

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Macrografia

As Figuras 70 e 71 apresentam, respectivamente, exemplos das macrografias obtidas das juntas soldadas pelo processo TIG autógeno manual com arco pulsado e não pulsado. A soldagem com arco pulsado resultou numa junta soldada com 0,84 mm de penetração e 3,68 mm de largura, enquanto a soldagem não pulsada resultou em 0,63 mm de profundidade e 3,01 mm de largura.

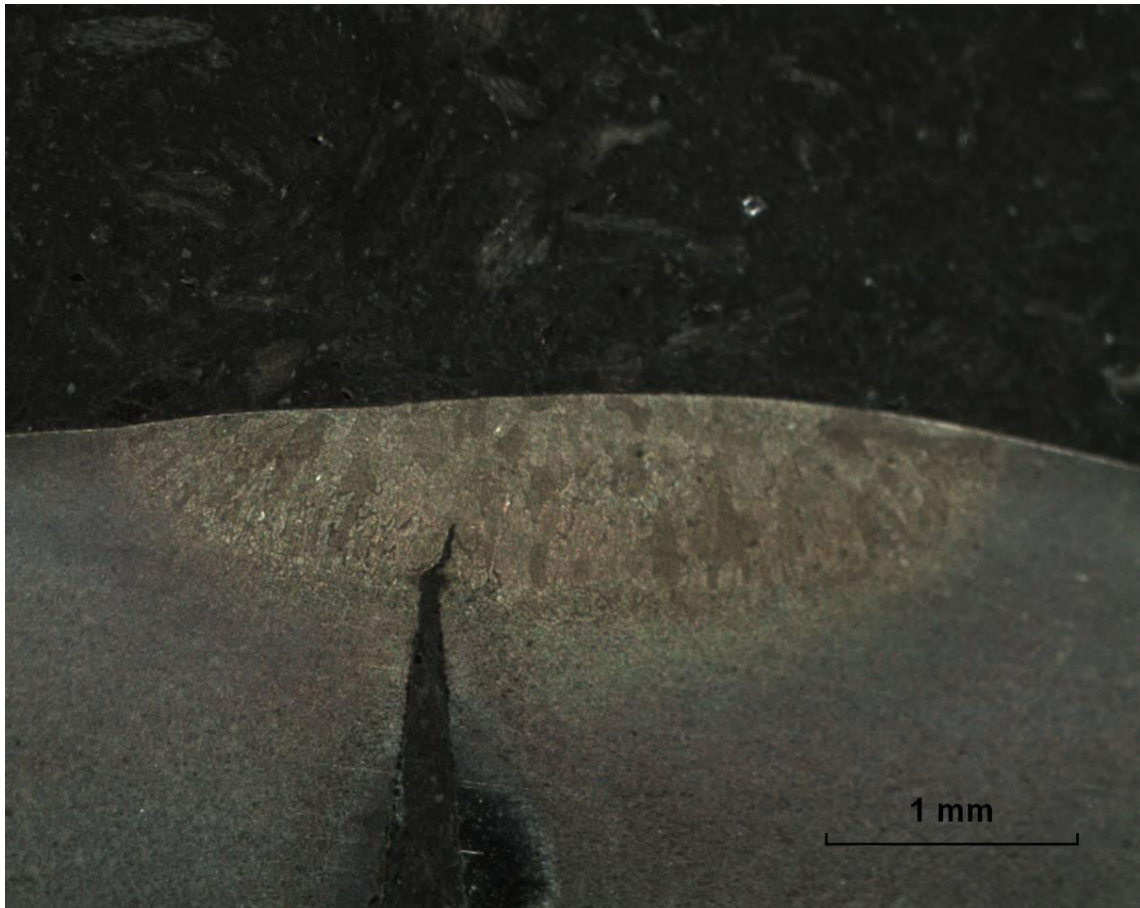


Figura 70: Macrografia da junta soldada arco pulsado. Ampliação 30X; Ataque: Behara.

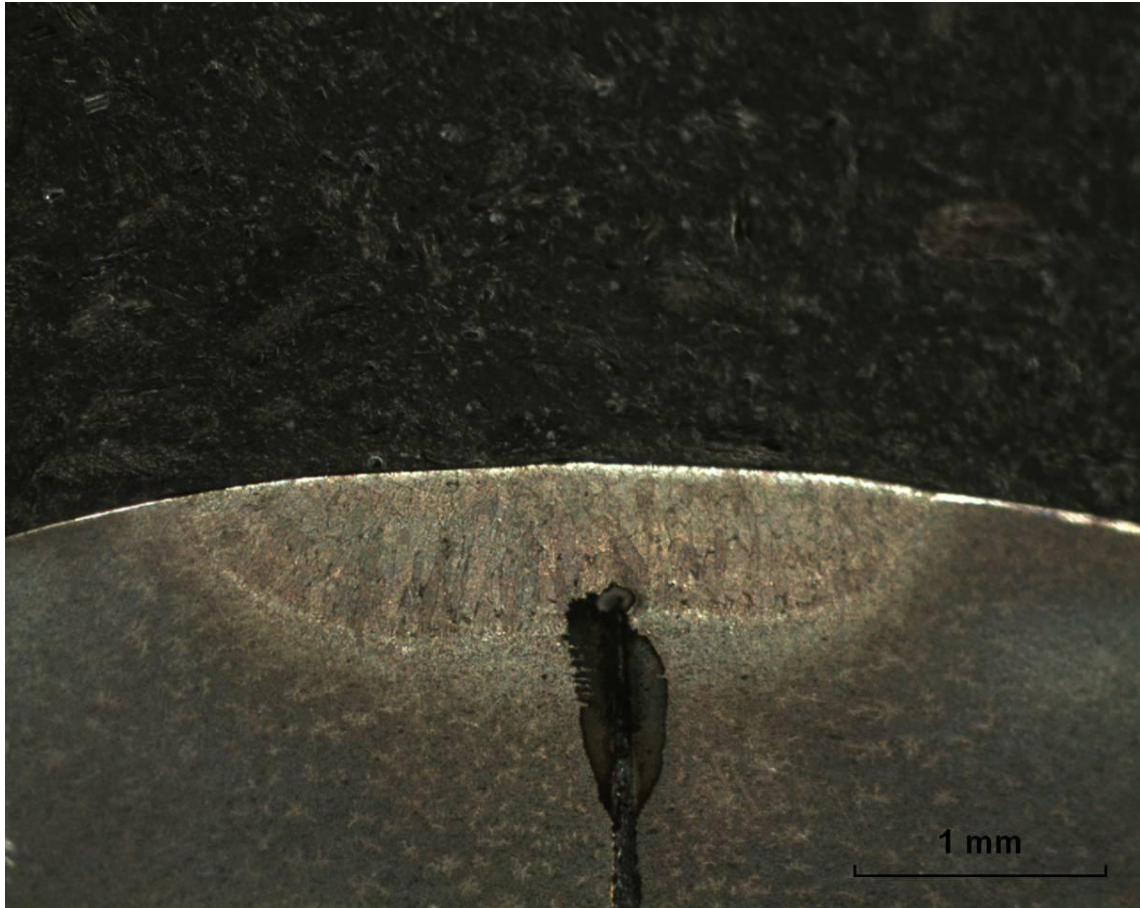


Figura 71: Macrografia da junta soldada arco não pulsado. Ampliação 30X; Ataque:Behara

O processo de arco pulsado gerou uma junta soldada com maior penetração, quando se comparando com o não pulsado. Este resultado corrobora com os obtidos por Wang, et. al., (2006) (Figura 30), para o procedimento de soldagem estando o material a 25°C, conforme apresentado na Tabela 19.

Tabela 19. Comparação dos resultados realizados com os obtidos por Wang, et. al., 2006.

Processo TIG	Penetração (Realizado)	Penetração (Wang et. Al., 2006)	Largura (realizado)	Largura (Wang et. Al., 2006)
Pulsado	0,84 mm	0,252 mm	3,68 mm	1,0 mm
Não Pulsado	0,63 mm	0,238 mm	3,01 mm	1,0 mm

A morfologia dos grãos esperada para cada modo de soldagem aqui testado, de acordo com Wang, et. al., (2006) seria a de grãos com geometria preferencialmente equiaxial para o modo pulsado, enquanto que para o não pulsado esperar-se-ia a formação de grãos com geometria preferencialmente alongada e colunar. Sabe-se que a soldagem com arco pulsado provoca uma melhor

distribuição térmica na poça de fusão e, portanto, um resfriamento com fluxo de calor mais bem distribuído através do processo de solidificação que gera um crescimento mais equiaxial dos grãos, ao contrário da soldagem com arco não pulsado. Segundo Wang, et. al., (2006) a formação de grãos equiaxiais é um resultado proveniente do processo de soldagem aplicando-se corrente direta pulsada, ou acelerando a taxa de arrefecimento, ou ainda tendo-se a ocorrência dessas duas situações simultaneamente. Já a condição contrária é conseguida por não haver variação da intensidade da corrente, ou seja, a corrente elétrica é mantida constante na intensidade máxima, assim não havendo agitação da poça. Por conseguinte, os grãos têm energia suficiente para coalescer na direção oposta ao fluxo preferencial de arrefecimento, por este efeito permite-se a obtenção de grãos com geometria mais alongada (ou colunar). As imagens macrográficas obtidas no presente trabalho (Figuras 70 e 71) não permitiram uma clara diferenciação dos aspectos geométricos dos grãos para que fosse identificada uma diferença entre grãos equiaxiais ou não. A presença de mais de uma fase na junta soldada e aspectos relacionados ao tipo de ataque químico utilizado podem ter interferido nesta observação.

3.2 Aspectos Micrográficos

As Figuras de 72 até 79 exemplificam as imagens obtidas para os aspectos microestruturais da junta soldada após a preparação e o ataque químico, conforme já descritos em Materiais e Métodos. As fases ferrita e austenita apresentaram uma coloração variada, a ferrita com tonalidades escuras e a austenita claras [ASM International, 2004]. Essas tonalidades são uma característica típica dos ataques coloridos realizados com reagentes que depositam filmes de sulfetos na superfície das amostras. O crescimento dos filmes de sulfeto é sensível à orientação cristalográfica dos grãos, além do tempo de ataque [Vurobi e Mitsuyuki, 2008].

Exemplos da região de transição entre metal de base e zona de fusão (zona termicamente afetada ou ZTA) são apresentados nas Figuras 64 e 65, modo não pulsado e pulsado, respectivamente.

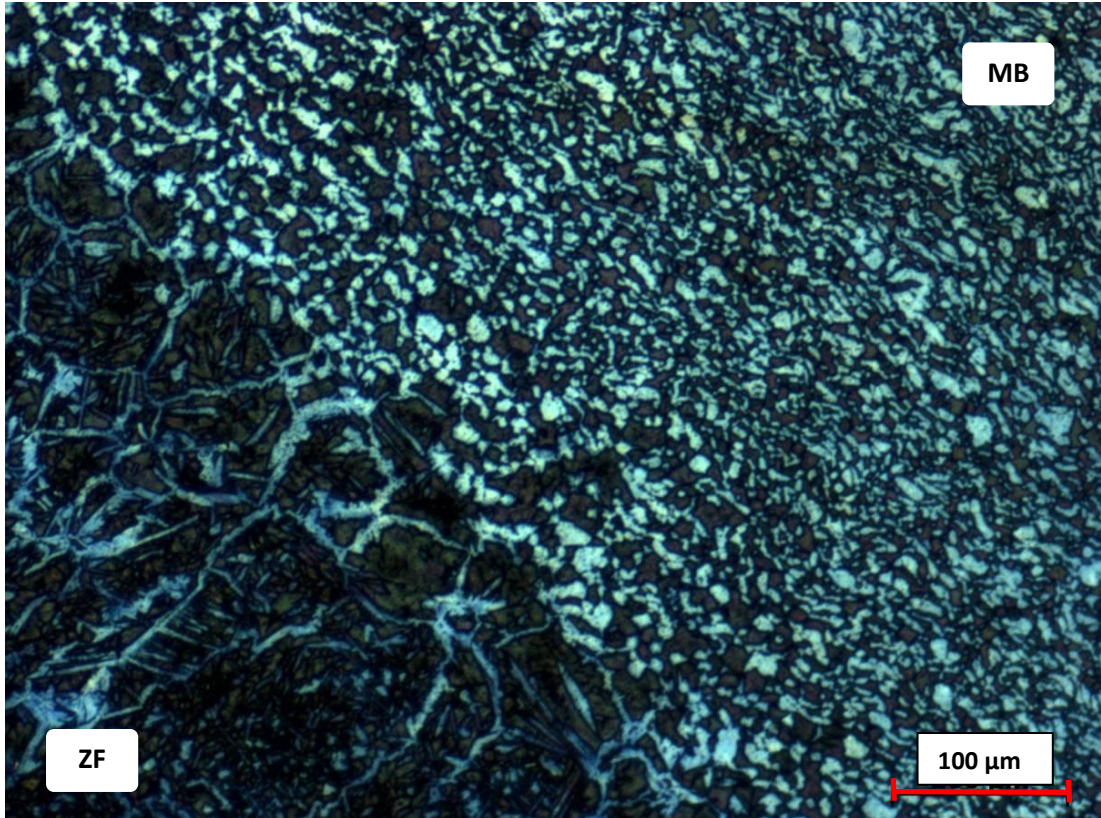


Figura 72: Zona de transição do Metal de Base para a Zona de Fusão. Arco não pulsado. Aumento 100X, Ataque Behara.

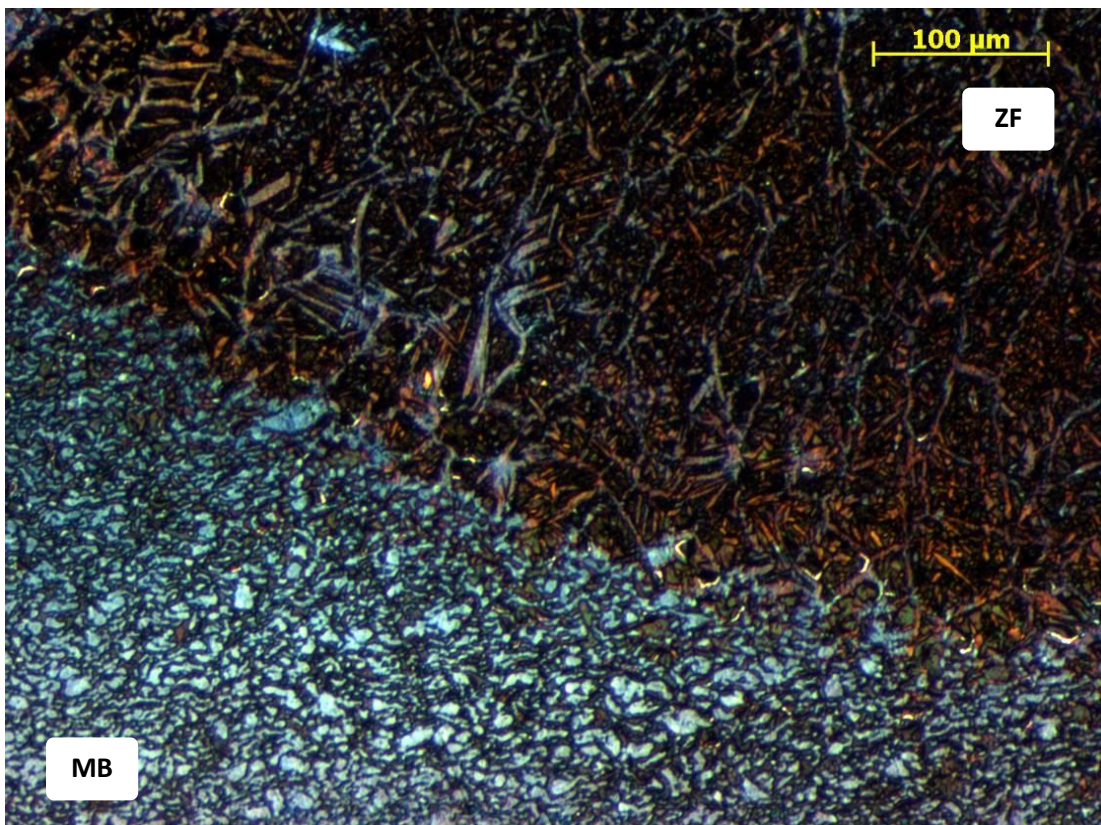


Figura 73: Zona de transição do Metal de Base para a Zona de Fusão. Arco pulsado. Aumento 100X, Ataque Behara.

As imagens apresentadas nas Figuras 74, 75 e 76 exemplificam o aspecto microestrutural obtido da zona de fusão da amostra soldada por arco não pulsado, e as imagens das Figuras 77, 78 e 79 exemplificam o aspecto microestrutural obtido da zona de fusão da amostra soldada por arco pulsado, em diferentes aumentos.

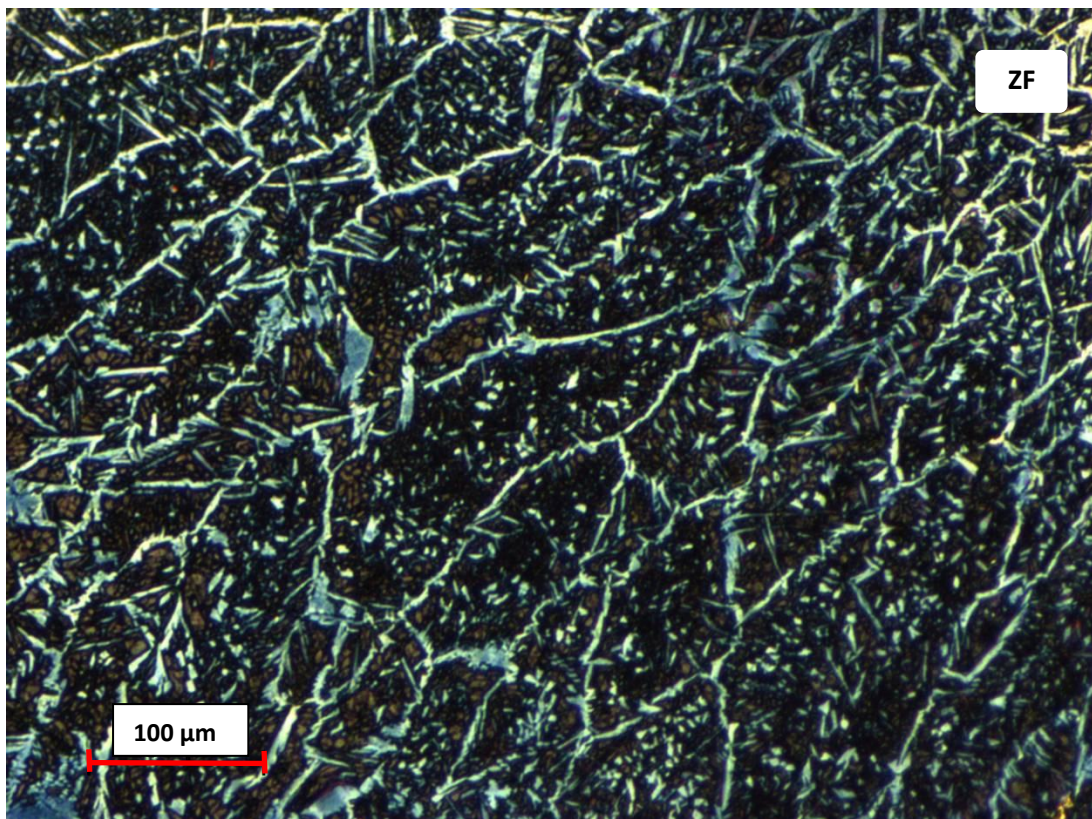


Figura 74: Zona de Fusão. Arco não pulsado. Aumento 100X, Ataque Behara.

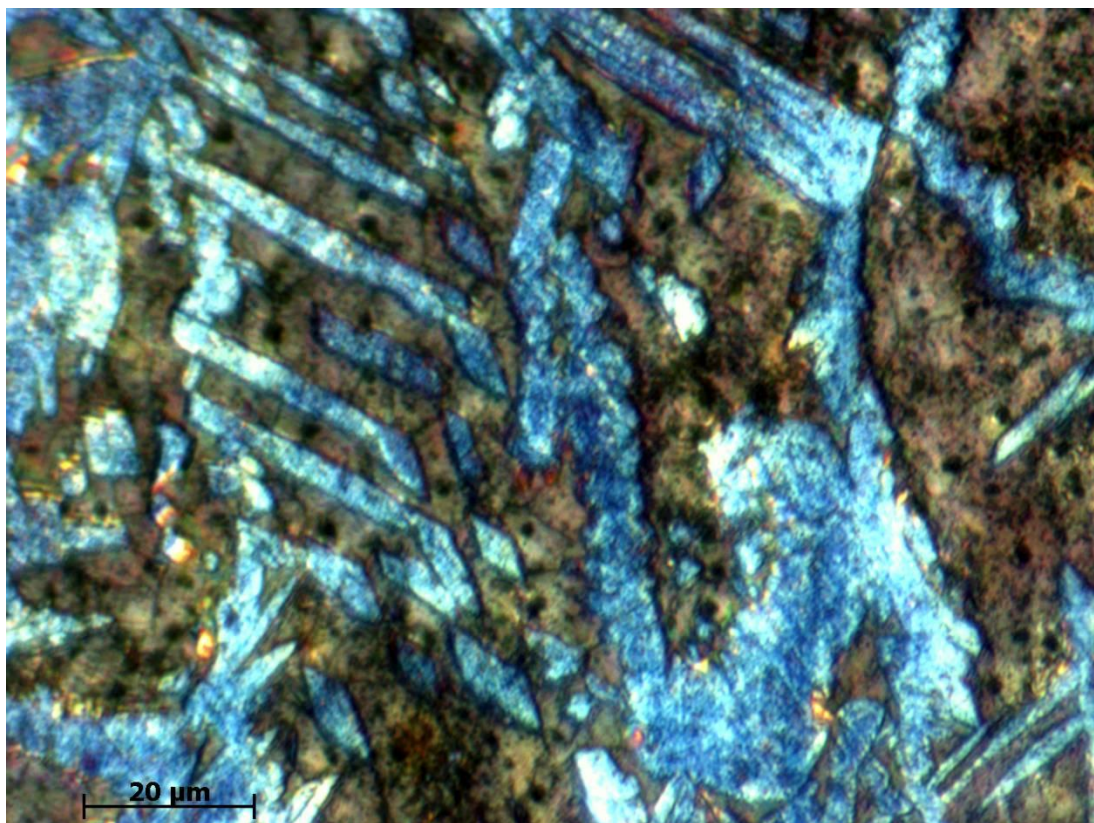


Figura 75: Zona de Fusão. Arco não pulsado. Aumento 500X, Ataque Behara.

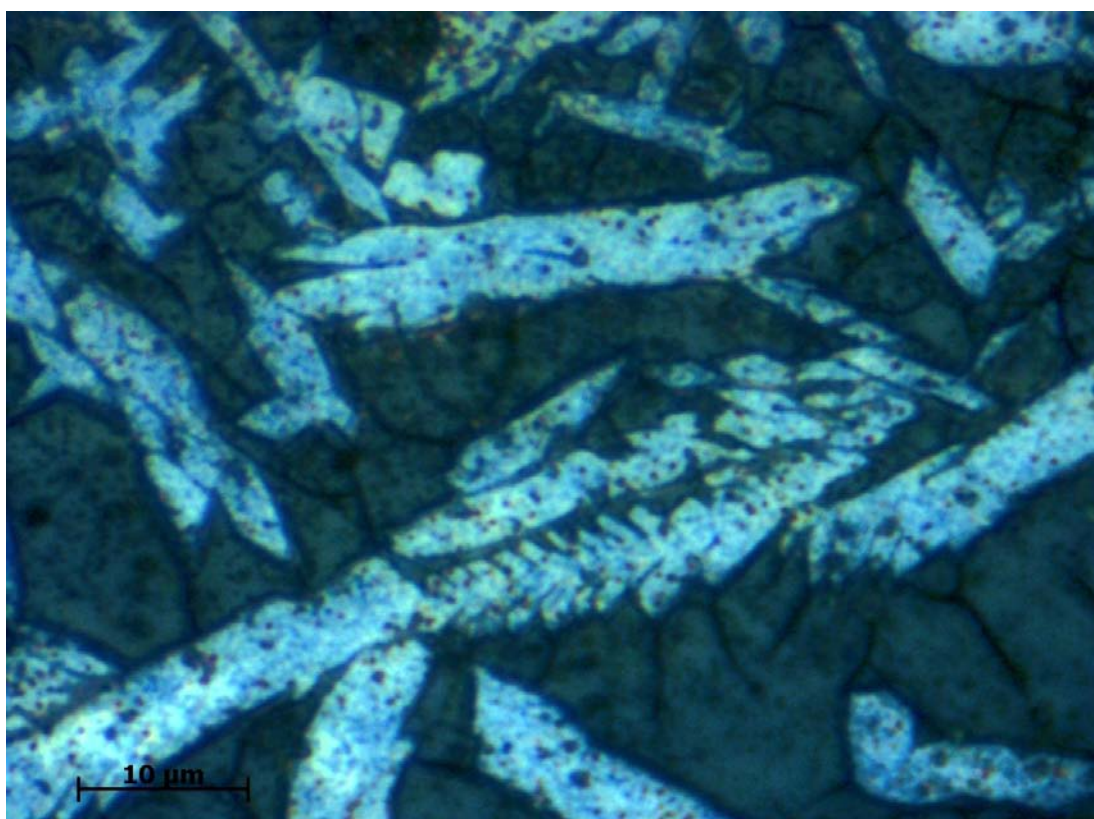


Figura 76: Zona de Fusão. Arco não pulsado. Aumento 1000X, Ataque Behara.

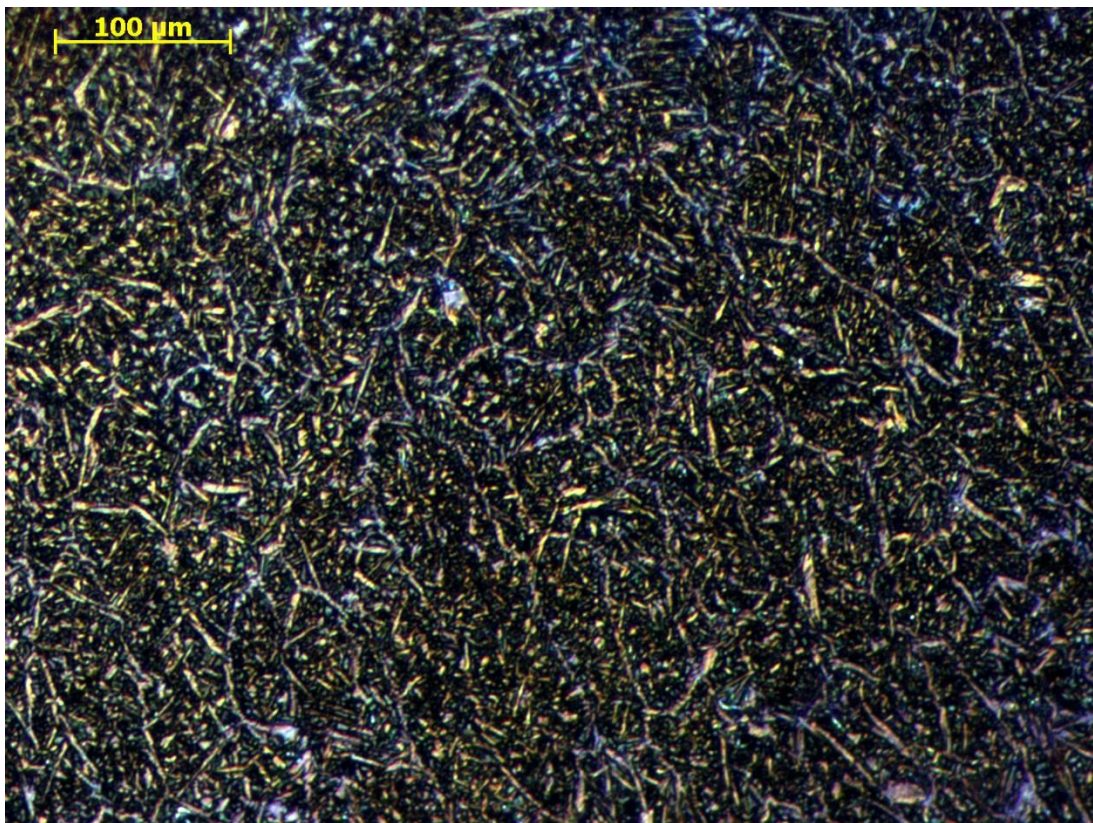


Figura 77: Zona de Fusão. Arco pulsado. Aumento 100X, Ataque Behara

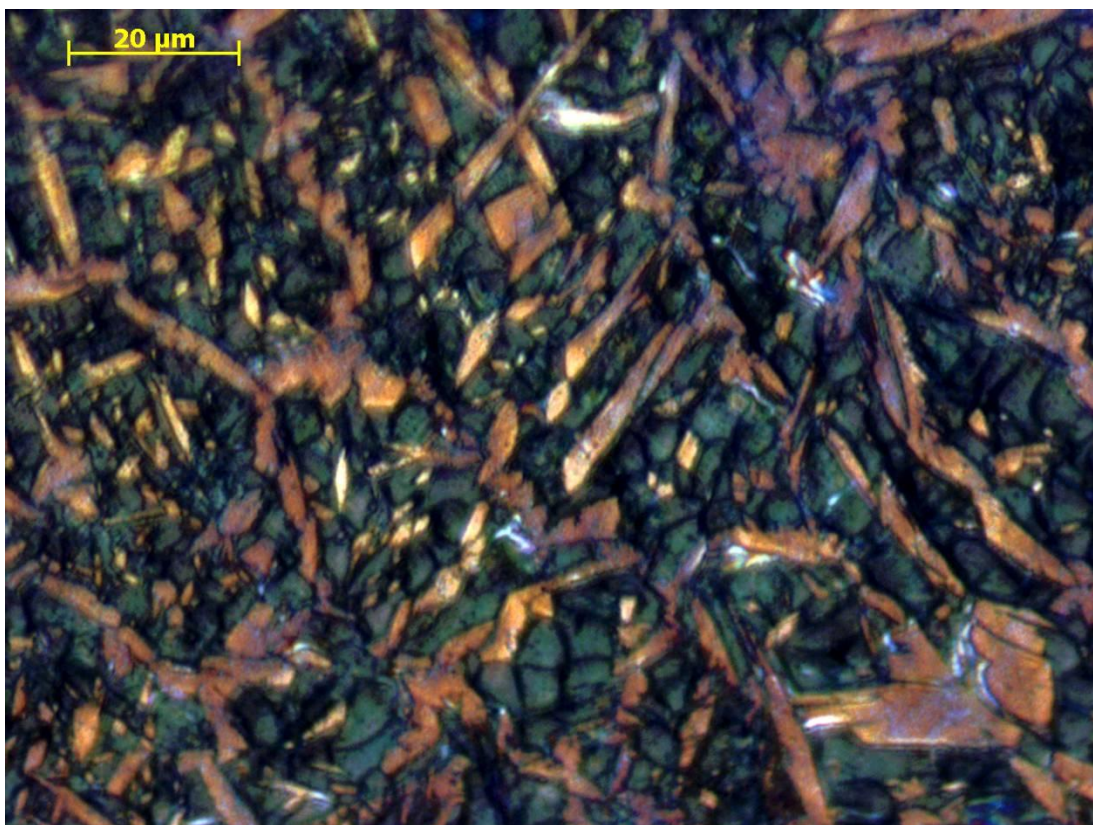


Figura 78: Zona de Fusão. Arco pulsado. Aumento 500X, Ataque Behara

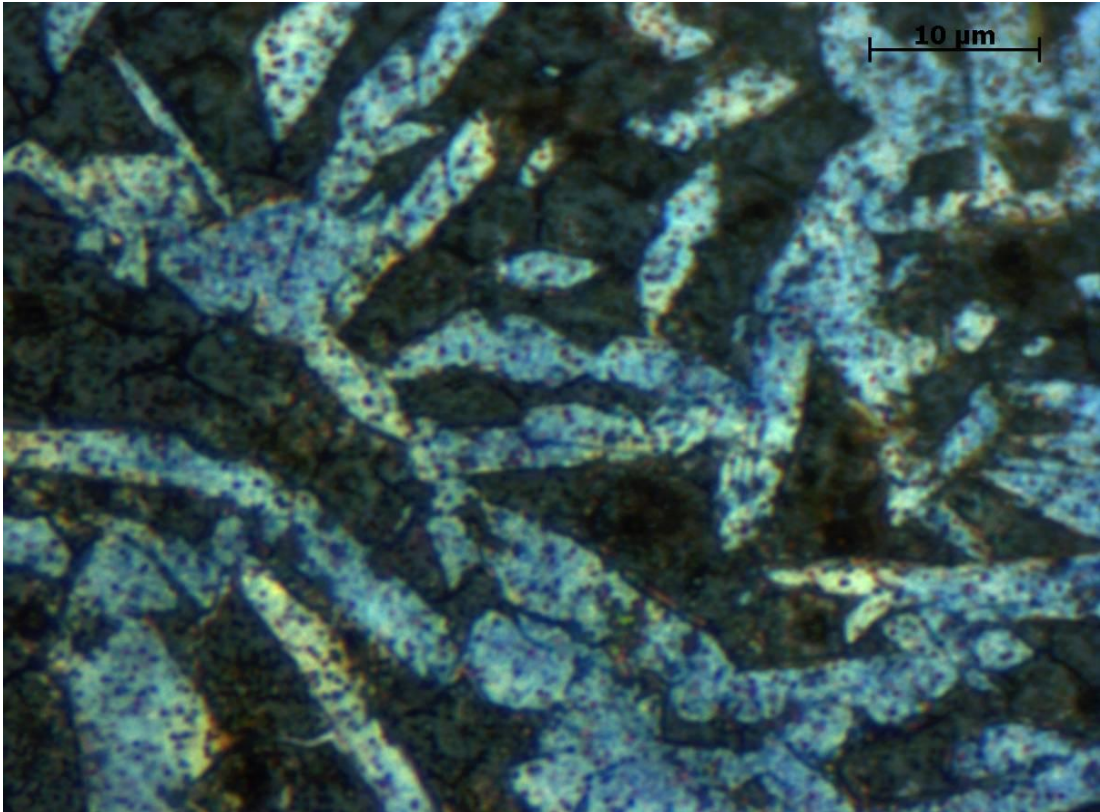


Figura 79: Zona de Fusão. Arco pulsado. Aumento 1000X, Ataque Behara.

Após uma análise comparativa das microestruturas da zona de fusão por arco não pulsado e pulsado das Figuras 74 e 77, respectivamente, ambas com aumento de 100x, e também das Figuras 75 e 78 na mesma situação, porém com aumento de 500x, observa-se que a fase austenita gerada por arco pulsado encontra-se melhor distribuída e com maior ramificação de frentes secundárias / terciárias de crescimento, gerando uma maior homogeneidade da distribuição desta fase na zona de fusão do que a amostra submetida ao processo de soldagem por arco não pulsado. Este resultado foi obtido em decorrência da variação da intensidade da corrente elétrica no procedimento de soldagem por arco pulsado, que promove maior agitação na poça de fusão, permitindo que exista maior homogeneidade no fluxo calor da poça e, portanto, uma melhor distribuição da fase que depende da direção e da velocidade de resfriamento, isto é, a austenita.

A taxa de arrefecimento é aproximadamente igual em todas as direções do grão no modo pulsado, dessa forma não havendo um crescimento preferencial do grão no sentido oposto ao fluxo de calor, no que implica a formação da microestrutura com contorno de grão mais randômico, quando comparado com os grãos obtidos pelo modo não pulsado.

Uma análise apenas qualitativa dos aspectos micrográficos obtidos leva a supor que os percentuais de ferrita e austenita, na zona de fusão, estão próximos a 50%, muito provavelmente em decorrência da utilização de 2,5% N₂ no gás de proteção, sendo este um dos elementos estabilizantes da fase austenita. Uma análise quantitativa das frações volumétricas das fases presentes na microestrutura das zonas de fusão se faz necessária.

3.3 Ataque Eletrolítico

As Figuras de 80 a 83 apresentam exemplos de imagens obtidas referentes ao aspecto micrográfico do material, após ser atacado eletroliticamente com reagente recomendado pela norma ASTM A 923-08 para detectar fases intermetálicas deletérias em aços inoxidáveis duplex [Anexo A].

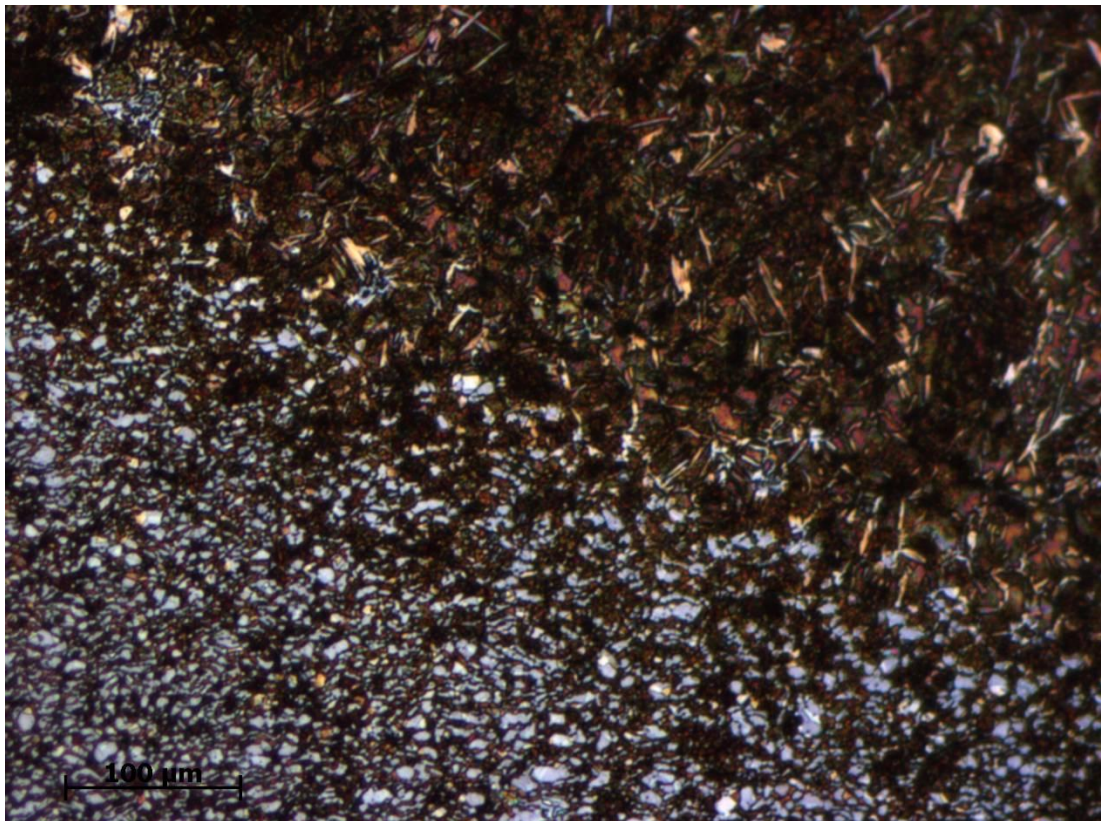


Figura 80: Zona de transição do Metal de Base para a Zona de Fusão. Arco pulsado. Aumento 100X, Ataque Eletrolítico (NaOH).

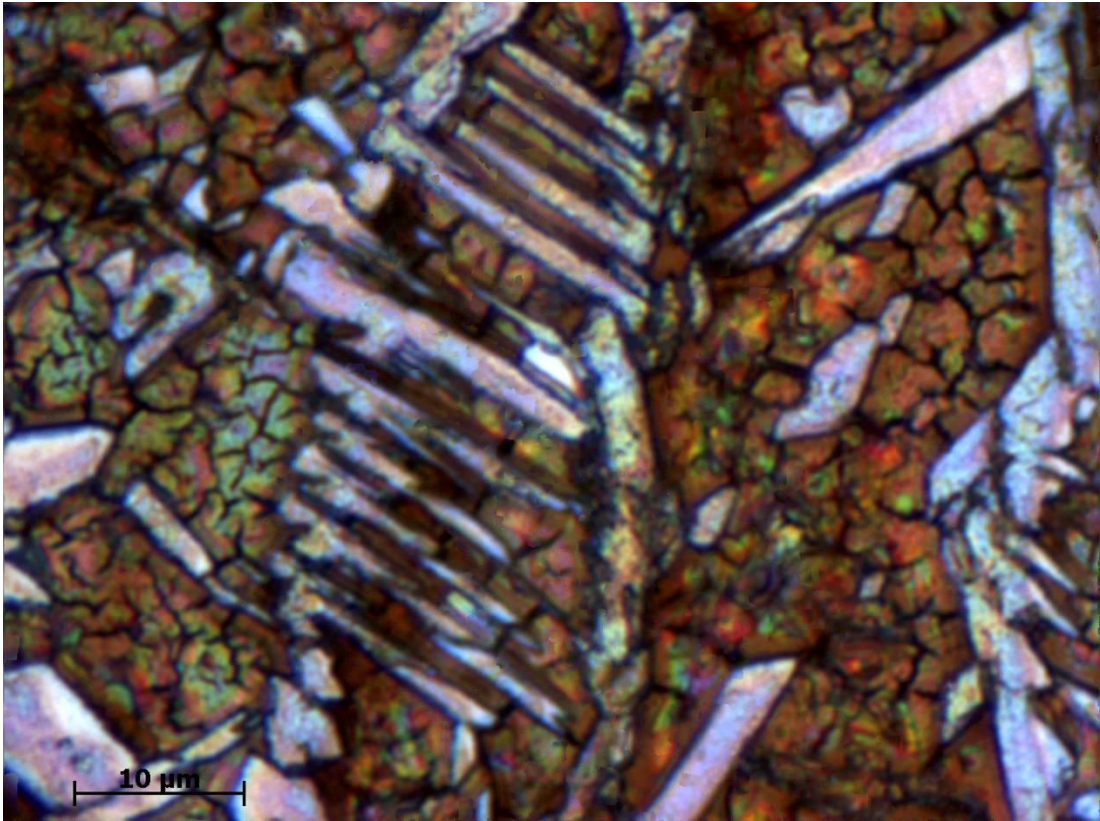


Figura 81: Zona de Fusão. Arco pulsado. Aumento 1000X, Ataque Eletrolítico (NaOH).

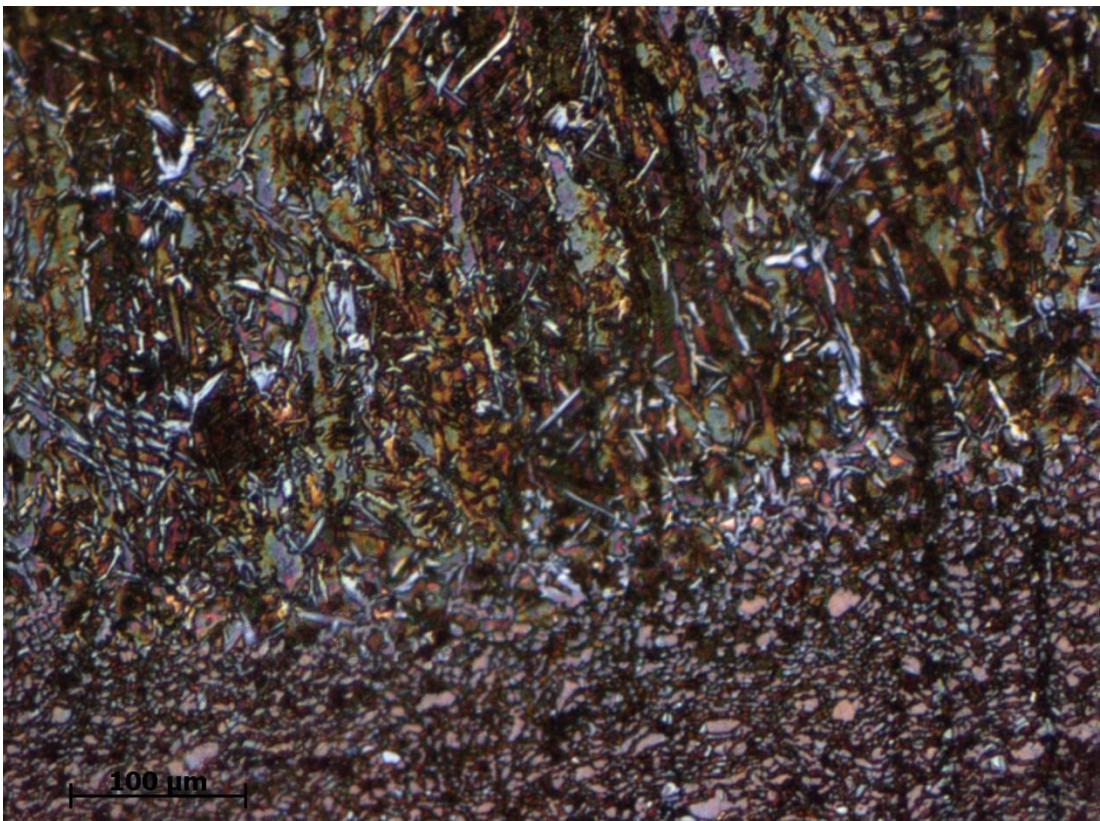


Figura 82: Zona de transição do Metal de Base para a Zona de Fusão. Arco não pulsado. Aumento 100X, Ataque Eletrolítico (NaOH).

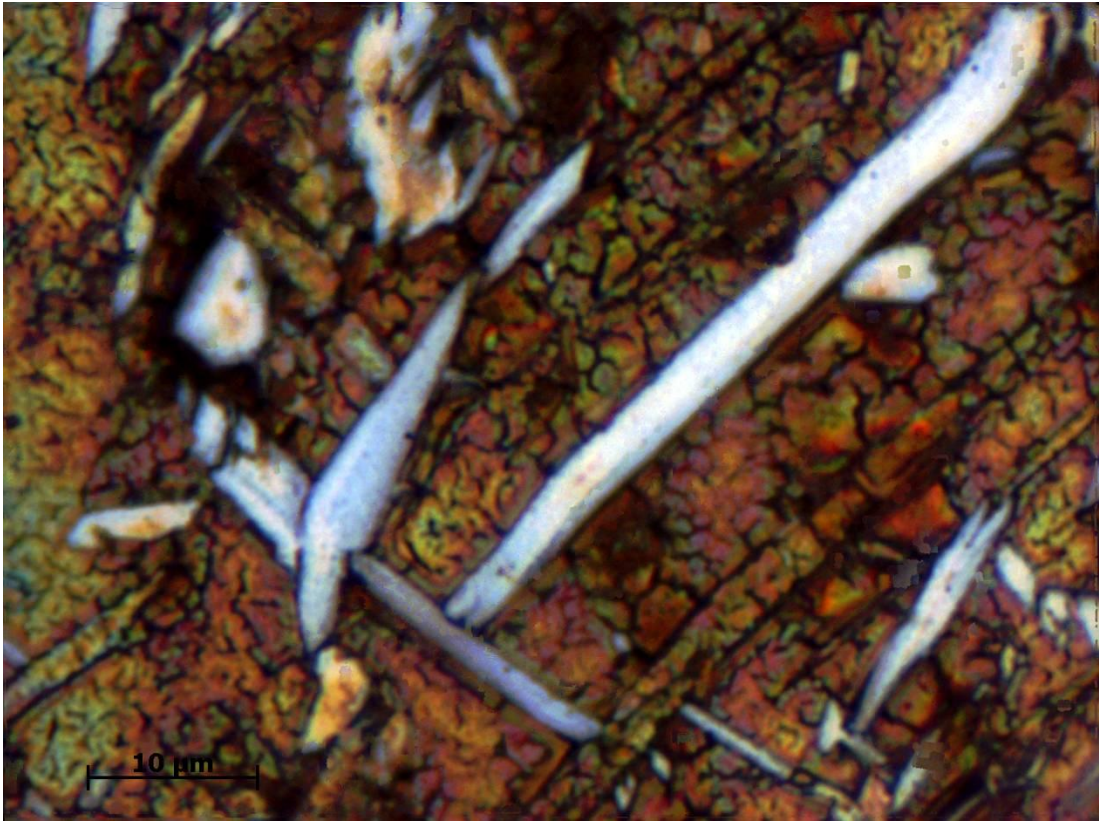


Figura 83: Zona de Fusão. Arco não pulsado. Aumento 1000X, Ataque Eletrolítico (NaOH).

Os aspectos micrográficos, nas Figuras 81 e 83, revelaram com distinção a presença de duas fases, uma fase escura e uma fase mais clara. Conforme já mencionado anteriormente, espera-se que a fase ferrita seja a identificada pela coloração mais escura (tons variando entre o marron, alaranjado, verde e azul) e a fase austenita pela tonalidade mais clara.

Os aspectos micrográficos das zonas de fusão obtidos por ataque eletrolítico parecem não apresentar uma terceira fase, sendo indício da ausência de intermetálicos ou fases consideradas prejudiciais ao comportamento mecânico do material que se espera ser essencialmente bifásico.

A Figura 84 apresenta resultados obtidos por Chen e Yang (2001) para o ataque eletrolítico utilizando NaOH em um aço duplex SAF 2205. A fase deletéria sigma foi identificada como sendo os pontos mais escuros nos contornos de grãos das fases ferrita / austenita. Tonalidades distintas foram obtidas para as demais fases presentes. Os resultados obtidos por Chen e Yang (2001) para o metal de base podem ser comparados aos obtidos no presente trabalho para as zonas de fusão soldadas, que não apresentaram a presença de fases com tonalidades

diferenciadas, precipitadas nos contornos de grãos para o mesmo reagente químico em ataque eletrolítico.

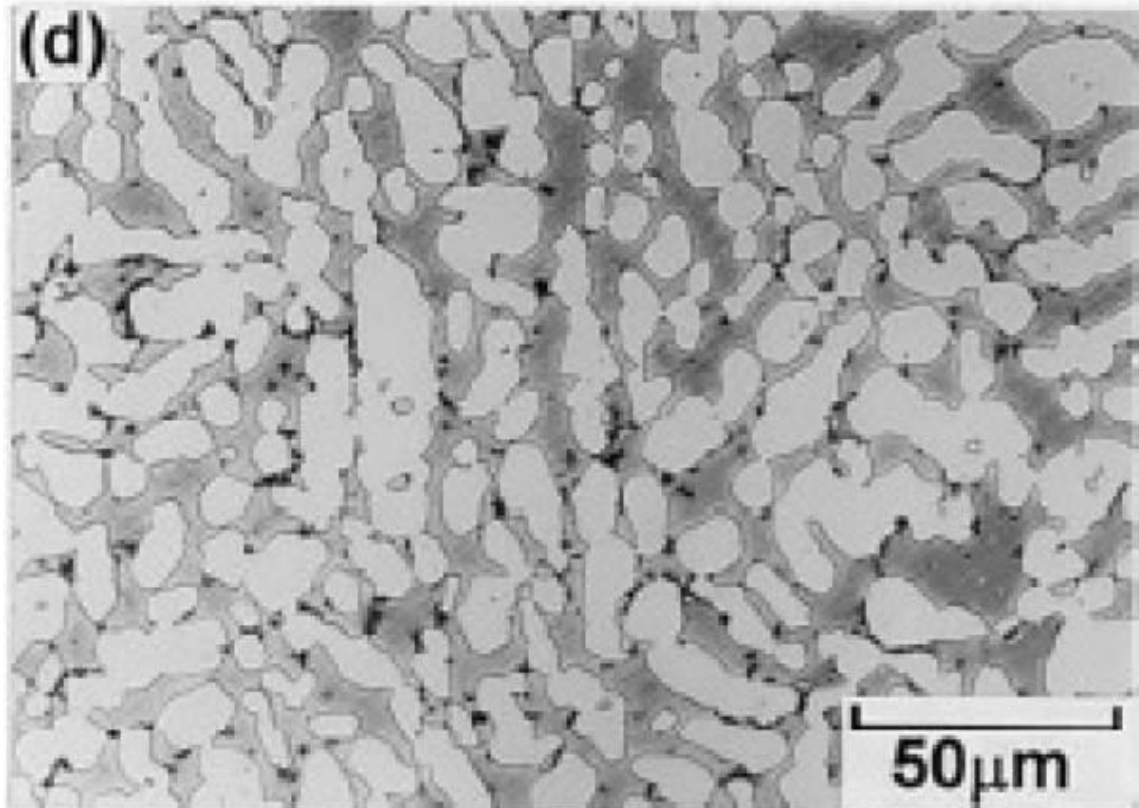


Figura 84 – Imagem (d) – Imagem em tons de cinza obtida com ataque eletrolítico usando NaOH (10 gramas para 100 ml de água destilada). Austenita mais clara, ferrita em cinza mais escuro e fase sigma como pontos pretos nos contornos de grãos. [Chen e Yang, 2001]

Elmer, et. al. (2007) analisaram o aspecto microestrutural de uma amostra de aço inoxidável duplex, 2205 DSS, termicamente tratada a 1065°C por duas horas e resfriada bruscamente em água (têmpera) para produzir uma microestrutura contendo quantidades aproximadamente iguais de ferrita e austenita.

A Figura 85(a) mostra o aspecto microestrutural do material utilizado por Elmer e colaboradores (2007) como recebido. A fase austenita foi identificada como a região mais clara e a ferrita a mais escura, com diferentes tonalidades de azul. A microestrutura do aço duplex 2205 foi revelada realizando o ataque eletrolítico com KOH (50g KOH e 100 mL água), mantendo a tensão de 5V por aproximadamente 10 segundos. Este ataque, segundo Elmer, et. al., (2007), é aplicado especificamente com o propósito de identificar a possível presença da fase sigma na microestrutura após a exposição do material a uma determinada temperatura; e também pode ser

utilizado para distinguir adequadamente as fases ferrita e austenita nas condições como recebida e tratada termicamente.

Em seguida, a amostra foi tratada termicamente a 850°C por 10 horas, a Figura 85(b) apresenta o aspecto microestrutural após o tratamento. Nesta situação, três fases foram identificadas / diferenciadas através de colorações distintas: uma fase com tom variando entre o azul e o violeta, uma fase clara (não atacada) e uma fase mais escura com tonalidade para o marrom / preto, correspondentes, as fases ferrita, austenita e sigma, respectivamente.

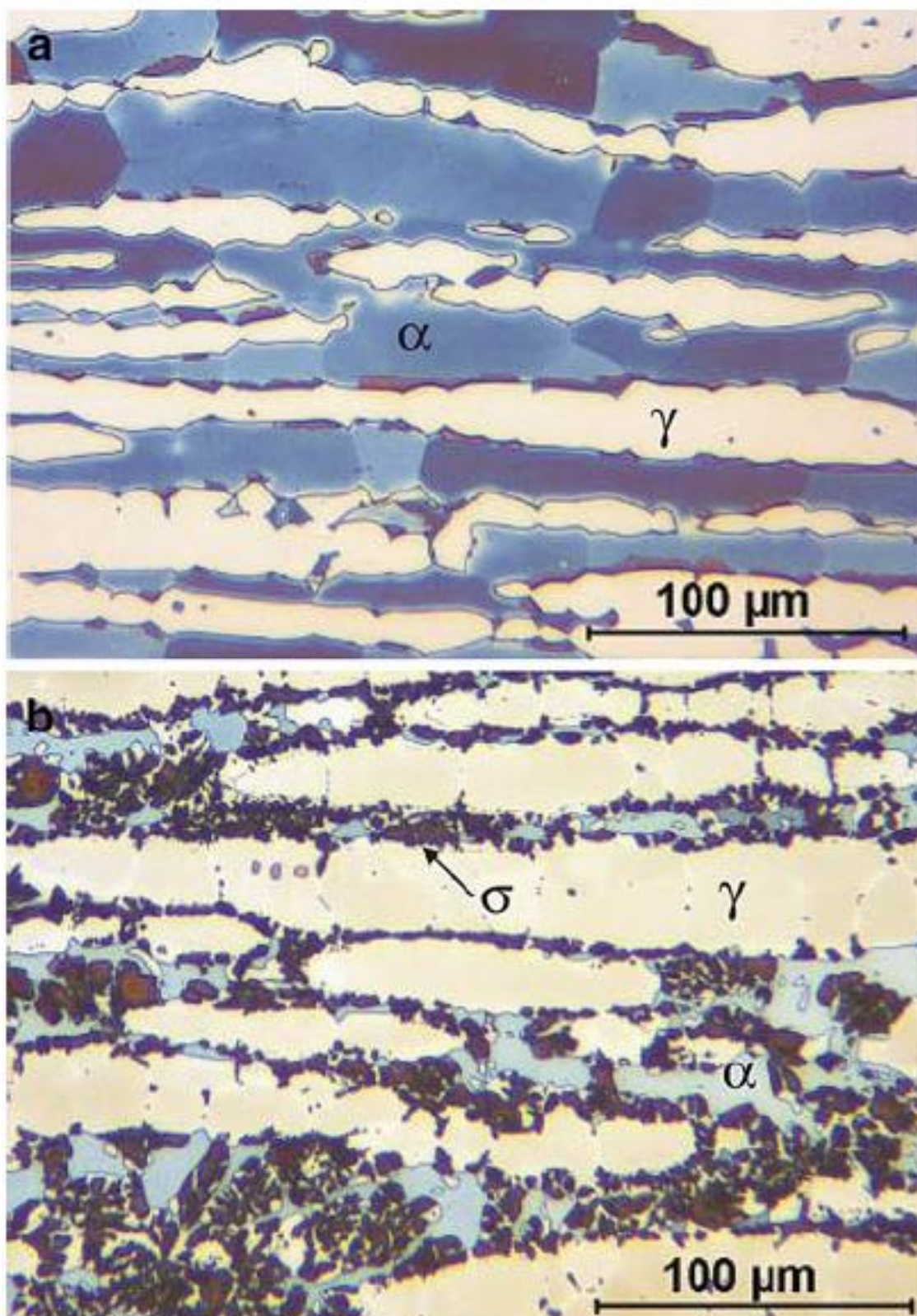


Figura 85 – Aspecto microestrutural revelado por ataque eletrolítico com KOH (a) ferrita, α , em tons de azul e austenita, γ , em tons mais claros (b) fase σ , nas cores marrom / preto, que apareceu após 10h de tratamento térmico a 850°C. [Elmer, et. al., 2007].

Segundo Elmer e colaboradores (2007), durante o tratamento térmico a uma temperatura estável a 700°C, a fase ferrita tende a transforma-se em duas fases, austenita e sigma, até ser totalmente consumida. A uma faixa de temperatura entre 700°C e 800°C, a ferrita desaparece, e a fase sigma transforma-se parcialmente em austenita. E a 800°C, a ferrita reaparece, mantendo-se o aumento da temperatura, a fase sigma continua a se decompor até desaparecer completamente, quando o sistema atinge uma temperatura próxima a 860°C a fase sigma é eliminada. Esse fenômeno é um resultado proveniente da formação microestrutural metaestável, dos aços inoxidáveis da família duplex, constituídos por um sistema bifásico, de aproximadamente 50% ferrita/austenita.

A formação de fase diferente das já existentes (austenita e ferrita) em aços da família duplex - fase sigma, por exemplo, – pode estar associada à redução localizada de cromo e molibdênio nos contornos de grãos. Conforme já mencionado, a temperaturas próximas a 850°C, a ferrita começa a se decompor e o crescimento da fase sigma ocorre como uma transformação eutetóide da fase ferrita em fases sigma e austenita secundária [Weisbrodt-Reisch, et. al., 2006].

A taxa de formação da fase sigma nos aços inoxidáveis duplex está relacionada primeiramente com a difusão dos elementos de liga na ferrita e na austenita, ou seja, ela sofre influência direta da temperatura e de características microestruturais, tais como: tamanhos de grãos e diferenças de densidade [Weisbrodt-Reisch, et. al., 2006].

Os aços inoxidáveis duplex quando aquecidos entram em um processo de fragilização, que é favorecida com o aumento do conteúdo de cromo e molibdênio. Estes elementos contribuem na formação de fases como a sigma e entre as temperaturas de 650°C a 1000°C, causando uma considerável variação nas propriedades mecânicas dos inoxidáveis do tipo duplex, normalmente indesejáveis [Weisbrodt-Reisch, et. al., 2006].

Os resultados obtidos por Elmer et. al., (2007), apesar de terem usado o KOH ao invés do NaOH, podem ser comparados aos obtidos no presente trabalho para as zonas de fusão soldadas, que não revelou a presença de fases com tonalidades diferenciadas precipitadas nos contornos de grãos.

3.4 Análise química semi-quantitativa

A análise da composição química realizada na zona de transição do metal de base para zona de fusão pela técnica de EDS (Energy Dispersive Spectroscopy), incluindo análise por *line scan* (EDS ou análise química realizada ao longo de uma linha ou direção específica), teve como objetivo avaliar os elementos constituintes dessas regiões, assim como uma possível variação desses elementos.

As Figuras 86 e 89 apresentam as regiões de transição do metal de base (parte inferior esquerda) para a zona de fusão (parte superior direita) das amostras soldadas por arco não pulsado e pulsado, respectivamente, nas quais foram realizadas análise química. As linhas presentes nas imagens são referentes às regiões que o software fornece os resultados obtidos para cada ponto dessas linhas, e que são apresentados nas Figuras 88 e 91, respectivamente, para as análises das regiões das Figuras 86 e 89. Para melhor visualização da zona de fusão e do metal de base, a imagem das Figuras 86 e 89 são apresentadas nas Figuras 87 e 90 com realce de contraste entre as fases, permitindo assim melhor distinção entre as regiões.

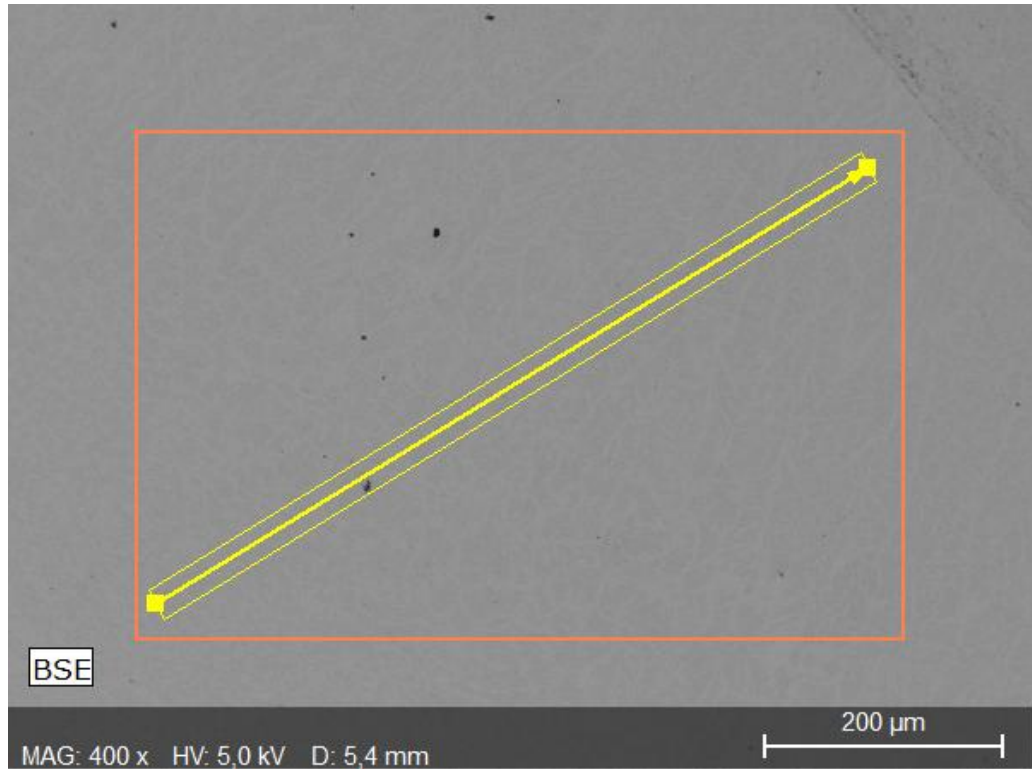


Figura 86 - Zona de transição do Metal de Base para a Zona de Fusão. Arco não pulsado. A linha amarela indica a região cujo resultado de análise química de elementos presentes é apresentada na Figura 88.

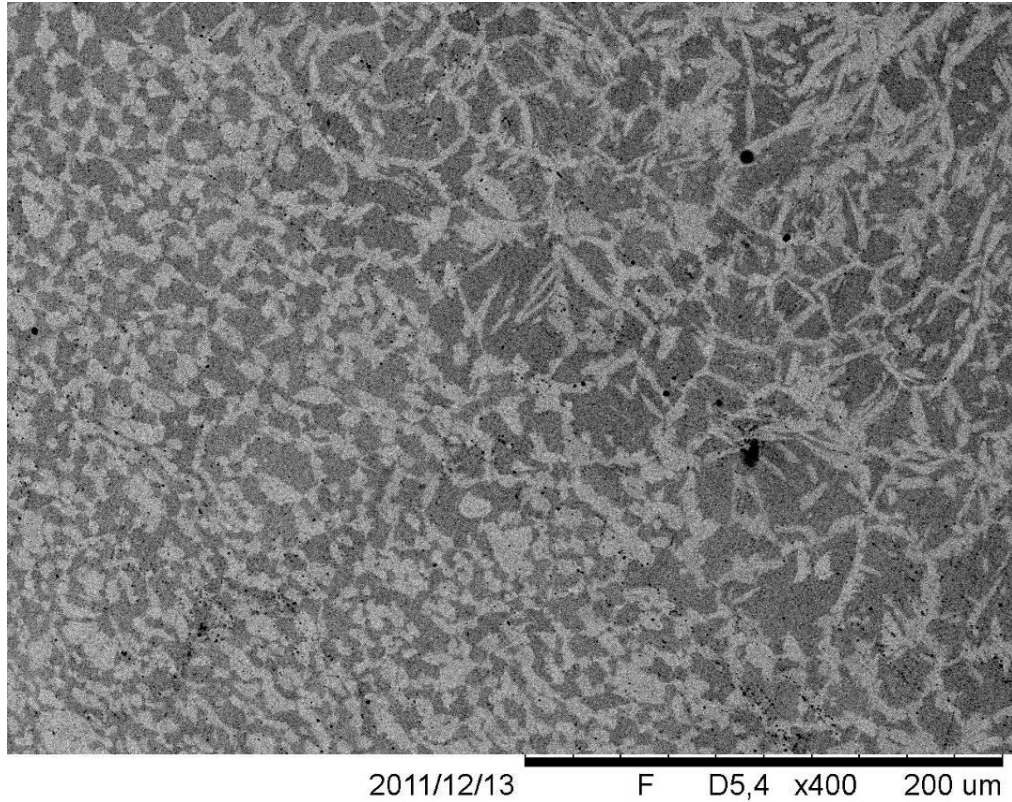


Figura 87 - Imagem da Figura 86 após realce de contraste, tornando clara a distinção entre a Zona de Fusão do Metal de Base.

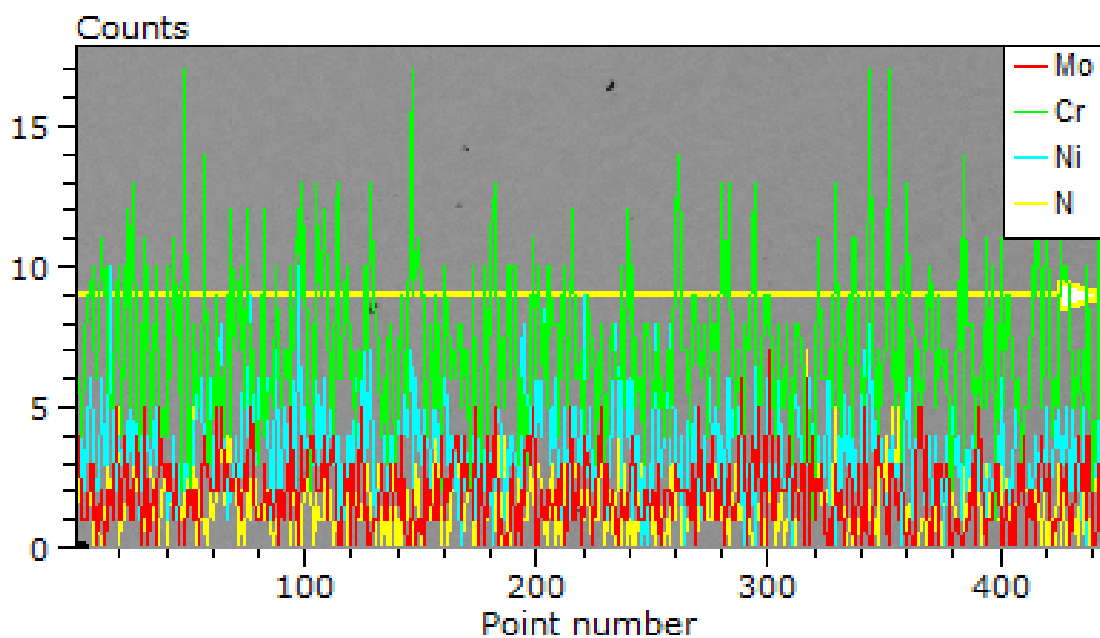


Figura 88: Resultado do EDS realizado pela técnica de *line scan* da região indicada na Figura 86.

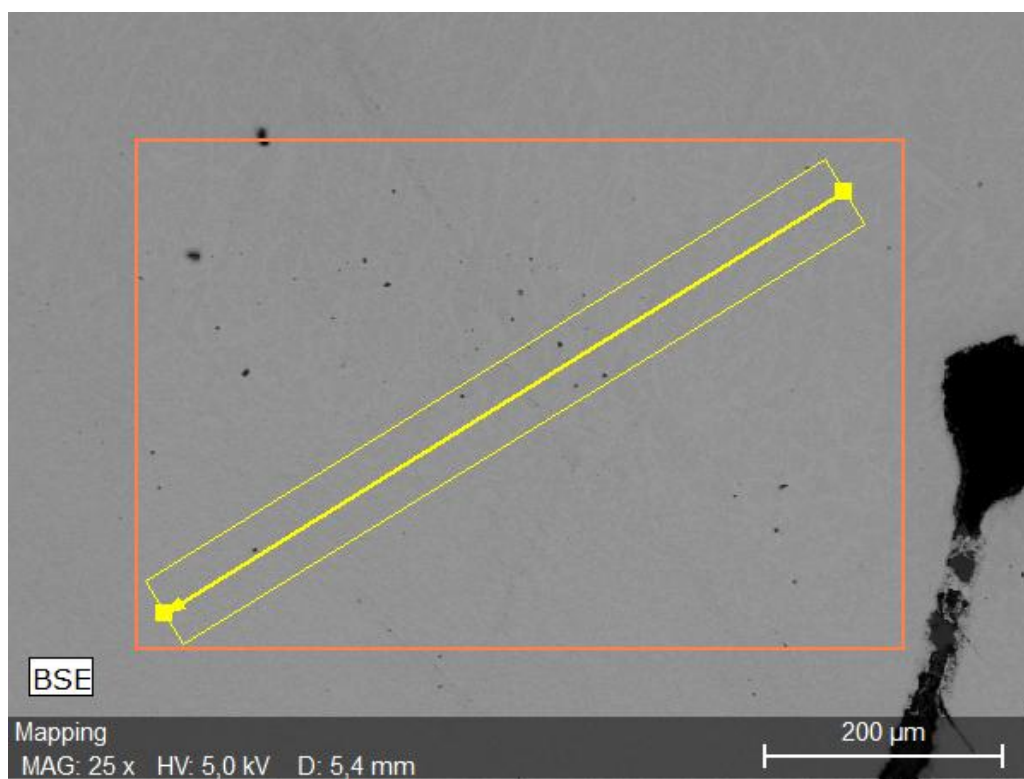


Figura 89: Zona de transição do Metal de Base para a Zona de Fusão. Arco pulsado. A linha amarela indica a região cujo resultado de análise química de elementos presentes é apresentada na Figura 91.

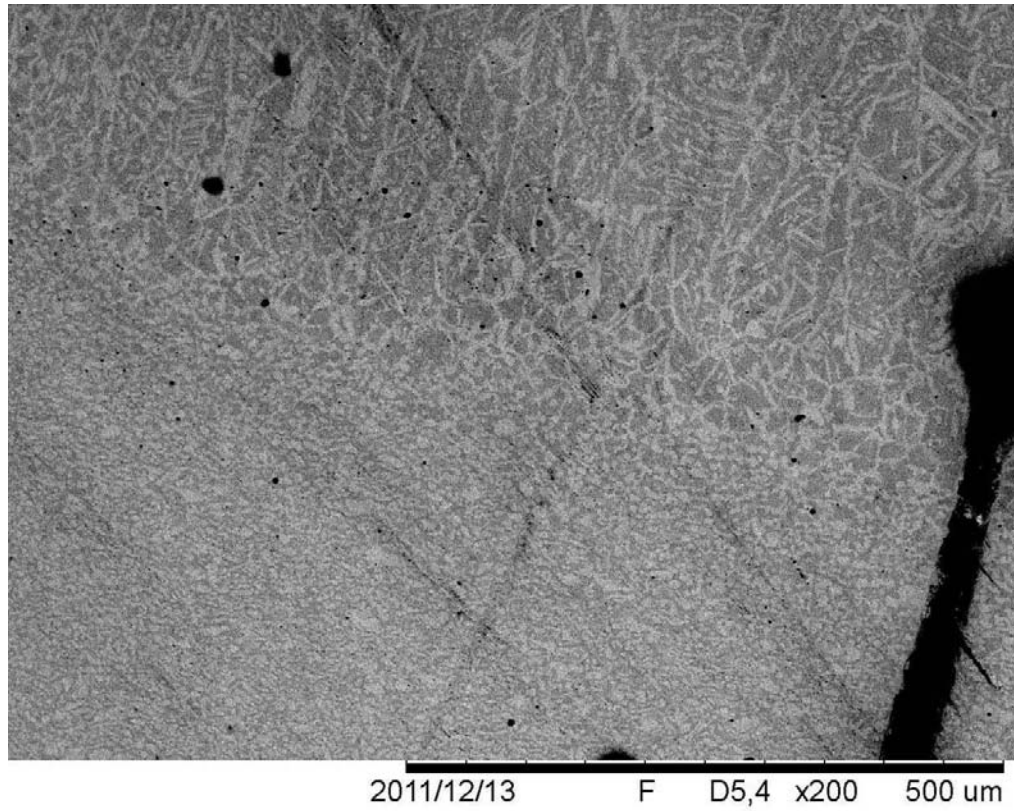


Figura 90: Imagem da Figura 89 após realce de contraste, tornando clara a distinção entre a Zona de Fusão do Metal de Base.

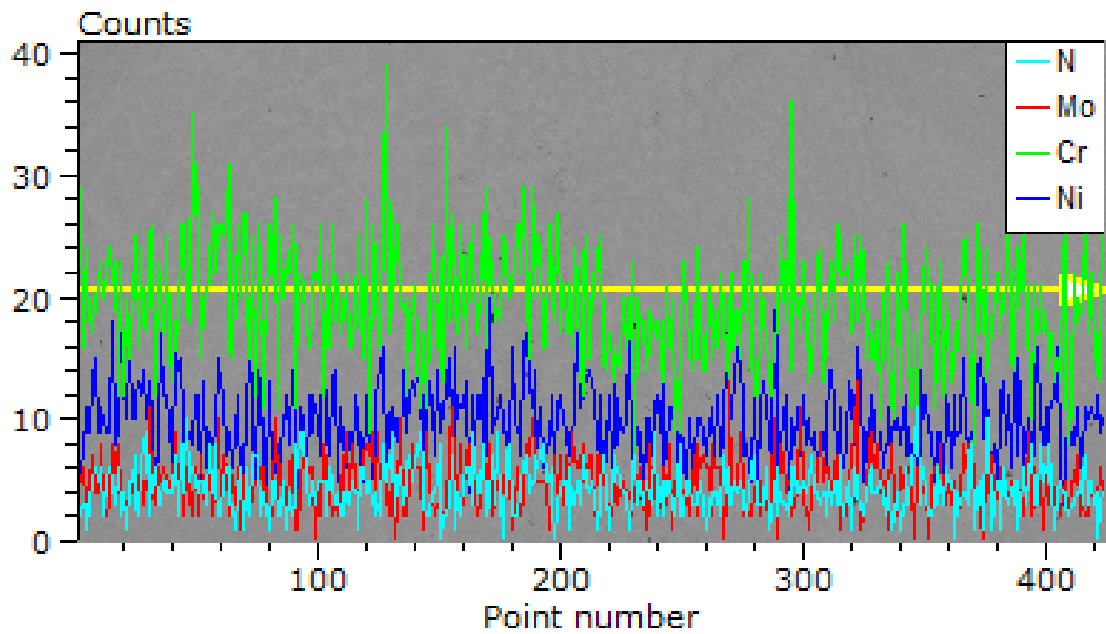


Figura 91: Resultado do EDS realizado pela técnica de *line scan* da região indicada na Figura 89

Como pode ser observado nas Figuras 88 e 91, os elementos identificados, níquel, molibdênio, cromo e nitrogênio, não parecem apresentar variação significativa ao longo da zona de transição metal de base – zona de fusão. Não foi verificado nenhum aumento da quantidade de nitrogênio na zona de fusão, fato que poderia ter ocorrido devido a presença de 2,5% de N₂ no gás de proteção. Entretanto, a técnica de análise por EDS pode não ter tido sensibilidade suficiente para detecção de uma possível variação na composição química devido a esta adição do elemento estabilizador da austenita.

Pode-se observar que a Figura 91 possui as linhas de contagem dos elementos mais bem definidas que a Figura 88. Assim como o eixo das ordenadas possui a escala de *Counts* maior para a Figura 91. Estes fatos podem ser atribuídos ao fato da amostra pulsada, Figura 91, ter permanecido mais tempo coletando resultados de EDS que a amostra de arco não pulsado.

3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As Figuras 92, 93 e 94 apresentam imagens obtidas por MEV, sendo a Figura 92 no modo elétrons secundários (SE – *Secondary Electrons*), Figura 93 no modo elétrons retroespalhados (BSE - *BackScattering Electrons*) e a Figura 94 é uma comparação dos dois modos de operação do MEV. Esses resultados foram obtidos na região da zona de fusão da amostra submetida ao processo de soldagem por arco não pulsado.

As Figuras 96 e 97 são imagens também obtidas por MEV, no modo SE, com aumentos de 500X e 1000X, respectivamente. Esses resultados foram obtidos na região da zona de fusão da amostra submetida ao processo de soldagem por arco pulsado.

Esses ensaios foram realizados sobre a superfície previamente atacada por metalografia colorida (*color etching*), conforme procedimento descrito no capítulo de Materiais e Métodos e com a finalidade de comparação com os resultados obtidos pela microscopia óptica (MO).

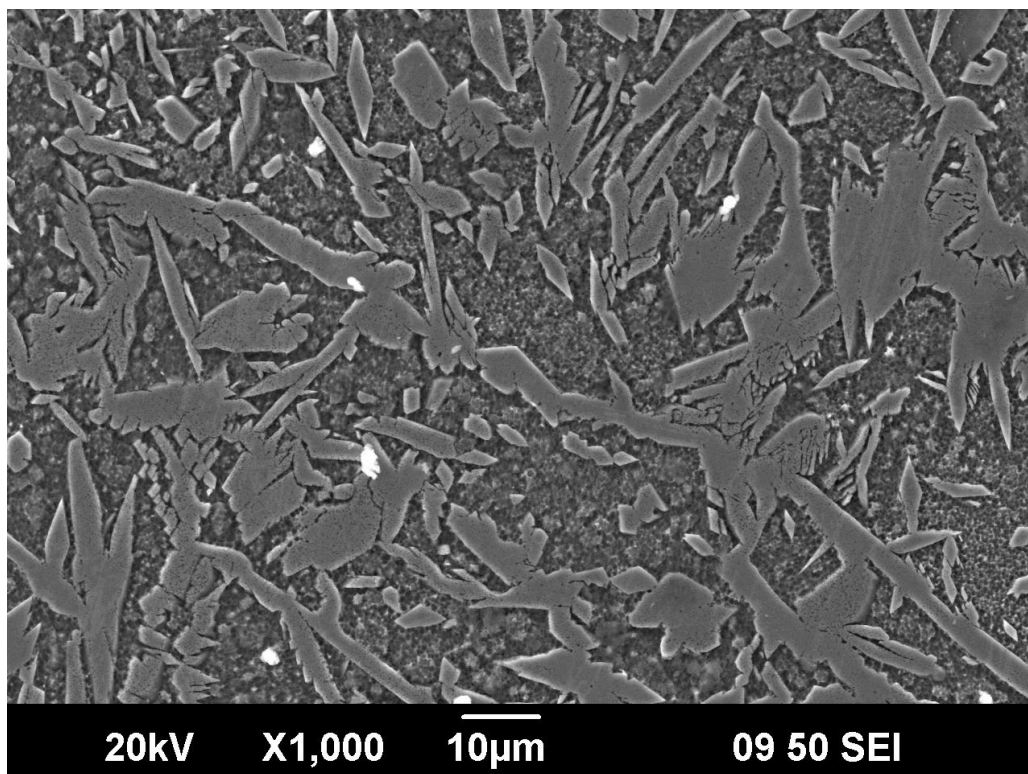


Figura 92 – Aspecto micrográfico da zona de fusão da amostra por arco não pulsado. MEV (modo SE) da superfície previamente atacada quimicamente para análise por técnica de metalografia colorida (“color etching”), aumento 1000X.

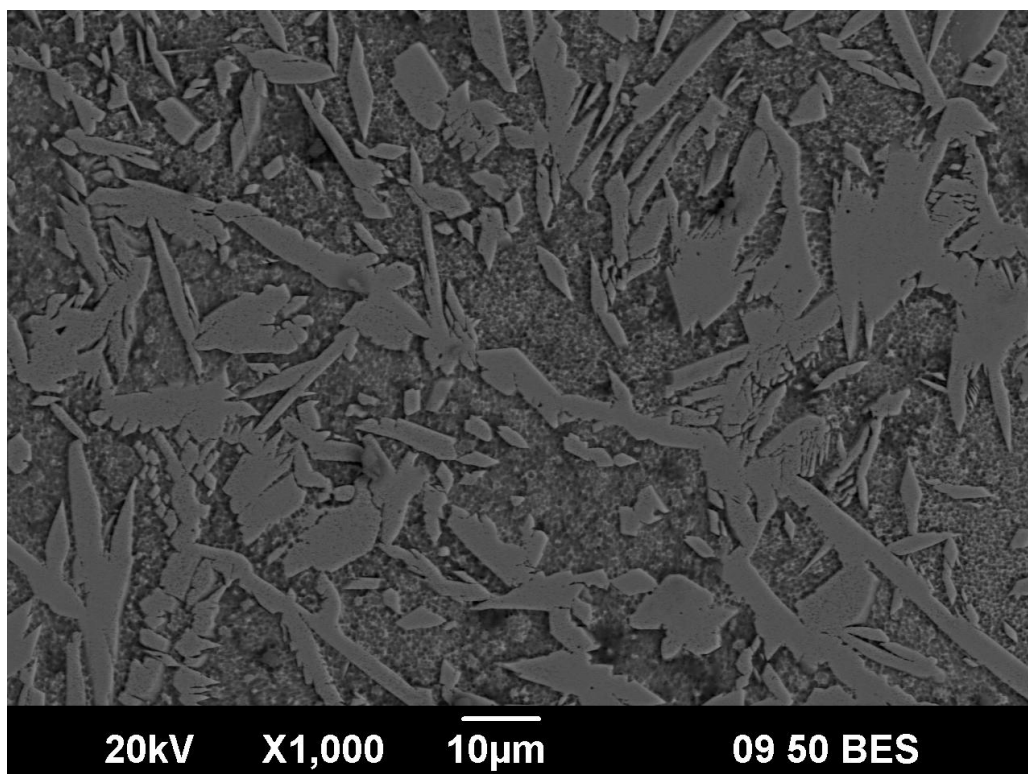


Figura 93 - Aspecto micrográfico da zona de fusão da amostra por arco não pulsado. MEV (modo BSE) de superfície previamente atacada quimicamente para análise por técnica de metalografia colorida (“color etching”), aumento 1000X.

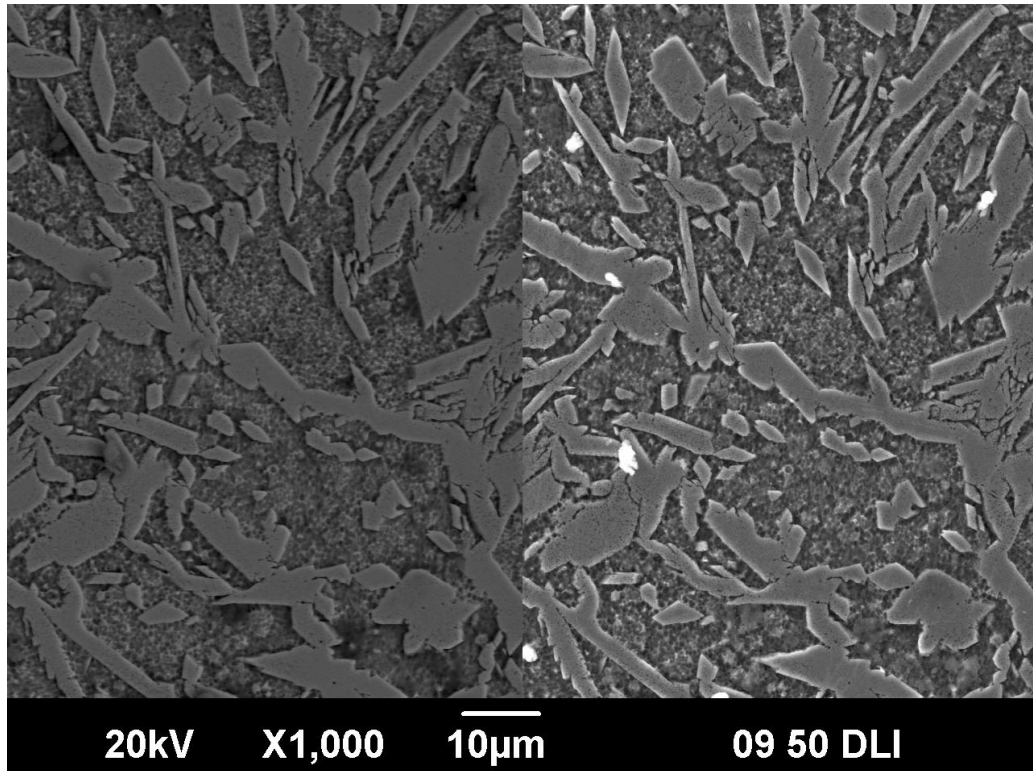


Figura 94 - Aspecto micrográfico da zona de fusão da amostra por arco não pulsado. MEV (modo SE - direita) x MEV (modo BSE - esquerda) da superfície previamente atacada quimicamente por metalografia colorida ("color etching"), ambas aumento 1000X.

A Figura 94 permite uma comparação dos aspectos observados por MEV, a esquerda a microestrutura da zona de fusão obtida no modo BSE, e a direita no modo SE. As regiões em alto relevo (regiões não atacadas) são correspondentes à fase austenítica e a em baixo a fase ferrítica (regiões atacadas); não foram observados elementos diferenciáveis das fases microconstituintes dos aços inoxidáveis da família duplex. Esse resultado corrobora com os gerados pelo ataque através das técnicas de *color etching* (reagente Behara) e pelo ataque eletrolítico (reagente NaOH), que não revelou possíveis fases deletérias no material. Não foram obtidas informações de variação da composição química entre as fases ferrita e austenita presentes através de variação no contraste das fases presentes (variação no peso atômico). A Figura 95 apresenta somente o resultado obtido para o aspecto da superfície da amostra atacada (arco não pulsado) no modo SE.

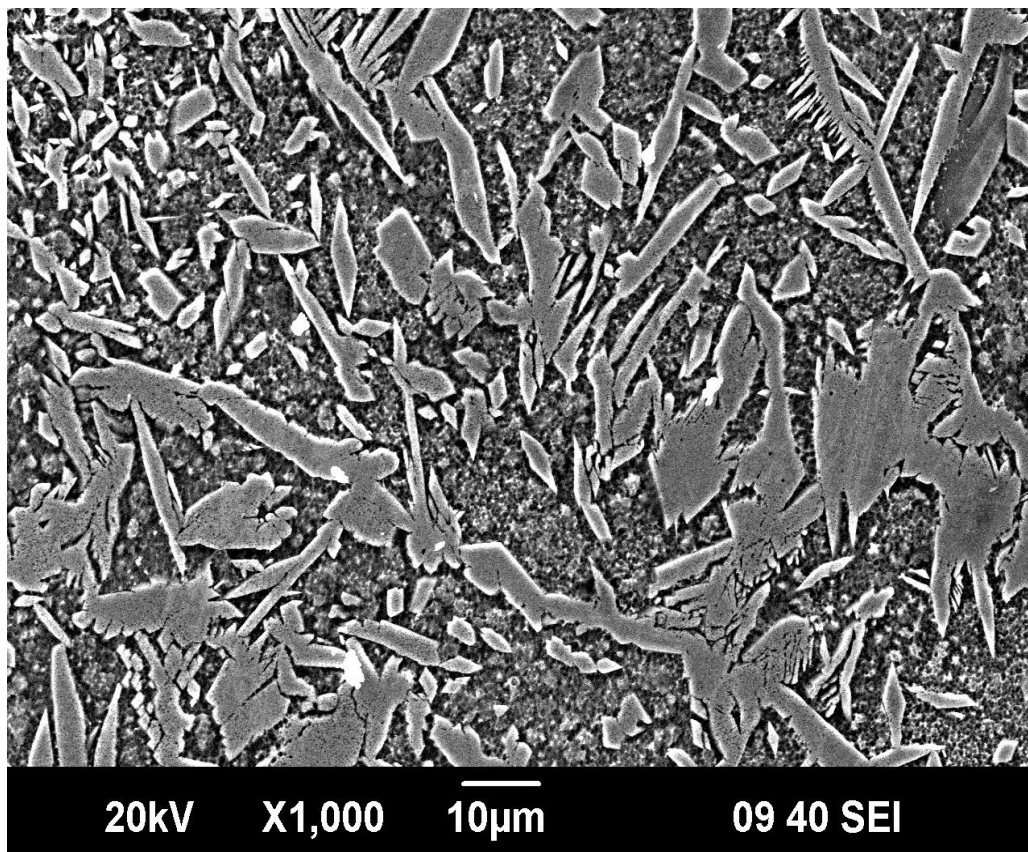


Figura 95 – Aspecto micrográfico da zona de fusão da amostra por arco não pulsado. MEV (modo SE) da superfície previamente atacada (“color etching”), 1000X.

Os aspectos micrográficos apresentados nas Figuras 96 e 97, mostram uma região da zona de fusão gerada por arco pulsado. Esses resultados não se distiguem significativamente dos apresentados para a amostra soldada por arco não pulsado e estão de acordo com os resultados obtidos para as técnicas *color etching* e ataque eletrolítico.

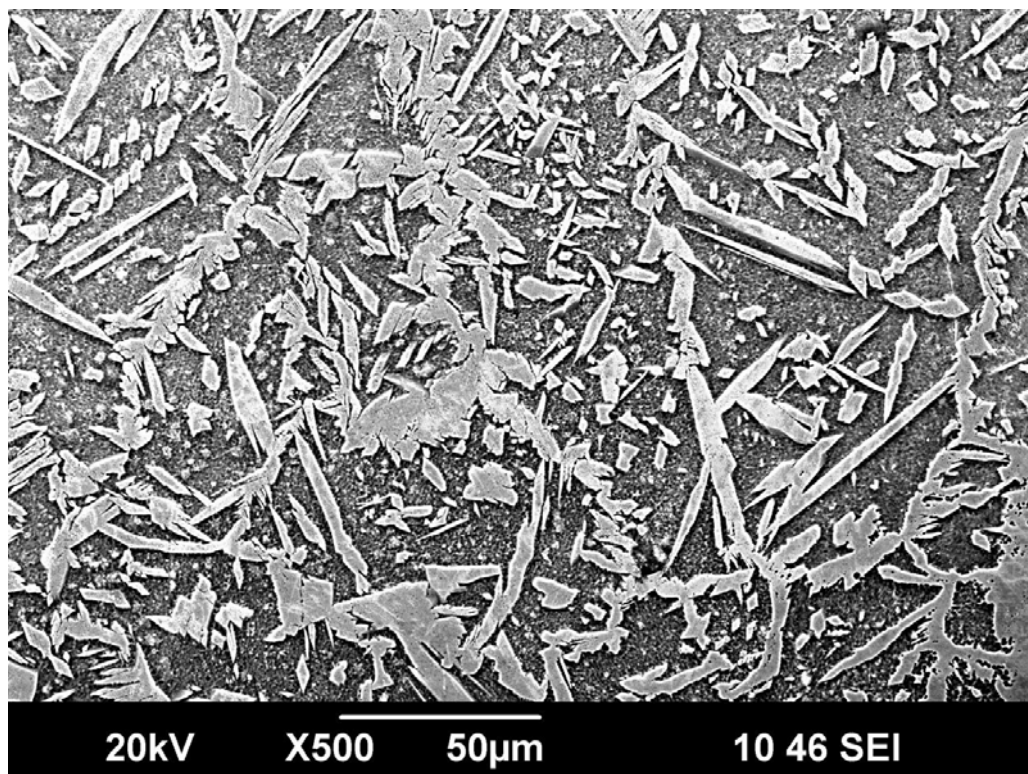


Figura 96 - Aspecto micrográfico da zona de fusão da amostra por arco pulsado. MEV (modo SE) da superfície previamente atacada ("color etching"), aumento 500X.

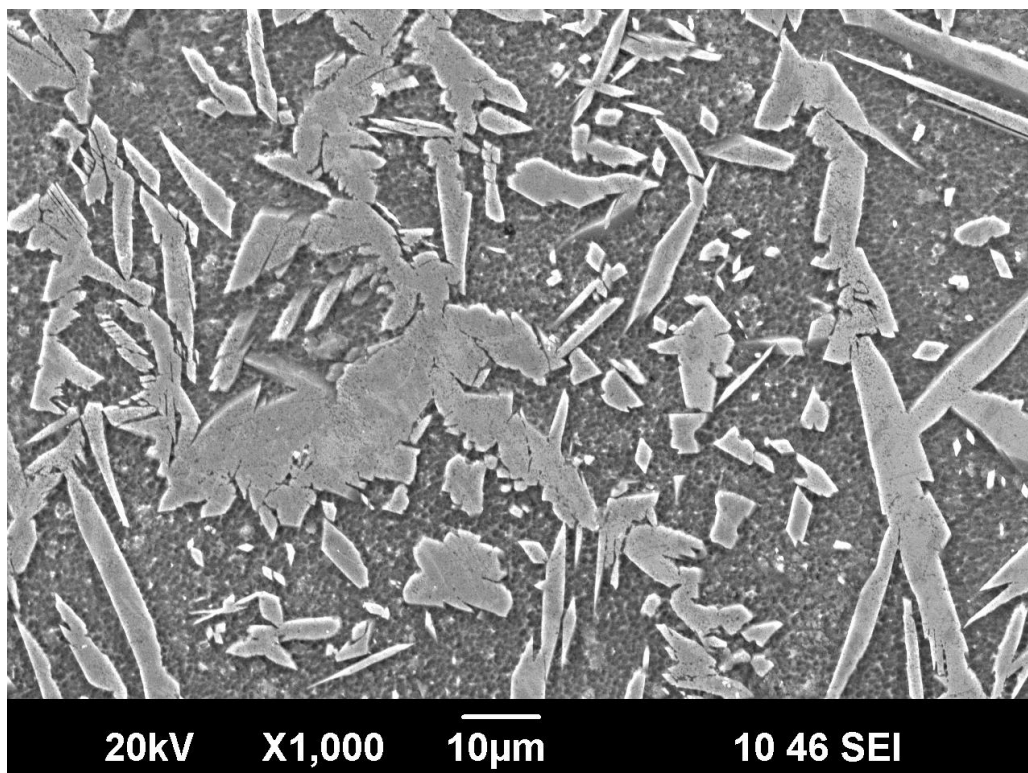


Figura 97 - Aspecto micrográfico da zona de fusão da amostra por arco pulsado. MEV (modo SE) da superfície previamente atacada ("color etching"), aumento 1000X.

3.6 Processamento Digital de Imagem (PDI)

As variações na tonalidade das cores nas microestruturas presentes (de cada amostra) foram causadas pelo conjunto de operações de preparação metalográfica mais ataque químico Behara. Em virtude dessas variações, cada imagem necessitou de uma sequência de “passos” ou etapas de processamento com algumas diferenças. Na sequência, serão exemplificados todas as etapas e seus “comandos” que foram utilizados dentro do software.

A primeira etapa do PDI foi remover as barras de aumento presentes nas imagens originalmente obtidas (micrografias). Esta etapa foi necessária a todas as imagens, pois o computador apenas distingue tons, e entenderia a barra de aumento como uma região da microestrutura. Para isto, foi utilizado o comando do *ImLab* chamado *crop*. Este comando permite retirar ou cortar certa região da imagem. A Figura 98 exemplifica uma imagem originalmente obtida para a ZF de uma junta soldada antes do corte da barra de aumento e a Figura 99 depois do corte.

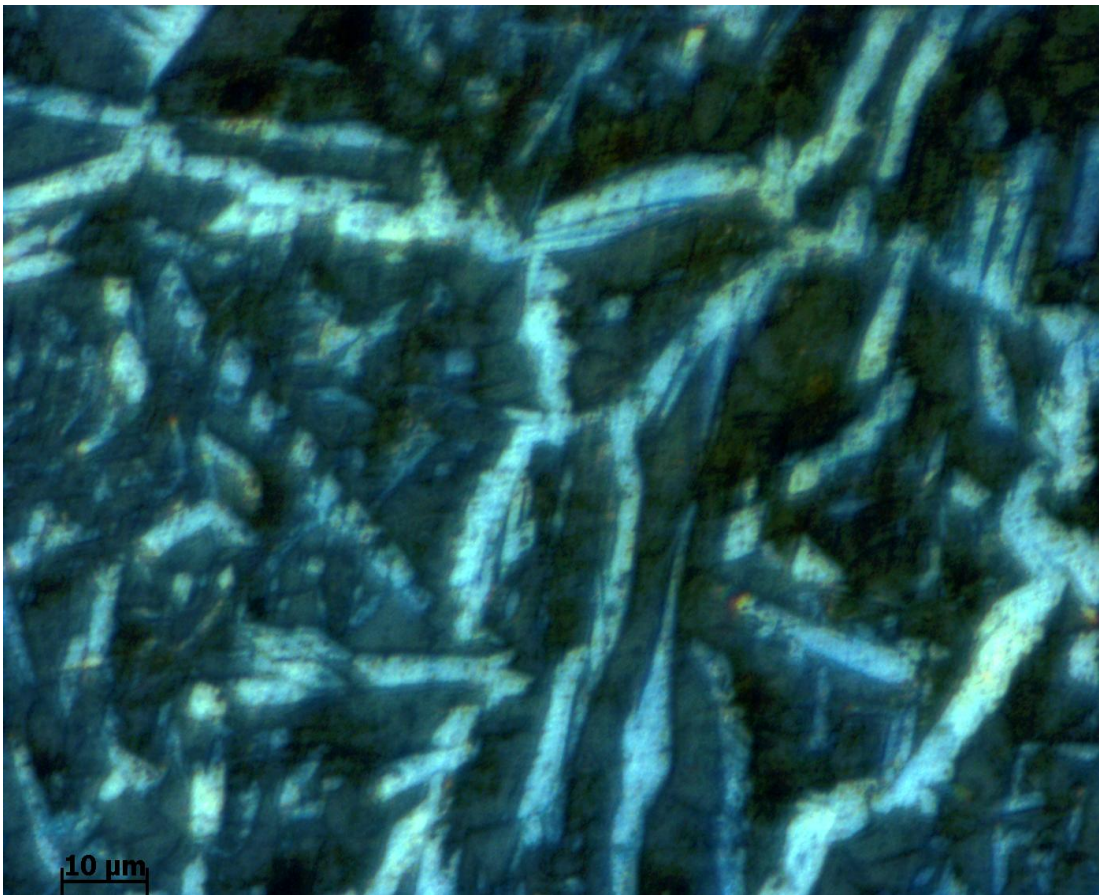


Figura 98 – Imagem da ZF com aumento 500x antes do comando *crop*. Amostra TIG manual arco não pulsado, ataque BEHARA.

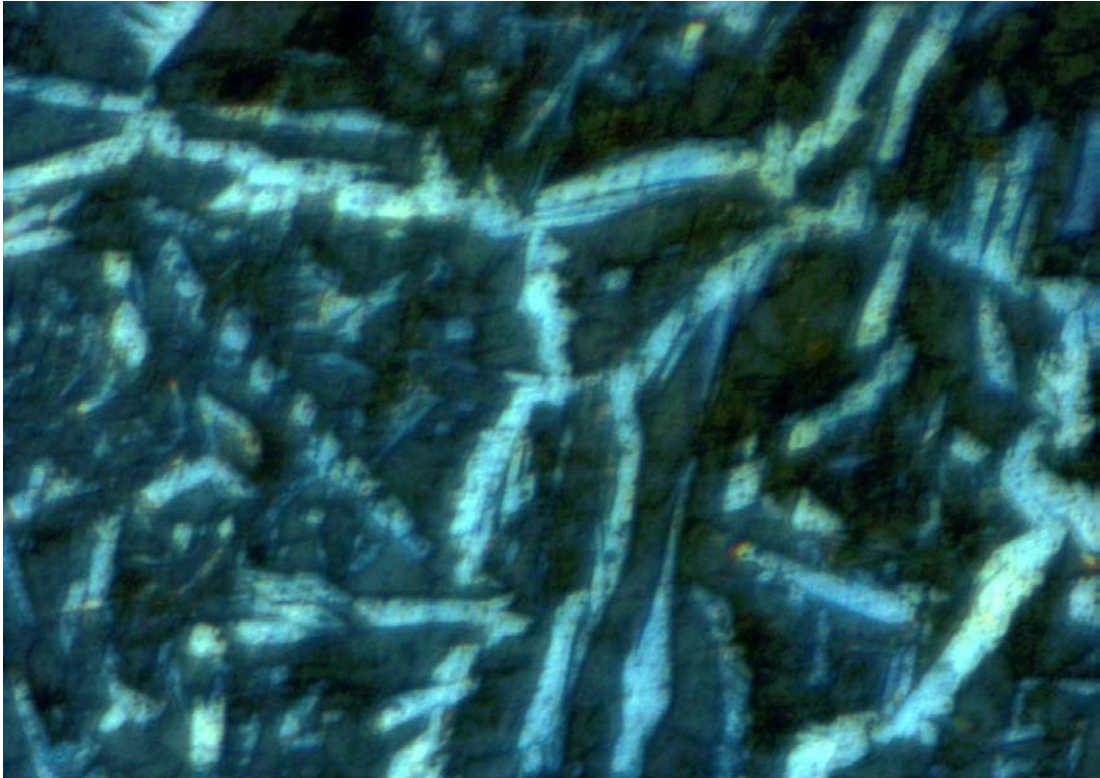


Figura 99 – Imagem da microestrutura, Figura 98, com aumento 500x depois do comando *crop*. Amostra TIG manual arco não pulsado, ataque BEHARA.

Em seguida, as imagens foram convertidas para tons de cinza, pois o programa utilizado para o processamento das imagens, *ImLab*, não é capaz de processar imagens coloridas. A Figura 100 apresenta a situação da Figura 99 após a conversão. Nota-se que a distinção entre as regiões claras, austenita, e as regiões escuras, ferrita, não foi prejudicada após a conversão, permitindo posteriormente a separação (segmentação) entre essas regiões.

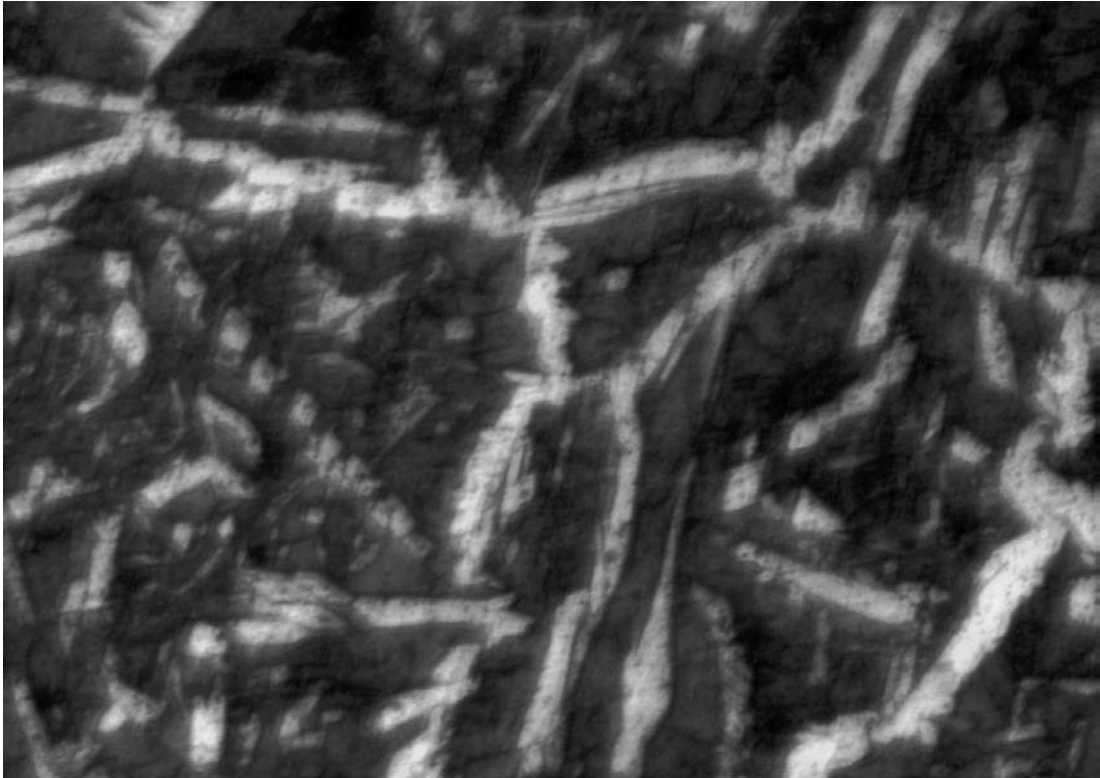


Figura 100 – Imagem da microestrutura com aumento 500x após a conversão para tons de cinza da imagem da Figura 99.

Algumas imagens possuíam quantidade significativa de “ruídos”, ou seja, artefatos gerados pelo ataque químico dentro da fase austenita (regiões claras), conforme ilustrado na Figura 101. Estes ruídos (por possuírem tonalidades escuras), durante a etapa de segmentação confundiam-se com a fase ferrita (regiões escuras). Para aperfeiçoar os resultados, o filtro “passa baixa” *circular mean* foi aplicado à imagem exemplificada pela Figura 101, na qual utilizou-se kernel 7 e o filtro foi aplicado 4 vezes. A Figura 102 apresenta a imagem da Figura 101 após a aplicação do filtro, como se pode notar, os pontos de ruído adquiriram uma tonalidade de cinza mais claro, devido à influência da coloração clara da austenita das circunvizinhanças, facilitando assim a etapa de segmentação posterior. As Figuras 103 e 104 apresentam respectivamente as imagens das Figuras 101 e 102 após a segmentação, nota-se claramente que a aplicação do filtro passa baixa melhorou a etapa de segmentação. As Figuras 105 e 106 apresentam os histogramas das imagens das Figuras 101 e 102, respectivamente, indicando o tom utilizado para a segmentação que resultou nas imagens das Figuras 103 e 104.

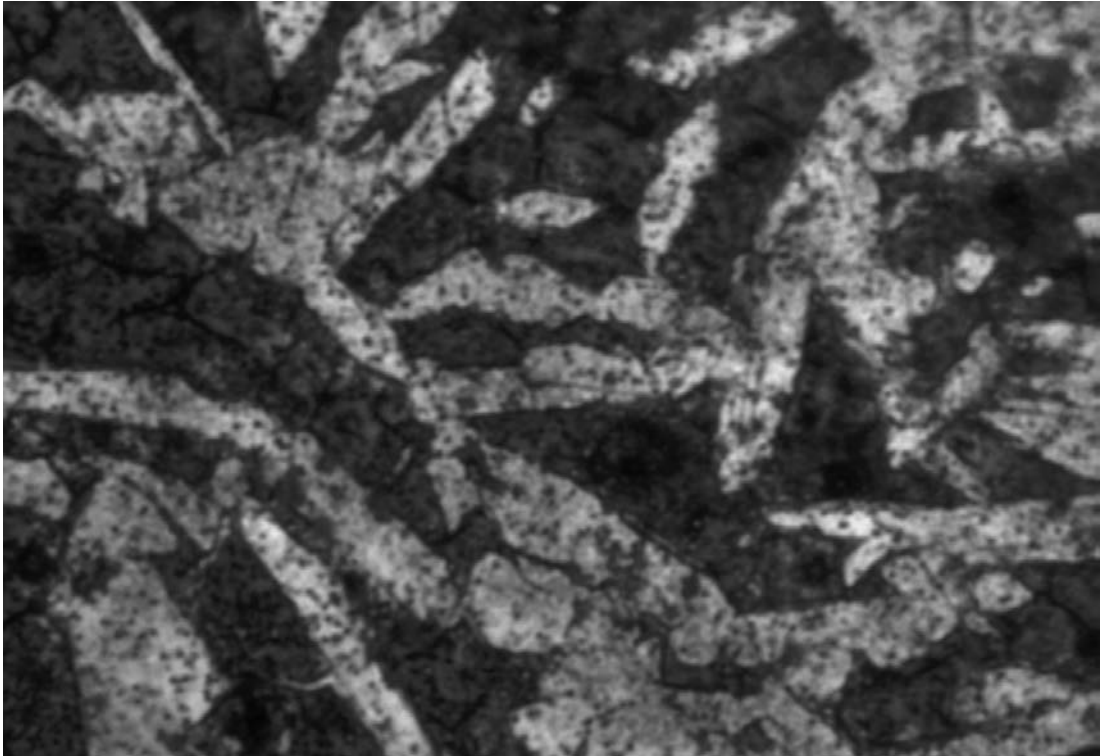


Figura 101 – Imagem com aumento 1000x obtida na ZF para amostra solda TIG solda manual arco pulsado exemplificando a presença de “ruídos” na fase objeto de interesse para a segmentação (austenita).

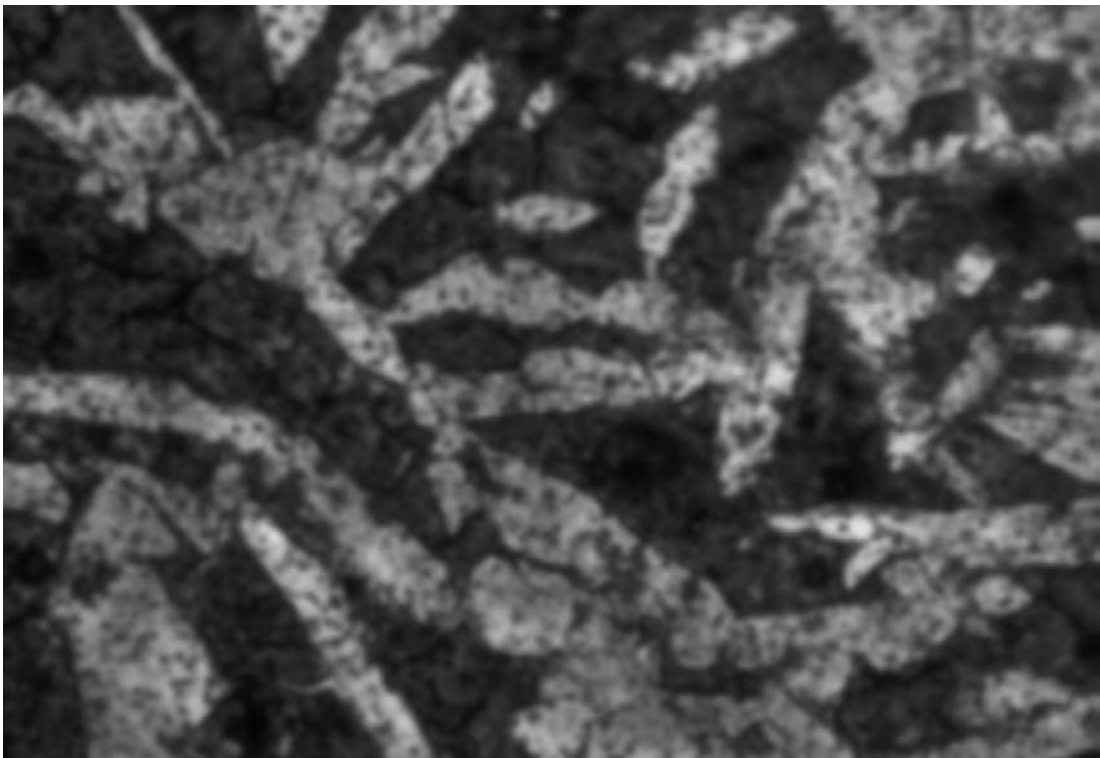


Figura 102 – Imagem obtida após aplicação do filtro “passa baixa” *circular* mean sobre a imagem da Figura 101.

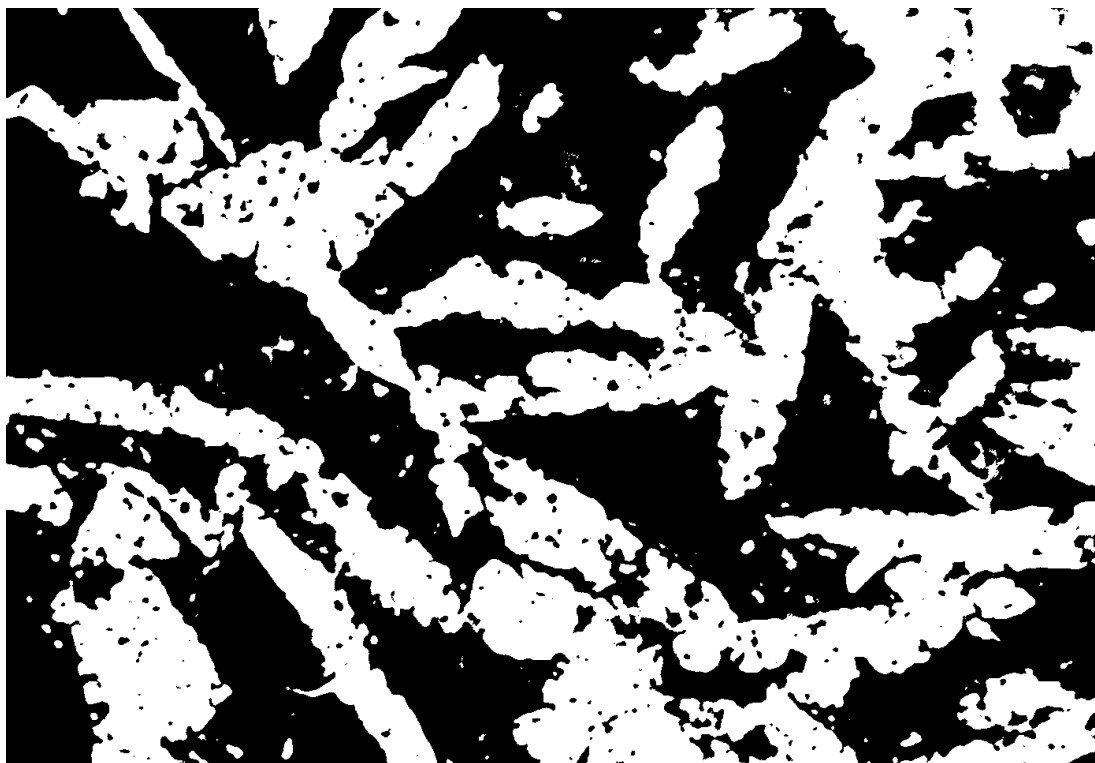


Figura 103 – Imagem que mostra o resultado da segmentação realizada sobre a imagem da Figura 101 sem a eliminação dos ruídos na fase austenita.

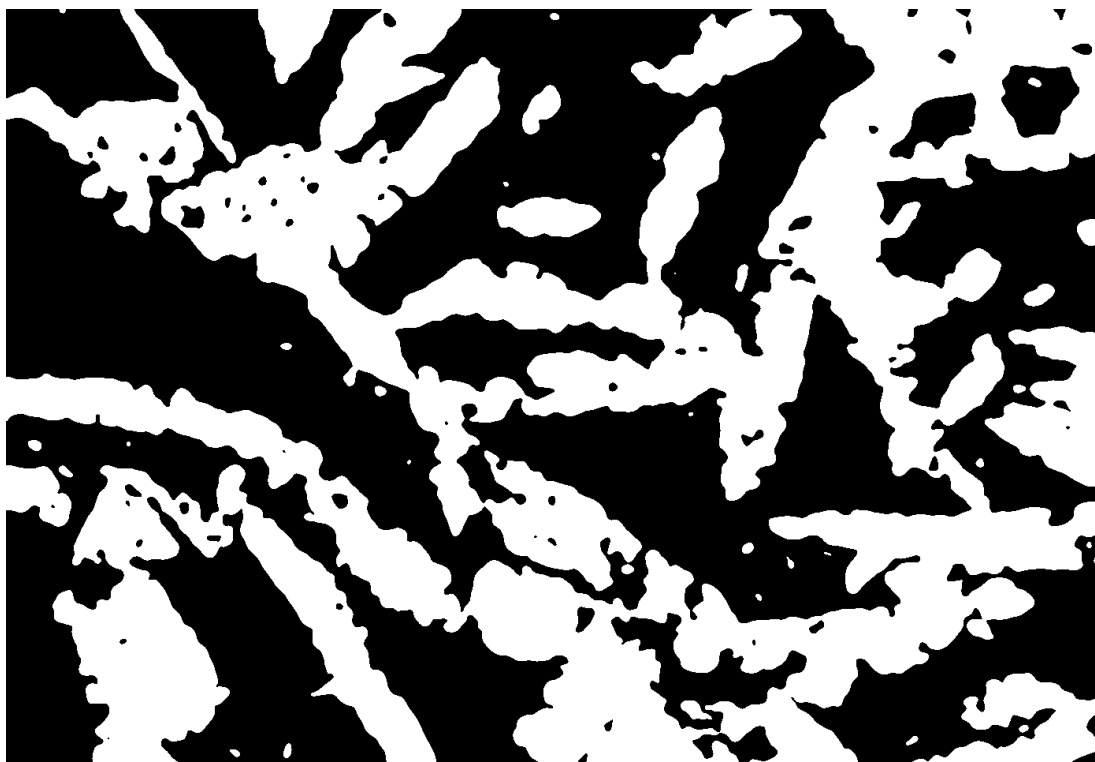


Figura 104 – Imagem obtida após a segmentação da fase mais clara (austenita) na imagem da Figura 102, onde a eliminação dos ruídos na fase austenita foi alcançada com aplicação do Kernel com operações matemáticas específicas “passa-baixa”.

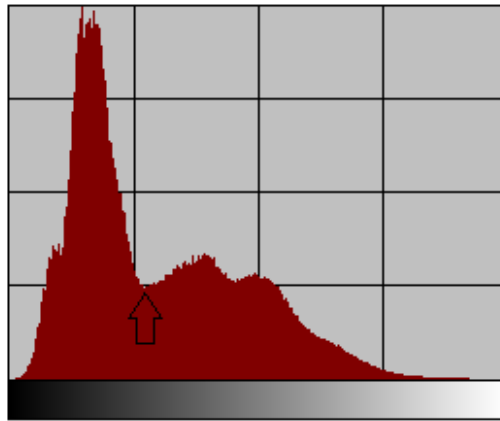


Figura 105 – Histograma da imagem da Figura 101. A seta indica o tom utilizado para a segmentação.

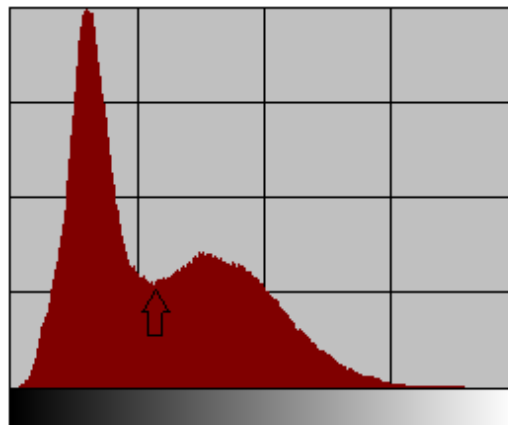


Figura 106 – Histograma da imagem da Figura 102. A seta indica o tom utilizado para a segmentação.

Após as etapas de pré-processamento (retirada de barra de aumento, passagem para tons de cinza, suavização ou eliminação de “ruídos”), foi realizada a segmentação da imagem. Devido a grande variedade de imagens desta pesquisa, optou-se pela segmentação manual, e a escolha do tom de separação utilizado foi realizada individualmente, observando-se o histograma de cada uma destas imagens pré-processadas. As Figuras 102 e 104 apresentam exemplos de uma imagem antes e após a segmentação, respectivamente. A partir desta etapa o computador passa a entender as regiões claras como objetos de interesse, ou seja, a fase austenita, e as regiões escuras como fundo (*background*), ou seja, a fase austenita.

Para melhorar os resultados obtidos pela etapa de segmentação foram utilizados duas etapas de pós-processamento e através da aplicação de dois comandos do *ImLab*, a eliminação de “objetos pequenos” e “preenchimento de furos”. O primeiro com o objetivo de eliminar ruídos ainda presentes na imagem

após a segmentação (a Figura 107 ilustra a imagem da Figura 104 após este comando) e o segundo para eliminar as vacâncias no interior dos grãos da austenita (a Figura 108 ilustra a imagem da Figura 107 após este comando).

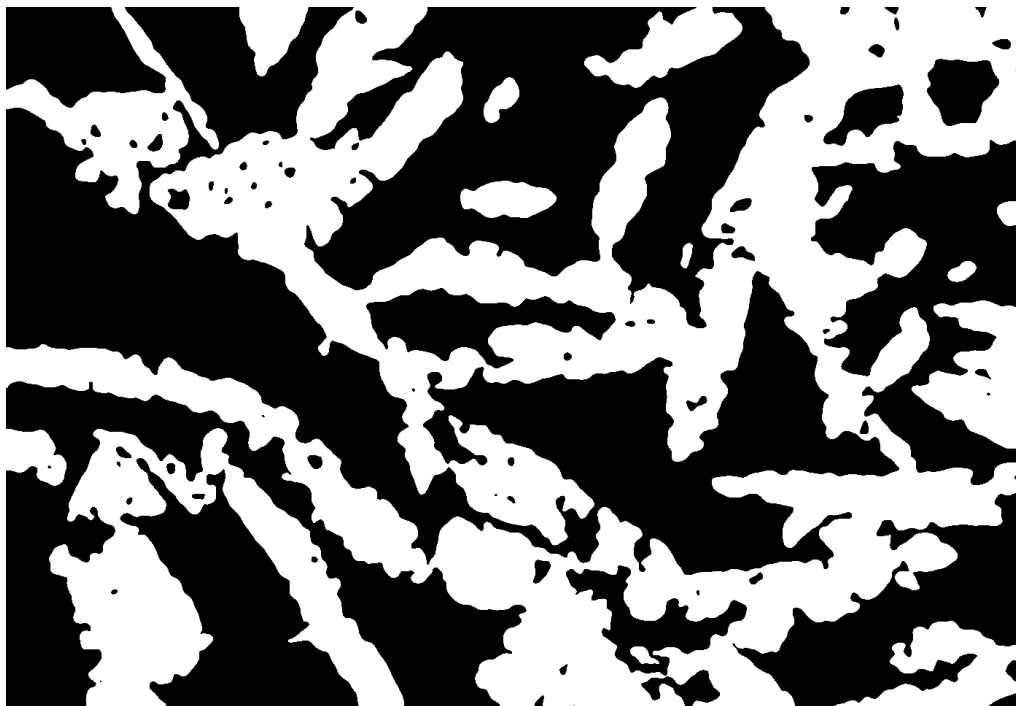


Figura 107 - Imagem da microestrutura obtida após o comando de eliminação de objetos pequenos aplicado sobre a imagem da Figura 104. Pequenos objetos claros foram eliminados do *background* (fase ferrita).



Figura 108 - Imagem da microestrutura após aplicação do comando de preenchimento de furos sobre a imagem da Figura 107.

A última etapa do processamento foi a medição das áreas ocupadas pelos grãos de austenita. Esta etapa foi realizada utilizando conectividade 4 e considerando os objetos que tocassem a borda da imagem. A Tabela 20 apresenta a fração volumétrica de austenita (V_γ) obtida para cada imagem analisada.

Tabela 20 – Fração volumétrica obtida para cada imagem analisada.

Grupos	Etapas de lixamento	Fração Volumétrica (V_γ) de austenita (%)
Imagens obtidas para amostra arco <u>não</u> pulsado (Amostra 01)	1° lixamento	28,9
	2° lixamento	40,4
	3° lixamento	21,6
	4° lixamento	25,6
	5° lixamento	29,3
	Média	29,2
Grupo de imagens obtidas para amostra arco <u>não</u> pulsado (Amostra 02)	1° lixamento	33,0
	2° lixamento	37,5
	3° lixamento	34,2
	4° lixamento	41,2
	5° lixamento	-----
	Média	36,5
Grupo de imagens obtidas para amostra arco pulsado (Amostra 01)	1° lixamento	22,6
	2° lixamento	44,8
	3° lixamento	32,3
	4° lixamento	34,4
	5° lixamento	38,5
	Média	34,5
Grupo de imagens obtidas para amostra arco pulsado (Amostra 02)	1° lixamento	37,2
	2° lixamento	38,5
	3° lixamento	42,4
	4° lixamento	-----
	5° lixamento	36,7
	Média	38,70

Os valores médios apresentados neste estudo parecem não apresentar uma diferença significativa na fração volumétrica de austenita precipitada entre os dois métodos, pulsado e não pulsado. Wang et. al. (2006) identificaram a diferença de 11% de fração volumétrica da fase austenita da amostra soldada no modo não pulsado para 19% da amostra no modo pulsado, entretanto, o trabalho não fornece uma análise estatística que permita uma adequada comparação. Esse comportamento aparentemente divergente, entre os resultados aqui apresentados e os obtidos por Wang et. al. (2006), pode ser atribuído a alguns fatores, tais como procedimento de soldagem (manual versus automatizada) e metal de base diferente (SAF 2707 HD versus SAF 2205), que apresentam entre si variação da composição química dos elementos constituintes. Contudo, mais estudos fazem-se necessários para afirmar com precisão essa constatação.

3.6.1 Análise Estatística

A análise estatística foi realizada com o objetivo de verificar se houve uma variação significativa entre os valores da fração volumétrica da fase austenita nas condições não pulsado x pulsado.

Para as amostras pertencentes ao grupo não pulsado, o valor médio de austenita foi de 32,41% e variância de 44,47%. Para as amostras do grupo pulsado, o valor médio de austenita foi de 36,38% e variância de 40,92%. O teste com distribuição F de Snedecor foi aplicado para determinar se as variâncias dos dois grupos podiam ser consideradas “iguais”, o que determinaria a metodologia de cálculo para o teste t de Student. Com os valores referentes às variâncias dos dois grupos, obteve-se o valor de f_0 calculado de 1,09 e que foi comparado com 1,64 do f_c (“f” crítico, valor tabelado para a distribuição F de Snedecor em função dos números de imagens processadas). Como f_c foi maior que f_0 ($f_c > f_0$), as variâncias das populações podem ser consideradas iguais.

O t calculado pela distribuição de Student foi de 1,29. Como o $t_c = 1,746$ (valor tabelado) foi maior que t calculado, a hipótese nula H_0 foi aceita e os resultados entre os grupos considerados como pertencentes a uma mesma família de medidas.

Com base nesses dados, considera-se que não houve variação do percentual da fração volumétrica da fase austenita no cordão de solda das amostras submetidas aos processos de soldagem pelos dois modos, pulsado e não pulsado.

3.7 Microdureza Vickers (HV – Hardness Vickers)

As Figuras 109 e 110 apresentam os gráficos com os valores obtidos de microdureza ao longo da seção transversal da junta soldada das amostras pelo modo pulsado e não pulsado, respectivamente.

O perfil de microdureza obtido na junta soldada pelo modo pulsado, apresentado na Figura 109, aparentemente resultou em valores de dureza relativamente uniformes, quando comparados com os resultados obtidos pelo modo não pulsado, como apresentado na Figura 110. Em contraste, o processo de soldagem por corrente direta modo não pulsado parece ter gerado uma distribuição não uniforme de dureza na zona de fusão (ZF) com valores, em alguns pontos, mais elevados que os obtidos no metal de base (MB).

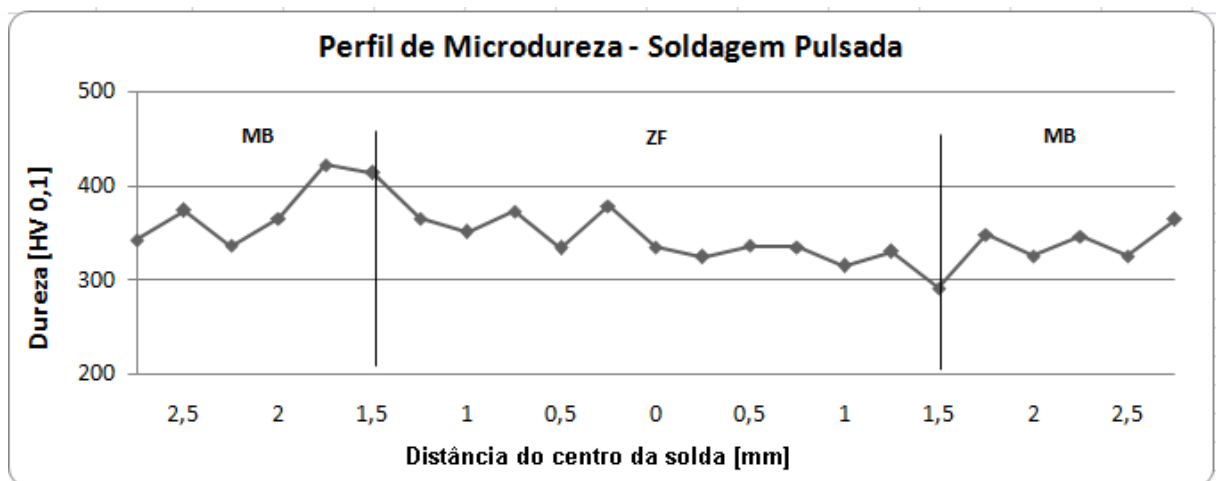


Figura 109 – Perfil de microdureza HV na superfície de soldagem pelo modo pulsado.

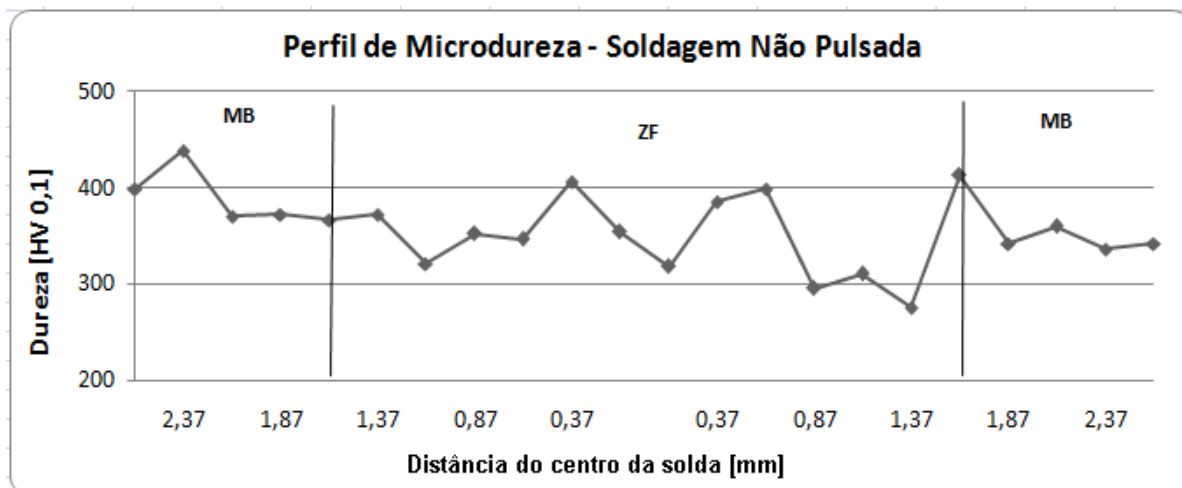


Figura 110 – Perfil de microdureza HV na superfície de soldagem pelo modo não pulsado.

Como não foram identificadas fases deletérias nas amostras testadas, provavelmente a diferença de valores de dureza mais acentuados na ZF, pelo modo não pulsado, pode estar associada a alguma variação do tamanho dos grãos e/ ou variação local na quantidade de fase austenita presente, quando comparado-se os resultados obtidos pelos modos de soldagem aplicados nessas amostras.

Como a junta soldada modo pulsado parece ter resultado valores de dureza com uma menor dispersão que no modo não pulsado, este resultado pode estar associado à uma melhor distribuição e maior refinamento da fase austenita na fase ferrítica (ver Figura 78 com aspecto micrográfico da ZF de amostra arco pulsado versus Figura 75 com aspecto micrográfico de amostra arco não pulsado) para a condição soldagem arco pulsado, tal como foi observado (e anteriormente discutido) pelos aspectos micrográficos obtidos ao microscópio óptico (MO) para estas duas condições.

Para o caso dos aços inoxidáveis duplex e superduplex, o valor da propriedade de dureza (escala macro) é geralmente da ordem de 240 Brinell a 260 Brinell (aproximadamente de 22 HRC a 24 HRC) para microestruturas compostas de aproximadamente iguais concentrações volumétricas de ferrita e austenita [Martins, 2006]. Valores de dureza acima dessa faixa indicam a presença de um micro constituinte mais duro, além das duas fases que a compõem. Normalmente, esse agente endurecedor é a fase sigma, que chega a apresentar durezas da ordem de 63 HRC (789 HV), promovendo uma elevação na dureza total do material [Martins,

2006] ou pontual, de acordo com a quantidade e a distribuição dessa fase na microestrutura.

3.7.1 Análise Estatística

Os testes de hipóteses (conforme apresentado em Materiais e Métodos) aplicados sobre a distribuição t de Student foram realizados com o objetivo de verificar se houve uma variação significativa entre os valores da microdureza do metal de base em relação à zona de fusão das amostras nas condições não pulsado e pulsado.

Para as amostras pertencentes ao grupo não pulsado, o valor médio da microdureza do metal de base foi de 370,30HV e a variância de 1191,20. Para a zona de fusão o valor médio foi de 345,20HV e a variância de 1708,90. O teste com distribuição F de Snedecor foi aplicado para determinar se as variâncias dos dois grupos podiam ser consideradas “iguais”. Obteve-se o valor de f_0 calculado de 1,43 e que foi comparado com 1,62 do f_c (“f” crítico, valor tabelado para a distribuição F de Snedecor). Como f_c foi maior que f_0 ($f_c > f_0$), o teste de hipótese nula H_0 foi aceito e as variâncias podem ser consideradas iguais. O t calculado pela distribuição de Student foi de 1,42. Como o $t_c = 1,734$ (valor tabelado) foi maior que t calculado, a hipótese nula H_0 foi aceita e os resultados entre os grupos considerados como pertencentes a uma “mesma família” de medidas.

Para a amostra pertencente ao grupo pulsado, o valor médio da microdureza do metal de base foi de 355,10HV e a variância de 817,40. Para a zona de fusão o valor médio foi de 343,60HV e a variância de 420,70. O teste com distribuição F de Snedecor foi aplicado para determinar se as variâncias dos dois grupos podiam ser consideradas “iguais”. Obteve-se o valor de f_0 calculado de 1,94 e que foi comparado com 1,52 do f_c (“f” crítico, valor tabelado para a distribuição F de Snedecor). Como f_c foi menor que f_0 ($f_c < f_0$), o teste de hipótese nula H_0 não foi aceito e as variâncias devem ser consideradas diferentes. Portanto, a rotina de cálculo da variável t seguiu a metodologia prevista para este caso. Obtendo-se t calculado igual a 0,040, e os graus de liberdade igual a 233203,75. Como o $t_c = 1,645$ foi maior que t calculado, a hipótese nula H_0 foi aceita e os resultados entre os grupos considerados como pertencentes a uma “mesma família” de medidas.

Com base nesses resultados, considera-se que não houve variação significativa na microdureza entre a zona de fusão e o metal de base das amostras submetidas aos processos de soldagem pelos dois modos, pulsado e não pulsado.