



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS
MATERIAIS

ISABEL FERREIRA DE BARROS

SOLDAGEM DISSIMILAR DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444 E DO
AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L POR MEIO DO PROCESSO TIG
AUTÓGENO UTILIZANDO CORRENTE PULSADA

FORTALEZA

2014

ISABEL FERREIRA DE BARROS

**SOLDAGEM DISSIMILAR DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444 E DO
AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L POR MEIO DO PROCESSO TIG
AUTÓGENO UTILIZANDO CORRENTE PULSADA**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial à obtenção do título de mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva

FORTALEZA

2014

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Biblioteca de Pós-Graduação em Engenharia - BPGE

-
- B277s Barros, Isabel Ferreira de.
Soldagem dissimilar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 e do aço inoxidável austenítico AISI 316L por meio do processo TIG autógeno utilizando corrente pulsada / Isabel Ferreira de Barros. – 2014.
195 f. : il. color. , enc. ; 30 cm.
- Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2014.
Área de Concentração: Metalurgia Física da Soldagem.
Orientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.
1. Ciência dos materiais. 2. Autógeno. 3. Dissimilar. I. Título.



Universidade Federal do Ceará

Centro de Tecnologia

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais

PARECER DA COMISSÃO DE DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ISABEL FERREIRA DE BARROS

**Soldagem Dissimilar do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 e do AÇO
Inoxidável Austenítico AISI 316L por meio do Processo TIG Autógeno
Utilizando Corrente Pulsada**

A Comissão de Dissertação composta pelos professores, Cleiton Carvalho Silva, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Marcelo Ferreira Motta, da Universidade Federal do Ceará e Carlos Eduardo Aguiar Lima Rodrigues, da Universidade Federal Rural do Semi-Árido, considera a candidata:

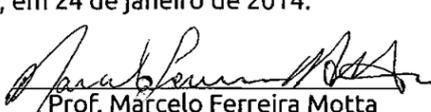
APROVADA

NÃO APROVADA

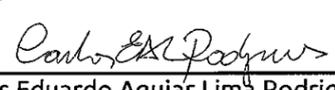
Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 24 de janeiro de 2014.


Prof. Cleiton Carvalho Silva

Presidente e Orientador


Prof. Marcelo Ferreira Motta

Membro


Prof. Carlos Eduardo Aguiar Lima Rodrigues

Membro

A Deus,
Aos meus pais, Wilson e Flávia,
Ao meu irmão Israel,
Ao Lucas.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pelas maravilhosas bênçãos em minha vida e por guiar os meus passos.

Aos meus pais, Wilson Barros e Flávia Leite, pelo amor incondicional e pelo apoio irrestrito. Agradeço todo o incentivo, encorajando-me em todos os momentos. Obrigada pelo colo fraterno e seguro, pela confiança e por acreditar na realização deste sonho.

Ao meu irmão, Israel Barros, por sempre me incentivar a estudar e por sempre ter sido um exemplo de força e determinação. Obrigada pelo amor, amizade e confiança.

Ao meu noivo Lucas Rebouças, pelo imenso carinho e amor! Obrigada pela paciência nos momentos mais difíceis, pela compreensão e cumplicidade. Agradeço a dedicação, companhia e toda a ajuda. O seu amor tem sido meu porto seguro!

Ao professor e orientador, Dr. Cleiton Carvalho Silva, por quem mantenho profundo respeito e admiração. Agradeço pela brilhante orientação e pelo excelente trabalho realizado. Obrigada principalmente pela paciência e incentivo.

À bolsista Nívea Leite, por ter sido meu braço direito durante a realização deste trabalho. Obrigada pelas inúmeras horas de polimento e ataque, pela dedicação e competência na realização de todas as atividades. Agradeço não somente pelo excelente trabalho realizado, mas principalmente pela amizade verdadeira.

Ao Dr. Flavio Herculano por tamanha bondade e carinho. Obrigada por dedicar parte de seu tempo para me ajudar, por auxiliar-me na obtenção dos resultados. Não existem palavras neste momento para expressar a minha gratidão e o meu respeito. Agradeço pela amizade, pelas conversas e pela credibilidade.

Ao professor Dr. Willys Aguiar, pelos valiosos ensinamentos e contribuições durante o trabalho.

Aos professores do Laboratório de Engenharia de Soldagem, Hélio Cordeiro e Marcelo Motta.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais, em especial ao professor Dr. Hamilton Ferreira e aos bolsistas Giovani Gonçalves, Daniel Lucena e Isaac Moreira.

Ao Laboratório de Corrosão/UFC, em especial ao amigo M.Sc. Archimedes Fortes pela imensa contribuição durante a realização deste trabalho.

Ao Laboratório de Ensaio Mecânicos/UFC, em especial ao bolsista Ítalo Moura pelo auxílio durante a realização dos ensaios mecânicos.

Ao Laboratório de Ensaio Mecânicos/IFCE – Fortaleza e aos bolsistas Jéssica e Edinho pela colaboração.

Aos amigos Camila Feitosa, Ramon Gomes e Jeann Diniz pelo apoio e carinho.

Ao Pronatec – Quixadá pela maravilhosa experiência concedida, em especial ao professor Tarcizio Gomes e aos queridos alunos do curso Técnico em Comércio e Logística pelo carinho e respeito.

Aos bolsistas e colegas do ENGESOLDA pela boa convivência.

À Fundação Cearense de Apoio ao Desenvolvimento Científico e Tecnológico, pela concessão da bolsa de pesquisa.

*“E tudo o que pedires com fé na oração o
recebereis.”*

(Mateus, 21:22)

BARROS, I. F. Soldagem dissimilar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 e do aço inoxidável austenítico AISI 316L por meio do processo TIG autógeno utilizando corrente pulsada. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, CE, Brasil.

RESUMO

A utilização dos aços inoxidáveis tem se intensificado juntamente com a crescente demanda industrial, em que sua aplicação se estende pelos mais variados setores, como por exemplo, na indústria de petróleo e gás, em equipamentos de dessalinização, na indústria sucroalcooleira, entre outros. Neste contexto, o uso de aços inoxidáveis ferríticos tem crescido nos últimos anos devido a sua excelente relação entre resistência à corrosão e custo, sendo uma ótima opção em substituição aos aços inoxidáveis austeníticos. Objetivando estudar a união de aços inoxidáveis dissimilares por meio de um processo de soldagem, o presente trabalho submeterá o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L à soldagem TIG autógeno (sem metal de adição) com corrente pulsada. Essa união visa obter uma zona fundida com melhores propriedades mecânicas juntamente com a correção dos possíveis problemas relacionado à soldagem desses aços, como por exemplo, o crescimento de grão nos aços inoxidáveis ferríticos, em que seu refinamento se torna possível através da utilização de corrente pulsada durante o procedimento. A escolha desses dois materiais baseou-se nas características inerentes a cada um separadamente e também por possuírem propriedades muito próximas, apesar de possuírem classificações diferentes, permitindo a utilização combinada de ambos e dessa forma o aço inoxidável ferrítico atuará de forma a substituir parcialmente o aço inoxidável austenítico nas situações em que a combinação de elevada resistência à corrosão e resistência mecânica não são tão relevantes. Essa utilização combinada, além de não afetar as características do conjunto de maneira negativa tem como benefício reduzir custos, visto que a presença de níquel nos aços inoxidáveis austeníticos acaba por encarecê-los. Dessa forma, espera-se fornecer através deste trabalho um maior aprofundamento a respeito da soldagem dissimilar entre o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L, avaliando os parâmetros operacionais, como a pulsação da corrente e a energia de soldagem sobre a microestrutura obtida, bem como as propriedades mecânicas.

Palavras chave: AISI 444, AISI 316L, dissimilar, TIG, autógeno.

ABSTRACT

BARROS, I F. Dissimilar welding of ferritic stainless steel AISI 444 and AISI 316L austenitic stainless steel through the autogenous TIG process using pulsed current. M. Sc. Thesis. Universidade Federal of Ceará, Fortaleza, Brazil.

The use of stainless steels has intensified with the industrial demand growing, which extends its application for various sectors such as the oil and gas, desalination equipment in industry, sugar industry, among others. In that context, the use of ferritic stainless steels has grown in recent years on account of its excellent relationship between corrosion resistance and cost, and a great option in substitution of austenitic stainless steels. Intending to study the connection of dissimilar stainless steels by means of a welding process, this paper will lay the submit the ferritic stainless steel AISI 444 and AISI 316L austenitic stainless steel with TIG welding autogenous (without filler metal) with pulsed current. That union seeks to get a fused zone with better mechanical properties together with the correction of possible related to welding those steels problems, such as grain growth in ferritic steels, to which its refinement is possible through the use of pulsed current during the procedure. The choice of these two materials was based on the characteristics of each one separately for they possess closest properties, despite having different classifications, allowing the combined use of both, and thus ferritic act in order to partially replace the austenitic stainless steel in situations where the combination of high corrosion resistance and mechanical strength are not relevant. That action combined, and does not affect the characteristics of the set of negative way is to use lower cost benefit, because the presence of nickel austenitic stainless steels by more expensive finishes them. Thus, it is expected to provide, through this work, further deepening the respect of dissimilar welding between stainless steel AISI 444 ferritic and austenitic stainless steel AISI 316L, evaluating operational parameters such as the pulse of current and heat input on obtained microstructure and mechanical properties.

Keywords: AISI 444. AISI 316L, dissimilar, autogenous TIG.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Efeito da adição do Níquel nas ligas Fe-Cr.....	27
Figura 3.2. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.	33
Figura 3.3. Localização dos diferentes modos de solidificação no diagrama ternário Fe – Cr – Ni à temperatura ambiente e a direção das microsegregações durante a solidificação.....	34
Figura 3.4. Precipitação de carbonetos nos contornos de grão do aço AISI 304 levado a 600°C por 30 minutos.	43
Figura 3.5. Diferença da cinética de sensitização dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.	44
Figura 3.6. Diagrama de Schaeffler.....	47
Figura 3.7. Diagrama de DeLong.	48
Figura 3.8. Diagrama WRC - 92.	49
Figura 3.9. Processo de soldagem TIG.....	50
Figura 4.1. Fluxograma das etapas para a realização do trabalho.	54
Figura 4.2. Oscilogramas de tensão x corrente das soldagens dissimilares (1).....	57
Figura 4.3. Oscilogramas de tensão x corrente das soldagens dissimilares (2).....	58
Figura 4.4. Oscilogramas de tensão x corrente das soldagens dissimilares (3).....	59
Figura 4.5. Posicionamento e suporte das chapas.	60
Figura 4.6. Suporte apoiado na mesa XY.....	61
Figura 4.7. Fonte DIGIPlus A7®.	62
Figura 4.8. Esquema de varredura do perfil de microdureza das amostras soldadas.	65
Figura 4.9. Corpo de prova para ensaio de tração.	66
Figura 4.10. Corpo de prova para ensaio de dobramento.....	67
Figura 4.11. Ensaio de dobramento.	67
Figura 5.1. Metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	69
Figura 5.2. Nitreto de titânio presente no metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	70
Figura 5.3. Corpo de prova utilizado durante o ensaio de tração.	71
Figura 5.4. Gráfico tensão x deformação do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	72
Figura 5.5. Metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	74

Figura 5.6. Perfil de microdureza do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.	75
Figura 5.7. Gráfico tensão x deformação do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	76
Figura 5.8. Vista superior dos cordões de solda das amostras similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	77
Figura 5.9. Crescimento de grão na ZAC do aço inoxidável ferrítico AISI 444.....	78
Figura 5.10. Medição do tamanho de grão na zona afetada pelo calor das amostras similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	79
Figura 5.11. Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	80
Figura 5.12. Medição do tamanho de grão na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444.....	81
Figura 5.13. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F0.	82
Figura 5.14. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F2.	84
Figura 5.15. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F4.	86
Figura 5.16. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F6.	88
Figura 5.17. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F8.	90
Figura 5.18. Vista superior dos cordões de solda das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	91
Figura 5.19. ZAC do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	92
Figura 5.20. Microestruturas típicas do modo de solidificação FA presentes na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.	93
Figura 5.21. Ferrita acicular presente na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	94
Figura 5.22. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F0.	95
Figura 5.23. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F0 (1).....	97

Figura 5.24. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F0 (2).....	98
Figura 5.25. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F2.	100
Figura 5.26. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F2.	101
Figura 5.27. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F4.	103
Figura 5.28. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F4.	104
Figura 5.29. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F6.	106
Figura 5.30. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F6.	107
Figura 5.31. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F8.	109
Figura 5.32. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F8.	110
Figura 5.33. Teor médio de ferrita na zona fundida das amostras similares soldadas.	111
Figura 5.34. Vista superior dos cordões de solda das amostras dissimilares.	112
Figura 5.35. Medição do tamanho de grão da zona afetada pelo calor das amostras dissimilares (lado aço inoxidável ferrítico AISI 444).	113
Figura 5.36. Montagem da amostra dissimilar soldada com frequência F0.	116
Figura 5.37. Austenita de Widmanstätten na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0.	117
Figura 5.38. Austenita de Widmännstatten presente na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0.	118
Figura 5.39. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0 (1).	119
Figura 5.40. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0 (2).	120
Figura 5.41. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar F0.	121
Figura 5.42. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0 apresentando ferrita e austenita no contorno de grão.	122

Figura 5.43. Montagem da amostra dissimilar soldada com frequência F2.	125
Figura 5.44. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2 apresentando ferrita Lathy e austenita de Widmanstätten.	126
Figura 5.45. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2 apresentando austenita de Widmanstätten.	127
Figura 5.46. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2 apresentando ferrita vermicular.	127
Figura 5.47. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2.	128
Figura 5.48. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2.	130
Figura 5.49. Montagem da amostra dissimilar soldada com frequência F4.	132
Figura 5.50. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4 apresentando ferrita vermicular.	133
Figura 5.51. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4 apresentando austenita de Widmanstätten.	134
Figura 5.52. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4.	135
Figura 5.53. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar F4.	137
Figura 5.54. Montagem da amostra dissimilar F6.	139
Figura 5.55. Microestrutura típica duplex apresentada na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6 (1).	140
Figura 5.56. Microestrutura típica duplex apresentada na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6 (2).	141
Figura 5.57. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6.	142
Figura 5.58. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar F6.	143
Figura 5.59. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar soldada com F6 apresentando ferrita austenita.	144
Figura 5.60. Montagem da amostra dissimilar F8.	146
Figura 5.61. Microestrutura típica duplex apresentada na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F8.	147
Figura 5.62. Análise por meio de EDS e MEV da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F8.	148

Figura 5.63. Média do tamanho de grão da zona fundida das amostras dissimilares.....	149
Figura 5.64. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F0.....	150
Figura 5.65. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F2.....	151
Figura 5.66. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F4.....	151
Figura 5.67. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F6.....	152
Figura 5.68. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F8.....	152
Figura 5.69. Dureza média da zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	153
Figura 5.70. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F0.....	154
Figura 5.71. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F2.....	154
Figura 5.72. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F4.....	155
Figura 5.73. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F6.....	155
Figura 5.74. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F8.....	156
Figura 5.75. Dureza média da zona fundida das amostras dissimilares.....	157
Figura 5.76. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F0.....	159
Figura 5.77. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F2.....	159
Figura 5.78. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F4.....	160
Figura 5.79. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F6.....	160
Figura 5.80. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F8.....	161
Figura 5.81. Orientação do crescimento epitaxial de grãos na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	162
Figura 5.82. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F0.....	164

Figura 5.83. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F2.	164
Figura 5.84. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F4.	165
Figura 5.85. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F6.	165
Figura 5.86. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F8.	166
Figura 5.87. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F0.	167
Figura 5.88. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F2.	168
Figura 5.89. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F4.	168
Figura 5.90. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F6.	169
Figura 5.91. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F8.	169
Figura 5.92. Corpo de prova tracionado.	170
Figura 5.93. Corpo de prova para o ensaio de dobramento.	171
Figura 5.94. Micrografias da zona fundida após o ensaio de dobramento.	172
Figura 5.95. Macrografia dos corpos de prova após o ensaio de dobramento.	173
Figura 5.96. Análise de EBSD da região da zona fundida do corpo de prova dissimilar soldado com frequência F6 submetido ao ensaio de dobramento.	174
Figura 5.97. Análise de EBSD da região da zona fundida do corpo de prova dissimilar soldado com frequência F6 após o ensaio de dobramento apresentando ferrita austenita.	175

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	38
Tabela 3.2. Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L.	41
Tabela 4. 1. Composição química dos aços AISI 444 e AISI 316L (% em peso).....	53
Tabela 4. 2. Parâmetros de soldagem.	56
Tabela 5.1. Propriedades mecânicas do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444. .	72
Tabela 5.2. Propriedades mecânicas do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	76
Tabela 5.3. Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados do aço inoxidável ferrítico AISI 444.	158
Tabela 5.4. Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados do aço inoxidável austenítico AISI 316L.....	163
Tabela 5.5. Propriedades mecânicas dos corpos de prova dissimilares soldados.....	167

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
TIG	Tungsten Inert Gas
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida
TTDF	Temperatura de Transição Dúctil Frágil
TTPS	Tratamento Térmico Pós – Soldagem
FN	Número de Ferrita
MO	Microscopia Óptica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios X
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	23
2 OBJETIVOS.....	26
2.1 OBJETIVO GERAL.....	26
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	26
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	27
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS.....	27
3.1.1 Classificação.....	29
3.1.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos.....	30
3.1.1.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos.....	30
3.1.1.3 Aços Inoxidáveis Martensíticos.....	31
3.1.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex.....	31
3.1.1.5 Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação.....	32
3.1.2 Diagramas de Equilíbrio.....	32
3.1.3 Modos de Solidificação dos Aços Inoxidáveis.....	33
3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS.....	36
3.2.1 Resistência à corrosão.....	37
3.2.2 Propriedades mecânicas.....	37
3.3 O AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444.....	38
3.4 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.....	39
3.4.1 Resistência à corrosão.....	40
3.4.2 Propriedades mecânicas.....	40
3.5 O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L.....	40
3.6 FENÔMENOS DE FRAGILIZAÇÃO E PRECIPITAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS.....	41
3.6.1 Fragilização a 475°C.....	41
3.6.2 Fragilização por fase sigma (σ).....	41

3.6.3 Fase Laves	42
3.6.4 Sensitização	43
3.6.5 Crescimento de grão nos aços inoxidáveis ferríticos	45
3.7 SOLDAGEM DE JUNTAS DISSIMILARES	46
3.8 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG	50
3.8.1 Vantagens e desvantagens	51
3.8.2 Seleção do tipo de corrente	51
3.8.3 Efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem.....	52
4 MATERIAIS E MÉTODOS	53
4.1 MATERIAIS	53
4.2 MÉTODOS	53
4.2.1 Etapa I – Testes preliminares	54
4.2.2 – Etapa II – Soldagens definitivas.....	60
4.2.2.1 Soldagem similar dos aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L.....	63
4.2.2.2 Soldagem dissimilar entre os aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L	63
4.2.3 – Etapa III – Caracterização microestrutural.....	63
4.2.4 Etapa IV – Ensaios mecânicos	65
4.2.4.1 Ensaio de Microdureza.....	65
4.2.4.2 Ensaio de Tração	65
4.2.4.3 Ensaio de dobramento	66
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	68
5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS DE BASE.....	68
5.1.1 Caracterização do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444	68
5.1.2 Caracterização do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L	73
5.2 SOLDAGEM SIMILAR DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444	77
5.2.1 Análise superficial do aspecto dos cordões de solda.....	77
5.2.2 Caracterização da zona afetada pelo calor (ZAC).....	77

5.1.3 Caracterização da zona fundida (ZF)	79
5.3 SOLDAGEM SIMILAR DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L	91
5.3.1 Análise superficial do aspecto dos cordões de solda.....	91
5.3.2 Caracterização da zona afetada pelo calor (ZAC).....	91
5.3.3 Caracterização da zona fundida (ZF)	92
5.3.3.1 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F2..	99
5.3.3.2 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F4	102
5.3.3.3 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F6	105
5.3.3.4 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F8.	108
5.4 SOLDAGEM DISSIMILAR ENTRE O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E O AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444	111
5.4.1 Análise superficial do aspecto dos cordões de solda.....	111
5.4.2 Caracterização da zona afetada pelo calor (ZAC).....	113
5.4.3 Caracterização da zona fundida (ZF)	114
5.4.3.1 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0	114
5.4.3.2 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2	123
5.4.3.3 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4	131
5.4.3.4 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6	138
5.4.3.5 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F8	144
5.4.3.6 Tamanho de grão da zona fundida das amostras dissimilares.....	149
5.5 PERFIS DE MICRODUREZA.....	149
5.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO	157
5.6.1 Ensaio de tração das amostras similares	157

5.6.1.1 Ensaio de tração das soldagens similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444	158
5.6.1.2 Ensaio de tração das soldagens similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L	161
5.6.1.3 Ensaio de tração das soldagens dissimilares entre o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L	166
5.7 ENSAIO DE DOBRAMENTO	170
6 CONSIDERAÇÕES FINAIS	176
7 CONCLUSÕES	178
8 REFERÊNCIAS	180

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis vêm conquistando espaço nos mais variados setores da indústria nos últimos anos devido às suas boas propriedades, podendo ser considerado ainda como um produto de sustentabilidade devido à sua durabilidade. As propriedades cada vez mais atrativas destes aços são responsáveis pelo aumento de sua produção. Segundo o *International Stainless Steel Forum*, a produção bruta mundial de aço inoxidável no primeiro trimestre do ano de 2013 foi de quase 9,4 milhões de toneladas, representando um aumento de 6% em relação ao ano anterior.

Dentre os diversos aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis austeníticos são os que apresentam maior participação devido a sua aplicação nos mais variados setores da indústria. São utilizados principalmente quando a resistência à corrosão é um fator preponderante, como por exemplo, na indústria petroquímica, química, farmacêutica, nuclear, etc. Entretanto, o elevado custo dos aços inoxidáveis austeníticos, que é proveniente da adição de elementos de liga e de processos de obtenção mais elaborados, tem limitado o seu uso a sistemas que exigem a combinação de boas propriedades mecânicas juntamente com uma elevada resistência à corrosão.

O desconhecimento a respeito da evolução das propriedades desses aços inoxidáveis faz com que os aços inoxidáveis austeníticos ainda sejam escolhidos e utilizados em situações nas quais não se tem necessidade. Aliado a isto, o elevado custo dos aços inoxidáveis austeníticos vem intensificando o emprego dos aços inoxidáveis ferríticos principalmente devido ao seu menor custo, sendo em algumas aplicações capaz inclusive de substituir o aço inoxidável austenítico tanto em termos de propriedades mecânicas quanto de resistência à corrosão, como por exemplo, em situações nas quais existe a ocorrência de corrosão sob tensão, que por sua vez, recomenda-se substituí-los pelos aços inoxidáveis ferríticos.

Por outro lado, os aços inoxidáveis ferríticos apresentam boa resistência à corrosão e corrosão sob tensão. No entanto, suas propriedades mecânicas, especialmente tenacidade, podem limitar o seu uso. Este problema foi mais intenso no passado, mas atualmente o desenvolvimento destes aços tem resultado em ligas interessantes do ponto de vista de propriedades mecânicas. Atualmente, são utilizados em situações nas quais não se necessita de grandes exigências em termos de elevadas propriedades mecânicas e de elevada resistência à corrosão, como por exemplo, em utensílios domésticos, como talheres, pias, panelas, etc., em partes específicas de vagões ferroviários e metroviários, tanques da indústria

alimentícia, entre outras. Em aplicações envolvendo soldagem, estes aços ainda apresentam alguns problemas, especialmente na zona fundida. Soluções para estes problemas ou pelo menos minimizá-los requerem o desenvolvimento de pesquisas sobre o tema.

A escolha dos aços inoxidáveis que serão base para o trabalho partiu da larga utilização do aço inoxidável austenítico AISI 316L na indústria de petróleo e gás e por ser um material de mais alto custo surge o interesse que seu uso seja reduzido. Esta redução pode ser feita através da utilização de outro material, com propriedades semelhantes, como no caso, o aço inoxidável ferrítico AISI 444. Logo, a utilização do material com custo mais elevado e com desempenho superior fica restrita e limitada às partes que necessitam dessas características. Então, o material que possui menor custo e propriedades que não atendem essencialmente a uma determinada requisição, é aplicado às partes complementares que não necessitam de propriedades mecânicas tão elevadas, mas que carecem da manutenção de uma elevada resistência à corrosão.

A utilização da soldagem TIG pode ser justificada devido à boa qualidade das juntas produzidas, mesmo sem adição de metal, pois utilizam um eletrodo não consumível. Outro fator é a produção de soldas isentas de respingos, resíduos ou escórias e com excelente controle da poça de fusão, da diluição e do fornecimento de energia para a soldagem sem que haja necessidade de alterar o tamanho do cordão de solda. É indicado ainda na união de materiais de pequena espessura, como no caso das chapas dos aços inoxidáveis que serão utilizadas.

A utilização da corrente pulsada durante o processo de soldagem justifica-se devido à possibilidade de soldagem com menor corrente eficaz e, conseqüentemente, menor aporte de calor à peça, o que é benéfico à soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos. Aliado a isto, tem-se uma maior agitação da poça de metal líquido, que por sua vez podem favorecer a fragmentação e o destacamento de pedaços de dendritas, as quais levam a nucleação de novos grãos, refinando a estrutura e melhorando as propriedades mecânicas.

A substituição parcial de aços inoxidáveis austeníticos por aços inoxidáveis ferríticos visa não somente reduzir os custos de produção e reparo de equipamentos, mas também conferir melhores propriedades mecânicas e metalúrgicas. Aliado ao desenvolvimento de novas técnicas de soldagem que proporcionem melhorias nas propriedades mecânicas e metalúrgicas, bem como de características microestruturais, o presente estudo visa investigar o efeito da soldagem similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 e do aço inoxidável austenítico AISI 316L, bem como a soldagem dissimilar entre estes

dois aços, através do processo TIG autógeno com corrente pulsada, avaliando aspectos mecânicos e metalúrgicos.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVO GERAL

Este trabalho tem como objetivo principal avaliar o comportamento mecânico e metalúrgico da união similar do aço inoxidável ferrítico AISI e do aço inoxidável austenítico AISI 316L, bem como da união dissimilar entre estes dois aços, por meio da soldagem utilizando o processo TIG autógeno com corrente pulsada.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Investigar e avaliar o efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem sobre as características das soldas, especialmente em termos de agitação do metal líquido, microestrutura resultante da zona fundida, bem como da zona afetada pelo calor (ZAC) do aço inoxidável ferrítico AISI 444 e do aço inoxidável austenítico AISI 316L;
- Analisar a microestrutura da zona fundida obtida a partir da soldagem similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 e do aço inoxidável austenítico AISI 316L, levando em consideração os fenômenos relacionados ao crescimento de grão, recristalização e transformação de fases;
- Analisar a microestrutura da zona fundida obtida a partir da união dissimilar entre o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L, levando em consideração os aspectos relacionados ao crescimento de grão, recristalização e transformação de fases;
- Estudar as propriedades mecânicas na condição como soldado das uniões similares e dissimilares entre o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico 316L obtidas através da realização de ensaios de tração, dobramento e microdureza no conjunto soldado.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

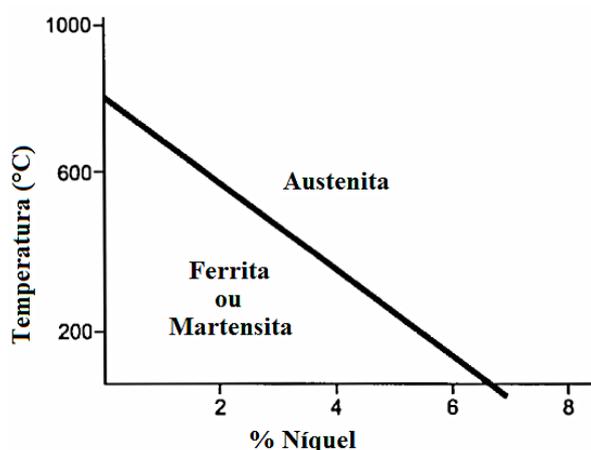
3.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

A crescente procura por metais que conferissem resistência à corrosão fez com que a demanda 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 cromo (CALLISTER, 2008). A presença do cromo nestas ligas é responsável pela formação de uma camada passiva de óxido, que por sua vez confere proteção contra corrosão (HONEYCOMBE e BHADESHIA, 2006).

A adição de elementos de liga na composição do aço é realizada com a finalidade de obter determinadas propriedades. Os aços podem conter elementos como níquel, molibdênio, manganês e nitrogênio. 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 presença do níquel nestes aços promove, por exemplo, a estabilização da austenita e reduz a temperatura na qual ela pode existir (COVERT e TUTHILL, 2000). O referido elemento tem ainda como função, aumentar a tenacidade e a ductilidade do material, estando presente em alguns aços a uma faixa de 8% (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). A Figura 3.1 ilustra o efeito desse elemento no aço inoxidável.

Figura 3.1. Efeito da adição do Níquel nas ligas Fe-Cr.



Fonte: COVERT e TUTHILL, 2000.

Por meio da Figura 3.1 é possível perceber que acima da linha diagonal do diagrama, a austenita é estável à temperatura indicada e abaixo desta linha, ferrita ou martensita são estáveis na estrutura cristalina do material.

Segundo Lippold e Kotecki (2005), outros elementos de liga influenciam ainda nas propriedades dos aços. Entre eles podem-se citar:

- Cromo (Cr): Promotor de ferrita. 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 (LIPPOLD e KOTECKI, 2005);
- Manganês: Elemento promotor de austenita. Seu efeito é similar ao do níquel quando é 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 para o níquel devido a seu baixo custo. Contudo, o manganês apresenta grande afinidade com o oxigênio;
- Molibdênio: Elemento ferritizante. Tem como função aumentar a resistência à corrosão, principalmente localizada. Atua ainda na diminuição da quebra de passividade (DOOH *et al*, 2003 apud CLAYTON *et al*, 1986 e QVARFORT, 1998);
- Silício: 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 também ser benéfica, podendo ocasionar aumento da resistência à oxidação dos aços inoxidáveis quando na presença do manganês, o que contribui para o desenvolvimento de uma película rica em cromo;
- Carbono: Promotor de austenita. Grande formador de carbonetos na microestrutura dos aços inoxidáveis. Tais carbonetos afetam de maneira negativa a resistência à corrosão desses aços. Para 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: Elemento fortemente austenitizante. Atua como endurecedor intersticial, além de melhorar a resistência à corrosão localizada. 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). Este elemento também está relacionado com a trinca a quente no material (RAO *et al*, 1993; KUMAR *et al*, 2013);

- Enxofre: É adicionado quando se deseja aumentar a usinabilidade do material. No entanto, esta adição deve ser limitada, uma vez que esse elemento reduz a resistência à corrosão, ductilidade, soldabilidade e plasticidade do material (LIPPOLD e KOTECKI, 2005);
- Nióbio: Elemento formador de ferrita e forte 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 do que o cromo (KATO *et al*, 2010 apud ABO *et al*, 1977);
- Titânio: Promotor de ferrita. Quando combinado com o carbono e/ou com o nitrogênio, tende a formar carbonetos e/ou nitretos. Nos aços inoxidáveis ferríticos atua de forma a melhorar a corrosão intergranular, a ductilidade e a resistência ao impacto (COELHO, 2000; GUIDA, 2006).

Devido às boas propriedades mecânicas e a resistência à corrosão, a aplicação dos aços inoxidáveis têm aumentado nos últimos anos nos mais 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 dos custos de fabricação, visto que, o aumento da durabilidade de peças e componentes reduz o custo industrial através do aumento da confiabilidade operacional e segurança. Como exemplo de aplicação desse metal em larga escala, torna-se oportuno elucidar o seu uso na arquitetura e construção civil, na indústria alimentícia, petroquímica, entre outras.

Nesta seção serão apresentadas as características referentes aos aços inoxidáveis, particularmente dos aços inoxidáveis ferríticos e dos aços inoxidáveis austeníticos, que são os alvos do presente estudo.

3.1.1 Classificação

A classificação dos aços inoxidáveis toma como base não somente a sua composição química, mas leva em consideração também a microestrutura resultante de cada

um. Podem ser classificados em: austeníticos, ferríticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação.

3.1.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são aqueles que pertencem ao sistema Fe-Cr-Ni e resultam da estabilização da austenita à temperatura ambiente. Possuem estrutura cúbica de face centrada (CFC) e, conseqüentemente, não apresentam temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) (PADILHA e GUEDES, 1994).

Estão adicionados em sua composição elementos formadores de austenita, como o níquel, com uma porcentagem mínima de aproximadamente 8%, manganês e o nitrogênio. Esses elementos expandem o campo no qual a austenita está presente, aumentando a sua estabilidade a baixas temperaturas (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Devido à estrutura cristalina CFC apresentada, estes aços não são magnéticos, apresentam boa soldabilidade e não podem ser endurecidos por tratamento térmico, mas podem ter sua resistência mecânica aumentada por deformação a frio (GONZALEZ, 2006).

São aços largamente utilizados na indústria química, petroquímica, farmacêutica, alimentícia e nuclear. Também possuem sua utilização aplicada à contenção de rejeitos sólidos e líquidos (CUBAKOVIC, 2000 apud ROBERTS, 1994).

3.1.1.2 Aços Inoxidáveis Ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são aqueles que pertencem ao sistema Fe-Cr e tem a ferrita como fase predominante na estrutura. Diferentemente do aço inoxidável austenítico, possui uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), podendo também conter martensita para menores teores de cromo. São magnéticos e não podem ser endurecidos nem por tratamento térmico e nem por precipitação (KOU, 2003).

A sua elevada resistência à corrosão se deve à presença de um alto teor de cromo, que varia de 11 a 30% (KOU, 2003). Possuem excelente resistência à corrosão sob tensão, apresentam boa ductilidade e relativa soldabilidade (FUJITA *et al*, 2003; YAMAGISHI *et al*, 2010). A união destes aços por meio de soldagem depara-se com o problema de crescimento de grão na zona fundida (ZF) e na zona afetada pelo calor (ZAC), que por sua vez, têm sua tenacidade e ductilidade afetadas devido à ausência de transformação de fase durante a qual o refinamento de grão poderia ocorrer (KOU, 2003). Estas ligas podem ainda ter sua fragilidade

aumentada consideravelmente pela presença do alumínio, molibdênio, vanádio, titânio, silício, nióbio ou fósforo, endurecendo-os por solução sólida (SOUZA, 1989).

São aços que têm sido aplicados em equipamentos de processamento de produtos químicos que estão submetidos à atmosfera pouco corrosiva, em peças de fornos e trocadores de calor, em equipamentos de refino de petróleo, aquecedores solares de água, sistemas de exaustão automotiva, trocadores de calor. Também tem sido largamente aplicado na confecção de utensílios domésticos, sendo uma alternativa com menor custo quando comparado ao aço inoxidável austenítico (SHANMUGAM *et al*, 2009^(a); SATHIYA *et al*, 2007).

3.1.1.3 Aços Inoxidáveis Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas pertencentes ao sistema Fe-Cr-C, sendo os dois últimos elementos preponderantes na determinação de sua microestrutura. Sua estrutura cristalina é a tetragonal de corpo centrado e devido aos teores mais elevados de carbono em sua composição, possuem ainda uma elevada resistência mecânica e podem ser endurecíveis por precipitação (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Quando comparado aos outros aços inoxidáveis, os aços inoxidáveis martensíticos possuem resistência à corrosão inferior devido ao baixo teor de cromo, que pode variar de 10,5 a 18% em peso, e ao elevado teor de carbono presentes em sua composição que pode exceder 1,2% em peso (NERI *et al*, 2001 apud LLEWELLYN, 1992).

Sua aplicação se dá quando é necessária uma resistência à corrosão moderada juntamente com uma alta resistência mecânica, como por exemplo, em válvulas, bombas e turbinas (BOMMI *et al*, 2004).

3.1.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são ligas que possuem uma microestrutura com proporções quase iguais de ferrita (α) e austenita (γ), que por sua vez proporcionam uma combinação de propriedades tanto dos aços inoxidáveis austeníticos quanto dos aços inoxidáveis ferríticos, incluindo a alta resistência à tração e à fadiga, boa tenacidade, mesmo quando submetido a baixas temperaturas, soldabilidade adequada e excelente resistência à corrosão geral e localizada. Devido à presença da ferrita em sua estrutura, em maior quantidade que nos aços inoxidáveis austeníticos, estes aços possuem maior condutividade

térmica e menor expansão térmica, podendo dissipar o calor por condução mais rapidamente, e são também mais ferromagnéticos (PARK *et al*, 2001; JIANG *et al*, 2003; YOUSEFIEH *et al*, 2011^(a)).

A popularidade destes aços pode ser atribuída a uma combinação bastante atrativa de elevada resistência à corrosão, excelentes propriedades mecânicas, boa soldabilidade e um custo relativamente baixo quando comparado a outros materiais de desempenho superior, como por exemplo, os aços inoxidáveis super austeníticos e as ligas à base de níquel (MUTHUPANDI *et al*, 2003; YOUSEFIEH *et al*, 2011^(b)).

São utilizados em aplicações que necessitam de elevada resistência à corrosão e/ou de sua elevada resistência mecânica, como por exemplo, em tubulações de petróleo e gás. Encontram aplicação também na indústria petroquímica e de processamento químico (YOUSEFIEH *et al*, 2011^(a)).

3.1.1.5 Aços Inoxidáveis Endurecíveis por Precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação são caracterizados por possuírem uma elevada resistência, sendo esta proveniente do endurecimento por precipitação de compostos intermetálicos à base de cobre, alumínio, titânio, molibdênio e nióbio em uma matriz austenítica ou martensítica de baixo carbono, endurecendo a liga através da influência que exercem nos movimentos de discordância (GUO *et al*, 2003; WANG *et al*, 2006; BRESSAN, 2008; CASTELLI *et al*, 2010).

São utilizados em aplicações que necessitam de elevada resistência mecânica e elevada resistência à corrosão em temperaturas elevadas (superior à suportada pelos aços inoxidáveis tradicionais), como por exemplo, na indústria aeronáutica e aeroespacial (CASTELLI *et al*, 2010).

3.1.2 Diagramas de Equilíbrio

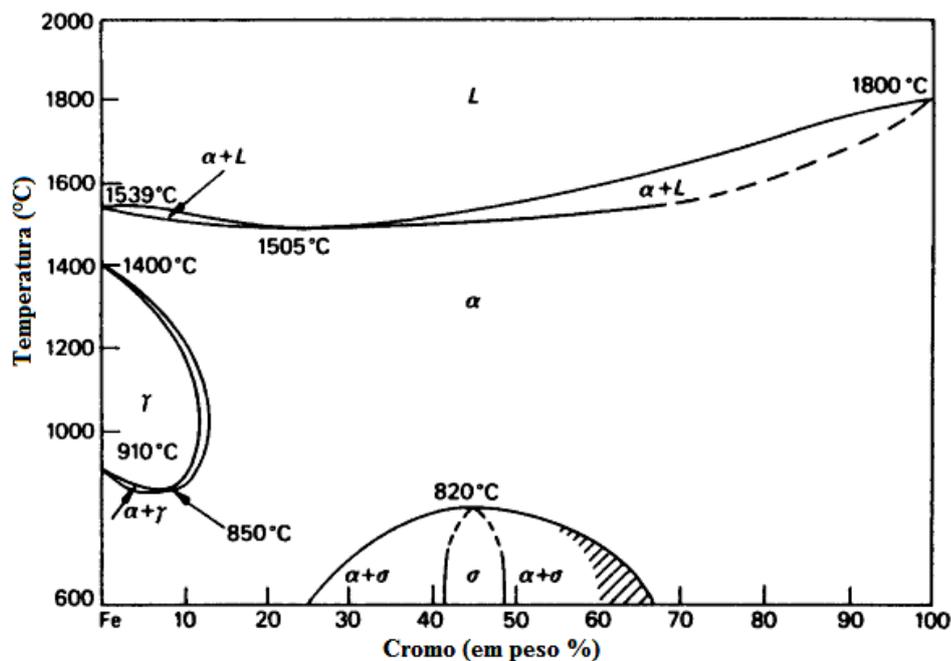
A utilização de diagramas de equilíbrio visa prever as microestruturas resultantes das transformações de fase a que o material está sujeito em função da temperatura e da composição química (PADILHA e GUEDES, 2004).

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 3.2 (HONEYCOMBE e BHADESHIA, 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 BHADESHIA, 2006).

Figura 3.2. Diagrama de equilíbrio Fe-Cr.



Fonte: HONEYCOMBE e BHADESHIA, 2006.

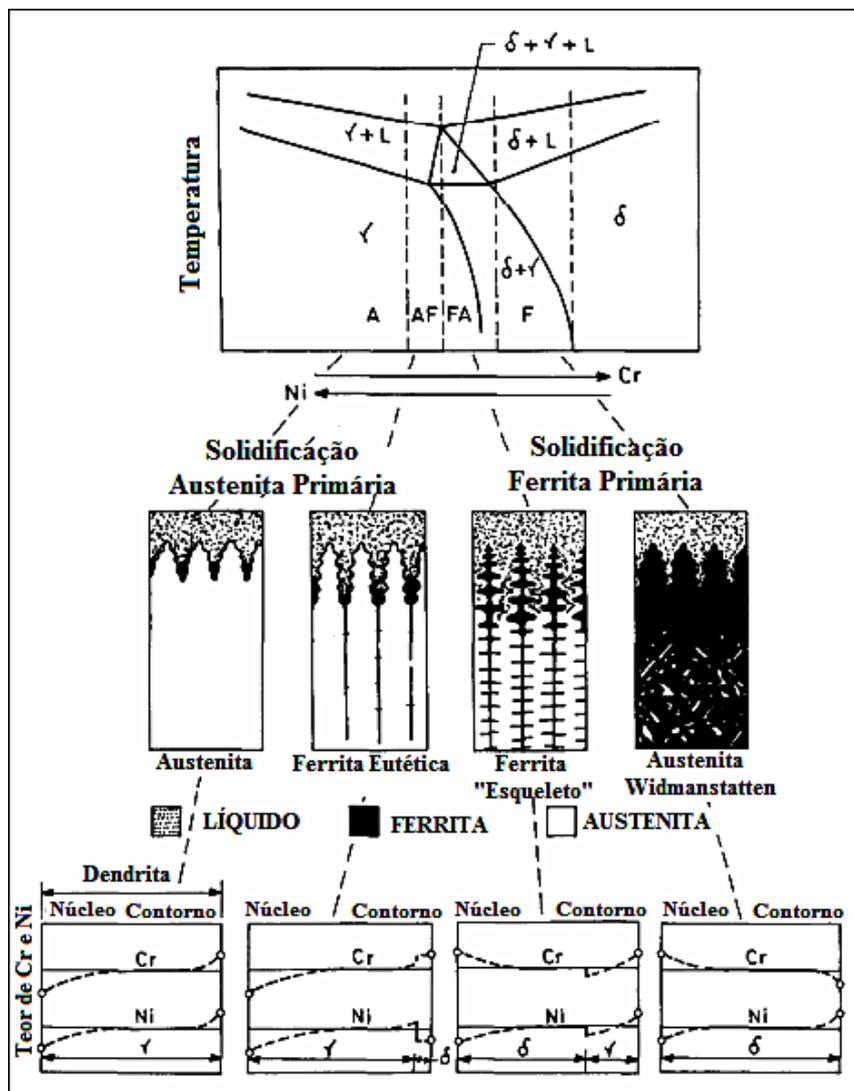
3.1.3 Modos de Solidificação dos Aços Inoxidáveis

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 (FREDRICKSSON, 1972; LEONE e KERR; 1992; RAJASEKHAR *et al*, 1997; 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 3.3.

Figura 3.3. Localização dos diferentes modos de solidificação no diagrama ternário Fe – Cr – Ni à temperatura ambiente e a direção das microsegregações durante a solidificação.



Fonte: Brooks e Thompson, 1991; Cieslak *et al.*, 1982; Rajasekhar, 1997.

- **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).

- **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).

- **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).

- **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 a 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).

3.2 AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Os aços inoxidáveis ferríticos pertencem ao sistema Fe-Cr e tem recebido atenção considerável devido sua excelente resistência à corrosão sob tensão e ao seu custo inferior quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos (HUNTER *et al*, 1979). Possuem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), tendo ferrita como fase metalúrgica predominante e podendo conter ainda martensita (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Além do baixo custo, possuem ainda alta condutividade térmica, baixa expansão linear, melhor resistência à corrosão sob tensão em ambientes contendo cloreto e corrosão e oxidação atmosférica que os aços inoxidáveis austeníticos (SHAN *et al*, 2011).

A soldagem dessas ligas traz como consequência o crescimento de grão tanto na zona afetada pelo calor (ZAC) quanto no metal de base devido à solidificação direta a partir da fase líquida para a fase ferrita, sem que haja qualquer fase intermediária de transformação (MOHANDAS *et al*, 1999). Dessa forma, para corrigir o crescimento de grão nestas regiões, recomenda-se que a soldagem dessas ligas seja realizada utilizando baixa energia e uma elevada velocidade (VILLAFUERTE *et al*, 1990).

A estrutura ferrítica exibe uma transição dúctil-frágil, que ocorre a uma temperatura denominada temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF), que por sua vez está associada principalmente ao efeito do cromo dissolvido na matriz. (GUIMARÃES, 2011 apud PICKERING, 1976; DIETER, 1981; PROTIVA e SAFEK, 1989). A TTDF ocorre porque os valores de resistência ao impacto sofrem influência da temperatura, diferentemente dos aços inoxidáveis austeníticos, que possuem estrutura CFC (DEMO, 1977). Os fatores que influenciam a TTDF nestes aços são o tamanho do grão, a presença de carbono e nitrogênio intersticiais e a presença de fases secundárias (TABAN *et al*, 2009 apud KRAUS, 1989).

3.2.1 Resistência à corrosão

Os aços inoxidáveis ferríticos têm como principais propriedades a excelente resistência à corrosão sob tensão, boa resistência à corrosão por pites e corrosão em ambientes contendo cloreto (LAKSHMINARAYANAN *et al*, 2009^(a)). Contudo, apesar da boa ductilidade e maleabilidade, estes aços apresentam baixa resistência a elevadas temperaturas quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos (SATHIYA *et al*, 2007).

3.2.2 Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis ferríticos na condição soldada dependem do tipo de elemento de liga que foi adicionado à composição e da concentração destes elementos (LIPPOLD e KOTECKI, 2005). Dessa forma, quando não há formação de estrutura martensítica, proveniente do resfriamento rápido após a soldagem, o efeito mais significativo que pode ser observado nestes aços é o crescimento de grão, bem como a ocorrência de segregações e o aparecimento de fases intermetálicas (KAH *et al*, 1981).

O crescimento de grão pode ocorrer tanto na zona fundida quanto na zona afetada pelo calor (ZAC) quando submetidos à soldagem, fazendo com que eventuais problemas possam ocorrer, como diminuição da dureza e da ductilidade (KOU, 2003). Como consequência desse evento, a tenacidade também tende a diminuir com um consequente aumento da transição dúctil-frágil (FOLKHARD, 1988; REDDY *et al*, 2001).

Estudos sugerem que a degradação das propriedades mecânicas não está estritamente relacionada ao crescimento de grão, tendo como contribuição também, a precipitação intergranular proveniente de um resfriamento rápido (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 apud THOMAS e ROBINSON, 1978; BINDER e SPENDELOW, 1951). Os precipitados que provavelmente contribuem para ocorrência de tal efeito são nitretos ou carbonitretos ricos em Cr (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 apud THOMAS e ROBINSON, 1978; BINDER e SPENDELOW, 1951).

Estruturas totalmente ferríticas tem suas tenacidade e ductilidade afetadas quando ocorrem precipitações com elementos intersticiais, como carbono e nitrogênio e crescimento de grão simultaneamente (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 apud THOMAS e ROBINSON, 1978; BINDER e SPENDELOW, 1951). Como os aços inoxidáveis ferríticos possuem baixa solubilidade de nitrogênio e carbono na fase ferrítica, o aparecimento de precipitados fica favorecido (SELLO *et al*, 2010). Uma das formas de evitar ou minimizar o surgimento de

precipitados na estrutura consiste em estabilizar esses aços adicionando à sua estrutura nióbio ou titânio, que por sua vez irão se combinar ao carbono e ao nitrogênio para que não haja a formação de carbonetos de cromo (GORDON *et al*, 1996).

3.3 O AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444

Os aços inoxidáveis ferríticos AISI 444 possuem em sua composição química cerca de 18% de Cr e 2% de Mo (VILLARET *et al*, 2013). São aços com baixo teor de carbono e de nitrogênio na composição e, portanto, possuem resistência à corrosão por pites superior à maioria dos aços inoxidáveis ferríticos (POTGIETER *et al*, 2012).

Sendo um dos aços inoxidáveis ferríticos que apresenta maior resistência à corrosão, que pode ser comparada à do aço AISI 316 para alguns meios corrosivos, tem ainda como vantagens o baixo custo quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos (BELLEZZE *et al*, 2008). Na condição soldada, os aços AISI 444 apresentam ainda como vantagem a estabilização por meio de baixas concentrações individuais de titânio e nióbio, que por sua vez conferem uma ótima resistência à corrosão (DOWLING *et al*, 1999).

A Tabela 3.1 apresenta as propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444, segundo a norma ASTM A – 240 (*Standard Specification for Chromium and Chromium – Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*).

Tabela 3.1. Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell máx	Dobramento à Frio
415	275	20	217	180

Fonte: Norma ASTM A – 240.

O aço inoxidável ferrítico AISI 444 possui uma ampla aplicabilidade e a sua utilização na fabricação de equipamentos pode reduzir em mais de 50% os gastos relacionados com manutenção, juntamente com um aumento da durabilidade, podendo ser superior até a 20 vezes quando comparados com equipamentos similares fabricados em aço carbono (CARVALHO *et al*, 2002).

3.4 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 no modo FA normalmente (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 em que é formada 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 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).

3.4.1 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 ocasiona a sensitização (AYDOGDU *et al*, 2006).

3.4.2 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).

3.5 O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 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 3.2 apresenta as propriedades mecânicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L, segundo a norma ASTM A – 240.

Tabela 3.2. Propriedades mecânicas típicas do aço inoxidável austenítico AISI 316L.

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	-----

Fonte: Norma ASTM A – 240.

3.6 FENÔMENOS DE FRAGILIZAÇÃO E PRECIPITAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

3.6.1 Fragilização a 475°C

A fragilização a 475°C ocorre nos aços inoxidáveis ferríticos com teores de cromo acima de 12% e caracteriza-se pela precipitação de uma fase denominada α' . Esta fase, por sua vez, possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e é rica em cromo, e a sua formação pode ocorrer quando o material é exposto a uma temperatura entre 300 e 525°C (CAVAZOS, 2006). Ocorre somente na ferrita, na forma de pequenas partículas que acabam reduzindo a ductilidade e a tenacidade do material (CAVAZOS, 2006).

A fragilização depende do teor de cromo na composição química do material, ocorrendo mais rapidamente quanto maior este teor, como por exemplo, um aço com 14%Cr sofre fragilização a 475°C após uma exposição de 700 horas, enquanto que para um aço contendo 18%Cr, a fragilização se inicia após 1 hora (GUILHERME, 2011). Acarreta ainda uma diminuição drástica na resistência à corrosão dos aços e as propriedades podem ser corrigidas através de um aquecimento na faixa de temperatura entre 550 e 600°C, por um período curto de tempo, lembrando que, quando submetidas a um maior período de tempo, pode haver a precipitação de fase sigma (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Segundo Padilha e Guedes (2004), esse tipo de fragilização pode ser reversível, sendo possível obter a restauração da tenacidade de materiais fragilizados aquecendo-os a temperaturas superiores a 550°C por um determinado período de tempo.

3.6.2 Fragilização por 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 sigma 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 sigma;
- Grande quantidade de sítios para nucleação (interfaces α/γ);
- Crescimento favorecido da fase sigma na ferrita, onde a difusão é mais rápida que na austenita;
- Deformação a frio ou a quente;
- Temperatura do tratamento térmico de solubilização.

3.6.3 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: MgCu₂ tipo cúbico (C15), MgZn₂ tipo hexagonal (C14) e MgNi₂ tipo hexagonal (C36), sendo a que ocorre mais

frequentemente nos aços inoxidáveis ferríticos é a fase que tem estrutura hexagonal do tipo C14 (ANDRADE, 2006).

Alguns fatores contribuem para a formação desta fase (BARRETT & MASSALSKI, 1980):

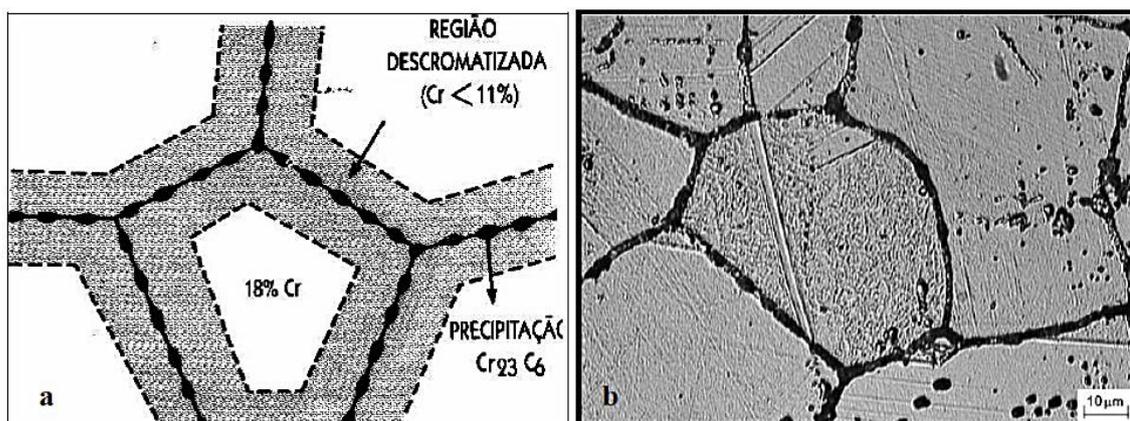
- Fatores geométricos (raio atômico);
- Fator eletrônico (número de valência dos átomos).

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).

3.6.4 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 3.4.

Figura 3.4. Precipitação de carbonetos nos contornos de grão do aço AISI 304 levado a 600°C por 30 minutos.



Fonte: MOURA *et al*, 2009.

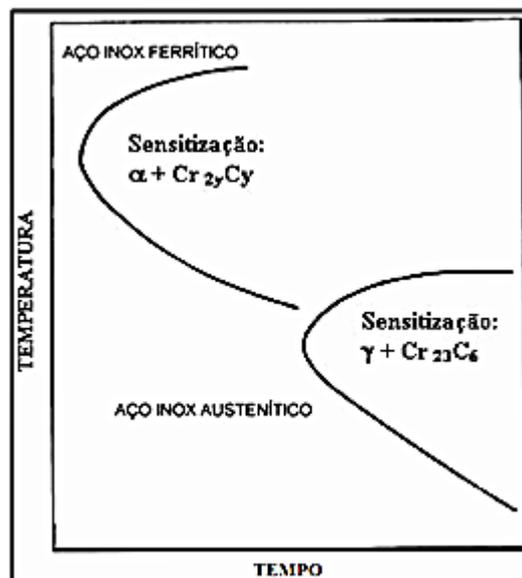
O empobrecimento de cromo é ocasionado pela precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, como por exemplo, $M_{23}C_6$ e/ou M_7C_6 , que por sua vez

produzem uma zona de empobrecimento contínuo 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).

Devido à baixa solubilidade ao carbono e ao nitrogênio na ferrita, em aços inoxidáveis ferríticos, a taxa de difusão determina uma rápida precipitação de carbonetos e nitretos de cromo nos contornos de grão, fazendo com que as ligas fiquem mais suscetíveis à corrosão intergranular. Então, como a cinética do processo e a faixa de temperatura na qual a sensitização/precipitação ocorre é diferente para os aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos, pode-se afirmar que este fenômeno ocorre mais rapidamente nos ferríticos, como demonstrado na Figura 3.5, podendo ser ocasionada devido ao processo de soldagem (SEDRICKS, 1996).

Figura 3.5. Diferença da cinética de sensitização dos aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos.



Fonte: SEDRIKS, 1996.

Como os aços inoxidáveis ferríticos são suscetíveis à corrosão intergranular quando submetidos a alguns tratamentos térmicos. Quando este aço está sensitizado pode ser realizado um recozimento na faixa de temperatura entre 650 e 850°C, pois haverá difusão do cromo na estrutura ferrítica, eliminando, então, os gradientes de composição química. Contudo, o recozimento não é capaz de dissolver os precipitados intergranulares e dessa forma, o efeito que fragiliza essas ligas acaba não sendo eliminado (SERNA-GIRALDO, 2006).

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.

3.6.5 Crescimento de grão nos aços inoxidáveis ferríticos

Os aços inoxidáveis ferríticos são suscetíveis a crescimento de grão quando aquecidos em temperaturas superiores a 1200°C, tendendo a apresentar uma estrutura completamente ferrítica com a dissolução dos carbonetos de cromo. O crescimento de grão nestes aços surge devido à ausência de partículas que sejam capazes de fixar os contornos de grão e à elevada mobilidade atômica da estrutura ferrítica (CARY, 1998).

Com o crescimento do tamanho de grão há um aumento da temperatura de transição dúctil-frágil, que por sua vez reduz a tenacidade do material. O tamanho de grão ferrítico tende a ser maior quando há uma exposição crescente do aço a uma temperatura acima daquela na qual ocorre a dissolução dos carbonetos e carbonitreto precipitados nos contornos de grão (NARITA *et al*, 1975).

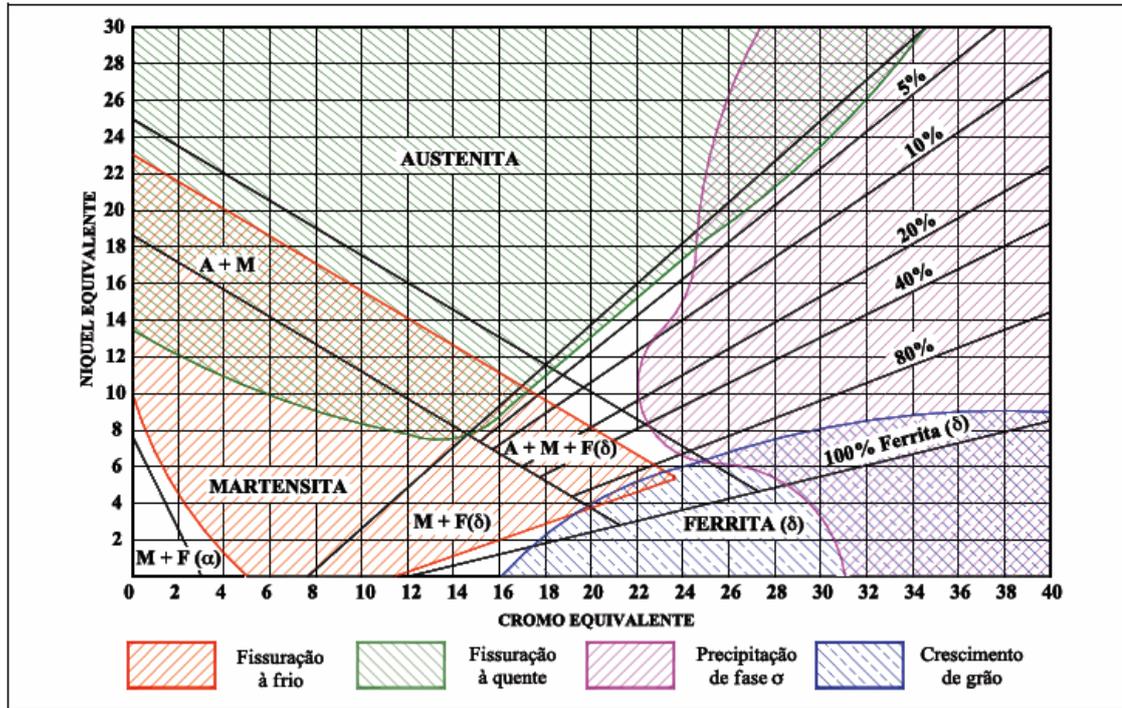
3.7 SOLDAGEM DE JUNTAS DISSIMILARES

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 (SUN e HAN, 1994).

Dentre os metais de adição que mais se adequam à soldagem dos 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 3.6 (FOLKHARD, 1988):

Figura 3.6. Diagrama de Schaeffler.



Fonte: 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 (KOTECKI e SIEWERT, 1992). As equações do cromo equivalente e do níquel equivalente, desenvolvidas por Schaeffler, são indicadas pelas Equações 3.1 e 3.2, respectivamente.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times (\%Si) + 0,5 \times (\%Nb) \quad (\text{Equação 3.1})$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times (\%C) + 0,5 \times (\%Mn) \quad (\text{Equação 3.2})$$

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 (KOTECKI e SIEWERT, 1992).

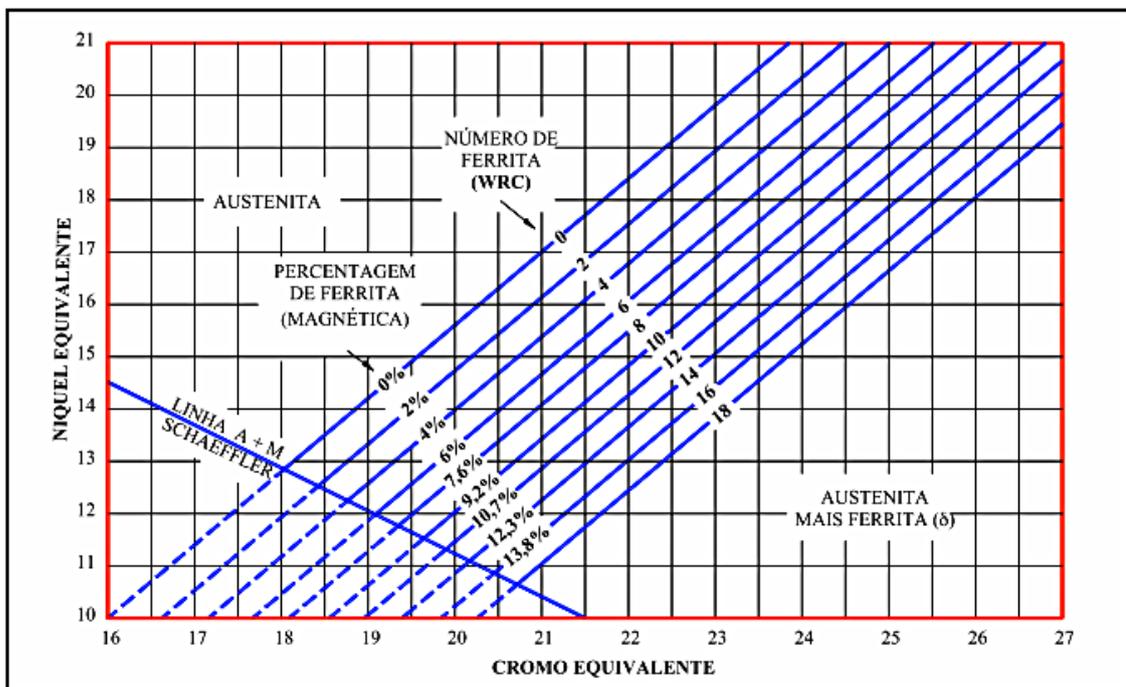
Esse diagrama ainda fornece informações referentes ao percentual de ferrita δ presente na zona fundida dos aços inoxidáveis austeníticos e duplex. O teor de ferrita δ na zona fundida pode ser calculado através da Equação 3.3 (LIPPOLD e KOTECKI, 2005 apud SEFERIAN, 1959):

$$\% \delta = 3 \times (\text{Cr}_{\text{eq}} - 0,93 \times \text{Ni}_{\text{eq}} - 6,7) \quad (\text{Equação 3.3})$$

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 3.4 e na Figura 3.7 (Long e DeLong, 1973).

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 30 \times (\% \text{C}) + 30 \times (\% \text{Ni}) + 0,5 \times (\% \text{Mn}) \quad (\text{Equação 3.4})$$

Figura 3.7. Diagrama de DeLong.



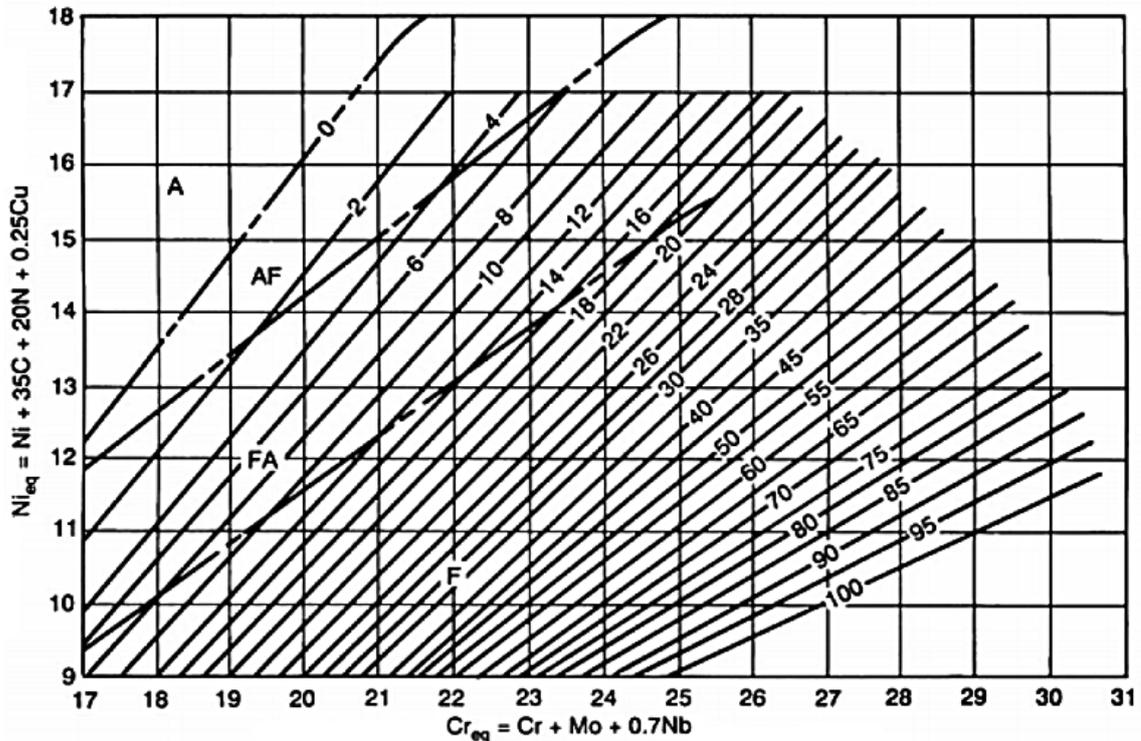
Fonte: Luz, 2002 apud Long e DeLong, 1973.

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 3.8. Este diagrama faz parte da norma AISI/AWS A5. 22-95 e é utilizado na soldagem de aços inoxidáveis, com resultados expressos em número de ferrita (FN). 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:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times (\%Nb) \quad (\text{Equação 3.5})$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \times (\%C) + 20 \times (\%N) + 0,25 \times (Cu) \quad (\text{Equação 3.6})$$

Figura 3.8. Diagrama WRC - 92.

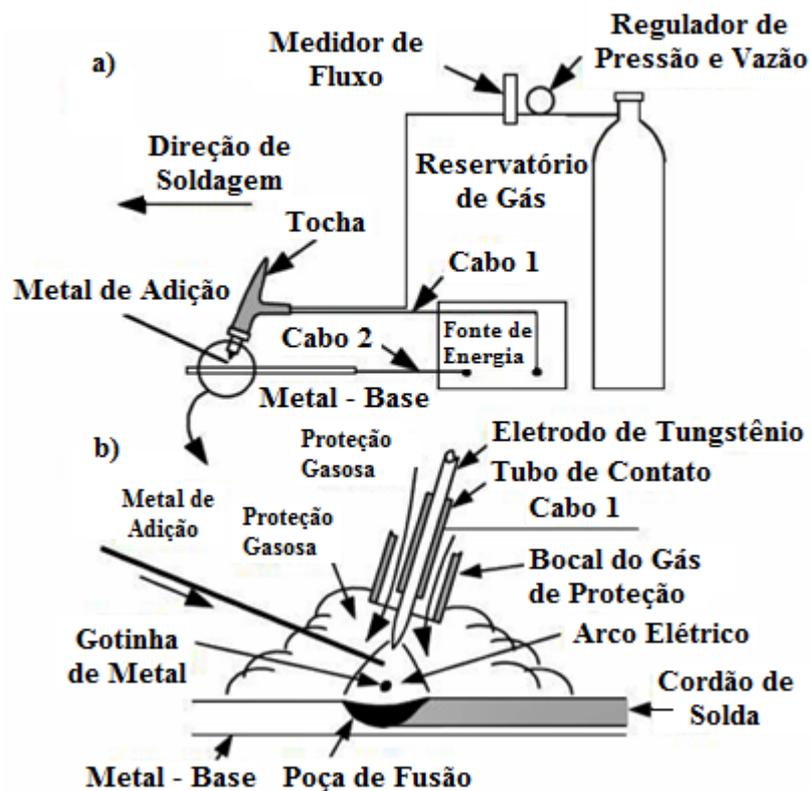


Fonte: LIPPOLD, 1993.

3.8 PROCESSO DE SOLDAGEM TIG

O processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) realiza a união através do aquecimento dos materiais por meio de um arco estabelecido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça (KOU, 2003). A proteção da região em que está sendo realizada a soldagem é feita através de um fluxo de gás inerte, normalmente o argônio ou a mistura de argônio e hélio, pode ainda ser realizado com ou sem metal de adição. A Figura 3.9 ilustra esquematicamente o processo (KOU, 2003):

Figura 3.9. Processo de soldagem TIG.



(a) Processo Geral; (b) Zona de Soldagem Ampliada.

Fonte: KOU, 2003.

A soldagem pode ser realizada na forma manual ou mecanizada e permite um melhor controle das condições operacionais quando comparado a outros processos de soldagem, conferindo à região soldada um bom acabamento e maior qualidade, principalmente em juntas de pequena espessura (KOU, 2003).

3.8.1 Vantagens e desvantagens

A notável qualidade da solda produzida pelo processo TIG exhibe vantagem frente aos processos de soldagem mais utilizados, podendo incluir ou não o metal de adição à poça de fusão, independentemente da corrente do arco (KOU, 2003). Isso ocorre porque o processo utiliza um eletrodo não consumível, produzindo soldas isentas de respingos, resíduos ou escórias e com excelente controle da poça de fusão (KOU, 2003). Tem ainda como vantagem o controle da diluição e o fornecimento de energia para a soldagem sem que haja necessidade de alterar o tamanho do cordão de solda (KOU, 2003).

As principais desvantagens são as taxas de deposição inferiores quando comparado com processos de eletrodo consumível, a necessidade de maior habilidade por parte do operador, quando realizada de forma manual, em relação a processos de soldagem mais simples e é menos econômico que os processos de eletrodo consumível para espessuras de até 10 mm (KOU, 2003). Possui ainda como desvantagem a dificuldade de manter proteção em ambientes turbulentos, podendo haver inclusão de tungstênio quando existe contato do eletrodo com a poça de fusão (KOU, 2003). Pode haver ainda contaminação da solda quando o metal de adição não é adequadamente protegido (KOU, 2003).

3.8.2 Seleção do tipo de corrente

O processo de soldagem TIG pode ser utilizado tanto com corrente contínua quanto com corrente alternada (O'BRIEN, 1992; BECKER e ADAMS, 1979):

- a) Soldagem em corrente contínua constante: pode ser de polaridade direta, em que se utiliza um eletrodo negativo, na qual há um fluxo de elétrons que flui em direção ao metal base e um fluxo de íons positivos na direção do eletrodo, dessa forma o metal base tende a ser mais aquecido que o eletrodo, permitindo uma alta penetração no metal base com um perfil estreito do cordão. Pode ser também utilizado com polaridade reversa, em que se utiliza um eletrodo positivo, com fluxo de elétrons em direção ao eletrodo e um fluxo de íons positivos em direção ao metal de base, produzindo um cordão com maior largura e com uma menor penetração no metal base (O'BRIEN, 1992; BECKER e ADAMS, 1979);
- b) Soldagem em corrente contínua pulsada: a corrente pulsada é utilizada quando se deseja obter maior controle sobre o aporte térmico no metal de base e uma melhor qualidade na soldagem. Nesta variação, a corrente varia ciclicamente entre

um nível mínimo e máximo, produzindo uma corrente e um arco pulsado que dão origem a pontos que se sobrepõem para formar um cordão contínuo (O'BRIEN, 1992; BECKER e ADAMS, 1979).

c) Soldagem em corrente alternada: ocorre uma alternância na polaridade da corrente e na tensão, passando o eletrodo positivo para o negativo, voltando a positivo e assim por diante e com isso o arco é apagado quando a corrente e a tensão passam por zero (O'BRIEN, 1992; BECKER e ADAMS, 1979);

3.8.3 Efeito da frequência de pulsação da corrente de soldagem

Estudos realizados utilizando variação da frequência de pulsação sugerem que ao aumentar esta variável, no processo TIG há uma tendência de gerar um refinamento de grão na microestrutura das soldas (RAVEENDRA, 2013). Isso ocorre devido à fragmentação das dendritas durante a fusão e solidificação da poça fundida (RAVEENDRA, 2013). Outro benefício alcançado ao utilizar a frequência de pulsação da corrente durante a soldagem diz respeito ao aumento da estabilidade do arco (RAVEENDRA, 2013).

A pulsação da corrente atua diretamente na distribuição de temperatura sob a poça de fusão e a frequência de pulsação está diretamente relacionada às variações de energia, podendo causar flutuações térmicas, que promovem um movimento do fluido, aumentando as forças de convecção já existentes na poça de fusão, com redução dos gradientes térmicos na interface sólido/líquido (SURESH *et al*, 2004).

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS

Para a realização da soldagem foram utilizados o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L, ambos com 2 mm de espessura. As chapas foram dimensionadas em 210 x 70 mm e a soldagem ocorreu na direção de laminação das mesmas, sendo esta coincidente com a maior dimensão. A composição química dos aços, obtida por meio de análise química, é apresentada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química dos aços AISI 444 e AISI 316L (% em peso) e valores estabelecidos pela norma ASTM – A 240.

Composição Química	Aço Inoxidável			
	AISI 444	AISI 316L	AISI 444	AISI 316L
C	0,018	0,013	0,025	0,03
Mn	0,164	1,314	1,0	2,0
Si	0,538	0,578	1,0	0,75
P	0,048	0,035	0,04	0,045
S	0,004	0,003	0,03	0,03
Cr	17,893	16,520	17,5 – 19,5	16,0 – 18,0
Ni	0,248	10,448	1,0	10,0 – 14,0
Mo	1,751	2,148	1,75 – 2,50	2,0 – 3,0
Nb	0,295	0,059	-	-
Ti	0,165	0,0001	-	-
	Fonte: Autor.		Fonte: ASTM – A 240	

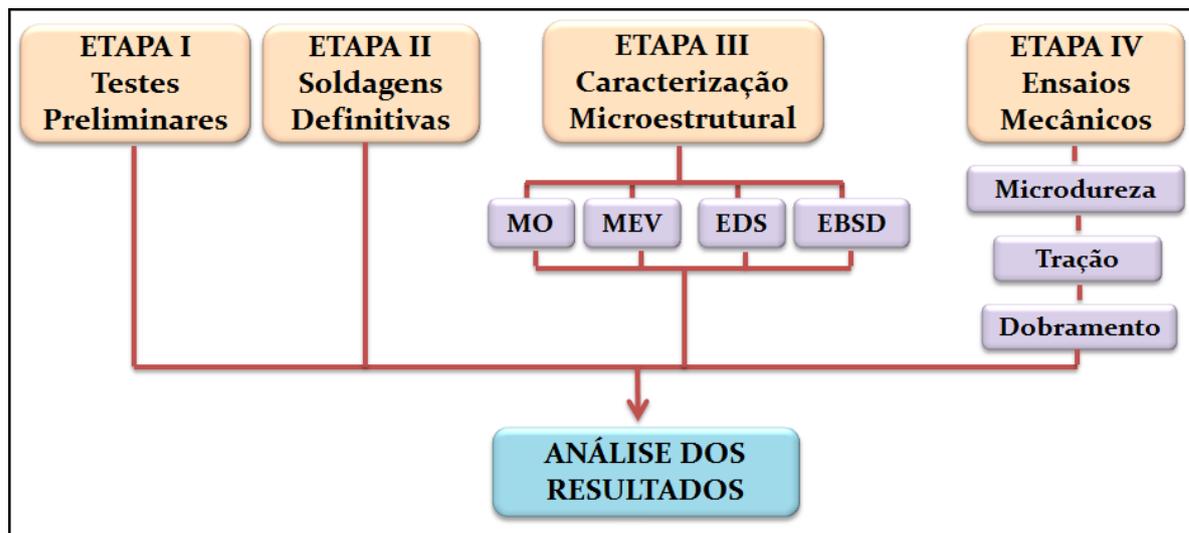
4.2 MÉTODOS

Tendo em vista a intenção de avaliar o resultado da mistura entre os aços AISI 444 e AISI 316L sem o uso de metal de adição, optou-se por utilizar o processo de soldagem TIG autógeno com corrente pulsada. O referido processo de soldagem foi escolhido visando obter uma maior estabilidade do arco, bem como uma maior molhabilidade da poça de fusão. Tais características, por sua vez, atuam de forma a conferir um cordão de solda com maior

homogeneidade, e no controle do crescimento de grão da ZAC e da zona fundida do aço inoxidável ferrítico AISI 444. O eletrodo foi ajustado na polaridade negativa, a fim de unir chapas de materiais diferentes. Foi utilizado um eletrodo de tungstênio do tipo toriado com diâmetro de 2,4 mm e argônio puro como gás de proteção.

Para a realização deste trabalho, foi estabelecida uma metodologia segmentada, conforme o fluxograma apresentado abaixo na Figura 4.1.

Figura 4.1. Fluxograma das etapas para a realização do trabalho.



Fonte: Autor.

4.2.1 Etapa I – Testes preliminares

A primeira etapa consistiu na realização de um estudo exploratório dos principais parâmetros a serem ajustados, que por sua vez, tinham como principais objetivos analisar e compreender o comportamento da solda em função dos parâmetros de soldagem. Nesta etapa foi possível definir os valores de corrente e energia de soldagem, distância da ponta do eletrodo à peça, vazão do gás de proteção e velocidade de soldagem, por exemplo.

A definição dos parâmetros a serem ajustados para a realização das soldagens foi baseada no trabalho de Mendes (2012), em que foi realizado um estudo similar com chapas de 3 mm. Nesta etapa também foram definidos os valores das frequências de pulsação, que consistiu em variar a pulsação em relação ao tempo utilizado durante a soldagem e conseqüentemente, variando o número de ciclos.

O cálculo da corrente média, corrente eficaz e da energia de soldagem utilizados foi baseado nas Equações 4.1, 4.2 e 4.3, respectivamente.

$$I_{\text{média}} = \frac{[(I_p \times t_p) + (I_b \times t_b)]}{t_p + t_b} \quad (\text{Equação 4.1})$$

$$I_{\text{eficaz}} = \frac{\sqrt{[(I_p^2 \times t_p) + (I_b^2 \times t_b)]}}{t_p + t_b} \quad (\text{Equação 4.2})$$

$$E_{\text{soldagem}} = \frac{(I_{\text{eficaz}} \times \text{Tensão}) \times 60}{V_{\text{soldagem}} \times 1000} \quad (\text{Equação 4.3})$$

Onde:

I_{eficaz} = Corrente eficaz

I_p = Corrente de pico

I_b = Corrente eficaz

t_p = Tempo de pico

t_b = Tempo de base

E_{soldagem} = Energia de soldagem

V_{soldagem} = Velocidade de soldagem

Desta forma, através dos cálculos realizados utilizando as Equações 4.1, 4.2 e 4.3 foi possível definir os principais parâmetros de soldagem. A Tabela 4.2 apresenta os parâmetros calculados e utilizados.

Tabela 4.2. Parâmetros de soldagem.

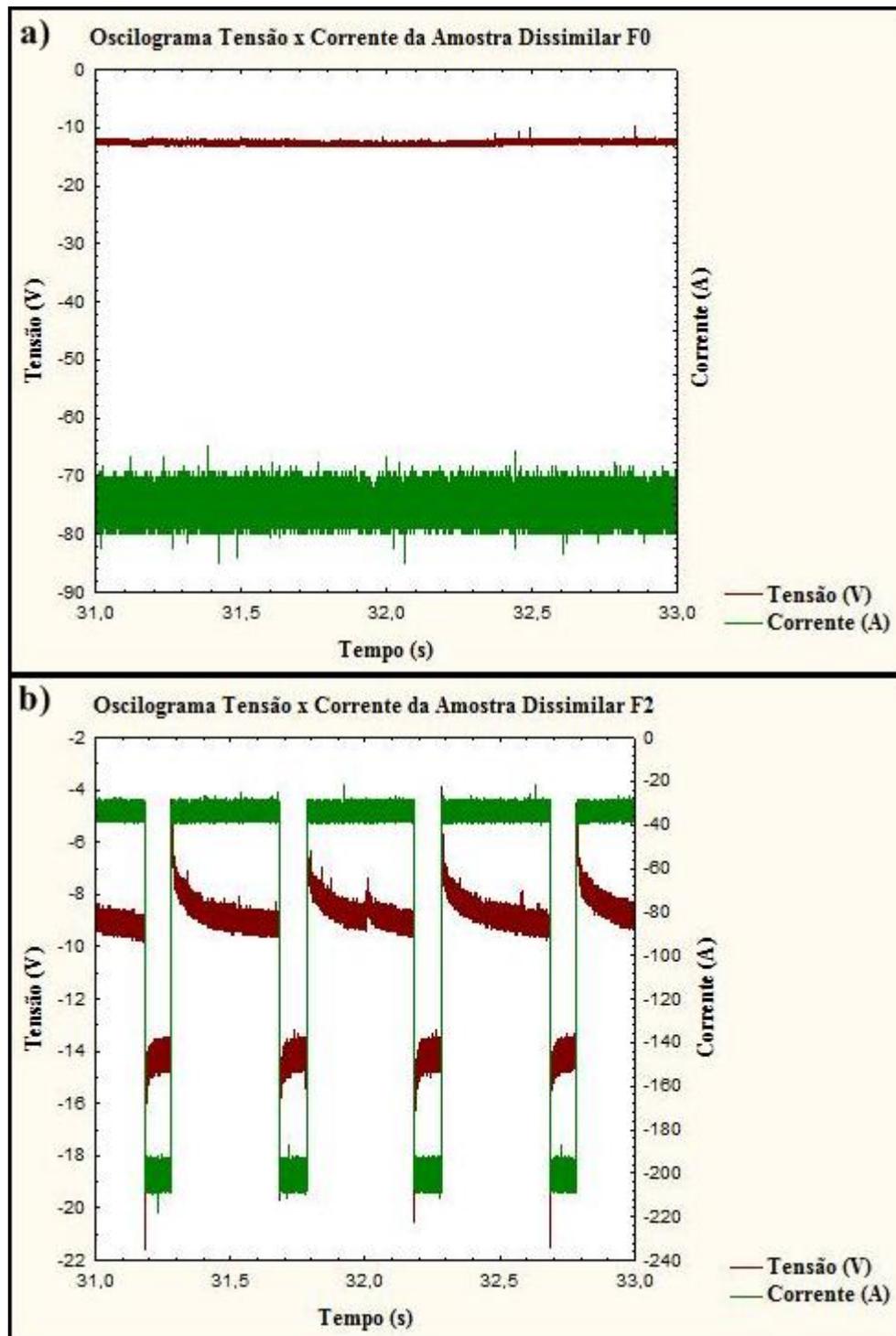
Parâmetros/ Amostra	F0	F2	F4	F6	F8
Corrente de base (I_b) (A)	-	30	30	30	30
Corrente de pico (I_p) (A)	72	197	196	196	196
% Tempo de pico	100%	20%	20%	20%	20%
Tempo de base (t_b) (s)	-	0,4	0,2	0,1333	0,1
Tempo de pico (t_p) (s)	-	0,1	0,05	0,0333	0,025
Frequência de pulso (pulsos/s)	0	2	4	6	8
Corrente Eficaz (A)	72	92,10	91,67	91,67	91,67
Corrente Média (A)	72	63,40	63,20	63,20	63,20
Tensão (V)	14	12	12	12	12
Velocidade de Soldagem (cm/s)	15	15	15	15	15
Energia (KJ/cm)	4,03	4,42	4,40	4,40	4,40
Vazão do Gás de Proteção (l/min)	20	20	20	20	20
Distância do Eletrodo à peça (mm)	2	2	2	2	2

Fonte: Autor.

Inicialmente os testes aplicando as frequências de pulsação definidas foram realizados utilizando chapas de dimensões 210 x 140 mm, visando encontrar ajustes para garantir a fusão completa com penetração total para que então os parâmetros estabelecidos pudessem ser aplicados nos testes para união de duas chapas, cada uma com dimensões 210 x 70 mm.

Por meio de oscilogramas obtidos a partir dos dados gerados pela aquisição durante a soldagem foi possível construir gráficos mostrando a variação da tensão e da corrente de soldagem em relação ao tempo. As Figuras 4.2, 4.3 e 4.4 apresentam os oscilogramas de tensão e corrente obtidos durante as soldagens dissimilares.

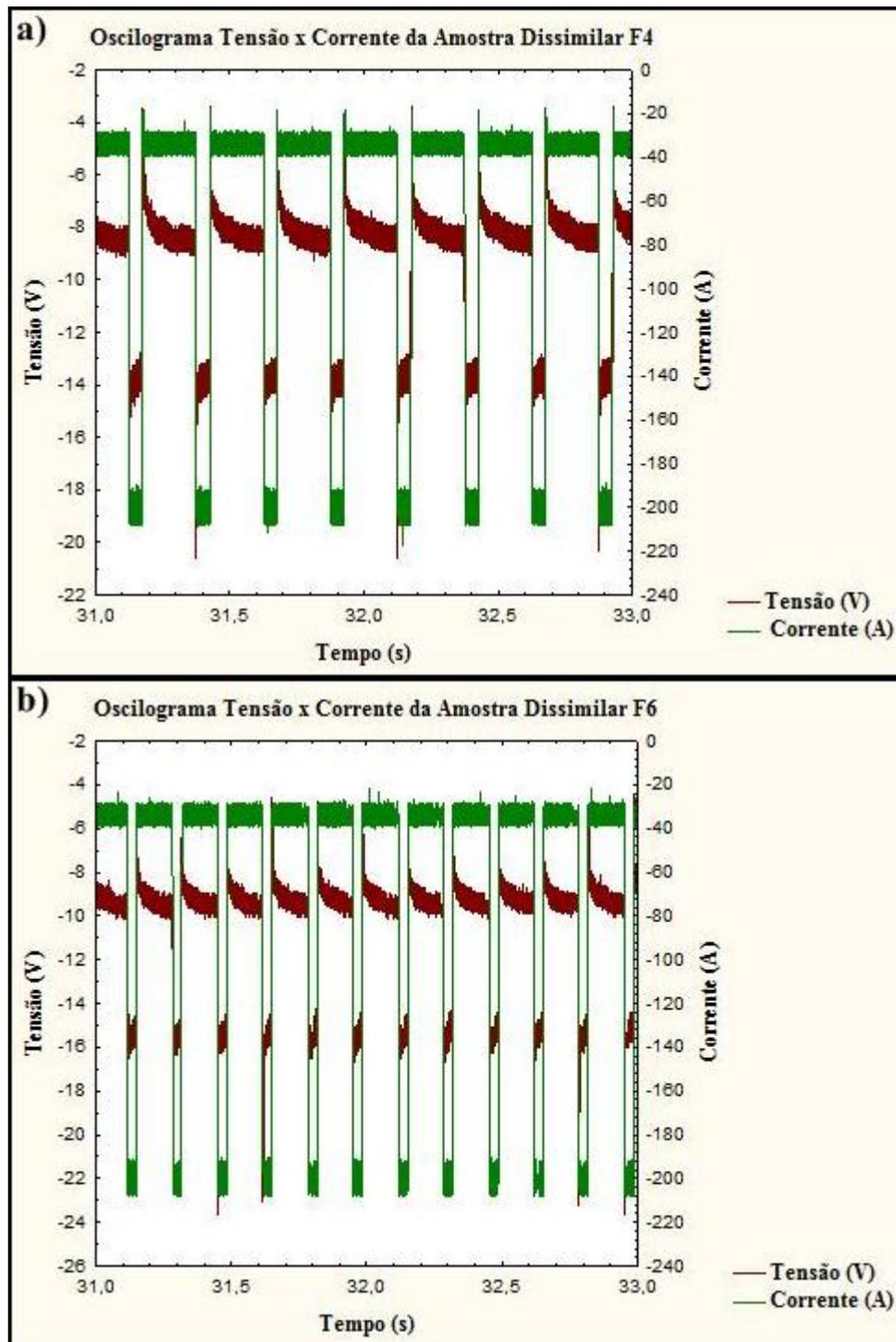
Figura 4.2. Oscilogramas de tensão x corrente das soldagens dissimilares (1).



Frequência a) F0 e b) F2.

Fonte: Autor.

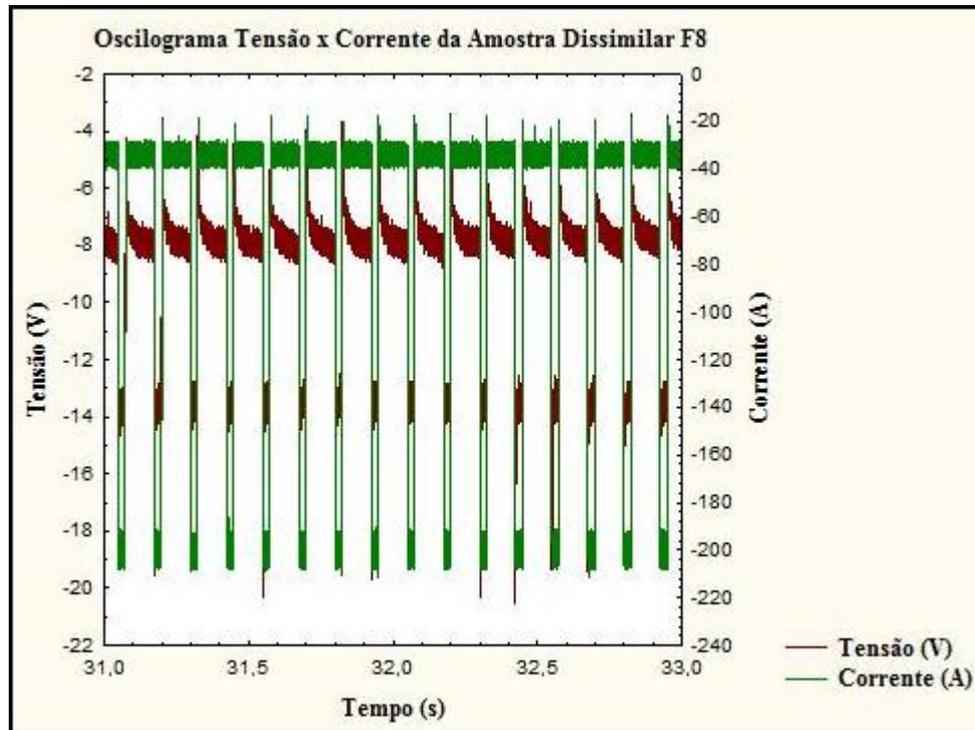
Figura 4.3. Oscilogramas de tensão x corrente das soldagens dissimilares (2).



Frequência a) F4 e b) F6.

Fonte: Autor.

Figura 4.4. Oscilogramas de tensão x corrente das soldagens dissimilares (3).



Frequência F8.

Fonte: Autor.

Através da Figura 4.2 é possível verificar a variação da tensão e da corrente em relação aos tempos de pico e de base. A Figura 4.2 (a) apresenta o oscilograma obtido a partir da soldagem com corrente contínua, ou seja, sem variação da frequência de pulsação. Na soldagem utilizando corrente contínua percebe-se a pouca variação da corrente em relação ao tempo, isso porque ambos os valores são mantidos constantes. Na Figura 4.2 (b) é possível verificar a presença da frequência de pulsação através da delimitação existente entre o tempo de pico e de base utilizados. O aumento da frequência de pulsação durante a soldagem faz com que haja um aumento na quantidade de pulsos entre o tempo de pico e de base.

A avaliação dos resultados obtidos nesta etapa foi feita embasada no aspecto visual das juntas depois de soldadas, observando se a energia aplicada a cada condição conferia penetração total às chapas, de modo que o alinhamento destas proporcionasse uma união a ambos os materiais.

4.2.2 – Etapa II – Soldagens definitivas

Após a realização dos primeiros testes para a definição dos parâmetros a serem utilizados, as soldagens definitivas foram realizadas com um único passe, variando a frequência de pulsação, definidas como F0, F2, F4, F6 e F8, com 0, 2, 4, 6 e 8 pulsos/s, respectivamente, de forma a obter soldas com penetração total.

Durante as soldagens definitivas foi necessário utilizar um suporte para a fixação das chapas, de modo que permitisse formar juntas de topo e a união das mesmas por meio de uma posição plana. A Figura 4.5 ilustra o posicionamento do suporte para fixação das chapas utilizadas durante o processo.

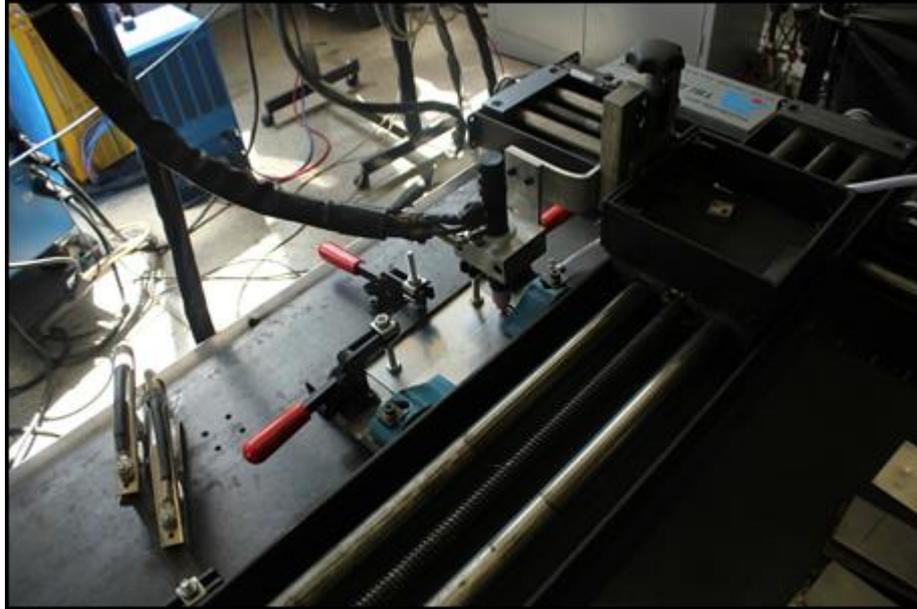
Figura 4.5. Posicionamento e suporte das chapas.



Fonte: Autor.

Na Figura 4.6 tem-se a bancada montada sobre a mesa XY TBI – Industries® em que o suporte da tocha é responsável pelo controle da velocidade de soldagem e a mesa pelo suporte das chapas.

Figura 4.6. Suporte apoiado na mesa XY.



Fonte: Autor.

Foi utilizada a fonte de soldagem eletrônica multiprocesso IMC DIGIPlus A7®, conforme Figura 4.7. A aquisição dos dados de corrente e tensão de soldagem foi feita por meio do software SAP – V4.01 pertencente a IMC Soldagem.

Figura 4.7. Fonte DIGIPlus A7®.



Fonte: Autor.

Relembrando a Figura 4.1, as soldagens definitivas foram realizadas em dois momentos. No primeiro momento foram realizadas as soldagens similares dos aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L separadamente. Após obter os cordões de solda similares com fusão completa e penetração total dos materiais, no segundo momento foram realizadas as soldagens dissimilares.

4.2.2.1 Soldagem similar dos aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L

Os parâmetros definidos foram aplicados inicialmente às soldagens similares com o objetivo de produzir informações sobre as propriedades mecânicas e microestruturais de cada um dos metais de base, de forma a contribuir para a análise e interpretação dos resultados para a soldagem dissimilar entre as duas ligas. Dessa forma, foram produzidas 2 chapas de teste para cada frequência de pulsação, totalizando 10 cordões de solda para cada material utilizado.

4.2.2.2 Soldagem dissimilar entre os aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L

Após realizar a soldagem similar dos materiais, as soldagens dissimilares foram realizadas utilizando as mesmas condições de frequência de pulsação, objetivando avaliar as características dos cordões de solda produzidos e a partir da união das duas ligas, dos fenômenos envolvidos na solidificação e das transformações de fase no estado sólido, obter a microestrutura final para então avaliar a influência dessa microestrutura sobre as propriedades mecânicas. Foram produzidos 2 chapas de teste soldadas para cada frequência utilizada, totalizando 10 cordões.

4.2.3 – Etapa III – Caracterização microestrutural

A etapa de caracterização microestrutural consistiu da análise das diversas regiões da solda, zona fundida e ZAC para as diversas condições de soldagem aplicadas. O corte metalográfico foi executado utilizando-se uma cortadeira metalográfica com disco abrasivo e refrigerado com emulsão de óleo de corte e água. Devido à reduzida dimensão das amostras tornou-se necessário o embutimento em resina tipo baquelite. Logo após, todas as amostras foram preparadas com base nas técnicas de metalografia, sendo realizadas as etapas de lixamento e de polimento mecânico em pasta de diamante (3 μm e 1 μm) e alumina (1 μm e 0,05 μm). Entretanto, como no conjunto soldado há o aço inoxidável ferrítico, houve a necessidade de realizar polimento automático a base de uma solução composta por sílica coloidal e água Mili – Q durante 1 hora para obtenção de uma superfície com melhor acabamento. Tal preparação foi necessária para a realização das análises microestruturais e de ensaios, como o de microdureza.

Como a liga obtida a partir da soldagem dissimilar é composta por dois metais de base distintos, houve a necessidade de revelar ambas as microestruturas. Contudo, não foi possível obter a melhor condição de contraste/revelação utilizando apenas um reagente e por este motivo foram testadas diversas combinações e sequências de ataque químico. Desta forma, a sequência de ataque que melhor revelou a estrutura foi o reagente Behara aquecido a 60°C com o reagente HNO₃.

Tal reagente é composto por 23 mL de HCl + 77 mL de água destilada + 0,35g de metabissulfato de potássio (K₂S₂O₅), que permitiu obter de maneira acentuada uma distinção de coloração entre as fases austenita e ferrita. Tal ataque foi realizado por meio da imersão da amostra na solução durante 10 segundos.

Para revelar o contorno de grão austenítico foi necessário submeter à amostra a um ataque eletrolítico em solução formada por 40% de ácido nítrico diluído em 60% de água destilada. Neste ataque o corpo de prova foi ligado ao pólo positivo de uma fonte utilizando corrente contínua e um contra eletrodo imerso juntamente com a amostra, ligado ao pólo negativo. Foi utilizada uma tensão de 2V e uma corrente de aproximadamente 0,02A, durante um tempo de 3 minutos por amostra.

Para a análise dos resultados obtidos nas soldagens e identificação das microestruturas foram utilizadas as técnicas de microscopia óptica (MO) e de microscopia eletrônica de varredura (MEV). As imagens obtidas por meio da microscopia óptica permitiram a construção de montagens numa única imagem da seção transversal da solda. As montagens das imagens foram feitas por meio da utilização dos programas Autostitch® e do Corel Draw®.

Paralelo às informações obtidas durante a análise utilizando MEV, foram realizadas as análises de espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDS), que permitiu, por sua vez, analisar a composição química localizada das microestruturas presentes no material.

Para a realização da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foi necessário submeter às amostras não atacadas ao polimento automático à base de sílica coloidal e água Mili – Q, objetivando retirar a deformação mecânica induzida durante as operações de lixamento e polimento durante cerca de 10 horas. A análise por EBSD foi utilizada para identificar precisamente as fases presentes na microestrutura em função de sua estrutura cristalina, determinando as orientações de plano ou direção cristalográfica em regiões selecionadas.

4.2.4 Etapa IV – Ensaios mecânicos

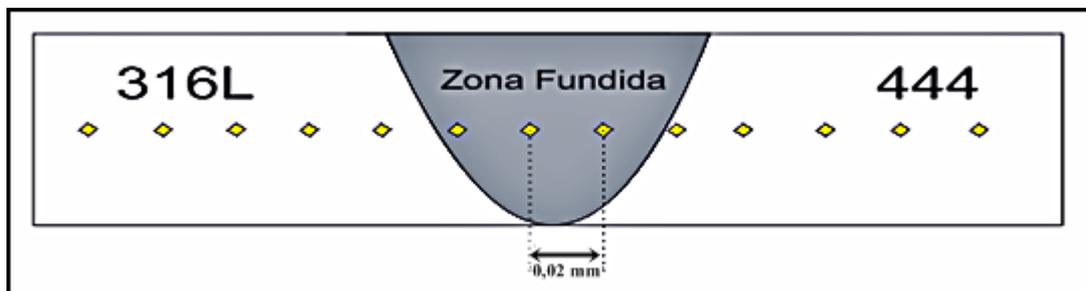
Após a caracterização microestrutural, foram realizados ensaios mecânicos para determinação de algumas propriedades mecânicas das juntas soldadas, como:

4.2.4.1 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza é realizado baseando-se na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada sob uma determinada carga, sendo regido pela norma ASTM E384 – 10 (*Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*). É aplicado como método de classificação de materiais e para o estudo comparativo das mudanças nas suas propriedades.

Para a obtenção dos valores de microdureza das amostras, foi realizada uma varredura que percorreu uma linha única em toda seção transversal, com espaçamento entre as medições de 0,2 mm e carga de 100 gf durante 15 segundos. A Figura 4.8 ilustra o esquema de varredura realizado.

Figura 4.8. Esquema de varredura do perfil de microdureza das amostras soldadas.



Fonte: Autor.

4.2.4.2 Ensaio de Tração

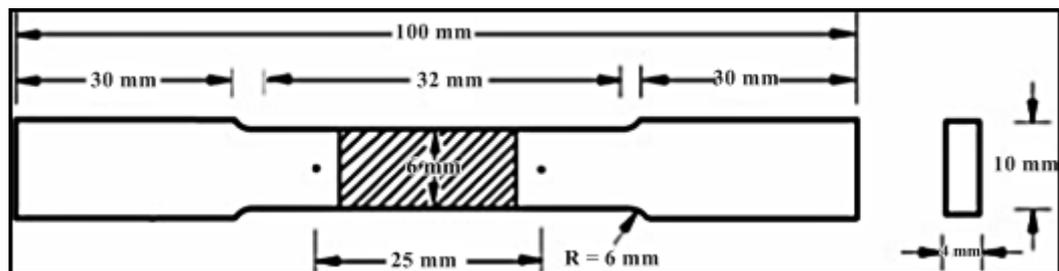
O ensaio de tração consistiu na aplicação gradativa de carga de tração uniaxial nas extremidades de um corpo de prova especificado, conforme a norma ASTM E8/E8M – 11 (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*). Neste tipo de ensaio mede-se a variação do comprimento como função da carga aplicada e como resultando obtém-se um gráfico ou diagrama relacionando a carga em função do alongamento resultante.

Vale salientar ainda que as deformações promovidas no material são uniformemente distribuídas pelo menos até que haja a estrição do corpo de prova ao final do

ensaio. A uniformidade da deformação, por sua vez, permite obter informações mais precisas da variação dessa em função da tensão aplicada. Essa variação é representada graficamente por meio da curva tensão *versus* deformação. A Figura 4.9 ilustra o modelo do corpo de prova utilizado, segundo a norma, para chapas de 2 mm.

Para a realização do ensaio foi utilizada a máquina universal de ensaios mecânicos Instron modelo 8802 e a velocidade usada durante o processo foi de 2 mm/min.

Figura 4.9. Corpo de prova para ensaio de tração.



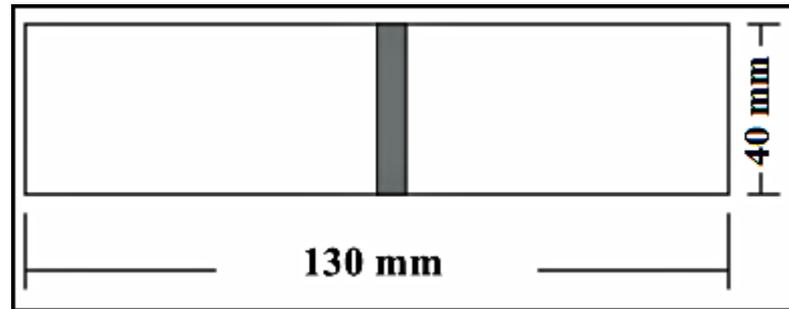
Fonte: Norma ASTM E8/E8M – 11.

4.2.4.3 Ensaio de dobramento

O ensaio de dobramento consiste em dobrar um corpo de prova, colocado em dois apoios distantes entre si, no qual será aplicada uma força perpendicular ao eixo do corpo de prova até que seja atingido o ângulo desejado (90° , 120° ou 180°), de acordo com a norma ASTM E190 – 92 (*Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds*).

Desde que realizado adequadamente, o ensaio garante que a deformação produzida se concentrará na região da solda e o corpo de prova deve ser preparado de modo que o cordão de solda seja posicionado faceando o cutelo. Dessa forma, o material submetido ao ensaio é considerado aprovado quando a zona tracionada não apresentar trincas ou fissuras. No entanto, esse ensaio não é capaz de quantificar a qualidade das juntas testadas. Através da Figura 4.10 é possível observar o modelo de corpo de prova utilizado no ensaio de dobramento.

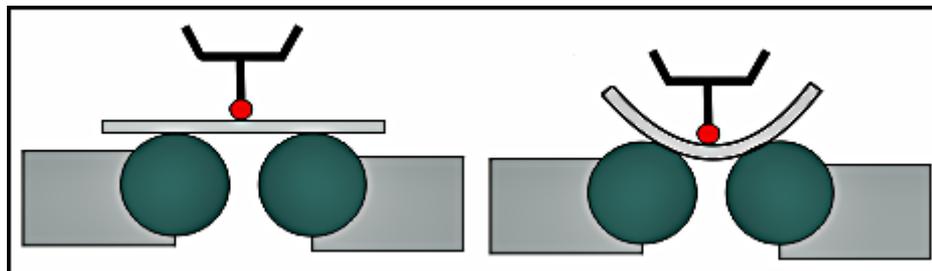
Figura 4.10. Corpo de prova para ensaio de dobramento.



Fonte: Norma ASTM E190 – 92.

Para a realização do ensaio foi utilizada a máquina de ensaios universais Instron modelo 8802, na qual foram utilizados e posicionados dois roletes afastados entre si a uma distância determinada pela norma ASTM E190 – 92 e um cutelo semicilíndrico ajustado na parte superior da máquina. A velocidade do ensaio foi de 10 mm/min e o ângulo utilizado durante o ensaio foi de 180°, objetivando dobrar o material e ao atingir esse ângulo a zona dobrada não deve apresentar trincas, fissuras ou fendas. A Figura 4.11 ilustra esquematicamente o ensaio de dobramento. O ensaio foi realizado alinhando o cordão de solda ao cutelo de forma a submeter o cordão à carga aplicada.

Figura 4.11. Ensaio de dobramento.



Fonte: Autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A união entre aços inoxidáveis diferentes ainda produz incerteza quanto aos resultados que podem ser obtidos devido às diferenças entre as propriedades mecânicas, metalúrgicas e físicas das ligas utilizadas durante a soldagem (HSIEH *et al*, 2007).

Estudos como o de Balasubramanian e Guha (1999) sugerem que a presença de austenita atua de forma a melhorar a ductilidade e conseqüentemente aumentar os valores de resistência ao impacto e que a formação de ferrita aumenta a resistência à tração (SHANMUGAM *et al*, 2009^(b); HOEKSTRA *et al*, 1985), e quando ambas estruturas são formadas na liga é possível obter uma maior resistência e dureza (SHANMUGAM *et al*, 2009^(b)).

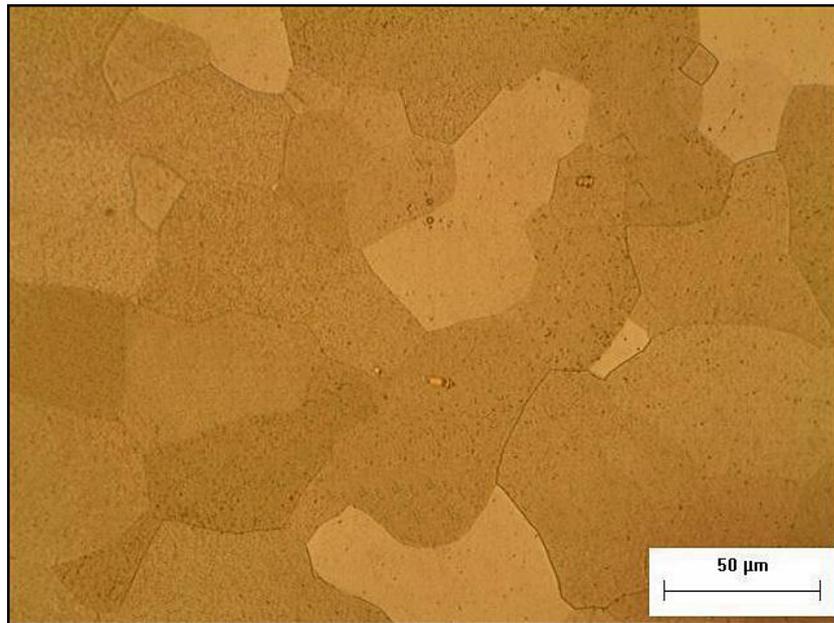
Para uma melhor compreensão dos fenômenos decorrentes da soldagem e do processo utilizado, baseando-se nas condições pré-estabelecidas, serão apresentados e discutidos os resultados obtidos durante a etapa das soldagens definitivas.

5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS METAIS DE BASE

5.1.1 Caracterização do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444

A microestrutura do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444 é constituída por grãos de ferrita poligonais, como pode ser observado na Figura 5.1. Esta região tem como característica a ausência de transformações significativas em sua microestrutura, mantendo-se com as propriedades originais da chapa.

Figura 5.1. Metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

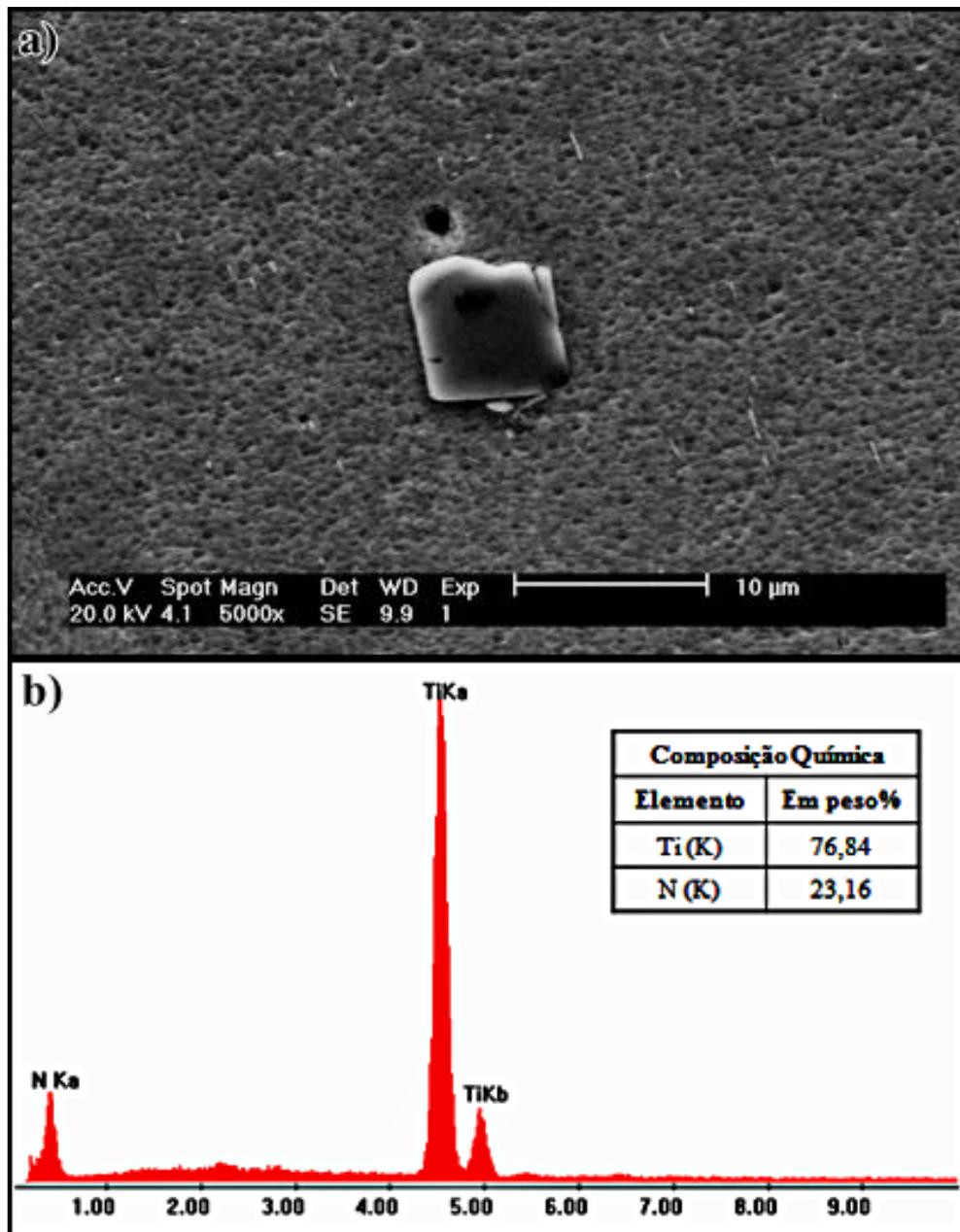


Fonte: Autor.
(Ataque: Behara aquecido a 60°; aumento de 500X).

O aço apresentou precipitados com morfologia cúbica, cuja análise de EDS indicou se tratar de nitretos de titânio, como pode ser observado na Figura 5.2. Silva *et al* (2008) também relataram em suas pesquisas a presença destes mesmos nitretos no aço inoxidável ferrítico AISI 444.

O aparecimento destes precipitados está associado ao tipo de aço utilizado, ou seja, trata-se de um aço estabilizado ao Ti e Nb, nos quais a adição visa remover os elementos intersticiais como N e C em solução na matriz. Tais precipitados têm como característica a nucleação normalmente a partir de pequenos óxidos sem comprometer as propriedades do material.

Figura 5.2. Nitreto de titânio presente no metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444.



a) Imagem de MEV da estrutura do precipitado. b) Análise química por EDS do respectivo precipitado.
Fonte: Autor.

Com base na norma ASTM E112 – 12 (*Standard Test Methods of Determining Average Grain Size*) foram realizadas medições do tamanho de grão no metal de base. Para isto, foram considerados o tamanho médio das duas maiores diagonais dos grãos. Logo, o tamanho médio dos grãos nesta região é aproximadamente 50μm.

Para avaliar o comportamento mecânico do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444, foram realizados ensaios de tração. Os corpos de prova utilizados durante o ensaio foram confeccionados na seção transversal da chapa, com dimensões de acordo com a norma ASTM E8/E8M – 11. O modelo do corpo de prova utilizado durante o ensaio pode ser observado através da Figura 5.3

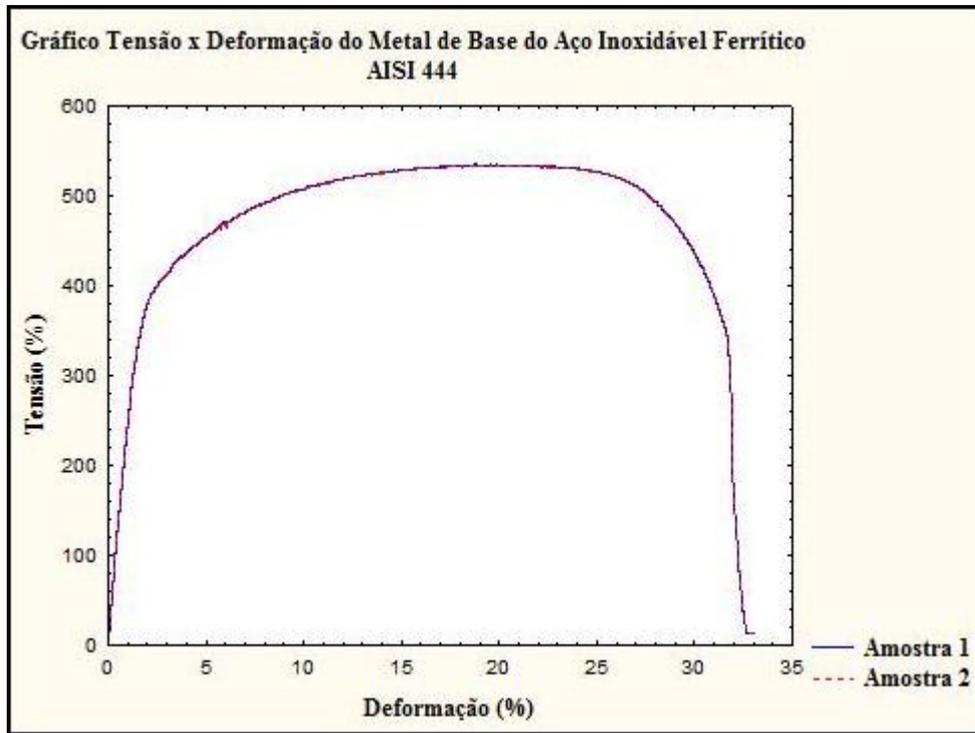
Figura 5.3. Corpo de prova utilizado durante o ensaio de tração.



Fonte: Autor.

As deformações promovidas no material são uniformemente distribuídas pelo menos até ser atingida uma força máxima próximo ao final do ensaio. A uniformidade da deformação, por sua vez, permite obter informações mais precisas da variação desta em função da tensão aplicada. Esta variação é representada graficamente por meio da curva tensão *versus* deformação. As curvas tensão *versus* deformação dos corpos de prova do metal de base do aço inoxidável ferrítico são apresentadas na Figura 5.4.

Figura 5.4. Gráfico tensão x deformação do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444.



A Tabela 5.1 apresenta os resultados obtidos durante o ensaio de tração. Através destes resultados foi possível realizar uma comparação com as propriedades mecânicas estabelecidas pela norma ASTM A -240. Por meio da referida Tabela pode-se observar que as propriedades mecânicas encontradas após o referido ensaio para o metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444 estão acima do estabelecido pela norma.

Tabela 5.1. Propriedades mecânicas do metal de base do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

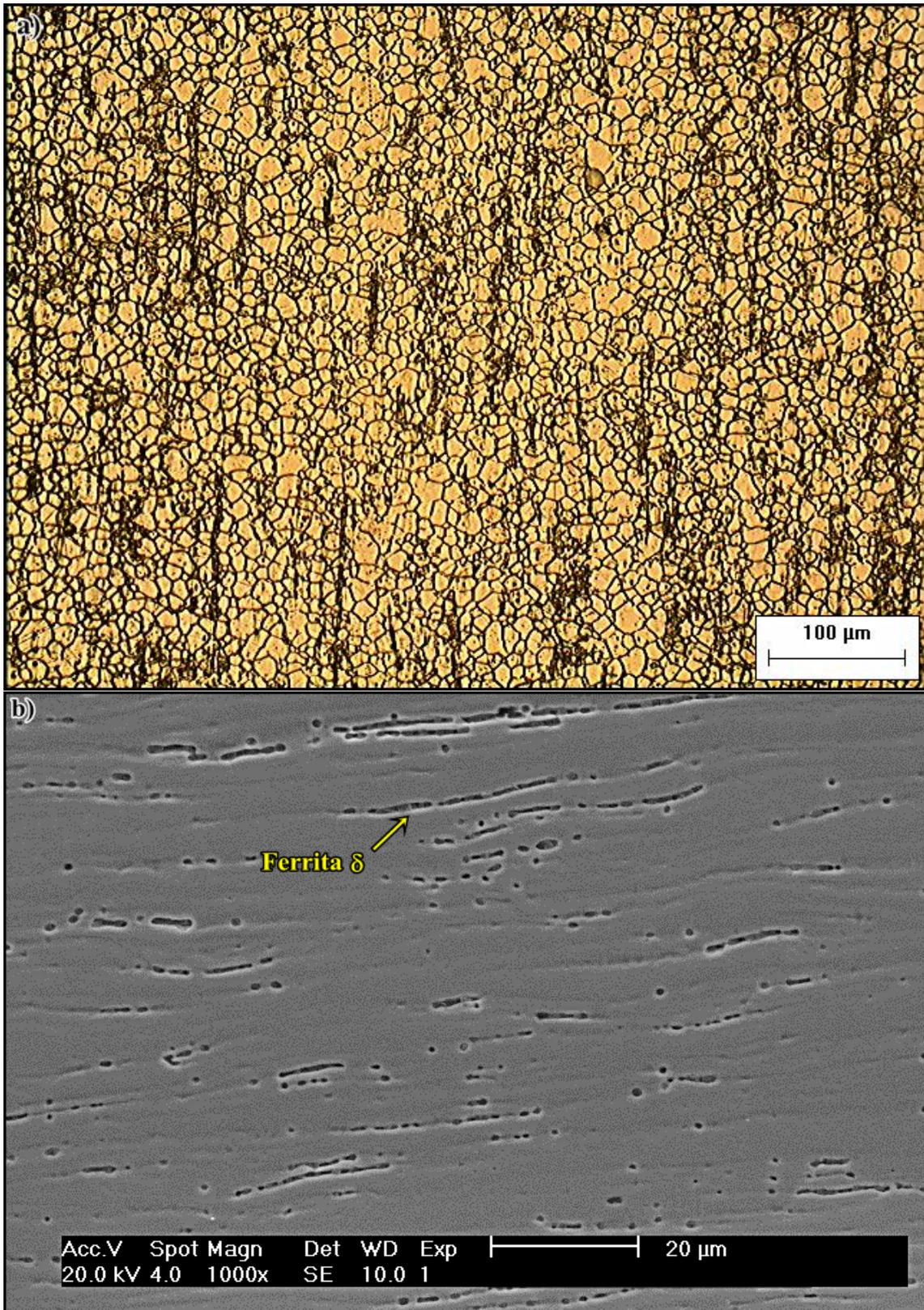
Metal de Base	Corpo de Prova	Propriedades Mecânicas			
		Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (após a ruptura) (%)
	1	32,33	530	388,02	31,25
	2	32,33	530	388,02	31,25

Fonte: Autor.

5.1.2 Caracterização do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L

A microestrutura do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L é constituída por grãos de austenita equiaxiais juntamente com a presença de grãos de ferrita δ alongados no sentido de laminação da chapa, podendo ainda conter algum carboneto precipitado, conforme apresentado na Figura 5.5.

Figura 5.5. Metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.

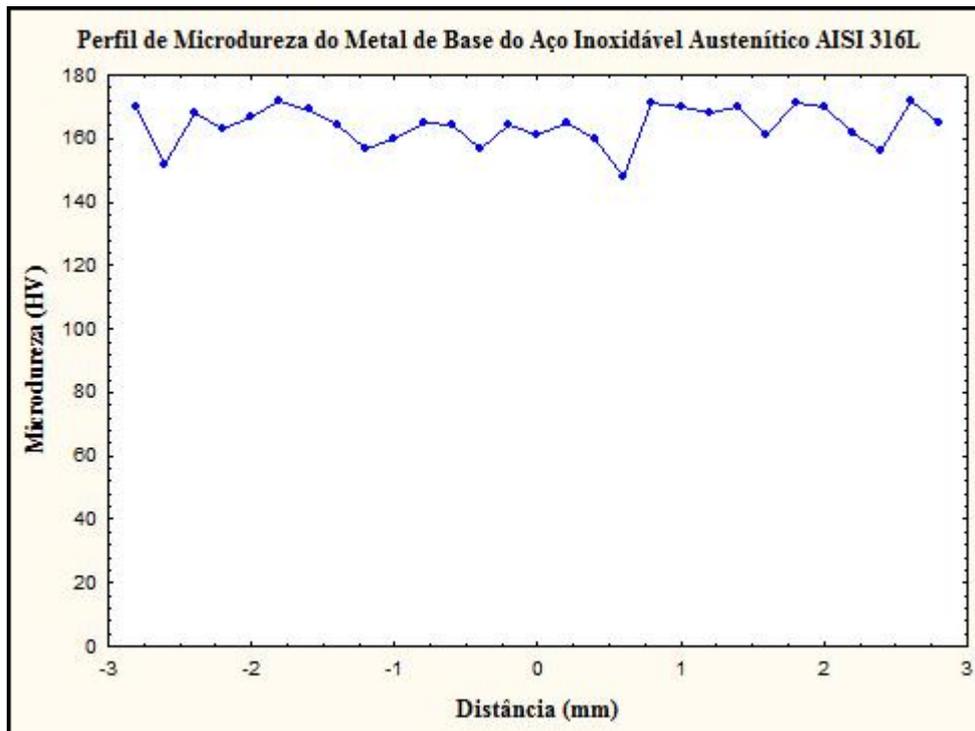


a) Microestrutura do metal de base obtida por MO (Reagente HNO₃, aumento 200x). b) Microestrutura do metal de base apresentando ferrita δ obtida por MEV.

Fonte: Autor.

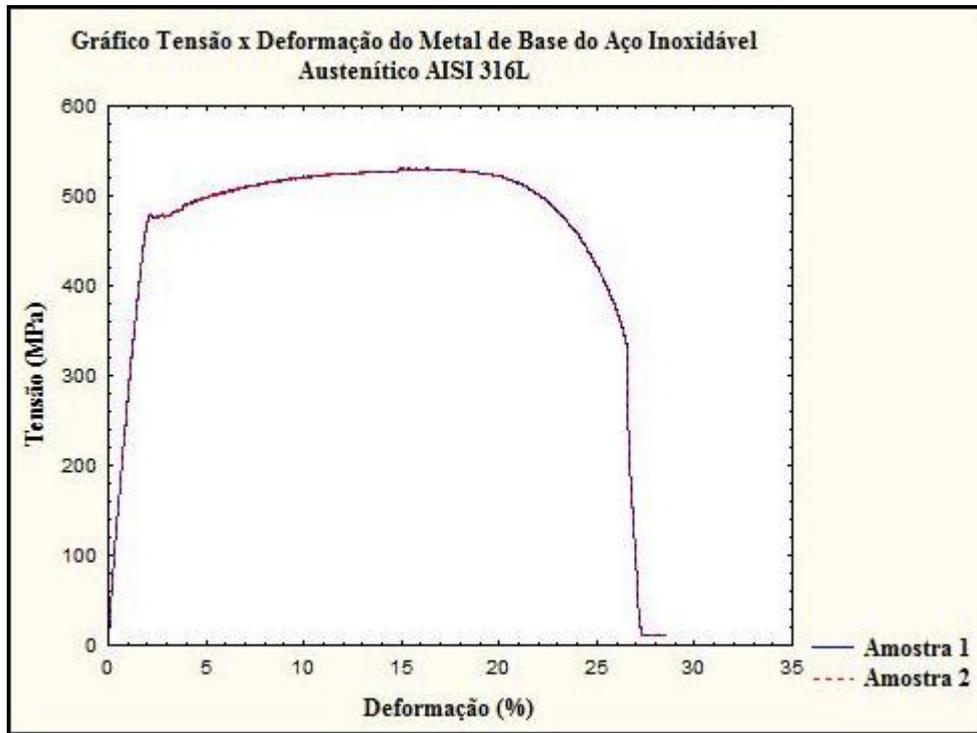
A fim de avaliar o comportamento mecânico das amostras do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L, foram realizados ensaios de microdureza e de tração, conforme as normas ASTM E 384 – 10 e ASTM E8/E8M – 11, respectivamente. O perfil de microdureza pode ser observado na Figura 5.6 enquanto as curvas tensão *versus* deformação dos corpos de prova do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L são apresentadas na Figura 5.7.

Figura 5.6. Perfil de microdureza do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



Fonte: Autor.

Figura 5.7. Gráfico tensão x deformação do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



Fonte: Autor.

Os resultados obtidos durante esse ensaio, quando comparados com as propriedades mecânicas estabelecidas pela norma ASTM A – 240, apresentaram-se satisfatórios. Estes resultados são apresentados na Tabela 5.2.

Tabela 5.2. Propriedades mecânicas do metal de base do aço inoxidável austenítico AISI 316L.

Metal de Base	Corpo de Prova	Propriedades Mecânicas			
		Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (após a ruptura) (%)
	1	38,48	482	469,46	28,13
	2	38,48	482	469,46	28,13

Fonte: Autor.

5.2 SOLDAGEM SIMILAR DO AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444

5.2.1 Análise superficial do aspecto dos cordões de solda

A utilização do processo TIG autógeno possibilitou a obtenção de cordões de solda com bom acabamento superficial e penetração satisfatórios. Segundo Raveendra (2013), realizar a soldagem utilizando o processo TIG com corrente pulsada tem como benefício o aumento da estabilidade do arco. No entanto, apesar da estabilidade alcançada, foi possível perceber que ao realizar a soldagem utilizando maiores frequências, houve o aparecimento de pequenas mordeduras nos cordões, como pode ser observado através da Figura 5.8.

Figura 5.8. Vista superior dos cordões de solda das amostras similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444.



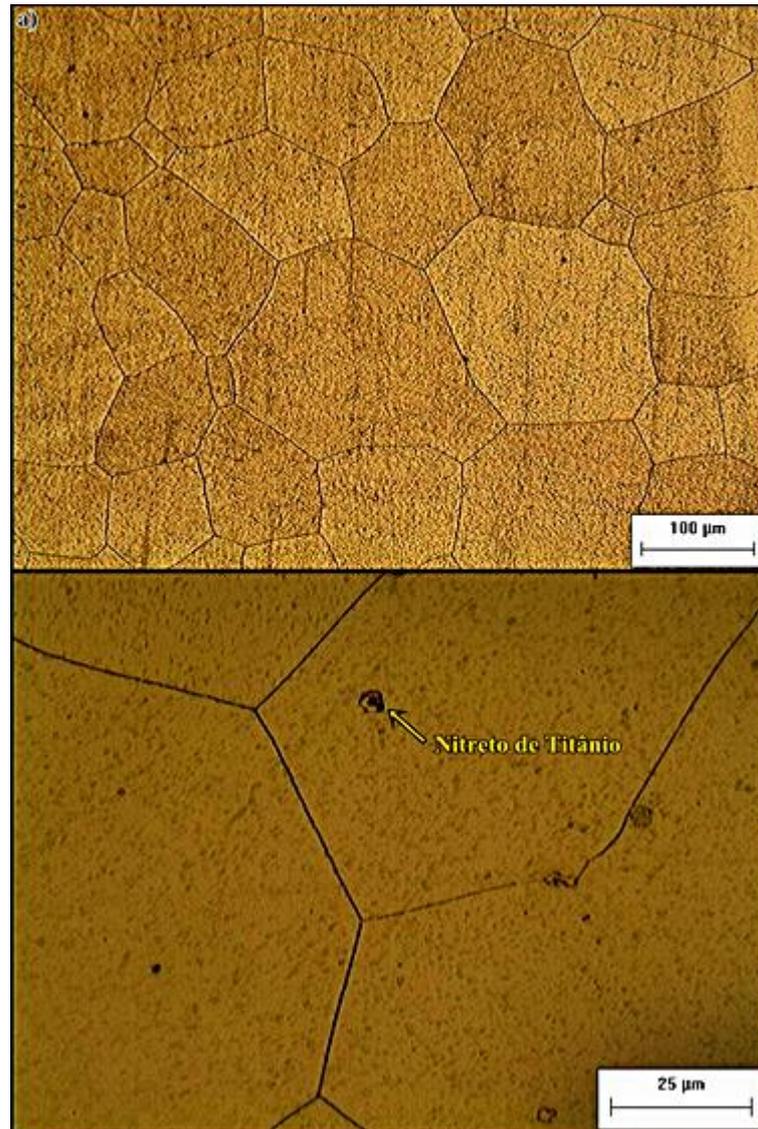
Amostras soldadas com frequência a) F0; b) F2; c) F4; d) F6 e e) F8.

Fonte: Autor.

5.2.2 Caracterização da zona afetada pelo calor (ZAC)

A zona afetada pelo calor (ZAC) é a região não fundida do metal de base que tem sua microestrutura e/ou propriedades afetadas pelo ciclo térmico de soldagem. Nesta região, o aquecimento rápido e localizado induz o crescimento de grão ao longo da mesma. Este crescimento é proveniente da rápida difusão dos elementos químicos deste material, característica inerente à estrutura cristalina CCC da ferrita. Nesta região também foi possível observar a presença de precipitados de nitretos de titânio, como pode ser observado através da Figura 5.9.

Figura 5.9. Crescimento de grão na ZAC do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

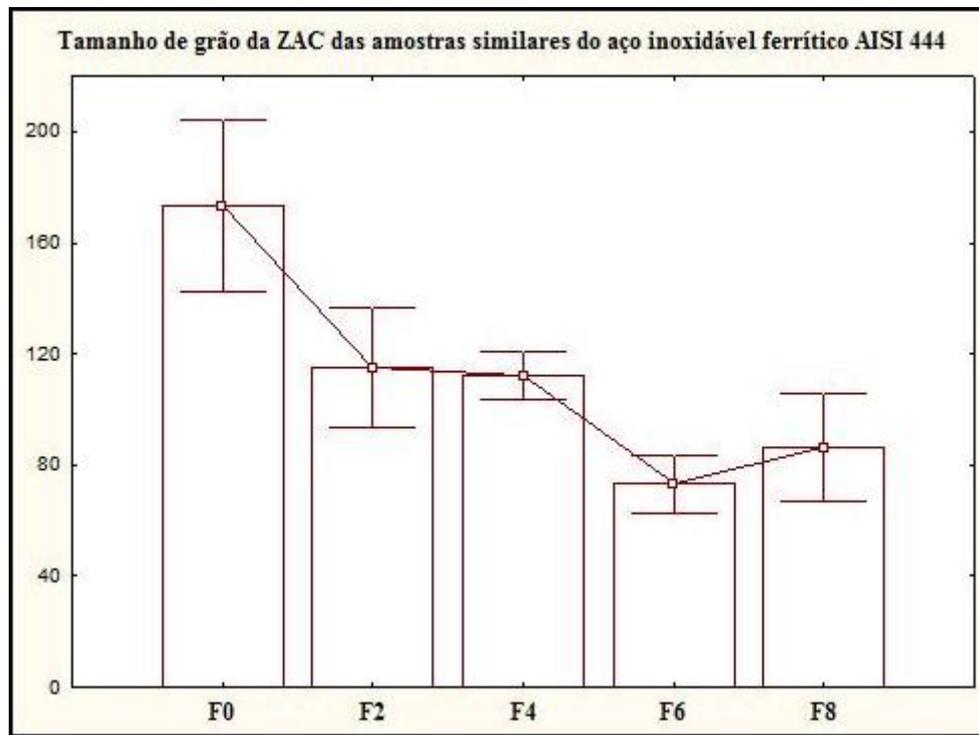


a) ZAC da amostra soldada com frequência F2 (aumento 200 X). b) ZAC da amostra soldada com frequência F2 apresentando precipitados de carbonitretos de titânio (aumento 1000 X). (Reagente: Behara aquecido a 60°C).

Fonte: Autor.

A medição do tamanho de grão nesta região foi realizada de acordo com a norma ASTM E112 – 12, na qual foram considerados o tamanho médio das duas maiores diagonais dos grãos. A Figura 5.10 apresenta o resultado desta medição, em que é possível observar o efeito da frequência de pulsação na redução do tamanho dos grãos, que por sua vez, atuou de forma a fragmentar os grãos, principalmente nas soldagens utilizando frequências F6 e F8. Entretanto, esta redução não pôde ser verificada na mesma intensidade para as amostras soldadas com corrente contínua constante, F0, e com frequências de pulsação mais baixas, F2 e F4.

Figura 5.10. Medição do tamanho de grão na zona afetada pelo calor das amostras similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

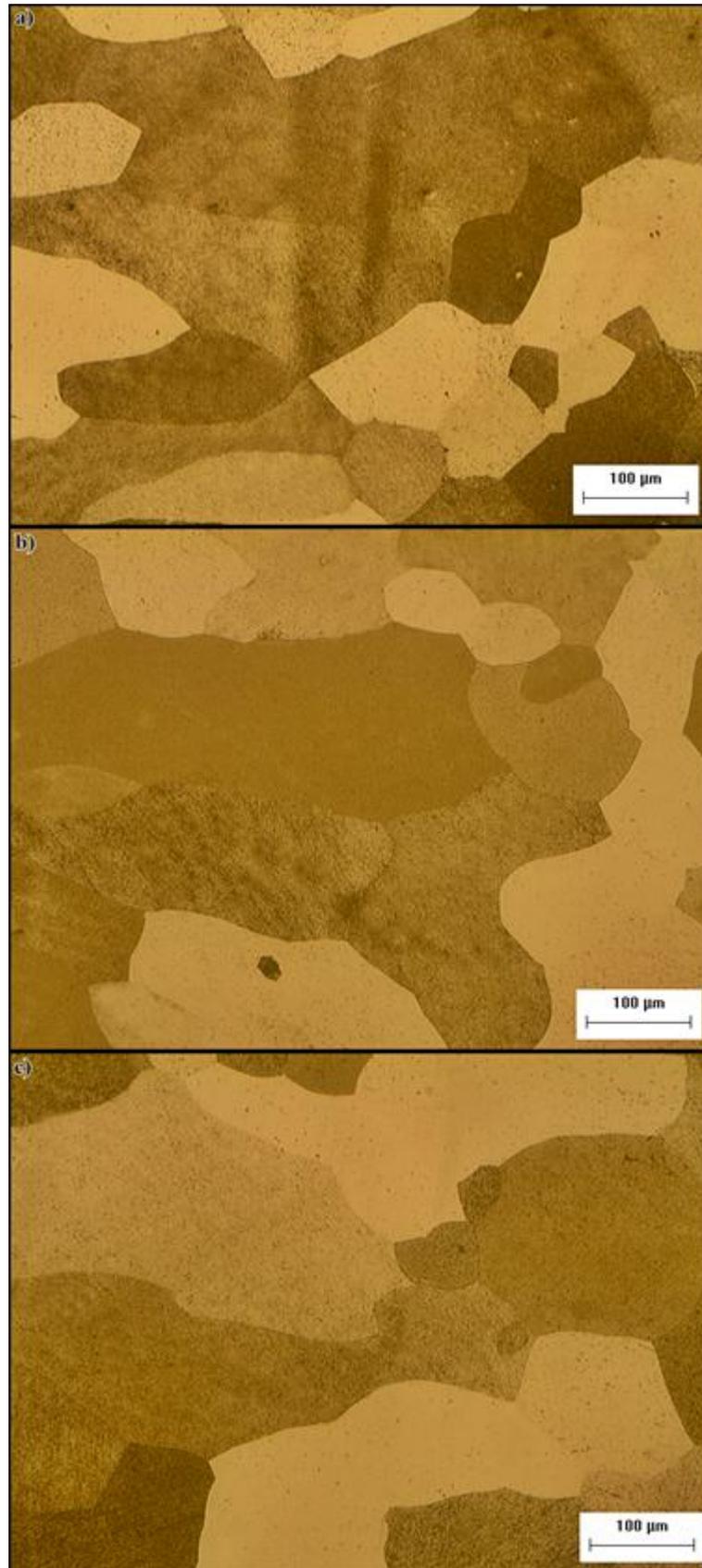


Fonte: Autor.

5.1.3 Caracterização da zona fundida (ZF)

A soldagem do aço inoxidável ferrítico AISI 444 resultou em uma microestrutura totalmente ferrítica devido ao modo de solidificação ferrítico apresentado. A zona fundida deste aço apresentou grãos equiaxiais e um crescimento de grão considerável, como pode ser observado através da Figura 5.11.

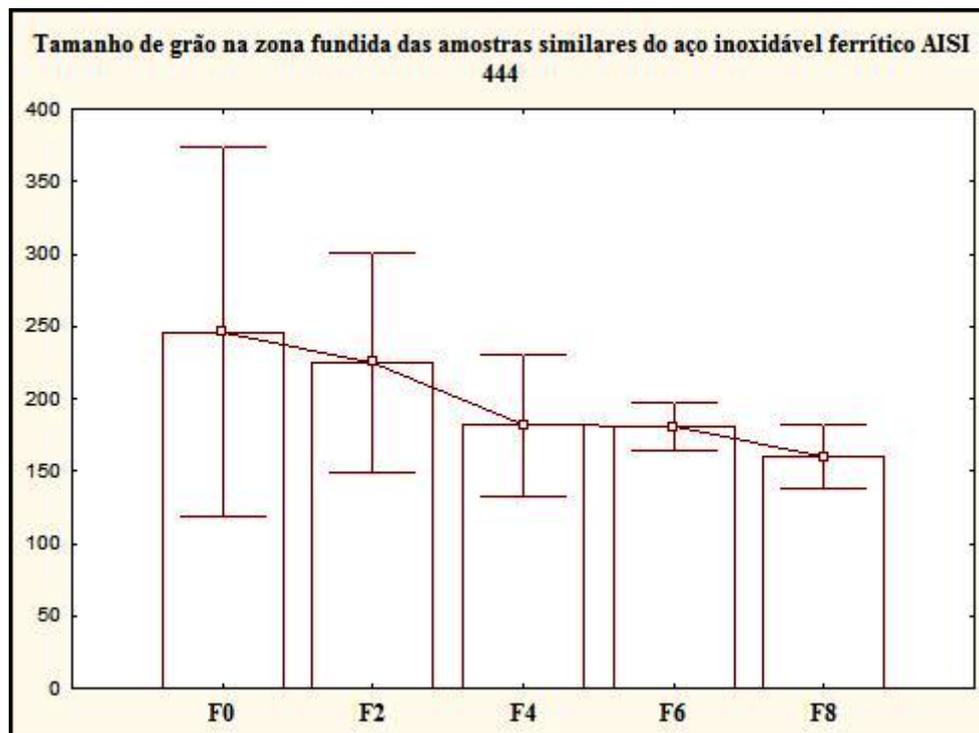
Figura 5.11. Microestrutura da zona fundida do aço inoxidável ferrítico AISI 444.



Amostras soldadas com frequência a) F0; b) F4 e c) F6. (Reagente: Behara aquecido a 60°C; aumento de 200 X).
Fonte: Autor.

De maneira similar à realizada na zona afetada pelo calor, a Figura 5.12 apresenta a medição do tamanho de grão na zona fundida do aço após a soldagem, em que foi possível observar também uma redução dos grãos devido à fragmentação destes em consequência da variação da frequência de pulsação. Esta redução mostrou-se mais efetiva principalmente nas amostras soldadas com frequência F6 e F8.

Figura 5.12. Medição do tamanho de grão na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444.



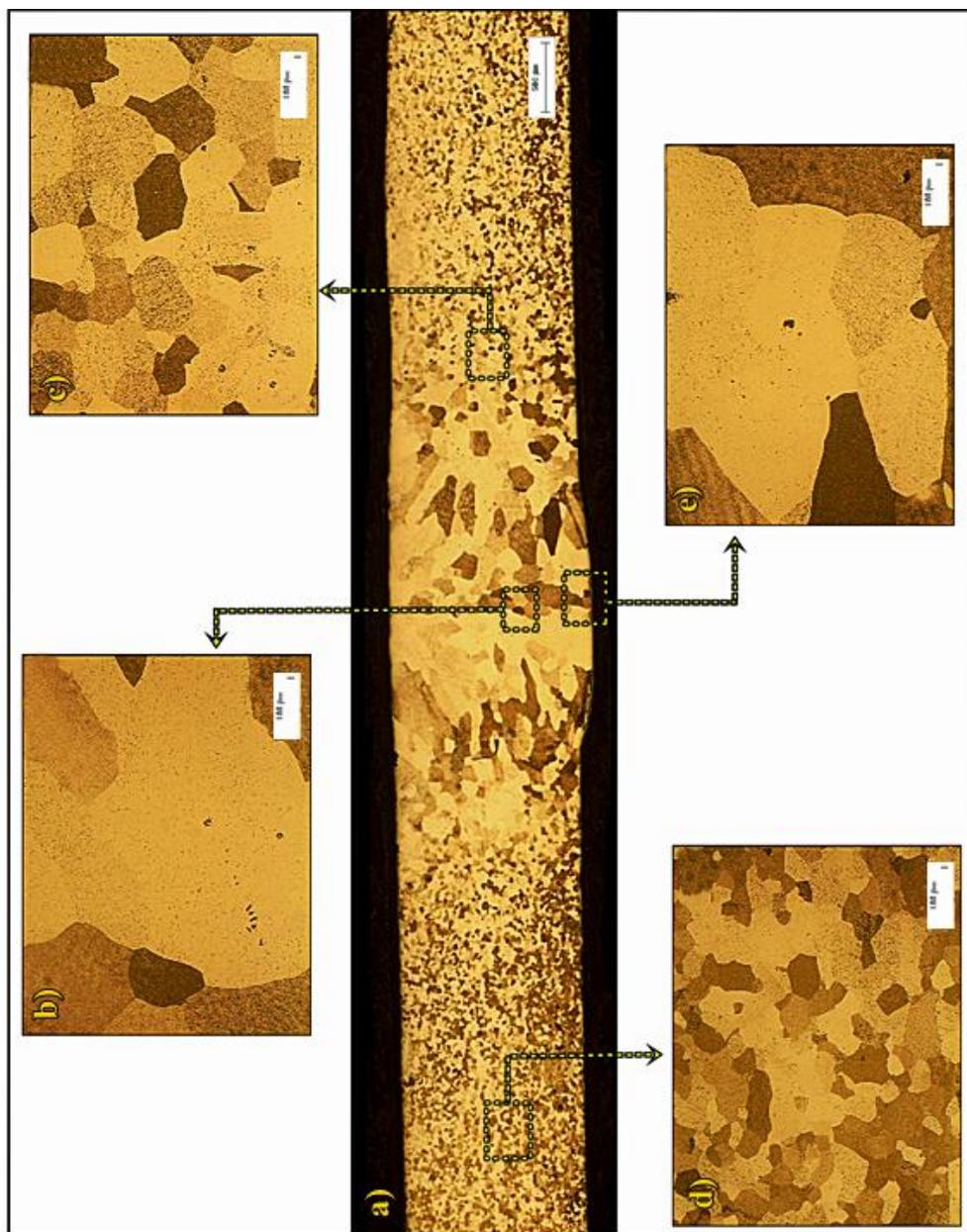
Fonte: Autor.

A zona fundida, bem como as demais regiões obtidas a partir da soldagem similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444, pode ser observada nas montagens apresentadas nas Figuras 5.13, 5.14, 5.15, 5.16 e 5.17. Tais montagens permitem constatar que na soldagem autógena realizada, o metal líquido da poça de fusão ficou em contato com um substrato de idêntica composição, sendo este uma parte não fundida do metal de base. Com base nisto, pôde-se observar que o crescimento dos grãos se deu de forma epitaxial, a partir deste substrato não fundido e progrediu em direção à parte central da região da solda, conservando a mesma orientação cristalográfica (CHALMERS, 1964; SAVAGE, 1980).

As diferentes regiões do cordão de solda obtido, após a soldagem utilizando frequência F0, são apresentadas na Figura 5.13. Através da Figura 5.13 (a), pode-se observar que a soldagem em corrente contínua constante, possibilitou a formação de um cordão com

perfil uniforme na zona fundida, bem como da ZAC de grãos grosseiros. Observa-se também que a zona fundida dessa amostra apresentou crescimento epitaxial dos grãos em direção à linha central desta região. Algumas regiões da zona fundida podem ser identificadas por meio das Figuras 5.13 (b) e 5.13 (e). A microestrutura da ZAC, bem como do metal de base, apresentaram grãos poligonais, como pode ser observado nas Figuras 5.13 (c) e 5.13 (d), respectivamente.

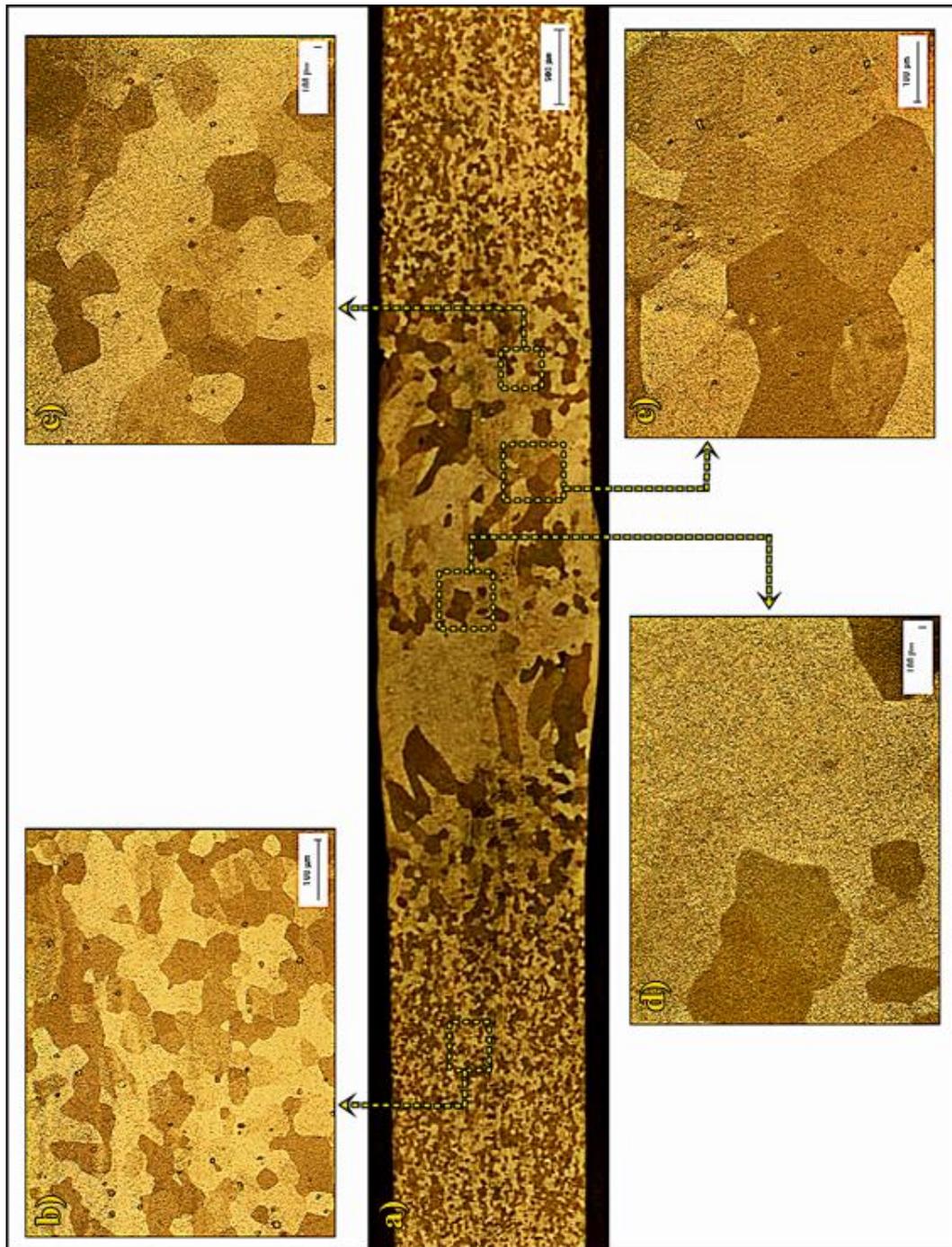
Figura 5.13. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F0.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da zona fundida; c) Microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC); d) Microestrutura do metal de base; e) Microestrutura da zona fundida. (Reagente: Behara aquecido a 60°C). Fonte: Autor.

A Figura 5.14 apresenta as diversas regiões do cordão de solda obtidas após a soldagem utilizando frequência F2. Por meio da Figura 5.14 (a), observa-se que os parâmetros utilizados produziram uma zona fundida com perfil uniforme e com penetração total, análogo ao obtido na amostra soldada com frequência F0. Entretanto, verificou-se que nesta região houve tanto a formação de grãos equiaxiais, quanto de grãos poligonais, apresentando também um crescimento epitaxial dos grãos em direção à região central da solda, como pode ser visto na Figura 5.14 (e). Verificou-se também que tanto o metal de base quanto à zona afetada pelo calor, Figuras 5.14 (b) e 5.14 (c) respectivamente, apresentaram grãos poligonais.

Figura 5.14. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F2.

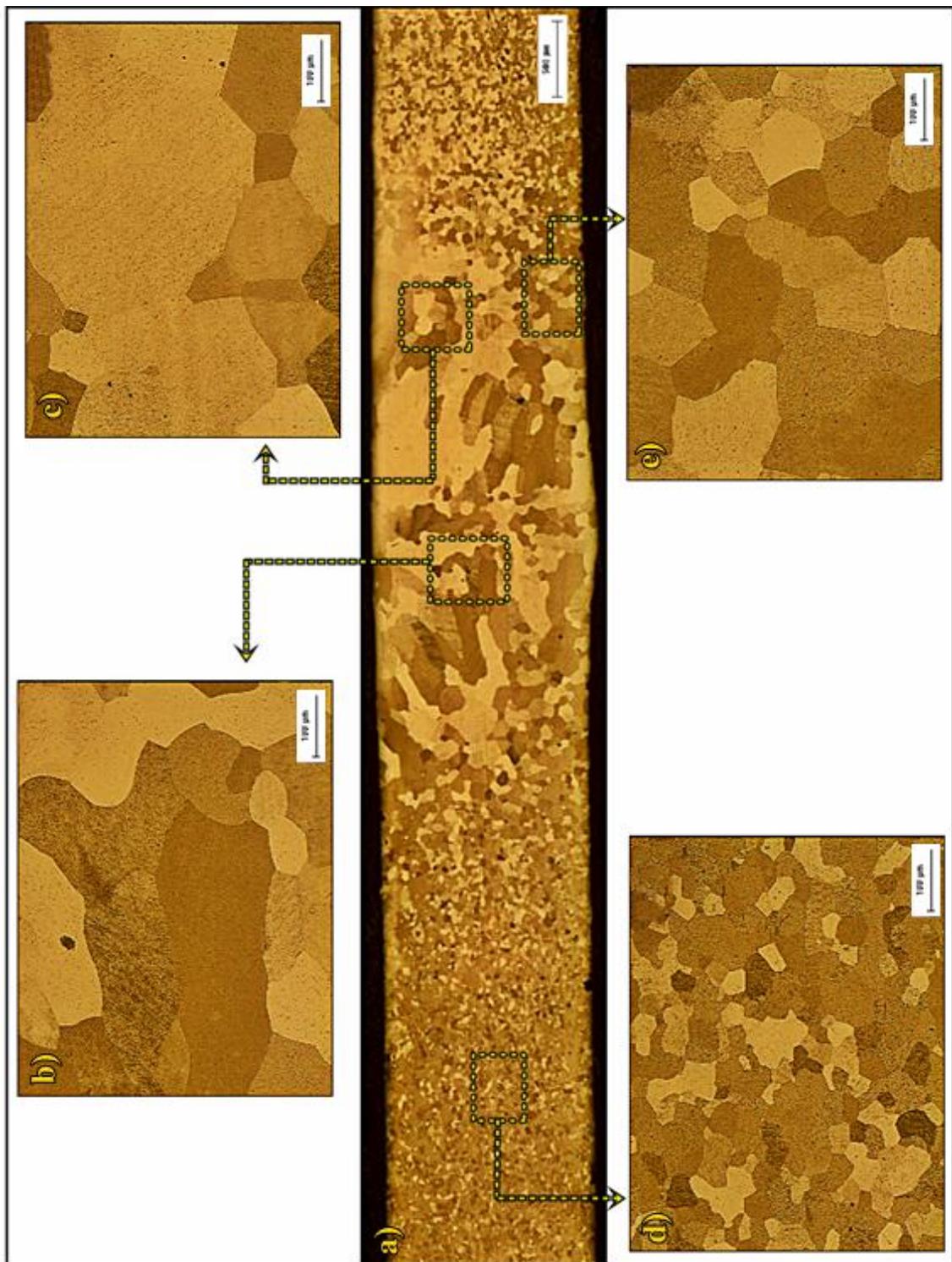


a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura do metal de base; c) Microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC); d) Microestrutura da zona fundida; e) Microestrutura da zona fundida.
(Reagente: Behara aquecido a 60°C). Fonte: Autor.

A Figura 5.15 apresenta as regiões do cordão de solda obtidas após a soldagem utilizando frequência F4. Verifica-se a formação de grãos poligonais tanto no metal de base quanto na ZAC, conforme Figuras 5.15 (d) e 5.15 (e). Pode-se observar também que o tamanho de grão da ZAC desta amostra não apresentou uma redução tão significativa quando

comparado à mesma região das amostras soldadas com frequência F0 e F2. Este fato pode ser confirmado através da Figura 5.10. A zona fundida dessa amostra também apresentou um perfil uniforme, com a formação tanto de grãos equiaxiais quanto de grãos poligonais, Figuras 5.15 (b) e 5.15 (c) respectivamente, seguindo um crescimento epitaxial em direção à região central da solda.

Figura 5.15. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F4.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da zona fundida; c) Microestrutura da zona fundida; d) Microestrutura do metal de base; e) Microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC).

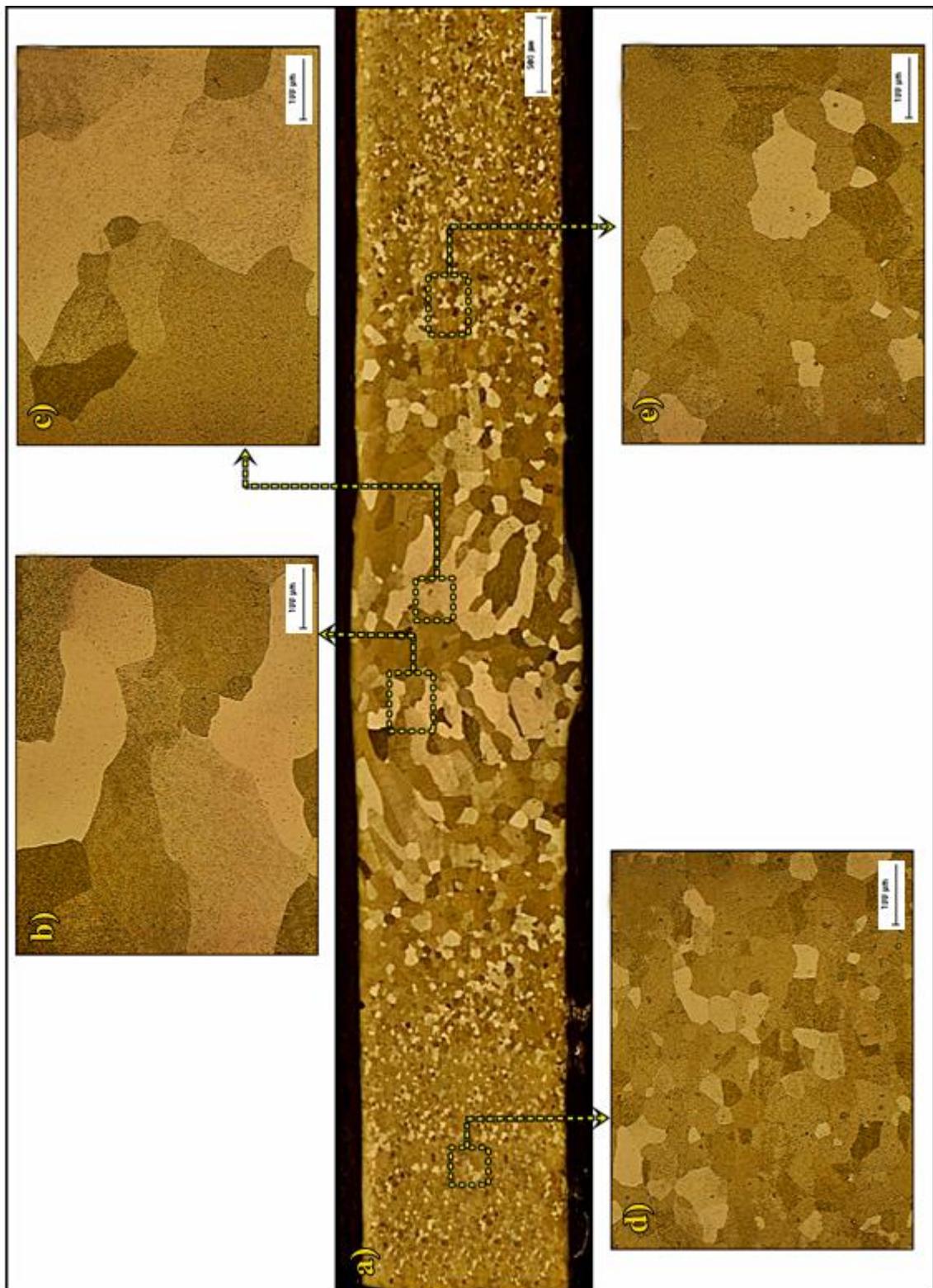
(Reagente: Behara aquecido a 60°C).

Fonte: Autor.

A Figura 5.16 apresenta as regiões do cordão de solda obtidas após a soldagem utilizando frequência F6. De maneira semelhante ao obtido nas amostras analisadas anteriormente, a zona fundida desta amostra apresentou um perfil uniforme com penetração total. Verificou-se também nesta região a presença de grãos equiaxiais e um crescimento epitaxial em direção ao centro da solda.

As Figuras 5.16 (b) e 5.16 (c) apresentam a ampliação de algumas regiões da zona fundida. No metal de base, assim como na ZAC, Figuras 5.16 (d) e 5.16 (e) respectivamente, também foi possível verificar a formação de grãos poligonais, análogo ao obtido nas amostras soldadas com frequências F0, F2 e F4. No entanto, a ZAC da amostra soldada com frequência F6 apresentou redução significativa do tamanho dos grãos quando comparado às amostras analisadas anteriormente, podendo ser confirmado através da Figura 5.10.

Figura 5.16. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F6.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da zona fundida; c) Microestrutura da zona fundida; d) Microestrutura do metal de base; e) Microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC).

(Reagente: Behara aquecido a 60°C).

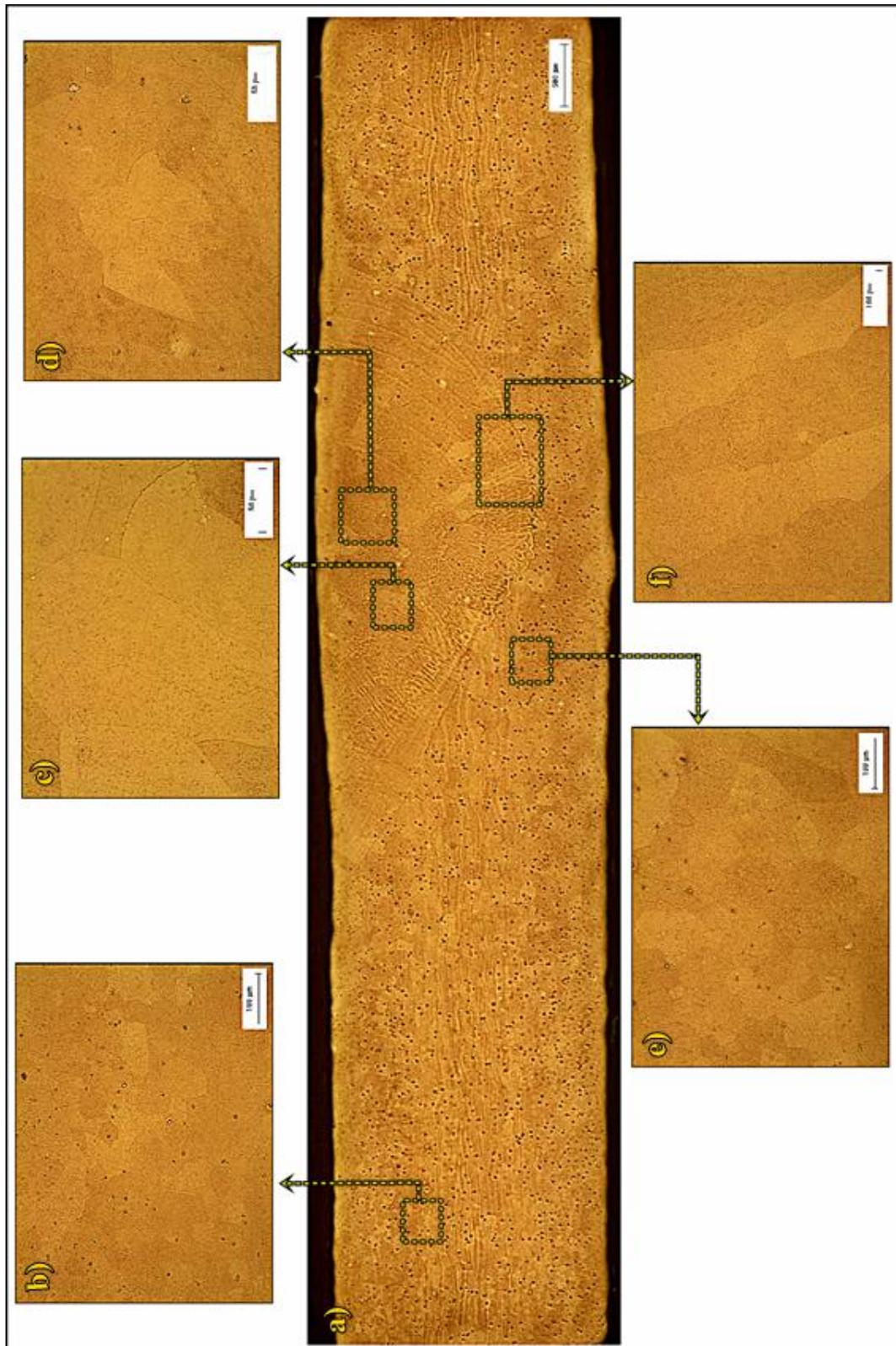
Fonte: Autor.

Diferentemente do observado nas amostras analisadas anteriormente, o cordão obtido por meio da soldagem utilizando frequência F8 não apresentou penetração total, como pode ser verificado na Figura 5.17 (a). Tal fato ocorreu porque a condição utilizada para realizar a soldagem não foi suficiente para fundir totalmente a chapa, fazendo com que abaixo da zona fundida houvesse uma zona afetada pelo calor, como resultado do ciclo térmico sofrido durante a soldagem.

Entretanto, apesar do cordão não ter apresentado penetração total, verificou-se o crescimento epitaxial dos grãos em direção ao centro da solda, semelhante ao observado para os cordões analisados anteriormente. As Figuras 5.17 (c), 5.17 (d) e 5.17 (f) ilustram algumas regiões da zona fundida da referida amostra.

A ausência de penetração total no cordão, por sua vez, aparentemente não exerceu influência sobre o tamanho dos grãos da ZAC e da zona fundida, podendo ser confirmado por meio das Figuras 5.10 e 5.12, nas quais é possível observar que os cordões soldados utilizando frequência F8 apresentaram redução significativa do tamanho de grão nessas regiões quando comparado aos cordões soldados com frequências F0, F2 e F4. O metal de base, bem como a ZAC, podem ser observados através das Figuras 5.17 (b) e 5.17 (e).

Figura 5.17. Montagem da amostra similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldada com frequência F8.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura do metal de base; c) Microestrutura da zona fundida; d) Microestrutura da zona fundida; e) Microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC); f) Microestrutura da zona fundida. (Reagente: Behara aquecido a 60°C). Fonte: Autor.

5.3 SOLDAGEM SIMILAR DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L

5.3.1 Análise superficial do aspecto dos cordões de solda

De maneira análoga ao apresentado na soldagem similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444, a soldagem similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L produziu cordões de solda com bom acabamento superficial. A realização da soldagem utilizando maiores frequências de pulsação provocou também o aparecimento de mordedura nos cordões de solda, como pode ser observado na Figura 5.18.

Figura 5.18. Vista superior dos cordões de solda das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



Amostras soldadas com frequência a) F0; b) F2; c) F4, d) F6 e e) F8.

Fonte: Autor.

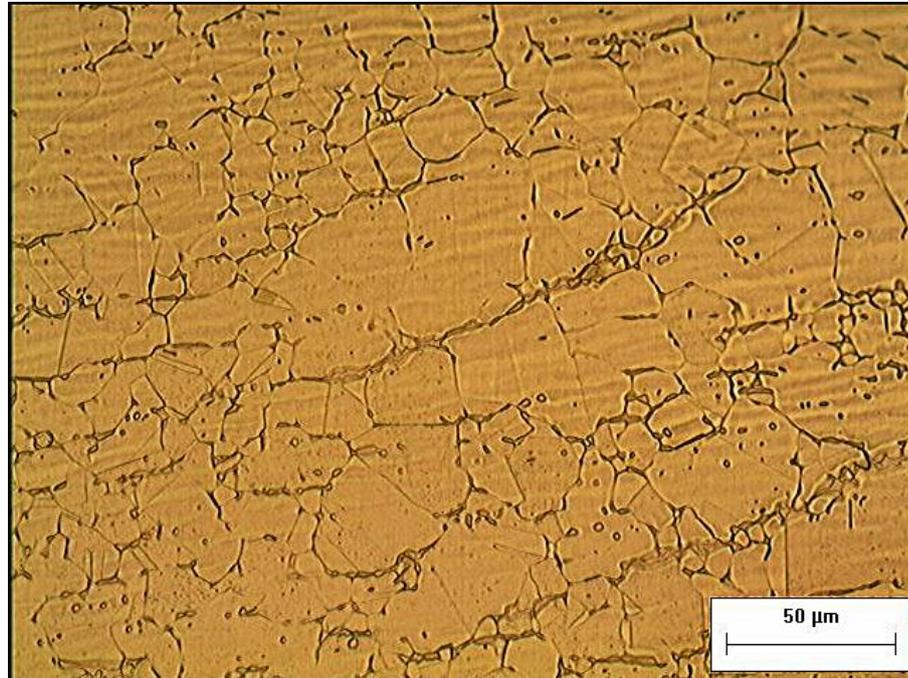
5.3.2 Caracterização da zona afetada pelo calor (ZAC)

Após realizar a soldagem do aço inoxidável austenítico AISI 316L foi possível observar que a zona afetada pelo calor (ZAC) deste aço não apresentou diferenças significativas em relação ao tamanho de grão, entre as diferentes frequências de pulsação utilizadas, conforme apresentado na Figura 5.19.

Observou-se também que a utilização de corrente pulsada durante o procedimento pouco atuou de forma a reduzir o tamanho dos grãos originados pelo súbito aquecimento devido ao ciclo térmico. Então, pode-se afirmar que a diferença de tamanho dos grãos nesta região foi insignificante.

Verificou-se ainda a formação de uma rede de ferrita δ ao longo dos contornos de grão da austenita na alta ZAC.

Figura 5.19. ZAC do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



Amostra soldada com frequência F6 (Reagente: HNO₃; aumento 500 X).

Fonte: Autor.

5.3.3 Caracterização da zona fundida (ZF)

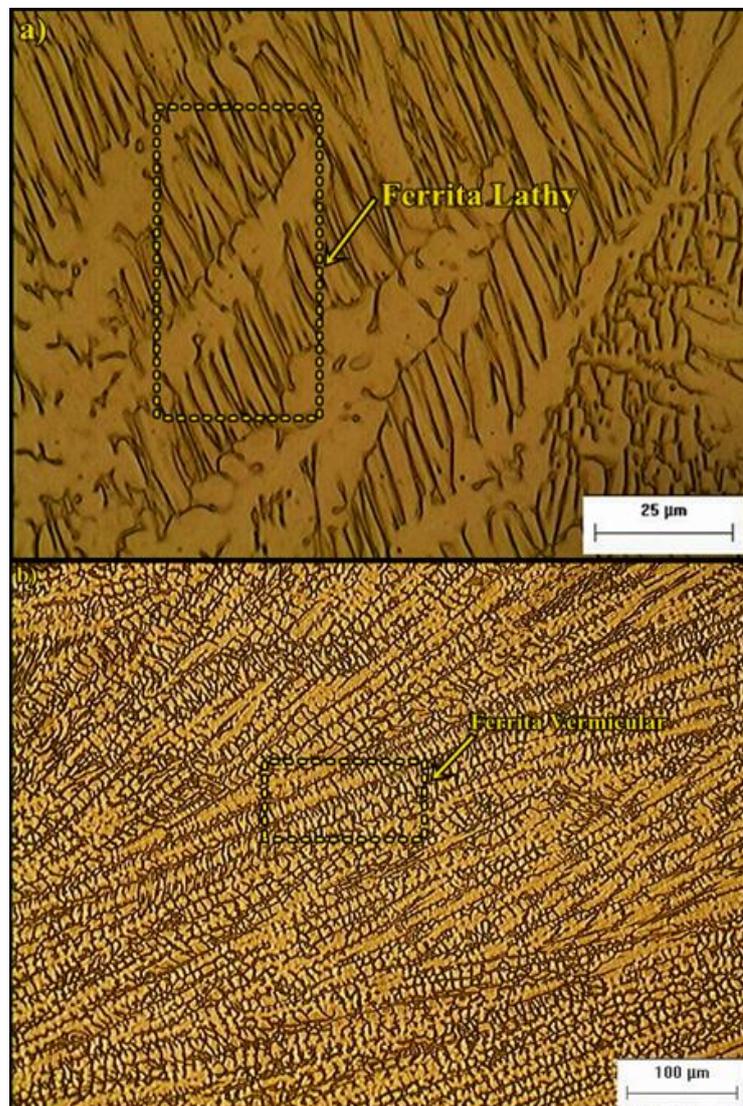
Utilizando o Diagrama WRC – 92, verifica-se que a soldagem do aço inoxidável austenítico AISI 316L resultou em uma solidificação ferrítica – austenítica (FA), apresentando ainda o número de ferrita igual a 8 FN. Na zona fundida das amostras houve a formação de uma microestrutura bifásica constituída por austenita com ferrita com morfologias variando entre vermicular, placas (lathy) e acicular, semelhante às obtidas por Suutala *et al* (1980) em seu trabalho. Estas morfologias, segundo a literatura, são características da solidificação no modo ferrita – austenita (FA).

De acordo com Rodrigues *et al* (2009) apud Bilmes *et al* (1996), nesse modo de solidificação, quando em condições de equilíbrio, as transformações das fases ocorridas durante a solidificação do metal líquido passam pela nucleação de ferrita primária e a nucleação secundária da austenita a partir do líquido. Então, quando ocorre a completa solidificação do metal de solda, outras transformações no estado sólido ainda ocorrem devido ao resfriamento, provocando a transformação parcial da ferrita primária em austenita,

obtendo-se à temperatura ambiente uma microestrutura composta por ferrita e austenita (DAVID, 1981; BROOKS e THOMPSON, 1991; SUUTALA *et al*, 1980).

Ainda segundo Rodrigues *et al* (2009) apud Bilmes *et al* (1996), a presença das microestruturas típicas do referido modo de solidificação pode ser atribuída à pequenas variações localizadas na composição química do metal de base, que por sua vez favorecem a formação de uma microestrutura com morfologia mista. Desta forma, tanto a ferrita vermicular quanto a lathy são resultados da dissolução da ferrita durante o resfriamento. As microestruturas resultantes podem ser observadas na Figura 5.20.

Figura 5.20. Microestruturas típicas do modo de solidificação FA presentes na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



a) Amostra soldada com frequência F6 apresentando ferrita tipo lathy (Reagente: HNO_3 ; aumento 1000 X).
b) Amostra soldada com frequência F0 apresentando ferrita vermicular (Reagente: HNO_3 ; aumento 1000 X).

Fonte: Autor.

Além da ferrita vermicular e da ferrita lathy, foi possível observar a presença de uma zona na região central do cordão de solda, contendo uma microestrutura com morfologia de ferrita tipo acicular. Esta morfologia, assim como as demais citadas, também está relacionada com o processo de solidificação e transformação no estado sólido. A Figura 5.21 apresenta a morfologia da ferrita acicular presente nessa região para todos os corpos de prova. (Rodrigues *et al*, 2009; DAVID, 1981).

Figura 5.21. Ferrita acicular presente na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



Amostra soldada com frequência F0. (Reagente HNO₃; aumento de 200 X).
Fonte: Autor.

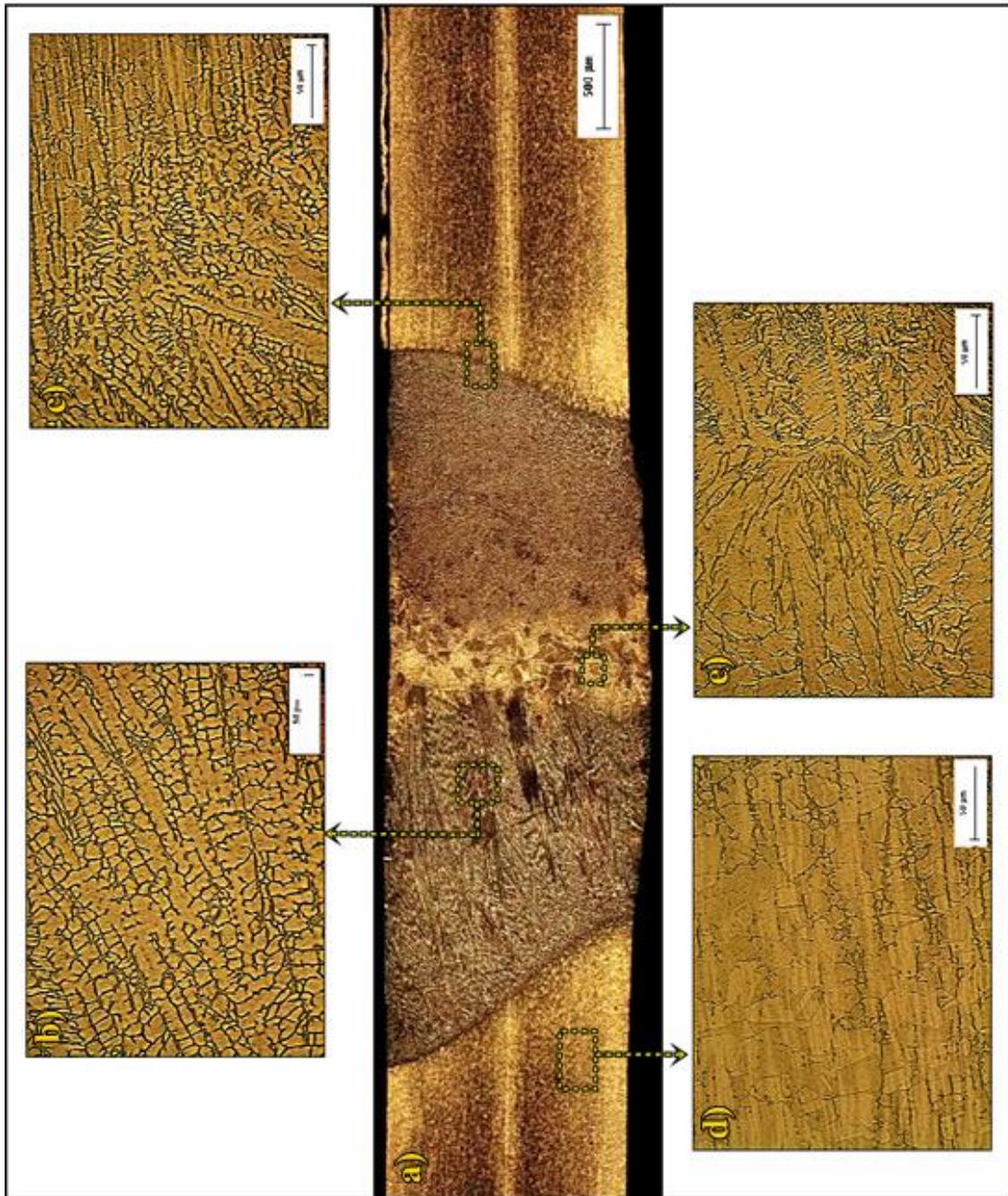
5.3.3.1 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F0

Os resultados obtidos a partir da soldagem similar utilizando frequência F0 permitiram verificar a presença de três morfologias distintas, ferrita tipo acicular, vermicular e lathy, sendo esta última em menor proporção. A zona fundida, bem como as demais regiões, podem ser observadas na Figura 5.22.

A solidificação da referida amostra resultou numa microestrutura com estrutura vermicular, inicialmente, evoluindo para uma microestrutura com morfologia acicular na parte central, conforme apresentado na Figura 5.22 (a). Através das Figuras 5.22 (b) e 5.22 (e) é possível observar a presença das morfologias vermicular e acicular, respectivamente. A

Figura 5.22 (c) ilustra a presença da ferrita tipo vermicular na interface entre a zona fundida e a ZAC e a ZAC, por sua vez, apresentou a formação de ferrita δ , como pode ser visto na Figura 5.22 (d).

Figura 5.22. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F0.

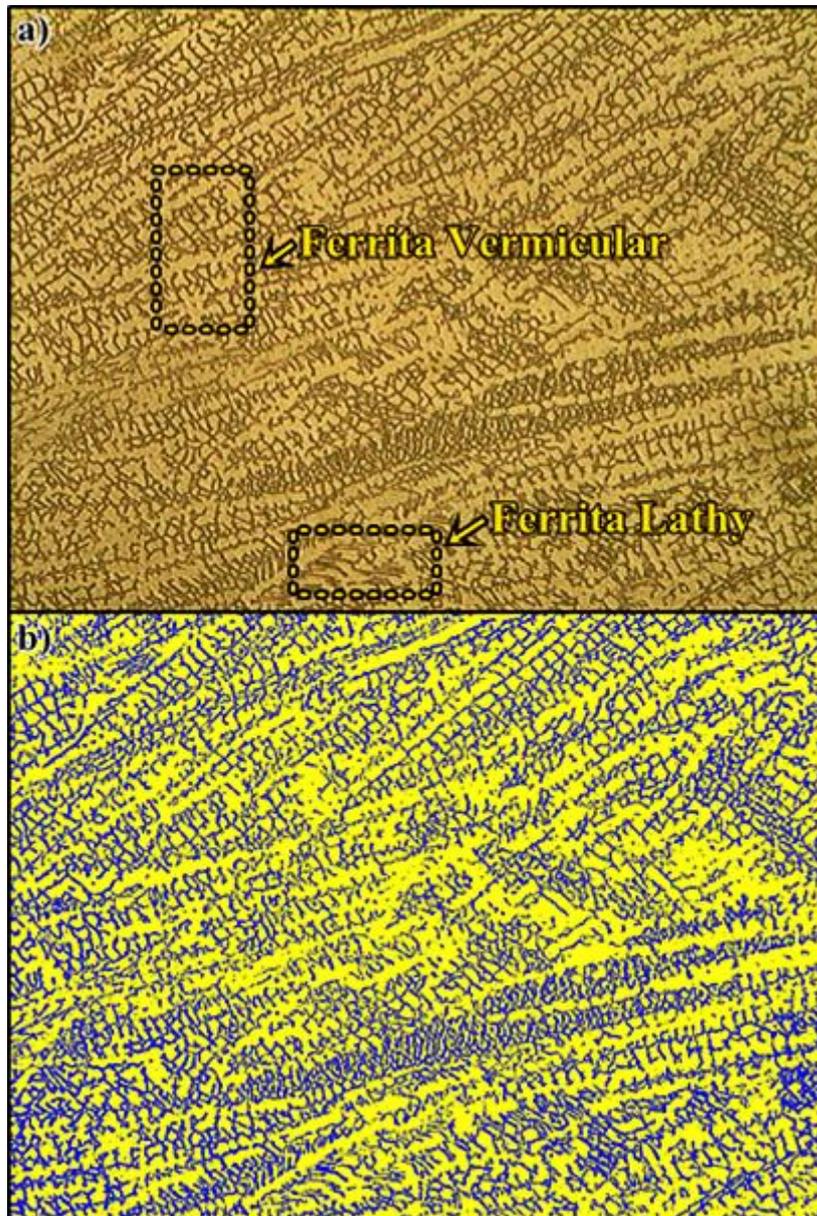


a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura predominantemente vermicular; c) Microestruturas da interface entre a zona fundida e a ZAC, apresentando ferrita vermicular e ferrita δ , respectivamente; d) Microestrutura da ZAC apresentando ferrita δ ; e) Microestrutura predominantemente acicular. (Ataque: HNO_3).
Fonte: Autor.

A quantificação das fases austeníticas e ferríticas foi realizada com o auxílio do *software* SVRNA®. Para tal, foi necessário obter diversas imagens por microscopia óptica revelando as morfologias presentes na referida região. É válido salientar que este procedimento de seleção de imagens foi realizado para as demais amostras, que foram obtidas a partir da variação da frequência de pulsação.

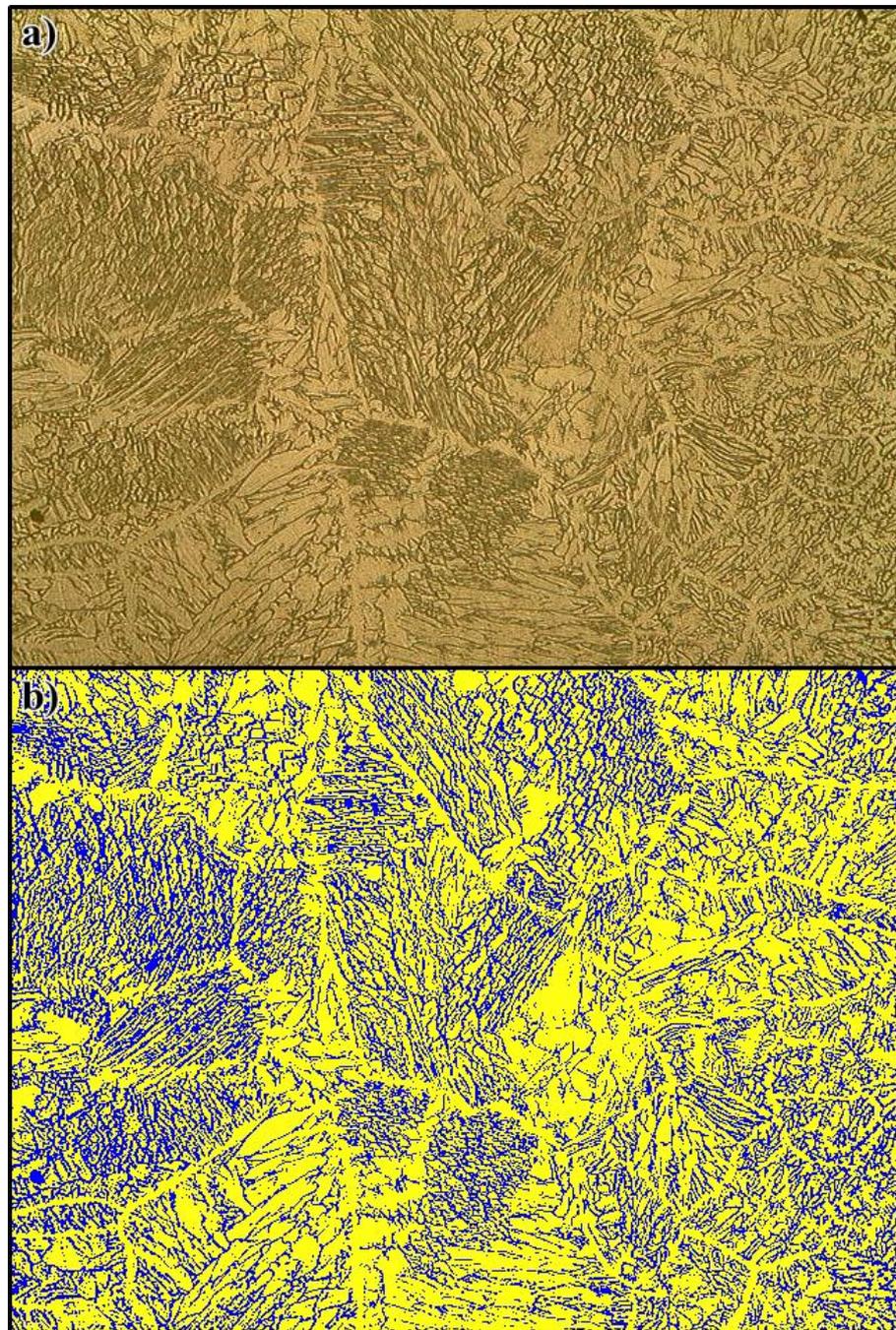
As Figuras 5.23 e 5.24 apresentam a imagem da quantificação da austenita e da ferrita na zona fundida, apresentando teores de 68,25% e 31,75%, respectivamente. Na Figura 5.23 é possível observar a presença de ferrita vermicular e ferrita lathy, sendo esta última em menor proporção, enquanto na Figura 5.24, verifica-se que a morfologia predominante é a acicular.

Figura 5.23. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F0 (1).



Quantificação de ferrita da amostra similar soldada com frequência F0. a) Imagem obtida por microscopia óptica apresentando ferrita vermicular e ferrita lathy. (Reagente HNO₃; aumento de 200 X); b) Imagem obtida da quantificação de fases, em que a coloração azul indica a presença de ferrita e a amarela indica a presença de austenita. Fonte: Autor.

Figura 5.24. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F0 (2).



Quantificação de ferrita da amostra similar soldada com frequência F0. a) Imagem obtida por microscopia óptica apresentando ferrita acicular; (Reagente HNO_3 ; aumento de 200 X); b) Imagem obtida da quantificação de fases, em que a coloração azul indica a presença de ferrita e a amarela indica a presença de austenita.

Fonte: Autor.

5.3.3.1 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F2

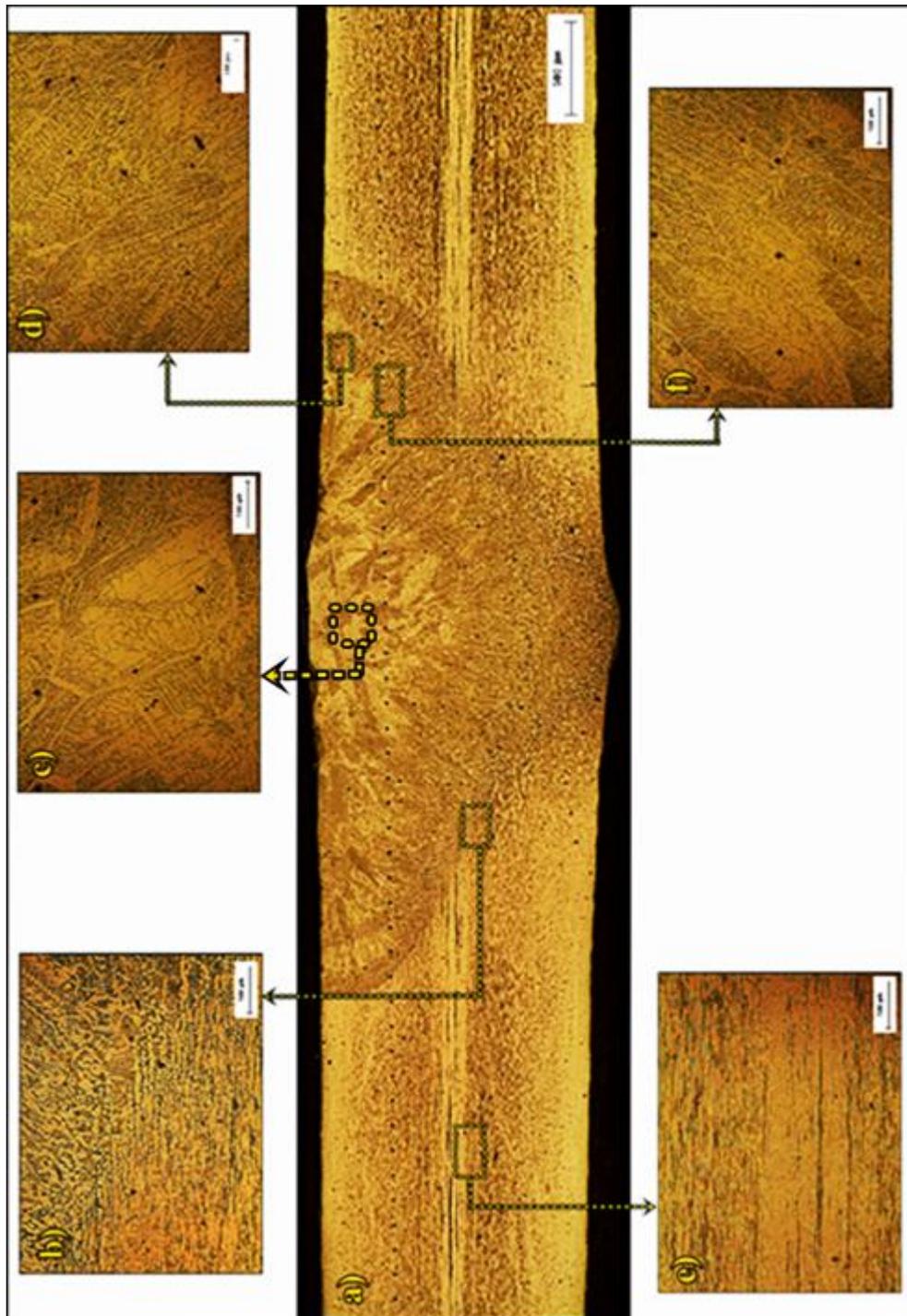
De modo semelhante ao realizado para a amostra soldada com frequência F0, a caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F2 possibilitou verificar a presença de três morfologias distintas, ferrita vermicular, acicular e lathy. A Figura 5.25 apresenta as diferentes regiões obtidas após a soldagem.

Através da Figura 5.25 (a), verifica-se a maior quantidade de ferrita acicular presente na zona fundida quando comparado à mesma zona da amostra soldada com frequência F0. Além disto, pode-se observar também que a utilização da frequência F2 aparentemente não conferiu penetração total ao cordão, apesar da concavidade apresentada na raiz do mesmo. Isto ocorreu porque a frequência pulsada utilizada foi insuficiente para fundir totalmente a chapa, fazendo com que abaixo da zona fundida houvesse a formação de uma zona afetada pelo calor, como resultado do ciclo térmico sofrido durante a soldagem. As Figuras 5.25 (c), 5.25 (d) e 5.25 (f) ilustram a ampliação de regiões da zona fundida contendo ferrita acicular, que por sua vez, tem como característica o arranjo aleatório em forma de agulhas distribuídas na matriz austenítica.

Segundo David (1981), este tipo de morfologia surge preferencialmente próximo ao topo do cordão. A maior quantidade da ferrita acicular pode estar associada à utilização da frequência de pulsação, pois ao aumentar o número de ciclos durante a soldagem, verificou-se também um aumento da região onde esta morfologia estava presente.

A Figura 5.25 (b) apresenta a interface entre a zona fundida e a ZAC da amostra, onde é possível verificar a presença, mesmo que em pequena quantidade, de ferrita vermicular. A Figura 5.25 (e) ilustra a ampliação de uma região do metal de base, que por sua vez apresenta ferrita δ .

Figura 5.25. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F2.



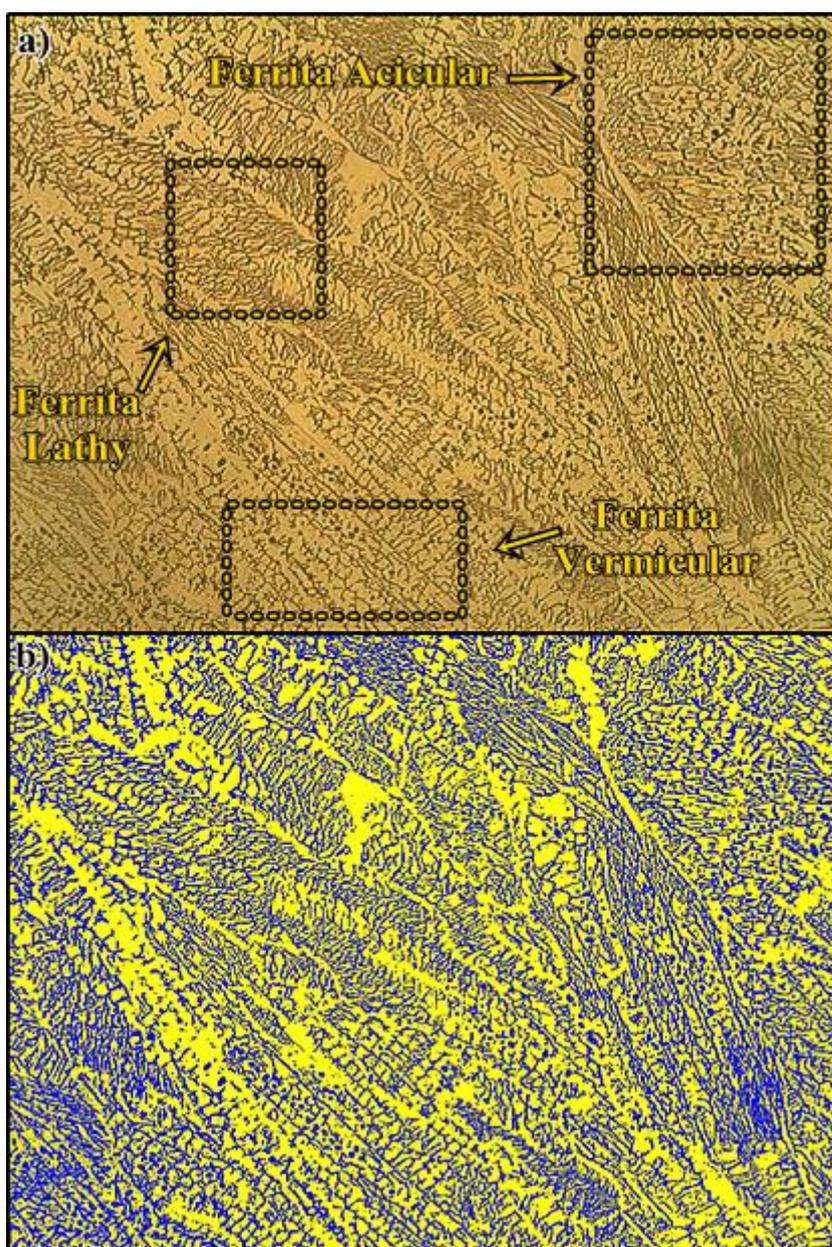
a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC, apresentando ferrita vermicular e ferrita δ , respectivamente; c) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; d) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; e) Microestrutura do metal de base apresentando ferrita δ ; f) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular. (Ataque: HNO_3).

Fonte: Autor.

A caracterização da zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L também possibilitou obter a quantificação das fases austeníticas e ferríticas. Os teores apresentados destas fases foram de 70,47% e 29,53%, respectivamente.

As diferentes morfologias presentes podem ser observadas através da Figura 5.26, juntamente com a imagem da quantificação das fases.

Figura 5.26. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F2.

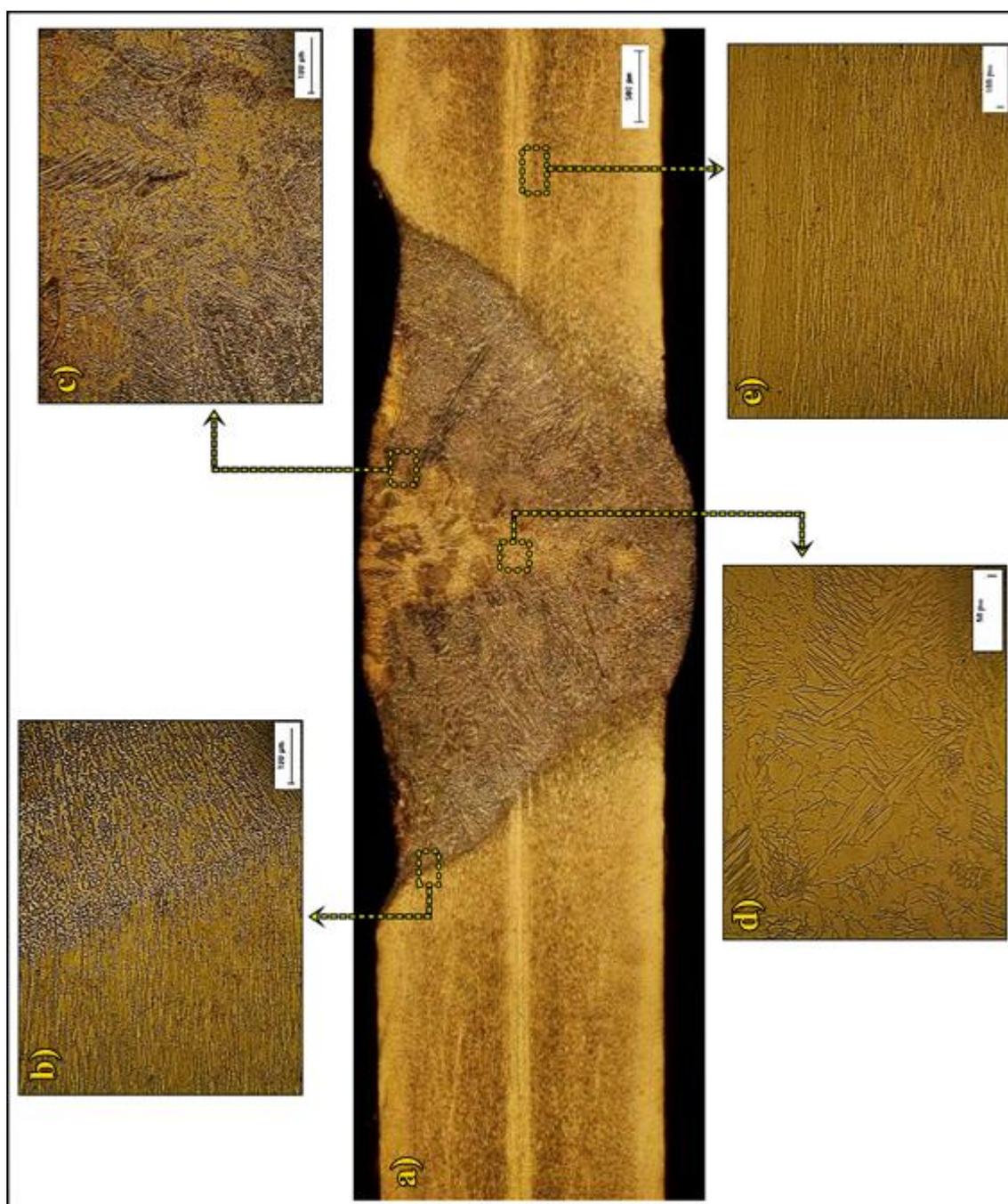


Quantificação de ferrita da amostra similar soldada com frequência F2. a) Imagem obtida por microscopia óptica apresentando ferrita acicular, vermicular e lathy (Reagente HNO₃; aumento de 200 X); b) Imagem obtida da quantificação de fases, em que a coloração azul indica a presença de ferrita e a amarela indica a presença de austenita. Fonte: Autor.

5.3.3.2 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F4

A caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F4 possibilitou observar também a presença das morfologias vermicular, acicular e lathy. Através da Figura 5.27 é possível verificar a presença das regiões originadas após a soldagem do material. Por meio da Figura 5.27 (a) pode-se observar que o aumento da frequência de pulsação possibilitou a formação de uma zona fundida com perfil uniforme, apesar de ter ocasionado o aparecimento de mordeduras. Verifica-se também nesta região a presença da morfologia acicular próximo ao topo do cordão, na linha central. A presença desta morfologia é ilustrada nas Figuras 5.27 (c) e 5.27 (d). A morfologia vermicular pode ser observada próximo à interface entre a zona fundida e a ZAC, conforme apresentado na Figura 5.27 (b). O metal de base, por sua vez, pode ser observado na Figura 5.27 (e).

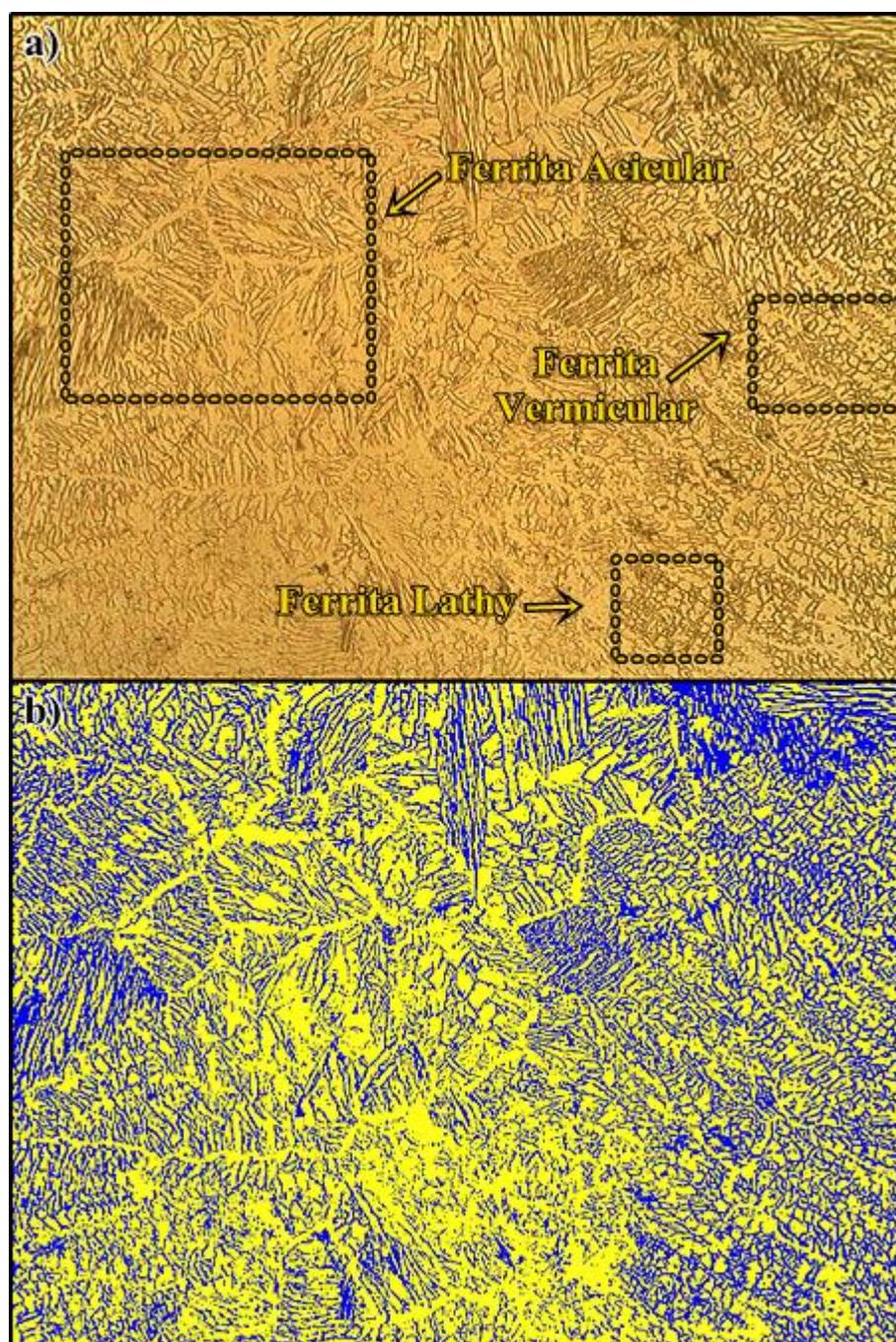
Figura 5.27. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F4.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC, apresentando ferrita vermicular e ferrita δ , respectivamente; c) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; d) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; e) Microestrutura do metal de base apresentando ferrita δ ; (Ataque: HNO_3). Fonte: Autor.

A imagem da quantificação das fases austenita e ferrita presentes na zona fundida é apresentada na Figura 5.28, em que é possível perceber a presença das morfologias acicular, vermicular e lathy, sendo esta última em menor proporção. Os teores médios encontrados utilizando o *software* foram de 67,59% para a austenita e 32,41% para a ferrita.

Figura 5.28. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F4.



Quantificação de ferrita da amostra similar soldada com frequência F4. a) Imagem obtida por microscopia óptica apresentando ferrita vermicular, acicular e lathy; (Reagente HNO_3 ; aumento de 200 X); b) Imagem obtida da quantificação de fases, em que a coloração azul indica a presença de ferrita e a amarela indica a presença de austenita. Fonte: Autor.

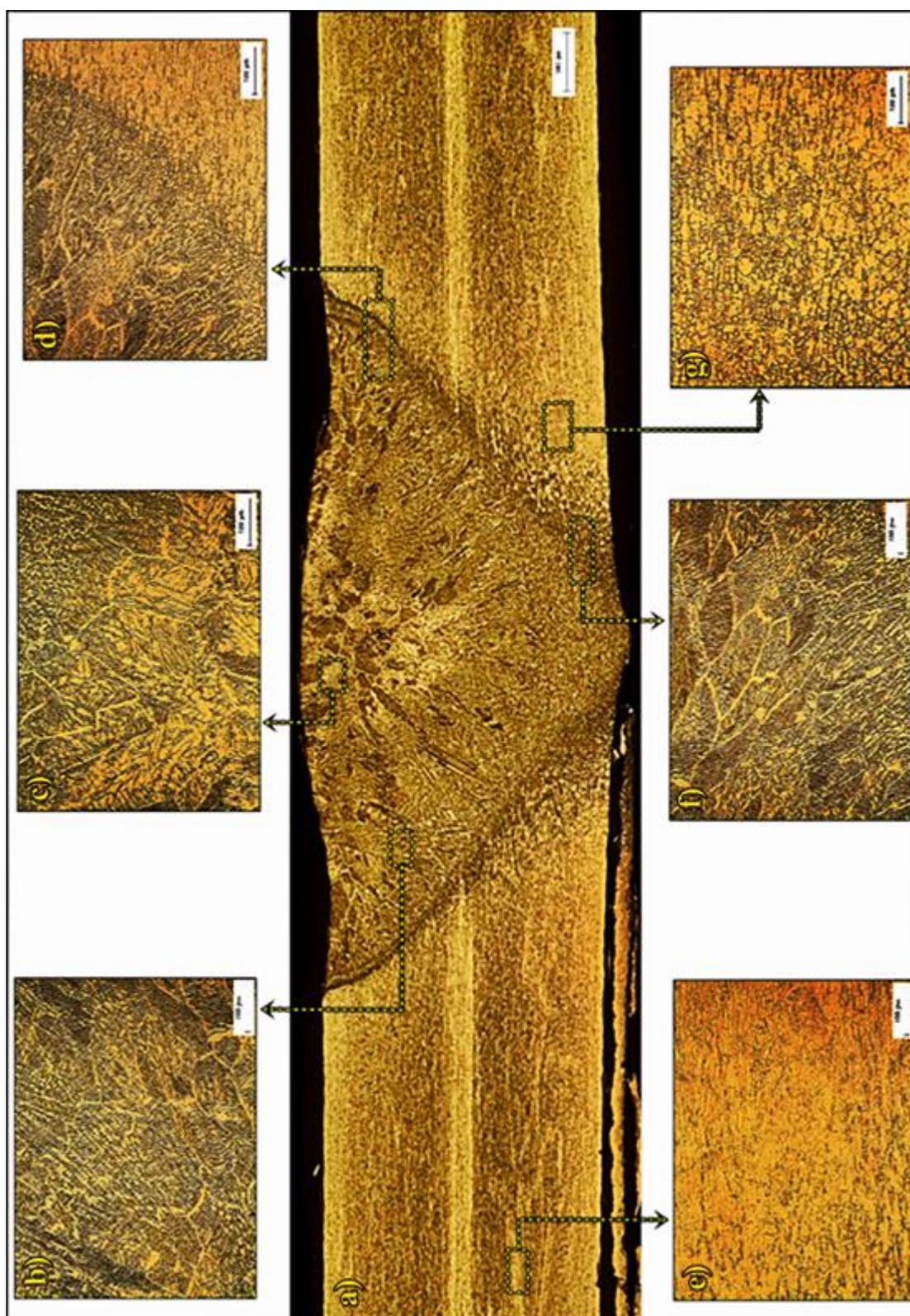
5.3.3.3 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F6

A caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F6, tal como em F0, F2 e F4, permitiu verificar a presença de morfologias de ferrita distintas. Estas morfologias, ferrita vermicular, acicular e lathy, podem ser observadas na Figura 5.29.

Através da Figura 5.29 (a) é possível observar que a utilização de uma frequência de pulsação elevada durante a soldagem, apesar de ocasionar o aparecimento de mordeduras no topo do cordão, produz uma zona fundida com perfil uniforme. Verifica-se também que mesmo elevando a frequência de pulsação, a região preferencial para formação da morfologia da ferrita tipo acicular é no topo do cordão.

A Figura 5.29 (b) ilustra a presença de ferrita vermicular e acicular, enquanto as Figuras 5.29 (c) e 5.29 (f) apresentam ferrita acicular. Na Figura 5.29 (d) é possível observar a microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC do cordão, que por sua vez revela a presença de ferrita acicular e ferrita δ , respectivamente. A ferrita δ presente tanto no metal de base quanto na ZAC da amostra podem ser observadas por meio das Figuras 5.29 (e) e 5.29 (g), nesta ordem.

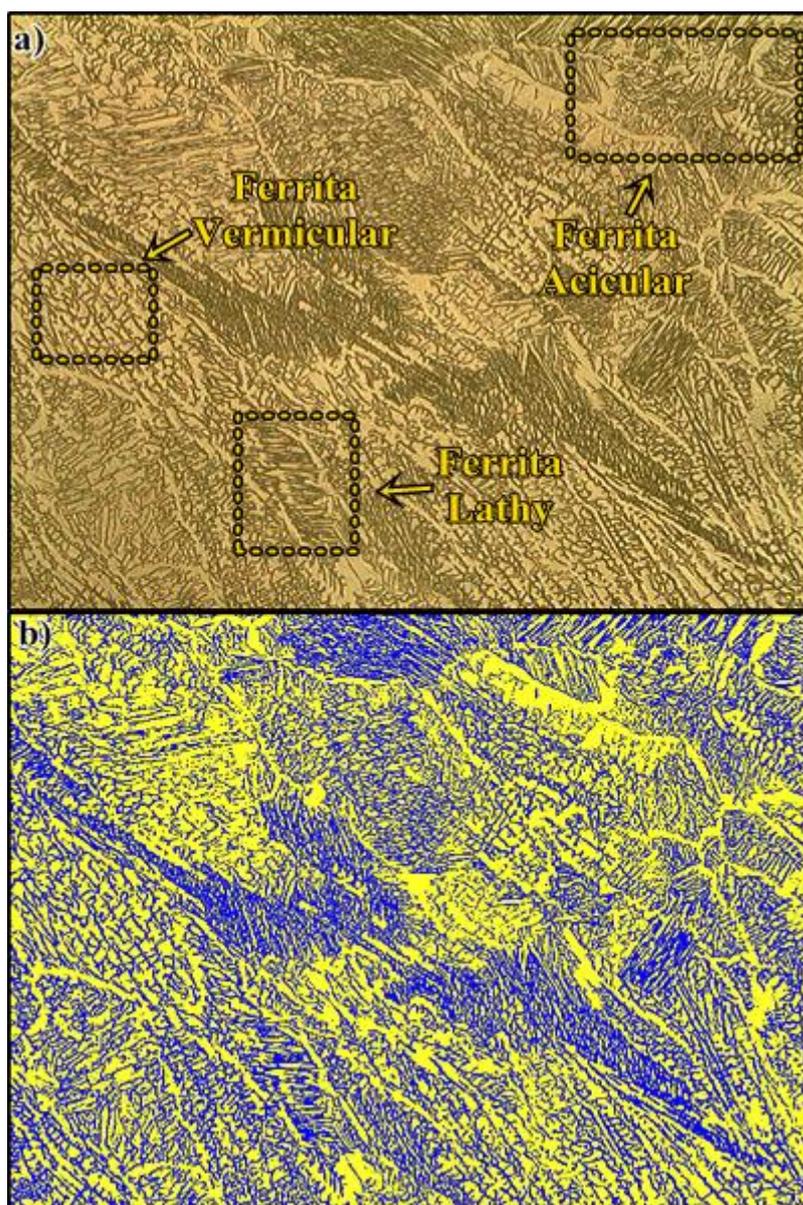
Figura 5.29. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F6.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; c) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; d) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC apresentando ferrita acicular e ferrita delta, respectivamente; e) Microestrutura do metal de base apresentando ferrita δ ; f) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; g) Microestrutura da ZAC apresentando ferrita δ ; (Ataque: HNO_3). Fonte: Autor.

A partir da quantificação das fases presentes na zona fundida da referida amostra, foi possível obter os teores médios de austenita e ferrita, sendo 66,81% e 33,19%, respectivamente. A Figura 5.30 ilustra a imagem obtida da quantificação, em que é possível observar a presença das morfologias vermicular, acicular e lathy.

Figura 5.30. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F6.



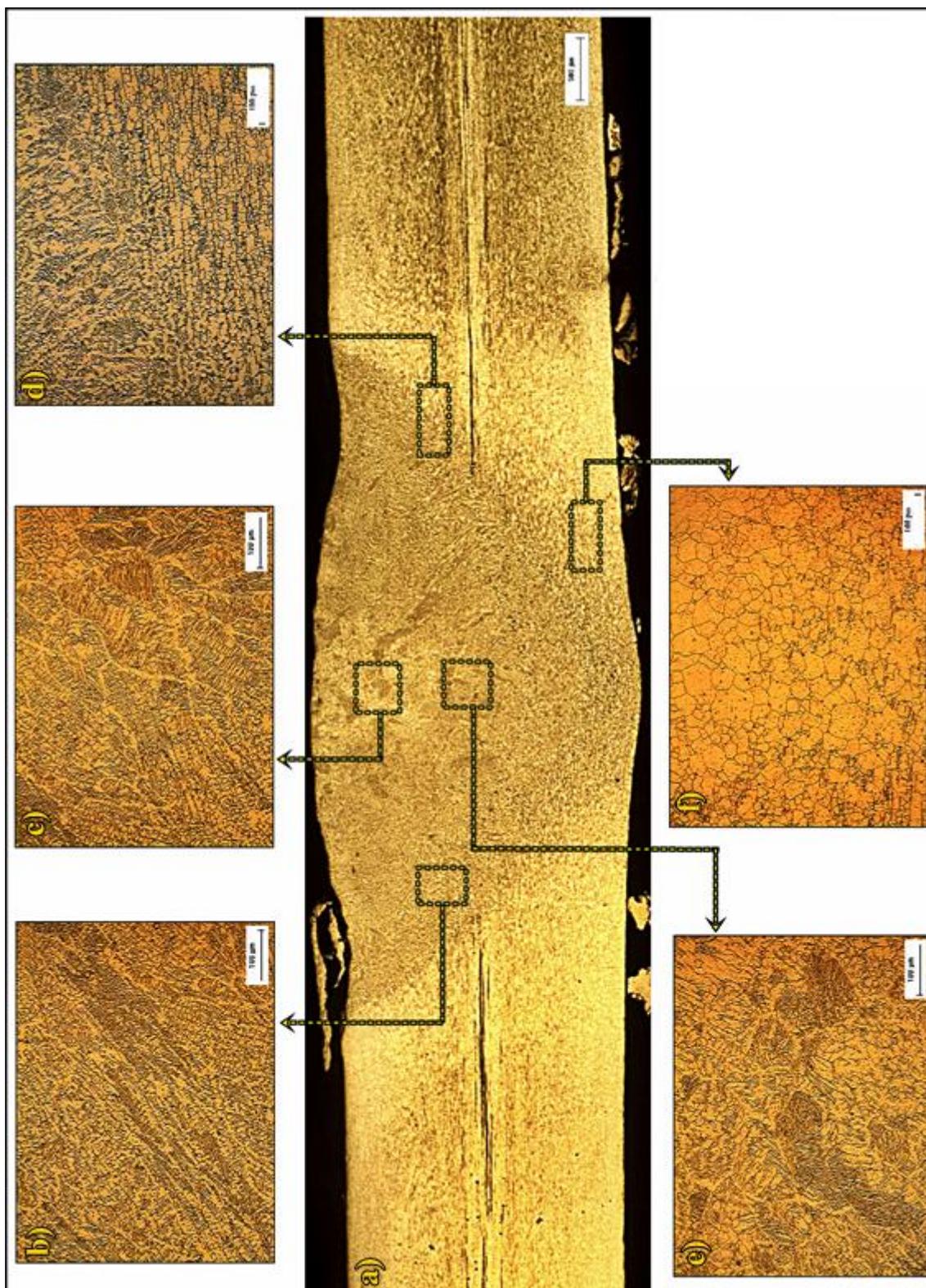
Quantificação de ferrita da amostra similar soldada com frequência F6. a) Imagem obtida por microscopia óptica apresentando ferrita acicular, vermicular e lathy; (Reagente HNO_3 ; aumento de 200 X); b) Imagem obtida da quantificação de fases, em que a coloração azul indica a presença de ferrita e a amarela indica a presença de austenita. Fonte: Autor.

5.3.3.4 Caracterização da zona fundida da amostra similar soldada com frequência F8.

O cordão de solda do aço inoxidável austenítico AISI 316L obtido a partir da soldagem utilizando a frequência mais elevada (F8) apresentou comportamento similar ao observado na soldagem similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444. Esta frequência, apesar de elevada, originou em ambos os casos uma zona fundida com perfil uniforme. No entanto, a maior quantidade de pulsos gerados durante a soldagem das chapas não foi capaz de fundir totalmente o material, fazendo com que o mesmo apresentasse falta de penetração, como pode ser verificado na Figura 5.31 (a). Nesta Figura também é possível observar a presença de uma pequena convexidade na raiz do cordão, que por sua vez pode estar relacionada com a formação de uma ZAC logo abaixo da zona fundida. A Figura 5.31 (b) ilustra a presença tanto de ferrita vermicular quanto lathy, enquanto as Figuras 5.31 (c) e 5.31 (e) apresentam ferrita acicular.

A microestrutura presente na interface entre a zona fundida e a ZAC e a ZAC propriamente dita podem ser observadas nas Figuras 5.31 (d) e 5.31 (f), respectivamente. Na interface é possível verificar tanto a presença de ferrita vermicular quanto de ferrita lathy, enquanto que na ZAC a ferrita δ é predominante.

Figura 5.31. Montagem da amostra similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldada com frequência F8.

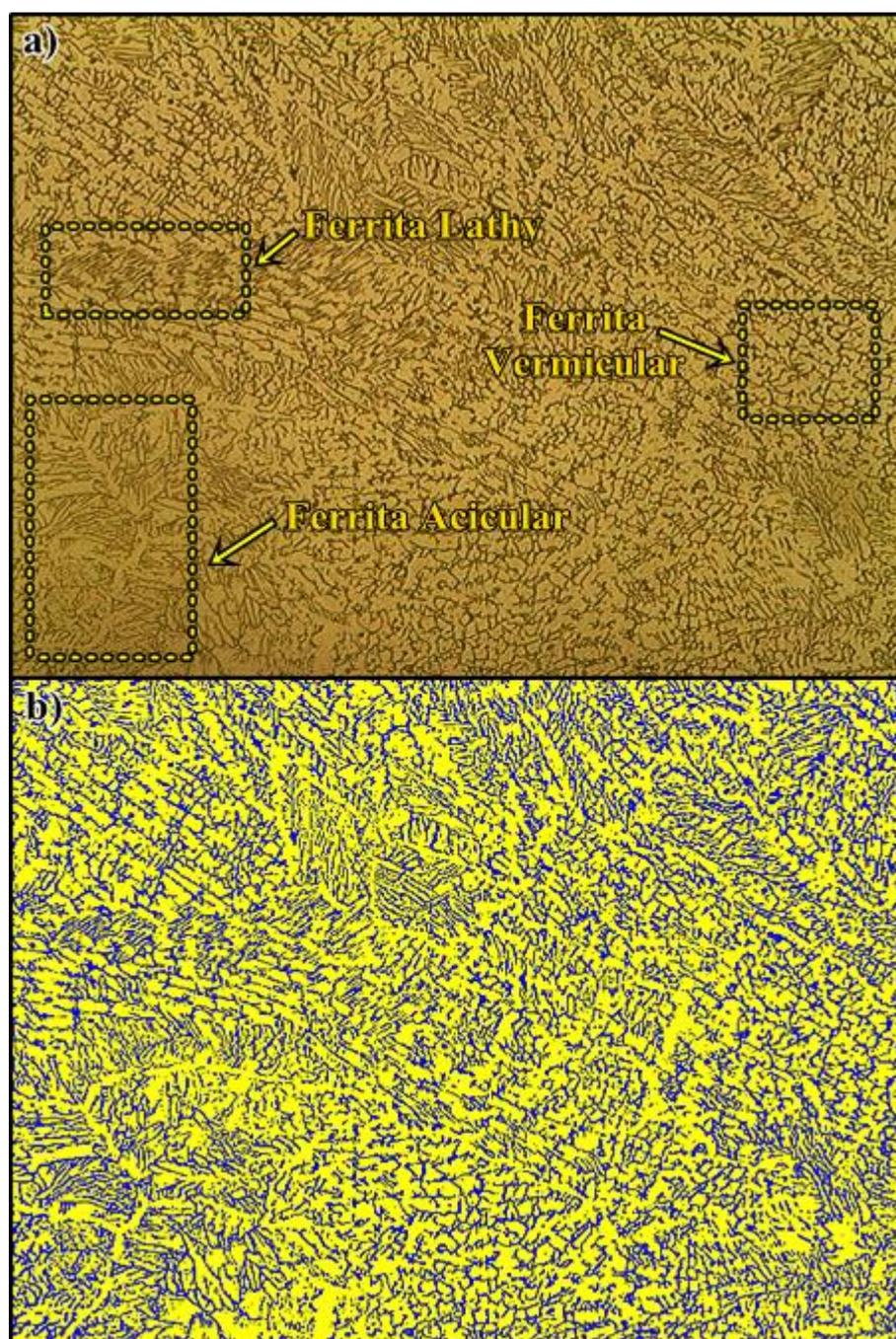


a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita vermicular e lathy; c) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; d) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC apresentando ferrita vermicular e lathy e ferrita δ , respectivamente; e) Microestrutura da zona fundida apresentando ferrita acicular; f) Microestrutura da ZAC apresentando ferrita δ ; (Ataque: HNO_3).

Fonte: Autor.

A Figura 5.32 apresenta a imagem obtida da quantificação das fases austeníticas e ferríticas presentes na zona fundida. A quantificação revelou teores de aproximadamente 69,53% e 30,47% para as respectivas fases.

Figura 5.32. Quantificação da ferrita na amostra similar do aço inoxidável austenítico soldada com frequência F8.

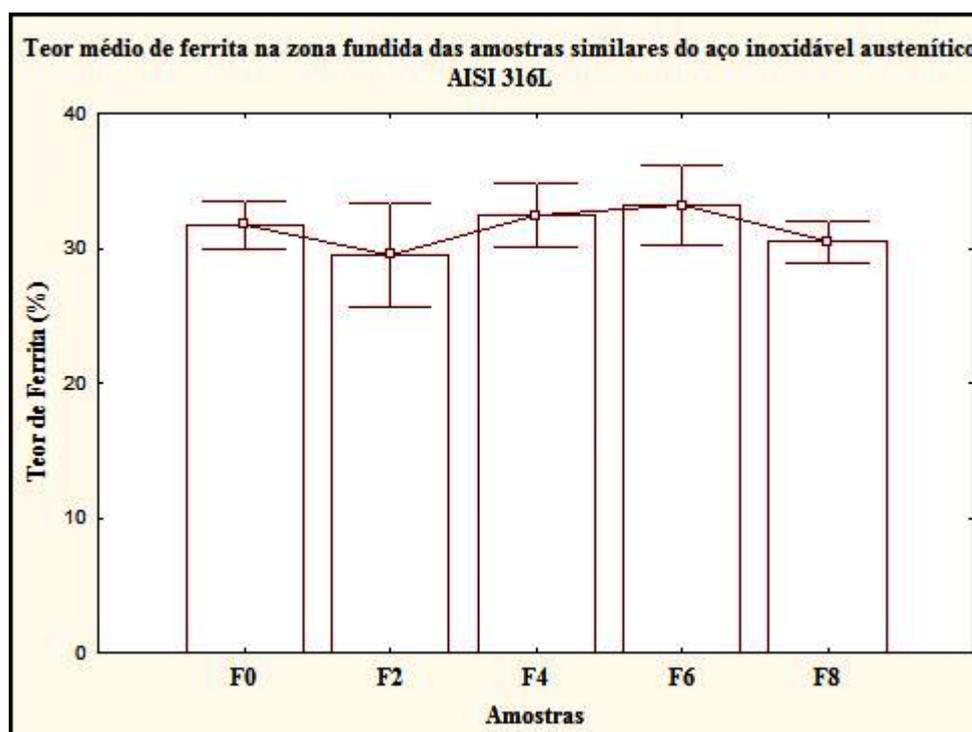


Quantificação de ferrita da amostra similar soldada com frequência F8. a) Imagem obtida por microscopia óptica apresentando ferrita vermicular, acicular e lathy; (Reagente HNO_3 ; aumento de 200 X); b) Imagem obtida da quantificação de fases, em que a coloração azul indica a presença de ferrita e a amarela indica a presença de austenita.

Fonte: Autor.

A Figura 5.33 apresenta o teor médio de ferrita presente na zona fundida das amostras similares soldadas do aço inoxidável austenítico AISI 316L. Verifica-se por meio desta que o teor médio de ferrita apresentou pouca alteração ao variar a frequência de pulsação durante a soldagem.

Figura 5.33. Teor médio de ferrita na zona fundida das amostras similares soldadas.



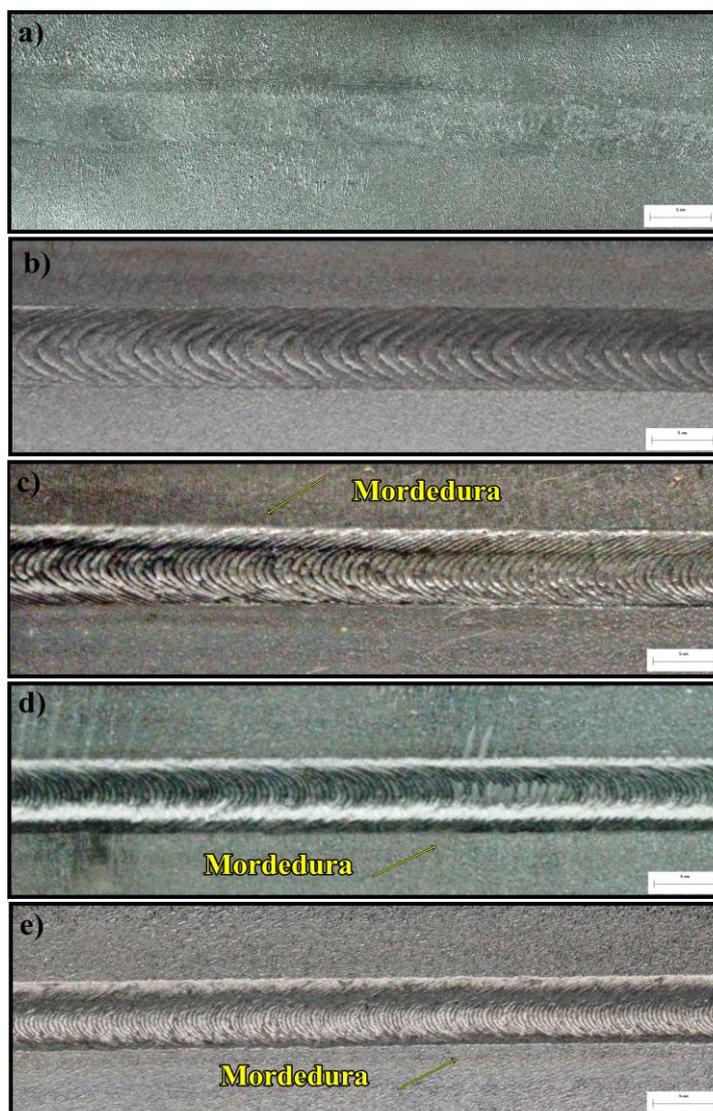
Fonte: Autor.

5.4 SOLDAGEM DISSIMILAR ENTRE O AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO AISI 316L E O AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO AISI 444

5.4.1 Análise superficial do aspecto dos cordões de solda

A soldagem dissimilar entre o aço inoxidável austenítico AISI 316L e o aço inoxidável ferrítico AISI 444 produziu cordões de solda com bom acabamento superficial, apresentando também mordeduras nos cordões soldados com frequências mais elevadas, como pode ser observado na Figura 5.34.

Figura 5.34. Vista superior dos cordões de solda das amostras dissimilares.

Amostras soldadas com frequência a) F0; b) F2; c) F4; d) F6 e e) F8.
Fonte: Autor.

No entanto, a realização desta etapa foi uma das que mais demandou tempo de trabalho devido à dificuldade de centralização do eletrodo entre as duas chapas. A centralização foi de grande importância para a obtenção de cordões que apresentassem fusão entre os dois materiais de maneira equilibrada e com penetração total.

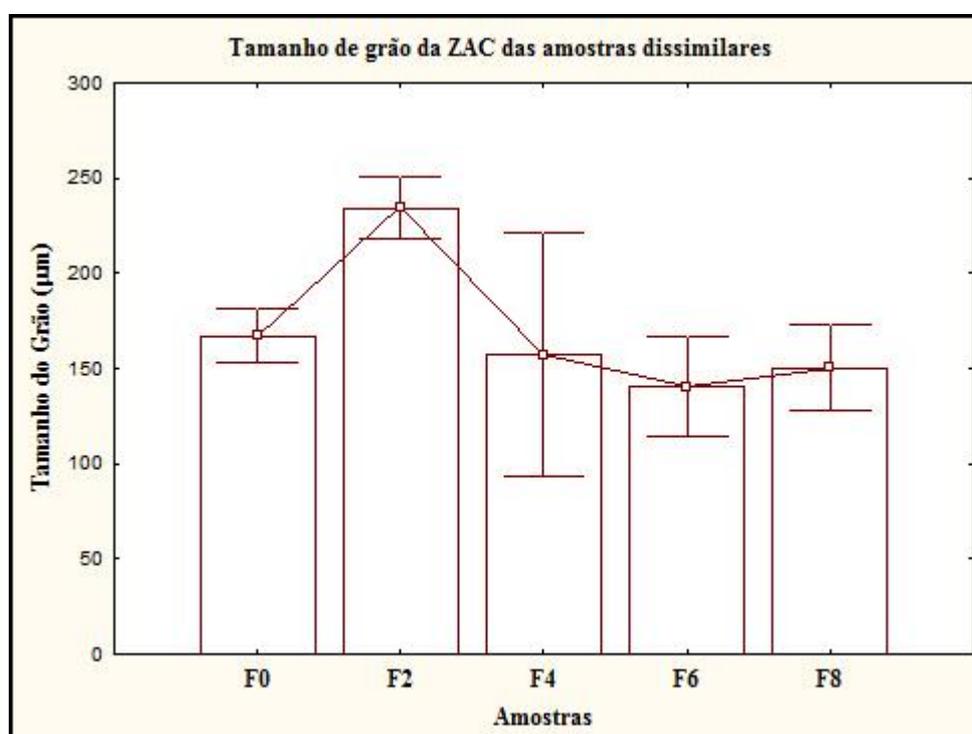
Essa dificuldade observada para realizar o alinhamento entre o eletrodo e as chapas foi consequência da utilização de dois materiais com estruturas cristalinas, e consequentemente, propriedades diferentes. Devido este fator, verificou-se a ocorrência da deflexão magnética ou “sopro magnético”, que desviava o arco de sua posição normal de operação em direção à chapa do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

5.4.2 Caracterização da zona afetada pelo calor (ZAC)

Após realizar a soldagem dissimilar entre o aço inoxidável austenítico AISI 316L e o aço inoxidável ferrítico, verificou-se que a zona afetada pelo calor (ZAC) do aço AISI 316L também não apresentou diferenças significativas e nem um refino de grão considerável em relação à variação das frequências de pulsação utilizadas, conforme mencionado anteriormente na soldagem similar desse aço. De maneira análoga à soldagem similar, a ZAC do aço AISI 444 também apresentou crescimento de grão considerável. No entanto, o aumento da frequência de pulsação durante a soldagem atuou de maneira benéfica na redução do tamanho dos grãos dessa região.

A Figura 5.35 ilustra a medição do tamanho de grão realizada com base na norma ASTM E112 – 12 (*Standard Test Methods of Determining Average Grain Size*), em que foram considerados o tamanho médio das duas maiores diagonais dos grãos nessa região.

Figura 5.35. Medição do tamanho de grão da zona afetada pelo calor das amostras dissimilares (lado aço inoxidável ferrítico AISI 444).



Fonte: Autor.

5.4.3 Caracterização da zona fundida (ZF)

A realização da soldagem dissimilar entre os aços inoxidáveis austenítico AISI 316L e ferrítico AISI 444 possibilitou observar que a utilização de frequências de pulsação mais baixas (F0, F2 e F4) aparentemente deu origem a cordões de solda com grãos grosseiros de ferrita e estruturas martensíticas e/ou austeníticas no contorno de grão.

A fim de verificar a estabilidade da austenita na microestrutura da zona fundida das amostras, tanto em relação à temperatura quanto em relação a sua composição química, deve ser calculado a temperatura de início da formação de martensita (M_i). Sabendo-se que a transformação martensítica ocorre devido ao resfriamento rápido após a soldagem, fazendo com que volumes da fase austenítica se transforme em martensita (GUIMARÃES, 1983), a temperatura de transformação martensítica pode ser calculada tomando como referência a Equação 5.1 (GOOCH, 1977):

$$M_i(^{\circ}\text{C}) = 540 - 497(\%C) - 6,3(\%Mn) - 36,3(\%Ni) - 10,8(\%Cr) - 46,6(\%Mo) \quad (\text{Equação 5.1})$$

A avaliação das microestruturas resultantes na zona fundida das amostras dissimilares foi realizada através de análise química obtida por EDS. Esta análise permitiu determinar os teores dos elementos de liga em determinados pontos.

No entanto, segundo Silva (2010), a análise química obtida por EDS fornece apenas os principais elementos de liga que podem participar das alterações microestruturais da região analisada, sem quantificar os teores de elementos que exercem grande influência na transformação martensítica, como por exemplo, o carbono e o manganês. A ausência de dados quantitativos sobre estes elementos através desta técnica pode ser explicada devido à baixa concentração de Mn e à baixa confiabilidade da quantificação de C, por ser um elemento leve. Então, os valores para esses elementos foram estimados com base na média da composição química dos metais de base.

5.4.3.1 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0

A soldagem TIG utilizando corrente contínua (frequência F0) apresenta uma maior entrada de calor quando comparado ao TIG pulsado, dessa forma a variação referente à entrada de calor durante o processo de soldagem exerce influência no ciclo térmico e

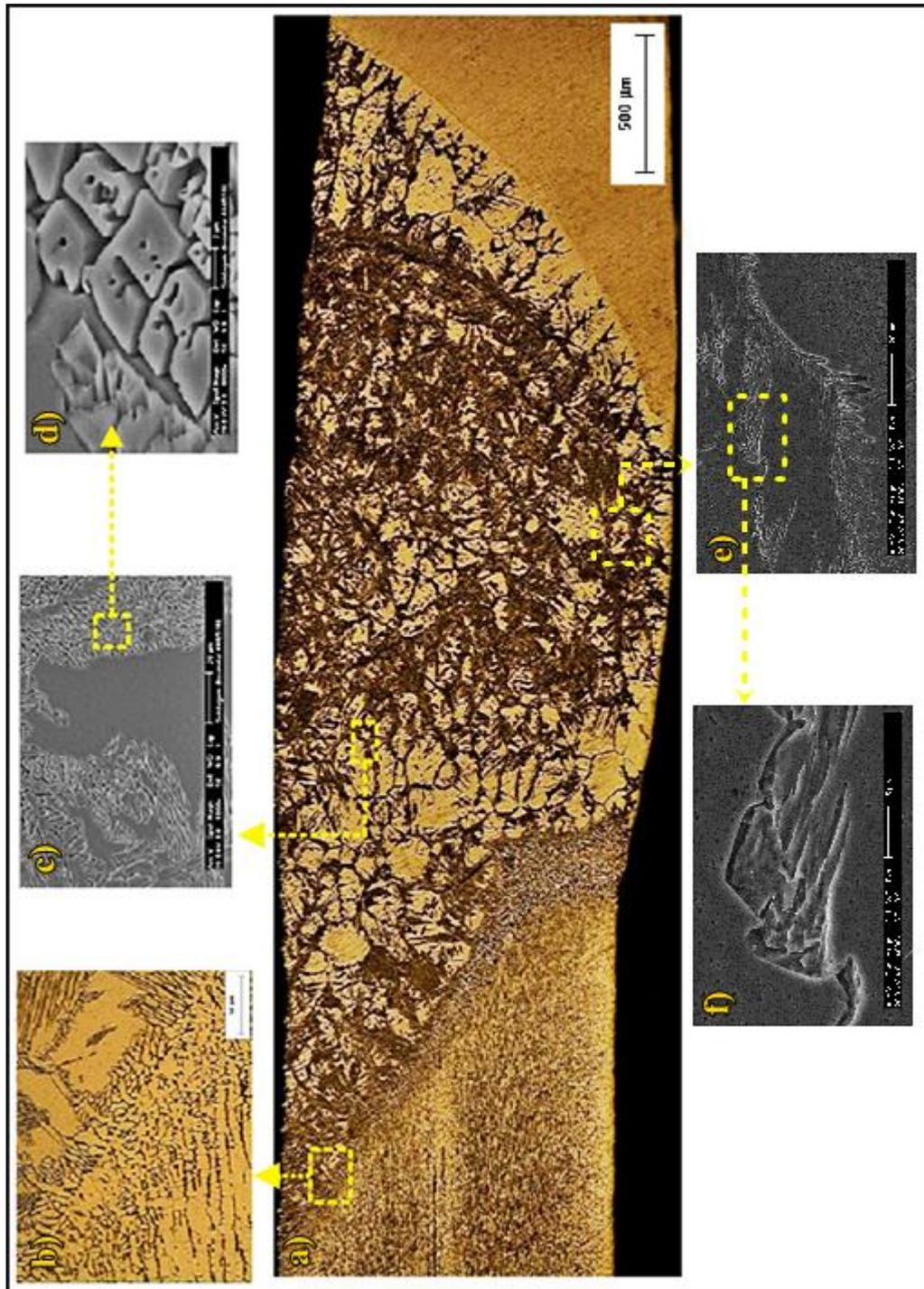
consequentemente, causa variações nas características microestruturais (LAKSHMINARAYANAN *et al*, 2009^(b)).

As microestruturas obtidas na amostra F0 são consequência tanto do ciclo térmico sofrido durante a soldagem quanto da diferença entre as condutividades térmicas dos metais de base. Desta forma, como o aço inoxidável ferrítico possui maior condutividade térmica que o aço inoxidável austenítico, há uma maior tendência de aumentar a velocidade de resfriamento, que por sua vez, também aumenta a tendência de formar estrutura martensítica.

A fim de facilitar o reconhecimento das diversas regiões da amostra dissimilar soldada com frequência F0, foi desenvolvida uma montagem das seções transversais do corpo de prova obtidas pelo microscópio óptico e pelo MEV, como pode ser observada na Figura 5.36. Na montagem é possível verificar a formação de grãos poligonais e colunares, sendo este último em menor proporção.

A Figura 5.36 (a) ilustra a macrografia do cordão de solda. Através desta figura pode-se verificar o efeito da deflexão magnética sobre a zona fundida em direção do aço inoxidável ferrítico AISI 444, conforme mencionado no item 5.4.1. Dessa forma, a zona fundida obtida a partir da soldagem utilizando frequência F0 não apresentou um perfil uniforme. A Figura 5.36 (b) apresenta a interface entre a zona fundida e a ZAC do aço AISI 316L. Nas Figuras 5.36 (c) e 5.36 (d) podem ser observados grãos de ferrita com austenita no contorno de grão, enquanto nas Figuras 5.36 (e) e 5.36 (f) observa-se a presença de grãos de ferrita com martensita no contorno de grão.

Figura 5.36. Montagem da amostra dissimilar soldada com frequência F0.

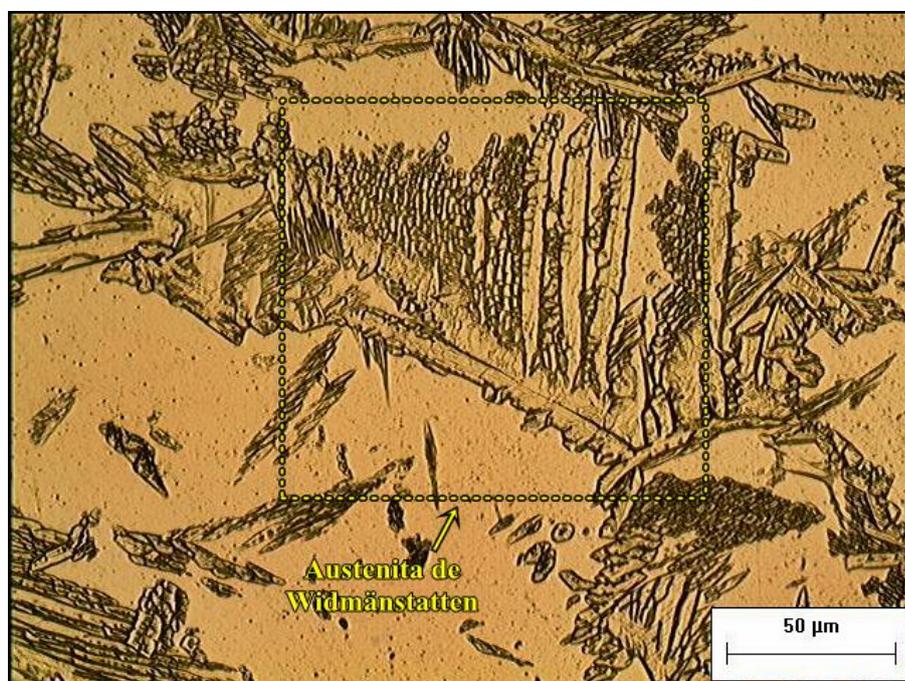


a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC apresentando ferrita vermicular e austenita de Widmanstätten, e ferrita δ , respectivamente c) Microestrutura da zona fundida apresentando grãos de ferrita com austenita no contorno de grão; d) Ampliação evidenciando a presença de austenita no contorno de grão apresentado em (c); e) Microestrutura da zona fundida apresentando grãos de ferrita com martensita no contorno de grão; f) Ampliação evidenciando a presença de martensita no contorno de grão apresentado em (e); (Ataque: Behara aquecido a 60°C e HNO_3). Fonte: Autor.

As análises realizadas por meio de microscopia óptica (MO) e de microscopia eletrônica de varredura (MEV) permitiram observar a presença de microestruturas típicas do modo de solidificação F, apresentado na soldagem similar do aço AISI 444 e do modo de solidificação FA, apresentado na soldagem similar do aço AISI 316L.

Dentre as microestruturas identificadas nessa região por microscopia óptica, podem-se citar a austenita de Widmanstätten. A presença deste microconstituente é apresentada nas Figuras 5.37.

Figura 5.37. Austenita de Widmanstätten na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0.

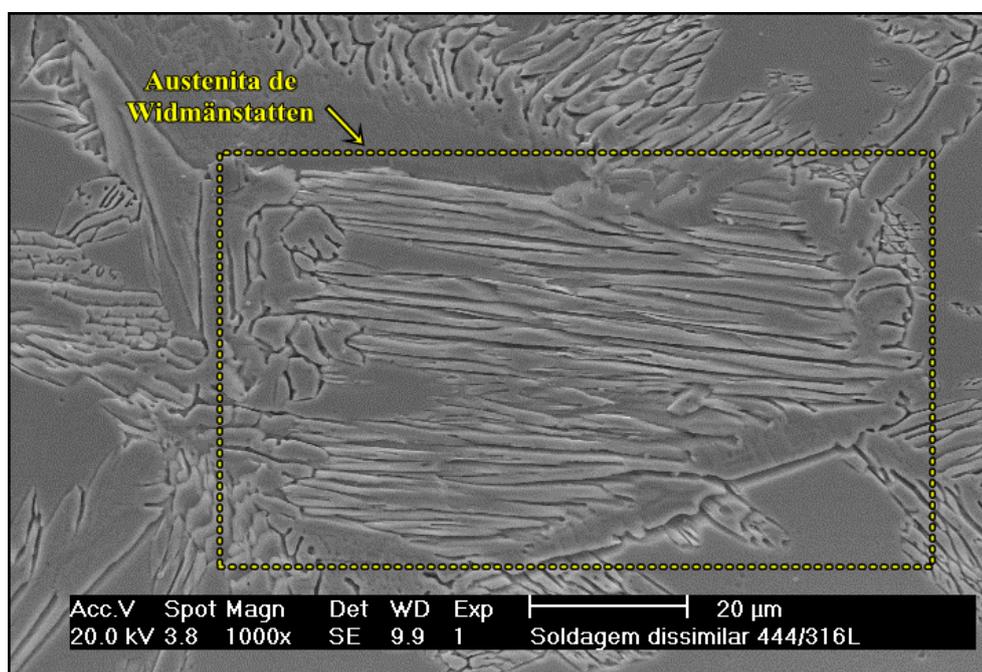


(Reagente: Behara aquecido a 60°C e HNO₃; aumento de 500X).

Fonte: Autor.

A confirmação da presença de austenita de Widmanstätten na zona fundida das amostras dissimilares soldadas com frequência F0 se deu através das imagens realizadas por MEV, conforme apresentado na Figura 5.38.

Figura 5.38. Austenita de Widmånstatten presente na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0.



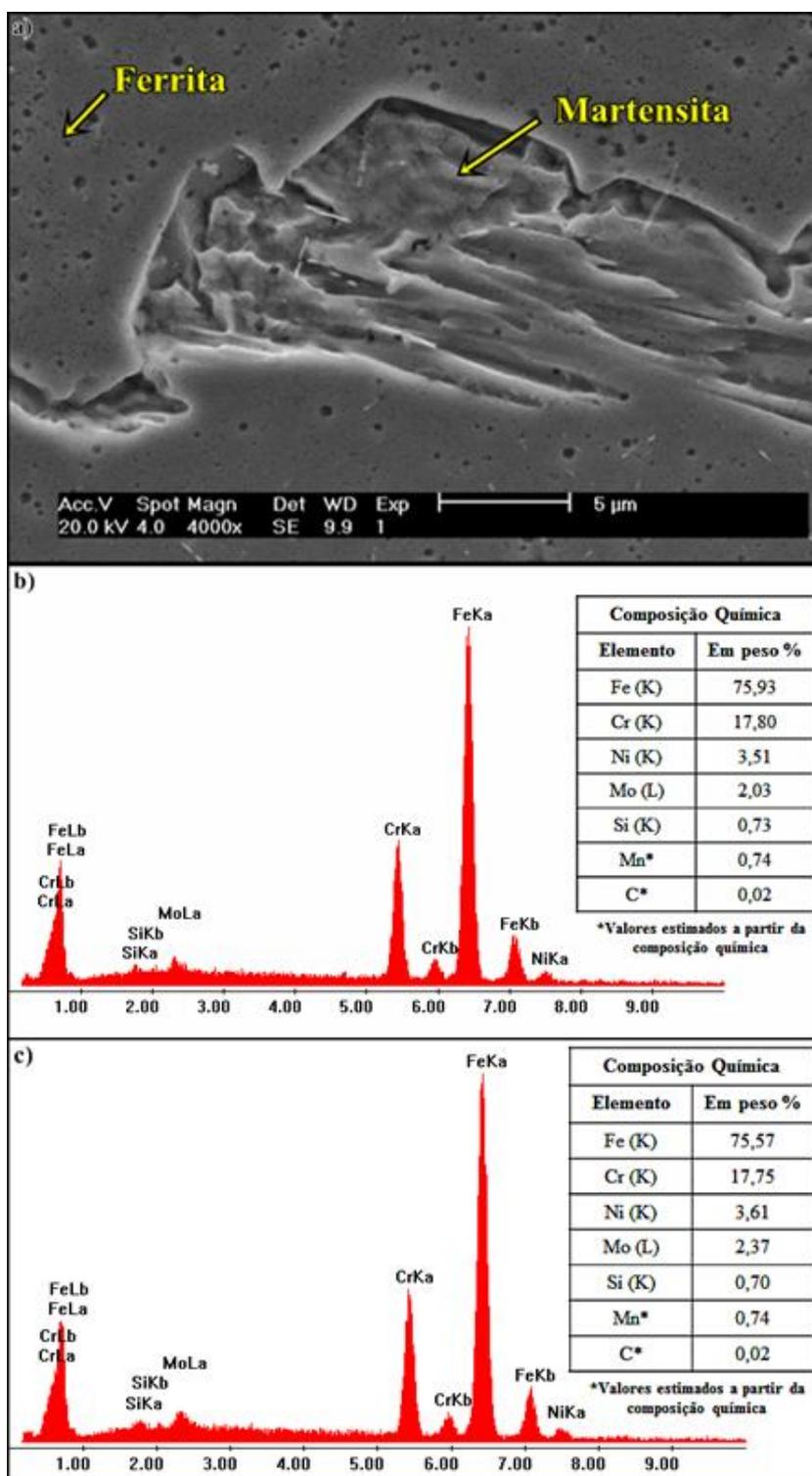
Fonte: Autor.

A partir das análises realizadas por meio de MEV e EDS nas amostras dissimilares soldadas com frequência F0, observou-se que a microestrutura resultante na zona fundida é constituída por grãos de ferrita com austenita e/ou martensita nos contornos de grão. A presença da martensita, por sua vez, pôde ser confirmada também devido ao ataque químico utilizado, que acabava por corroer esta microestrutura.

De acordo com Lippold e Kotecki (2005), a martensita transforma-se à temperatura ambiente, cuja temperatura de transformação depende da composição química. Logo, calculando o M_i , para as microestruturas apresentadas na Figura 5.39 e baseando-se nas suas respectivas composições químicas, o valor encontrado para a microestrutura martensítica é de $115,1^\circ\text{C}$ e $60,5^\circ\text{C}$ para a microestrutura ferrítica, que por sua vez evidenciam a transformação martensítica na região.

A austenita presente no contorno dos grãos ferríticos pode ser verificada por meio da Figura 5.40. Calculando o M_i com base nas composições químicas das microestruturas identificadas, obtém-se um valor de aproximadamente $-13,06^\circ\text{C}$ para a austenita, que por sua vez confirma a ausência de transformação martensítica nessa região e de 78°C para a ferrita.

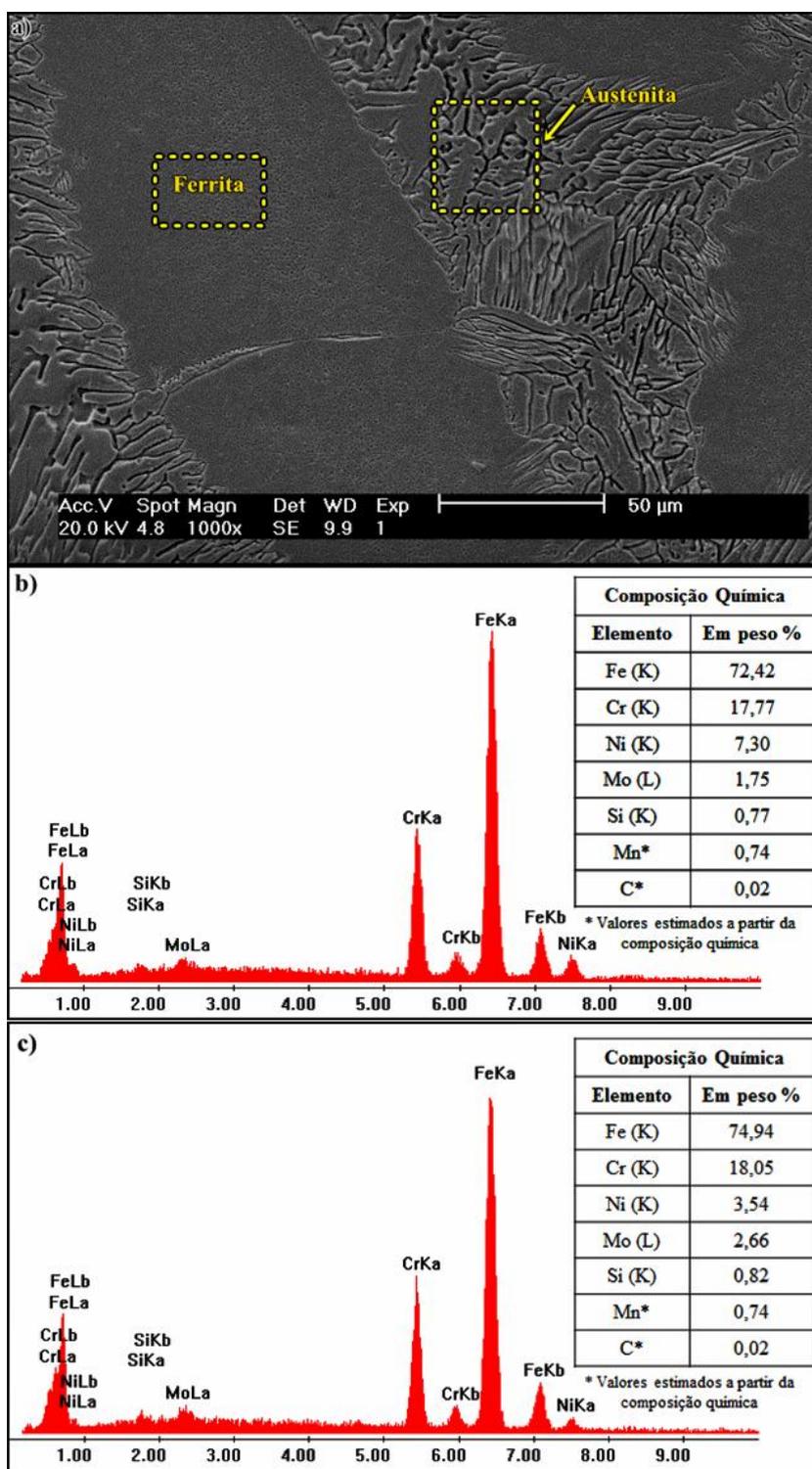
Figura 5.39. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0 (1).



a) Imagem de MEV da microestrutura composta por martensita e ferrita; b) Análise química por EDS sobre o grão de martensita e c) Análise química por EDS sobre o grão ferrítico.

Fonte: Autor.

Figura 5.40. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0 (2).



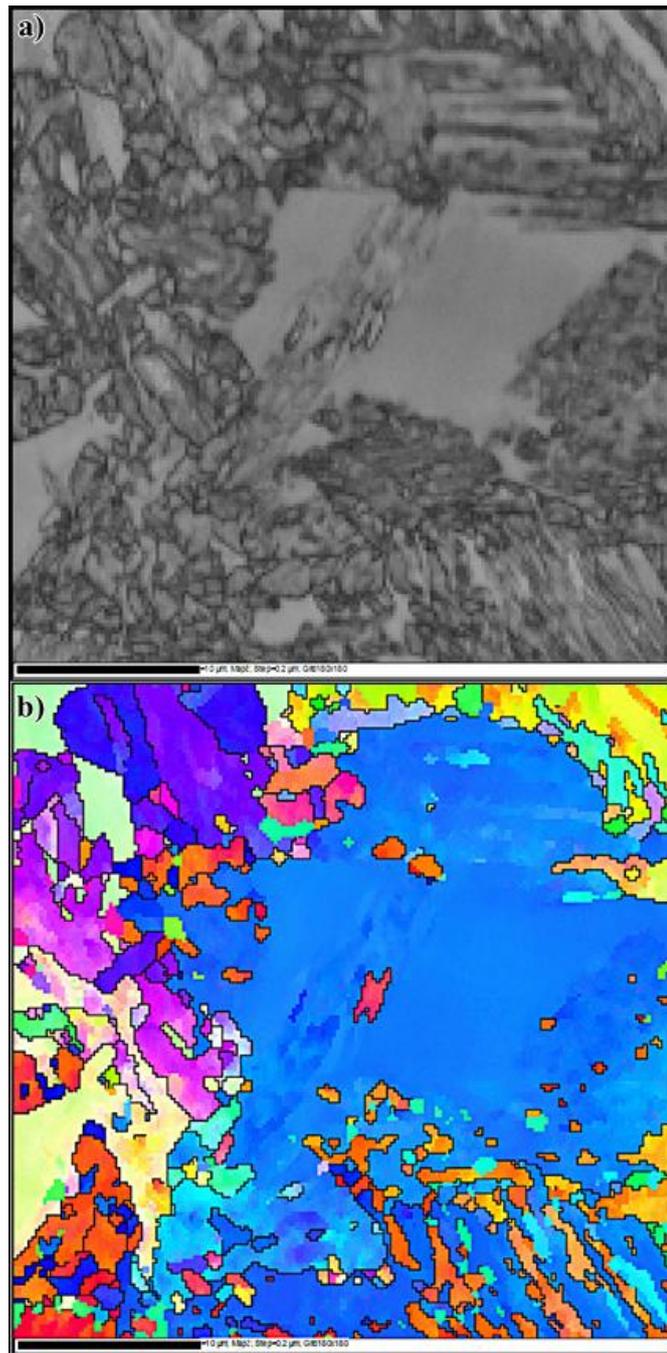
a) Imagem de MEV da microestrutura composta por austenita e ferrita; b) Análise química por EDS sobre o grão de austenita e c) Análise química por EDS sobre o grão ferrítico.

Fonte: Autor.

Foram construídos mapas de orientação cristalográfica, utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD), em que cada cor na imagem corresponde a um

plano paralelo à superfície onde estava sendo realizada a varredura. Estes mapas, por sua vez, auxiliaram na confirmação com maior precisão da microestrutura resultante da zona fundida da amostra soldada com frequência F0, avaliando ainda a mudança na orientação cristalina, como pode ser observado na Figura 5.41.

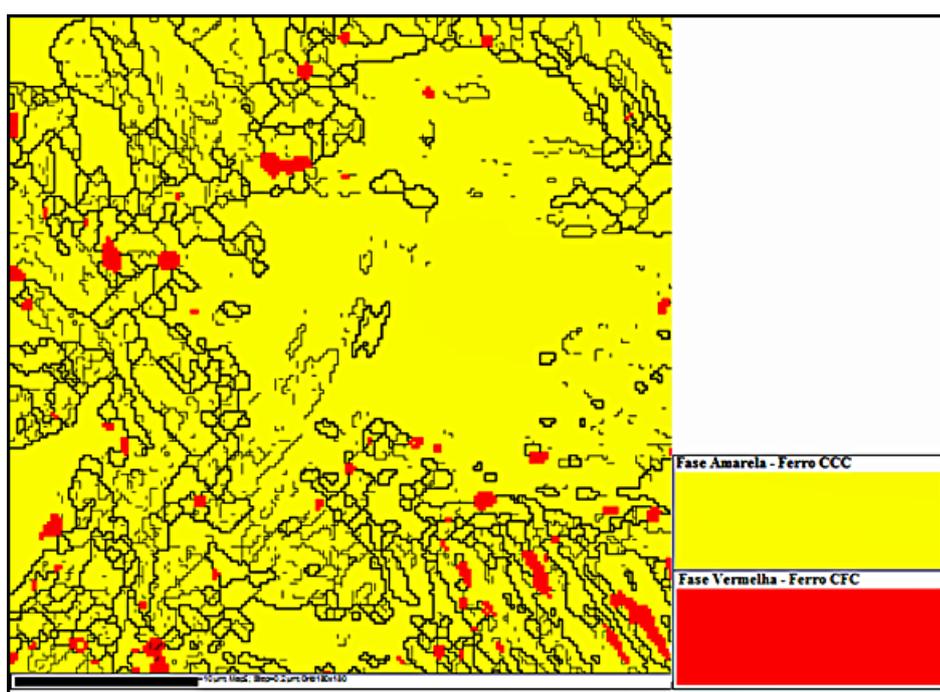
Figura 5.41. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar F0.



a) Imagem do padrão de qualidade (EBSD); b) Imagem da orientação cristalográfica.
Fonte: Autor.

Essa análise permitiu confirmar a presença de ferrita, martensita e austenita na zona fundida das amostras, sendo esta última em menor proporção. No entanto, devido ao baixo teor de carbono presente na composição química de ambos os aços, a martensita presente na zona fundida dos corpos de prova possui uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado, ou seja, que pode ser facilmente confundida com a estrutura da matriz apresentada pelo aço inoxidável ferrítico, cúbica de corpo centrado. Logo, a martensita presente nesta região não pôde ser identificada em sua plenitude pelo *software* utilizado pelo EBSD. Tal fato, pode ser observado através da Figura 5.42, em que é possível perceber a pequena quantidade presente de austenita no contorno de grão ferrítico. Este contorno, por sua vez, deveria ser constituído também por estrutura martensítica, como pôde ser observado através das análises realizadas por meio de EDS.

Figura 5.42. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F0 apresentando ferrita e austenita no contorno de grão.



Fonte: Autor.

Outro fator que deve ser levado em consideração diz respeito à semelhança morfológica entre a austenita de Widmanstätten e a martensita. E devido à esta semelhança, ambas as fases são facilmente confundidas por microscopia óptica. No entanto, apesar da ocorrência de ambas as fases, é importante destacar que a austenita de Widmanstätten foi predominante nas proximidades do aço inoxidável austenítico, enquanto a martensita foi a

princípio mais evidente nas proximidades do aço inoxidável ferrítico, indicando então, alguma heterogeneidade na zona fundida.

Ressalta-se a mudança microestrutural ocorrida quando se comparam as amostras obtidas a partir da soldagem similar dos aços AISI 444 e AISI 316L com as amostras obtidas pela soldagem dissimilar entre estes materiais. Conforme analisado nos itens 5.2 e 5.3, as microestruturas resultantes na zona fundida foram ferrita, para o aço inoxidável ferrítico e austenita mais ferrita, para o aço inoxidável austenítico. Dessa forma, além da presença destas microestruturas na zona fundida das amostras dissimilares, também foi possível verificar a presença de martensita. De acordo com Santos (2008) apud Guimarães (1983), esta martensita é formada a partir da austenita e o seu surgimento pode estar relacionado ao resfriamento rápido que a austenita sofre após a soldagem, podendo originar em alguns casos a transformação alotrópica do Fe_γ em Fe_α . No entanto, esta estrutura CCC formada a partir da estrutura CFC contém átomos de carbono e nitrogênio, por exemplo, em solução e quando estes elementos intersticiais apresentam-se em teores acima do limite de solubilidade da fase CCC, a estrutura é distorcida em tetragonal de corpo centrado (TCC), formando a martensita.

5.4.3.2 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2

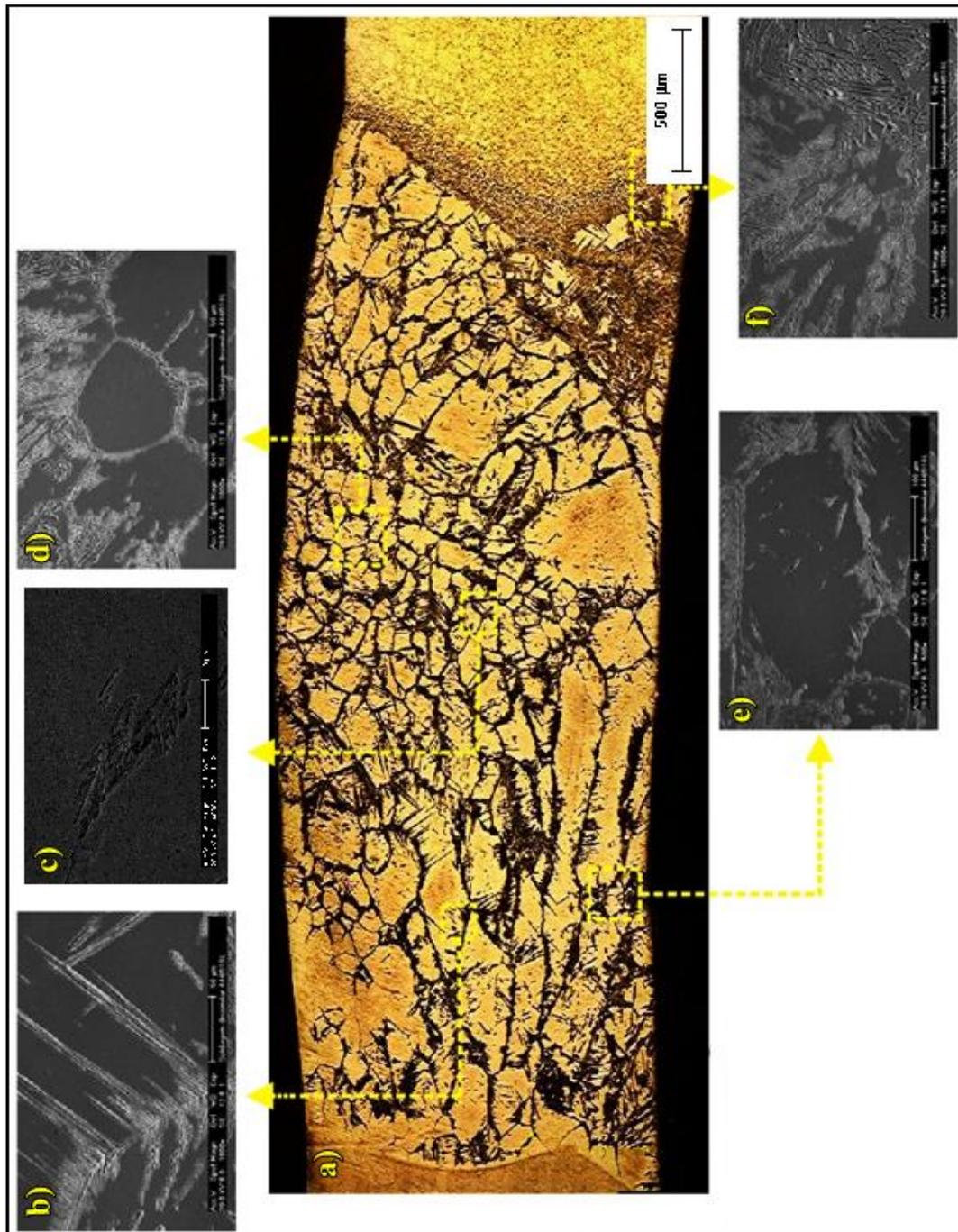
A realização da soldagem utilizando corrente pulsada possibilitou a obtenção de uma microestrutura com morfologia diferente na zona fundida daquela obtida com corrente contínua constante. Semelhantemente ao obtido na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência de pulsação F0, a soldagem utilizando frequência F2 formou na zona fundida microestruturas compostas por grãos de ferrita e austenita e/ou martensita no contorno no contorno de grão.

De acordo com a pesquisa realizada por Mohandas e Reddy (1997), os grãos presentes na zona fundida de amostras soldadas com corrente pulsada, apresentam-se como uma fragmentação de grãos colunares. Entretanto, verificou-se que ao realizar soldagens utilizando baixa frequência de pulsação, como a frequência F2, os grãos presentes na zona fundida são predominantemente colunares. Essa fragmentação observada por Mohandas e Reddy (1997) só pôde ser observada com o aumento da frequência.

Então, para facilitar o reconhecimento das diversas regiões da amostra dissimilar soldada com frequência F2, também foi desenvolvida uma montagem das seções transversais do corpo de prova obtidas pelo microscópio óptico e pelo MEV, como pode ser observada na

Figura 5.43. Na Figura 5.43 (a) é possível verificar a presença de grandes grãos colunares e também de grãos poligonais, sendo este último em menor proporção. Observa-se também que a formação de martensita ocorre próximo ao aço inoxidável ferrítico, como ilustrado nas Figuras 5.43 (c) e 5.43 (e), enquanto que a formação de austenita de Widmanstätten tende a ocorrer próximo ao aço inoxidável austenítico, como ilustrado nas Figuras 5.43 (b) e 5.43 (d). A presença de ferrita vermicular pode ser observada na interface entre a zona fundida e a ZAC do aço AISI 316L, conforme a Figura 5.43 (f).

Figura 5.43. Montagem da amostra dissimilar soldada com frequência F2.

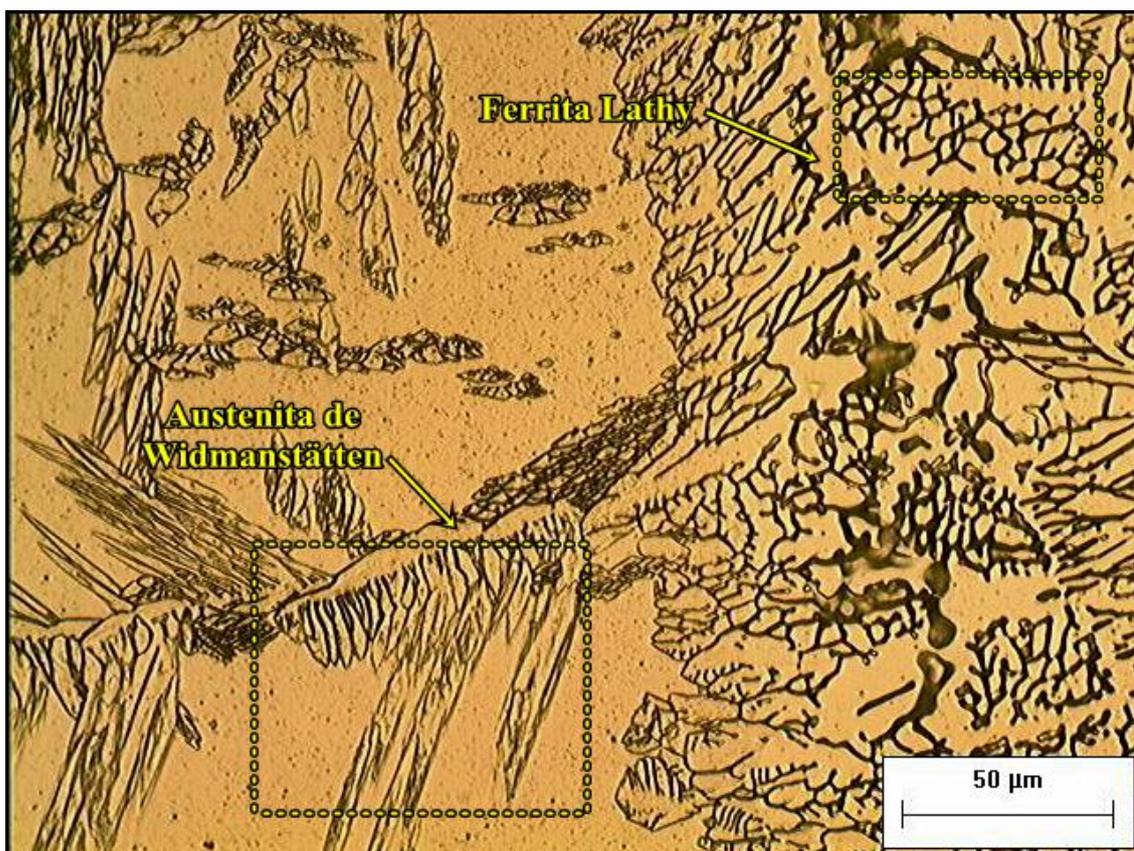


a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita de Widmanstätten
 c) Microestrutura da zona fundida apresentando uma ampliação da martensita presente no contorno de grão ferrítico; d) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita de Widmanstätten no contorno de grão ferrítico; e) Microestrutura da zona fundida apresentando grãos de ferrita com martensita no contorno de grão; f) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável austenítico AISI 316L, apresentando ferrita vermicular; (Ataque: Behara aquecido a 60°C e HNO₃). Fonte: Autor.

Observou-se também que na soldagem dissimilar utilizando frequência F2 houve a presença de microestruturas típicas do modo de solidificação F, apresentado na soldagem similar do aço AISI 444 e do modo de solidificação FA, apresentado na soldagem similar do

aço AISI 316L. Dentre as microestruturas identificadas, podem-se citar a austenita de Widmanstätten, ferrita vermicular e ferrita lathy, sendo estas últimas encontradas normalmente na interface entre a zona fundida e a zona afetada pelo calor do aço inoxidável austenítico AISI 316L. A austenita de Widmanstätten e a ferrita lathy podem ser observadas na Figura 5.44 feita a partir de microscopia óptica.

Figura 5.44. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2 apresentando ferrita Lathy e austenita de Widmanstätten.

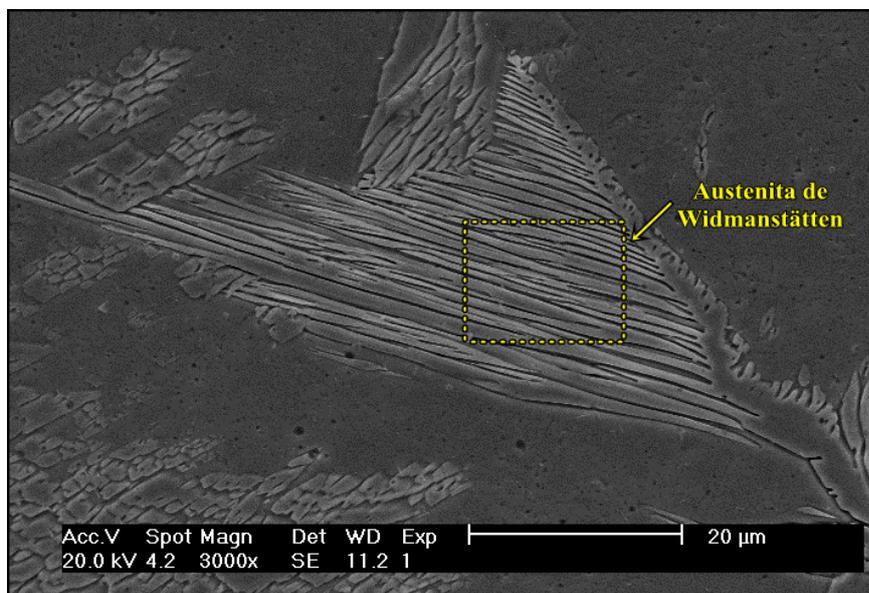


(Reagente Behara aquecido a 60°C e HNO₃; aumento de 500 X).

Fonte: Autor.

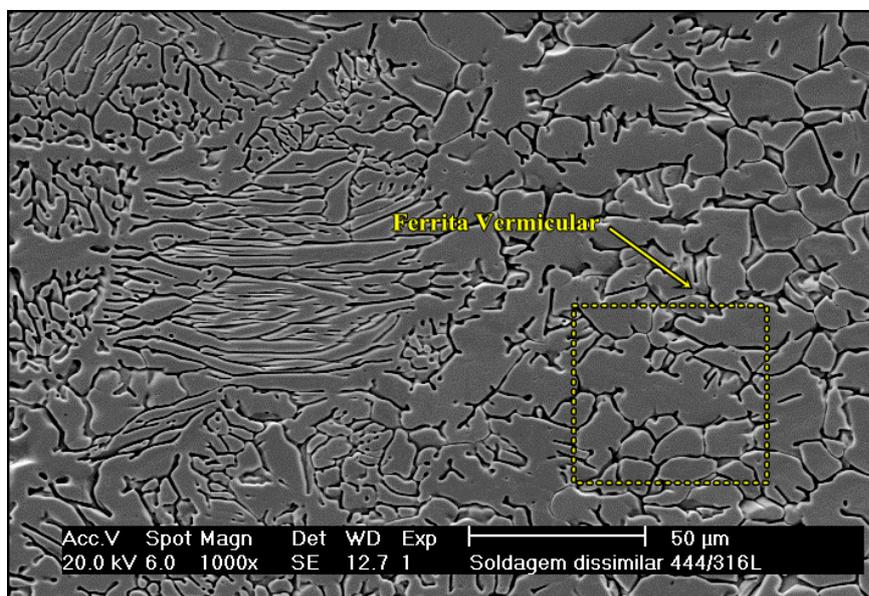
A confirmação de algumas dessas microestruturas, como por exemplo, da austenita de Widmanstätten e da ferrita vermicular, só foi possível após obter imagens com auxílio de MEV, como pode ser verificado através das Figuras 5.45 e 5.46.

Figura 5.45. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2 apresentando austenita de Widmanstätten.



Fonte: Autor.

Figura 5.46. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2 apresentando ferrita vermicular.

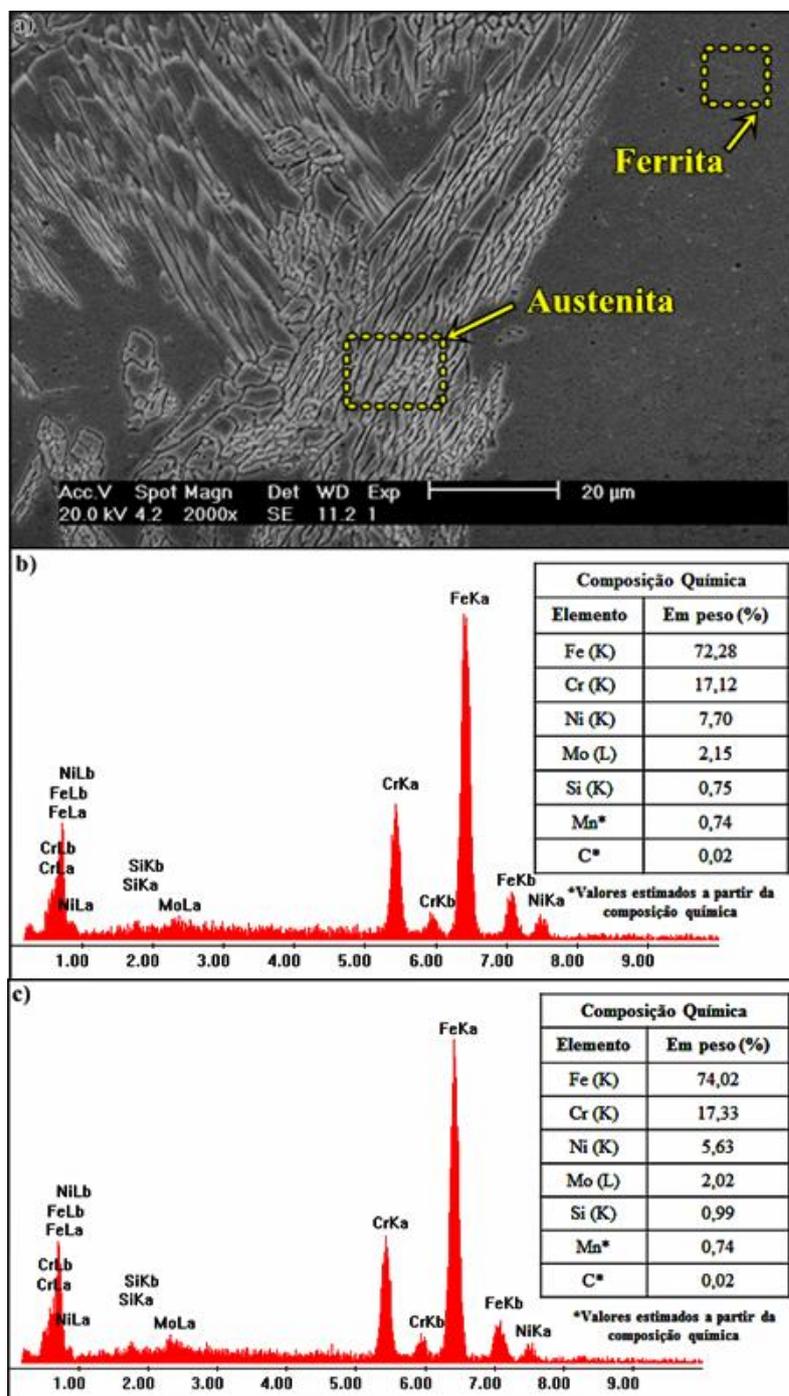


Fonte: Autor.

Utilizando a Equação 5.1 proposta por Gooch (1977) e baseando-se na composição química apresentada nas regiões analisadas da Figura 5.47, tem-se que a temperatura M_i equivalente às microestruturas austenítica e ferrítica é de aproximadamente $-39,2^\circ\text{C}$ e $19,5^\circ\text{C}$, respectivamente, que por sua vez confirma a ausência de transformação martensítica nesta região. A observação da Figura 5.47 também permite verificar uma

heterogeneidade de composição química na região, que por sua vez é evidenciada devido às diferenças no teor de níquel.

Figura 5.47. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2.

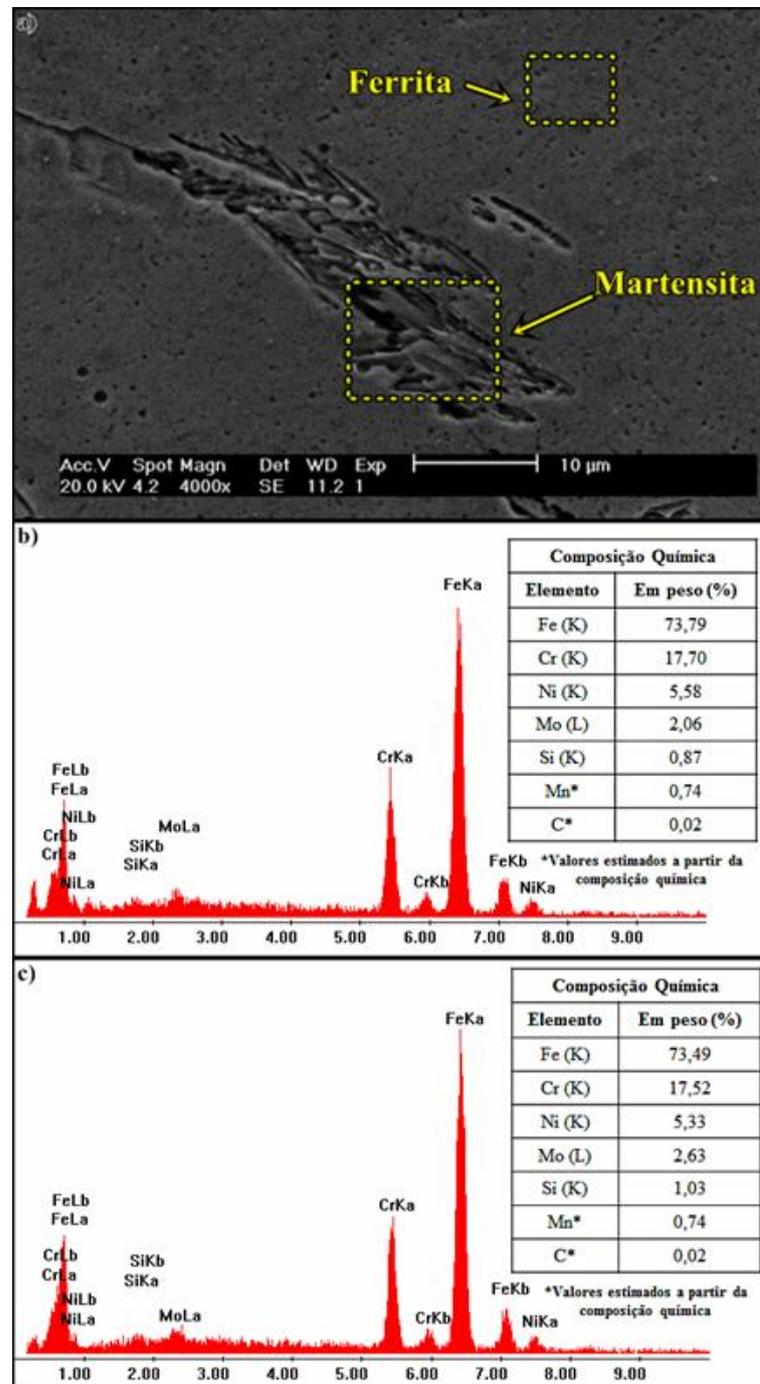


a) Imagem de MEV da microestrutura composta por austenita e ferrita; b) Análise química por EDS da microestrutura austenítica e c) Análise química por EDS da microestrutura ferrítica.

Fonte: Autor.

No entanto, ao aplicar a mesma Equação na composição química apresentada na Figura 5.48, pode-se perceber a presença de transformação martensítica na região analisada, pois a temperatura de transformação martensítica, M_i , encontrada é de aproximadamente $35,7^\circ\text{C}$ para a microestrutura martensítica e $20,1^\circ\text{C}$ para a microestrutura ferrítica. Observa-se também que o teor de níquel apresentou uma relativa homogeneidade em relação às microestruturas martensítica e ferrítica. No entanto, esse teor ainda é considerado baixo se comparado com os 7,70% da austenita e com os 5,63 da ferrita, presentes na Figura 5.47.

Figura 5.48. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2.



a) Imagem de MEV da microestrutura composta por martensita e ferrita; b) Análise química por EDS da microestrutura martensítica e c) Análise química por EDS da microestrutura ferrítica.

Fonte: Autor.

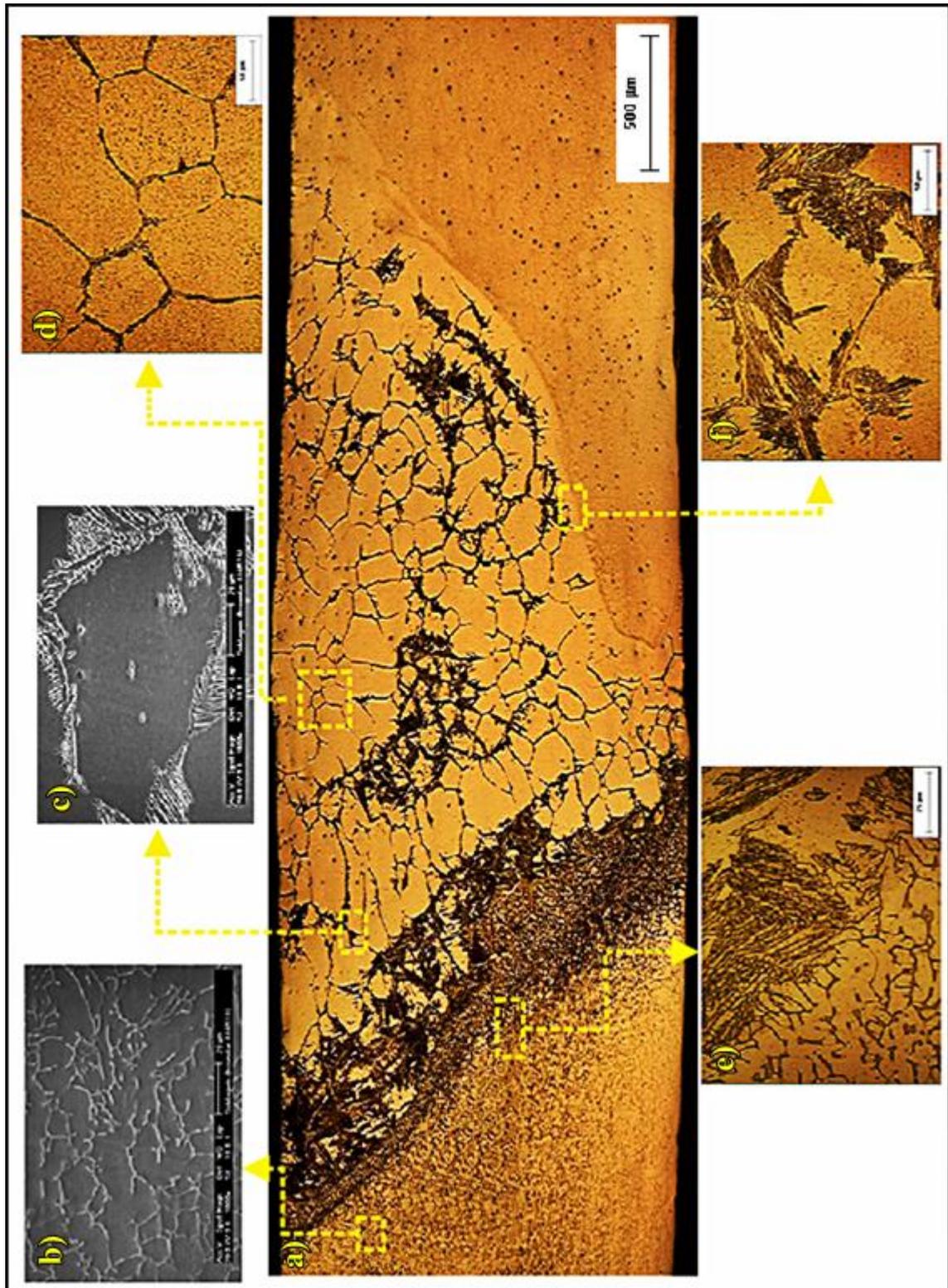
5.4.3.3 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4

A soldagem com frequência F4 também possibilitou a formação preferencial de grãos de ferrita com martensita e/ou austenita no contorno de grão. O reconhecimento das diversas regiões da amostra dissimilar soldada com frequência F4 pôde ser feito por meio da montagem das seções transversais do corpo de prova obtidas pelo microscópio óptico e pelo MEV, apresentada na Figura 5.49. Na montagem é possível verificar a presença de grãos poligonais, como resultado da fragmentação dos grãos colunares apresentado na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F2.

Ao analisar a montagem na Figura 5.49, verificou-se que mesmo utilizando corrente pulsada mais elevada que a F2, os grãos desta região ainda apresentaram crescimento de grão considerável e com menor homogeneidade, podendo ser explicado devido à utilização de uma frequência de pulsação ainda baixa.

Por meio da Figura 5.49 (a) é possível observar que o perfil formado na zona fundida não é uniforme, que pode ser explicado devido ao deslocamento do arco para o lado do aço inoxidável ferrítico. Como consequência, verifica-se uma menor homogeneidade da microestrutura. As Figuras 5.49 (b) e 5.49 (e) evidenciam que existe uma zona austenítica confinada próximo ao metal de base do aço inoxidável austenítico. Estas figuras apresentam a ZAC com presença de ferrita δ e a interface entre a zona fundida e a ZAC, com presença de ferrita vermicular e austenita de Widmanstätten. As Figuras 5.49 (c), 5.49 (d) e 5.49 (f), por sua vez, apresentam martensita nos contornos dos grãos de ferrita.

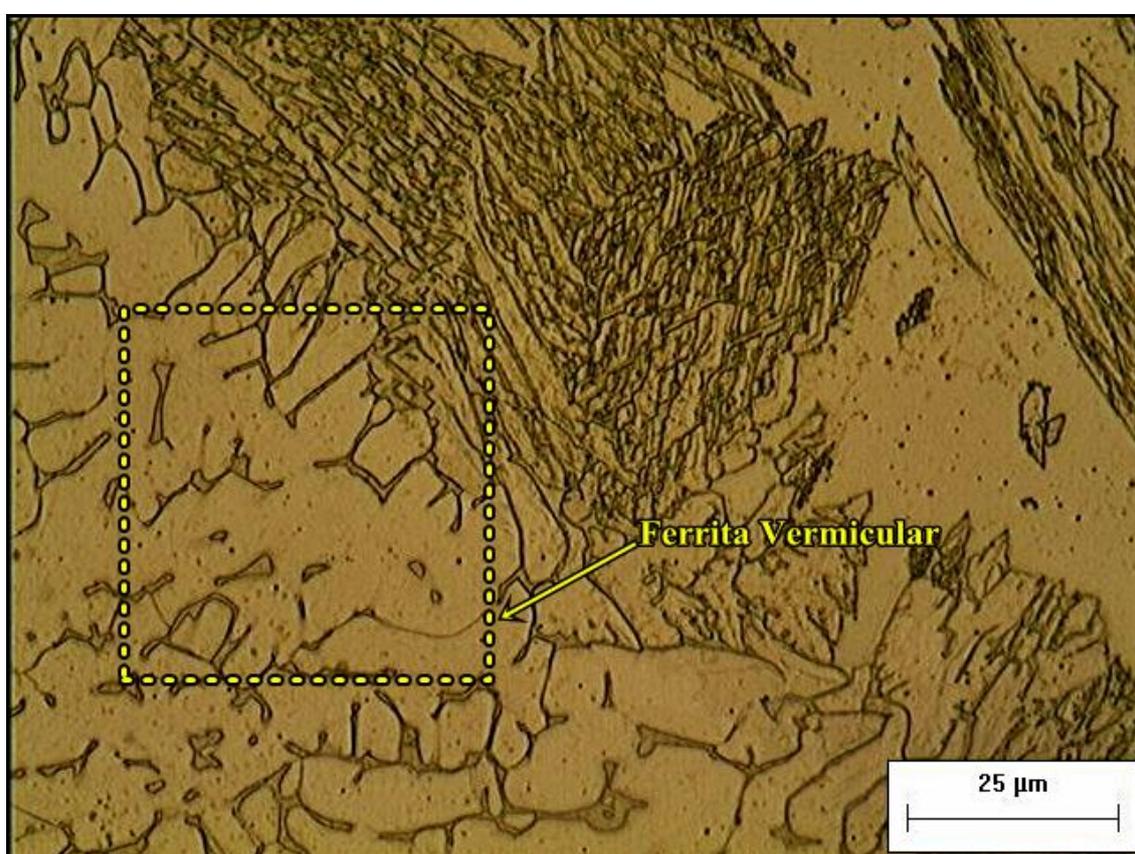
Figura 5.49. Montagem da amostra dissimilar soldada com frequência F4.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da ZAC do aço inoxidável austenítico apresentando ferrita δ c) Microestrutura da zona fundida apresentando martensita no contorno de grão ferrítico; d) Microestrutura da zona fundida apresentando martensita no contorno de grão ferrítico; e) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável austenítico apresentando ferrita vermicular e austenita de Widmanstätten; f) Microestrutura da zona fundida apresentando martensita no contorno de grão ferrítico; (Ataque: Behara aquecido a 60°C e HNO_3). Fonte: Autor.

A soldagem dissimilar utilizando frequência F4 também conferiu à zona fundida microestruturas típicas tanto do modo de solidificação ferrítico (F) quanto do modo de solidificação ferrítico – austenítico (FA). Dentre as microestruturas identificadas, podem-se citar a austenita de Widmanstätten na zona fundida e ferrita vermicular, presente na interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável austenítico AISI 316L. A presença destas microestruturas pode ser observada nas Figuras 5.50 e 5.51.

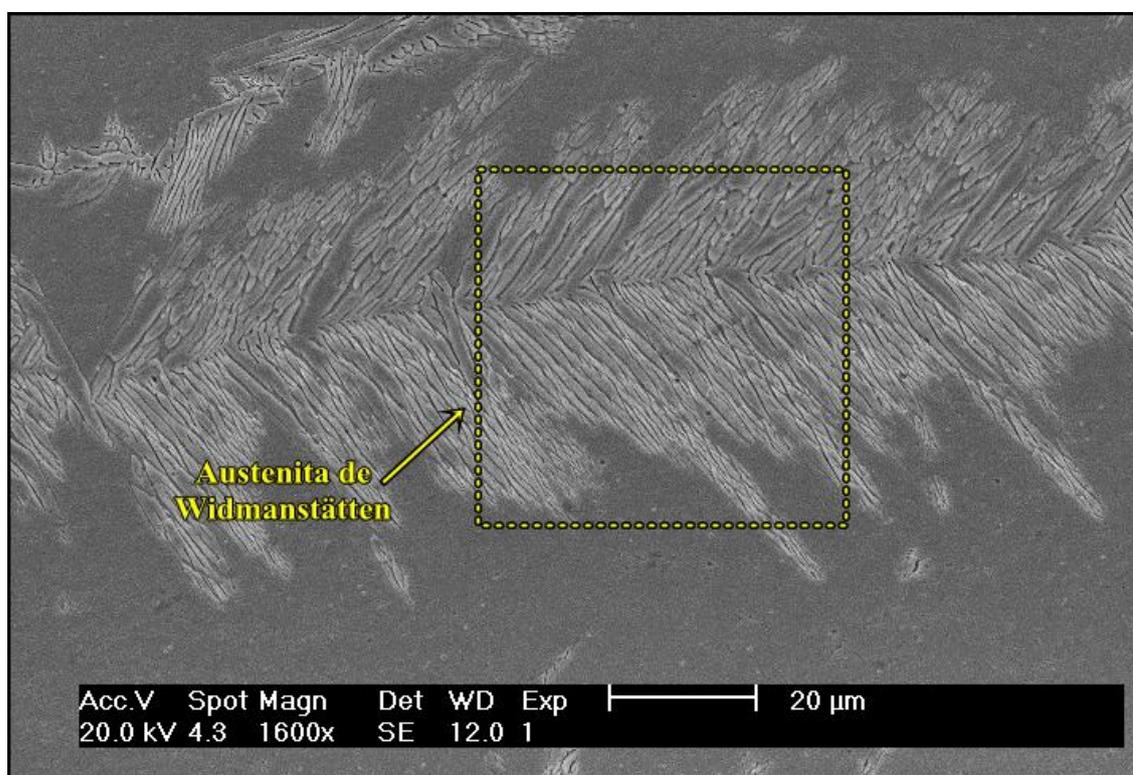
Figura 5.50. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4 apresentando ferrita vermicular.



(Reagente Behada aquecido a 60°C e HNO₃; aumento de 1000 X).

Fonte: Autor.

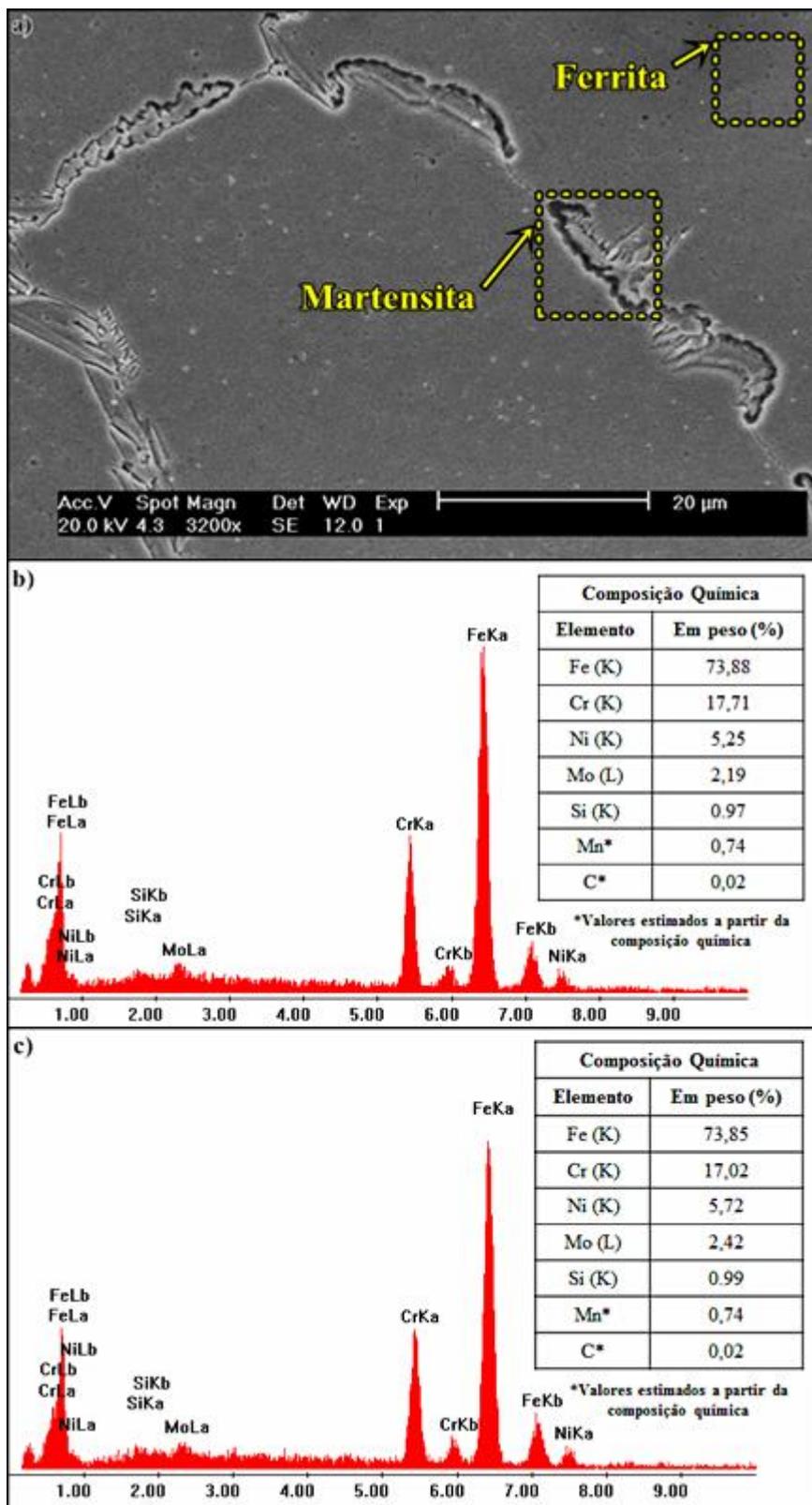
Figura 5.51. Microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4 apresentando austenita de Widmanstätten.



Fonte: Autor.

Utilizando a Equação 5.1 as composições químicas apresentadas nas regiões analisadas da Figura 5.52, verifica-se que a temperatura M_i equivalente às microestruturas martensítica e ferrítica é de aproximadamente 41,5°C e 21,2°C, respectivamente.

Figura 5.52. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F4.



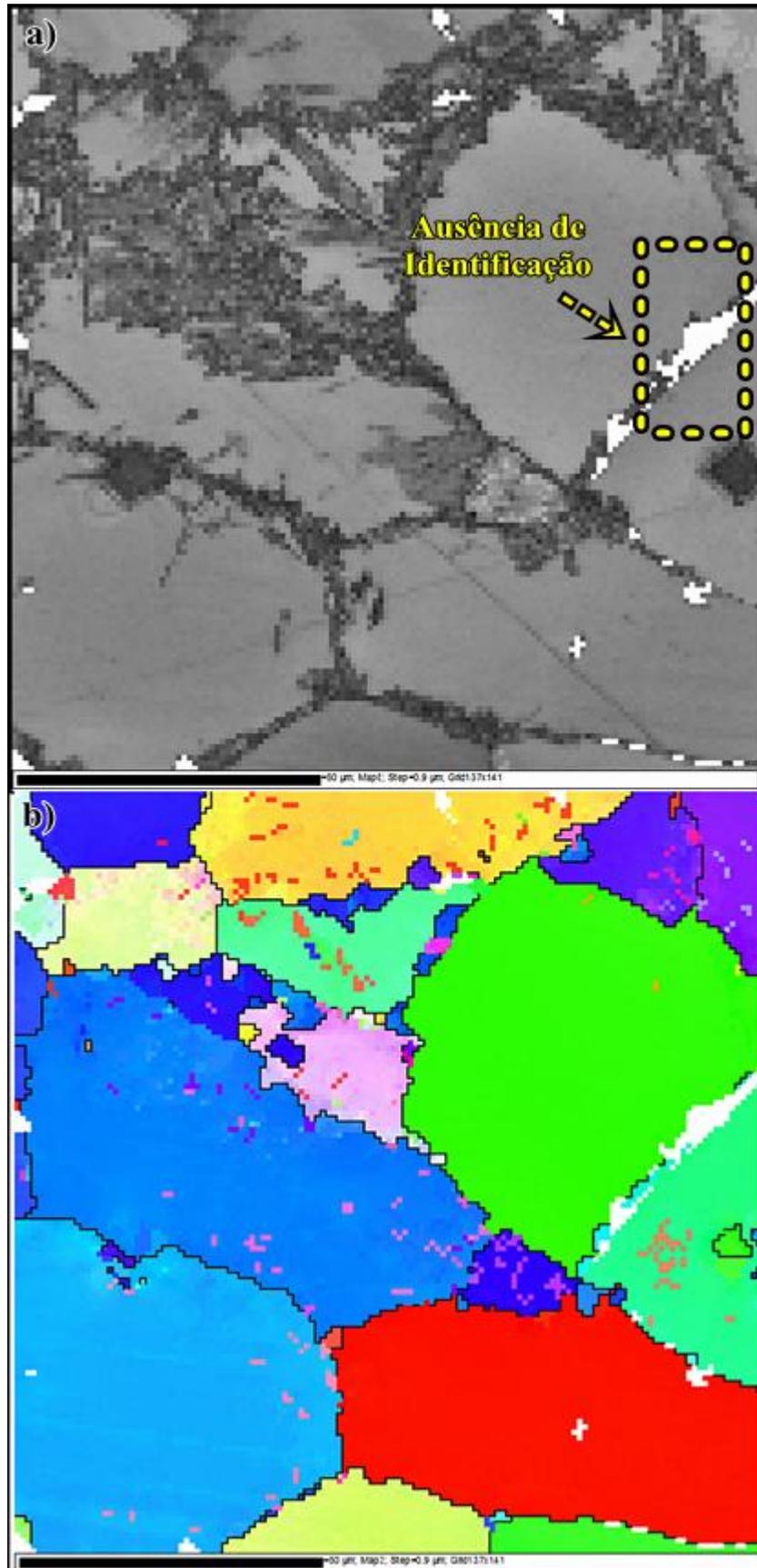
a) Imagem de MEV da microestrutura composta por martensita e ferrita; b) Análise química por EDS da microestrutura martensítica e c) Análise química por EDS da microestrutura ferrítica.

Fonte: Autor.

Para auxiliar na confirmação com maior precisão da microestrutura resultante na zona fundida da amostra soldada com frequência F4, foram construídos mapas de orientação utilizando EBSD.

Os resultados de EBSD obtidos para a amostra dissimilar soldada com frequência de 4 Hz também apresentaram microestrutura martensítica no contorno de grão ferrítico. No entanto, a estrutura cristalina desta microestrutura assemelha-se à estrutura apresentada no grão ferrítico, como consequência do baixo teor de carbono das ligas. Este fato, por sua vez, gerou uma identificação confusa das referidas microestruturas pelo *software*, como apresentado na Figura 5.53, em que é possível observar pequenos espaços em branco representando a ausência de identificação microestrutural.

Figura 5.53. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar F4.



a) Imagem do padrão de qualidade (EBSD); b) Imagem da orientação cristalográfica.
Fonte: Autor.

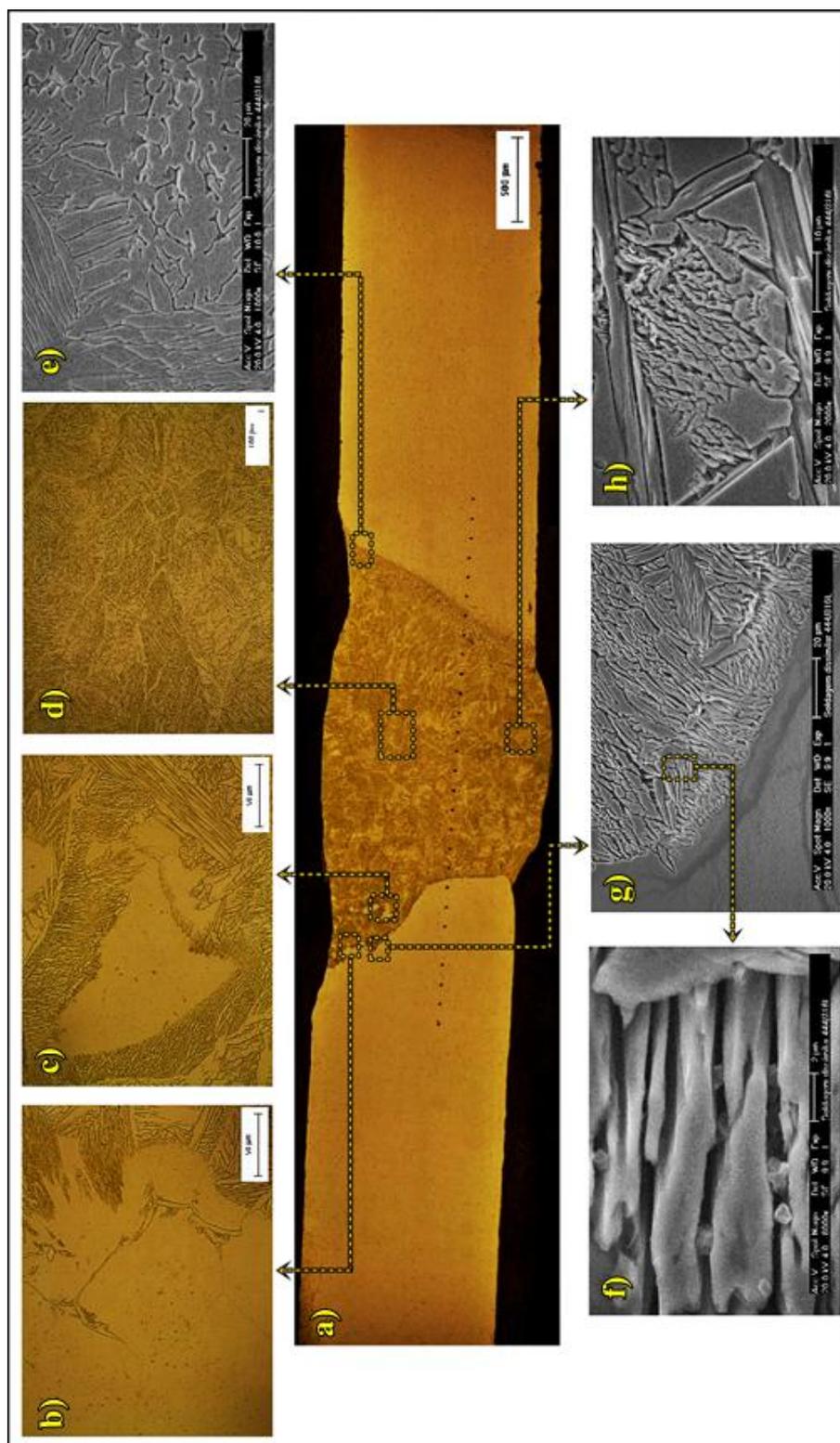
5.4.3.4 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6

A utilização de frequências mais elevadas durante a soldagem, como a frequência F6, permitiu conferir à zona fundida das amostras dissimilares uma maior homogeneidade da microestrutura com grãos mais fragmentados, quando comparado aos grãos obtidos nas soldagens com frequências F0, F2 e F4.

O reconhecimento das diversas regiões da amostra dissimilar soldada com frequência F6 pode ser feito por meio da montagem das seções transversais do corpo de prova obtidas pelo microscópio óptico e pelo MEV, como pode ser observada na Figura 5.54. Na montagem é possível verificar a homogeneidade alcançada na microestrutura dessa região.

A Figura 5.54 (a) permite verificar que o aumento da frequência de pulsação conferiu à zona fundida um perfil uniforme, com maior diluição e maior homogeneidade. Tais características estão associadas à maior agitação da poça de fusão. A presença de microestruturas tipicamente duplex, como por exemplo, austenita intragranular, podem ser observadas nas Figuras 5.54 (b), 5.54 (c) e 5.54 (g) e austenita de Widmanstätten nas Figuras 5.54 (d) e 5.54 (h).

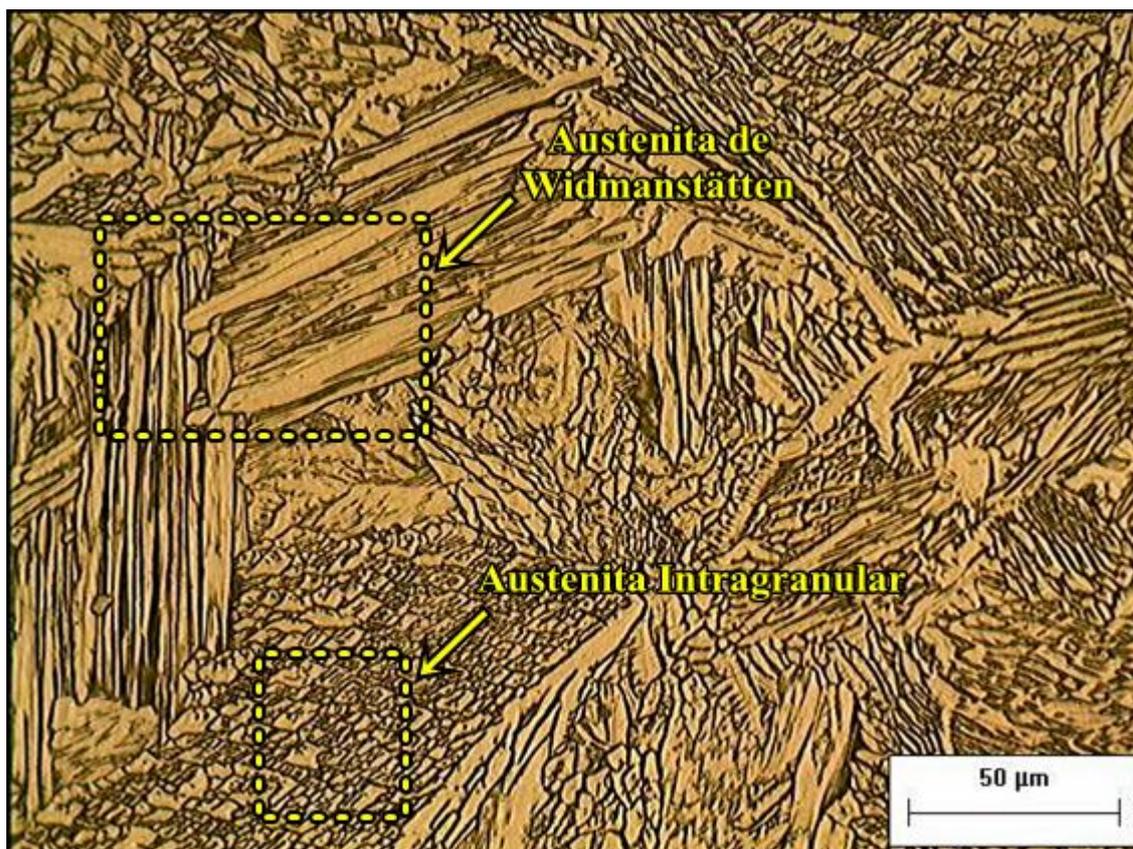
Figura 5.54. Montagem da amostra dissimilar F6.



a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável ferrítico apresentando austenita intergranular e grãos de ferrita, respectivamente c) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita intergranular; d) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita de Widmanstätten; e) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável austenítico apresentando ferrita vermicular; f) Ampliação da microestrutura da zona fundida apresentando austenita intergranular; g) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável ferrítico, apresentando austenita intergranular; h) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita intergranular e austenita de Widmanstätten; (Ataque: Behara aquecido a 60°C e HNO₃). Fonte: Autor.

A homogeneidade resultante é característica de uma maior mistura dos materiais utilizados durante a soldagem, possibilitando obter uma zona fundida com microestruturas típicas duplex, como por exemplo, austenita alotriomórfica de contorno de grão, intragranular e de Widmanstätten, conforme apresentado na Figura 5.55 e 5.56.

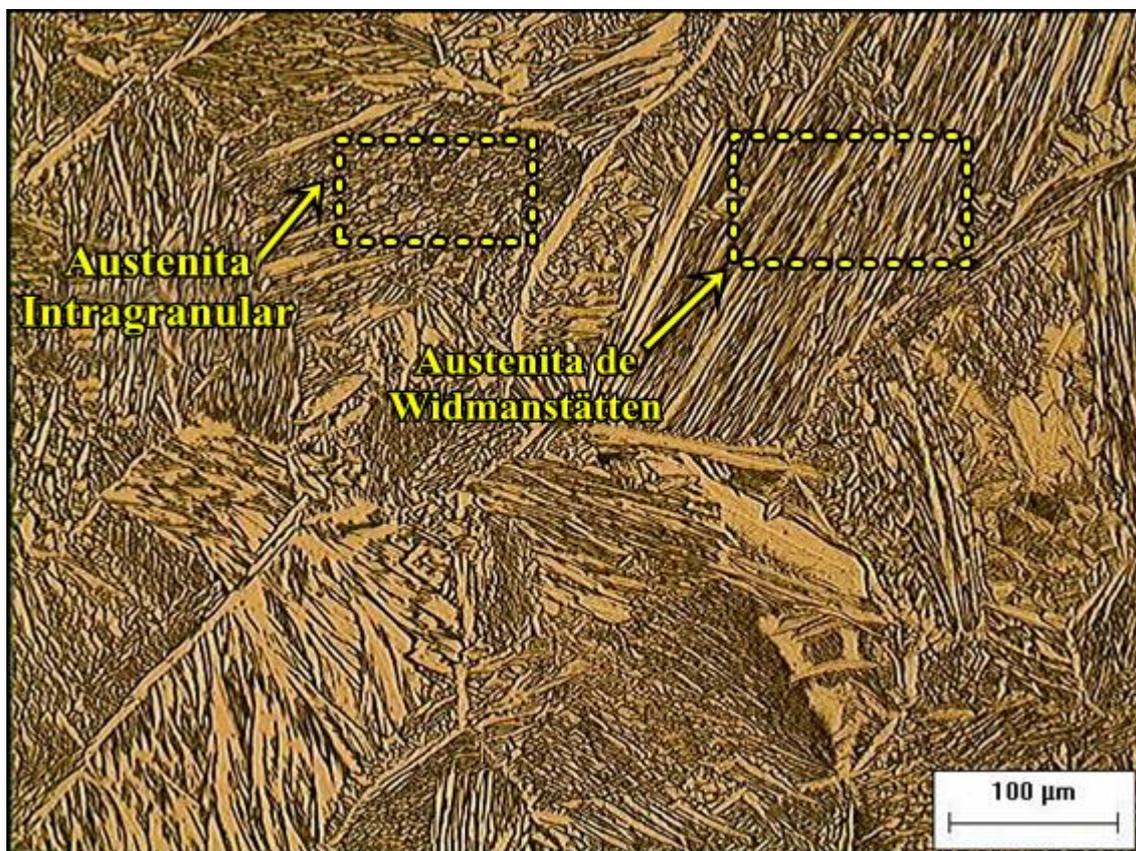
Figura 5.55. Microestrutura típica duplex apresentada na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6 (1).



(Reagente Behara aquecido a 60°C e HNO₃; aumento de 500 X).

Fonte: Autor.

Figura 5.56. Microestrutura típica duplex apresentada na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6 (2).

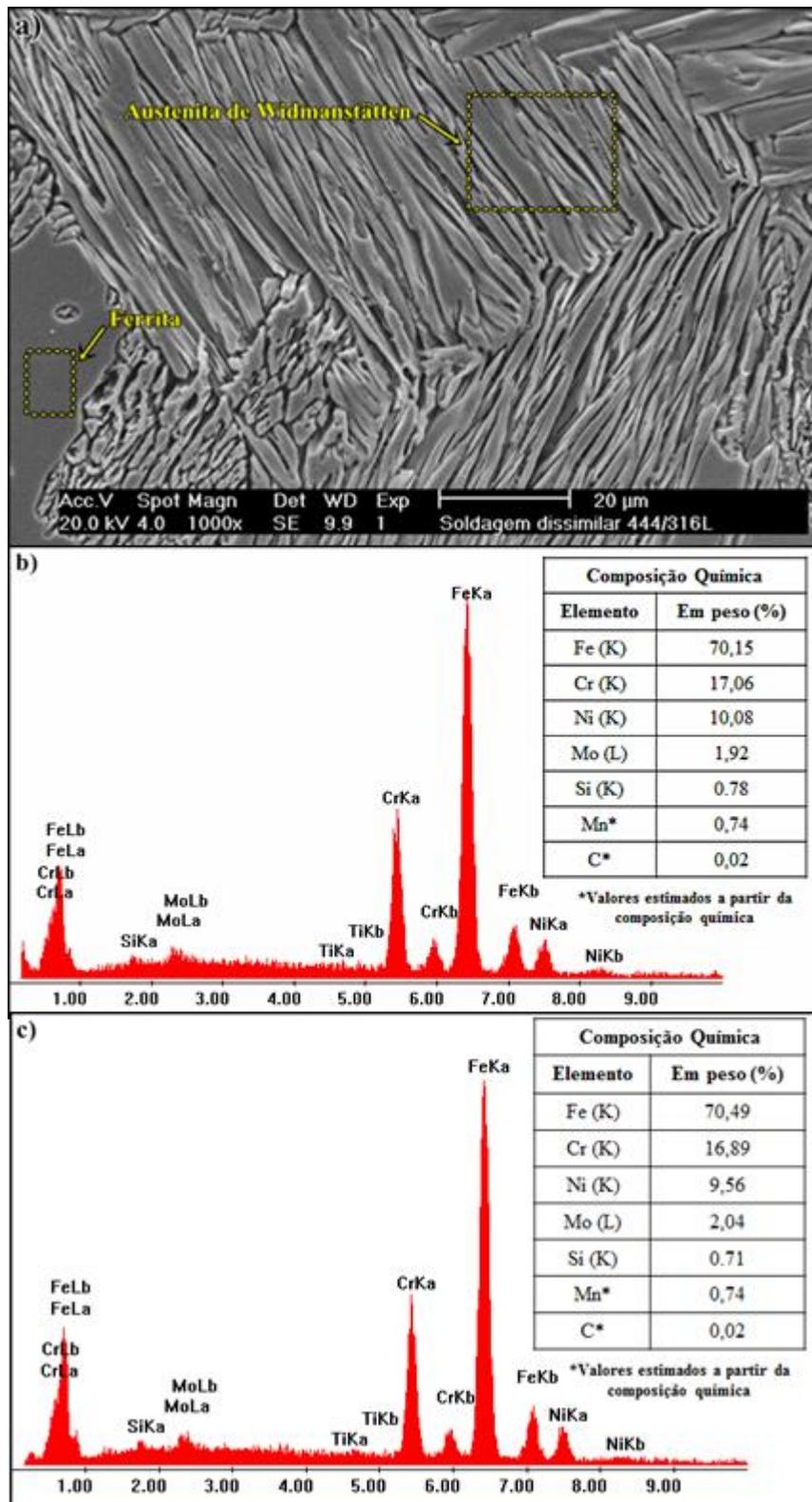


(Reagente Behara aquecido a 60°C e HNO₃; aumento de 200 X).

Fonte: Autor.

Utilizando a Equação 5.1 e baseando-se na composição química apresentada nas regiões analisadas da Figura 5.57, temos que a temperatura M_i equivalente às microestruturas austenítica de Widmanstätten e ferrítica é de aproximadamente -114,2°C e -37,9°C, respectivamente.

Figura 5.57. Análise por meio de MEV e EDS da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F6.



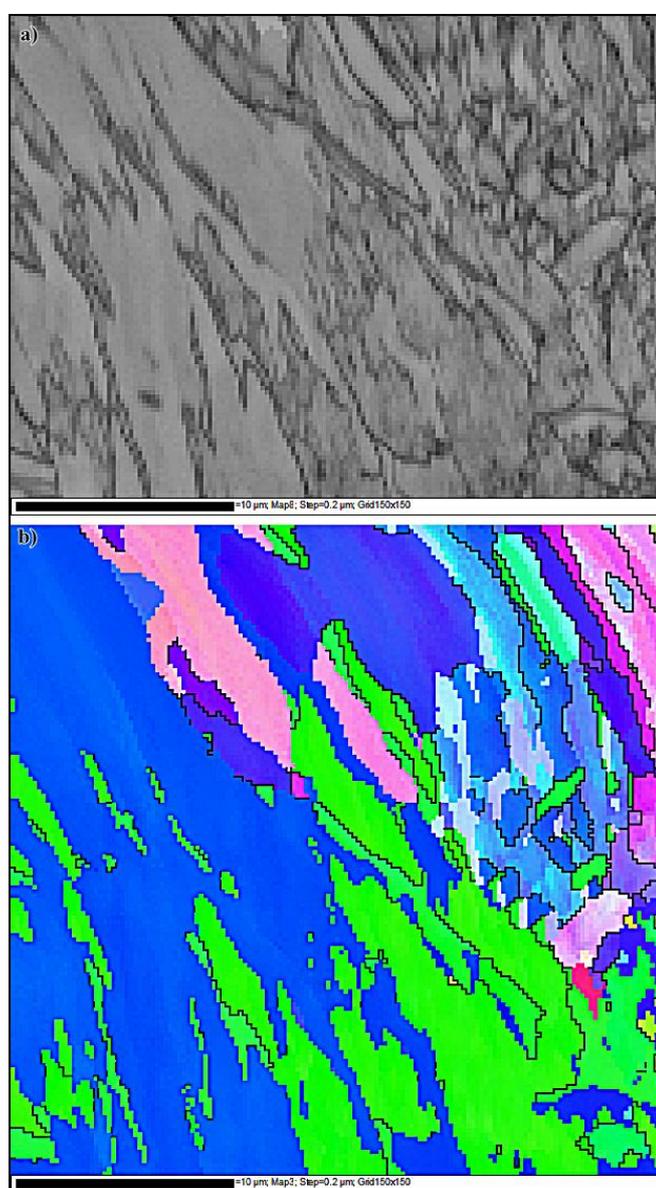
a) Imagem de MEV da microestrutura composta por austenita e ferrita; b) Análise química por EDS da microestrutura austenítica e c) Análise química por EDS da microestrutura ferrítica.

Fonte: Autor.

Para auxiliar na confirmação com maior precisão da microestrutura resultante na zona fundida da amostra soldada com frequência F6, foram construídos mapas de orientação utilizando EBSD, como pode ser observado na Figura 5.58.

Diferentemente do apresentado nos mapas de orientação das amostras dissimilares soldadas com frequências F0 e F4, o mapa apresentado na Figura 5.58 identificou todas as fases presentes na zona fundida da referida amostra. Através destes mapas foi possível confirmar a presença de austenita e ferrita, conforme observado pelas análises realizadas por meio de MEV e EDS.

Figura 5.58. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar F6.

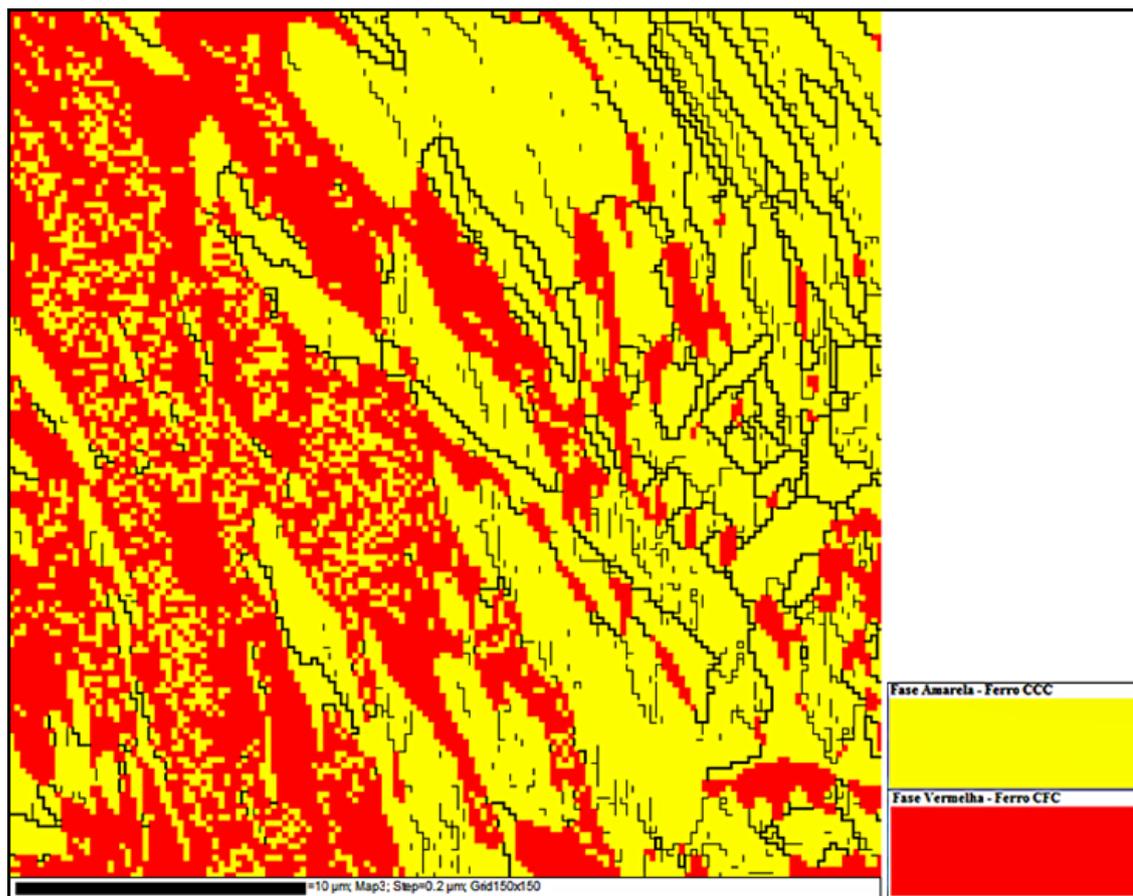


a) Imagem do padrão de qualidade (EBSD); b) Imagem da orientação cristalográfica.

Fonte: Autor.

A microestrutura típica duplex, apresentando austenita e ferrita, pode ser observada por meio da Figura 5.59. Portanto, como na soldagem dos corpos de prova utilizando frequência F6 não houve formação de martensita, pode-se afirmar que o referido mapa apresenta as proporções reais de austenita e ferrita.

Figura 5.59. Análise de EBSD da região da zona fundida da amostra dissimilar soldada com F6 apresentando ferrita austenita.



Fonte: Autor.

5.4.3.5 Caracterização da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F8

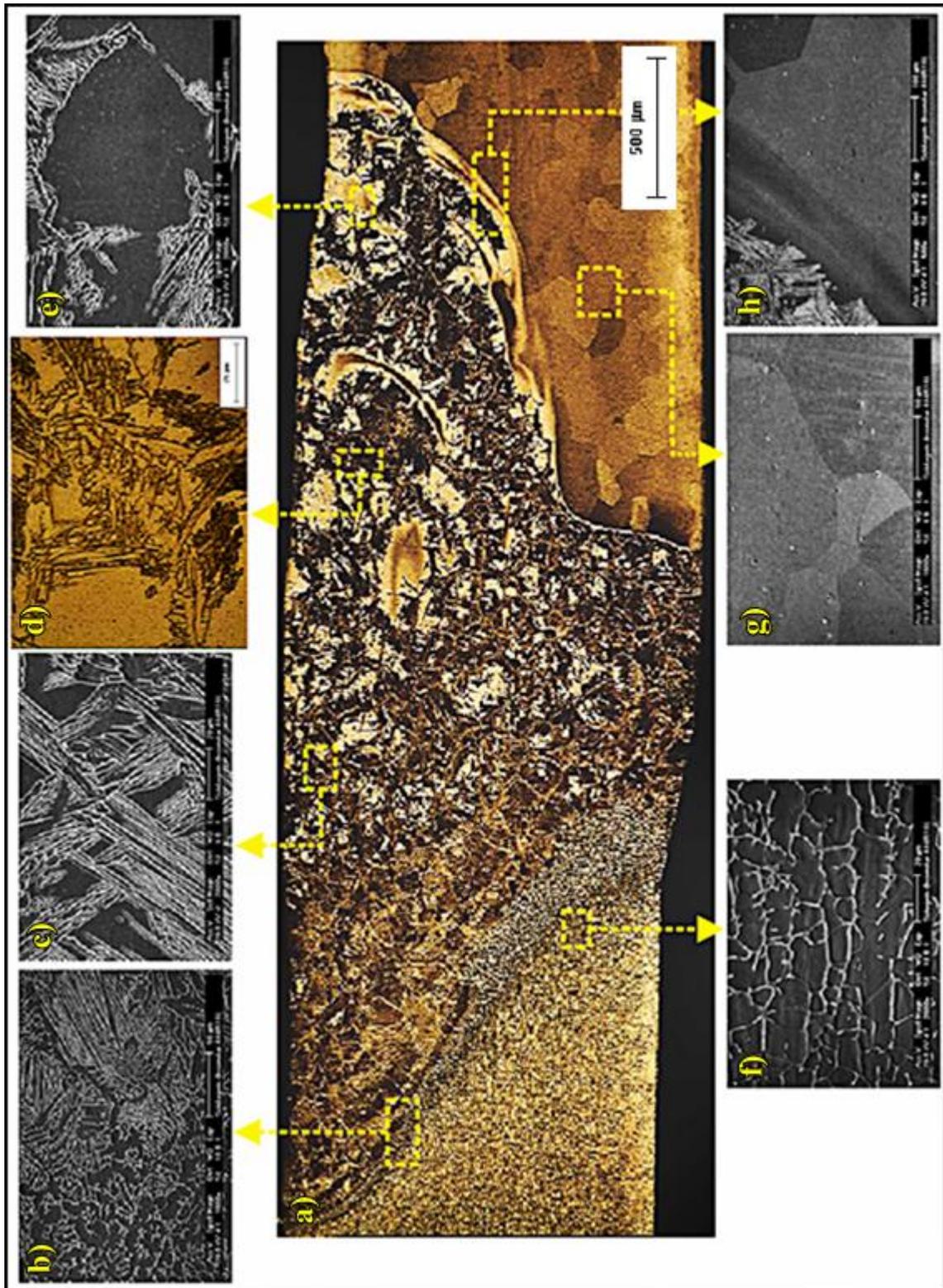
A utilização da frequência F8 também permitiu conferir à zona fundida das amostras uma maior homogeneidade da microestrutura e com grãos mais fragmentados, quando comparado aos grãos obtidos nas soldagens com frequências F0, F2 e F4.

As diversas regiões da amostra dissimilar soldada com frequência F8 podem ser observadas na montagem feita a partir das seções transversais obtidas pelo microscópio óptico e pelo MEV, conforme apresentado na Figura 5.60. A Figura 5.6 (a) ilustra a obtenção de um

perfil uniforme da zona fundida, indicando que o arco ficou bem distribuído sobre as duas chapas. Então, com o arco distribuído de maneira mais uniforme, pode-se afirmar que a diluição foi de aproximadamente 50% e com isso, o níquel na zona fundida foi maior, resultando numa microestrutura duplex ($\delta + \gamma$), como pode ser observado nas Figuras 5.60 (c), 5.60 (d) e 5.60 (e). Observou-se também a formação de ferrita lathy na interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável austenítico, e nesta última região verificou-se a presença de ferrita δ , bem como a formação de grãos poligonais na ZAC do aço inoxidável ferrítico, como pode ser verificado nas Figuras 5.60 (b), 5.60 (f) e 5.60 (g).

Além disso, uma maior agitação da poça resultou numa maior homogeneidade de composição química, que por sua vez ocasionou numa microestrutura mais uniforme, mas não tanto quanto a F6, a princípio.

Figura 5.60. Montagem da amostra dissimilar F8.

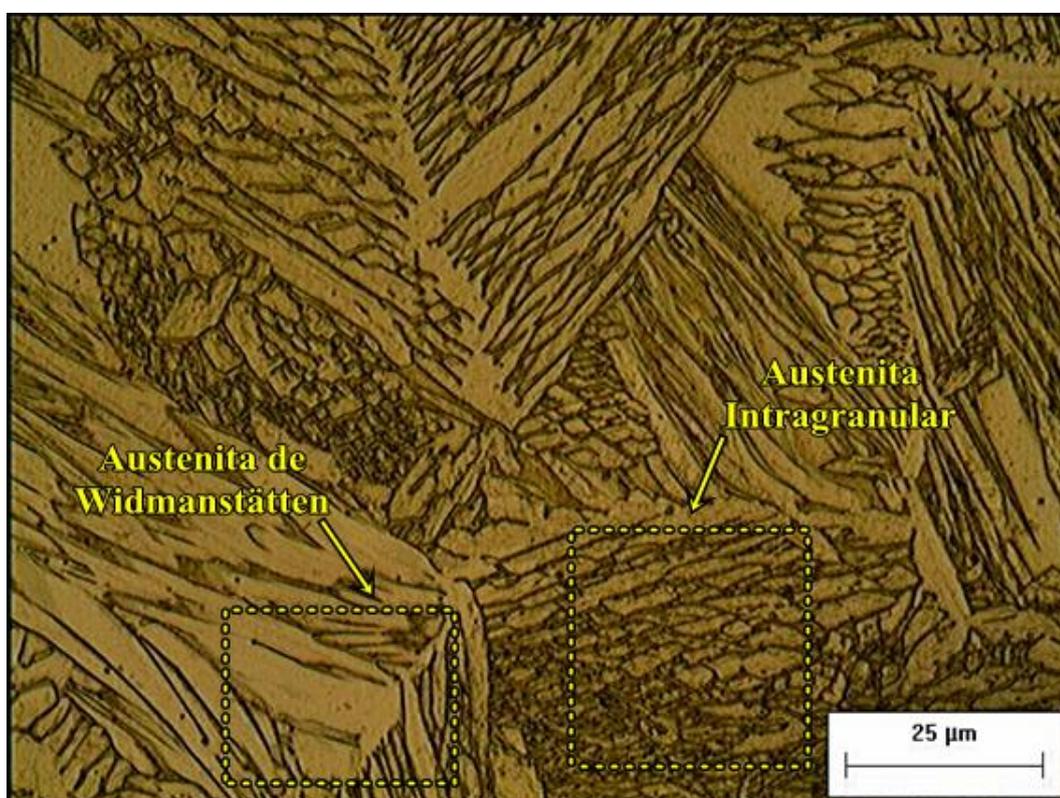


a) Macrografia da seção transversal; b) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC do aço inoxidável austenítico apresentando austenita intragranular e ferrita lathy c) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita de Widmanstätten; d) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita de Widmanstätten no contorno de grão; e) Microestrutura da zona fundida apresentando austenita de Widmanstätten; f) Microestrutura da ZAC do aço inoxidável austenítico apresentando ferrita δ ; g) Microestrutura da ZAC do aço inoxidável ferrítico apresentando grãos de ferrita poligonais; h) Microestrutura da interface entre a zona fundida e a ZAC; (Ataque: Behara aquecido a 60°C e HNO₃). Fonte: Autor.

Portanto, as análises realizadas na referida amostra possibilitaram observar que a soldagem utilizando frequência mais elevada não atuou de maneira a formar uma zona fundida mais homogênea em relação à obtida na amostra soldada com frequência F6, embora tenha sido mais homogênea se comparado com a F0, F2 e F4.

A homogeneidade observada é proveniente de uma maior mistura dos materiais, o que possibilitou obter uma zona fundida com microestruturas características duplex, como por exemplo, austenita de Widmanstätten, intragranular e alotriomórfica de contorno de grão, conforme apresentado na Figura 5.61.

Figura 5.61. Microestrutura típica duplex apresentada na zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F8.

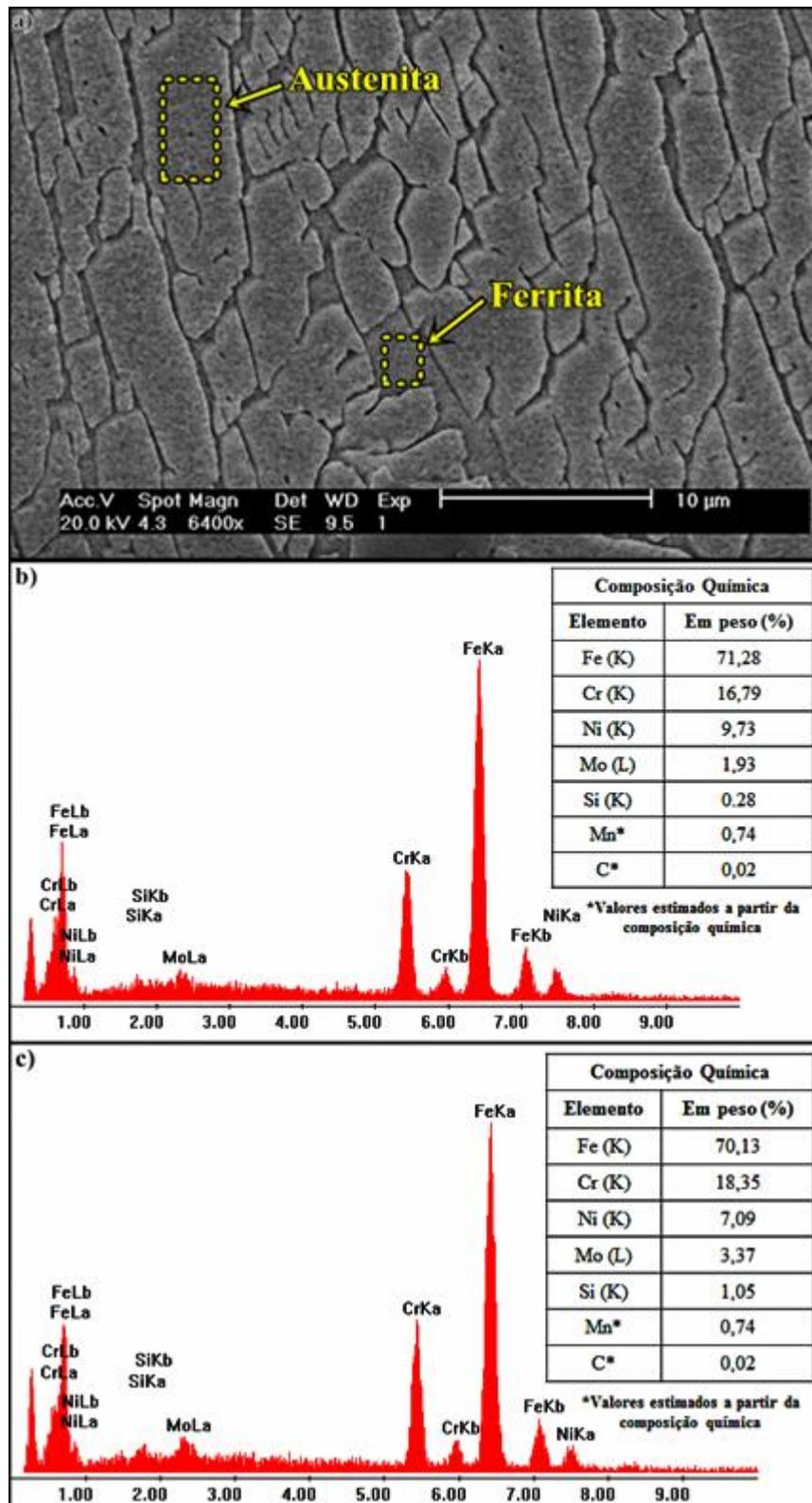


(Reagente Behara aquecido a 60°C e HNO₃; aumento de 1000 X).

Fonte: Autor.

Logo, análises utilizando a técnica de EDS permitiram identificar as estruturas ferríticas e austeníticas na zona fundida das amostras, conforme apresentado na Figura 5.62. Utilizando a Equação 5.1 a composição química apresentada nas regiões analisadas da Figura 5.62, tem-se que a temperatura M_i equivalente às microestruturas austenítica e ferrítica é de aproximadamente - 99,1°C e - 87,2°C, respectivamente.

Figura 5.62. Análise por meio de EDS e MEV da microestrutura da zona fundida da amostra dissimilar soldada com frequência F8.



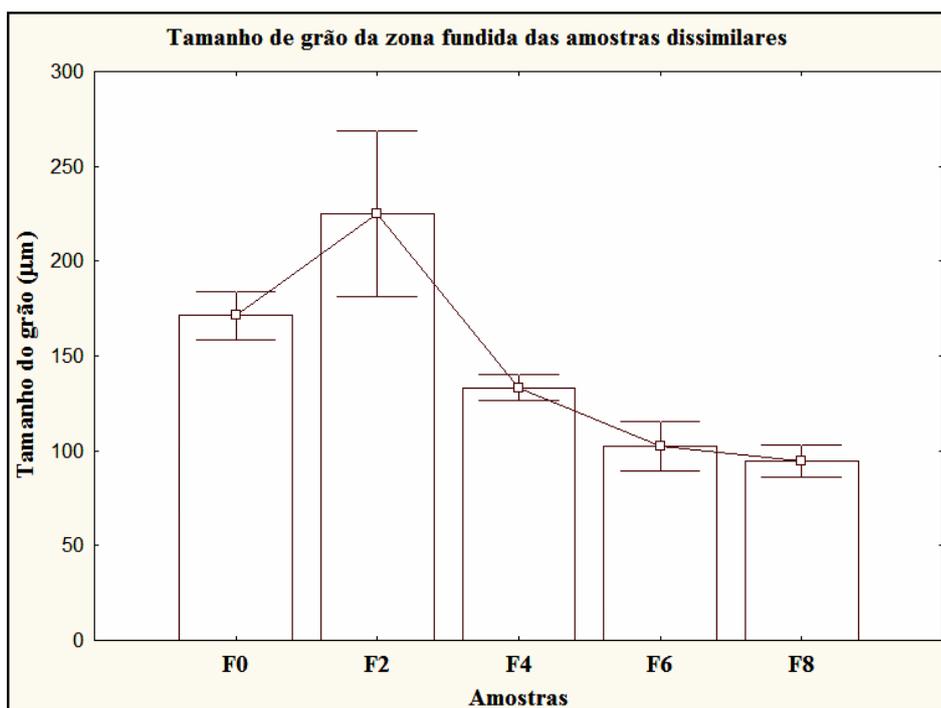
a) Imagem de MEV da microestrutura composta por austenita e ferrita; b) Análise química por EDS da microestrutura austenítica e c) Análise química por EDS da microestrutura ferrítica.

Fonte: Autor.

5.4.3.6 Tamanho de grão da zona fundida das amostras dissimilares

Após realizar a soldagem dissimilar entre o aço inoxidável austenítico AISI 316L e o aço inoxidável ferrítico, observou-se uma redução dos grãos. Esta redução pode ser associada à transformação de fases, sendo esta consequência da variação da frequência de pulsação. Esta redução mostrou-se mais efetiva nas amostras soldadas com frequência F6 e F8, como pode ser observado na Figura 5.63. A medição do tamanho de grão foi realizada com base na norma ASTM E112 – 12 (*Standard Test Methods of Determining Average Grain Size*), em que foi considerado a média entre as duas maiores diagonais dos grãos medidos nessa região.

Figura 5.63. Média do tamanho de grão da zona fundida das amostras dissimilares.



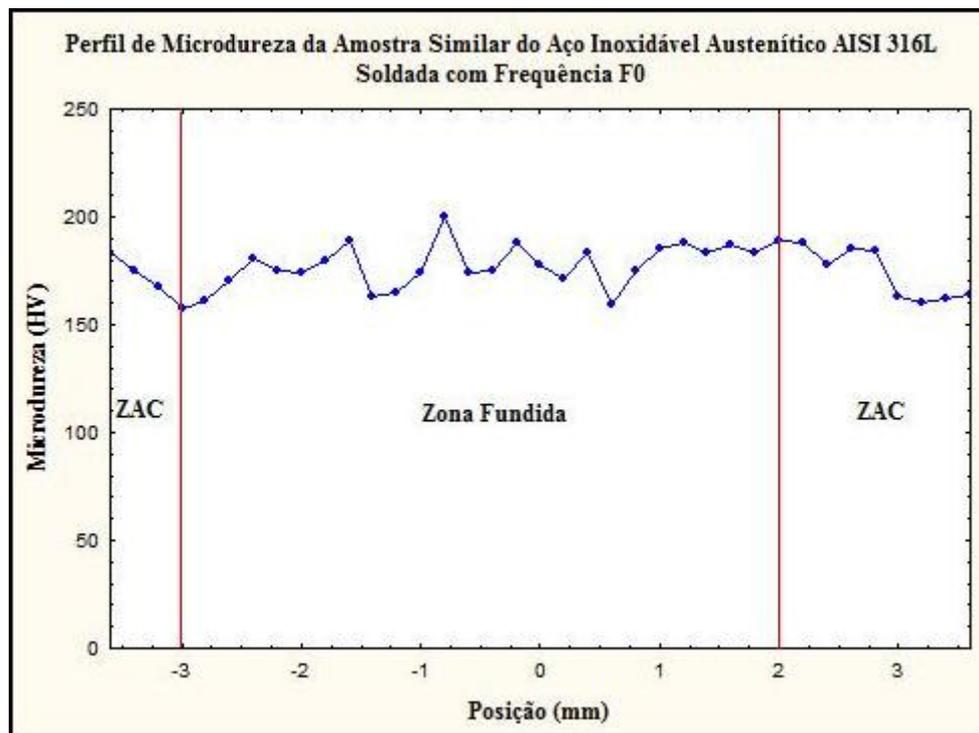
Fonte: Autor.

5.5 PERFIS DE MICRODUREZA

Sabendo-se que após o procedimento de soldagem ambos os materiais sofrem alterações em suas propriedades mecânicas, foram realizados ensaios de microdureza nas amostras soldadas, que por sua vez obedeceram à norma ASTM E 384 – 10. O ensaio foi realizado sobre a seção transversal em toda extensão das amostras.

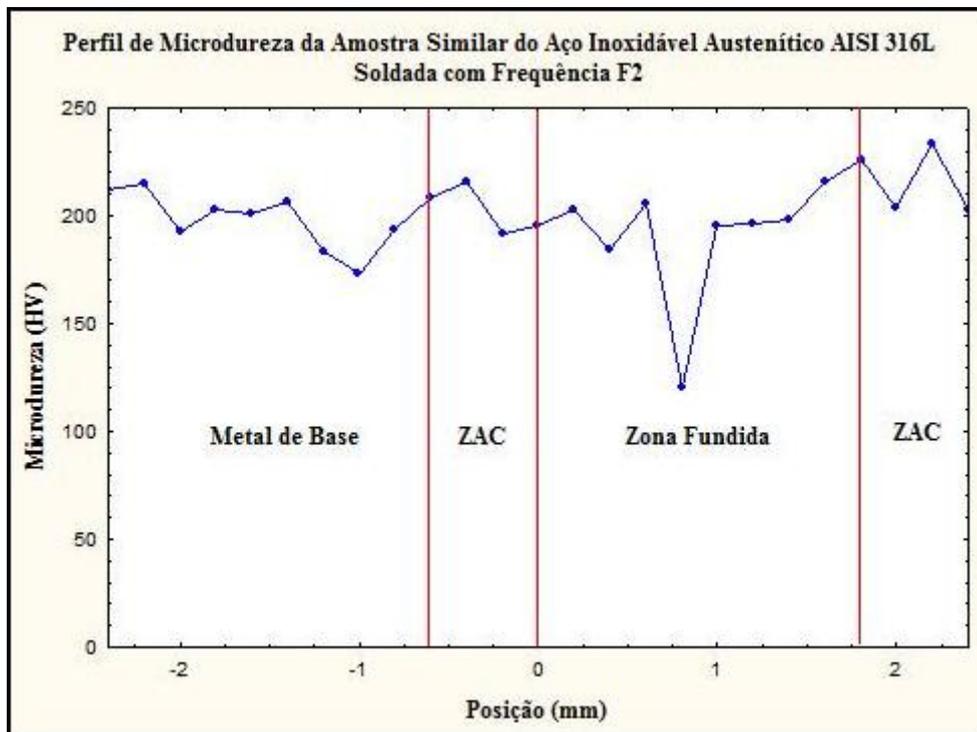
Ao analisar a microestrutura obtida na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L, observou-se a presença de ferrita vermicular e acicular. Verificou-se também a diferença dos valores das microdurezas obtidas nas regiões onde as referidas microestruturas estavam presentes. Estes valores podem ser observados nas Figuras 5.64, 5.65, 5.66, 5.67 e 5.68.

Figura 5.64. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F0.



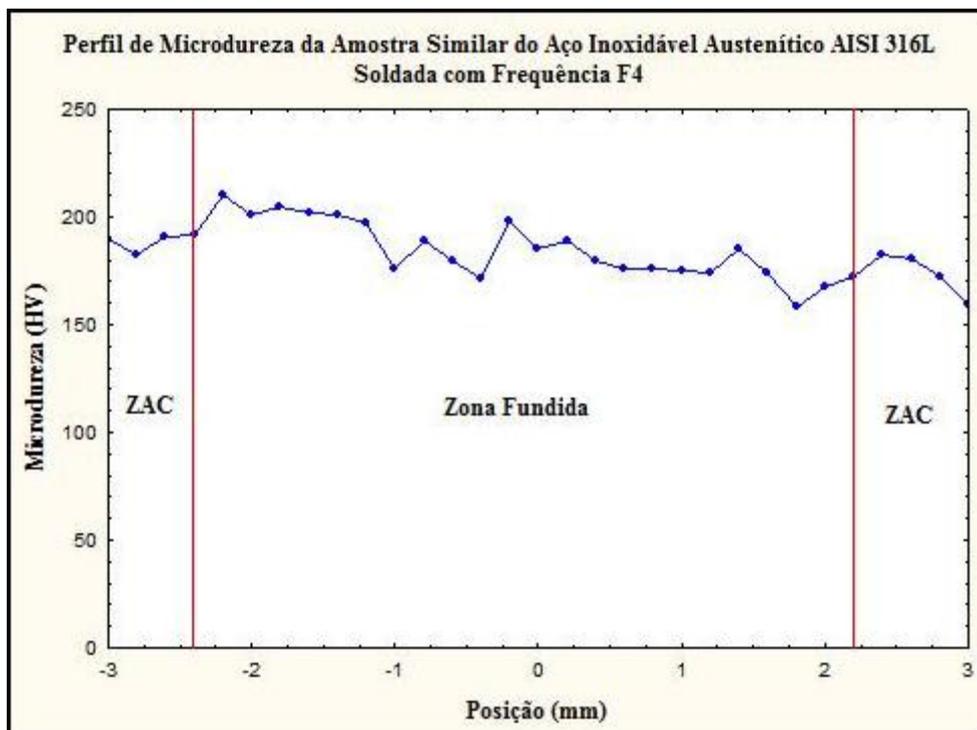
Fonte: Autor.

Figura 5.65. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F2.



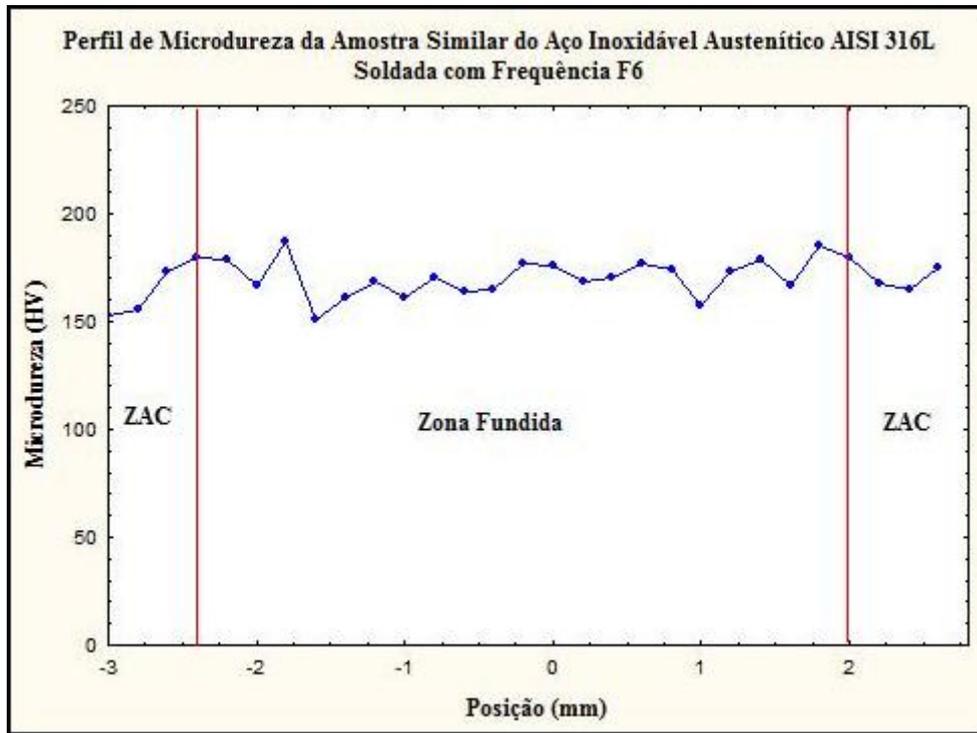
Fonte: Autor.

Figura 5.66. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F4.



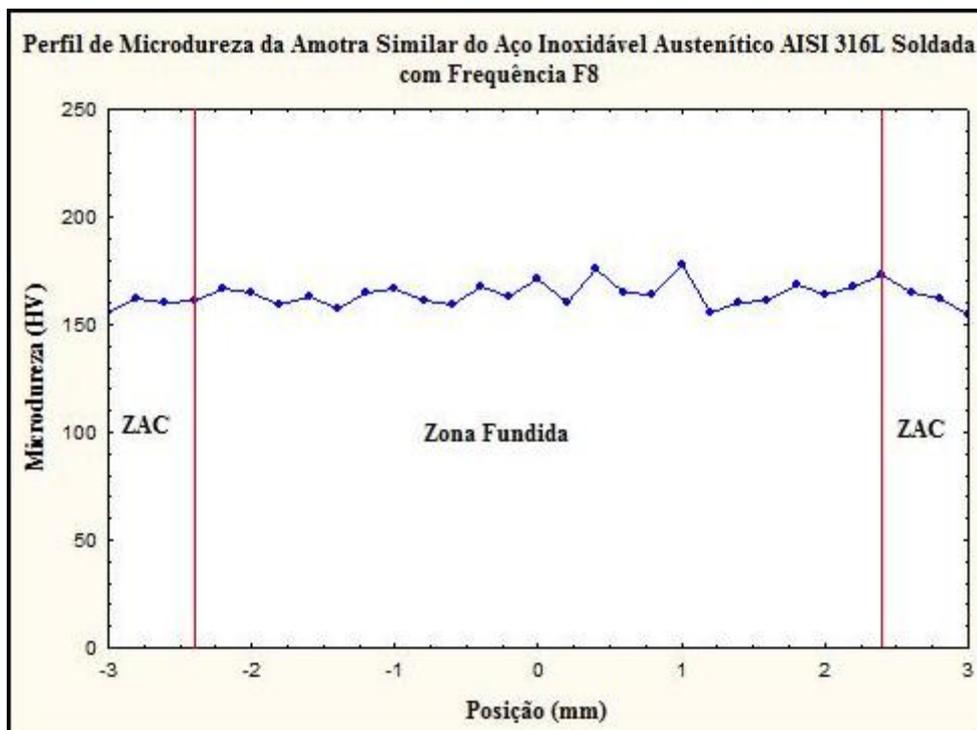
Fonte: Autor.

Figura 5.67. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F6.



Fonte: Autor.

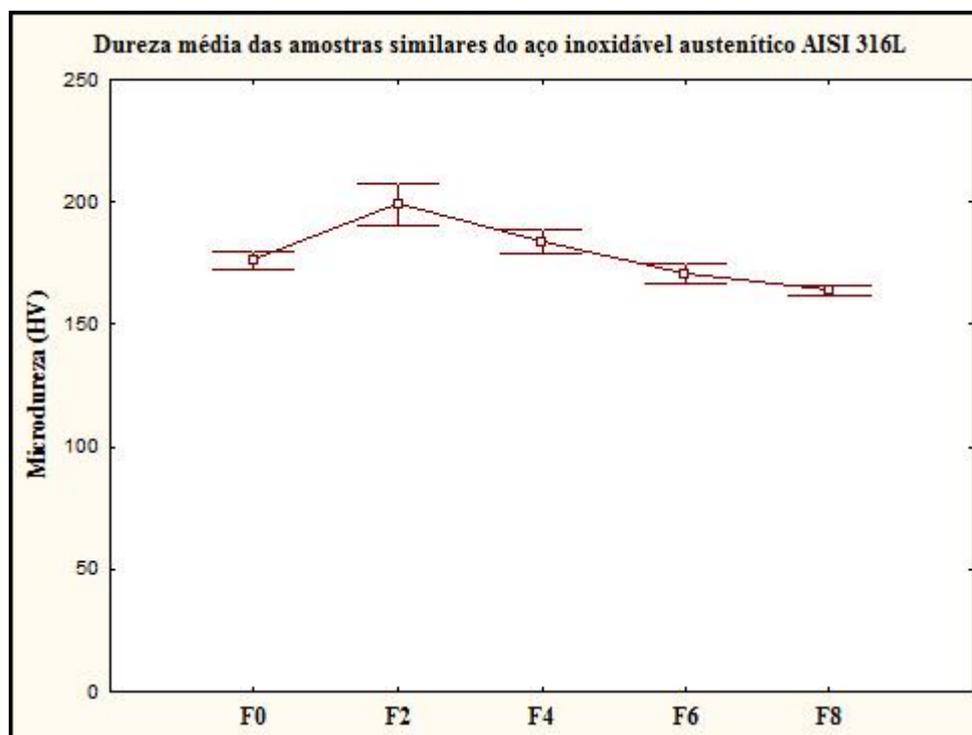
Figura 5.68. Perfil de microdureza das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L soldadas com frequência F8.



Fonte: Autor.

O comportamento do perfil médio de dureza ao longo da zona fundida das referidas amostras pode ser observado através da Figura 5.69.

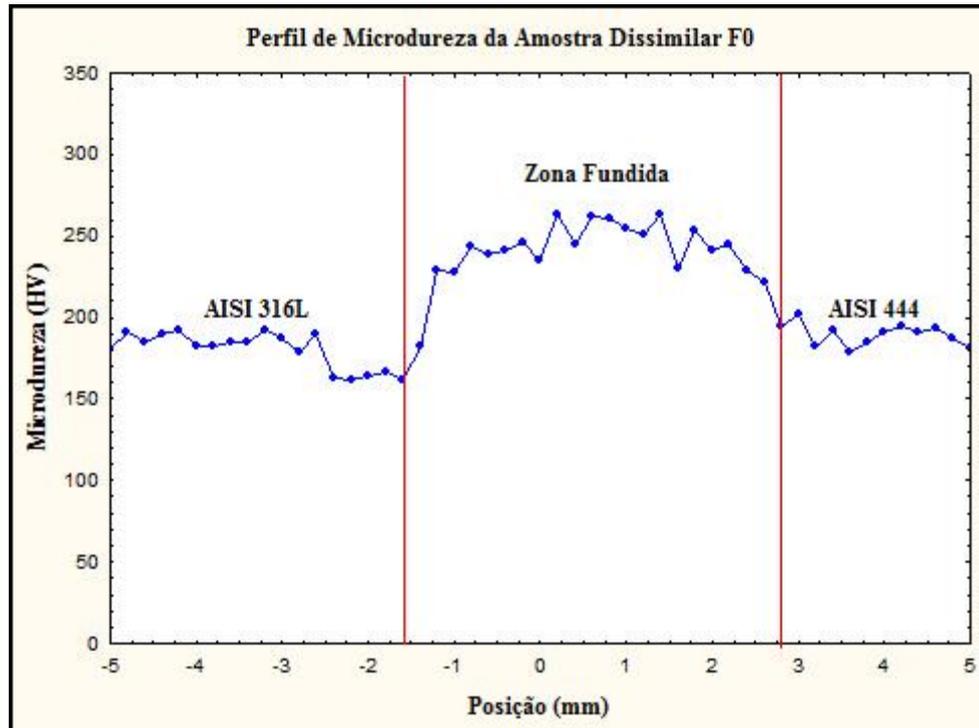
Figura 5.69. Dureza média da zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



Fonte: Autor.

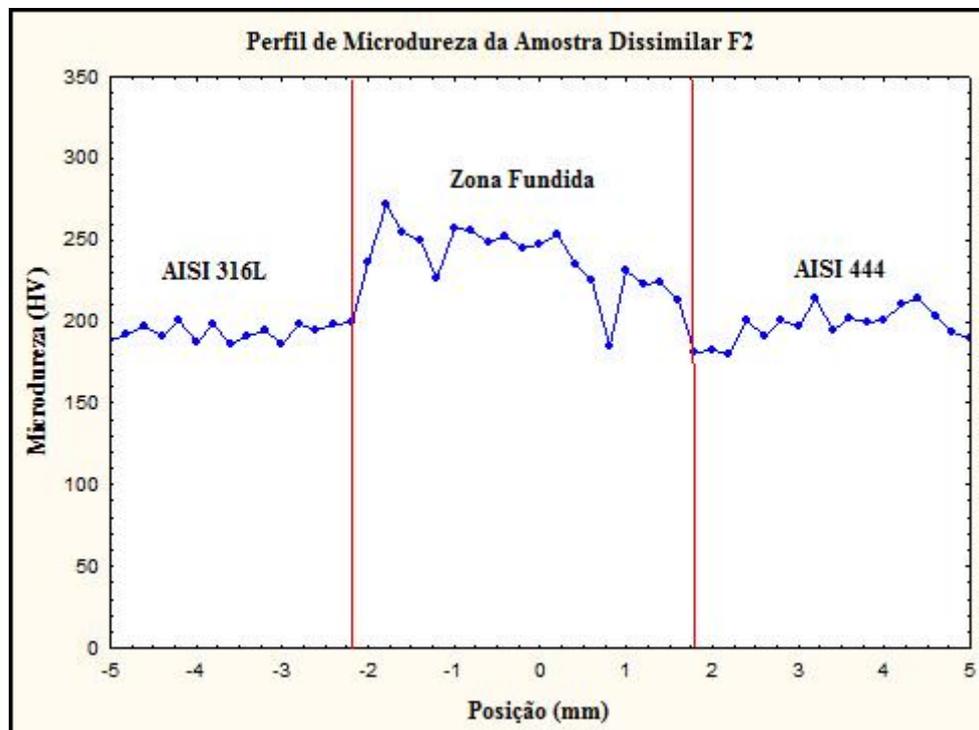
As Figuras 5.70, 5.71, 5.72, 5.73 e 5.74 apresentam os perfis de microdureza obtidos das amostras dissimilares de acordo com a frequência de pulsação utilizada durante o processo de soldagem.

Figura 5.70. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F0.



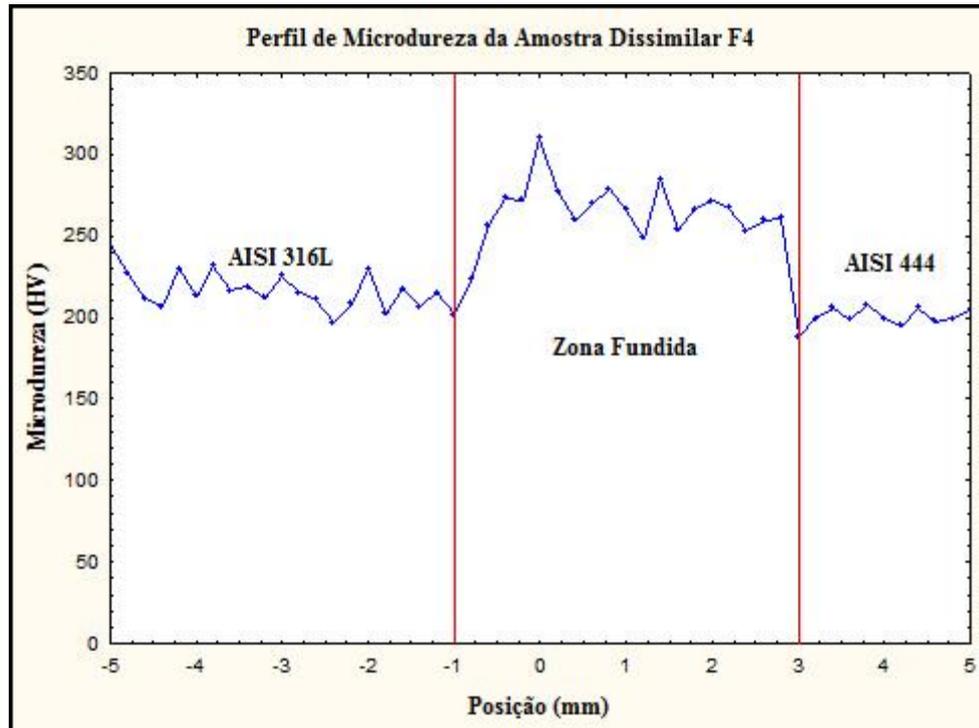
Fonte: Autor

Figura 5.71. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F2.



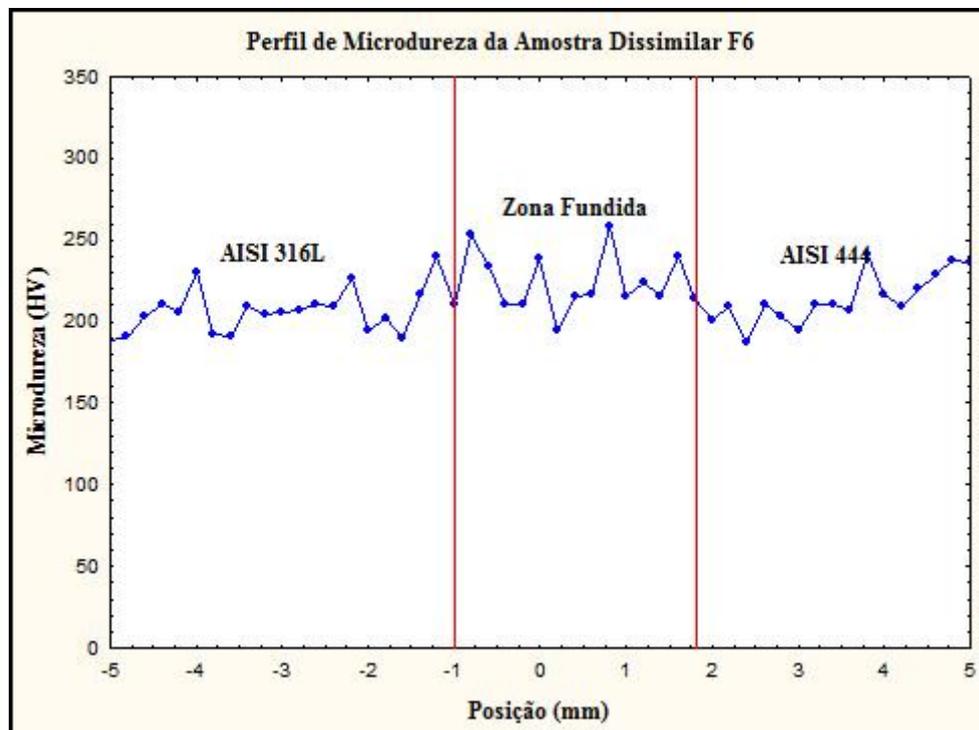
Fonte: Autor.

Figura 5.72. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F4.



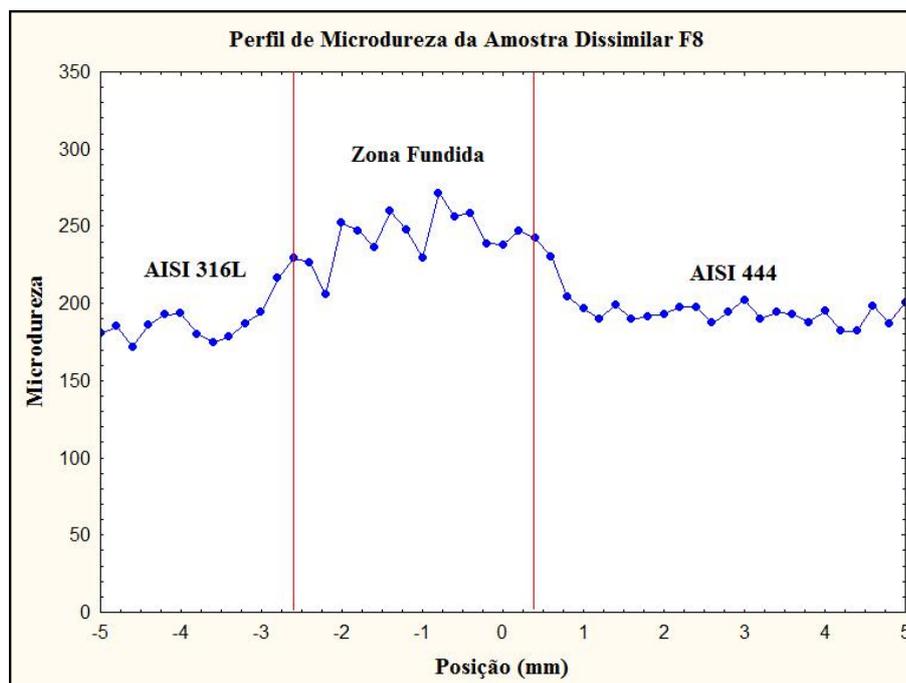
Fonte: Autor.

Figura 5.73. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F6.



Fonte: Autor.

Figura 5.74. Perfil de microdureza da amostra dissimilar soldada com frequência F8.

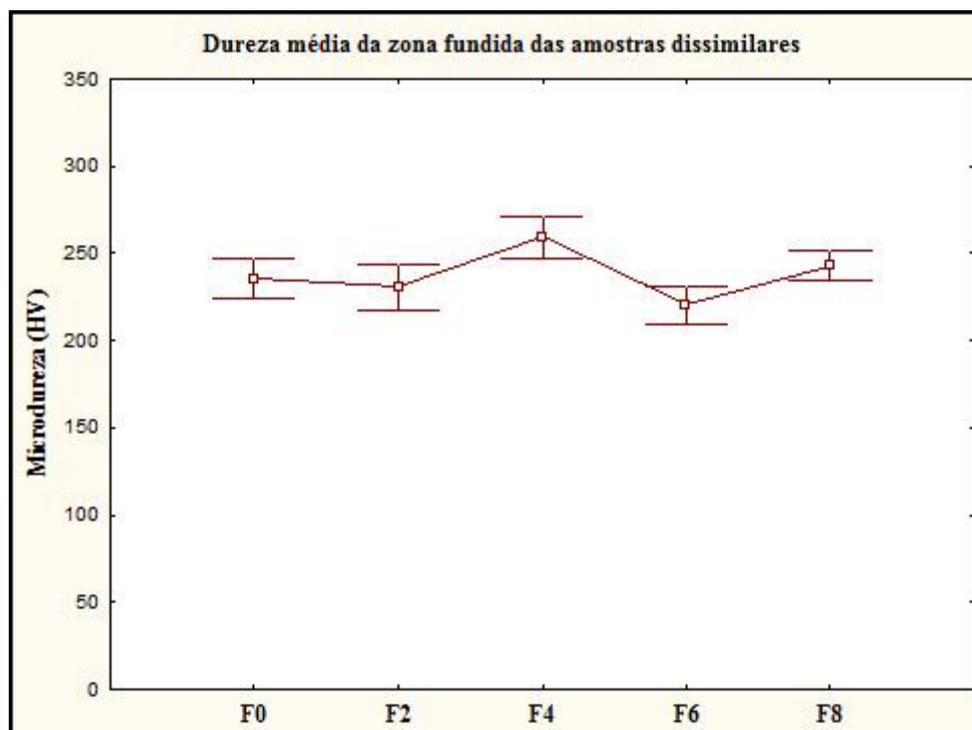


Fonte: Autor.

Os ensaios de microdureza realizados ao longo da seção transversal das amostras, desde o metal de base do aço AISI 316L até o metal de base do aço AISI 444 revelaram que em termos de dureza média, os aços inoxidáveis foram afetados pelas condições operacionais relacionadas com a variação da frequência de pulsação utilizadas durante o processo de soldagem.

O comportamento médio do perfil de dureza ao longo da zona fundida pode ser observado através da Figura 5.75.

Figura 5.75. Dureza média da zona fundida das amostras dissimilares.



Fonte: Autor.

5.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Com o objetivo de avaliar o comportamento mecânico dos aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L soldados através do processo TIG autógeno utilizando corrente pulsada, foram realizados ensaios de tração a fim de determinar as propriedades e o comportamento mecânico das ligas.

Para a realização dos ensaios foram confeccionados corpos de prova na seção transversal da soldagem, com dimensões de acordo com a norma ASTM E8/E8M – 11, sendo divididos entre as soldagens similares dos aços AISI 444 e AISI 316L e a dissimilar realizada entre essas ligas. As curvas tensão *versus* deformação das amostras similares e dissimilares serão apresentadas nas seções a seguir.

5.6.1 Ensaio de tração das amostras similares

Conforme apresentado em seções anteriores, o aço inoxidável ferrítico tem como característica o crescimento de grão. O crescimento de grão característico destes aços está relacionado à soldagem, pois de acordo com Villafuerte *et al* (1990), o calor da soldagem

favorece a formação de grãos grosseiros, bem como a solidificação e ausência de transformação de fases no estado sólido.

5.6.1.1 Ensaio de tração das soldagens similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444

O resultado do ensaio de tração realizado para os corpos de prova soldados são apresentados na Tabela 5.3 e nas Figuras 5.76, 5.77, 5.78, 5.79 e 5.80.

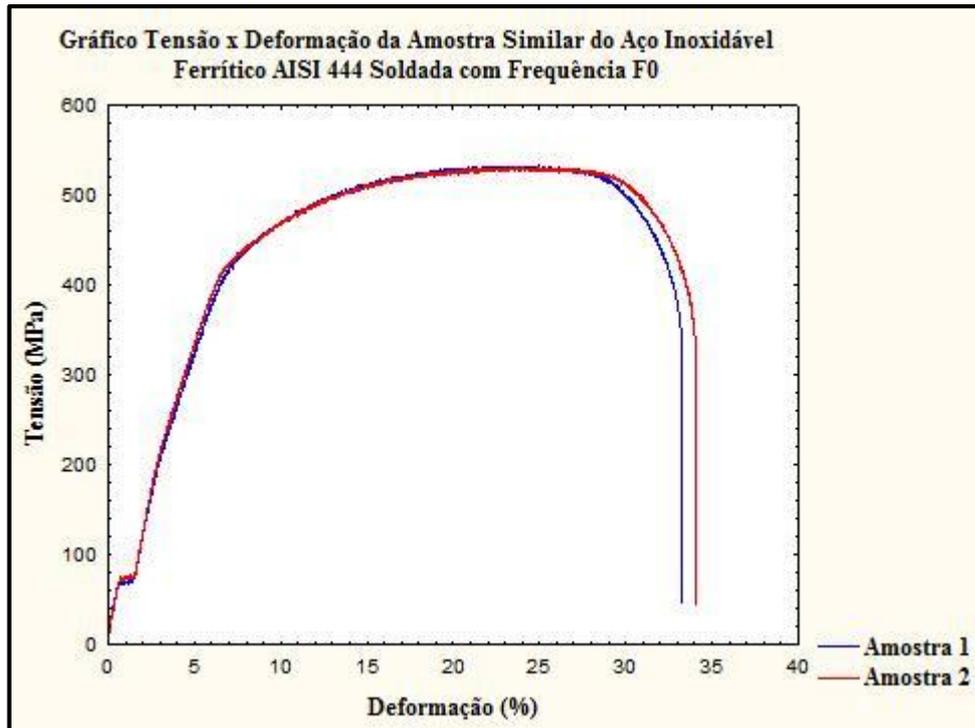
Por meio da Tabela 5.3, verifica-se que as propriedades mecânicas referentes aos corpos de prova soldados com frequências de 0 Hz, 2 Hz e 6 Hz e um dos corpos de prova soldado com frequência de 8 Hz foram reprovados por apresentaram valores abaixo daqueles estabelecidos pela norma ASTM A – 240. No entanto, apesar da referida norma ser adequada para materiais na condição como fornecido e não soldado, foi necessário utilizá-la como referência para os valores obtidos após o ensaio.

Tabela 5.3. Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados do aço inoxidável ferrítico AISI 444.

Frequência	Corpo de Prova	Propriedades Mecânicas			
		Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (após a ruptura) (%)
MB	1	32,33	530	388,02	31,25
	2	32,33	530	388,02	31,25
F0	1	9,60	531,42	72,64	34,38
	2	9,62	532,50	68,59	34,05
F2	1	9,88	515,67	62,28	33,53
	2	9,12	530,74	71,31	31,16
F4	1	99,91	500,11	359,45	31,26
	2	105,65	501,18	355,87	31,26
F6	1	82,04	374,47	232,85	26,54
	2	93,82	368,45	229,60	30,45
F8	1	82,34	407,84	276,79	28,77
	2	102,95	490,84	357,42	24,38

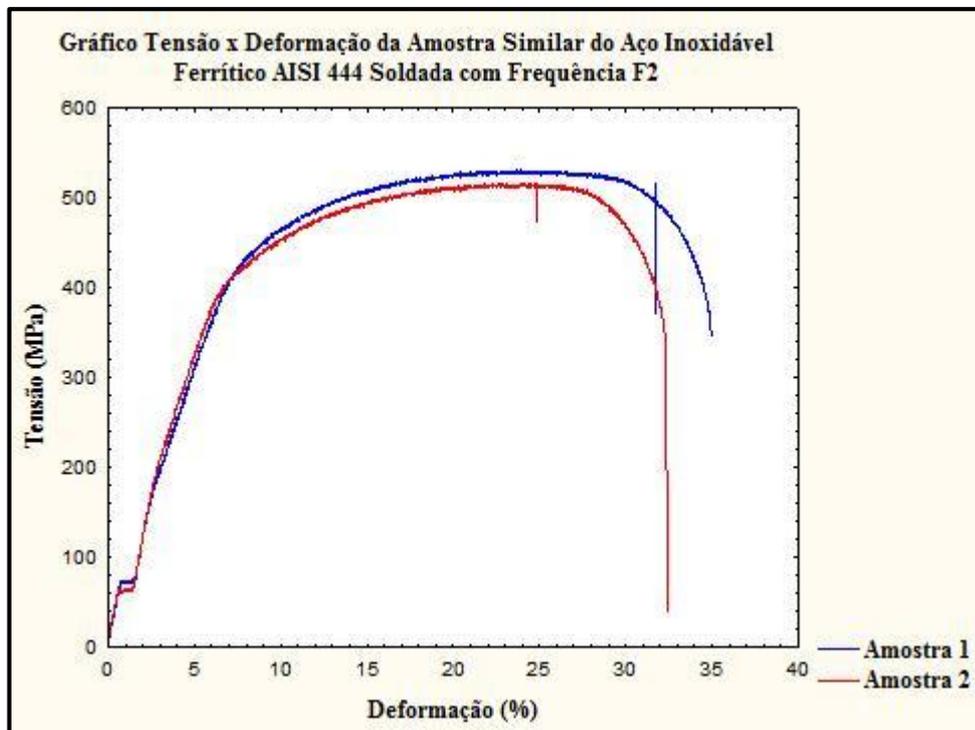
Fonte: Autor.

Figura 5.76. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F0.



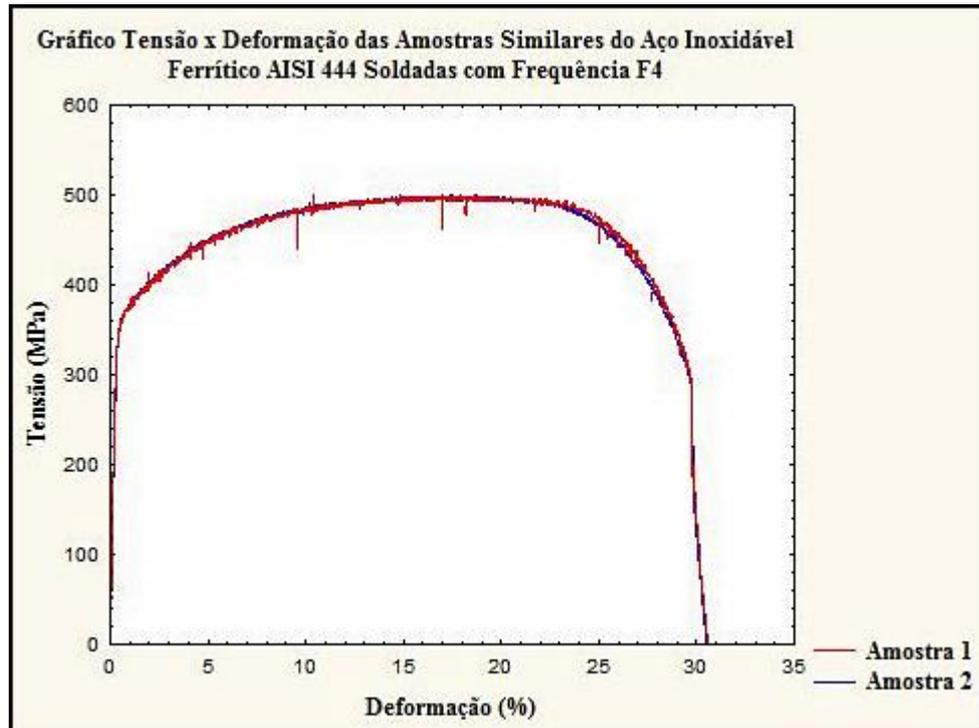
Fonte: Autor.

Figura 5.77. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F2.



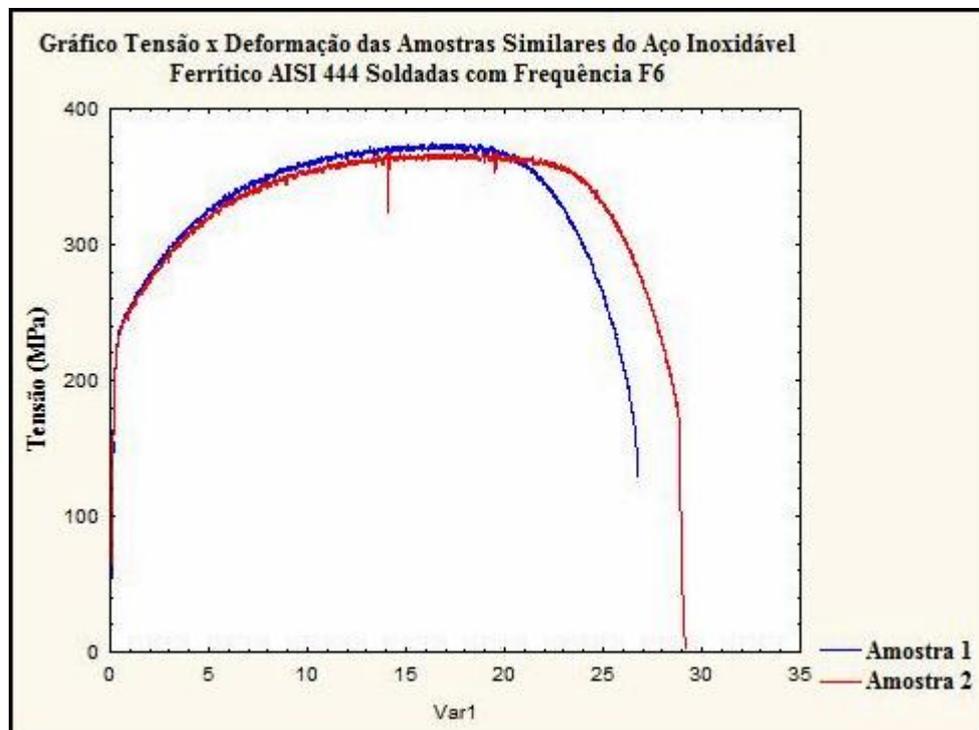
Fonte: Autor.

Figura 5.78. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F4.



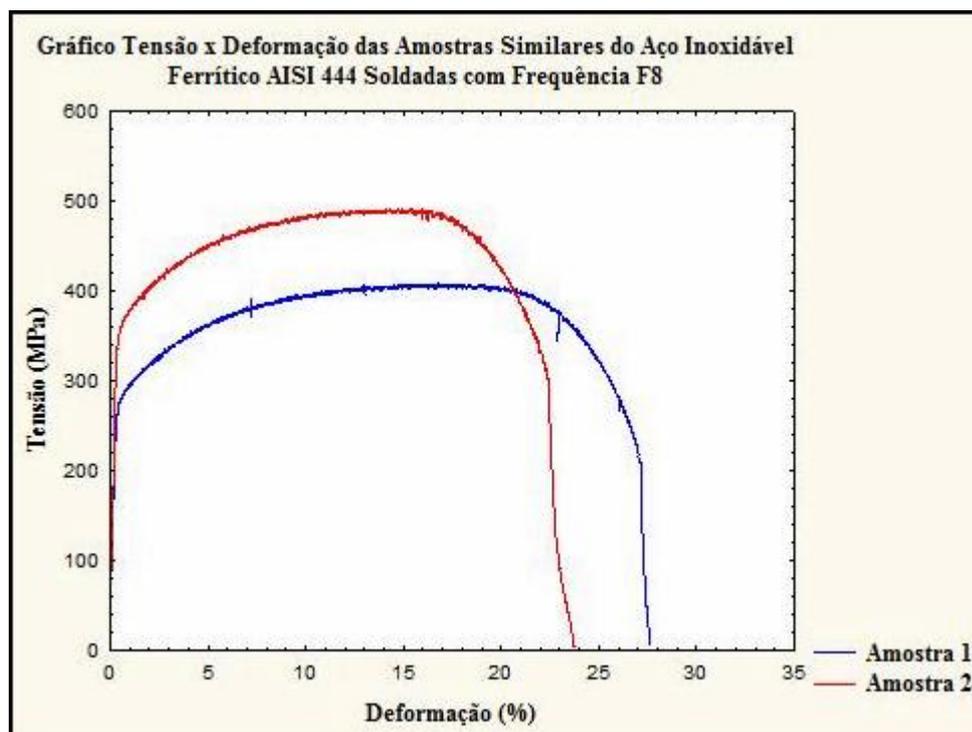
Fonte: Autor.

Figura 5.79. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F6.



Fonte: Autor.

Figura 5.80. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F8.

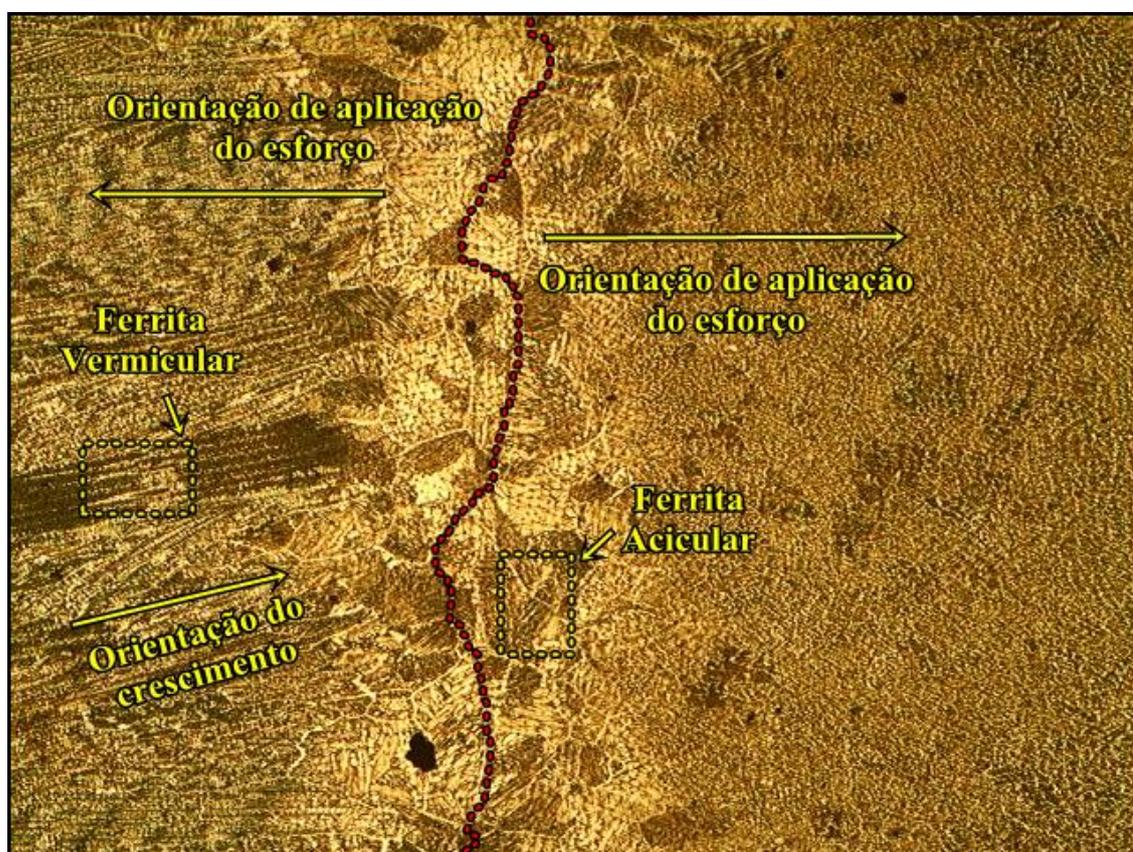


Fonte: Autor.

5.6.1.2 Ensaio de tração das soldagens similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L

O ensaio de tração realizado nos corpos de prova das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L permitiu observar que apesar deste aço apresentar propriedades mecânicas superiores ao do aço inoxidável ferrítico AISI 444, todas as rupturas ocorreram na zona fundida. Este fato pode ser explicado tanto pelo crescimento epitaxial em direção ao centro, favorecendo um crescimento competitivo dos grãos, iniciando na ferrita vermicular até a ferrita acicular presentes nessa região, como pela presença de contornos de grão de solidificação perpendicular à orientação de aplicação de esforço, como pode ser observado na Figura 5.81.

Figura 5.81. Orientação do crescimento epitaxial de grãos na zona fundida das amostras similares do aço inoxidável austenítico AISI 316L.



Amostra soldada com frequência F0.
(Reagente HNO₃; aumento de 50 X).
Fonte: Autor.

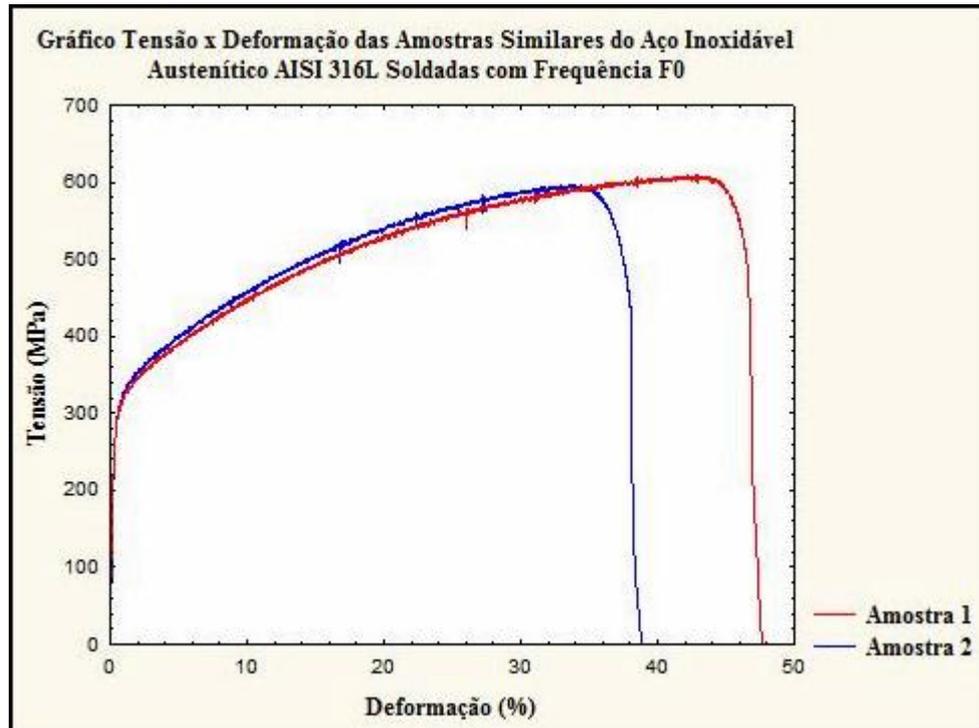
O resultado do ensaio de tração realizado para os corpos de prova soldados são apresentados na Tabela 5.4 e nas Figura 5.82, 5.83, 5.84, 5.85 e 5.86. Ao analisar a Tabela 5.4 pode-se observar que todos os corpos de prova ensaiados foram considerados aprovados por apresentarem propriedades mecânicas superiores àquelas estabelecidas pela norma ASTM A – 240.

Tabela 5.4. Propriedades mecânicas dos corpos de prova soldados do aço inoxidável austenítico AISI 316L.

Frequência	Corpo de Prova	Propriedades Mecânicas			
		Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (após a ruptura) (%)
MB	1	38,48	482	469,46	28,13
	2	38,48	482	469,46	28,13
F0	1	81,57	609,97	292,07	47,78
	2	83,36	596,07	294,68	39,59
F2	1	63,54	552,05	217,84	56,41
	2	85,64	676,37	344,43	54,41
F4	1	82,95	621,27	311,57	40,68
	2	83,29	660,16	316,15	54,59
F6	1	78,81	628,99	297,18	52,29
	2	79,58	647,45	319,77	51,35
F8	1	69,66	580,22	255,47	51,13
	2	80,48	643,01	304,95	51

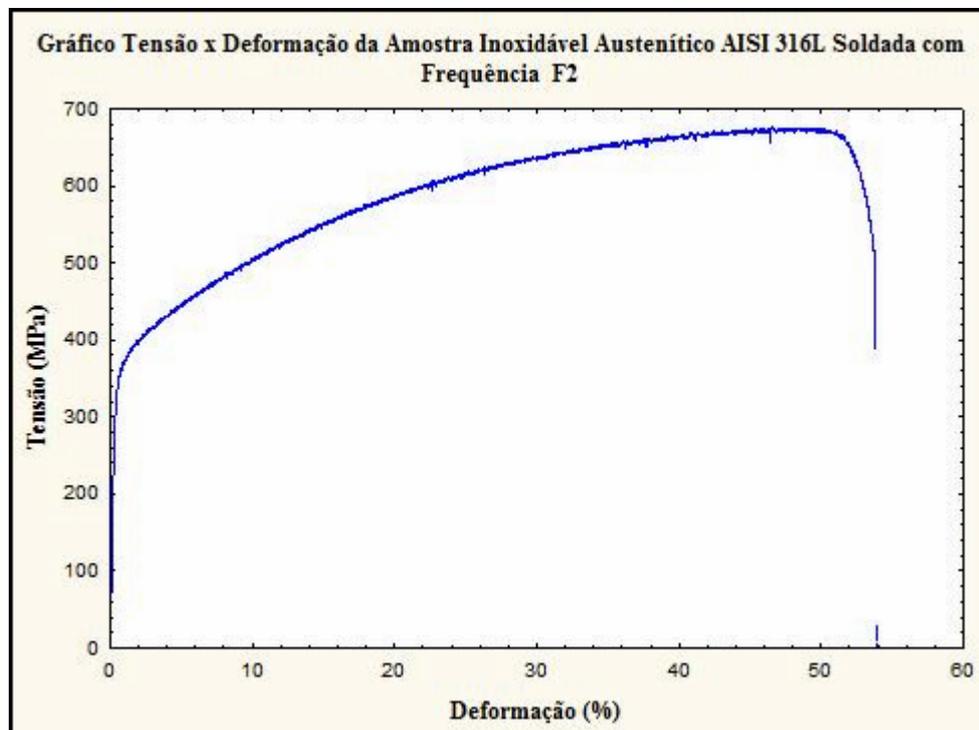
Fonte: Autor.

Figura 5.82. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F0.



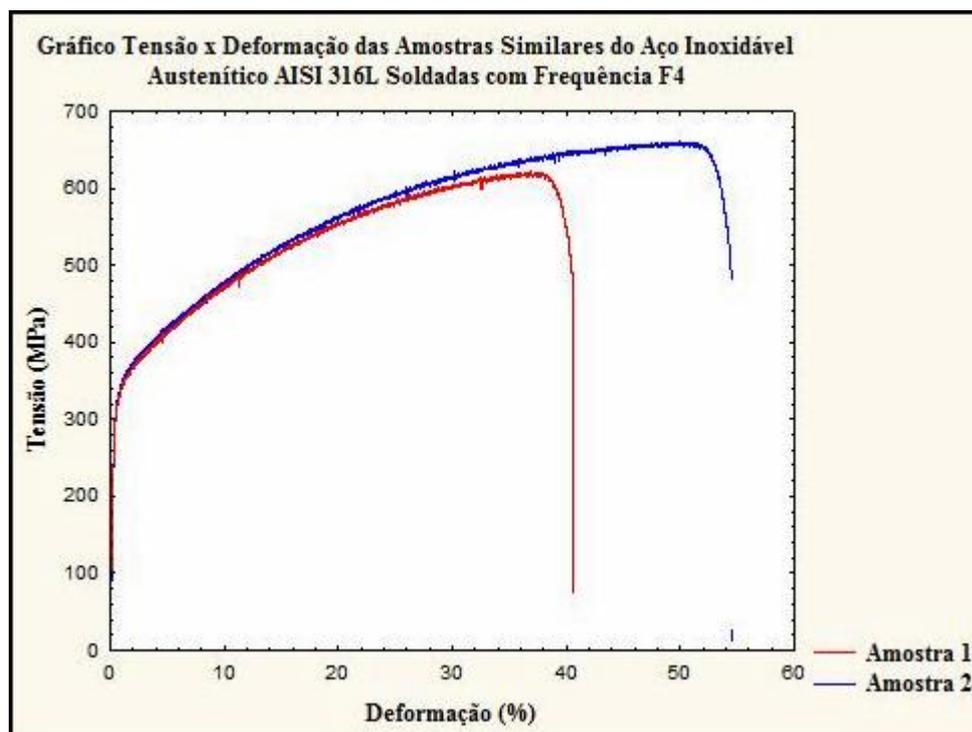
Fonte: Autor.

Figura 5.83. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F2.



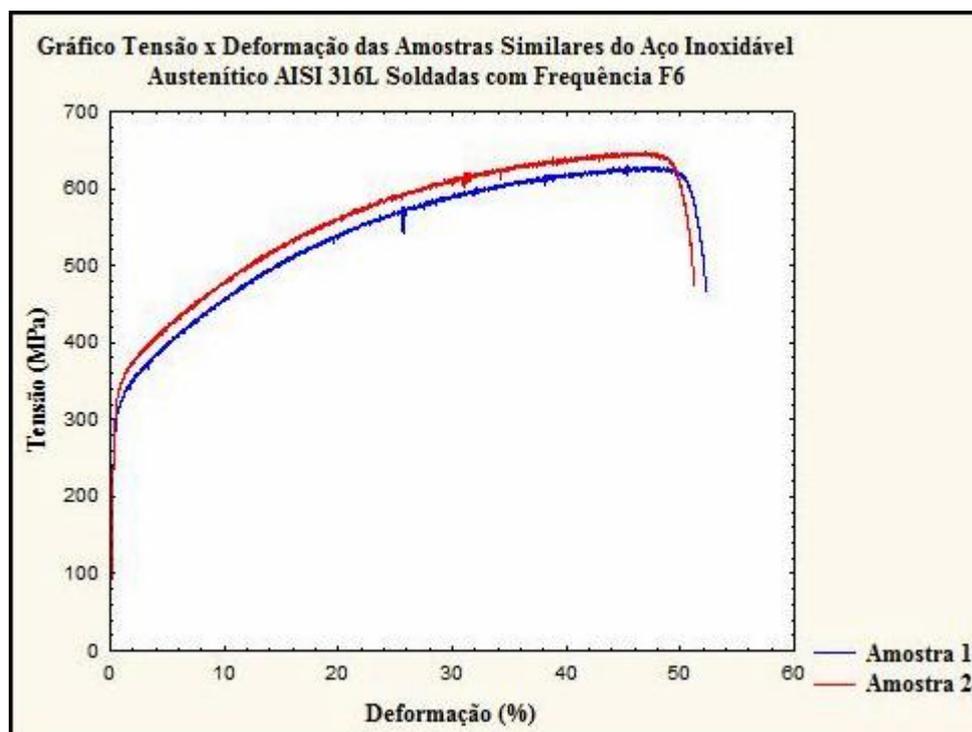
Fonte: Autor.

Figura 5.84. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F4.



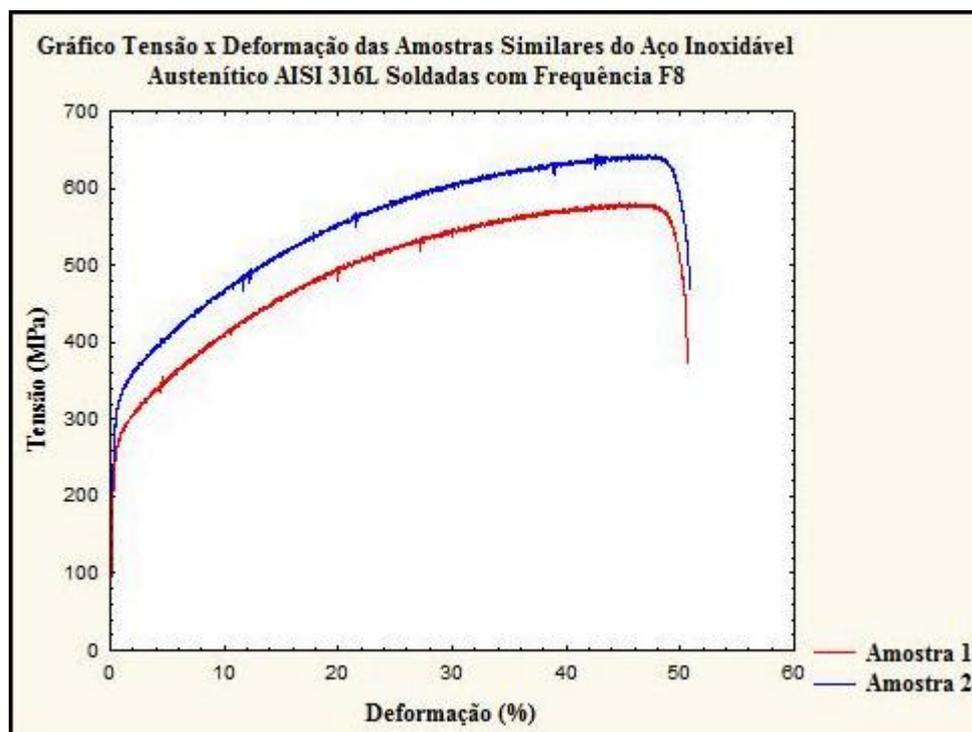
Fonte: Autor.

Figura 5.85. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F6.



Fonte: Autor.

Figura 5.86. Gráfico tensão x deformação das amostras similares soldadas com frequência F8.



Fonte: Autor.

5.6.1.3 Ensaio de tração das soldagens dissimilares entre o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L

A soldagem dissimilar entre os aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L utilizando corrente pulsada conferiu à junta boas propriedades mecânicas. Durante o ensaio foi possível observar que as boas propriedades mecânicas alcançadas na junta soldada das amostras dissimilares atuaram de forma a impedir que houvesse o rompimento do corpo de prova no cordão de solda ou próximo a ele. No entanto, a ruptura ocorreu no lado ferrítico, que pode ser explicado devido às propriedades mecânicas inferiores desse aço, quando comparadas às do aço austenítico utilizado. Outro fator que pode explicar o fenômeno ocorrido diz respeito ao crescimento de grão dos aços ferríticos ocasionado devido a soldagem.

O resultado do ensaio de tração realizado para os corpos de prova soldados são apresentados na Tabela 5.5 e nas Figuras 5.87, 5.88, 5.89, 5.90 e 5.91.

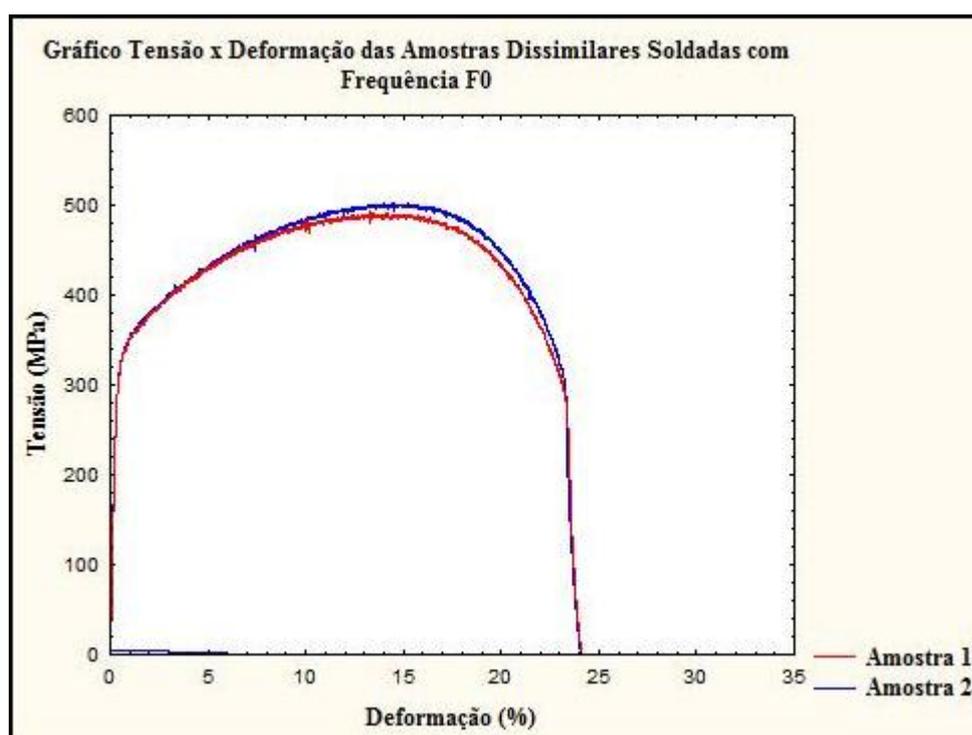
Por meio da Tabela 5.5 pode-se verificar que todos os corpos de prova submetidos ao ensaio de tração foram considerados aprovados por apresentarem propriedades mecânicas superiores àquelas estabelecidas para os aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos.

Tabela 5.5. Propriedades mecânicas dos corpos de prova dissimilares soldados.

Frequência	Corpo de Prova	Propriedades Mecânicas			
		Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (após a ruptura) (%)
F0	1	88,61	493,08	322,25	25,31
	2	89,49	503,29	323,47	24,82
F2	1	85,74	486,04	303,94	24,83
	2	86,19	484,90	306,30	22,47
F4	1	89,39	483,34	307,15	23,48
	2	99,58	469,42	355,70	22,88
F6	1	87,85	510,14	330,40	25,14
	2	88,84	448,87	318,75	25,29
F8	1	82,64	479,31	309,27	24,73
	2	88,08	488,16	319,31	24,51

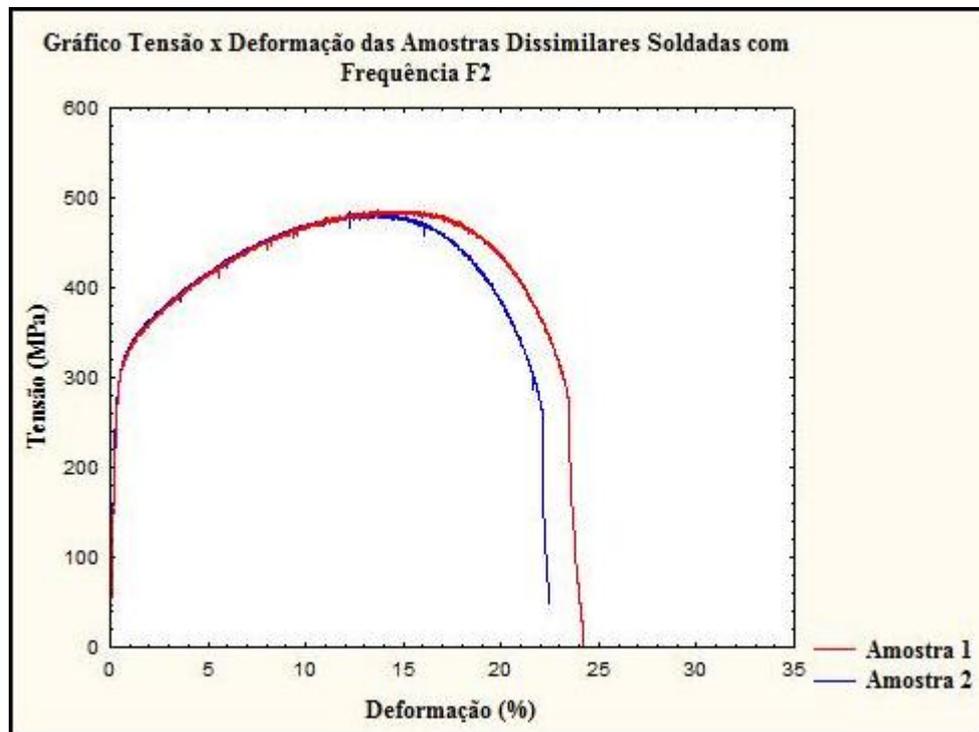
Fonte: Autor.

Figura 5.87. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F0.



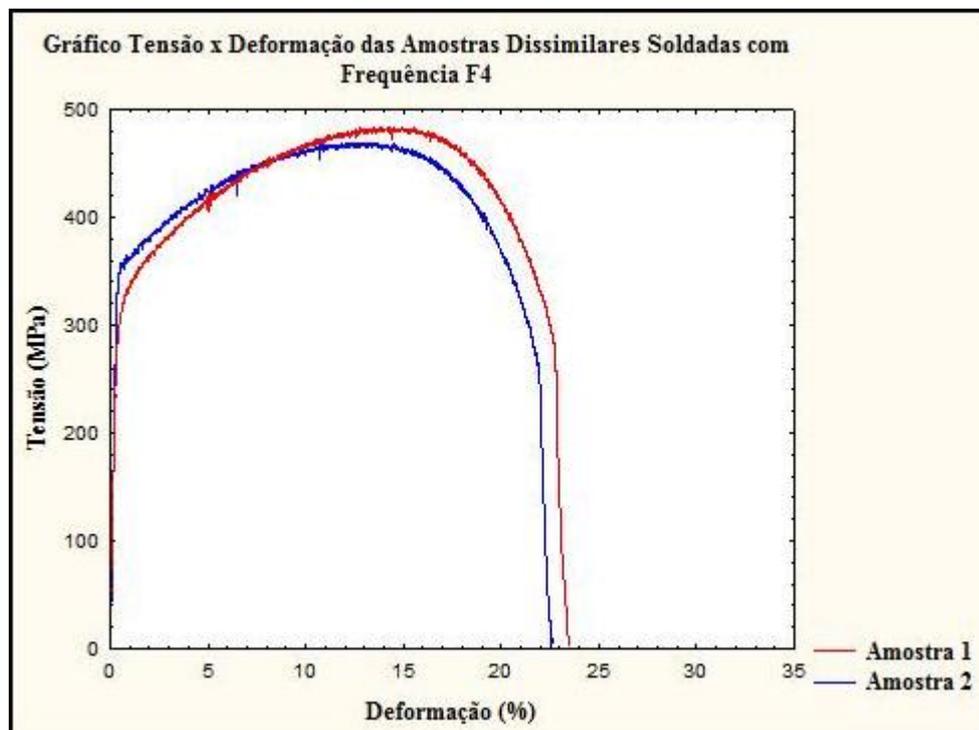
Fonte: Autor.

Figura 5.88. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F2.



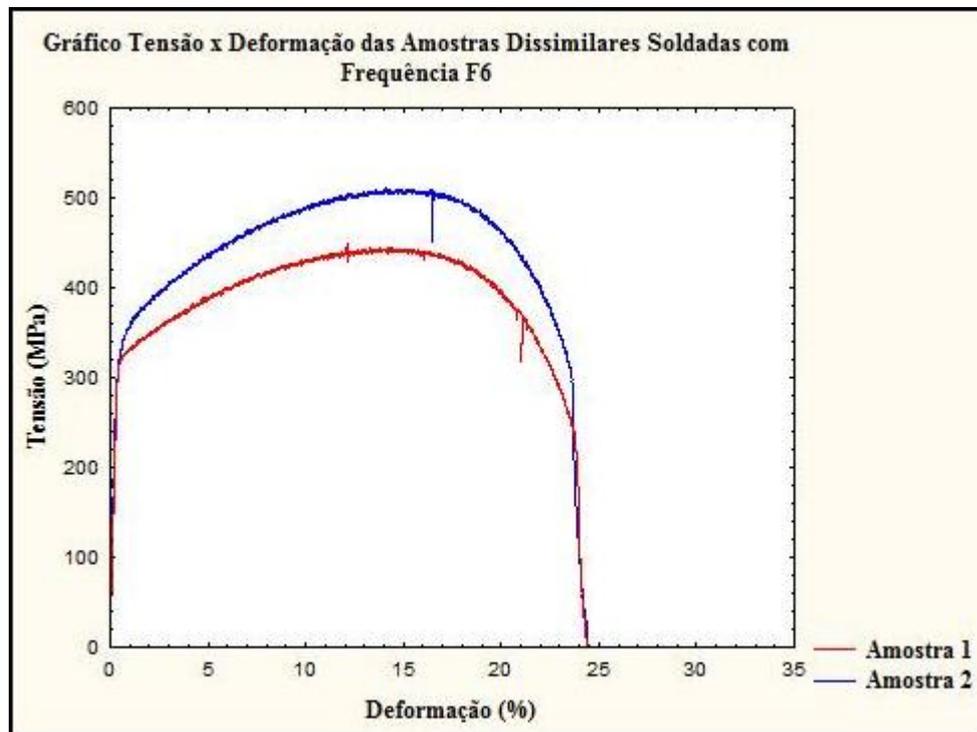
Fonte: Autor.

Figura 5.89. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F4.



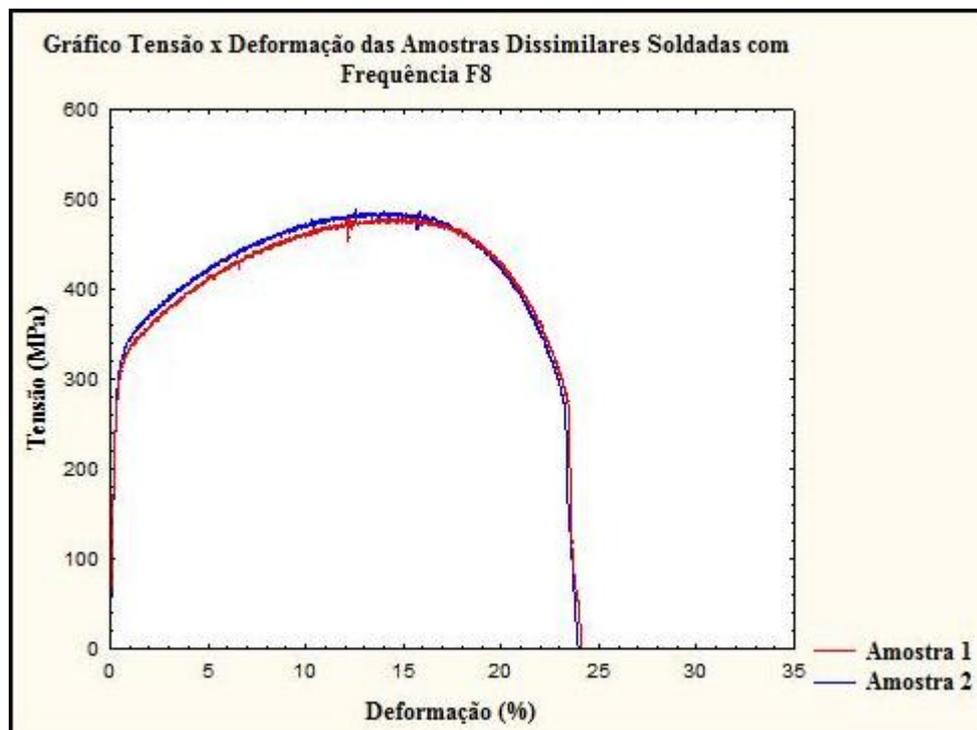
Fonte: Autor.

Figura 5.90. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F6.



Fonte: Autor.

Figura 5.91. Gráfico tensão x deformação das amostras dissimilares soldadas com frequência F8.



Fonte: Autor.

Após analisar os gráficos de tensão *versus* deformação, é possível observar que a uniformidade de deformações termina no momento em que é atingida a força máxima suportada pelo material, sendo esta marcada pelo início da estricção e tem como consequência a diminuição da seção do corpo de prova. Portanto, a seção do corpo de prova que sofre estricção é o lugar preferencial em que ocorrerá a ruptura, pois devido essa diminuição da região haverá uma maior concentração de tensão. Então, a Figura 5.92 apresenta o corpo de prova após o ensaio de tração.

Figura 5.92. Corpo de prova tracionado.



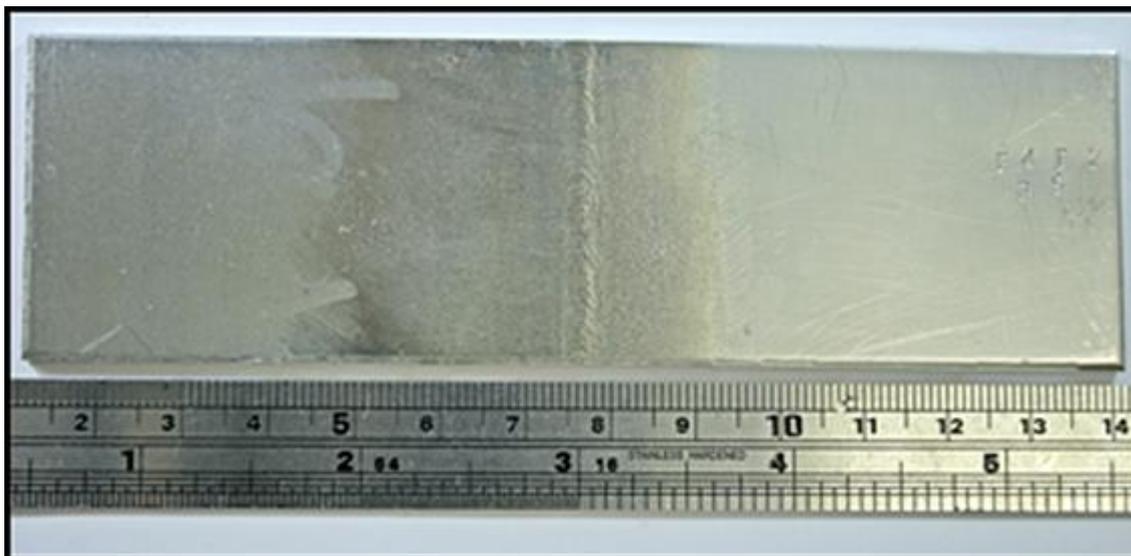
Fonte: Autor.

Assim como os resultados obtidos por meio de análise química e através do ensaio de microdureza, no ensaio de tração a amostra dissimilar que mostrou-se com melhores propriedades foi a obtida por meio de soldagem com corrente pulsada utilizando frequência F6.

5.7 ENSAIO DE DOBRAMENTO

Para complementar a avaliação do comportamento mecânico dos aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L soldados através do processo TIG autógeno utilizando corrente pulsada, foram realizados ensaios de dobramento. Este ensaio permitiu analisar a possibilidade de formação de trincas na zona fundida das amostras similares e dissimilares. A Figura 5.93 apresenta o corpo de prova utilizado.

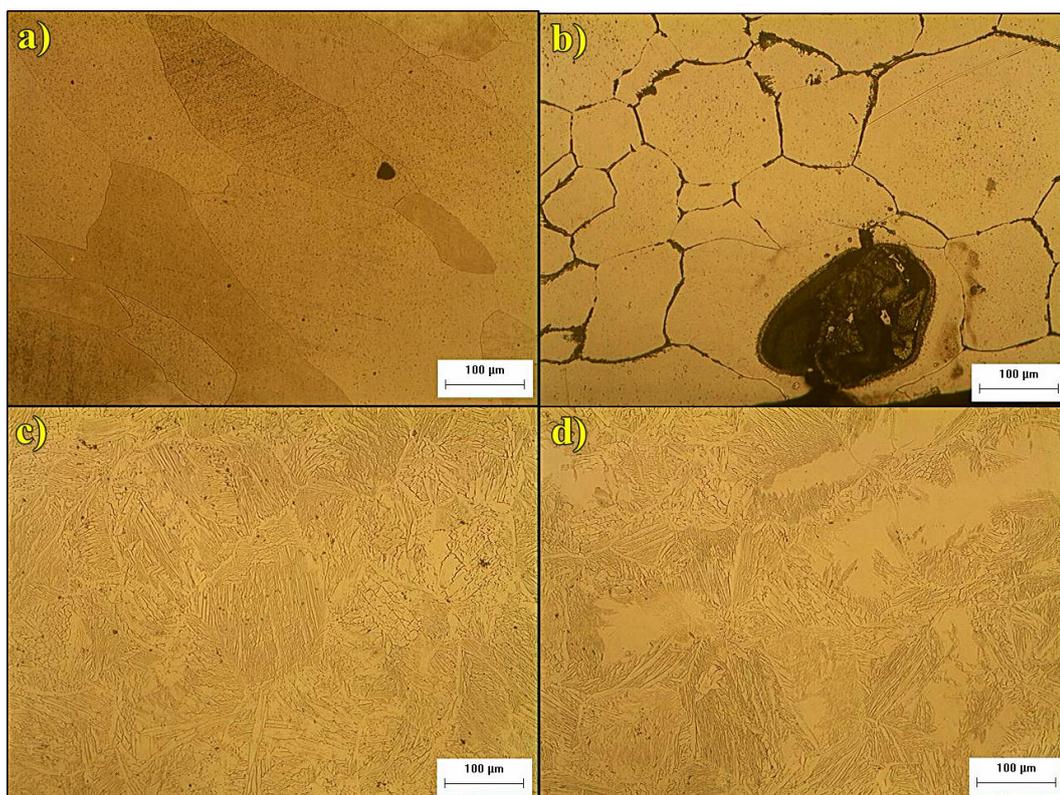
Figura 5.93. Corpo de prova para o ensaio de dobramento.



Fonte: Autor.

Após o ensaio, foi possível observar que nenhum dos corpos de prova apresentou trincas. Entretanto, visando analisar de forma mais detalhada o efeito que o ensaio teve sobre os corpos de prova, foi realizado o ensaio por líquido penetrante (LP), que por sua vez indicou uma aparente descontinuidade superficial, acarretando em um falso positivo inicialmente. Diante desse evento, optou-se por realizar micrografias da seção dos corpos de prova a fim de verificar o grau dessas discontinuidades observadas sobre a microestrutura. Observou-se então, que mesmo após o ensaio, não houve qualquer formação de trinca ou microtrinca interna ou extenamente. O que foi percebido foi uma forte alteração de rugosidade na superfície, a qual pode ter acarretado em um falso positivo pelo teste de LP. Na Figura 5.94 são apresentadas imagens da zona fundida de alguns corpos de prova após o ensaio.

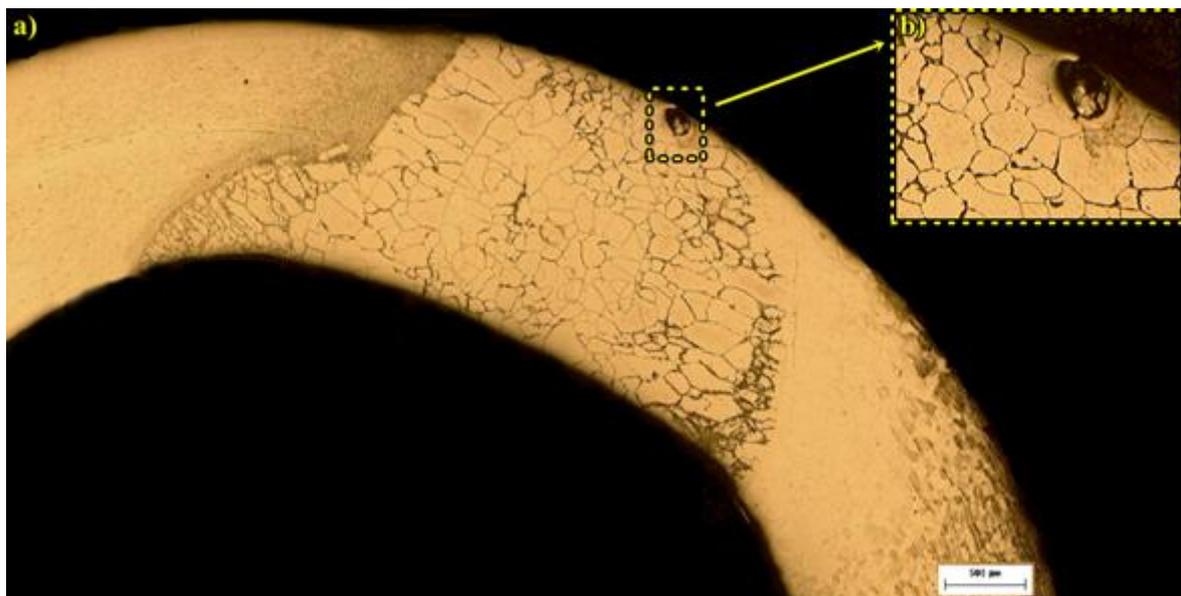
Figura 5.94. Micrografias da zona fundida após o ensaio de dobramento.



a) Zona fundida do corpo de prova similar do aço inoxidável ferrítico soldado com frequência F0; b) Zona fundida do corpo de prova dissimilar soldado com frequência F2 apresentando poro; c) Zona fundida do corpo de prova dissimilar soldado com frequência F6; d) Zona fundida do corpo de prova soldado com frequência F8. (Reagente: Behara aquecido a 60°C e HNO₃; aumento de 200 X). Fonte: Autor.

Verifica-se na Figura 5.94 (b) a presença de um poro na zona fundida do corpo de prova dissimilar soldado com frequência F2. No entanto, apesar do aparecimento desta porosidade após o ensaio, o corpo de prova pode ser considerado aprovado pela norma, pois não houve indício de propagação de trinca ou expansão do poro, como pode ser observado na macrografia ilustrada na Figura 5.95.

Figura 5.95. Macrografia dos corpos de prova após o ensaio de dobramento.

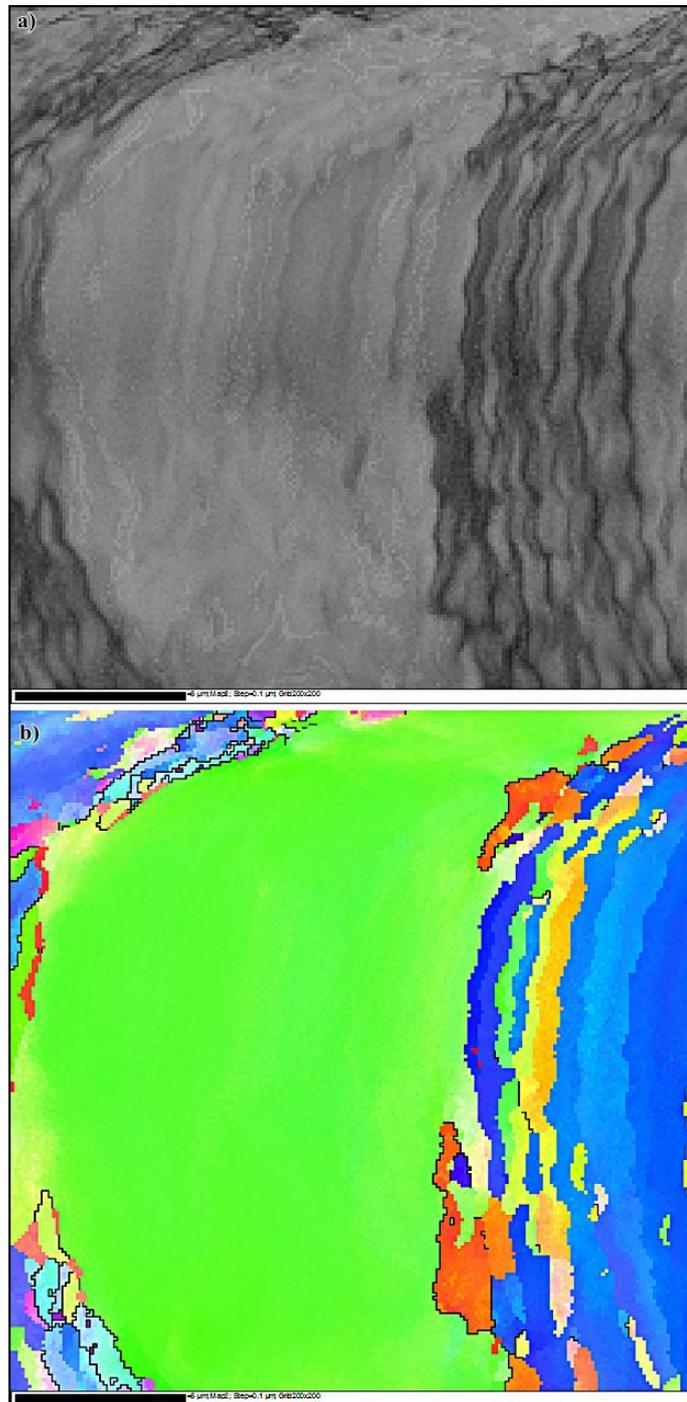


a) Macrografia do corpo de prova da soldagem dissimilar utilizando frequência F2 apresentando formação de poro; b) Ampliação da região do aparecimento do poro. (Ataque: Behara aquecido a 60°C e HNO₃).

Fonte: Autor.

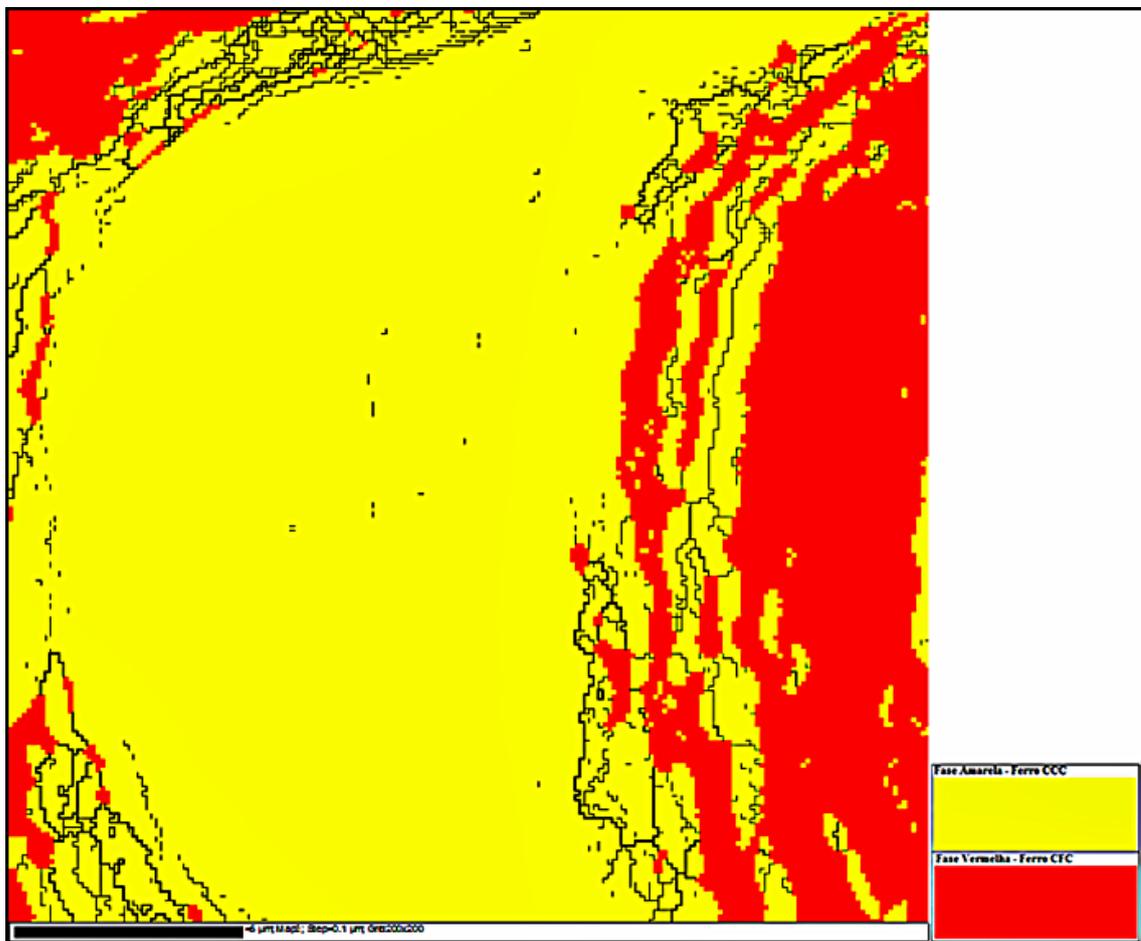
Conforme observado anteriormente, as amostras dissimilares soldadas com frequência de pulsação F6 apresentaram os melhores resultados no que diz respeito à homogeneização da microestrutura da zona fundida. Dessa forma, tal amostra foi submetida à análise de EBSD após o ensaio de dobramento com o objetivo de verificar se houve formação de martensita induzida por deformação. Os mapas obtidos por meio desta análise são apresentados na Figura 5.96 e 5.97. Por meio destas, verifica-se que a microestrutura da zona fundida da referida amostra não sofreu alteração, não havendo, portanto, indícios de formação de martensita por deformação. Percebe-se, no entanto, apenas uma leve curvatura dessa região como consequência do esforço mecânico sofrido durante o ensaio.

Figura 5.96. Análise de EBSD da região da zona fundida do corpo de prova dissimilar soldado com frequência F6 submetido ao ensaio de dobramento.



a) Imagem do padrão de qualidade (EBSD); b) Imagem da orientação cristalográfica.
Fonte: Autor.

Figura 5.97. Análise de EBSD da região da zona fundida do corpo de prova dissimilar soldado com frequência F6 após o ensaio de dobramento apresentando ferrita austenita.



Fonte: Autor.

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

No presente trabalho tem sido demonstrado o efeito da frequência de pulsação sobre a microestrutura resultante da soldagem dissimilar autógena entre dois aços inoxidáveis diferentes. A utilização da frequência de pulsação, por sua vez, tem sido relacionada com a obtenção de microestruturas mais homogêneas na zona fundida e com a redução do tamanho de grão tanto na ZAC quanto na zona fundida, resultando em melhores propriedades.

Entretanto, é importante salientar que para alcançar tais benefícios após a soldagem, torna-se necessário utilizar materiais com propriedades e características semelhantes durante o processo, bem como encontrar e ajustar de maneira adequada os parâmetros de soldagem, principalmente aqueles relacionados com a energia e a frequência.

A utilização de frequências de pulsação mais elevadas, por sua vez, dificultaram a obtenção de cordões de solda com acabamento superficial sem defeitos. No entanto, frequências elevadas mostraram-se mais eficazes na obtenção de uma maior homogeneidade da morfologia apresentada na microestrutura da zona fundida quando comparado à soldagem realizada com frequências mais baixas e com corrente contínua constante. A utilização da frequência de pulso da corrente de soldagem também se mostrou eficaz na redução do tamanho de grão. Entretanto, a redução tornou-se mais efetiva quando utilizadas frequências mais elevadas (F6 e F8).

Com relação à formação de fases secundárias, observou-se que a utilização do processo TIG autógeno com e sem corrente pulsada também atuou de forma a inibir a formação de carbonetos, como por exemplo, o $M_{23}C_6$, e a formação de fase Laves, como já obtido e mencionado em outros estudos utilizando os mesmos materiais.

A utilização da corrente pulsada tornou-se decisiva no aumento das propriedades mecânicas dos cordões de solda. Atuou também de forma a elevar tanto a resistência à tração dos cordões de solda similares quanto dos dissimilares. Tais fatos podem ser associados com a maior homogeneização da microestrutura obtida na zona fundida. Esses benefícios puderam ser comprovados com a aprovação de todos os corpos de prova após o ensaio de dobramento, em que para todas as condições utilizadas, tanto nas soldagens similares quanto nas dissimilares, não houve a formação de trincas no cordão de solda.

Observou-se que a presença da martensita nas amostras dissimilares não atuou de forma prejudicial em relação às propriedades mecânicas e à dureza, bem como não afetou os resultados obtidos após os ensaios de tração e dobramento. Do mesmo modo, ao submeter os

corpos de prova a um esforço mecânico no ensaio de dobramento, concluiu-se que as amostras que não tinham martensita na zona fundida, como por exemplo, aquelas soldadas com frequências F6 e F8, não formaram martensita induzida por deformação.

Por fim, a soldagem utilizando corrente pulsada possibilitou obter uma redução do tamanho dos grãos da zona fundida e na ZAC das amostras similares do aço inoxidável ferrítico AISI 444 e dissimilares, bem como a transformação da ferrita δ em austenita. A escolha dos parâmetros utilizados possibilitou também homogeneizar a microestrutura da zona fundida proveniente da união de materiais diferentes, influenciando diretamente no aumento das propriedades mecânicas.

7 CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e apresentados na presente dissertação em relação à influência da frequência de pulsação sobre as características mecânicas, metalúrgicas e microestruturais na zona afetada pelo calor e na zona fundida dos cordões de solda produzidos utilizando o processo TIG autógeno, foi possível concluir que:

Aspectos Operacionais:

- ❖ É possível realizar a soldagem de materiais dissimilares utilizando o processo TIG autógeno com corrente pulsada em um único passe com fusão e penetração totais;
- ❖ A utilização de aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos durante a soldagem influencia a ocorrência do fenômeno da deflexão magnética;
- ❖ Elevadas frequências de pulsação dificultaram a obtenção de cordões de solda com aspecto superficial livre de mordeduras;
- ❖ A soldagem similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L utilizando os mesmos parâmetros da soldagem dissimilar entre este aço e o aço inoxidável ferrítico AISI 444 resulta em níveis de penetração inferiores, principalmente quando é utilizada elevada frequência de pulsação (8 Hz);
- ❖ A soldagem similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 utilizando os mesmos parâmetros da soldagem dissimilar entre este aço e o aço inoxidável austenítico AISI 316L alcança elevados níveis de penetração. No entanto, este resultado não é alcançado quando se utiliza elevada frequência de pulsação (8 Hz);
- ❖ A soldagem dissimilar entre o aço inoxidável ferrítico AISI 444 e o aço inoxidável austenítico AISI 316L utilizando os parâmetros definidos no presente estudo permite obter fusão completa dos materiais, com penetração total.

Aspectos Metalúrgicos

- ❖ A microestrutura obtida na zona fundida das amostras dissimilares foi constituída preferencialmente por ferrita, martensita e austenita, sem a presença de fases secundárias, como Laves e carbonetos, como $M_{23}C_6$;
- ❖ A utilização da frequência de pulsação mostrou-se eficaz na redução do tamanho de grão na ZAC e na zona fundida das amostras soldadas;

- ❖ O aumento da frequência de pulsação atuou de forma a homogeneizar a zona fundida das amostras soldadas, sendo a amostra com zona fundida mais homogênea a soldada com frequência de 6 Hz;
- ❖ A presença de martensita nas zonas fundidas das amostras não comprometeu mecanicamente as soldas dissimilares avaliadas;
- ❖ As soldagens utilizando frequências de pulsação F0, F2 e F4 formaram preferencialmente grãos de ferrita com martensita e/ou austenita no contorno. A presença da martensita nas amostras soldadas nas referidas condições pôde ser confirmada por meio de análises de MEV, EDS e EBSD;
- ❖ As amostras soldadas com frequências F6 e F8 formaram zonas fundidas com estrutura completamente duplex, constituída de austenita mais ferrita. Apresentaram também uma maior homogeneidade composicional e microestrutural;
- ❖ Os corpos de prova submetidos ao ensaio de dobramento não apresentaram indícios de formação de martensita induzida por deformação.

Aspectos de Desempenho

- ❖ A utilização da frequência de pulsação durante a soldagem atuou de forma a aumentar a resistência à tração das amostras dissimilares;
- ❖ Os corpos de prova obtidos por meio da soldagem similar do aço inoxidável austenítico AISI 316L sofreram ruptura durante o ensaio de tração próximo à região do cordão de solda, enquanto que os corpos de prova oriundos da soldagem similar do aço inoxidável ferrítico AISI 444 sofreram ruptura distante dessa região;
- ❖ As zonas fundidas das amostras dissimilares apresentaram valores de microdureza superiores aos das zonas afetadas pelo calor e do metal de base dos aços inoxidáveis AISI 444 e AISI 316L. No entanto, isto não comprometeu as propriedades mecânicas dos corpos de prova;
- ❖ Elevadas frequências de pulsação mostraram-se eficientes na redução da dureza da zona fundida das amostras dissimilares e o corpo de prova soldado com frequência de 6 Hz alcançou melhores resultados;
- ❖ Todos os corpos de prova avaliados foram aprovados no teste de dobramento, indicando que não houve a formação de trincas.

8 REFERÊNCIAS

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.

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.

AMUDA, M. O. H.; MRIDHA, S. Grain refinement in ferritic stainless steel welds: the journey so far. **Advanced Materials Research**, v. 83 – 86, pp. 1165 – 1172, 2010.

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

ANDRADE, T. F. Precipitação de fase de Laves no aço inoxidável superferrítico 28%Cr-4%Ni-2%Mo-Nb. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo – SP, 2006.

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.

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.

BALASUBRAMANIAN, V.; GUHA, B. Effect of welding process on fatigue crack growth behaviour of ASTM 517 'F' grade steel weldments. **Science and Technology of Welding & Joining**, v. 4, n. 4, pp. 223 – 239, 1999.

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

BAYRAKTAR, E.; MOIRON, J.; KAPLAN, D. Effect of welding conditions on the formability characteristics of thin steel sheets: mechanical and metallurgical. **Journal of Materials Processing Technology**, v.175, p. 20 – 26, 2006.

BECKER, D. W.; ADAMS JR., C. M. The role of pulsed GTA welding variables in solidification and grain refinement. **Welding Journal**, v. 58, p. 153s – 152s, 1979.

BELL, T. Surface engineering of austenitic stainless steel. **Surface Engineering**, v. 18, n° 6, p. 415 – 422, 2002.

BELLEZZE, T.; ROVENTI, G.;QUARANTA, A.; FRATESI, R. Improvement of pitting corrosion resistance of AISI 444 stainless steel to make it a possible substitute for AISI 304L and AISI 316L in hot natural waters. **Materials and Corrosion**, v. 59, n. 9, pp. 727 – 731, 2008.

BILMES, P.; GONZALEZ, A.; LIORENTE, C.; SOLARI, M. Influencia de la morfología de solidificación de la ferrita δ del metal de soldadura de aceros inoxidable austeníticos sobre las propiedades de la unión. **Welding Research Abroad**, v. 43, n.2, pp. 18 – 29, 1996.

BINDER, W. O.; SPENDELOW, H. R. The influence of chromium on the mechanical properties of plain chromium steels. **Transactions of the ASM**, v. 43, pp. 759 – 777, 1951.

BRESSAN, J. D.; DAROS, D. P.; SOKOLOWSKI, A.; MESQUITA, R. A.; BARBOSA, C. A. Influence of hardness on the wear resistance of 17 – 4PH stainless steel evaluated by pin – on – disc testing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 205, n. 1 – 3, pp.353 – 359, 2008.

BREWER, A. W.; MOMENT, R. L. Techniques and standards for measuring ferrite in austenitic stainless steel welds. **Welding Research Supplement**, v. 55, n. 6, pp. 159 – 164, 1976.

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.

BOMMI, V. C.; MOHAN, M. K.; PRAKASH, S. Surface of modification of martensitic stainless steel using metal working CO₂ laser. **International Symposium of Research Students on Materials Science and Engineering**. 12 p., 2004.

CALLISTER, W. D. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. Editora LTC – Rio de Janeiro, 2008.

CAMPBELL, R. D. Ferritic stainless steel welding metallurgy. **Key Engineering Materials**, v. 69 – 70, p. 167 – 216, 1992.

CAPUS, J. M. Stainless steel at the 2000 powder metallurgy conference. **Advanced Materials and Processes**, v. 153, n. 9, pp. 57 – 60, 2000.

CARVALHO, J. A. N.; BÁLSAMO, P. S.; ANDRADE, J. R.; SILVA, A. F. G. Tubos de aço P444A para aquecimento de caldo em usinas de açúcar. Relatório técnico – Acesita S/A, 2002.

CARY, H. B. Modern welding technology. 4th edition, New Jersey, Prentice Hall, 1998.

CASTELLI, L. C.; FERNANDES, F. A. P.; NETO; A. L.; PICON, C. A.; FILHO, G. T. Avaliação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis com Nb endurecíveis por precipitação. **Revista Escola de Minas**, v. 63, n. 1, pp. 91 – 95, 2010.

CAVAZOS, J. L. Characterization of precipitates formed in ferritic stainless steel stabilized with Zr and Ti additions. **Materials Characterization**, v.56, n. 2, pp. 96 – 101, 2006.

CHALMERS, B. Principles of solidification. Ed. Wiley, 1964.

CHAWLA, S. L.; GRUPTA, R. K. Materials selection for corrosion control. Metals Park, O. H. American Society for Metals, 1995.

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.

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.

COLOMBIER, L.; HOFFMAN, J. Stainless and heat resisting steels. Edward Arnold, Londres, 1967.

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.

CUBAKOVIC, I. A. Caracterização microestrutural, mecânica e eletroquímica de aços inoxidáveis austeníticos utilizados no acondicionamento de rejeitos radioativos de alto nível. Dissertação (Mestrado em Ciências na Área de Reatores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear). IPEN – SP, 2000.

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

DEARNLEY, P. A. Corrosion wear response of “S” coated 316L. **Surface Engineering**, v. 18, n° 6, p. 429 – 432, 2002.

DEMO, J. J. Handbook of stainless steels. McGraw – Hill Book Company, chap. 5, pp. 1 – 37, 1997.

DIAS, J. C. N.; OLIVEIRA, R. C. B.; CORREIA, A. N.; ABREU, H. G. F.; SOBRAL, A. V. C. Estudo da ocorrência da corrosão em aços inoxidáveis 316L e 444 utilizados na indústria petroquímica. **6ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, 22º Congresso Brasileiro de Corrosão**, Bahia, 2002.

DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. Guanabara Dois, 2 ed., Rio de Janeiro, 1981.

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.

DOWLING, N. J. E.; KIM, Y. H.; AHN, S. K.; LEE, Y. D.; Effect of alloying elements and residual corrosion resistance of type 444 stainless steel. **Corrosion Science**, v. 55, n. 2, pp. 187 – 199, 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.

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

FREDRICKSSON, H. The solidification sequence in a 18 – 8 stainless steel: investigated by directional solidification. **Metallurgical Transactions**, v. 3, n. 11, pp. 2989 – 2997, 1972.

FUJITA, N.; OHMURA, K.; YAMAMOTO, A. Changes of microstructures and high temperature properties during high temperature service of niobium added ferritic stainless steels. **Materials Science and Engineering**, v. 351, n. 1 – 2, pp. 272 – 281, 2003.

GARCIA, E. R. V. Estudo da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

GONZALEZ, C. S. Efeito do nitrogênio nas propriedades mecânicas e microestruturais de aços inoxidáveis austeníticos utilizados na indústria de petróleo. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia Metalúrgica e de Materiais). COPPE/UFRJ, 2006.

GOOCH, T. G. Welding martensitic stainless steels. **Welding Institute Research Bulletin**, v. 18, pp. 343 – 349, 1977.

GOOCH, T. G. Corrosion behavior of welded stainless steel. **Welding Journal**, v. 75, n. 5, pp. 135 – 154, 1996.

GORDON, W.; VAN BENNEKOM, A. Review of stabilization of ferritic stainless steel. **Materials Science and Technology**, v. 12, pp. 126 – 131, 1996.

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.

GUILHERME, L. H. Estudo da corrosão em junta tubo – espelho soldada por SATG entre as ligas AISI 316L e AISI 444. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). USP – São Carlos, 2011.

GUIMARÃES, R. F. Efeito do teor de molibdênio na microestrutura de juntas soldadas em ligas Fe-Cr-Mo. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais), UFC, Fortaleza – CE, 2011.

GUIMARÃES, A. A.; MEI, P. R. Precipitation of carbides and sigma phase in AISI type 446 stainless steel under work conditions. **Journal of materials processing technology**, v. 155 – 156, p. 1681 – 1689, 2004.

GUIMARÃES, J. R. C., ECKSTEIN, C. B.. Correlação entre a microestrutura e reposta mecânica em misturas de austenita e martensita. **Anais do Seminário sobre Metalurgia Física e Tratamentos Térmicos, ABM**, São Paulo, p. 217, 1983.

GUNIA, R. B.; RATZ, G. A. The measurement of delta ferrite in austenitic stainless steels. **Welding Research Council Bulletin**, 1968.

GUO, Z.; SHA, W.; VAUMOUSSE, D. Microstructural evolution in a PH13 – 8 stainless steel after ageing. **Acta Materialia**, v. 51, n. 1, pp. 101 – 116, 2003.

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

HAMMOND, G. The welding of 18%Cr – 2%Mo ferritic stainless steels with low interstitial elements contents. **Welding in the World**, v. 19, n. 9 – 10, 1981.

HOEKSTRA, S.; BURG, M. A. M. S. D.; OUDEN G. D. Influence of microstructure on mechanical properties of two single – bead ferritic weld metals. **Welding Research Supplement**, v. 64, n. 3, pp. 63 – 10, 1985.

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

HSIEH, C. C.; LIN, D. Y.; CHEN, M. C.; WU, W. Microstructure, recrystallization, and mechanical property evolutions in the heat – affected and fusion zones of the dissimilar stainless steel. **Materials Transactions**, v. 48, n. 11, pp. 2898 – 2902, 2007.

HUNTER, G. B.; EAGAR, T. W. Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions**, v. 11A, pp. 213 – 218, 1979.

JIANG, Z. L.; CHEN, X. Y.; HUANG, H. LIU, X. Y. Grain refinement of Cr₂₅Ni₅Mo_{1,5} duplex stainless steel by heat treatment. **Materials Science and Engineering**, v. 363, n. 1 – 2, pp. 263 – 267, 2003.

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.

KAH, D. H.; DICKINSON, D. W. Weldability of ferritic stainless steels. **Welding Research**, v. 60, pp. 135 – 142, 1981.

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.

KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC – 1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC – 1988 diagram. **Welding Journal**, v.71, n.5, pp. 171 – 178, 1992.

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

KRAUS, G. *Steels: heat treatment and processing principles*. OH: American Society for Metals International Materials Park, 1989.

KUMAR, D. H.; REDDY, A. S. Study of mechanical behavior in austenitic stainless steel 316LN welded joints. **International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research**, v. 2, n. 1, pp. 37 – 56, 2013.

KUZUCU, V.; AKSOY, M.; KORKUT, M. H. The effect of strong carbide – forming elements such as Mo, Ti, V and Nb on the microstructure of ferritic stainless steel. **Journal of materials processing technology**, v. 82, pp. 165 – 171, 1998.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; SHANMUGAM, K.; BALASUBRAMANIAN, V. Effect of welding process on tensile and impact properties, hardness and microstructure of AISI 409M ferritic stainless joints fabricated by duplex stainless steel filler metal. **Journal of Iron and Steel Research**, v. 16, n. 5, pp. 66 – 72, 2009^(a).

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; SHANMUGAM, K.; BALASUBRAMANIAN, V. Effect of autogenous arc welding process on tensile and impact properties of ferritic stainless steel joints. **International Journal of Iron and Steel Research**, v. 16, n. 1, pp. 62 – 68, 2009^(b).

LEONE, G.L.; KERR, H.W. The ferrite to austenite transformation in stainless steels. **Welding Journal**, v. 61, n. 1, pp. 13 – 21, 1992.

LIPPOLD, J. C. Selection stainless steels – Introduction to the select of stainless steels. ASM Metals Handbook, 1993.

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

LIU, G. Z.; TAO, N. R.; LU, K. 316L stainless steels strengthened by means of nano-scale twins. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 26, n. 4, pp. 289 – 292, 2010.

LLEWELLYN, D. T. Steels: Metallurgy and Applications. p. 102 – 108, Butterworth – Heinemann Ltd, Oxford – 1992.

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

LONG, C. G.; DeLONG, W. T. The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal. **Welding Journal**, v. 52, n. 7, pp. 281 – 29, 1973.

LOPES, A. C. Avaliação da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais EBI/444. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), UFPR, 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.

LULA, R. A. Stainless steel. Metals Park, O. H. American Society for Metals, 1986.

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

MACHADO, J. P. S. E.; ABREU, H. G. F.; SOBRAL, A. V. C.; SANT'ANA, H. B. Influência do óleo nacional pesado na corrosão dos aços inoxidáveis. **2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás**, Rio de Janeiro, 2003.

MACHADO, J. P. S. E.; GOMES, R. V.; MARTINS, S. C. S.; MELO, V. M. M.; SOBRAL, A. V. C.; SANT'ANA, H. B. Avaliação da corrosão microbiológica no aço inoxidável 444 por microorganismos presentes em amostras de petróleo. **Jornadas SAM/CONAMET/SIMPÓSIO MATÉRIA**, 2003.

MALOY, S. A.; JAMES, M. R.; WILLCUTT, G.; SOMMER, W. F.; SOKOLOV, M.; SNEAD, L. L.; HAMILTON, M. L.; GARNER, F. The mechanical properties of 316L/304L stainless steels, Alloy 718 and Mod 9Cr – 1Mo after irradiation in a spallation environment. **Journal of Nuclear Materials**, v. 296, n. 1 – 3, pp. 119 – 128, 2001.

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.

MENDES, E. P. Estudo exploratório da soldagem de juntas dissimilares dos aços inoxidáveis AISI 316L e AISI 444 utilizando o processo TIG autógeno com corrente pulsada. Monografia, UFC, Fortaleza – CE, 2012.

MOHANDAS, T.; REDDY, G. M. A comparison of continuous and pulse current gas tungsten arc welds of an ultra high strength steel. **Journal of Materials Processing and Technology**, v. 69, n. 1, pp. 222 – 226, 1997.

MOHANDAS, T.; REDDY, G. M.; NAVEED, M. A comparative evaluation of gas tungsten and shielded metal arc welds of a “ferritic” stainless steel. **Journal of Materials Processing and Technology**, v. 94, n. 2 – 3, pp. 133 – 140, 1999.

MOLAK, R. M.; PARADOWSKI, K.; BRYNK, T.; CIUPINSKI, L. PAKIELA, Z.; KURZYDŁOWSKI, 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.

MONTEMOR, M. F.; FERREIRA, M. G. S.; HAKIKI, N. E.; BELO, M. C. Chemical composition and electronic structure of the oxide films formed on 316L stainless steel and nickel based alloy in high temperature aqueous environments. **Corrosion Science**, v. 42, n. 9, pp. 1635 – 1650, 2000.

MOREIRA, E. B. Soldagem de estruturas pesadas de aço inoxidável ferrítico. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas), UFMG, Belo Horizonte – MG, 2009.

MORETO, J. A. Avaliação do desempenho de aços inoxidáveis ferríticos com relação a propriedades mecânicas e oxidação em altas temperaturas. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais), UFPR, Curitiba, 2008.

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.

MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P. B.; SESHADRI, S. K.; SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. **Materials Science and Engineering**, v. 358, n. 1 – 2, pp. 9 – 16, 2003.

NARITA, K. Physical chemistry of the groups Iva (Ti, Zr), Va (V, Nb, Ta) and rare earth elements in steel. **Transactions ISIJ**, v.15, p. 145 – 152, 1975.

NERI, M. A.; COLÁS, R. Analysis of a martensitic stainless steel that failed due to the presence of coarse carbides. **Materials Characterization**, v. 47, n. 3 – 4, pp. 283 – 289, 2001.

NICHOL, T. J.; DATTA, A.; AGGEN, G. Embrittlement of ferritic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 11A, p. 573 – 585, 1980.

O'BRIAN, R. L. Gas tungsten arc welding. *Welding Handbook – Welding Process*, v. 2, 8th edition. American Welding Society. Miami, p. 74 – 99, 1992.

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

PARK, Y. H.; LEE, Z. H. The effect of nitrogen and heat treatment on the microstructure and tensile properties of 25Cr – 7Ni – 1,5Mo – 3W – xN duplex stainless steel castings. **Materials Science and Engineering**, v. 297A, pp. 78 – 84, 2001.

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.

PICKERING, F. B. Physical metallurgy of stainless steel developments. **International Metals Reviews**, v. 21, pp. 227 – 268, 1976.

PINTO, D. F. Comportamento em corrosão sob tensão de um aço inoxidável ferrítico AISI 444 soldado com aço inoxidável austenítico AISI 316LSi, em meios contendo cloreto. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais), UFOP, Ouro Preto, 2006.

POTGIETER, J. H.; ADAMS, F. V.; MALEDI, N.; VAN DER MERWE, J.; OLUBAMBI, P. A. Corrosion resistance of type 444 ferritic stainless steel in acidic chloride media. **Journal of Chemistry and Materials Sciences**, v. 2, n. 1, pp. 37 – 48, 2012.

PROTIVA, K.; SAFEK, V. Toughness of a ferritic corrosion resisting steel with a low carbon and nitrogen content. **Hutnické Listy**, v. 4, n. 3, pp. 171 – 179, 1989.

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.

RAO, K.B. S.; SANDHYA, R.; MANNAN, S.L. Creep-fatigue interaction behavior of type 308 stainless steel weld metal and type 304 stainless steel base metal. **International Journal of Fatigue**, v. 15, n. 3, pp. 221 – 229, 1993.

RAVEENDRA, A.; KUMAR, B. V. R. R. Experimental study on pulsed and non – pulsed current TIG welding of stainless steel sheet (SS304). **International Journal of Innovate Research in Science, Engineering and Technology**, v. 2, n. 6, pp. 2337 – 2344, 2013.

REDDY, G. M.; MOHANDAS, T. Explorative studies on grain refinement of ferritic stainless steel welds. **Journal of Materials Science Letters**, v. 20, n. 8, pp. 721 – 723, 2001.

ROBERTS, T. Choosing materials for nuclear fuel reprocessing. **Materials World**, v. 2, n. 12, pp. 628 – 631, 1994.

RODRIGUES, C.E.A.L., de AZEVEDO, A.G.L., SILVA, C.C., FARIAS, J.P. Evaluation of the mechanical and metallurgical characteristics of weld metals deposited by class ANSI/AWS class A5.4-06 E309 covered electrodes. *Welding International*. v. 23, n. 4, pp. 237-250, 2009.

ROGERO, S. O.; COSTA, I.; SAIKI, M. Caracterização de produtos de corrosão do aço inoxidável AISI 444 pelo método de análise por ativação de nêutrons. **International Nuclear Atomic Conference – INAC**, Santos – SP, 2005.

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, C. N. Aspectos cristalográficos da transformação martensítica de uma liga Fe – 27% Ni. Tese, Instituto Militar de Engenharia – IME, 2008.

SATHIYA, P.; ARAVINDAN, S.; HAQ, A. N.; Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 31, n. 11 – 12, pp. 1076 – 1082, 2007.

SAVAGE, W. F. Solidification segregation and weld imperfections. *Welding in the World*, 1980.

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

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

SEFERIAN, D. Metallurgie de la soudure. Editora Dunod. França, 1959.

SELLO, M. P.; STUMPF, W. E. Laves phase embrittlement of the ferritic stainless steel type AISI 441. **Materials Science and Engineering**, v. 527, n. 20, pp. 5194 – 5201, 2010.

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 sensibilização. 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.

SHAN, Y.; LUO, X.; HU, X.; LIU, S. Mechanisms of solidification structure improvement of ultra pure 17 wt% Cr ferritic stainless steel by Ti, Nb addition. **Journal of Material Science and Technology**, v. 27, n.4, pp. 352 – 358, 2011.

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.

SHANMUGAM, K.; LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Effect of weld metal properties on fatigue crack growth behaviour of gas tungsten arc welded AISI 409M grade ferritic stainless steel joints. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 86, n. 8, pp. 517 – 524, 2009^(a).

SHANMUGAM, K.; LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Tensile and impact properties of shielded metal arc welded AISI 409M ferritic stainless steel joints. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 25, n. 2, pp. 181 – 186, 2009^(b).

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.; MACHADO, J. P. S. E.; SANT'ANA, H. B.; FARIAS, J. P. Estudo da sensitização causada pelo ciclo térmico de soldagem do aço inoxidável superferrítico AISI 444. **3º Congresso Brasileiro de Petróleo & Gás**, 2007^(b).

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.

SILVA, C. C. Revestimentos de liga de níquel depositadas pelo processo TIG com alimentação de arame a frio – aspectos operacionais e metalúrgicos. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais), UFC – 2010.

SRINIVASAN, P. B; KUMAR, M.P.S. Characterization of thin section dissimilar weld joint comprising austenitic and ferritic stainless steels. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 24, n. 4, pp. 392 – 398, 2008.

SOUZA, S. A. Composição química dos aços. Ed. Edgard Blücher, São Paulo – SP, 1989.

SUN, Z.; HAN, H. Y. Weldability and properties of martensitic/austenitic stainless steel joints. **Materials Science and Technology**, v. 10, n. 9, pp. 823 – 829, 1994.

SURESH, M. V.; KRISHNA, B. V.; VENUGOPAL, P.; RAO, K. P. Effect of pulse frequency in gas tungsten welding of powder metallurgical preforms. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, p. 362 – 368, 2004.

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

TABAN, E.; DELEU, E.; DHOOGHE, A.; KALUC, E. Laser welding of modified 12% Cr stainless steel: strength, fatigue, toughness, microstructure and corrosion properties. **Materials and Design**, v. 30, n. 4, pp. 1193 – 1200, 2009.

TAVARES, C. F. Influência da composição química e da espessura da peça fundida na quantidade e distribuição de ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos. Dissertação

(Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo – SP, 2008.

TOMA, R. E. Comparação de juntas soldadas de aço inoxidável AISI 304 para aplicação em baixa temperatura utilizando-se a soldagem por arco submerso. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2012.

THOMAS, C. R.; ROBINSON, F. P. A. Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium stabilized 17% chromium stainless steels. **Metals Technology**, v. 5, n. 1, pp. 133 – 138, 1978.

VILLAFUERTE, J. C.; PARDO, E.; KERR, H. W. Effect of alloy composition and welding conditions on columnar – equiaxed transitions in ferritic stainless steel gas – tungsten arc welds. **Metallurgical Transactions**, v. 21, n. 7, pp. 2009 – 2019, 1990.

VILLARET, V.; DESCHAUX-BEAUME, F.; BORDREUIL, C.; ROUQUETTE, S. CHOVET, C. Influence of filler wire composition on weld microstructure of a 444 ferritic stainless steel grade. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 213, n. 9, pp. 1538 – 1547, 2013.

WANG, J.; ZOU, H.; LI, C.; QIU, S.; SHEN, B. The effect of microstructural evolution on hardening behavior of type 17 – 4PH stainless steel in long – term aging at 350° C. **Materials Characterization**, v. 57, n. 4 – 5, pp. 274 – 280, 2006.

WELDING HANDBOOK. Materials and applications – part 2. American Society Welding, v. 4, 8th edition, USA, p. 309 – 315, 1998.

YAMAGISHI, T.; AKITA, M.; NAKAJIMA, M.; UEMATSU, Y.; TOKAJI, K. Effect of σ - phase embrittlement on fatigue behaviour in high – chromium ferritic stainless steel. **Procedia Engineering**. v. 2, n. 1, pp. 275 -281, 2010.

YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN M.; SAATCHI, A. Influence of heat input in pulsed current GTAW process on microstructure and corrosion resistance of duplex stainless steel welds. **International Journal of Iron and Steel Research**, v. 18, n. 9, pp. 65 – 69, 2011^(a).

YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN M.; SAATCHI, A. Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, n. 3, pp. 782 – 788, 2011^(b).

ZHU, X.; HUANG, H.; XU, K.; HE, J. Structure and properties of plasma nitride austenitic stainless steel. **20th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings**, 9 -12 october, pp. 217 – 221, 2000.