



UFPE

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

IVAN BEZERRA DE MELLO PICCHI

**SOLDAGEM DISSIMILAR POR ELETROESCÓRIA COM FITA DE CHAPAS DE
AÇO CARBONO CLADEADO COM AÇO INOXIDÁVEL 904L E PASSE DE
ACABAMENTO EM INCONEL 625**

Recife

2021

IVAN BEZERRA DE MELLO PICCHI

**SOLDAGEM DISSIMILAR POR ELETROESCÓRIA COM FITA DE CHAPAS DE
AÇO CARBONO CLADEADO COM AÇO INOXIDÁVEL 904L E PASSE DE
ACABAMENTO EM INCONEL 625**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Recife

2021

Catálogo na fonte
Bibliotecária Margareth Malta, CRB-4 / 1198

P587s Picchi, Ivan Bezerra de Mello.
Soldagem dissimilar por eletroescória com fita de chapas de aço carbono cladeado com aço inoxidável 904L e passe de acabamento em Inconel 625 / Ivan Bezerra de Mello Picchi. - 2021.
153 folhas, il., gráfs., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Dissertação (Mestrado) – Universidade Federal de Pernambuco.
CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2021.
Inclui Referências e Anexos.

1. Engenharia mecânica. 2. Aço inoxidável superaustenítico. 3. Ligas de níquel. 4. Soldagem por eletroescória com fita. 5. Soldagem dissimilar. 6. Cladeamento. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu (Orientador). II. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2021-140

IVAN BEZERRA DE MELLO PICCHI

**SOLDAGEM DISSIMILAR POR ELETROESCÓRIA COM FITA DE CHAPAS DE
AÇO CARBONO CLADEADO COM AÇO INOXIDÁVEL 904L E PASSE DE
ACABAMENTO EM INCONEL 625**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Aprovada em: 08/07/2021.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Flávio José da Silva (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. André de Albuquerque Vicente (Examinador Externo)
Universidade de São Paulo

Dedico este trabalho a minha família postiça Soldamat, onde se tecem trabalhos a várias mãos em prol de uma qualidade alcançada apenas por um conjunto sólido.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a minha mãe e a minha filha, Argentina e Bianca, por compor o meu principal núcleo afetivo e psicológico, essencial tanto ao desenvolvimento de qualquer atividade como a consolidação do meu caráter.

Ao avô de minha filha e o mais próximo de mim a um pai, Carlos, desejo que descanse em paz onde quer que seja o destino, temática tão debatida entre nós. Obrigado por todo acolhimento, apoio e incentivo, prestados gratuitamente com tanto carinho e compreensão. Juntamente a grande mulher que é a sua esposa, Virginia, jamais serei capaz de retribuir o que fizeram por mim e a minha família até os dias de hoje.

Ao professor Tiago Felipe de Abreu Santos, agradeço não só a sua orientação como a amizade entre nós consolidada. Agradeço novamente por toda a paciência, perseverança e esperança no meu desenvolvimento científico, o qual espero que esteja devidamente ciente da intimação de ser obrigado a percorrer comigo a continuação dessa jornada por nós iniciada.

Novamente, agradeço e dedico esse trabalho a minha família Soldamat: A Ana Carla, agradeço todo acolhimento e suporte e, a Igor e a Lucas, por me cederem inúmeras vezes as suas mãos, mentes e força para não só a realização do proposto trabalho como para a construção de um forte e humano grupo de pesquisa.

Agradeço ao CETENE, especialmente a Larissa Santa Cruz, pela disponibilidade de equipamentos, execução de ensaios e todo o suporte oferecido ao longo do projeto.

Agradeço à ANP e FINEP e ao INTM pela disponibilização de espaço físico e equipamentos necessários para realização deste trabalho.

Agradeço ao CNPq/CAPES/FACEPE pelo apoio financeiro e à Universidade Federal de Pernambuco pela oportunidade da realização deste projeto. Em momentos tão difíceis, o apoio à ciência jaz como um raio de luz resistente à escuridão lançada pela maré de desespero e desinformação, tão presentes no nosso atual cenário nacional.

“Coelho Branco pôs os óculos: Por onde devo começar, Majestade? Comece pelo começo – disse o Rei muito seriamente - e continue até chegar ao fim; então, pare.” (CARROLL, 2020)

RESUMO

Os vasos de pressão conhecidos como separadores trifásicos são equipamentos essenciais à separação do petróleo bruto na etapa de processamento primário em uma planta de extração petrolífera, sendo responsável pelo isolamento das três principais fases da mistura homogênea do produto extraído: óleo, gás e água. Tais separadores são usualmente fabricados maciçamente de aços inoxidáveis devido ao ambiente agressivo e corrosivo ao qual são submetidas as paredes internas do equipamento, constantemente em contato com o petróleo bruto, ricos em cloretos e sulfetos em sua composição. Como alternativa ao alto custo associado à fabricação de equipamentos de grande porte completamente fabricados em aço inoxidável, tem-se o revestimento de materiais nobres sobre substratos de aço carbono. O presente trabalho estudou o processo de eletroescória com fita de Inconel 625 em chapas cladeadas de aço carbono A516 Gr. 70 e aço inoxidável superaustenítico AISI 904L. O trabalho se propôs a estudar o comportamento metalúrgico da soldagem dissimilar por meio de análises estruturais e microestruturais, ensaios não destrutivos, análise de dureza por microindentações e ensaio de corrosão da junta soldada. As análises microestruturais destacaram a presença de importantes regiões denominadas de zonas parcialmente diluídas nas interfaces próximas as linhas de fusão, as quais são associadas ao aumento brusco de dureza na região e formação de precipitados e fases deletérias às propriedades mecânicas e à resistência à corrosão. Apesar da formação de tais regiões nas interfaces, a junta fabricada foi aprovada nos ensaios de tração, dobramento, líquido penetrante, radiografia e, o topo da junta, em ensaio de corrosão por voltametria cíclica, capacitando a fabricação da junta dissimilar proposta como uma excelente alternativa na fabricação de separadores de petróleo por apresentar uma melhor relação entre custos e propriedades ao processo usual de fabricação, além de agregar uma maior vida útil pela otimizada resistência à corrosão alcançada devido a soldagem dissimilar realizada entre o aço 904L e o metal de adição à base de níquel Inconel 625.

Palavras-chave: aço inoxidável superaustenítico; ligas de níquel; soldagem por eletroescória com fita; soldagem dissimilar; cladeamento.

ABSTRACT

Pressure vessels known as three-phase separators are essential equipment for the separation of crude oil in the primary processing stage in an oil extraction plant, being responsible for isolating the three main phases of the homogeneous mixture of the extracted product: oil, gas and water. Such separators are usually made massively of stainless steel due to the aggressive and corrosive environment to which the equipment's internal walls are subjected, constantly in contact with crude oil, rich in chlorides and sulfides in its composition. As an alternative to the high cost associated with the manufacture of large equipment completely manufactured in stainless steel, the cladding of noble materials on carbon steel substrates is used. The present work analyzed the last welding pass performed in the joint used in the manufacture of a three-phase separator, where the process of electroslag with Inconel 625 strip was used, on a substrate of a standard carbon steel A516 Gr. 70 plate coated with superaustenitic stainless steel AISI 904L. In this context, the present work proposed to study the metallurgical behavior of dissimilar welding mentioned above, through structural and microstructural analyses, non-destructive tests, microindentation hardness analysis and corrosive test of the welded joint. The microstructural analyzes highlighted the presence of important regions called partially diluted zones at the close interfaces as fusion lines, which are associated with the sudden increase in hardness in the region and the formation of precipitates and phases that are harmful to local mechanical properties and corrosion resistance, when compared to the overall welded joint. Despite the formation of such regions, the manufactured joint was approved in tensile test, bending test, liquid penetrant inspection, radiographic inspection and in cyclic voltammetry corrosion tests, enabling the dissimilar joint fabrication as an alternative fashion for manufacturing oil separators by presenting a better relation between costs and properties when compared to traditional fabrication process. In addition, the welding process added a longer service life by optimizing the corrosion resistance achieved due to the dissimilar welding between 904L steel and Inconel 625 nickel-based filler metal.

Keywords: superaustenitic stainless steel; nickel alloys; electroslag strip cladding; dissimilar welding; cladding.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Esquemático de um separador trifásico de petróleo bruto	26
Figura 2 - Fotografias do separador em fabricação pela empresa Aguilar y Salas ...	27
Figura 3 - Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura do aço ASTM A516 Gr. 70 normalizado	28
Figura 4 - Diagrama de Schaeffler	29
Figura 5 - Diagrama do desenvolvimento das ligas oriundas das alterações composicionais do aço inoxidável austenítico 304	30
Figura 6 - Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura do aço AISI 904L	34
Figura 7 - Curvas TTT de aços inoxidáveis austeníticos e superausteníticos	36
Figura 8 - Esquemático do processo GTAW	40
Figura 9 - Esquemático da configuração típica da soldagem GTAW manual	40
Figura 10 - Sistema típico de equipamentos utilizados na soldagem GTAW.	41
Figura 11 - Esquemático de soldagem GMAW	43
Figura 12 - Esquemático dos equipamentos básicos para o processo GMAW	44
Figura 13 - Esquemático dos equipamentos utilizados no SAW com detalhe do processo de soldagem.	46
Figura 14 – Gráfico comparativo entre as taxas de deposição (kg/h) para diversos processos de soldagem	49
Figura 15 – Gráfico comparativo dos ciclos térmicos do processo ESW em relação aos processos de soldagem à arco.....	50
Figura 16 – Esquemático dos processos de soldagem SASC e ESSC.....	51
Figura 17 - Esquemático do nucleamento de um cristal sobre um substrato plano de um líquido.....	55
Figura 18 - Esquemático do crescimento epitaxial.....	56
Figura 19 - Microscopias referentes a ligas de Ni onde: (a) MEV do desenvolvimento das dendritas em um cristal na soldagem de liga à base de Ni e (b) MO da mudança da morfologia das dendritas de celular para dendrítica.....	58
Figura 20 - Efeito do superesfriamento constitucional nos modos de solidificação onde: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítica; (d) equiaxial	

dendrítica (S, L e P sendo, respectivamente região sólida, líquida e pastosa)	59
Figura 21 - Modos de solidificação ocorrentes nos metais.....	60
Figura 22 - Os modos básicos de solidificação: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítico e (d) equiaxial dendrítico	61
Figura 23 - Exemplos de estruturas de solidificação em ligas: (a) estrutura celular de uma liga Pb-Sn; (b) estrutura colunar dendrítica em uma liga de Ni; (c) dendritas equiaxiais de uma liga de Mg-Zn e (d) imagem tridimensional das dendritas numa superliga de Ni.	61
Figura 24 – Diagramas do efeito da (a) composição e do parâmetro de solidificação ($G_L/R^{1/2}$) nos modos de solidificação e (b) gradiente de temperatura (G_L) e da taxa de crescimento de solidificação (R) nos modos de solidificação	62
Figura 25 - Representação do diagrama ternário Fe-Cr-Ni com os possíveis modos de solidificação para o sistema	64
Figura 26 - Ilustração da seção transversal do cordão e do cálculo da diluição.....	65
Figura 27 – Microestruturas eletrônicas de varredura de soldagem GTAW do aço austenítico 316L com o metal de adição IN625: (a) microestrutura dendrítica, (b) mudança no modo de solidificação dendrítico para o equiaxial da linha de fusão ao centro da solda e (c) microestrutura equiaxial do metal de solda	67
Figura 28 - MEV da solda DMW SASS AL-6XN e IN625 com 58% de diluição	69
Figura 29 - Sensitização próximo à linha de fusão na soldagem DMW entre as ligas IN625 e 304.....	71
Figura 30 - MEV de microestrutura eutética composta pelas fases Laves e NbC.....	73
Figura 31 - Diagramas TTT para altas temperaturas de segundas fases presentes no IN625.....	74
Figura 32 - Esquemático das regiões de soldagem presentes na soldagem DMW ..	78
Figura 33 – Principais morfologias de ZPD: (a) Praia, (b) península e (c) ilha	81
Figura 34 - Microestrutura exibindo a formação de martensita na região para uma soldagem DMW entre IN625 e A516 Gr. 60	81
Figura 35 - Interface entre a ZT e a ZPD de uma soldagem DMW entre IN625 e A516 Gr. 60	82

Figura 36 - Microestrutura exibindo ZT entre a soldagem DMW entre as ligas AISI 8630 e IN625, onde: (a) penetração do metal de solda no metal de base, (b) zona de depleção de C, (c) região de crescimento planar e (d) região de crescimento celular	82
Figura 37 - Fluxograma do procedimento experimental aplicada à execução do referente trabalho	83
Figura 38 - (a) Face superior do cordão de solda e (b) isométrico da amostra e dimensões da chapa	84
Figura 39 - (a) Corte transversal da amostra, desenhos da (b) detalhamento do chanfro e (c) detalhe referente a soldagem ESW.....	84
Figura 40 - Sequência das soldagens realizadas na confecção da amostra.....	85
Figura 41 - Fontes de soldagem: (a) 375 PRECISION TIG, (b) FLEXTEC 650, (c) IDEALARC e (d) controlador NA-3N	86
Figura 42 - Fotografias das etapas realizadas no ensaio por LP: (a) aplicação do líquido penetrante; (b) remoção do excesso do líquido penetrante na região; (c) aplicação do revelador e (d) resultado final do ensaio	90
Figura 43 – Fotografia do resultado revelado pelo ensaio de líquido penetrante na junta soldada	93
Figura 44 - Difratograma de DRX relativo à análise da amostra soldada experimental	94
Figura 45 – (a) Imagem obtida por macrografia do corte transversal da junta soldada e (b) classificação das áreas utilizadas no cálculo de diluição	94
Figura 46 – Imagem obtida por microscopia óptica para o mapeamento dos pontos utilizados na realização das microscopias ópticas	95
Figura 47 - Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura do aço A516 Gr. 70. Ataque em nital 2% por 30 s. Aumento em (a) 500X e (b) 1000X....	95
Figura 48 - Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura completamente austenítica do aço AISI 904L. Ataque em água régia por 20 s. Aumento em (a) 100X e (b) 200X.....	96
Figura 49 - Imagem obtida por microscopia óptica de maclas de recozimento presentes do aço AISI 904L. Ataque em água régia por 50 s. Aumento em (a) 500X e (b) 1000X.....	96

Figura 50 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento epitaxial na região P12. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.....	97
Figura 51 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento competitivo de grãos na região P06. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 100X e (b) 200X.....	98
Figura 52 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento competitivo de grãos na região P04. Ataque em oxálico 10% com 5V por 60 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.....	98
Figura 53 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento competitivo de grãos na região P03. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.....	98
Figura 54 - Imagem obtida por microscopia óptica das estruturas de crescimento planar e dendrítica na região P08. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s . Aumento em (a) 100X e (b) 200X.....	99
Figura 55 - Imagem obtida por microscopia óptica das estruturas de crescimento planar e dendrítica na região P04. Ataque em oxálico 10% com 4V por 20 s. Aumento em (a) 50X e (b) 100X.....	100
Figura 56 - Imagem obtida por microscopia óptica das estruturas de crescimento planar e dendrítica na região P06. Ataque em oxálico 10% com 4V por 20 s. Aumento em (a) 50X e (b) 200X.....	100
Figura 57 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento celular dendrítica na região P01. Ataque em água régia por 120 s. Aumento em (a) 50X e (b) 500X.....	101
Figura 58 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento celular dendrítica na região P02. Ataque em água régia por 60 s. Aumento em (a) 50X e (b) 200X.....	101
Figura 59 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento celular dendrítica na região P04. Ataque em água régia por 50 s. Aumento em (a) 100X e (b) 200X.....	101
Figura 60 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento colunar dendrítica na região P10. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 100X; (b) 200X; (c) 500X e (d) 1000X.....	102

Figura 61 - Imagem obtida por microscopia óptica da região de crescimento de grãos (RGGZTA) na região P05. Ataque em água régia por 25 s. Aumento em 100X.....	103
Figura 62 - Imagem obtida por microscopia óptica da segregação nos contornos de grãos de células dendríticas na região P01. Ataque em água régia por 60 s. Aumento em (a) 200X e (b) 1000X.....	103
Figura 63 - Imagem obtida por microscopia óptica da segregação nos contornos de grãos de células dendríticas na região P05. Ataque em oxálico 10% com 5V por 60 s. Aumento em (a) 500X e (b) 1000X.	103
Figura 64 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de sensitização nas regiões: (a) P04, com aumento de 100X e (b) P07, com aumento de 50X. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s.....	104
Figura 65 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de sensitização na região P08. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.	105
Figura 66 - Imagem obtida por microscopia óptica das ZPD's do tipo península presentes na região P02. Ataque em oxálico 10% com 5V por 60 s. Aumento em 200X.....	106
Figura 67 - Imagem obtida por microscopia óptica das ZPD's do tipo península presentes na região (a) P04 e (b) P01. Ataque em nital 2% por 10 s. Aumento em 200X.....	106
Figura 68 - Imagem obtida por microscopia óptica das ZPD's do tipo península presentes na região (a) P06 e (b) P07. Ataque em água régia por 25 s. Aumento em 100X.....	106
Figura 69 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de trincas de solidificação na região P03. Ataque em água régia por 30 s. Aumento em (a) 50X e (b) 200X.....	107
Figura 70 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de trincas de solidificação na região P05. Ataque em água régia por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 1000X.....	108
Figura 71 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de trincas de solidificação na região P07. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.....	108

Figura 72 – Imagem da análise de EDS por linha entre as interfaces presentes no metal de solda	109
Figura 73 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS por mapa entre as interfaces presentes no metal de solda.....	110
Figura 74 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS por ponto entre as interfaces presentes no metal de solda.....	111
Figura 75 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura do metal de solda.....	112
Figura 76 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura ilustrando a dispersão na região do IN625	113
Figura 77 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análises de EDS por ponto referente a fase Laves encontrado na região do IN625 do metal de solda	114
Figura 78 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de linha em precipitado localizado na região da Figura 77	115
Figura 79 - Imagem obtida por microscopia na região da interface do 904L com o IN625.....	116
Figura 80 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de mapa dos elementos relativo ao ponto ilustrado na Figura 81	116
Figura 81 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de linha em precipitado localizado na região da Figura 79	117
Figura 82 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análises de EDS por ponto referente a fase Laves encontrado na região da interface do 904L com o IN625 do metal de solda.....	119
Figura 83 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análises de EDS por ponto referente a fase Laves encontrado na região de IN625 do metal de solda	120
Figura 84 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análise de EDS referente ao NbC encontrado na região da interface do 904L com o IN625 do metal de solda	121
Figura 85 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente a fase Laves localizada no metal de solda IN625 soldado através de GMAW - Aguiar (2010).....	122

Figura 86 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente a fase Laves localizada no metal de solda IN625 soldado através de ESW - Sandes <i>et al.</i> (2018).....	122
Figura 87 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente ao NbC localizado no metal de solda IN625 no revestimento realizado através de Laser CMT - Näkki (2018).....	122
Figura 88 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente da fase Laves e NbC localizada no metal de solda IN625 soldado através de ESW - Alvarães <i>et al.</i> (2020)	123
Figura 89 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente da fase Laves e NbC localizada no metal de solda IN625 soldado através de GTAW pulsado - Guo <i>et al.</i> (2016)	123
Figura 90 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de ZPD localizada na interface entre o 904L e o IN625.....	124
Figura 91 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de mapa dos elementos relativo ao ponto ilustrado na Figura 90	124
Figura 92 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de mapa de ZPD localizada na interface entre A516 e 904L.....	125
Figura 93 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análise de EDS referente a fase Sigma encontrado na região da interface do A516 com o 904L do metal de solda	125
Figura 94 – Imagem dos mapas de dureza referente aos cortes transversais realizados nas regiões (a) frontal e (b) posterior da amostra soldada..	128
Figura 95 – Gráfico do perfil de microdureza Vickers obtidos por análise de linhas verticais da amostra soldada.....	129
Figura 96 – Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P02. Ataque em água régia por 30 s. Aumento de 100X.....	130
Figura 97 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P03. Ataque em água régia por 30 s. Aumento de 200X.....	131
Figura 98 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P06. Ataque em água régia por 30 s Aumento de 100x	131

Figura 99 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P07. Ataque em água régia por 30 s. Aumento em 200X.....	131
Figura 100 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P01. Ataque em nital 2% por 10 s. Aumento em 100X.....	132
Figura 101 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P01. Ataque em nital 2% por 10 s. Aumento em 200X.....	132
Figura 102 - Diagrama de Schaeffler delimitando as possíveis diluições para a ocorrência de austenita e martensita na interface 904L/A516 na amostra soldada.....	133
Figura 103 – Gráfico das curvas de voltametria cíclica da junta soldada em solução NaCl 3,5% à temperatura ambiente	134

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química (% em peso) do aço ASTM A 516 Gr. 70.....	28
Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A 516 Gr. 70.....	28
Tabela 3 - Composição química (% em peso) do aço AISI 904L.....	35
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço AISI 904L.....	35
Tabela 5 - Comparativo entre as taxas de corrosão apresentadas pelas ligas AISI 316 e AISI 904L.....	35
Tabela 6 - Composição química (% em peso) do IN625 como material de adição ...	38
Tabela 7 - Propriedades mecânicas da liga IN625 na condição como soldada	38
Tabela 8 - Comparativo entra a taxa de diluição e deposição referente aos processos ESSC e SASC.....	49
Tabela 9 - Resultados comparativos de testes de corrosão e composição química para o ESW e outros processos de soldagem	52
Tabela 10 - Variáveis influentes na diluição nos processos de soldagem.....	65
Tabela 11 - Coeficientes de partição k para diversos processos de soldagem.....	68
Tabela 12 - Fases intermetálicas, nitretos e boretos presentes nos aços inoxidáveis austeníticos	70
Tabela 13 - Principais precipitados formados nas ligas de Ni e suas respectivas estruturas e composições químicas	71
Tabela 14 - Exemplo de temperaturas de reação de solidificação para ligas à base de Ni.....	72
Tabela 15 - Sequências de transformações resultantes da soldagem da liga IN625 em diferentes composições.....	73
Tabela 16 - Parâmetros utilizados nas soldagens indicadas pela Figura 40.....	85
Tabela 17 - Composição química do aço A516 Gr. 70 Normalizado utilizado como substrato da chapa revestida por explosão.....	87
Tabela 18 - Composição química do aço AISI 904L utilizado como revestimento na chapa revestida por explosão.....	87
Tabela 19 - Composição química do eletrodo AWS 5.18 ER70S-6 utilizado na soldagem GTAW da amostra	87
Tabela 20 - Composição química do eletrodo AWS 5.18 ER70S-6 utilizado nas soldagens GMAW da amostra.....	88

Tabela 21 - Composição química do eletrodo AWS A5.17 F7A2-EMK12 utilizado nas soldagens SAW da amostra	88
Tabela 22 - Composição química do fluxo AWS A5.17 F7A2 utilizado nas soldagens SAW da amostra	88
Tabela 23 - Composição química do eletrodo IN625 utilizado na soldagem ESW da amostra	89
Tabela 24 - Composição química do fluxo SOUDOKAY RECORD EST 201 utilizado na soldagem ESW da amostra	89
Tabela 25 - Composições químicas (% em peso) nos pontos apresentados pela Figura 74	111
Tabela 26 – Composição referente aos espectro marcados na Figura 75	112
Tabela 27 – Valores dos coeficientes de partição K calculados para a amostra soldada.....	113
Tabela 28 - Valores médios de microdureza e respectivos intervalos de confiança (95%) para as regiões indicadas na Figura 95	129
Tabela 29 - potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (I_{corr}), potencial de repassivação (E_{rp}), densidade da corrente de repassivação ($I_{pité}$), potencial de pites ($E_{pité}$) e densidade de corrente de pites ($I_{pité}$) obtidos como resultados do ensaio de voltametria cíclica	135

LISTA DE ABREVIATURAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
AISA	Aços inoxidáveis superausteníticos
Al	Alumínio
Ar	Argônio
AWS	American Welding Society
B	Boro
Bi	Bismuto
C	Carbono
CCC	Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
Co	Cobalto
CO ₂	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
DRX	Difração de Raios-X
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
ESSC	Electroslag Strip Cladding
ESW	Electroslag Welding
Fe	Ferro
G _L	Gradiente de temperatura
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Inert Welding
He	Hélio
k	Coeficiente de partição
MAG	Metal Active Gas
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Mg	Magnésio
MIG	Metal Inert Gas
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia ótica

N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
PWHT	Postweld Heat Treatment)
R	Taxa de crescimento de solidificação
GGZTA	Região de grãos grosseiros da ZTA
SASC	Strip Cladding Submerged Arc
SAW	Submerged Arc Welding
Se	Selênio
Si	Silício
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
Ta	Tântalo
Ti	Titâ
V	Vanádio
W	Tungstênio
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
Zr	Zircônio
MO	Microscopia ótica
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZF	Zona Fundida

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	24
1.1	OBJETIVO	25
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	25
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
2.1	SEPARADORES TRIFÁSICOS NA INDÚSTRIA PETROLÍFERA.....	26
2.2	AÇO CARBONO A516 GR. 70 NORMALIZADO	27
2.3	AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS	28
2.4	AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERAUSTENÍTICOS	31
2.4.1	Aço AISI 904L	34
2.5	SUPERLIGAS DE NI	37
2.5.1	Liga IN625	37
2.6	PROCESSOS DE SOLDAGEM.....	39
2.6.1	GTAW	39
2.6.2	GMAW	42
2.6.3	SAW	45
2.6.4	ESW	48
2.7	SOLDAGEM DISSIMILAR - DMW	52
2.8	METALURGIA DA SOLDAGEM	54
2.8.1	Solidificação dos metais	54
2.8.2	Modos de solidificação para os aços inoxidáveis austeníticos e ligas de Ni	62
2.8.3	Diluição	64
2.8.4	Segregação	66
2.8.5	Precipitação nos aços superausteníticos e liga à base de Ni	69
2.8.6	Liquação	74
2.8.7	Trincas de solidificação	75
2.9	REGIÕES DE SOLDAS DMW	78
2.9.1	ZPD - Zona Parcialmente Diluída	79
3	MATERIAIS E MÉTODOS	83
3.1	SOLDAGEM DA AMOSTRA.....	83
3.1.1	Dimensionamento dos materiais	83
3.1.2	Parametrização dos processos de soldagem	85

3.1.3	Equipamentos utilizados na execução dos processos de soldagem	86
3.2	MATERIAIS UTILIZADOS	87
3.2.1	Metal de base	87
3.2.2	Metais de adição e fluxos	87
3.3	CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL E MICROESTRUTURAL.....	89
3.3.1	Radiografia.....	89
3.3.2	Líquido Penetrante (LP)	89
3.3.3	Preparação Metalográfica	90
3.3.4	Microscopia Óptica (MO)	91
3.3.5	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	91
3.3.6	Dureza por Microindentação.....	91
3.3.7	Difração de Raios X (DRX)	91
3.3.8	Ensaio de corrosão por Voltametria Cíclica.....	91
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	93
4.1	INTEGRIDADE DA JUNTA SOLDADA.....	93
4.2	ANÁLISE DA DIFRAÇÃO DE RAIOS-X	93
4.3	CÁLCULO DA DILUIÇÃO DO PROCESSO ESW	94
4.4	ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA (MO).....	95
4.4.1	A516 Gr. 70.....	95
4.4.2	AISI 904L	96
4.4.3	Crescimento epitaxial na ZF	97
4.4.4	Crescimento competitivo de grãos	97
4.4.5	Estruturas de solidificação no metal de solda.....	99
4.4.6	Segregação nos contornos de grãos.....	103
4.4.7	Sensitização na região da linha de fusão entre os aços A516 e 904L .	104
4.4.8	ZPD's presentes nas interfaces entre os materiais	105
4.4.9	Trincas de solidificação no metal de solda.....	107
4.5	ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV) .	109
4.5.1	Análise de EDS no metal de solda	109
4.5.2	Cálculo dos coeficientes de partição k.....	111
4.5.3	Identificação das fases Laves e NbC	113
4.5.4	Análise de EDS das ZPD's	123
4.6	AVALIAÇÃO DAS MICRODUREZAS	126
4.6.1	Microdureza da junta soldada	126

4.6.2	Microdureza das regiões ZPD's	130
4.7	RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA SOLDA	134
5	CONCLUSÕES	136
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	138
	REFERÊNCIAS.....	139
	ANEXO A – RELATÓRIOS DE ENSAIOS FÍSICOS E METALOGRAFICOS PARA AS SOLDAGENS REALIZADAS.....	148
	ANEXO B – RELATÓRIOS DE REGISTRO DE RESULTADOS RELATIVOS AO ENSAIO DE RADIOGRÁFICO.....	152
	ANEXO C – PROCEDIMENTO DE INSPEÇÃO RADIOGRÁFICA.....	153

1 INTRODUÇÃO

Segundo a Agência Nacional de Petróleo, Gás Natural e Biocombustível – ANP (2018), a participação do setor petrolífero nacional corresponde a cerca de 13% do Produto Interno Bruto (PIB) do país, sedimentando tal segmento como importante recurso estratégico nacional (SANTOS e BESEN, 2021). Os separadores de petróleo são utilizados na linha produtiva petrolífera para a separação por decantação das três fases encontradas na mistura homogênea do petróleo bruto extraído: gás, óleo e água.

Tais equipamentos são usualmente fabricados maciçamente em aços inoxidáveis, como as ligas duplex e austeníticas, devido ao ambiente agressivo ao qual o equipamento é submetido nas condições de trabalho. Como alternativa projetual, tem-se o revestimento de materiais nobres resistentes à corrosão sobre substratos menos custosos como os aços carbono, baixa liga e média liga, atingindo uma melhor relação entre o custo de fabricação e propriedades obtidas, agregando inclusive a redução nos gastos relativos a manutenção devido a degradação corrosiva (ROGALSKI *et al.*, 2020).

Dentre os processos de soldagem disponíveis, o processo de eletroescória por fita se destaca devido a sua grande produtividade e a baixa diluição promovida pelo processo, essencial para garantir a resistência à corrosão promovida pelo material mais nobre aplicado à junta soldada (ALVARÃES *et al.*, 2020). No presente trabalho, estudou-se a soldagem dissimilar entre uma chapa de aço carbono A516 Gr. 70 revestida com uma camada do aço inoxidável AISI 904L a qual foi aplicada o material de adição à base de Ni Inconel 625. O petróleo bruto entrará em contato com a região interna do tubo e, conseqüentemente, com a interface entre a solda realizada entre o IN625 e o 904L, ambos possuindo uma alta resistência corrosiva ao ambiente marítimo e aos compostos presentes na composição do petróleo (MANI, KARTHIKEYAN e KANNAN, 2019).

Apesar das vantagens citadas, a soldagem dissimilar apresenta diversos desafios como controles mais rigorosos nos parâmetros de soldagem e controle da diluição, formação de zonas frágeis próximas as interfaces dos materiais, segregação de elementos de liga, ocorrência de liquação, propensão a formação de trincas de solidificação e redução localizada da resistência à corrosão (KAH, SHRESTHA e MARTIKAINEN, 2013; PRABU, RAMKUMAR e ARIVAZHAGAN, 2017). A estratégica utilização do Inconel 625 como metal de adição visa vantagens como a adição extra

de elementos de liga essenciais para a resistência à corrosão, como o Ni, Cr e Mo, compatibilidade da estrutura cristalina em relação ao 904L e no semelhante modo de solidificação austenítico, garantindo uma melhor compatibilidade metalúrgica durante a solidificação da poça de fusão(DUPONT, BANOVIC e MARDER, 2003; KEJELIN, 2006).

O presente trabalho propõe a avaliação metalúrgica da soldagem dissimilar realizada na fabricação de separadores de petróleo, bem como constatar a integridade mecânica e de propriedades corrosivas da junta soldada fabricada.

1.1 OBJETIVO

O presente estudo consistiu em analisar a soldagem dissimilar multipasse com enfoque no passe de acabamento com Inconel 625 realizado pelo processo de eletroescória por fita em chapas cladeadas de aço inoxidável superaustenítico 904L sobre substrato de aço carbono A516 Gr. 70, bem como estudar os fenômenos metalúrgicos associados.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- a) Avaliar a integridade da junta soldada através de ensaios destrutivos e não destrutivos;
- b) Caracterização microestrutural da junta dissimilar soldada;
- c) Realizar análises microscópicas referente aos precipitados e fases deletérias formadas devido a soldagem dos materiais;
- d) Identificação das Zonas Parcialmente Diluídas e seus efeitos nas propriedades dos materiais;
- e) Traçar perfis de dureza da junta soldada global e das Zonas Parcialmente Diluídas;
- f) Avaliar a resistência à corrosão da solda produzida através da técnica de Voltametria Cíclica.

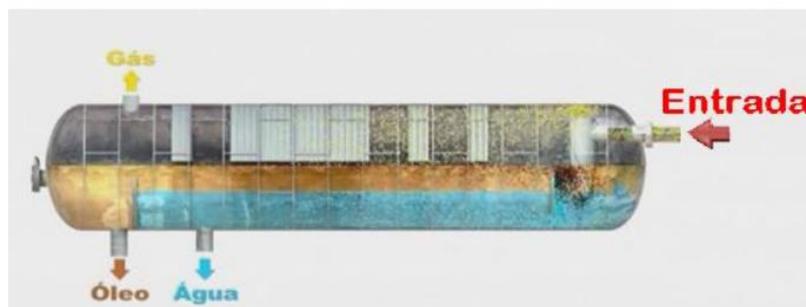
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 SEPARADORES TRIFÁSICOS NA INDÚSTRIA PETROLÍFERA

As plataformas *offshore* dispõem de plantas de processamento para a execução da separação do produto de sua extração: uma mistura homogênea de óleo, gás e água. Devido ao interesse econômico ser focado no óleo e no gás, garantir o desempenho e as especificações de qualidade no processo de separação é fundamental para assegurar a lucratividade desejada. Os projetos de uma planta de processamento variam desde a simples concepção da separação do gás, óleo e água até a situações integradas e complexas envolvendo operações como o condicionamento e compressão do gás, separação das impurezas em suspensão, tratamento e estabilização do óleo, tratamento dos hidrocarbonetos e o tratamento da água para reinjeção ou descarte no processo (NUNES, MEDEIROS e ARAÚJO, 2010).

Para elucidar o ciclo de trabalho de um processamento primário, toma-se como exemplo o ciclo da plataforma P-43 da Petrobrás, localizada na bacia de Campos. O petróleo segue do piso marinho até a superfície através de tubulações resistentes à altas pressões (*risers*), essas conectadas a conjuntos de válvulas e instrumentos (*manifolds*) responsáveis pelo alinhamento do óleo aos dutos principais (*headers*). O petróleo é então conduzido para os pré-aquecedores e, sequencialmente, para os trocadores de calor, onde a água cede calor latente ao petróleo fazendo-o atingir uma temperatura – cerca de 80°C - ótima para o processo de separação. O óleo aquecido é então transportado para o vaso de pressão conhecido como separador, onde ocorre a separação trifásica da gás, óleo e água, conforme ilustrado na Figura 1 (TRIERWEILER, 2013).

Figura 1 – Esquemático de um separador trifásico de petróleo bruto



Fonte: Trierweiler (2013)

A Figura 2 exibe o separador fabricado pela Aguilar & Salas, na qual a sua soldagem foi o objeto de estudo para o presente trabalho.

Figura 2 – Fotografias do separador em fabricação pela empresa Aguilar y Salas



Fonte: O Autor (2019).

2.2 AÇO CARBONO A516 GR. 70 NORMALIZADO

Os aço-carbono é um dos materiais com menor relação de custo por resistência mecânica, sendo amplamente empregado na fabricação de tubulações e equipamentos para as mais diversas aplicações, apenas sendo substituído em condições de trabalho específicas que impossibilitem o uso desse material: estima-se que 90% das tubulações empregadas numa refinaria sejam de aço-carbono (TELLES, 2001). A norma ASTM A-516 (2015) incorpora as espessas chapas de aço carbono-mangânês destinadas à fabricação de vasos de pressão por soldagem submetidas a baixas ou moderadas temperaturas de trabalho (entre -45 até 350 °C), no qual se enquadra os equipamentos denominados separadores de petróleo (JUNIOR, 2007; BALTAR, 2015)

A adição de Mn ao aço-carbono visa o aumento da resistência mecânica e da tenacidade do aço, além de atuar como dessulfurante e desoxidante na liga. Além das características já citadas, o Mn também contribui com os aumentos da resistência à tração, da temperabilidade e da resistência à fluência do aço (CRUZ, 2006; SANTOS, 2011).

O aço ASTM A516 Gr.70 é amplamente utilizado na fabricação de equipamentos na indústria petrolífera, sendo a sua graduação 70 correlata ao seu limite de resistência à tração de 70.000 psi, equivalente a cerca de 485 MPa. A composição química e as demais propriedades mecânicas referente ao aço A 516 Gr. 70 encontram-se respectivamente dispostas na Tabela 1 e Tabela 2 abaixo. A Figura 3 exibe a microestrutura do A516 Gr.70 normalizado.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) do aço ASTM A 516 Gr. 70

C	Mn	P	S	Si	Fe
0.31	0.85-1.20	0.035	0.04	0.15-0.40	Bal.

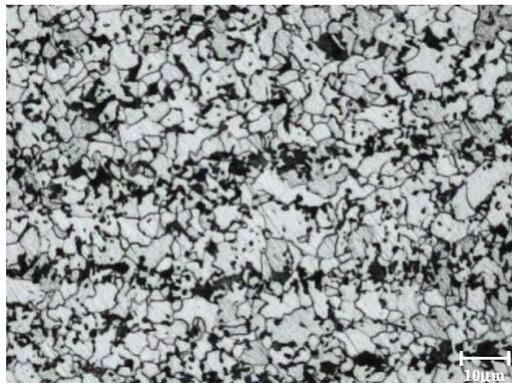
Fonte: Davis, Mills e Lampman (2008)

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço ASTM A 516 Gr. 70

Resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Módulo de Cisalhamento (GPa)	Coefficiente de expansão térmica ($\mu\text{m/m } ^\circ\text{C}$)
485-620	260	200	80	12

Fonte: Davis, Mills e Lampman (2008)

Figura 3 – Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura do aço ASTM A516 Gr. 70 normalizado



Fonte: Junior (2007)

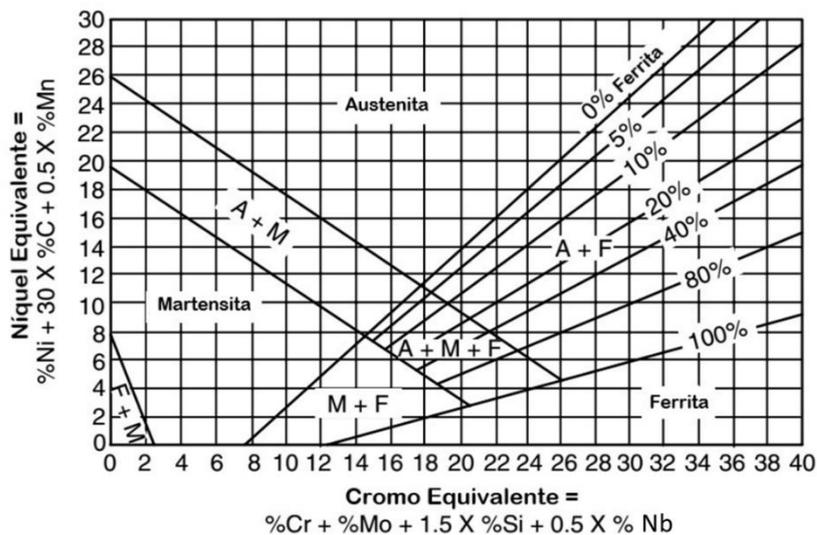
2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Os aços inoxidáveis são um grupo de aços de alta liga baseado nos sistemas Fe-Cr, Fe-Cr-C e Fe-Cr-Ni, contendo um teor mínimo de 10,5% em peso de Cr com o propósito de garantir a formação da camada protetora passiva de óxido de Cr (Cr_2O_3). Devido a sua boa usinabilidade, excelente soldabilidade, elevada resistência mecânica e da capacidade de repassivação de sua camada passiva responsável pela resistência da liga à corrosão e a oxidação, inclusive a temperaturas mais elevadas,

os aços inoxidáveis são estimados como uma excelente alternativa econômica às indústrias sujeitas a meios agressivos como a alimentícia, farmacêutica, energética e a petrolífera - cenário o qual o separador de petróleo desse estudo se inclui (BEDDOES e PARR, 1999; LANCASTER, 1999; LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

Pode-se classificar os aços inoxidáveis em categorias baseadas em sua estrutura: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação. A Figura 4 mostra os campos de fases microestruturais no diagrama de Schaeffler baseado no conceito do cálculo do Cr equivalente e Ni equivalente (C_{req}/N_{ieq}). Ao longo dos anos desenvolveu-se, alterando a composição química e os processos de fabricação dos aços inoxidáveis, ligas com diversas características especiais para as mais diversas aplicações (KOU, 2003).

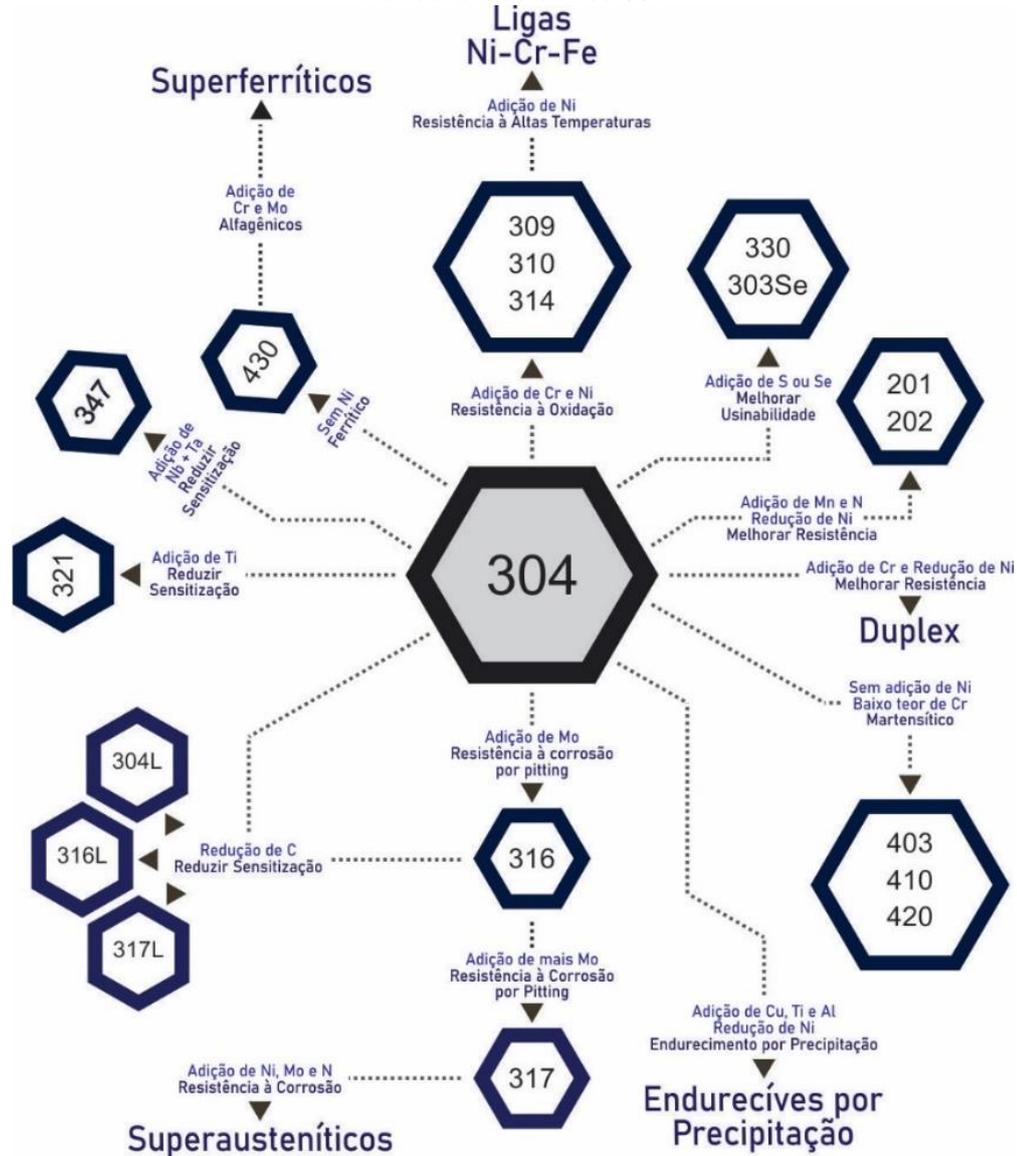
Figura 4 – Diagrama de Schaeffler



Fonte: Schaeffler (1949)

A Figura 5 mapeia o desenvolvimento das ligas partindo de um dos aços inoxidáveis mais usuais, o aço austenítico 304, relacionando os elementos adicionados com as propriedades desejadas.

Figura 5 – Diagrama do desenvolvimento das ligas oriundas das alterações composicionais do aço inoxidável austenítico 304



A composição química dos aços inoxidáveis austeníticos contém pelo menos 15% de Cr e adição de teores de Ni o suficiente para manter uma estrutura austenítica estável (com o N exercendo efeito estabilizante gamagênico similar ao Ni) na faixa de 1100° C à temperatura ambiente sem a ocorrência de formação da martensita (KOU, 2003). Uma redução no teor de C na liga para cerca de 0,030% em peso - ou a estabilização deste introduzindo-se Ti ou Nb - aumentará a resistência da liga à corrosão intergranular, minimizando a formação de carbeto ricos em Cr devido ao fenômeno conhecido como sensitização. A adição de Mo melhora consideravelmente a resistência à corrosão por pites, enquanto a adição do elemento Ni aumentará a resistência à trinca por corrosão sob tensão, especialmente em meios contendo

cloretos. A usinabilidade desses aços pode ser melhorada com a adição de S, Pb e Se, atentando-se aos efeitos negativos na soldabilidade devido à adição desses mesmos elementos (FOLKHARD, 2013).

Os aços inoxidáveis austeníticos possuem uma ampla aplicação industrial por atenderem a uma vasta faixa de meios corrosivos – para altas e baixas temperaturas - e por não apresentarem transição de fratura dúctil/frágil (PASSOS e OTUBO, 2010). Características como fácil conformabilidade, boa soldabilidade, baixa susceptibilidade à fissuração por hidrogênio, baixa tendência à formação de poros e a prescindibilidade de tratamentos térmicos pós-soldagem justificam a popularidade de aplicação dos aços inoxidáveis austeníticos. Entretanto, para assegurar tais vantagens, faz-se essencial a escolha adequada dos processos, insumos e parâmetros em acordo com os princípios da metalurgia da soldagem desses aços e das condições de serviços impostas ao produto final: trincas a quente, sensibilização, segregação e precipitação de fases intermetálicas indesejáveis são algumas das dificuldades mais usuais a se enfrentar nas soldagens dos aços inoxidáveis austeníticos (MADALENA, 2013).

A exposição prolongada de aços inoxidáveis austeníticos à altas temperaturas, intrínsecas aos processos de soldagem, acarreta na decomposição da matriz austenítica, resultando na formação de compostos intermetálicos. As fases deletérias mais encontradas nos aços austeníticos soldados - várias vezes correlacionadas como uma fase única por possuírem morfologias similares - são as fases Sigma (σ), Chi (χ) e Laves (η), célebres por empobrecer a matriz em elementos como Cr, Mo e Nb, acarretando em perdas de ductilidade, dureza e resistência à corrosão (ANBURAJ *et al.*, 2012; JORGE *et al.*, 2017).

2.4 AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERAUSTENÍTICOS

A destacada importância na exploração de um recurso estratégico como o petróleo encoraja pesquisas e desenvolvimento de ligas inoxidáveis com elevada resistência corrosiva para ambientes ricos em cloretos, associados ainda a uma relação atrativa entre os custos e as propriedades mecânicas desses materiais. Atendendo-se aos requisitos citados para o setor petrolífero, os aços inoxidáveis superausteníticos (AISA ou ainda SASS - *superaustenitic stainless steels*) se ressaltam em relação aos aços inoxidáveis austeníticos convencionais devido às suas aprimoradas resistências à corrosão (como a elevada resistência à corrosão sob

tensão e a corrosão por pite) e superior combinação de propriedades mecânicas como boa plasticidade, elevada tenacidade ao impacto e atrativa soldabilidade. Além do agressivo ambiente petrolífero, as ligas superausteníticas também encontram-se aplicadas a diversos outros setores como as indústrias químicas, marítimas (inclusive *offshore*), celulósicas e na fabricação de trocadores de calor. Em relação ao custo e a qualidade, os AISA se tornam competitivos por representarem uma alternativa intermediária entre os aços inoxidáveis austeníticos e as custosas superligas a base de Ni (KOUTSOUKIS, REDJAÏMIA e FOURLARIS, 2013; JORGE *et al.*, 2017)

Como visto anteriormente na Figura 5, o termo superaustenítico remete-se ao aço inoxidável austenítico adicionado de teores de Mo (4 – 8% em peso), Cr (20 – 30% em peso), Ni (17 – 35% em peso) e N (0,15 – 0,5% em peso), limitando-se o teor de C em torno de 0,01 – 0,03% em peso (HEINO e KARLSSON, 2001; DUPONT e FARREN, 2011; ANBURAJ *et al.*, 2012). Sua microestrutura austenítica CFC (cúbica de face centrada) permite maior resistência ao impacto até em temperaturas negativas, sendo recomendado para aplicações criogênicas (MEIRA *et al.*, 2017). Apesar dos elementos adicionados garantirem um elevado número equivalente de resistência à corrosão (PREN - *Pitting Resistance Equivalent Number*), com valores na faixa de 40 a 60, o grande teor desses mesmos elementos favorecem as precipitações de fases intermetálicas deletérias prejudiciais as propriedades mecânicas e corrosivas como as já citadas Sigma, Chi e Laves, segregando ainda mais acentuadamente que nos aços inoxidáveis austeníticos convencionais. Nas regiões ao redor dos precipitados, poder-se-á formar zonas de depleção de Cr e Mo durante a solidificação, vindo a promover a corrosão localizadas nas regiões empobrecidas desses elementos (ANBURAJ *et al.*, 2012; LEE *et al.*, 2018). Portanto, a fim de garantir a integridade na união por soldagem de ligas superausteníticas, deve-se atentar ao controle de problemas como a sensitização, segregação, precipitação de fases intermetálicas, liquação e trincas a quente na junta soldada (MADALENA, 2013).

A presença de N nas ligas superausteníticas promove o aumento da resistência à tração do material, permitindo reduções na espessura e, conseqüentemente, numa redução de peso e custos na fabricação de equipamentos. O N é um elemento de liga gamagênico, auxiliando na estabilização estrutural austenítica. A adição de N e Mo também promove a dissolução de Fe na superfície, enriquecendo de Cr sob o filme

passivo, acarretando numa otimização da resistência à corrosão dessas ligas (MADALENA, 2013).

Apesar do acentuado efeito positivo da adição de Mo no aumento da resistência à corrosão por pite e por fendas, alguns cuidados durante a execução da soldagem das ligas AISA devem ser considerados. Deve-se atentar para o fato da baixa solubilidade do Mo na austenita, no qual acarreta o empobrecimento do teor de Mo nos núcleos e dendritas do metal de solda: o resfriamento rápido - típico nas operações de soldagem - não permite o retorno por difusão do Mo aos núcleos e dendritas, sendo esse necessário à eliminação do gradiente de concentração gerada durante a soldagem, no qual poderá acarretar a um comprometimento na resistência à corrosão do metal de solda em comparação ao substrato, depreciando assim o efeito benéfico pretendido ao adicionar Mo à liga (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; FOLKHARD, 2013). Por motivo similar, a diluição também deverá ser controlada para garantir uma melhor distribuição dos elementos de liga na junta soldada, fundamental ao controle da resistência à corrosão do material. (DUPONT, BANOVIC e MARDER, 2003).

Os aços AISA podem ser classificados em seis grupos, utilizando como argumentos as resistência à corrosão localizada das ligas (KOVACH, 2002; RITONI, MARCIO, 2007):

A-1: Ligas com adições de altos teores de Ni visando o aumento da resistência à corrosão sob tensão para suportar condições severas de utilização, como em meio em ácido sulfúrico a quente. Como exemplo, pode-se citar a Liga UNS NO8825;

A-2: Ligas com adições de Mo e N com o objetivo de melhorar a resistência à corrosão. Para a estabilização da austenita, adiciona-se o elemento gamagênico Ni. Como exemplo, pode-se citar o aço AISI 317LMN;

A-3: Ligas com adições de 10% a mais de Ni - em relação ao AISI 304 - para obtenção de um material com maior resistência à ácidos redutores e a corrosão sob tensão em meios contendo cloretos. Como exemplo, cita-se o aço AISI 904L, o qual será explanado posteriormente por se tratar de um dos materiais analisados do presente estudo;

A-4: Ligas com adições de Cr, Mo e N para conferir ao material uma melhor resistência à corrosão localizada em ambientes marítimos. A inclusão de Ni objetiva uma otimizada resistência à corrosão por frestas em ambientes contendo ácido clorídrico (HCl). Como exemplo, cita-se o aço UNS S31254;

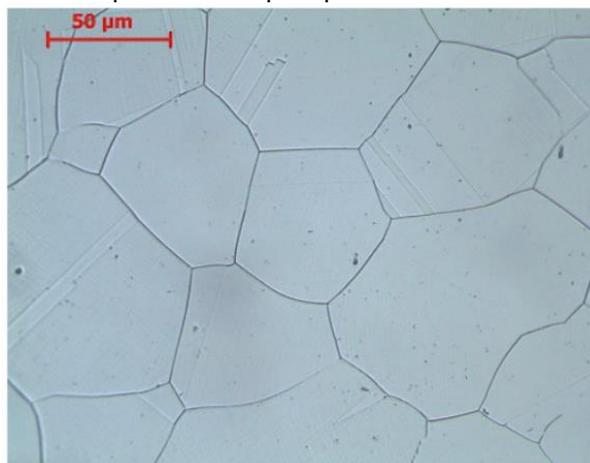
A-5: Ligas com adições de N numa faixa de 0,25 a 0,50% em peso, com uma resistência à corrosão semelhante ao grupo A-2. Como exemplo, cita-se a liga AISI 4565S;

A-6: Grupo com o melhor desempenho em relação a superior combinação entre alta resistência mecânica e resistência a corrosão localizada, aproximando-se das superligas de Ni. Como exemplo, pode-se citar o aço UNS S32654.

2.4.1 Aço AISI 904L

A necessidade de novos aços mais resistentes aos agressivos ambientes de trabalho com ácido sulfúrico (H_2S) acarretou no desenvolvimento, durante a década de 1930, do aço AISI 904L, considerada uma das ligas pioneiras da família dos aços inoxidáveis superausteníticos (MARQUES, 2018). Na década de 1970, a liga 904L obteve uma crescente presença nas indústrias de celulose, papel e petroquímica devido a sua competitiva combinação entre boas propriedades mecânicas, boa soldabilidade, maior resistência à corrosão em ambientes com cloretos e, como citado anteriormente, por possuir um menor custo em relação as onerosas superligas à base de Ni, tornando-a uma excelente alternativa aos revestimentos de aços menos nobres (SATHIYA *et al.*, 2010). A Figura 6 abaixo ilustra a microestrutura completamente austenítica da liga 904L.

Figura 6 – Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura do aço AISI 904L



Fonte: Nasilowska *et al.* (2018)

A Tabela 3 e Tabela 4 exibem, respectivamente, a composição típica do aço AISI 904 e suas principais propriedades mecânicas, em acordo com Davis *et al.* (2008). Possuem excelente resistência à corrosão em ambientes agressivos - como

meios sulfurosos, fosfóricos e hidrocloreídricos - a corrosão sob tensão, corrosão uniforme, corrosão por fendas e à corrosão por pites, além de um alto grau de soldabilidade, sendo uma excelente alternativa para a construção de vasos de pressão de refinarias, usinas térmicas, trocadores de calores, equipamentos de resfriamento por água salgada, plataformas marítimas petrolíferas, petroquímicas, instalações *offshore* e separadores de petróleo (OIKAWA, 2009; KOUTSOUKIS, REDJAÏMIA e FOURLARIS, 2013; WANG *et al.*, 2018; ZOU *et al.*, 2018).

Tabela 3 – Composição química (% em peso) do aço AISI 904L

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
0.02	2	0.045	0.035	1	19-23	23-28	4-5	1-2	Bal.

Fonte: Davis, Mills e Lampman (2008)

Tabela 4 – Propriedades mecânicas do aço AISI 904L

Resistência à tração (Mpa)	Limite de escoamento (Mpa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Módulo de Cisalhamento (Gpa)	Coefficiente de expansão térmica ($\mu\text{m/m}^\circ\text{C}$)
490	220	200	73	15.3

Fonte: Davis, Mills e Lampman (2008)

Embora a adição dos elementos Cr, Mo e Ni ao aço 904L conferirem a desejada resistência à corrosão uniforme e por pite em meios com cloreto, os altos teores de Mo e Cr tendem a aumentar a precipitação de fases intermetálicas como a Sigma, Chi e a Laves durante a solidificação, processamentos termomecânicos e em operações de soldagem (RITONI, MARCIO, 2007; MADALENA, 2013). Apesar de sua excelente soldabilidade, a soldagem da liga 904L deve ser projetada visando mitigar alguns fenômenos indesejáveis intrínsecos aos processos de soldagem, tais como a sensitização, segregação, formação de precipitados, trincas de solidificação e a liquação, capazes de afetar características primordiais às aplicações como as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão do aço 904L (PAREDES e D'OLIVEIRA, 2001; BANG, PAK e AHN, 2013). Os maiores teores de Ni e Mo presentes na composição química dos aços 904L proporcionam uma superior resistência à corrosão em relação ao aço austenítico AISI 316 mediante alguns meios ácidos, comparados pela taxa de corrosão anual apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5 – Comparativo entre as taxas de corrosão apresentadas pelas ligas AISI 316 e AISI 904L

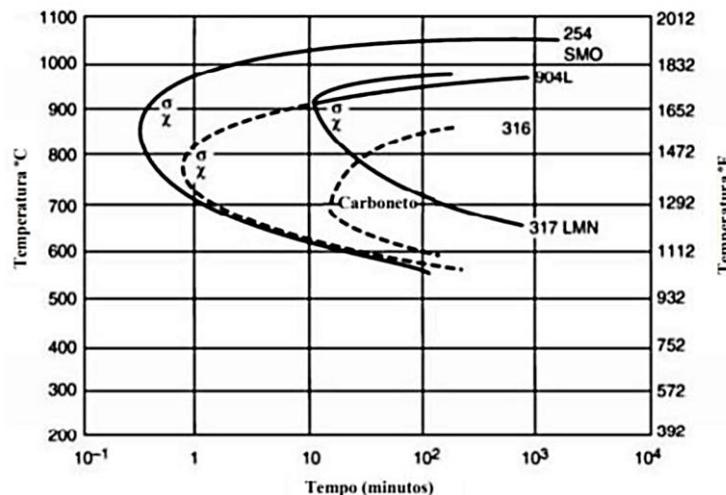
Meios ácidos	Taxa de corrosão (mm/ano)
--------------	---------------------------

	AISI 316	AISI 904L
20% ácido acético	≤ 0,01	0,02
1% ácido hidrocloreídrico	5,74	0,55
10% ácido oxálico	1,02	0,69
20% ácido fosfórico	≤ 0,01	0,01
50% hidróxido de sódio	≥ 2,5	0,24
10% ácido sulfúrico	16,2	2,57

Fonte: Ritoni e Marcio (2007)

As curvas de Transformação-Tempo-Temperatura (TTT) da Figura 7 auxiliam na compreensão da análise comparativa entre as cinéticas de formação das fases secundárias dos aços 904L e 316. Na curva apresentada, observa-se um menor tempo na precipitação de fases secundárias nos aços superausteníticos em relação aos austeníticos. Para o intervalo de 700 a 1000°C, a liga 904L apresenta um tempo inferior a 1 minuto para o início das precipitações das fases contra os 30 minutos estimados à liga austenítica 316, demonstrando a acelerada formação de precipitados das ligas superausteníticas em relação as austeníticas convencionais. Devido à ausência de uma curva detalhada para o aço 904L referente às fases Chi, Sigma e Laves, somada à já citada dificuldade em distingui-las devido as suas semelhanças morfológicas, faz-se necessária a combinação de diversas técnicas e ensaios para a análise e confirmação dessas fases em juntas soldadas de aço 904L (RITONI, MARCIO, 2007; MARQUES, 2018).

Figura 7 – Curvas TTT de aços inoxidáveis austeníticos e superausteníticos



Fonte: Kovach (2002)

2.5 SUPERLIGAS DE NI

A excelente combinação de propriedades como boa soldabilidade, excelente resistência à corrosão e alta resistência mecânica propicia o emprego das ligas à base de Ni a uma ampla gama de aplicações em indústrias como a bélica, naval, nuclear, aeroespacial, geração energética, alimentícia e petroquímica (CAMPOS *et al.*, 2009; MADALENA, 2013; PRABU, RAMKUMAR e ARIVAZHAGAN, 2017; SANDES *et al.*, 2017). Sua alta resistência à corrosão se dá pela formação de um filme passivo de Cr sobre a superfície da liga, similar ao ocorrido no aço inoxidável. Apesar dessa resistência ser significativamente superior ao dos aços austeníticos, o alto custo das ligas à base de Ni é um fator limitante crucial a ser considerado às aplicações em relação as demais ligas alternativas ao seu uso (PIERAGGI, MACDOUGALL e RAPP, 2005).

As ligas à base de Ni são amplamente utilizadas como metais de adição em soldagens dissimilares entre o aço carbono e aços inoxidáveis devido a sua excelente resistência à corrosão em meios ricos em cloretos, H₂S e CO₂, consolidando a sua aplicação - juntamente com os aços inoxidáveis superausteníticos - na fabricação de equipamentos para a indústria petrolífera (KEJELIN, 2006; MADALENA, 2013; ALVARÃES *et al.*, 2020).

O Inconel, nome comercial pertencente à empresa *Special Metals Corporation*, é uma série de ligas austeníticas que possuem teores de Ni - e às vezes de Cr - maiores do que nas ligas austeníticas convencionais, sendo a família Ni-Cr-Mo uma das representantes mais importantes em referência à resistência à corrosão, inclusive a altas temperaturas (PFINGSTAG, 2009). Tais características as tornam convidativas na fabricação de equipamentos de processamento petroquímico, trocadores de calores e vasos de pressão, onde a presença de impurezas no sistema, principalmente sais, alcancem valores aonde outras ligas com menores valores de PREN sofreriam corrosão localizada (HODGE, 2006).

2.5.1 Liga IN625

O Inconel 625 (IN625), denominado pela AWS como ErNiCrMo-3, foi desenvolvido em 1964 e consta como a liga mais utilizada comercialmente da família Ni-Cr-Mo. Inicialmente desenvolvida para operações à altas temperaturas,

rapidamente a liga englobou diversas outras aplicações devido a sua excelente resistência à corrosão a uma grande variedade de meios corrosivos (PATEL, 2006). Sua distinta resistência deve-se principalmente ao alto teor de Cr (20%), a adição de Mo (9%), a adição de Nb (3,5%) e ao seus baixos teores de Fe e C, com a finalidade de minimizar a precipitação nos contornos de grão devidos ao Cr e Mo adicionado, mitigando problemas de corrosão localizada atinentes às operações de soldagem (SILVA *et al.*, 2012). A Tabela 6 e a Tabela 7 exibem, respectivamente, a composição química do IN625 como material de adição e as suas propriedades mecânicas como metal de solda.

Tabela 6 – Composição química (% em peso) do IN625 como material de adição

C	Mn	Fe	Nb	Si	Cr	Mo	Al	Ti	Ni
0.10	0.5	5	3.15-4.15	0.5	20-23	8-10	0.40	0.40	Bal.

Fonte: Dupont, Lippold e Kiser (2009)

Tabela 7 – Propriedades mecânicas da liga IN625 na condição como soldada

Resistência à tração (Mpa)	Limite de escoamento (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Módulo de Cisalhamento (GPa)	Coefficiente de expansão térmica ($\mu\text{m}/\text{m } ^\circ\text{C}$)
690	414	207	80	12.8

Fonte: Dupont, Lippold e Kiser (2009)

As ligas de Ni possuem procedimentos de soldagem análogos aos utilizados pelos aços inoxidáveis austeníticos, exceto pela menor fluidez do metal da poça de fusão, requerendo maior cautela quanto a deposição do metal de solda. A soldabilidade dessas ligas é sensível a elementos residuais que podem induzir trincas a quente, como o S, P, Zr, B e Bi, praticamente insolúveis e potenciais formadores de reações eutéticas. Pequenas adições de Mn aos consumíveis de soldagem a base de Ni visam a inibição dos efeitos indesejáveis oriundos da presença de S. O Cr e o Mo presentes nessas ligas contribuem para a resistência mecânica e a corrosão, com o Nb presente aumentando substancialmente a resistência à fluência (SHANKAR, RAO e MANNAN, 2001; KEJELIN, 2006).

Devido ao fato do IN625 ser uma liga endurecida por solução sólida, não há a necessidade de execução de tratamentos térmicos pós soldagem (PWHT – *Postweld Heat Treatment*), preservando propriedades mecânicas próximas ao do metal base e disponíveis para aplicação em serviço logo após a finalização da operação soldagem. Tais ligas possuem as propriedades mecânicas da Zona Termicamente Afetada (ZTA) similares ao próprio metal base, já que o efeito degenerativo da segregação durante a solidificação é compensado pelo fortalecimento resultante da formação das fases

secundárias. A seleção do IN625 como metal de solda permite que a solda obtenha uma maior resistência à corrosão que o substrato, descartando a necessidade de um PWHT e evitando problemas associados às aplicações desses tratamentos térmicos como a sensitização ao longo dos contornos de grãos, no qual resultaria numa queda localizada da resistência à corrosão nas áreas empobrecidas de Cr (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

Aços inoxidáveis ricos em Ni como, por exemplo, os AISA, são adicionados de Mo com a intenção do aumento da resistência a corrosão da liga. Entretanto, deve-se atentar para a segregação preferencial do Mo para o líquido durante a solidificação, gerando um gradiente de concentração. Para mitigar a queda da resistência a corrosão oriundo desse gradiente, compensa-se tais efeitos utilizando metais de adição à base de Ni enriquecidos de Mo nas soldagens de ligas AISA como, por exemplo, o IN625. A utilização dessas ligas como metal de adição não irá extinguir completamente a microsegregação de Mo, mas irá enriquecer do mesmo elemento os núcleos dendríticos e minimizar o ataque preferencial por dispor o teor mínimo necessário à resistência a corrosão nos núcleos mesmo após a segregação oriunda durante a solidificação da solda (DUPONT, BANOVIC e MARDER, 2003).

2.6 PROCESSOS DE SOLDAGEM

A *American Welding Society* – AWS (2001) define soldagem como um processo de união de materiais visando a coalescência - entre metais e não-metais - através de aquecimento, contemplando ou não a utilização de pressão e material de adição. Segundo Marques *et al.* (2009), tal definição apresentada aborda um teor preponderantemente operacional, necessitando-se englobar a perspectiva da natureza química inerente ao processo devido às forças de ligação no interior e nas regiões de ligação dos materiais unidos.

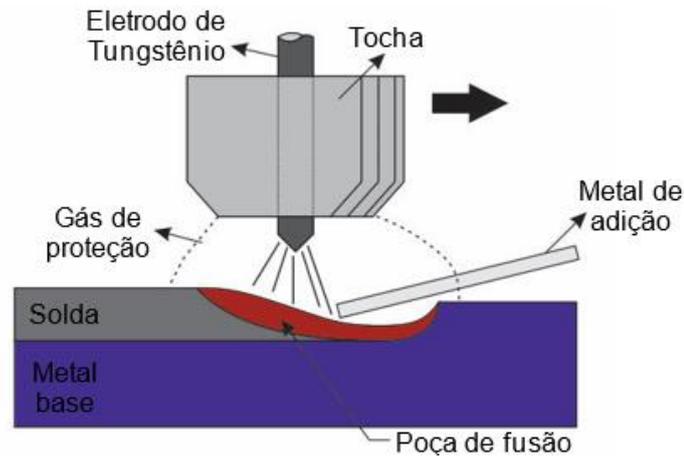
Os processos de soldagem utilizados na fabricação do separador de petróleo estudado nesse trabalho serão apresentados nos tópicos a seguir.

2.6.1 GTAW

O GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), - também denominado como TIG (*Tungsten Arc Welding*) – constitui-se num processo de soldagem que produz um arco voltaico entre um eletrodo não consumível de tungstênio e o material de base. O arco na soldagem GTAW é estável, suave e produz soldas com excelente acabamento,

dispensando a limpeza pós operacional. A proteção da poça de fusão é realizada através de um gás inerte fornecido pelo bocal da tocha de soldagem. A Figura 8 ilustra, de maneira esquemática, a execução do processo GTAW.

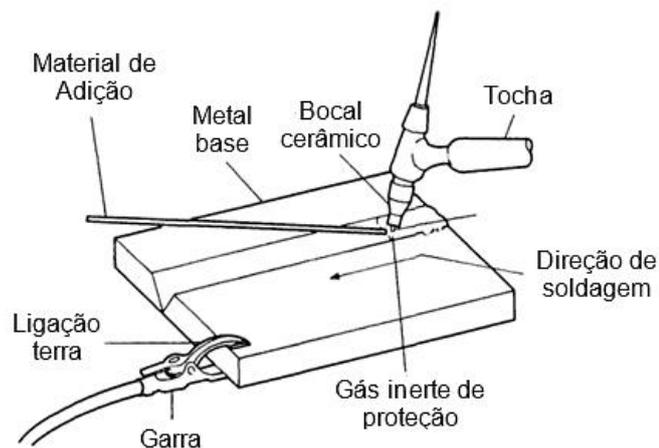
Figura 8 - Esquemático do processo GTAW



Fonte: Adaptado de Marques *et al.* (2009)

Para a execução manual do processo, ilustrado esquematicamente na Figura 9 o soldador insere a vareta do metal de adição de acordo com a necessidade de preenchimento da junta, resultando numa alimentação descontínua e com uma baixa produtividade. Em contrapartida, para a alimentação mecanizada, o avanço do arame é controlado continuamente por um sistema de tração através de um dispositivo acoplado a tocha, eliminando o tempo despendido entre as trocas de varetas e acarretando no aumento na produtividade do processo e na qualidade visual no acabamento do cordão de solda, em comparação a alimentação manual (MARTINS, 2018).

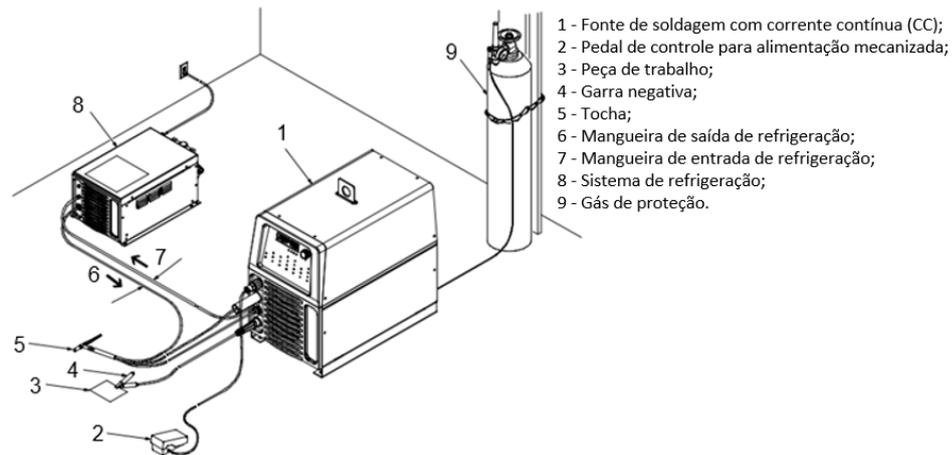
Figura 9 – Esquemático da configuração típica da soldagem GTAW manual



Fonte: Muncaster (1991)

A Figura 10 exibe um sistema típico de soldagem GTAW e seus principais componentes e equipamentos utilizados.

Figura 10 - Sistema típico de equipamentos utilizados na soldagem GTAW.



Fonte: Miller (2008)

Os principais consumíveis do processo GTAW são as varetas ou arames de metal de adição, gases de proteção e bocal. Apesar de não ser considerado consumível, os eletrodos de tungstênio se desgastam durante a soldagem e precisam ser afiados ou substituídos ao longo de sua utilização.

Os principais gases inertes de proteção utilizados na soldagem GTAW são o argônio, hélio e suas misturas - sendo a mais utilizada a 80%Ar/20%He pelas excelentes combinações das características dos dois gases. Pode-se adicionar hidrogênio para soldagem de alguns aços inoxidáveis e nitrogênio para ligas de cobre. O teor de pureza exigido aos gases para o GTAW são de, no mínimo, 99,99%. O argônio é mais utilizado do que o hélio no processo GTAW pelo por possuir vantagens como custo mais baixo, menor penetração, melhor abertura e estabilidade de arco, melhor limpeza de óxidos, maiores velocidades de soldagem, menor consumo, baixo potencial de ionização, melhor condutividade térmica e, por ser mais denso que o ar, uma maior proteção contra o vento externo. O argônio é utilizado na soldagem de materiais como alumínio, magnésio, titânio e aços inoxidáveis. Por promover uma baixa penetração, o argônio é ideal na soldagem de chapas finas. (BRACARENSE, 2000).

A tensão utilizada no processo controla o comprimento do arco, afetando diretamente a largura do cordão de solda. O aumento da velocidade de soldagem

propende na diminuição da penetração e largura do cordão de solda, sendo também responsável pelo aumento da produtividade, considera baixa em relação aos demais processos de soldagem a arco. (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

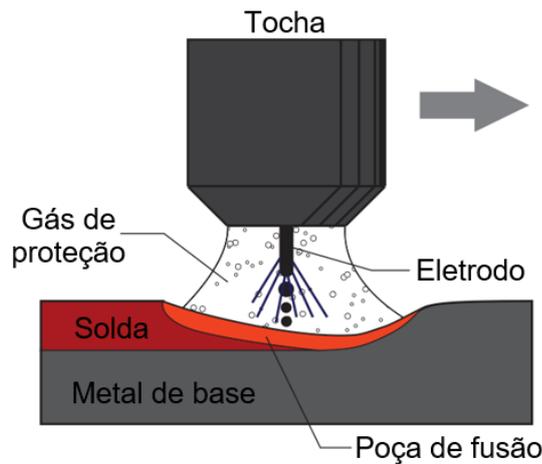
As soldas realizadas pelo processo GTAW possuem um cordão com excelente acabamento e pouco ou nenhum respingo resultante da soldagem. O processo permite um grande nível de controle na penetração, sendo frequentemente utilizado em soldagem de passe de raiz. Além da ampla gama de materiais que podem ser soldados pelo GTAW, a maleabilidade oferecida pelo sistema em realizar soldas autógenas (sem metal de adição) é uma importante vantagem no ponto de vista metalúrgico, principalmente para ligas de difícil soldabilidade onde o metal de adição formaria estruturas deletérias indesejáveis.

Apesar das vantagens acima citadas, o processo GTAW possui baixa taxa de deposição e exige uma maior destreza do soldador, resultando numa produtividade inferior em relação a outros processos a arco, como citado anteriormente. É um processo com baixa tolerância a contaminação no cordão de solda e, por utilizar um gás inerte com proteção, sensível a rajadas de vento no ambiente de trabalho, restringindo em várias situações a sua aplicação em campo.

2.6.2 GMAW

O processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), esquematizado pela Figura 11, utiliza a fonte de calor fornecida pelo arco voltaico sustentado entre a extremidade de um metal de adição acrescentado continuamente na forma de arame-eletrodo e o metal base a soldar. Em relação ao tipo de gás empregado na proteção da região da solda, o processo também é denominado como MIG (*Metal Inert Gas*), quando empregado gases inertes como o Ar, He e suas misturas e MAG (*Metal Active Gas*), para o caso da utilização de gases ativos como o dióxido de carbono (CO₂) e o oxigênio (O₂) (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992).

Figura 11 - Esquemático de soldagem GMAW

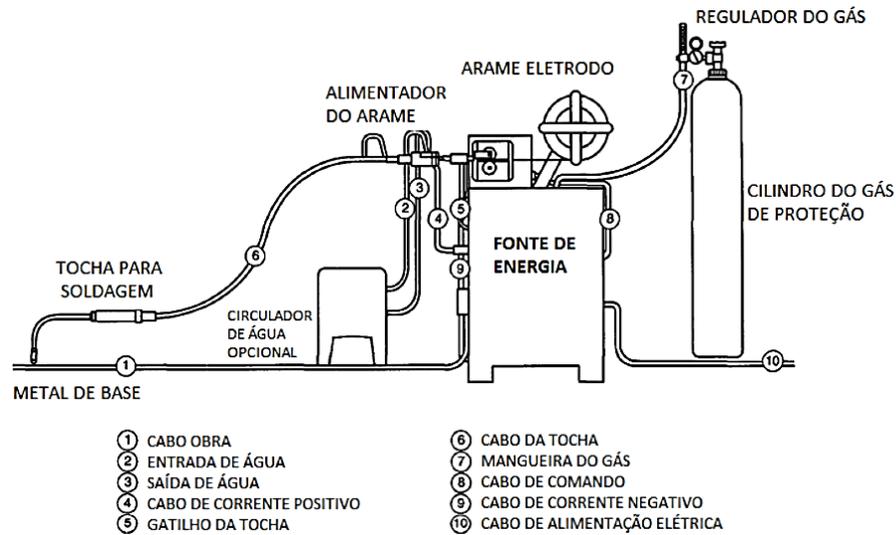


Fonte: Adaptado de Marques *et al.* (2009)

Para iniciar a soldagem por GMAW, um embrião do arco é aberto encostando-se o eletrodo-aramé à peça, causando um curto-circuito forçado, através do acionamento do gatilho da tocha de soldagem, fornecendo assim o metal de adição em forma de arame e o gás de proteção. O arco embrião precisa então estabilizar-se, dependendo de fatores como a velocidade de alimentação do arame, geometria da ponta do eletrodo e o controle do tamanho do arco e intensidade de corrente. Com o arco estabilizado, a poça de fusão se formará e, após atingir o tamanho desejado, inicia-se o movimento de translação pela junta, produzindo então o cordão de solda. A geometria desse cordão deve garantir o preenchimento da junta, evitando excedentes por serem concentradores de tensão. A quantidade de material adicionado, temperatura, molhabilidade e o ângulo entre o arame e o cordão são fatores que influenciam na geometria do cordão. Via de regra, para maiores correntes são gerados cordões de solda mais largos (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

A Figura 12 abaixo ilustra um esquema básico dos equipamentos do processo GMAW.

Figura 12 – Esquemático dos equipamentos básicos para o processo GMAW



Fonte: SUMIG (2018)

A distância entre a tocha de soldagem e a peça é um importante fator para o controle da taxa de deposição no processo: aumentando-se essa distância, diminui-se a energia disponibilizada para a fusão do eletrodo e, conseqüentemente, diminui-se a velocidade de fusão do eletrodo, diminuindo a taxa de deposição do metal de adição à peça. A velocidade da alimentação do arame influencia de modo semelhante na energia para fundir o eletrodo: com o aumento da velocidade citada, tem-se maior quantidade de material a fundir e uma menor energia aplicada ao arame quando comparado a uma menor velocidade de alimentação. Nota-se uma relação direta do aumento da corrente com o respectivo aumento na da velocidade de soldagem (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992).

Os alimentadores de arame são ligados à fonte e são ativados por um motor de corrente contínua, tracionando para dentro da tocha por um conjunto de roletes que fornecem o material de adição a uma velocidade constante. A velocidade de alimentação do arame está diretamente ligada à corrente de soldagem. A regulagem dos alimentadores e seus componentes são essenciais para evitar a instabilidade do arco, formação de respingos, porosidades e garantir um controle preciso da corrente e do comprimento do arco. Deve-se evitar valores elevados de tensão por gerarem excesso de respingos e mordeduras, enquanto valores baixos podem gerar porosidades e sobreposição nos cordões (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992; SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

O gás de proteção, além da clássica função de proteger a poça de fusão e o arame da contaminação atmosférica, influencia na estabilização e formato do arco, consumo do eletrodo, propriedades metalúrgicas da solda e no modo de transferência metálica. Na soldagem de aços, usualmente utiliza-se uma mistura de Ar com um gás oxidante, sendo o AR puro mais utilizado na soldagem de metais não-ferroso como o alumínio. O He é empregado na soldagem de materiais com alta condutividade térmica e em aplicações que necessitam de elevadas velocidades de soldagem. O CO₂ possui um custo baixo e geralmente é utilizado misturado com Ar e He, sendo sua maior aplicação como gás puro na soldagem de aços de baixo carbono (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

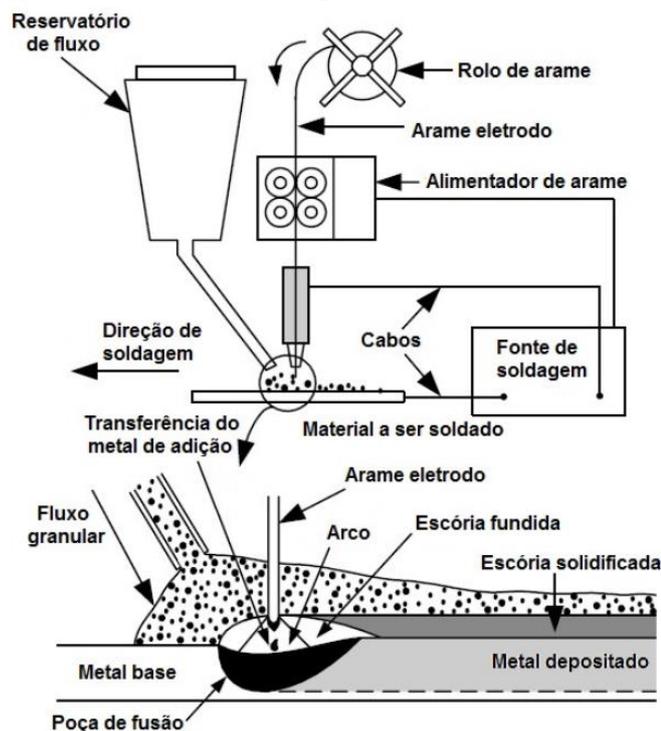
As vantagens associadas ao processo GMAW como sua alta taxa de fusão e deposição do arame, ampla gama de materiais e espessuras soldáveis, facilidade na manipulação da tocha de soldagem, na limpeza e remoção de escória são atrativos que compensam as dificuldades inerentes ao processo como, por exemplo, a sua complexa parametrização, alta emissão de calor e dificuldade de transporte do equipamento para aplicações em campo. Todavia, o grande diferencial do processo é a possibilidade de alteração do modo de transferência metálica, a qual influencia em características como a estabilidade do arco durante o processo, possibilidade de diversas posições de soldagem e a quantidade de respingos geradas durante a execução da solda (SCOTTI e PONOMAREV, 2008; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

2.6.3 SAW

Na soldagem a arco submerso (SAW – *Submerged Arc Welding*), a união entre os metais ocorre pela fusão devido ao aquecimento promovido pelo arco voltaico estabelecido entre o eletrodo metálico nu e o metal base. O eletrodo consiste no próprio consumível do processo, sendo fornecido em formato de arames sólidos, tubulares ou em fita, como ocorre no processo SASC (SASC - *Strip Cladding Submerged Arc*). A submersão total do arco sob uma camada do fluxo durante toda a execução do processo, além de garantir a proteção da poça de fusão contra a contaminação atmosférica, também evita a formação de respingos, luminosidades, emissão de radiação e faíscas, dispensando o uso de equipamentos de proteção exigidos em diversos outros processos de soldagem a arco (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; SILVA, 2017).

A corrente produzida pelo arco voltaico no processo SAW é conduzida através do eletrodo nu, gerando o calor necessário à fusão do fluxo e da ponta do eletrodo. A poça de fusão encontra-se sempre protegido pelo fluxo escorificante, sobreposto pelo fluxo não fundido, como ilustrado na Figura 13, juntamente com o esquemático do processo e seus principais equipamentos. Ao longo do processo, o eletrodo nu se movimenta na direção de soldagem e tem-se a solidificação na junta, enquanto a escória permanece ainda fundida por possuir um menor ponto de fusão em relação ao metal de solda, protegendo assim o metal recém solidificado de reagir com o oxigênio da atmosfera. Ao final do processo, retira-se o fluxo não fundido juntamente com a escória, a qual se destaca facilmente da junta soldada finalizada (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992; KOU, 2003).

Figura 13 - Esquemático dos equipamentos utilizados no SAW com detalhe do processo de soldagem.



Fonte: Kou (2003).

Os fluxos devem possuir propriedades que possibilitem viabilizar as propriedades mecânicas projetadas e o controle da qualidade dimensional e visual exigidas à junta, além de atuarem como desoxidantes, fundentes e isolantes térmicos, protegendo o metal de solda da contaminação externa e auxiliando na concentração do calor e fusão da parte ainda sólida que irá fundir durante a execução do processo.

Os fluxos podem ser classificados como ativo, neutro ou fluxo de liga, em acordo com a sua tendência a reagir e alterar a composição química do metal de solda. À medida que a solidificação do metal fundido ocorre durante a execução do processo SAW, forma-se o cordão de solda e tem-se o fluxo sobrenadando a poça de fusão. Com a solidificação desse fluxo, tem-se a denominada escória, responsável tanto por formar uma camada protetora à contaminação externa como também responsável pela redução da velocidade de resfriamento da junta. O fluxo não fundido, caso não tenha sido contaminado durante a soldagem, poderá ser recolhido e reaproveitado para operações futuras (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009; SILVA, 2017).

A corrente elétrica atua na profundidade de penetração, quantidade de material fundido e na taxa de posição do processo SAW, devendo-se adequar seus valores à faixa adequada ao diâmetro do eletrodo utilizado. Apesar dos altos valores de corrente serem atrativos ao aumento de produtividade, valores excessivamente elevados produzem cordões altos, estreitos e com suscetibilidade à defeitos como mordeduras. A tensão do processo influencia na geometria da seção transversal do cordão e aparência externa da solda, devendo ser evitado valores excessivamente altos por produzirem cordões mais suscetíveis a trincas. Por fim, a velocidade de soldagem é responsável pelo controle do tamanho e da penetração do cordão, sendo um parâmetro interdependente da corrente, onde valores elevados dessas velocidade tendem a desestabilizar o arco, acarretando numa maior tendência no surgimento de defeitos como porosidades e trincas no cordão (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992).

Silva (2017) pontua como as principais vantagens do processo SAW, em relação a outros processos de soldagem a arco, características como: alta eficiência energética; elevada taxa de deposição; uniformidade no cordão de solda; ausência de respingos; economia no material consumível e facilidade de mecanização e automatização do processo. Tais vantagens tornam o processo SAW atrativo à aplicação em diversos setores como a indústria naval, petrolífera, soldagem de tubulações de grandes diâmetros, fabricação de perfis e estruturas metálicas, siderúrgicas, mineradoras, siderúrgicas, recuperação de peças de grande porte e na fabricação de trocadores de calor.

Ainda que os altos valores de corrente, tensão e velocidades de avanços viabilizados pelo processo garantirem uma alta produtividade, alguns cuidados devem ser empregados durante a soldagem por SAW. A utilização de uma alta intensidade

de corrente concebe um grande volume da poça de fusão, na qual tende a escoar para fora da junta em execução. A posição de soldagem é um importante limitante ao processo: Por seu fluxo ser granular, o SAW não permite soldagens fora das posições plana e horizontal (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992; MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2009).

2.6.4 ESW

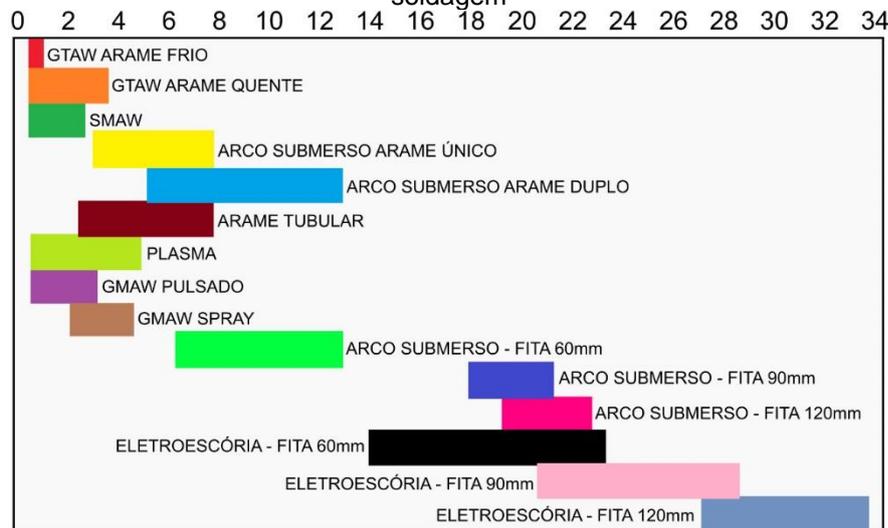
Uma excelente alternativa à fabricação de equipamentos de grande porte – como os separadores trifásicos de petróleo – construídos maciçamente com materiais nobres resistentes à corrosão é o revestimento de camadas de pequenas espessuras em substratos de aços carbonos de baixa e média liga, no qual reduz significativamente o custo final desses equipamentos e garante a proteção almejada ao meio de trabalho exposto. Dentre as diversas técnicas de revestimento (conhecido como *cladding*) destacam-se a laminação à quente, por explosão e através do revestimento por soldagem (*weld overlay*) (ANTUNES, 2008). Os dois processos de soldagem mais produtivos utilizados nos revestimentos de equipamentos de grande porte são o arco submerso com fita (SASC) e a eletroescória por fita (ESSC - *Electroslag Strip Cladding*) (MADALENA, 2013; MARQUES, 2018).

Desenvolvido no início da década de 1970, o ESSC surgiu como uma evolução do processo SASC afirmando uma maior produtividade, resultante da possibilidade da aplicação de maiores densidades de corrente de trabalho aliadas à elevadas velocidades de soldagem, promovendo superiores taxas de deposição e uma elevada cobertura de área por unidade de tempo. Tais características, somadas à baixa diluição do metal de base devido à baixa penetração permitida pelo processo, consolidam o ESSC como maior concorrente do SASC entre os processos de revestimento por soldagem para equipamentos de grande porte, como os equipamentos fabricados para as indústrias petroquímicas e nuclear (PATEL *et al.*, 2009; SANDES *et al.*, 2017; ALVARÃES *et al.*, 2020).

Madalena (2013) cita as vantagens abordadas como responsáveis pela redução de custo e economia de tempo na soldagem com espessuras acima de 25 mm para grandes áreas de cobertura, permitindo a obtenção de revestimentos com uma única camada de 3 mm e atendendo ainda as baixas diluições - entre 4 a 12% para o ESSC, segundo Sandes *et al.* (2017), Niraj e Yadav (2014) e Chattopadhyay *et al.* (2019) - necessárias devido aos efeitos deletérios na resistência à corrosão do

material. A capacidade do controle a baixos níveis de diluição a alta taxa de deposição destacam o ESSC na seleção contra os processos de soldagem por fusão, como ilustra a Figura 14 na comparação entre diversos processos de soldagem. Pela mesma figura, observa-se a relação direta entre o aumento da largura das fitas utilizadas nos processos SASC e ESSC e o aumento da taxa de deposição dos mesmos. Trabalhos com o de Alvarães *et al.* (2020) destacam a melhora na produtividade ao demonstrar que, para se obter um mesmo revestimento com a espessura mínima normatizada, o ESSC utilizou apenas 9% do tempo necessário para o revestimento realizado com eletrodo revestido (SMAW - *Shielded Metal Arc Welding*).

Figura 14 – Gráfico comparativo entre as taxas de deposição (kg/h) para diversos processos de soldagem



Fonte: Madalena (2013)

A Tabela 8 compara as taxas de diluição e para diversos processos de soldagem. O ESSC utiliza o dispositivo magnético para a neutralização do forte efeito de atração eletromagnética gerada pela elevada corrente de soldagem característica do processo, permitindo que o cordão de solda se espalhe amplamente e com uma sobreposição mais suavizada durante a execução da soldagem.

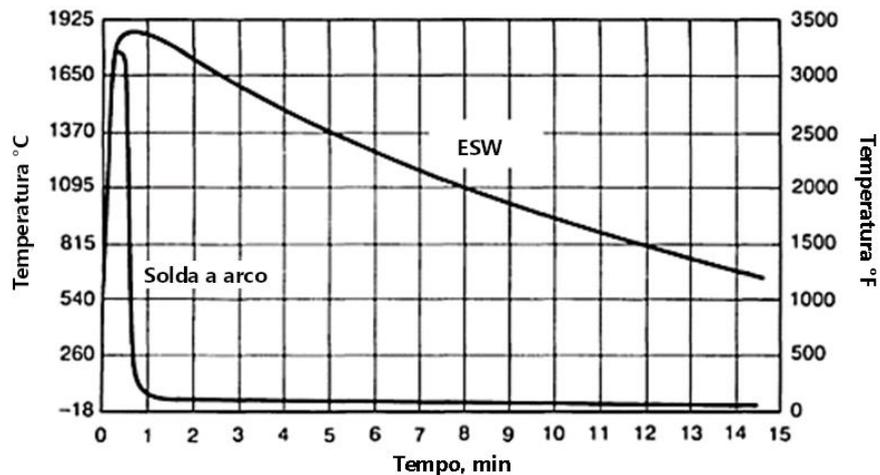
Tabela 8 – Comparativo entre a taxa de diluição e deposição referente aos processos ESSC e SASC

Processo de soldagem	Taxa de diluição (%)	Taxa de deposição (kg/h)	Dispositivo de direção magnética
ESSC (Fita de 60 X 0,5 mm)	7-12	23	Sim
SASC (Fita de 60 X 0,5 mm)	18-20	14	Não
FCAW	20-25	7	Não
SMAW	25-35	3	Não

Fonte: Adaptado de ESAB (2008) e Chattopadhyay *et al.* (2019)

A possibilidade da utilização de altas correntes de soldagem no processo ESSC permite uma maior produtividade e maiores taxas de deposições, porém proporciona uma alta geração de calor que resulta numa lenta taxa de resfriamento, provocando reações metalúrgicas como: estruturas grosseiras no metal de solda, grande extensão da ZTA, segregação de elementos responsáveis pela liquação e o aumento da suscetibilidade de defeitos de soldagem como a trinca a quente, principalmente para materiais austeníticos como o IN625 e o 904L. A Figura 15 exibe o longo ciclo térmico com baixa taxa de resfriamento do processo ESW (*Electroslag Welding*) em comparação aos processos de soldagem à arco, resultando nas características citadas.

Figura 15 – Gráfico comparativo dos ciclos térmicos do processo ESW em relação aos processos de soldagem à arco.



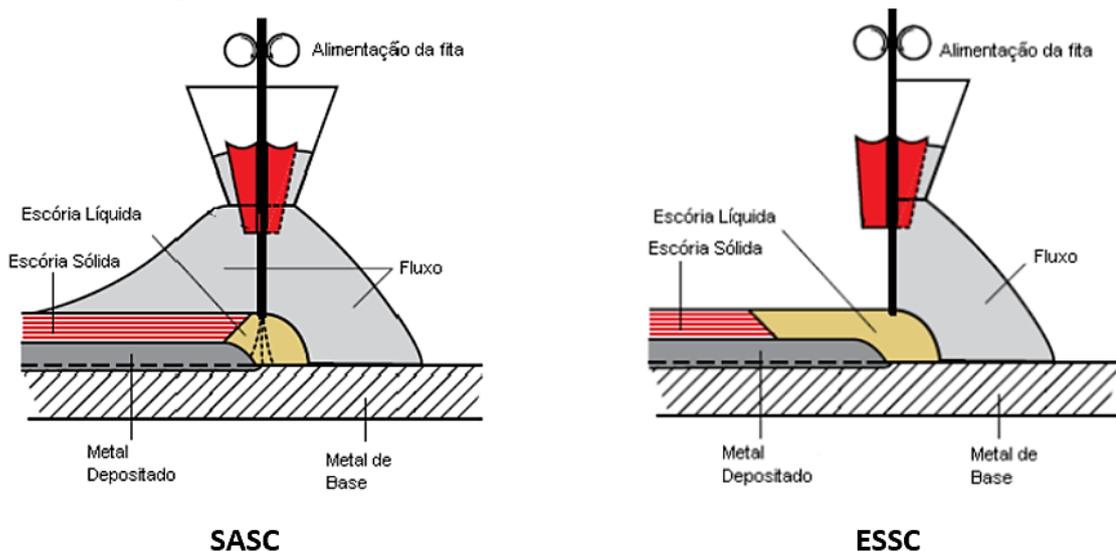
Fonte: Brandi *et al.* (2008)

O processo ESSC é apropriado para chapas de grandes espessuras devido ao seu alto aporte térmico, sendo contraindicado para chapas finas e soldagens que não sejam na posição horizontal de soldagem. Os reparos de soldas realizados por ESSC e ESW devem ser realizados por outros processos de soldagem, sendo o GTAW frequentemente utilizado para tal finalidade (BRANDI, LIU e JÚNIOR, 2008).

Essencialmente similar ao SAW/SASC, o ESW/ESSC se diferencia pela geração do aporte térmico requerido à fusão do consumível ser através da resistência da escória líquida, permitindo a aplicação de maiores densidades de correntes e resultando na maior taxa de deposição associada ao ESW/ESSC (PRASAD e REDDY, 2012). O processo fundamenta-se na fusão do consumível e parte do substrato produzida pelo calor oriundo da escória condutora à altas temperaturas, na

qual emerge sobre a poça de fusão com a finalidade tanto de proteção à contaminação atmosférica como também na formação de uma resistência elétrica. Nesse processo, a tensão atua sobre a penetração do cordão e a corrente é associada a taxa de fusão do metal de adição, sendo ambas as variáveis sensíveis às propriedades físicas do fluxo, como a resistividade e a fluidez (BRANDI, LIU e JÚNIOR, 2008). A Figura 16 ilustra os esquemáticos dos processos de soldagem SASC e ESSC.

Figura 16 – Esquemático dos processos de soldagem SASC e ESSC



Fonte: Madalena (2013)

Inicia-se o processo através da abertura de um arco elétrico entre o metal de adição e o metal de base, seguido da adição do fluxo. Com a fusão do fluxo inserido, tem-se a formação da escória anteriormente citada. O arco é extinto assim que a poça de escória atinge a sua extensão necessária, mantendo a corrente elétrica entre o substrato e o metal de adição através da própria escória condutora fundida que, devido a sua resistência à passagem de corrente elétrica, gera o calor necessário à fusão a união das partes por soldagem através do efeito Joule. Pelo exposto, o processo ESW não é caracterizado como um processo de soldagem a arco e sim, uma técnica de soldagem por resistência (MADALENA, 2013; NIRAJ e YADAV, 2014).

Ainda pela análise da Figura 16, nota-se a economia de fluxo utilizado no processo ESSC em relação ao utilizado no SASC. Os fluxos do ESW/ESSC são fundidos e apresentam uma maior resistividade quando comparados com os aglomerados utilizados no SAW/SASC. A maior resistência elétrica promove um menor consumo de corrente, originando uma poça mais fria de fusão e proporciona uma menor penetração da junta soldada (WAINER, BRANDI e MELLO, DE, 1992).

A respeito da das propriedades corrosivas em revestimentos realizados por ESW, Sandes *et al.* (2017) conclui que o processo gerou revestimentos com propriedades apropriadas para a espessura requerida de 3 mm, sem alterações das propriedades em comparação à distância de 1 mm da linha de fusão da solda, conforme a Tabela 9 abaixo. Deve-se limitar o teor de Fe para valores abaixo de 5% na junta soldada, intentando o controle do conseqüente efeito deletério desse elemento a resistência à corrosão.

Tabela 9 – Resultados comparativos de testes de corrosão e composição química para o ESW e outros processos de soldagem

Processo de soldagem	Pitting	Perda em massa [g/m ²]	PREN, 3 mm/1 mm	Teor de Fe [%] 3 mm/1 mm
ESW	Não	0	49/49	4,3/4,4
SMAW	Não	2,09	49/46	3,2/8,4
FCAW	Não	0,35	47/34	3,4/17,6
Requerido	Não	< 4		< 5%

Fonte: Sandes *et al.* (2017)

Brandi *et al.* (2008) citam algumas das principais discontinuidades atribuídas ao processo ESW, como as trincas por hidrogênio, baixas características de fadiga da ZTA e falta de fusão, as quais podem ser controladas tomando-se os devidos cuidados durante a execução da soldagem, visando atender aos parâmetros normativos para os equipamentos fabricados e suas solicitações estruturais nas aplicações submetidas durante seu ciclo de vida.

2.7 SOLDAGEM DISSIMILAR - DMW

A soldagem dissimilar (DMW - *Dissimilar Metal Weld*) se apresenta como uma atrativa solução econômica aos fabricantes de diversos setores industriais por proporcionar o aprimoramento das propriedades requeridas às aplicações - como propriedades mecânicas, térmicas, químicas e corrosivas - aliadas a uma diminuição de peso nos equipamentos fabricados, agregando assim uma redução significativa nos custos operacionais ao produto final, constando como um diferencial tecnológico essencial à competitividade mercadológica. Além da flexibilização projetual e redução nos custos, a otimização de propriedades viabilizadas pela DMW elevam o tempo médio entre falhas dos equipamentos, principalmente em relação aos processos de desgaste e corrosão, atendendo a condições mais severas como nas aplicações em ambientes corrosivos. A imprescindibilidade da união entre diferentes metais é

primordial em inúmeros setores industriais estratégicos como a indústria naval, energética, alimentícia, aeroespacial, automobilística e petrolífera (SILVA *et al.*, 2012; KAH, SHRESTHA e MARTIKAINEN, 2013; ANTOSZCZYSZYN, 2014).

A combinação entre aços carbonos, aços inoxidáveis austeníticos e as ligas de Ni têm sido vastamente utilizada na fabricação de equipamentos da indústria petrolífera (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; SILVA, 2018). Alternativamente aos equipamentos confeccionados maciçamente com ligas custosas como aços inoxidáveis duplex ou austeníticas, a operação de revestimento (também conhecido como cladeamento) oferece uma solução para a aplicação dessas ligas nobres apenas nas superfícies onde sofrerá a ação corrosiva do ambiente de trabalho, mantendo todo o restante do componente em aço carbono e reduzindo significativamente o custo de fabricação do produto final. Nessa conjuntura, a soldagem de revestimento por solda tornar-se-á uma excelente solução na fabricação de equipamentos de grande porte submetidos a ambientes corrosivos como, por exemplo, os separadores trifásicos de petróleo bruto (SILVA *et al.*, 2012; MADALENA, 2013).

A soldagem de revestimento consiste em depositar volumes de metal constituído de duas ou mais ligas que se diferem nas suas composições químicas, estruturas cristalinas, microestruturas, propriedades físicas e mecânicas. Apesar de todas as vantagens previamente citadas, o cladeamento constitui-se de uma DMW, resultando em um procedimento complexo na perspectiva metalúrgica da união gerada na qual exige cuidados como controles mais rigorosos nos parâmetros para o controle da diluição da solda e projeto adequado das juntas devido as diferenças nas propriedades dos materiais trabalhados, como suas diferentes propriedades corrosivas, coeficientes de expansão e condutividades térmicas. A incompatibilidade metalúrgica entre os materiais dissimilares proporcionam dificuldades como a segregação de fases, tensões residuais, falha por fluência na ZTA, precipitações, trincas à quente e de solidificação, sensitização, destacamento do revestimento e comprometimento das propriedades mecânicas e corrosivas no material (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; KAH, SHRESTHA e MARTIKAINEN, 2013; PRABU, RAMKUMAR e ARIVAZHAGAN, 2017).

De acordo com Kannan e Murugan (2006), existe uma relativa facilidade na soldagem DMW entre os substratos de aços carbonos com metais de adição de ligas à base de Ni e aços inoxidáveis austeníticos devido ao elevado percentual dos

elementos de ligas fornecidos pelos aços microligados acomodarem a diluição do C originário do metal de base, moderando a nucleação e propagação de trincas na solda.

A composição química final na soldagem DMW será intermediária entre a composição do substrato e do metal de adição utilizado, sendo fortemente influenciada pela diluição e aporte térmico empregado durante o processo (KEJELIN, 2006). Como dito, a grande diferença composicional entre as ligas de Ni e os aços acarretam na variação das microestruturas obtidas, nas faixa de temperatura de solidificação e nas propriedades da junta soldada, no qual o controle da diluição se faz essencial para a mitigação da formação de fases intermetálicas deletérias que podem vir a comprometer a soldabilidade do material e a depreciação de propriedades essenciais às aplicações destinadas aos equipamentos fabricados, como a resistência à corrosão (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; SILVA, 2018).

2.8 METALURGIA DA SOLDAGEM

2.8.1 Solidificação dos metais

A solidificação nos metais sucede-se através da nucleação de partículas de sólidas envoltas no material fundido, seguidas da formação de embriões e, conjuntamente com a extração de calor, prossegue com o seu crescimento em consequência ao acréscimo de novos átomos, formando finalmente os cristais e grãos. Com a ordenação cristalina e a formação do embrião, desenvolve-se uma interface que separa o metal fundido líquido do solidificado (abreviada como interface S/L), no qual é associado uma energia livre positiva que aumenta concomitantemente ao crescimento dessa interface. Dado ao fato que o embrião formado apenas sobrevive com a diminuição da energia livre total, tem-se o superesfriamento como condição indispensável para que a nucleação transcorra a fim de superar o raio crítico (r_c) necessário a criação de núcleos estáveis. Para valores de raio inferiores a r_c , os embriões serão refundidos e incapazes de crescer na fase líquida do metal (OHNO, 1988; GARCIA, 2007).

A nucleação dar-se-á de forma homogênea, com o sólido formado dentro do próprio líquido sem o auxílio de nenhum agente externo, ou heterogênea, quando há agentes nucleantes como partículas em suspensão no líquido, película de óxido, impurezas ou elementos de ligas, nos quais agem como catalizadores energéticos para a nucleação. Na soldagem, a nucleação heterogênea é preponderante, com o

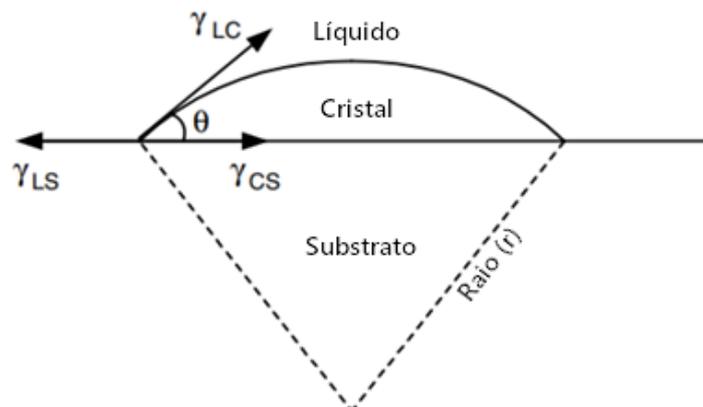
fluxo convectivo viabilizando a geração de novas pontas de dendritas na frente de solidificação e arrastá-las ao líquido, atuando então como novos agentes nucleantes. Os agentes externos citados são estáveis acima da temperatura de fusão da liga, sendo necessário pouco ou nenhum superesfriamento para a ocorrência da nucleação no processo de solidificação de uniões soldadas (KEJELIN, 2006; GARCIA, 2007; LIPPOLD, 2015).

A nucleação de um cristal em um líquido sobre um substrato encontra-se esquematizada na Figura 17, apresentando as energias de superfície da interface de cristal líquido (γ_{LC}), interface líquido-substrato (γ_{LS}) e da interface cristal-substrato (γ_{CS}). De acordo com a Equação (1), apresentada por Turnbull (1950), a barreira ΔG de energia a ser vencida para que ocorra a nucleação no substrato é dada como:

$$\Delta G = \frac{4 \times \pi \gamma_{LC}^3 \times T_m^2}{3 \times (\Delta H_m \Delta T)^2} \times (2 - \cos \theta + \cos^3 \theta) \quad (1)$$

onde T_m é a temperatura de fusão de equilíbrio, ΔH_m o calor latente de fusão, ΔT o superesfriamento abaixo de T_m e θ como o ângulo de contato. Na soldagem, os grãos do metal base da linha fusão atuam como substrato para a nucleação, sendo envolvido completamente pelo metal líquido da poça de fusão, ocasionando um ângulo de contato θ de 0° e resultando num valor nulo para a barreira energética ΔG , onde a nucleação dos cristais do substrato na junta ocorrerá sem dificuldades.

Figura 17 - Esquemático do nucleamento de um cristal sobre um substrato plano de um líquido



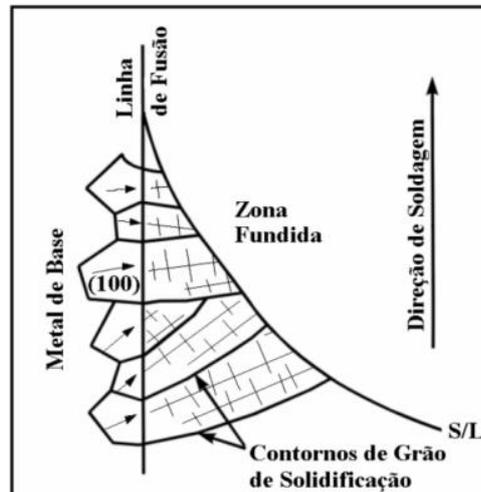
Fonte: Kou (2003)

Como cada grão cresce de um único núcleo, a nucleação se torna fundamental no controle da estrutura final devido ao tamanho do grão derivar da quantidade de núcleos estáveis disponibilizados no líquido a solidificar. Como exemplo da influência da estrutura nas propriedades do material, busca-se granulometria mais finas para se

obter uma maior resistência mecânica através de duas técnicas clássicas: por resfriamento controlado, buscando o refino do grão através de altas taxas de resfriamento, e na adição de agentes nucleantes no material líquido (GARCIA, 2007).

Para soldas autógenas (sem a utilização de metal de adição), tem-se o crescimento conhecido como epitaxial, ilustrado esquematicamente na Figura 18, onde os metais com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) ou cúbica de corpo centrado (CCC) crescem na direção preferencial $\langle 100 \rangle$. Uma vez iniciado o crescimento epitaxial, a solidificação segue em direção à linha central da solda através do mecanismo denominado crescimento competitivo, onde grãos com direções de crescimento preferenciais irão suprimir o crescimento dos demais grãos em seu entorno. Em contrapartida, quando o metal base e o metal de adição diferem em suas estruturas cristalinas, a nucleação no metal de solda sucede em locais heterogêneos do metal de base na linha de fusão, dificultando o crescimento epitaxial e exibindo desorientações aleatórias entre os grãos do metal de base e do metal de solda (DAVID, BABU e VITEK, 2003; KOU, 2003).

Figura 18 - Esquemático do crescimento epitaxial



Fonte: Kou (2003)

Kou (2003) define o superesfriamento como a diferença entre as temperatura *liquidus* de equilíbrio (T_L) e a temperatura na ponta da dendrita (T_T), sendo calculada como a soma das seguintes parcelas definidas na Equação (2) abaixo:

$$\Delta T = \Delta T_C + \Delta T_R + \Delta T_T + \Delta T_K \quad (2)$$

Onde tem-se: ΔT_C como o superesfriamento induzido por concentração, ocasionado pela segregação do soluto da ponta da dendrita ao líquido; ΔT_R como o superesfriamento induzido por curvatura, sendo suprimido pelas pontas das dendritas

devido ao seu raio de curvatura (a temperatura *liquidus* dos diagramas de fases são definidas para interfaces planas); ΔT_T como o superesfriamento térmico para quando houver uma barreira energética significativa de nucleação na transformação do estado líquido para o sólido e ΔT_K sendo o superesfriamento cinético relacionado à força motriz com que os átomos líquidos se unem aos sólidos, sendo usualmente desprezível em relação as demais parcelas da Equação (2). De acordo com as considerações apresentadas, evidencia-se a preponderância do ΔT_C sobre as demais formas de superesfriamento e, conseqüentemente, da relevância dos tópicos relacionados a segregação, difusão e precipitação para o estudo da solidificação na soldagem (DAVID, BABU e VITEK, 2003; LIPPOLD, 2015).

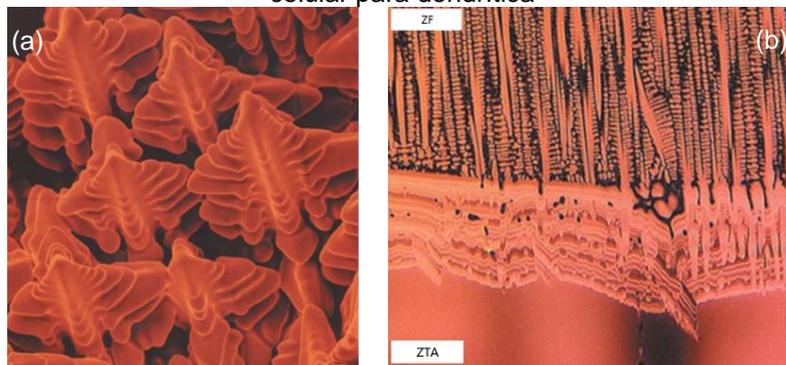
Para a solidificação em ligas metálicas, o líquido em contato com a interface S/L em avanço possui uma composição diferente da massa líquida, onde a segregação do soluto ocasiona a redução constitucional de superesfriamento ΔT_C . O excesso de soluto é rejeitado na interface S/L devido a menor concentração de soluto no sólido e, não havendo tempo suficiente para retrodifusão desse soluto, resultará em um gradiente de concentração onde o líquido imediatamente adjacente à interface S/L será mais rico em soluto que a massa líquida restante. À medida que os solutos são acumulados na interface S/L tem-se a redução do superesfriamento, na qual impede o crescimento da interface ao mesmo tempo que favorece a projeção das regiões empobrecidas de soluto ao longo do processo de solidificação. Nas regiões onde o superesfriamento resultante for maior ocorrerá um crescimento preferencial juntamente a uma maior instabilização da interface. Fatores como baixos valores de gradiente térmico no líquido junto à interface, elevado teor de soluto na liga, baixa difusividade do soluto no líquido, valores elevados ou baixos no coeficiente de distribuição de soluto (k) e altas velocidades de deslocamento da interface S/L constituem como condições favoráveis a formação do superesfriamento constitucional. Na solidificação de ligas metálicas, a redução composicional causada pelo superesfriamento é o maior responsável pela formação das dendritas (OHNO, 1988; GARCIA, 2007).

Para a solidificação em ligas metálicas, o líquido em contato com a interface S/L em avanço possui uma composição diferente da massa líquida, onde a segregação do soluto ocasiona a redução constitucional de superesfriamento constitucional (ΔT_C). O excesso de soluto é rejeitado na interface S/L devido a menor concentração de soluto no sólido e, não havendo tempo suficiente para retrodifusão

desse soluto, resultará em um gradiente de concentração onde o líquido imediatamente adjacente à interface S/L será mais rico em soluto que a massa líquida restante. À medida que os solutos são acumulados na interface S/L tem-se a redução do superesfriamento, na qual impede o crescimento da interface ao mesmo tempo que favorece a projeção das regiões empobrecidas de soluto ao longo do processo de solidificação. Nas regiões onde o superesfriamento resultante for maior ocorrerá um crescimento preferencial juntamente a uma maior instabilização da interface. Fatores como baixos valores de gradiente térmico no líquido junto à interface, elevado teor de soluto na liga, baixa difusividade do soluto no líquido, valores elevados ou baixos no coeficiente de distribuição de soluto (k) e altas velocidades de deslocamento da interface S/L constituem como condições favoráveis a formação do superesfriamento constitucional. Na solidificação de ligas metálicas, a redução composicional causada pelo superesfriamento é o maior responsável pela formação das dendritas (OHNO, 1988; GARCIA, 2007).

Durante a solidificação, a interface S/L governa o desenvolvimento das morfologias microestruturais, sendo a estabilidade dessa interface influenciada pelas condições térmicas e composicionais existentes em suas vizinhanças. O crescimento da interface poderá apresentar uma estrutura plana, celular ou dendrítica. A Figura 19 (a) exibe uma imagem da estrutura de crescimento dendrítica com suas várias ramificações, enquanto a Figura 19 (b) demonstra a mudança de morfologia de celular para dendrítica numa soldagem de uma liga à base de Ni (DAVID, BABU e VITEK, 2003).

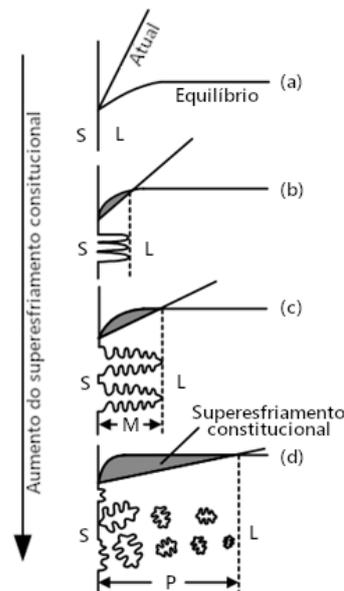
Figura 19 – Microscopias referentes a ligas de Ni onde: (a) MEV do desenvolvimento das dendritas em um cristal na soldagem de liga à base de Ni e (b) MO da mudança da morfologia das dendritas de celular para dendrítica



Fonte: David *et al.* (2003)

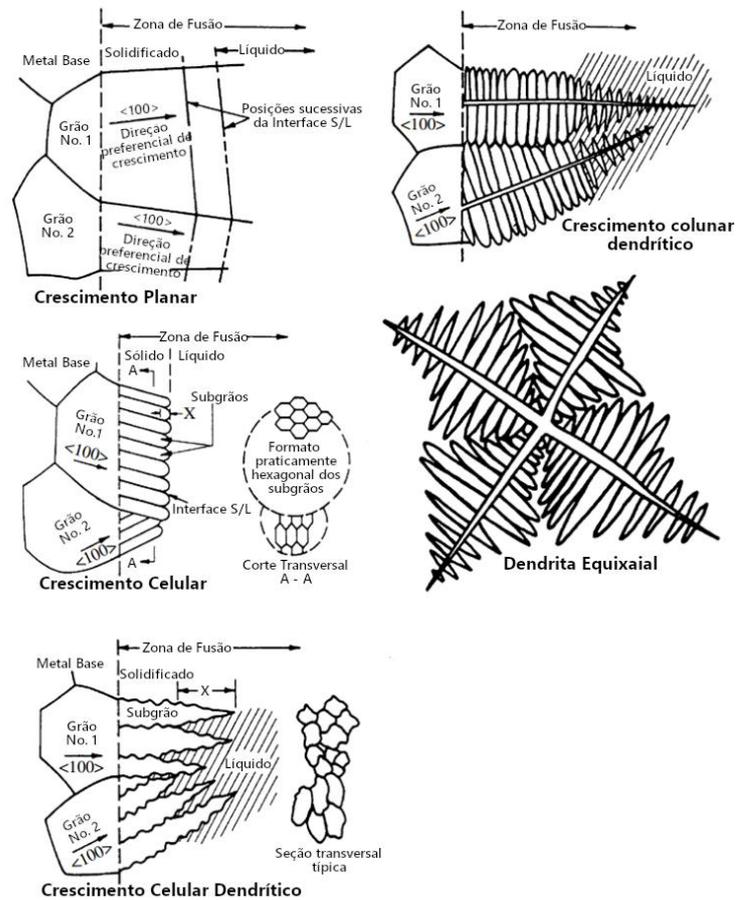
Para ser termodinamicamente estável, a interface S/L plana se divide em uma interface celular ou dendrítica para que as dendritas e células sólidas possam coexistir com o líquido interdendrítico ou intercelular, sendo denominado zona pastosa a região na qual as duas fases encontram-se em coexistência. De acordo com a Figura 20, o aumento do superesfriamento constitucional acarreta na mudança do modo de solidificação de plano até o dendrítico equiaxial. Um alto grau de superesfriamento - situação (d) da Figura 20 – acarreta numa zona pastosa tão extensa que torna favorável a nucleação de dendritos equiaxiais ao invés da extensão dos dendritos colunares existentes. A Figura 21 detalha os modos de solidificação ocorrentes nos metais, exibindo a direção de crescimento preferencial e o desenvolvimento dos grãos na interface S/L do sistema (KOU, 2003; LIPPOLD, 2015).

Figura 20 - Efeito do superesfriamento constitucional nos modos de solidificação onde: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítica; (d) equiaxial dendrítica (S, L e P sendo, respectivamente região sólida, líquida e pastosa)



Fonte: Kou (2003)

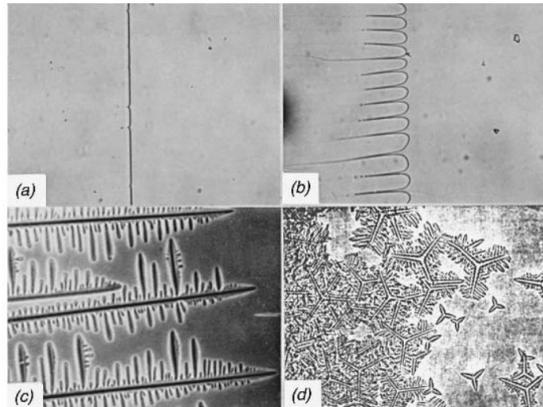
Figura 21 - Modos de solidificação ocorrentes nos metais



Fonte: Lippold (2015)

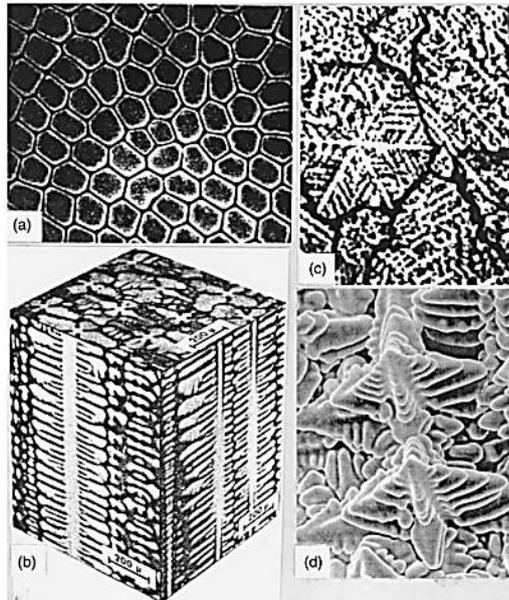
Os dois modos de solidificação mais encontrados na soldagem são os modos celular e celular dendrítico, sendo o modo planar e o dendrítico equiaxial atípicos devido a sua instabilidade e a necessidade de um elevado grau de superesfriamento constitucional, respectivamente (LIPPOLD, 2015). Os modos de solidificação planar, celular, colunar dendrítico e equiaxial dendrítico são ilustrados através da Figura 22 e Figura 23.

Figura 22 - Os modos básicos de solidificação: (a) planar; (b) celular; (c) colunar dendrítico e (d) equiaxial dendrítico



Fonte: Jackson (1971)

Figura 23 - Exemplos de estruturas de solidificação em ligas: (a) estrutura celular de uma liga Pb-Sn; (b) estrutura colunar dendrítica em uma liga de Ni; (c) dendritas equiaxiais de uma liga de Mg-Zn e (d) imagem tridimensional das dendritas numa superliga de Ni.

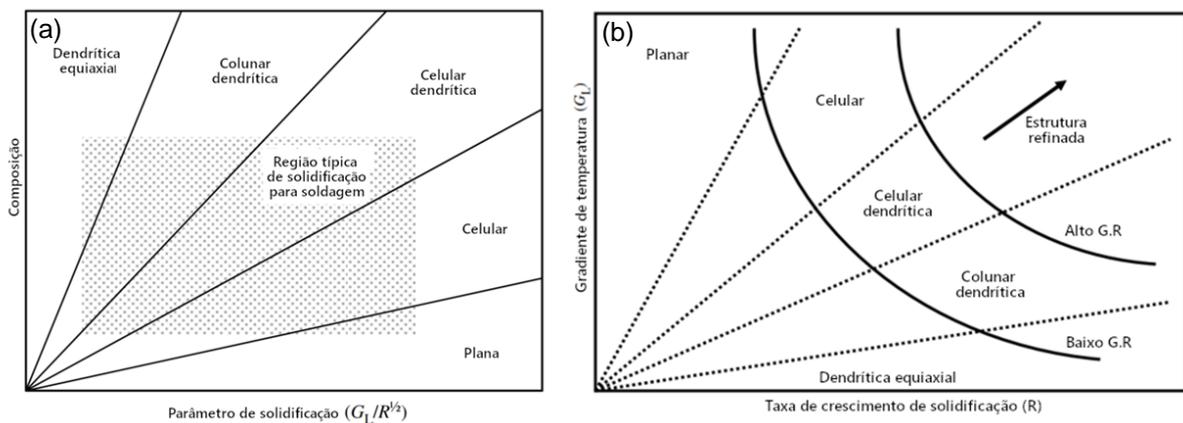


Fonte: David; Vitek (1993).

O modo de solidificação das ligas metálicas sofre influência da combinação do gradiente de temperatura (G_L), da taxa de crescimento de solidificação (R) e da composição da liga, conforme ilustrado nas Figura 24. O modo de solidificação tende a mudar de celular para dendrítico com o aumento da taxa de solidificação ($G_L/R^{1/2}$), onde a maioria das soldas solidificam-se nos modos dendríticos ou celular, conforme região hachurada indicada na Figura 24 (a). Figura 24 (b) exhibe a influência da correlação entre o gradiente de temperatura (G_L) com a taxa de crescimento de solidificação (R): ao aumento de R segue-se uma transição do modo de solidificação celular para o dendrítico, assim como o aumento da taxa de resfriamento

(representado pelo produto $G \cdot R$) resulta estruturas mais finas, sucedendo em estruturas celulares ou dendríticas (DAVID, BABU e VITEK, 2003; LIPPOLD, 2015). O aporte térmico e a velocidade de soldagem afetam substancialmente o modo de solidificação, onde uma elevada entrada de calor acarreta numa relação G_L/R menor, prevalecendo a solidificação dendrítica e, para menores aportes térmicos, tem-se uma maior relação G_L/R e, conseqüentemente, prevalência da solidificação celular (KOU, 2003).

Figura 24 – Diagramas do efeito da (a) composição e do parâmetro de solidificação ($G_L/R^{1/2}$) nos modos de solidificação e (b) gradiente de temperatura (G_L) e da taxa de crescimento de solidificação (R) nos modos de solidificação



Fonte: Lippold (2015)

2.8.2 Modos de solidificação para os aços inoxidáveis austeníticos e ligas de Ni

Os aços inoxidáveis austeníticos podem apresentar quatro modos de solidificação, apontados pelas linhas I, II, III e IV no diagrama ternário Fe-Cr-Ni da Figura 25 (MADALENA, 2013):

- Modo austenítico (Modo A - I): A solidificação principia e finaliza com a formação apenas de dendritas austeníticas (γ), seguindo a reação $L + \gamma \rightarrow \gamma$;
- Modo Austenítico-Ferrítico (Modo AF - II): A solidificação se dá com a formação inicial de dendritas austeníticas, sendo em seguida transformadas em ferrita delta (δ) entre os braços dendríticos devido a segregação dos elementos. A reação do modo AF se dá como Líquido \rightarrow Líquido + $\gamma \rightarrow$ Líquido + γ + $\delta \rightarrow \gamma$ + δ ;

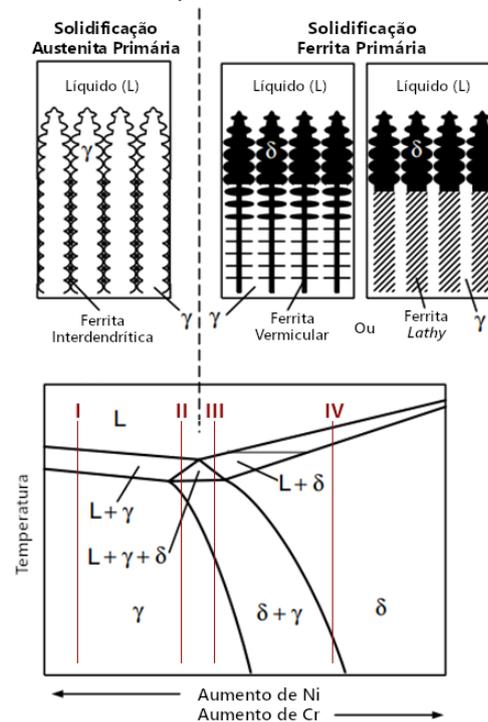
- Modo Ferrítico-Austenítico (Modo FA – III): Tem-se como primeira fase solidificada a ferrita δ na forma dendrítica, com a formação posterior da γ na interface ferrita/líquido através de uma reação peritética ou eutética, de acordo com a reação Líquido \rightarrow Líquido + $\delta \rightarrow$ Líquido + δ + $\gamma \rightarrow \delta$ + γ ;
- Modo Ferrítico (Modo F – IV): Nesse modo, obtêm-se apenas a ferrita δ na solidificação, com a austenita formando posteriormente por reação em estado sólido, seguindo a reação Líquido \rightarrow Líquido + $\delta \rightarrow \delta$.

Para o modo de solidificação A, tem-se as regiões interdendríticas enriquecidas em Cr e Ni. No modo AF, o metal de solda encontra-se enriquecido de Cr com uma redução de Ni nas regiões interdendríticas. Em contraste, para os modos de solidificação FA e F, as dendritas são enriquecidas em Cr e empobrecidas de Ni (SHANKAR *et al.*, 2003).

Os elementos presentes nas ligas e metais de adição influenciam na estabilidade das fases predominantes resultantes da solidificação. Elementos que estabilizam a ferrita como o Cr, Mo, Si, Al e Nb são denominados de alfa-gênicos, enquanto elementos como o Ni, N, C e Mn são conhecidos como gama-gênicos por estabilizarem a fase austenítica. Baseando-se na composição química da liga, o diagrama de Schaeffler da Figura 4 possibilita uma previsão da microestrutura presente no metal de solda através do cálculo do Cr_{eq}/Ni_{eq} relativo ao metal de adição e ao substrato utilizados (SCHAEFFLER, 1949; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

Em acordo com o diagrama de Schaeffler apresentado na Figura 4, as composições químicas dos aços superausteníticos e das ligas à base de Ni, como o 904L e IN625, encontram-se situados na região completamente austenítica do diagrama, ambos solidificando no modo completamente austenítico.

Figura 25 - Representação do diagrama ternário Fe-Cr-Ni com os possíveis modos de solidificação para o sistema



Fonte: Adaptado de Ritoni (2007) e Kou (2003)

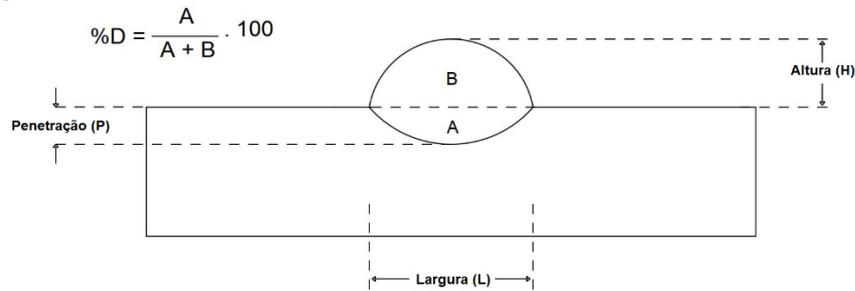
2.8.3 Diluição

Na soldagem, a diluição é o efeito da alteração composicional química no metal de solda devido ao calor e a convecção existente no metal no estado líquido, obtendo-se uma composição intermediária entre o substrato e o metal de adição utilizado. O metal de adição selecionado deverá ser capaz de acomodar a diluição do substrato, atenuando problemas metalúrgicos como a nucleação, propagação de trincas e a precipitação de microestruturas deletérias, fornecendo uma solda estruturalmente estável mesmo sob severas condições de trabalho para as quais foram projetadas. (KEJELIN, 2006; SILVA, 2018).

A diluição é a razão entre a quantidade do substrato derretido e a quantidade total de metal fundido, descrita na Equação (3) e exibida na Figura 26 abaixo (LIPPOLD, 2015):

$$Diluição (\%) = \frac{A}{A + B} \times 100 \quad (3)$$

Figura 26 - Ilustração da seção transversal do cordão e do cálculo da diluição



Fonte: Apolinário *et al.* (2019).

As diferenças composicionais presente nas soldagens DMW entre as ligas à base de Ni e os aços à base de Fe resultam na precipitação de fases nas quais prejudicam ou até comprometem a soldabilidade entre os materiais citados (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; MADALENA, 2013). Apesar do metal de solda resultante da soldagem DMW dessas ligas geralmente solidificarem no modo completamente austenítico devido ao forte efeito gamagênico do Ni, a diluição das ligas à base de Fe na solda afetam significativamente na distribuição dos elementos e na faixa de temperatura de solidificação da junta resultante. Nas áreas situadas no topo e no meio dos revestimentos encontra-se uma composição próxima ao do metal de adição utilizado: entretanto, a formação da região de transição composicional entre o metal de base e o metal de adição – típica das soldagens DMW - é fortemente influenciada pela diluição que, por sua vez, sofre influência de diversos fatores relativos aos processos de soldagem, exemplificados na Tabela 10 abaixo (BANOVIC, DUPONT e MARDER, 2002; KAH, SHRESTHA e MARTIKAINEN, 2013; MARQUES, 2018).

Tabela 10 - Variáveis influentes na diluição nos processos de soldagem

Variáveis do processo de soldagem	Efeitos na diluição
Comprimento dos arames energizados	Maior comprimento → menor diluição
Metal de solda utilizado	Materiais mais ligados → menor sensibilidade à diluição
Número de passes de soldagem	Maior número de camadas → menor diluição
Posição de soldagem	Vertical ascendente → alta diluição; Horizontal, plana e vertical descendente → baixa diluição
Técnica de soldagem	Cordões estreitos → baixa diluição; Cordões largos → alta diluição
Aporte de calor	Baixo → baixa diluição; Alto → alta diluição
Tipo de corrente e polaridade	CC- → baixa diluição; CA → diluição intermediária; CC+ → alta diluição
Velocidade de soldagem	Baixa velocidade → alta diluição; Alta velocidade → baixa diluição

Fonte: Adaptado de Marques (2018)

2.8.4 Segregação

A redistribuição de solutos na poça de fusão é ocasionada devido a segregação de elementos ocorrida durante a sua solidificação, influenciando expressivamente na microestrutura, propriedades e soldabilidade do material. Devido as soldas apresentarem uma microestrutura fina em comparação às fundições, a microsegregação ocorrente nas regiões interdendríticas, nos núcleos e nas pontas dos dendritos contribuem para o aumento da parcela de superesfriamento ΔT_R da Equação (2) devido ao efeito de curvatura mais acentuado da ponta dessas dendritas. Esse aumento do superesfriamento na ponta da dendrita ocasiona uma redução na microsegregação local, resultando numa solidificação com uma composição mais próxima da composição geral do metal de solda (DAVID, BABU e VITEK, 2003; KOU, 2003).

A microsegregação enriquece de elementos de ligas e impurezas os contornos dos grãos, criando um gradiente de concentração que diminui a temperatura de fusão dos contornos em comparação ao metal de base, acarretando a fusão desses contornos a temperaturas inferiores ao restante do material durante a soldagem

As propriedades de resistência à corrosão de ligas submetidas a ambientes corrosivos de trabalho podem ser comprometidas devido a microsegregação e redistribuição de elementos essenciais à formação da camada passiva protetora do material, como o Cr, Ni e o Mo. Por isso, os aços superausteníticos e as ligas à base de Ni são ricas nos elementos citados a fim de otimizar as propriedades eletroquímicas após a execução dos procedimentos de soldagem. Madalena (2013) aponta a microsegregação como principal fator influente na resistência à corrosão dos metais de solda de ligas 904L e IN625 por promover a formação de gradientes de concentração entre os núcleos dendríticos e as regiões interdendríticas, propiciando a precipitação de fases secundárias prejudiciais a resistência à corrosão nessas regiões.

Banovic *et al.* (2002) observaram que, durante a solidificação da soldagem realizada numa liga superaustenítica AL-6XN, ocorre a segregação do Mo preferencialmente para o líquido devido à baixa solubilidade do Mo na austenita, resultando no empobrecimento desse elemento nos primeiros sólidos formados. Ademais, a retrodifusão do Mo aos núcleos dendríticos é dificultada por essa mesma baixa solubilidade do elemento na fase austenítica, podendo comprometer a resistência da solda à corrosão preferencial. Para mitigar o efeito citado, utilizou-se

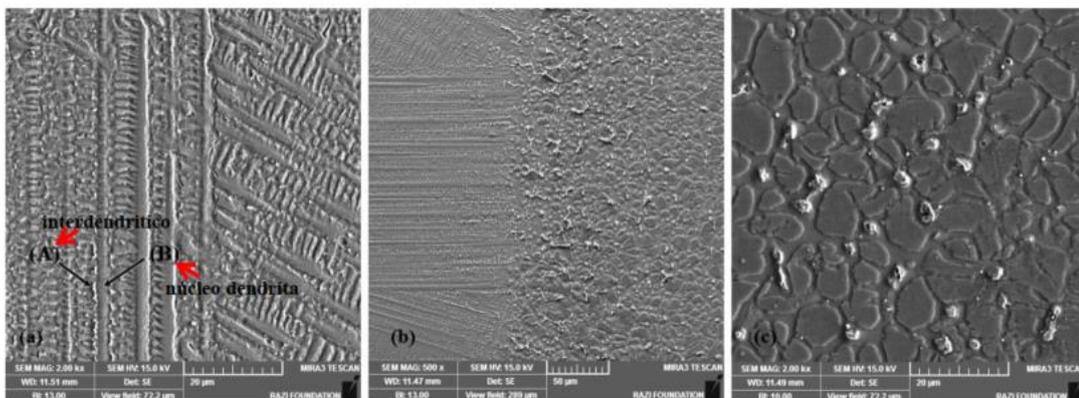
como metal de adição o IN625, rico em Mo e Ni onde, apesar de não eliminar totalmente a microsegregação, aumentam suficientemente o teor de Mo no núcleo dendrítico para promover a sua proteção à corrosão. Assim, a distribuição final de elementos de liga poderá ser controlado através da combinação entre os parâmetros de soldagem, diluição e composição do metal de adição utilizado. Trabalhos como os de (DUPONT, 1999; BANOVIC, DUPONT e MARDER, 2002) aludem a influência da microsegregação de elementos como o Cr e Mo na resistência à corrosão de aços inoxidáveis austeníticos e ligas à base de Ni.

O coeficiente de partição k , expresso pela Equação (4) abaixo, indica a relação entre a solubilidade do elemento nas fases sólidas no centro das dendritas (C_S) e líquidas nas regiões interdendríticas (C_L) ao longo do processo de solidificação (GARCIA, 2007; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; LEE *et al.*, 2018).

$$k = \frac{C_S}{C_L} \quad (4)$$

A Figura 27 exhibe uma estrutura austenítica com carbeto interdendrítico, com segregação severa do Mo e Nb (coeficientes $k < 1$) durante a solidificação do metal de solda. O superesfriamento constitucional sucede com a redução do gradiente de temperatura na interface S/L, alterando o modo de solidificação de celular para o modo dendrítico ou equiaxial, conforme ilustrado na Figura 27 (b) (KOURDANI e DERA KHSHANDEH-HAGHIGHI, 2018).

Figura 27 – Microestruturas eletrônicas de varredura de soldagem GTAW do aço austenítico 316L com o metal de adição IN625: (a) microestrutura dendrítica, (b) mudança no modo de solidificação dendrítico para o equiaxial da linha de fusão ao centro da solda e (c) microestrutura equiaxial do metal de solda



Fonte: Kourdani e Derakhshandeh-Haghighi (2018)

A Tabela 11 apresenta uma compilação de dados dos trabalhos de Silva *et al.* (2012), Sandes *et al.* (2017), Alvarães *et al.* (2020) e Alvarães *et al.* (2019), obtidos

através de análises de ponto por EDS (*Energy-dispersive X-ray Spectroscopy*) para obtenção da distribuição da porcentagem em peso dos elementos nas regiões dendríticas e interdendríticas no metal de solda, nela concatenada os valores do coeficiente k calculados através da Equação (4) para os processos de soldagem GTAW, FCAW (*Flux-cored Arc Welding*), SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*, também conhecido como eletrodo revestido) e ESSC. Independente do processo, observa-se um comportamento semelhante entre os coeficientes k de cada elemento, como o Mo migrando do núcleo para o líquido, reduzindo a resistência à corrosão nos núcleos e a forte segregação do Nb, ocasionando a precipitação de fases deletérias que serão abordadas adiante.

Tabela 11 - Coeficientes de partição k para diversos processos de soldagem

Fonte Bibliográfica	Processo de Soldagem	Metal de Base	Metal de Adição	Coeficiente de Partição (k)			
				Cr	Ni	Mo	Nb
Silva <i>et al.</i> (2012)	GTAW	A516 Gr. 60	IN625	1,02	1,03	0,95	0,50
Sandes <i>et al.</i> (2017)	ESSC	A516 Gr. 70	IN625	1,13	1,11	0,70	0,25
Alvarães <i>et al.</i> (2020)	ESSC	A516 Gr. 70	IN625	1,08	1,04	0,90	0,33
Alvarães <i>et al.</i> (2020)	SMAW	A516 Gr. 70	IN625	1,15	1,04	0,86	0,46
Alvarães <i>et al.</i> (2019)	FCAW	A516 Gr. 70	IN625	1,08	1,11	1,00	0,52

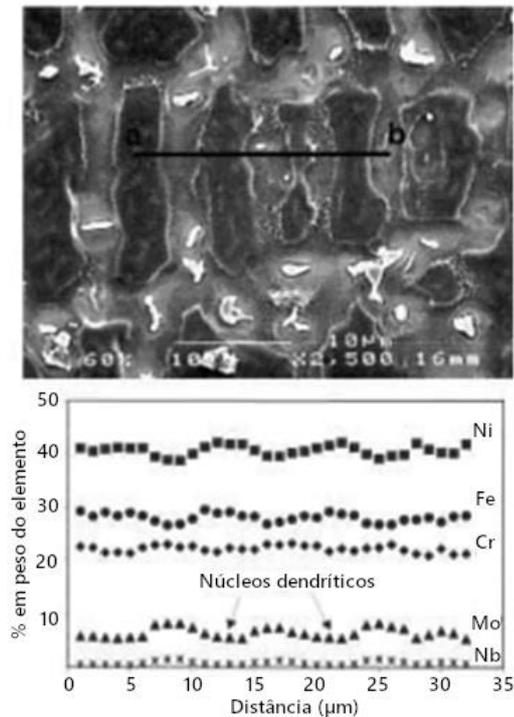
Fonte: Adaptado de Silva *et al.* (2012), Sandes *et al.* (2017), Alvarães *et al.* (2020) e Alvarães *et al.* (2019)

Para fins de proteção corrosiva, deseja-se valores do coeficiente k próximos a unidade a fim de diminuir o gradiente de concentração de elementos essenciais à resistência corrosiva após a solidificação. O aumento da diluição acarreta o aumento do teor de Fe na solda, ocasionando a diminuição do coeficiente de partição do Mo e do Nb. A máxima solubilidade do Mo na γ -Ni é 35% em peso (a 1200 °C) contra um máximo de 2,9% em peso de Mo (a 1150 °C) na γ -Fe, enquanto a solubilidade máxima do Nb em γ -Ni é de 18,2% em peso (a 1286 °C) e de 1,3% em massa (a 1210 °C) na γ -Fe. Dessa forma, conclui-se que a adição de Fe no metal de solda diminui a solubilidade de Mo e Nb na austenita, reduzindo assim os respectivos coeficientes k e resultando numa maior partição desses elementos ao decorrer da solidificação. O aumento do teor de Fe nos metais de solda de ligas superausteníticas e à base de Ni também aumentam a faixa de temperatura de solidificação devido à precipitação de fases deletérias de baixo ponto de fusão, tornando o material mais suscetível a trincas

de solidificação. Devido a segregação do Mo e Nb ser em função da composição nominal do metal de solda, o qual depende do controle da diluição no processo, os parâmetros de soldagem exercem uma influência indireta no potencial de segregação desses elementos (BANOVIC, DUPONT e MARDER, 2002; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; MADALENA, 2013; PRABU, RAMKUMAR e ARIVAZHAGAN, 2017; SANDES *et al.*, 2017).

A Figura 28 demonstra os núcleos dendríticos esgotados em Mo e Nb e enriquecidos em Fe e Ni numa soldagem DMW entre o metal de base AISA AL-6XN utilizando-se como metal de adição a liga à base de Ni IN625.

Figura 28 - MEV da solda DMW SASS AL-6XN e IN625 com 58% de diluição



Fonte: Adaptado de Banovic *et al.* (2002)

A solidificação atua diretamente na microestrutura final da zona de fusão, exercendo uma forte influência na soldabilidade, propriedades mecânicas e na resistência à corrosão das junta soldadas. A redistribuição de soluto, proveniente do comportamento do processo de solidificação, corrobora na precipitação de fases intermetálicas depreciadoras das propriedades citadas.

2.8.5 Precipitação nos aços superausteníticos e liga à base de Ni

As fases presentes nas ligas de aços inoxidáveis correspondem a descontinuidades no aço como os óxidos, sulfetos, carbeto, nitretos, ferrita derivada

da solidificação e fases intermetálicas decorrentes dos processos de soldagem ou tratamentos térmicos (FEDELE, 2004). Segundo Omar (1998), Koutsoukis (2013) e Lee *et al.* (2018), tais intermetálicos são derivados de transformações em estado sólido associadas a exposição a ciclos térmicos numa faixa de temperaturas entre 400 a 1050 °C, sendo factíveis de ocorrer na solidificação de soldagens, podendo resultar no comprometimento das propriedades mecânicas e corrosivas da solda devido ao surgimento de regiões empobrecidas em Cr e Mo.

Como visto anteriormente, o AISA 904L contém um alto teor de elementos de liga - especialmente o Cr e o Mo - necessários à precipitação de fases intermetálicas deletérias como as fases Sigma (σ), Chi (χ) e Laves (η), conhecidamente nocivas às propriedades mecânicas e corrosivas do aço inoxidável devido a criação de uma zona de depleção desses elementos em torno das fases precipitadas. Em alguns casos, devido as suas semelhanças morfológicas, são tidas como uma única fase, existindo uma competitividade direcionada pela composição química quanto as suas precipitações. Outras fases menos observadas, como a M_6C , π , R e Cr_2N , podem surgir durante a solidificação na soldagem de ligas superausteníticas (SATHIYA *et al.*, 2010; ANBURAJ *et al.*, 2012; KOUTSOUKIS, 2013; MADALENA, 2013; JORGE *et al.*, 2017; MEIRA *et al.*, 2017; LEE *et al.*, 2018).

Para os aços inoxidáveis austeníticos, segundo Padilha e Rios (2002), a precipitação dos carbetos e nitretos antecede a precipitação das fases intermetálicas, ocorrendo preferencialmente nos contornos de grãos. Tais aços apresentam teores residuais de elementos como o N, B e S, adicionados à liga para otimizar determinadas propriedades, propiciando a formação de nitretos, boretos e sulfetos durante o processo de solidificação. A Tabela 12 resume as principais possíveis fases intermetálicas precipitadas nos aços inoxidáveis austeníticos, suas composições, exemplos de ocorrência e parâmetros relacionados a estrutura cristalina do precipitado.

Tabela 12 - Fases intermetálicas, nitretos e boretos presentes nos aços inoxidáveis austeníticos

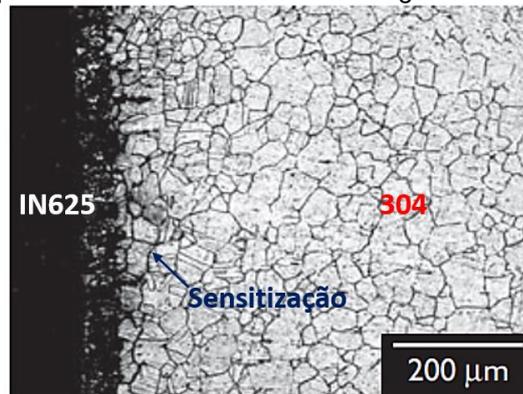
Fase	Estrutura	Composição
σ	TCC	$(Fe,Ni)_x(Cr,Mo)_y$
χ	CCC	$(Fe,Ni)_{36}Cr_{12}Mo_{10}$
Laves	Hexagonal	Fe_2Mo ; Fe_2Nb ; Fe_2Ta ; Fe_2Ti ; Fe_2W
G	CFC	$Ni_{16}Nb_6Si_7$; $Ni_{16}Ti_6Si_7$; $(Ni,Fe,Cr)_{16}(Nb,Ti)_6Si_7$;
R	Hexagonal	$Fe_{22}Mo_{18}Cr_{13}$; $(Fe,Ni)_{10}Cr_5Mo_3Si_2$
μ	Romboédrica	$(Fe,Co)_7(Mo,W)_6$; $(Cr,Fe)_7(Mo)_2(Cr,Fe,Mo)_4$

γ'	CFC	$(\text{Ni}, \text{Co}, \text{Fe}, \text{Cr})_3(\text{Al}, \text{Ti})$
γ''	TCC	Ni_3Nb
δ	Ortorrômbica	Ni_3Nb
MN	CFC	ZrN; TiN; NbN; Vn
M_2N	Hexagonal	$(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{N}$
Z	Tetragonal	CrNNb
M_2B	Ortorrômbica	$\text{Cr}_{1.04}\text{Fe}_{0.96}\text{B}$
M_3B_2	Tetragonal	FeMo_2B_2

Fonte: Adaptado de Padilha e Rios (2002)

O fenômeno da sensitização ocorre devido ao empobrecimento de Cr ao redor das fases precipitadas enriquecidas desse elemento nos contornos de grãos, apresentando um comportamento anódico em relação à matriz e podendo ocasionar a corrosão localizada dessas regiões depletadas de Cr (LIPPOLD, 2015; MARQUES, 2018). A Figura 29 exibe a sensitização próxima a linha de fusão na soldagem DMW entre a liga IN625 e o aço inoxidável austenítico 304.

Figura 29 - Sensitização próximo à linha de fusão na soldagem DMW entre as ligas IN625 e 304



Fonte: Campos *et al.* (2009)

A utilização do IN625, rico em Nb e Mo, nas soldagens DMW com aços inoxidáveis resulta na formação de precipitados de alta dureza no metal de solda. Embora a adição de elementos refratários como o Mo, W e Nb visem o aumento da resistência à fluência nas ligas, os mesmos também promovem a formação de fases TPC (TPC – *Topologically Closed Packed*) como as fases σ , μ e η (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; PRABU, RAMKUMAR e ARIVAZHAGAN, 2017). A Tabela 13 lista os principais precipitados encontrados nas ligas de Ni e suas estruturas e composições químicas.

Tabela 13 - Principais precipitados formados nas ligas de Ni e suas respectivas estruturas e composições químicas

Fase	Estrutura	Composição
γ'	CFC	$\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$
γ''	TCC	Ni_3Nb

MC	Cúbica	(Ti, Ta, Nb, Th, Zr)C
M ₆ C	CFC	Fe ₃ (Mo, W, Nb) ₃ C, Fe ₄ W ₂ C, Nb ₃ Co ₃ C, Ta ₃ Co ₃ C
M ₇ C ₃	Hexagonal	Cr ₇ C ₃
M ₂₃ C ₆	CFC	(Cr, Fe, W, Mo) ₂₃ C ₆
M ₃ B ₂	Tetragonal	(Nb, Mo, Ti, Cr, Ni, Fe, Ta, V) ₃ B ₂
MN	Cúbica	(Ti, Nb, Zr)N
δ	Ortorrômbica	Ni ₃ Nb
μ (Mu)	Romboédrica	(Fe, Co) ₇ (Mo, W) ₆
Laves	Hexagonal	Fe ₂ (Nb, Ti, Mo), Co ₂ (Ti, Ta), (Nb, Mo, Si, Ti)(Ni, Cr, Fe) ₂
σ	Tetragonal	FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo

Fonte: Cramer *et al.* (2005)

Ogborn *et al.* (1995) pontua a inexistência de qualquer fase TCP na microestrutura típica do IN625 recozido, surgindo apenas após os procedimentos de soldagem como condição de sua solidificação devido a variação pela segregação de elementos como o C, Si, Mo e Nb, resultando em constituintes interdendríticos eutéticos como o NbC, Laves e M₆C. Dupont *et al.* (2003) apresenta as temperaturas de reação de solidificação de algumas liga de Ni através da Tabela 14 abaixo.

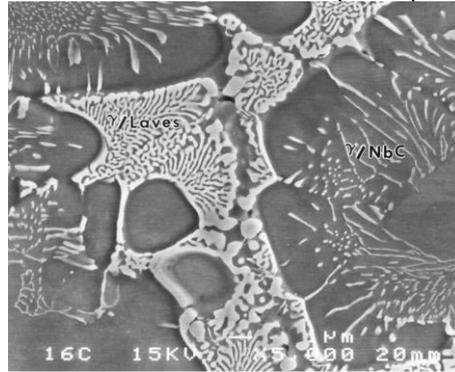
Tabela 14 - Exemplo de temperaturas de reação de solidificação para ligas à base de Ni

Liga	Temperatura Liquidus (°C)	Reação terminal solidificação	Temperatura terminal reação (°C)	Faixa temperatura solidificação (°C)
AL-6XN	1410	L → (γ + σ)	1354	54
IN622	1393	L → (γ + σ)	1285	108
IN625	1360	L → (γ + Laves)	1152	208

Fonte: Adaptado de Dupont *et al.* (2003)

A fase Laves, ilustrada na Figura 30 abaixo, possui ponto de fusão menor do que as das ligas de Ni, onde são resultantes da microsegregação de elementos de ligas em regiões interdendríticas durante processamentos térmicos, como na solidificação resultante da soldagem. A sua complexa estrutura cristalina resulta em sistemas de escorregamentos limitados, fragilizando e tornando a fase um local preferencial de nucleação e propagação de trincas, além de provocarem a perda de ductilidade da liga em baixas temperaturas. A precipitação da fase Laves é promovida através da segregação do Nb e Mo durante a solidificação, sendo associada a redução da resistência a corrosão devido à zona de depleção de Mo gerada ao seu entorno na matriz austenítica (LUKIN *et al.*, 2001; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

Figura 30 - MEV de microestrutura eutética composta pelas fases Laves e NbC



Fonte: Dupont *et al.* (1998)

A Tabela 15 apresenta as variações nas sequências de transformação devido as diferentes composições químicas nas soldagens utilizando a liga IN625, onde observa-se que as ligas com maiores teor de C suprimem a solidificação final do carbeto M_6C e a influência do teor de Si na precipitação das fases Laves e M_6C (PÉREZ, 2005).

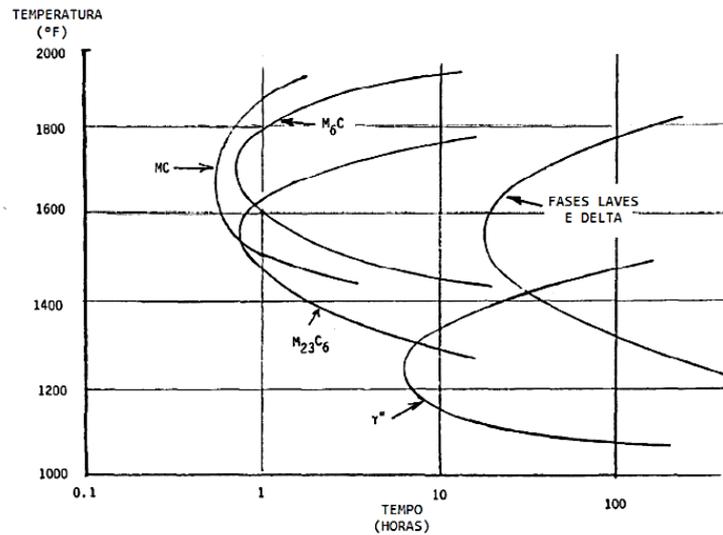
Tabela 15 - Sequências de transformações resultantes da soldagem da liga IN625 em diferentes composições

Liga	Sequência de transformação
625 (0.03 Si, 0.009 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + Laves \rightarrow \gamma + NbC + Laves$
625 (0.03 Si, 0.038 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow \gamma + NbC$
625 (0.38 Si, 0.008 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + M_6C \rightarrow L + \gamma + NbC + M_6C + Laves \rightarrow \gamma + NbC + M_6C + Laves$
625 (0.46 Si, 0.035 C)	$L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + Laves \rightarrow \gamma + NbC + Laves$

Fonte: Dupont *et al.* (2009)

De acordo com a literatura, a precipitação de fases e carbeto na liga IN625 ocorre dentro da faixa de temperatura de 550 °C a 750 °C, sendo previstas através da utilização de diagramas TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) como o exibido através da Figura 31. Através desse diagrama, nota-se previamente a precipitação dos carbeto em relação aos intermetálicos devido a cinética dos primeiros ser dirigida pela difusão do C, enquanto a difusão dos intermetálicos é realizada através da difusão de elementos substitucionais (SHANKAR, RAO e MANNAN, 2001; FLOREEN, 2002).

Figura 31 - Diagramas TTT para altas temperaturas de segundas fases presentes no IN625



Fonte: Pérez (2005)

2.8.6 Liquação

Como visto, as ligas AISI 904L e IN625 são indicadas para aplicações em meios agressivos que necessitem de uma reforçada resistência à corrosão localizada e por pites, sendo ideais para a fabricação de equipamentos das indústrias petroquímicas. Entretanto, durante a execução de processos térmicos como a soldagem, alguns fenômenos indesejáveis como a precipitação de fases deletérias, liquação, destacamento do revestimento ao longo dos contornos de grãos do tipo II e sensitização podem causar a deterioração das propriedades mecânicas e na resistência à corrosão proposta por essas ligas nas aplicações desejadas (PAREDES e D'OLIVEIRA, 2001; BRANDI, LIU e JÚNIOR, 2008).

Durante a soldagem, a composição da liga, a tensão de contração e os parâmetros de soldagem influenciam na ocorrência da liquação e, conseqüente, no surgimento da trinca de solidificação. A condição microestrutural do metal de base afeta a granulometria da ZTA, onde estruturas mais refinadas possuem uma melhor resistência às trincas de solidificação. Quanto a composição, faz-se essencial o controle de impurezas como o P, S, B, Pb e Ag intentando a redução da suscetibilidade à trinca. A aplicação de baixo aporte térmico reduzem as tensões de contração durante a solidificação, sendo favorável à redução de ocorrência dessas trincas (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

Elementos de impureza como o P, S e Si tendem a reduzir as energias interfaciais entre o líquido e o sólido, promovendo a formação do filme líquido nos contornos de grãos (LIPPOLD, 2015). A adição de Mn melhora a resistência à liquação

por se combinar preferencialmente com o S, evitando que o mesmo migre aos contornos de grão. O Nb promove a precipitação de fases e carbeto de baixo ponto de fusão, como a Laves e o NbC, nos quais são sujeitos a liquação constitucional: entretanto, em grandes quantidades, o Nb poderá desempenhar o efeito de auto cura das trincas de solidificação (ROBINSON e SCOTT, 2007; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

A liquação constitucional ocorre devido a fusão interfacial resultante da reação dos precipitados com a matriz circundante, podendo ocorrer através do mecanismo de segregação ou de penetração (LIPPOLD, 2015). Pelo mecanismo de penetração, a fusão localizada não é suficiente para a promoção das trincas devido a essas regiões fundidas se encontrarem ainda isoladas. Diante do mecanismo de crescimento de grãos, os contornos em movimento são molhados por serem movidos juntamente com o líquido, agora cobrindo totalmente esses contornos com o filme liquefeito, dificultando assim aos contornos de suportar a tensão localizada ocasionada pelo crescimento, permitindo a nucleação e propagação da trinca durante a solidificação (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

O mecanismo de segregação ocorre devido à migração por difusão dos elementos de liga e impurezas aos contornos de grão, suprimindo a temperatura de fusão local. Em elevadas temperaturas, a fusão nos contornos ocorre nas microestruturas precipitadas, sendo interceptadas por um contorno de grão móvel resultante do processo de solidificação, onde finalmente o líquido penetra e molha o contorno de grão, ocasionando o fenômeno de liquação. O mecanismo de crescimento de grãos consta como mais prejudicial – sob o ponto de vista de trincamento - do que o mecanismo de liquação (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

2.8.7 Trincas de solidificação

As trincas de solidificação - também conhecidas como trincas a quente e trincas por liquação - são defeitos ocorrentes nas soldagens devido a combinação de tensões induzidas termicamente aos contornos de grãos ricos em uma fase líquida intergranular ou interdendrítica. O metal de solda sofre tensionamentos devido às contrações de solidificação e térmica, acarretando no rompimento das películas líquidas contínuas, onde a superfície de fratura revela a morfologia dendrítica típica do metal de solda (DAVIES e GARLAND, 1975; ROBINSON e SCOTT, 2007). A literatura consolida extensivamente a faixa de temperatura de solidificação e a

segregação de soluto no líquido interfacial terminal como os principais fatores controladores da susceptibilidade à trinca por solidificação nas ligas metálicas (CIESLAK, 1991; DUPONT, MICHAEL e NEWBURY, 1999; BANOVIC, DUPONT e MARDER, 2002; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; DUPONT, 2011). Além dos principais fatores citados, Kou (2003) pontua também a importância da tensão superficial do líquido de contorno de grão, a fase de solidificação primária e a estrutura do grão como fatores metalúrgicos afetantes à ocorrência de trincas nas soldas.

A grande quantidade de elementos de liga adicionado nos aços superausteníticos e nas ligas de Ni os tornam suscetíveis a trincas de solidificação, exigindo um maior cuidado no controle metalúrgico e na seleção dos parâmetros de soldagem a fim de garantir uma boa soldabilidade (ROBINSON e SCOTT, 2007). Omar (1998) cita a importância do modo de solidificação, da microestrutura resultante e do controle de elementos de liga como o C, bem como da influência da velocidade de soldagem, do aporte térmico e da seleção do processo de soldagem na susceptibilidade de ocorrência de trincas de liquação em soldagens DMW entre aços austeníticos e ligas de Ni.

Kah *et al.* (2013) afirmam que os principais fatores à falha por trinca a quente na soldagens DMW são a composição dos metais envolvidos, diluição do processo, temperatura de fusão, condutividade térmica e coeficiente de expansão térmica dos materiais, assim como os parâmetros de soldagem influentes aos fatores citados como a velocidade de soldagem, taxa de alimentação do metal de adição, corrente de soldagem e potência do arco. Quanto a importância do balanceamento ideal da diluição no metal de solda, observa-se que altos valores são preferíveis para a redução do risco de ocorrência de trincas de solidificação: todavia, como dissertado no tópico relacionado à diluição desse trabalho, o aumento da diluição se torna prejudicial à resistência à corrosão do material (DUPONT, BANOVIC e MARDER, 2003).

Bernasovský (2005) discorre sobre o efeito benéfico na susceptibilidade de ocorrência de trinca de solidificação através da redução do aporte térmico e da velocidade de soldagem, ocasionando a redução do tamanho dos grãos, diminuição da ZTA, minimização da segregação e um menor quantitativo de fases fundidas na junta soldada. A influência do formato da poça de fusão é discutida por Dupont *et al.* (2009), afirmando que as soldas com contorno convexo ou plano são menos

suscetíveis à trinca de solidificação por distribuírem melhor a tensão em torno da solda, quando comparada às soldas com contornos côncavos.

Em geral, as ligas de Ni e os aços superausteníticos possuem uma boa soldabilidade entre si, atentando-se ao devido controle no grau de impureza e precipitados do metal de solda, essenciais ao controle da ocorrência de trincas de soldagem nas ligas que solidificam no modo completamente austenítico, como as ligas IN625 e 904L. Em acordo ao abordado em tópicos anteriores, elementos com baixos valores do coeficiente de partição k , como o P, Pb, S e B, possuem uma solubilidade muito baixa na matriz austenítica e segregam agressivamente para o líquido durante o processo de solidificação. Tais elementos tendem a ampliar a faixa de temperatura de solidificação por promover a formação de filmes líquidos de baixo ponto de fusão nas regiões interdendríticas e nos contornos de grão, prolongando a permanência dessas regiões na fase líquida e favorecendo o aumento da tendência de trincamento a quente (KOU, 2003).

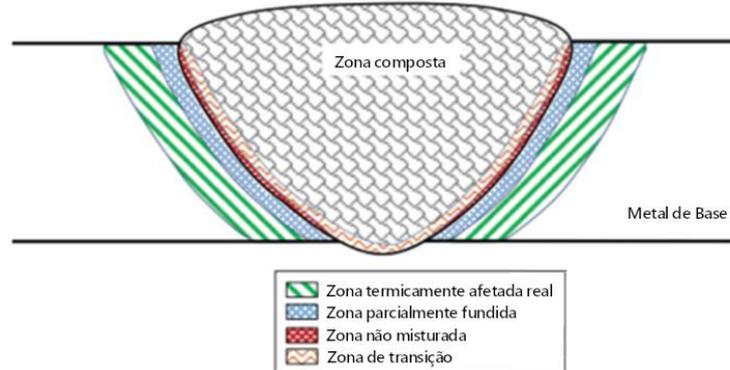
Os metais de solda solidificados no modo puramente austenítico são mais suscetíveis a trincas de solidificação devido à ausência de ferrita na sua estrutura final, a qual refina o tamanho de grão solidificado e melhora a resistência ao trincamento. Impurezas como o S e P são mais solúveis na ferrita, reduzindo a quantidade desses elementos nos contornos de grão, limitando a formação de filmes líquidos e precipitados de baixo ponto de fusão. A ferrita possui um menor coeficiente de expansão térmica em relação a austenita, além de promover uma interface ferrita-austenita mais irregular e menos energética do que a interface austenita-austenita, minimizando a probabilidade de ocorrência e propagação das trincas (PAREDES e D'OLIVEIRA, 2001; KOU, 2003; SHANKAR *et al.*, 2003; BERNASOVSKÝ, 2005).

As tensões residuais geradas durante a solidificação podem vir a romper os contornos liquefeitos fragilizados e aumentar significativamente a probabilidade de ocorrências de trincas de solidificação, principalmente para aquecimentos e resfriamentos lentos, como no caso da soldagem ESW. Nesse processo de soldagem, a transição de estruturas dendríticas celulares para colunares ocorre usualmente perto do centro da solda, apresentando ângulos obtusos nos quais podem facilitar o aparecimento de trincas de solidificação na linha de centro da junta. Tal efeito é resultante da combinação entre fatores como o gradiente de temperatura, a taxa de solidificação e elevadas velocidades de soldagem (MADALENA, 2013).

2.9 REGIÕES DE SOLDAS DMW

A Figura 32 exibe as principais regiões oriundas de uma soldagem dissimilar, onde apresenta uma Zona Composta (ZC) circundada pela Zona Não Misturada (ZNM), Zona de Transição (ZT) e Zona Parcialmente Fundida (ZPF), com tais regiões separadas do metal de base através Zona termicamente Afetada (ZTA) (MADALENA, 2013; LIPPOLD, 2015).

Figura 32 - Esquemático das regiões de soldagem presentes na soldagem DMW



Fonte: Lippold (2015)

Os processos de soldagem produzem um potente mecanismo de mistura de materiais fundidos através da combinação da geração de fluxo magnético (forças de Lorentz), forças convectivas de arraste (convecção de Marangoni), gradientes térmicos e densidade (Forças de Buoyancy), tensões superficiais e de potenciais químicos, os quais resultam na formação na ZC da junta soldada. A ZC constitui na região diluída do metal de adição no metal de base, na qual sofreu completa fusão e ressolidificação ao decorrer da soldagem, onde a microestrutura obtida é sensível à composição dos materiais e ao processo de solidificação (KOU e WANG, 1986; DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

Entre as regiões ZNM e a ZC encontra-se a ZT, constituída da região estagnada do metal de base fundido que sofreu difusão e convecção durante o ciclo térmico, apresentando um gradiente composicional intermediário entre o metal base e a poça de fusão (SAVAGE, NIPPES e SZEKERES, 1976; WANG *et al.*, 2015).

A ZPF, também conhecida como região bifásica, forma-se nas regiões que alcancem temperaturas entre as linhas *liquidus* e *solidus* durante o ciclo térmico. A ZPF é formada pela fusão dos contornos de grão que crescem durante a soldagem, juntamente a segregação de elementos responsáveis pela precipitação de eutéticos

que reduzem a temperatura de fusão na área, como os carbetos MC e as fases TPC (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

Na ZNM, conhecida como ZPD (zona parcialmente diluída), tem-se uma fração de metal base fundido e solidificado com uma mistura irrelevante do metal de adição. A ZPD será aprofundada no próximo tópico devido a extensa correlação da literatura dessa região a diversos problemas de soldagem.

2.9.1 ZPD - Zona Parcialmente Diluída

A soldagem DMW gera uma região de ordem micrométrica de pequenas zonas duras e frágeis ao longo da interface da linha de fusão, denominadas de zonas parcialmente diluídas (ZPD). Tais zonas apresentam uma composição química intermediária entre o metal de base e o de adição, sendo a ela associados problemas na solda como trincas por corrosão sob tensão, fragilização por H, falhas por fadiga e corrosão localizada. A ZPD é alternativamente denominada na literatura como zonas não misturadas, zonas de transição, zonas parcialmente misturadas e zonas duras (KEJELIN, 2006; CANTARIN, 2011).

A composição química dos materiais base e de adição, parametrização da soldagem, diferenças nas temperaturas de fusão entre os materiais, manejo do arco elétrico durante o processo e a turbulência gerada na poça de fusão são fatores influentes na formação das ZPD's. A atenuação da convecção na região da interface da poça de fusão acarreta numa mistura incompleta do metal de base e o metal de solda, gerando uma ZPD composta de microestruturas e fases deletérias como a martensita e as fases Sigma e Chi (SILVA *et al.*, 2010). Lippold (2015) cita fatores como as diferenças composicionais, viscosidade e miscibilidade entre os materiais utilizados na soldagem como crucial à formação das ZPD's.

A segregação de elementos como o Cr, Ni e Mn, ocorrente no estágio inicial da solidificação da poça de fusão, sucede-se a uma taxa superior em direção ao metal de solda do que à linha de fusão devido a limitada difusão na fase líquida e a inexistência de convecção na região da linha de fusão, resultando no perfil composicional na ZPD. A ampla variação da espessura observada ao longo da ZPD pode ser explicado pelo comportamento hidrodinâmico devido a convecção da poça de fusão, sendo fortemente influenciada pela parametrização do processo de soldagem (ORNATH, 1981). O fluxo de fluido na poça e fusão e o gradiente de temperatura ao longo do limite de fusão influenciam fortemente na formação das

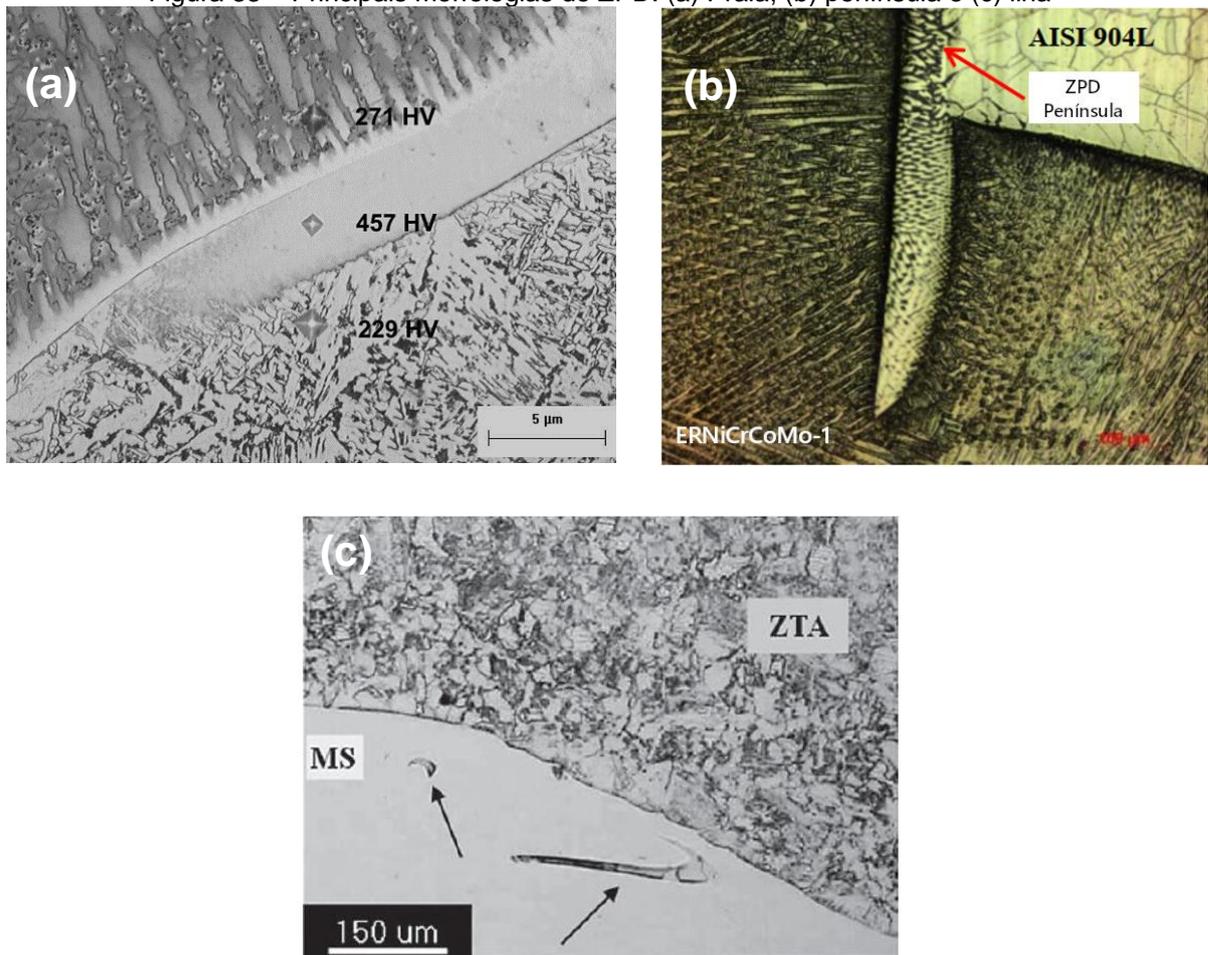
ZPD's, assim como na sua faixa de largura por afetar a distância na qual o metal de base será fundido (LIPPOLD, 2015).

Na soldagem, o controle da diluição atua na penetração do metal depositado na junta que, por sua vez, resultada no aumento das frações das ZPD's. Essas regiões possuem dureza na ordem de 400 HV, equivalente às microestruturas martensíticas, essas superiores a 340 HV (SILVA, 2018). A baixa diluição associada ao elevado aporte térmico e a alta velocidade de soldagem empregados no processo ESW mitiga a ocorrência das ZPD's quando comparado aos processos de soldagem a arco, com o ensaio de microdureza se mostrando eficaz no suporte às análises micrográficas utilizadas na identificação de tais regiões presentes ao longo da linha de fusão (SANDES *et al.*, 2017).

As ZPD's apresentam-se em diversas morfologias, distribuídas irregularmente próximas à linha de fusão. As principais estruturas encontradas são classificadas pela literatura como (KEJELIN, 2006; BEAUGRAND, SMITH e GITTOS, 2009; MARQUES, 2018; SILVA, 2018):

- Estrutura de praias (Figura 33 (a)) – Faixas de baixa espessura localizadas ao longo da ZL (internamente ou externamente à linha de fusão) entre os metais dissimilares, com evidências de descarbonização nos grãos adjacentes à ZTA.
- Estrutura de Baías ou Penínsulas (Figura 33 (b)) – São constituídas de áreas parcialmente circundada pelo metal de base, geralmente acompanhadas de praias no seu entorno.
- Estrutura de ilhas (Figura 33 (c)) – Frações de área do metal base circundados completamente pelo metal fundido. São frequentes em passes de raiz devido as variações intensificadas pelo movimento hidrodinâmico mais turbulento presente nesses tipos de soldagem, juntamente a sua alta diluição e rápido resfriamento associados, gerando uma mistura insuficiente de massa metálica das quais resultam as estruturas de ilhas.

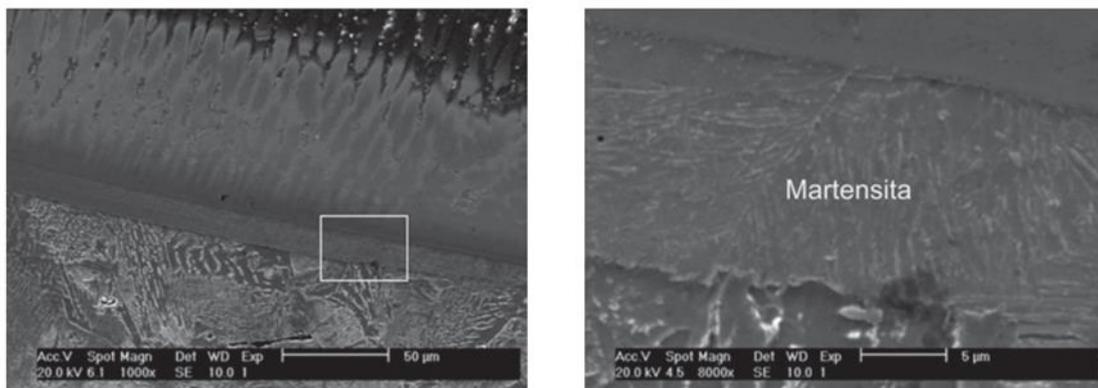
Figura 33 – Principais morfologias de ZPD: (a) Praia, (b) península e (c) ilha



Fonte: Aguiar (2010), Prabu *et al.* (2017) e Silva *et al.* (2010)

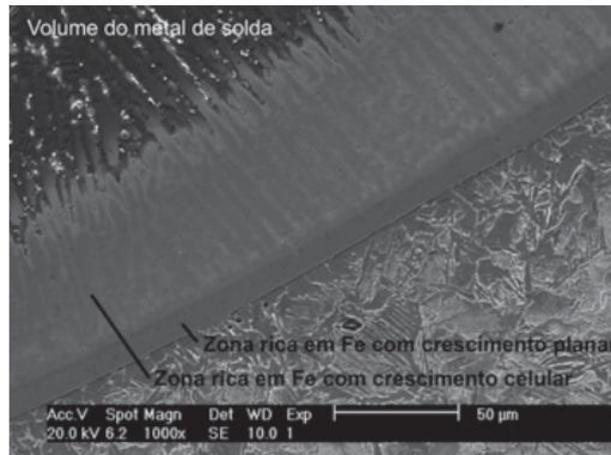
As micrografias representadas pelas Figura 34 e Figura 35 são referentes a uma soldagem DMW entre IN625 e o aço A516 Gr. 60. A Figura 34 ilustra a formação de martensita na ZPD de uma soldagem DMW, enquanto a Figura 35 exibe a interface entre uma ZT (crescimento celular) adjacente a uma ZPD (crescimento planar)

Figura 34 - Microestrutura exibindo a formação de martensita na região para uma soldagem DMW entre IN625 e A516 Gr. 60



Fonte: Silva *et al.* (2012)

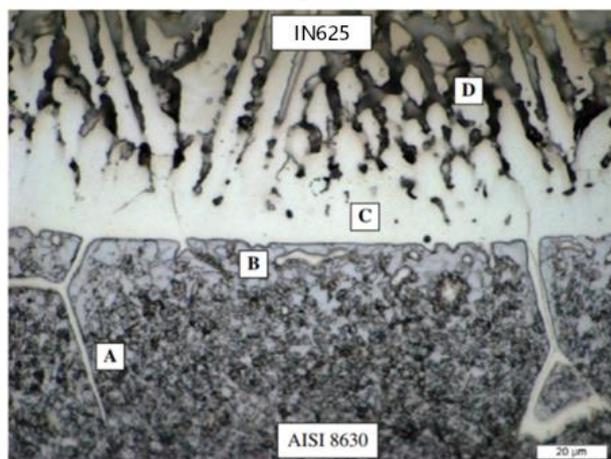
Figura 35 - Interface entre a ZT e a ZPD de uma soldagem DMW entre IN625 e A516 Gr. 60



Fonte: Silva *et al.* (2010)

A utilização do IN625 como metal de adição pode proporcionar numa ZT com crescimento planar, ilustrado pelo ponto c da Figura 36, na qual rapidamente se divide nos modos de solidificação celular e celular dendrítico, indicados na imagem pelo ponto d. A ZT tende a ser austenítica devido ao alto teor presente de Ni ao invés da martensita, resultando - para a soldagem DMW entre a liga AISI 8630 e o IN625 - numa banda austenítica de alta dureza na região de crescimento planar da solda (ALEXANDROV *et al.*, 2013).

Figura 36 - Microestrutura exibindo ZT entre a soldagem DMW entre as ligas AISI 8630 e IN625, onde: (a) penetração do metal de solda no metal de base, (b) zona de depleção de C, (c) região de crescimento planar e (d) região de crescimento celular

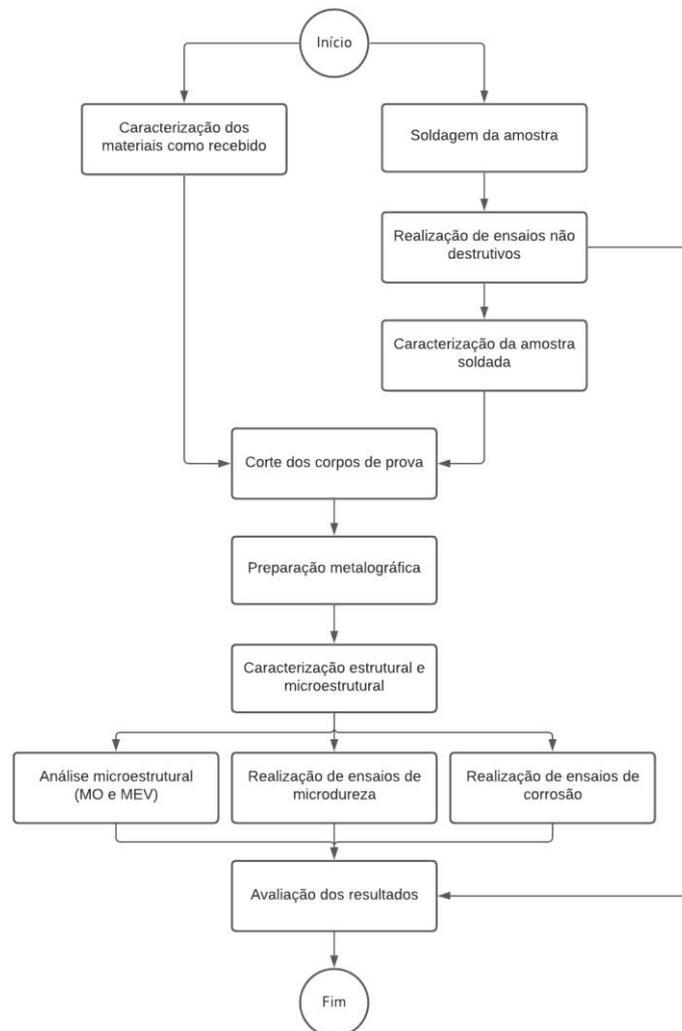


Fonte: Alexandrov *et al.* (2013)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

As etapas realizadas no presente trabalho encontram-se dispostas no fluxograma da Figura 37, os quais serão dissertados ao decorrer do atual capítulo. Todos os materiais, consumíveis, certificados, informações e procedimentos relativos à soldagem da amostra foram cedidos e realizados pela empresa Aguilar y Salas.

Figura 37 - Fluxograma do procedimento experimental aplicada à execução do referente trabalho



Fonte: O Autor (2021).

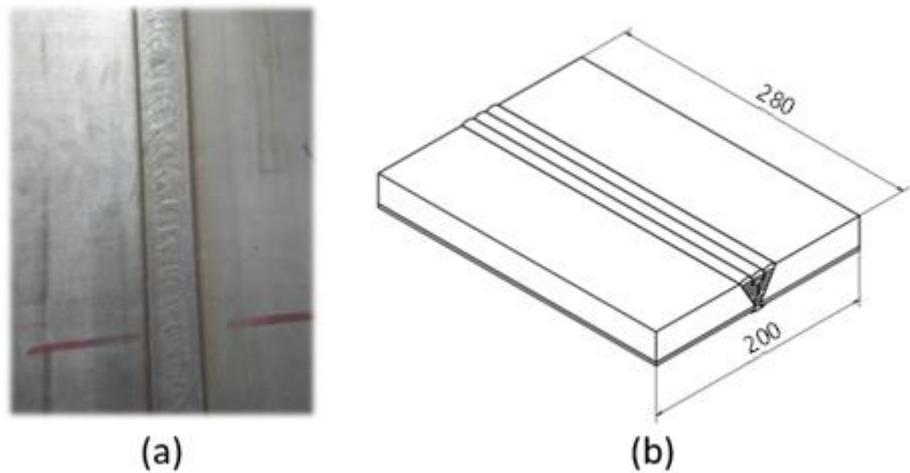
3.1 SOLDAGEM DA AMOSTRA

3.1.1 Dimensionamento dos materiais

A amostra utilizada foi confeccionada através de um soldador experiente cedido pela empresa Aguilar y Salas, o qual realizou os procedimentos de soldagem replicados dos mesmos processos, equipamentos, materiais e parâmetros do projeto

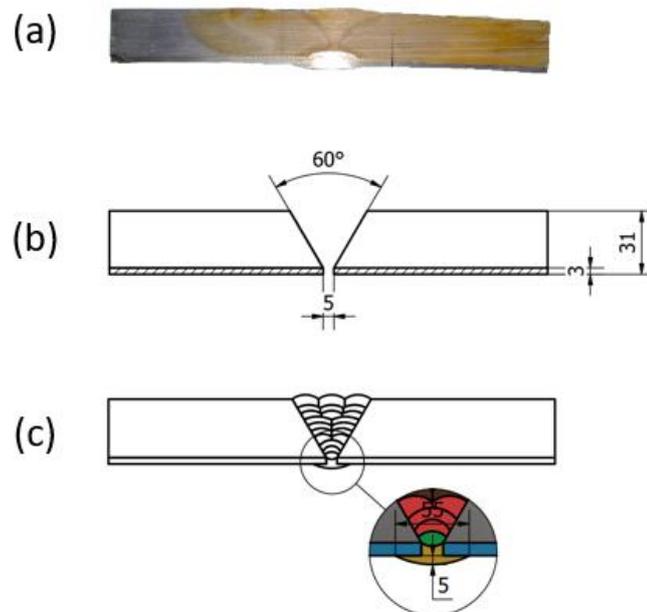
da junta original aplicada à fabricação do separador de petróleo. Todas as soldagens relativas à amostra foram realizadas na posição plana 1G. A Figura 38 e Figura 39 exibem imagens da amostra confeccionada e desenhos com suas principais dimensões, em milímetros.

Figura 38 - (a) Face superior do cordão de solda e (b) isométrico da amostra e dimensões da chapa



Fonte: O Autor (2020).

Figura 39 - (a) Corte transversal da amostra, desenhos da (b) detalhamento do chanfro e (c) detalhe referente a soldagem ESW

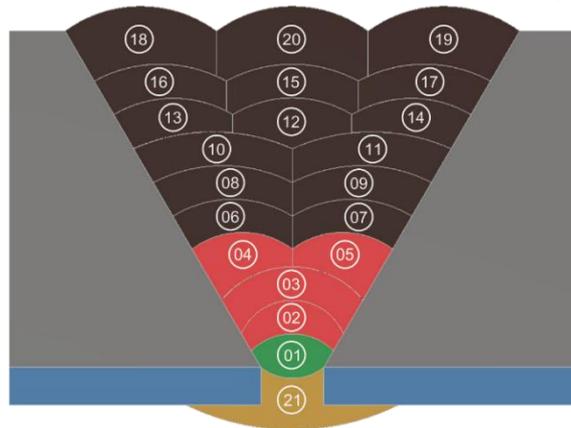


Fonte: O Autor (2020).

3.1.2 Parametrização dos processos de soldagem

A Figura 40 apresenta a sequência dos passes de soldagem realizados para a confecção da amostra, onde a Tabela 16 dispõe a parametrização para cada passe realizado indicado pela figura.

Figura 40 - Sequência das soldagens realizadas na confecção da amostra



Fonte: O Autor (2020).

Tabela 16 - Parâmetros utilizados nas soldagens indicadas pela Figura 40

ID	PROCESSO	CONSUMÍVEL	POLARIDADE	AMPERAGEM (A)	TENSÃO (V)	VEL. AVANÇO (mm/min)	ENERGIA ARCO (kJ/mm)
1	GTAW	ER70S-6	CC-	185	15	125	1,33
2	GMAW	ER70S-6	CC+	220	28,5	296	1,32
3	GMAW	ER70S-6	CC+	230	29	276	1,45
4	GMAW	ER70S-6	CC+	230	29	363	1,10
5	GMAW	ER70S-6	CC+	245	29	400	1,06
6	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	34	727	1,26
7	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	34	889	1,03
8	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	32,8	400	2,20
9	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	32,8	800	1,10
10	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	34	348	2,63
11	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	32,8	400	2,20
12	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
13	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
14	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
15	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
16	SAW	F7A2-EM12K	CC+	500	33	400	2,47
17	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
18	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
19	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
20	SAW	F7A2-EM12K	CC+	450	33	400	2,22
21	ESW	IN625	CC+	400	24	156	3,69

Fonte: O Autor (2020).

3.1.3 Equipamentos utilizados na execução dos processos de soldagem

Para o procedimento GTAW realizado no passe raiz, utilizou-se uma fonte 375 PRECISION TIG da fabricante LINCOLN ELECTRIC, ilustrado na Figura 41 (a), com uma vazão média entre 14 L/min de gás de proteção 100% Ar.

Na execução dos passes por GMAW, utilizou-se a fonte FLEXTEC 650 conjuntamente ao alimentador LF-45 da fabricante LINCOLN ELECTRIC ilustrado na Figura 41 (b), com uma vazão média de 14 L/min de gás de proteção da mistura de 82% Ar e 18% CO₂.

Nos passes realizados através do procedimento SAW e ESW, empregou-se a fonte IDEALARC associado a um controlador NA-3N, ilustradas respectivamente na Figura 41 (c) e Figura 41 (d), ambas da fabricante LINCOLN ELECTRIC

Figura 41 - Fontes de soldagem: (a) 375 PRECISION TIG, (b) FLEXTEC 650, (c) IDEALARC e (d) controlador NA-3N



Fonte: O Autor (2019).

3.2 MATERIAIS UTILIZADOS

3.2.1 Metal de base

Como metal de base para a confecção da amostra utilizada nesse estudo, utilizou-se como substrato uma chapa de aço carbono A516 Gr. 70 normalizado revestida, através do processo de soldagem por explosão, por uma camada de 3 mm do aço inoxidável superaustenítico AISI 904L. As composições fornecidas pelos fabricantes das respectivas ligas encontram-se dispostas nas Tabela 17 e Tabela 18 abaixo.

Tabela 17 - Composição química do aço A516 Gr. 70 Normalizado utilizado como substrato da chapa revestida por explosão

Composição Química (%) – A516 Gr. 70 Normalizado											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	Ti	Fe
0,15	0,31	0,114	0,015	0,0016	0,05	0,04	0,08	0,006	0,017	0,002	Bal.

Fonte: O Autor (2020).

Tabela 18 - Composição química do aço AISI 904L utilizado como revestimento na chapa revestida por explosão

Composição Química (%) – 904L										
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe
0,02	1	2	0,045	0,035	23-28	19-23	4-5	1-2	0,10	Bal.

Fonte: O Autor (2020).

3.2.2 Metais de adição e fluxos

O passe de raiz foi realizado através do processo de soldagem GTAW – representado pelo ponto 01 da Figura 40 – através da adição do eletrodo AWS 5.18 ER70S-6 com 2,4 mm de diâmetro do fabricante ESAB, cuja composição química encontra-se descrita na Tabela 19 .

Tabela 19 - Composição química do eletrodo AWS 5.18 ER70S-6 utilizado na soldagem GTAW da amostra

Composição Química (%) – ER70S-6 Φ 2,4 mm - GTAW										
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Al	Fe
0,08	0,92	1,75	0,016	0,011	0,04	0,01	0	0,003	0	Bal.

Fonte: O Autor (2020).

Após a realização do passe de raiz, realizou-se os passes relativos aos pontos 02, 03, 04 e 05 da Figura 40 através do processo de soldagem GMAW. O material de adição utilizado foi o AWS 5.18 ER70S-6 com 1,2 mm de diâmetro do fabricante ESAB, com a sua composição química disposta na Tabela 20.

Tabela 20 - Composição química do eletrodo AWS 5.18 ER70S-6 utilizado nas soldagens GMAW da amostra

Composição Química (%) – ER70S-6 - Φ 1,2 mm - GMAW												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti+Zr	Fe
0,08	0,83	1,41	0,01	0,01	0,03	0,01	<0,01	0,03	<0,01	<0,01	0,02	Bal.

Fonte: O Autor (2020).

Consequente as soldagens GMAW, realizou-se os passes dos pontos 06 ao 20 da Figura 40 pelo processo de soldagem SAW, no qual foi utilizado o eletrodo AWS A5.17 F7A2-EMK12 com 2.4 mm de diâmetro da fabricante LINCOLN ELECTRIC, onde a sua composição apresenta-se na Tabela 21. O fluxo AWS A5.17 F7A2, também da fabricante LINCOLN ELECTRIC, foi aplicado na execução do processo SAW, com sua composição exibida na Tabela 21.

Tabela 21 - Composição química do eletrodo AWS A5.17 F7A2-EMK12 utilizado nas soldagens SAW da amostra

Composição Química (%) – F7A2 EM12K - SAW													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Co	N	Fe
0,12	0,17	0,94	0,012	0,01	0,03	0,02	0,01	0,03	<0,01	<0,01	0,005	0,006	Bal.

Fonte: O Autor (2020).

Tabela 22 - Composição química do fluxo AWS A5.17 F7A2 utilizado nas soldagens SAW da amostra

Composição Química (%) – AWS A5.17 F7A2 - SAW				
C	Si	Mn	P	S
0,05	0,23	1,20	0,02	0,01

Fonte: O Autor (2020).

Por fim, a fita SOUDOTAPE IN625 (classificado como ASME II C: SFA 5.14:EQ NiCrMo-3) de 30 x 0,5 mm da fabricante Voestalpine Böhler Welding foi utilizada como metal de adição na soldagem dissimilar por ESW com o aço AISI 904L na parte interna da tubulação, representada pelo ponto 21 na Figura 40, no qual consta como foco principal de estudo do referido trabalho. A composição química da fita de IN625 é apresentada pela Tabela 23. Como fluxo do processo ESW utilizou-se, do mesmo fabricante, o SOUDOKAY RECORD EST 201 (classificado como EN 760 AS FB 2), cuja composição química encontra-se na Tabela 24.

Tabela 23 - Composição química do eletrodo IN625 utilizado na soldagem ESW da amostra

Composição Química (%) – SOUDOTAPE IN625 30 X 0,5 mm - ESW												
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe	Cu	Ti	Al	Nb	Ni
0,015	0,12	0,05	0,003	0,002	22	8,7	0,25	0,015	0,2	0,14	3,5	Bal.

Fonte: O Autor (2020).

Tabela 24 - Composição química do fluxo SOUDOKAY RECORD EST 201 utilizado na soldagem ESW da amostra

Composição Química (%) – SOUDOKRAY RECORD EST 01 - ESW							
C	Mn	Si	Cr	Mo	Nb	Fe	Ni
0,03	0,3	0,4	19,5	8	2,8	10	Bal.

Fonte: O Autor (2020).

3.3 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL E MICROESTRUTURAL

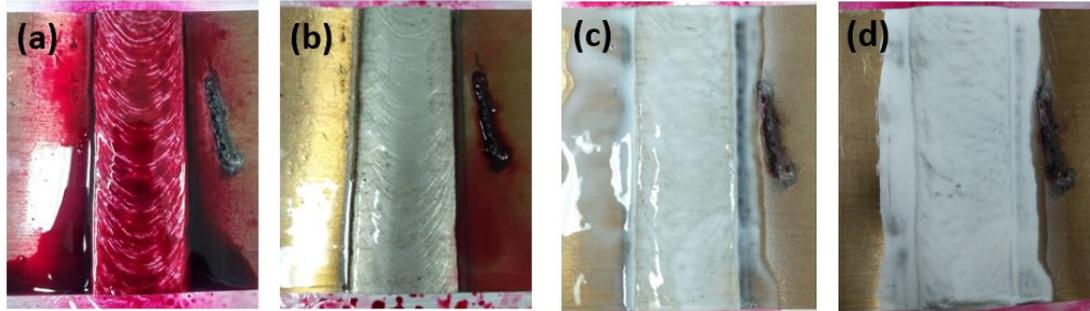
3.3.1 Radiografia

Para a verificação da integridade da soldagem realizada na confecção da amostra quanto a ocorrência de descontinuidades internas, foi realizado o ensaio não destrutivo de radiografia pela empresa DYNAMICS. Foi utilizado o irradiador portátil Sentinel modelo 880 com fonte radioativa de Ir-192, a qual possui um canal interno do tipo S composto por um tubo de titânio e urânio exaurido para a blindagem da fonte, envolvido por um revestimento removível de aço inoxidável.

3.3.2 Líquido Penetrante (LP)

O ensaio não destrutivo por líquido penetrante foi realizado previamente a etapa de corte dos corpos de prova para identificação de descontinuidades ou fissuras superficiais na solda realizada. Para o ensaio, aplicou-se o líquido penetrante Metal Check VP 30 na região soldada, sendo retirado o excesso do mesmo após o tempo de 15 minutos através do removedor Metal Check E-59. Após a limpeza manual da região, aguardou-se cerca de 10 minutos para a secagem total do local, seguido da aplicação do revelador Metal Check D-70 no qual agiu por cerca de 20 minutos. Os passos citados para a realização do ensaio encontram-se ilustrados na **Erro! Fonte de referência não encontrada..** O material utilizado no ensaio foi disponibilizado pelo INTM.

Figura 42 - Fotografias das etapas realizadas no ensaio por LP: (a) aplicação do líquido penetrante; (b) remoção do excesso do líquido penetrante na região; (c) aplicação do revelador e (d) resultado final do ensaio



Fonte: O Autor (2021).

3.3.3 Preparação Metalográfica

Os corpos de prova foram confeccionados a partir de cortes transversais da amostra realizados através da máquina de serra fita industrial Franho FM 3700 HM. A partir dos cortes transversais realizados, reduziu-se os tamanhos dos corpos de prova para a área de soldagem desejada através de cortes realizados na máquina de corte semiautomática STRUERS DiscoTom. Por fim, realizou-se o embutimento a quente dos corpos de prova através da embutidora automática Arotec PRE 40.

O lixamento dos corpos de prova foi realizado através da politriz mecanizada Arotec Aropol VV, onde utilizou-se lixas d'água de granulometrias 60, 180, 320, 600, 800, 1200 e 1500 mesh. Sucessivo aos lixamentos, os corpos de prova foram submetidos ao polimento por pasta de diamante com granulometria de 3 μm . Após o polimento, as amostras foram lavadas com álcool etílico e secadas através de um soprador térmico.

Todos os equipamentos citados nessa etapa foram disponibilizados pelo Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimentos de Materiais (INTM), locado na Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

Devido ao caráter dissimilar da soldagem realizada para a confecção da amostra, foram utilizados três diferentes ataques químicos visando a melhor revelação das microestruturas dos diferentes materiais envolvidos. O aço carbono A516 Gr. 70 foi atacado com nital 2% (mistura de 98 ml de álcool etílico PA com 2 ml de HNO_3), enquanto para as ligas AISI 904L e IN625 foram utilizados a água régia (mistura de 3 partes de HCl para 1 parte de HNO_3) e o ataque eletrolítico com ácido oxálico (mistura de 10g de ácido oxálico com 90 ml de H_2O deionizada). Parâmetros de realização dos ataques como o tempo de imersão na solução e voltagem aplicada foram variados e serão indicados nas imagens presentes do presente trabalho.

3.3.4 Microscopia Óptica (MO)

Após a realização dos ataques químicos nos corpos de prova, as microestruturas reveladas foram analisadas e adquiridas através de um microscópio óptico Zeiss modelo AXIO LAB A1 acoplado com câmera digital Axiocam 105 color, disponibilizado pelo INTM.

3.3.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Ainda para a caracterização microestrutural da amostra, utilizou-se um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Hitachi TM-3000 acoplado a um Espectrômetro de Energia Dispersiva (EDS) Bruker XFlash 430, com fonte de filamento de W, detector de elétrons retroespalhados e na tensão de aceleração de 15 kV. Também foi utilizado um microscópio TESCAN MIRA 3 acoplado com detector de EDS Oxford Instruments X-act. Os equipamentos citados foram disponibilizados pela infraestrutura do INTM.

3.3.6 Dureza por Microindentação

Para a determinação dos valores de dureza dos materiais utilizados e dos corpos de prova da junta soldada, realizou-se diversos ensaios de dureza Vickers através do Microdurômetro Durascan Emcotest G5, o qual também foi disponibilizado pela estrutura do INTM. As cargas utilizadas nos ensaios de dureza foram de 0,3 e 0,02 kgf, ambas aplicadas durante um tempo de 15 segundos para cada indentação realizada.

3.3.7 Difração de Raios X (DRX)

Para o auxílio da caracterização e identificação das fases presentes da junta soldada da amostra, realizou-se a análise DRX através do difratômetro Shimadzu Labx-XRD 6000, com a seguinte parametrização: ânodo de cobre com comprimento de onda Cu-K α (1,5406 Å), faixas de medição de 30° a 105°, passo angular de 1°/minuto, voltagem de 40 KV, corrente de 10 mA e fendas divergentes (DS) e de espalhamento (SS) de 1°. O ensaio foi conduzido na Universidade Federal do Piauí - UFPI.

3.3.8 Ensaio de corrosão por Voltametria Cíclica

Para a avaliação da resistência à corrosão da soldagem executada, realizou-se os ensaios de Voltametria Cíclica (CV) em conformidade com os requisitos

apresentados pela norma ASTM G61-86 (2018). Configurou-se a célula eletroquímica utilizando um contra eletrodo de Pt, juntamente a um eletrodo de referência Ag/AgCl saturado e uma área exposta de 1 cm² do corpo de prova como eletrodo de trabalho, sendo empregado como eletrólito uma solução aquosa de NaCl à 3,5% de concentração. Para a execução do ensaio, utilizou-se uma taxa de varredura de 10 mV/s, com o potencial variando de -0,5 V até 1,2 V em relação ao eletrodo de Ag/AgCl saturado. O potenciostato AUTOLAB 127N conjuntamente ao software Nova Autolab foram utilizados nas aquisições dos dados durante a realização do experimento. O ensaio foi executado no Laboratório de Microscopia e Microanálise do CETENE.

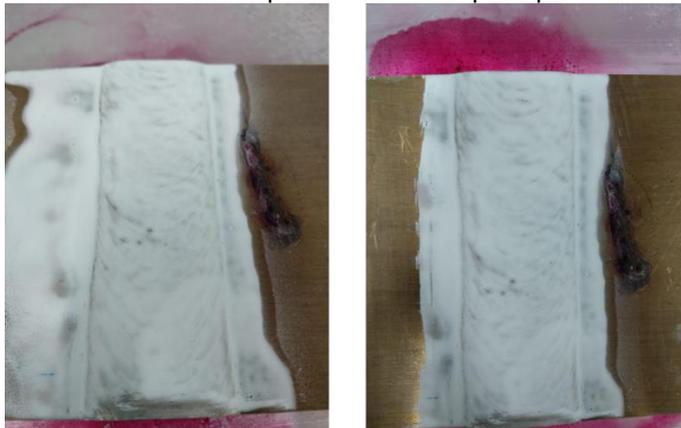
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 INTEGRIDADE DA JUNTA SOLDADA

Após a realização da soldagem, a junta foi submetida a ensaios de tração, dobramento, dureza e análises metalográficas para verificação de integridade mecânica da solda, conforme relatório apresentado pelo Anexo A, não apresentando descontinuidades e aprovado segundo os critérios de aceitação das normas de referência ASME VII DV 1 (2017a) e ASME IX (2017b).

O ensaio de líquido penetrante executado não revelou nenhuma descontinuidade superficial, conforme ilustrado na Figura 43. O ensaio radiográfico considerou a amostra isenta de defeitos, em acordo com o apresentando no relatório de registro de resultados, anexado no Anexo B, onde os parâmetros utilizados na realização do ensaio encontram-se apresentados no Anexo C.

Figura 43 – Fotografia do resultado revelado pelo ensaio de líquido penetrante na junta soldada

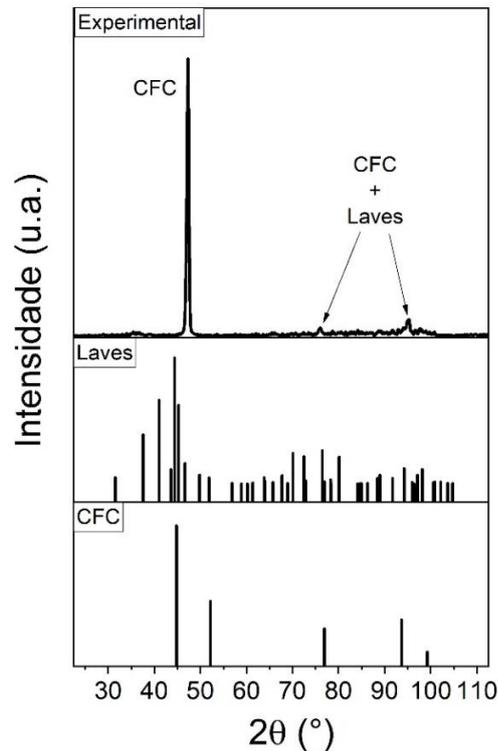


Fonte: O Autor (2021).

4.2 ANÁLISE DA DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

As análises realizadas através dos difratogramas realizados na superfície externa da solda da amostra confeccionada é apresentada pela Figura 44, onde indica a presença da fase γ -Ni (austenita - CFC) juntamente a picos associados a fase Laves, ambas esperadas em acordo com as fases e precipitados para as ligas 904L e IN625 apresentadas pela reação de solidificação exposta na Tabela 14.

Figura 44 - Difratoograma de DRX relativo à análise da amostra soldada experimental

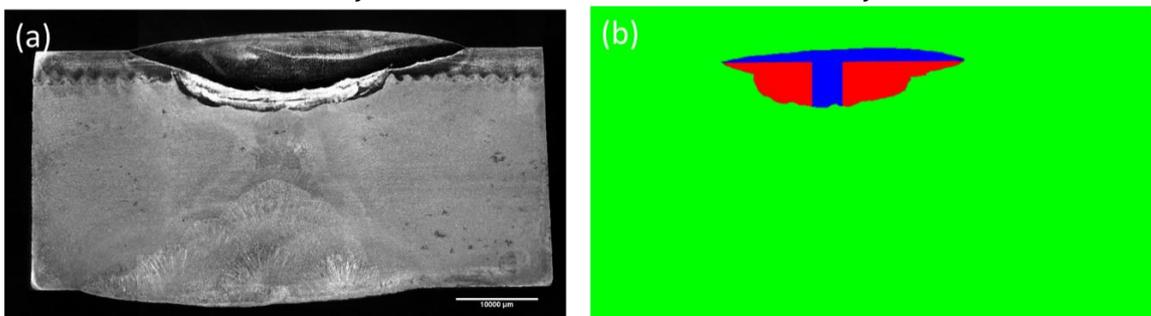


Fonte: O Autor (2021).

4.3 CÁLCULO DA DILUIÇÃO DO PROCESSO ESW

Para o cálculo da diluição da solda realizada pelo processo ESW a partir da Figura 45 (a), delimitou-se as áreas conforme a Figura 45 (b) e aplicou-se a Equação (3), obtendo como resultado uma diluição de 59% para o processo ESW, responsável pela união final da região da liga 904L da chapa cladeada (na qual o substrato de A516 já se encontrava unido pelas soldagens anteriores) utilizando como metal de adição a fita de IN625.

Figura 45 – (a) Imagem obtida por macrografia do corte transversal da junta soldada e (b) classificação das áreas utilizadas no cálculo de diluição

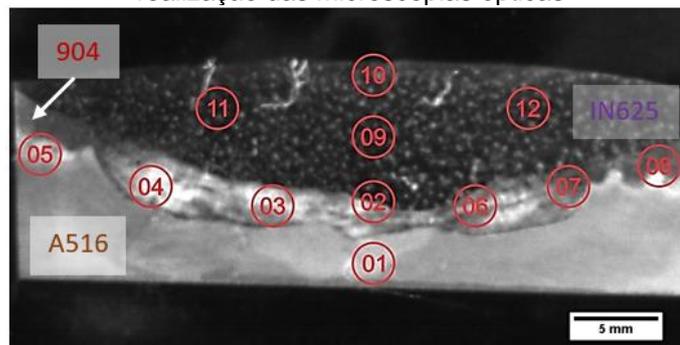


Fonte: O Autor (2021).

4.4 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ÓPTICA (MO)

As regiões analisadas através de microscopia óptica seguem o mapeamento das regiões nos seguintes 12 pontos dos corpos de prova soldados (P01 até P012), indicados pela Figura 46. A descrição das imagens obtidas serão identificadas nas suas legendas pela região na qual foram extraídas da amostra, juntamente com a ampliação utilizada e o ataque aplicado para revelação das microestruturas expostas.

Figura 46 – Imagem obtida por microscopia óptica para o mapeamento dos pontos utilizados na realização das microscopias ópticas

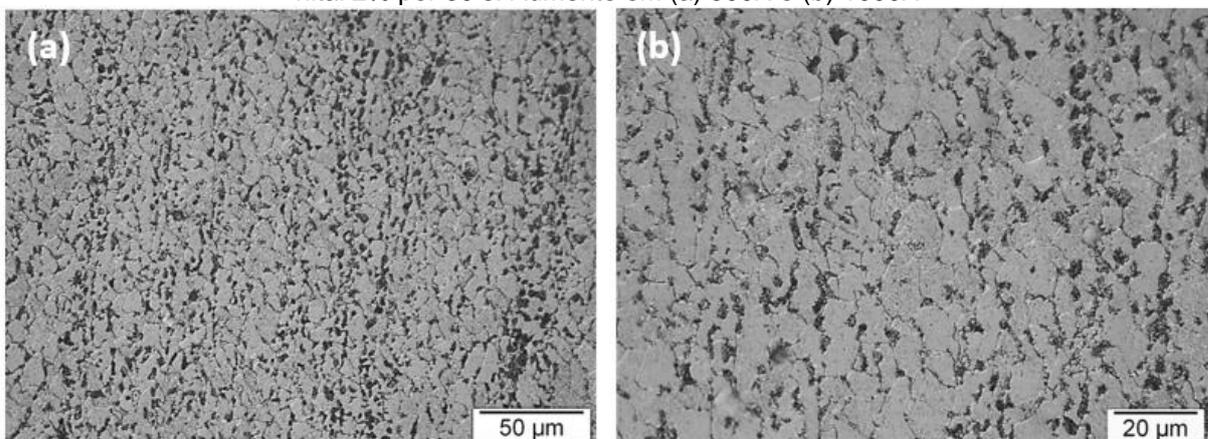


Fonte: O Autor (2020).

4.4.1 A516 Gr. 70

A microestrutura do aço A516 Gr. 70 normalizado na condição como recebido é exibida na Figura 47, apresentando uma matriz ferrítica contendo uma distribuição homogênea de perlita.

Figura 47 - Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura do aço A516 Gr. 70. Ataque em nital 2% por 30 s. Aumento em (a) 500X e (b) 1000X

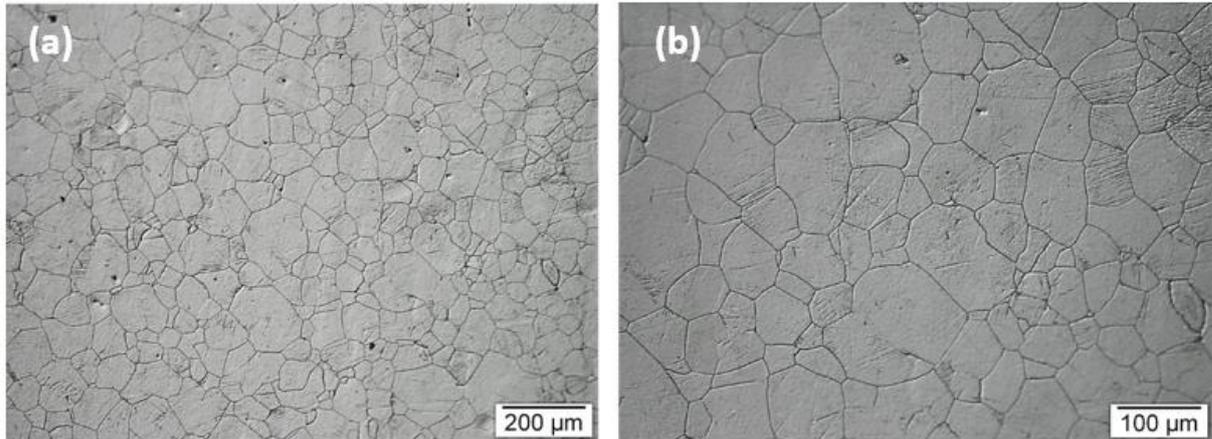


Fonte: O Autor (2020).

4.4.2 AISI 904L

A Figura 48 exibe a microestrutura do aço AISI 904L na condição como recebido, apresentando um conjunto de grãos austeníticos equiaxiais.

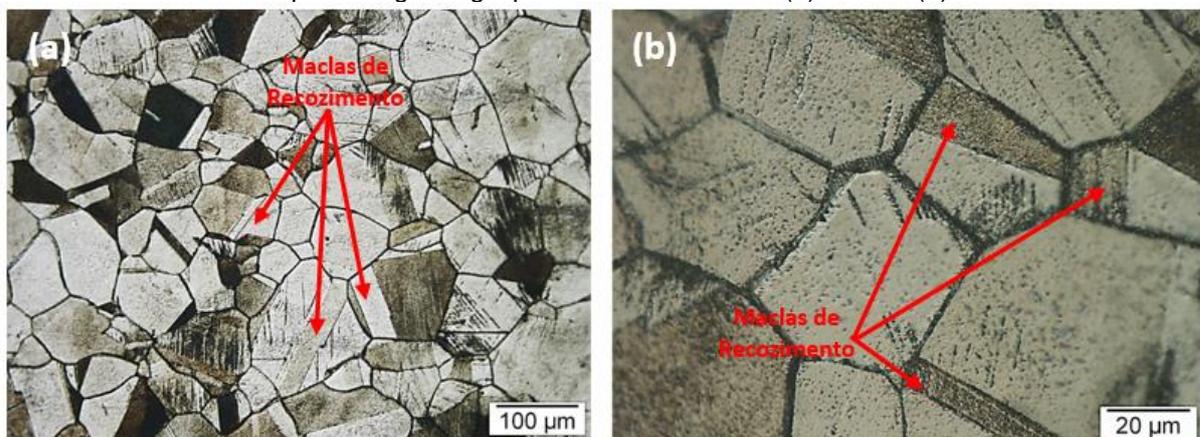
Figura 48 - Imagem obtida por microscopia óptica da microestrutura completamente austenítica do aço AISI 904L. Ataque em água régia por 20 s. Aumento em (a) 100X e (b) 200X.



Fonte: O Autor (2020).

A Figura 49 exibe a presença de maclas de recozimento na microestrutura do aço AISI 904L, as quais são facilmente identificadas pelos seus contornos retilíneos contrastantes com o restante da estrutura. Segundo Gertsman *et al.* (1994) e Rollet *et al.* (2017), tais maclas são descontinuidades lineares interfaciais frequentemente encontrados em estruturas cristalinas CFC devido a energia de defeito de empilhamento resultantes do tratamento térmico de recozimento aplicado ao material durante a sua fabricação, podendo afetar propriedades como a resistência à corrosão e vida útil do material sob fadiga.

Figura 49 - Imagem obtida por microscopia óptica de maclas de recozimento presentes do aço AISI 904L. Ataque em água régia por 50 s. Aumento em (a) 500X e (b) 1000X.

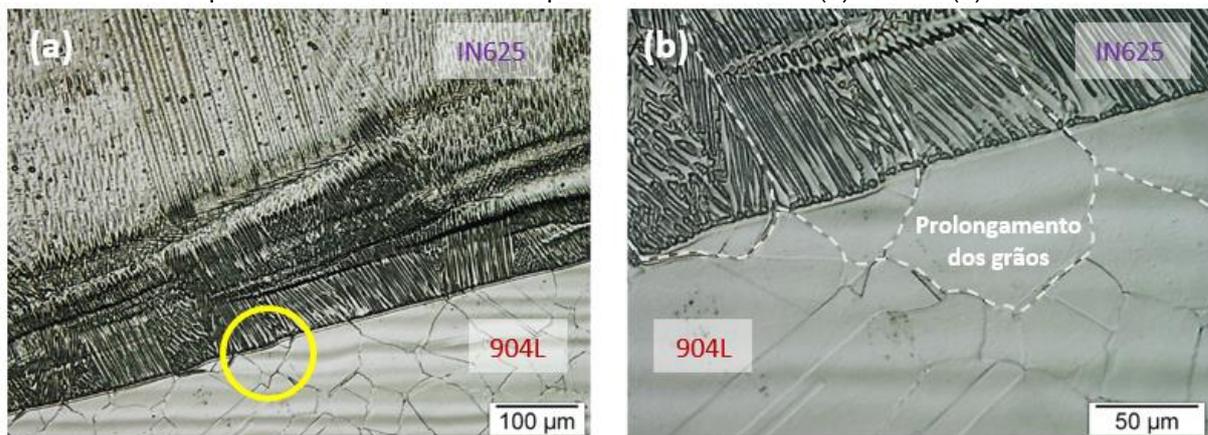


Fonte: O Autor (2020).

4.4.3 Crescimento epitaxial na ZF

O início da solidificação na ZF sucede-se através do crescimento epitaxial, onde os grãos da ZF crescem seguindo a orientação cristalina dos grãos da ZTA. Após iniciada, a solidificação segue do centro da ZF para o centro da solda paralelamente a direção do máximo gradiente de temperatura através do crescimento competitivo de grãos, no qual prevalece os grãos com orientações favoráveis a essa direção, suprimindo o crescimento dos demais grãos com direções menos favorecidas (KEJELIN, 2006; NEVES *et al.*, 2009; SANTOS, 2012). A Figura 50 representa um exemplo do crescimento epitaxial ocorrente na amostra soldada, com o metal líquido do metal de adição IN625 solidificando como um prolongamento dos grãos do metal base 904L.

Figura 50 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento epitaxial na região P12. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X



Fonte: O Autor (2021).

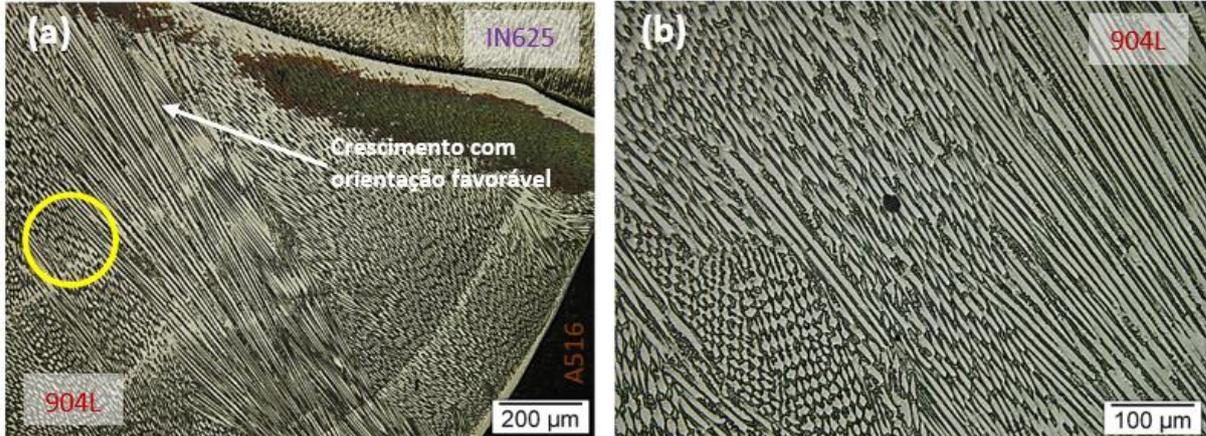
A continuidade promovida pelo crescimento epitaxial se torna conveniente a solda pela redução de concentradores de tensão resultantes das bruscas mudanças de direção de solidificação, principalmente em relação às trincas, visto que tal soldagem DMW em questão já possui uma alta tendência a trincas a quente devido ao modo de solidificação austenítico e a alta segregação, precipitação e liquação a ela associada, previamente dissertada na revisão bibliográfica do presente estudo.

4.4.4 Crescimento competitivo de grãos

A Figura 51, Figura 52 e Figura 53 ilustram exemplos do mecanismo de crescimento competitivo de grãos em diversas direções, ocorridos na ZF da amostra fabricada. Observa-se uma maior velocidade de crescimento para as dendritas e

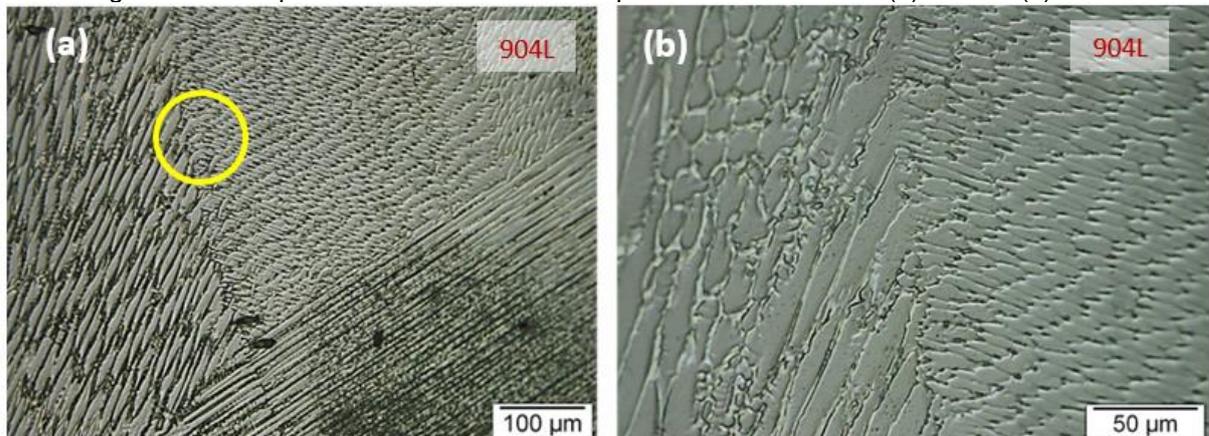
células com menor ângulo entre seu eixo principal e a direção do máximo gradiente de temperatura, impedindo o crescimento de grãos vizinhos com orientações menos favoráveis.

Figura 51 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento competitivo de grãos na região P06. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 100X e (b) 200X.



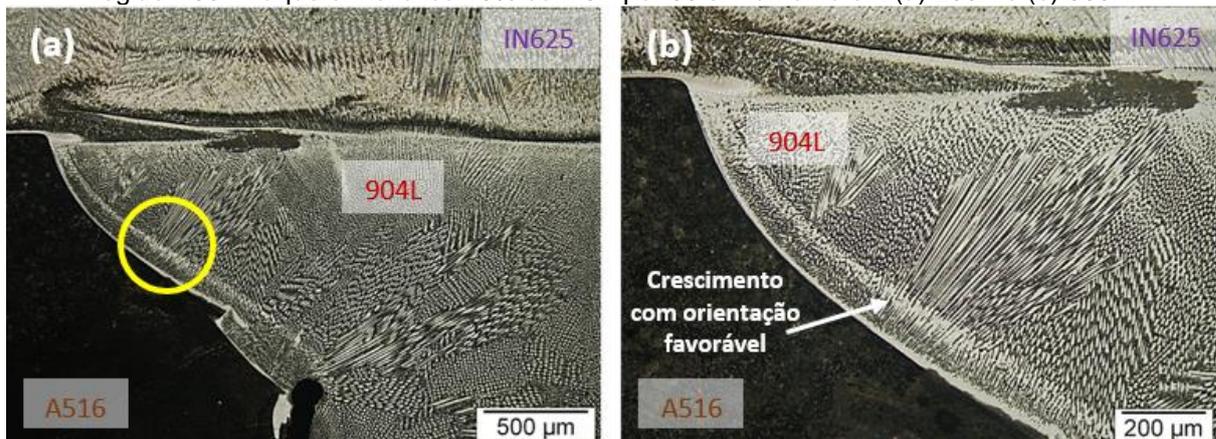
Fonte: O Autor (2020).

Figura 52 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento competitivo de grãos na região P04. Ataque em oxálico 10% com 5V por 60 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.



Fonte: O Autor (2020).

Figura 53 - Imagem obtida por microscopia óptica exibindo o crescimento competitivo de grãos na região P03. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.

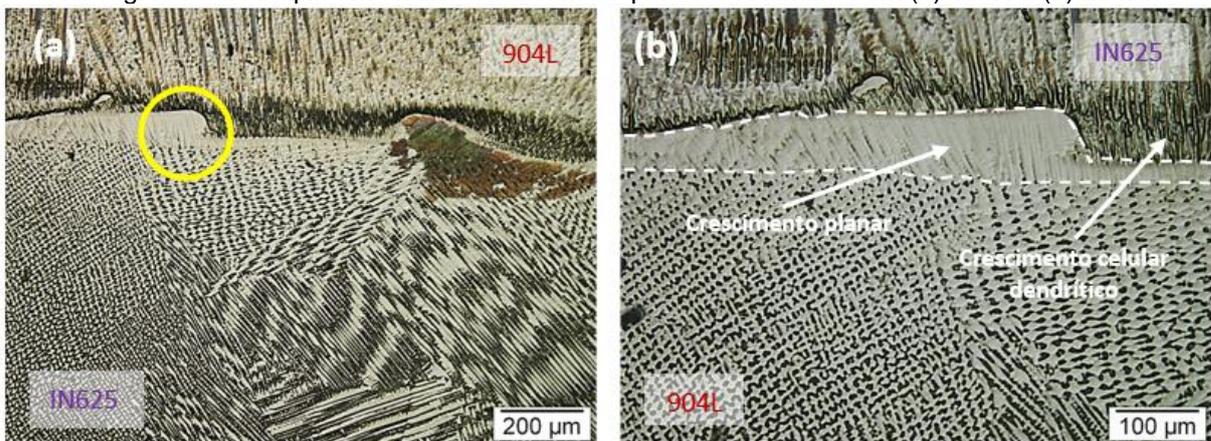


Fonte: O Autor (2020).

4.4.5 Estruturas de solidificação no metal de solda

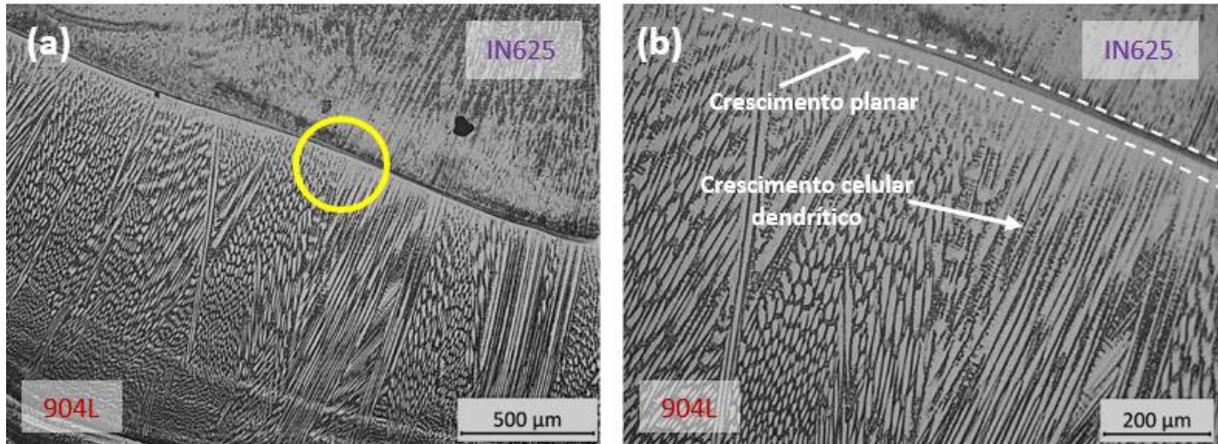
Os baixos valores da taxa de solidificação inerentes ao processo de soldagem ESW favorecem o crescimento planar, facilitando a difusão do soluto da interface de solidificação para o líquido. A predominância do superesfriamento constitucional devido ao elevado gradiente térmico, ocasionado pela diferença entre a temperatura da linha *liquidus* e a interface S/L, acarreta no surgimento do modo de solidificação planar. O gradiente térmico é então reduzido devido a segregação do soluto e ao aumento da diferença da temperatura citada, tornando o efeito do superesfriamento constitucional importante à desestabilização da frente de solidificação planar da interface S/L para crescimentos celulares, colunares e dendríticos. A solidificação planar nas soldagens DMW ocorre devido a mistura insuficiente entre os materiais ainda em estado líquido durante o processo de soldagem, resultando em composições químicas e propriedades divergentes do restante do metal de solda (SANTOS, 2012; MARQUES, 2018). A Figura 54, Figura 55 e Figura 56 ilustram a transição do crescimento planar para o celular dendrítico ocorrentes nas interfaces dos materiais na linha de fusão da solda realizada na amostra em estudo.

Figura 54 - Imagem obtida por microscopia óptica das estruturas de crescimento planar e dendrítica na região P08. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s . Aumento em (a) 100X e (b) 200X.



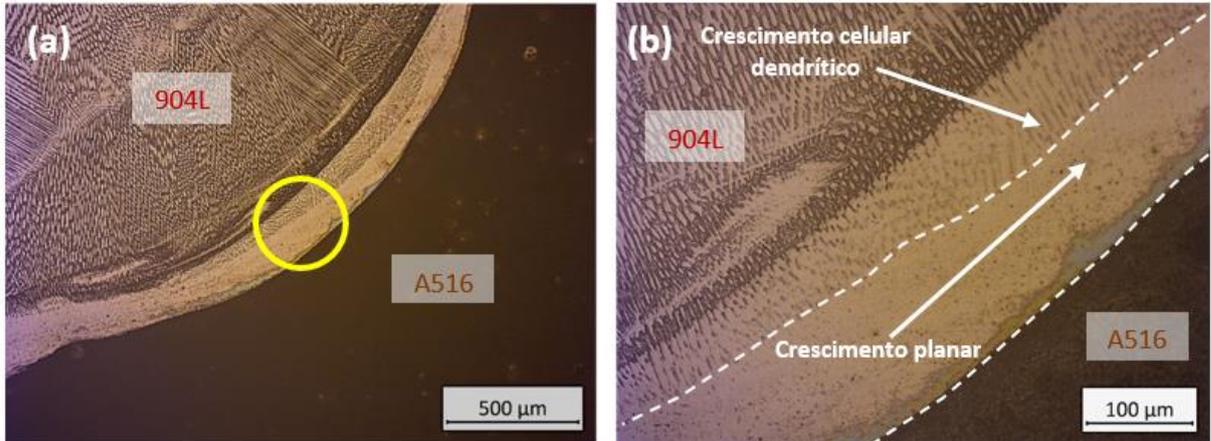
Fonte: O Autor (2020).

Figura 55 - Imagem obtida por microscopia óptica das estruturas de crescimento planar e dendrítica na região P04. Ataque em oxálico 10% com 4V por 20 s. Aumento em (a) 50X e (b) 100X.



Fonte: O Autor (2020).

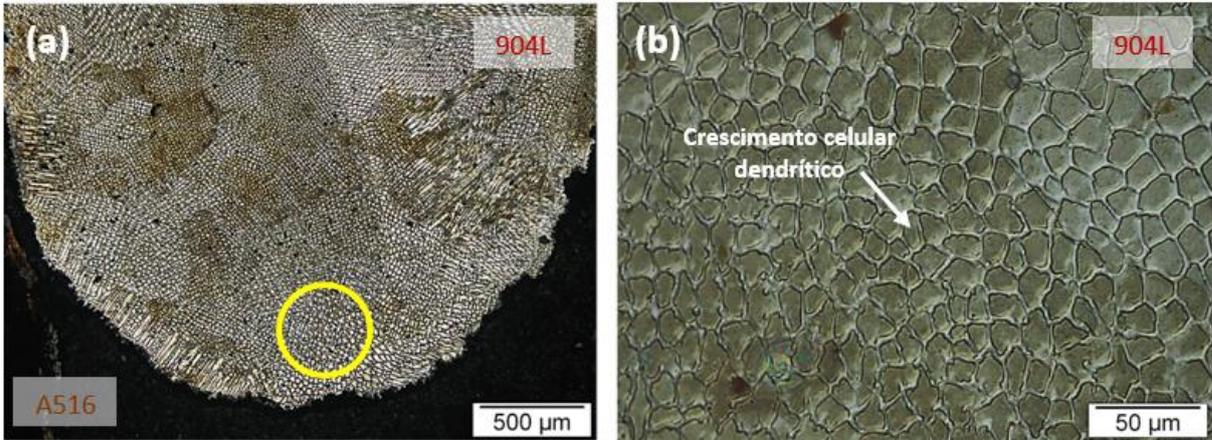
Figura 56 - Imagem obtida por microscopia óptica das estruturas de crescimento planar e dendrítica na região P06. Ataque em oxálico 10% com 4V por 20 s. Aumento em (a) 50X e (b) 200X.



Fonte: O Autor (2020).

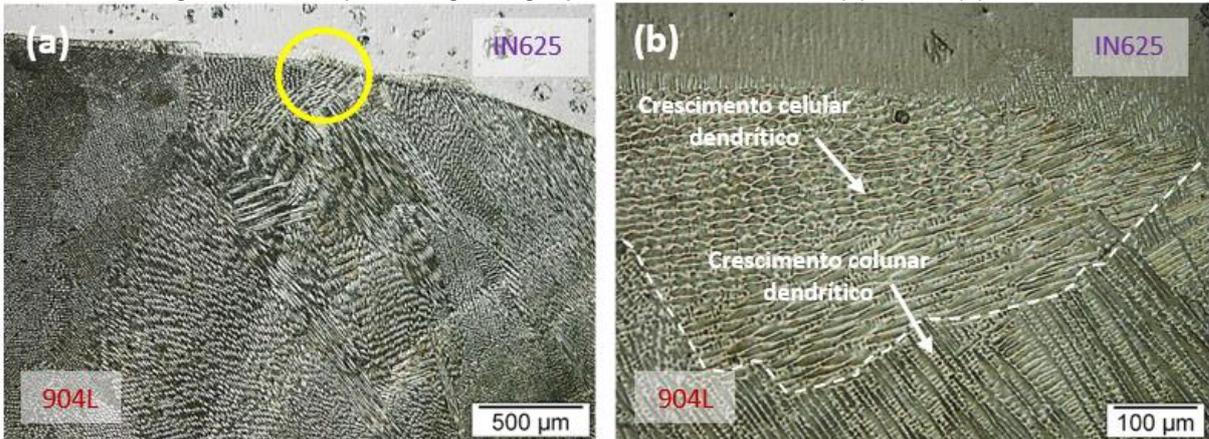
A microestrutura das interfaces entre os materiais e o metal de solda apresenta uma matriz austenítica, com predominância no modo de solidificação celular dendrítico e colunar dendrítico, ilustradas na Figura 57, Figura 58 e Figura 59.

Figura 57 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento celular dendrítica na região P01. Ataque em água régia por 120 s. Aumento em (a) 50X e (b) 500X.



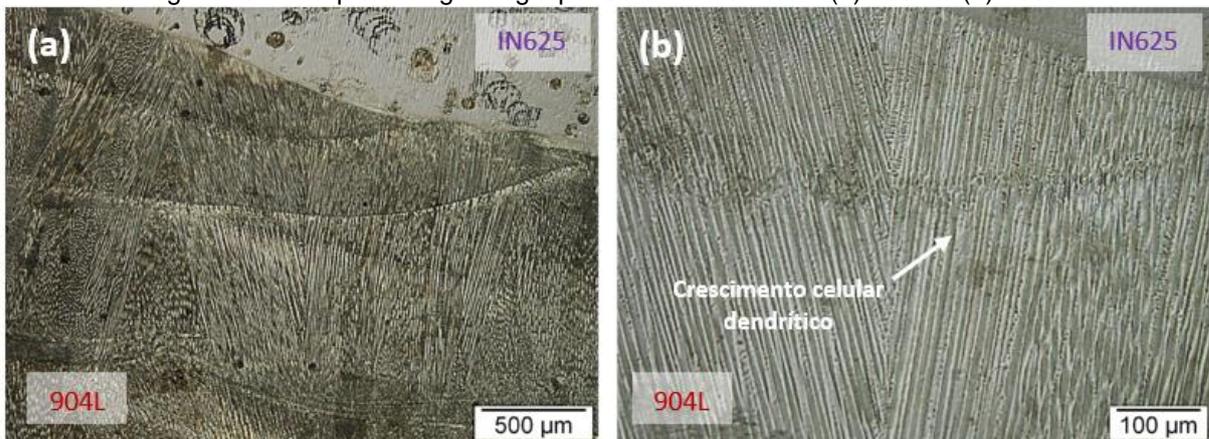
Fonte: O Autor (2020).

Figura 58 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento celular dendrítica na região P02. Ataque em água régia por 60 s. Aumento em (a) 50X e (b) 200X.



Fonte: O Autor (2020).

Figura 59 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento celular dendrítica na região P04. Ataque em água régia por 50 s. Aumento em (a) 100X e (b) 200X.

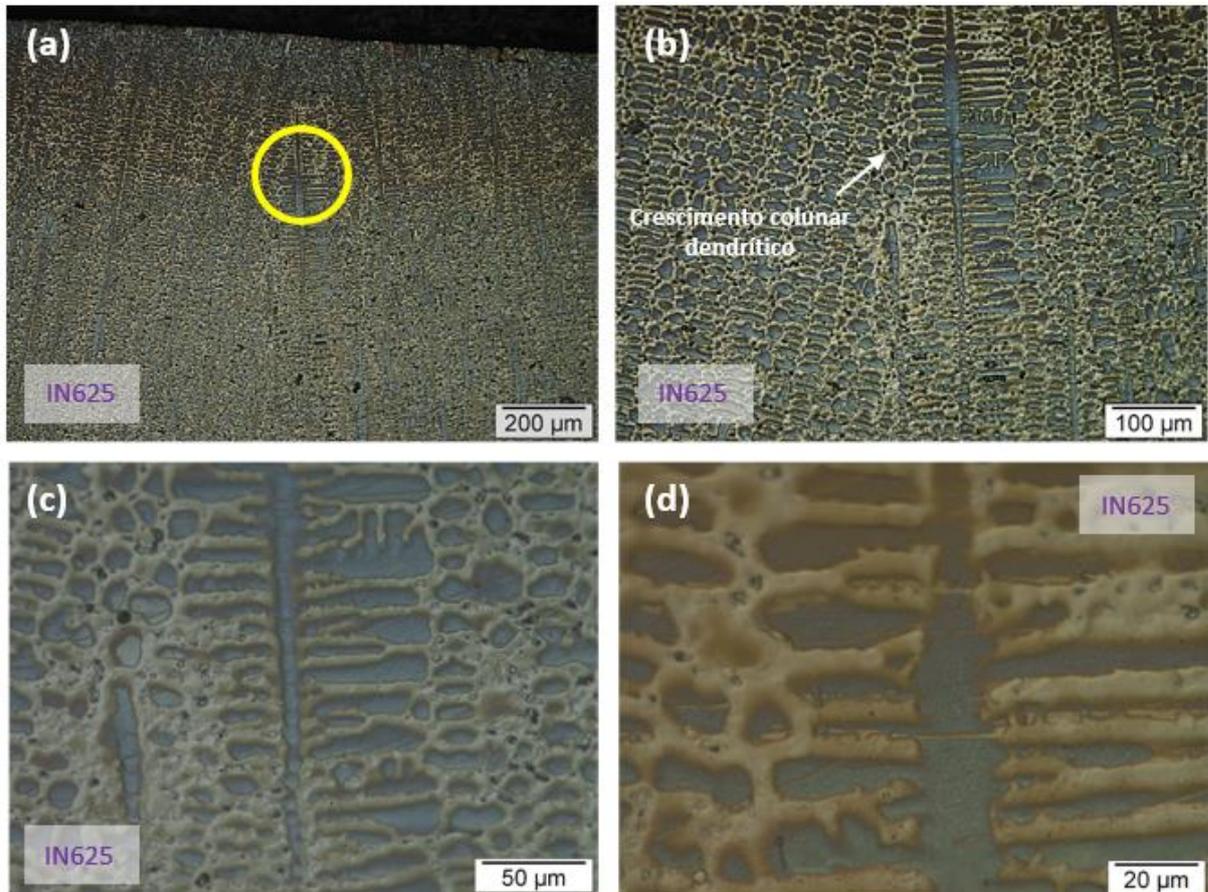


Fonte: O Autor (2020).

Durante a solidificação da parte superior do revestimento por ESW, as interfaces S/L apresentam um menor gradiente de temperatura (G_L) e uma maior taxa

de crescimento de solidificação (R) resultando, de acordo com a Figura 24, numa microestruturas com modo de solidificação de transição de celular dendrítica para colunar dendrítica na região solidificada do IN625, ilustradas na Figura 60 abaixo.

Figura 60 - Imagem obtida por microscopia óptica de estrutura de crescimento colunar dendrítica na região P10. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 100X; (b) 200X; (c) 500X e (d) 1000X



Fonte: O Autor (2020).

A Figura 61 ilustra a região de crescimento de grãos na ZTA (RGGZTA) próximo à linha de fusão da interface entre as ligas IN625 e 904L.

Figura 61 - Imagem obtida por microscopia óptica da região de crescimento de grãos (RGGZTA) na região P05. Ataque em água régia por 25 s. Aumento em 100X

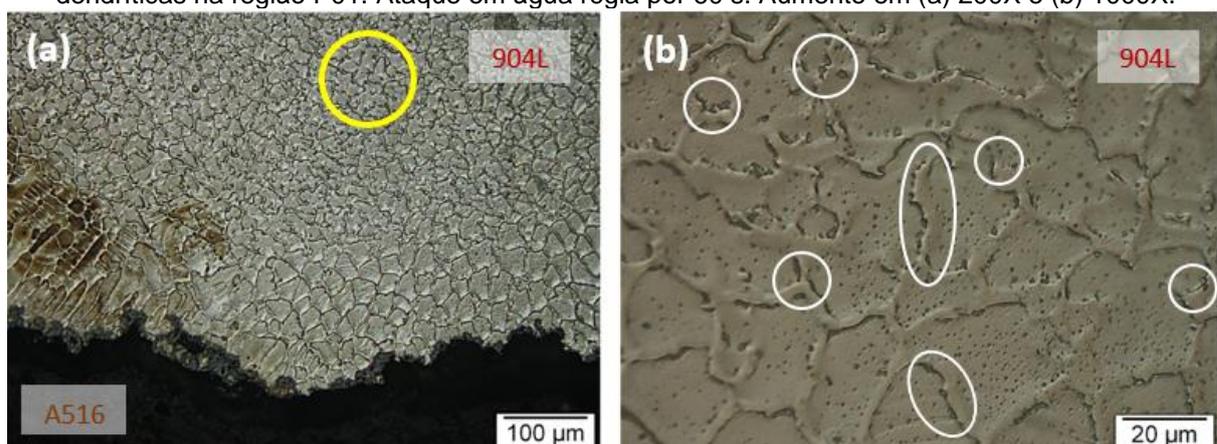


Fonte: O Autor (2020).

4.4.6 Segregação nos contornos de grãos

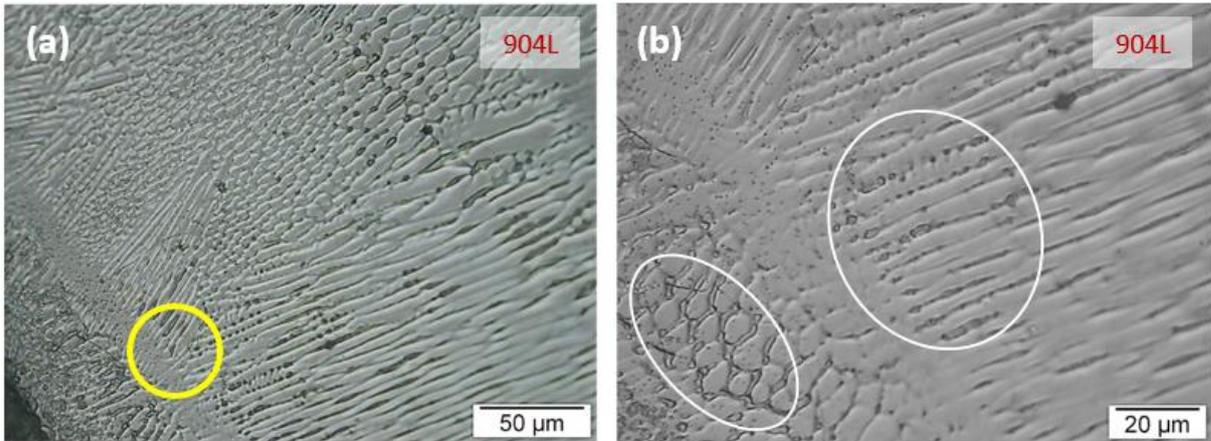
Nota-se, através da Figura 62 e Figura 63, uma forte segregação na região dos contornos de grãos, responsável pela formação de gradientes de concentração entre os núcleos e as regiões interdendríticas, na qual era esperada para uma soldagem DMW de ligas austeníticas devido à baixa solubilidade de elementos como Mo e Nb na austenita, ocorrendo a precipitação de fases intermetálicas, liquação e uma grande suscetibilidade a trincamento a quente (BANOVIC, DUPONT e MARDER, 2002).

Figura 62 - Imagem obtida por microscopia óptica da segregação nos contornos de grãos de células dendríticas na região P01. Ataque em água régia por 60 s. Aumento em (a) 200X e (b) 1000X.



Fonte: O Autor (2020).

Figura 63 - Imagem obtida por microscopia óptica da segregação nos contornos de grãos de células dendríticas na região P05. Ataque em oxálico 10% com 5V por 60 s. Aumento em (a) 500X e (b) 1000X.

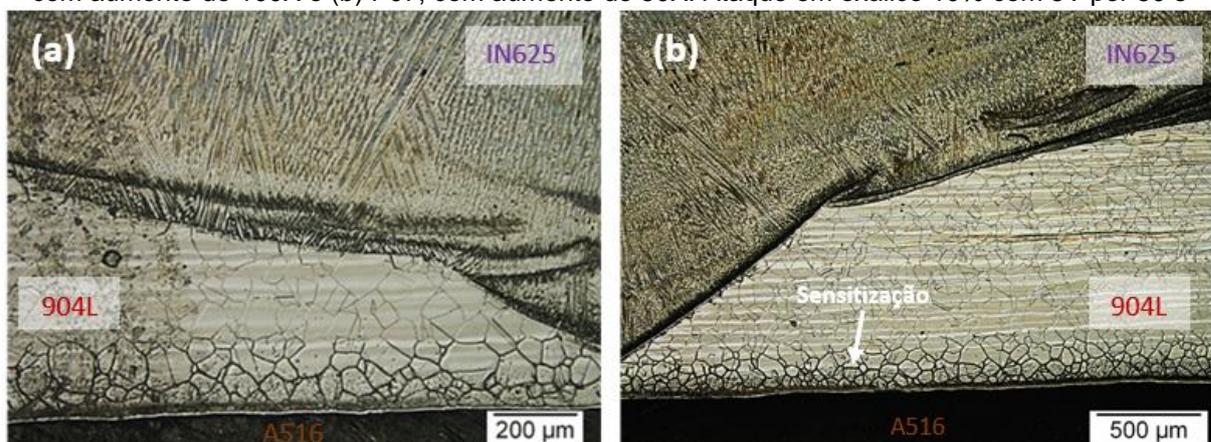


Fonte: O Autor (2020).

4.4.7 Sensitização na região da linha de fusão entre os aços A516 e 904L

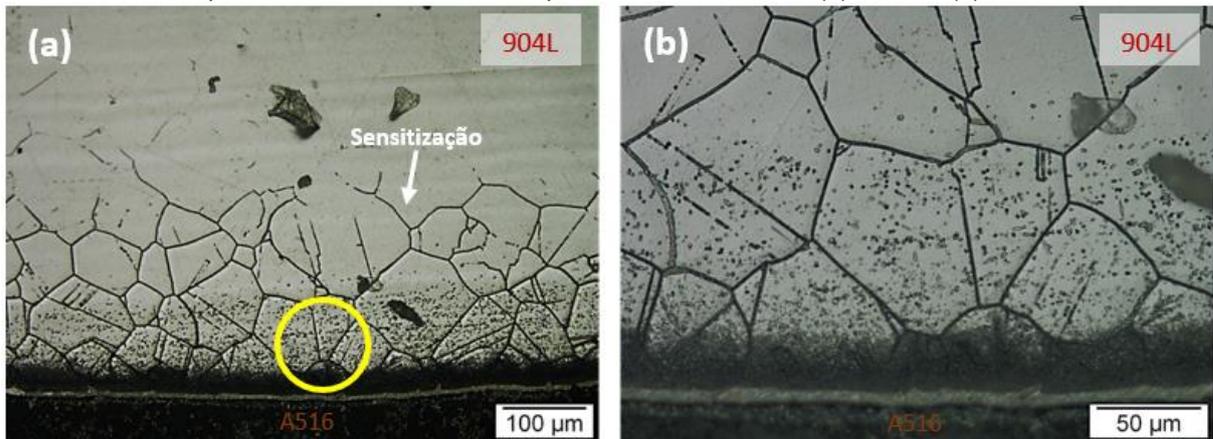
A sensitização é definida como a precipitação de carbeto de Cr nos contornos de grãos dos aços inoxidáveis, gerando uma região empobrecida na vizinhança da área sensitizada com comportamento anódico em relação ao núcleo dos grãos, sendo prejudicial as propriedades de resistência à corrosão localizada. Tal fenômeno depende do nível de saturação de C, das velocidades de difusão do Cr e C na estrutura cristalina e do tempo de permanência na faixa de temperatura de aquecimento entre 400 °C e 900 °C (YUAN, 2011; MORAES, 2020). Na amostra estudada, o aço A516 Gr. 70 atua como fornecedor do elemento C para as regiões próximas as linhas de fusão com o aço inoxidável 904L, ocasionando a sensitização dessas regiões conforme ilustradas pela Figura 64 e Figura 65 abaixo. O engrossamento dos contornos de grão poderá ter ocorrido devido a liquação ocorrida na região durante a solidificação (CAMPOS *et al.*, 2009).

Figura 64 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de sensitização nas regiões: (a) P04, com aumento de 100X e (b) P07, com aumento de 50X. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s



Fonte: O Autor (2020).

Figura 65 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de sensibilização na região P08. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X.

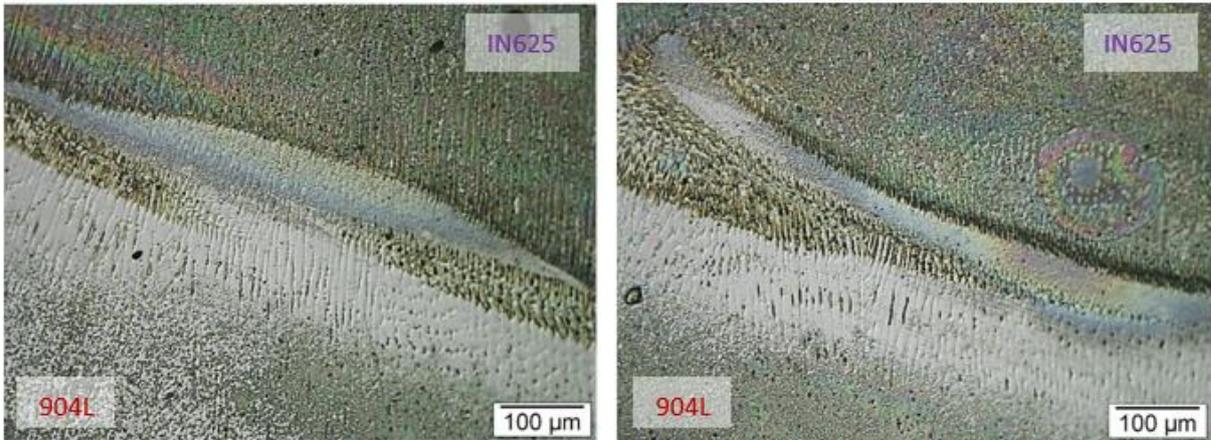


Fonte: O Autor (2020).

4.4.8 ZPD's presentes nas interfaces entre os materiais

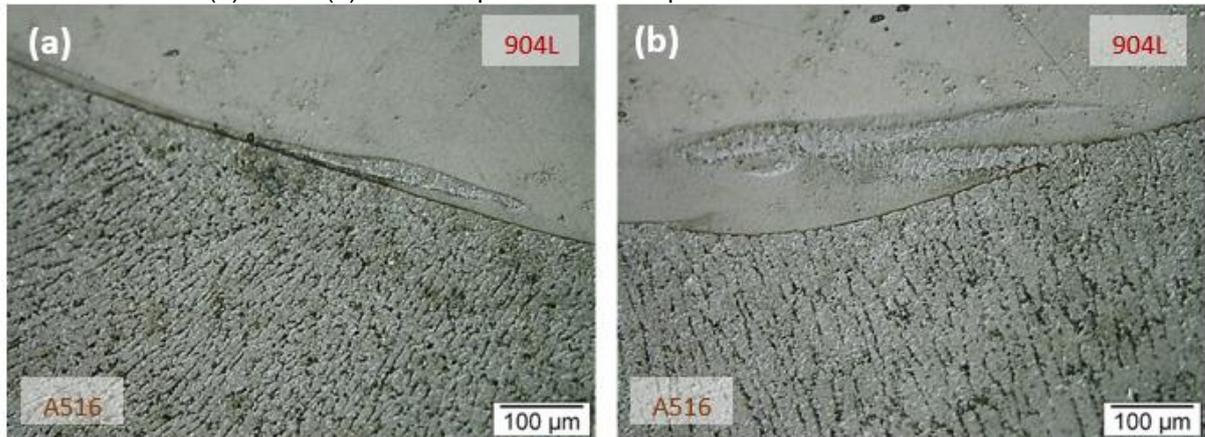
As faixas claras destacadas na Figura 54, Figura 55 e Figura 56 correspondem a exemplos de zonas de transições denominadas de ZPD, distribuídas ao longo das linhas de fusão da amostra soldada, sendo a primeira região a se solidificar do metal líquido. São regiões de grande interesse nas soldagens DMW devido à presença relevante de gradientes químicos, alterações microestruturais e por se constituírem como regiões críticas a propriedades mecânicas e problemas como fragilização por H, descolamento, perda de tenacidade e corrosão (SAVAGE, NIPPES e SZEKERES, 1976; SILVA *et al.*, 2012). O aporte térmico aplicado a soldagem ESW atua beneficentemente na diminuição da espessura das ZPD's, minimizando a quantidade de Fe nessas regiões pela sua baixa diluição e, conseqüentemente, reduz os valores da microdureza dessas zonas em relação aos processos a arco convencionais. A Figura 66, Figura 67 e Figura 68 ilustram ZPD's em diversas regiões ao longo da zona de fusão nas interfaces entre os materiais soldados, sendo predominante a morfologia do tipo península para a amostra confeccionada.

Figura 66 - Imagem obtida por microscopia óptica das ZPD's do tipo península presentes na região P02. Ataque em oxálico 10% com 5V por 60 s. Aumento em 200X



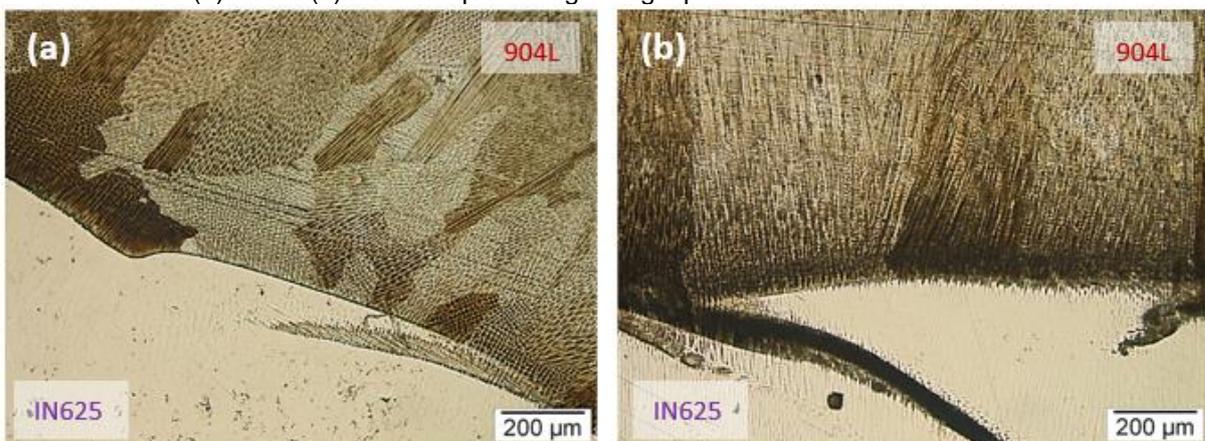
Fonte: O Autor (2020).

Figura 67 - Imagem obtida por microscopia óptica das ZPD's do tipo península presentes na região (a) P04 e (b) P01. Ataque em nital 2% por 10 s. Aumento em 200X



Fonte: O Autor (2020).

Figura 68 - Imagem obtida por microscopia óptica das ZPD's do tipo península presentes na região (a) P06 e (b) P07. Ataque em água régia por 25 s. Aumento em 100X



Fonte: O Autor (2020).

A formação do gradiente de composição química da ZPD ocorrente durante a solidificação se deve a fatores como a segregação de soluto, processo difusional entre

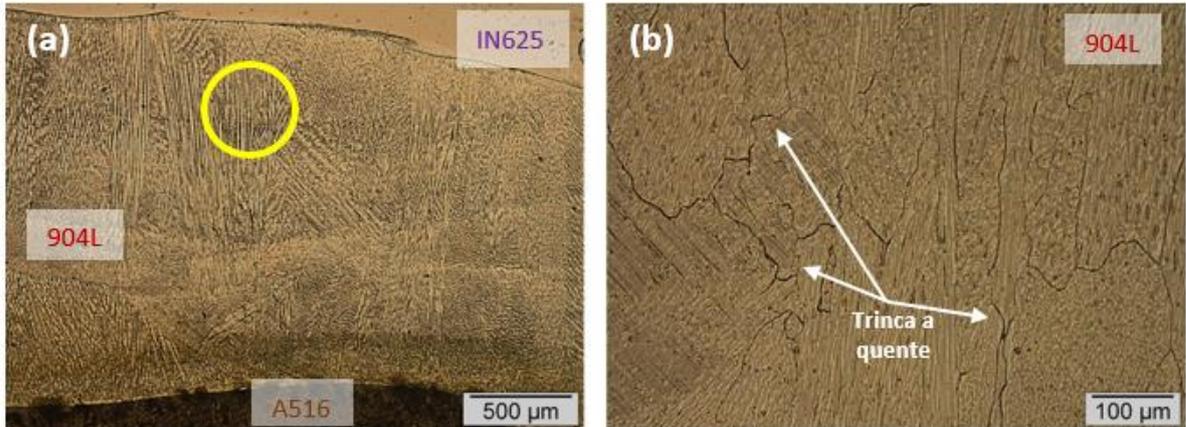
os metais fundidos e a enfraquecida agitação inerente a linha e fusão, na qual o líquido sofre uma menor convecção por possivelmente se encontrar estagnado ou sofrer escoamento laminar, gerando uma mistura incompleta próximo à linha de fusão e produzindo assim as ZPD's. As larguras dessas regiões variam dentro da mesma solda devido as variações locais nos gradientes de composição devido a segregação de soluto, no comportamento do fluxo do líquido próximo à linha de fusão e nas taxas de resfriamentos locais, onde maiores espessuras são obtidas para menores taxas de solidificação (ORNATH, 1981; FOX, PRITCHARD e MCDONALD, 2010; SILVA, 2018).

4.4.9 Trincas de solidificação no metal de solda

A soldagem DMW entre as ligas 904L e IN625 são propensas à segregação devido aos elevados teores de elementos de liga presente nesses materiais, promovendo a precipitação e a consequente liquação nos contornos de grãos durante a solidificação. As trincas de liquação são tipicamente curtas, subsuperficiais e possuem dimensões na ordem de poucos milímetros, sendo difícil sua identificação através de ensaios não destrutivos convencionais. Apesar da presença de tais trincas em aços superausteníticos não afetarem significativamente a tenacidade do material, a elas são associadas depreciações nas propriedades de fadiga, corrosão e fluência em juntas soldadas (SHANKAR *et al.*, 2003; BERNASOVSKÝ, 2005). Dupont *et al.* (2003) citam a baixa resistência a trinca a quente nas soldagens efetuadas com IN625 e com a susceptibilidade a trinca aumentando com a diminuição da diluição, sendo essa caracteristicamente baixa nas soldagens através do processo ESSC.

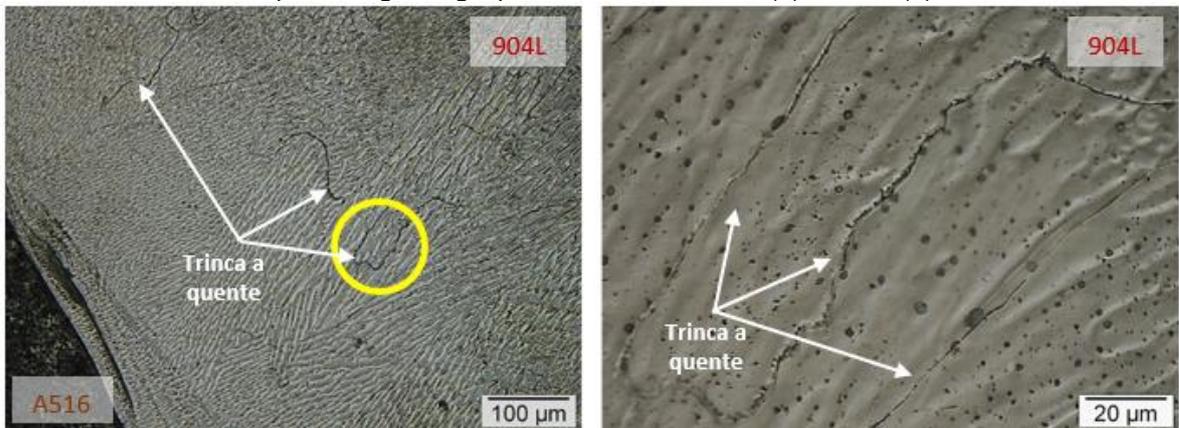
Os filmes líquidos formam-se no estágio terminal da solidificação, dificultando a acomodação das tensões inerentes a solidificação, podendo acarretar na separação dos contornos e por fim resultar na formação de uma trinca de solidificação, como as encontradas na amostra soldada estudada, exemplificadas pela Figura 69, Figura 70 e Figura 71. Associado a esses fenômenos, a estrutura austenítica ainda possui um maior coeficiente de dilatação da rede cristalina, produzindo elevados esforços de contração térmica nos quais facilitam a ocorrência de trincas a quente no metal de solda resultante da soldagem DMW entre materiais como o 904L e o IN625, ambos com estrutura CFC (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009; MARQUES, 2018).

Figura 69 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de trincas de solidificação na região P03. Ataque em água régia por 30 s. Aumento em (a) 50X e (b) 200X



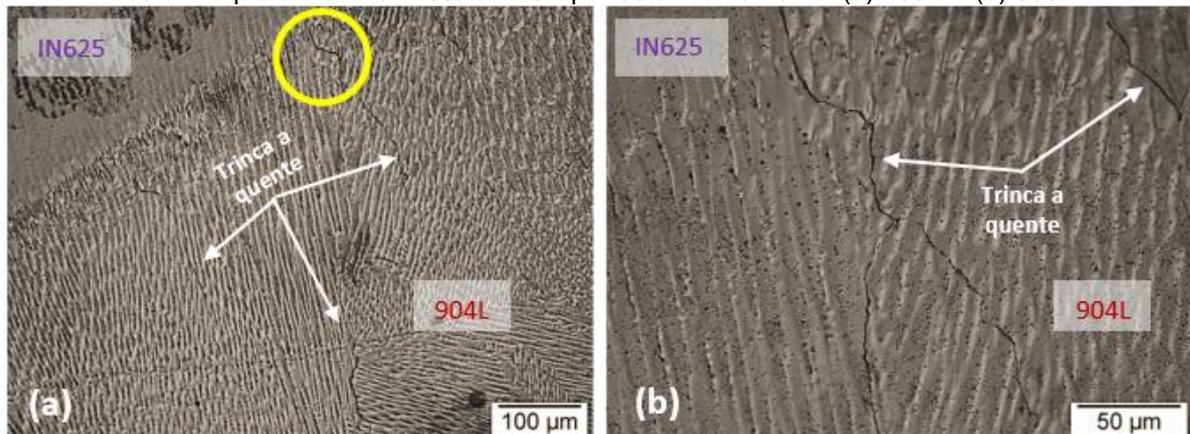
Fonte: O Autor (2020).

Figura 70 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de trincas de solidificação na região P05. Ataque em água régia por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 1000X



Fonte: O Autor (2020).

Figura 71 - Imagem obtida por microscopia óptica da ocorrência de trincas de solidificação na região P07. Ataque em oxálico 10% com 5V por 50 s. Aumento em (a) 200X e (b) 500X



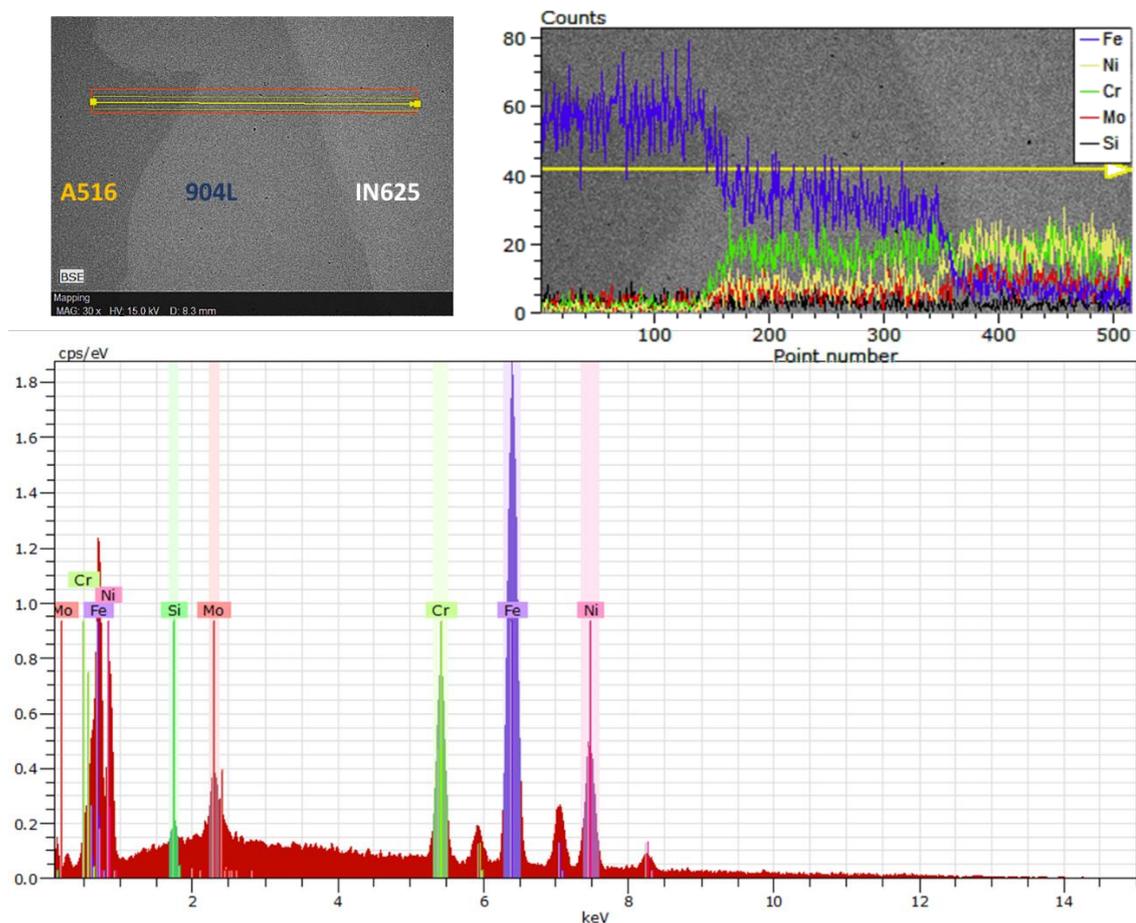
Fonte: O Autor (2020).

4.5 ANÁLISE POR MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA (MEV)

4.5.1 Análise de EDS no metal de solda

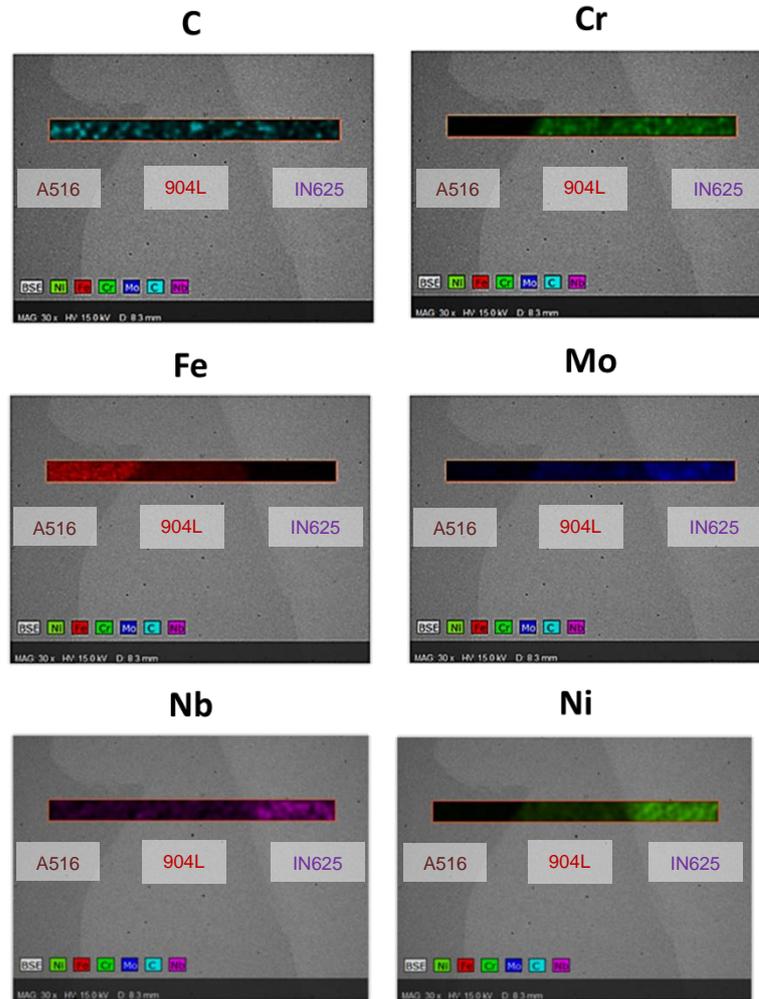
Através das imagens por MEV e de análises de EDS de linha e de mapa, apresentadas respectivamente pela Figura 72 e Figura 73, observa-se distintamente as interfaces entre os materiais utilizados. Como esperado, devido as composições químicas das ligas empregadas, a maior concentração de Fe e C encontra-se situado na região do aço A516, ocorrendo a redução de seus teores ao avançar em direção a ligas 904L e IN625 no metal de solda. Um baixo teor de Cr é observada na região do aço A516 quando comparado com as ligas 904L e IN625. Na região da linha de fusão entre o aço A516 e 904L, encontra-se disponíveis elementos essenciais à ocorrência da sensitização como o C e Cr, conforme dissertado e exibido anteriormente através da Figura 65 .Apesar de não ser apropriada a análise do teor de C através da técnica EDS, a identificação desse elemento nos mapas poderá ser associado a formação de carbeto nas regiões.

Figura 72 – Imagem da análise de EDS por linha entre as interfaces presentes no metal de solda



Fonte: O Autor (2021).

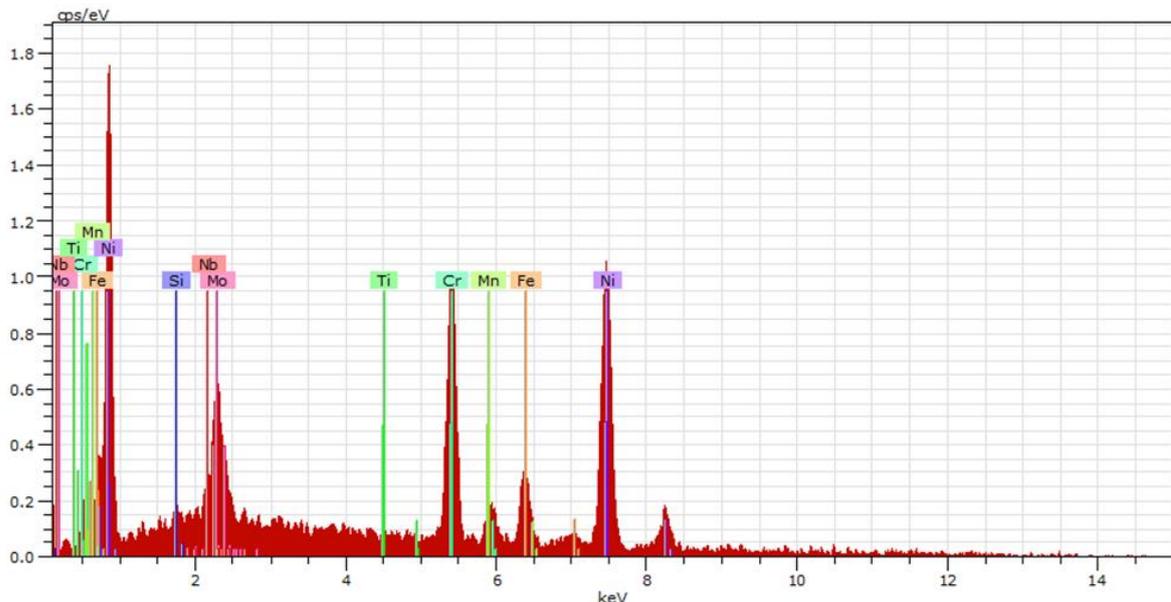
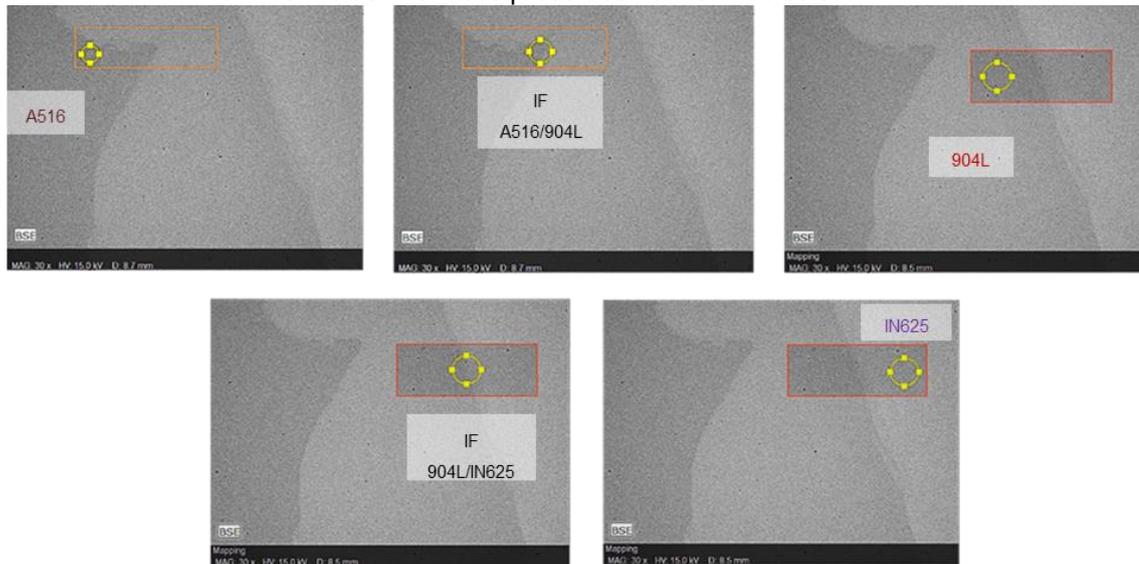
Figura 73 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS por mapa entre as interfaces presentes no metal de solda



Fonte: O Autor (2021).

Para ilustrar a transição dos elementos ao longo do metal de solda, realizou-se uma análise de EDS pelos pontos indicados na Figura 74 conjuntamente com as suas composições expressas na Tabela 25. Observa-se um aumento nos teores de Mo e Nb nas regiões próximas a linha de fusão entre as ligas 904L e IN625, as quais promovem a formação de fases intermetálicas como a Laves e o NbC, frequentemente associadas a liquação, trincas de solidificação e queda na resistência à corrosão da solda.

Figura 74 – Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS por ponto entre as interfaces presentes no metal de solda



Fonte: O Autor (2020).

Tabela 25 - Composições químicas (% em peso) nos pontos apresentados pela Figura 74

Ponto	% em peso							
	Fe	Ni	Cr	Mn	Mo	Si	Nb	Ti
A516	98,97	0	0,27	0	0,01	0,64	0,10	0
IF A516/904L	83,53	6,78	6,14	1,75	1,28	0,44	0,07	0,03
904L	58,33	19,86	16,74	0,99	3,34	0,4	0,29	0,05
IF 904L/IN625	38,91	33,75	19,22	1,05	5,91	0,68	0,48	0
IN625	8,96	56,82	22,72	0,11	8,17	0,36	2,76	0,10

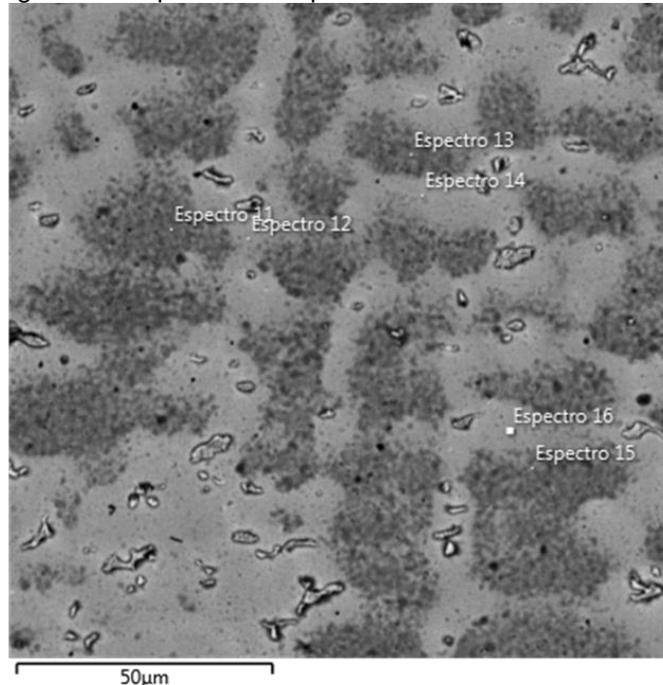
Fonte: O Autor (2021).

4.5.2 Cálculo dos coeficientes de partição k

Para realizar o cálculo do coeficiente de partição k na amostra soldada no referente estudo, utilizou-se os pontos demarcados pelos espectros apresentando na Figura 75, onde tem-se os espectros 11, 13 e 15 referente a pontos na região dos

centros dendríticos e os espectros 12, 14, e 16 marcados nas regiões interdendríticas, com a Tabela 26 apresentando a composição dos referidos espectros.

Figura 75 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura do metal de solda



Fonte: O Autor (2021).

Tabela 26 – Composição referente aos espectro marcados na Figura 75

Espectro	Elementos (% em peso)			
	Cr	Ni	Nb	Mo
11	17.71	42.79	1.02	6.16
12	22.17	49.15	4.72	10.76
13	17.7	42.12	1.16	6.64
14	21.35	50.77	4.27	9.79
15	20.14	46.12	1.53	7.65
16	21.31	50.08	3.91	9.97

Fonte: O Autor (2021).

A Tabela 27 apresenta uma média das composições dendritas e interdendríticas apresentadas na Tabela 26, onde aplicou-se a Equação (4) para a determinação dos coeficientes de partição k para a amostra soldada, os quais apresentaram valores coerentes com a literatura, compilados anteriormente na Tabela 11. Observa-se a segregação para as regiões interdendríticas do Mo e ainda mais agressivamente do Nb por apresentarem valores de k inferiores a unidade. Como discutido anteriormente, o enriquecimento nas regiões desses elementos

proporcionam a precipitação de fases como Laves e NbC, associadas a problemas como a liquação, redução da resistência à corrosão e trincamento a quente.

Tabela 27 – Valores dos coeficientes de partição K calculados para a amostra soldada

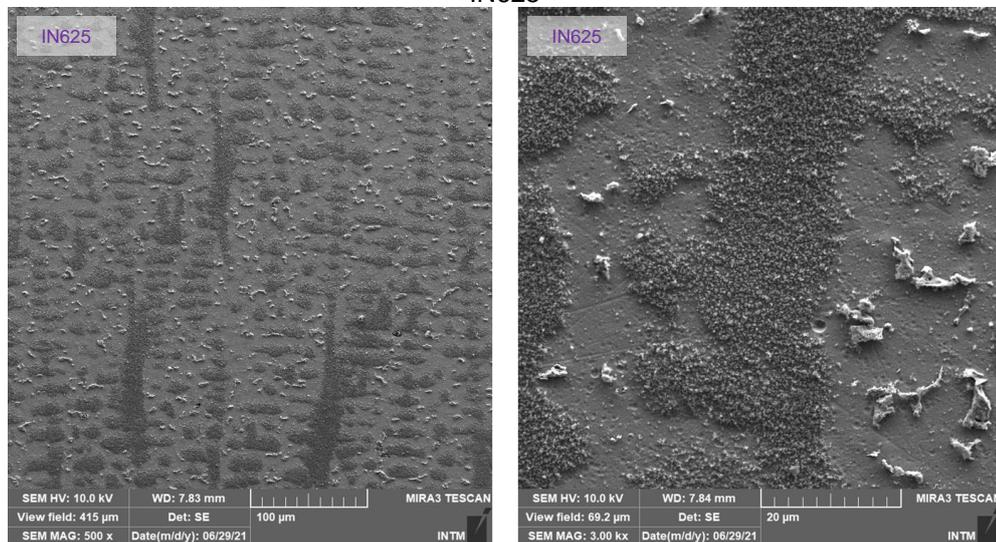
Elemento	% em peso		k
	C _s	C _L	
Cr	18.52 ±3	21.61 ±1	0.86
Ni	43.68 ±5	50.00 ±2	0.87
Nb	1.24 ±1	4.30 ±1	0.29
Mo	6.82 ±2	10.17 ±1	0.67

Fonte: O Autor (2021).

4.5.3 Identificação das fases Laves e NbC

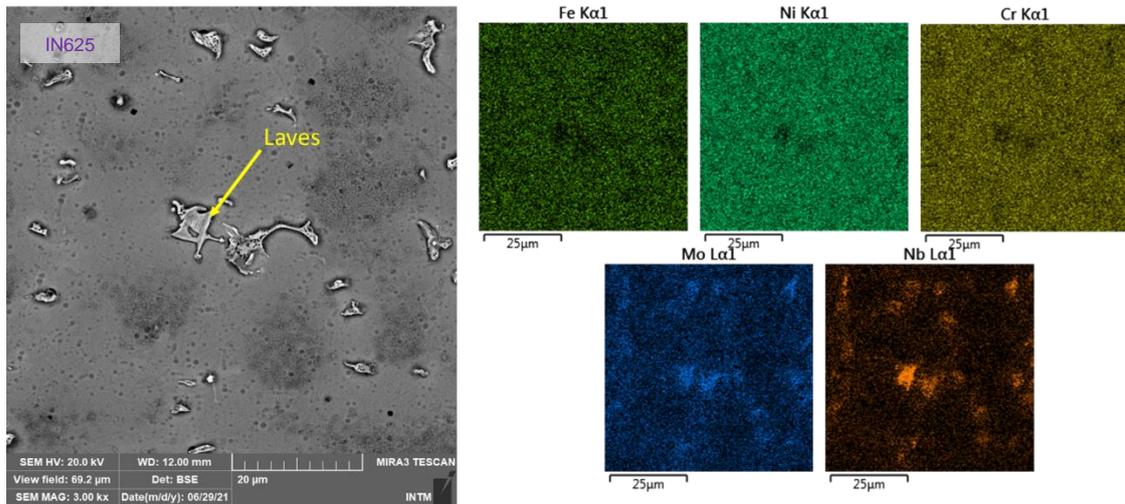
A Figura 76 exibe a forte dispersão de fases brancas nas regiões interdendríticas no metal de solda IN625. A segregação de elementos como o Nb e o Mo para a região interdendrítica durante o processo de solidificação promove a precipitação de fases ricas nesses mesmos elementos, conforme o mapa realizado na região do IN625, ilustrado na Figura 77.

Figura 76 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura ilustrando a dispersão na região do IN625



Fonte: O Autor (2021).

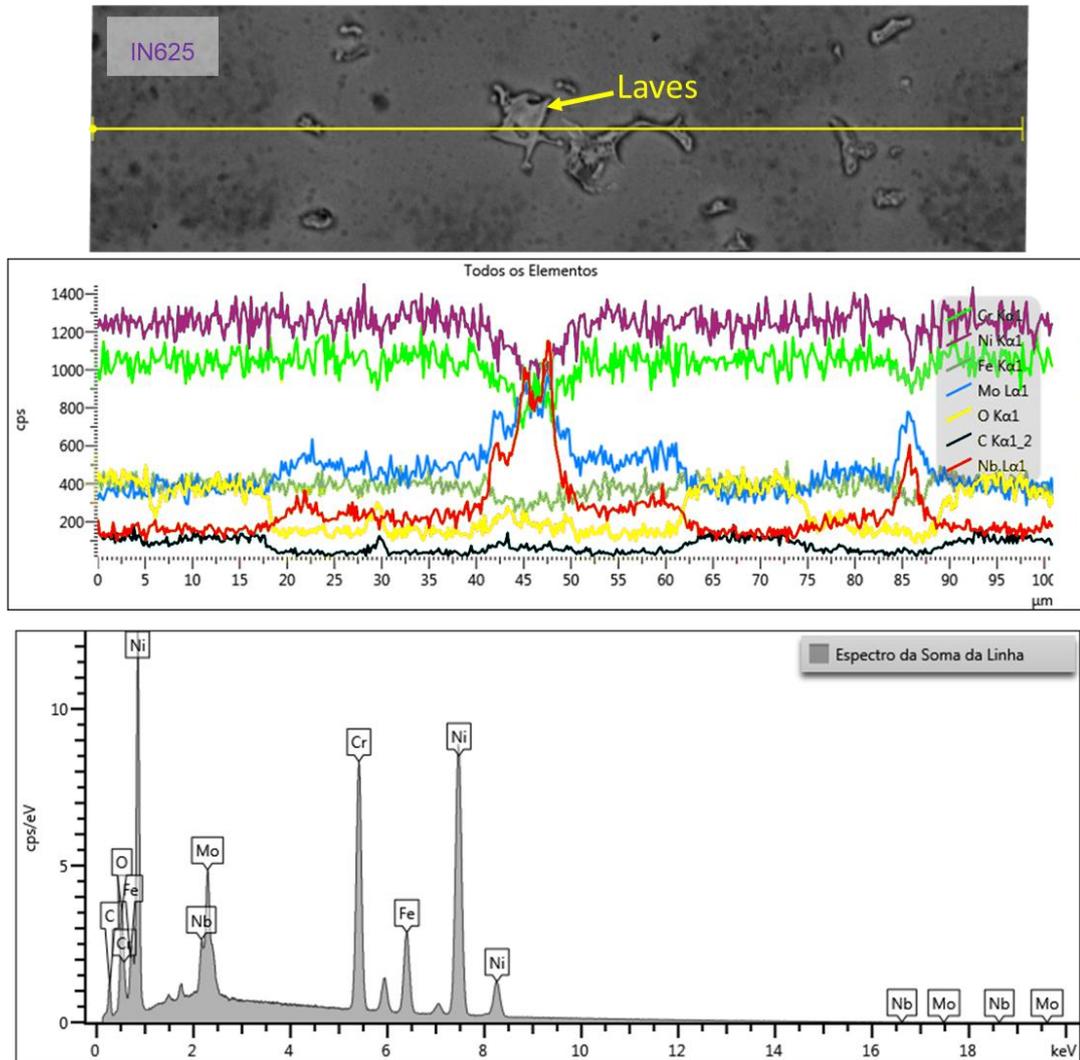
Figura 77 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análises de EDS por ponto referente a fase Laves encontrado na região do IN625 do metal de solda



Fonte: O Autor (2021).

A análise de linha presente na Figura 78 demonstra o enriquecimento de elementos como o Nb e Mo na fase Laves indicada, assim como o empobrecimento localizado no mesmo em Cr, Ni e Fe em relação a matriz.

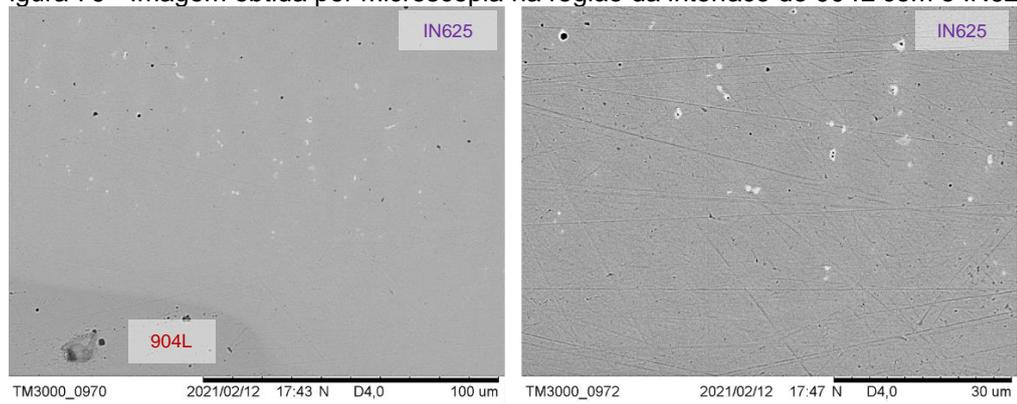
Figura 78 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de linha em precipitado localizado na região da Figura 77



Fonte: O Autor (2021).

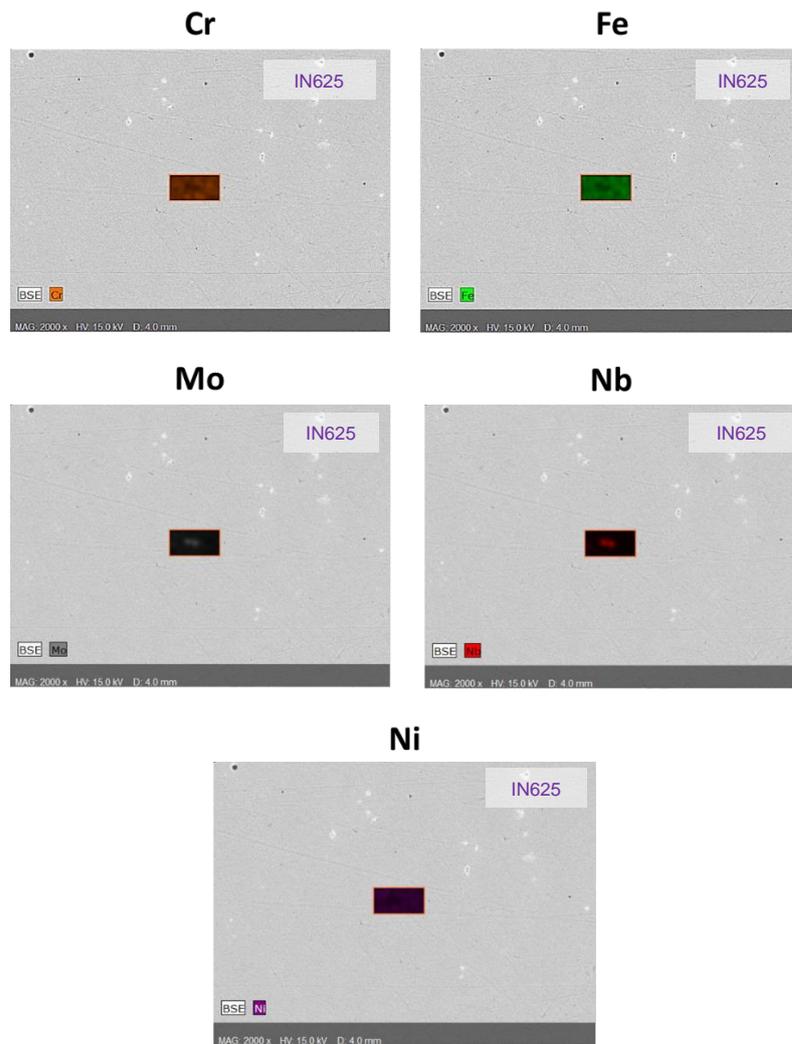
A Figura 79 demonstra similar comportamento na dispersão de fases brancas próximas a interface formada entre o 904L e o IN625. Através da análise por EDS de mapas (Figura 80) e linhas (Figura 81) relativas a mesma região de interface, também verificou-se o enriquecimento dessas fases dos elementos Nb e Mo, assim como uma redução nos teores de Cr, Fe e Ni em relação a matriz. A formação de gradientes de concentração de elementos com o Cr e o Mo são associados a redução da resistência à corrosão localizada nas regiões que sofrem depleção desses elementos.

Figura 79 - Imagem obtida por microscopia na região da interface do 904L com o IN625



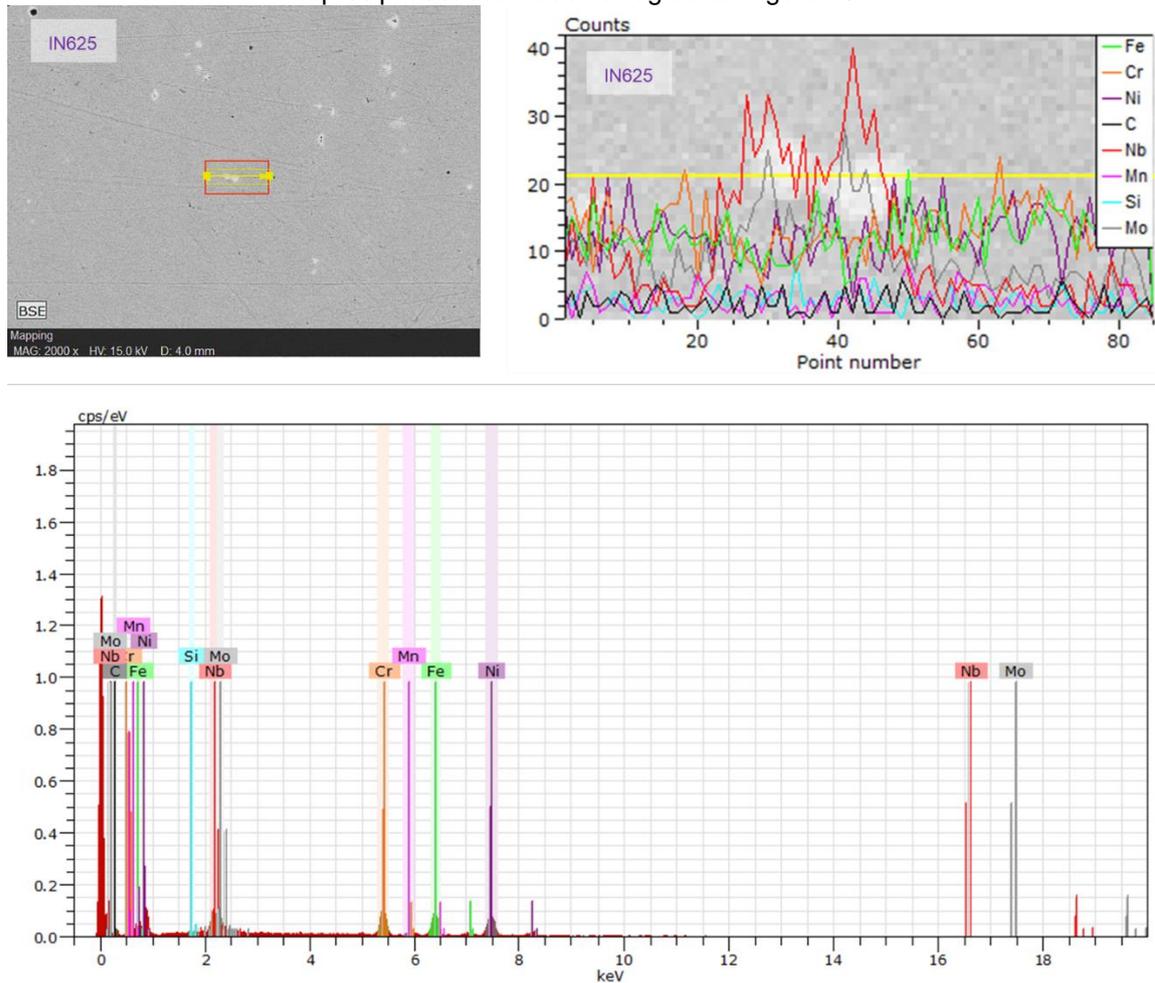
Fonte: O Autor (2021).

Figura 80 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de mapa dos elementos relativo ao ponto ilustrado na Figura 81



Fonte: O Autor (2021).

Figura 81 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de linha em precipitado localizado na região da Figura 79



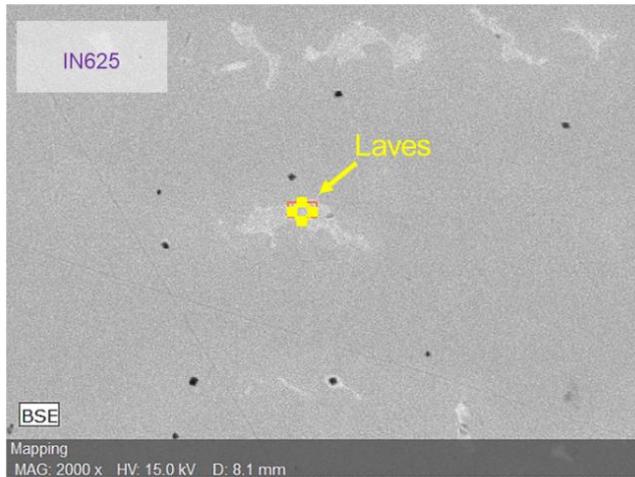
Fonte: O Autor (2021).

Nos aços superausteníticos e ligas à base de Ni, elementos como o Fe, Ni e Cr apresentam valores do coeficiente de partição k próximos a 1, revelando uma baixa tendência de segregação ao decorrer da solidificação, com o Fe e Ni segregando no sólido e o Cr migrando para o líquido, enquanto elementos como o Nb, Mo, Ti e Si apresentam o k com valores menores que a unidade, segregando fortemente para a parte líquida (DUPONT, BANOVIC e MARDER, 2003). A concentração de Nb viabiliza a precipitação de fases deletérias, enquanto o empobrecimento de Mo no núcleo do sólido afeta a formação e manutenção da camada passivadora essencial à proteção a corrosão do material, principalmente contra o ataque em meios ricos em cloretos (e.g. petróleo bruto), viabilizando a corrosão localizada por pites e frestas nos locais debilitados de Mo após a solidificação (SILVA *et al.*, 2012). Além disso, as ligas citadas solidificam no modo puramente austenítico, onde a sua estrutura CFC dificulta a difusão dos elementos de ligas substitucionais, intensificando a microsegregação

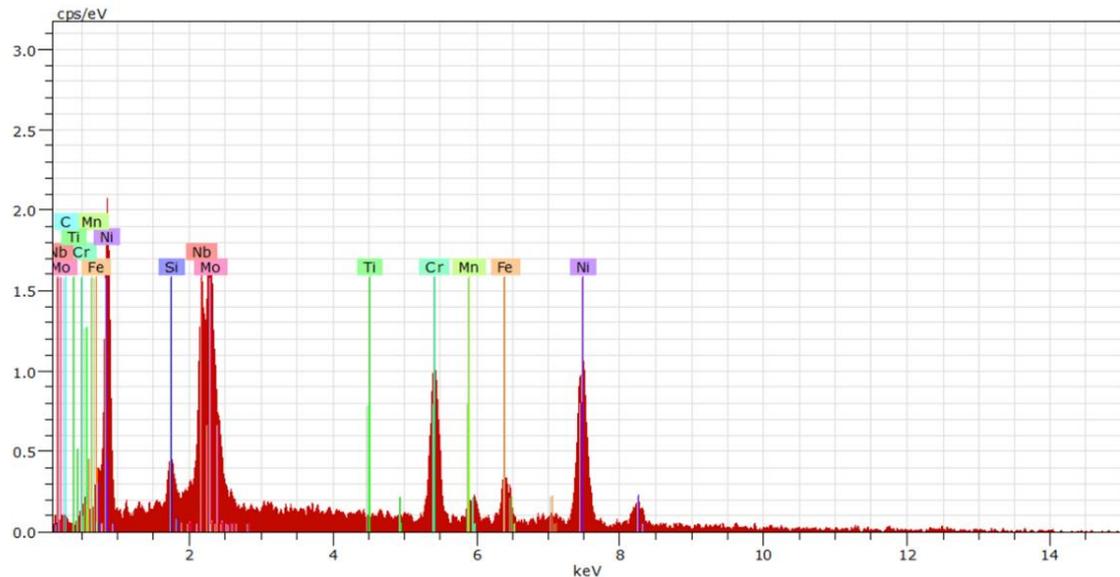
durante solidificação desses materiais e ainda dificultando a eliminação do gradiente de concentração gerado, principalmente quando associados às altas taxas de resfriamento e aos reduzidos tempos de solidificação associados aos processos de soldagem (DUPONT, LIPPOLD e KISER, 2009).

A Figura 82 exibe a análise de ponto por EDS de uma das fases esbranquiçadas presentes na região de interface entre o 904L e IN625, na qual foi observado um alto teor de Ni, Cr, Nb e Mo, correspondendo a fórmula $(\text{Nb,Mo,Si,Ti})(\text{Ni,Cr,Fe})_2$ da fase Laves apresentada na Tabela 14, exceto pela presença de Ti. A supressão do Ti pode ser explanada pela possibilidade do mesmo ser encontrado na forma de nitretos TiN com temperatura de fusão de 2.927 °C (LENGAUER, 2000; DAI *et al.*, 2019), permanecendo na fase sólida durante a fusão do metal de adição, onde atuará como nucleador para os carbeto NbC existentes no metal de solda (YUAN e LIANG, 2009; CHEN *et al.*, 2012; ORR e FINK, 2018). A Figura 84 exibe a análise de ponto por EDS do NbC encontrado próximo a região da Figura 82, observando-se altos teores de Nb e C na sua composição.

Figura 82 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análises de EDS por ponto referente a fase Laves encontrado na região da interface do 904L com o IN625 do metal de solda



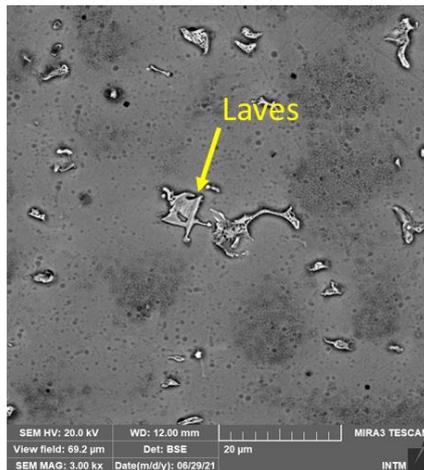
Elemento	% em peso
Ni	43,67
Cr	15,96
Nb	15,04
Mo	13,81
Fe	6,73
C	2,81
Si	1,69
Mn	0,28



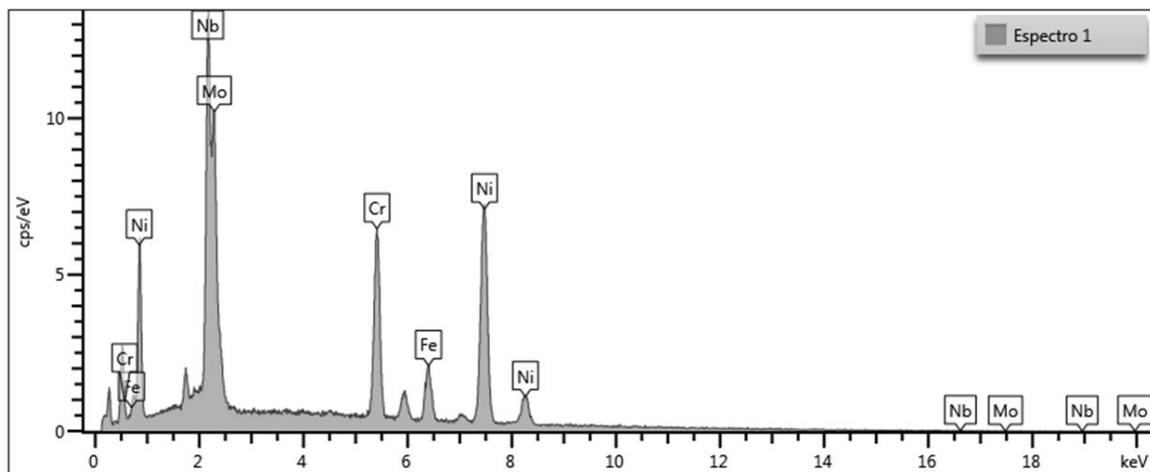
Fonte: O Autor (2021).

A análise de ponto por EDS realizado em uma das fases brancas, indicada na Figura 83, indica altos teores de Ni, Nb, Cr e Mo, semelhante ao apresentado pelas análise EDS de ponto da fase Laves presente na região da interface entre o 904L e IN625, apresentado na Figura 82.

Figura 83 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análises de EDS por ponto referente a fase Laves encontrado na região de IN625 do metal de solda



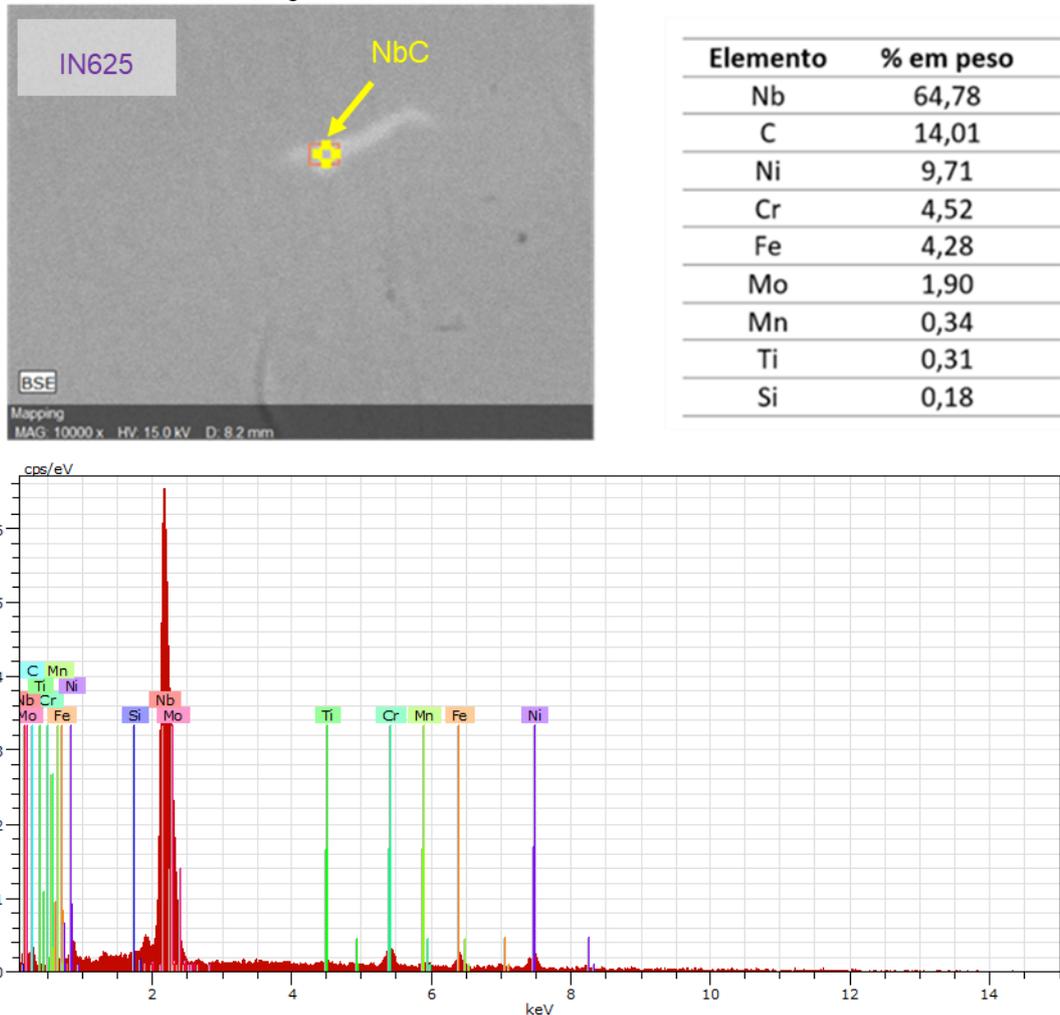
Elemento	% em peso
Ni	36,87
Nb	29,75
Cr	15,5
Mo	11,78
Fe	6,1



Fonte: O Autor (2021).

A Figura 84 exibe a análise de ponto realizada em um carbeto MC rico em Nb. O NbC é uma das primeiras fases a se precipitar, o qual atua como um forte formador da fase Laves, sendo associado a liquação e consequentemente, a aumento da susceptibilidade da ocorrência de trincas de solidificação. A formação de carbeto NbC nas ligas austeníticas ocorre pelo enriquecimento de Nb nas regiões interdendríticas devido a tendência do mesmo segregar para o líquido ($k < 1$) durante o processo de solidificação. O NbC possui uma temperatura de solidificação de 1325 °C, nucleando primeiramente à fase Laves, a qual possui uma temperatura de solidificação de 1266 °C: o NbC nucleia como $\gamma + \text{NbC}$, com o Nb segregando na interface S/L até o aumento da relação Nb/Cr local ser suficiente para promover a precipitação da microestrutura eutética $\gamma + \text{Laves}$ (KOURDANI e DERAKHSHANDEH-HAGHIGHI, 2018)

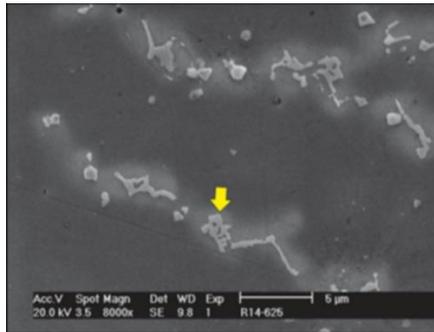
Figura 84 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análise de EDS referente ao NbC encontrado na região da interface do 904L com o IN625 do metal de solda



Fonte: O Autor (2021).

De acordo com Dupont *et al.* (2009), a precipitação das fases Laves e NbC é esperada devido a segregação do Nb e do Mo para o líquido, conforme a seguinte sequência de solidificação esperada para o IN625 apresentada na Tabela 15: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + Laves \rightarrow \gamma + NbC + Laves$. Para a confirmação das fases Laves e NbC formadas, foi realizada uma comparação das composições obtidas pela análise de EDS por ponto entre diversos trabalhos na literatura em soldas realizadas com a liga IN625 por diferentes técnicas de soldagem, ilustrados na Figura 85, Figura 86, Figura 87, Figura 88 e Figura 89 (AGUIAR, 2010; GUO *et al.*, 2016; NÄKKI, 2018; SANDES *et al.*, 2018; ALVARÃES *et al.*, 2020)

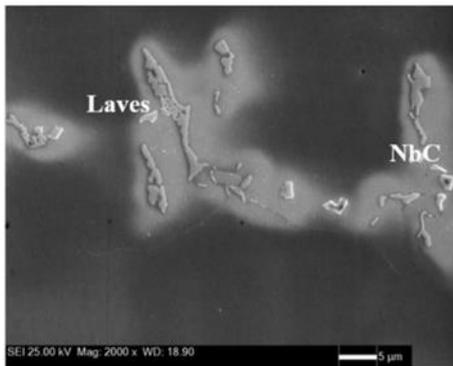
Figura 85 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente a fase Laves localizada no metal de solda IN625 soldado através de GMAW - Aguiar (2010)



Elemento	% em peso
Ni	44,07
Cr	16,02
Nb	15,58
Mo	17,76
Fe	6,48
Si	0,08

Fonte: Aguiar (2010)

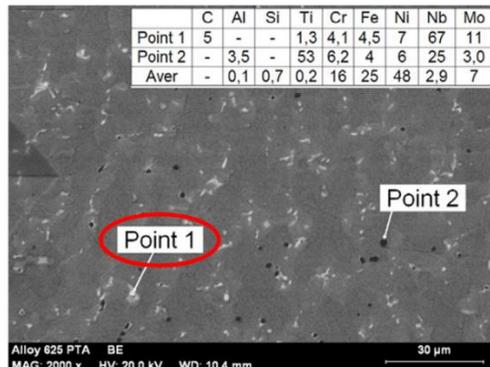
Figura 86 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente a fase Laves localizada no metal de solda IN625 soldado através de ESW - Sandes *et al.* (2018)



Elemento	% em peso
Ni	42,9
Cr	16,9
Nb	18
Mo	17,7

Fonte: Sandes *et al.* (2018)

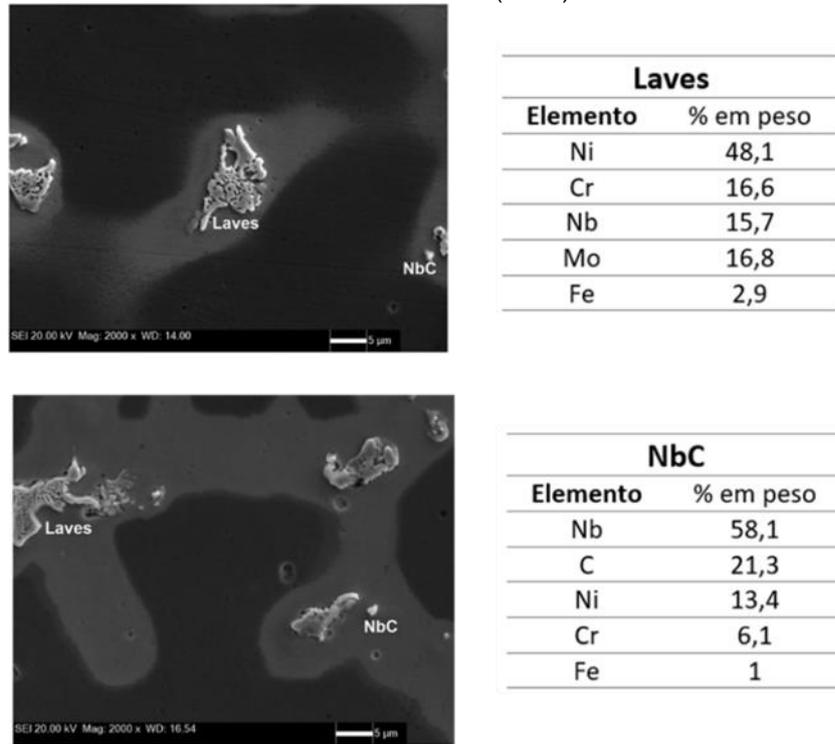
Figura 87 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente ao NbC localizado no metal de solda IN625 no revestimento realizado através de Laser CMT - Näkki (2018)



Elemento	% em peso
Nb	67
C	5
Ni	7
Cr	4,1
Fe	4,5
Mo	11
Ti	1,3

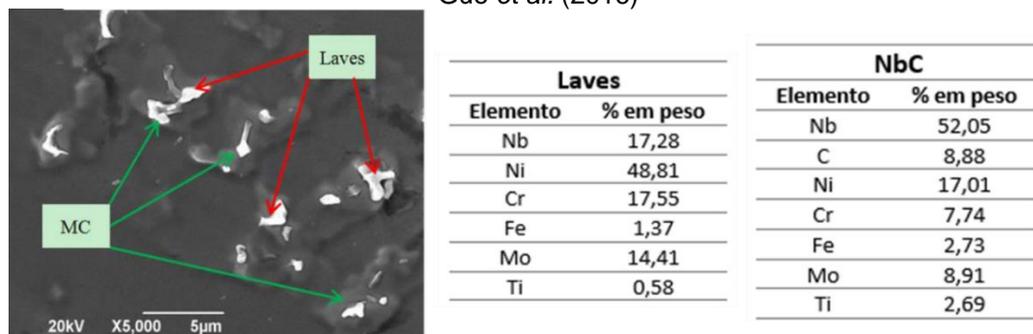
Fonte: Näkki (2018)

Figura 88 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente da fase Laves e NbC localizada no metal de solda IN625 soldado através de ESW - Alvarães *et al.* (2020)



Fonte: Alvarães *et al.* (2020)

Figura 89 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura e análise de EDS por ponto referente da fase Laves e NbC localizada no metal de solda IN625 soldado através de GTAW pulsado - Guo *et al.* (2016)



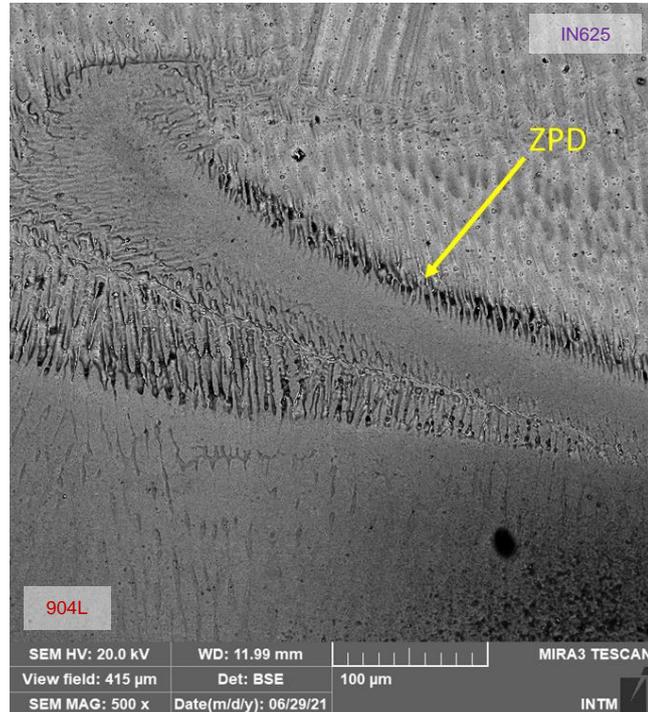
Fonte: Guo *et al.* (2016)

4.5.4 Análise de EDS das ZPD's

A Figura 90 exibe uma ZPD em península localizada na interface entre o 904L e IN625, com sua respectiva análise de EDS por mapa dos elementos na região apresentada na Figura 91, na qual observa-se a semelhança composicional da região correspondente a ZPD inserida no IN625 com a liga 904L, ilustrando a mistura incompleta na região da linha de fusão durante a solidificação da amostra soldada.

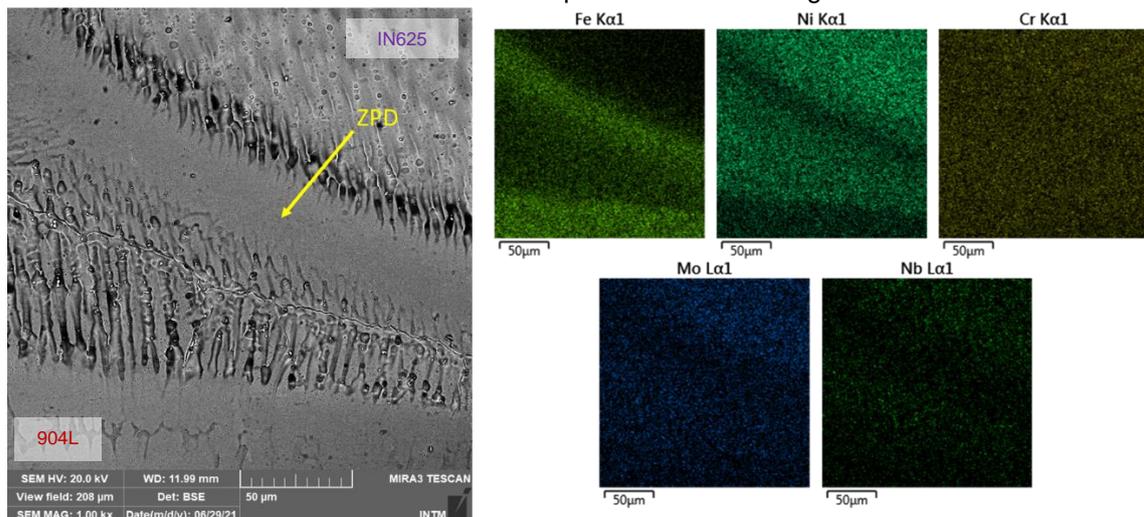
Como visto anteriormente nas análises de microscopia óptica e microdureza, tais regiões possuem uma elevada concentração de precipitados e apresentam microdurezas elevadas em relação a dureza global da amostra.

Figura 90 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de ZPD localizada na interface entre o 904L e o IN625



Fonte: O Autor (2021).

Figura 91 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de mapa dos elementos relativo ao ponto ilustrado na Figura 90

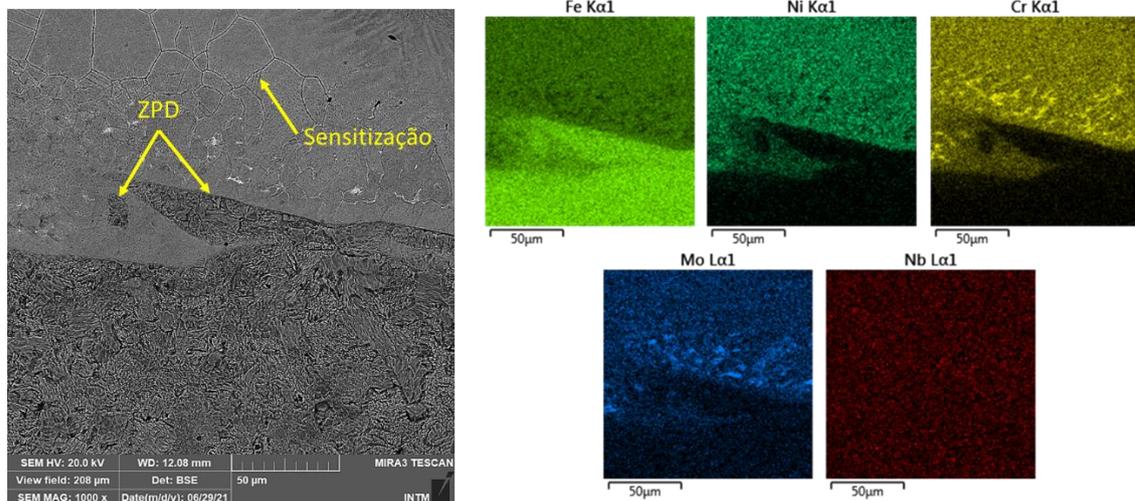


Fonte: O Autor (2021).

A Figura 92 apresenta análise de EDS por mapa referente a ZPD's em morfologias de ilha e península localizada na interface entre as ligas A516 e 904L, onde também conclui-se que as regiões correspondentes as ZPD's apresentam

composição similar a liga A516, ocorrendo uma mistura incompleta na linha de fusão referente a interface em questão.

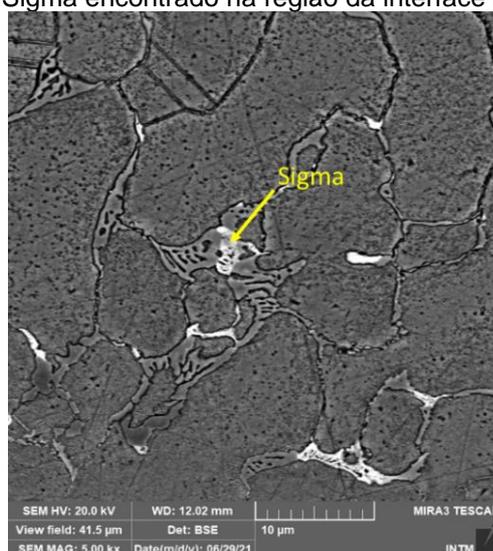
Figura 92 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura das análises de EDS de mapa de ZPD localizada na interface entre A516 e 904L



Fonte: O Autor (2021).

Ainda na Figura 92, observa-se ainda a grande quantidade de precipitados ricos em Cr e Mo nas vizinhanças das ZPDs, como também a ocorrência da sensitização nos contornos de grão próximo a linha de fusão da interface em questão. A análise por EDS por ponto apresentada na Figura 93 condiz com a fase Sigma apresentada em trabalhos da literatura como os de Koutsoukis (2013) e Lee *et al.* (2018).

Figura 93 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da análise de EDS referente a fase Sigma encontrado na região da interface do A516 com o 904L do metal de solda



Elemento	% em peso
Fe	42.9
Cr	22.95
Ni	18.38
C	8.43
Mo	6.41
Cu	0.93

Fonte: O Autor (2021).

A precipitação das fases Sigma é prevista nas ligas com adição de Mo e valores de cromo equivalente superiores a 17,8%, como no caso dos aços AISA. Devido a fase Sigma possuir uma baixa solubilidade de elementos intersticiais como o C, B e N, a limitação do teor de C - característico da liga AISI 904L – faz-se necessário para o controle dessas fases indesejáveis, prejudiciais às propriedades como resistência à corrosão, tenacidade, dureza e ductilidade das juntas soldadas. Elementos de liga como o Cr, Mn, W, V, Si, Ti, Nb e Ta contribuem na formação da fase Sigma, enquanto o Ni, Co, Al, C e N inibem a sua formação. A fase Sigma é rica em Cr e Mo, possui uma morfologia equiaxial e estrutura cristalina tetragonal, precipitando prioritariamente nos contornos de grãos, pontos triplos, contornos de maclas incoerentes ou em inclusões intragranulares. A sua precipitação é lenta devido à dificuldade de nucleação dada a sua complexa estrutura cristalina e distinta da austenita, além de ser rica em elementos substitucionais, exigindo um tempo extenso para que ocorra a difusão (PAREDES e D'OLIVEIRA, 2001; MADALENA, 2013; TEHOVNIK *et al.*, 2017; MEIRA *et al.*, 2017).

4.6 AVALIAÇÃO DAS MICRODUREZAS

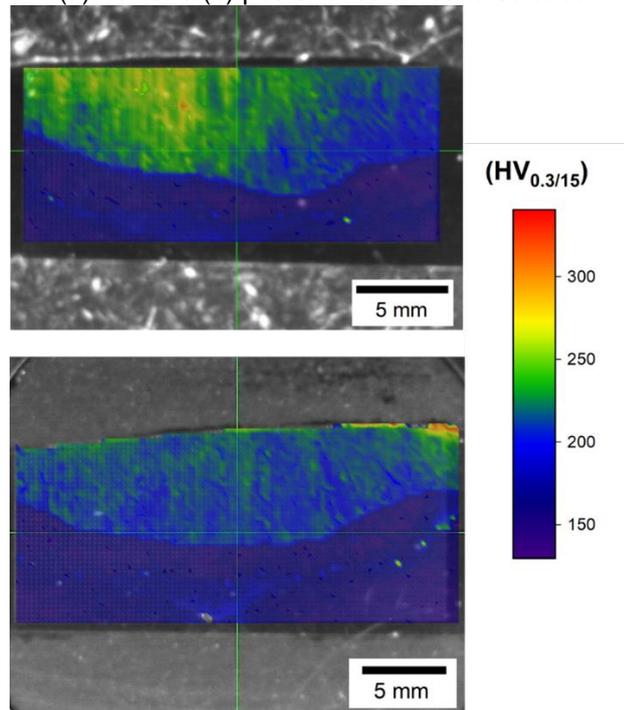
Para as análises através de mapa de dureza, utilizou-se uma carga de 300 gf e distância de 0,3 mm entre as indentações. Para uma maior resolução, devido a ordem de grandeza das ZPD's encontradas, aplicou-se uma carga de 20gf com distanciamento de 0,04 mm entre as indentações para a realização das linhas de perfis de dureza. Para todos os casos, o tempo de aplicação para cada indentação foi de 15 s. As análises de microdureza Vickers nos corpos de prova seguem as recomendações da norma ASTM E384-17 (2017).

4.6.1 Microdureza da junta soldada

O mapa de dureza apresentado na Figura 94 exhibe o perfil da dureza de corpos de prova confeccionados de diferentes regiões da amostra soldada. Nota-se uma variação no perfil geométrico das juntas soldadas devido a fatores como o alto aporte empregado e forças atuantes durante a operação de soldagem como a convecção na poça de fusão e efeitos eletromagnéticos em razão da alta corrente empregada. A baixa taxa de resfriamento correspondente ao longo ciclo térmico associado ao processo ESW, debatido e ilustrado na Figura 15, corrobora para a permanência da

poça de fusão por um maior tempo na fase líquida, ocasionando as mudanças no perfil da junta devido aos fatores citados além de ocasionar diferenças locais de dureza ao longo do cordão de solda. Todavia, observa-se uma distribuição relativamente homogênea de dureza ao longo dos corpos de prova, onde a sobreposição do mapa sobre a macrografia coincide com as interfaces entre os materiais utilizados.

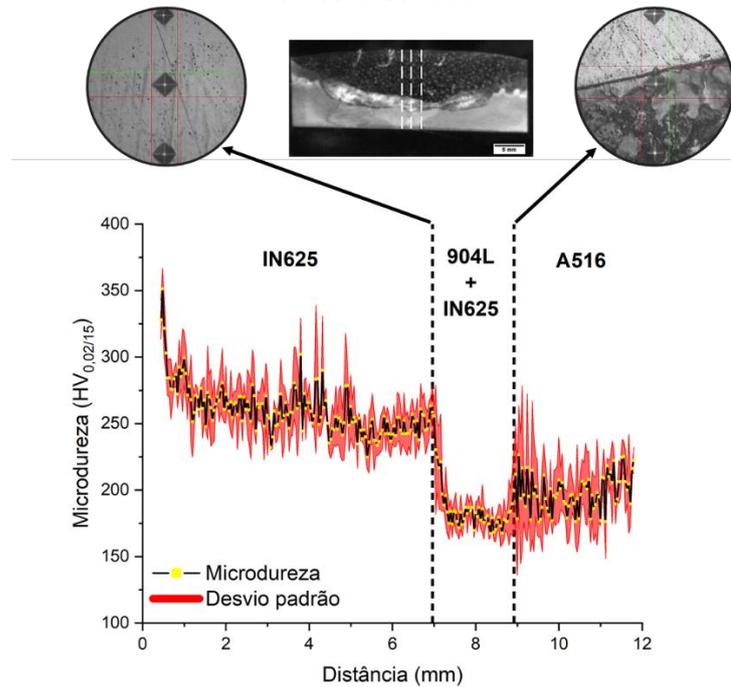
Figura 94 – Imagem dos mapas de dureza referente aos cortes transversais realizados nas regiões (a) frontal e (b) posterior da amostra soldada



Fonte: O Autor (2021).

A Figura 95 apresenta o perfil de microdureza obtido através das médias dos valores de dureza das três linhas verticais indicadas pela imagem. Devido à grande quantidade de pontos de indentação, tem-se o desvio padrão representado na forma da faixa vermelha ao longo do perfil. A Tabela 28 compila os valores médios obtidos das regiões indicadas pela Figura 95 para um intervalo de confiança de 95%.

Figura 95 – Gráfico do perfil de microdureza Vickers obtidos por análise de linhas verticais da amostra soldada



Fonte: O Autor (2021).

Tabela 28 - Valores médios de microdureza e respectivos intervalos de confiança (95%) para as regiões indicadas na Figura 95

Região	Microdureza (HV _{0,02/15})
IN625	260 ±3
904L + IN625	187 ±6
A516	198 ±3

Fonte: O Autor (2021).

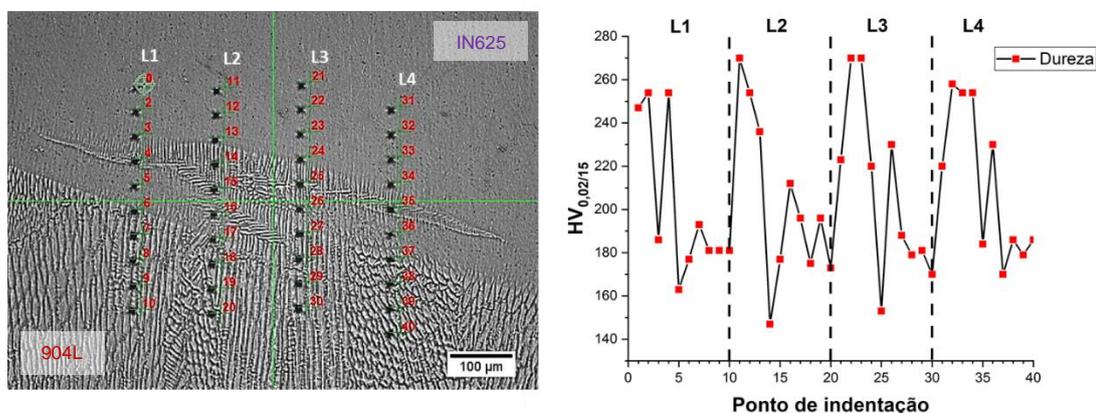
Observa-se os maiores valores de microdureza na região da zona fundida com IN625, com redução dos valores à medida que se aproxima da região de zona diluída entre o 904L e o IN625, aumentando novamente na ZTA relativa ao aço A516. Os aumentos dos valores de dureza e desvio padrão encontrados nas interfaces do IN625 e A516 com a zona diluída citada (ilustradas na Figura 95 através das imagens das indentações nas respectivas regiões) se deve a precipitação das fases discutidas anteriormente e a formação das ZPD's próximas as linhas de fusão. A queda abrupta no valor da dureza na interface entre o IN625 e o 904L pode ser explicado pela região de crescimento de grãos presente na ZTA da liga 904L, ilustrado anteriormente pela Figura 61, onde tem-se que a dureza é inversamente proporcional ao tamanho de grão.

4.6.2 Microdureza das regiões ZPD's

A ocorrência de elevados valores de dureza existentes nas regiões próximas as ZPD's são correlacionados aos gradientes de composição existentes por toda extensão das linhas de fusão referente tanto a interface do IN625 com o 904L, ilustradas na Figura 96, Figura 97, Figura 98 e Figura 99, quanto na interface entre o 904L e o A516, demonstradas na Figura 100 e Figura 101. Tais gradientes composicionais são consequentes da mistura incompleta pelo movimento convectivo da massa líquida próxima a linha de fusão, segregação e precipitação de fases durante o processo de solidificação, potencialmente depreciando propriedades das regiões próximas as ZPD's como redução da resistência à corrosão por pite e fragilização por H, quando comparado com as demais regiões da solda (PONTES, 2012; MARQUES, 2018). Pelas imagens dos perfis de microdureza citadas, averiguaram-se os maiores valores de dureza nas indentações realizada pelas vizinhanças imediatas das ZPD's e nas regiões intermediárias entre tais regiões e o metal de base da interface em questão, apresentando valores superiores aos valores médios apresentados pela Tabela 28.

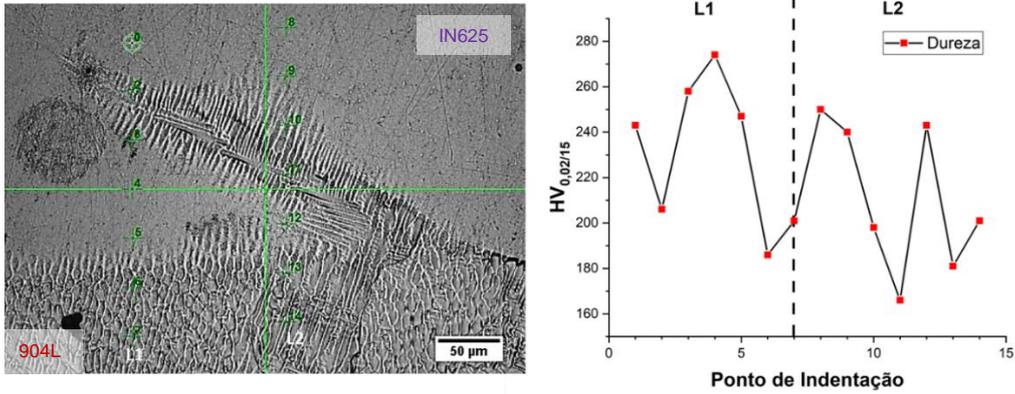
Apesar da morfologia predominante ao longo das interfaces ser do tipo península, algumas ZPD's no formato de ilhas foram detectadas como, exemplificada pela Figura 99. Ambas as morfologias encontradas seguem frequentemente acompanhadas de pequenas zonas do tipo praia, onde também se observam picos nos valores de microdureza.

Figura 96 – Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P02. Ataque em água régia por 30 s. Aumento de 100X



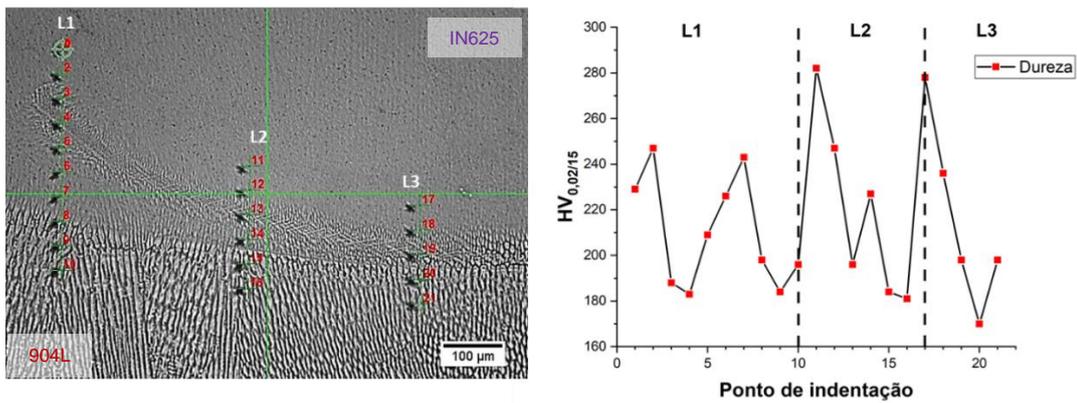
Fonte: O Autor (2021).

Figura 97 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P03. Ataque em água régia por 30 s. Aumento de 200X



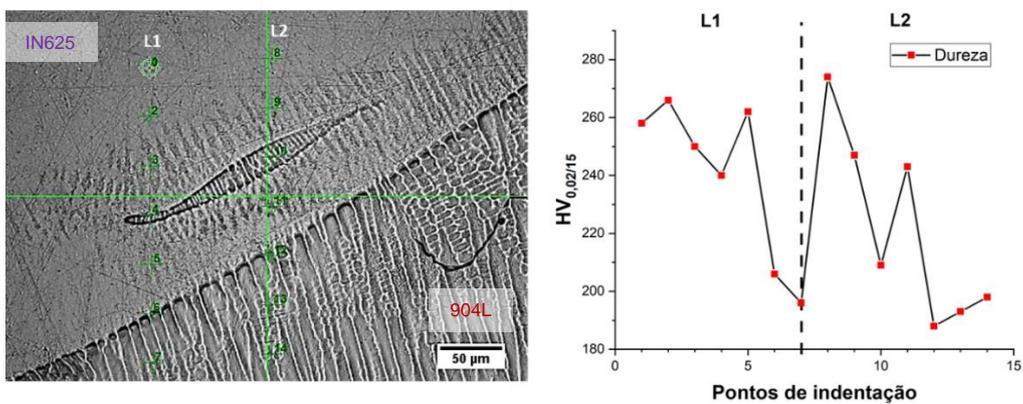
Fonte: O Autor (2021).

Figura 98 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P06. Ataque em água régia por 30 s Aumento de 100x



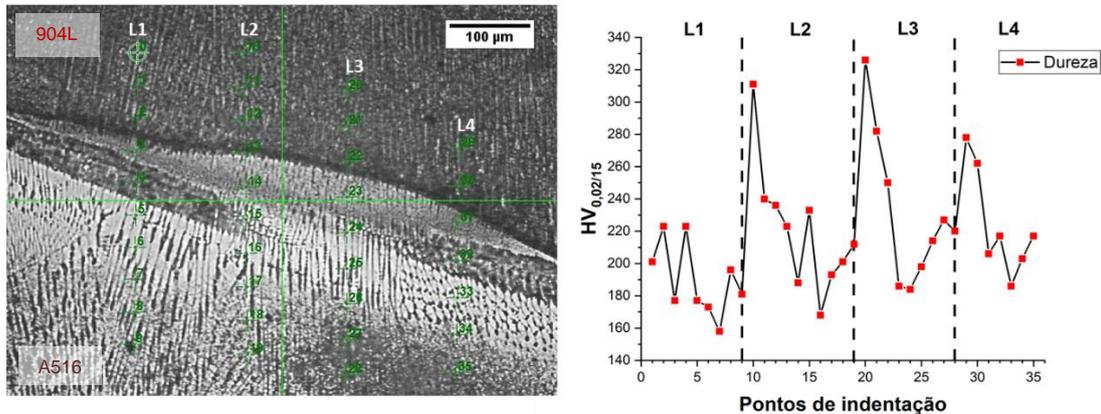
Fonte: O Autor (2021).

Figura 99 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P07. Ataque em água régia por 30 s. Aumento em 200X



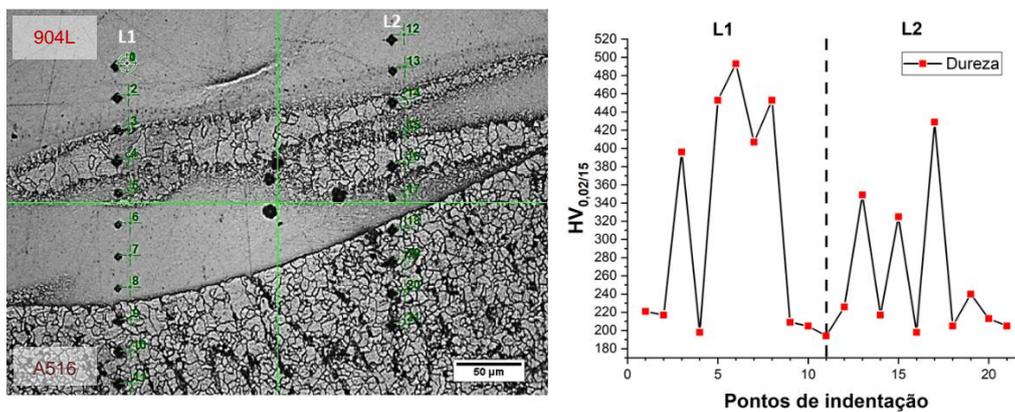
Fonte: O Autor (2021).

Figura 100 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P01. Ataque em nital 2% por 10 s. Aumento em 100X



Fonte: O Autor (2021).

Figura 101 - Imagem obtida por microscopia óptica e gráfico do perfil de microdureza na região de ZPD encontrada na região P01. Ataque em nital 2% por 10 s. Aumento em 200X.



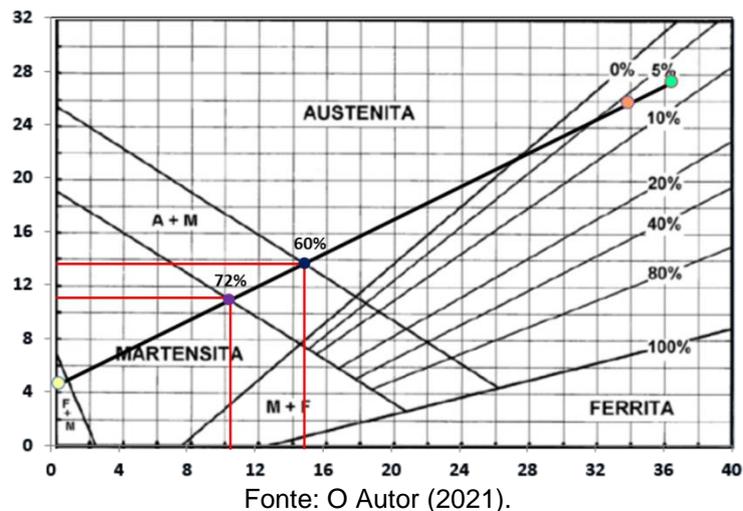
Fonte: O Autor (2021).

Além dos fatores citados influentes no aumento da dureza nas vizinhanças das ZPD's, diversos trabalhos citam a possibilidade de formação de martensita como justificativa para as altas durezas medidas nessas regiões, atingindo valores na ordem de 400 HV, equivalente às estruturas martensíticas (KEJELIN, 2006; SILVA *et al.*, 2012; ZHU *et al.*, 2021). A formação de martensita nessas áreas ocorre devido a quantidade inferior de elemento de ligas nessas regiões em comparação com o metal de adição, como o Mo e o Ni, instabilizando suficientemente o equilíbrio da estrutura austenítica e elevando a temperabilidade local, promovendo assim transformações martensíticas nas regiões da ZPD's (SILVA, 2018). Como exemplo na amostrada confeccionada, a ZPD na interface 904L/A516, exibida pela Figura 101, apresenta valores entre 350 a 490 HV, possibilitando a hipótese da transformação martensítica

associada ao aumento excessivo de dureza nesses pontos, juntamente com os precipitados já avaliados anteriormente nesse estudo.

A Figura 102 apresenta o diagrama de Schaeffler traçado para a previsão da composição da interface 904L/A516 admitindo uma diluição média global pelo processo ESW de 7%, em acordo com a literatura (NIRAJ e YADAV, 2014; SANDES *et al.*, 2017; CHATTOPADHYAY, MEE, VAN DER e ZHANG, 2019). A interface IN625/904L não será levada em consideração por extrapolar o diagrama em questão, solidificando completamente austenítico independentemente da diluição alcançada. De acordo com o diagrama apresentado, para diluições superiores a 60% é previsto a formação de martensita na solda. Kejelin (2006) e Silva *et al.* (2012) analisaram uma variação na diluição local - em relação a global – nas regiões com microdurezas na ordem de 400 HV superiores a 70%, situando-se então dentro da faixa de previsão de formação da martensita exposto no diagrama da Figura 102.

Figura 102 - Diagrama de Schaeffler delimitando as possíveis diluições para a ocorrência de austenita e martensita na interface 904L/A516 na amostra soldada



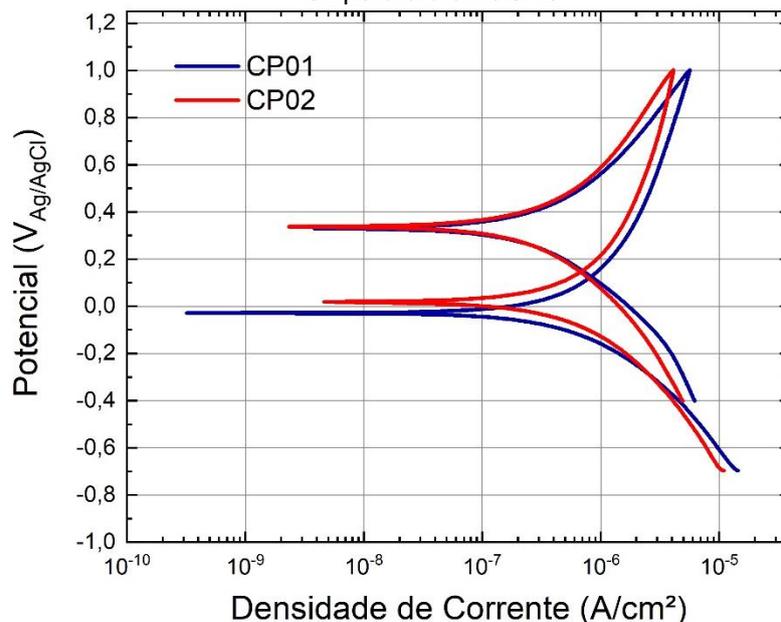
A existência de uma camada martensítica dura e frágil nas interfaces de soldas pode ocasionar problemas estruturais, comprometendo a vida útil dos equipamentos fabricados através de soldagens DMW. Liying *et al.* (2020) observou início de trincas nas amostras de flexão na camada de martensita gerada na interface entre o aço carbono API 5L L415 e o aço inoxidável austenítico 316L, apesar do bom desempenho global dos ensaios de tração e flexão realizado nas juntas confeccionadas. Os resultados de ensaios de impacto realizados no trabalho de Gou *et al.* (2017) numa junta DMW entre o aço inoxidável duplex 2205 e o aço ARBL API 5L X65 exibiram maior energia de impacto na camada martensítica presente na região da interface

entre os materiais, demonstrando uma maior concentração de tensão na região responsável pela fratura na junta soldada.

4.7 RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA SOLDA

A Figura 103 representa as curvas sobrepostas de voltametria cíclica, realizadas em duplicata para demonstrar a reprodutibilidade do experimento. Em soluções de alta concentração de cloreto, o pite é caracterizado por um potencial mínimo, denominado como potencial de pite (E_{pite}): abaixo desse potencial o metal permanecerá passivo e acima, apresentará a formação de pites. Pelas curvas apresentadas, a junta soldada não sofreu processo de repassivação nem formação de pites ao longo de todo o ensaio realizado.

Figura 103 – Gráfico das curvas de voltametria cíclica da junta soldada em solução NaCl 3,5% à temperatura ambiente



Para determinação do potencial de corrosão (E_{corr}) e corrente de corrosão necessário (I_{corr}) necessários para o início das reações anódicas, adotou-se a regressão de Tafel através da extrapolação dos segmentos lineares das regiões ativa (reações catódicas) e passiva (reações anódicas) (KELLY *et al.*, 2003).

A Tabela 2 contém o potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (I_{corr}), potencial de repassivação (E_{rp}), densidade da corrente de repassivação (I_{pite}), potencial de pites (E_{pite}) e densidade de corrente de pites (I_{pite}) dos

corpos de prova ensaiados, juntamente com seus valores da médios e do desvio padrão.

Tabela 29 - potencial de corrosão (E_{corr}), densidade de corrente de corrosão (I_{corr}), potencial de repassivação (E_{rp}), densidade da corrente de repassivação (I_{pite}), potencial de pites (E_{pite}) e densidade de corrente de pites (I_{pite}) obtidos como resultados do ensaio de voltametria cíclica

	CP01	CP02	Média	Desvio Padrão
E_{Corr} (V_{AgCl})	0,0186	-0,025	-0,0032	0,0452
I_{Corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	17,38	12,32	14,85	3,57
E_{rp} (V_{AgCl})	0,1458	0,1280	0,1369	0,0012
I_{rp} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	67,29	78,27	72,78	7,76
E_{pite} (V_{AgCl})	1,001	1,009	1,005	0,004
I_{pite} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	4,155	5,586	4,8705	1,0118

Fonte: O Autor (2021).

A concentração de cloretos do eletrólito utilizado não foi suficiente para penetrar no filme passivo, impossibilitando a nucleação e crescimento dos pites de corrosão, comprovando a excelente resistência à corrosão em meios que se aproximam às condições de ambientes marinhos na qual a junta soldada confeccionada será submetido em serviço.

5 CONCLUSÕES

A soldagem dissimilar entre o material de base A516 Gr. 70 revestido com 904L, utilizando o material de adição à base de Ni Inconel 625 através do processo de soldagem ESSC foi realizada e sua integridade foi aprovada de acordo com os ensaios de líquido penetrante, radiografia, dureza, dobramento e tração realizados, mostrando-se uma alternativa com excelente relação entre custo e propriedades obtidas para a fabricação de equipamentos de grande porte como os separadores de petróleo.

As análises microestruturais por MO revelaram uma microestrutura predominantemente dendrítica numa matriz completamente austenítica entre a interface referente ao 904L e Inconel 625 para ambos os materiais, enquanto para a interface entre o A516 Gr. 70 e o 904L apresentou-se como uma matriz ferrítica com presença de perlitas para o aço A516 Gr 70. Foi observado a ocorrência do fenômeno de sensitização no aço 904L nas regiões próximas a linha de fusão com o aço A516 Gr. 70. Nas análises realizadas por MEV e EDS, identificou-se uma forte dispersão de fases, incluindo as fases Laves e NbC, onde frequentemente são associadas pela literatura a redução na resistência a corrosão em suas vizinhanças.

Nessas interfaces, foi identificado regiões denominadas ZPD próximo as linhas de fusão entre os materiais utilizados, caracterizadas por apresentarem gradientes de composição química relevantes, responsáveis pelo aumento localizado das segregações, precipitações e na dureza, possuindo um comportamento destoante em relação as demais regiões da solda. Tais regiões são consideradas regiões críticas em relação as propriedades mecânicas e problemas como perda de tenacidade, fragilização por H, descolamento e redução na resistência à corrosão. Observou-se também as estruturas de solidificação nas ZPD, iniciando-se numa frente de solidificação planar e , devido ao efeito do superesfriamento constitucional, transitando para crescimento celular e finalmente atingindo as estruturas de solidificação dendríticas, predominante na zona fundida da solda realizada.

As análises de microdureza também demonstraram, principalmente na interface entre o A516 Gr. 70 e 904L, indentações nas vizinhas das regiões ZPD com valores na ordem da dureza de 400 HV. Esse valor elevado – em comparação aos valores médios obtidos em toda a junta - se deve as precipitações ocorridas durante a solidificação da solda, fomentando a hipótese defendida pela literatura da ocorrência

de transformação martensítica nas regiões devido aos gradientes composicionais formados, o qual instabiliza o equilíbrio da estrutura austenítica e aumenta a temperabilidade local, promovendo transformações martensíticas. Diversos trabalhos comprovam uma diluição superior a 70% para as regiões ZPD, onde uma análise através do diagrama de Schaeffler da junta soldada avaliada nesse estudo demonstra a possibilidade de formação de martensita para diluições apresentadas com esses valores.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo comparativo de possibilidades alternativas a utilização do metal de adição em substituição ao Inconel 625 como, por exemplo, a utilização de 904L em fita;
- Análise da resistência à corrosão da junta dissimilar soldada utilizando eletrólitos de alta resistividade simulando a interação entre o petróleo e a superfície do revestimento submetido ao ambiente de trabalho;
- Realização de estudo microestrutural com técnicas de alto poder de resolução para identificação detalhada de regiões – como as zonas parcialmente diluídas - presentes na junta soldada.

REFERÊNCIAS

- AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**. Fortaleza: UFC, 2010.
- ALEXANDROV, B. T.; LIPPOLD, J. C.; SOWARDS, J. W.; HOPE, A. T.; SALTZMANN, D. R. Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel. **Welding in the World**, v. 57, n. 1, p. 39–53, 2013.
- ALVARÃES, C. P.; MADALENA, F. C. A.; SOUZA, L. F. G. DE; JORGE, J. C. F.; ARAÚJO, L. S.; MENDES, M. C. Performance of the INCONEL 625 alloy weld overlay obtained by FCAW process. **Matéria (Rio de Janeiro)**, v. 24, n. 1, 2019.
- ALVARÃES, C. P.; SANDES, S. S.; JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G. DE; ARAÚJO, L. S.; MENDES, M. C.; DILLE, J. Microstructural Characterization of Inconel 625 Nickel-Based Alloy Weld Cladding Obtained by Electroslag Welding Process. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 29, n. 5, p. 3004–3015, maio 2020.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERING. **ASME section VIII: Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1** New York, , 2017a.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERING. **ASME section IX: qualification standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators** New York, 2017b.
- ANBURAJ, J.; NAZIRUDEEN, S. S. M.; NARAYANAN, R.; ANANDAVEL, B.; CHANDRASEKAR, A. Ageing of forged superaustenitic stainless steel: Precipitate phases and mechanical properties. **Materials Science and Engineering: A**, v. 535, p. 99–107, fev. 2012.
- ANTOSZCZYSZYN, T. J. **Revestimentos de liga de níquel inconel 625 por plasma com arco transferido (pta) sobre aços api 5l x70 e aisi 316L**. CURITIBA: UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ, 2014.
- ANTUNES, M. R. **Avaliação da resistência a corrosão-fadiga do aço API 5L X65 revestido com AISI 308L SI**. 2008.
- APOLINARIO, L. H. R.; WALLERSTEIN, D.; MONTEALEGRE, M. A.; URTIGA FILHO, S. L.; TORRES, E. A.; HERMENEGILDO, T. F. C.; SANTOS, T. F. A. Predominant Solidification Modes of 316 Austenitic Stainless Steel Coatings Deposited by Laser Cladding on 304 Stainless Steel Substrates. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 50, n. 8, p. 3617–3628, ago. 2019.
- ASTM. **ASTM A-516**. Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate- and Lower-Temperature Service, 2015. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?A516A516M-10R15>>. Acesso em: 28 mar. 2021
- ASTM INTERNATIONAL. **Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron**. ASTM International, USA, 2018.

AWS. AWS A3: **Standard Welding Terms and Definitions**, 2001.

BALTAR, E. H. S. **Estudo das alterações das propriedades mecânicas em aço a-516 grau 70 soldado e submetido a tratamento térmico de alívio de tensões**. p. 95, 2015.

BANG, K.; PAK, S.; AHN, S. Evaluation of weld metal hot cracking susceptibility in superaustenitic stainless steel. **Metals and Materials International**, v. 19, n. 6, p. 1267–1273, nov. 2013.

BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Dilution and microsegregation in dissimilar metal welds between super austenitic stainless steel and nickel base alloys. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 7, n. 6, p. 374–383, 2002.

BEAUGRAND, V. C.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. **Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms and Opportunities for Mitigation** CORROSION 2009. Anais...OnePetro, 2009

BEDDOES, J.; PARR, J. G. **Introduction to stainless steels**. 3rd ed ed. Materials Park, OH: ASM International, 1999.

BERNASOVSKÝ, P. Contribution to HAZ Liquation Cracking of Austenitic Stainless Steels. *In*: BÖLLINGHAUS, T.; HEROLD, H. (Eds.). . **Hot Cracking Phenomena in Welds**. Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag, 2005. p. 84–103.

BRACARENSE, A. Q. **Processo de soldagem TIG-GTAW**. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2000.

BRANDI, S. D.; LIU, S.; JÚNIOR, T. R. D. **Welding, brazing and soldering. Electroslag and electrogas welding**. *In*: ASM Handbook. [s.l.] ASM International, 2008. v. 15p. 124–138.

CAMPOS, W. R. DA C.; GOMES, F. J. DE O.; GONÇALVES, T. N.; SOARES, B. A. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE SOLDA DISSIMILAR - aço inoxidável austenítico aisi 304 com adição de liga de níquel inconel 625. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 6, n. 1, p. 19–23, 2009.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2011.

CARROLL, L. **Alice no país das maravilhas**. [s.l.] Ciranda Cultural, 2020.

CHATTOPADHYAY, P.; MEE, V. VAN DER; ZHANG, Z. Hybrid electroslag cladding (H-ESC): an innovation in high speed electroslag strip cladding. **Welding in the World**, v. 63, n. 3, p. 663–672, maio 2019.

CHEN, X.-C.; SHI, C.-B.; GUO, H.-J.; WANG, F.; REN, H.; FENG, D. Investigation of oxide inclusions and primary carbonitrides in Inconel 718 superalloy refined through electroslag remelting process. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 43, n. 6, p. 1596–1607, 2012.

CIESLAK, M. J. **The welding and solidification metallurgy of alloy 625**. 1991.

CRAMER, S. D.; COVINO, B. S.; MOOSBRUGGER, C. **ASM handbook volume 13b: corrosion: materials**. [s.l.] ASM International Materials Park, OH, 2005. v. 13

CRUZ, R. L. DA S. **Avaliação dos efeitos da técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM A 516 grau 60**. Fortaleza: UFC, 2006.

DAI, T.; WHEELING, R. A.; HARTMAN-VAETH, K.; LIPPOLD, J. C. Precipitation behavior and hardness response of Alloy 625 weld overlay under different aging conditions. **Welding in the World**, v. 63, n. 4, p. 1087–1100, 2019.

DAVID, S. A.; BABU, S. S.; VITEK, J. M. **Welding: Solidification and microstructure**. Jom, v. 55, n. 6, p. 14–20, 2003.

DAVID, S. A.; VITEK, J. M. **International Trends in Welding Science and Technology: Proceedings of the 3rd International Conference on Trends in Welding Research**, Gatlinburg, Tennessee, USA, June 1-5, 1992. [s.l.] ASM International, 1993.

DAVIES, G. J.; GARLAND, J. G. Solidification structures and properties of fusion welds. **International metallurgical reviews**, v. 20, n. 1, p. 83–108, 1975.

DAVIS, J. R.; MILLS, K. M.; LAMPMAN, S. R. **ASM Handbook, Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. Ohio: ASM International, 2008.

DUPONT, J. N. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of a stabilized stainless steel. **Welding journal-new york-**, v. 78, p. 253- s, 1999.

DUPONT, J. N. Application of Solidification Models for Controlling the Microstructure and Hot Cracking Response of Engineering Alloys. *In: Hot Cracking Phenomena in Welds III*. [s.l.] Springer, 2011. p. 265–293.

DUPONT, J. N.; BANOVIC, S. W.; MARDER, A. R. **Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys**. p. 11, 2003.

DUPONT, J. N.; FARREN, J. D. Influence of heat treatment time and temperature on the microstructure and corrosion resistance of cast superaustenitic stainless steels. **Corrosion**, v. 67, n. 5, p. 055002-1- 055002–11, 2011.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-base Alloys**. Hoboken, N.J: John Wiley & Sons, 2009.

DUPONT, J. N.; MICHAEL, J. R.; NEWBURY, B. D. Welding Metallurgy of Alloy HR-160; **The Welding Journal**. 1999.

DUPONT, J. N.; NOTIS, M. R.; MARDER, A. R.; ROBINO, C. V.; MICHAEL, J. R. Solidification of Nb-bearing superalloys: Part I. Reaction sequences. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29, n. 11, p. 2785–2796, 1998.

ESAB. **Technical Handbook - Strip Cladding**, 2008.

FEDELE, R. Corrosão intergranular em juntas soldadas-parte III. **Revista soldagem & inspeção**, v. 6, n. 5, p. 6, 2004.

FLOREEN, S. **Composition Effects within the Chemical Specification for Alloy 22**,. Waste Package Materials Performance Peer Review, A Compilation of Special Reports, 2002.

FOLKHARD, E. **Welding metallurgy of stainless steels**. s.l: Springer, 2013.

FOX, R.; PRITCHARD, P.; MCDONALD, A. **Introduction to Fluid Mechanics**. John Wiley & Sons Asia Pte Ltd Singapore. 2010.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas: Editora UNICAMP, 2007.

GERTSMAN, V. Y.; TANGRI, K.; VALIEV, R. Z. On the grain boundary statistics in metals and alloys susceptible to annealing twinning. **Acta metallurgica et materialia**, v. 42, n. 6, p. 1785–1804, 1994.

GOU, N.-N.; ZHANG, J.-X.; WANG, J.-L.; BI, Z.-Y. Butt Welding of 2205/X65 Bimetallic Sheet and Study on the Inhomogeneity of the Properties of the Welded Joint. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, n. 4, p. 1801–1807, 2017.

GUO, L.; ZHENG, H.; LIU, S.; LI, Y.; FENG, C.; XU, X. Effect of heat treatment temperatures on microstructure and corrosion properties of Inconel 625 weld overlay deposited by PTIG. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 11, n. 7, p. 5507–5519, 2016.

HEINO, S.; KARLSSON, B. Cyclic deformation and fatigue behaviour of 7Mo–0.5 N superaustenitic stainless steel—stress–strain relations and fatigue life. **Acta materialia**, v. 49, n. 2, p. 339–351, 2001.

HODGE, F. G. **The history of solid-solution-strengthened Ni alloys for aqueous corrosion service**. *Jom*, v. 58, n. 9, p. 28–31, 2006.

JACKSON, K. A. **Solidification**. American Society for Metals: Metals Park, OH, p. 141, 1971.

JORGE, J. C. F.; MEIRA, O. G.; MADALENA, F. C. A.; SOUZA, L. F. G. DE; ARAUJO, L. S.; MENDES, M. C. Evaluation of the AISI 904L Alloy Weld Overlays Obtained by GMAW and Electro-Slag Welding Processes. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 26, n. 5, p. 2204–2212, maio 2017.

JUNIOR, U. B. **Efeitos dos tratamentos térmicos de normalização, resfriamento rápido e alívio de tensões no aço ASTM A-516 GRAU 70, utilizado na fabricação de vasos de pressão**. Guaratinguetá: Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, 2007.

KAH, P.; SHRESTHA, M.; MARTIKAINEN, J. Trends in Joining Dissimilar Metals by Welding. **Applied Mechanics and Materials**, v. 440, p. 269–276, out. 2013.

KANNAN, T.; MURUGAN, N. Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 176, n. 1–3, p. 230–239, 2006.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares**. Florianópolis: UFSC, 2006.

KELLY, R. G.; SCULLY, J. R.; SHOESMITH, D. W.; BUCHHEIT, R. G. **Techniques in Corrosion Science and Engineering**. [s.l.] New York: Marcel Dekker, Inc, 2003.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2nd ed ed. Hoboken, N.J: Wiley-Interscience, 2003.

KOU, S.; WANG, Y. H. Weld pool convection and its effect. **Welding Journal**, v. 65, n. 3, p. 63–70, 1986.

KOURDANI, A.; DERAKHSHANDEH-HAGHIGHI, R. Evaluating the Properties of Dissimilar Metal Welding Between Inconel 625 and 316L Stainless Steel by Applying Different Welding Methods and Consumables. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, n. 4, p. 1231–1243, 2018.

KOUTSOUKIS, T. Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels. **Materials Science**, p. 9, 2013.

KOUTSOUKIS, T.; REDJAÏMIA, A.; FOURLARIS, G. Phase transformations and mechanical properties in heat treated superaustenitic stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 561, p. 477–485, jan. 2013.

KOVACH, C. W. **High performance stainless steels**. USA: Nickel Development Institute, 2002.

LANCASTER, J. F. **Metallurgy of welding**. 6. ed. Cambridge: Abington Publ, 1999.

LEE, CHANGMIN; LEE, Y.; LEE, CHANGHEE; HONG, S. Precipitation behavior of the sigma phase with Ni and Mn content variations in superaustenitic stainless steel weld metal. **Materials Characterization**, v. 144, p. 148–154, 2018.

LENGAUER, W. **Transition metal carbides, nitrides, and carbonitrides**. Handbook of ceramic hard materials, p. 202–252, 2000.

LIPPOLD, J. C. **Welding metallurgy and weldability**. [s.l.] Wiley Online Library, 2015.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. Hoboken, NJ: John Wiley, 2005.

LIYING, L.; JUN, X.; BIN, H.; XIAOLEI, W. Microstructure and mechanical properties of welded joints of L415/316L bimetal composite pipe using post internal-welding process. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 179, p. 104026, 2020.

LUKIN, V. I.; SEMENOV, V. N.; STAROVA, L. L.; SOROKIN, L. I.; ZHEGINA, I. P.; GOLEV, E. V.; DMITRIEV, V. V.; NEDASHKOVSKII, K. I. Formation of hot cracks in welding of refractory alloys. **Metal science and heat treatment**, v. 43, n. 11, p. 476–480, 2001.

MADALENA, F. C. A. **Estudo comparativo de revestimentos metálicos com as ligas AISI 904L e Inconel 625 obtidos pelo processo de soldagem eletroescória**. Rio de Janeiro: CEFET/RJ, 2013.

MANI, C.; KARTHIKEYAN, R.; KANNAN, S. Electrochemical impedance analysis on cryogenically treated dissimilar metal welding of 316L stainless steel and monel 400 alloy using GTAW. **Metals**, v. 9, n. 10, p. 1088, 2019.

MARQUES, A. L. DE A. **Aço inoxidável aisi 904l como revestimento por soldagem a arco elétrico pulsado em atmosfera controlada**. Rio de Janeiro: Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2018.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MARTINS, K. **Desenvolvimento e caracterização de tecnologia para alimentação dinâmica de arame no processo GTAW**. Joinville: UFSC, 2018.

MEIRA, O. G.; MADALENA, F. C. A.; ARAÚJO, L. S.; SOUZA, L. F. G. DE; JORGE, J. C. F.; MENDES, M. C. **Propriedades de revestimentos aisi 904l depositados pelo processo eletroescória** Anais do Congresso Anual da ABM. Anais... *In*: 71º CONGRESSO ANUAL DA ABM. Rio de Janeiro: Editora Blucher, set. 2017Disponível em: <<http://abmproceedings.com.br/ptbr/article/propriedades-de-revestimentos-aisi-904l-depositados-pelo-processo-eletroescoria>>. Acesso em: 12 abr. 2019

MILLER. **Guidelines For Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)**, 2008.

MORAES, F. P. DE. **Microestrutura e propriedades de um tubo de aço inoxidável austenítico AISI 316L após 100.700 horas de exposição a 640° C**. São Paulo: Universidade de São Paulo, 2020.

MUNCASTER, P. W. **A Practical Guide to TIG (GTA) Welding**. [s.l.] Elsevier, 1991.

NÄKKI, J. Properties of alloy 625 claddings made with laser and CMT methods. 2018.

NASIŁOWSKA, B.; BOGDANOWICZ, Z.; TERPIŁOWSKI, J.; PAŃCIKIEWICZ, K. **Thermophysical properties of 904L austenitic steel**. *Metallurgy and Foundry Engineering*, v. 44, n. 2, p. 61, 2018.

NEVES, M. D. M. DAS; LOTTO, A.; BERRETTA, J. R.; ROSSI, W. DE; V JÚNIOR, N. D. Solidificação da Zona de Fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd: YAG. **Soldagem & Inspeção**, v. 14, n. 2, p. 104–113, 2009.

NIRAJ, S. T.; YADAV, R. Electro slag strip cladding process. *Int'l J. of Modern Engineering Research*, v. 4, p. 60–64, 2014.

NUNES, G. C.; MEDEIROS, J. L. DE; ARAÚJO, O. DE Q. F. **Modelagem e controle na produção de petróleo: aplicações em MATLAB**. São Paulo: Blucher, 2010.

OGBORN, J. S.; OLSON, D. L.; CIESLAK, M. J. Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal. *Materials Science and Engineering: A*, v. 203, n. 1–2, p. 134–139, 1995.

OHNO, A. **Solidificação dos metais**. 1. ed. [s.l.] LTC, 1988.

OIKAWA, P. M. V. **Estudo do desempenho de aços inoxidáveis modificados para aplicação em meios corrosivos do processamento primário do petróleo**. Porto Alegre: UFRS, 2009.

OMAR, A. A. Effects of Weldin Formation at g Parameters on Hard Zone Dissimilar Metal Welds. *Welding journal*, v. 1998, p. 86–93, 1998.

ORNATH, F. **Weld pool segregation during the welding of low alloy steels with austenitic electrodes**. 1981.

ORR, M.; FINK, C. Effect of nitrogen on solidification cracking resistance in ERNiCr-3 weld metal. *Welding journal*, v. 97, n. 8, 2018.

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

PAREDES, R. S. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Trincas de solidificação e liquação de aços inoxidáveis superausteníticos aisi 904l soldados por arco elétrico**. *In*: 1º COBEF. 2001

PASSOS, D. DE O.; OTUBO, J. A influência da ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos forjados. Rem: **Revista Escola de Minas**, v. 63, n. 1, p. 57–63, mar. 2010.

PATEL, M.; MADNANI, R. H.; CHAUHAN, B. J.; SUNDARESAN, S. **Application of Electroslag Strip Cladding for Reactors in Hydrogen-Based Refinery Service**. Dept. of Met. & Matls. Engg., MS University, Vadodara, 2009.

PATEL, S. J. A century of discoveries, inventors, and new nickel alloys. **Jom**, v. 58, n. 9, p. 18–20, 2006.

PÉREZ, G. J. A. **Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ER-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr 1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo**. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará, 2005.

PFINGSTAG, M. E. **Avaliação do comportamento à fadiga e à corrosão-fadiga de juntas soldadas da liga Inconel 625, como material de interesse para a indústria petrolífera**. Porto Alegre: UFRGS, 2009.

PIERAGGI, B.; MACDOUGALL, B.; RAPP, R. A. The role of the metal/oxide interface in the growth of passive films in aqueous environments. **Corrosion Science**, v. 47, n. 1, p. 247–256, 2005.

PONTES, M. K. G. **Estudo da compatibilidade metalúrgica de juntas soldadas de metais dissimilares utilizados no setor de petróleo e gás**. 2012.

PRABU, S. S.; RAMKUMAR, K. D.; ARIVAZHAGAN, N. Effect of filler metals on the mechanical properties of Inconel 625 and AISI 904L dissimilar weldments using gas tungsten arc welding. **Materials Science and Engineering Conference Series**, p. 14, 2017.

PRASAD, V. S.; REDDY, G. M. Microstructure and mechanical properties of electroslag strip and explosively clad low alloy steel: stainless steel joints. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 65, n. 2, p. 135–143, 2012.

RITONI, MARCIO. **Efeitos dos tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço superaustenítico ASTM A 744 Gr. CN3MN**. Campinas: Universidade Estadual de Campinas, 2007.

RITONI, MÁRCIO. **Efeitos dos tratamentos térmicos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço superaustenítico ASTM A 744 Gr. CN3MN**. 2007.

ROBINSON, J. L.; SCOTT, M. H. Liquefaction Cracking during the Welding of Austenitic Stainless Steels and Nickel Alloys. **Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 295, n. 1413, p. 105–117, 2007.

ROGALSKI, G.; ŚWIERCZYŃSKA, A.; LANDOWSKI, M.; FYDRYCH, D. Mechanical and Microstructural Characterization of TIG Welded Dissimilar Joints between 304L Austenitic Stainless Steel and Incoloy 800HT Nickel Alloy. **Metals**, v. 10, n. 5, p. 559, 26 abr. 2020.

ROLLET, A.; ROHRER, G. S.; HUMPHREYS, J. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena** (p. 734). [s.l.] Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2017.

SANDES, S. S.; ALVARÃES, C. P.; MENDES, M. C.; ARAÚJO, L. S. DE; SOUZA, L. F. G. DE; FERREIRA JORGE, J. C. Assessment of nickel alloy 625 weld overlays

deposited by the electroslag process. **Welding International**, v. 32, n. 3, p. 179–187, 2018.

SANDES, S. S.; ALVARÃES, C. P.; MENDES, M. C.; ARAÚJO, L. S.; SOUZA, L. F. G. DE; JORGE, J. C. F. Avaliação de Revestimentos de Liga de Níquel 625 Depositados pelo Processo Eletroescória. **Soldagem & Inspeção**, v. 21, n. 4, p. 417–427, 2017.

SANTOS, D. G. DOS. **Resistência à fratura de revestimentos aplicados ao aço ASTM a 516 Gr 60 para uso na área de petróleo e gás**. Campina Grande: UFCG, 2011.

SANTOS, G. DOS; BESEN, F. Análise das ações da empresa petróleo brasileiro sa a partir das percepções de responsabilidade social empresarial (rse) propostas por carroll. **Revista GESTO: Revista de Gestão Estratégica de Organizações**, v. 9, n. 1, p. 35–55, 2021.

SANTOS, M. W. B. **Aspectos metalúrgicos de revestimentos em dutos depositados com a superliga de níquel ERNiCrMo-4 pelos processos MIG convencional e MIG com adição de arame frio**. Belém: Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, 2012.

SATHIYA, P.; ARAVINDAN, S.; AJITH, P. M.; ARIVAZHAGAN, B.; HAQ, A. N. Microstructural characteristics on bead on plate welding of AISI 904 L super austenitic stainless steel using Gas metal arc welding process. **International Journal of Engineering, Science and Technology**, v. 2, n. 6, 2010.

SAVAGE, W. F.; NIPPES, E. F.; SZEKERES, E. S. Study of weld interface phenomena in a low alloy steel. **Welding Journal**, v. 55, n. 9, p. 260, 1976.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal progress**, v. 56, n. 11, p. 680, 1949.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. [s.l.] Artliber, 2008.

SHANKAR, V.; GILL, T. P. S.; MANNAN, S. L.; SUNDARESAN, S. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. **Sadhana**, v. 28, n. 3–4, p. 359–382, 2003.

SHANKAR, V.; RAO, K. B. S.; MANNAN, S. L. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. **Journal of nuclear materials**, v. 288, n. 2–3, p. 222–232, 2001.

SILVA, A. C. S. DA. **Caracterização microestrutural de juntas soldadas de aço ASTM A-1018 produzidas por soldagem helicoidal em campo**. Recife: Universidade Federal de Pernambuco, 2017.

SILVA, C. C.; AFONSO, C. R. M.; RAMIREZ, A. J.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H. C. DE; FARIAS, J. P. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel inconel 625. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 251–263, set. 2012.

SILVA, M. M. DA; OLIVEIRA, W. C.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. DOS; MOTTA, M. F. Caracterização de solda de revestimento de AWS 317L depositados por GMAW duplo arame em aços ASTM a 516 gr 60 para uso na indústria do petróleo. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, n. 3, p. 225–233, 2010.

SILVA, W. C. DA. **Avaliação microestrutural de Zonas Parcialmente Diluídas obtidas por soldagem dissimilar empregando os metais de adição Inox 309L e Inconel 625**. Natal: UFRN, 2018.

STANDARD, A. **ASTM E384-17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. 2017.

SUMIG. **Tudo o que você precisa saber sobre o processo de soldagem MIG/MAG**. Disponível em: <<https://www.sumig.com/pt/blog/post/tudo-o-que-voce-precisa-saber-sobre-o-processo-de-soldagem-mig-mag/>>. Acesso em: 29 abr. 2021.

TEHOVNIK, F.; BURJA, J.; ARH, B.; VODE, F. Precipitation of σ phase in superaustenitic stainless steel UHB 904L. **Metalurgija**, v. 56, n. 1–2, p. 63–66, 2017.

TELLES, P. C. DA S. **Tubulações industriais: materiais, projeto e montagem**. [s.l.] Livros Técnicos e Científicos, 2001.

TRIERWEILER, J. O. **Estudo de um Novo Sistema de Separação Primária de Gás-Óleo-Água para Plataformas de Petróleo**. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2013.

TURNBULL, D. Kinetics of heterogeneous nucleation. **The Journal of Chemical Physics**, v. 18, n. 2, p. 198–203, 1950.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. DE. **Soldagem: processos e metalurgia**. [s.l.] Editora Blucher, 1992.

WANG, W.; LU, Y.; DING, X.; SHOJI, T. Microstructures and microhardness at fusion boundary of 316 stainless steel/Inconel 182 dissimilar welding. **Materials Characterization**, v. 107, p. 255–261, 2015.

WANG, X. Y.; HUANG, L. Q.; WANG, F. H.; LIU, L. W.; LUO, J. M. **Study on the Microstructures and Properties of 904L Super Austenitic Stainless Steel Rolled Clad Plate**. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 423, p. 012056, 2018.

YUAN, R. **Trincamento assistido pelo ambiente em aços inoxidáveis. Um estudo comparativo entre os aços inoxidáveis austenítico, superaustenítico, duplex e superduplex para uso em equipamentos e linhas de unidades de hidrotreatamento**. Rio de Janeiro: UFRJ, 2011.

YUAN, S. Q.; LIANG, G. L. Dissolving behaviour of second phase particles in Nb–Ti microalloyed steel. **Materials Letters**, v. 63, n. 27, p. 2324–2326, 2009.

ZHU, M.; WU, W.; QIAN, W.; XIA, L.; ZHANG, Y.; WANG, B. A brief review on welding of stainless steel clad plates: issues and future perspectives. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, p. 1–11, 2021.

ZOU, G.; SHI, W.; XIANG, S.; JI, X.; MA, G.; BALLINGER, R. G. Corrosion behavior of 904L austenitic stainless steel in hydrofluoric acid. **RSC Advances**, v. 8, n. 5, p. 2811–2817, 2018.

ANEXO A – RELATÓRIOS DE ENSAIOS FÍSICOS E METALOGRAFICOS PARA AS SOLDAGENS REALIZADAS



PROAQT - Empreendimentos Tecnológicos Ltda. CREA-SP Nº 1137560
Av. Marechal Rondon, 1100 - Osasco - SP - CEP 06093-010
Tel / Fax: (011) 3682-7946 - Tel: (011) 3699-3749 - e-mail: proaqt@proaqt.com.br
Em Prol da Alta Qualidade e Tecnologia CRQ-IV Nº 16915-F



RELATÓRIO DE ENSAIO		LB. Nº 07044/18
TESTING REPORT		Folha: 1 / 4
INTERESSADO: Aguilar y Salas Brasil Ltda		
CUSTOMER Estrada de Acesso a Zipe Suape – ZL – 3 – Gleba Leste – Ipojuca - PE		

ENSAIOS FISICOS & METALOGRAFICOS

1.0 Informações fornecidas pelo interessado para execução dos ensaios:

- Solicitação de Ensaio: PRO Nº 0955-18 Rev.4 de 27/09/2018
- WPS 219: Processo GTAW + GMAW + SAW
- Material: Chapa de Aço Carbono A516 Gr. 70
- Chapa Teste: 011/18
- Dimensões: 60 x 300 x 400 mm
- Norma de Referência: ASME VIII DV 1 Ed. 2017 e ASME IX Ed. 2017

2.0 Ensaios de Tração da Junta Soldada:

Amostras	Dimensões	Seção do CP	Limite Resistência Tração		Resultados
	{mm}	{mm ² }	{Carga Kgf}	{MPa}	
TP 1.1	27,07 x 19,33	523,26	29420	551	Corpo de prova rompeu na Solda
TP 1.2	27,28 x 19,29	526,23	28840	538	Corpo de prova rompeu na Solda
TP 2.1	27,20 x 19,21	522,51	29450	553	Corpo de prova rompeu na Solda
TP 2.2	27,21 x 19,24	523,52	28830	540	Corpo de prova rompeu na Solda

- Preparação do CP: Conforme Norma ASME IX Ed 2017 QW. 462.1a
- Método de Ensaio: Conforme Norma ASME IX Ed 2017 QW. 152
- Critério de Aceitação: Conforme Norma ASME IX Ed 2017 QW. 153
- Ensaio realizado no laboratório a temperatura ambiente de 22°C, através da máquina universal de ensaio TINIUS OLSEN MTR-006, escala 60T, certificado de calibração Nº DNNT-0136c/2018 em 21/03/2018, Paquímetro Nº 005, certificado D3291/2018 em 14/03/2018.
- Incerteza de medição ± 1% do valor indicado.

3.0 Ensaios de Dobramento da Junta Soldada:

Foram realizados quatro testes de dobramento lateral (DL) a 180°, utilizando-se cutelo de Ø 40 mm e distância entre roletes de 63 mm.

Amostras	Dimensões {mm}	Resultados
DL 1	10 x 60 x 300	Apresentou abertura com 1,1 mm na solda
DL 2	10 x 60 x 300	Apresentou abertura com 2,2 mm na solda
DL 3	10 x 60 x 300	Isento de descontinuidades
DL 4	10 x 60 x 300	Isento de descontinuidades

- Preparação do CP: Conforme Norma ASME IX Ed. 2017 QW 462.2
- Método de Ensaio: Conforme Norma ASME IX Ed. 2017 QW 162
- Critério de Aceitação: Conforme Norma ASME IX Ed. 2017 QW 163


 LUIZ SHUITI MIKAMI
 INSPECTOR DE SOLDA NIVEL II
 FBTS ISO127N2

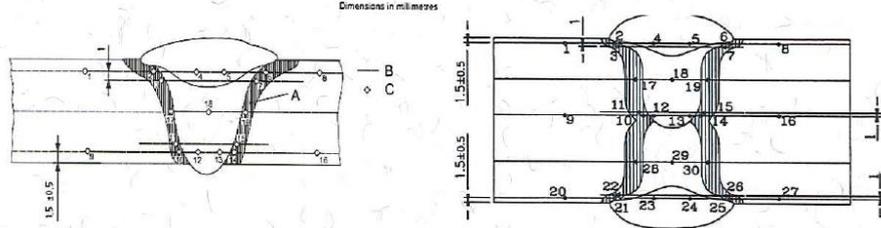


PROAQT - Empreendimentos Tecnológicos Ltda. CREA-SP Nº 1137560
 Av. Marechal Rondon, 1100 - Osasco - SP - CEP 06093-010
 Tel / Fax: (011) 3682-7946 - Tel: (011) 3699-3749 - e-mail: proaqt@proaqt.com.br
 Em Prol da Alta Qualidade e Tecnologia CRQ-IV Nº 16915-F



RELATÓRIO DE ENSAIO		LB. Nº 07044/18
TESTING REPORT		Folha: 2 / 4
INTERESSADO: Aguilar y Salas Brasil Ltda		SHEET
CUSTOMER Estrada de Acesso a Zipe Suape – ZL – 3 – Gleba Leste – Ipojuca - PE		

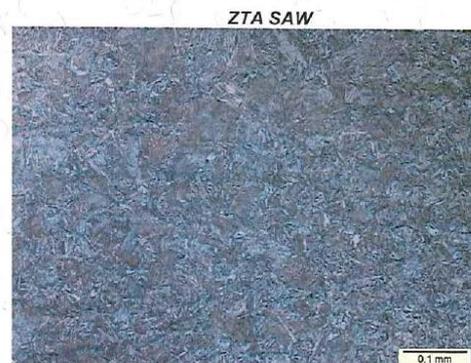
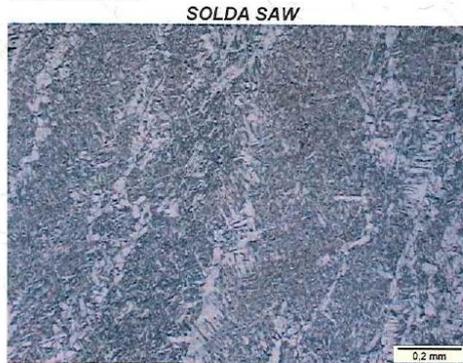
4.0 Ensaio de Dureza HV 10:



Plano de Medição									
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
177	247	239	176	161	247	248	177	185	246
11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
253	233	241	233	280	172	229	180	223	178
21	22	23	24	25	26	27	28	29	30
238	235	153	162	239	249	183	216	163	218

- Preparação do CP: Conforme Norma NACE MR0175/ISO 15156-2: 2015- Figura 2
- Método de Ensaio: Conforme Norma ASTM E 384 Ed: 2016 / 30 pontos de Dureza
- Ensaios realizados em laboratório com temperatura ambiente de 24°C, através do durômetro Pantec MV50A-1, DUR-026, certificado de calibração Nº 24.087/2018 emitido em 09/08/2018, empresa emitente Holtermann Comercial e Técnica Ltda.

5.0 Exames Micrográficos:
 5.1 Microestrutura



- Resultado SOLDADA SAW: Material apresenta matriz ferrítica com ferrita acicular e poligonais, mais leve presença de perlita fina.
- Resultado ZTA SAW: Material apresenta matriz martensítica com provavelmente bainita, mais ferrita acicular e poligonal.

LUIZ SHUITI MIKAMI
 INSPECTOR DE SOLDAS NIVEL II
 FETS 150127N2



PROAQT - Empreendimentos Tecnológicos Ltda.
 Av. Marechal Rondon, 1100 - Osasco - SP - CEP 06093-010
 Tel / Fax: (011) 3682-7946 - Tel: (011) 3699-3749 - e-mail: proaqt@proaqt.com.br
 Em Prol da Alta Qualidade e Tecnologia

CREA-SP N° 1137560



CRQ-IV N° 16915-F

RELATÓRIO DE ENSAIO

TESTING REPORT

LB. N° 07044/18

Folha: 3 / 4
 SHEET

INTERESSADO: **Aguilar y Salas Brasil Ltda**
 CUSTOMER Estrada de Acesso a Zipe Suape – ZL – 3 – Gleba Leste – Ipojuca - PE

SOLDA GMAW

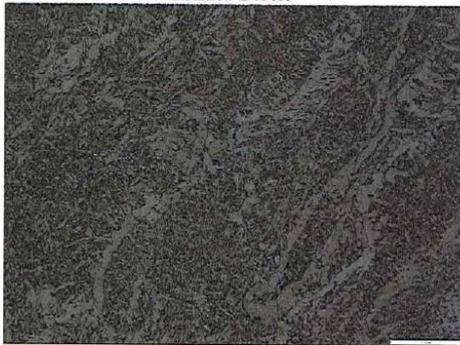


ZTA GMAW



- Resultado SOLDA GMAW: Material apresenta matriz bainítica com ferrita acicular e poligonal, mais perlita fina.
- Resultado ZTA GMAW: Material apresenta matriz bainítica com ferrita acicular e leve presença de perlita fina.

SOLDA GTAW



ZTA GTAW



- Resultado SOLDA GTAW: Material apresenta matriz ferrítica com ferrita acicular e poligonais mais presença de perlita fina.
- Resultado ZTA GTAW: Material apresenta matriz martensítica.

Informações Pertinentes aos exames Micrográficos:

- Preparação do Corpo de Prova: Conforme ASTM E 3/2011
- Método de Ensaio: Conforme Norma ASTM E 7/2015
- Ataque: Nital 2% / Kalling
- Exame: Aumento de 200x
- Secção: Transversal
- Ensaio realizado no microscópio Olympus GX 51 - MOM 001 – Certificado: 23.398/2018 em 05/04/2018.

LUIZ SHUJI MIKAMI
 INSPECTOR DE SOLDA NIVEL II
 FBTC ISO127N2

ANEXO B – RELATÓRIOS DE REGISTRO DE RESULTADOS RELATIVOS AO ENSAIO DE RADIOGRÁFICO

		RELATÓRIO DE REGISTRO DE RESULTADOS (Report of Register of Result) RADIOGRAFIA (Radiography)					Nº. (Number)	N°RRR 002 / 2021	
		DATA (Date)	22/04/2021		PÁGINA (Page)	01 de 01			
		CLIENTE (Customer): UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO		MONTADORA (Assembler): UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO			EQUIPAMENTO / PROGRAMAÇÃO (Equipment): AVALIAÇÃO JUNTA SOLDADA - ANÁLISE CIENTÍFICA		
TECNICA (Radiographic Technique): PSVS		FONTE (tipo / dimensão) (Source / Type / Dimension): IRIDIO 192 2,7 X 1,05			PROCESSO DE SOLDAGEM (Welding Process): SAW				
NORMA (Standard):		REV. (Revision):	PROCEDIMENTO (Procedure): PR-ER-02		REV. (Revision):	MATERIAL (Material): CLAD A516 GR.70 + AISA 904L			
EPS	COD. (Code)	POS. (Position)	IDENTIFICAÇÃO (Identification)	JUNTA (Joint)	Diâmetro (Diameter)	ESPESSURA (Thickness)	SOLDADOR (Welder)	DESCONTINUIDADE (Discontinuity)	LAUDO (Result)
----	1G	1	CORPO DE PROVA IP 01	IP 01	-	35,5mm	-	S	A
 (This section is crossed out with a large diagonal line) 									
OBSERVAÇÕES (Observation):									
LEGENDA PARA DESCONTINUIDADES (Legend of discontinuities): CO - CONCAVIDADE (Concavity) IE - INCLUSÃO DE ESCÓRIA (Slag Inclusion) TL - TRINCA LONGITUDINAL (Longitudinal Crack) EP - EXCESSO DE PENETRAÇÃO (Excess Penetration) MO - MORDEDURA (Undercut) TT - TRINCA TRANSVERSAL (Transverse Crack) FF - FALTA DE FUSÃO (Lack of Fusion) PO - POROSIDADE (Porosity) S - SEM DEFEITO (Flawless) FP - FALTA DE PENETRAÇÃO (Lack of Penetration) IT - INCLUSÃO TUNGSTÊNIO (Inclusion of Tungsten)									
OBSERVAÇÕES (Observation): (A) - APROVADO (Approved) (R) - REPROVADO (Reproved) (EC) - EXAME COMPLEMENTAR (Additional Examination)									
INSPECTOR (Level 2): FABIO HENRIQUE G. DOS SANTOS SMC-ENDE-0000-ER-N2-S-IL DATA (Date): 22/04/2021			CLIENTE (Customer): DATA (Date): ____/____/____ NOME / CARIMBO (Name / Stamp)			FISCALIZAÇÃO (Checking By Client): DATA (Date): ____/____/____ NOME / CARIMBO (Name / Stamp)			

Fabio H. G. dos Santos
 ER-N2-S-IL
 SMC-25699

ANEXO C – PROCEDIMENTO DE INSPEÇÃO RADIOGRÁFICA

	PROCEDIMENTO DE INSPEÇÃO RADIOGRÁFICA	Data: 21/01/2021	Número: PR-ER-03-(BL)	Revisão: 0
		Página: 13 / 34	Elaborado Por: Ralpo Francisco F.da Silva	
DUTO TERRESTRE / PLANTA DE OLÉO & GÁS		Aprovado Por: Ralpo Francisco F.da Silva		

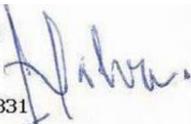
12.4 Técnica PS/VS (Simples & Panorâmica)

12.4 SW/SV Technique (Simple & Panoramic)

Exposição Simples & Panorâmica : $\varnothing \geq 8"$ ($\varnothing \geq 219\text{mm}$).

Simple Exposure & Panoramic : $\varnothing \geq 8"$ ($\varnothing \geq 219\text{mm}$).

FAIXA \varnothing (Real / mm) Nominal / pol.	FAIXA DE ESPESSURA (mm)		D.M.F.F. (mm)		FIO ESSENCIAL LADO FOCO (nota 3)		SOBREPOSIÇÃO (mm)		FILME			TÉCNICA
	>	≤	Ir ¹⁹² (3,21 mm)	Ir ¹⁹² (4,25 mm)	DIN (nº Fio)	ASTM (\varnothing / nº. Fio)	MÍNIMA	REAL	TIPO (nota 4)	QTD.	DIMENSÃO (polegada) (nota 1)	
TUBOS COM $\varnothing \geq 219$ ($\varnothing \geq 8"$) <small>Para os Casos em que o Foco esteja posicionado no lado externo e o filme no lado interno do tubo, o diâmetro deverá ser maior que 20" (508 mm)</small>	3,0	6,4	110 (8") (nota 2)	110 (8") (nota 2)	13	0,008 / 5	Tabela "12.8" Pág.16	Tabela "12.8" Pág.16	I nota 5	Tabela "12.8" Pág.16	$3\frac{1}{2}$ ou $4\frac{1}{2}$ X $8\frac{1}{2}$ ou 17	PS / VS (EXPOSIÇÃO SIMPLES & PANORÂMICA)
	6,4	9,5	110 (8") (nota 2)	110 (8") (nota 2)	12	0,010 / 6	Tabela "12.8" Pág.16	Tabela "12.8" Pág.16	I	Tabela "12.8" Pág.16		
	9,5	12,7	136 (10") (nota 2)	164 (12") (nota 2)	11	0,013 / 7	Tabela "12.8" Pág.16	Tabela "12.8" Pág.16	II	Tabela "12.8" Pág.16		
	12,7	19,1	162 (12") (nota 2)	203 (16") (nota 2)	10	0,016 / 8	Tabela "12.8" Pág.16	Tabela "12.8" Pág.16	II	Tabela "12.8" Pág.16		
	19,1	25,4	305 (24") (nota 2)	381 (30") (nota 2)	9	0,020 / 9	Tabela "12.8" Pág.16	Tabela "12.8" Pág.16	II	Tabela "12.8" Pág.16		
	25,4	38,1	381 (30") (nota 2)	482 (38") (nota 2)	8	0,025 / 10	Tabela "12.8" Pág.16	Tabela "12.8" Pág.16	II	Tabela "12.8" Pág.16		
	38,1	50,8	381 (30") (nota 2)	482 (38") (nota 2)	7	0,032 / 11	Tabela "12.8" Pág.16	Tabela "12.8" Pág.16	II	Tabela "12.8" Pág.16		
NOTAS (Notes)	<p>1)- Os valores especificados no item DIMENSÃO poderão ser alterados desde que seja coberta toda a área-de-interesse da região-da-solda inspecionada, Para radiografias de amostragem o comprimento-mínimo deverá ser de 150 (cento e cinqüenta) milímetros. <i>The values specified in the item DIMENSION may be changed as long as the entire area of interest of the inspected weld region is covered. For spot radiographs, the minimum length must be 150 (one hundred and fifty) millimeters.</i></p> <p>2)- Para técnica PS/VS (exposição simples) a DMFF em hipótese nenhuma deverá ser inferior ao comprimento do filme a ser radiografado, exceto para exposição panorâmica. / Valores entre parênteses deve ser entendido como o \varnothing nominal em pol. para técnica panorâmica. <i>For SW/SV technique (simple exposure), the DMFF must under no hypothesis be less than the length of the film to be radiographed, except for panoramic exposure. Values in parentheses will must be understood as the nominal \varnothing in inches applicable for panoramic technique.</i></p> <p>3)- Para os Equipamentos em que for requerido o selo ASME não-será permitido a utilização dos IQI's: DIN / EN / ISO. Somente o IQI ASTM. Os Valores entre parênteses entende-se como o IQI lado filme (técnica PS/VS-P sem acesso). <i>For Equipment in which the ASME stamp be required, the use of IQI's: DIN / EN / ISO will not be allowed. IQI ASTM only. The values in parentheses must be understood as the film side IQI (PS / VS-P technique without access).</i></p> <p>4)- Tipo do Filme (Tabela "5.1" - Página 5) <i>Film Type - table "5.1" - page 5</i></p> <p>5)- Diâmetros ≤ 3 pol. : Exceto uso dos filmes: IX-80 / D-5 / T-200. <i>Diameters ≤ 6 in. : Except use of films: IX-80 / D-5 / T-200.</i></p>											

CONTROLE DE CÓPIA CONTROLADA	PROCEDIMENTO APROVADO & QUALIFICADO De acordo com as normas descritas no Item "2" deste documento Ralpo F.F. Silva S.N.Q.C. 529 - ER Nível II e III RIA 605/87 - CRTR 1831 
-------------------------------------	---