



UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
CENTRO TECNOLÓGICO

1

ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

Dissertação de Mestrado

**ANÁLISE DAS TENSÕES
RESIDUAIS ATRAVÉS DO
MÉTODO DO FURO CEGO E
DUREZA EM JUNTAS
DISSIMILARES DE AÇO
INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO
AISI 316L E LIGA INCONEL
718 PELO PROCESSO GTAW
AUTÓGENO**



**ALUNO: DIOGO DE AMORIM GOMES
ORIENTADOR: Prof. D. Sc. CLAUDINEI DOS
SANTOS**

**Volta Redonda
2019**

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

DIOGO DE AMORIM GOMES

ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS ATRAVÉS DO MÉTODO DO FURO CEGO E
DUREZA EM JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI
316L E LIGA INCONEL 718 PELO PROCESSO GTAW AUTÓGENO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós -
Graduação em Engenharia Metalúrgica da
Universidade Federal Fluminense, como requisito
parcial para obtenção do título de mestre em
Engenharia Metalúrgica.

Área de Concentração: Processamento e
Caracterização de Materiais

ORIENTADOR: Prof. D. Sc. CLAUDINEI DOS SANTOS.

**Volta Redonda
2019**

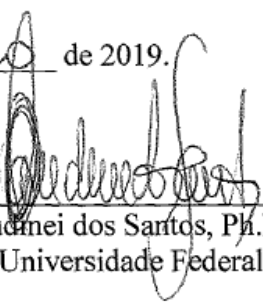
DIOGO DE AMORIM GOMES

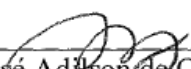
ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS ATRAVÉS DO MÉTODO DO FURO CEGO E DUREZA EM JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E LIGA INCONEL 718 PELO PROCESSO GTAW AUTÓGENO


Dissertação apresentada ao Programa de Pós - Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de mestre em Engenharia Metalúrgica.

Área de Concentração: Processamento e Caracterização de Materiais

Defendido em 27 de fevereiro de 2019.


Prof. Claudinei dos Santos, Ph.D. - Orientador
UFF – Universidade Federal Fluminense


Prof. José Adilson de Castro, Ph.D.
UFF – Universidade Federal Fluminense


Prof. José Vitor Cândido de Souza, D.Sc.
UNESP – Universidade Estadual Paulista

Volta Redonda
2019

Dedico este trabalho aos meus pais,
meus avós e minha irmã, que são os alicerces
da minha vida.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus, por se fazer presente em todos os momentos certos ou incertos da minha vida.

Aos meus pais Gilson de Carvalho Gomes e Rosa Maria de Amorim Gomes, que além da vida me ensinaram a vivê-la com dignidade.

Aos meus queridos avós Diogo Rodrigues Amorim (*in memoriam*) e Dirce Miranda de Amorim, pelos conselhos, apoio e carinho.

A minha irmã Danielle de Amorim Gomes pelo companheirismo e afeto.

Em especial a minha irmã Yasmim Aparecida Queiroz Gomes (*in memoriam*), que mesmo diante de sua curta passagem deixou um forte legado de amor, carinho e fraternidade.

A minha namorada Priscila Pacheco, pelo carinho, companheirismo e incentivo.

Aos meus amigos Affonso Lobo e André Carvalho, pela lealdade, apoio e incentivo.

Aos Engenheiros Carlos Augusto Lima e Rudineli Demarque, que colaboraram para realização deste trabalho, com empenho, apoio e boa vontade.

Aos amigos e profissionais do Arsenal de Marinha do Rio de Janeiro, pelo compartilhamento de conhecimentos e incentivo.

Ao orientador desta dissertação Claudinei dos Santos e ao Professor José Adilson de Castro pelos ensinamentos, apoio e colaboração para realização deste trabalho.

Nas grandes batalhas da vida, o primeiro passo para a vitória é o desejo de vencer.

(Mahatma Gandhi)

RESUMO

O aço inoxidável austenítico e a liga de níquel possuem elevada resistência à corrosão em ambientes com elevadas temperaturas em virtude do alto teor de Cr presente em sua composição química. Estas ligas são amplamente utilizadas, principalmente na indústria aeronáutica, plantas de usinas nucleares, indústrias químicas e petroquímicas. Aplicando-se processos e procedimentos adequados, torna-se possível unir estas ligas, gerando juntas dissimilares. Entretanto, esta união pode gerar alguns fatores prejudiciais em seu desempenho, tais como as tensões residuais. Neste trabalho foram analisadas através da técnica do Método do Furo Cego, as tensões residuais geradas pelo processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) autógeno, em decorrência de diferentes aportes térmicos e temperaturas de interpasso sobre a geometria do cordão de solda, em juntas dissimilares de aço inoxidável austenítico 316L e liga Inconel 718. Adicionalmente foi realizado o ensaio de microdureza para avaliar e plotar o perfil de dureza ao longo da seção transversal ao cordão de solda abrangendo o MB, ZTA e MS resultantes dos diferentes ensaios de soldagem. Após análise de todos os resultados experimentais foi observado que os valores das tensões residuais máximas e mínimas contemplando a região próxima a ZTA da liga inconel 718 oscilaram entre 85 MPa e -200 MPa, e resultados oscilando entre 150 MPa e -120 MPa na região próxima a ZTA do aço inox 316L, ambos os materiais apresentando resultados com características trativas e compressivas isentos de deformação plástica localizada. Concomitantemente, os resultados de microdureza Vickers atingiram valores superiores a 240 HV ao longo das zonas de transição da junta dissimilar.

Palavras-chave: GTAW Autógeno, Juntas Dissimilares, Tensões Residuais, Furo Cego, Dureza.

ABSTRACT

Austenitic stainless steel and nickel alloy have high corrosion resistance in high temperature environments due to the high Cr content present in their chemical composition. These alloys are widely used, mainly in the aeronautics industry, nuclear power plants, chemical and petrochemical industries. By applying appropriate processes and procedures, it becomes possible to join these alloys, generating dissimilar joints. However, this union may generate some detrimental factors in its performance, such as residual stresses. In this work, the residual stress generated by the GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) process was analyzed through the Hole-Drilling Method technique, as a result of different heat inputs and interpass temperatures on the weld bead geometry, in dissimilar joints of austenitic stainless steel 316L and Inconel 718 alloy. In addition, microhardness test was performed to evaluate and plot the hardness profile along the weld bead cross section covering the BM, HAZ and WM resulting from the different welding tests. After analyzing all the experimental results it was observed that the values of maximum and minimum residual stresses considering the region near the HAZ of the inconel 718 alloy ranged from 85 MPa to -200 MPa, and results ranging from 150 MPa to -120 MPa in the near region the HAZ of stainless steel 316L, both materials presenting results with traction and compressive characteristics free of localized plastic deformation. At the same time, Vickers microhardness results reached values higher than 240 HV along the transition zones of the dissimilar joint.

Keywords: Autogenous GTAW, Dissimilar Joints, Residual Stresses, Hole-Drilling, Hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Formação da camada passivadora de óxido de cromo (Cr_2O_3) (LIMA, 2011).....	18
Figura 2. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (HONEYCOMBE e BHADESHIA, 2006).	22
Figura 3. Localização dos diferentes modos de solidificação no diagrama ternário Fe – Cr – Ni à temperatura ambiente e a direção das microsegregações durante a solidificação (BROOKS e THOMPSON, 1991).	23
Figura 4. Curvas tensão vs. Deformação para diferentes aços inoxidáveis (LEFFLER, 2012).	26
Figura 5. Curvas de tenacidade ao ensaio Charpy para diferentes classes de aços inoxidáveis (LEFFLER, 2012).....	26
Figura 6. Precipitação de carbonetos nos contornos de grão do aço AISI 304 levado a 600°C por 30 minutos (MOURA et al, 2009).....	32
Figura 7. Classificação das superligas (CHOUDHURY, 1998).....	34
Figura 8. a) estrutura cristalina TCC da fase γ'' . (DAI, 2010); b) Imagem de MET, em campo escuro, mostrando a precipitação da fase γ'' na forma de discos alongados e o seu respectivo padrão de difração, obtido no plano [100] da matriz (NIANG, 2010).....	39
Figura 9. Diagrama Tempo-Temperatura das fases γ' e γ'' e de dureza da liga Inconel 718 (XIE, 2005).....	40
Figura 10. a) Mapa atômico do precipitado contendo as fases γ' e γ'' da matriz γ da liga Inconel 718 (em vermelho, átomos de alumínio; em azul, átomos de titânio e em verde, átomos de nióbio); b) Perfil da composição química da matriz γ da liga 718, mostrando a presença das fases γ' e γ'' em um mesmo precipitado (MILLER et al, 1999).....	41
Figura 11. a) Micrografia em MET da liga 718, mostrando as fases γ' e γ'' dispersas na matriz; b) Micrografia em MET de alta resolução, evidenciando as distintas morfologias de γ' (esférica) e γ'' (disco alongado) (DU et al, 2007).....	42
Figura 12. a) Estrutura cristalina ortorrômbica da fase δ . (DAI et al, 2010); b) Padrão da difração da fase δ , mostrando as três variantes de orientação do grupo $\{111\}\gamma$ (RONG et al, 1999).....	43
Figura 13. Micrografias do MET em campo claro mostrando: a) precipitação da fase δ em forma de plaquetas; b) precipitação da fase δ em forma de glóbulos (NIANG et al, 2010).	44
Figura 14. Diagrama TTT da liga 718, mostrando a precipitação das fases δ na forma globular e na forma de plaquetas (XIE et al, 2005).	45
Figura 15. Micrografia em MEV mostrando a presença de carbeto dispersos na matriz e precipitação de fase δ nos contornos de grãos (KUO et al, 2009).....	47
Figura 16. a) e b) Micrografias em MEV mostrando a presença da fase α -Cr próximo da fase δ no contorno de grão da liga 718 (GALAILIAN et al, 2003).....	49

Figura 17. Micrografias em MEV mostrando: a) a presença da fase Laves próximo da fase δ na liga 718; b) trinca propagada na região de maior segregação de fase Laves (CLARK et al, 2008).	49
Figura 18. Diagrama demonstrando o efeito dos teores de alumínio e titânio na tendência a problemas de soldagem em superligas (DONACHIE et al, 2003).	51
Figura 19. Curvas de envelhecimento (Dureza x Tempo) para superligas de base-níquel. Destaque para a cinética inicial lenta do Inconel 718 (DONACHIE et al, 2003).	52
Figura 20. Liquação do constituinte em linha NbC na superliga Inconel 718. (a) Aspecto anterior ao início da liquação, (b) estágio inicial da liquação, (c) movimento do constituinte para os contornos de grão (DONACHIE et al, 2003).	53
Figura 21. Liquação de carbeto na região da ZTA em superligas soldadas (DYE et al, 2001).	53
Figura 22. Comprimento total de microfissuras em Inconel 718 plotado em relação ao tamanho de grão, demonstrando que o aumento no tamanho de grão resulta em trincas maiores (DONACHIE et al, 2003).	54
Figura 23. Superliga Base Inconel 718 (a) Diagrama de fase pseudobinário para o nióbio, (b) estrutura dendrítica bruta de fusão, e (c) distribuição do teor de nióbio perpendicular ao eixo da dendrita (DONACHIE et al, 2003).	57
Figura 24. Diagrama de Schaeffler (LUZ, 2002 apud SCHAEFFLER, 1949).	58
Figura 25. Diagrama de DeLong (LUZ, 2002 apud LONG e DELONG, 1973).	60
Figura 26. Diagrama WRC - 92 (LIPPOLD, 2005).	61
Figura 27. Relação entre temperatura, tensão e microestrutura. Adaptado de (BHADESHIA, 2002).	62
Figura 28. Distribuição completa de tensões residuais na microestrutura de um material (LONDINI, 2003).	64
Figura 29. Superposição da tensão residual (σ_R) e tensão aplicada (σ_S). Adaptado de (LU, 2002).	65
Figura 30. Fontes de tensões residuais na soldagem. Adaptado de (OLABI, 2012).	66
Figura 31. Ilustração esquemática das mudanças de temperatura e de tensão durante a soldagem (Welding Handbook, 1987).	67
Figura 32. Distribuição típica de tensões residuais (a) transversais (σ_x) e (b) longitudinais (σ_y) em soldas de topo (KOU, 2002).	69
Figura 33. Geometria esquemática de uma roseta típica para método do furo cego com três elementos no sentido horário, a) Configuração da roseta, b) Detalhe do ERE (ASTM E837-08E2).	79
Figura 34. Curva força-profundidade do ensaio instrumentado.	83

Figura 35. Soldagem TIG (detalhe) (MODENESI, 2006).....	86
Figura 36. Esquema do equipamento para soldagem TIG (MARQUES, 2017).	87
Figura 37. Desenho esquemático para junta dissimilar de aço inoxidável austenítico AISI 316L e liga incoel 718 obtida pelo processo TIG autógeno.....	93
Figura 38. Equipamento de soldagem modelo multiprocesso MigPulse 4001 DP.	94
Figura 39. Sistema MTS3000 para perfuração em alta velocidade. (A) Amplificador Spider 8.30; (B) Software de controle (RSM) e pós-processamento (EVAL); (C) Unidade de controle eletrônico; (D) Sistema óptico e sistema de furação.	95
Figura 40. Microdurômetro modelo HMV-2T – MS250 – SHIMADZU.	96
Figura 41. Fluxograma das etapas realizadas neste trabalho.	97
Figura 42. Detalhes do extensômetro colado na superfície da amostra com os fios soldados.	101
Figura 43. Conexões do equipamento (PERES, 2014).....	102
Figura 44. Janela de configuração do ensaio.	102
Figura 45. Configurações do instrumento de medição.	103
Figura 46. Informações da liga incoel 718.	104
Figura 47. Janela de posicionamento da Fresa.	104
Figura 48. Janela de execução do ensaio.	105
Figura 49. Janela de inserção dos dados do furo.	106
Figura 50. Desenho esquemático do perfil de dureza realizado nas amostras 7, 8 e 10 através do ensaio de microdureza Vickers.....	108
Figura 51. Amostras “como recebidas” submetidas ao ensaio do furo cego.....	110
Figura 52. Medidas das microdeformações da liga incoel 718 “como recebida”.	111
Figura 53. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da liga incoel 718 “como recebida”.....	112
Figura 54. Medidas das microdeformações do aço inox 316L “como recebido”.....	113
Figura 55. Valores das tensões residuais máximas e mínimas do aço inox 316L “como recebido”.....	114
Figura 56. Medidas das microdeformações da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.....	116
Figura 57. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.....	117
Figura 58. Medidas das microdeformações da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	118

Figura 59. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	119
Figura 60. Medidas das microdeformações da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	121
Figura 61. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	122
Figura 62. Medidas das microdeformações da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	123
Figura 63. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	124
Figura 64. Medidas das microdeformações da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	126
Figura 65. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	127
Figura 66. Medidas das microdeformações da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	128
Figura 67. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	129
Figura 68. Medidas das microdeformações da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	131
Figura 69. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	132
Figura 70. Medidas das microdeformações da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	133
Figura 71. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	134
Figura 72. Medidas das microdeformações da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	136
Figura 73. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	137
Figura 74. Medidas das microdeformações da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	138
Figura 75. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	139
Figura 76. Medidas das microdeformações da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.	141

Figura 77. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	142
Figura 78. Medidas das microdeformações da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	143
Figura 79. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	144
Figura 80. Medidas das microdeformações da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	146
Figura 81. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	147
Figura 82. Medidas das microdeformações da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	148
Figura 83. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	149
Figura 84. Medidas das microdeformações da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	151
Figura 85. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	152
Figura 86. Medidas das microdeformações da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	153
Figura 87. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	154
Figura 88. Medidas das microdeformações da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	156
Figura 89. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	157
Figura 90. Medidas das microdeformações da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	158
Figura 91. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	159
Figura 92. Medidas das microdeformações da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	161
Figura 93. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga incoel 718.	162
Figura 94. Medidas das microdeformações da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	163

Figura 95. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.	164
Figura 96. Perfil de microdureza Vickers da amostra 7, contemplando suas respectivas zonas de transição.	166
Figura 97. MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 7.	167
Figura 98. Perfil de microdureza Vickers da amostra 8, contemplando suas respectivas zonas de transição.	168
Figura 99. MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 8.	169
Figura 100. Perfil de microdureza Vickers da amostra 10, contemplando suas respectivas zonas de transição.	170
Figura 101. MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 10.	171

LISTA DE TABELA

Tabela 1. Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L segundo a norma ASTM A - 240.....	29
Tabela 2. Composição química da liga 718 segundo a especificação API (UNS N07718).	36
Tabela 3. Composição química de algumas ligas a base de níquel. (ANIJDAN, 2005)	36
Tabela 4. Principais técnicas para estudo de tensões residuais (ROSSINI, 2012).	75
Tabela 5. Técnicas de ensaio de dureza (CALLISTER, 2016).	84
Tabela 6. Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316L e da liga inconel 718 utilizados.....	92
Tabela 7. Propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L e da liga inconel 718 utilizados.....	93
Tabela 8. Níveis reais e codificados para as variáveis: corrente de soldagem e temperatura de interpasse.	98
Tabela 9. Valores das variáveis estudadas correspondentes aos experimentos conduzidos de acordo com o planejamento estatístico, considerando a eficiência do processo igual a 0,8.	99
Tabela 10. Valores numéricos das constantes de calibração a e b.	107
Tabela 11. Valores médios da microdureza Vickers do aço inox 316L e da liga inconel 718 “como recebidas”.....	165

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Cr – Cromo

GTAW – Gas Tungsten Arc Welding

MB – Metal Base

ZTA – Zona Termicamente Afetada

MS – Metal de Solda

MPa – Mega Pascal

HV – Hardness Vickers

AISI – American Iron and Steel Institute

BM – Base Metal

HAZ – Heat Affected Zone

WM – Welding Metal

ERE – Extensômetros de Resistência Elétrica

Cr₂O₃ – Óxido de Cromo

μm – Micrometro

Mn – Manganês

Mo – Molibdênio

Si – Silício

C – Carbono

N – Nitrogênio

Cr₂N – Nitreto Dicrômico

Ni – Níquel

S – Enxofre

Nb – Nióbio

Ti – Titânio

Fe-Cr – Ferro-Cromo

γ – Gama

L – Líquido

δ – Delta

Fe – Ferro

CFC – Cúbica de Face Centrada

FA – Ferrítica-Austenítica

σ – Sigma

Cr₂₃C₆ – Carbetto de Cromo

ASTM – American Society for Testing and Materials

°C – Grau Celsius

α – Alfa

API – American Petroleum Institute

nm – Nanometro

MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão

TTT – Tempo-Temperatura-Transformação

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

EDS – Espectroscopia de Raios X

TCP – Topologically Close-Packed Phases

CCC – Cúbica de Corpo Centrado

NbC – Carboneto de Nióbio

TSL – Tempo de Solidificação Local

T_L – Temperatura Liquidus

T_S – Temperatura Solidus

cm – Centímetro

min – Minuto

Cr_{eq} – Cromo Equivalente

Ni_{eq} – Níquel Equivalente

AWS – American Welding Society

ASME – American Society of Mechanical Engineers

Cu – Cobre

β – Beta

σ_R – Tensão Residual

σ_S – Tensão Aplicada

ΔT – Variação de Temperatura

ZF – Zona Fundida

TTPS – Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem

rpm – Rotações por Minuto

E – Módulo de Elasticidade

g – Grama

TIG – Tungsten Inert Gas

Ar – Argônio

He – Hélio

mm – Milímetro

kg – Quilo

h – Hora

% – Porcento

A – Ampere

V – Volt

mV – Milivolt

s – Segundos

gF – Grama Força

$\mu\epsilon$ – Microdeformação

KJ – Quilojoule

mV – Milivolts

ν – Coeficiente de Poisson

$\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão Máxima

$\sigma_{\text{mín}}$ – Tensão Mínima

MO – Microscópio Óptico

ZNM – Zona não misturada

ZPF – Zona parcialmente fundida

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	OBJETIVO	17
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
3.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	18
3.1.1	Influência dos Elementos de Liga em Aços Inoxidáveis.....	19
3.1.2	Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr	21
3.1.3	Solidificação dos Aços Inoxidáveis.....	22
3.1.3.1	Modo A – Solidificação Austenítica	24
3.1.3.2	Modo AF – Solidificação Austeno-Ferrítica	24
3.1.3.3	Modo FA – Solidificação Ferrítica-Austenítica	24
3.1.3.4	Modo F – Solidificação Ferrítica.....	24
3.1.4	Classificação dos Aços Inoxidáveis	25
3.1.4.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos	27
3.1.4.1.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 316L	28
3.1.5	Fenômenos de Fragilização e Precipitação dos Aços Inoxidáveis	29
3.1.5.1	Fase Sigma (σ).....	29
3.1.5.2	Fase Laves	31
3.1.5.3	Sensitização	31
3.2	SUPERLIGAS	33
3.2.1	Superligas de Níquel.....	35
3.2.1.1	Superligas Inconel 718	35
3.2.1.1.1	Histórico	37
3.2.1.1.2	Principais Fases	37
3.2.1.1.3	Soldagem da Superliga Inconel 718	50
3.2.1.1.4	Solidificação da Superliga Inconel 718	55
3.3	SOLDAGEM DE JUNTAS DISSIMILARES	57
3.4	TENSÕES RESIDUAIS	61
3.4.1	Classificação das Tensões Residuais.....	62
3.4.2	Tensões Residuais em Soldagem.....	65
3.4.3	Efeito das Tensões Residuais	71
3.4.4	Método de alívio das Tensões Residuais.....	73
3.4.5	Medição das Tensões Residuais	74
3.4.5.1	Método do Furo Cego.....	76
3.4.5.1.1	Limitações do Ensaio	80
3.5	DUREZA	81
3.5.1	Ensaio de Dureza	82
3.5.1.1	Microdureza Instrumentada.....	82
3.5.1.2	Ensaio de Dureza Vickers.....	83
3.6	SOLDAGEM TIG	85

4	MATERIAIS E MÉTODOS	92
4.1	MATERIAIS	92
4.1.1	Metais de Base e Consumíveis de Soldagem	92
4.1.2	Equipamentos Utilizados	94
4.1.2.1	Soldagem das Amostras	94
4.1.2.2	Furo Cego	95
4.1.2.3	Ensaio de Microdureza Vickers - HV	96
4.2	MÉTODOS	97
4.2.1	Etapa 1 - Soldagem Exploratória	97
4.2.2	Etapa 2 – Soldagem Definitiva	98
4.2.3	Etapa 3 – Análise das Tensões Residuais e Perfil de Dureza	99
4.2.3.1	Método do Furo Cego	99
4.2.3.1.1	Colagem dos Extensômetros	99
4.2.3.1.2	Realização do Ensaio	101
4.2.3.2	Ensaio de Microdureza Vickers – HV	108
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	109
5.1	Ensaio do Furo Cego	109
5.1.1	Amostras Recebidas	109
5.1.1.1	Inconel 718	110
5.1.1.2	Aço Inox 316L	113
5.1.2	Amostra 1 (140 A ; 500°C)	115
5.1.2.1	Inconel 718	115
5.1.2.2	Aço Inox 316L	118
5.1.3	Amostra 2 (180 A ; 500°C)	120
5.1.3.1	Inconel 718	120
5.1.3.2	Aço Inox 316L	123
5.1.4	Amostra 3 (140 A ; 700°C)	125
5.1.4.1	Inconel 718	125
5.1.4.2	Aço Inox 316L	128
5.1.5	Amostra 4 (180 A ; 700°C)	130
5.1.5.1	Inconel 718	130
5.1.5.2	Aço Inox 316L	133
5.1.6	Amostra 5 (180 A ; 600°C)	135
5.1.6.1	Inconel 718	135
5.1.6.2	Aço Inox 316L	138
5.1.7	Amostra 6 (200 A ; 600°C)	140
5.1.7.1	Inconel 718	140
5.1.7.2	Aço Inox 316L	143
5.1.8	Amostra 7 (160 A ; 400°C)	145
5.1.8.1	Inconel 718	145
5.1.8.2	Aço Inox 316L	148
5.1.9	Amostra 8 (160 A ; 800°C)	150

5.1.9.1	Inconel 718	150
5.1.9.2	Aço Inox 316L.....	152
5.1.10	Amostra 9 (120 A ; 600°C).....	155
5.1.10.1	Inconel 718	155
5.1.10.2	Aço Inox 316L.....	158
5.1.11	Amostra 10 (160 A ; 600°C).....	160
5.1.11.1	Inconel 718	160
5.1.11.2	Aço Inox 316L.....	162
5.2	Ensaio de Microdureza Vickers – HV	165
5.2.1	Perfil de Dureza da Amostra 7 (160 A ; 400°C).....	165
5.2.2	Perfil de Dureza da Amostra 8 (160 A ; 800°C).....	167
5.2.3	Perfil de Dureza da Amostra 10 (160 A ; 600°C).....	169
6	CONCLUSÕES.....	172
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	174
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	175
9	ANEXOS	191

1 INTRODUÇÃO

O mundo, após a Segunda Guerra Mundial, ingressou em uma etapa de profundas evoluções tecnológicas desencadeadas principalmente pela junção entre o conhecimento científico e a produção industrial. O processo industrial, pautado no conhecimento e na pesquisa, caracteriza a chamada Terceira Revolução Industrial ou Revolução Tecno-científica, permitindo o desenvolvimento de atividades na indústria que aplicam tecnologias de ponta nas etapas produtivas, entre elas, na produção dos materiais metálicos.

Nesse contexto, o aço inoxidável austenítico AISI 316L e a liga inonel 718 são ligas metálicas amplamente utilizadas em plantas de geração de energia nuclear ou convencionais, indústrias químicas e petroquímicas (MITEVA et al, 2006). Estas ligas possuem elevada resistência à corrosão em ambientes com elevadas temperaturas, em virtude do alto teor de Cr presente em sua composição química.

Utilizando determinados processos de soldagem, é possível unir estas ligas, gerando as denominadas juntas dissimilares. As juntas dissimilares são geralmente desenvolvidas e produzidas dentro dos mais altos padrões de qualidade (SIREESHA et al, 2002). Contudo, alguns fatores indesejáveis podem surgir, entre eles, as tensões residuais, que representam um dos principais motivos para provocar falhas prematuras e defeitos nas peças, comprometendo seu desempenho e até mesmo diminuindo a vida útil do componente.

As tensões residuais em soldagem ocorrem devido ao aquecimento e resfriamento não uniforme impostos pelo ciclo térmico. Durante a soldagem a região próxima à solda é bastante aquecida, enquanto outras regiões do metal de base permanecem com temperaturas muito

inferiores. A região aquecida tende a se dilatar, mas é restringida pelas regiões com menores temperaturas. À medida que o metal de solda resfria, a sua tendência é sofrer contração térmica, mas também é restringido pelo metal de base que se encontra em temperatura diferente, resultando no desenvolvimento de deformações elásticas e plásticas no material (HOSFORD, 2005).

As técnicas de medição de tensões residuais dividem-se de acordo com o grau de dano no componente e sua aplicação. Diversos métodos para análise das tensões residuais têm sido desenvolvidos pelas indústrias, que permitem conhecer o estado dessas tensões no material evitando resultados catastróficos. Entre os métodos utilizados podemos citar: difração de raio X, difração de nêutrons, difração de síncrotron, ultrassom, magnético, seccionamento, remoção de camadas e furo cego (ROSSINI et al, 2012).

Buscando inovação no processo e procedimento, garantindo os requisitos de segurança, qualidade, meio ambiente e aplicabilidade do componente soldado neste trabalho, foram escolhidos o Método do Furo Cego e ensaio de microdureza Vickers para analisar o comportamento das juntas dissimilares do aço inox 316L e da liga inconel 718 submetidas a diferentes parâmetros do processo GTAW autógeno. Os parâmetros foram selecionados visando comprovar a viabilidade do processo GTAW autógeno, que permite o controle adequado da poça de fusão.

2 OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo principal analisar as tensões residuais na junta dissimilar de aço inoxidável austenítico 316L e liga inconel 718 pelo processo GTAW autógeno utilizando o Método do Furo Cego. As informações foram coletadas através de extensômetros de resistência elétrica (ERE) do tipo roseta instaladas nas amostras, especificamente em regiões próximas das zonas termicamente afetadas, no intuito de determinar a magnitude e comparar as tensões residuais provenientes de diferentes aportes térmicos e temperaturas de interpasse sobre a geometria do cordão de solda. Adicionalmente foi realizado o ensaio de microdureza Vickers para avaliar e plotar o perfil de dureza ao longo da seção transversal ao cordão de solda abrangendo o MB, ZTA, MS, avaliando preliminarmente a propriedade mecânica resultante dos diferentes ensaios de soldagem.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

A crescente procura por metais que confirmem resistência à corrosão, fez com que a demanda na produção industrial impulsionasse e intensificasse a utilização do aço inoxidável nos mais variados setores. Conceitualmente, os aços inoxidáveis são definidos como ligas a base de Fe que contém em sua composição cerca de 11% de Cr em peso (CALLISTER, 2016). A presença do cromo nestas ligas é responsável pela formação de uma fina camada passiva de óxido de cromo (Cr_2O_3), da ordem de 30 a 50 μm conferindo-lhe resistência à corrosão (HONEYCOMBE e BHADESHIA, 2006), conforme apresentado na Figura 1.



Figura 1. Formação da camada passivadora de óxido de cromo (Cr_2O_3) (LIMA, 2011).

Devido as suas boas propriedades mecânicas e a resistência à corrosão, a aplicação dos aços inoxidáveis têm aumentado nas últimas décadas em variados ramos da indústria. Aliado aos constantes desenvolvimentos realizados, os aços têm alcançado melhorias significativas que permitem uma ampla variação no que diz respeito à sua aplicação e utilização. Tais desenvolvimentos têm proporcionado também, a redução nos custos de fabricação, visto que, o aumento da durabilidade de peças e componentes reduz o custo operacional. Os aços inoxidáveis são usados largamente na indústria química, de óleo e gás, na indústria de celulose, aplicados a dutos e armazenamento de material, além de serem amplamente utilizados na indústria petroquímica, na extração de petróleo nas plataformas *offshore*, em tanques de estocagem de produtos químicos, entre outras.

3.1.1 Influência dos Elementos de Liga em Aços Inoxidáveis

A adição de elementos de liga na composição do aço é realizada com a finalidade de obter determinadas propriedades. Tais elementos influenciam no tipo de microestrutura dos aços inoxidáveis, que podem ser classificados de acordo com a *American Iron and Steel Institute* (AISI) em: austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação (COVERT e TUTHILL, 2000). A seguir será apresentado um resumo dos principais elementos de liga com suas respectivas influências.

- Cromo (Cr): Elemento ferritizante. Tem como principal característica a formação da camada passiva de óxido, responsável pela resistência à corrosão nos aços inoxidáveis. No entanto, sua presença pode ocasionar a formação de fases indesejáveis, por exemplo, a fase sigma (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).
- Manganês (Mn): Elemento formador de austenita. Seu efeito é similar do níquel quando adicionado ou substituído por ele. Antón *et al* (2003) relatou que o manganês, assim como o níquel, são elementos de liga que possuem elevada capacidade de

endurecimento, podendo ainda ser um possível substituto do níquel devido a seu baixo custo. Porém, o manganês apresenta grande afinidade com o oxigênio.

- Molibdênio (Mo): Elemento ferritizante. Tem como função aumentar a resistência à corrosão, principalmente localizada. Atua também na diminuição da quebra de passividade (DOOH et al, 2003 apud CLAYTON et al, 1986 e QVARFORT, 1998).
- Silício (Si): Elemento formador de ferrita. Sua adição visa promover a desoxidação durante a fusão de aços inoxidáveis. Possui como tendência a formação de silicatos e fases intermetálicas, que por sua vez causam a fragilização do material. Segundo Sedricks (1996), a adição desse elemento pode ser benéfica, proporcionando aumento da resistência à oxidação dos aços inoxidáveis na presença do manganês, contribuindo para a formação de uma película rica em cromo.
- Carbono (C): Promotor de austenita. Grande formador de carbonetos na microestrutura dos aços inoxidáveis. Tais carbonetos afetam negativamente a resistência à corrosão desses aços. Segundo Folkhard (1988), este elemento está relacionado com a resistência à corrosão intergranular dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Teores de 0,01% C são suficientes para produzir sensitização nesses aços.
- Nitrogênio (N): Elemento fortemente austenitizante. Por se tratar de um elemento intersticial, endurece por solução sólida a austenita, aumentando sua resistência mecânica. A presença do nitrogênio pode causar fragilização no material, redução da tenacidade e da resistência à corrosão nos aços inoxidáveis ferríticos. Isto ocorre devido à formação de nitretos de cromo (Cr_2N) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).
- Níquel (Ni): Promove a estabilização da austenita e reduz a temperatura na qual ela pode existir (COVERT e TUTHILL, 2000). O referido elemento ainda tem como função, aumentar a tenacidade e a ductilidade do material, estando presente em alguns aços numa faixa de 8% (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

- Enxofre (S): É adicionado quando se deseja aumentar a usinabilidade do material. Porém, esta adição deve ser limitada, visto que esse elemento reduz a resistência à corrosão, ductilidade, soldabilidade e plasticidade do material (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).
- Nióbio (Nb): Elemento formador de ferrita e grande formador de carbonetos. É adicionado ao material com a finalidade de conferir melhor resistência à corrosão e melhores propriedades mecânicas quando submetido a temperaturas elevadas (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). O efeito da sensitização pode ser suprimido quando este elemento é adicionado, visto que possui maior afinidade química com o carbono e com o nitrogênio, comparado ao cromo (KATO *et al*, 2010 apud ABO *et al*, 1977).
- Titânio (Ti): Promotor de ferrita. Quando combinado com o carbono e/ou nitrogênio, tende a formar carbonetos e/ou nitretos. Nos aços inoxidáveis ferríticos atua visando minimizar a corrosão intergranular, melhorar a ductilidade e a resistência ao impacto (COELHO, 2000; GUIDA, 2006).

3.1.2 Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr

A utilização de diagramas de equilíbrio visa prever as microestruturas resultantes das transformações de fase que o material está sujeito em função da temperatura e da composição química (PADILHA e GUEDES, 2004).

Como os aços inoxidáveis fazem parte do sistema Fe-Cr, com suas devidas variações de acordo com a sua classificação, um fator importante a ser considerado na análise dos diagramas de equilíbrio é o efeito do cromo em sua composição. Dessa forma, por ser um elemento ferritizante, o cromo tende a diminuir o campo austenítico (γ), estabilizando totalmente a ferrita para teores superiores a 13% no sistema Fe-Cr, como pode ser observado na Figura 2 (HONEYCOMBE e BHADESHIA, 2006).

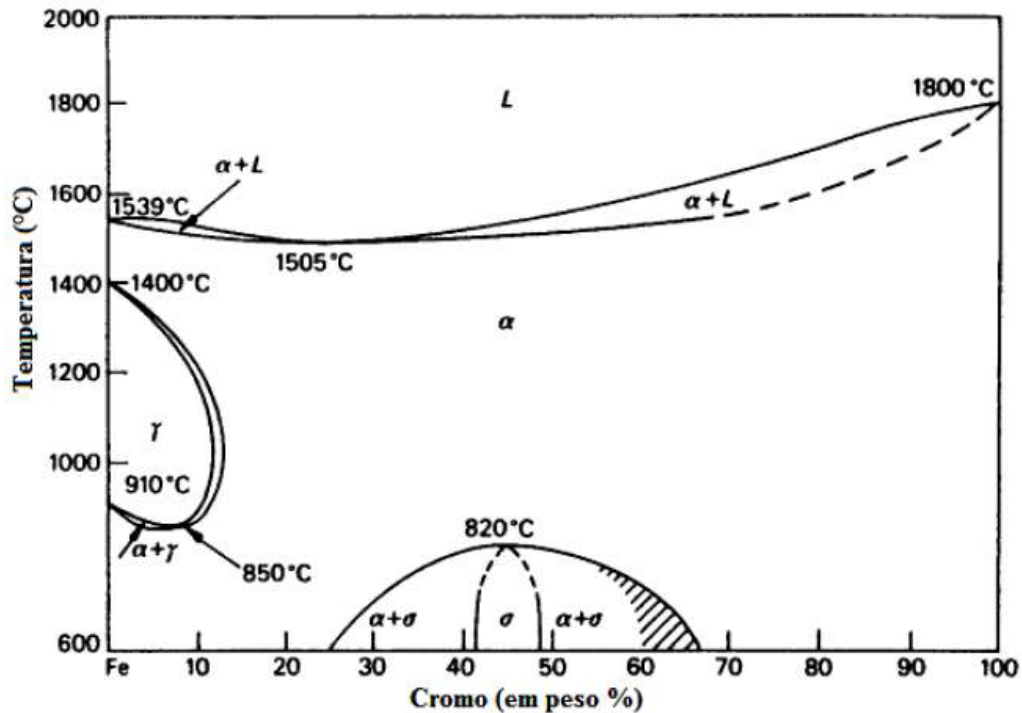


Figura 2. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr (HONEYCOMBE e BHADSHIA, 2006).

A transformação parcial do material ocorre quando os teores de cromo estão entre 12 e 13%, apresentando uma estrutura bifásica (austenita + ferrita) a altas temperaturas, podendo ocorrer transformação da austenita em martensita durante o resfriamento. Contudo, essa transformação pode ser inibida quando o aço apresenta em sua composição elementos austenitizantes, e à temperatura ambiente este aço apresentará uma estrutura típica duplex (austeno-ferrítica) (HONEYCOMBE e BHADSHIA, 2006).

3.1.3 Solidificação dos Aços Inoxidáveis

Investigações experimentais a respeito do mecanismo de solidificação dos aços inoxidáveis identificaram que o modo de solidificação destes materiais depende da composição química da estrutura, ou seja, do balanceamento dos elementos de liga. Dessa forma, os aços inoxidáveis podem solidificar de acordo com 4 modos (TAVARES, 2008):

- **Modo A:** $L \rightarrow (L + \gamma) \rightarrow \gamma$;
- **Modo AF:** $L \rightarrow (L + \gamma) \rightarrow (L + \gamma + \delta) \rightarrow (\gamma + \delta)$;
- **Modo FA:** $L \rightarrow (L + \delta) + (L + \delta + \gamma) \rightarrow (\gamma + \delta)$;
- **Modo F:** $L \rightarrow (L + \delta) \rightarrow \delta \rightarrow (\gamma + \delta)$.

As posições relativas dos vários modos de solidificação no diagrama pseudobinário, as morfologias de ferrita resultante e a direção associada das microsegregações podem ser observadas na Figura 3.

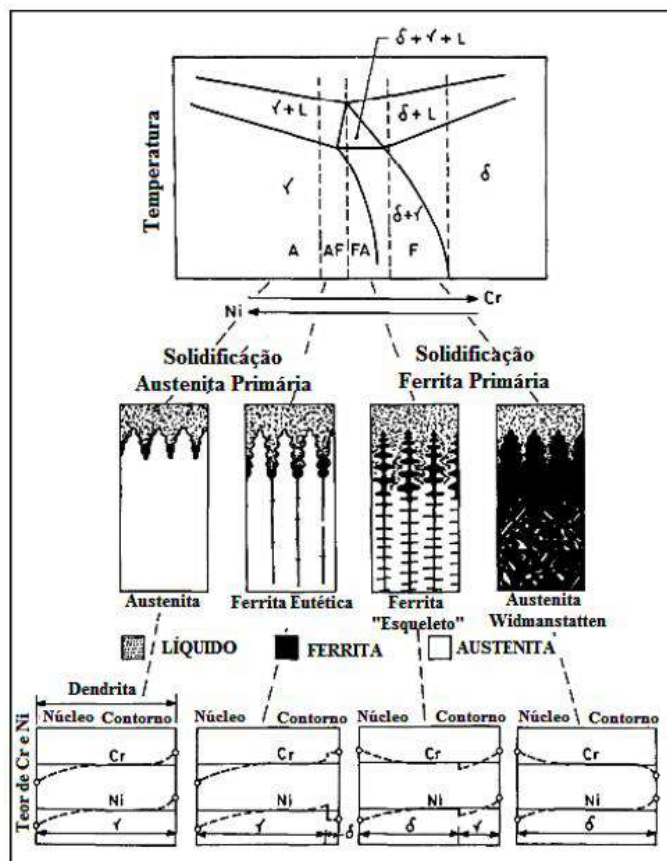


Figura 3. Localização dos diferentes modos de solidificação no diagrama ternário Fe – Cr – Ni à temperatura ambiente e a direção das microsegregações durante a solidificação (BROOKS e THOMPSON, 1991).

3.1.3.1 Modo A – Solidificação Austenítica

O processo de solidificação inicia formando dendritas de austenita, completando-se com a formação apenas desta fase (DAVID, 1981; BROOKS e THOMPSON, 1991; SUUTALA *et al*, 1980).

3.1.3.2 Modo AF – Solidificação Austeno-Ferrítica

A solidificação inicia com a formação de dendritas de austenita, com posterior formação de ferrita entre os braços da dendrita devido à microsegregação de elementos como o Cr, Mo, Si e Nb da austenita para o líquido remanescente (DAVID, 1981; BROOKS e THOMPSON, 1991; SUUTALA *et al*, 1980).

3.1.3.3 Modo FA – Solidificação Ferrítica-Austenítica

Inicialmente há a formação de ferrita e posteriormente a austenita se forma na interface ferrita/líquido, por meio de uma reação peritética ou de uma reação eutética envolvendo as três fases ($L + \delta + \gamma$). Após a nucleação, a austenita cresce para a ferrita e para o líquido, seguido de uma segregação de elementos ferritizantes tanto para o interior da dendrita como para o líquido, podendo estabilizar a ferrita no eixo da dendrita e causar a formação de ferrita nos espaços interdendríticos (DAVID, 1981; BROOKS e THOMPSON, 1991; SUUTALA *et al*, 1980).

3.1.3.4 Modo F – Solidificação Ferrítica

Formação apenas de ferrita com nucleação de austenita somente no estado sólido. Esse modo de solidificação é típico dos aços inoxidáveis ferríticos (DAVID, 1981; BROOKS e

THOMPSON, 1991; SUUTALA *et al*, 1980). A liga não necessariamente solidifica tomando como base apenas uma dessas sequências. Pode ainda ocorrer à nucleação simultânea de ferrita e de austenita em diferentes regiões da massa líquida devido às flutuações de composições químicas durante a solidificação ou por variações na velocidade de resfriamento. Dessa forma, é dependente da composição química e da velocidade de solidificação, que são variáveis de processo (DAVID, 1981; BROOKS e THOMPSON, 1991; SUUTALA *et al*, 1980). De acordo com o modo de solidificação, a ferrita pode ser definida como dendrítica ou interdendrítica, e dessa forma, a sequência de solidificação e as características da transformação subsequente irão determinar o nível de segregação e a distribuição final de ferrita (DAVID, 1981; BROOKS e THOMPSON, 1991; SUUTALA *et al*, 1980).

3.1.4 Classificação dos Aços Inoxidáveis

A classificação dos aços inoxidáveis baseia-se não somente em sua composição química, mas também leva em consideração a microestrutura resultante de cada um. Podem ser classificados em: austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação. A tenacidade e ductilidade desses aços são excelentes, além dos mesmos não apresentarem transição dúctil-frágil possibilitando dessa forma a utilização destes para fins criogênicos e em ambientes com elevadas temperaturas, conforme apresentado nas Figuras 4 e 5.

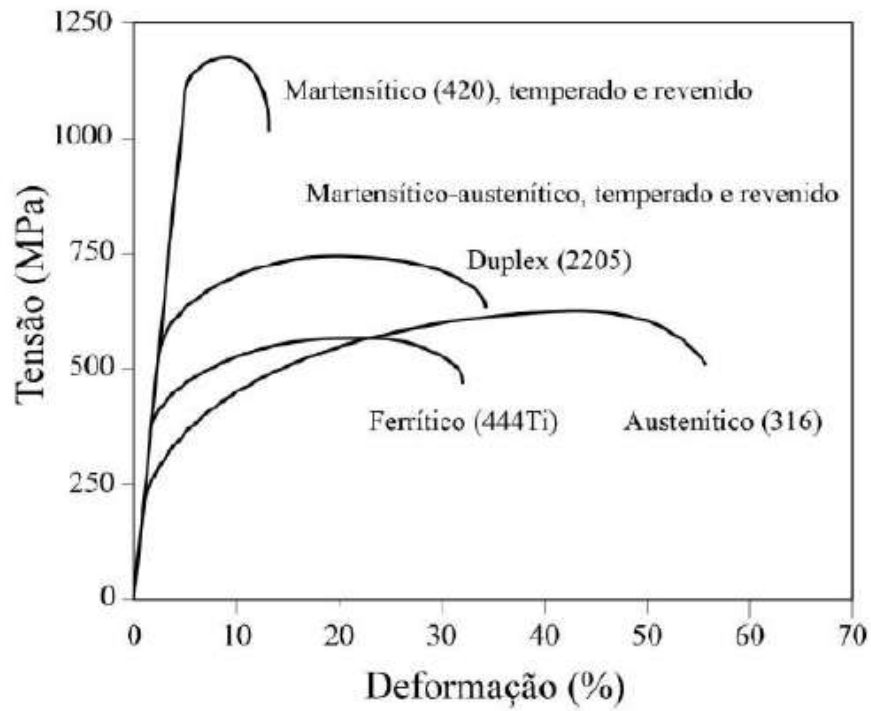


Figura 4. Curvas tensão vs. Deformação para diferentes aços inoxidáveis (LEFFLER, 2012).

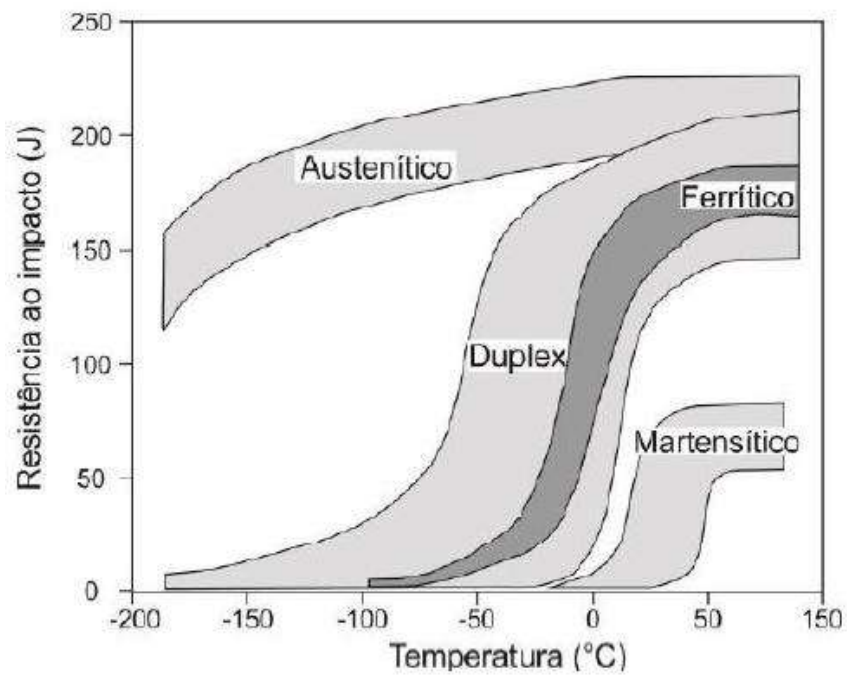


Figura 5. Curvas de tenacidade ao ensaio Charpy para diferentes classes de aços inoxidáveis (LEFFLER, 2012).

3.1.4.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas pertencentes ao sistema Fe-Cr-Ni, não magnéticos, com microestrutura basicamente austenítica e estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Tem como característica a elevada resistência à corrosão nos mais diferentes ambientes, sendo também aplicados em situações em que se trabalha com temperaturas criogênicas, exibindo alta tenacidade (BROOKS e THOMPSON, 1991).

Durante a soldagem, os aços inoxidáveis austeníticos, solidificam normalmente no modo FA (SHANKAR, 2003). A ferrita existente na microestrutura destes aços transforma-se quase completamente em austenita durante o resfriamento, podendo haver retenção de ferrita δ (SHANKAR, 2003). A ferrita δ , por sua vez, tem sua faixa de temperatura que é influenciada pelo teor de cromo presente na composição química destes aços, podendo ainda contribuir para a ocorrência de precipitados intermetálicos, como por exemplo, a fase σ (PASSOS *et al*, 2010). Dessa forma, esta fase deve ser controlada em quantidades entre 3 e 12% em volume, para evitar não somente a fissuração a quente, mas também a perda de tenacidade e resistência à corrosão (LOTHONGKUM *et al*, 2001).

O teor de carbono na composição química deve ser controlado a fim de evitar a precipitação de diversas fases na microestrutura, visto que este elemento químico apresenta afinidade com os demais elementos presentes (SALES, 2005). As fases que podem resultar desta combinação dependem dos demais elementos químicos presentes na composição dos aços inoxidáveis austeníticos e das temperaturas e tempos envolvidos no processamento para produção do aço (SALES, 2005). A principal fase que pode ser formada é o carboneto de cromo Cr_{23}C_6 , que por sua vez causa sensitização nestes aços (SALES, 2005).

Devido à presença de um maior teor de elementos de liga em sua composição, tem um custo mais elevado que os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos, principalmente devido à presença de níquel. Os aços inoxidáveis austeníticos têm sido largamente utilizados em centrais de energia convencionais e nucleares para diferentes aplicações, tais como componentes de aquecedores (SHAFY, 2005), na fabricação de instalações químicas, como

tanques de pressão e tanques para o transporte de líquidos e gases comprimidos, na fabricação de navios para transporte de produtos químicos e instalação de equipamentos de perfuração (KLIMPEL *et al*, 2007).

- Resistência à Corrosão

Em comparação com os demais aços inoxidáveis, é geralmente o mais resistente à corrosão e ainda apresentam baixo limite de escoamento (JOSEPH *et al*, 2013). Oferecem ainda excelente resistência à corrosão nos mais variados ambientes, como por exemplo, orgânico, ácido, industrial e marinho (AFOLABI *et al*, 2011). São aços suscetíveis à corrosão intergranular, quando submetidos à soldagem ou a altas temperaturas, que por sua vez ocasionam a sensibilização (AYDOGDU *et al*, 2006).

- Propriedades Mecânicas

Combinam baixo limite de escoamento com alta resistência à tração e um bom alongamento, conferindo melhores propriedades para trabalho a frio (FERNANDES, 2010; LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Os aços inoxidáveis austeníticos têm como característica a elevada tenacidade e ductilidade, mesmo quando submetidos a baixas temperaturas. Aliado a essas propriedades, esses aços possuem boa soldabilidade, devido à ausência de transformação martensítica e, portanto, não são suscetíveis à fissuração pelo hidrogênio (LIPPOLD e KOTECKI, 2005; SILVA *et al*, 2007^(a)). Apresentam ainda baixa dureza, e conseqüentemente, baixa resistência ao desgaste, que por sua vez limitam a sua utilização sempre que a dureza superficial é requerida (MARECI *et al*, 2011).

3.1.4.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 316L

O aço inoxidável austenítico AISI 316L é a versão de baixo carbono do aço AISI 316, com eliminação das precipitações de carboneto (KIM *et al*, 2013). Quando comparado aos

demais aços austeníticos este se destaca devido à sua maior resistência à corrosão e as propriedades mecânicas tanto em baixa quanto em alta temperatura (SAMANTA *et al*, 2006).

Estudos identificaram por meio de medições das propriedades mecânicas destes aços, que as propriedades mecânicas mais elevadas são reveladas na zona afetada pelo calor (MOLAK *et al*, 2009; AMUDARASAN *et al*, 2013). A Tabela 1 apresenta as propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L, segundo a norma ASTM A – 240.

Tabela 1. Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L segundo a norma ASTM A - 240.

Resistência à Tração (MPa) min	Limite de Escoamento min (MPa)	Alongamento em 2 pol ou 50 mm (%)	Dureza Brinell máx	Dobramento à Frio
485	170	40	217	-----

3.1.5 Fenômenos de Fragilização e Precipitação dos Aços Inoxidáveis

Os fenômenos de fragilização e precipitação dos aços inoxidáveis dividem-se em: fragilização a 475°C, fragilização por fase sigma (σ), fase laves, sensitização e crescimento de grão nos aços inoxidáveis ferríticos. A seguir serão abordados os fenômenos de fragilização e precipitação por fase sigma (σ), fase laves e sensitização, que por sua vez, são mais susceptíveis nos aços inoxidáveis austeníticos utilizados neste trabalho.

3.1.5.1 Fase Sigma (σ)

A fragilização por fase σ pode ser observada inicialmente nos contornos de grão ou nas regiões de interface, sendo intensificada pela exposição à temperatura entre 700 e 900°C (FOLKHARD, 1988). É a fase intermetálica que possui maior fração volumétrica na soldagem e que afeta as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos materiais

(FOLKHARD, 1988). A fase σ apresenta uma estrutura cristalina tetragonal, contendo em sua composição elementos como Fe, Cr e Mo e é caracterizada pela sua elevada dureza e poder de fragilização à temperatura ambiente (FOLKHARD, 1988).

A fase σ não é exclusiva do sistema Fe – Cr e a sua existência tem sido verificada em outros sistemas binários e ternários que contém metais de transição (HALL e ALGIE, 1966). A precipitação desta fase depende principalmente da quantidade de elementos austenitizantes presentes na liga (HALL e ALGIE, 1966).

Alguns elementos de liga como Mo, Ni e Si podem levar à formação da fase σ em temperaturas mais elevadas, mesmo quando a composição contém menor teor de cromo e está submetida a menores intervalos de tempo (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). O efeito prejudicial decorrente da formação da fase σ pode ser revertido através do aquecimento do material, por um curto período de tempo, em temperaturas acima de 850°C (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Os principais fatores que afetam a cinética de precipitação da fase σ são (LONDOÑO, 1997):

- Composição química da liga;
- Frações volumétricas de ferrita e austenita;
- Potencial termodinâmico elevado disponível na ferrita presente nos aços inoxidáveis austeníticos e duplex, devido ao seu enriquecimento nos elementos formadores da fase σ ;
- Grande quantidade de sítios para nucleação (interfaces α/γ);
- Crescimento favorecido da fase σ na α , onde a difusão é mais rápida que na austenita;
- Deformação a frio ou a quente;
- Temperatura do tratamento térmico de solubilização.

3.1.5.2 Fase Laves

A fase Laves pertence ao maior grupo entre os compostos intermetálicos que podem ocorrer com composições químicas complexas. Barrett e Massalki (1980) citam três modelos estruturais baseados no magnésio para esta fase, são eles: $MgCu_2$ tipo cúbico (C15), $MgZn_2$ tipo hexagonal (C14) e $MgNi_2$ tipo hexagonal (C36). Alguns fatores contribuem para a formação desta fase (BARRETT & MASSALSKI, 1980):

- Fatores geométricos (raio atômico);
- Fator eletrônico (número de valência dos átomos).

A precipitação da fase Laves nos aços inoxidáveis está diretamente relacionado à presença de elementos contidos na liga utilizada, como por exemplo, titânio, nióbio e molibdênio (SILVA *et al*, 2008).

3.1.5.3 Sensitização

A sensitização é um fenômeno metalúrgico que ocorre devido à produção de precipitados de carbonetos de cromo nos contornos de grão, que por sua vez reduzem localmente o teor de cromo nas regiões adjacentes a estes precipitados (SERNA-GIRALDO, 2006). Este empobrecimento de cromo impede a formação da camada passivadora de óxido, afetando então, a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, como pode ser observado na Figura 6.

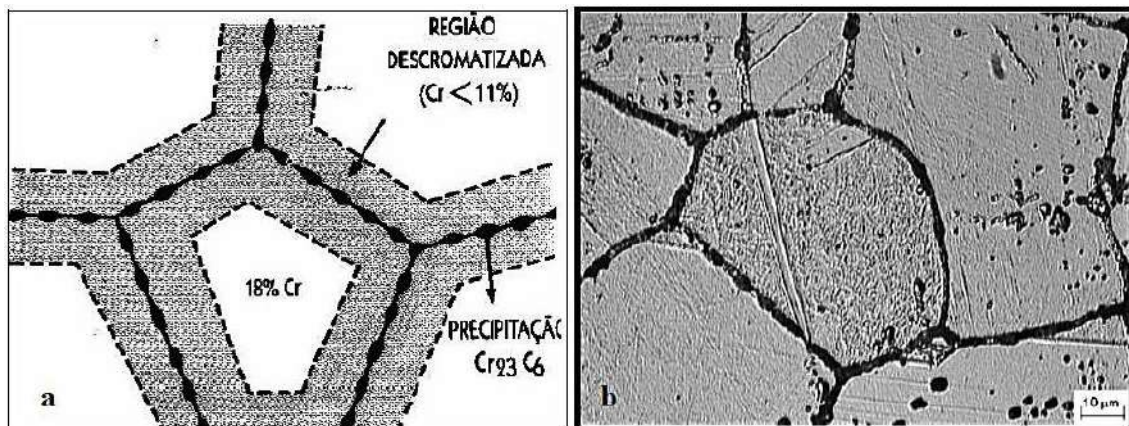


Figura 6. Precipitação de carbonetos nos contornos de grão do aço AISI 304 levado a 600°C por 30 minutos (MOURA et al, 2009).

O empobrecimento de cromo é ocasionado pela precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, que por sua vez produzem uma zona de empobrecimento contínua que é mais suscetível ao ataque corrosivo (AMUDA e MRIDHA, 2011).

A sensitização é um fenômeno indesejável devido à tendência à corrosão intergranular quando o material está exposto a ambientes corrosivos. Não depende somente dos teores de carbono e de cromo presentes na composição da liga, mas também de variáveis que mudam a termodinâmica e/ou a cinética de formação dos carbonetos nos contornos de grão. Como exemplo destas variáveis, podem-se citar o encruamento, a presença de martensita, o tamanho de grão, a adição de elementos, que por sua vez alteram significativamente as atividades do cromo e do carbono na liga e a adição de elementos que ao segregarem nos contornos de grão retardam a nucleação dos carbonetos. Depende também das variáveis que mudam a suscetibilidade à corrosão sem que haja a necessidade de modificações microestruturais (MURR *et al*, 1990).

Nos aços inoxidáveis austeníticos a sensitização é favorecida devido à quantidade de carbono existente em sua composição, ou seja, quanto menor a quantidade de carbono presente, maior o tempo requerido para a precipitação de carbonetos. Portanto, os aços inoxidáveis “L” (low carbon) possuem menor suscetibilidade à sensitização provocada pela soldagem (KOU, 2003).

Para prevenir a ocorrência da sensitização, podem ser usadas três medidas (LOPES, 2004):

- Evitar permanência do material no intervalo de temperatura crítica (450-850°C);
- Reduzir o teor de carbono presente na composição química;
- Acrescentar à composição do aço elementos estabilizadores, como titânio e nióbio ou vanádio e cobalto.

3.2 SUPERLIGAS

As superligas são projetadas para proporcionar elevada resistência mecânica e elevada resistência à corrosão em altas temperaturas. Elas combinam boa resistência à fadiga e fluência, bem como ductilidade e rigidez. Em geral, existem três principais classes de superligas: de níquel, de ferro e de cobalto. A Figura 7 mostra a classificação das superligas (BROOKS, 1982).

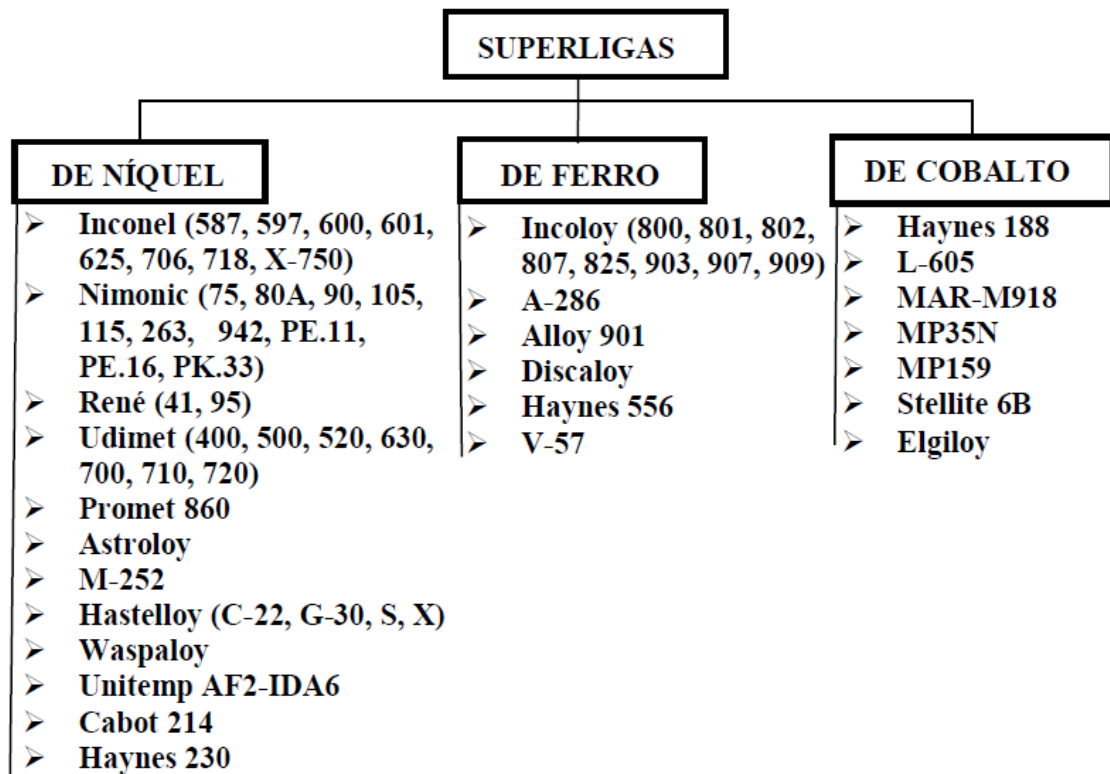


Figura 7. Classificação das superligas (CHOUDHURY, 1998).

Em temperaturas mais baixas, dependendo da resistência mecânica requerida e da aplicação, as superligas de ferro são mais indicadas do que as de níquel e de cobalto, pois o custo das superligas de ferro é inferior. As superligas de cobalto são as que possuem a capacidade de trabalhar em temperaturas mais elevadas, porém sua utilização é mais restrita, pois são significativamente mais caras que as superligas de ferro e de níquel. As superligas de níquel são as mais utilizadas (DONACHIE, 2002).

Essa extensa utilização das superligas de níquel deve-se ao fato de que este elemento, como metal base, proporciona grande estabilidade microestrutural, visto que a matriz CFC é estável e apresenta grande solubilidade para diversos elementos de liga (DONACHIE, 2002). O aumento de resistência mecânica e à fluência destas superligas se deve a inclusão destes elementos, os quais acarretam no aparecimento de segundas fases, como intermetálicos e carbeto (EVERHART, 1971).

3.2.1 Superligas de Níquel

Nas superligas de níquel, o cromo está presente para promover resistência à oxidação e outros elementos de liga (alumínio, nióbio, molibdênio, tungstênio e tântalo), estão presentes em uma variedade de combinações para garantir o endurecimento por solução sólida da matriz ou por precipitação de intermetálicos. O maior ganho de resistência a elevadas temperaturas, na maioria das superligas de níquel, é resultado da precipitação do intermetálico γ' ($\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$). Em particular, para a liga 718, o principal endurecedor é a fase metaestável γ'' (Ni_3Nb). Em algumas ligas, o cobalto é usado para substituir uma parte de níquel para aumentar o ponto de fusão da liga e promover endurecimento por solução sólida. O boro e o zircônio são adicionados para melhorar as propriedades de fluência a elevadas temperaturas e melhorar a usinagem a quente dos materiais. O carbono é adicionado para a formação de carbetos (DONACHIE, 2002).

3.2.1.1 Superligas Inconel 718

O Inconel 718 é a superliga níquel-ferro predominante, que representa quase a metade do total de superligas utilizadas no mundo atualmente (PATEL, 2001), sendo usada em uma grande variedade de aplicações, tais como, na indústria aeroespacial, em componentes para indústria do petróleo e na indústria nuclear – no caso nuclear é exigido um menor teor de cobalto devido à formação do isótopo Co^{60} , radioativo, durante a exposição à reação nuclear (BYUN, 2003).

É uma superliga com alta resistência à corrosão, alta resistência mecânica a temperatura ambiente, excelente resistência à fluência e à fadiga a elevadas temperaturas (até 650°C) e que possui boa resistência à corrosão e ductilidade em temperaturas criogênicas (até -250°C). Adicionalmente, apresenta excelente soldabilidade (JARRETA, 2008). A composição química da liga 718, conforme a especificação de petróleo e gás API (UNS N07718), é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2. Composição química da liga 718 segundo a especificação API (UNS N07718).

Elemento	Ni	Cr	Fe	Nb+ Ta	Mo	Ti	Al	C	Co	Mn
[%peso]	50.0- 55.0	17.0- 21.0	Bal.	4.87- 5.20	2.80- 3.30	0.80- 1.15	0.40- 0.60	0.045 máx	1.00 máx	0.35 máx
Elemento	Si	P	S	B	Cu	Pb	Se	Bi	Ca	Mg
[%peso]	0.35 máx	0.010 máx	0.010 máx	0.006 máx	0.23 máx	0.001 máx	0.0005 máx	0.00005 máx	0.003 máx	0.006 máx

Quando comparada com outras ligas a base de níquel, conforme Tabela 3 abaixo, a superliga Inconel 718 se caracteriza pelo seu alto teor de nióbio, responsável pela fase fortemente endurecedora γ'' (Ni_3Nb). Além disso, observa-se os baixos teores de molibdênio, tungstênio e tântalo, responsáveis pelo endurecimento por solução sólida nas ligas de níquel, e baixos valores de alumínio e titânio, constituintes da fase γ' . Isso mostra que o mecanismo mais efetivo de endurecimento desta liga é a precipitação da fase γ'' . É importante ressaltar também o alto teor de ferro e a ausência de cobalto, os quais resultam em diminuição no custo da liga (DECKER, 2006).

Tabela 3. Composição química de algumas ligas a base de níquel (ANIJDAN, 2005).

Liga [%peso]	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ta	Nb	Al	Ti	Fe	C	B	Zr
Astroloy	55	15	17	5.3	0	0	0	4	3.5	0	0.06	0.03	0
Cabot 214	75	16	0	4	0	0	0	4.5	0	2.5	0	0	0
D-919	45	15	0	4	0	0	0	1	3	27	0.05	0.01	0
Hastelloy G-30	42.7	29.5	2	5.5	2.5	0	0.8	0	0	15	0.03	0	0
Hastelloy S	67	15.5	0	14.5	0	0	0	0.3	0	1	0	0.009	0
Hastelloy X	47	22	1.5	9	0.6	0	0	0	0	18.5	0.1	0	0
Haynes 230	57	22	0	2	14	0	0	0.3	0	0	0.1	0	0
Inconel 600	76	15.5	0	0	0	0	0	0	0	8	0.08	0	0
Inconel 617	54	22	12.5	9	0	0	0	1	0.3	0	0.07	0	0
Inconel 625	61	21.5	0	9	0	0	3.6	0.2	0.2	2.5	0.05	0	0
Inconel 706	41.5	16	0	0	0	0	2.9	0.2	1.8	40	0.03	0	0
Inconel 718	52.5	19	0	3	0	0	5.1	0.5	0.9	18.5	0.04	0	0

3.2.1.1.1 Histórico

Nas décadas de 1940 e 1950, houve um intenso desenvolvimento de ligas que fossem capazes de resistir a temperaturas cada vez mais elevadas para a utilização em motores a jato. Entre essas ligas, podem ser citadas a Inconel X-750, A-286, Waspaloy, M252 e a classe de ligas Udimet (DECKER, 2006).

A invenção da Inconel 718 por Eiselstein no final da década de 1950 foi um marco na história das superligas. Isso porque o alto teor de nióbio presente nesta liga permitiu a criação de uma nova fase fortemente endurecedora, a γ'' (Ni_3Nb), em complemento a fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$), principal fase endurecedora até então das ligas de níquel (DECKER, 2006). Patentada em 1963, a Inconel 718 se tornou a espinha dorsal das superligas, sendo atualmente a liga mais utilizada nos componentes de turbinas a gás e em diversos componentes na indústria nuclear (PATEL e BYUN, 2006).

3.2.1.1.2 Principais Fases

A seguir serão abordadas as principais fases da superliga Inconel 718.

3.2.1.1.2.1 Fase γ

Matriz austenítica à base de níquel, com elevados teores de ferro e cromo. Sua estrutura cúbica de face centrada (CFC) permite múltiplos sistemas de deslizamento, o que resulta em boa ductilidade e conformabilidade, com o mínimo de textura. Possui grande tolerância à adição de elementos de liga em solução sólida e endurecedores por precipitação (DECKER, 2006).

3.2.1.1.2.2 Fase γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$)

Fase ordenada de estrutura cúbica de face centrada (CFC). Na liga 718, é responsável pelo endurecimento por precipitação em menor grau que a fase γ'' (Ni_3Nb). Nas demais ligas

de níquel, exerce um importante papel endurecedor, sendo responsável pela grande resistência a elevadas temperaturas e à fluência dessas ligas. Esse forte efeito de endurecimento se deve à tendência natural de precipitar rapidamente por nucleação homogênea na matriz γ do níquel, ao seu tamanho (de 12 a 300 nm), ao contorno de anti-fase durante a movimentação de discordâncias e ao efeito do desarranjo γ/γ' com a matriz. Quanto maior a fração volumétrica desta fase, menor a distância entre os precipitados de γ' na matriz γ , maior dificuldade de movimentação de discordâncias e, logo, maior a resistência mecânica da liga. Esta fase precipita com morfologia esférica, se transformando para cúbica com longos tempos de envelhecimento, e a orientação com a matriz é: $\gamma\{100\}\gamma'//\{100\}\gamma$ e $\langle 001 \rangle \gamma' // \langle 100 \rangle \gamma$ (NALAWADE, 2010).

3.2.1.1.2.3 Fase γ'' (Ni_3Nb)

Fase metaestável de estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), Figura 8 (a), com parâmetros de rede $a_0=0,3624$ e $c_0=0,7406$ nm, principal responsável pelo endurecimento da liga 718. Geralmente, apresenta a morfologia de discos alongados, com aproximadamente 60 nm de comprimento e de 5 a 9 nm de espessura. Sua orientação com a matriz é: $\gamma\{100\}\gamma''//\{100\}\gamma$ e $[001]\gamma''//\langle 100 \rangle \gamma$. A Figura 8 (b) mostra uma imagem de microscopia eletrônica de transmissão (MET), em campo escuro da fase γ'' e seu respectivo padrão de difração, obtido no plano [100] da matriz (RONG e HONG, 2001).

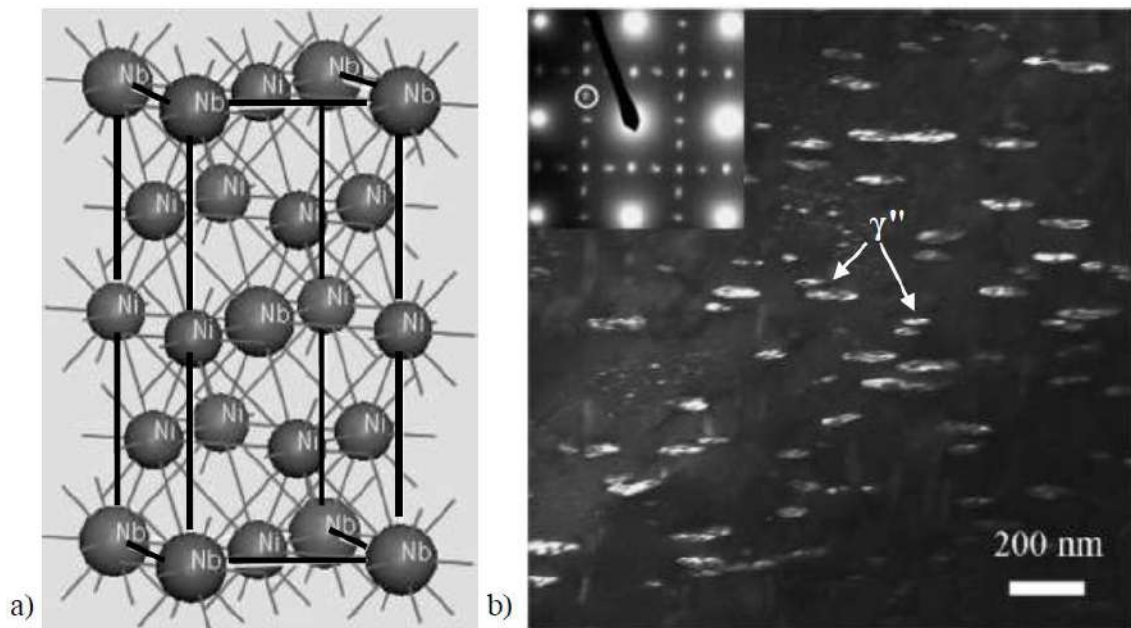


Figura 8. a) estrutura cristalina TCC da fase γ'' . (DAI, 2010); b) Imagem de MET, em campo escuro, mostrando a precipitação da fase γ'' na forma de discos alongados e o seu respectivo padrão de difração, obtido no plano [100] da matriz (NIANG, 2010).

Tanto a fase γ' quanto a γ'' se precipitam no intervalo de temperatura entre 600 e 900°C, uniformemente distribuídas em pequenas partículas, conforme mostra o diagrama tempo-temperatura-dureza das fases γ' e γ'' da liga 718, apresentado na Figura 9. Observa-se claramente neste diagrama que diferentes combinações de tempo e temperatura de envelhecimento resultam em valores distintos de dureza, devido a diferentes frações volumétricas e tamanhos de precipitados das fases γ' e γ'' (NIANG e XIE, 2010).

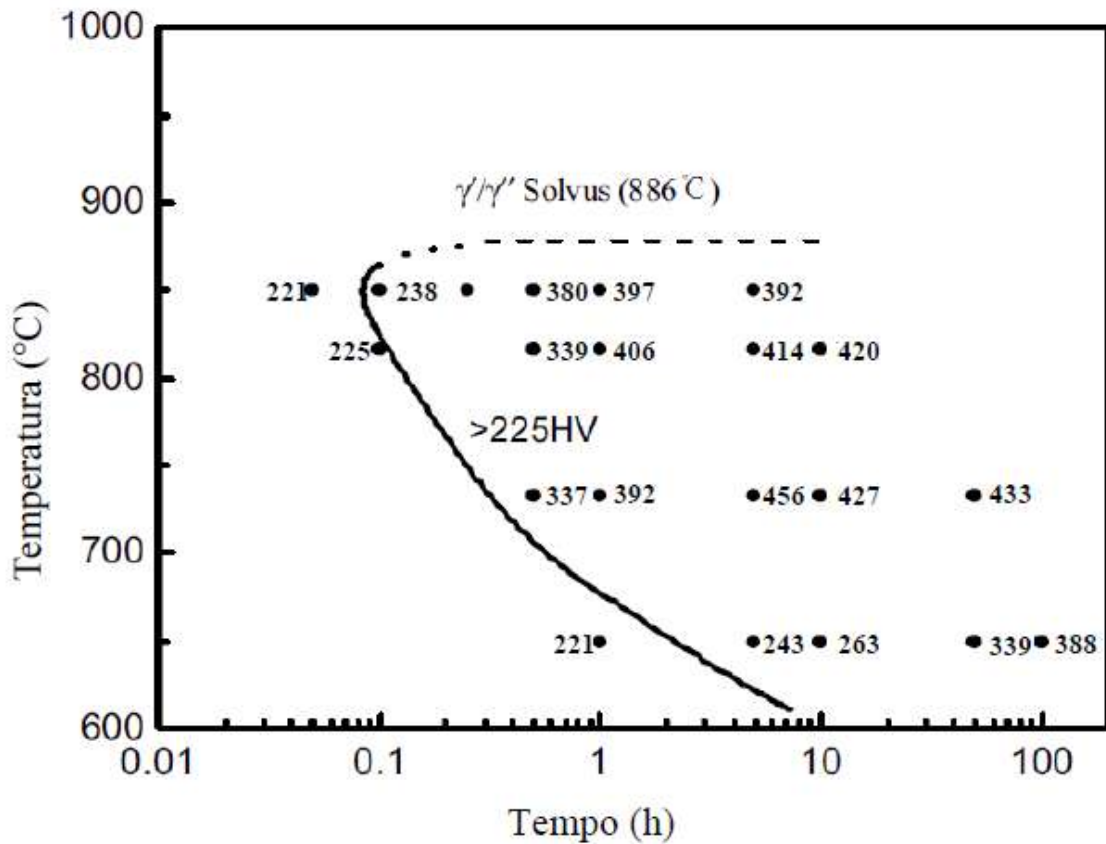


Figura 9. Diagrama Tempo-Temperatura das fases γ' e γ'' e de dureza da liga Inconel 718 (XIE, 2005).

As relativas estabilidades, frações volumétricas e a sequência de precipitação das fases γ' e γ'' são governadas pelas concentrações de alumínio, titânio e nióbio da liga (NALAWADE, 2010). Na liga 718, a fração volumétrica de γ'' é quatro vezes maior que a de γ' , sendo que, no ponto máximo de envelhecimento, a liga possui aproximadamente 15% de γ'' e 4% de γ' (CHATURVEDI, 1983). As fases γ' e γ'' precipitam simultaneamente ou sequencialmente (PING, 2007). O fenômeno mais comum que ocorre é primeiro a precipitação da fase γ' na matriz γ e, posteriormente, a nucleação heterogênea de γ'' na interface γ'/γ , resultando em um co-precipitado γ'/γ'' . A interface entre as fases γ' e γ'' possui a direção $\{100\}_{\gamma''} // \{100\}_{\gamma'}$ (PING, 2007).

A Figura 10 mostra a distribuição das fases γ' e γ'' na matriz γ da liga 718, a partir de mapeamento atômico realizado por *Miller et al* (1999). Segundo tais autores, ambas as fases estão presentes em um único precipitado.

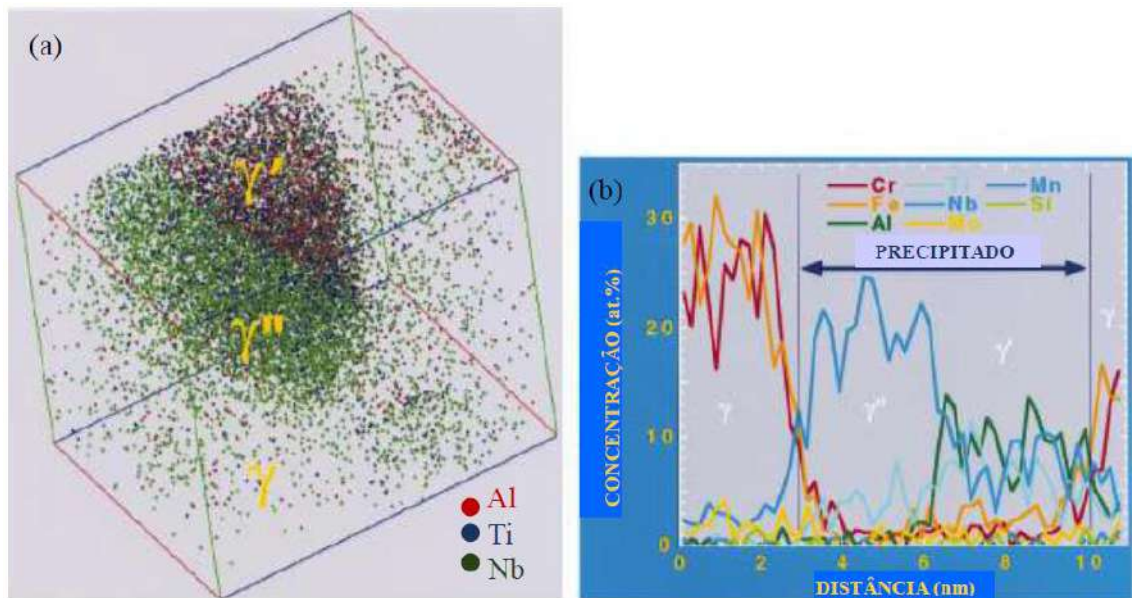


Figura 10. a) Mapa atômico do precipitado contendo as fases γ' e γ'' da matriz γ da liga Inconel 718 (em vermelho, átomos de alumínio; em azul, átomos de titânio e em verde, átomos de nióbio); b) Perfil da composição química da matriz γ da liga 718, mostrando a presença das fases γ' e γ'' em um mesmo precipitado (MILLER et al, 1999).

A fase γ'' , quando comparada à fase γ' , além de apresentar morfologia e estrutura cristalina distinta, também se precipita de forma mais lenta, proporcionando melhores formabilidade e soldabilidade. Em adição, a γ'' é mais efetiva no endurecimento, para a mesma fração volumétrica de γ' , pois de acordo com *Chaturvedi et al* (1983), a fase γ'' possui um valor mais elevado de energia de contorno de anti-fase, logo, maior a energia necessária para a discordância cruzar a fase e maior o efeito do endurecimento.

A Figura 11 mostra as fases γ' e γ'' dispersas na matriz da liga Inconel 718. Observa-se que na imagem obtida por microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução, Figura 11 (b), é possível a identificação das fases por suas diferentes morfologias.

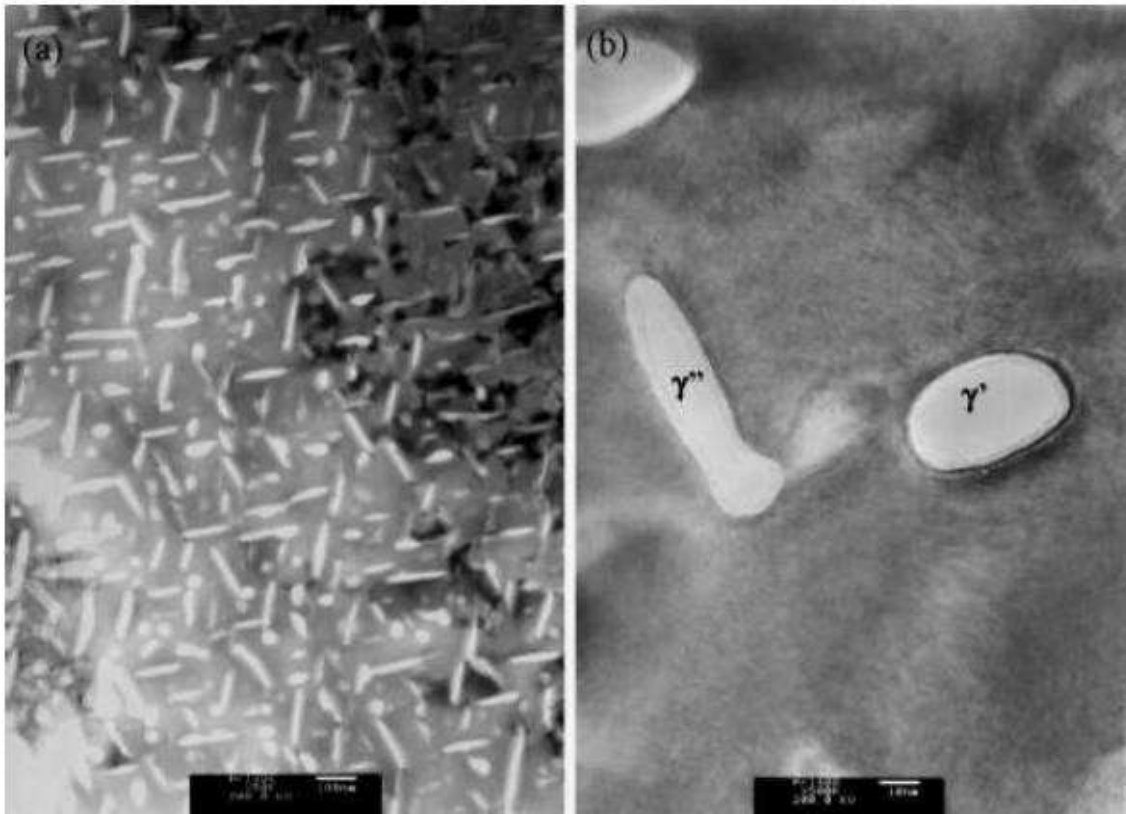


Figura 11. a) Micrografia em MET da liga 718, mostrando as fases γ' e γ'' dispersas na matriz; b) Micrografia em MET de alta resolução, evidenciando as distintas morfologias de γ' (esférica) e γ'' (disco alongado) (DU et al, 2007).

Quando a liga for mantida na faixa de temperaturas entre 650 e 900°C, aproximadamente, a fase metaestável γ'' se transforma na fase estável δ , a qual será descrita no próximo item.

3.2.1.1.2.4 Fase δ (Ni_3Nb)

Forma termodinamicamente estável de γ'' , que se forma aproximadamente entre 650 e 980°C. Até a temperatura limite de formação da fase γ'' (~900°C), a precipitação da fase δ é sempre precedida da fase γ'' . Isso implica que a formação da fase δ (até ~900°C) resulta na

dissolução correspondente da fase γ'' , e conseqüentemente, em perdas de propriedades mecânicas da liga (AZADIAN et al, 2004).

A fase δ possui estrutura cristalina ortorrômbica, Figura 12 (a). A orientação desta fase com a matriz é $\gamma(100)_\delta // \{111\}_\gamma$ e $[100]_\delta // \langle 110 \rangle_\gamma$, e o respectivo padrão de difração é mostrada na Figura 12 (b) (RONG et al, 1999).

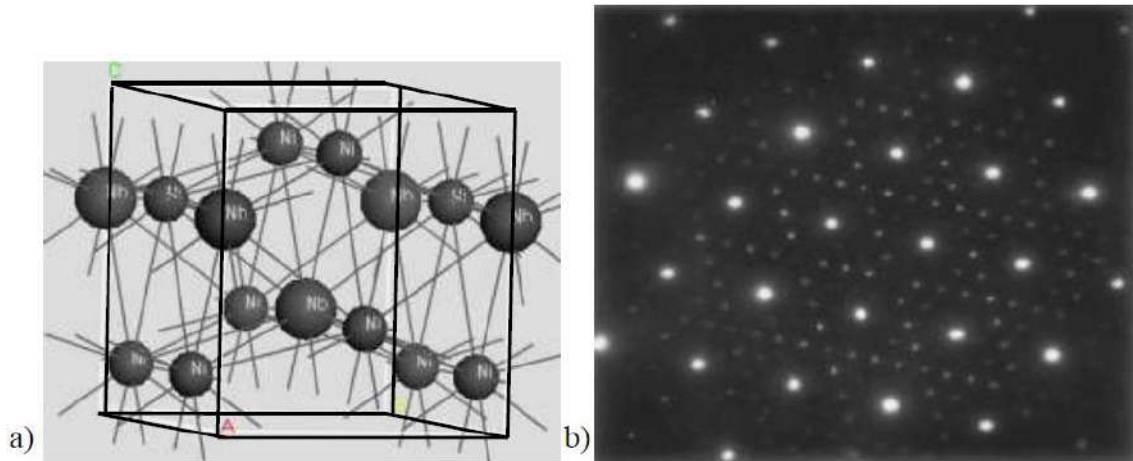


Figura 12. a) Estrutura cristalina ortorrômbica da fase δ . (DAI et al, 2010); b) Padrão da difração da fase δ , mostrando as três variantes de orientação do grupo $\{111\}_\gamma$ (RONG et al, 1999).

Em geral, a fase δ apresenta morfologia de plaquetas, Figura 13 (a), podendo também aparecer na forma de glóbulos distribuídos ao longo dos contornos de grão, Figura 13 (b) (DAI et al, 2010). Segundo *Niang et al* (2010), a Figura 13 (a) apresenta também precipitados de γ'' dispersos na matriz. A fase γ'' apresenta morfologia de discos alongados, enquanto que a fase γ' apresenta morfologia esférica. Como podem ser observados na figura, os precipitados dispersos na matriz apresentam morfologia esférica, o que provavelmente é a fase γ' , e não a fase γ'' , como reportado pelos autores.

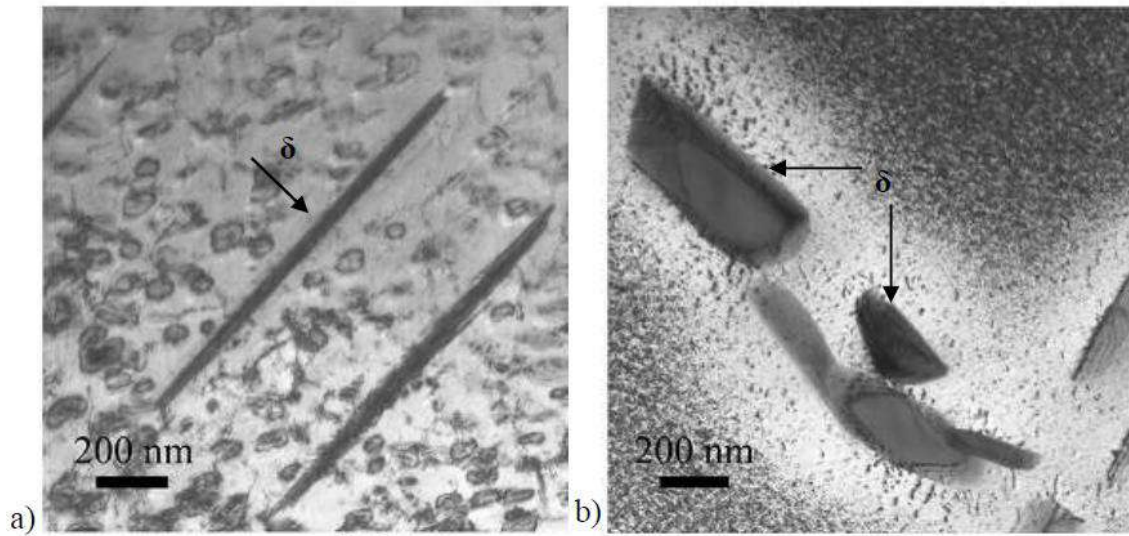


Figura 13. Micrografias do MET em campo claro mostrando: a) precipitação da fase δ em forma de plaquetas; b) precipitação da fase δ em forma de glóbulos (NIANG et al, 2010).

A Figura 14 mostra um diagrama TTT da liga 718, construído por *Xie et al* (2005), com base na análise microestrutural e ensaios de dureza, sendo as temperaturas solvus de γ'/γ'' e δ obtidas por cálculos termodinâmicos através do Thermo-Calc. Nesta figura, observa-se que a precipitação da fase δ em forma de plaquetas ocorre a temperaturas mais elevadas e por um período de tempo de envelhecimento bem mais longo, quando comparadas com a precipitação em forma de glóbulos.

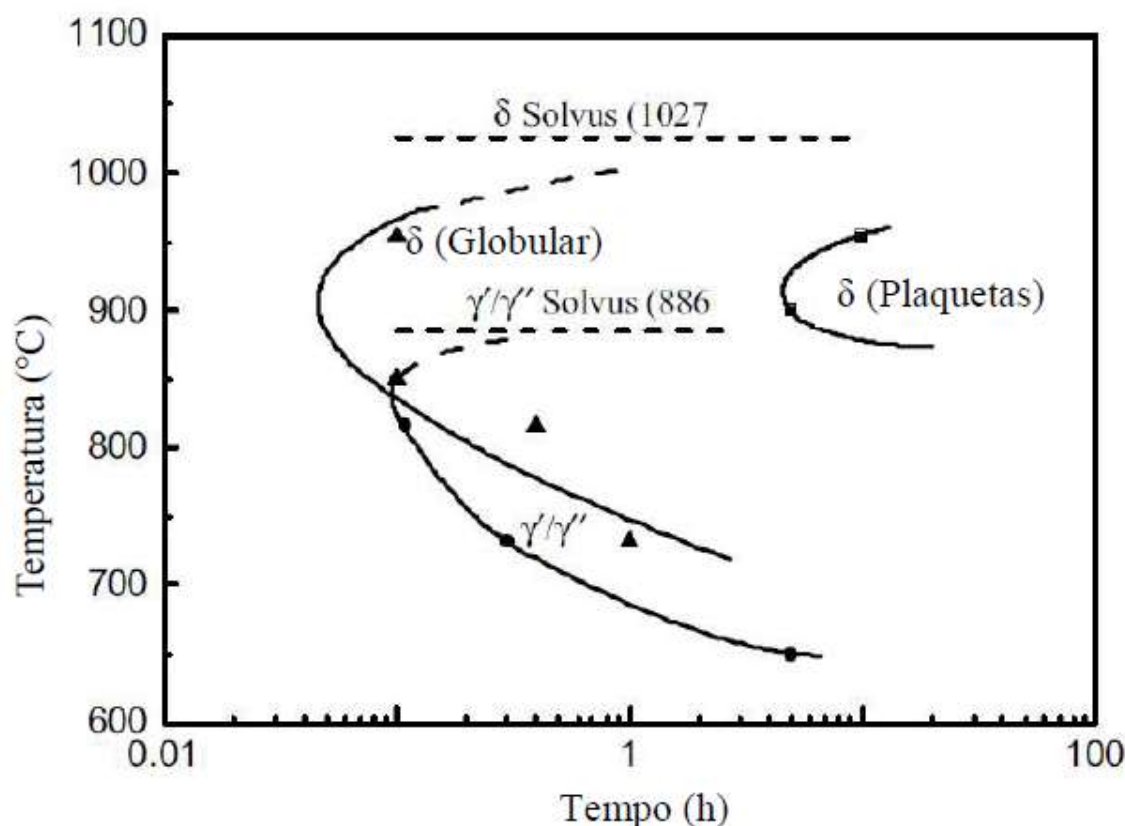


Figura 14. Diagrama TTT da liga 718, mostrando a precipitação das fases δ na forma globular e na forma de plaquetas (XIE et al, 2005).

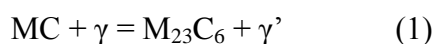
De acordo com estudos realizados por *Martins* (MARTINS, 2008), a precipitação de fase δ resulta em uma drástica queda na resistência à tração e na dureza, tornando a liga 718 inadequada para suas aplicações convencionais. Além disso, segundo *Santos* (SANTOS, 2009), esta fase pode ter um efeito negativo na fragilização pelo hidrogênio da liga, pois a presença da mesma parece aumentar a difusividade de hidrogênio no material.

Esses efeitos deletérios fazem com que ela seja considerada uma fase indesejada, embora estudos mostrem que esta fase também pode ser benéfica ao limitar o crescimento de grão durante tratamentos térmicos de solubilização.

3.2.1.1.2.5 Carbetos

Em geral, nas ligas de níquel, são utilizados para refinar a microestrutura durante a fabricação e o tratamento térmico, através do controle do crescimento do grão. Eles aumentam a resistência da matriz quando presentes intergranularmente e adicionam resistência a elevadas temperaturas, inibindo o deslizamento nos contornos de grão. Por outro lado, os carbeto podem ser fontes de geração de discordâncias e locais preferenciais de iniciação de trincas por fadiga (PATEL e SMITH, 2001). Os principais carbeto encontrados nas ligas de níquel são o MC, $M_{23}C_6$ e o M_6C . O carbeto Cr_7C_3 é raramente encontrado (EZUGWU, 1999).

Os principais elementos formadores de carbeto MC são o titânio, o tântalo, o nióbio e o háfnio. Este carbeto possui estrutura cúbica e sua morfologia é irregular (EZUGWU et al, 1999). Em subsequente exposição térmica, pode se dissolver e formar o carbeto do tipo $M_{23}C_6$, tendo como consequência a formação de γ' , de acordo com a reação (EZUGWU et al, 1999):



Nas ligas Inconel 718 modernas, o único carbeto encontrado é o MC [(Nb,Ti)C], mostrado na Figura 15, devido ao uso da fusão a vácuo. O carbeto MC [(Nb,Ti)C] se precipita em altas temperaturas e são muito estáveis até temperaturas de 1200°C, quando estes se dissolvem. Na Figura 15 também é observado a presença de fase δ nos contornos de grãos (NIANG et al, 2010).

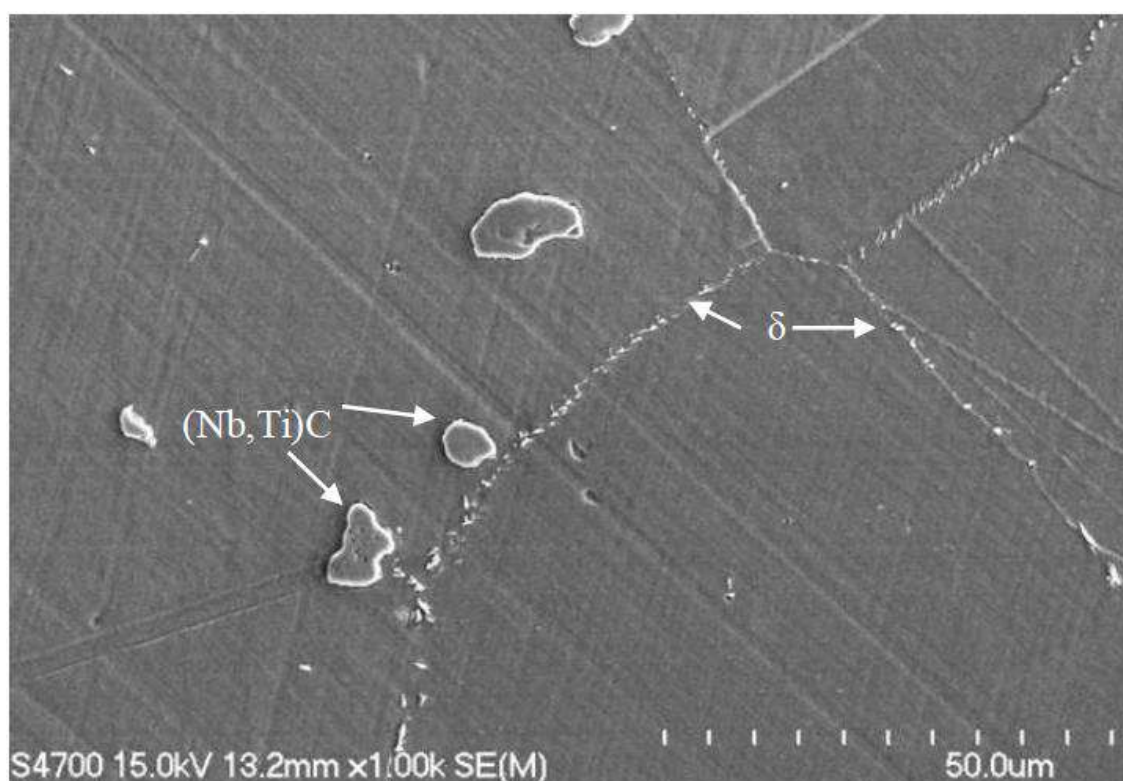


Figura 15. Micrografia em MEV mostrando a presença de carbeto dispersos na matriz e precipitação de fase δ nos contornos de grãos (KUO et al, 2009).

De acordo com *Gao et al* (1997), os carbeto de nióbio observados nas ligas Inconel 718 geralmente são encontrados em dois tipos característicos denominados primários e secundários. Os primários, grandes e estáveis, são formados durante a solidificação. Eles frequentemente aparecem em cadeias alinhadas na direção de solidificação, como mostrado na Figura 15, ou em pontos triplos dos contornos de grãos. Os secundários, por outro lado, têm sua formação durante tratamento térmico de envelhecimento ou tratamento termomecânico e sua precipitação ocorrem preferencialmente nos contornos de grão. Esse tipo de carbeto secundário, reportado somente pelos autores *Gao et al* (1997), em temperaturas superiores a 700°C , pode ser dissolvido em favor da precipitação do carbeto Cr_{23}C_6 .

Gao et al (1997) utilizaram as técnicas de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) e de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), as quais permitiram a distinção entre os dois tipos de carbeto de nióbio. O primário é geralmente grande e de forma irregular,

apresenta estrutura cúbica, com parâmetro do reticulado $a_0=0,444$ nm e seu espectro de EDS contém principalmente um pico de nióbio, com pequeno teor de titânio. O secundário apresenta tendência a ser menor que o primário, na forma de partículas mais finas, sendo detectado ao longo dos contornos de grão. Apresenta estrutura tetragonal, com parâmetros do reticulado $a_0=0,504$ nm e $c_0=0,635$ nm e seu espectro de EDS não apenas apresenta um pico de nióbio, mas também teores consideráveis de cromo, ferro e níquel (GAO et al, 1997).

3.2.1.1.2.6 Fases TCP

As chamadas fases TCP (do inglês “Topologically Close-Packed Phases”, ou, em português, fases topologicamente compactas) são basicamente compostos intermetálicos, formados a partir de certos elementos de liga, tais como cobalto, molibdênio, tungstênio, rênio e cromo, os quais apresentam um efeito específico e nocivo nas propriedades mecânicas e, as vezes, na corrosão do material (ANIJDAN et al, 2005).

No caso da liga 718, estão presentes as fases sigma (Cr-Fe, tetragonal), α -Cr (Cr, CCC) e Laves (Ni-Fe-Cr, hexagonal). As fases sigma e α -Cr se formam em longos tempos sob tensão a temperaturas acima de aproximadamente 700°C , sendo que a fase α -Cr é formada próxima à fase δ nos contornos de grão, como observado na Figura 16. A fase Laves é formada quando a liga é soldada, a partir da microsegregação de elementos de liga em regiões interdendríticas, durante a solidificação da solda. Esta fase também é formada próxima da fase δ e, devido a sua natureza frágil, é fonte preferencial de iniciação e propagação de trincas. Na Figura 17, é possível verificar a presença de uma trinca formada na região de maior segregação da fase Laves (CLARK et al, 2008).

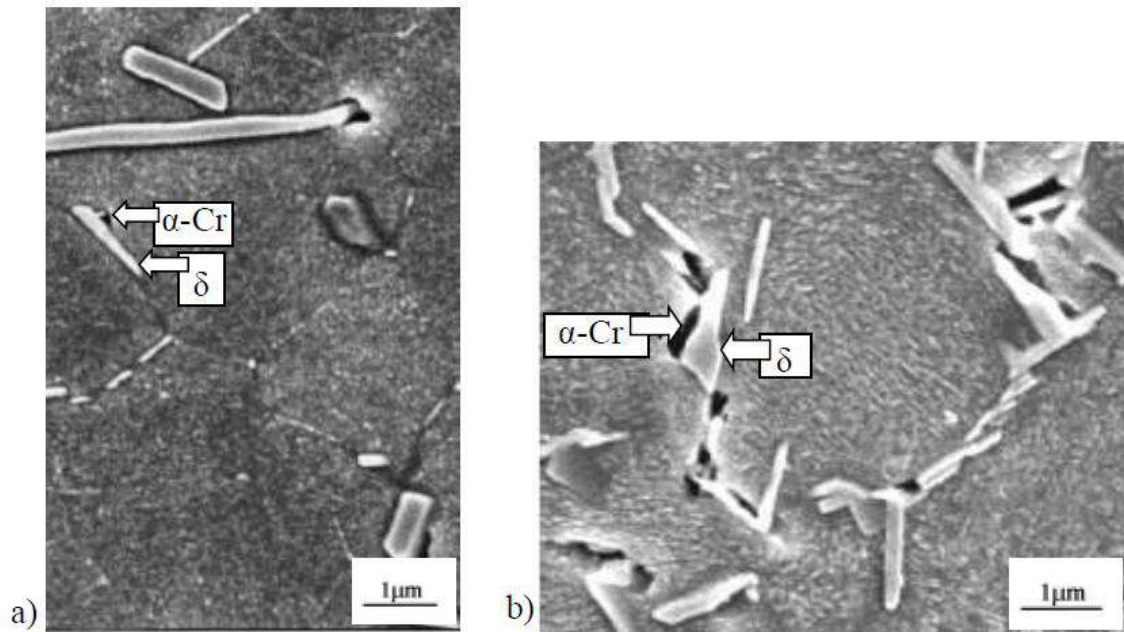


Figura 16. a) e b) Micrografias em MEV mostrando a presença da fase α -Cr próximo da fase δ no contorno de grão da liga 718 (GALAILIAN et al, 2003).

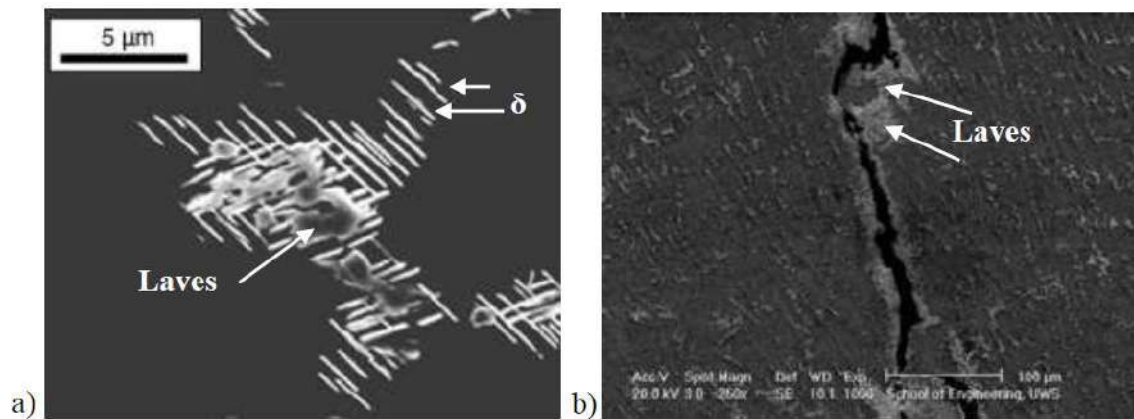


Figura 17. Micrografias em MEV mostrando: a) a presença da fase Laves próximo da fase δ na liga 718; b) trinca propagada na região de maior segregação de fase Laves (CLARK et al, 2008).

3.2.1.1.3 Soldagem da Superliga Inconel 718

A liga Inconel 718, amplamente utilizada na indústria nuclear, aeroespacial e de geração de energia possui excelente soldabilidade, apresentando baixa tendência de formação de trincas de solidificação ou envelhecimento, principalmente quando comparadas às superligas (Figura 18) de composição química com maiores teores de alumínio e titânio (endurecidas pela precipitação de γ'). Este fator é o resultado da cinética favorável de precipitação de γ'' , conforme demonstrado na Figura 19, que apresenta um comparativo entre a taxa de envelhecimento da liga Inconel 718 com outras superligas endurecidas pela precipitação de γ' . Este retardo permite a ocorrência do alívio de tensões na junta soldada antes do endurecimento, evitando a ocorrência da trinca de solidificação ou envelhecimento (JANAKI, 2005).

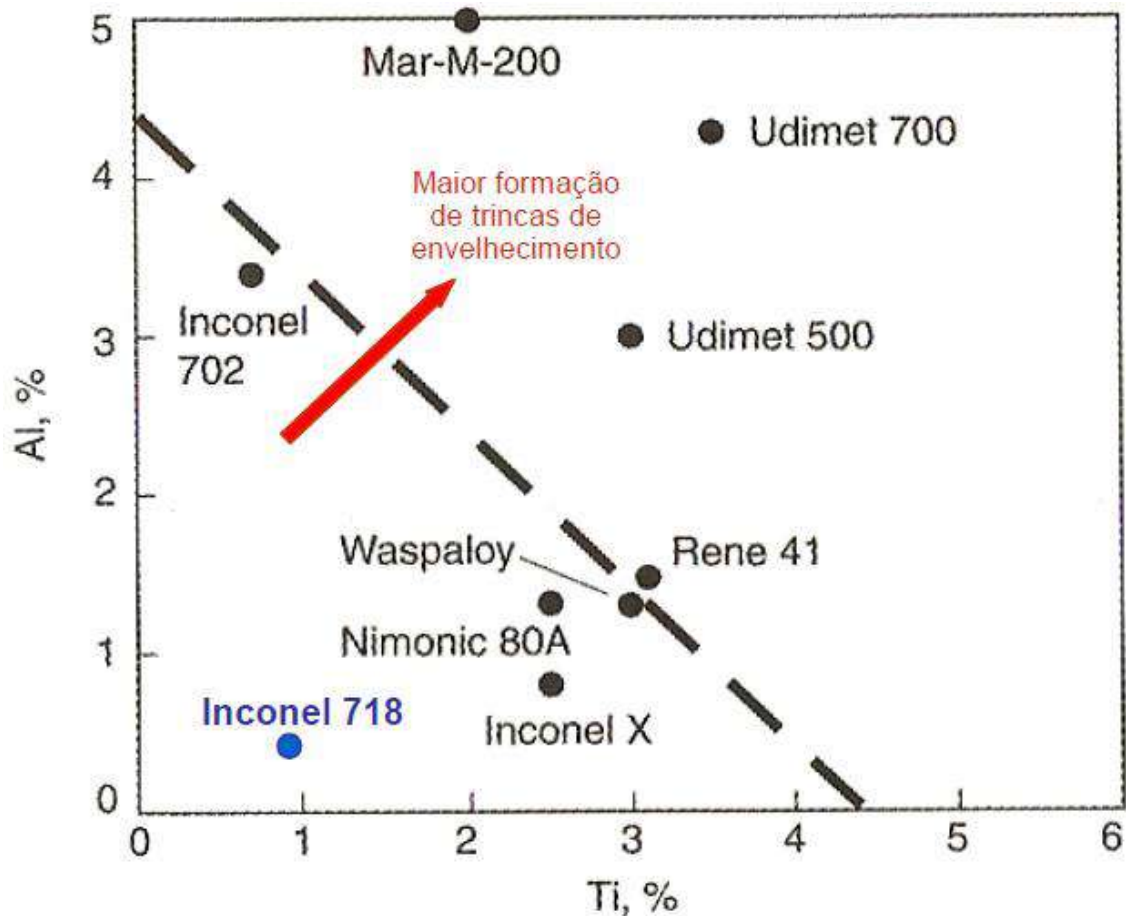


Figura 18. Diagrama demonstrando o efeito dos teores de alumínio e titânio na tendência a problemas de soldagem em superligas (DONACHIE et al, 2003).

Apesar da boa resistência à formação de trincas de solidificação, microfissuras na região de transição da solda podem ocorrer. Certas fases, como carbeto MC e fases Laves, podem iniciar sua fusão na Zona Termicamente Afetada (ZTA) durante a soldagem e se propagar pelos contornos de grão. A Figura 20 exemplifica a ocorrência deste fenômeno em precipitados NbC presentes na superliga Inconel 718. Esta fusão (liquação) ocorre devido à reação entre o precipitado em dissolução e a matriz. Quando esta fusão é acompanhada de tensões térmicas consideráveis, trincas (trincas de liquação ou trincas a quente) podem ser formadas ao longo dos contornos de grão da ZTA e se estender para o interior da zona

fundida. A Figura 21 também exemplifica a ocorrência da fusão incipiente de carbeto no contorno de grão na região da ZTA de uma superliga soldada (DYE et al, 2001).

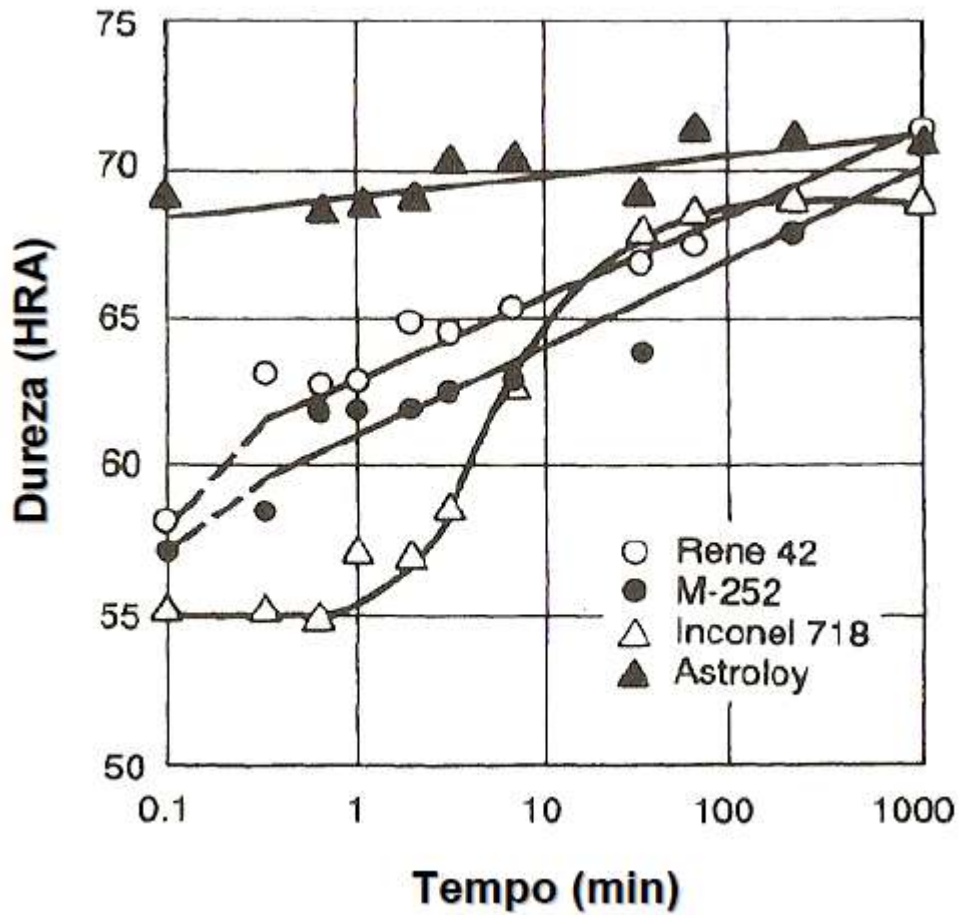


Figura 19. Curvas de envelhecimento (Dureza x Tempo) para superligas de base-níquel. Destaque para a cinética inicial lenta do Inconel 718 (DONACHIE et al, 2003).

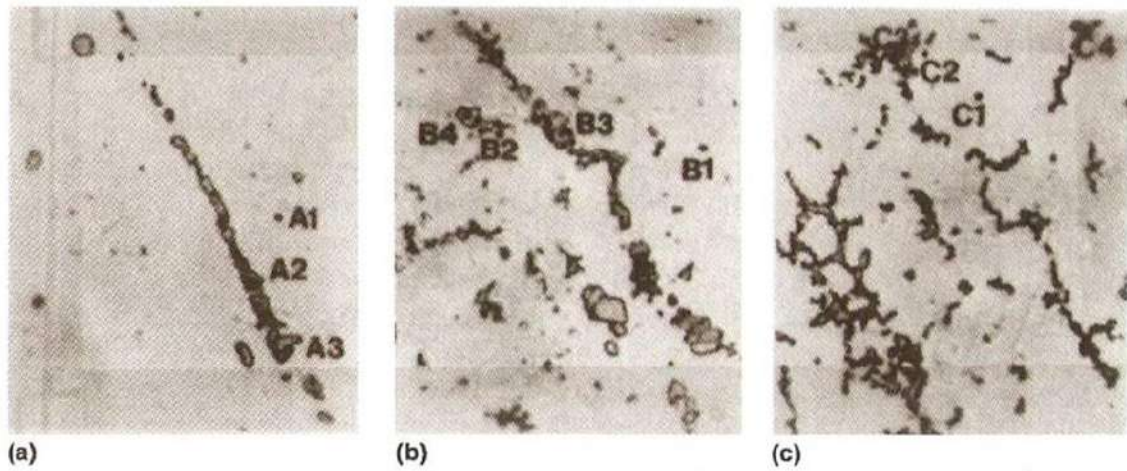


Figura 20. Liquação do constituinte em linha NbC na superliga Inconel 718. (a) Aspecto anterior ao início da liquação, (b) estágio inicial da liquação, (c) movimento do constituinte para os contornos de grão (DONACHIE et al, 2003).

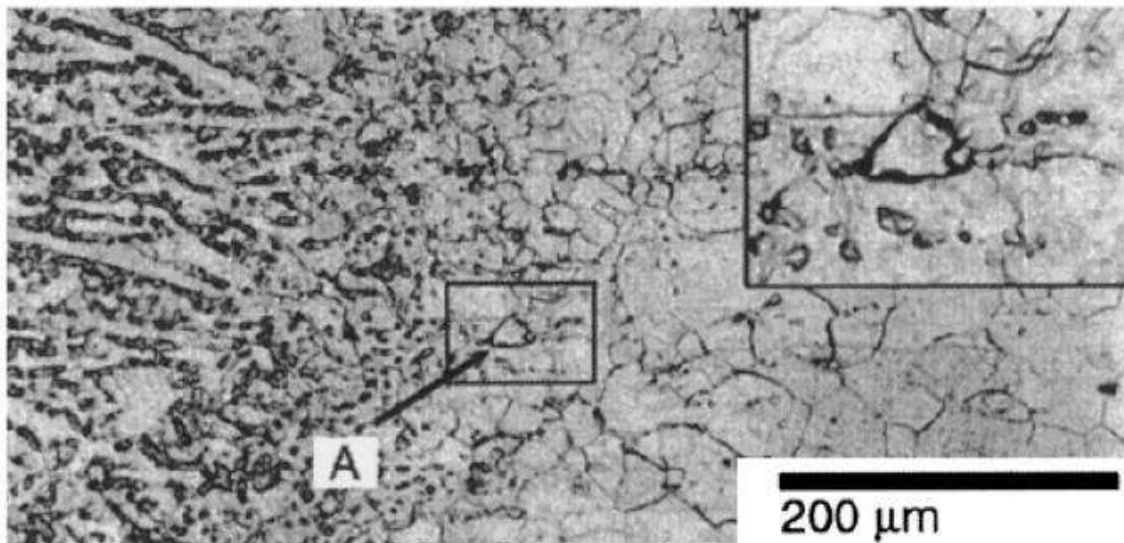


Figura 21. Liquação de carbeto na região da ZTA em superligas soldadas (DYE et al, 2001).

Um parâmetro de importante controle durante o processo de soldagem em superligas é o tamanho de grão na região da ZTA. Maiores tamanhos de grão resultam em maiores trincas de liquação (DONACHIE et al, 2003), conforme demonstrado na Figura 22. Maiores

tamanhos de grão reduzem a área de contorno de grão, e quando esta é reduzida, a segregação das fases por unidade de contorno de grão aumenta, ocasionando maiores probabilidades da ocorrência de microfissuras.

Outro aspecto importante envolvendo a soldagem da superliga Inconel 718 diz respeito à segregação de nióbio e a consequente formação da fase Laves nas regiões interdendríticas durante a solidificação da zona fundida. A fase Laves formada traz prejuízos às propriedades mecânicas, particularmente no que tange à ductilidade, tenacidade à fratura, fadiga e fluência, que pode comprometer a integridade estrutural causando a falha prematura de componentes críticos.

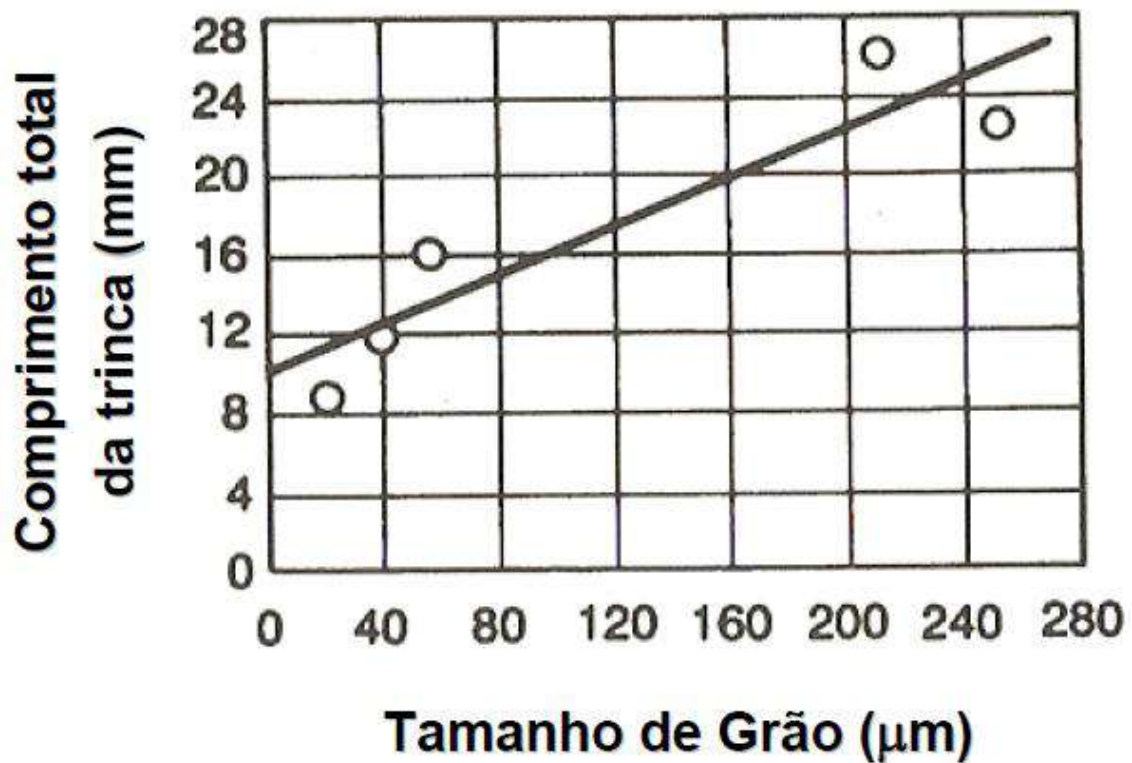


Figura 22. Comprimento total de microfissuras em Inconel 718 plotado em relação ao tamanho de grão, demonstrando que o aumento no tamanho de grão resulta em trincas maiores (DONACHIE et al, 2003).

3.2.1.1.4 Solidificação da Superliga Inconel 718

A solidificação das superligas é governada, assim como a de todos os metais, pelas leis termodinâmicas observadas nos diagramas de fase. No entanto, a cinética do processo de solidificação determina de fato qual será a microestrutura resultante. O processo de solidificação se inicia com a nucleação (fase base da liga) e posterior crescimento, geralmente por solidificação dendrítica, na direção do gradiente térmico e composicional.

As grandes quantidades de solutos presentes nas superligas resultam em maior dificuldade de controle na solidificação destas ligas quando comparada a ligas comuns como cobre, alumínio e aço. Assim, para a maior parte das superligas, é necessário que a solidificação ocorra sob condições controladas. Quando as taxas de solidificação são muito baixas, o soluto rejeitado proveniente das primeiras dendritas formadas (dendritas primárias) pode promover a formação de canais contínuos com grandes quantidades de soluto. Quando estes canais solidificam, eles estão com concentrações muito altas de soluto para ser dissolvido num posterior tratamento térmico, resultando assim em defeitos contínuos no material. Fases Laves e carbeto são partículas duras, que se formam nestas regiões ricas em soluto e são extremamente prejudiciais para as propriedades mecânicas, principalmente resistência à fadiga.

O efeito da rejeição do soluto durante a solidificação da liga Inconel 718 é apresentada na Figura 23 (a), que é um diagrama de fase pseudobinário para esta liga (DONACHIE et al, 2003). A Figura 23 (b) mostra a estrutura dendrítica de uma amostra de Inconel 718 na condição como solidificada. Um perfil do teor de nióbio na direção perpendicular ao eixo da dendrita primária é apresentado na Figura 23 (c). Esta série de figuras demonstra que a estrutura da dendrita primária possui nominalmente o teor de 3% Nb, enquanto o teor de nióbio na liga base é da ordem de 5%. As dendritas primárias rejeitam soluto para o líquido interdendrítico e, como pode ser observado na Figura 23, o teor de nióbio no líquido pode atingir cerca de 9%. Para o Inconel 718, outro elemento principalmente rejeitado para a região interdendrítica é o carbono.

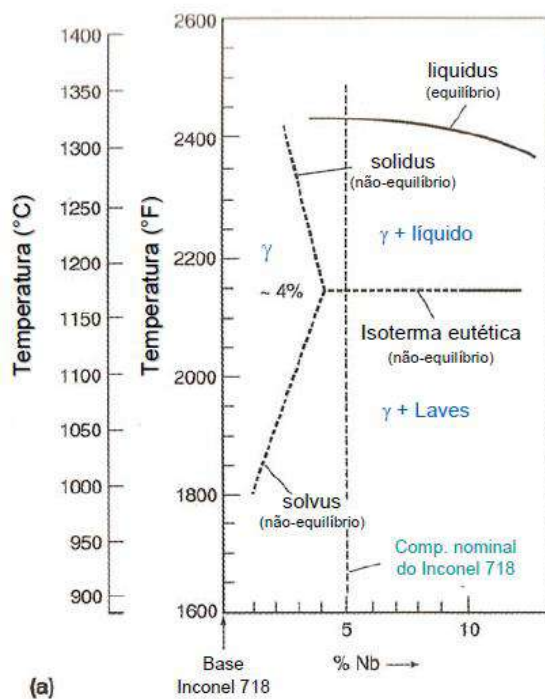
As dendritas primárias de baixo nióbio crescem para dentro do líquido em uma direção perpendicular à frente de solidificação. A região compreendida pelas dendritas sólidas e

líquido interdendrítico tem o gradiente de temperatura definido pela largura desta zona mista e pelas temperaturas liquidus e solidus. O tamanho das dendritas nesta zona mista está relacionado com um parâmetro denominado tempo de solidificação local (TSL), definido como:

$$\text{TSL} = T_L - T_S / G \times R \quad (2)$$

Onde T_L é a temperatura liquidus ($^{\circ}\text{C}$), T_S é a temperatura solidus ($^{\circ}\text{C}$), G é o gradiente de temperatura ($^{\circ}\text{C} / \text{cm}$), e R é a taxa de solidificação (cm / min).

Quando a solidificação ocorre de maneira suficientemente lenta (alto TSL) as dendritas podem se tornar largas o suficiente para que os canais de líquido interdendrítico se tornem contínuos e largos a ponto de atingirem proporções macroscópicas. Altas taxas de extração de calor ou baixo aporte térmico, ou seja, valores altos de G e R , resultam em baixos valores de TSL e consequente redução no tamanho das dendritas.



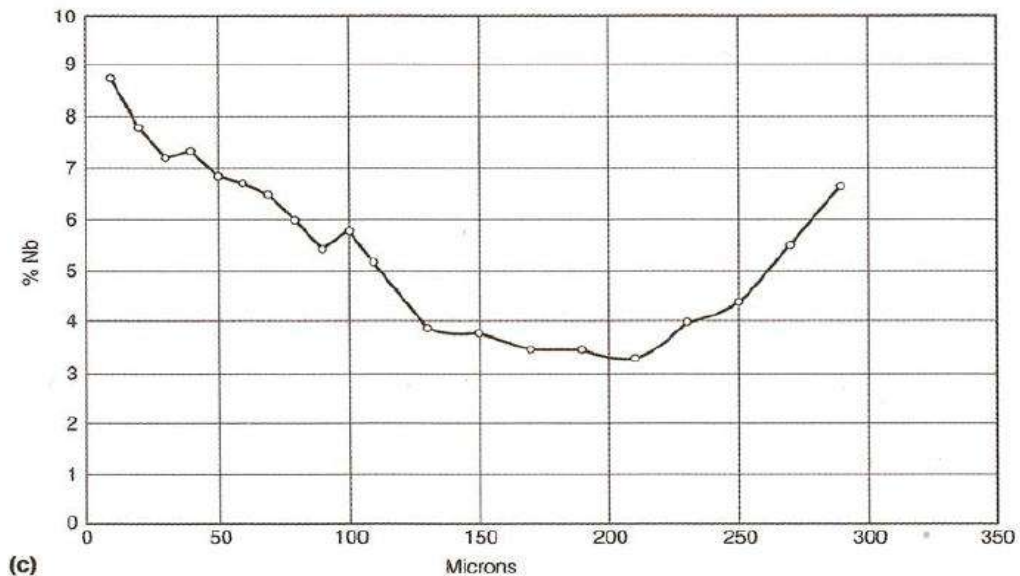


Figura 23. Superliga Base Inconel 718 (a) Diagrama de fase pseudobinário para o nióbio, (b) estrutura dendrítica bruta de fusão, e (c) distribuição do teor de nióbio perpendicular ao eixo da dendrita (DONACHIE et al, 2003).

3.3 SOLDAGEM DE JUNTAS DISSIMILARES

A soldagem de materiais diferentes surge da necessidade de unir diferentes propriedades mecânicas e metalúrgicas em um único elemento. A definição dos materiais a serem utilizados é feita a partir das propriedades inerentes a cada um, ou ainda, pela necessidade de substituição parcial de um material anteriormente utilizado por outros que apresentam vantagens do ponto de vista de resistência mecânica, à corrosão, custos e outras. As aplicações das juntas dissimilares, não somente satisfazem os diferentes requisitos, como resistência mecânica e resistência à corrosão, mas em situações específicas também podem resultar em grande economia, reduzindo os custos de produtos, em substituição à utilização de metais nobres e de elevado custo. Dentre os metais de adição que mais se adequam à soldagem de juntas dissimilares os aços inoxidáveis ferríticos, os aços inoxidáveis austeníticos e as ligas de níquel são os mais utilizados (FOLKHARD, 1988). Isso ocorre porque conferem maior tenacidade e ductilidade à zona fundida destes aços, sem que haja a

necessidade de realização de tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) (FOLKHARD, 1988).

A união entre materiais diferentes acaba desenvolvendo várias alterações metalúrgicas, e essas alterações são alvo de estudo, pois nem sempre são desejáveis ou aceitáveis. Tais alterações dependem das condições e das reações que ocorrem durante a solidificação e resfriamento do cordão de solda e da microestrutura resultante. Para uma melhor compreensão e aplicação da soldagem de juntas dissimilares de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, alguns diagramas podem ser utilizados, como por exemplo, o Diagrama de Schaeffler, representado na Figura 24 (FOLKHARD, 1988).

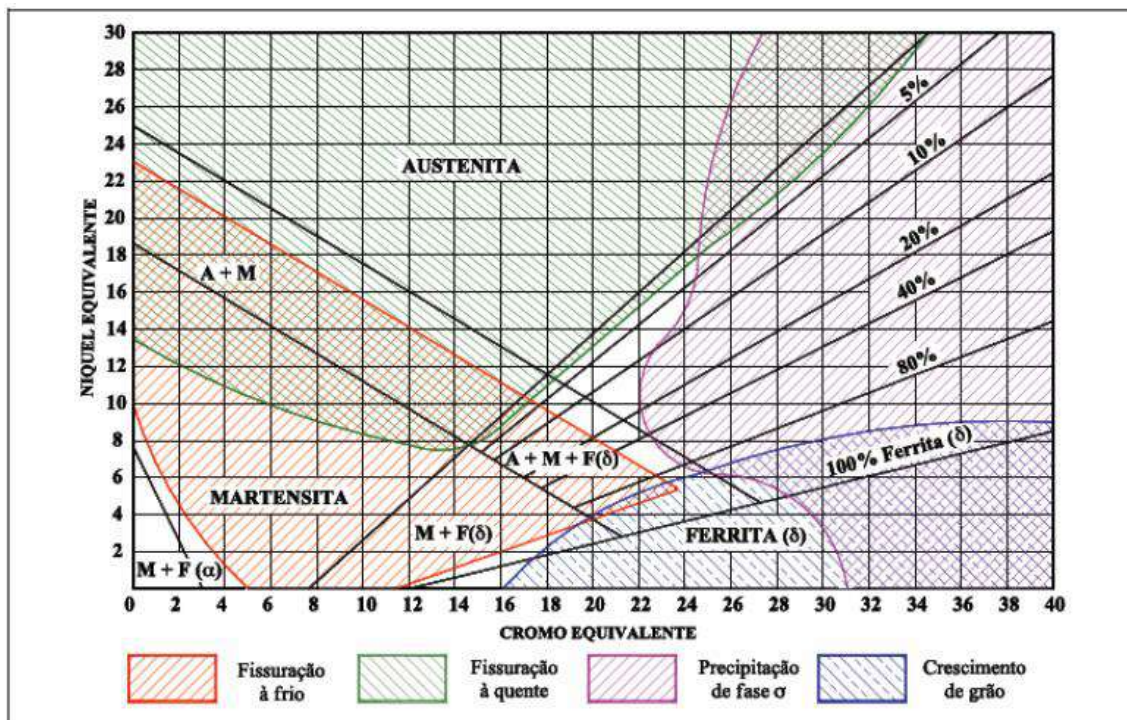


Figura 24. Diagrama de Schaeffler (LUZ, 2002 apud SCHAEFFLER, 1949).

O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura resultante na zona fundida tomando como base a quantidade ou teor de elementos ferritizantes e austenitizantes presentes nos aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e martensíticos (SCHAEFFLER, 1949). Para a sua utilização se faz necessário considerar os efeitos potenciais dos principais elementos

ferritizantes e austenitizantes presentes na composição química da liga, que pode ser calculada através da obtenção do cromo e do níquel equivalentes. As equações do cromo equivalente e do níquel equivalente, desenvolvidas por Schaeffler, são indicadas pelas Equações 2 e 3, respectivamente.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times (\%Si) + 0,5 \times (\%Nb) \quad (3)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times (\%C) + 0,5 \times (\%Mn) \quad (4)$$

O diagrama relaciona ainda os possíveis problemas inerentes a cada microestrutura, na qual no campo em que está presente a fase martensítica, o principal problema refere-se à fissuração a frio, mais especificamente, trincas induzidas pelo hidrogênio. No campo ferrítico há o crescimento de grão. No campo bifásico ($\gamma + \alpha$) há fragilização devido à precipitação de fases intermetálicas (fase σ) e para o campo austenítico, as trincas de solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250°C. O campo central, por sua vez, é aquele em que não haverá nenhum tipo de problema.

Esse diagrama ainda fornece informações referentes ao percentual de ferrita δ presente na zona fundida dos aços inoxidáveis austeníticos e duplex. O teor de ferrita δ na zona fundida pode ser calculado através da Equação (4) (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

$$\% \delta = 3 \times (Cr_{eq} - 0,93 \times Ni_{eq} - 6,7) \quad (5)$$

Como o diagrama de Schaeffler não considera o efeito do nitrogênio na a composição da liga, e sendo este um forte elemento formador de austenita, Delong modificou o diagrama de Schaeffler, acrescentando este elemento à equação do níquel equivalente, como pode ser observado na Equação (5) e na Figura 25 (LONG e DELONG, 1973).

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times (\%C) + 30 \times (\%Ni) + 0,5 \times (\%Mn) \quad (6)$$

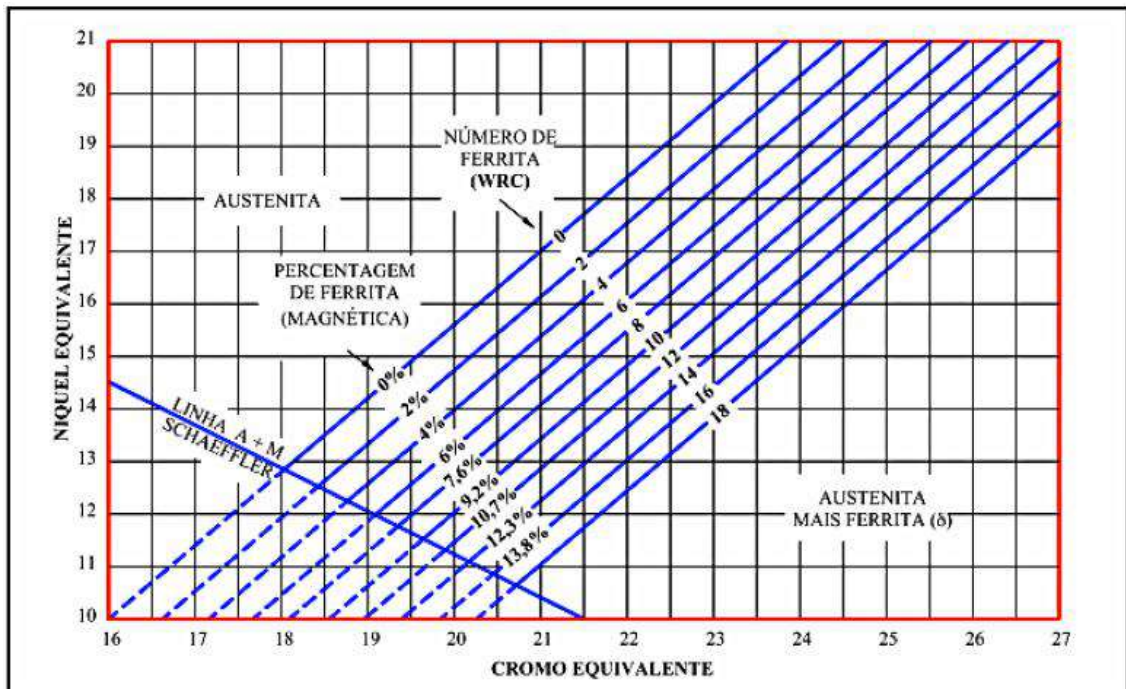


Figura 25. Diagrama de DeLong (LUZ, 2002 apud LONG e DELONG, 1973).

Anos depois, Kotecki e Siwert (1992) propuseram um novo diagrama que apresenta uma maior precisão para determinar o teor de ferrita δ na estrutura. Neste diagrama são desconsiderados os teores de Si e Mn por não apresentarem significativa influência na determinação do tipo de estrutura. O referido diagrama é conhecido como WRC-92, o qual é apresentado na Figura 26. Este diagrama faz parte da norma AISI/AWS A5. 22-95 sendo utilizado na soldagem de aços inoxidáveis, com resultados expressos em número de ferrita. Tem como vantagem a facilidade de medição e é considerado como o método oficial do código ASME para prever o percentual de ferrita. As Equações para o cálculo do cromo equivalente e do níquel equivalente podem ser dadas por:

$$\text{Creq} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 0,7 \times (\% \text{Nb}) \quad (7)$$

$$\text{Nieq} = \% \text{Ni} + 35 \times (\% \text{C}) + 20 \times (\% \text{N}) + 0,25 \times (\text{Cu}) \quad (8)$$

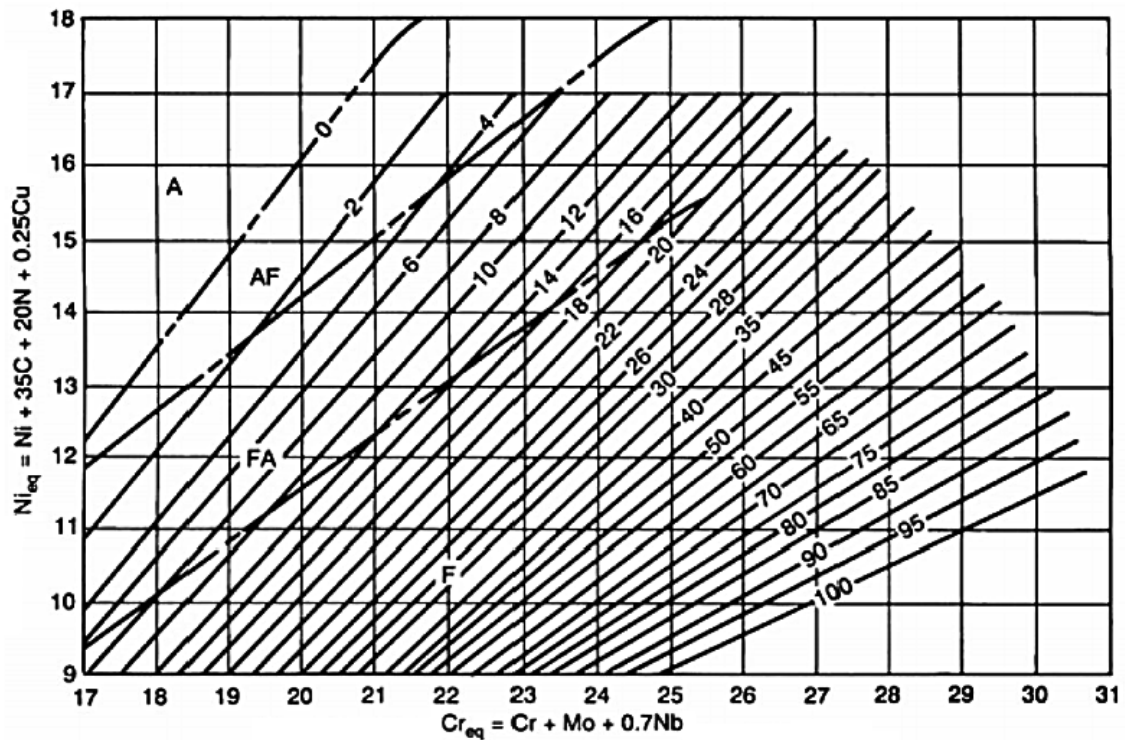


Figura 26. Diagrama WRC - 92 (LIPPOLD, 2005).

3.4 TENSÕES RESIDUAIS

Tensões residuais são tensões elásticas existentes em um componente sem a existência de carregamentos externos ou gradientes de temperatura. Todo sistema de tensões residuais está em equilíbrio sendo o somatório das forças resultantes e dos momentos produzidos iguais à zero. As tensões residuais são tensões no regime elástico, portanto, o valor máximo que poderá ser atingido, em módulo, é o próprio limite de escoamento local do material. Valores de tensões acima do limite de escoamento do material irão ocasionar uma deformação plástica do material, ocasionando uma redistribuição das tensões residuais (LU, 1996).

Do ponto de vista macroscópico, as tensões residuais aparecem como consequência das alterações impostas ao material pelos processos de manufatura, como usinagem, soldagem, tratamento térmico, etc. Tensões residuais também podem ser induzidas durante a vida útil do

componente, por exemplo, por sofrer fadiga, variação de temperatura, deformação plástica, etc (HOLÝ, JANKOVEC, et al., 2007).

As tensões residuais são consequência das interações entre tempo, temperatura, deformação e microestrutura como é apresentado na Figura 27. As características dos materiais que influenciam o desenvolvimento das tensões residuais incluem condutividade térmica, capacidade térmica, expansividade térmica, módulo elástico e coeficiente de Poisson, plasticidade, transformações termodinâmicas e cinéticas, transformações mecânicas e transformação plástica (BHADESHIA, 2002).

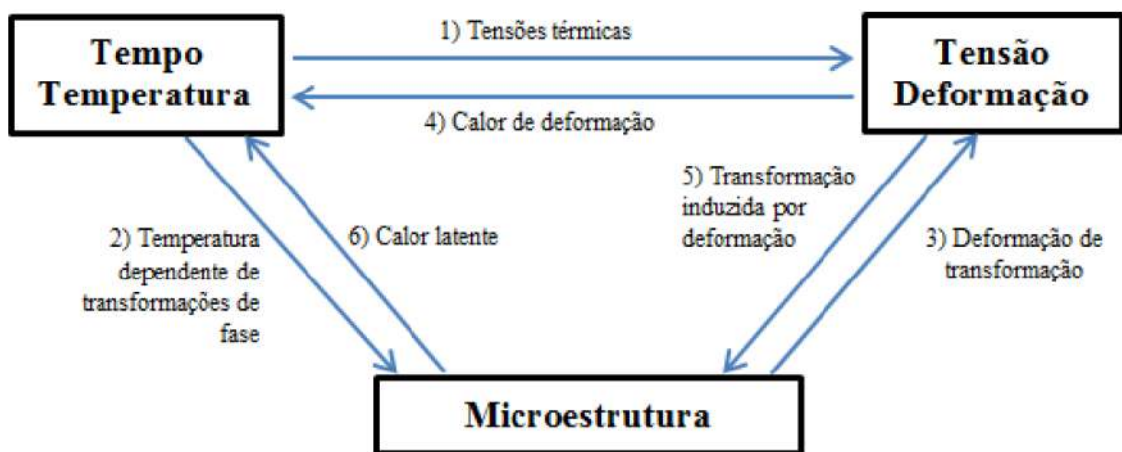


Figura 27. Relação entre temperatura, tensão e microestrutura. Adaptado de (BHADESHIA, 2002).

3.4.1 Classificação das Tensões Residuais

As tensões residuais em um componente não são necessariamente para manter o equilíbrio entre a peça e o ambiente. Estas podem também surgir a partir de gradientes térmicos, por exemplo, aqueles causados durante as operações de soldagem ou de tratamento térmico. Se mecanicamente ou termicamente induzidas, estas tensões podem ser vantajosas para a vida útil do componente, tal como no caso de jateamento (WITHERS e BHADESHIA, 2001).

As tensões macroscópicas que foram descritas são do tipo I, pois as mesmas variam continuamente ao longo de grandes distâncias. Isto as diferencia das tensões residuais microscópicas que variam ao longo da escala de grãos (tipo II ou tensões intergranulares) ou a escala atômica (tipo III) (WITHERS e BHADESHIA, 2001).

As tensões residuais podem ser classificadas em três tipos (Tipo I, Tipo II e Tipo III), sendo estes (LU, 1996):

- Tensões residuais macroscópicas (Tipo I): distribuem-se em larga escala, se equilibrando por todo o componente. As macrotensões originam-se nos processos de manufatura e se superpõem às tensões externas aplicadas no componente.
- Tensões residuais microscópicas (Tipo II): distribuem-se em escala reduzida, que compreende certo número de grãos (em geral, de 3 a 10 vezes o tamanho de grão). São originadas pela heterogeneidade e a anisotropia de cada cristal ou grão de um material policristalino.
- Tensões residuais microscópicas (Tipo III): apresentam-se na escala atômica, relativas aos diferentes tipos de defeitos cristalinos.

As presenças de estados de tensões residuais apenas de tipo II e III são difíceis de ser caracterizadas, dependendo de métodos mais sofisticados para sua verificação. Geralmente, a distribuição de tensões residuais em um componente mecânico se apresenta de forma mais complexa, contendo a presença de tensões residuais macro e microscópica, como representa a Figura 28. Na figura percebe-se que σ^I (tensões residuais macroscópicas) representam o valor médio das macrotensões residuais atuando em cada fase e que estão distribuídas por toda a seção da peça. Enquanto isso, as porções referentes às microtensões residuais (σ^{II} , σ^{III}) referentes às fases α e β , têm suas distribuições em pequena escala e não se superpõem umas às outras. No caso de materiais reais, o estado de tensão residual atual no ponto é feito a superposição de tensões do tipo σ^I , σ^{II} e σ^{III} , como ilustrado na Figura 28.

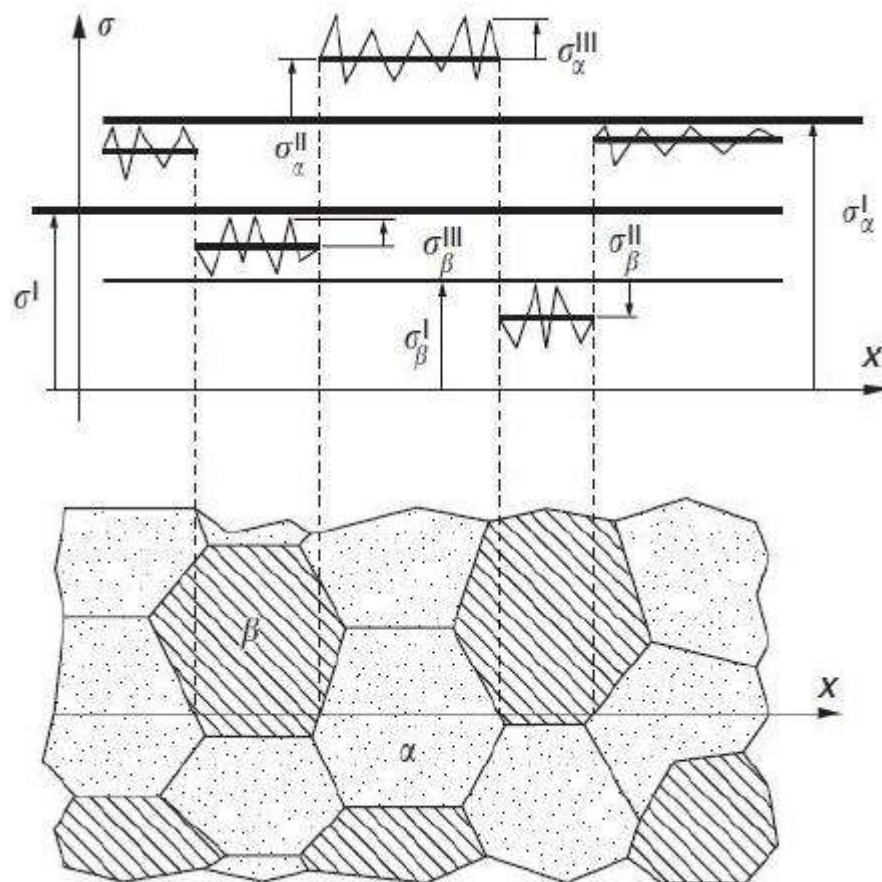


Figura 28. Distribuição completa de tensões residuais na microestrutura de um material (LONDINI, 2003).

Quando um componente é submetido a um campo de tensões residuais elásticas, caracterizado pelo tensor σ_R , sobre o qual se sobrepõe um campo de tensões de serviço definido pelo tensor σ_S , a tensão real, para que a peça seja submetida é caracterizado pelo tensor $\sigma_R + \sigma_S$ como apresentado na Figura 29. Se as tensões residuais são somadas com as tensões de serviço (tensão trativa, por exemplo), a peça estará pontualmente sobrecarregada devido às tensões residuais. Se, ao contrário, uma operação de acabamento apropriada (jateamento ou rolo de polimento, por exemplo) é usada para introduzir tensões residuais compressivas, a peça é aliviada localmente por parte da carga e como resultado o desempenho mecânico do material é aumentado (LU, 2002).

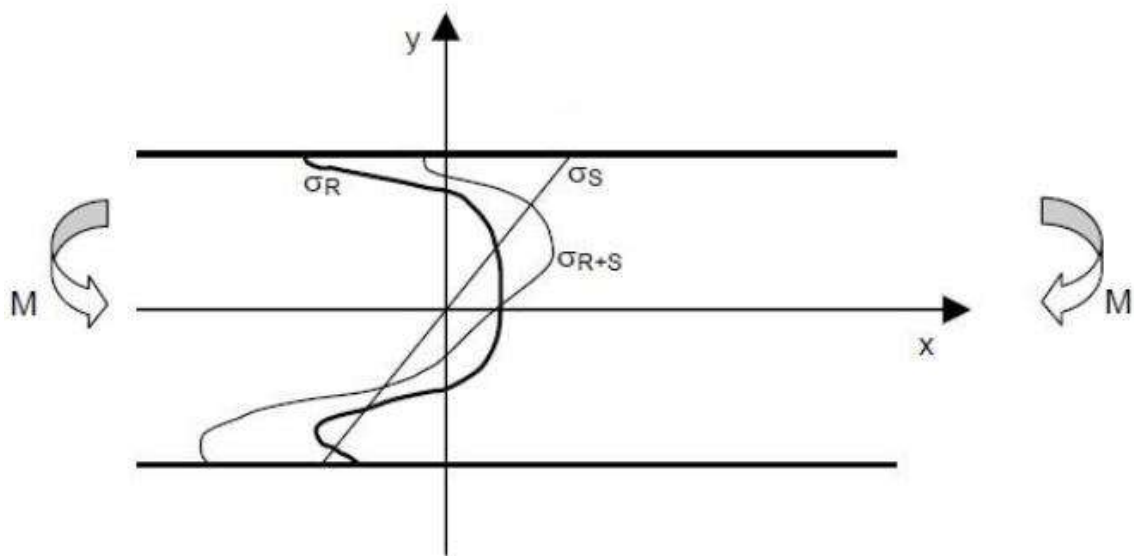


Figura 29. Superposição da tensão residual (σ_R) e tensão aplicada (σ_S). Adaptado de (LU, 2002).

3.4.2 Tensões Residuais em Soldagem

As tensões residuais em soldagem ocorrem devido ao aquecimento e resfriamento não uniforme impostos pelo ciclo térmico. Durante a soldagem a região próxima à solda é bastante aquecida, enquanto outras regiões do metal de base permanecem com temperaturas muito inferiores. A região aquecida tende a se dilatar, mas é restringida pelas regiões com menores temperaturas. À medida que o metal de solda esfria, a sua tendência é sofrer contração térmica, mas também é restringido pelo metal de base que se encontra em temperatura diferente, resultando no desenvolvimento de deformações elásticas e plásticas no material (HOSFORD, 2005).

As principais fontes de tensões residuais durante a soldagem são: tensões residuais devido à contração no resfriamento (*Shrinkage residual stress*), tensões residuais devido ao resfriamento superficial intenso (*Quenching residual stress*) e tensões residuais devido a transformações de fases (*Transformation residual stress*).

A Figura 30 apresenta a contribuição destas fontes, sendo possível perceber que a contração gera tensão residual positiva (acima do eixo x) ou tensão residual trativa, já o

resfriamento superficial e a transformação de fase geram tensão residual negativa (abaixo do eixo x) ou tensão residual compressiva.

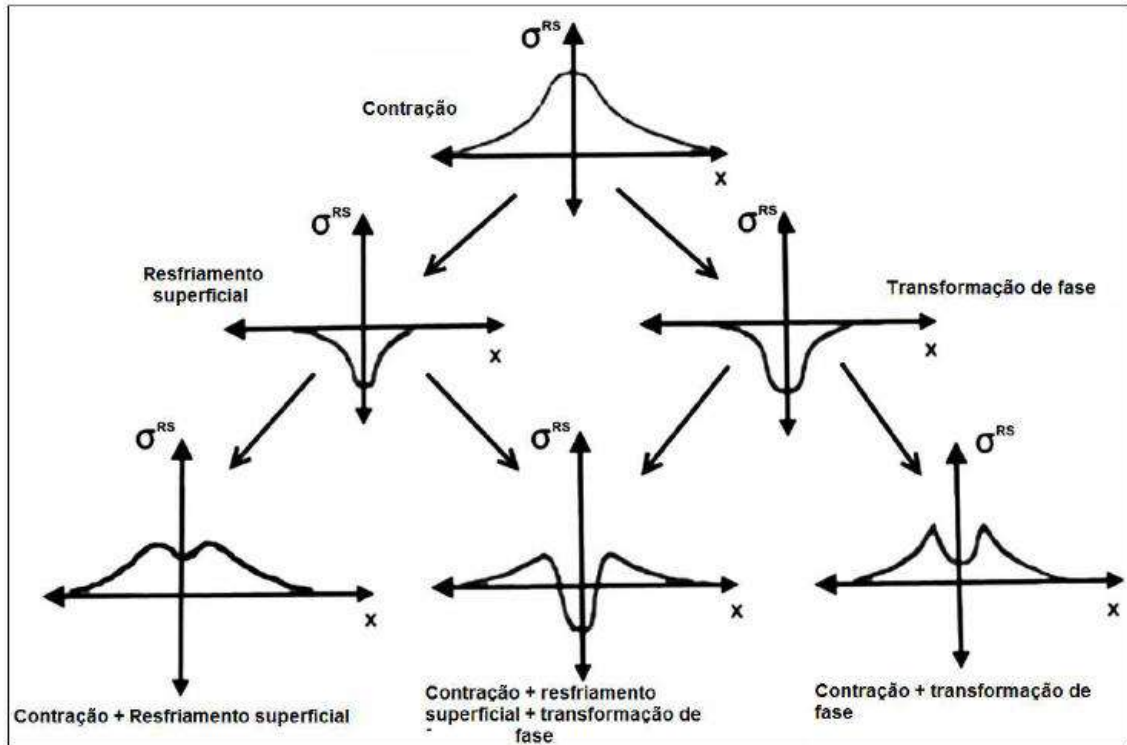


Figura 30. Fontes de tensões residuais na soldagem. Adaptado de (OLABI, 2012).

➤ Tensões Residuais devido à contração no resfriamento

As tensões residuais em soldagem são normalmente associadas à mudança de temperatura não uniforme. A Figura 31 mostra uma representação esquemática das mudanças de temperatura e tensão na direção de soldagem (σ_x). A área hachurada M-M' é a região onde ocorreu deformação plástica. A seção A-A é a região que fica à frente da fonte de calor e não é afetada significativamente pelo aporte térmico, sendo a variação de temperatura devido à soldagem, ΔT , zero. Ao longo da seção B-B, a qual cruza a fonte de calor, a distribuição de calor é bastante abrupta, tornando-se menos abrupta a certa distância atrás da fonte de calor, exatamente ao longo da seção C-C e eventualmente se torna uniforme e com baixa temperatura logo atrás da fonte de calor, ao longo da seção D-D.

Uma vez que a seção A-A não é afetada pelo aporte térmico, a tensão termicamente induzida σ_x é zero. Ao longo da seção B-B, σ_x é próximo de zero na região abaixo da fonte de calor, já que a poça de fusão não suporta carga. Em regiões longe da fonte de calor, as tensões são compressivas sendo σ_x negativo, já que a expansão destas áreas é restrita pelo material ao redor, que está a temperaturas mais baixas. Em virtude da baixa tensão de escoamento do material à alta temperatura nestas áreas, σ_x alcança a tensão de escoamento do metal de base nas temperaturas correspondentes; σ_x nas áreas longe da solda são de tração e balanceiam-se com tensões compressivas, nas áreas perto da solda.

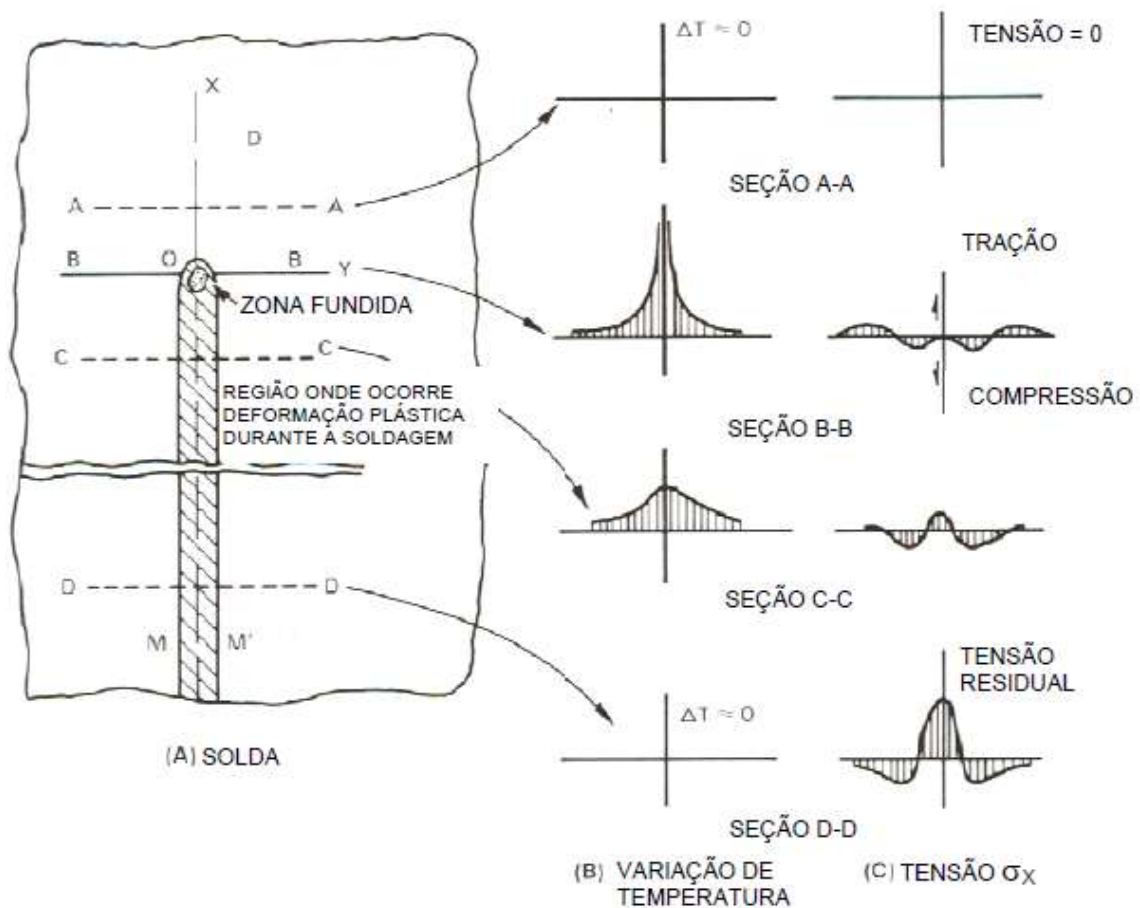


Figura 31. Ilustração esquemática das mudanças de temperatura e de tensão durante a soldagem (Welding Handbook, 1987).

Ao longo da seção C-C, o metal de solda e o metal de base adjacente resfriaram-se e, portanto, tendem a contrair, produzindo tensões de tração; o que significa que σ_x é positivo. Aumentando a distância da solda, σ_x primeiramente muda para compressiva e então se transforma em trativa. Finalmente, ao longo da seção D-D, altas tensões de tração são produzidas nas regiões próximas à solda, e tensões compressivas são produzidas em regiões distantes da solda. Visto que a seção D-D está bem atrás da fonte de calor, a distribuição de tensão não muda significativamente. Portanto, esta distribuição resultante é a distribuição de tensão residual.

A Figura 32 mostra uma distribuição típica de tensão residual em uma solda de topo. A distribuição das tensões residuais longitudinais σ_y ao longo do comprimento da solda é mostrada na Figura 32 (b). Como pode ser visto, as tensões de tração de magnitude relativamente baixa são produzidas na parte central da solda, enquanto tensões compressivas são produzidas no final da solda. Se a contração lateral for restrita por grampos, as tensões de tração que são aproximadamente uniformes serão adicionadas ao longo do cordão como tensões de reação. Contudo, esta restrição externa tem pouco efeito em σ_x .

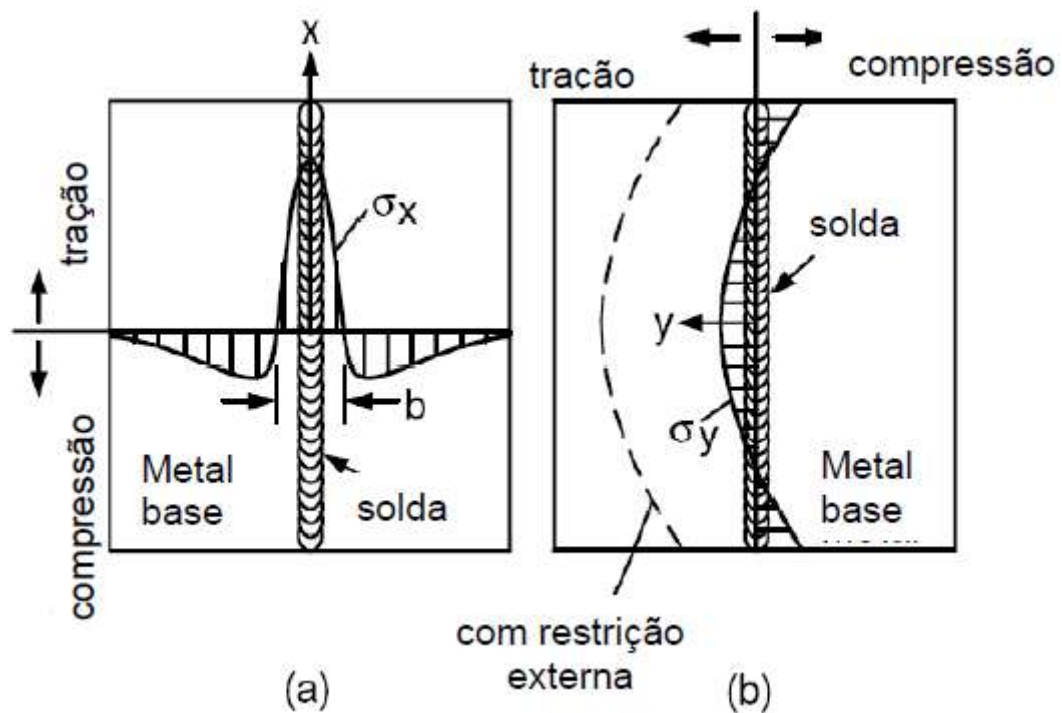


Figura 32. Distribuição típica de tensões residuais (a) transversais (σ_x) e (b) longitudinais (σ_y) em soldas de topo (KOU, 2002).

➤ Tensões Residuais devido ao resfriamento superficial intenso

As tensões residuais produzidas pelo resfriamento intenso da superfície são resultado do gradiente térmico formado ao longo da espessura da junta soldada, uma vez que a superfície está em contato direto com ar à temperatura ambiente, e a mesma trocará calor e resfriará mais rapidamente que o interior do material. Ao resfriar, a superfície se contrai mais intensamente que o interior do material, que por sua vez está mais aquecido. Esta contração gera tensões que irão causar o escoamento localizado do material e, conseqüentemente, a formação de tensões residuais no final do resfriamento.

As condições nas quais as tensões residuais são mais intensas devido ao resfriamento da superfície ocorrem quando a soldagem é realizada em chapas ou tubulações de grande espessura, visto que o gradiente térmico entre a superfície e o centro da peça será elevado. Ao

final do resfriamento, será verificada uma distribuição de tensões residuais compressivas na superfície e de tração no interior do material.

➤ Tensões Residuais devido a transformações de fases

As transformações de fases que ocorrem em aços no estado sólido são responsáveis por uma fonte não desprezível de tensões residuais. Essa geração se dá a partir da austenita, que se transforma em diversas fases tais como ferrita, perlita, bainita, martensita. As transformações podem ocorrer por dois mecanismos distintos, o difusional, no qual a transformação ocorre pelo movimento de átomos termicamente ativados, e o não-difusional, cujas fases são formadas por um mecanismo de deslizamento devido à ação de tensões cisalhantes originadas quando o material é resfriado rapidamente a partir do campo austenítico, não permitindo a decomposição da austenita em outras fases por meio de difusão atômica, ou por conformação mecânica no caso dos aços inoxidáveis austeníticos. As principais fases formadas pelo mecanismo difusional são a ferrita e perlita. O segundo mecanismo é o responsável pela formação das fases bainita e martensita (EASTERLING, 1983).

Na soldagem, as duas regiões onde é provável a ocorrência de transformações de fases são a zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada (ZTA). As transformações de fases nestas regiões dependem de diversos fatores, tais como tamanho de grão, pico de temperatura atingida e velocidade de resfriamento (EASTERLING, 1983). O surgimento de tensões residuais devido às transformações de fases é bastante complexo. Em muitos casos, as tensões residuais estão relacionadas às variações de volume durante as transformações $\gamma \rightarrow \alpha$, mas dependendo do tipo de fase esta variação de volume é acompanhada por um forte componente cisalhante de tensão, que pode modificar completamente o estado final de tensões.

➤ Tensões Residuais em soldagem multipasses

O controle das tensões residuais durante o processo de soldagem é, relativamente, de mais fácil aplicação do que os tratamentos pós-soldagem. O controle da sequência de soldagem é especialmente benéfico para estruturas críticas, em soldagens de tubulações de paredes espessas e soldas multipasses e constitui um método simples para aumentar a integridade dos componentes soldados, sem a necessidade de aplicação de procedimentos adicionais. A distribuição de temperatura, que ocorre durante a soldagem multipasse afeta a microestrutura do material, dureza, propriedades mecânicas e as tensões residuais, que estarão presentes no material soldado após o aquecimento e resfriamento até a temperatura ambiente (JIANG e YAHIAOUI, 2012).

3.4.3 Efeito das Tensões Residuais

A identificação das tensões residuais no material é muito importante para a avaliação da integridade estrutural de componentes e estruturas de engenharia. Quando os valores de tensões residuais são positivos (trativos) se tornam fator predominante para contribuição na diminuição da vida em fadiga e de outras falhas estruturais. Tensões residuais compressivas, entretanto podem aumentar a vida em fadiga em alguns casos (HOLY, JANKOVEC, *et al.*, 2007).

As tensões residuais normalmente são originadas por processos complexos, a partir da combinação entre fatores de natureza mecânica, térmica e metalúrgica. Quando estas tensões estão presentes em um material ou componente estrutural exercem uma grande influência no seu comportamento durante o serviço, dependendo de sua natureza, valor e orientação com relação às tensões de trabalho atuantes. As tensões residuais podem exercer efeitos favoráveis ou não, dependendo das condições de trabalho do componente analisado (SILVA JÚNIOR, MANSUR e PALMA, 1999). Os principais efeitos desfavoráveis são:

- A nucleação e crescimento de trincas quando o material é exposto a ambientes agressivos;
- A nucleação e o crescimento de trincas quando o material é aquecido, envelhecido ou usinado;
- O empenamento do componente devido à redistribuição das tensões residuais presentes com a retirada de material em operações de usinagem ou corte e após tratamento térmico;
- Instabilidade dimensional;
- Diminuição da vida útil do material quando sujeito a carregamentos cíclicos, ou seja, aumento da probabilidade de ocorrência de falha por fadiga a um número de ciclos inferior ao esperado quando o estado de tensões residuais presente na superfície do material for de tração, dentre outros efeitos.

Como efeitos favoráveis relativos à presença de tensões residuais em um componente pode-se citar aqueles obtidos pela introdução de um padrão de tensões residuais de compressão na superfície do mesmo (SILVA JÚNIOR, MANSUR e PALMA, 1999), resultando em:

- Aumento na resistência à fadiga do material;
- Alívio das tensões residuais de tração presentes na superfície do material, que poderiam contribuir para a nucleação de trincas em processos de corrosão sob tensão;
- Melhoria no padrão de tensões residuais existente na superfície de materiais que tenham sido submetidos a operações de usinagem ou esmerilhamento;
- Redução dos efeitos prejudiciais de concentradores de tensão como entalhes, rasgos e descontinuidades superficiais, dentre outros.

3.4.4 Método de alívio das Tensões Residuais

Uma vez que as tensões residuais oriundas do ciclo térmico de soldagem não podem ser evitadas, pelo fato de não existir soldagem a arco elétrico sem fusão e solidificação do material soldado, torna-se necessário então lançar mão de estratégias que minimizem os efeitos dessas tensões quando as mesmas forem indesejáveis.

Muitos são os métodos utilizados para alívio de tensões residuais, podendo ser esses métodos classificados em dois grupos (BEREZHNYTS'KAL, 2007):

- Métodos para minimizar o surgimento de tensões residuais;
- Métodos para aliviar as tensões residuais.

Os métodos para minimizar o surgimento de tensões residuais estão relacionados à execução de medidas durante etapas anteriores a realização da operação de soldagem, como a sequência de deposição a ser utilizada, o projeto da junta e o tipo de chanfro empregado, grau de restrição e fixação, consumível, utilização de preaquecimento, entre outros.

Os métodos do segundo grupo são tratamentos realizados após a soldagem e que utilizam a aplicação de carga ou elevação de temperatura, como no caso de tratamentos térmicos pós-soldagem e deformação plástica superficial.

Visto que as tensões residuais em soldagem são, em partes, resultantes de deformações não uniformes causadas pelo gradiente térmico, então uma redução no volume de metal de solda depositado resultará em uma redução do calor transferido à peça e, conseqüentemente, em uma diminuição dos níveis de tensões residuais e no grau de distorção da junta. Sendo assim, a utilização de um chanfro do tipo U ao invés de um tipo V, diminuiria a quantidade de material depositado, diminuindo também o nível de tensões residuais resultantes (Welding Handbook, 1987).

Mochizuki (2007) sugere também várias formas de controlar o nível de tensões residuais resultantes em juntas soldadas, desde técnicas sofisticadas como o jateamento de

água em alta pressão, até técnicas mais simples como a escolha correta de sequência de passes a serem aplicados durante a soldagem.

Os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) são amplamente empregados nos procedimentos de soldagem de aços baixa liga, C-Mn e aços ao carbono. Em geral, os principais objetivos a serem alcançados com a realização destes tratamentos térmicos são aliviar as tensões residuais, reverter a microestrutura reduzindo assim a dureza da ZTA e, quando necessário, remover hidrogênio da peça. O TTPS analisado do ponto de vista das tensões residuais consiste em aquecer a peça ou estrutura em temperatura elevada (acima de 550°C), de tal forma que ocorra uma redução no limite de escoamento do material, o qual deverá ser inferior às tensões residuais. Desta forma, as tensões residuais serão elevadas o suficiente para promoverem deformações plásticas localizadas no material, e assim, diminuir de intensidade (SILVA, 2006).

A seleção de temperatura de TTPS geralmente é determinada por normas, estando os valores de temperatura contidos em uma faixa de 550°C a 750°C. No entanto, aços carbono, C-Mn, e ao Ni, possuem faixa diferente que pode variar 550°C a 650°C, sendo a mesma suficiente para promover alívio de tensões e redução de dureza. O TTPS é muito eficaz na redução de tensões residuais, podendo chegar a uma eficiência de 70%, que é o caso de tratamentos térmicos de soldas de aço C-Mn a 600°C (BAILEY, 1994).

3.4.5 Medição das Tensões Residuais

As técnicas de medição de tensões residuais dividem-se de acordo com o grau de dano no componente e sua aplicação. A Tabela 4 apresenta as técnicas com suas descrições (LU, 1996), sendo:

- Não destrutivos: neste caso, não precisam da remoção de material e não provocam nenhum dano;
- Destrutivos: são as técnicas que comprometem ou impossibilitam o uso do espécime medido;

- Semi-destrutivos: são as técnicas que introduzem algum dano no componente, porém, não comprometem sua integridade ou sua operação.

Tabela 4. Principais técnicas para estudo de tensões residuais (ROSSINI, 2012).

Classificação	Principais Técnicas	Observações
Não destrutivos	Difração de Raio X	Variação das distâncias entre os planos atômicos.
	Difração de Nêutrons	Semelhante ao método de Raio X, no entanto, com inspeção em todo o volume.
	Difração de Síncrotron	Inspeção de modo triaxial em todo o volume.
	Método de Ultrassom	Variação da velocidade de ondas ultrassônicas no interior do material.
	Método Magnético	Relação entre propriedades magnéticas, permeabilidade, indução e efeito Barkhausen.
Destrutivos	Método do seccionamento	Cortes parciais longitudinais ou transversais ao eixo de peças assimétricas, ex.: cilindros.
	Método da Remoção de Camadas ou Deflexão	Variação da velocidade de ondas ultrassônicas no interior do material.
Semi-destrutivos	Método do furo cego (ASTM-E837, 2013)	Execução de um furo, φ 0,8 a 3,2 mm, método normalizado pela ASTM E-837.

Percebe-se que não existe uma técnica universal que aplique a qualquer situação. Cada técnica tem suas vantagens e restrições e cabe ao analista definir aquela que corresponda às suas necessidades, levando-se em consideração vários fatores, como: exatidão; complexidade; aplicabilidade no campo; custos; necessidade de mão de obra especializada; necessidade de repetição dos testes; tipo de intervenção: destrutiva ou não destrutiva; existência de gradiente de tensão; propriedades mecânicas do material; anisotropia; composição química; homogeneidade; geometria dos componentes e tempo de análise.

A seguir serão descritos o método do furo cego e o método de ultrassom, ambos utilizados neste trabalho.

3.4.5.1 Método do Furo Cego

O princípio do método do furo cego é relativamente simples. Um pequeno furo é usinado no componente, e as deformações aliviadas na superfície causadas pela introdução do furo, são medidas utilizando um extensômetro de resistência elétrica (ERE) do tipo roseta desenvolvida especialmente para o método. É possível então calcular as tensões residuais presentes no material originalmente no local do furo, a partir das deformações aliviadas por meio de uma série de cálculos (BARSANESCU e CARLESCU, 2004).

Rendler e Vigness progrediram no estudo sobre o método do furo em 1966 em um procedimento sistemático e reproduzível, como a aplicação moderna do método de perfuração para campos de tensão uniformes. Eles também foram os primeiros a definir a geometria da roseta para o método do furo da ASTM E837. Desde então, o número de trabalhos tem abrangido a técnica, particularmente as práticas experimentais e através do desenvolvimento de rotinas de análise de dados mais precisos e abrangentes (RENDLER e VIGNESS, 1966). O uso de uma turbina a ar para perfurar ultra-alta velocidade (até ~ 400.000 rpm) foi introduzido primeiramente por Flaman em 1982 (FLAMAN, 1982).

Mais recentemente, o foco recaiu sobre a medição da variação das tensões residuais com a profundidade através do método do furo incremental e soluções em desenvolvimento para campos de tensões não uniformes. Modernas técnicas de computação e elementos finitos tem permitido o desenvolvimento dos procedimentos de cálculo de tensões residuais que não eram possíveis anteriormente (NIKU-LARA, LU e FLAVENOT, 1985).

Tentativas também têm sido feitas para aumentar a precisão e a versatilidade da técnica, pela introdução de rosetas de seis ERE's para aumentar a sensibilidade da deformação, e a conicidade da perfuração com algum sucesso. Medições de campo de tensão também têm sido feitas utilizando interferometria a laser, holografia, interferometria moiré e mapeamento de deformação.

A precisão da técnica do furo cego com extensômetros de resistência elétrica, o método mais utilizado para medir tensão residual, é diretamente relatada para:

- A excentricidade entre o centro do furo e o centro da roseta, respectivamente;
- A precisão das correções para a tendência de integração dos extensômetros (BARSANESCU e CARLESCU, 2004).

Rendler e Vigness observaram pela primeira vez que a precisão do método estará diretamente relacionada com a habilidade do operador em posicionar a fresa de forma precisa no centro do extensômetro do tipo roseta (RENDLER e VIGNESS, 1966).

Um erro devido à plasticidade na região ao redor do furo pode ser induzido se a magnitude das tensões residuais ao redor do furo exceder o limite de escoamento local. Em um carregamento uniaxial, o valor máximo do fator de concentração de tensão devido o furo é 3. Desta forma, a tensão nominal poderá exceder 1/3 do limite de escoamento, o escoamento plástico iniciará na borda do furo e as equações obtidas pela solução elásticas não serão mais válidas. No entanto, as equações podem ser utilizadas para determinar o desvio do valor verdadeiro da tensão elástica estimada. Se o erro é aceitável, as equações podem ser praticamente usadas para determinar a tensão além de 1/3 do limite de escoamento. Desta forma, se o erro induzido pela plasticidade local for negligenciado, a tensão medida sempre será superestimada.

Durante o decurso dos ensaios transcorridos utilizando o método do furo cego, verificou-se que os coeficientes de calibração sugeridos pela norma ASTM E837 para cálculos de tensão residual estão sujeitas às seguintes limitações (ASTM-E837, 2013):

- A magnitude da tensão residual não deve exceder 60% do valor do limite de elasticidade do material;
- Assume-se que o campo de tensões da amostra não varia significativamente com a profundidade.

Em relação à segunda limitação, um estudo realizado por Bynun mostrou que a influência do gradiente de tensão sobre o resultado final não era aparente, e, na maioria dos testes, a diferença foi dentro da gama de $\pm 8\%$. Assim, para ultrapassar a primeira limitação, uma série de amostras calibradas foram concebidas e testadas (ALEXANDRU e BULANCEA, 2002).

Em 1993, Kockelmann apresentou um método alternativo para o cálculo das tensões residuais distribuídas de maneira não uniforme com a profundidade, através da utilização de dados experimentais para a calibração. Neste mesmo ano, a empresa Micro Measurements lançou a Nota Técnica TN-503-4, indicando um procedimento básico para a determinação das tensões residuais uniformes em componentes mecânicos (MARTINS, 2004).

A Norma ASTM E837 apresenta o procedimento para a determinação pelo método do furo cego, das tensões residuais próximas à superfície de um material isotrópico em condições de tensão linear elástica. O método descrito aplica-se aos casos em que as tensões não variam significativamente com a espessura (ASTM-E837, 2013).

Neste método as medidas de deformações residuais são obtidas com o emprego de um ERE radial em forma de roseta, como mostra a Figura 33.

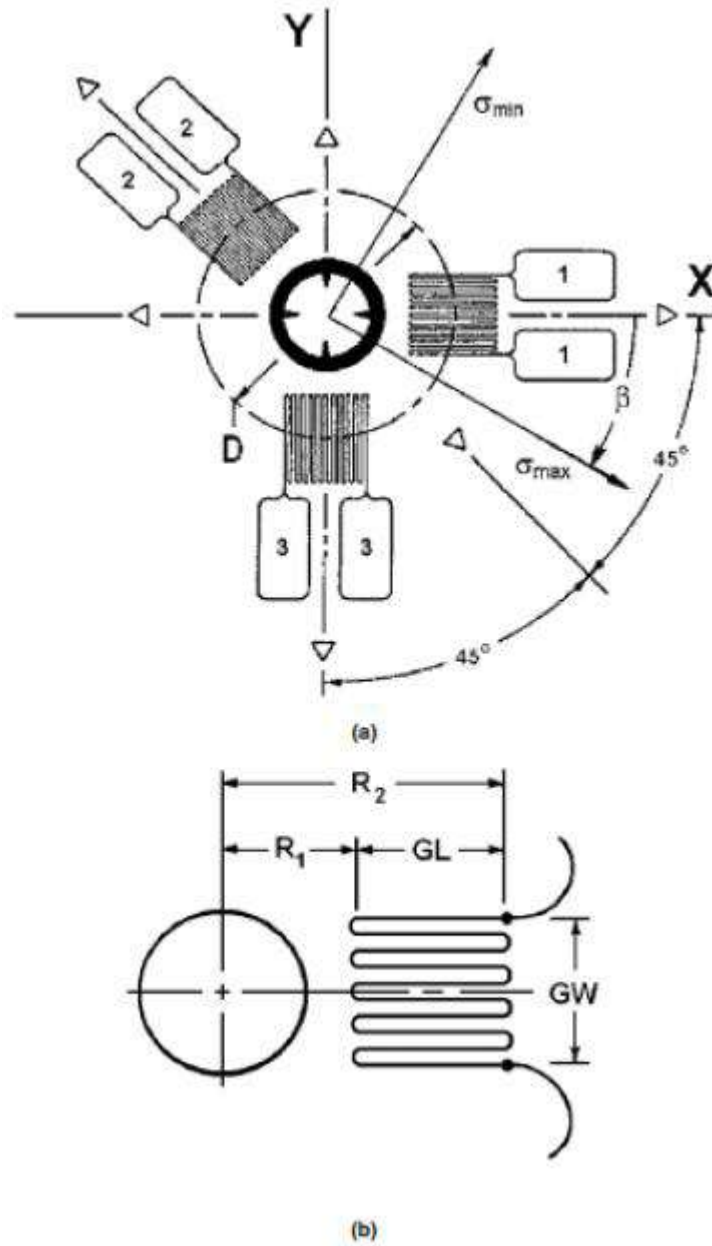


Figura 33. Geometria esquemática de uma roseta típica para método do furo cego com três elementos no sentido horário, a) Configuração da roseta, b) Detalhe do ERE (ASTM E837-08E2).

3.4.5.1.1 Limitações do Ensaio

Estudos propõem certa atenção para alguns pontos na análise de tensões residuais pelo método do furo cego. Alguns pontos são importantes para não alterar o resultado do ensaio (GRANT, LORD e WHITEHEAD, 2002).

- Espaçamento entre furos

Na norma do método não é recomendado nenhuma relação de distância mínima entre furos adjacentes, mas a literatura indica uma solução de tensões nos orifícios indicando um pequeno efeito de interação entre furos serão esperados por seis ou mais diâmetros de distância. Outros estudos estabeleceram que a variação de tensão fosse menor que 1% quando os furos forem separados por 5,7 vezes o diâmetro (GRANT, LORD e WHITEHEAD, 2002).

É recomendado que a distância mínima entre furos fosse de no mínimo seis vezes o diâmetro do furo. Quando possível, os extensômetros devem estar localizados distantes dos furos adjacentes (GRANT, LORD e WHITEHEAD, 2002).

- Dureza

O ensaio de tensões residuais pelo método do furo cego não abrange a todos os materiais, uma das propriedades do material a ser levado em consideração é a dureza do componente. Estudos propõe a utilização de brocas diamantadas quando o valor da dureza é elevado, porém os resultados podem ser prejudicados.

O ensaio pelo método do furo cego é sugerido para medir as tensões residuais em amostras com elevada dureza e elevada resistência. No entanto, o desgaste da ferramenta irá provocar o aumento ainda mais a tensão induzida e, por conseguinte, fazer com que ocorram erros de medição significativos. Embora o método do furo cego tenha vantagens quando usados para medir a tensão residual em amostras com elevada dureza e elevada resistência, um desgaste severo na broca ocorrerá (ROSSINI, 2012).

- Espessura da peça

A Norma ASTM E837-08E2 apresenta que é possível calcular as tensões residuais em amostras com um campo homogêneo de tensões através da espessura e também para tensões não uniformes através da espessura.

Os coeficientes de calibração podem variar com a espessura da amostra plana, de modo que a precisão da análise da tensão residual pode ser melhorada se os coeficientes de calibração são escolhidos adequadamente para corresponder à espessura do componente (SOBOLEVSKI, 2007).

3.5 DUREZA

Segundo Callister (2016), a dureza é uma propriedade mecânica do material a qual está relacionada à facilidade ou dificuldade de deformação plástica localizada, ou seja, é a resistência que o material oferece às pequenas impressões ou riscos.

Nos primórdios, a dureza foi utilizada de forma qualitativa para classificar minerais naturais. Foi desenvolvida uma tabela a qual é conhecida com escala de Mohs, que varia de 1, na extremidade macia representado pelo talco como elemento, até 10 sendo o mais duro que é representado pelo diamante. Em resumo, é a capacidade que um material tem de riscar ou penetrar no outro.

As técnicas quantitativas foram desenvolvidas ao longo dos anos, assim foram criados pequenos penetradores os quais são forçados sobre a superfície de um material em teste. Foram desenvolvidos parâmetros no intuito de eliminar variáveis de influência, dessa forma a carga, a velocidade de penetração, dentre outras variáveis foram padronizadas para cada método de medição de dureza. Vale frisar que a dureza é uma medida relativa, ou seja, é um comparativo onde não se podem comparar durezas entre métodos diferentes.

A dureza é aferida levando-se em conta a geometria do punção, assim faz-se a medida da profundidade ou do tamanho da impressão resultante, a qual por sua vez é relacionada a

um número índice de dureza, onde quanto mais macio o material, maior e mais profunda é a impressão e menor é o número índice de dureza.

O ensaio de dureza é um dos ensaios mecânicos mais utilizados, pois apresenta vantagens interessantes sobre os demais. Dentre essas razões está sua simplicidade e custo, pois os corpos de prova não precisam de preparação complexa (no máximo lixar e polir) e o equipamento é relativamente barato. E ainda, é um ensaio que pode gerar outras informações tais como módulo de elasticidade, limite de resistência, tensão residual, dentre outras (MANEIRO, RODRÍGUEZ, 2006).

3.5.1 Ensaio de Dureza

O ensaio de dureza é uma técnica que tem como objetivo básico aferir dureza de um material. Há vários métodos de medição de dureza, tais como Vickers, Rockwell, Brinell, Knoop, dentre outros.

O ensaio de dureza está bem difundido e fundamentado, pois existem vários estudos nesta área a fim de caracterizar o material nas mais diversas vertentes, ou seja, o ensaio de dureza está sendo utilizada para determinar as propriedades mecânicas, tensões residuais, resistência à fratura, dentre outros (SUTERIO, 2005).

3.5.1.1 Microdureza Instrumentada

Através desta técnica se tem condições de determinar as propriedades mecânicas de um material, tais como módulo de elasticidade, limite de escoamento, tensão residual, dentre outras. Em resumo, essa técnica permite o monitoramento do ensaio de dureza, ou seja, faz o levantamento da curva força-profundidade. Normalmente, essa técnica é utilizada em ensaios de micro e nano-dureza. Os métodos mais comumente que utilizam dessa técnica são o Vickers, Knoop e Bercovich (PETHICA, 1983; OLIVER, 1992). A Figura 34 apresenta a curva força-profundidade na microdureza instrumentada.

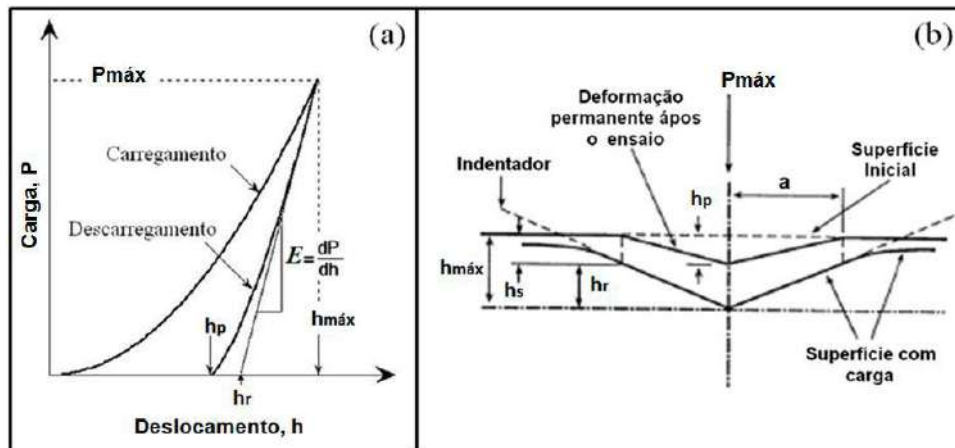


Figura 34. Curva força-profundidade do ensaio instrumentado.

As variáveis de resposta obtidas na Figura 34 (a) são: força máxima de penetração do punção ($P_{máx}$), profundidade máxima ($h_{máx}$), profundidade da impressão deixada após o ensaio (h_p), ponto de interseção da tangente da curva de retorno em relação ao eixo profundidade (h_r) e módulo de elasticidade (E). Fazendo uma correlação entre a Figura 34 (a) e 34 (b) é possível entender o comportamento do material durante o ensaio de dureza instrumentado.

3.5.1.2 Ensaio de Dureza Vickers

Segundo Shahdad McCabe et al. (2006) a dureza Vickers é um método de classificação da dureza dos materiais onde se utiliza uma pirâmide de base quadrada de diamante com ângulo de diedro de 136° que é comprimida, com uma força arbitrária "F", contra a superfície do material. Nesse tipo de ensaio, as cargas aplicadas são muito menores do que para os ensaios Rockwell e Brinell, variando entre 1 e 1000 g. Calcula-se a área "A" da superfície impressa pela medição das suas diagonais (tabela 5).

A dureza Vickers HV é dada por:

$$HV = \frac{P}{A_p} = \frac{2 * P * \text{Sen} \frac{136^\circ}{2}}{D^2} \approx 1,8544 \frac{P}{D^2} \quad (9)$$

Onde,

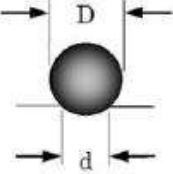
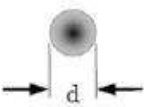
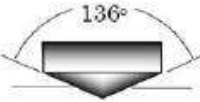


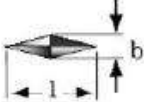
P = é a carga em kgf

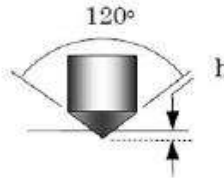

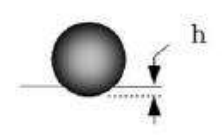

D = é a média aritmética entre as duas diagonais (tabela 5)

HV = é a dureza Vickers

A tabela 5 apresenta de forma resumida os métodos mais comumente utilizados para medir dureza.

Tabela 5. Técnicas de ensaio de dureza (CALLISTER, 2016).

Ensaio	Indentador	Forma da Indentação		Carga	Fórmula para cálculo de dureza
		Vista Lateral	Vista de Topo		
Brinell	Esfera de aço ou de carboneto de tungstênio			P	$HB = \frac{2 P}{\pi D [D - \sqrt{D^2 - d^2}]}$
Vickers micro-dureza	Pirâmide de diamante			P	$HV = \frac{1.854 P}{d_1^2}$
Knoop micro-dureza	Pirâmide de diamante	 $l/h = 7.11$ $b/t = 4.00$		P	$HK = \frac{14.2 P}{l^2}$

Rockwell				Rockwell
A } C } D }	Cone de diamante			60 kg 100 kg 150 kg
B } F } G }	Esfera de aço ϕ 1/16"			Rockwell superficial 15 kg 30 kg 45 kg
E } H } K }	Esfera de aço ϕ 1/8"			

3.6 SOLDAGEM TIG

Na soldagem TIG, a união de metais se dá pelo aquecimento e fusão destes com um arco elétrico estabelecido entre a extremidade de um eletrodo não-consumível de tungstênio puro ou de ligas a base de tungstênio e o metal de base. Durante a soldagem, a proteção da poça de fusão e da porção do metal de adição que está sendo fundida e que está sendo adicionada à poça, é feita por uma cortina de gás de proteção realizada por um fluxo de gás inerte, geralmente argônio ou mistura de gases, injetado continuamente com uma vazão controlada, a partir do bocal da pistola ou tocha de soldagem (SILVA, 2014), conforme indicado na Figura 35.

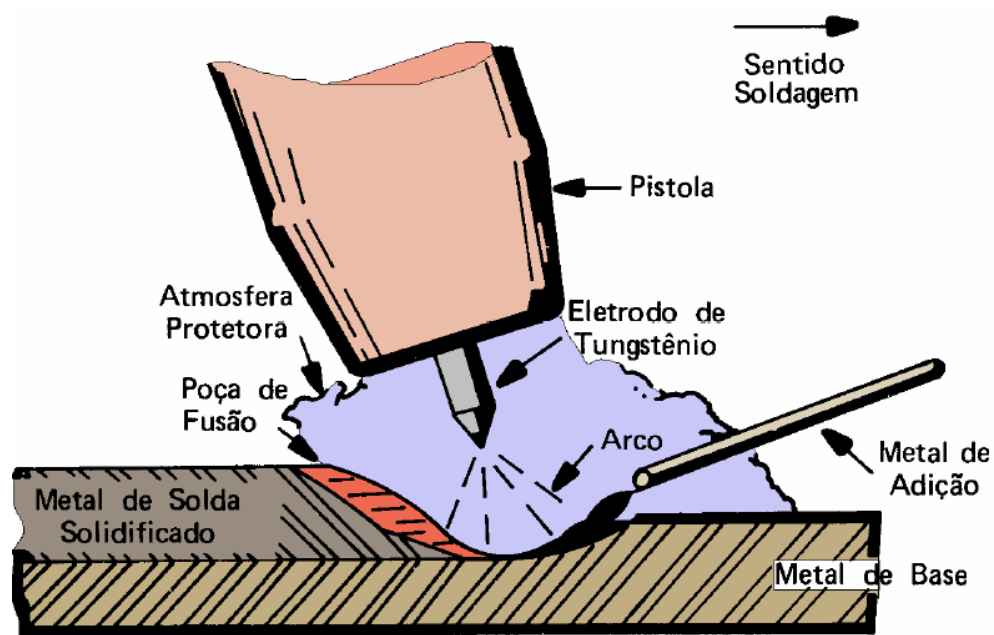


Figura 35. Soldagem TIG (detalhe) (MODENESI, 2006).

A soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) ou GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), dependendo da aplicação, pode ser feita com ou sem o emprego de metal de adição (solda autógena). Quando é feita com metal de adição, sendo este vareta (TIG manual) ou arame (TIG mecanizado), este não é transferido através do arco elétrico de soldagem, mas sim fundido sob a ação do arco. Visto que o referido metal de adição não faz parte do circuito elétrico da soldagem, razão pela qual não há passagem de corrente através dele (SILVA, 2014).

Não ocorrem projeções, respingos e há pouquíssima geração de fumos durante a soldagem. O cordão de solda é suave e uniforme, não requerendo normalmente nenhum acabamento posterior. A soldagem TIG proporciona a execução de soldas de alta qualidade na maioria dos metais e ligas. Não há escória e o processo pode ser usado em todas as posições. Este processo é o mais lento dentre os processos manuais (MARQUES, 2017).

Embora seja, via de regra, um processo manual, a soldagem TIG também pode ser automatizada. O esquema do equipamento apresentado na Figura 36 precisa ter:

- Um porta-eletrodo, denominado pistola ou tocha, dotada de um bocal refratário e um difusor por onde o gás de proteção passa sendo direcionado ao redor do arco. Um bico

de contato interno na tocha contém e simultaneamente transfere a corrente elétrica para o eletrodo de tungstênio;

- Um suprimento de gás de proteção;
- Um fluxímetro e regulador-reductor de pressão do gás;
- Uma fonte de energia, com características volt-ampere idênticas ao do eletrodo revestido;
- Uma fonte de alta frequência;
- Um suprimento de água de refrigeração, caso a pistola for refrigerada a água.

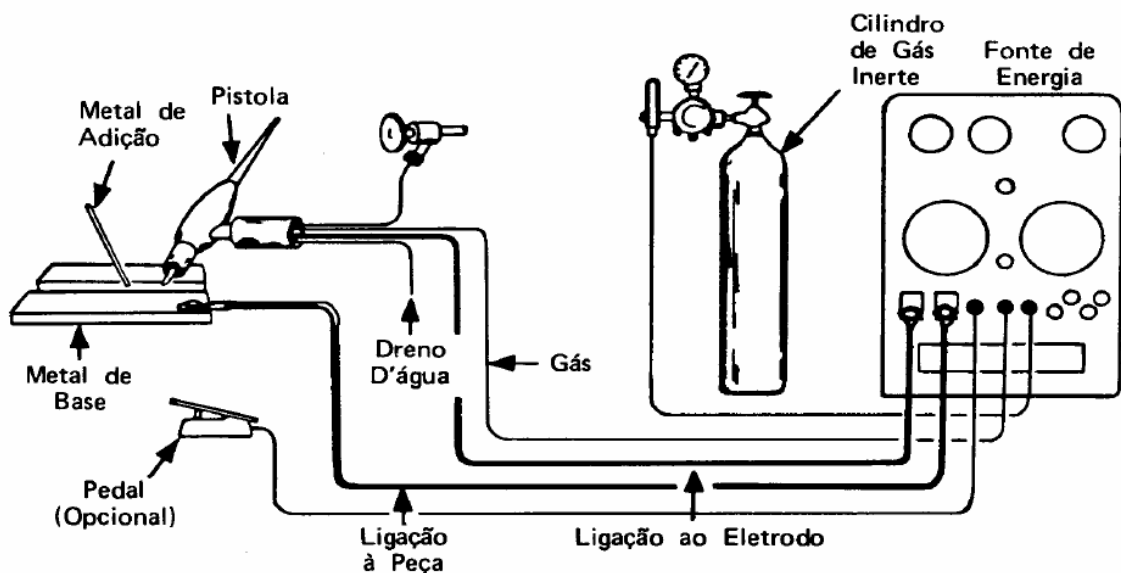


Figura 36. Esquema do equipamento para soldagem TIG (MARQUES, 2017).

As variáveis que mais afetam este processo são as variáveis elétricas (corrente, tensão e características da fonte de energia). Elas interferem na quantidade, distribuição e controle de calor produzido pelo arco. Também desempenham um papel importante na estabilidade do próprio arco e na remoção de óxidos refratários da superfície de alguns metais leves e suas ligas (MARQUES, 2017).

Os eletrodos de tungstênio utilizados na soldagem TIG são enquadrados em várias classificações e os requisitos estão de acordo com a norma AWS A 4.12. Basicamente temos:

- EWP – Tungstênio puro (99,5%);
- EWCe-2 – Tungstênio com 1,8 a 2,2% de CeO_2 ;
- EWLa-1 – Tungstênio com 0,9 a 1,2% de La_2O_3 ;
- EWTh-1 – Tungstênio com 0,8 a 1,2% de ThO_2 ;
- EWTh-2 – Tungstênio com 1,7 a 2,2% de ThO_2 ;
- EWG – Tungstênio (94,5%) com adição de alguns elementos não identificados;
- A adição de tório e zircônio ao tungstênio permite a este emitir elétrons com mais facilidade quando aquecido.

Uma ampla variedade de metais e ligas estão disponíveis para utilização como metais de adição no processo de soldagem TIG. Os metais de adição, caso forem utilizados, normalmente são similares quanto à composição química em relação ao metal de base. Os gases de proteção comumente empregados para soldagem TIG são: gás Argônio (Ar), gás Hélio (He) ou uma mistura destes dois gases (MARQUES, 2017). O argônio é mais utilizado em relação ao hélio, pois apresenta algumas vantagens, tais como:

- Ação do arco mais suave e sem turbulências;
- Menor tensão no arco para uma dada corrente e comprimento do arco;
- Maior ação de limpeza na soldagem de materiais como alumínio e magnésio, em corrente alternada;
- Menor custo e maior disponibilidade;

- Menor vazão de gás para uma boa proteção (na posição plana);
- Melhor resistência à corrente de ar transversal;
- Maior facilidade à iniciação do arco.

O uso do hélio como gás de proteção resulta em uma tensão de arco mais alta para um dado comprimento de arco e mesma corrente em relação ao argônio, produzindo mais calor, e dessa forma, é o gás recomendado para a soldagem de materiais espessos. Por outro lado, a densidade do hélio é menor que a do argônio, o que requer maiores vazões de gás para obter um arco mais estável e uma proteção adequada da poça de fusão durante a soldagem na posição plana. Isso resulta num substancial aumento do custo da soldagem.

O processo de soldagem TIG é aplicado principalmente para soldagem de seções finais, uma vez que o arco elétrico apresenta elevada potência por concentrar muita energia e calor numa área diminuta do metal de base, para a qual está sendo dirigido. A concentração de calor causa um rápido surgimento da poça de fusão. Por ser extremamente localizado, o restante do metal de base permanece numa temperatura relativamente baixa, próximo a ambiente, resultando em pouquíssimo empeno na junta soldada (GARCIA JR, 2002).

No processo TIG, com a devida regulagem dos parâmetros elétricos, o soldador consegue manter facilmente o arco estável durante a soldagem. Em virtude do ótimo controle do arco e conseqüentemente da poça de fusão, aliado ao controle da adição da vareta de solda e de pouquíssimos fumos de soldagem, favorece ao soldador uma ótima visão e um perfeito domínio para executar com precisão soldas regulares e de excelente acabamento.

Este processo pode também unir paredes espessas de chapas, tubos de aço e de ligas metálicas. É usado tanto na soldagem de metais ferrosos como de não-ferrosos. Os passes de raiz de tubulações de aço carbono e aço inoxidável, especialmente voltadas a aplicações críticas, são frequentemente soldadas pelo processo TIG.

Embora a soldagem TIG tenha um custo de produção relativamente alto quando comparada a outros processos devido à sua baixa produtividade, tal fato é compensado pela possibilidade de utilizar o processo para diversos tipos de metais, incluindo juntas de metais

dissimilares em todos os tipos de juntas, posições de soldagem e numa ampla faixa de espessuras, resultando em soldas de alta qualidade e resistência.

A soldagem TIG possibilita soldar alumínio, magnésio, titânio, cobre e aços inoxidáveis, como também metais de difícil soldagem e outros de soldagem relativamente fácil como os aços-carbono. A corrente usada na soldagem TIG pode ser alternada ou contínua. Com a corrente contínua, pode-se usar polaridade direta ou inversa. Entretanto, visto que a polaridade direta produz o mínimo de aquecimento no eletrodo e o máximo de aquecimento no metal de base, eletrodos menores podem ser usados, obtendo-se profundidade de penetração ainda maior do que a obtida com polaridade inversa ou com corrente alternada. Quando se deseja baixa penetração, deve-se optar pela situação que leva ao aquecimento mínimo do metal de base, usando-se a polaridade inversa ou corrente alternada (GARCIA JR, 2002).

Diante das vantagens citadas, é conveniente lembrar que a soldagem TIG para ser bem sucedida, requer uma boa limpeza das juntas a serem soldadas e um rigoroso treinamento do soldador, visto que na maioria das aplicações, emprega-se o processo manual. Outra consideração relevante diz respeito ao ângulo da ponta do eletrodo de tungstênio (ângulo do cone), pois a conicidade afeta a penetração da solda. No entanto, esta preparação só ocorre para soldagem com corrente contínua polaridade direta. Na corrente alternada, a ponta do eletrodo assume uma forma arredondada.

Se o ângulo de preparação da extremidade do eletrodo for diminuído (ponta mais aguda), a largura do cordão tende a aumentar e a penetração diminui. Caso a ponta do eletrodo esteja muito aguda, a densidade de corrente elétrica aumenta, e a extremidade deste pode atingir temperaturas superiores ao ponto de fusão do eletrodo, quando então partículas de tungstênio irão se desprender do eletrodo, passando a fazer parte da poça de fusão. Ocorrendo o desprendimento de tungstênio, teremos inclusão metálica no metal de solda, sendo assim um defeito de soldagem (MARQUES, 2017).

A faixa de espessura para soldagem TIG (dependendo da intensidade, tipo de corrente, diâmetro do eletrodo, diâmetro da vareta ou arame, metal base e do gás selecionado) varia de 0,1 mm a 50 mm. Quando a espessura exceder 5 mm, precauções deverão ser tomadas para

controlar o aumento de temperatura na soldagem multipasses. A taxa de deposição depende dos mesmos fatores listados para espessura, podendo variar de 0,2 a 1,3 kg/h.

A preparação e limpeza das juntas para a soldagem TIG requerem todos os cuidados exigidos para a soldagem com eletrodo revestido e, ainda, as seguintes precauções:

- A limpeza do chanfro e bordas deve ser ao “metal brilhante”, numa faixa de 10 mm, pelos lados interno e externo. Normalmente, após o esmerilhamento e dependendo do metal de base, deve ser utilizado solvente desengordurante do tipo acetona;
- Quanto à deposição da raiz da solda, deve ser empregada a proteção por meio de gás inerte, pelo outro lado da peça (reverso da junta). O gás injetado no reverso para proteção da raiz da solda é denominado “gás de purga”. Para aços-carbono, não é necessário esse tipo de proteção.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

A seguir serão apresentados os metais de base, consumíveis de soldagem e equipamentos utilizados neste trabalho.

4.1.1 Metais de Base e Consumíveis de Soldagem

Os materiais utilizados como metais de base foram dez chapas do aço inoxidável austenítico AISI 316L e dez chapas da liga inconel 718, todas com as seguintes dimensões: 60 mm de comprimento, 20 mm de largura e 5 mm de espessura, conforme apresentado na Figura 37. As Tabelas 6 e 7 apresentam as faixas de composição química e as propriedades mecânicas dessas chapas, segundo o certificado de qualidade dos fabricantes.

Tabela 6. Composição química do aço inoxidável austenítico AISI 316L e da liga inconel 718 utilizados.

Material	Composição Química (% peso)										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	B	Cu
AÇO INOX AISI 316L	0,021	1,33	0,42	0,034	0,001	17,08	10,02	2,026	0,0036	0,0015	0,101
INCONEL 718	0,021	0,02	0,03	< 0,005	< 0,001	18	52,4	2,95	0,44	0,003	0,01

Tabela 7. Propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L e da liga inconel 718 utilizados.

Material	Propriedades Mecânicas			
	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV _{300gF})
AÇO INOX AISI 316L	283	590	62	151
INCONEL 718	861	1171	30	239

As chapas citadas foram soldadas pelo processo TIG autógeno, utilizando 100 % de argônio como gás de proteção com vazão de 16 L/min no intuito de estabilizar o arco elétrico, resultando em dez amostras com juntas dissimilares de topo, sem chanfro. Foram instalados três termopares do tipo K em cada amostra para obter-se os ciclos térmicos oriundos da soldagem.

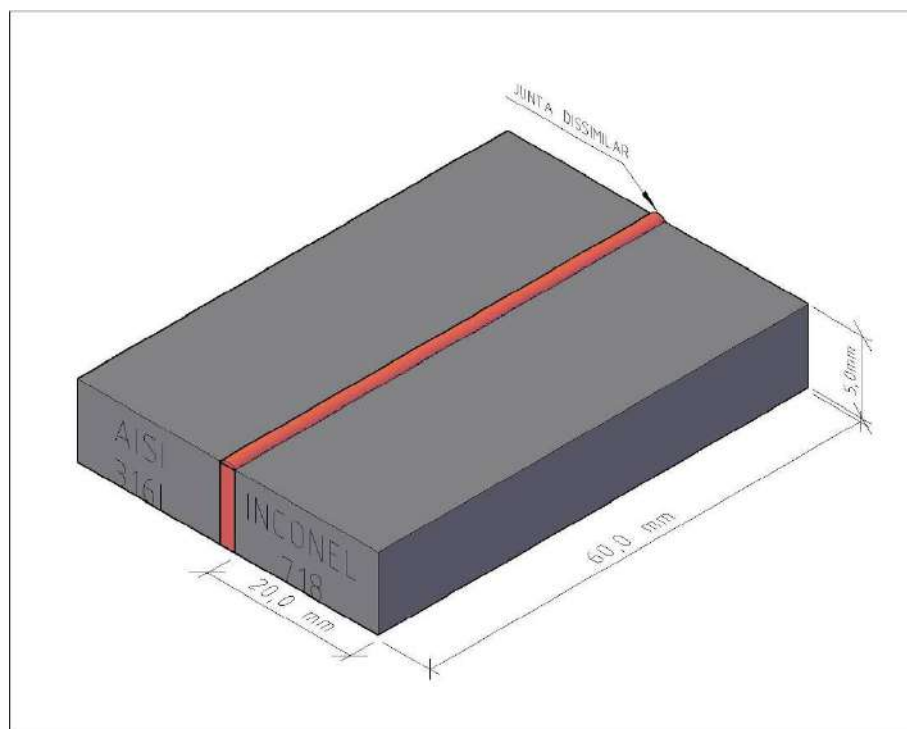


Figura 37. Desenho esquemático para junta dissimilar de aço inoxidável austenítico AISI 316L e liga inconel 718 obtida pelo processo TIG autógeno.

4.1.2 Equipamentos Utilizados

4.1.2.1 Soldagem das Amostras

As amostras foram soldadas pelo processo TIG autógeno, na Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda – EEIMVR/UFF, polo de Volta Redonda. O equipamento utilizado foi o modelo multiprocesso MigPulse 4001 DP, fornecido pela empresa Castolin/Eutectic, conforme apresentado na Figura 38. Outros equipamentos foram utilizados visando o controle, aquisição de dados (Tensão; Corrente; Temperatura) e a segurança do processo, entre eles: Spider 8 e o Software Catman.



Figura 38. Equipamento de soldagem modelo multiprocesso MigPulse 4001 DP.

4.1.2.2 Furo Cego

O ensaio do furo cego foi realizado na Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda – EEIMVR/UFF. O equipamento utilizado foi o modelo Restan MTS 3000, *Automatic System for Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gauge Method*, através do Método de Perfuração em Alta Velocidade (~400.000 RPM) de acordo com a norma ASTM E837-08, fornecido pela empresa SINT Technology, conforme apresentado na Figura 39. O equipamento descrito é constituído dos seguintes componentes: unidade mecânica, controlador eletrônico, software de controle (denominação RSM), software de pós-processamento (denominação EVAL), amplificador de sinal elétrico para realizar a aquisição de dados (HBM Spider 8-30).

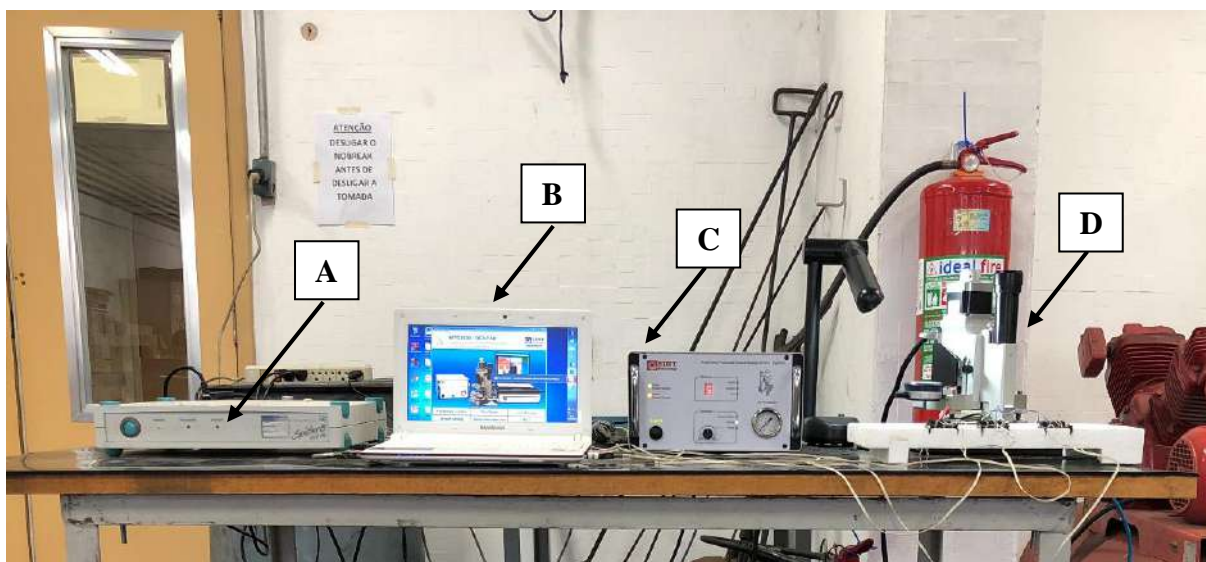


Figura 39. Sistema MTS3000 para perfuração em alta velocidade. (A) Amplificador Spider 8.30; (B) Software de controle (RSM) e pós-processamento (EVAL); (C) Unidade de controle eletrônico; (D) Sistema óptico e sistema de furação.

Para produzir o furo do ensaio foi utilizado fresa tungstênio carbide de topo do tipo cone invertido, indicado no Anexo 1, com diâmetro nominal de 1/16”(1,60 mm), conforme especificação 1-SINTCTT/1, juntamente com o auxílio do software de gerenciamento do furo

e aquisição dos dados “SINT RSM” (*System for Measuring Residual Stress by The Hole-Drilling Method- RSM Software Operating And Maintenance Manual – MTS 3000*).

Após a perfuração foi utilizado o *software* de análise “SINT EVAL” (*System for Measuring Residual Stress by The Hole-Drilling Method - EVAL Software Back Calculation Manual – MTS 3000*), que por sua vez acompanha o equipamento SINT MTS 3000. Neste *software*, os dados adquiridos foram processados, permitindo a determinação da tensão residual e calculada por diferentes métodos, entre eles: tensões uniformes, tensões não uniformes, integral e Kockelmann.

O extensômetro utilizado para aferição das deformações foi o modelo roseta fornecido pela empresa EXCEL SENSORES, em conformidade com a especificação 1-RY61-1.5/120R.

4.1.2.3 Ensaio de Microdureza Vickers - HV

Para a realização do ensaio de microdureza Vickers foi utilizado o microdurômetro modelo HMV-2T – MS250 – ASW. Sistema New Age CAMS, SHIMADZU, conforme indicado na Figura 40. No ensaio, padronizado segundo a Norma técnica ASTM E9282, foi utilizado um penetrador de pirâmide de diamante, com base quadrada e com um ângulo de 136° entre as faces opostas da pirâmide.



Figura 40. Microdurômetro modelo HMV-2T – MS250 – SHIMADZU.

4.2 MÉTODOS

A metodologia empregada neste trabalho foi dividida em três etapas, conforme Figura 41.

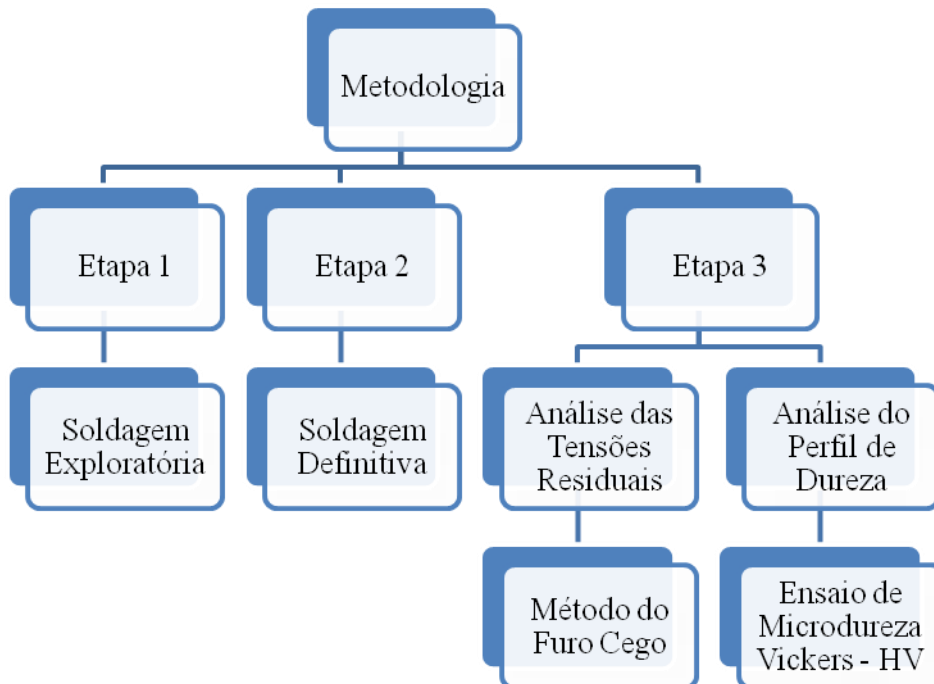


Figura 41. Fluxograma das etapas realizadas neste trabalho.

4.2.1 Etapa 1 - Soldagem Exploratória

Esta etapa teve como objetivo explorar o processo para definir os parâmetros de soldagem ideais para obtenção de uma junta de qualidade, minimizando a ocorrência de defeitos. Os parâmetros a considerar foram: velocidade de soldagem (mm/s); vazão do gás (L/min); corrente de soldagem (A); tensão (V), rendimento (%) e a polaridade, capazes de proporcionar boa estabilidade ao arco e acabamento superficial satisfatório. A partir da soldagem de uma junta dissimilar entre aço super dúplex 2304 e API X80 com características dimensionais similares às amostras utilizadas neste trabalho, foi possível considerar um aporte térmico máximo de 0,68 KJ/mm.

4.2.2 Etapa 2 – Soldagem Definitiva

A soldagem definitiva das juntas foi realizada com base nos parâmetros levantados na Etapa 1 - Soldagem Exploratória. Foram confeccionadas dez amostras com juntas dissimilares de aço inoxidável austenítico AISI 316L e liga inconel 718 pelo processo TIG autógeno, de acordo com o planejamento experimental fatorial, conforme a tabela 8.

Tabela 8. Níveis reais e codificados para as variáveis: corrente de soldagem e temperatura de interpasse.

Variáveis		Níveis				
Reais	Codificadas	-1,41	-1	0	1	1,41
Corrente (A)	X ₁	120	140	160	180	200
T _{INTERPASSE} (°C)	X ₂	400	500	600	700	800

O planejamento experimental foi realizado considerando como variáveis: corrente e temperatura de interpasse. O modelo do experimento está apresentado na tabela 9, resultando em dez amostras soldadas.

Tabela 9. Valores das variáveis estudadas correspondentes aos experimentos conduzidos de acordo com o planejamento estatístico, considerando a eficiência do processo igual a 0,8.

Experimento (Amostra)	Codificadas		Reais					
	Corrente (A)	T _{INTERPASSE} (°C)	Corrente (A)	T _{INTERPASSE} (°C)	Tensão (V)	Velocidade (mm/s)	Aporte Térmico (KJ/mm)	Número de Passes
1	-1	-1	140	500	13,5	4,3	0,35	3
2	1	-1	180	500	13,5	4,3	0,45	3
3	-1	1	140	700	13,5	4,3	0,35	3
4	1	1	180	700	13,5	4,3	0,45	3
5	-1,41	0	180	600	13,5	4,3	0,45	3
6	1,41	0	200	600	13,5	4,3	0,5	3
7	0	-1,41	160	400	13,5	4,3	0,4	3
8	0	1,41	160	800	13,5	4,3	0,4	3
9	0	0	120	600	13,5	4,3	0,3	3
10	0	0	160	600	13,5	4,3	0,4	3

4.2.3 Etapa 3 – Análise das Tensões Residuais e Perfil de Dureza

As análises das tensões residuais foram realizadas através do Método do Furo Cego e o perfil de dureza através do Ensaio de Microdureza Vickers.

4.2.3.1 Método do Furo Cego

As análises das tensões residuais pelo Método do Furo Cego foram realizadas nas dez amostras soldadas, na região da ZTA de cada metal. Paralelamente, foi efetuada uma análise das tensões residuais em cada metal antes de soldado, ou seja, como recebido. As execuções dos ensaios foram de acordo com a norma ASTM E837-08.

4.2.3.1.1 Colagem dos Extensômetros

Inicialmente as amostras foram sucessivamente lixadas manualmente utilizando-se a sequência de lixas de granulometria 120, 150, 220 e 320. Posteriormente as amostras foram

limpas manualmente com álcool isopropílico e novamente lixadas, com lixa de granulometria 320 em via úmida utilizando-se condicionador.

As amostras foram novamente limpas superficialmente com álcool isopropílico. Em seguida, com auxílio de cotonetes, as amostras foram limpas pontualmente com condicionador e neutralizador. Dessa forma, foram removidos traços de óxido, riscos, gordura, poeira, graxa ou outro contaminante que pudesse interferir na adesão do extensômetro. Os produtos químicos utilizados no processo de limpeza das amostras foram fornecidos pela empresa EXCEL SENSORES.

Após lixar e limpar a superfície das amostras, o extensômetro foi retirado do papel celofane com auxílio de uma pinça e posicionado sobre o local desejado na amostra. Feito o posicionamento, foi aplicada e espalhada uma gota de super cola do tipo loctite na superfície da amostra. Um pequeno pedaço de filme de teflon foi colocado sobre o extensômetro e, com o dedo indicador, exerceu-se pressão sobre ele por aproximadamente noventa segundos. Essa prática é utilizada para garantir o correto espalhamento e cura da super cola frente ao extensômetro na superfície da amostra.

Em seguida, foram soldados os terminais secundários para formação da ponte. Eles foram instalados seguindo os mesmos procedimentos aplicados ao extensômetro. Com esses terminais instalados foi efetuada a soldagem de fios entre os terminais do extensômetro e os terminais secundários instalados próximos a ele, formando uma ponte, conforme apresentado na Figura 42. Foram utilizados fios de cobre, similar aos encontrados em transformadores e motores elétricos. Essa ponte foi realizada, pois os terminais do extensômetro não possuem resistência mecânica suficiente para suportar os fios de medição. Por fim, foram instalados os fios que seguiram para o Spider. Esses fios são mais espessos e são soldados nos terminais secundários. Dessa forma, se houver algum esforço nesses fios, a solda se romperá no terminal, não afetando a conexão do extensômetro.

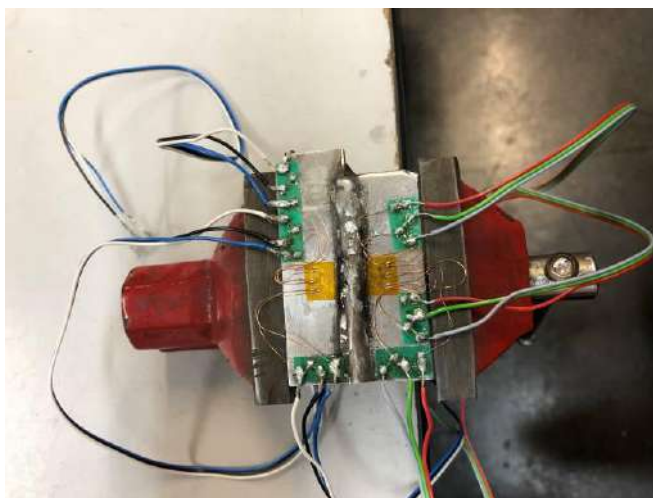


Figura 42. Detalhes do extensômetro colado na superfície da amostra com os fios soldados.

4.2.3.1.2 Realização do Ensaio

Inicialmente a amostra foi posicionada sobre a unidade de perfuração. A unidade é nivelada, de forma que a fresa fique perpendicular à amostra. A unidade possui um tripé magnético que a mantém firmemente presa na base de realização do ensaio.

A seguir, utilizando o microscópio, é verificado o posicionamento da linha de centro do microscópio com a linha de centro do extensômetro. O maior ajuste é realizado manualmente e o ajuste fino foi feito utilizando os relógios comparadores existentes no equipamento.

Depois que o equipamento foi posicionado, foram efetuadas as conexões (Figura 43): a conexão de ar comprimido foi conectada ao equipamento de alimentação; as conexões do Spider com o notebook; a conexão da unidade eletrônica com o notebook; a conexão da unidade mecânica com a unidade eletrônica; a conexão dos três extensômetros com o Spider. As conexões dos extensômetros foram feitas de forma que o extensômetro “a” corresponde ao número 1 no software, o extensômetro “b” ao número 2 e o extensômetro “c” ao número 3.

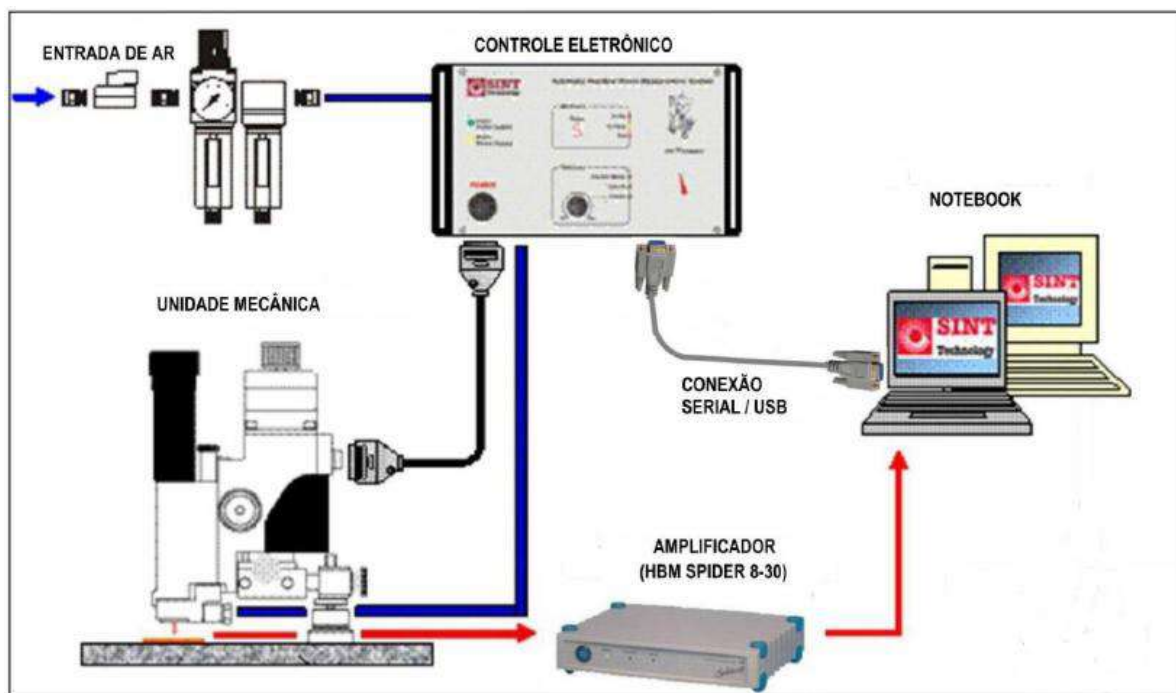


Figura 43. Conexões do equipamento (PERES, 2014).

Após a conclusão das conexões, o próximo passo consistiu na configuração do ensaio (Figura 44). Na tela do programa de controle é feita a configuração do número de passos, profundidade, tipo de roseta, o *gauge factor*, e o *setup* do equipamento de medida de deformações.

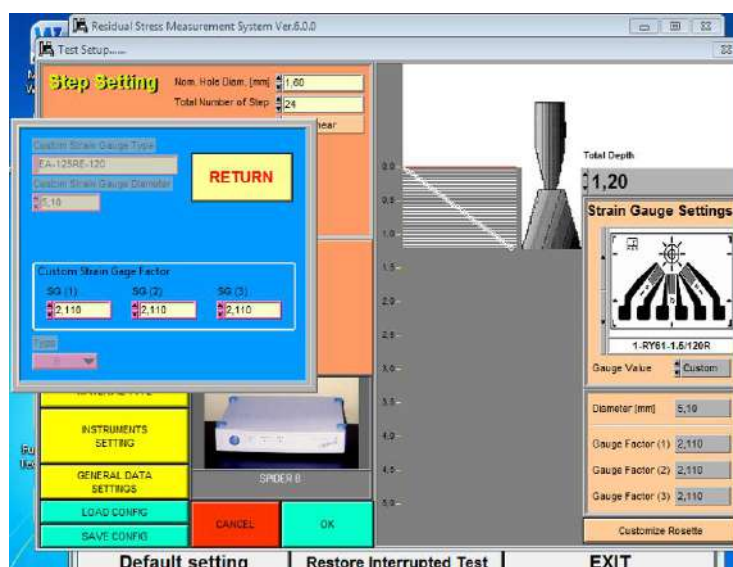


Figura 44. Janela de configuração do ensaio.

No setup do instrumento de medição (Figura 45) foi configurado o tipo de ponte utilizado. Nesse caso foi usado $\frac{1}{4}$ de ponte, dispensando qualquer montagem adicional. As configurações de tensão em 3mV e 10 amostras. Em seguida, as leituras instantâneas feitas pelos extensômetros foram zeradas.

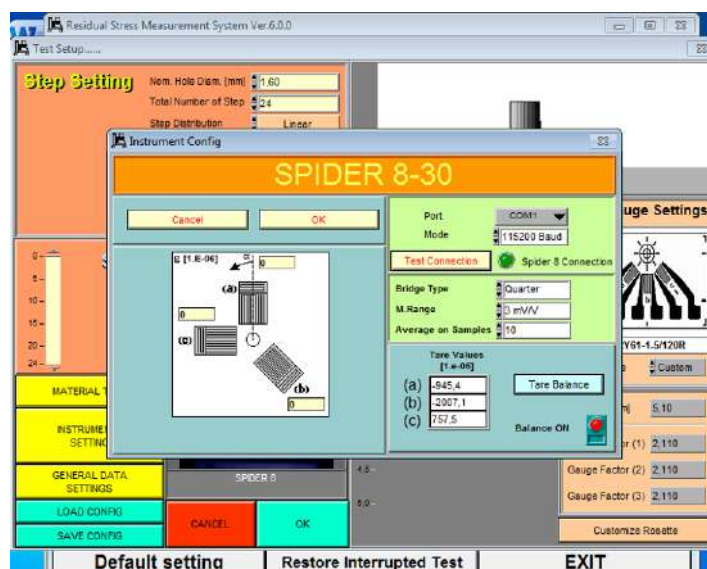


Figura 45. Configurações do instrumento de medição.

Na tela seguinte (Figura 46), foram inseridas algumas informações pertinentes do material, tanto para o aço inoxidável austenítico AISI 316L quanto para a liga inconel 718, tais como: Coeficiente de Poisson, Módulo de Young e Limite de Escoamento.

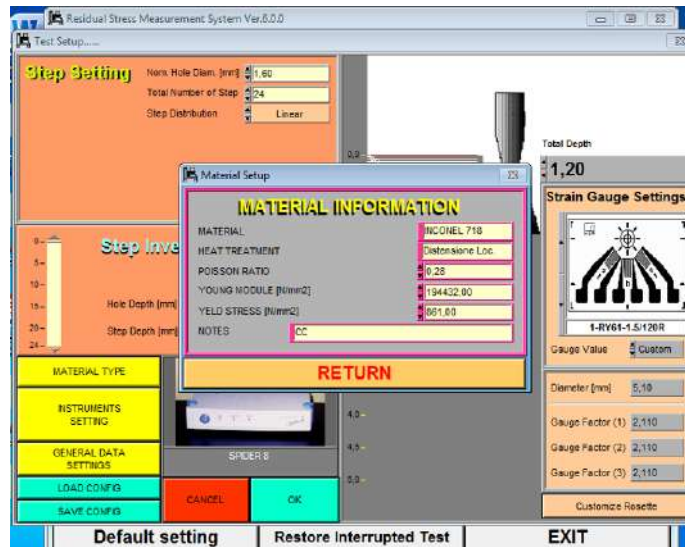


Figura 46. Informações da liga inconel 718.

No seguinte passo (Figura 47) foi efetuado o posicionamento da fresa sobre a superfície da amostra. Foram conectados dois terminais, um no equipamento e outro na amostra. Ao romper a parte plástica da roseta e atingir a superfície da amostra, ocorre um curto circuito que desativa a fresa e indica para o software que aquela posição é o nível zero.



Figura 47. Janela de posicionamento da Fresa.

Após todos os preparativos descritos anteriormente, iniciou-se o ensaio. O software questiona novamente o local onde deverá ser salvo o arquivo e solicita zerar as medidas de deformação novamente. Feito isso, a unidade mecânica inicia a perfuração (Figura 48). A cada passo a fresa fica desativada por um determinado tempo e a leitura é efetuada após alguns segundos visando estabilizar a leitura. O equipamento demonstra na tela, em tempo real, as medidas realizadas em cada passo.

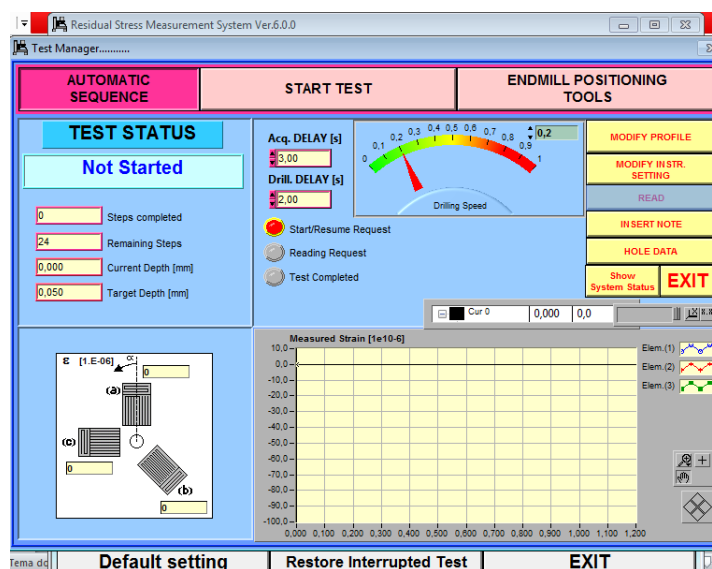


Figura 48. Janela de execução do ensaio.

Uma vez iniciado o ensaio, o processo corre automaticamente até o término da operação. Concluídas todas as leituras até a profundidade estabelecida a fresa fica desativada. Na sequência o procedimento ocorre manualmente. A fresa foi deslocada e trocou-se o sistema de perfuração pelo microscópio. Utilizando os relógios comparadores foram obtidas as medidas dos raios do furo nas direções $-x$, $+x$, $-y$ e $+y$. Essas medidas foram inseridas no software (Figura 49) e o próprio executou o cálculo da excentricidade do furo, concluindo dessa forma, a etapa de aquisição dos dados.

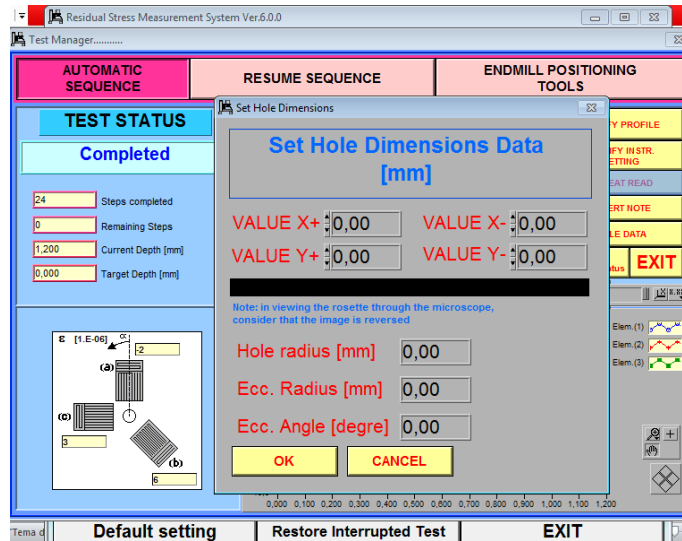


Figura 49. Janela de inserção dos dados do furo.

Após a execução do furo, foi realizado o tratamento dos dados de deformação obtidos pelos extensômetros, em conformidade com a norma ASTM E837-8. Primeiramente, calculam-se as combinações de deformações para cada incremento de acordo com as equações descritas abaixo:

$$p = (\epsilon_3 + \epsilon_1) / 2 \quad (10)$$

$$q = (\epsilon_3 - \epsilon_1) / 2 \quad (11)$$

$$t = (\epsilon_3 + \epsilon_1 - 2\epsilon_2) / 2 \quad (12)$$

Sendo ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 as deformações obtidas nos *strain gages* 1, 2 e 3 provenientes das rosetas, conforme indicado na Figura 33.

Baseado nos valores numéricos das constantes de calibração **a** e **b** correspondentes aos valores de diâmetro e profundidade do furo e ao tipo de roseta usada contidos na norma ASTM E837-8, calculou-se o módulo de elasticidade (E) e coeficiente de Poisson (ν).

Tabela 10. Valores numéricos das constantes de calibração a e b.

Roseta B	a					b				
Furo cego Profundidade/D	Diâmetro do Furo, D ₀ /D					Diâmetro do Furo, D ₀ /D				
	0,30	0,35	0,40	0,45	0,50	0,30	0,35	0,40	0,45	0,50
0,00	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
0,05	0,029	0,039	0,053	0,068	0,086	0,058	0,078	0,102	0,127	0,157
0,10	0,063	0,087	0,116	0,148	0,189	0,134	0,179	0,231	0,286	0,355
0,15	0,090	0,123	0,162	0,205	0,254	0,203	0,269	0,343	0,419	0,504
0,20	0,107	0,145	0,189	0,236	0,289	0,256	0,336	0,423	0,511	0,605
0,25	0,116	0,156	0,202	0,251	0,305	0,292	0,381	0,476	0,571	0,668
0,30	0,120	0,160	0,206	0,256	0,309	0,315	0,410	0,509	0,609	0,707
0,35	0,120	0,160	0,206	0,256	0,308	0,330	0,427	0,529	0,631	0,730
0,40	0,118	0,158	0,203	0,253	0,305	0,337	0,427	0,541	0,644	0,743
Furo Passante	0,096	0,131	0,171	0,216	0,265	0,329	0,428	0,531	0,630	0,725

$$P = -\frac{E}{1 + \nu} \frac{\sum (\bar{a} \cdot p)}{\sum (\bar{a}^2)} \quad (13)$$

$$Q = -E \frac{\sum (\bar{b} \cdot q)}{\sum (\bar{b}^2)} \quad (14)$$

$$T = -E \frac{\sum (\bar{b} \cdot t)}{\sum (\bar{b}^2)} \quad (15)$$

Onde \sum , representa o somatório das quantidades indicadas para cada incremento de profundidade do furo. A partir dos valores obtidos em P, Q e T, torna-se possível calcular as tensões residuais máximas e mínimas.

$$\sigma_{max}, \sigma_{min} = P \pm \sqrt{Q^2 + T^2} \quad (16)$$

4.2.3.2 Ensaio de Microdureza Vickers – HV

O perfil de dureza foi realizado nas amostras 7, 8 e 10 através do ensaio de microdureza Vickers, cuja corrente de soldagem intermediária foi na faixa de 160 A e os demais parâmetros utilizados durante a soldagem podem ser observados na tabela 9. As amostras foram preparadas através de lixamento, seguindo a sequência com granulometria de 240, 320, 500 e 600. Para possibilitar a visualização do metal base, zona termicamente afetada e zona fundida as amostras foram polidas com pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ e $3\mu\text{m}$, e posteriormente atacadas com água régia pura por imersão durante 20 e 30 s.

A carga utilizada foi de 300 gF sendo aplicada durante 15 s. Os valores obtidos correspondem à aferição de aproximadamente 25 indentações com intervalos de 0,25 mm de distância (uma em relação à outra) contemplando as zonas de transição, a uma profundidade de 1,2 mm em relação à superfície de cada amostra soldada, conforme indicado no desenho esquemático contido na Figura 50.

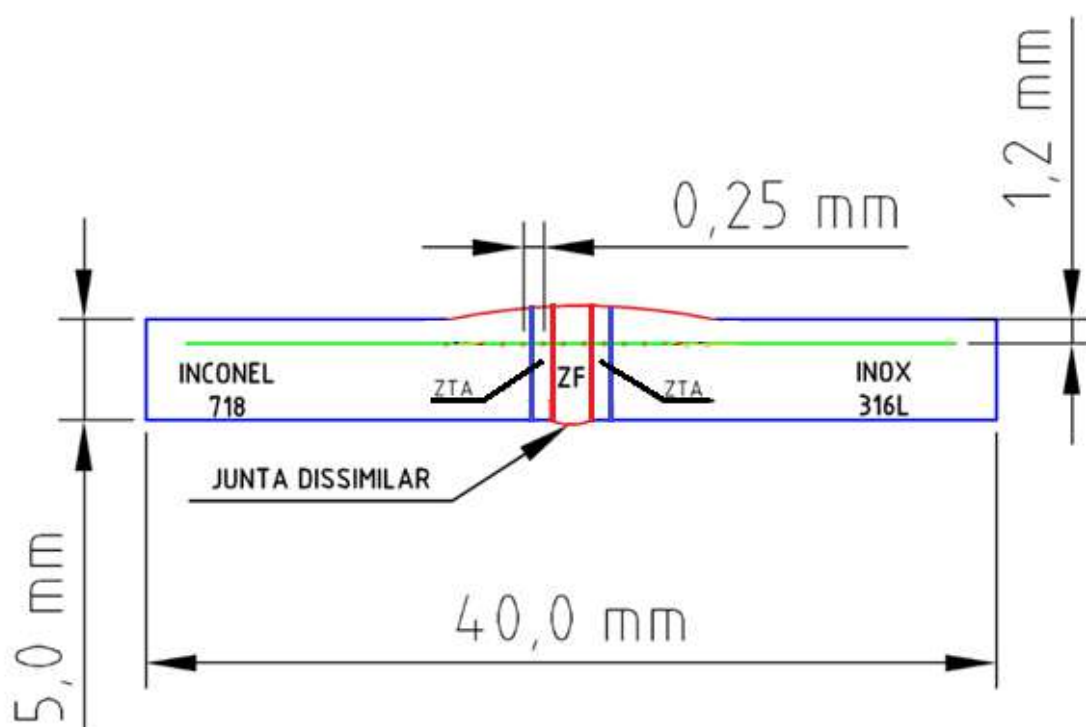


Figura 50. Desenho esquemático do perfil de dureza realizado nas amostras 7, 8 e 10 através do ensaio de microdureza Vickers.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados das microdeformações registradas pelos extensômetros e suas respectivas tensões residuais obtidas pelos ensaios do furo cego e dos perfis de dureza obtidos pelo ensaio de microdureza Vickers.

5.1 Ensaio do Furo Cego

Inicialmente, o ensaio do furo cego foi realizado nas ligas “como recebidas”, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, na região central das superfícies. Posteriormente, foram submetidas ao ensaio as amostras provenientes do processo de soldagem, na região intermediária no sentido longitudinal da junta dissimilar, contemplando a região da interface entre MB e ZTA de cada metal, totalizando em vinte ensaios. As dez condições submetidas ao ensaio do furo cego são apresentadas no Anexo 2.

Para análise dos resultados obtidos no ensaio do furo cego foi utilizado o software EVAL (SINT), em conformidade com a norma ASTM E837-08. A profundidade empregada no furo cego foi de 1,2 mm para ambos os metais, subdividas em 24 passes, cada passe correspondendo em 0,05 mm.

Diante da variação dos resultados obtidos ao longo da profundidade empregada nos furos das amostras, foi utilizado o método para tensões não uniformes para avaliação das tensões residuais, de acordo com a ASTM E837 – *Not Uniform Stress* (CORRÊA, 2015).

5.1.1 Amostras Recebidas

As amostras “como recebidas” foram submetidas ao ensaio do furo cego, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, conforme indicado na Figura 51. Como citado no item 3.4 deste trabalho, as tensões residuais do ponto de vista macroscópico, aparecem como consequência das alterações impostas ao material pelos diferentes processos de manufatura,

como usinagem, soldagem, tratamento térmico, etc. Particularmente, as chapas utilizadas neste trabalho, foram submetidas ao processo de fresagem visando reduzir a espessura das mesmas. Dessa forma, espera-se que possam pré-existir níveis de tensões residuais no material.

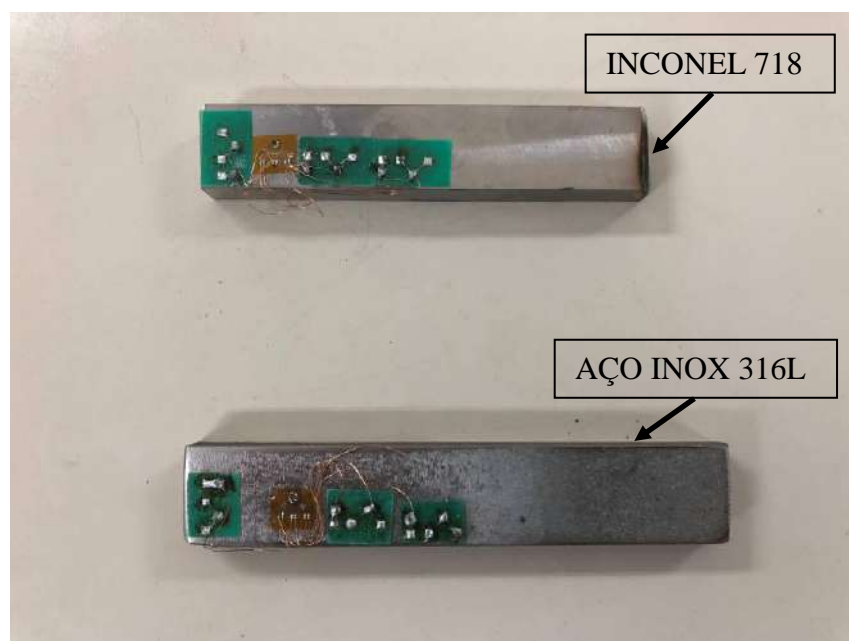


Figura 51. Amostras “como recebidas” submetidas ao ensaio do furo cego.

5.1.1.1 Inconel 718

A seguir são apresentados os gráficos contendo os resultados obtidos na amostra da liga inconel 718 “como recebida”, indicando as distribuições das microdeformações e tensões residuais pré-existent no material até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da liga inconel 718 “como recebida” foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 3.

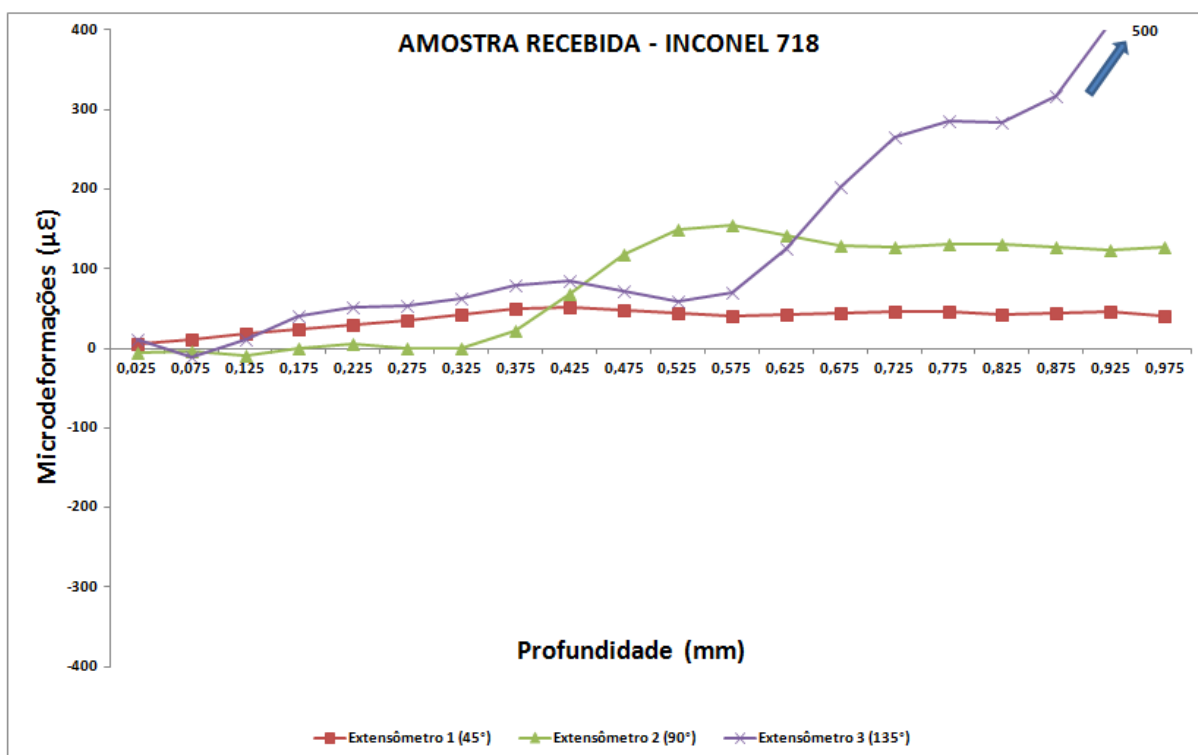


Figura 52. Medidas das microdeformações da liga inconel 718 “como recebida”.

Na Figura 52 é possível observar que as microdeformações tendem a aumentar na direção de 135° (extensômetro 3) a partir de 0,575 mm de profundidade. Concomitantemente, os níveis de microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) se mantêm estáveis ao longo da profundidade, oscilando entre 0 e 100 microdeformações. Valores positivos de microdeformações indicam níveis de tensões compressivas e valores negativos de microdeformações indicam níveis de tensões trativas no material (PERES, 2014). Essa tendência foi comprovada com os resultados obtidos das tensões residuais máximas e mínimas, conforme demonstrado na Figura 53.

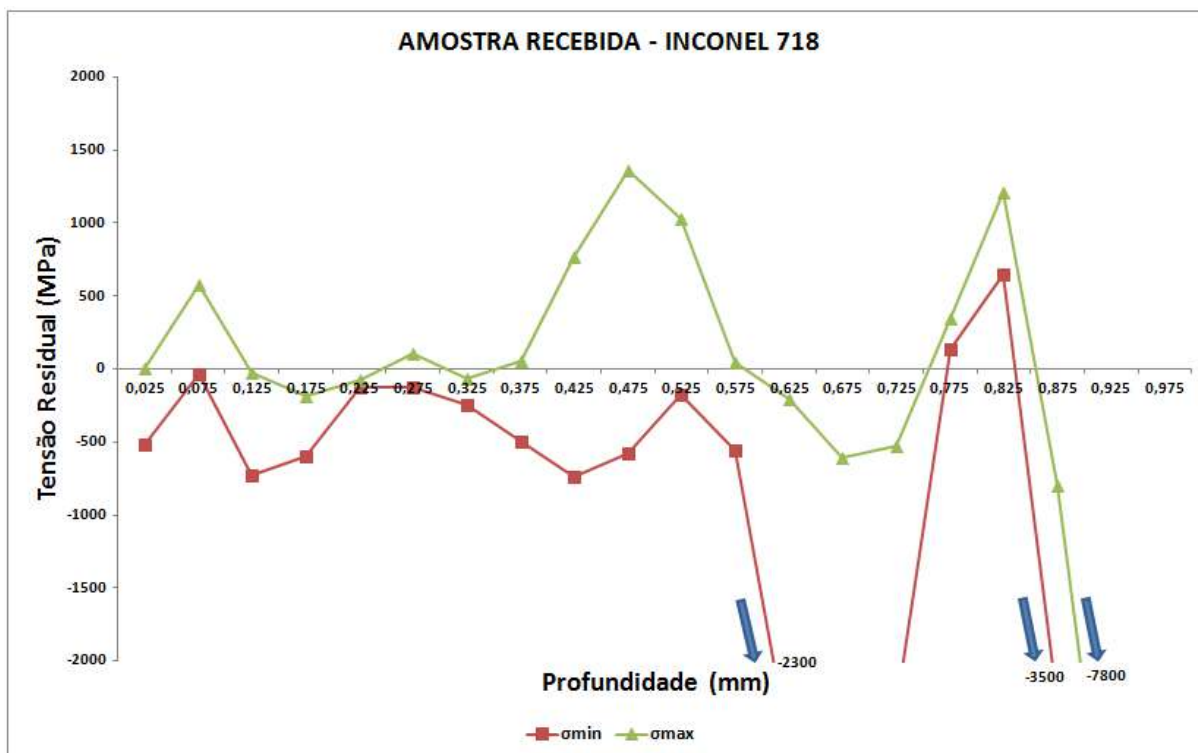


Figura 53. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da liga inconel 718 “como recebida”.

Na Figura 53 observa-se que as tensões residuais máximas e mínimas se mostraram qualitativamente trativas em pequenos trechos e em sua grande parte compressivas ao longo da profundidade. Além disso, é possível verificar valores de tensões residuais condizentes até uma profundidade de 0,375 mm. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente observa-se uma variação e aumento inconsistente nos resultados na ordem de -7.000 MPa até a profundidade de 0,925 mm. Segundo a norma ASTM E837, valores superiores a 60% do Limite de Escoamento do material, particularmente da liga inconel 718 na faixa de 520 MPa, indicam a ocorrência de deformações plásticas localizadas induzidas pela abertura do furo ou associação com aumento da profundidade do furo em relação à superfície, impactando negativamente na interpolação e resolução dos dados no método para tensões não uniformes, ASTM E837 – *Not Uniform*

Stress. Na MO contida no Anexo 3, observa-se a presença de maclas na liga inonel 718 “como recebida”.

5.1.1.2 Aço Inox 316L

A seguir são apresentados os gráficos contendo os resultados obtidos na amostra do aço inox 316L “como recebida”, indicando as distribuições das microdeformações e tensões residuais pré-existentes do material até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas do aço inox 316L “como recebida” foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 4.

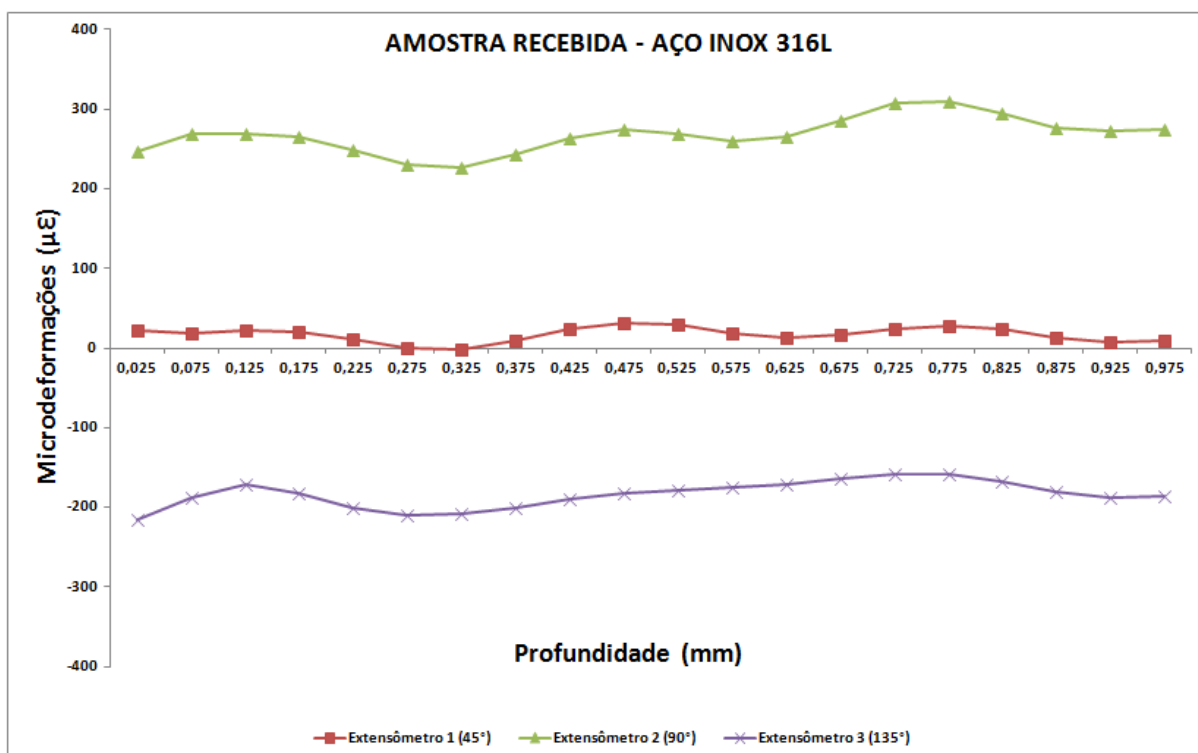


Figura 54. Medidas das microdeformações do aço inox 316L “como recebido”.

Na Figura 54 é possível observar que as microdeformações se apresentaram estáveis em três diferentes níveis ao longo da profundidade. Na direção de 45° (extensômetro 1) houve uma oscilação entre 0 e 30 microdeformações. Já na direção de 90° (extensômetro 2) os

valores oscilaram entre 200 e 300 microdeformações, demonstrando uma característica compressiva. Por fim, na direção de 135° (extensômetro 3) foi observado uma oscilação entre -150 e -250 microdeformações, apresentando uma característica trativa.

Na Figura 55 são analisados os resultados obtidos das tensões residuais máximas e mínimas.

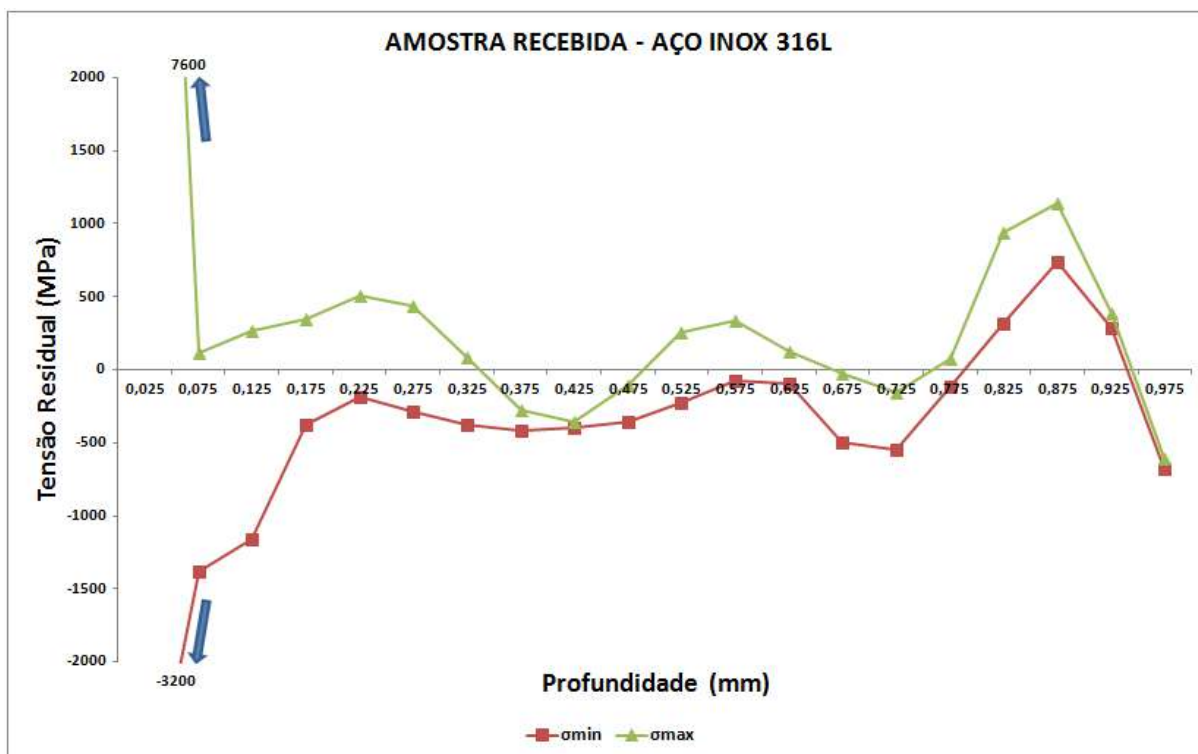


Figura 55. Valores das tensões residuais máximas e mínimas do aço inox 316L “como recebido”.

Na Figura 55 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes ao longo da profundidade, atingindo valores superiores ao limite de resistência do aço inox 316L ultrapassando 7.000 MPa. Segundo a norma ASTM E837, esses valores elevados podem estar associados à preparação da superfície da amostra na etapa de lixamento, que por sua vez poderia alterar as características das tensões residuais na superfície. Na MO contida no Anexo 4, observa-se a presença de ferrita e macla no aço inox 316L “como recebido”.

Os resultados a seguir correspondem às juntas soldadas provenientes do planejamento experimental fatorial, conforme indicado na tabela 9.

5.1.2 Amostra 1 (140 A ; 500°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 1, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 1, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 140 A e a temperatura de interpasse de 500°C.

5.1.2.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 5.

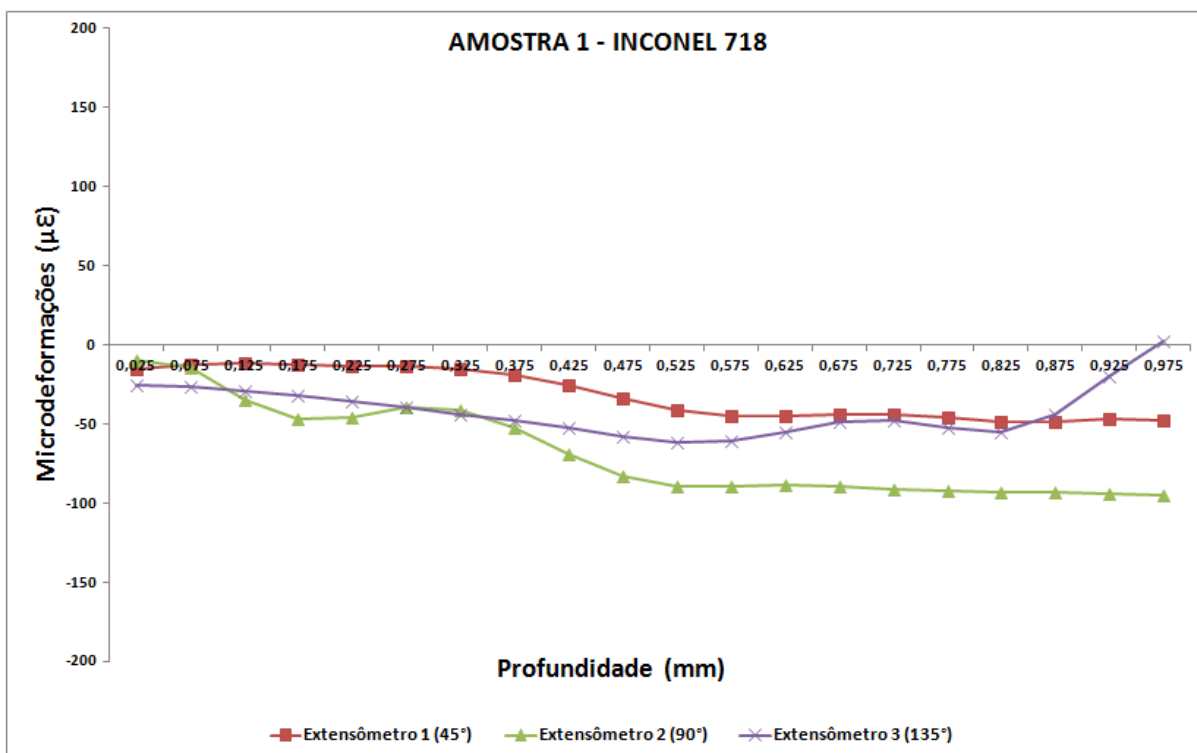


Figura 56. Medidas das microdeformações da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 56 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre -10 e -100 microdeformações, apresentando uma característica trativa. Concomitantemente, os níveis de microdeformações na direção de 135° (extensômetro 3) foram instáveis ao longo da profundidade, oscilando entre -20 a -60 até uma profundidade de 0,525 mm, e posteriormente oscilando entre -60 e 0 até uma profundidade de 0,975 mm, apresentando uma característica trativa.

A Figura 57 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

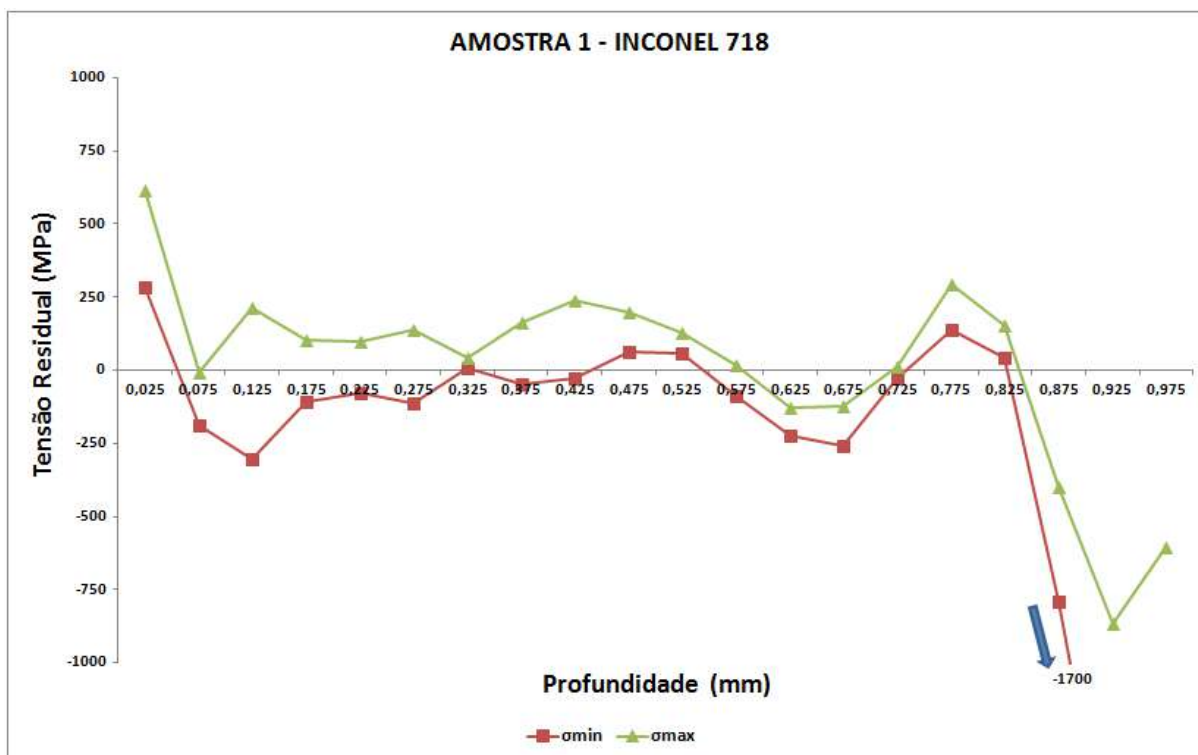


Figura 57. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 57 observa-se que inicialmente em uma profundidade de 0,025 mm, houve um valor inconsistente de 620 MPa na tensão residual máxima, possivelmente gerada durante a abertura do furo. A partir da profundidade de 0,075 mm até 0,825 mm, os valores de tensão máxima e mínima foram condizentes oscilando qualitativamente entre trativas e compressivas, na ordem entre 300 MPa e -305 MPa. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, até a profundidade de 0,975 mm, foram observados valores inconsistentes das tensões residuais máximas e mínimas atingindo -1.800 MPa, podendo estar associado à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 5, observa-se a presença de dentritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.2.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 6.

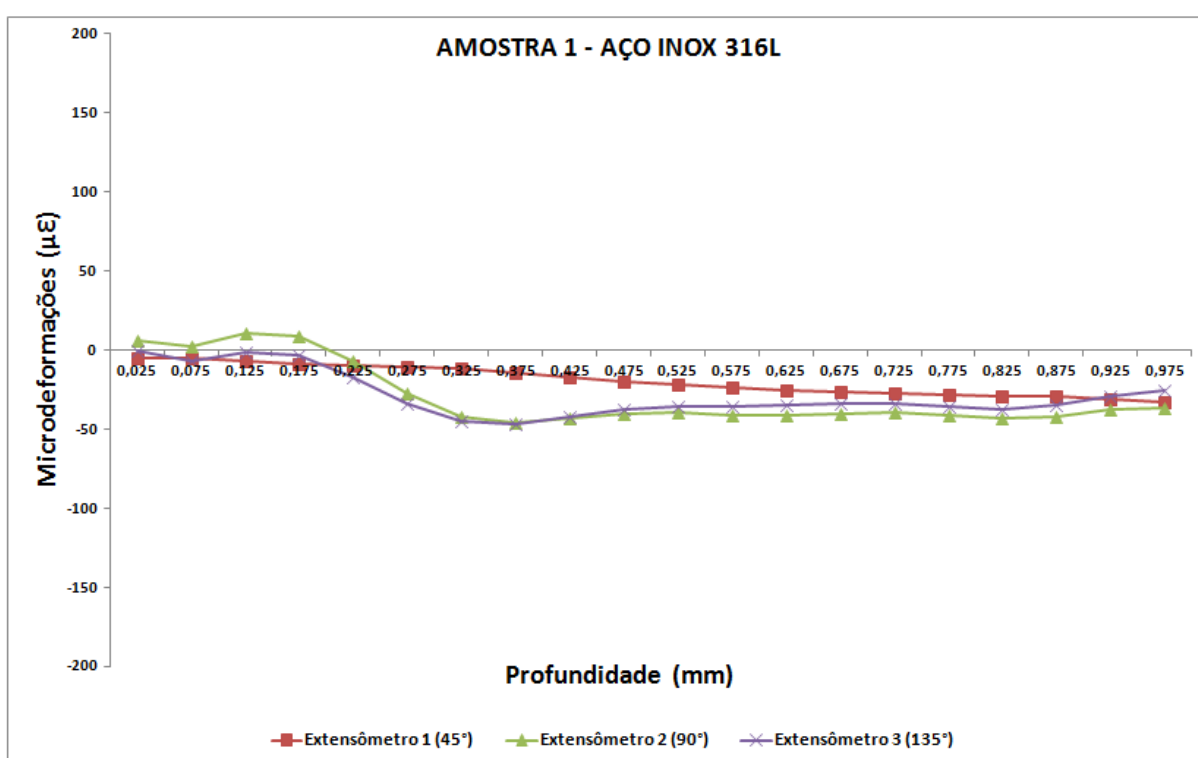


Figura 58. Medidas das microdeformações da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 58 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 135° (extensômetro 3) aumentaram ao longo da profundidade oscilando entre 0 e -50 microdeformações, apresentando uma característica trativa. Simultaneamente, os níveis de microdeformações na direção de 90° (extensômetro 2) oscilaram entre 3 e 10

microdeformações até uma profundidade de 0,225 mm apresentando uma característica compressiva, e posteriormente, os valores oscilaram entre 0 e -45 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando uma característica trativa.

A Figura 59 apresenta os resultados obtidos das tensões residuais máximas e mínimas.

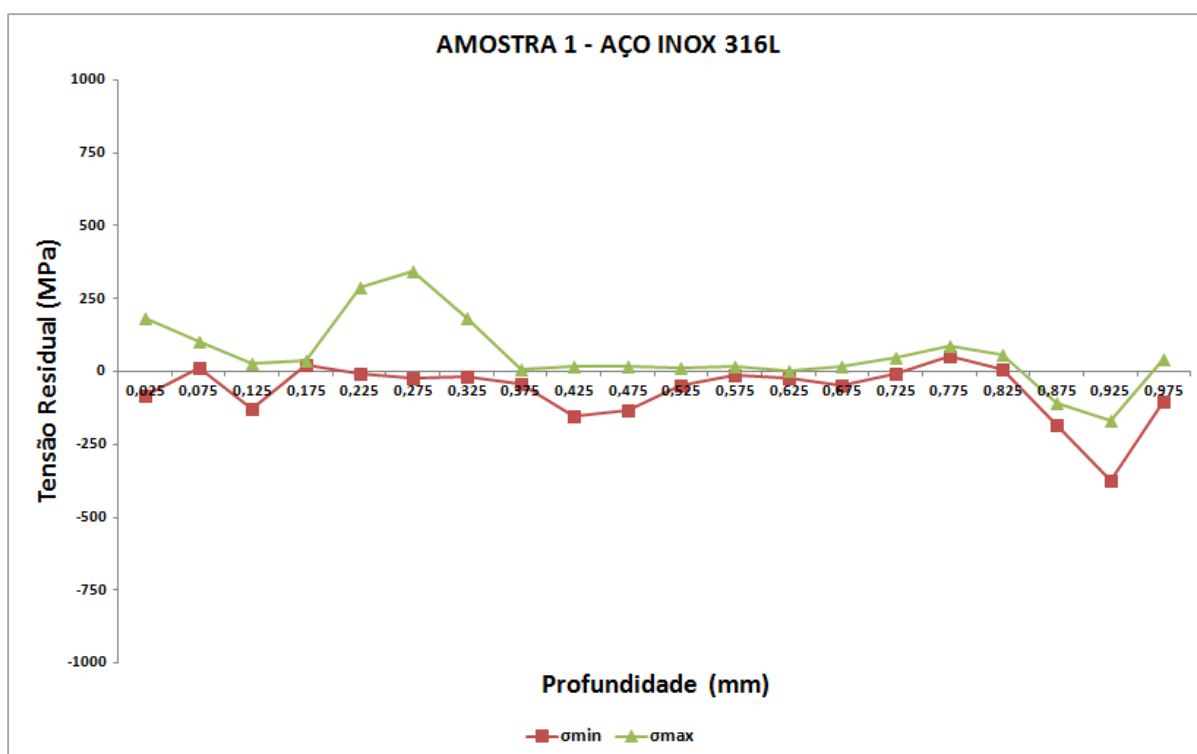


Figura 59. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 1, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 59 observa-se que os valores das tensões residuais máximas foram inconsistentes com características trativas na profundidade entre 0,225 mm e 0,325 mm, atingindo valores superiores ao limite de escoamento do aço inox 316L (283 MPa) oscilando entre 345 MPa e 185 MPa. Posteriormente, na profundidade entre 0,375 mm e 0,825 mm os resultados foram condizentes oscilando entre -155 MPa e 90 MPa, com características compressivas e trativas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Por fim, na profundidade entre 0,875 mm e 0,925 mm os valores foram inconsistentes, atingindo valores superiores ao limite de escoamento do material oscilando

entre -185 MPa e -375MPa com características compressivas. Na MO contida no Anexo 6, observa-se a presença de longarinas de ferrita, ZNM e grãos poligonais de austenita na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.3 Amostra 2 (180 A ; 500°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 2, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 2, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 180 A e a temperatura de interpasse de 500°C.

5.1.3.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 7.

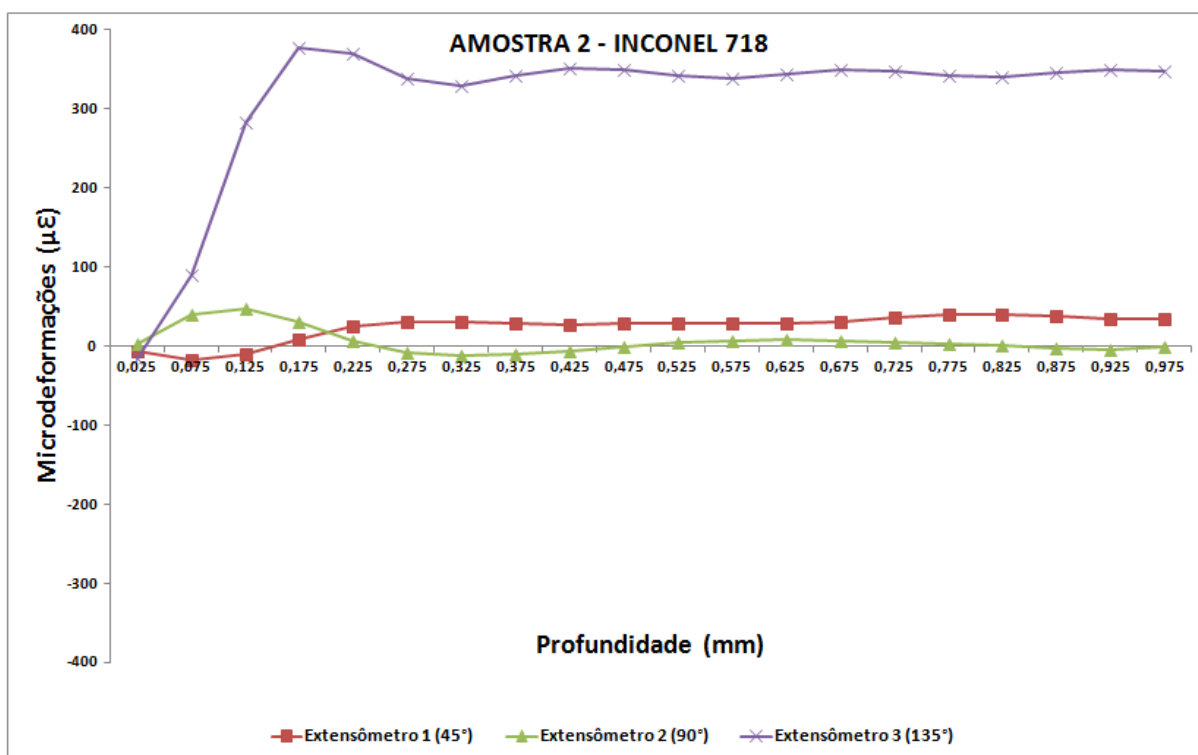


Figura 60. Medidas das microdeformações da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 60 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) oscilaram entre -17 e 50 microdeformações, apresentado características trativas e compressivas ao longo da profundidade. Concomitantemente, as microdeformações na direção de 135° (extensômetro 3) aumentaram significativamente até a profundidade de 0,175 mm, e posteriormente as mesmas se estabilizaram, oscilando entre 370 e 330 microdeformações, apresentando características compressivas.

A Figura 61 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

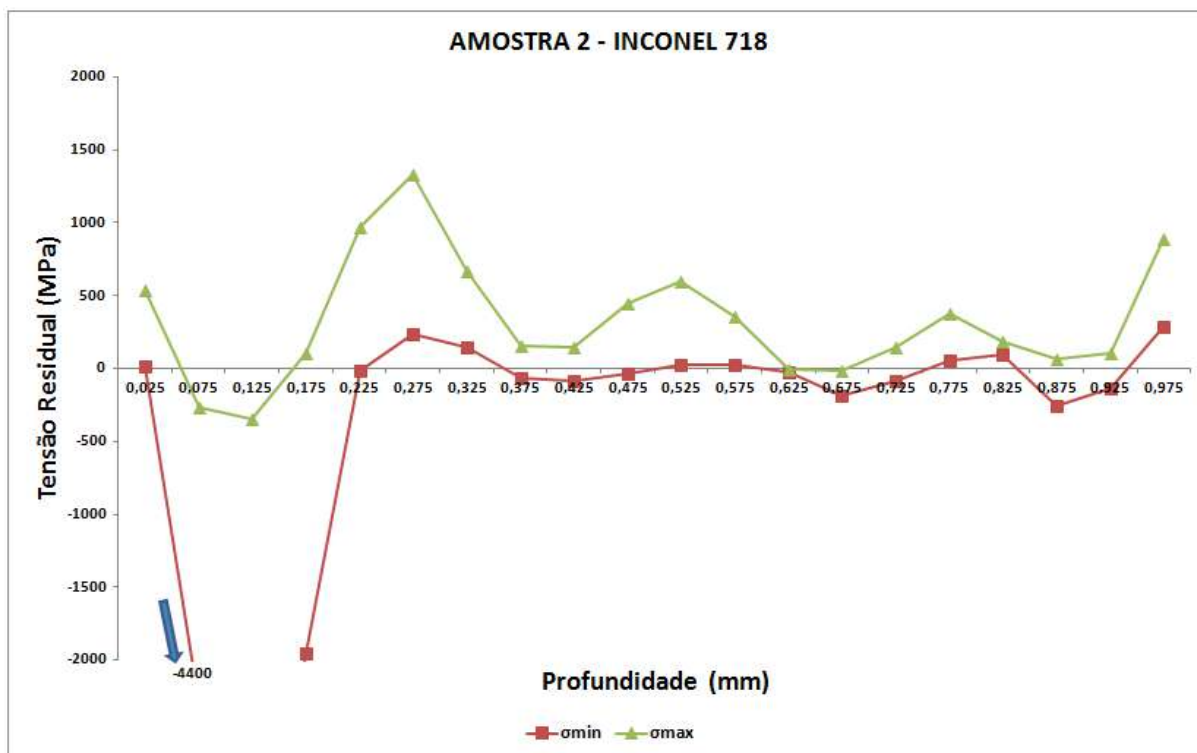


Figura 61. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 61 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes a uma profundidade entre 0,025 mm e 0,325 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência da liga inconel 718 (1.171 MPa) oscilando entre -4.400 MPa e 1.330 MPa, com características compressivas e trativas respectivamente. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência no processo de colagem das rosetas, impactando negativamente na leitura e processamento dos dados. Posteriormente, os resultados das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes até uma profundidade de 0,925 mm, oscilando entre 500 MPa e -300 MPa com características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Por fim, a uma profundidade de 0,975 mm foi observado um valor de tensão residual máxima inconsistente, superior ao limite de escoamento da liga inconel 718 (861 MPa) na ordem de 890 MPa, podendo estar associado à ineficiência na interpolação e

resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 7, observa-se a presença de ZPF na região da interface entre MB e ZTA da liga inonel 718.

5.1.3.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 8.

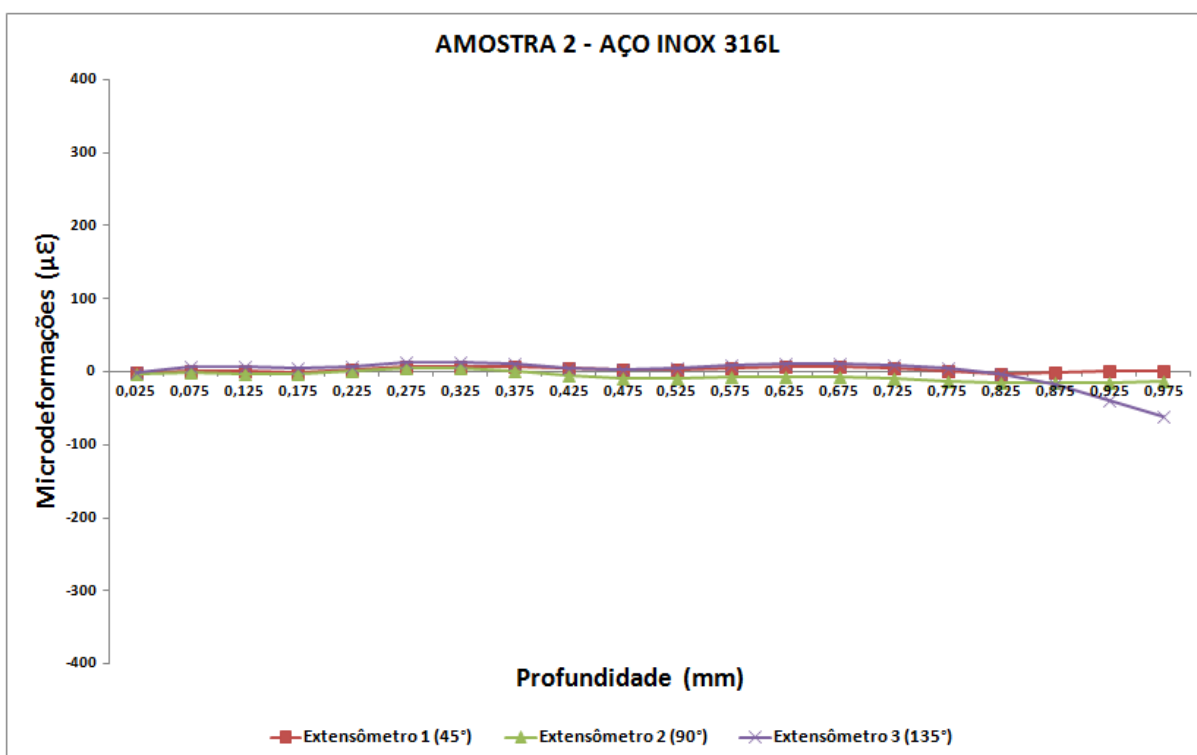


Figura 62. Medidas das microdeformações da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 62 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1), 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) oscilaram entre 15 e -60 microdeformações ao longo da profundidade, com características compressivas e trativas.

A Figura 63 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

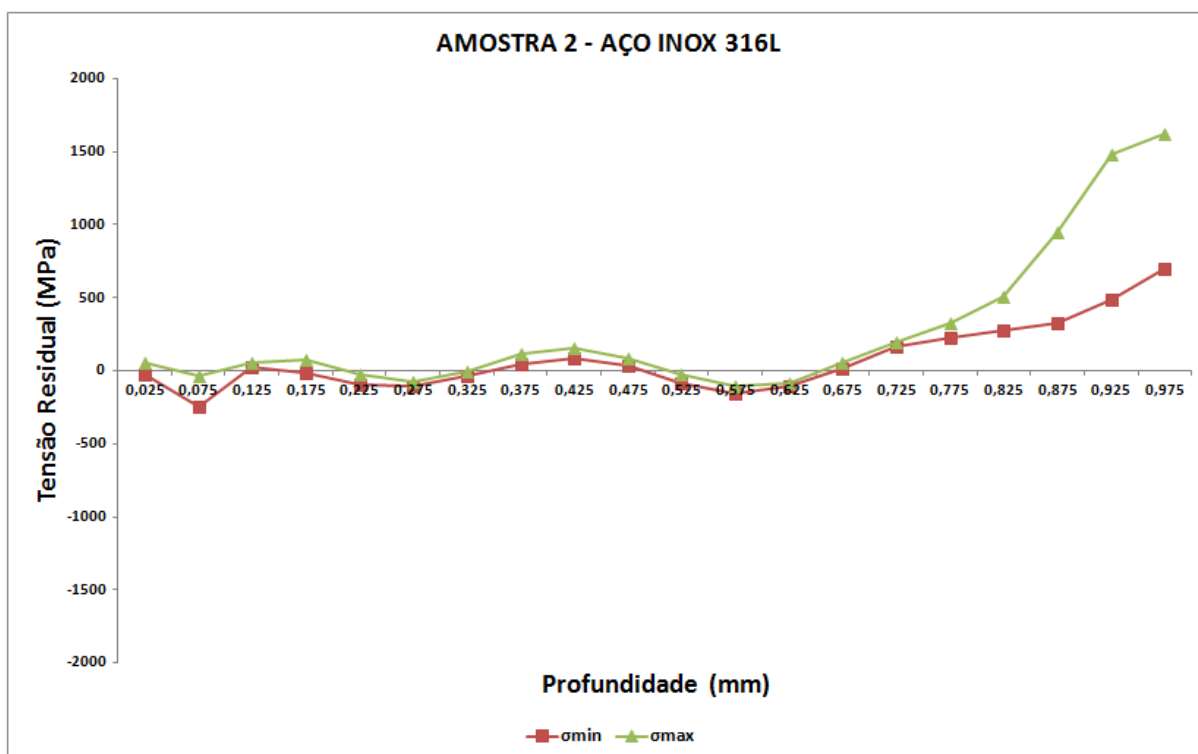


Figura 63. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 2, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 63 observa-se que o valor da tensão residual mínima foi inconsistente a uma profundidade de 0,075 mm, atingindo um valor superior a 60% do limite de escoamento do aço inox 316L (170 MPa) na ordem de -240 MPa com característica compressiva. Esse valor pode estar associado à ineficiência no processo de colagem da roseta, impactando negativamente na leitura e processamento dos dados. Posteriormente, os resultados foram condizentes a uma profundidade entre 0,125 mm e 0,675 mm, oscilando entre 160 MPa e -155 MPa com características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Por fim, os valores das tensões residuais

máximas e mínimas foram inconsistentes a uma profundidade entre 0,725 mm e 0,975 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (590 MPa) na ordem de 1.600 MPa. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 8, observa-se a presença de longarinas de ferrita e grãos poligonais de austenita na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.4 Amostra 3 (140 A ; 700°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 3, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 3, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 140 A e a temperatura de interpasse de 700°C.

5.1.4.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 9.

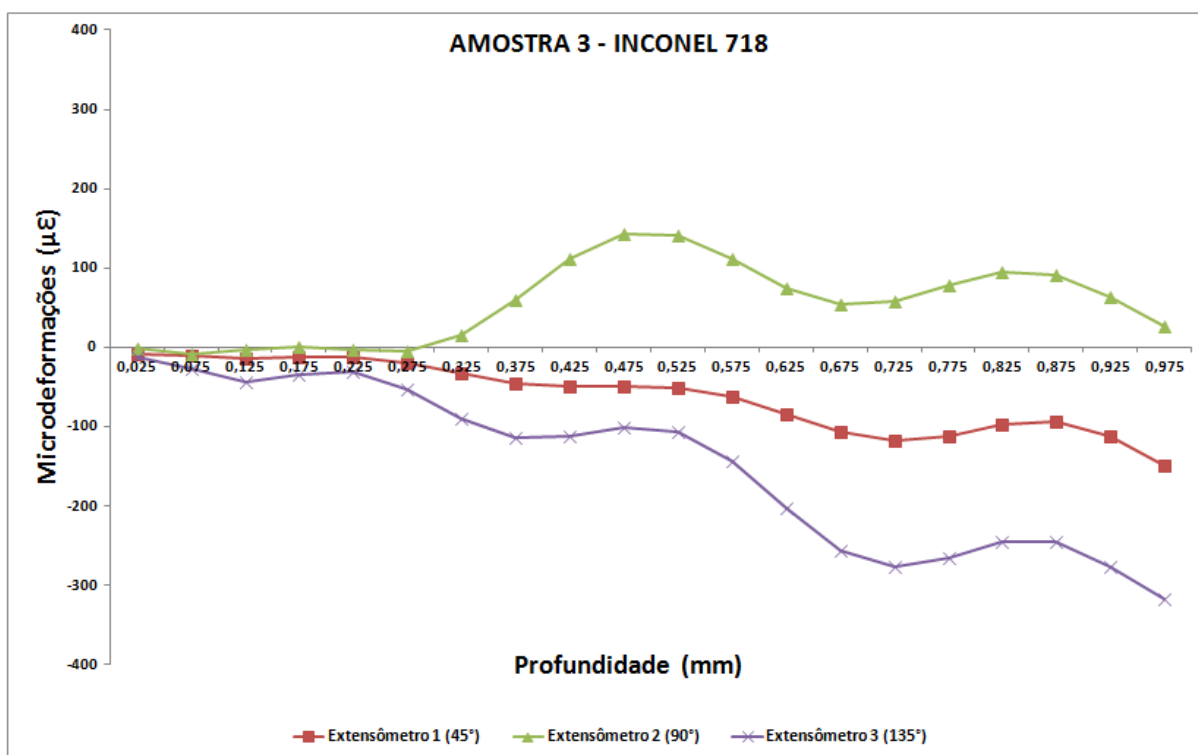


Figura 64. Medidas das microdeformações da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 64 é possível observar que as microdeformações aumentaram ao longo da profundidade nas direções de 45° (extensômetro 1) e 135° (extensômetro 3), oscilando entre -7 e -320 microdeformações, apresentando características trativas. Concomitantemente, as microdeformações na direção de 90° (extensômetro 2) apresentaram-se instáveis ao longo da profundidade, oscilando entre -4 e 145 microdeformações, apresentando características trativas e compressivas.

A Figura 65 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

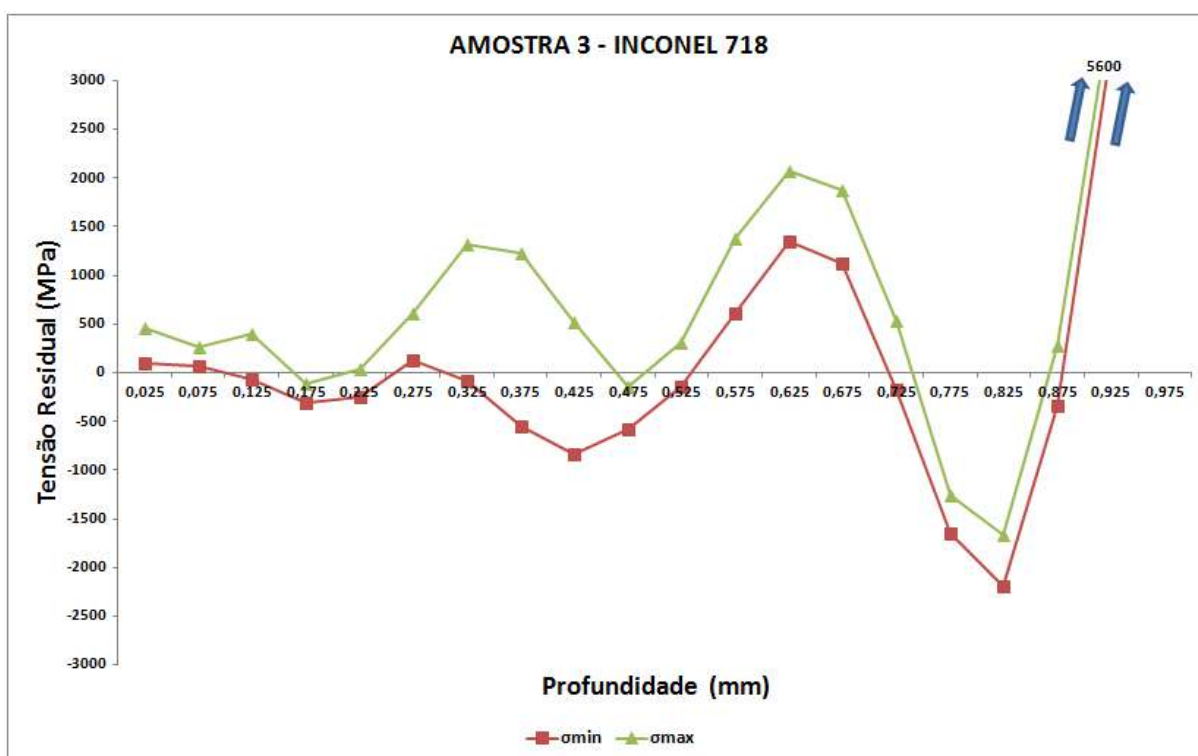


Figura 65. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 65 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes a partir de 0,275 mm de profundidade, atingindo valores superiores ao limite de resistência da liga inconel 718 (1.171 MPa) na ordem de 5.700 MPa. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta e à perda na capacidade de interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 9, observa-se a presença de ZPF, dendritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.4.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 10.

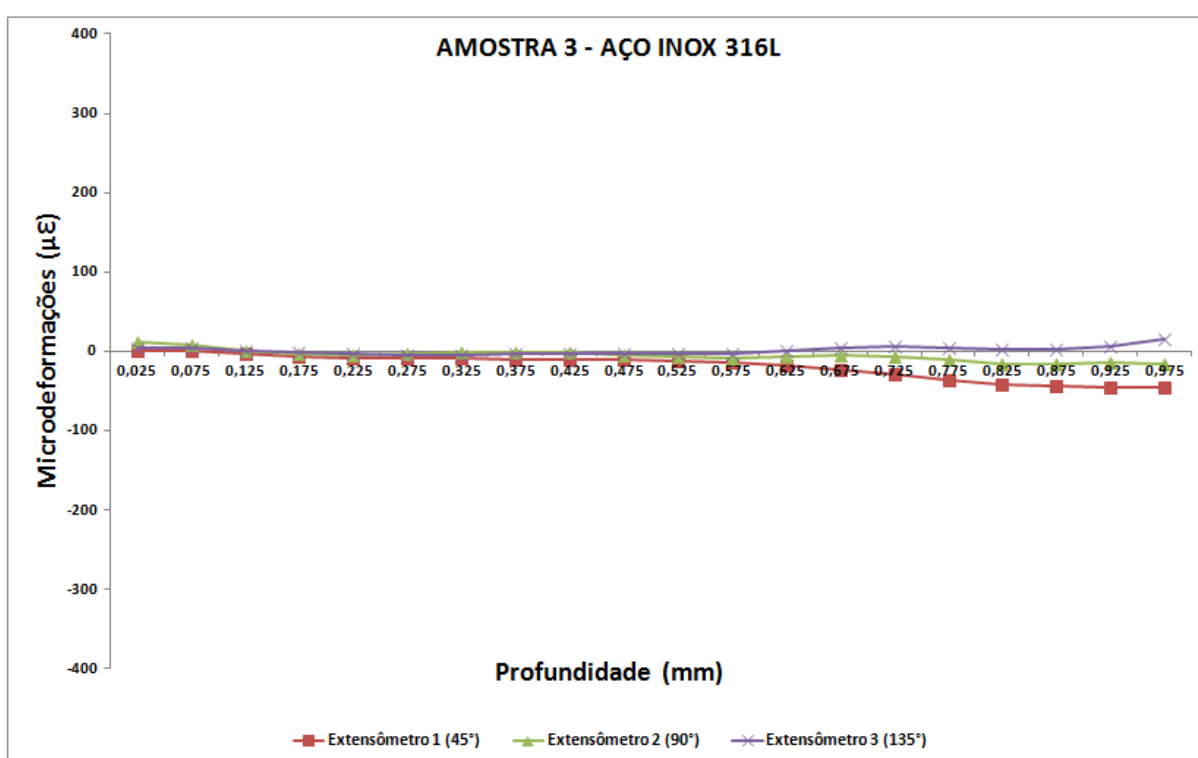


Figura 66. Medidas das microdeformações da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 66 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) aumentaram levemente ao longo da profundidade, oscilando entre 10 e -45 microdeformações, apresentando até a profundidade de 0,125 mm características compressivas e posteriormente trativas. Simultaneamente, as

microdeformações na direção de 135° (extensômetro 3) oscilaram entre -4 e 15 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características trativas e compressivas.

A Figura 67 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

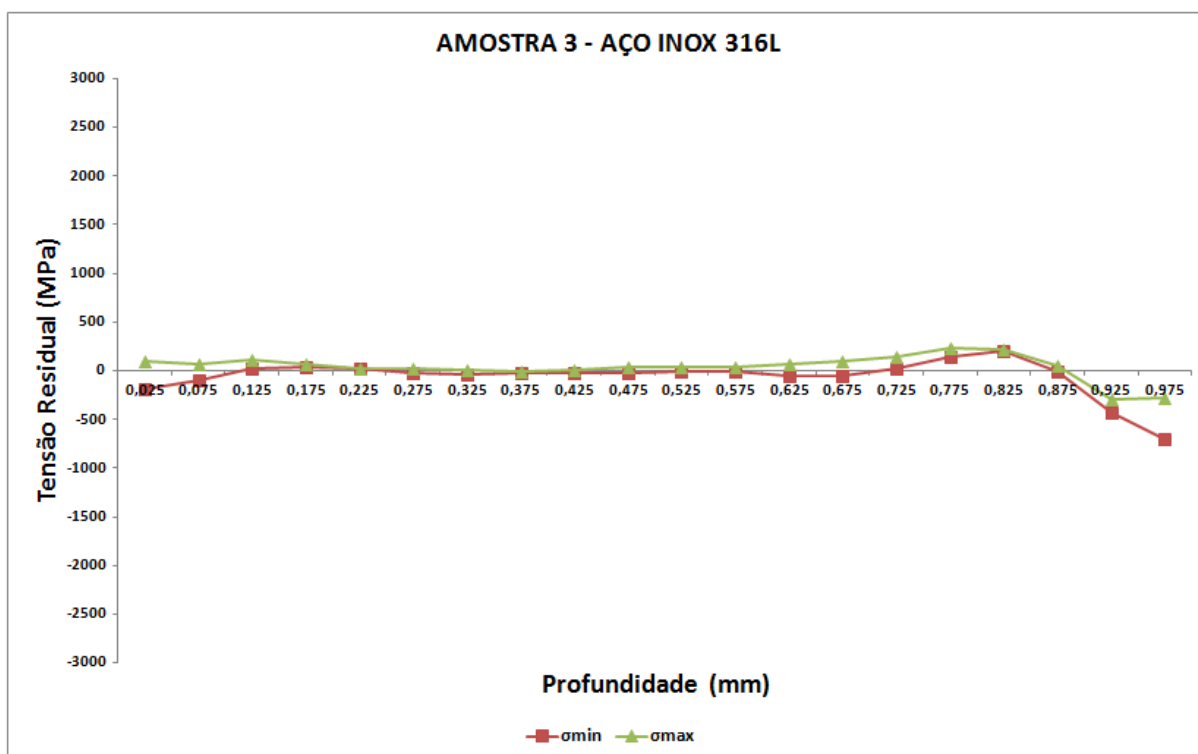


Figura 67. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 3, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 67 observa-se que o valor da tensão residual mínima foi inconsistente em uma profundidade de 0,025 mm, atingindo um valor superior a 60% do limite de escoamento do aço inox 316L (170 MPa) na ordem de -180 MPa com característica compressiva, podendo ter sido induzido pela abertura do furo. A partir da profundidade de 0,075 mm até 0,725 mm, os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes oscilando entre 150 MPa e -92 MPa com características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, até a profundidade de 0,975 mm, foram observados resultados inconsistentes das tensões residuais máximas e

mínimas, atingindo valores superiores a 60% do limite de escoamento e um valor superior ao limite de resistência do material (590 MPa) na ordem de -700 MPa. Esses valores podem estar associados à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 10, observa-se a presença de longarinas de ferrita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.5 Amostra 4 (180 A ; 700°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 4, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 4, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 180 A e a temperatura de interpasse de 700°C.

5.1.5.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 11.

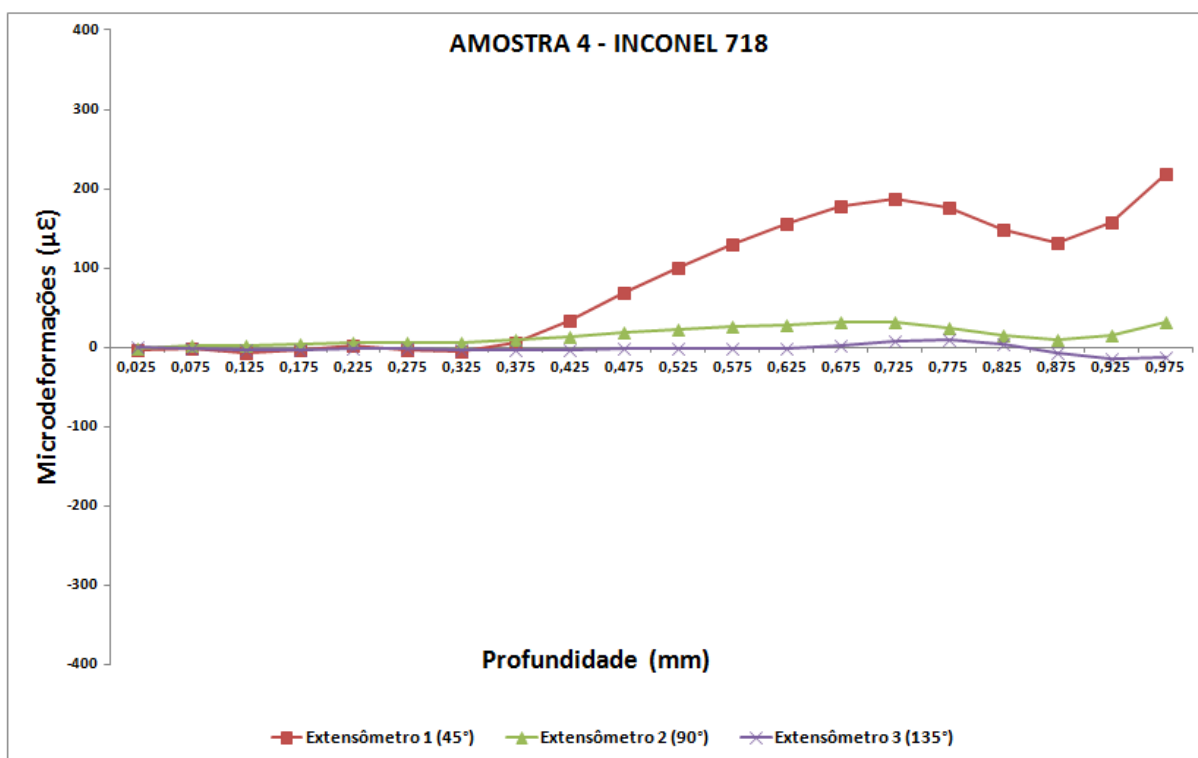


Figura 68. Medidas das microdeformações da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 68 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre -1 e 220 microdeformações, apresentando uma tendência compressiva. Concomitantemente, as microdeformações na direção de 135° (extensômetro 3) oscilaram entre 9 e -15 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características compressivas e trativas.

A Figura 69 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

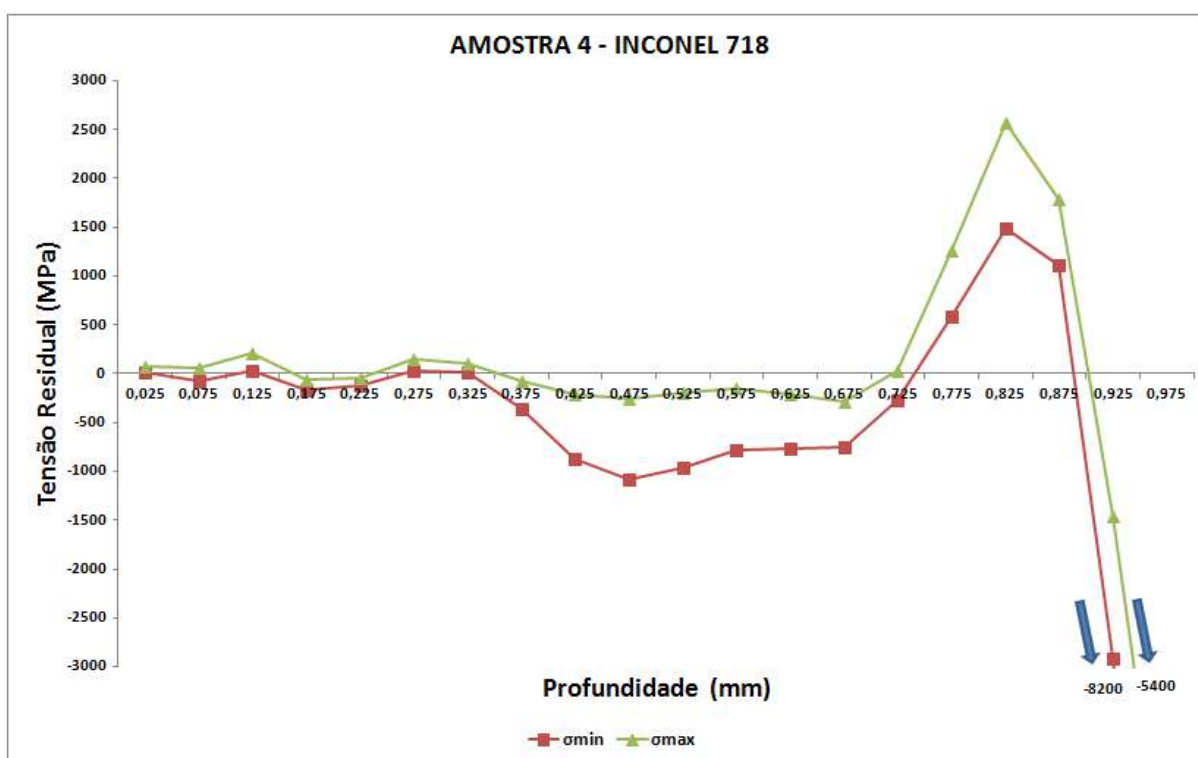


Figura 69. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 69 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes até uma profundidade de 0,375 mm, oscilando entre -360 MPa e 210 MPa com características compressivas e trativas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (1.171 MPa) oscilando entre 2.600 MPa e -8.300 MPa. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta e à perda na capacidade de interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 11, observa-se a presença de dendritas colunares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.5.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 12.

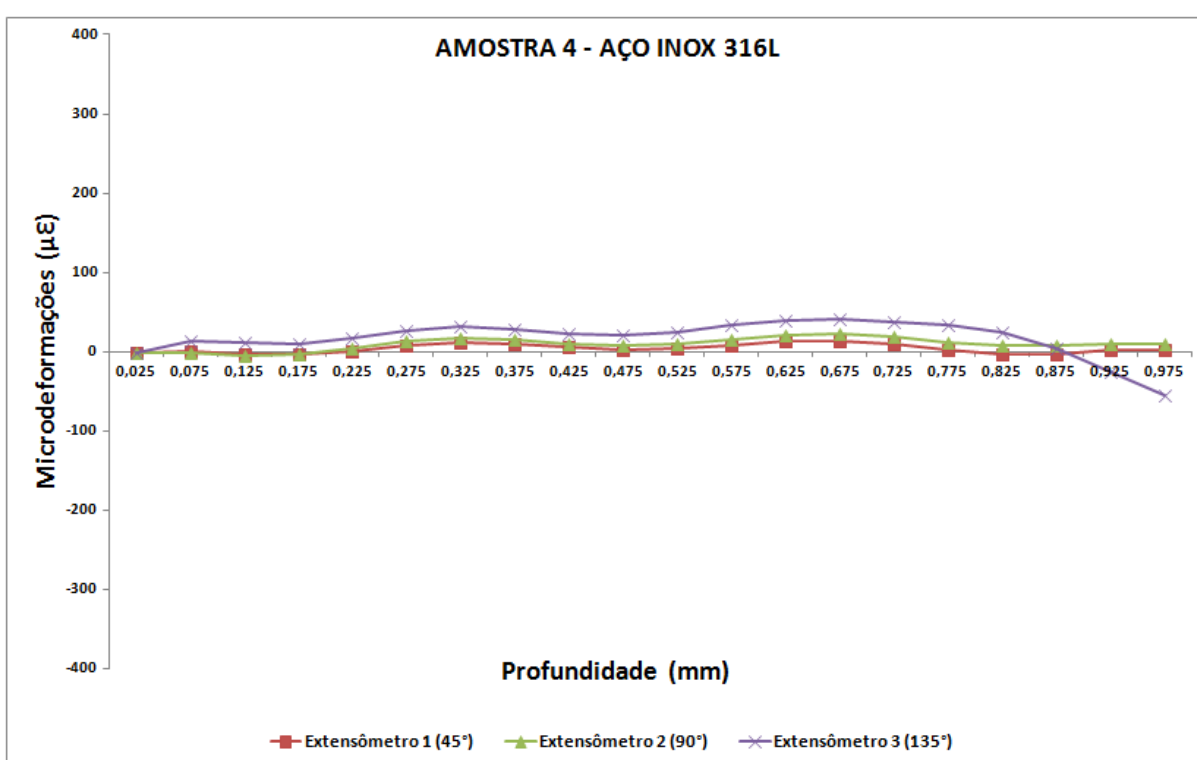


Figura 70. Medidas das microdeformações da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 70 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1), 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) oscilaram entre 40 e -55 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características compressivas e trativas respectivamente.

A Figura 71 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

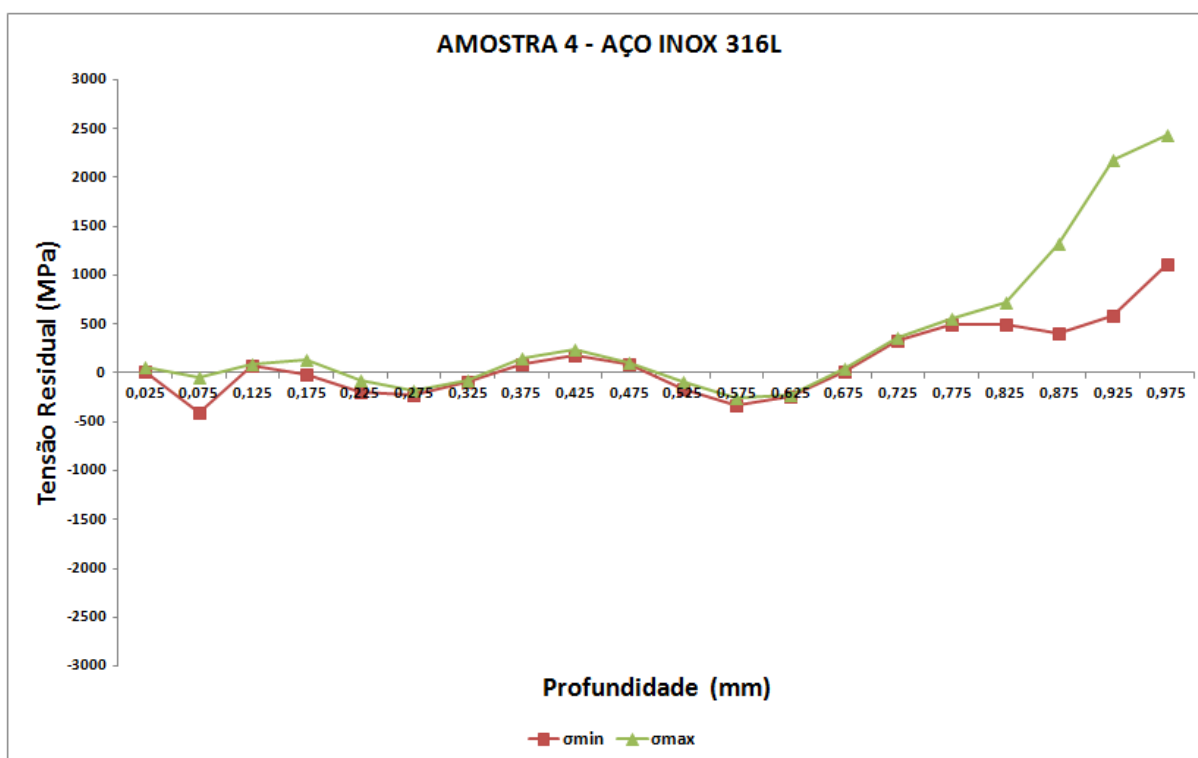


Figura 71. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 4, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 71 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes ao longo da profundidade, atingindo valores superiores ao limite de escoamento (283 MPa) e limite de resistência do aço inox 316L (590 MPa) na ordem entre -400 MPa e 2.500 MPa com características compressivas e trativas. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta e à perda na capacidade de interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 12, observa-se a presença de longarinas de ferrita na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.6 Amostra 5 (180 A ; 600°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 5, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 5, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 180 A e a temperatura de interpasse de 600°C.

5.1.6.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 13.

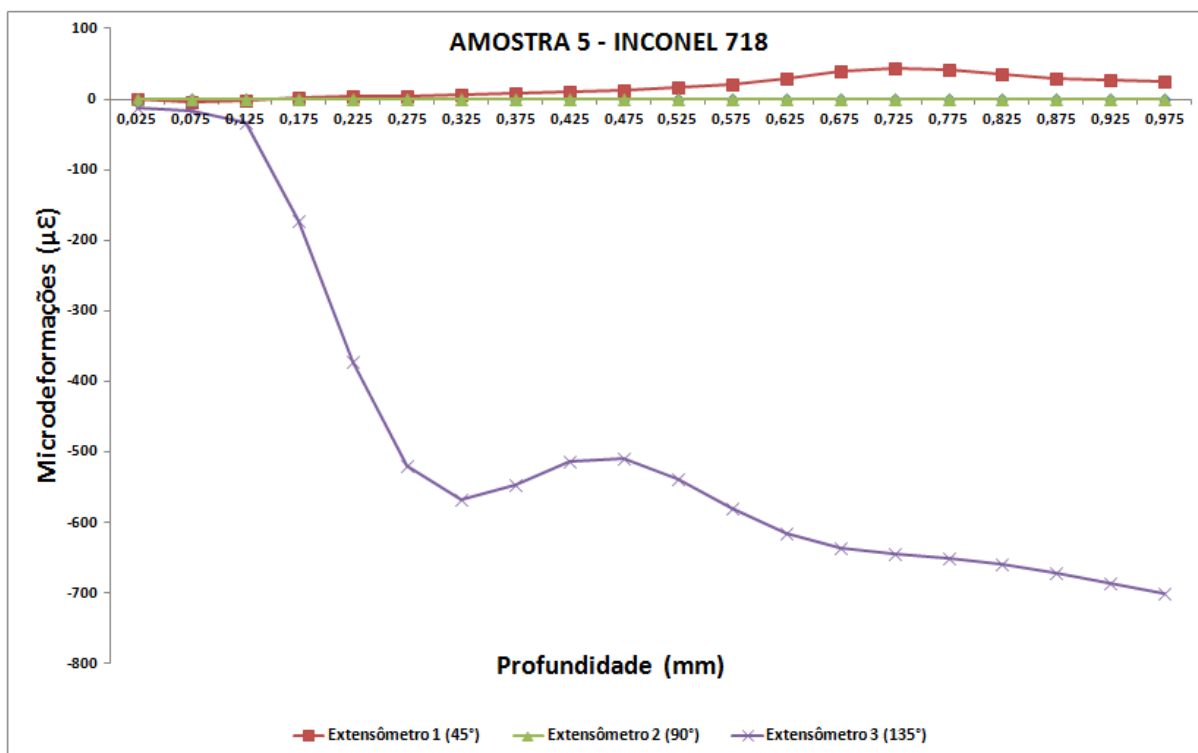


Figura 72. Medidas das microdeformações da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 72 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) oscilaram entre -5 e 45 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando uma tendência compressiva. Simultaneamente, as microdeformações na direção de 135° (extensômetro 3) aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre -10 e -700 microdeformações, com características trativas.

A Figura 73 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

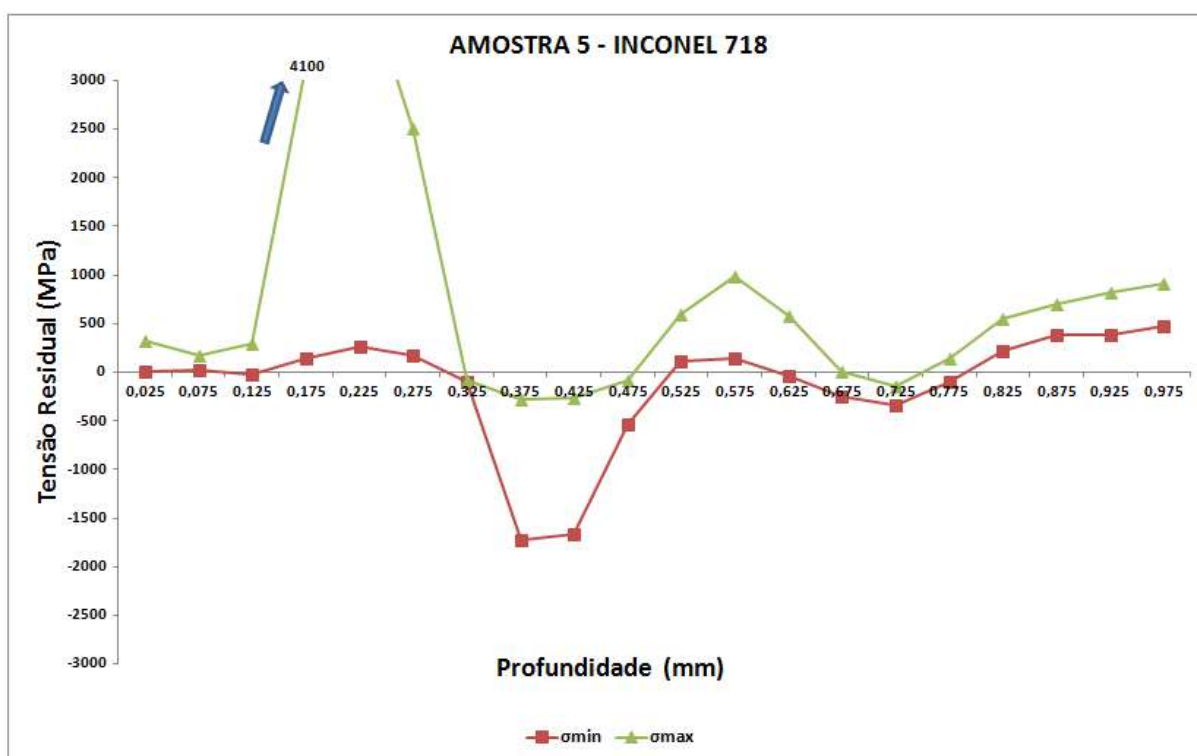


Figura 73. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 73 observa-se que os valores das tensões residuais máximas foram inconsistentes a partir de uma profundidade de 0,175 mm até 0,975 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência (1.171 MPa) e limite de escoamento da liga inconel 718 (861 MPa) na ordem entre 4.200 MPa e 920 MPa. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta. Concomitantemente, foi observado que os valores das tensões residuais mínimas foram inconsistentes em somente um intervalo de profundidade entre 0,375 mm e 0,475 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material na faixa de -1.750 MPa com características compressivas. Esses valores também podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta. Na MO contida no Anexo 13, observa-se a presença de dendritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.6.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 14.

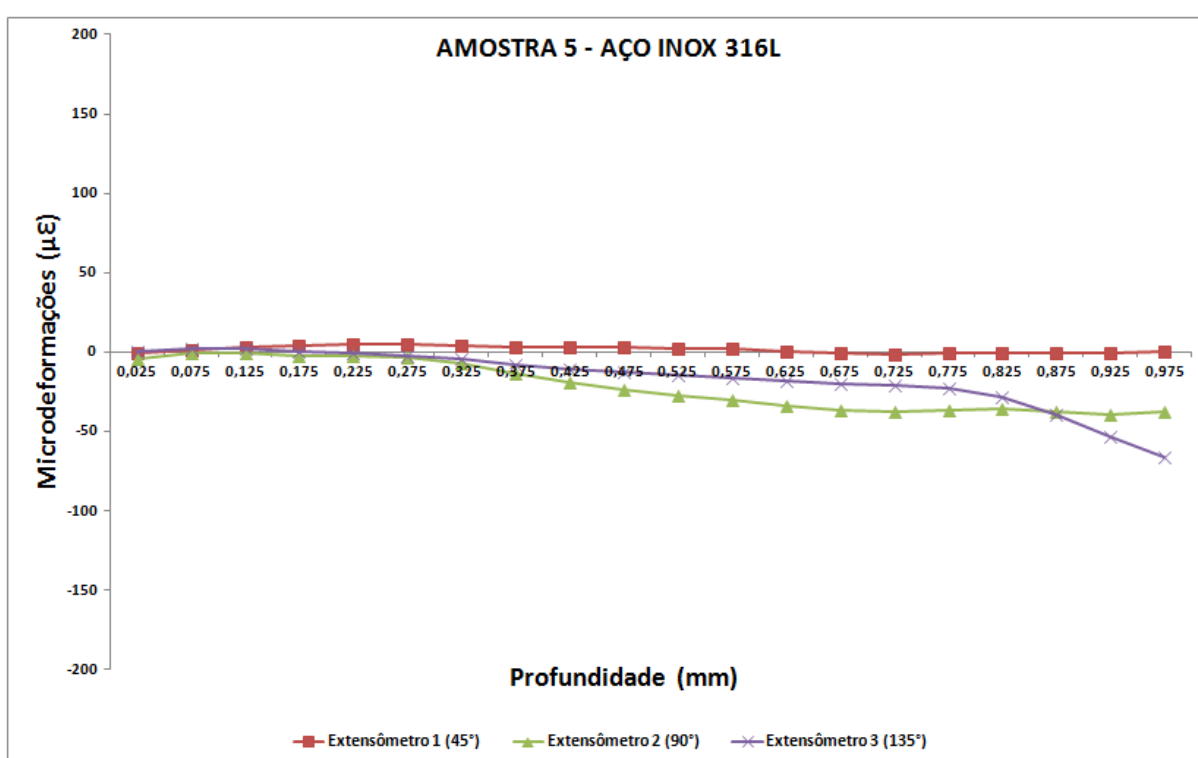


Figura 74. Medidas das microdeformações da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 74 é possível observar que as microdeformações nas direções de 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre 3 e -70 microdeformações, apresentando uma tendência trativa. Concomitantemente, as microdeformações na direção de 45° (extensômetro 1) oscilaram entre -1 e 5

microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características compressivas e trativas.

A Figura 75 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

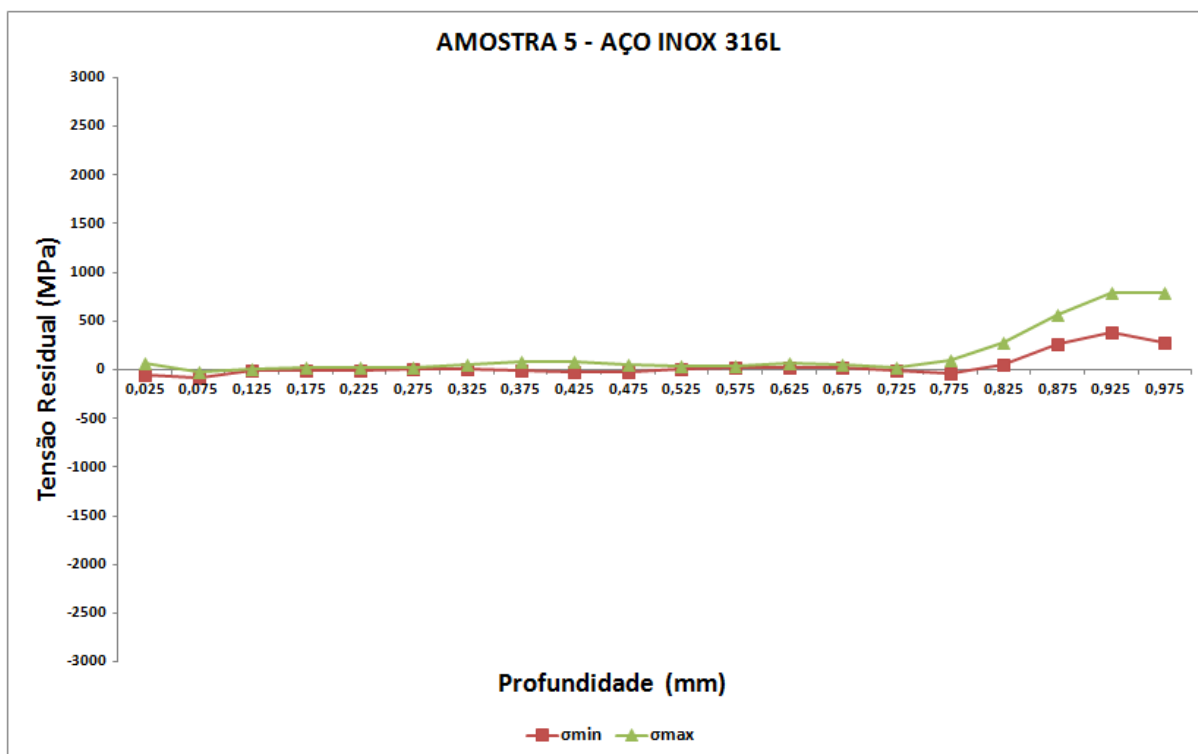


Figura 75. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 5, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 75 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes até uma profundidade de 0,775 mm, oscilando entre 100 MPa e -82 MPa com características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, até uma profundidade de 0,975 mm os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (590 MPa) na ordem de 800 MPa com características trativas. Esses valores podem estar associados à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície.

Na MO contida no Anexo 14, observa-se a presença de longarinas de ferrita, grãos poligonais de austenita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.7 Amostra 6 (200 A ; 600°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 6, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 6, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 200 A e a temperatura de interpasse de 600°C.

5.1.7.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 15.

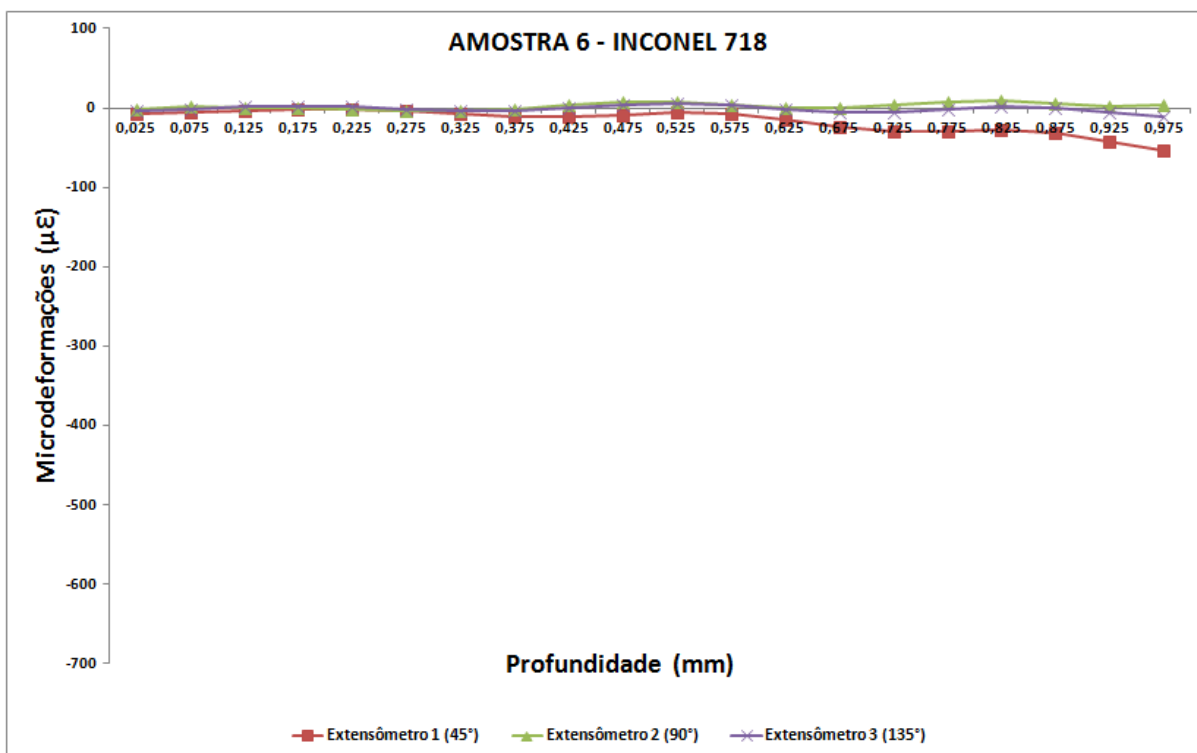


Figura 76. Medidas das microdeformações da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 76 é possível observar que as microdeformações nas direções de 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) oscilaram entre -10 e 9 microdeformações ao longo da profundidade, com características trativas e compressivas. Simultaneamente, as microdeformações na direção de 45° (extensômetro 1) aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre -2 e -55 microdeformações, apresentando uma tendência trativa.

A Figura 77 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

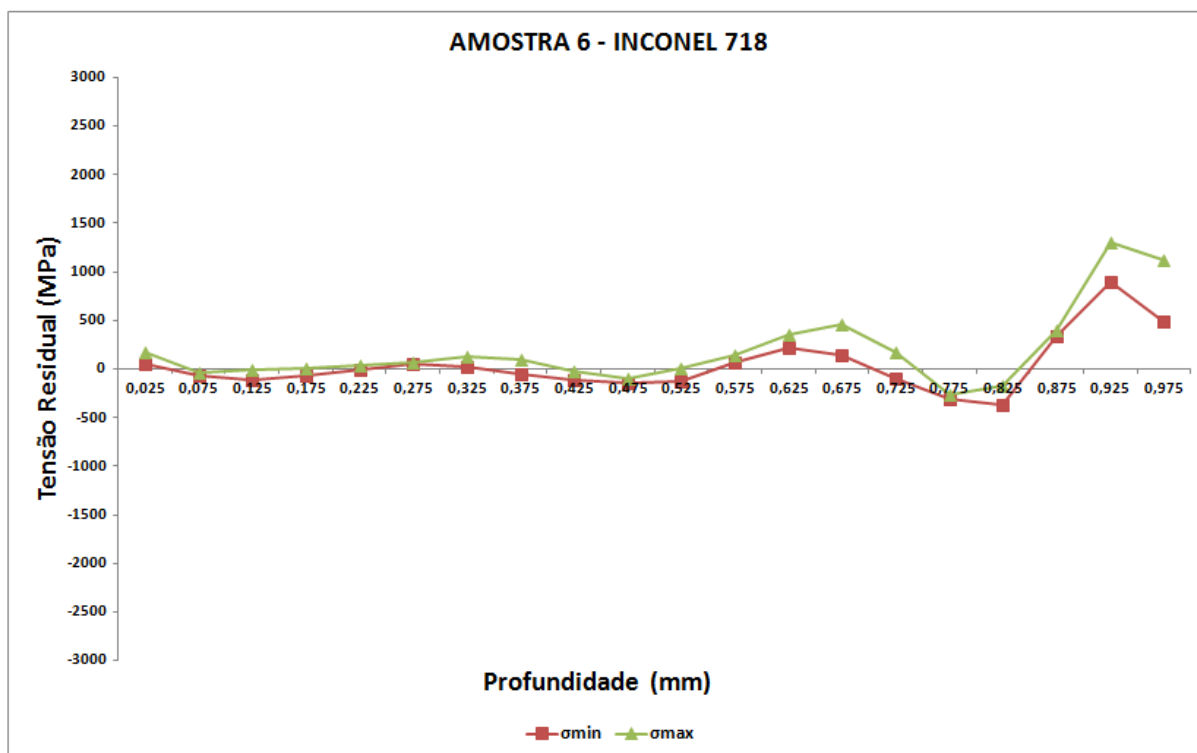


Figura 77. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 77 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes até a profundidade de 0,875 mm, oscilando entre 455 MPa e -365 MPa com características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes até a profundidade de 0,975 mm, atingindo valores superiores ao limite de escoamento (861 MPa) e um valor acima do limite de resistência do material (1.171 MPa), oscilando entre 1.300 MPa e 900 MPa. Esses valores podem estar associados à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 15, observa-se a presença de dendritas celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.7.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 16.

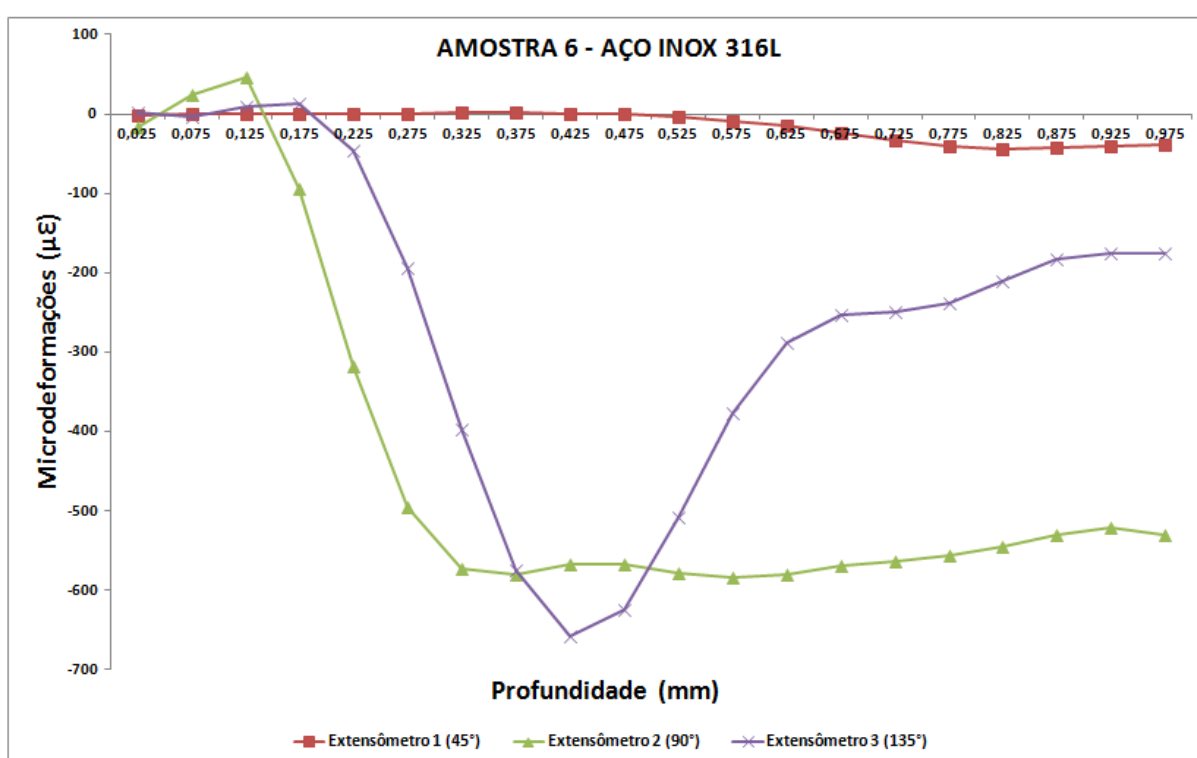


Figura 78. Medidas das microdeformações da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 78 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1), 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) foram instáveis ao longo da profundidade, oscilando entre 50 e -660 microdeformações, apresentando uma tendência trativa.

A Figura 79 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

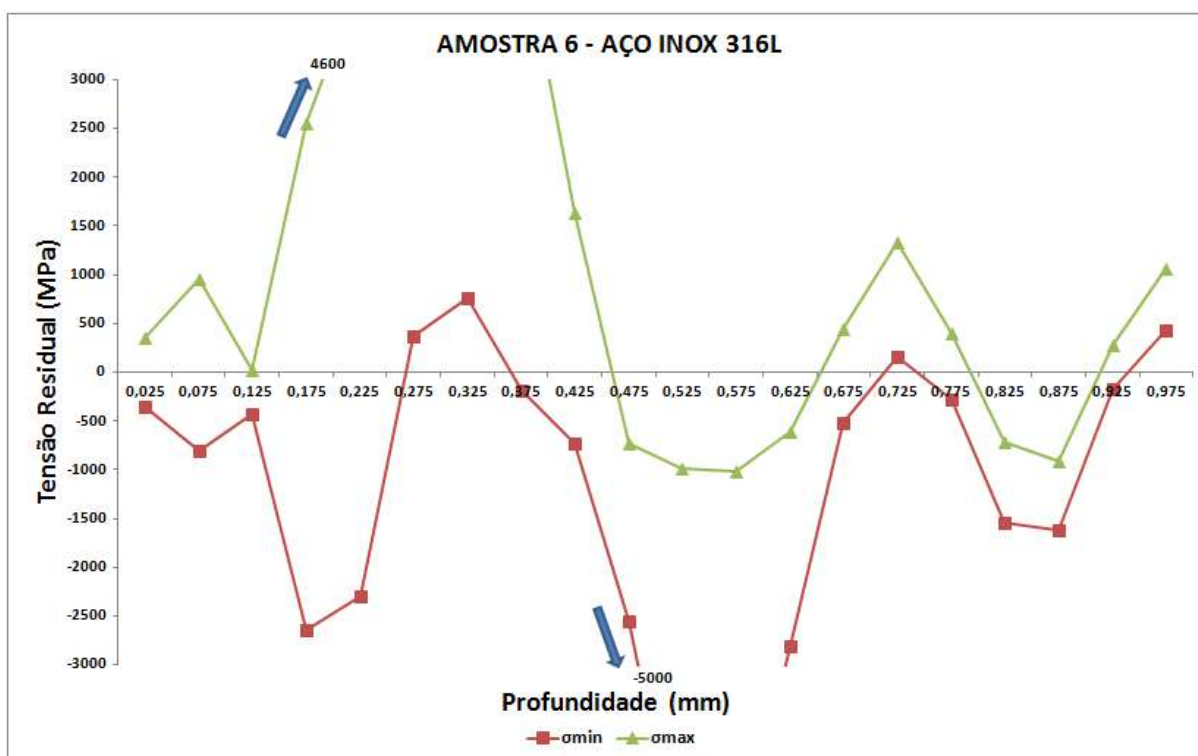


Figura 79. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 6, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 79 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes ao longo da profundidade, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (590 MPa), oscilando entre 4.700 MPa e -5.200 MPa. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta, impactando negativamente na leitura e processamento dos dados. Na MO contida no Anexo 16, observa-se a presença de grãos poligonais de austenita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.8 Amostra 7 (160 A ; 400°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 7, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 7, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 160 A e a temperatura de interpasse de 400°C.

5.1.8.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 17.

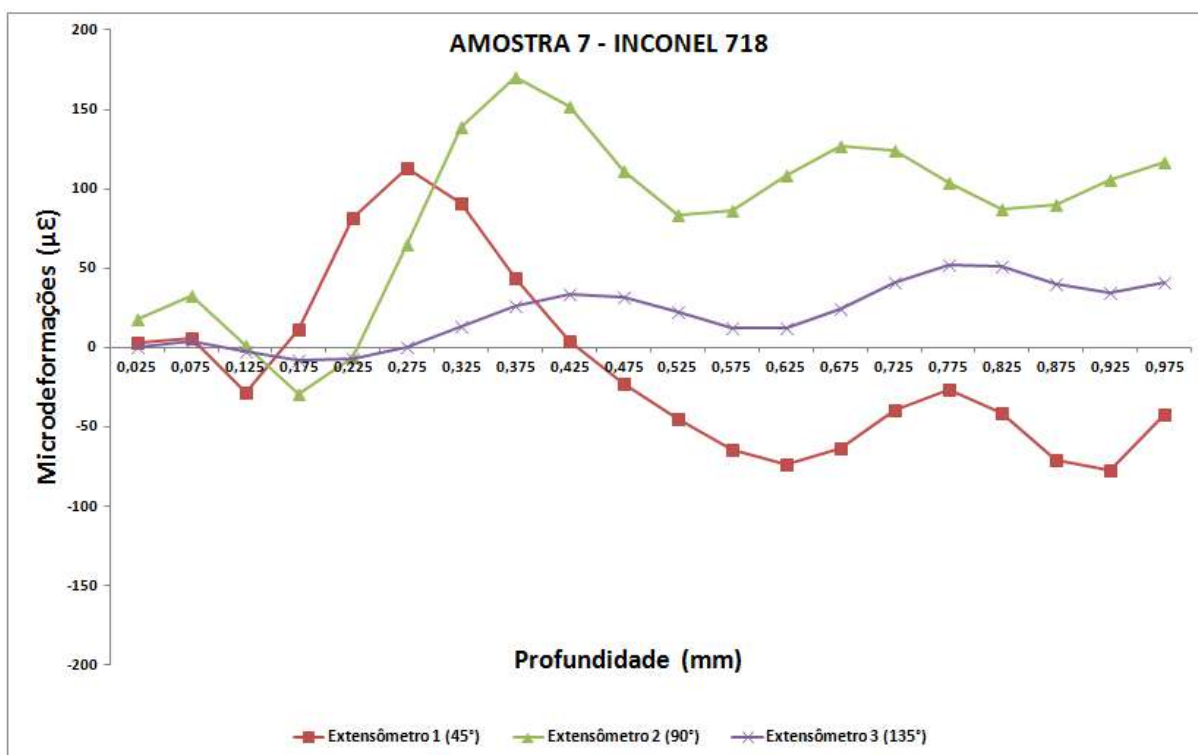


Figura 80. Medidas das microdeformações da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 80 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1), 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) foram instáveis ao longo da profundidade, oscilando entre 170 e -80 microdeformações, apresentando características compressivas e trativas.

A Figura 81 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

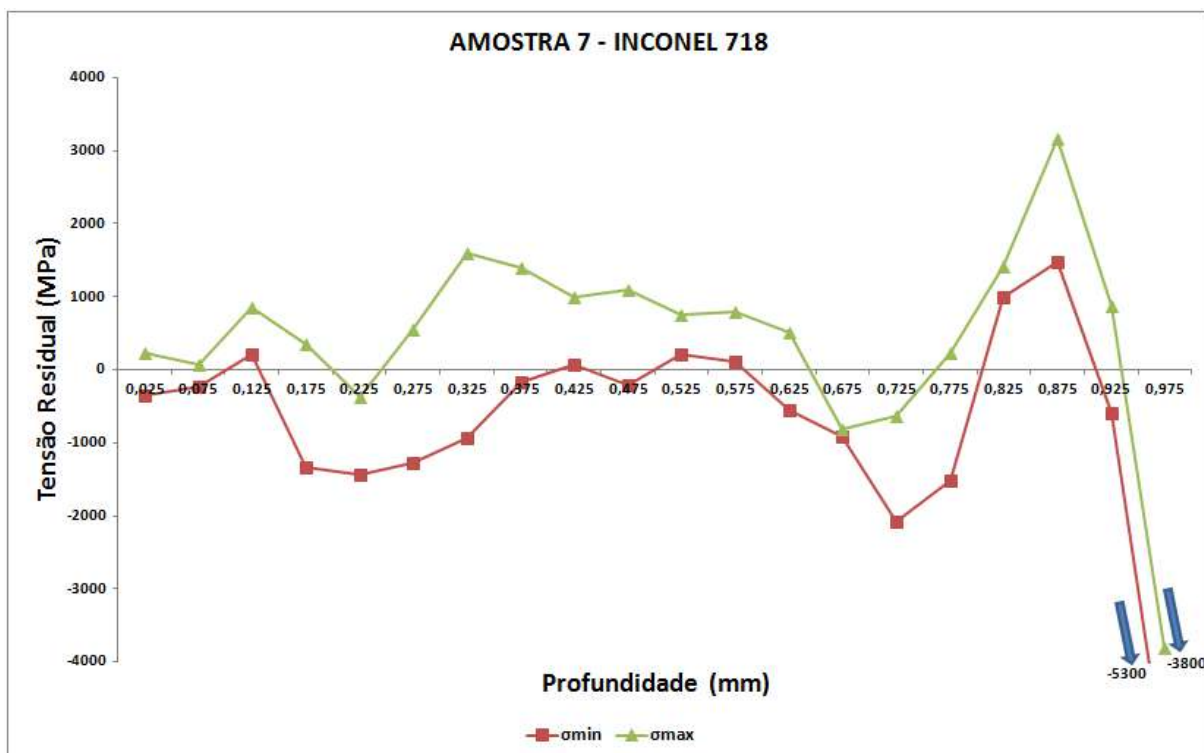


Figura 81. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 81 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes a partir da profundidade de 0,125 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (1.171 MPa), oscilando entre 3.200 MPa e -5.400 MPa com características trativas e compressivas. Esses valores podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta, impactando negativamente na leitura e processamento dos dados. Na MO contida no Anexo 17, observa-se a presença de dendritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.8.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 18.

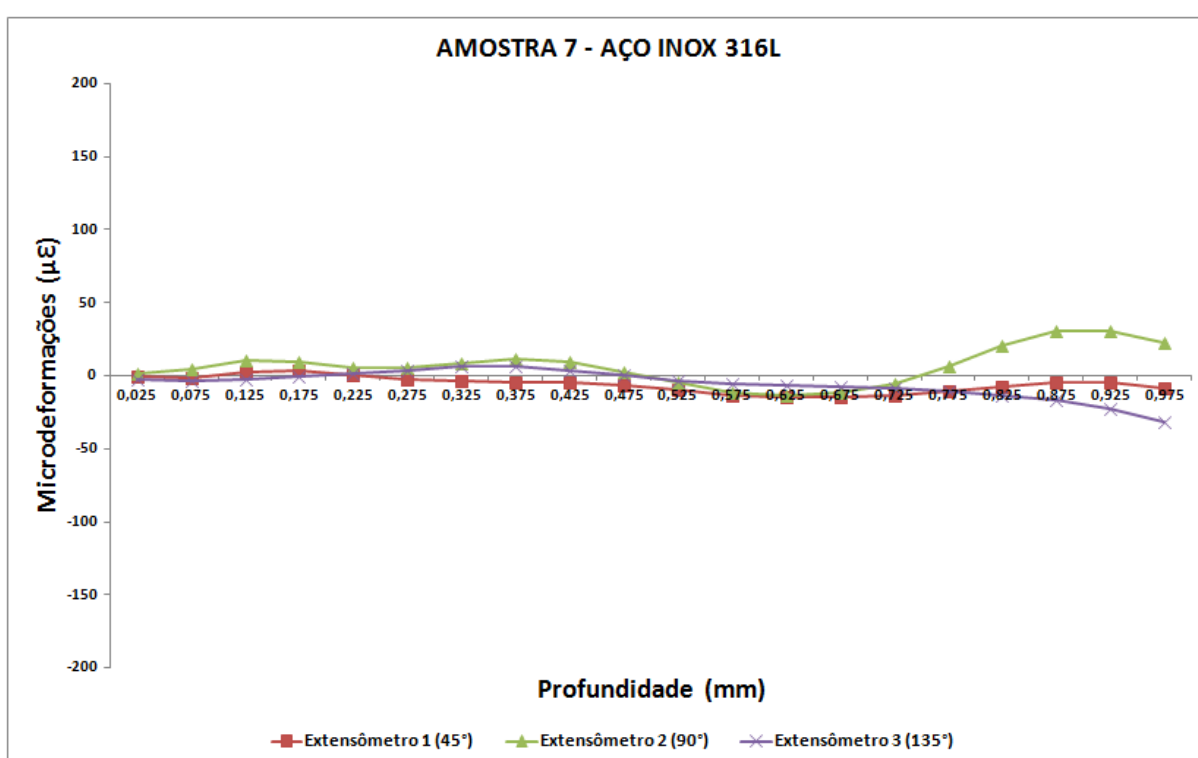


Figura 82. Medidas das microdeformações da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 82 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1), 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 2) oscilaram entre 30 e -30 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características compressivas e trativas.

A Figura 83 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

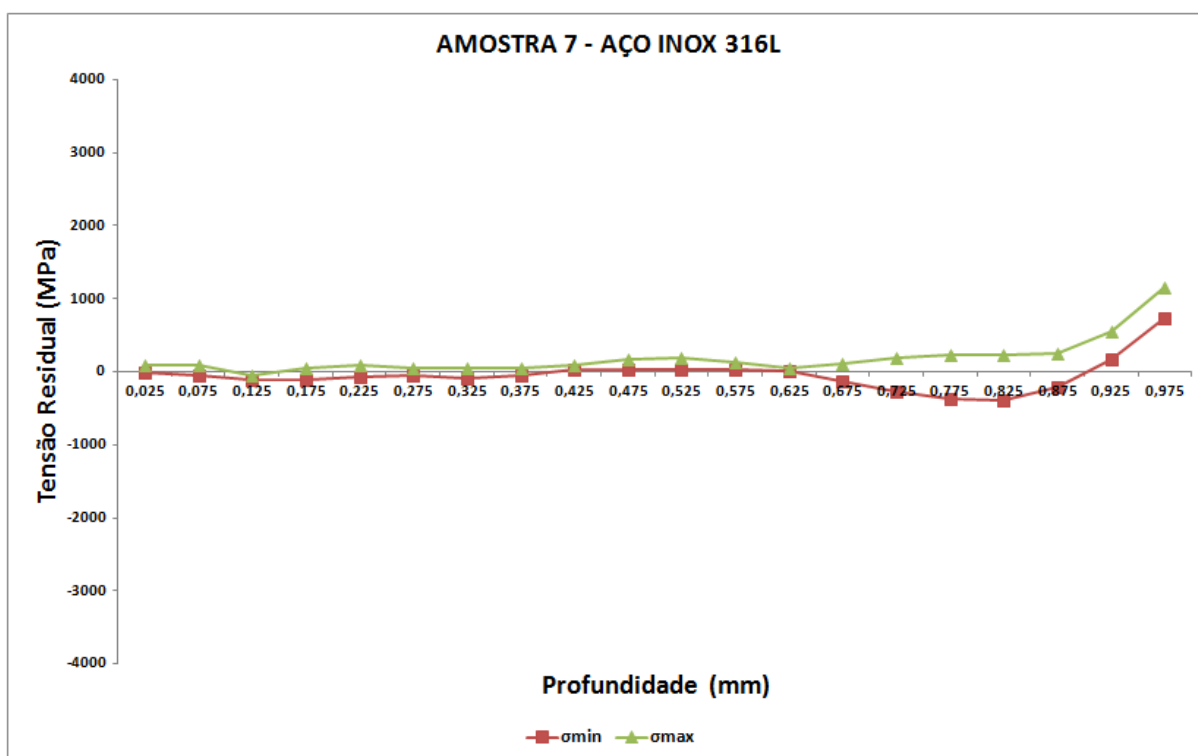


Figura 83. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 7, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 83 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes até a profundidade de 0,675 mm, oscilando entre 170 MPa e -135 MPa com resultados trativos e compressivos. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes até a profundidade de 0,975 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (590 MPa) na ordem de 1.200 MPa. Esses valores podem estar associados à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 18, observa-se a presença de longarinas de ferrita, grãos poligonais de austenita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.9 Amostra 8 (160 A ; 800°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 8, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 8, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 160 A e a temperatura de interpasse de 800°C.

5.1.9.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 19.

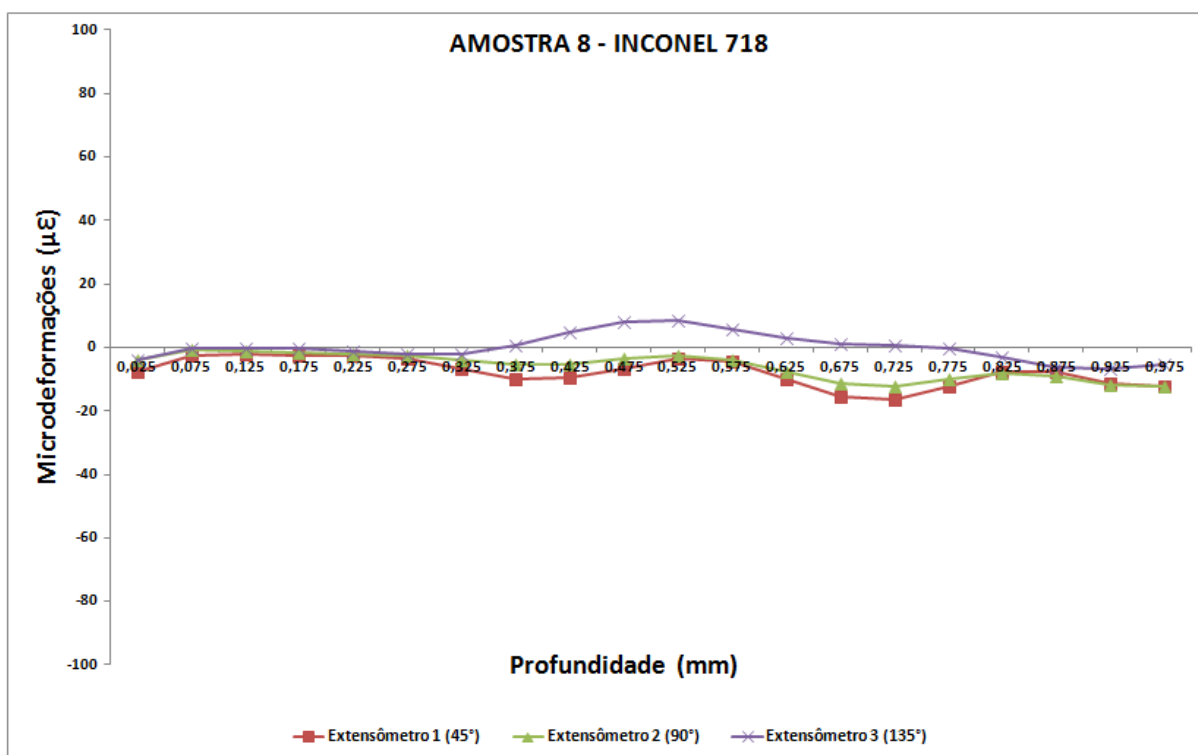


Figura 84. Medidas das microdeformações da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 84 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre -0,7 e -17 microdeformações com características compressivas e trativas. Concomitantemente, as microdeformações na direção de 135° (extensômetro 3) oscilaram entre -7 e 9 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características trativas e compressivas.

A Figura 85 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

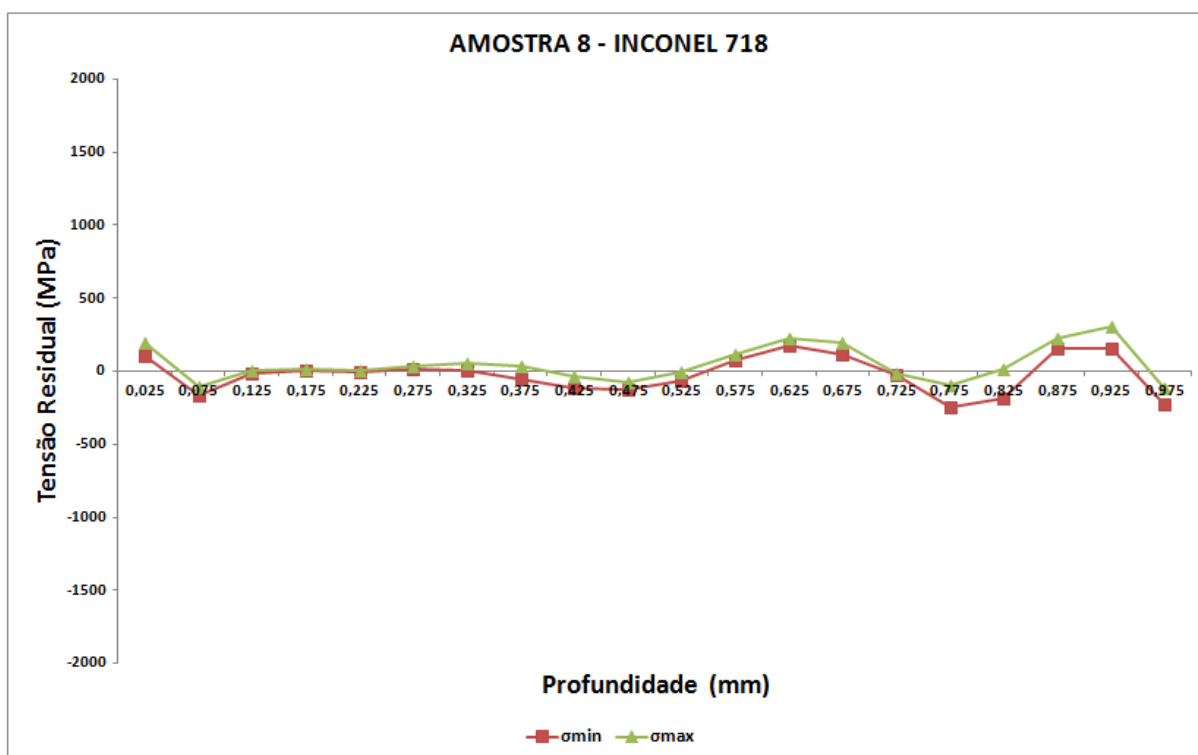


Figura 85. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 85 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram instáveis, porém condizentes ao longo da profundidade isentas de deformações plásticas localizadas, oscilando entre 305 MPa e -245 MPa, apresentando características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Na MO contida no Anexo 19, observa-se a presença de dendritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.9.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são

apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 20.

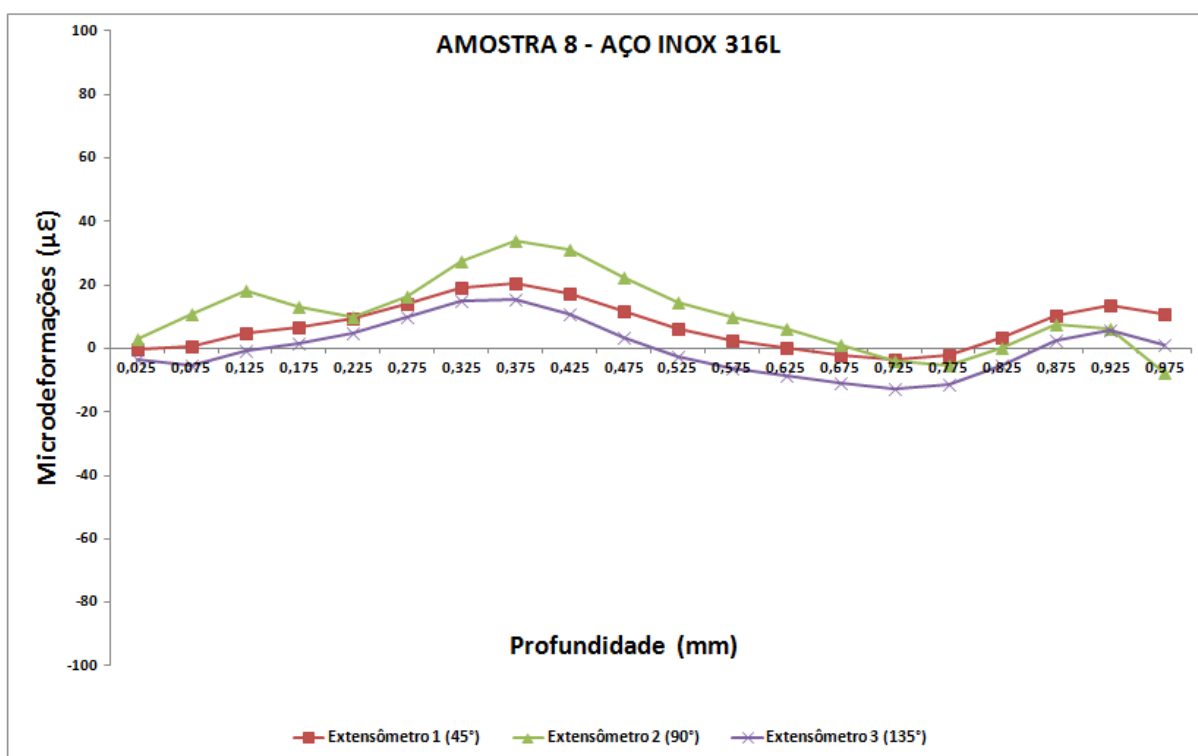


Figura 86. Medidas das microdeformações da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 86 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1), 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) foram instáveis ao longo da profundidade, oscilando entre 35 e -12 microdeformações, apresentando características compressivas e trativas.

A Figura 87 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

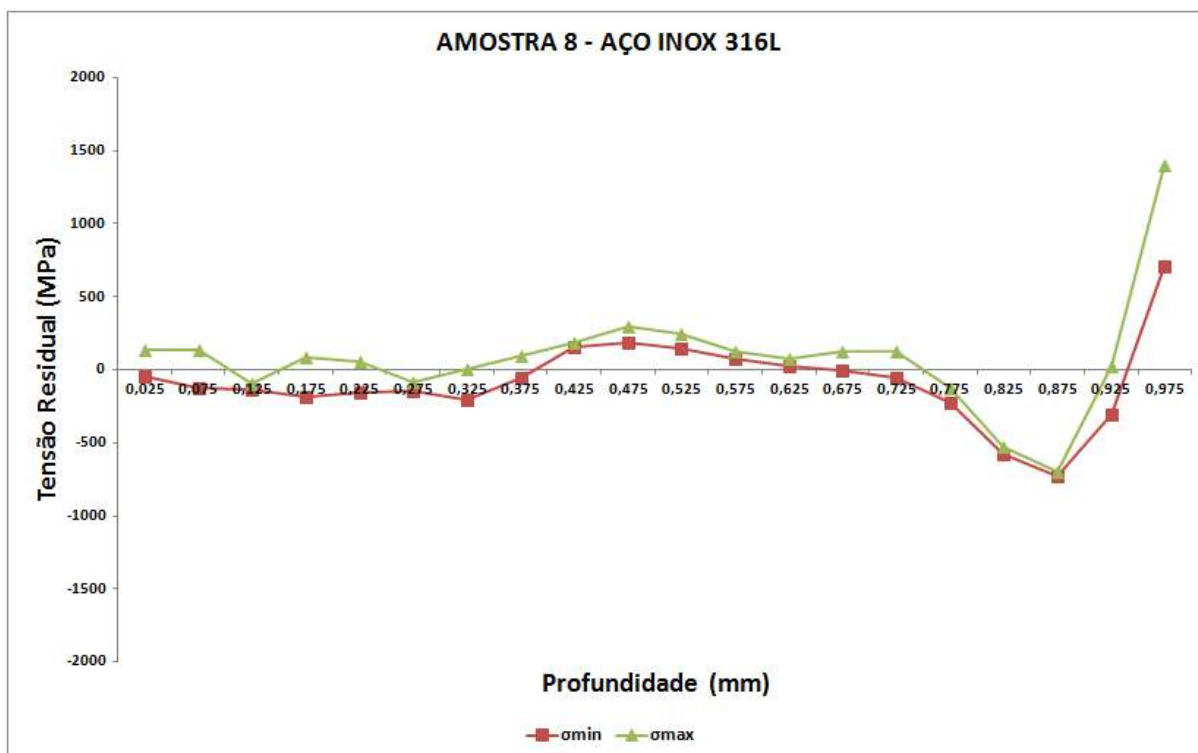


Figura 87. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 8, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 87 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes a partir de uma profundidade de 0,175 mm, atingindo valores superiores ao limite de escoamento (283 MPa) e limite de resistência do material (590 MPa) na ordem entre -750 MPa e 1.400 MPa com características compressivas e trativas. Esses valores inconsistentes podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta e à perda na capacidade de interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 20, observa-se a presença de longarinas de ferrita e grãos poligonais de austenita na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.10 Amostra 9 (120 A ; 600°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 9, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 9, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 120 A e a temperatura de interpasse de 600°C.

5.1.10.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 21.

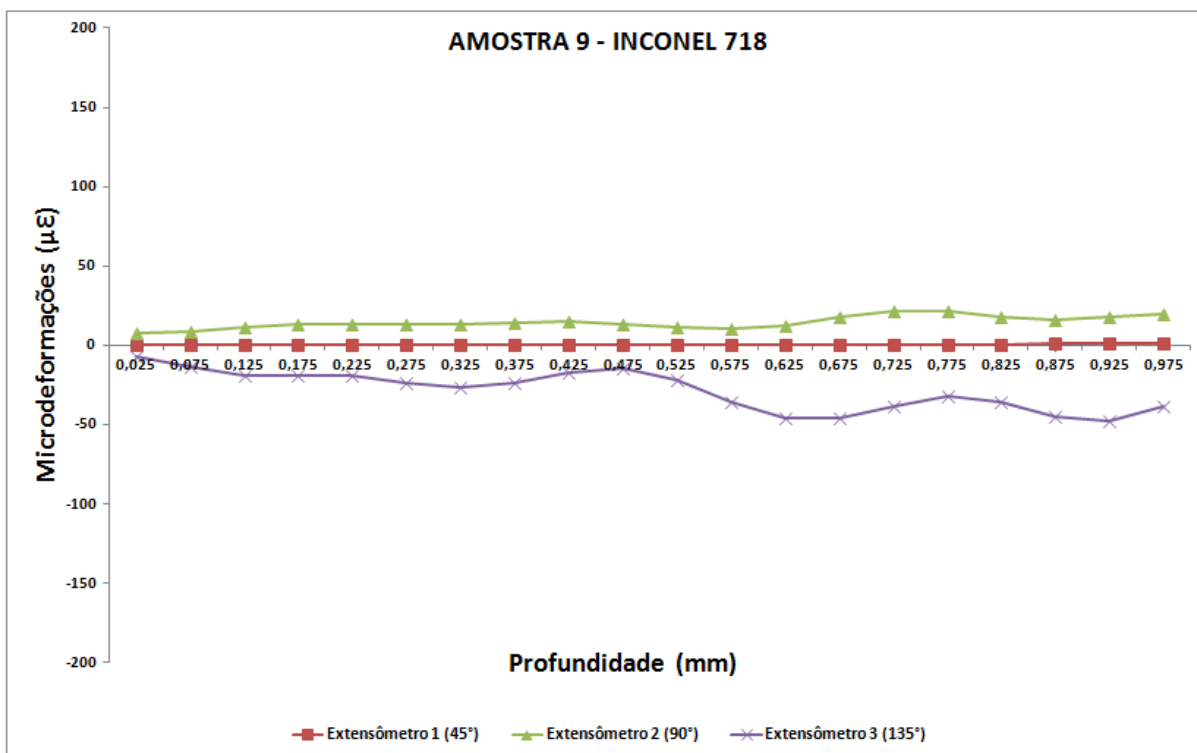


Figura 88. Medidas das microdeformações da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 88 é possível observar que as microdeformações se apresentaram estáveis em dois diferentes níveis e instável em um nível ao longo da profundidade. Na direção de 45° (extensômetro 1), houve uma oscilação entre 0,1 e 1 microdeformação, com característica compressiva. Já na direção de 90° (extensômetro 2), apresentou valores oscilando entre 7 e 22 microdeformações, demonstrando uma tendência compressiva. Por fim, na direção de 135° (extensômetro 3) foi observado uma oscilação entre -7 e -48 microdeformações, apresentando uma tendência trativa.

A Figura 89 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

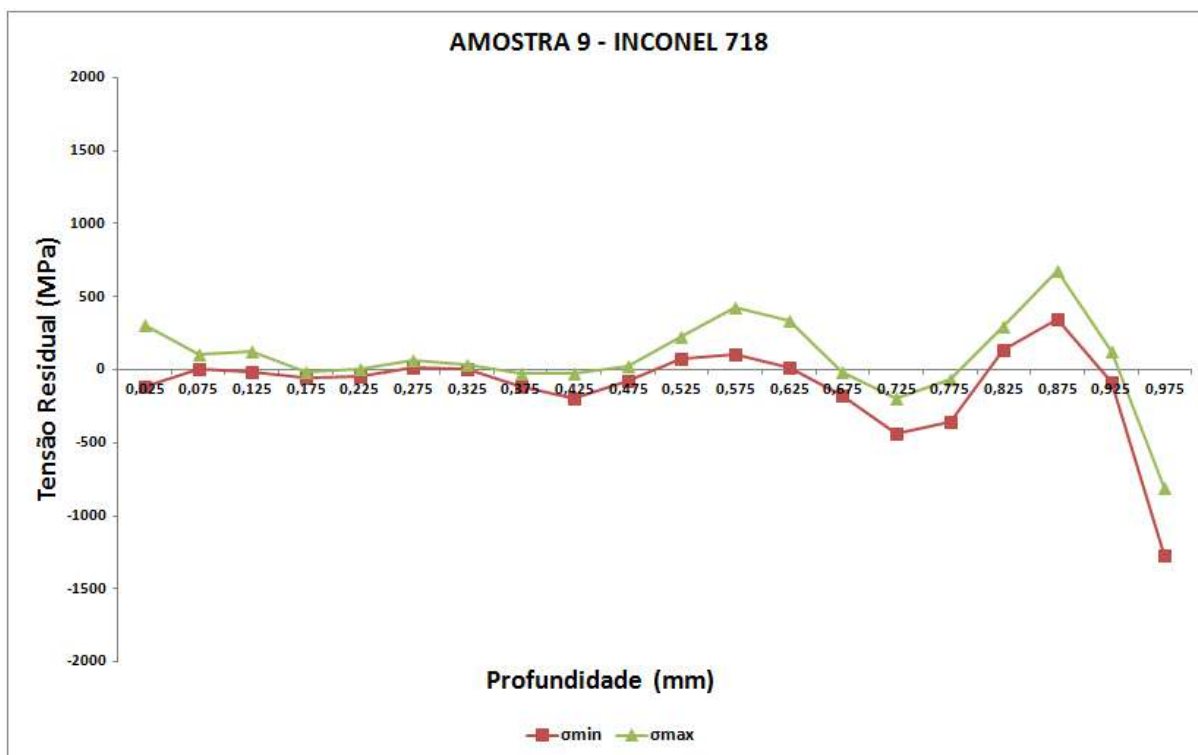


Figura 89. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 89 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes até a profundidade de 0,825 mm, oscilando entre 435 MPa e -440 MPa, apresentando características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes até a profundidade de 0,975 mm, atingindo valores superiores a 60% do limite de escoamento (520 MPa) e um valor superior ao limite de resistência do material (1.171 MPa), oscilando entre 680 MPa e -1.300 MPa. Esses valores podem estar associados à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 21, observa-se a presença de dendritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.10.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 22.

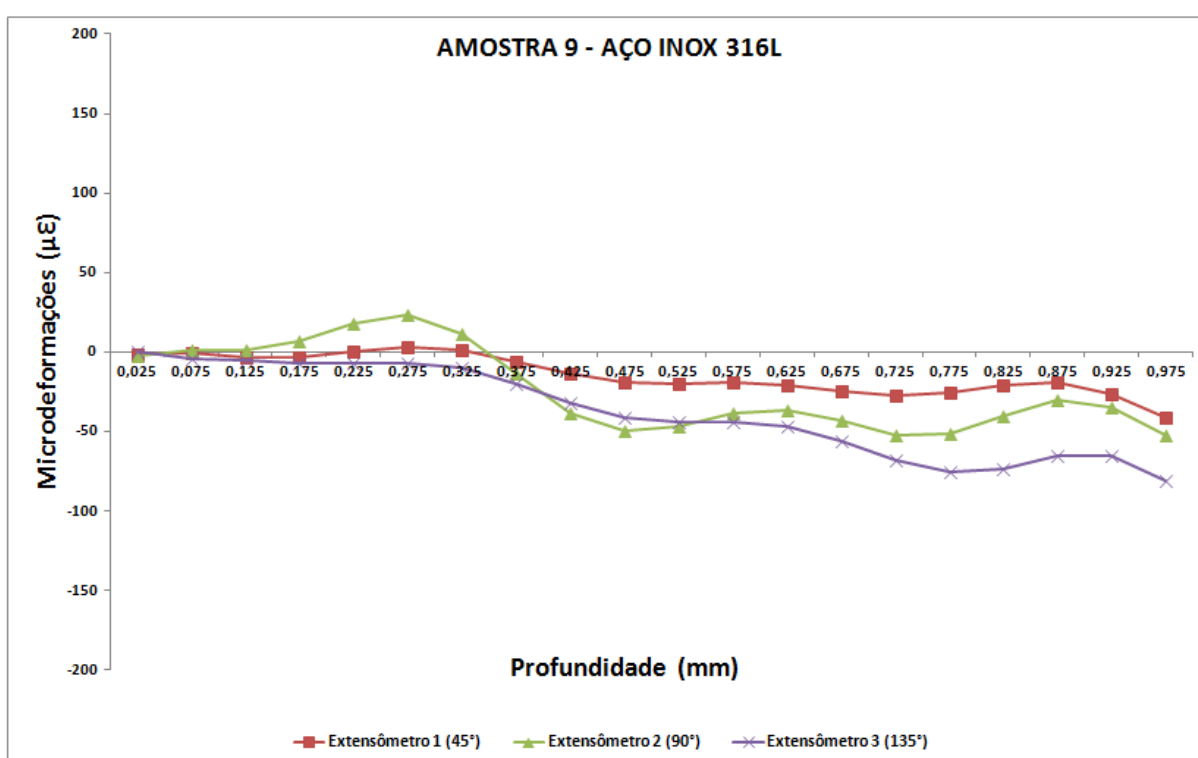


Figura 90. Medidas das microdeformações da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 90 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) oscilaram entre 23 e -55 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características compressivas e trativas. Simultaneamente, as

microdeformações na direção de 135° (extensômetro 3) aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre 0,1 e -80 microdeformações, apresentando características tratativas.

A Figura 91 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

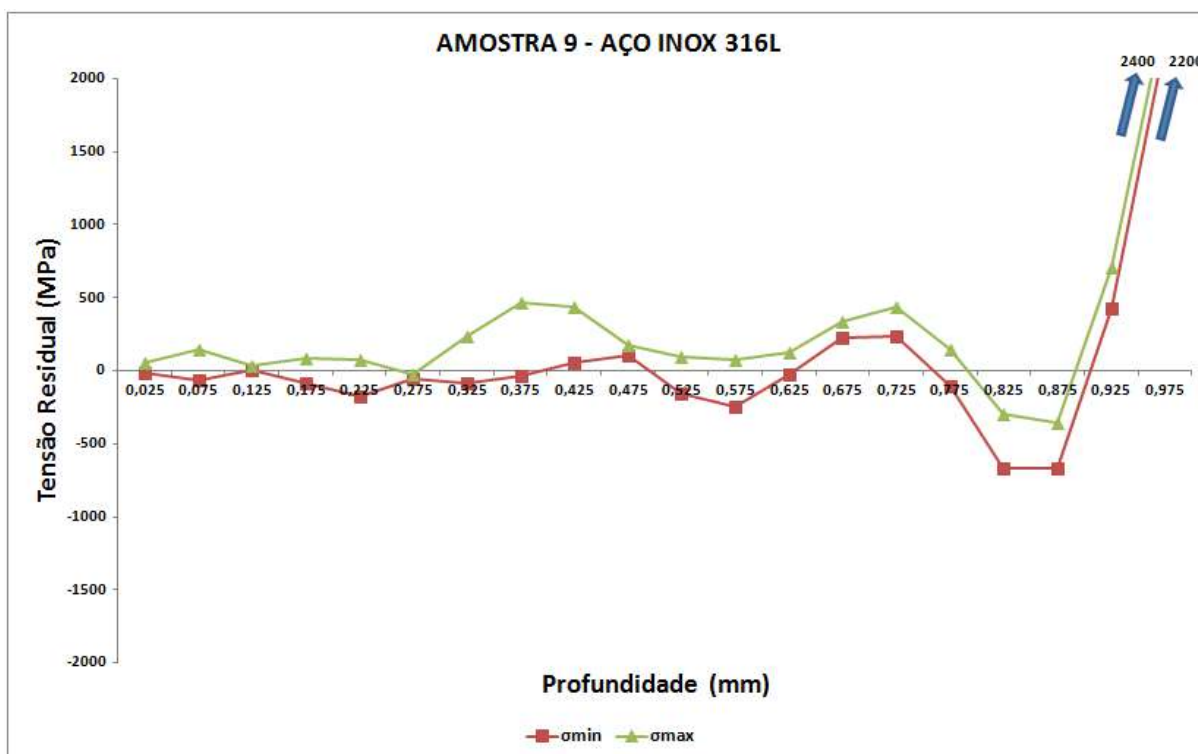


Figura 91. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 9, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 91 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes a partir da profundidade de 0,325 mm até 0,975 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (590 MPa) na ordem entre -670 MPa e 2.450 MPa. Esses valores podem estar associados à ineficiência no processo de colagem da roseta, impactando negativamente na leitura e processamento dos dados. Na MO contida no Anexo 22, observa-se a presença de longarinas de ferrita, grãos poligonais de austenita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.1.11 Amostra 10 (160 A ; 600°C)

A seguir são apresentados os resultados da amostra 10, tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, provenientes do experimento 10, de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 160 A e a temperatura de interpasse de 600°C.

5.1.11.1 Inconel 718

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 23.

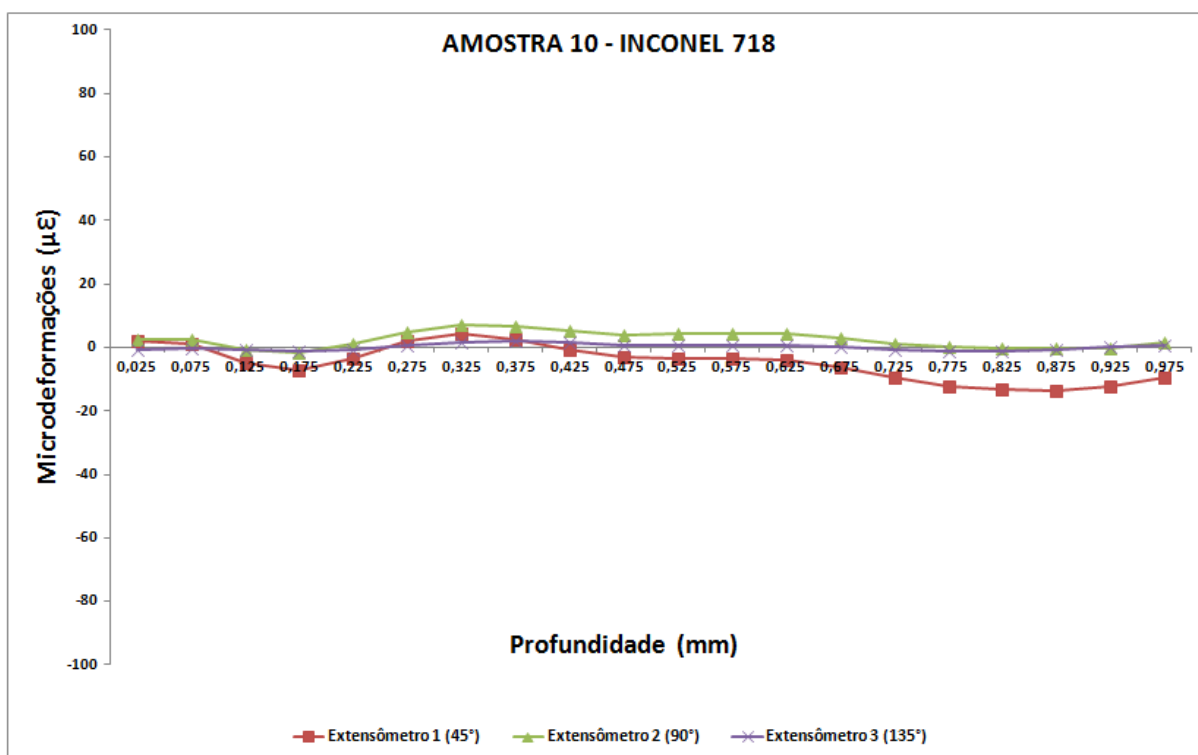


Figura 92. Medidas das microdeformações da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 92 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1), 90° (extensômetro 2) e 135° (extensômetro 3) oscilaram entre 7 e -15 microdeformações ao longo da profundidade, apresentando características compressivas e trativas.

A Figura 93 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

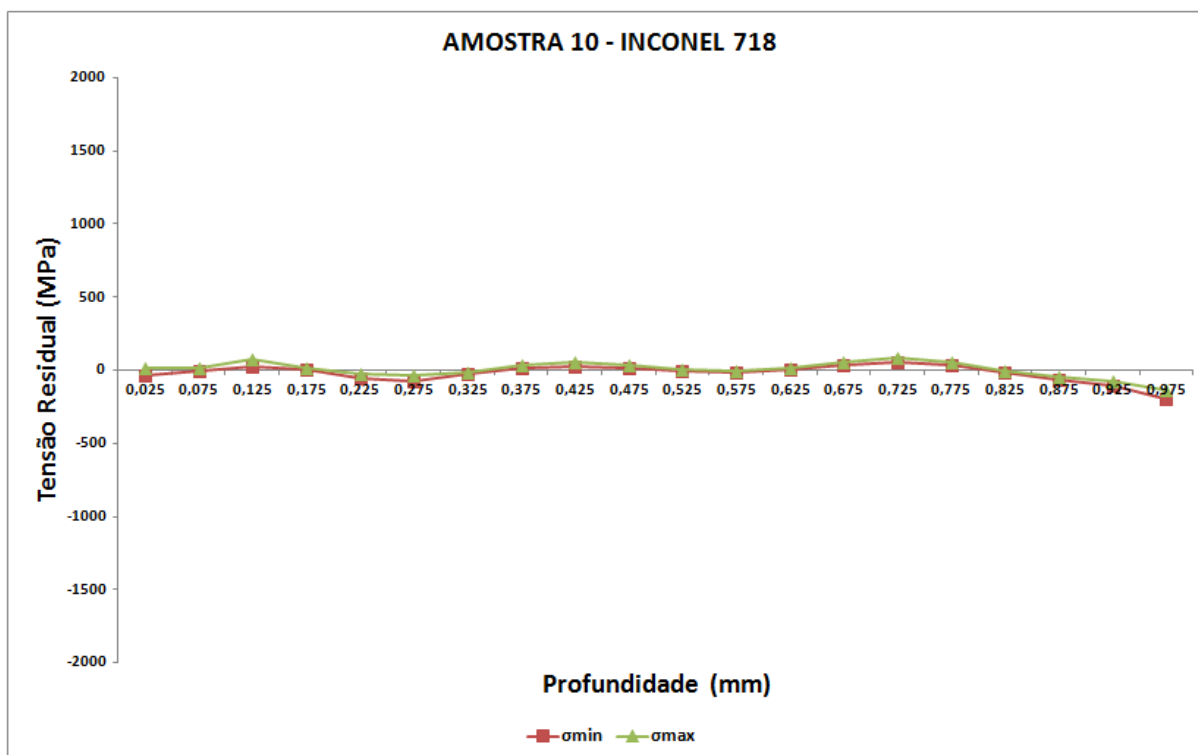


Figura 93. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

Na Figura 93 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram instáveis, porém condizentes ao longo da profundidade isentas de deformações plásticas localizadas, oscilando entre 85 MPa e -200 MPa, apresentando características tratativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Na MO contida no Anexo 23, observa-se a presença de dendritas colunares, celulares e ZPF na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718.

5.1.11.2 Aço Inox 316L

Nos gráficos a seguir são apresentados os resultados obtidos na amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L. Nesses gráficos são apresentadas as distribuições das microdeformações e tensões residuais até uma profundidade

de 0,975 mm. As micrografias representativas da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018), conforme indicado no Anexo 24.

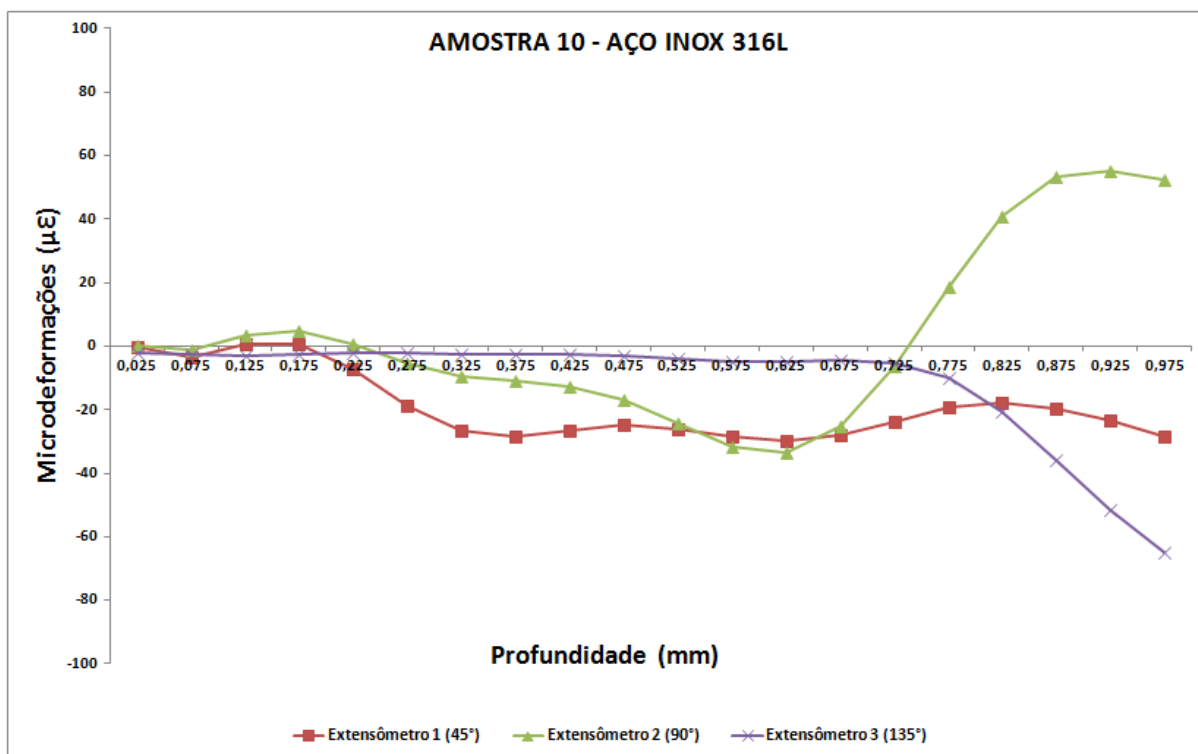


Figura 94. Medidas das microdeformações da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 94 é possível observar que as microdeformações nas direções de 45° (extensômetro 1) e 90° (extensômetro 2) foram instáveis ao longo da profundidade, oscilando entre 55 e -35 microdeformações, apresentando características compressivas e trativas. Simultaneamente, as microdeformações no extensômetro 3 aumentaram ao longo da profundidade, oscilando entre -2 e -65 microdeformações, apresentando característica trativa.

A Figura 95 apresenta os resultados das tensões residuais máximas e mínimas.

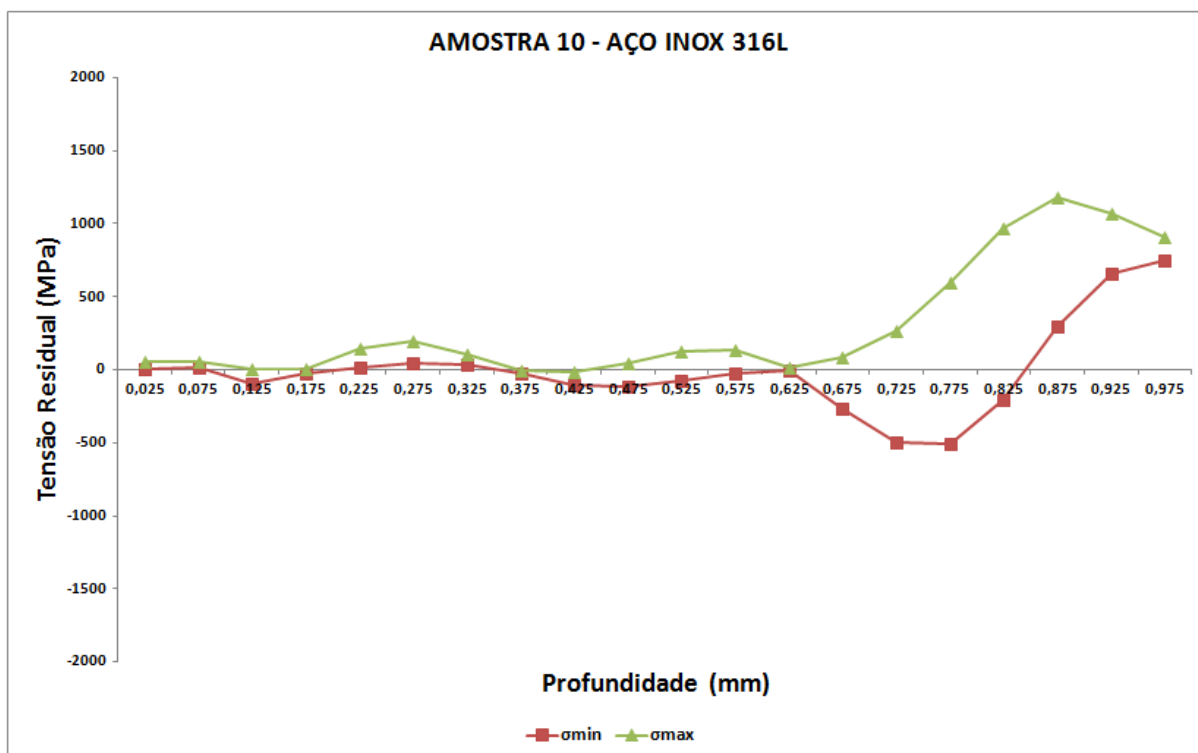


Figura 95. Valores das tensões residuais máximas e mínimas da amostra 10, contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

Na Figura 95 observa-se que os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes até a profundidade de 0,625 mm, isentas de deformações plásticas localizadas, oscilando entre 150 MPa e -120 MPa com características trativas e compressivas. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por MATHIEU (2018). Posteriormente, os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram inconsistentes até a profundidade de 0,975 mm, atingindo valores superiores ao limite de resistência do material (590 MPa) na ordem de 1.200 MPa, com característica trativa. Esses valores podem estar associados à ineficiência na interpolação e resolução dos dados em virtude do aumento da profundidade do furo em relação à superfície. Na MO contida no Anexo 24, observa-se a presença de longarinas de ferrita, grãos poligonais de austenita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

5.2 Ensaio de Microdureza Vickers – HV

A seguir serão apresentados os resultados do perfil de dureza das amostras 7, 8 e 10 contemplando as zonas de transição do MB tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L, ZTA e MS. A tabela 10 apresenta os valores médios da microdureza Vickers das amostras “como recebidas”.

Tabela 11. Valores médios da microdureza Vickers do aço inox 316L e da liga inconel 718 “como recebidas”.

Material Analisado	Dureza (HV_{300gF})
AÇO INOX AISI 316L	151 ± 4
INCONEL 718	239 ± 6

As micrografias das amostras 7, 8 e 10 contemplando o MS das juntas soldadas, foram previamente caracterizadas por DEMARQUE (2018). Os resultados estão contidos nos Anexos 25, 26 e 27.

5.2.1 Perfil de Dureza da Amostra 7 (160 A ; 400°C)

A seguir será apresentado o resultado do perfil de dureza da amostra 7 contemplando suas respectivas zonas de transição, provenientes do experimento 7 de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 160 A e a temperatura de interpasse de 400°C.

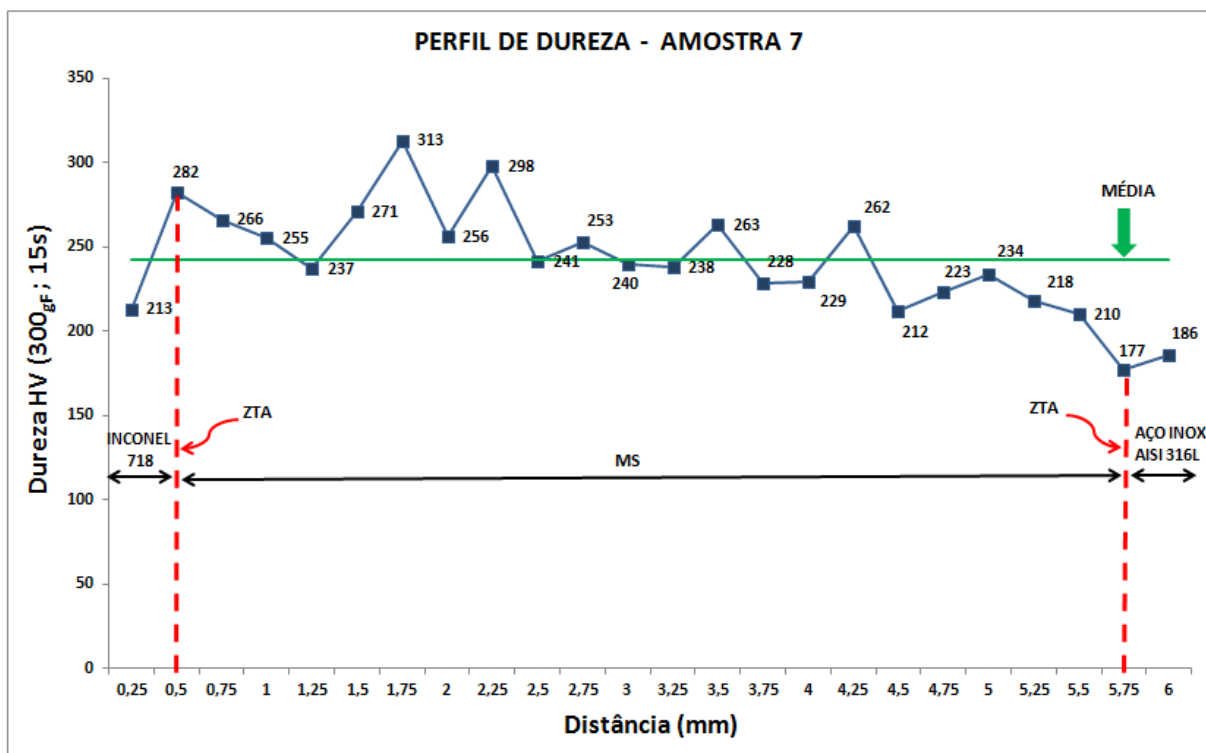


Figura 96. Perfil de microdureza Vickers da amostra 7, contemplando suas respectivas zonas de transição.

Na Figura 96 é possível observar que os resultados do perfil de microdureza Vickers oscilaram ao longo das zonas de transição, apresentando valor máximo de 313 HV a uma distância de 1,75 mm contido na região do MS e valor mínimo de 177 HV na ZTA do aço inox 316L. Nota-se também a ocorrência de valores acima da média na faixa de 242 HV a partir da ZTA da liga inconel 718 até a distância 4,25 mm, comparados aos resultados de dureza iniciais aferidos nas amostras “como recebidas” e aos demais resultados obtidos ao longo das zonas de transição, podendo estar associados à microestrutura possuir agentes endurecedores (carbonetos, regiões de ferrita) na matriz austenítica. Concomitante, o resultado apresentado na região próxima a ZTA do aço inox 316L foi satisfatório com valores de microdureza oscilando entre 210 HV e 177 HV, sendo estes superiores à condição da amostra “como recebida”. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados

por DEMARQUE (2018) e OLIVEIRA (2011). Por fim, observa-se que o comprimento do MS da amostra foi de 5,25 mm.

A Figura 97 apresenta as MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 7, onde observa-se a presença de dendritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 e no MS da junta soldada, e a presença de longarinas de ferrita, grãos poligonais de austenita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

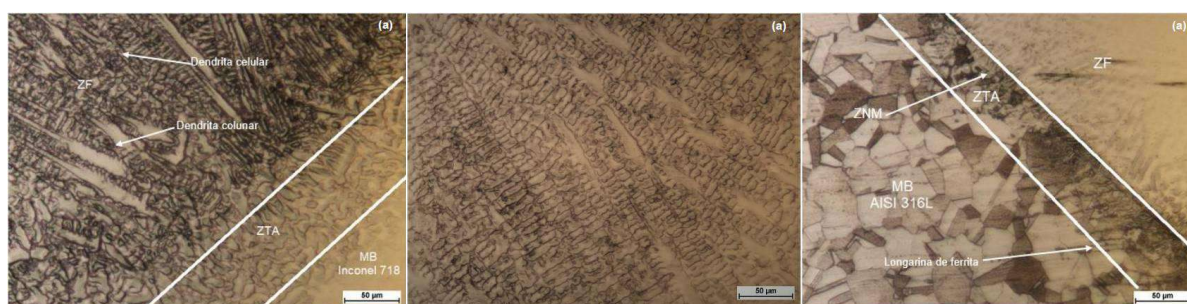


Figura 97. MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 7.

5.2.2 Perfil de Dureza da Amostra 8 (160 A ; 800°C)

A seguir será apresentado o resultado do perfil de dureza da amostra 8 contemplando suas respectivas zonas de transição, provenientes do experimento 8 de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 160 A e a temperatura de interpasse de 800°C.

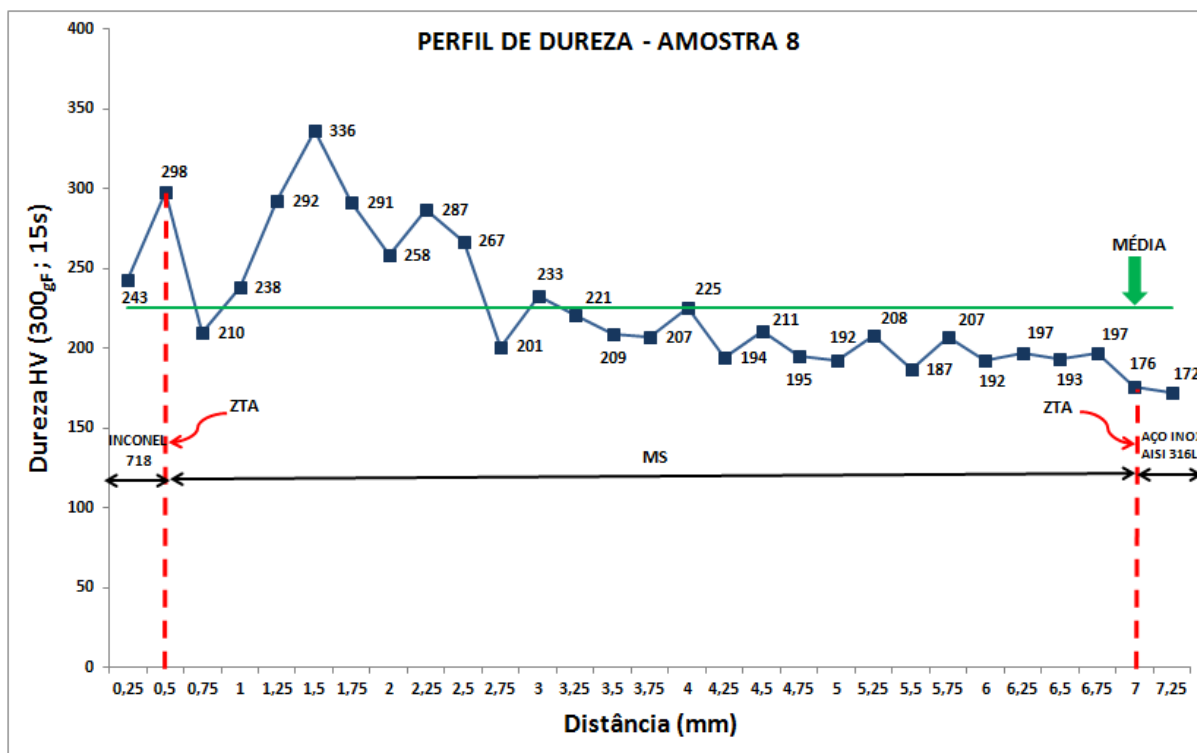


Figura 98. Perfil de microdureza Vickers da amostra 8, contemplando suas respectivas zonas de transição.

Na Figura 98 é observado que os resultados do perfil de microdureza Vickers oscilaram ao longo das zonas de transição, apresentando valor máximo de 336 HV a uma distância de 1,5 mm contido na região do MS e valor mínimo de 172 HV na região do aço inox 316L. Nota-se também a ocorrência de valores acima da média entre 243 HV e 298 HV na região da liga inconel 718 e sua respectiva ZTA, e no intervalo entre 1,0 mm e 2,5 mm oscilando entre 336 HV e 258 HV na região do MS, comparados aos resultados de dureza iniciais aferidos nas amostras “como recebidas” e aos demais resultados obtidos ao longo das zonas de transição, podendo estar associados à microestrutura possuir agentes endurecedores (carbonetos, regiões de ferrita) na matriz austenítica. Simultaneamente, foi observada a ocorrência de valores abaixo da média, especificamente a uma distância de 0,75 mm na faixa de 210 HV e a partir de 2,75 mm com valores abaixo de 233 HV. Esses resultados podem estar associados à formação de dendritas grosseiras. Simultaneamente, o resultado

apresentado na região próxima a ZTA do aço inox 316L foi satisfatório com valores de microdureza oscilando entre 197 HV e 172 HV, sendo estes superiores à condição da amostra “como recebida”. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por DEMARQUE (2018) e OLIVEIRA (2011). Por fim, observa-se que o comprimento do MS da amostra foi de 6,5 mm.

A Figura 99 apresenta as MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 8, onde observa-se a presença de dendritas colunares e celulares na região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 e no MS da junta soldada, e a presença de longarinas de ferrita e grãos poligonais de austenita na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

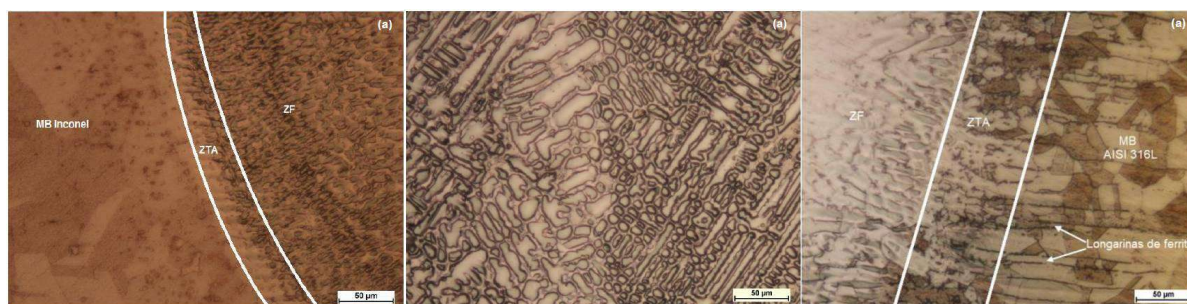


Figura 99. MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 8.

5.2.3 Perfil de Dureza da Amostra 10 (160 A ; 600°C)

A seguir será apresentado o resultado do perfil de dureza da amostra 10 contemplando suas respectivas zonas de transição, provenientes do experimento 10 de acordo com o planejamento experimental fatorial, cuja corrente de soldagem utilizada foi de 160 A e a temperatura de interpasse de 600°C.

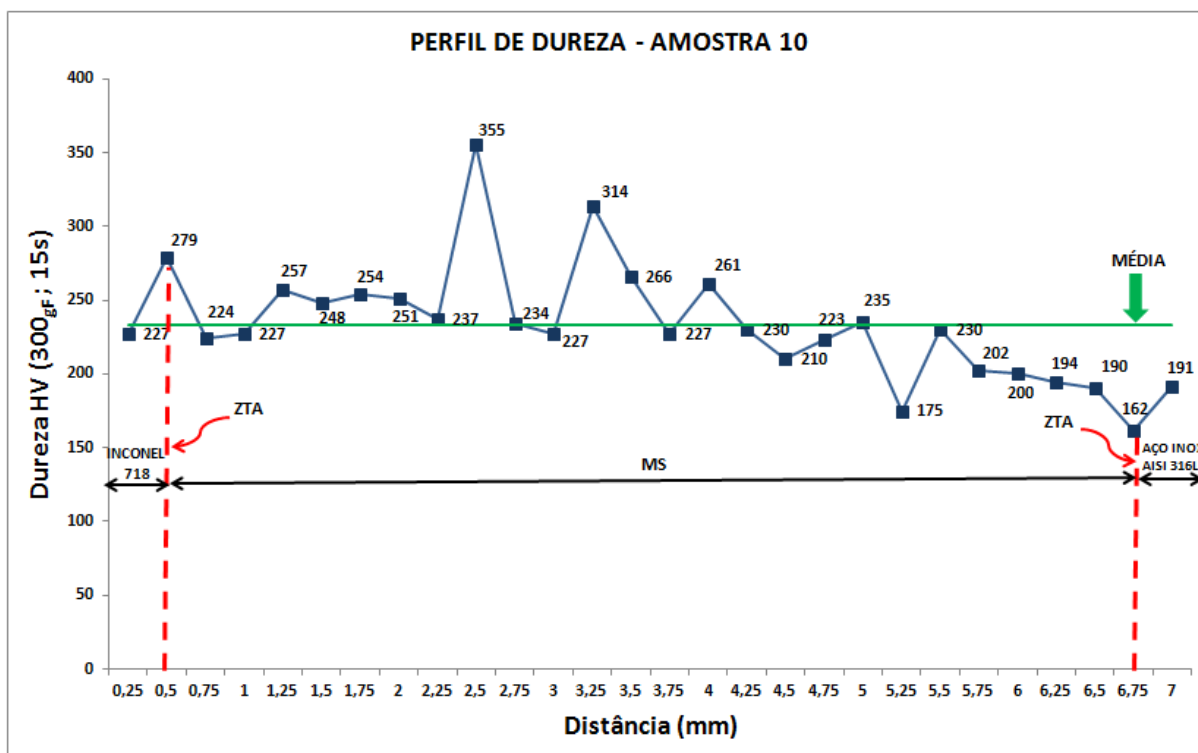


Figura 100. Perfil de microdureza Vickers da amostra 10, contemplando suas respectivas zonas de transição.

Na Figura 100 observa-se que os resultados do perfil de microdureza Vickers oscilaram ao longo das zonas de transição, apresentando valor máximo de 355 HV a uma distância de 2,5 mm contido na região do MS e valor mínimo de 162 HV na ZTA do aço inox 316L. Nota-se também a ocorrência de valores acima da média na faixa de 279 HV na ZTA da liga inconel 718 e no intervalo entre 1,25 mm e 4 mm oscilando entre 355 HV e 234 HV na região do MS, comparados aos resultados de dureza iniciais aferidos nas amostras “como recebidas” e aos demais resultados obtidos ao longo das zonas de transição, podendo estar associados à microestrutura possuir agentes endurecedores (carbonetos, regiões de ferrita) na matriz austenítica. Simultaneamente, foi observada a ocorrência de valores abaixo da média, especificamente na região da liga inconel 718 com resultado de 227 HV e a uma distância entre 0,75 mm e 1 mm na faixa de 225 HV, podendo estar associados à formação de dendritas grosseiras. Por fim, o resultado apresentado na região próxima a ZTA do aço inox 316L foi

satisfatório com valores de microdureza oscilando entre 191 HV e 162 HV, sendo estes superiores à condição da amostra “como recebida”. Resultados semelhantes foram observados nos estudos realizados por DEMARQUE (2018) e OLIVEIRA (2011). Nota-se também que o comprimento do MS da amostra foi de 6,25 mm.

A Figura 101 apresenta as MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 10, onde observa-se a presença de dendritas colunares, celulares e ZPF na região da interface entre MB e ZTA da liga Inconel 718, a presença de dendritas colunares e celulares no MS da junta soldada, e a presença de longarinas de ferrita, grãos poligonais de austenita e ZNM na região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L.

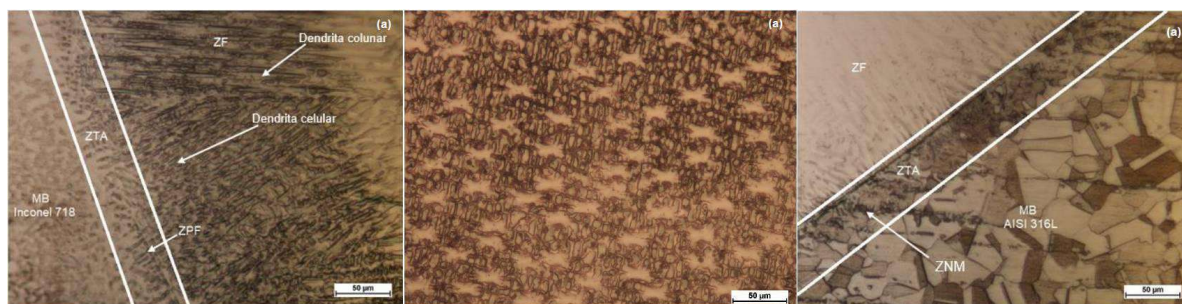


Figura 101. MO contemplando as zonas de transição referentes à amostra 10.

6 CONCLUSÕES

Baseado nos resultados obtidos nas amostras submetidas ao método do Furo Cego e ensaio de microdureza Vickers, seguem as considerações abaixo:

- Os valores das tensões residuais máximas e mínimas contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 nas amostras 1, 6 e 9 apresentaram coerência até a profundidade de 0,825 mm, apresentando resultados oscilando entre 460 MPa e -440 MPa. Nas amostras 8 e 10 os valores das tensões residuais máximas e mínimas foram condizentes ao longo da profundidade, apresentando resultados oscilando entre 310 MPa e -245 MPa. Os resultados obtidos nas demais amostras foram inconsistentes, atingindo valores superiores a 60% do limite de escoamento e superiores ao limite de resistência.
- Os valores das tensões residuais máximas e mínimas contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L nas amostras 2, 3, 5, 7 e 10 foram condizentes até a profundidade de 0,625 mm, apresentando resultados oscilando entre 160 MPa e -155 MPa. Os resultados obtidos nas demais amostras foram inconsistentes, atingindo valores superiores a 60% do limite de escoamento e superiores ao limite de resistência.
- Realizando uma análise comparativa nos resultados das tensões residuais máximas e mínimas contemplando a região da interface entre MB e ZTA tanto na liga inconel 718 quanto no aço inox 316L ao longo da profundidade, considerando valores constantes na corrente de soldagem e aporte térmico, variando apenas a temperatura de interpasse, observou-se que quanto menor for à temperatura de interpasse submetida na amostra maior será o valor da tensão residual na mesma, devido ao maior tempo no ciclo de resfriamento gerando maiores distorções na estrutura cristalina do material.
- Os valores do perfil de microdureza Vickers ao longo das zonas de transição nas amostras 7, 8 e 10 foram condizentes, apresentando resultados superiores na região da ZTA da liga inconel 718 na faixa de 298 HV comparados aos valores da ZTA do aço

inox 316L na faixa de 172 HV, onde na direção transversal a junta soldada a composição química da liga inconel 718 se dilui na do aço inox 316L, havendo dessa forma uma queda gradativa da microdureza.

- A média dos resultados obtidos no perfil de microdureza Vickers ao longo das zonas de transição na amostra 7 foi superior comparado aos resultados das amostras 8 e 10, atingindo valor médio na faixa de 242 HV.
- Foi observado a ocorrência de valores de microdureza na amostra 7 acima da média na faixa de 258 HV a partir da ZTA da liga inconel 718 até a distância 4,25 mm contida no MS, podendo estar associados à microestrutura possuir agentes endurecedores (carbonetos, regiões de ferrita) na matriz austenítica
- Realizando uma análise comparativa nos resultados do comprimento do MS nas amostras 7, 8 e 10, considerando valores constantes na corrente de soldagem de 160 A e aporte térmico de 0,4 KJ/mm, variando apenas as temperaturas de interpasse de 400°C na amostra 7, 800°C na amostra 8 e 600°C na amostra 10, observa-se que o resultado do comprimento do MS da amostra 8 foi superior comparado aos resultados obtidos nas amostras 7 e 10, na faixa de 6,5 mm na amostra 8, 6,25 mm na amostra 10 e 5,25 mm na amostra 7.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar as tensões residuais utilizando o método de Difração de Raio X em amostras soldadas com os mesmos parâmetros e materiais, visando uma avaliação comparativa com o método utilizado neste trabalho.
- Realizar medições de nanodureza em regiões próximas ao furo cego em amostras soldadas com os mesmos parâmetros e materiais.
- Utilizar fresa de topo do tipo cone invertido com composição química dissimilar a utilizada neste trabalho, visando uma avaliação comparativa nos valores de tensões residuais máximas e mínimas obtidos neste trabalho.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABO, H.; NAKAZAWA, T.; TAKEMURA, S.; ONOYAMA, M.; OGAWA, H.; OKADA, H. **Stainless Steel'77**. Climax Molybdenum Company, London, England, p. 35-47, 1977.

AFOLABI, A.; PELEOWO, N. **Effect of heat treatment on corrosion behaviour of austenitic stainless steel in mild acid medium**. International Conference on Chemical, Ecology and Environmental Science, Pattaya, 2011.

ALEXANDRU, I.; BULANCEA, V. **Effect of Cryogenic Cooling of Residual Stresses, Structure, and Substructure**. In: TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. 1. Ed.: The Materials Information Society, v. 1, 2002. p. 331-344.

AMUDA, M. O. H.; MRIDHA, S. **An overview of sensitization dynamics in ferritic stainless steel welds**. International Journal of Corrosion, Article ID 305793, 9 pages, 2011.

AMUDARASAN, N. V.; PALANIKUMAR, K.; SHANMUGAM. **Impact behaviour and micro estructural analysis of AISI 316L stainless steel weldments**. International Journal of Application and Innovation in Engineering & Manangement, v. 2, n. 6, pp. 269 – 272, 2013.

ANIJDAN, M.S.H, BAHRAMI, A. **“A new method in prediction of TCP phases formation in superalloys”**, Materials Science and Engineering A, v. 396, pp.138-142, 2005.

ANTÓN, N.; DELGADO, J.L.; VELASCO, F.; TORRALBA, J.M. **Influence of alloying elemento additions on tribological behavior of sintered steels with high content in manganese – nickel**. Journal of Materials Processing Technology, v. 143 – 144, pp. 475 – 480, 2003.

ASTM E837-08E2. **Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method**, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009, www.astm.org.

AYDOGDU, G. H.; AYDINOL, M. K. **Determination of susceptibility to corrosion intergranular corrosion and electrochemical reactivation behaviour of AISI 316L type stainless steel**. Corrosion Science, v. 48, n. 11, pp. 3565 – 3583, 2006.

AZADIAN, S.; WEI, L.Y.; WARREN, R. **Delta Phase precipitation in Inconel 718**. Materials Characterization, v. 53, p. 7-16, 2004.

BAILEY, N. **Weldability of ferritic steels**. Abington publishing and ASM international. England. 1994.

BANSOD AV, et al. **Microstructure, Mechanical and Electrochemical Evaluation of Dissimilar low Ni SS and 304 SS using Different Filler Materials**. United States of America: Materials Research, 2017.

BARRETT, C. S.; MASSALSKI, T. B. **Structure of materials**. Thrid edition, Pergamon Press, pp. 256 – 259, 1980.

BARSANESCU, P.; CARLESCU, P. **Residual Stress Measurement by the Hole-Drilling Strain-Gage Method: Influence of Hole Eccentricity**. International Measurement Confederation – IMEKO, 2004.

BEREZHNITS'KA, M. P. **Methods for Determining residual Welding Stress and their Relief (a review)**. Materials Science. V.37.n.6.pp.933-939. 2001.

BHADESHIA, H. K. D. H. Material Factors. In: TOTTEN, G.; HOWES, M.; INOUE, T. **Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel**. 1. ed.: The Materials Information Society, 2002. Cap. 3.

BROOKS, J. A.; THOMPSON, A. W. **Microstructural development and solidification cracking susceptibility of austenitic stainless steel welds**. International Materials Reviews, v. 36, n.1, pp. 16 – 44, 1991.

BROOKS, C.R. **Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys**, Metals Park, Ohio, ASM, 1982.

BYUN, T.S. and FARRELL, K., “**Tensile properties of Inconel 718 after low temperature neutron irradiation**”. Journal of Nuclear Materials, v. 318, pp.292-299, 2003.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. Editora LTC – Rio de Janeiro, 2016.

CHATURVEDI, M.C., HAN, Y. “**Strengthening Mechanisms in Inconel 718 Superalloy**”. Metal Science, v. 17, pp.145-149, 1983.

CHOUDHURY, I.A., EL-BARADIE, M.A., “**Machinability of nickel-base superalloys: a general review**”. Journal of Materials Processing Technology, v. 77, pp.278-284, 1998.

CIESLAK, M. J.; RITTER, A. M. ; SAVAGE, W. F. **Solidification cracking and analytical electron microscopy of austenitic stainless steel weld metals**. Welding Research, v. 61, n. 1, pp. 1 – 8, 1982.

CLARK, D., BACHE, M.R., WHITTAKER, M.T. “**Shaped metal deposition of nickel alloy for aero engine applications**”. Journal of Materials Processing Technology, v.203, pp.439-449, 2008.

CLAYTON, C.R.; LU, Y. C. **A bipolar model of the passivity of stainless steel: the role Mo addition**. The Electrochemical Society, v. 133, n. 12, pp. 2465 – 2473, 1986.

COELHO, E. N. **Avaliação da anisotropia em chapas de aços ABNT 430 e ABNT 430 estabilizado ao nióbio e nióbio-titânio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas). Escola de Engenharia da UFMG, 2000.

CORRÊA, S. R. **“Caracterização das tensões residuais em amostras do aço API 5L X80 tratadas termicamente e soldadas pelo processo MAG através da técnica do ruído”**. Tese de Doutorado – Volta Redonda, RJ: UFF, 2015.

COVERT, R. A.; TUTHILL, A. H. **Stainless steels: An introduction to their metallurgy and corrosion resistance**. Dary, Food and Environmental Sanitation, v. 20, n. 7, pp. 506 – 517, 2000.

DAI, S., LIU, W. **“First-principles study on the structural, mechanical and electronic properties of δ and γ ” phases in Inconel 718**”. Computational Materials Science, doi:10.1016/commatsi.2010.05.031, 2010.

DAVID, S. A. **Ferrite morphology and variations in ferrite content in austenitic stainless steel welds**. Welding Journal, v. 60, pp. 63 – 71, 1981.

DECKER, R.F., **“The Evolution of Wrought Age-Hardenable Superalloys - Nickel: a century of Innovation – Overview”**. JOM, pp. 32-36, 2006.

DEMARQUE, R. **“Estudo da influência da corrente e da temperatura de interpasse sobre as transformações metalúrgicas de juntas dissimilares de aço inox AISI 316L e liga Inconel 718 pelo processo multipasse TIG autógeno”**. Tese de Doutorado – Volta Redonda, RJ: UFF, 2018.

DOH, S.J.; JE, J.H.; KIM, J.S.; KIM, K.Y.; KIM, H.S.; LEE, Y.D.; LEE, J.M.; HWU, Y. **Influence of Cr and Mo on the passivation of stainless steel 430 (18Cr) and 444 (18Cr – 2Mo): In situ XANES study**. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, v. 199, pp. 211 – 215, 2003.

DONACHIE, M.J., DONACHIE, S.J., **Superalloys: A Technical Guide**, ASM International. Second Edition, USA, 2002.

DYE, D., HUNZIKER, O., REED, R. C. **Numerical Analysis Of The Weldability Of Superalloys**. Acta Materialia 49. pp. 683-697. 2001.

EASTERLING, K. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Butterworths, London. 1983.

EVERHART, J. L. **Engineering properties of Nickel and Nickel Alloys**. Plenum Press, New York, 1971.

EZUGWU, E.O., WANG, Z.M., MACHADO, A.R., “**The machinability of nickelbased alloys: a review**”. Journal of Materials Processing Technology, v.86, pp.1-16, 1999.

FERNANDES, J. C. **Desenvolvimento de um dispositivo tipo carga constante para avaliação da suscetibilidade à corrosão sob tensão de aço inoxidável austenítico**. Dissertação (Mestrado em Materiais para Engenharia), Universidade Federal de Itajubá, Itajubá – MG, 2010.

FLAMAN, M. T. **Brief Investigation of Induced Drilling Stresses in the Center-hole Method of Residual-stress Measurement**. Toronto, p. 26-30, Janeiro 1982.

FOLKHARD, E.; RABENSTEINER, G. **Welding metallurgy of stainless steels**. Springer Verlag, 1988.

GALAILIAN, W.; CUIWEI, W.; MAICANG, Z.; JIANXIN, D.; XISHAN, X.; RADAVICH, J.; LINDSLEY, B.A.; SHEN, G. **“The microstructural changes and their effect on CCGR after long time thermal exposure in DA 718 and STD 718”**. Materials Science and Engineering A, v.358, pp.71-75, 2003.

GARCIA JR, M. G. **Retificador com Elevado Fator de Potência para Tocha de Plasma**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Elétrica) – Universidade de São Paulo, 2002.

GAO, M., WEI, R.P. **“Grain boundary niobium carbides in inconel 718”**. Scripta Materialia, v. 37, number 12, pp.1843-1849, 1997.

GRANT, P. V.; LORD, J. D.; WHITEHEAD, P. S. **The Measurement of Residual Stress by the Incremental Hole Drilling Technique**. National Physical Laboratory, Middlesex, Agosto 2002.

GUIDA, R. B. **Comparação da estampabilidade de chapas de aço inoxidáveis ferrítico estabilizado ao nióbio obtidas através de duas rotas de fabricação**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), UFMG, 2006.

HALL, E. O.; ALGIE, S. H. **Sigma phase**. Metallurgical Reviews, v. 11, pp. 61 – 88, 1966.

HINOJOS A.; MIRELES J.; REICHARDT A.; FRIGOLA P.; HOSEMANN P.; MURR L.E.; et al. **Joining of Inconel 718 and 316 stainless steel using electron beam melting additive manufacturing technology**. Materials & Design. 2016; 94:17-27. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.041>.

HOLÝ, S. et al. **Experimental Calibration of Constants Used for Determining Residual Stresses from Hole Drilling Method Data**. In: TRENCÍN, A. D. U. O. University Review – Material Engineering, v. 1, 2007. p. 49 – 57.

HONEYCOMBE, R. W. K., BHADSHIA, H. K. D. H. **Steels microstructure and properties**. 3th ed., John Wiley & Sons, Inc., NY, USA, 2006.

HONG, S. J., CHEN, W. P., WANG, T. W. **A diffraction study of the γ' phase in INCONEL 718 superalloy**. Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 32, N° 8. 2001.

HOSFORD, W. F. **Mechanical Behavior of Materials**. New York: Cambridge, 425p. 2005.

JANAKI, G.D.R.; REDDY. A. V.; RAO. K. P.; MADHUSUDHAN. R. G. **“Improvement in stress rupture properties of Inconel 718 gas tungsten arc welds using current pulsing”**, Journal of materials Science 40 (2005), p. 1497 – 1500.

JOSEPH, G. B.; MURUGESAN, G.; PRABHAKARAN, R. **Combined welding of austenitic and ferritic stainless steel**. Journal of Mechanical and Civil Engineering, v. 5, n. 4, pp. 44 – 47, 2013.

JARRETA, D.D., SOUZA E.D., BLANCIN O., BARBOSA, C.A. **“Análise crítica da base de dados de software de simulação numérica para conformação a quente da liga VAT®718”**. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, v. 5, n°1, pp. 28-34, 2008.

JIANG, W.; YAHIAOUI, K. **Effect of welding sequence on residual stress distribution in a multipass welded piping branch junction**. International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 95, pp. 39–47, 2012.

JOSEPH, G. B.; MURUGESAN, G.; PRABHAKARAN, R. **Combined welding of austenitic and ferritic stainless steel**. Journal of Mechanical and Civil Engineering, v. 5, n. 4, pp. 44 – 47, 2013.

LEFFLER, B. **“Stainless steels and their proprieties”**, Outo Kumpu, New York, 2012.

LONDOÑO, A. J. R. **Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.** Dissertação (Mestrado em Engenharia). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, SP, 1997.

KATO, YASUSHI.; ITO, M.; KATO, YOSHIMINE; FURUKIMI, O. **Effect of Si on precipitation behavior of Nb-Laves phase and amount of Nb in solid solution at elevated temperature in high purity 17% Cr - 0,5% Nb Steels.** Materials Transactions. Vol. 51, n° 9, pp. 1531 – 1535, 2010.

KIM, J. H.; KIM, M. H.; LEE, J. M. **Constitutive model for austenitic stainless steel of 316L, 321 and 347.** 9th International Conference on Fracture & Strength of Solids, Korea, 2013.

KLIMPEL, A.; LISIECKI, A. **Laser welding of butt joints of austenitic stainless steel AISI 321.** Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, v. 25, n. 1, pp. 63 – 66, 2007.

KOU, S. **Welding metallurgy.** p. 145 – 167, John Wiley & Sons, 2003.

LIMA, D. B. P. L. **Efeitos da energia de Soldagem na microestrutura do aço inoxidável superduplex UNS S32750.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Paraná. Curitiba, PR, 2011.

LIN, Y. C.; CHOU, C. P. **Error Induced by Local Yielding Around Hole in Hole Drilling Method for Measuring Residual Stress of Materials.** Materials Science and Technology, v. 11, p. 600-604, June 1995.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy of stainless steel.** Wiley Interscience Publications, Hoboken, NJ, USA, 2005.

LOPES, J. A. M. **Avaliação de técnicas eletroquímicas para qualificação de graus de sensitização de um aço AISI 304**. Dissertação, UFOP, Ouro Preto – MG, 2004.

LOTHONGKUM, G.; VIYANIT, E.; BHANDHUBANYONG, P. **Study on the effects of pulsed TIG welding parameters on delta – ferrite content, shape factor and a bead quality in orbital welding of AISI 316L stainless steel plate**. Journal of Materials Processing Technology, v. 110, n. 2, pp. 233 – 238, 2001.

LU, JIAN. **Handbook of Measurement of Residual Stress**. U.S.: Society for Experimental Mechanics, 1996.

LU, J. **Prestress Engineering of Structural Material: A Global Design Approach to the Residual Stress Problem**. In: TOTTEN, G.; HOWES, M.; INQUE, T. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. Lasmis: Copyright, 2002. P. 11-26.

LUZ, T. S. **Avaliação da extensão sensitizada na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos**. Dissertação, UFC, julho, 2002.

MANEIRO, M. A. G.; RODRÍGUEZ, J. “**A procedure to prevent pile up effects on the analysis of spherical indentation data in elastic-plastic materials**”. Mechanics of Materials, Madrid, Spain, 2006.

MARECI, D.; STRUGARU, S. I.; MUNTEANU, C.; TARNAUCEANU, R.; SUTIMAN, D. **Corrosion performance of plasma nitrited austenitic stainless steel in phosphate solutions AT pH = 6.0**. Revue Roumaine de Chimie, v. 56, n. 8, pp. 819 – 826, 2011.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Fundamentos e Tecnologia da Soldagem**. Rio de Janeiro: Elsevier, 4ª Ed, 2017.

MARTINS, F.J.S. **Efeito dos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento na microestrutura da liga Inconel 718**. Projeto de fim de curso, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Brasil, Julho de 2008.

MATHIEU G, et al. **Influence of lubrication modes on residual stresses generation in drilling of 316L, 15-5PH and Inconel 718 alloys**. France: Science Direct, 2018.

MITEVA, R.; TAYLOR, N. G. **General review of dissimilar metal welds in piping systems of pressurized water reactors, including WWER Designs**. NESC- Network for evaluating structural components. Petten, Netherlands: IE - Institute for Energy, 2006.

MOCHIZUKI, M. **Control of welding residual stress for ensuring integrity against fatigue and stress-corrosion cracking**. Nuclear Engineering and Design 237. 107-123. 2007.

MODENESI, P. J. **Introdução aos Processos de Soldagem**. 2006.

MOLAK, R. M.; PARADOWSKI, K.; BRYNK, T.; CIUPINSKI, L. PAKIELA, Z.; KURZYDLOWSKI, K. J. **Measurement of mechanical properties in a 316L stainless steel welded joints**. International Journal of Pressure Vessels and Piping, v. 86, n. 1, pp. 43 – 47, 2009.

MOURA, V.; KINA, Y. A., TAVARES, S. S. M.; FARIA, M. M. S. G.; MAINIER, F. B. **Investigation of cracks and sensitization in an AISI 304L stainless steel exposed to 500 – 600°C**. Engineering Failure Analysis, v. 16, n. 1, pp. 545 – 551, 2009.

MURR, L. E. ; ADVANI, A.; SHANKAR, S.; ATTERIDGE, D. G. **Effects of deformation (strain) and heat treatment on grain boundary sensitization and precipitation in austenitic stainless steels**. Materials Characterization, v. 24, n. 2, pp. 135 – 158, 1990.

NALAWADE, S.A., SUNDARARAMAN, M., SINGH, J.B., VERMA, A., KISHORE, R. **“Precipitation of γ ’ phase in δ -precipitated Alloy 718 during deformation at elevated temperatures”**. Materials Science and Engineering A, v. 527, pp.2906-2909, 2010.

NIANG, A., VIGUIER, B., LACAZE, J. **“Some features of anisothermal solid-state transformations in alloy 718”**. Materials Characterization, v. 61, pp.525-534, 2010.

NIKU-LARA, A.; LU, J.; FLAVENOT, J. F. **Measurement of Residual Stress Distribution by the Incremental Hole-Drilling Method**. Journal of Mechanical Working Technology, Amsterdam, 1985. 167-188.

OLABI, A. G., ROSSINI, N.S., DASSISTI, M. BENYOUNIS, K.Y. **Methods of measuring residual stresses in components**. Materials and Design 35, 572–588. 2012.

OLIVEIRA, E.M. **Comportamento microestrutural da liga Inconel 718 em aplicações por soldagem TIG [Dissertation]**. Rio de Janeiro: CEFET-RJ; 2011.

OLIVER, W.C.; PHARR, G. M. **“A new improve technique for determining hardness and elastic modulus using load and sensing indentation experiments”**. Journal of Materials Research, 1992, p. 1564–1582.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. p. 1 – 150, Ed. Hemus Limitada, São Paulo, 2004.

PASSOS, D. O.; OTUBO, J. **A influência da ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos forjados**. Revista Escola de Minas, v. 63, n. 1, pp. 57 – 63, 2010.

PATEL, S.J and SMITH, G.D. **“The role of Niobium in wrought superalloys”**. In: International symposium niobium 2001, TMS, Orlando, Florida, pp. 1081–1102, 2–5 December 2001.

PERES R. A. **Análise de tensões residuais através do método do furo cego em blanks de aço ARBL microligados ao Nb soldados pelo processo laser a gás de CO₂**. [Dissertation]. Volta Redonda: Federal Fluminense University; 2014.

PETHICA, J.B.; HUTCHINGS, R.; OLIVER, W. C. **“Hardness measurement at penetration depths as small as 20 nm”**. Philosophical Magazine A, 1983, p.593-606.

PING, D.H., GU, Y.F., CUI, C.Y., HARADA, H. **“Grain boundary segregation in a Ni-Fe based (Alloy 718) Superalloy”**. Materials Science and Engineering A, v. 456, pp.99-102, 2007.

QVARFORT, R. **Some observations regarding the influence of molybdenum on the pitting corrosion resistance of stainless steel**. Corrosion Science, v. 40, n. 2 – 3, pp. 215 – 223, 1998.

RAJASEKHAR, K.; HARENDRANATH, C.S.; RAMAN, R.; KULKARNI, S.D. **Microstructural evolution during solidification of austenitic stainless steel weld metals: a color metallographic and electron microprobe analysis study**. Materials Characterization, v. 38, n. 2, pp. 53 – 65, 1997.

RAM, G.D.J. ; REDDY, A. V.; RAO, K.P. **Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds**. Journal of Materials Processing Technology, v. 167, p. 73-82, 2005.

RAMKUMAR T.; SELVAKUMAR M.; NARAYANASAMY P.; BEGAM A.A.; MATHAVAN P.; RAJ A.A. **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. 2017; 30:290-298. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.09.028>.

RENDLER, N. J.; VIGNESS, I. **Hole-drilling Strain-gage Method of Measuring Residual Stresses**. Experimental Mechanics, Detroit, December 1966. 577-586.

ROSSINI, N. S. et al. **Methods of Measuring Residual Stresses in Components**. Materials & Design, 2012. 572-588.

RONG, Y., CHEN, S., HU, G., GAO, MING., WEI, R. “**Prediction and Characterization of Variant Electron Diffraction Patterns for γ ” and δ Precipitates in Inconel 718 Alloy**”. Metallurgical Materials Transactions A, v. 30A, pp.2297-2303, 1999.

SALES, A. A. **Estudo da soldagem do aço inoxidável austenítico TP 347H para prevenir a corrosão localizada “gume de faca”**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, 2005.

SAMANTA, S. K.; MITRA, S. K.; PAL, T. K. **Effect of rare earth elements on microstructure and oxidation behaviour in TIG weldments of AISI 316L stainless steel**. Materials Science and Engineering, v. 430, n. 1 – 2, pp. 242 – 247, 2006.

SANTOS, T.S.R. **Estudo dos efeitos do hidrogênio nas propriedades mecânicas da liga 718 em diferentes condições de envelhecimento**. Dissertação de M.Sc., Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil, Setembro de 2009.

SCHAEFFLER, A. L. **Constitution diagram for stainless steel weld metal**. Metal Progress, v. 56, n. 11, pp. 680 – 680B, 1949.

SCHAJER, G. S. **Practical Residual Stress Measurement Methods**. Primeira. Ed. Vancouver: Wiley, 2013.

SEDRICKS, A. J. **Corrosion of stainless steel**. Wiley Interscience Publications, second edition. New York, USA. 1996.

SERNA-GIRALDO, C. A. **Resistência à corrosão intergranular do aço UNS S4300: avaliação por método de reativação eletroquímica, efeito de tratamento térmico e mecanismo de sensitização.** Tese, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

SHAFY, M. **Embrittlement prediction of aged austenitic stainless steel welded components using hardness measurements.** Egyptian Journal of Solids, v. 28, n.2, pp. 325 – 335, 2005.

SHAHDAD, S. A.; McCABE, J. F.; BULL, F.; RUSBY, S.; WASSELL, R. W. **“Hardness measured with traditional vickers and martens hardness methods”.** Journal Dental Materials, 2006.

SHAKIL M.; AHMAD M.; TARIQ N.H.; HASAN B.A.; AKHTER J.I.; AHMED E.; et al. **Microstructure and hardness studies of electron beam welded Inconel 625 and stainless steel 304L.** Vacuum. 2014; 110:121-126. <http://dx.doi.org/10.1016/j.vacuum.2014.08.016>.

SHANKAR, V.; GILL, T. P. S.; MANNAN, S. L.; SUNDARESAN, S. **Solidification cracking in austenitic stainless steel welds.** Sadhana, v. 28, n. 3 – 4, pp.359 – 382, 2003.

SILVA, C.C. **Avaliação das Tensões Residuais de Soldagem em Tubulações de Pequeno Diâmetro Usadas em Refinarias de Petróleo.** 2006. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Ceará – CE.

SILVA, C. C. et al. **Minimização dos Defeitos em Revestimentos de Superligas de Níquel pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio,** Revista Soldagem e Inspeção, Vol.19 (2014), p 323-332.

SILVA, C.C.; JÚNIOR, J. M. B. R.; MACHADO, J. P. E.; SANT'ANA, H. B.; FARIAS, J. P. **Estudo da corrosão ZAC do aço inoxidável austenítico 316L causada por petróleo pesado na bacia de campos.** 3º Congresso Brasileiro de Petróleo & Gás, 2007 ^(a).

SILVA, C. C.; FARIAS, J. P.; MIRANDA, H. C.; GUIMARÃES, R. F.; MENEZES, J. W. A.; NETO, M. A. M. **Microstructural characterization of the HAZ in AISI 444 ferritic stainless steel welds.** *Materials Characterization*, v. 59, n. 5, pp. 528 – 533, 2008.

SIREESHA, M.; ALBERT, S. K.; SUNDARESAN, S. **Thermal cycling of transition joints between modified 9Cr – 1Mo steel and alloy 800 for steam generator application.** *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 79, n. 12, p. 819-27, Dec. 2002.

SOBOLEVSKI, E. G. **Residual Stress Analysis of Components with Real Geometries Using the Incremental Hole-Drilling Technique and a Differential Evaluation Method.** Kassel: Universitat Kassel, 2007.

SUTERIO, R. **“Medição de tensões residuais por indentação associada à holografia eletrônica”.** Tese de Doutorado. Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil, 2005.

SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. **Ferritic – austenitic solidification mode in austenitic stainless steel.** *Metallurgical Transactions*, v. 11, pp. 717 – 725, 1980.

TAVARES, S.S.M.; NETO, J.M.; SILVA, M.R.; VASCONCELOS, I.F.; ABREU, H.F.G. **Magnetic properties and α_0 martensite quantification in an AISI 301LN stainless steel deformed by cold rolling.** *Material Characterization*. 2008; 59:901–4.

WANG W.; LU Y.; DING X.; SHOJI T. **Microstructures and microhardness at fusion boundary of 316 stainless steel/Inconel 182 dissimilar welding.** *Materials Characterization*. 2015; 107:255-261. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2015.07.018>.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, H. K. D. H. **Residual stress: Part 1 – Measurement techniques**. Materials Science and Technology, April 2001. 355-364.

XIE, X., XU,C., WANG,G., DONG,J., CAO,W., KENNEDY,R. **“TTT Diagram of a newly developed nickel-base superalloy - Allvac® 718 Plus™”**. Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives. E.A. Loria, TMS, pp.193-202, 2005.

9 ANEXOS

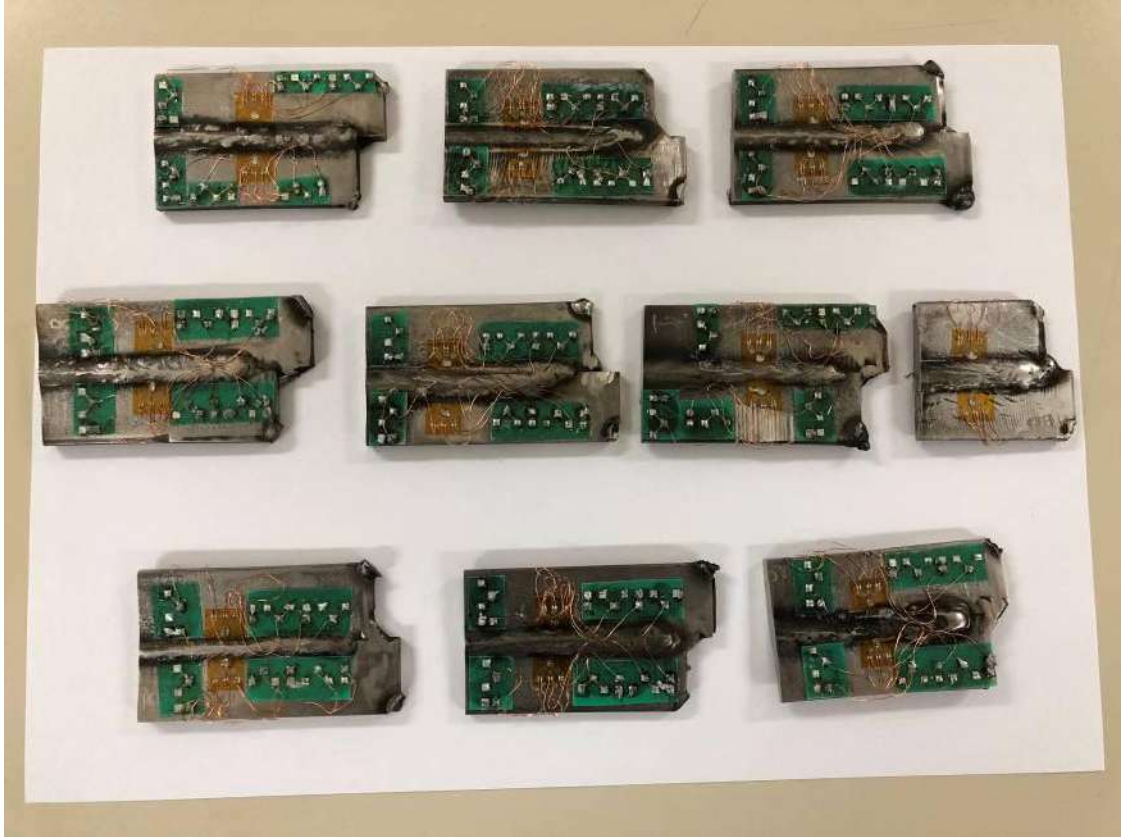
ANEXO 1

Fresa de topo do tipo cone invertido.



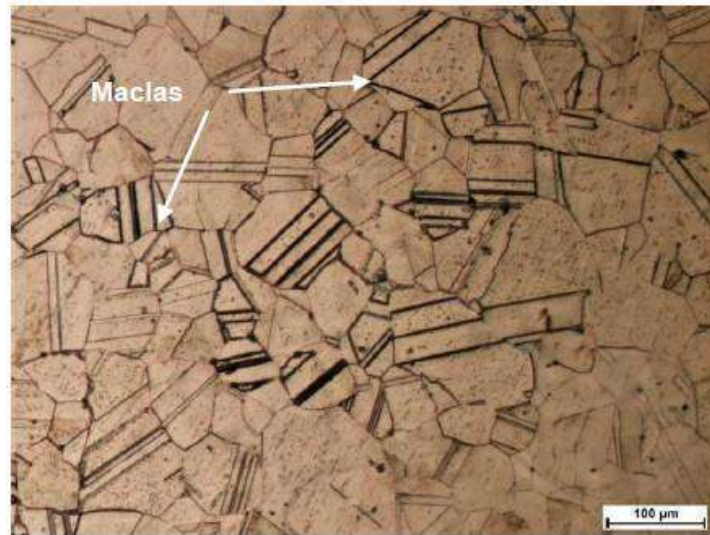
ANEXO 2

Detalhes das amostras (juntas soldadas) submetidas ao ensaio do furo cego.

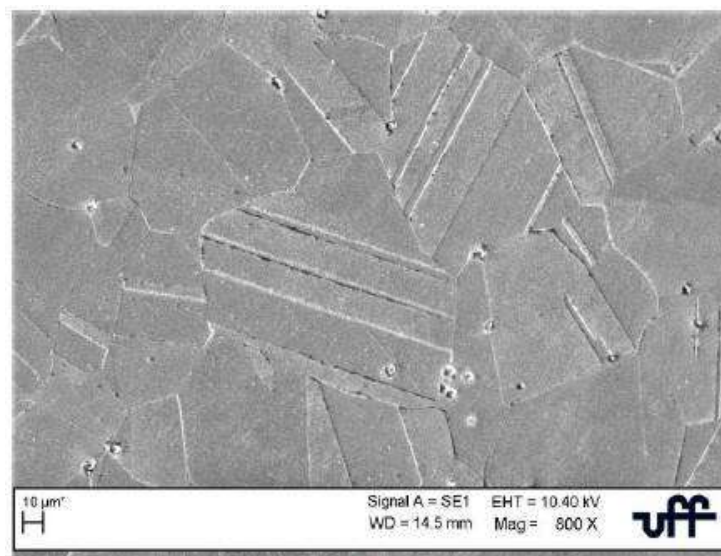


ANEXO 3

Micrografia da liga inonel 718 no estado “como recebido” (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



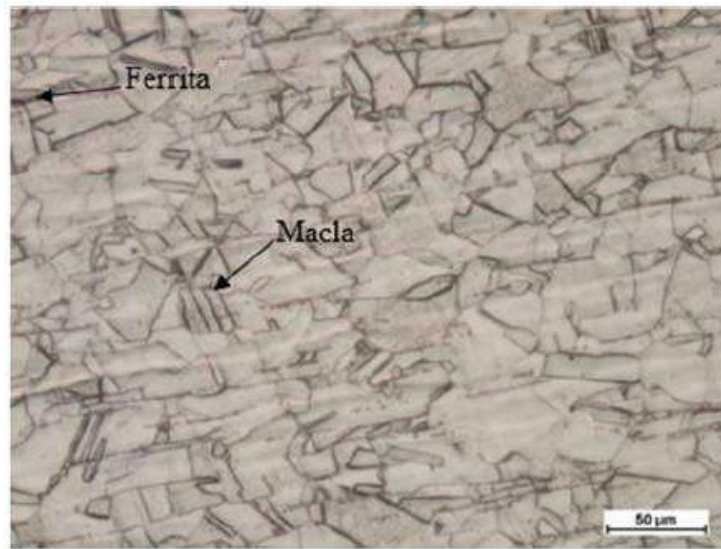
(a)



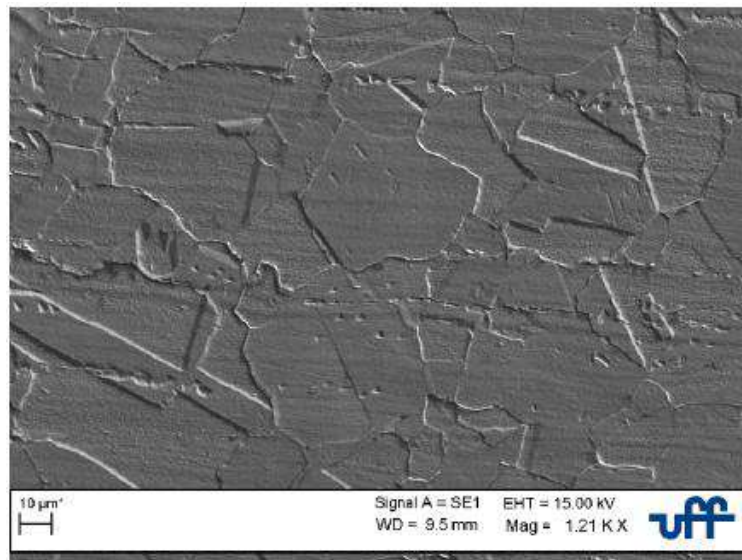
(b)

ANEXO 4

Micrografia do aço inox 316L no estado “como recebido” (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



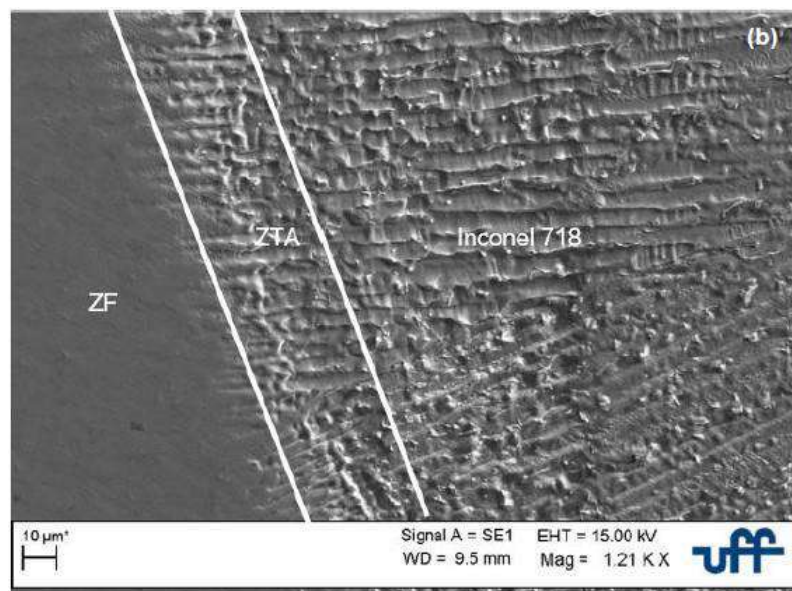
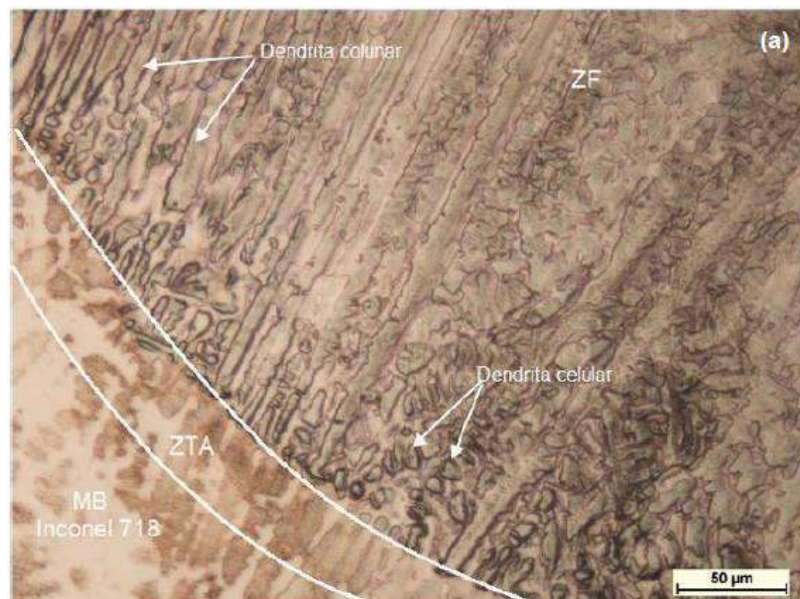
(a)



(b)

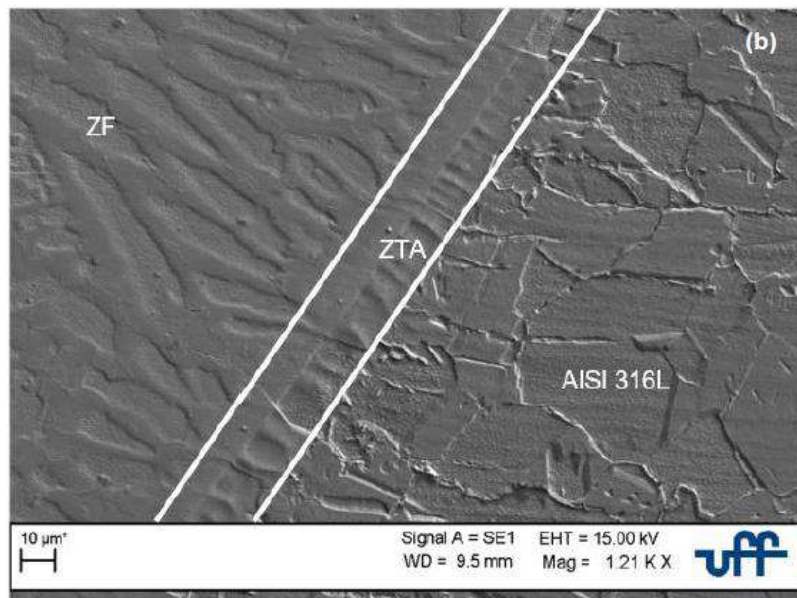
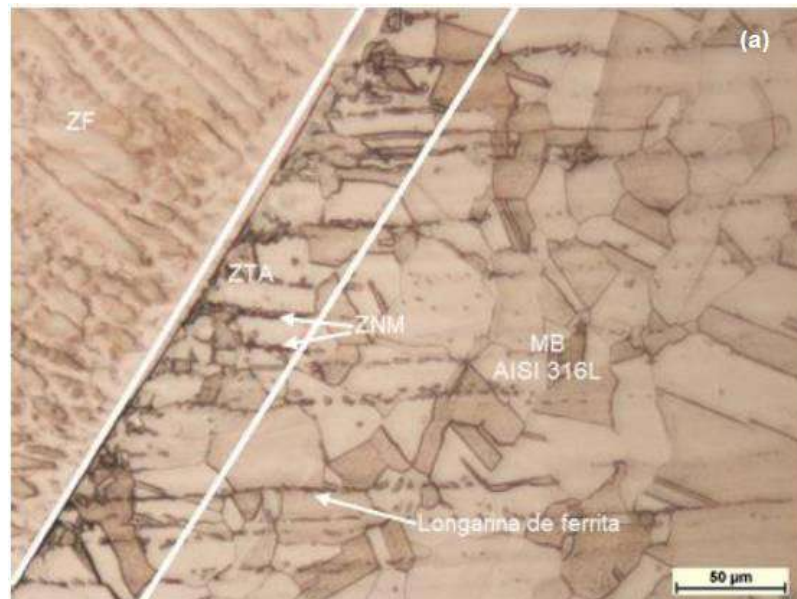
ANEXO 5

Micrografia da amostra 1 (140 A ; 500°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



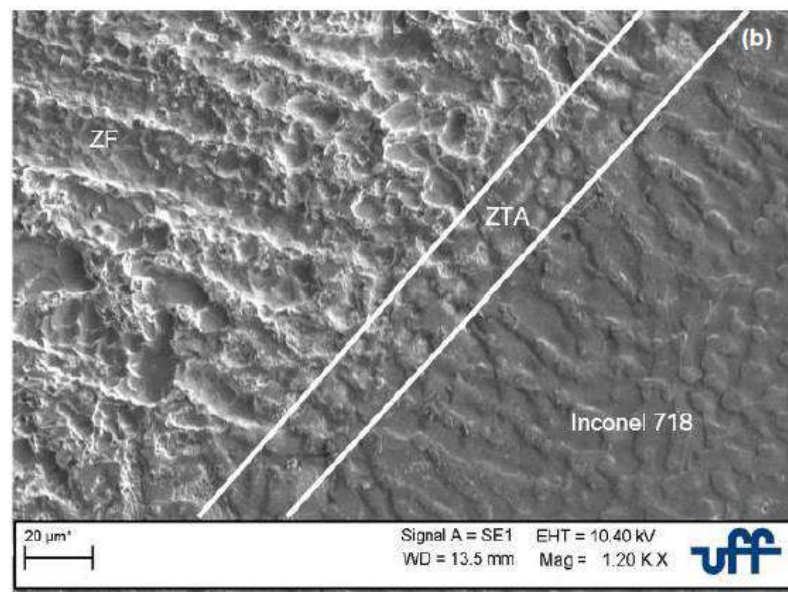
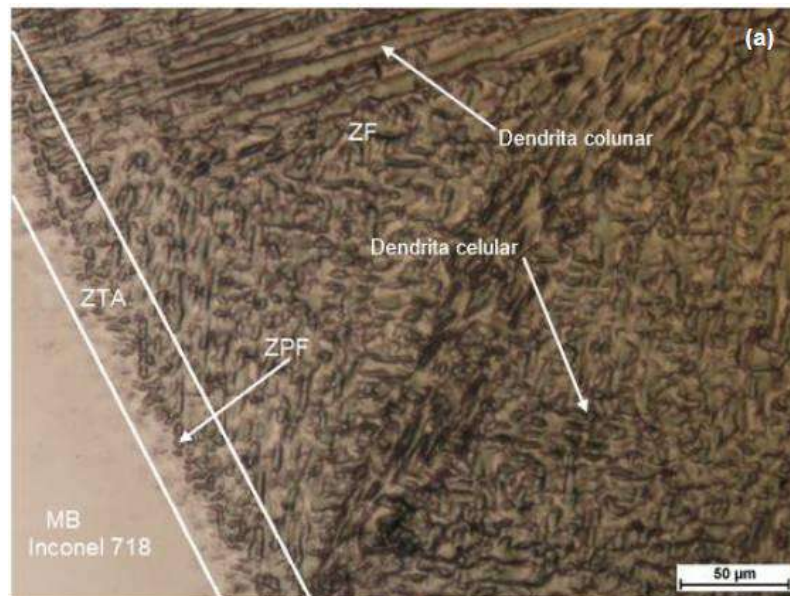
ANEXO 6

Micrografia da amostra 1 (140 A ; 500°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



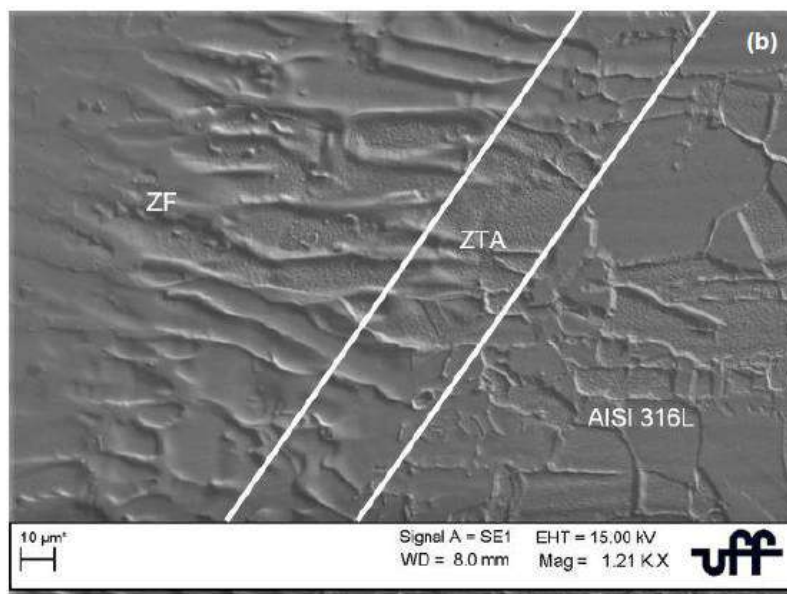
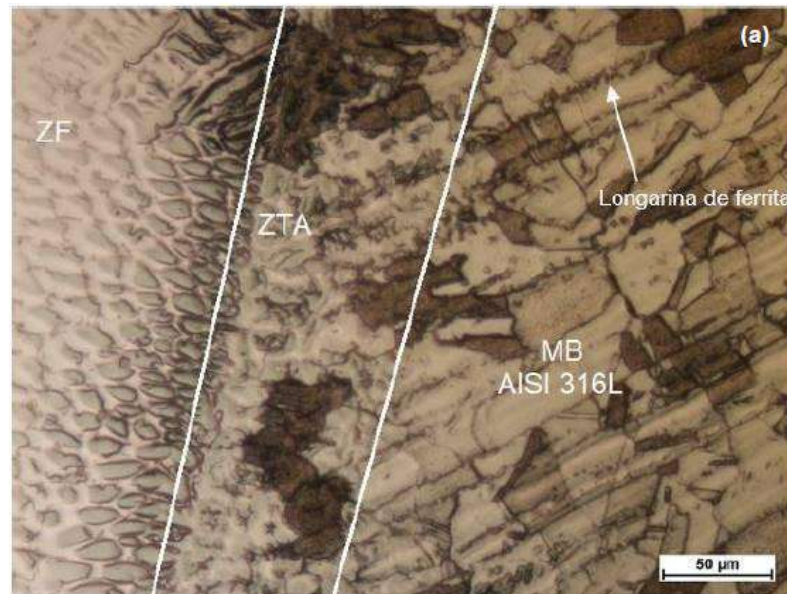
ANEXO 7

Micrografia da amostra 2 (180 A ; 500°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga Inconel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



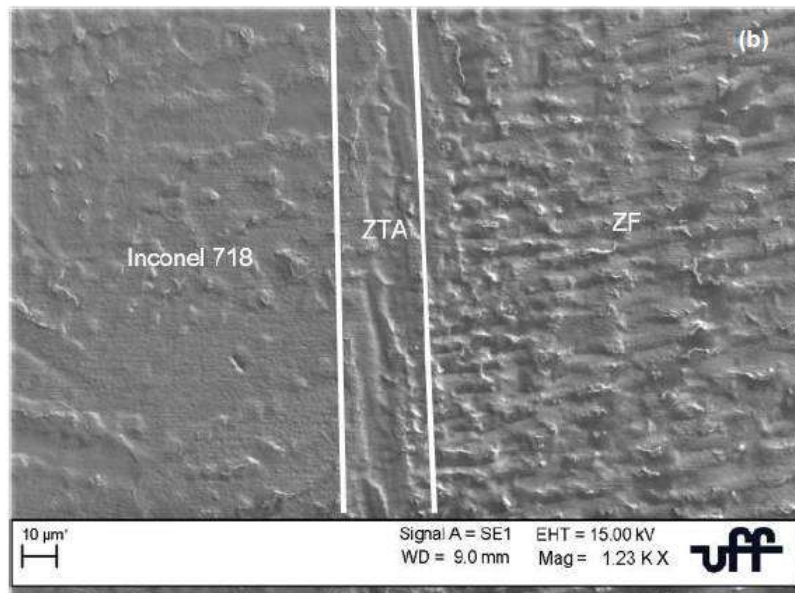
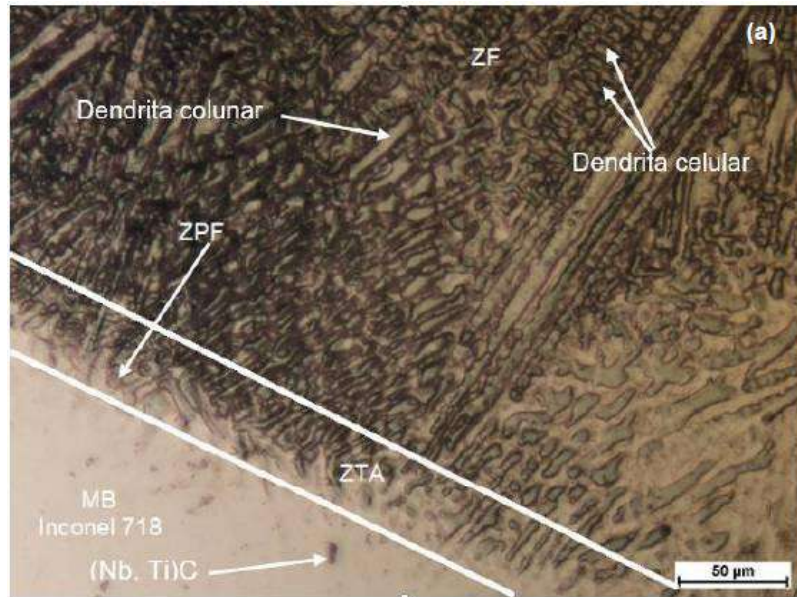
ANEXO 8

Micrografia da amostra 2 (180 A ; 500°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



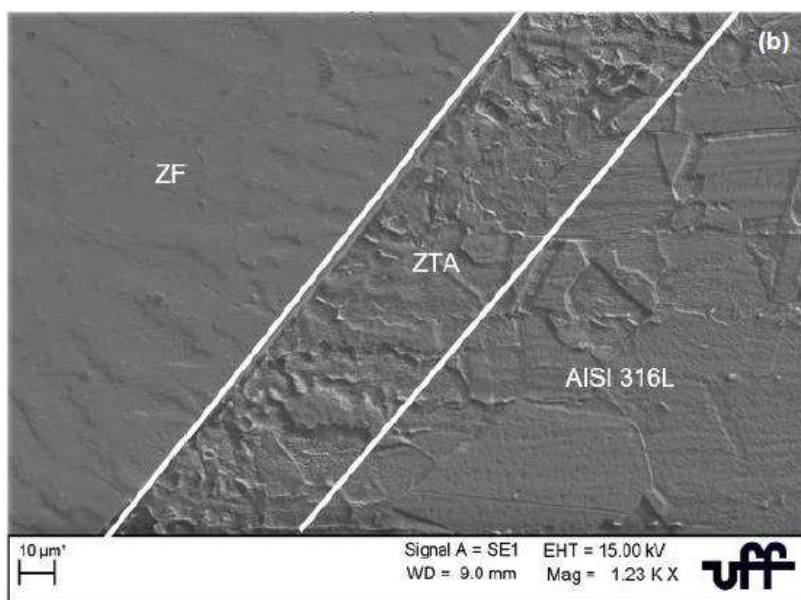
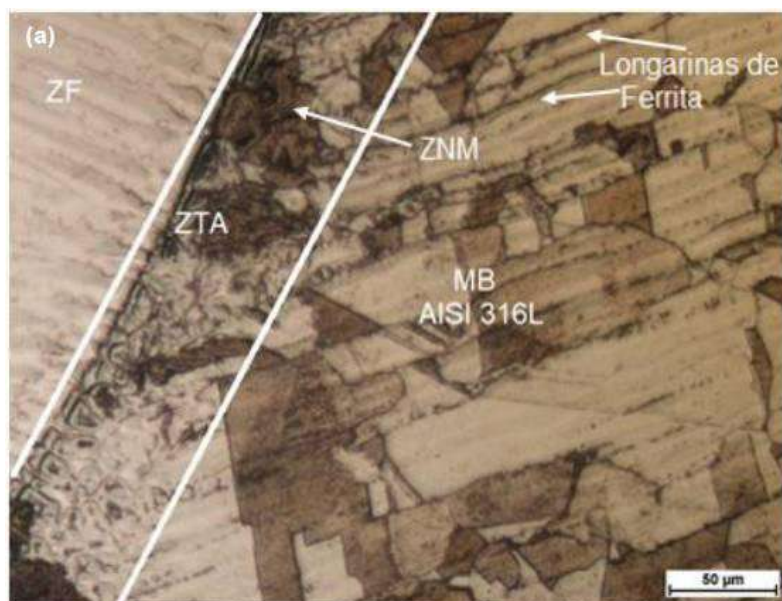
ANEXO 9

Micrografia da amostra 3 (140 A ; 700°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



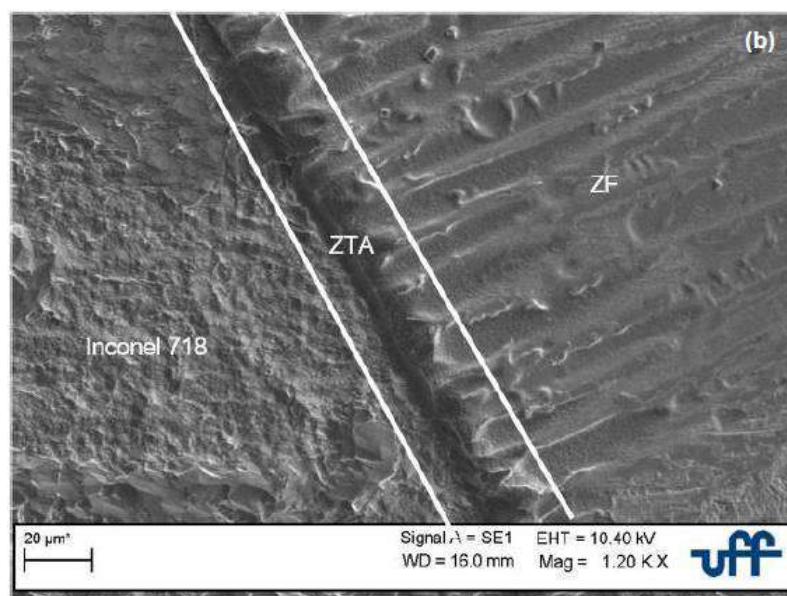
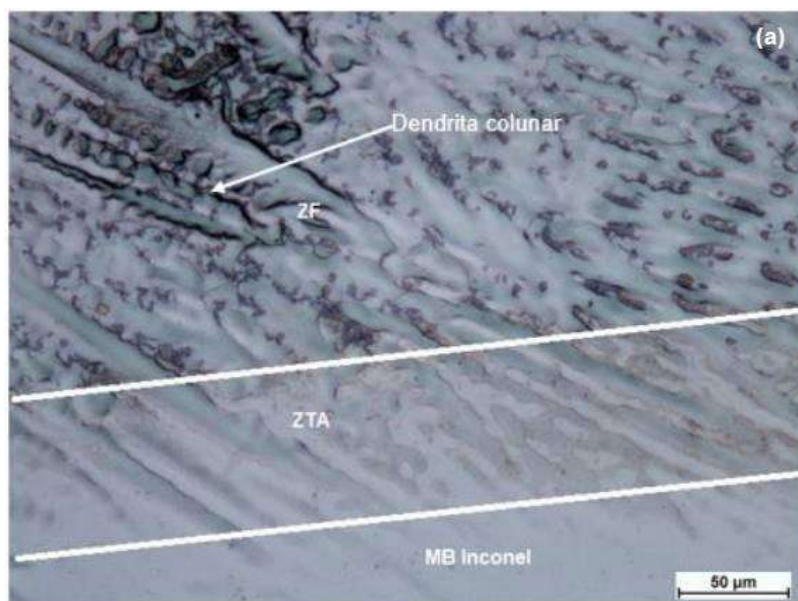
ANEXO 10

Micrografia da amostra 3 (140 A ; 700°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



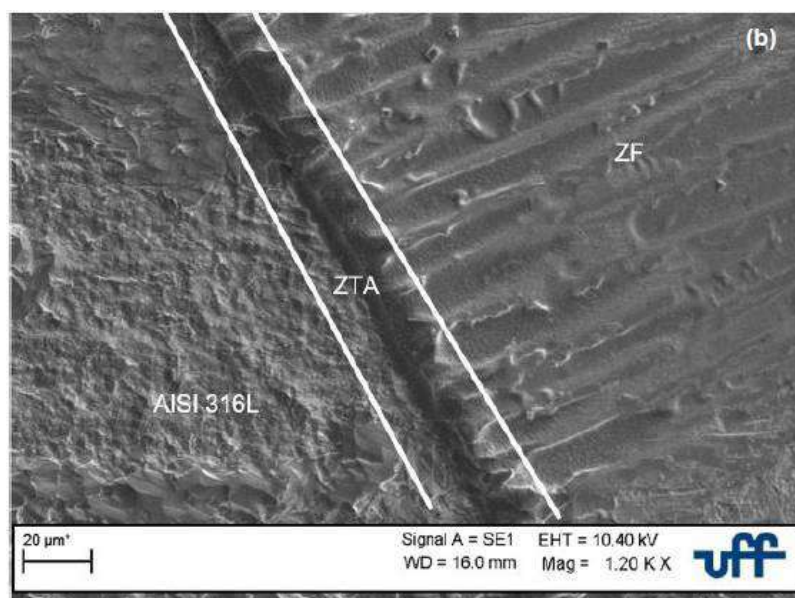
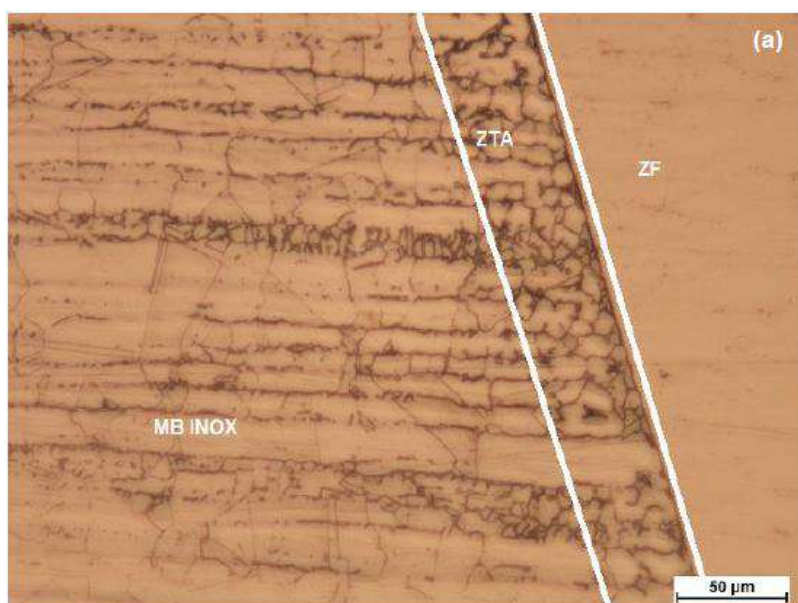
ANEXO 11

Micrografia da amostra 4 (180 A ; 700°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inonel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



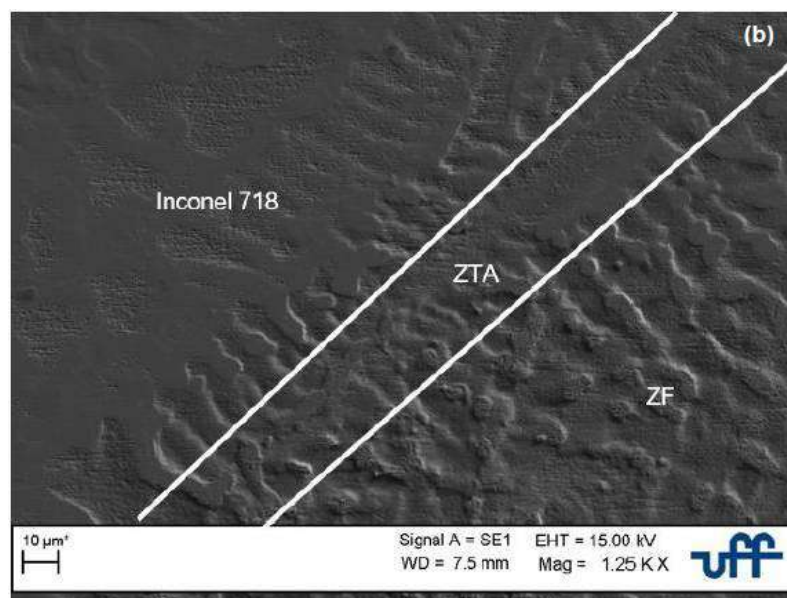
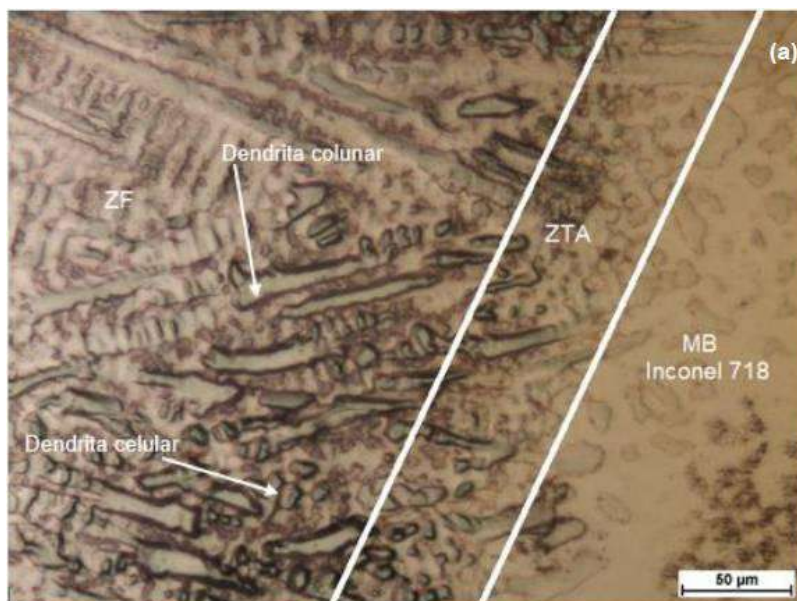
ANEXO 12

Micrografia da amostra 4 (180 A ; 700°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



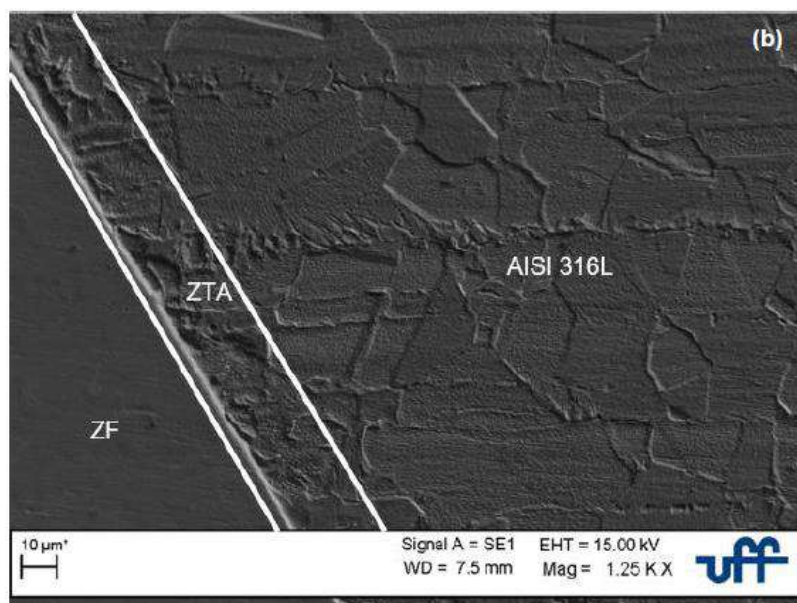
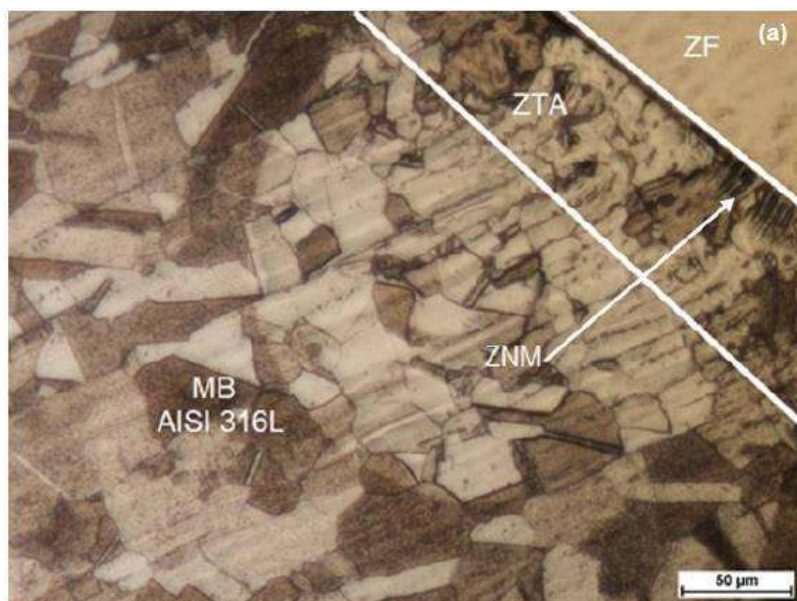
ANEXO 13

Micrografia da amostra 5 (180 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inonel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



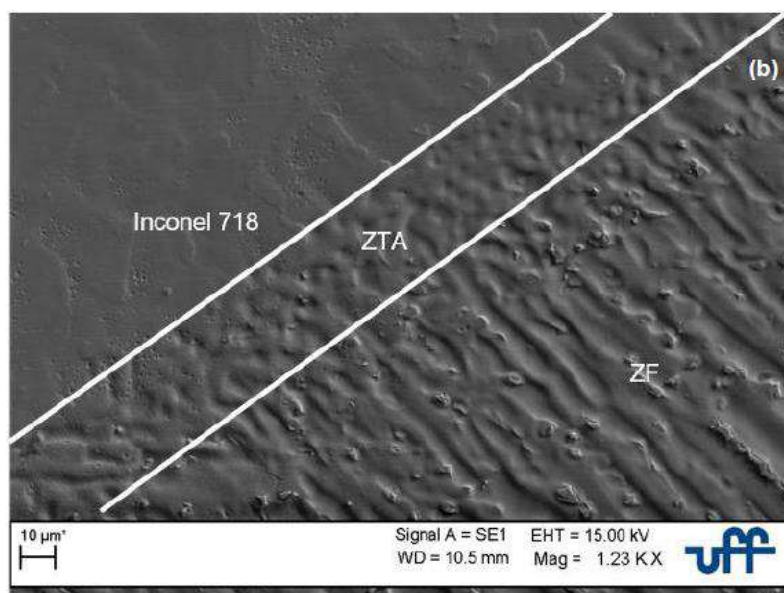
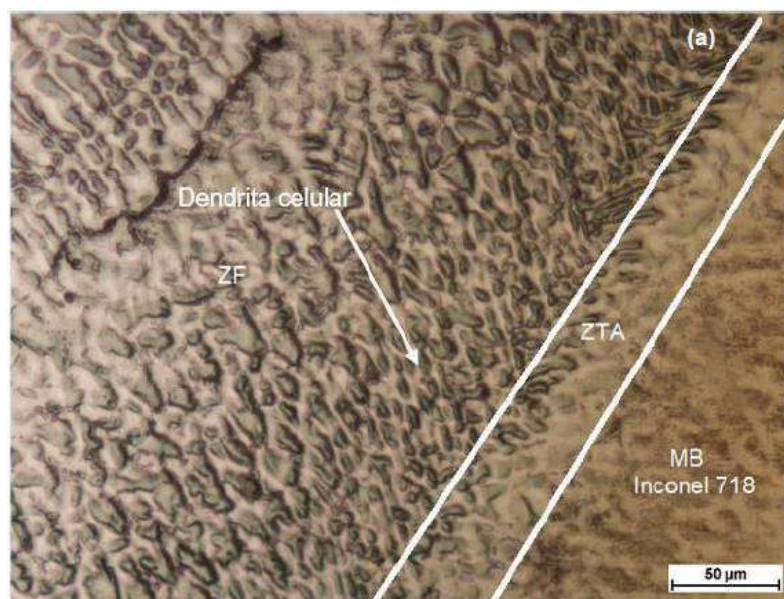
ANEXO 14

Micrografia da amostra 5 (180 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



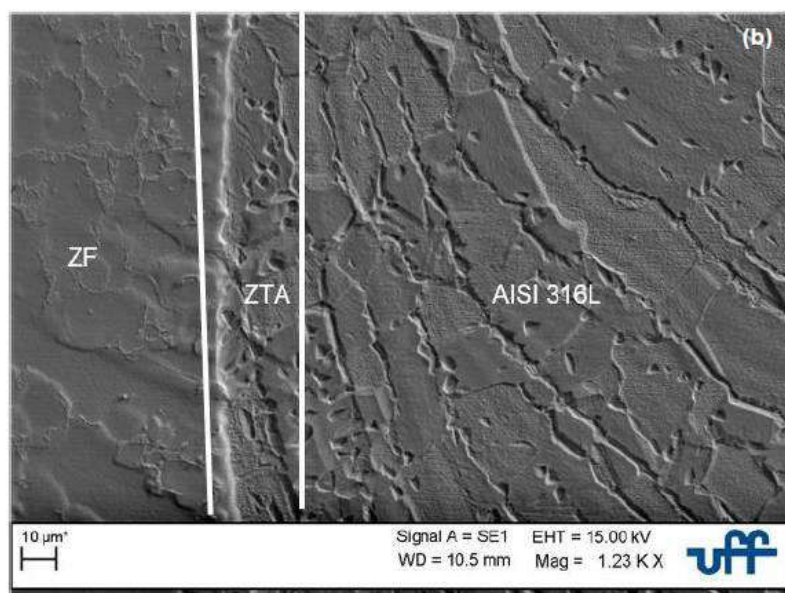
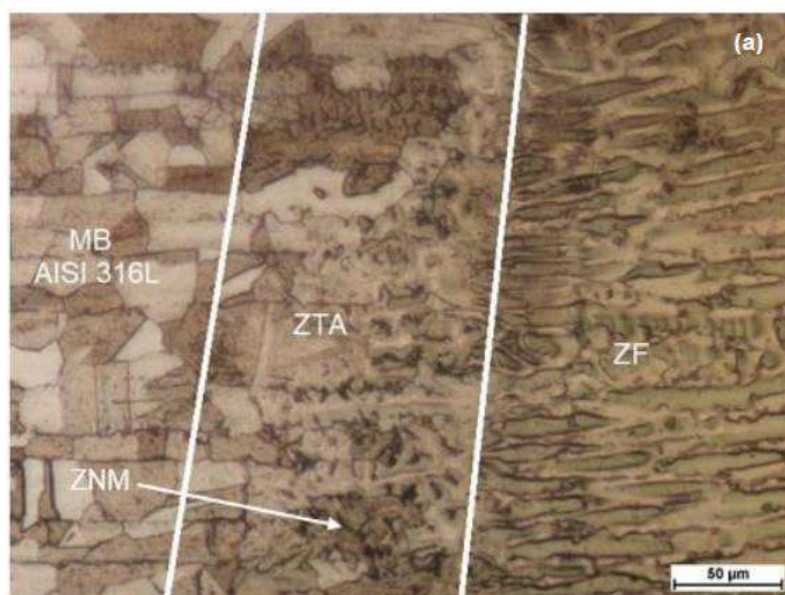
ANEXO 15

Micrografia da amostra 6 (200 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



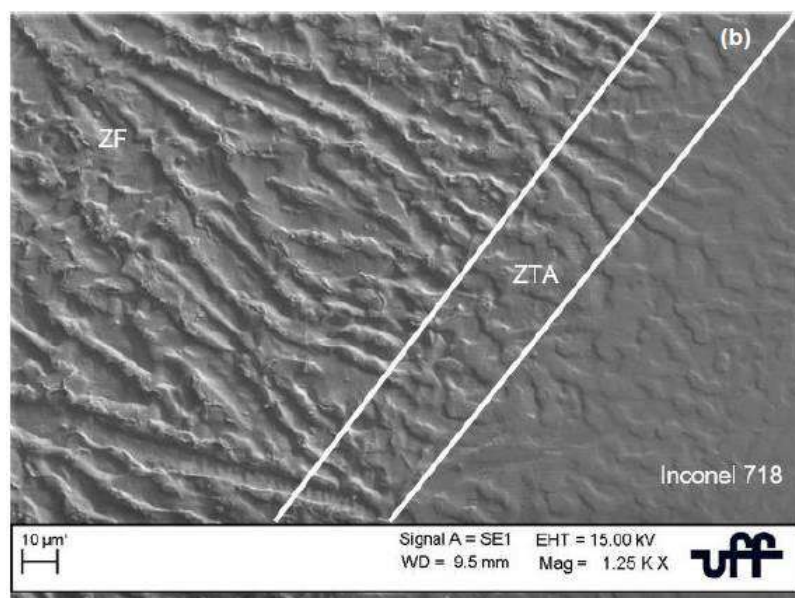
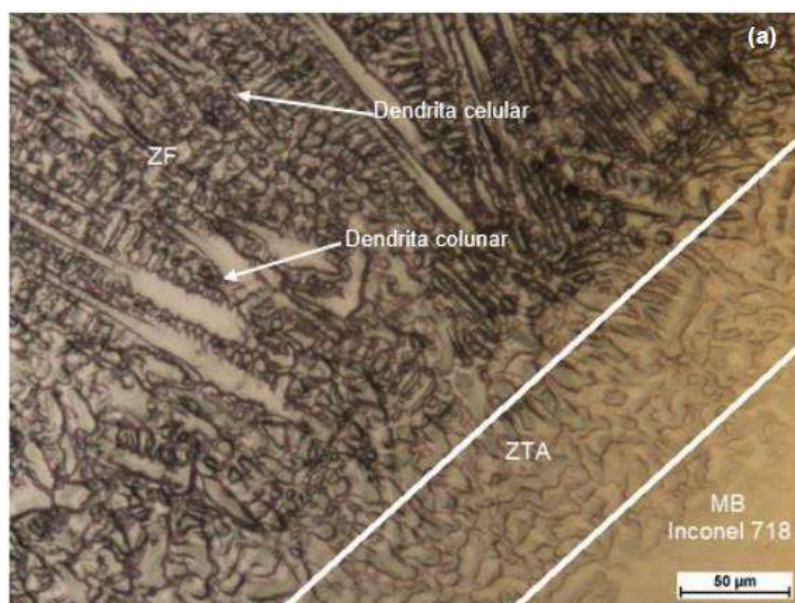
ANEXO 16

Micrografia da amostra 6 (200 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



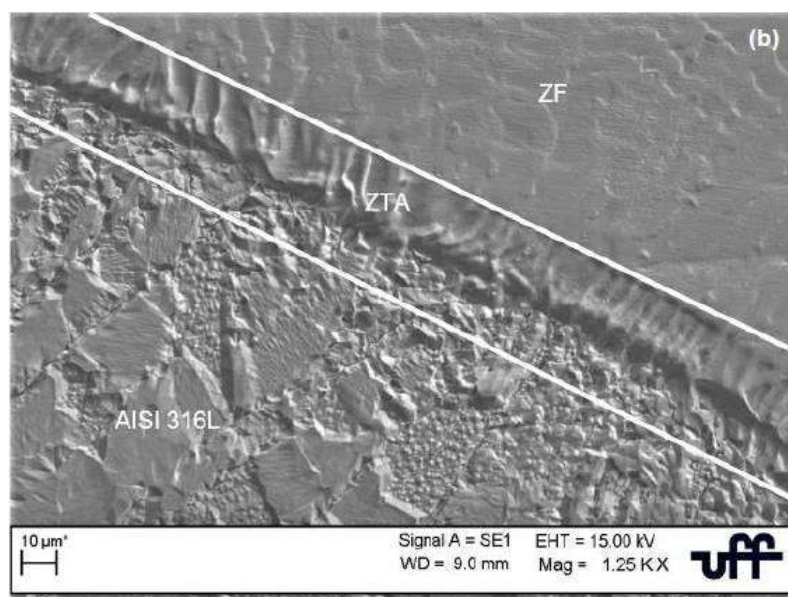
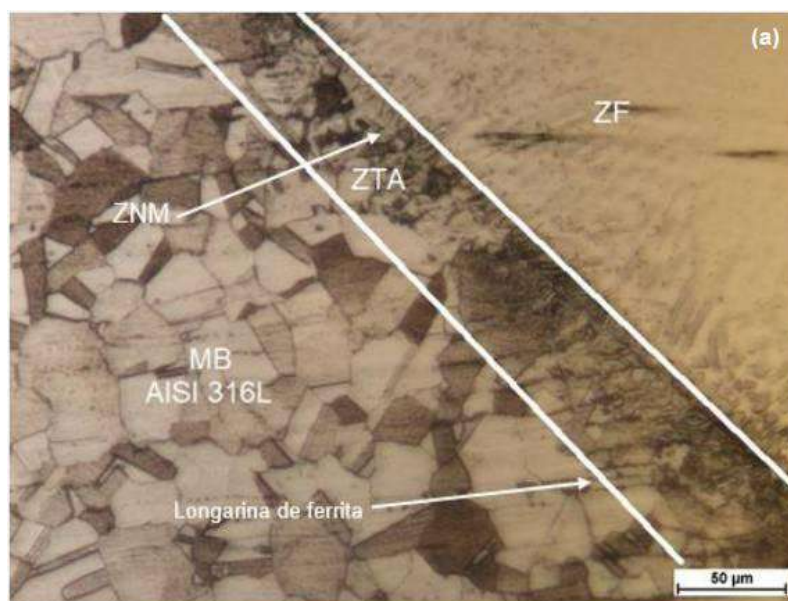
ANEXO 17

Micrografia da amostra 7 (160 A ; 400°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga Inconel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



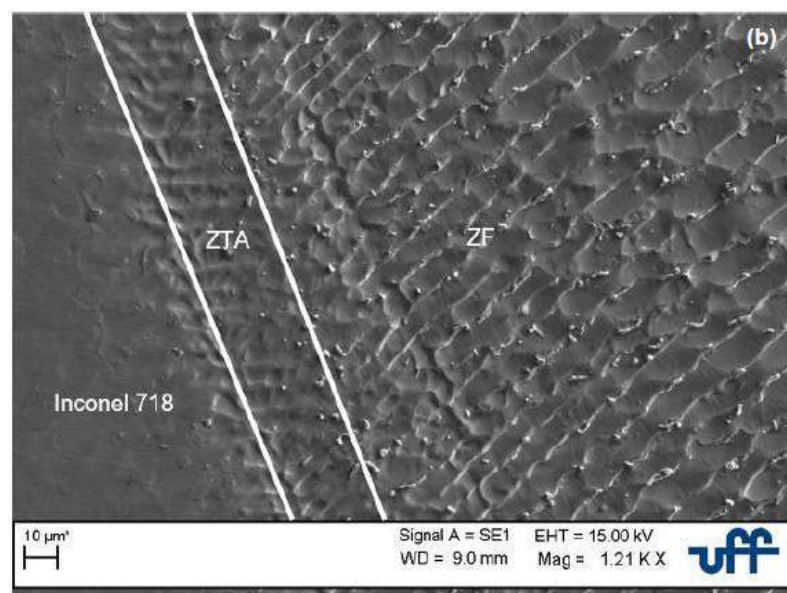
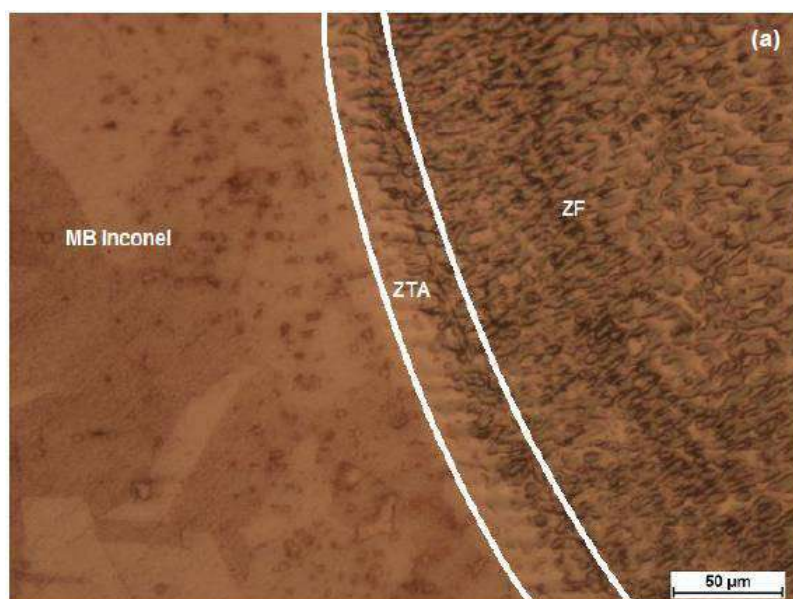
ANEXO 18

Micrografia da amostra 7 (160 A ; 400°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



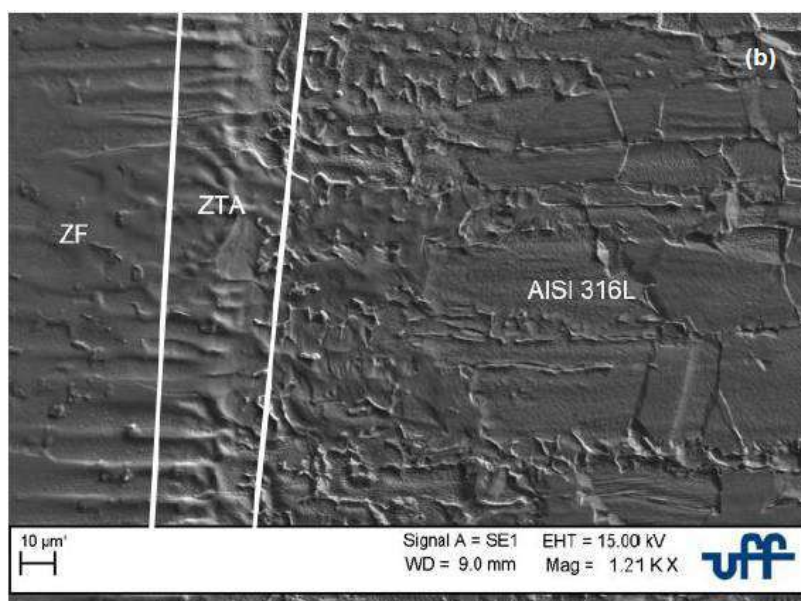
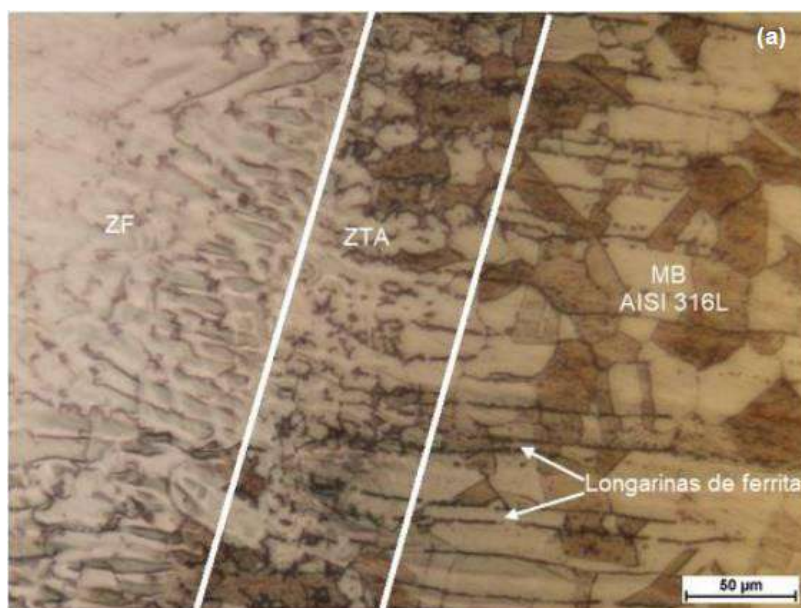
ANEXO 19

Micrografia da amostra 8 (160 A ; 800°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



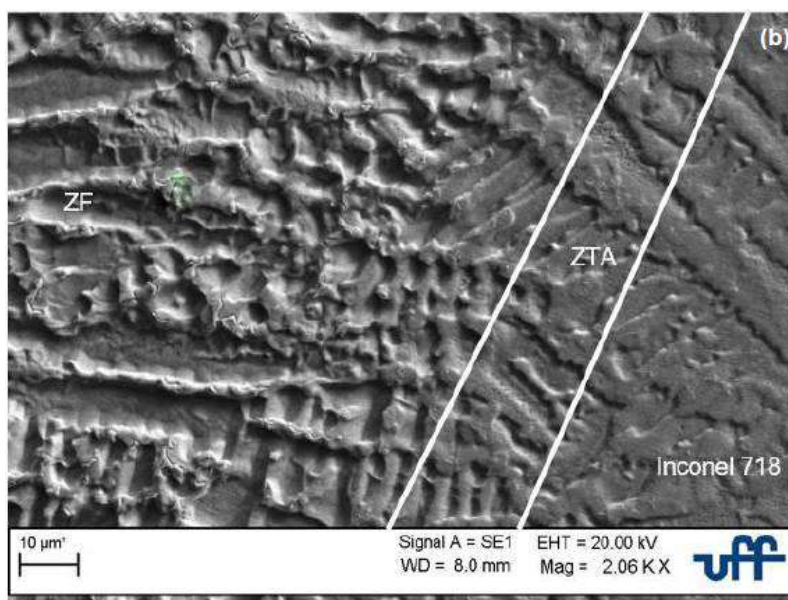
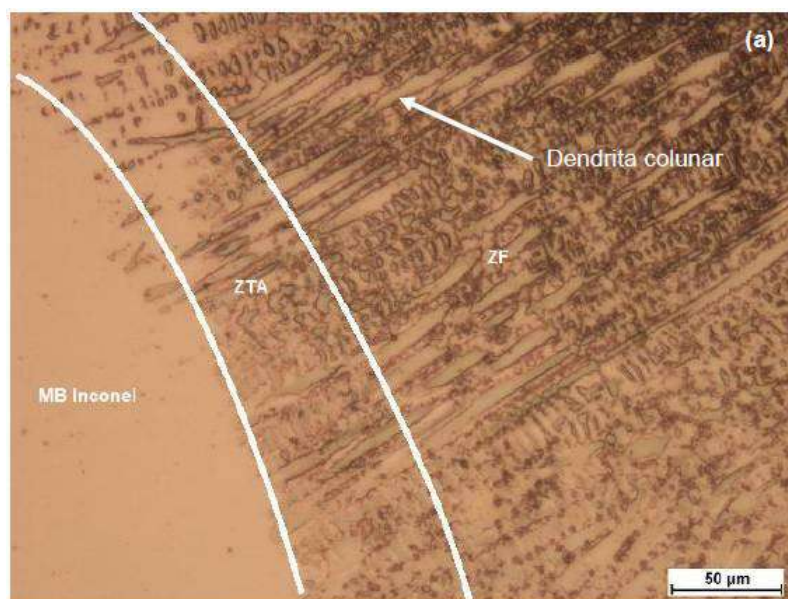
ANEXO 20

Micrografia da amostra 8 (160 A ; 800°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



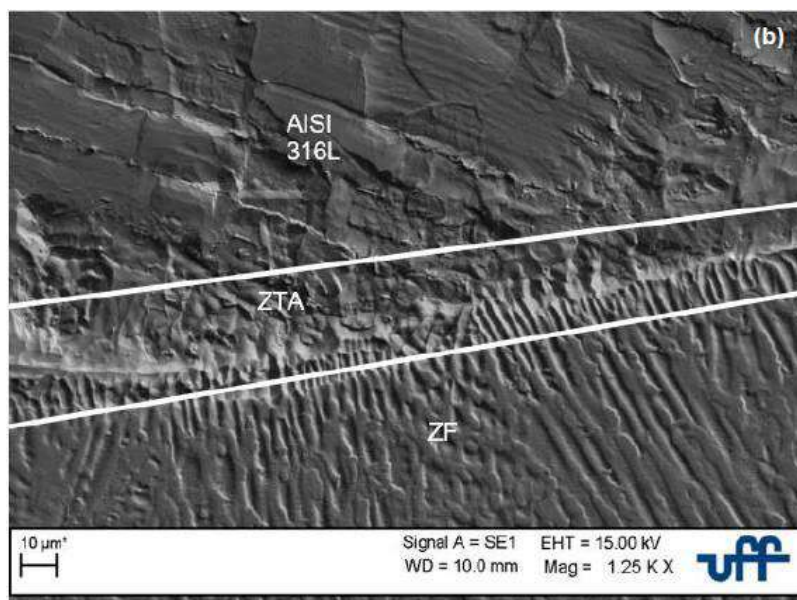
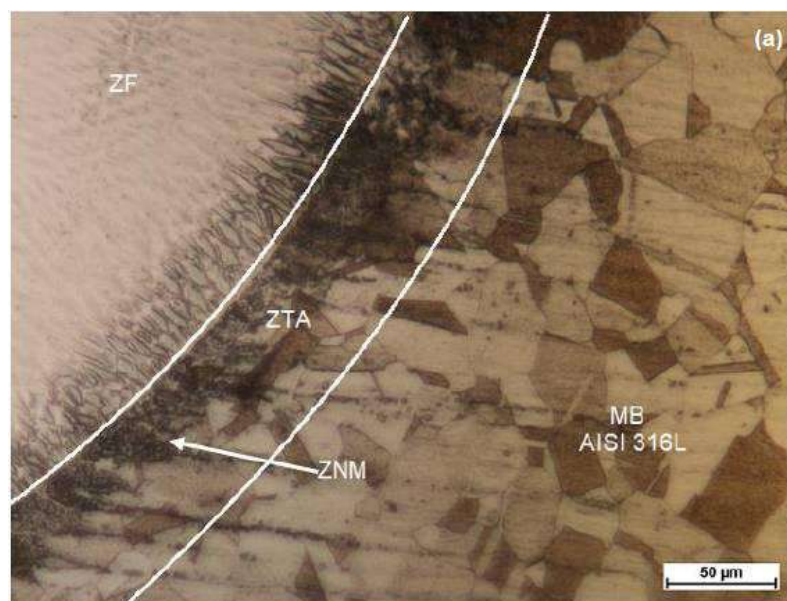
ANEXO 21

Micrografia da amostra 9 (120 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inonel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



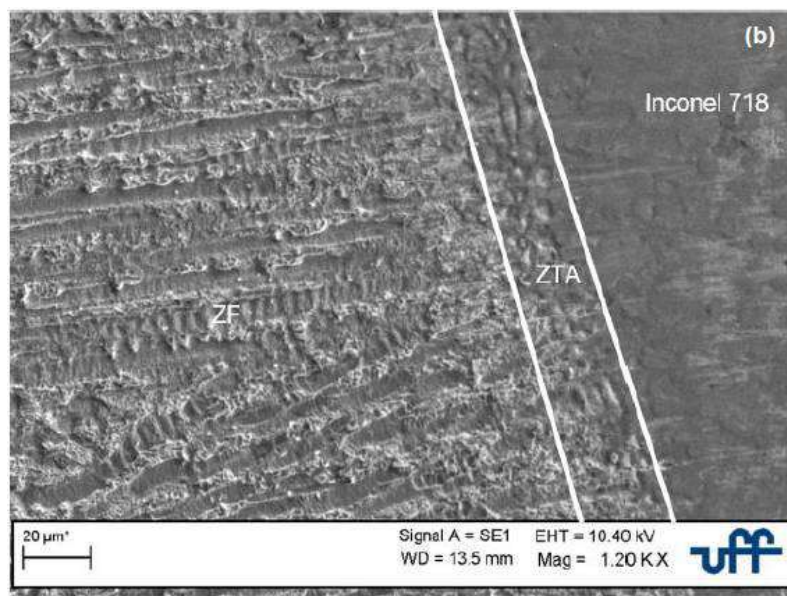
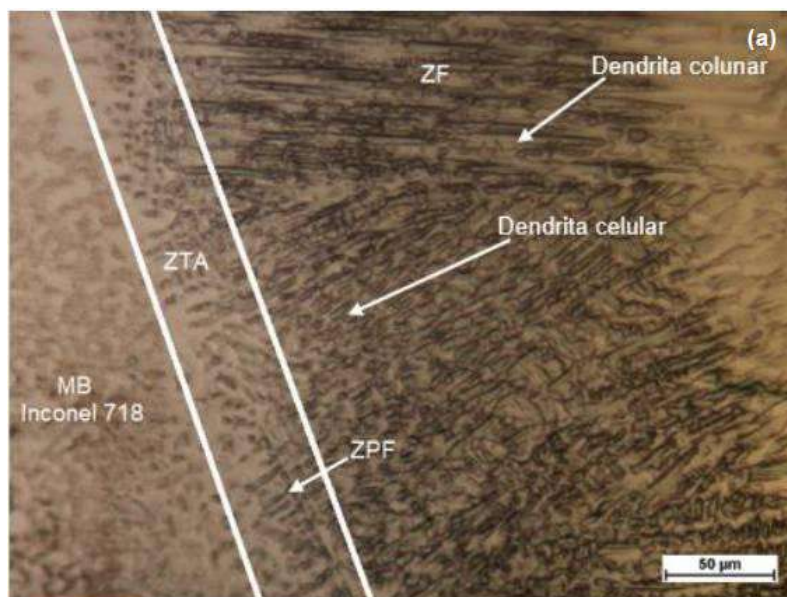
ANEXO 22

Micrografia da amostra 9 (120 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



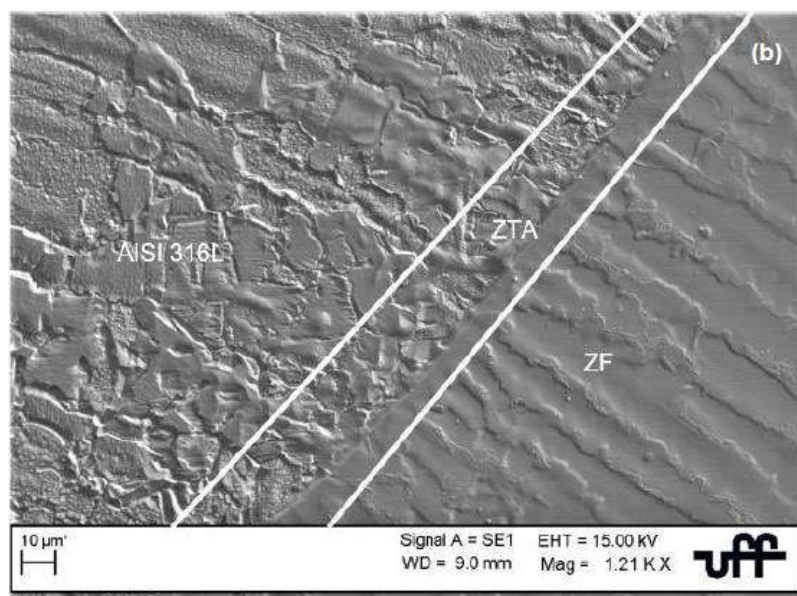
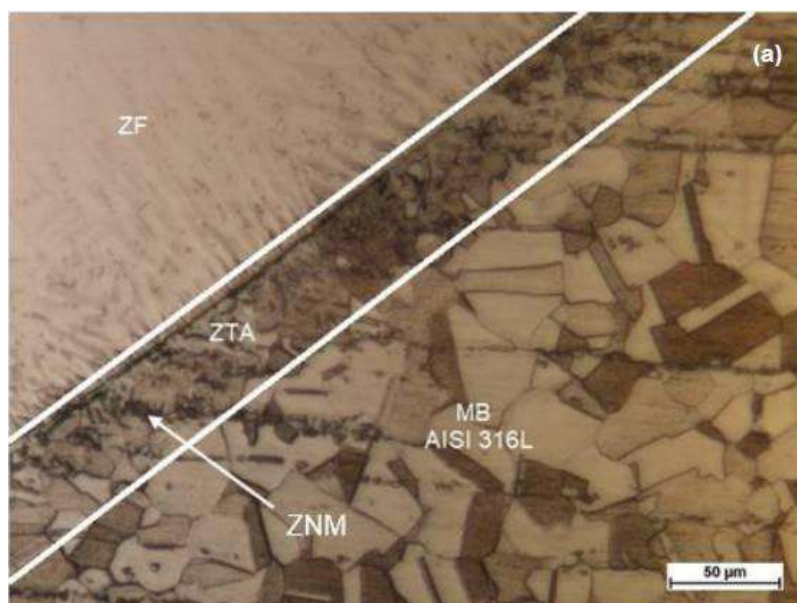
ANEXO 23

Micrografia da amostra 10 (160 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA da liga inconel 718 (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



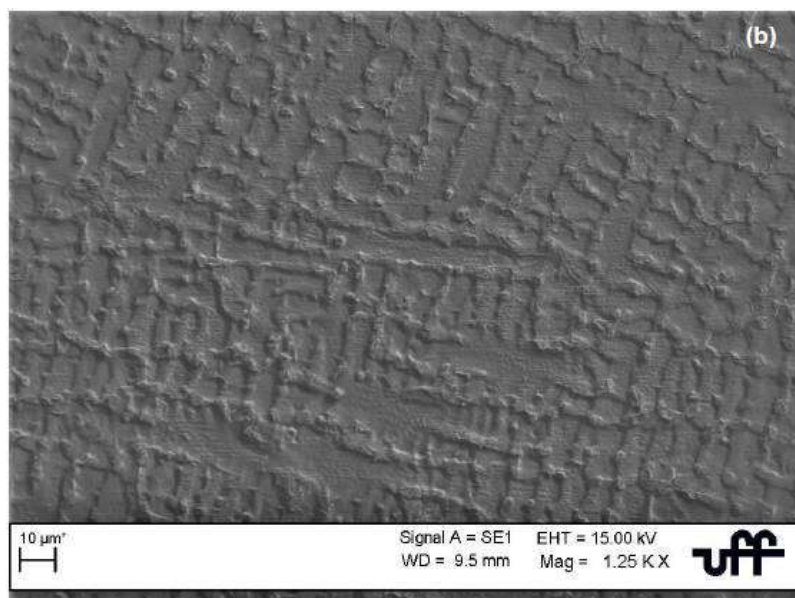
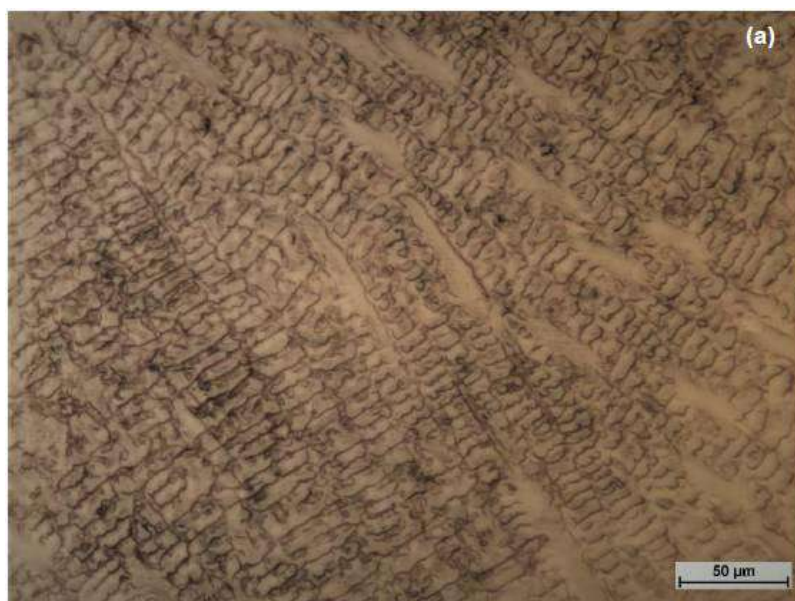
ANEXO 24

Micrografia da amostra 10 (160 A ; 600°C), contemplando a região da interface entre MB e ZTA do aço inox 316L (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).



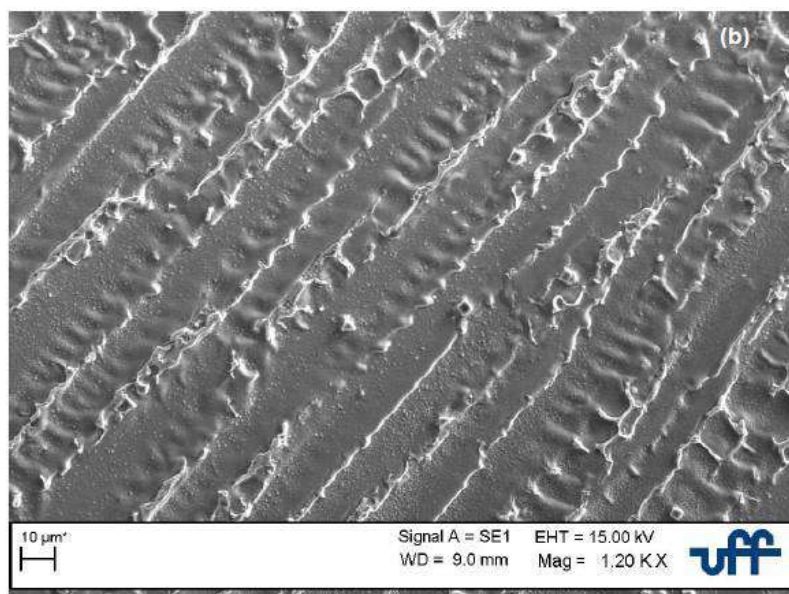
ANEXO 25

Micrografia da amostra 7 (160 A ; 400°C) contemplando o MS da junta soldada (a) MO
(b) MEV (DEMARQUE, 2018).



ANEXO 26

Micrografia da amostra 8 (160 A ; 800°C) contemplando o MS da junta soldada (a) MO
(b) MEV (DEMARQUE, 2018).



ANEXO 27

Micrografia da amostra 10 (160 A ; 600°C) contemplando o MS da junta soldada (a) MO (b) MEV (DEMARQUE, 2018).

