



UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ
CENTRO DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS
CURSO DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

ANA KARINE PEREIRA DE ALMEIDA

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS DE UNIÃO SIMILAR E DISSIMILAR
DE LINER UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DE TUBOS MLP**

FORTALEZA

2022

ANA KARINE PEREIRA DE ALMEIDA

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS DE UNIÃO SIMILAR E DISSIMILAR
DE LINER UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DE TUBOS MLP

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Metalurgia.

Orientador: Prof. Dr. Émerson Mendonça Miná.

FORTALEZA

2022

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação
Universidade Federal do Ceará
Sistema de Bibliotecas
Gerada automaticamente pelo módulo Catalog, mediante os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

A444a Almeida, Ana Karine Pereira de.
Avaliação microestrutural de juntas de união similar e dissimilar de liner utilizados na fabricação de tubos MLP / Ana Karine Pereira de Almeida. – 2022.
64 f. : il. color.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Curso de Engenharia Metalúrgica, Fortaleza, 2022.
Orientação: Prof. Dr. Émerson Mendonça Miná.

1. Soldagem plasma. 2. Ligas de níquel. 3. Soldagem TIG. 4. Coeficiente de segregação. 5. Soldabilidade.
I. Título.

CDD 669

ANA KARINE PEREIRA DE ALMEIDA

AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE JUNTAS DE UNIÃO SIMILAR E DISSIMILAR
DE LINER UTILIZADOS NA FABRICAÇÃO DE TUBOS MLP

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Metalurgia.

Orientador: Prof. Dr. Émerson Mendonça Miná.

Aprovada em: 14/10/2022.

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Émerson Mendonça Miná (Orientador)
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta
Universidade Federal do Ceará (UFC)

Prof. Prof. Dr. Willys Machado Aguiar
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Ceará

À Deus

Aos meus pais Liduina e Hermínio

Aos meus avós Joãozito e Conceição

Aos meus irmãos e família.

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela vida.

À minha família pelos ensinamentos que me fizeram ser quem sou hoje. Em especial à minha mãe, Liduina, e meus avós, Joãozito e Conceição, que me ensinaram sobre honestidade, força de vontade e empatia. Ao meu pai Hermínio que sempre incentivou meus estudos e me ensinou sobre humildade.

Ao meu irmão Rafael, pela amizade e companheirismo.

Ao meu noivo Higor, pelo apoio e carinho durante essa longa caminhada.

Ao meu orientador professor Émerson Miná, pela orientação e ensinamentos durante toda a realização deste trabalho.

Ao professor Willys que tanto me ajudou e repassou conhecimentos valiosos sobre metalurgia e sobre a vida.

À equipe do projeto Ligas de Níquel: Rafaella, Miná, Victor, Gilvania e Gabriel pelo apoio e amizade durante tantos anos de trabalho duro.

À equipe da Engenharia e Gerenciamento: Ingrid, Marília, George, Renato, Ricardo Mombro, Davi e Anderson pelo bom trabalho e convívio diário.

À equipe do LPTS pelo apoio e momentos compartilhados durante todos esses anos.

Aos professores Hélio, Marcelo e Cleiton por tantos ensinamentos durante os anos de trabalho no LPTS.

À Universidade Federal do Ceará por me proporcionar tantos conhecimentos e aprendizados profissionais e amadurecimento durante toda a graduação.

RESUMO

Devido às descobertas de imensas reservas de petróleo no Brasil, a indústria do petróleo e gás vem crescendo e se desenvolvendo, buscando melhorias dos materiais e métodos de fabricação de modo a torná-los mais resistentes e com um maior custo benefício possível. Uma alternativa com menor custo para o transporte de fluidos corrosivos são os tubos MLP, tubos externamente feitos de aço alta resistência e baixa liga, e revestidos internamente com materiais mais nobres como as ligas à base de níquel. A liga Inconel 625 comumente tem sido utilizada como metal base e de adição no *liner* de tubos MLP (*Mechanically Lined Pipe*), um material nobre, de custo elevado e com excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Entretanto, existem outros materiais que possuem excelentes resistência à corrosão e que poderiam ser utilizados na fabricação do *liner*, como aços inoxidáveis austeníticos e superausteníticos com alto teor de Mo. Para isso, foram soldadas três juntas com diferentes metais base: a liga de níquel Inconel 625, o aço inoxidável AISI 317L e 254SMo. Foram utilizados dois processos de soldagem: plasma *keyhole* com alimentação de arame frio e TIG autógeno em posição sobrecabeça, todas as juntas tiveram o arame de Inconel 625 como metal de adição. Amostras foram retiradas e analisadas em microscópio óptico, a fim de identificar as microestruturas, e no MEV, EDS do centro das dendritas dos dois processos para calcular o coeficiente de segregação. A microestrutura das ZFs foram majoritariamente colunar dendrítica, entretanto na junta soldada com AISI 317L e Inconel 625 foram encontradas microestruturas eutéticas no cordão soldado com processo plasma. No cordão plasma da junta soldada com 254SMo, foram encontradas *shrink porosities* na região central do cordão e próximo à superfície, entretanto, nenhuma foi encontrado na junta similar de Inconel 625. Através do cálculo de coeficiente de segregação k , obteve-se que Fe e Ni têm uma tendência a incorporar ao sólido, e Nb, Mn, Cr e Mo segregam.

Palavras-chave: Ligas à base de níquel; Inconel 625; AISI 317L; 254SMo; Soldagem plasma com alimentação de arame frio; Soldagem TIG; Coeficiente de segregação; Microestrutura; *Shrink porosities*.

ABSTRACT

Due to the discoveries of immense oil reserves in Brazil, the oil and gas industry has been growing and developing, seeking improvements in materials and manufacturing methods in order to make them more resistant at the lowest possible cost. A lower cost alternative for the transport of corrosive fluids are MLP (*Mechanically Lined Pipe*) tubes, externally made of high strength low alloy steel (HSLA), and internally coated with nobler materials such as nickel-based alloys. The nickel-based alloy Inconel 625 has been commonly used as base and filler metal in MLP pipe liner, a noble material, with high cost and excellent mechanical properties and corrosion resistance. However, there are other materials that have excellent corrosion resistance and that could be used in the manufacture of the liner, such as austenitic and superaustenitic stainless steels with high Mo content. For this, three joints were welded with different base metals: nickel-based alloy Inconel 625, stainless steel AISI 317L and 254SMo. Two welding processes were used: PAW keyhole with cold wire feed and autogenous GTAW in overhead position, all joints had Inconel 625 wire as filler metal. Samples were taken and analyzed in an optical microscope, in order to identify the microstructures, and in SEM, EDS had been made in center of the dendrites of the two processes to calculate the segregation coefficient. The microstructure of the welded zone was mostly columnar dendritic, however in the joint welded with AISI 317L and Inconel 625 eutectic microstructures were found in the PAW bead. In the PAW bead of the joint welded with 254SMo, shrink porosities were found in the central region of the bead and close to the surface, however, none were found in the similar joint of Inconel 625. By calculating the segregation coefficient k , it was obtained that Fe and Ni have a tendency to incorporate into the solid, and Nb, Mn, Cr and Mo segregate.

Keywords: Nickel-based alloys; Inconel 625; AISI 31L; 254SMo; PAW welding with cold wire feed; GTAW welding; Segregation coefficient; Microstructure; Shrink porosities.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Esquemático exibindo tubo MLP.....	14
Figura 2. Classificação das Ligas à base de Níquel.....	16
Figura 3. Localização dos átomos do soluto em torno da discordância: (a) átomo substitucional menor e (b) átomo substitucional maior.....	18
Figura 4. (a) Passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial; (b) Efeito do cromo na resistência à oxidação em altas temperaturas (curva mostra a penetração da oxidação em cubos de 1/2" aquecidos por 48h a 1000°C ao ar).....	22
Figura 5. Ilustração esquemática do crescimento de ramos dendríticos sobre a parede do molde, no estágio inicial de solidificação.....	25
Figura 6. Esquemático de dois diagramas de equilíbrio. (a) Com segregação de soluto para o líquido e (b) com alta incorporação de soluto pelo sólido.....	26
Figura 7. Esquemático da soldagem TIG.....	27
Figura 8. Esquemático do efeito da polaridade do eletrodo TIG na penetração e largura.....	28
Figura 9. Esquemático da soldagem a plasma.....	29
Figura 10. Metodologia utilizada neste trabalho.....	31
Figura 11. Bancada de soldagem plasma.....	32
Figura 12. Fonte de soldagem, cilindros de gás e sistema de aquisição de dados.....	32
Figura 13. (a) Chapa vazada para purga de gás (b) Sistema de alimentação de arame frio acoplado à tocha plasma.....	33
Figura 14. Bancada de soldagem TIG.....	34
Figura 15. Tocha TIG na posição sobrecabeça.....	35
Figura 16. Junta soldada exibindo o local de corte da amostra retirada para caracterização...	36
Figura 17. Lixadeira rotativa modelo Struers LaboPol-25.....	36
Figura 18. Estereomicroscópio ZEISS Discovery.V20.....	37
Figura 19. Microscópio óptico ZEISS Observer.Z1m.....	38
Figura 20. Microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 250.....	38
Figura 21. Macrografia junta do aço inoxidável 317L (a) plasma (b) TIG.....	39
Figura 22. Macrografia da junta de aço inoxidável 254SMo (a) Plasma e (b) TIG.....	40
Figura 23. Macrografia das amostras das juntas (a) 317L (b) 254SMo e (c) 625.....	42
Figura 24. Microestrutura zona fundida plasma da junta do aço inoxidável AISI 317L em 200x.....	43

Figura 25. Microestrutura encontrada na zona fundida do plasma da junta do aço inoxidável AISI 317L. (a) 200x (b) 500x.....	43
Figura 26. Mapeamento de composição química feito no MEV em 1000x em microestrutura encontrada na ZF do plasma da junta de aço inoxidável AISI 317L.	44
Figura 27. Microestrutura encontrada em forma de gota encontrada na zona fundida do plasma da junta 317L. (a) 200x) (b) 1000x.	45
Figura 28. Simulação de Scheil-Gulliver para composição química da ZF plasma na junta 317L.	45
Figura 29. Mapeamento químico da microestrutura similar a uma "gota" encontrada na ZF do plasma da junta de aço inoxidável AISI 317L.....	46
Figura 30. Microestrutura zona fundida TIG da junta 317L com aumento de 200x.	47
Figura 31. Interface entre zona fundida do plasma (acima) e TIG (embaixo) da liga aço inoxidável AISI 317L.....	48
Figura 32. Microestrutura da ZF do plasma da junta 254SMo em 200x no centro do cordão.	49
Figura 33. <i>Shrink porosity</i> encontrada na ZF do plasma da junta 254SMo (a) Aumento de 200x (b) 500x (c) 1000x.....	50
Figura 34. <i>Shrink porosity</i> observada no MEV (a) 2000x e (b) 4000x.....	51
Figura 35. <i>Shrink porosity</i> encontrada próxima à superfície da ZF do plasma da junta 254SMo (a) 200x.	52
Figura 36. <i>Shrink porosity</i> próxima à superfície analisada no MEV em 3000x.....	52
Figura 37. Microestrutura ZF TIG da junta 254SMo.....	53
Figura 38. Microestrutura ZF plasma da junta Inconel 625.	54
Figura 39. Microestrutura ZF TIG da junta Inconel 625.....	54
Figura 40. EDS realizados na zona fundida do plasma na junta 317L para cálculo do k.	55
Figura 41. EDS feito realizados na zona fundida do TIG da liga 317L para cálculo do k.....	56
Figura 42. Coeficiente de distribuição (k) para os processores (a) plasma e (b) TIG das ligas aço inoxidável 317L, 254Smo e Inconel 625 soldadas com arame de Inconel 625 como metal de adição.....	57
Figura 44. Simulação binária em Thermocalc considerando o sistema (a) Ni-Nb e (b) Fe-Nb.	59

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Diâmetros atômicos aproximados comparado ao níquel e a sua respectiva solubilidade para no níquel à 1000°C de temperatura.....	19
Tabela 2. Efeito dos elementos de liga na estabilidade de fases nas ligas de níquel.	20
Tabela 3. Composição química liga Incoloy 825.....	20
Tabela 4. Composição química liga Inconel 625.....	21
Tabela 5. Composição química aço inoxidável austenítico AISI 317L.	24
Tabela 6. Composição química do aço inoxidável superaustenítico 254SMO.	24
Tabela 7. Composição química das ligas utilizadas como metal base e de adição.....	30
Tabela 8. Parâmetros de soldagem plasma.....	35
Tabela 9. Parâmetros de soldagem TIG.	35
Tabela 10. Pontos de fusão para as ligas 254SMo, AISI 317L e Inconel 625.	41
Tabela 11. Composição química de fases secundárias próximas às <i>shrink porosities</i>	50
Tabela 12. Média de composição química dos pontos realizados no centro da dendrita.....	56
Tabela 13. Composição química feita em EDS de área nas ZFs de plasma e TIG para cada uma das ligas.	56
Tabela 14. Coeficiente de distribuição k calculado para os processos plasma e TIG das ligas aço inoxidável 317L, 254Smo e Inconel 625 soldadas com arame de Inconel 625 como metal de adição.....	58

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ARBL – Alta resistência de baixa liga

DPEP – Distância da ponta do eletrodo à peça

EDS - *Energy Dispersive Spectroscopy*

MB – Metal base

MLP – Mechanically Lined Pipe

ZF - Zona Fundida

SUMÁRIO

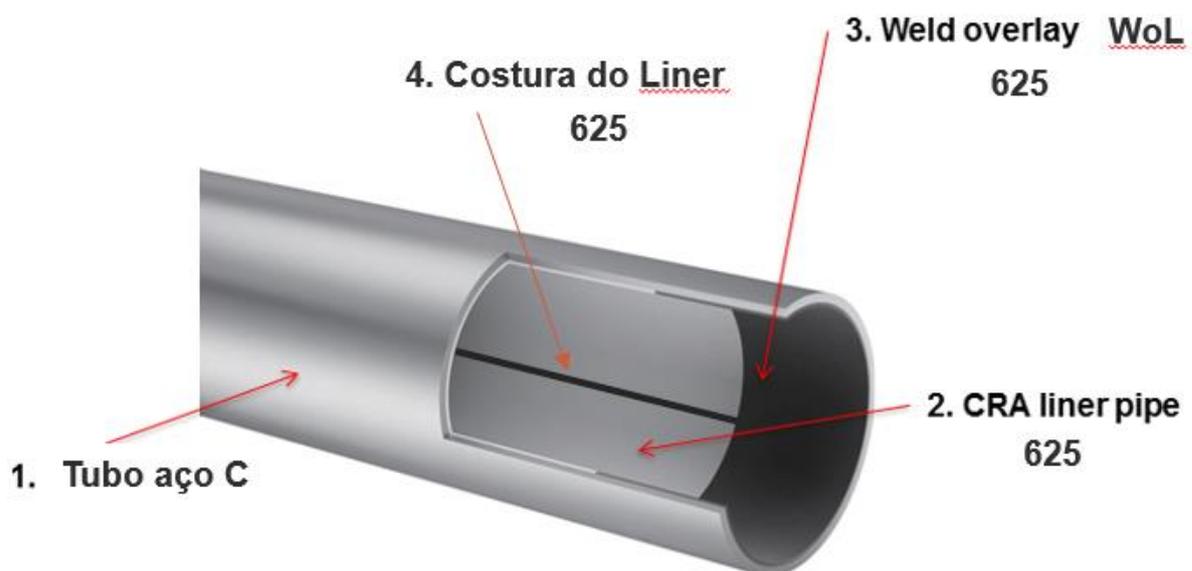
1	INTRODUÇÃO	14
1.1	Objetivo geral	15
1.2	Objetivo específico	15
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1	Ligas de Níquel.....	16
2.1.1	Aumento de resistência por solução sólida	17
2.1.2	Influência dos elementos de liga	18
2.1.3	-Incoloy 825	20
2.1.4	Inconel 625.....	21
2.2	Aços Inoxidáveis	21
2.2.1	Influência dos elementos de liga	22
2.2.2	Aços inoxidáveis austeníticos	23
2.2.2.1	Aço inoxidável austenítico 317L.....	23
2.2.2.2	Aço superaustenítico 254SMo.....	24
2.3	Metalurgia da soldagem	24
2.3.1	Microsegregação.....	24
2.4	Processo de soldagem TIG	26
2.5	Processo de soldagem à plasma.....	29
3	MATERIAIS E MÉTODOS	30
3.1	Materiais.....	30
3.2	Metodologia.....	30
3.2.1	Soldagem.....	31
3.2.2	Caracterização	36
4	RESULTADOS E DISCUSSões	39
4.1	Análise macrográfica	39
4.2	Caracterização microestrutural.....	43

4.2.1	Aço inoxidável AISI 317L	43
4.2.2	Aço inoxidável 254SMo	49
4.2.3	Liga 625	53
4.3	Coeficiente de segregação/partição/distribuição	55
5	CONCLUSÃO	61

1 INTRODUÇÃO

A indústria de petróleo e gás vem crescendo e se desenvolvendo nas últimas décadas, especialmente no Brasil onde foram descobertas imensas reservas de petróleo. Devido as condições adversas de operação tanto do ponto de vista mecânico quanto de resistência a corrosão, várias pesquisas buscam melhorias dos materiais e métodos de fabricação de modo a torná-los mais resistentes a tais condições a um maior custo benefício possível. No caso do transporte de fluidos corrosivos, uma opção para diminuir o custo é o uso de tubos MLP (*Mechanically Lined Pipe*), que são tubos externamente feitos de aço alta resistência e baixa liga (ARBL), que possuem menor custo, e são revestidos internamente, com materiais mais nobres como os aços inoxidáveis e as ligas à base de níquel, através de um processo de união mecânica. O *liner*, inicialmente é uma chapa, que é conformada até se tornar um tubo e uma solda de costura é realizada. O tubo *liner* é inserido no tubo de aço carbono e o processo de união mecânica é realizado por meio da aplicação de uma pressão hidrostática interna que pressiona o tubo do revestimento na superfície do tubo de aço. O processo é considerado mais barato que os tubos cladeados, uma vez que a produtividade é muito superior.

Figura 1. Esquemático exibindo tubo MLP.



Fonte: Adaptado de PÉPIN et al, 2009.

Inicialmente, esses tubos eram usados em aplicações com baixa aplicações de fadiga. Entretanto, a Petrobras foi a pioneira no uso desses tipos de tubo para aplicações dinâmicas, em que esses tubos serão usados em locais que exijam uma resistência à fadiga. Para isso, estudos e testes de fadiga foram feitos até validar um procedimento (POPESCU; MONTAGUE, 2019).

O *liner*, exibido na Figura 1, é composto por uma chapa que após dobrada é unida por soldagem a partir de uma costura longitudinal. São utilizados dois processos de soldagem: plasma com alimentação de arame frio e, logo em seguida, TIG autógeno na posição sobrecaçada. Comumente têm sido utilizado como metal base do *liner* a liga de níquel Inconel 625, um material nobre, com excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Entretanto, existem outros materiais que possuem excelentes resistências à corrosão e que poderiam ser utilizados na fabricação do *liner*, como aços inoxidáveis austeníticos e superausteníticos com alto teor de Mo. No entanto, não se sabe acerca da compatibilidade metalúrgica da união dissimilar desses materiais, podendo incorrer na segregação de elementos químicos, que favoreçam, por exemplo, a formação de trincas de solidificação ou outros defeitos.

Assim, este trabalho busca investigar a microestrutura e a microsegregação utilizando *liners* a base de materiais alternativos à liga Inconel 625, são eles: o aço inoxidável AISI 317L e o aço inoxidável superaustenítico ASTM A182 F44, popularmente conhecido por 254SMo.

1.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho foi investigar a soldabilidade da soldagem de união similar e dissimilar de diferentes *liners* (aço AISI 317L, aço ASTM A182 ou 254SMo e a liga Inconel 625), pelos processos de soldagem plasma *keyhole* utilizando arame frio de liga Inconel 625 como metal de adição e TIG autógeno, por meio de análise microestrutural das juntas.

1.2 Objetivo específico

- a) Avaliar a microestrutura da zona fundida dos processos de soldagem plasma e TIG variando a liga utilizada como metal base (*liner*);
- b) Calcular e analisar os coeficientes de segregação k das zonas fundidas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

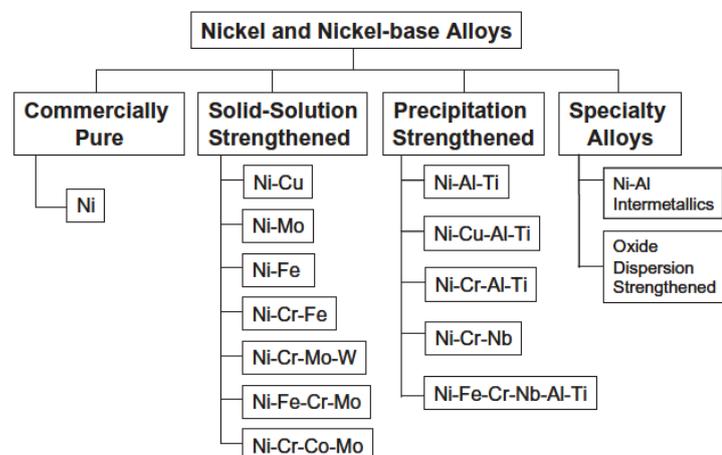
Com o avanço das tecnologias após a descoberta do pré sal, também foram necessários estudos para aplicação de novos materiais com uma boa resistência mecânica e ótima resistência à oxidação e corrosão. Algumas dessas opções são as ligas de níquel e aços inoxidáveis austeníticos, com elevados teores de Ni e Cr.

2.1 Ligas de Níquel

As ligas de níquel começaram a ser produzidas por volta de 1930 nos Estados Unidos, inicialmente aplicadas em turbinas a gás, equipamentos para processamento químico e plantas de conversão a gás, onde eram exigidos resistência à corrosão em altas temperaturas (AGUIAR, 2010). Posteriormente, foram amplamente empregadas em turbinas de aviões a jato, se destacando por sua resistência mecânica em altas e baixas temperaturas (COUTINHO, 1992)

Com o avanço das tecnologias e estudos, o uso das ligas de níquel na indústria do petróleo e gás tem se tornado cada vez mais frequente devido a boa resistência mecânica e excelente resistência à corrosão e a oxidação. Por essas características, podem ser empregadas em serviços tanto em altas temperaturas, numa faixa de 400°C a 1090°C e também, em temperaturas criogênicas (ASM, 1993). Essas ligas não tem uma classificação bem definida, mas podem ser classificadas pelo mecanismo de endurecimento ou pela composição química, como está mostrado na Figura 2.

Figura 2. Classificação das Ligas à base de Níquel.



Fonte: DuPont et al, 2009.

As ligas de níquel comercialmente puras são ligas que possuem mais de 99% de níquel em peso. Por praticamente não ter adição de elementos de liga, possuem baixa resistência mecânica e alta resistência à corrosão em ambientes cáusticos. As mais utilizadas são as ligas 200 e 201 (DUPONT et al., 2009).

As ligas endurecidas por solução sólida são amplamente utilizadas na indústria química e petrolífera devido às suas excelentes resistências à corrosão aliado à ótima resistência mecânica à altas temperaturas, bem como em temperaturas criogênicas. As ligas Inconel, Incoloy e Hastelloy são as principais representantes dessa classe. No próximo tópico será abordado sobre o mecanismo de endurecimento por solução sólida.

Outro mecanismo de endurecimento é a precipitação de fases. Ocorre ao formar uma solução sólida supersaturada que irá precipitar mediante tratamentos térmicos. Esses precipitados funcionam como bloqueio para a movimentação das discordâncias ao longo da matriz γ -CFC. A exemplo disso, tem-se a liga Inconel 718, que por sua vez é endurecida por precipitação combinando boa resistência mecânica com uma excelente resistência à corrosão em ambientes marinhos com água parada.

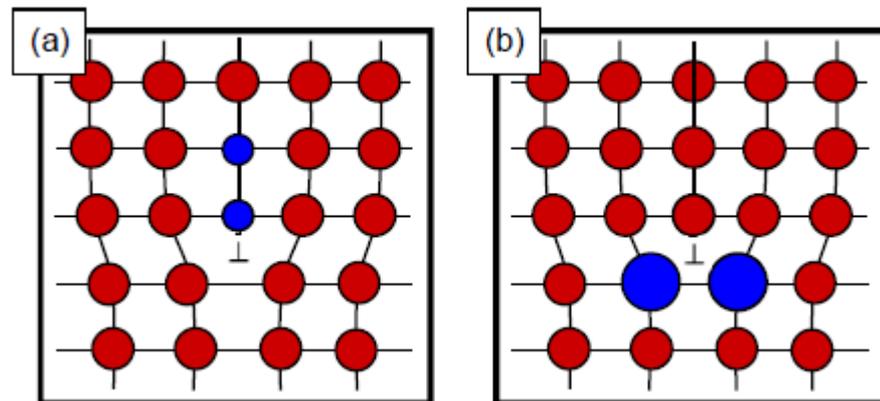
2.1.1 Aumento de resistência por solução sólida

O aumento de resistência por solução sólida nas ligas de níquel se dá pela substituição de um átomo de solvente por um átomo de soluto com diâmetro similar (MINÁ, 2015). As ligas de níquel possuem uma matriz constituída por uma fase γ (CFC) que apresenta grande capacidade de solubilidade diversos elementos químicos e, por isso, podem gerar diferentes ligas comerciais endurecidas por solução sólida (AGUIAR, 2010).

Estudos vêm sendo feitos para explicar o aumento da resistência mecânica por solução sólida. FLEISCHER (1963) propôs a teoria dos obstáculos onde o aumento da resistência mecânica foi atribuído pela diferença de diâmetro dos átomos entre solvente e soluto, além do módulo de cisalhamento. Átomos de soluto com diâmetros diferente da matriz (solvente) induzem um campo de deformação elástica pontual, interagindo com o campo de deformação das discordâncias, dificultando seu movimento (SILVA, 2010). A Figura 3 mostra como se comportam os átomos substitucionais com diâmetros maiores e menores que o solvente. Em casos onde o soluto tem diâmetro menor que o do solvente (Figura 3a), quando posicionados na posição do semiplano de átomos adicionados (discordância em aresta), causa uma atenuação do campo de tensão compressiva da discordância. Já quando o soluto possui um diâmetro maior que o do solvente (Figura 3b), temos uma minimização do campo de tensão trativa localizado

abaixo do semiplano de átomos adicionado da discordância. Dessa forma, as possíveis distorções da rede provocam um aumento de resistência mecânica por solução sólida, pois será necessária uma tensão maior para que as discordâncias se movimentem (AGUIAR, 2010; REED-HILL, 1973).

Figura 3. Localização dos átomos do soluto em torno da discordância: (a) átomo substitucional menor e (b) átomo substitucional maior.



Fonte: SILVA, 2010.

A quantidade de átomos de soluto que o solvente absorve depende das características tanto do elemento de soluto quanto de solvente. O níquel, por exemplo, suporta até 20% de molibdênio de solubilidade máxima. Já o cromo, tem um limite de solubilidade no níquel de 35% a 40% (SILVA, 2010). De todas as classes, as ligas de níquel endurecidas por solução sólida são as mais abundantes no mercado. Ligas Ni-Cu como Monel 400 e Monel 500 possuem excelente resistência à corrosão em ambientes salinos com água parada, mas possuem resistência mecânica inferior às NiCrMo, como Inconel 625 e Hastelloy C22, amplamente utilizadas nas indústrias químicas e petrolíferas.

2.1.2 *Influência dos elementos de liga*

Níquel, o elemento que está presente em maior quantidade nas ligas, é um elemento que estabiliza a austenita e possui ótima tenacidade e resistência à corrosão em temperaturas elevadas e também em temperaturas criogênicas. A adição de cromo é importante para melhorar a resistência à corrosão em ambientes ácidos devido a formação da camada passivadora. Além disso, o Cr é um dos elementos que favorece o endurecimento por solução sólida, juntamente com o Co, Fe, Mo e Ta, por possuírem uma estrutura eletrônica e raios atômicos semelhantes ao Ni (DUPONT et al., 2009).

De acordo com os dados exibidos na Tabela 1, Al, Ti, Mn, Nb, Mo e W possuem uma diferença percentual de tamanho de raio atômico comparado ao níquel maior que os demais apresentados. Isso reflete na capacidade de solubilidade desses elementos de soluto, mesmo assim, em pequenas quantidades são ótimos para o endurecimento por solução sólida. Mo e W também são utilizados para melhorar a resistência à fluência já que possuem uma baixa difusividade no níquel (DUPONT et al., 2009).

Tabela 1. Diâmetros atômicos aproximados comparado ao níquel e a sua respectiva solubilidade para no níquel à 1000°C de temperatura.

Soluto	Diferença de raio atômico aproximada comparada ao do Níquel (%)	Solubilidade aproximada em Níquel a 1000°C (wt%)
C	+43	0,2
Al	-15	7
Si	+6	8
Ti	-17	10
V	-6	20
Cr	-0,3	40
Mn	+10	20
Fe	+0,3	100
Co	-0,2	100
Cu	-3	100
Nb	-15	6
Mo	-9	34
Ta	-15	14
W	-10	38

Fonte: DuPont et al, 2009.

Além de serem ótimos para endurecimento por solução sólida, Ti e Al também podem melhorar a resistência mecânica pois favorecem a precipitação da fase γ' ($Ni_3(Ti, Al)$) nas superligas de níquel. O Nb também pode causar a melhora na resistência mecânica por solução sólida e ao favorecer a formação da fase γ'' (Ni_3Nb) (DUPONT et al., 2009).

Outras fases também podem ser observadas nas ligas de Ni, são elas as fases topologicamente compactas (TCP). As fases TCP possuem estruturas cristalinas complexas e podem se formar ao final da solidificação (σ , μ , δ , P e Laves). São fases indesejadas nas ligas de níquel pois causam uma perda de resistência e podem causar uma falha precoce, devido à alta dureza e à morfologia em formato de placas dessas fases (fase δ) que acabam funcionando como concentradores de tensão (DUPONT et al., 2009).

A fase σ pode se formar devido à segregação de Mo e a fase Laves devido à segregação de Nb. Abaixo, a Tabela 2 mostra quais elementos tendem a estabilizar cada uma das fases das ligas de níquel (DUPONT et al., 2009).

Tabela 2. Efeito dos elementos de liga na estabilidade de fases nas ligas de níquel.

Efeito	Elemento
Endurecimento por solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Formador de γ' -Ni ₃ (Al, Ti)	Al, Ti
Endurecimento de γ' por solução sólida	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
Formador de γ'' -Ni ₃ Nb	Nb
Formador de carbetos:	
MC e M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M_7C_3	Cr
$M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
M_6C	Mo, W
Fases TCP (σ , P, μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Formador de camada passiva (Cr_2O_3/Al_2O_3)	Cr, Al

Fonte: DuPont et al, 2009.

2.1.3 -Incoloy 825

Ligas Ni-Fe-Cr, como a Incoloy 825, são resistentes à corrosão em altas temperaturas e têm boas propriedades mecânicas. Devido ao menor teor de Ni e Cr, e maior teor de ferro, têm uma resistência a corrosão reduzida e propriedades inferiores às ligas Inconel (FARINA, 2000). Abaixo, está apresentada na Tabela 3 com a composição química da liga Incoloy 825.

Tabela 3. Composição química liga Incoloy 825.

Composição química liga Inconloy 825(%)										
Ni	Cr	Fe	Mn	C	Cu	Si	S	Al	Ti	Mo
38-46	19,5-23,5	22,0 min	1,0	0,05	1,5-3,0	0,50	0,03	0,20	0,6-1,2	2,5-3,5

Fonte: ASTM B424.

Como foi dito anteriormente, a resistência à corrosão da liga 825 é menor do que às ligas Inconel. Entretanto, uma alternativa para melhorar a resistência à corrosão da solda é utilizar um metal de adição de maior resistência à corrosão e que possa diluir com o metal de base Incoloy 825. Nesse caso, a liga 625 pode ser utilizada para a soldagem de aços inoxidáveis

austeníticos e superausteníticos e para a própria 825. Por ter teores mais elevados de Ni e Cr, mesmo após a diluição da soldagem, a zona fundida ainda terá maior resistência à corrosão que o próprio metal base (DUPONT et al., 2009).

2.1.4 Inconel 625

A liga Inconel 625/UNS N06625 foi desenvolvida em 1964 e faz parte da primeira geração das ligas de níquel com mecanismo de endurecimento por solução sólida devido a adição de elementos de liga como cromo, molibdênio e nióbio. Possui alta resistência ao envelhecimento e pode trabalhar em temperaturas até 700°C (AGUIAR, 2010). A Tabela 4 mostra a faixa de composição química para a liga Inconel 625.

Tabela 4. Composição química liga Inconel 625.

Composição química liga Inconel 625(%)											
C	Mn	Si	P	S	Cr	Co	Mo	Fe	Al	Ti	Ni
0,10	0,50	0,50	0,015	0,015	20-23	1,00	8,00	5,00	0,40	0,40	58,0 min

Fonte: Adaptado de ASTM B444.

A soldagem é um processo de fabricação que possui um aquecimento e um resfriamento muito rápido e que não seguem o equilíbrio. Por este motivo, AGUIAR (2010) afirmou em seus estudos que a liga Inconel 625 apresenta microsegregação dos elementos de liga na condição como soldada, afetando diretamente suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

2.2 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contém no mínimo 11% de cromo, que é a quantidade necessária para formar a camada passivadora e prevenir a corrosão em atmosfera não poluída. Essa camada passivadora é uma película fina e aderente formada pelo óxido (Cr_2O_3), rico em cromo. Alguns outros elementos são adicionados a fim de melhorar as propriedades da camada passivadora. Entre eles, estão: o níquel, molibdênio, cobre, titânio, alumínio, silício, nióbio, nitrogênio, enxofre e selênio.

Os aços inoxidáveis podem ser classificados de acordo com sua composição química e microestruturas principais:

- Aços inoxidáveis austeníticos;

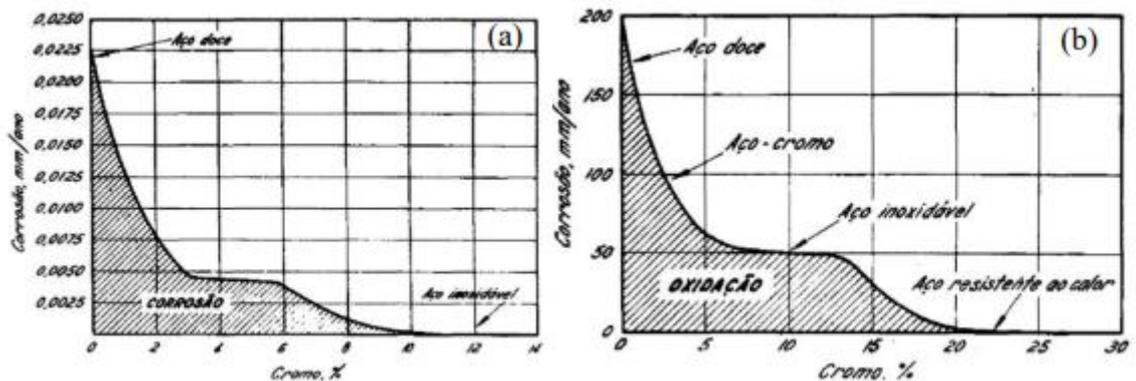
- Aços inoxidáveis ferríticos;
- Aços inoxidáveis martensíticos;
- Aços inoxidáveis duplex (austeno-ferríticos);

2.2.1 Influência dos elementos de liga

A seguir, estão exibidos os principais elementos de liga e suas influências nas propriedades dos aços inoxidáveis.

O cromo é o elemento mais importante nos aços inoxidáveis por ser o principal elemento formador da camada passivadora, que dá nome ao aço por sua característica “inoxidável”. O cromo favorece a estrutura ferrítica. Com o aumento do teor de cromo, a resistência a corrosão cresce, tanto em temperatura ambiente como em altas temperaturas. A Figura 4 mostra as curvas relacionando a penetração de oxidação de acordo com o aumento de cromo para temperatura ambiente (Figura 4a) e aquecido a 1000°C por 48 horas (Figura 4b) (LEFFLER, 2008; SILVA, 2011).

Figura 4. (a) Passividade dos aços-cromo expostos durante 10 anos a uma atmosfera industrial; (b) Efeito do cromo na resistência à oxidação em altas temperaturas (curva mostra a penetração da oxidação em cubos de 1/2" aquecidos por 48h a 1000°C ao ar).



Fonte: CHIAVERINI, 1990.

O níquel é um elemento austenitizante e também é importante para o aumento da tenacidade e ductilidade. Também é utilizado em aços endurecíveis por precipitação para formar compostos intermetálicos que atuam no aumento da resistência do material (LEFFLER, 2008). Em teores de níquel superiores a 6 ou 7%, o níquel melhora bastante a taxa de corrosão em meios neutros e ácidos (CHIAVERINI, 1990; SILVA, 2011).

O molibdênio é um elemento que favorece a formação da estrutura ferrítica e de fases secundárias, em aços inoxidáveis ferríticos, ferríticos-austeníticos e austeníticos (SILVA, 2011). Além disso, este elemento aumenta consideravelmente a resistência à corrosão localizada e geral e a resistência mecânica (LEFFLER, 2008).

O carbono favorece a estrutura austenítica e aumenta consideravelmente a resistência mecânica. Por outro lado, reduz a resistência à corrosão intergranular pois é formador de carbonetos de Cr e um dos responsáveis pela sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos. Já nos aços inoxidáveis martensíticos, é responsável pelo aumento da resistência mecânica, em contra partida, é observada uma diminuição da tenacidade (LEFFLER, 2008).

O nitrogênio é um elemento austenitizante que aumenta a resistência mecânica e corrosão localizada, especialmente se combinado ao molibdênio (SILVA, 2011). Em aços Cr-Ni e C-Mn, o nitrogênio aumenta o campo de estabilidade da austenita, assim, diminuindo a necessidade de adição de níquel (CHIAVERINI, 1990).

Titânio e nióbio são elementos que promovem fortemente a formação de ferrita e carbonetos. Nos aços inoxidáveis austeníticos, elevam as propriedades mecânicas a altas temperaturas e também, melhoram a resistência à corrosão intergranular (SILVA, 2011).

2.2.2 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas não-magnéticas e possuem estrutura cúbica de face centrada (CFC). Das famílias dos aços inoxidáveis, são as mais utilizadas na indústria desde a gastronômica à indústria petrolífera, por sua ótima resistência à oxidação e corrosão, ductilidade e tenacidade, aliado à boas propriedades a temperaturas elevadas. Não podem ser endurecidas por tratamento térmico, mas são significativamente endurecidas por deformação a frio (ASM, 1994).

2.2.2.1 Aço inoxidável austenítico 317L

O aço AISI 317L é um aço inoxidável austenítico cuja composição está disposta na Tabela 5. É uma liga de Fe-Cr-Ni com adição de molibdênio. Por ter uma quantidade considerável de elementos de liga, como Ni, Cr e Mo, é bastante aplicado na indústria química por ter uma boa resistência à corrosão por pites e por frestas, sendo bastante resistente à ambientes com alta concentração de ácido sulfúrico (FERREIRA, 2009).

Tabela 5. Composição química aço inoxidável austenítico AISI 317L.

Composição química aço inoxidável AISI 317L (%)								
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Fe
0,030	2,00	0,045	0,030	1,0	14,5-16,7	17,5-19,0	3,8-4,5	Bal.

Fonte: ASTM A182.

2.2.2.2 Aço superaustenítico 254SMo

O aço inoxidável superaustenítico 254SMo, popularmente conhecido como 6Mo, é um aço de alta liga com teores elevados de Cr, Ni e Mo (Tabela 6). Se comparado aos aços inoxidáveis comuns, o aço 254SMo tem melhor resistência à corrosão por pites e por frestas, resistindo a ambientes com alta concentração de cloro (FAN et al., 2020).

Por ser um elemento altamente ligado, suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão podem ser afetadas pela soldagem, por ter um aquecimento e resfriamento muito rápido FAN et al. (2020) e SHIN et al (2013) afirmaram em seus estudos que os precipitados de fase σ e χ podem ser facilmente formados durante a soldagem.

Tabela 6. Composição química do aço inoxidável superaustenítico 254SMO.

Composição química aço inoxidável superaustenítico 254SMo (%)								
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Fe
0,020	1,00	0,030	0,010	0,8	17,5-18,5	19,5-20,5	6,0-6,5	Bal.

Fonte: ASTM A182.

2.3 Metalurgia da soldagem

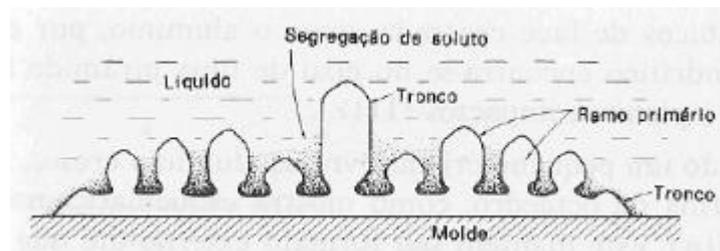
Soldagem é um processo de fabricação que, na maioria das vezes, possui uma taxa de resfriamento elevada, fazendo com que a solidificação ocorra fora do equilíbrio. Por este motivo, estudos vêm sendo feitos, a fim de estudar a microestrutura da ZF e ZAC, já que a microestrutura é a principal responsável por definir as propriedades mecânicas e resistência à corrosão (MALTIN; GALLOWAY; MWEEMBA, 2014; MINÁ, 2015).

2.3.1 Microsegregação

Microsegregação pode ser definida como qualquer desvio de composição química em uma liga metálica a nível microscópico. Na prática, ela acontece durante o resfriamento e

solidificação. Como é mostrado na Figura 5, a solidificação dendrítica inicia pelo ramo primário e tronco. Durante o processo, dependendo das condições termodinâmicas e da cinética de transformação do sistema, pode ocorrer uma rejeição de soluto para do líquido, causando assim, uma diferença de composição química entre o centro das dendritas e a região adjacente (CIESLAK, 1991; MINÁ, 2015).

Figura 5. Ilustração esquemática do crescimento de ramos dendríticos sobre a parede do molde, no estágio inicial de solidificação.



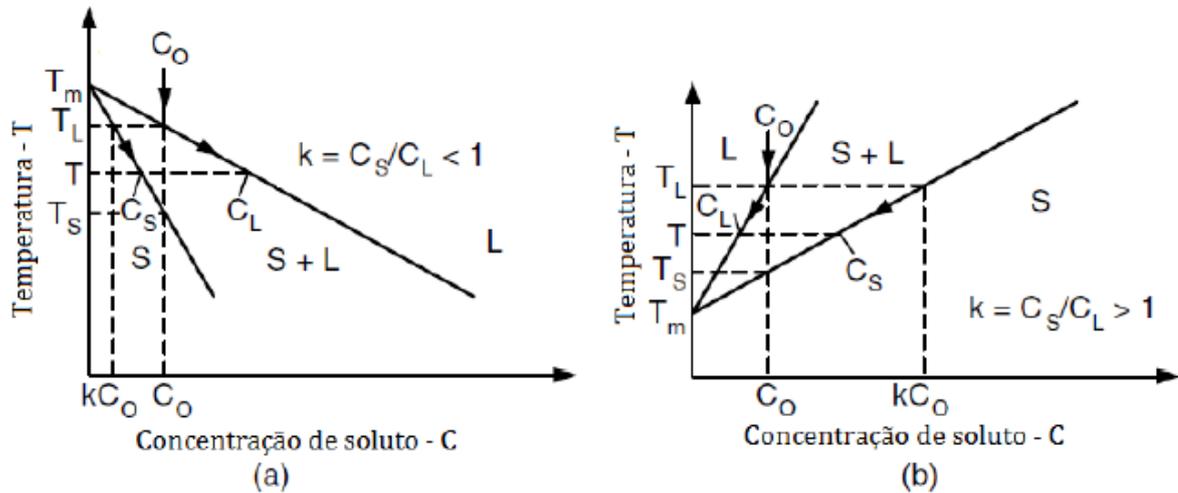
Fonte: Ohno, 1988.

A forma como o soluto é distribuído pode ser calculado pelo coeficiente de segregação (k) que está definido pela Equação 1 (BANOVIC; DUPONT; MARDER, 2013; KOU, 2003), onde C_S e C_L são a concentração do soluto no sólido e do líquido, respectivamente.

$$k = \frac{C_S}{C_L} \quad \text{Equação 1}$$

O coeficiente k pode variar de 0 a 1, dependendo da distribuição do soluto. Na Figura 6 estão mostrados dois diagramas de equilíbrio. No diagrama da esquerda (Figura 6a), pode-se observar que inicialmente a liga C_0 toca a linha *liquidus*, dando início a formação do sólido com uma certa composição do soluto, cuja a concentração é menor que a do líquido. Ou seja, ao formar os primeiros sólidos o soluto foi rejeitado para o líquido ($k < 1$). Já no diagrama da direita (Figura 6b), a composição química dos primeiros sólidos tem uma concentração maior de soluto do que o líquido, ou seja, o sólido está retirando o soluto do líquido, deixando pobre em soluto ($k > 1$).

Figura 6. Esquemático de dois diagramas de equilíbrio. (a) Com segregação de soluto para o líquido e (b) com alta incorporação de soluto pelo sólido.



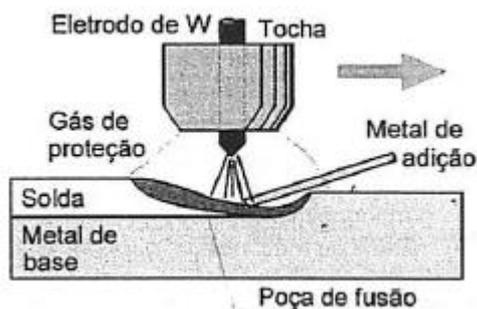
Fonte: Adaptado de KOU (2003).

Para cada elemento de liga, existirá um coeficiente de distribuição (k). Assim, numa mesma liga, teremos vários k e podemos ter uma variedade de precipitados distintos. Nas superligas de níquel, os elementos Mo e Nb comumente apresentam coeficiente $k < 1$. Isso significa que esses elementos serão segregados do centro da dendrita para a região interdendrítica (BANOVIC; DUPONT; MARDER, 2013; CIESLAK, 1991). Já o cromo e o ferro geralmente são incorporados aos primeiros sólidos, sendo concentrados no centro da dendrita.

2.4 Processo de soldagem TIG

Soldagem TIG (Gas Tungsten Arc Welding – GTAW) é um processo de soldagem a arco elétrico, geralmente manual, no qual o aquecimento e a fusão são proporcionados por um eletrodo de tungstênio, não consumível. O gás de proteção pode ser composto por um gás inerte como também por uma mistura de gases inertes, que garantem uma boa proteção contra a atmosfera, além de facilitar a ionização dos átomos. A soldagem pode ser autógena (sem metal de adição) ou com adição de metal, que é feito com varetas metálicas diretamente adicionadas na poça de fusão. A Figura 7 exibe um esquemático sobre a soldagem TIG.

Figura 7. Esquemático da soldagem TIG.



Fonte: MODENESI, 2011.

O arco da soldagem TIG é estável e suave, produzindo soldas com boa aparência e acabamento (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Por ter um controle independente entre a fonte de calor e a adição de metal, o processo TIG é ótimo para o controle da energia de soldagem. Essa característica é muito importante pois o soldador tem uma maior liberdade e flexibilidade para soldar materiais de difícil soldabilidade e de pequenas espessuras.

Na literatura, a soldagem TIG é apontada como um processo de soldagem de custo elevado, quando comparado a processos como eletrodo revestido, por necessitar de equipamentos com maior tecnologia e controle, tendo um custo mais elevado. Mas se comparado à processos como plasma ou laser, seu custo é considerado baixo e com ótimo custo benefício.

Outra desvantagem apontada na literatura é que, por geralmente ser um processo manual, depende muito da habilidade e visão do soldador. Com o avanço da tecnologia e automatização de processos, essa desvantagem praticamente deixa de existir pois já é comum a soldagem TIG ser automatizada com tartilopes ou robôs KUKA tanto com soldagem autógena, como com alimentação de arame frio.

As principais variáveis operacionais da soldagem TIG são:

- Comprimento do arco (distância da ponta do eletrodo a peça – DPEP);
- Corrente;
- Velocidade de soldagem;
- Vazão de gás de proteção;
- Afição do eletrodo.

O comprimento do arco e afiação do eletrodo interferem diretamente na eficiência do arco. Quanto maior for a DPEP (Distância da Ponta do Eletrodo à Peça), mais largo e menos concentrado será o arco, conseqüentemente a penetração diminui. Esse mesmo fenômeno

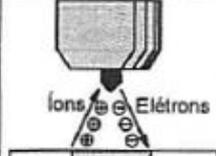
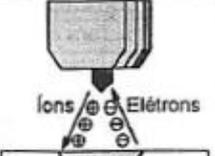
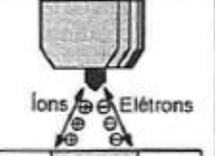
acontece com a afiação do eletrodo: quanto maior o ângulo da afiação do eletrodo, maior será a concentração do arco e a penetração (SUNAMOTO et al., 2019)

Corrente e velocidade de soldagem também influenciam diretamente na energia de soldagem. Quanto maior a corrente e menor a velocidade de soldagem, maior será a energia de soldagem e, de um modo geral, a penetração também será maior.

Utilizando corrente contínua com polaridade negativa (inversa) ou positiva (direta) têm uma influência importante na penetração e geometria do cordão de solda. Na polaridade inversa, os elétrons fluem da peça para o eletrodo com 30% de calor na peça e 70% no eletrodo, consumindo-o mais rapidamente e causando uma penetração rasa e superficial. Já na polaridade direta, o fluxo tem o sentido partindo do eletrodo para a peça a ser soldada com balanço de calor em 70% na peça e 30% no eletrodo. Assim, o eletrodo se desgasta menos que na polaridade inversa e gera um cordão com aspecto mais estreito e com maior penetração (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011). Como o eletrodo de tungstênio não é consumível, a polaridade comumente utilizada para a maioria dos metais é a direta, pois garante uma maior penetração e não consome o eletrodo, como mostra a Figura 8.

Alumínio e magnésio são materiais que possuem óxidos refratários em sua superfície. Durante a soldagem com corrente contínua com polaridade direta (CC-), uma camada de óxido é formada na superfície, dificultando a soldagem. A soldagem com corrente contínua em polaridade inversa é capaz de romper essa camada de óxido, porém desgasta bastante o eletrodo e gera pouca penetração. Então, a alternativa adotada é utilizar a corrente alternada, que garante uma boa penetração e também ajuda romper a camada de óxido superficial (MARQUES; MODENESI; BRACARENSE, 2011).

Figura 8. Esquemático do efeito da polaridade do eletrodo TIG na penetração e largura.

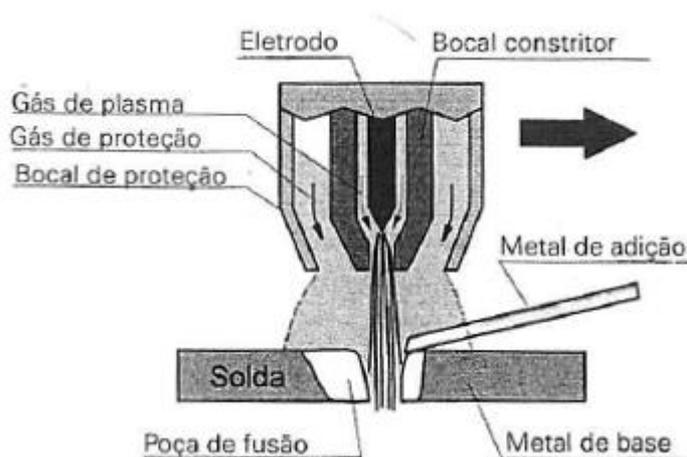
Tipo de Corrente:	CC-	CC+	CA
Polaridade do eletrodo	Negativa ou direta	Positiva ou inversa	Alternada
Fluxo de elétrons e ions			
Perfil do cordão			
Limpeza de óxido:	Não	Sim	Sim (meio ciclo)
Balanço de calor (aproximado):	70% na peça 30% no eletrodo	30% na peça 70% no eletrodo	50% na peça 50% no eletrodo
Penetração	Estreita e profunda	Rasa e superficial	Intermediária
Aplicações	Aço, Cu, Ag, Aços Inoxidáveis e ligas resistentes ao calor	Al, Mg (somente para baixas correntes e espessuras)	Al, Mg e suas ligas com maiores correntes e espessuras

Fonte: MODENESI, 2011.

2.5 Processo de soldagem à plasma

O processo de soldagem plasma (Plasma Arc Welding – PAW), de certa forma, é bastante semelhante ao processo TIG. O arco também é estabelecido através de um eletrodo de tungstênio que não é consumível. A maior diferença entre os processos é que na soldagem plasma são utilizados dois gases: gás plasma e gás de proteção. Existe um bocal constritor que circunda o eletrodo e limita o diâmetro do arco. A Figura 9 mostra o esquemático da soldagem plasma. Como comentado na seção anterior, um arco mais constrito, tem maior eficiência e intensidade, garantindo uma maior penetração. O gás plasma necessariamente precisa ser um gás inerte, já o gás de proteção pode ser inerte ou uma mistura de gases.

Figura 9. Esquemático da soldagem a plasma.



Fonte: MODENESI, 2011.

O arco na soldagem plasma é de alta intensidade e bastante estável, podendo ser utilizado para a soldagem da maioria dos metais. Uma de suas limitações é o preço elevado e manutenção mais difícil já que exige cuidados especiais. A soldagem pode ser automatizada ou manual. Por ter um arco estável, o soldador tem uma boa liberdade de operação devido ao arco sofrer pouco com a alteração de comprimento do arco (MODENESI, 2011).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste tópico, serão descritos os materiais e equipamentos utilizados neste trabalho, bem como a metodologia adotada.

3.1 Materiais

Neste estudo, foram utilizadas três chapas de diferentes materiais como metal base. São elas: Inconel 625, aço inoxidável AISI 317L e aço inoxidável superaustenítico 254SMo. Todas as chapas possuem a mesma espessura de 3 mm. As composições químicas aproximadas dos materiais estão dispostas na Tabela 7.

Para a soldagem de todas as chapas, foi utilizado um arame de 1,2mm da liga Inconel 625 como metal de adição, na qual foi depositada por meio de soldagem plasma com alimentação de arame frio. Também para a soldagem plasma, foi utilizado um eletrodo de tungstênio com 2% de lantânio com 4,8mm. Já para a soldagem TIG autógena, foi utilizado eletrodo de tungstênio com 2% de lantânio de 4 mm.

Tabela 7. Composição química das ligas utilizadas como metal base e de adição.

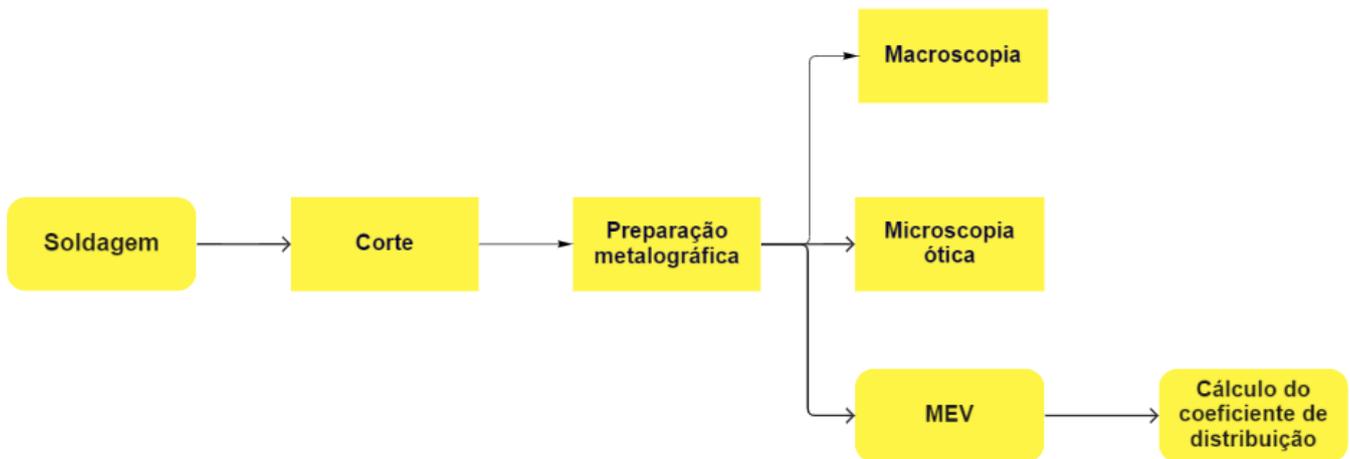
Composição química (%)									
Inconel 625	C	Cr	Fe	Mn	Ni	Mo	Si	Al	Nb
	0,1	20-23	5	0,5	Bal.	08-10	0,5	0,4	3,15- 4,15
317L	C	Cr	Mn	Mo	Ni	P	S	Si	Fe
	0,02	18-20	2	3,0-4,0	11-15	0,04	0,03	0,75	Bal.
254SMo	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N
	0,02	1	0,03	0,01	0,08	19,5- 20,5	17,5- 18,5	6,0-6,5	0,18- 0,22
	Cu	Fe							
	0,5-1,0	Bal.							

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2 Metodologia

Para a execução deste trabalho, foi utilizada a metodologia presente na Figura 10.

Figura 10. Metodologia utilizada neste trabalho.

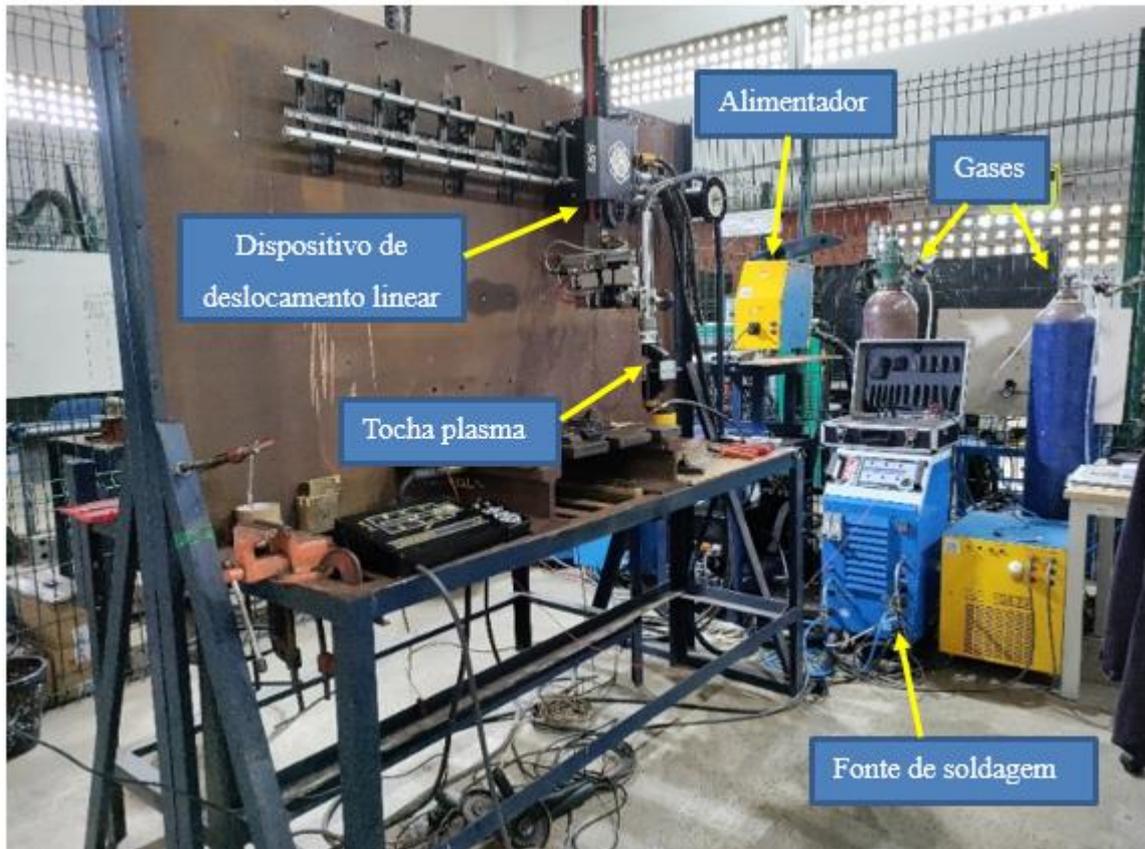


Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2.1 Soldagem

A soldagem foi realizada no Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) como parte de um projeto de pesquisa e, foi realizada pelo engenheiro Renato Bezerra Evangelista. Para os dois processos de soldagem foram utilizados dispositivos de deslocamento linear para realizar um deslocamento automático da tocha para garantir a reprodução das mesmas condições para todas as juntas soldadas. Acoplado a cada um dos dispositivos, está a tocha, plasma e TIG, ambas com refrigeração a água. A Figura 11 mostra a bancada utilizada para a soldagem plasma e a Figura 12 exibe a fonte de soldagem, cilindros de gás de argônio industrial e mistura de argônio com 5% de hidrogênio utilizados para purga e soldagem, respectivamente.

Figura 11. Bancada de soldagem plasma.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 12. Fonte de soldagem, cilindros de gás e sistema de aquisição de dados.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para uma melhor proteção da poça de soldagem, foi utilizada uma chapa para realizar a purga com argônio (Figura 13a) no processo plasma. A Figura 13b exibe o sistema de alimentação de arame frio acoplado à tocha plasma.

Figura 13. (a) Chapa vazada para purga de gás (b) Sistema de alimentação de arame frio acoplado à tocha plasma.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A soldagem TIG foi realizada de forma autógena, sem alimentação, apenas para homogeneizar a raiz. A soldagem foi realizada na posição sobrecabeça. As figuras Figura 14 e

Figura 15 mostram a bancada de soldagem TIG com a tocha em posição sobrecabeça. Para esta soldagem, não se utilizou purga.

Figura 14. Bancada de soldagem TIG.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 15. Tocha TIG na posição sobre cabeça.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Tabela 8 e Tabela 9 apresentam uma faixa de parâmetros utilizados para a soldagem plasma e TIG, respectivamente, para todos os metais base.

Tabela 8. Parâmetros de soldagem plasma.

Parâmetros soldagem Plasma	
I(A)	160-163
U(V)	27,7-30,6
Vsol(cm/min)	60
Gás de proteção	Ar+5%H
Vazão gás de proteção (l/min)	16-30
Gás plasma	Ar+5%H
Vazão gás plasma (l/min)	2,5-3,0
Gás de purga	Ar
Vazão gás do gás de purga (l/min)	18-30

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 9. Parâmetros de soldagem TIG.

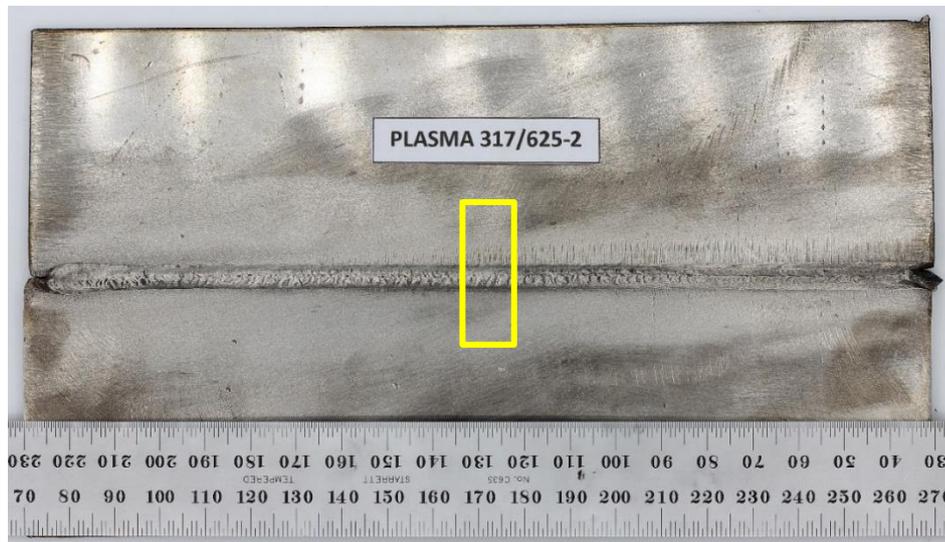
Parâmetros soldagem TIG	
I(A)	143-150
U(V)	13-14,4
Vsol(cm/min)	60-65
Gás de proteção	Ar+5%H
Vazão gás de proteção (l/min)	18-30

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.2.2 Caracterização

Para a caracterização das juntas soldadas foi retirada uma amostra de cada uma (Figura 16). As amostras foram embutidas a quente, lixadas utilizando a politriz Struers LaboPol-25 (Figura 17) com lixas d'água de 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Após o lixamento, as amostras foram polidas com pasta de diamante de 6, 3, 1 e $\frac{1}{4}$ μm . Foi feito ataque eletrolítico com ácido crômico 10% com corrente de 0,02A por 25 segundos para revelar a microestrutura da zona fundida. A macrografia das juntas foi feita com o estereomicroscópio ZEISS Discovery.V20 (Figura 18).

Figura 16. Junta soldada exibindo o local de corte da amostra retirada para caracterização.



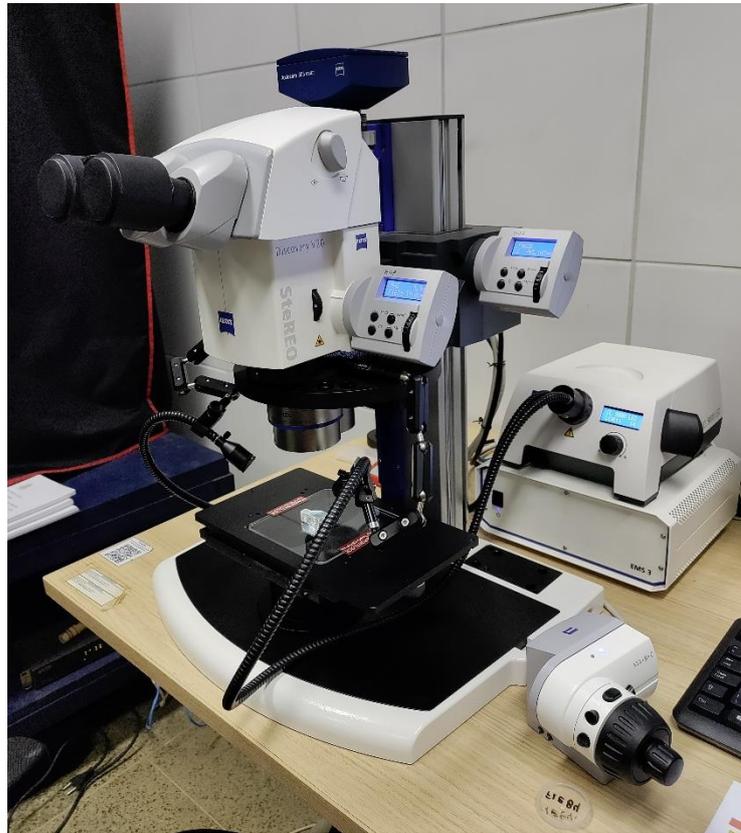
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 17. Lixadeira rotativa modelo Struers LaboPol-25.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 18. Estereomicroscópio ZEISS Discovery.V20.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para analisar a microestrutura da zona fundida foram utilizados o microscópio ótico ZEISS Observer.Z1m e o microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 250. Foram feitas imagens no microscópio ótico para analisar a morfologia da zona fundida das juntas. Também foram feitas imagens da microestrutura no MEV utilizando a técnica BSE.

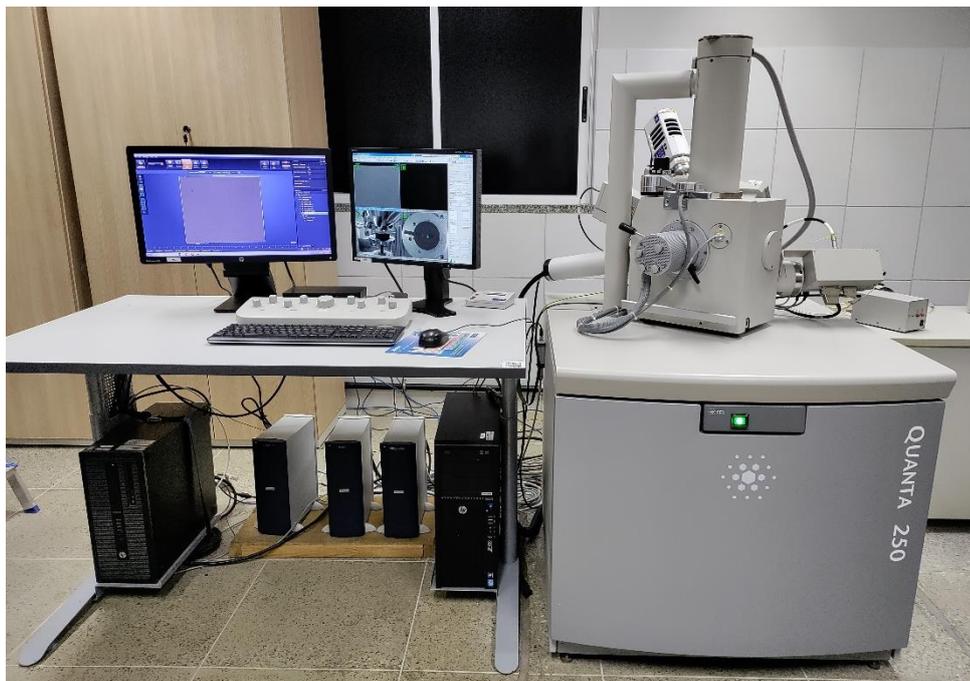
Para o cálculo do coeficiente de segregação (k), foi utilizada a técnica de composição química por EDS (*Energy Dispersive Spectrometry* – Espectroscopia de raios-X por energia dispersiva). Foram escolhidas regiões dendríticas na zona fundida e feitas diversas medidas pontuais de composição química. Para um índice maior de confiança, foram feitas 40 medidas com magnificação de 2000X na zona fundida da soldagem plasma e outras 40 medidas na zona fundida da soldagem TIG, para cada junta, com o objetivo de comparar uma possível diferença na microsegregação entre os processos e entre as ligas.

Figura 19. Microscópio óptico ZEISS Observer.Z1m.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 20. Microscópio eletrônico de varredura FEI Quanta 250.



Fonte: Elaborado pelo autor.

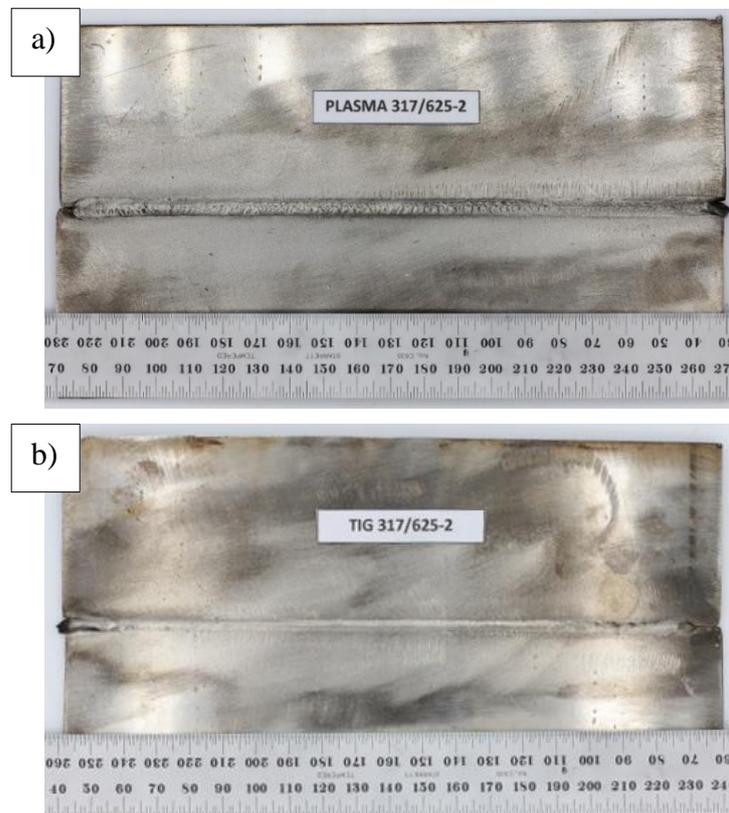
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste tópico serão discutidos os resultados obtidos. Para uma melhor leitura e evitar repetições, será adotado: “junta/liga de 625” para a soldagem utilizando Inconel 625 como metal de base e de adição; “junta/liga 317L” para a junta soldada utilizando o aço inoxidável AISI 317L como metal de base e Inconel 625 como metal de adição; e “junta/liga 254SMo” para a soldagem realizada utilizando o aço inoxidável superaustenítico 254SMo como metal de base de Inconel 625 como meta de adição. E “cordão plasma” ou “cordão TIG” para a ZF da soldagem feita por processo plasma e TIG, respectivamente.

4.1 Análise macrográfica

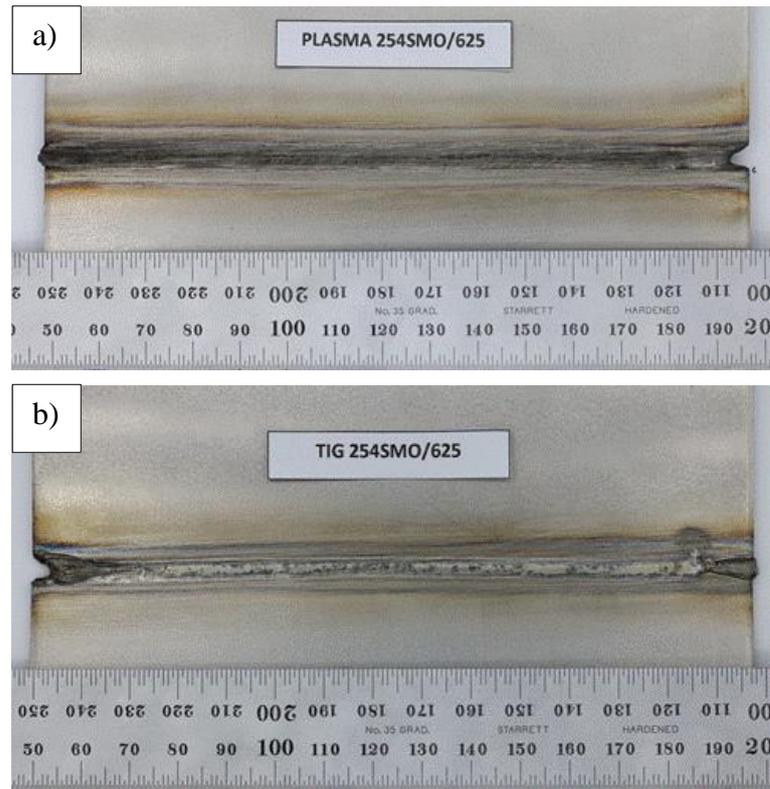
A macrografia das juntas foi feita após as soldagens e a limpeza dos cordões com escova rotativa. Nas juntas de aço inoxidável 317L e 254SMo não foram encontrados defeitos superficiais, como é possível observar nas Figura 21 e Figura 22. Não foi feita macrografia da junta 625 pois a amostra já estava embutida e preparada.

Figura 21. Macrografia junta do aço inoxidável 317L (a) plasma (b) TIG.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 22. Macrografia da junta de aço inoxidável 254SMo (a) Plasma e (b) TIG.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para uma melhor análise, foram retiradas amostras transversais das juntas, retirando da melhor região do cordão. Na junta 317L foi retirada do centro da peça e da 254SMo foi retirada da extremidade direita, observada na Figura 22a. Observando a macrografia transversal de cada junta, percebemos uma diferença no perfil do cordão de solda. O cordão plasma da junta 317L é mais estreito, com maior reforço do que o das juntas 254SMo e 625. Isso pode ocorrer devido ao aço inoxidável 317L ter menor compatibilidade com o metal de adição que é o arame de Inconel 625, afetando diretamente a soldabilidade e molhabilidade. Simulações de Scheil-Gulliver foram realizadas utilizando medidas de composição química feitas EDS do metal base e foram obtidos os valores de ponto de fusão (Tabela 1). O MB (metal de base) com maior ponto de fusão é o AISI 317L com 1441°C e o menor é a Inconel 625 com 1350°C, provavelmente devido ao maior teor de ferro do aço inoxidável. Possivelmente, por esse motivo a penetração da soldagem plasma na chapa de aço inoxidável 317L foi menor, provocando ainda a formação de um reforço maior, já que a Valim (velocidade de alimentação) se manteve a mesma para as três condições de junta.

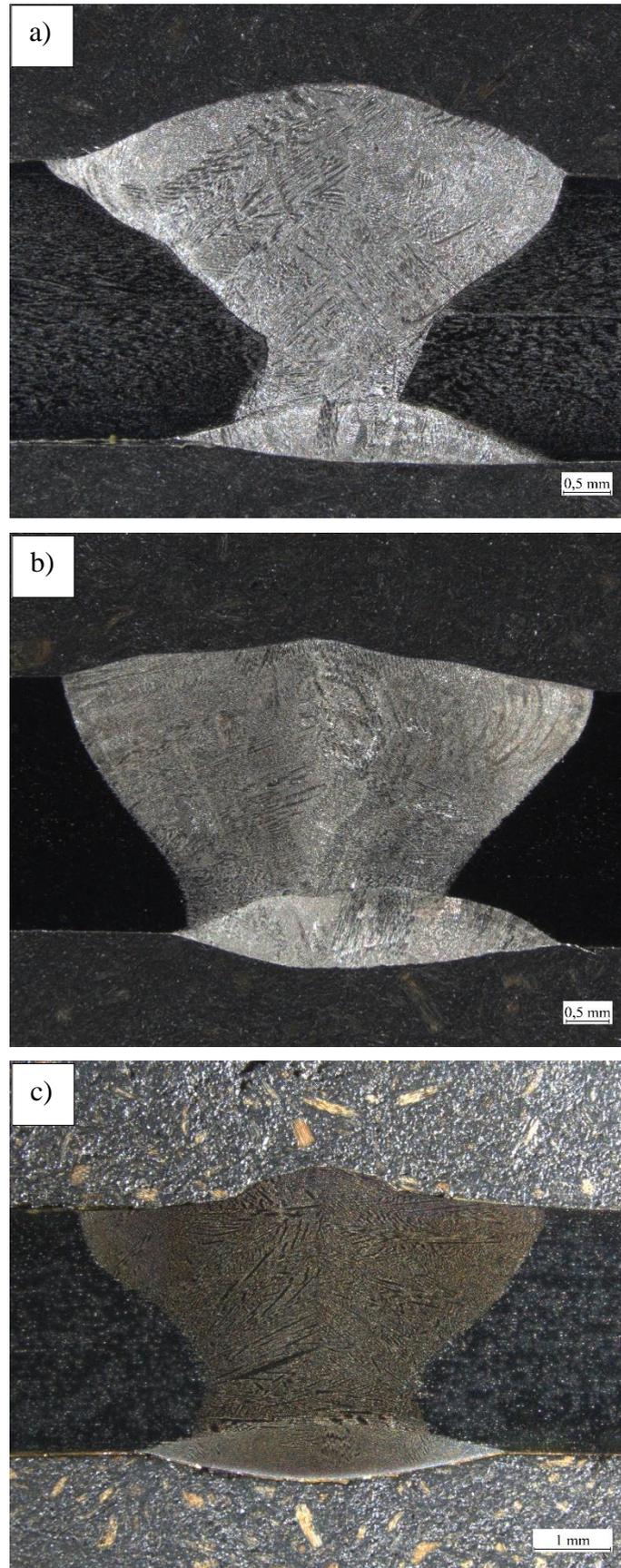
Tabela 10. Pontos de fusão para as ligas 254SMo, AISI 317L e Inconel 625.

Liga	Ponto de fusão (°C)
254SMo	1426
317L	1441
625	1350

Fonte: Elaborado pelo autor.

Já na soldagem TIG, é possível observar um desvio no cordão da junta 254SMo, provavelmente causado pelo mal alinhamento da tocha durante a soldagem.

Figura 23. Macrografia das amostras das juntas (a) 317L (b) 254SMo e (c) 625.



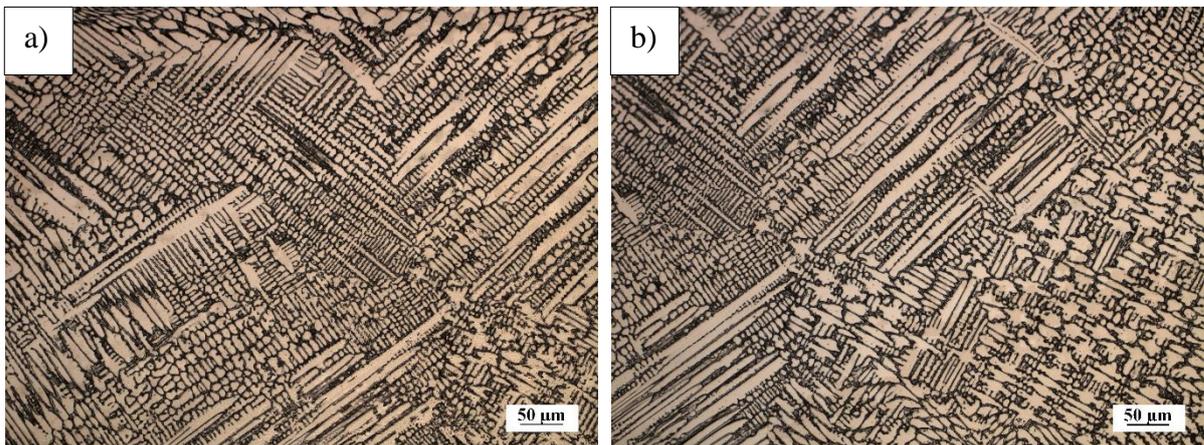
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2 Caracterização microestrutural

4.2.1 Aço inoxidável AISI 317L

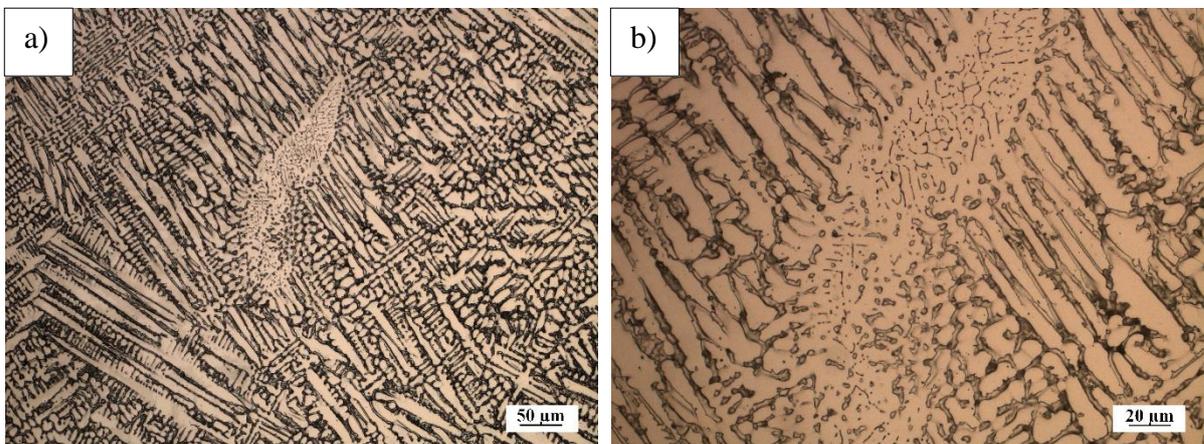
As imagens feitas no microscópio óptico, mostram uma microestrutura basicamente colunar dendrítica em toda a ZF (Figura 24). Morfologia dendrítica é muito comum em juntas soldadas devido à alta taxa de resfriamento, e ainda mais, devido ao processo de soldagem plasma que possui uma alta densidade de energia. Devido à alta densidade de energia, aliado ao volume da solda pequeno, faz com que a taxa de resfriamento seja ainda mais alta. Porém, em duas regiões foram encontradas “ilhas” que se assemelham à microestrutura eutética (Figura 24 e Figura 25).

Figura 24. Microestrutura zona fundida plasma da junta do aço inoxidável AISI 317L em 200x.



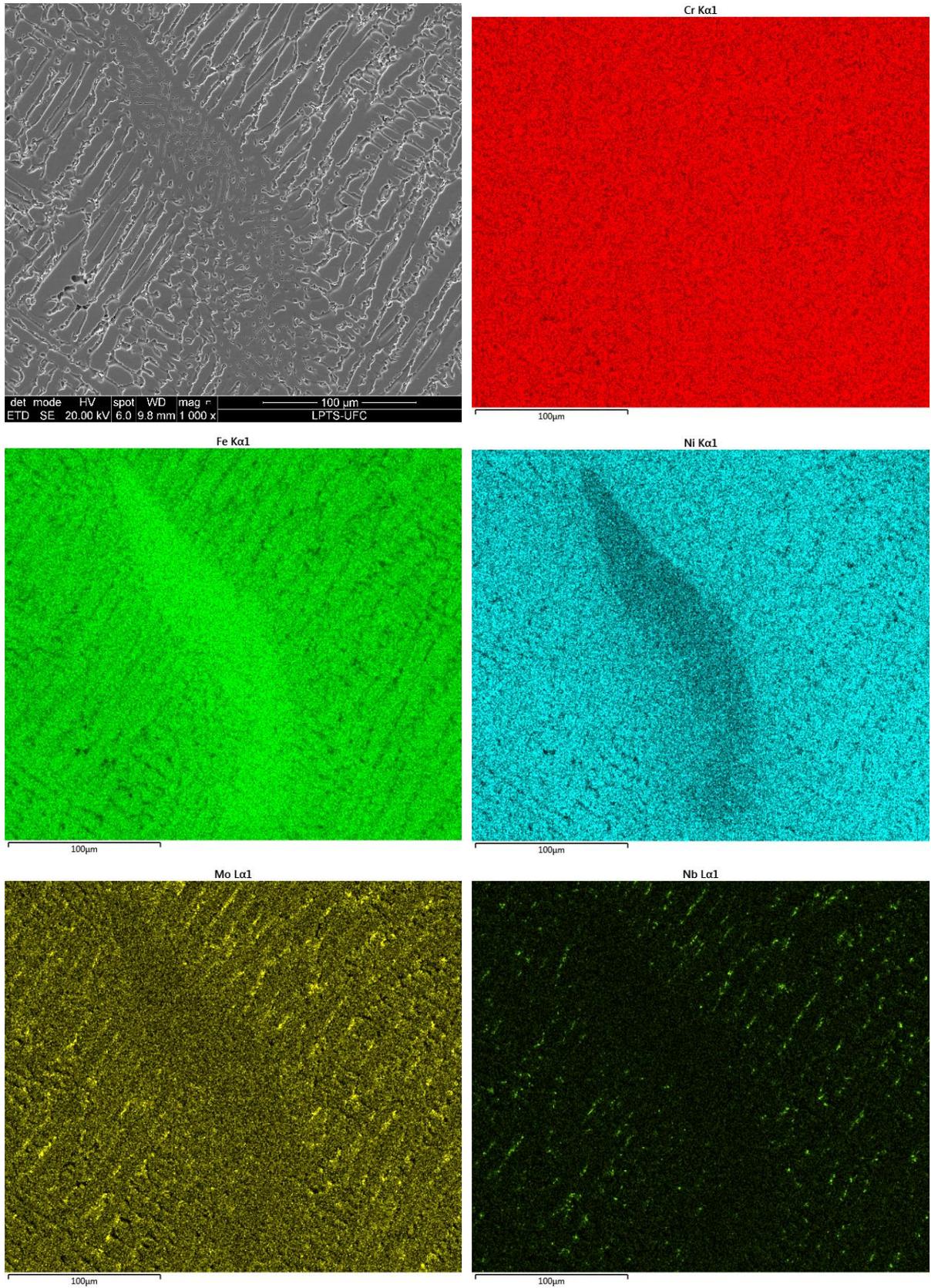
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 25. Microestrutura encontrada na zona fundida do plasma da junta do aço inoxidável AISI 317L. (a) 200x (b) 500x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

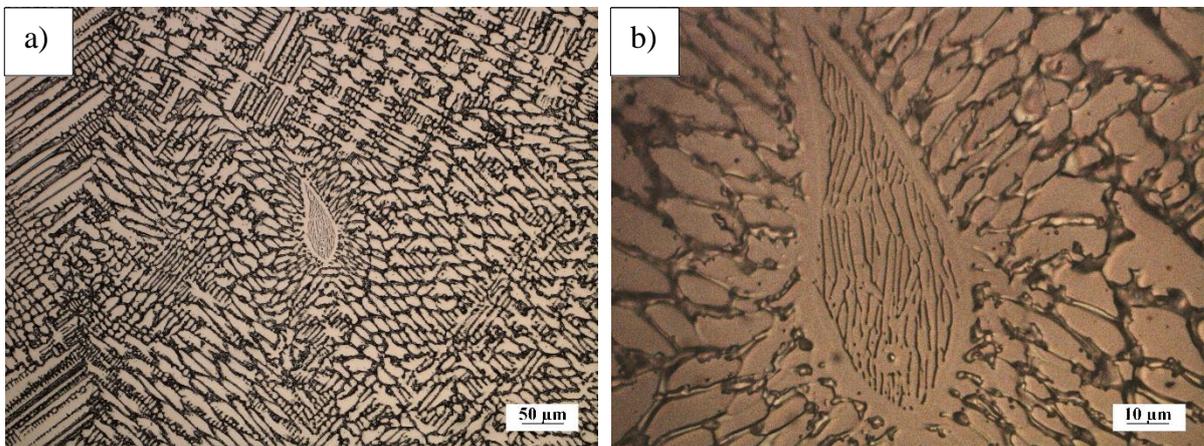
Figura 26. Mapeamento de composição química feito no MEV em 1000x em microestrutura encontrada na ZF do plasma da junta de aço inoxidável AISI 317L.



Fonte: Elaborado pelo autor.

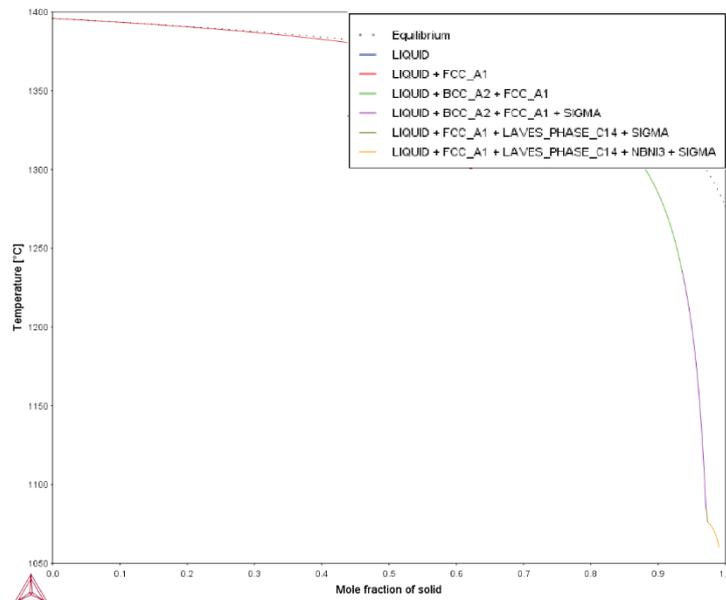
A investigação foi realizada por mapas de composição química no MEV nas duas microestruturas que se assemelham a estrutura eutética. Analisando o mapeamento (Figura 26 e Figura 29), pode-se observar uma concentração maior de ferro na microestrutura, além de um empobrecimento de níquel, nas duas amostras. O cromo se manteve uniforme em toda a área de mapeamento e observa-se um leve empobrecimento de nióbio e molibdênio na área próxima à microestrutura eutética. Simulações de Scheil-Gulliver utilizando a composição da ZF do cordão plasma apontaram a tendência à formação de fase sigma, assim, provavelmente as fases eutéticas encontradas sejam formadas pela matriz austenítica com fase sigma.

Figura 27. Microestrutura encontrada em forma de gota encontrada na zona fundida do plasma da junta 317L. (a) 200x) (b) 1000x.



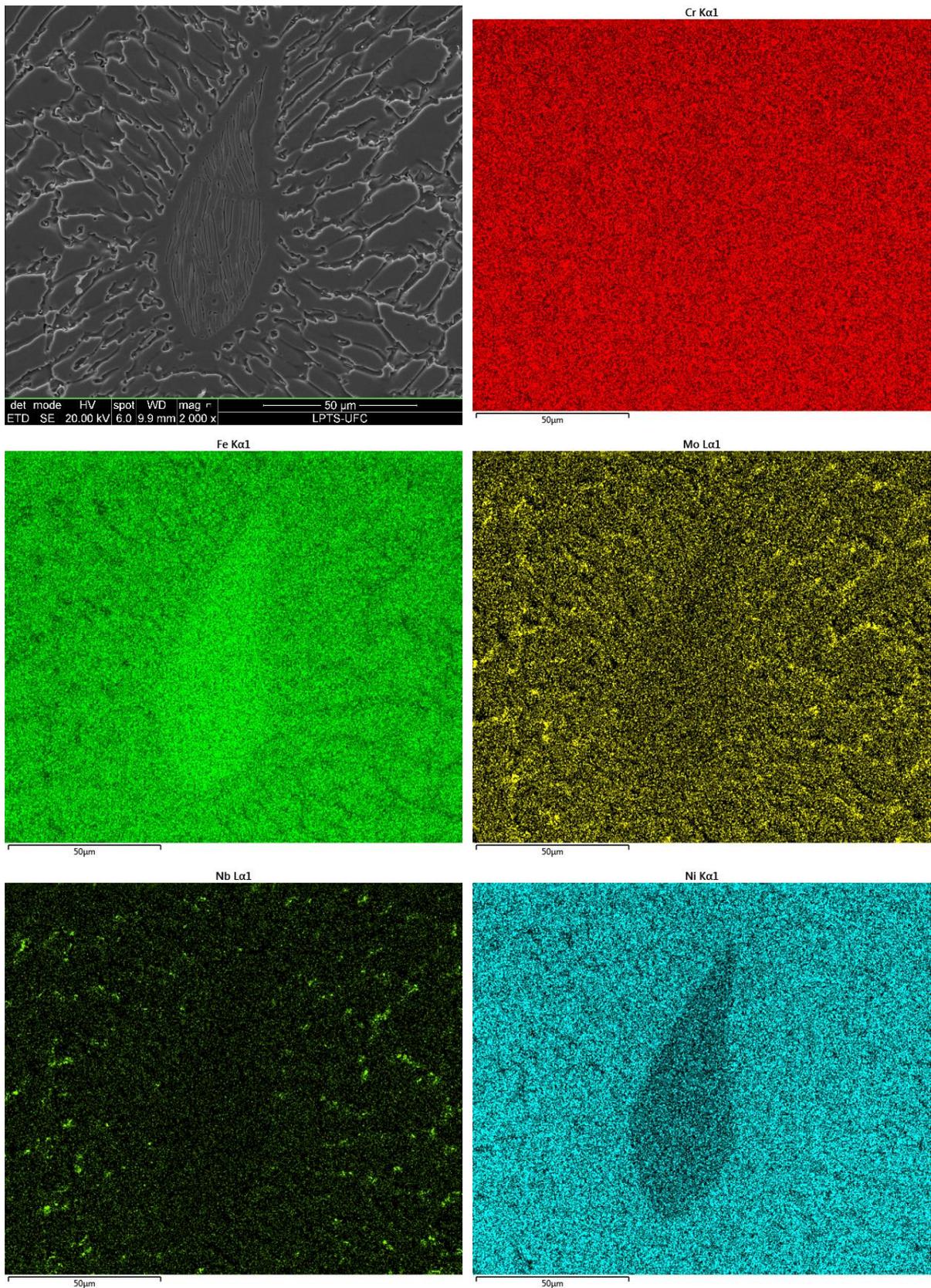
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 28. Simulação de Scheil-Gulliver para composição química da ZF plasma na junta 317L.



Fonte: Elaborado pelo autor

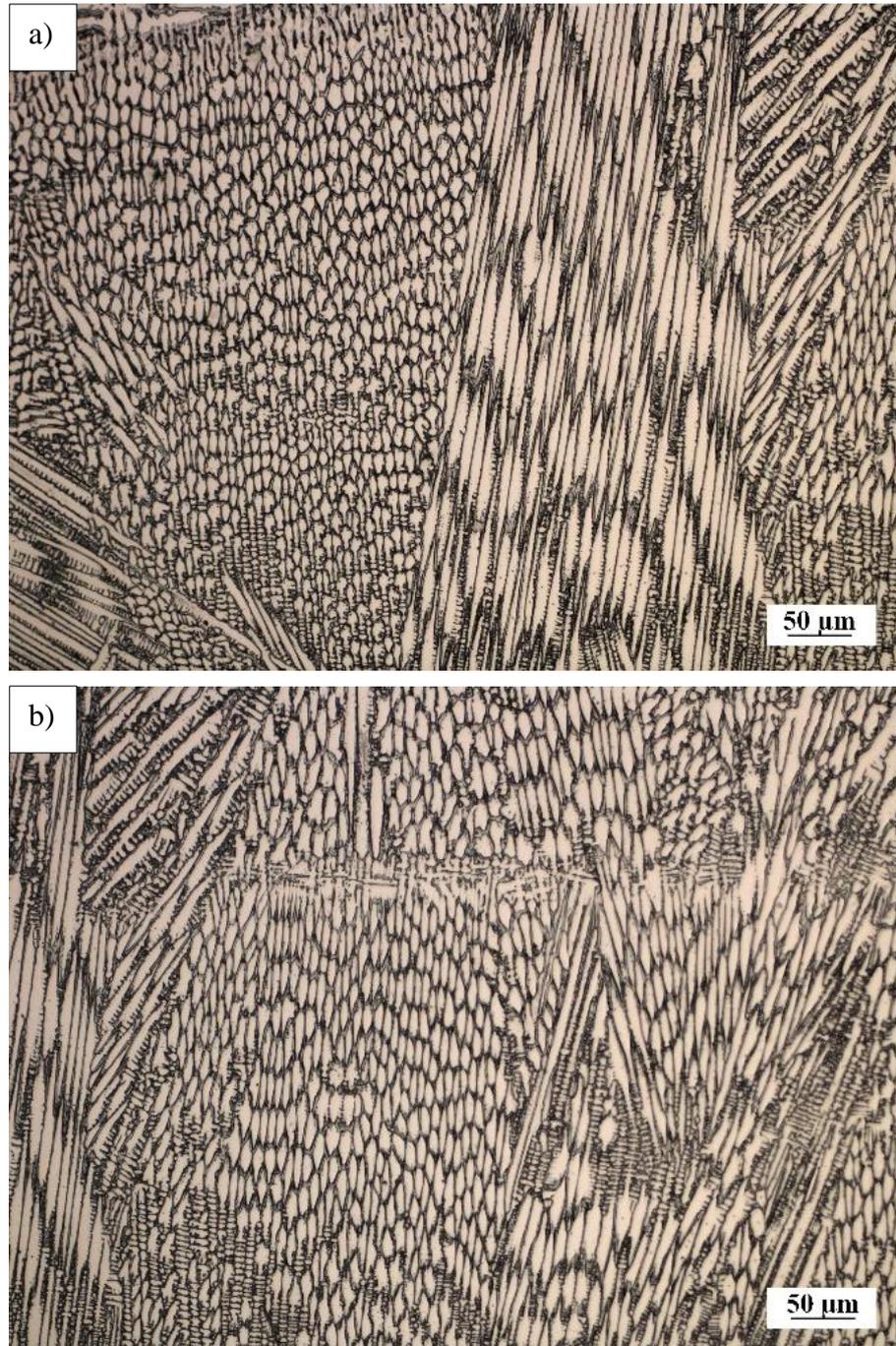
Figura 29. Mapeamento químico da microestrutura similar a uma "gota" encontrada na ZF do plasma da junta de aço inoxidável AISI 317L.



Fonte: Elaborado pelo autor

A ZF do TIG (Figura 30) tem um aspecto um pouco diferente do plasma, aparenta ser uma transição entre celular e colunar dendrítico, pois observa-se colunas retas com a formação de alguns braços das dendritas, assim, podemos dizer que é um celular dendrítico. Não foram encontrados defeitos e nenhuma microestrutura eutética.

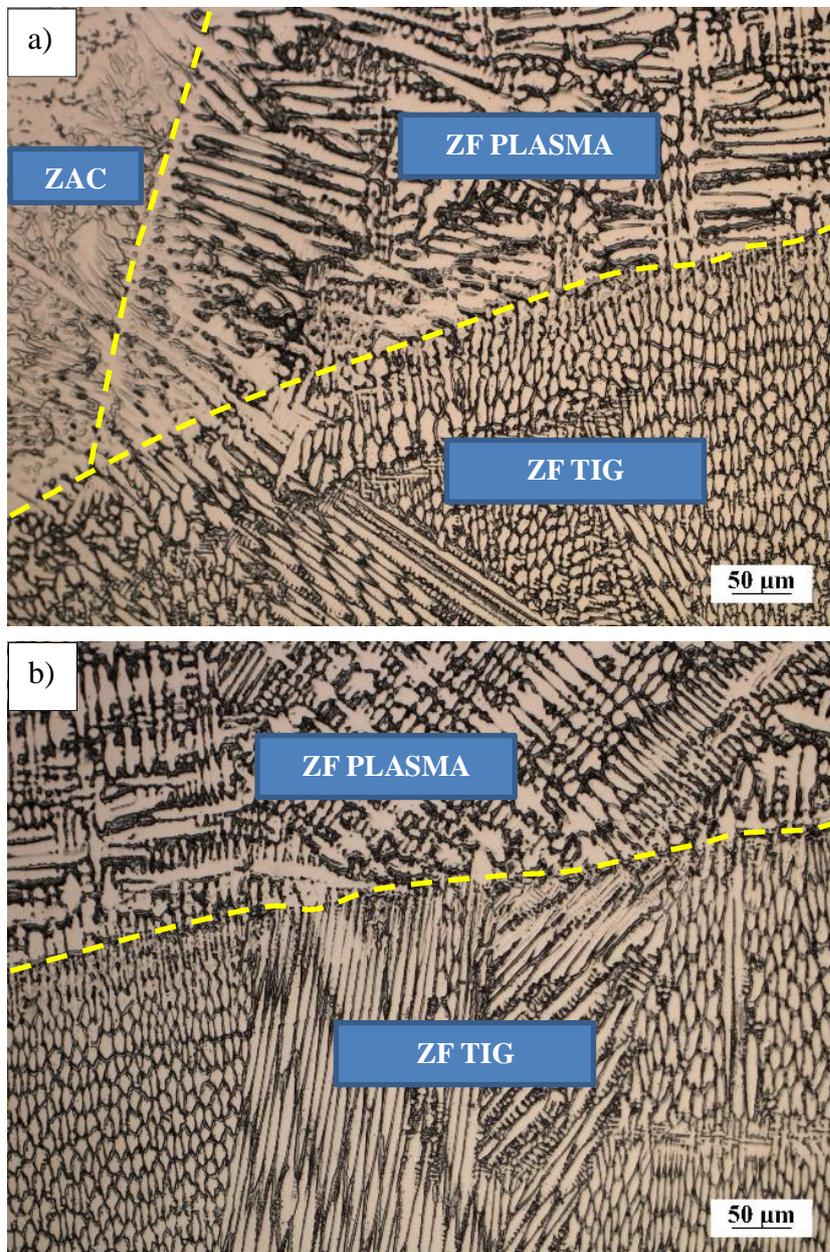
Figura 30. Microestrutura zona fundida TIG da junta 317L com aumento de 200x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 31 mostra a interface entre os cordões de solda plasma e TIG, evidenciando a diferença nas microestruturas dendríticas. No plasma, as dendritas possuem comprimentos menores e em várias orientações. Já no TIG, as colunas são de comprimentos maiores e uniformes. A tendência, relatada pela literatura, presume a formação de uma microestrutura mais refinada quando temos uma taxa de resfriamento maior, uma vez que o espaçamento entre os braços secundários de dendrita será menor, logo a microestrutura do passe depositado por processo plasma será mais refinado que o TIG, ainda que o presente estudo tenha de investigar essa característica em estudos futuros (MOREIRA, 2011).

Figura 31. Interface entre zona fundida do plasma (acima) e TIG (embaixo) da liga aço inoxidável AISI 317L.



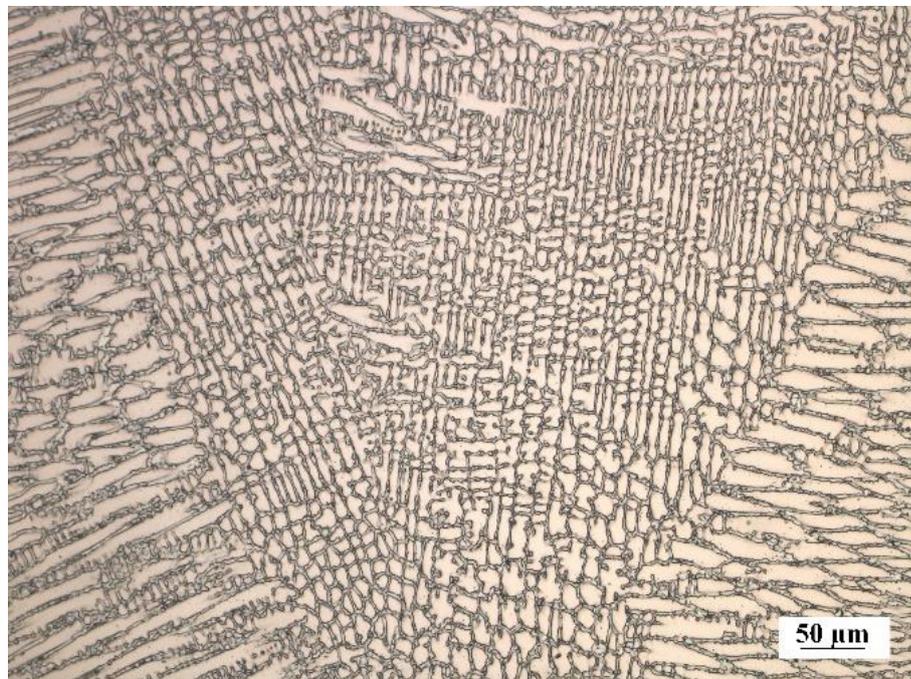
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.2 Aço inoxidável 254SMo

Na junta 254SMo também foi observada uma microestrutura tipicamente colunar dendrítica. A Figura 32 abaixo mostra a microestrutura no centro do cordão de solda. Interessante notar que a microestrutura do centro do cordão apresentou um alinhamento dos grãos de solidificação, partindo do metal de base (parede do molde) em direção ao centro do metal de solda, formando linhas quase que horizontais. Por ser a última parcela a solidificar, a região central é o local onde há a maior convergência elementos químicos segregados.

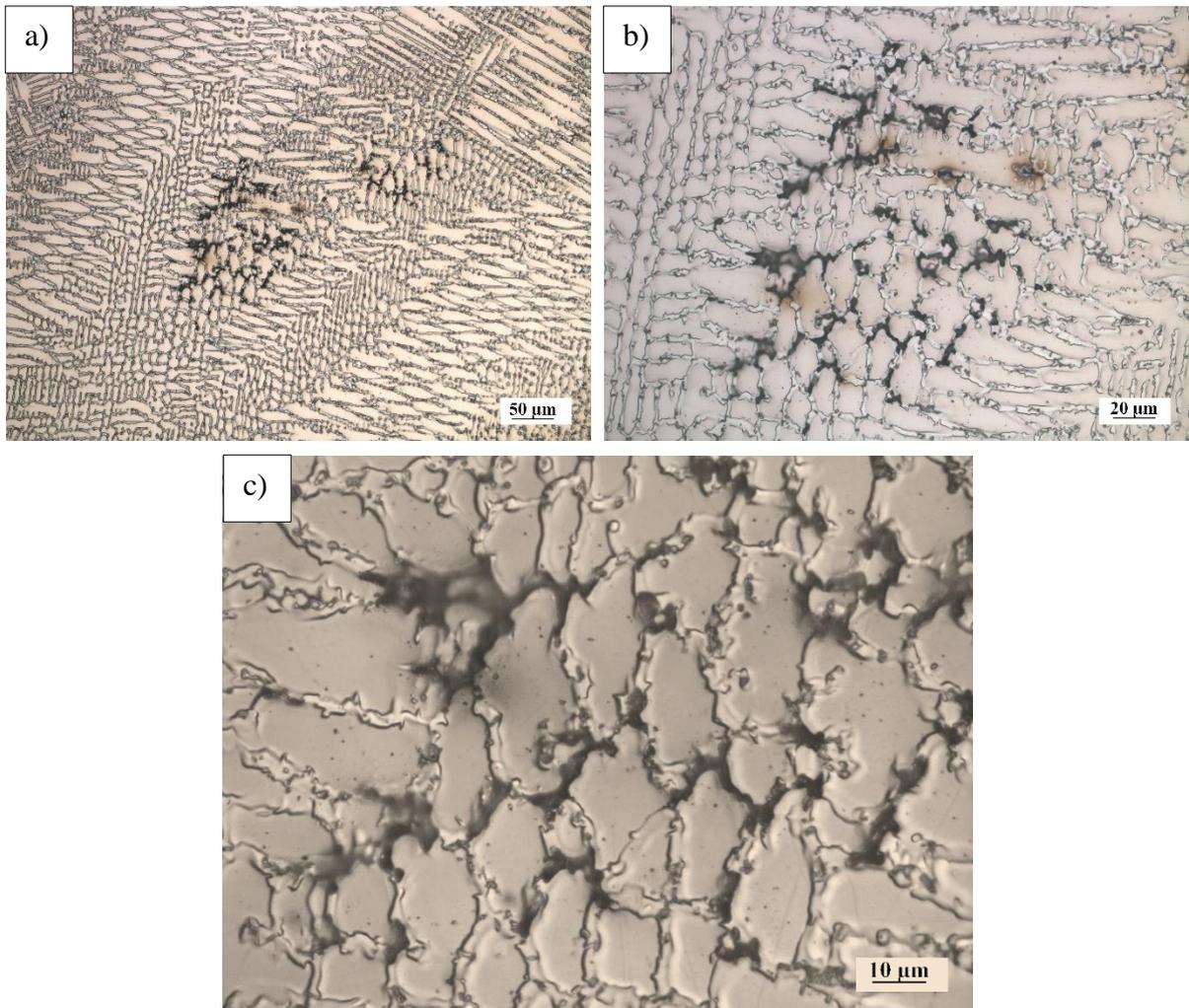
Miná (2019) encontrou *shrink porosity* em seu trabalho com soldagem dissimilar entre ligas de níquel e aço carbono. Ele atribuiu a aparição das *shrink porosity* à segregação, visto que foi encontrada em uma região de interpasse, que provavelmente foi a última porção do líquido a solidificar e que provavelmente tem uma maior concentração de elementos segregados. Na região central do cordão de plasma (Figura 33c) foram encontradas as *shrink porosity* e observamos que as mesmas estão localizadas exatamente na região interdendrítica, assim, confirmando a influência da microsegregação em sua formação.

Figura 32. Microestrutura da ZF do plasma da junta 254SMo em 200x no centro do cordão.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 33. *Shrink porosity* encontrada na ZF do plasma da junta 254SMo (a) Aumento de 200x (b) 500x (c) 1000x.



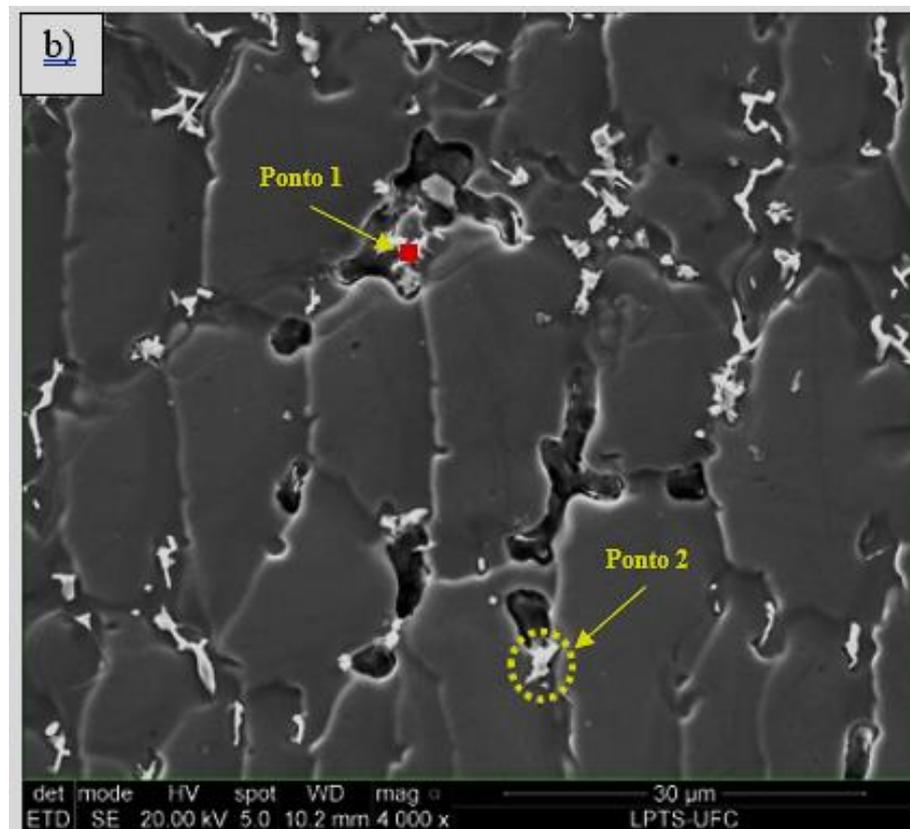
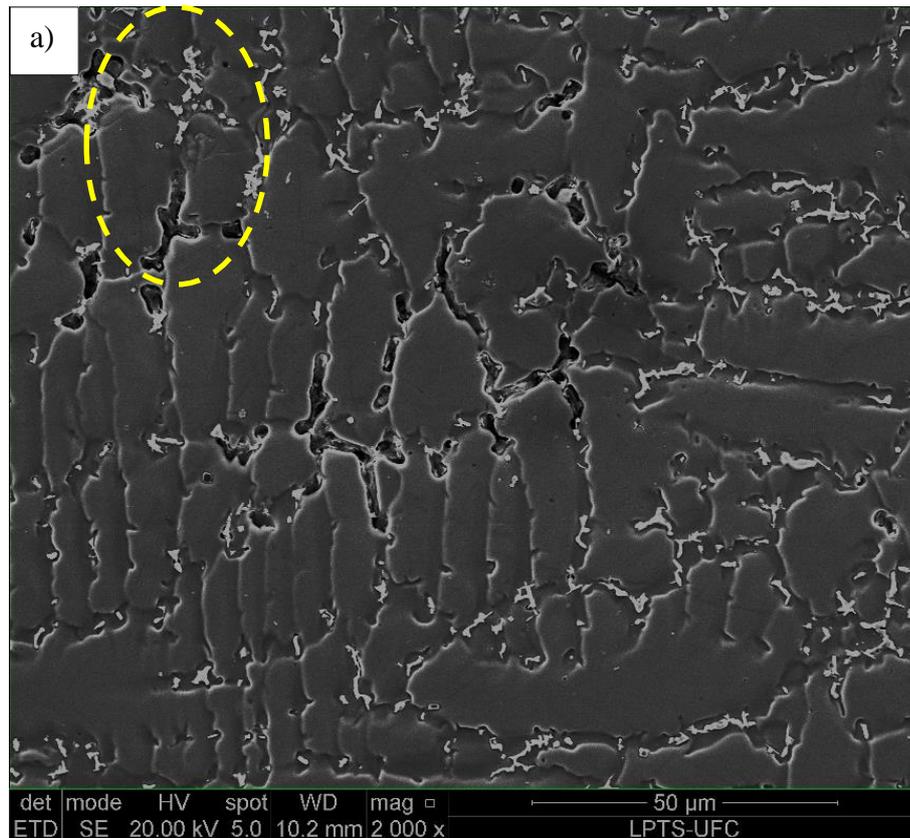
Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 34 mostra a *shrink porosity* encontrada na região central da ZF do plasma observada no MEV. Observa-se fases secundárias na região interdendrítica e foi feita análise de EDS em nos pontos mostrados na Figura 34b e a composição química (Tabela 11) que mostrou ser rica em Ti, Cr, Fe, Ni, e Nb (Ponto 1) e Cr, Fe, Ni, Nb e Mo (Ponto 2).

Tabela 11. Composição química de fases secundárias próximas às *shrink porosities*.

Composição química fases secundárias próximas às <i>shrink porosities</i>									
	Al	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
Ponto 1	0,15	20,49	0,55	16,07	-	18,9	13,68	24,64	5,52
Ponto 2	-	0,1	-	23,83	0,42	22,48	15,43	17,99	19,75

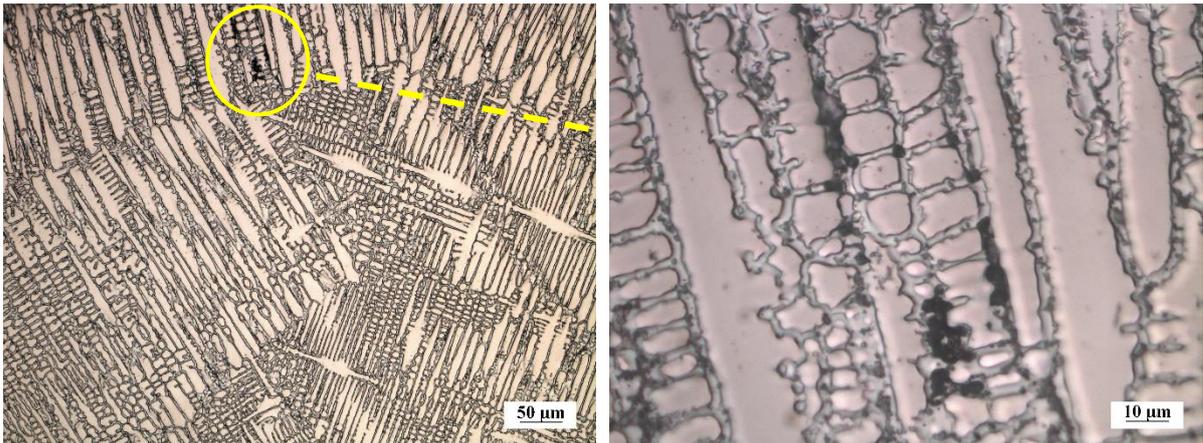
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 34. *Shrink porosity* observada no MEV (a) 2000x e (b) 4000x.

Fonte: Elaborado pelo autor.

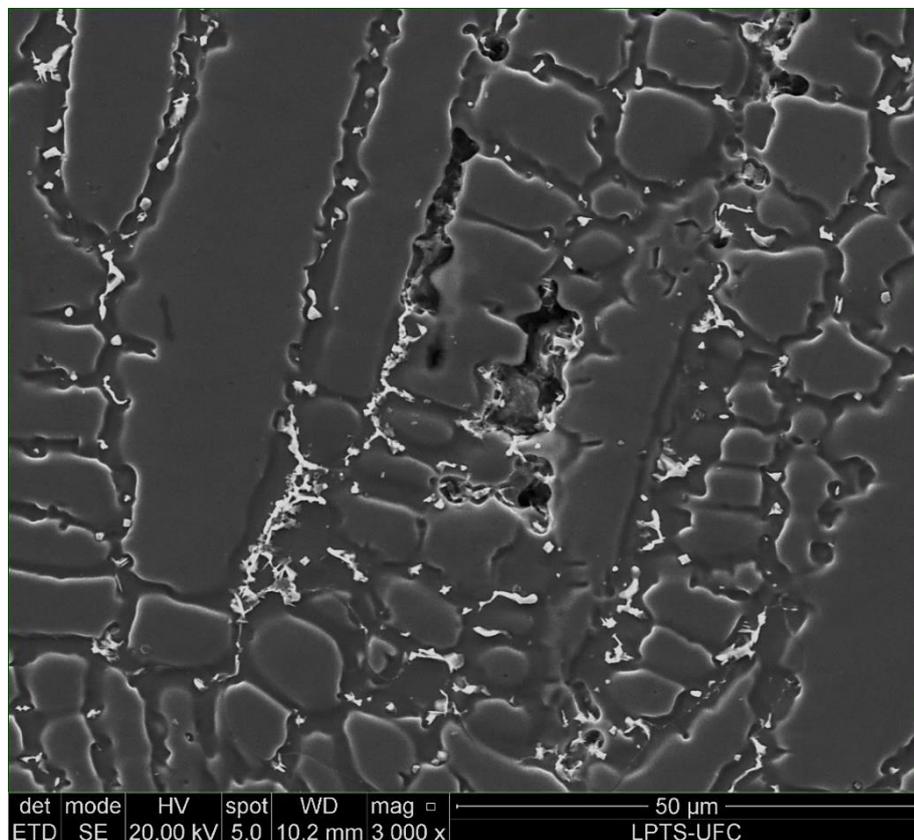
Também foi encontrado *shrink porosity* próximo à superfície (Figura 35) reforçando mais uma vez a influência do resfriamento e da microsegregação, já que essa região é a última parcela a resfriar, tendo mais tempo para acontecer a difusão e segregação dos elementos do sólido para o líquido remanescente.

Figura 35. *Shrink porosity* encontrada próxima à superfície da ZF do plasma da junta 254SMo (a) 200x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 36. *Shrink porosity* próxima à superfície analisada no MEV em 3000x.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A ZF do plasma da junta 254 é similar à junta 317L, com dendritas colunares extensas e na mesma alinhadas na mesma direção.

Figura 37. Microestrutura ZF TIG da junta 254SMo.

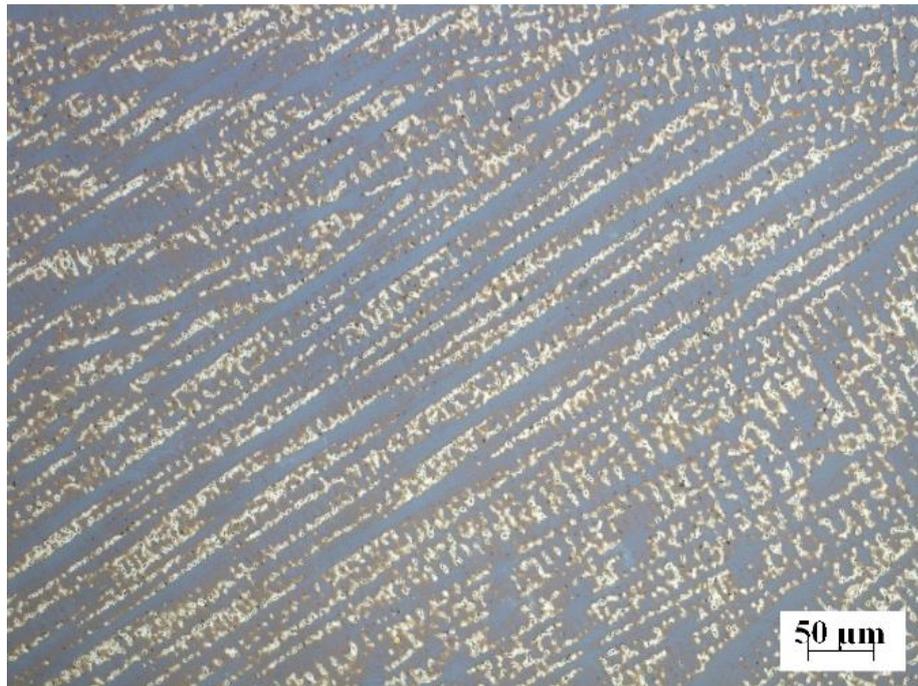


Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.3 Liga 625

A Zona Fundida do cordão plasma da junta 625 apresenta microestrutura tipicamente colunar dendrítica, como observa-se na Figura 38. Diferente das outras duas juntas, não foi encontrado nenhum defeito de solidificação ou microestrutura eutética, provavelmente por ser uma soldagem similar com metal base e arame de adição de Inconel 625.

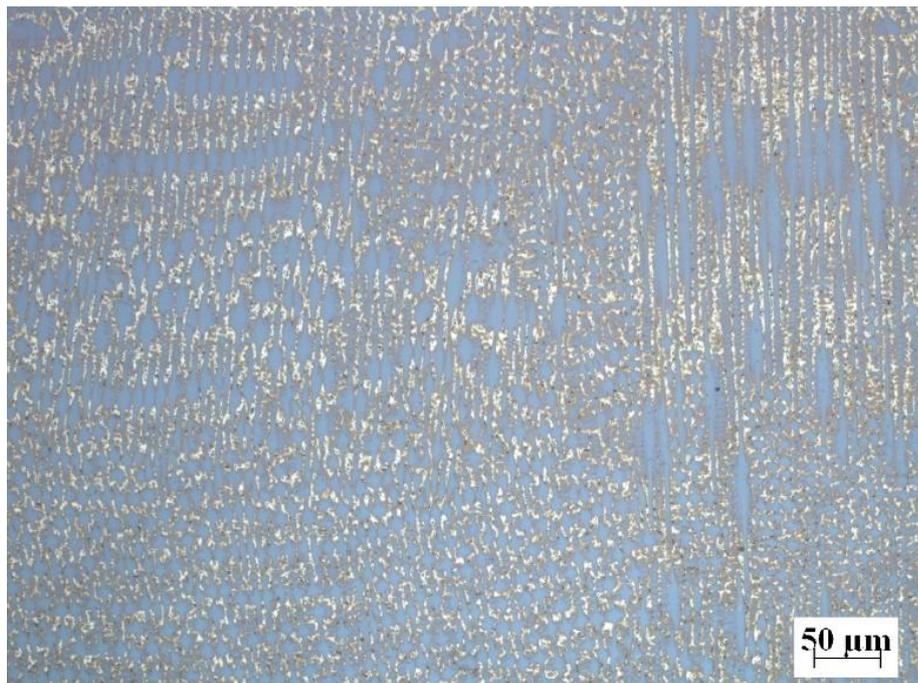
Figura 38. Microestrutura ZF plasma da junta Inconel 625.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A zona fundida do TIG também apresenta microestrutura colunar dendrítica, porém com orientação diferente, então observamos as colunas verticais à direita e, à esquerda, vemos mais células redondas com alguns braços de dendrita.

Figura 39. Microestrutura ZF TIG da junta Inconel 625.



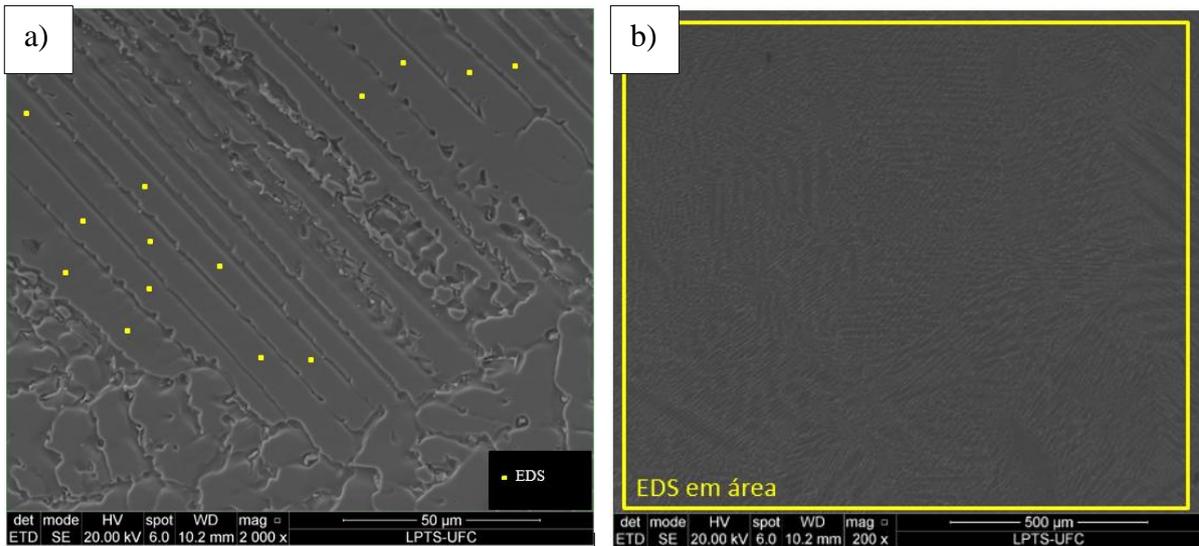
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.3 Coeficiente de segregação/partição/distribuição

Para comparar a microsegregação entra a zona fundida das ligas, foi feito o cálculo do coeficiente de distribuição (k). Foram realizadas 40 medidas de composição química por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) no centro da dendrita localizada na zona fundida de cada processo (plasma e TIG), para cada uma das juntas: AISI 317L, 254SMo e Inconel 625. Das 40 medidas, foram eliminadas 5 que apresentaram maior desvio padrão e o restante foi utilizado para fazer a média e obter um valor C_L para cada elemento. O valor de C_S foi considerado pela compsição química em área de 200x, para o processo plasma por ter maior área de ZF, e 800x para o TIG. Observa-se a seguir, imagens de MEV que ilustram como foram feitas as medidas de composição química em ponto nas

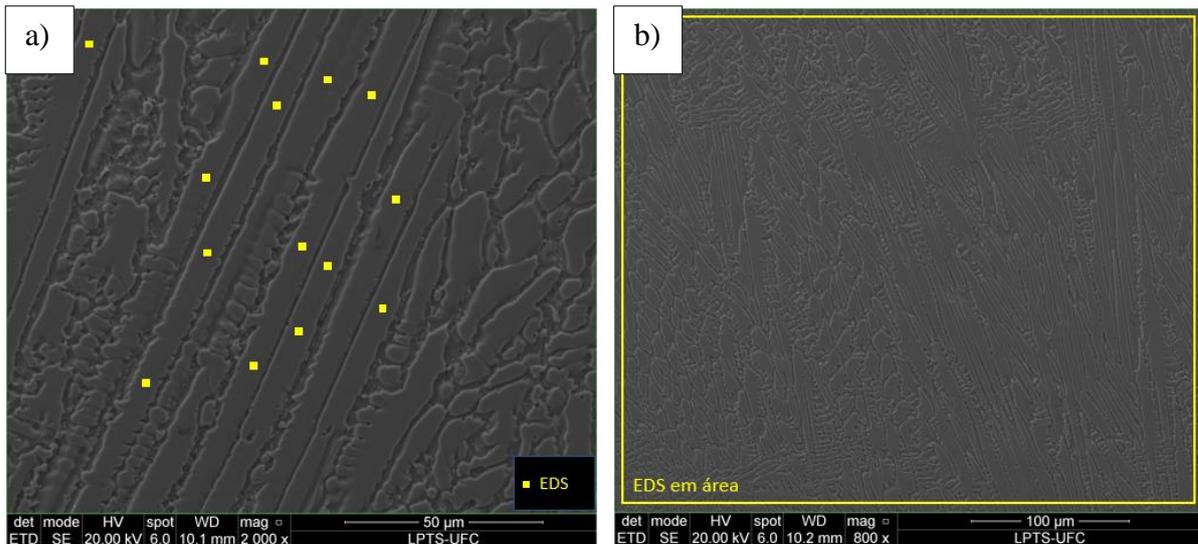
Figura 40a e Figura 41a e as medidas de composição em área nas
Figura 40b e Figura 41b.

Figura 40. EDS realizados na zona fundida do plasma na junta 317L para cálculo do k .



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 41. EDS feitos realizados na zona fundida do TIG da liga 317L para cálculo do k.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A composição química das ZFs se mostraram bem diferentes entre os aços inoxidáveis 317L e 254SMo, com alto teor de ferro, mesmo que o metal de adição tenha sido Inconel 625. Isso indica que a soldagem teve uma alta diluição com o metal base, o que é razoável já que soldagem foi realizada em chanfro do tipo “I” ou reto.

Tabela 12. Média de composição química dos pontos realizados no centro da dendrita.

Liga	Processo	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
254SMo	Plasma	21,64	0,4	47,94	25,31	0,15	4,51
	TIG	21,52	0,42	49,66	23,79	0,12	4,47
317L	Plasma	19,98	1,35	52,83	22,69	0,18	2,95
	TIG	19,55	1,5	57,25	18,91	0,11	2,66
625	Plasma	24,2	0,36	4,62	62,62	1,51	6,54
	TIG	24,14	0,38	4,62	62,81	1,45	6,44

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 13. Composição química feita em EDS de área nas ZFs de plasma e TIG para cada uma das ligas.

Liga	Processo	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
254SMo	Plasma	22,61	0,52	44,32	25,98	0,70	5,82
	TIG	22,40	0,53	47,42	23,62	0,57	5,44
317L	Plasma	20,77	1,58	50,75	22,61	0,82	3,40
	TIG	20,34	1,70	56,03	18,62	0,41	2,88
625	Plasma	24,05	0,40	4,32	60,89	2,85	7,31
	TIG	24,06	0,44	4,40	60,56	2,92	7,36

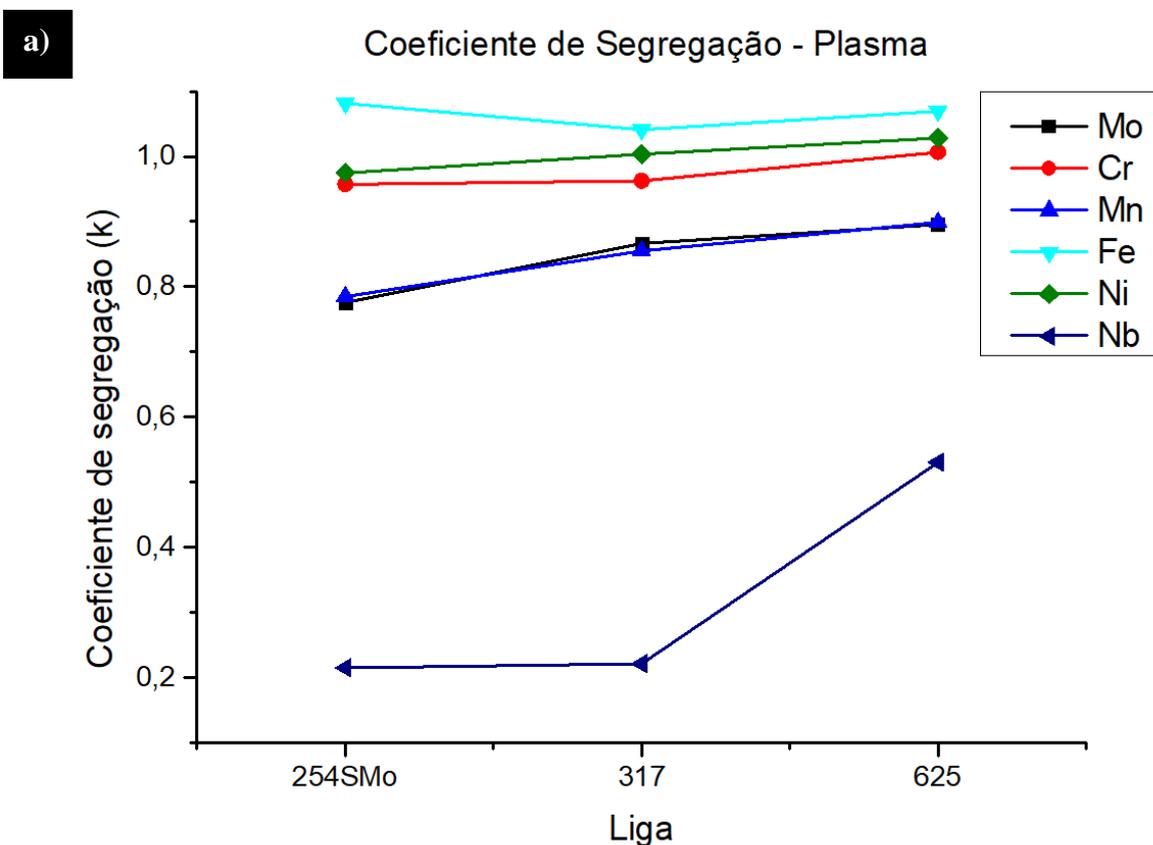
Fonte: Elaborado pelo autor.

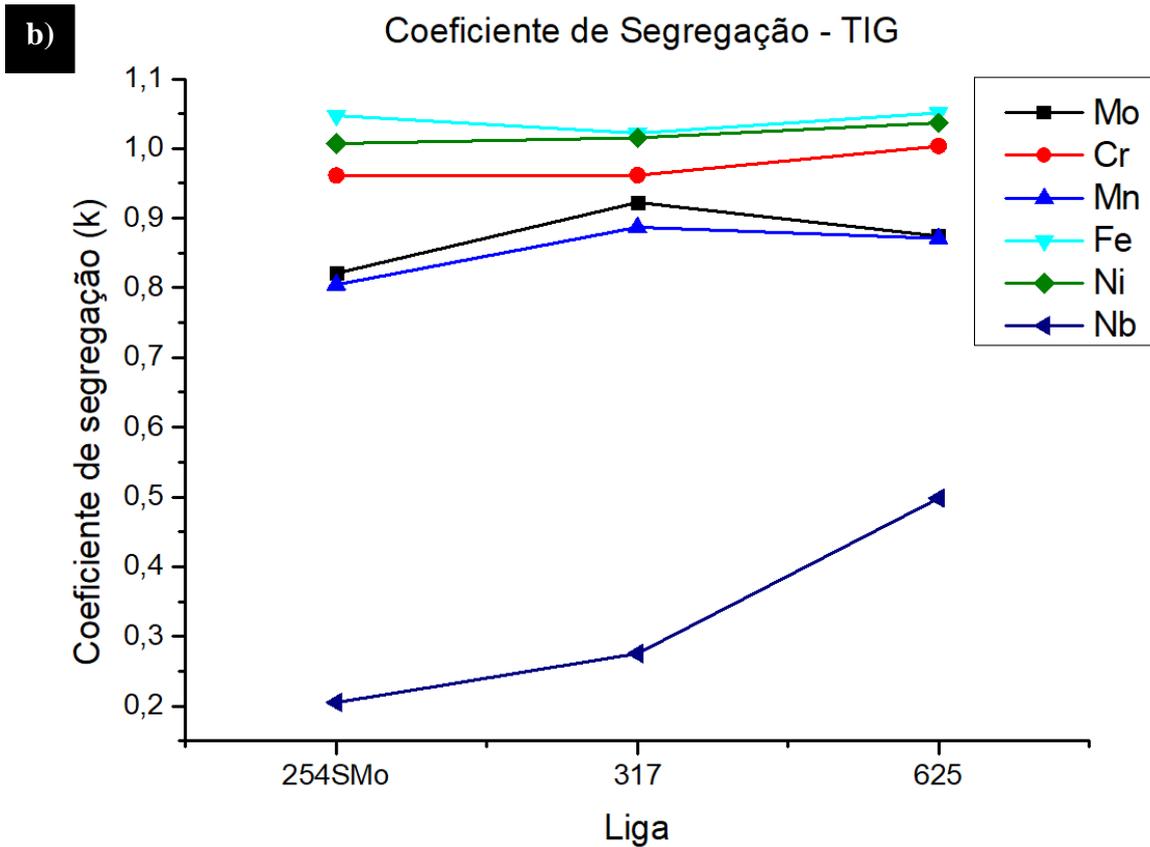
Foi calculado o coeficiente de segregação k e plotado um gráfico que evidencia as diferenças entre as ligas. A Figura 40 exibe o coeficiente de segregação na ZF no plasma para todas as ligas. Observa-se que os elementos Fe, Ni, Cr, Mo e Mn têm leves variações mas, de uma forma geral, estão próximos.

O Fe possui uma leve tendência de ser incorporado pelo sólido, visto que o seu valor foi ligeiramente superior a 1. O Ni está com valor um pouco acima de 1 nas ligas, 317L e 625, tendendo-se assim a manter-se no sólido. Já na liga 254SMo, tem um valor um pouco abaixo de 1, mostrando uma leve tendência a segregar para o líquido. O Cr está estável e não deve segregar na liga 625, mas nos aços inoxidáveis apresentou um valor de 0,96.

Os demais elementos: Mo, Mn e Nb segregaram. Mo e Mn com teores próximos de 0,8 e 0,9 em todas as ligas também segregaram. A diferença maior se encontra no Nb. Apresentou valor de k por volta de 0,5 nos dois processos na soldagem similar de Inconel 625, valores compatíveis com o que AGUIAR (2010) encontrou em sua tese. Mas valores bem abaixo foram encontrados nos dois aços inoxidáveis, entre 0,21 e 0,28, mostrando uma forte tendência a segregar.

Figura 42. Coeficiente de distribuição (k) para os processos (a) plasma e (b) TIG das ligas aço inoxidável 317L, 254SMo e Inconel 625 soldadas com arame de Inconel 625 como metal de adição.





Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 14. Coeficiente de distribuição k calculado para os processos plasma e TIG das ligas aço inoxidável 317L, 254SMo e Inconel 625 soldadas com arame de Inconel 625 como metal de adição.

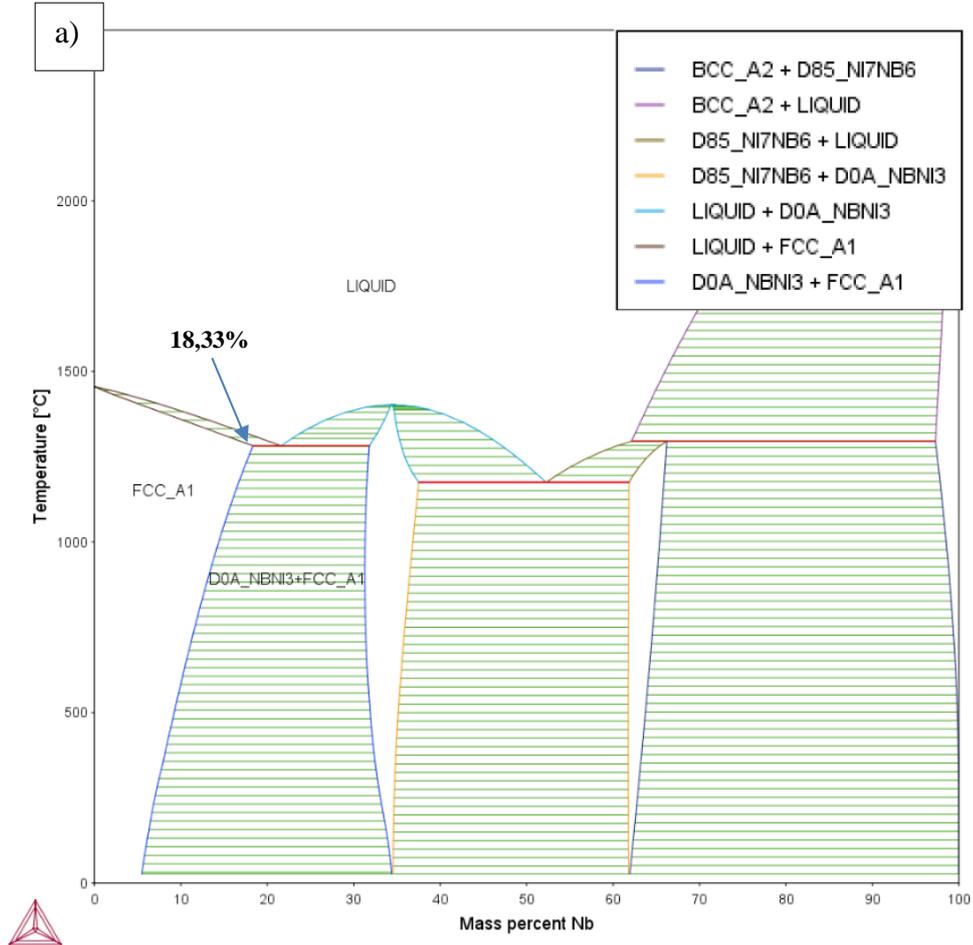
Liga	Processo	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
254SMo	Plasma	0,96	0,78	1,08	0,97	0,22	0,78
	TIG	0,96	0,80	1,05	1,01	0,21	0,82
317L	Plasma	0,96	0,85	1,04	1,00	0,22	0,87
	TIG	0,96	0,89	1,02	1,02	0,28	0,92
625	Plasma	1,01	0,90	1,07	1,03	0,53	0,90
	TIG	1,00	0,87	1,05	1,04	0,50	0,87

Fonte: Elaborado pelo autor.

Buscando encontrar uma justificativa para essa diferença na segregação dos elementos, foram feitas simulações no Thermocalc utilizando os binários Ni-Nb e Fe-Nb para verificar a máxima solubilidade do elemento em matriz austenítica de Ni e de Fe, avaliando portanto duas condições extremas de solvente.

No níquel, a solubilidade do Nb é de 18,33%. Entretanto, no Fe a solubilidade do Nb é de 1,55%. Um valor bem inferior que explica porque Nb segregou muito mais nos aços inoxidáveis, comparados à junta soldada utilizando Inconel 625 como metal de base.

Figura 43. Simulação binária em Thermocalc considerando o sistema (a) Ni-Nb e (b) Fe-Nb.



5 CONCLUSÃO

Através dos resultados obtidos nesse trabalho, foi possível concluir que:

- As ligas apresentaram boa soldabilidade, uma vez que não foram observadas trincas. Foi observado pequenas discontinuidades do tipo *shrink porosities* apenas na zona fundida do processo plasma da junta soldada com 254SMo e Inconel 625 como metal de base e de adição, respectivamente.
- A microestrutura das zonas fundidas soldadas por processo plasma e processo TIG de todas as juntas foi majoritariamente colunar dendrítica. Na zona fundida soldada com AISI 317L e Inconel 625 por processo plasma foram encontradas microestruturas eutéticas que possivelmente sejam formadas por matriz γ com fase sigma;
- Fe e Ni apresentaram tendência a serem incorporados ao sólido. Cr se manteve estável na junta similar de Inconel 625, entretanto apresentou leve tendência à segregar nos aços. Mn, Mo e Nb também apresentaram tendência a segregar. Nos aços foram obtidos valores extremamente baixos de k para o Nb, mostrando uma forte tendência a segregação.

REFERÊNCIAS

- AGUIAR, Willys Machado. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural**. 2010.
- ASTM B424-11. **Standard Specification for Ni-Fe-Cr-Mo-Cu Alloy (UNS N08825, UNS N08221, and UNS N06845) Plate, Sheet, and Strip**. ASTM Internacional.
- ASTM B444-00. **Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloys (UNS N06625) and Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219) Pipe and Tube**. ASTM International, 2001.
- ASTM A182/A182M – 16a. **Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service**. ASTM Internacional.
- 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.
- CAMPOS, Wagner Reis da C. et al. **Caracterização microestrutural de solda dissimilar-aço inoxidável austenítico Aisi 304 com adição de liga de níquel Inconel 625**. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, v. 6, n. 1, p. 19-23, 2013.
- CHIAVERINI, Vicente. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1990.
- CIESLAK, M. J. **The welding and solidification metallurgy of alloy 625**. 1991.
- COUTINHO, Carlos Bottrel. **Materiais metálicos para engenharia**. Fundação Christiano Ottoni, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, 1992.

DA SILVA, Francisco Diego Araruna. **Influência da deformação a frio sobre o comportamento da sensitização na soldagem de chapas finas de aço inoxidável AISI 301LN.** 2011.

DAVIS, J. R. **Specialty Handbook: Stainless Steels.** ASM, Ohio, EEUU, p. 19, 1994.

DUPONT, John, LIPPOLD, John C.; KISER, Samuel D. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys.** John Wiley & Sons, 2011.

FAN, Guangwei et al. **Multiple welding simulated microstructure and corrosion resistance of super austenitic stainless steel 254SMo welding heat affected zone.** International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering, v. 9, n. 1, p. 38-52, 2020.

FARINA, A. **Metalografia das Ligas e Superligas de Níquel.** Villares Metals: Jardim Santa Carolina, Brasil, 2000.

FERREIRA, Rafael Carlos. **Estudo da formação da fase Sigma em aços inoxidáveis austeníticos: foco nas ligas 317, 317L e 317LN.** 2009.

FLEISCHER, Robert L. **Substitutional solution hardening.** Acta metallurgica, v. 11, n. 3, p. 203-209, 1963.

HUDOK, D. **Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys.** Metals handbook, v. 1, p. 200-211, 1990.

KOU, Sindo. **Welding metallurgy.** New Jersey, USA, v. 431, n. 446, p. 223-225, 2003.

LEFFLER, William L. **Petroleum refining in nontechnical language.** Tulsa, OK: PennWell, 2000.

MALTIN, Charles A.; GALLOWAY, Alexander M.; MWEEMBA, Martin. **Microstructural evolution of Inconel 625 and Inconel 686CPT weld metal for clad carbon steel linepipe joints: a comparator study.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 45, n. 8, p. 3519-3532, 2014.

MARQUES, Paulo Villani. **Soldagem**: fundamentos e tecnologia. Editora UFMG, 2005.

MINÁ, Émerson Mendonça et al. **The effect of dilution on microsegregation in AWS ER NiCrMo-14 alloy welding claddings**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 47, n. 12, p. 6138-6147, 2016.

MINÁ, Émerson Mendonça. **Efeito da diluição sobre a microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos da liga AWS ER NiCrMo-14 depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio**. 2015.

MINÁ, Émerson Mendonça. **New approach development for complex dissimilar girth welding of high strength low alloy steel pipes clad with Ni-based alloy**. 2019.

MOREIRA, Paulo Sérgio. **Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg (A356. 0) fundida**. 2011.

NEVES, Maurício David M. das et al. **Solidificação da Zona de Fusão na soldagem do AISI 304 com Inconel 600 por laser de Nd: YAG**. Soldagem & Inspeção, v. 14, p. 104-113, 2009.

OHNO, Atsumi. **Solidificação dos metais**. Tradutores: Paulo da Silva Pontes e Nivaldo Lemos Cupini, São Paulo, Livraria Ciência e Tecnologia, 1988.

PÉPIN, Aurélien et al. **Prediction of liner wrinkling during high strain bending of mechanically lined pipe**. Volume 5B: Pipelines, Risers, and Subsea Systems (2019): n. pag.

POPESCU, Silviu; MONTAGUE, Paul Anthony. **Mechanically Lined Pipe MLP with Improved Fatigue Resistance**. In: Offshore Technology Conference Brasil. OnePetro, 2019.

REED-HILL, Robert E.; PATIÑO, Antonio Galán. **Princípios de metalurgia física**. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1982.

SANTOS FILHO, José Elias dos et al. **Modelo analítico de microsegregação na solidificação de ligas binárias considerando o efeito Soret**. 2020.

SHIN, J. K. et al. **Effects of sigma and chi phases on the localized corrosion resistance of SR50A super austenitic stainless steel.** Corrosion, v. 69, n. 4, p. 364-371, 2013.

SILVA, Cleiton Carvalho. **Revestimentos de liga de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio: aspectos operacionais e metalúrgicos.** 2010.

SUNAMOTO, Diogo Yoshiaki et al. **Análise da influência do ângulo de afiação do eletrodo de tungstênio na penetração do cordão de solda no processo TIG.** SITEFA-Simpósio de Tecnologia da Fatec Sertãozinho, v. 2, n. 1, p. 58-68, 2019.