

Gillian da Silva Crespo

**Influência da potência de laser Nd:YAG na soldagem do
aço inoxidável duplex UNS S32205**

Ilha Solteira
2014



Gillian da Silva Crespo

Influência da potência de laser Nd:YAG na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S32205

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Ilha Solteira, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Ilha Solteira
2014

FICHA CATALOGRÁFICA
Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

C921i Crespo, Gillian da Silva.
Influência da potência laser Nd:YAG na soldagem do aço inoxidável duplex
UNS S32205 / Gillian da Silva Crespo. – Ilha Solteira: [s.n.], 2014
95 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de
Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de
Fabricação, 2014

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Co-orientador: Ruís Camargo Tokimatsu
Inclui bibliografia

1. Soldagem. 2. Laser. 3. Nd:YAG. 4. Aço inoxidável duplex. 5. Potência.



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO: Influência da potência de laser Nd:YAG na soldagem do aço inoxidável duplex LNS S32205

AUTOR: GILLIAN DA SILVA CRESPO

ORIENTADOR: Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica, Área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO, pela Comissão Examinadora.


Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. WYSER JOSE YAMAKAMI
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. ANGELO CAPORALI FILHO
Departamento de Materiais e Tecnologia / Faculdade de Engenharia de Guaratingueta

Data da realização: 01 de julho de 2014.

Dedico esse trabalho,

Aos meus pais Claudinê e Iracema pela educação e apoio incondicional ao longo desse trabalho e de toda minha vida.

À minha irmã Laís pelo apoio, incentivo e companheirismo constantes em toda minha vida.

À minha namorada Josiane e a todos os meus amigos(as) pelo apoio e torcida.

AGRADECIMENTOS

Ao meu Orientador Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella pela orientação, dedicação, ensinamentos e apoio no decorrer desse trabalho.

Ao Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu pela orientação e dedicação no início do desenvolvimento desse trabalho.

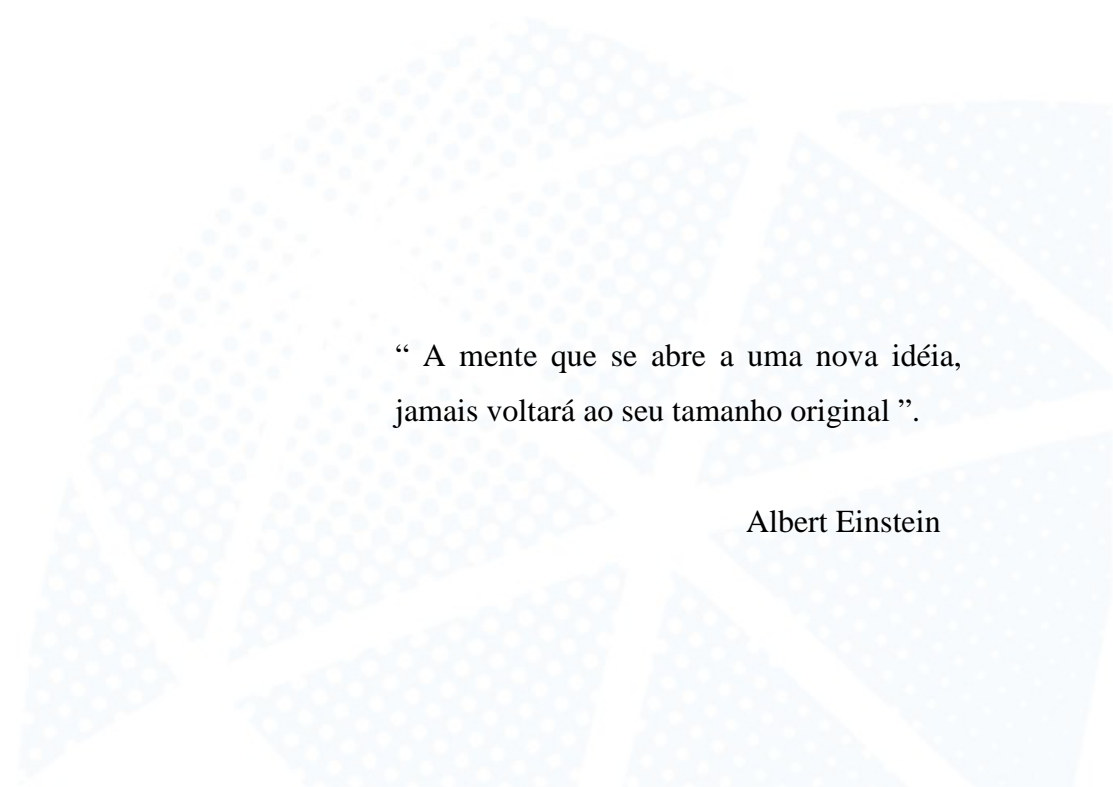
Ao Prof. Dr. Celso Riyotsi Sokei pela ajuda concedida na execução dos testes de microdureza Vickers e na realização de alguns ataques metalográficos.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Capes – pela concessão de bolsa de estudos.

Ao Laboratório de Aplicações Industriais de Lasers do Centro de Laser do IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares) pela parceria no projeto, realizando o processo de soldagem utilizado no presente estudo.

Ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNESP-Campus de Ilha Solteira pela estrutura e recursos disponibilizados.

Aos técnicos do Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP-Campus de Ilha Solteira pelos serviços e auxílio prestados.



“ A mente que se abre a uma nova idéia,
jamais voltará ao seu tamanho original ”.

Albert Einstein

RESUMO

Conduziu-se um estudo da soldagem laser na condição “*bead on plate*” no aço inoxidável duplex UNS S 32205 na forma de chapas com 3,0 x 20 x 45 mm (A x L x P). Realizou-se 12 soldas em atmosfera de gás argônio com fluxo de gás de 15 l/min, diâmetro de feixe de 0,2 mm, ângulo de 90°, taxa de repetição de 9 Hz, velocidade de soldagem de 150 mm/min, profundidades de foco iguais a 1,0; 1,5 e 2,0 mm abaixo da superfície da peça e energia do pulso (E_p) fixada em 6,0 J. A variação de potência foi obtida variando as larguras temporais (L_t) em valores de 4, 6, 8 e 10 ms. Os resultados foram analisados com base na relação entre potência, geometria do cordão de solda, balanço de fases ferrita/austenita, dureza Vickers e análise química. Para revelação dos metais de solda utilizou-se reagentes Behara modificado e eletrolítico com solução oxálica 10%. As medidas de geometria (largura e profundidade) dos cordões de solda foram realizadas através de imagens obtidas através de câmera digital em um microscópio óptico comum. O processamento das imagens foi realizado através do programa “*Image J*”, um *software* de edição de imagens de domínio público pautado na plataforma Java. Os maiores valores de largura e profundidade foram encontrados nos maiores valores de potência e o aumento do valor da posição focal acarretou em um aumento da variabilidade da média desses parâmetros geométricos. O valor do balanço ferrita/austenita para o metal base e metal de solda foi de 52/48 % e 70/30 % respectivamente. O valor médio da dureza para o metal base foi igual a 286 HV. Nos metais de solda e nas ZTAs a posição focal -1,5 mm apresentou os menores valores de dureza, independente da potência utilizada. A composição química dos elementos de liga não apresentou grandes variações entre os dados de fábrica e os obtidos para o metal base e o metal de solda.

Palavras chave: Soldagem. Laser. Nd:YAG. Aço inoxidável duplex. Potência.

ABSTRACT

We carried out a study of laser welding provided "bead on plate" in duplex stainless steel UNS S 32205 in the form of plates with 3,0 x 20 x 45 mm (H x W x D). 12 welds was performed in argon gas flow of 15 l/min, beam diameter 0,2 mm, angle of 90°, repetition rate of 9 Hz, welding speed of 150 mm / min, gas depths focus equal to 1,0; 1,5 and 2,0 mm below the surface of the workpiece and the pulse energy (E_p) set at 6,0 J. The power variation was obtained by varying the time width (L_t) at values of 4, 6, 8 and 10 ms. The results were analyzed based on the relationship between power, weld bead geometry, balance ferrite/austenite phases, Vickers hardness and chemical analysis. For structure revelation of the weld metals used both Behara modified and electrolyte with 10% oxalic solution reagents. Measures of geometry (width and depth) of the weld beads were made using images taken by digital camera on an ordinary optical microscope. Image processing was performed using the "Image J" program, a graphics editing *software* in the public domain lined on Java platform. The highest values of width and depth were found in higher values of power and increasing the value of the focal position resulted in an increase in the variability of the mean of these geometrical parameters. The balance sheet value of the ferrite/austenite for the base metal and weld metal was 52/48 % and 70/30% respectively. The average hardness for the base metal was equal to 286 HV. In weld metals and the ZTAs focal position -1.5 mm had the lowest hardness values, regardless of power used. The chemical composition of alloying elements did not show large variations between factory data and those obtained for the base metal and the weld metal.

Palavras chave: Welding. Laser. Nd:YAG. Duplex stainless steel. Power.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-	Divisão das matrizes energéticas por fonte	21
Figura 2-	Diagrama WRC - 1992	26
Figura 3-	Imagens de microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários mostrando a precipitação de fase sigma (σ) em aços inoxidáveis duplex. Ataque com V2A-Beize. A = austenita; F = ferrita; S = fase σ . (a) Aço inoxidável duplex de baixo carbono W. Nr. 1. 4462. (b) Aço inoxidável duplex de alto teor de carbono W.	33
Figura 4-	Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço inoxidável duplex UNS S 32205	34
Figura 5-	Cristais de Nd:YAG utilizados em lasers de estado sólido	39
Figura 6-	Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado Nd:YAG (esquerda) e Central de Lasers do IPEN (direita)	40
Figura 7-	Sistema de orientação adotado e microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido de fábrica. Microscopia óptica, ataque reagente Behara modificado.	41
Figura 8-	Cordão de solda realizado na condição “ <i>bead on plate</i> ”. (Esquerda) Visão de cima e (Direita) Visão lateral	42
Figura 9-	Sistema de fixação das amostras para soldagem (prensa chapa).....	44
Figura 10-	Seccionamento utilizado na medição de largura e profundidade de cada cordão de solda	45
Figura 11-	Secções transversais dos cordões de solda a laser no aço inoxidável duplex UNS S 32205 na secção de medição 3. Microscopia óptica, ataque reagente Behara modificado.....	47
Figura 12-	Gráfico de variabilidade da largura média para cada potência de soldagem utilizada	50
Figura 13-	Gráfico de variabilidade da profundidade média para cada potência de soldagem utilizada	50

Figura 14-	Imagem da direção normal do aço inoxidável duplex UNS S 32205. Microscopia óptica, ataque eletrolítico solução oxálica 10%. Aumento 400x. (A) imagem original e (B) imagem tratada pelo <i>software</i> “ <i>Image J</i> ” para medição do balanço de fases ferrita/austenita pelo mesmo <i>software</i>	51
Figura 15-	Imagem próxima a superfície da secção transversal do cordão de solda 1. Microscopia óptica, ataque eletrolítico solução oxálica 10%. (A) imagem original e (B) imagem tratada pelo <i>software</i> “ <i>Image J</i> ” para medição do balanço de fases ferrita/austenita pelo mesmo <i>software</i>	53
Figura 16-	Gráfico de variabilidade da média da porcentagem de austenita média para cada potência de soldagem utilizada.....	54
Figura 17-	Gráfico de variabilidade da média da porcentagem de ferrita média para cada potência de soldagem utilizada	54
Figura 18-	Três das 45 impressões realizadas no aço inoxidável duplex UNS S 32205. Microscopia óptica (A) pontos de impressão e (B) valores de dureza Vickers encontrados para cada impressão	56
Figura 19-	Gráfico dos valores de microdureza das 15 impressões realizadas em cada região do metal base.....	57
Figura 20-	Impressões de dureza Vickers realizadas no cordão de solda número 12. Microscopia óptica. (A) pontos de impressão no interior e na zona termicamente afetada do cordão e (B) valores de dureza Vickers encontrados em cada impressão	58
Figura 21-	Gráfico de variabilidade da dureza Vickers em relação a potência de soldagem para cada posição focal utilizada no metal de solda.....	61
Figura 22-	Gráfico de variabilidade da dureza Vickers em relação a potência de soldagem para cada posição focal utilizada na zona termicamente afetada..	61
Figura 23-	Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido. Microscopia eletrônica, ataque eletrolítico solução oxálica 10%. Da esquerda para direita: aumento de 500 X, 2000 X e 5000 X.....	63
Figura 24-	Comparação entre os espectros EDS obtidos em cada direção de interesse do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (Esquerda) Imagens utilizadas para geração dos espectros e (Direita) Espectros EDS gerados	64
Figura 25-	Espectros EDS dos cordões soldados com posição focal igual a -1,0 mm....	66
Figura 26-	Espectros EDS dos cordões soldados com posição focal igual a -1,5 mm....	66
Figura 27-	Espectros EDS dos cordões soldados com posição focal igual a -2,0 mm....	67

Figura 28-	Difratograma do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido	67
Figura 29-	Micrografia cordão de solda 1. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	72
Figura 30-	Micrografia cordão de solda 2. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	72
Figura 31-	Micrografia cordão de solda 3. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	73
Figura 32-	Micrografia cordão de solda 4. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	73
Figura 33-	Micrografia cordão de solda 5. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	74
Figura 34-	Micrografia cordão de solda 6. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	74
Figura 35-	Micrografia cordão de solda 7. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	75
Figura 36-	Micrografia cordão de solda 8. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	75
Figura 37-	Micrografia cordão de solda 9. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	76
Figura 38-	Micrografia cordão de solda 10. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	76
Figura 39-	Micrografia cordão de solda 11. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	77
Figura 40-	Micrografia cordão de solda 12. Microscopia óptica, ataque Behara modificado	77
Figura 41-	Micrografia 1 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	78
Figura 42-	Micrografia 2 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	78

Figura 43-	Micrografia 3 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	79
Figura 44-	Micrografia 4 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	79
Figura 45-	Micrografia 5 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	79
Figura 46-	Micrografia 6 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	80
Figura 47-	Micrografia 7 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	80
Figura 48-	Micrografia 8 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	81
Figura 49-	Micrografia 9 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	81
Figura 50-	Micrografia 10 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	82
Figura 51-	Micrografia 11 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	82
Figura 52-	Micrografia 12 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	83
Figura 53-	Micrografia 13 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	83
Figura 54-	Micrografia 14 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	83

Figura 55-	Micrografia 15 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.....	84
Figura 56-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 1 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	85
Figura 57-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 2 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	85
Figura 58-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 3 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	86
Figura 59-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 4 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	86
Figura 60-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 5 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	87
Figura 61-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 6 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	87
Figura 62-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 7 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	88
Figura 63-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 8 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	88
Figura 64-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 9 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão..	89
Figura 65-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 10 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.....	89

Figura 66-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 11 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.....	90
Figura 67-	Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 12 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.....	90
Figura 68-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 1 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	91
Figura 69-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 2 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	91
Figura 70-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 3 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	92
Figura 71-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 4 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	92
Figura 72-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 5 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	92
Figura 73-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 6 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	93
Figura 74-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 7 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	93
Figura 75-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 8 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	93
Figura 76-	(Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 9 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	94

Figura 77- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 10 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	94
Figura 78- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 11 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	94
Figura 79- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 12 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.....	95



LISTA DE TABELAS

Tabela 1-	Composição química (% em peso) de alguns aços inoxidáveis duplex	30
Tabela 2-	Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis à temperatura ambiente	31
Tabela 3-	Algumas propriedades do Nd:YAG.	39
Tabela 4-	Composição química do aço inoxidável duplex UNS S 32205 (% em peso)	41
Tabela 5-	Parâmetros de soldagem do aço inoxidável duplex UNS S 32205 com vazão de argônio de 15 l/min.....	43
Tabela 6-	Medidas de largura (μm) e profundidade (μm) calculadas em cada uma das três secções analisadas para cada cordão de solda e valores de média e desvio padrão	49
Tabela 7-	Medidas de porcentagem de austenita e ferrita em cada uma das direções do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido.....	52
Tabela 8-	Média do balanço ferrita/austenita (%) em cada direção do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido e de forma geral considerado o volume do material.....	52
Tabela 9-	Porcentagem de austenita e ferrita para cada cordão de solda nas três regiões analisadas em cada cordão e valores de média e desvio padrão para os metais de solda de cada cordão	53
Tabela 10-	Valores de dureza Vickers encontrado e cada uma das 45 impressões, distribuídas entre superfície, centro e parte inferior da chapa, feitas no metal base juntamente com os valores de média e desvio padrão para cada região analisada	57
Tabela 11-	Valores de dureza Vickers para cada impressão no metal de solda de cada cordão junto aos valores de média e desvio padrão.....	59
Tabela 12-	Valores de dureza Vickers para cada impressão nas zonas termicamente afetadas de cada cordão junto aos valores de média e desvio padrão	60
Tabela 13-	Composição química dos elementos de liga para o aço inoxidável duplex UNS S 32205 nas três direções de interesse obtidos pela técnica de EDS (% em peso)	63

Tabela 14- Composição química dos elementos de liga obtida para o metal de solda através da técnica EDS para cada cordão de solda estudado (% em peso) ... 65



LISTA DE QUADROS

Quadro 1-	Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis martensíticos	28
Quadro 2-	Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis ferríticos	29
Quadro 3-	Características da Central de Processamento de Laser do IPEN.....	41

SUMÁRIO

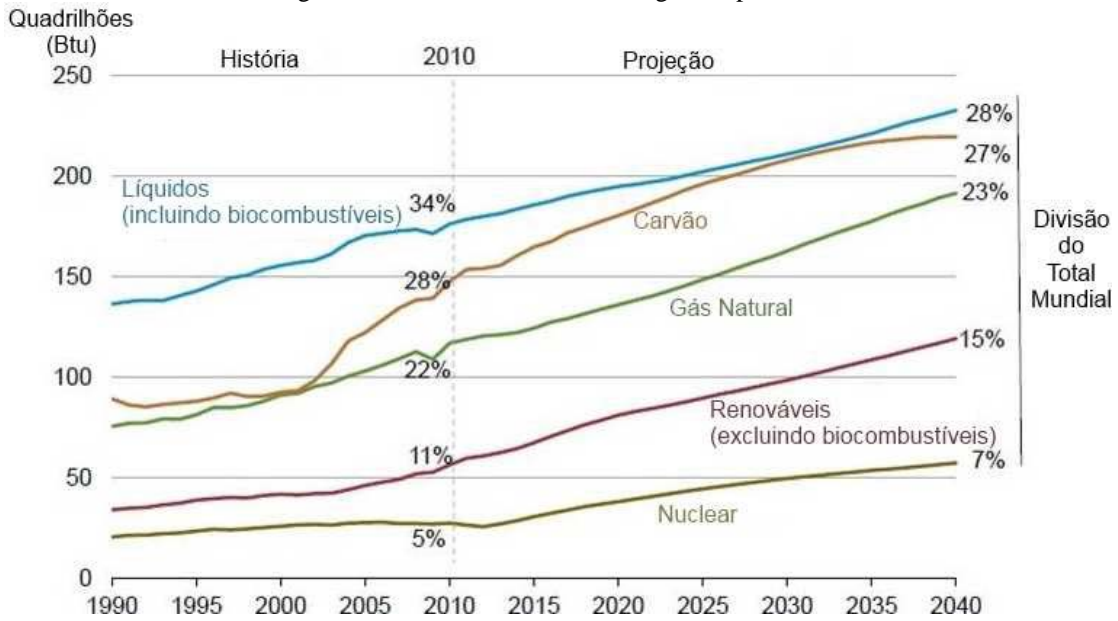
1	INTRODUÇÃO	20
1.1	OBJETIVOS	22
2	REVISÃO DA LITERATURA	23
2.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	23
2.1.1	Aços Inoxidáveis Austeníticos	24
2.1.2	Aços Inoxidáveis Martensíticos	28
2.1.3	Aços Inoxidáveis Ferríticos	29
2.1.4	Aços Inoxidáveis Duplex	30
2.1.5	Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex	31
2.1.6	Microestrutura e Características da Solda em Aços Inoxidáveis Duplex	35
2.2	LASER	36
2.2.1	Histórico	36
2.2.2	Fundamentos do Laser	37
2.2.3	Evolução Industrial do Laser	37
2.2.4	Laser Nd:YAG	38
3	MATERIAIS E MÉTODOS	40
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	47
4.1	GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA	47
4.2	BALANÇO DE FASES FERRITA/AUSTENITA	51
4.3	DUREZA	56
4.4	ANÁLISE QUÍMICA	63
5	CONCLUSÕES	68
	REFERÊNCIAS	70
	APÊNDICE A – Micrografias de medição da geometria dos cordões	72
	APÊNDICE B – Impressões de dureza Vickers nos metais base	78
	APÊNDICE C – Impressões de dureza Vickers nos metais de solda	85
	APÊNDICE D – Espectros EDS para os metais de solda	91

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos dois séculos o mundo assistiu a descoberta e o emprego de diversos tipos de combustíveis e energia, renováveis ou não. Isso permitiu ao homem o encurtamento de distâncias e a agilização do processo de globalização. Navios e aviões reduziram para dias o que antes significava meses de viagem e permitiram avanços de fronteiras como nunca antes vistos, além de serem também decisivos na determinação dos conflitos que estabeleceram o cenário geopolítico mundial atual. Embora a descoberta e o estudo acerca de novas formas de energia e combustíveis continue nos tempos de hoje, é categórico afirmar que o petróleo e o gás-natural despontam, de longe, como os mais utilizados.

O petróleo está presente na massiva frota mundial de veículos automotivos, no grande emprego do transporte marítimo para o comércio internacional de mercadorias e a crescente busca pelo transporte aéreo devido a sua agilidade e segurança. Já o gás-natural estabelece seu terreno nas termelétricas, muito utilizadas em países com ausência de geografia que permita a exploração hidrelétrica e ao fato de usinas nucleares, além da difícil implementação, demandarem alta tecnologia e gastos para serem consideradas seguras. A EIA (Administração de Informação de Energia dos Estados Unidos) projeta que o consumo de energia passará de 524 quadrilhões de unidades térmicas britânicas (Btu) em 2010 para 820 quadrilhões de Btu em 2040, sendo que as fontes fósseis deverão atender 80% dessa nova demanda, sendo que, entre elas, o gás natural é a que mais deve crescer, cerca de 1,7% ao ano.

Figura 1- Divisão das matrizes energéticas por fonte.



Entretanto esses dois recursos não são renováveis, ao menos em uma escala de tempo aceitável ao desenvolvimento atual e à projeção para os próximos anos como visto na Figura 1. Sua exploração começou a se tornar difícil a medida que os materiais empregados no maquinário utilizado para esse fim não eram capazes de atender os níveis de trabalho mecânico exigidos e resistência aos meios corrosivos extremamente elevados onde se encontravam os produtos almejados. Com isso, foram desenvolvidas as famílias de aços inoxidáveis duplex, que trouxeram uma excelente união entre boas taxas de resposta a exigências mecânicas elevadas aliadas a ótimas taxas de resistência a meios agressivos corrosivos. Isso se deve ao fato desses aços apresentarem uma matriz estrutural binária de ferrita/austenita, com proporção 50/50%, sendo a ferrita responsável pelas boas qualidades mecânicas e a austenita responsável pelas qualidades de resistência a corrosão.

Porém, quando da necessidade de soldagem desses materiais, descobriu-se que o processo causava um desbalanceamento da proporção ideal de 50/50% de ferrita/austenita, o que acarretava em perda de alguma das características que se buscava na utilização desses aços. Com isso iniciaram-se diversas pesquisas sobre processos de soldagem em aços inoxidáveis duplex, ganhando grande enfoque os processos de soldagem a laser. Esses processos ganharam destaque por aliar uma alta qualidade de trabalho a reduzidas zonas termicamente afetadas (ZTA), regiões decorrentes do processo e que podem acarretar falhas em serviço por apresentarem mudanças microestruturais acarretadas pelas altas taxas de calor

recebidas, além da alta produtividade atrelada ao fato de ser um processo cabível de automatização.

1.1 OBJETIVOS

O estudo desenvolvido teve como objetivos:

- O estudo da variabilidade da geometria dos cordões de solda ao longo de seu comprimento quando da variação da potência empregada;
- Estudo da entrega de um balanço ferrita/austenita igual a 50/50 % no metal base como recebido de fábrica e estudo do desbalanceamento ferrita/austenita no metal de solda em relação a potência utilizada no processo de soldagem aplicado;
- Averiguação do comportamento da dureza no metal base (superfície, centro e parte inferior), nos metais de solda e nas zonas termicamente afetadas (ZTAs) e análise da influência dos parâmetros de soldagem nos valores de dureza obtidos nos metais de solda e ZTAs;
- Análise química dos metais de base e de solda quanto a composição dos elementos de liga presentes quando comparados aos valores provenientes do fabricante e realização de difratograma de raios-x para averiguação da presença somente de ferrita e austenita no material proveniente de fábrica.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços Inoxidáveis são uma classe relativamente recente de materiais que surgiu no início do século XX quase que simultaneamente em vários países, tais como, Alemanha (1912), Inglaterra (1913), Estados Unidos (1915) e França (1917). Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contém Cr, comumente Ni e, em vários casos, outros elementos de liga. O Cr é o principal responsável pela resistência à corrosão de tais aços devido ao fato de ser um elemento menos nobre que o Fe nas séries eletroquímicas. Sendo assim, a maior afinidade do oxigênio pelo Cr leva a formação de uma camada passivante de óxido de Cr na superfície destas ligas, que se torna uma barreira invisível, contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel quando em contato com um grande número de reagentes.

Quando esta camada é destruída e as condições são contrárias à sua regeneração espontânea, tal como a presença de um meio redutor (deficiente em oxigênio), um aço inoxidável se torna muito pouco resistente à corrosão. O efeito anti-corrosivo do Cr aparece mesmo quando este se encontra presente em pequenas quantidades na liga. Assim, aços com apenas 5% de Cr são muito mais resistentes à corrosão do que aços ao carbono comuns. Contudo, convencionalmente, o nome aço inoxidável é reservado a ligas Fe-C-Cr (ferro-carbono-cromo) ou Fe-C-Cr-Ni (ferro-carbono-cromo-níquel) que contém, no mínimo, de 10 a 12% de Cr. Em virtude da multiplicidade de composições químicas e das características microestruturais que estes lhes conferem após o resfriamento, os aços inoxidáveis foram divididos nas seguintes categorias:

- Aços inoxidáveis austeníticos
- Aços inoxidáveis martensíticos
- Aços inoxidáveis ferríticos
- Aços inoxidáveis duplex
- Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

2.1.1 Aços Inoxidáveis Austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos formam o maior grupo de aços em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido. Essa classe de aços inoxidáveis possui como propriedades:

- Tenacidade e ductilidade superiores a da maioria dos aços, o que, também se traduz em boa resistência à cavitação. Devido a presença de uma estrutura CFC (cúbica de face centrada), o aço inoxidável austenítico não se fragiliza, sempre apresentando comportamento dúctil, qualquer que seja a temperatura de serviço, estado de tensões ou taxa de carregamento. Estas propriedades são mantidas até temperaturas muito baixas, viabilizando sua utilização em sistemas de criogenia; (1)
- Boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas, o que permite a sua utilização em temperaturas consideravelmente superiores à temperatura máxima de serviço de aços baixa liga ou de aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos;
- Elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica com baixa perda de ductilidade. A medida que o aço inoxidável austenítico sofre deformação, ocorre o encruamento da estrutura austenítica e o material vai aumentando sua resistência e dureza;
- Soldabilidade relativamente boa. A ausência de transformação martensítica durante a soldagem e sua boa tenacidade implicam em insensibilidade à fissuração por hidrogênio;
- Não possuem propriedades magnéticas;

Existem diversos tipos de aços inoxidáveis austeníticos, mas as ligas mais utilizadas são aquelas contendo cerca de 18% de Cr e 10% de Ni. Nos aços inoxidáveis austeníticos uma solidificação com austenita primária, isto é, uma solidificação na qual a austenita é a primeira fase a se solidificar, ocorre para uma relação $Cr/Ni < 1,5$. Para relações onde $1,5 < Cr/Ni < 1,95$ nota-se uma solidificação apresentando tanto ferrita quanto austenita. Quando a relação $Cr/Ni > 1,95$, o material solidifica-se totalmente como ferrita. No entanto, sob um rápido resfriamento, ligas que normalmente solidificam em ferrita primária podem, em substituição, solidificar em austenita primária. (2,3)

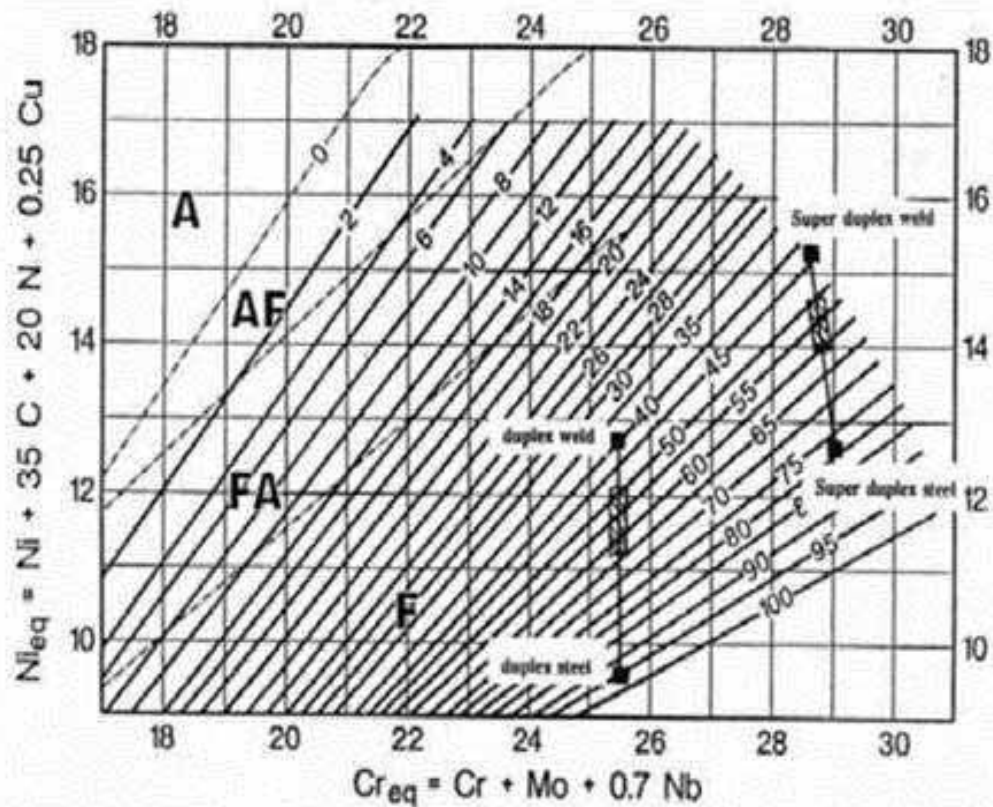
A solidificação com austenita primária apresenta uma maior tendência à segregação na solidificação devido aos menores coeficientes de difusão dos elementos de liga nesta fase. Dependendo da composição química e da intensidade da segregação, a solidificação com austenita primária pode levar à formação de uma estrutura completamente austenítica, ou à formação de ferrita entre as dendritas de austenita. A microestrutura final da zona fundida de um aço inoxidável austenítico dependerá da forma de solidificação do aço e das transformações subsequentes no estado sólido. Esta microestrutura pode ser classificada de acordo com a morfologia da ferrita. As principais microestruturas encontradas para valores crescentes da relação Cr/Ni são:

- Austenita – Este tipo de microestrutura resulta da solidificação direta para austenita, sem formação de ferrita;
- Austenita + Ferrita – Resulta da solidificação em austenita primária com formação de ferrita localizada em contornos de grão ou de dendritas de austenita;
- Austenita + Ferrita em espinha ou vermicular – Resulta da solidificação em ferrita primária, com formação de austenita tanto nas etapas finais desta como no estado sólido. A ferrita remanescente se localiza ao longo do centro das dendritas de austenita. Esta costuma ser a morfologia mais encontrada em soldas de aço inoxidável austenítico;
- Austenita + Ferrita laminar ou rendilhada – Resulta da solidificação em ferrita primária com a transformação desta em austenita ao seu final, principalmente no estado sólido;
- Ferrita + Austenita de Widmanstätten – Neste caso, a solidificação ocorre somente com a formação de ferrita. A austenita é formada na matriz de ferrita já completamente solidificada, nucleando nos contornos de grão de ferrita e crescendo como placas para o interior dos grãos;

Para a maioria das aplicações a ferrita, quando presente em teores não muito elevados, é um constituinte benéfico para a zona fundida, pois tende a atrair elementos formadores de inclusões tais como o P e o S, reduzindo a tendência ao desenvolvimento de trincas a quente. Por outro lado, essa quantidade deve ser controlada em aplicações em que a junta soldada necessita de uma ótima resistência a corrosão, uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual (a ferrita

por ser uma fase ferromagnética pode ser magnetizada enquanto a austenita não). A quantidade de ferrita na microestrutura também deve ser controlada a fim de evitar o trincamento a frio assistido pelo hidrogênio, já que este elemento possui uma elevada difusibilidade na ferrita. A primeira versão de um diagrama que permitia a predição do teor de ferrita em componentes soldados de aço inoxidável foi feita por Schaeffler. Desde então, muitas modificações e melhorias tem sido propostas por diversos autores, tais como, Hull, Kotecki, Schneider e Schofer (4,5,6,7,8). A mais recente versão de diagrama constitucional para soldas de aço inoxidável é o diagrama WRC (Welding Research Council), que pode ser visto na Figura 2.

Figura 2- Diagrama WRC - 1992.



Fonte: Kotecki (1992).

Devido a sua menor condutividade térmica e maior resistividade elétrica, os aços inoxidáveis austeníticos necessitam de uma energia de soldagem cerca de 20 a 30% menor que a utilizada para os aços ao carbono comuns. O simples emprego de energias de soldagem moderadas pode promover transformações indesejáveis na microestrutura destes aços pela

exposição de parte da junta a faixas de temperatura que favorecem a precipitação excessiva de carbonetos de Cr intergranulares. Tal fenômeno é conhecido como sensitização.

Quando um inoxidável austenítico comum é exposto a temperaturas que variam na faixa de 425 a 870°C, ocorre a precipitação de carbonetos e nitretos de Cr nos contornos de grão, fazendo com que o teor de Cr das regiões adjacentes aos contornos caia de tal modo a facilitar o processo corrosivo. A intensidade da sensitização varia com a composição química, tempo de exposição, faixa de temperatura e taxa de resfriamento. Assim, um tempo de poucos segundos a uma temperatura de intermediária dentro da faixa de temperatura de sensitização, 650°C por exemplo, pode ser mais danoso do que muitos minutos a 425 ou 870°C. Outro grave problema de soldabilidade característico dos aços inoxidáveis austeníticos são as trincas a quente, que ocorrem devido à baixa solubilidade das impurezas na estrutura austenítica (9, 10). Estas impurezas consistem de óxidos formados por elementos como B, S, P e Si, os quais possuem baixo ponto de fusão e, por isso, são arrastados até a última região a se solidificar, geralmente localizada no metal de solda.

Desse modo, em virtude de sua baixa resistência mecânica e das tensões desenvolvidas durante o resfriamento da peça ocorre a fissuração do material. Uma variante da trinca a quente é a trinca de liquação, na qual os óxidos de baixo ponto de fusão se alojam nos contornos de grão situados entre o metal de solda e o metal de base e quando são aquecidos perdem a resistência mecânica e permitem fissuração, mesmo que o nível de tensão aplicado seja baixo. As trincas a quente podem ser minimizadas ou prevenidas tanto através do correto controle do teor de ferrita presente na microestrutura quanto pela minimização do teor de impurezas como B, S, P e Si contidos na liga, embora este último procedimento não seja muito utilizado por aumentar significativamente os custos para produção do aço.

É recomendado que se tenha um percentual de ferrita na microestrutura de modo a promover a prevenção das trincas a quente sem, contudo causar prejuízo a resistência a corrosão. Sendo assim, proporções de ferrita na microestrutura em torno de 4% são consideradas suficientes para a prevenção das trincas a quente e insuficientes para causar uma redução efetiva na resistência à corrosão. O uso de argônio como gás de proteção é recomendado para a maioria dos casos por ser um gás inerte, não influenciado na composição química do metal de solda.

2.1.2 Aços Inoxidáveis Martensíticos

São essencialmente ligas de Fe-Cr-C que contém entre 12% e 18% de cromo e entre 0,1 e 0,5% de carbono (embora, em alguns casos, pode-se chegar até 1% de C) e que podem ser austenitizadas se forem aquecidas a uma temperatura adequada. Devido ao seu elevado teor de liga, estes aços apresentam uma elevada temperabilidade e podem apresentar uma estrutura completamente martensítica em peças de grande espessura mesmo após um resfriamento ao ar calmo. São desta forma, ligas facilmente endurecíveis por tratamento térmico, sendo usadas, em geral, no estado revenido. Sua resistência à corrosão tende a ser inferior a dos outros tipos, sendo, contudo, satisfatória para meios mais fracamente corrosivos. São particularmente adequados para aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência a abrasão ou erosão em ambiente seco ou úmido, por exemplo, em componentes de turbinas a gás ou vapor, mancais e peças de cutelaria. O Quadro 1 mostra os principais tipos de aços martensíticos, classificados pela AISI, e suas aplicações.

Quadro 1- Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis martensíticos.

TIPO AISI	PROPRIEDADES GERAIS E APLICAÇÕES TÍPICAS
403	Tipo turbina: para lâminas forjadas ou usinadas de turbina e compressor
410	Tipo turbina: aço inoxidável de baixo custo para aplicações gerais, na forma de peças temperadas ou chapas e tiras recozidas
414	Tipo turbina: para molas, lâminas de facas, etc
416	Tipo turbina: de usinagem fácil
431	Tipo turbina: melhores propriedades mecânicas e resistência à corrosão dentre os tipos martensíticos ou endurecíveis
420	Tipo cutelaria: instrumentos cirúrgicos, mancais de esfera, válvulas, etc.
440A	Tipo cutelaria e resistente ao desgaste: dureza elevada, para cutelaria, instrumentos cirúrgicos, válvulas, mancais anti-fricção, etc
440B	Idem 440A
440C	Idem 440A

Fonte: Associação Brasileira de Soldagem- ABS (2001).

2.1.3 Aços Inoxidáveis Ferríticos

São ligas Fe-Cr predominantemente ferríticas em qualquer temperatura até a sua fusão. Têm entre 12 e 30% de Cr e um baixo teor de carbono, em geral, bem inferior a 0,1%. Como não podem ser completamente austenitizados, estes aços não são endurecíveis por têmpera e sua granulação só pode ser refinada por uma combinação adequada de trabalho mecânico e recozimento de recristalização. Apresentam um baixo coeficiente de expansão térmica e uma boa resistência à corrosão e à oxidação, inclusive a alta temperatura. No estado recozido, com uma granulação fina, sua ductilidade e tenacidade à temperatura ambiente podem ser consideradas satisfatórias. São usados em aplicações envolvendo o ácido nítrico, na fabricação de eletrodomésticos, cubas e utensílios para cozinha e laboratórios, balcões frigoríficos, em aplicações a temperatura elevada, sistemas de exaustão em automóveis, etc. Os principais tipos destes aços, classificados segundo a AISI se encontram no Quadro 2.

Quadro 2- Composição química (% em peso) e aplicações de alguns aços inoxidáveis ferríticos.

TIPO AISI	PROPRIEDADES GERAIS E APLICAÇÕES TÍPICAS
405	Não endurecível devido à presença de Al. Utilizado em tubos irrigadores, caldeiras, recipientes para indústria petrolífera, etc
406	Não endurecível devido à presença de Al. Resistente à oxidação a altas temperaturas. Utilizado em resistências elétricas, etc
409	Não endurecível devido à presença de Ti. Utilizado em sistemas de exaustão de automóveis
430	É o tipo mais comum deste grupo por ser de conformação muito fácil. Muito usado em equipamentos para a indústria química, equipamentos para restaurantes, cozinhas, adornos de automóveis, decoração, peças de fornos, etc
430F	Variedade de usinagem fácil, aplicado em parafusos, porcas, ferragens, etc
442	Para serviço a altas temperaturas e não exigência de facilidade de fabricação. Utilizado em partes de fornos, etc
443	Alta resistência à corrosão. Utilizado em equipamentos químicos e aplicações em altas temperaturas, tais como partes de fornos, etc
446	Dentre as ligas Fe-Cr é a que apresenta melhor resistência à corrosão e à oxidação até temperaturas de 1150°C. Utilizado em peças de fornos, queimadores, radiadores, etc

Fonte: Associação Brasileira de Soldagem- ABS (2001).

2.1.4 Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex contém de 18 a 30% de Cr, de 1,5 a 4,5% de Mo e adições de elementos formadores e estabilizantes da austenita, principalmente o níquel (de 3,5 a 8,0%) e o nitrogênio (até 3,5%), de forma a ter uma microestrutura, à temperatura ambiente, formada de partes aproximadamente iguais de ferrita e austenita. Estes aços são caracterizados por uma elevada resistência à corrosão, inclusive em ambientes nos quais os aços inoxidáveis austeníticos são deficientes, elevada resistência mecânica e boa soldabilidade. São usados em componentes de equipamentos expostos à água do mar, trocadores de calor, bombas e tubos nas indústrias química, petroquímica, de papel e celulose e de trocadores de calor. A Tabela 1 traz a composição química de alguns aços inoxidáveis duplex mais usados na indústria atualmente.

Tabela 1- Composição química (% em peso) de alguns aços inoxidáveis duplex.

Aço	Número UNS	C	Cr	Ni	Mo	N	Outros
329	S 32900	0,08	23,0-28,0	2,5-5,0	1,0-2,0		
2205	S 32205	0,03	21,0-23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,20	
2304	S 32304	0,03	21,5-24,5	3,0-5,5	0,05-0,6	0,05-0,20	
255	S 32550	0,04	24,0-27,0	4,5-6,5	2,9-3,9	0,10-0,25	1,5-2,5 (Cu)

Fonte: Associação Brasileira de Soldagem- ABS (2001).

Além das classes citadas acima, existem outras, por exemplo, os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação (*precipitation – hardening, PH*). Estes aços são capazes de desenvolver elevados níveis de resistência mecânica pela formação de finos precipitados, em alguns casos, junto com uma microestrutura martensítica, com ductilidade e tenacidade superiores a outros aços de resistência similar em conjunção com boa resistência à corrosão e oxidação. O endurecimento por precipitação é conseguido através da adição de elementos de liga como cobre, titânio, nióbio e alumínio. De acordo com a estrutura do aço antes do tratamento de precipitação, estes podem ser divididos em martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos.

2.1.5 Metalurgia da Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são ligas de uso relativamente recente. Apresentam uma microestrutura intermediária entre os tipos austeníticos e ferrítico e várias características, particularmente a soldabilidade, também intermediária entre esses. Por outro lado, em função de seu elevado teor de cromo e de outros elementos de liga e da sua microestrutura, os aços duplex apresentam uma resistência à corrosão superior aos outros tipos em vários meios. Estes aços possuem, também, um limite de escoamento muito superior ao dos austeníticos, permitindo a redução na espessura e peso de uma estrutura ou equipamento. A Tabela 2 compara as propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis.

Tabela 2- Valores típicos de propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis à temperatura ambiente.

Aço	Tipo	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
304	Austenítico	290	580	55
316	Austenítico	290	580	50
409	Ferrítico	240	450	25
430	Ferrítico	350	520	25
S 32205	Duplex	480	680	25

Fonte: Associação Brasileira de Soldagem- ABS (2001).

Os aços duplex apresentam um balanço de elementos alfa e gama-gênicos em sua composição química de forma que o metal base, após um processamento adequado apresenta uma microestrutura de ferrita e austenita com 30 a 70% de ferrita. Este tipo de aço tem, em sua composição, maiores teores de Cr (entre 18 a 28%) e menores de Ni (3,5 a 8%) do que os usualmente encontrados nos aços inoxidáveis austeníticos. Além disso, estes aços, em geral, apresentam adições de Mo e de N. O Mo, junto com o Cr, é um forte estabilizador de ferrita e auxilia na melhoria da resistência à corrosão uniforme e localizada. O N favorece e acelera a formação da austenita e a endurece fortemente. Usualmente, o nitrogênio permanece dissolvido na austenita. Contudo, um aquecimento a temperaturas superiores a cerca de 1300°C permite a dissolução de parte deste N na ferrita. Caso o material seja resfriado rapidamente, de modo a limitar o retorno desse elemento para a austenita, precipitados de nitreto de Cr são formados na ferrita.

Um aço duplex solidifica-se como ferrita δ , ou como ferrita δ mais austenita γ . No resfriamento até a temperatura ambiente, parte da ferrita se transforma em austenita, mas,

devido à baixa velocidade desta reação, um elevado teor de ferrita é mantido. Durante a laminação a quente, realizada entre cerca de 900 a 1200°C, a quantidade de austenita é aumentada e a estrutura típica destes aços, com grãos alongados e alternados das duas fases, é desenvolvida. Os aços inoxidáveis duplex podem ser fragilizados pela precipitação de diferentes fases, algumas já discutidas para outros tipos de aço:

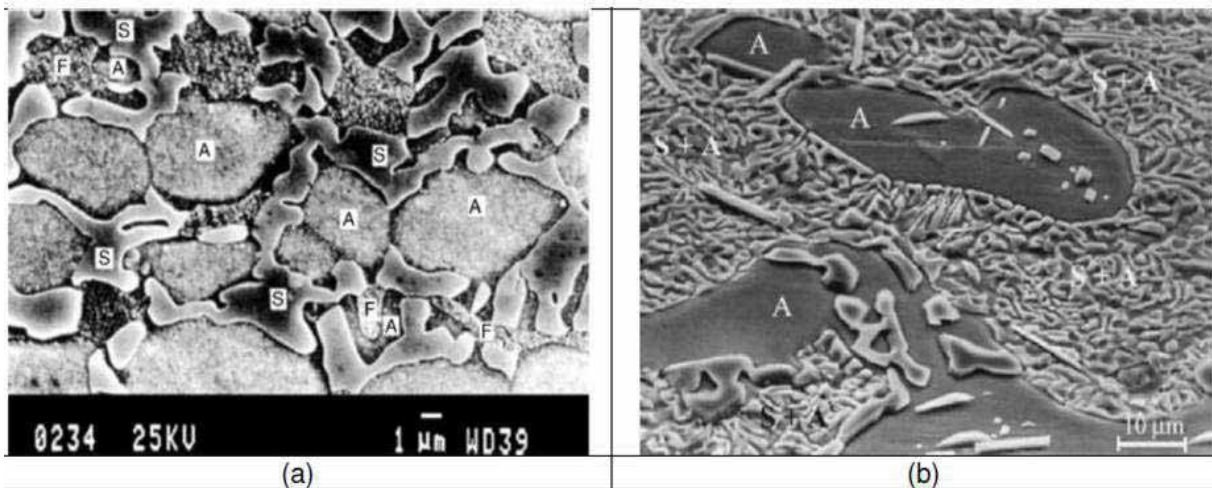
- Fase α' (Fragilização a 475°C): É uma fase de estrutura CCC (cúbica de corpo centrado), que contém principalmente cromo e ferro, porém é mais rica em Cr do que em Fe. Responsável pelo fenômeno da fragilização que ocorre em aços inoxidáveis ferríticos e duplex na faixa de 270 a 550°C, foi nomeado fragilização a 475°C, devido ao efeito pronunciado a esta temperatura. A precipitação dessa fase ocorre geralmente em componentes metálicos que estão em serviço por longo tempo. Por apresentar tamanhos na faixa de 20 a 200 angstroms, pouco contraste e similaridade estrutural com a matriz ferrítica, a fase alfa linha é difícil de ser observada através de microscopia óptica e eletrônica (11).

A presença de α' aumenta a dureza, o limite de escoamento e o limite de resistência à tração, enquanto que o alongamento e a resistência ao impacto diminuem. A ferrita sem α' apresenta linhas de deslizamento onduladas devido a numerosos sistemas de deslizamento na estrutura CCC e sua elevada energia de falha de empilhamento (EDE), que facilitam as discordâncias a deslizar transversalmente. A presença de α' restringe o deslizamento para poucos planos cristalinos, além de também afetar a resistência à corrosão (11).

- Fase sigma (σ): A precipitação da fase σ ocorre em aços do tipo austenítico, ferrítico e duplex, tendo efeito pernicioso na tenacidade e na resistência a corrosão. É uma fase intermetálica Fe-Cr-Mo com uma estrutura tetragonal e 30 átomos por célula unitária, não magnética, dura e frágil, geralmente formada entre 600 e 950°C, com formação cinética rápida. Sua presença provoca perda de tenacidade e resulta em uma matriz pobre de Cr e Mo e ocorre predominantemente nos contornos de grãos, especialmente em pontos triplos. A velocidade com que ocorre a formação deste composto intermetálico depende da composição do aço e aumenta com o aumento do teor de Cr e Mo. No aço inoxidável duplex pode consumir toda a estrutura ferrítica em poucas

horas sendo que a precipitação se inicia na interface α - γ e depois avança para dentro dos grãos de ferrita. Em aços inoxidáveis austeníticos sua cinética de precipitação é lenta. A adição de Al e Ni retarda a precipitação da fase σ , enquanto que o titânio e o zircônio favorecem sua formação, sendo que o comportamento da precipitação é influenciado também pelo tratamento térmico e pela taxa de resfriamento do aço (12). A Figura 3 traz um exemplo de precipitação da fase σ nos aços duplex (13).

Figura 3- Imagens de microscopia eletrônica de varredura com elétrons secundários mostrando a precipitação de fase sigma (σ) em aços inoxidáveis duplex. Ataque com V2A-Beize. A = austenita; F = ferrita; S = fase σ . (a) Aço inoxidável duplex de baixo carbono W. Nr. 1.4462. (b) Aço inoxidável duplex de alto teor de carbono W. Nr. 1.4464.



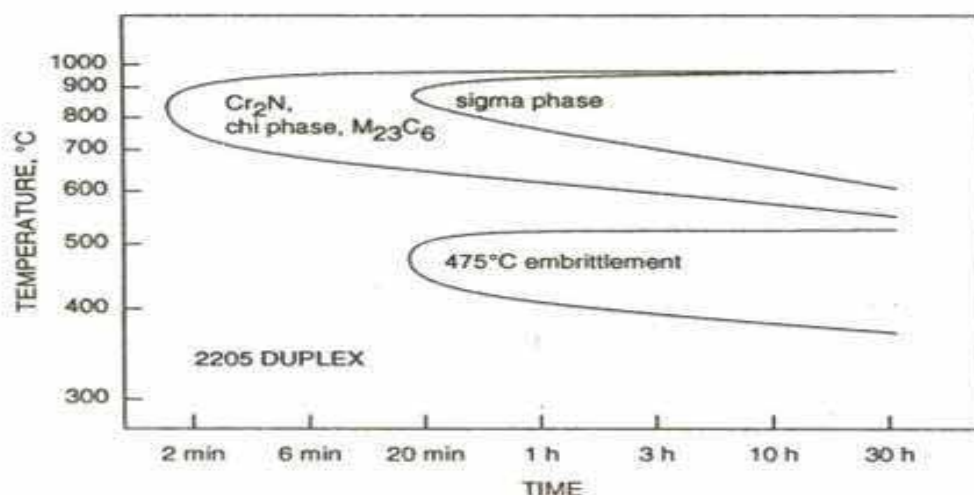
Fonte: Totten (2007).

- Fase chi (χ): A fase χ se forma preferencialmente nos contornos δ/γ , entre 750 e 950°C, após períodos de tempo menores que os associados com as fases anteriores. Esta fase contém Mo, elemento, em geral, necessário para a sua formação e presente em praticamente todos os aços inoxidáveis duplex. É uma fase dura e frágil, e assim como a fase sigma pode comprometer tanto a resistência a corrosão como a tenacidade.

- Carbonetos e nitretos: Quando abaixo de 950°C a fragilização pela precipitação de carbonetos é do tipo $M_{23}C_6$ e pode ocorrer em aços duplex com teor mais elevados de carbono. Os carbonetos tendem a formar uma rede em torno dos grãos de austenita, nas interfaces ferrita/austenita ou nas interfaces α/α ou γ/γ , o que pode levar ao faturamento quando o material é solicitado mecanicamente. Quando em temperaturas elevadas (entre 950 e 1050°C) precipitam preferencialmente nas interfaces ferrita/austenita, do tipo M_7C_3 . O nitreto precipita na forma M_2N , entre 400 e 800°C, nos grãos de ferrita. A sua formação em conjunto com a fase α' é altamente prejudicial às propriedades mecânicas do aço, a quantidade de austenita e, particularmente quando o aço for exposto a temperaturas muito elevadas, de sua velocidade de resfriamento.

Devido ao tempo de precipitação relativamente elevado, os três primeiros mecanismos de fragilização indicados não ocorrem, em geral, durante a soldagem. Podem, contudo, ocorrer em componentes que trabalham em temperaturas elevadas, ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos. Em função destes problemas, a aplicação de um aço inoxidável duplex é, em geral, limitada a temperaturas de trabalho inferiores a 250°C. A Figura 4 apresenta, esquematicamente, uma curva TTP (tempo-temperatura-precipitação) para o aço inoxidável duplex UNS S 32205.

Figura 4- Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço inoxidável duplex UNS S 32205.



Fonte: Sedriks (1996).

2.1.6 Microestrutura e Características da Solda em Aços Inoxidáveis Duplex

Analisando-se a zona termicamente afetada de um aço duplex, este mostra, em um corte do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor constante de Fe, uma composição (relação Cr/Ni) típica de um aço inoxidável duplex (linha vertical do diagrama). Para esta composição e para temperaturas de pico muito elevadas (acima de T_2 , cerca de 1300°C), a austenita torna-se instável e o material tende a tornar-se completamente ferrítico. Nesta condição, um intenso crescimento de grão ocorre (similar ao que ocorre nos aços inoxidáveis ferríticos). No resfriamento, austenita volta a ser formada, nucleando nos contornos de grão da ferrita e crescendo como placas com uma estrutura de Widmanstätten. Devido à elevada velocidade de resfriamento associada com a maioria dos processos de soldagem, a quantidade de ferrita formada tende a ser menor que a originalmente existente no metal base. Além disso, não é possível a completa difusão dos átomos de carbono e nitrogênio em solução para a austenita formada e, assim, pode ocorrer a precipitação de nitretos e carbonetos no interior dos grãos de ferrita. Em resumo, a região da zona termicamente afetada mais próxima da solda apresenta um aumento do grão ferrítico, redução da quantidade de austenita e modificação de sua morfologia e precipitação de carbonetos e nitretos. Na zona fundida, se o metal de solda tiver composição similar ao metal base, a microestrutura será similar e, adicionalmente, será caracterizada pela existência de grãos colunares (de ferrita) típicos desta zona.

Em regiões submetidas a temperatura de pico inferior a T_2 , mas ainda elevada o suficiente para a ocorrência de algum crescimento de grão, a microestrutura será caracterizada por um crescimento de grão, mas menos intenso do que o que ocorre na região anterior a uma pequena redução na quantidade de austenita. Nas regiões da solda em que a microestrutura é predominantemente ferrítica, as propriedades mecânicas, particularmente a tenacidade e a resistência à corrosão podem ser prejudicadas. Além disso, quando mais de 80% de ferrita está presente na microestrutura, a solda pode se tornar sensível ao aparecimento de trincas pelo hidrogênio. Na zona fundida, o excesso de ferrita pode ser controlado pelo uso de um metal de adição com maior teor de elementos gamagênicos, principalmente o níquel (cerca de 2 a 3% Ni a mais que o metal base). Na soldagem com a proteção gasosa, pode-se adicionalmente usar uma mistura que contenha nitrogênio.

Condições de soldagem que resultam em uma baixa velocidade de resfriamento, favorecem maior tamanho de grão ferrítico na zona termicamente afetada e a precipitação de fases fragilizantes. Por outro lado, uma soldagem que leve a elevadas velocidades de

resfriamento favorecem uma maior quantidade de ferrita na zona termicamente afetada e, assim, a uma perda de tenacidade. Deve-se, assim, procurar as condições de resfriamento adequadas para a soldagem destes aços. Aportes térmicos entre cerca de 0,5 a 2,5 KJ/mm são recomendados.

2.2 LASER

2.2.1 Histórico

No início do século XIX, nota-se uma explosão de ideias com estudos já desvinculados da religião que revolucionaram a forma de compreensão do universo. Uma nova realidade é estruturada, impulsionada inicialmente pela consideração do átomo como uma esfera rígida de Dalton, logo depois da constatação do elétron por Thompson e seguido do modelo planetário de Rutherford. O produto desses desenvolvimentos resultou nos postulados de Planck e Niels Bohr com o desenvolvimento do modelo quântico (14). Neste momento, o modelo atômico quântico proposto descreveria o átomo com elétrons girando ao redor do núcleo sem emitir energia, fato que ocorreria somente por meio do salto dos elétrons entre as órbitas interna e externa (esse salto é conhecido como transição eletrônica).

Em virtude disso, foi possível explicar a neutralidade da matéria pela relação entre o núcleo de carga positiva em equilíbrio dinâmico com os elétrons de carga negativa. Além disso, justificar como uma carga elétrica negativa em movimento acelerado, descrita por uma trajetória circular, não emitia luz constantemente e nem colidia como núcleo até o colapso da matéria. Esse conceito motivou Albert Einstein, que em 1917, na realização dos seus estudos, introduziu a ideia de quantização da radiação, juntamente ao efeito fotoelétrico e assim previu a emissão estimulada. Contudo, toda essa base teórica só floresceu após a Segunda Guerra Mundial por meio dos estudos espectroscópicos de moléculas para gerar radiação estimulada na região de micro-ondas. Esse trabalho foi realizado por Charles Townes e Arthur Schawlow em 1954, que o nomearam de **MASER** (microwave amplification by stimulated emission of radiation) (15,16).

A partir de 1960 e nos anos seguintes, o estudo direcionado a amplificação da luz culminou com a descoberta do laser, resultando na invenção do primeiro laser de estado sólido com rubi por Theodore Maiman e no laser de hélio-neônio gasoso pelo Dr. Ali Javan (17,18). Atualmente com a pesquisa e o desenvolvimento tecnológico é possível encontrar

diversos tipos de lasers aplicados no setor de processamento de materiais, tais como: laser de gás carbônico CO₂ ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$), laser de neodímio (Nd:YAG) ($\lambda=1,06 \mu\text{m}$) e laser de fibra (fibra óptica dopada com elementos de terras raras, érbio por exemplo) bombardeados por diodo com alta potência, entre vários outros disseminados nas mais diversificadas áreas e aplicações.

2.2.2 Fundamentos do Laser

A emissão estimulada é o princípio físico que permitiu a invasão dos lasers. Albert Einstein, por meio do estudo iniciado por Planck sobre distribuição espectral da radiação do corpo negro e da concepção do efeito fotoelétrico, afirmou que a quantização da energia dos osciladores harmônicos poderia também ser estabelecida como se a luz consistisse de quanta de energia. Desta forma, a luz abordada como fenômeno ondulatório passou a ser descrita como constituída de pequenas partículas de energia eletromagnética-fótons. Novamente, Einstein estudou a interação dos átomos com a luz e introduziu o conceito de emissão estimulada, além do já existentes, absorção (estimulada) e decaimento espontâneo.

Para obter a ação laser é necessário manter uma taxa de emissão estimulada maior que as taxas de absorção e emissão espontânea, ou seja, o número de fótons deve ser grande, como também, garantir um maior número de átomos no estado excitado ($Z_2 > Z_1$). O elétron no nível 2 (excitado) apresenta uma forte tendência a retornar ao nível 1 (fundamental) e quando exposto a um agente (fóton) externo produzirá outro fóton (luz) idêntico com a mesma energia e em fase. Portanto, a luz que é propiciada pela emissão, em virtude dos elétrons excitados decaírem dos seus maiores níveis energéticos de forma estimulada, será um feixe laser ao amplificar este fenômeno, por meio do uso de espelhos para realimentar os fótons neste meio e provocar a interação com os átomos. Basicamente, a geração do laser necessita de um meio ativo, um sistema de bombeamento e um ressonador óptico (19,20,21).

2.2.3 Evolução Industrial do Laser

Ao longo de três décadas, após seu descobrimento, a tecnologia laser era restrita a aplicações em laboratórios de pesquisa e pouco apropriada à rotina industrial pela baixa confiabilidade e durabilidade do equipamento da época. A partir dos anos 90, com a evolução da eletrônica e o desenvolvimento da engenharia, direcionada especificamente a construção

de lasers, estes equipamentos tornaram-se mais confiáveis e conquistaram espaço em diversos setores de aplicação, com grande destaque e aplicação nos setores médico/odontológico. A estabilidade alcançada em virtude do avanço tecnológico proporcionou um amadurecimento da indústria ótico-eletrônica e laser, mas ainda é prematuro afirmar que suas bases mercadológicas estão consolidadas, particularmente quando comparada a história comercial automobilística e aeronáutica. Segundo especialistas do mercado financeiro, o setor está em fase inicial e conforme adquire um maior papel no mercado global, torna-se sujeito aos fatores macroeconômicos, podendo ser afetado pelas taxas e juros, taxas de cambio, balanços comerciais da bolsa, preços do petróleo, entre outros.

Atualmente, o laser é causa de uma profunda revolução no setor de manufatura. Um de seus grandes usos atuais se encontra em sua utilização para cortes, que exijam elevada precisão, em diversos ramos industriais. Sua versatilidade o torna uma alternativa atraente para diversos problemas de difícil solução, apresentando ainda qualidade custos e produtividade bastante compensadores. O cenário global da produção e aquisição dos sistemas a laser está concentrado na maior parte entre América do Norte e Europa, já mais recente, a China começa a conquistar boa projeção mundial. Os tipos de lasers, na área industrial de processamento de materiais, com maior projeção no momento são o laser de Nd:YAG e o laser de CO₂.

2.2.4 Laser Nd:YAG

O laser de Nd:YAG está inserido dentre os lasers considerados de estado sólido. O termo YAG, do inglês yttrium aluminium garnet (Y₃Al₅O₁₂), é um material do grupo das granadas. Algumas de suas propriedades podem ser vistas na Tabela 3. Comumente usado como base em vários lasers de estado sólido, esse cristal sintético pode ser dopado com elementos do grupo dos lantanídeos (também conhecidos como terras raras) tais como neodímio e érbio, resultando em íons laser ativos chamados Nd:YAG e Er:YAG, respectivamente. O YAG dopado com neodímio (Nd:YAG ou Nd³⁺:Y₃Al₅O₁₂) foi desenvolvido na década de 60, sendo atualmente o meio de laser ativo mais amplamente utilizado em lasers de estado sólido. O contaminante neodímio triplamente ionizado substitui uma pequena fração de íons ítrio na estrutura cristalina hospedeira, uma vez que seus tamanhos são semelhantes. São os íons de neodímio que fornecem a atividade de laser no cristal (22,23).

Tabela 3- Algumas propriedades do Nd:YAG.

Fórmula	$Y_3Al_5O_{12}$
Peso Molecular	596,7
Estrutura do Cristal	Cúbica
Dureza	8 – 8,5 (Moh)
Ponto de Fusão	1950°C
Densidade	4,55 g/cm ³

Fonte: Wikipedia contributors- (2014).

Os cristais de Nd:YAG, vistos na Figura 5, são geralmente utilizados na forma monocristalina, fabricados pelo método de crescimento de Czochralski, mas também há formas cerâmicas (policristalinos) de Nd:YAG disponíveis, com alta qualidade e tamanhos diversos. Para ambos os tipos, a absorção e perdas por espalhamento no comprimento de um cristal de laser são normalmente insignificantes, mesmo para cristais relativamente longos.

Figura 5- Cristais de Nd:YAG utilizados em lasers de estado sólido.



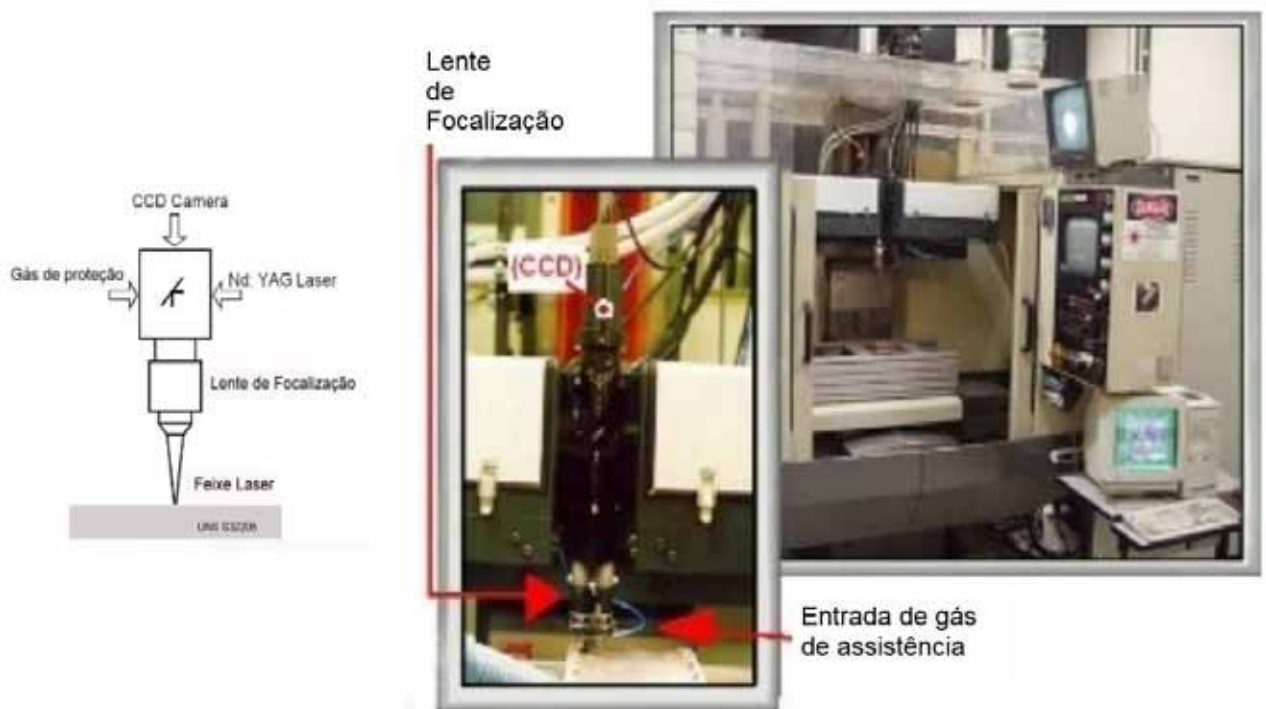
Fonte: Cryslaser Inc.- (2008).

As concentrações típicas de dopagem de neodímio são da ordem de 1%. Altas concentrações de dopagem podem ser vantajosas, reduzindo a absorção de comprimento de bomba, mas também conduzir a elevadas concentrações de temperatura, do tempo de vida de estado, superiores por meio de processos de conversão ascendente. Além disso, a densidade de potência dissipada pode tornar-se demasiadamente elevada em lasers de alta potência. Note-se que a densidade de dopagem do neodímio não tem necessariamente de ser a mesma em todas as partes, havendo cristais de laser compósitos com partes dopadas e não dopadas, ou ainda peças que têm diferentes densidades dopantes (24).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada em conjunto com o IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas de Nucleares) no Laboratório de Aplicações Industriais de Lasers, do Centro de Lasers do IPEN. Utilizou-se um sistema de laser de Nd:YAG na condição pulsado cujo arranjo experimental e características são mostrados na Figura 6 e Quadro 3 respectivamente. As etapas da pesquisa constituídas de preparação metalográfica e caracterização das amostras soldadas foram conduzidas nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação da UNESP-Campus de Ilha Solteira.

Figura 6- Diagrama esquemático do sistema de soldagem por laser pulsado Nd:YAG (esquerda) e Central de Lasers do IPEN (direita).



Fonte: Próprio autor.

Quadro 3- Características da Central de Processamento de Laser do IPEN.

LASER	FRESADORA Rocco (CNC)
Energia por pulso – máx. 10 J	3 eixos com possibilidade de acoplamento para o 4º eixo
Frequência – máx. 500 Hz	Curso dos eixos: X-780 mm ; Y-390 mm ; Z-400mm
Duração temporal do pulso – 0,2 à 10 ms	Programação ISO
Potência média de saída – máx. 120 W	Avanço rápido – 20.000 mm.min ⁻¹
Potência de Pico – 3 kW	Precisão – 0,02 mm
Lentes de focalização – 50 mm e 100 mm	Câmera CCD e Monitor para visualização do processo
Variação da posição focal – máx. 10 mm	Controle Computacional dos parâmetros laser e transferência de dados para processamento

Fonte: Próprio Autor.

O metal base utilizado neste estudo foi o aço inoxidável duplex UNS S 32205 na forma de chapas com 3,0 mm de espessura. A composição química do metal base recebido de fábrica é mostrada na Tabela 4.

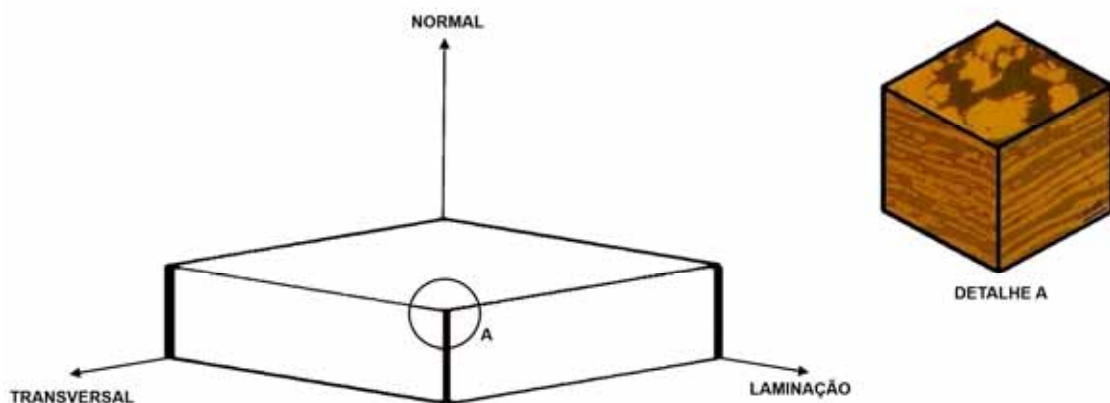
Tabela 4- Composição química do aço inoxidável duplex UNS S 32205 (% em peso).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
0,019	0,39	1,51	0,022	0,002	22,45	5,50	3,12	0,169

Fonte: Aperam South América.

As amostras foram cortadas nas dimensões 20 mm x 45 mm. A Figura 7 mostra o sistema de orientação adotado e a microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S32205 como recebido de fábrica

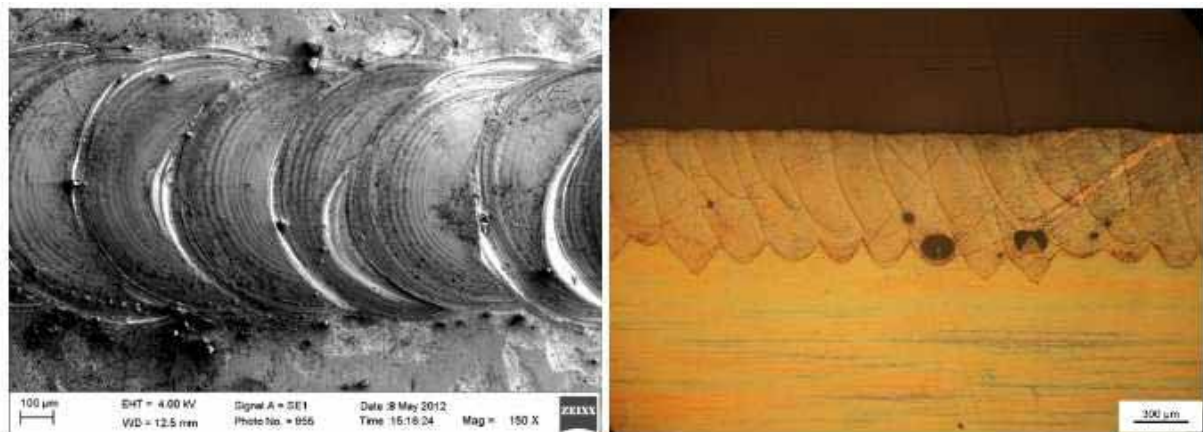
Figura 7- Sistema de orientação adotado e microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido de fábrica. Microscopia óptica, ataque reagente Behara modificado.



Fonte: Próprio Autor.

Os resultados experimentais foram analisados com base na relação entre potência, geometria do cordão de solda, balanço de fases ferrita/austenita e dureza Vickers. Também foi conduzida análise química quanto aos elementos de liga presentes no aço, antes e após o processo de soldagem realizado. As soldas foram realizadas na condição “*bead on plate*” em uma atmosfera de gás argônio utilizando-se um fluxo de gás igual a 15 l/min. A soldagem obtida na condição “*bead on plate*” pode ser vista na Figura 8. As soldagens foram realizadas com feixe de diâmetro de 0,2 mm, ângulo de 90°, taxa de repetição de 9 Hz e velocidade de soldagem de 150 mm/min. A energia do pulso (E_p) foi fixada em 6,0 J. A variação de potência foi obtida com a variação das larguras temporais (L_t) em valores de 4, 6, 8 e 10 ms. As profundidades de foco analisadas foram de 1,0; 1,5 e 2,0 mm abaixo da superfície da peça, totalizando um total de 12 cordões de solda. A Tabela 5 traz a síntese desses dados. A nomenclatura utilizada na Tabela 5 será utilizada como padrão na apresentação de todos os resultados no decorrer do trabalho.

Figura 8- Cordão de solda realizado na condição "bead on plate". (Esquerda) Visão de cima e (Direita) Visão lateral.



Fonte: Próprio autor.

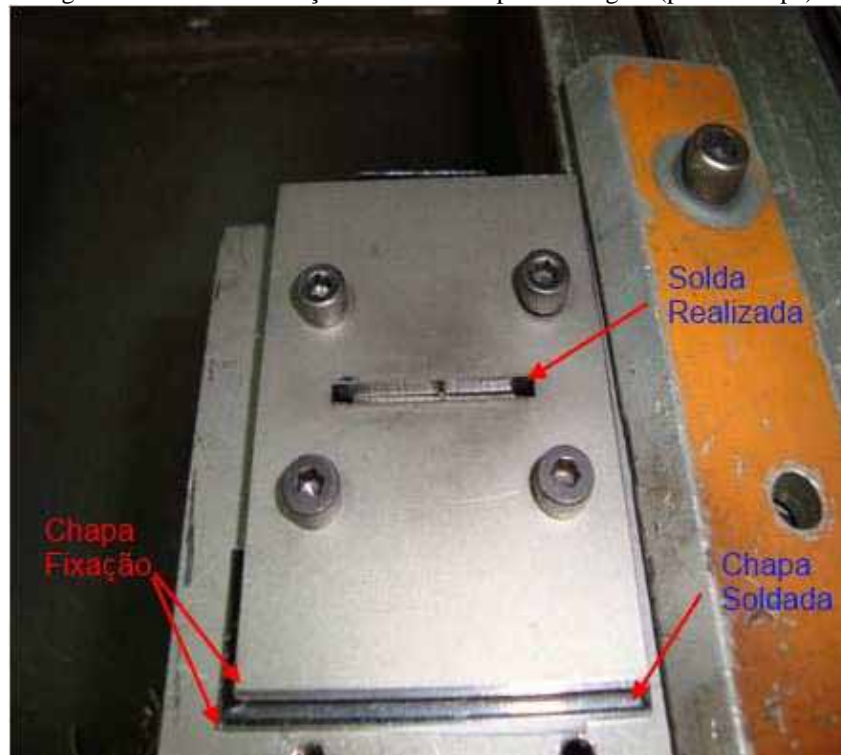
Tabela 5- Parâmetros de soldagem do aço inoxidável duplex UNS S 32205 com vazão de argônio de 15 l/min.

Cordão (n°)	Energia Pulso [J]	Largura Temporal [ms]	Posição focal [mm]	Velocidade de soldagem [mm/min]	Taxa de repetição [Hz]	Tensão [Hz]	Potência de pico [kW]
1	6,0	4	-1,0	150	9	520	1,5
2	6,0	6	-1,0	150	9	455	1,0
3	6,0	8	-1,0	150	9	413	0,75
4	6,0	10	-1,0	150	9	384	0,6
5	6,0	4	-1,5	150	9	520	1,5
6	6,0	6	-1,5	150	9	455	1,0
7	6,0	8	-1,5	150	9	413	0,75
8	6,0	10	-1,5	150	9	384	0,6
9	6,0	4	-2,0	150	9	520	1,5
10	6,0	6	-2,0	150	9	455	1,0
11	6,0	8	-2,0	150	9	413	0,75
12	6,0	10	-2,0	150	9	384	0,6

Fonte: Próprio autor.

A Figura 9 mostra o sistema de fixação utilizado para garantir a não movimentação da superfície da chapa durante o processo de soldagem devido a tensões resultantes do processo, o que permitiu que o foco do feixe se mantivesse constante.

Figura 9- Sistema de fixação das amostras para soldagem (prensa chapa).

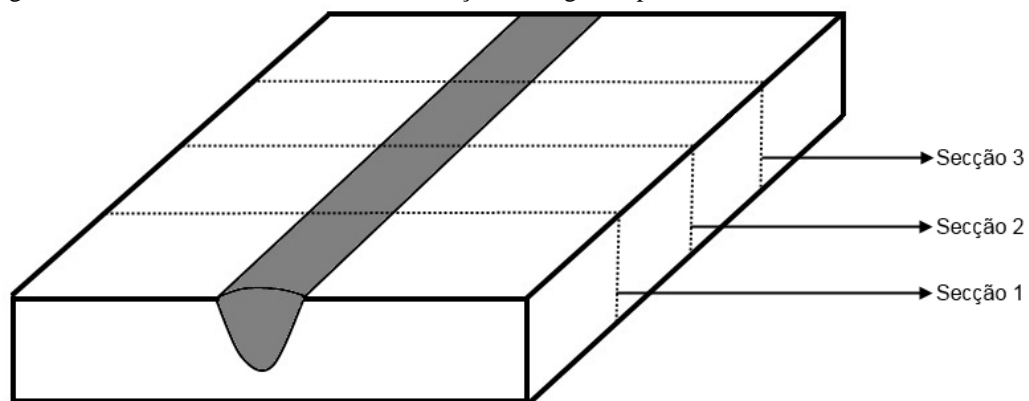


Fonte: Próprio autor.

Após o processo de soldagem, as amostras foram cortadas, embutidas em resina de cura a frio e preparadas metalograficamente para análise da seção transversal dos cordões de solda. A preparação metalográfica consistiu de lixamento manual com lixas de granulometria 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500, seguido de polimento com alumina 0,3 μm em politriz mecanizada. A revelação da estrutura de cada um dos cordões de solda estudados foi realizada através de ataque com o reagente Behara modificado (100 ml H_2O + 20 ml HCl + 0,4 g metabissulfito de potássio). As medidas de geometria (largura e profundidade) dos cordões de solda foram realizadas através de imagens obtidas a partir de um microscópio óptico da marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 21. A captura das imagens foi realizada manualmente através de câmera digital. O processamento dessas imagens foi realizado através do programa “*Image J*”, um *software* de edição de imagens de domínio público pautado na plataforma Java.

Em cada cordão analisou-se três imagens, sendo uma imagem em cada uma de três secções ao longo do comprimento de cada cordão, como visto na Figura 10. Com isso calculou-se largura e profundidade individuais de cada secção para cada cordão e médias e desvios padrões para cada cordão. Os resultados obtidos foram analisados buscando-se a variabilidade da geometria dos cordões ao longo de seu comprimento em função da potência utilizada.

Figura 10- Seccionamento utilizado na medição de largura e profundidade de cada cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

As análises do balanço de ferrita/austenita nos metais de solda e no metal de base foram efetuadas através de imagens capturadas em microscópio óptico comum, obtidas por meio de câmera digital. O processamento das imagens foi realizado novamente através do *software "Image J"*. Cada direção do metal base teve 5 regiões analisadas e cada metal de solda 3 regiões sendo elas: perto da superfície, no centro e perto da raiz de cada cordão. Nessa etapa as amostras foram atacadas eletroliticamente com solução aquosa de ácido oxálico 10% com tensão de 3V e tempo de 30s. Nessa etapa de cálculo de balanço ferrita/austenita, as zonas termicamente afetadas não foram analisadas, devido ao fato de sua espessura ser extremamente reduzida, o que acarreta na impossibilidade de ser corretamente adotada nos aumentos ópticos empregados.

As durezas dos metais de solda, das zonas termicamente afetadas e do metal base foram avaliadas através da obtenção de dureza Vickers através da realização de ensaios de microdureza Vickers. Cada impressão realizada nos ensaios foi efetuada com carga padrão 65 gf. As diagonais de cada impressão foram medidas em unidades do tambor de medição do aparelho. O valor unitário de cada unidade do tambor de medição era igual a $3,66 \times 10^{-4}$ mm.

O valor final de dureza foi obtido através da equação de dureza Vickers padrão, trabalhada com as variáveis específicas do ensaio. Essas impressões foram obtidas, para todos os casos, nas seções transversais de cada junta soldada, em uma direção paralela à da superfície da chapa.

No metal de base foram realizadas 45 medidas, distribuídas 15 próximas a superfície da chapa, 15 no centro da chapa e 15 na parte inferior da chapa. Para cada cordão de solda, foram realizadas 10 medidas no metal de solda e 6 medidas nas zonas termicamente afetadas. Nessa etapa, adotou-se a zona termicamente afetada como sendo a tênue linha que separava o metal de base do metal de solda. Por fim, as durezas foram processadas, obtendo-se dados médios e de desvio padrão. No metal de base foi investigada a variação da dureza entre superfície, centro e parte inferior da chapa. Nos metais de solda e zonas termicamente afetadas fez-se a análise da variação da dureza em relação a potência utilizada. Também comparou-se os valores aos do metal base e analisou-se o esperado para esses valores em relação aos dados obtidos para os balanços de ferrita/austenita.

Por último, foram analisadas as propriedades químicas do material utilizado quanto aos elementos de liga presentes no material antes e após o processo de soldagem empregado. Fazendo utilização das técnicas de MEV (Microscopia eletrônica de varredura), com a utilização da técnica de EDS (Espectroscopia por dispersão de energia), fez-se um levantamento da composição química, tanto no metal base, em suas três direções de interesse (de laminação, normal e transversal), quanto nos metais de solda.

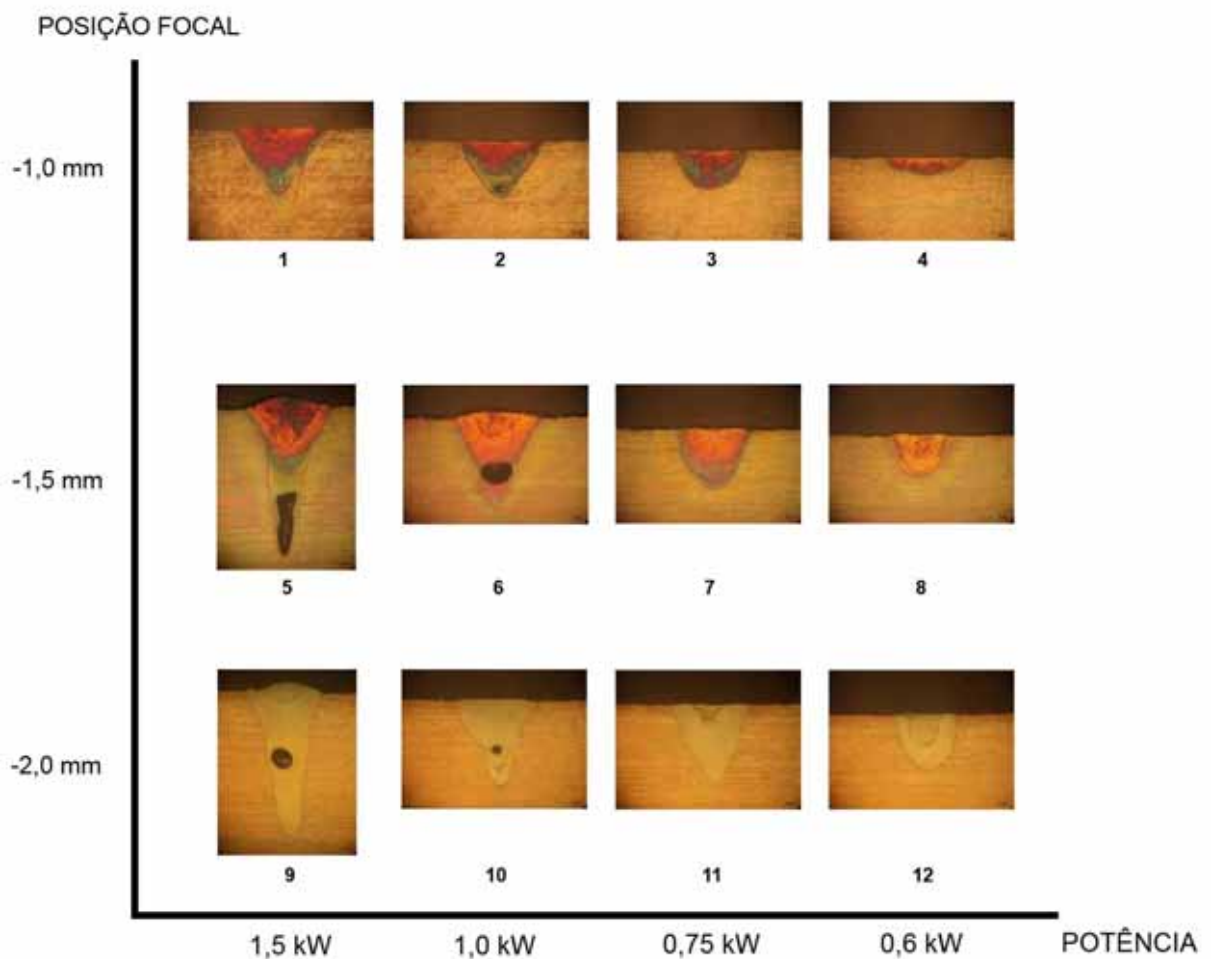
No metal base o foco foi a comparação da composição química, quanto aos elementos de liga presentes no material, obtida com aquela proveniente dos dados recebidos do fabricante e a variação desses dados nas três direções de interesse do material. Já nos metais de solda o foco foi a comparação entre a constância da composição química dos elementos de liga entre metal de solda e metal base, entre metais de solda dentro de uma mesma potência de soldagem e entre potências de soldagem diferentes. Por fim, realizou-se nessa etapa um difratograma da medida de raios X do metal base como recebido, com o intuito da comprovação de que apenas as fases ferrita e austenita faziam parte de sua composição quando recebido de fábrica, garantindo que todos os parâmetros se dessem exclusivamente ao processo de soldagem.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 GEOMETRIA DOS CORDÕES DE SOLDA

A Figura 11 traz a imagem de cada cordão de solda referente a terceira secção utilizada para medição da largura e profundidade de cada um. As figuras aqui foram reduzidas, encontrando-se em tamanho original no Apêndice A.

Figura 11- Seções transversais dos cordões de solda a laser no aço inoxidável duplex UNS S 32205 na secção de medição 3. Microscopia óptica, ataque reagente Behara modificado.



Fonte: Próprio autor.

As imagens permitem a constatação de que cordões realizados com potências maiores (1,5 e 1,0 kW) produziram cordões de solda mais profundos e mais largos do que aqueles realizados com potências menores (0,75 e 0,6 kW). A Tabela 6 traz as medidas de largura e profundidade obtidas para cada uma das três seções analisadas em cada cordão, juntamente com os valores de média e desvio padrão.

A utilização de três seções ao longo do comprimento de cada cordão foi feita para se analisar a variabilidade dos parâmetros de largura e profundidade ao longo do comprimento de cada cordão. Os resultados mostram que em relação a largura, apenas a posição focal igual a -2,0 mm apresentou uma grande variabilidade ao longo de cada cordão mostrando altos valores de desvio padrão. Quanto a profundidade, as posições focais iguais a -1,0 e -1,5 mm apresentaram grande variabilidade apenas em potências elevadas, enquanto que a posição focal igual a -2,0 apresentou elevada variabilidade de profundidade em todos os cordões soldados nessa posição. Ambos os fatos estão relacionados a altos valores de desvio padrão.

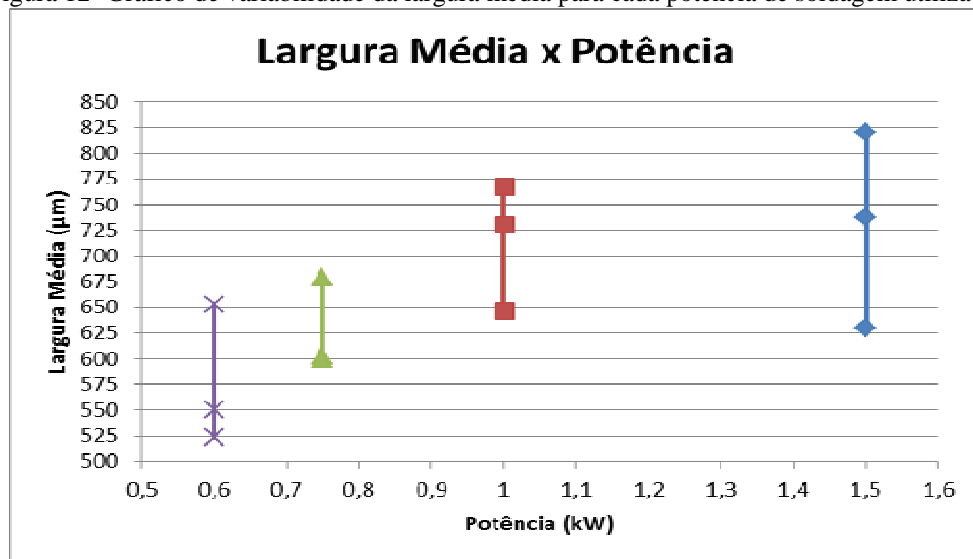
No geral, os maiores valores de largura e profundidade estão atrelados aos maiores valores de potência e o aumento do valor da posição focal tende a aumentar a variabilidade desses parâmetros. As Figuras 12 e 13 trazem os gráficos da variabilidade da largura média e da profundidade média para cada potência de soldagem utilizada.

Tabela 6- Medidas de largura (μm) e profundidade (μm) calculadas em cada uma das três seções analisadas para cada cordão de solda e valores de média e desvio padrão.

Cordão	Potência(kW)	SEÇÃO 1			SEÇÃO 2			SEÇÃO 3			MÉDIA (DESVIO PADRÃO)		
		Largura	Profundidade	Largura	Profundidade	Largura	Profundidade	Largura	Profundidade	Largura	Profundidade	Largura	Profundidade
1	1,5	830	1040	810	840	820	810	820	810	820	810	820	897 (125)
2	1,0	760	560	720	460	710	490	730	490	730	490	730	503 (51)
3	0,75	610	420	580	380	620	330	603	330	603	330	603	377 (45)
4	0,6	670	130	620	120	670	140	653	140	653	140	653	130 (10)
5	1,5	720	890	720	980	770	1320	737	1320	737	1320	737	1063 (227)
6	1,0	770	780	760	820	770	800	767	800	767	800	767	800 (20)
7	0,75	690	500	710	530	640	510	680	510	680	510	680	513 (15)
8	0,6	580	410	580	410	490	350	550	350	550	350	550	360 (35)
9	1,5	460	920	720	930	710	1310	630	1310	630	1310	630	1053 (222)
10	1,0	500	620	720	880	720	740	647	740	647	740	647	747 (130)
11	0,75	440	380	670	610	690	650	600	650	600	650	600	547 (146)
12	0,6	400	290	600	410	570	470	523	470	523	470	523	390 (92)

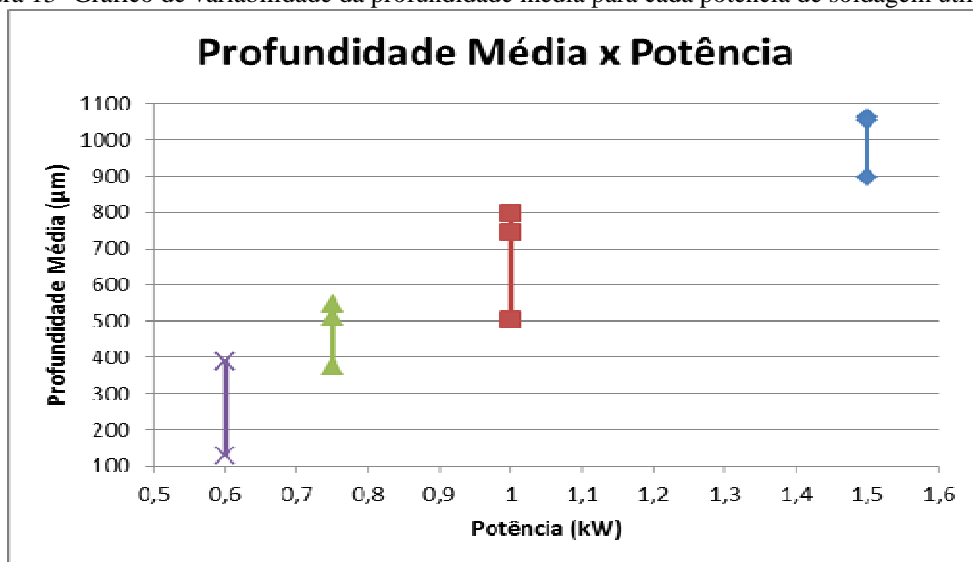
Fonte: Próprio autor.

Figura 12- Gráfico de variabilidade da largura média para cada potência de soldagem utilizada.



Fonte: Próprio autor.

Figura 13- Gráfico de variabilidade da profundidade média para cada potência de soldagem utilizada.



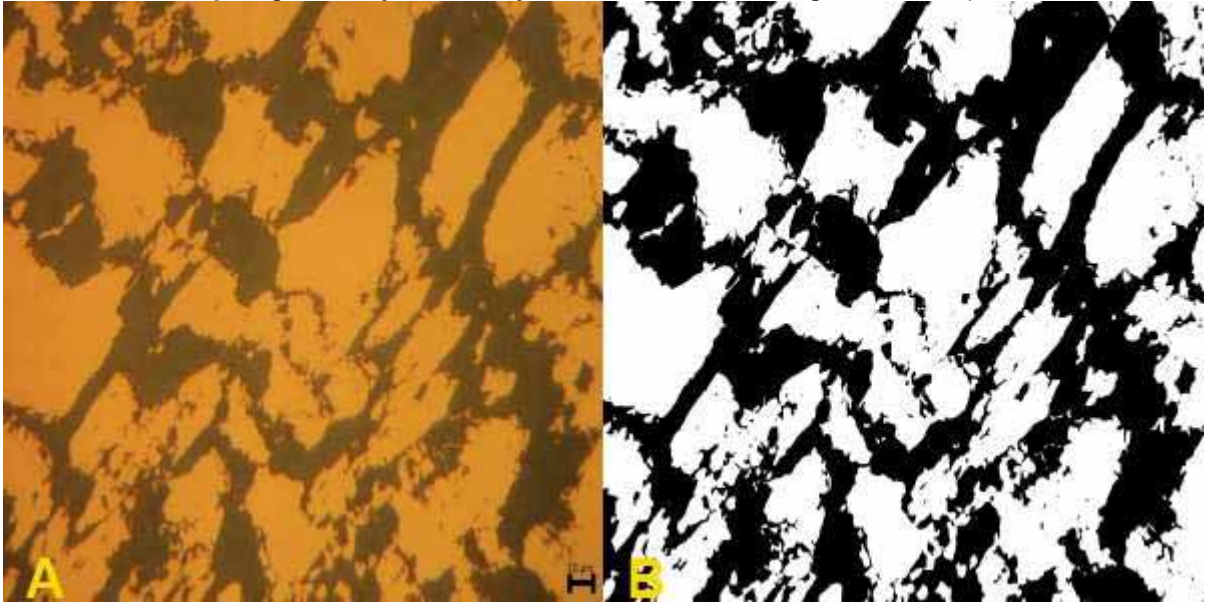
Fonte: Próprio autor.

Os gráficos das figuras reforçam as análises visual e quantitativa realizadas anteriormente e permitem a constatação de que, embora haja grande variabilidade da média nos valores de largura e profundidade dentro de um mesmo cordão para determinada posição focal, os valores médios de largura e profundidade dentro de uma mesma potência de soldagem tendem a apresentar valores de variabilidade da média menor mesmo estando em posições focais diferentes.

4.2 BALANÇO DE FASES FERRITA/AUSTENITA

A Figura 14 traz uma das cinco imagens da direção normal do aço inoxidável duplex UNS S 32205 utilizadas na medição do balanço de fases ferrita/austenita do metal base.

Figura 14- Imagem da direção normal do aço inoxidável duplex UNS S 32205. Microscopia óptica, ataque eletrolítico solução oxálica 10%. Aumento 400 x. (A) imagem original e (B) imagem tratada pelo software "Image J" para medição do balanço de fases ferrita/austenita pelo mesmo software.



Fonte: Próprio autor.

O ataque utilizado nessa etapa tem por característica a revelação das fases ferrita e austenita, deixando a austenita mais clara e a ferrita mais escura (25). O software "Image J" faz a aquisição da imagem e a processa de modo que a parte clara da imagem original se torna branca e parte escura da imagem original se torna preta. A partir disso, é realizada uma contagem em porcentagem das regiões branca e preta. Desse modo, chegamos a Tabela 7, que apresenta as medidas obtidas para as porcentagens de austenita e ferrita em cada uma das cinco imagens analisadas em cada direção do metal base como recebido. A Tabela 8 traz a média e o desvio padrão obtidos para o balanço de ferrita/austenita em cada direção do metal base como recebido e o valor da média geral considerando o volume do material.

Tabela 7- Medidas de porcentagem de austenita e ferrita em cada uma das direções do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido.

IMAGEM	NORMAL		LAMINAÇÃO		TRANSVERSAL	
	AUSTENITA	FERRITA	AUSTENITA	FERRITA	AUSTENITA	FERRITA
1	45,7	54,3	51,2	48,8	48,9	51,1
2	47,4	52,6	56,6	43,4	52,2	47,8
3	47,6	52,4	57,5	42,5	52,6	47,4
4	44,1	55,9	56,7	43,3	59	41,0
5	51,4	48,6	55,9	44,1	53,3	46,7

Fonte: Próprio autor.

Tabela 8- Média do balanço ferrita/austenita (%) em cada direção do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido e de forma geral considerando o volume do material.

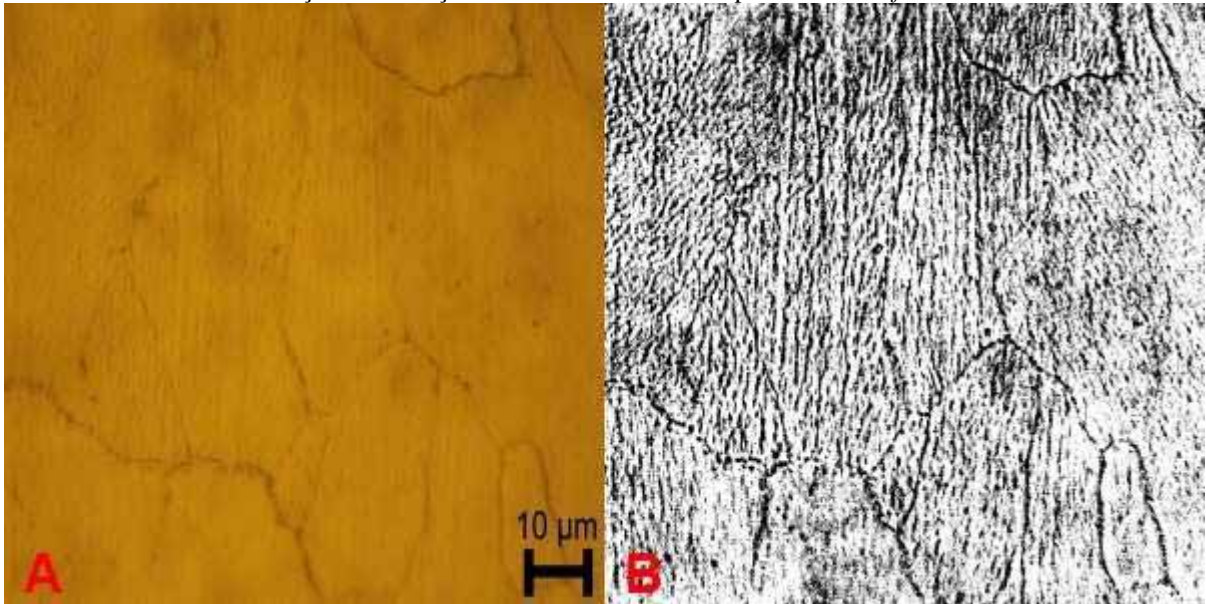
NORMAL		LAMINAÇÃO		TRANSVERSAL		GERAL	
Média (Desvio Padrão)		Média (Desvio Padrão)		Média (Desvio Padrão)		Média (Desvio Padrão)	
Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita
47,2 (2,7)	52,8 (2,7)	55,6 (2,5)	44,4 (2,5)	53,2 (3,7)	46,8 (3,7)	52 (4,3)	48 (4,3)

Fonte: Próprio autor.

A análise dos dados obtidos para o balanço ferrita/austenita para o metal base nos trouxe uma porcentagem igual a 52/48 %. Esse resultado pode ser considerado muito próximo ao valor ideal esperado de 50/50 % para a matriz binária ferrita/austenita nos aços inoxidáveis duplex, e portanto podemos afirmar que o material apresentou de fábrica o valor esperado para o balanço ferrita/austenita.

Na análise dos metais de solda, para cada cordão analisou-se três imagens: uma próxima a superfície do cordão (paralela a superfície da chapa), uma no centro do cordão e a última próxima a raiz do cordão. A Figura 15 traz a imagem obtida próxima a superfície do cordão 1.

Figura 15- Imagem próxima a superfície da seção transversal do cordão de solda 1. Microscopia óptica, ataque eletrolítico solução oxálica 10%: (A) imagem original e (B) imagem tratada pelo software "Image J" para medição do balanço de fases ferrita/austenita pelo mesmo software.



Fonte: Próprio autor.

O processamento das imagens do metal de solda foi realizado de forma semelhante ao tratamento aplicado no cálculo do balanço ferrita/austenita no metal base. A Tabela 9 traz os valores encontrados para o balanço de ferrita/austenita para cada cordão nas três regiões analisadas em cada um.

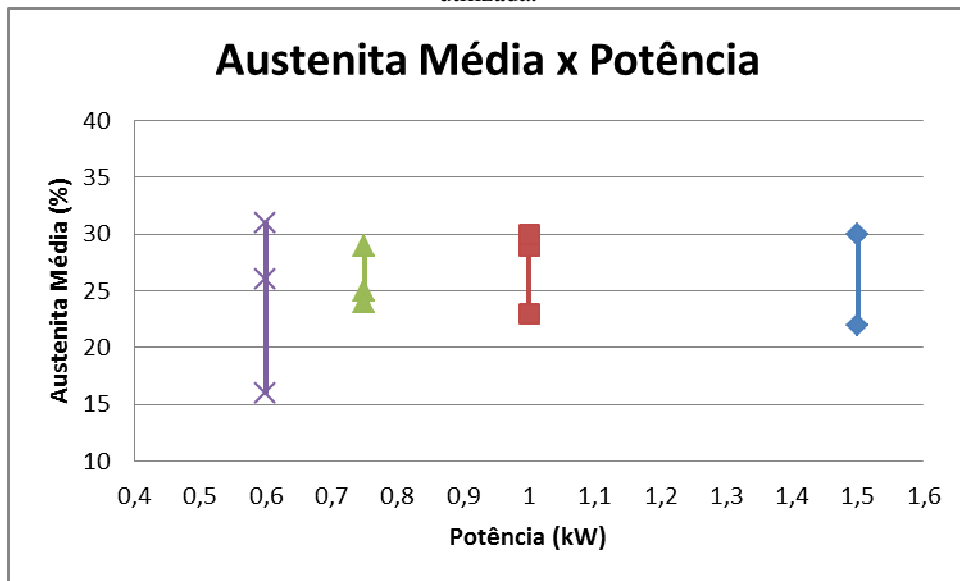
Tabela 9- Porcentagem de austenita e ferrita para cada cordão de solda nas três regiões analisadas em cada cordão e valores de média e desvio padrão para os metais de solda de cada cordão.

Cordão	Próxima à Superfície		Centro do Cordão		Próxima a Raiz		Média (Desvio Padrão)	
	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita
1	31,8	68,2	24,7	75,3	32,3	67,7	30 (4,3)	70 (4,3)
2	27,0	73,0	29,3	70,7	30,3	69,7	29 (1,7)	71 (1,7)
3	24,7	75,3	28,5	71,5	23,2	76,8	25 (2,7)	75 (2,7)
4	12,8	87,2	9,8	90,2	24,8	75,2	16 (7,9)	84 (7,9)
5	28,1	71,9	15,5	84,5	23,3	76,7	22 (6,4)	78 (6,4)
6	23,7	76,3	15,2	84,8	29,6	70,4	23 (7,2)	77 (7,2)
7	28,5	71,5	15,0	85,0	28,8	71,2	24 (7,9)	76 (7,9)
8	30,3	69,7	32,2	67,8	31,9	68,1	31 (1)	69 (1)
9	27,5	72,5	33,7	66,3	28,8	71,2	30 (3,3)	70 (3,3)
10	26,7	73,3	31,8	68,2	30,9	69,1	30 (2,7)	70 (2,7)
11	25,0	75,0	30,1	69,9	31,9	68,1	29 (3,6)	71 (3,6)
12	28,9	71,1	21,4	78,6	27,2	72,8	26 (3,9)	74 (3,9)

Fonte: Próprio autor.

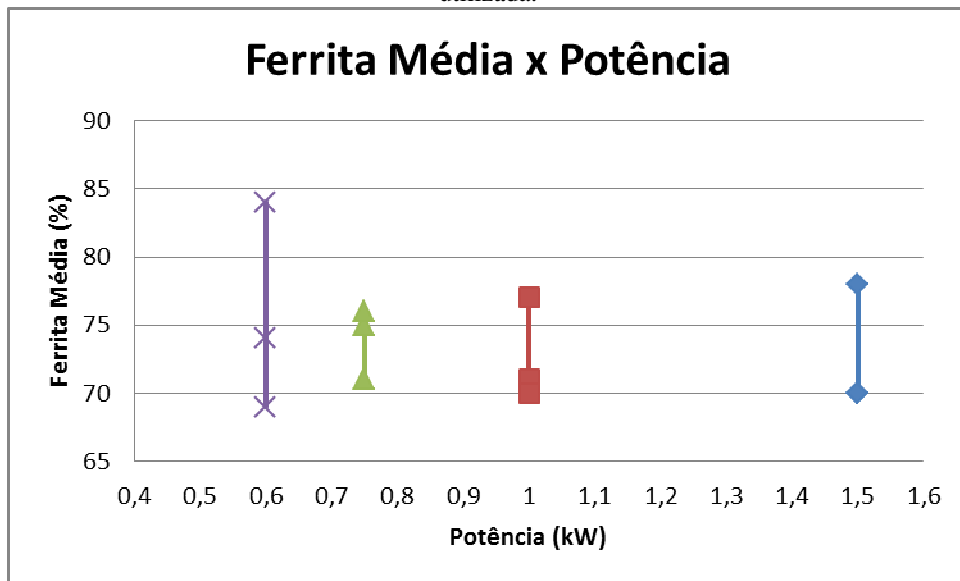
Pela análise da Tabela 9 tem-se que cada cordão apresentou porcentagens maiores de ferrita do que de austenita nos metais de solda, em geral resultando em um balanço de ferrita/austenita nos metais de solda por volta de 70/30 %. Soldagem do aço inoxidável duplex UNS S 32205 com feixe de laser chegou a uma relação 61/39 % (26). As Figuras 16 e 17 trazem os gráficos da variabilidade da média da porcentagem de austenita e de ferrita para cada potência de soldagem utilizada.

Figura 16- Gráfico de variabilidade da média da porcentagem de austenita média para cada potência de soldagem utilizada.



Fonte: Próprio autor.

Figura 17- Gráfico de variabilidade da média da porcentagem de ferrita média para cada potência de soldagem utilizada.



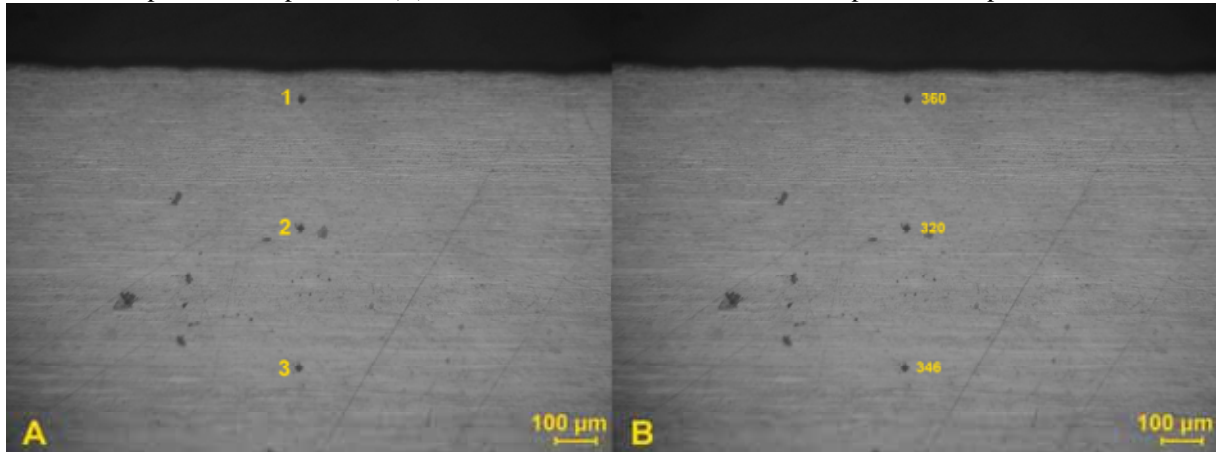
Fonte: Próprio autor.

A análise dos gráficos nos mostra que a potência de 0,6 kW foi a que apresentou maior variabilidade da média dos valores de balanço ferrita/austenita quando da mudança de posição focal utilizada na soldagem, enquanto que a potência de 0,75 kW foi a que apresentou menor variabilidade da média no mesmo aspecto. Nas demais potências de soldagem também ocorre alteração no valor do balanço ferrita/austenita quando da mudança da posição focal utilizada, porém essa alteração é menos drástica quando comparada a potência de 0,6 kW.

4.3 DUREZA

A Figura 18 apresenta 1 das 15 imagens utilizadas na medição de dureza Vickers do metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. As 15 imagens utilizadas na medição de dureza do metal base encontram-se no Apêndice B.

Figura 18- Três das 45 impressões realizadas no aço inoxidável duplex UNS S 32205. Microscopia óptica (A) pontos de impressão e (B) valores de dureza Vickers encontrados para cada impressão.



Fonte: Próprio autor.

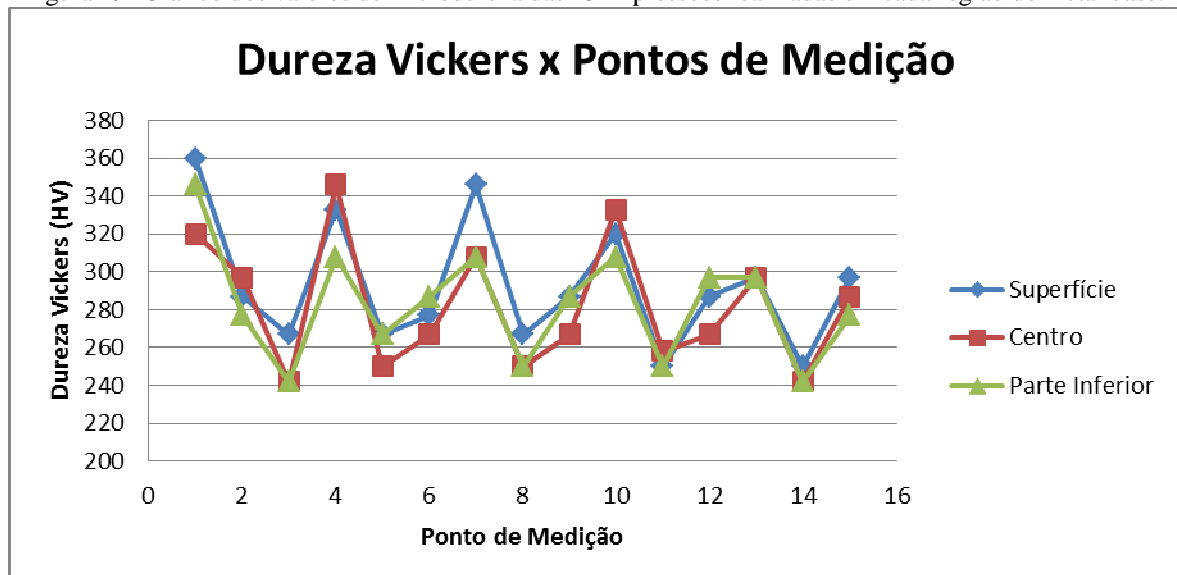
Na imagem temos apresentadas 3 das 45 impressões utilizadas na medida de dureza Vickers no metal base e os respectivos valores de dureza obtidos para cada impressão após a análise. A Tabela 10 traz os valores de dureza Vickers encontrados em cada uma das 45 impressões, distribuídas entre superfície, centro e parte inferior da chapa, feitas no metal base juntamente com os valores de média e desvio padrão para cada região analisada. A Figura 19 traz o gráfico da dureza Vickers x pontos de medição para cada uma das três regiões analisadas.

Tabela 10- Valores de dureza Vickers encontrados em cada uma das 45 impressões, distribuídas entre superfície, centro e parte inferior da chapa, feitas no metal base juntamente com os valores de média e desvio padrão para cada região analisada.

Impressão	Superfície	Centro	Parte inferior
1	360	320	346
2	287	297	277
3	267	242	242
4	333	346	308
5	267	250	267
6	277	267	287
7	346	308	308
8	267	250	250
9	287	267	287
10	320	333	308
11	250	258	250
12	287	267	297
13	297	297	297
14	250	242	242
15	297	287	277
Média (Desvio Padrão)	293 (34)	282 (34)	283 (29)

Fonte: Próprio autor.

Figura 19- Gráfico dos valores de microdureza das 15 impressões realizadas em cada região do metal base.

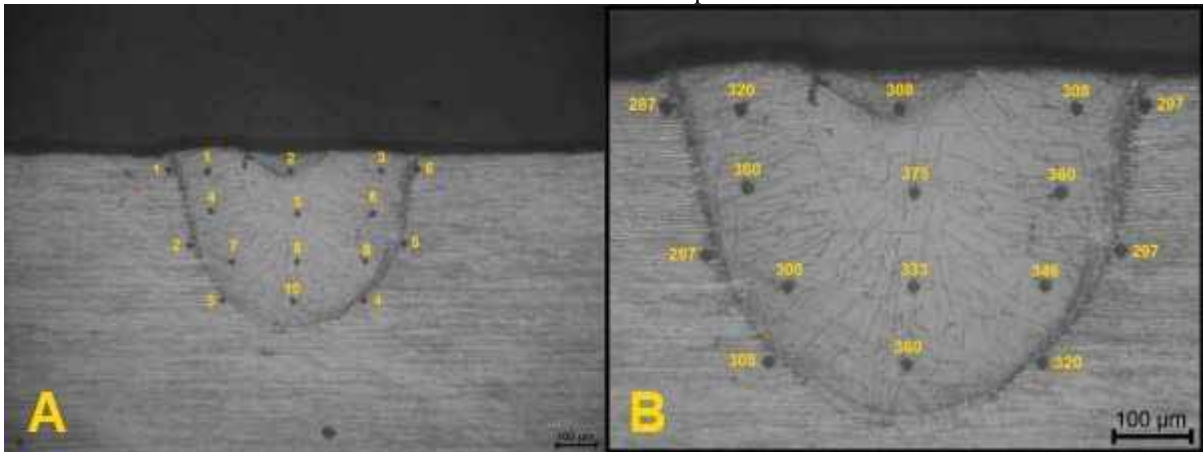


Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 10 verificamos que a dureza no metal base se manteve praticamente a mesma nas três regiões averiguadas. O gráfico presente na Figura 18 nos traz essa mesma análise na forma visual, onde temos praticamente uma confluência das curvas da dureza das três regiões analisadas, de modo que o valor da dureza no metal base não sofre influência devido ao local na chapa onde é medido. Já relatou-se 305 HV como valor médio para a dureza do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido (26). O valor médio encontrado no trabalho foi igual a 286 HV com desvio padrão igual a 6 HV.

A Figura 20 traz a imagem utilizada para análise de dureza no cordão de solda número 12. As imagens utilizadas em cada um dos cordões encontram-se localizadas no Apêndice C.

Figura 20- Impressões de dureza Vickers realizadas no cordão de solda número 12. Microscopia óptica: (A) pontos de impressão no interior e na zona termicamente afetada do cordão e (B) valores de dureza Vickers encontrados em cada impressão.



Fonte: Próprio autor.

As impressões e o cálculo de dureza nos cordões e em suas zonas termicamente afetadas foram conduzidas da mesma maneira como foram conduzidas no metal base, sendo distinto apenas a quantidade de medições realizadas em cada caso. A Tabela 11 traz os valores de dureza Vickers encontrados para cada impressão realizada nos metais de solda de cada cordão juntamente aos valores de média e desvio padrão, enquanto que na Tabela 12 encontram-se os valores determinados para as zonas termicamente afetadas de cada cordão também juntamente aos valores de média e desvio padrão.

Tabela 11- Valores de dureza Vickers para cada impressão no metal de solda de cada cordão junto aos valores de média e desvio padrão.

Cordão	Posição Focal (mm)	Impressão										Média (Desvio Padrão)
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
1	-1,0	320	333	353	333	333	353	399	360	360	333	347 (23)
2	-1,0	320	320	390	360	360	297	346	390	390	390	356 (35)
3	-1,0	320	367	390	333	346	407	360	320	375	375	359 (29)
4	-1,0	308	320	360	320	297	375	360	320	346	346	335 (25)
5	-1,5	227	267	267	250	250	242	297	250	242	277	257 (20)
6	-1,5	213	227	220	220	242	227	242	242	234	242	231 (11)
7	-1,5	250	258	267	267	234	242	258	227	258	267	253 (15)
8	-1,5	178	207	178	184	242	195	227	189	213	227	204 (23)
9	-2,0	333	346	333	297	425	297	287	320	444	407	349 (57)
10	-2,0	444	375	444	346	407	346	390	346	320	375	379 (42)
11	-2,0	308	346	320	308	308	346	333	308	320	333	323 (15)
12	-2,0	320	308	308	360	375	360	308	333	346	360	338 (25)

Fonte: Próprio autor.

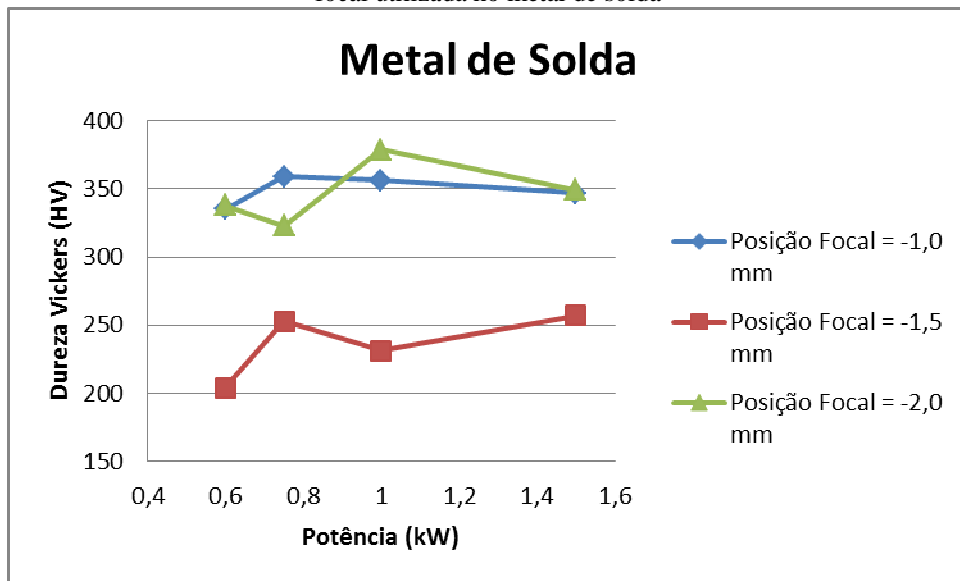
Tabela 12- Valores de dureza Vickers para cada impressão nas zonas termicamente afetadas de cada cordão junto aos valores de média e desvio padrão.

Impressão								
Cordão	Posição Focal (mm)	1	2	3	4	5	6	Média (Desvio Padrão)
1	-1,0	346	308	320	333	346	333	331 (15)
2	-1,0	320	297	320	320	346	346	325 (18)
3	-1,0	390	360	360	346	320	297	346 (33)
4	-1,0	320	320	375	346	360	346	344 (22)
5	-1,5	242	258	277	258	227	234	249 (19)
6	-1,5	258	250	277	258	277	242	260 (14)
7	-1,5	267	287	267	258	277	297	276 (14)
8	-1,5	287	320	287	267	297	277	289 (18)
9	-2,0	333	346	320	308	308	346	327 (17)
10	-2,0	297	287	320	333	287	277	300 (22)
11	-2,0	287	297	308	308	308	308	303 (9)
12	-2,0	287	287	308	320	297	297	300 (13)

Fonte: Próprio autor.

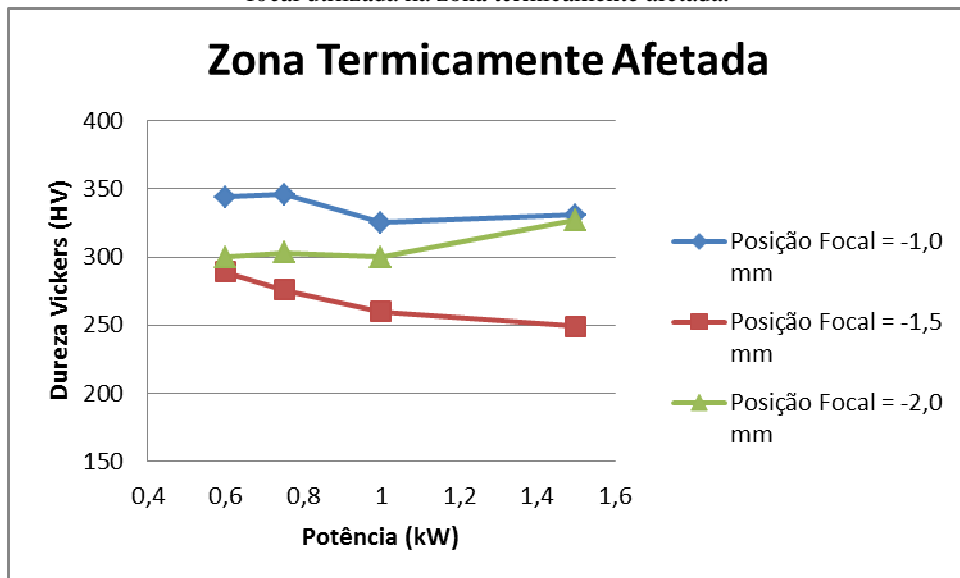
Analisando em relação a posição focal utilizada, notamos do exame das Tabelas 11 e 12 que o grupo de cordões soldados com posição focal igual a -1,5 mm (cordões 5, 6, 7 e 8) apresentaram os menores valores de dureza, tanto para os metais de solda quanto para as zonas termicamente afetadas. As Figuras 21 e 22 trazem os gráficos da dureza Vickers dos metais de solda e das zonas termicamente afetadas dos 12 cordões em relação a potência de soldagem utilizada para cada posição focal utilizada.

Figura 21- Gráfico de variabilidade da dureza Vickers em relação a potência de soldagem para cada posição focal utilizada no metal de solda



Fonte: Próprio Autor.

Figura 22- Gráfico de variabilidade da dureza Vickers em relação a potência de soldagem para cada posição focal utilizada na zona termicamente afetada.



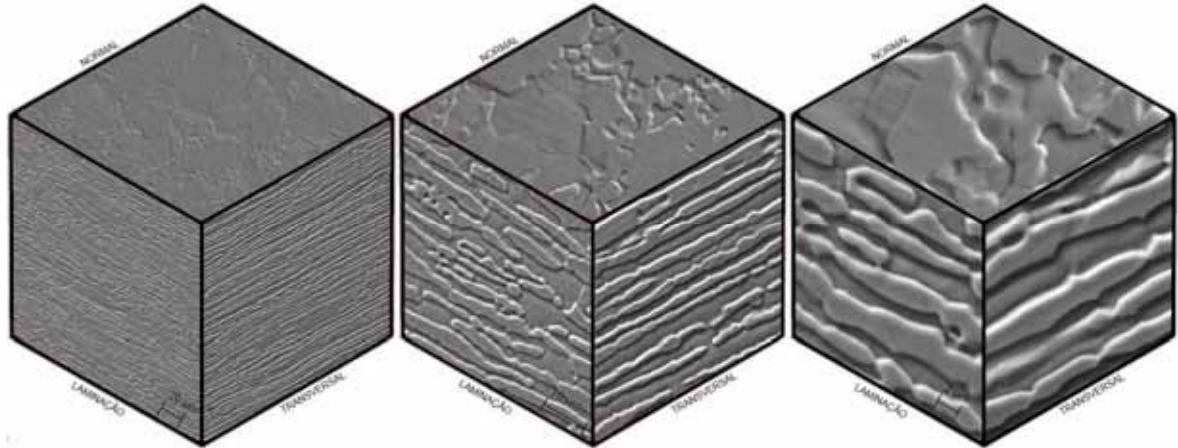
Fonte: Próprio autor.

Os gráficos reforçam a análise prévia de que a utilização da posição focal igual a -1,5 mm acarretou os menores valores de dureza, independentemente da potência de soldagem utilizada. As posições focais iguais a -1,0 e -2,0 mm apresentaram comportamento semelhante na variação da dureza ao longo da variação da potência, tanto para o metal de solda quanto para as zonas termicamente afetadas. No geral os metais de solda e as zonas termicamente afetadas apresentaram maior dureza que o metal base, fato esperado devido a maior presença de ferrita do que austenita em ambos os casos.

4.4 ANÁLISE QUÍMICA

As Figura 23 traz representações tridimensionais da microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido a partir de micrografias obtidas por MEV nos laboratórios do Departamento de Física e Química da UNESP-Campus de Ilha Solteira.

Figura 23- Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido. Microscopia eletrônica, ataque eletrolítico solução oxálica 10%. Da esquerda para direita: Aumento de 500 X, 2000 X e 5000 X.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 13 traz os resultados da composição química do aço inoxidável duplex UNS S 32205, nas três direções de interesse do material como recebido, obtidos pela técnica de EDS. Na mesma tabela temos presente também a média e desvio padrão estabelecidos para o material como recebido e os dados fornecidos pelo fabricante.

Tabela 13- Composição química dos elementos de liga para o aço inoxidável duplex UNS S 32205 nas três direções de interesse obtidos pela técnica de EDS (% em peso).

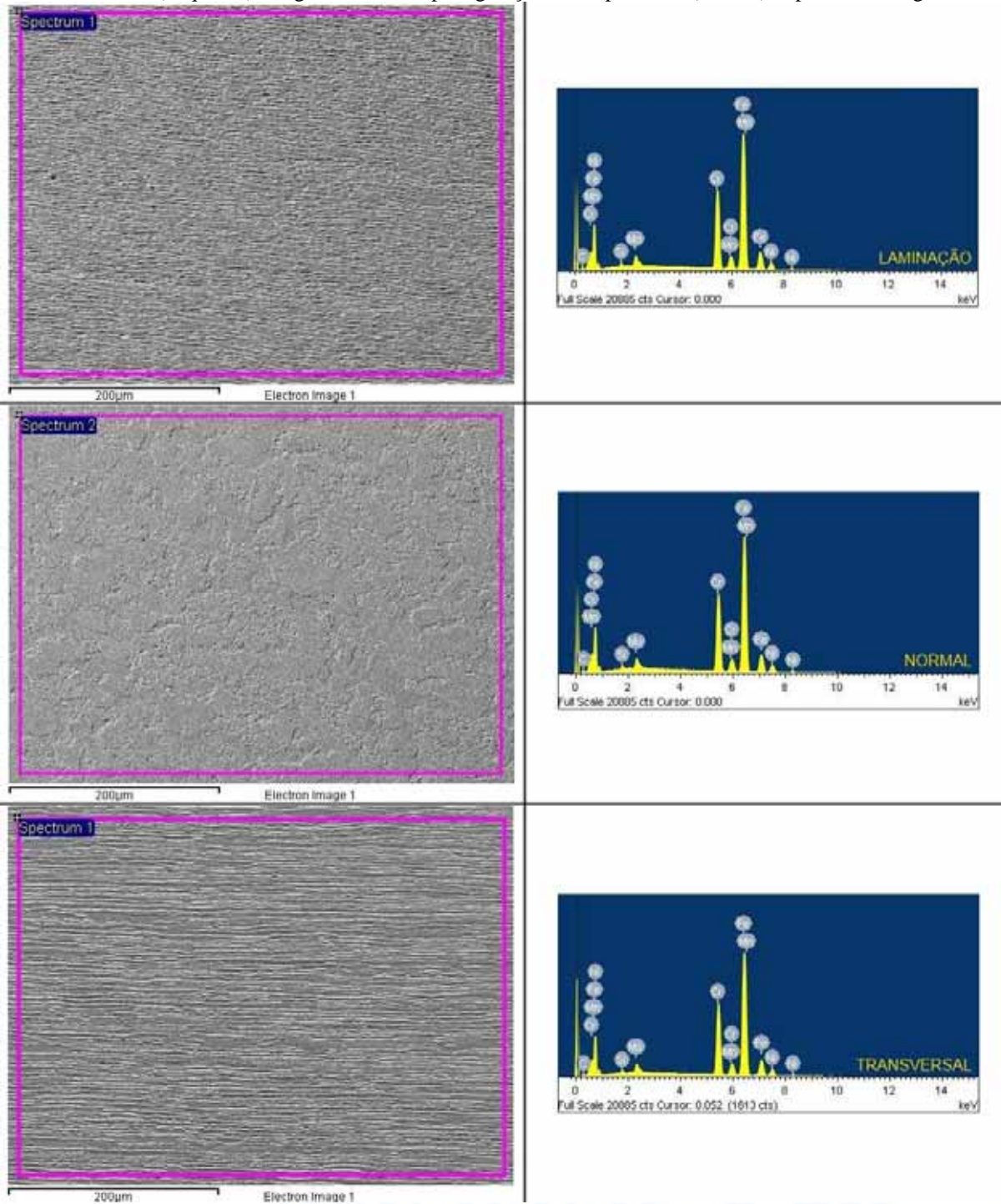
	Si	Cr	Mn	Ni	Mo
Laminação	0,47	23,23	1,55	5,38	3,41
Normal	0,44	23,01	1,60	5,72	3,40
Transversal	0,41	23,24	1,53	5,54	3,37
Média (Desvio Padrão)	0,44 (0,03)	23,16 (0,13)	1,56 (0,04)	5,55 (0,17)	3,39 (0,02)
Fabricante	0,39	22,45	1,51	5,50	3,12

Fonte: Próprio autor.

Da Tabela 13 temos que não houve grandes variações na comparação entre os dados provenientes de fábrica e os obtidos laboratorialmente quanto a composição dos elementos de liga do aço inoxidável duplex UNS S 32205. A Figura 24 traz as imagens utilizadas para a

geração dos espectros EDS juntamente com os espectros EDS gerados para cada direção de interesse do material como recebido.

Figura 24- Comparação entre os espectros EDS obtidos em cada direção de interesse do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (Esquerda) Imagens utilizadas para geração dos espectros e (Direita) Espectros EDS gerados.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 14 traz os resultados da composição química dos elementos de liga do metal de solda obtidos pela técnica de EDS em cada um dos 12 cordões estudados. A tabela também contém os valores obtidos para o metal base e os fornecidos pelo fabricante.

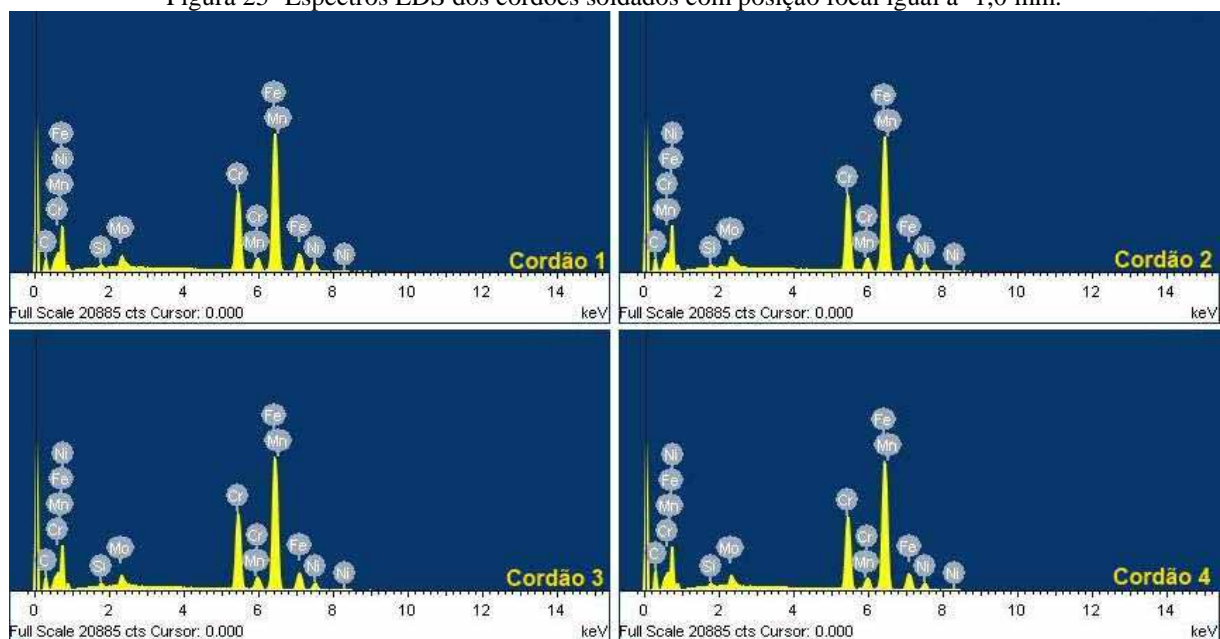
Tabela 14- Composição química dos elementos de liga obtida para o metal de solda através da técnica EDS para cada cordão de solda estudado (% em peso).

	Si	Cr	Mn	Ni	Mo
Cordão 1	0,46	20,69	1,19	5,09	3,32
Cordão 2	0,44	20,24	1,09	5,08	3,19
Cordão 3	0,40	20,25	1,08	4,91	3,18
Cordão 4	0,41	19,32	0,79	4,73	3,10
Cordão 5	0,48	23,13	1,37	5,56	3,69
Cordão 6	0,43	23,13	1,37	5,50	3,72
Cordão 7	0,50	22,91	1,30	5,54	3,64
Cordão 8	0,49	22,87	1,14	5,53	3,54
Cordão 9	0,47	22,93	1,19	5,54	3,76
Cordão 10	0,47	22,96	1,34	5,54	3,54
Cordão 11	0,49	22,77	1,17	5,46	3,68
Cordão 12	0,50	22,94	1,13	5,59	3,71
Metal Base (Média)	0,44	23,16	1,56	5,55	3,39
Fabricante	0,39	22,45	1,51	5,50	3,12

Fonte: Próprio autor.

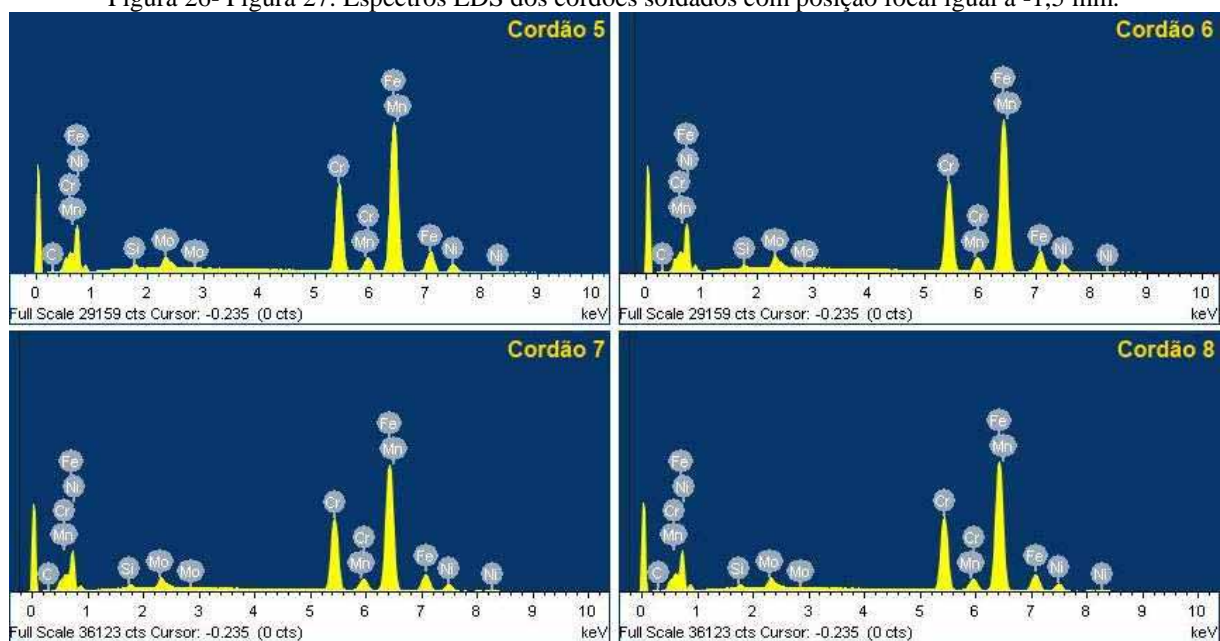
Analisando-se os resultados infere-se que, a exemplo do metal base, a composição dos metais de solda não apresentou grandes discrepâncias quando comparada àquela fornecida pelo fabricante. Com isso podemos evidenciar que o processo de soldagem não afetou os elementos de liga, independentemente quando visto pela óptica da variação da potência de soldagem empregada ou quando visto pela óptica da variação da posição focal empregada. As Figuras 25, 26 e 27 trazem os espectros EDS obtidos para o metal de solda de cada cordão. As imagens utilizadas para geração desses espectros juntamente com os espectros encontram-se no Apêndice D.

Figura 25- Espectros EDS dos cordões soldados com posição focal igual a -1,0 mm.



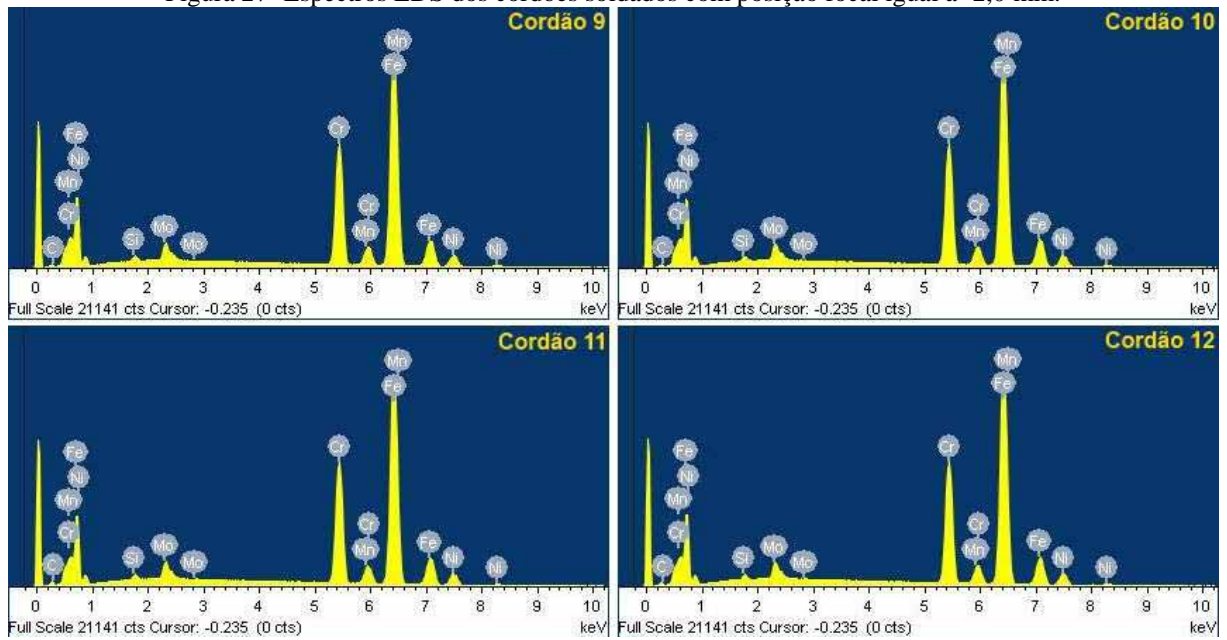
Fonte: Próprio autor.

Figura 26- Figura 27. Espectros EDS dos cordões soldados com posição focal igual a -1,5 mm.



Fonte: Próprio autor.

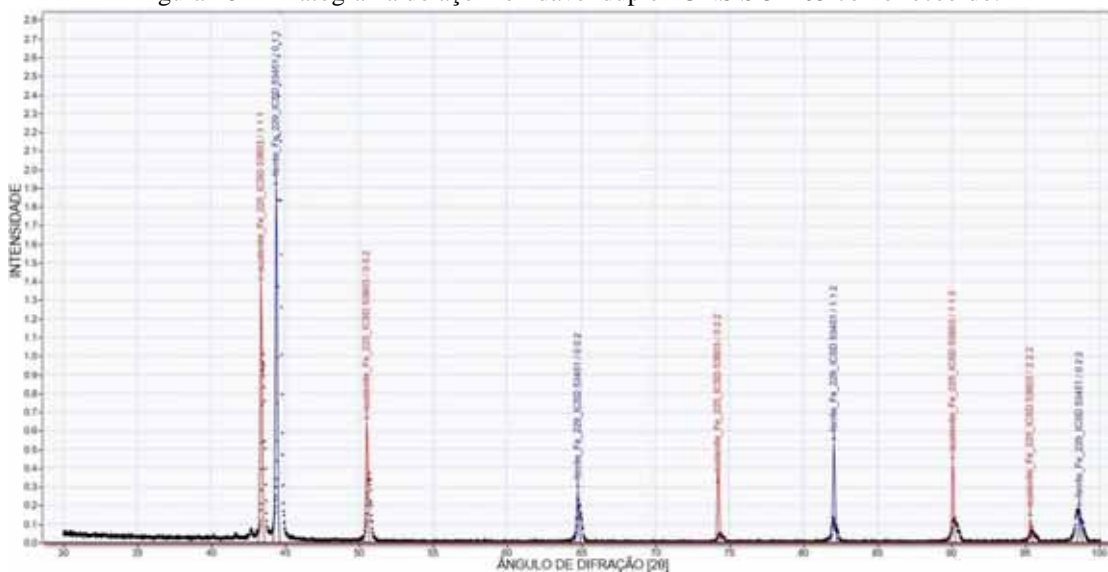
Figura 27- Espectros EDS dos cordões soldados com posição focal igual a -2,0 mm.



Fonte: Próprio autor.

Por fim, a Figura 28 mostra o difratograma da medida de raios X do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido. Neste difratograma estão indexadas as fases presentes e os planos de difração. Podemos observar que no material proveniente de fábrica existem apenas ferrita (picos azuis) e austenita (picos vermelhos). Desse modo, qualquer alteração nas propriedades do aço inoxidável duplex UNS S 32205 observadas no decorrer do estudo foram provenientes do processo soldagem e não a outros fatores presentes no material.

Figura 28- Difratograma do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido.



Fonte: Próprio autor.

5 CONCLUSÃO

Cordões realizados com potências de soldagem maiores (1,5 e 1,0 kW) produziram cordões de solda mais profundos e mais largos do que aqueles realizados com potências de soldagem menores (0,75 e 0,6 kW). Em relação a largura, apenas a posição focal igual a -2,0 mm apresentou uma grande variabilidade da média ao longo de cada cordão apresentando altos valores de desvio padrão. Quanto a profundidade, as posições focais iguais a -1,0 e -1,5 mm apresentaram grande variabilidade da média apenas em potências elevadas, enquanto que a posição focal igual a -2,0 apresentou novamente elevada variabilidade da média em todos os cordões soldados nessa posição. No geral, os maiores valores de largura e profundidade estão atrelados aos maiores valores de potência e o aumento do valor da posição focal tende a aumentar a variabilidade desses parâmetros. Embora haja grande variabilidade da média nos valores de largura e profundidade dentro de um mesmo cordão para determinada posição focal, os valores médios de largura e profundidade dentro de uma mesma potência de soldagem tendem a apresentar valores de variabilidade da média menor mesmo estando em posições focais diferentes.

O balanço ferrita/austenita para o metal base apresentou uma porcentagem igual a 52/48 %. Esse resultado é muito próximo ao valor ideal esperado de 50/50 % para a matriz binária ferrita/austenita nos aços inoxidáveis duplex, e portanto podemos afirmar que o material apresentou de fábrica o valor esperado para o balanço ferrita/austenita. Os cordões apresentaram porcentagens maiores de ferrita do que de austenita nos metais de solda, em geral resultando em um balanço de ferrita/austenita por volta de 70/30 %. A potência de 0,6 kW foi a que apresentou maior variabilidade da média dos valores de balanço ferrita/austenita quando da mudança de posição focal utilizada na soldagem, enquanto que a potência de 0,75 kW foi a que apresentou menor variabilidade da média no mesmo aspecto. Nas demais potências de soldagem também ocorreu alteração no valor do balanço ferrita/austenita quando da mudança da posição focal utilizada, porém essa alteração foi menos drástica quando comparada a potência de 0,6 kW.

A dureza no metal base se manteve praticamente a mesma nas três regiões averiguadas, de modo que o valor da dureza no metal base não apresentou influência devido ao local na chapa aonde foi medido. O valor médio encontrado no trabalho foi igual a 286 HV com desvio padrão igual a 6 HV. Analisando o metal de solda em relação a posição focal utilizada, notamos que o grupo de cordões soldados com posição focal igual a -1,5 mm

(cordões 5, 6, 7 e 8) apresentaram os menores valores de dureza, tanto para os metais de solda quanto para as zonas termicamente afetadas. A utilização da posição focal igual a -1,5 mm acarretou nos menores valores de dureza, independentemente da potência de soldagem utilizada. As posições focais iguais a -1,0 e -2,0 mm apresentaram comportamento semelhante na variação da dureza ao longo da variação da potência, tanto para o metal de solda quanto para as zonas termicamente afetadas. No geral os metais de solda e as zonas termicamente afetadas apresentaram maior dureza que o metal base, fato esperado devido a maior presença de ferrita do que austenita em ambos os casos.

Não houve grandes variações na comparação entre os dados provenientes de fábrica e os obtidos laboratorialmente quanto a composição química referente aos elementos de liga do aço inoxidável duplex UNS S 32205. A exemplo do metal base, a composição dos metais de solda não apresentou grandes discrepâncias quando comparada àquela fornecida pelo fabricante. Com isso podemos evidenciar que o processo de soldagem não afetou os elementos de liga, tanto quando visto pela óptica da variação da potência de soldagem empregada quanto visto pela óptica da variação da posição focal empregada. Por fim, o difratograma da medida de raios X do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido, mostrou que no material proveniente de fábrica existiam apenas ferrita e austenita. Desse modo, qualquer alteração observada nas propriedades do aço inoxidável duplex UNS S 32205 observadas no decorrer do estudo foram provenientes exclusivamente do processo de soldagem empregado e não devido a fatores presentes no material.

Para futuros estudos no assunto, propõe-se:

- Estudo da resistência a corrosão e comparação entre os resultados obtidos para o metal base e o metal de solda, averiguando a influência benéfica ou maléfica do processo para essa característica;
- Estudo, para a mesma energia de pulso, de mais posições focais e/ou potências de soldagem, averiguando a existência ou não de um comportamento padrão para esses parâmetros;
- Realização de estudo comparativo entre o processo de soldagem a laser e outro processo presente na indústria, averiguando qual apresenta melhores características e resultados;
- Levantamento da combinação de parâmetros que levem a descontinuidades aceitáveis dentro da norma existente, validando os cordões como operacionais;

REFERÊNCIAS

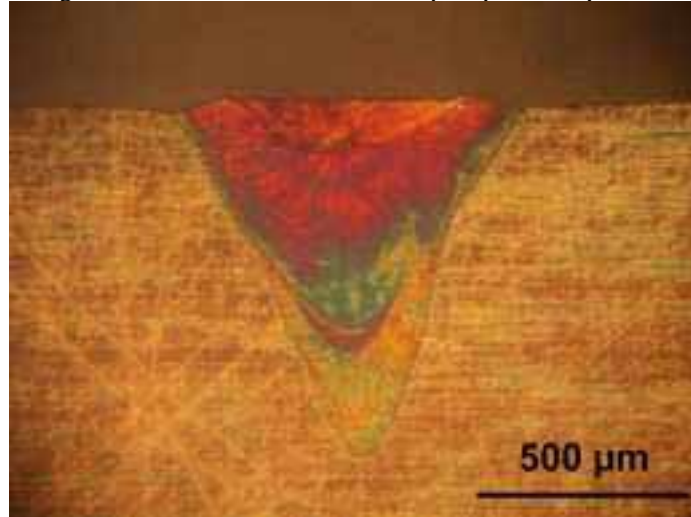
- 1 ZEEMAN, A. Soldagem dos aços austeníticos. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 4, n. 5, p. 14-17, 1998b.
- 2 VITEK, J. M.; DASGUPTA, A.; DAVID, S. A. Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. **Metallurgical Transactions A**, New York, v. 14, n. 9, p. 1833-1841, 1983.
- 3 KOSEKI, T.; FLEMINGS, M. C. Solidification of undercooled Fe-Cr-Ni alloys: part III. Phase selection in chill casting. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 28, n. 11, p. 2385-2395, 1997.
- 4 SCHAEFFLER, A. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, Ohio, v. 56, n. 11, p. 680-680B, 1949.
- 5 HULL, F. C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels. **Welding journal**, Miami, v. 52, n. 5, p. 193, 1973.
- 6 KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. **Welding Journal**, Miami, v. 71, n. 5, p. 171-178, 1992.
- 7 SCHNEIDER, H. Investment casting of high-hot strength 12% chrome steel. **Foundry Trade Journal**, West Bromwich, v. 108, p. 562-563, 1960.
- 8 SCHOFER, E.A. Appendix to mossbauer effect examination of ferrite in stainless steel welds and castings. **Welding Journal**, Miami, v. 53, n. 1, p. 10s-12s, 1974.
- 9 ZEEMAN, A. Soldagem dos aços austeníticos. **Soldagem & Inspeção**, Osasco, p. 2, 2003.
- 10 SHANKAR, V. et al. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. **Sadhana**, Sadasivanagar, v. 28, n. 3-4, p. 359-382, 2003.
- 11 FONTES, T. F., **Efeito da fase alfa linha nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UR 52 N+**. 2009. 91 f. Tese (Mestrado em Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.
- 12 YONEKUBO, A. E. **Caracterização microestrutural do aço inoxidável superduplex UNS S 32520 (UR 52 N+) processado por moagem de alta energia**. 2010. 109 f. Tese (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais – Área de Desenvolvimento e Caracterização de Materiais) – Campus Uvaranas, Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2010.
- 13 PADILHA, A. F.; PLAUT, R. L.; RIOS, P. R. Stainless steel heat treatment. In: TOTTEN, G. E.; TAYLOR, C. R. C. (Ed.) **Steel Heat Treatment Handbook**. 2. ed. New York: [s. n.], 2006. p. 695-739.

- 14 BAGNATO, V. S. Os fundamentos da luz laser. **Fís Esc**, São Paulo, v. 2, n. 2, p. 4-9, 2001.
- 15 SCHAWLOW, A. L.; TOWNES, C. H. Infrared and optical masers. **Physical Review**, New York, v. 112, n. 6, p. 1940, 1958.
- 16 BERTOLOTTI, M. **Masers and lasers: an historical approach**. Bristol: Adam Hilger, 1983. v. 1, 278 p.
- 17 BLAIR, B. Scientists who made a difference, ali javan. **Azerbaijan International**, Los Angeles, v. 4, n. 2, p. 14-18, 1996.
- 18 BROMBERG, J. L. **The laser in America, 1950-1970**. Cambridge: MIT, 1991. 326 p.
- 19 ION, J. **Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application**. Philadelphia: Butterworth-Heinemann, 2005. 576 p.
- 20 STEEN, W. M.; MAZUMDER, J.; WATKINS, K. G. **Laser material processing**. London: Springer, 2003. 448 p.
- 21 DULEY, W. W. **Laser welding**. New York: Wiley, 1999. 264p.
- 22 GRANADA DE ÍTRIO E ALUMÍNIO. In: WIKIPÉDIA: a enciclopédia livre. Flórida: Wikimedia Foundation, 2013. Disponível em: <http://pt.wikipedia.org/w/index.php?title=Granada_de_%C3%ADtrio_e_alum%C3%ADnio&oldid=35142108>. Acesso em: 28 out. 2013.
- 23 ND: yag laser. In: WIKIPÉDIA: a enciclopédia livre. Flórida: Wikimedia Foundation, 2013. Disponível em: <http://en.wikipedia.org/wiki/Nd:YAG_laser>. Acesso em: 28 out. 2013.
- 24 PASCHOTTA, R. YAG lasers. In: **ENCYCLOPEDIA of laser physics and technology**. Bad Dürkheim: RP Photonics Consulting GmbH, 2008. Disponível em: <http://www.rp-photonics.com/yag_lasers.html>. Acesso em: 28 out. 2013.
- 25 BRANDI, S. D.; SILVEIRA, L. M. Y.; VASCONCELLOS, D. L. B. Aplicação da norma ASTM A923 prática para identificação de fases intermetálicas em junta soldada de aço inoxidável superduplex 2507. **Rem: Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 63, n. 1, p. 153-158, 2010.
- 26 MOURAD, A. H.; KHOURSHID, A.; SHAREF, T. Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. **Materials Science and Engineering: A**, Philadelphia, v. 549, p. 105-113, 2012.

APÊNDICE A – Micrografias de medição da geometria dos cordões

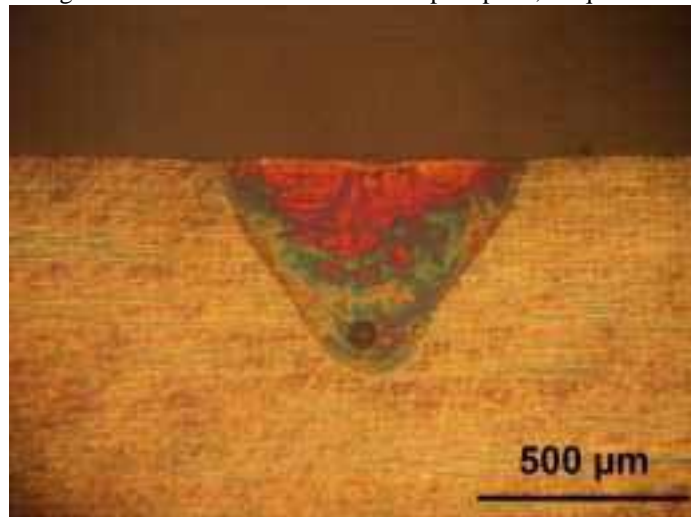
Micrografias das seções transversais utilizadas para determinação da geometria dos doze cordões de solda avaliados no trabalho. As micrografias se referem à seção de número 3 discriminada nos resultados.

Figura 29- Micrografia cordão de solda 1. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



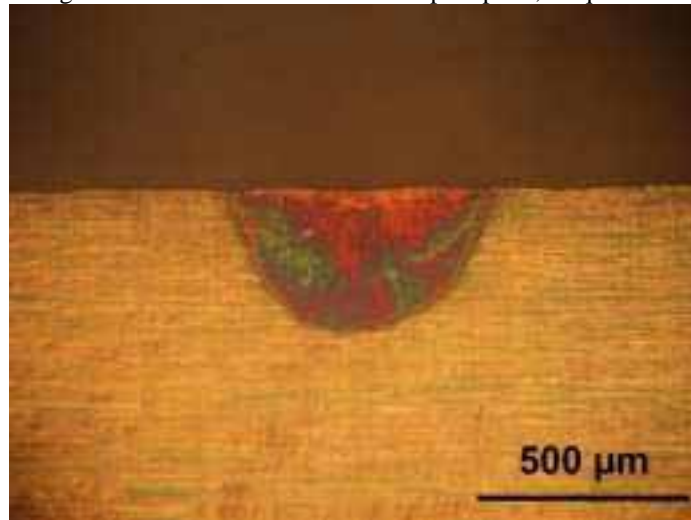
Fonte: Próprio autor.

Figura 30- Micrografia cordão de solda 2. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



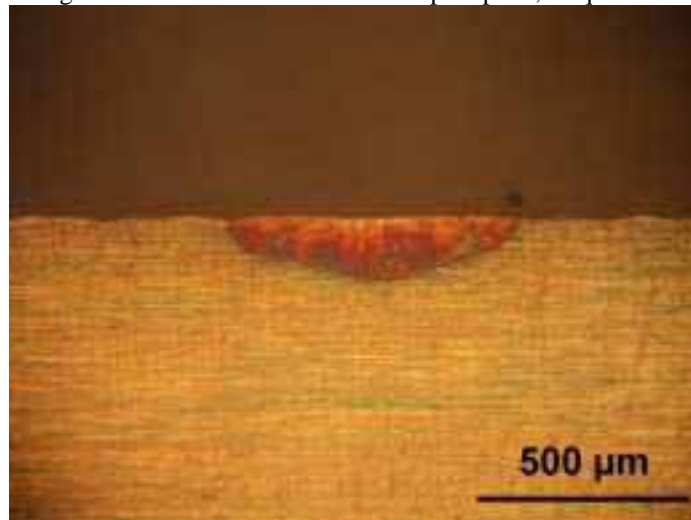
Fonte: Próprio autor.

Figura 31- Micrografia cordão de solda 3. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



Fonte: Próprio autor.

Figura 32- Micrografia cordão de solda 4. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



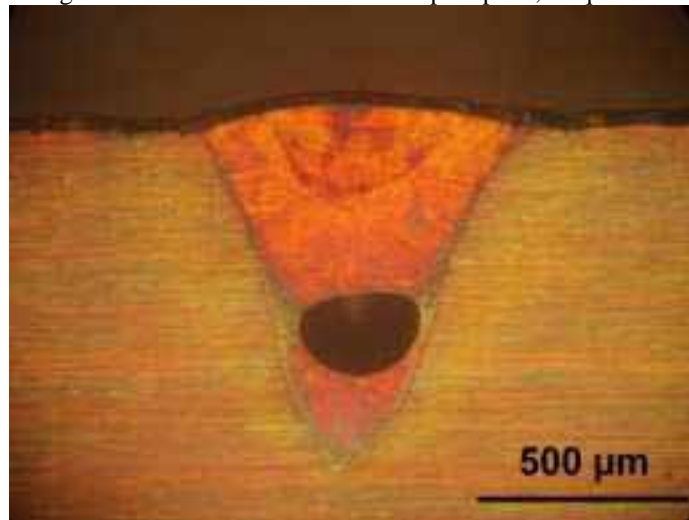
Fonte: Próprio autor.

Figura 33- Micrografia cordão de solda 5. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



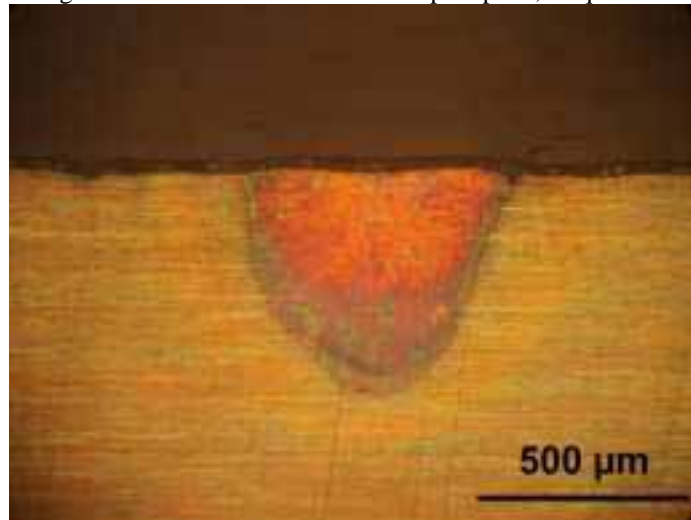
Fonte: Próprio autor.

Figura 34- Micrografia cordão de solda 6. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



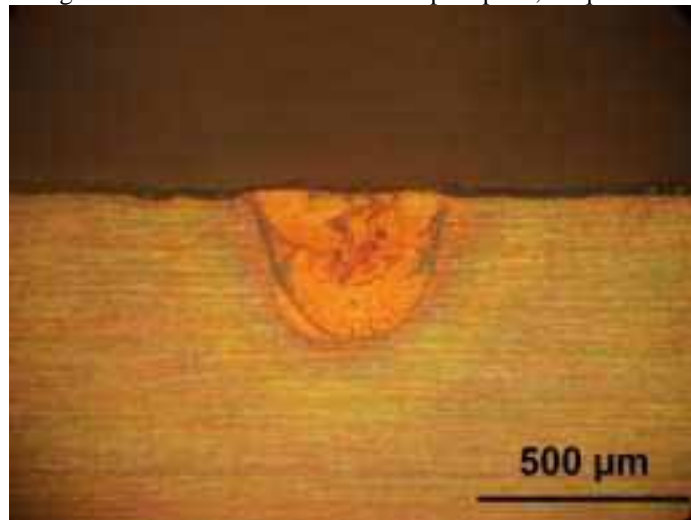
Fonte: Próprio autor.

Figura 35- Micrografia cordão de solda 7. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



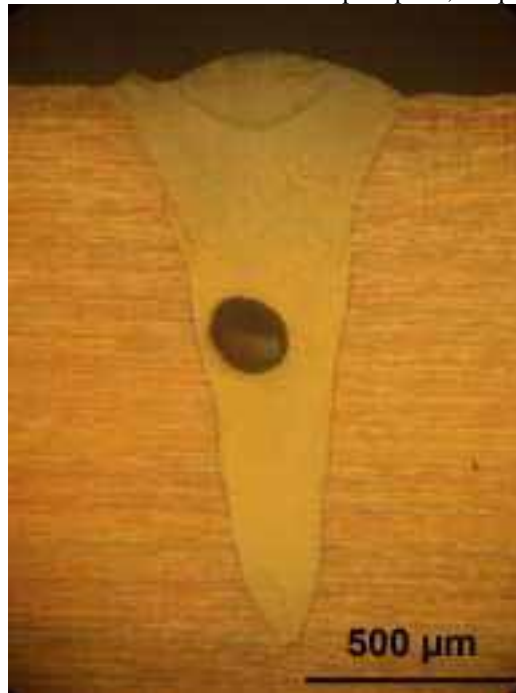
Fonte: Próprio autor.

Figura 36- Micrografia cordão de solda 8. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



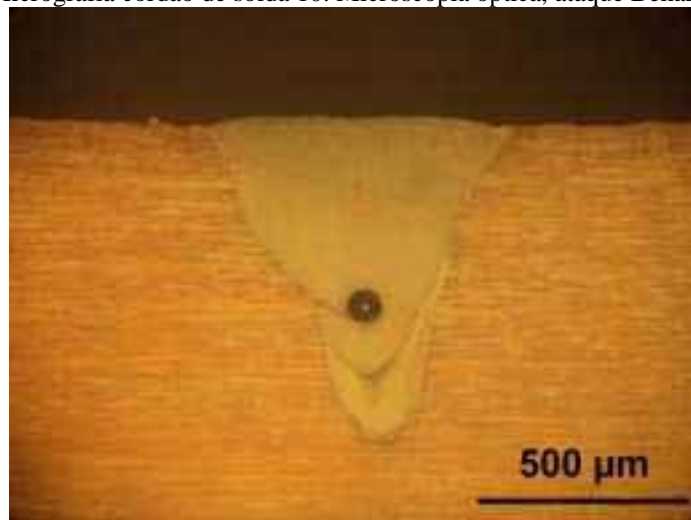
Fonte: Próprio autor.

Figura 37- Micrografia cordão de solda 9. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



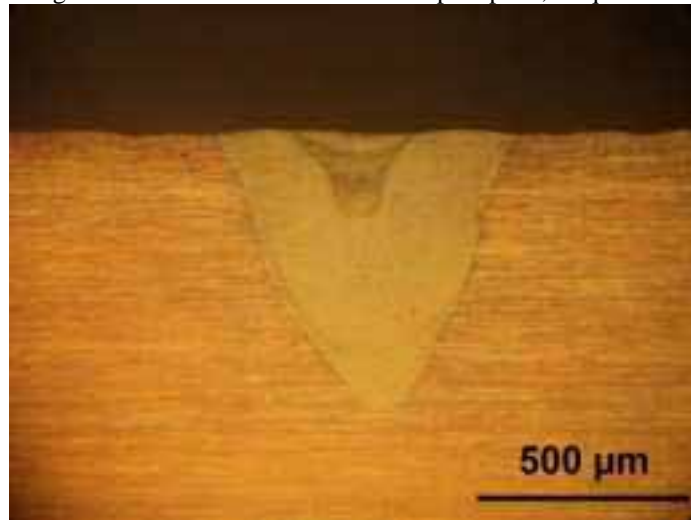
Fonte: Próprio autor.

Figura 38- Micrografia cordão de solda 10. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



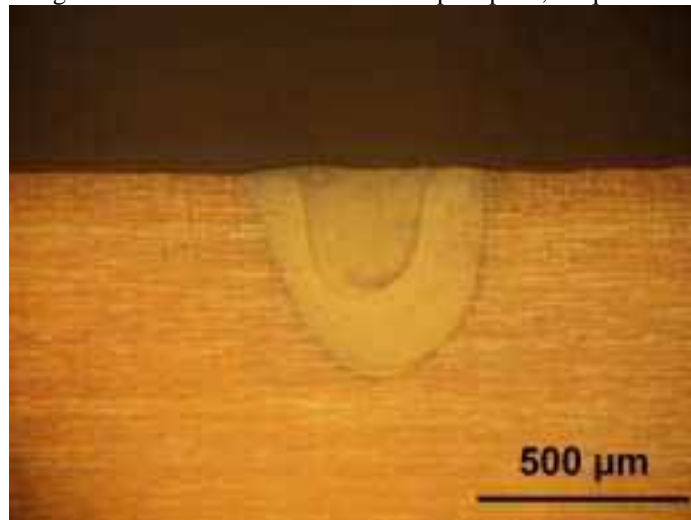
Fonte: Próprio autor.

Figura 39- Micrografia cordão de solda 11. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.



Fonte: Próprio autor.

Figura 40- Micrografia cordão de solda 12. Microscopia óptica, ataque Behara modificado.

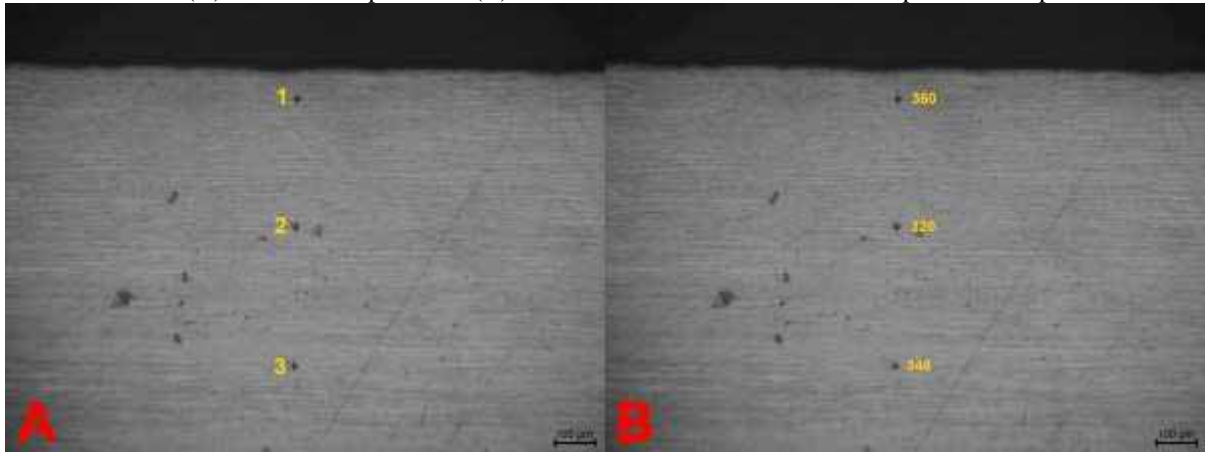


Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE B – Impressões de dureza Vickers nos metais base

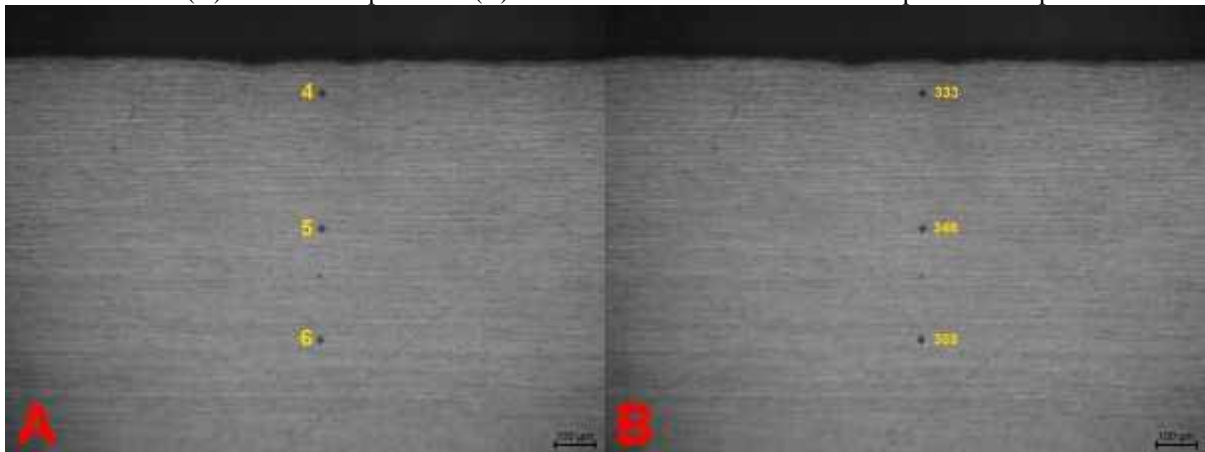
Micrografias das impressões resultantes das medições de dureza Vickers nos metais base de cada posição focal utilizada na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S 32205.

Figura 41- Micrografia 1 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



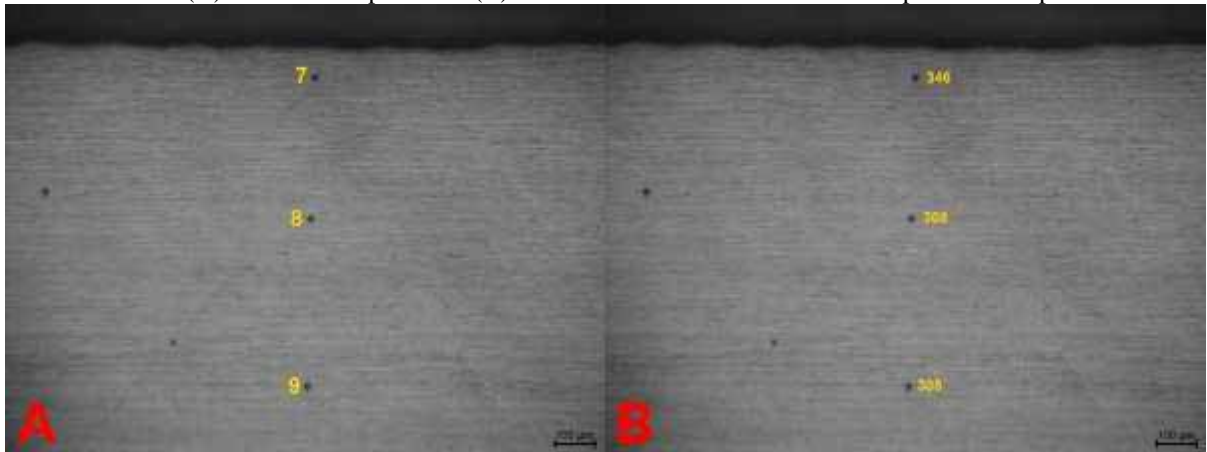
Fonte: Próprio autor.

Figura 42- Micrografia 2 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



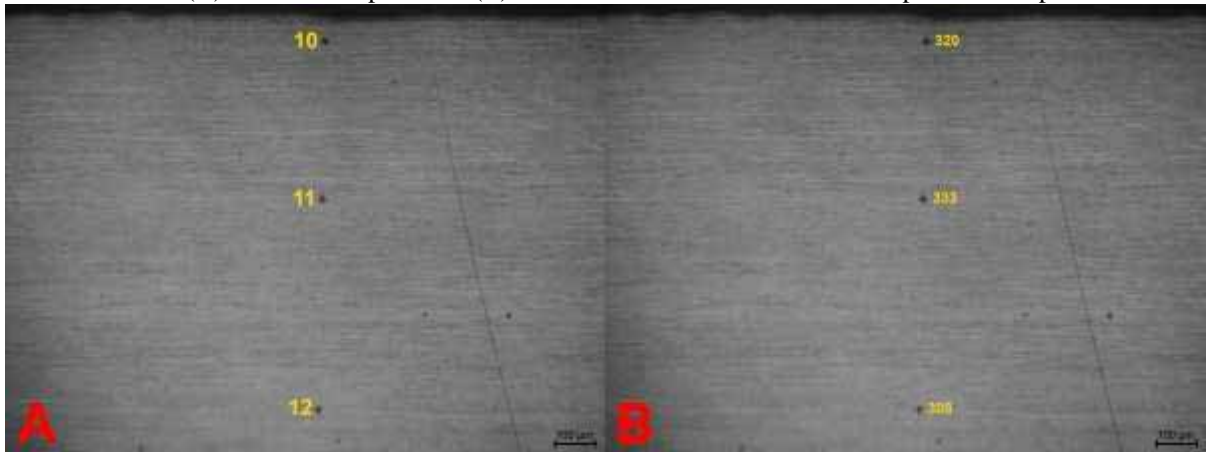
Fonte: Próprio autor.

Figura 43- Micrografia 3 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



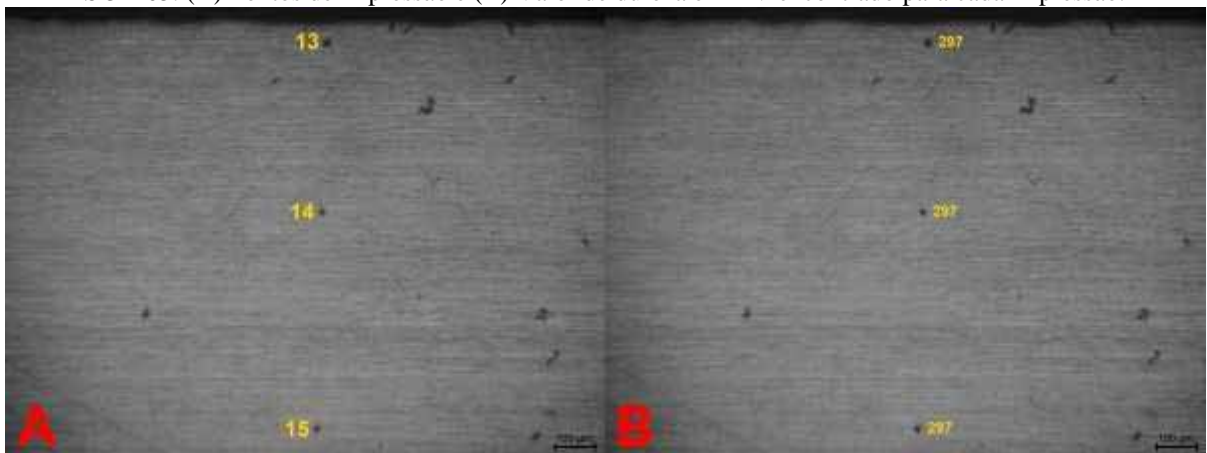
Fonte: Próprio autor.

Figura 44- Micrografia 4 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



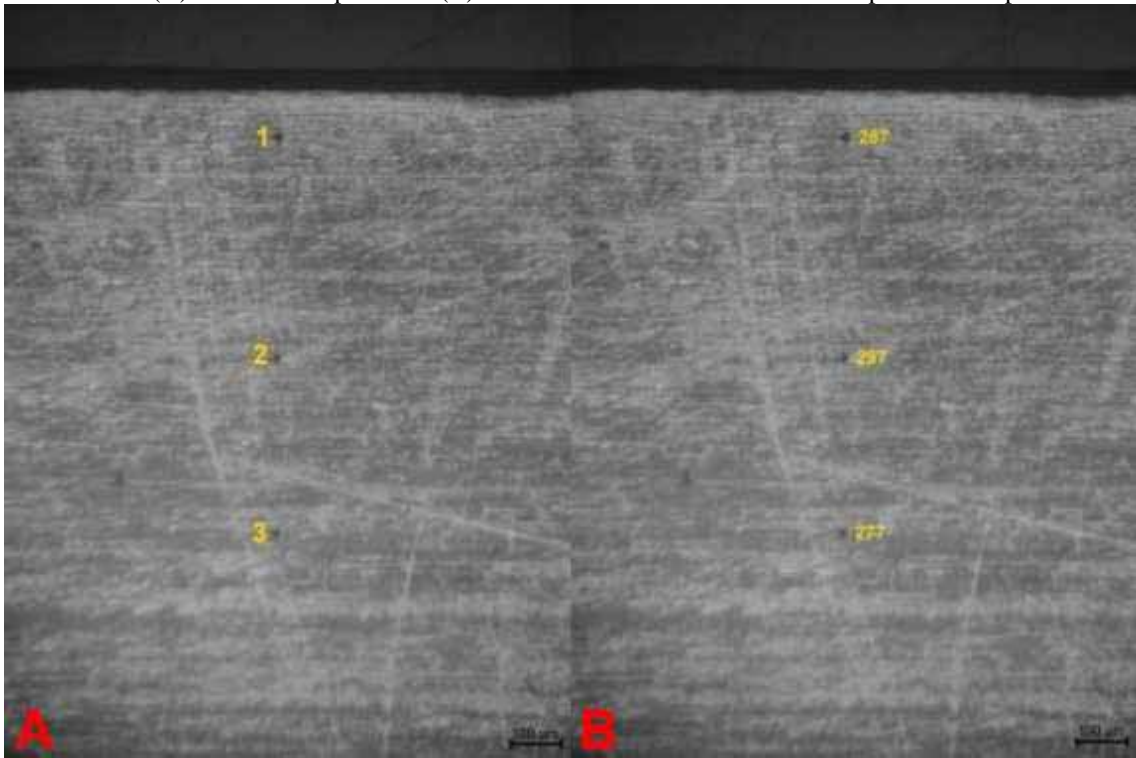
Fonte: Próprio autor.

Figura 45- Micrografia 5 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



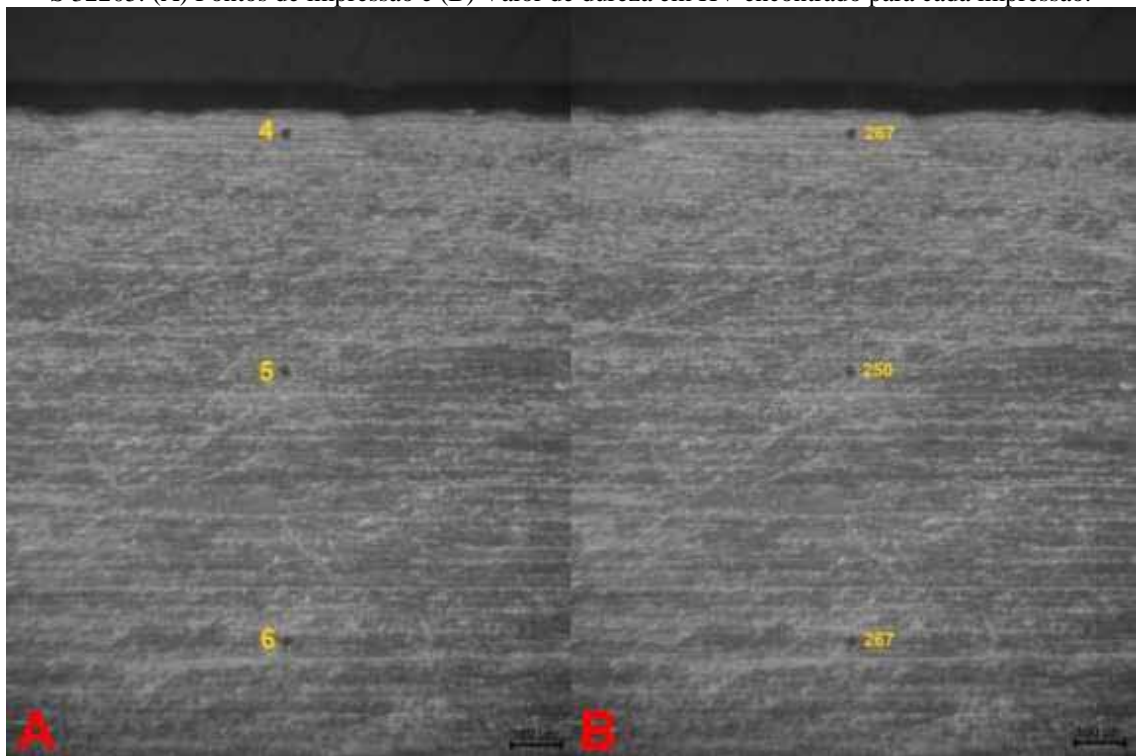
Fonte: Próprio autor.

Figura 46- Micrografia 6 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



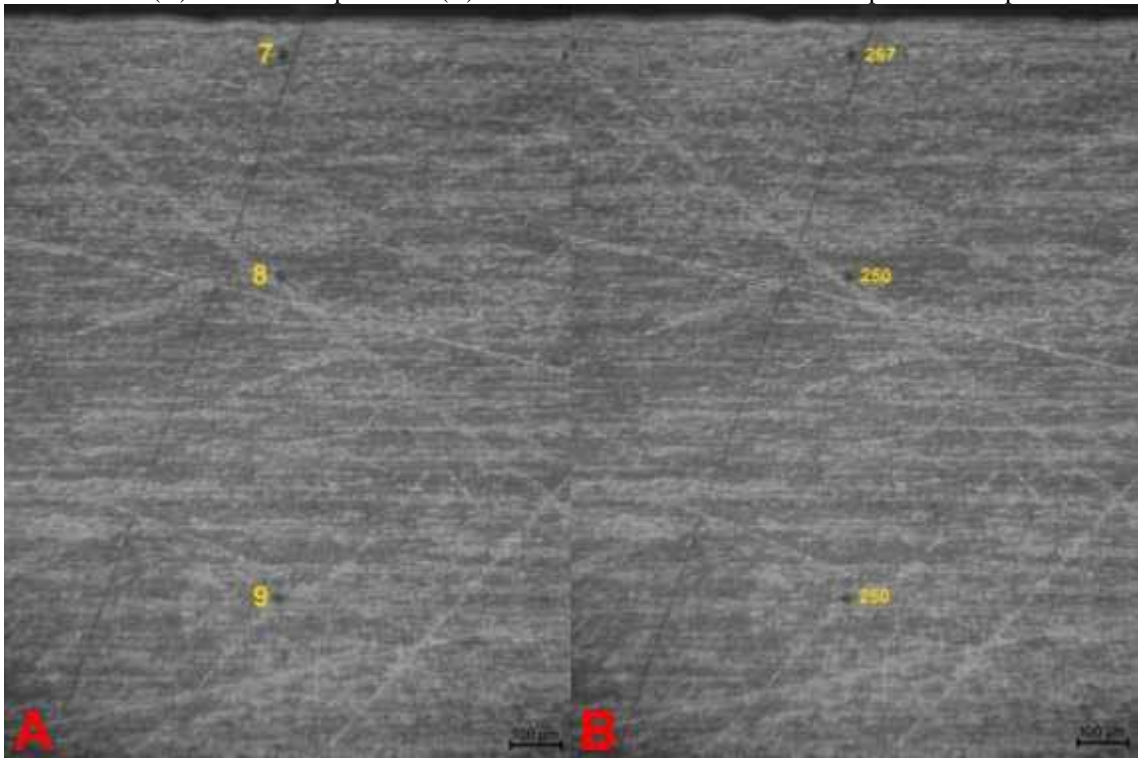
Fonte: Próprio autor.

Figura 47- Micrografia 7 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



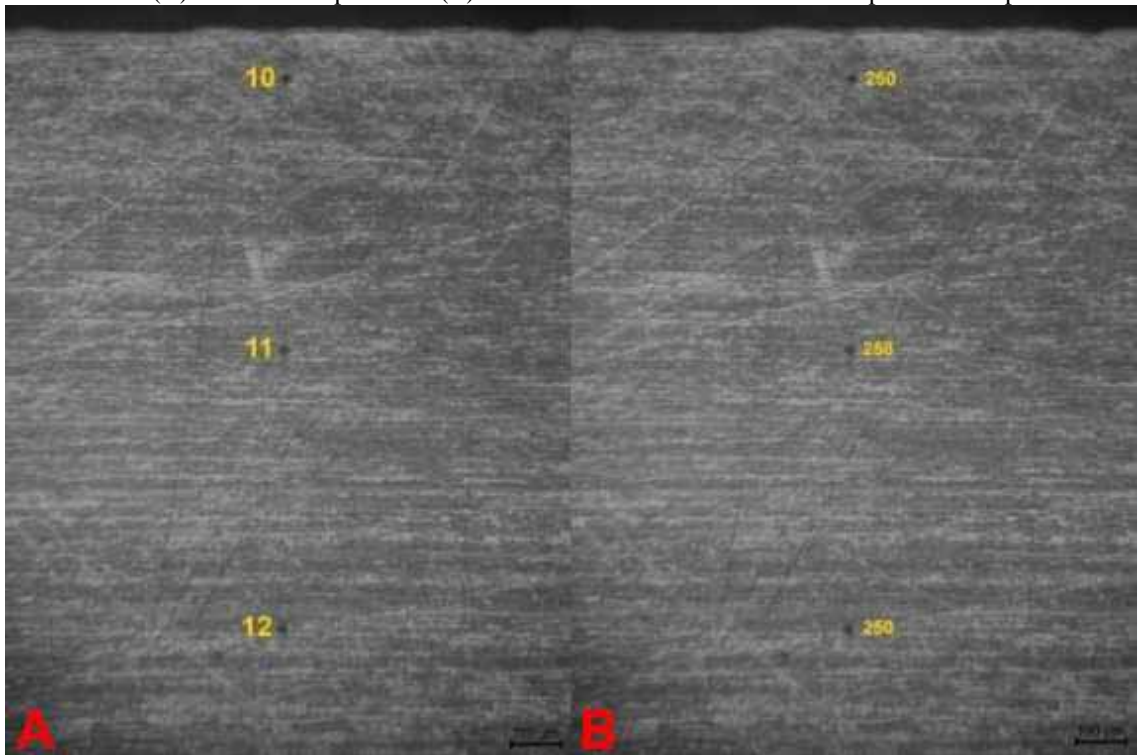
Fonte: Próprio autor.

Figura 48- Micrografia 8 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



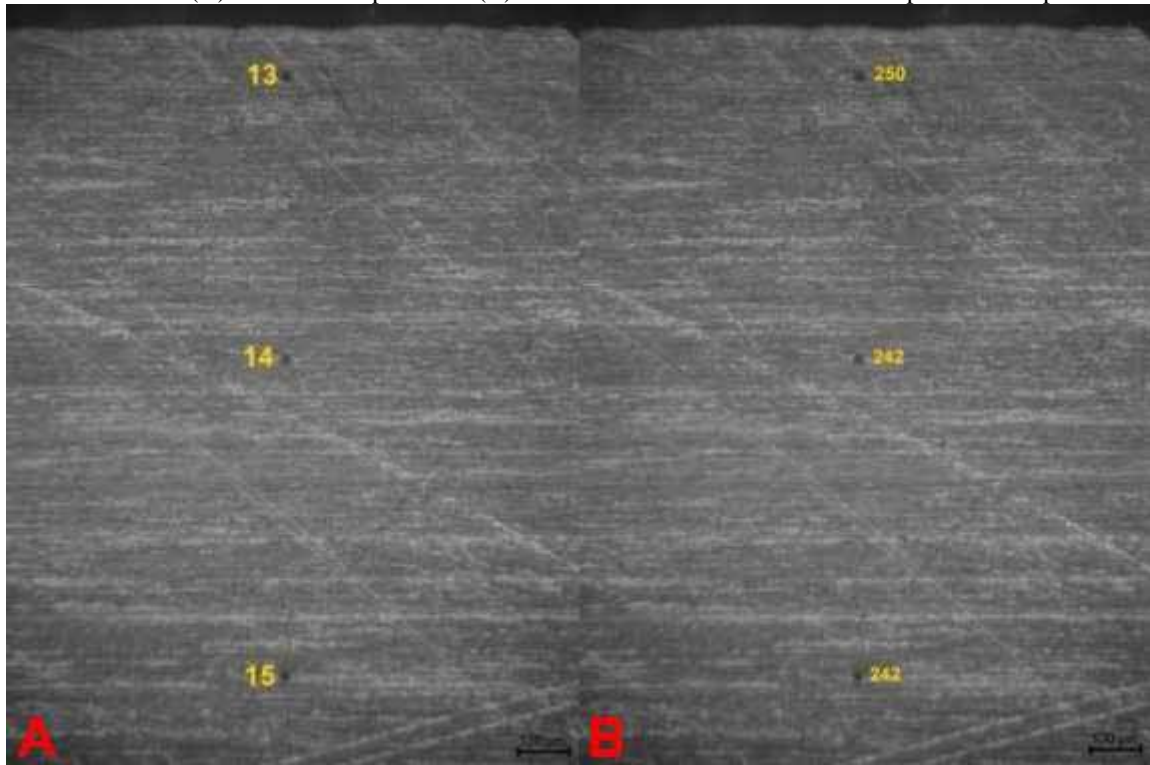
Fonte: Próprio autor.

Figura 49- Micrografia 9 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



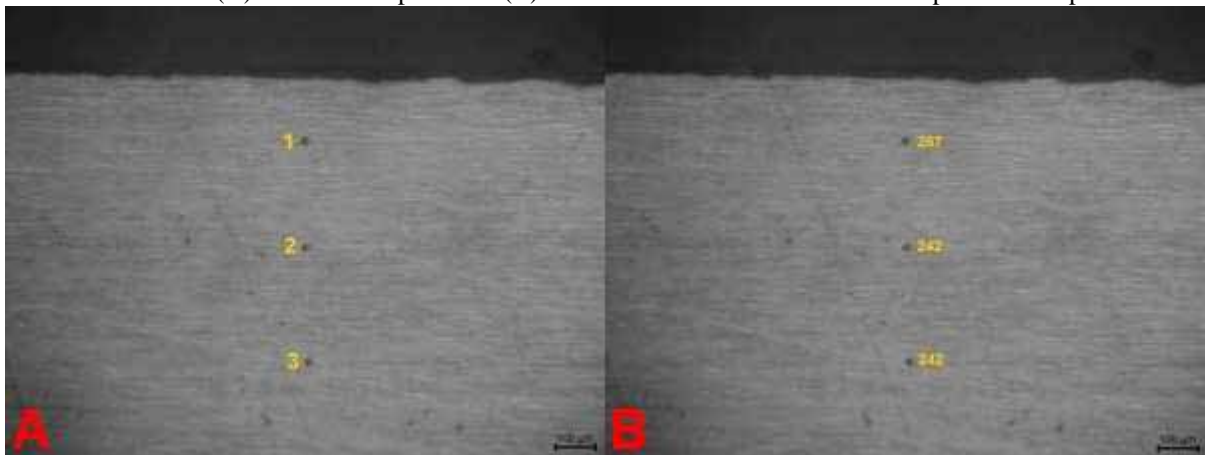
Fonte: Próprio autor.

Figura 50- Micrografia 10 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



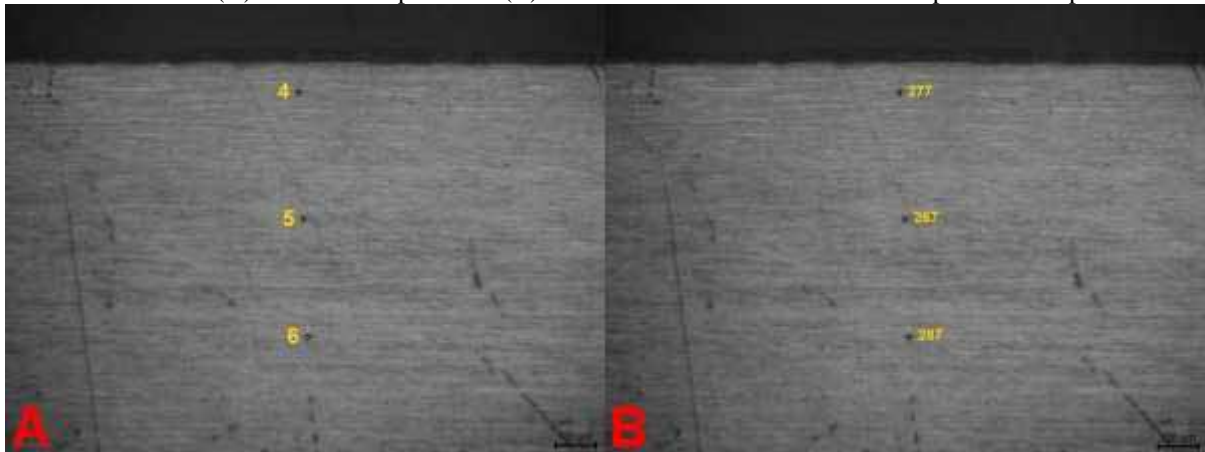
Fonte: Próprio autor.

Figura 51- Micrografia 11 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



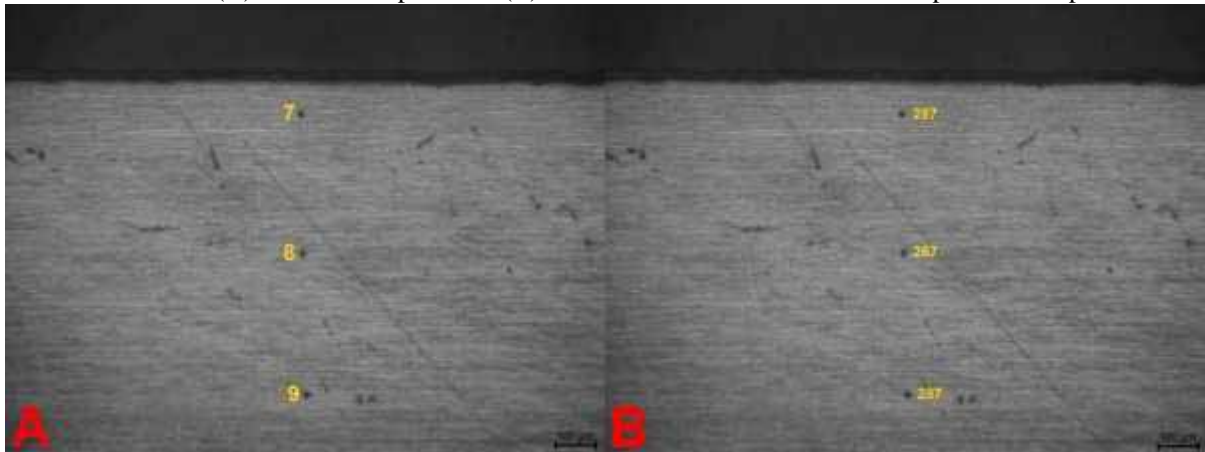
Fonte: Próprio autor.

Figura 52- Micrografia 12 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



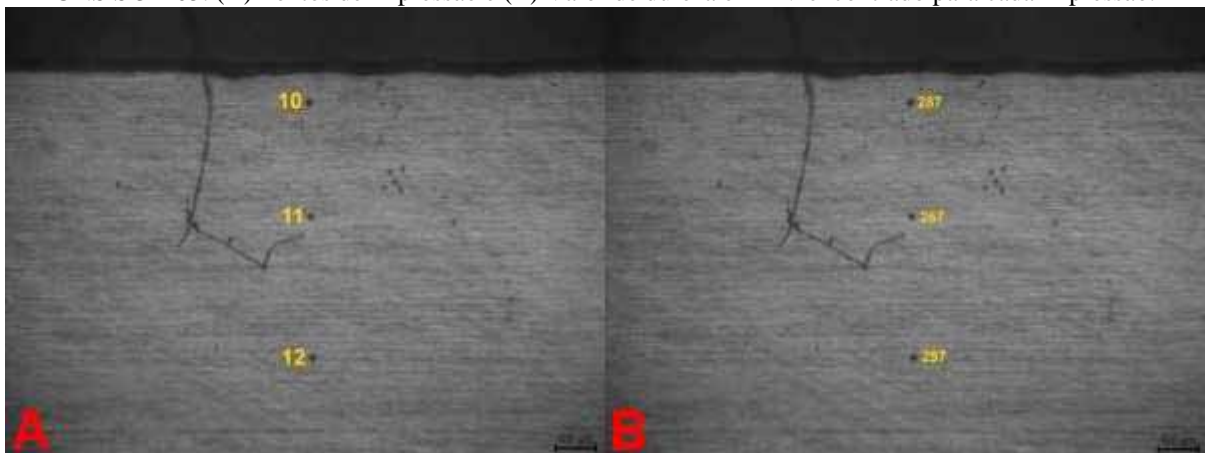
Fonte: Próprio autor.

Figura 53- Micrografia 13 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



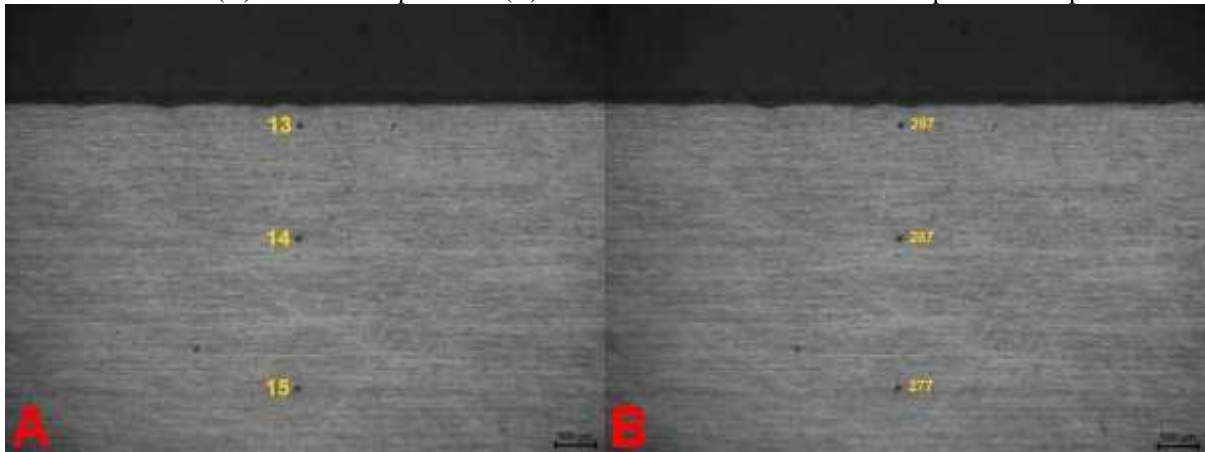
Fonte: Próprio autor.

Figura 54- Micrografia 14 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.



Fonte: Próprio autor.

Figura 55- Micrografia 15 utilizada nas medições de dureza Vickers no metal base do aço inoxidável duplex UNS S 32205. (A) Pontos de impressão e (B) Valor de dureza em HV encontrado para cada impressão.

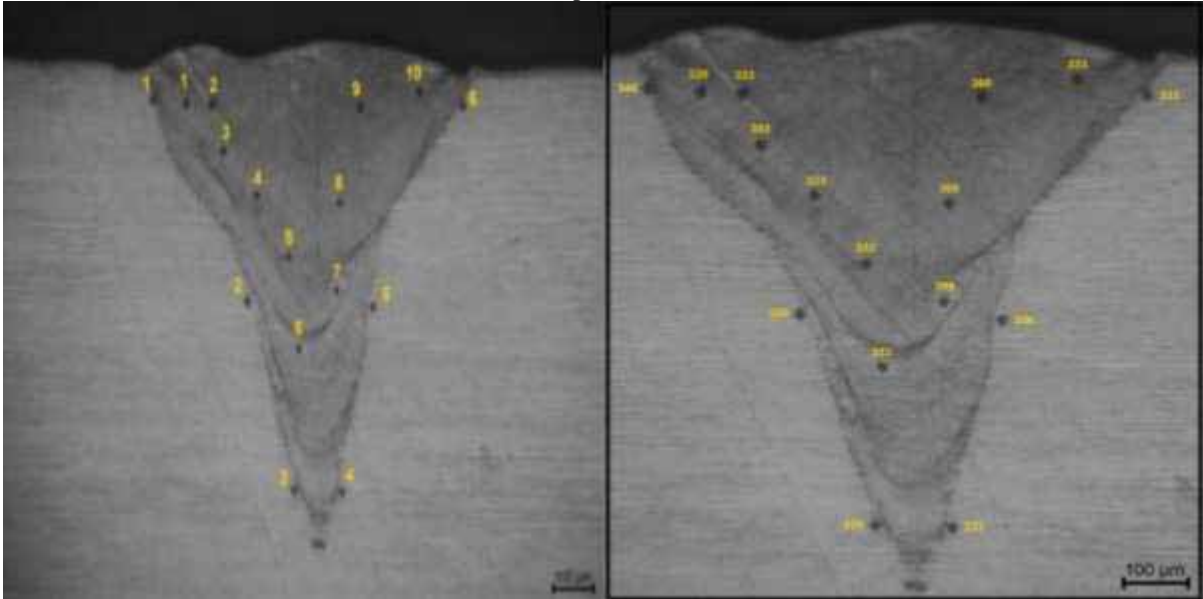


Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE C – Impressões de dureza Vickers nos metais de solda

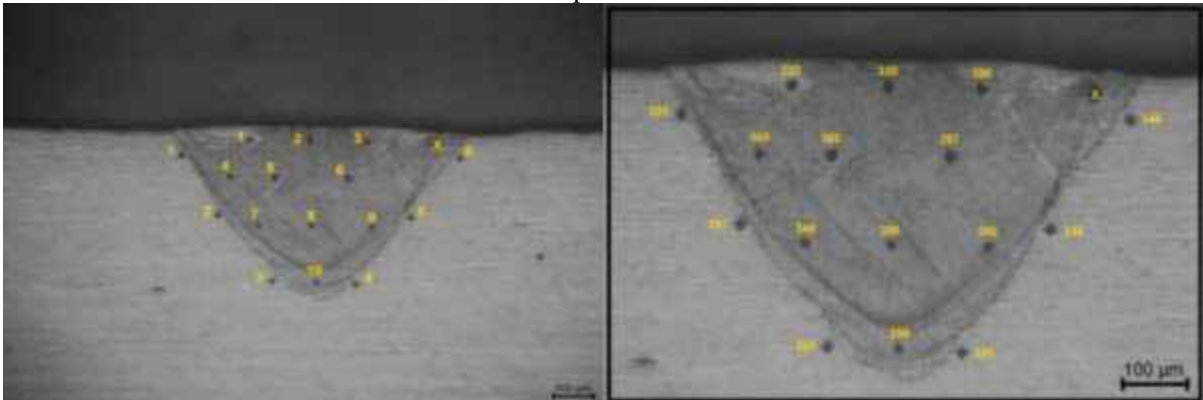
Micrografias das impressões resultantes das medidas de dureza Vickers para cada um dos 12 cordões de solda e suas zonas termicamente afetadas.

Figura 56- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 1 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



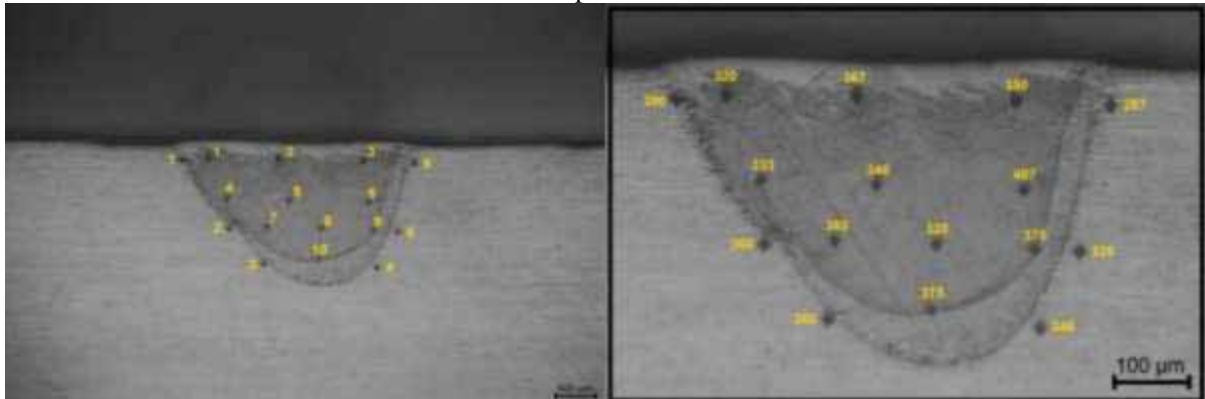
Fonte: Próprio autor.

Figura 57- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 2 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



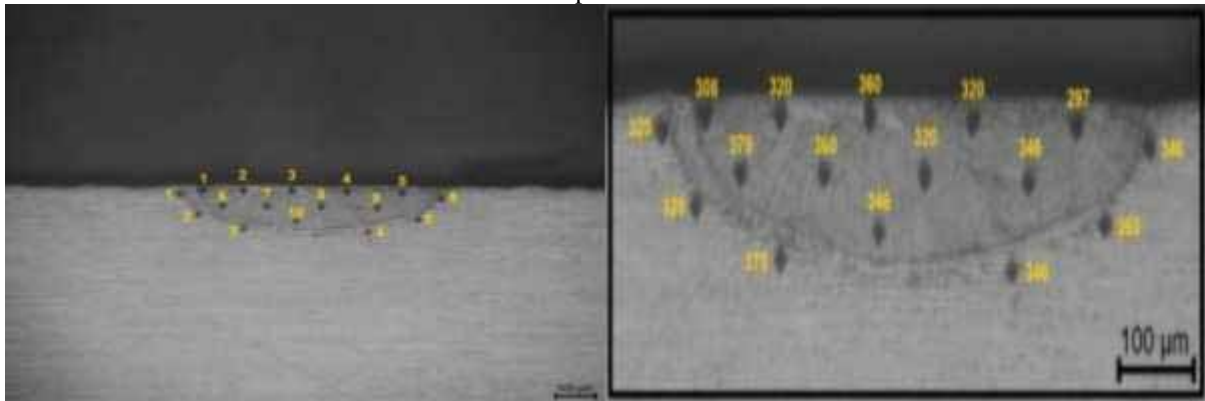
Fonte: Próprio autor.

Figura 58- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 3 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



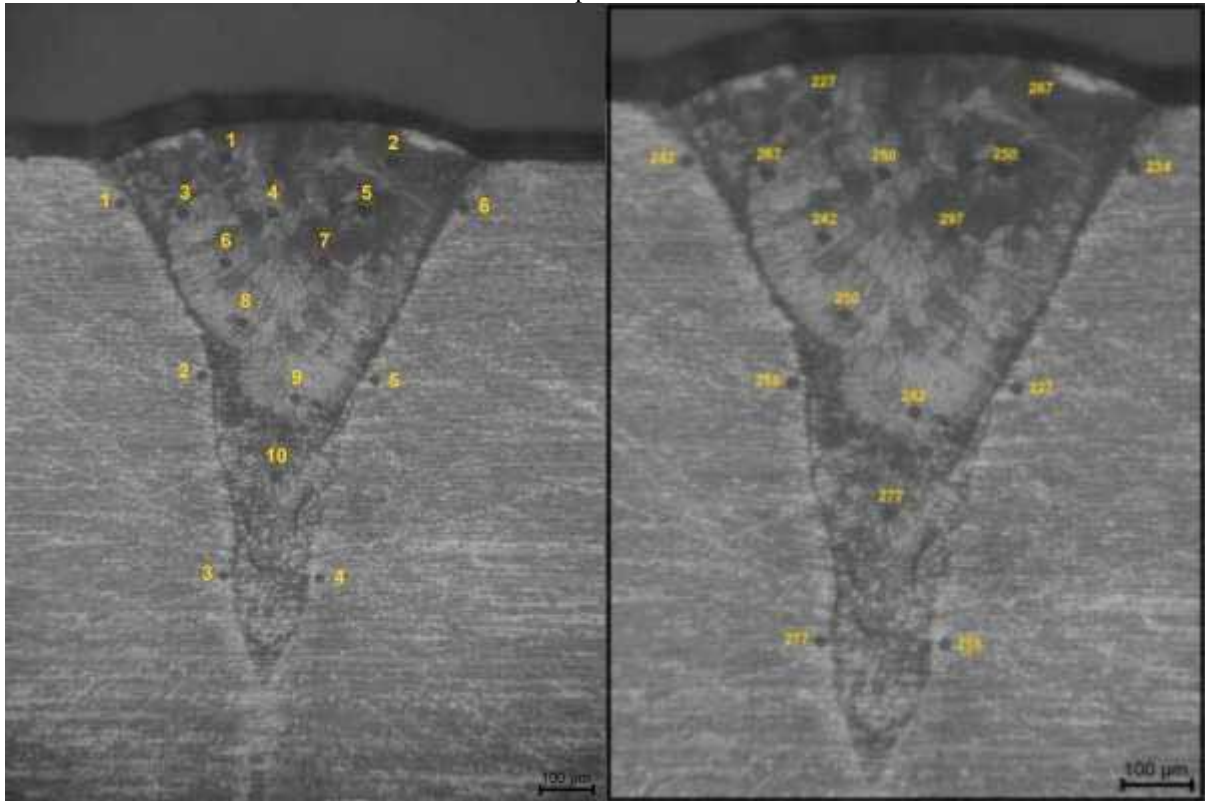
Fonte: Próprio autor.

Figura 59- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 4 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



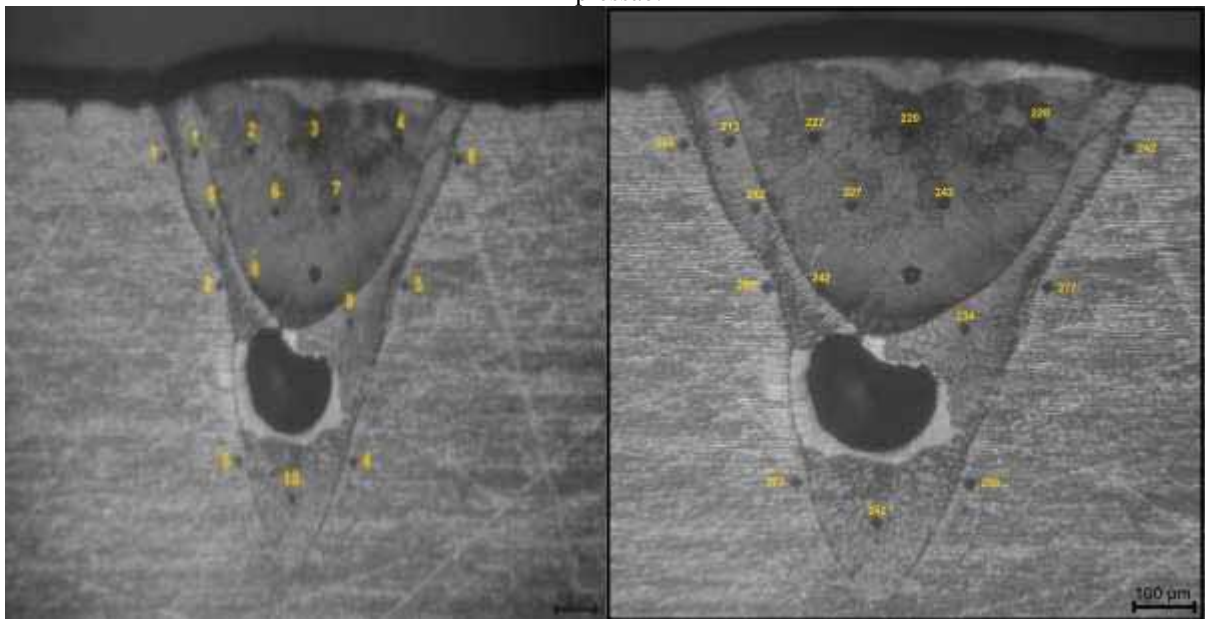
Fonte: Próprio autor.

Figura 60- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 5 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



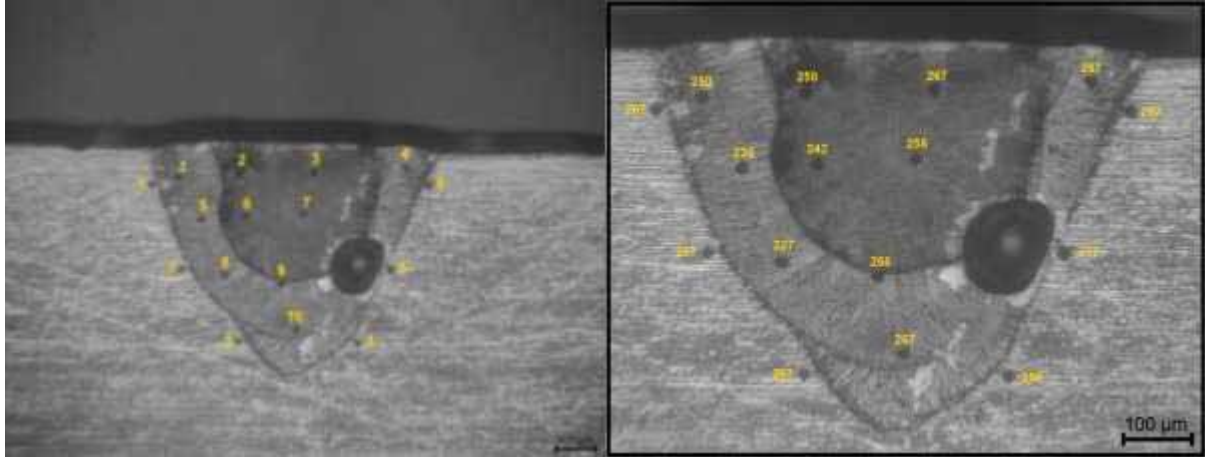
Fonte: Próprio autor.

Figura 61- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 6 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



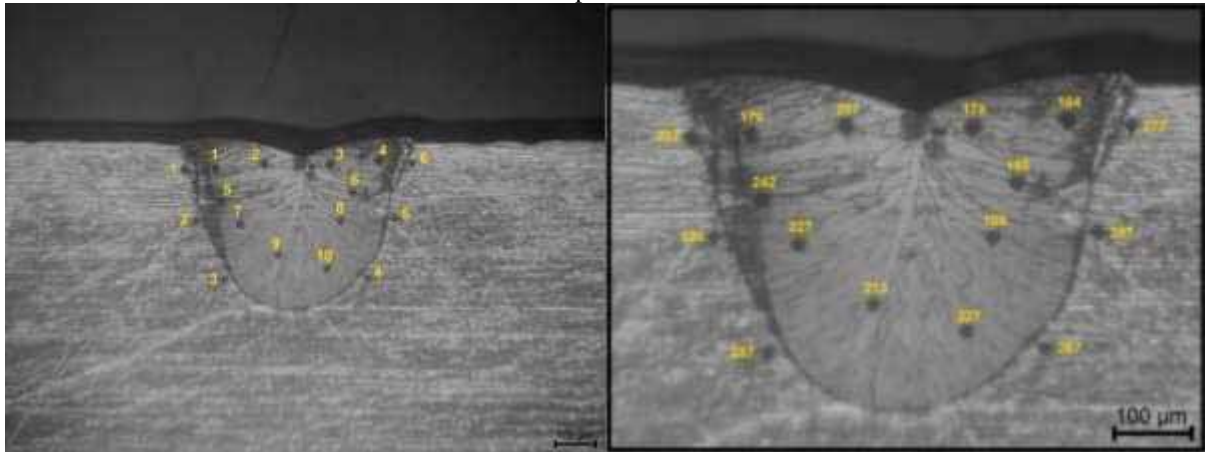
Fonte: Próprio autor.

Figura 62- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 7 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



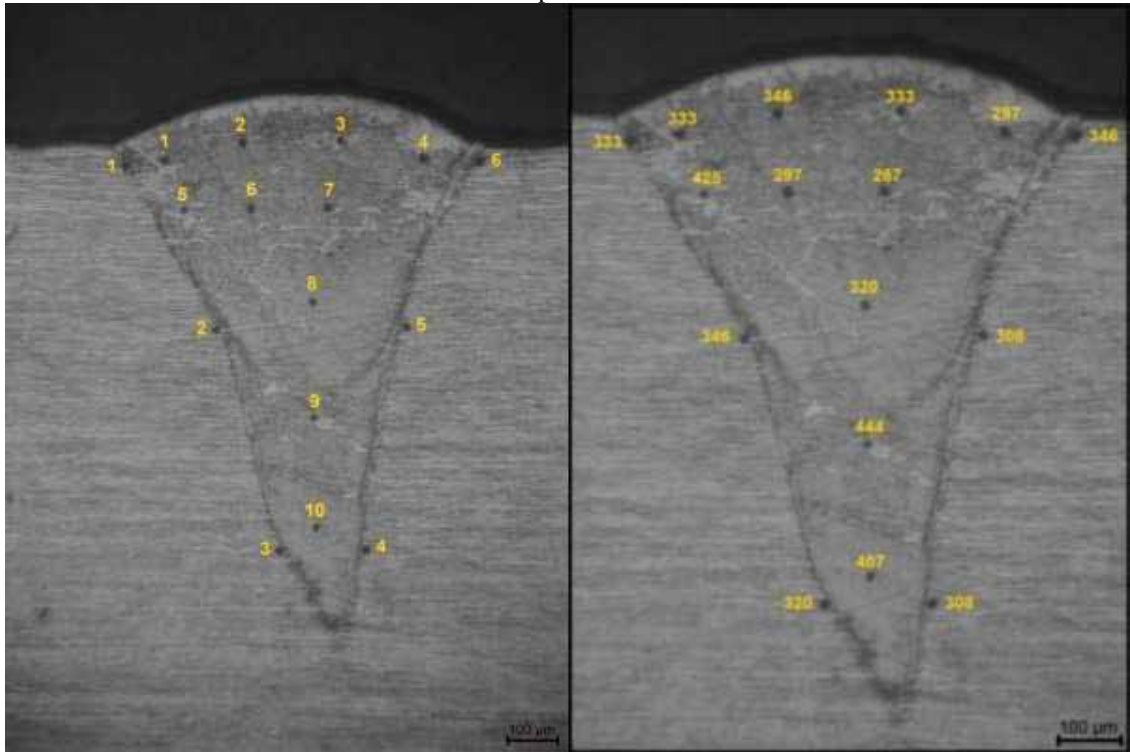
Fonte: Próprio autor.

Figura 63- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 8 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



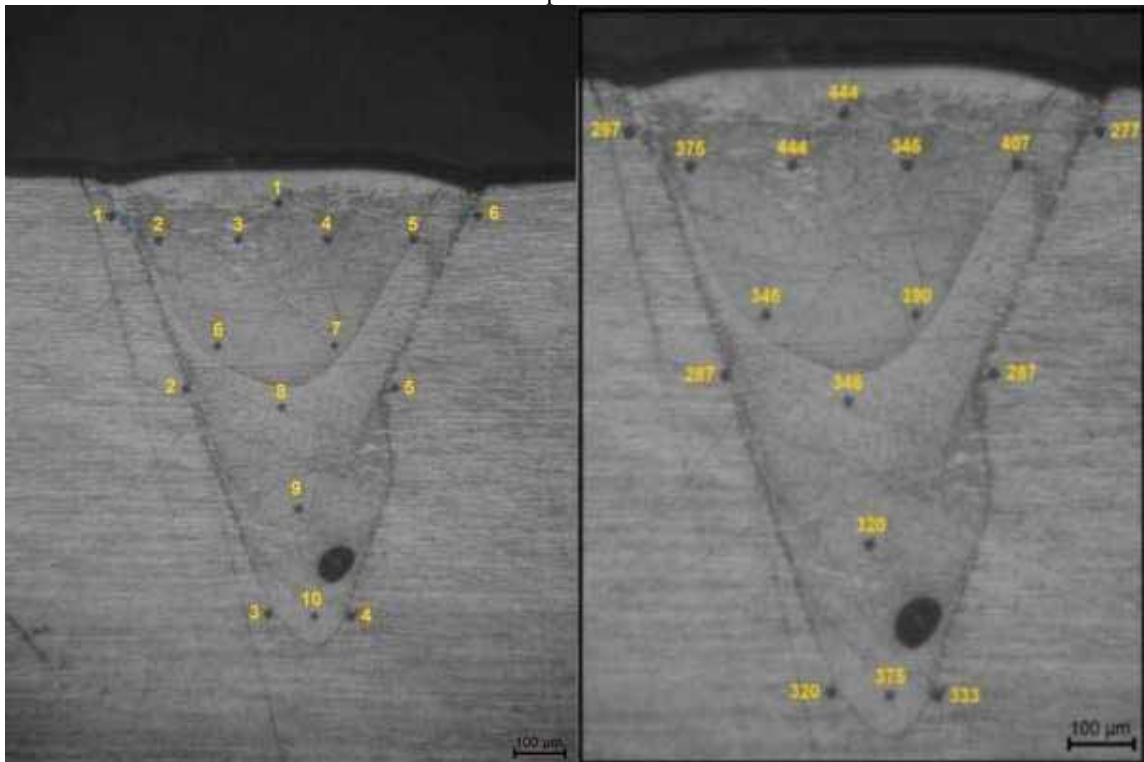
Fonte: Próprio autor.

Figura 64- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 9 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



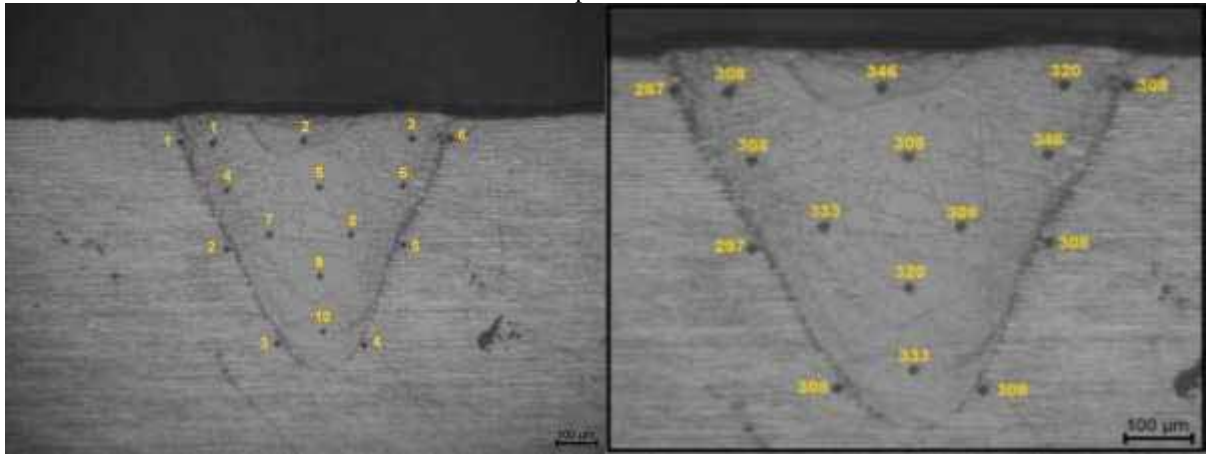
Fonte: Próprio autor.

Figura 65- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 10 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



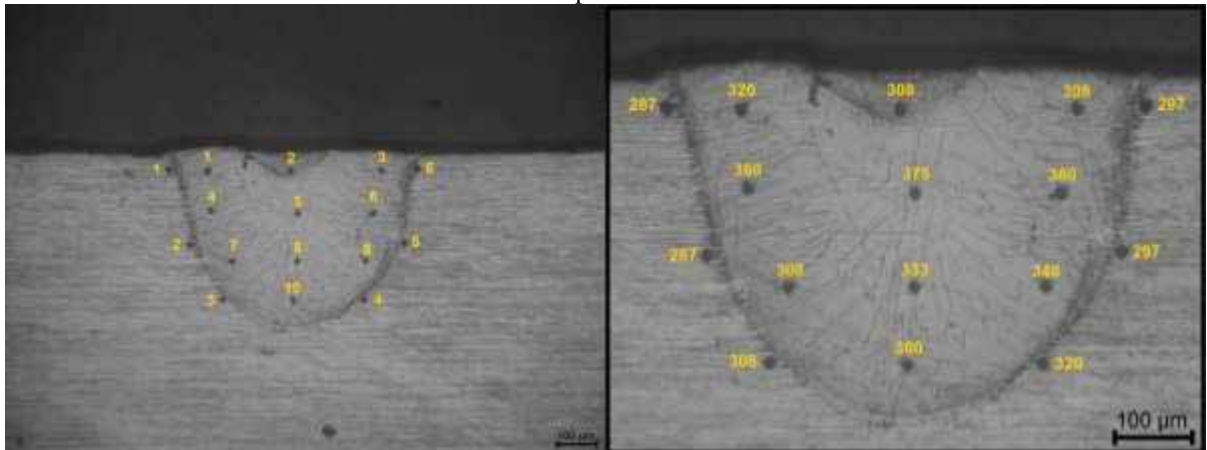
Fonte: Próprio autor.

Figura 66- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 11 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.



Fonte: Próprio autor.

Figura 67- Micrografia das impressões de dureza Vickers no cordão de solda 12 e em sua zona termicamente afetada. (Esquerda) Impressão com classificação utilizada no trabalho e (Direita) Valores encontrados para cada impressão.

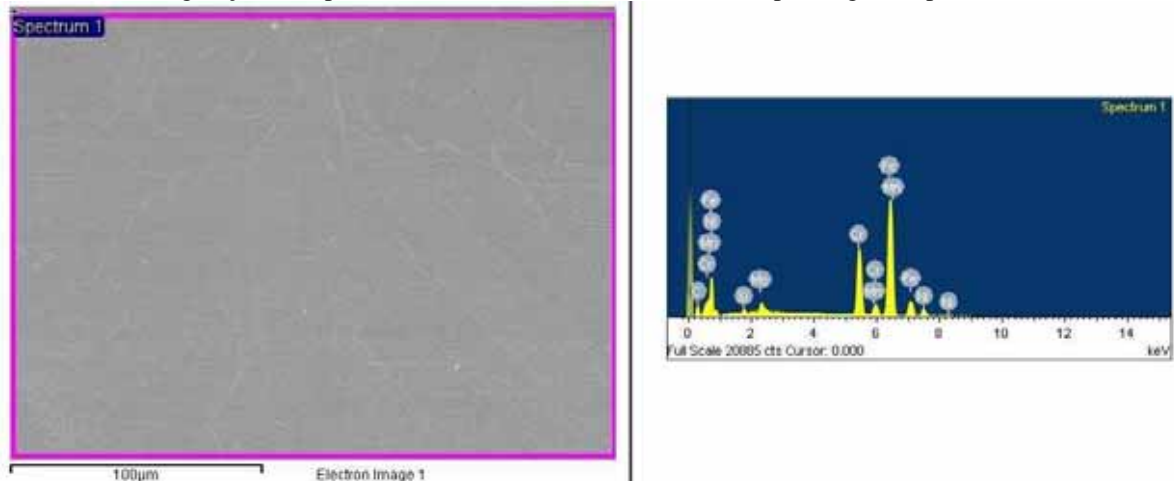


Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE D – Espectros EDS para os metais de solda

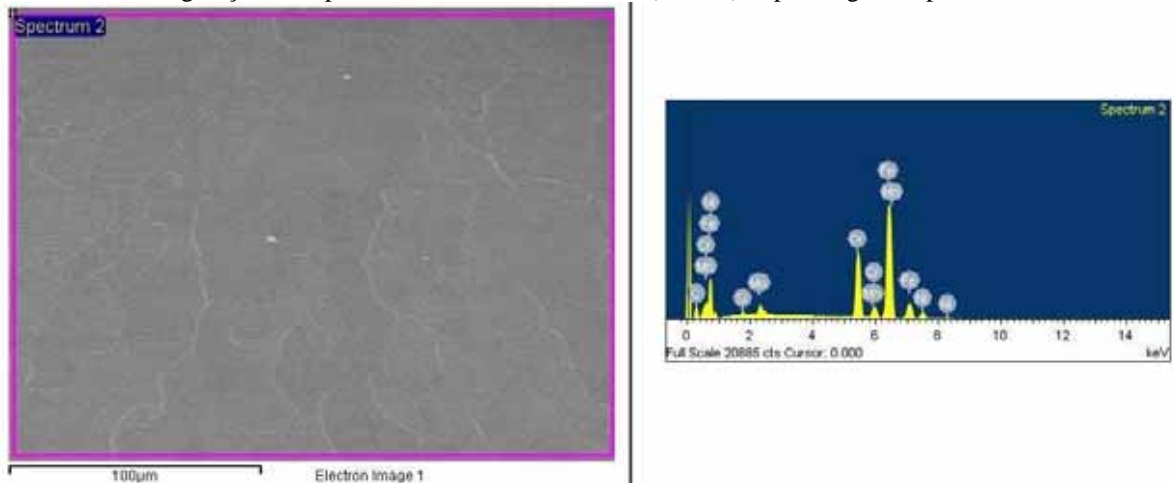
Imagens obtidas por MEV para o metal de solda de cada cordão estudado junto aos espectros gerados pela técnica de EDS para cada um.

Figura 68- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 1 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



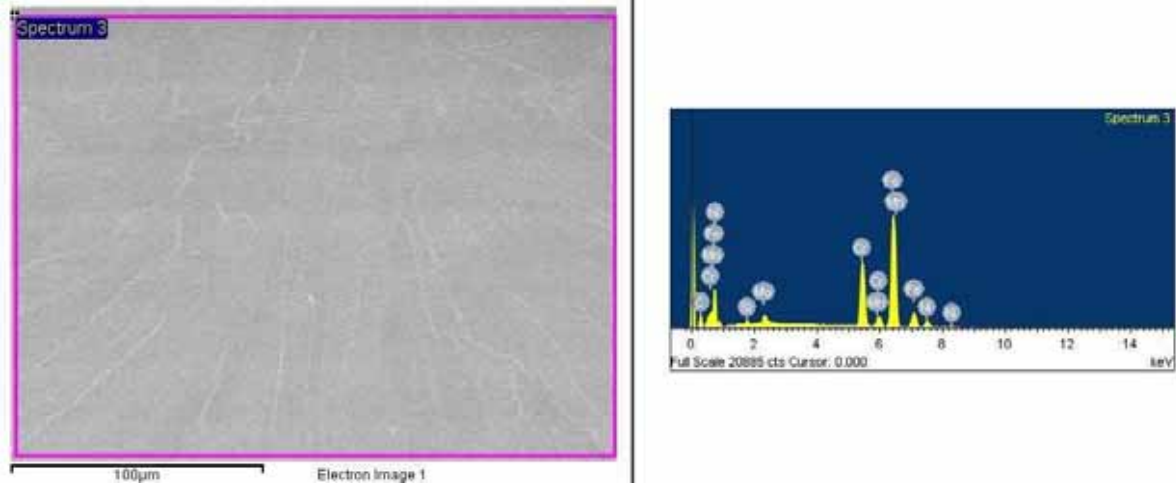
Fonte: Próprio autor.

Figura 69- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 2 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



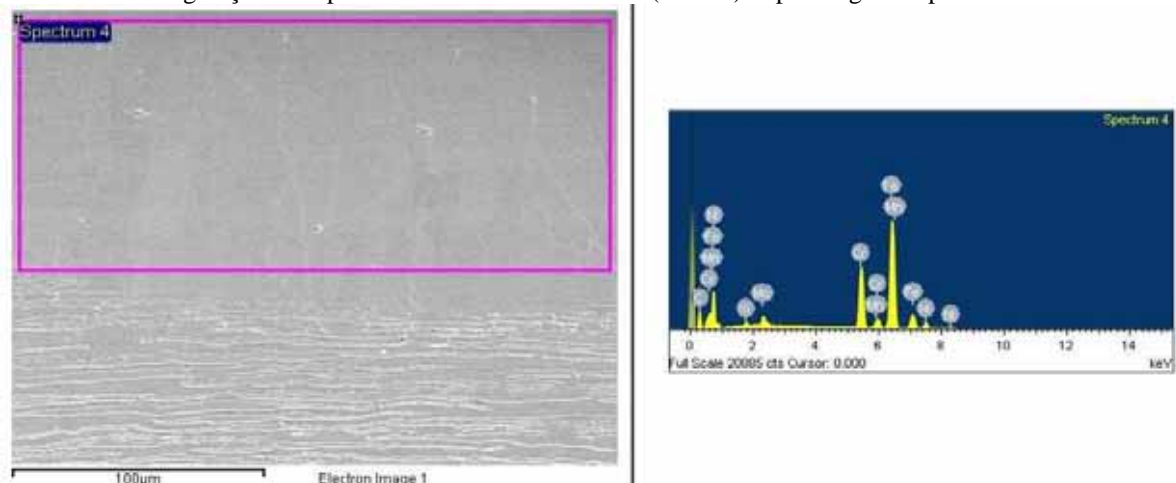
Fonte: Próprio autor.

Figura 70- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 3 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



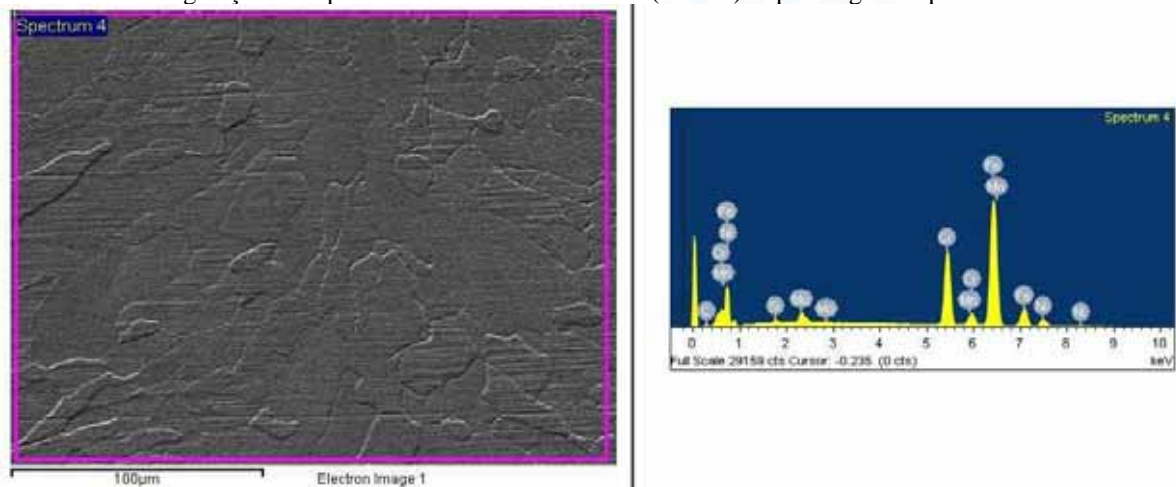
Fonte: Próprio autor.

Figura 71- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 4 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



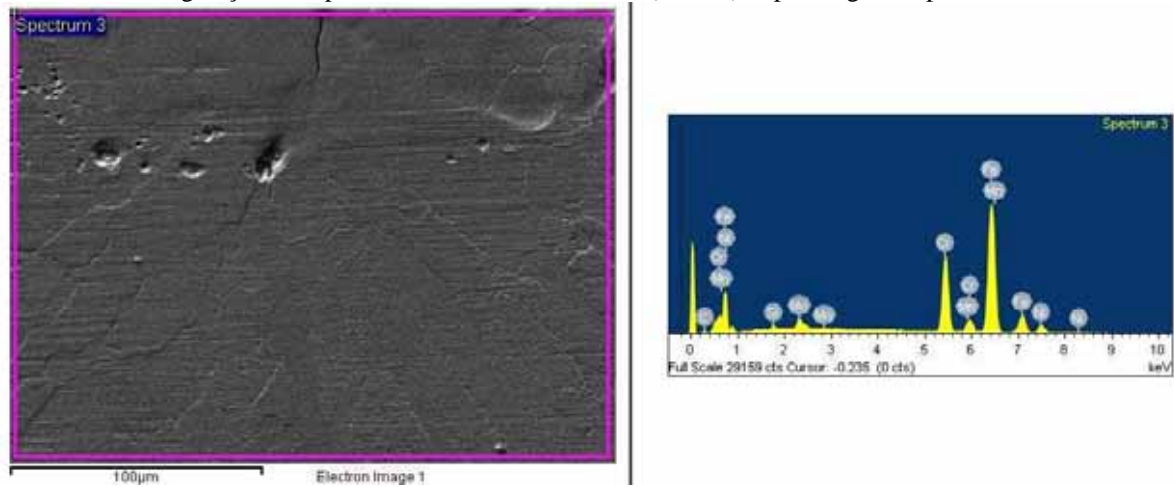
Fonte: Próprio autor.

Figura 72- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 5 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



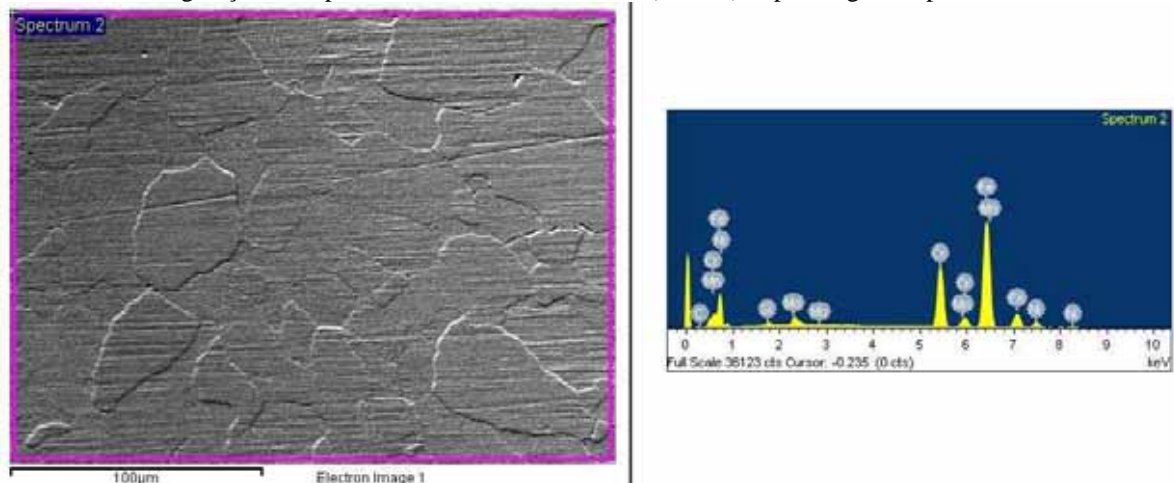
Fonte: Próprio autor.

Figura 73- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 6 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



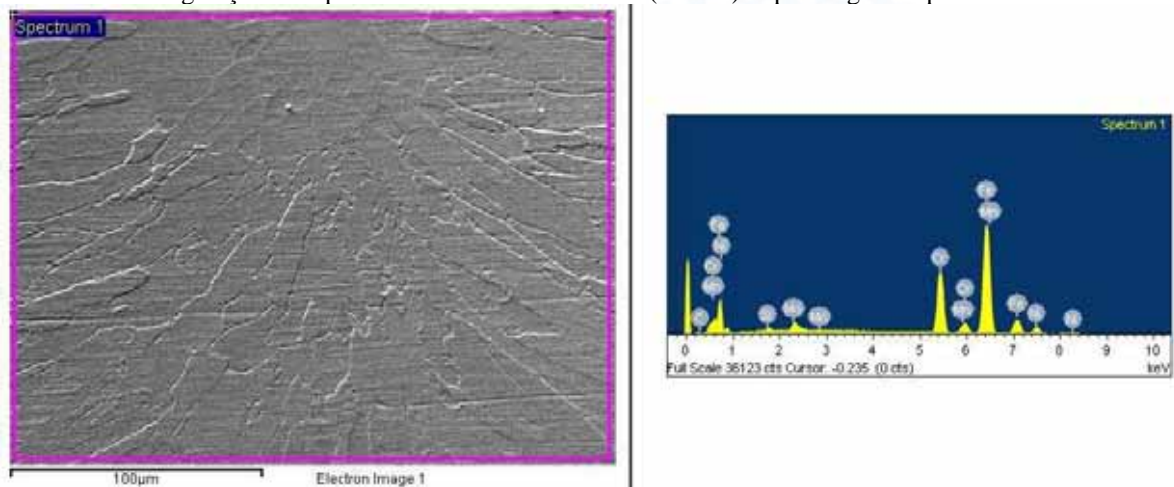
Fonte: Próprio autor.

Figura 74- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 7 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



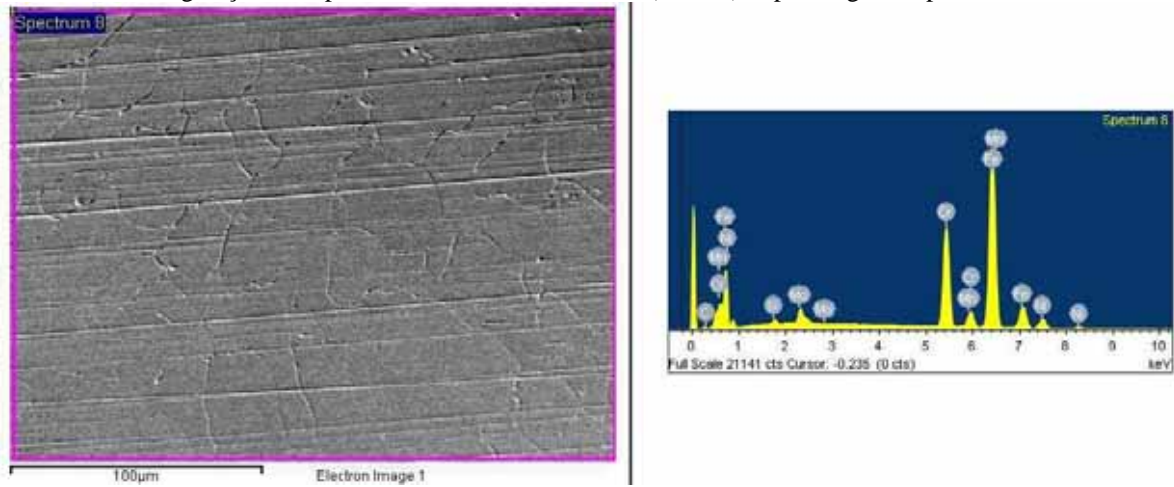
Fonte: Próprio autor.

Figura 75- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 8 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



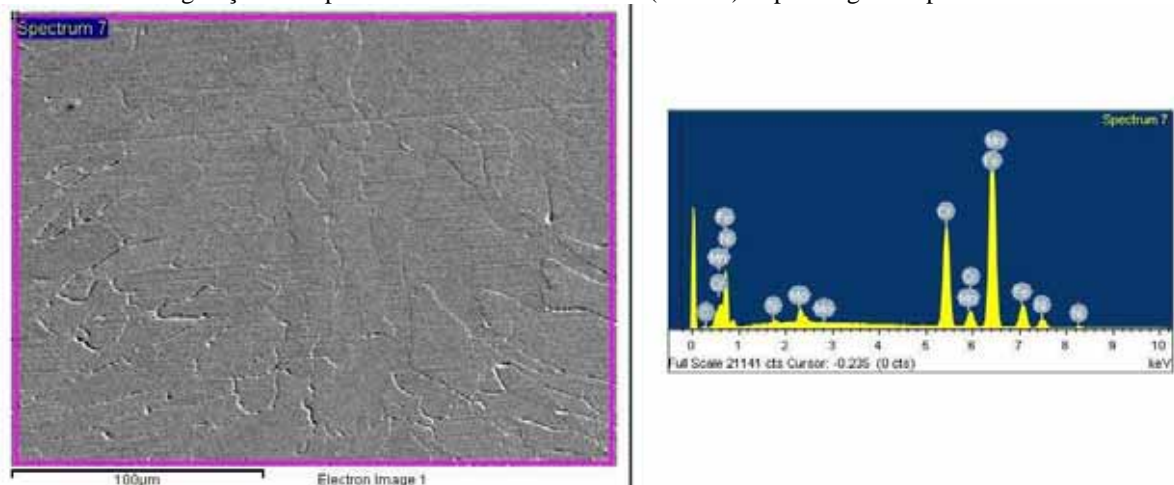
Fonte: Próprio autor.

Figura 76- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 9 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



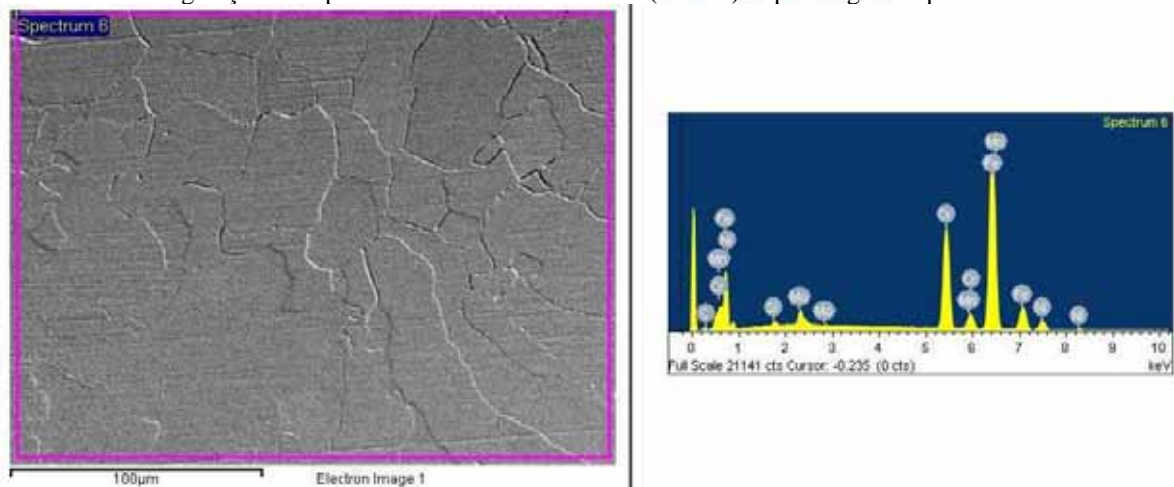
Fonte: Próprio autor.

Figura 77- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 10 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



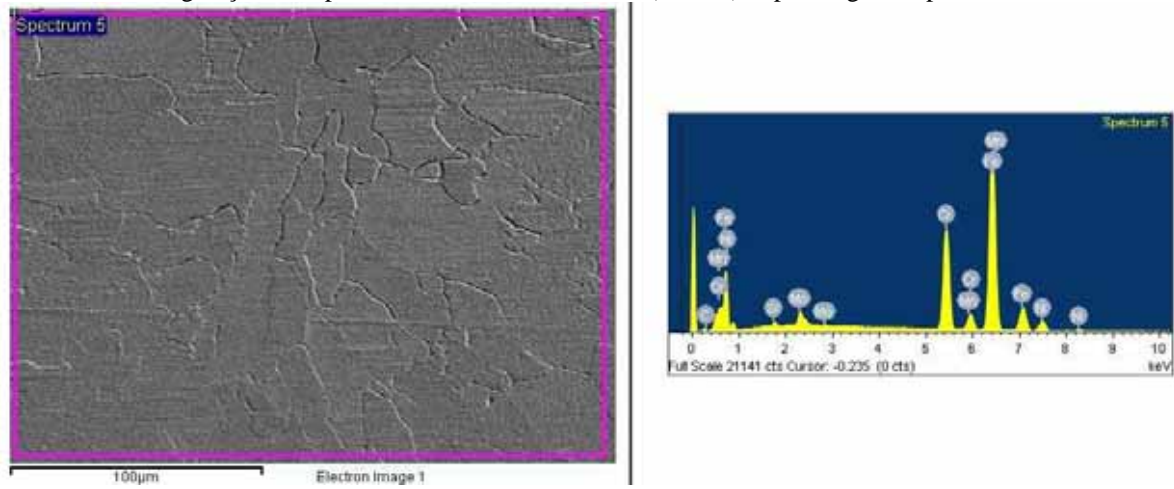
Fonte: Próprio autor.

Figura 78- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 11 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



Fonte: Próprio autor.

Figura 79- (Esquerda) Imagem obtida por MEV para o metal de solda do cordão de solda 12 utilizada para geração de espectro EDS. Aumento 1000x. (Direita) Espectro gerado por EDS.



Fonte: Próprio autor.