

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

WILLIAN RICARDO DOS SANTOS

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE DUAS JUNTAS SOLDADAS EM
AÇO ASTM A743 CA6NM POR PROCESSO TIG**

PONTA GROSSA
2018

WILLIAN RICARDO DOS SANTOS

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE DUAS JUNTAS SOLDADAS EM
AÇO ASTM A743 CA6NM POR PROCESSO TIG**

Dissertação apresentada para obtenção do título de Mestre do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, Área de Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo.
Co-orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marenda Pukasiewicz

PONTA GROSSA
2018

S237 Santos, Willian Ricardo dos
Caracterização microestrutural de duas juntas soldadas em aço
ASTM A743 CA6NM por processo TIG/ Willian Ricardo dos
Santos. Ponta Grossa, 2018.
116 f.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais
– Área de concentração – Desenvolvimento e Caracterização de
Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo
Coorientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

1. Aços inoxidáveis martensíticos. 2. CA6NM. 3. Soldagem
TIG. 4. Ferrita Delta. I. Hupalo, Márcio Ferreira II. Pukasiewicz,
Anderson Geraldo Marena. III. Universidade Estadual de Ponta
Grossa - Mestrado em Engenharia de Materiais. IV. T.

CDD : 624.183.4

Ficha catalográfica elaborada por Maria Luzia F. Bertholino dos Santos– CRB9/986

WILLIAN RICARDO DOS SANTOS

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE DUAS JUNTAS SOLDADAS EM
AÇO ASTM A743 CA6NM POR PROCESSO TIG**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, para obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência de Materiais.

Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

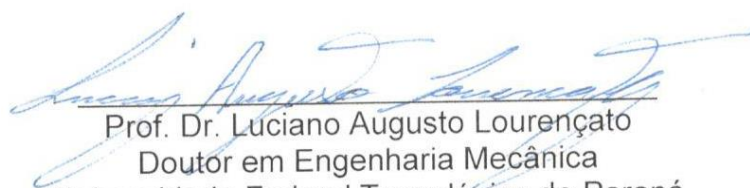
Ponta Grossa, 24 de agosto de 2018.



Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo – Orientador
Doutor em Engenharia de Materiais
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho
Doutor em Engenharia Metalúrgica
Universidade Estadual de Ponta Grossa



Prof. Dr. Luciano Augusto Lourençato
Doutor em Engenharia Mecânica
Universidade Federal Tecnológica do Paraná

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me guiado e iluminado em cada decisão a ser tomada, dado a coragem e a confiança para seguir em frente com minhas atividades.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo, pela contribuição de seus conhecimentos e sugestões na orientação deste trabalho.

Ao meu co-orientador, Prof. Dr. Anderson Geraldo Marenda Pukasiewicz, pela contribuição de seus conhecimentos e sugestões na orientação deste trabalho.

Aos meus familiares, pelo apoio moral, incentivo e pela cobrança, pois sem a qual, talvez o objetivo não fosse alcançado.

À minha querida esposa, Elisângela e aos meus filhos Ingrid e Gabriel pelo apoio, paciência, amor, e por entender meus estudos nos fins de semana.

Aos professores e funcionários da UEPG e UTFPR que contribuíram muito para a realização deste trabalho.

Enfim, a todos que auxiliaram de alguma maneira para a realização deste trabalho, o meu muito obrigado.

RESUMO

Turbinas hidráulicas usadas em usinas hidrelétricas podem apresentar desgastes por cavitação e trincas em sua operação, as quais em alguns casos reparadas por soldagem a arco elétrico, por ser um processo de menor custo em comparação à troca da turbina. O aço inoxidável martensítico A743 grau CA6NM é empregado em serviços que requerem boa resistência mecânica associada a resistência à corrosão, principalmente em equipamento para extração de petróleo nos rotores e componentes de turbinas hidráulicas. Este trabalho tem por escopo analisar a microestrutura formada após processo de soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) de um aço ASTM A743 CA6NM, usando material de adição similar, avaliando a presença da estrutura ferrita delta, austenita retida e carbonetos. Variando as espessuras das amostras e parâmetros de soldagem como passe único de soldagem e multipasse, mantendo temperatura de pré-aquecimento e interpasse de 150°C. Estimando a influência dos parâmetros na microestrutura com a dureza dos cordões e da ZTA. Os experimentos revelaram que um único passe de solda é suficiente para a formação de ferrita delta na forma de rede ao longo do cordão de solda e nas regiões expostas a altas temperaturas na zona termicamente afetada (ZTA), assim como o perfil de durezas da seção transversal do cordão de solda apontam durezas que variam desde 344 ± 6 HV para a região fundida, passando por um pico de dureza de 379 ± 4 HV na ZTA e terminando no metal base com 290 ± 5 HV, na solda multipasse a origem das diferentes morfologias de ferrita é múltipla, havendo uma diferença da taxa de resfriamento nos cordões, sendo que entre a base e o topo da solda pode ser percebido acúmulo de ferrita delta na região interpasse e no topo do último cordão de solda e a variação de largura da ZTA pelos passes subsequentes, a morfologia da ferrita delta zona termicamente afetada (ZTA) na condição multipasse, assim como o perfil de durezas da seção transversal dos cordões de solda apontam durezas que variam desde 311 ± 24 HV para a região fundida, passando por um pico de dureza de 326 ± 33 HV na ZTA.

Palavras-chave: Aços Inoxidáveis Martensíticos, CA6NM, Soldagem TIG, Ferrita Delta.

ABSTRACT

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF TWO STEEL WELDED JOINTS ASTM A743 CA6NM PER TIG PROCESS

Hydraulic turbines used in hydroelectric plants may present wear by cavitation and cracks in their operation, and in some cases repaired by electric arc welding, being a process of lower cost compared to the turbine exchange. A743 grade martensitic stainless steel CA6NM is used in services that require good mechanical resistance associated with corrosion resistance, especially in oil extraction equipment, rotors and hydraulic turbine components. This work aims to analyze the microstructure formed after TIG (Tungsten Inert Gas) welding of an ASTM A743 CA6NM steel, using similar addition material, evaluating the presence of the delta ferrite, retained austenite and carbides structure. By varying the sample thicknesses and welding conditions as single pass welding and multipass, maintaining preheating temperature and interpass of 150°C. Estimating the influence of the parameters in the microstructure with the hardness of the strands and the ZTA. The experiments revealed that a single soldering pass is sufficient for the formation of delta ferrite in the form of a net along the weld bead and in the regions exposed to high temperatures in the thermally affected zone (ZTA), as well as the hardness profile of the section cross section of the weld beads indicate hardness ranging from 344 ± 6 HV to the molten region, passing through a hardness peak of 379 ± 4 HV in the ZTA and ending in the base metal with 290 ± 5 HV, in the multipass weld the origin of the different In the present study, the ferrite morphologies are multiple, with a difference in the cooling rate in the cords, between the base and the top of the weld it is possible to detect the accumulation of delta ferrite in the interpass region and at the top of the last weld bead and the ZTA The thermally affected zone delta ferrite (ZTA) morphology in the multipass condition, as well as the cross section hardness profile of the weld beads, point to hardnesses that vary from 311 ± 24 HV for the molten region, passing through a hardness peak of 326 ± 33 HV in the ZTA.

KEYWORDS: Martensitic Stainless Steels, CA6NM, TIG Welding, Ferrite Delta.

LISTAS DE FIGURAS

Figura 1 – Turbina danificada da Usina Hidrelétrica de ITAIPÚ	18
Figura 2 – Montagem de uma turbina Francis.....	19
Figura 3 – Representação dos grupos de aços inoxidáveis no diagrama de Schaeffler.	20
Figura 4 – Microestrutura martensítica.....	22
Figura 5 – Esquema da característica microestrutural dos tipos de martensita.....	22
Figura 6 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr-C pseudobinário de uma liga com 12% de cromo.	23
Figura 7 – Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni representativo do aço inox AISM.	25
Figura 8 – Diagrama de fases de uma liga supermartensítica (baixo C-Fe- Cr-Ni-Mo).....	26
Figura 9 – Nomenclatura das ligas de aço inoxidável com base nas faixas de teores de Ni e Cr.	27
Figura 10 – Diagramas de equilíbrio Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: (a) 0,05%C (b) 0,1%C.	29
Figura 11 – Diagrama de equilíbrio pseudobinário de uma liga Fe-Cr- Ni.....	30
Figura 12 – Variação das temperaturas do eutetóide em função da concentração.....	31
Figura 13 – Variação das temperaturas de transformação Ac1, Ac3 e Ms.	32
Figura 14 – Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade.....	33
Figura 15 – Localização aproximada do aço fundido CA6NM no diagrama de Schaeffler.	35
Figura 16 – Ilustração mostrando nucleação epitaxial e crescimento competitivo.	37
Figura 17 – Exemplo de crescimento epitaxial próximo à linha de fusão. Metal de base: Al 4,5 Cu como fundido.....	38
Figura 18 – Diagrama de fases mostrando os domínios para as diferentes zonas na ZTA.	39
Figura 19 – Micrografia ilustrando as diferentes zonas e subzonas da ZTA.	40
Figura 20 – Procedimento recomendado para a soldagem do aço inoxidável CA6NM.	42
Figura 21 – a) Ferrita delta poligonal. b) Rede de Ferrita delta. c) Ferrita globular.	43
Figura 22 – Representação das quatro etapas da dissolução do hidrogênio.....	43
Figura 23 – Ilustração de heterogeneidades na rede cristalina com segregação de hidrogênio nestes defeitos. a) hidrogênio nos interstícios da rede cristalina, b) hidrogênio adsorvido na	

superfície, c) absorvido na subcamada, d) localizado nos contornos de grão, e) nas discordâncias, f) nas lacunas.	44
Figura 24 – Aprisionadores de hidrogênio em uma microestrutura temperada e revenida.	45
Figura 25 – Microestrutura de um aço inoxidável martensítico no estado recozido, constituído de carbonetos esferoidizados, dispersos na matriz ferrítica.....	46
Figura 26 – Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do cromo em aço 0,1% de carbono.	47
Figura 27 – Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do carbono em aço 13% de cromo.	47
Figura 28 – Percentual de austenita formada no revenido em função da temperatura de um aço CA6NM.....	48
Figura 29 – Representação esquemática da formação da austenita estável em função da temperatura, de um aço CA6NM. γ_1 - austenita residual estável, super-resfriada durante transformação γ - α ; γ_2 - austenita estável formada no revenido; γ_3 - austenita instável que se transforma em martensita (não revenida) após revenido.	49
Figura 30 – Morfologias da austenita encontradas na ZTA de AISM.	50
Figura 31 – Presença da austenita de <i>Widmanstätten</i> na ZTA de um AISM.	50
Figura 32 – Material chanfrado para o processo TIG	53
Figura 33 – Material soldado passe único e resfriado a temperatura ambiente.....	54
Figura 34 – Desenho material chanfrado 5x47x94mm em perspectiva.....	54
Figura 35 – Desenho do conjunto soldado 5x47x94mm.	55
Figura 36 – Material soldado em 8 passes e resfriado a temperatura ambiente.....	55
Figura 37 – Desenho material chanfrado 15x47x94mm em perspectiva.....	56
Figura 38 – Desenho do conjunto soldado 15x47x94mm.	56
Figura 39 – Material cortado transversalmente ao cordão de solda após soldagem TIG	56
Figura 40 – Regiões da amostra divididas para análise microestrutural da amostra 15X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.	59
Figura 41 – Regiões da amostra divididas para análise microestrutural da amostra 15X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.	60
Figura 42 – Secção transversal do(s) cordão(ões) de solda da amostras, com destaque para as regiões de topo, meio e base analisadas por técnicas de dureza por microimpressão (valores em mm.): (a) 15x47x94mm e (b) 5x47x94mm.	60
Figura 43 – Amostras seccionadas para análise de EBSD: (a) 15x47x94mm e (b) 5x47x94mm.	62

Figura 44 – Micrografia do aço CA6NM como recebido. Reagente metalográfico Vilella.	65
Figura 45 – Macrografia da secção transversal da amostra 5X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.	66
Figura 46 – Macrografia da secção transversal da amostra 15X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.	67
Figura 47 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região do metal base (MB). Reagente metalográfico Vilella.	68
Figura 48 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Região do metal base (MB). Reagente metalográfico Vilella.	69
Figura 49 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região da zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA-BT). Reagente metalográfico Beraha B4.	70
Figura 50 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm multipasse. Região da zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA-BT). Reagente metalográfico Beraha B4.	70
Figura 51 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Beraha B4.	71
Figura 52 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Região da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Beraha B4.	72
Figura 53 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.	73
Figura 54 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.	74
Figura 55 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Morfologia colunar direcional da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Vilella.	75
Figura 56 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Morfologia colunar direcional da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.	75
Figura 57 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Microestrutura martensítica da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Vilella.	76
Figura 58 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Microestrutura martensítica da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.	76
Figura 59 – Microestrutura da amostra 5x47x97. Mostrando as diferentes zonas termicamente afetadas pelo calor (ZTAs), em função do diagrama de fase ternário de equilíbrio Fe-Cr-Ni. Reagente metalográfico Vilella.	77

Figura 60 – Microestrutura do aço CA6NM na condição soldada com único passe (5x47x94mm). Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.	78
Figura 61 – Microestrutura da amostra 15x47x97. Região da solda, mostrando a diferença de largura da ZTA-AT em função da profundidade da solda. Reagente metalográfico Beraha B4.	79
Figura 62 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Mostrando a região de interface entre a ZF e a ZTA-AT. (a) Austenita alotriomórfica, (b) austenita intragranular e (c) austenita de Widmanstätten. Reagente metalográfico Beraha B4.....	80
Figura 63 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Vilella.....	81
Figura 64 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm mostrando a martensita revenida (escura) proveniente da transformação da austenita e a martensita não transformada (clara). Reagente metalográfico Beraha B4.	82
Figura 65 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm mostrando a martensita revenida (escura) proveniente da transformação da austenita e a martensita não transformada (clara). Reagente metalográfico Beraha B4.	83
Figura 66 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Mostrando a interface da ZTA-AT com ZF, com detalhe para a ferrita delta com crescimento direcional da ZTA- AT para a ZF. Reagente metalográfico Beraha B4.	84
Figura 67 – Microestrutura da amostra 15x47x94 mm mostrando a interface da ZTA-AT com ZF, com detalhe para a ferrita delta com crescimento direcional da ZTA- AT para a ZF. Reagente metalográfico Beraha B4.	85
Figura 68 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm com destaque para a ferrita delta na ZTA - AT. Reagente metalográfico Behara B4.	86
Figura 69 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para a ferrita delta na ZTA - AT. Reagente metalográfico Behara B4.	86
Figura 70– Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para a ferrita delta no cordão superior. Reagente metalográfico Behara B4.	87
Figura 71– Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para a ferrita delta na região interpasse. Reagente metalográfico Behara B4.	88
Figura 72– Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para o refino de granulação entre a região intermediária e superior da solda multipasse. Reagente metalográfico Villela.	89

Figura 73– Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para o refino de granulação entre a região intermediária e superior da solda multipasse. Reagente metalográfico Behara B4.	90
Figura 74– Microestrutura da amostra 5x47x94mm demonstrando o passe único de solda. Reagente metalográfico Vilella.	91
Figura 75– Microestrutura da amostra 5x47x94mm com destaque para a ferrita delta retida na estrutura do cordão de solda. Reagente metalográfico Behara B4.	91
Figura 76 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm, com destaque para a austenita com morfologia de Widmanstätten, representada pela seta. Reagente metalográfico Vilella.	92
Figura 77 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm, com destaque para a austenita com morfologia de Widmanstätten, representada pela seta. Reagente metalográfico Vilella.	92
Figura 78 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm, com destaque para as inclusões de óxidos. Reagente metalográfico Vilella.	93
Figura 79 – Microestrutura do aço CA6NM soldada com único passe, com destaque para as inclusões de óxidos. Reagente metalográfico Behara B4.	93
Figura 80 – Área analisada por EBSD da amostra 15x47x94mm, Zona Termicamente Afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Behara B4.	94
Figura 81 – Resultados de EBSD para amostra 15x47x94 mm, obtido na região da ZTA de Alta Temperatura: (a) mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo; (b) Mapa de fases – ferrita – CCC – vermelho; e (c) Figura de polo inversa (Z) e triângulo de referência de cores.	95
Figura 82 – Área analisada por EBSD da amostra 5x47x94mm, Zona Termicamente Afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Behara B4.	96
Figura 83 – Resultados de EBSD para amostra 5x47x94 mm, obtido na da ZTA de Alta Temperatura: (a) mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo; (b) Mapa de fases – ferrita – CCC – vermelho; e (c) Figura de polo inversa (Z) e triângulo de referência de cores.	97
Figura 84 – Área analisada por EBSD da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda (metal de adição). Reagente metalográfico Behara B4.	98
Figura 85 – Resultados de EBSD para amostra 5x47x94 mm, obtido na região do cordão de solda: (a) mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo; (b) Mapa de fases – ferrita – CCC – azul; e (c) Figura de polo inversa (Z) e triângulo de referência de cores.	98

Figura 86 – Área analisada por FEG da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda. Reagente metalográfico Behara B4.	100
Figura 87 – Área analisada por FEG da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda revelando ferrita δ e traços de austenita de Widmanstätten. Reagente metalográfico Behara B4.....	101
Figura 88 – Área analisada por FEG da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda; revelando óxidos e ferrita δ . Reagente metalográfico Behara B4.	102
Figura 89 – Correlação do perfil de micro dureza versus microestrutura da amostra 5X47X94 mm, soldado com único passe. (a) Perfil microestrutural do aço soldado com único passe e (b) perfil de durezas para o topo, meio e base da amostra, com destaque para as regiões de zona fundida (ZF), zona afetada termicamente (ZTA) e metal base (MB). Reagente metalográfico Beraha B4.	105
Figura 90 – Correlação do perfil de micro dureza versus microestrutura da amostra 15X47X94 mm, solda multipasse. (a) Perfil microestrutural do aço soldado multipasse e (b) perfil de durezas para o topo, meio e base da amostra, com destaque para as regiões de zona fundida (ZF), zona afetada termicamente (ZTA) e metal base (MB). Reagente metalográfico Beraha B4.	106

LISTAS DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos Aços inoxidáveis supermartensíticos (AISM). 25	
Tabela 2 – Composição química do aço CA6NM.....28	
Tabela 3 – Composição química analisada do aço CA6NM (% em peso).52	
Tabela 4 – Composição química da vareta para soldagem TIG ER410NiMo (% em peso).53	
Tabela 5 – Parâmetros usados para soldagem das amostras.53	
Tabela 6 – Parâmetros de soldagem para as amostras 15X47X87mm em processo TIG.57	
Tabela 7 – Parâmetros de soldagem para as amostras 5X47X87mm em processo TIG.57	
Tabela 8 - Relação de reagentes metalográficos utilizados na caracterização das amostras do aço CA6NM soldados pelo processo TIG58	
Tabela 9 - Relação de elementos utilizados para o reagente metalográfico utilizados para o polimento eletrolítico.62	

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ACI	Alloy Casting Institute / Instituto de Ligas Fundidas
AISM	Aço Inoxidável Supermartensítico
ASTM	American Society for Testing and Materials / Sociedade Americana para Testes e Materiais
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CEPEL	Centro de Pesquisa de Energia Elétrica da Eletrobrás
CO ₂	Dióxido de Carbono
DRX	Difração de Raios X
EBSD	Electron Backscatter Diffraction / Difração de Elétrons Retroespalhados
HV	Hardness Vickers / Dureza Vickers
J	Joule
L/min	Litros por Minuto
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
M _f	Temperatura de fim da transformação martensítica durante o resfriamento
MM/min	Milímetros por Minuto
MO	Microscopia óptica
M _s	Temperatura de início da transformação martensítica durante o resfriamento
ppm	Partes por Milhão
TIG	Tungsten Inert Gas
TTDF	Temperatura de Transição Dúctil-Frágil
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
ZTA	Zona Termicamente Afetada
δ	Ferrita Delta
ΔG	Energia Livre de Gibbs
θ	Ângulo de Molhamento

SUMÁRIO

1. OBJETIVOS	16
1.1.OBJETIVO GERAL	16
1.2.OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	16
2. INTRODUÇÃO.....	17
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	20
3.1.AÇOS INOXIDÁVEIS	20
3.2.AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS.....	21
3.2.1 Aços Inoxidáveis Supermartensíticos.....	24
3.3.AÇOS ASTM A743 CA6NM	26
3.3.1.Metalurgia do aço CA6NM	28
3.4.TRANSFORMAÇÃO DE FASE NA SOLDAGEM DOS AISM	34
3.4.1.Morfologias em Regiões de Solda dos AISM	36
3.4.2.Crescimento Epitaxial	37
3.4.3.Soldabilidade dos AISM	40
3.4.4.Ferrita δ e sua Influência	42
3.4.5.Trincas de Hidrogênio	43
3.4.6.Precipitação de Carbonetos	45
3.4.7.Austenita na Matriz.....	48
4. MATERIAIS E MÉTODOS	52
4.1. MATERIAIS.....	52
4.1.1Material de Base	52
4.1.2.Metals de Adição	52
4.2.PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DAS AMOSTRAS.	53
4.3.TÉCNICAS DE ANÁLISE MICROESTRUTURAL EMPREGADAS	58
4.4.PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA	58
4.5.ANÁLISE MACROSCÓPICA	59
4.6.ANÁLISE MICROSCÓPICA.....	59

4.7. CURVAS DE DUREZA	60
4.8. DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)	61
4.8.1. Microscopia Eletrônica de Varredura MEV/FEG	63
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	64
5.1. MATERIAL COMO RECEBIDO	64
5.2. ANÁLISE MACROESTRUTURAL.....	66
5.3. ANÁLISE MICROESTRUTURAL	67
5.4. PERFIS MICROESTRUTURAIS DAS SECÇÕES TRANVERSAIS	77
5.5. CARACTERÍSTICAS MORFOLÓGICAS E DISTRIBUIÇÃO DAS FASES	83
5.6. ANÁLISES POR DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD) ..	94
5.7. ANÁLISES POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV/FEG)	99
5.8. PERFIS DE DUREZA	103
6. CONCLUSÕES.....	107
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	109

1. OBJETIVOS

1.1. OBJETIVO GERAL

O objetivo geral do presente trabalho é avaliar o efeito de diferentes condições de soldagem pelo processo TIG na microestrutura de um aço inoxidável martensítico da classe ASTM A743 tipo CA6NM.

1.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os seguintes objetivos específicos são propostos:

- 1) Avaliar os efeitos das espessuras das amostras e do número de passes de soldagem (único passe e multipasse) na microestrutura obtida após soldagem pelo processo TIG;
- 2) Investigar as transformações de fase que ocorrem após o processo de soldagem, com ênfase na presença de ferrita delta e de austenita;
- 3) Avaliar as alterações microestruturais que ocorrem na zona fundida e na zona termicamente afetada, associando as microestruturas obtidas com as condições de soldagem;
- 4) Avaliar a possibilidade de caracterização das fases presentes na microestrutura pela técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).
- 5) Correlacionar as alterações nos valores de dureza da liga com as diferentes microestruturas produzidas nas zonas fundida e termicamente afetada e do metal base.

2. INTRODUÇÃO

O Brasil possui a matriz energética mais renovável do mundo industrializado com 45,3% de sua produção proveniente de fontes como recursos hídricos, biomassa e etanol, além das energias eólica e solar. Apesar dessa versatilidade, as usinas hidrelétricas são responsáveis pela geração de mais de 75% da eletricidade do País. A energia hidrelétrica possui maior capacidade de absorção, menor custo, maior eficácia e energia mais sustentável e ambientalmente mais interessante. Essa categoria, cujas bases se assentam na transformação de energia potencial conseguida pela queda de um volume de água transformando-se em energia mecânica, empurrando o rotor cujo o eixo acoplado ao gerador transforma energia mecânica em energia elétrica. A eficiência energética das usinas hidrelétricas é muito alta, em torno de 65,2%. Em 2014, cerca de 18% da energia elétrica no mundo é fornecida por usinas hidrelétricas, sendo que o percentual para o Brasil é de mais de 95% para esse tipo de geração de energia elétrica. O investimento inicial e os custos de manutenção são elevados, porém, o custo do combustível (água) é nulo [1]. Dados fornecidos pela CEPEL, (Centro de Pesquisa de Energia Elétrica da Eletrobrás), mostram que os gastos com manutenção de turbinas foram significativos, o que pode ser visto a partir de mão-de-obra e materiais. Os dados demonstram que 13 milhões de dólares são anualmente destinados para tais despesas, o que acirra o orçamento e não permite mudanças tecnológicas mais significativas [2].

As turbinas e seus componentes possuem algumas peculiaridades quanto ao tipo de trabalho que desenvolvem pois estão sujeitos a solicitações mecânicas e tribológicas e podem ter principalmente dois tipos de problemas: trincas por fadiga em regiões concentradoras de tensão e erosão por cavitação. Por se tratar de itens de elevado custo faz com que sua substituição seja inviável. O processo de fabricação e manutenção desses componentes são feitos a partir do processo de soldagem, que deve garantir a qualidade da solda empregada [3]. A Figura 1 demonstra uma pá danificada por trinca em uma turbina da usina de ITAIPU.

Neste cenário, os aços inoxidáveis martensíticos fundidos classe ASTM A743 CA6NM foram desenvolvidos na Suíça, com o intuito de elevar a soldabilidade dos aços inoxidáveis em substituição aos aços inoxidáveis martensíticos comuns como o CA-15, que devido ao seu alto teor de carbono, em torno de 0,15% C, resulta muitas vezes numa grande quantidade de defeitos, por exemplo: micro-rechupes e trincas a

quente. Esses problemas são provenientes de um grande intervalo entre as linhas *liquidus* e *solidus*.

Figura 1 – Turbina danificada da Usina Hidrelétrica de ITAIPÚ



Fonte: Adaptado de [4]

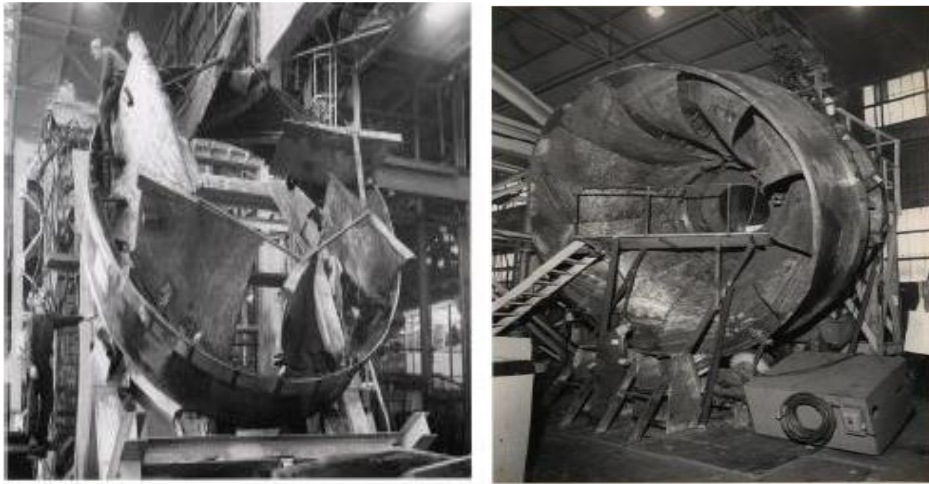
O aço CA6NM além de ter um menor teor de carbono 0,06% C, apresenta um menor intervalo da linha *liquidus* e *solidus*, que para o aço CA-15 é de 110°C. Em comparação, o intervalo para o CA6NM é de 26°C, resultado da adição de níquel e molibdênio, diminuindo a ocorrência desses defeitos de solidificação [5,6].

Devido a estas características o aço CA6NM é também utilizado na fabricação de componentes para as mais diversas aplicações e, devido a sua alta temperabilidade, é também usado em peças de grandes secções tais como: bombas e compressores, componentes na indústria química e de petróleo [7,8].

Na fabricação de turbinas hidráulicas devido as grandes dimensões envolvidas na sua construção geralmente opta-se por fundição de partes menores e posterior união por soldagem [9]. A Figura 2 demonstra estágios de montagem de uma turbina Francis.

Na manutenção de turbinas, o processo de soldagem atua no preenchimento das fissuras ocasionadas por processo de cavitação e reparo de trincas por fadiga existentes no material, visando dar uma vida útil mais longa às turbinas. Nesse contexto, é fundamental compreender o processo de soldagem, suas especificidades, problemas e colocações teóricas [9].

Figura 2 – Montagem de uma turbina Francis.



Fonte: Adaptado de [10].

Muito embora o processo de soldagem seja utilizado com frequência, os aços de microestrutura martensítica podem apresentar: Fragilização da zona termicamente afetada (ZTA), aumentando a dureza e redução de tenacidade ao impacto, tendo os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) obrigatórios, também as altas taxas de resfriamento e altos gradientes térmicos do processo podem ocasionar problemas de solidificação, com formação de tensões residuais e trincas por hidrogênio [11]. Dentre os fenômenos de transformação de fases podem ocorrer: Formação de ferrita delta, precipitação de carbonetos, crescimento epitaxial, crescimento exagerado de grão e a formação de austenita residual [12,13].

Os vários ciclos térmicos de soldagem em passe único e multipasse, podem trazer consequências negativas às propriedades mecânicas no metal de base e no metal de adição. Algumas pesquisas vem sendo realizadas com o intuito de aproveitar o calor gerado nos ciclos térmicos para revenimento da junta soldada objetivando a diminuição de problemas microestruturais relativos a soldagem [14].

Salienta-se, portanto, a importância de se estudar o comportamento dessa liga e do metal de solda depositado, caracterizando sua microestrutura, quando estes são submetidos a múltiplos ciclos térmicos durante a soldagem.

Assim, este estudo procura contribuir com as pesquisas de soldagem pelo processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) do aço ASTM A743 CA6NM, com único passe e múltiplos passes, ao se efetuar análises que busquem avaliar seus efeitos na microestrutura, visto que reconhece-se a necessidade de melhorar o processo, aprimorando aspectos que vão desde a produção até a manutenção das turbinas.

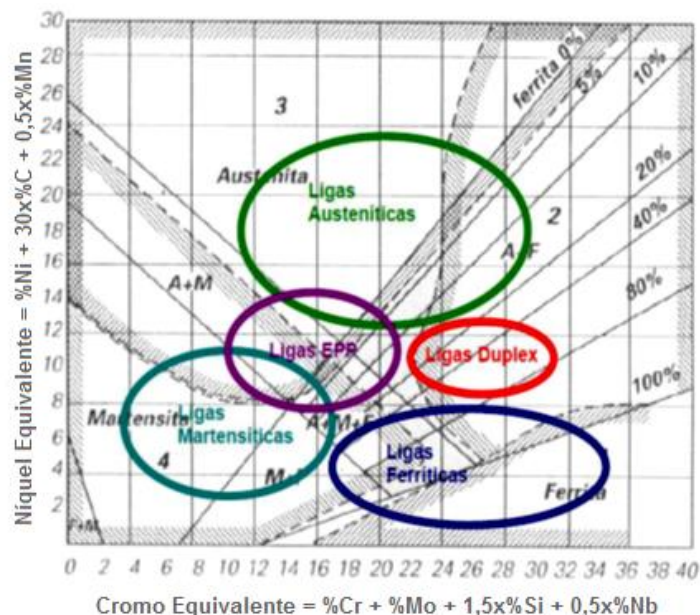
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são ligas metálicas a base de ferro e cromo que possuem, no mínimo 11% de cromo, que é a quantidade (mínima) necessária para prevenir a formação de óxidos em ambientes corrosivos (então o nome aços inoxidáveis). O cromo atua formando um filme de óxido contínuo, aderente e estável na superfície que o protege contra o ambiente corrosivo.

Esses aços podem ser divididos em cinco categorias, sendo que delas quatro são identificadas pelas características cristalográficas e microestruturais do aço como os ferríticos, martensíticos, austeníticos, dúplex (austenita + ferrita). Já a quinta categoria, são as ligas endurecidas por precipitação, que são obtidas pelo tipo de tratamento térmico usado, ao invés da microestrutura [15]. A Figura 3 demonstra a representação esquemática das classes de aços inoxidáveis no diagrama de *Schaeffler*.

Figura 3 – Representação dos grupos de aços inoxidáveis no diagrama de *Schaeffler*.



Fonte: Adaptado de [16]

Elementos de liga são adicionados intencionalmente a fim de se obter diferentes características, dentre eles o níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio,

silício, nióbio e nitrogênio. O carbono presente no material geralmente está em uma faixa de menor quantidade de 0,08 %C, e para a maior quantidade 1,00 %C em alguns materiais martensíticos[17].

Durante o trabalho a quente, a microestrutura de um aço inoxidável dependerá basicamente do balanço de massa dos diversos componentes responsáveis em estabilizar a austenita ou a ferrita ou as duas na microestrutura do aço até chegar a temperatura ambiente [18].

3.2. AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS

Os aços inoxidáveis martensíticos, são ligas de Fe-Cr-C, que contêm entre 12 e 18% de cromo e entre 0,1 e 0,5% de carbono (embora, em alguns casos, pode-se chegar até 1%C) e que se forem aquecidas a uma temperatura adequada podem ser austenitizadas[19].

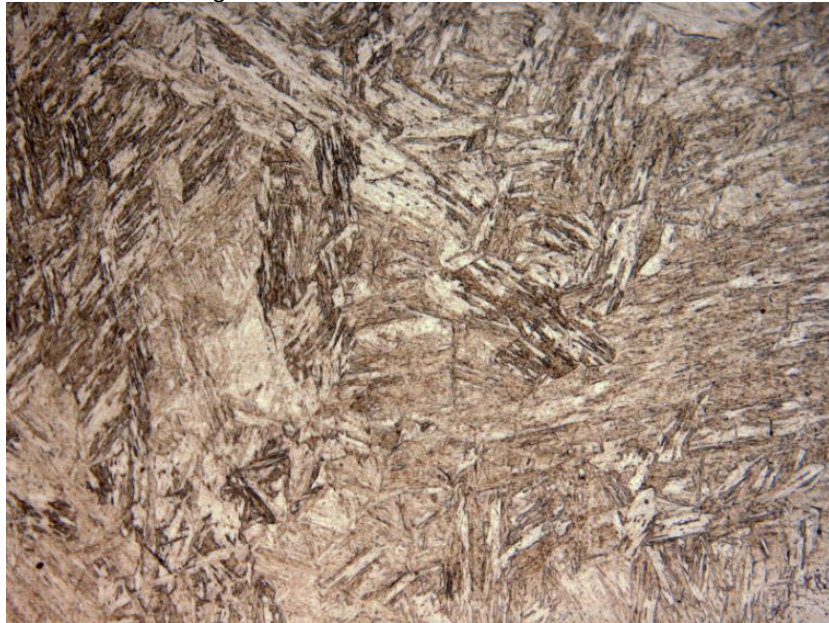
Apresentam uma elevada temperabilidade, por causa de seu elevado teor de liga, e apresentam em peças de grandes espessuras uma estrutura que pode ser completamente martensítica mesmo com um resfriamento ao ar. Desta forma as ligas inoxidáveis martensíticas, são facilmente endurecidas por tratamento térmico, sendo utilizadas, muitas vezes, após o processo de têmpera e revenimento. Os aços inoxidáveis martensíticos tendem a ter a sua resistência a corrosão inferior aos outros grupos de aços inoxidáveis, devido ao menor teor de cromo presente e elevado teor de carbono, mas atende satisfatoriamente para meios fracamente corrosivos.

São principalmente utilizados onde se necessita uma elevada resistência mecânica, em meios abrasivos ou de erosão, em que se necessite dureza, em ambientes úmidos e secos, como exemplos de sua utilização pode se salientar, mancais e peças de cutelaria e em componentes de turbinas a gás e vapor [19].

Os aços inoxidáveis martensíticos possuem um diagrama ternário Fe-Cr-C. Passando por transformação alotrópica, transformando martensita a partir da austenita por processo térmico-mecânico.

Uma variada gama de durezas podem ser atribuídas a esses aços, que podem variar desde 275 MPa de tensão de escoamento até 1900 MPa [20]. A Figura 4 demonstra uma microestrutura martensítica.

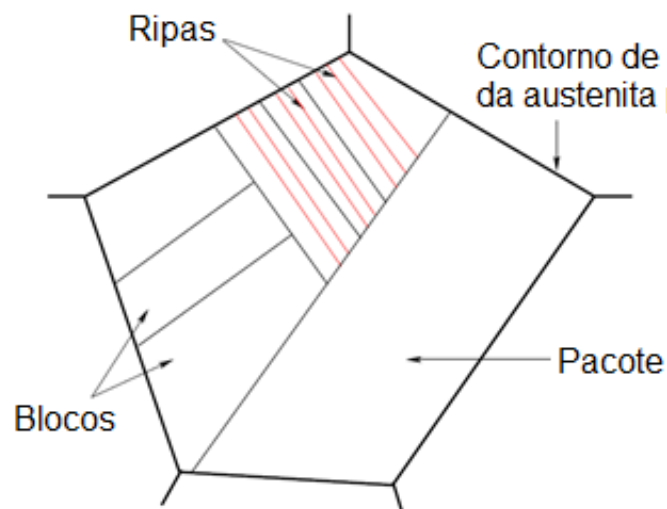
Figura 4 – Microestrutura martensítica.



Fonte: O autor.

Um dos fatores que o torna menos caro os aços inoxidáveis martensíticos comparado aos outros grupos, é o fato de possuírem baixos teores de cromo. São utilizados basicamente, os mesmos tratamentos térmicos usados em aços carbono e de baixa liga, austenitizando primeiramente o aço, e depois resfriando-o em uma taxa que possa produzir martensita a partir dos contornos da austenita prévia. A martensita formada pode ser de três tipos: pacotes, blocos e ripas[21]. A Figura 5, demonstra as características microestruturais dos tipos de martensita.

Figura 5 – Esquema da característica microestrutural dos tipos de martensita.



Fonte: Adaptado de [22]

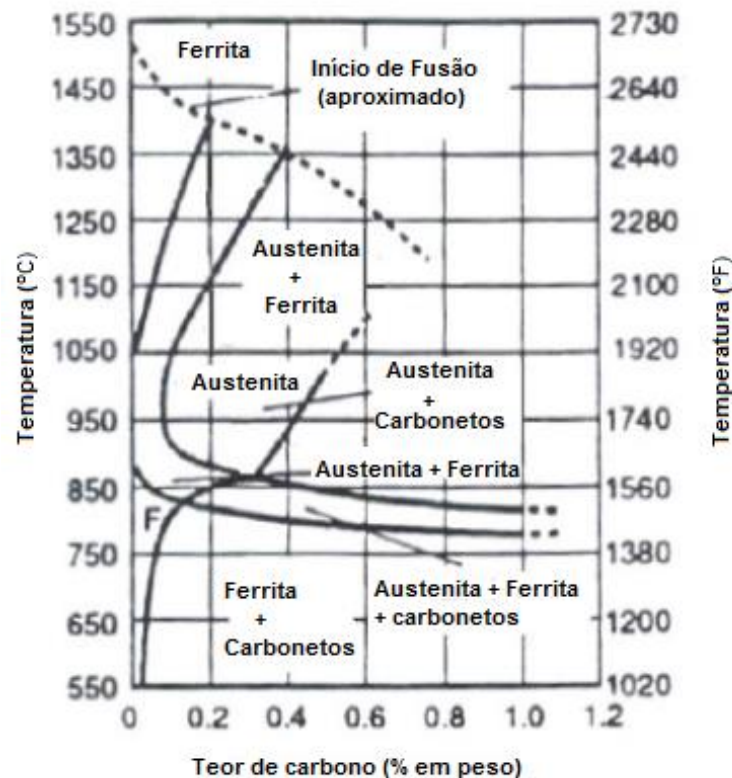
Após a formação de martensita na estrutura do metal, utiliza-se o processo de revenimento para aliviar as tensões internas do material e aumentar a ductilidade.

A martensita é produzida de uma transformação adifusional da austenita em uma fase metaestável, e sob os deslocamentos cisalhantes está a energia envolvida na transformação martensítica. A energia para transformação martensítica pode ser obtida através de deformação ou pressão mecânica externa ou através de resfriamento a partir do campo austenítico passando pela linha de início da transformação martensítica durante o resfriamento (M_s) [23,24].

Considera-se a transformação martensítica como uma mudança estrutural no estado sólido em que os átomos se movimentam de forma coordenada e se movimentam organizadamente em relação aos seus vizinhos[25].

Elementos de liga como, molibdênio e níquel são adicionados aos aços martensíticos para que seja obtida melhora nas propriedades de resistência a corrosão e tenacidade do material. A Figura 6, demonstra um diagrama de equilíbrio pseudobinário Fe-Cr-C de uma aço com 12%Cr mostrando, as fases presentes em função da temperatura e porcentagem de carbono em peso.

Figura 6 – Diagrama de equilíbrio Fe-Cr-C pseudobinário de uma liga com 12% de cromo.



Fonte: Adaptado de [26]

O níquel pode ser também adicionado, pois auxilia na obtenção da microestrutura desejada, prevenindo a formação ferrita livre em excesso, quando o cromo, em altos níveis são adicionados para aumentar a resistência a corrosão. A adição de elementos de liga pode ser restringido muitas vezes, pelo fato de que grandes quantidades desses elementos de liga podem resultar na obtenção de uma estrutura parcialmente martensítica [27].

Caso a quantidade de cromo desse aço inoxidável seja igual ao dos inoxidáveis ferríticos, a maior quantidade de carbono na estrutura resulta numa transformação da ferrita δ em austenita em temperaturas na ordem de ($\sim 980^{\circ}\text{C}$), em seguida sofre uma mudança para uma estrutura martensítica, através de um rápido resfriamento [26,28], ou se o resfriamento for mais lento poderá levar a uma estrutura ferrítica com carbonetos [28].

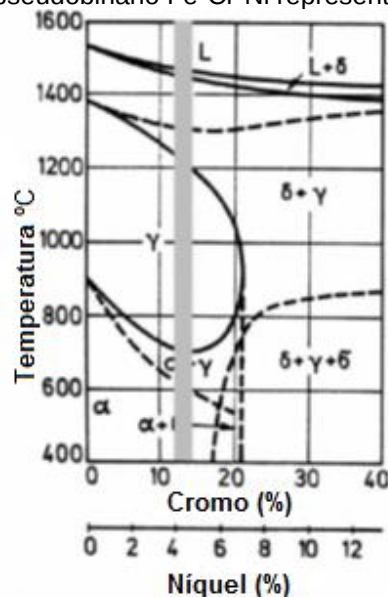
3.2.1. Aços Inoxidáveis Supermartensíticos

Os aços supermartensíticos macios foram desenvolvidos durante a década de 60, como exemplo dessa categoria de aços, o aço CA6NM que possui em sua liga uma menor quantidade de carbono e também pequenas quantidades de níquel e molibdênio. Desenvolveu-se os aços supermartensíticos, principalmente motivado pela necessidade de diminuição dos defeitos de solidificação do material, tais como: segregações, formação de trincas à quente e microrechupes. Defeitos que resultavam na fundição de peças com problemas, com soldabilidade baixa, o que seria prejudicial para a soldagem de reparo e de manutenção, e quanto a fabricação da peça [29,30]. A Figura 7, mostra um diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni representativo dos aços inoxidáveis AISM, onde a área hachurada representa a localização dos aços inoxidáveis supermartensíticos.

O conceito inicial para o desenvolvimento dos AISM era diminuir a porcentagem de carbono para se obter um aumento da resistência da estrutura martensítica, reduzir a ocorrências das trincas a frio e formar uma estrutura que pudesse ficar com o mínimo possível de ferrita delta, para tanto foi adicionado de 4 a 6% de Níquel, visto que, o níquel tem a função de expandir o campo austenítico[20].

Os aços inoxidáveis supermartensíticos caracterizados com base no sistema Fe-Cr-Ni-Mo, possuem baixos teores de carbono, níquel, fósforo e enxofre.

Figura 7 – Diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni representativo do aço inox AISM.



Fonte: Adaptado de [5]

E estão classificados em três classes: baixo teor de Cr, Ni e Mo (11%Cr, 2,5%Ni, 0,1%Mo); médio teor de Ni e Mo (12%Cr, 4,5%Ni e 1,5%Mo) e alto teor de Ni e Mo (12%Cr, 6,5%Ni e 2,5%Mo) [31]. A Tabela 1 demonstra as três classes de aços inoxidáveis supermartensíticos.

Tabela 1 – Composição química dos Aços inoxidáveis supermartensíticos (AISM).

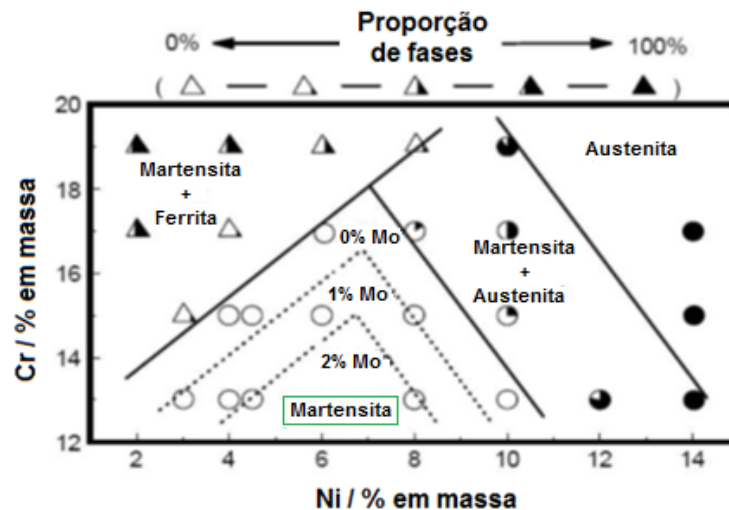
Elemento	12Cr2Ni (baixa liga)	12Cr4.5Ni1.5Mo (Média liga)	12Cr6.5Ni2.5Mo (alta liga)
C (%máx.)	0,015	0,015	0,015
Mn (%máx.)	2	2	2
P (%máx.)	0,03	0,03	0,03
S (%máx.)	0,002	0,002	0,002
Si (%máx.)	0,4	0,4	0,4
Cu (%máx.)	0,2-0,6	0,2-0,6	0,2-0,6
Ni (%)	1,5-2,5	4,0-5,0	6,0-7,0
Cr (%)	10,5-11,5	11,0-12,0	11,0-12,0
Mo (%)	0,1	1,0-2,0	2,0-3,0
N (%Max)	0,012	0,012	0,012

Fonte: Adaptado de [32]

O uso dos AISM em aplicações onde requer operação de soldagem, tem sido restrito, pois por ser um desenvolvimento relativamente recente, suas propriedades são motivo de estudos.

Verifica-se pelo diagrama mostrado na Figura 8, as diferentes regiões e tipos de microestrutura obtidas à temperatura ambiente para uma liga 0,01%C-Fe-Cr-Ni-Mo[33].

Figura 8 – Diagrama de fases de uma liga supermartensítica (baixo C-Fe-Cr-Ni-Mo)



Fonte: Adaptado de [33]

As características básicas da metalurgia dos AISM, está no aumento da quantidade de cromo efetivo na liga e na redução do teor de carbono do aço. Adiciona-se níquel para se obter uma microestrutura martensítica com o mínimo de formação de ferrita δ , para se melhorar a resistência à corrosão-sob-tensão por sulfetos e a corrosão generalizada, o molibdênio é adicionado a liga. O menor teor de carbono diminui a ocorrência de formação de microestruturas de maior resistência, e mais frágeis, melhorando a característica de soldabilidade dos AISM [33].

3.3.AÇOS ASTM A743 CA6NM

Os aços supermartensíticos como visto anteriormente foram desenvolvidos na década de 60, e dentre eles os aços CA6NM que tem em sua composição química um menor teor de carbono e quantidades de níquel e molibdênio. Os aços CA6NM foram desenvolvidos com intuito de diminuir defeitos de solidificação do material, como: segregações, formação de trincas à quente e micro-rechupes.

Os problemas que ocorriam durante a solidificação dos martensíticos, faziam com que resultasse em peças fundidas com defeitos, com baixa soldabilidade, que prejudicavam a construção de peças, e no reparo de manutenção [30].

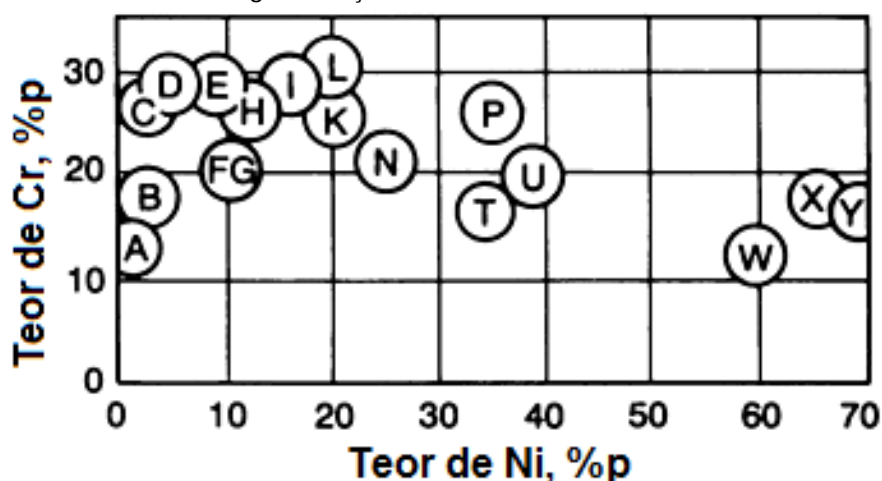
Um dos mais conhecidos dentre os aços martensíticos convencionais é o aço AISI 410, que possui composição química de: 11,5 a 13,5%Cr e máximo de 0,15%C [29].

A classificação dos aços inoxidáveis fundidos é dada pelo *Alloy Casting Institute* (ACI) utilizando os quesitos, de acordo com sua utilização e composição química [34].

Para o aço CA6NM a primeira letra refere-se a sua resistência em meios corrosivos (C).

A segunda letra indica o valor nominal do teor de níquel. Podendo variar a designação de A a Z, correspondendo a um maior teor de níquel no material. A Figura 9 mostra o sistema de designação da liga baseados nos teores de Cr e Ni.

Figura 9 – Nomenclatura das ligas de aço inoxidável com base nas faixas de teores de Ni e Cr.



Fonte: Adaptado de [26]

Na sequência, os números que acompanham as duas primeiras letras indicam o teor máximo de carbono (%100) em percentagem. Por último, as letras (N) e (M) correspondem a primeira letra dos elementos de liga presentes no material, nesse caso níquel e molibdênio.

Obedecendo a nomenclatura, o aço CA6NM é um aço resistente à corrosão com aproximadamente 13% de cromo, com níquel e molibdênio como elementos de liga e contendo 0,06% de carbono no máximo [6]. A composição nominal do aço CA6NM é mostrada na Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química do aço CA6NM.

Componente	% em peso
C	0,06 máx.
Mn	1,00 máx.
Si	1,00 máx.
Cr	11,50-14,00
Ni	3,50- 4,50
Mo	0,40-1,00
P	0,04 máx.
S	0,03 máx.

Fonte: Adaptado de [35].

O aço inoxidável martensítico classificado segundo a ASTM (*American Society for Testing and Materials*) como A743 grau CA6NM, pode ser utilizado na construção de turbinas hidráulicas e a gás, indústrias petroquímicas, corpos de válvulas, cones e discos de compressores e uma variedade de elementos estruturais de aviões e motores. Os aços CA6NM podem ser utilizados em aplicações onde se precise ter resistência a corrosão e resistência a erosão por cavitação apresentando bom desempenho [36].

3.3.1. Metalurgia do aço CA6NM

A baixa quantidade de carbono do aço CA6NM faz com que haja um estreitamento do campo austenítico, com esse estreitamento, a ferrita delta, que é prejudicial às propriedades mecânicas, seja essa estável em temperaturas mais baixas. Esta estabilidade favorece que fique retida na matriz martensítica uma maior quantidade de ferrita delta após têmpera.

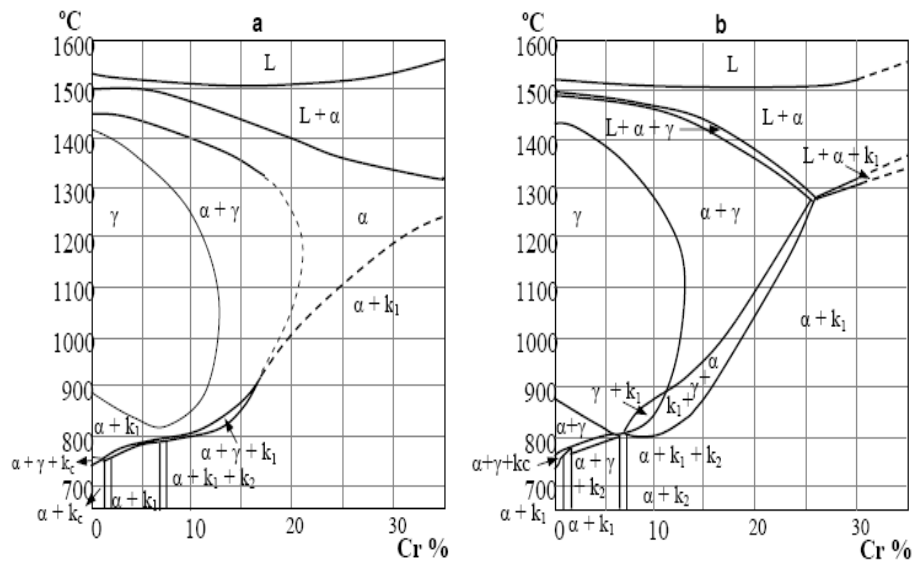
O níquel presente na liga compensa este efeito, fazendo o campo austenítico expandir novamente, diminuindo a quantidade de ferrita delta na matriz, melhorando as propriedades mecânicas e a resistência ao impacto [5].

A presença de carbono acima de 0,1%, aumenta o campo austenítico, permitindo que o cromo, que é ferritizante, possa ser adicionado a liga, quanto menor for o teor de carbono, portanto menor será a quantidade de cromo. A Figura 10

demonstra dois diagramas de fases Fe-Cr onde se pode observar o efeito austenitizante do carbono.

Como pode observar na figura 10(a) o cromo não pode não pode exceder 13% para que possa ser temperável.[18] .

Figura 10 – Diagramas de equilíbrio Fe-Cr para diferentes percentuais de carbono: (a) 0,05%C (b) 0,1%C.



Fonte: Adaptado de [37].

Como a adição de cromo e o baixo teor de carbono favorecem o efeito ferritizante, adiciona-se o níquel, que favorece o efeito austenitizante fazendo com que seja expandido o campo austenítico, para que, sendo que desta forma resolve-se o problema de diminuição de tenacidade pela ferrita delta estável em menores temperaturas, podendo-se ter completa austenitização e a formação da microestrutura martensítica no processo de têmpera.

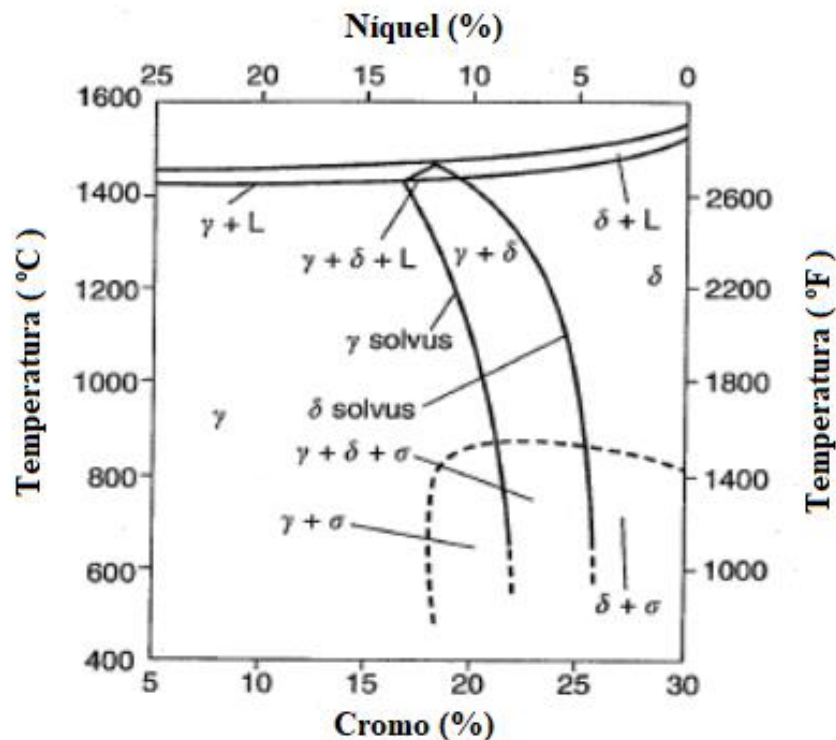
O níquel diminui o campo da ferrita delta, fazendo com que fique restringido a temperaturas mais altas e consegue abaixar as temperaturas de início da transformação martensítica durante o resfriamento (M_s) e a temperatura de fim da transformação martensítica durante o resfriamento (M_f), por essa razão sendo utilizado um teor máximo de 5,5% de Ni.[38,39].

O níquel tem grande influência na diminuição das temperaturas M_s e M_f, o que em muitos casos não é desejado, contudo desenvolvem-se pesquisas para substituir ou tentar diminuir o níquel, por outros elementos estabilizadores da

austenita, como o nitrogênio, que tem efeito mais austenitizante e não diminui tanto as temperaturas Ms e Mf.[39].

A Figura 11 mostra um diagrama de equilíbrio pseudobinário Fe-Cr- Ni, que tem uma proporção de cromo e níquel de aproximadamente 3:1.

Figura 11 – Diagrama de equilíbrio pseudobinário de uma liga Fe-Cr- Ni.



Fonte: Adaptado de [20].

Fica evidenciado que a composição dos aços CA6NM em 13%Cr/4%Ni pode ser visto através do diagrama que esse aço se solidifica em microestrutura completamente ferrítica, e pode-se ainda ser visto nesse diagrama que entre 1320 e 1240°C, localiza-se o campo da ferrita δ . Esta transformação $\delta \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma$ ocorre por processo difusional no estado sólido sendo, portanto, relativamente lenta e dependente da velocidade de resfriamento.

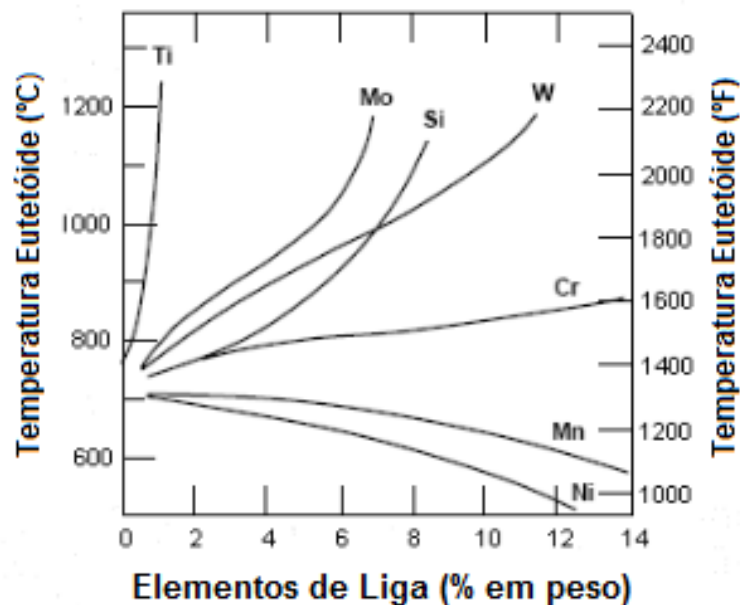
Para esta liga, é possível compara-la ao aço carbono onde podemos encontrar a ferrita delta estável entre 1534°C e 1390°C, aproximadamente, isso graças a um balanço perfeito entre os efeitos do cromo e níquel em abaixar ou aumentar a faixa de temperatura onde encontra-se a ferrita delta [40].

E pode-se ainda notar no diagrama, através da Figura 11, o estreitamento da faixa de solidificação (Líquido + Fase δ) de aproximadamente 30°C, propiciando

menores defeitos provenientes da solidificação. A temperatura da transformação austenítica ocorre, a 720° C inicial (Ac3) e 630°C final, respectivamente.

Em relação aos aços de baixo carbono, a redução da temperatura Ac1, se dará devido ao níquel e sua influência em reduzir Ac1 comparando-se com o cromo em aumentá-la, como pode ser observado na Figura 12[41].

Figura 12 – Variação das temperaturas do eutetóide em função da concentração em peso dos elementos de liga Ti, Mo, Si, W, Cr, Mn, Ni



Fonte: Adaptado de [41].

As variações das temperaturas de transformações de fases, são afetadas pela presença de outros elementos de liga. Para os aços CA6NM esta influência pode ser observada, pela variação dos limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável, e pela variação de Ac1 de Ac3.

Os elementos de liga adicionados como o cromo, o silício e o molibdênio, faz com que haja a primeira variação, fazendo com que diminuam os limites onde a ferrita delta é estável, elementos de liga como o níquel e o manganês fazem com que estes limites aumentem.

Para os aços CA6NM, esses elementos devem ser balanceados, para que, em condições de equilíbrio, a transformação da ferrita $\delta \rightarrow$ austenita, se situe em 1300°C para o início e 1200°C para término, respectivamente [5].

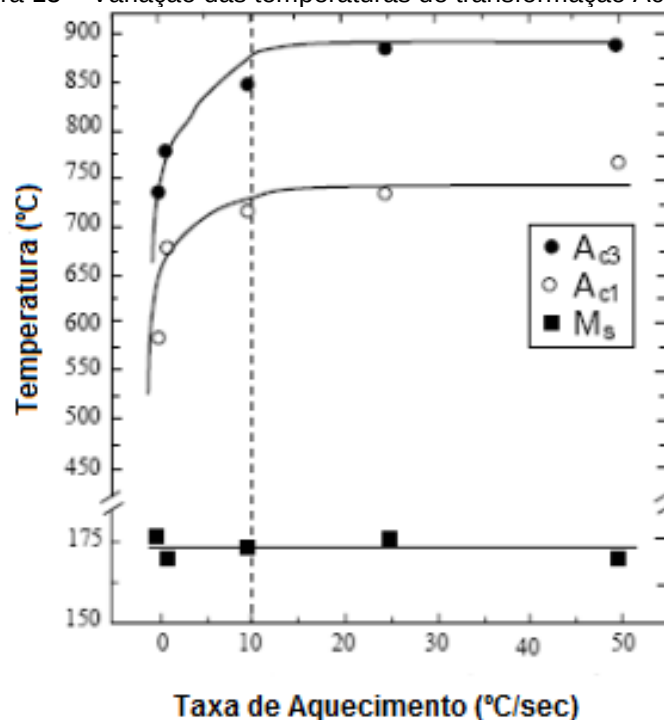
Os elementos alfa gênicos devido a sua cinética de transformação, são principalmente os responsáveis pela expansão do campo da ferrita delta para temperaturas mais baixas, e sobretudo, propicia que maiores teores de ferrita delta não se transformem em austenita e permaneçam retidas após resfriamento à temperatura ambiente.

Na Figura 13, pode se ver os diversos elementos de liga, quanto à variação de Ac1 [41].

A estas variações além da composição química pode se dar pela velocidade de aquecimento e resfriamento pela qual a liga é submetida.

Para os aços inoxidáveis martensíticos, foram verificadas grandes variações nas temperaturas Ac1 e Ac3 com a variação das taxas de aquecimento até 10°C/s, tornando-se quase constantes para taxas superiores [42]. A Figura 13 mostra a variação das temperaturas de transformação Ac1, Ac3 e Ms.

Figura 13 – Variação das temperaturas de transformação Ac1, Ac3 e Ms.

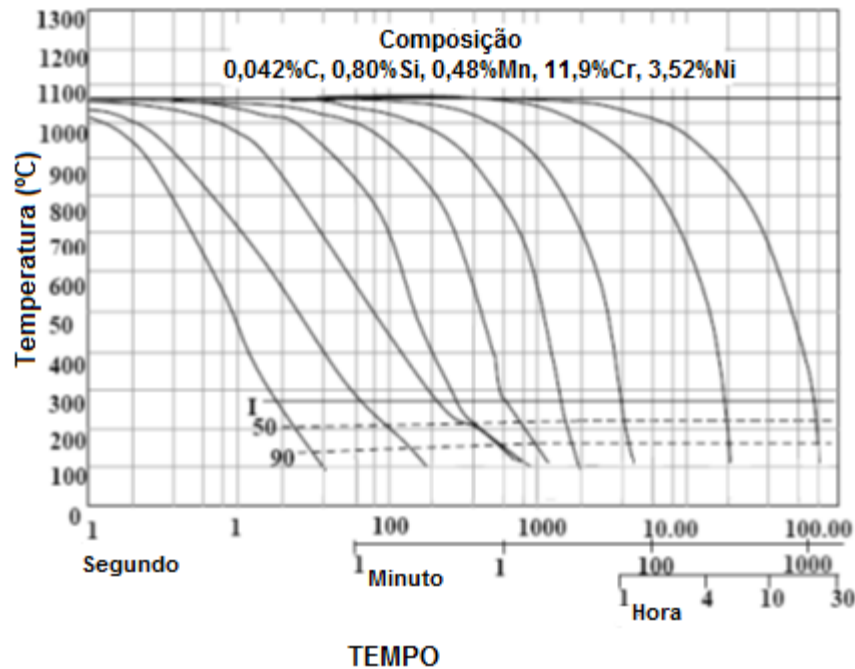


Fonte: Adaptado de [42].

A Figura 13, demonstra que as variações de temperatura de transformação, para o aço CA6NM, podem atingir cerca de 100°C. As temperaturas Ac1 e Ac3 podem variar desde 630 e 720°C até 500°C [37] e 820°C [7], respectivamente.

A temperatura de início (Ms) e de fim (Mf) da transformação martensítica do aço CA6NM é de aproximadamente 275 e 100°C, respectivamente [5]. Como pode ser visto na Figura 14.

Figura 14 – Diagrama TRC de um aço CA6NM, mostrando sua alta temperabilidade.



Fonte: Adaptado de[7].

Para os AISI, estas temperaturas são influenciadas pelos elementos de liga em solução sólida na austenita, e podem ser relacionadas pelas equações 1 e 2 [5].

$$M_s = 492 - 12 \times \%C - 65,5 \times \%Mn - 10 \times \%Cr - 29 \times \%Ni \quad \text{Equação 1 [40].}$$

$$M_f = M_s - 150^\circ\text{C} \quad \text{Equação 2 [40].}$$

Contudo, Ms que depende dos elementos de liga solubilizados na austenita, torna-se também em função da temperatura de austenitização, visto que a temperatura de austenitização influencia na dissolução de precipitados e na concentração de elementos de liga em solução [25].

O carbono, manganês e o níquel contribuem pela redução da temperatura Ms como se pode ver na equação 1. Essa equação, contudo, ressalta-se que na realidade é uma forma simplificada, já que a maioria dos elementos de liga em solução sólida na austenita abaixam a temperatura Ms, exceto cobalto e alumínio. [43].

O intervalo da temperatura inicial e final da transformação martensítica é constante e igual a 150°C, como se pode ser visto na equação 2, está se mostra praticamente invariável em relação às taxas de resfriamento, conforme observado na Figura 13, para taxas entre 0 e 50°C/s[39].

A formação de fase alfa é o resultado do decréscimo contínuo da temperatura em condições de equilíbrio, a partir do campo austenítico até a temperatura ambiente como pode ser visto no diagrama TRC (transformação no resfriamento contínuo) da Figura 14, que é preciso uma velocidade de resfriamento muito lenta para se atingir as condições de equilíbrio, e o mesmo em um resfriamento de aproximadamente 26 horas não há formação de outra microestrutura (ferrita, perlita, bainita), além da microestrutura martensítica. A temperabilidade elevada destes aços deve-se principalmente à presença de níquel e cromo e permite que peças de grandes secções, de até 1,0 metro de espessura, formem martensita em seu núcleo com resfriamento ao ar [39].

A passivação na liga é aumentada com a adição de molibdênio, assim como sua resistência em ácidos sulfúrico, sulfuroso, fosfórico e clorídrico.

Mas o molibdênio, como visto anteriormente é ferritizante, devendo ser compensado com a adição de elementos de liga austenitizantes para que seja impedida a estabilização da ferrita delta [44].

O nitrogênio tem sido utilizado para se reduzir a quantidade de níquel, que se adiciona a liga como estabilizador da austenita, o nitrogênio mais austenitizante e não diminui tanto as temperaturas Ms e Mf como o níquel. [39].

3.4. TRANSFORMAÇÃO DE FASE NA SOLDAGEM DOS AISM

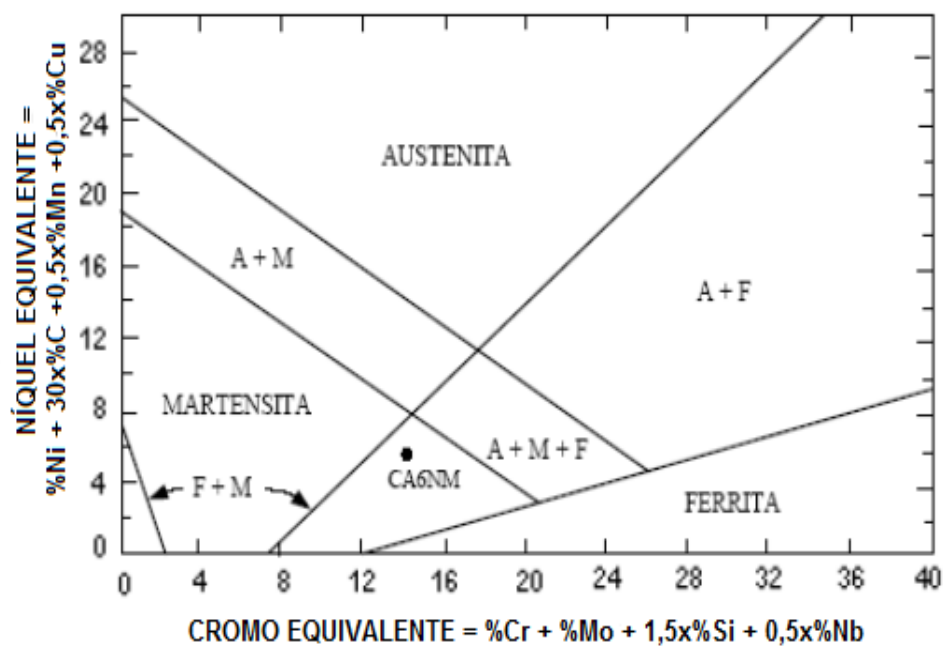
Para se avaliar o efeito dos elementos de liga na microestrutura de solidificação dos aços inoxidáveis após a soldagem, que podem ser agrupados em ferritizantes e austenitizantes, foram desenvolvidas expressões de cromo equivalente (Cr_{eq}) e o níquel equivalente (Ni_{eq}), e um dos principais diagramas desenvolvidos a partir dessas expressões é o diagrama de *Schaeffler*. Com a utilização do diagrama o pode-se identificar a formação das principais fases após soldagem das ligas Cr-Ni [45].

O desenvolvimento desse diagrama visava o emprego em metais sob rápida velocidade de solidificação (soldagem), em situações mais lentas de resfriamento,

como é o caso do material fundido, pode-se utilizar o diagrama de *Schaeffler*, sabendo-se de alguma forma, os limites de transformações.

O diagrama de *Schaeffler*, para os aços inoxidáveis martensíticos fundidos possui uma relativa precisão e com seu uso é possível prever o percentual das fases principais (martensita, austenita e ferrita) que após solidificação constituirão a liga [46]. A localização aproximada do aço fundido CA6NM no diagrama de *Schaeffler* é demonstrada na Figura 15.

Figura 15 – Localização aproximada do aço fundido CA6NM no diagrama de Schaeffler.



Fonte: Adaptado de [46].

Observa-se na figura 15, que a localização do aço CA6NM está no campo bifásico (martensita + ferrita) próximo a linha 100% martensita, com austenita residual, a qual se forma devido à baixa velocidade de resfriamento como no caso do processo de soldagem, com uma menor tensão térmica introduzida, e também permitindo a segregação de elementos que estabilizam a microestrutura austenítica, como por exemplo, carbono e níquel, que localmente diminuem a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) para temperaturas com valores abaixo da temperatura ambiente. Pela pequena utilização do aço CA6NM, nos estados fundido e temperado, a austenita retida é pouco estudada e também pela sua pequena presença, a austenita residual, no processo de soldagem, reduz a incidência de trincas relacionadas ao hidrogênio [47].

A ferrita δ , num material fundido em comparação a um material soldado, se mantém em níveis mais baixos, na ordem de 5% de fração volumétrica, pela baixa velocidade de resfriamento e devido a isso, a ferrita delta se decompõe transformando-se em austenita e em seguida em martensita [46].

Velocidades de resfriamento menores levam a redução da porcentagem de ferrita delta, isso devido a tempos mais longos para difusão e por isso levando a uma maior tendência a transformação peritética se complete [48].

O processo de solidificação se encerra com uma matriz martensítica macia, com traços de austenita super-resfriada e ferrita delta dissolvida na microestrutura [49].

Em quantidades muito pequenas, podem ser encontradas outras fases como carbonetos, carbonitreto, que podem precipitar durante a solidificação, podendo também precipitar em tratamentos termomecânicos que fazem parte da produção da peça. Essas fases em geral, não aumentam significativamente a resistência e a dureza da martensita que podem contribuir para sua fragilização [46].

Alguns estudos relacionam a baixa tenacidade e ductilidade dos aços CA6NM à presença de ferrita delta, não sendo mencionada a presença de carbonetos e impurezas, relacionando essa baixa tenacidade e ductilidade como sendo produto da baixa energia de coesão da matriz com esta fase. Sendo passível a melhora na microestrutura com a diminuição da quantidade de ferrita delta [50].

Mas a ferrita delta por outro lado, tem efeito benéfico, pois faz com que diminua o crescimento de grãos em altas temperaturas em cerca de 1 a 5% de fração volumétrica, assim também reduzindo a ocorrência de trinca a quente na soldagem em cerca de 5 a 10% de fração volumétrica [25,47].

3.4.1. Morfologias em Regiões de Solda dos AISI

A solidificação de um material se dá por meio de nucleação e crescimento de uma nova fase (sólida) através do avanço da interface sólido-líquido. Fenômenos de nucleação, crescimento, segregação, e instabilidade da interface durante muito tempo foram comparados entre o metal de solda com os processos de fundição [51].

Para a soldagem, na maioria dos casos utiliza-se de uma aproximação do metal base, com a parede do molde para os processos de fundição, levando em consideração que o metal de base é usado como substrato para a nucleação. A

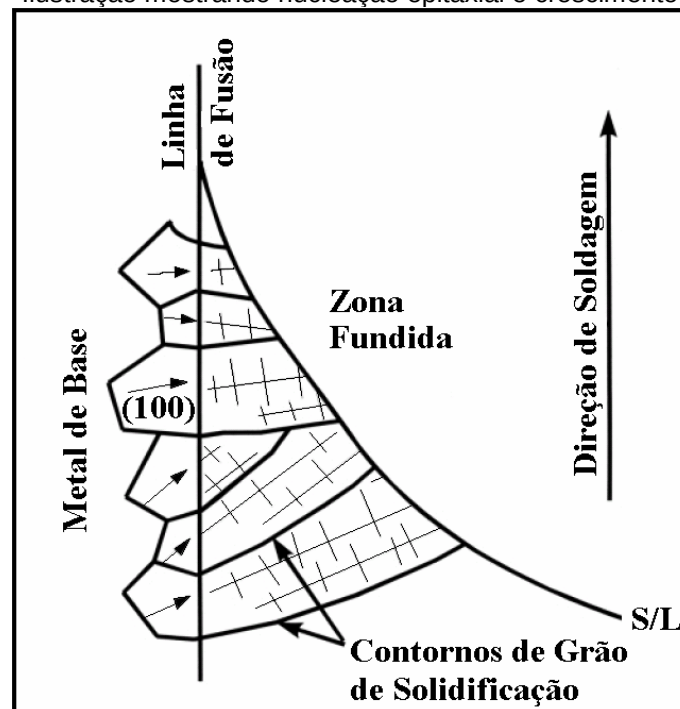
energia livre Gibbs (ΔG)¹ requerida para solidificação entre o metal base e o sólido formado é uma função do ângulo de molhamento (θ) [52]. Soldas realizadas sem metal de adição (autógenas) e soldas onde o metal de base e o metal de adição são similares. A solidificação é facilitada devido ao seu ângulo de molhamento ser igual a zero ($\theta=0$), implicando em que a energia de interface também é igual a zero ($\Delta G = 0$), sendo assim o sólido cresce tendo início na linha de fusão sem dificuldades [52].

O metal de adição com molhamento completo do substrato, inicia um crescimento de grão sobre o substrato cristalino existente, podendo se estender sem modificações na estrutura cristalina e na orientação cristalográfica. Este processo de solidificação é conhecido como crescimento epitaxial[52,53].

3.4.2. Crescimento Epitaxial

Um esquema de como é conhecido o crescimento epitaxial é mostrado na Figura 16. Para o crescimento epitaxial, o metal de adição tem seu crescimento iniciando a solidificação em dendritas, seguindo a orientação dos grãos do metal base, e esse crescimento se dá perpendicular à linha de fusão indo em direção à zona fundida não alterando a estrutura cristalina do mesmo.

Figura 16 – Ilustração mostrando nucleação epitaxial e crescimento competitivo.

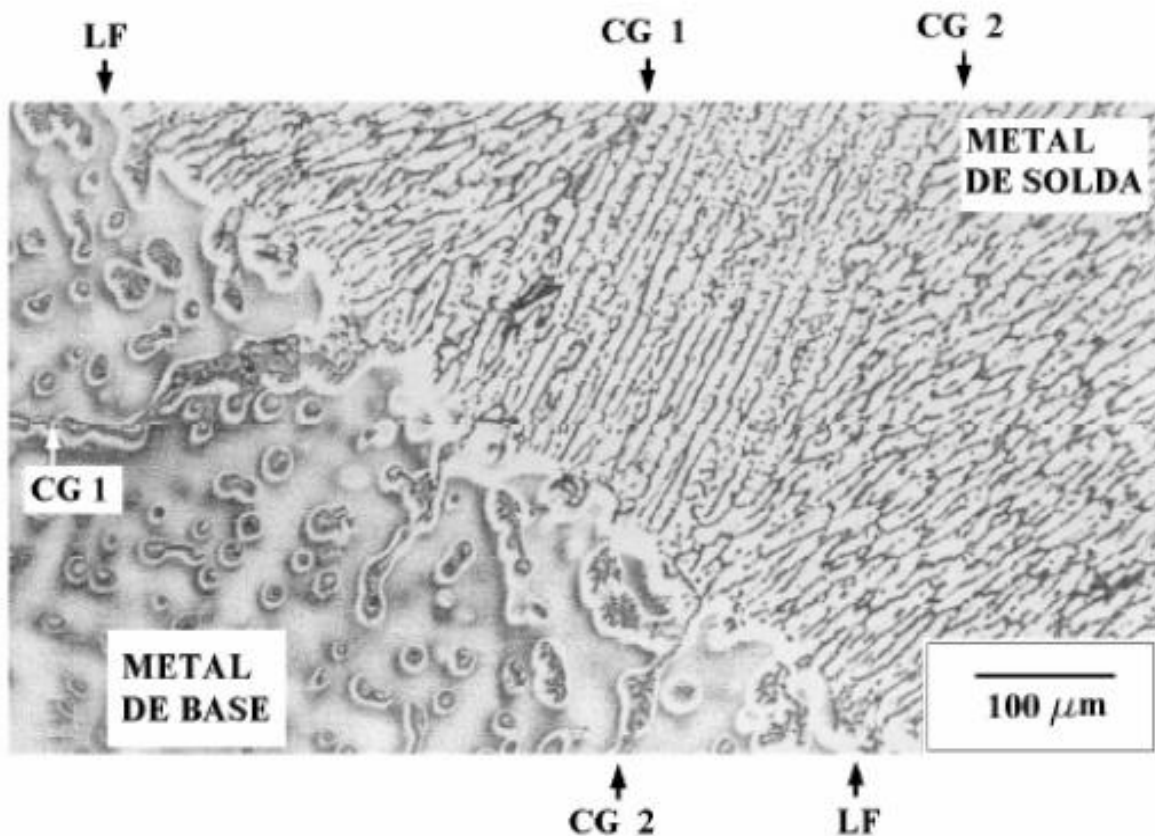


Fonte: Adaptado de [53].

Já o crescimento competitivo se dá em direção à zona fundida, com a característica de manter o crescimento dos grãos na direção do fluxo de calor, tendendo dessa forma, suprimir o crescimento de outros grãos cuja a direção de crescimento não estejam assim orientadas [53].

Os crescimentos epitaxial e competitivo são mecanismos que predominam, se tratando de solidificação em soldagem, fazendo com que haja uma relação de orientação entre os grãos da ZTA e do metal de solda ao longo da linha de fusão. Como se pode ver na Figura 17, três grãos diferentes do metal de base, possuindo orientações aleatórias, podendo-se observar que as dendritas crescem epitaxialmente de cada grão conforme sua orientação.

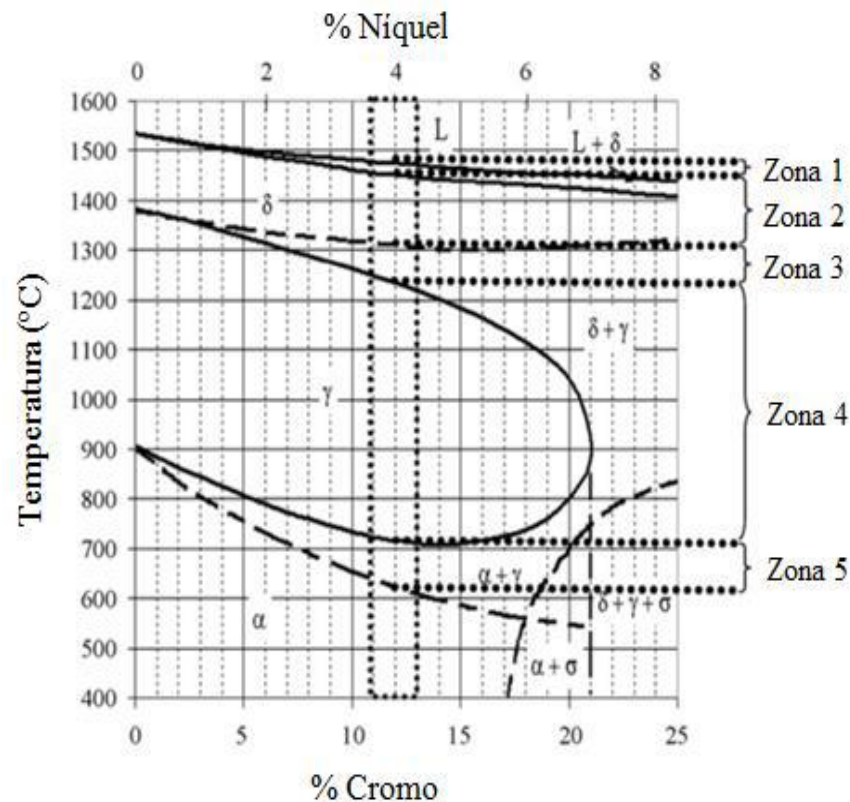
Figura 17 – Exemplo de crescimento epitaxial próximo à linha de fusão. Metal de base: Al 4,5 Cu como fundido.



Fonte: Adaptado de [53].

Em relação a zona termicamente afetada (ZTA), possui cinco zonas diferentes com variados históricos de fluxo de calor e consequentemente diferentes transformações de fases [54], como mostra a Figura 18.

Figura 18 – Diagrama de fases mostrando os domínios para as diferentes zonas na ZTA.



Fonte: Adaptado de [5,54].

Podendo assim serem descritas a partir de suas zonas:

- Zona 1: Zona parcialmente fundida.
- Zona 2: Completa transformação para ferrita delta com significativo crescimento de grão.
- Zona 3: Austenita parcialmente transforma-se em ferrita delta no aquecimento.
- Zona 4: Martensita completamente se transforma em austenita no aquecimento.
- Zona 5: Martensita parcialmente se transforma em austenita no aquecimento.

A zona 4 ainda pode ser subdividida em três subzonas:

- Zona 4A: zona com recristalização, possível crescimento de grão e dissolução de carbonetos.
- Zona 4B: zona com parcial recristalização e dissolução de carbonetos.

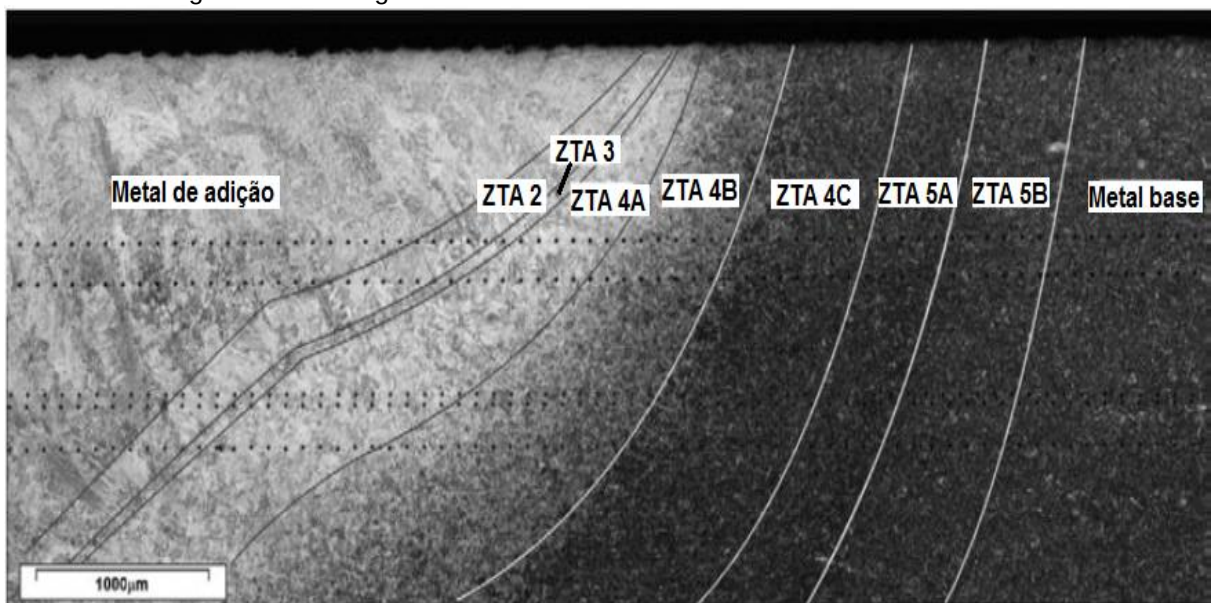
- Zona 4C: zona sem significativa dissolução de carbonetos.

A zona 5 também é subdividida em duas subzonas:

- Zona 5A: zona em que a austenita formada no aquecimento se transforma em martensita virgem no resfriamento.

Zona 5B: zona em que a austenita formada no aquecimento permanece estável e retida no resfriamento, levando a uma pequena redução da dureza. Pode-se observar na Figura 19 uma micrografia ilustrando as diferentes zonas da ZTA.

Figura 19 – Micrografia ilustrando as diferentes zonas e subzonas da ZTA.



Fonte: Adaptado de [54].

3.4.3. Soldabilidade dos AISM

Contudo para que se obtenha uma maior garantia da qualidade durante a soldagem dos aços inoxidáveis supermartensíticos são recomendados os seguintes procedimentos:

- Para soldagem com eletrodos revestidos e fluxos (arco submerso) os mesmos devem ser previamente aquecidos conforme orientações dos fabricantes ou no mínimo a 300°C durante duas horas antes do início da soldagem. Assim como os aços baixa liga e aços inoxidáveis martensíticos convencionais, os aços AISM também apresentam certa susceptibilidade à fragilização por hidrogênio. O valor limite de hidrogênio difusível para tais aços situa-se próximo a 3 ppm [55].

- Aços obtidos por processos que não envolvam fusão a vácuo ou degaseificação apresentam teores de hidrogênio superiores a este limite sendo necessário portanto maiores precauções na eliminação das fontes de hidrogênio durante a soldagem[55].

- Soldagem com eletrodo similar, contendo no máximo 0,040% de carbono aproximadamente 12% de cromo e de 4 a 6% de níquel, resultando num máximo de 5% de ferrita delta na região da solda. O objetivo em se limitar o teor de carbono é evitar dureza elevada na região da solda, haja vista a ação predominante deste elemento com relação a tal propriedade, bem como na formação de carbonetos [56].

- Componentes de grande espessura (acima de 20mm) devem ser pré-aquecidos a aproximadamente 100°C [5].

- Efetuar a soldagem abaixo da temperatura Ms com uma temperatura de interpasse entre 100 a 150°C [5].

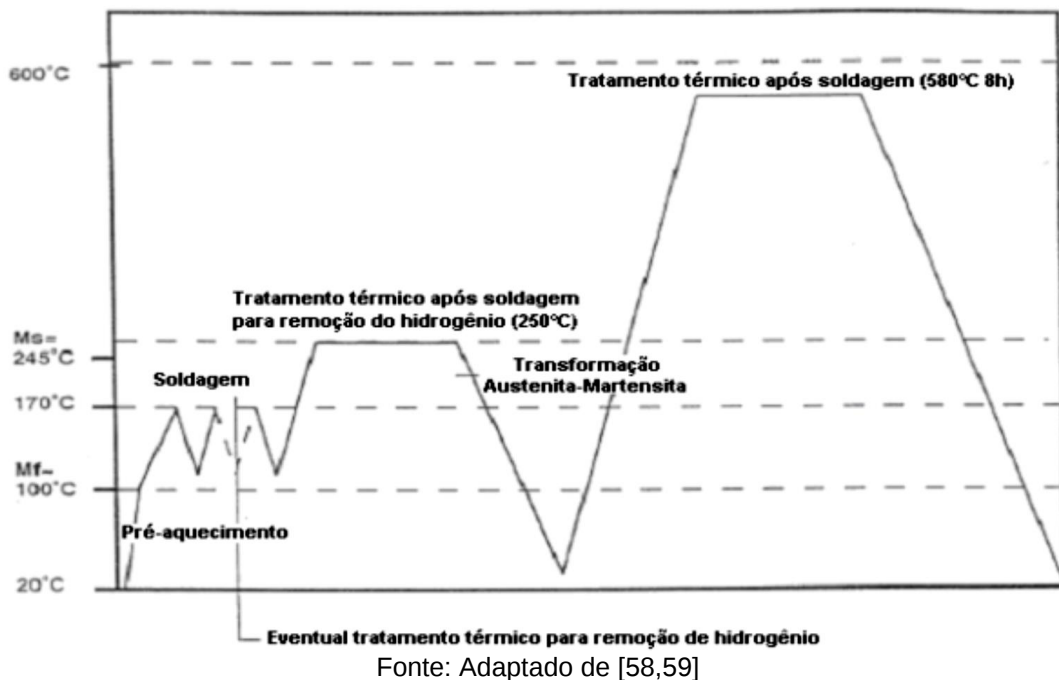
- Desta forma, a estrutura de cada cordão de solda após ser transformada de austenita em martensita, pode ser revenida pelos passes subsequentes [5].

- Para obtenção de altos valores de resistência ao impacto, tenacidade à fratura e resistência à fadiga, faz-se necessário a realização de tratamento térmico posterior à soldagem como revenido ou têmpera em seguida de revenido [5].

- Soldas efetuadas com eletrodo revestido similar apresentam, na região do metal de solda, valores de resistência ao impacto (a temperatura ambiente) entre 30 e 40 J na condição como soldada e 70 a 80 J após revenido [5].

Para a soldagem com as técnicas de reparo sem TTPS (tratamento térmico pós soldagem) pretende-se, com a utilização de procedimentos estritamente controlados, utilizar-se do calor da própria soldagem para obter uma microestrutura adequada na zona termicamente afetada (ZTA) do metal base, com requisitos mínimos de tenacidade e de dureza máxima, que garantam a integridade do componente reparado, em particular sua resistência à fratura frágil, às trincas de reaquecimento e à corrosão sob tensão [57]. Pode-se observar na Figura 20, uma representação esquemática do procedimento recomendado para a soldagem do aço CA6NM com consumíveis de liga similar a 13%Cr, 4%Ni, 0,4%Mo.

Figura 20 – Procedimento recomendado para a soldagem do aço inoxidável CA6NM.



3.4.4. Ferrita δ e sua Influência

Como já visto, a ferrita delta nos aços AISI, e nos aços martensíticos em geral, está ligada a menores valores de tenacidade.

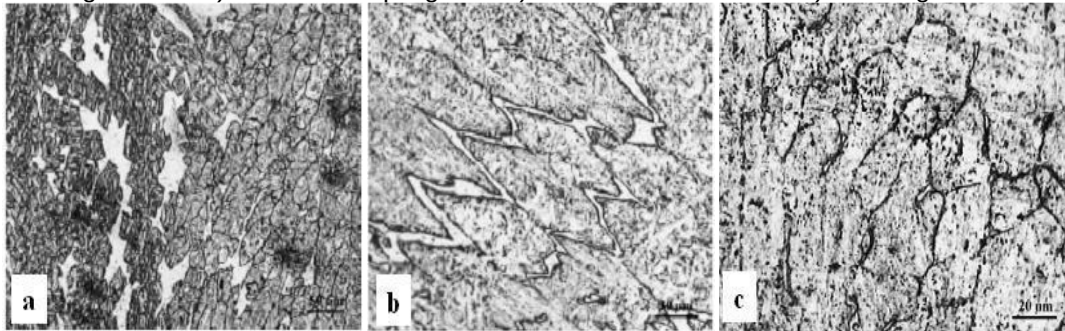
Apesar de ser dúctil e tenaz essa fase, a ferrita delta, quase não dissolve carbono em sua matriz, e quando se tem um resfriamento mais lento, pode formar precipitados em seu contorno, sendo por esse motivo que se leva a diminuição de tenacidade do material [9].

A ferrita delta tende a sofrer transformações de fase com mais facilidade do que a austenita, por apresentar maior coeficiente de difusão associado à sua estrutura cristalina CCC, e a concentração de alguns elementos como cromo e molibdênio nela dissolvidos.

As consequências das reações que ocorrem mais rápido na ferrita, dependendo da composição química do aço, as regiões de ferrita ou de interface entre ferrita e austenita podem ser regiões para a formação de compostos intermetálicos durante tratamentos térmicos[5].

Os aços inoxidáveis martensíticos durante os processos de soldagem, têm tendência a formar ferrita delta, tanto na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF). A Figura 21, mostra alguns formatos de ferrita delta em uma matriz martensítica revenida, que podem apresentar os aços martensíticos após soldagem.

Figura 21 – a) Ferrita delta poligonal. b) Rede de Ferrita delta. c) Ferrita globular.



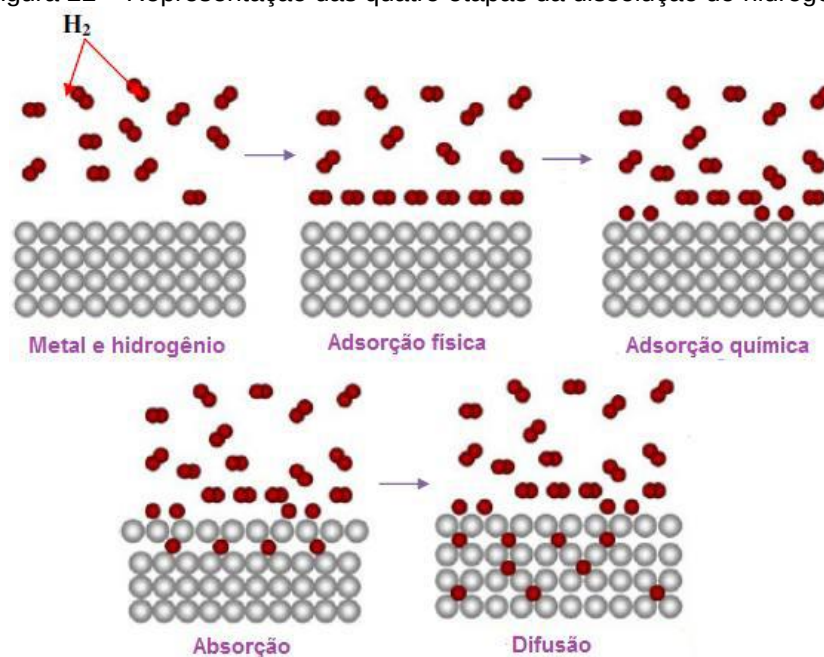
Fonte: Adaptado de [60].

Pode-se relacionar os efeitos negativos sobre as propriedades mecânicas, a presença de ferrita delta. Podendo promover o aparecimento de trincas no material durante a solidificação e fragilização dependendo da temperatura de serviço[6].

3.4.5. Trincas de Hidrogênio

A absorção/adsorção do hidrogênio na rede cristalina faz com que ocorra a fragilização da superfície do material, levando aos fenômenos difusivos na rede cristalina e aprisionamento em defeitos, discordâncias, precipitados, zonas de tensões elásticas, etc. A Figura 22 apresenta um esquema ilustrativo com as etapas da dissolução do hidrogênio[61] .

Figura 22 – Representação das quatro etapas da dissolução do hidrogênio.



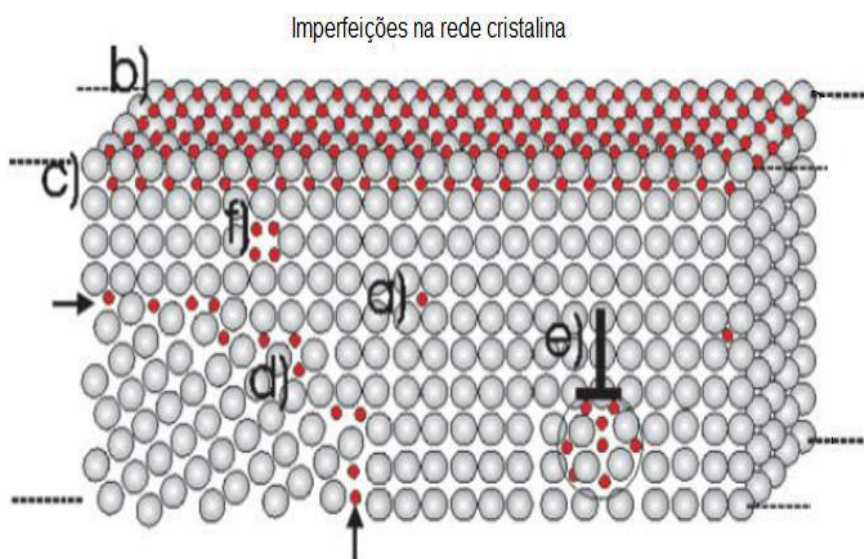
Fonte: Adaptado de [61].

O hidrogênio absorvido /adsorvido pelo material pode vir de diferentes fontes, tais como a proteção catódica, soldagem e subprodutos de corrosão induzida por sulfetos. A fragilização ocorre por efeito de alguns parâmetros, como a produção de hidrogênio e microestrutura susceptível (como martensita) e trações cíclicas e ou tensões residuais [62].

As ligas martensíticas e supermartensíticas por serem ligas de elevada resistência, possuem grande susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, podendo perder a ductilidade, podendo levar à mudança do modo de fratura dúctil-frágil[62].

O hidrogênio não está distribuído de forma homogênea dentro dos materiais, podendo ser encontrado em sítios da rede ou segregado em imperfeições atômicas ou microestruturais, tais como lacunas, átomos de soluto, discordâncias, contornos de grão, vazios, partículas de segundas fases [63], e campos de tensões elásticas [64], como pode ser visto na Figura 23.

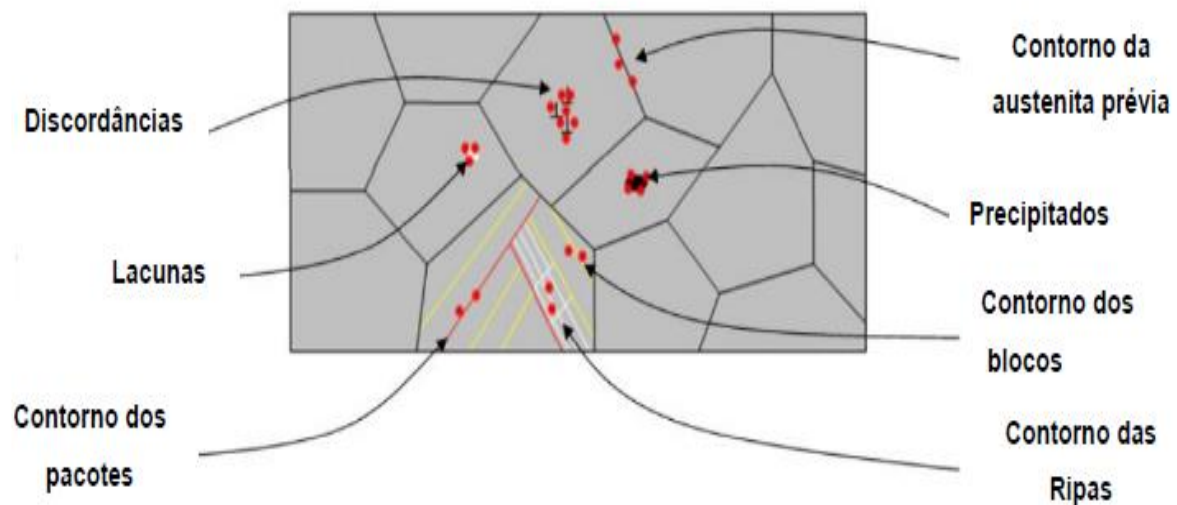
Figura 23 – Ilustração de heterogeneidades na rede cristalina com segregação de hidrogênio nestes defeitos. a) hidrogênio nos interstícios da rede cristalina, b) hidrogênio adsorvido na superfície, c) absorvido na subcamada, d) localizado nos contornos de grão, e) nas discordâncias, f) nas lacunas.



Fonte: Adaptado de [61].

Não somente a martensita é afetada pelo hidrogênio, algumas investigações devem ser feitas para se revelar a relação do hidrogênio com os sítios aprisionadores, como precipitados, e também com diversos parâmetros metalúrgicos, composição química, tamanho de grão, impurezas, natureza das interfaces da matriz com os precipitados e processamento do material [62]. A Figura 24 apresenta os principais elementos aprisionadores de hidrogênio.

Figura 24 – Aprisionadores de hidrogênio em uma microestrutura temperada e revenida.



Fonte: Adaptado de [63] .

Vários mecanismos propostos, buscam refletir as diversas formas que o hidrogênio interage com os metais, alguns mecanismos estão sendo listados abaixo [65]:

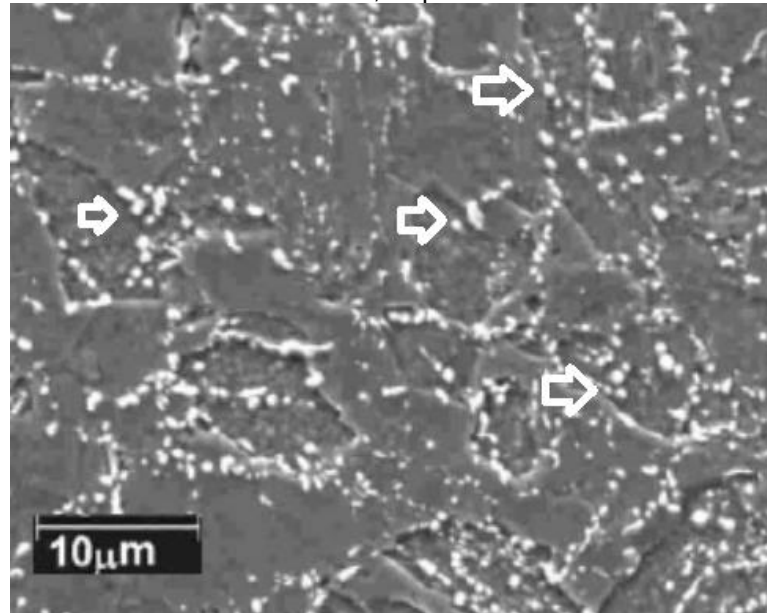
- Precipitação de hidrogênio como gás em defeitos interno: A pressão desenvolvida por essa precipitação é somada à tensão aplicada e então diminui a tensão aparente para a fratura.
- Teoria da decoesão da ligação atômica: Os átomos de hidrogênio interagem com os elétrons responsáveis pela ligação metálica, reduzindo sua resistência e promovendo a fratura frágil por clivagem.
- Redução da energia superficial: A adsorção de hidrogênio reduz a energia de superfície necessária para a formação de trincas, reduzindo a tensão de fratura.
- Criação e movimentação de discordâncias: A adsorção de hidrogênio facilita a criação e/ou a movimentação de discordâncias, levando ao amolecimento do material na ponta da trinca e sua propagação se dá por coalescimento de microcavidades.

3.4.6. Precipitação de Carbonetos

Nos aços inoxidáveis, durante o resfriamento pós solubilização ou após a solidificação, há a precipitação de nitretos, compostos intermetálicos e carbonetos

[66]. A Figura 25 apresenta uma microestrutura martensítica recozida, com carbonetos esferoidizados numa matriz ferrítica.

Figura 25 – Microestrutura de um aço inoxidável martensítico no estado recozido, constituído de carbonetos esferoidizados, dispersos na matriz ferrítica.



Fonte: Adaptado de [67].

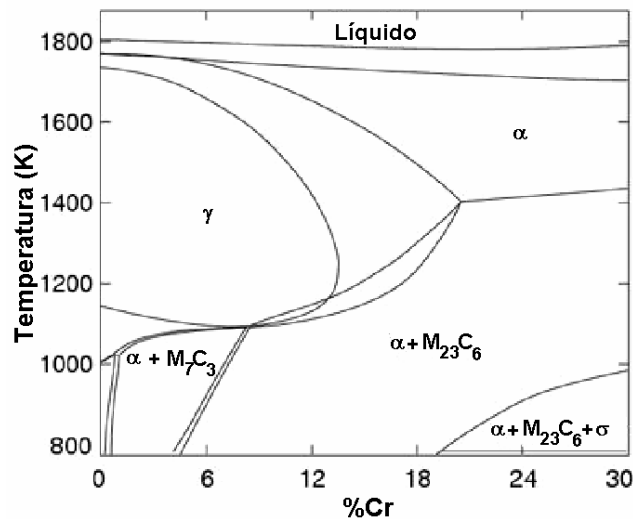
No processo de soldagem de um AISM, a microestrutura se dá em sua maioria de austenita, que solubiliza o carbono melhor que a ferrita, até a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) ser atingida.

Como no processo de soldagem, há muitas vezes um rápido resfriamento, faz com que o carbono se mantenha em solução forçada e durante o revenimento podendo vir a precipitar na forma de carbonetos. Os carbonetos precipitados são na forma M_3C , $M_2(C, N)$, M_7C_3 e o $M_{23}C_6$. Nos aços inoxidáveis os carbonetos geralmente precipitam na forma $Cr_{23}C_6$, causando diminuição da resistência a corrosão, pois nos contornos de grão acabam retirando o cromo das áreas adjacentes[68].

Para os aços inoxidáveis martensíticos com um baixo teor de carbono, se ficarem expostos à faixa de temperatura de 475°C por muito tempo, sofrerão fragilização [36]. Devido a porcentagem reduzida de carbono no material, os carbonetos não se formarão facilmente [5].

Observa-se no diagrama da Figura 26, Para um aço 0,1%C, entre aproximadamente 0 e 5% de cromo a 600°C , deveria ocorrer a precipitação de M_7C_3 , e com 12% de Cr a 600°C deveria ocorrer tão somente $M_{23}C_6$ [66].

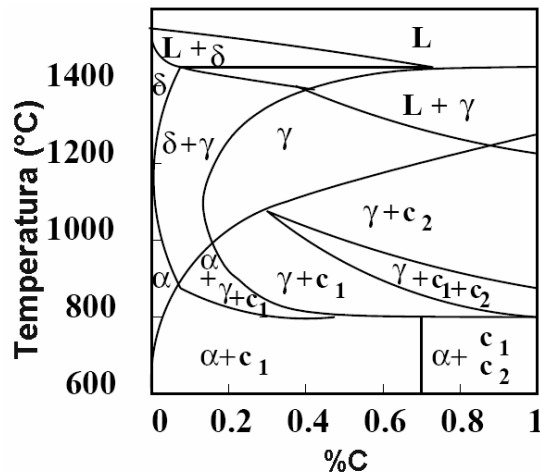
Figura 26 – Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do cromo em aço 0,1% de carbono.



Fonte: Adaptado de [66].

Para o diagrama de aço inoxidável 13 % de Cr, como pode ser observado na Figura 27, deixa evidente a evolução das fases precipitadas em função do percentual de carbono, a 600°C, precipita-se M₂₃C₆ (C1) até aproximadamente 0,7% de C, e acima tem-se a precipitação de M₇C₃ até 1 %C (C2) [69,70].

Figura 27 – Precipitação de carbonetos durante resfriamento lento em função do carbono em aço 13% de cromo.



Fonte: Adaptado de [69,70].

As condições onde esses diagramas foram obtidos, seriam a de resfriamento muito lento, em condições de equilíbrio, o que seria muito difícil na prática, e que então o carboneto M₂₃C₆, será encontrado após longos tempos de envelhecimento na seguinte sequência de formação [28]:



Quanto mais elementos de liga o aço apresentar, mais complexa será a sequência de precipitação [71].

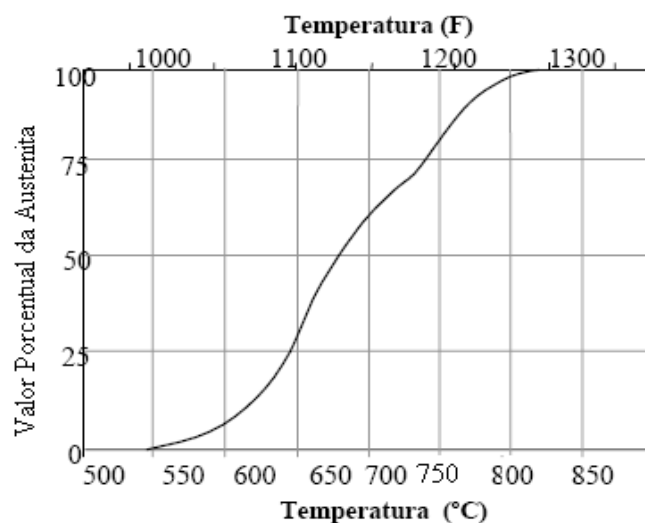
3.4.7. Austenita na Matriz

A austenita retida obtida pelo processo de têmpera é pouco estudada nos aços CA6NM, possivelmente pelo fato de que seja pequena sua utilização como material temperado, e também devido a sua pequena porcentagem, podendo em alguns casos haver a completa ausência dessa fase. Torna-se realmente interessante seu estudo depois do processo de revenimento, pois apresenta-se em maior quantidade, finamente dispersa na matriz martensítica, podendo ser quantificada na ordem de 15 [46] a 30% [5] e tendo a sua presença relacionada com as propriedades mecânicas [5,39,49].

As causas pelas quais a austenita é retida após revenimento, ainda não são completamente entendidas, mas contudo após revenimento, entende-se que a fração volumétrica de austenita retida depende da composição química do aço, da temperatura, tempo de envelhecimento e velocidade de resfriamento [46].

A Figura 28 mostra um ensaio dilatométrico de um aço CA6NM (13Cr4Ni1Mo), e pode ser observado um crescimento na formação de austenita a partir do aumento da temperatura indicando que o início da formação de austenita se dá por volta de 550 e a final a 820°C [7,39].

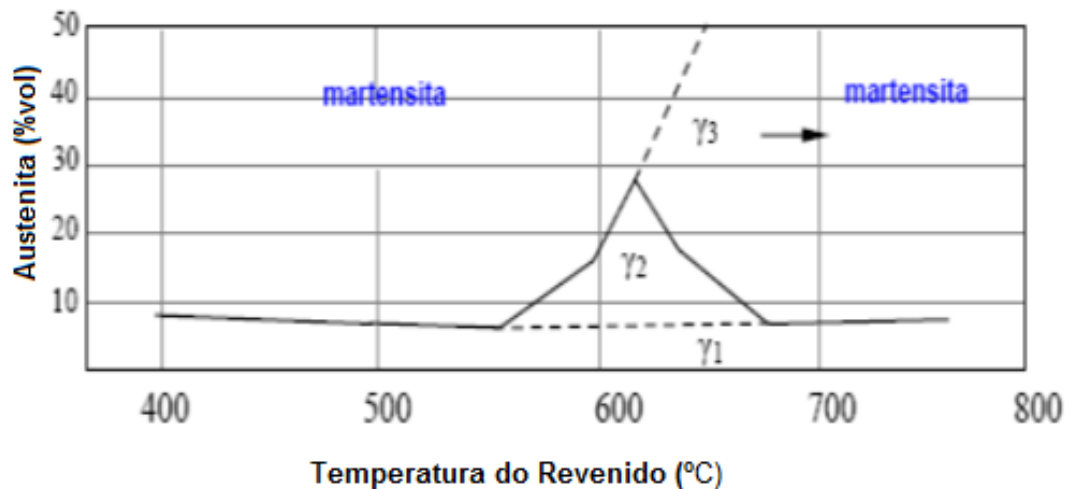
Figura 28 – Percentual de austenita formada no revenido em função da temperatura de um aço CA6NM.



Fonte: Adaptado de [7].

O aumento da austenita retida estável, somente ocorre até 620°C, pois acima dessa temperatura há a formação de austenita metaestável que após resfriamento se transforma em martensita, como se pode observar na Figura 29, o ensaio dilatométrico adicional da liga [7,39].

Figura 29 – Representação esquemática da formação da austenita estável em função da temperatura, de um aço CA6NM. γ_1 - austenita residual estável, super-resfriada durante transformação γ - α ; γ_2 - austenita estável formada no revenido; γ_3 - austenita instável que se transforma em martensita (não revenida) após revenido.

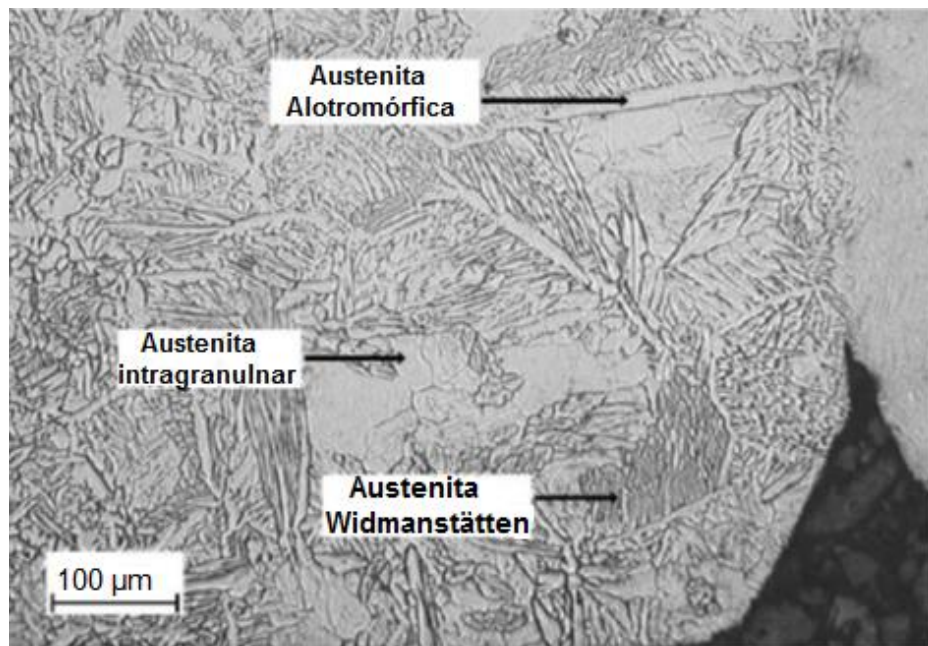


Fonte: Adaptado de [7].

Algumas teorias tentam explicar o mecanismo de aumento de tenacidade dos aços CA6NM com materiais com microestrutura similar depois de revenido, dentre elas está a teoria do modelo de *crack blunting*, ou modelo da trinca cega. Sugerindo que uma trinca se propaga na martensita até encontrar a austenita, nesse ponto o raio de curvatura da ponta aumenta, já que a austenita é dúctil e estável, tornando a ponta cega, dificultando a propagação dentro do material. Contudo constatou-se que as partículas de austenita retida, sofrem transformação martensítica pela passagem da ponta da trinca, absorvendo sua energia. Com a propagação da trinca, a deformação do campo, induz a transformação da austenita em martensita que possui baixa densidade e é mais estável. Havendo expansão em seu volume pela transformação, tende-se a fechar a trinca, aliviando as tensões na sua ponta, melhorando a tenacidade [49].

Foi identificada austenita retida em um AISI de diferentes composições, Podendo ser identificadas 3 morfologias, como pode ser visto na Figura 30 [22].

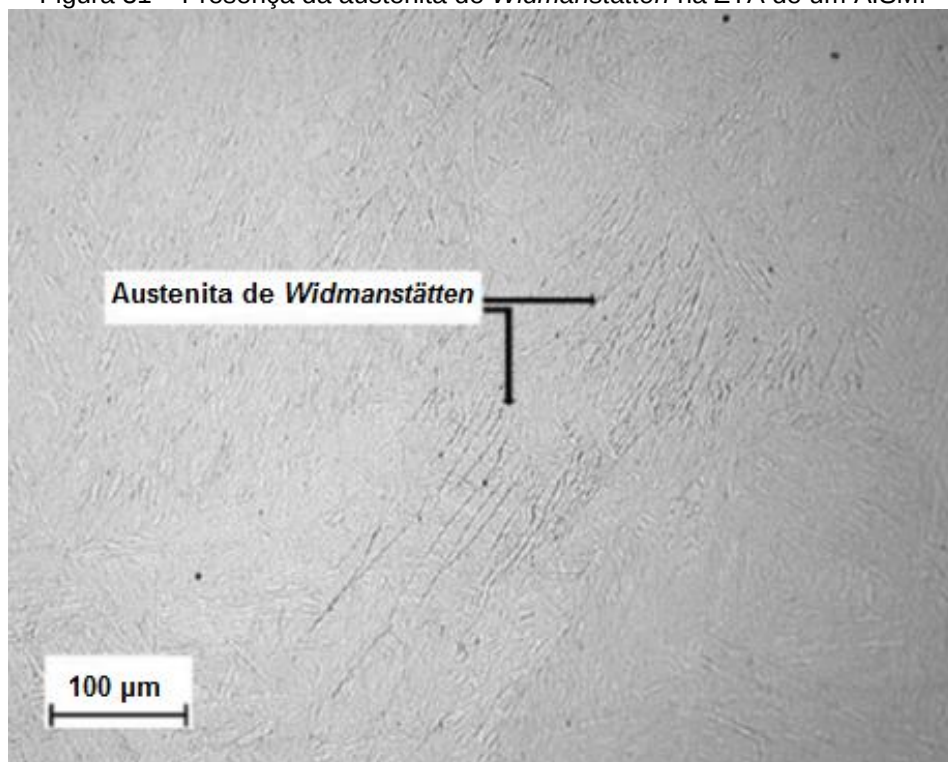
Figura 30 – Morfologias da austenita encontradas na ZTA de AISM.



Fonte: Adaptado de [22].

Dependendo da composição química do AISM, foi constatada apenas a presença da austenita de *Widmanstätten*, como pode ser visto na Figura 31.

Figura 31 – Presença da austenita de *Widmanstätten* na ZTA de um AISM.



Fonte: Adaptado de [22].

Identificou-se três tipos de austenita: aliotromórfica, intergranular e *Widmanstätten*. A austenita aliotromórfica é indicada pela presença de forma poligonal a ferrita primária, enquanto a intragranular, como o nome já diz, concentra-se em torno de grãos austeníticos. A *Widmanstätten* também pode permear a ferrita primária, mas com morfologia alinhada [72] .

É importante verificar que a ferrita ou a austenita podem aparecer de forma isolada em cada tipo de aço. Isso porque a composição química do aço corrobora para o aparecimento de cada uma delas. O resfriamento subsequente determina os produtos da transformação de fase no metal de solda, onde a estrutura dos grãos de austenita tem uma importância ímpar [72].

Além disso, mediante cada dimensão morfológica de austenita, percebe-se que o aspecto granular da solda metálica pode variar sua eficiência e durabilidade. A aliotromórfica surge com pequenos super-resfriamentos, enquanto com maiores gradientes térmicos forma-se uma morfologia com maior orientação cristalográfica - a austenita de *Widmanstätten*. [72].

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. MATERIAIS

Para a execução da soldagem dos corpos das amostras, foram usados os seguintes equipamentos e consumíveis:

- Equipamento de solda TIG LINCOLN ELETRIC Square Wave TIG -365.
- Gás de proteção o Argônio com vazão 10 L/min.
- Vareta para solda TIG ER410NiMo de 2,4 mm de diâmetro.
- Maçarico.
- Termômetro Minipa ET3367.

4.1.1. Material de Base

Para o estudo foi utilizado o aço ASTM A743 CA6NM, fabricado pela Fundição Voith, utilizando-se de fornos a indução e um conversor de aço AOD (*Argon Oxygen Decaburization*) e vazados em molde em formato de cunha de medidas 68x47x220 mm.

O aço ASTM A743 CA6NM utilizado neste trabalho foi fornecido pela Fundição Voith, com a seguinte composição química apresentada na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química analisada do aço CA6NM (% em peso).

Fe	Cr	Si	Ni	Mo	C	N	W
85,43	13,54	0,46	3,97	0,05	0,024	0,079	0,011

Fonte: O autor.

4.1.2. Metais de Adição

Para soldagem TIG foi utilizado a vareta de soldagem ER410NiMo de 2,4 mm de diâmetro de acordo com a Tabela 4, e possui a seguinte composição química:

Tabela 4 – Composição química da vareta para soldagem TIG ER410NiMo (% em peso).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
0,06	0,6	0,6	12	4,5	0,5

Fonte: Adaptado de [73].

4.2. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DAS AMOSTRAS.

Primeiramente o material base, em formato de cunhas, foi submetido a um tratamento térmico de revenimento em temperatura de 600°C por 2 horas, para homogeneização das microestruturas do material. Em seguida o material foi usinado com o formato pré-estabelecido dos corpos de prova para a soldagem. Conforme Tabela 5 foram utilizadas as seguintes configurações para os experimentos:

Tabela 5 – Parâmetros usados para soldagem das amostras.

Processo de soldagem	Dimensões da amostra	Temperatura de interpasse	Número de cordões de solda
TIG	15X47X94mm	150°C	8
	5X47X94mm	150°C	1

Fonte: O autor.

As amostras foram soldadas por soldador qualificado, adoutilizou-se processo manual, onde foram soldadas por processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*) utilizando um pré-aquecimento de 150 °C[5], as amostras possuíam as seguintes medidas: 15X47X94 mm e 5X47X94 mm, ângulo de 30 graus para o chanfro e raiz de 2 mm, conforme Figura 32.

Figura 32 – Material chanfrado para o processo TIG



Fonte: O autor.

Para o processo de soldagem foram utilizadas temperatura de pré-aquecimento de 150°C, utilizando-se de maçarico, sendo que a temperatura monitorada com auxílio do termômetro Minipa ET3367. A solda foi efetuada em um único cordão nas amostras de dimensões 5X47X94mm, sendo que seu resfriamento ocorreu em temperatura ambiente conforme Figura 33, a Figura 34 mostra a peça em perspectiva, e na

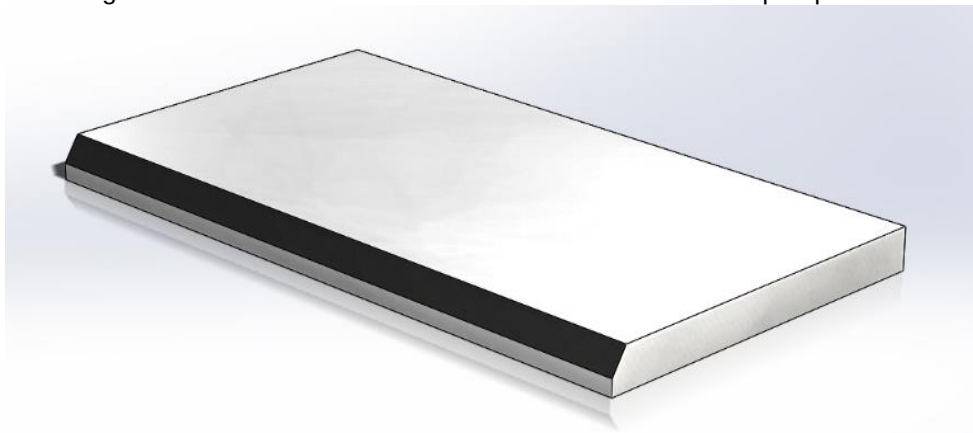
Figura 35, mostra o desenho do conjunto soldado juntando as duas peças.

Figura 33 – Material soldado passe único e resfriado a temperatura ambiente



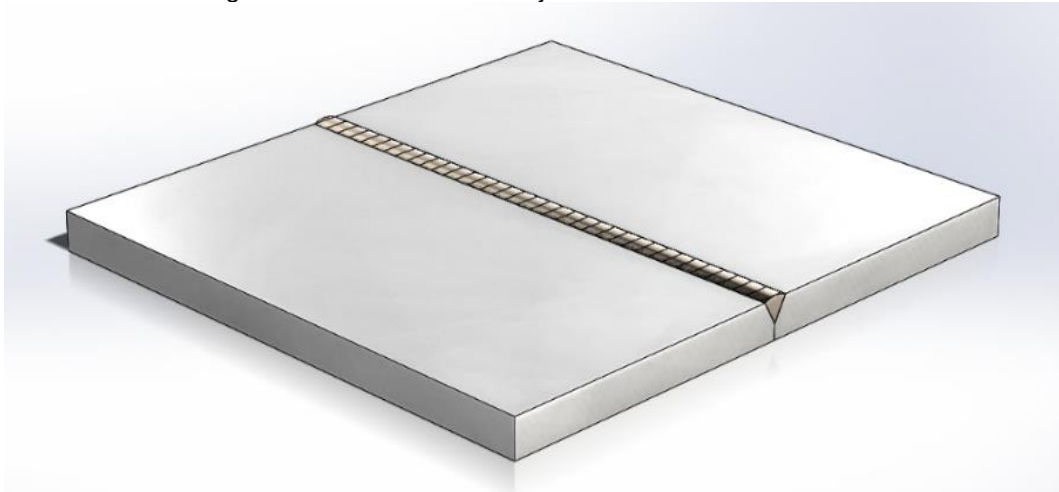
Fonte: O autor.

Figura 34 – Desenho material chanfrado 5x47x94mm em perspectiva.



Fonte: O autor.

Figura 35 – Desenho do conjunto soldado 5x47x94mm.



Fonte: O autor.

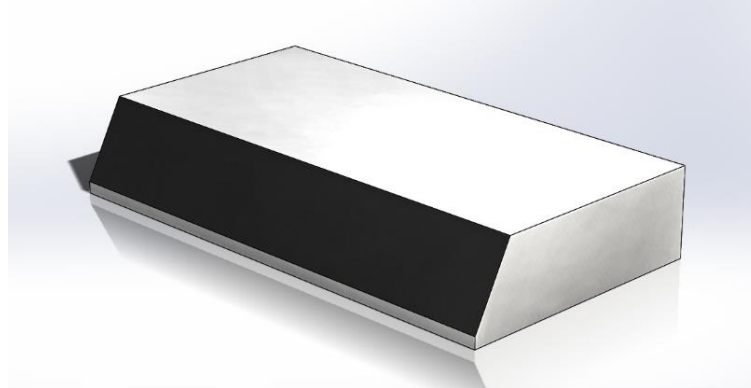
Para as amostras com dimensões de 15X47X94mm, também foi utilizado temperatura de pré-aquecimento de 150°C[5], utilizando-se de maçarico, sendo monitorada a temperatura com auxílio do termômetro Minipa ET3367, e mantendo essa temperatura nos interpasses para a amostra, foram feitos 8 cordões de solda, para preenchimento do chanfro e seu resfriamento foi em temperatura ambiente, conforme Figura 36, a Figura 37 mostra o desenho da peça em perspectiva e a Figura 38, mostra o desenho do material em perspectiva do conjunto soldado.

Figura 36 – Material soldado em 8 passes e resfriado a temperatura ambiente.



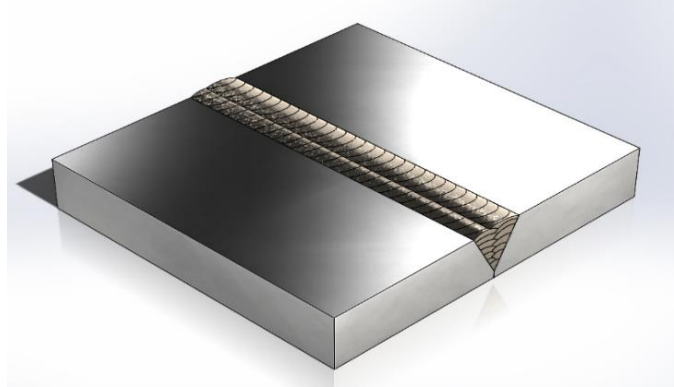
Fonte: O autor.

Figura 37 – Desenho material chanfrado 15x47x94mm em perspectiva.



Fonte: O autor.

Figura 38 – Desenho do conjunto soldado 15x47x94mm.



Fonte: O autor.

Logo após soldagem das amostras, as mesmas foram seccionadas transversalmente aos cordões de solda por processo de eletroerosão a fio, para análise conforme Figura 39.

Figura 39 – Material cortado transversalmente ao cordão de solda após soldagem TIG



Fonte: O autor.

Os parâmetros de soldagem utilizados para as amostras em soldagem TIG, estão descritos na Tabela 6 para as amostras 15x47x94mm, levando em consideração

que o processo foi feito manualmente, para determinação da velocidade de soldagem foi tomada por cronometragem dos tempos em que o soldador levava para execução do cordão de solda, e calculada a velocidade média a partir dos tempos medidos.

Tabela 6 – Parâmetros de soldagem para as amostras 15X47X87mm em processo TIG.

TI °C	V (V)	I (A)	v (mm/min)	E (KJ/mm)	Gás	Vazão
150°C	10	130	67	1,15	Argônio	10 L/min

Fonte: O autor.

Onde:

- TI - Temperatura de interpasse (°C)
- V –Tensão (V)
- I - Corrente (A)
- v - velocidade de soldagem (mm/min)
- E- Energia de soldagem (KJ/mm)
- Gás - Gás de proteção (Argônio)
- Vazão - Vazão de Gás de Proteção (L/min)

A Tabela 7 mostra os parâmetros utilizados para soldagem das amostras 5x47x94mm, levando em consideração que o processo também foi feito manualmente, para determinação da velocidade de soldagem foi tomada por cronometragem dos tempos em que o soldador levava para execução do cordão de solda.

Tabela 7 – Parâmetros de soldagem para as amostras 5X47X87mm em processo TIG.

TI °C	V (V)	I (A)	v (mm/min)	E (KJ/mm)	Gás	Vazão
150°C	10	130	127	0,61	Argônio	10 L/min

Fonte: O autor.

Onde:

- TI - Temperatura de interpasse (°C)

- V – Tensão (V)
- I - Corrente (A)
- v - velocidade de soldagem (mm/min)
- E- Energia de soldagem (KJ/mm)
- Gás - Gás de proteção (Argônio)
- Vazão - Vazão de Gás de Proteção (L/min)

4.3. TÉCNICAS DE ANÁLISE MICROESTRUTURAL EMPREGADAS

A análise microestrutural do aço inoxidável CA6NM teve como foco duas caracterizações principais. A primeira caracterização se refere as amostras com dimensões 5X47X94 mm e a segunda caracterização para as amostras 15X47X94 mm soldados, ambas soldadas pelo processo TIG.

4.4. PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA

Para a caracterização metalográfica, as amostras foram lixadas utilizando-se lixas d'água com granulometria de 320, 800, 1200 e 1500 mesh. Após o processo de lixamento, as amostras foram polidas com alumina de granulometria 1µm. Para revelação microestrutural, foram empregados os reagentes metalográficos indicados na Tabela 8, todos utilizados à temperatura ambiente.

Tabela 8 - Relação de reagentes metalográficos utilizados na caracterização das amostras do aço CA6NM soldados pelo processo TIG.

Nome	Reagentes	Especificidade
Vilella	1g $C_6H_3OH(NO_2)_3$ 5ml HCl 100ml C_2H_5OH	Contornos de grão, carbeto, martensita e ferrita
Beraha B4	80ml H_2O destilada 40ml HCl 4,8g Bifluoreto de Amônio 1g Metabissulfato de Potássio	Deposição de um fino filme de sulfeto sobre os grãos austeníticos

Fonte Adaptado de [74].

4.5. ANÁLISE MACROSCÓPICA

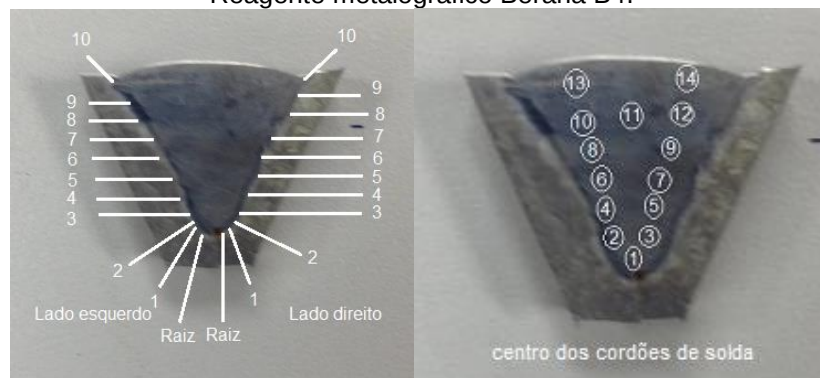
Foram realizadas análises macroscópicas para as amostras 5x47x94mm, sodada em um único passe e a amostra 15x47x94mm multipasse, do aço inoxidável martensítico CA6NM. Foi utilizado para análise macroscópica uma lupa estereoscópica binocular Olympus – Modelo SZ61 equipado com câmera digital Olympus.

4.6. ANÁLISE MICROSCÓPICA

A caracterização microestrutural foi realizada para ambas as amostras do aço CA6NM nas duas condições de espessuras na amostra 5X47X94 mm com um único passe de solda e na amostra 15X47X94 mm, multipasse, ambas soldadas pelo processo TIG. A microestrutura foi analisada em microscópio ótico Olympus – Modelo BX51M equipado com câmera digital acoplada Q-Color3 de 3 megapixels de resolução e sinal de saída ligado a um computador controlado pelo software Image-Plus 5.1.

Para o mapeamento micrográfico, e um melhor entendimento das estruturas formadas após a soldagem, as amostras soldadas foram divididas em partes numeradas conforme as regiões da solda, onde dividia-se em: lado esquerdo, lado direito e centro do cordão, para a amostra 15X47X94 mm foram divididas em 11 áreas do lado esquerdo, 11 do lado direito e 14 no centro do cordão de solda, conforme ilustrada na Figura 40.

Figura 40 – Regiões da amostra divididas para análise microestrutural da amostra 15X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

Para a amostra 5X47X94 mm foram divididas em 7 áreas do lado esquerdo, 7 do lado direito e 5 no centro do cordão de solda, conforme Figura 41.

Figura 41 – Regiões da amostra divididas para análise microestrutural da amostra 15X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.



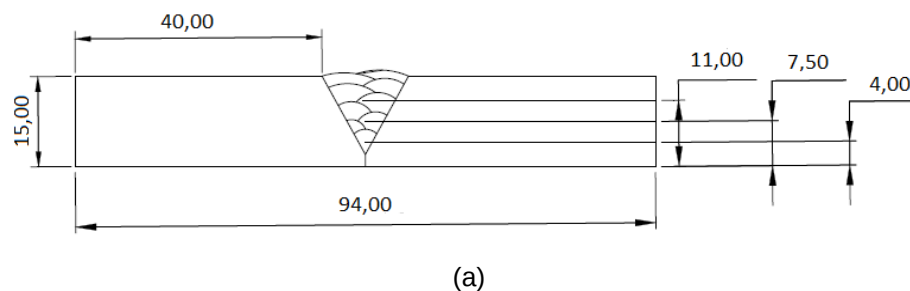
Fonte: O Autor

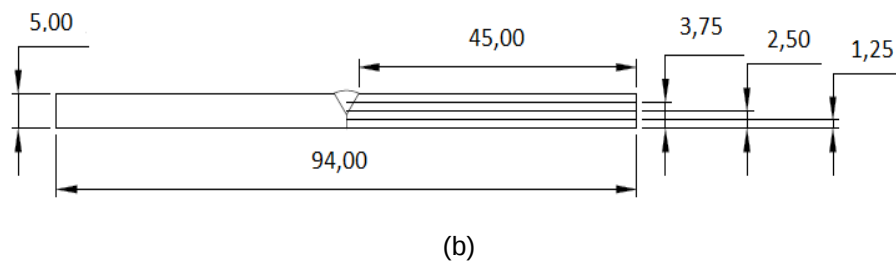
4.7. CURVAS DE DUREZA

As medidas de dureza foram realizadas em um equipamento de testes de dureza Vickers da marca Leica, modelo VMHT MOT, para a realização dos ensaios de dureza foi utilizado a norma ASTM E384 – 72 [76].

O objetivo da análise foi a determinação de um perfil de durezas das amostras ao longo da ZTA (zona termicamente afetada) e no cordão (ões) de solda. Realizaram-se medidas de dureza em três regiões distintas da amostra: topo, meio e base conforme Figura 42 para a amostra 15x47x94mm e para a amostra 5x47x94mm, utilizando-se das medidas abaixo. Para isto, foi utilizada uma carga de 300 gf com tempo de impressão de 15 segundos. Foram realizadas um total de 31 medidas de dureza para cada região, totalizando 93 medições para cada amostra.

Figura 42 – Secção transversal do(s) cordão(ões) de solda da amostras, com destaque para as regiões de topo, meio e base analisadas por técnicas de dureza por microimpressão (valores em mm.): (a) 15x47x94mm e (b) 5x47x94mm.





Fonte: O Autor

As curvas de dureza obtidas das amostras foram analisadas juntamente com a microestrutura da secção transversal das amostras. A análise das curvas, juntamente com o auxílio do diagrama de equilíbrio pseudobinário Fe-Cr-Ni, faz com que haja um melhor entendimento das microestruturas presentes nas amostras, bem como os limites entre as diferentes regiões formadas durante o processo de soldagem.

4.8. DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)

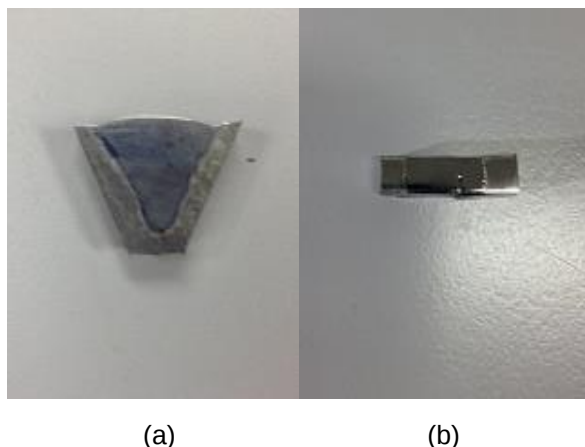
A técnica de EBSD (em inglês “Electron Backscatter Diffraction” ou difração de elétrons retroespalhados) permite a análise cristalográfica de um material, ou seja, a determinação da orientação cristalina pontualmente ou em áreas específicas[77].

Quando empregado como técnica de caracterização adicional para um microscópio eletrônico de varredura (MEV) permite obter as orientações individuais dos grãos, textura local, correlações de orientação ponto a ponto, identificação de fases e distribuições a serem determinadas nas superfícies de policristais [78].

O hardware do EBSD compreende geralmente uma câmera CCD sensível, e um sistema de processamento de imagem para o padrão da média e subtração do fundo. O software controla a obtenção de dados fazendo a leitura do feixe através da amostra em uma varredura e a obtenção e a resolução dos padrões de difração em cada ponto, e armazenando os dados. Além disso, o software analisa, manipula e exibe os dados. A varredura por EBSD é feita quando a amostra está inclinada entre 60 ° e 70 ° em relação à horizontal [79].

As análises em EBSD foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura de efeito de campo (MEV/FEG – EDS/EBSD) da marca Tescan modelo Mira3, sendo que as amostras foram seccionadas para que pudessem serem colocadas no porta amostra, conforme Figura 43.

Figura 43 – Amostras seccionadas para análise de EBSD: (a) 15x47x94mm e (b) 5x47x94mm.



Fonte: O Autor

A análise de EBSD, juntamente com as microestruturas das seções transversais das amostras. Permite o melhor entendimento das microestruturas presentes nas amostras, com a utilização do diagrama de equilíbrio pseudobinário Fe-Cr-Ni. A técnica de EBSD foi utilizada para investigação das fases na área de cordão e ZTA-AT (Zona termicamente afetada de alta temperatura) da amostra 5x47x94mm e na ZTA-AT (Zona termicamente afetada de alta temperatura) da amostra 15x47x94mm. Para a preparação das amostras, como elas já haviam sido preparadas para microscopia ótica, foram polidas novamente com alumina com 1µm de diâmetro em uma máquina politriz de marca Arotec, modelo Aropol S. Logo após foi realizado polimento eletrolítico em uma máquina Buehler modelo Electromet 4, com parâmetro para polimento de 20 segundos e corrente de 0,3 ampéres para a amostra grossa, e de 20 segundos e corrente de 0,3 ampéres, como reagente para o polimento eletrolítico foi utilizado o seguintes elementos indicados na Tabela 9.

Tabela 9 - Relação de elementos utilizados para o reagente metalográfico utilizados para o polimento eletrolítico.

Componente	Quantidade
Álcool Etílico	700 ml
H ₂ O destilada	120 ml
Butil Glicol	100 ml
Ácido Preclórico	68 ml

Fonte Adaptado de [80].

4.8.1. Microscopia Eletrônica de Varredura MEV/FEG

As análises em FEG foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura de efeito de campo (MEV/FEG – EDS/EBSD) da marca Tescan modelo Mira3, para a análise no FEG (Field Emission Gun) a amostra foi polida com alumina de granulometria 1 μ m. Para revelação microestrutural, foi empregado o reagente metalográfico Behara B4, indicado na Tabela 8.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. MATERIAL COMO RECEBIDO

Os valores de cromo e de níquel equivalentes foram calculados com base na Tabela 3, utilizando as equações de cromo equivalente e níquel equivalente conforme o diagrama de Schaeffler.

- Cromo equivalente:

$$Cr_{eq} = Cr + 1,5 Si + 2 Mo + 1 Nb + 4 Ti$$

$$Cr_{eq} = 13,54 + 1,5 \times 0,46 + 2 \times 0,05 + 0,011 + 4 \times 0,002$$

$$Cr_{eq} = 14.34\%$$

- Níquel equivalente:

$$Ni_{eq} = Ni + 30 N + 30 C$$

$$Ni_{eq} = 3,97 + 30 \times 0,079 + 30 \times 0,024$$

$$Ni_{eq} = 7,06\%$$

Conforme diagrama de Schaeffler apresentado na Figura 15, pode se observar, através das relações de Cr_{eq} e Ni_{eq} , calculados pelas equações que o aço inoxidável martensítico CA6NM encontra-se, predominantemente dentro da região da fase martensítica, delimitada pelas fases M+F (martensita e ferrita) e pelas fases A+M+F (austenita, martensita e ferrita) [26]. Esta relação sugere que a liga foi projetada para apresentar uma microestrutura bifásica em função de sua composição. De uma maneira geral, o diagrama de Schaeffler para os aços inoxidáveis martensíticos fundidos são razoavelmente precisos e preveem percentualmente a quantidade das principais fases (austenita, ferrita e martensita) que constituirão os aços após a solidificação na temperatura ambiente.

Além de martensita e ferrita, pesquisadores como Folkard, constataram também a presença de traços de austenita. Esta austenita residual provavelmente se forma devido à baixa velocidade de resfriamento do material fundido, permitindo a segregação de elementos estabilizadores da austenita, como carbono e níquel, que diminuem localmente a temperatura de início de transformação da martensita (M_s), para valores um pouco abaixo da temperatura ambiente [5].

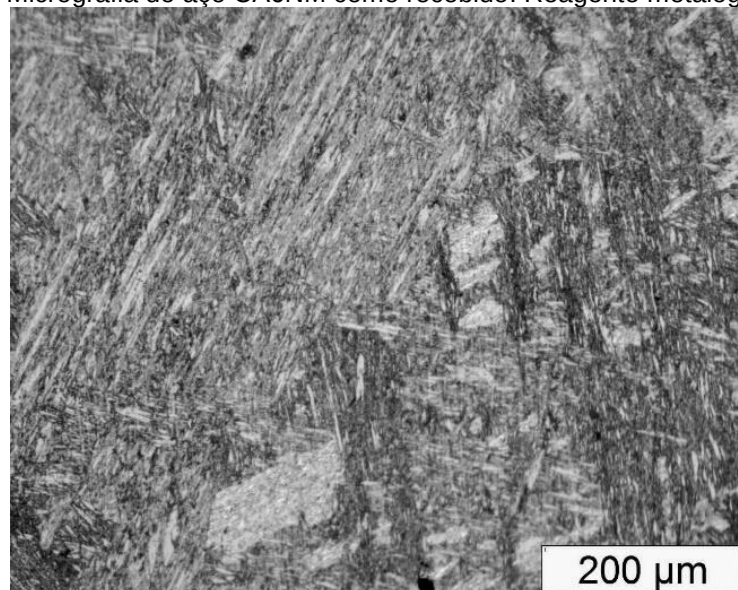
A austenita retida proveniente da solidificação e da têmpera, nos aços CA6NM, é pouco estudada, provavelmente, pela pequena utilização deste aço em ambos os estados (fundido e temperado) e também, devido a sua quantidade ser muito pequena, quando não, da sua completa ausência na liga.

No que se refere à quantidade de ferrita delta no material fundido, esta se mantém em níveis baixos. Com o decréscimo da velocidade de resfriamento há um maior tempo para a ferrita se decompor transformando-se em austenita e, por conseguinte, em martensita, mantendo-se na ordem de 3% [82].

Desta forma, depois que a solidificação é completada, a microestrutura destes aços é constituída principalmente de martensita com pequenas quantidades de ferrita delta e podendo ter austenita. Além destas fases, a literatura tem mostrado, a presença de outras fases como carbonetos que podem precipitar tanto durante a solidificação quanto a partir de tratamentos termomecânicos, ao qual o material possa ter sido submetido [34].

A morfologia da martensita em ripas encontrada no aço CA6NM, é diferente da martensita em ripas. A martensita dos aços CA6NM tem aspecto mais grosseiro, com as ripas paralelas ou se cruzando em planos de 90°, como pode ser observado na Figura 44.

Figura 44 – Micrografia do aço CA6NM como recebido. Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

As propriedades mecânicas, tais como resistência à tração, alongamento e valores de energia de impacto, são todos fortemente dependentes da martensita de

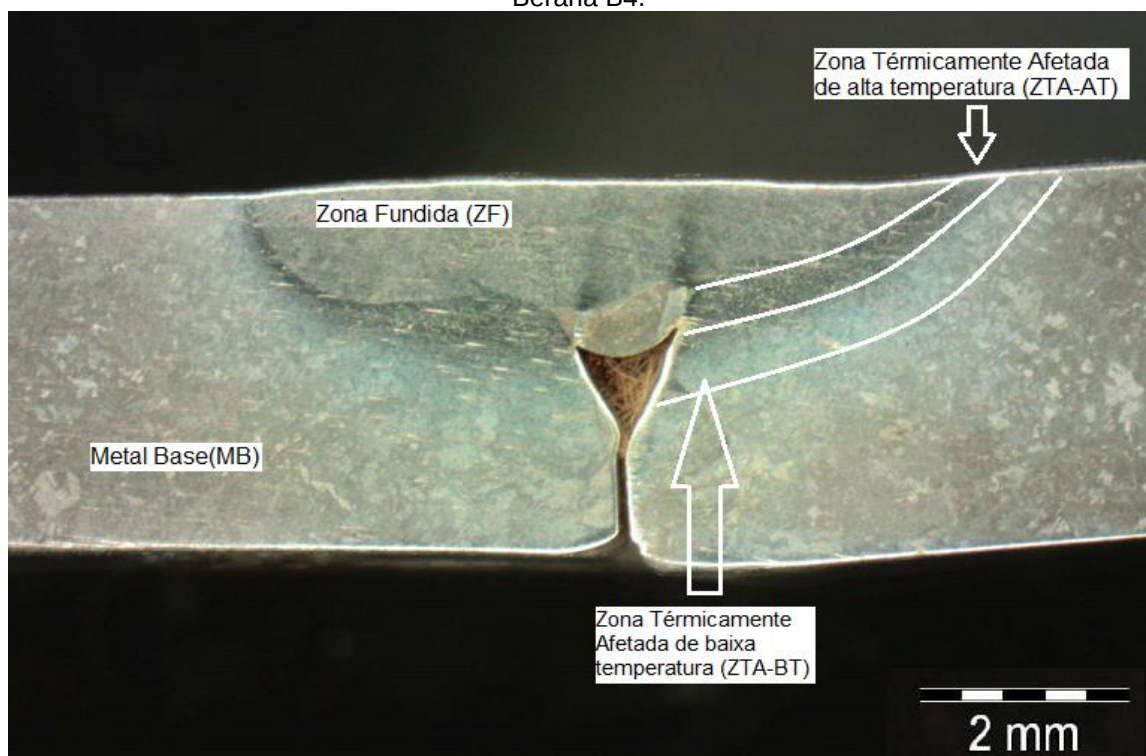
ripas de baixo carbono na microestrutura (α') e a presença de outras fases, como a ferrita delta (δ), austenita (γ) e carbonetos de cromo [83].

5.2. ANÁLISE MACROESTRUTURAL

As macroestruturas resultantes do processo de soldagem do aço CA6NM, para as imagens é possível analisar quatro regiões: metal base (MB), zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT), zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA-BT) e zona fundida [85].

A Figura 45 mostra a macrografia da amostra 5X47X94 mm com suas regiões analisadas.

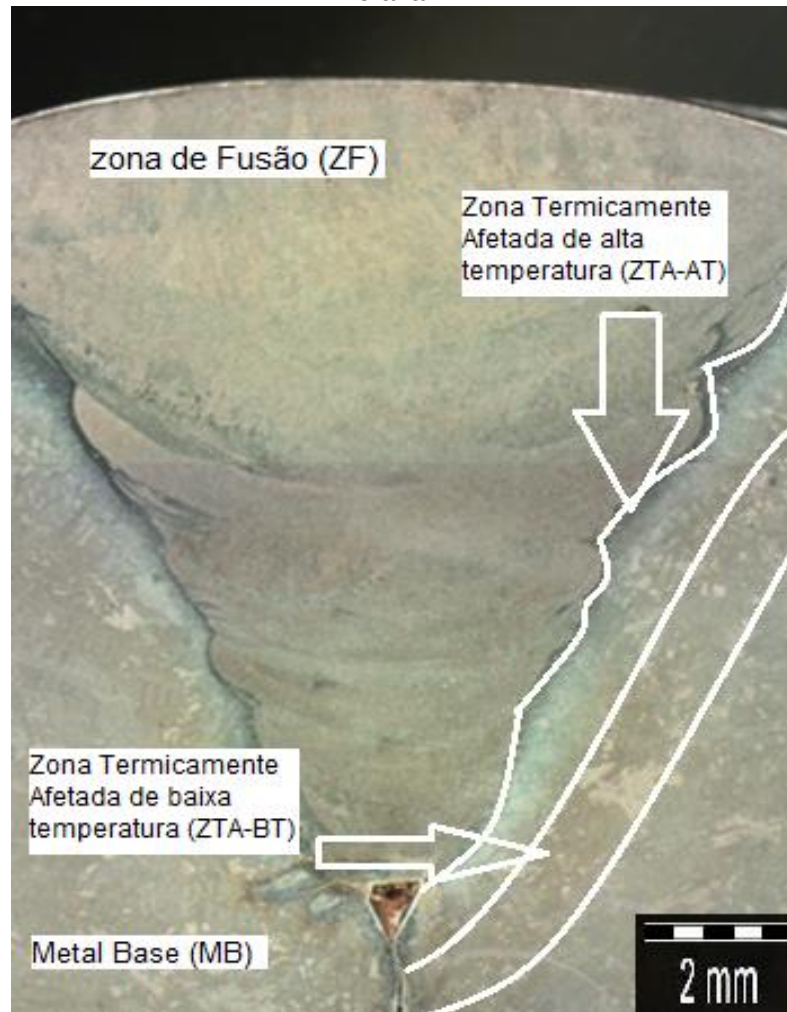
Figura 45 – Macrografia da secção transversal da amostra 5X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

Para a diferenciação das zonas termicamente afetadas, foram utilizadas as medidas de dureza das amostras, as figuras apresentam as zonas que podem ser observadas pela técnica de macroscopia, a Figura 46, mostra a macrografia da amostra 15X47X94 mm e suas regiões analisadas.

Figura 46 – Macrografia da secção transversal da amostra 15X47X94 mm. Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

Observa-se que para os dois tipos de amostras soldadas, houve uma baixa penetração do cordão (ões) de solda.

5.3. ANÁLISE MICROESTRUTURAL

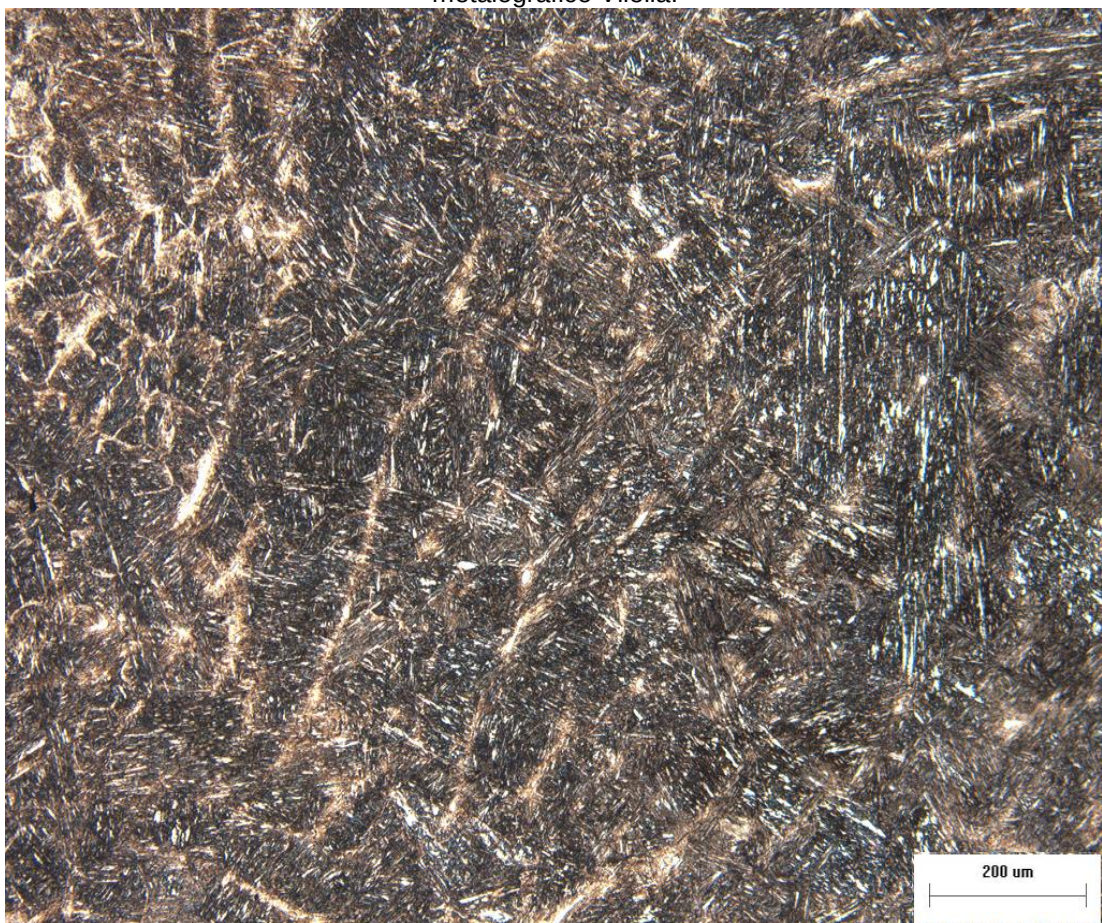
Para as amostras 5x47x94mm e 15x47x94mm, foram utilizados os ataques: Vilella com intuito de revelar contornos de grão, carbeto, martensita e ferrita e Behara B4 fazendo deposição de um fino filme de sulfeto sobre os grãos austeníticos, revelando austenita das amostras.

As imagens a seguir apresentam as microestruturas características de cada uma das regiões indicadas. É possível verificar em todas as figuras a microestrutura martensítica do aço CA6NM. A presença de austenita retida é pouco evidenciada nas imagens obtidas. Essa fase é difícil de ser observada em microscopia Óptica e sua

identificação se torna confusa, porém foram encontrados indícios da presença de traços de austenita no (s) cordão (ões) de solda. A ferrita delta é observada no cordão (ões) de solda e contornos de grão das regiões da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT), porém a mesma esteve presente nas demais porções das amostras em menores quantidades.

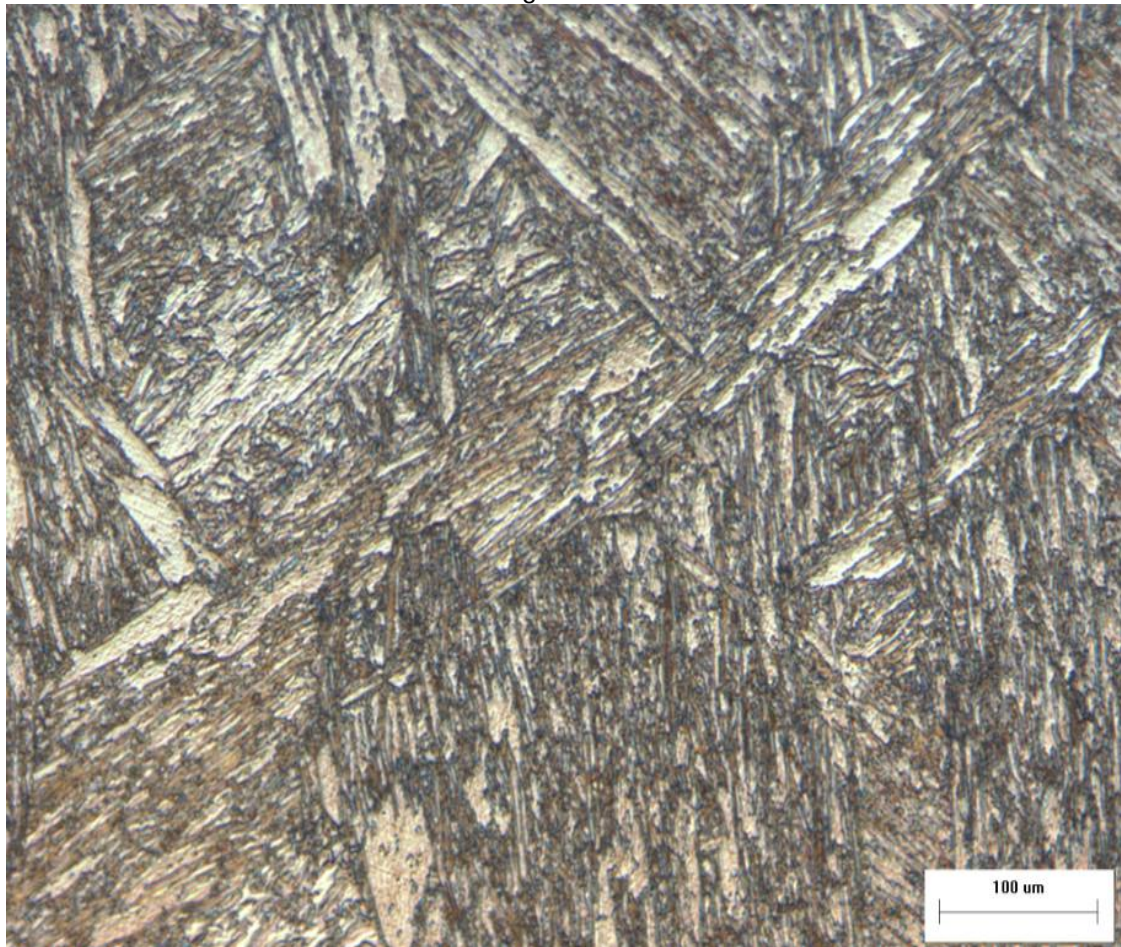
O metal base (MB) das amostras apresentaram uma baixa resistência ao ataque químico promovido pelos reagentes metalográficos. As microestruturas destas regiões não sofreram influência dos ciclos térmicos aplicados pelo processo de soldagem, a região analisada é constituída basicamente por ripas de martensita, ferrita delta proveniente do processo de fundição, carbonetos e austenita retida, conforme Figura 47 para a amostra 5x47x94mm e Figura 48 para a amostra 15x47x94mm. [54,86].

Figura 47 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região do metal base (MB). Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

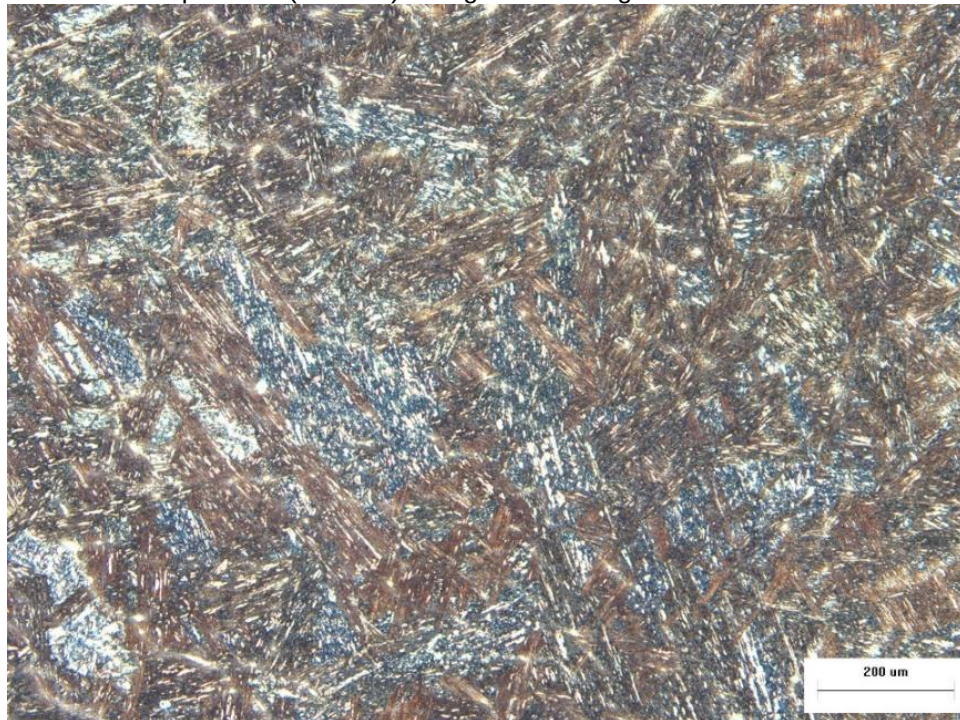
Figura 48 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Região do metal base (MB). Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

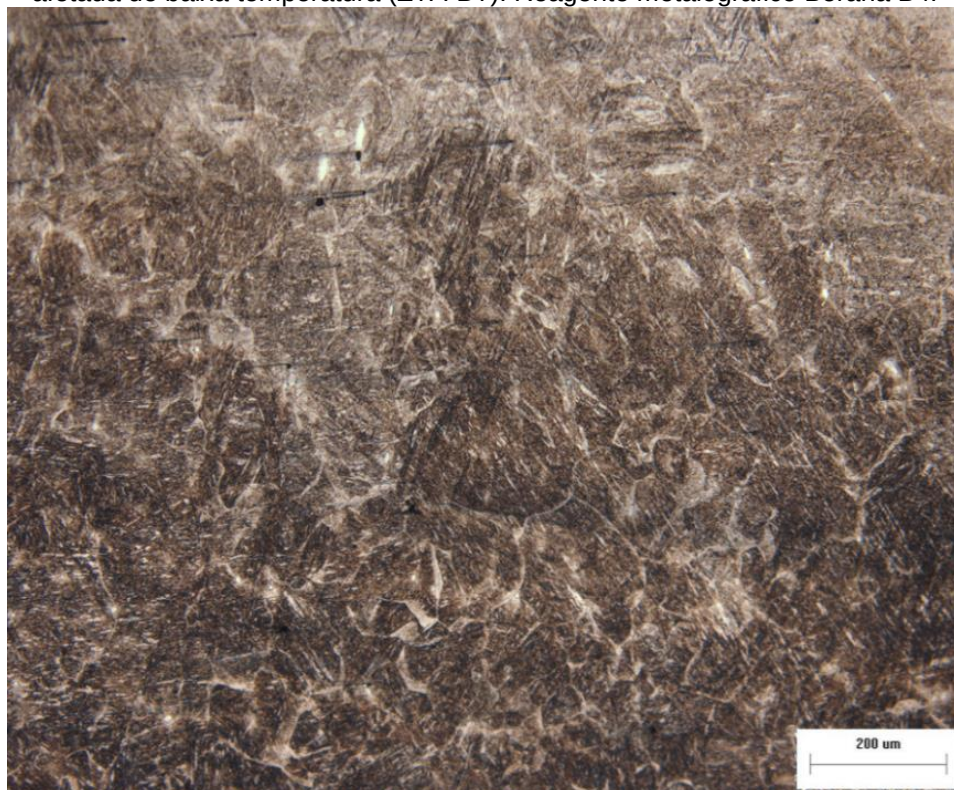
A zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA-BT) é a região mais escura ao redor da solda. Este aspecto escuro é devido à presença de carbeto nesta região, provenientes do processo de soldagem, os quais apresentam baixa resistência ao ataque químico. Embora esta região não seja a mais escura de toda a macroestrutura do material, como pode ser observado na Figura 49 para a amostra 5x47x94mm e Figura 50 para a amostra 15x47x94mm, a ZTA-BT não apresenta consideráveis diferenças em relação ao metal base. Tornando-se difícil a distinção da fronteira entre a ZTA de baixa temperatura e o metal base[38,54,86].

Figura 49 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região da zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA-BT). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

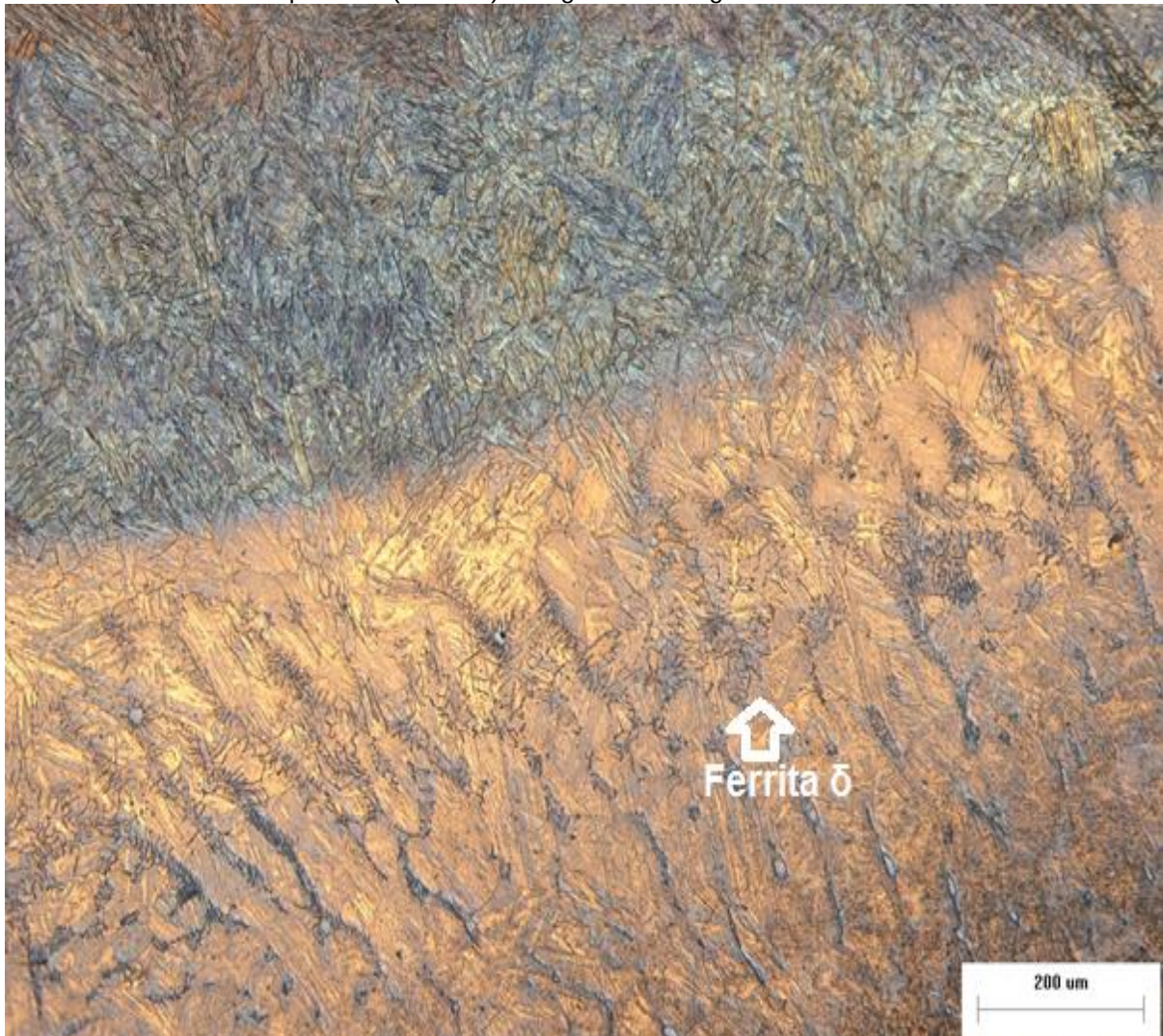
Figura 50 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm multipasse. Região da zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA-BT). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

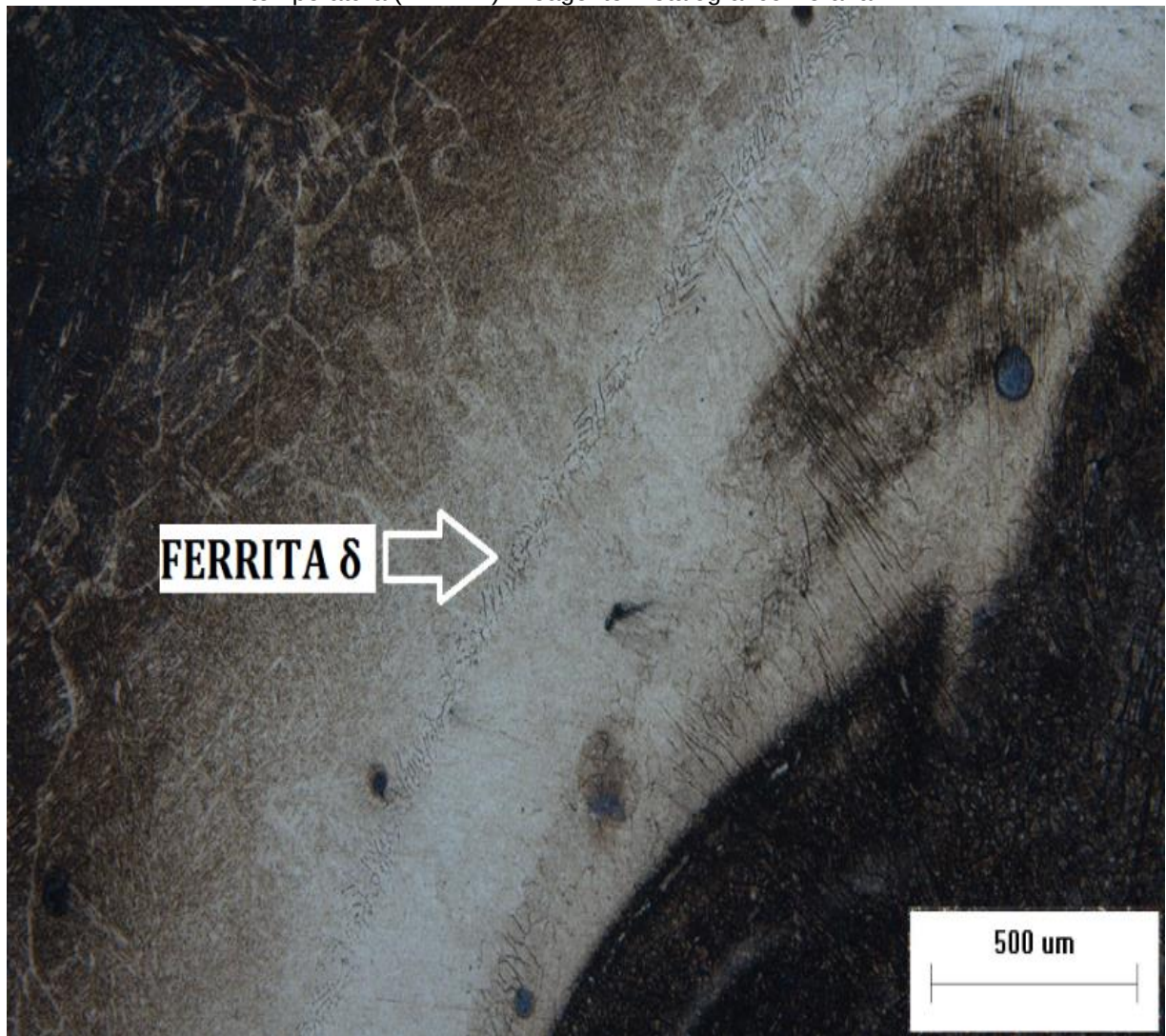
A região próxima à zona fundida é a ZTA de alta temperatura. Durante o processo de soldagem, esta região é exposta a temperaturas superiores ou iguais à temperatura de transformação da austenita em ferrita delta. A ZTA-AT é caracterizada pela presença de contornos de grão austeníticos remanescentes do resfriamento (traços de austenita) e que se mantiveram presentes mesmo após completa transformação martensítica. Estes contornos de grãos são envoltos por regiões ricas em cromo e de alta resistência ao ataque químico conforme Figura 51 para a amostra 5x47x94mm e Figura 52 para a amostra 15x47x94mm [49,87].

Figura 51 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

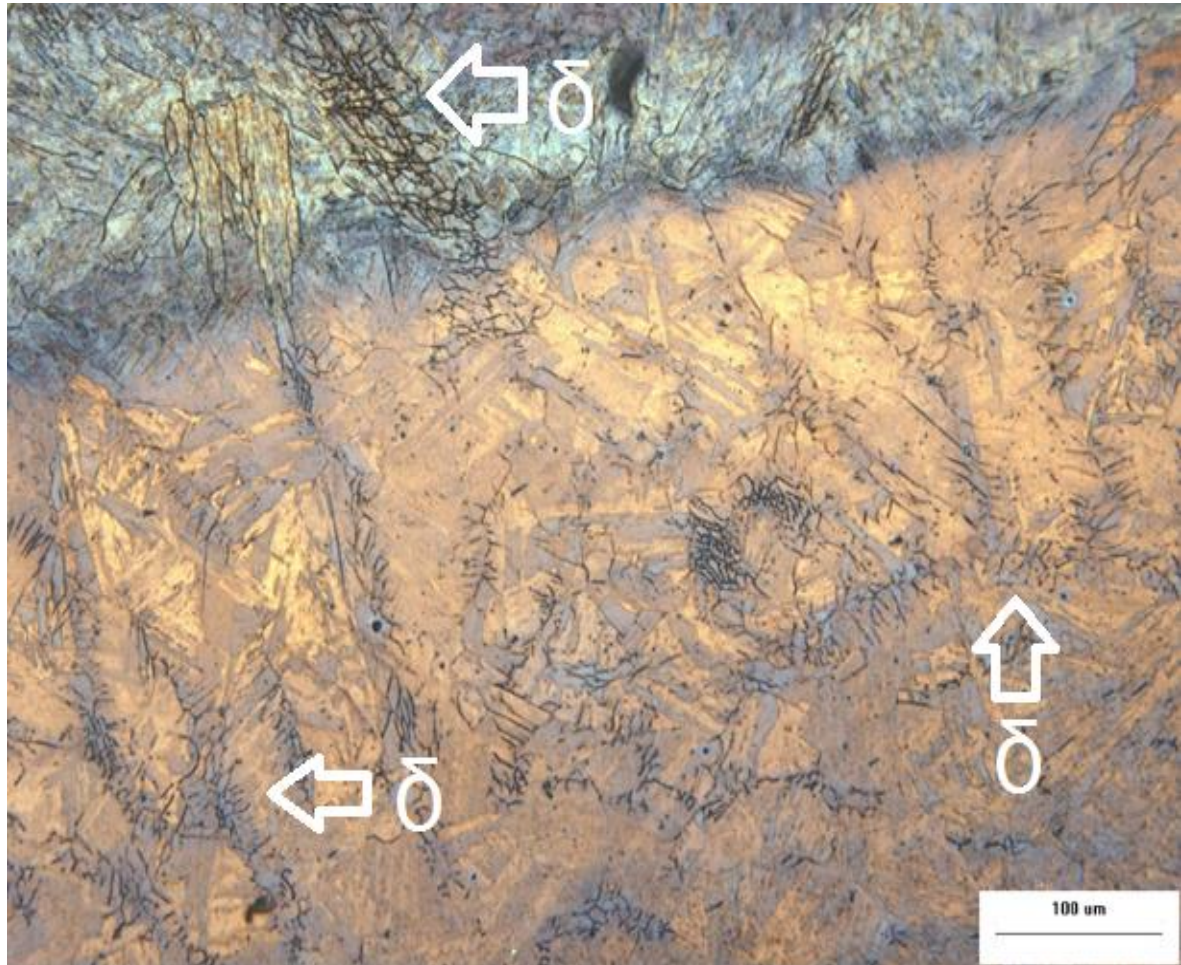
Figura 52 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Região da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

Pode ser observado que na região próxima à zona fundida (ZF), ainda na ZTA-AT, a segregação de elementos que promovem a formação de micropartículas escuras, o que marca a estrutura da ferrita delta formada durante o ciclo térmico. O calor gerado durante o processo de soldagem gera uma região onde a estrutura ferrítica é formada e então consumida pela austenita, com posterior resfriamento, porém nem toda ferrita delta é consumida, permanecendo estável a temperatura ambiente [20]. Como pode ser visto na Figura 53 para a amostra 5x47x94mm.

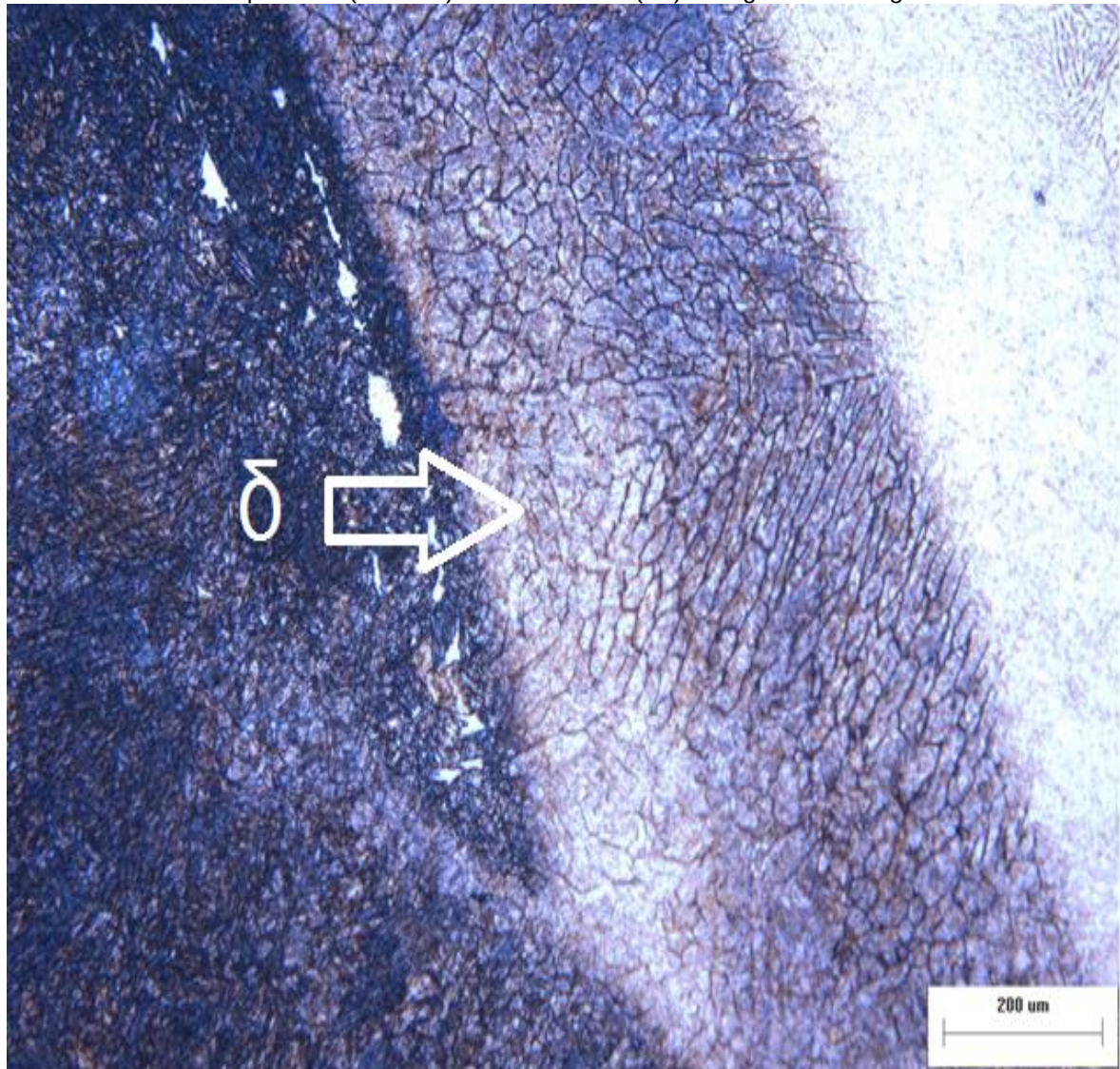
Figura 53 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

Para a amostra 15x47x94mm, a origem das diferentes morfologias de ferrita é múltipla. Primeiro esperasse que haja uma diferença da taxa de resfriamento na ZTA, entre a base e o topo da solda. Como efeito, deve-se dar maior atenção a superfície da solda, devido a retirada maior de calor, essa área tende a ter uma concentração maior de ferrita δ , esfriando mais rápido do que o raiz, isso impede que a ferrita δ intragranular se dissolva na matriz, como pode ser visto na Figura 54[22].

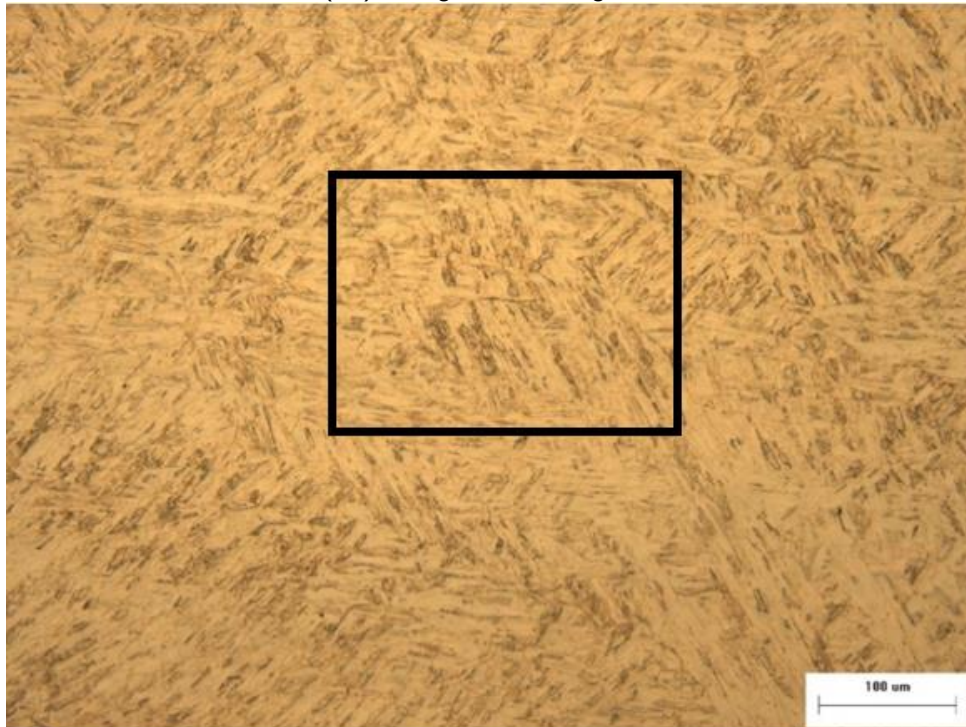
Figura 54 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

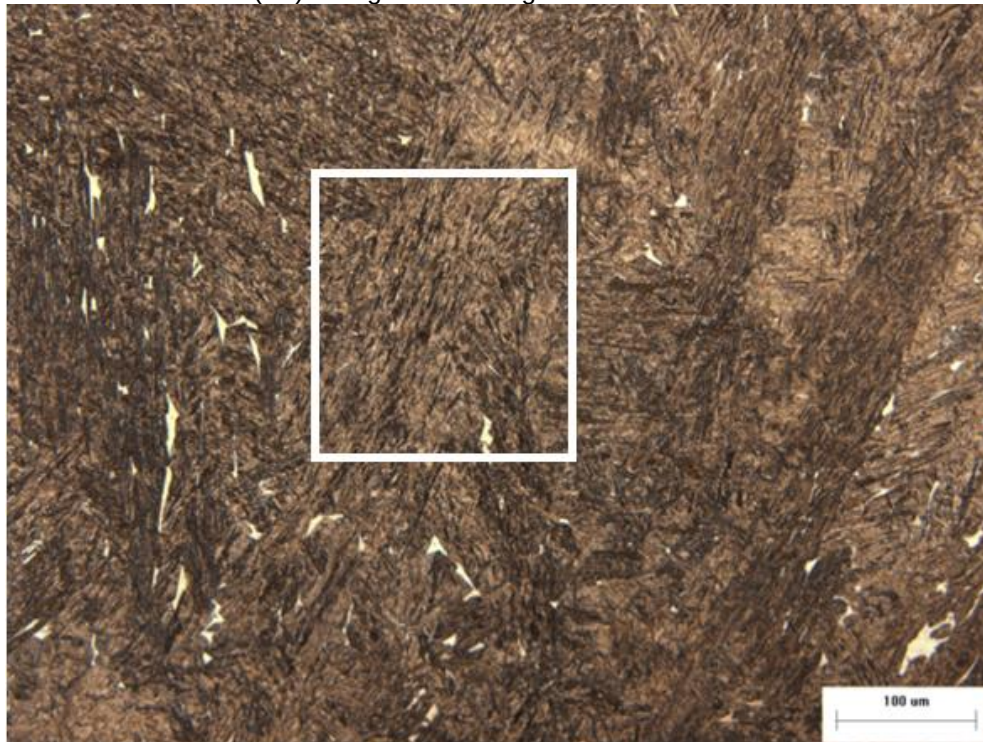
A microestrutura da zona fundida é caracterizada por grãos no formato colunar. Estes grãos colunares se estendem da linha de fusão em direção à superfície da solda a qual é a direção preferencial à extração de calor do material e direção pelo qual o processo de solidificação ocorre durante o resfriamento, como apresentado na Figura 55 para a amostra 5x47x94mm e Figura 56 para a amostra 15x47x94mm [88].

Figura 55 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Morfologia colunar direcional da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

Figura 56 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Morfologia colunar direcional da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Behara B4.

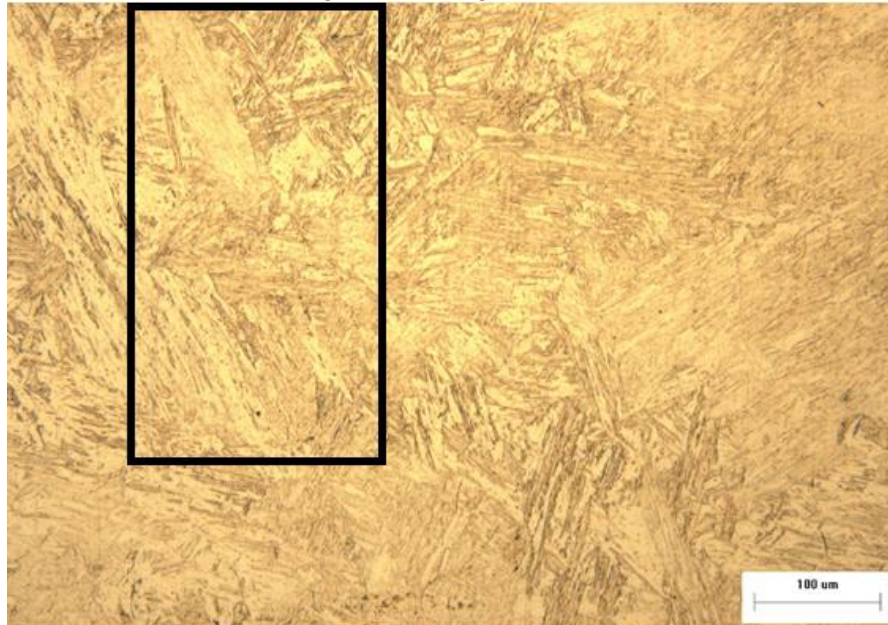


Fonte: O Autor

As análises microestruturais realizadas nas duas figuras a seguir, são os resquícios (traços) deixados pela austenita a qual se formou durante o aquecimento

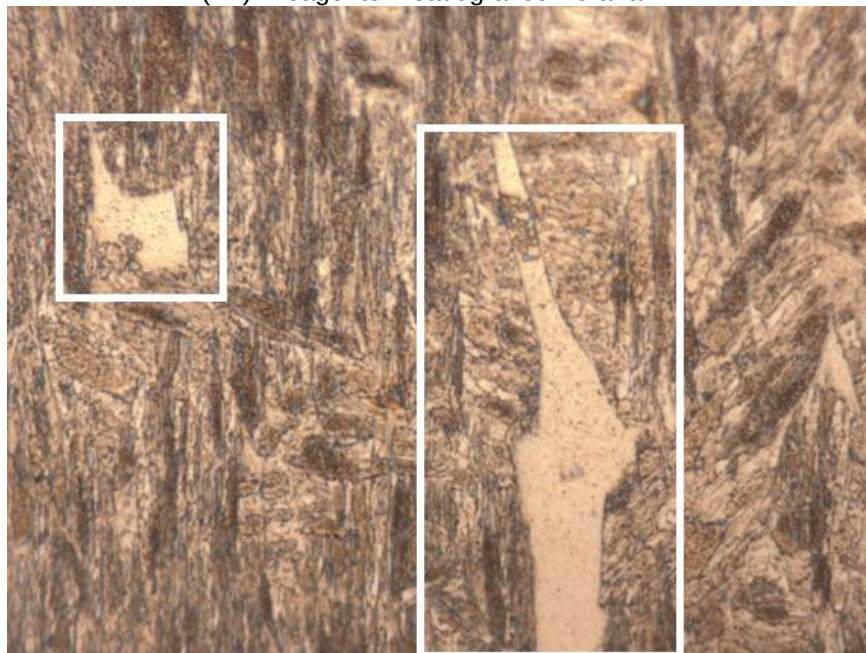
do material. Com posterior resfriamento, tal estrutura colunar não foi modificada após a transformação em martensita. A Figura 57 para a amostra 5x47x94mm e a Figura 58 para a amostra 15x47x94mm mostram a estrutura martensítica da zona fundida do metal de adição [88].

Figura 57 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Microestrutura martensítica da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Vilella



Fonte: O Autor

Figura 58 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm. Microestrutura martensítica da zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4



Fonte: O Autor

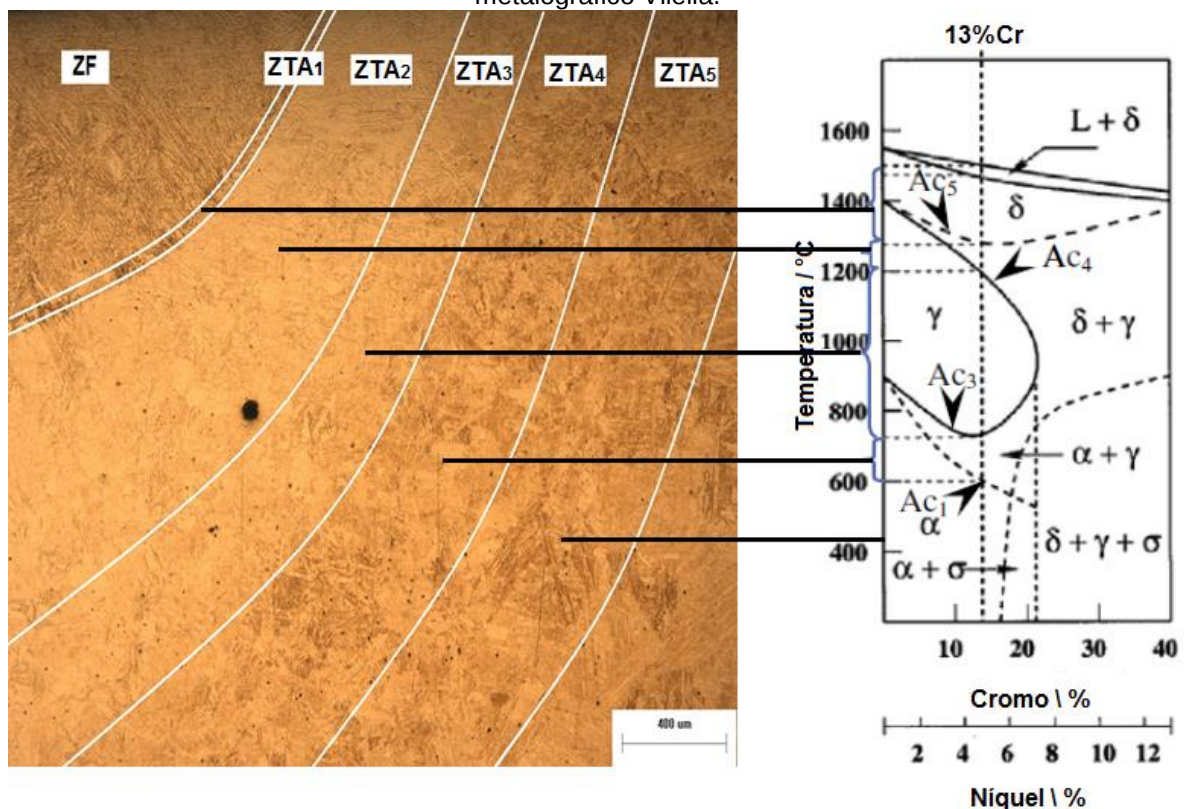
5.4. PERFIS MICROESTRUTURAIS DAS SECÇÕES TRANSVERSAIS

Devido às variações térmicas entre a zona fundida (ZF) e o metal base (MB), proporcionadas pelo processo de soldagem, diferentes zonas afetadas pelo calor (ZTAs) são identificadas na amostra 5x47x94mm, como podem ser observadas na Figura 59[85].

As microestruturas das diferentes ZTAs perto da linha de fusão são mostradas em correlação com as velocidades de resfriamento para um aço 13% de Cr e 4%, seção pseudo-binária de Ni do diagrama de fase ternário de equilíbrio Fe-Cr-Ni, que é muito semelhante à química da liga CA6NM[5].

Com base neste diagrama de fases, cinco diferentes ZTAs podem ser previstas, embora a primeira alta temperatura ZTA(ZTA1) é geralmente indistinguível do limite de fusão. O outras quatro ZTAs (ZTAs 2-5), podem ser identificadas de acordo com seu perfil de microdureza [89,90]. As linhas brancas, foram determinadas por meio das medidas de dureza.

Figura 59 – Microestrutura da amostra 5x47x97. Mostrando as diferentes zonas termicamente afetadas pelo calor (ZTAs), em função do diagrama de fase ternário de equilíbrio Fe-Cr-Ni. Reagente metalográfico Vilella.



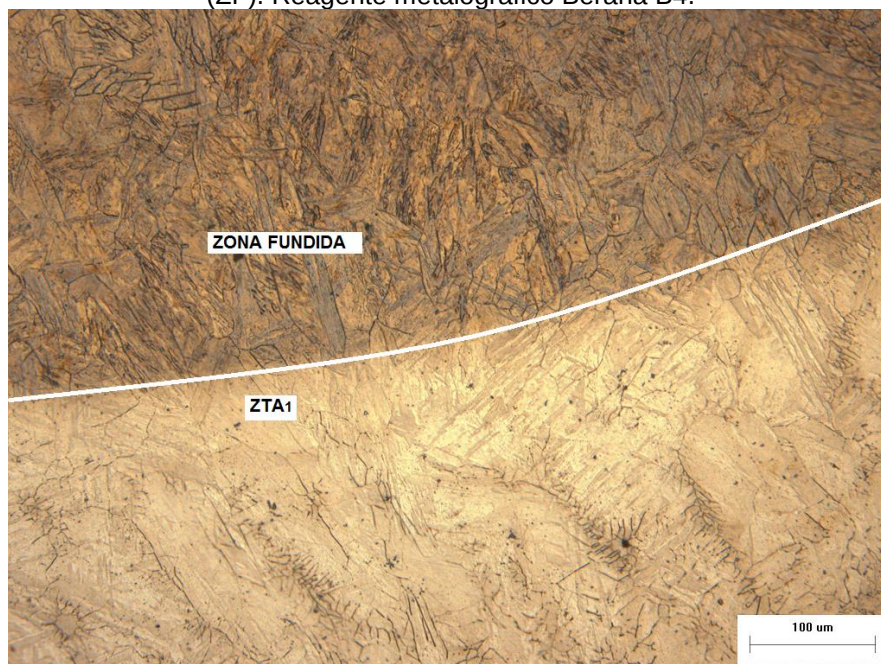
Fonte: O Autor

As ZTAs presentes na Figura 59, podem ser classificadas segundo a temperatura apreciada durante processo de soldagem: (1) ZTAs de alta temperatura (ZTA₁, ZTA₂ e ZTA₃) e (2) ZTAs de baixa temperatura (ZTA₄ e ZTA₅). As cinco diferentes ZTAs apresentam microestrutura decorrente da transformação do aço CA6NM devido ao ciclo térmico proporcionado pelo processo de soldagem [85].

A ZTA₁ também conhecida como região parcialmente fundida (ZPF) é a região adjacente a ZF, sendo conhecida dessa forma devido ao início da solidificação dos núcleos de ferrita delta que se formaram durante aquecimento. A ZTA₁ forma-se com o aquecimento até a região onde líquido e ferrita delta estão presentes, formando o campo bifásico (L + δ)[20,85].

A região da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) apresenta uma microestrutura que contém ferrita delta com morfologia, assemelhando-se à encontrada na zona fundida. A transformação de ferrita delta começa a temperaturas acima da Ac₄, segundo o diagrama Fe-Cr-Ni, conforme pode ser observado na Figura 59, sendo que a transformação se completa com a temperatura acima de Ac₅. A visualização dos contornos de grão da austenita e da ferrita delta formadas durante o aquecimento se tornam difíceis por análises de microscopia óptica, como apresentado na Figura 60[20,85].

Figura 60 – Microestrutura do aço CA6NM na condição soldada com único passe (5x47x94mm). Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

A ZTA₂ é uma zona de crescimento de grão, essa região foi elevada a temperaturas acima da completa transformação de austenita para ferrita delta ($\gamma + \delta \rightarrow \delta$). Durante o aquecimento, os carbeto do metal base dissolvem, ocorrendo o processo de crescimento do grão austenítico. Essa região reaquescida e regenerada apresenta grãos finos e grosseiros, mas o tamanho médio dos grãos nesta região será ainda muito menor do que os grãos colunares da zona fundida (ZF) que não sofreram alteração [91].

Em temperaturas elevadas promove-se um rápido crescimento de ferrita delta nas regiões de contornos de grão na ZTA₂. Com seu resfriamento, consome-se a ferrita delta e forma-se a austenita, se transformando posteriormente em martensita.

Em temperatura ambiente, a microestrutura da ZTA₂ é basicamente composta por grãos austeníticos anteriores (traços de austenita) que foram consumidos para a formação de martensita grosseira e ferrita delta na forma de rede [20].

Para a amostra 15x47x94mm, as características da ZTA, foram mais difíceis de observar nas solda multipasse devido a vários níveis de têmpera em relação a amostra 5x47x94mm que foi soldada com um unico passe de solda, tendo um ciclo térmico de aquecimento e resfriamento. Como pode ser obseveda na Figura 61, um estreitamento da ZTA no cordão superior e um alargamento nos passes anteriores[22].

Figura 61 – Microestrutura da amostra 15x47x97. Região da solda, mostrando a diferença de largura da ZTA-AT em função da profundidade da solda. Reagente metalográfico Beraha B4.



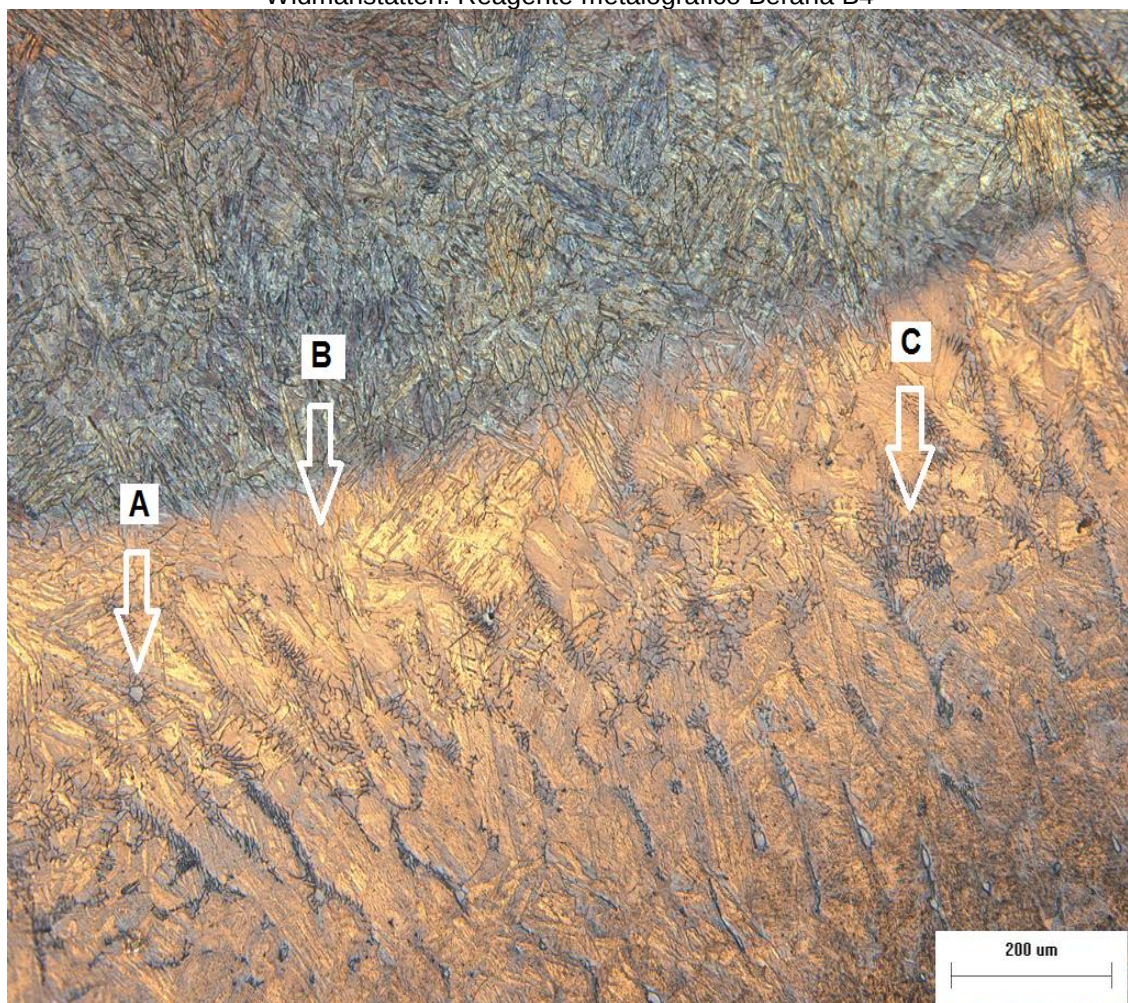
Fonte: O Autor

A deposição de um novo cordão sobre a ZF já solidificada, provoca um reaquecimento e uma refusão de parte desta zona influenciando nas características finais da mesma [91]. Daí a importância do efeito da ZTA gerada pelo passe subsequente em ligas que sofrem transformação do estado sólido como é o caso dos AISI[22] .

O refino da microestrutura de parte da ZF obtido na soldagem multipasse, irá atuar sobre a elevação da tenacidade e na redução do nível de tensão residual[22].

Inicia-se o crescimento de grão assim que a ferrita delta é totalmente formada, durante o resfriamento do material. A ferrita delta é decomposta em austenita, a qual pode assumir diferentes morfologias: austenita alotriomórfica (a), austenita intragranular (b) e austenita de Widmanstätten (c) conforme pode ser observado na Figura 62[20].

Figura 62 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Mostrando a região de interface entre a ZF e a ZTA-AT. (a) Austenita alotriomórfica, (b) austenita intragranular e (c) austenita de Widmanstätten. Reagente metalográfico Beraha B4



Fonte: O Autor

Conforme a temperatura vai se tornando inferior à temperatura de início da transformação martensítica (M_s), a austenita é totalmente transformada em martensita. Elementos alfa gênicos estabilizadores da ferrita como o cromo e o molibdênio fazem com que a ferrita delta estabilize na microestrutura do material em temperatura ambiente. A Figura 63, apresenta a ferrita delta na interface entre as regiões de crescimento de grão (superior) e refino de grão (inferior) [20].

Figura 63 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Região de transição da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e zona fundida (ZF). Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

A zona de alta temperatura de dupla fase ($\gamma + \delta$), ZTA₃, se refere a região em que o metal base foi aquecido a temperaturas acima da temperatura necessária para o início da transformação da austenita para ferrita delta ($\gamma \rightarrow \gamma + \delta$). Devido à temperatura desta região ser menor do que a temperatura que a ZTA₂ é exposta, incompleta dissolução de carbeto é presenciada. Assim, o crescimento de grão é restringido devido ao efeito de ancoramento dos contornos de grãos pelos carbeto não dissolvidos na matriz, como evidenciado na porção inferior da Figura 63[49,87].

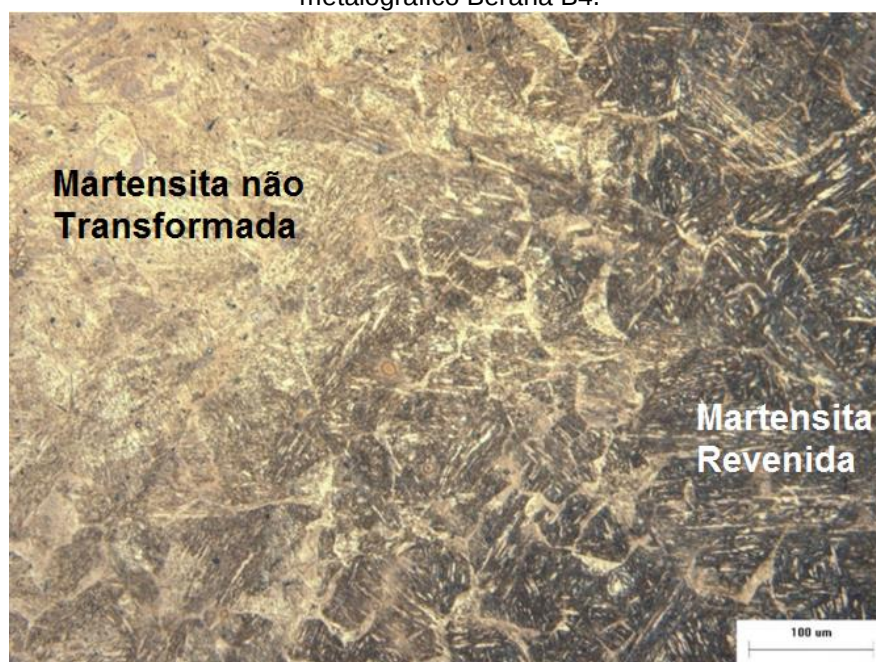
Quando observadas as microestruturas da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT), foi constatada a predominância de ferrita-delta na ZTA de dupla fase (ZTA-DF) ao invés de na ZTA de granulação grosseira (ZTA-GG).

Para as zonas termicamente afetadas de alta temperatura (ZTAs-AT) fica evidenciada a presença de ferrita delta nos contornos de grão. Podendo a sua formação ser explicada pelo fenômeno da partição dos elementos estabilizadores de ferrita e pelas altas taxas de resfriamento do material envolvidos no processo de soldagem. A partição do cromo e molibdênio (Cr e Mo) que são elementos alfacênicos para a ferrita delta no aquecimento e a total falta de difusão destes elementos para a matriz durante o resfriamento rápido, faz com que haja a presença da ferrita delta a temperatura ambiente [49].

Na região da ZTA₄, conhecida por zona austenítica, as temperaturas são altas o suficiente para que haja a completa transformação da martensita em austenita ($\alpha' + \gamma \rightarrow \gamma$), como apresentado no diagrama de equilíbrio da Figura 59. Então percebe-se que a diminuição da dureza da ZTA₄ pode sugerir que a microestrutura desta região durante o aquecimento, não se transforma completamente em austenita, principalmente na região próxima à ZTA₅. Podendo esse comportamento ser explicado pelo período de tempo que a região é aquecida [38,86].

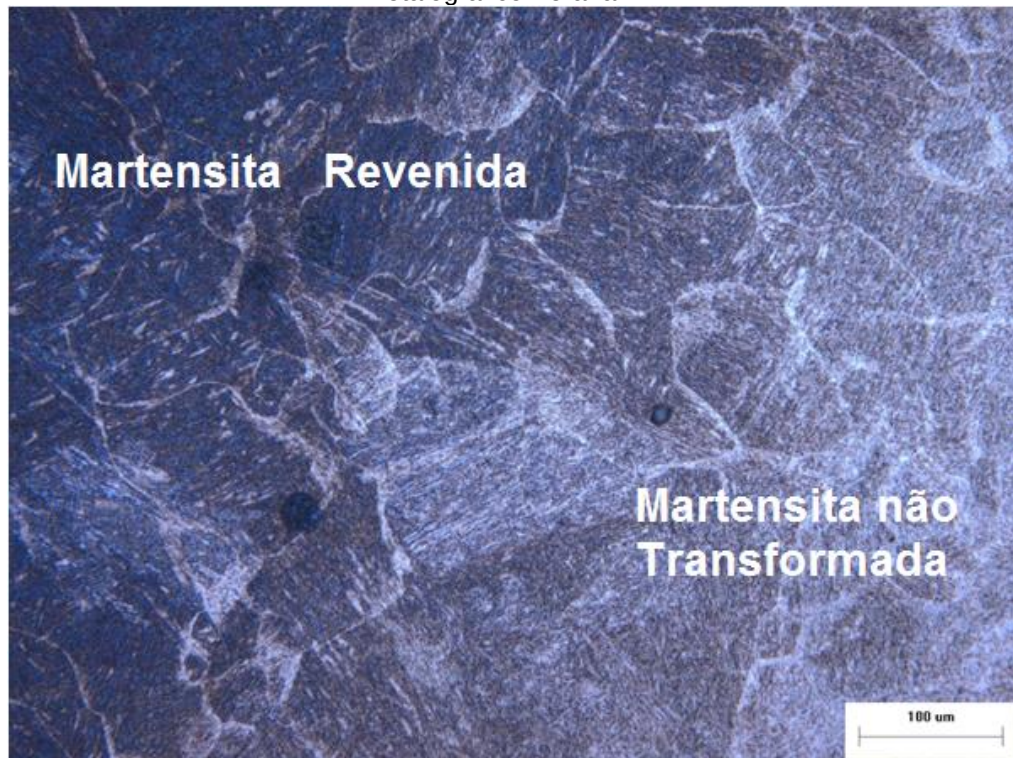
Próximo ao metal base, a ZTA₅ é conhecida por região de dupla fase de baixa temperatura ($\alpha' + \gamma$), como mostra a Figura 64 para a amostra 5x47x94mm e a Figura 65 para a amostra 15x47x94mm.

Figura 64 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm mostrando a martensita revenida (escura) proveniente da transformação da austenita e a martensita não transformada (clara). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

Figura 65 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm mostrando a martensita revenida (escura) proveniente da transformação da austenita e a martensita não transformada (clara). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

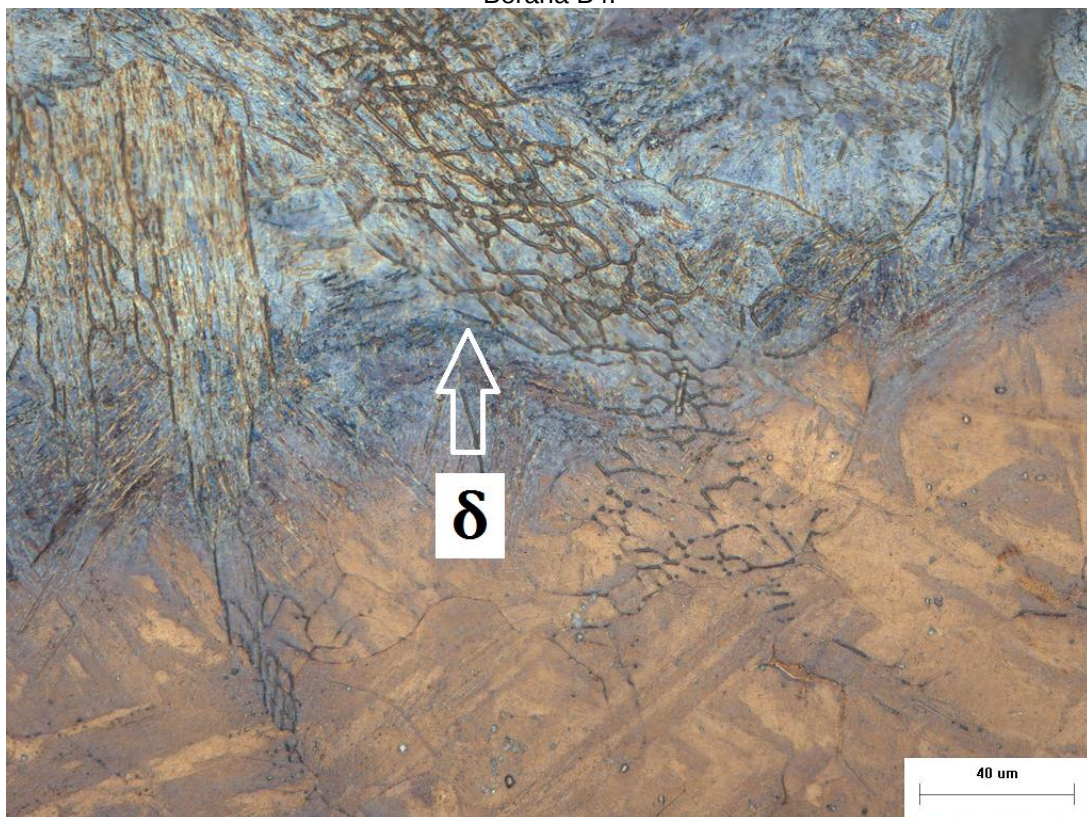
Esta região é caracterizada pela presença de martensita revenida, ferrita delta residual e austenita retida (martensita não transformada). Esta austenita retida se forma durante o resfriamento, a qual é responsável pelo decréscimo da dureza do material após o processo de soldagem. A martensita (revenida) proveniente da transformação da austenita apresenta aspecto escurecido quando revelado pelo reagente Beraha B4, sendo assim, distinguida da martensita não transformada, onde que pelo aquecimento foi levada a temperatura de austenitização e temperou novamente (coloração clara)[54].

5.5. CARACTERÍSTICAS MORFOLÓGICAS E DISTRIBUIÇÃO DAS FASES

Neste item serão detalhadas as características morfológicas e de distribuição das fases presentes nas amostras 15x47x94mm e 5x47x94mm. Será dada ênfase na ferrita delta, microestrutura do cordão de solda, refino de grão na solda multipasse, austenita de Widmanstätten e óxidos. O estudo destas fases são essenciais para o entendimento sobre a complexidade da microestrutura do aço CA6NM soldado, e sua influência nas propriedades mecânicas e de corrosão [22,92].

Pode-se constatar a presença de ferrita delta nos contornos de grão sendo que estas estruturas se mantiveram durante o resfriamento nas duas amostras. A formação da ferrita delta é resultado da segregação de elementos estabilizadores desta fase durante a solidificação, como pode ser observado na Figura 66 para a amostra 5x47x94mm e na Figura 67 para amostra 15x47x94mm a partir de cortes longitudinais nos cordões [49].

Figura 66 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm. Mostrando a interface da ZTA-AT com ZF, com detalhe para a ferrita delta com crescimento direcional da ZTA- AT para a ZF. Reagente metalográfico Beraha B4.

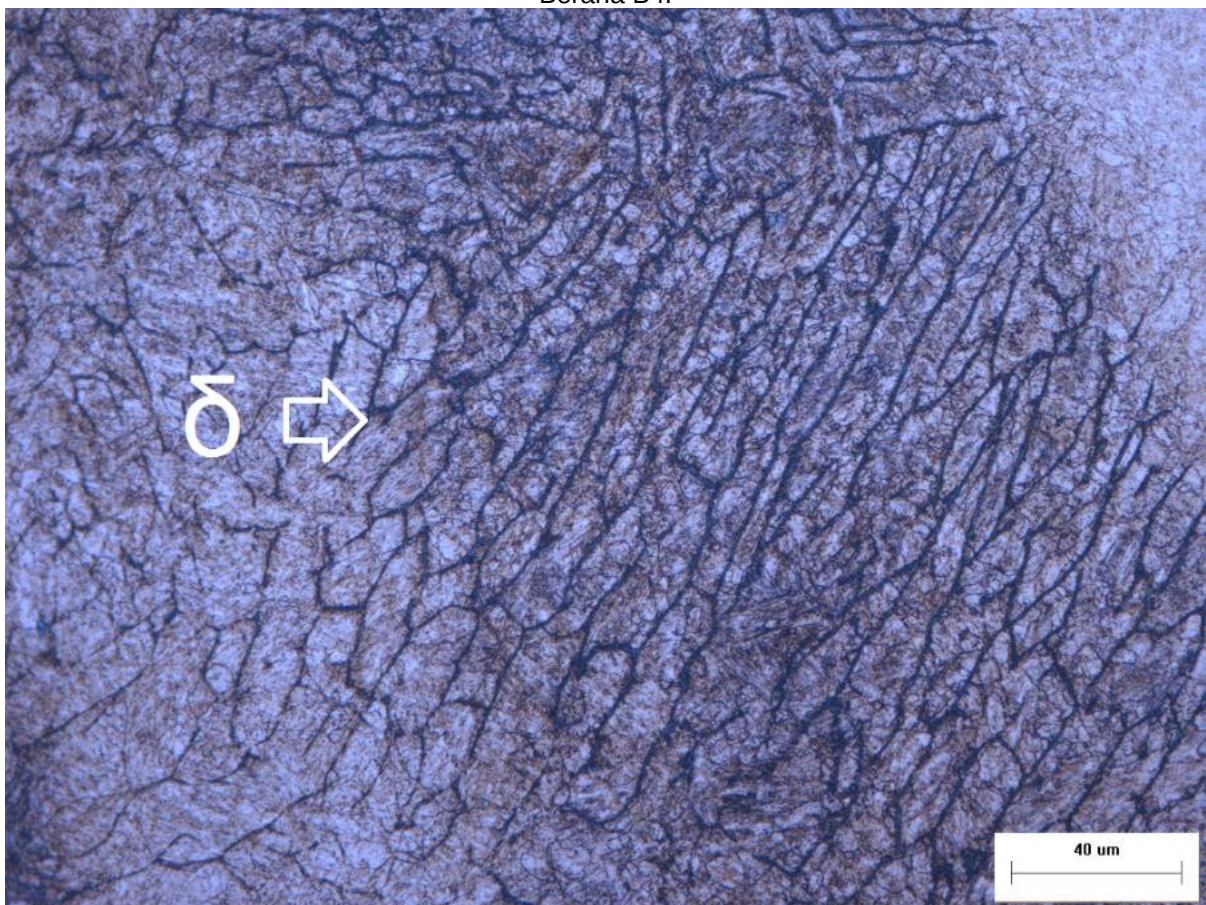


Fonte: O Autor

Na amostra 5x47x94mm, a ferrita-delta encontra-se distribuída de forma uniforme no metal fundido, porém em menor proporção na zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTA-GG) conforme pode se observar na Figura 66. Na amostra 15x47x94mm, a ferrita delta está orientada a partir da superfície em direção ao material base. A sua orientação pode estar relacionada com o reaquecimento do cordão já solidificado. Regiões sem ferrita delta, como pode ser observada na Figura 67, ocorre onde acontece a sua completa dissolução, precipitando essa fase após resfriamento onde as temperaturas foram superiores à temperatura Ac_5 [53,70].

Nessas regiões com e sem ferrita delta, também pode estar relacionada com à segregação de soluto que decorre das variações na taxa de solidificação, resultantes de oscilações térmicas. Quando há um aumento súbito na taxa, uma maior quantidade de soluto é segregada para o líquido na interface líquido-sólido, aumentando a concentração de soluto nesta região. Com isso o material passa a solidificar com uma concentração de soluto superior ao da anterior [53].

Figura 67 – Microestrutura da amostra 15x47x94 mm mostrando a interface da ZTA-AT com ZF, com detalhe para a ferrita delta com crescimento direcional da ZTA- AT para a ZF. Reagente metalográfico Beraha B4.

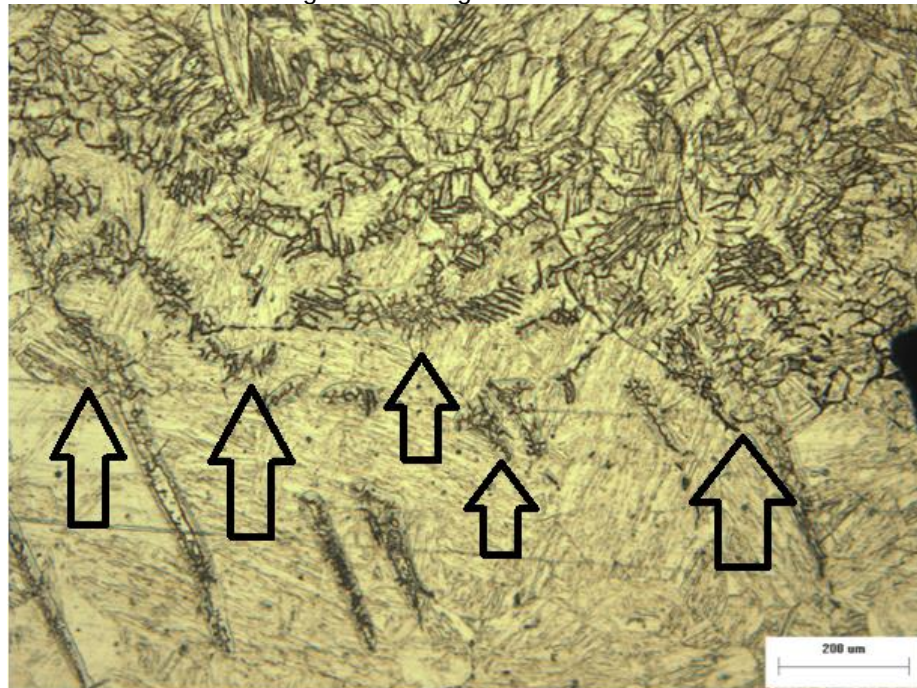


Fonte: O Autor

Para as amostras 5x47x94mm como pode ser observado na Figura 68 e para a amostra 15x47x94mm, na Figura 69, ficou evidenciado que na zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT), a quantidade de ferrita-delta está em função da taxa de resfriamento. Quanto maior a taxa de resfriamento, como é o caso da amostra mais fina, maior o abaixamento da temperatura de fim de re-austenitização a partir da ferrita-delta, e portanto menor a difusividade dos elementos sendo mais lenta

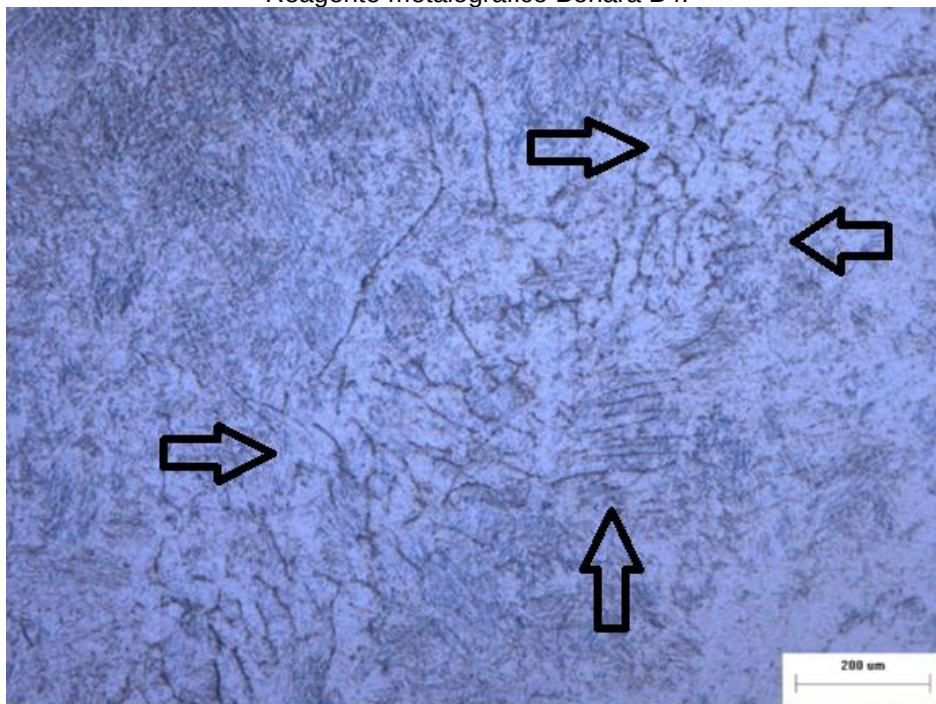
a transformação reversa em austenita e consequentemente maior a quantidade de ferrita-delta retida na estrutura da ZTA. [93]

Figura 68 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm com destaque para a ferrita delta na ZTA - AT.
Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

Figura 69 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para a ferrita delta na ZTA - AT.
Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

Outro efeito observado foi no os cordões para a amostra 15x47x94mm, a quantidade de ferrita δ presente em cada cordão, onde é possível identificar uma microestrutura que apresenta maior quantidade de ferrita δ no cordão superior do que nos outros cordões. Como mostrado na Figura 70, é possível perceber a diferença na presença da ferrita δ do cordão superior para o cordão logo abaixo. Esse fato ocorre, pois, o último cordão não sofre influência de nenhum passe subsequente e resfria com grande velocidade. Devido à este rápido resfriamento, a ferrita δ não consegue se transformar totalmente em austenita que, posteriormente se transformaria em martensita, ficando então retida na estrutura [22].

A Figura 70 demonstra também a diferença entre o cordão superior e o cordão logo abaixo com relação à presença dessa fase. Já o cordão que sofre influência do sobrepasse é elevado à temperaturas na ordem de 1200 a 1300 °C fazendo com que o aço atinja a temperatura do campo bifásico de $\gamma + \delta$ sendo que este cordão não se resfria tão rapidamente quanto o superior. Esse resfriamento mais lento permite à retransformação da ferrita δ em austenita e posteriormente em martensita [22].

Figura 70– Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para a ferrita delta no cordão superior. Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

Por meio das análises pode ser percebida a presença mais concentrada de ferrita δ próximas às linhas de fusão, entre um passe e outro da soldagem, como pode ser visto na Figura 71. A presença da ferrita δ na região de interpasse é que a temperatura alcançada na região próxima da linha de fusão (LF) é acima de Ac_4 , atingindo o campo de formação da fase ferrita δ e mantendo essa fase durante o resfriamento. Sendo a ferrita δ presente na forma de bandas[82] .

Em sua tese, Henke observou um comportamento semelhante para a soldagem com corrente pulsada, sendo a ferrita δ presente na forma de bandas, concentrando-se nas regiões onde o pico de corrente era dado. Isso provocava um chamado "bandeamento" dessa fase na estrutura[82].

Figura 71– Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para a ferrita delta na região interpasse. Reagente metalográfico Behara B4.

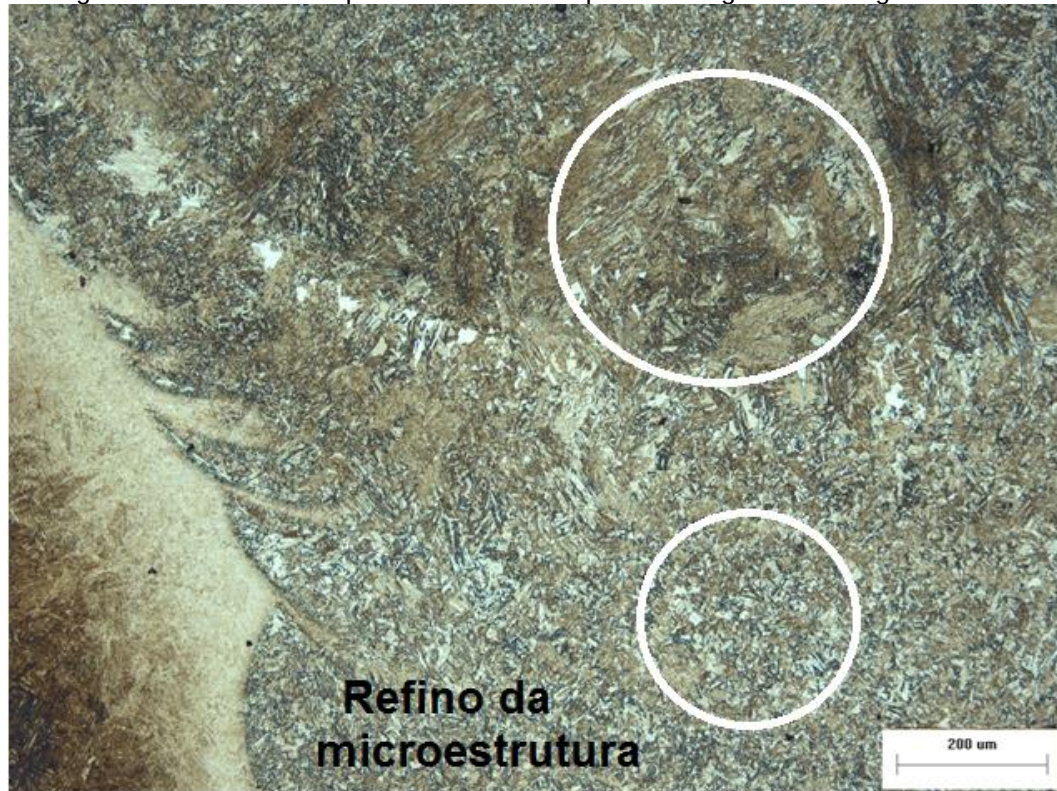


Fonte: O Autor

Os cordões de solda da região intermediária apresentam uma microestrutura mais refinada, em comparação com o último cordão de solda depositado da região superior. Tal característica indica que a sequência de passes realizados influi na microestrutura final da junta soldada, onde os passes subsequentes refinam a

microestrutura dos passes anteriores devido ao refino do grão austenítico durante o ciclo térmico imposto, como pode ser visto na Figura 72[94].

Figura 72— Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para o refino de granulação entre a região intermediária e superior da solda multipasse. Reagente metalográfico Villela.



Fonte: O Autor

O refino da microestrutura, ocorre pelo reaquecimento a temperaturas acima de 800°C pelos passes subsequentes. Verifica-se, a esta temperatura, a formação de uma região monofásica de austenita (γ), que em virtude das elevadas taxas de resfriamento observadas na soldagem, promovem um refino da microestrutura em comparação aos últimos cordões depositados e ao metal base [95].

É possível perceber esse refino de grão do primeiro até o último cordão devido aos ciclos térmicos impostos pelos passes superiores. Outro efeito observado nos cordões é a quantidade de ferrita δ presente em cada cordão, onde é possível identificar uma microestrutura que apresenta maior quantidade de ferrita δ no cordão superior do que nos outros cordões, como pode ser visto na Figura 73[53].

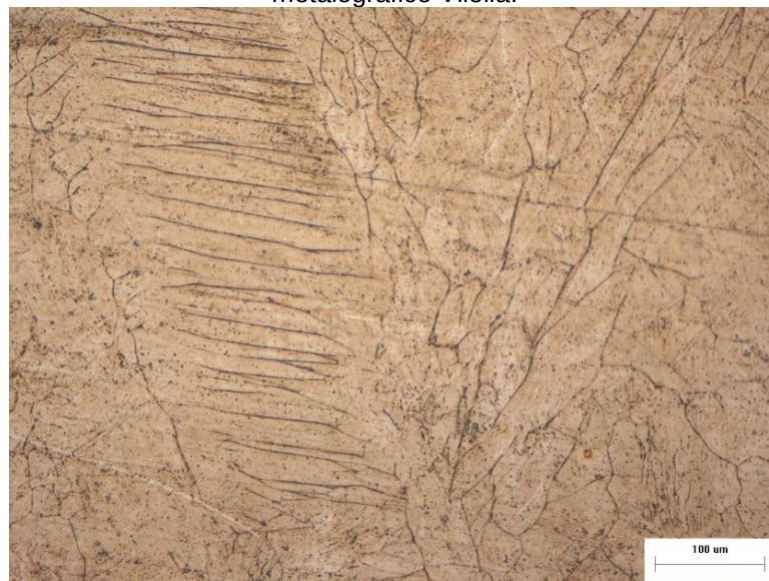
Figura 73– Microestrutura da amostra 15x47x94mm com destaque para o refino de granulação entre a região intermediária e superior da solda multipasse.
Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

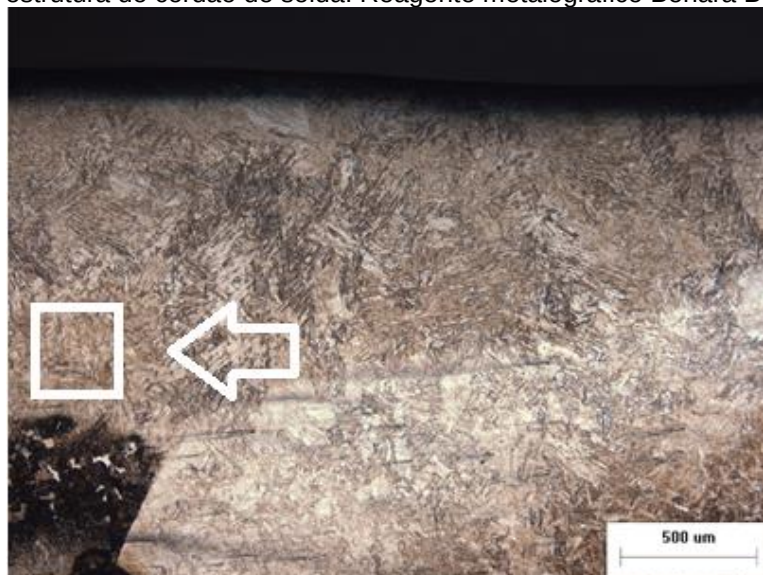
Nota-se a diferença na presença da ferrita δ nos cordões da amostra 15x47x94mm, solda multipasse, com ao cordão único da amostra 5x47x94mm. Esse fato ocorre na solda com cordão único não sofre influência de nenhum passe subsequente e resfria com grande velocidade. Devido à este rápido resfriamento, a ferrita δ não consegue se transformar totalmente em austenita que, posteriormente se transformaria em martensita, ficando então retida na estrutura como pode ser visto na Figura 74, a Figura 75 demonstra a área onde foi retirada a foto[22].

Figura 74– Microestrutura da amostra 5x47x94mm demonstrando o passe único de solda. Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

Figura 75– Microestrutura da amostra 5x47x94mm com destaque para a ferrita delta retida na estrutura do cordão de solda. Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

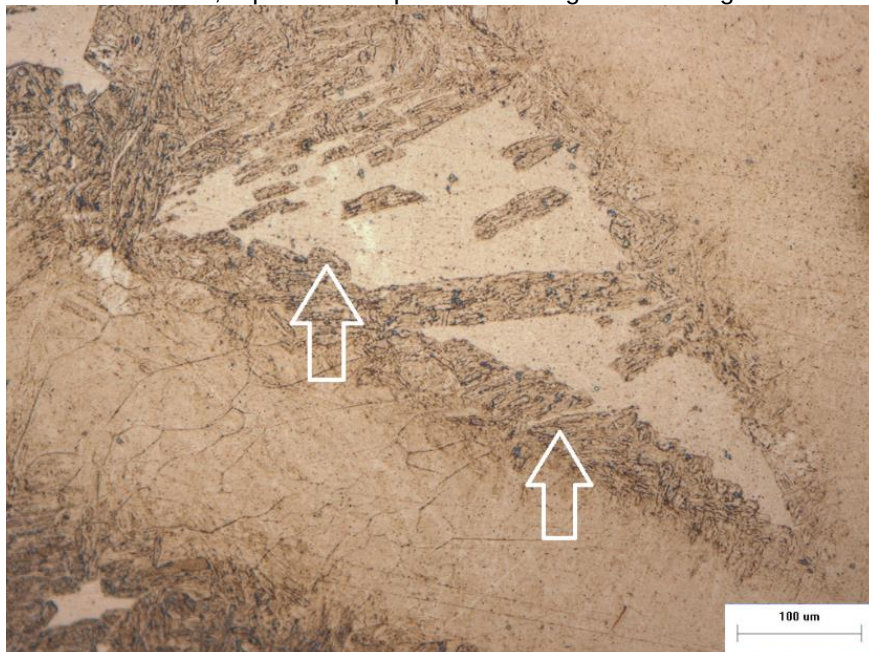
As amostras apresentaram na zona fundida em sua estrutura traços de austenita de Widmanstätten dentro da estrutura colunar de martensita como pode ser observado na Figura 76 para a amostra 5x47x94mm e Figura 77 para a amostra 15x47x94mm.

Figura 76 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm, com destaque para a austenita com morfologia de Widmanstätten, representada pela seta. Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

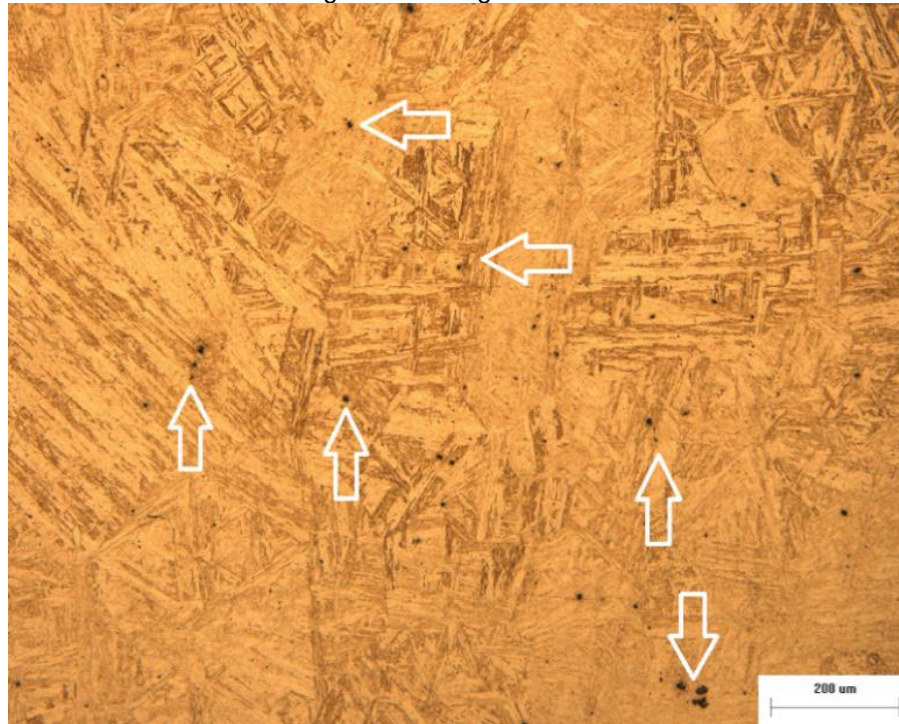
Figura 77 – Microestrutura da amostra 15x47x94mm, com destaque para a austenita com morfologia de Widmanstätten, representada pela seta. Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

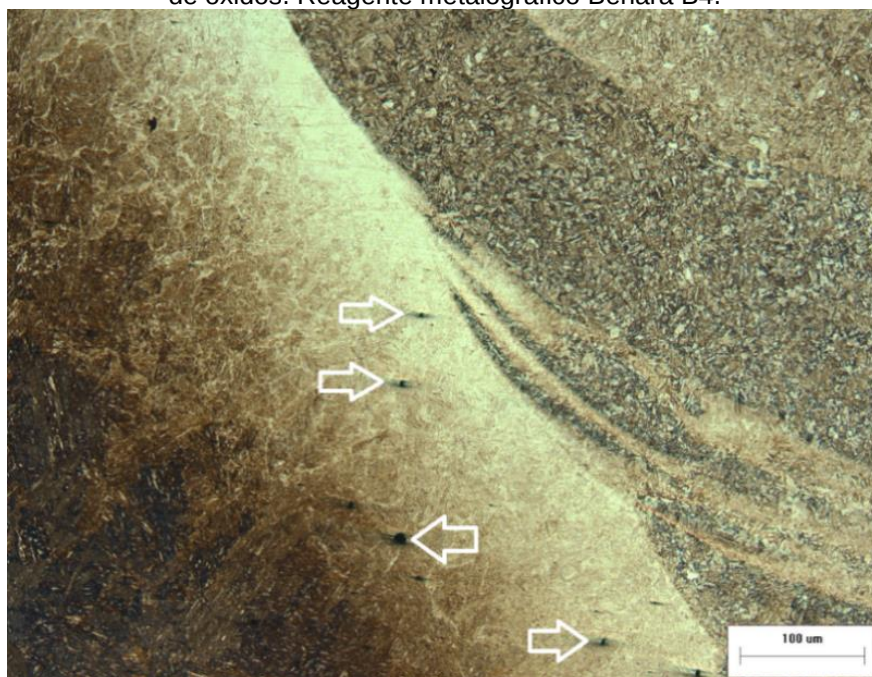
Inclusões de óxidos foram encontradas nas amostras como pode ser observado na Figura 78 para a amostra 5x47x94mm e na Figura 79 para a amostra 15x47x94mm.

Figura 78 – Microestrutura da amostra 5x47x94mm, com destaque para as inclusões de óxidos. Reagente metalográfico Vilella.



Fonte: O Autor

Figura 79 – Microestrutura do aço CA6NM soldada com único passe, com destaque para as inclusões de óxidos. Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

Estas inclusões apresentavam-se em formato circular e estavam distribuídas por toda a extensão das amostras. Os óxidos foram formados pela reação de oxidação de elementos químicos na poça de fusão (zona fundida) e pelas elevadas temperaturas expostas ao metal base [83,96].

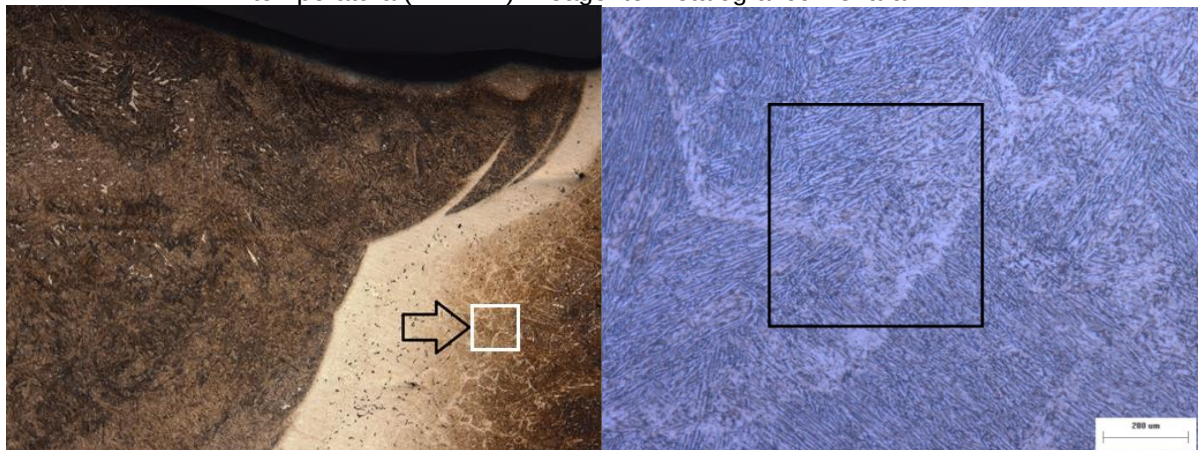
5.6. ANÁLISES POR DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)

Nesse item são apresentados os resultados de mapeamentos por EBSD realizados nas amostras 15x47x94mm e 5x47x94mm, realizados em regiões específicas das amostras, tal com objetivo de identificar a presença de austenita pela identificação da estrutura cristalina, avaliar aspectos morfológicos das fases e microconstituintes e de orientação cristalográfica.

Para análise foram feitos 3 mapas, um da amostra 15x47x94mm e dois da amostra 5x47x94mm. As áreas de investigação foram escolhidas visando onde possivelmente poderia conter austenita.

A região utilizada para análise na amostra 15x47x94mm foi a região de ZTA – AT (ZTA de alta temperatura) como pode ser visto na Figura 80.

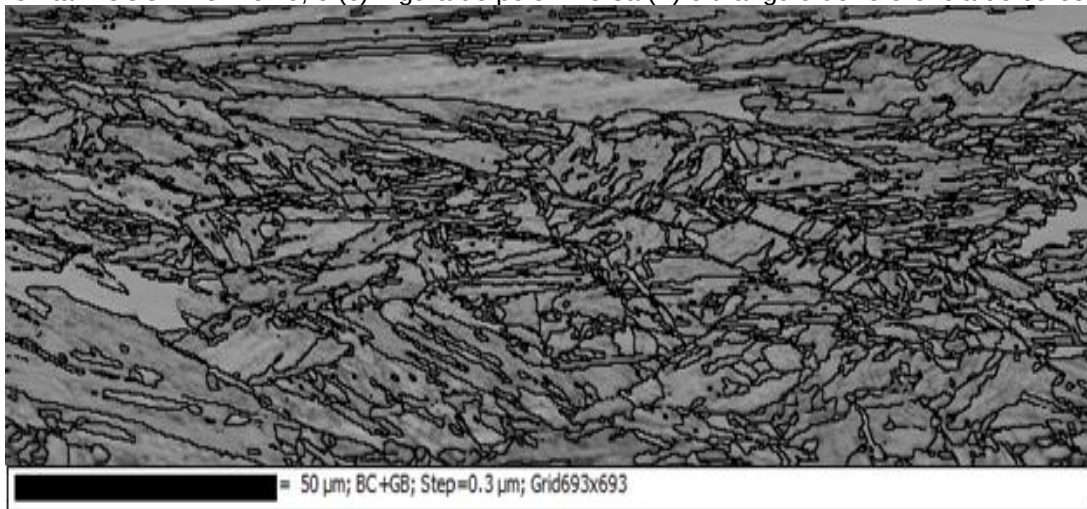
Figura 80 – Área analisada por EBSD da amostra 15x47x94mm, Zona Termicamente Afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Behara B4.



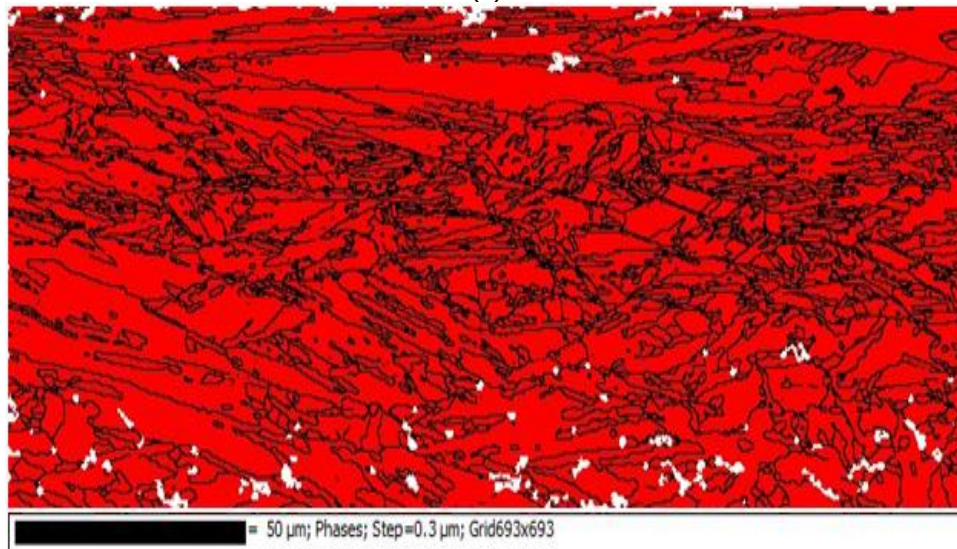
Fonte: O Autor

A área de contorno de grão ficou com a coloração branca com ataque de Behara B4, indicando que possivelmente poderia ser encontrada austenita. A Figura 81, apresenta os resultados de EBSD, onde está sendo exibido o mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo, mapa de fases e figura de polo inversa, para a amostra 15x47x94mm.

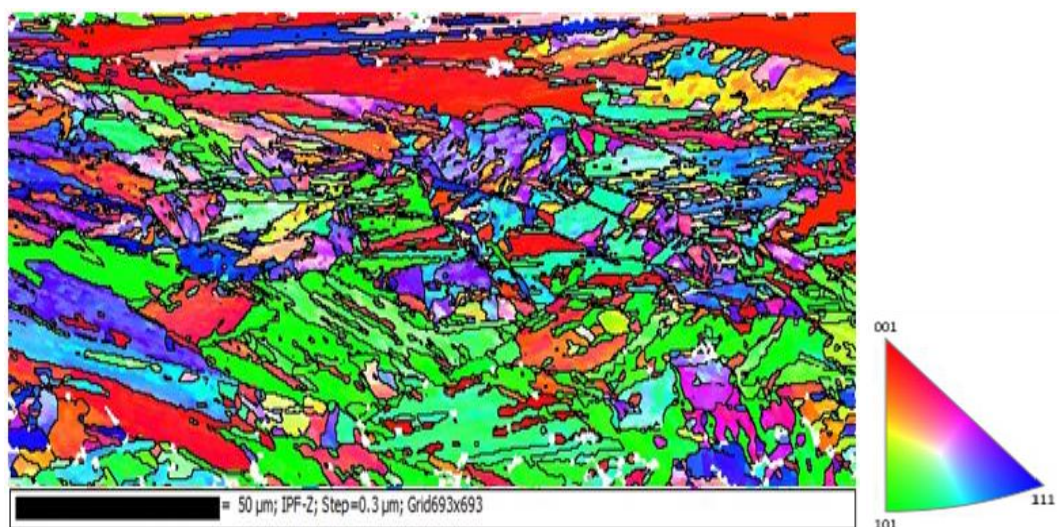
Figura 81 – Resultados de EBSD para amostra 15x47x94 mm, obtido na região da ZTA de Alta Temperatura: (a) mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo; (b) Mapa de fases – ferrita – CCC – vermelho; e (c) Figura de polo inversa (Z) e triângulo de referência de cores.



(a)



(b)



(c)

Fonte: O Autor

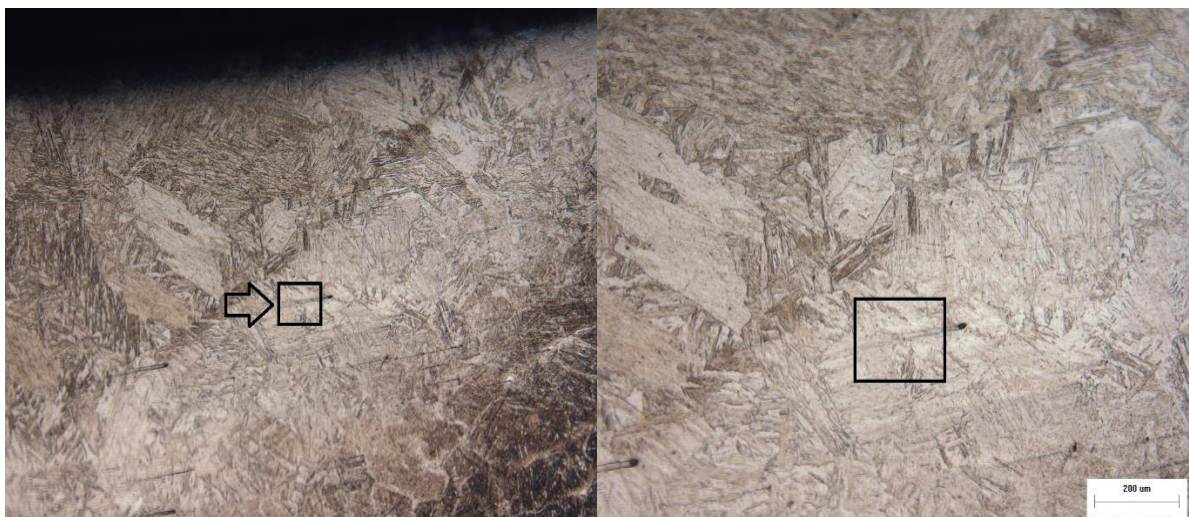
É possível observar pelo mapeamento de fases, que além de martensita, martensita revenida, não há traço nenhum de austenita, sendo a ferrita colorida no tom vermelho. Juntamente está representada a orientação cristalográfica da mesma microestrutura.

O mapeamento por orientação cristalográfica indica que a ferrita nesse mapeamento da amostra 15x47x94mm apresenta diferentes orientações e acompanha as orientações dos grãos (orientação aleatória). Não foi objetivo das análises por EBSD o estudo detalhado dos aspectos de textura cristalográfica.

Observa-se que a disposição da ferrita é homogênea ao longo de toda a microestrutura da área analisada.

Para a amostra 5x47x94mm, foram feitos dois mapeamentos com o mesmo objetivo de identificar a presença de austenita na microestrutura, uma região analisada foi a região de ZTA – AT (ZTA de alta temperatura) por se tratar de uma área que sofreu ciclo térmico na soldagem, poderia haver indício de austenita, a área analisada pode ser vista na Figura 82.

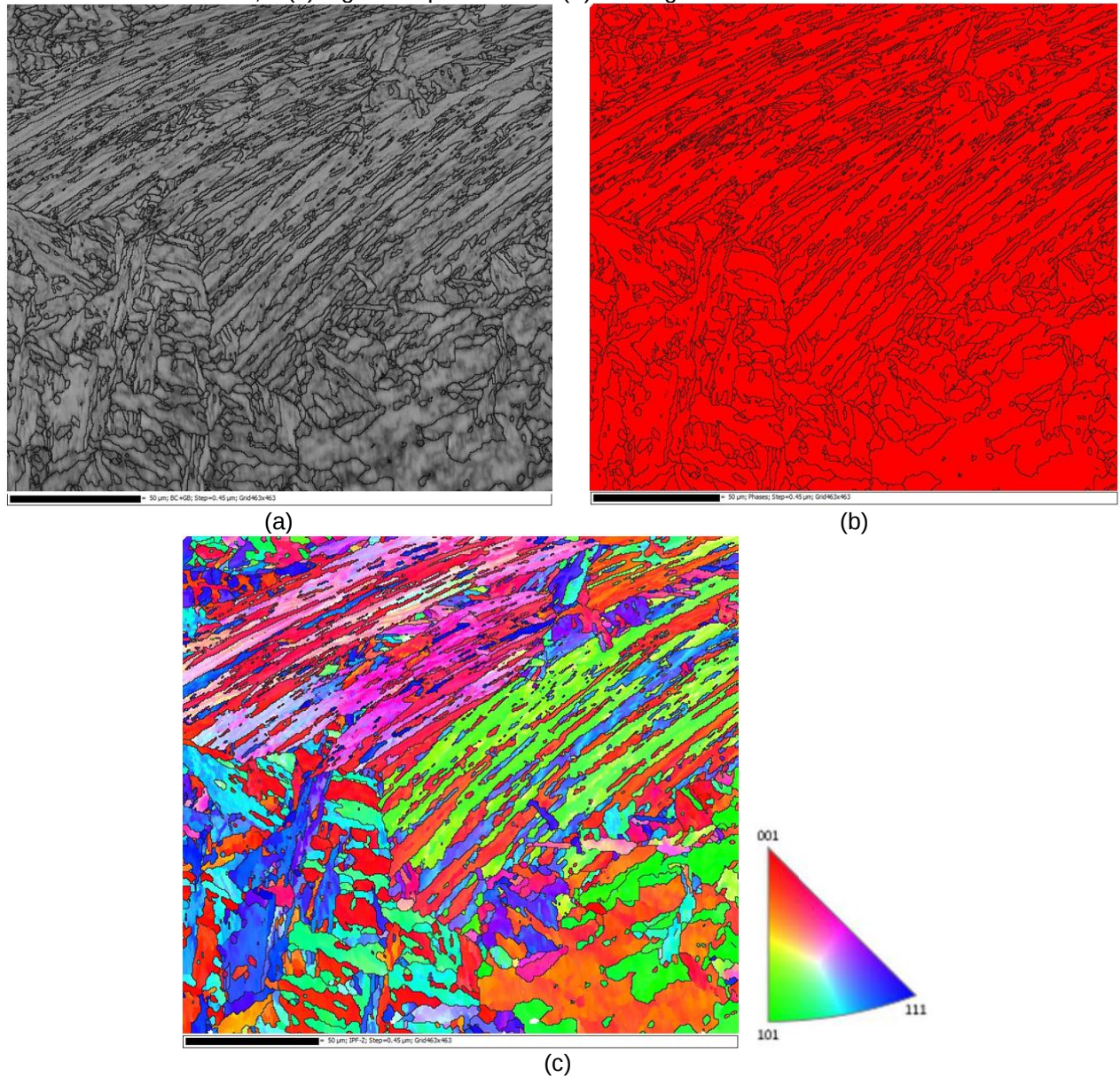
Figura 82 – Área analisada por EBSD da amostra 5x47x94mm, Zona Termicamente Afetada de alta temperatura (ZTA-AT). Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

A Figura 83 apresenta os resultados de EBSD, onde está sendo exibido o mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo, mapa de fases e figura de polo inversa, para a amostra 5x47x94mm.

Figura 83 – Resultados de EBSD para amostra 5x47x94 mm, obtido na da ZTA de Alta Temperatura: (a) mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo; (b) Mapa de fases – ferrita – CCC – vermelho; e (c) Figura de polo inversa (Z) e triângulo de referência de cores.



Fonte: O Autor

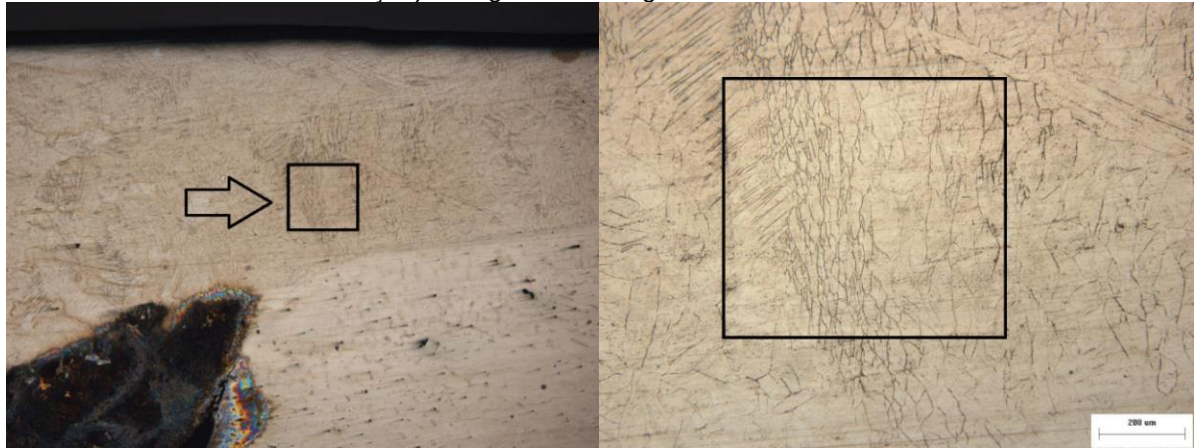
É possível observar pelo mapeamento de fases, que além de martensita, martensita revenida, não há traço nenhum de austenita, sendo a ferrita colorida no tom vermelho. Juntamente está representada a orientação cristalográfica da mesma microestrutura.

O mapeamento por orientação cristalográfica indica que a ferrita nesse mapeamento da amostra 5x47x94mm, apresenta diferentes orientações e acompanha as orientações dos grãos.

Observa-se que a disposição da ferrita é homogênea ao longo de toda a microestrutura da área analisada.

Outra região analisada na amostra 5x47x94mm, foi a região do cordão de solda, no metal de adição, a área analisada pode ser vista na Figura 84.

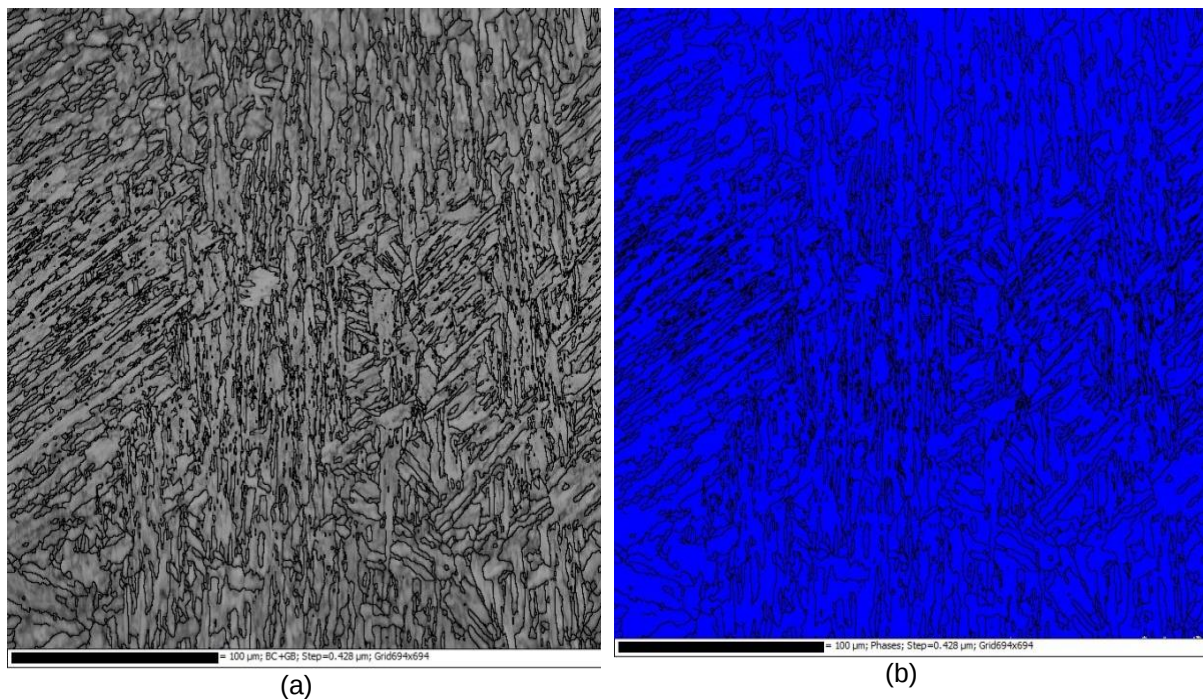
Figura 84 – Área analisada por EBSD da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda (metal de adição). Reagente metalográfico Behara B4.

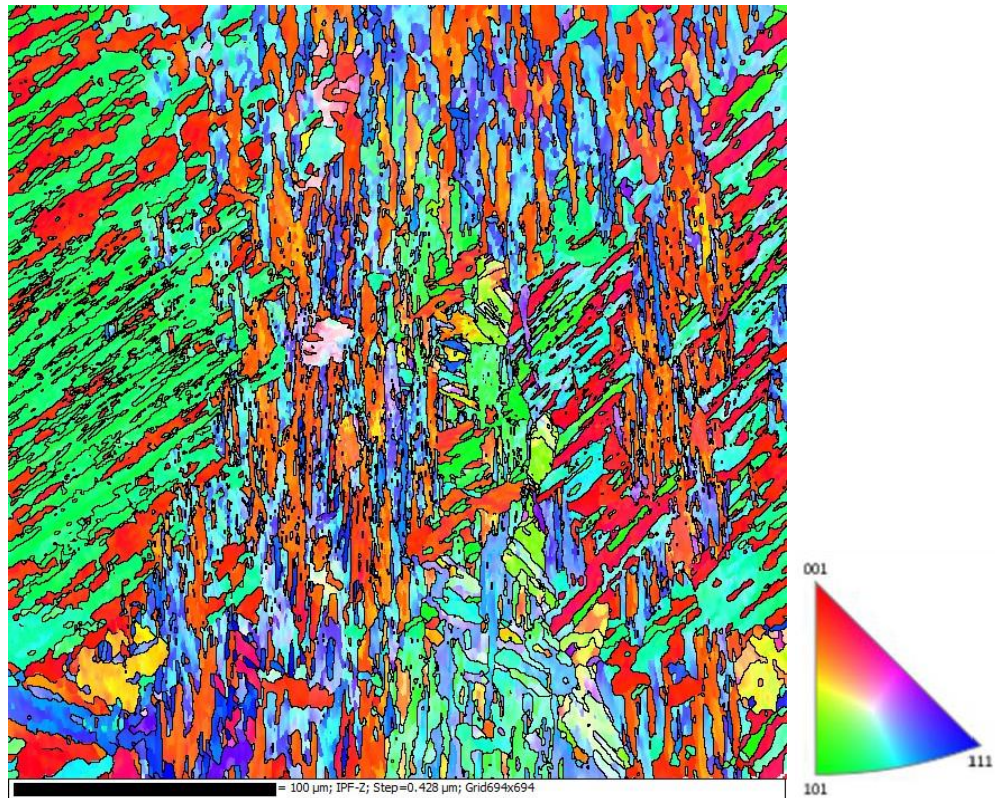


Fonte: O Autor

A Figura 85, apresenta os resultados de EBSD, onde está sendo exibido o mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo, mapa de fases e figura de polo inversa, para a amostra 5x47x94mm, na região do cordão de solda.

Figura 85 – Resultados de EBSD para amostra 5x47x94 mm, obtido na região do cordão de solda: (a) mapa de qualidade da análise e contornos de alto ângulo; (b) Mapa de fases – ferrita – CCC – azul; e (c) Figura de polo inversa (Z) e triângulo de referência de cores.





(c)

Fonte: O Autor

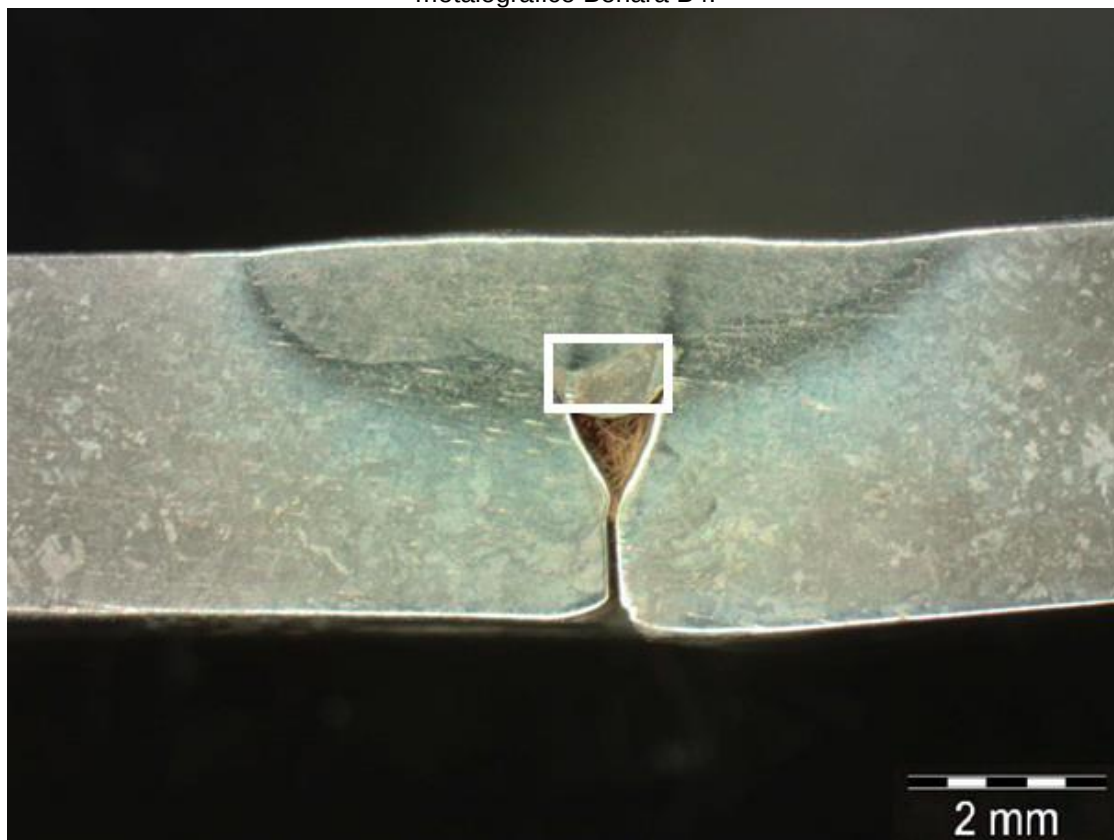
É possível observar pelo mapeamento de fases, que além de martensita, martensita revenida, não há traço nenhum de austenita, sendo a ferrita colorida no tom vermelho. Juntamente está representada a orientação cristalográfica da mesma microestrutura. O mapeamento por orientação cristalográfica indica que a ferrita nesse mapeamento da amostra 5x47x94mm, apresenta diferentes orientações e acompanha as orientações dos grãos.

Observa-se que a disposição da ferrita é homogênea ao longo de toda a microestrutura da área analisada.

5.7. ANÁLISES POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV/FEG)

Nesse tópico, são apresentadas as imagens feitas no Microscópio Eletrônico de Varredura (FEG) da amostra 5x47x94mm. Foram feitas imagens na região do fundo do cordão, como pode ser visto na Figura 86, com objetivo de identificar austenita e avaliar aspectos morfológicos das fases e microconstituintes.

Figura 86 – Área analisada por FEG da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda. Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

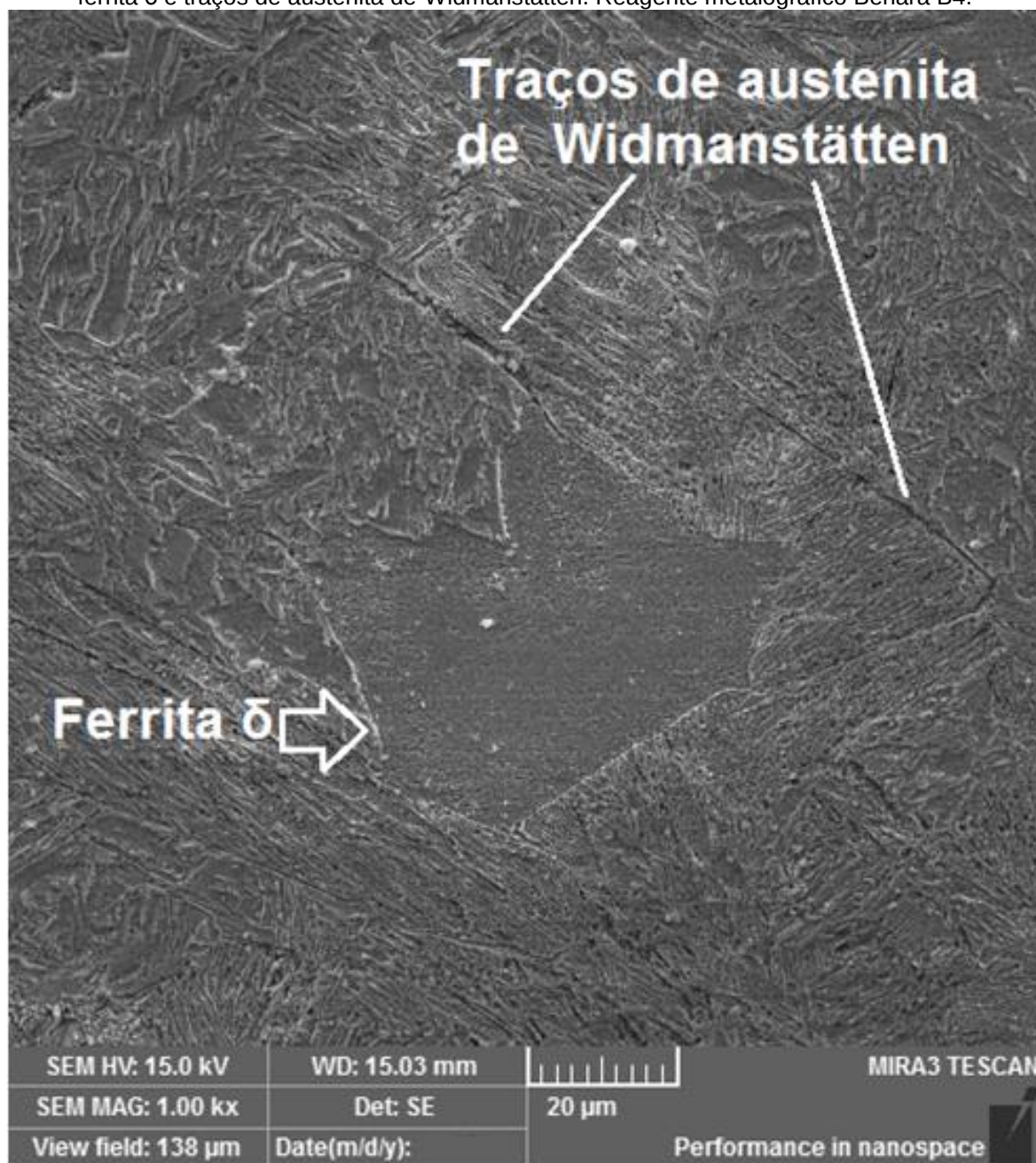
A microestrutura do fundo do cordão de solda a zona fundida é caracterizada por grãos no formato colunar. Estes grãos colunares se estendem como já visto anteriormente, vão da linha de fusão em direção à superfície da solda a qual é a direção preferencial à extração de calor do material e direção pelo qual o processo de solidificação ocorre durante o resfriamento. [88] .

As figuras revelaram um padrão repetitivo, e cada dos grãos parece seguir uma direção de orientação cristalográfica comum. Essas morfologias são criadas pelo crescimento incompleto dos grãos de austenita de Widmanstätten, durante o estado sólido na transformação de fase $\delta \rightarrow \gamma$, deixando em seus limites austenita de Widmanstätten, e a ferrita δ delineando a frente de crescimento [97].

Os traços de austenita de Widmanstätten foram encontrados dentro de ripas colunares de martensita. A austenita de Widmanstätten foi formada durante o resfriamento da fase ferrita e vestígios estreitos em formato de cunhas formam-se a partir dos limites da antiga ferrita δ , ficando entre os grãos colunares [70].

A Figura 87, demonstra o padrão repetitivo dos grãos, traços de austenita Widmanstätten e mostra a ferrita δ no formato poligonal.

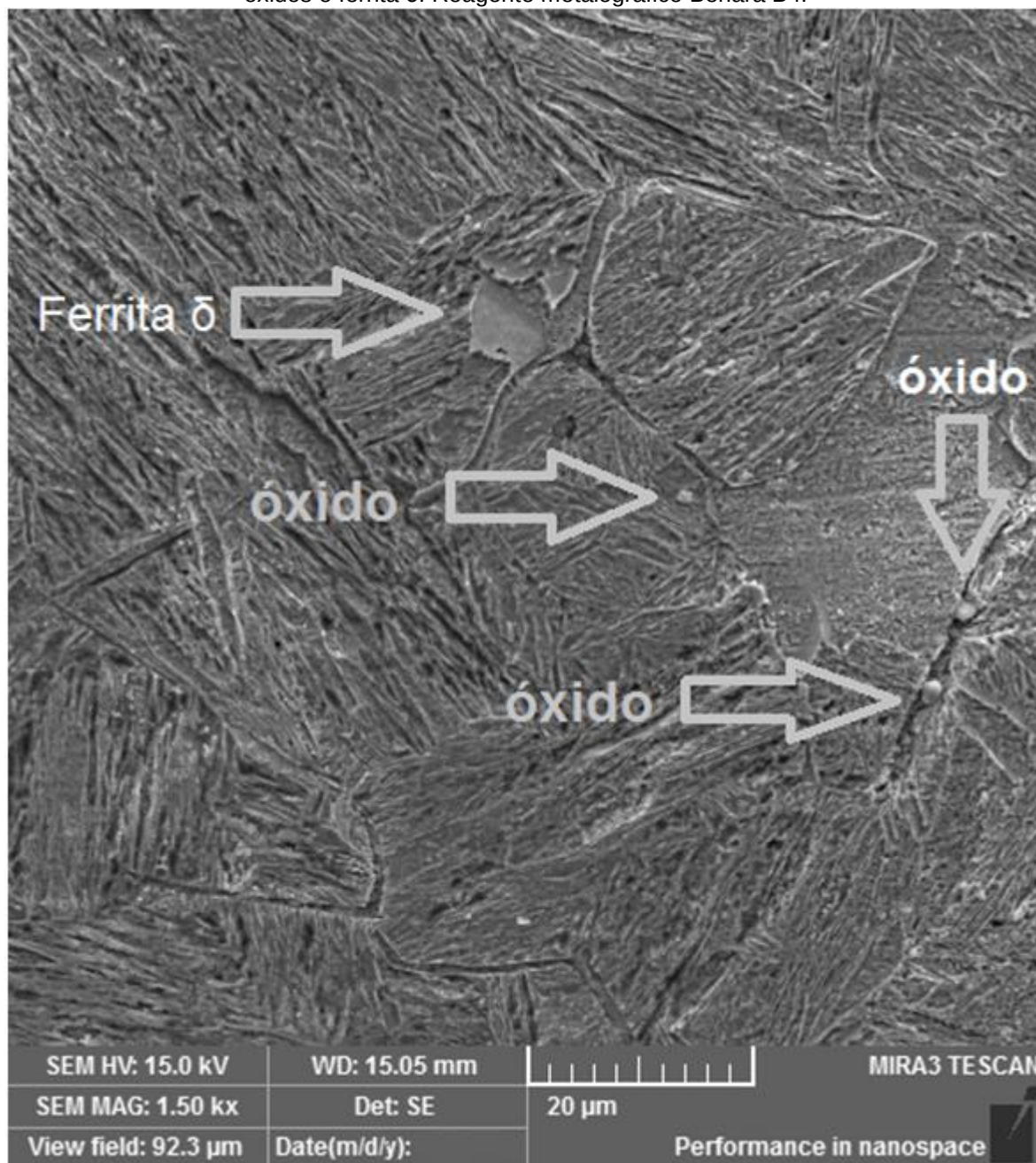
Figura 87 – Área analisada por FEG da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda revelando ferrita δ e traços de austenita de Widmanstätten. Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

As imagens revelaram a presença de óxidos, estas inclusões apresentam formato circular como pode ser visto na Figura 88[83,96].

Figura 88 – Área analisada por FEG da amostra 5x47x94mm, Região do cordão de solda; revelando óxidos e ferrita δ . Reagente metalográfico Behara B4.



Fonte: O Autor

Os óxidos foram formados pela reação de oxidação de elementos químicos na poça de fusão (zona fundida) e pelas elevadas temperaturas expostas ao metal base [83,96].

Conforme a literatura a análise de composição dessas partículas de óxidos na região de solda consiste em óxidos de alumínio, silício e zircônio [98].

5.8. PERFIS DE DUREZA

A realização de medição de dureza Vickers do material tiveram por finalidade o levantamento de valores de dureza da secção transversal das juntas soldadas. Esta análise possibilitou a construção de perfis de dureza para as duas amostras, como pode ser observado na Figura 88 para a amostra 5x47x94mm e na Figura 89 para a amostra 15x47x94mm, identificando as diferentes regiões da ZTA e do metal base. Tais valores servem como parâmetro para a identificação das regiões citadas anteriormente e suas respectivas fases [82].

Os perfis de dureza obtidos mostram uniformidade para os valores de dureza encontrados para o metal da solda na amostra 5x47x94mm, o qual obteve um valor médio de dureza de 344 ± 6 HV. A zona termicamente afetada (ZTA) apresentou uma extensão de 1,3 mm para o interior do metal base. Este valor foi obtido a partir das medidas de micro dureza, aliadas às técnicas de microscopia empregadas [88].

A diferenciação entre a ZTA-AT para com o metal da solda na ZF na amostra 5x47x94mm, foi realizada através do critério o qual o valor da dureza deveria se diferenciar da média dos valores encontrados para o metal da solda. Assim sendo, obteve-se valores de 319 ± 6 HV, correspondente à microestrutura de martensita revenida na primeira porção da ZTA-AT [20,88].

A região da ZTA₂ na amostra 5x47x94mm, a qual aprecia temperaturas acima da necessária para a completa transformação da austenita em ferrita delta, durante o processo de soldagem, apresentou valores de dureza de 319 ± 6 HV a 328 ± 9 HV. Este valor médio é referente microestrutura martensítica grosseira formada na região e a retenção de ferrita delta a temperatura ambiente, aliado ao fato de que durante o resfriamento ocorreu a dissolução de carbeto para a matriz austenítica, a qual se tornou rica em carbono [20,53,92].

ZTA₃ é a porção onde o metal base foi aquecido a temperaturas acima da necessária para formação de ferrita delta, sendo esta fase encontrada nos contornos de grão pertencentes a austenita consumida para a transformação martensítica. Na amostra 5x47x94mm, os valores médios de dureza vão de 328 ± 9 HV a um máximo de 379 ± 4 HV. Estes valores são devido à incompleta dissolução de carbeto durante o aquecimento, tornando a matriz pobre em carbono, além da formação de porções de ferrita delta nos contornos de grão refinados [49,53,87].

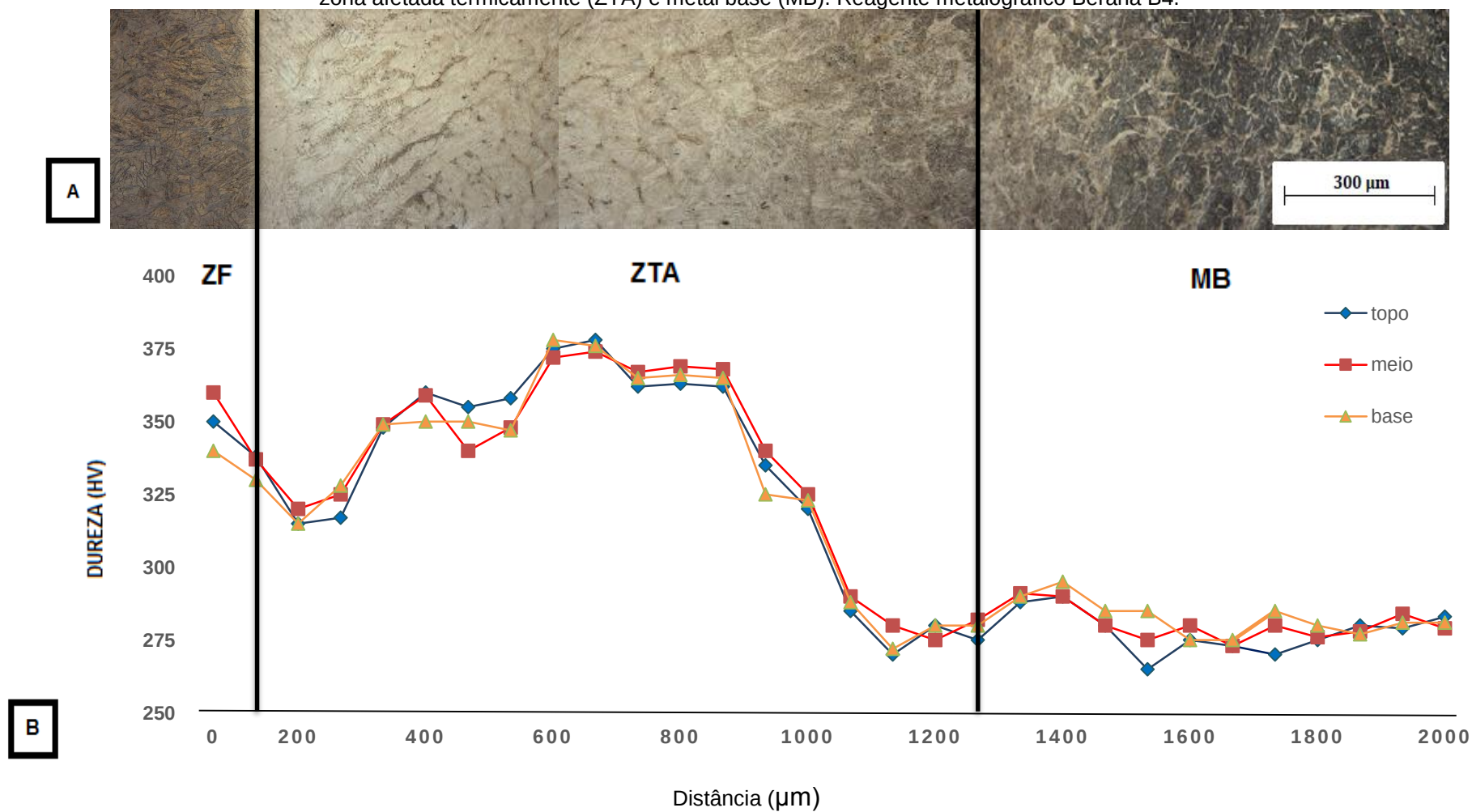
Os valores de dureza da ZTA₄ representam o início de um decréscimo em direção ao metal base. Na amostra 5x47x94mm, os valores desta porção vão de 378 ± 5 HV a 338 ± 8 HV na seção transversal da amostra. Isso está de acordo com a microestrutura martensítica formada a partir da austenita e a martensita não transformada encontrada para esta região [38,86].

A fronteira da ZTA₅ com o metal base é a região a qual apresenta o maior decréscimo dos valores médios de dureza até um valor constante que representa a dureza do metal base. O valor médio encontrado para esta região na amostra 5x47x94mm, se situa entre 326 ± 4 HV à 276 ± 7 HV. Estes valores estão de acordo com a microestrutura que contém martensita revenida, ferrita delta e austenita retida [54,99].

A extensão da ZTA para a amostra 15x47x94mm onde a solda foi executada em vários passes, não foi possível determinar pelos vários ciclos térmicos impostos a peça, pode-se apenas observar a zona fundida onde as médias de dureza foram de 311 ± 24 HV, a zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) onde as médias de dureza foram de 326 ± 33 HV e o metal base onde obteve as médias de dureza de 292 ± 27 HV conforme pode ser visto na Figura 89[22].

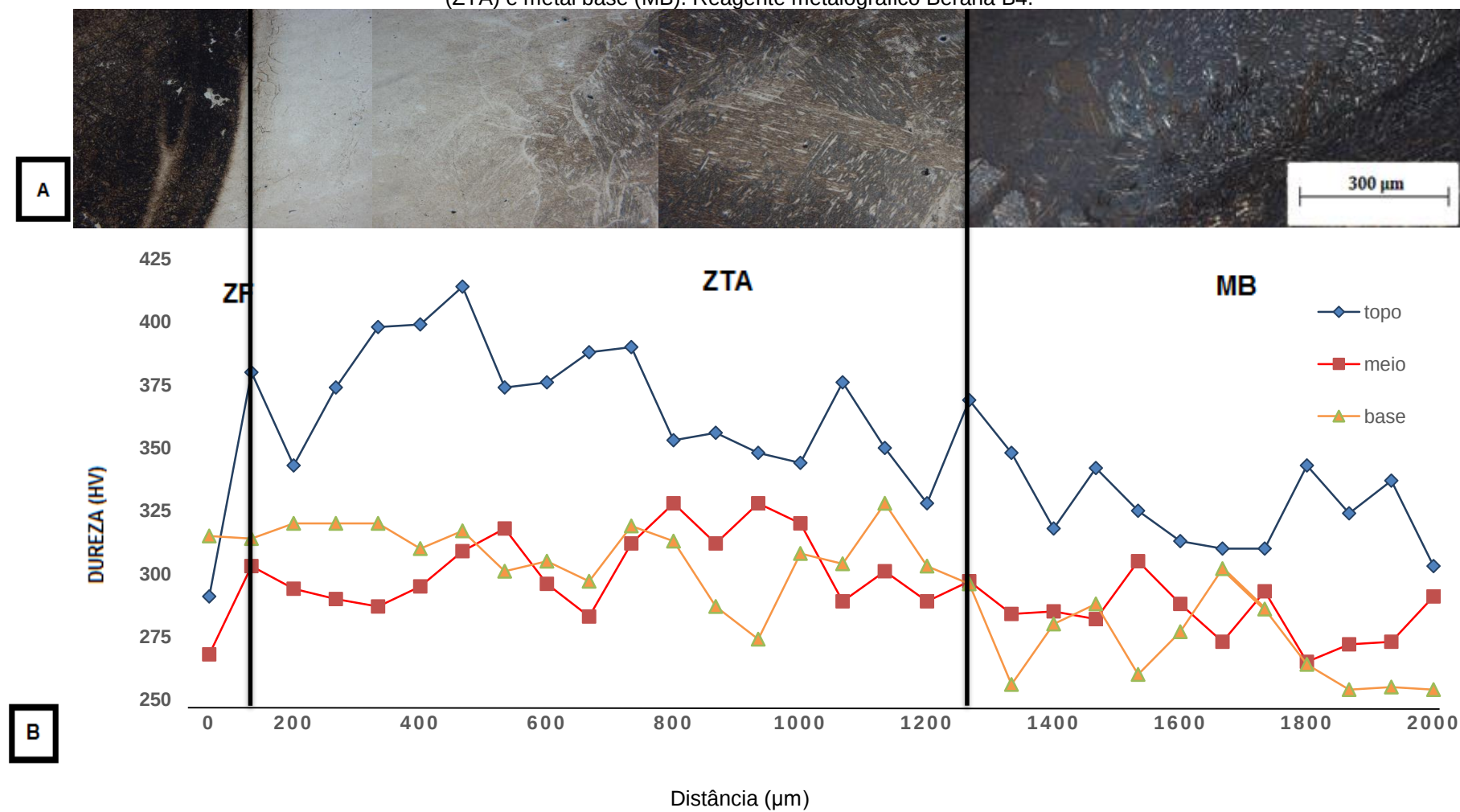
Verificou-se que há influência dos vários ciclos térmicos dos passes subsequentes, nos valores de microdureza associada à interface entre os passes anteriores. Nos passes superiores aonde o efeito do ciclo térmico não está associado obtemos os maiores valores de microdureza. À medida que os cordões de solda são afetados por um ou mais ciclos térmicos os valores de microdureza diminuem [22].

Figura 89 – Correlação do perfil de micro dureza versus microestrutura da amostra 5X47X94 mm, soldado com único passe. (a) Perfil microestrutural do aço soldado com único passe e (b) perfil de durezas para o topo, meio e base da amostra, com destaque para as regiões de zona fundida (ZF), zona afetada termicamente (ZTA) e metal base (MB). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

Figura 90 – Correlação do perfil de micro dureza versus microestrutura da amostra 15X47X94 mm, solda multipasse. (a) Perfil microestrutural do aço soldado multipasse e (b) perfil de durezas para o topo, meio e base da amostra, com destaque para as regiões de zona fundida (ZF), zona afetada termicamente (ZTA) e metal base (MB). Reagente metalográfico Beraha B4.



Fonte: O Autor

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos com este trabalho permitem concluir que:

- A microestrutura da amostra de aço inoxidável martensítico CA6NM no estado como recebido era composta basicamente por ripas de martensita. Constatou-se a presença de ferrita delta entre as ripas de martensita. Austenita retida não foi observada pela resolução do microscópio ótico empregado, porém a mesma é descrita na literatura[20,41,100];
- O ciclo térmico promovido pelo processo de soldagem gerou diferentes regiões termicamente afetadas na amostra, sendo que a sua distinção foi possível na amostra 5x47x94mm com único cordão de solda, através das análises macro e microscópica, não sendo possível a sua identificação na amostra 15x47x94mm, multipasse, devido a vários níveis de têmpera pelos vários ciclos térmicos impostos a amostra;
- A zona fundida tanto na amostra 5x47x94mm quanto na amostra 15x47x94mm apresentaram crescimento de grãos colunares na direção de extração de calor. Sendo as suas microestruturas compostas por ripas de martensita e traços de austenita. A ferrita delta foi melhor evidenciada nas regiões próximas a linha de fusão e no cordão de solda e a média de durezas para esta região foi de $344 \pm 6\text{HV}$ para a amostra 5x47x94mm. Para a amostra 15x47x94mm a ferrita delta foi melhor identificada nos cordões de solda em especial nas bandas de soldagem e no último cordão de solda e as médias de dureza para a zona fundida de fusão foi de $311 \pm 24\text{HV}$, a zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) onde as médias de dureza foram de $326 \pm 33\text{HV}$ e o metal base onde obteve as médias de dureza de $292 \pm 27\text{HV}$, essa variação se dá ao revenimento que os passes anteriores promovem na amostra multipasse;
- O crescimento de grão foi evidenciado nas regiões da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) próxima à zona fundida (ZF), estando presente ferrita delta na forma de rede nos contornos de grão para a amostra 5x47x94mm. Para a amostra 15x47x94mm observa-se também um crescimento de grão nas regiões da zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) próxima à zona fundida (ZF) e um refino de grão entre os cordões de solda explicado pelo reaquecimento a temperaturas acima de 800°C pelos passes subsequentes sendo que o último cordão apresentou grãos de maior tamanho pelo rápido resfriamento do topo, observou-se

também uma maior quantidade de ferrita delta na região interpasse, chamada bandas de soldagem.

- A Zona termicamente afetada de alta temperatura ZTA-AT apresentou a maior dureza da secção transversal das amostras soldadas (379 ± 4 HV) para a amostra 5x47x94mm e de 326 ± 33 HV para a amostra 15x47x94mm, devido ao fato de que nestas regiões as temperaturas são suficientemente altas para que ocorra a alguma precipitação de carbeto na estrutura austenítica e posterior transformação em martensita, além do fenômeno de refino de grãos na estrutura; as diferenças de dureza das duas amostras se deve ao efeito de revenimento que a amostra 15x47x94mm sofreu pelos vários ciclos térmicos impostos.
- A zona termicamente afetada de baixa temperatura (ZTA-BT) apresentou microestrutura mista composta principalmente por martensita (revenida), que apresentou coloração escurecida ao reagente metalográfico Beraha B4, e martensita não transformada, que apresentou coloração clara ao ataque químico empregado e dureza média de 378 ± 8 HV à 276 ± 7 HV para a amostra 5x47x94mm e de 290 ± 26 HV para a amostra 15x47x94mm.
- As amostras 5x47x94mm e 15x47x94mm foram analisadas pela técnica de EBSD com intuito de identificar a presença de austenita retida nas amostras, na amostra 5x47x94mm foram feitos dois mapas um na zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e outro mapa do cordão de solda, para a amostra 15x47x94mm, foi feito um mapa que também analisava a zona termicamente afetada de alta temperatura (ZTA-AT) e revelaram somente a presença de martensita, martensita revenida, ferrita delta e nenhuma austenita retida.
- Foram feitas imagens no Microscópio Eletrônico de Varredura (FEG), com objetivo de revelar austenita retida na amostra 5x47x94mm, onde foi realizado na região de fundo do cordão de solda, as imagens de FEG revelaram traços de austenita de Widmanstätten que foi formada durante o resfriamento e transformou-se em martensita, foi possível a identificação de ferrita delta e a presença de óxidos, estas inclusões apresentaram o formato circular que foram formados pela reação de oxidação de elementos químicos na poça de fusão (zona fundida) e pelas elevadas temperaturas expostas ao metal base.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Energia Hidrelétrica. **Brasil Escola**, São Paulo. Disponível em: <<http://www.brasilecola.com/geografia/energia-hidreletrica.htm>>. Acesso em: 19 de Junho de 2017.
2. **ELETRONORTE, ELETROSUL, FURNAS, CHESF, CEMIG, CESP, ITAIPU, COPEL, CEB, LIGHT, ESCELSA, ENERSUL, ELETROPAULO CEC**. Relatórios Técnicos e Informações Técnicas da maioria das Companhias do Setor Elétrico do Brasil. 1997;
3. KRUPPA, R.G. PUKASIEWICZ, A.G.M., KOVALESKI, L., LUZ A. A influência do aporte térmico na metalurgia de soldagem de revestimentos de aço inoxidável com cobalto. **Revista de Engenharia e Tecnologia**, v.3(n.2),p.1-9, 2011.
4. **JORNAL DE ITAIPU ELETRÔNICO**. Técnica se manifesta sobre a U06. Disponível em: <<http://jie.itaipu.gov.br/node/45217>>. Acesso em: 19 de Junho de 2017.
5. FOLKHARD E. Welding metallurgy of austenitic stainless steels. **Wien, Springer-Verlag** p.197-222, 1988.
6. GRACIOSO JFF. **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Florianópolis, 2003.
7. CRAWFORD JD. CA6NM an Update. - **29th Annual Steel Founder's Society of America Technical and Operating Conference**. p.1-13,1974
8. BILMES, P.D.; LIORENTE CL. PIJ. Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high strength steel welds. **Journal of Materials Engineering and Performance**. v.9 p.609–615,2000.
9. CARDOSO,RL et.al. Avaliação da influência de gases de proteção contendo diferentes teores de CO₂ nas características dos revestimentos soldados visando o reparo de turbinas erodidas por cavitação. **Soldagem e Inspeção**. ano 8, n.2, p.68-74, 2003.
10. Flame Straighening and Distortion Control. **Flame Straighening Technology**, New York. Disponível em: <<http://johnstewartbooks.weebly.com/profile-page-john-p-stewart.html>>. Acesso em: 20 de Junho de 2017.
11. RUSZCZYK LV de A. **Estudo da variação Microestrutural de um aço inoxidável martensítico CA6NM decorrente da soldagem em múltiplos passos**. Projeto de Graduação 01 – Universidade de Brasília, 2012.
12. ESPITIA, L.A., VARELA, L., PINEDO, C.E., TSCHIPTSCHIN AP. Cavitation erosion resistance of low temperature plasma nitrided martensitic stainless stell.**Wear**. v. 301(n.1-2), p.449–456, 2013.
13. MIRAKHORLI F, CAO X, PHAM X-T, WANJARA P, FIHEY JL. Phase structures and morphologies of tempered CA6NM stainless steel welded by hybrid laser-arc

process. **Materials Characterization**.v.123 p.264–274, 2017.

14. PEREIRA, A. S.; BUSCHINELLI, A. J. A.; HENKE, S. L.; NIÑO CE. Estudo comparativo do reparo por soldagem dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 410 e CA6NM - **I Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF**. Curitiba: 2001, Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2001.

15. TIMÓTEO, MG. AKSOY M. Características Básicas e Cuidados dos Aços Inoxidáveis. **Acesita (Associada ao grupo Arcelor)**, p.9, Minas Gerais: 2001.

16. FEDELE, R.; BRANDI, S.D.; LEBRÃO SG. Soldagem multipasse do aço inoxidável duplex uns S31803 por eletrodo revestido. - **Congresso Nacional de Soldagem**. Belo Horizonte, 1999.

17. CHIAVERINI V. Aços e Ferros Fundidos. **Associação Brasileira de Metais**; 4oed., São Paulo, 1979.

18. ANSELMO N, MAY JE, MARIANO NA, NASCENTE PAP, KURI SE. Corrosion behavior of supermartensitic stainless steel in aerated and CO₂-saturated synthetic seawater. **Materials Science and Engineering A**. v.428(1–2):73–79, 2006.

19. MODENESI PJ. **Coleção Tecnologia da Soldagem**: Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. São Paulo, 2001.

20. LIPPOLD J, KOTECKI D. Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. **John Wiley & Sons, Inc.**,2005.

21. CAMILLO, A. P. C., ROVERE CA., AQUINO JM, KURI SE. “Efeito do revenido na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis supermartensíticos.” **Revista Escola de Minas**. v.63(1) p.117–122, 2010.

22. CARROUGE D, BHADSHIA HKDH, WOOLLIN P. Microstructural change in high temperature heat-affected zone of low carbon weldable '13% Cr' martensitic stainless steels. **Stainless Steel World**, p.16–23, 2002.

23. KRAUSS G. Martensite in steel: strength and structure. **Materials Science and Engineering: A**, v. 273–275, p.40–57, 1999.

24. REICK, W. POHL, M. & PADILHA AF. O desenvolvimento dos aços inoxidáveis ferríticos-austeníticos com microestrutura duplex. **Metalurgia e Materiais – Associação Brasileira de Metais**, v.48(409), p. 551–563. 1992.

25. PETTY ER. Martensite: Fundamentals and Technology. **Longman Group Ltd**. p.119–136 e 174, 1970.

26. ASM HANDBOOK COMMITTEE. Welding brazing and soldering. **ASM Handbook**. v.6, p.2873, 1993.

27. HANDBOOK AS. Stainless Steel. **ASM**, 2th ed. 1996.

28. MODENESI PJ. **Apostila do Curso de Metalurgia da Soldagem**. Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 1998.

29. LESLIE WC. The physical metallurgy of steels. **McGraw-Hill series in Material Science and Engineering**, USA, 1981.
30. Nalbone C. Effects of Carbon Content and Tempering Treatment on the Mechanical Properties and Sulfide Stress-Corrosion Cracking Resistance of AOD-Refined CA6NM. **Stainless Steel Castings**. ASTM STP 756. V. G. Behal and A. S. Melilli, 1982.
31. RODRIGUES, C.A.D., DI LORENZO, P.L., SOKOLOWSKI, A., BARBOSA, B.C.A., ROLLO CJMDA. Desenvolvimento do Aço Supermartensítico Microlegado ao Titânio. - **60º Congresso Anual da ABM**, 2005.
32. AKSELSSEN, O.M., JOHNSEN, R., EGGEN, T.G., NYHUS B. Welding and Corrosion/Corrosion Protection of 12%Cr steel – A State of the Art Review. **SINTEF Report**, 2005.
33. KONDO K, OGAWA K, AMAYA H, UEDA M, OHTANI H, KONDO, K; OGAWA, K; AMAYA.H; UEDA, M; OHTANI H. Development of Weldable Super 13Cr Martensitic Stainless Steel for Flowline. - **International Offshore and Polar Engineering Conference**, v.3, p.303–309, 2002.
34. HANIDYA I. ASM Metals Handbook, Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys. **ASM International**, v.1, Metals Park, Ohio, 1990.
35. A.ASTM. ASTM A743/A743M/95: Standard Specification For Castings, Iron-Chromium, Iron-Chromium-Nickel, Corrosion Resistant, for General Application. **Standard ASTM**, 1988.
36. PUKASIEWICZ A.G.M. **Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Martensítico Tipo CA6NM**. Dissertação de Mestrado em Engenharia, Engenharia e Ciência dos Materiais, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná, Curitiba PR, 2002.
37. SMITH WF. Structure and Properties of Engineering Alloys. **McGraw- Hill**, 2. ed. Singapore, 1993.
38. CHIAVERINI V. Aços-carbono e aços-liga: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. **Associação Brasileira de Metais**, 2o edição, São Paulo, 1965.
39. STRAUBE H. Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels. - **Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design**, p.12–14, 1988.
40. CHIAVERINI V. Aços-carbono e aços-liga: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. **Associação Brasileira de Metais**, 2o edição, São Paulo, 1965.
41. CALLISTER JR. WD. Materials science and engineering: an introduction. **John Wiley & Sons**, 7.ed., New York, v.8, 2003.
42. LEEM D-S, LEE Y-D, JUN J-H, CHOI C-S. Amount of retained austenite at room

temperature after reverse transformation of martensite to austenite in an Fe–13%Cr–7%Ni–3%Si martensitic stainless steel. **Scripta Materialia**, v.48, p. 767-772, 2001.

43. BHADESHIA, H. K. D. H.HONEYCOMBE, R. Steels : microstructure and properties. **E. Arnold**; 1981.

44. AELION D.L. Avaliação Correta de Aços Inoxidáveis e Refratários Fundidos. Informativo 27 CIF(ABIFA), **Revista Fundição**, 1981.

45. PADILHA, A. F. e GUEDES LC. Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutura e Propriedades. **Hemus Editora Limitada**, São Paulo, 1994.

46. CRAWFORD JD, ROHRIG K, BECHET S. High strength cast stainless steels with enhanced corrosion resistance. **ASTM STP**. v.756, p.355–368, 1982.

47. PEREIRA AS, SANTOS A. **Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem em aços inoxidáveis martensíticos, com metal de adição similar sem TTP**. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Florianópolis, SC. 2000.

48. Pereira, O.J. & Beech J. Solidification technology in the foundry and cast house. **Conventry Metal Society**, London: 1980.

49. Bilmes, P.D. Solari M. & Llorente C. L. Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr-nimo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, p.285–296, 2001.

50. Tani F et al. Definition of experimental cycles for reducing the amount of delta ferrite in precipitation-hardening martensitic stainless steels. **Quaderni Pignone**, p.17–45, 1988.

51. KEJELIN NZ. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em solda de metais dissimilares**. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Florianópolis, SC. 2006.

52. NELSON TW, LIPPOLD JC, MILLS MJ. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1 - nucleation and growth. **Welding Journal (Miami, Fla)**, v.78(10), p.329–s,1999.

53. KOU S. Welding Metallurgy. John Wiley & Sons, 2ed. New Jersey, 2003.

54. THIBAUT D, BOCHER P, THOMAS M. Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v.209(4), p. 2195-2202, 2009.

55. BREZINA P. Martensitic CrNi steels with low carbon content. **Escher Wyss News**. p. 218-235, 1980.

56. GOOCH TG. Heat Treatment of Welded 13%Cr-4%Ni Martensitic Stainless Steels for Sour Service. **Welding Research Supplement**, p. 213–223, 1995.

57. BUSCHINELLI. A. J. A. **Técnicas de reparo por soldagem sem tratamento**

térmico de alívio de tensões e sua aplicação a aços Cr-Mo. Florianópolis, 1992.

58. GONÇALVES BHB. **Estudo comparativo da resistência à erosão por cavitação do metal de solda depositado por um arame tubular tipo 13%Cr - 4%Ni - 0,4%Mo e do aço fundido ASTM A 743 CA-6NM.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

59. BAAS P. Recommended welding procedure for cladding and joining with metal cored wire PZ6166. **Filarc Welding Industries B.V**, Switzerland, 1996.

60. OÑORO J. Martensite microstructure of 9–12%Cr steels weld metals. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 180(1–3), p.137–142, 2006.

61. PUNDT A, KIRCHHEIM R. Hydrogen in metals: Microstructural Aspects. **Annual Review of Materials Research**, v.36(1), p. 555–608, 2006.

62. SMIRNOVA A, JOHNSEN R, NISANCIOGLU K. Effect of tensile stress on hydrogen permeation in 13% Cr supermartensitic stainless steel. **Eurocorr**, Paper No.9474, 2010.

63. FLAVIEN, V., ASDIN, A., CÉDRIC, B., ET AL. Mobility and trapping of hydrogen in high-strength steel. **Eurocorr**. 2013, Disponível em: <https://hal.inria.fr/file/index/docid/993181/filename/Vucko_-_Mobility_and_trapping_of_hydrogen_in_high-strength_steel.pdf> acesso em 30 de Junho de 2017.

64. MARCHI, C., SOMERDAY, B., ROBINSON, S., "Permeability, solubility and diffusivity of hydrogen isotopes in stainless steels at high gas pressures". **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 32, n. 1, p. 100–116, 2007. MARCHI C, SOMERDAY B, ROBINSON S. Permeability, solubility and diffusivity of hydrogen isotopes in stainless steels at high gas pressures. *Int. J. Hydrogen Energy*. 2007 Jan;32(1):100–116.

65. TIMMINS PF, ASM INTERNATIONAL. Solutions to hydrogen attack in steels. **ASM International**, p.181, 1997.

66. SOURMAIL T. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. **Materials Science and Technology**. v. 17(1), p.1–14, 2001.

67. CARDOSO PHS, KWIETNIEWSKI C, PORTO JP, REGULY A, STROHAECKER TR. The influence of delta ferrite in the AISI 416 stainless steel hot workability. **Materials Science and Engineering A.**, v.351(1–2), p.1–8, 2003.

68. ZANETIC ST, ALONSO-FALEIROS NA. Determinação do Grau de Sensitização de Aços Inoxidáveis Austeníticos pelo método DL-EPR. **Boletim Técnico da Faculdade de Tecnologia de São Paulo**, p.107–114, 2001.

69. RH., MEYRICK G. WAGONER. **Class Notes in Physical Metallurgy of Steel.** Ohio State University, 1998.

70. CARROUGE D. **Phase Transformations in Welded Supermartensitic Stainless Steels.** University of Cambridge, 2002.

71. ROBSON JD, BHADSHIA HKDH. Modelling precipitation sequences in powerplant steels Part 2 – Application of kinetic theory. **Materials Science and Technology**, v.13(8), p.640–644, 1997.
72. A. A. C. ASSELLI, M. R. V. DE ARAÚJO, R. C. TOKIMATSU WJY, GALLEGOS VAV E J. Morfologia dos grãos de austenita formados no cordão de solda feito pelo processo de arco submerso. **17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, p. 4630–4639, 2006.
73. MJV SOLDAS. **Vareta Anti Desgaste AWS ER410 NiMo**. Disponível em: <<http://www.mjvsoldas.com.br/produto/mjv-vareta-anti-desgaste-aws-er-410-nimo.htm>>. Acesso em: 29 mar. 2017.
74. VOORT, G. V. **Selected Tint Etchants**. Outubro de 2017. Disponível em: <<http://www.metallography.com/etching/table.htm>>.
75. HAINES, R. **Optical Microscopy of Material**. Glasbow: International Textbook Company, 1984.
76. INTERNATIONAL, A. **ASTM E384 – 11e1 Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials**. West Conshohocken, PA, 2005.
77. Dedavid BA, Gomes CI, Machado G. **MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA - Aplicações e preparação de amostras - Materiais Poliméricos, metálicos e semicondutores**. 2007.
78. SCHWARTZ, A. J.; KUMAR, M.; ADAMS, B. L.; FIELD, D. **Electron Backscatter Diffraction in Materials Science**. Springer US, 2010.
79. HUMPHREYS, F. J. Characterisation of fine-scale microstructures by electron backscatter diffraction (EBSD). **Scripta Materialia**. v. 51, pp. 771-776, 2004.
80. VANDER VOORT G. F. **Metallography and Microstructures**. ASM Handbook, ASM International. Ohio, USA, 2004.
81. UNIFEI. **O MEV na prática**. Agosto de 2013. Disponível em: <https://sites.google.com/a/unifei.net/emt/pratica>
82. HENKE, S. L.; **Efeito da soldagem plasma pulsada na microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável supermartensítico**. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.
83. WANG, P.; LU, S.P.; XIAO, N.M.; LI, D.Z.; LI, Y.Y.; **Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr–4Ni martensitic stainless steel**. *Materials Science and Engineering A*, 527, p. 3210-3216, 2010.
84. Kitahara H, Ueji R, Tsuji N, Minamino Y. **Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel**. *Acta Mater*. 54(5):1279–1288, 2006.
85. THIBAUT, D.; BOCHER, P.; THOMAS, M.; LANTEIGNE, J.; HOVINGTON, P.; ROBICHAUD, P. **Reformed austenite transformation during fatigue crack**

propagation of 13% Cr–4% Ni stainless steel. Mater Sci Eng A 528(21): 6519–6526, 2011.

86. CARROUGE, D.; BHADESHIA, H.; WOOLLIN, P. **Effect of δ -ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones.** Sci Technol Weld Join, 9(5):377–389, 2004.

87. ENERHAUG, J.; STEINSMO, U. **Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments.** Sci Technol Weld Join, 6(5):330–338, 2001.

88. SONG, Y.; LI, X.; RONG, L.; LI, Y. **Anomalous phase transformation from martensite to austenite in Fe-13% Cr-4% Ni-Mo martensitic stainless steel.** J Mater Sci Technol, 26(9):823–826, 2010.

89. Mirakhorli F, Cao X, Pham X-T, Wanjara P, Fihey JL. **Phase structures and morphologies of tempered CA6NM stainless steel welded by hybrid laser-arc process.** Mater. Charact. 123:264–274, 2017.

90. Mirakhorli F, Cao X, Pham XT, Wanjara P, Fihey JL. **Hybrid Laser-Arc Welding of 10-mm-Thick Cast Martensitic Stainless Steel CA6NM: As-Welded Microstructure and Mechanical Properties.** Mater. Sci. 47(7):3545–3563, 2016.

91. BARRA S. **Influência do processo MIG/MAG térmico sobre a microestrutura e a geometria da Zona fundida.** Tese de Doutorado, UFSC, 2003.

92. MOKHTABAD, M. et al., **Microstructure characterization of single and multipass 13Cr4Ni steel welded joints, Metallography, Microstructure, and Analysis.** p 1–12, 2015.

93. Hoffmeister H, Mundt R. **Investigations into the influence of carbon and nitrogen on the δ - γ transformation of ferritic-austenitic chromium-nickel.** Arch. fur das Eisenhüttenwes, 52:159–164, 1981.

94. CARROUGE D, **Study off the microstructure developing in the HAZ of a range of supermartensitic stainless steel.** Department of Materials Science and Metallurgy at the **University of Cambridge**, p1-195, 2002.

95. GOUVEIA, R. R. DE; GERALDO, A.; PUKASIEWICZ, M.; et al., **Efeito da temperatura interpasse na microestrutura, tenacidade ao impacto e propagação de trinca por fadiga de uniões soldadas por GTAW do aço ASTM A743-CA6NM.** , v. 18, n. 1, p. 127–136, 2012.

96. Thibault D. **Effects of Various Post-Weld Heat Treatments on Austenite and Carbide Formation in a 13Cr4Ni Steel Multipass Weld Effects of Various Post-Weld Heat Treatments on Austenite and Carbide Formation in a 13Cr4Ni Steel Multipass Weld.** Metallogr. Microstruct. 5(1):50–61, 2016.

97. G. Leone, H. Kerr. **The ferrite to austenite transformation in stainless steels,** Weld. J, 61:13–21, 1982.

98. M.M. Amrei, H. Monajati, D. Thibault, Y. Verreman, L. Germain, P. Bocher, **Microstructure characterization and hardness distribution of 13Cr4Ni multipass weld metal**, Mater. Charact. 111 (2016) 128–136, (2016).
99. SWENSSON, L. E. **Control of microstructures and properties in steel arc welds**. Book Esab Group, 1994.
100. RAMIREZ, J. E., **Weldability evaluation of supermartensitic stainless pipe steels** Weld. J., USA, v. 86, 2007.