CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS PELOS PROCESSOS GTAW/FCAW DE AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 347 COM DIFERENTES APORTES DE CALOR

Juliana Ribeiro Peçanha

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientador: D.Sc.Hector Reynaldo Meneses Costa
Coorientadora: D.Sc.Suzana Bottega Peripolli

Rio de Janeiro - RJ
Abril de 2018

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS PELOS PROCESSOS GTAW/FCAW DE AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 347 COM DIFERENTES APORTES DE CALOR

Dissertação apresentada ao Programa/Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais

Juliana Ribeiro Peçanha

Banca Examinadora:

Presidente, Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc (Orientador) – CEFET/RJ

Prof. Suzana Bottega Peripolli, D.Sc (Coorientador) – UERJ / IST Solda – Senai RJ

Prof. Ricardo Alexandre Amar de Aguiar, D.Sc – CEFET/RJ

Prof. José Brant de Campos, D.Sc - UERJ

Rio de Janeiro
Abril de 2018

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

P364 Peçanha, Juliana Ribeiro
Avaliação microestrutural de juntas soldadas pelos processos GTAW/ FCAW de aços inoxidáveis AISI 347 com diferentes aportes de calor / Juliana Ribeiro Peçanha.—2018.
99f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2018.
Bibliografia : f. 95-99
Orientador : Hector Reynaldo Meneses Costa
Coorientadora : Suzana Bottega Peripolli

1. Solda e soldagem. 2. Juntas soldadas. 3. Aços inoxidáveis. 4. Tecnologia de materiais. 5. Engenharia mecânica. I. Costa, Hector Reynaldo Meneses (Orient.). II. Peripolli, Suzana Bottega (Coorient.). III. Título.

CDD 671.52

Dedico aos meus pais, Orlando e Marilia,
e ao meu esposo Elwer Raymer
por todo o carinho e dedicação.

AGRADECIMENTOS

Aos professores do CEFET-RJ, que muito contribuíram para a minha formação pessoal e acadêmica.

Aos Professores Hector Reynaldo e Suzana Bottega Peripolli pela orientação ao meu projeto.

Ao Professor da UERJ, José Brant Campos, pelo inestimável apoio sempre que foi solicitado.

Ao Instituto SENAI de Tecnologia Solda, a Coordenadora Suzana Bottega Peripolli, o Gerente Lincoln Silva Gomes, o Eng. Ramon Fonseca Ferreira e aos colegas de trabalho do setor de Serviços Tecnológicos pelo incentivo e apoio durante a realização do trabalho.

Meus sinceros agradecimentos.

RESUMO

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS PELOS PROCESSOS GTAW/FCAW DE AÇOS INOXIDÁVEIS AISI 347 COM DIFERENTES APORTES DE CALOR

Juliana Ribeiro Peçanha

Orientadores: Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc
Suzana Bottega Peripolli, D.Sc

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-graduação Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

O presente trabalho analisou a evolução microestrutural de juntas soldadas de aço inoxidável austenítico estabilizado ao nióbio (AISI 347) como soldado, considerando três diferentes aportes térmicos. Este material quando exposto as condições térmicas de soldagem, pode sofrer variações na sua microestrutura, como a precipitação de fases, mudança no tamanho de grão, alteração na orientação cristalográfica e modificações nas propriedades mecânicas. As juntas soldadas são formadas por três diferentes regiões, metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) onde pode ocorrer a precipitação de diferentes fases que devem ser controladas para que não provoquem danos à estruturas soldadas desse material. A microestrutura da zona fundida desse material é formada por uma matriz austenítica com precipitados de ferrita delta. Visando obter maior controle da microestrutura do material como soldado e a tendência de implantação da Indústria 4.0, adotou-se a soldagem robotizada afim de, garantir o controle da velocidade, dos parâmetros de soldagem e otimizar o tempo de soldagem. A soldagem da raiz foi realizada pelo processo GTAW (Gas-shielded Tungsten Arc Welding), enquanto soldagem do enchimento e acabamento utilizou-se o processo FCAW (Flux Cored Arc Welding) com três diferentes aportes térmicos, afim de, analisar como o aporte térmico irá influenciar na microestrutura e na orientação cristalográfica das três condições estudas. Os resultados indicam que o aporte térmico influenciou no crescimento e na orientação dos grãos do metal de solda da região do enchimento (FCAW). A junta soldada com o maior aporte térmico (CP01 -1,4kJ/mm) apresentou uma menor variação do tamanho médio do grão da ZTA em relação ao tamanho médio do grão do metal de solda na região do enchimento e com os grãos orientados preferencialmente na direção [001].

Palavras-chave: FCAW; AISI 347; EBSD; GTAW; MEV.

Rio de Janeiro-RJ
Abril de 2018

ABSTRACT

MICROSTRUCTURE EVALUATION OF AISI 347 STEEL SAMPLES WELDED BY GTAW AND FCAW WITH DIFFERENT HEAT INPUT

Juliana Ribeiro Peçanha

Advisors: Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.
Suzana Bottega Peripolli, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-graduação Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engeneering and Materials Technology.

The present work analyzed the microstructural evolution in welded joints of austenitic stainless steel stabilized by niobium (AISI 347), for three different heat input. This material, when exposed to diferent thermal conditions of welding, its microstructure may suffer variations, such as phase precipitation, grain size change, crystallographic orientation variations and changes in mechanical properties. Welded joints are formed by three different regions: base metal (BM), heat-affected zone (HAZ) and fusion zone (FZ) where precipitation of different phases may occured. The precipitation must be controlled that not to cause damage to the welded structures of this material. The fusion zone microstructure of this material is formed by an austenitic matrix with delta ferrite precipitates. In order to obtain greater control of the welded joint microstructure and a implementation trend of Industry 4.0, robotized welding was adopted to ensure speed control and welding parameters to optimize the welding time. The root pass was done by the GTAW process, while the remaining passes by FCAW process with three different heat inputs (CP01 – 1,4 kJ/mm/ CP02 – 1,0 kJ/mm / CP03 – 0,8 kJ/mm), in order to analyze how the thermal variation will be influence the microstructure and the crystallographic orientation in the three conditions analised. The results showed that the heat input influenced in the growth and orientation crystallographic of the weld metal grains in the region welded by FCAW process. The weld joint with the highest thermal input (CP01 -1.4kJ/mm) showed a smaller variation of the average grain size of the ZTA in relation to the average grain size of the FZ in the region welded by the FCAW process. In this region the grains were oriented preferably in the direction [001].

Keywords: EBSD; Stainlees steel; welding; AISI 347; MEV.

Rio de Janeiro-RJ
Abril de 2018

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1:Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr..... 20

Figura 1.2:Seção vertical do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni..... 21

Figura 1.3: Diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70%..... 22

Figura 1.4:Micrografia da microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 347..... 23

Figura 1.5:Regiões da junta soldada..... 24

Figura 1.6: Micrografia da Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 347..... 25

Figura 1.7: Microestrutura do metal de base. Solução de ácido nítrico, Aumento:500x: a) e b) identificação da microestrutura..... 26

Figura 1.8:Micrografia da microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) do aço inoxidável austenítico AISI 347..... 27

Figura 1.9:Micrografia da microestrutura da ZTA do aço inoxidável austenítico AISI 347 na condição como soldado 28

Figura 1.10:Diagrama de Schaeffler..... 29

Figura 1.11: Micrografia da Microestrutura da zona fundida: precipitação da ferrita delta: (a) com morfologia vermicular; (b) morfologia laminar..... 30

Figura 1.12:Micrografia da microestrutura do precipitado dos carbetos $M_{23}C_6$ nos contornos de grão..... 30

Figura 1.13:Diagrama da Cinética de precipitação de M23C6 em AISI 304 solubilizado... 32

Figura 1.14:Micrografia da microestrutura de precipitação do carbeto do tipo MC no aço TP 347 H..... 33

Figura 1.15: Precipitação de sigma em diferentes graus de aços inoxidáveis austeníticos de aço inoxidável..... 34

Figura 1.16: Micrografia da precipitação da fase sigma no aço inoxidável AISI 347..... 35

Figura 1.17: Microestrutura da precipitação da fase Laves no aço austenítico resistente ao calor envelhecido à 800ºC por (a) 4h e (b) 24h..... 36

Figura 1.18:Macrografia das juntas soldadas: (a) SMAW e (b) GTAW..... 37

Figura 1.19: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do metal base e do metal de solda e respectiva figura de polo inversa..... 39

Figura 1.20: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD da ZTA e do metal de solda e respectiva figura de polo inversa..... 39

Figura 1.21: Figura de polo inversa (a) metal de solda e (b) ZTA..... 40

Figura 2.1: Espectrômetro de emissão ótica..... 42

Figura 2.2: Representação esquemática com o dimensional das juntas soldadas, unidades em mm..... 43

Figura 2.3: Máquina de soldagem da raiz dos corpos de prova..... 44

Figura 2.4: Dispositivo de purga para a soldagem da raiz dos corpos de prova confeccionado no IST Solda..... 45

Figura 2.5: Procedimento da soldagem da raiz das chapas de teste com o processo GTAW realizado nas instalações do IST Solda..... 45
Figura 2.6: Célula Robotizada utilizada na soldagem do passe de enchimento e acabamento das juntas..... 46
Figura 2.7: Ângulo de trabalho e ângulo de ataque da tocha FCAW 47
Figura 2.8: Corpos de prova preparados para etapa de soldagem..... 47
Figura 2.9:Sistema de aquisição de parâmetros de soldagem (SAP)..... 48
Figura 2.10: Corpos de prova soldados pelo processo GTAW..... 50
Figura 2.11:Corpos de prova soldados pelo processo FCAW..... 51
Figura 2.12: Perfil de Dureza Vickers..... 53
Figura 3.1: Croqui seção transversal da solda indicando as regiões analisadas por microscopia ótica. 54
Figura 3.2: Micrografia da microestrutura do metal de base. Aumento: 200X. 55
Figura 3.3: Mapa de fases do metal de base AISI 347 como recebido. Aumento: 250X.... 56
Figura 3.4: Mapa da orientação cristalográfica de EBSD do metal de base..... 56
Figura 3.5: Figura de polo inversa do metal de base no plano X..... 57
Figura 3.6:Macrografia do CP01 . Aumento: 45x..... 58
Figura 3.7: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal de solda CP01. Aumento: 200X..... 59
Figura 3.8: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 200X..... 60
Figura 3.9: Micrografia da microestrutura do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 200X..... 60
Figura 3.10: Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura em diferentes regiões da solda do CP01..... 62
Figura 3.11: Mapeamento de EDS do enchimento (FCAW) do CP01. Aumento: 2000X.... 63
Figura 3.12: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base da raiz (CP01). Aumento:250X..... 65
Figura 3.13: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD da raiz na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 250 X..... 66
Figura 3.14: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda da raiz CP01..... 66
Figura 3.15: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base do enchimento (CP01).Aumento:250x..... 67
Figura 3.16: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 250 X..... 67
Figura 3.17: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda do enchimento CP01.. 68
Figura 3.18: Mapa de EBSD com linha AB onde foi mensurada a desorientação e o gráfico de Ângulo (°) x distância (µm) dos grãos na região do enchimento em relação à ZTA do CP01..... 69

Figura 3.19: Gráfico de Dureza Vickers HV10 do corpo de prova 01..... 70
Figura 3.20:Macrografia do CP02. Aumento: 45X..... 71
Figura 3.21: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal solda do CP02. Aumento: 200X..... 72
Figura 3.22: Micrografia da microestrutura do enchimento na interface metal de base e metal de solda CP02. Aumento: 200X..... 72
Figura 3.23: Microscópia Eletrônica de Varredura em diferentes regiões da solda do corpo de prova 02..... 74
Figura 3.24: Mapeamento de EDS do enchimento (FCAW) do CP01. Aumento: 2000X.... 75
Figura 3.25: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base do enchimento CP02. Aumento:250X..... 77
Figura 3.26: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP02. Aumento: 250 X..... 78
Figura 3.27: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda na região do enchimento CP02..... 78
Figura 3.28: Mapa de EBSD com linha AB onde foi mensurada a desorientação e o gráfico de Ângulo (°) x distância (µm) dos grãos na região do enchimento em relação à ZTA do CP02..... 79
Figura 3.29:Gráfico de Dureza Vickers HV10 do CP 02..... 80
Figura 3.30: Macrografia do CP 03. Aumento: 50X..... 82
Figura 3.31: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal de solda do CP03. Aumento: 200X..... 82
Figura 3.32: Micrografia da microestrutura do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP03. Aumento: 200X..... 83
Figura 3.33:Microscópia Eletrônica de Varredura em diferentes regiões da solda do CP03..... 85
Figura 3.34:Mapeamento de EDS do enchimento (FCAW) do CP03. Aumento: 1000X.... 86
Figura 3.35: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base do enchimento CP02. Aumento:250x..... 87
Figura 3.36: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP03. Aumento: 250 X..... 88
Figura 3.37: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda do enchimento CP03... 88
Figura 3.38: Mapa de EBSD com linha AB onde foi mensurada a desorientação e o gráfico de Ângulo (°) x distância (µm) dos grãos na região do enchimento em relação à ZTA do CP03..... 89
Figura 3.39: Gráfico de Dureza Vickers HV10 do CP03..... 90

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Composição química do aço AISI 347..... 41

Tabela 2.2: Composição química dos consumíveis de soldagem..... 41

Tabela 2.3: Composição química do metal de base (aço AISI 347) medida através de espectrometria de emissão ótica..... 43

Tabela 2.4: Parâmetros utilizados para soldagem do corpo de prova 1 (CP01)..... 49

Tabela 2.5: Parâmetros utilizados para soldagem do corpo de prova 2 (CP02)..... 49

Tabela 2.6: Parâmetros utilizados para soldagem do corpo de prova 3 (CP03)..... 50

Tabela 3.1: Tamanho de grão médio das regiões de interesse CP01..... 64

Tabela 3.2: Tamanho de grão das regiões de interesse CP02..... 76

Tabela 3.3: Tamanho de grão das regiões de interesse CP03..... 87

Tabela 3.4: Resumo dos resultados obtidos nos ensaios realizados para as três condições analisadas..... 92

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

μm - Micrómetro (Unidade de Medida)

α - Ferrita

δ - Ferrita delta

γ - Austenita

σ - Sigma

X - Chi

AISI - American Iron and Steel Institute

η - Fase Laves

MB – Metal de Base

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZF – Zona Fundida

MS – Metal de solda

CP – Corpo de Prova

GTAW – Gas-Shielded Tungsten Arc Welding

FCAW - Flux-cored Arc Welding

SMAW - Shielded Metal Arc Welding

GMAW - Gas Metal Arc Welding

EBSD - Electron backscatter diffraction

MEV - Microscópio eletrônico de varredura

Cr – Cromo

Mo – Molibdênio

Ti - Titânio

Si - Silício

Al – Alumínio

Nb – Nióbio

V – Vanádio

W – Tungstênio

B – Boro

C – Carbono

Ni - Níquel

Cu - Cobre

N – Nitrogênio

Mn – Manganês

Co – Cobalto

Fe – Ferro

N – Nitrogênio

Th - Tório

CCC – Cúbica de corpo centrado

NbC – Carbeto de Nióbio

AWS - American Welding Society

ASTM - American Society for Testing and Materials

EDS – Energy disperse X-ray spectroscopy

SUMÁRIO

Introdução 16
Capítulo 1- Revisão Bibliográfica 18
1.1. Aços Inoxidáveis 18
1.2. Diagrama de Equilíbrio 19
1.2.1 Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr 19
1.2.2. Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr-Ni 20
1.3. Solidificação dos Aços Inoxidáveis 21
1.4. Microestruturas dos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 347 23
1.5. Microestruturas da Junta Soldada 23
1.5.1. Metal de Base 25
1.5.2. Zona Termicamente Afetada (ZTA) 26
1.5.3. Zona Fundida 28
1.6. Fases Presentes e Características 30
1.6.1 Carbetos M23C6 30
1.6.2. Carbetos MC 33
1.6.3. Fases Intermetálicas 34
1.7. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Austeníticos 36
1.8. Crescimento dos Grãos da Junta Soldada 38
Capítulo 2 - Materiais e Métodos 41
2.1 Material 41
2.1.1 Metal de Base 41
2.1.2 Consumíveis de Soldagem 41
2.2 Análise Química 42
2.3 Fabricação dos Corpos de Prova 43
2.4 Procedimento de Soldagem 44
2.5 Ensaios Metalográficos 51
2.5.1 Preparação da Amostra 51
2.5.2 Macrografia 51
2.5.3 Microscopia Ótica 51
2.5.4 MicroscopiaEletrônica de Varredura 52
2.5.5 Ensaio de Dureza Vickers 53
Capítulo 3 - Resultados e Discussões 54
3.1. Metal de Base 54
3.1.1 Microscopia Ótica 54
3.1.2 EBSD Metal de Base 55

3.2 Corpo de prova 01 - Aporte térmico Alto (1,4 kJ/mm) 57
3.2.1. Macrografia do CP01 57
3.2.2. Micrografia da Microestrutura do CP01- 1,4 kJ/mm 58
3.2.3. Mapa de orientação cristalográfica (EBSD) 64
3.2.4. Ângulo de Desorientação 68
3.2.5. Ensaio de Dureza CP 01 70
3.3 Corpo de prova 02 - Aporte térmico Médio (1,0 kJ/mm) 71
3.3.1 Macrografia 71
3.3.2 Micrografia da Microestrutura do CP02 72
3.3.3 Mapa de orientação cristalográfica (EBSD) 76
3.3.4 Ângulo de Desorientação 78
3.3.5 Ensaio de Dureza CP 02 80
3.4 Corpo de prova 03 - Aporte térmico Baixo (0,8 kj/mm) 81
3.4.1 Macrografia 81
3.4.2 Micrografia da Microestrutura do CP03 82
3.4.3 Mapa de orientação cristalográfica (EBSD) 86
3.4.4 Ângulo de Desorientação 88
3.4.5 Ensaio de Dureza CP 03 90
Conclusões 93
Propostas de Trabalhos Futuros 94
Referências Bibliográficas 95

Introdução

As plantas petroquímicas são formadas por vários tipos de equipamentos, dentre eles vasos de pressão, fornos, tambores, torres e as tubulações, as quais demandam por materiais que além de apresentar melhoria na resistência à corrosão, devem manter suas propriedades mecânicas durante a operação. Para suprir essa demanda, os aços inoxidáveis surgiram no século XX e continuam em constante desenvolvimento e aprimoramento nas últimas décadas (MODENESI, 2001). Outro requisito desses materiais é apresentar boa soldabilidade, já que as uniões dos componentes dos equipamentos são em sua maioria realizadas por processos de soldagem. As etapas de soldagem desses materiais devem ser controladas para resultar em uniões que possuam resistência mecânica e à corrosão compatíveis com a necessidade de aplicação do equipamento (GHALAMBAZ et al., 2017).

A microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos consiste basicamente de uma matriz austenítica, na qual podem estar presentes outros precipitados como carbetos, ferrita delta, dependendo das condições de processamento deste aço. Devidos aos ciclos térmicos de soldagem, as zonas termicamente afetadas pelo calor das juntas soldadas destes aços, podem apresentar a precipitação de diversas fases intermetálicas como as fases Sigma, Chi e Laves. Estas fases presentes na microestrutura das juntas soldadas podem proporcionar reduções consideráveis nas propriedades mecânicas como tenacidade, ductilidade, resistência à fadiga e à corrosão.

Nas diversas áreas da indústria, para as soldagens de seções finas, raiz de seções mais espessas ou raiz de tubulações, o processo GTAW está sendo muito utilizado. Este processo de soldagem apresenta alta qualidade, estabilidade do arco e facilidade no controle dos parâmetros em todas as posições de soldagem. Apesar de apresentar facilidade no controle dos parâmetros e pequena variação dos parâmetros na soldagem da raiz da junta, pode ocasionar modificações na geometria do cordão, em especial na penetração e largura. Essas alterações de parâmetros ao longo da soldagem também podem proporcionar alterações microestruturais que irão provocar variações nas propriedades mecânicas. Para garantir as propriedades do cordão de solda ao longo de toda a junta é muito importante que os parâmetros sejam definidos corretamente (REZENDE, 2015).

Para soldagem de equipamentos formados por seções espessas, são

selecionados processos de união que irão proporcionar alta taxa de deposição e consequentemente aumento na velocidade de produção. Neste caso o processo de soldagem FCAW é o processo que apresenta alta taxa de deposição, alem disso pode ser utilizado em todas as posições, resultando em soldas com excelente acabamento superficial e propriedades mecânicas.Devido à suas características, esse processo de soldagem possui facilidade para ser mecanizado ou robotizado (TÜMER, 2016).

As variáveis características de cada processo de soldagem como a densidade de energia, a energia de soldagem e a velocidade de soldagem irão proporcionar poças de soldagem com diferentes geometrias, que durante a solidificação resultarão em diferentes orientações de crescimento dos grãos (TABATABAEIPOUR, 2010) e (MUKHERJEE et al., 2015).

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a microestrutura e a orientação dos grãos dos aços inoxidáveis AISI 347, formadas pelo processo de soldagem em três diferentes condições de aportes térmicos. Na avaliação das regiões das juntas soldadas as principais técnicas de caracterização utilizadas foram a microscopia ótica e a microscopia eletrônica de varredura. . Esse controle do aporte térmico durante a soldagem irá reduzir a anisotropia do cordão de solda, proporcionando melhorias na inspeção ultrassônica de juntas soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos (TABATABAEIPOUR, 2010) e (MUKHERJEE et al., 2015).

Capítulo 1 – Revisão Bibliográfica

1.1. Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas metálicas que possuem pelo menos 11% em peso de Cr em sua composição química e apresentam excelente resistência a corrosão. Essas ligas surgiram no século XX, devido à necessidade da aplicação de materiais que possuem resistência à corrosão em temperaturas criogênicas e em altas temperaturas (ASM HANDBOOK, 1990) e (MODENESI, 2001).

Tais aços são classificados considerando a sua microestrutura resultante na temperatura ambiente. Levando em conta esse critério, os aços inoxidáveis são divididos em quatro classes: ferríticos, martensíticos, austeníticos e duplex (ASM HANDBOOK, 1990).

Nessas ligas a resistência à corrosão está associada com a composição química do aço e a capacidade de oxidação do meio. Os elementos de liga existentes na composição química do material podem estar diretamente relacionados ao aumento ou a redução da precipitação de fases. Várias fases secundárias tais como, carbetos, sigma (σ), chi (X) e fases Laves (η) podem ocorrer quando os aços inoxidáveis são expostos a temperaturas elevadas, seja durante tratamentos térmicos ou em serviço (TERADA et al., 2006) e (PADILHA, 2002).

Nos aços inoxidáveis, os elementos de liga podem estar em solução sólida intersticial ou substitucional, proporcionando melhorias nas propriedades dos aços para algumas aplicações. Estes elementos podem ser classificados como elementos ferritizantes, são eles: Cr, Mo, Ti, Si, Al, Nb, V, W e B são os estabilizadores da fase ferrita ou elementos estabilizadores da austenita, chamados austenitizantes: Ni, Cu, C, N, Mn e Co (LIPPOLD, 2005).

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas metálicas formadas principalmente pelos elementos químicos Fe-Cr-Ni, com uma microestrutura predominantemente austenítica e apresentam composições químicas com cerca de 6 a 26% de Ni, 16 a 30% de Cr e porcentagens inferiores a 0,30% de C, totalizando um teor de 26% de elementos de liga. Segundo Garcia et al., 2008, estes aços estão entre os aços inoxidáveis mais utilizados na indústria, com uma produção entre 65 a 70 % do total dos aços inoxidáveis.

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos está diretamente

relacionada com a presença do Cr, enquanto a estabilização da fase austenítica na temperatura ambiente está relacionada com a concentração do elemento químico Ni que irá favorecer a extensão da região austenítica em temperatura ambiente (DOLINŠEK, 2003),(COSTA E SILVA, 2010) e (CHEN, 2014).

O aço inoxidável austenítico estabilizado apresentam resistência a sensitização e à corrosão intergranular devido à presença de carbetos estabilizantes de Nb, que irá minimizar a preciptação de carbetos de Cr. Para que esse fenômeno ocorra neste aço, durante a fabricação o mesmo é submetido aos tratamentos térmicos de solubilização e estabilização (CHANDRA, 2013).

A degradação das propriedades mecânicas, como ductilidade e tenacidade, dos aços em estudo está diretamente relacionada com sua morfologia e a quantidade de precipitados em sua microestrutura (SASIKALA, 1999).

1.2. Diagrama de Equilíbrio

Os diagramas de equilíbrio permitem uma avaliação das possíveis fases presentes no material, no entanto seu uso apresenta algumas limitações. A primeira limitação a ser considerada é que na maioria dos sistemas, dificilmente o equilíbrio é atingido.Outra dificuldade é que as ligas comerciais apresentam, pelo menos mais de dois componentes diferentes e a disponibilidade de diagramas quaternários é muito restrita (PADILHA, 2004).

Para melhor compreensão das fases presentes nos aços inoxidáveis austeníticos, nas diferentes composições, temperaturas e microestruturas serão realizadas as avaliações e estudos dos diagramas de fases: Fe-Cr e Fe-Cr-Ni.

1.2.1. Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr

No diagrama de equilíbrio Fe-Cr apresentado na Figura 1.1, pode-se observar que a solidificação teve início com a formação da ferrita (α), para qualquer composição das ligas Fe-Cr (puras). Esta fase quando proveniente da solidificação é denominada ferrita delta e apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) (PADILHA, 2004).

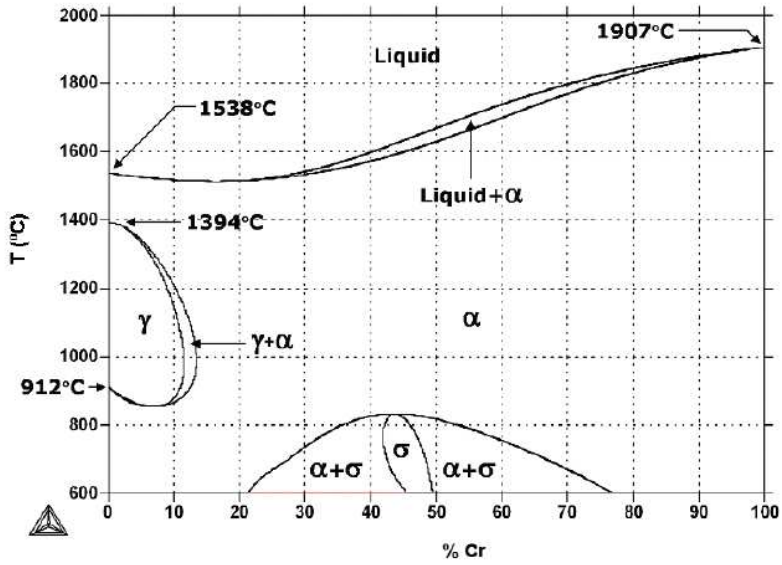


Figura 1.1: Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr. FONTE: (COLPAERT, 2008).

Neste diagrama de equilíbrio, observa-se que a faixa de temperatura de formação da austenita reduz rapidamente para concentrações superiores a 7% de Cr, entretanto para teores aproximados de Cr entre 12 e 13%, o material apresenta a transformação parcial da ferrita e para concentrações acima de 13% a austenita não é mais formada. O material permanece bifásico (ferrita e austenita) na faixa de temperatura de 900 e 1200°C e para concentrações de Cr entre 10 e 13% respectivamente.

Os aços inoxidáveis apresentam outros elementos químicos em sua composição, os quais proporcionam alterações no diagrama de equilíbrio. Um exemplo é a presença de elementos gamagênios (particularmente C e N), que irão proporcionar a expansão do campo de transformação da austenita para maiores concentrações de Cr (acima de 13%). A redução ou até eliminação da austenita é favorecida por maiores teores de Cr (acima de 13%) simultaneamente com menores teores de elementos intersticiais (C e N) e pela presença de elementos com alta afinidade por C e N (como Nb e Ti, por exemplo) (MODENESI, 2001).

1.2.2. Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr-Ni

A microestrutura das ligas Fe-Cr-Ni pode ser formada a partir de estruturas parcialmente ferríticas ou totalmente austeníticas, pois possuem um complexo mecanismo de solidificação (Fu et al., 2008).

De acordo com o ASM Handbook, 1990, as ligas dos aços inoxidáveis

austeníticos mais utilizadas na indústria possuem composição química 18% de Cr e 10% de Ni, sendo necessário fixar o teor de 18% de Cr no diagrama de equilíbrio e variar a concentração de Ni. Na Figura 1.2 é possível analisar a seção vertical do diagrama de fases Fe-Cr-Ni com o teor de C inferior a 0,03% e com 18% de Cr.

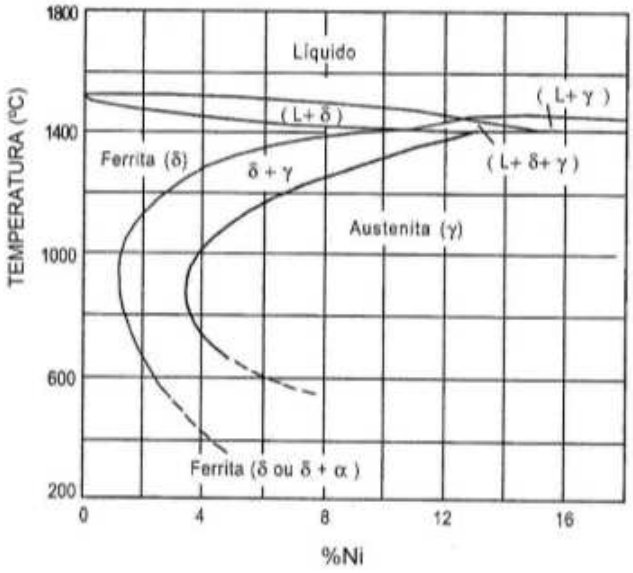


Figura 1.2: Seção vertical do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni (CASTRO, 1975).

Analisando-se o diagrama de equilíbrio da Figura 1.2, observou-se que a estrutura austenítica é mantida em temperatura ambiente para teores de Ni acima de 8%. Essas ligas que apresentam teores superiores a 18% de Cr e 8% de Ni são os aços inoxidáveis austeníticos (MODENESI, 2001).

1.3. Solidificação dos Aços Inoxidáveis

Nos aços inoxidáveis austeníticos, o modo de solidificação e as fases resultantes estão diretamente relacionados com sua composição química e o balanceamento entre os elementos de liga que promovem a formação de ferrita e de austenita (PADILHA, 2004). No estudo citado foi verificado o efeito da composição química na sequência de solidificação dessas ligas e foram definidos quatro modos possíveis de solidificação:

MODO I: A solidificação inicia-se com a formação de dendritas de austenita e finaliza-se apenas com a formação da austenita.

MODO II: Inicia-se com a formação das dendritas de austenita, com a formação de ferrita entre os braços das dendritas. A formação da ferrita é favorecida devido ao

efeito da segregação dos elementos.

MODO III: A solidificação inicia com a ferrita na forma de dendritas. A austenita forma-se posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética L+δ → γ.

MODO IV: A ferrita é a única fase formada na solidificação, ocorrendo a formação da austenita somente no estado sólido.

Na seção vertical do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para 70% Fe da Figura 1.3, observa-se que a solidificação pode resultar na formação de ferrita ou austenita como fase primária para diferentes relações de Cr e Ni (LIPPOLD, 2005).

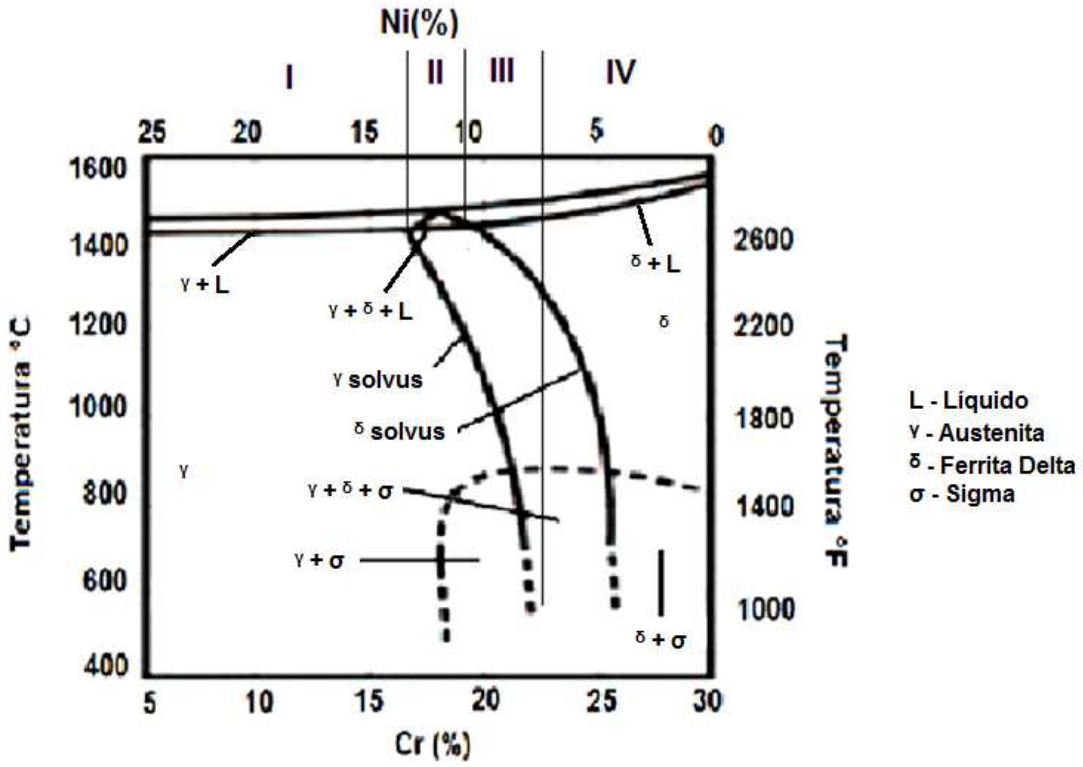


Figura 1.3: Diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni, com teor de Fe fixado em 70%

Fonte: (LIPPOLD, 2005). Modificada pela autora.

Devido à variação na velocidade de resfriamento e mudanças na composição química em diferentes regiões do líquido durante a solidificação, uma liga metálica do aço inoxidável austenítico não irá apresentar apenas um modo de solidificação apresentado acima. Considerando estudos realizados por Padilha, 2004 a nucleação da ferrita e austenita podem ocorrer simultaneamente em diferentes regiões do metal líquido.

1.4. Microestruturas dos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 347

A matriz do aço inoxidável austenítico AISI 347 consiste de uma microestrutura de grãos de austeníticos (γ) de diferentes tamanhos de grão, com presença de precipitados no interior e nos contornos. Na Figura 1.4, pode-se observar uma microestrutura típica destes aços, onde as indicações (i) corresponde o contorno de grão austenítico, (ii) maclas e (iii) carbetos (GONÇALVES, 2015).

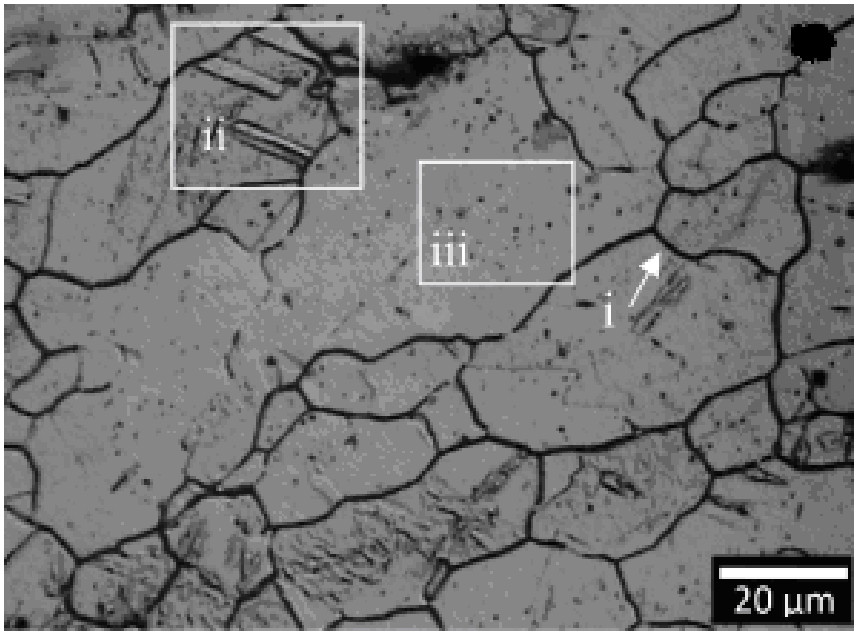


Figura 1.4: Micrografia da microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 347, (GONÇALVES, 2015).

Segundo Padilha e Guedes, 2004 o grão austenítico apresenta um parâmetro de rede de 0,36 nm e os grãos podem apresentar diferentes dimensões e possuir partículas de fases secundárias, dependendo das condições do tratamento térmico durante a fabricação do aço e da composição química resultante. Estas fases podem estar localizadas tanto no interior como nos contornos de grão.

1.5. Microestruturas da Junta Soldada

A soldagem é considerada um dos processos de união de materiais mais utilizados. De acordo com os autores Modenesi, 2001 e Bracarense, 2012 e pela definição da AWS, soldagem é o “Processo de união de materiais usado para obter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição”(BRACARENSE, 2012).

A união dos materiais por soldagem envolve muitos fenômenos metalúrgicos, como, por exemplo, fusão, solidificação, transformações no estado sólido, deformações causadas pelo calor e tensões de contração.

A junta soldada é formada por três regiões denominadas como metal base, zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) e zona fundida, conforme ilustrado na Figura 1.5. O metal de base é a região da junta soldada que não sofre influência do ciclo térmico durante a operação de soldagem.

A região da junta onde ocorreu a fusão do metal de base e do metal de adição é denominada de zona fundida (ZF) e a zona termicamente afetada é a região onde ocorrem alterações microestruturais devido ao ciclo térmico de soldagem sendo denominada zona termicamente afetada pelo calor (ZTA). Na Figura 1.5, observa-se esquematicamente como é realizada a divisão das regiões da junta soldada.

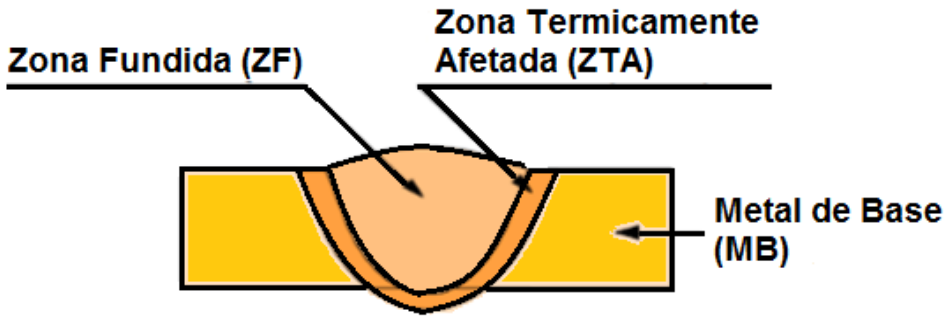


Figura 1.5: Regiões da junta soldada. Modificada pela autora (MODENESI, 2001).

A microestrutura resultante da junta soldada será dependente da composição química do metal de base e do metal de adição, dos ciclos térmicos realizados durante a operação, sendo esta microestrutura fortemente influenciada pela taxa de resfriamento. Verificou-se que as propriedades mecânicas finais, isto é, pós-soldagem, estão diretamente relacionadas com os parâmetros e com os processos de soldagem utilizados (GILL, 1995).

A microestrutura dos aços inoxidáveis AISI 347 como soldado irá apresentar uma maior concentração de ferrita delta (δ) quando comparado ao metal de base como recebido, além de existir a possibilidade de fases deletérias como os carbonetos de Cr (GONÇALVES, 2017).

Para evitar trincas na solidificação em operações de soldagem deste material, a literatura recomenda um teor mínimo de 5% de ferrita delta (δ) no metal de solda

austenítico (GILL, 1995). Essa fase possui a função de dissolver elementos formadores de eutéticos de baixo ponto de fusão.

1.5.1. Metal de Base

A microestrutura do metal de base de uma junta soldada do aço AISI 347 é formada por grãos austeníticos com diferentes tamanhos e observa-se a presença de alguns precipitados no interior e nos contornos dos grãos como pode ser observada na microestrutura da Figura 1.6.

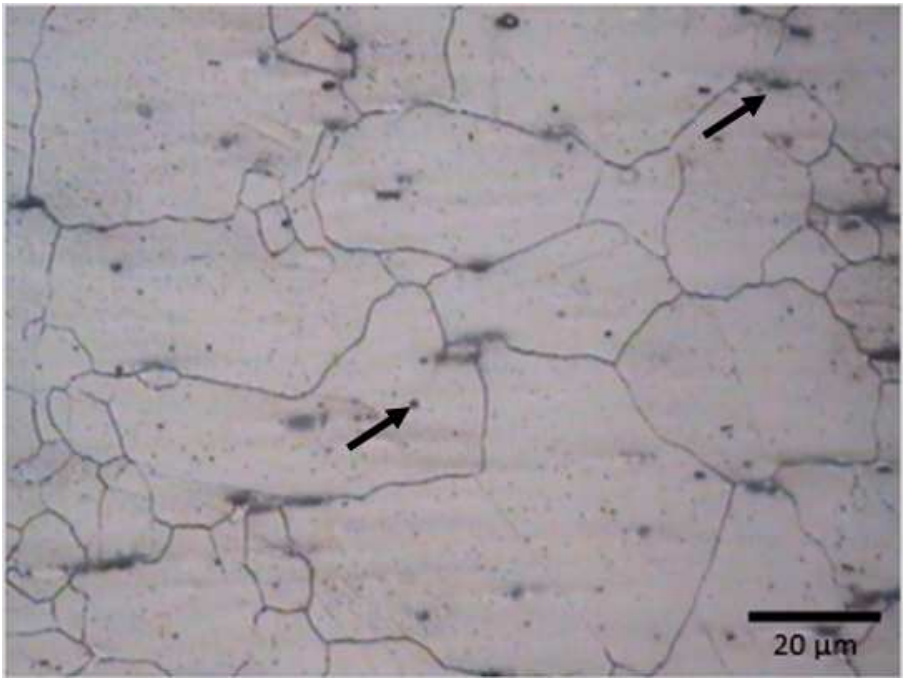


Figura 1.6: Micrografia da Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 347, Aumento: 500x (GONÇALVES, 2012).

Em estudos realizados, os precipitados são identificados como carbetos do tipo $M_{23}C_6$ e apresentam menor tamanho quando comparados a ferrita delta que estão presentes com uma morfologia mais alongada e maior.

Nas análises de microscopia ótica do metal de base do aço AISI 347 com o ataque eletrolítico, usando solução de ácido nítrico, foi observado que a amostra apresentou um melhor contraste da microestrutura, revelando melhor os contornos de grão (Figura 1.7 i), maclas (Figura 1.7 ii), e os carbetos (Figura 1.7 iii) (GONÇALVES, 2017).

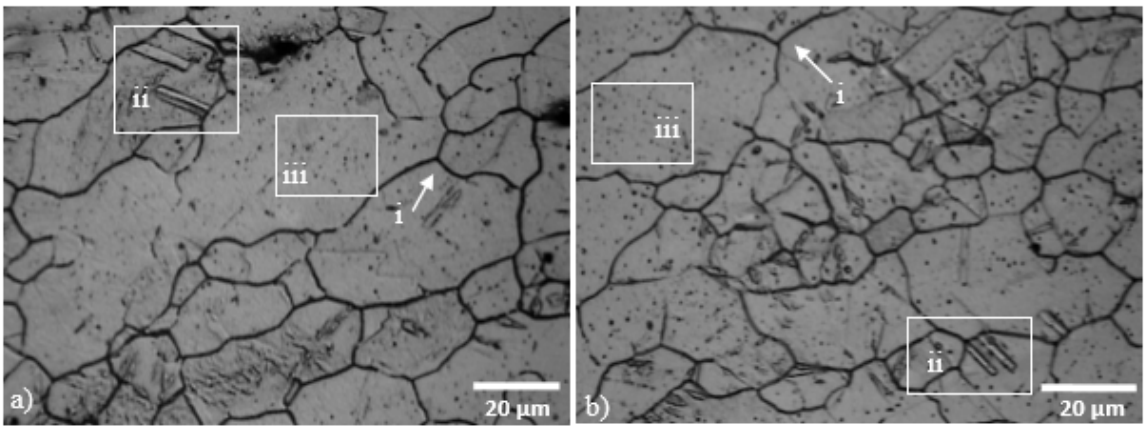


Figura 1.7: Microestrutura do metal de base. Solução de ácido nítrico, Aumento:500x: a) e b) identificação da microestrutura(GONÇALVES, 2017).

No trabalho realizado por Erneman, 2006, foi observado a evolução dos carbonitretos de nióbio primário e secundário no aço inoxidável AISI 347, durante a fabricação e quando expostos a temperaturas elevadas como em operações de soldagem e tratamentos térmicos (ERNEMAN, 2006).

1.5.2. Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A região de transição entre o metal base e a zona fundida, denominada ZTA, sofre a influência direta dos ciclos térmicos da soldagem. Devido à variação de temperatura, a microestrutura resultante irá apresentar aumento no tamanho dos grãos austeníticos e o aparecimento de novos grãos pequenos, característico de um mecanismo de crescimento anormal com recristalização secundária (GONÇALVES, 2017). A variação do tamanho de grão na ZTA pode ser observada na micrografia da Figura 1.8.

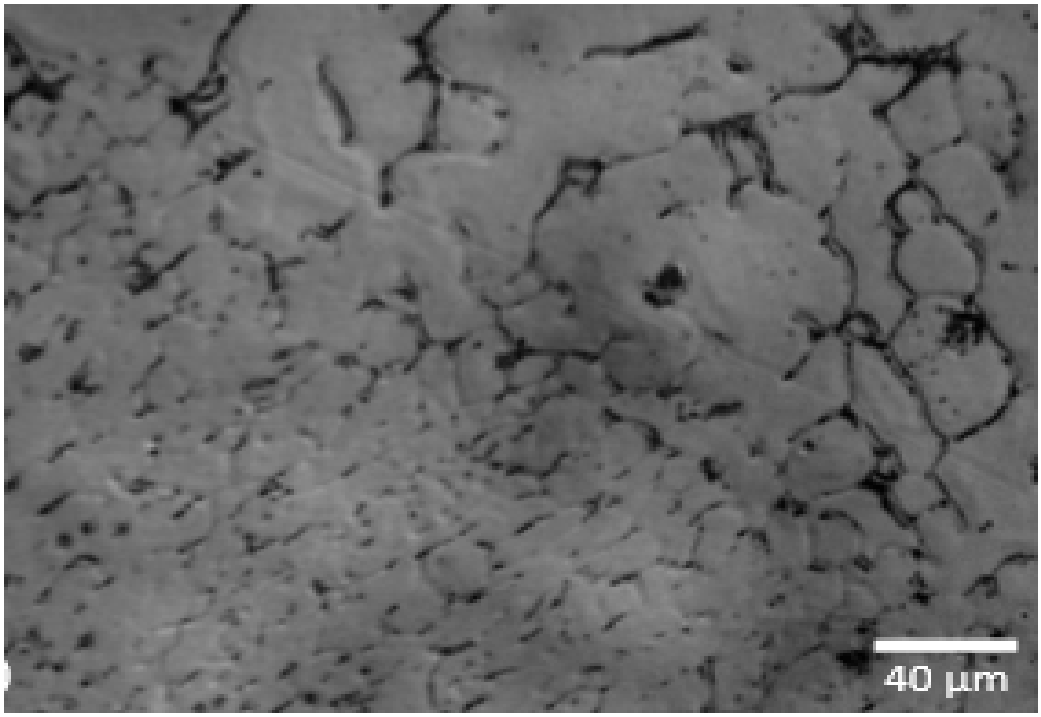


Figura 1.8: Micrografia da microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) do aço inoxidável austenítico AISI 347 (GONÇALVES, 2012).

Em estudos realizados da literatura, verificou-se que na zona termicamente afetada mais próxima da zona fundida, a qual atingiu altas temperaturas, apresentou maior teor de ferrita em relação à região da ZTA próxima ao metal de base, com a tendência de precipitação nos contornos de grão como pode ser analisada na Figura 1.9 nas indicações das setas (GONÇALVES, 2017).

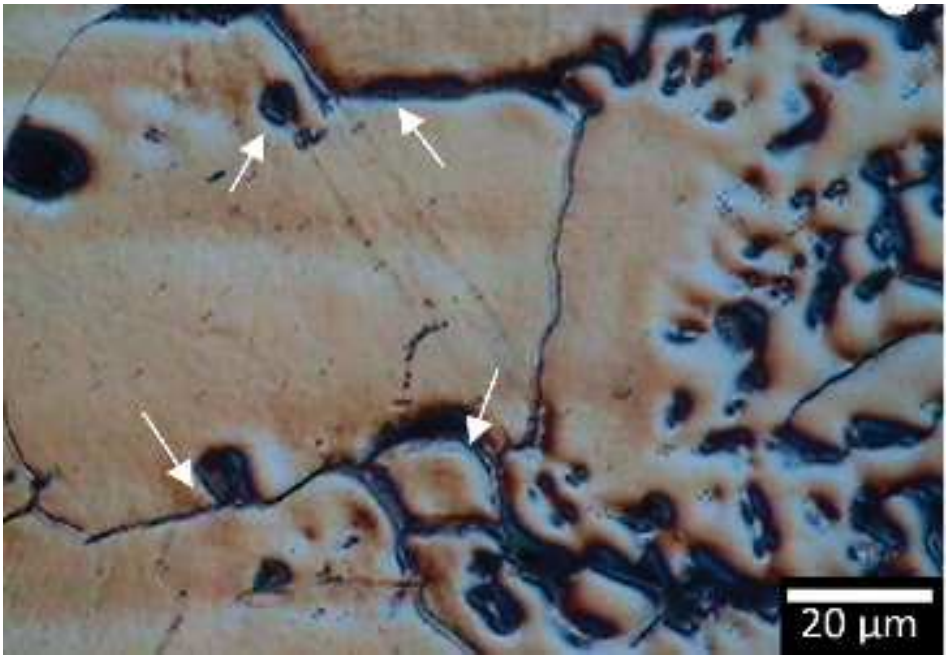


Figura 1.9: Micrografia da microestrutura da ZTA do aço inoxidável austenítico AISI 347 na condição como soldado, (GONÇALVES, 2017).

1.5.3. Zona Fundida

A zona fundida é a região da junta soldada onde os materiais (metal de base e metal de adição) se fundem devido à presença do calor gerado na soldagem. Durante o resfriamento e solidificação da poça de fusão diversos fenômenos podem ser observados, que podem provocar alterações microestruturais e de propriedades mecânicas da junta (PADILHA , 2004).

A microestrutura formada na zona fundida da solda de aços inoxidáveis austeníticos varia com a composição química do metal de base, do metal de adição e com a taxa de resfriamento da solda. Dentre os elementos químicos presentes, existem os que são classificados como formadores de austenita e formadores de ferrita. O Cr, Mo, Si, Nb e Al são elementos que favorecem a formação da ferrita, enquanto os elementos Ni, C, N e Mn favorecem a formação da austenita (LANCASTER, 1999).

Com o Diagrama de Schaeffler da Figura 1.10 é possível prever qual a microestrutura resultante da zona fundida da solda, com base na composição química do metal de base e do metal de adição. Para determinar a microestrutura da solda utilizando esse diagrama é necessário calcular o cromo e níquel equivalente para o metal de base e para o metal de adição, considerando as Equações 1.1 (Cálculo do Cr equivalente) e 1.2 (Cálculo do Ni equivalente) (LIPPOLD, 2005).

$$Creq = \%Cr + \%Mo + 1,5\ x\ \%Si + 0,5\ x\ \%Nb$$

Equação 0.1: Cálculo do Cr equivalente.

$$Nieq = \%Ni + 30\ x\ \%C + 0,5\ x\ \%Mn$$

Equação 0.2: Cálculo do Ni equivalente.

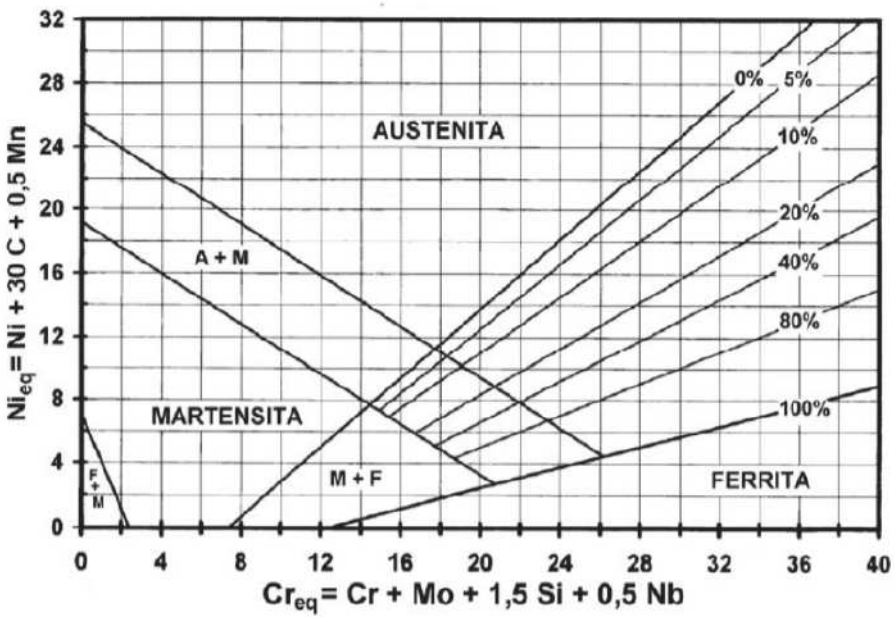
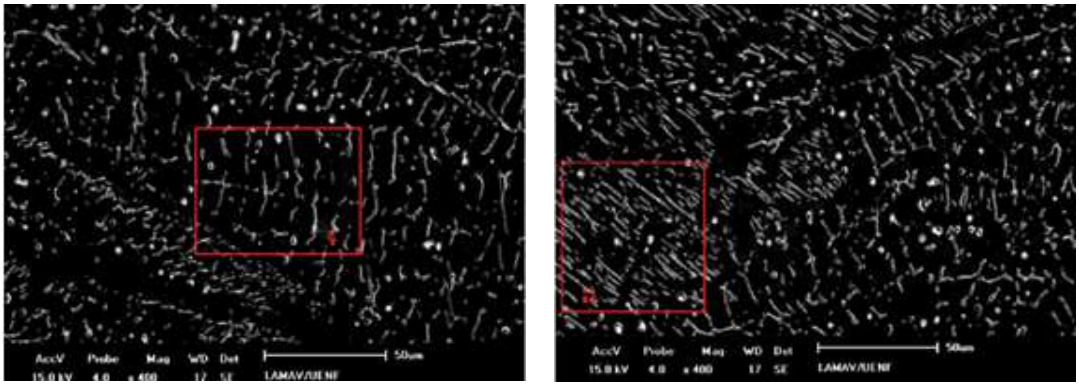


Figura 1.10: Diagrama de Schaeffler(LIPPOLD, 2005).

Em estudos realizados na literatura, a zona fundida da junta soldada do aço AISI 347 apresentou uma microestrutura com a matriz austenítica, com intensa precipitação de ferrita delta com morfologia vermicular (a) e laminar (b) como pode ser observado na Figura1.11.A ferrita delta se solidifica nas regiões entre os braços das dendritas, com morfologia característica vermicular (GONÇALVES, 2017).

Segundo pesquisas realizadas a ferrita vermicular tende a se apresentar de forma mais espaçada enquanto que a ferrita lamelar apresenta-se com um formato mais regular, constituído de placas paralelas (numerosas ripas), como pode ser observado na Figura 1.11.



(a) (b)

Figura 1.11: Micrografia da Microestrutura da zona fundida: precipitação da ferrita delta: (a) com morfologia vermicular; (b) morfologia laminar.Fonte:(GONÇALVES, 2017).

1.6. Fases Presentes e Características

1.6.1. Carbetos $M_{23}C_6$

Em juntas soldadas dos aços inoxidáveis austeníticos, a precipitação de carbonetos, é observada com maior intensidade na ZTA (GUAN et al., 2005), porém ocorrem com maior intensidade nos contornos de grão ou em macla, na figura 1-12 é possível verificar a morfologia e a precipitação nos contornos de grão (MODENESI, 2001) e (ZHOU et al., 2017).

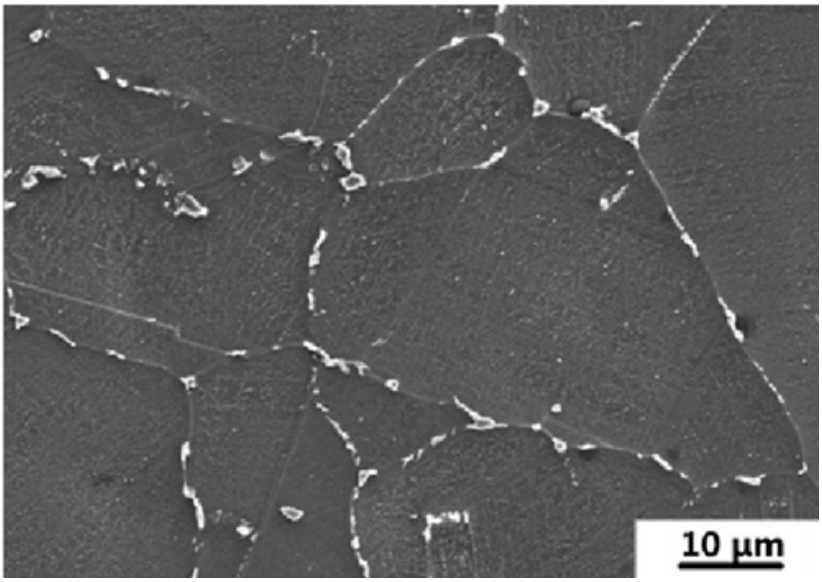


Figura 1.12: Micrografia da microestrutura do precipitado dos carbetos$M_{23}C_6$ nos contornos de grão (ZHOU et al., 2017).

Nos aços inox austeníticos do tipo AISI 347, a formação do precipitado de cromo do tipo $M_{23}C_6$é minimizada devido à adição do elemento de liga Nb, que possui a função de favorecer a formação do precipitado de Nb do tipo MC em elevadas temperaturas. O aço inox que apresenta em sua composição química a adição superior a 1,0% de Nb a precipitação dos carbetos de cromo do tipo $M_{23}C_6$ será minimizadas. (LIPPOLD, 2005).

O carbeto do tipo $M_{23}C_6$ possui uma estrutura cristalina do tipo CFC e parâmetro de rede 1,0638 nm (PADILHA, 2004) e (LO, 2009). Este tipo de fase pode ser formada quando o material é submetido a um resfriamento lento ou quando ocorre a exposição do mesmo, por muito tempo nas temperaturas em torno de 500°C a 900°C, e apresentam uma composição química $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$ (SILVA, 2006).

O carbeto do tipo $M_{23}C_6$ é indesejável nos aços inoxidáveis austeníticos devido à corrosão intergranular. Porém existem trabalhos que apresentam o efeito benéfico do $M_{23}C_6$ nas propriedades de fluência do material, por dificultar o escorregamento dos contornos de grão.

Em estudos realizados para avaliar os mecanismos de formação destes carbetos foi possível observar que existe uma ordem na cinética de precipitação do $Cr_{23}C_6$. Primeiramente, estes carbetos precipitam nos contornos de grão, posteriormente nos contornos de macla incoerente, seguido dos contornos de macla coerente e por fim no interior dos grãos, em discordâncias, como pode ser observado na Figura 1.13, no aço inoxidável austenítico AISI304 com 0,05%C e solubilizado a 1250°C (PADILHA, 2004) e (CARVAJAL,1995 apud FERREIRA, 2008).

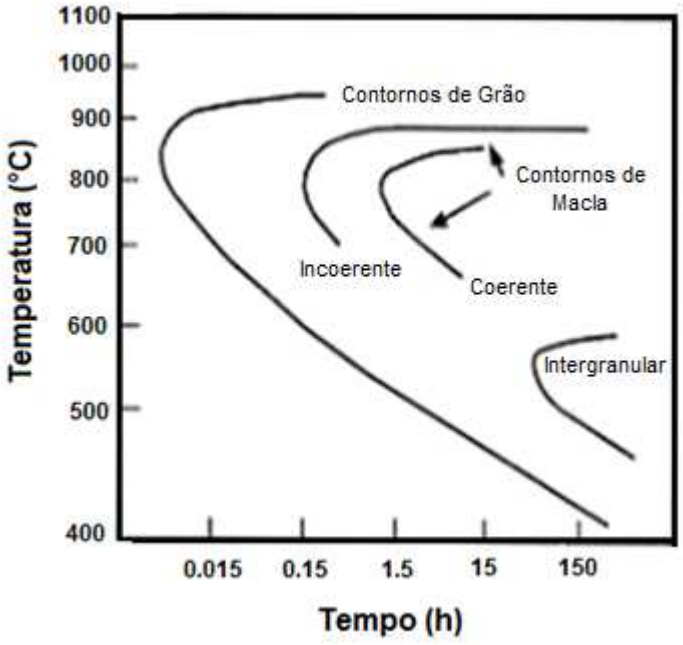


Figura 1.13: Diagrama da cinética de precipitação de $M_{23}C_6$ em AISI 304 solubilizado. Modificado pela autora. (CARVAJAL, 1995 apud FERREIRA, 2008)

A morfologia dos precipitados $M_{23}C_6$ está diretamente relacionada com a temperatura no qual é formado. Em temperaturas próximas a 600°C, os carbonetos são observados em formas de placas finas e contínuas, devido à pequena mobilidade dos contornos ou interfaces dos grãos. Entre 600 e 800°C, assumem formas de dendritas finas e alongadas nos interstícios dos contornos de grão que podem crescer caso permaneça nesse intervalo de temperatura por muito tempo (CARVAJAL, 1995 apud FERREIRA, 2008).

Em estudos realizados, foi possível observar que o tamanho de grão exerce forte influência na precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$e que quanto maior for o tamanho de grão mais rapidamente ocorrerá a precipitação nos contornos de grão (FERREIRA, 2008).

Antes de realizar a soldagem nos aços inoxidáveis do tipo AISI 347, recomenda-se que o aço passe por um tratamento de estabilização. Porém, a adição de elementos estabilizadores não impede a precipitação de $M_{23}C_6$ (KWIETNIEWSKI, 2010).

1.6.2. Carbetos MC

No aço inoxidável austenítico AISI 347, observa-se a formação dos carbonetos do tipo MC devido a sua composição química.

Em estudos anteriores realizados neste material, observou-se que para reduzir a formação dos carbonetos $M_{23}C_6$, é necessário adicionar elementos de liga, como V, Nb,Ti e Ta. Estes elementos de liga favorecem a formação de carbonetos do tipo MC. Em juntas soldadas este tipo de carboneto possibilitará a redução da ocorrência da sensitização e melhoria nas propriedades mecânicas da junta soldada. (LO et al., 2009). Na Figura 1.14 é possível verificar a precipitação do carboneto do tipo MC no interior do grão austenítico (ZHOU et al., 2017).

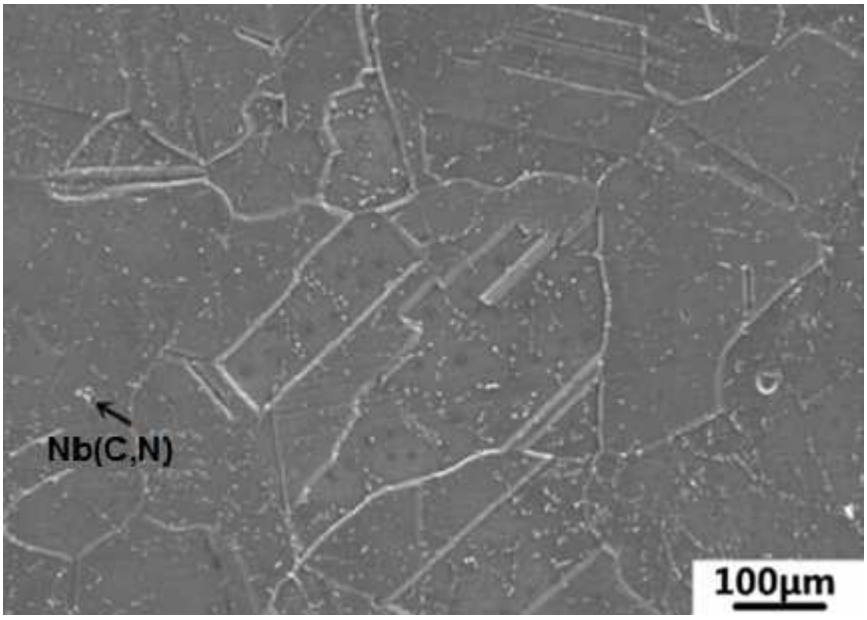


Figura 1.14: Micrografia da microestrutura de precipitação do carbeto do tipo MC no aço TP 347 H. Modificado pela autora (ZHOU et al., 2017).

O tamanho dos carbonetos influencia nas propriedades mecânicas, dessa forma é sempre desejável manter os carbonetos do tipo MC os mais finos possíveis, pois os carbonetos mais grosseiros degradam as propriedades da junta soldada, diminuindo a resistência à fluência-fadiga e à fratura (LO et al., 2009).

Outro ponto relevante da presença desse tipo de precipitado (MC) na microestrutura é com respeito ao tamanho de grão. O elemento microligante estabilizante Nb quando precipitado em forma de carboneto do tipo NbC também promoverá a inibição do crescimento de grão, pelo ancoramento dos contornos de grão (SILVA, 2006).

1.6.3. Fases Intermetálicas

Nos aços inoxidáveis austeníticos as fases intermetálicas que podem ser observadas são as fases sigma (σ), Chi (χ) e Laves (η). As condições para que ocorra a precipitação destas fases está associada à composição química, histórico de fabricação (tratamento termomecânico) do material e a temperatura de trabalho (600°C a 1150°C), além disso, a formação dessas fases pode estar associada ao excesso de elementos estabilizantes (BAYRAKTAR et al, 2007), (WEISS et al, 1972) e (VITEK et al, 1986).

A estrutura cristalina da fase sigma é tetragonal e pode apresentar as seguintes composições químicas: FeCr, FeMo, FeCrMo e possui as características de ser dura, frágil e não magnética. Devido as características mencionadas, esta fase atua de forma significante nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, proporcionando o endurecimento e a redução da tenacidade na temperatura ambiente (SCHWIND, 2000) e (BAYRAKTAR, 2007).

No gráfico da Figura 1.15 é possível analisar que a precipitação da fase sigma no aço AISI 347 ocorre com maior velocidade do que em outras ligas de aço inoxidável da classe 300.Na micrografia da Figura 1.16 observa-se a ocorrência da precipitação da fase σ no aço inoxidável AISI 347.

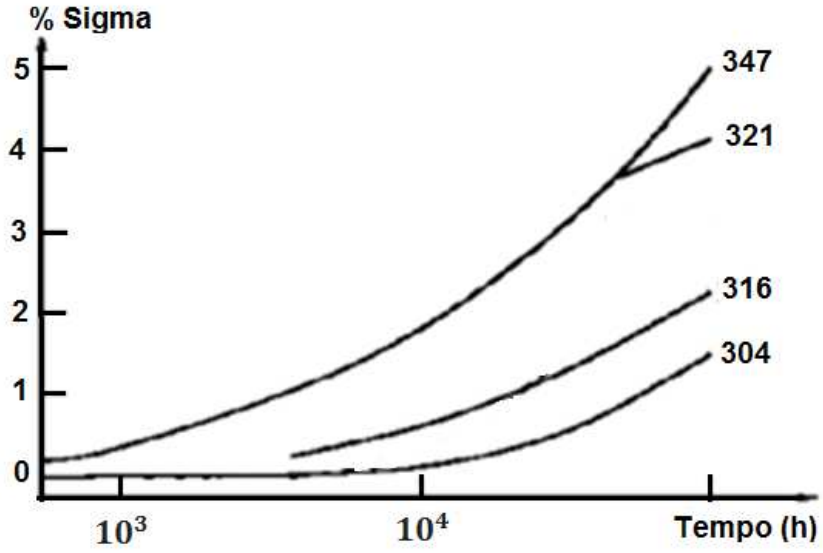


Figura 1.15: Precipitação de sigma em diferentes graus de aços inoxidáveis austeníticos de aço inoxidável. Modificado pela autora. (MINAMI, 1986) e (SOURMAIL, 2001).

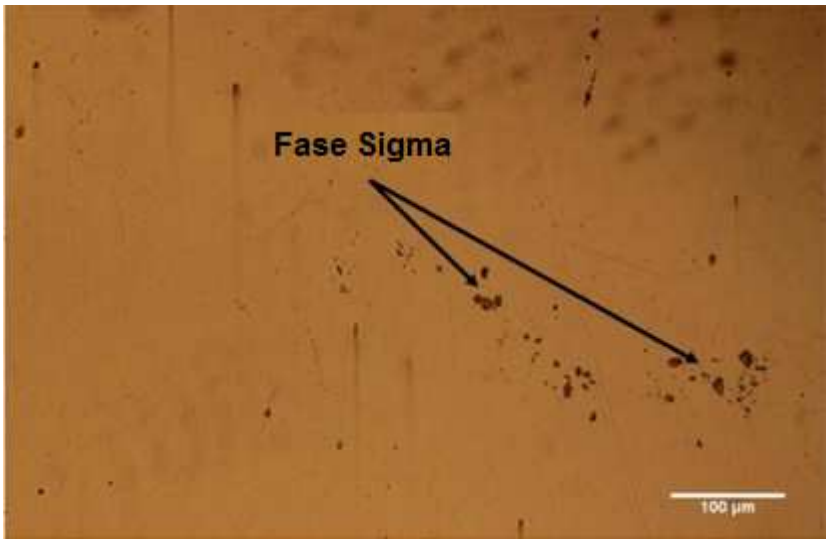


Figura 1.16: Micrografia da precipitação da fase sigma no aço inoxidável AISI 347 (GHALAMBAZ et al., 2017).

A fase Chi (FeCrMo) pode ser observada em materiais estabilizados ao Mo, a sua precipitação ocorre após a precipitação dos carbonetos e em curtos períodos de tempo. Inicialmente pode ser observada nos contornos de grão, a seguir nos contornos de macla e finalmente no interior do grão (BAYRAKTAR et al, 2007) e (WEISS et al, 1972).

A precipitação da fase Laves (Fe_2Mo, Fe_2Ti e Fe_2Nb) ocorre preferencialmente no interior do grão e ocasionalmente no contorno de grão. Para que ela ocorra é necessário tempos longos (BAYRAKTAR et al, 2007), (WEISS et al, 1972) e (CHEN et al., 2014). Como pode ser observado na microestrutura da Figura 1.17 (b), a amostra que sofreu envelhecimento por 24horas à 800°C apresentou maior intensidade de precipitação da fase Laves em comparação a amostra que permaneceu no mesmo tratamento por 4 horas, Figura 1.17 (a).

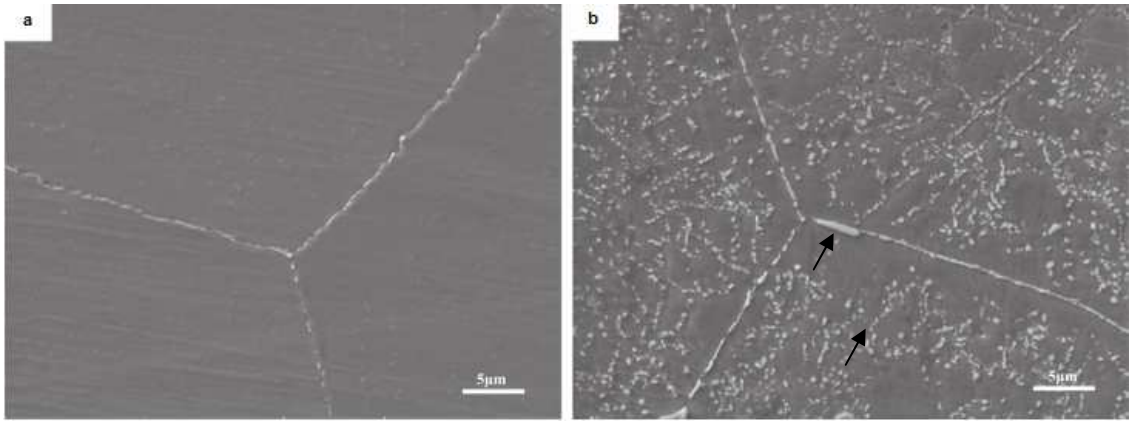


Figura 1.17: Microestrutura da precipitação da fase Laves no aço austenítico resistente ao calor envelhecido à 800ºC por (a) 4h e (b) 24h (CHEN et al., 2014).

1.7. Soldagem dos Aços Inoxidáveis Austeníticos

Na soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos, o conjunto de parâmetros de soldagem é selecionado visando garantir uma taxa de resfriamento controlada do metal de solda e da zona termicamente afetada, afim de, evitar à formação de fases deletérias, que podem afetar negativamente as propriedades mecânicas e resistência à corrosão da junta soldada (MOHAMMED et al., 2017), (VERMA, 2017), (UREÑA et al., 2007) e (ZHONG et al., 2017).

Para garantir a qualidade da junta soldada desse material, é prudente realizar o controle do aporte térmico, não permitindo valores superiores à 1,5 kJ/mm e da temperatura de interpasse que deve ser controlada até valores de 100°C. Outro controle importante está relacionado a seleção dos consumíveis utilizados para a soldagem desse material, onde os mesmos são selecionados para garantir a proporção de 5% a 10% de ferrita delta na microestrutura do metal de solda (TABATABAEIPOUR, 2010) (PETROBRAS, 2017).

Considerando estudos desenvolvidos por Chassignole, 2010 para realizar a caracterização de juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos é necessário considerar dois fatores: grau de anisotropia e orientação dos grãos ao longo da junta (CHASSIGNOLE et al., 2010).

As juntas soldadas de aços inoxidáveis austenitícos podem apresentar estrutura de solidificação colunar e dendrítica. A estrutura de solidificação dos grãos do metal de solda dos materiais austeníticos está relacionada com o processo de soldagem e consequentemente com os parâmetros ajustados (HUDGELL et al.,1989). Considerando estudos realizados por Chassignole, 2010 a posição de soldagem

também provoca alterações na orientação dos grãos do metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos.

De acordo com pesquisa desenvolvida por Tabatabaeipour, 2010 as juntas soldadas por diferentes processos de soldagem (SMAW e GTAW) apresentaram estruturas de solidificação de grãos colunares com direção de crescimento perpendicular ao bisel da junta soldada, como pode ser observado nas macrografias da Figura 1.18, onde a linha traçada em vermelho representa a linha de centro da solda.

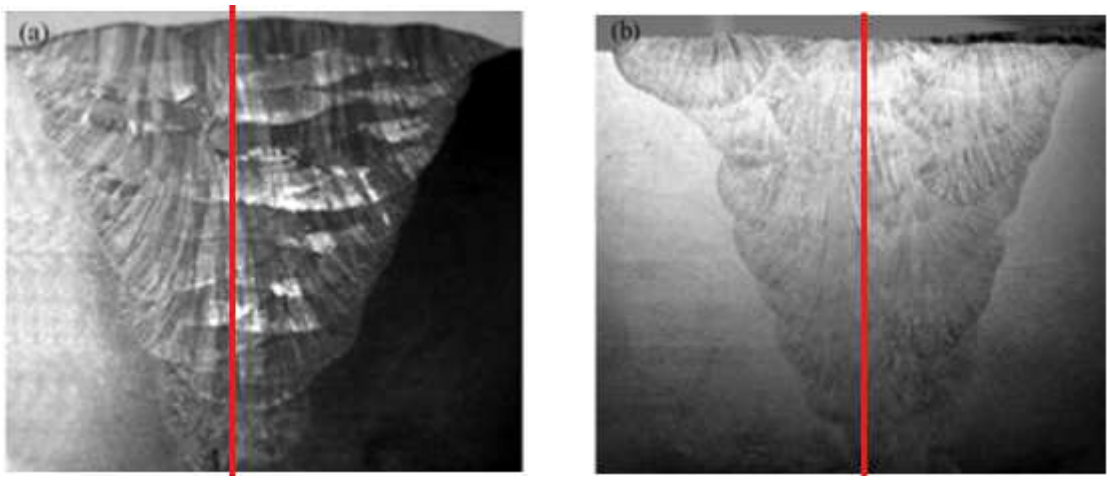


Figura 1.18: Macrografia das juntas soldadas: (a) SMAW e (b) GTAW.(TABATABAEIPOUR, 2010). Modificada pela autora.

Na Figura 1.18 (a), pode ser observado que a junta soldada pelo processo SMAW, apresentou cordões de solda com uma menor penetração quando, comparado ao processo GTAW, figura 1.18 (b), e que os grãos solidificaram levemente inclinados em relação à linha de central do cordão de solda e com uma estrutura colunar nas diversas camadas da junta.

De acordo com Moysan, 2004, o crescimento do grão é controlado por diferentes fatores, sendo eles: gradiente de temperatura, crescimento epitaxial, interface entre o grão solidificado e o líquido e pelo processo de crescimento seletivo. Se o processo de solidificação de interface sólido- líquido for interrompido, a solidificação terá continuidade pelo mecanismo do gradiente de temperatura. (AIZPURUA, 2014)

Em estudos realizados por Jou, 2003 e Lu et al., 2009, foi evidenciado que existem diferentes variáveis inerentes ao processo de soldagem que irão influenciar na solidificação, crescimento do grão do metal de solda e o formato da poça de fusão. As variáveis consideradas pelos autores são: a variação da energia de soldagem,

distribuição do calor na junta, velocidade de soldagem, número de passes para preenchimento da junta, posicionamento dos passes no chanfro e o ângulo de inclinação (ângulo de trabalho) do eletrodo ou tocha (GMAW). Considerando os processos de soldagem GTAW e GMAW, os fatores como, o tipo de gás ou mistura utilizados na soldagem e a distância entre a tocha e o metal de base (Stick out) proporcionam alterações no formato e no tamanho da poça de fusão.

Nos estudos realizados por Tabatabaeipour 2010, utilizando o processo de soldagem GTAW e SMAW, foi possível observar que o processo GTAW proporcionou a soldagem com altas densidades de energia, baixas velocidades de soldagem e energia de soldagem quando comparado a junta soldada pelo processo SMAW. Devido à estas diferenças intrínsecas dos processos de soldagem utilizados, foram observadas diferenças na geometria do cordão de solda, variação na orientação do grão utilizadas no processo GTAW e comparados ao processo de soldagem SMAW, foi possível produzir poças de solda com diferentes geometrias.

1.8. Crescimento dos Grãos da Junta Soldada

Nos aços inoxidáveis austeníticos, os grãos da zona fundida crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos do metal de base, favorecendo a continuidade da microestrutura da interface (LIPPOLD, 2005).

Em trabalhos realizados em juntas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos da série 300, a técnica Difração de Elétrons Retroespalhados, do inglês: Electron Backscattering Diffraction (EBSD) vem sendo utilizada para analisar a estrutura (forma, fase e tamanho de grão) e a orientação cristalográfica do crescimento do grão (ROCHA, 2015).

Em estudos anteriores realizados observou-se quea orientação cristalográfica do crescimento do grão da zona fundida em junta soldada de aços inoxidáveis austeníticos pode ser influenciada pela orientação de crescimento dos grãos da ZTA, pelo tipo de transferência metálica (curto circuito, spray e pulsado) e pelas condições de solidificação da poça de fusão (HUANG, 2010).

De acordo com Huang, 2010, foi possível constatar que a orientação dos grãos da zona fundida é afetada pela orientação dos grãos da ZTA e pelas condições térmicas impostas na junta, além disso, evidenciou que o crescimento epitaxial dos grãos da zona fundida que tiveram início a partir da interface da solda resultando em uma relação de orientação de (100) // (100) e planos {100} // {100} entre a ZTA e metal

de solda ao longo da linha de fusão, como pode ser observado na Figura 1.19 (HUANG, 2010).

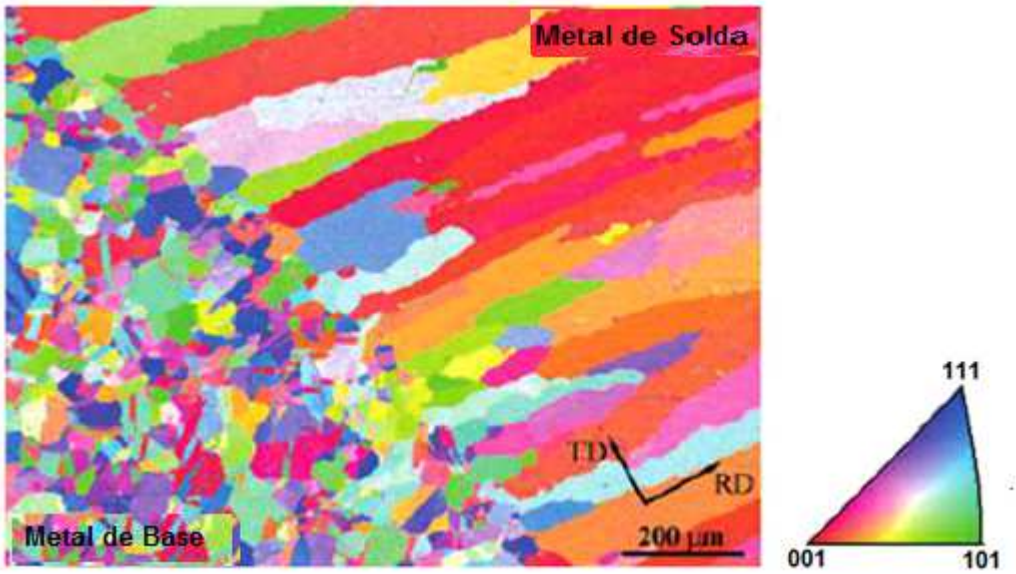


Figura 1.19: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do metal base e do metal de solda e respectiva IPFX (HUANG, 2010).

Na Figura 1.20, foi evidenciado que no início da solidificação da poça de fusão, os grãos da ZTA próximo a linha de fusão forneceram sítios de nucleação heterogêneos para o crescimento colunar dos grãos na interface sólido – líquido. Também foi possível evidenciar que não ocorreu uma incompatibilidade da rede cristalina entre os grãos do metal de base e metal de solda.

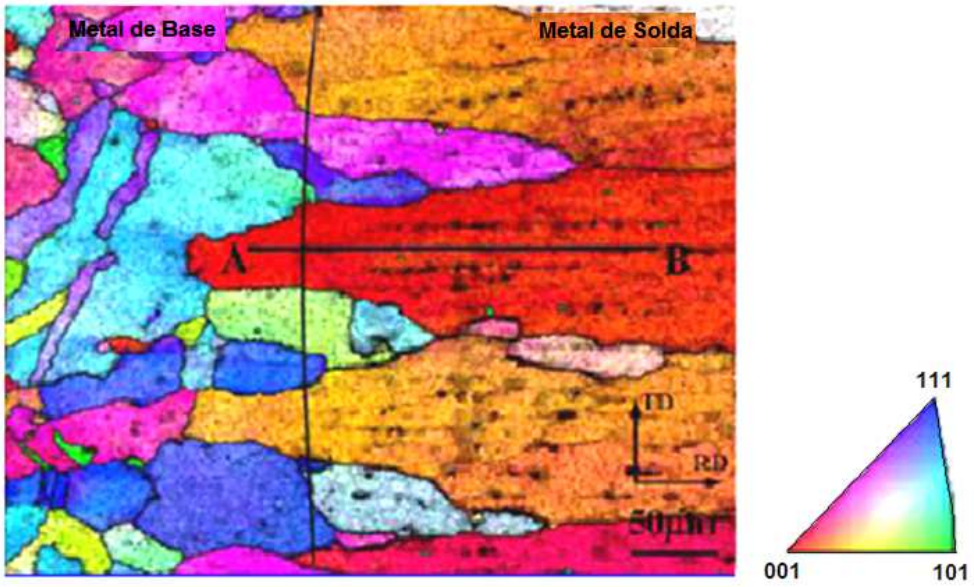


Figura 1.20: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD da ZTA e do metal de solda e respectiva IPFX(HUANG, 2010).

A Figura 1.21, apresenta as figuras de polo inversa do metal de solda e da ZTA respectivamente, onde é possível constatar que mesmos os grãos do metal de solda tiveram uma orientação preferencial na direção [001], Figura 1.21 (a), enquanto que os grãos da ZTA apresentam distribuição randômica da orientação dos grãos, Figura 1.21 (b), sendo possível constatar que a orientação dos grãos do metal de solda são influenciadas pela orientação dos grãos da ZTA na linha de fusão e pelas condições de aporte térmico da solda.

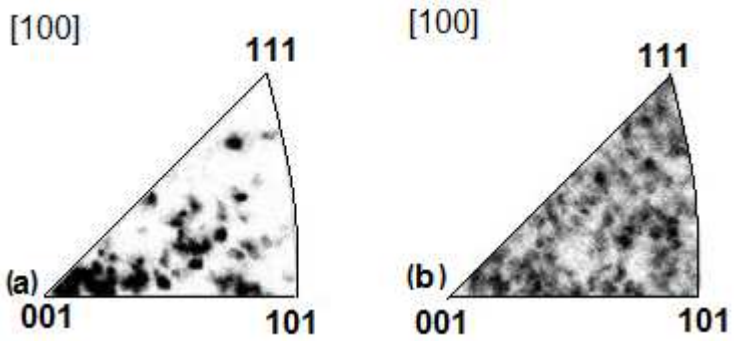


Figura 1.21: Figura de polo inversa (a) metal de solda e (b) ZTA (HUANG, 2010).

As análises de EBSD serão evidenciadas no capítulo dos resultados considerando amostras de três juntas soldadas pelo processo GTAW / FCAW com diferentes aportes térmicos do material AISI 347 de 12 mm de espessura.

Capítulo 2 - Materiais e Métodos

2.1 Material

2.1.1 Metal de Base

No presente estudo, o metal de base utilizado para fabricação dos corpos de prova, foi o aço inoxidável austenítico AISI 347. A composição química do material segundo o certificado fornecido pelo fabricante da matéria-prima encontra-se na Tabela 2.1.

Tabela 2.1: Composição química fornecida pelo fabricante do aço AISI 347.

MATERIAL	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%Co	%Nb	%Cu
CHAPAS AISI 347	0,43	1,8	0,032	0,001	0,47	9,73	17,2	0,44	0,08	0,6	-

2.1.2 Consumíveis de Soldagem

Para a soldagem dos corpos de prova, o consumível utilizado no processo GTAW foi o AWS A5.9 – ER347 de diâmetro 1,2 mm, da marca comercial Sandvick e o consumível utilizado no processo FCAW foi o E347T1-4 de diâmetro 1,2 mm seguindo a especificação da AWS A5.22, do fabricante Weld Inox. A composição química segundo o fornecedor de ambos os consumíveis podem ser verificadas na Tabela 2.2.

Na soldagem da raiz e do reforço da raiz com o processo TIG (GTAW) foi utilizado o gás Argônio com pureza de 99,998%, como gás de proteção e purga da raiz. Como proteção do processo Arame Tubular Robotizado (FCAW), usado na soldagem do enchimento e acabamento da junta foi selecionado o gás de proteção CO2, cujo o grau de pureza é de 99,998%. Os gases foram selecionados considerando a especificação do fabricante do consumível.

Tabela 2.2: Composição química fornecidas pelos fabricantes dos consumíveis de soldagem.

MATERIAL	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%Nb	%Cu
E347T1-4	0,04	1,37	0,024	0,007	0,44	9,84	18,1	0,05	0,41	0,03
ER347	0,05	1,81	0,019	0,004	0,33	9,40	19,40	0,02	0,52	0,11

2.2 Análise Química

Para verificação da composição química do metal de base utilizado no projeto, foram realizadas análises químicas utilizando a técnica de espectrometria de emissão ótica. As análises foram realizadas no equipamento Foundry-Master Pro do Fabricante Oxford Instruments, conforme mostrado na Figura 2.1. Antes de iniciar as aquisições foi realizado um procedimento de calibração utilizando o bloco padrão BS 304A.A média dos valores encontrados nas analises podem ser verificadas na Tabela 2.3.



Figura 2.1: Espectrômetro de emissão ótica (Fonte: Instituto Senai de Tecnologia).

Tabela 2.3: Composição química do metal de base (aço AISI 347) medida através de espectrometria de emissão ótica.

MATERIAL	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Ni	%Cr	%Mo	%Co	%Nb
CHAPAS ASI 347	0,05	1,75	0,024	0,0005	0,372	10,3	18,4	0,02	0,074	0,46

2.3 Fabricação dos Corpos de Prova

Foram fabricados corpos de prova a partir de juntas soldadas pelos processos de soldagem TIG e Arame Tubular, processos de soldagem comumente utilizado na união desses materiais na indústria.

Para soldagem da junta foram utilizados três chapas de aço inoxidável AISI 347 com espessura de 12 mm, comprimento de 200 mm e largura de 65 mm. As juntas soldadas são compostas por chanfro em V, ângulo do bisel de 30^{o}, abertura de raiz de 2,0 mm e face (nariz) de 1,0 mm, conforme o croqui da junta apresentado na Figura 2.2.

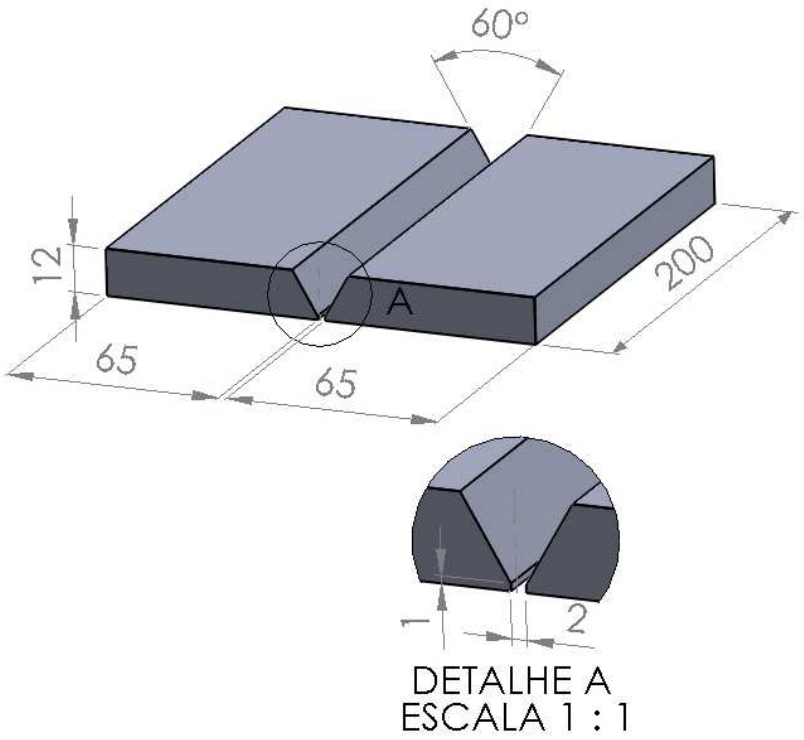


Figura 2.2: Representação esquemática com o dimensional das juntas soldadas, unidades em mm.

2.4 Procedimento de Soldagem

Para fabricação dos corpos de prova foram realizados as soldagens de três corpos de prova como representado na Figura 2.8. As soldas foram realizadas nas instalações do Instituto SENAI de Tecnologia Solda (IST Solda) e o equipamento utilizado para soldagem da raiz é da marca Miller e modelo XMT 350 VS, conforme mostrado na Figura 2.3.



Figura 2.3: Máquina de soldagem da raiz dos corpos de prova.

Para a soldagem GTAW manual foi utilizado na tocha um bocal de número 7. O gás de proteção utilizado no processo foi o Argônio com grau pureza de 99,998%.A vazão do gás de proteção da tocha foi regulada na ordem de 12 l/min e para o gás de purga a vazão ajustada foi de 15 l/min, utilizando-se o mesmo gás. Na Figura 2.4 é possível verificar como foi fixado o dispositivo de purga utilizado para a soldagem da raiz dos três corpos de prova e a Figura 2.5, representa a soldagem da raiz dos corpos de prova pelo processo GTAW.



Figura 2.4: Dispositivo de purga para a soldagem da raiz dos corpos de prova confeccionado no IST Solda.



Figura 2.5: Procedimento da soldagem da raiz das chapas de teste com o processo GTAW realizado nas instalações do IST Solda.

Para a soldagem do enchimento e acabamento das juntas foi selecionado o processo de soldagem FCAW robotizado, as soldas foramrealizadasnas instalações do ISTSolda.

A soldagem robotizada foi escolhida para minimizar a influência do soldador e proporcionar um melhor controle dos parâmetros elétricos e da velocidade de

soldagem. A célula de soldagem robotizada é composta por um robô da marca Fanuc que possui nove eixos de liberdade, sendo seis eixos no movimento do braço, dois eixos na mesa e um eixo para movimentação do robô em uma plataforma e por uma fonte de soldagem do fabricante Lincoln modelo Power Wave i400com demostrado na Figura 2.6.



Figura 2.6: Célula Robotizada utilizada na soldagem do passe de enchimento e acabamento das juntas (Fonte: IST Solda).

O posicionamento da tocha robotizada FCAW no chanfro, utilizado na soldagem dos passes de enchimento foi 90° em relação ao corpo de prova como pode ser visto na Figura 2.7.



Figura 2.7: Posicionamento da tocha FCAW no chanfro(Fonte: IST Solda).

As três juntas soldadas foram identificadas como CP01, CP02 e CP03, estão representadas na Figura 2.8. A soldagem da raiz dos corpos de prova (CPs) foi realizada com o processo GTAW, que utiliza um eletrodo sólido de tungstênio não consumível, no trabalho foi escolhido o eletrodo com 2% de Th e diâmetro de 2,4 mm.

CP 01 **CP 02** **CP 03**



Figura 2.8: Corpos de prova preparados para etapa de soldagem.

Os parâmetros para a soldagem dos corpos de prova foram selecionados considerando a Especificação do Procedimento de Soldagem (EPS) utilizados no IST Solda para soldagem desse material. Durante a execução da soldagem foi realizado acompanhamento afim de registrar os parâmetros de soldagem como tensão, corrente, velocidade de soldagem e o número de passes e camadas (Figura 2.9). Nas Tabelas 2.4, 2.5. e 2.6 é possível verificar os valores médios dos principais parâmetros em função dos passes de soldagem realizados para preenchimento dos corpos de prova CP01, CP02, CP03.

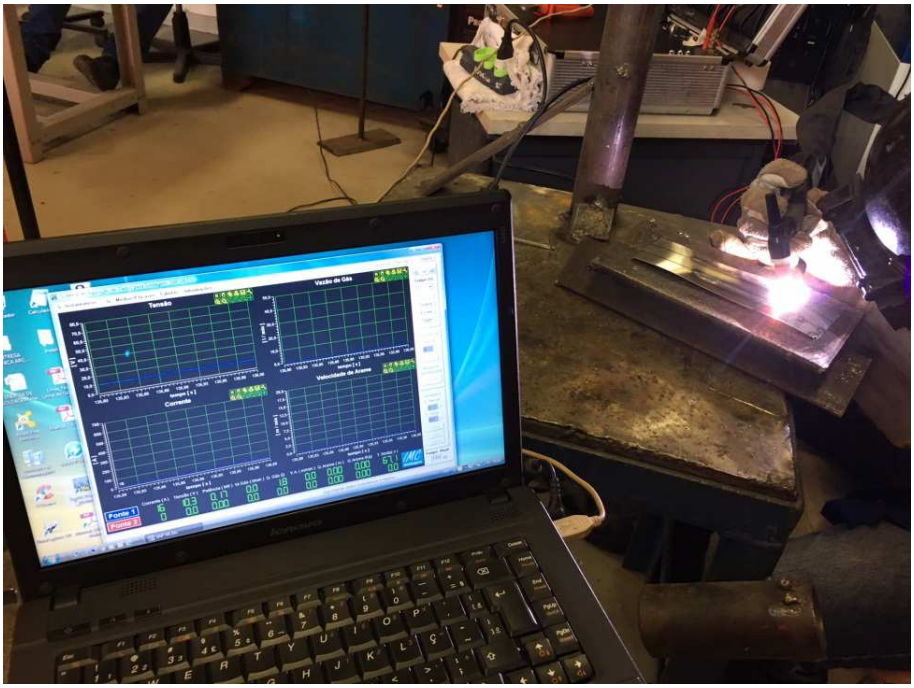


Figura 2.9: Sistema de aquisição de parâmetros de soldagem (SAP).

Nas tabelas 2.4, 2.5, 2.6 também é possível observar que para realizar a variação do aporte térmico nas três condições consideradas no trabalho: CP01 - aporte térmico Alto (1,4 kJ/mm), CP02 - aporte térmico Médio (1,0 kJ/mm), CP03 - aporte térmico Baixo (0,8 kJ/mm). Os parâmetros elétricos foram mantidos e a velocidade de soldagem alterada.

Tabela 2.4: Parâmetros utilizados para soldagem do corpo de prova 1 (CP01).

CP01- Aporte Alto (1,4 kJ/mm)					
Passe	**Camada**	**Corrente (A)**	**Tensão (V)**	**Aporte (Kj/mm)**	**Velocidade de Soldagem (mm/s)**
1	1	118	11,5	1,1	1,2
2	2	118	11,5	1	1,4
3	3	118	11,8	1,2	1,1
4	4	204	28	1,4	4
5	5	204	28	1,4	4
6	5	204	28	1,4	4
7	6	204	28	1,4	4
8	7	204	28	1,4	4
9	7	204	28	1,4	4

Tabela 2.5: Parâmetros utilizados para soldagem do corpo de prova 2 (CP02).

CP02- Aporte Médio (1,0 kJ/mm)					
Passe	**Camada**	**Corrente (A)**	**Tensão (V)**	**Aporte (Kj/mm)**	**Velocidade de Soldagem (mm/s)**
1	1	118	12	1,5	1
2	2	118	12	1	1,4
3	3	118	11	1	1,3
4	4	204	28	1	5,5
5	5	204	28	1	5,5
6	6	204	28	1	5,5
7	6	204	28	1	5,5
8	7	204	28	1	5,5
9	7	204	28	1	5,5
10	8	204	28	1	5,5
11	8	204	28	1	5,5

Tabela 2.6: Parâmetros utilizados para soldagem do corpo de prova 3 (CP03).

CP03- Aporte Baixo(0,8 kJ/mm)					
Passe	**Camada**	**Corrente (A)**	**Tensão (V)**	**Aporte (Kj/mm)**	**Velocidade de Soldagem (mm/s)**
1	1	118	12	1,7	0,9
2	2	118	12	1,1	1,3
3	3	118	11	1,1	1,2
4	4	204	28	0,8	7
5	5	204	28	0,8	7
6	5	204	28	0,8	7
7	6	204	28	0,8	7
8	6	204	28	0,8	7
9	7	204	28	0,8	7
10	7	204	28	0,8	7
11	8	204	28	0,8	7
12	8	204	28	0,8	7

Considerando as Tabelas 2.4, 2.5 e 2.6, os passes 1,2 e 3 foram soldados pelo processo GTAW, como pode ser observado na Figura 2.10 e os passes seguintes para preenchimento total da junta foram soldados com o processo FCAW como apresentado na Figura 2.11.

CP 01 **CP 02** **CP 03**



Figura 2.10: Corpos de prova soldados pelo processo GTAW.

CP 01 **CP 02** **CP 03**



Figura 2.11:Corpos de prova soldados pelo processo FCAW.

2.5 Ensaios Metalográficos

2.5.1 Preparação da Amostra

Após a realização da soldagem dos três corpos de prova foram retiradas amostras para a execução dos ensaios metalográficos. Uma amostra de cada junta foi retirada através de um corte tranversal, onde suas dimensões foram reduzidas através de uma cortadeira metalográfica da marca Panambra, modelo Pancut 100.

As amostras com seção reduzida passaram por uma sequência de lixas com as granulometrias: 220, 320, 400, 600, 800, 1000 e 1200. Após a etapa de lixamento as amostras foram encaminhadas para polimento com alumina de 1 µm. Em seguida foram atacadas quimicamente com o reagente Água Régia (HCl + HNO3 + H2O), onde a dissolução usada foi composta de 10 ml de ácido nítrico, 20 ml de ácido clorídrico, 30 ml de água destilada.

2.5.2 Macrografia

Após preparação das amostras, foram realizados ensaios macrográficos na seção transversal das juntas soldadas para caracterização das regiões de interesse da solda e visualização do aspecto geral da junta soldada com aumento de 45Xcom o auxílio de uma lupa estereoscópica modelo SZ 61, do fabricante Olympus.

2.5.3 Microscopia Ótica

Realizou-se a análise por microscopia óptica com um microscópio ótico de platina invertida do fabricante Olympus, modelo GX51para identificação e

caracterização microestrutural das regiões da junta soldada. Os ensaios micrográficos foram executados conforme norma ASTM E3-11 e as imagens foram registradas com a ampliação de 100 a 1000 vezes.

As micrografias foram realizadas com diferentes aumentos nas regiões de interesse, metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). Com está técnica foi possível acompanhar a evolução das fases formadas durante o processo de soldagem com diferentes aportes térmicos, observando o tamanho dos grãos e a microestrutura.

2.5.4 MicroscopiaEletrônica de Varredura

Com a técnica da microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi possível realizar a aquisição de imagens da microestrutura do material com maiores magnificações e melhor resolução. Esta técnica permitiu adquirir imagens que possibilitaram a observação dos contornos de grãos, regiões inter e intragranular, além de permitir a análise de fases presentes no material que não foram possíveis de serem detectadas e reveladas por microscopia ótica.

O objetivo da análise das imagens geradas pela microscopia eletrônica de varredura foi identificar as transformações ocorridas nas juntas soldadas provocadas pelo resfriamento do material após a realização da soldagem nas três condições de soldagem propostas no estudo. Utilizando diferentes detectores foi possível estabelecer a análise química, o tamanho, morfologia, a distribuição das fases presentes e as orientações cristalográficas dos grãos nas diferentes zonas das juntas soldadas.

As aquisições das imagens foram realizadas no microscópio eletrônico disponível no IST Solda, modelo Quanta 450 da fabricante FEI Company equipado com filamento de W, utilizando-se a detecção de elétrons secundários.

Foram realizadas análises pontuais e mapas qualitativos e semi-quantitativos dos elementos químicos presentes na microestrutura dos aços, utilizando-se a técnica de espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (mencionada ao longo do texto como EDS, sigla devido o nome em inglês: energy-disperse X-ray spectroscopy) acoplado ao microscópio eletrônico.

A técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados, sigla EBSD, do inglês: Electron Back Scattering Diffraction,foi utilizada para realizar o mapeamento da orientação cristalográfica, ângulos de desorientação dos grãos, medição do tamanho

de grão e contagem das fases presentes nas regiões analisadas das juntas soldadas nas três diferentes condições de aportes térmicos.

A preparação das amostras para análise por EBSD seguiu as etapas abaixo:

1. Lixamento com lixa d'água seguindo as granulometrias: 120/180/240/400/600/800/1200/2400 – Para cada lixa adotou-se o tempo de 2 minutos.
2. Polimento com pasta de diamante de 3 µm por 2 min
3. Polimento com pasta de diamante de 1µm por 2 min
4. Polimento com sílica coloidal 0,04 µm por 50 min
5. Amostras fixadas no porta amostra com cola de prata.
6. Posicionamento da amostra no MEV com ângulo de 70° em relação ao detector.

2.5.5 Ensaio de Dureza Vickers

Ensaios de dureza Vickers foram realizados buscando avaliar a variação de dureza do material com relação aos diferentes parâmetros de soldagem utilizados, utilizando o padrão HV10 com dureza de 534,4 HV10.

Para aquisição dos valores de dureza das juntas soldadas, foi utilizado o ensaio de dureza Vickers com carga de 10 kgf nas regiões do metal de base - MB, na zona termicamente afetada - ZTA e no metal de solda - MS, de acordo com o perfil de dureza da Figura 2.12, utilizando um durômetro digital da marca comercial Emcotest, modelo DV300.

Os pontos de dureza Vickers foram aquisitados ao longo das duas retas, sendo uma localizada na região da raiz e outra na região do enchimento, e obedecendo ao número de aquisições da figura 2.12.

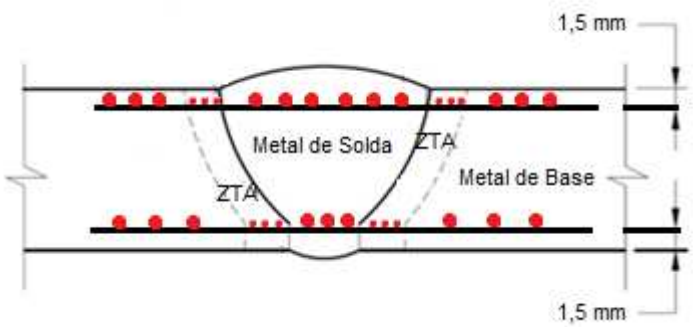


Figura 2.12: Perfil de Dureza Vickers.

Capítulo 3- Resultados e Discussões

Neste capítulo serão apresentados os resultados e as discussões da análise dos ensaios apresentados no capítulo anterior, nas juntas soldadas de aço inoxidável austenítico AISI 347 em três diferentes condições:

- CP01 - Aporte térmico Alto (1,4 kj/mm)
- CP02 - Aporte térmico Médio (1,0 kj/mm)
- CP03 - Aporte térmico Baixo (0,8 kj/mm)

Nas três amostras retiradas dos corpos de prova CP1, CP2, CP3, as análises micro estruturais foram realizadas em cada uma das zonas da solda: metal base (MB),zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF).

A observação microestrutural das juntas soldadas, com microscopia ótica (MO), foi realizada no material nas áreas consideradas mais representativas. Na Figura 3.1destacam-se as regiões de onde foram realizadas as micrografias. São elas:

- Região 1 – Metal de Solda (MS);
- Região 2 –Zona Termicamente afetada (ZTA);
- Região 3 - Metal base (MB).

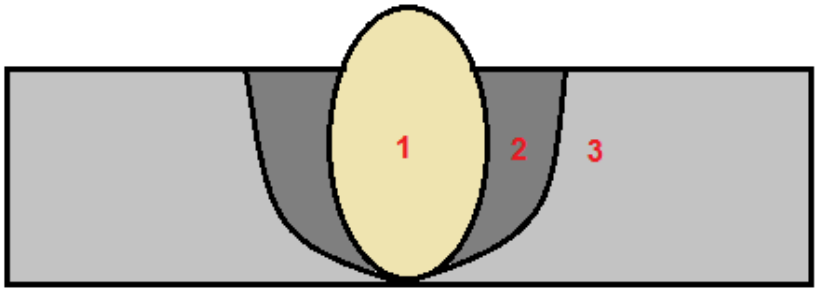


Figura 3.1: Croqui da seção transversal da solda indicando as regiões analisadas por microscopia ótica.

3.1 Metal de Base

3.1.1 Microscopia Ótica

A Figura 3.2, apresenta a microestrutura do metal de base, Como pode ser observada, a microestrutura desse aço consiste basicamente de grãos austeníticos como diferentes tamanhos e contendo precipitados tanto no interior quanto nos contornos de grãos. Na literatura os precipitados são identificados como carbetos do tipo $M_{23}C_6$ e ferrita delta, os quais estão identificados na microestrutura da Figura 3.2.

Para melhor identificação dos precipitados seria necessário realizar análises por técnicas como difração de raio-x e microscopia eletrônica de varredura.

Durante a soldagem, as temperaturas compreendidas nesta região da junta soldada, são inferiores às temperaturas necessárias para que ocorram transformações de fases, como pode ser observado na Figura 3.2. O mesmo comportamento foi observado para as três juntas soldadas.

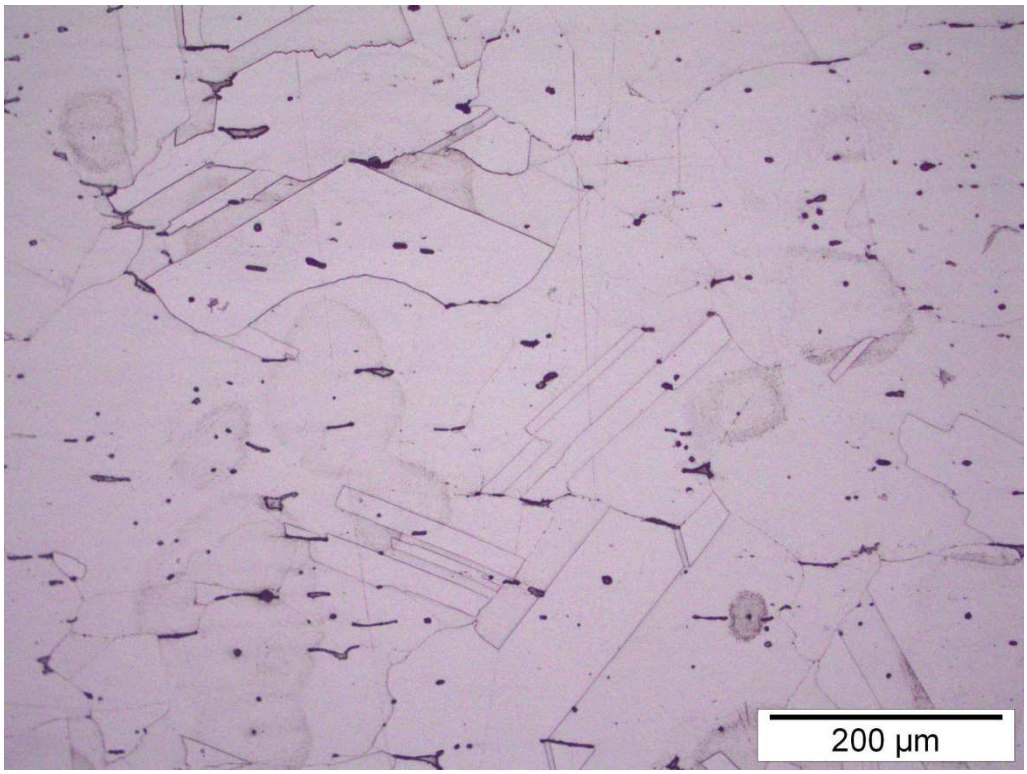


Figura 3.2: Micrografia da microestrutura do metal de base. Aumento: 200X.

3.1.2 EBSD Metal de Base

No mapa de fases do metal de base realizado pela técnica de EBSD da Figura 3.3, observa-se que o material possui uma matriz austenítica com alguns grãos de ferrita dispersos na estrutura e fase sigma.

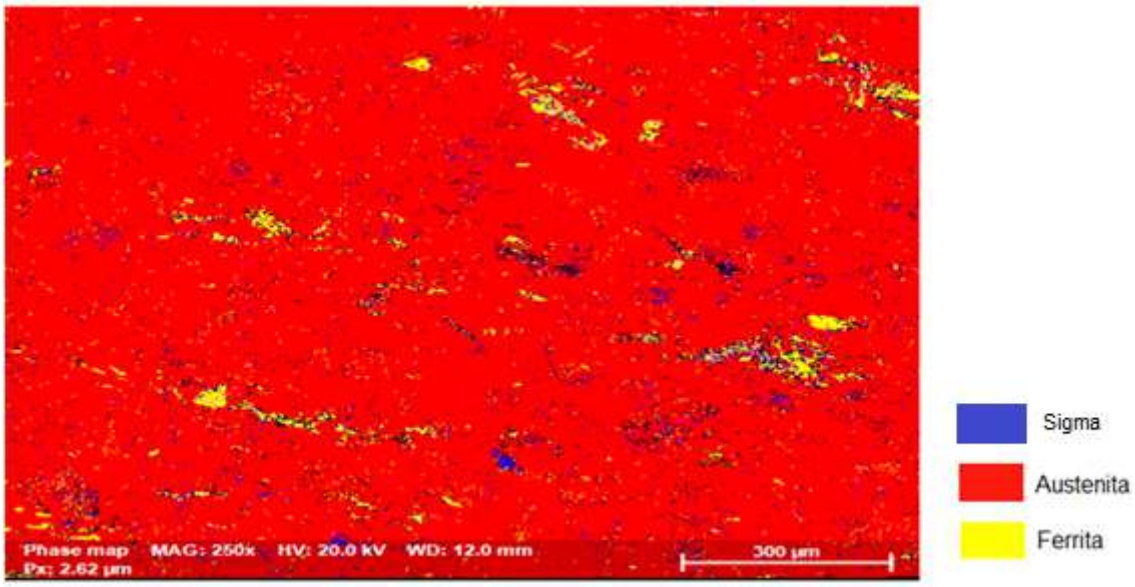


Figura 3.3: Mapa de fases do metal de base AISI 347 metal de base. Aumento: 250X.

Considerando que o aço inoxidável utilizado como metal de base possui uma matriz austenítica. Analisando o mapa de orientação cristalográfica da Figura 3.4 e a imagem de polo inversa no plano X da Figura 3.5 , conclui-se que os grãos de austenita do metal de base como recebido estão orientados preferencialmente na direção [111] e [001] .

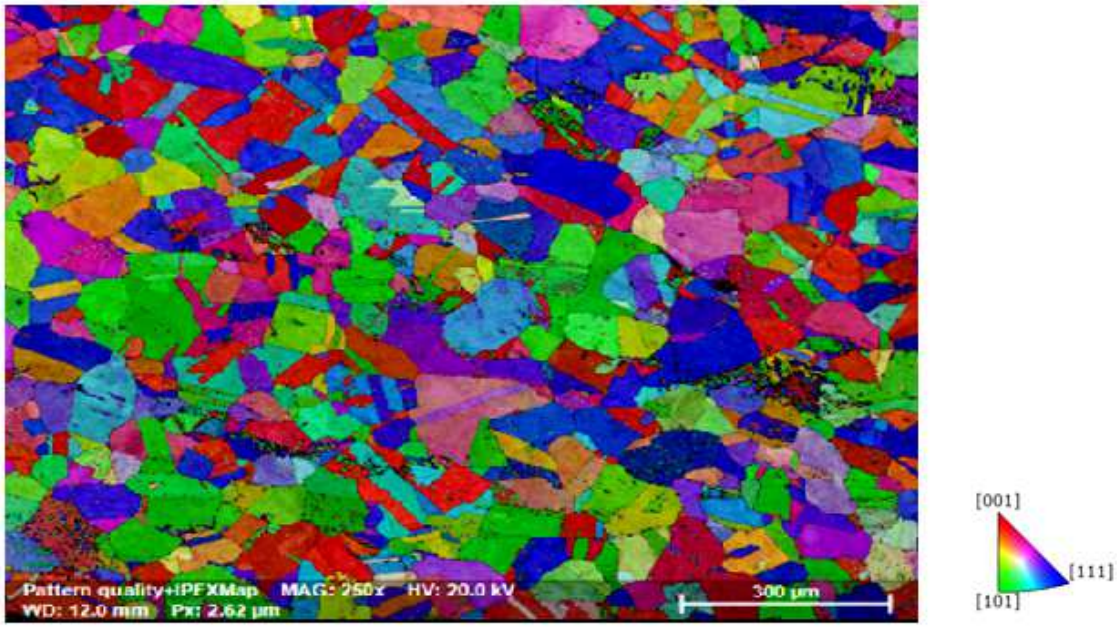


Figura 3.4: Mapa da orientação cristalográfica de EBSD do metal de base.

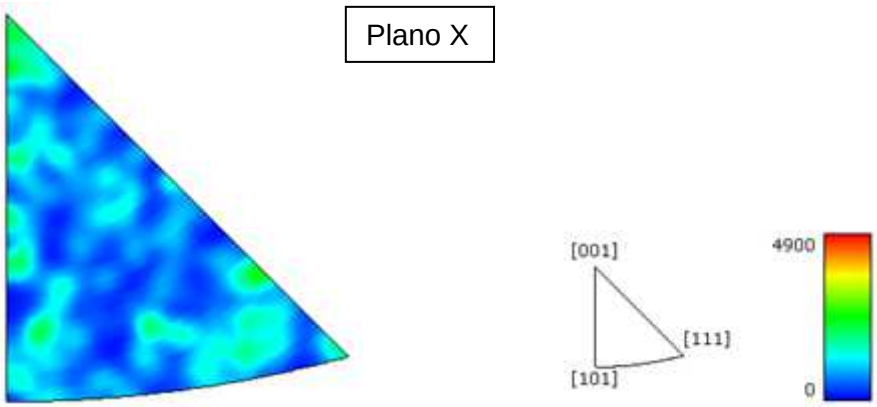


Figura 3.5: Figura de polo inversa do metal de base no Plano X.

3.2 Corpo de prova 01 - Aporte térmico Alto (1,4 kJ/mm)

3.2.1 Macrografia do CP01

Na macrografia da figura 3.6 é possível verificar o posicionamento dos passes e camadas de solda que foram realizados para preenchimento total da junta do CP01. É possível observar que ocorreu uma penetração dos passes de solda acentuada em relação ao passe anterior, a qual justifica-se devido à configuração de parâmetros utilizados, os quais proporcionaram um maior aporte térmico.

Continuando a análise da macrografia da figura 3.6 e de acordo com Tabatabaeipour, 2010 é possível afirmar que as soldas apresentam uma estrutura de grãos colunares, com a direção de crescimento dos grãos perpendicular ao bisel e possuem uma leve inclinação em relação à linha de centro da solda.

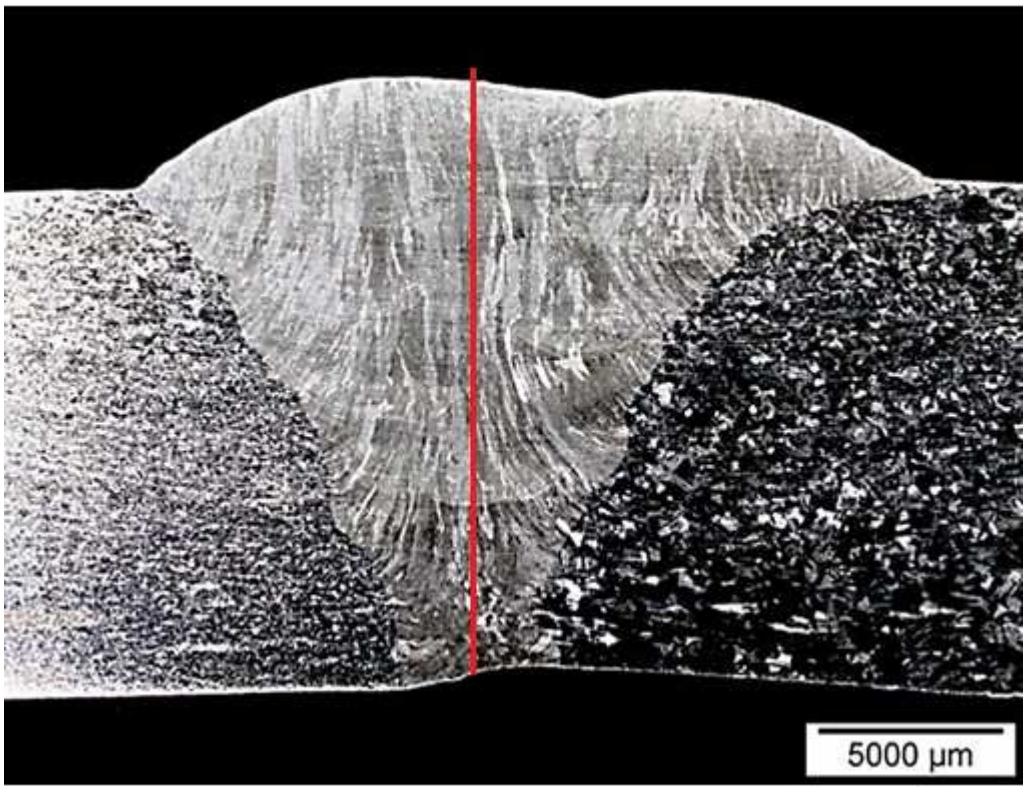


Figura 3.6: Macrografia do CP01. Aumento: 45x.

3.2.2 Micrografia da Microestrutura do CP01- 1,4 kJ/mm

As micrografias foram obtidas na interface entre o metal de base e o metal de solda nas regiões da raiz (GTAW) e do enchimento (FCAW), como pode ser analisado respectivamente nas Figuras 3.7, 3.8 e 3.9.

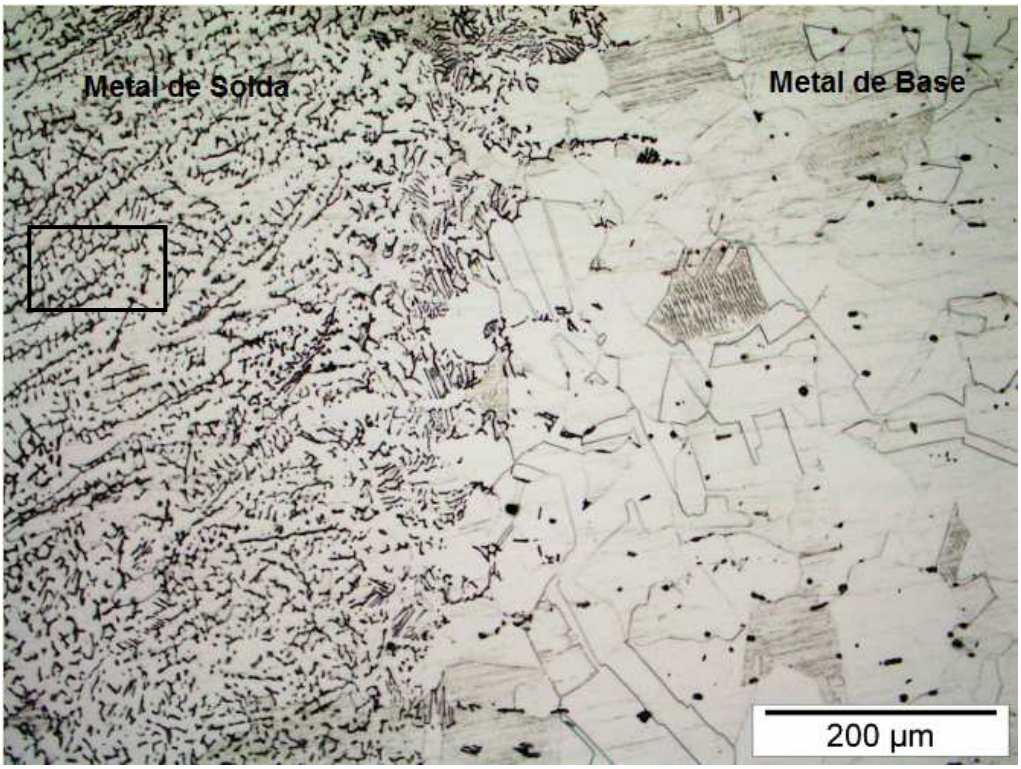


Figura 3.7: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal de solda CP01. Aumento: 200X

Na zona termicamente afetada (ZTA) da raiz (GTAW) da solda do CP 01 (figura 3.7) observa-se que à influência dos ciclos térmicos durante a soldagem, não proporcionaram mudanças no tamanho de grão na microestrutura dessa região quando comparada ao metal de base (Figura 3.2). Através de microestrutura (Figura 3.7) nota-se que os precipitados no metal de base foram mantidos após a soldagem.

A zona fundida mais próxima à linha de centro do cordão de solda é formada por uma matriz austenítica com precipitação de ferrita delta com morfologia do tipo vermicular, como indicado na Figura 3.7. Nas regiões da zona fundida mais próximas a ZTA a ferrita delta apresenta uma morfologia laminar como pode ser observado na micrografia da Figura 3.8 (RAMKUMAR et al., 2018).

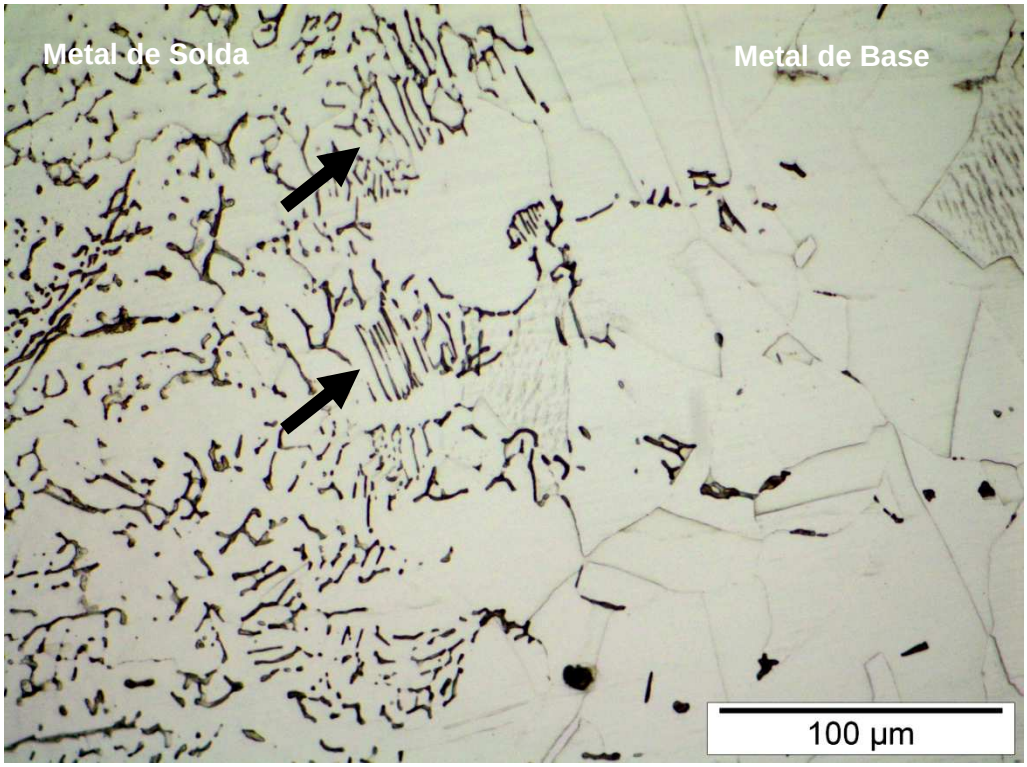


Figura 3.8: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 500X

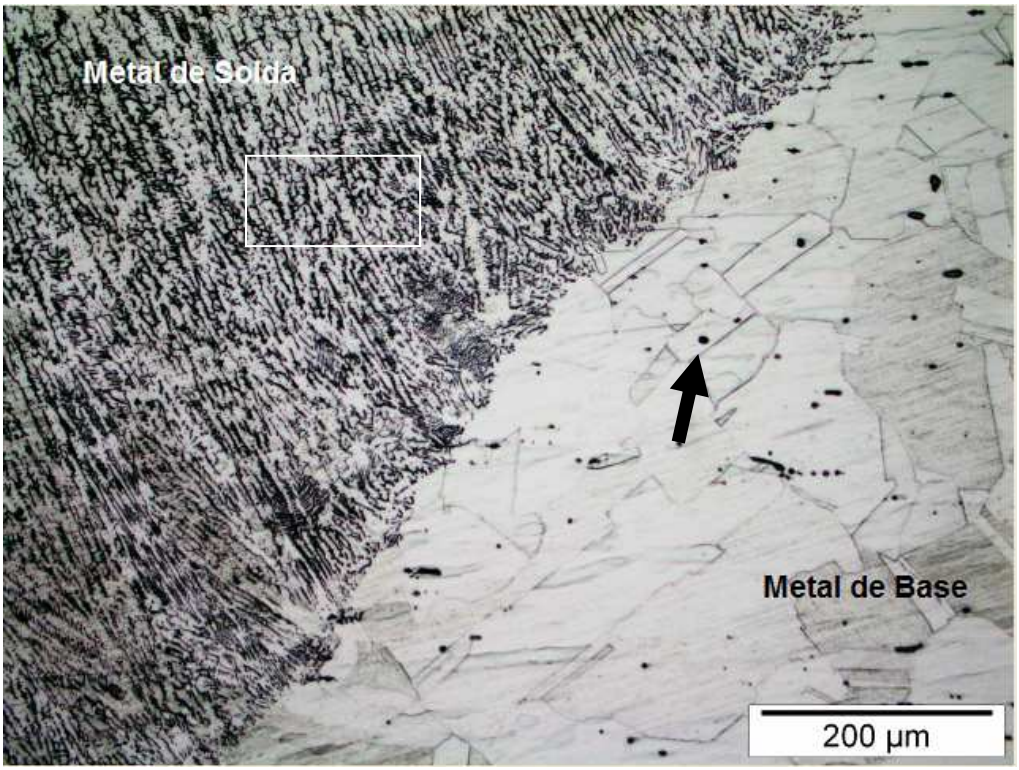


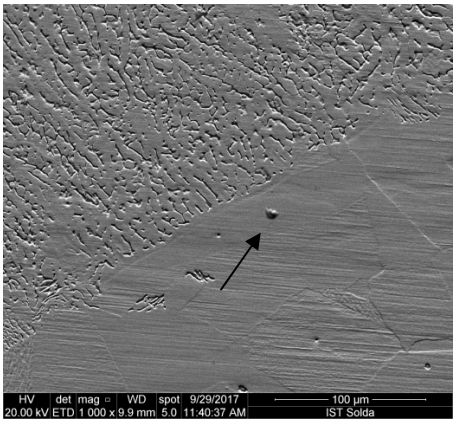
Figura 3.9: Micrografia da microestrutura do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 200X.

Considerando a microestrutura da ZTA no enchimento (FCAW) do CP 01, Figura 3.9 é possível ressaltar que a ZTA formada nessa região apresentou maior uniformidade e menor largura quando comparada com a ZTA formada na raiz pelo processo GTAW. Os grãos do metal de base próximo à linha de fusão da Figura 3.9, apresentam as mesmas características dos grãos do metal de base da Figura 3.2. A uniformidade da linha de fusão nos passes de enchimento e a redução da extensão da ZTA podem ser justificadas pelo processo de soldagem robotizado, o qual possibilitou um melhor controle dos parâmetros elétrico se da velocidade de soldagem. Nos trabalhos realizados por Albuquerque, 2011, este comportamento da ZTA em processos robotizado também foi ressaltado (ALBUQUERQUE, 2011).

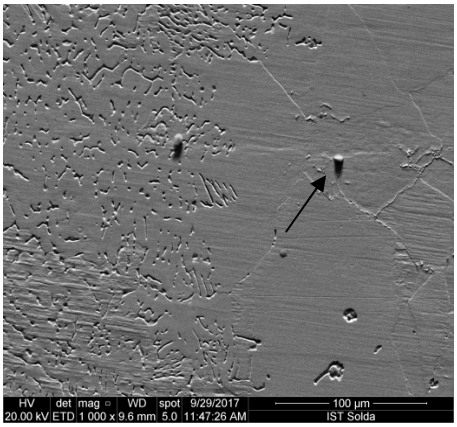
O processo FCAW apresentou uma maior energia de soldagem quando comparado ao processo GTAW, mesmo assim foi possível observar que a ZTA formada pelo processo GTAW apresentou uma extensão com grãos com diferentes morfologias quando comparados a ZTA formada pelo processo FCAW. Esse comportamento também pode ser verificado nas micrografias realizas no microscópio eletrônico de varredura com maiores magnificações (Figura 3.10) (SHAMANIAN et al., 2015).

A zona fundida próxima a linha de centro do cordão de solda é formada por uma matriz austenítica com precipitação predominantemente de ferrita delta com morfologia do tipo laminar, como indicado na Figura 3.9. Após análise comparativa das duas micrografias de aumento 2000X da Figura 3.10, concluiu-se que a precipitação dos carbetos ocorreu de forma mais intensa no enchimento (FCAW) do que na raiz (GTAW). Na micrografia do enchimento com aumento 2000X da Figura 3.10 verifica-se que a precipitação ocorreu preferencialmente no interior do grão (RAMKUMAR et al., 2018).

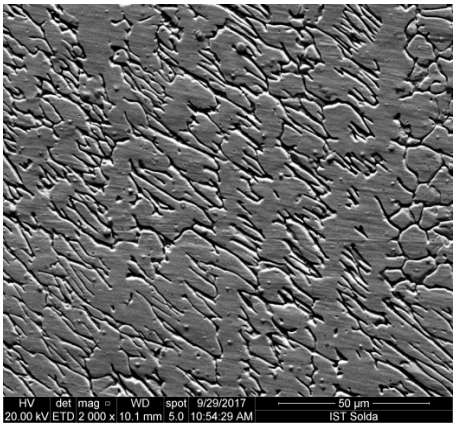
CP 01



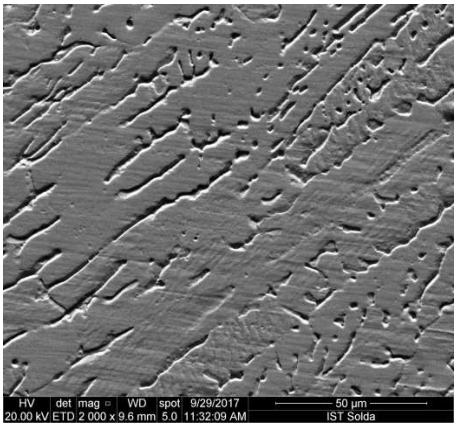
Interface (Enchimento - FCAW)
Aumento:1000X



Interface (Raiz - GTAW)
Aumento:1000X



Enchimento (FCAW) Aumento: 2000X



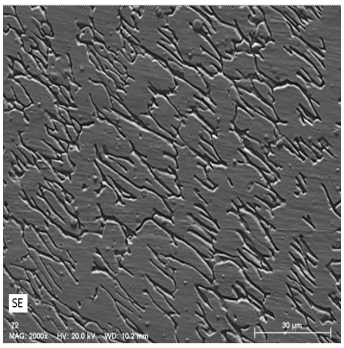
Raiz (GTAW) Aumento: 2000X

Figura 3.10: Imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura em diferentes regiões da solda do CP01.

Considerando a análise prévia das micrografias da região do metal de solda do CP01 e o diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni é possível afirmar que a solidificação do metal de solda ocorreu pelo modo III (LIPPOLD, 2005), conforme indicado na Figura 1.3.

Com objetivo de verificar qual a composição química dos precipitados existente no metal de solda, realizou-se o mapeamento da região pela técnica de espectroscopia de energia dispersiva (EDS), os resultados estão representados na Figura 3.11.

CP 01
Enchimento (FCAW) Aumento: 2000X



Concentração de C | Concentração Nb | Concentração Cr

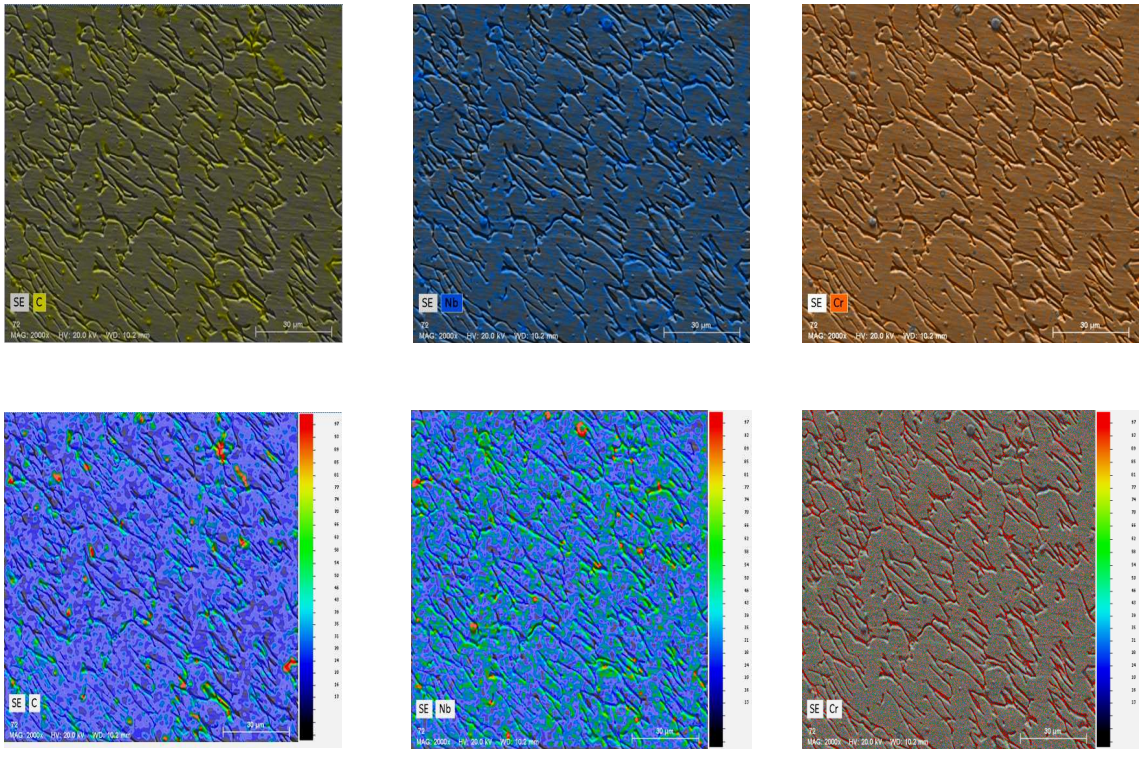


Figura 3.11: Mapeamento de EDS do enchimento (FCAW) do CP01. Aumento: 2000X.

Considerando os mapas gerados pela técnica de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) do enchimento do CP01 (Figura 3.11), conclui-se que os precipitados existentes na matriz tanto no interior do grão quanto no contorno de grão provavelmente são carbetos de Nb (RAMKUMAR et al., 2018).

3.2.3 Mapa de orientação cristalográfica (EBSD)

No mapa de orientação cristalógrafica da interface do metal de base e metal de solda da raiz (Figura 3.13), foi possível constatar a variação do tamanho de grão na ZTA em relação ao tamanho de grão do metal de base na região não afetada pelo calor. As medições do tamanho de grão das regiões de interesse foram realizadas utilizando os mapas de orientação cristalográfica gerados no EBSD.

A Tabela 3.1 apresenta o tamanho de grão (TG) do enchimentodo CP01 e do metal de base como recebido. Apartir dos resultados obtidos é posssivel afirmar que o tamanho de grão da ZTA e do enchimento apresentaram valores próximos e apresentaram uma redução quando comparados ao metal de base como pode ser observado na Tabela 3.1 e explicado pelo mecanismo de crescimento anormal com recristalização secundária, onde ocorre o crescimento de alguns grãos e o aparecimento de grãos menores (LIPPOLD, 2005).

Tabela 3.1: Tamanho de grão médio das regiões de interesse CP01

Tamanho de Grão médio do enchimento do CP01 – 1,4 kJ/mm		
TG Médio Metal de Base	TG Médio ZTA Enchimento	TG Médio Metal de Solda Enchimento
76,8 µm	51,2 µm	53,6 µm

Considerado o mapa de fases (figura 3.12) realizado pela técnica de EBSD, da interface entre metal de solda e metal de base da raiz (CP 01), conclui-se que essa região é formada predominantemente por austenita e pelas fases ferrita e sigma em menores proporções. O mapa de fase da raiz para os CP02 e CP03 não foram realizados, pois a raiz desses corpos de prova foram soldados com os mesmos parâmetros do CP01.

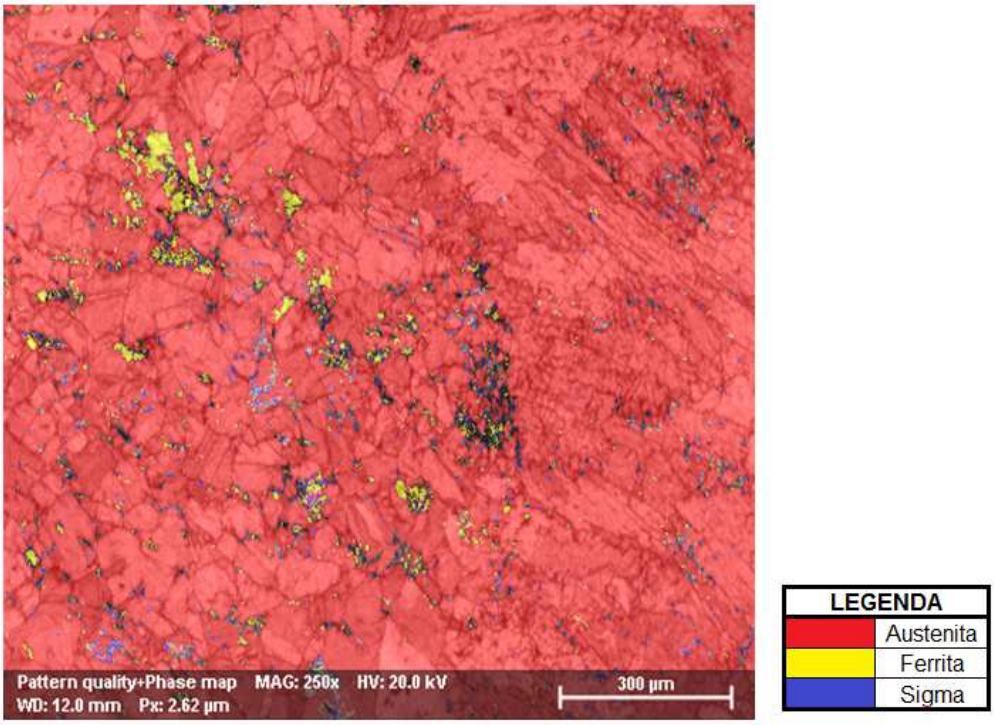


Figura 3.12: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base da raiz (CP01). Aumento: 250X.

Em estudos realizados por Huang, 2010 em aços AISI 316 L os grãos do metal de solda apresentaram um crescimento preferencial na direção [001] e pesquisas desenvolvidas por Mukherjee, 2015 os grãos do metal de solda de aços inoxidáveis austeníticos cresciam preferencialmente nas direções [001] e [111]. Com base nos resultados obtidos nos mapas de orientação cristalográfica (Figuras 3.13 e 3.16), no mapa de fases (Figura 3.15) e das figuras de polo inverso (Figuras 3.14 e 3.17) no metal de solda da raize do enchimento (CP01), foi possível constatar que os grãos cresceram preferencialmente na direção [001], sendo que no enchimento foi possível observar a orientação de alguns grãos na direção [101] (HUANG, 2010)(MUKHERJEE et al., 2015).

Na imagem de EBSD da Figura 3.13 nota-se o aprecimento de algumas regiões com concentração de pontos pretos, esse fenômeno pode ocorrer devido à falta de indexação de alguns pontos ou tamanho de grão muito pequeno na região analisada o que pode ter dificultado a indexação dos pontos.

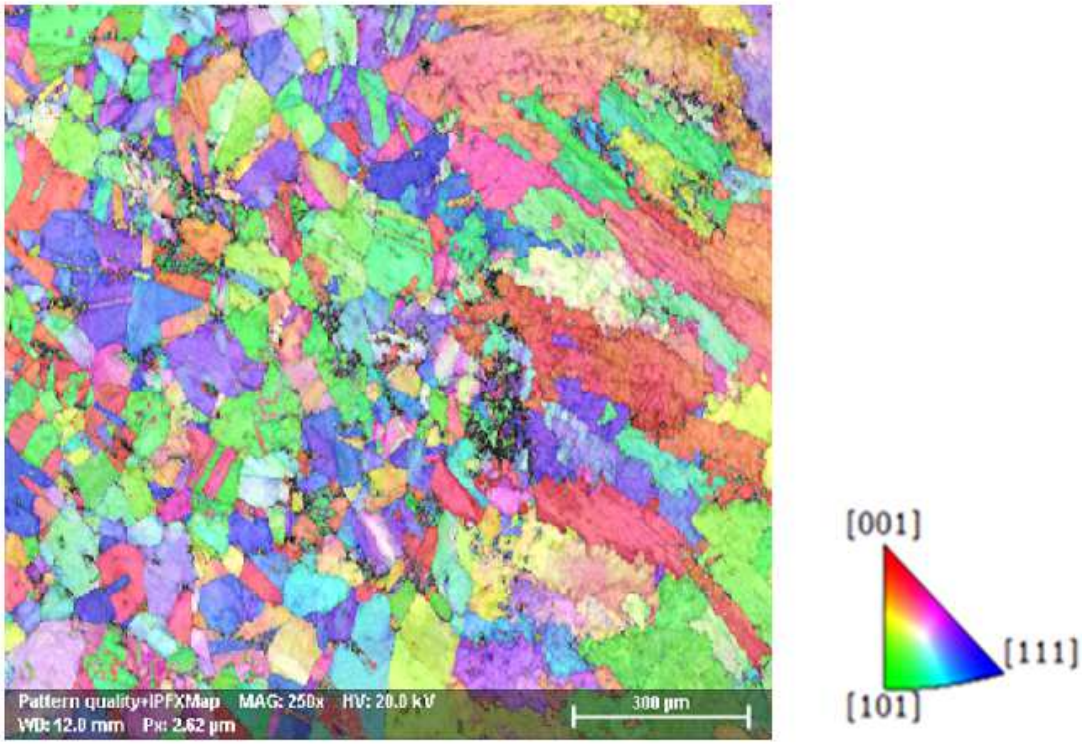


Figura 3.13: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD da raiz na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 250 X.

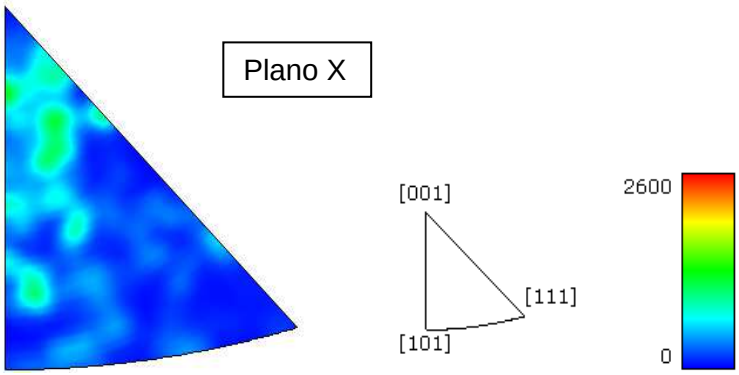


Figura 3.14: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda da raiz CP01.

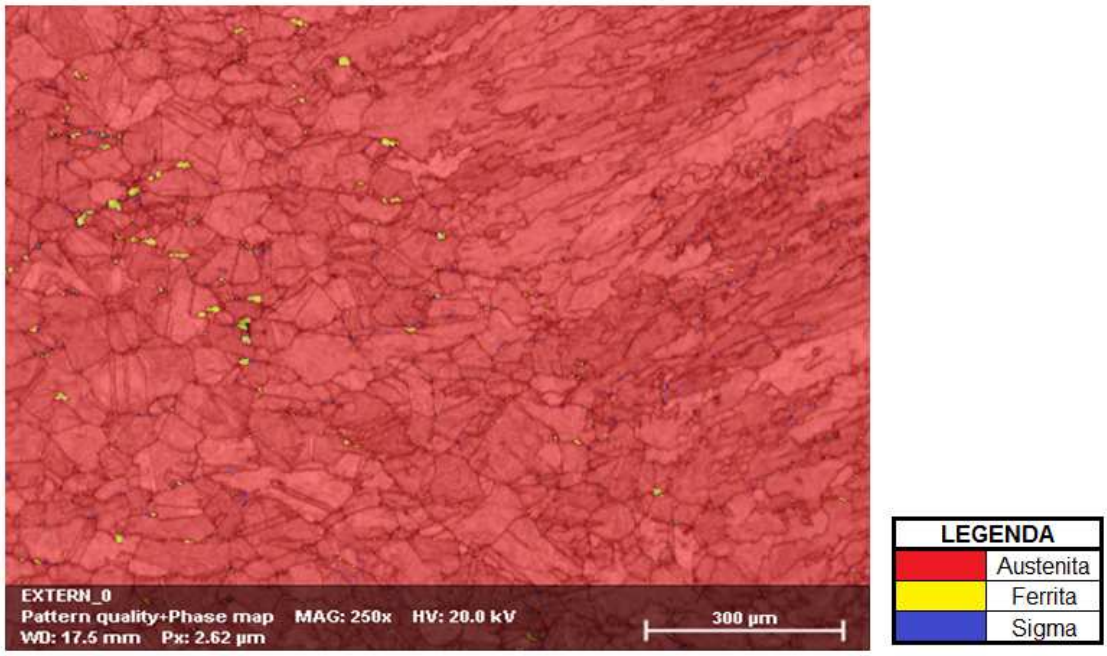


Figura 3.15: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base do enchimento (CP01). Aumento:250x.

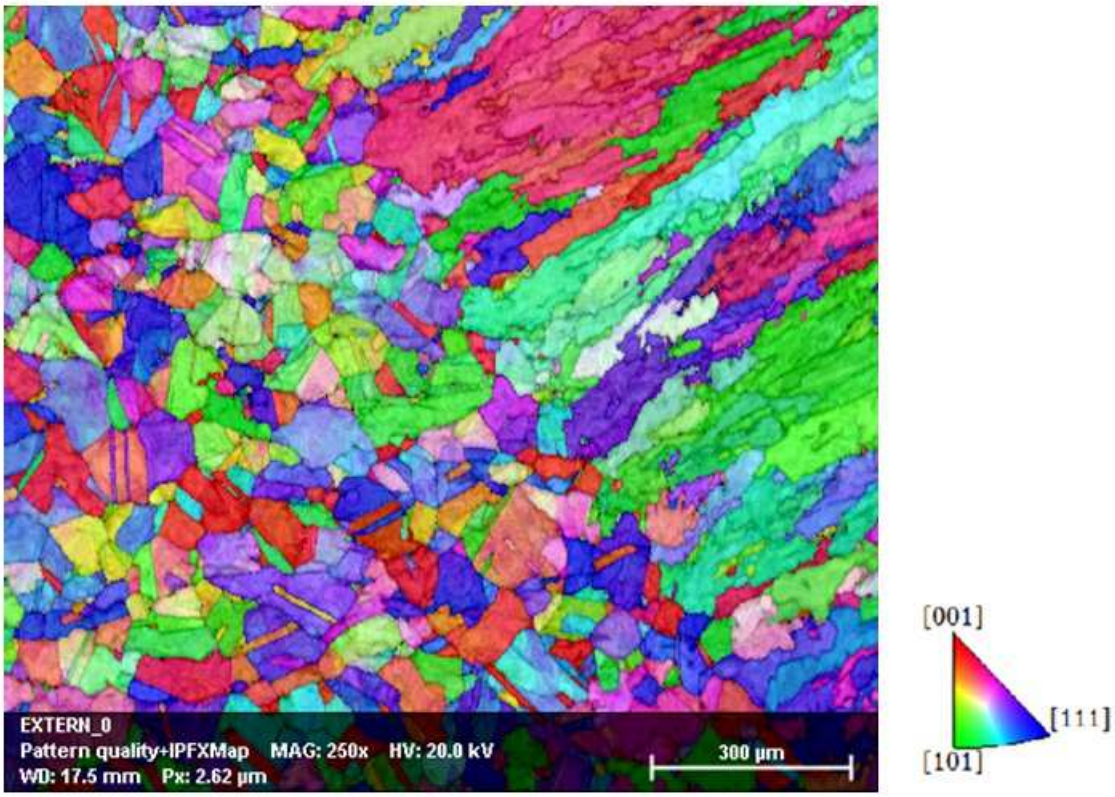


Figura 3.16: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP01. Aumento: 250 X.

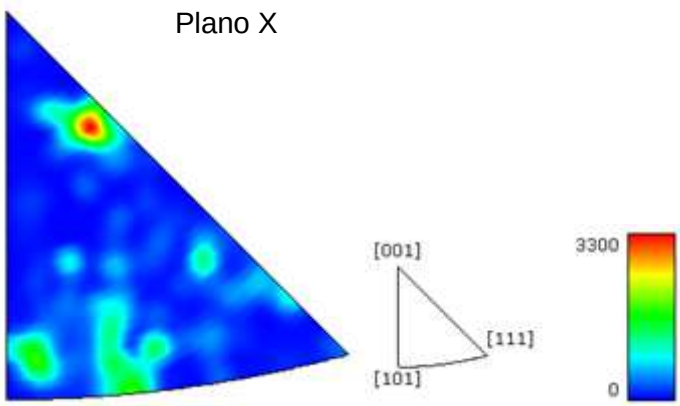


Figura 3.17: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda do enchimento CP01.

3.2.4 Ângulo de Desorientação

A desorientação intragranular dos grãos colunares do metal de solda do enchimento do CP01 ao longo da linha A-B (Figura 3.18) foi analisada e representada em forma de gráfico representando o ângulo de desorientação (eixo y) e a distância (eixo x) (Figura 3.18). Nas três regiões analisadas, observou-se que nas aquisições realizadas os ângulos de desorientação apresentaram valores inferiores a 10° e de acordo com Huang, 2010 essa desorientação intragranular baixa está relacionada com a precipitação de carbetos no interior do grão colunar e não irá afetar a direção de solidificação dos grãos do metal de solda.

Região Analisada (Aumento: 1000X)

Gráfico de Desorientação

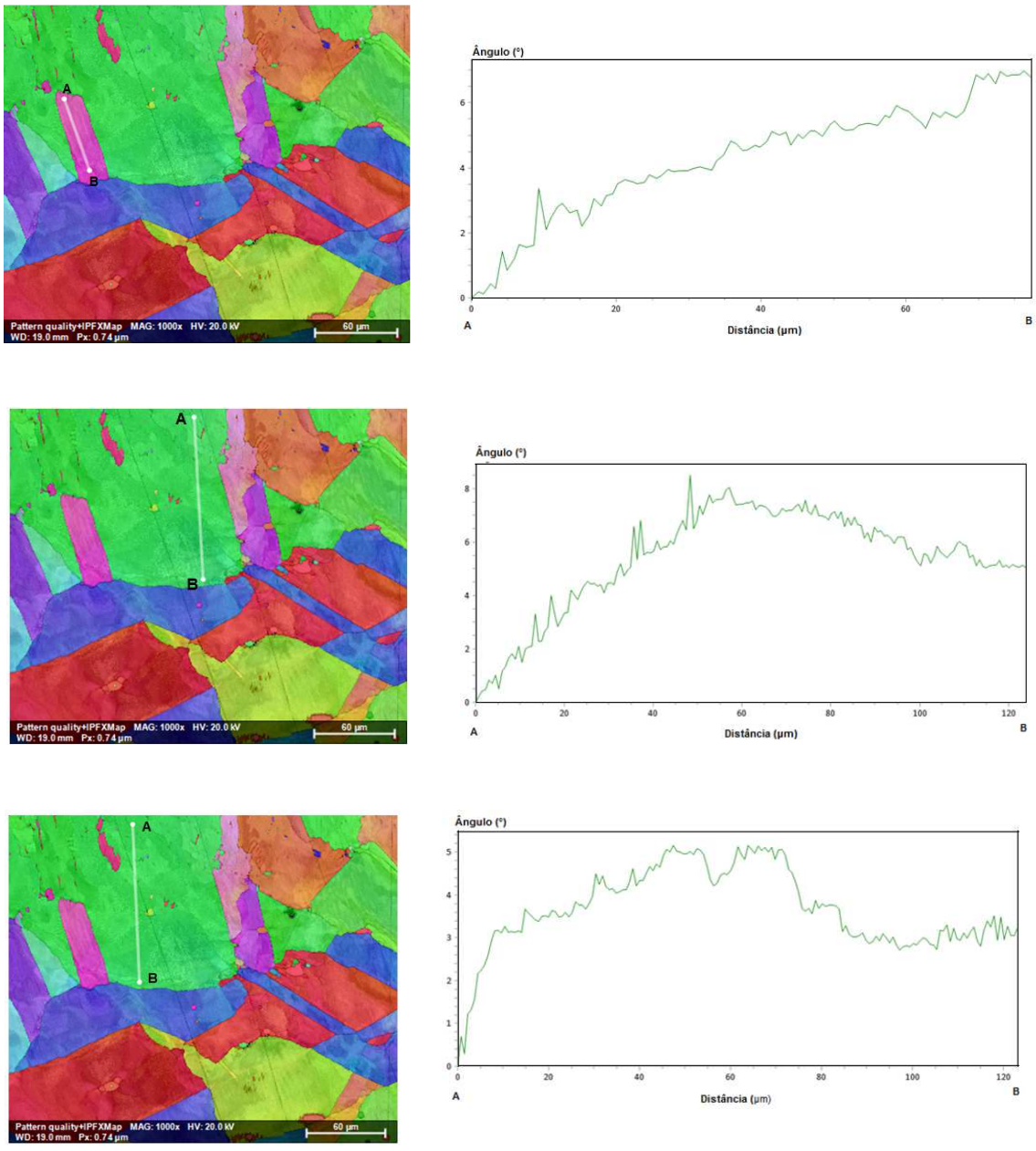


Figura 3.18: Mapa de EBSD com linha AB onde foi mensurada a desorientação e o gráfico de ângulo (°) x distância (µm) dos grãos na região do enchimento em relação à ZTA do CP01.

3.2.5 Ensaio de Dureza CP 01

O ensaio de dureza Vickers HV10 foi realizado na seção transversal do CP01 com intuito de avaliar a variação de dureza na região da raiz e do enchimento.

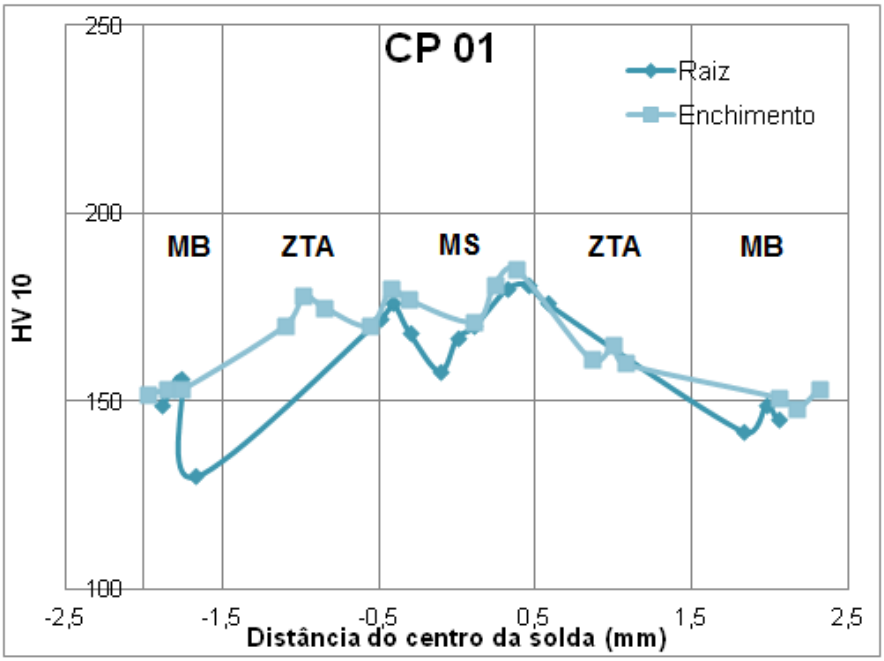


Figura 3.19: Gráfico de Dureza Vickers HV10 do corpo de prova 01.

Desvio Padrão CP01	
Região Superior	±11,78
Região Inferior	±15,05

As aquisições dos valores de dureza Vickers HV10 foram realizadas no metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada na região superior e inferior, respeitando o perfil de dureza da Figura 2.11, os valores obtidos podem ser observados na figura 3.19. Após análise do gráfico de dureza foi evidenciado que a pequena variação observada entre os valores de dureza no metal de solda na região da raiz e na região do enchimento ocorreu devido as diferentes morfologias da ferrita delta e a precipitação de carbetos como pode ser verificado nas microestruturas da figura 3.9. Em trabalhos realizados por Vashishtha, 2016 foi observado que a morfologia da ferrita delta,irá inferir nos valores de dureza da junta soldada (VASHISHTHA et al., 2016) e (LEE et al., 2015).

O aumento de dureza na zona termicamente afetada pelo calor (ZTA) pode está relacionada com presença da fase sigma como foi possível analisar no mapa de

fases da interface entre o metal de solda e metal de base da Figura 3.12 (SCHWIND et al, 2000) e (BAYRAKTAR et al, 2007).

3.3 Corpo de prova 02 - Aporte térmico Médio (1,0 kJ/mm)

Para reduzir o aporte térmico dos passes de enchimento do CP02 em relação ao CP01, foi realizado um incremento na velocidade de soldagem e os parâmetros elétricos foram mantidos.

3.3.1 Macrografia

Na Figura 3.20, a macrografia apresenta o posicionamento dos passes e das camadas de solda que foram realizados para preenchimento total do CP02 verifica-se que ocorreu uma redução da altura e largura dos passes de enchimento do CP02 quando comparados aos passes do CP01 (Figura 3.6).

Continuando a análise da macrografia (Figura 3.20) e de acordo com Tabatabaeipour, 2010,os passes de solda do CP02, apresentam uma estrutura de grãos colunares, com a direção de crescimento dos grãos perpendicular ao bisel e possuem uma leve inclinação em relação à linha de centro da solda.

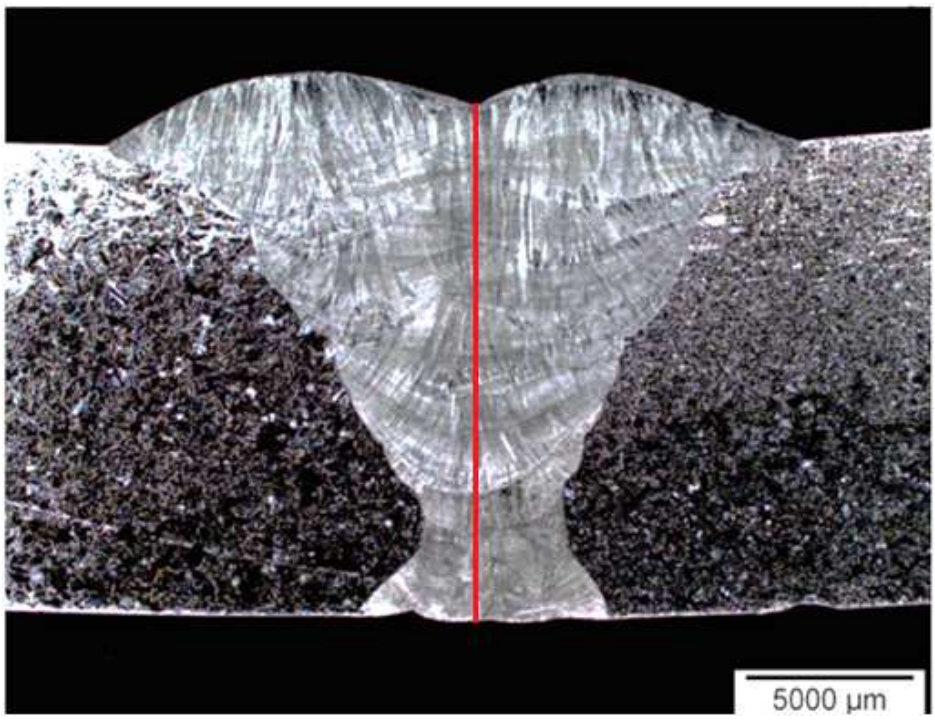


Figura 3.20: Macrografia do CP02. Aumento: 45x.

3.3.2 Micrografia da Microestrutura do CP02

As micrografias foram obtidas na interface entre o metal de base e o metal de solda nas regiões da raiz (GTAW) e do enchimento (FCAW), como apresentado nas Figuras 3.21 e 3.22.

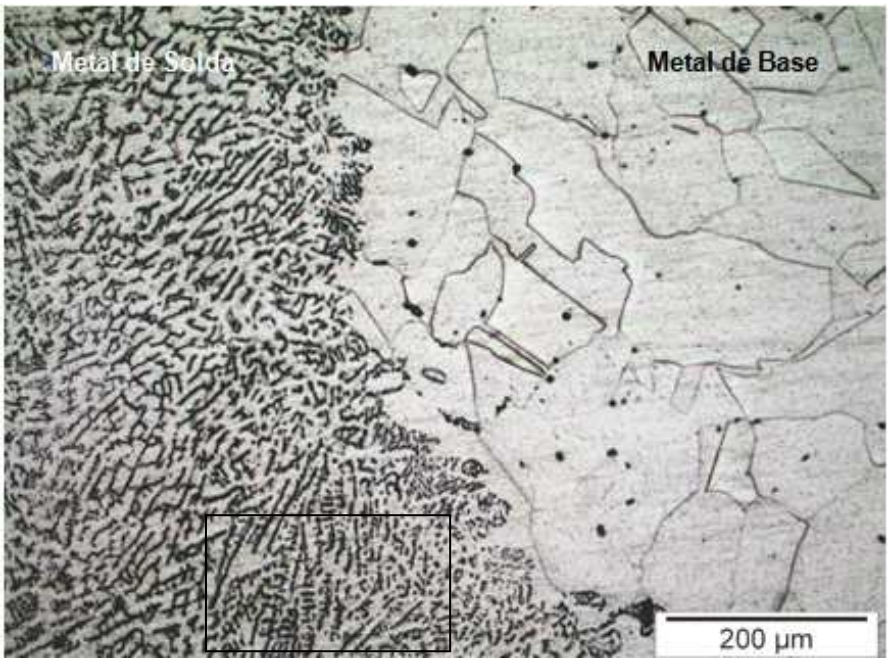


Figura 3.21: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal solda doCP02. Aumento: 200X.

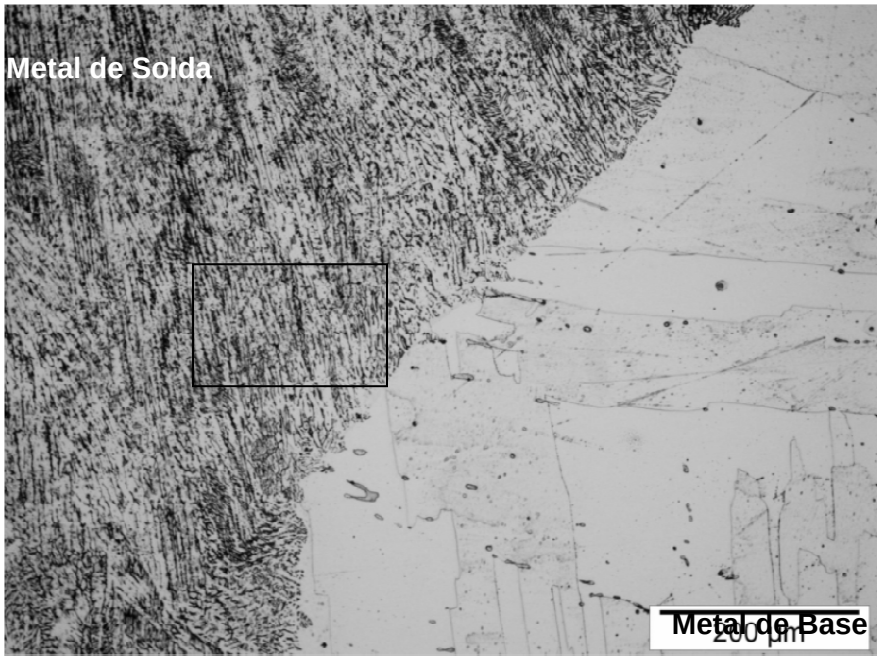


Figura 3.22: Micrografia da microestrutura do enchimento na interface metal de base e metal de solda CP02. Aumento: 200X.

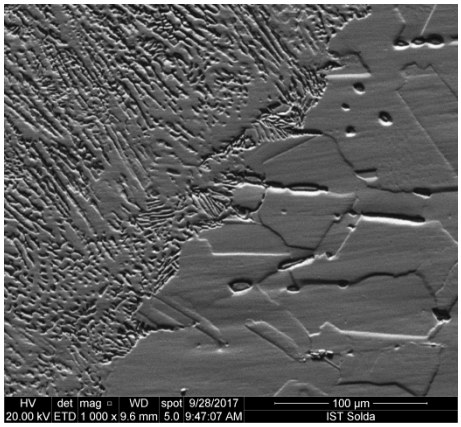
Analisando a microestrutura da raiz na interface entre o metal de solda e a o metal de base na Figura 3.21, foi possível observar que a microestrutura dessa região não apresentou alterações em relação a microestrutura observada na raiz do CP01 (Figura 3.7), pois foram considerados os mesmos parâmetros para a soldagem da raiz de ambas as juntas.

Na microestrutura do enchimento CP02 (Figura 3.22), também observou-se como o processo de soldagem robotizado, influenciou na uniformidade dos grãos da ZTA e do metal de solda próximos à linha de fusão. Albuquerque, 2011 também verificou esse comportamento em trabalhos realizados (ALBUQUERQUE, 2011).

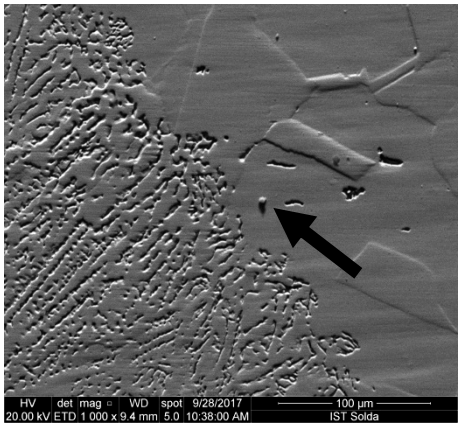
O processo FCAW apresentou uma maior energia de soldagem quando comparado ao processo GTAW, mesmo assim foi possível observar que a ZTA formada pelo processo GTAW apresentou uma extensão com grãos com diferentes morfologias quando comparados a ZTA formada pelo processo FCAW. Esse comportamento também pode ser analisado na micrografia das regiões realizada no microscópio eletrônico de varredura da Figura 3.23 com o aumento de 2000X.

A zona fundida, próxima a linha de centro do cordão de solda da raiz e do enchimento são formadas por uma matriz austenítica com precipitação predominantemente de ferrita delta com morfologia do tipo laminar, como indicado na Figura 3.21 e 3.22. Realizando uma análise das duas micrografias de aumento 2000X da Figura 3.23, foi possível verificar que ocorreu uma redução na precipitação dos carbetos quando comparado com o as micrografias da Figura 3.10 do CP01 e a precipitação dos carbetos ocorreu preferencialmente nos contornos de grão, como verificado nos mapas de EDS da Figura 3.24 (RAMKUMAR et al., 2018).

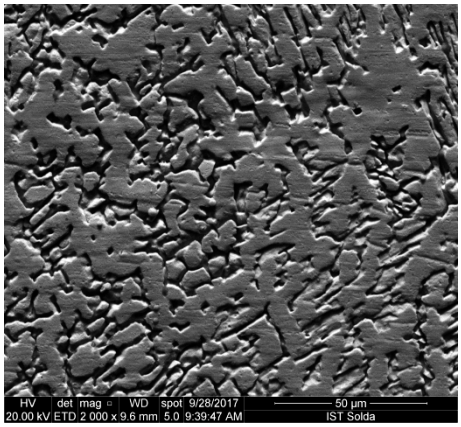
CP 02



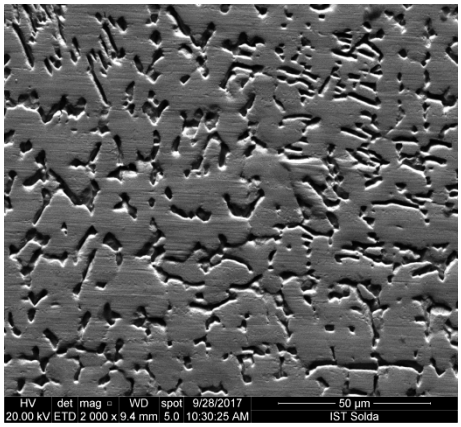
Interface (Enchimento)
Aumento:1000X



Interface (Raiz)
Aumento:1000X



Enchimento Aumento: 2000X



Raiz Aumento: 2000X

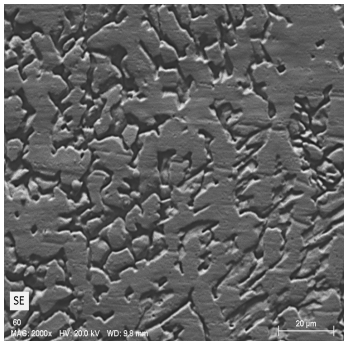
Figura 3.23: Imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura em diferentes regiões da solda do corpo de prova 02.

Considerando a análise prévia das micrografias e das imagens geradas por microscopia eletrônica de varredura na região do metal de solda do CP02 é possível afirmar que a variação de aporte térmico do enchimento não provocou alteração no modo de solidificação do metal de solda. A solidificação do metal de soda do CP02 ocorreu pelo modo III, como pode ser verificado no diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni (LIPPOLD, 2005).

Com os mapas de análise química qualitativa, gerados pelatécnica deespectroscopia de energia dispersiva (EDS) da região do enchimento (FCAW) do CP02, constou-se a precipitação dos carbetos ocorrendo preferencialmente no contorno de grão,os mapas de EDS estão representados na Figura 3.24.

CP 02

Enchimento (FCAW) Aumento: 2000X



Concentração de C | Concentração Nb | Concentração Cr

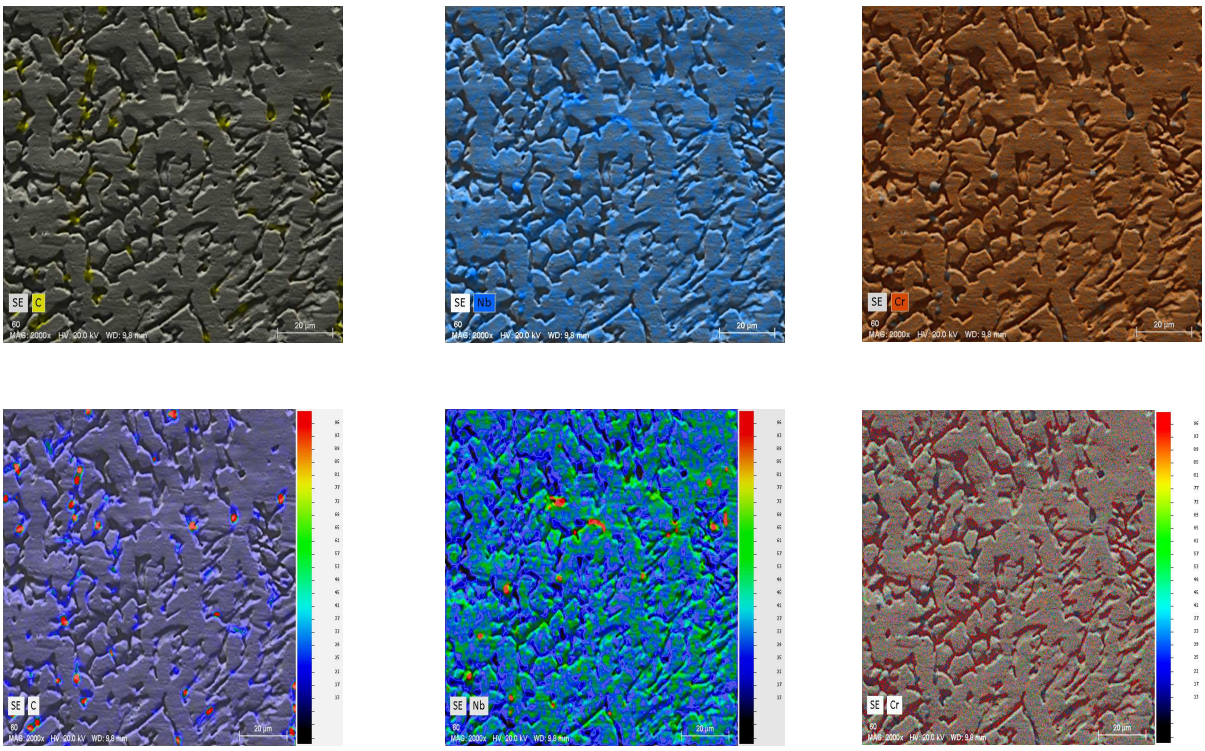


Figura 3.24: Mapeamento de EDS do enchimento (FCAW) do CP01. Aumento: 2000X.

Nas regiões onde a concentração de C apresenta maiores concentrações (coloração vermelha) observa-se que a concentração de Cr é considerada baixa pela escala, concluindo-se que provavelmente esses precipitados não são carbetos de Cr. Continuando a análise dos mapas, verificou-se que as concentrações de Nb e C são elevadas nas mesmas regiões do mapa de EDS, indicando a possibilidade da precipitação de carbetos de Nb, os quais poderiam ser melhor investigados por outras técnicas, tais como difração de Raios X ou Microscopia Eletrônica de Transmissão. (RAMKUMAR et al., 2018).

3.3.3 Mapa de orientação cristalográfica (EBSD)

No mapa de orientação cristalógrafica da interface do metal de base e metal de solda do enchimento da Figura 3.26, observou a variação do tamanho de grão da ZTA em relação ao tamanho de grão do metal de base da região não afetada pelo calor. As medições do tamanho de grão da região do enchimento foram realizadas utilizando os mapas de orientação cristalográfica gerados no EBSD.

Analisando a Tabela 3.2 nota-se que o tamanho de grão (TG) da ZTA e do metal de base na região do enchimentodo CP02 aumentou quando comparado ao tamanho de grão da mesma região do CP01 (Tabela 3.1). Este aumento justifica-se devido a redução do aporte térmico que favoreceu recristalização secundária, onde ocorre o crescimento de alguns grãos e o aparecimento de grãos menores (LIPPOLD, 2005).

Tabela 3.2: Tamanho de grão das regiões de interesse CP02.

Tamanho de Grão das Regiões de Interesse CP02 – 1,0 kJ/mm		
TG Médio Metal de Base	TG ZTA Enchimento	TG Metal de Solda Enchimento
76,8 µm	136µm	176 µm

Com base no mapa de fases (Figura 3.25) realizado pela técnica de EBSD, da interface entre metal de solda e metal de base do enchimento (CP 02), conclui-se que essa região é formada predominantemente por austenitae as fases ferrita delta e sigma se apresentam em menores proporções no metal de solda da região analisada.

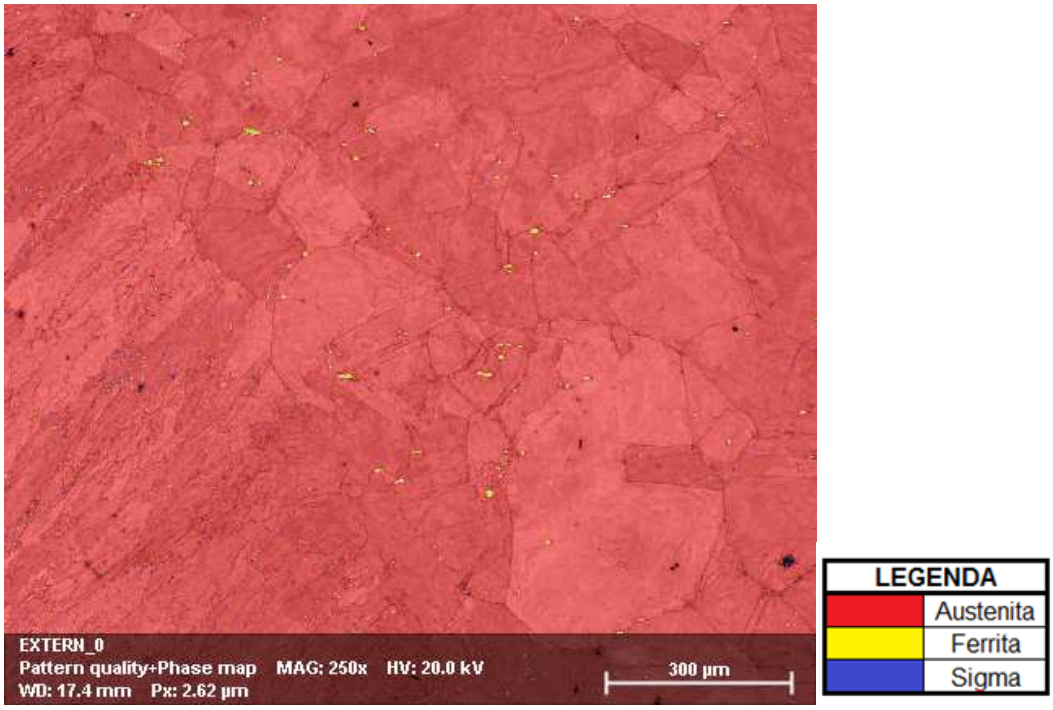


Figura 3.25: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base do enchimento CP02.Aumento:250x.

Considerando o mapa de orientação cristalográfica (Figura 3.26) e a figura de polo inversa (Figura 3.27) realizados na região do enchimento do CP02, verificou-se que os grãos do metal de solda solidificaramcom certa preferência na direção [101], porém também apresenta outras orientações na figura de pólo inversa.Essa configuração de parâmetros de soldagem proporcionou a orientação de solidificação dos grãos do metal de solda diferente da orientação dos grãos do CP01 e do comportamento observado em trabalhos realizados por Huang, 2010 e Mukherjee, 2015 (HUANG, 2010) e (MUKHERJEE et al., 2015).

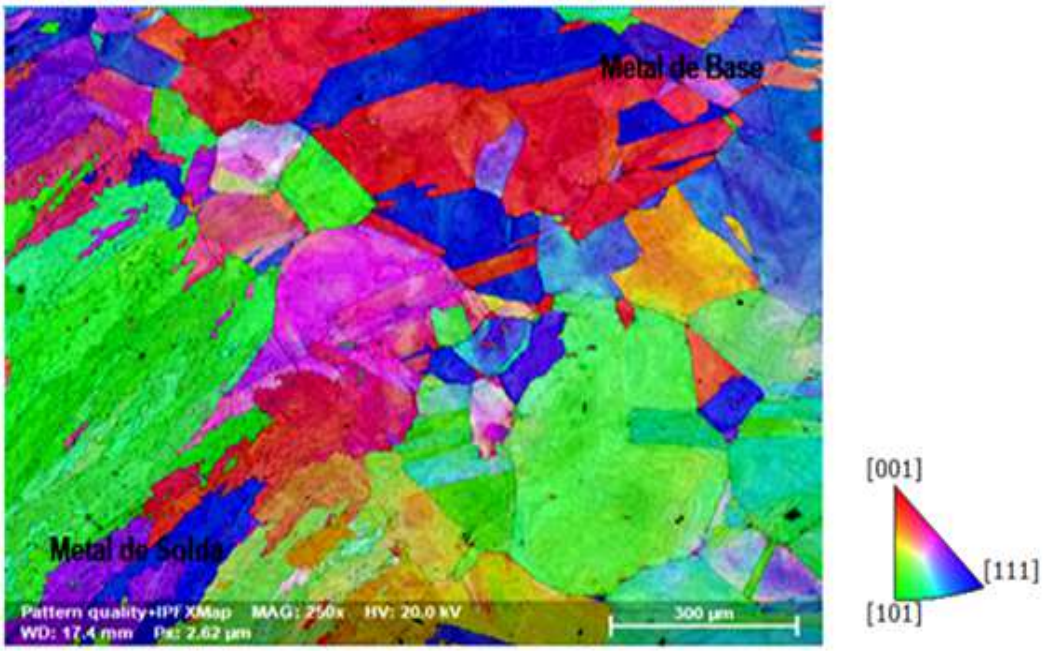


Figura 3.26: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP02. Aumento: 250 X.

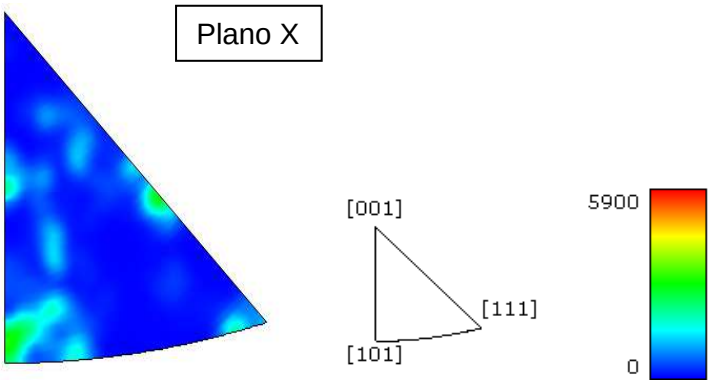


Figura 3.27: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda na região do enchimento CP02.

3.3.4 Ângulo de Desorientação

A desorientação intragranular dos grãos colunares do metal de solda do enchimento do CP02 ao longo da linha A-B (Figura 3.28) foi analisada e representada em forma de gráfico (Figura 3.28). Nas três regiões analisadas, observou-se os ângulos de desorientação apresentaram valores inferiores a 10° e de acordo com Huang, 2010 essa desorientação intragranular baixa está relacionada com a precipitação de carbetos no interior do grão colunar, este comportamento observado não irá interferir na direção de solidificação dos grãos do metal de solda.

Região Analisada (Aumento: 1000X)

Gráfico de Desorientação

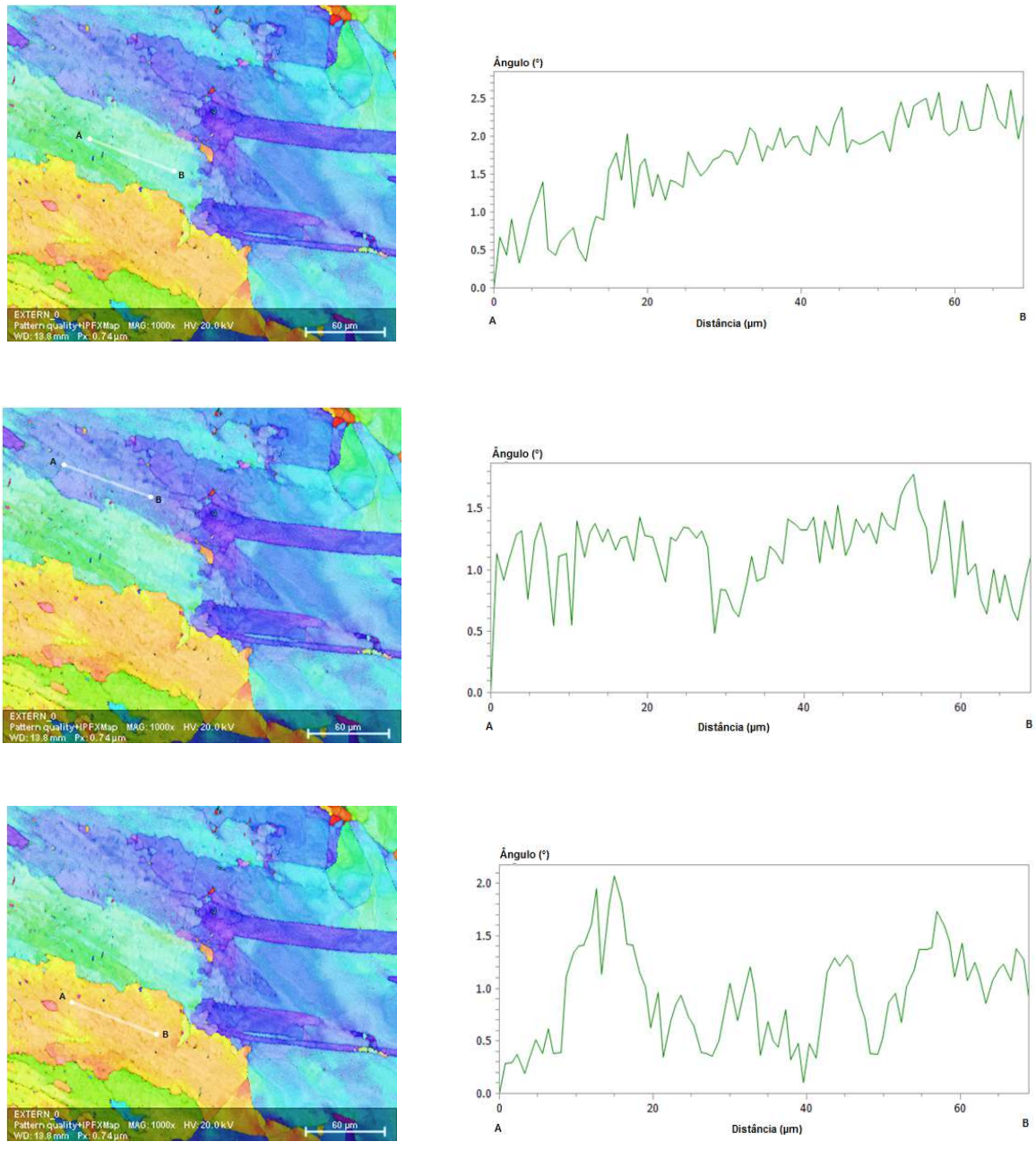


Figura 3.28: Mapa de EBSD com linha AB onde foi mensurada a desorientação e o gráfico de ângulo (°) x distância (µm) dos grãos na região do enchimento em relação à ZTA do CP02.

3.3.5 Ensaio de Dureza CP 02

O ensaio de dureza Vickers HV10 foi realizado na seção transversal do CP02 para avaliar a variação de dureza na seção superior, região soldada pelo processo FCAW e a na raiz soldada pelo processo GTAW.

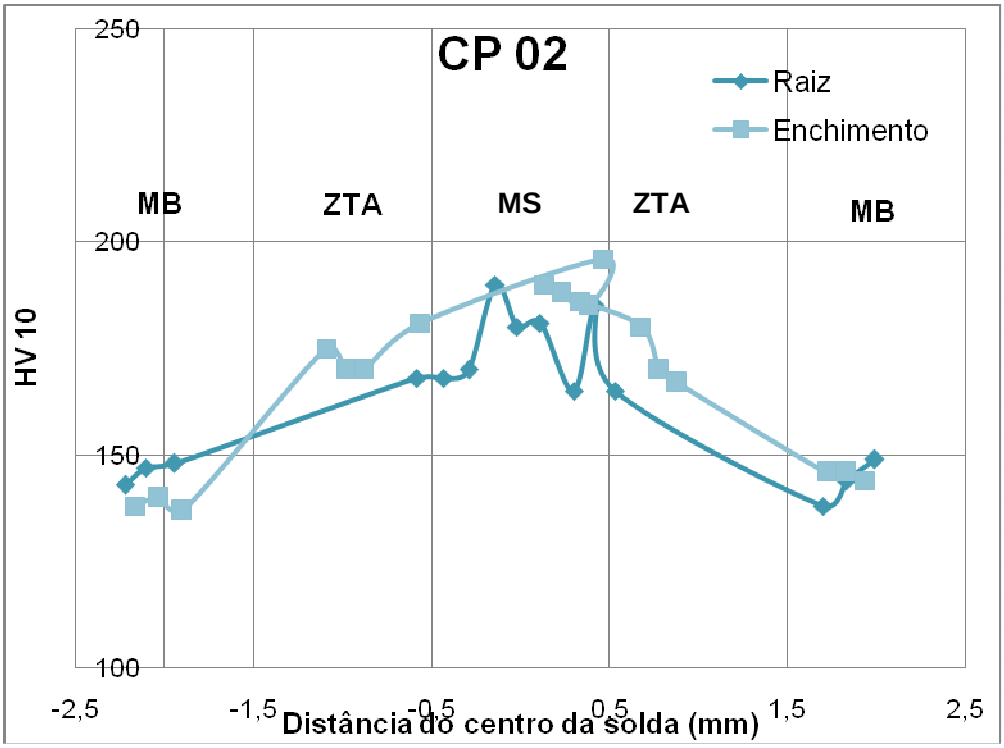


Figura 3.29: Gráfico de Dureza Vickers HV10 do corpo de prova 02.

Desvio Padrão CP02	
Região Superior	± 19,48
Região Inferior	± 16,32

Analisando o gráfico de dureza do CP02 da Figura 3.29 é possível verificar que mesmo apresentando maior tamanho de grão nas regiões do metal de solda e na ZTA quando comparado ao CP01, os valores dureza encontrados no CP02 apresentaram valores próximos aos obtidos na junta de maior aporte (CP01).

3.4 Corpo de prova 03 - Aporte térmico Baixo (0,8 kj/mm)

O enchimento do CP03 foi soldado com o menor aporte térmico, quando comparado aos CP01 e CP02. Para realizar a análise microestrutural dessa configuração de junta soldada do aço AISI 347, foram realizados os seguintes ensaios:

3.4.1 Macrografia

Na macrografia da Figura 3.30 é possível verificar o posicionamento dos passes e das camadas de solda que foram realizados para preenchimento do CP03. Analisando a macrografia verifica-se que na região do enchimento onde a solda foi realizada com o aporte térmico mais baixo quando comparado aos outros corpos de prova soldados no estudo, os cordões de solda apresentaram uma configuração distinta, ou seja, menor largura quando comparado aos CP01 e CP02. Para preenchimento total dessa junta foi necessário realizar um maior número de passes de solda.

Outra diferença observada é o perfil de penetração dos passes de enchimento, observa-se que com o aporte menor a penetração dos passes em relação ao passe anterior é menor quando comparado aos outros corpos de prova da Figuras 3.6 e 3.20.

Considerando o estudo realizado por Tabatabaeipour, 2010, é possível afirmar que as soldas apresentam uma estrutura de grãos colunares, com a direção de crescimento dos grãos perpendicular ao bisel e possuem uma leve inclinação em relação à linha de centro da solda.

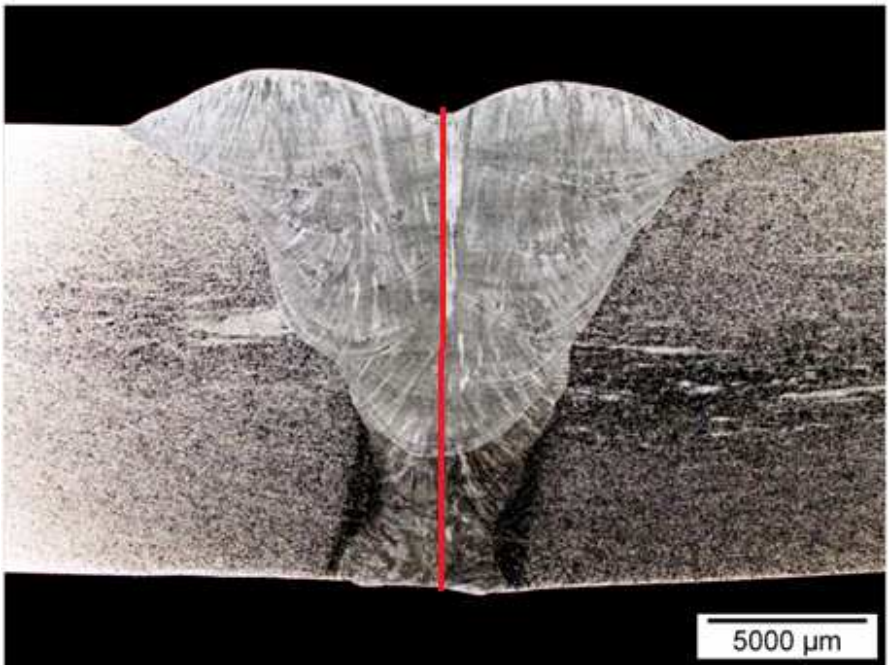


Figura 3.30: Macrografia do Corpo de Prova 03. Aumento: 50x.

3.4.2 Micrografia da Microestrutura do CP03

As micrografias do CP03 foram obtidas na interface entre o metal de base e o metal de solda nas regiões da raiz (GTAW) e do enchimento (FCAW), como pode ser analisado nas Figuras 3.31 e 3.32.

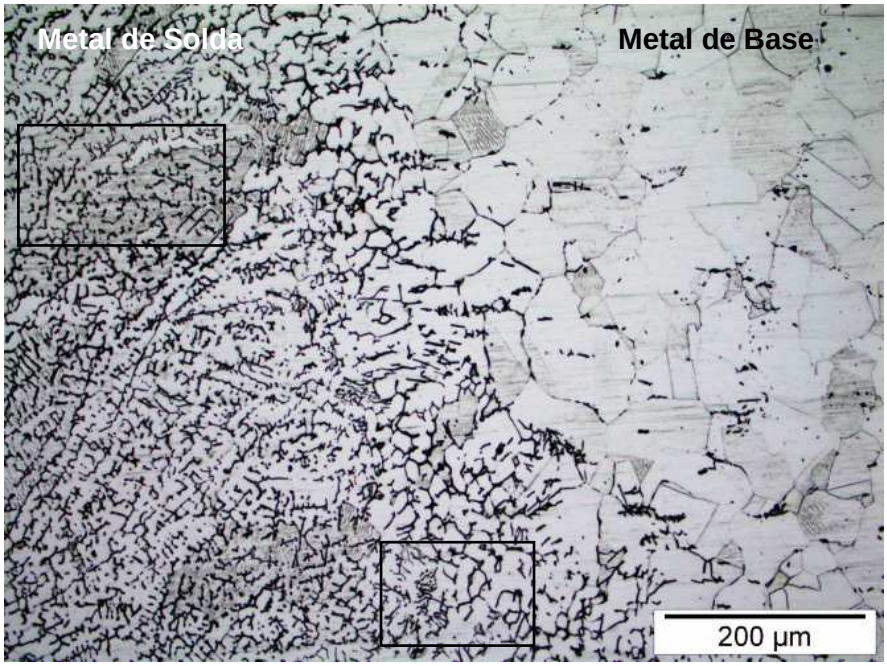


Figura 3.31: Micrografia da microestrutura da raiz na interface metal de base e metal de solda do CP03. Aumento: 200X.

Analisando a zona termicamente afetada (ZTA) da raiz (GTAW) da solda do CP 03 é possível constatar que devido à influência dos ciclos térmicos durante a soldagem, a microestrutura dessa região quando comparada ao metal de base (Figura 3.2) apresentou um mecanismo de crescimento de grão diferenciado que pode ser explicado pelo mecanismo de crescimento anormal com recristalização secundária, onde ocorre o crescimento de alguns grãos e o aparecimento de grãos menores.Através de microestrutura também é possível evidenciar a redução de precipitados nessa região e a precipitação de ferrita delta.

A zona fundida mais próxima à linha de centro do cordão de solda é formada por uma matriz austenítica com precipitação de ferrita delta com morfologia do tipo vermicular, como indicado na Figura 3.31 e citado na revisão bibliográfica. Nas regiões da zona fundida mais próximas a ZTA a ferrita delta apresenta uma morfologia laminar como pode ser observado nas regiões delimitadas na micrografia da Figura 3.31(RAMKUMAR et al., 2018).

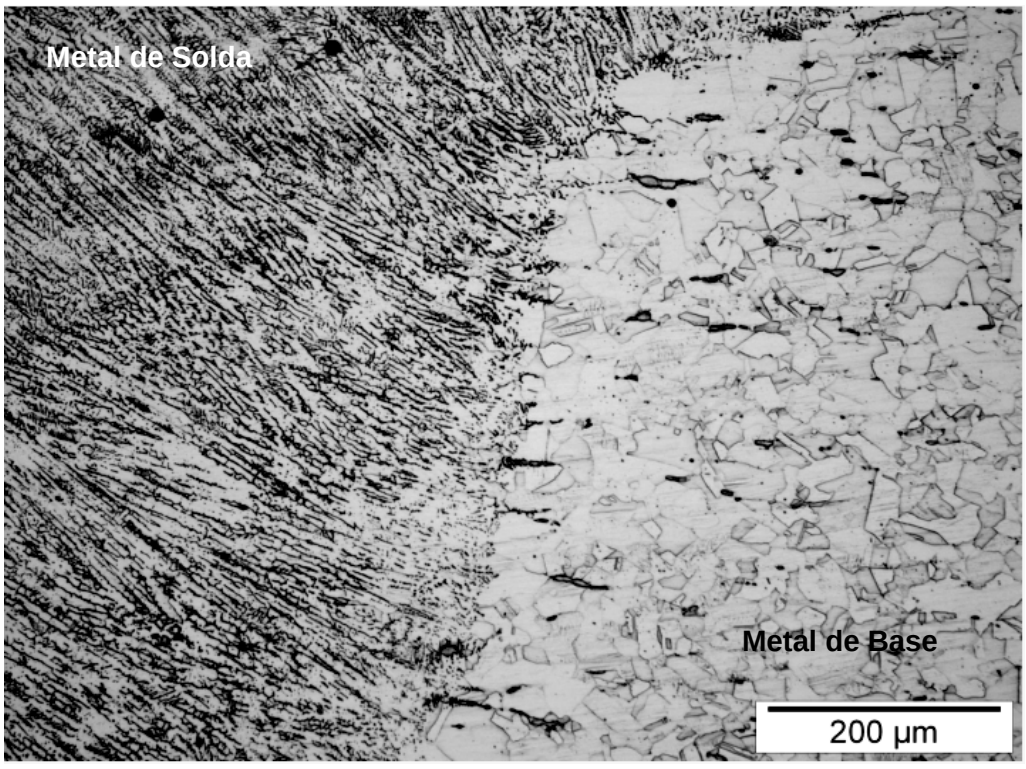


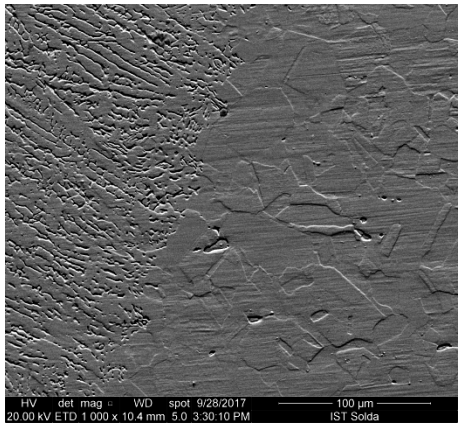
Figura 3.32: Micrografia da microestrutura do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP03. Aumento: 200X.

Analisando a micrografia da microestrutura da interface entre o metal de base e o metal de solda da região do enchimento (FCAW) do CP 03 na Figura 3.32 é possível ressaltar que a ZTA formada nessa região apresentou maior uniformidade e menor largura quando comparada com a ZTA formada na raiz, região soldada pelo processo GTAW, representada pela Figura 3.31. Este comportamento, observado no CP01, 02 e 03, pode ser justificado pelo processo de soldagem robotizado, o qual possibilitou melhor controle dos parâmetros elétricos e na velocidade de soldagem. Albuquerque, 2011 também verificou esse comportamento em trabalhos realizados (ALBUQUERQUE, 2011).

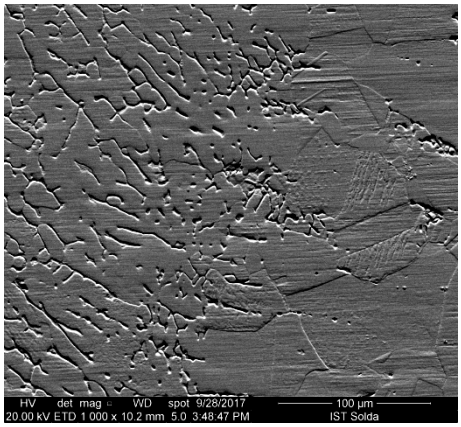
Nesta configuração de soldagem, a energia de soldagem utilizada pelo processo FCAW no enchimento da junta, apresentou valores inferiores ao processo GTAW utilizado na raiz, o que justifica a presença de grãos na ZTA com diferentes morfologias quando comparados a ZTA formada pelo processo FCAW. Esse comportamento também pode ser analisado na micrografia das regiões realizada no microscópio eletrônico de varredura da Figura 3.33 com o aumento de 2000X.

A zona fundida próxima a linha de centro do cordão de solda é formada por uma matriz austenítica com precipitação predominantemente de ferrita delta com morfologia do tipo laminar, como indicado na Figura 3.31. Realizando um comparativo das duas micrografias de aumento 2000X da Figura 3.33, foi possível observar que a precipitação dos carbetos ocorreu de forma mais intensa no enchimento (FCAW) do que na raiz (GTAW) (RAMKUMAR et al., 2018).

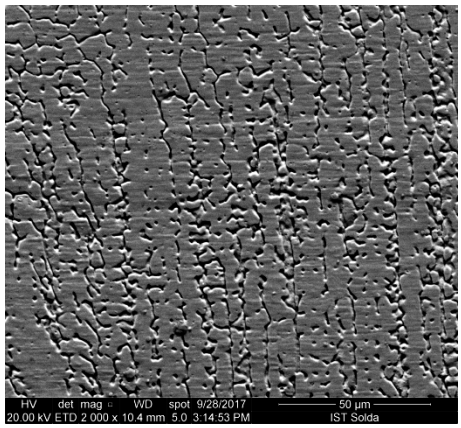
CP 03



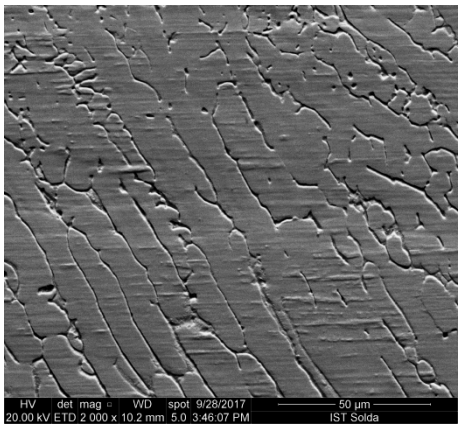
Interface (Enchimento)
Aumento:1000X



Interface (Raiz)
Aumento:1000X



Enchimento Aumento: 2000X



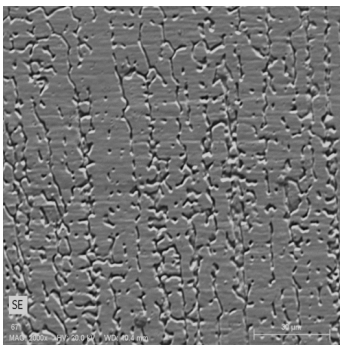
Raiz Aumento: 2000X

Figura 3.33: Microscopia Eletrônica de Varredura em diferentes regiões da solda do CP03.

Com base no diagrama pseudobinário de liga Fe-Cr-Ni e na análise das micrografias do metal de solda do CP03 conclui-se que a solidificação do metal de solda ocorreu pelo modo III, do mesmo modo que ocorreu no CP01 e CP02 (LIPPOLD, 2005).

A partir da análise dos mapas de EDS realizados na região do enchimento do CP03, conclui-se que ocorreu uma redução da precipitação quando comparado ao CP 01 e os precipitados estão localizados preferencialmente no contorno de grão e provavelmente são do tipo carbetos de Nb, como pode ser observado nas indicações da Figura 3.34 (RAMKUMAR et al., 2018).

CP 03
Enchimento (FCAW)
Aumento: 2000X



Concentração de C | Concentração Nb | Concentração Cr

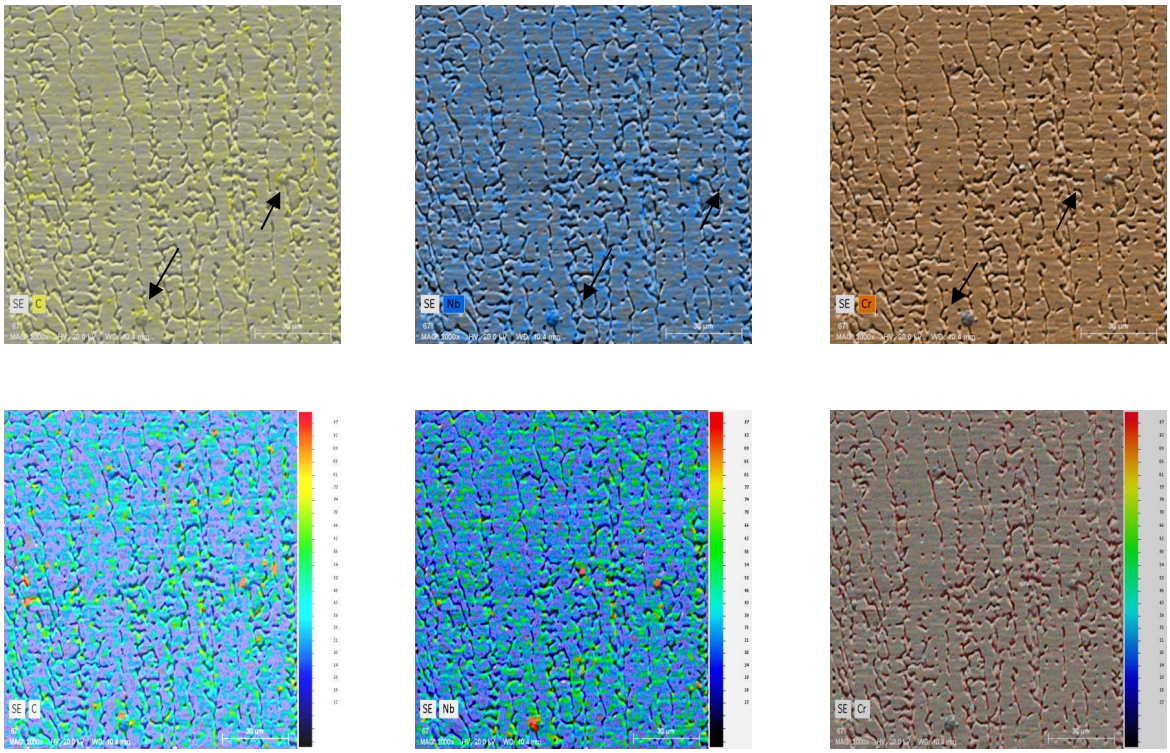


Figura 3.34: Mapeamento de EDS do enchimento (FCAW) do CP03. Aumento: 1000X.

3.4.3 Mapa de orientação cristalográfica (EBSD)

No mapa de orientação cristalógrafica da interface do metal de base e metal de solda do enchimento da Figura 3.35, observou-se a variação do tamanho de grão da ZTA em relação ao tamanho de grão do metal de base da região não afetada pelo

calor. As medições do tamanho de grão da região do enchimento foram realizadas utilizando os mapas de orientação cristalográfica gerados no EBSD.

Analisando a Tabela 3.3 nota-se que o tamanho de grão (TG) da ZTA apresentou valor inferior quando comparado ao metal de base e ao enchimento do CP03. O tamanho de grão do enchimento do CP03 apresentou valor próximo ao encontrado no CP01.

Tabela 3.3: Tamanho de grão das regiões de interesse CP03.

Tamanho de Grão das Regiões Analisadas CP03 – 0,8 kJ/mm		
TG Médio Metal de Base	TG Médio ZTA Enchimento	TG Médio Metal de Solda Enchimento
76,8 µm	49,1 µm	59,8 µm

Tendo como base o mapa de orientação cristalográfica CP03 doenchimento (Figura 3.36) e a figura de polo inversa (Figura 3.37), realizado pela técnica de EBSD no plano (100), nota-se que os planos de crescimento preferencial dos grãos no metal de solda estão situados em entre as orientações [001] e [101] possivelmente sendo o plano [1 0 1/2] e também observa-se o crescimento na direção [111] o que poderia ser confirmado pelas técnicas de microscopia eletrônica de transmissão e difração de Raio-X.

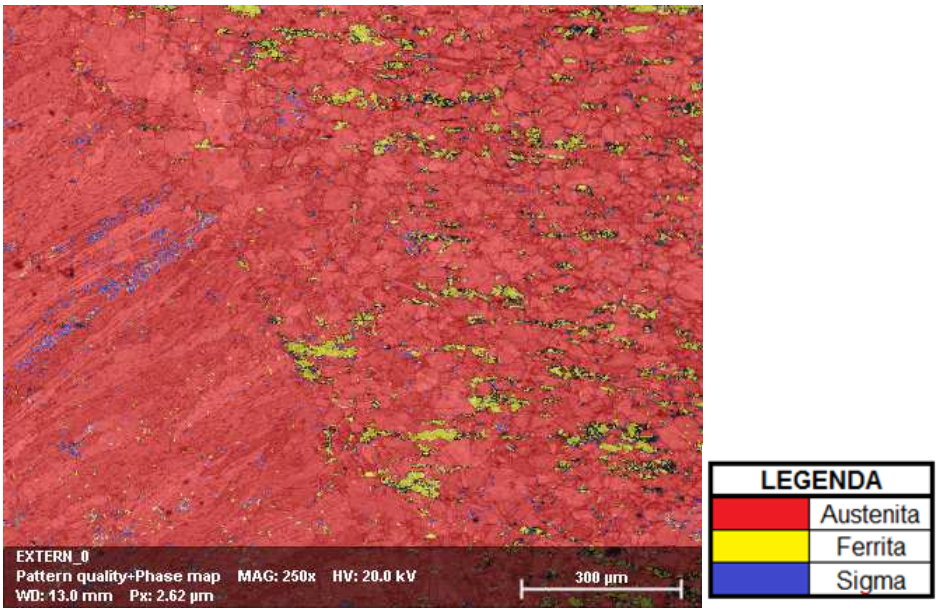


Figura 3.35: Mapa de fases da interface metal de solda e metal de base do enchimento CP03. Aumento:250x.

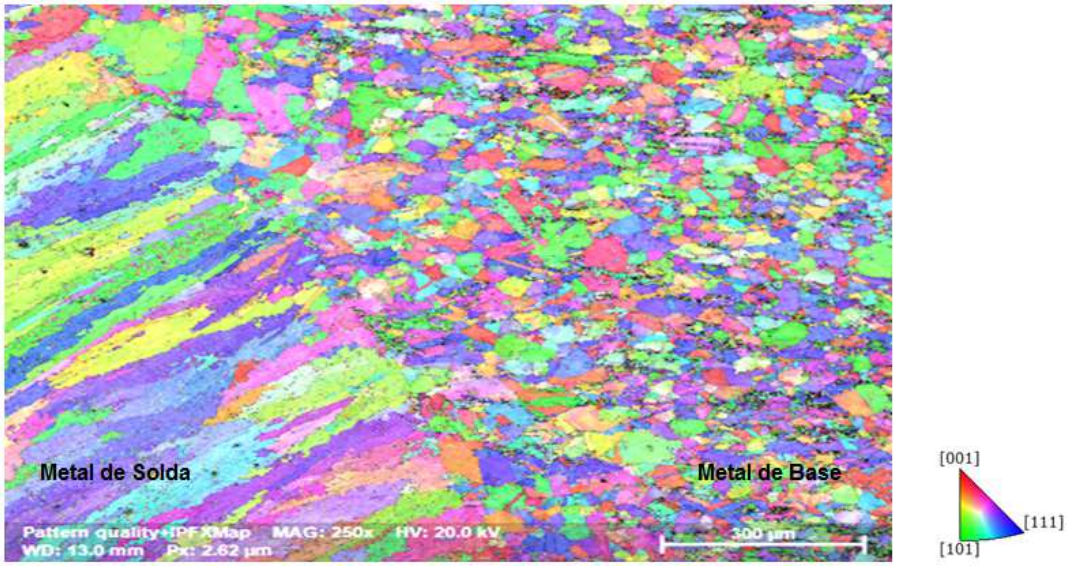


Figura 3.36: Mapa de orientação cristalográfica de EBSD do enchimento na interface metal de base e metal de solda do CP03. Aumento: 250 X.

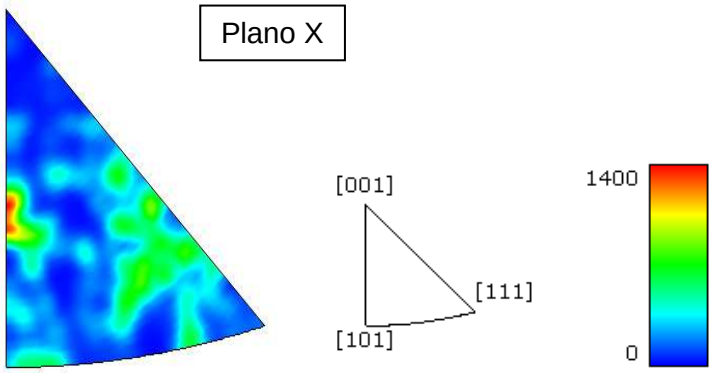


Figura 3.37: Figura de polo inversa no plano X do metal de solda do enchimento CP03.

3.4.4 Ângulo de Desorientação

A desorientação intragranular dos grãos colunares do metal de solda no enchimento do CP03 ao longo da linha A-B (Figura 3.38) foi analisada e representada em forma de gráfico (Figura 3.38). Nas três regiões analisadas, observou-se um ângulo de desorientação apresentou valores inferiores a 10° e de acordo com Huang, 2010 essa desorientação intragranular baixa está relacionada com a precipitação de carbetos no interior do grão colunar e não irá influenciar na direção de solidificação dos grãos no metal de solda.

Região Analisada (Aumento: 1000X)

Gráfico de Desorientação

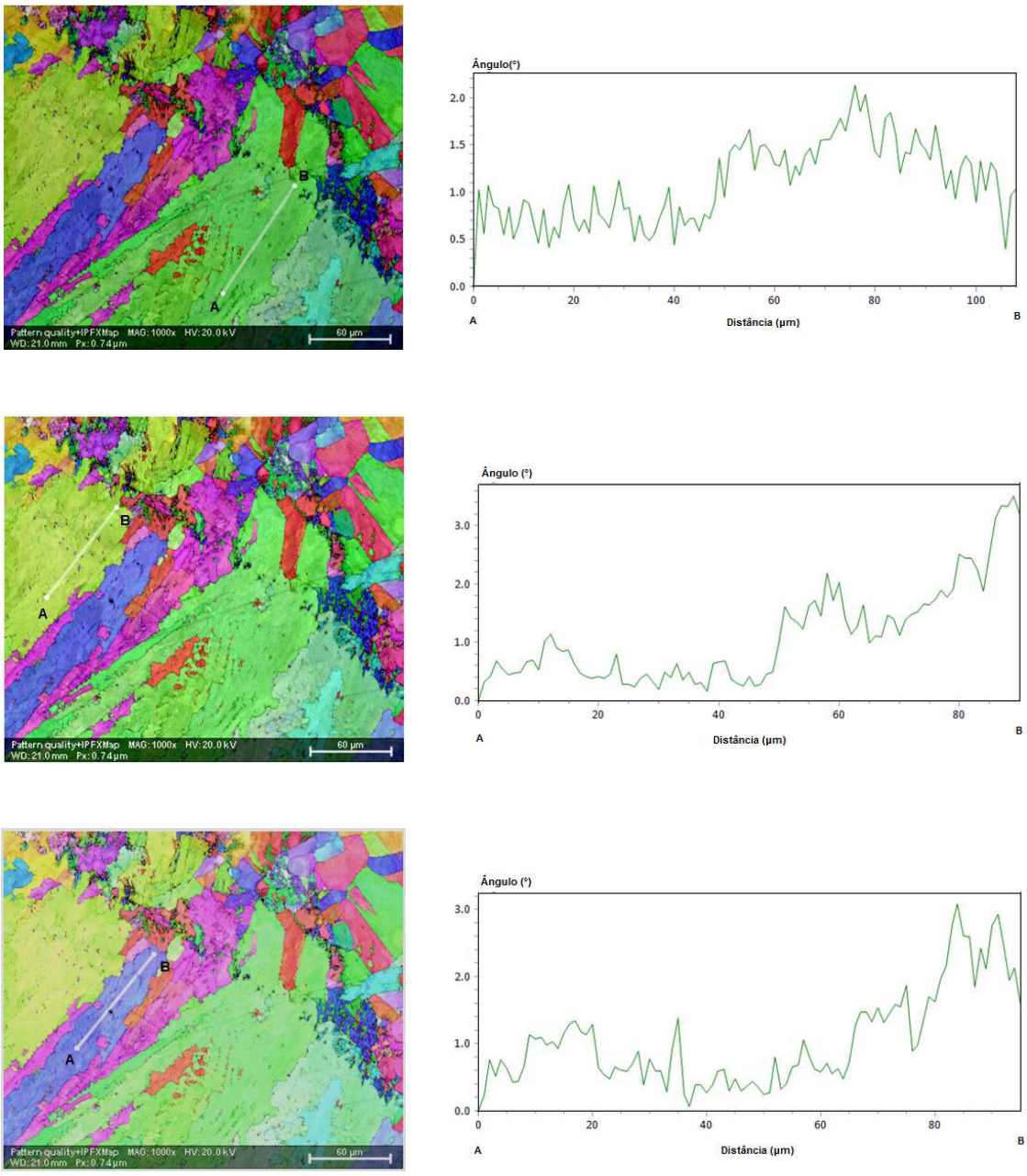


Figura 3.38: Mapa de EBSD com linha AB onde foi mensurada a desorientação e o gráfico de ângulo (°) x distância (µm) dos grãos na região do enchimento em relação à ZTA do CP03.

3.4.5 Ensaio de Dureza CP 03

O ensaio de dureza Vickers HV10 foi realizado na seção transversal do CP03 com intuito de avaliar a variação de dureza nos diferentes passes e camadas de solda realizados para preenchimento total da junta soldada. O perfil de dureza utilizado para aquisição dos valores está representado na Figura 2.11.

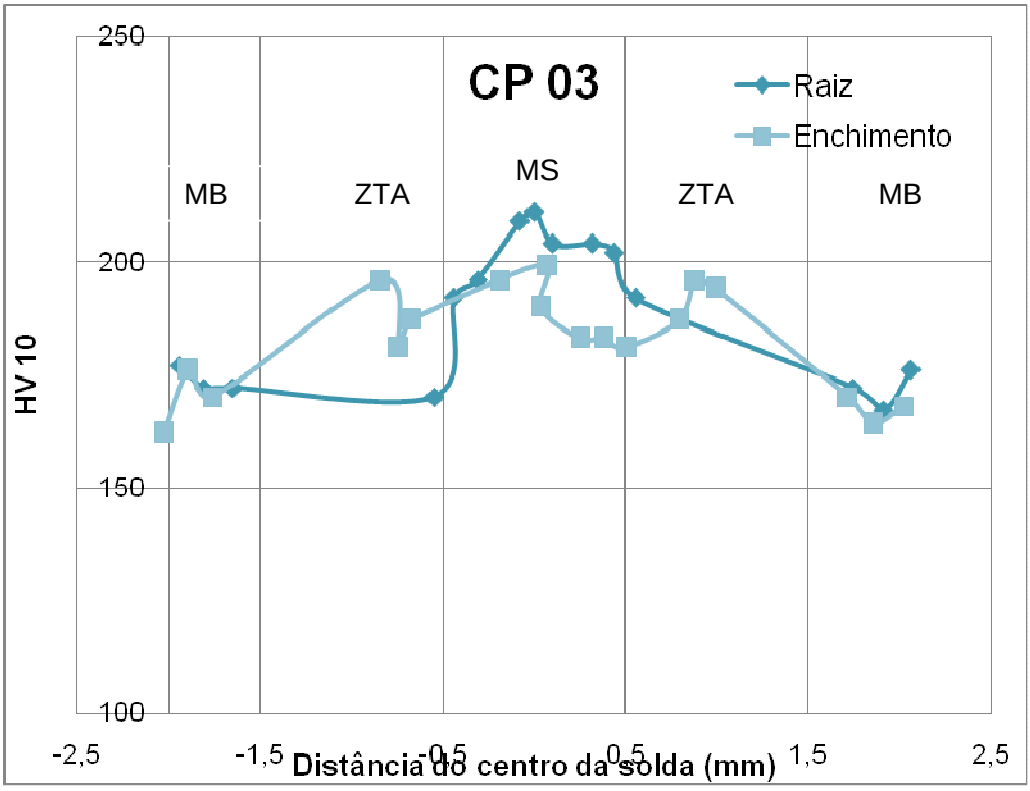


Figura 3.39: Gráfico de Dureza Vickers HV10 do CP03.

Desvio Padrão CP03	
Região Superior	± 11,55
Região Inferior	± 15,43

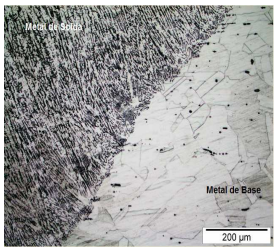
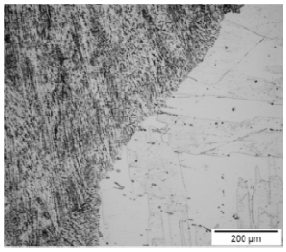
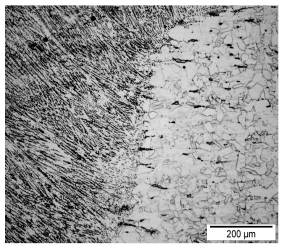
Analisando o gráfico de dureza do corpo de prova 03 da Figura 3.39 é possível verificar que ocorreu um aumento de dureza em relação as valores aquisitados no CP 01. Essa variação de dureza entre o CP01 e CP03 pode ser justificada pelo menor tamanho de grão devido ao menor aporte térmico utilizado no CP03.

A tabela 3.4 apresenta um resumo dos principais resultados obtidos nos ensaios realizados considerando as três condições de soldagem analisadas: CP01 (1,4 kJ/mm), CP02 (1,0 kJ/mm), CP03 (0,8 kJ/mm).

Analisando os resultados obtidos nos ensaios e apresentados na Tabela 3.4 é possível concluir que o maior aporte térmico do CP01 (1,4 kJ/mm) resultou em uma menor variação do tamanho de grão entre a região do metal de solda e a zona termicamente afetada e a direção de crescimento do grão [001] foi considerada preferencial para essa condição.

Continuando a análise da Tabela 3.4 é possível verificar que na condição de maior aporte térmico CP01 (1,4 kJ/mm), a direção de crescimento preferencial dos grãos do metal de solda ocorreu na direção [001], sendo a mesma direção encontrada nas referências. Enquanto as juntas com menores aportes CP02 (1,0 kJ/mm) e CP03 (0,8 kj/mm) observou-se o crescimento preferencial na direção [101] e([111] e [1 0 ½]) respectivamente.

Tabela 3.4: Resumo dos resultados obtidos nos ensaios realizados para as três condições analisadas.

Dados Analisados no Estudo	CP01 (1,4kj/mm)		CP02 (1,0kj/mm)		CP03 (0,8kj/mm)	
Microestrutura do metal de solda (austenita e ferrita)						
TG Médio ZTA Enchimento (µm)	51,2		136		49,1	
TG Médio Metal de Solda Enchimento (µm)	53,6		176		59,8	
Direção de crescimento Preferencial dos grãos do Metal de Solda	[001]		[101]		[111] e [10½]	
Análise Química (EDS)	Provavelmente são Carbetos de Nb localizados nos contornos e no interior do grão.		Provavelmente são Carbetos de Nb localizados nos contornos de grão.		Provavelmente são Carbetos de Nb localizados nos contornos de grão.	
Ângulo de Desorientação (°)	6,6		2,3		2,8	
Dureza Média (HV10)	**Raiz** MB = 145,1 ZTA = 175,5 MS = 165	**Superior** MB = 151,7 ZTA = 168,2 MS = 177,3	**Raiz** MB = 144,9 ZTA= 170,2 MS = 183,7	**Superior** MB = 141,8 ZTA= 172 MS = 187,7	**Raiz** MB = 172,7 ZTA= 192,6 MS = 208	**Superior** MB = 168,3 ZTA=190,2 MS = 188,7

Conclusões

Considerando as macrografias das três juntas soldadas, CP01 (1,4 kJ/mm), CP02 (1,0 kJ/mm) e CP03 (0,8 kJ/mm) é possível verificar que com a variação do aporte térmico utilizado na soldagem, o número de passes de solda para o preenchimento da junta aumentou e os cordões apresentaram redução na largura nos menores aportes.

Analisando as macrografias da região do enchimento (FCAW) das três condições, é possível observar a estrutura colunar dos grãos e o crescimento dos grãos em direção perpendicular ao bisel da junta.

Considerando as três condições soldadas (CP01, CP02 e CP03) as fases formadas no metal de solda são predominantemente formadas por uma matriz austenítica com precipitados de ferrita delta e carbetos.

O CP 03 apresentou maiores valores de dureza, tanto na raiz quanto na região superior do cordão de solda, quando comparado aos CP01 e CP02. Esse aumento de dureza pode está relacionando com a precipitação de carbertos ou de outras fases.

O maior aporte térmico CP01 (1,4 kJ/mm), utilizado no trabalho proporcionou uma menor variação do tamanho médio do grão da ZTA em relação ao tamanho médio do grão do metal de solda, considerando a região do enchimento.

O processo de soldagem robotizado (FCAW) utilizado no enchimento proporcionou a uniformidade da linha de fusão quando comparado à linha de fusão gerada pelo processo GTAW utilizado na raiz.

O menor aporte térmico do enchimento (FCAW), CP03 (0,8 kJ/mm), provocou uma menor desorientação angular dos grãos do metal de solda em relação a orientação dos grãos da ZTA.

E relação a direção de crescimento preferencial dos grãos do metal de solda é possível concluir que o maior aporteCP01 (1,4 kJ/mm), proporcionou o crescimento preferencial dos grãos na direção [001], sendo a mesma direção encontrada nas referências. Enquanto as juntas com menores aportes CP02 (1,0 kJ/mm) e CP03 (0,8 kj/mm) favoreceu o crescimento na direção [101] e ([111] e [1 0 ½]) respectivamente.

Propostas de Trabalhos Futuros

Realizar inspeção pela técnica de ultrassom, afim de, verificar se a variação do aporte térmico no processo FCAW provocou alteração na absorção do feixe sônico, visto que foi verificado alterações no tamanho de grão e na direção de solidificação dos grãos do metal de solda.

Realizar tratamento térmico pós soldagem afim de verificar a microestrutura pós tratamento para as três condições de aporte térmico.

Considerar a soldagem mecanizada ou robotizada na soldagem da raiz e do enchimento da junta com objetivo de garantir maior controle da velocidade de soldagem.

Realizar a soldagem em um único passe com o processo Laser autógeno.

Utilizar processos de soldagem que proporcione maiores aporte térmicos, como o Arco Submerso (SAW).

Realizar a difração de Raio – x ou microscopia eletrônica de transmissão para verificar os tipos de precipitados e confirmar as orientações cristalográficas presentes.

Referências Bibliográficas

AIZPURUA, I.; AYESTA, I.; CASTRO, I. Characterization of anisotropic weld structure for nuclear industry. n. Ecndt, p. 1–13, 2014.

ALBUQUERQUE, S. Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Metais de Solda Obtidos por Processos de Soldagem Manual e Automatizado utilizado na Soldagem de Aço API 5L X80 . v. 16, n. 4, p. 322–332, 2011.

ASM HANDBOOK. Properties and selection: Irons, Steel and High-Perfomance Alloys. ,1990.

BAYRAKTAR, E.; KAPLAN, D.; DEVILLERS, L.; CHEVALIER J .P.; Grain growth mechanism during the welding of interstitial free (IF) steels; School of Mechanical and Manufacturing Engineering; Paris, França, 2007

BRACARENSE, A. Q. Processo de Soldagem TIG - GTAW. Disponível em: <www.infosolda.com.br/new_site/getFile.php?t=d&i=125>. Acesso em: 26 ago. 2012.

CASTRO, R., CADENET, J. J. Welding Metallurgy of Stainless and Heat Resisting Steel. Cambridge Universidade Press, Londres, 1975.

CHANDRA, K.; KAIN, V.; TEWARI, R. Microstructural and electrochemical characterisation of heat-treated 347 stainless steel with different phases. Corrosion Science, 2013.

CHASSIGNOLE, B. et al. Ultrasonic and structural characterization of anisotropic austenitic stainless steel welds: Towards a higher reliability in ultrasonic non-destructive testing. NDT and E International, Elsevier, 43 (4), pp.273-282, 2010.

CHEN, S. W. et al. Precipitation behavior of Fe2Nb Laves phase on grain boundaries in austenitic heat resistant steels. Materials Science and Engineering, v. 616, p. 183–188, 2014.

COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 4. ed. São Paulo: Blücher, 2008.

COSTA E SILVA; A., L., V.; MEI, P. R. Aços e ligas Especiais. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2010.

DOLINŠEK, S. Work-hardening in the drilling of austenitic stainless steels. Journal of Materials Processing Technology, v. 133, p. 63–70, 2003.

ERNEMAN, J., SCHWIND, M., ANDRÉN, H.O., NILSSON, J.O., WILSON, A., ÅGREN, J. The evolution of primary and secondary niobium carbonitrides in AISI 347 stainless steel during manufacturing and long-term ageing. Acta Materialia, v. 54, p. 67–76, 2006.

FERREIRA, W. E. I. **I**nfluência dos parâmetros de soldagem na sensitização de juntas soldadas em aços inoxidáveis austeníticos AISI 316 soldados pelo processo TIG. Centro Federal de Educação Tecnológica do Maranhão, São Luís, 2008.

FU J.W., YANG, Y.S., GUO, J.J., MA, J.C., TONG, W.H. Formation of a twophase microstructure in Fe–Cr–Ni alloy during directional solidification. Journal Of Crystal Growth. 311: 132-136, 2008.

GARCIA, C., MARTIN, F., TIEDRA, P., BLANCO, Y., LOPEZ, M. Pitting corrosion of welded joints of austenitic stainless steels studied by using an electrochemical minicell. Corrosion Science. 50: 2390-2397, 2008.

GHALAMBAZ, M. et al. A case study on failure of AISI 347H stabilized stainless steel pipe in a petrochemical plant. Case Studies in Engineering Failure Analysis, v. 9, n. August, p. 52–62, 2017.

GILL, T.P.S., SHANKAR, V., PUJAR AND, M.G., RODRIGUEZ, P. Effect of Composition on The Transformation of □-ferrite to □□in Type 316 Stainless Steel Weld Metals. 32 (10), p. 595–1600, 1995.

GONÇALVES, R. B. EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA MICRO E SUBESTRUTURA DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.Campos dos Goytacazes-RJ,Universidade Estadual do Norte Fluminense-UENF, 115 p,2012.

GONÇALVES, R. B. Efeito do Tratamento Térmico de Solubilização e Estabilização Convencional e Alternativo na Microestrutura de uma Junta Soldada com Aço Inox 347. v. 20, n. 1, p. 105–116, 2015.

GONÇALVES, R. B.; TERRONES, L. A. H.; DA ROCHA, R. P. Efeito do Tratamento Térmico de Solubilização e Estabilização na microestrutura de uma Junta Soldada com Aço Inox 347. Revista Materia, 2017.

GUAN, K. et al. Effect of aging at 700 °c on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds. Nuclear Engineering and Design, 2005.

HUANG, Y. M.; WU, Y. M.; PAN, C. X. EBSD study of solidification characteristics of austenitic stainless steel weld pool. Materials Science and Technology, 2010.

HUDGELL, R.J., WORRAL, G.M., FORD, J., GRAY, B.S. Ultrasonic characterization and inspection of austenitic welds. Int. J. Pres. Ves. Piping 39, 247– 263, 1989.

JOU, M. Experimental study and modeling of GTA welding process. J. Manuf. Sci. E-T ASME 125, 801–808, 2003.

KWIETNIEWSKI, C. E. F.; KISS, F. J. Metalografia e Tratamento Térmico de Aços e Ferros FundidosLaboratório de Metalurgia Física - LAMEFUniversidade Federal do Rio Grande do Sul- UFRGS, 2010.

LANCASTER; J.F. Metallurgy of welding. Sixty ed. England: Cambridge, 1999.

LEE, H. et al. Failure analysis on welded joints of 347H austenitic boiler tubes. EFA, v. 57, p. 413–422, 2015.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels; 2005.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. Materials Science and Engineering R.65, p. 39–104, 2009.

MINAMI Y, KIMURA H, I. Y. MICROSTRUCTURAL CHANGES IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS DURING LONG-TERM AGING. MATER SCI TECHNOL, v. 2, n. 8, p. 795–806, 1986.

LU, S.P., FUJII, H., NOGI, K. Arc ignitability, bead protection and weld shape variations for He–Ar–O2 shielded GTA welding on SUS304 stainless steel. J. Mater. Process. Tech. 209, 1231–1239, 2009.

MODENESI, P. J. Soldabilidade dos Aços Austeníticos. São Paulo: SENAI-SP. Volume 1 ed. São Paulo, 2001.

MOHAMMED, G. et al. Effects of Heat Input on Microstructure, Corrosion and Mechanical Characteristics of Welded Austenitic and Duplex Stainless Steels: A Review. Metals, v. 7, n. 2, p. 39, 2017.

MOYSAN, J., APFEL, A., CORNELOUP, G., CHASSIGNOLE, B. Modeling the grain ori-entation of austenitic stainless steel multipass welds to improve ultrasonic assessment of structural integrity. Int. J. Pres. Ves. Piping 80, 77–85, 2003.

MUKHERJEE, M. et al. Influence of modes of metal transfer on grain structure and direction of grain growth in low nickel austenitic stainless steel weld metals. Materials Characterization, v. 102, p. 9–18, 2015.

PETROBRAS, N-133 Soldagem. 2017.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades.São Paulo: Hemus, 2004.

PADILHA, A. F.; RIOS, P. R. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. ISIJ International, v. 42, n. 4, p. 325–327, 2002.

RAMKUMAR, K. D. et al. Effect of fi llers on the microstructure , mechanical properties, and hot corrosion behavior of Nb stabilized austenitic stainless steel welds. n. 3, 2018.

REZENDE, R. P. Soldagem de juntas tubulares de aço inoxidável austenítico AISI 348 para varetas combustíveis em reatores nucleares.Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares - Universidade de São Paulo, 2015.

ROCHA, C. INFLUÊNCIA DAS FASES INTERMETÁLICAS PRECIPITADAS A 780^{o}C EM UM AÇO UNS S 31803. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2015.

SASIKALA, G., MATHEW, M.D., RAO, B.S., MANNAN, R. L. Creep deformation and fracture behaviour of a nitrogen-bearing type 316 stainless steel weld metal. Journal of Nuclear Materials, v. 273, p. 257–264, 1999.

SCHWIND, M., KALLQVIST, J., NILSSON, J.O., et al. Sigma-phase precipitation in stabilized austenitic stainless steels. p. 2473-2481. Acta Mater. Sweden, 2000.

69.

SHAMANIAN, M. et al. Electron Backscatter Diffraction Analysis of Joints Between AISI 316L Austenitic/UNS S32750 Dual-Phase Stainless Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 24, n. 8, p. 3118–3128, 2015.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 2. ed. São Paulo: Blücher, 2006.

SOURMAIL, T. PRECIPITATION IN CREEP RESISTANT AUSTENITIC STAINLESS STEELS. MATER SCI TECHNOL, v. 17, n. 1, p. 1–14, 2001.

TABATABAEIPOUR, S. M.; HONARVAR, F. A comparative evaluation of ultrasonic testing of AISI 316L welds made by shielded metal arc welding and gas tungsten arc welding processes. Journal of Materials Processing Technology, v. 210, n. 8, p. 1043–1050, 2010.

TERADA, M. et al. Microstructure and intergranular corrosion of the austenitic stainless steel 1.4970. Journal of Nuclear Materials, v. 358, n. 1, p. 40–46, 2006.

TÜMER, M.; YILMAZ, R. Characterization of microstructure, chemical composition, and toughness of a multipass welded joint of austenitic stainless steel AISI316L. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016.

UREÑA, A. et al. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. Journal of Materials Processing Technology, v. 182, n. 1–3, p. 624–631, 2007.

VASHISHTHA, H. et al. Effect of austenitic fillers on microstructural and mechanical properties of ultra-low nickel austenitic stainless steel. Science and Technology of Welding and Joining, 2016.

VERMA, J.; TAIWADE, R. V. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A reviewJournal of Manufacturing Processes, 2017.

VITEK, J.M.; DAVID, S.A.; The Sigma Phase Transformation in Austenitic Stainless Steels; Metals and Ceramics Division, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge,Tenn. April, 1986.

WEISS, B.; STICKLER, R.; Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel; Metallurgical transactions, vol. 3 p. 851 – 866; Abril, 1972.

ZHONG, Y. et al. Effects of temperature and pressure on stress corrosion cracking behavior of 310S stainless steel in chloride solution. Chinese Journal of Mechanical Engineering, v. 30, n. 1, p. 200–206, 2017.

ZHOU, Y. et al. Journal of Materials Science & Technology Precipitation and hot deformation behavior of austenitic heat-resistant steels : A review. v. 33, p. 1448–1456, 2017.