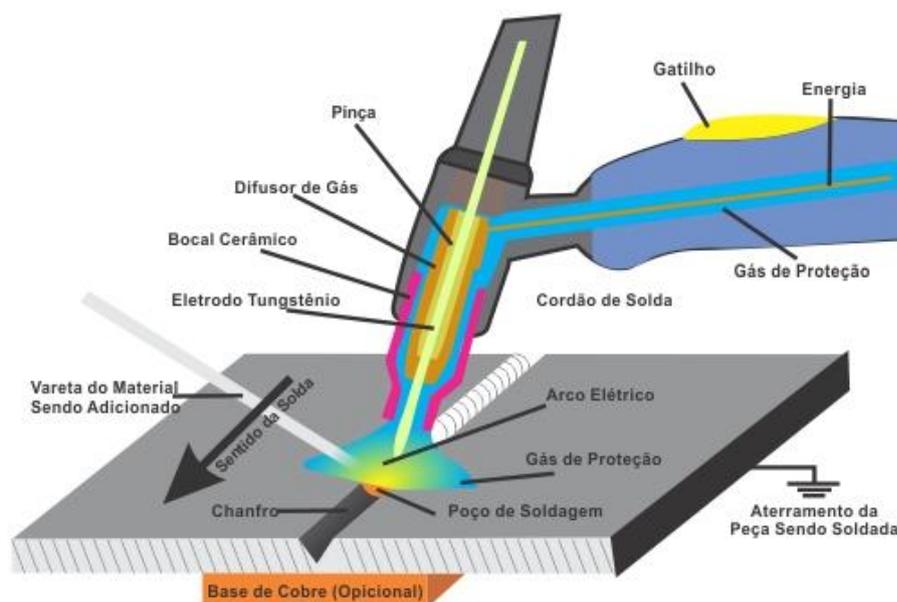


Figura 22. Esquema do processo de soldagem TIG com metal de adição. (DBC Oxigênio, 2014)

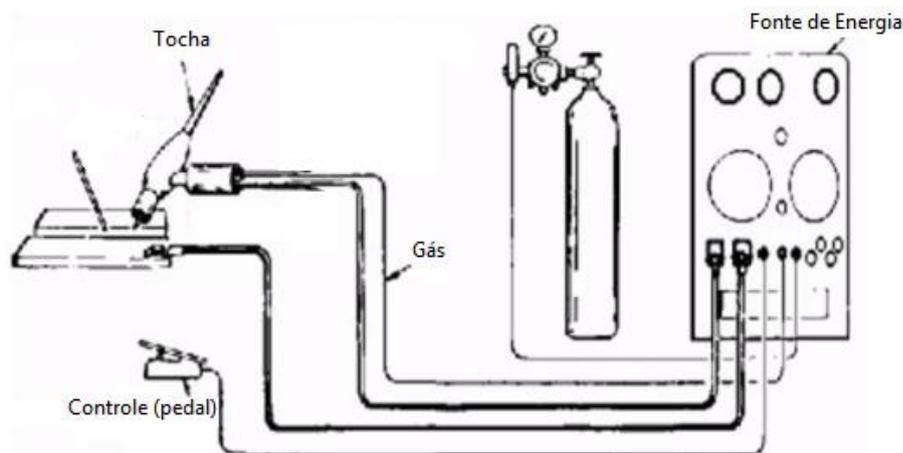


Figura 23. Equipamentos utilizados na soldagem TIG. (Gümüş, Çiçek, Gündođdu, Yılmaz, & Topuz, 2015)

Através da passagem de corrente elétrica pelo gás de proteção ionizado, cria-se o arco elétrico entre o eletrodo e a peça. O arco promove aquecimento localizado, fundindo o metal de adição e a peça ou somente a peça a ser soldada, no caso da soldagem sem metal de adição.

No processo TIG não há reação metal-gás ou metal-escória. Logo, a geração de fumos e vapores é baixa, o que permite melhor visibilidade. Além disso, a estabilidade do arco permite uma solda com bom acabamento e o processo pode ser feito em todas as posições, produzindo soldas suaves e sólidas com menos respingos. Esse processo é aplicável em materiais de difícil soldabilidade devido ao excelente controle de energia transferida para a peça. Pode ser utilizado na soldagem de peças de pequena espessura (1 a 2 mm) e é recomendável na soldagem de materiais não ferrosos e de aços inoxidáveis. A Tabela 7 mostra as principais vantagens e limitações da soldagem TIG. (Kutelu, Seidu, Eghabor, & Ibitoye, 2018; Marques, Modenesi, & Bracarense, 2016; Wainer, Brandi, & De Mello, 1992)

Tabela 7. Vantagens e limitações da soldagem TIG. (Adaptado de Brandi (1992))

<b>Vantagens</b>	<b>Limitações</b>
Produz soldas de alta qualidade.	Processo com baixa taxa de deposição.
Solda a maioria dos metais e ligas.	Impossibilidade de soldagem em locais com corrente de ar.
Poça de fusão calma.	Possibilidade de inclusão de tungstênio na solda.
Fonte de calor concentrada, minimizando a ZTA e distorções.	Emissão intensa de radiação ultravioleta.
Processo de fácil aprendizagem.	

### **3.3.4.1 Variáveis do Processo TIG**

Algumas variáveis do processo TIG são: corrente e tensão de soldagem, velocidade de soldagem, aporte térmico, metal base e metal de adição, tipos de juntas e gases de proteção. (Wainer, Brandi, & De Mello, 1992) Outra variável que pode afetar a microestrutura final é a temperatura de interpasse, no caso de soldagem multipasse.

#### **3.3.4.1.1 Corrente, tensão e velocidade de soldagem**

No processo de soldagem a arco elétrico, a corrente é a variável de maior influência, pois controla principalmente o arco e a profundidade de fusão, tendo influência direta na velocidade de soldagem e na qualidade da solda. No processo TIG, o uso de uma corrente alta levar a respingos e causar danos na qualidade da solda. Por outro lado, uma baixa corrente pode levar a colagem do metal de adição e criar uma larga ZTA. Dependendo dos equipamentos da soldagem GTAW, a tensão de soldagem pode ser fixa ou variável. Uma alta tensão inicial permite com que o arco se forme com maior facilidade. Porém, produz soldas mais largas e com menor profundidade de penetração do que uma baixa tensão inicial de soldagem. A velocidade de soldagem, dada em mm/min, é definida como a taxa de deslocamento do eletrodo ao longo do metal de solda. Quanto maior a velocidade de soldagem, menor a área de seção transversal da solda e, conseqüentemente, menor a largura e penetração da mesma. (Kutelu, Seidu, Eghabor, & Ibitoye, 2018)

#### **3.3.4.1.2 Aporte térmico**

Calculado de acordo com a equação 1, um maior aporte térmico faz com que o tempo no qual o metal base fica exposto a maiores temperaturas seja maior. Logo, quanto maior o aporte, menor a velocidade de resfriamento. A velocidade de resfriamento afeta as propriedades mecânicas da solda e a microestrutura tanto da ZF como da ZTA, causando microestrutura grosseira e diminuindo a tenacidade da solda. A microestrutura da ZTA amplamente dependente do aporte. Por outro lado, menor aporte térmico acarreta em baixa penetração e pode enfraquecer a junta soldada. (Kutelu, Seidu, Eghabor, & Ibitoye, 2018; Muda, Nasir, Mamat, & Jamian, 2015; Nasir, Razab, Ahmad, & Mamat, 2017)

#### **3.3.4.1.3 Metal base e metal de adição**

O processo de soldagem TIG é afetado quando o metal base possui elevada condutividade térmica, pois quanto maior a condutividade, mais rápido o escoamento de

calor, dificultando o aquecimento localizado e, conseqüentemente, a formação da poça de fusão.

O metal de adição, em geral, é usado para materiais com espessura acima de 2 mm, tendo composição química similar à do metal base. O metal de adição deve ser tal que proporcione a junta soldada propriedades mecânicas, como resistência a tração e tenacidade, iguais ou superiores à do metal base. Metais de adição com baixo teor de carbono são usados em situações que requerem alta resistência à corrosão e metais de adição com alto teor de carbono proporcionam melhor resistência a altas temperaturas. Muitos aços inoxidáveis austeníticos podem ser soldados sem metal de adição, utilizando o processo TIG autógeno. (Kutelu, Seidu, Eghabor, & Ibitoye, 2018)

#### 3.3.4.1.4 Tipos de juntas

O tipo de junta varia de acordo com o material a ser soldado e o processo de soldagem. Se o material possui elevada condutividade térmica, a junta deve ser tal que diminua a perda de calor, como juntas de topo, ilustrada na Figura 24(a). A espessura da junta também está relacionada com a transmissão de calor, pois quanto maior a espessura da junta, mais fácil o escoamento de calor. No caso de processos que depositam muito calor na peça, a junta deve ser do tipo que possa dissipar o calor com facilidade, como juntas em T, ilustrada na Figura 24(b). Juntas com área menor, utilizam menor quantidade de metal de adição, ou seja, a economia do metal de adição é em função do volume da junta. (Wainer, Brandi, & De Mello, 1992)

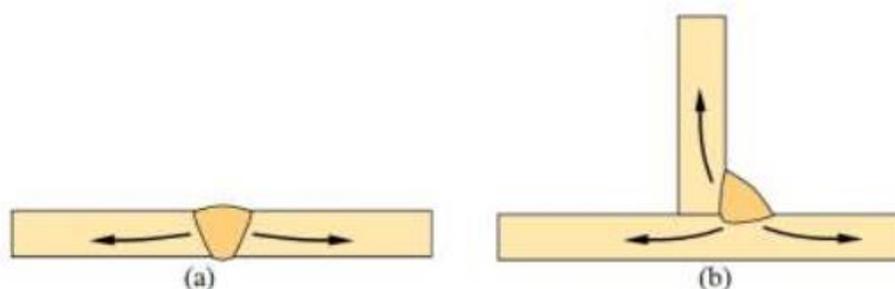


Figura 24. Direções para o escoamento de calor em juntas de topo (a) e juntas em ângulo (b). (Marques, Modenes, & Bracarense, 2016)

#### 3.3.4.1.5 Gases de proteção

Os gases de proteção são utilizados para evitar a contaminação da poça de fusão com a atmosfera, prevenindo a oxidação. Essa contaminação pode produzir porosidade, quebra de

solda, incrustação e até mesmo alteração na composição química do material fundido. O tipo de gás a ser utilizado varia de acordo com a liga a ser soldada e as características de soldagem. Gases com baixo potencial de ionização, como argônio, facilitam a ignição do arco elétrico e gases com baixa condutividade térmica tendem a aumentar a estabilidade do arco. Considerado como gás básico, o argônio é o gás de proteção mais utilizado no processo TIG, sendo este de menor custo que o hélio, gás que pode ser utilizado para aumentar a penetração e a fluidez da poça de fusão. Qualquer que seja o gás de proteção, argônio, hélio ou mistura de ambos, sua pureza deve ser 99,99%. (Costanza, Sili, & Tata, 2016; Kutelu, Seidu, Eghabor, & Ibitoye, 2018; Wainer, Brandi, & De Mello, 1992)

#### **3.3.4.1.6 Temperatura de Interpasse**

A temperatura de interpasse é a temperatura da solda entre os passes de soldagem. O controle dessa temperatura é usado para principalmente eliminar os riscos de fissuração e de deterioração das propriedades mecânicas.

#### **3.3.5 Soldagem Dissimilar e Solidificação da Junta Soldada**

A união por soldagem de duas ligas ou metais puros com diferentes composições químicas é conhecida como soldagem dissimilar. A seleção ou ausência de metal de adição é uma das variáveis mais importantes a ser definido nesse tipo de soldagem, pois o metal de adição deve ser capaz de aceitar a diluição dos metais base sem fraturar ou formar fases prejudiciais, ou seja, deve ter boa compatibilidade metalúrgica. No presente estudo, o foco é a soldagem dissimilar sem metal de adição. Outra variável que afeta a qualidade da solda é o aporte térmico, pois pode haver o conflito do aporte ser adequado para um dos metais e inadequado para o outro. A junta soldada deve ter propriedades mecânicas iguais ou superiores às do metal mais fraco. Deve possuir também resistência à oxidação e à corrosão iguais à do metal base menos resistente. (Avery, 1991; Suban, Bundara, & Cvelbar, 2014)

No processo de soldagem por arco elétrico, as ligas metálicas são fundidas por meio do calor do arco. Na soldagem dissimilar, os metais são misturados através deste calor e a composição da poça torna-se praticamente uniforme. O processo de solidificação se inicia quando a temperatura na zona fundida se torna inferior à temperatura liquidus do metal misturado. De acordo com Solomon (1993), no processo de solidificação ocorre a formação de estrutura cristalina controlada pela energia livre de Gibbs da fase líquida ( $G_l$ ) em relação a da fase sólida ( $G_s$ ). Os valores de  $G_l$  e  $G_s$  são iguais na temperatura de solidificação. Em

temperaturas abaixo da temperatura de solidificação a  $G_s$  torna-se menor, possibilitando a nucleação da fase sólida. É válido destacar que próximo às interfaces há zonas não misturadas, ilustradas na Figura 25, que correspondem a uma camada estreita de metal base que se solidificou antes da mistura dos metais fundidos na poça de fusão. (Avery, 1991; Solomon, 1993)

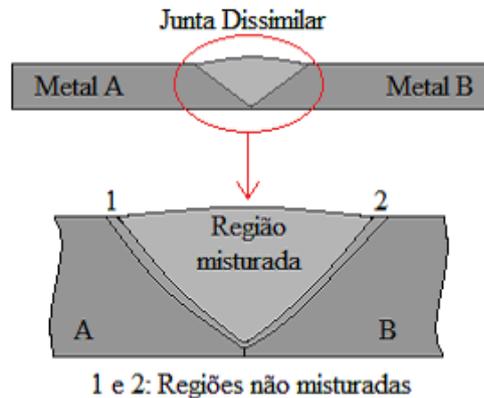


Figura 25. Região não misturada em uma solda dissimilar. Adaptado de Avery (1991)

De acordo com Kou (2003), durante o processo de solidificação, o modo de solidificação pode ser planar, celular, dendrítico colunar ou dendrítico equiaxial, como mostra a Figura 26. Sendo que o modo de solidificação depende da condição de solidificação e dos materiais envolvidos.

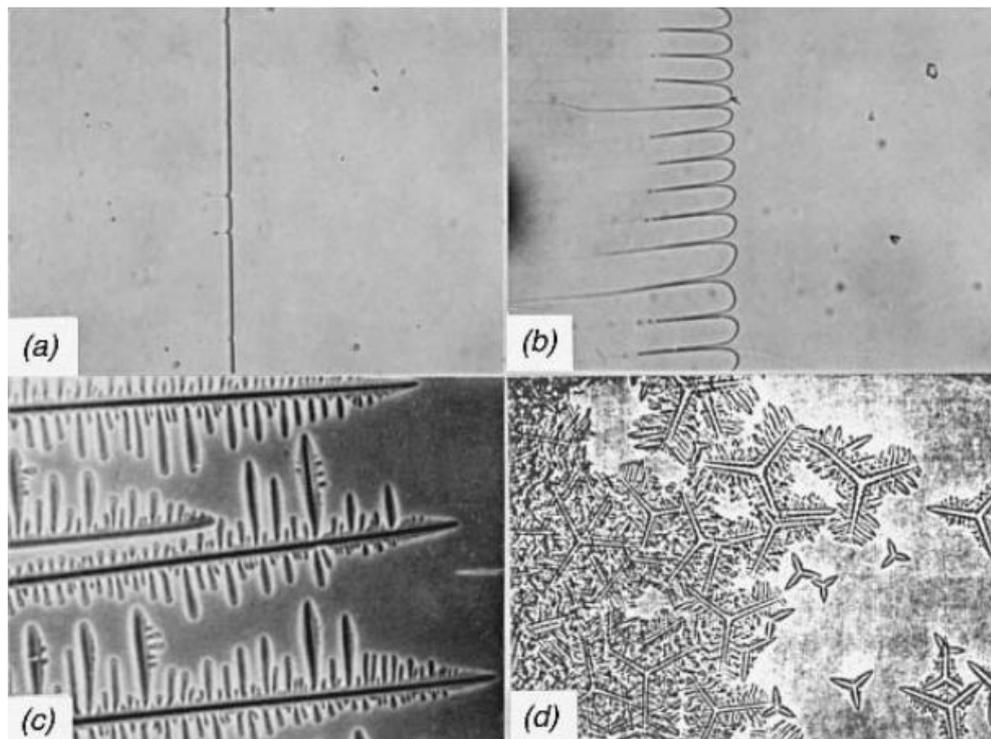


Figura 26. Modos básicos de solidificação: (a) solidificação planar, (b) solidificação celular, (c) solidificação dendrítica colunar, (d) solidificação dendrítica equiaxial. (Kou, 2003)

Teorias foram desenvolvidas para explicar a quebra da interface plana sólido/líquido (Figura 27) durante a solidificação, uma delas é a teoria do super-resfriamento constitucional desenvolvida por Rutter e Chalmers (1953).

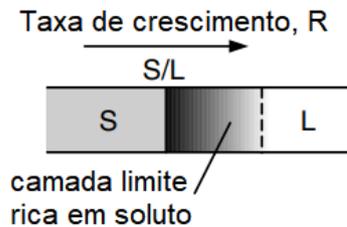


Figura 27. Interface plana S/L. Adaptado de Kou (2003)

De acordo com esta teoria, a região sombreada na Figura 28(a) corresponde à região de super-resfriamento constitucional, ou seja, a área logo abaixo da linha Liquidus dentro da região sólido/líquido do diagrama de fases. Na região do super-resfriamento constitucional, a interface plana sólido S / líquido L se decompõe em célula ou dendrita, de maneira que células ou dendritas sólidas passam a coexistir com líquido intercelular ou interdendrítico. A Figura 28(b) apresenta a condição para que ocorra o super-resfriamento constitucional.

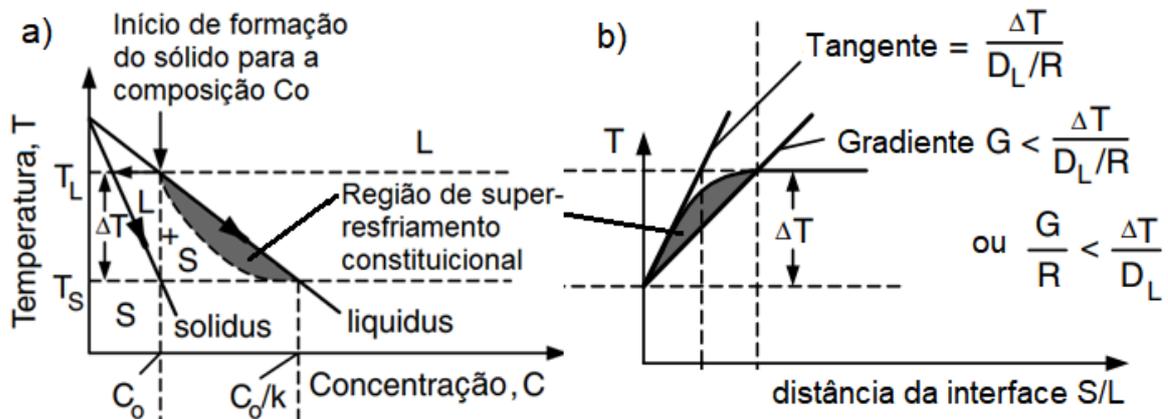


Figura 28. (a) Área sombreada indicando a região de super-resfriamento constitucional. (b) Condição para ocorrência do super-resfriamento constitucional. Adaptado de Kou (2003)

A espessura ( $e$ ) da camada limite entre sólido e líquido (mostrada na Figura 27) no estado estacionário é dada por: (Kou, 2003)

$$e = \frac{D_L}{R} \quad \text{Equação 4}$$

Sendo  $D_L$  o coeficiente de difusão, em  $\text{cm}^2/\text{s}$ , e  $R$  a taxa de crescimento do sólido, em  $\text{cm}/\text{s}$ .

A inclinação da reta que tangencia a região do super-resfriamento constitucional (mostrada na Figura 28(b)) é igual a:

$$\frac{\frac{\Delta T}{D_L}}{R} \rightarrow \frac{R \Delta T}{D_L} \quad \text{Equação 5}$$

Sendo  $\Delta T = T_L - T_S$  (temperatura do líquido – temperatura do sólido, em graus Celsius), mostrados na Figura 28(a).

De acordo com Kou (2003), para garantir que a interface plana S/L seja estável, ou seja, não se decompor em célula ou dendrita, o gradiente de temperatura  $G$ , dado em °C/cm, na interface S/L deve ser:

$$G \geq \frac{R \Delta T}{D_L} \quad \text{Equação 6}$$

Finalmente, a condição para que ocorra o super-resfriamento constitucional é:

$$\frac{G}{R} < \frac{\Delta T}{D_L} \quad \text{Equação 7}$$

Logo, de acordo com as equações 6 e 7, quanto maior o gradiente de temperatura e menor a taxa de crescimento do sólido, mais fácil da interface plana ser estável, não havendo super-resfriamento. Em outras palavras, se a taxa de solidificação for muito rápida em relação ao gradiente de temperatura, o modo de solidificação não será planar, havendo super-resfriamento. Por outro lado, quanto menor o coeficiente de difusão  $D_L$  e maior a diferença de temperatura entre  $T_L$  e  $T_S$ , mais fácil de haver super-resfriamento. A Figura 29 mostra que o modo de solidificação muda de planar para celular, para dendrítico colunar e finalmente para dendrítico equiaxial à medida que o grau de super-resfriamento constitucional aumenta. (Glicksman, 2011; Kou, 2003)

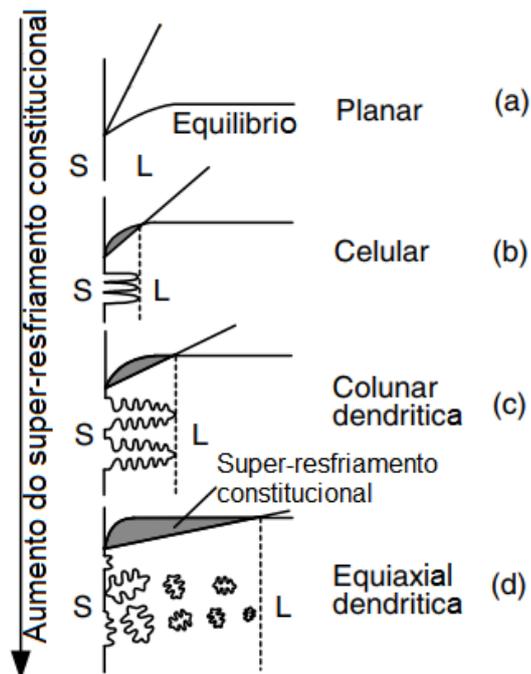


Figura 29. Efeito do super-resfriamento constitucional no modo de solidificação: (a) solidificação planar, (b) solidificação celular, (c) solidificação dendrítica colunar, (d) solidificação dendrítica equiaxial. (Kou, 2003)

### 3.3.6 Soldabilidade e solidificação do aço inoxidável austenítico AISI 316L

Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados o de melhor soldabilidade dentre os aços alta liga. O ponto de fusão dos austeníticos é baixo, logo não é necessário grande quantidade de calor no processo de soldagem. Além disso, possuem baixo coeficiente de condutividade térmica, o que faz com que o calor se localize em uma pequena área, facilitando a fusão. (AISI, 1988)

Apesar da boa soldabilidade, os austeníticos estão sujeitos a problemas de soldagem se algumas precauções não forem tomadas. Ligas totalmente austeníticas podem sofrer fratura a quente devido à contração durante a solidificação. Alto nível de impurezas de enxofre e fósforo também contribui na ocorrência desse tipo de fratura. Para prevenir que a fratura a quente ocorra, pode-se utilizar metal de adição que contenha pequena quantidade de ferrita  $\delta$ . Corrosão sob tensão é outro problema que pode ocorrer na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos, além da formação de fase  $\sigma$ . (AISI, 1988; Khatak, & Raj, 2002; Lippold, & Kotecki, 2005)

A velocidade de resfriamento do processo de soldagem, as condições de solidificação e principalmente a composição química do aço inoxidável são variáveis importantes da solidificação do material soldado. Os aços inoxidáveis austeníticos se solidificam de quatro

formas distintas: austenita monofásica (A), austenita primária com ferrita de segunda fase (AF), ferrita primária com austenita de segunda fase (FA) e ferrita monofásica (F). A Figura 30 ilustra os modos de solidificação descritos abaixo e resumidos na Tabela 8. (Colpaert, 2008; Elmer, Allen, & Eagar, 1989; Lippold, & Kotecki, 2005)

- Modo A (Solidificação Austenítica): a solidificação ocorre com a formação de dendritas de austenita, sendo a microestrutura final constituída somente de austenita.

- Modo AF (Solidificação Austenítica-Ferrítica): a solidificação também se inicia com a formação de dendritas de austenita. Porém, ao final da solidificação, ocorre a formação de ferrita  $\delta$  acicular (Ac). A formação de ferrita ocorre quando há elementos ferritizantes, como Cr e Mo, suficientes na composição química. A microestrutura final é constituída de dendritas de austenita com ferrita nos contornos das dendritas.

- Modo FA (Solidificação Ferrítica-Austenítica): a partir do líquido ocorre formação de ferrita  $\delta$  primária na forma de dendritas e, à medida que a zona fundida esfria, forma-se a austenita, que consome parte da ferrita. A quantidade de austenita depende da condição de solidificação e da razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , pois quanto maior a razão  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ , menor a quantidade final de austenita. A microestrutura final é constituída de austenita e ferrita  $\delta$  em rede (R) ou vermicular dendrítica (VmD), mostradas na Figura 31.

- Modo F (Solidificação Ferrítica): assim como no modo FA, também ocorre formação de ferrita  $\delta$  primária com posterior formação de austenita. A diferença é que nesse modo, a austenita se forma nos contornos de grão da ferrita já completamente solidificada e cresce em forma de placas para o interior dos grãos, sendo denominada austenita de Widmanstätten. Assim, microestrutura final consiste em austenita de Widmanstätten e ferrita em rede ou vermicular interdendrítica (VmID). Esse modo de solidificação é comum entre os aços inoxidáveis duplex.

Modo de solidificação	A	AF	FA		F
Seqüências de solidificação					
Fase primária	Austenita		Ferrita delta		
Microestrutura	Austenita	Dúplex: austenita + ferrita			
Características da microestrutura		A + F (Ac)	A + F (Ac ou R)	A + F (R ou VmD)	A + F (R ou VmD)

Figura 30. Modos de solidificação típica de aços inoxidáveis austeníticos. (Colpaert, 2008)

Tabela 8. Resumo dos modos de solidificação dos aços inoxidáveis. (Lippold, & Kotecki, 2005)

Solidificação	Reações	Microestrutura
A	$L \rightarrow L+A \rightarrow A$	Completamente austenítica
AF	$L \rightarrow L+A \rightarrow L+A+(A+F) \rightarrow A+F$	Austenita + ferrita nos contornos da austenita
FA	$L \rightarrow L+F \rightarrow L+F+(F+A) \rightarrow F+A$	Austenita + ferrita em rede e/ou vermicular dendrítica
F	$L \rightarrow L+F \rightarrow F \rightarrow F+A$	Austenita + ferrita em rede e/ou vermicular interdendrítica



Figura 31. Ferrita vermicular dendrítica e ferrita em rede, estruturas típicas do modo de solidificação FA. (Colpaert, 2008)

A Figura 32 mostra o modo de solidificação do aço inoxidável austenítico AISI 316L. Este metal se solidifica formando primeiramente ferrita  $\delta$ , seguida da formação de austenita como mostram as figuras, ou seja, o AISI 316L se solidifica no modo FA.

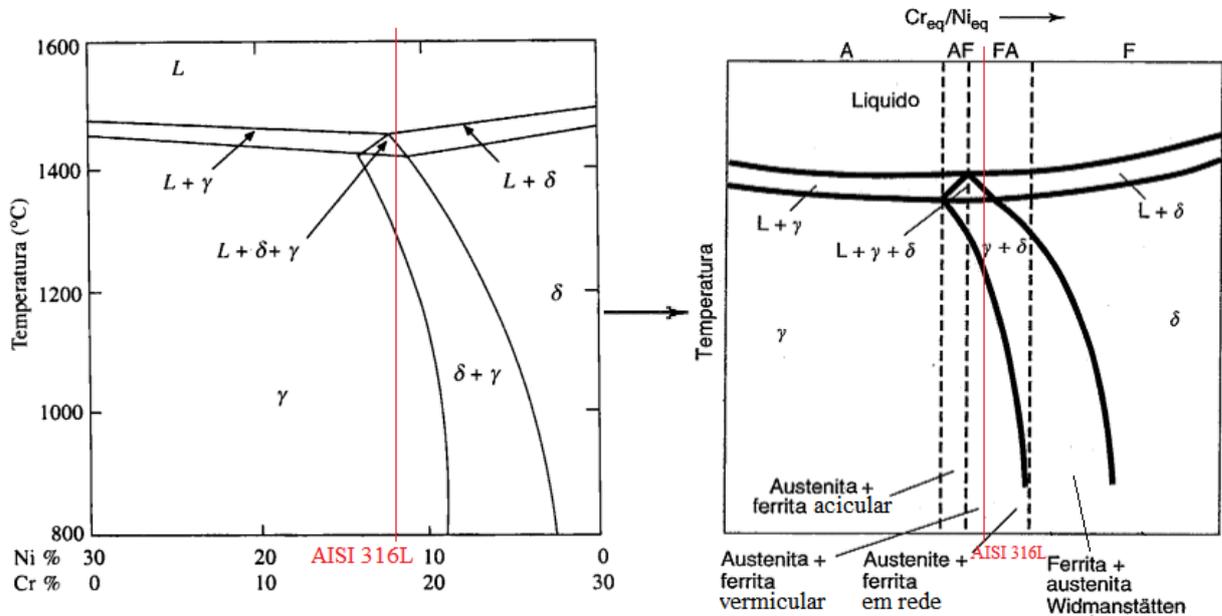


Figura 32. Modos de solidificação do aço inoxidável austenítico AISI 316L de acordo com a composição química. Adaptado de Khatak e Raj (2002) e Lippold e Kotecki (2005).

### 3.3.7 Soldabilidade e solidificação da superliga de níquel Inconel 718

A superliga Inconel 718 possui excelente soldabilidade tanto no estado endurecido por precipitação como no estado recozido. Entretanto, o Inconel 718 pode apresentar problemas de soldagem como microfissuras e fratura de solidificação. Além disso, durante a soldagem pode haver formação de fase Laves nas regiões interdendríticas. A fase Laves possui baixo ponto de fusão, por isso a mesma solidifica em uma temperatura mais baixa que a temperatura de solidificação do restante da solda, provocando tensões que podem levar a fratura. Por ser uma fase de elevada dureza, a formação de fase Laves também prejudica as propriedades mecânicas, como ductilidade, resistência à fratura e resistência à fadiga e fluência. (Muralidharan, Shankar, & Gill, 1996; Tharappel, & Babu, 2018)

A presença de carbeto e da fase Laves no Inconel 718 favorece a deformação plástica na ZTA durante o ciclo térmico de soldagem, o que pode levar a microfissura intergranular nesta região. A superliga Inconel 718 não possui resistência à fissuração suficiente para ser usado como metal de adição, como por exemplo, na soldagem MIG. É

importante destacar que o Inconel 718 possui suficiente resistência à fissuração da ZF quando é soldado de forma autógena através da soldagem TIG, processo que apresenta boa penetração e qualidade de solda. (Tharappel, & Babu, 2018)

Cieslak, Knorovsky, Headley e Romig (1989), com base no estudo sobre composição microestrutural e propriedades metalúrgicas do Inconel 718 realizado por Eiselstein (1965), desenvolveram um diagrama pseudo-binário da solidificação da superliga Inconel 718, com foco na formação de austenita e fase Laves, como mostra a Figura 33. O diagrama leva em consideração a porcentagem de nióbio, devido ao fato de que este é o elemento que exerce controle sobre a formação da fase Laves.

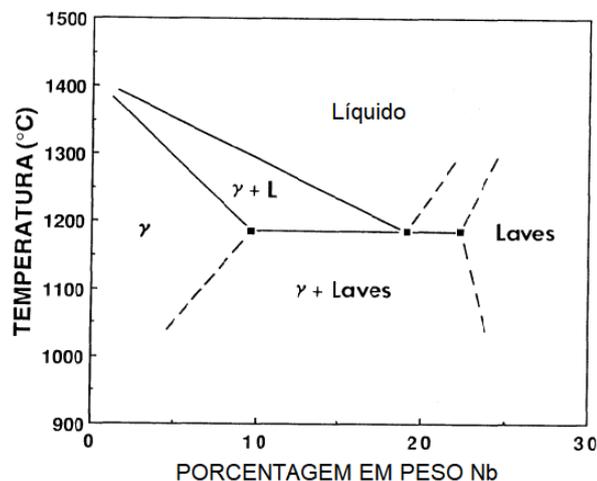


Figura 33. Diagrama pseudo-binário de solidificação da superliga Inconel 718. (Cieslak, Knorovsky, Headley, & Romig, 1989)

Para eliminar a formação de fase Laves, pesquisadores como Ram, Reddy A., Rao, Reddy G., Sundar (2005a) utilizaram em seus estudos a técnica do uso de corrente pulsada durante a soldagem TIG, seguido de tratamento térmico de envelhecimento. O uso de tratamento térmico de envelhecimento após a soldagem também foi estudado por Hong et al. (2008) e Radhakrishna e Prasad (1997) com o objetivo de reduzir a fração volumétrica de fase Laves formada durante o processo. O método de tratamento térmico com exposição à alta temperatura por longo período de tempo também é usado para reduzir a fração volumétrica de fase Laves em materiais não soldados, como mostra a tabela resultante do estudo realizado por Liu et al. (2020), ilustrada na Figura 34, no qual foi analisada precipitação de fases, incluindo Laves em aço inoxidável ferrítico do tipo 444.

	Tratamento Térmico	Tamanho de Grão ( $\mu\text{m}$ )	Fração Volumétrica
Aço inoxidável ferrítico 444	800 °C × 24 h	0.63	1.39
	900 °C × 24 h	0.88	0.97
	950 °C × 24 h	1.07	0.55

Figura 34. Redução da fração volumétrica de fase Laves por meio de tratamento térmico. Adaptado de (Liu et al., 2020)

### 3.4 Cinética

O modelo Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) é frequentemente usado para descrever a cinética de nucleação e crescimento de uma fase. É um modelo relativamente simples que considera uma distribuição aleatória de núcleos e uma velocidade constante da interface fase transformada/não transformada. Além disso, o modelo avalia a formação de uma fase cristalina a uma temperatura constante, sendo, portanto aplicável em transformações isotérmicas, podendo também ser utilizado para descrever o crescimento da fase. A teoria JMAK foi criada na década de 1930 a partir dos estudos de Kolmogorov (1937) e Johnson e Mehl (1939), que descrevem a cristalização de metais fundidos, e dos estudos de Avrami (1939, 1940, 1941), que descrevem a cinética de transformação de fase. O modelo JMAK pode ser descrito como: (Fonseca, Oliveira, Diniz, Bubnoff, & Castro, 2017; Stefani, Bylya, Reshetov, & Blackwell, 2017; Vandermeer, & Masumura, 1992)

$$V_V(t) = 1 - e^{(-kt^n)} \quad \text{Equação 8}$$

Sendo:

$V_V(t)$  = fração volumétrica da fase analisada no tempo  $t$

$t$  = tempo

$k$  e  $n$  = constantes que dependem da taxa de nucleação, taxa de crescimento e forma dos precipitados, sendo que  $n$ , o expoente de Avrami, está relacionado à nucleação.

O termo  $k$  pode ser descrito como:

$$k = k_0 e^{\left(-\frac{Q}{RT}\right)} \quad \text{Equação 9}$$

Sendo:

$k_0$  = constante no tempo inicial

Q = energia de ativação para a formação da fase em J/mol

R = constante universal dos em J/molK

T = temperatura em Kelvin

De acordo com DeHoff (1971) toda transformação percorre um caminho microestrutural no espaço que é definido como a área interfacial por unidade de volume ( $S_V$ ) versus a fração volumétrica da fase transformada ( $V_V$ ), sendo a área interfacial referente a área entre a fase transformada e a fase não transformada.  $S_V$  pode ser calculada através da média do número de interseções entre fase transformada/não transformada ( $P_L$ ), como mostra a equação 10.

$$S_V = 2P_L \quad \text{Equação 10}$$

Quando os núcleos formados se encontram distribuídos aleatoriamente no espaço, o caminho microestrutural é simétrico, como mostra a Figura 35, obtida no estudo de Vandermeer, Masumura e Rath (1991). Quando os núcleos formam agrupamentos isolados, o caminho microestrutural é assimétrico, como mostra a Figura 36, que é um exemplo de caminho microestrutural para a recristalização de alumínio AA1050 deformado a frio, gráfico obtido no estudo de Vandermeer e Jensen (2001).

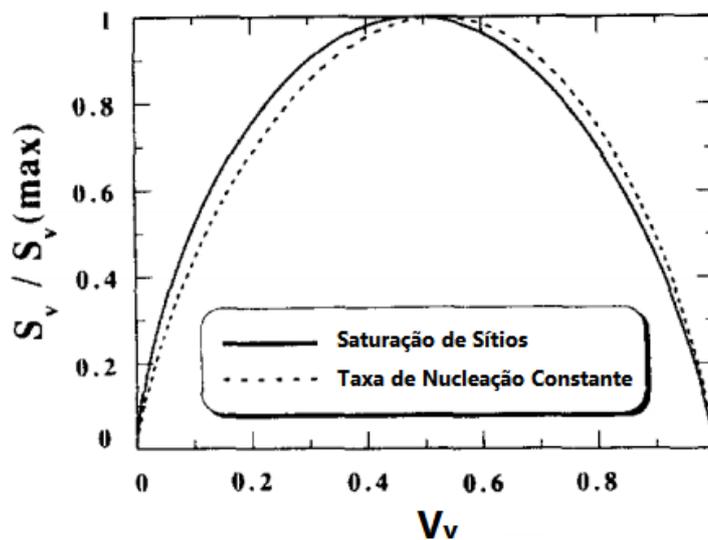


Figura 35. Exemplo de caminho microestrutural simétrico para taxa de nucleação constante e núcleos distribuídos aleatoriamente. (Vandermeer, Masumura, & Rath, 1991)

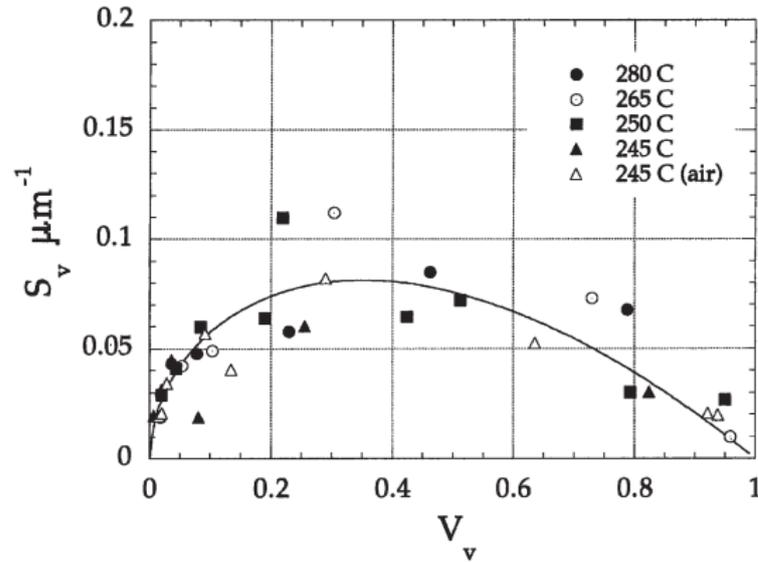


Figura 36. Exemplo de caminho microestrutural assimétrico para a recristalização de alumínio AA1050 deformado a frio. (Vandermeer, & Jensen, 2001)

Para estudar a cinética de formação ou crescimento de uma fase é necessário medir a fração volumétrica da fase analisada em função do tempo. Para isso, deve ser definida uma temperatura na qual amostras do mesmo material ficarão expostas por diferentes períodos de tempo, sendo necessário o cálculo da fração volumétrica da fase a ser analisada para cada tempo de exposição. É possível determinar os parâmetros  $k$  e  $n$  através da linearização da equação 8, como mostra a equação 11.

$$\ln(-\ln(1 - V_v)) = \ln k + n \ln t \quad \text{Equação 11}$$

Observa-se que a equação acima é uma equação do tipo  $y = a + bx$ , ou seja:

$$y = \ln(-\ln(1 - V_v))$$

$$a = \ln k$$

$$b = n$$

$$x = \ln t$$

Logo, os valores de  $n$  e  $k$  podem ser obtidos a partir da equação da linha de tendência formada pelos termos da equação 11, sendo  $\ln k$  equivalente ao coeficiente linear da curva ( $a$ ) e  $n$  equivalente ao coeficiente angular ( $b$ ). Sendo assim, para definir o termo  $n$  basta calcular a inclinação da reta. Enquanto que, para definir o termo  $k$ , é necessário calcular a exponencial do resultado do coeficiente linear,  $\ln k$ .

## 4 MATERIAL E MÉTODOS

### 4.1 Material

Foram utilizadas 10 chapas de aço inoxidável AISI 316L, fornecidas pelo fabricante Arcelormittal, e 10 chapas de Inconel 718, fornecidas pelo fabricante Villares Metals. As chapas de ambas as ligas possuíam as mesmas dimensões: 20 mm de largura, 120 mm de comprimento e 5 mm de espessura, como ilustra a Figura 37. As composições químicas, fornecidas pelos fabricantes, se encontram na Tabela 9.

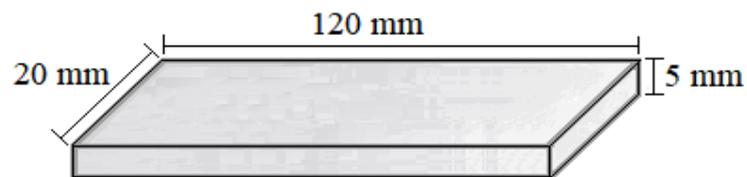


Figura 37. Dimensões das chapas de ambas as ligas estudadas.

Tabela 9. Composição química dos principais elementos presentes nas ligas AISI 316L e Inconel 718.

Liga	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	Nb	Al	Fe
AISI 316L	0,021	0,42	1,33	17,08	2,026	10,02	0,101	-	0,0036	Bal.
Inconel 718	0,021	0,03	0,02	18	2,95	52,4	0,01	4,97	0,44	20,01

## 4.2 Métodos

### 4.2.1 Planejamento experimental

Para definir o número de ensaios e os parâmetros de cada ensaio, utilizou-se o método de Delineamento Composto Central Rotacional (DCCR) (Calegare, 2009). No presente estudo, há duas variáveis independentes a serem consideradas no processo: a corrente de soldagem (variável  $X_1$ ) e a temperatura de interpasse (variável  $X_2$ ). Para encontrar o número de pontos axiais, o método consiste em utilizar pontos do tipo  $\pm\alpha$ , onde  $\alpha = (2^K)^{1/4}$ , sendo  $K$  o número de variáveis no processo. No caso, como há duas variáveis, o termo  $\alpha$  torna-se  $\alpha = (2^2)^{1/4} = 1,41$ . Foi definido como ponto central: corrente = 160 A e temperatura de interpasse = 600°C, sendo os demais parâmetros (pontos axiais) variados a partir deste ponto, como mostra a tabela 10. Assim foi realizado um fatorial, incluindo os pontos axiais e o ponto central, totalizando em 10 ensaios, como esquematiza a Tabela 11.

A partir do esquema mostrado na Tabela 11, montou-se a Tabela 12, que mostra os parâmetros utilizados na soldagem de cada amostra, incluindo o aporte térmico. Para o cálculo do aporte, calculado de acordo com a equação 3 do item 3.3.1 (mostrada abaixo), foi adotado 80% de eficiência do processo de soldagem, ou seja, fator de rendimento  $\eta$  igual a 0,8 para o processo TIG autógeno. (Modenesi, Marques, & Santos, 2012)

$$\text{Aporte Térmico} = \frac{\text{Tensão} \times \text{Corrente} \times \eta}{\text{Velocidade de Soldagem}} \quad \text{Equação 3}$$

Tabela 10. Valores utilizados seguindo o método DCCR. (Calegare, 2009)

Variável	-1,41	-1	0	+1	+1,41
Corrente ( $X_1$ )	120	140	160	180	200
T <sub>interpasse</sub> ( $X_2$ )	400	500	600	700	800

Tabela 11. Planejamento dos ensaios seguindo o método DCCR. (Calegare, 2009)

Ensaio	Variável $X_1$	Variável $X_2$
1	-1	-1
2	1	-1
3	-1	1
4	1	1
5	1	0
6	1,41	0
7	0	-1,41
8	0	1,41
9	-1,41	0
10	0	0

Tabela 12. Parâmetros de soldagem.

<b>Amostra (Am)</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>T<sub>interpasse</sub> (°C)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Aporte Térmico (kJ/mm)</b>
<b>1</b>	140	500	12,7	0,316
<b>2</b>	180	500	12,7	0,406
<b>3</b>	140	700	12,5	0,311
<b>4</b>	180	700	13,6	0,435
<b>5</b>	180	600	13,6	0,435
<b>6</b>	200	600	15,5	0,551
<b>7</b>	160	400	13,5	0,384
<b>8</b>	160	800	13,8	0,392
<b>9</b>	120	600	11,8	0,251
<b>10</b>	160	600	12,7	0,361

#### 4.2.2 Processo de soldagem e aquisição de dados

As amostras de AISI 316L e Inconel 718 foram soldadas na posição de junta de topo sem chanfro através do processo TIG autógeno utilizando técnica multipasse, sendo realizados três passes de solda em cada amostra, utilizando argônio como gás de proteção com vazão de 16 L/min. Foi utilizado eletrodo de tungstênio de 1/8" do tipo vermelho com angulação de afiação de aproximadamente 45°, sendo a distância entre o eletrodo e o material de 1,5 mm. A tocha de soldagem foi acoplada a um carro móvel com velocidade controlada através de um inversor de frequência, sendo que a frequência definida no inversor é o que permite calcular a velocidade de soldagem. Assim, a velocidade de soldagem dos processos foi de 4,5 mm/s.

Foram coletados os dados de temperatura e registrados os dados de corrente e tensão. Para aquisição dos dados de temperatura foram utilizados três termopares tipo K fixados através de soldagem elétrica na superfície da raiz da solda. Os dados de corrente e tensão foram captados através de um sensor de corrente elétrica conectado diretamente ao cabo que leva corrente à tocha. Tais dados foram lidos através do equipamento Spider 8 com frequência de 600 Hz e disponibilizados em forma de tabela por meio do software Catman 4.5.

Após o processo de soldagem TIG, a fim de facilitar a preparação metalográfica, as 10 amostras foram cortadas, como mostra a Figura 38, utilizando disco de diamante por meio da cortadeira de baixa velocidade Buehler ISOMET 1000, utilizando velocidade de 300 RPM. As amostras foram nomeadas de acordo com o número do ensaio, como mostra a Figura 38(c).

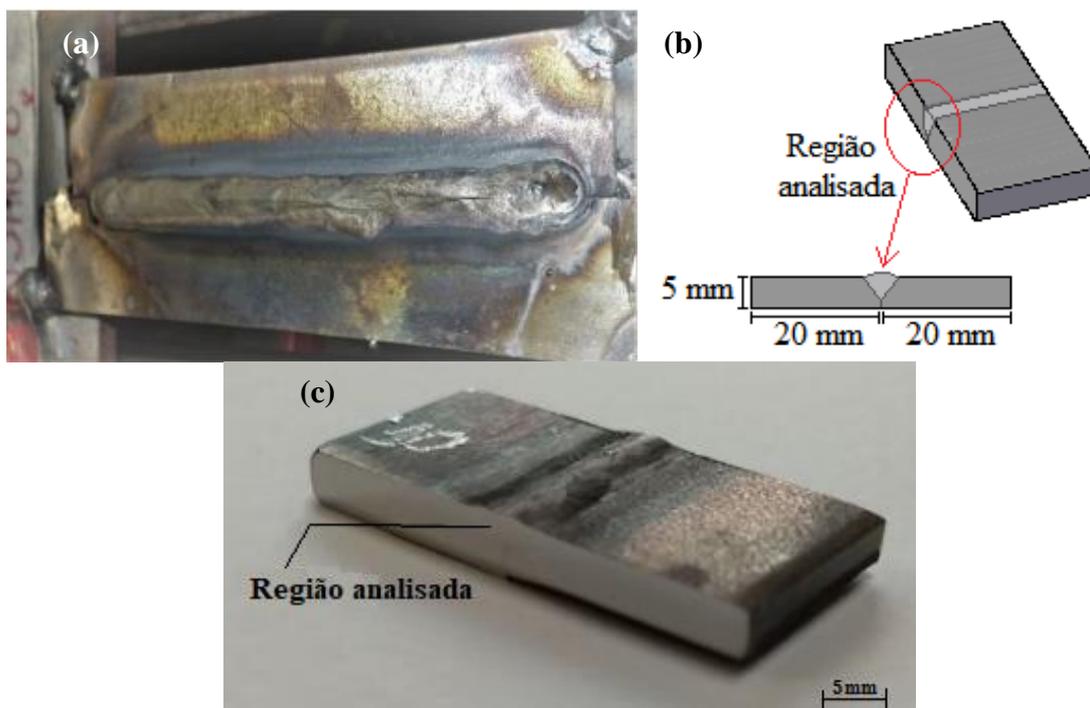


Figura 38. (a) Corpo de prova após soldagem TIG multipasse, (b) esquematização do corte das amostras soldadas, com destaque na região a ser analisada, (c) uma das amostras utilizadas para análises, amostra 10.

Também foi cortada uma pequena amostra dos metais AISI 316L e Inconel 718, amostras como recebidas (CR), com o objetivo de servir de comparação com as microestruturas e os demais resultados obtidos das amostras soldadas. Logo, 12 amostras foram analisadas no estudo.

#### 4.2.3 Caracterização microestrutural e macroestrutural

As amostras como recebidas foram embutidas a quente em embutidora Struers utilizando baquelite, de maneira a facilitar a preparação metalográfica, enquanto que as amostras soldadas foram preparadas sem embutimento. Todas as amostras foram lixadas em lixadeiras manuais Knuth – Rotor 2, Struers, sendo utilizadas lixas de carbeto de silício na sequência de 220 a 4000 mesh. O processo de polimento foi feito em politriz metalográfica dupla, PL 02 ED, Teclago. As amostras foram polidas utilizando como abrasivo pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$  e lubrificante apropriado. Terminado o processo de polimento, todas as amostras foram atacadas com o reagente Água Régia, que consiste em 3 partes de ácido clorídrico (HCl) 37% para uma parte de ácido nítrico ( $\text{HNO}_3$ ). Após a preparação metalográfica, as amostras foram analisadas através de microscopia óptica (MO), utilizando

os microscópios ópticos Nikon Eclipse LV150 com aumento de 200X, e microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando análise por elétrons secundários (SE). Foi realizada, também, análise macrográfica das amostras soldadas através do estereomicroscópio Stemi 2000-C Zeiss.

Finalizada a análise macrográfica e a análise da ferrita  $\delta$ , as amostras soldadas foram novamente lixadas e polidas da mesma forma descrita acima. Entretanto, o ataque químico desta vez foi feito com reagente Marble, que consiste em 4 g de  $\text{CuSO}_4$ , 20 mL de  $\text{HCl}$  e 20 mL de  $\text{H}_2\text{O}$ . Observou-se que, quando exposto ao reagente por curto período de tempo, a solução Marble revelava somente a fase Laves, o que era necessário para posterior quantificação. Se o tempo de exposição excedesse o limite, iniciava-se a revelação de ferrita  $\delta$ . O tempo de ataque para que fosse revelada somente fase Laves foi de aproximadamente cinco segundos. Após o ataque químico, as amostras foram analisadas por MO através do microscópio óptico Olympus com aumento de 500X. Também foi feita análise da fase Laves através do MEV, por meio de SE e elétrons retroespalhados (BSD - *Backscattered Detector*).

#### **4.2.3.1 Medição do tamanho de grão austenítico das amostras CR**

A medição do tamanho de grão (TG) austenítico para ambas as amostras como recebidas foi feita utilizando o método dos interceptos lineares de Heyn, seguindo a norma da *American Society for Testing and Materials* ASTM E112 (2012). Com o auxílio do perfilômetro Union Optical e do microdurômetro digital de medição de comprimento x e y, foi feita a contagem dos contornos presentes no comprimento de 1 mm nos sentidos vertical e horizontal utilizando aumento de 100X em quatro regiões distintas, com o objetivo de obter o TG médio de cada amostra. De acordo com a norma, a contagem deve ser feita seguindo as recomendações:

Se a linha de referência tangenciar o contorno de grão, será contado 0,5 grão.

Se a linha de referência interceptar um único contorno de grão, será contado 1 grão.

Se a linha de referência interceptar três contornos de grão, será contado 1,5 grão.

Como em ambas as amostras a matriz é predominantemente austenítica, a liga AISI 316L e a liga Inconel 718 podem ser consideradas como materiais monofásicos. Sendo assim, seguindo a norma ASTM E112, o tamanho de grão médio em mm é calculado de acordo com as equações 11 e 12 e o tamanho de grão ASTM é calculado de acordo com a equação 13.

$$NL = \frac{N}{LT} \quad \text{Equação 11}$$

$$L = \frac{1}{NL} \quad \text{Equação 12}$$

$$G = -3,298 - 6,6439 \log L \quad \text{Equação 13}$$

Sendo

NL = número de interceptos por comprimento

N = número de grãos interceptados

LT = comprimento total da linha

L = diâmetro médio dos grãos, em mm

G = tamanho de grão ASTM

Para os valores médios do tamanho de grão, foi calculado o intervalo de confiança de 95%, como mostra a equação 14. Sendo L o valor médio obtido,  $\sigma$  o desvio padrão e n o número de análises, no caso, o número de linhas traçadas por amostra.

$$\text{Intervalo (95\%)} = L \pm 1,96 \frac{\sigma}{\sqrt{n}} \quad \text{Equação 14}$$

#### 4.2.3.2 Quantificação de ferrita $\delta$ , quantificação da fase Laves e espaçamento entre ferritas $\delta$

Através do software ImageJ, foi feita quantificação de ferrita  $\delta$  e da fase Laves na ZF das amostras soldadas utilizando, para cada amostra, dez micrografias com ferrita  $\delta$  revelada e dez micrografias com somente fase Laves revelada, objetivando obter a fração volumétrica média de ambas as fases. As medições foram feitas com base na norma *American Society for Testing and Materials* ASTM E1245 (2003). O software utiliza micrografias obtidas por MO, sendo capaz de obter a porcentagem de ferrita  $\delta$  e da fase Laves através da diferença de coloração da fase presente, como mostra a Figura 39.

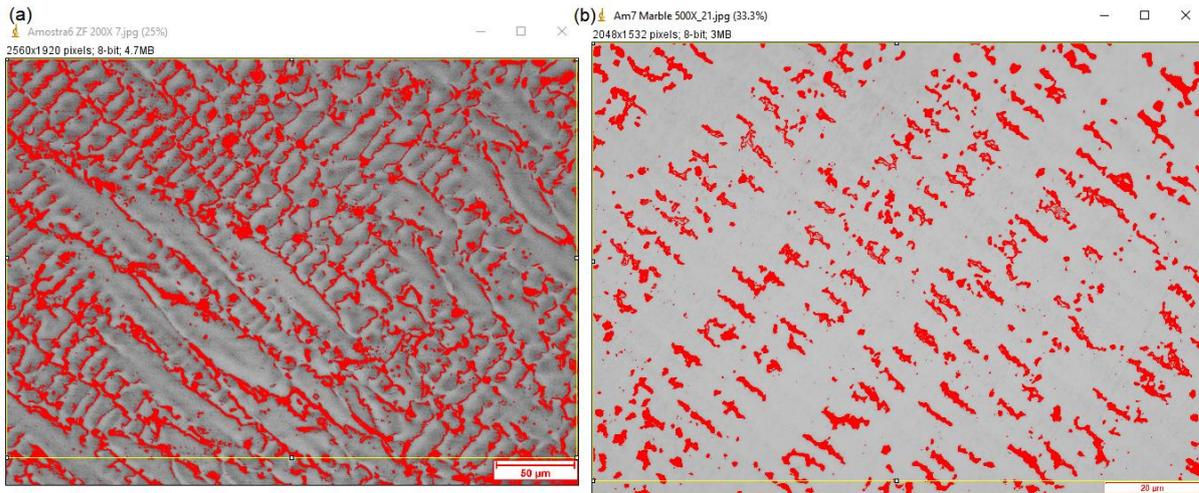


Figura 39. Exemplo da medição de fração volumétrica através do software ImageJ: (a) medição de fração volumétrica da ferrita  $\delta$ , (b) medição de fração volumétrica da fase Laves.  
Fonte: Autora

Além disso, foi medido o espaçamento entre as ferritas  $\delta$  das amostras soldadas, também através do ImageJ como mostra a Figura 40, medindo-se a distância entre as ferritas em diferentes áreas da zona fundida (ZF). Para cada amostra, foram consideradas três micrografias de regiões distintas da ZF e, para cada micrografia, foram feitas dez medições de espaçamento, totalizando em trinta medições de espaçamento entre bandas de ferrita  $\delta$  para cada amostra soldada, sendo possível obter o espaçamento médio. Tanto para as frações volumétricas como para o espaçamento foi calculado o intervalo de confiança de 95% (equação 14) para os valores da média.

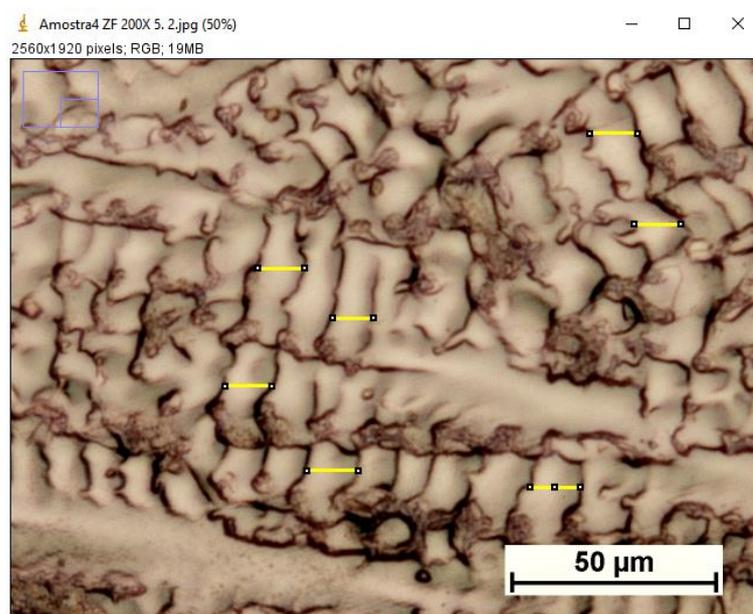


Figura 40. Esquema de medição do espaçamento entre ferritas no software ImageJ.  
Fonte: Autora

### 4.2.3.3 Dimensionamento do metal de solda

Foi feita análise do dimensionamento do metal de solda (MS) através da medição de largura, profundidade de penetração e área. As medições de largura e profundidade de penetração do MS foram feitas utilizando um perfilômetro Union Optical. Tanto a largura como a profundidade de penetração foram medidas duas vezes (ida e volta) para obter um valor médio. Mediu-se a área do MS de cada amostra soldada utilizando o software GeoGebra. O software possibilita a medição aproximada da área através das macrografias das juntas soldadas, sendo que, para cada amostra, foram analisadas três macrografias. Tais imagens foram obtidas com o auxílio do estereomicroscópio Stemi 2000-C Zeiss, utilizando aumento de 16X. Cada macrografia foi recortada e ajustada, de acordo com sua espessura, no software para facilitar a medição da área. A Figura 41 mostra algumas macrografias utilizadas para a medição da área do metal de solda de cada amostra.

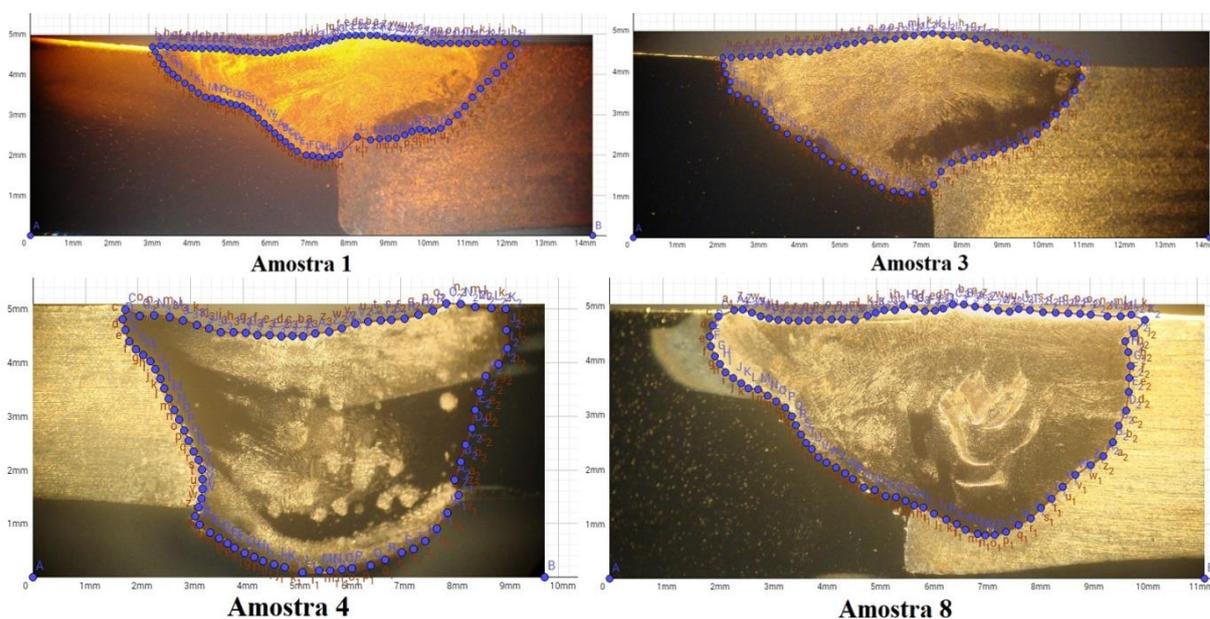


Figura 41. Algumas das macrografias usadas no software Geogebra para obter o valor da área.  
Fonte: Autora

### 4.2.3.4 Ensaio de dureza e microdureza Vickers

Para as amostras CR foi feita medição de dureza Vickers, sendo realizadas 10 medições em diferentes regiões da amostra, possibilitando o cálculo da dureza média. A carga utilizada foi de 100 kgf. O equipamento de medição de dureza Vickers possibilita a medição

das diagonais da indentação, sendo necessário calcular o valor da dureza através da equação 15, sendo P a carga aplicada (em kgf) e L é a média aritmética das duas diagonais da indentação (em milímetros). (DIETER; BACON, 1986)

$$HV = 1854,4 \frac{P}{L^2} \quad \text{Equação 15}$$

Todas as amostras soldadas foram submetidas ao ensaio de microdureza Vickers, feito através do microdurômetro Shimadzu modelo HVM-2T, equipamento que calcula o valor da microdureza de forma automática. Assim como nos estudos de Anawa e Olabi (2014), Hongfei, Yimin e Yuefeng (2017) e Findik, Yilmaz e Somyurek (2011), foi feito um perfil de microdureza, ou seja, a microdureza foi medida em linha em cada região da seção transversal das amostras soldadas, sendo possível medir a variação da microdureza desde o metal base (MB) do AISI 316L, passando pela ZF até o MB do Inconel 718. A microdureza foi medida em duas linhas, como mostra a Figura 42, sendo a linha 1 a aproximadamente 0,5 mm de distância da superfície e a linha 2 a 2 mm de distância da linha 1. Somente na Am 9 a linha 2 foi medida a 1 mm de distância da linha 1 devido a pequena profundidade de penetração da solda desta amostra. A distância entre cada medição na linha 1 foi de 1 mm e na linha 2 foi de 0,5 mm, exceto para as amostras 4, 5 e 6, as quais a distância entre as medições na linha 2 foi de 1 mm. A medição foi feita utilizando carga de 300 gf por 30 segundos.

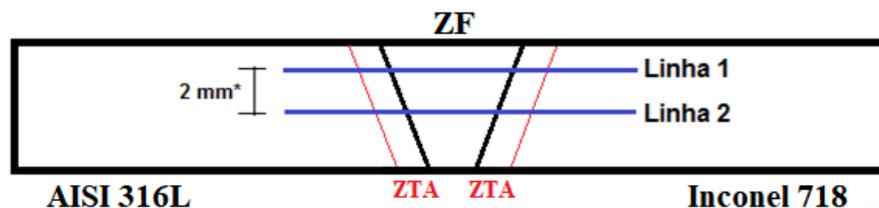


Figura 42. Esquema de medição da microdureza das amostras soldadas.\*Exceto a Am 9, na qual a distância entre as linhas 1 e 2 foi de 1 mm. Fonte: Autora

#### 4.2.3.5 Análise de Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS)

A análise de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) foi feita através de um microscópio eletrônico de varredura modelo EVO MA10 com filamento de hexaboreto de lantânio ( $\text{LaB}_6$ ), Carl Zeiss, utilizando um detector SUTWSapphire da marca EDAX com resolução 131.01. Foi feita análise em linha de três amostras soldadas, sendo analisada a transição ZTA Inox/ZF, a região da ZF e a transição ZF/ZTA Inconel, como exemplifica a

Figura 43. A escolha das amostras foi baseada no aporte térmico: uma amostra de maior aporte, uma de aporte médio e uma de menor aporte. Sendo assim, foram analisadas as amostras 5, 8 e 1.

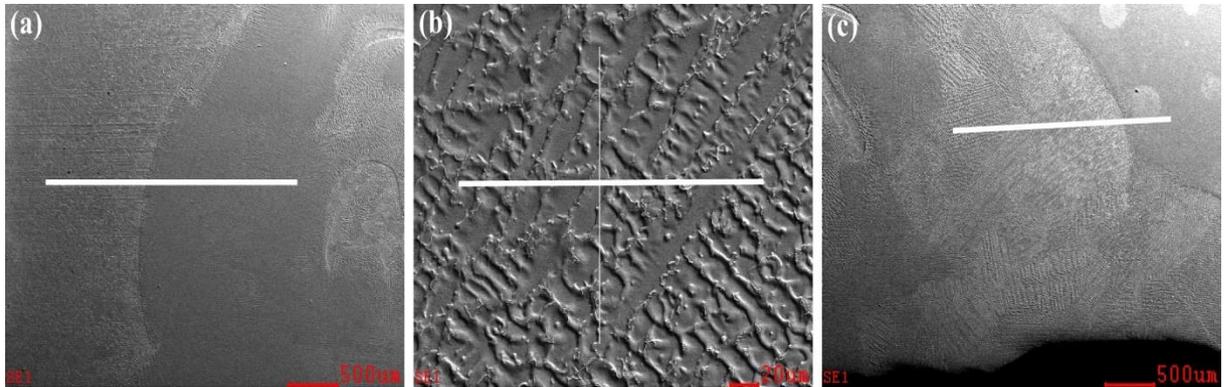


Figura 43. Esquemática da análise EDS em linha na Am 8. Fonte: Autora

A análise pontual retorna um gráfico de picos indicando o teor de cada elemento analisado. Já a análise em linha retorna uma planilha com o teor de cada elemento analisado ao longo da linha demarcada. Com os resultados da planilha, é possível a confecção de gráficos de análise do teor dos elementos.

Foi feita também a análise EDS da fase Laves, como forma de comprovar que a fase secundária formada na ZF durante o processo de soldagem era mesmo a Laves. Nesse caso, foi feita análise pontual, como exemplifica a Figura 44, em três pontos na Am 7 e quatro pontos na Am 3, sendo calculada a média e intervalo de 95% de confiança dos principais elementos presentes na fase: nióbio, níquel, ferro e cromo. Com o objetivo de analisar a variação de composição na fase Laves, também foi feita análise EDS em linha em duas regiões de fase Laves presentes na Am 3.

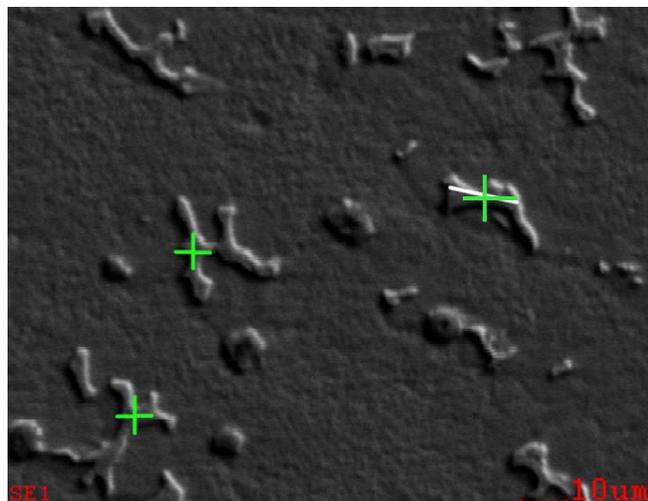


Figura 44. Exemplo da análise EDS pontual realizada na fase Laves. Fonte: Autora

#### 4.2.4 Cinética de crescimento da fase Laves

Com o objetivo de analisar como ocorre o crescimento da fase secundária Laves na ZF das juntas dissimilares, foi feito o estudo da cinética de crescimento em duas amostras soldadas escolhidas de forma aleatória. O intuito da escolha aleatória foi de comparar o crescimento da fase Laves em amostras soldadas com aporte térmico e temperatura de interpasso distintos, de forma a analisar se, após tratamento térmico a mesma temperatura, a fase Laves cresceria nas mesmas proporções em ambas as amostras. Deste modo, foram escolhidas as amostras 3 e 7 para a análise cinética. Primeiramente, após a preparação metalográfica utilizando reagente Marble para o ataque químico (preparação descrita no item 4.2.3) ambas as amostras foram analisadas por MO através do microscópio Olympus utilizando aumento de 500X. Trinta micrografias foram analisadas para cada amostra. Para obter a fração volumétrica de fase Laves, cada micrografia foi analisada através do software ImageJ, como descrito no item 4.2.3.2, sendo possível obter a fração média de fase Laves para cada amostra.

Terminada a análise das amostras sem tratamento térmico, as amostras 3 e 7 foram cortadas ao meio utilizando disco de diamante por meio da cortadeira de baixa velocidade Buehler ISOMET 1000, utilizando velocidade de 300 RPM. Após o corte, as amostras resultantes foram nomeadas de amostra 3.1 e 3.2 e amostra 7.1 e 7.2. Todas as amostras foram tratadas termicamente a 950°C. Como o intuito não era de reduzir a quantidade de fase Laves, não foi feito tratamento de envelhecimento (método utilizado em outros estudos, descritos no item 3.3.7) e as amostras ficaram expostas a temperatura de 950°C por curto período de tempo. A temperatura do tratamento foi escolhida de acordo com o diagrama pseudo-binário desenvolvido por Cieslak (1989). O diagrama, ilustrado na Figura 45, mostra que a fase Laves começa a se formar a 1050°C para porcentagem de nióbio próxima a 5%, que é a porcentagem de Nb do Inconel 718 utilizado neste estudo, já que o AISI 316L não possui quantidade significativa de Nb, como mostrado na Tabela 9 do item 4.1. Sendo assim, como a intenção era de analisar o crescimento da fase Laves, foi utilizada uma temperatura menor, sendo escolhida 950°C. Além disso, a junta dissimilar de Inconel 718 e AISI 316L costuma ser empregada em ambientes que trabalham a alta temperatura, como citado na Introdução, sendo 950°C uma temperatura razoável, já que, segundo DuPont, Lippold e Kiser (2011), o Inconel 718 pode ser aplicado a temperaturas próximas a 1000°C.

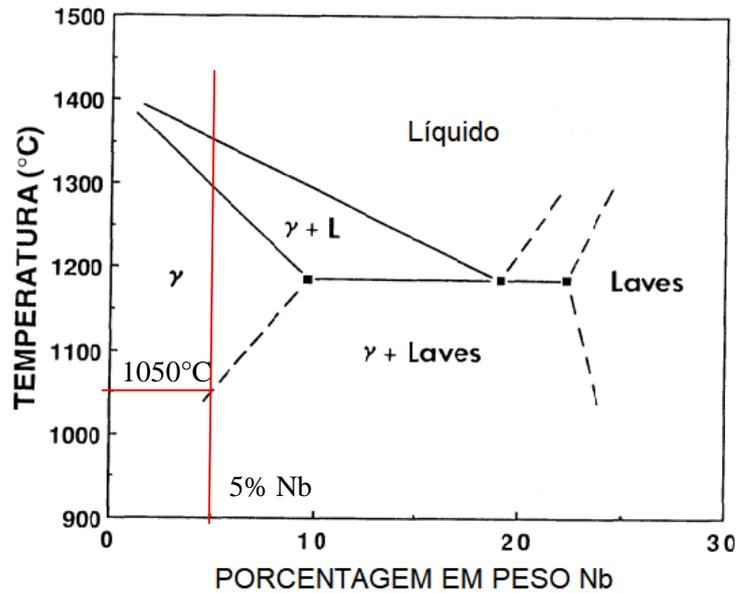


Figura 45. Temperatura de formação de fase Laves para 5% de nióbio de acordo com o diagrama pseudo-binário de solidificação da superliga Inconel 718 desenvolvido por Cieslak (1989).

Antes de iniciar o tratamento das amostras, foi respeitado o tempo de aquecimento e de homogeneização da temperatura do forno utilizado (forno Brasimet), como mostra o gráfico da Figura 46. De acordo com a figura, após atingir a temperatura de 950°C, deve-se esperar aproximadamente 2 horas para que haja homogeneização da temperatura no interior do forno.

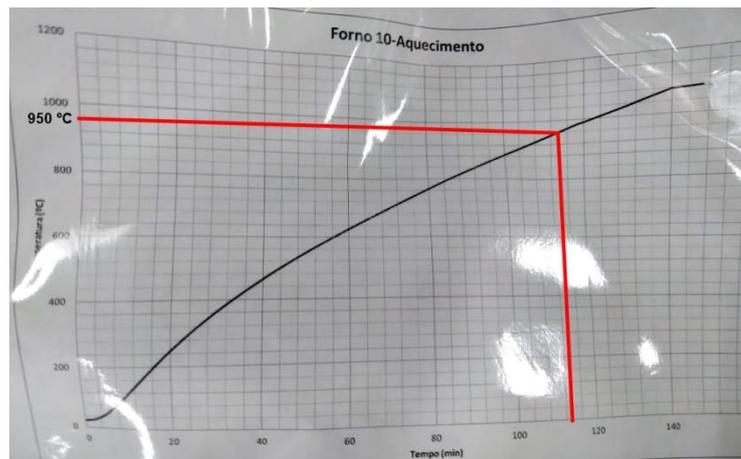


Figura 46. Curva de homogeneização da temperatura do forno Brasimet.

O tempo de encharque da amostra 7.1 foi de 30 minutos, da amostra 7.2 foi de 1 hora, da amostra 3.1 foi também de 1 hora e o tempo de encharque da amostra 3.2 foi de 2 horas. A fim de verificar se a temperatura do tratamento estava correta, foi utilizado um

termopar soldado na região da ZF. Para registro, foram coletados os dados do aquecimento das amostras 7.1 e 7.2, sendo que estes foram lidos através do equipamento Spider 8 e disponibilizados em forma de tabela por meio do software Catman 4.5, semelhante ao registro de temperatura do processo de soldagem, descrito no item 4.2.2.

Após a realização dos tratamentos térmicos, todas as amostras foram preparadas utilizando os mesmos passos de preparação das amostras sem tratamento térmico, sendo utilizado novamente o reagente Marble para o ataque químico. Também foram feitas trinta micrografias de cada amostra por meio do microscópio Olympus utilizando aumento de 500X. As micrografias foram analisadas através do software ImageJ, sendo obtida a fração volumétrica média de cada amostra após tratamento térmico. Para confecção do gráfico do caminho microestrutural, foi medido  $S_v$  a partir da média de interseções entre a fase Laves e a matriz, como mostra a equação 10 do item 3.4, através da inserção de linhas no software ImageJ, sendo utilizadas as trintas micrografias obtidas por MO.

Com a obtenção dos valores médios de fração volumétrica com e sem tratamento térmico, foi possível definir os termos  $n$  e  $k$  da equação de JMAK (equação 8 do item 3.4) através da linearização da equação (equação 11 do item 3.4). Desta forma, foi definida uma equação que descreve a cinética do crescimento da fase Laves para as amostras 3 e 7.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 Análise das amostras CR

A Figura 47 e Figura 48 mostram a microestrutura do Inconel 718 e do AISI 316L, respectivamente, obtidas por MO. Ambas as amostras apresentam microestrutura constituída de grãos poligonais austeníticos de tamanhos variados. É possível observar a presença de maclas de recozimento, que se formaram devido ao processo de laminação a quente durante a fabricação das amostras.

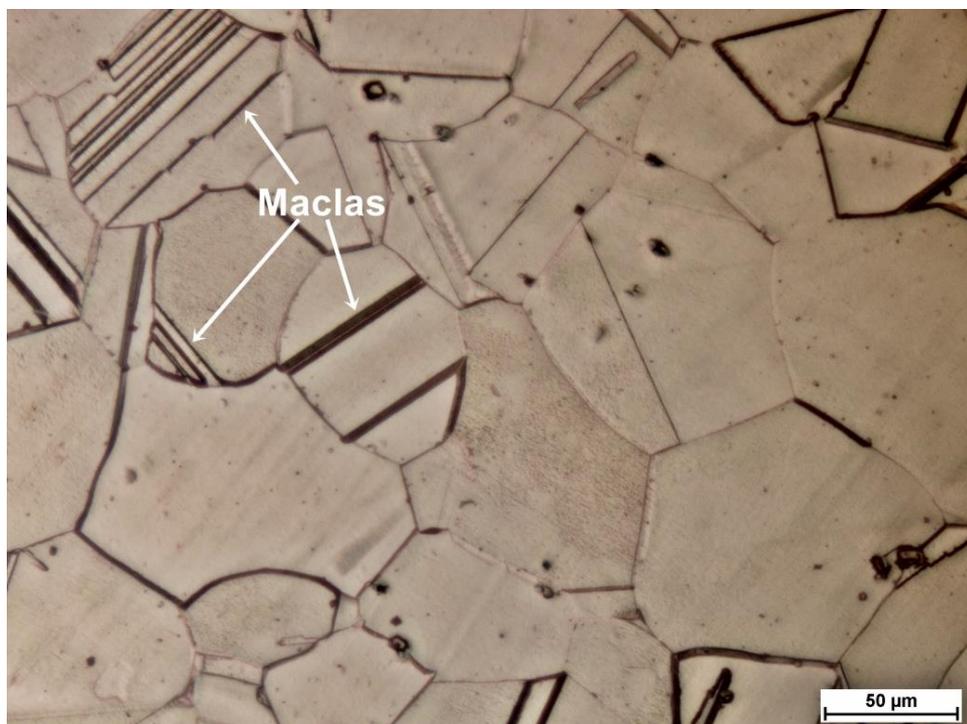


Figura 47. Microestrutura da liga Inconel 718. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

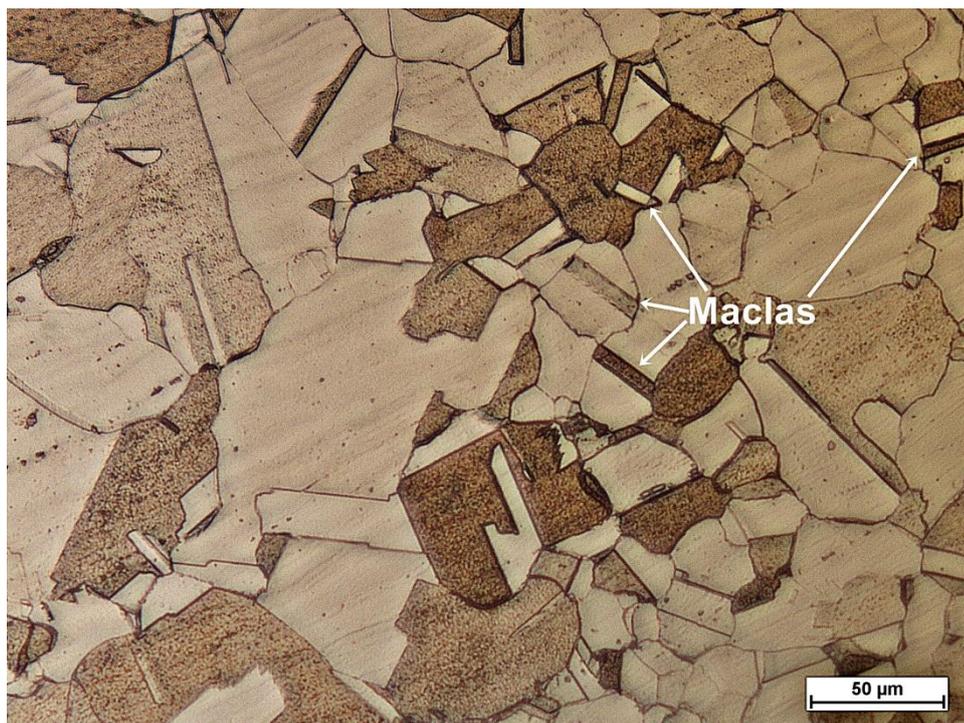


Figura 48. Microestrutura da liga AISI 316L. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

O tamanho médio dos grãos foi de  $64 \pm 7 \mu\text{m}$  para o Inconel 718 e  $31 \pm 2 \mu\text{m}$  para o AISI 316L. O resultado do tamanho de grão ASTM foi 5 para o Inconel 718 e 7 para o AISI 316L. O ensaio de dureza resultou em  $237 \pm 1 \text{ HV}$  para o Inconel 718 e  $169 \pm 0,50 \text{ HV}$  para o AISI 316L.

## 5.2 Ciclos térmicos de soldagem

As Figuras 49 a 53 mostram os ciclos térmicos obtidos durante o processo de soldagem de cada amostra. É possível notar o aquecimento e resfriamento provocado por cada um dos três passes de soldagem. Observa-se que alguns termopares não registraram os valores de temperatura: termopar 3 das amostras 2 e 3 e termopar 2 das amostras 6 e 7. Além disso, os termopares da soldagem da amostra 6 não registraram a temperatura corretamente. O erro pode ter ocorrido no próprio termopar ou no equipamento que capta os dados. As linhas vermelhas inseridas no gráfico mostram o tempo que foi necessário para cada amostra atingir  $400^\circ\text{C}$  durante o resfriamento. Nota-se, com auxílio dessas linhas, que amostras com maiores aportes térmicos e maiores temperaturas de interpasse possuem menor taxa de resfriamento, ou seja, é necessário mais tempo para o total resfriamento da junta soldada. A Am 8, por

exemplo, foi soldada com aporte de 0,392 kJ/mm e temperatura de interpasse de 800 °C. Pelo gráfico observa-se que a Am 8 demorou aproximadamente 300 s para atingir 400°C. Já a Am 9 foi soldada com aporte de 0,251 kJ/mm e temperatura de interpasse de 600 °C demorou menos de 250 s para atingir 400°C.

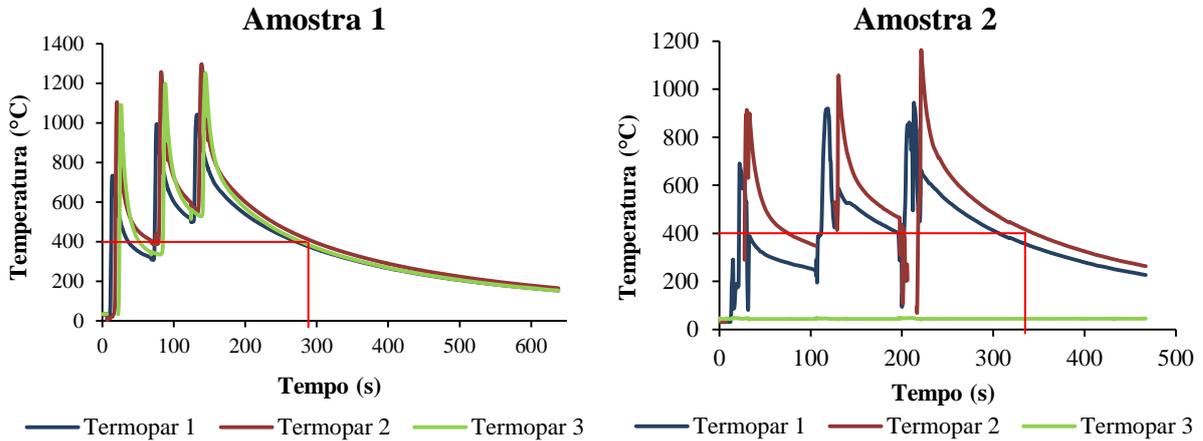


Figura 49. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 1. (b) Am 2.

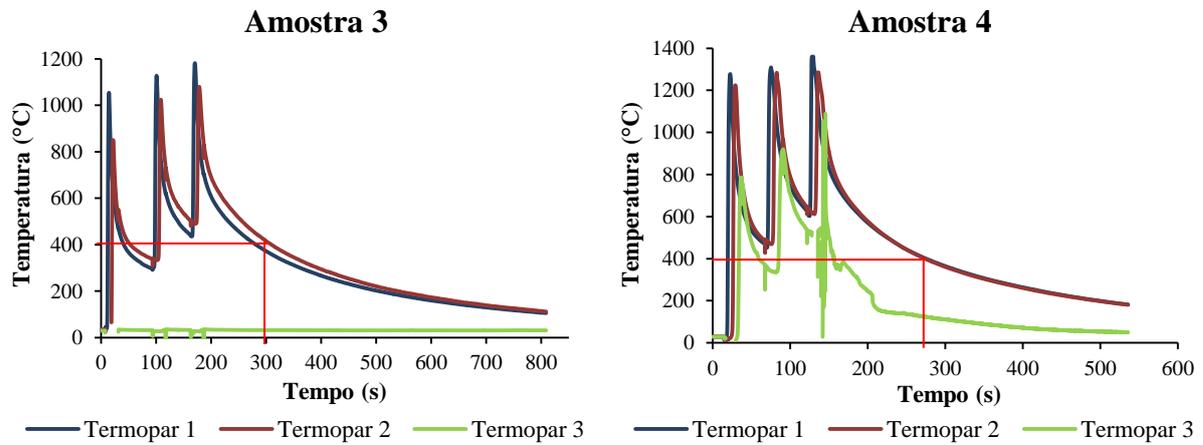


Figura 50. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 3. (b) Am 4.

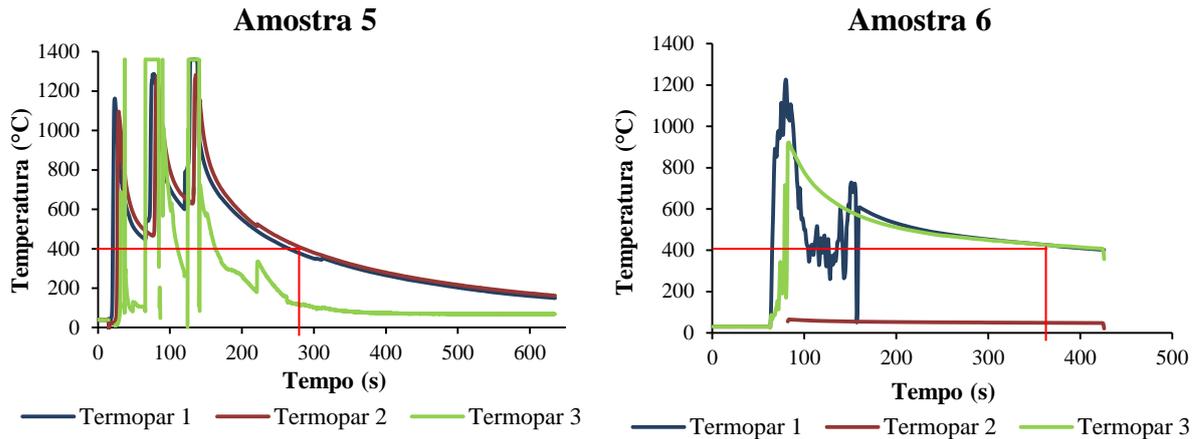


Figura 51. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 5. (b) Am 6.

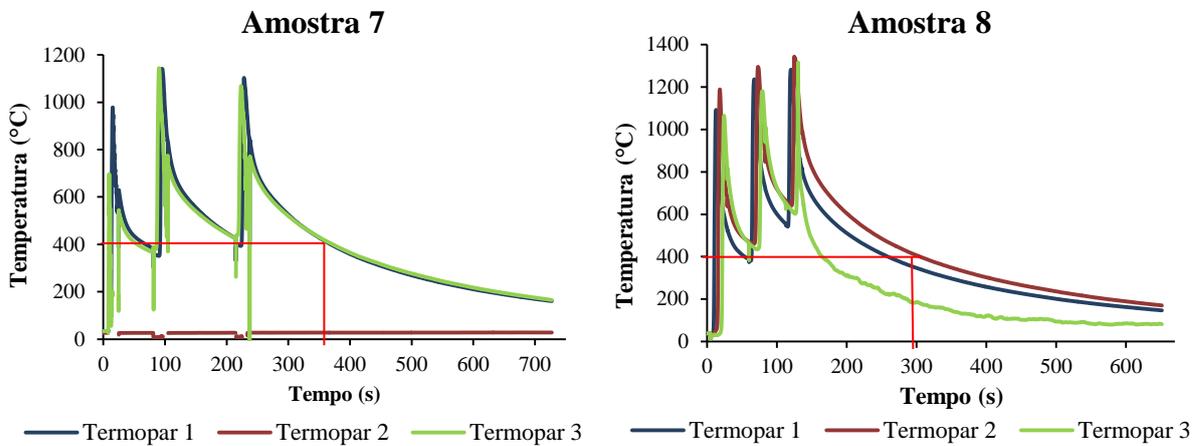


Figura 52. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 7. (b) Am 8.

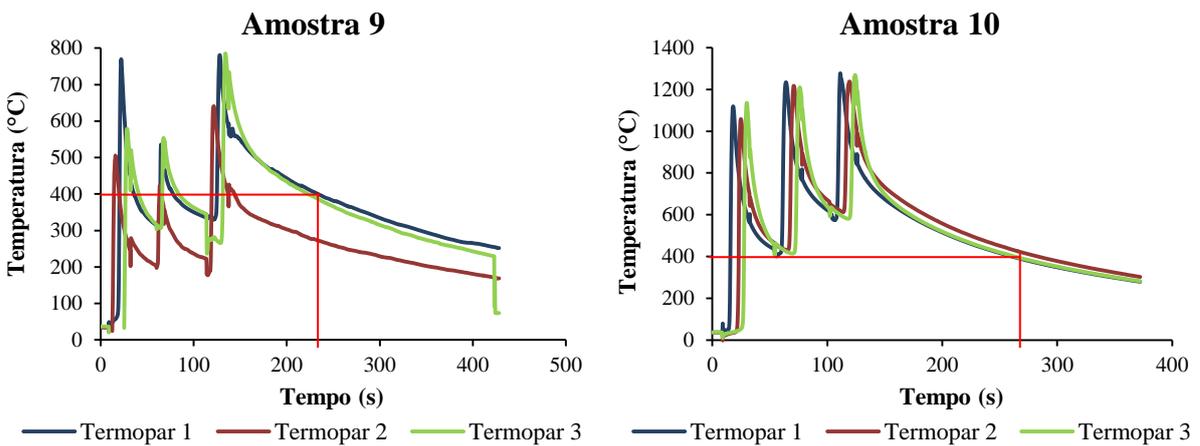


Figura 53. Ciclos térmicos de soldagem. (a) Am 9. (b) Am 10.

### 5.3 Análise das amostras soldadas

As Figuras 54 a 63 mostram as microestruturas obtidas por MO das ZF's das amostras soldadas. Com a finalidade de buscar máxima igualdade entre as composições dos

dois materiais, a região analisada foi aproximadamente o meio da ZF. Como explicado no item 3.3.6, tanto o Inconel 718 como o AISI 316L solidificam no modo FA (solidificação ferrítica-austenítica) devido a sua composição química, como ilustra a Figura 32. Logo, a ZF resultante da soldagem dissimilar entre estes dois materiais também se solidifica no modo FA, como mostram as micrografias subsequentes.

É possível observar que parte significativa da ZF de cada amostra solidificou de forma dendrítica colunar, como explicado no item 3.3.5 e mostrado na Figura 26(c). As dendritas são constituídas de austenita (parte clara), enquanto que a ferrita (parte escura) se encontra predominantemente nos contornos das dendritas. O tamanho e forma das dendritas colunares é diferente para cada amostra devido ao fato que de cada uma foi soldada com diferentes aportes e diferentes temperaturas de interpasse. Nota-se ainda que as amostras que foram soldadas com maiores aportes e/ou maiores temperaturas de interpasse possuem maior espaçamento entre as ferritas, ou seja, possuem maiores dendritas de austenita. Tal observação é explicada no item 5.3.2.

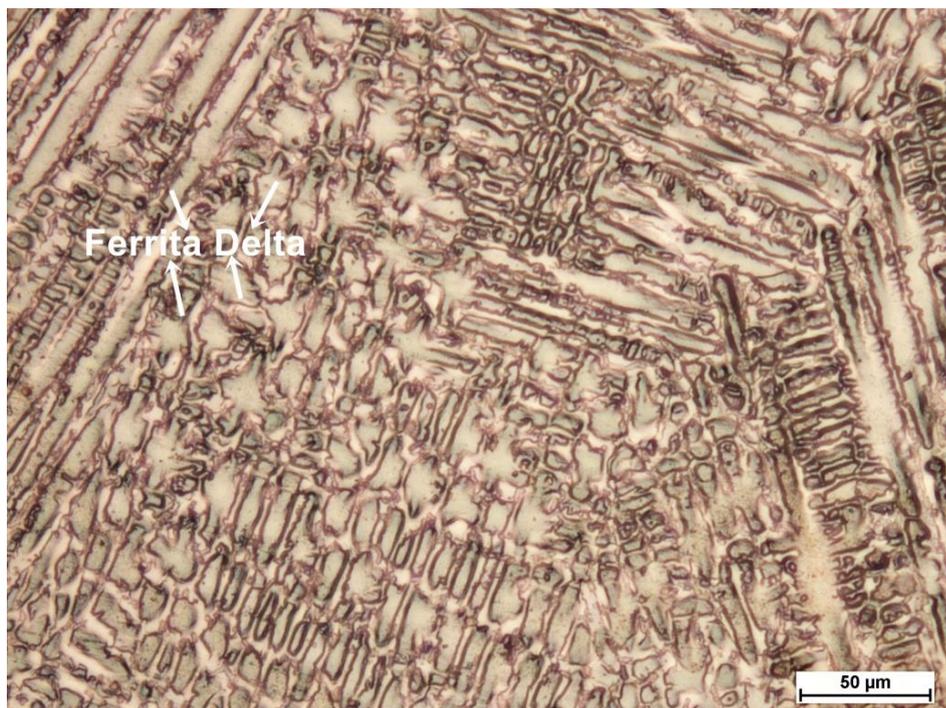


Figura 54. Microestrutura da ZF da Am 1. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

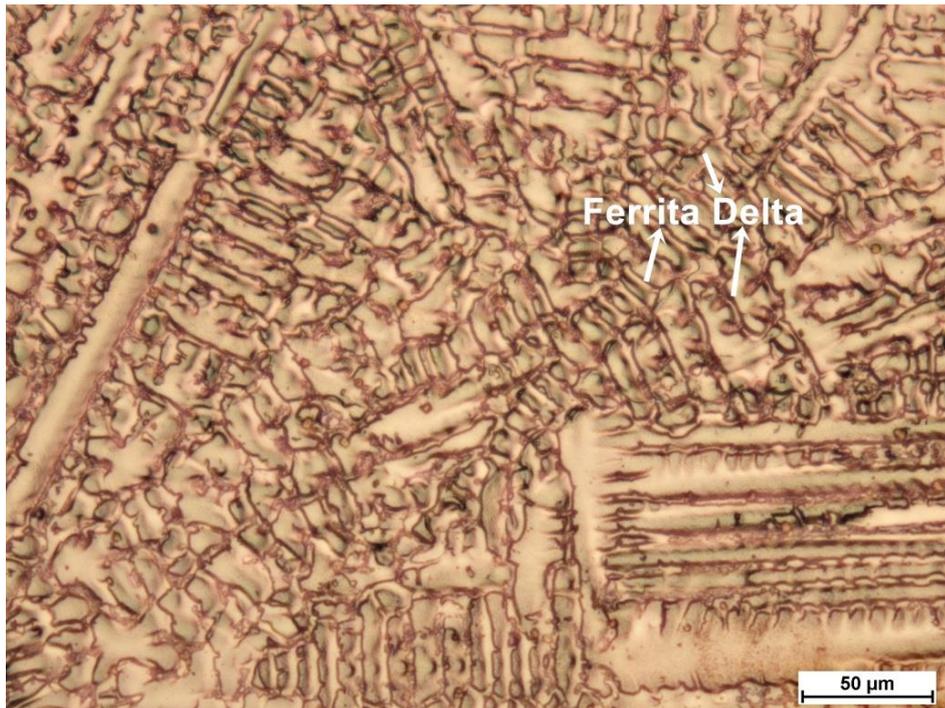


Figura 55. Microestrutura da ZF da Am 2. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

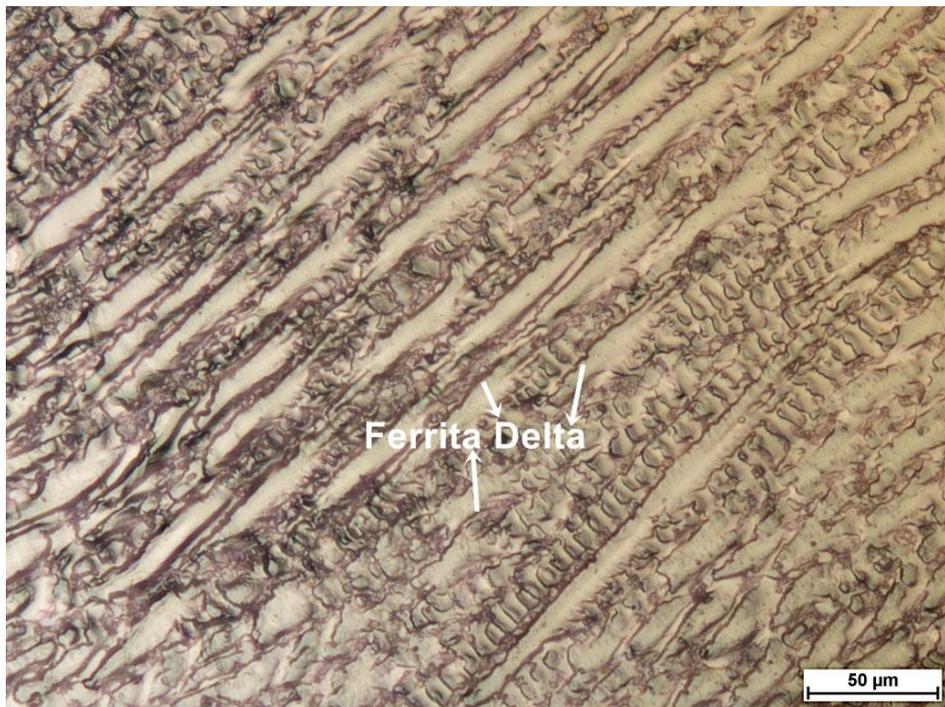


Figura 56. Microestrutura da ZF da Am 3. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

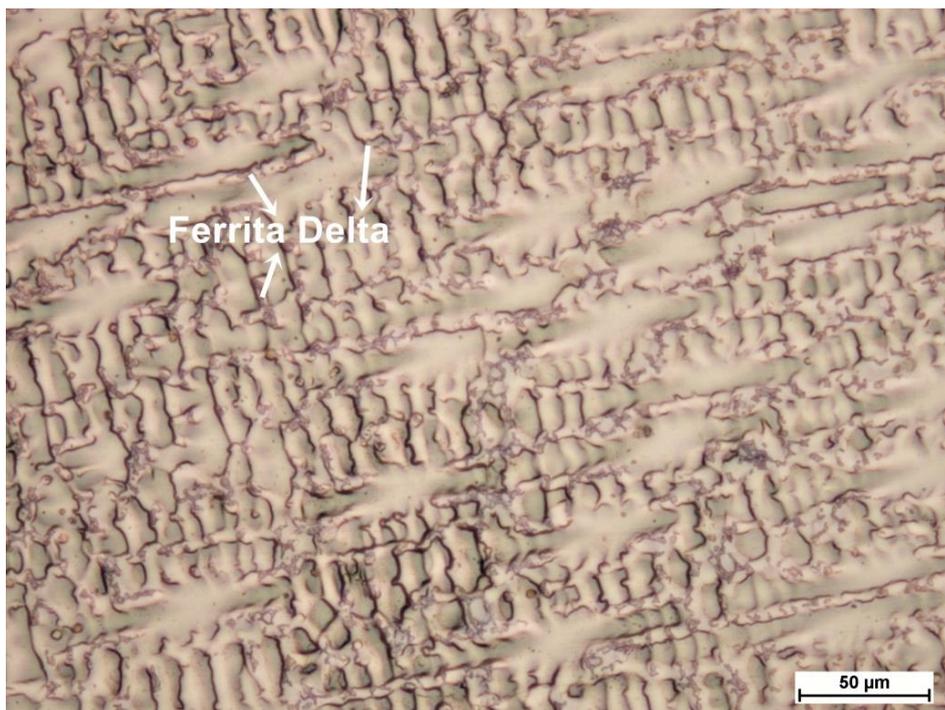


Figura 57. Microestrutura da ZF da Am 4. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora



Figura 58. Microestrutura da ZF da Am 5. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

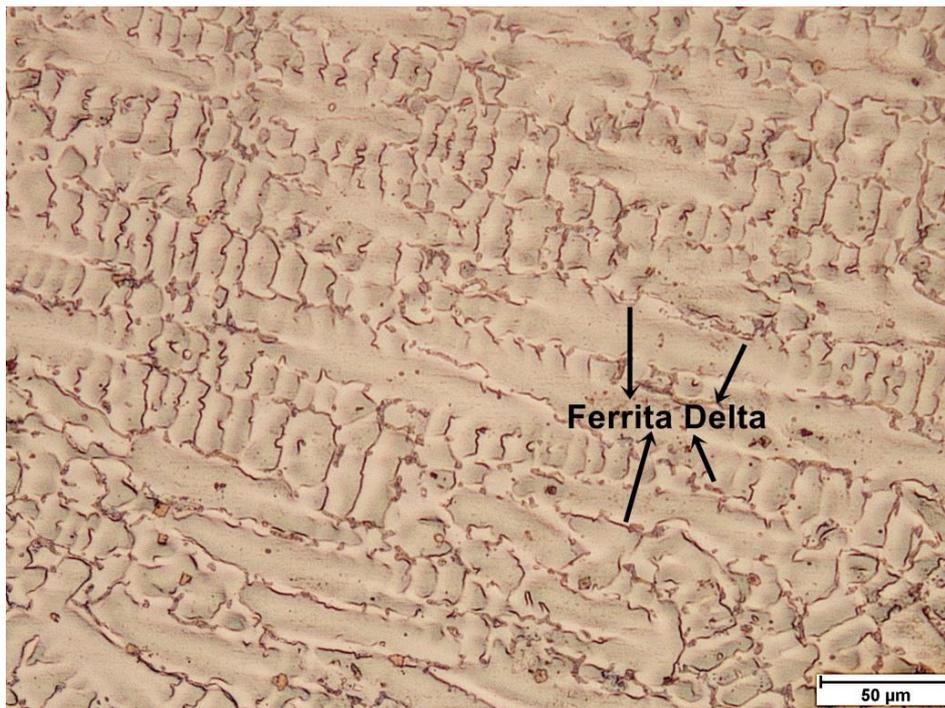


Figura 59. Microestrutura da ZF da Am 6. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora



Figura 60. Microestrutura da ZF da Am 7. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

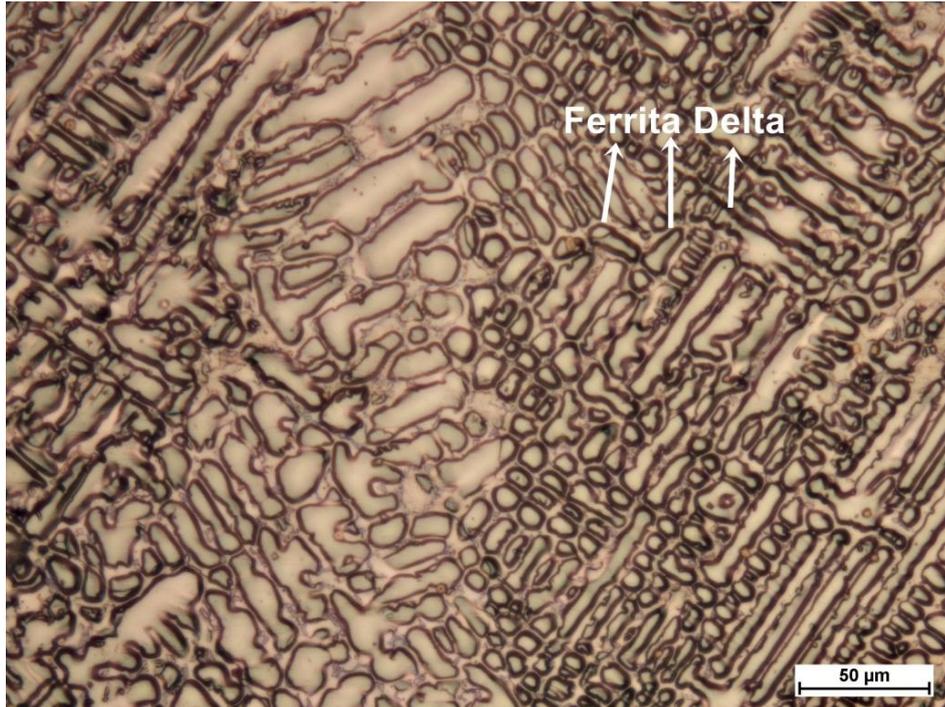


Figura 61. Microestrutura da ZF da Am 8. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

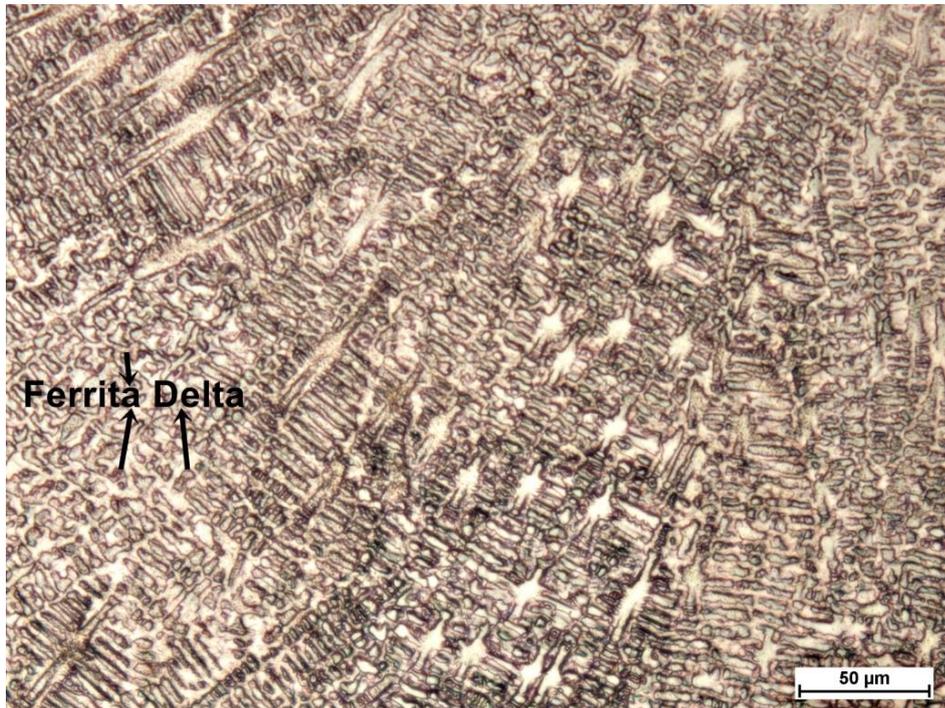


Figura 62. Microestrutura da ZF da Am 9. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

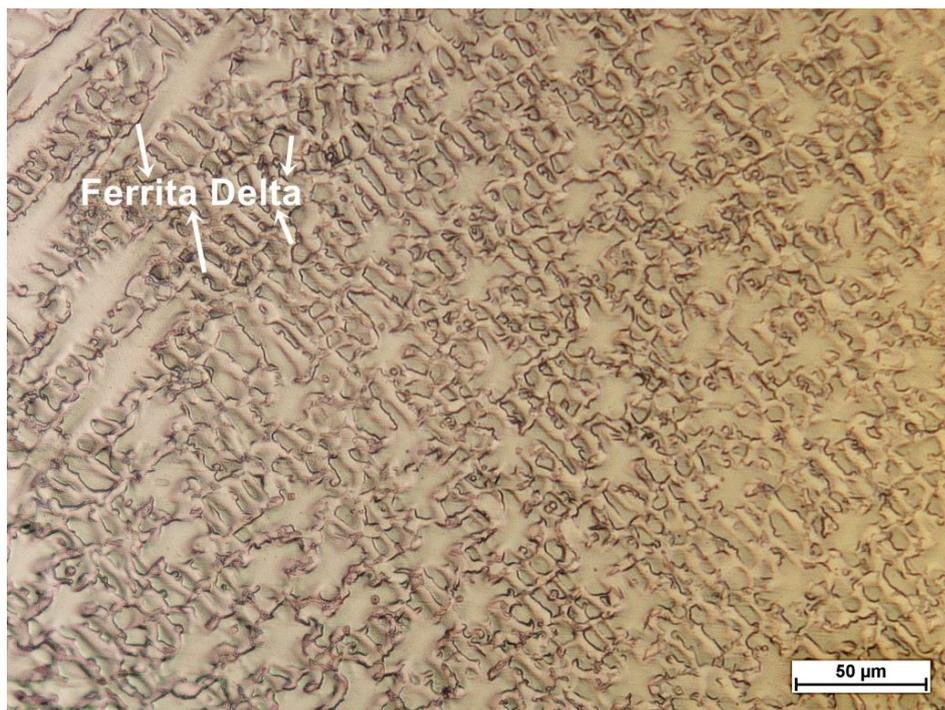


Figura 63. Microestrutura da ZF da Am 10. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

As Figuras 64 a 83 mostram as ZTAs próximas ao Inconel 718 (ZTA Inconel) e próximas ao AISI 316L (ZTA Inox). Pode-se observar a diferença microestrutural entre a ZF, ZTA Inconel e ZTA Inox. Durante a soldagem, a ZF sofre fusão e posterior solidificação, sofrendo significativa alteração microestrutural, como mostrado nas Figuras 54 a 63. Já as ZTAs não sofrem fusão, pois são regiões que atingem menor temperatura, ficando expostas a esta por menor tempo, o que acarreta em menor alteração microestrutural, como pode ser observado nas micrografias subsequentes. Além disso, por possuírem composições químicas diferentes, a ZTA Inconel se apresenta diferente da ZTA Inox, já que a composição química influencia na microestrutura.

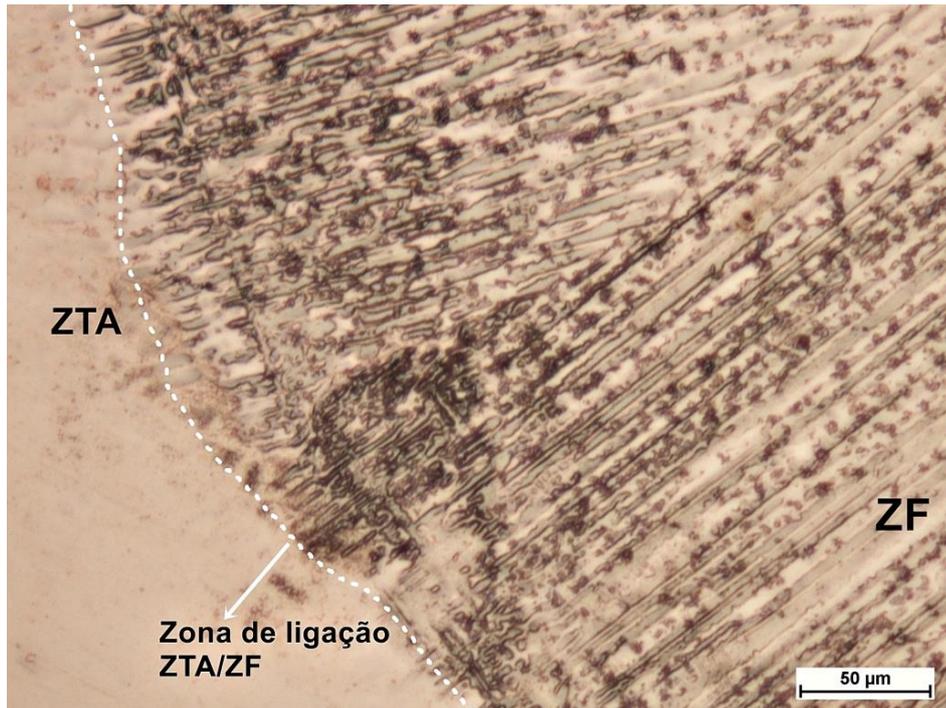


Figura 64. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 1. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

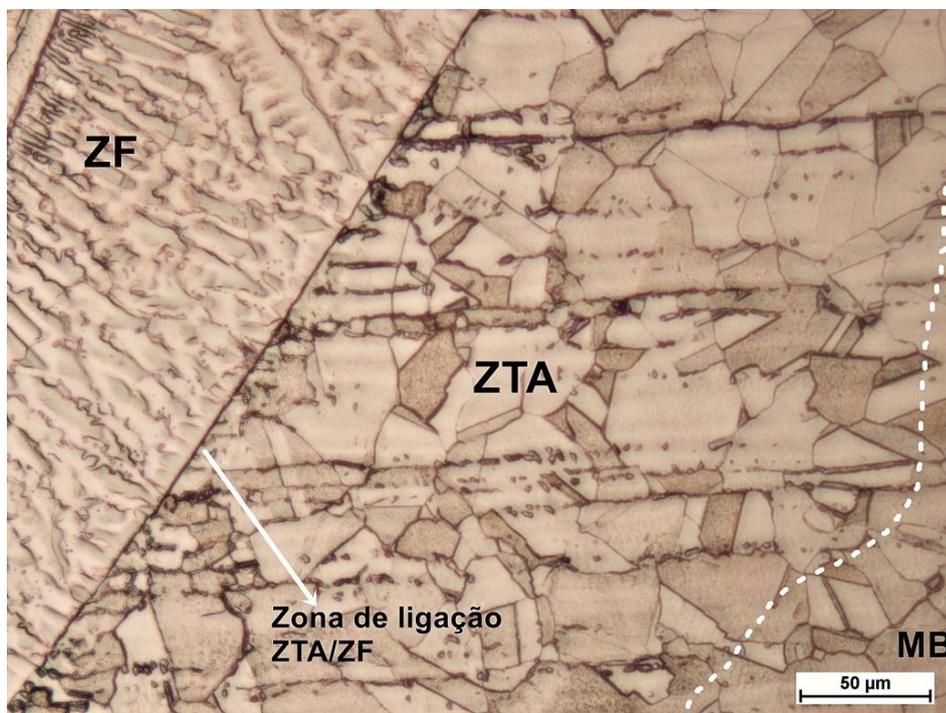


Figura 65. Microestrutura da ZTA Inox da Am 1. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

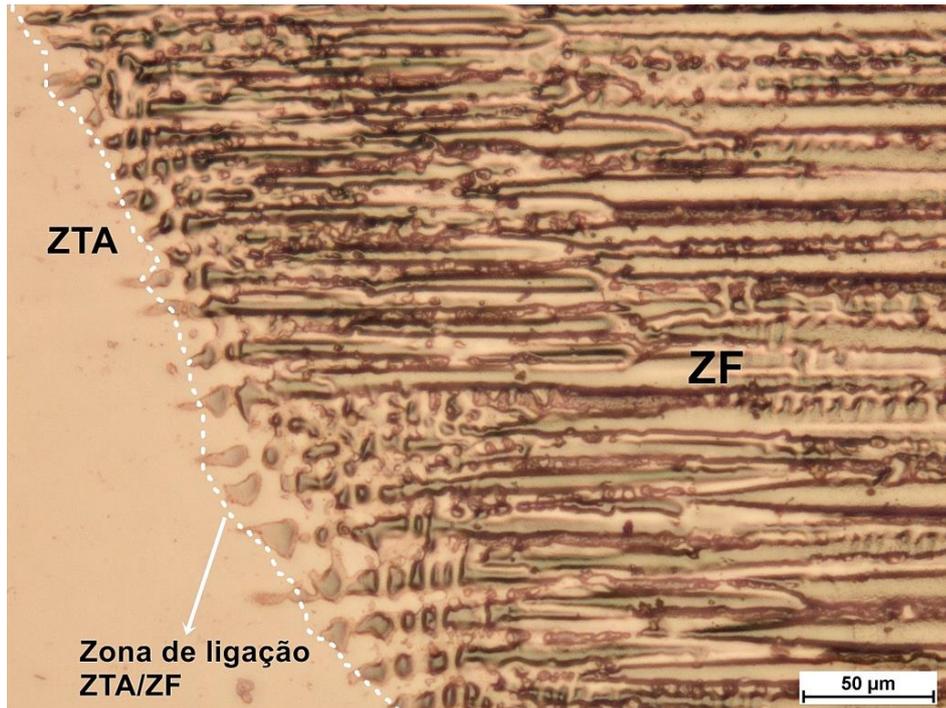


Figura 66. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 2. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

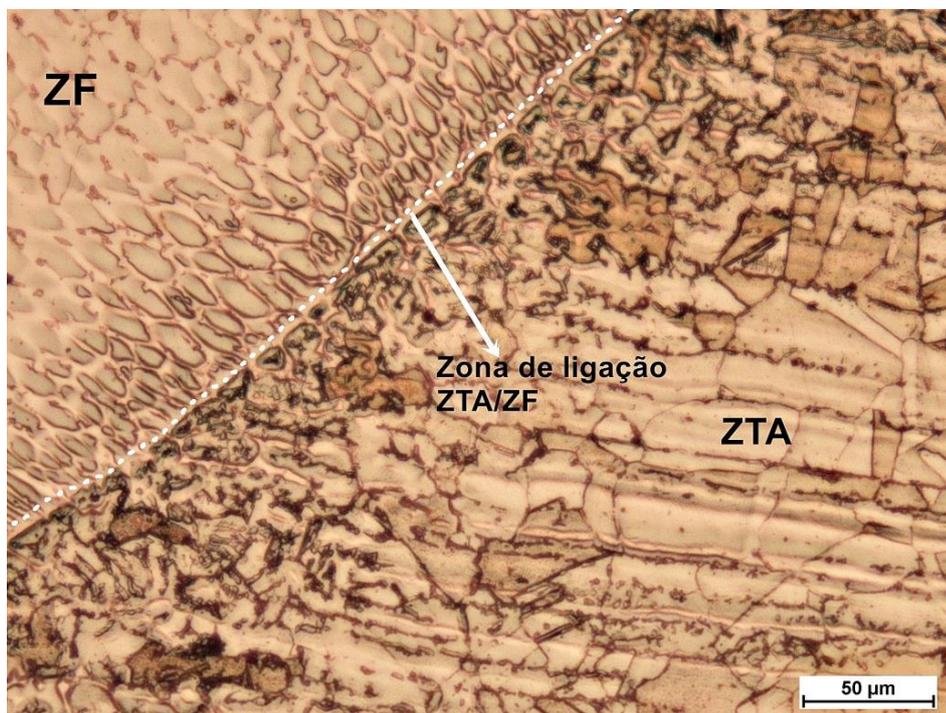


Figura 67. Microestrutura da ZTA Inox da Am 2. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

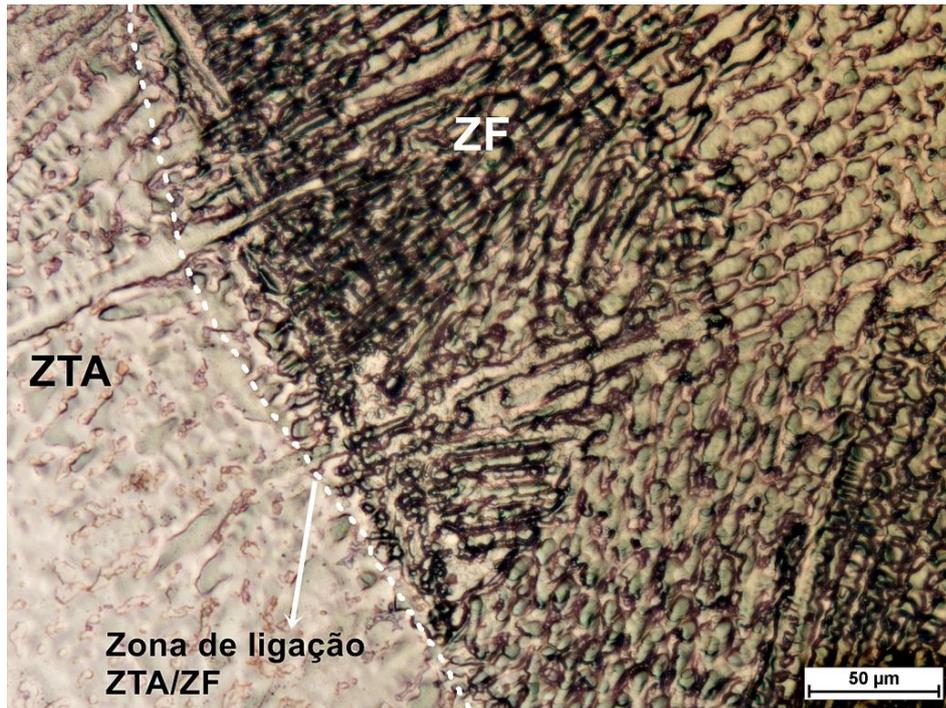


Figura 68. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 3. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

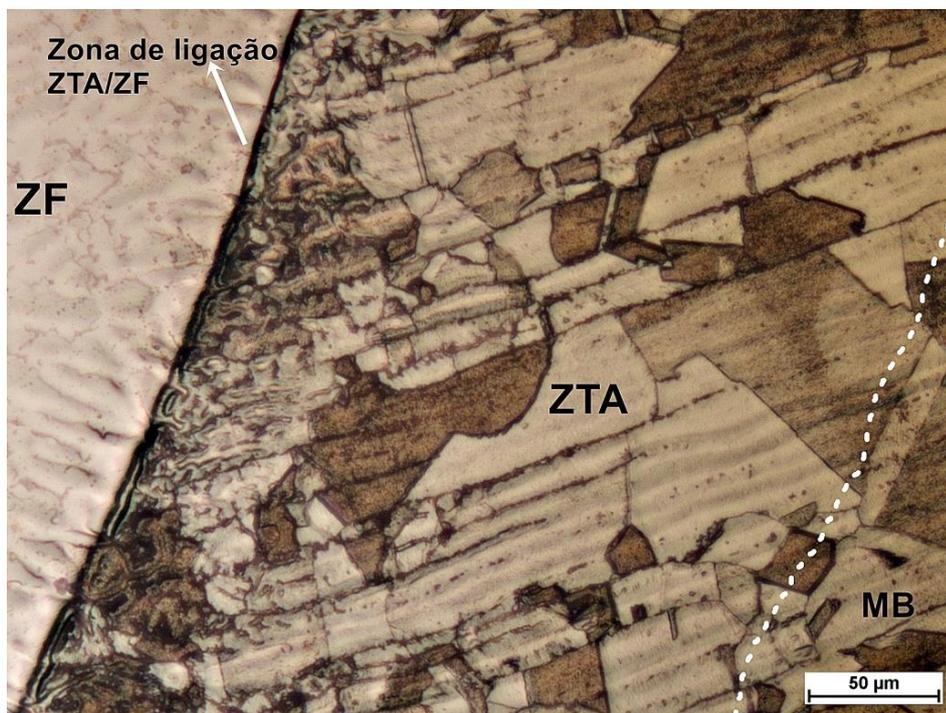


Figura 69. Microestrutura da ZTA Inox da Am 3. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

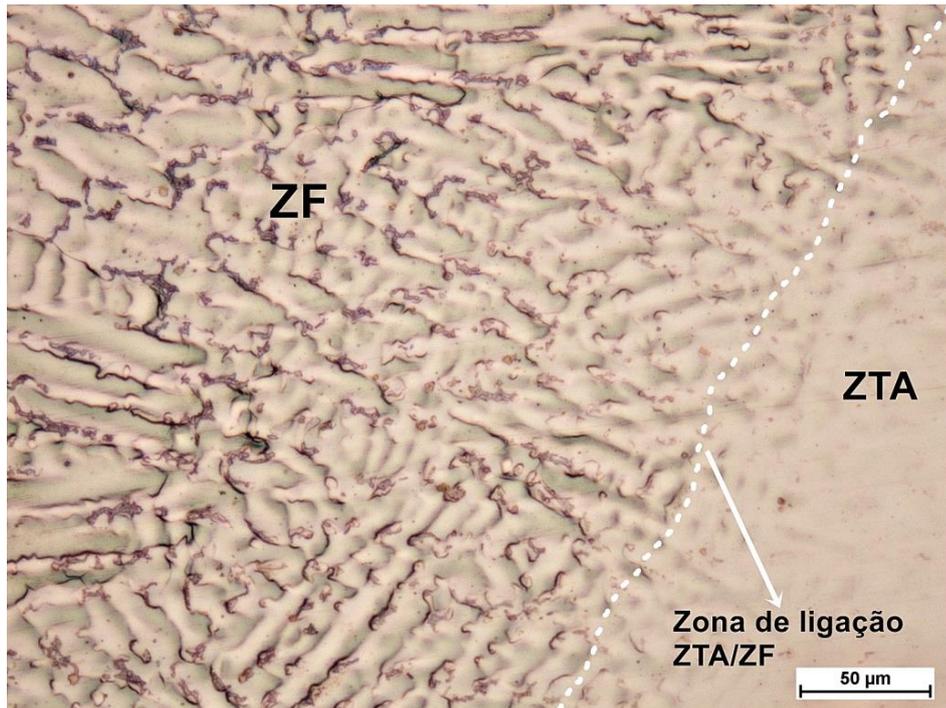


Figura 70. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 4. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

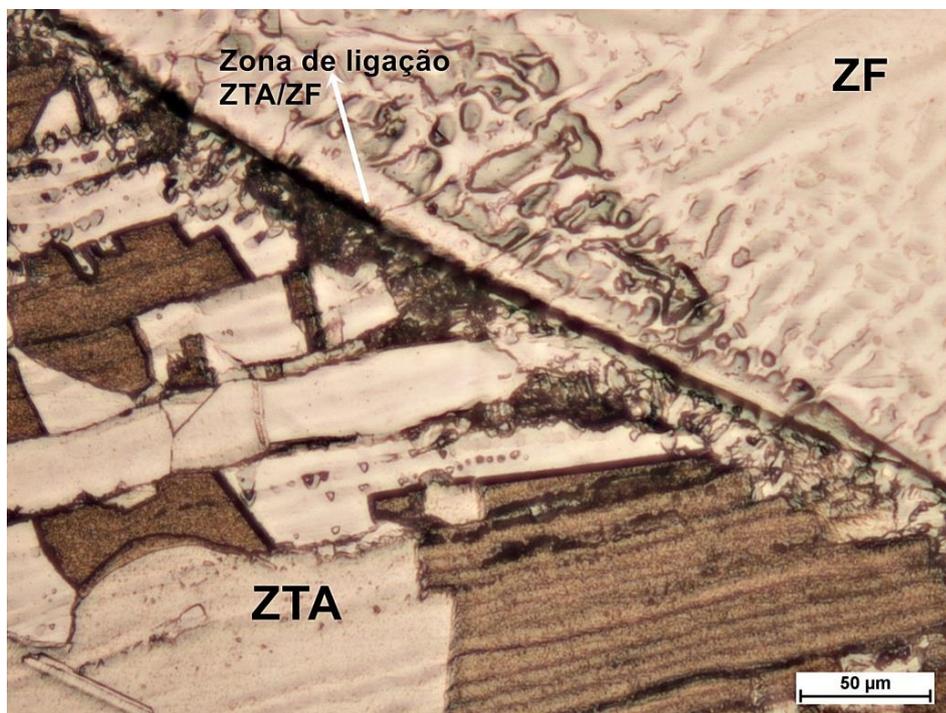


Figura 71. Microestrutura da ZTA Inox da Am 4. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

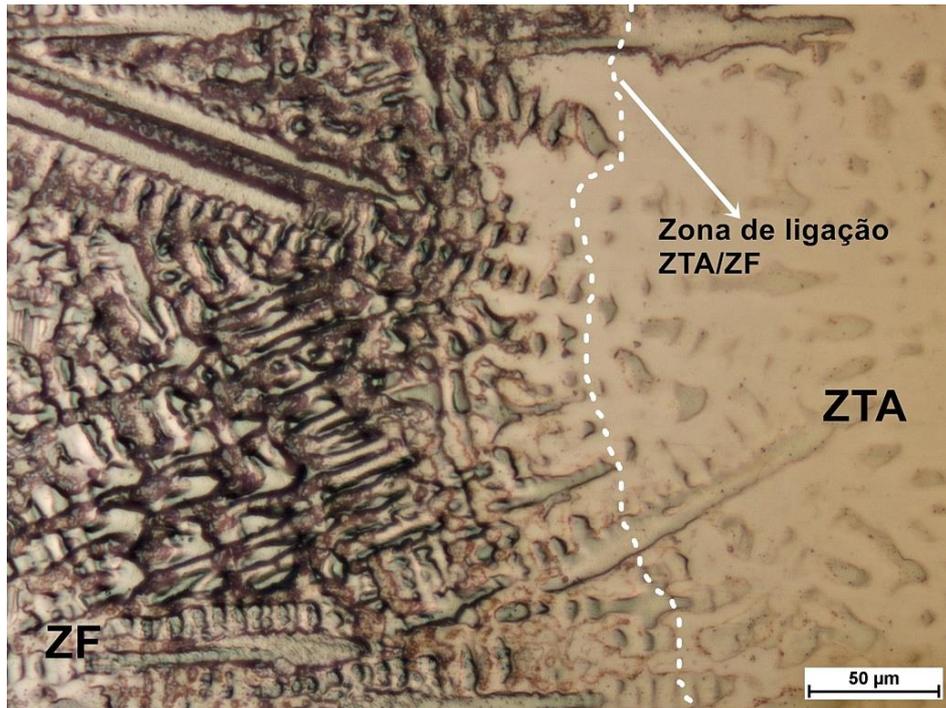


Figura 72. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 5. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

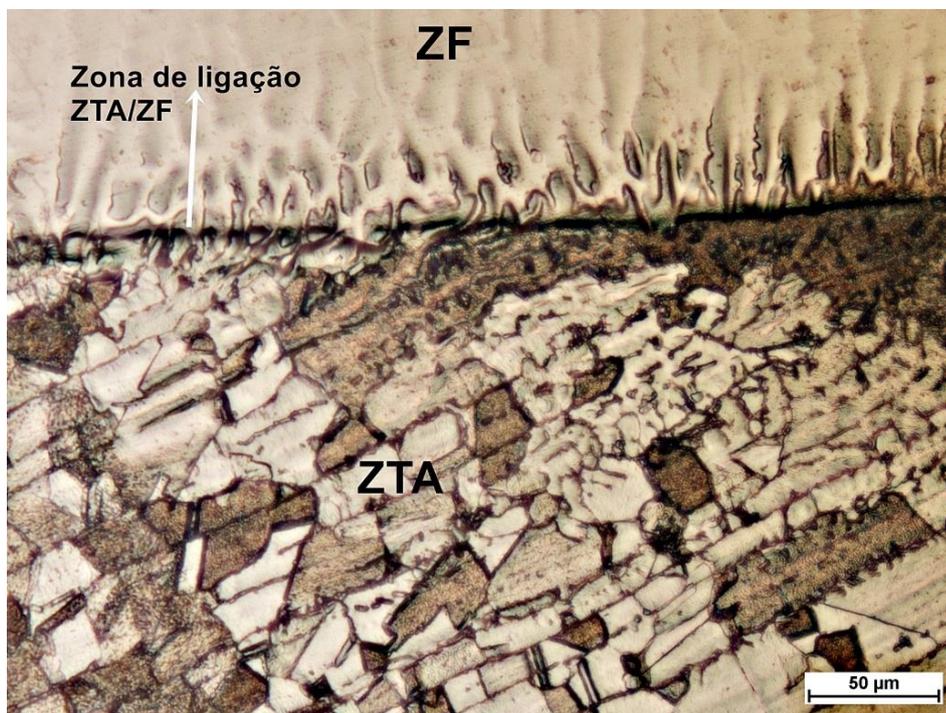


Figura 73. Microestrutura da ZTA Inox da Am 5. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

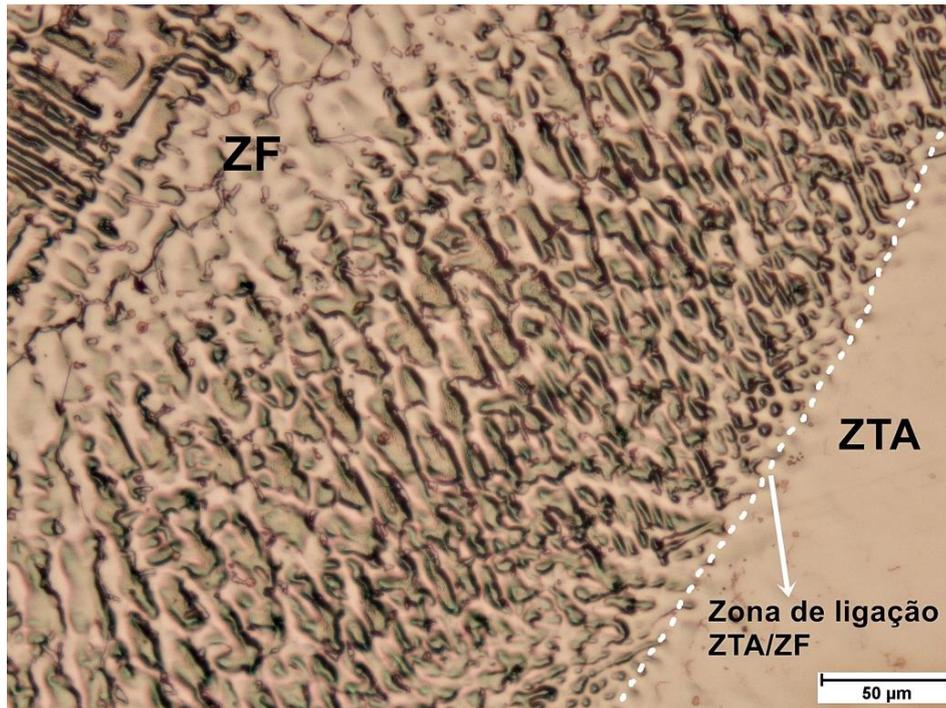


Figura 74. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 6. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

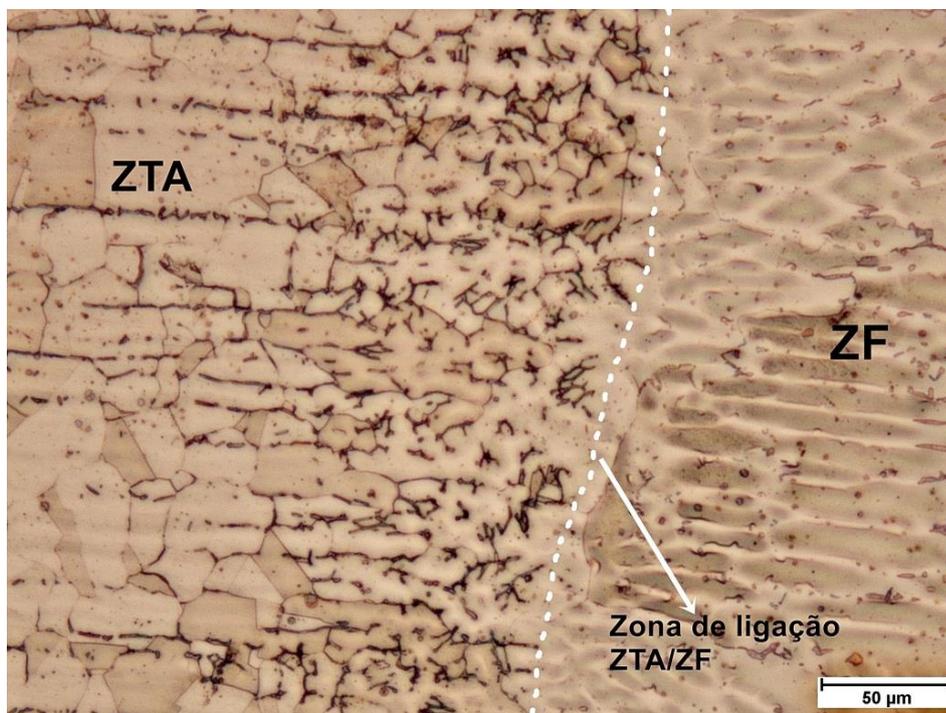


Figura 75. Microestrutura da ZTA Inox da Am 6. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

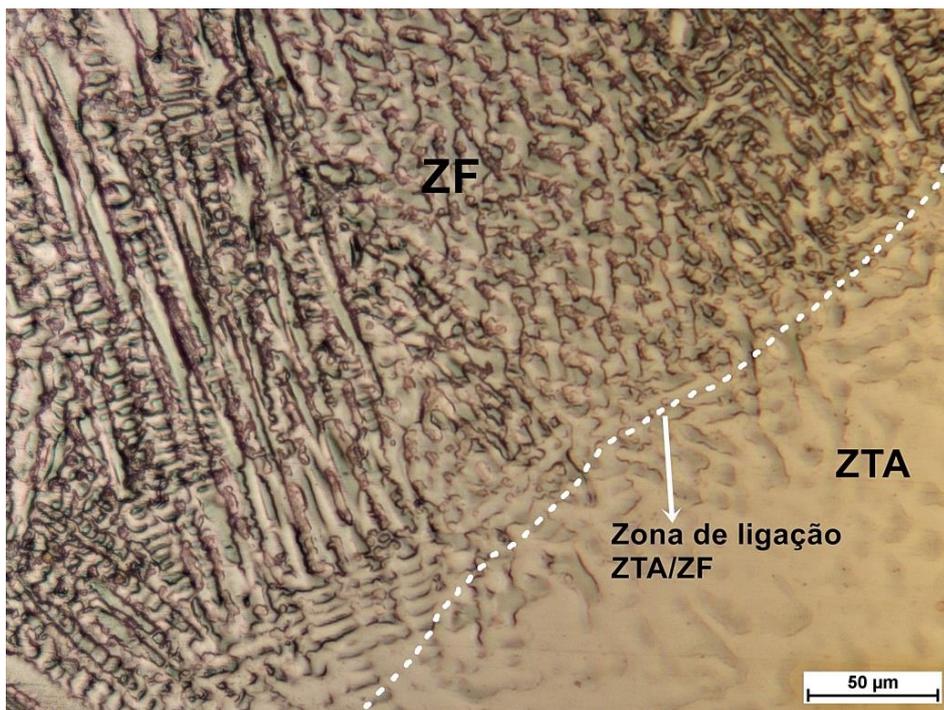


Figura 76. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 7. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

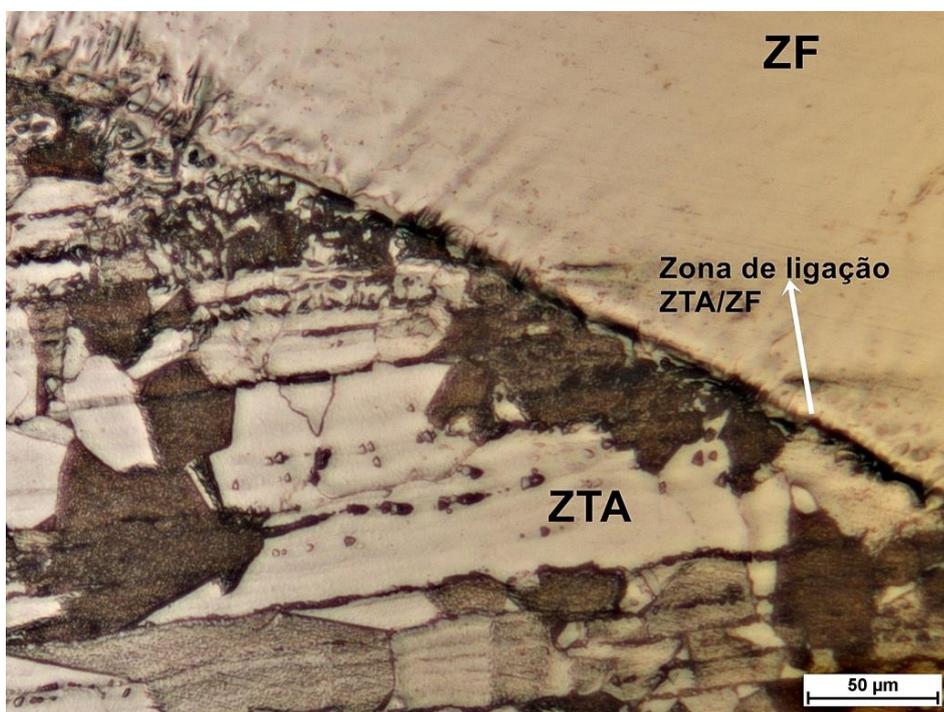


Figura 77. Microestrutura da ZTA Inox da Am 7. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

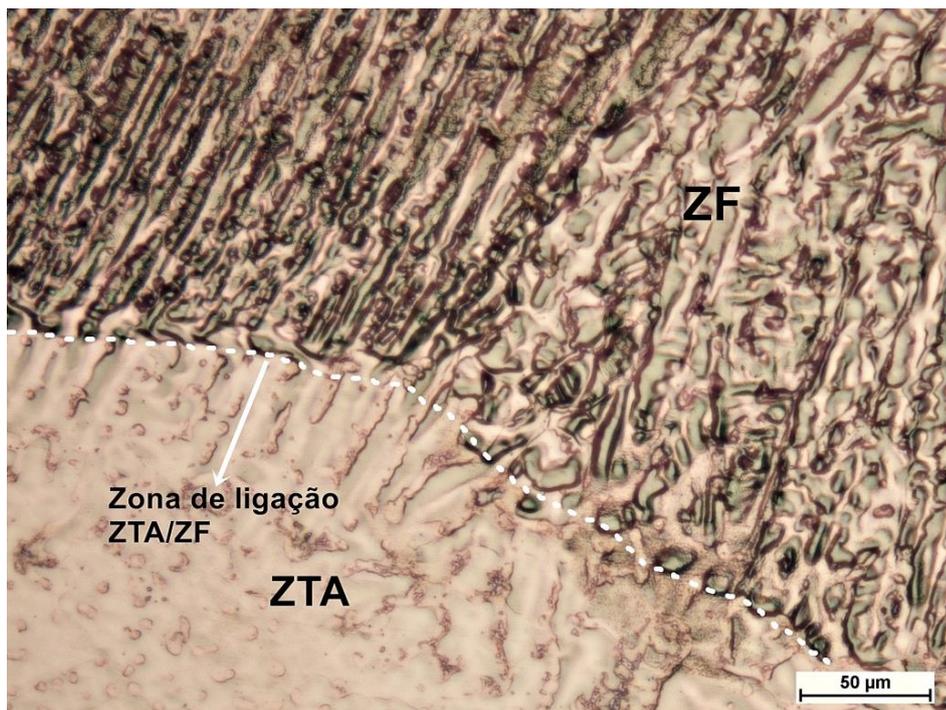


Figura 78. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 8. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

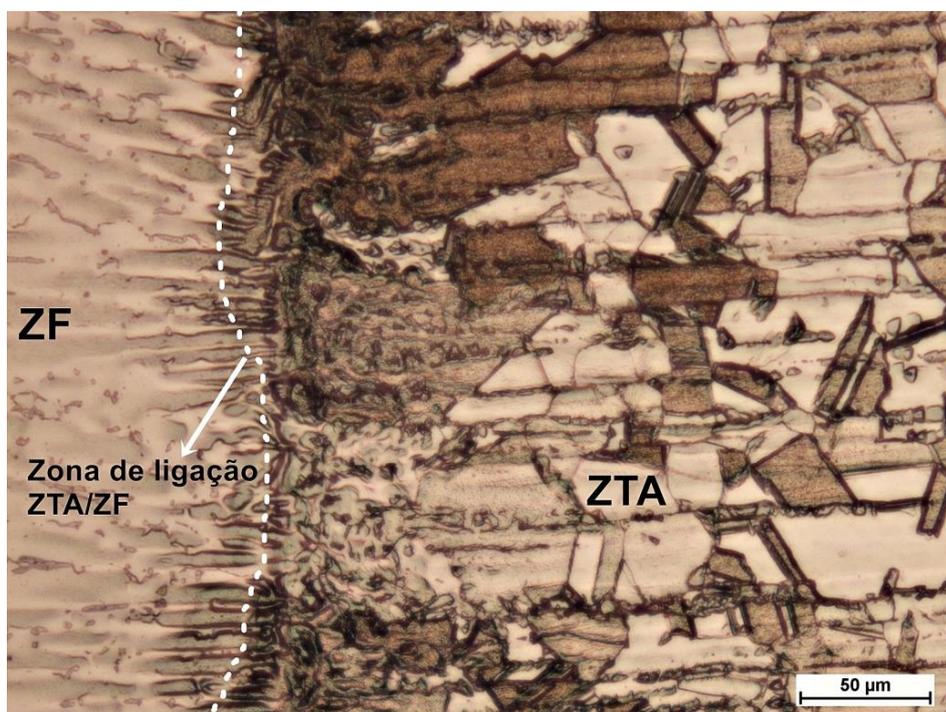


Figura 79. Microestrutura da ZTA Inox da Am 8. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

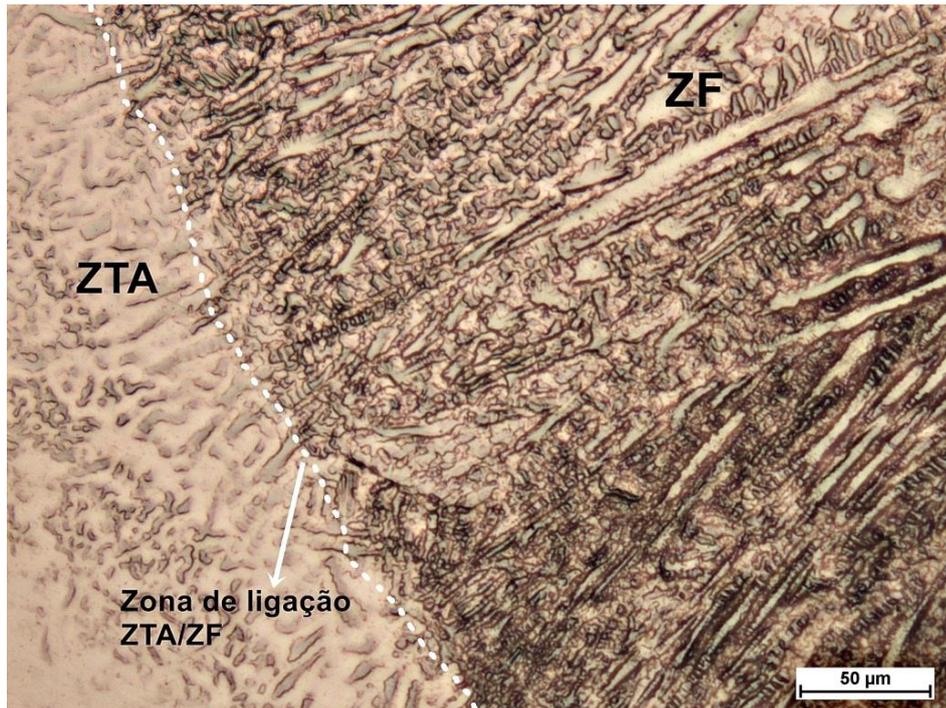


Figura 80. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 9. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

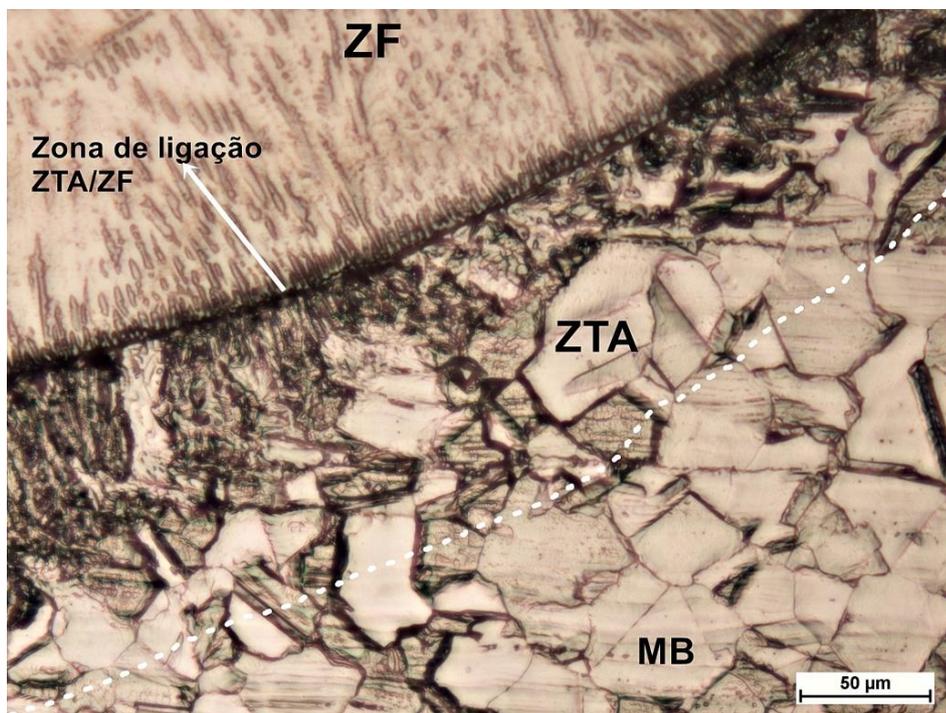


Figura 81. Microestrutura da ZTA Inox da Am 9. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

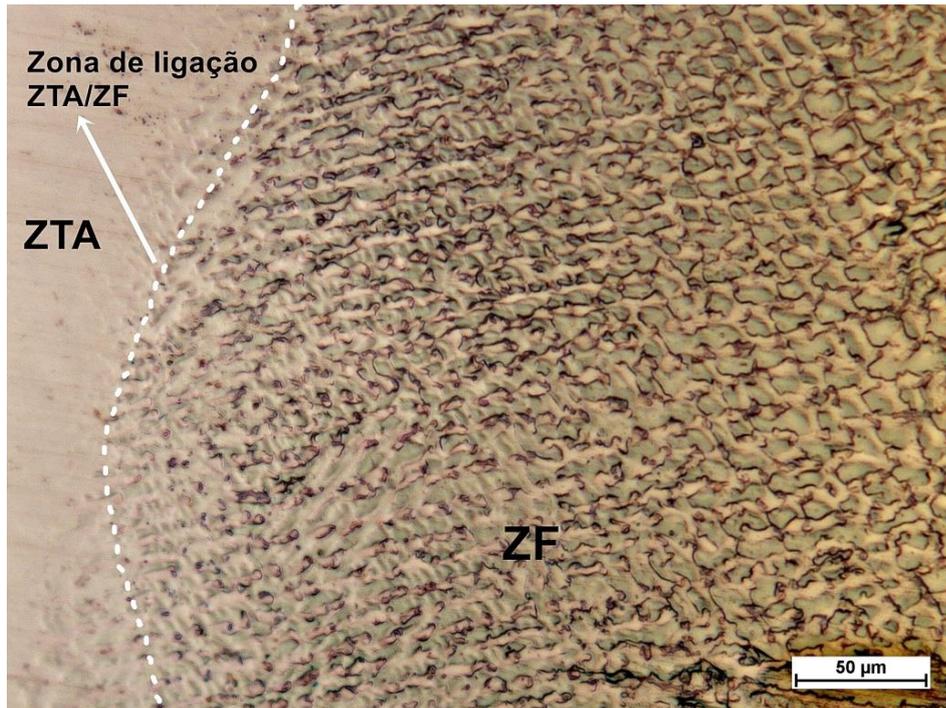


Figura 82. Microestrutura da ZTA Inconel da Am 10. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

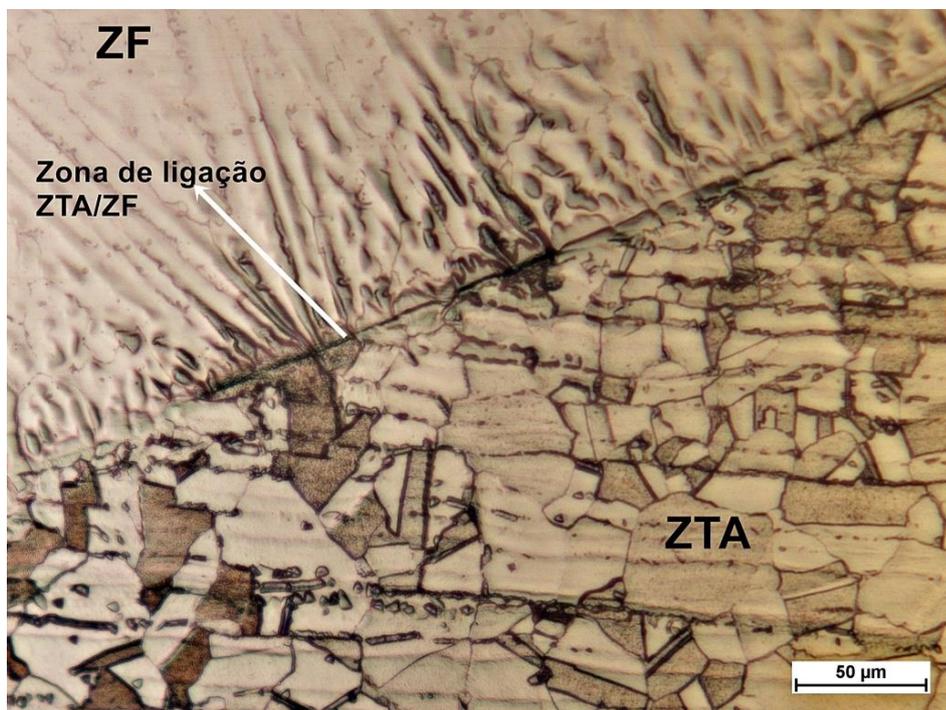


Figura 83. Microestrutura da ZTA Inox da Am 10. Ataque: Água Régia. Aumento: 200X.  
Fonte: Autora

Algumas micrografias referentes a lado do AISI 316L foram marcadas onde se encontra a região da ZTA, como pode ser visto na micrografia da ZTA Inox da Am 9 (Figura 81). As que não foram marcadas é porque toda região indicada na micrografia corresponde a

ZTA. Observa-se que nenhuma micrografia referente ao lado do Inconel 718 possui marcação de onde termina a ZTA. A ausência de tal marcação é devido à impossibilidade de delimitar a área, já que a ZTA e o MB correspondentes ao Inconel 718 não revelaram durante o ataque. Uma maneira de poder observar a ZTA Inconel seria deixar as amostras expostas ao ataque ácido por maior tempo. Entretanto, esta técnica prejudicaria a visualização da ZF, que é o foco deste estudo.

### 5.3.1 Dimensionamento do MS

Os resultados de largura, profundidade de penetração e área do MS, se encontram na Tabela 13. A Figura 84 apresenta o gráfico comparativo dos valores dimensionais de cada amostra.

Tabela 13. Dimensões do metal de solda.

	<b>Am1</b>	<b>Am2</b>	<b>Am3</b>	<b>Am4</b>	<b>Am5</b>
<b>Largura (mm)</b>	(7,25±0,02)	(7,67±0,01)	(7,20±0,01)	(8,02±0,01)	(8,01±0,01)
<b>Penetração (mm)</b>	(2,59±0,01)	(3,86±0,02)	(3,14±0,01)	(5,10±0,01)	(6,11±0,02)
<b>Área (mm<sup>2</sup>)</b>	(17,44±0,02)	(23,82±0,03)	(21,18±0,02)	(27,36±0,03)	(26,54±0,03)
	<b>Am6</b>	<b>Am7</b>	<b>Am8</b>	<b>Am9</b>	<b>Am10</b>
<b>Largura (mm)</b>	(8,67±0,01)	(7,98±0,01)	(6,89±0,01)	(5,51±0,01)	(8,13±0,01)
<b>Penetração (mm)</b>	(5,76±0,02)	(2,92±0,02)	(3,69±0,01)	(2,36±0,01)	(2,90±0,01)
<b>Área (mm<sup>2</sup>)</b>	(30,02±0,02)	(19,25±0,02)	(22,59±0,02)	(10,83±0,03)	(21,65±0,01)

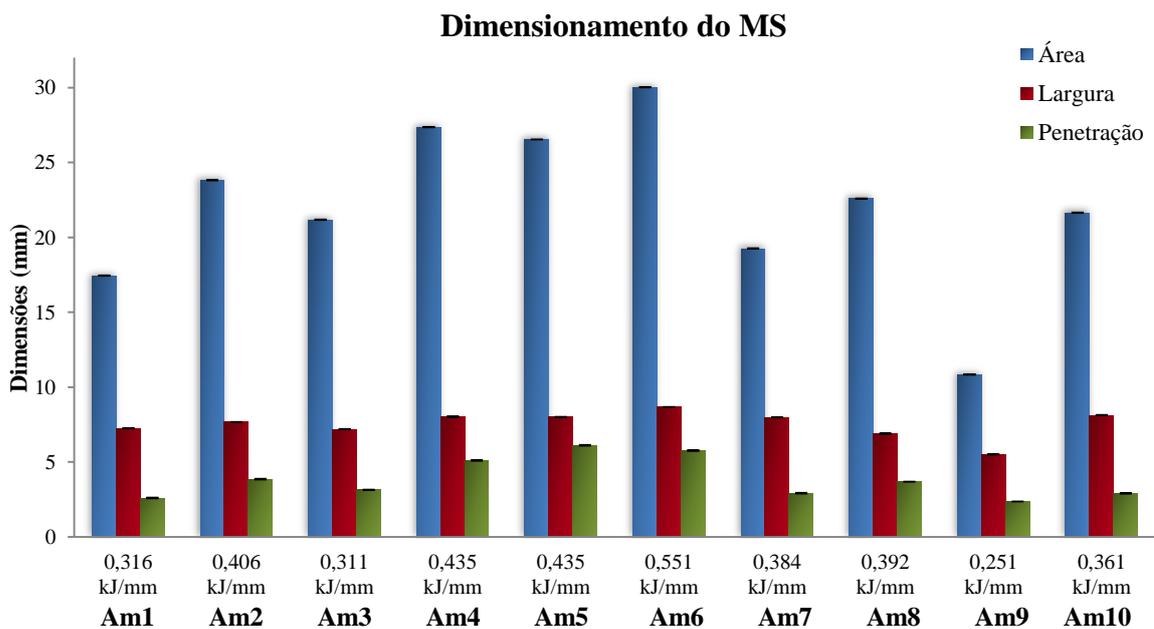


Figura 84. Resultados do dimensionamento do metal de solda em relação ao aporte térmico.

Observa-se que as dimensões do MS são diretamente proporcionais ao aporte térmico, como observado nos estudos de Royse (2011), Souza, Xavier, Medeiros, Jesus e Moreira (2016) e Demarque, Silva, Santos e Castro (2018). Quanto maior o aporte, maior é a quantidade de energia transferida para a peça, resultando em uma maior poça de fusão. É válido destacar que maiores dimensões do MS podem prejudicar a qualidade da solda, favorecendo a ocorrência de defeitos. Assim como a área, a largura e a profundidade de penetração também são diretamente proporcionais ao aporte térmico. Como mostrado no gráfico da Figura 84 e na Tabela 13, as amostras 4, 5 e 6 apresentaram poça de fusão mais profunda que a espessura da amostra, fato que ocorreu devido ao maior aporte de soldagem destas amostras.

Além do gráfico comparativo do resultado do dimensionamento das amostras de acordo com o aporte térmico, é interessante também analisar os gráficos comparando as amostras que foram soldadas com a mesma corrente de soldagem (com aportes térmicos próximos), variando a temperatura de interpasse ( $T_{\text{interpasse}}$ ), já que este parâmetro não é considerado no cálculo do aporte térmico. Assim, os gráficos das Figuras 85, 86, 87 e 88 mostram como a temperatura de interpasse também influencia na morfologia do metal de solda. Foram comparadas as amostras 7,8 e 10 e as amostras 2, 4 e 5, que são os grupos de amostras que foram soldadas com a mesma corrente: 160 A para as amostras 7, 8 e 10 e 180 A para as amostras 2, 4 e 5. Dentre estas, somente as amostras 4 e 5 possuem o mesmo aporte térmico.

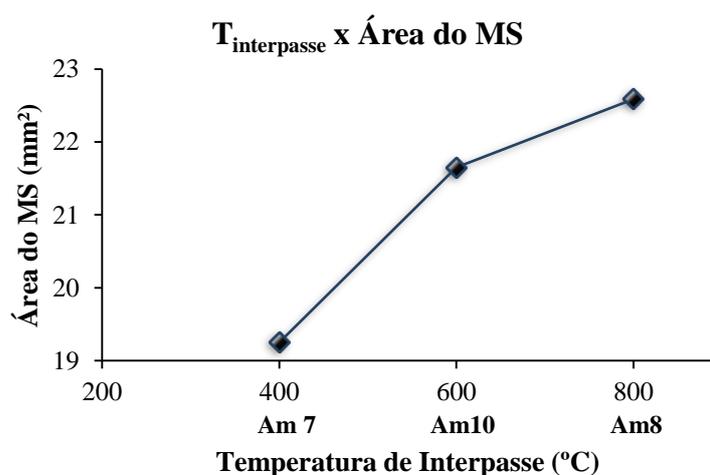


Figura 85. Gráfico comparativo do resultado da área do MS das amostras 7, 8 e 10 de acordo com a temperatura de interpasse.

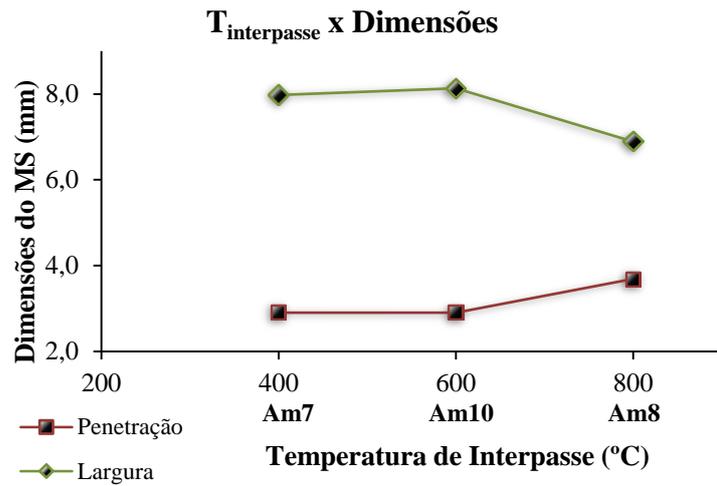


Figura 86. Gráfico comparativo do resultado de largura e profundidade de penetração do MS das amostras 7, 8 e 10 de acordo com a temperatura de interpasse.

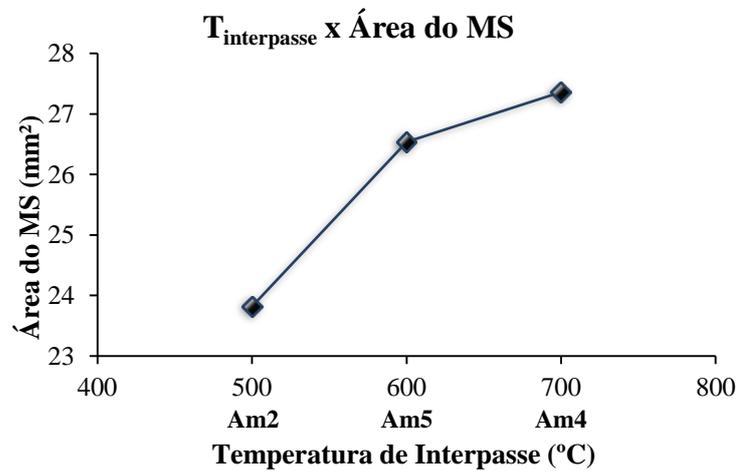


Figura 87. Gráfico comparativo do resultado da área do MS das amostras 2, 4 e 5 de acordo com a temperatura de interpasse.

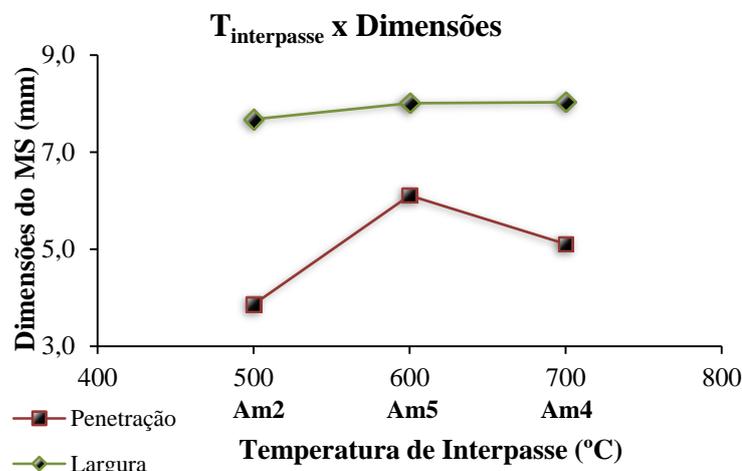


Figura 88. Gráfico comparativo do resultado de largura e profundidade de penetração do MS das amostras 2, 4 e 5 de acordo com a temperatura de interpasse.

Os gráficos das Figuras 85 a 88 mostram que o aumento da temperatura de interpasse, assim como o aumento do aporte térmico, acarreta em maiores dimensões do metal de solda. Observa-se que houve uma queda na largura da Am 8 (Figura 86), entretanto tal queda é compensada pelo aumento na profundidade de penetração. Ou seja, por apresentar maior temperatura de interpasse, houve maior energia para que a solda penetrasse mais fundo na amostra. É interessante observar também que a Am 5 apresentou maior profundidade de penetração que a Am 4 (Figura 88), porém, apresentou menor área do MS que a Am 4 (Figura 87), já que esta possui maior largura do MS, como mostrado na Figura 88.

### 5.3.2 Quantificação de ferrita $\delta$ e espaçamento entre ferritas $\delta$

A Tabela 14 e Tabela 15 mostram os resultados da quantificação de ferrita  $\delta$  (fração volumétrica de ferrita  $\delta$ ) e do espaçamento entre ferritas  $\delta$ , respectivamente, na ZF de cada amostra soldada com intervalo de confiança de 95%. A Figura 89 e Figura 90 mostram os gráficos comparativos dos resultados da quantificação e do espaçamento, respectivamente, em relação ao aporte térmico de cada amostra soldada.

Tabela 14. Fração volumétrica de ferrita  $\delta$  das amostras soldadas.

Amostra	Am 1	Am 2	Am 3	Am 4	Am 5
Fração(%)	(24,214±0,428)	(20,104±0,786)	(23,161±0,469)	(18,566±0,590)	(19,560±0,753)
Amostra	Am 6	Am 7	Am 8	Am 9	Am 10
Fração(%)	(15,367±0,614)	(20,698±0,595)	(24,036±0,767)	(28,670±0,452)	(21,720±0,724)

Tabela 15. Espaçamento entre ferritas  $\delta$  das amostras soldadas.

Amostra	Am 1	Am 2	Am 3	Am 4	Am 5
Espaç.( $\mu\text{m}$ )	(11,262±0,258)	(14,988±0,519)	(11,120±0,402)	(18,623±0,659)	(18,991±0,441)
Amostra	Am 6	Am 7	Am 8	Am 9	Am 10
Espaç.( $\mu\text{m}$ )	(20,880±0,727)	(11,274±0,424)	(12,976±0,537)	(8,243±0,333)	(11,376±0,365)

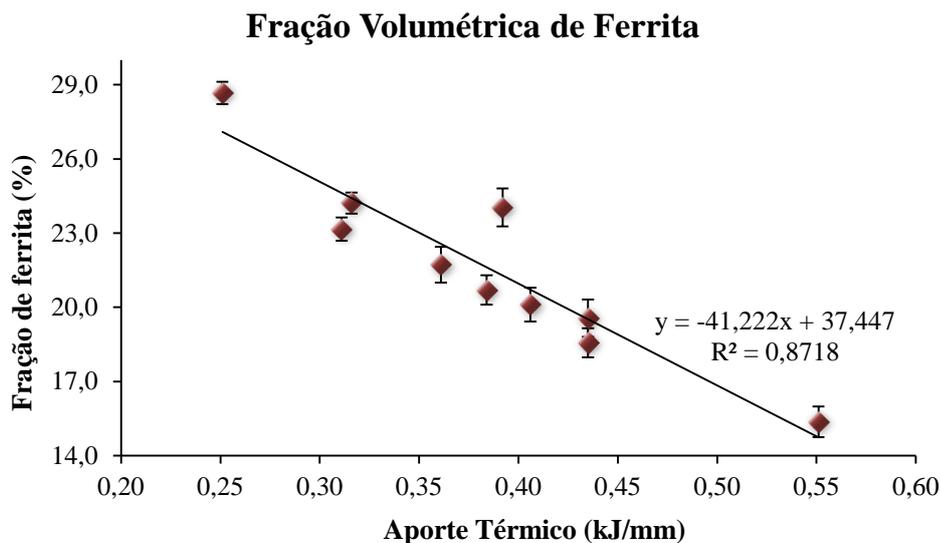


Figura 89. Quantificação de ferrita  $\delta$  em relação ao aporte térmico.

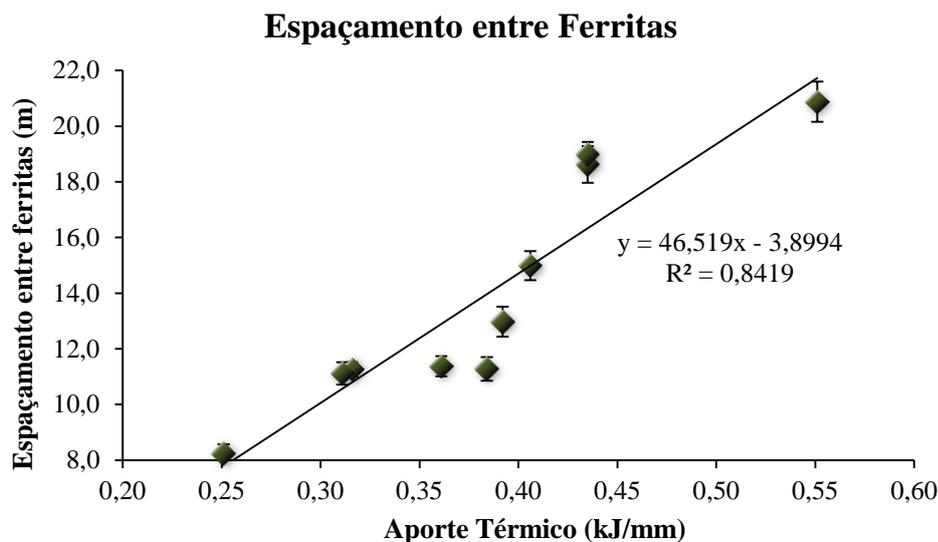


Figura 90. Espaçamento entre ferritas  $\delta$  em relação ao aporte térmico.

Os gráficos das Figuras 89 e 90 mostram que maiores aportes térmicos resultam em menores frações de ferrita  $\delta$  e em maiores espaçamentos entre as ferritas. O estudo da soldagem do aço AISI 316L pelo processo TIG autógeno, desenvolvido por Silva, Demarque, Santos e Castro (no prelo), já havia mostrado que o espaçamento entre ferritas  $\delta$  aumenta com o aumento do aporte, portanto era esperado que o mesmo acontecesse na soldagem dissimilar. De acordo com Kou (2003), quanto maior o aporte térmico, menor será a taxa de resfriamento do material, pois mais alta será a temperatura de pico atingida durante o processo de soldagem e maior será o tempo para que haja resfriamento total da junta soldada. Portanto, durante a solidificação, haverá mais tempo para a formação de austenita, aumentando o teor de austenita

na microestrutura. Além disso, as dendritas de austenita terão mais tempo para crescer implicando em maior espaçamento entre as ferritas  $\delta$ , que se encontram em maior parte entre os contornos das austenitas, como explicado no item 3.3.6. O aumento da fração de austenita de acordo com o aumento do aporte também pode ser explicado pela equação de Arrhenius, equação 16. De acordo com a equação, quanto maior a temperatura atingida, maior a difusão de carbono, o que favorece a formação de austenita durante a solidificação.

$$D = D_0 \exp \frac{-Q}{RT} \quad \text{Equação 16}$$

O gráfico da Figura 91 mostra a relação que existe entre a quantificação de ferrita  $\delta$  e o espaçamento entre bandas de ferrita  $\delta$ . Percebe-se que há uma correlação razoável entre a fração volumétrica de ferrita  $\delta$  e o espaçamento entre as ferritas, já que enquanto o espaçamento aumenta com o aumento do aporte, a fração volumétrica diminui.

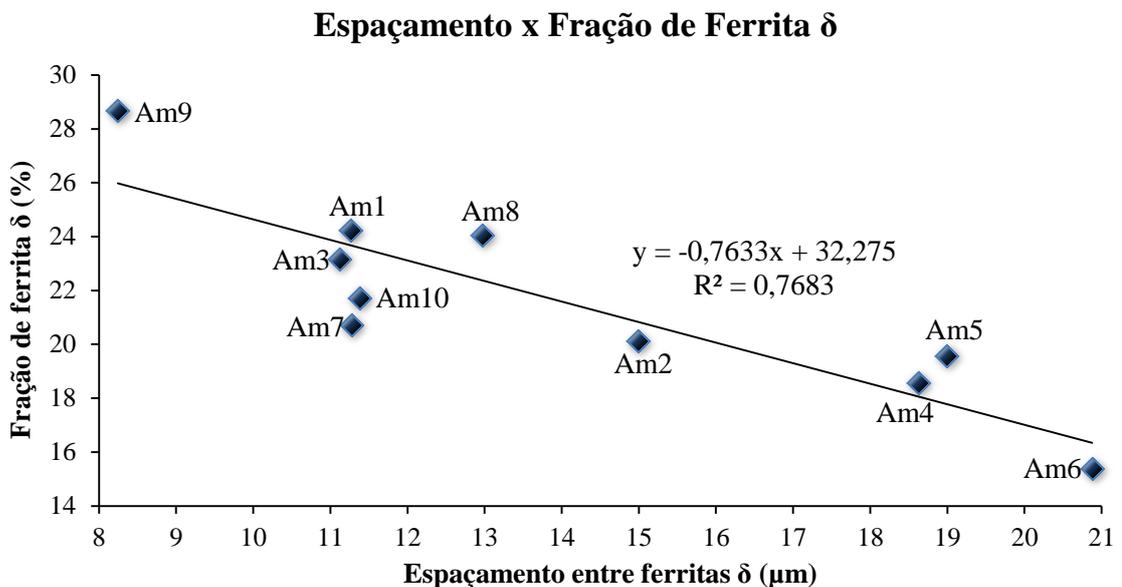


Figura 91. Quantificação de ferrita  $\delta$  x espaçamento entre bandas de ferrita  $\delta$ .

### 5.3.3 Microdureza Vickers das amostras soldadas

Com o intuito de comparar a variação no perfil de microdureza de acordo com a variação do aporte térmico, foram feitos gráficos comparativos, analisando as linhas 1 e 2, de três aportes térmicos (menor aporte, aporte mediano e maior aporte), de cinco aportes (aportes mais próximos) e das duas amostras que possuem o mesmo aporte térmico (amostras 4 e 5).

A Figura 92 e Figura 93 mostram a comparação do perfil de microdureza da Am 9 (0,251 kJ/mm), Am 2 (0,406 kJ/mm) e Am 6 (0,551 kJ/mm). Observa-se que a amostra de menor aporte térmico, Am 9, apresentou maiores valores de microdureza na região da ZF, enquanto que a amostra de maior aporte, Am 6, apresentou menores valores, como pode ser observado nos gráficos. Essa diferença pode ter ocorrido devido à maior formação de austenita na ZF soldada com maior aporte, já que a austenita possui menor dureza que a ferrita. É possível perceber que existe uma variabilidade nos resultados de microdureza de cada amostra. Isso ocorre porque o ensaio de microdureza é feito em escala micrométrica. Logo, como observado no estudo de Pessanha (2011), durante o ensaio o indentador pode atingir regiões com predominância de austenita ou regiões com predominância de ferrita  $\delta$  e fase Laves, que possuem maior dureza.

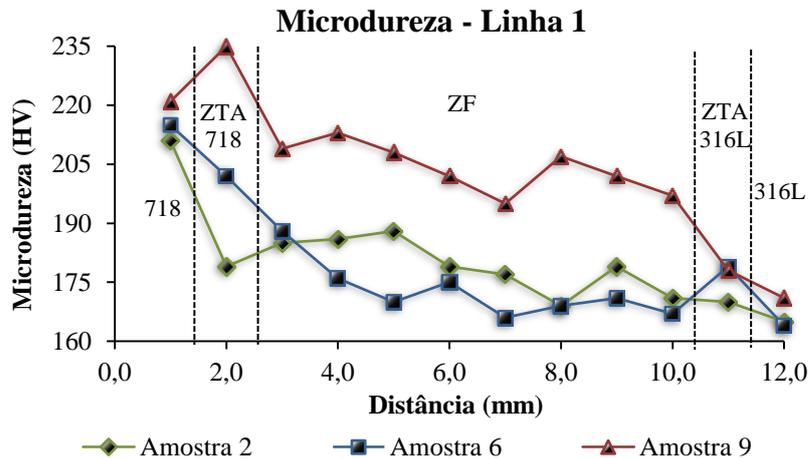


Figura 92. Comparação da microdureza medida na linha 1 da Am 2 (0,406 kJ/mm), Am 6 (0,551 kJ/mm) e Am 9 (0,251 kJ/mm).

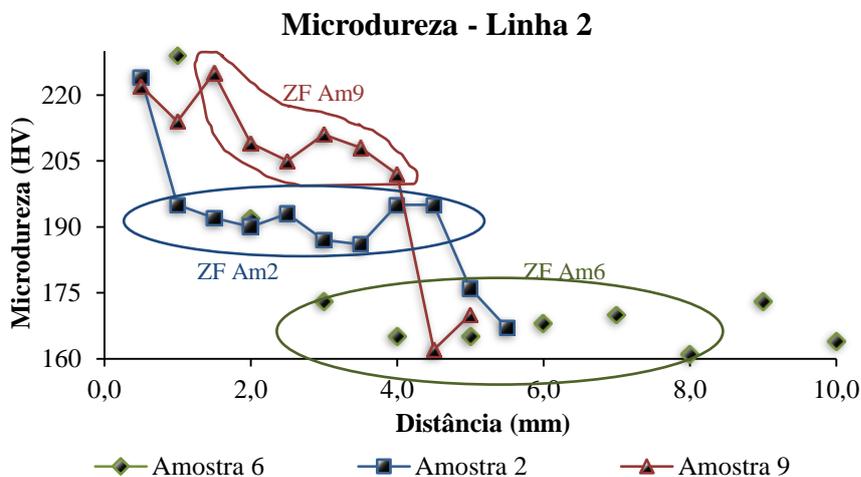


Figura 93. Comparação da microdureza medida na linha 2 da Am 2 (0,406 kJ/mm), Am 6 (0,551 kJ/mm) e Am 9 (0,251 kJ/mm).

Para fins de comparação, a Figura 94 e Figura 95 mostram a comparação do perfil de microdureza das amostras que possuem aportes próximos, em torno de 0,300 kJ/mm e diferentes temperaturas de interpasse. Analisando as figuras, pode-se observar que a temperatura de interpasse também possui influência na microdureza, o que fica mais claro analisando a Figura 96 e Figura 97.

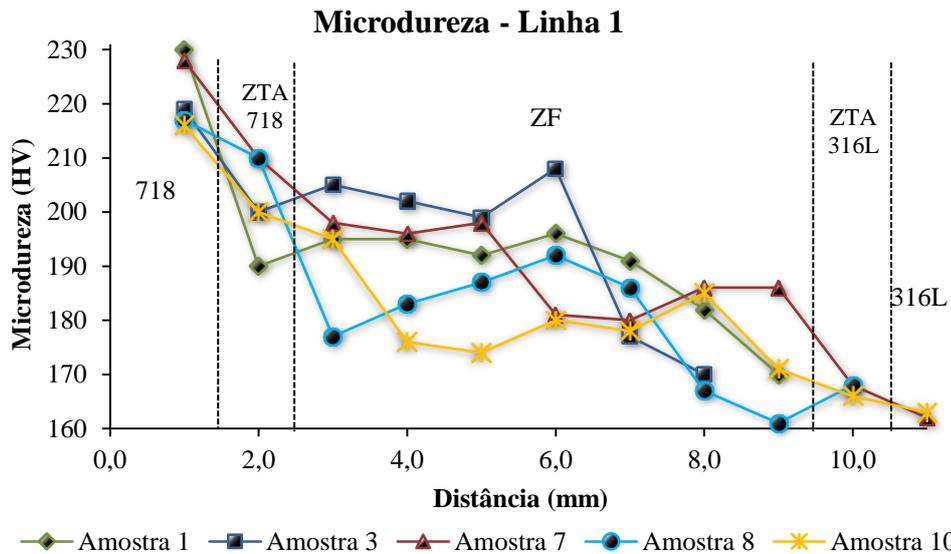


Figura 94. Comparação da microdureza medida na linha 1 da amostra 1 (0,316 kJ/mm), amostra 3 (0,311 kJ/mm), amostra 7 (0,384 kJ/mm), amostra 8 (0,392 kJ/mm) e amostra 10 (0,361 kJ/mm).

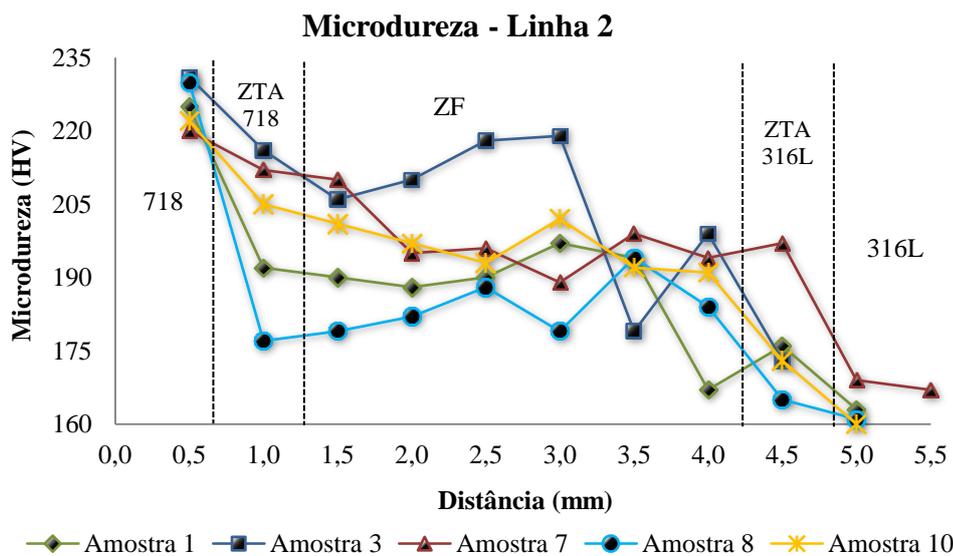


Figura 95. Comparação da microdureza medida na linha 2 da amostra 1 (0,316 kJ/mm), amostra 3 (0,311 kJ/mm), amostra 7 (0,384 kJ/mm), amostra 8 (0,392 kJ/mm) e amostra 10 (0,361 kJ/mm).

A Figura 96 e Figura 97 mostram a comparação do perfil de microdureza para as amostras que possuem o mesmo aporte térmico, amostras 4 e 5. Nesse caso, foi levada em consideração a temperatura de interpasse, sendo que a Am 4 foi soldada com  $T_{\text{interpasse}} = 700^{\circ}\text{C}$  e a Am 5 com  $T_{\text{interpasse}} = 600^{\circ}\text{C}$ . Observa-se que, apesar de na linha 2 a Am 4 apresenta maior valor de microdureza que a Am 5, ambas as amostras possuem valor de dureza aproximados devido a soldagem com o mesmo aporte.

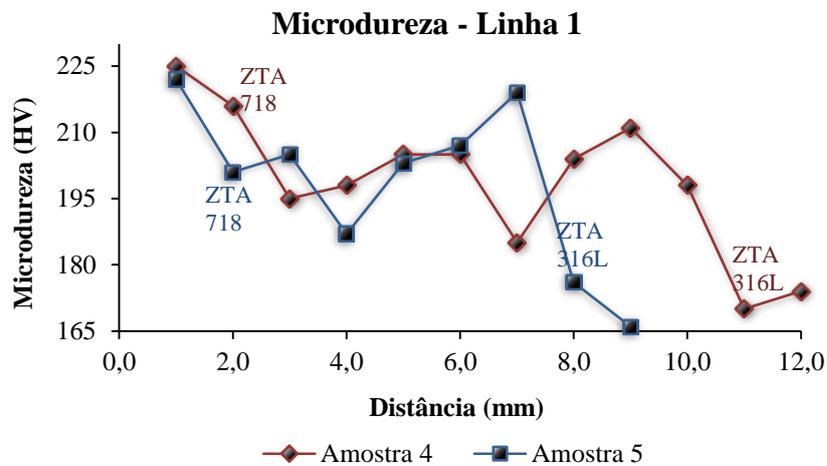


Figura 96. Comparação da microdureza medida na linha 1 da Am 4 (0,435 kJ/mm,  $T_{\text{interpasse}}: 700^{\circ}\text{C}$ ) e Am 5 (0,435 kJ/mm,  $T_{\text{interpasse}}: 600^{\circ}\text{C}$ ).

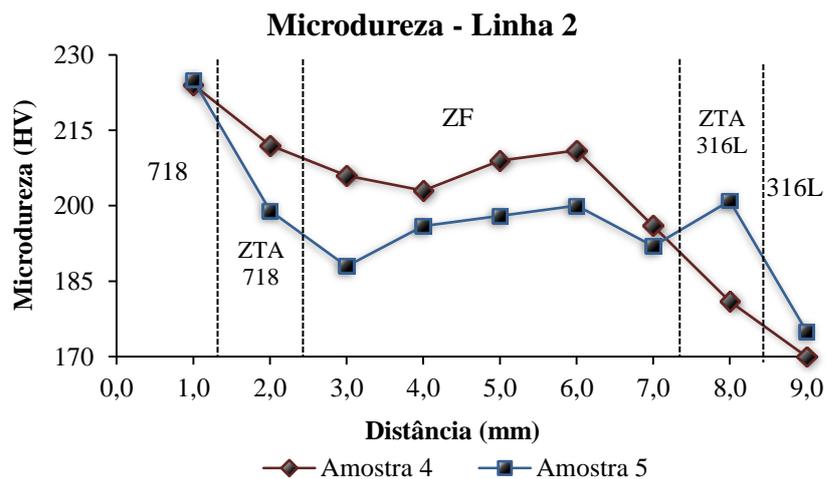


Figura 97. Comparação da microdureza medida na linha 2 da Am 4 (0,435 kJ/mm,  $T_{\text{interpasse}}: 700^{\circ}\text{C}$ ) e Am 5 (0,435 kJ/mm,  $T_{\text{interpasse}}: 600^{\circ}\text{C}$ ).

### 5.3.4 Análise EDS das amostras soldadas

O resultado da análise EDS em linha mostrou que ocorre variação da composição química em cada região das juntas dissimilares, como pode ser observado nos gráficos das Figuras 98 a 106, que ilustram o teor dos três principais elementos presentes no Inconel 718 e no AISI 316L: ferro, níquel e cromo. É interessante observar que, como a Am 5 possui zona de transição ZTA Inox/ZF melhor definida do que as demais amostras, ocorreu uma queda brusca do teor de ferro durante a transição da ZTA Inox para a ZF, como mostrado no gráfico da Figura 98. Do mesmo modo, durante esta mesma transição, ocorreu aumento significativo do teor de níquel, também mostrado no gráfico. Isso é explicado pelo fato do Inconel 718 apresentar menor teor de ferro e maior teor de níquel que o AISI 316L. Como a ZF é uma mistura dos dois materiais, já era esperado que o teor de ferro diminuísse e o de níquel aumentasse ao atingir esta região. O mesmo comportamento é observado nas amostras 8 e 1, porém nestas amostras a queda do ferro e o aumento do níquel não são tão bruscos. Nota-se que, em todas as amostras, o mesmo ocorre na transição ZF/ ZTA Inconel: ao sair da região da ZF ocorre queda no teor de ferro e aumento no teor de níquel.

Quanto às ZFs é possível visualizar que, como explicado no parágrafo anterior, nessa região ocorre mistura das composições dos dois materiais. Nota-se que o teor de cromo permanece praticamente o mesmo em todas as regiões, já que o Inconel 718 e o AISI 316L possuem teores aproximados desse elemento. É interessante observar que a amostra de maior aporte, Am 5, apresentou teores distantes de ferro e níquel na ZF. Já a amostra de menor aporte, Am 1, apresentou teores aproximados desses elementos. Uma possível explicação seria porque na Am 5 houve maior mistura entre os dois materiais devido a soldagem com maior aporte, o que explicaria a discrepância dos teores dos elementos entre as interfaces ZTA/ZF.

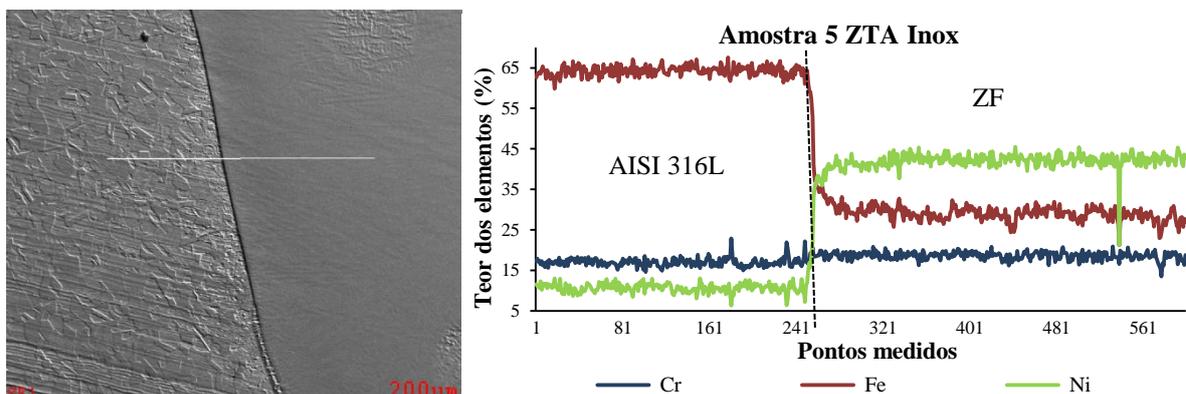


Figura 98. Análise EDS em linha da transição ZTA Inox/ZF da Am 5.

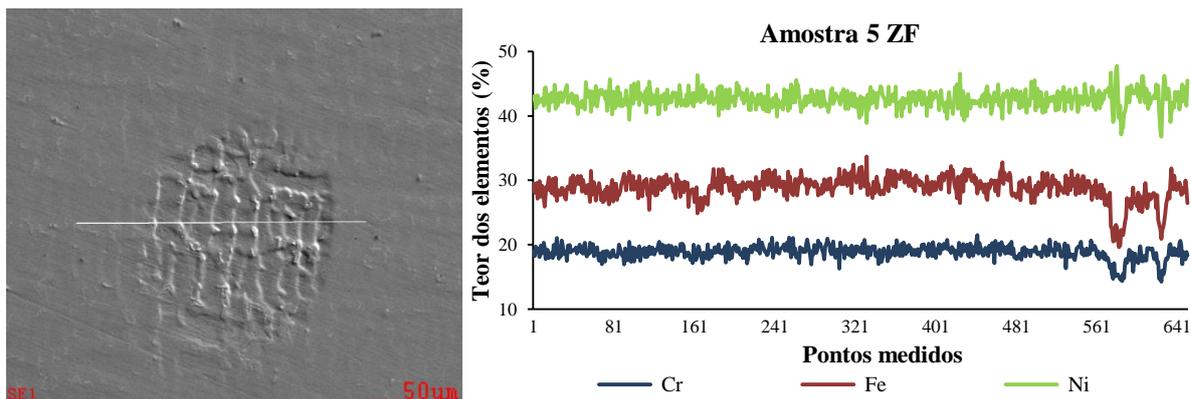


Figura 99. Análise EDS em linha da ZF da Am 5.

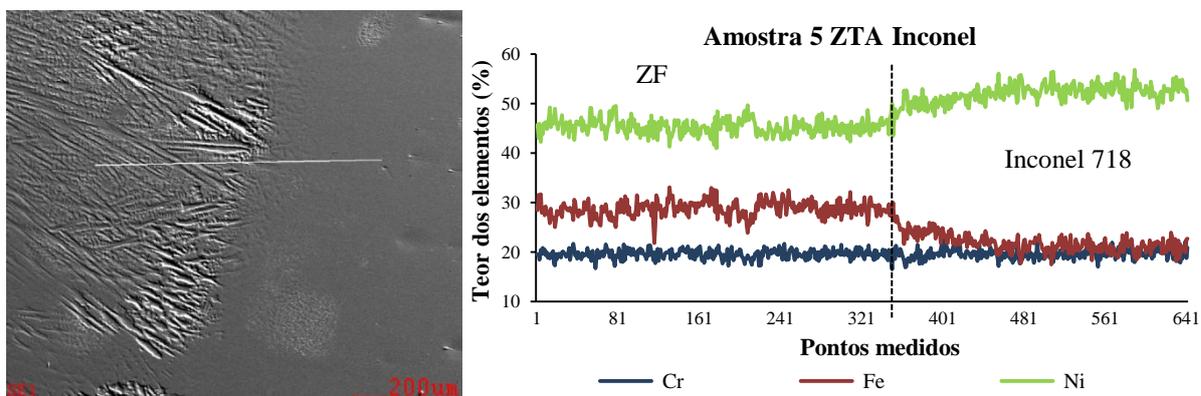


Figura 100. Análise EDS em linha da transição ZF/ZTA Inconel da Am 5.

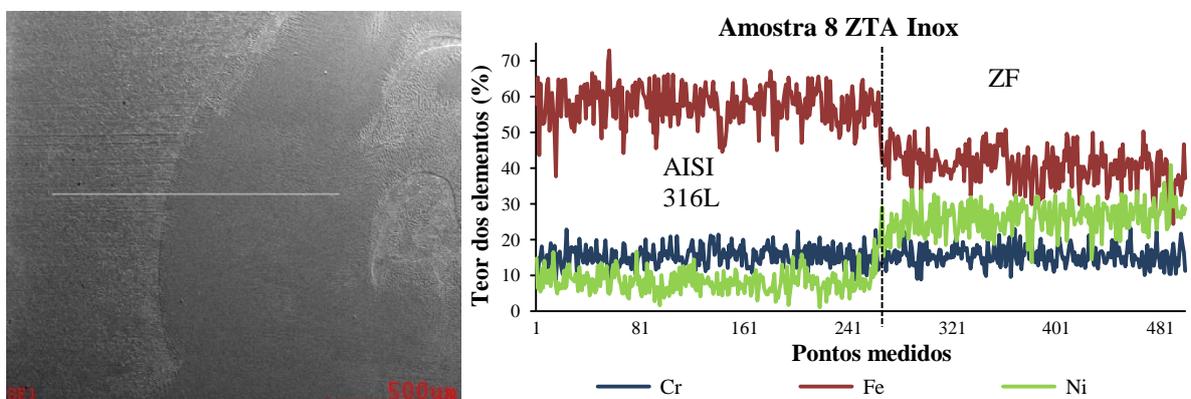


Figura 101. Análise EDS em linha da transição ZTA Inox/ZF da Am 8.

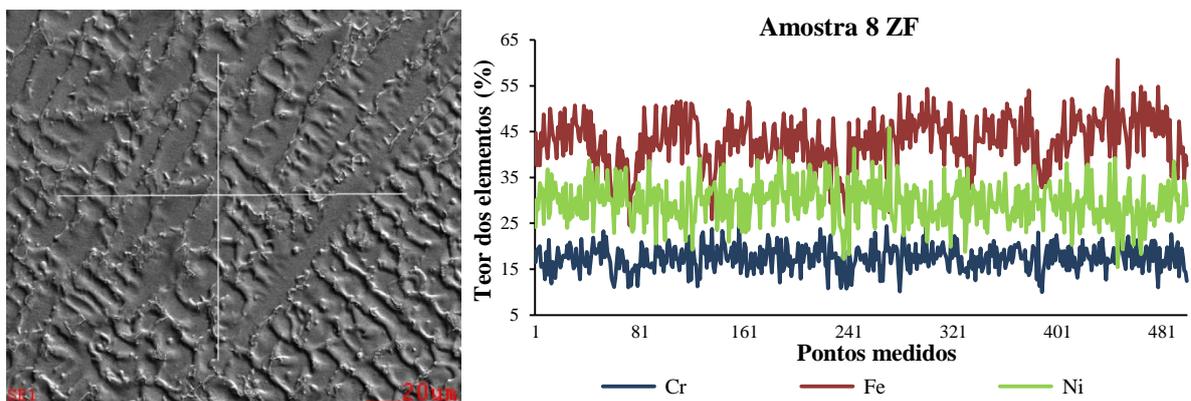


Figura 102. Z Análise EDS em linha da ZF da Am 8.

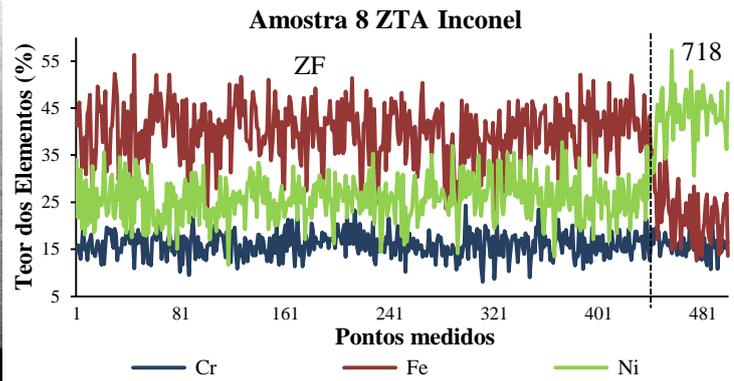
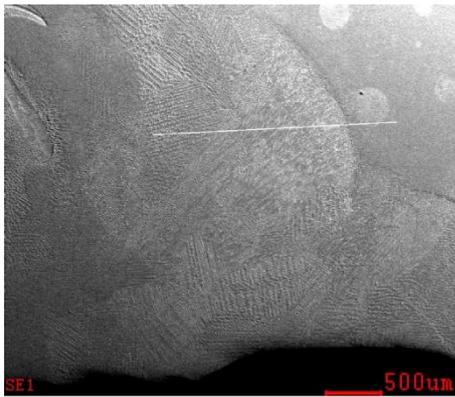


Figura 103. Análise EDS em linha da transição ZF/ZTA Inconel da Am 8.

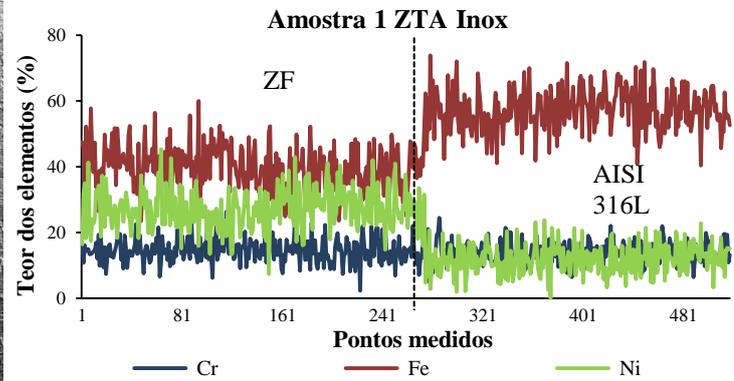
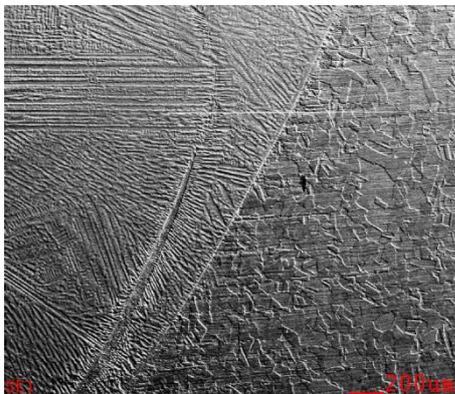


Figura 104. Análise EDS em linha da transição ZF/ZTA Inox da Am 1.

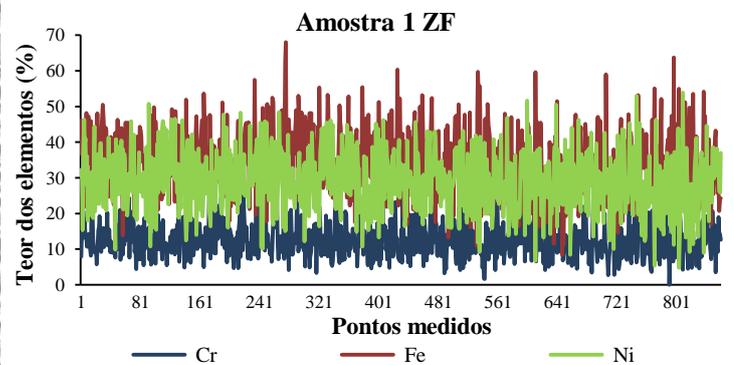
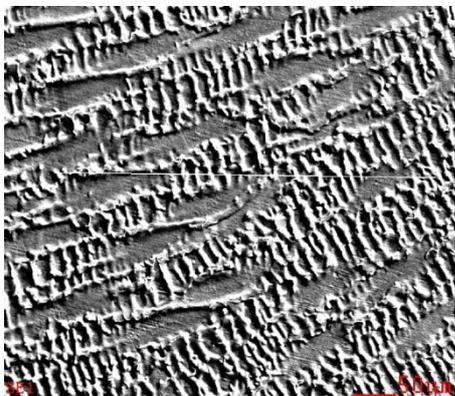


Figura 105. Análise EDS em linha da ZF da Am 1.

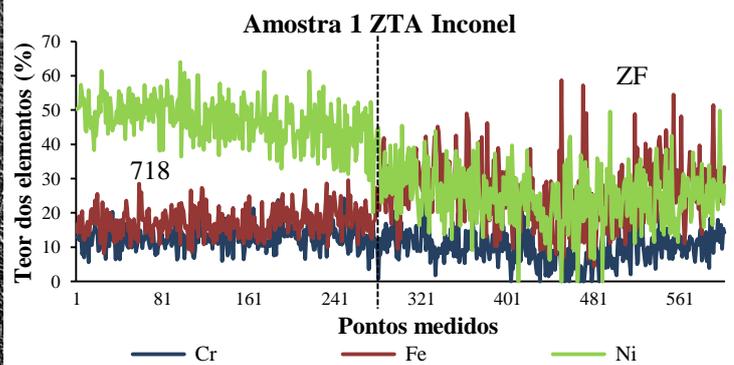
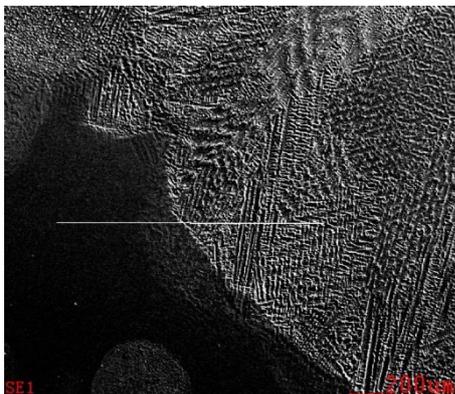


Figura 106. Análise EDS em linha da transição ZTA Inconel/ZF da Am 1.

### 5.3.5 Distribuição e morfologia da fase Laves

A Figura 107 e Figura 108, obtidas por MO com aumento de 500X, permitem visualizar que a fase Laves se encontra distribuída na ZF predominantemente na forma de partículas finas e discretas, podendo haver também formação de cadeias, como ilustra a Figura 108. Distribuições parecidas foram observadas no estudo realizado por Ram, Reddy A., Rao e Reddy G., (2005b), como mostra a Figura 109. Nesse estudo, foi analisada a resistência à tração do Inconel 718 soldado por processo TIG utilizando corrente pulsada (formação de partículas finas e discretas) e corrente contínua (formação de cadeias de fase Laves). É possível comparar e notar a semelhança entre a micrografia encontrada no presente estudo, Figura 110(a), e a micrografia encontrada no estudo desenvolvido por Chen et al. (2019), Figura 110(b), que analisaram a formação de fase Laves no Inconel 718 soldado a laser.

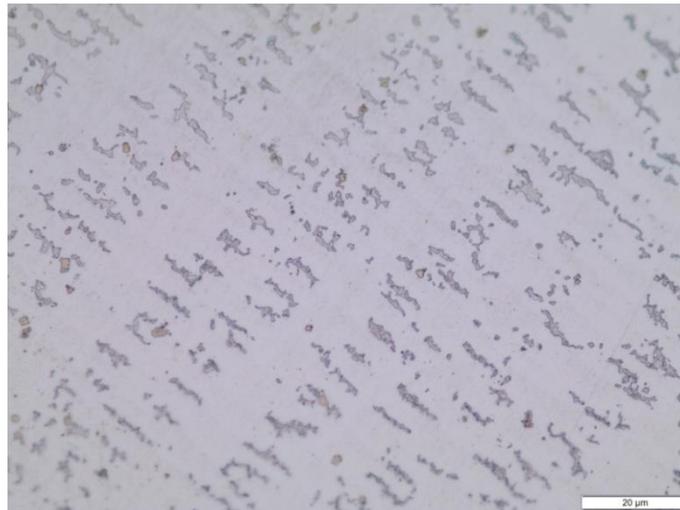


Figura 107. Distribuição de fase Laves (Am 7). Ataque: Marble.

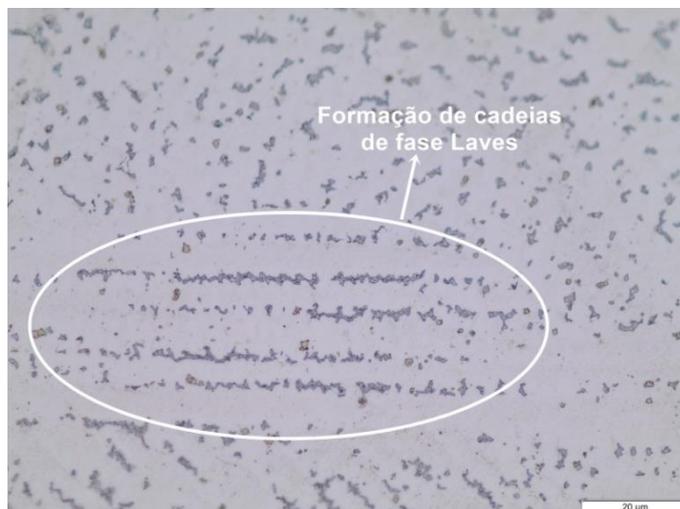


Figura 108. Formação de cadeias de fase Laves (Am 7). Ataque: Marble.

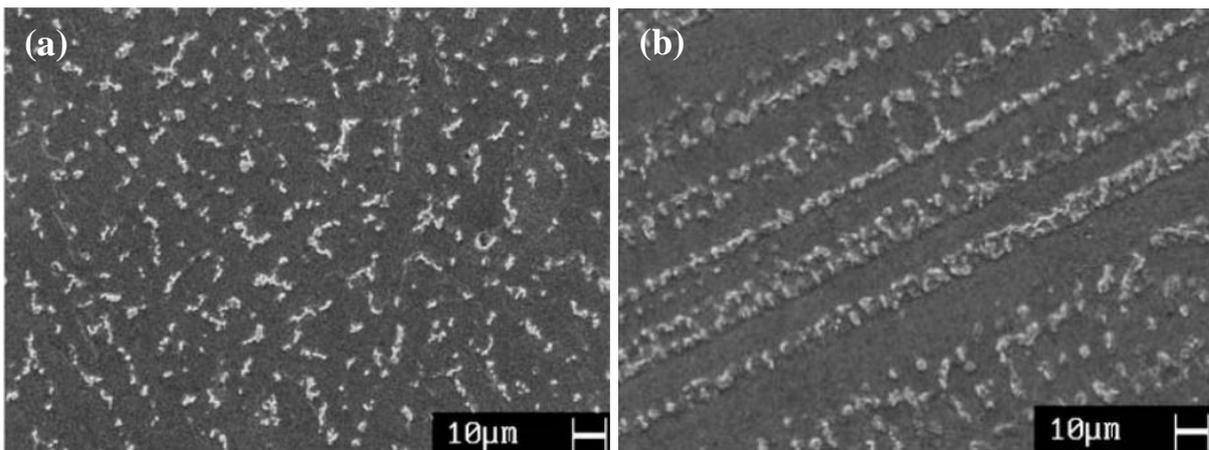


Figura 109. Distribuição de fase Laves em uma amostra de Inconel 718 soldado por processo TIG utilizando: (a) corrente pulsada, com formação de partículas finas e discretas de fase Laves, (b) corrente contínua, com formação de cadeias de fase Laves. (Ram, Reddy A., Rao, & Reddy G., 2005b)

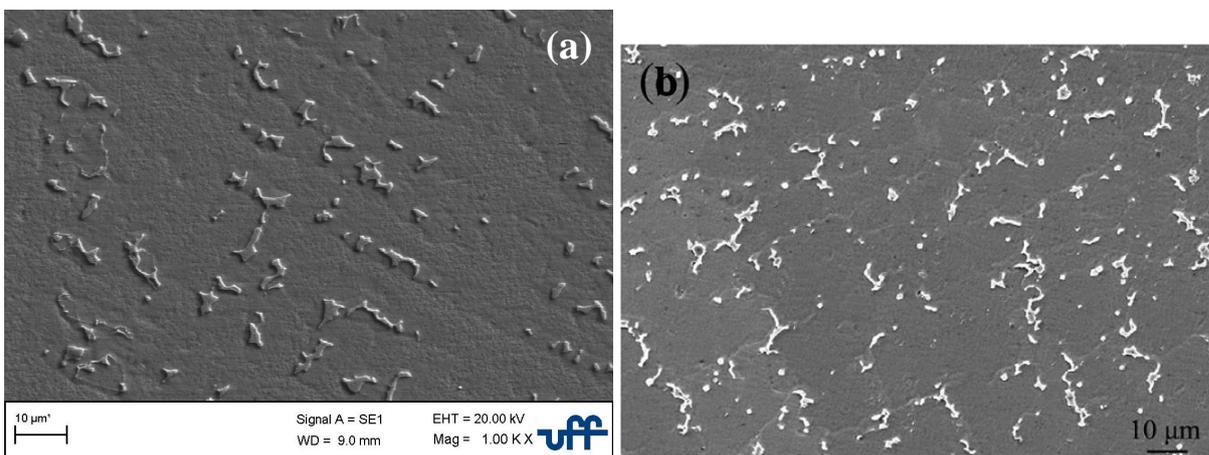


Figura 110. (a) Fase Laves encontrada no presente estudo. (b) Presença de fase Laves em uma amostra de Inconel 718 soldada a laser. (CHEN et al., 2019)

A Figura 111, obtida por meio de análise SE através de MEV, mostra que a fase Laves se forma sobre as ferritas  $\delta$ . A Figura 112, também obtida por análise SE, mostra a morfologia da fase Laves com maior detalhe. Pode-se observar a semelhança das micrografias obtidas com as micrografias obtidas no estudo de Sohrabi, Mirzadeh e Rafiei (2018b), ilustradas na Figura 15 e Figura 16 do item 3.2.1.1. Nota-se que, assim como observado no estudo de Sohrabi, Mirzadeh e Rafiei (2018b), o que é chamado de fase Laves neste estudo é um constituinte eutético formado por austenita interlamelar e lamelas de Laves. A Figura 113 mostra a morfologia da fase Laves, evidenciando que se trata de um constituinte eutético e que a Laves se forma sobre as ferritas. A micrografia obtida por BSD, Figura 114, comprova, através da diferença de tonalidades, a presença do constituinte eutético sobre a

ferrita  $\delta$ . Já a Figura 115 mostra a análise BSD juntamente com análise SE da fase Laves da Am 3, mostrando o constituinte eutético com clareza.

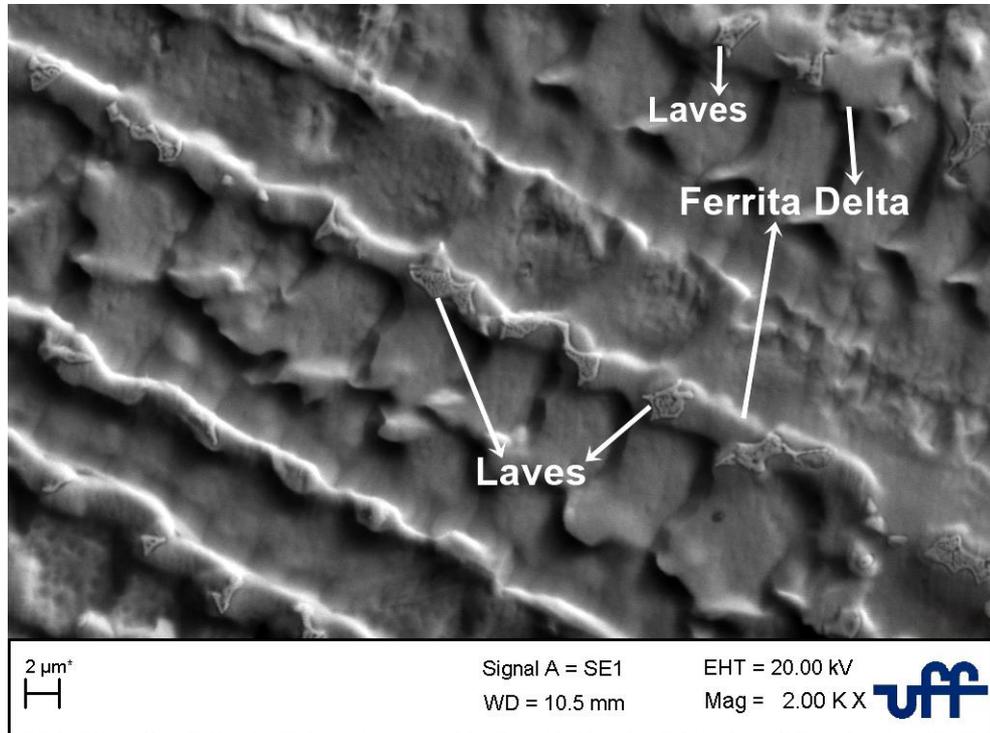


Figura 111. Análise SE da Am 9 mostrando que a fase Laves se forma sobre a ferrita  $\delta$ . Ataque: Água Régia.

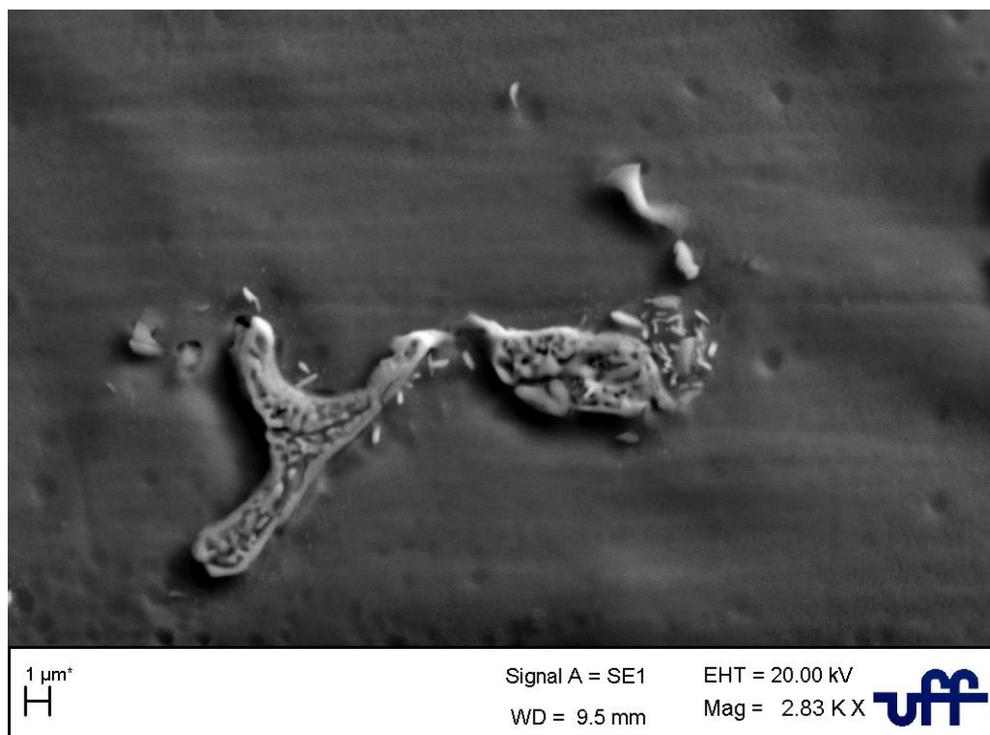


Figura 112. Morfologia da fase Laves da Am 6. Ataque: Marble.

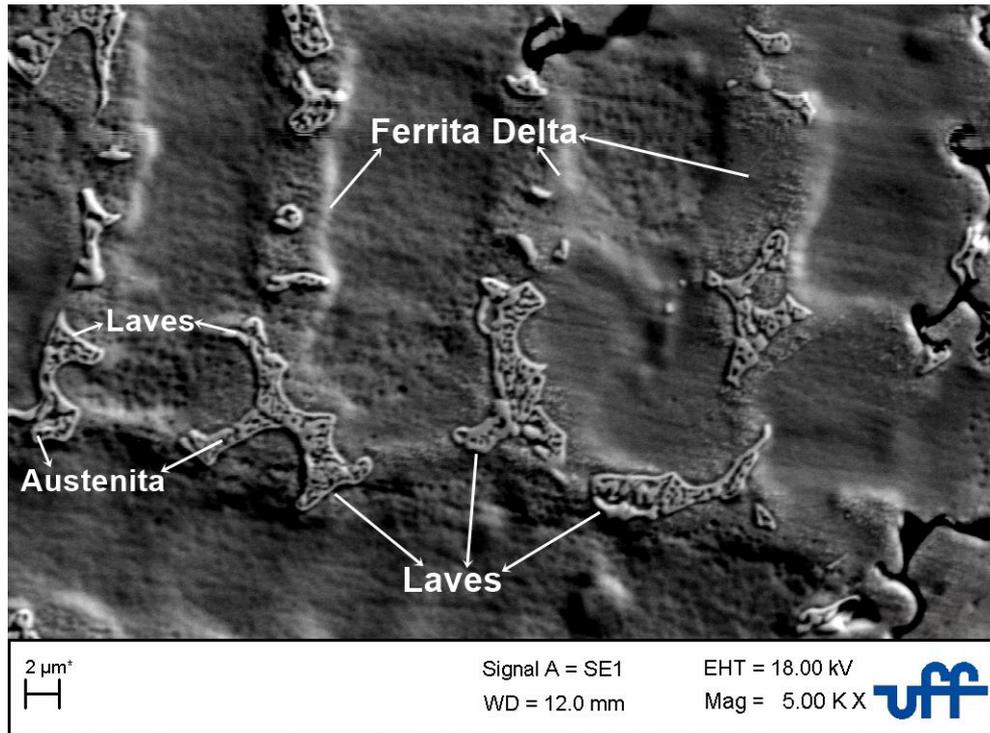


Figura 113. Morfologia da fase Laves da Am 4, evidenciando que se trata de um constituinte eutético. Ataque: Água Régia.

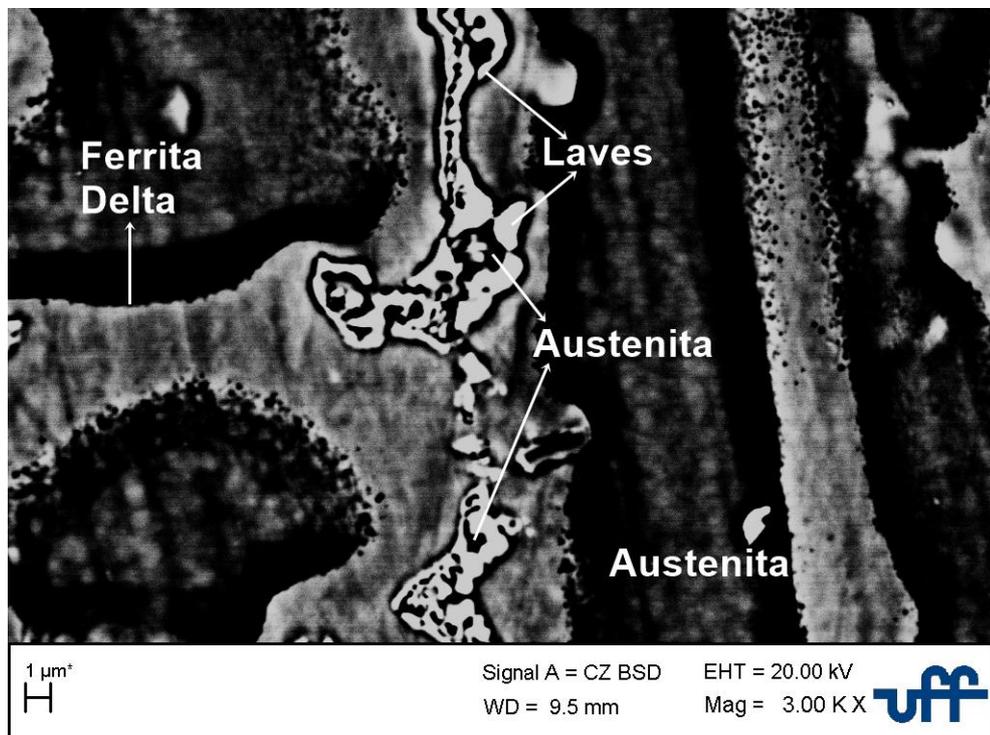


Figura 114. Análise BSD da Am 2, comprovando a presença do constituinte eutético sobre a ferrita. Ataque: Água Régia.

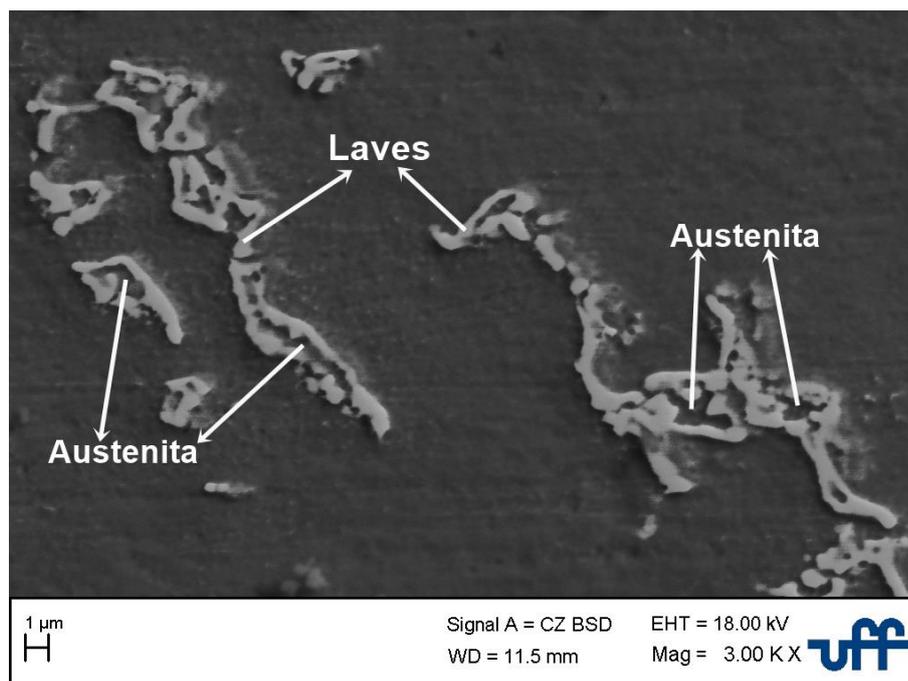


Figura 115. Análise BSD + SE da fase Laves presente na Am 3. Ataque: Marble.

### 5.3.6 Quantificação da fase Laves das amostras soldadas

A Tabela 16 apresenta os resultados da medição da fração volumétrica de Fase Laves de cada amostra soldada. Observando os gráficos da Figura 116 e Figura 117, percebe-se que a temperatura de interpasse tem maior influência na fração volumétrica da fase Laves que o aporte térmico. Isso pode ser explicado pelo fato de que maiores temperaturas de interpasse mantêm a zona fundida em maior temperatura durante o processo, o que favorece o crescimento da fase Laves formada durante a soldagem. Além disso, a temperatura de interpasse, juntamente com o aporte térmico, influencia na taxa de resfriamento e sabe-se que, como explicado no item 3.2.1.1, há maior tendência de nucleação e crescimento de fase Laves quando a taxa de resfriamento do processo de soldagem é menor.

Tabela 16. Fração volumétrica de fase Laves das amostras soldadas.

Amostra	Am 1	Am 2	Am 3	Am 4	Am 5
Fração(%)	(10,858±0,371)	(11,827±0,123)	(11,513±0,182)	(12,611±0,142)	(12,325±0,158)
Amostra	Am 6	Am 7	Am 8	Am 9	Am 10
Fração(%)	(12,529±0,155)	(9,025±0,215)	(13,560±0,201)	(10,921±0,141)	(12,111±0,109)

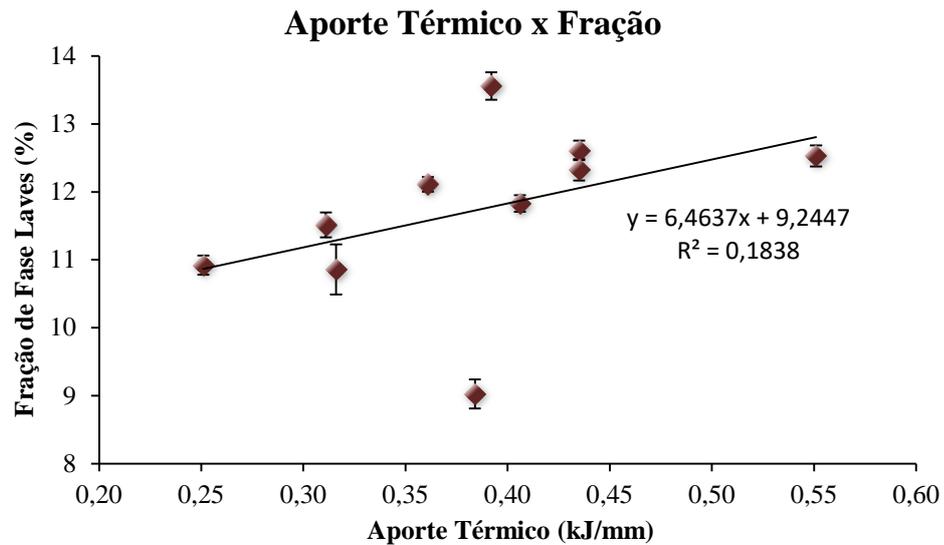


Figura 116. Fração volumétrica de Fase Laves em relação ao aporte térmico.

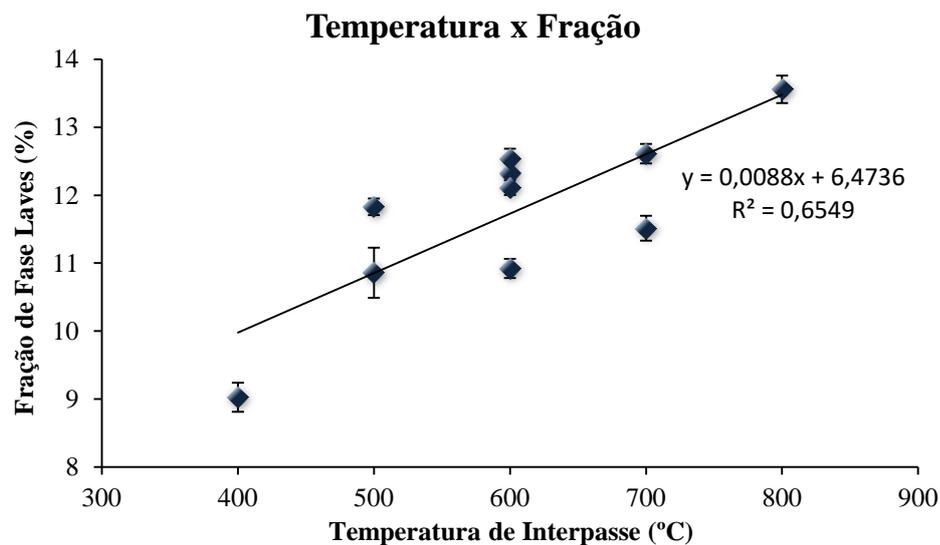


Figura 117. Fração volumétrica de Fase Laves em relação à temperatura de interpasse.

### 5.3.7 Análise EDS da fase Laves

A Figura 118 mostra o resultado da análise EDS em linha e da análise pontual de uma das regiões analisadas da fase Laves. Observa-se que, comparando com os resultados de EDS da ZF das amostras 5, 8 e 1 (Figura 99, Figura 102 e Figura 105, respectivamente), a fase Laves apresenta menores teores de ferro e cromo, sendo que não há alteração significativa no teor de níquel. Observa-se também que a fase possui alto teor de nióbio.

A Tabela 17 mostra os resultados da análise EDS pontual da fase Laves, o resultado médio da análise e o intervalo de confiança de 95%.

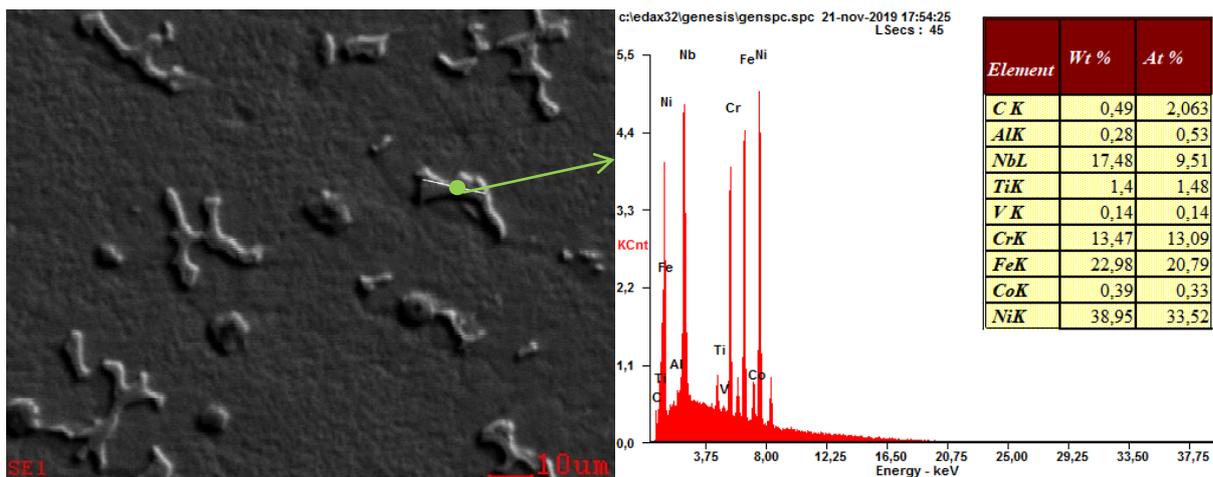


Figura 118. Análise EDS da fase Laves presente na Am 7.

Tabela 17. Resultado da análise EDS da fase Laves das amostras 3 e 7, considerando os principais elementos.

		Nb (%)	Ni (%)	Fe (%)	Cr (%)
Amostra 7	Área 1	17,48	38,95	22,98	13,47
	Área 2	19,41	41,10	23,04	13,68
	Área 3	18,74	38,08	20,91	12,40
Amostra 3	Área 1	19,72	40,18	22,38	13,72
	Área 2	18,99	40,24	23,25	13,51
	Área 3	19,29	37,93	24,12	13,66
	Área 4	19,11	40,82	23,81	14,26
	Média	18,96	39,61	22,93	13,53
	Intervalo	0,54	0,96	0,78	0,42

A média dos resultados encontrados é próxima ao resultado da análise EDS pontual da fase Laves presente no Inconel 718 tratado termicamente a 1150°C por 5 horas, realizada pelos pesquisadores iranianos Sohrabi, Mirzadeh e Rafiei (2018a), como mostra a Figura 119, principalmente o resultado do teor de Nb.

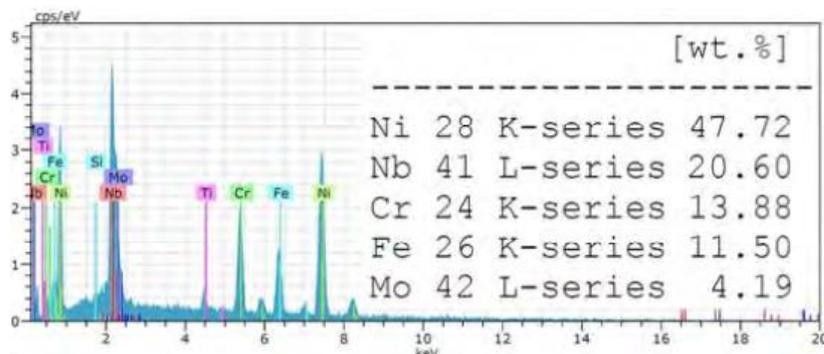


Figura 119. Resultado da análise EDS pontual do estudo de Sohrabi, Mirzadeh e Rafiei (2018a).

A Figura 120 exibe os gráficos das análises EDS em linha realizadas na fase Laves da Am 3 após o tratamento térmico a 950°C por 2 horas. O objetivo desse tipo de análise foi verificar a variação na composição química que ocorre na transição ZF/Laves, além de analisar a diferença de composição entre a austenita interlamelar e a Laves presentes no constituinte eutético. Foi escolhida a amostra tratada por apresentar fase Laves em maiores dimensões, facilitando a análise.

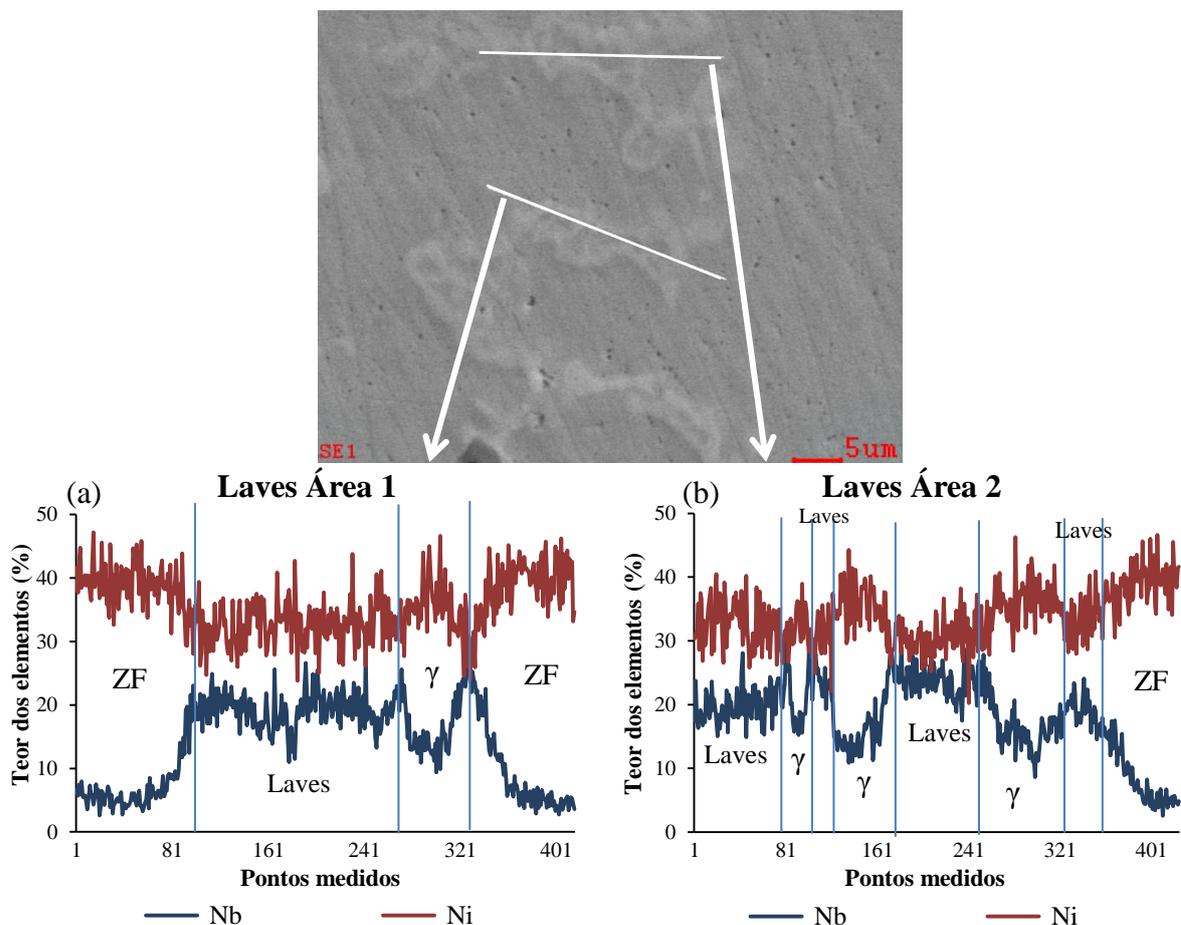


Figura 120. Análise EDS em linha do componente eutético formado por Laves e austenita. (a) análise da região 1. (b) análise da região 2.

O resultado das análises mostra que a ZF apresenta teor de nióbio em torno de 5% e de níquel em torno de 40%. A fase Laves apresenta maior teor de nióbio, como já explicado, sendo cerca de 20% de nióbio e 30% de níquel. O interessante dessa análise é observar que a austenita interlamelar presente no constituinte eutético possui composição química diferente da composição da ZF, com nióbio em torno de 15% e níquel em torno de 35%, como pode ser observado nos gráficos.

### 5.3.8 Cinética de crescimento da fase Laves

A Figura 121 mostra a curva de aquecimento registrada durante o tratamento térmico das amostras 7.1 e 7.2. Observando a curva, nota-se que os ensaios atingiram a temperatura necessária de 950°C. O mesmo ocorreu no ensaio das amostras 3.1 e 3.2, no qual o termopar foi utilizado para verificar a temperatura.

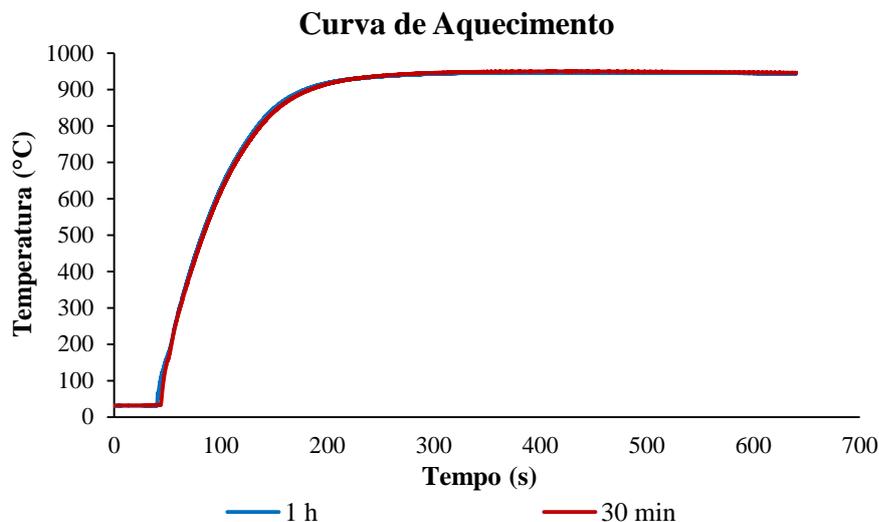


Figura 121. Curva de aquecimento registrada durante o tratamento térmico a 950°C das amostras 7.1 e 7.2.

A Figura 122 e Figura 123 mostram que ocorreu crescimento da fase Laves durante os tratamentos térmicos. Observando a Figura 122(a), Am 7 sem tratamento térmico, nota-se que a fase Laves se apresenta na forma de partículas finas na matriz. Já a Figura 122(b), Am 7 após tratamento térmico por 1 hora, indica que houve crescimento da fase e ocorreu aumento no comprimento das cadeias de fase Laves, provavelmente porque pequenas cadeias e partículas de Laves se uniram durante o crescimento. A Figura 123(a) mostra a Am 3 após tratamento térmico por 1 hora. Assim como mostrado na Figura 122(b), a fase Laves se apresenta grosseira e há cadeias de Laves formadas na microestrutura. Comparando a Figura 123(a) com a Figura 123(b), Am 3 após tratamento térmico por 2 horas, percebe-se que a fase Laves tornou-se ainda mais grosseira após a exposição a alta temperatura por maior tempo.

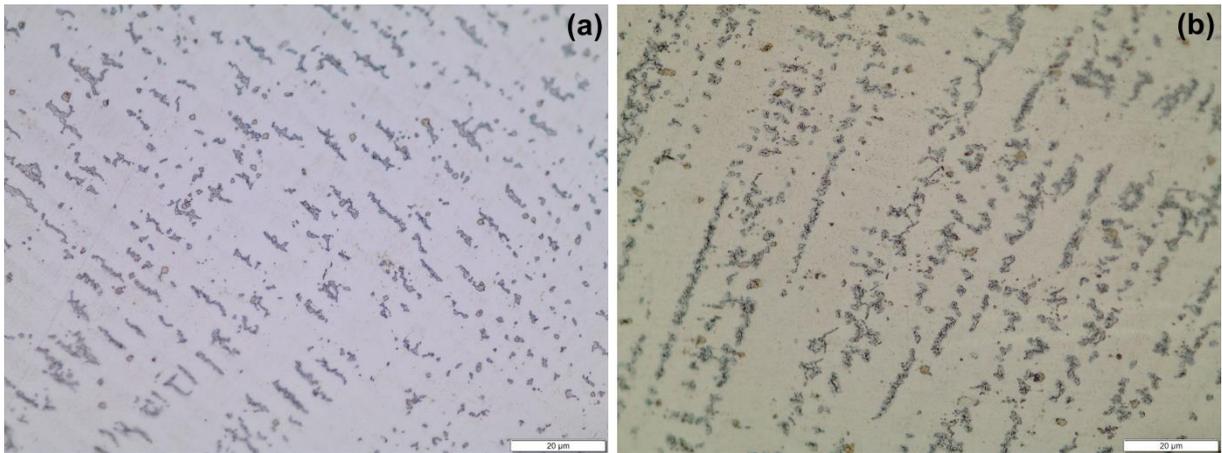


Figura 122. Crescimento da fase Laves: (a) Am 7 sem tratamento térmico. (b) Am 7 após tratamento por 30 min.

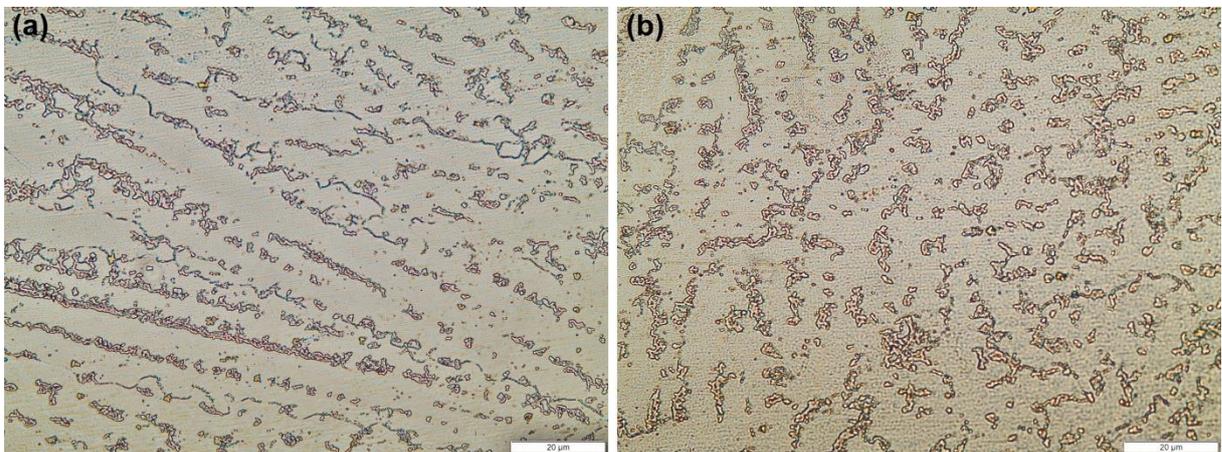


Figura 123. Crescimento da fase Laves: (a) Am 3 após tratamento por 1 h. (b) Am 3 após tratamento por 2 h.

A Figura 124 e Figura 125 evidenciam o formato grosseiro da fase Laves após tratamento térmico a 950°C por 1 hora, sendo que a Figura 125 apresenta a fase Laves com maior detalhe. A Figura 126 evidencia o maior crescimento da fase Laves após tratamento térmico a 950°C por 2 horas. Como explicado no item 3.2.1.1, a fase Laves é uma fase dura e frágil. Sua presença na forma de precipitados grosseiros é indesejável, pois afeta as propriedades mecânicas, podendo acarretar em propriedades inferiores as do metal base mais fraco e na falha em serviço.

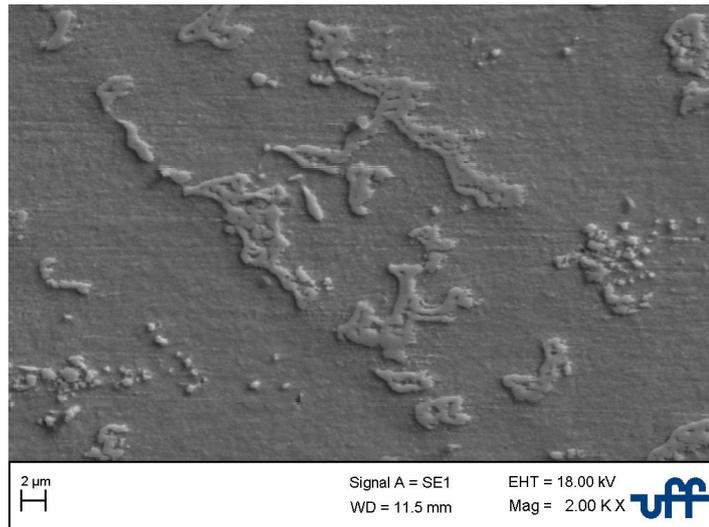


Figura 124. Micrografia da Am 3 após tratamento térmico a 950°C por 1 h mostrando que a fase Laves se tornou mais grosseira. Ataque: Marble.

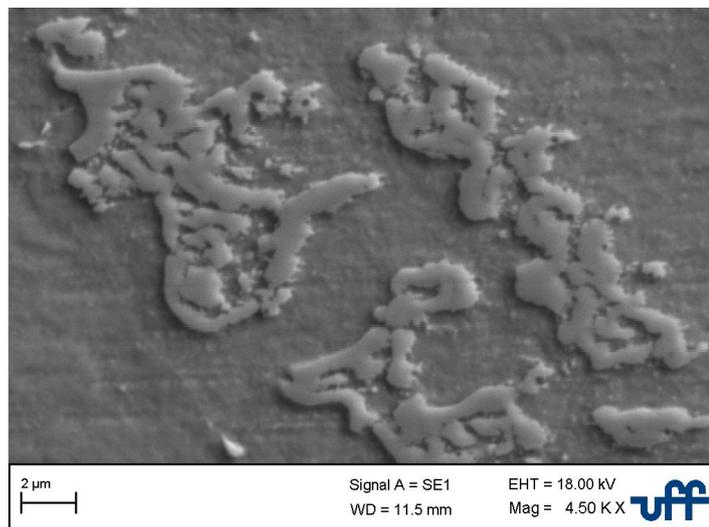


Figura 125. Micrografia da Am 3 após tratamento térmico a 950°C por 1 h com maior aumento, mostrando a fase Laves com maior detalhe. Ataque: Marble.

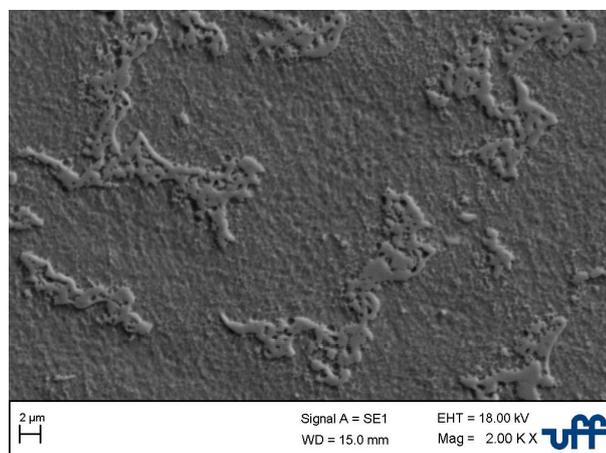


Figura 126. Micrografia da Am 3 após tratamento térmico a 950°C por 2 h mostrando que a fase Laves se tornou mais grosseira. Ataque: Marble.

Os gráficos da Figura 127 e Figura 128 mostram a fração volumétrica ( $V_V$ ) em relação ao tempo de exposição à temperatura de 950°C. É possível observar o crescimento da fase Laves em função do tempo de exposição à alta temperatura. Os valores obtidos da fração volumétrica, assim como os valores obtidos da área interfacial por unidade de volume ( $S_V$ ), com e sem tratamento térmico (sem TT) se encontram na Tabela 18. Observando a fração volumétrica correspondente ao tempo de 3600 s (1 hora) de ambas as amostras, nota-se que as duas apresentaram fração de fase Laves em torno de 15%. É interessante observar também, com auxílio da Tabela 18, que o acréscimo na fração de fase Laves em relação ao tempo de exposição de 3600 s para a Am 3 foi de aproximadamente 30%, enquanto que o acréscimo em relação ao mesmo tempo de exposição para a Am 7 foi de aproximadamente 39%. Isto mostra que, mesmo expostas por tempos diferentes, a fase Laves das amostras 3 e 7 cresceu aproximadamente nas mesmas proporções, o que pode ser observado somente analisando as curvas dos gráficos da Figura 127 e Figura 128.

Tabela 18. Fração volumétrica e área interfacial das amostras 3 e 7 com e sem tratamento térmico.

	<b>Tempo</b>	<b><math>V_V</math></b>	<b><math>S_V</math></b>
<b>Amostra 3</b>	Sem TT	11,48	15,23
	1 h	16,50	21,07
	2 h	20,08	23,55
<b>Amostra 7</b>	Sem TT	7,97	14,37
	30 min	11,29	17,97
	1 h	13,28	20,70

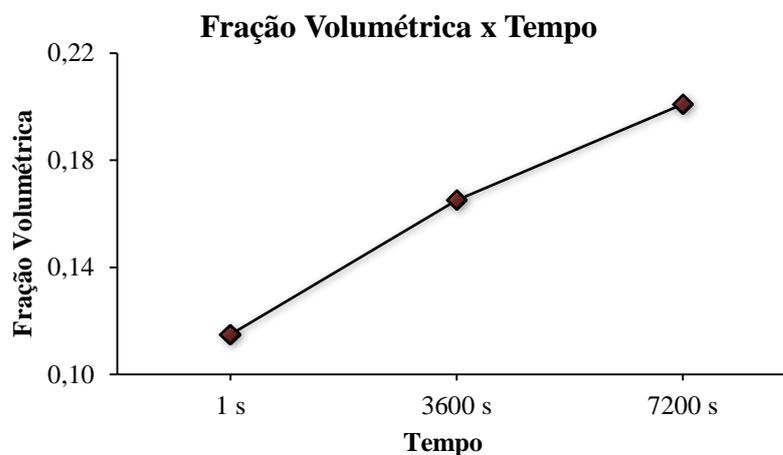


Figura 127. Fração volumétrica da Am 3 em função do tempo de exposição a 950°C.

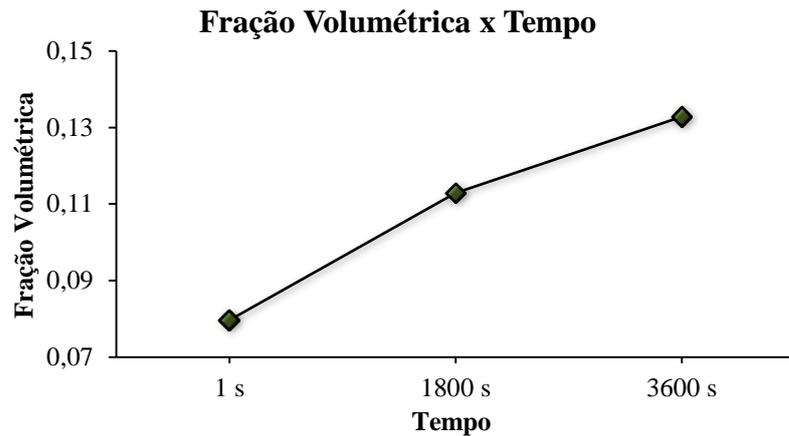


Figura 128. Fração volumétrica da Am 7 em função do tempo de exposição a 950°C.

Os gráficos da Figura 129 e Figura 130 mostram o resultado do caminho microestrutural  $V_V \times S_V$  referente ao crescimento da fase Laves das amostras 3 e 7, respectivamente. Nota-se que existe uma correlação logarítmica entre os valores de  $S_V$  e os valores de  $V_V$ , como era esperado de acordo com a Figura 36 do item 3.4. Observa-se que o gráfico não inicia em zero, já que quando os tratamentos térmicos foram realizados já havia fase Laves formada devido ao processo de soldagem. Outra observação importante é que nos gráficos não ocorre diminuição de  $S_V$  à medida que a fração volumétrica aumenta, ou seja, não ocorreu impingement, que é quando uma fase é impedida de crescer devido ao contato com outra fase. Por estar incompleto, já que o objetivo do estudo foi de apenas analisar o crescimento da fase Laves, não é possível definir se o caminho microestrutural é simétrico (núcleos distribuídos de forma aleatória) ou assimétrico (agrupamento de núcleos em pontos isolados).

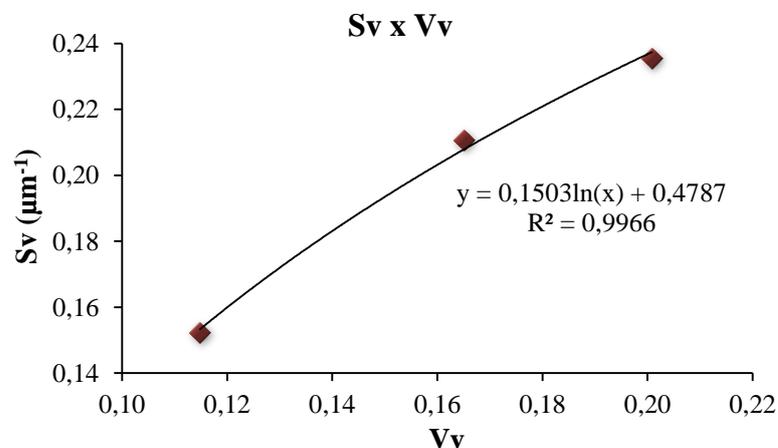


Figura 129. Gráfico do caminho microestrutural  $S_V \times V_V$  da Am 3.

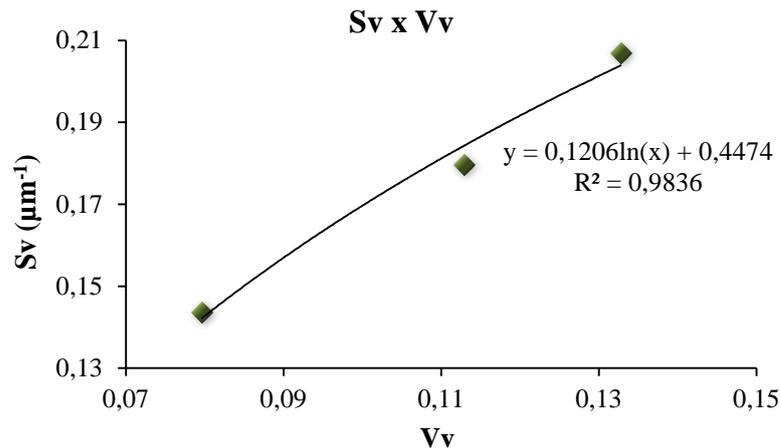


Figura 130. Gráfico do caminho microestrutural  $S_V \times V_V$  da Am 7.

Os resultados dos termos referentes à linearização da equação de JMAK (Equação 9) aplicada a Am 3 e Am 7 se encontram na Tabela 19 e Tabela 20, respectivamente. Na Tabela 19 encontram-se também os resultados da fração volumétrica de fase Laves para a amostra sem tratamento térmico e para as amostras tratadas por 1 hora (3600 s) e 2 horas (7200 s). Do mesmo modo, na Tabela 20 encontram-se os resultados da fração volumétrica de fase Laves para a amostra sem tratamento térmico e para as amostras tratadas por 30 minutos (1800 s) e 1 hora (3600 s). Como era necessário calcular o logaritmo neperiano do tempo (t) de exposição à temperatura de 950°C durante o tratamento térmico (em segundos), foi considerado, em ambos os casos, o tempo de 1 segundo para as amostras sem tratamento térmico, já que não existe logaritmo neperiano de zero segundo.

Tabela 19. Resultados da linearização da equação de JMAK da Am 3.

<b>Tempo (s)</b>	<b>Fração</b>	<b>ln (t)</b>	<b>ln (1-V<sub>v</sub>)</b>	<b>ln (-ln (1-V<sub>v</sub>))</b>
1	0,1148	0,0000	-0,1220	-2,1039
3600	0,1650	8,1887	-0,1804	-1,7128
7200	0,2008	8,8818	-0,2242	-1,4953

Tabela 20. Resultados da linearização da equação de JMAK da Am 7.

<b>Tempo (s)</b>	<b>Fração</b>	<b>ln (t)</b>	<b>ln (1-V<sub>v</sub>)</b>	<b>ln (-ln (1-V<sub>v</sub>))</b>
1	0,0797	0,0000	-0,0830	-2,4889
1800	0,1129	7,4955	-0,1198	-2,1222
3600	0,1328	8,1887	-0,1425	-1,9486

A Figura 131 e Figura 132 mostram os gráficos confeccionados a partir dos resultados referentes à linearização da equação de JMAK mostrados na Tabela 19 e Tabela

20, respectivamente. Sendo que a Figura 131 apresenta o gráfico da amostra 3 e a Figura 132 apresenta o gráfico da Am 7, ambos com a respectiva equação da linha de tendência e o coeficiente de correlação  $R^2$ . Nota-se que o coeficiente angular da equação da linha de tendência de ambos os gráficos é muito próximo, havendo também proximidade nos valores do coeficiente linear.

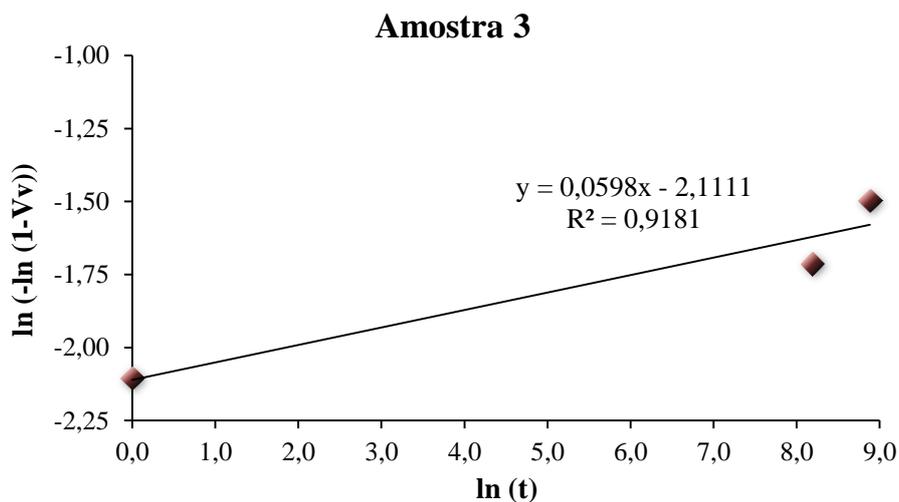


Figura 131. Gráfico resultante da linearização da equação de JMAK da Am 3.

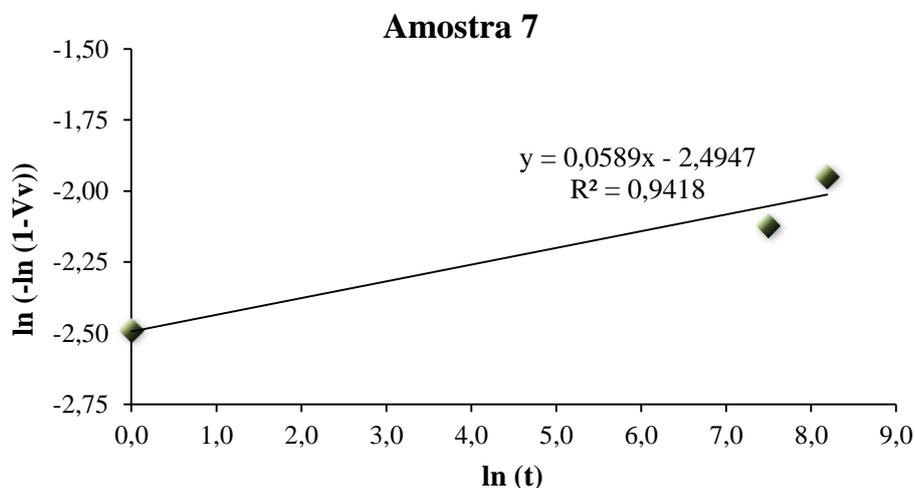


Figura 132. Gráfico resultante da linearização da equação de JMAK da Am 7.

A partir da elaboração dos gráficos por meio de suas respectivas tabelas, foi possível obter os valores de  $n$  e  $k$  da equação de JMAK. Os resultados destes termos se encontram na Tabela 21. Observa-se que, para ambas as amostras, o termo  $n$  possui um valor baixo. Sabe-se que  $n$  está relacionado à nucleação, como explicado no item 3.4. Logo, isso indica que a fase Laves cresceu durante os tratamentos, mas não houve nucleação significativa da fase.

Tabela 21. Resultado dos termos n e k da equação de JMAK que descreve a cinética de crescimento da fase Laves das amostras 3 e 7.

	<b>n</b>	<b>k</b>
<b>Am 3</b>	0,060	0,121
<b>Am 7</b>	0,059	0,083

Com base nos resultados mostrados na Tabela 21, a equação que descreve a cinética de crescimento da fase Laves para a Am 3 é:

$$V_V = 1 - e^{(-0,121 t^{0,060})} \quad \text{Equação 17}$$

Enquanto que a equação que descreve a cinética de crescimento da fase Laves para a Am 7 é:

$$V_V = 1 - e^{(-0,083 t^{0,059})} \quad \text{Equação 18}$$

Os resultados de k de ambas as amostras são relativamente próximos, enquanto que os resultados de n são bem próximos para as amostras 3 e 7. Isso mostra que, independente dos parâmetros de soldagem, a fase Laves cresce aproximadamente nas mesmas proporções quando os materiais são expostos a uma mesma temperatura, como havia sido mostrado anteriormente, somente com a análise dos gráficos da Figura 127 e Figura 128.

A partir das equações 17 e 18 foi possível plotar os gráficos fração volumétrica x tempo para a Am 3 (Figura 133) e Am 7 (Figura 134). Ambos os gráficos fazem uma comparação entre os resultados da fração volumétrica calculada a partir da equação de JMAK obtida para cada amostra com a fração volumétrica medida experimentalmente. Observa-se que a fração volumétrica inicial das duas amostras, tempo  $t = 1$  s, é bem próxima da fração volumétrica calculada a partir da equação. No tempo  $t = 3600$  s para a Am 3 e no tempo  $t = 1800$  s para a Am 7, os valores da fração medida experimentalmente se encontram abaixo da curva. Enquanto que no tempo  $t = 7200$  s para a Am 3 e no tempo  $t = 3600$  s para a Am 7, os valores da fração medida experimentalmente se encontram acima da curva. O erro entre os resultados da fração volumétrica medida e calculada pode ser visto na Tabela 22.

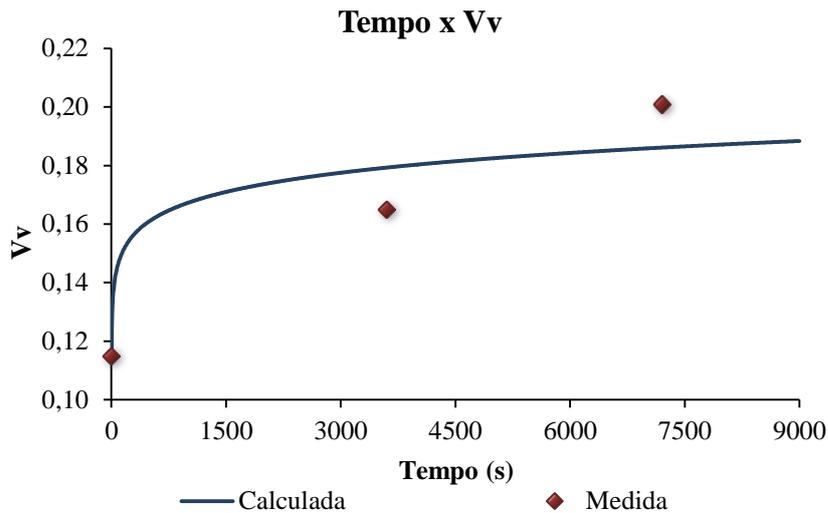


Figura 133. Comparação da fração volumétrica medida e calculada em relação ao tempo em segundos da Am 3.

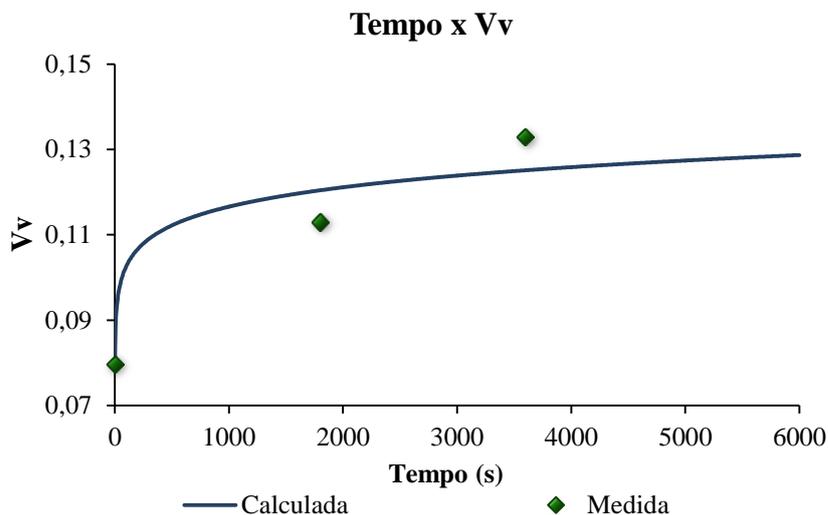


Figura 134. Comparação da fração volumétrica medida e calculada em relação ao tempo em segundos da Am 7.

Tabela 22. Porcentagem de erro entre as frações volumétricas medidas e calculadas para as amostras 3 e 7.

Am 3	Tempo (s)	Erro	Am 7	Tempo (s)	Erro
	1	0,68		1	0,56
	3600	7,97		3600	6,27
	7200	7,31		7200	5,78

O distanciamento dos resultados experimentais em relação à curva obtida através da equação de JMAK pode ser explicado devido ao estudo ter sido realizado apenas com três tempos de exposição à alta temperatura, pois um maior número de ensaios contribui para maior exatidão entre a equação de JMAK e os resultados medidos experimentalmente, como mostra, por exemplo, o gráfico obtido no estudo de Sello e Stumpf (2011), Figura 135. Como

explicado no item 4.2.4, não foi possível realizar mais ensaios devido à limitação no número de amostras.

Sello e Stumpf (2011) desenvolveram um gráfico que descreve a cinética de precipitação da fase Laves no aço AISI 441 mostrado na Figura 135. As linhas contínuas representam os resultados obtidos através da linearização da equação de JMAK e os pontos representam os resultados da fração volumétrica medida experimentalmente. A amostra foi tratada termicamente a diferentes temperaturas por diversos tempos de exposição, resultando em um gráfico com maior exatidão entre os resultados de fração volumétrica medida e calculada, como pode ser observado.

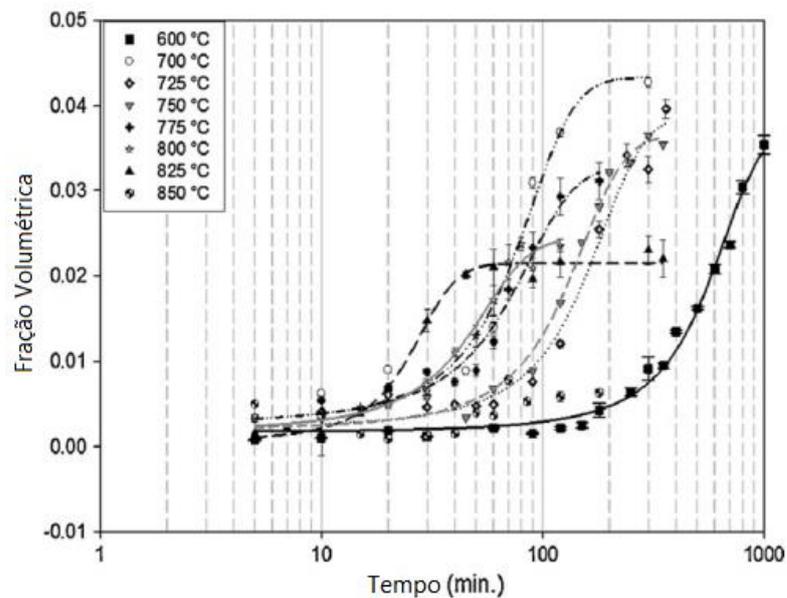


Figura 135. Estudo da precipitação de fase Laves no aço AISI 441 desenvolvido por Sello e Stumpf (2011).

## 6 CONCLUSÕES

Através do presente estudo foi possível realizar uma análise das propriedades metalúrgicas e de algumas das propriedades físicas e mecânicas de juntas dissimilares de Inconel 718 e AISI 316L soldadas por processo TIG multipasse utilizando diferentes parâmetros de soldagem pré-estabelecidos por planejamento experimental. Seguem as principais conclusões:

➤ A análise micrográfica das amostras soldadas mostrou que a ZF é constituída de dendritas de austenita com presença de ferrita  $\delta$  predominantemente entre os contornos das dendritas. Além disso, a ZTA Inconel se apresenta diferente da ZTA Inox devido as diferentes composições químicas.

➤ Os resultados de área, largura e profundidade de penetração do metal de solda mostraram que quanto maior o aporte térmico, maiores as dimensões do metal de solda, sendo que houve aumento de aproximadamente 64% do valor da área da Am 6 em relação a Am 9, que são as amostras de maior e menor aporte, respectivamente. O estudo mostrou que a temperatura de interpasse também possui influência nas dimensões do metal de solda, apesar de não ser tão significativa quanto a influência do aporte: a Am 8 (maior  $T_{\text{interpasse}}$ ) apresentou área aproximadamente 15% maior que a área da Am 7 (menor  $T_{\text{interpasse}}$ ).

➤ A quantificação de ferrita  $\delta$  mostrou que a fração volumétrica de ferrita tende a diminuir com o aumento do aporte térmico devido a menor taxa de resfriamento, havendo maior tempo para nucleação e crescimento da austenita, que consome parte da ferrita. A Am 9 apresentou aumento de aproximadamente 46% em relação a fração volumétrica da Am 6. Pelo mesmo motivo, o aumento do aporte causa maiores espaçamentos entre as ferritas  $\delta$ , já que as dendritas de austenita têm mais tempo para crescer. A Am 6 apresentou espaçamento aproximadamente 60% maior que o espaçamento da Am 9.

- A quantificação de fase Laves mostrou que a formação desta fase possui maior influência da temperatura de interpasso do que do aporte térmico, sendo que houve aumento de aproximadamente 33% da fração de fase Laves da amostra com maior  $T_{\text{interpasse}}$  em relação à amostra com menor  $T_{\text{interpasse}}$ .
- Através do ensaio de microdureza Vickers foi possível perceber que a microdureza na ZF tende a diminuir com o aumento do aporte, o que pode ser explicado devido a maior fusão entre os dois materiais.
- A partir da análise EDS das amostras soldadas observou-se a variação na composição química de acordo com cada região da junta dissimilar. A análise EDS da fase Laves possibilitou a verificação da composição química desta fase e como a composição varia ao longo da fase Laves, sendo possível analisar a diferença de composição química da Laves e da austenita presentes no constituinte eutético.
- A análise BSD comprovou que a chamada fase Laves se trata de um constituinte eutético formado por austenita e Laves, como visto na literatura.
- As micrografias da fase Laves mostraram que, para amostras sem tratamento térmico, a fase se encontra distribuída na matriz na forma de partículas finas e dispersas, podendo se apresentar também na forma de cadeias. As micrografias das amostras após tratamento térmico mostraram que ocorre crescimento da fase Laves quando exposta a alta temperatura, se apresentando na forma de partículas grosseiras.
- O estudo da cinética de crescimento da fase Laves mostrou que, mesmo para amostras soldadas com diferentes parâmetros, as equações da cinética de crescimento da fase Laves possuem coeficientes angulares e lineares próximos quando as amostras são expostas a mesma temperatura.
- A curva fração volumétrica x tempo possibilitou a comparação da fração volumétrica calculada a partir da equação de JMAK com a fração volumétrica medida experimentalmente. Observou-se um distanciamento entre os resultados, possivelmente devido ao número de tratamentos térmicos realizados.

## **7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS**

A autora sugere a realização de ensaio de tração e ensaio de impacto em novas amostras soldadas nas mesmas condições para analisar as propriedades mecânicas das zonas fundidas. Além disso, como é comum o emprego da soldagem dissimilar entre Inconel 718 e AISI 316L em ambientes severos, que trabalham em altas temperaturas, aconselha-se realizar ensaio de fluência novamente em amostras soldadas nas mesmas condições. Aconselha-se também ensaio de corrosão, já que o material pode ser usado, por exemplo, em tubulações que transportam soluções ácidas ou alcalinas.

## 8 CONTRIBUIÇÃO CIENTÍFICA

### **Primeira autora:**

“Influência do aporte térmico sobre as propriedades de juntas soldadas dos aços AISI 316 e AISI 316L”

Rafaela dos Santos Silva, Rudineli Demarque, José Adilson de Castro, Ellem Patrícia dos Santos. (2018). In: 73º Congresso Anual ABM WEEK 2018.

“Análise da soldagem dissimilar entre Inconel 718 e AISI 316L pelo processo TIG autógeno”

Rafaela dos Santos Silva, Rudineli Demarque, José Adilson de Castro. (2019). In: I Simpósio de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Sul Fluminense.

“Influência do aporte térmico sobre as características e propriedades de cordões de solda dos aços AISI 316 e AISI 316L”

Rafaela dos Santos Silva, Rudineli Demarque, Ellem Patrícia dos Santos, José Adilson de Castro. (no prelo). Revista Soldagem e Inspeção.

“Analysis of the effect of variable welding parameters in the dissimilar welding of Inconel 718 and AISI 316L by gtaw multi-pass process”

Rafaela dos Santos Silva, Rudineli Demarque, Leonardo Martins da Silva, José Adilson de Castro. Em Análise. Journal of Materials Science Research.

### **Co-autora:**

“Avaliação dos efeitos da variação do aporte térmico sobre a morfologia da estrutura macro-micro do metal de solda utilizando o processo GTAW autógeno do aço AISI304”

R. Demarque, E. P. dos Santos, A. V. Queiroz, L. M .da Silva, J. A. de Castro, C. R. Xavier, R. S. Silva. (2018). In: 73º Congresso Anual ABM WEEK 2018.

“Análise da influência da variação do aporte térmico na soldagem de chapas de aço inoxidável austenítico AISI316 pelo processo GTAW CC- utilizando ERNiCrMo-3 como metal de adição”

Kevin Rodrigues Couto, Rudineli Demarque, Rafaela dos Santos Silva. (2019). In: 74º Congresso Anual ABM WEEK 2019.

“Avaliação de parâmetros de soldagem nas características de juntas dissimilares Inconel 718-Inox 316L soldadas pelo processo TIG autógeno”

Rudineli Demarque, Rafaela dos Santos Silva, Ellem Patrícia dos Santos, José Adilson de Castro. (2018). Soldagem & Inspeção, 23 (3), 380–392.

## 9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Akca, E., & Gürsel, A. (2015). A review on superalloys and IN718 nickel-based Inconel superalloy. *Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)*, 3 (1).

American Iron and Steel Institute. (1998). *Welding of stainless steels and other joining methods*. Nickel Development Institute.

Anawa, E. M., & Olabi, A. G. (2014). Study the microhardness and microstructure of dissimilar jointed materials. In: *Conference Paper*. Reino Unido.

ASTM E112-13(2013), *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2013, [www.astm.org](http://www.astm.org)

ASTM E1245-03(2016), *Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016, [www.astm.org](http://www.astm.org)

Avery, R. E. (1991). *Pay attention to dissimilar-metal welds: guidelines for welding dissimilar metals*. Nickel Development Institute.

Avrami, M. (1939). Kinetics of phase change: I general theory. *The Journal of Chemical Physics*, 7 (12), 1103–1112.

Avrami, M. (1940). Kinetics of phase change: II transformation-time relations for random distribution of nuclei. *The Journal of Chemical Physics*, 8 (2), 212–224.

Avrami, M. (1941). Granulation, phase change, and microstructure kinetics of phase change III. *The Journal of Chemical Physics*, 9 (2), 177–184.

Baddoo, N. R. (2008). *Stainless steel in construction: a review of research, applications, challenges and opportunities*. *Journal of Constructional Steel Research*, 64 (11), 1199–1206.

Baker, H. (1992). *Alloy phase diagrams*. Materials Park, ASM International.

Barbosa, C. (2014). *Metais não ferrosos e suas ligas: microestrutura, propriedades e aplicações*. Rio de Janeiro: E-papers, 1<sup>a</sup> ed.

Bracarense, A. Q. (2000). *Processo de Soldagem TIG - GTAW*. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Minas Gerais.

- Calegare, Á. J. DE A. (2009). *Introdução ao delineamento de experimentos*. Editora Blucher, 2ª ed.
- Carbó, H. M. (2008). *Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações*. São Paulo: ArcelorMittal Inox Brasil.
- Caron, J. L., & Sowards, J. (2014). Weldability of Nickel-Base Alloys. *Comprehensive Materials Processing*, 6, 151–179.
- Chandra, C. S., Nagachary, K., Jayahari, L., & Hussaini, S.M. (no prelo). Characterization of Inconel 718 at sub-zero temperatures. *Materials Today: Proceedings*.
- Chen, Y., Guo, Y., Xu, M., Ma, C., Zhang, Q., Wang, L., Yao, J., & Li, Z. (2019). Study on the element segregation and Laves phase formation in the laser metal deposited IN718 superalloy by flat top laser and gaussian distribution laser. *Materials Science and Engineering: A*, 754, 339–347.
- Chiaverini, V. (2008). *Aços e ferros fundidos*. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e de Materiais - ABM, 7ª ed.
- Cieslak, M. J., Knorovsky, G. A., Headley, T.J., & Romig, A. D. (1989). The solidification metallurgy of alloy 718 and other Nb-containing superalloys. *Materials Science*, 718, 59–68.
- Colpaert, H. (2008). *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. Editora Blucher, 4ª ed.
- Costanza, G., Sili, A., & Tata, M. E. (2016). Weldability of austenitic stainless steel by metal arc welding with different shielding gas. *Procedia Structural Integrity*, 2, 3508–3514.
- Davis, J. R. *Nickel, cobalt, and their alloys*. (2000). ASM international.
- DBC Oxigênio. (n.d.) *Processo de soldagem TIG*. Recuperado em 3 dezembro, 2019, de <http://guias.oxigenio.com/processo-de-soldagem-tig>
- De Souza, L. H., Xavier, C.R., De Medeiros, N., Marcelo, C.J., & Moreira, L.P. (2016). Avaliação da soldagem TIG autógena sobre as características dimensionais da solda do aço AISI 304L. In: CONEN Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. Fortaleza: ABCM.
- DeHoff, R. T. (1971). The analysis of the evolution of particle size distribution during microstructural change. *Metallurgical Transactions*, 2 (2), 521–526.
- Demarque, R. , Silva, R.S., Santos, E.P., & Castro, J.A. (2018) Avaliação de parâmetros de soldagem nas características de juntas dissimilares Inconel 718-Inox 316L soldadas pelo processo TIG autógeno. *Soldagem & Inspeção*, 23 (3), 380–392.
- Dieter, G. E., & Bacon, D. J. (1986). *Mechanical metallurgy*. New York: McGraw-hill, v. 3.
- Dupont, J. N., Lippold, J. C., & Kiser, S. D. (2011). *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons.
- Eiselstein, H. L. (1965). Metallurgy of a columbium-hardened nickel-chromium-iron alloy. In: *Advances in the technology of stainless steels and related alloys*. West Conshohocken: ASTM International, p. 62–79.

- Elmer, J. W., Allen, S. M., & Eagar, T. W. (1989). Microstructural development during solidification of stainless steel alloys. *Metallurgical Transactions A*, 20A, 2117–2131.
- Ferreri, N. C., Vogel, S. C., & Knezevic, M. (2020). Determining volume fractions of  $\gamma$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma''$ ,  $\delta$ , and MC-carbide phases in inconel 718 as a function of its processing history using an advanced neutron diffraction procedure. *Materials Science and Engineering: A*, 781, 139–228.
- Ferretti, S., Valenzano, G., & Cugno, W. (2012). International space station external active thermal control system lines manufacturing. In: *57Th International Astronautical Congress*. American Institute of Aeronautics and Astronautics. Recuperado em 11 novembro, 2019, de <https://arc.aiaa.org/doi/abs/10.2514/6.IAC-06-B4.2.09>
- Findik, F., Yilmaz, R., & Somyurek, T. (2011). The effects of heat treatment on the microstructure and microhardness of explosive welding. *Scientific Research and Essays*, 6 (19), 4141–4151.
- Fonseca, G. S., Oliveira, P.M., Diniz, M.G., Bubnoff, D.V., & Castro, J.A. (2017). Sigma phase in superduplex stainless steel: formation, kinetics and microstructural path. *Materials Research*, 20 (1), 249–255.
- Gedge, G. (2008). Structural uses of stainless steel - buildings and civil engineering. *Journal of Constructional Steel Research*, 64 (11), 1194–1198.
- Giachino, J. W., & Weeks, W. (1996). *Welding skills and practices*. Chicago: American Technical Society, 5<sup>a</sup> ed.
- Glicksman, M. E. (2011). *Principles of solidification: an introduction to modern casting and crystal growth concepts*. Materials Science and Engineering Department, University of Florida: Springer Science & Business Media.
- Gomes, D. A., Castro, J.A., Xavier, C.R., & Lima, C.A.C. (2019). Analysis of residual stress by the hole-drilling method and hardness in dissimilar joints of austenitic stainless steel AISI 316L and Inconel 718 alloy by autogenous GTAW process. *Materials Research*, 22.
- Gümüş, E., Çiçek, B., Gündoğdu, E., Yilmaz, E., & Topuz, P. (2015). Risks and safety measures in TIG welding process. In: *2nd International Iron and Steel Symposium (IISS'15)*.
- Henderson, M. B., Arrelb, D., Larsson, R., Reobel, M., & Marchant, G. (2013). Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Science and technology of welding and joining*, 9, (1), 13–21.
- Hong, J. K., Park, J.H., Eom, I.S., Kim, M.B., & Kang, C.Y. (2008). Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO<sub>2</sub> laser welding. *Journal of materials processing technology*, 201 (1–3), 515–520.
- Hongfei, Y., Yimin, G., & Yuefeng, G. (2017). Evolution of the microstructure and microhardness of the welding joint of IN 740H alloy with IN 617 as filler metal. *Materials Characterization*, 127, 288–295.
- Hrivnak, I. (1992). *Theory of Weldability of Metals and Alloys*. Tchecoslováquia: Ister Science Press.

Instituto de Metais Não Ferrosos. (n.d.). Aplicações do Níquel. Recuperado em 27 novembro, 2019, de <http://www.icz.org.br/portaldoniquel/index.php>

Johnson, W., & Mehl, R. (1939). Reaction kinetics in processes of nucleation and growth. *Transactions of the AIME*, 135, 416–458.

Khatak, H., & Raj, B. (2002). *Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, mitigation and monitoring*. Elsevier.

Kolmogoroff, A. N. (1937). On the statistical theory of the crystallization of metals. *Bulletin of the Academy of Sciences of the USSR (Mathematics Series)*, 1, 355–359.

Kou, S. (2003). *Welding Metallurgy*. New Jersey: John Wiley & Sons, 2<sup>a</sup> ed.

Kuo, C.M., Yang, Y.T., Bor, H.Y., Wei, C.N., & Tai, C.C. (2009). Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, 510, 289–294.

Kutelu, B. J., Seidu, S.O., Eghabor, G.I., & Ibitoye, A.I. (2018). Review of GTAW Welding Parameters. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 6 (5), 541–544.

Lippold, J. C., & Kotecki, D. J. (2005). *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. New Jersey: JohnWiley and Sons.

Liu, H., Wei, L., Ma, M., Zheng, J., Chen, L., & Misra, R.D.K. (2020). Laves phase precipitation behavior and high-temperature strength of W-containing ferritic stainless steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(2), 2127–2135.

Marques, P. V., Modenesi, P. J., & Bracarense, A. Q. (2016) *Soldagem: fundamentos e tecnologia*. Universidade Federal de Minas Gerais, 4<sup>a</sup> ed.

McGuire, M. F. (2008). *Stainless steels for design engineers*. Asm International.

Minnick, W. H. (2007) *Gas metal arc welding handbook*. Goodeart-Wilcox, 5<sup>a</sup> ed.

Modenesi, P. J., Marques, P. V., & Santos, D. B. (2012). *Introdução à metalurgia da soldagem*. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais.

Muda, W.S.H.W., Nasir, N.S.M., Mamat, S.S., & Jamian, S. (2015). Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties at coarse grain heat affected zone of ABS grade A steel. *ARP Journal of Engineering and Applied Sciences*, 10 (20), 9487–9495.

Muralidharan, B. G., Shankar, V., & Gill, T. P. S. (1996). *Weldability of Inconel 718-A review*. Indira Gandhi Centre for Atomic Research.

Nasir, N. S. M., Razab, M.K.A.A., Ahmad, M.I., & Mamat, S. (2017). Influence of heat input on carbon steel microstructure. *ARP Journal of Engineering and Applied Sciences*, 12, 2689–2697.

- Pessanha, E. (2011). Quantificação da ferrita  $\delta$  e a avaliação da relação microestrutura/propriedades de um aço inoxidável austenítico 347 soldado. Dissertação de Mestrado. Campos dos Goytacazes: Universidade Estadual do Norte Fluminense.
- Radhakrishna, C. H., & Rao, K. P. (1997). The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds. *Journal of Materials Science*, 32, 1977–1984.
- Ram, G.D.J., Reddy, A.V., Rao, K.P., Reddy, G.M., & Sundar, J.K.S. (2005a). Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 167, (1), 73–82.
- Ram, G.D.J., Reddy, A.V., Rao, K.P., & Reddy, G.M. (2005b). Improvement in stress rupture properties of Inconel 718 gas tungsten arc welds using current pulsing. *Journal of Materials Science*, 40 (6), 1497–1500.
- Ramkumar, K. D., Patel, S.D., Praveen, S.S., Choudhury, D.J., Prabakaran, P., Arivazhagan, N., & Xavier, M.A. (2014). Influence of filler metals and welding techniques on the structure–property relationships of Inconel 718 and AISI 316L dissimilar weldments. *Materials & Design*, 62, 175–188.
- Ramkumar, T., Selvakumar, M., Narayanasamy, P., Begam, A.A., Mathavan, P., & Raj, A.A. (2017). Studies on the structural property, mechanical relationships and corrosion behaviour of Inconel 718 and SS 316L dissimilar joints by TIG welding without using activated flux. *Journal of Manufacturing Processes*, 30, 290–298.
- Ronqueti, L. A. (2014). Efeito do modo de transferência metálica sobre o comportamento térmico e as transformações metalúrgicas na soldagem GMAW dos aços austeníticos AISI 304 e 316 utilizados em projetos de instalações nucleares. Dissertação de Mestrado. Volta Redonda: Universidade Federal Fluminense.
- Royse, F. S. (2011). Estudo das propriedades mecânicas e microestruturais de revestimento de liga de cobalto utilizando o processo de soldagem TIG. Dissertação de Mestrado. Rio de Janeiro: CEFET-RJ.
- Rutter, J. W., & Chalmers, B. (1953). A prismatic substructure formed during solidification of metals. *Canadian Journal of Physics*, 31 (1), 15–39.
- Schirra, J. J., Caless, R. H., & Hatala, R. W. (1991). The effect of Laves phase on the mechanical properties of wrought and cast+ HIP Inconel 718. *Superalloys*, 718 (625), 375–388.
- Sello, M. P., & Stumpf, W. E. (2011). Laves phase precipitation and its transformation kinetics in the ferritic stainless steel type AISI 441. *Materials Science and Engineering: A*, 528 (3), 1840–1847.
- Silva, G. M., Ferreira, E. A., & Castro, J. A. (2019). Resistência à Corrosão de Juntas Dissimilares dos Aços AISI 316L e da Liga Inconel 718. *Soldagem & Inspeção*, v. 24.
- Silva, R. S., Demarque, R., Santos, E.P., Castro, J.A. (no prelo). Influência do aporte térmico sobre as características e propriedades de cordões de solda dos aços AISI 316 e AISI 316L. *Revista Soldagem e Inspeção*.

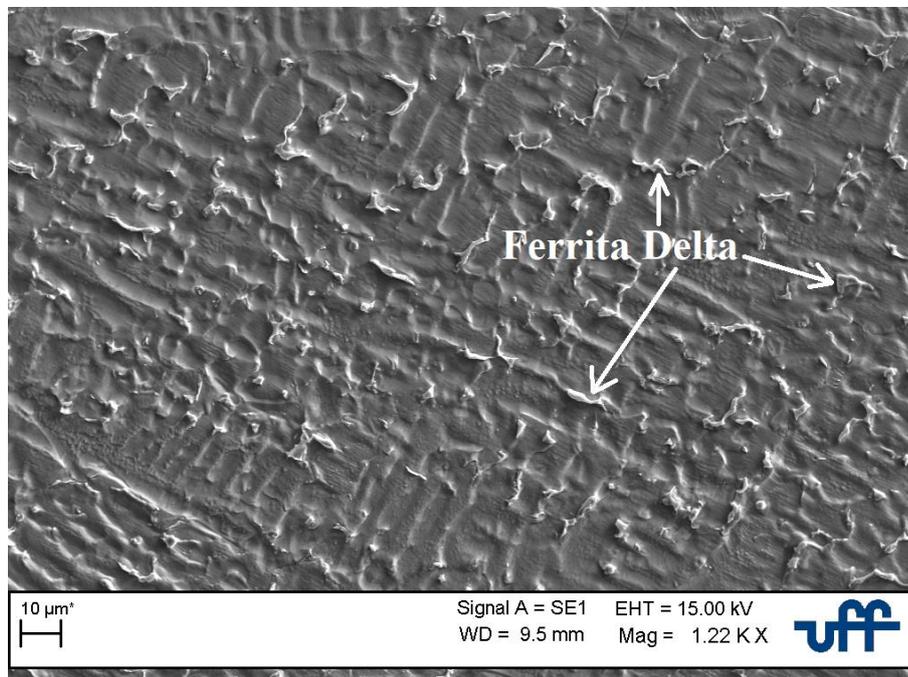
- Smith, T. M., Senanayake, N.M., Sudbrack, C.K., Bonacuse, P., Roger, R.B., Chao, P., & Carter, J. (2019). Characterization of nanoscale precipitates in superalloy 718 using high resolution SEM imaging. *Materials Characterization*, 148, 178–187.
- Sohrabi, M. J., Mirzadeh, H., & Rafiei, M. (2018a). On the removal of Laves phase in Inconel 718 superalloy. *Science, Technology and Knowledge*. In: STK Conference, Hanôver.
- Sohrabi, M. J., Mirzadeh, H., & Rafiei, M. (2018b). Solidification behavior and Laves phase dissolution during homogenization heat treatment of Inconel 718 superalloy. *Vacuum*, 154, 235–243.
- Solomon, H. D. (1993). Fundamentals of Weld Solidification. *ASM Handbook - Welding, Brazing and Soldering*, 6 (10<sup>a</sup>), 45–54.
- Specification Sheet: Alloy 316/316L. (2014). UNS S31600, S31603. W. Nr. 1.4401, 1.4404 Sandmeyer Steel Company.
- Stefani, N., Bylya, O., Reshetov, A., Blackwell, P. (2017). On the applicability of JMAK-type models in predicting IN718 microstructural evolution. *Computer Methods in Materials Science*, 17 (1), 59–68.
- Suban, M., Bundara, B., & Cvelbar, R. (2014). Repair techniques of dissimilar metal welds between stainless and unalloyed. *Institute of Metal Constructions*.
- Tharappel, J. T., & Babu, J. (2018). Welding processes for Inconel 718-A brief review. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*.
- Thomas, A., El-Wahabi, M., Cabrera, J.M., & Prado, J.M. (2006). High temperature deformation of Inconel 718. *Journal of Materials Processing Technology*, 177 (1–3), 469–472.
- Vandermeer, R. A., & Jensen, D. J. (2001). Microstructural path and temperature dependence of recrystallization in commercial aluminum. *Acta Materialia*, 49 (11), 2083–2094.
- Vandermeer, R. A., & Masumura, R. A. (1992). The microstructural path of grain-boundary-nucleated phase transformations. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40 (4), 877–886.
- Vandermeer, R. A., Masumura, R. A., Rath, B. B. (1991). Microstructural paths of shape-preserved nucleation and growth transformations. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39 (3), 383–389.
- Wainer, E., Brandi, S. D., & De Mello, F. D. H. (1992). *Soldagem: processos e metalurgia*. Editora Blucher.
- Wang, K., Liu, Y., Sun, Z., Lin, J., Lv, Y., & Xu, B. (2020). Microstructural evolution and mechanical properties of Inconel 718 superalloy thin wall fabricated by pulsed plasma arc additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*, 819, 152936.
- Yong-Fang, L., Hong, S.T., Choi, H., & Han, H.N. (2019). Solid-state dissimilar joining of stainless steel 316L and Inconel 718 alloys by electrically assisted pressure joining. *Materials Characterization*, 154, 161–168.

Zhang, L. N., & Ojo, O. A. (2020). Corrosion behavior of wire arc additive manufactured Inconel 718 superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 829, 154455.

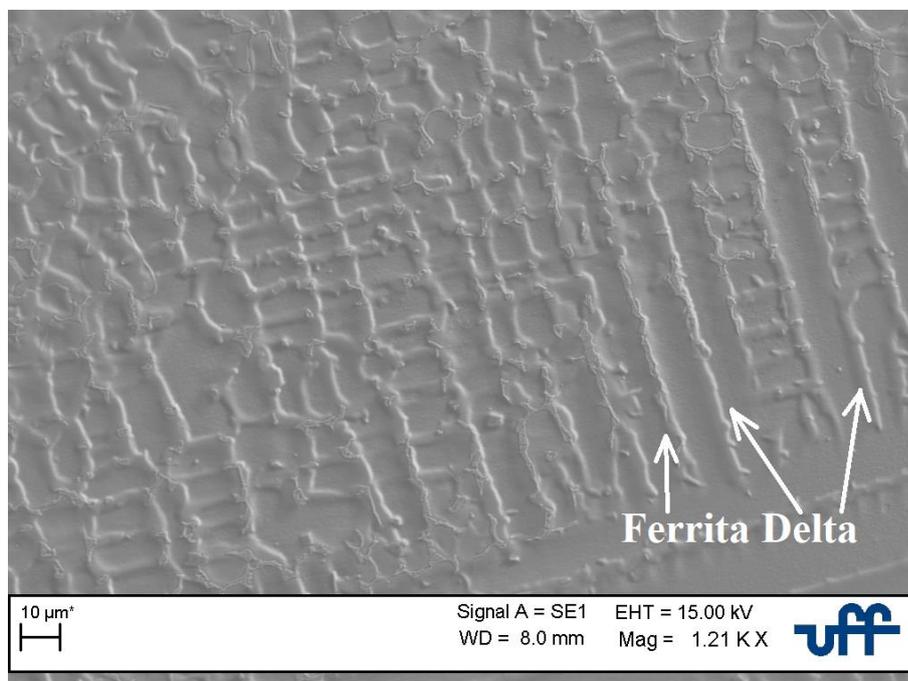
Zhao, J.-R., Hung, F.-Y., & Lui, T.-S. (no prelo). Microstructure and tensile fracture behavior of three-stage heat treated inconel 718 alloy produced via laser powder bed fusion process. *Journal of Materials Research and Technology*.

# ANEXOS

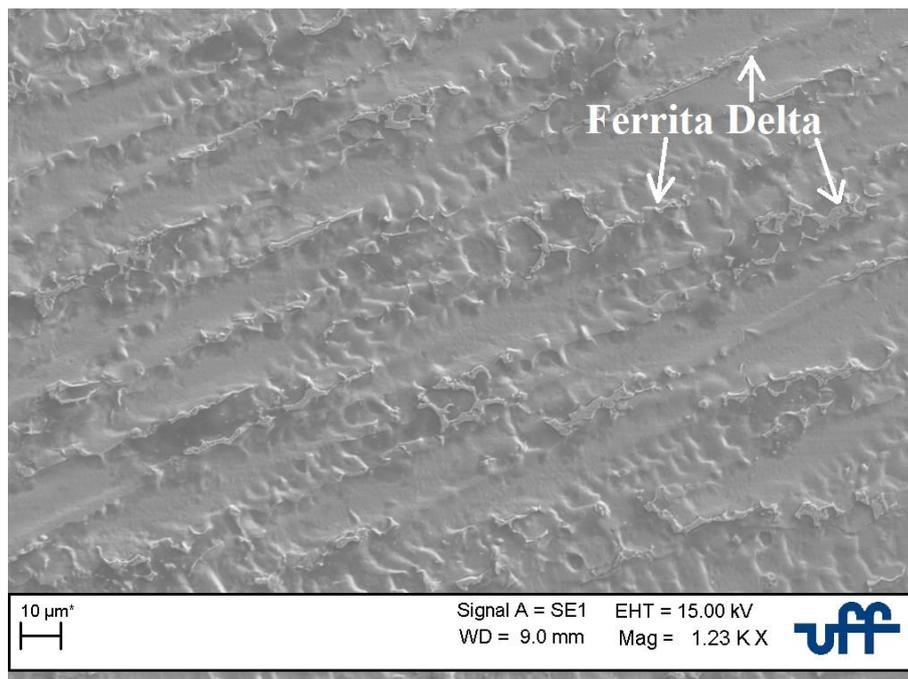
## Anexo A



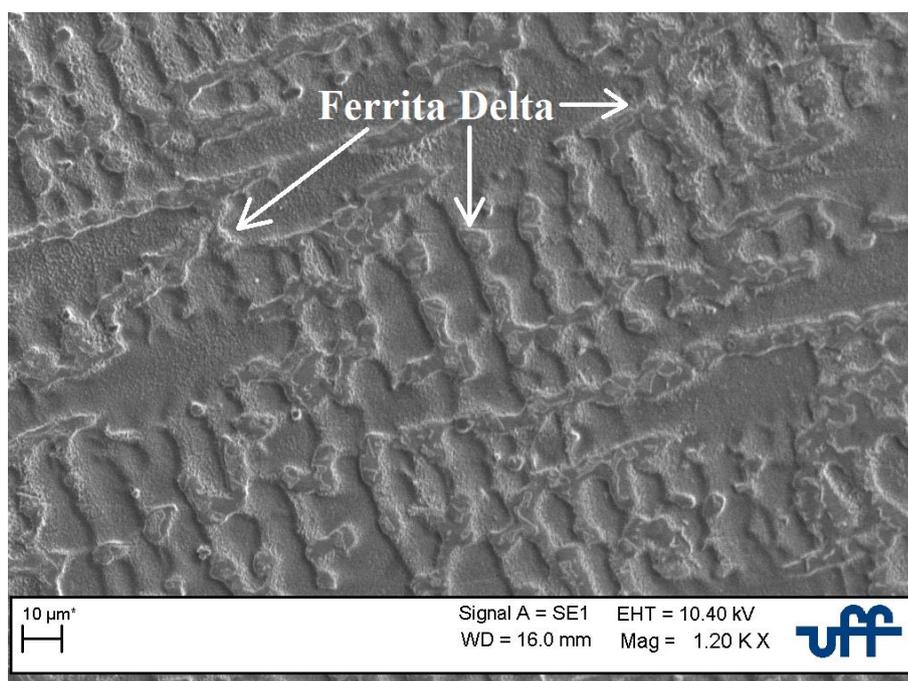
**Amostra 1**



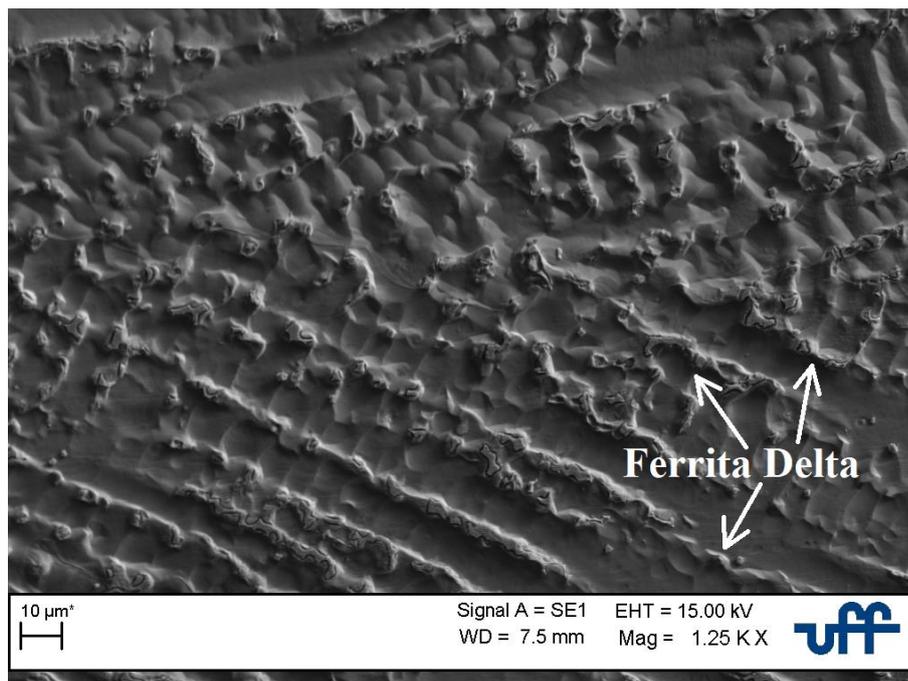
**Amostra 2**



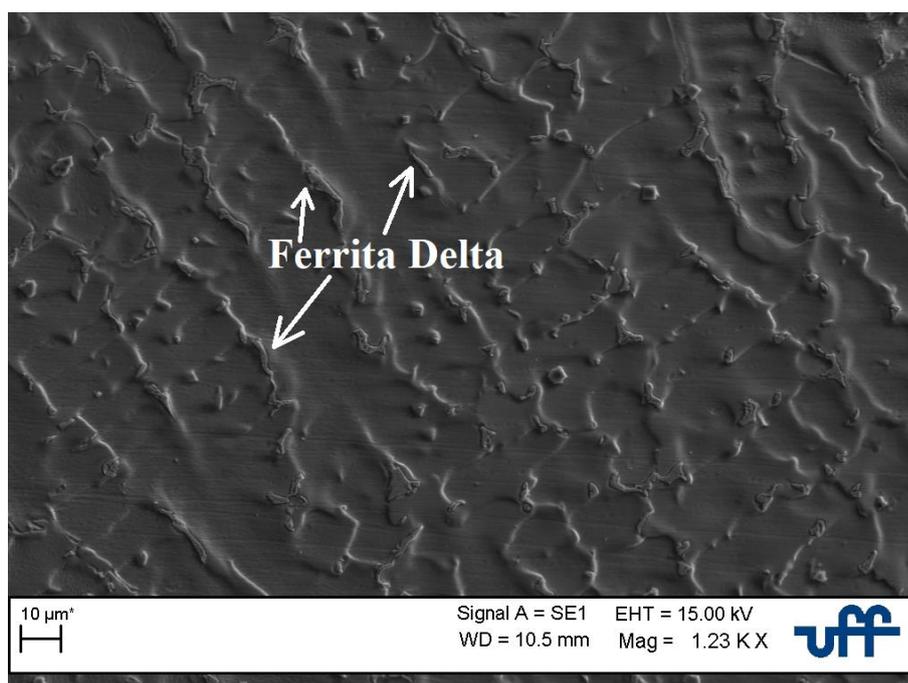
**Amostra 3**



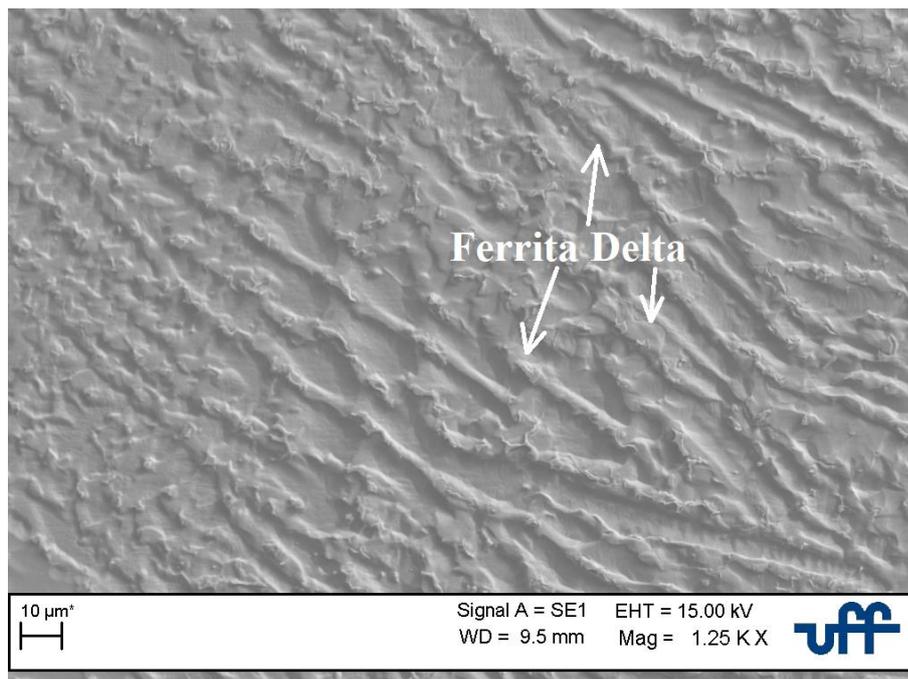
**Amostra 4**



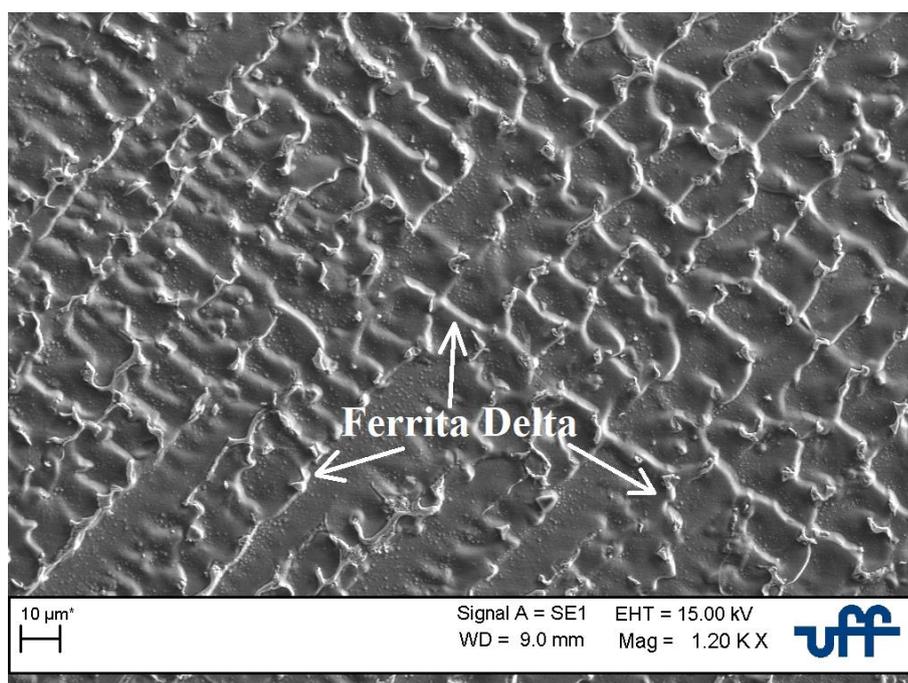
**Amostra 5**



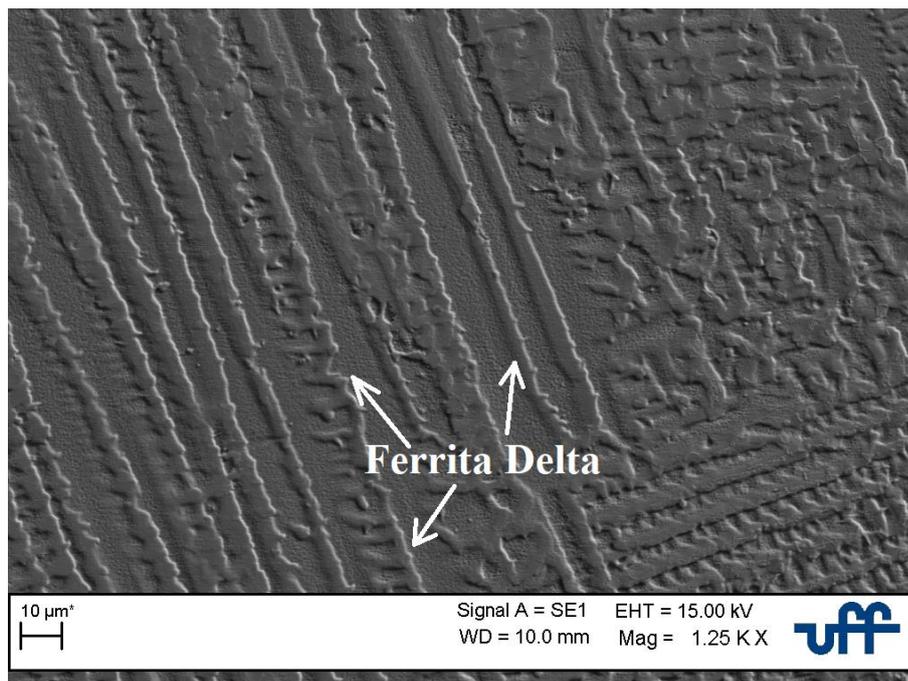
**Amostra 6**



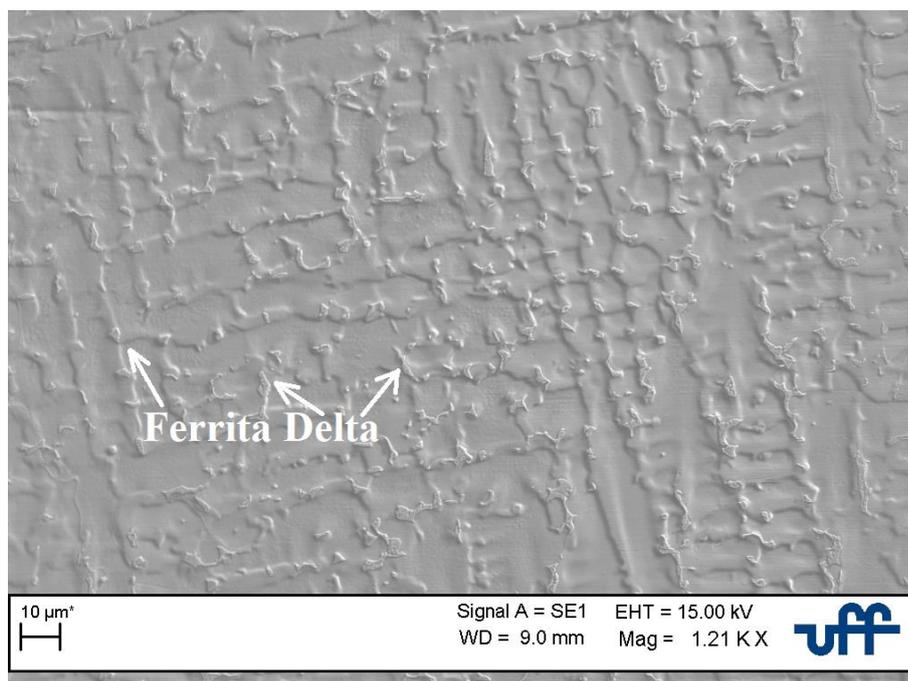
**Amostra 7**



**Amostra 8**

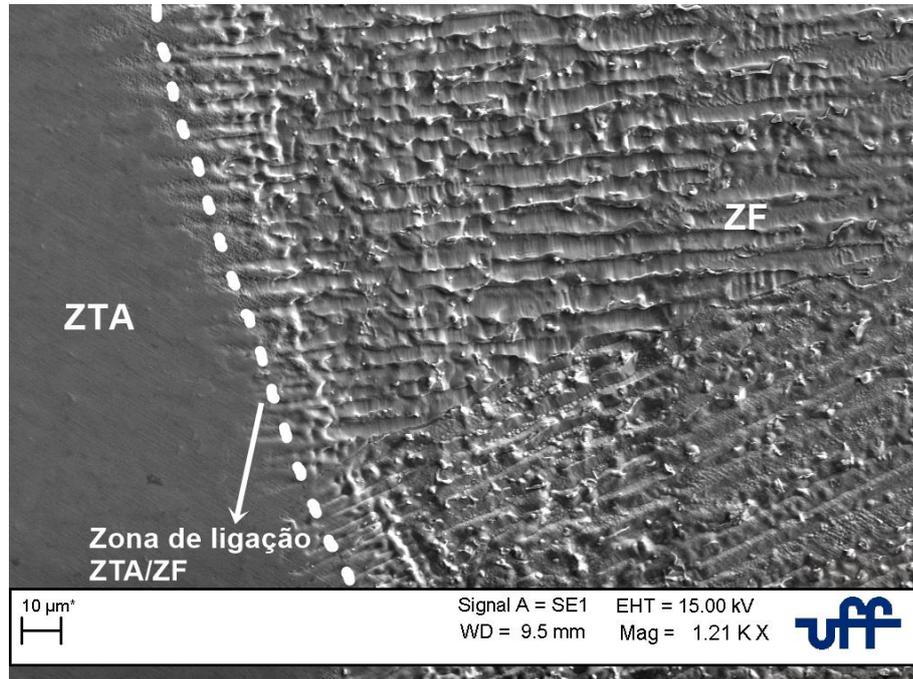


**Amostra 9**

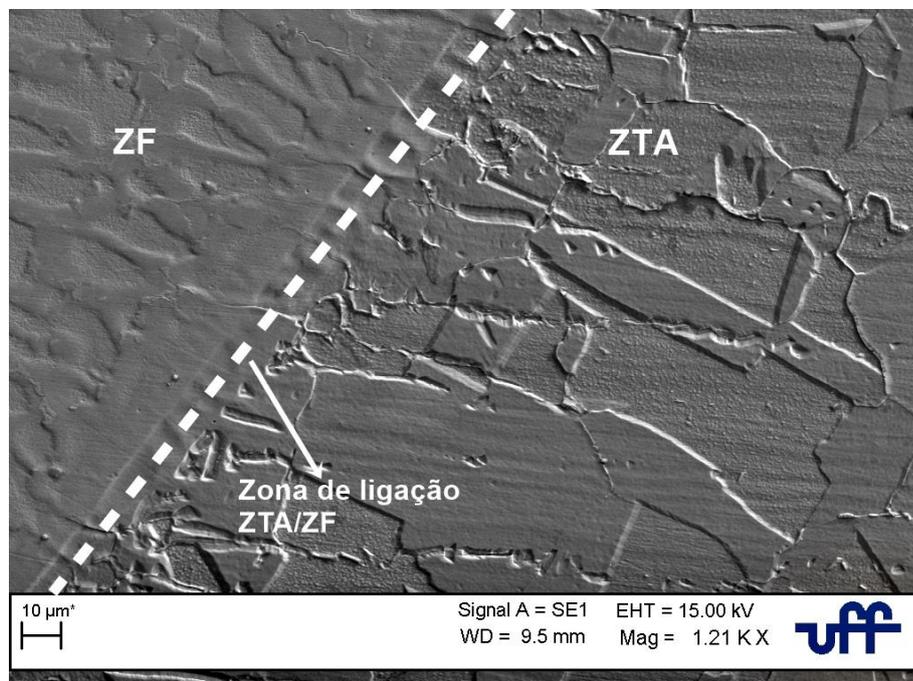


**Amostra 10**

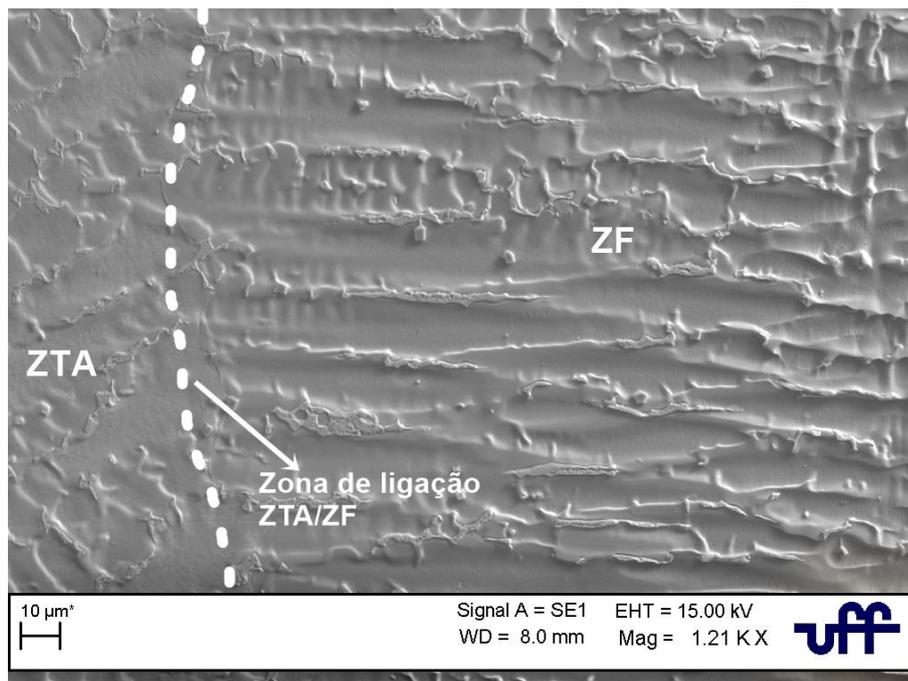
## Anexo B



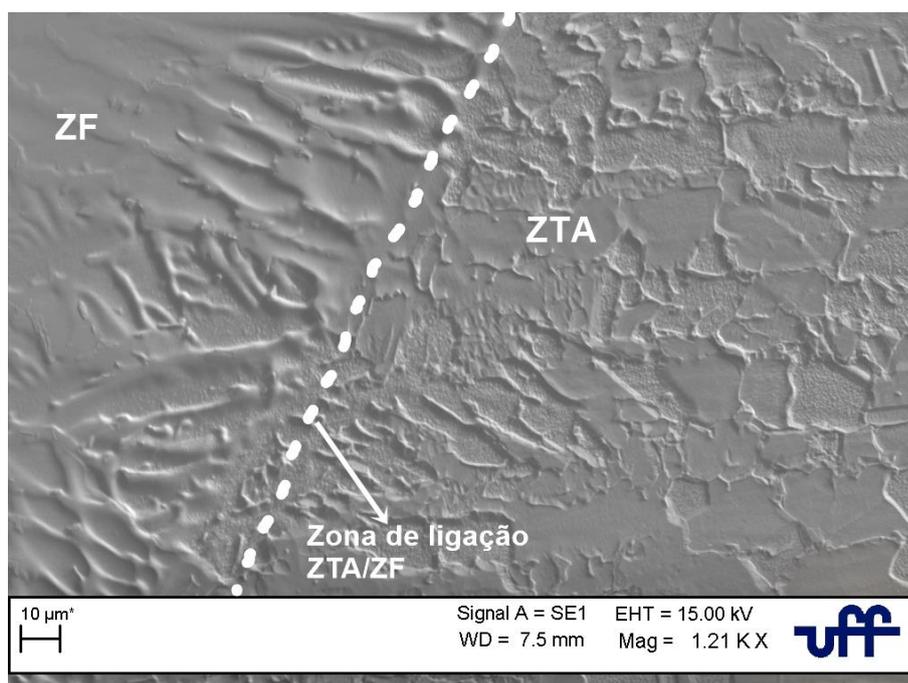
Amostra 1 Inconel



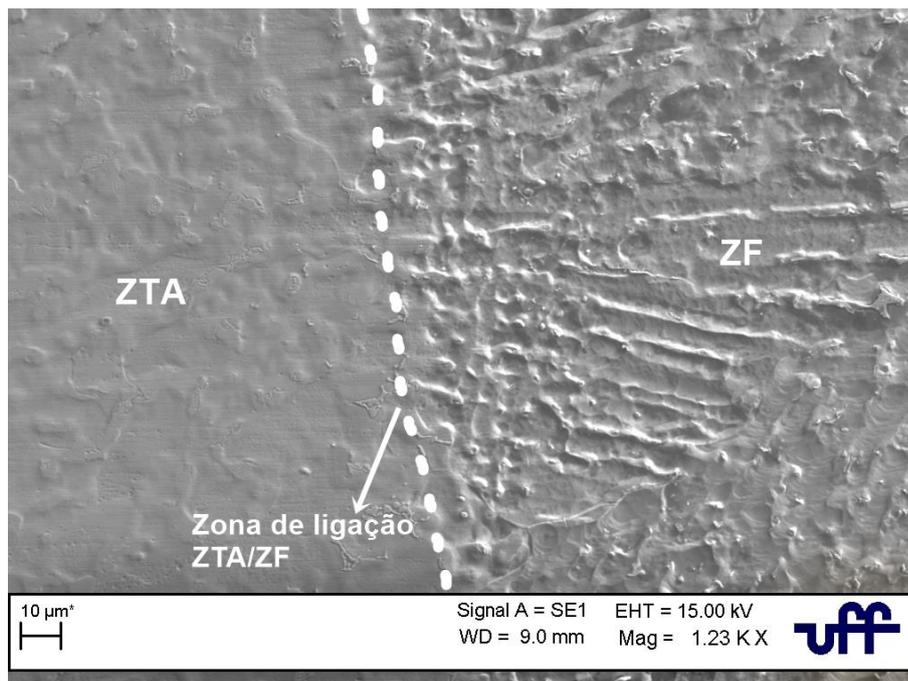
Amostra 1 Inox



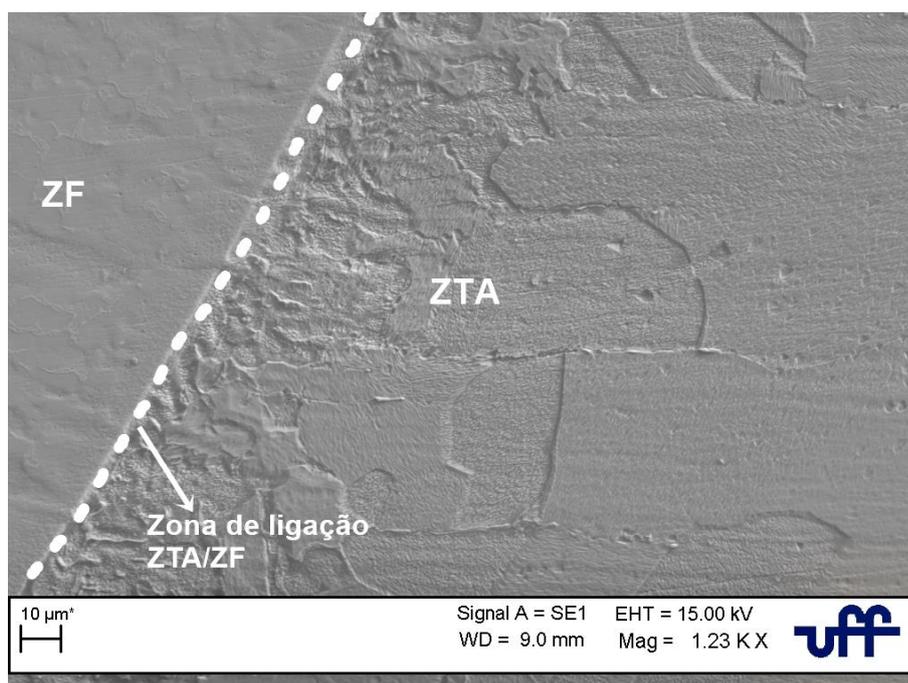
**Amostra 2 Inconel**



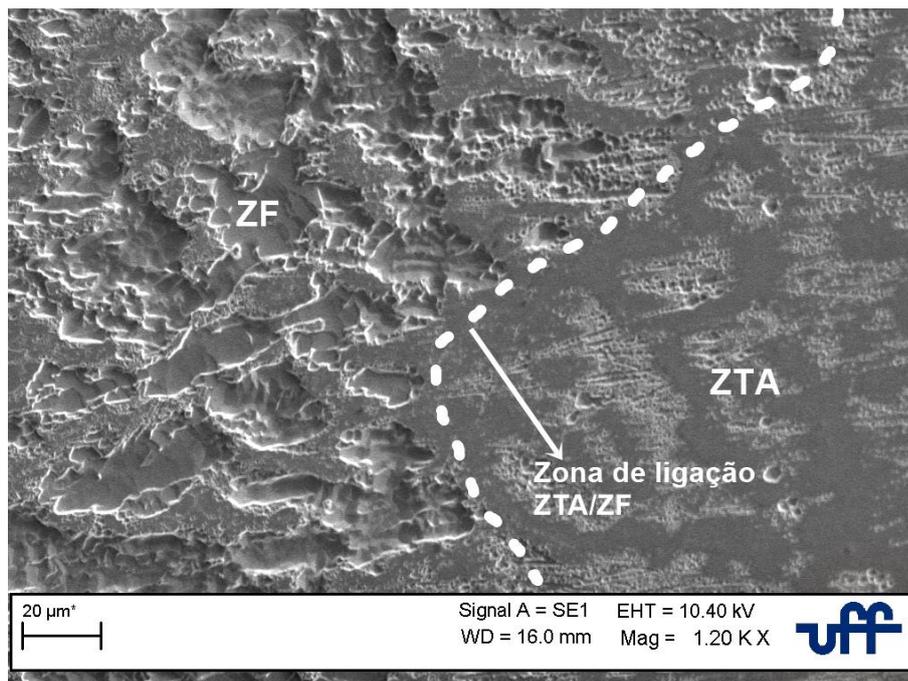
**Amostra 2 Inox**



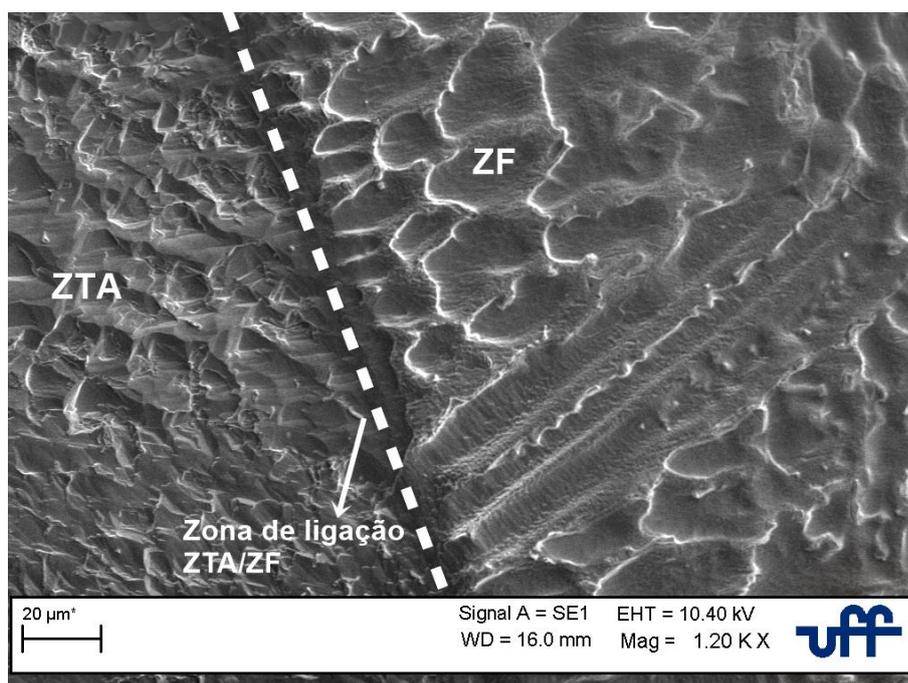
**Amostra 3 Inconel**



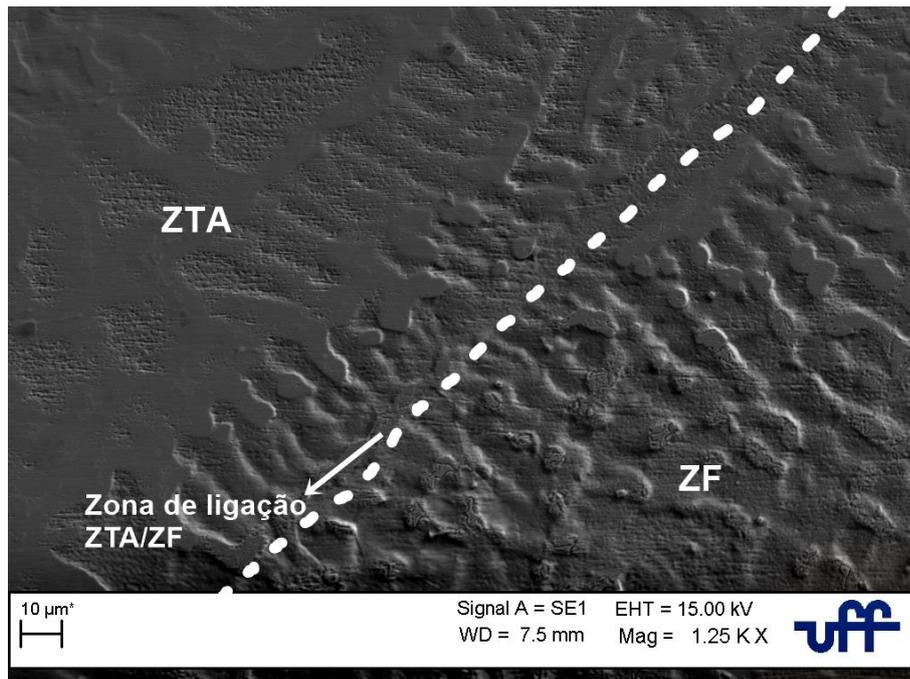
**Amostra 3 Inox**



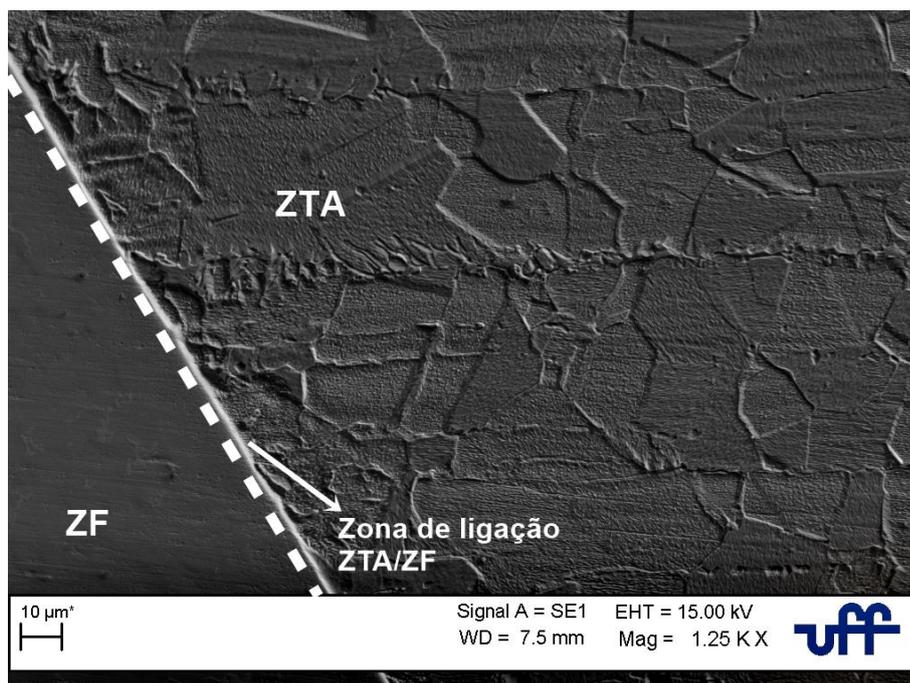
**Amostra 4 Inconel**



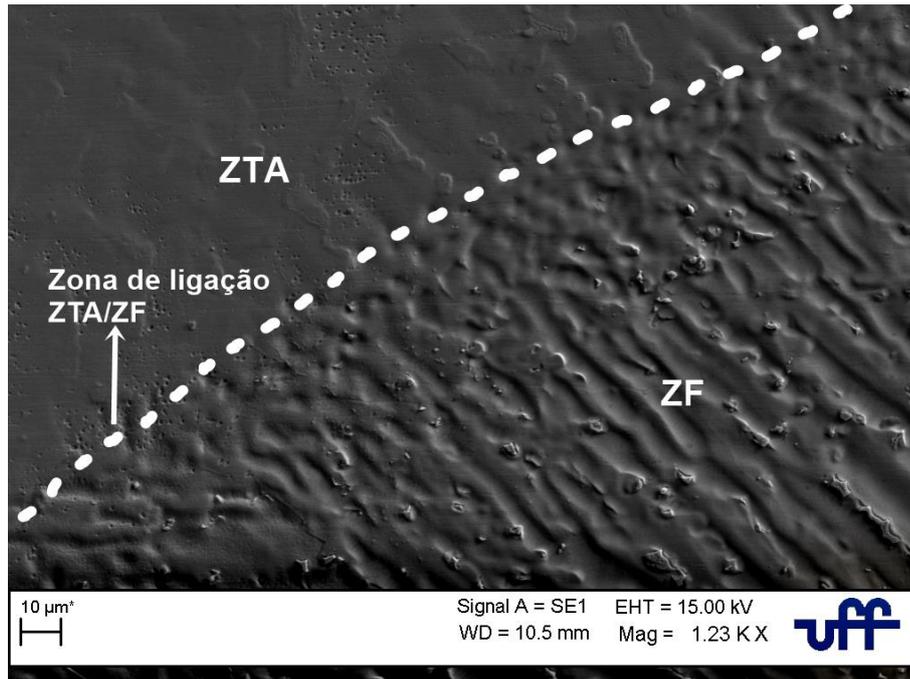
**Amostra 4 Inox**



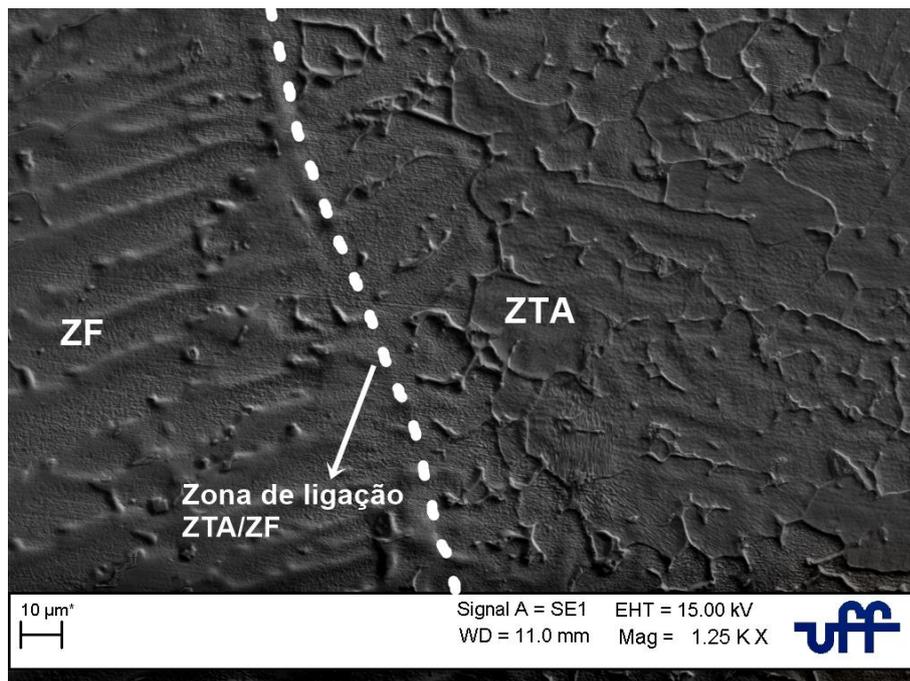
**Amostra 5 Inconel**



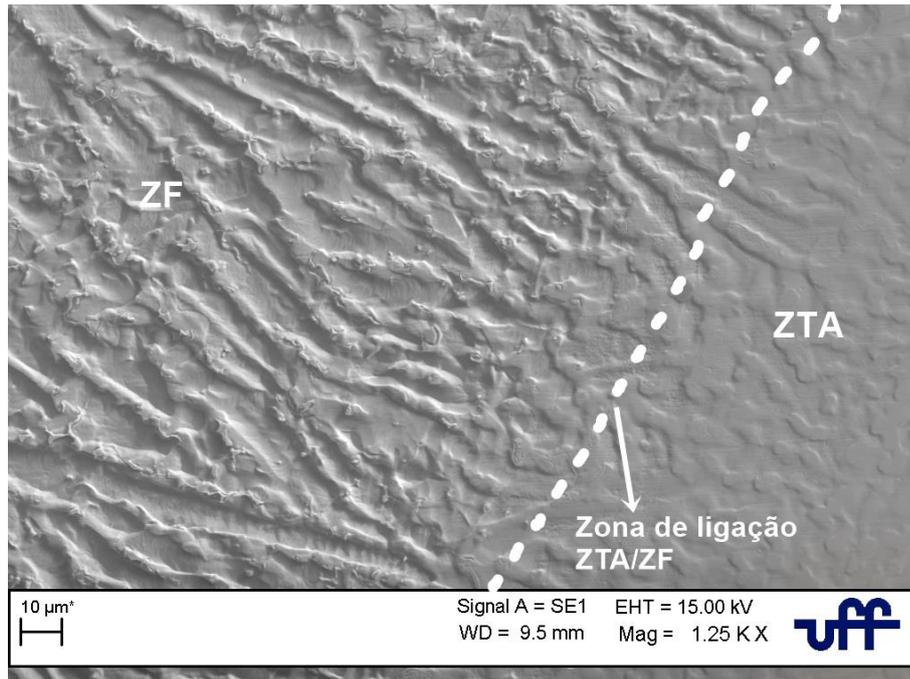
**Amostra 5 Inox**



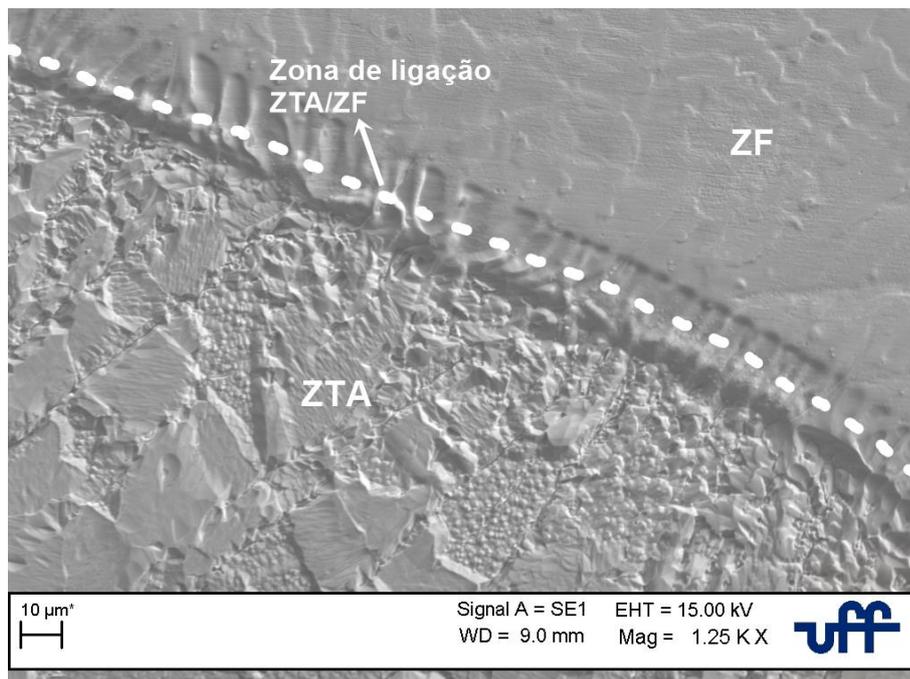
**Amostra 6 Inconel**



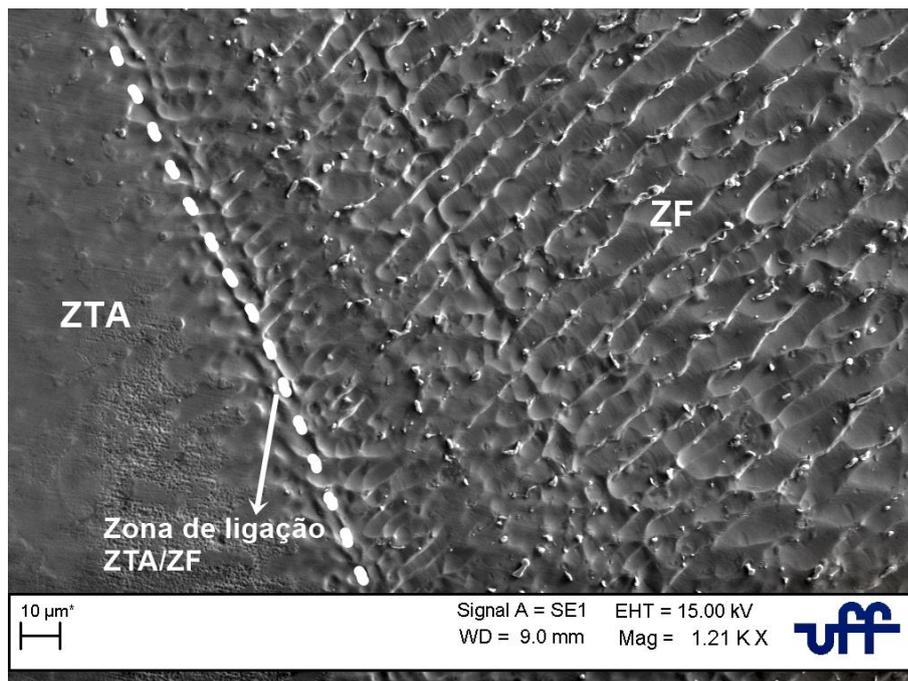
**Amostra 6 Inox**



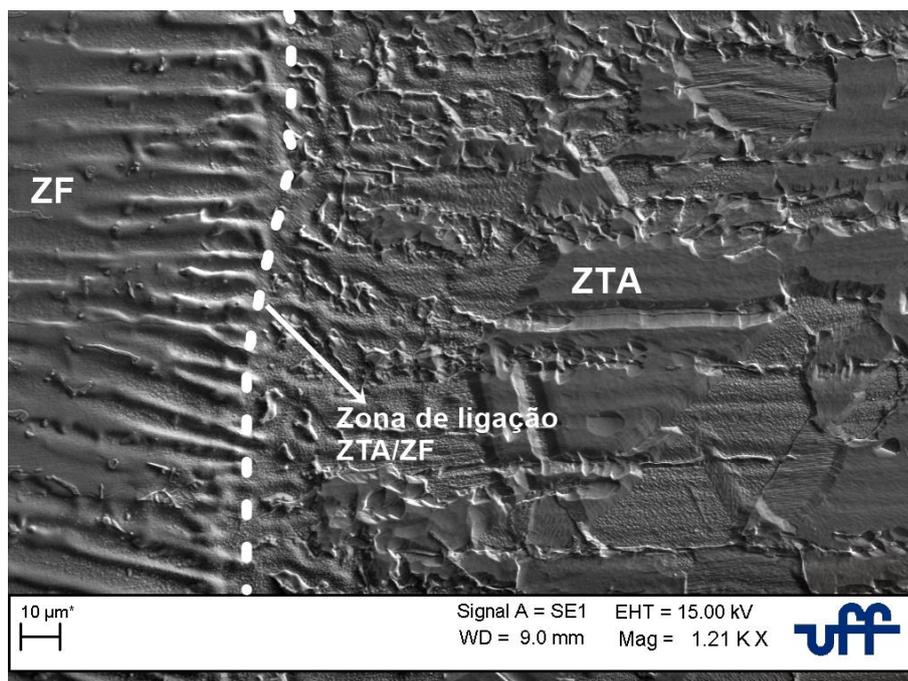
**Amostra 7 Inconel**



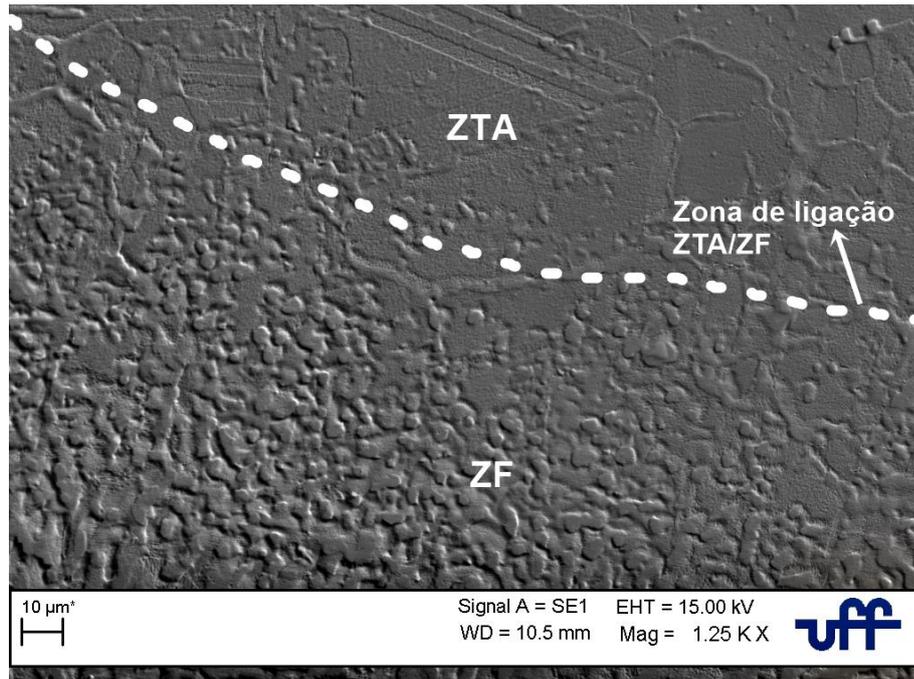
**Amostra 7 Inox**



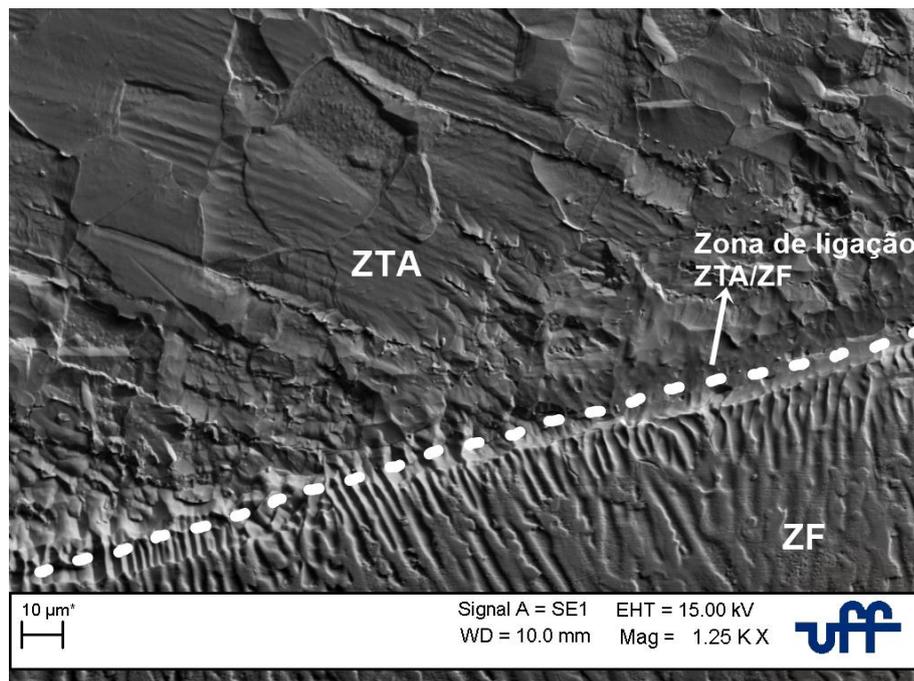
**Amostra 8 Inconel**



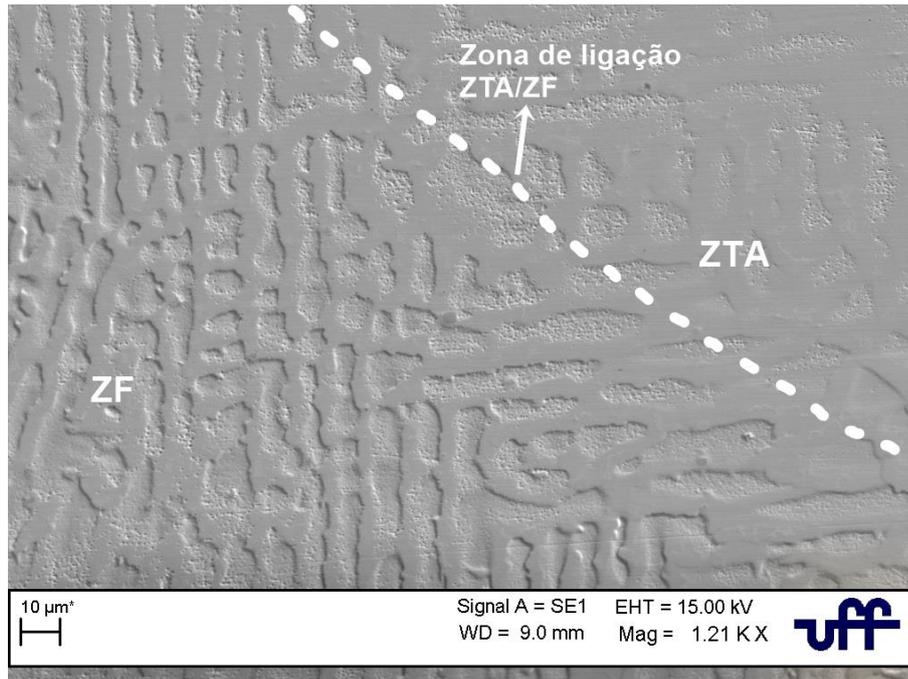
**Amostra 8 Inox**



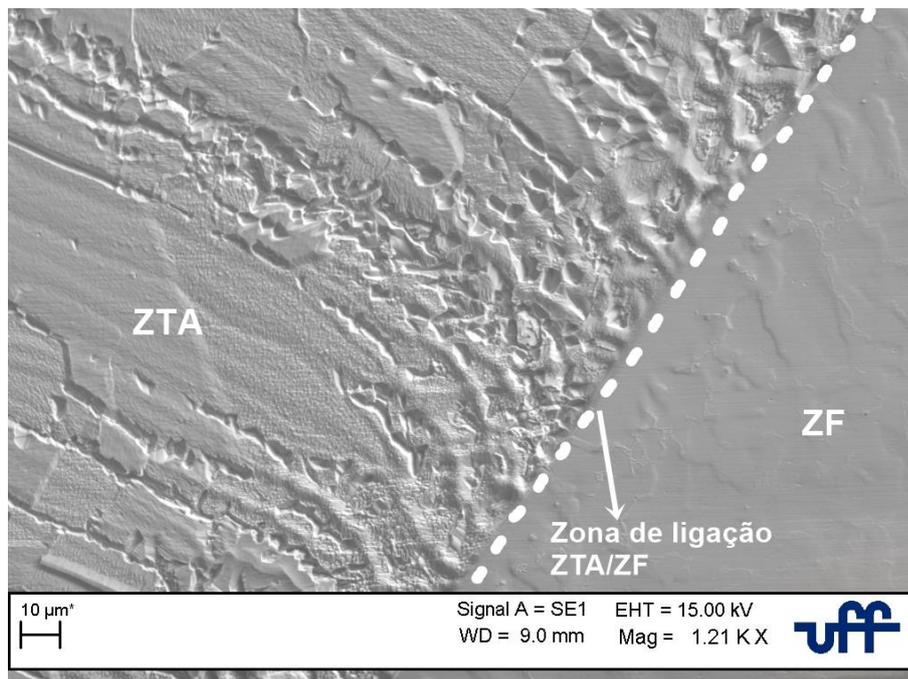
**Amostra 9 Inconel**



**Amostra 9 Inox**



**Amostra 10 Inconel**



**Amostra 10 Inox**

## Anexo C

### Macroscopias das amostras soldadas

