

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS – PPGE3M**

**CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOBREPOSTA DE AÇO CARBONO GL E36  
COM LIGA À BASE DE NÍQUEL (INCONEL<sup>®</sup> 625) SOLDADA POR FRICÇÃO E  
MISTURA MECÂNICA**

**Elisangela Pelizzari Bossle**

**Tese de Doutorado**

**Porto Alegre**

**2023**

ELISANGELA PELIZZARI BOSSLE

Caracterização da junta sobreposta de aço carbono GL E36 com liga à base de níquel (Inconel<sup>®</sup> 625) soldada pelo método de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM)

Tese submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul como requisito parcial para a obtenção do título de Doutora em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Thomas G. R. Clarke

Coorientador: Prof. Dr. Guilherme V. B. Lemos

Porto Alegre

2023

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Carlos André Bulhões Mendes

Vice-Reitora: Patricia Pranke

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretora: Carla Schwengber ten Caten

Vice-Diretor: Afonso Reguly

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

Coordenador: Rodrigo de Lemos Peroni

Vice-Coordenadora: Annelise Kopp Alves

Bossle, Elisangela Pelizzari  
Caracterização da junta sobreposta de aço carbono  
GL E36 com ligã à base de níquel (Inconel 625) soldada  
por fricção e mistura mecânica / Elisangela Pelizzari  
Bossle. -- 2023.  
109 f.  
Orientador: Thomas Gabriel Rosauro Clarke.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal do Rio  
Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de  
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2023.

1. Soldagem por fricção. 2. Materiais dissimilares.  
3. Inconel 625. 4. Microestrutura. 5. Tensão residual.  
I. Clarke, Thomas Gabriel Rosauro, orient. II.  
Título.

ELISANGELA PELIZZARI BOSSLE

CARACTERIZAÇÃO DA JUNTA SOBREPOSTA DE AÇO CARBONO GL E36 COM LIGA À BASE DE NÍQUEL (INCONEL<sup>®</sup> 625) SOLDADA POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA.

Esta tese de doutorado foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de doutora em Engenharia Metalúrgica e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

---

Prof. Dr. Thomas G. R. Clarke

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos

---

Prof. Dr. Cleber Rodrigo de Lima Lessa

---

Prof. Dr. Cristian Pohl Meinhardt

## AGRADECIMENTOS

Ao final desta etapa acadêmica gostaria de agradecer a todos que, de uma forma ou outra, contribuíram ou me apoiaram no decorrer dessa caminhada.

Agradeço ao meu marido Ângelo Bonzanini Bossle por todo apoio, incentivo e dedicação ao longo de todas as etapas do mestrado e do doutorado, até mesmo a distância com período no exterior, sempre esteve ao meu lado.

Agradeço principalmente a minha família, meus pais, Alcir Pelizzari e Nilve Marini Pelizzari, juntamente com meus irmãos, Gélisson Pelizzari e Diego Pelizzari, que são fundamentais e me apoiam em todos os passos da minha vida.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Thomas G. R. Clarke, pela oportunidade na participação deste trabalho com possibilidade de realização de parte da pesquisa na Alemanha, pelo apoio e pela confiança. Ao Dr. Guilherme Lemos pela parceria e apoio nas etapas do trabalho.

Ao nosso querido e saudoso Prof. Dr. Telmo Strohaecker, *in memoriam*, que nos deixou precocemente mas teve participação em quase toda minha vida acadêmica e também no início deste trabalho.

A todos os colegas do Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF, que foi minha segunda casa em Porto Alegre desde o início da graduação. Principalmente o pessoal (antigos e atuais) do GEND por todo o tempo de amizade e crescimento. Também ao pessoal do GAF que me acolheu no final deste trabalho. Quero agradecer a todas as gurias do LAMEF, em especial a Ana Lúcia, que sempre fortaleceram os laços de amizade e apoio.

A todos os colegas do Helmholtz-Zentrum Hereon – Alemanha, especialmente ao Dr. Jorge dos Santos pela oportunidade e acolhida no período de pesquisa e ao colega Luciano Bergmann que me deu suporte na realização de todas as etapas de ensaios e pesquisa no HZH.

Agradeço ao Conselho Nacional de Pesquisa e Desenvolvimento (CNPq) pelo financiamento de parte da pesquisa realizada na Alemanha pelo programa Ciência sem Fronteiras.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul e sua estrutura de funcionários e professores pelo ensino de qualidade e oportunidades.

Sou bravo, sou forte,  
Sou filho do Norte.  
(Juca Pirama)

**Gonçalves Dias**

## RESUMO

O avanço da indústria de petróleo e gás intensificou as pesquisas sobre diferentes materiais e processos de fabricação neste segmento. Os sistemas de transporte utilizados na indústria petrolífera normalmente são tubulações fabricadas em aço carbono com alta resistência mecânica, mas que são suscetíveis à corrosão. O emprego de ligas resistentes à corrosão do revestimento no interior destas tubulações aumentou o desafio para as técnicas de fabricação destes componentes. Neste contexto, o processo de soldagem no estado sólido de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (SFMM), do inglês *Friction Stir Welding* (FSW), inicialmente utilizado em ligas de alumínio, vem sendo explorado para ligas com alto ponto de fusão como os aços carbono navais, inclusive combinando materiais dissimilares. Este trabalho apresenta juntas sobrepostas soldadas por SFMM entre a liga de aço carbono naval GL E36 e a liga à base de níquel Inconel 625. Para a realização da junta soldada foi utilizada uma ferramenta de Nitreto de Boro Cúbico Policristalino (NBCP). Estas soldas foram realizadas com dois conjuntos de parâmetros utilizando a velocidade de rotação da ferramenta de 500 rpm e a velocidade de soldagem de 1 e 3 mm/s. A caracterização inicial das juntas foi feita através de ensaios metalográficos e de perfis de microdureza. Para o estudo das propriedades mecânicas, as juntas sobrepostas foram avaliadas através dos ensaios de cisalhamento e microtração. Além disso, o estado das tensões residuais foi obtido através de difração de raios-X nas superfícies das juntas. Nas análises das juntas soldadas não foram evidenciados defeitos de solda e a interface não apresentou novas fases ou formação de intermetálicos. A microestrutura na região da zona de mistura se tornou complexa com formação de martensita e bainita e apresentou alta dureza. Os resultados apontaram uma maior resistência ao cisalhamento da junta soldada com menor velocidade de soldagem devido a maior interação entre os materiais soldados.

**Palavras-chave:** SFMM. Materiais dissimilares. Aço. Inconel 625. Microestrutura. Cisalhamento. Tensão residual.

## ABSTRACT

The advancement of the oil and gas industry has intensified research on different materials and methods used in the production and transport of this segment. The transport systems used in the oil industry are usually carbon steel pipes with high mechanical strength but which are not resistant to damage caused by corrosion. The use of corrosion-resistant coating alloys on the inside of these pipes has increased the challenge for manufacturing techniques for these components. For this purpose, the Friction Stir Welding (FSW) solid-state welding process, initially used in aluminum alloys, has been explored for alloys with greater strength and higher melting points, including combining dissimilar materials, even though it is still a great challenge. This work presents overlapping joints welded by SFMM between the marine carbon steel alloy GL E36 and the nickel-based alloy, Inconel 625. To create the welded joint, a Polycrystalline Cubic Boron Nitride (PCBN) tool was used. These welds were performed in two sets of parameters using constant tool rotation speed (500 rpm) and welding speed of 1 and 3 mm/s. The initial characterization of the joints was carried out through metallographic tests and microhardness profiles. For the analysis of the mechanical properties of overlapping joints, shear and microtensile tests were carried out. In addition, the state of residual stresses was obtained through X-ray diffraction on the surfaces of the joints, both the upper surface (steel plate) and the lower surface (Inconel plate). In the analyzes of the welded joints, no weld defects were evidenced and the interface did not show new phases or formation of intermetallics. The microstructure in the stir zone became complex with formation of martensite and bainite and showed high hardness. The results showed a higher shear tensile strength of the welded joint with lower welding speed due to greater interaction between the welded materials.

**Keywords:** FSW. Dissimilar materials. Steel. Inconel 625. Microstructure. Tensile. Residual Stress.

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Desenho esquemático do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM). .....	18
Figura 2: Diagrama mostrando os fenômenos físicos envolvidos durante o processo de SFMM e suas interações. ....	19
Figura 3: Esquema de uma seção de solda de FSW mostrando quatro zonas distintas: (A) metal base - MB, (B) zona termicamente afetada - ZTA, (C) zona termomecanicamente afetada - ZTMA e (D) zona de mistura - ZM.....	20
Figura 4: Diagrama esquemático da evolução microestrutural nas diferentes zonas do material soldado. ....	21
Figura 5: Perfis de microdureza para diferentes velocidade de soldagem. ....	22
Figura 6: Fluxo de material e térmico em SFMM em juntas (a) de Topo, (b) sobreposição e (c) junta T. ....	23
Figura 7: Perfis de concentração de Fe e Ni na região de mistura para SFMM com Fe e Ni puro. ....	24
Figura 8: Imperfeições típicas encontradas em juntas soldadas por fricção. ....	26
Figura 9: Evolução do design da ferramenta PCBN (a) projeto inicial com ombro côncavo e liso, (b) pino espiral escalonada, e (c) pino em espiral e ombro convexo. ....	28
Figura 10: Relação entre velocidade de rotação e temperatura de pico para soldas de alumínio AA 6063.....	29
Figura 11: Distribuição de temperatura na seção transversal de juntas (a) de topo, (b) sobreposta e (c) junta T.....	29
Figura 12: Dependência térmica típica da resistência a quente em ligas de alumínio e aços. ....	30
Figura 13: Microestrutura da zona de mistura para diferentes amostras: (a) 600 rpm e 1,69 mm/s, (b) 800 rpm e 3,39 mm/s, (c) 1000 rpm e 0,85 mm/s, (d) 1000 rpm e 1,69 mm/s, (e) 1200 rpm e 1,69 mm;s e (f) 1200 rpm e 3,39 mm/s.....	31
Figura 14: Microestruturas da Zona de Mistura: (a) velocidade de rotação 200 rpm, velocidade de soldagem 120 mm/min; (b) velocidade de rotação 400 rpm, velocidade de soldagem 375 mm/min; (c) velocidade de rotação 450 rpm, velocidade de soldagem 350 mm/min e (d) velocidade de rotação 700 rpm, velocidade de soldagem 500 mm/min.....	32

Figura 15: Efeito do teor de Ni e Nb na resistência à temperatura ambiente de Ni, Cr, Nb, Mo, Al, Ti bal. de Fe. Recozido e envelhecido e só recozido sem envelhecimento.....	34
Figura 16: Mapas de contorno de grão do material base e do material soldado por SFMM. (a) Material base, (b) 150 mm/min, (c) 200 mm/min e (d) 250 mm/min de velocidade de soldagem. ....	34
Figura 17: Diagrama esquemático de temperatura-tempo-transformação (TTT) para solução recozida, liga Inconel 625.....	35
Figura 18: Variação da resistência à tração do aço com a temperatura. ....	37
Figura 19: Perfis de temperatura (a) Perfil de temperatura em solda com materiais similares e (b) Perfil de temperatura em solda com materiais dissimilares.....	39
Figura 20: Desenvolvimento de tensão residual em um corpo elástico como resultado do acoplamento entre fatores metalúrgicos, térmicos e mecânicos....	40
Figura 21: Esquema mostrando a distribuição e a forma das tensões residuais no perfil da solda por fricção: (a) materiais semelhantes e (b) materiais dissimilares. ....	41
Figura 22: Fluxograma da realização das juntas soldadas por SFMM e suas caracterizações.....	42
Figura 23: Dimensões da chapa soldada com aço GL E36 na chapa superior e Inconel 625 na chapa inferior.....	44
Figura 24: Máquina de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica e respectivos eixos de coordenadas usados. ....	45
Figura 25: Montagem das chapas na mesa de soldagem com seis dispositivos para manter a fixação. ....	46
Figura 26: Ferramenta de soldagem NBCP: (a) imagem da ferramenta, (b) vista lateral da ferramenta com as dimensões do pino e (c) do ombro, dimensões milímetros. ....	47
Figura 27: Localização dos termopares na amostra. Lado de avanço: T1, T3 e T5. Lado de retrocesso: T2, T4 e T6.....	48
Figura 28: (a) Localização da presilha da ferramenta e (b) posicionamento do pirômetro para medição de temperatura na ferramenta durante o processo de soldagem. ....	49
Figura 29: Perfis horizontais de microdureza com medições iniciadas no LRe finalizadas no LA. ....	50

Figura 30: Perfis verticais de microdureza iniciados na superfície da solda medidos no LR, no LA e o no centro da junta soldada.....	51
Figura 31: Amostras para cisalhamento com 20 mm de espessura: a) Condição 1: carga aplicada na chapa de Inconel (LA) e b) Condição 2: carga aplicada na chapa de aço (LR). .....	52
Figura 32: Dimensões de amostra para microtração.....	53
Figura 33: Posicionamento das amostras de microtração na junta soldada: (a) Esquema em 3D da posição das amostras e (b) Posição das amostras no corte transversal das soldas. ....	53
Figura 34: Posição de medição de tensões residuais. ....	54
Figura 35: Análise visual das juntas soldadas. (a) Solda I: velocidade de soldagem de 3 mm/s e força axial (Z) de 50 kN e (b) Solda II: velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial (Z) de 40 kN.....	55
Figura 36: Gráfico da Força Z aplicada pelo tempo de soldagem para as soldas 1 e 2.....	56
Figura 37: Perfil do Torque (Nm) pelo Tempo (s) durante a soldagem das soldas 1 e 2.....	57
Figura 38: Perfis térmicos obtidos no LA das soldas 1 e 2.....	58
Figura 39: Perfis térmicos obtidos no LR das soldas 1 e 2. ....	58
Figura 40: Curvas de monitoramento da temperatura medida na ferramenta durante a soldagem. ....	60
Figura 41: Microestrutura dos materiais base. (a) Aço naval GL E36 e (b) Liga Inconel 625. ....	61
Figura 42: Macrografias e zonas das juntas soldadas (a) solda 1, velocidade de soldagem de 3 mm/s e (b) solda 2, velocidade de soldagem de 1 mm/s. ....	62
Figura 43: Comparação entre as dimensões da região das soldas: (a) Solda 1 e (b) Solda 2. As linhas vermelhas apontam as dimensões da Zona de Mistura e as linhas amarelas apontam as dimensões das Zonas Termomecanicamente Afetadas.....	63
Figura 44: Comparação das micrografias nas posições (a) LR; (b) zona de mistura – LR; (c) zona de mistura superior; (d) zona de mistura inferior; (e) zona de mistura – LAe (f) LR na chapa de aço, detalhamento para as fases Bainita (B), Ferrita (F) e Martensita (M). Micrografias (g), (h) e (i) na chapa de Inconel. ....	64

Figura 45: Micrografias na região da solda na chapa de Inconel para a Solda 1: (g)1 lado de retrocesso, (h)1 centro da solda e (i)1 lado de avanço. ....	67
Figura 46: Micrografias na região da solda na chapa de Inconel para a Solda 2: (g)2 lado de retrocesso, (h)2 centro da solda e (i)2 lado de avanço. ....	68
Figura 47: Comparação da microestrutura com a microdureza nas diferentes zonas da Solda 1.....	69
Figura 48: Comparação da microestrutura com a microdureza nas diferentes zonas da Solda 2.....	70
Figura 49: Análise da composição química na interface da Solda 1: (a) Vista da interface no MEV com aumento de 2500 vezes e (b) Composição química dos materiais iniciando no aço GL E36 até o Inconel 625.....	71
Figura 50: Mapa de composição com os elementos dos materiais da junta soldada da Solda 1 com aumento de 2500 vezes. Elementos: C, Fe, Ni, Cr, Mo, Nb e W. ....	72
Figura 51: Análise da composição química na interface da Solda 2: (a) Vista da interface no MEV com aumento de 2500 vezes e (b) Composição química dos materiais iniciando no aço GL E36 até o Inconel 625.....	73
Figura 52: Mapa de composição com os elementos dos materiais da junta soldada da Solda 2 com aumento de 2500 vezes. Elementos: C, Fe, Ni, Cr, Mo, Nb e W. ....	74
Figura 53: Composição das fases na interface da Solda 1 com materiais aço GL E36 e Inconel 625. ....	75
Figura 54: Composição das fases na interface da Solda 2 com materiais aço GL E36 e Inconel 625. ....	75
Figura 55: Ampliação dos picos: (a) Inconel 625 $\gamma(111)$ , (b) Aço GL E36 $\alpha(110)$ , (c) Inconel 625 $\gamma(200)$ , (d) Aço GL E36 $\alpha(200)$ , (e) Inconel 625 $\gamma(220)$ , (f) Aço GL E36 $\alpha(211)$ .....	76
Figura 56: Perfil de microdureza na chapa de aço na distância de 0,5 mm da superfície de topo das juntas soldadas.....	78
Figura 57: Perfis verticais de microdureza na Solda 1 e na Solda 2: (a) no lado de retrocesso e (b) no lado de avanço, somente na chapa de aço GL E36. ....	79
Figura 58: Perfis verticais de microdureza no centro das juntas soldadas para a Solda 1 e para a Solda 2. Início no topo da junta, interface na linha verde e finalizando na superfície inferior da junta.....	80

Figura 59: Carga de cisalhamento nas duas condições de ensaio. ....	81
Figura 60: Regiões de interação entre os materiais da chapa de aço e de Inconel, em vermelho representa a área de Inconel na chapa de aço e em amarelo a penetração do pino da ferramenta na chapa de Inconel.....	82
Figura 61: Fraturas do ensaio de cisalhamento da junta soldada com velocidade de soldagem de 3 mm/s (a,b) e 1 mm/s (c,d) sob o carregamento no LA (a,c) e no LR (b,d).....	82
Figura 62: Fratura da Solda 1 na Condição 1, com a carga aplicada no LA e fratura no LR com aumento de 1000x.....	83
Figura 63: Fratura da Solda 2 na Condição 1, com a carga aplicada no LA e fratura no LR com aumento de 1000x e 2000x. ....	84
Figura 64: Fratura da Solda 1 na Condição 2, com a carga aplicada no LR e fratura no LA com aumento de 2000x. ....	85
Figura 65: Fratura da Solda 2 na Condição 2, com a carga aplicada no LR e fratura no LA com aumento de 1000x e 1500x. ....	85
Figura 66: Resultado da tensão de escoamento e da resistência à tração em ensaio de microtração para Solda 1 e Solda 2 iniciando na superfície superior (chapa de aço) e terminando na chapa de Inconel - LR. ....	87
Figura 67: Resultado da tensão de escoamento e da resistência à tração em ensaio de microtração para Solda 1 e Solda 2 iniciando na superfície superior (chapa de aço) e terminando na chapa de Inconel no centro da junta - zona de mistura....	87
Figura 68: Resultado da tensão de escoamento e da resistência à tração em ensaio de microtração para Solda 1 e Solda 2 iniciando na superfície superior (chapa de aço) e terminando na chapa de Inconel - LA. ....	88
Figura 69: Perfil das tensões residuais no sentido longitudinal – medidas na superfície de topo da junta - aço GL E36.....	91
Figura 70: Perfil das tensões residuais no sentido transversal – medidas na superfície de topo da junta - aço GL E36.....	91
Figura 71: Perfil das tensões residuais longitudinais medidas na superfície do Inconel 625. ....	92
Figura 72: Perfil das tensões residuais transversais medidas na superfície do Inconel 625.....	93

Figura 73A: Análise visual das juntas soldadas sem o rebaixo na chapa de aço: (a) velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial de 40 kN e (b) velocidade de soldagem de 3 mm/s e força axial de 50 kN. ....	103
Figura 74A: Macrografia das juntas soldadas: (a) Solda com velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial de 40 kN e (b) Solda com velocidade de soldagem de 3 mm/s e força axial de 50 kN. ....	103
Figura 75A: Média da carga de ensaio de cisalhamento para três amostras de cada parâmetro. ....	104
Figura 76B: Desgaste da ferramenta após soldagem dissimilar por sobreposição: (a) ferramenta nova; (b) após 2 metros; (c) após 6 metros; (d) após 7 metros; (e) após 8 metros e (f) após 9 metros de solda.....	105
Figura 77B: Comparação da vista de topo da imagem topográfica para condição de (a) ferramenta nova e (b) após 9 metros de soldagem. ....	106
Figura 78B: Comparação da altura do pino da ferramenta na condição de nova e após 9 metros de soldagem.....	106

## Lista de Abreviaturas e Símbolos

- ASTM – Sociedade Americana de Testes e Materiais (*American Society for Testing and Materials*)
- API – Instituto Americano de Petróleo (*American Petroleum Institute*)
- CFC – Cúbica de Face Centrada
- CIM – Composto Intermetálico – (ICM -
- CRA – Ligas Resistentes à Corrosão (*Corrosion Resistant Alloys*)
- EDS – *Energy Dispersive x-Ray Detector* (*Detector de Energia Dispersiva de Raios-X*)
- END – Ensaio Não-Destrutivo
- Fe – Elemento ferro
- FSW – *Friction Stir Welding*
- GL – *Germanischer Lloyd*
- Hv – Dureza Vickers (*Hardness Vickers*)
- HZH – *Helmholtz-Zentrum Hereon*
- LA – Lado de Avanço
- LR – Lado de Retrocesso
- MB – Material Base
- Med. - Medido
- MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura
- MO – Microscópio Ótico
- NBCP – Nitreto de Boro Cúbico Policristalino (PCBN – *Polycrystalline Cubic Boron Nitride*)
- Ni – Elemento níquel
- SFMM – Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica
- TTT – Gráfico Tempo-Temperatura-Transformação
- TWI – *Technology Welding Institute*
- UNS – Sistema de numeração unificado (*Unified Numbering System*)
- Z – Direção Z

ZM – Zona de Mistura

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTMA – Zona Termomecanicamente Afetada

MPa – Megapascal

mm – milímetros

rpm – rotações por minuto

$\omega$  – Velocidade rotacional da ferramenta

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>15</b>
<b>2</b>	<b>OBJETIVOS .....</b>	<b>17</b>
<b>3</b>	<b>REVISÃO DA LITERATURA.....</b>	<b>18</b>
3.1	Processo .....	18
3.2	Microestrutura.....	20
3.2.1	Fluxo de material .....	22
3.2.2	Difusão .....	24
3.2.3	Defeitos em soldas por SFMM.....	25
3.3	Ferramenta para SFMM.....	26
3.4	Parâmetros de processo.....	28
3.5	SFMM em ligas ferrosas .....	29
3.6	Ligas de Níquel.....	33
3.7	Soldas com materiais dissimilares .....	36
3.8	Tensões Residuais .....	39
<b>4</b>	<b>METODOLOGIA.....</b>	<b>42</b>
4.1	Materiais.....	43
4.2	Processo de soldagem por SFMM.....	45
4.3	Parâmetros.....	46
4.4	Ferramenta de soldagem.....	47
4.5	Temperatura e aporte térmico .....	48
4.6	Caracterização microestrutural .....	49
4.7	Microdureza.....	50
4.8	Ensaio de Cisalhamento.....	51
4.9	Ensaio de Microtração .....	52
4.10	Ensaio de tensões residuais por difração de raios-X .....	53
<b>5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES .....</b>	<b>55</b>
5.1	Parâmetros.....	55
5.2	Perfis Térmicos.....	57
5.3	Microestrutura.....	61
5.3.1	<b>Macrografia e regiões da solda .....</b>	<b>61</b>
5.3.2	<b>Micrografias das regiões.....</b>	<b>63</b>
5.3.3	<b>Interface da junta soldada.....</b>	<b>70</b>
5.4	<b>Microdureza .....</b>	<b>76</b>
5.4.1	<b>Perfis Horizontais de Microdureza .....</b>	<b>76</b>

5.4.2	Perfis Verticais de Microdureza.....	78
5.5	Ensaio de Cisalhamento .....	80
5.6	Microtração .....	86
5.7	Tensões Residuais .....	90
6	CONCLUSÕES .....	94
	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	96
	REFERÊNCIAS.....	97
	APÊNDICE A – Soldas sem o rebaixo na chapa de aço.....	103
	APÊNDICE B – Desgaste da ferramenta.....	105

## 1 INTRODUÇÃO

O processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM) vem se expandindo com a utilização de diversos materiais e com diferentes configurações de juntas soldadas desde seu desenvolvimento em 1991 (Thomas et al., 1999). O sucesso obtido inicialmente quando aplicado a ligas de alumínio, encontrou aplicações em uma ampla variedade de indústrias, incluindo aeroespacial, automotiva, ferroviária, marítima, petróleo e gás. Além do aumento na gama de materiais que passaram a integrar as pesquisas industriais sobre o processo SFMM, as possibilidades de geometria das juntas soldadas pela técnica também foram expandidas.

As juntas do tipo sobrepostas são largamente empregadas para a fabricação de componentes na engenharia. Geralmente estas soldas são produzidas por processos de soldagem tradicionais que podem gerar diversos problemas, muitas vezes relacionados à fusão dos materiais. Em alguns casos, as propriedades mecânicas dessas soldas de fusão podem ser significativamente reduzidas em comparação com o material base. Na tentativa de resolução destas deficiências, a utilização de soldagem por fricção para a produção de juntas sobrepostas em ligas dissimilares com alta qualidade vem sendo explorada (Buffa et al., 2009).

Nos últimos anos, a soldagem por fricção tem sido investigada como uma forma de produzir juntas sobrepostas de alta qualidade mesmo utilizando ligas dissimilares (Leitao et al., 2016; Zheng et al., 2017). Diversos estudos apresentam muitos avanços para diferentes materiais ou finalidades nos resultados obtidos, como por exemplo, a melhoria nas propriedades de fadiga está associada a parâmetros de processo otimizados, evitando microcavidades na interface em juntas sobrepostas de alumínio e aço (Leitao et al., 2016). Ocorre também a tendência de aumento da resistência da junta com o aumento da velocidade de rotação e ligeira diminuição da velocidade de soldagem (Elrefaey et al., 2005). Além disso, o aumento da resistência ao cisalhamento com a ocorrência de ganchos na macroestrutura, micro intertravamentos e finas camadas de compostos intermetálicos (CIMs) na interface da junta de alumínio e aço foi observado (Batistão et al., 2020). Outro ponto chave na resistência da junta foi a análise da influência na

profundidade de penetração da ferramenta nas propriedades mecânicas de juntas sobrepostas (Zheng et al., 2017).

Na indústria de óleo e gás, tubos cladeados são frequentemente utilizados no transporte de petróleo. Essas tubulações são compostas pela estrutura de aço ao carbono e uma camada interna resistente à corrosão constituída por uma superliga à base de níquel, sendo a soldagem na fabricação destas tubulações uma etapa essencial. Com o objetivo de obter juntas soldadas livres de defeitos, o processo de soldagem por fricção e mistura mecânica tem se apresentado como uma alternativa com grande potencial para substituir as técnicas tradicionais de soldagem. Por se tratar de união de materiais no estado sólido e com baixo aporte térmico, além de ser um processo considerado menos agressivo com o meio ambiente, é uma técnica promissora também na soldagem em materiais com pontos de fusão mais altos.

O presente trabalho apresenta uma investigação sobre a soldagem por fricção em junta sobreposta com uma liga de aço naval GL E36 e uma liga à base de níquel UNS06625, comercialmente conhecida como Inconel<sup>®</sup> 625. Para esse propósito, foram produzidas juntas sobrepostas soldadas por fricção, com parâmetros como velocidade de rotação da ferramenta de 500 rpm e velocidade de soldagem de 1 mm/s e 3 mm/s. A evolução da microestrutura nas regiões das juntas foi examinada e caracterizada. As propriedades mecânicas foram avaliadas com ensaios de cisalhamento e microtração. Além disso, a caracterização de tensões residuais superficial por difração de raios-X foi realizada nas juntas soldadas.

## 2 OBJETIVOS

O objetivo geral da tese é:

- Desenvolver uma junta soldada sobreposta utilizando a técnica SFMM em materiais dissimilares (o aço ao carbono naval GL E36 e a liga de níquel Inconel 625). Neste contexto foram avaliados 2 conjuntos de parâmetros: com velocidades de soldagem de 3 mm/s e 1 mm/s, e força axial aplicada de 50 kN e 40 kN, ambos com velocidade de rotação de 500 rpm.

Os objetivos específicos são:

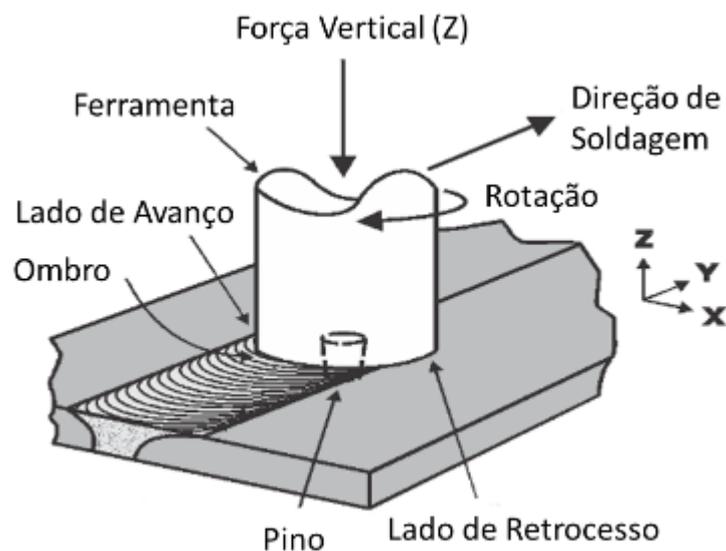
- Caracterização das propriedades metalúrgicas e mecânicas das juntas soldadas;
- Análisar a microestrutura através de ensaio de metalografia e de microdureza;
- Correlacionar os parâmetros de soldagem com o desempenho nos ensaios mecânicos como: ensaios de cisalhamento e ensaios de microtração;
- Análisar as tensões residuais na superfície da junta soldada.

### 3 REVISÃO DA LITERATURA

#### 3.1 Processo

O processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM), mundialmente conhecido como *Friction Stir Welding (FSW)*, foi desenvolvido e patenteado em 1991, por pesquisadores do *Technology Welding Institute (TWI, Inglaterra)* (Thomas et al., 1999). A técnica consiste na utilização de uma ferramenta em alta rotação penetrando na superfície das amostras a serem unidas que estão rigidamente fixadas, com o contato da ferramenta nas amostras é gerado calor pela fricção do ombro da ferramenta na amostra. No local de inserção da ferramenta ocorre uma severa deformação plástica e o fluxo do material plastificado acompanha o movimento da ferramenta. A soldagem por fricção e mistura mecânica é um processo de união de materiais em estado sólido. A Figura 1 apresenta o desenho esquemático da junta soldada por fricção e mistura mecânica e os parâmetros relevantes do processo.

Figura 1: Desenho esquemático do processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (SFMM).



Fonte: Adaptado de (A. Mishra, 2018).

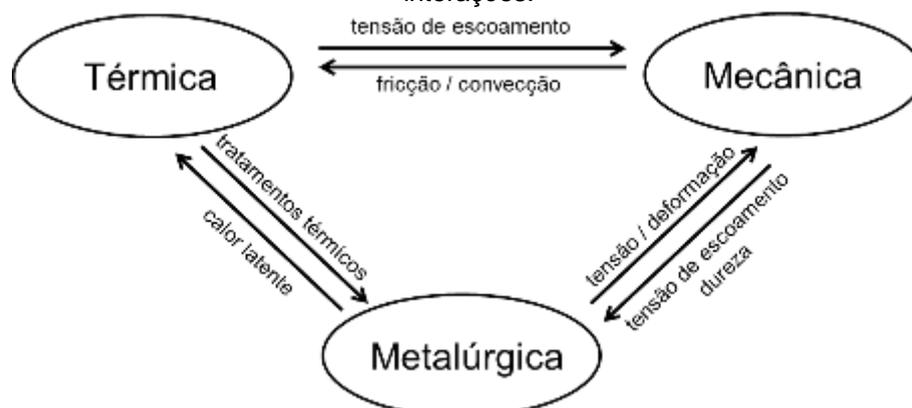
Esta técnica apresenta alta eficiência energética e é considerada ecologicamente correta. A utilização sustentável de recursos naturais com menor desperdício de material por não utilizar metais de adição, a redução do impacto

ambiental com a utilização apenas de argônio como gás de proteção para a ferramenta e a junta soldada de oxidação e a versatilidade do processo com orientações de soldagem adaptáveis a diferentes espessuras, microestruturas e composições, tornam o processo com desenvolvimento mais significativo na união de metais dos últimos tempos (Zhang et al., 2012).

O arraste de material ocorre na mesma direção da rotação da ferramenta durante o processo. A porção de material da junta plastificada que consolida no sentido de rotação da ferramenta é denominado de Lado de Avanço (LA) e onde a ferramenta termina a rotação é chamado de Lado de Retrocesso (LR). Este fluxo de material, a transferência de calor e as propriedades apresentam a assimetria em ambos os lados da seção transversal da junta soldada (R. S. Mishra & Ma, 2005; Nandan et al., 2008).

No método de soldagem por SFMM, três aspectos fortemente vinculados surgem das interações que por si só constituem a parte essencial das complexidades na evolução de materiais no processo, são eles: fenômenos térmicos, devido o aumento de temperatura e resfriamento durante a soldagem; evoluções metalúrgicas, relacionadas às transformações de fase, granulometria e textura do material e fenômenos mecânicos, inerentes ao atrito, à deformação e às tensões induzidas durante a soldagem (Jacquin & Guillemot, 2021). Os aspectos e suas interdependências dessas três grandezas estão apresentados na Figura 2.

Figura 2: Diagrama mostrando os fenômenos físicos envolvidos durante o processo de SFMM e suas interações.



Fonte: Adaptado de (Jacquin & Guillemot, 2021).

### 3.2 Microestrutura

A seção transversal da solda consiste em regiões distintas, uma característica única é a formação de anéis concêntricos na região de mistura, comumente chamados de anéis de cebola (Çam & Koçak, n.d.). Na Figura 3 é possível identificar as diferentes zonas microestruturais existentes na junta soldada.

- Região A – Material Base (MB): região distante da solda que embora possa ter experimentado um ciclo térmico, não foi afetada pelo calor em termos de microestrutura ou propriedades mecânicas.
- Região B – Zona Termicamente Afetada (ZTA): Esta região é a interface entre o material base e a junta soldada, esta região passou por um ciclo térmico que modificou a microestrutura e/ou as propriedades mecânicas. No entanto, não há deformação plástica nesta área.
- Região C – Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA): Nesta região há deformação plástica no material e o calor do processo também causa influência sobre a microestrutura.
- Região D – Zona de Mistura (ZM): Região totalmente recristalizada, refere-se à zona anteriormente ocupada pelo pino da ferramenta (Paul et al., 2007)

Figura 3: Esquema de uma seção de solda de FSW mostrando quatro zonas distintas: (A) metal base - MB, (B) zona termicamente afetada - ZTA, (C) zona termomecanicamente afetada - ZTMA e (D) zona de mistura - ZM.

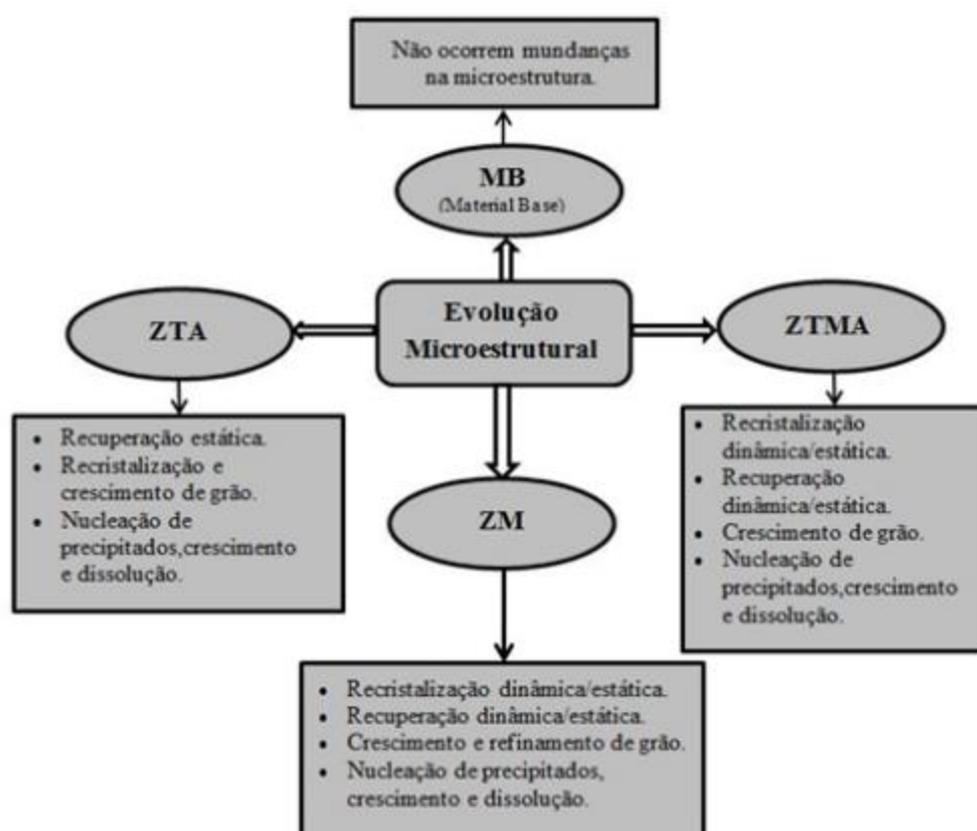


Fonte: Adaptado de (NANDAN, DEBROY e BHADESHIA, 2008).

Uma visão geral da evolução microestrutural que ocorre nas diferentes zonas é apresentada no diagrama mostrado na Figura 4. A região que apresenta maior complexidade microestrutural é a zona de mistura. Esta região representa uma zona

altamente dinâmica e turbulenta por ser preenchida pelo pino da ferramenta, marcada por fluxo de material complexo, presença de diferentes estados de tensões e forças cíclicas, variando a tensão e as taxas de deformação em torno da ferramenta de rotação e deslocamento.

Figura 4: Diagrama esquemático da evolução microestrutural nas diferentes zonas do material soldado.



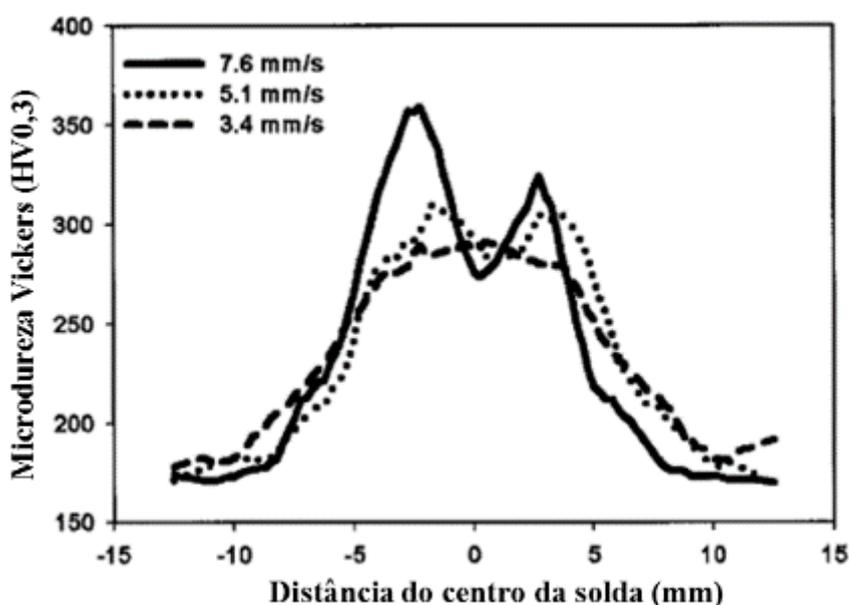
Fonte: Adaptado de (MISHRA e KUMAR, 2014).

Há três fatores significativos que influenciam as microestruturas na zona de mistura: a temperatura de pico, a deformação em altas temperaturas e a taxa de resfriamento.

No experimento utilizando chapas de aço ao carbono DH36 foram realizadas soldas em passe único mantendo a velocidade de rotação constante da ferramenta e variando a velocidade de soldagem entre 3,4 mm/s, 5.1 mm/s e 7.6 mm/s. Em geral, a dureza aumenta de maneira contínua do metal base através da ZTA, da ZTMA e na região de mistura para todas as soldas, como mostra a Figura 5. No entanto,

picos de dureza pronunciados são observados nas bordas das zonas de mistura para as soldas com velocidades de soldagem maior, enquanto a solda com velocidade de soldagem menor tem sua dureza máxima na linha central da solda. Os níveis máximos de dureza aumentam com o aumento da velocidade de soldagem. A maior dureza nas bordas da zona de mistura nas soldas com maior velocidade sugere que a taxa de resfriamento foi maior nessas posições. Como nas outras regiões a dureza é maior com velocidades de soldagem menores, é sugerido que os maiores valores de dureza na zona de mistura estão associados a um gradiente de temperatura mais acentuado (Reynolds et al., 2003).

Figura 5: Perfis de microdureza para diferentes velocidade de soldagem.



Fonte: Adaptado de (Reynolds et al., 2003).

### 3.2.1 Fluxo de material

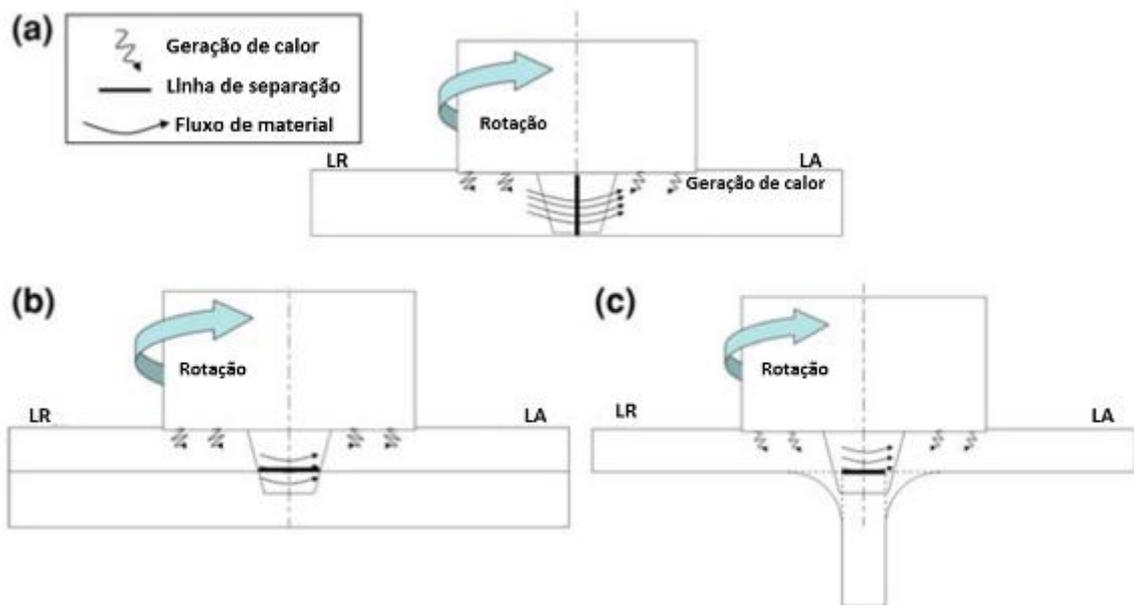
Uma compreensão do fluxo de material e evolução microestrutural durante a soldagem por SFMM é um elemento importante para entender o desenvolvimento de defeitos nas soldas, das microestruturas e das propriedades. O fluxo de material durante a SFMM geralmente pode ser dividido em três camadas horizontais: uma camada superior cujo fluxo é controlado principalmente pelo ombro da ferramenta; uma camada intermediária cujo fluxo é conduzido principalmente pela superfície da

ferramenta; e uma camada inferior cujo fluxo é conduzido principalmente pela ponta do pino da ferramenta. Essas camadas podem interagir entre si, tornando o fluxo de material bastante complexo (Liu et al., 2018).

A geometria da ferramenta, juntamente com a velocidade de soldagem e a velocidade de rotação devem ser determinadas para obter um fluxo de material eficaz e condições que consolidem a união da junta durante o processo de soldagem por SFMM. Em juntas de topo, o material durante o movimento de rotação e alimentação da ferramenta, flui da parte de trás do pino para o LR e em direção ao LA, onde a velocidade do material é maior nas camadas superiores devido à ação do ressalto da ferramenta (Fratini, 2012).

O fluxo de material durante a soldagem por fricção se diferencia conforme o perfil de solda. Na solda do tipo topo a superfície a ser soldada é vertical, enquanto nas juntas sobrepostas e do tipo T a superfície é horizontal, como apresenta a Figura 6.

Figura 6: Fluxo de material e térmico em SFMM em juntas (a) de Topo, (b) sobreposição e (c) junta T.



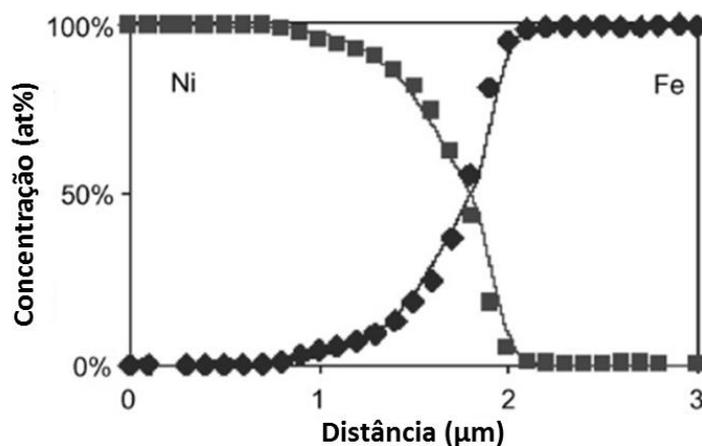
Fonte: Adaptado de (Fratini, 2012).

O fluxo durante a SFMM difere do fluxo de material no estado líquido durante a soldagem por fusão convencional. Durante a soldagem por fusão, a fração fundida torna a composição homogênea na região após a solidificação. Entretanto, durante a SFMM de metais dissimilares, a mistura não ocorre em escala atômica, sendo

possível encontrar maiores diferenças de concentração na zona de mistura e a região está longe de ser homogênea. A

Figura 7 mostra a formação de um par de difusão entre Fe e Ni em um determinado local na região de mistura, quando placas de Fe e Ni puro são unidas usando SFMM. O par de difusão tem uma escala de comprimento de apenas 2-3  $\mu\text{m}$ . Tais pares de difusão não existiriam se houvesse fusão e homogeneização do metal de solda (Nandan et al., 2008).

Figura 7: Perfis de concentração de Fe e Ni na região de mistura para SFMM com Fe e Ni puro.



Fonte: Adaptado de (Nandan et al., 2008).

### 3.2.2 Difusão

O processo de ligação por difusão une os componentes por difusão no estado sólido. A união dos componentes é realizada através da aplicação de pressão a temperaturas elevadas. Sendo um processo de união em estado sólido, a união por difusão elimina os problemas de segregação, trincas e distorção geralmente encontrados nas técnicas de soldagem em fase líquida. Em alguns casos, a formação da ligação resulta no desaparecimento completo da interface e, muitas vezes, 100% de eficiência da junta pode ser alcançada. A soldagem por difusão surgiu como um processo de união potencial para fazer juntas de precisão em metais diferentes (Guoge et al., 2001).

Estudos de difusão de interface são difíceis ao unir materiais semelhantes, pois no processo de mistura, a identidade dos materiais é perdida devido a

similaridade. Estes estudos de difusão acabam sendo realizados com materiais diferentes. A investigação sobre a ligação da interface do sistema Fe-Ni levou em consideração as seguintes características: (a) Fe e Ni possuem uma estrutura cristalina CFC nas temperaturas de junção (aproximadamente 1473 K); (b) as características de deformação a quente do ferro e do níquel são semelhantes e (c) após a união, o Fe se transforma em uma estrutura CCC, facilitando a localização da interface. O estudo apontou que as distâncias de interdifusão medidas foram pequenas, com variação de 1,5 a 1,8  $\mu\text{m}$ . Os perfis de concentração podem ser ajustados com as difusividades estáticas para ferro e níquel relatadas na literatura. A transição da estrutura CCC à base de Fe para a estrutura CFC à base de Ni ocorre com um teor de níquel menor do que o esperado teoricamente, sugerindo que a austenita pode ser estabilizada localmente devido a altas deformações plásticas (Ayer et al., 2005).

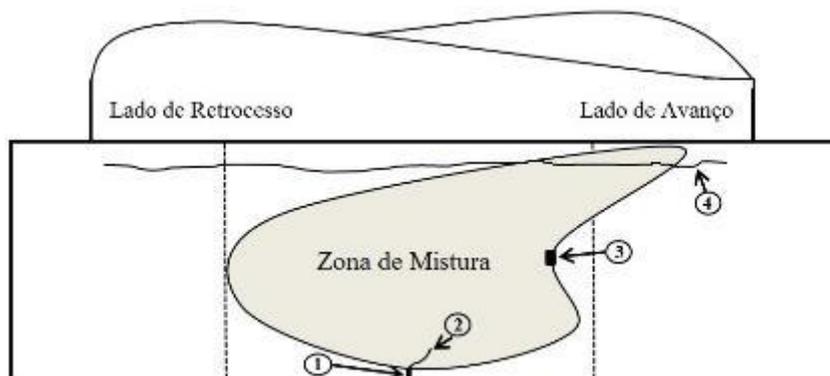
### **3.2.3 Defeitos em soldas por SFMM**

Como o método de SFMM é realizado no estado sólido, as discontinuidades ou defeitos encontrados são diferentes de outros métodos mais tradicionais que envolvem fusão do material. Contudo, neste processo muitas imperfeições são de natureza metalúrgica e não são facilmente identificadas com técnicas de ensaios não-destrutíveis (END) mais usuais.

O menor aporte térmico gerado na soldagem por SFMM devido à falta de fusão, evita a formação de defeitos de solidificação, como trincas de solidificação e porosidade. A quantidade de composto intermetálico é menor com esta técnica, pois a difusão na fase sólida sofre ativação mais baixa do que na fase líquida (Bang et al., 2021).

Geralmente, soldas realizadas por fricção não apresentam defeitos que normalmente ocorrem em soldas com fusão de materiais. Porém, algumas discontinuidades podem surgir devido à mistura inadequada do material original, a preparação inadequada da superfície, a falta de penetração do pino ou a forças axiais inadequadas. Os defeitos mais comuns em soldas por fricção incluem a falta de penetração (1), raiz da solda imperfeita (2), cavidades no LA da solda (3) e partículas e óxidos de segunda fase alinhados sob o ombro da ferramenta (4), estas falhas estão apresentadas na Figura 8 (Santos et al., 2009).

Figura 8: Imperfeições típicas encontradas em juntas soldadas por fricção.



Fonte: Adaptado de (Santos et al., 2009).

### 3.3 Ferramenta para SFMM

Na soldagem por fricção, a ferramenta utilizada é formada por um pino ou sonda e pelo ombro. A qualidade da solda passa pela seleção adequada do material da ferramenta que pode ser projetada para função específica e aplicação desejada. É fundamental que a ferramenta não perca a estabilidade dimensional ou que frature. A seleção dos materiais para a ferramenta dependerá do material a ser soldado, além das propriedades do material algumas características podem ser consideradas como: resistência à temperatura ambiente e elevada; estabilidade em temperatura elevada; resistência ao desgaste; reatividade, resistência à fratura, baixo coeficiente de expansão térmica; usinabilidade; densidade e uniformidade da microestrutura e disponibilidade de materiais (Fuller 2007).

A ferramenta está sujeita a tensões severas e altas temperaturas, principalmente para ligas muito resistentes como aços e ligas de titânio, a fabricação comercial para essas ligas está limitada pelo alto custo e curta vida útil das ferramentas (Rai et al., 2011). O processo de soldagem por fricção esteve restrito inicialmente a materiais de temperatura de fusão moderada como ligas de Al, Mg e Cu devido à falta de ferramentas resistentes à alta temperatura de fusão. Nos últimos anos, várias ferramentas de soldagem foram desenvolvidas para materiais de alta temperatura de fusão e resistência ao desgaste (Sato et al., 2008).

As considerações importantes na seleção do material da ferramenta devem ser a qualidade da solda e o desgaste da ferramenta. A microestrutura da solda também pode ser afetada como resultado da interação dos materiais. Outros fatores que podem influenciar a seleção do material da ferramenta são dureza, ductilidade e reatividade com o material da peça. A dureza da ferramenta é importante na mitigação da erosão da superfície devido à interação com partículas na peça de trabalho. A natureza quebradiça da cerâmica, como em ferramentas de Nitreto de Boro Cúbico Policristalino (NBCP), pode ser indesejável se houver uma probabilidade significativa de quebra devido a vibrações ou picos acidentais nas cargas. A degradação da ferramenta pode ser exagerada se o material da ferramenta e a peça reagirem para formar fases indesejáveis (Rai et al., 2011).

Com o avanço do método de soldagem para a utilização em materiais com maior resistência, houve o avanço na fabricação de ferramentas melhores para obtenção de juntas de maior qualidade. Por exemplo, as ferramentas de NBCP que apresentam alta dureza em altas temperaturas que são propícias para a soldagem em aços e ligas com durezas elevadas (Hooper et al., 1988).

As duas principais classes de materiais que demonstraram maior sucesso na última década são o *Polycrystalline Cubic Boron Nitride* (PCBN) e os metais refratários. O design das ferramentas PCBN para SFMM mudou drasticamente na última década, como é mostrado na Figura 9. As primeiras ferramentas (Fig. 9(a)) não apresentavam relevos, ou seja, um ombro côncavo liso com um pino de cone truncado ou cilíndrico sem sulcos. Em 2003, um recurso de rosca em espiral de degrau foi adicionado ao pino (Fig. 9(b)), e em 2005, ranhuras foram adicionadas a um ombro convexo (Fig. 9(c)). Esses recursos ajudaram a melhorar a produtividade do processo e eliminaram microestruturas e defeitos adversos promovidos pela utilização das ferramentas mais antigas. A família PCBN de materiais de ferramentas SFMM tem sido usada com sucesso na união de uma série de ligas de alta temperatura de fusão, como aços inoxidáveis austeníticos, duplex, supermartensíticos, assim como ligas de níquel, aços ferramenta, entre outros (Liu et al., 2018).

Figura 9: Evolução do design da ferramenta PCBN (a) projeto inicial com ombro côncavo e liso, (b) pino espiral escalonada, e (c) pino em espiral e ombro convexo.



Fonte:(Liu et al., 2018).

### 3.4 Parâmetros de processo

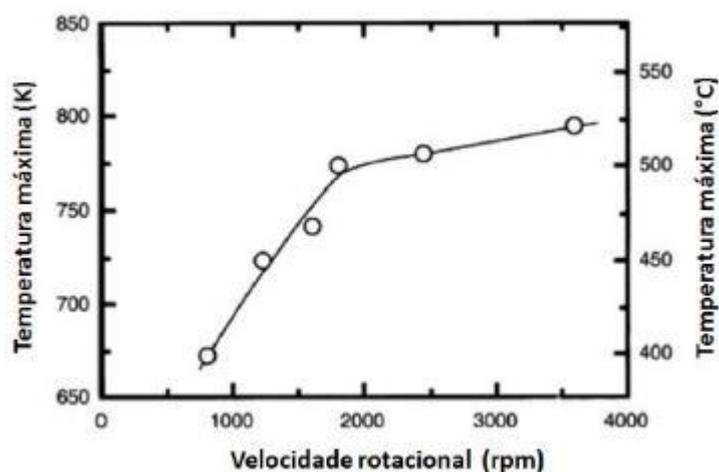
A seleção dos parâmetros para o processo de SFMM interfere diretamente na qualidade das juntas soldadas. As principais variáveis independentes que são utilizadas para controlar o processo de soldagem por fricção são:

- Velocidade de soldagem;
- Velocidade de rotação da ferramenta;
- Força axial (Z) sobre a ferramenta;
- Ângulo de inclinação da ferramenta;
- Geometria da ferramenta.

A taxa de geração de calor, a temperatura, a taxa de resfriamento, a força na direção Z, o torque e a potência dependem dessas variáveis. O pico da temperatura aumenta com o aumento da velocidade de rotação e diminui ligeiramente com a velocidade de soldagem. A temperatura de pico também aumenta com o aumento da força axial. Para ilustrar, a Figura 10 mostra o aumento significativo da temperatura de pico com o aumento da velocidade de rotação para uma liga de alumínio (Nandan et al., 2008).

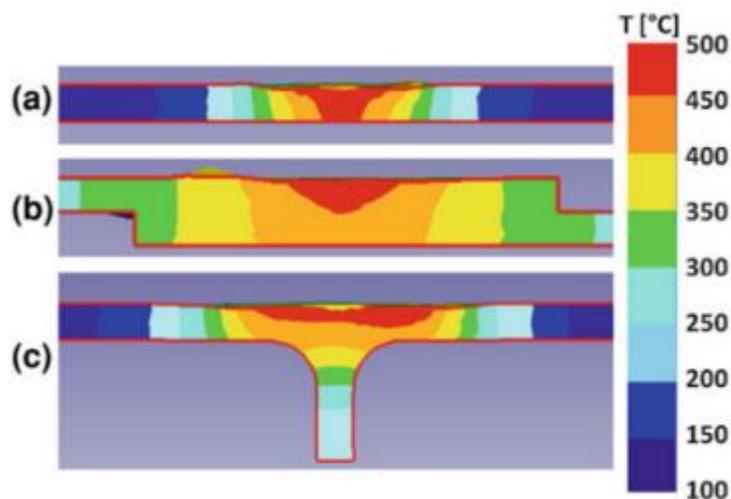
Para um determinado material, diferentes distribuições de temperatura são obtidas alterando apenas a configuração da junta, sendo mantidas a velocidade de rotação da ferramenta e a velocidade de soldagem. Assim, são esperadas diferentes condições de união e como consequência as juntas apresentarão diferentes desempenhos mecânicos (Fratini, 2012). A distribuição de temperatura está apresentada na Figura 11.

Figura 10: Relação entre velocidade de rotação e temperatura de pico para soldas de alumínio AA 6063.



Fonte: Adaptado de (Nandan et al., 2008)

Figura 11: Distribuição de temperatura na seção transversal de juntas (a) de topo, (b) sobreposta e (c) junta T.



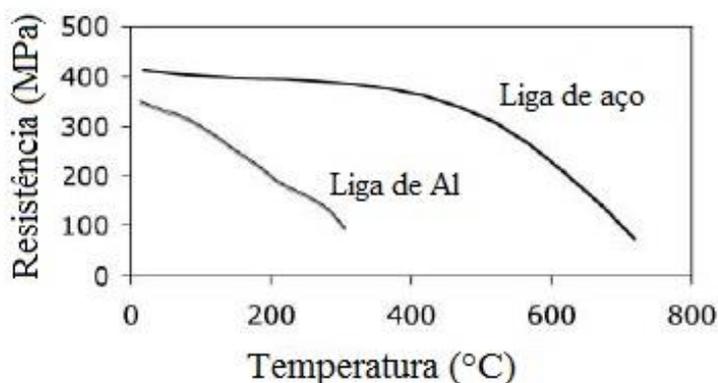
Fonte: Adaptado de (Fratini, 2012).

### 3.5 SFMM em ligas ferrosas

Com o sucesso da soldagem por fricção em ligas de alumínio, o processo começou a ser explorado para outros materiais como aço, titânio, magnésio, níquel e cobre. O processo possui vantagens claras quando se trata de soldar materiais diferentes, sendo que a extensão da mistura e a reação no estado sólido entre materiais incompatíveis podem ser minimizadas. A aplicação de SFMM em ligas de aço é dificultada pela mesma característica que motivou seu sucesso, a maior

resistência destas ligas comparando com ligas de alumínio. Por atingir temperaturas muito elevadas, o processo necessita de ferramentas mais resistentes o que deixa o processo mais custoso. Na Figura 12 é possível ver a dependência entre a resistência e a temperatura em ligas de alumínio e aço (Bhadeshia & Debroy, 2009).

Figura 12: Dependência térmica típica da resistência a quente em ligas de alumínio e aços.



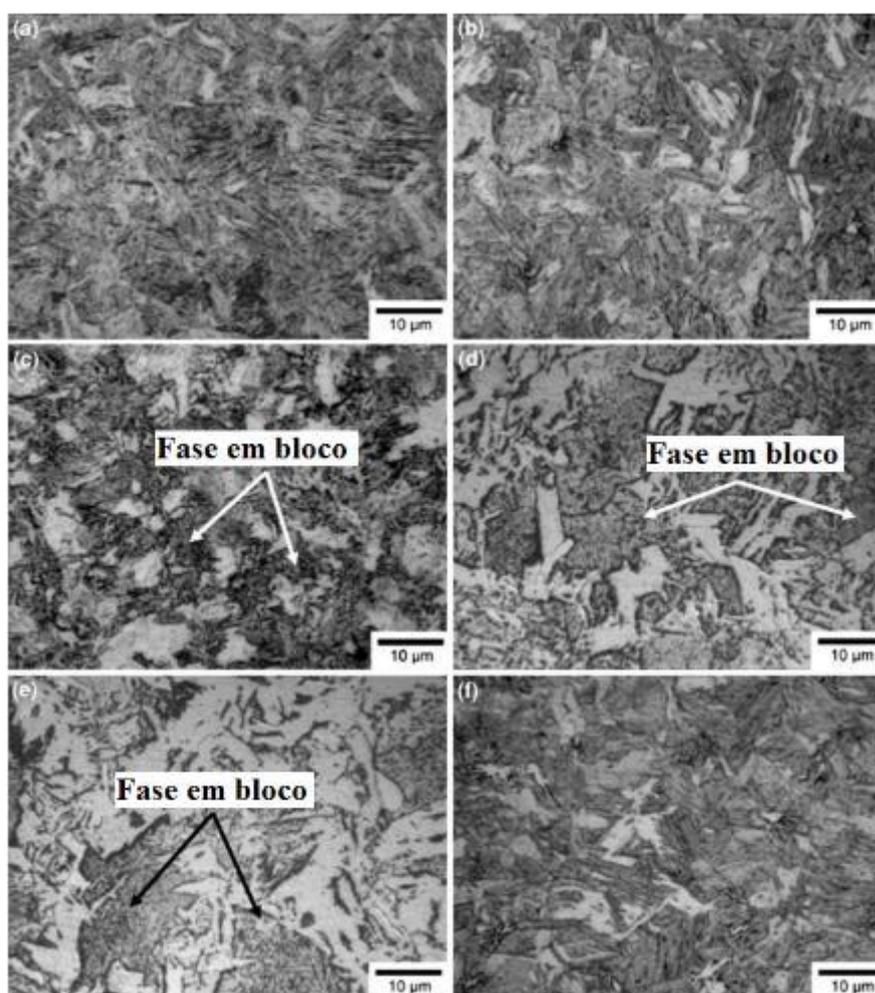
Fonte: Adaptado de (Bhadeshia & Debroy, 2009)

Algumas ligas de aço exibem boa soldabilidade no processo por fricção e é observado um refino microestrutural com o processamento por atrito e mistura. Uma vantagem particular dos aços em soldas por fricção é a eliminação das trincas induzidas por hidrogênio, que acontecem em soldagem a arco elétrico. Essa característica é particularmente importante para aços de alta resistência ou em ligas com carbono equivalente alto, devido à sua suscetibilidade a trincas induzidas por hidrogênio (Sowards et al., 2015).

Em aços com aplicação naval foi observado a transformação da microestrutura na zona de mistura das soldas. Pesquisas descobriram que com o aumento da velocidade de soldagem e de rotação da ferramenta, a microestrutura da zona de mistura torna-se predominantemente martensítica devido à taxa de resfriamento muito alta. A bainita surge e aumenta gradualmente com a mesma velocidade de rotação, mas com velocidades de soldagem mais lentas, portanto, com taxas de resfriamento mais baixas. A microestrutura da zona de mistura depende da temperatura de pico durante a soldagem e da taxa de resfriamento após a soldagem. Como mostra a Figura 13, a microestrutura na zona de mistura é completamente martensítica na velocidade de soldagem mais alta, com a redução

da velocidade de soldagem a martensita foi substituída parcialmente por uma fase em bloco que parece ser bainita (Ghosh et al., 2012).

Figura 13: Microestrutura da zona de mistura para diferentes amostras: (a) 600 rpm e 1,69 mm/s, (b) 800 rpm e 3,39 mm/s, (c) 1000 rpm e 0,85 mm/s, (d) 1000 rpm e 1,69 mm/s, (e) 1200 rpm e 1,69 mm/s e (f) 1200 rpm e 3,39 mm/s.

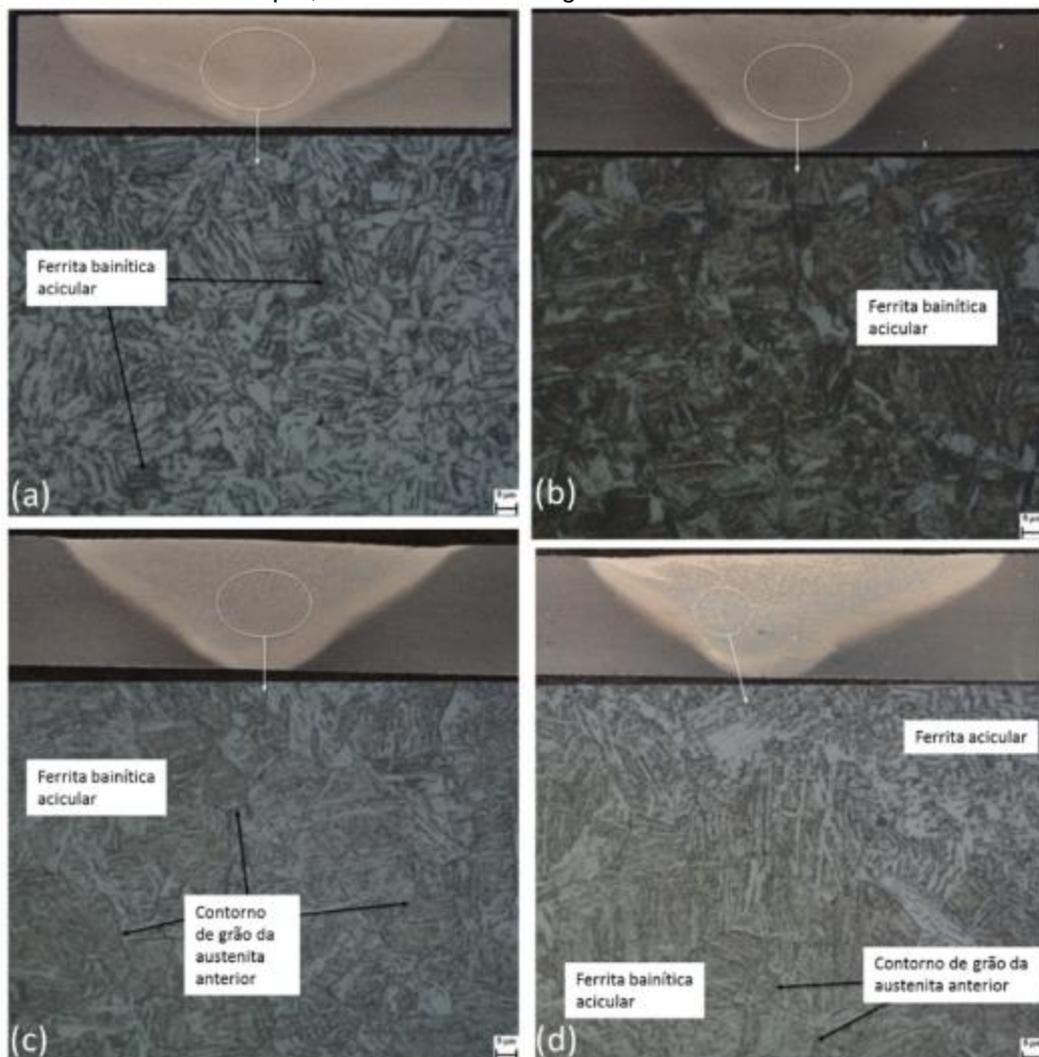


Fonte: Adaptado de (Ghosh et al., 2012).

Estudos mostram a avaliação da microestrutura de chapas de aço de baixa liga DH36 soldadas por SFMM, comumente usadas em aplicações marítimas. Soldas com velocidades de soldagem menor apresentaram uma microestrutura muito homogênea e sem falhas. Estas soldas exibiram uma microestrutura rica em ferrita com grãos altamente refinados de geometria aleatória. Foi encontrado ferrita acicular em volumes pequenos que foi aumentando constantemente com o aumento da velocidade de soldagem e mantendo a velocidade de rotação constante. Esta observação confirma que a taxa de resfriamento está aumentando com o aumento

da velocidade de soldagem. Nas soldas com velocidade de soldagem mais altas a microestrutura se torna muito heterogênea, com regiões mescladas de ferrita acicular e de bainita. Os contornos de grão austeníticos prévios são facilmente detectados nas regiões de microestrutura predominante bainíticas. Estas microestruturas estão apresentadas na Figura 14, é possível notar a transformação das fases conforme as velocidades de rotação e de soldagem aumentam (Toumpis et al., 2014).

Figura 14: Microestruturas da Zona de Mistura: (a) velocidade de rotação 200 rpm, velocidade de soldagem 120 mm/min; (b) velocidade de rotação 400 rpm, velocidade de soldagem 375 mm/min; (c) velocidade de rotação 450 rpm, velocidade de soldagem 350 mm/min e (d) velocidade de rotação 700 rpm, velocidade de soldagem 500 mm/min.



Fonte: Adaptado de (Toumpis et al., 2014).

O mecanismo de recristalização é resultado de uma combinação entre deformação plástica severa e o calor gerado durante o processo de soldagem por

fricção. Há diferentes tipos de mecanismos de recristalização como: recristalização dinâmica contínua, descontínua, geométrica e estática. Todos estes mecanismos levam ao refino de grão (Kazen & Asadi, 1981). A recristalização dinâmica contínua é impulsionada pela subdivisão de grãos, onde os limites de subgrãos apresentam uma desorientação superior ao ângulo de  $15^\circ$ , estas evidências foram apresentadas em soldas com ligas de Fe (Zhao et al., 2011).

### 3.6 Ligas de Níquel

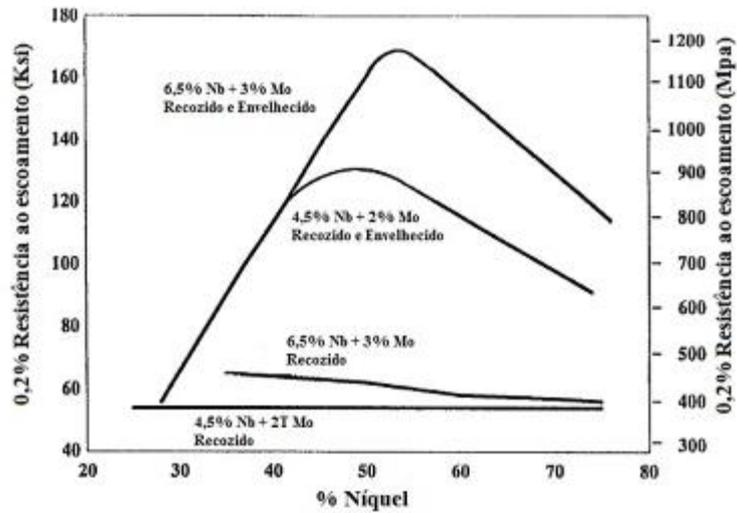
As superligas à base de níquel são uma classe de materiais metálicos com uma combinação excepcional de resistência a altas temperaturas, tenacidade e resistência à degradação em ambientes corrosivos ou oxidantes. Esses materiais são amplamente utilizados em aeronaves e turbinas de geração de energia, motores de foguetes e outros ambientes desafiadores (Pollock & Tin, 2006).

O desenvolvimento da liga Inconel 625 (UNS N06625) foi iniciado na década de 1950 para atender à demanda então percebida de um material de tubulação principal da linha de vapor de alta resistência, desde então já foi realizado um trabalho sobre os efeitos fortalecedores de várias quantidades dos principais elementos comuns de liga, como cromo, molibdênio, nióbio, alumínio e titânio em uma base da liga Inconel 600. Os efeitos fortalecedores desses elementos foram impressionantes. Por isso, decidiu-se usar molibdênio e nióbio em combinação com quantidades variáveis de níquel como é apresentado na Figura 15. Os objetivos do desenvolvimento da liga Inconel 625 foram: soldabilidade, alta resistência à fluência e utilização como tubulação (Eiselstein & Tillack, 2012).

As ligas de níquel possuem baixa energia de falha de empilhamento de metais com estrutura CFC. Em geral, estes materiais podem sofrer recristalização dinâmica relativamente fácil, em comparação com materiais que possuem alta energia de falha de empilhamento, como as ligas de alumínio. Assim, materiais com baixa energia de falha de empilhamento podem formar núcleos de recristalização mais facilmente, e durante o SFMM a deformação pode promover a densidade dos núcleos de recristalização. Portanto, os núcleos de recristalização podem ser criados concomitantemente nos grãos e contornos de grão que possuem maior densidade de discordâncias, resultando no refino de grãos (K. H. Song et al., 2012). Como mostra a Figura 16 o aumento da velocidade de soldagem torna os grãos mais

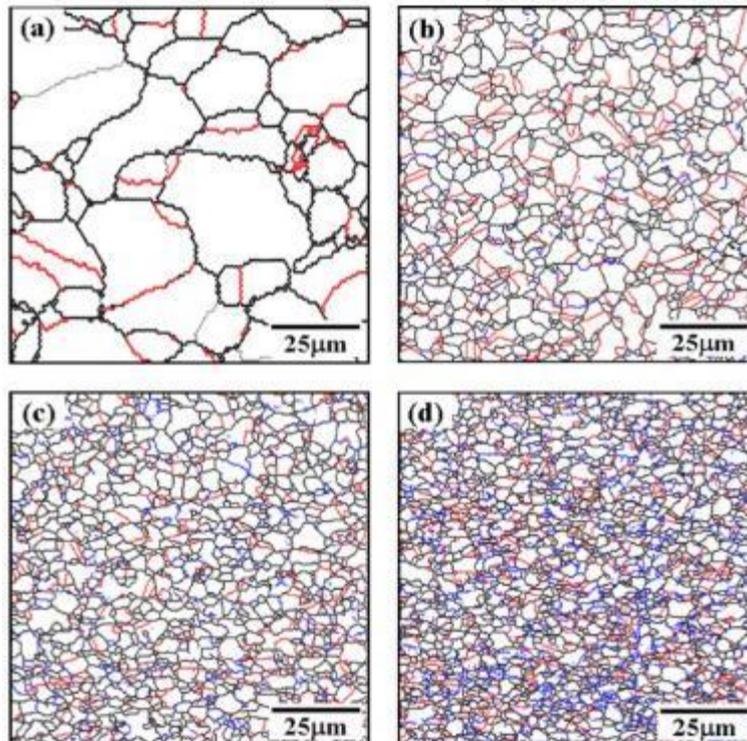
refinados, diminuindo assim a granulometria média. O refino de grãos é acelerado pelo aumento da velocidade de soldagem, mantendo a velocidade de rotação da ferramenta constante (Kuk Hyun Song & Nakata, 2009).

Figura 15: Efeito do teor de Ni e Nb na resistência à temperatura ambiente de Ni, Cr, Nb, Mo, Al, Ti bal. de Fe. Recozido e envelhecido e só recozido sem envelhecimento.



Fonte: Adaptado de (Eiselstein & Tillack, 2012)

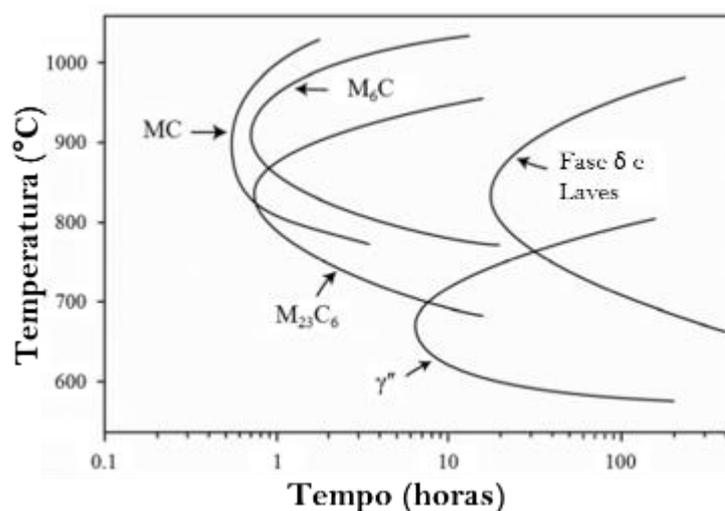
Figura 16: Mapas de contorno de grão do material base e do material soldado por SFMM. (a) Material base, (b) 150 mm/min, (c) 200 mm/min e (d) 250 mm/min de velocidade de soldagem.



Fonte: Adaptado de (Kuk Hyun Song & Nakata, 2009).

Nos dias atuais a liga Inconel 625 é amplamente usada em sistemas aeroespaciais, usinas químicas e sistemas marinhos devido a suas propriedades como alta resistência à tração, alta resistência à corrosão e excelente capacidade de fabricação. Além disso, a formação de precipitados como  $\gamma'$  e  $\gamma''$  no Inconel 625 pode melhorar a resistência ao escoamento, à tração e à ruptura por fluência. Para carbonetos do sistema MC (MC,  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$ ), a forma e a distribuição dos mesmos nos contornos de grão pode afetar as propriedades mecânicas (K. H. Song & Nakata, 2010). A Figura 17 mostra o diagrama de temperatura-tempo-transformação (TTT) para a liga de Inconel 625 e as curvas mostram a formação de carbonetos do sistema MC.

Figura 17: Diagrama esquemático de temperatura-tempo-transformação (TTT) para solução recozida, liga Inconel 625.



Fonte: Adaptado de (Moore et al., 2017)

Na solução sólida os elementos de liga promovem um ou mais dos seguintes efeitos: maior resistência (Mo, Ta, W e Re), resistência à oxidação (Cr e Al), estabilidade de fase (no caso de Ni) ou aumento no volume de precipitados secundários (Co). Alguns elementos quando são adicionados formam precipitados de endurecimento como  $\gamma'$  ( $Ni_3(Al,Ti)$ ) e  $\gamma''$  ( $Ni_3Cb$ ). A fase  $\gamma'$  é o principal componente microestrutural responsável pelas propriedades de resistência a altas temperaturas de superligas a base de Ni e Fe-Ni. Elementos menores (C, B) são adicionados para formar carbonetos e boretos. A resistência mecânica dos materiais de superligas

surge da combinação da solução sólida endurecida e fases de precipitação. Os elementos que produzem um endurecimento sólido da solução são adicionados para melhorar as propriedades mecânicas ou químicas (Sathian, 1999).

A aplicação de SFMM em superligas à base de níquel teve início no intuito de reduzir o surgimento de defeitos geralmente produzidos em soldagem por fusão. Como esses materiais mantêm sua alta resistência mesmo à alta temperatura, a velocidade de soldagem e de rotação devem ser baixas quando aplicada nesses materiais para evitar o desgaste da ferramenta. Estudos mostraram uma limitação no refino de grãos e no aumento das propriedades mecânicas, quando as soldagens foram realizadas com velocidade de soldagem muito baixa, no caso, menor que 100 mm/min, o que ocasionou uma entrada de calor relativamente grande no material (Kuk Hyun Song & Nakata, 2009).

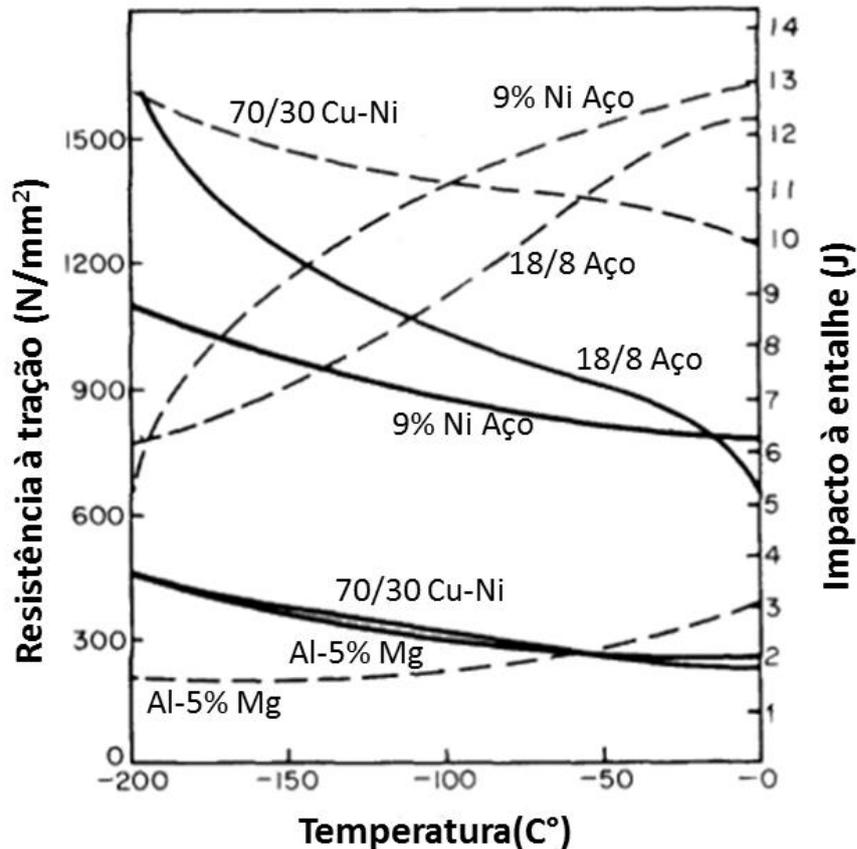
### **3.7 Soldas com materiais dissimilares**

A utilização de SFMM na união de metais mais resistentes e ligas dissimilares fortalece essa tecnologia especialmente na união de configurações convencionalmente não soldáveis (Murr, 2021).

O processo SFMM já foi amplamente adotado para unir ligas de alumínio nas indústrias automotiva, ferroviária, aeronáutica, aeroespacial e de construção naval. A combinação de materiais dissimilares como alumínio com aço, alumínio com magnésio e aço com superliga de níquel, permite uma exploração das melhores propriedades de ambos materiais (Kumar et al., 2015).

Nas juntas soldadas utilizando materiais dissimilares, as mudanças microestruturais são muito diferentes em comparação a soldas com materiais similares. Isso ocorre devido às diferentes propriedades como pontos de fusão, difusividades térmicas, condutividade e coeficientes de difusão, além das propriedades mecânicas (módulo de elasticidade, resistência ao escoamento) (Sathian, 1999). O principal desafio no processo SFMM dissimilares é a prevenção da formação de fases intermetálicas frágeis. A Figura 18 mostra a variação da resistência à tração de algumas ligas com a temperatura. É possível observar que uma determinada temperatura o material possui resistência diferente, essas variações levam a diferenças nas características de fluxo durante a soldagem por fricção e mistura mecânica. (A. Mishra, 2018).

Figura 18: Variação da resistência à tração do aço com a temperatura.



Fonte: Adaptado de (A. Mishra, 2018).

A união de diferentes materiais pode ocasionar algumas características específicas na microestrutura das juntas soldadas, como:

- Formação de intermetálicos na interface da junta: Muitas combinações de ligas metálicas não produzem propriedades satisfatórias de resistência mecânica. Assim, a resistência da junta pode ser prejudicada pela formação de fase intermetálica com alta dureza e estrutura frágil na região da interface. Em ensaios de tração, a camada de intermetálicos atua como concentrador de tensões, facilitando a iniciação e propagação de trincas;
- Formação de martensita: Quando algumas combinações dissimilares são soldadas, ocorre deformação local no metal com maior dureza. Por exemplo, ao soldar alumínio em aço inoxidável, quase toda a deformação e o fluxo

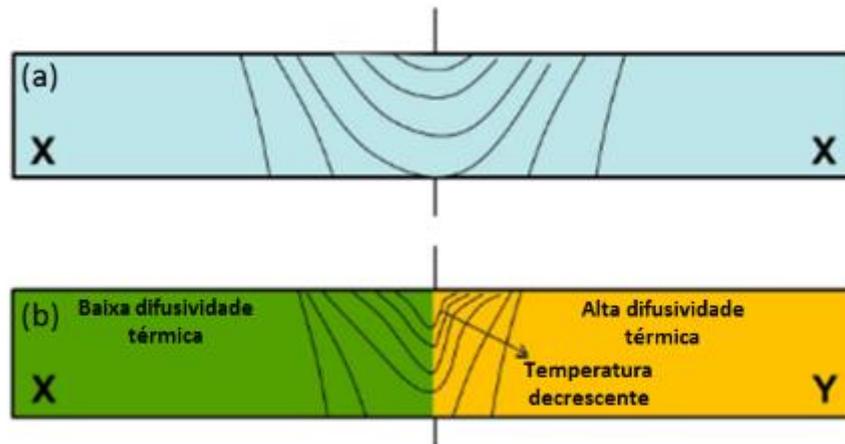
plástico ocorrem no substrato mais macio devido às diferenças consideráveis nas forças de fluxo dos substratos. No entanto, o substrato mais duro ainda está sujeito à deformação local que se confirma com a formação de martensita induzida por deformação no aço inoxidável;

- Movimentação de materiais: A etapa inicial da operação de soldagem por fricção é caracterizada por eventos localizados que transferem material de um substrato para outro e vice-versa;
- Formação de microtrincas na interface: Geralmente ocorre em soldas de aço inoxidável quando a pressão de atrito, o atrito e a velocidade de rotação possuem valores baixos;
- Formação de filme de óxidos: O aprisionamento de óxidos na área de contato é uma característica inerente da soldagem por fricção, este efeito é geralmente prejudicial na resistência mecânica e ductilidade das juntas;
- Formação eutética na linha de ligação: Os eutéticos são formados na interface a baixas temperaturas (Sathian, 1999).

Muitas variações de juntas soldadas com materiais dissimilares já foram produzidas utilizando o processo SFMM. Configurações com ligas de alumínio (C. Y. Lee et al., 2008), ligas de alumínio e aço (Batistão et al., 2020; Chen & Lin, 2010; Pankaj et al., 2022), alumínio e cobre (Mubiayi et al., 2019; Saeid et al., 2010), aço e ligas de níquel (Anitha et al., 2018; Jin et al., 2006; Lalam et al., 2009; Tribe & Nelson, 2015) e titânio e ligas de níquel (Aonuma et al., 2017).

Um fator importante nas soldas dissimilares é o perfil térmico. Na soldagem similar, na prática, o perfil térmico pode ser considerado simétrico em relação à linha central da solda. No entanto, durante a soldagem de metais dissimilares, se houver diferença significativa na difusividade térmica dos materiais, o campo térmico poderá ser muito assimétrico. Os perfis térmicos para um determinado conjunto de parâmetros de processamento são mostrados na Figura 19 (Kumar et al., 2015). Para a soldagem de materiais com características semelhantes, mostrado na Figura 19 (a), os contornos de temperatura são simétricos na seção transversal da solda. No entanto, contornos de temperatura assimétricos devem ser notados na Figura 19 (b) devido às diferenças nas propriedades termofísicas de ambos os materiais.

Figura 19: Perfis de temperatura (a) Perfil de temperatura em solda com materiais similares e (b) Perfil de temperatura em solda com materiais dissimilares.



Fonte: Adaptado de (Kumar et al., 2015)

### 3.8 Tensões Residuais

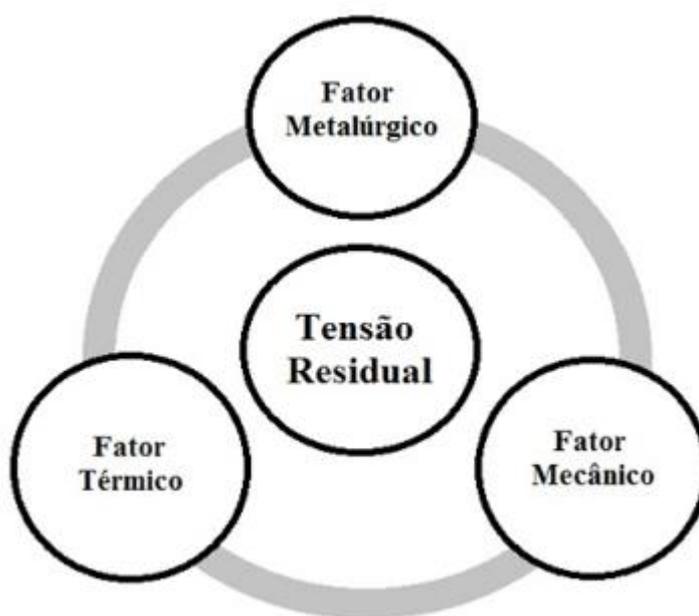
Tensões residuais são definidas como tensões de equilíbrio que estão presentes em um corpo mesmo na ausência de cargas externas (térmicas e/ou mecânicas). Dependendo de sua natureza, a presença de tensões residuais pode ter efeitos prejudiciais ou benéficos na vida útil ou no desempenho de um componente. Técnicas de tratamento de superfície, como *shot peening* (jateamento de partículas duras) introduzem tensões compressivas e, melhoram a vida em fadiga de componentes. A tensão residual compressiva retarda a taxa de crescimento de trincas na superfície e subsuperfície (Rajiv Sharan Mishra & Kumar, 2014).

A presença de tensões residuais em um componente soldado pode afetar seu comportamento em relação à distorção e a capacidade de sustentar as cargas aplicadas, danificando a integridade estrutural (Nandan et al., 2008). A necessidade de avaliação de tensões residuais nos projetos de engenharia, embora não seja sempre considerada, pode prevenir falhas prematuras de componentes soldados e prevenir custos com retrabalho. Os estados de tensões residuais são geralmente associados à fadiga dos materiais, fenômeno que tende a iniciar na superfície ou em regiões subsuperficiais (G. Lemos, 2017).

As tensões residuais são uma consequência da distribuição térmica não homogênea e deformação plástica em diferentes regiões durante o processamento,

isso ocorre devido a complexas interações térmicas-mecânicas-metalúrgicas, como mostra a Figura 20. Não é necessário que todos os fatores mencionados estejam presentes simultaneamente. Em geral, aquecimento e resfriamento irregulares ou não homogêneos levam à geração de tensões residuais. No entanto, alterações microestruturais devido a transformações durante o tratamento térmico isotérmico também podem gerar tensões residuais (Kumar et al., 2014).

Figura 20: Desenvolvimento de tensão residual em um corpo elástico como resultado do acoplamento entre fatores metalúrgicos, térmicos e mecânicos.

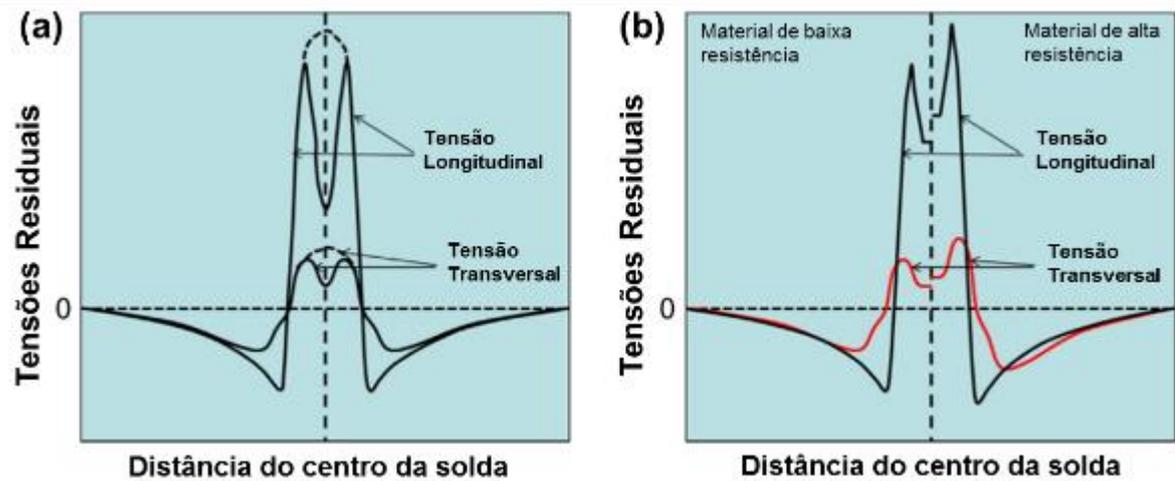


Fonte: Adaptado de (Kumar et al., 2014).

A tendência geral observada em termos de distribuição e formato das curvas de tensões residuais ao longo do perfil de soldagem por SFMM é mostrada na Figura 21. A Figura 21(a) mostra a distribuição de tensões residuais para materiais semelhantes e a Figura 21(b) mostra a distribuição para materiais dissimilares. Em geral, as tensões residuais longitudinais são de natureza elástica na região soldada, fora desta região o comportamento é compressivo, tornando-se zero ao mover-se em direção à superfície. Em geral, a magnitude das tensões residuais transversais é menor do que as longitudinais. A tensão trativa longitudinal máxima ocorre principalmente nas ZTMAs pelo calor. Em alguns casos, tensões longitudinais máximas também foram encontradas na linha central da solda. Isso leva a

interpretação de dois tipos diferentes de perfis – em formato de M e invertidos em V. Para soldagem de metais dissimilares, as tensões residuais mostram descontinuidade na linha central da solda, isso ocorre devido o nível de tensão de escoamento diferente dos materiais unidos (Kumar et al., 2014).

Figura 21: Esquema mostrando a distribuição e a forma das tensões residuais no perfil da solda por fricção: (a) materiais semelhantes e (b) materiais dissimilares.

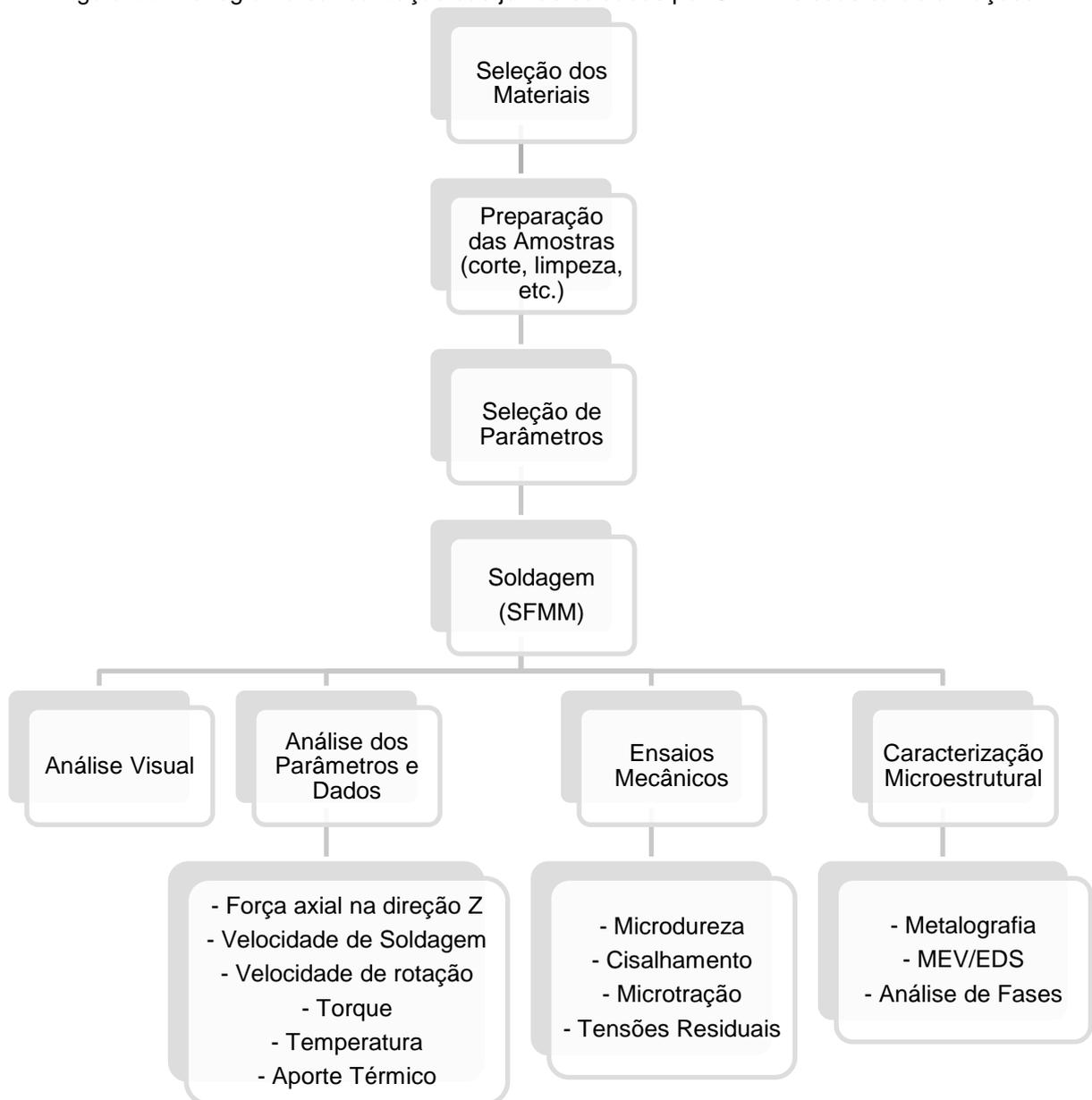


Fonte: Adaptado de (Kumar et al., 2014).

## 4 METODOLOGIA

Para a realização de soldagem pelo processo SFMM foram necessárias algumas etapas na preparação das amostras. A Figura 22 apresenta um fluxograma com os passos iniciais do processo e também as análises executadas para a avaliação da qualidade das juntas soldadas.

Figura 22: Fluxograma da realização das juntas soldadas por SFMM e suas caracterizações.



Fonte: Próprio autor.

## 4.1 Materiais

Para a produção da junta soldada sobreposta foram utilizados materiais dissimilares na forma de chapas. Para a chapa sobreposta, o material utilizado foi uma liga de aço ao carbono de aplicação naval GL E36 fornecido na condição de tratamento térmico como normalizada: uma liga de aço carbono-manganês com adição de elementos microligantes (Ti, V e Nb). A composição química deste material está apresentada na Tabela 1. Para a chapa inferior, o material utilizado foi uma liga à base de níquel, conhecida como Inconel 625 ou UNS 06625 e sua composição pode ser vista na Tabela 2. As composições estão apresentadas como recebidas pelo fornecedor e como medidas em laboratório.

Tabela 1: Composição química da liga de aço GL E36

Liga	%													
GL	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al	N	Nb
E36	0,17	1,40	0,39	0,013	0,001	0,03	0,02	0,06	0,006	0,004	0,003	0,027	0,007	0,025
Med.	0,18	1,32	0,40	0,012	0,001	0,024	0,007	0,04	0,005	0,004	0,003	0,034	-	0,027

Fonte: Certificado de qualidade do fornecedor.

Tabela 2: Composição química da liga de Inconel 625.

Liga	%											
Inconel 625	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	Co	Mn	Al	Ti	Si	C	
Inconel 625	60,7	21,7	4,7	8,6	3,38	0,03	0,09	0,13	0,18	0,18	0,015	
Medido	60,8	19,15	5,97	9,12	3,41	0,043	0,114	0,130	0,197	0,50	<0,0005	

Fonte: Certificado de qualidade do fornecedor.

### ➤ Dimensões das amostras

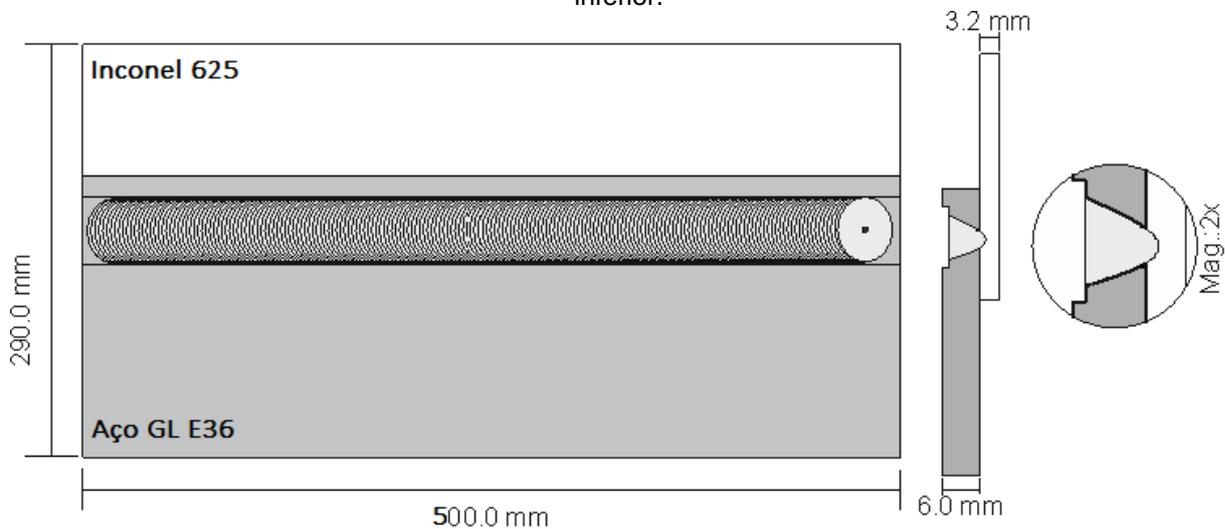
As peças utilizadas para a produção da junta soldada são chapas de aço ao carbono GL E36 com dimensões de 500 mm de comprimento, 200 mm de largura e 6 mm de espessura e as chapas da liga de níquel com dimensões de 500 mm de comprimento, 150 mm de largura e 3,2 mm de espessura.

Primeiramente foram realizadas soldas sobrepostas com as dimensões iniciais onde a ferramenta com pino de seis mm não penetrava na chapa de Inconel. Os parâmetros utilizados foram velocidade de soldagem de 1 mm/s e 3 mm/s, força axial de 40 kN e 50 kN e velocidade de rotação de 500 rpm. Para estas amostras

foram realizadas macrografias e ensaios de cisalhamento. Os resultados obtidos não apresentaram boa resistência e qualidade da junta e estão expostos no Apêndice A.

Para melhorar a união dos materiais foi realizado um rebaixo de 1,0 mm no local onde seria realizada a solda na espessura da chapa de aço, com o rebaixo a espessura no local da solda passou a ser 5,0 mm. A ferramenta foi introduzida na chapa de aço até a chapa de liga de níquel, penetrando cerca de 0,1 mm nesta. Na Figura 23 está o desenho esquemático da junta soldada com o rebaixo na chapa de aço.

Figura 23: Dimensões da chapa soldada com aço GL E36 na chapa superior e Inconel 625 na chapa inferior.



Fonte: Próprio autor.

### ➤ Preparação das amostras

As chapas utilizadas para a soldagem necessitaram de uma preparação prévia. Foi realizado o lixamento abrasivo mecânico nas superfícies das chapas dos dois materiais com lixas de granulometria de 80, 120, 220 e 320, com o objetivo de remover óxidos e contaminantes no local da solda. Após o lixamento, uma limpeza foi feita utilizando etanol para a retirada de impurezas e gordura que poderiam afetar a qualidade da solda. Este procedimento de limpeza é uma etapa muito importante para a qualidade das juntas, diminuindo consideravelmente a contaminação no momento da soldagem dos materiais.

## 4.2 Processo de soldagem por SFMM

O equipamento utilizado para o desenvolvimento das soldas foi disponibilizado pelo Instituto de Pesquisa Helmholtz-Zentrum Hereon (HZH) – Alemanha. Esta máquina possui servo-motores e sistemas de controle automatizados e é apresentada na Figura 24. Suas principais características são:

- Velocidade rotacional máxima: 350 rpm;
- Velocidade de soldagem máxima: 160 mm/s;
- Torque máximo: 190 N.m;
- Força axial (Z): 80 kN;
- Força lateral (Y): 15 kN;
- Força na direção de soldagem (X): 20 kN;
- Tamanho de solda máxima contínua: 2350 mm;
- Ângulo da ferramenta:  $-3^\circ$  a  $+3^\circ$ ;
- Resfriamento a óleo do máquina.

Durante a soldagem alguns parâmetros podem ser monitorados:

- Tempo;
- Torque;
- Velocidade rotacional e de soldagem;
- Forças em X, Y e Z;
- Posição da ferramenta em Z.

Figura 24: Máquina de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica e respectivos eixos de coordenadas usados.



Fonte: Adaptada de Helmholtz-Zentrum Geesthacht (HZG).

### 4.3 Parâmetros

No processo de soldagem por fricção normalmente é utilizado um fluxo de gás. Durante a soldagem neste trabalho foi utilizado o gás Argônio de 50 l/min ( $3\text{m}^3/\text{h}$ ), a aplicação deste gás é essencial para a proteção da ferramenta e da face da solda para evitar a oxidação superficial durante a soldagem.

Para esta junta soldada foi utilizado o ângulo da ferramenta de  $1^\circ$  positivo. Uma inclinação adequada do fuso na direção de arrasto garante que o ombro da ferramenta ajude na contenção do material que será agitado pelo pino e mova o material com eficiência da frente para trás do pino (R. S. Mishra & Ma, 2005).

A disposição das chapas na mesa de soldagem está apresentada na Figura 25 **Error! Reference source not found.**, onde foram utilizados seis dispositivos para a fixação das chapas durante a realização do processo de soldagem.

Figura 25: Montagem das chapas na mesa de soldagem com seis dispositivos para manter a fixação.



Fonte: Próprio autor.

Os parâmetros utilizados para as juntas soldadas foram retirados de trabalhos prévios com os mesmos materiais, a mesma máquina e o mesmo modelo de ferramenta. Estes trabalhos foram utilizados em teses de doutorado (Cunha, 2014; G. Lemos, 2017). Os conjuntos de parâmetros utilizados estão apresentados na Tabela 3.

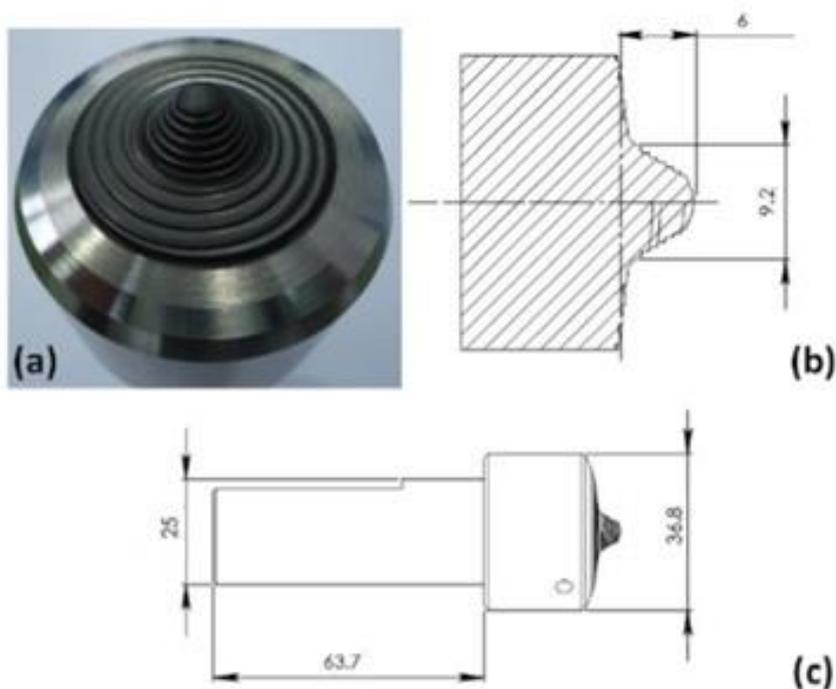
Tabela 3: Parâmetros utilizados para produção das soldas.

	<b>Solda 1</b>	<b>Solda 2</b>
<b>Velocidade de soldagem (mm/s)</b>	3	1
<b>Velocidade de rotação (rpm)</b>	500	500
<b>Força axial Z (kN)</b>	50	40
<b>Ângulo da ferramenta (°)</b>	+1	+1

#### 4.4 Ferramenta de soldagem

Uma ferramenta de liga NBCP (Nitreto de Boro Cúbico Policristalino) com adição de uma fase ligante de tungstênio e rênio foi utilizada na soldagem. Esta ferramenta possui ombro de 30 mm e pino com 6 mm de comprimento. Este modelo de ferramenta é comercialmente fornecido como Q70 do fabricante MegaStir® utilizada em soldas realizadas em altas temperaturas. O desgaste da ferramenta foi acompanhado durante sua utilização com a medição do comprimento do pino e está reportado no Apêndice B. Na Figura 26 é apresentado o desenho da ferramenta utilizada, juntamente com suas dimensões.

Figura 26: Ferramenta de soldagem NBCP: (a) imagem da ferramenta, (b) vista lateral da ferramenta com as dimensões do pino e (c) do ombro, dimensões milímetros.

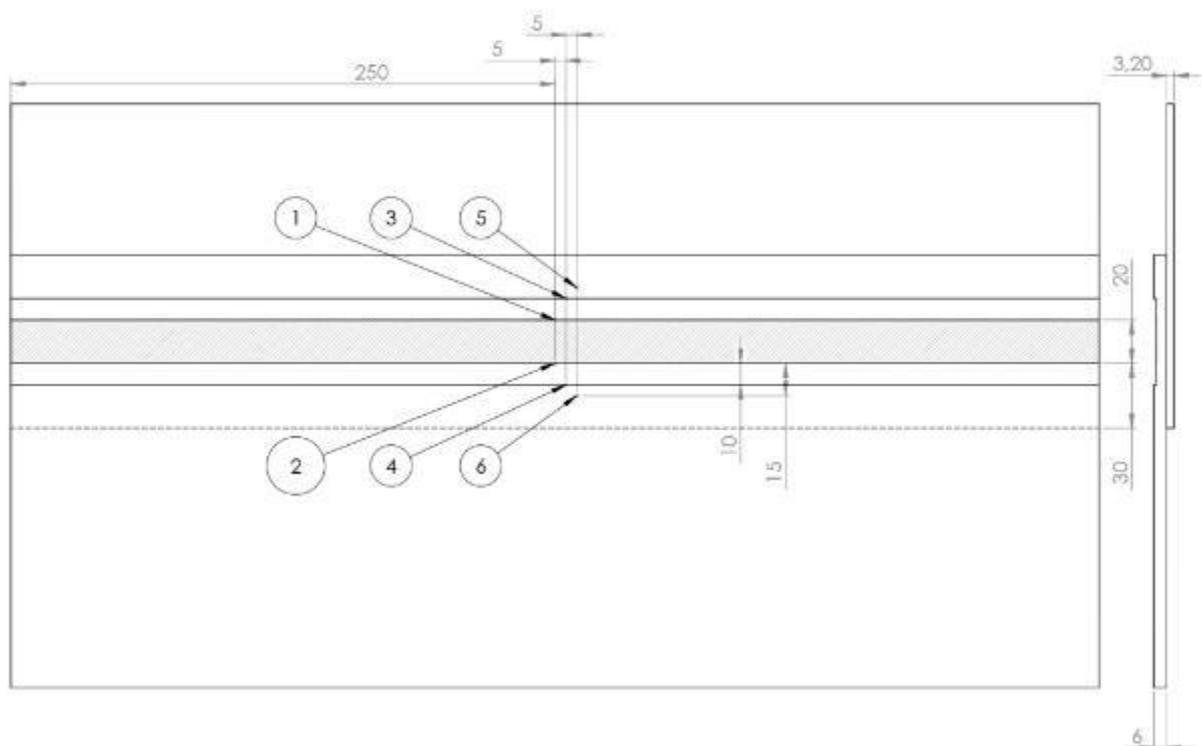


Fonte: Adaptado da fabricante MegaStir.

#### 4.5 Temperatura e aporte térmico

Foram adquiridos perfis de temperatura durante a soldagem com o auxílio de termopares do tipo “K”. Foram seis termopares por junta soldada, posicionados na metade do comprimento da chapa de aço localizados a 15, 20 e 25 mm da linha central e uma profundidade de 2,5 mm. Para facilitar a condução térmica e leitura de temperatura foi utilizada uma pasta térmica na ponta dos sensores. Os termopares T1, T3 e T5 foram posicionados no LA e os termopares T2, T4 e T6 foram no LR da solda. A distância entre os termopares foi de cinco mm como é mostrado na Figura 27.

Figura 27: Localização dos termopares na amostra. Lado de avanço: T1, T3 e T5. Lado de retrocesso: T2, T4 e T6.

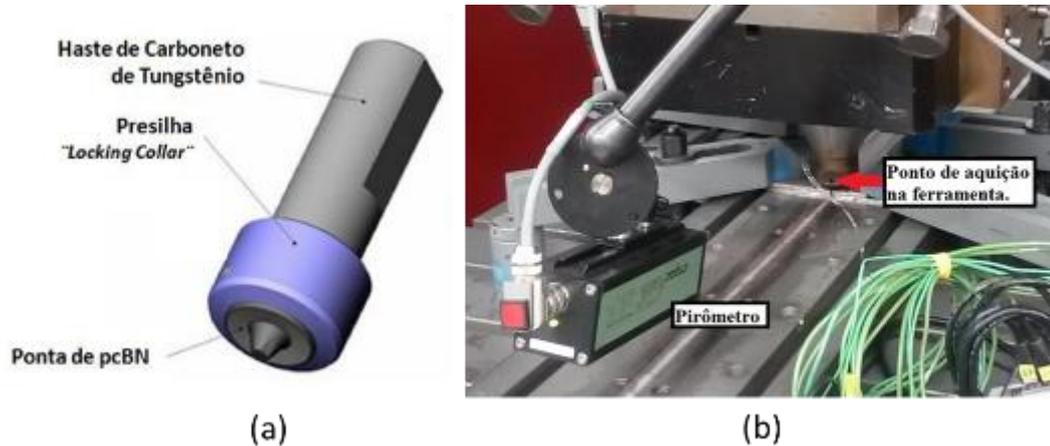


Fonte: Próprio autor.

A temperatura da ferramenta também foi monitorada através de um pirômetro ótico. O suporte usado para a proteção do gás de proteção da ferramenta e dos materiais durante a soldagem possui um furo que foi utilizado para a aquisição de temperatura diretamente na ferramenta durante o processo de soldagem através do pirômetro. O local da ferramenta onde o pirômetro mede a temperatura é a presilha

da ferramenta. Na Figura 28 é possível ver o local de medição na ferramenta e o posicionamento do pirômetro para aquisição da temperatura.

Figura 28: (a) Localização da presilha da ferramenta e (b) posicionamento do pirômetro para medição de temperatura na ferramenta durante o processo de soldagem.



Fonte: (a) Adaptado de (Cunha, 2014) e (b) Próprio autor.

A partir dos valores do torque foi determinado o aporte térmico para os parâmetros de soldagem empregados. Para o cálculo do aporte térmico foi utilizado as seguintes equações:

$$HI = \frac{P}{v} \quad (1)$$

$$P = \frac{2\pi\Omega T}{60} \quad (2)$$

onde os elementos das equações são: HI é o aporte térmico (J/mm), P é a potência em kW,  $v$  é a velocidade de soldagem (mm/s),  $\Omega$  é a velocidade de rotação em rev/min e T é o torque do fuso da máquina em Nm.

#### 4.6 Caracterização microestrutural

Para a análise microestrutural as amostras foram cortadas por eletroerosão e o preparo seguiu todas as normas práticas para análise metalográfica (embutimento, lixamento e polimento). Para a revelação das macroestruturas e das microestruturas a realização foi feita em duas etapas: primeiramente foi analisada a microestrutura da liga de aço ao carbono utilizando o reagente Nital 3% (CUNHA, 2014). Em um

segundo momento foi realizada a revelação metalográfica para a liga de níquel, onde foi utilizado para o ataque químico o reagente Adler (3g de  $\text{CuCl}_2$ , 25 ml água destilada, 15g de  $\text{FeCl}_3$ , 50 ml HCl) (G. Lemos, 2017). De modo complementar, também foi realizado o ataque químico para a revelação do contorno de grão nas zonas de soldagem na chapa de aço ao carbono, o reagente utilizado foi Picral (10 g ácido Pícrico, 100 ml água, 2 ml HCl e detergente).

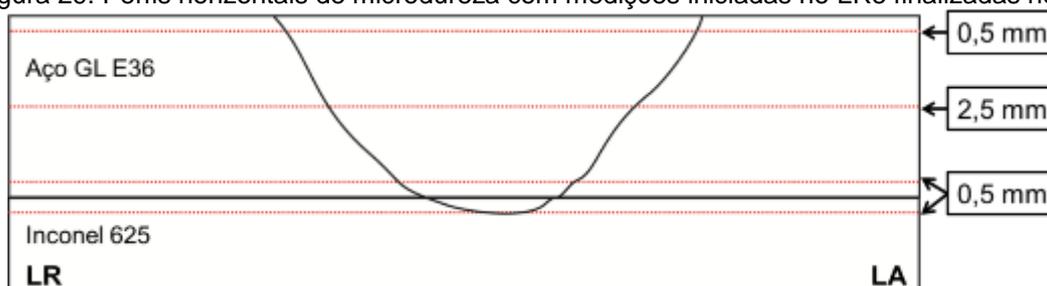
Os ensaios metalográficos analisados através de microscopia ótica (MO) apresentaram as zonas com microestruturas distintas na junta soldada. As análises realizadas com o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) possibilitaram analisar a microestrutura com maiores aumentos e com o auxílio de uma microssonda *Energy Dispersive x-Ray Detector* (EDS) foram investigados os elementos presentes na interface da junta dissimilar.

#### 4.7 Microdureza

Para o mapeamento da microdureza, perfis horizontais e verticais ao longo da seção transversal da junta soldada foram medidos. Estas medições foram realizadas com o microdurômetro INSTRON Tukon 2100-B utilizando indentação Vickers com 500 g e a distância de 0,3 mm entre os pontos de medição.

Os perfis horizontais de microdureza foram realizados em três linhas na chapa de aço e uma linha na chapa de Inconel. As endentações iniciaram no LR e finalizaram no LA. Na chapa de aço, o primeiro perfil foi localizado a 0,5 mm da superfície da solda, o segundo perfil na metade da espessura da chapa de aço e o terceiro perfil fica a 0,5 mm da interface entre as chapas. Na chapa de liga de níquel o perfil foi localizado a 0,5 mm da interface entre as chapas. Os perfis estão dispostos na Figura 29.

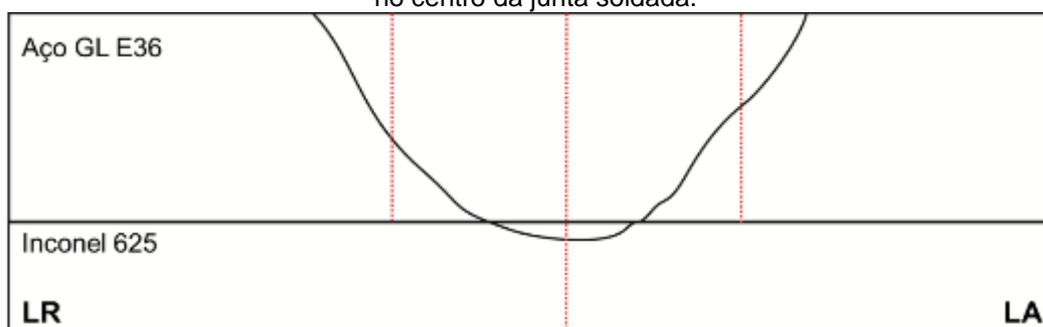
Figura 29: Perfis horizontais de microdureza com medições iniciadas no LRe finalizadas no LA.



Fonte: Próprio autor.

Na direção vertical, três perfis iniciando na superfície superior em direção a interface da solda foram obtidos. A primeira linha localizada no LR a 7,5 mm do centro da solda, a segunda linha fica no centro da junta e a terceira linha localizada no LA a 7,5 mm do centro. Os perfis podem ser observados na Figura 30. A linha de microdureza central teve início na superfície superior (aço GL E36) e foi finalizada na superfície inferior (Inconel 625).

Figura 30: Perfis verticais de microdureza iniciados na superfície da solda medidos no LR, no LA e o no centro da junta soldada.



Fonte: Próprio autor.

#### 4.8 Ensaio de Cisalhamento

Foram realizados ensaios de cisalhamento para avaliação da resistência da junta soldada com materiais dissimilares. Para a realização dos testes foi utilizada uma máquina de ensaios servo-hidráulica MTS com capacidade de 100 kN e utilizada a taxa de deformação de 1 mm/min. Os testes de cisalhamento em juntas soldadas por sobreposição foram realizados em três amostras para cada parâmetro de soldagem. Devido à assimetria presente entre os lados de avanço e de retrocesso dos ganchos próximos à interface da junta, os ensaios de cisalhamento foram realizados em duas configurações de carregamento distintos (Cederqvist & Reynolds, 2001). Na Condição 1, a carga foi aplicada na chapa de Inconel que é o Lado de Avanço (LA) da solda e na Condição 2, a carga foi aplicada na chapa de aço que é o Lado de Retrocesso (LR) da solda, como mostra a Figura 31.

Foram extraídas três amostras de cada parâmetro para a Condição 1 e três amostras de cada parâmetro para a Condição 2, no total foram doze amostras. As amostras têm dimensão de 20 mm de largura e possuem a mesma espessura (8,2 mm na junta) e comprimento (270 mm) da junta soldada. Após os testes de

cisalhamento foram realizadas as macrografias das fraturas mostrando o local da fratura. As faces fraturadas foram analisadas no MEV.

Figura 31: Amostras para cisalhamento com 20 mm de espessura: a) Condição 1: carga aplicada na chapa de Inconel (LA) e b) Condição 2: carga aplicada na chapa de aço (LR).

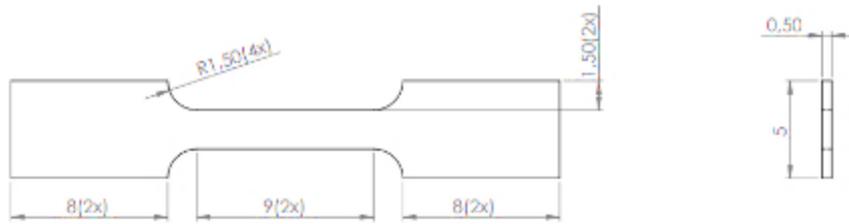


Fonte: Próprio autor.

#### 4.9 Ensaio de Microtração

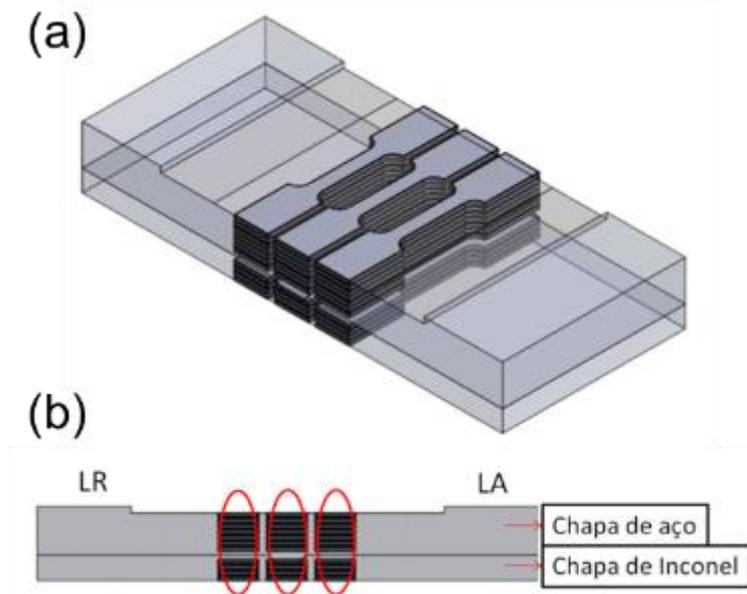
Os testes de microtração foram realizados em uma máquina de tração MTS com capacidade de 100 kN e utilizada a taxa de deformação de 1 mm/min. As dimensões da amostra de microtração estão apresentadas na Figura 32 (ASTM Standard E646, 2000). As amostras foram extraídas de três regiões, como mostra a Figura 33, onde oito amostras localizadas no LR a uma distância de 7,5 mm do centro da solda, oito amostras na região ao longo do centro da solda e, por fim, oito amostras no LA a uma distância de 7,5 mm do centro da amostra. Na Solda 1, as três amostras localizadas na chapa de Inconel do LR foram perdidas durante o processo de corte por eletroerosão, ficando com 21 amostras no total. A direção da localização das amostras na junta soldada foi definida na longitudinal por não haver uma área grande o suficiente para a retirada de amostras na transversal da junta. Com as amostras na longitudinal foi possível a comparação dos lados LR e LA e o comportamento da ZM por toda a extensão da junta.

Figura 32: Dimensões de amostra para microtração.



Fonte: (ASTM Standard E646, 2000).

Figura 33: Posicionamento das amostras de microtração na junta soldada: (a) Esquema em 3D da posição das amostras e (b) Posição das amostras no corte transversal das soldas.



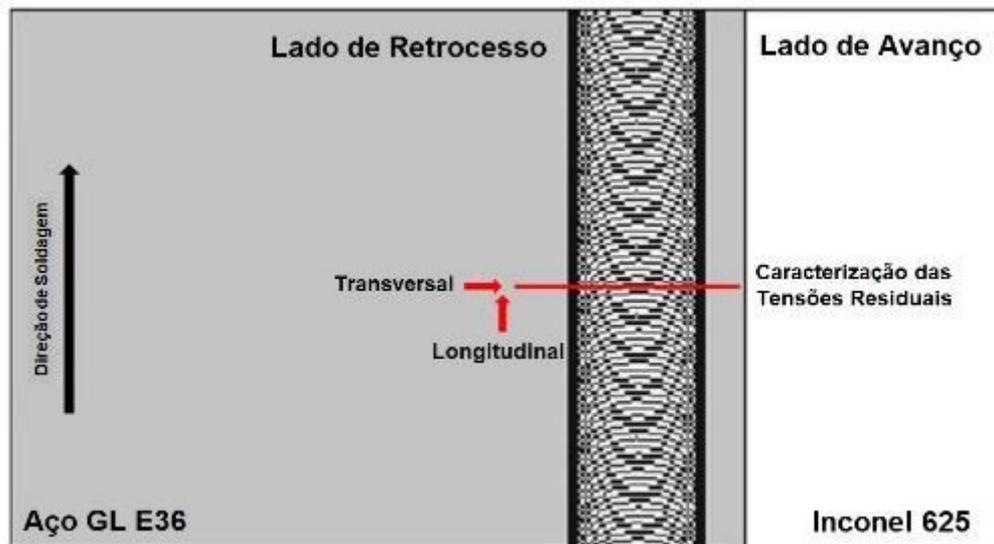
Fonte: Próprio autor.

#### 4.10 Ensaio de tensões residuais por difração de raios-X

A análise das tensões residuais foi realizada através de ensaios em um difratômetro de raios-X modelo *GE-Seifert-Charon-M* que opera com tubo de radiação Cr-K $\alpha$  e geometria Bragg-Brentano. O feixe difratado utilizado possui abertura de 2 mm e o detector linear de 20°GE-Meteor-1D realizava a detecção dos raios-X difratados nas amostras. O método utilizado para a avaliação das tensões residuais foi de inclinação lateral  $\sin^2\psi$ , a faixa de medição em  $2\theta$  foi de 120° a 139° em passos de 0,1° com tempos de medição de 20 s por passo.

As medições de tensões residuais iniciaram no LR e finalizaram no LA com um comprimento total de 80 mm. A distância entre os pontos foi de 2 mm, sendo também o tamanho do feixe significa que a varredura foi completa na superfície das juntas soldadas. Contudo, as tensões residuais foram analisadas na direção longitudinal e transversal em relação à direção de soldagem, como é mostrado na Figura 34.

Figura 34: Posição de medição de tensões residuais.



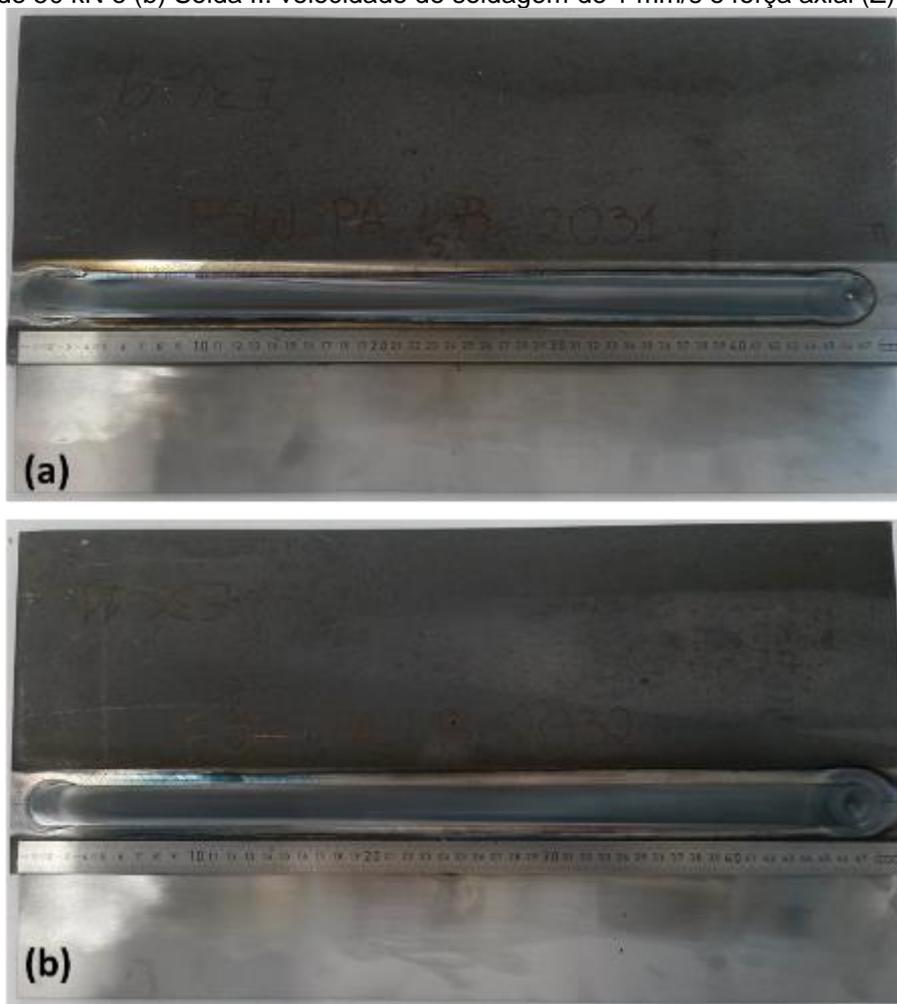
Fonte: Próprio autor.

## 5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 5.1 Parâmetros

Foram produzidas juntas soldadas sobrepostas através do processo SFMM, com boa aparência superficial e livre de defeitos. Estes resultados estão dispostos na Figura 35, (a) Solda 1 com velocidade de soldagem de 3 mm/s e força axial de 50 kN e (b) Solda 2 com velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial de 40 kN. Nos dois modelos a velocidade de rotação aplicada foi de 500 rpm.

Figura 35: Análise visual das juntas soldadas. (a) Solda I: velocidade de soldagem de 3 mm/s e força axial (Z) de 50 kN e (b) Solda II: velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial (Z) de 40 kN.

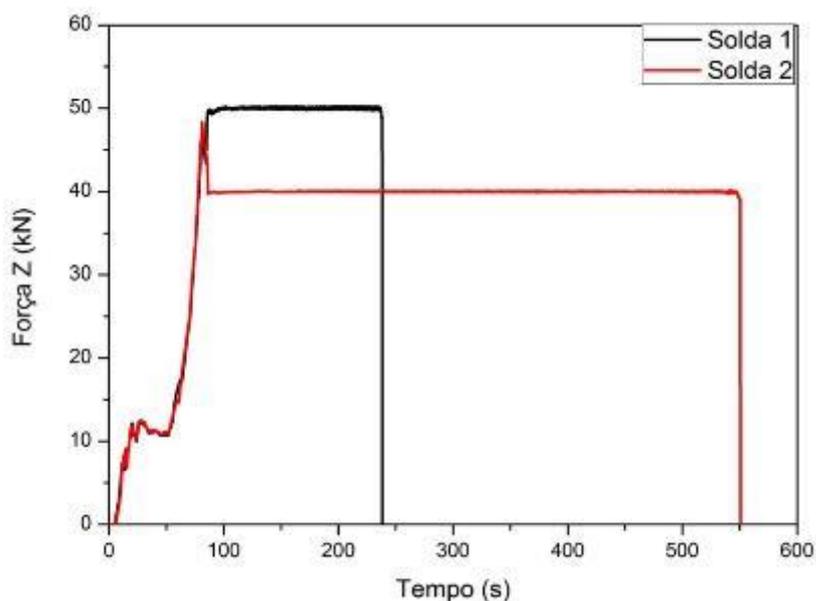


Fonte: Próprio autor.

Na Figura 36 está apresentado o gráfico da força axial pelo tempo para as duas soldas, a força foi aplicada verticalmente nas chapas através da ferramenta

durante o processo de soldagem. É possível avaliar o modo constante da força durante a soldagem, para a Solda 1 foi utilizado o valor de 50 kN como força axial na direção Z e na Solda 2 foi utilizado o valor de 40 kN. Na Solda 1 o patamar da força axial teve duração de 153 segundos e na Solda 2 teve duração de 468 segundos, portanto, a Solda 2 apresentou o triplo de tempo para realizar a soldagem do que a Solda 1 com velocidade três vezes maior. A soldagem é realizada durante o período do patamar da força, assim que o valor é estabilizado, a ferramenta inicia a solda em velocidade de soldagem constante. Este gráfico apresenta a estabilidade da força aplicada.

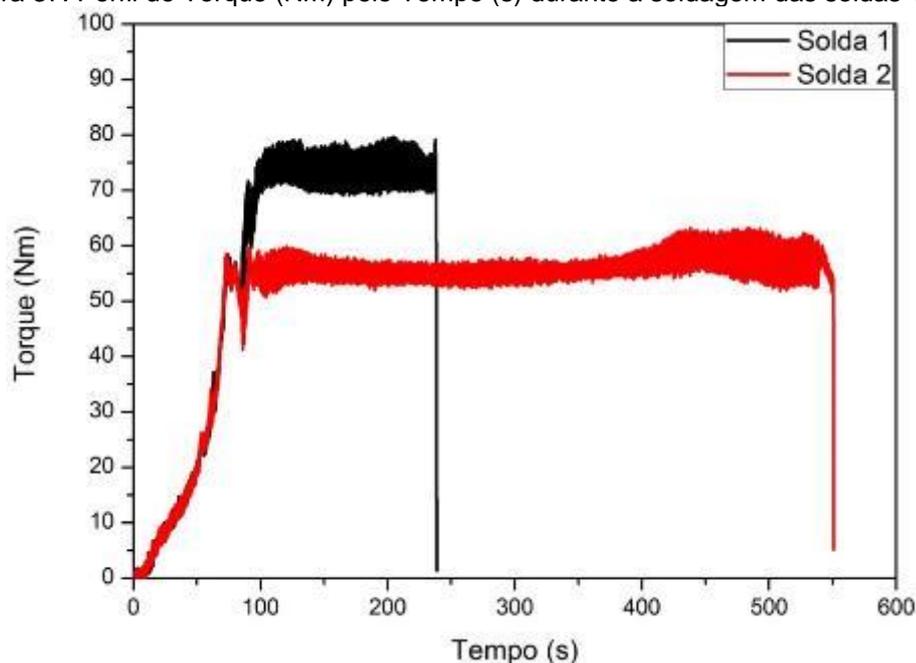
Figura 36: Gráfico da Força Z aplicada pelo tempo de soldagem para as soldas 1 e 2.



Fonte: Próprio autor.

Durante a realização da solda foi possível obter o torque que está submetido a cada momento. O perfil do torque pelo tempo durante a soldagem é mostrado na Figura 37. A média do torque foi calculada através dos valores na região do patamar de cada solda descrito no gráfico. Os valores de torque na solda 1 foi de 74,7 Nm e na solda 2 foi de 55,9 Nm. Nota-se que ocorre um patamar semelhante ao gráfico da força axial aplicada em Z. A partir dos valores do torque foi calculado o aporte térmico de cada junta soldada.

Figura 37: Perfil do Torque (Nm) pelo Tempo (s) durante a soldagem das soldas 1 e 2.



Fonte: Próprio autor.

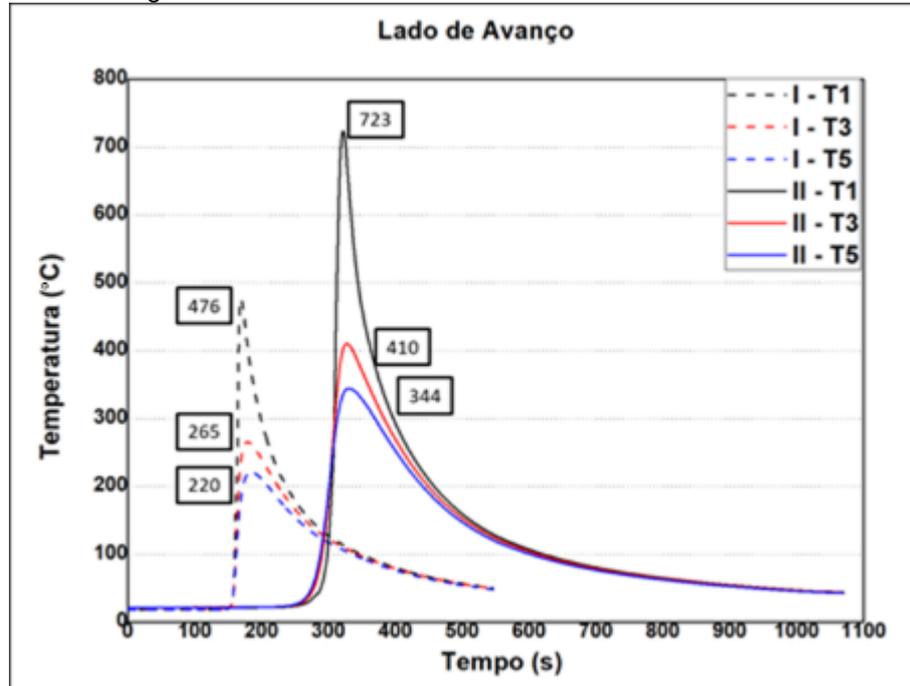
## 5.2 Perfis Térmicos

Os perfis térmicos foram adquiridos por termopares do tipo K posicionados na região central do comprimento das chapas soldadas, onde o processo é termicamente mais estável. As temperaturas atingiram níveis maiores no LA em comparação com o LR, isso ocorre devido a velocidade final de processo. Esta velocidade de processo é o resultado da soma da velocidade de soldagem e a velocidade tangencial, se ambas têm a mesma direção esta soma resulta em valor maior como ocorre no LA da solda. No LR estas velocidades possuem a mesma direção, porém sentido contrário resultando em uma velocidade final de processo menor (G. Lemos, 2017).

A comparação entre os picos mostra que a temperatura é menor com o aumento da velocidade de soldagem devido à diminuição do aporte térmico, como está apresentado nas Figura 38 e Figura 39. Com o aumento da velocidade de soldagem ocorre o aumento da taxa de resfriamento e os picos de temperatura são menores, essa característica diminui a diferença entre os lados de avanço e de retrocesso na Solda 1 comparando com a Solda 2.

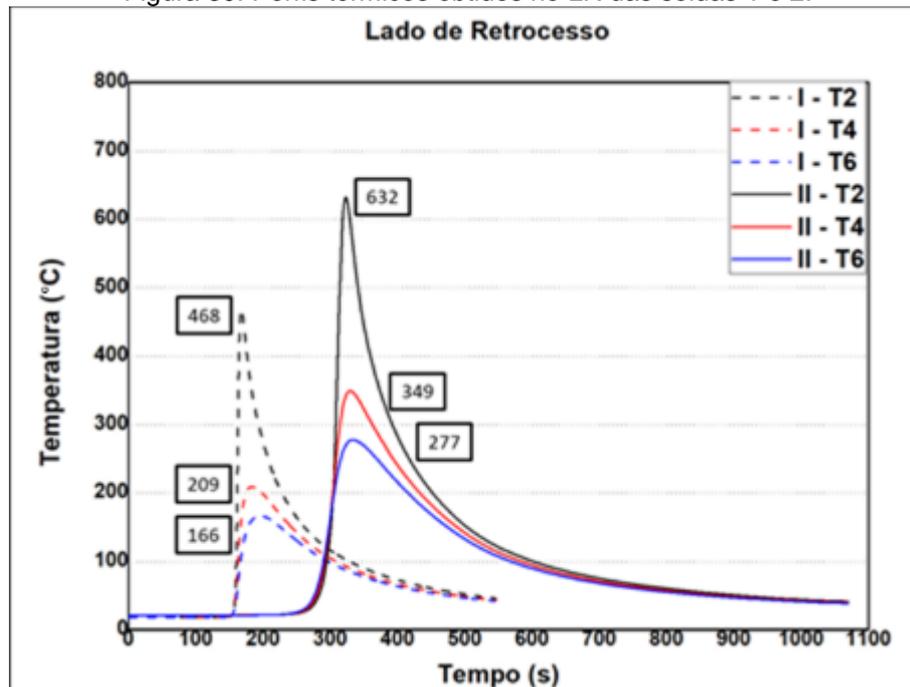
Nos termopares T1 que são mais próximos do cordão de solda, as temperaturas foram de 476 °C na Solda 1 e de 723 °C na Solda 2, já no LR foram de 468 °C na Solda 1 e de 632 °C na Solda 2.

Figura 38: Perfis térmicos obtidos no LA das soldas 1 e 2.



Fonte: Próprio autor.

Figura 39: Perfis térmicos obtidos no LR das soldas 1 e 2.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 4 apresenta os valores de temperatura medidos. Na comparação entre o LR e o LA nota-se a assimetria do comportamento da distribuição da temperatura. O lado de avanço alcançou valores maiores de temperatura nas duas juntas soldadas.

Tabela 4: Comparação entre os valores de temperaturas do LR e do LA.

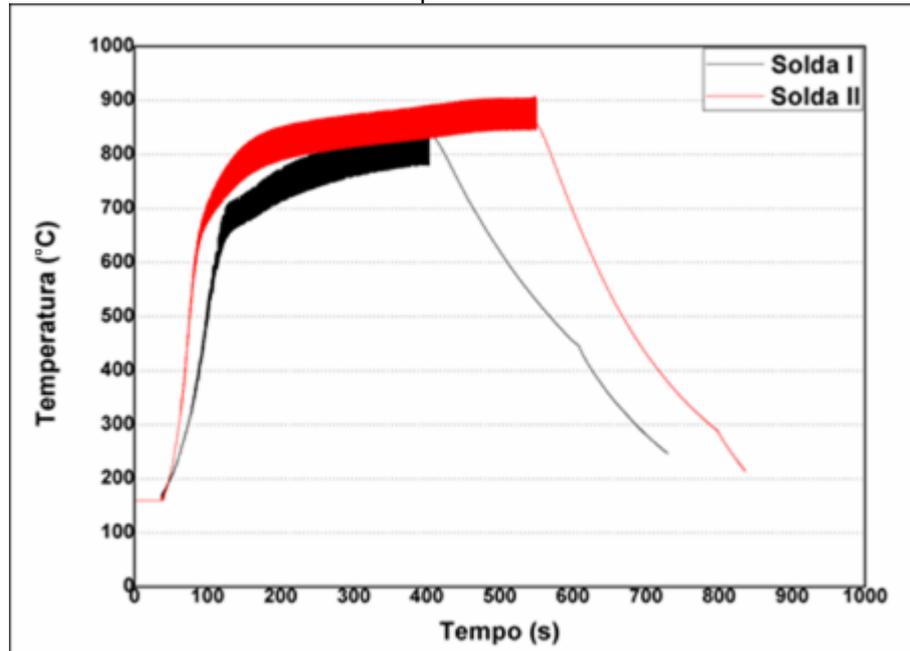
T (°C)	Solda 1		T (°C)	Solda 2	
	LA	LR		LA	LR
<b>T1 - T2</b>	476	468	<b>T1 - T2</b>	723	632
<b>T3 - T4</b>	265	209	<b>T3 - T4</b>	410	349
<b>T5 - T6</b>	220	166	<b>T5 - T6</b>	344	277

Fonte: Próprio autor.

Embora a formação do composto intermetálico  $\text{FeNi}_3$  pareça provável entre a faixa de temperatura em torno de 200 °C e 516 °C, esta reação requer um longo tempo para acontecer. Ainda que uma forte interdifusão entre a fase austenita e o níquel aconteça provavelmente acima de 516 °C devido a estrutura CFC idêntica, a duração do ciclo de soldagem não é o suficiente para a formação do composto intermetálico  $\text{FeNi}_3$  (Bossle et al., 2023). Nas análises feitas na interface não foram encontrados compostos intermetálicos  $\text{FeNi}_3$  devido ao pouco tempo de exposição a altas temperatura.

As curvas do monitoramento da temperatura diretamente na ferramenta são apresentadas na Figura 40. A medição é feita durante todo o processo de soldagem e tem início em 160 °C, que é a temperatura de escala mínima do pirômetro utilizado. Estas curvas mostram o ciclo térmico que a ferramenta foi submetida durante o processo de soldagem. Parâmetros diferentes produzem efeitos distintos, com velocidade de soldagem de 3 mm/s na Solda 1 o ciclo foi mais curto e a temperatura máxima também foi menor, com o valor máximo de 843 °C. Com a velocidade de soldagem de 1 mm/s da Solda 2 o ciclo da soldagem aumentou, como também aumentou a temperatura máxima e o tempo em que a ferramenta permaneceu em altas temperatura, o valor da temperatura máxima neste ciclo foi de 908 °C.

Figura 40: Curvas de monitoramento da temperatura medida na ferramenta durante a soldagem.



Fonte: Próprio autor.

O aporte térmico foi calculado com base nos parâmetros de soldagem mostrados na Tabela 5. Com o aumento da velocidade de soldagem o valor do torque também foi maior, a partir destes valores temos o comportamento do aporte térmico que diminui com o aumento da velocidade de soldagem e do torque (Nandan et al., 2008).

Tabela 5: Aporte térmico calculado a partir dos parâmetros da junta soldada.

Condição	Velocidade de rotação (rpm)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Força axial (kN)	Torque (Nm)	Aporte térmico (kJ/mm)
1	500	3	50	74	1,29
2	500	1	40	56	2,93

Fonte: Próprio autor.

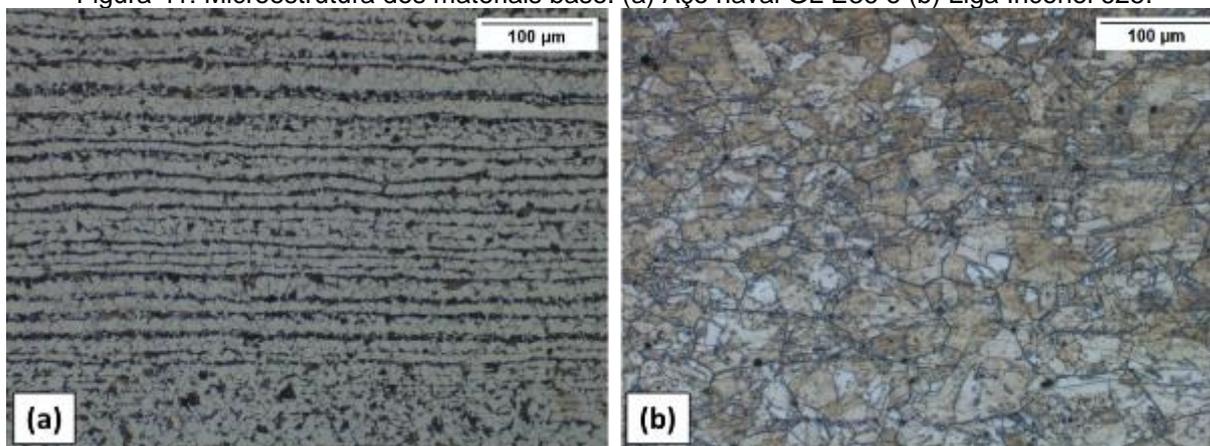
O processo de soldagem por SFMM pode gerar menor aporte térmico do que os processos convencionais de soldagem por fusão. A diminuição do valor do aporte térmico durante a soldagem é buscada para diminuir o tamanho e a quantidade de

intermetálicos na junta. A presença de compostos intermetálicos na interface das juntas pode ocasionar problemas causando fragilidade e baixa resistência, por outro lado, o menor aporte térmico pode evitar alguns destes problemas (Bang et al., 2021).

### 5.3 Microestrutura

A microestrutura dos materiais utilizados como material base está apresentada na Figura 41. A microestrutura do aço naval GL E36 é composta de fases ferrita e perlita orientadas no sentido de laminação. A microestrutura da liga de níquel – Inconel 625 é predominantemente austenítica, para este material pode ser esperados carbonitretos do tipo  $M(C,N)$  ricos em Nb e Ti dispersos na matriz de níquel e precipitação de carbonetos intergranulares dos tipos  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$  geralmente ricos em Mo e Cr (Guilherme Vieira Braga Lemos et al., 2019).

Figura 41: Microestrutura dos materiais base. (a) Aço naval GL E36 e (b) Liga Inconel 625.



Fonte: Próprio autor.

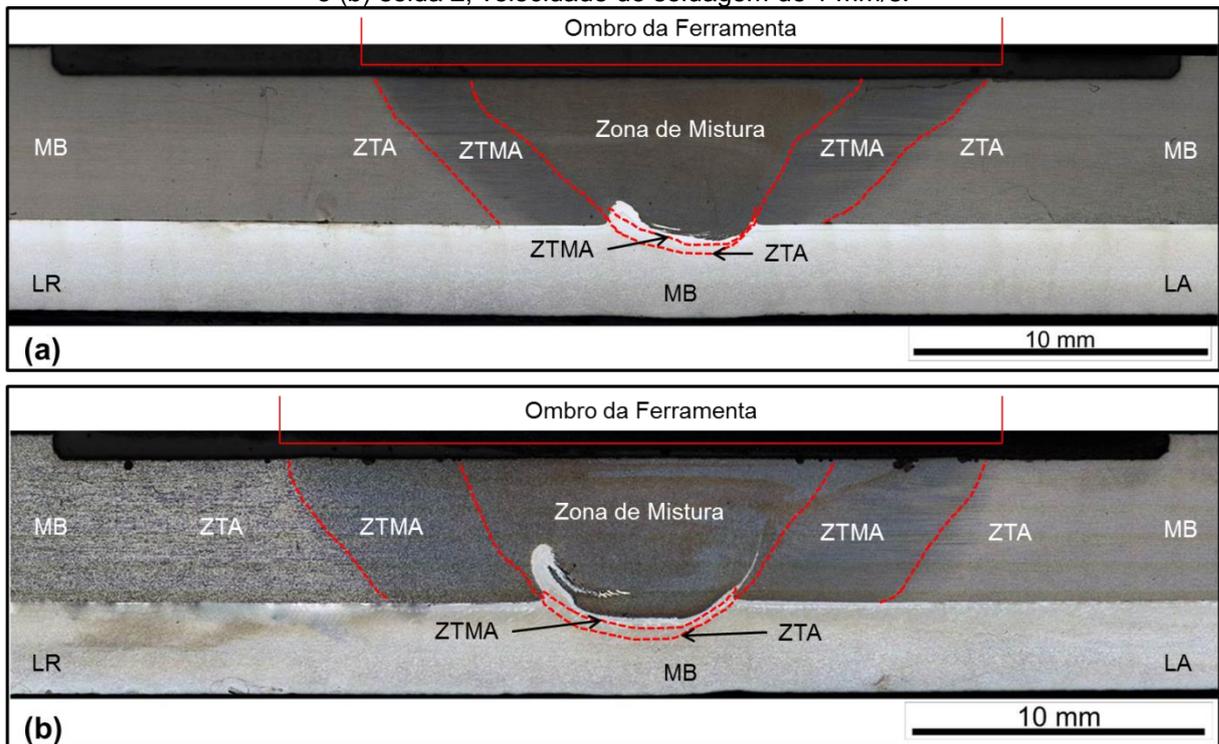
#### 5.3.1 Macrografia e regiões da solda

As características das duas juntas soldadas produzidas são mostradas a seguir, juntamente com suas zonas com microestruturas distintas. As zonas representadas na macrografia são: a zona de mistura (ZM) que representa onde o pino da ferramenta penetrou na chapa, a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) que é a região onde ocorre mudança na microestrutura através da deformação

plástica e da temperatura do processo, a zona termicamente afetada (ZTA) que é a região onde a microestrutura é afetada apenas pela temperatura do processo e o material base (MB) que fica a uma distância onde a microestrutura não é afetada de nenhuma maneira pelo processo.

Na Figura 42 estão representadas as macrografias da Solda 1 e da Solda 2. É possível observar que o tamanho da região soldada é maior para a Solda 2 devido a velocidade de soldagem menor e o tempo de exposição a altas temperaturas. A formação de um gancho é observada para ambas as juntas, essa formação é mais proeminente na Solda 2. O surgimento dos ganchos é atribuído à deformação plástica severa no Inconel na região abaixo do pino da ferramenta. Com uma temperatura mais elevada e a velocidade menor de soldagem resultou em maior escoamento de Inconel para o aço na Solda 2.

Figura 42: Macrografias e zonas das juntas soldadas (a) solda 1, velocidade de soldagem de 3 mm/s e (b) solda 2, velocidade de soldagem de 1 mm/s.

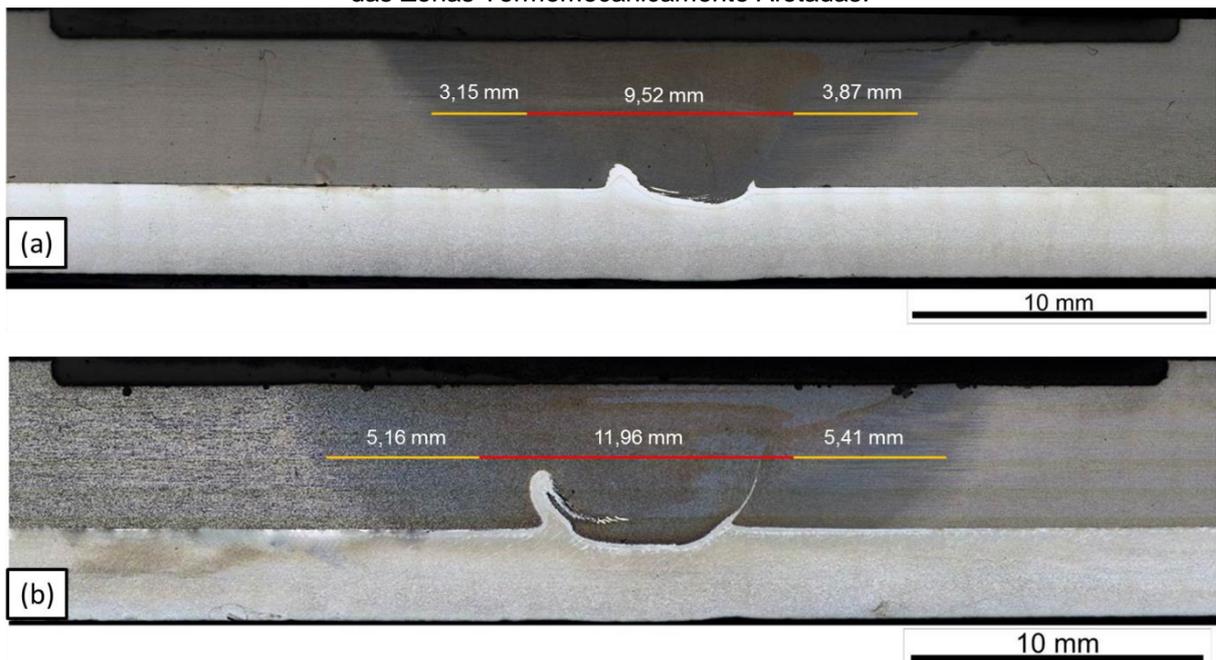


Fonte: Próprio autor.

A Figura 43 mostra a diferença das dimensões das zonas da junta soldada obtidas através do software ImageJ, onde as linhas vermelhas apontam as dimensões no centro das soldas da ZM e as linhas amarelas apontam as dimensões

das ZTAs nos lados de avanço e de retrocesso. Na Solda 1, a dimensão da ZM é de 9,52 mm e na Solda 2 a dimensão é de 11,96 mm, essa diferença no tamanho da ZM se deve a velocidade de soldagem das juntas soldadas. A diferença entre o LR e o LA também é observada. Na Solda 1 o LR medido foi de 3,15 mm e o LA de 3,87 mm e na Solda 2 as dimensões foram de 5,16 mm para o LA e de 5,41 mm para o LA. Neste contexto, uma característica da junta soldada produzida por SFMM é a assimetria do processo entre as regiões. Com as medições das dimensões das ZTMAs é possível afirmar que a ZTMA do LA é maior do que a ZTMA do LR. A área maior de transformação da microestrutura do LA pode ser explicada pela maior temperatura registrada no LA do que no LR.

Figura 43: Comparação entre as dimensões da região das soldas: (a) Solda 1 e (b) Solda 2. As linhas vermelhas apontam as dimensões da Zona de Mistura e as linhas amarelas apontam as dimensões das Zonas Termomecanicamente Afetadas.



Fonte: Próprio autor.

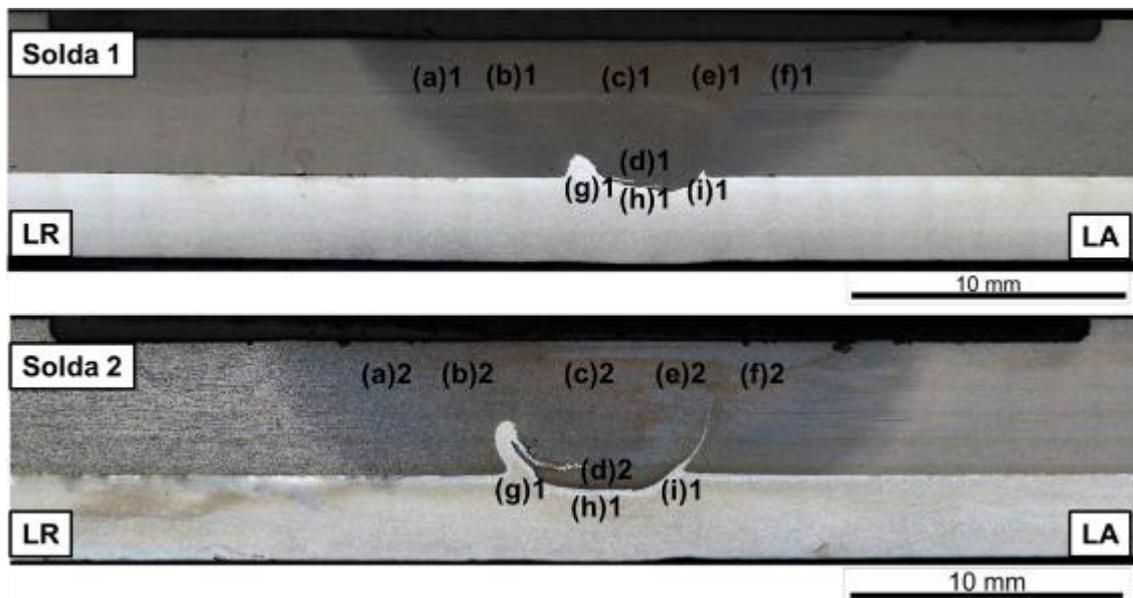
### 5.3.2 Micrografias das regiões

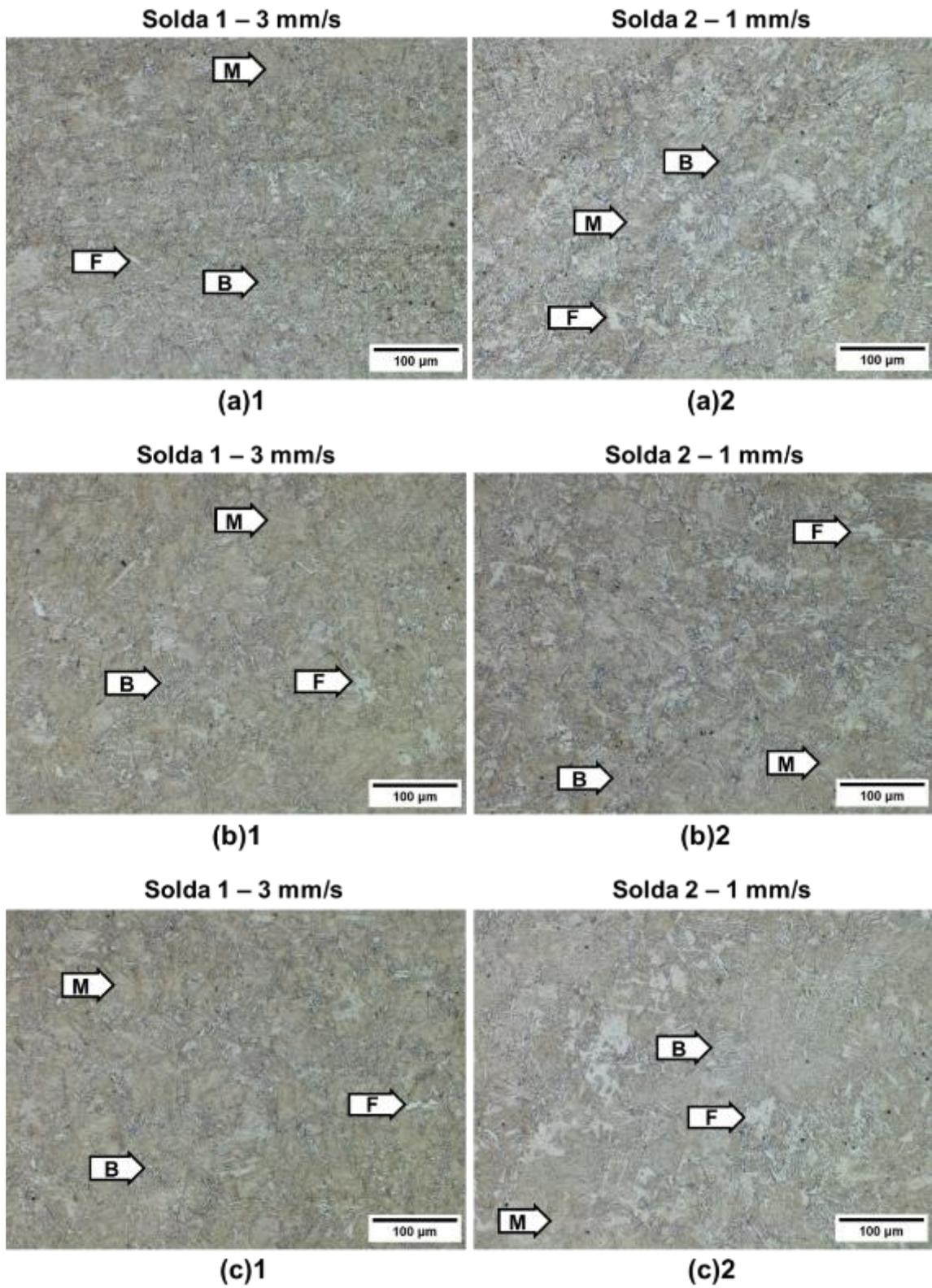
A comparação entre as micrografias das juntas soldadas é mostrada na Figura 44. A microestrutura do material base da chapa de aço apresentava ferrita e perlita, com o processo SFMM a microestrutura foi transformada em uma forma complexa com a presença de ferrita, bainita e martensita.

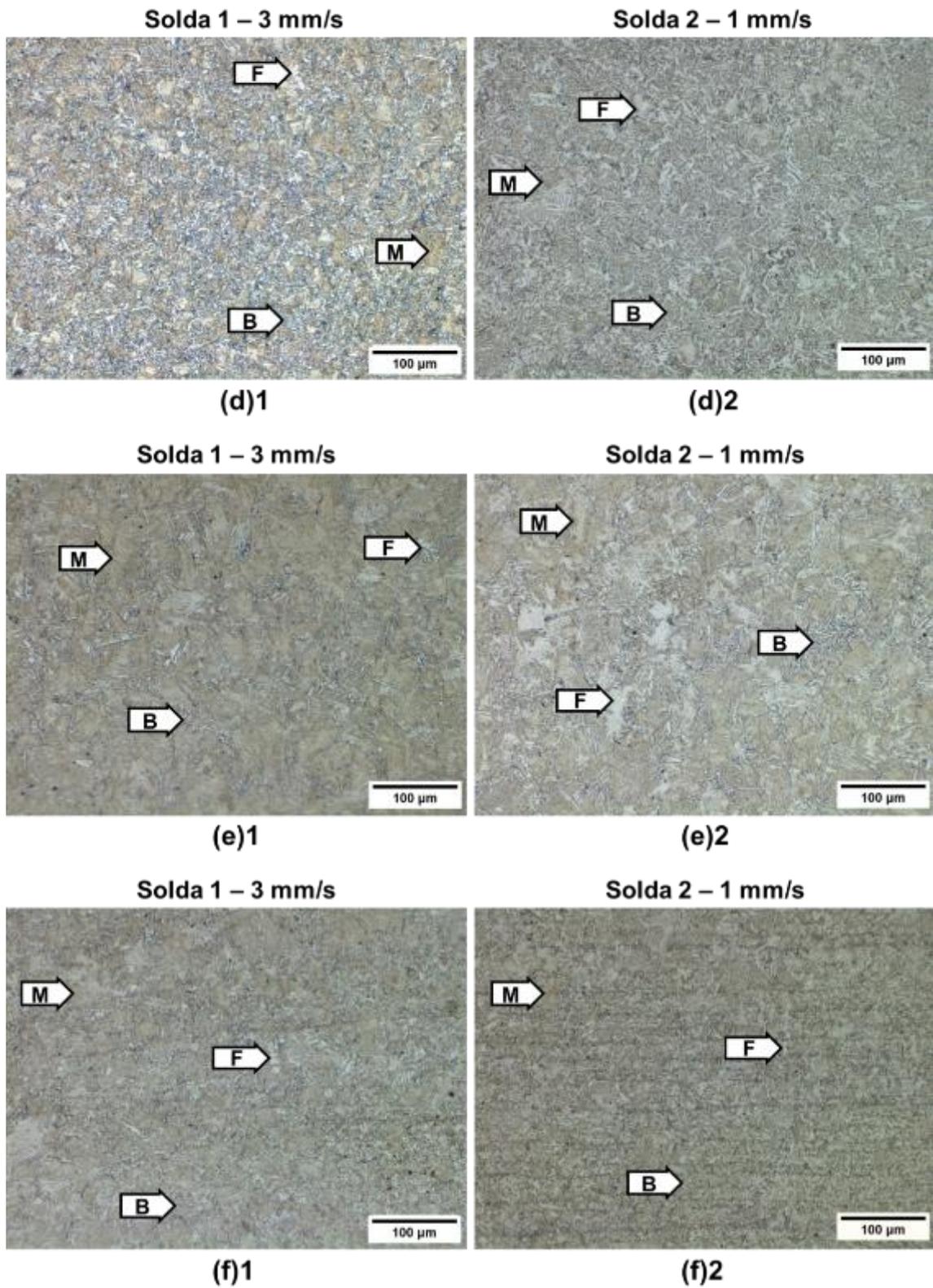
Em geral, na junta soldada ocorre o refino da microestrutura e a transformação de fases. No local onde o pino da ferramenta penetra na amostra, a microestrutura sofre transformações metalúrgicas e ocorre grande refino da microestrutura. As microestruturas encontradas são Bainita (B), Ferrita (F) e Martensita (M). A localização da fase martensita nas zonas de soldagem mostra a complexidade da microestrutura e a diferença entre o LR e o LA.

Na comparação entre a Solda 1 e a Solda 2, as diferenças não foram muito expressivas nas metalografias. A Solda 1 (3 mm/s) apresentou um refino maior da microestrutura na proximidade da interface da junta soldada do que a Solda 2 (1 mm/s), como mostra a Figura 44 (d). Na zona de mistura e LA, a Solda 1 (3 mm/s) mostra a formação maior de martensita do que a Solda 2 (1 mm/s), estas comparações podem ser vistas na Figura 44 (c), (e) e (f).

Figura 44: Comparação das micrografias nas posições (a) LR; (b) zona de mistura – LR; (c) zona de mistura superior; (d) zona de mistura inferior; (e) zona de mistura – LAe (f) LR na chapa de aço, detalhamento para as fases Bainita (B), Ferrita (F) e Martensita (M). Micrografias (g), (h) e (i) na chapa de Inconel.







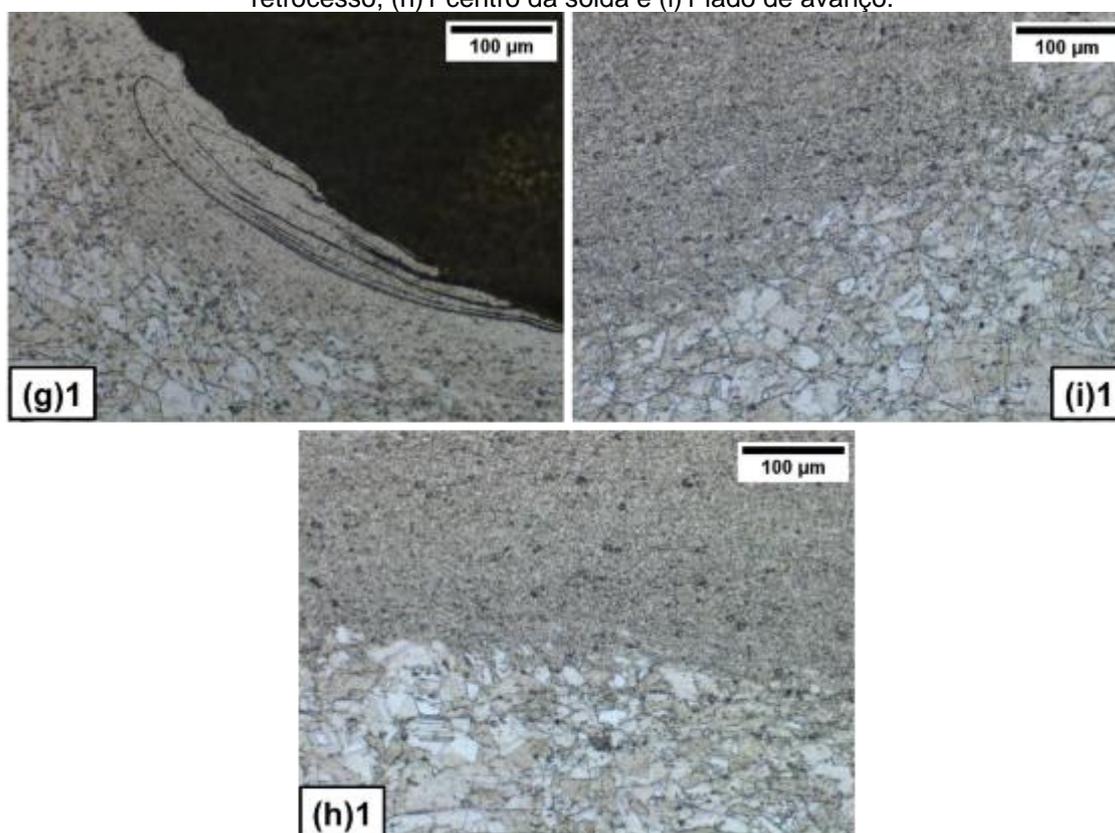
Fonte: Próprio autor.

Para a chapa de Inconel, as micrografias são apresentadas nas Figura 45 e Figura 46. Assim como na zona de mistura na chapa de aço, a microestrutura na

Solda 1 é mais refinada do que na Solda 2 devido a velocidade de soldagem ser maior. Os grãos muito finos na zona de mistura foram produzidos por recristalização dinâmica induzida por calor da fricção e deformação plástica (Li et al., 2015).

Na Figura 45, as micrografias na região da Solda 1 são mostradas, onde (g)1 é o LR, (h)1 a região central e (i)1 é o LA. O local onde o pino da ferramenta alcançou fica evidente pelo refino da microestrutura, sendo muito próximo da interface e não apresentando a formação de novas fases na estrutura austenítica do Inconel em uma análise com microscópio ótico.

Figura 45: Micrografias na região da solda na chapa de Inconel para a Solda 1: (g)1 lado de retrocesso, (h)1 centro da solda e (i)1 lado de avanço.

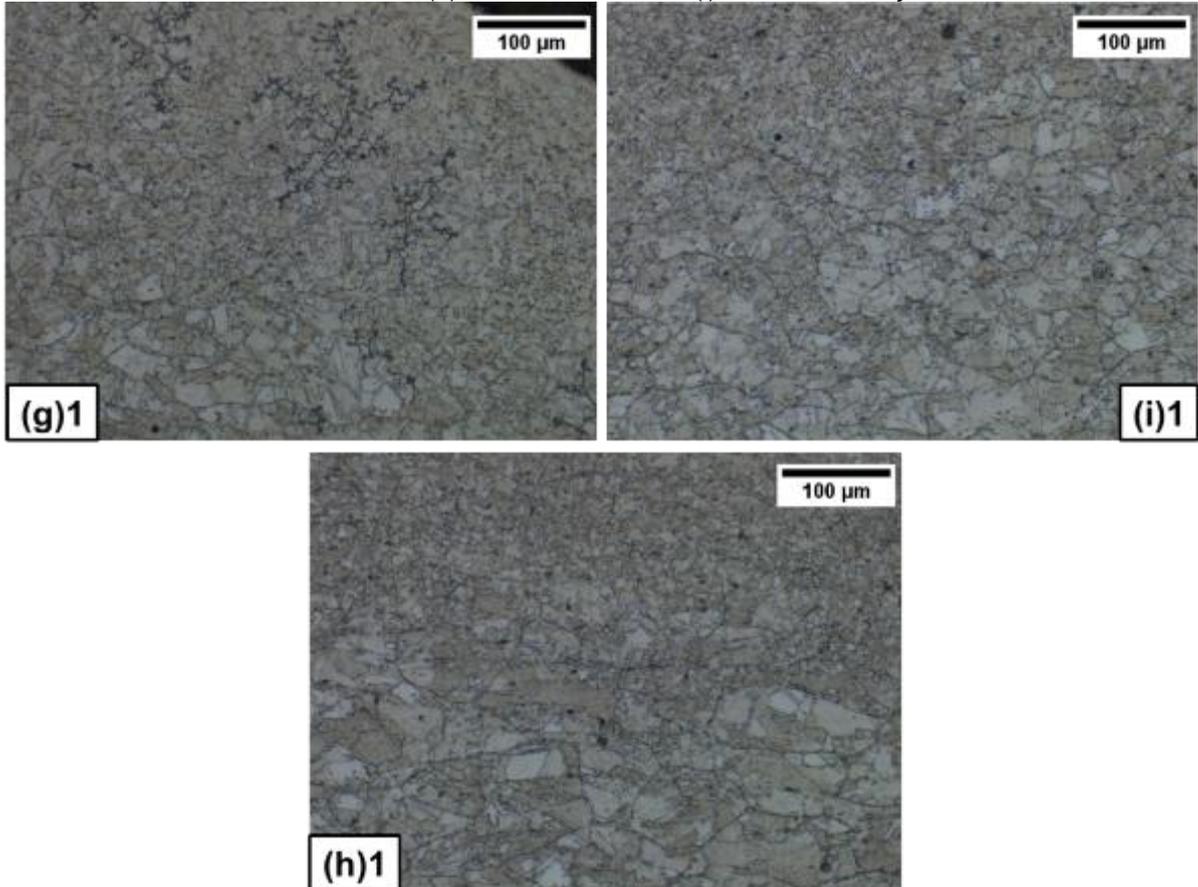


Fonte: Próprio autor.

A Figura 46 apresenta as micrografias da Solda 2, sendo a (g)2 no LR, a (h)2 no centro da solda e (i)2 no LA. Na Solda 2, a microestrutura no local onde o pino da ferramenta penetrou é possível ver a microestrutura refinada, porém na Solda 1 os grãos aparentam ser menores. Apesar do aporte térmico ser maior e isto indicar uma maior facilidade de geração de intermetálicos, não foi possível visualizar no

microscópio ótico formações microestruturais diferentes das existentes no material base, como foi constatado na análise da interface das juntas soldadas.

Figura 46: Micrografias na região da solda na chapa de Inconel para a Solda 2: (g)2 lado de retrocesso, (h)2 centro da solda e (i)2 lado de avanço.



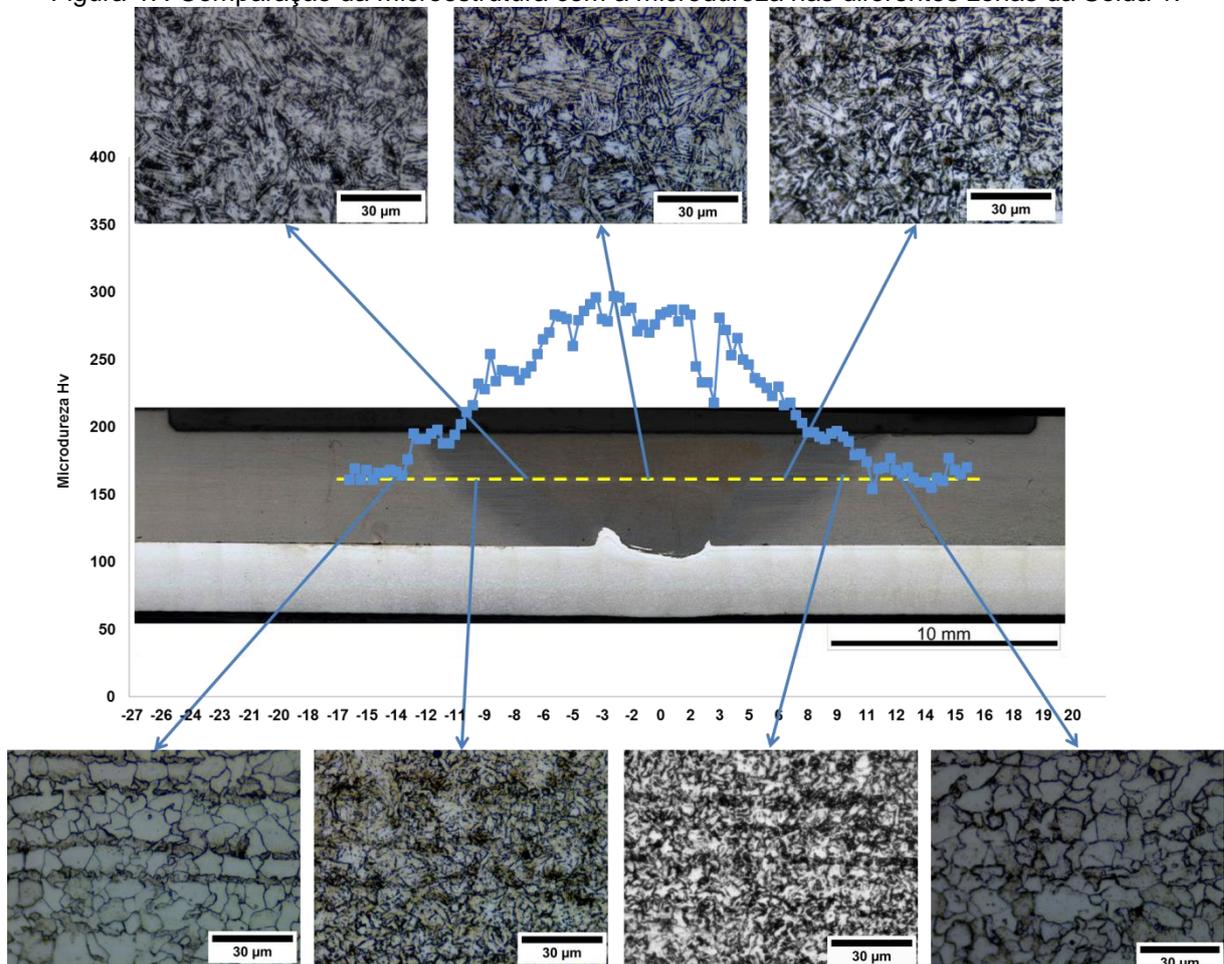
Fonte: Próprio autor.

A disposição das fases presentes ocorre de acordo com a variação dos parâmetros de processo e da temperatura atingida durante a soldagem. Na literatura é dito que com o aumento da velocidade de soldagem, o refino microestrutura da estrutura é promovido e a fração de martensita aumenta (Cui et al., 2007), porém neste estudo não se chegou na mesma conclusão.

Na Figura 47 estão apresentadas as micrografias para revelação do contorno de grão, através da linha de transformação da ZTA no LR até a ZTA no LA, acompanhadas do perfil de microdureza para as mesmas regiões da Solda 1. É possível acompanhar a evolução do perfil de microdureza com a modificação

microestrutural mostrada nas micrografias para contorno de grão, o valor máximo de microdureza alcançado foi de 297 HV. O perfil de microdureza é maior na ZTMA e na zona de mistura onde ocorre maior refino da microestrutura e transformações de fases. É possível notar a grande transformação que acontece na microestrutura da ZTA para a ZTMA que apresenta fases como ferrita, bainita e martensita. Na região da zona de mistura a microestrutura é totalmente modificada e apresenta predominância da fase bainítica, mas é possível observar regiões com ferrita acicular e regiões com martensita.

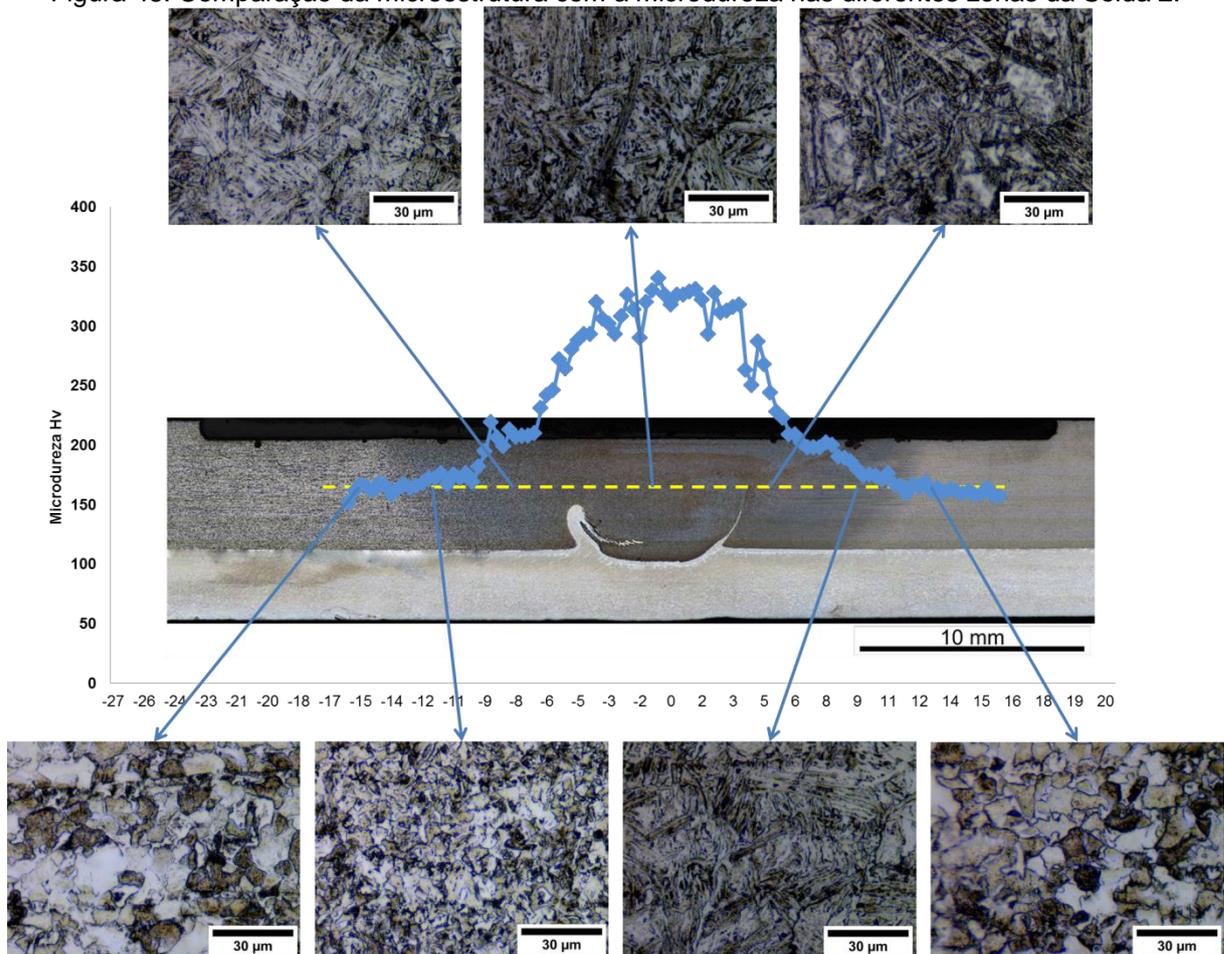
Figura 47: Comparação da microestrutura com a microdureza nas diferentes zonas da Solda 1.



Para a Solda 2, as microestruturas para revelação de contorno de grão estão apresentadas na Figura 48. A microdureza aumenta de valor a partir da ZTMA até a região da zona de mistura, com valor máximo de 340 HV, superior a Solda 1. Na

região central da Solda 2 a microestrutura apresenta maiores regiões martensíticas com feixes de ripas bem alinhados, o que condiz com os resultados de microdureza elevados. A comparação entre os parâmetros de velocidade de soldagem mostraram que a Solda 2, com menor velocidade de soldagem, apresentou maior quantidade de microestrutura martensítica do que a Solda 1 com velocidade de soldagem maior.

Figura 48: Comparação da microestrutura com a microdureza nas diferentes zonas da Solda 2.



Fonte: Próprio autor.

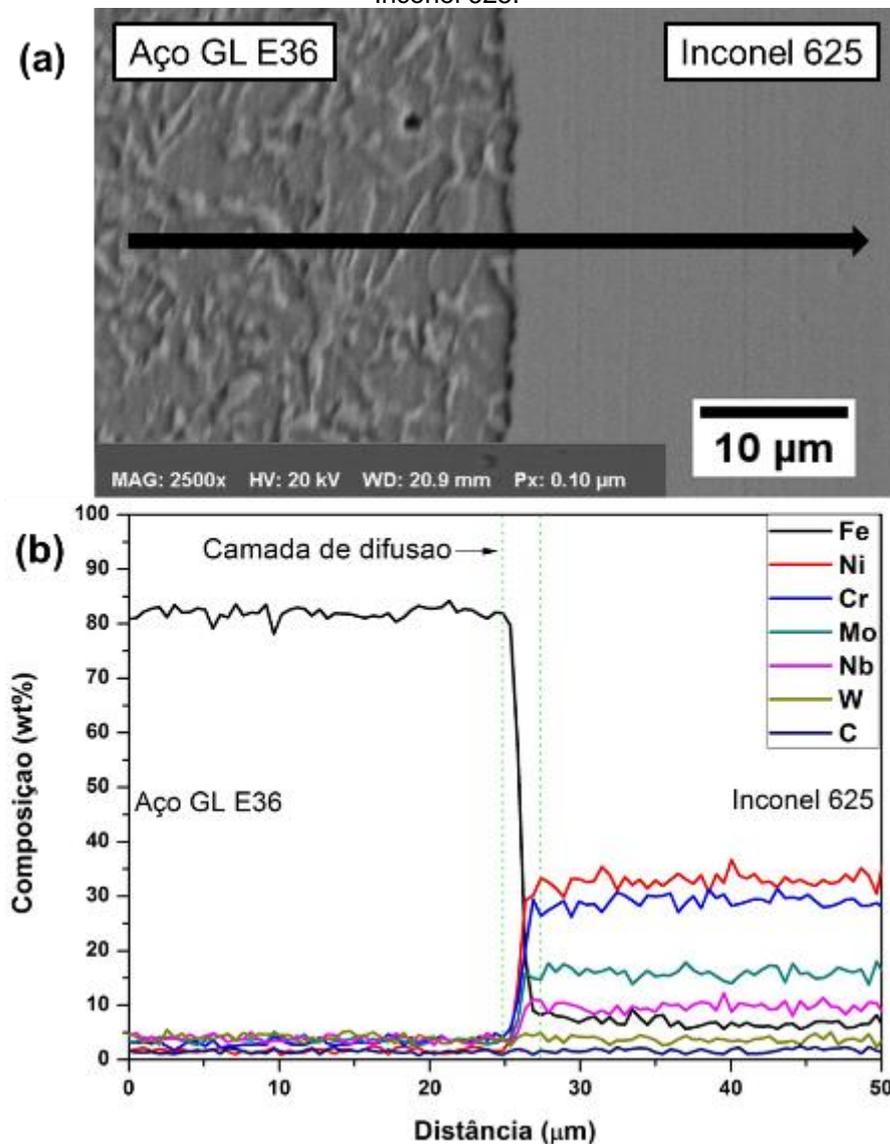
### 5.3.3 Interface da junta soldada

Na Figura 49(a) está representado o local da interface da Solda 1 com a linha de composição dos elementos presentes na junta soldada, o aumento da imagem é de 2500x e não é possível identificar difusão. No entanto, conforme mostra o gráfico da porcentagem em peso da composição dos elementos está apresentado na Figura 49(b), a camada de difusão dos elementos é pequena, da ordem de 5,0  $\mu\text{m}$ . Além

disso, ocorreu a difusão de Ni na matriz de Fe de em torno de 3  $\mu\text{m}$ . Estes valores são atribuídos à menor temperatura de pico (476  $^{\circ}\text{C}$ ).

Para a solda 2, as medições de EDS mostram Fe sendo difundido em Inconel 625 até uma profundidade de aproximadamente 30,0  $\mu\text{m}$  e Ni e Cr sendo difundidos em até uma profundidade de cerca de 10,0  $\mu\text{m}$ . A maior profundidade de difusão do Fe no Inconel é atribuída à estrutura CFC das matrizes de Fe e Ni em alta temperatura de interface e tempo de difusão relativamente mais longo.

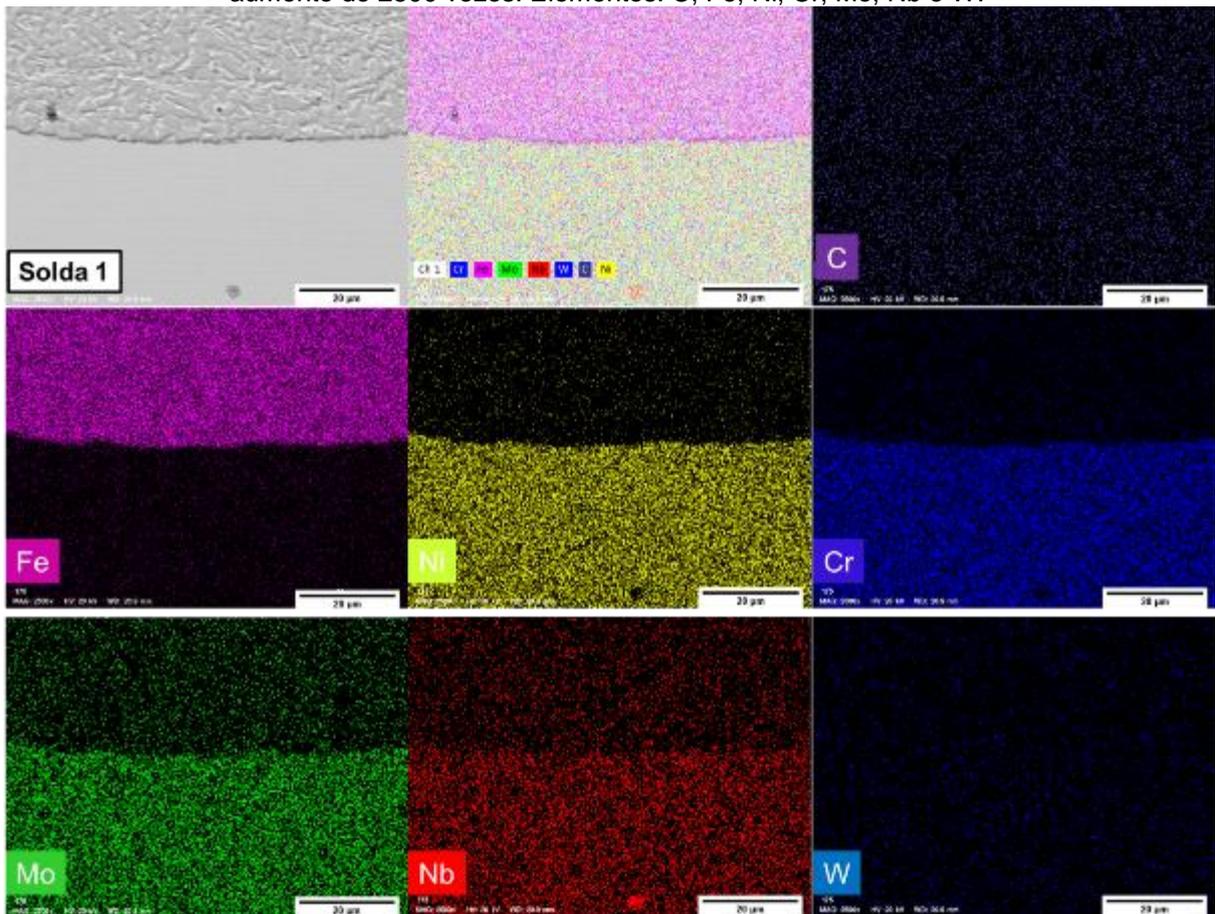
Figura 49: Análise da composição química na interface da Solda 1: (a) Vista da interface no MEV com aumento de 2500 vezes e (b) Composição química dos materiais iniciando no aço GL E36 até o Inconel 625.



Fonte: Próprio autor.

Também foi examinado o mapa de composição com todos os elementos da composição química estudada anteriormente. A Figura 50 mostra a pouca interação dos elementos ao longo dos materiais, principalmente os elementos Fe e Ni que mantêm a posição bem definida na interface.

Figura 50: Mapa de composição com os elementos dos materiais da junta soldada da Solda 1 com aumento de 2500 vezes. Elementos: C, Fe, Ni, Cr, Mo, Nb e W.

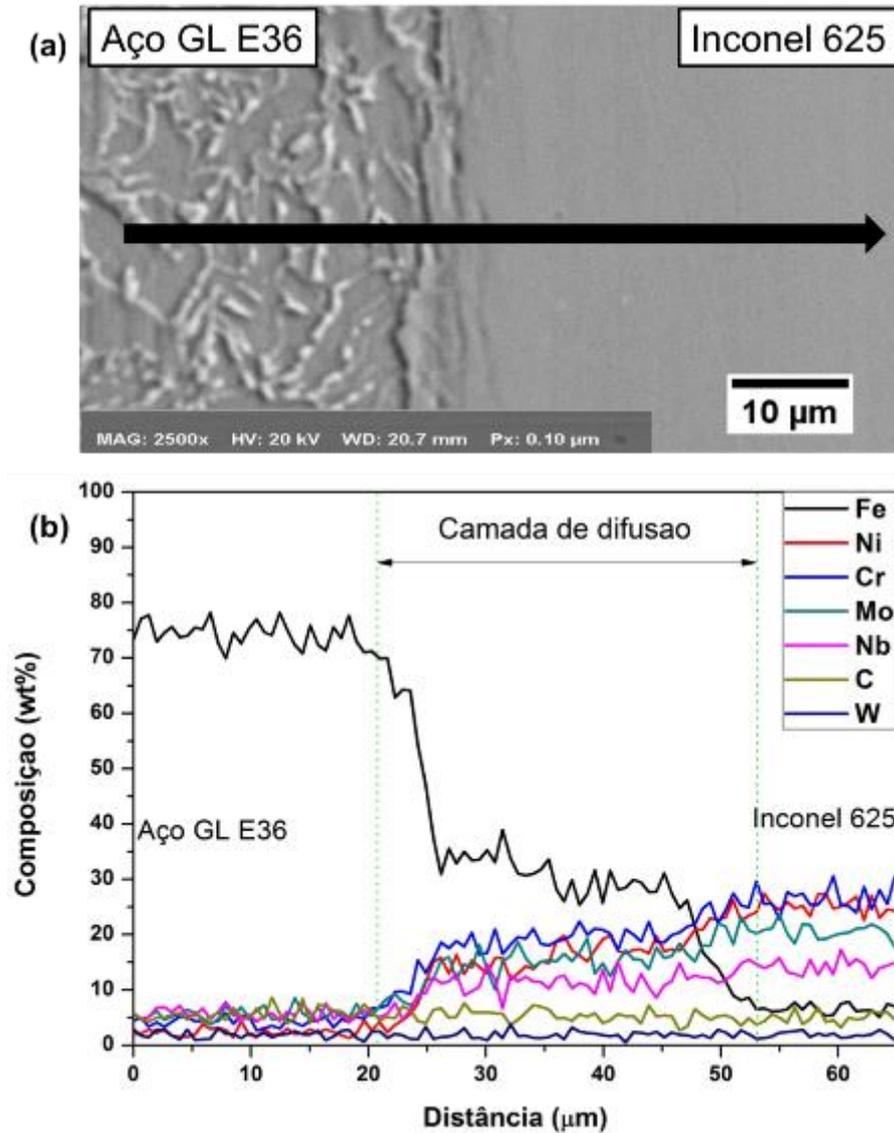


Fonte: Próprio autor.

Para a Solda 2, a Figura 51 apresenta as medições de EDS que mostram o elemento Fe sendo difundido em Inconel 625 até uma profundidade de aproximadamente 30 µm e os elementos Ni e Cr difundidos em uma profundidade de até 10 µm em aço. A maior profundidade de difusão do Fe no Inconel é atribuída à estrutura CFC das matrizes de Fe e Ni em alta temperatura de interface e tempo de difusão relativamente mais longo. Este aumento no tamanho das camadas de difusão é atribuído à diferença na velocidade de soldagem e também à temperatura

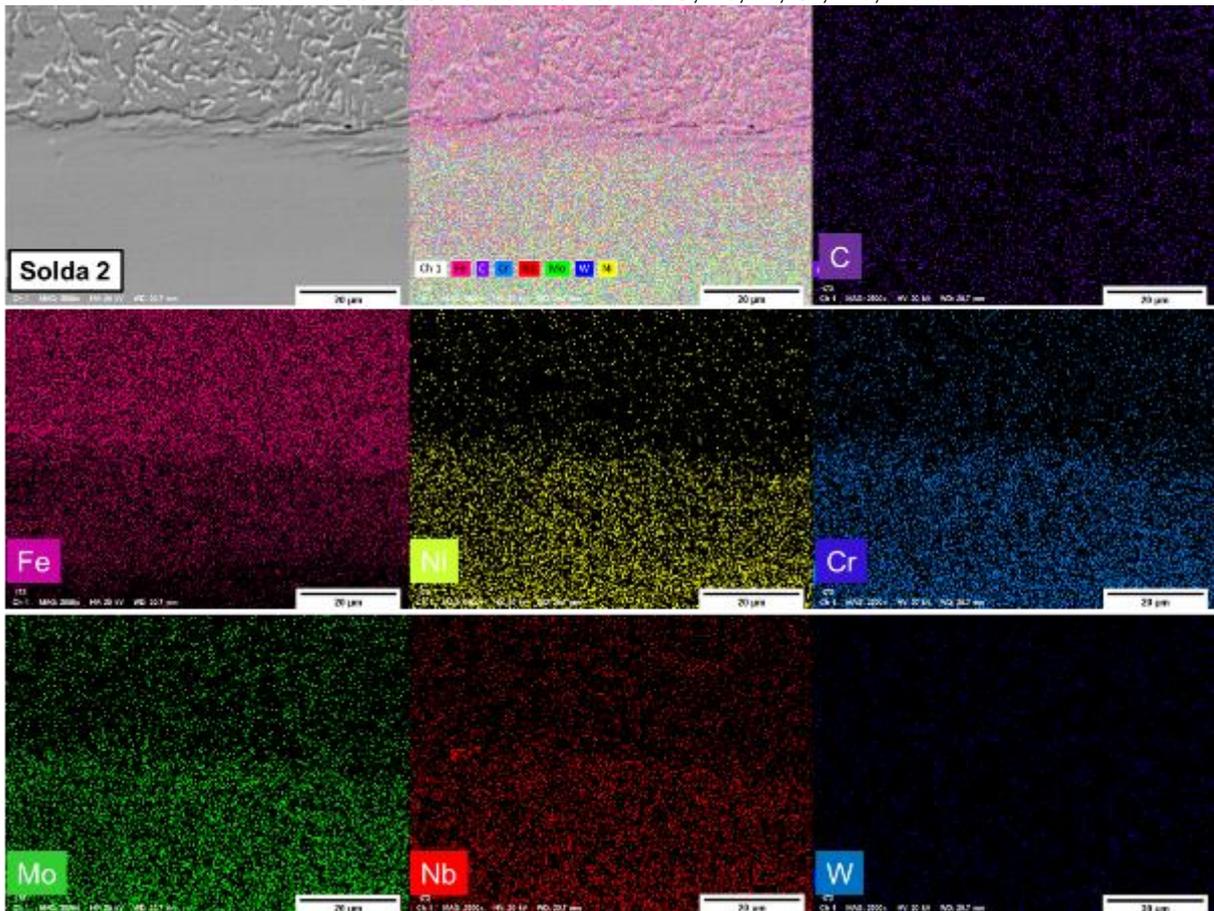
de pico, no caso da Solda 2 com 1 mm/s de velocidade e pico de temperatura de 723 °C.

Figura 51: Análise da composição química na interface da Solda 2: (a) Vista da interface no MEV com aumento de 2500 vezes e (b) Composição química dos materiais iniciando no aço GL E36 até o Inconel 625.



A Figura 52 mostra o mapa de composição dos elementos para a Solda 2 que apresentou uma faixa de difusão maior devido a velocidade de soldagem e ao pico de temperatura. No mapa é possível ver uma faixa próxima a interface com uma maior interação entre os elementos.

Figura 52: Mapa de composição com os elementos dos materiais da junta soldada da Solda 2 com aumento de 2500 vezes. Elementos: C, Fe, Ni, Cr, Mo, Nb e W.



Fonte: Próprio autor.

Os perfis de difusão medidos de Fe e Ni mostrados anteriormente podem ser expressos pela relação empírica padrão:

$$DV = D * \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right). (3)$$

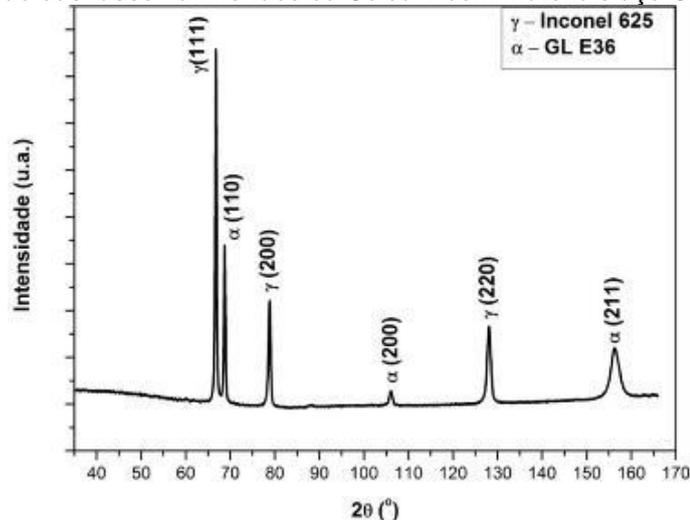
Onde D é o coeficiente de difusão, Q é a energia de ativação, R é a constante universal dos gases e T é a temperatura. Os valores da constante de difusão D como 10,6 e 2,5 respectivamente para a difusão de Fe na matriz de Ni e Ni na matriz de Fe representam os perfis de difusão medidos para ambas as velocidades de deslocamento da ferramenta. As imagens em EDS mostram a interface com pouco ou nenhum contraste, o que se presume indicar uma ausência de compostos intermetálicos. Isso é atribuído ao tempo inadequado para interdifusão elementar e baixa temperatura de pico (Bossle et al., 2023).

A formação de compostos intermetálicos (CIMs) tem sido observada na soldagem de grande parte dos materiais dissimilares como Al, aço, Mg e Cu. Em geral, a formação de CIM não é evitável, embora sua presença possa ser reduzida

em alguns casos controlando o tempo de exposição em altas temperaturas ou utilizando outro meio para retirar calor do processo (Kumar et al., 2015).

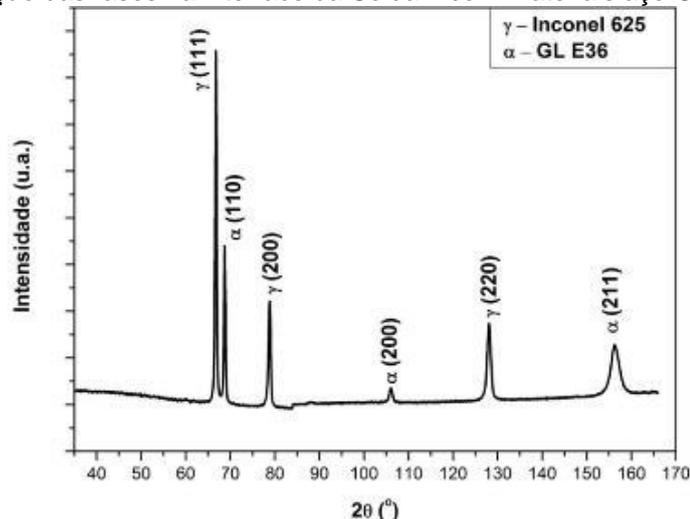
Na intenção de encontrar fases presentes na interface das juntas soldadas, uma análise por difração de raios-X foi realizada na seção transversal da soldada. As fases encontradas na medição foram a fase  $\gamma(111)$ ,  $\gamma(200)$  e  $\gamma(220)$  representando o Inconel e a fase  $\alpha(110)$ ,  $\alpha(200)$  e  $\alpha(211)$  representando o aço. Estes gráficos estão apresentados na Figura 53 como o difratograma da Solda 1 e na Figura 54 como o difratograma da Solda 2. Embora haja diferença na temperatura e tempo no processo de soldagem, não foram encontradas formação de novas fases na interface dos materiais para as juntas soldadas.

Figura 53: Composição das fases na interface da Solda 1 com materiais aço GL E36 e Inconel 625.



Fonte: Próprio autor.

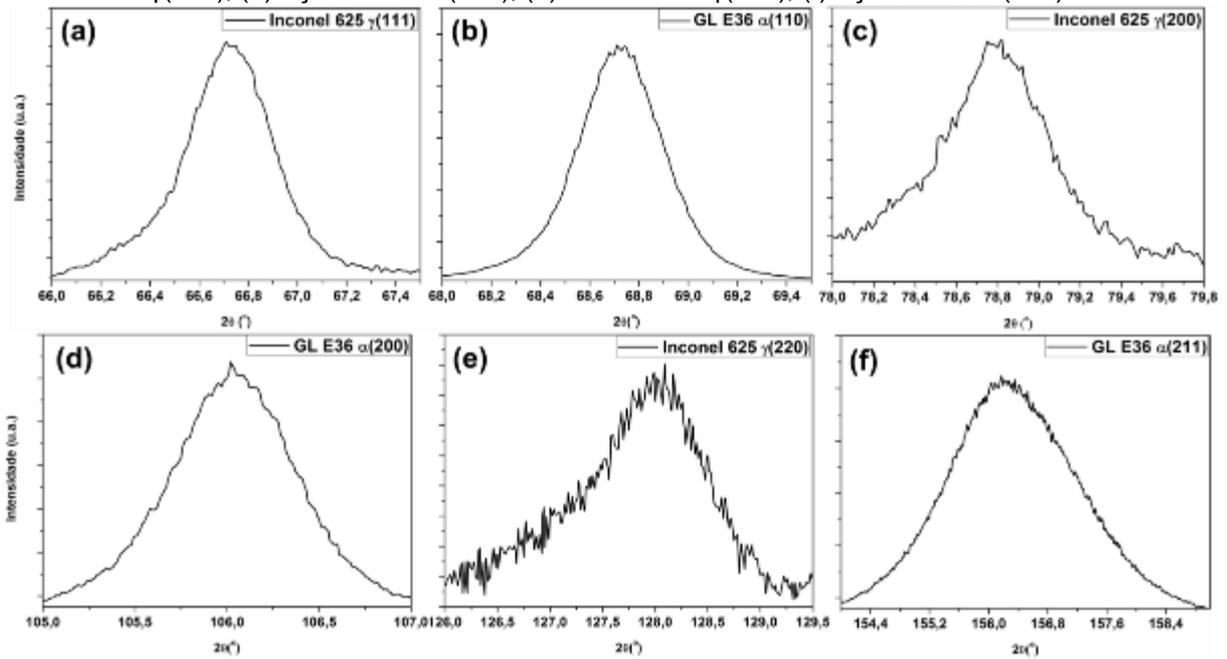
Figura 54: Composição das fases na interface da Solda 2 com materiais aço GL E36 e Inconel 625.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 55 apresenta uma amplitude maior nos picos das fases cristalinas com uma medição com mais pontos e maior aproximação nos picos. Embora algum pico apresente um ruído de medição maior, não foram encontrados picos de novas fases envolvidos em fases nos picos maiores.

Figura 55: Ampliação dos picos: (a) Inconel 625  $\gamma(111)$ , (b) Aço GL E36  $\alpha(110)$ , (c) Inconel 625  $\gamma(200)$ , (d) Aço GL E36  $\alpha(200)$ , (e) Inconel 625  $\gamma(220)$ , (f) Aço GL E36  $\alpha(211)$ .



Fonte: Próprio autor.

## 5.4 Microdureza

### 5.4.1 Perfis Horizontais de Microdureza

Os perfis horizontais de microdureza estão apresentados na Figura 56 para as Soldas 1 e 2. Na Figura 56(a) é mostrado o perfil na chapa de aço próximo a superfície do topo das juntas soldadas. Para as duas soldas ocorre o aumento do valor de microdureza na região da solda e não são homogêneos. A variação na microdureza se deve às microestruturas distintas presentes como regiões com ferrita, bainita e martensita. O pico máximo de dureza nesta região é de 340 HV para a Solda 1 e de 412 HV para a Solda 2. Nesta área próxima à superfície é possível observar alguns picos de dureza nas bordas da junta soldada, o que sugere que a taxa de resfriamento foi maior nessas posições. Isso provavelmente se deve a

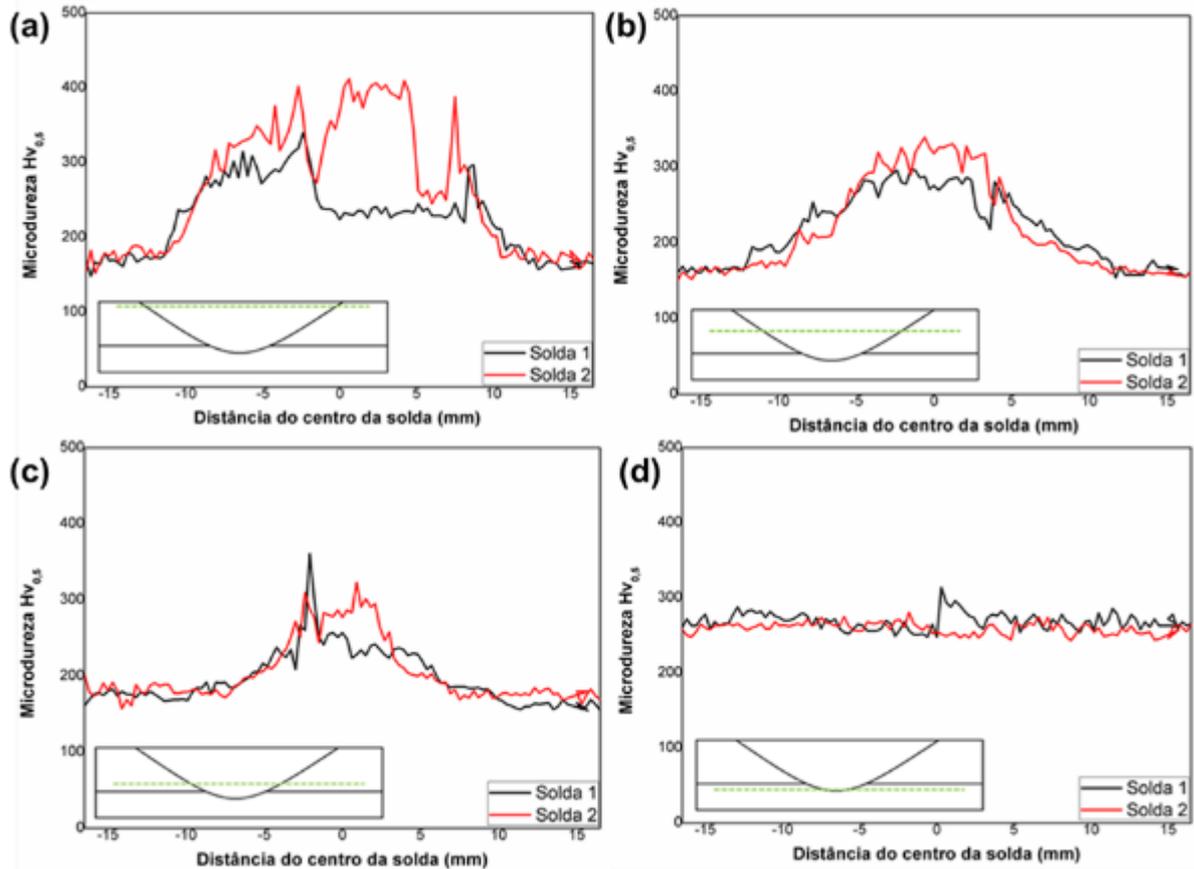
configuração do processo onde a temperatura na zona de mistura é maior e as maiores taxas de resfriamento estarão nas bordas (Reynolds et al., 2003).

Na Figura 56(b) estão os perfis de microdureza localizados no centro da chapa de aço. Os valores de dureza aumentam na direção do centro da região de mistura para as duas juntas soldadas devido ao refinamento de grão e às transformações da microestrutura, com fases como ferrita, bainita e martensita. A Solda 2 apresentou valores maiores de dureza com pico máximo de 340 HV e de 297 HV para a Solda1.

Os perfis localizados na chapa de aço próximo a interface das juntas, cerca de 0,5 mm, estão apresentados na Figura 56(c). Os perfis mantêm os valores na região do material base e aumentam na zona de mistura. Neste caso a Solda 1 teve um pico maior de dureza no valor de 361 Hv e o valor do pico da Solda 2 foi igual a 323 Hv. Os perfis localizados na chapa de Inconel, cerca de 0,5 mm da interface da junta, estão apresentados na Figura 56(d). A dureza do Inconel é maior do que do aço carbono e os perfis não apresentam mudanças muito expressivas mesmo nas proximidades da região da solda. Na Solda 1 o valor máximo foi de 369 HV e na Solda 2 foi de 311 HV.

Os resultados mostraram que a dureza na zona de mistura foi maior do que no metal base em todos os perfis. Conforme os perfis horizontais de microdureza é possível observar que as maiores durezas encontradas estão presentes próximas a superfície do topo da solda onde ocorrem as maiores transformações microestruturais. Segundo as micrografias (Figura 47 e Figura 48) esta região apresenta fases como bainita e martensita que possuem alta dureza comparada com a fase ferrita (Matsushita et al., 2012).

Figura 56: Perfil de microdureza na chapa de aço na distância de 0,5 mm da superfície de topo das juntas soldadas.

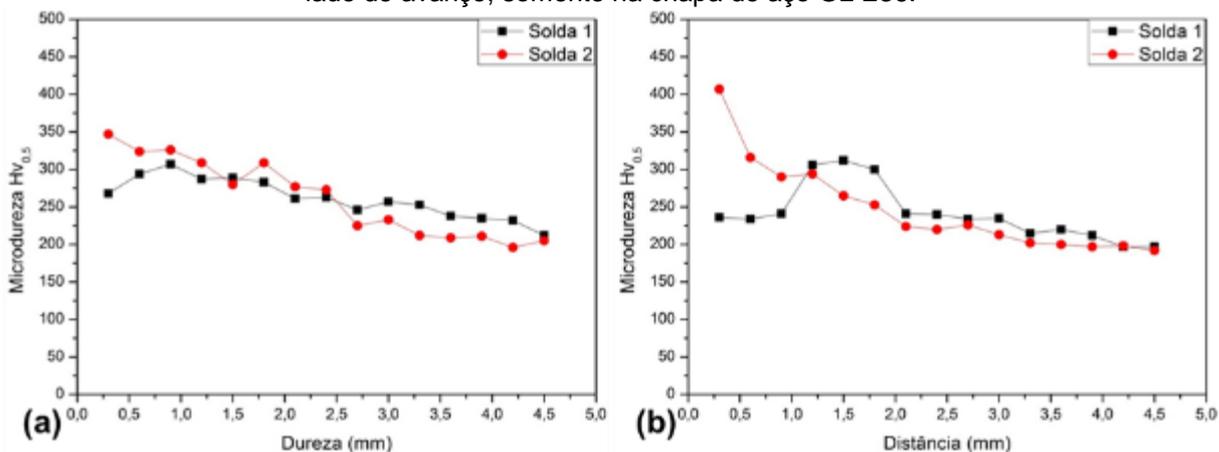


Fonte: Próprio autor.

#### 5.4.2 Perfis Verticais de Microdureza

Os perfis verticais de microdureza no LR e no LA estão apresentados na Figura 57. Nos dois lados os valores de dureza são maiores próximos a superfície da solda e mantêm uma tendência de queda dos valores a medida que se aproximam da interface da junta soldada. No LR, Figura 57(a), o maior valor atingido na Solda 1 é de 307 HV e na Solda 2 é de 347 HV, e os menores valores são de 212 HV (Solda 1) e 205 HV (Solda 2). A variação do valor máximo para o mínimo é de 95 HV (Solda 1) e de 142 HV (Solda 2). No LA, Figura 57(b), os valores apresentam maior diferença entre as soldas na região próxima à superfície. Os valores máximos são de 312 HV (Solda 1) e de 407 HV (Solda 2), e os valores mínimos são de 197 HV (Solda 1) e de 192 HV (Solda 2). A variação dos valores máximos e mínimos foram de 115 HV para a Solda 1 e de 215 HV para a Solda 2. Os perfis verticais de microdureza para o lado de retrocesso e para o LA mostram a assimetria dos lados da junta soldada como mostrado nos perfis de temperatura.

Figura 57: Perfis verticais de microdureza na Solda 1 e na Solda 2: (a) no lado de retrocesso e (b) no lado de avanço, somente na chapa de aço GL E36.



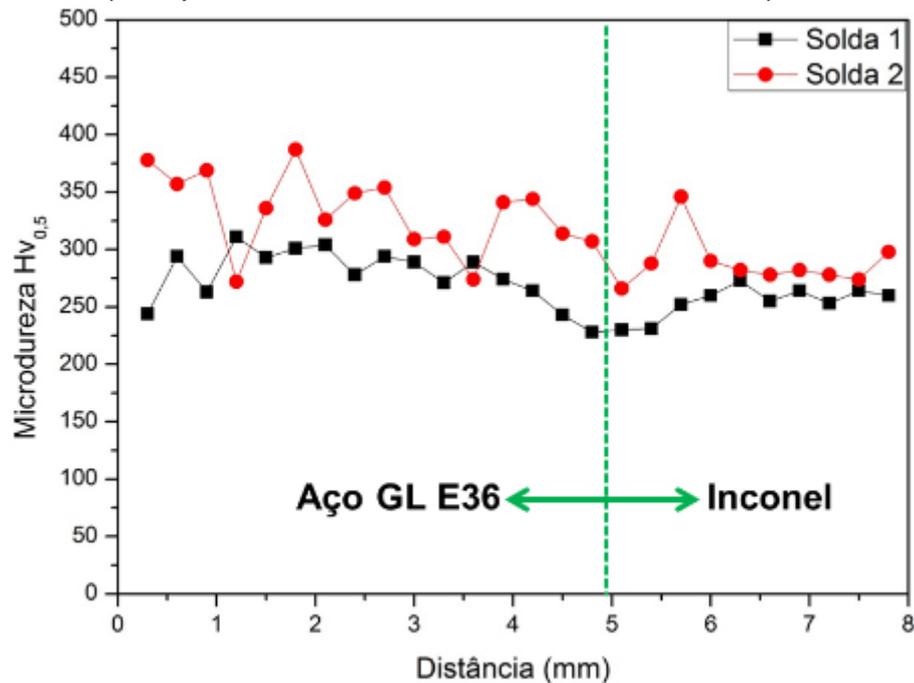
Fonte: Próprio autor.

Os perfis verticais de microdureza no centro da zona de mistura das juntas soldadas estão apresentados na Figura 58, os perfis iniciam na superfície das soldas, passam pela interface, representadas pela linha verde no gráfico, e finalizam próximo a superfície inferior da solda na chapa de Inconel. Devido a complexidade da microestrutura formada a partir da solda, várias fases estão presentes nesta região, como ferrita, bainita e martensita, e apresentam valores de microdureza distintas.

O perfil da Solda 2 possui valores ligeiramente superiores aos do perfil da Solda 1 em toda a extensão da junta, também apresenta maior variação entre os pontos. Os valores máximos são de 311 HV (Solda 1) e de 387 HV (Solda 2), e os valores mínimos são de 228 HV (Solda 1) e de 266 HV (Solda 2). A variação do valor máximo para o mínimo é de 83 HV (Solda 1) e de 121 HV (Solda 2), que mostra a maior variação do perfil da Solda 2.

Para os três perfis verticais analisados localizados no LR, no centro da solda e no LA, as maiores variações entre os valores máximos e mínimos foram para a Solda 2, da mesma forma como foi apresentado nos valores de temperatura para o LA e LR, a Solda 2 também possui o maior aporte térmico. Outra característica foi que as maiores durezas estão próximas a superfície e mantêm a tendência de queda dos valores em direção a região da interface. Estes resultados conferem com os dados analisados nos perfis de microdureza horizontais e nos ensaios de microtração.

Figura 58: Perfis verticais de microdureza no centro das juntas soldadas para a Solda 1 e para a Solda 2. Início no topo da junta, interface na linha verde e finalizando na superfície inferior da junta.



Fonte: Próprio autor.

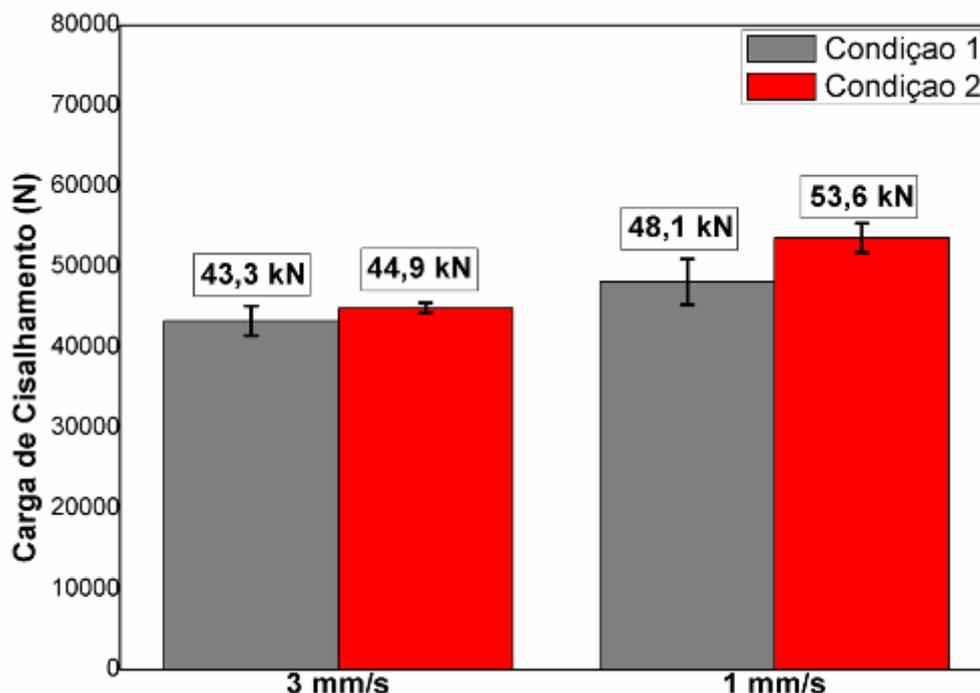
Para os três perfis verticais analisados localizados no LR, no centro da solda e no LA, as maiores variações entre os valores máximos e mínimos foram para a Solda 2, da mesma forma como foi apresentado nos valores de temperatura para o LA e LR, a Solda 2 também possui o maior aporte térmico. Outra característica foi que as maiores durezas estão próximas a superfície e mantêm a tendência de queda dos valores em direção a região da interface. Estes resultados conferem com os dados analisados nos perfis de microdureza horizontais e nos ensaios de microtração.

## 5.5 Ensaio de Cisalhamento

Como mostra a Figura 59, na Condição 1, a carga foi aplicada no LA, ou seja, na chapa de Inconel, os valores suportados foram de 43,3 kN para a Solda 1 e de 48,1 kN para a Solda 2. Já na Condição 2, a carga foi aplicada no LR, ou seja, na chapa de aço, os valores foram de 44,9 kN para a Solda 1 e de 53,6 kN para a Solda 2. Os valores de carga suportadas na Condição 1 foram menores do que as cargas

suportadas na Condição 2. Os valores suportados pela Solda 1 também foram menores do que a Solda 2 nas duas condições.

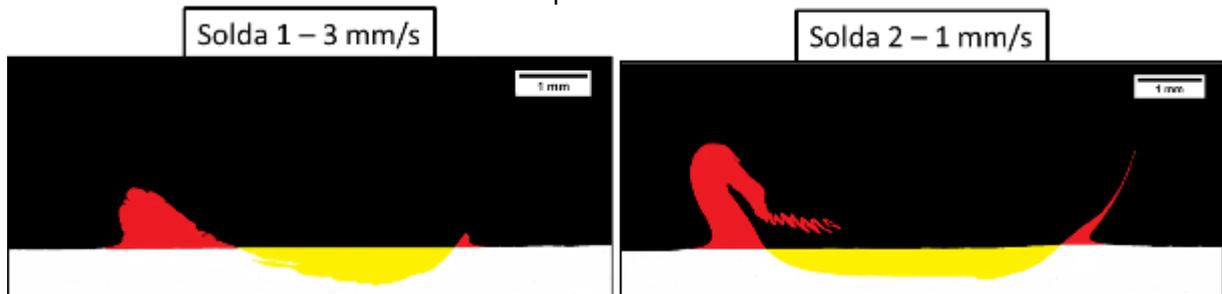
Figura 59: Carga de cisalhamento nas duas condições de ensaio.



Fonte: Próprio autor.

O aumento da velocidade de soldagem diminui a resistência ao cisalhamento devido a menor interdifusão entre as superfícies que estiveram em contato por um tempo menor durante a soldagem (R. T. Lee et al., 2013). A Solda 2 suportou um valor maior no ensaio de cisalhamento está diretamente ligado ao fator da área soldada ser maior e promover uma junta maior, tendo em vista a carga máxima suportada por  $\text{mm}^2$  (Fratini, 2012). Na Figura 60 é possível ver a maior interação dos materiais na Solda 2 devido a menor velocidade de soldagem, em vermelho está representado a área de Inconel na chapa de aço e em amarelo está representado a penetração do pino da ferramenta na chapa de Inconel preenchida com o aço. A área ocupada pelo Inconel na chapa de aço foi de  $0,88 \text{ mm}^2$  na Solda 1 e de  $1,63 \text{ mm}^2$  na Solda 2, um aumento de 85%. A penetração do pino da ferramenta na chapa de Inconel promoveu uma área de  $1,22 \text{ mm}^2$  na Solda 1 e de  $2,03 \text{ mm}^2$  na Solda 2.

Figura 60: Regiões de interação entre os materiais da chapa de aço e de Inconel, em vermelho representa a área de Inconel na chapa de aço e em amarelo a penetração do pino da ferramenta na chapa de Inconel.

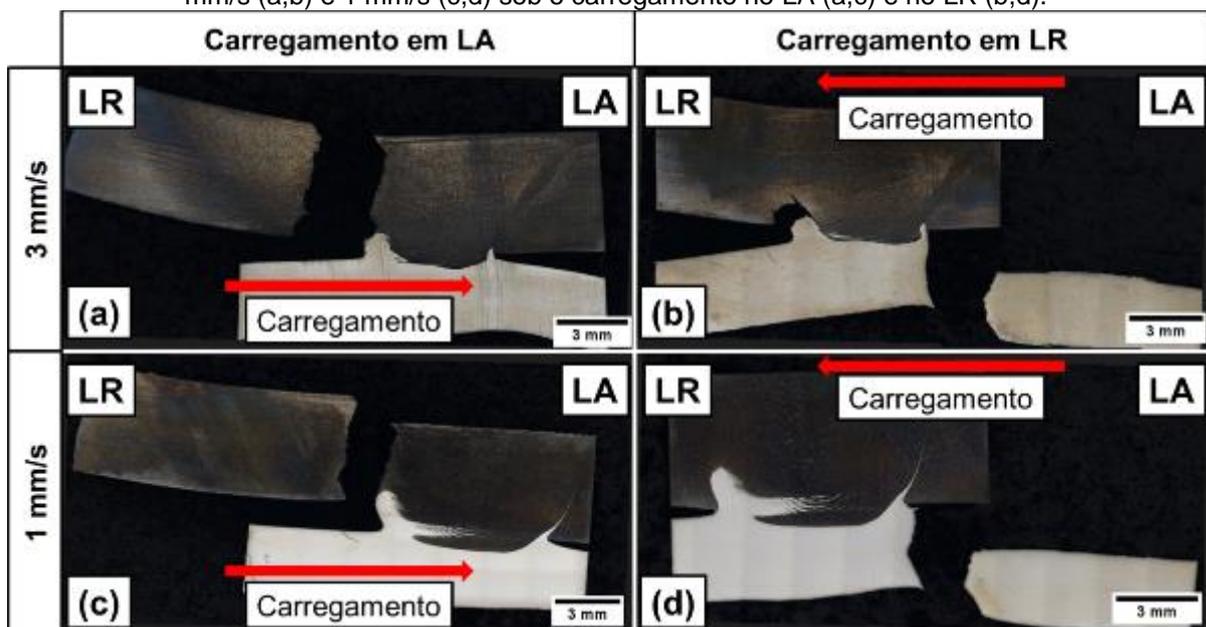


Fonte: Próprio autor.

### ➤ Fraturas do Ensaio de Cisalhamento

Após os ensaios de cisalhamento foram realizadas as análises das fraturas ocorridas e os tipos de fraturas foram observados. Na Figura 61 são apresentadas as macrografias detalhando a direção do carregamento e o local da fratura para as duas configurações de ensaios. Na Condição 1, o carregamento foi aplicado na chapa de Inconel, onde está localizado o LA das juntas e a fratura ocorreu no LR para os dois parâmetros. Na Condição 2, o carregamento foi aplicado na chapa de aço, onde está o LR das juntas e a fratura ocorreu no LA das amostras para os dois parâmetros de soldagem.

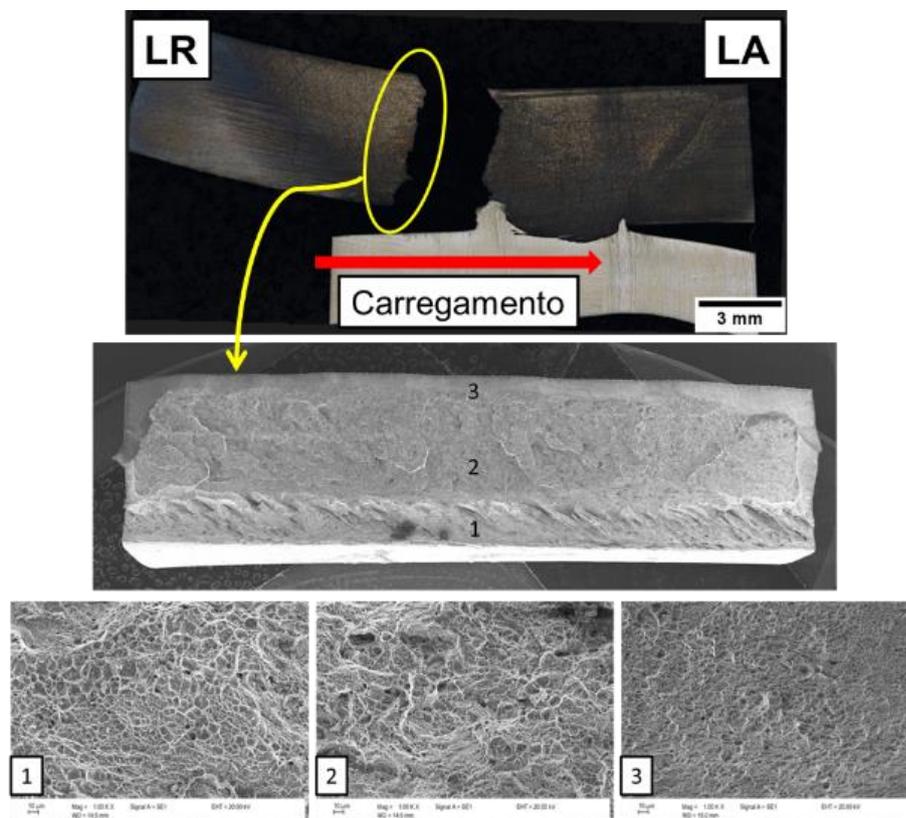
Figura 61: Fraturas do ensaio de cisalhamento da junta soldada com velocidade de soldagem de 3 mm/s (a,b) e 1 mm/s (c,d) sob o carregamento no LA (a,c) e no LR (b,d).



Fonte: Próprio autor.

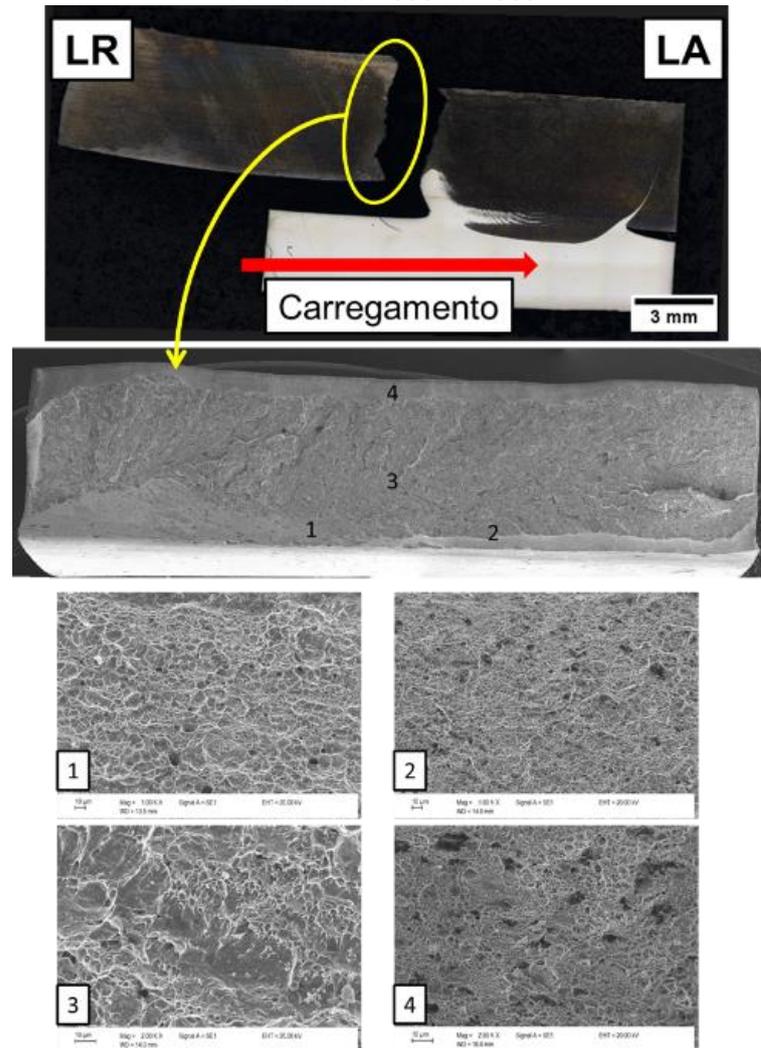
Para uma análise completa, as fraturas foram analisadas no MEV e as regiões distintas das fraturas estão apresentadas nas Figura 62 a Figura 65. Na configuração da Condição 1, as fraturas são iniciadas na chapa de aço na interface das chapas onde se encontra o gancho do LR da solda. As Figura 62 e Figura 63 apresentam o local da fratura e a macrografia da face fraturada. Nas duas juntas soldadas as fraturas apresentaram comportamento dúctil.

Figura 62: Fratura da Solda 1 na Condição 1, com a carga aplicada no LA e fratura no LR com aumento de 1000x.



Fonte: Próprio autor.

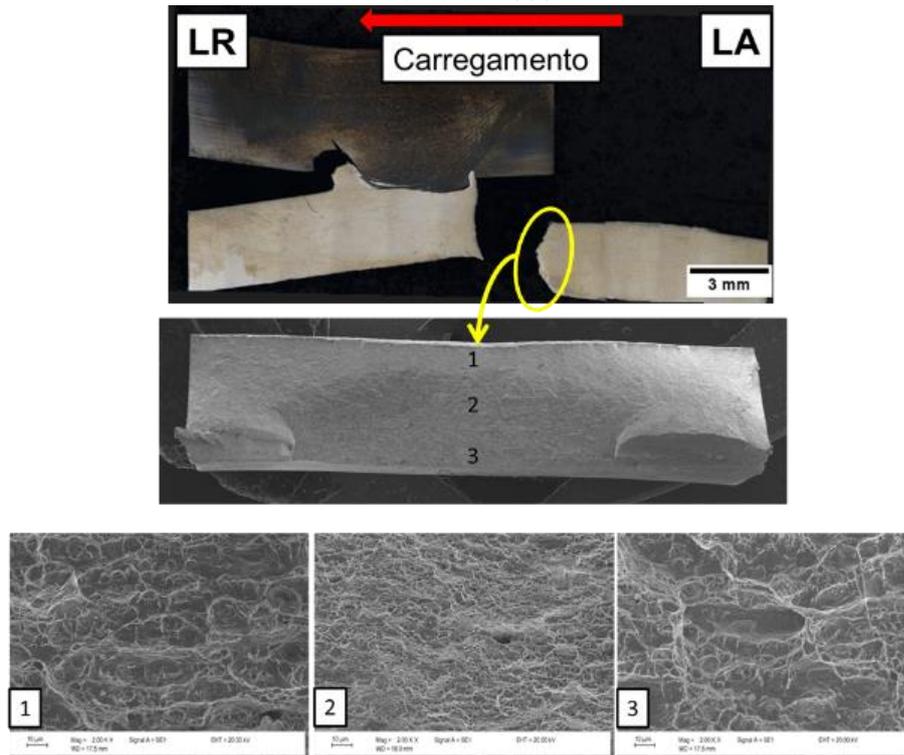
Figura 63: Fratura da Solda 2 na Condição 1, com a carga aplicada no LA e fratura no LR com aumento de 1000x e 2000x.



Fonte: Próprio autor.

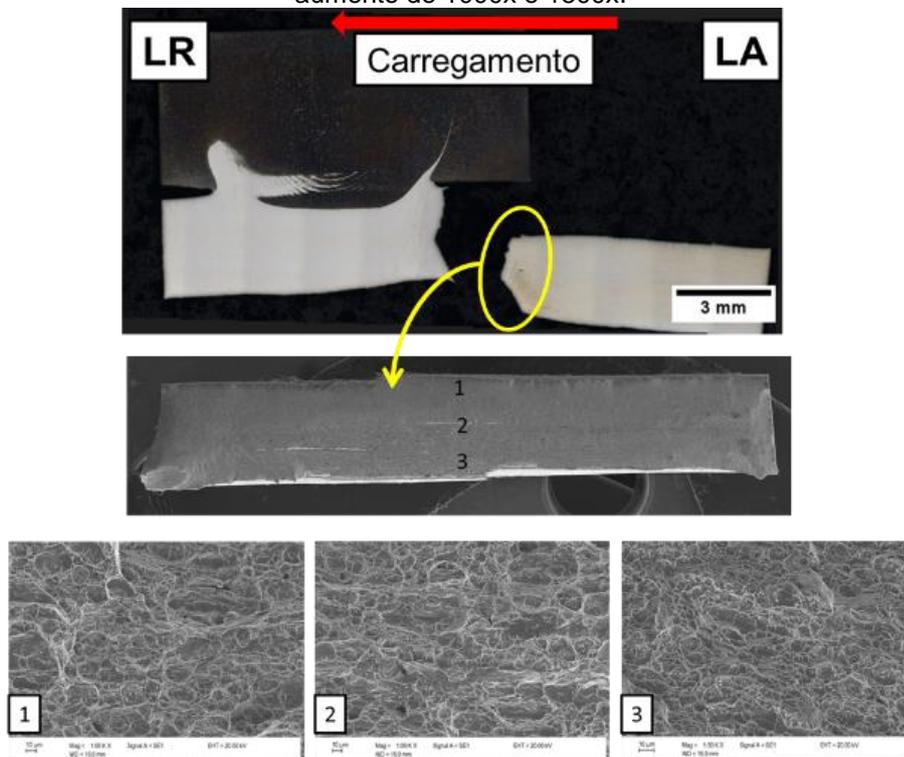
É possível analisar que as fraturas iniciaram próximo ao gancho na interface das juntas soldadas. Nas imagens obtidas através do MEV, as fraturas apresentaram comportamento dúctil. Na configuração da condição 2, as fraturas ocorreram na chapa de Inconel do LA da solda, como mostram as Figura 64 e Figura 65. As fraturas iniciaram na interface das chapas no LA e apresentaram comportamento dúctil no início da fratura.

Figura 64: Fratura da Solda 1 na Condição 2, com a carga aplicada no LR e fratura no LA com aumento de 2000x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 65: Fratura da Solda 2 na Condição 2, com a carga aplicada no LR e fratura no LA com aumento de 1000x e 1500x.



Fonte: Próprio autor.

Como pode ser visto, as juntas soldadas apresentaram ganchos juntamente com a interface dos materiais. Esta característica pode atuar como concentrador de tensões, mas também ocasionar uma ancoragem mecânica na junta (Mahto et al., 2020). A solda com a velocidade de soldagem menor possui um gancho maior do que a solda com velocidade de soldagem maior, isso ocorre devido a maior interdifusão dos materiais. O gancho também reduz a espessura efetiva da chapa superior, quando a junta é carregada no LA, sofre uma fratura iniciando no gancho da chapa superior (Aldanondo et al., 2013). Nos ensaios de cisalhamento em soldas sobrepostas, tensões de tração adicionais são geradas. Os componentes de tensão e compressão são gerados nos lados opostos das chapas. Essas tensões surgem devido à flexão das chapas em torno de eixos perpendiculares à direção de carregamento e passando por pontos próximos à interface (Cederqvist & Reynolds, 2001).

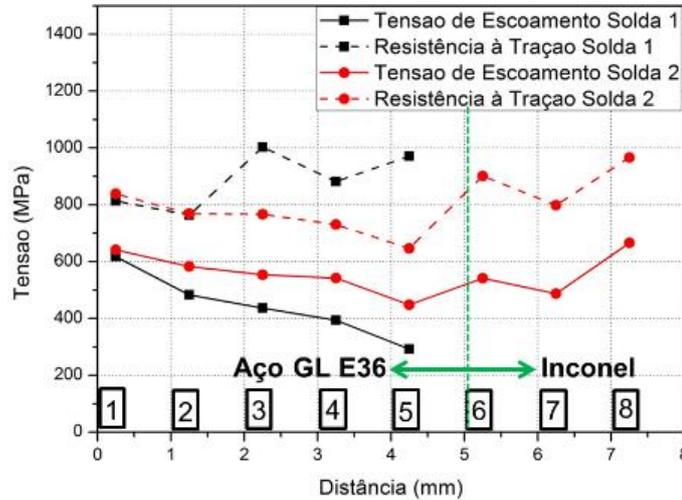
## 5.6 Microtração

Os ensaios de microtração foram realizados em amostras retiradas em três colunas. Uma coluna de oito amostras no LR, uma coluna no centro da solda e uma terceira coluna no LA. Os resultados foram numerados iniciando com o número 1 a amostra mais próxima da superfície de topo na chapa de aço. Do número 1 ao 5, as amostras estão localizadas na chapa de aço, do número 6 ao 8, as amostras estão localizadas na chapa de Inconel. Os resultados estão apresentados comparando a Solda 1 e a Solda 2.

Os ensaios de microtração mostraram que na proximidade da superfície de topo da junta soldada os valores de resistência são maiores e diminuem em direção da interface para as três configurações. Estes resultados confirmam as variações dos perfis verticais de microdureza mostrados nas Figura 57 e Figura 58.

Na Figura 66 estão dispostos os dados de tensão de escoamento e resistência à tração para as amostras localizadas no LR. Para a Solda 1 só estão apresentados os resultados das amostras na chapa de aço. Os valores para as duas juntas são maiores na proximidade com a superfície de topo das soldas e diminuem suavemente na direção da interface das juntas. Na chapa de Inconel para o LR temos apenas as amostras da Solda 2 que teve uma tendência de alta nos valores.

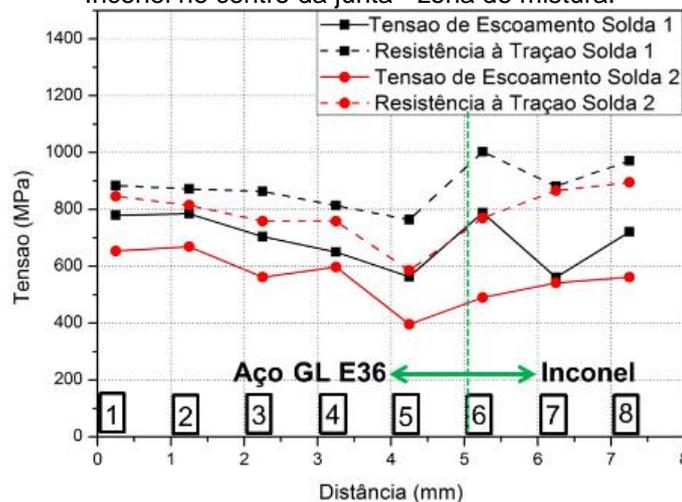
Figura 66: Resultado da tensão de escoamento e da resistência à tração em ensaio de microtração para Solda 1 e Solda 2 iniciando na superfície superior (chapa de aço) e terminando na chapa de Inconel - LR.



Fonte: Próprio autor.

Nas amostras localizadas no centro da junta soldada, ou seja, na zona de mistura da solda, os resultados estão expostos na Figura 67. Os valores são maiores para a Solda 1, porém a diminuição na resistência é ligeiramente maior para esta velocidade de soldagem (3 mm/s), o que é atribuído à formação de fases mais suaves nesta junta conforme visto anteriormente na análise microestrutural. A diminuição da resistência em direção à interface se deve à variação na composição química local. O aumento da resistência nas amostras na chapa de Inconel é atribuído ao fato de haver pouca interação do Inconel durante o processo de soldagem.

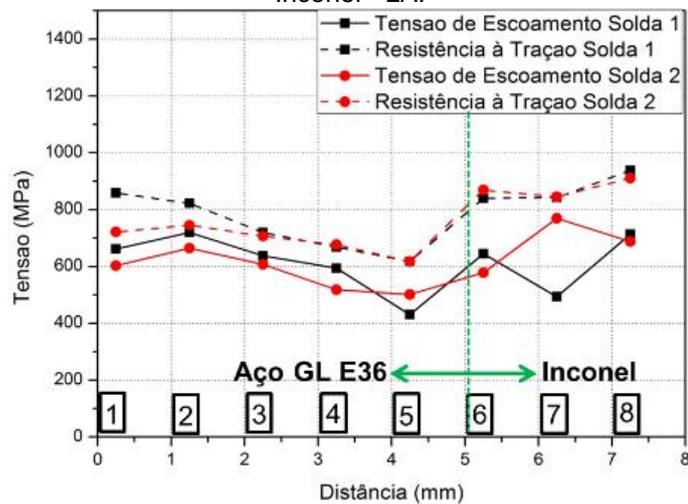
Figura 67: Resultado da tensão de escoamento e da resistência à tração em ensaio de microtração para Solda 1 e Solda 2 iniciando na superfície superior (chapa de aço) e terminando na chapa de Inconel no centro da junta - zona de mistura.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 68 apresenta os resultados para as amostras de tensão de escoamento e de resistência à tração por microtração para o LA das Soldas 1 e 2. Assim como nas outras regiões os valores são maiores próximo a superfície de topo e diminuem gradualmente em direção à interface das juntas. A Solda 1 também possui valores maiores do que a Solda 2 como no comportamento das amostras na zona de mistura.

Figura 68: Resultado da tensão de escoamento e da resistência à tração em ensaio de microtração para Solda 1 e Solda 2 iniciando na superfície superior (chapa de aço) e terminando na chapa de Inconel - LA.



Fonte: Próprio autor.

Os valores máximos de tensão de escoamento para todas as amostras estão expostos na Tabela 6. A Solda 1 apresentou valores maiores para o LA e para a região central, enquanto a Solda 2 teve o valor maior no LR. Os valores mínimos foram da Solda 1 para os lados de avanço e retrocesso e da Solda 2 na zona de mistura das juntas soldadas.

Tabela 6: Valores de Tensão de escoamento (MPa) para os ensaios de microtração

	Posição das Amostras	Tensão de Escoamento (YS) (Mpa)					
		Lado de Retrocesso		Centro		Lado de Avanço	
		Solda 1	Solda 2	Solda 1	Solda 2	Solda 1	Solda 2
Aço	1	617	641	780	654	662	603
	2	483	583	785	669	719	664
	3	437	554	704	562	638	607
	4	394	542	650	597	594	518
	5	292	448	563	396	431	501
Inconel	6		541	788	490	645	578
	7		488	561	541	494	770
	8		666	721	562	714	687

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 7 estão dispostos os resultados de resistência à tração dos ensaios de microtração para todas as amostras. Nos resultados de resistência à tração, a Solda 1 apresentou valores maiores do que a Solda 2 para as três configurações estudadas. A Solda 2 apresentou os menores valores de resistência à tração para os três locais.

Tabela 7: Valores de Resistência à tração (MPa) para os ensaios de microtração.

	Posição das Amostras	Resistência à Tração (Mpa)					
		Lado de Retrocesso		Centro		Lado de Avanço	
		Solda 1	Solda 2	Solda 1	Solda 2	Solda 1	Solda 2
Aço	1	813	839	884	846	858	721
	2	764	768	872	815	822	745
	3	1003	767	864	759	720	707
	4	882	730	813	758	668	677
	5	971	647	764	585	618	618
Inconel	6		902	1003	770	840	869
	7		799	882	866	842	845
	8		967	971	895	938	910

Fonte: Próprio autor.

## 5.7 Tensões Residuais

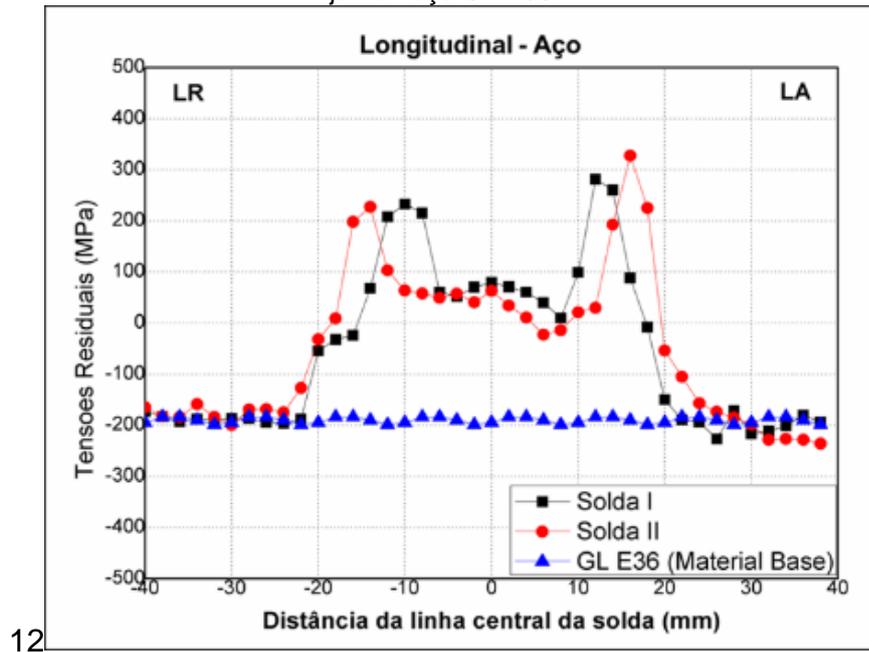
As tensões residuais superficiais medidas por difração de raios-X foram analisadas nos sentidos longitudinal e transversal. As medidas foram realizadas na superfície do topo da junta soldada, na chapa de aço, e também na superfície da base da junta, na chapa de Inconel.

As distribuições das tensões residuais no sentido longitudinal medidas na chapa superior são mostradas na Figura 69. As tensões residuais longitudinais para o material base apresentaram comportamento compressivo e ficam em torno de -200 MPa. Os perfis partem destes valores do material base e aumentam passando para o comportamento trativo no local da junta soldada. Estes perfis para tensões residuais longitudinais apresentam picos trativos no LR e no LA, e também um patamar na zona de mistura da junta soldada, semelhante ao formato da letra “M” característico para esta configuração de ensaio (G. V.B. Lemos et al., 2018).

Como pode ser observado, os valores para as Soldas 1 e 2 tiveram valores máximos muito semelhantes. A literatura mostra que as tensões residuais são mais trativas com o aumento da velocidade de soldagem e conseqüentemente com menor aporte térmico (G. V.B. Lemos et al., 2018), porém para esta configuração a Solda 2, com menor velocidade de soldagem e maior aporte térmico, apresentou valores superiores. A Solda 1 teve valor máximo trativo no LA de 281 MPa, enquanto no LR foi de 233 MPa. A Solda 2 no LA apresentou o valor de 327 MPa e no LR de 227 MPa. A distância entre os picos trativos também mostra uma pequena diferença entre as duas amostras, os picos da Solda 1 ficam distantes aproximadamente 20 mm e os picos da Solda 2 têm a distância de 30 mm entre eles. O patamar localizado na zona de mistura também apresentou comportamento semelhante para as duas juntas e ficaram entre 0 e 100 MPa.

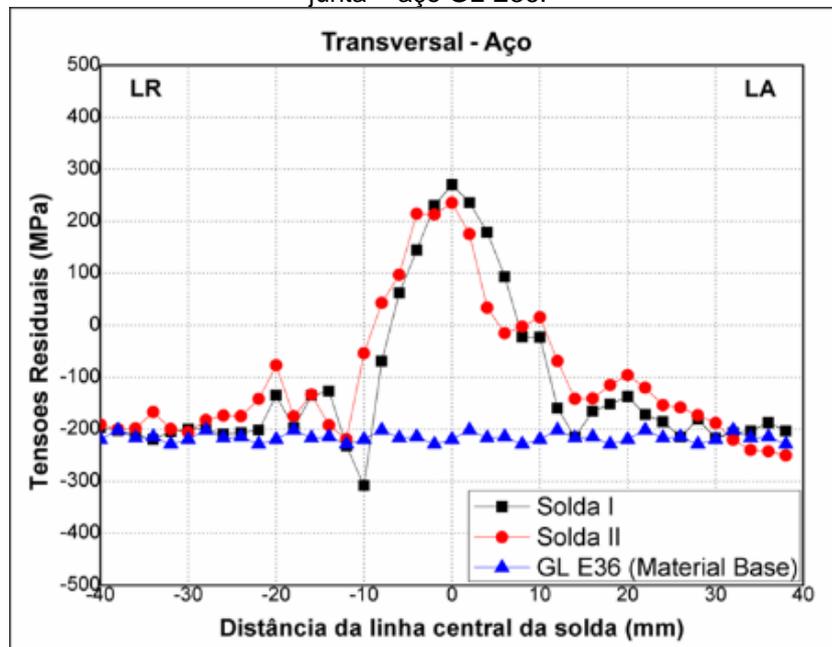
As tensões transversais na junta soldada apresentadas na Figura 70 também passaram para o comportamento trativo na região da zona de mistura e apresentaram o formato de ‘sino’. A Solda 1 teve um pico na região central da solda de 270 MPa e a Solda 2 também apresentou o pico na mesma posição com valor de 235 MPa. A Solda 1 com maior velocidade de soldagem teve um pico maior e a Solda 2 com menor velocidade de soldagem e maior aporte térmico teve maior largura do pico.

Figura 69: Perfil das tensões residuais no sentido longitudinal – medidas na superfície de topo da junta - aço GL E36.



Fonte: Próprio autor.

Figura 70: Perfil das tensões residuais no sentido transversal – medidas na superfície de topo da junta - aço GL E36.



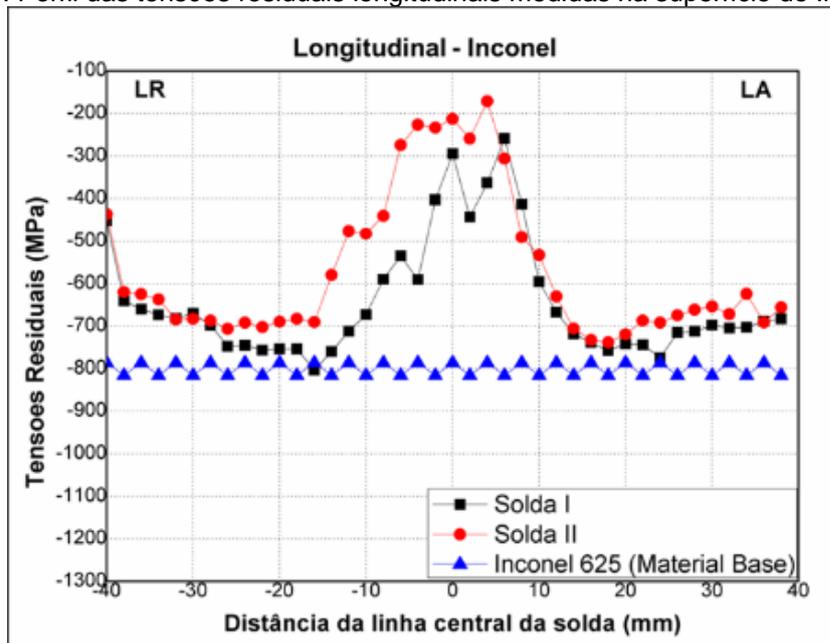
Fonte: Próprio autor.

Na superfície da chapa inferior não há cordão de solda e os perfis das tensões residuais longitudinais estão apresentados na Figura 71. A distribuição das

tensões residuais para a chapa de Inconel apresenta comportamento mais compressivo no material base do que a chapa de aço, sendo em torno de -800 MPa. No sentido longitudinal as medidas mostram um pico de -258 MPa para a Solda 1 e de -170 MPa para a Solda 2, não apresentando comportamento trativo.

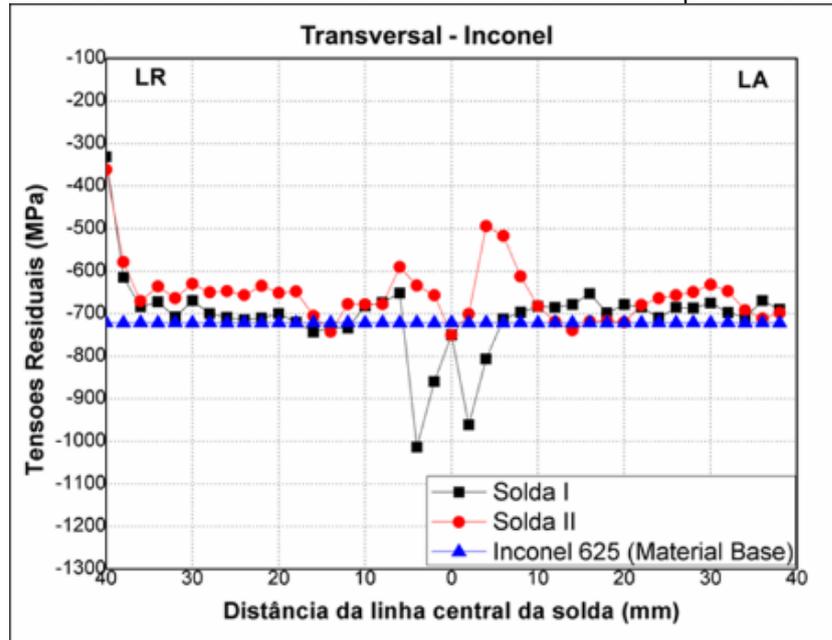
Na Figura 72 estão apresentados a distribuição das tensões residuais transversais. O comportamento também foi compressivo iniciando pelo material base e variou entre -600 MPa e -700 MPa. Os dois perfis mantiveram o comportamento compressivo mesmo na região das soldas mas apresentaram picos com direções opostas. A Solda 1 com velocidade de soldagem maior revelou dois picos mais compressivos sendo o valor mais negativo de -1013 MPa e a Solda 2 com velocidade de soldagem menor e com maior aporte térmico apresentou picos menos compressivos com pico de -493 MPa.

Figura 71: Perfil das tensões residuais longitudinais medidas na superfície do Inconel 625.



Fonte: Próprio autor.

Figura 72: Perfil das tensões residuais transversais medidas na superfície do Inconel 625.



Fonte: Próprio autor.

Pode ser observado que o comportamento das tensões residuais mostrou diferenças entre as duas juntas soldadas, o que comprova que a velocidade de soldagem é um parâmetro importante na distribuição das tensões residuais. O processo de SFMM é assimétrico em termos de distribuição de temperatura e deformações plásticas e no caso das distribuições das tensões residuais os resultados apresentaram essa assimetria entre os lados de avanço e retrocesso. Os picos de tensões residuais trativas na superfície da junta soldada são considerados danosos em relação a resistência à fadiga. O comportamento trativo das tensões residuais pode facilitar a propagação de trincas e pode estar relacionado com as fraturas ocorridas nos ensaios de cisalhamento.

A relação entre as duas configurações das soldas foi analisada através de cada ensaio descrito anteriormente. Iniciando com o maior aporte térmico e maiores picos de temperatura sendo para a Solda 2, os ensaios de tração por cisalhamento também foram maiores para esta configuração. No estudo da microestrutura foi possível ver maiores regiões da estrutura martensítica formada na Solda 2, explicando assim os maiores valores de microdureza para esta configuração. As tensões residuais superficiais não apresentaram grandes discrepâncias entre as duas soldas.

## 6 CONCLUSÕES

Esta tese teve como objetivo o desenvolvimento de junta soldada com materiais dissimilares pelo método de soldagem SFMM em chapa de aço ao carbono GL E36 com chapa de uma liga de níquel Inconel 625. A investigação na interface e das propriedades das juntas soldadas apresentou as seguintes conclusões:

- Foi possível obter juntas soldadas com o método SFMM para materiais dissimilares com alta resistência, sem a presença de defeitos de soldagem e realizando a comparação entre dois conjuntos de parâmetros para a melhor avaliação da junta soldada.
- Com a velocidade de soldagem menor ocorre a formação de um gancho na interface dos materiais com maior altura devido às temperaturas de pico mais altas, facilitando o material Inconel 625 fluir para a chapa de aço ao carbono e aumentando a região de interação dos materiais.
- As microestruturas nas zonas da chapa de aço ao carbono GL E36 exibiram transformações de fases. Essa transformação ocorreu a partir de perlita e ferrita em uma microestrutura complexa com fases como bainita e martensita, sendo a fase bainítica predominante na região soldada.
- Com velocidade de soldagem menor ocorreu a transformação da microestrutura em fase martensítica em maiores regiões devido aos picos de temperatura serem maiores.
- Os perfis horizontais de microdureza mostraram a complexidade da microestrutura com valores ultrapassando 400 Hv na proximidade da superfície da solda que apresentava microestrutura martensítica e valores menores na proximidade da interface da junta soldada. Os perfis verticais também apresentaram tendência de queda da superfície em relação à interface.
- Os resultados dos ensaios de cisalhamento mostraram que a configuração com velocidade de soldagem menor foi mais resistente nas duas condições de ensaio, devido à maior interação dos materiais na interface. As fraturas ocorreram no material oposto ao que estava ocorrendo o carregamento. Quando a carga era aplicada na chapa de Inconel a falha ocorria na chapa de aço, e quando a carga foi aplicada na chapa de aço, a falha ocorreu na chapa de Inconel.

- A análise das fraturas dos ensaios de cisalhamento que correspondem tanto ao aço GL E36 quanto ao Inconel 625 apresentaram microcavidades com maior profundidade em poucas ocasiões e microcavidades mais densas e com menor profundidade, revelando assim uma falha dúctil.
- Os resultados dos ensaios de microtração realizados revelaram que a região com menor resistência é a interface da junta, em ambas as condições de soldagem. Esta conclusão foi confirmada com os resultados de microdureza. A junta soldada com velocidade de soldagem maior obteve maior resistência à tração na zona de mistura da solda.
- As tensões residuais na superfície das chapas de aço apresentaram resultados trativos com picos nos lados de avanço e de retrocesso. O comportamento dos perfis de tensões residuais foi similar para os dois conjuntos de parâmetros.

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Soldagem com diferentes profundidades de penetração da ferramenta na chapa de Inconel.
- Realizar ensaios de Charpy na interface das juntas soldadas.
- Analisar através de EBSD a mudança de microestrutura nas zonas das soldas e acompanhar a transformação.
- Soldagem pela chapa de aço e também pela chapa de Inconel para maior interação dos materiais.

## REFERÊNCIAS

- Aldanondo, E., Arruti, E., Alvarez, P., & Echeverria, A. (2013). Mechanical and microstructural properties of FSW lap joints. *TMS Annual Meeting*, 195–203. <https://doi.org/10.1002/9781118658345.ch20>
- Anitha, P., Majumder, M. C., Saravanan, V., & Rajakumar, S. (2018). Microstructural Characterization and Mechanical Properties of Friction-Welded IN718 and SS410 Dissimilar Joint. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 7(3), 277–287. <https://doi.org/10.1007/s13632-018-0447-0>
- Aonuma, M., Iwaoka, T., Nakamura, I., Teranishi, Y., & Morikawa, K. (2017). Dissimilar lap joining of commercial pure titanium to nickel-based alloy by friction stir welding. *Yosetsu Gakkai Ronbunshu/Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 35(2), 85S-88S. <https://doi.org/10.2207/qjwjs.35.85s>
- ASTM Standard E646. (2000). Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials. *ASTM Book of Standards*, 03, 1–8. <https://doi.org/10.1520/E0646-16>
- Ayer, R., Jin, H. W., Mueller, R. R., Ling, S., & Ford, S. (2005). Interface structure in a Fe-Ni friction stir welded joint. *Scripta Materialia*, 53(12), 1383–1387. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.08.042>
- Bang, H. S., Hong, S. M., Das, A., & Bang, H. S. (2021). Study on the Weldability and Mechanical Characteristics of Dissimilar Materials (Al5052-DP590) by TIG Assisted Hybrid Friction Stir Welding. *Metals and Materials International*, 27(5), 1193–1204. <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00461-6>
- Batistão, B. F., Bergmann, L. A., Gargarella, P., Alcântara, N. G. de, dos Santos, J. F., & Klusemann, B. (2020). Characterization of dissimilar friction stir welded lap joints of AA5083 and GL D36 steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(6), 15132–15142. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.10.078>
- Bhadeshia, H. K. D. H., & Debroy, T. (2009). Critical assessment: Friction stir welding of steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 14(3), 193–196. <https://doi.org/10.1179/136217109X421300>
- Bossle, E. P., Vicharapu, B., Vieira, G., Lemos, B., Rodrigo, C., Lessa, D. L., Bergmann, L., Fernandez, J., Gabriel, T., Clarke, R., & De, A. (2023). Friction Stir Lap Welding of Inconel 625 and a High Strength Steel. *Metals*. <https://doi.org/https://doi.org/10.3390/met13010146>
- Buffa, G., Campanile, G., Fratini, L., & Prisco, A. (2009). Friction stir welding of lap joints: Influence of process parameters on the metallurgical and mechanical properties. *Materials Science and Engineering A*, 519(1–2), 19–26. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.04.046>
- Çam, G., & Koçak, M. (n.d.). Joining of Advanced Materials. *Materials Science and Engineering, Materials Processing and Manufacturing Technologies, II*. <http://www.eolss.net/>
- Cederqvist, L., & Reynolds, A. P. (2001). Factors affecting the properties of friction

- stir welded aluminum lap joints. *Welding Journal (Miami, Fla)*, 80(12), 281–287.
- Chen, T. P., & Lin, W. B. (2010). Optimal FSW process parameters for interface and welded zone toughness of dissimilar aluminium-steel joint. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(4), 279–285.  
<https://doi.org/10.1179/136217109X12518083193711>
- Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N., Nakata, K., Nogi, K., Ikeda, R., & Matsushita, M. (2007). Transformation in stir zone of friction stir welded carbon steels with different carbon contents. *ISIJ International*, 47(2), 299–306.  
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.299>
- Cunha, P. H. C. P. Da. (2014). Caracterização de Juntas Soldadas da Liga de Aço Naval GL E36 Obtidas Através do Processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica. In *Universidade Federal do Rio Grande do Sul*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
- Eiselstein, H. L., & Tillack, D. J. (2012). *The Invention and Definition of Alloy 625*. 1–14. [https://doi.org/10.7449/1991/superalloys\\_1991\\_1\\_14](https://doi.org/10.7449/1991/superalloys_1991_1_14)
- Elrefaey, A., Gouda, M., Takahashi, M., & Ikeuchi, K. (2005). Characterization of aluminum/steel lap joint by friction stir welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14(1), 10–17. <https://doi.org/10.1361/10599490522310>
- Fratini, L. (2012). FSW of Lap and T-Joints. In *Structural connections for lightweight metallic structures* (pp. 311–320). <https://doi.org/10.1007/8611>
- Ghosh, M., Kumar, K., & Mishra, R. S. (2012). Process optimization for friction-stir-welded martensitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 43(6), 1966–1975.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-012-1084-x>
- Guoge, Z., Chandel, R. S., & Seow, H. P. (2001). Solid-state diffusion bonding of Inconel alloy 718 to 17-4 PH stainless steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 16(2), 265–279. <https://doi.org/10.1081/AMP-100104305>
- Hooper, R. M., Shakib, J. I., & Brookes, C. A. (1988). Microstructure and wear of TiC-cubic BN tools. *Materials Science and Engineering*, 105–106(PART 2), 429–433.  
[https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90727-6](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90727-6)
- Jacquin, D., & Guillemot, G. (2021). A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminium alloys and their modelling. *Journal of Materials Processing Technology*, 288(September 2019), 116706.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116706>
- Jin, H. W., Ayer, R., Mueller, R., Ling, S., & Ford, S. (2006). Metallography of dissimilar Fe-Ni joint by friction stir welding. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, 16(3), 228–232.
- Kazen, M. G., & Asadi, P. (1981). *Advances in Friction Stir Welding and Processing Related titles* :
- Kumar, N., Mishra, R. S., & Baumann, J. A. (2014). *Residual Stresses in Friction Stir Welding*. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-800150-9.00002-9>

- Kumar, N., Yuan, W., & Mishra, R. S. (2015). *Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials*. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-802418-8.00001-1>
- Lalam, S. V., Reddy, G. M., Mohandas, T., Kamaraj, M., & Murty, B. S. (2009). Continuous drive friction welding of Inconel 718 and EN24 dissimilar metal combination. *Materials Science and Technology*, 25(7), 851–861. <https://doi.org/10.1179/174328408X369384>
- Lee, C. Y., Lee, W. B., Kim, J. W., Choi, D. H., Yeon, Y. M., & Jung, S. B. (2008). Lap joint properties of FSWed dissimilar formed 5052 Al and 6061 Al alloys with different thickness. *Journal of Materials Science*, 43(9), 3296–3304. <https://doi.org/10.1007/s10853-008-2525-1>
- Lee, R. T., Liu, C. Te, Chiou, Y. C., & Chen, H. L. (2013). Effect of nickel coating on the shear strength of FSW lap joint between Ni-Cu alloy and steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(1), 69–74. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.07.014>
- Leitao, C., Arruti, E., Aldanondo, E., & Rodrigues, D. M. (2016). Aluminium-steel lap joining by multipass friction stir welding. *Materials and Design*, 106, 153–160. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.101>
- Lemos, G. (2017). *Desenvolvimento do Processo Friction Stir Welding para a Liga Inconel 625*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
- Lemos, G. V.B., Cunha, P. H. C. P., Nunes, R. M., Bergmann, L., dos Santos, J. F., & Clarke, T. (2018). Residual stress and microstructural features of friction-stir-welded GL E36 shipbuilding steel. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 34(1), 95–103. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1361148>
- Lemos, Guilherme Vieira Braga, Farina, A. B., Nunes, R. M., Cunha, P. H. C. P. Da, Bergmann, L., Santos, J. F. Dos, & Reguly, A. (2019). Residual stress characterization in friction stir welds of alloy 625. *Journal of Materials Research and Technology*, 8(3), 2528–2537. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.02.011>
- Li, H. B., Jiang, Z. H., Feng, H., Zhang, S. C., Li, L., Han, P. D., Misra, R. D. K., & Li, J. Z. (2015). Microstructure, mechanical and corrosion properties of friction stir welded high nitrogen nickel-free austenitic stainless steel. *Materials and Design*, 84, 291–299. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.103>
- Liu, F. C., Hovanski, Y., Miles, M. P., Sorensen, C. D., & Nelson, T. W. (2018). A review of friction stir welding of steels: Tool, material flow, microstructure, and properties. *Journal of Materials Science and Technology*, 34(1), 39–57. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.10.024>
- Mahto, R. P., Kumar, R., & Pal, S. K. (2020). Characterizations of weld defects, intermetallic compounds and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar alloys. *Materials Characterization*, 160. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110115>
- Matsushita, M., Kitani, Y., Ikeda, R., Endo, S., & Fujii, H. (2012). Microstructure and toughness of friction stir weld of thick structural steel. *ISIJ International*, 52(7), 1335–1341. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.52.1335>

- Mishra, A. (2018). Friction Stir Welding of Dissimilar Metal: A Review. *SSRN Electronic Journal*. <https://doi.org/10.2139/ssrn.3104223>
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 50(1–2), 1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
- Mishra, Rajiv Sharan, & Kumar, P. S. de N. (2014). *Friction Stir Welding and Processing*.
- Moore, I. J., Taylor, J. I., Tracy, M. W., Burke, M. G., & Palmiere, E. J. (2017). Grain coarsening behaviour of solution annealed Alloy 625 between 600–800 °C. *Materials Science and Engineering A*, 682, 402–409. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.060>
- Mubiayi, M. P., Akinlabi, E. T., & Makhatha, M. E. (2019). *Current Trends in Friction Stir Welding (FSW) and Friction Stir Spot Welding (FSSW)* (Vol. 6). <http://link.springer.com/10.1007/978-3-319-92750-3>
- Murr, L. E. (2021). Handbook of Materials Structures, Properties, Processing and Performance. *Handbook of Materials Structures, Properties, Processing and Performance*. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-01905-5>
- Nandan, R., DebRoy, T., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Recent advances in friction-stir welding - Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53(6), 980–1023. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.05.001>
- Pankaj, P., Tiwari, A., & Biswas, P. (2022). Impact of varying tool position on the intermetallic compound formation, metallographic/mechanical characteristics of dissimilar DH36 steel, and aluminum alloy friction stir welds. In *Welding in the World* (Vol. 66, Issue 2). Springer Berlin Heidelberg. <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01203-2>
- Paul, C. P., Ganesh, P., Mishra, S. K., Bhargava, P., Negi, J., & Nath, A. K. (2007). Investigating laser rapid manufacturing for Inconel-625 components. *Optics and Laser Technology*, 39(4), 800–805. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2006.01.008>
- Pollock, T. M., & Tin, S. (2006). Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure, and properties. *Journal of Propulsion and Power*, 22(2), 361–374. <https://doi.org/10.2514/1.18239>
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H., & DebRoy, T. (2011). Review: Friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4), 325–342. <https://doi.org/10.1179/1362171811Y.0000000023>
- Reynolds, A. P., Tang, W., Posada, M., & DeLoach, J. (2003). Friction stir welding of DH36 steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(6), 455–461. <https://doi.org/10.1179/136217103225009125>
- Saeid, T., Abdollah-zadeh, A., & Sazgari, B. (2010). Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding. *Journal of Alloys and Compounds*, 490(1–2), 652–655.

<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.10.127>

- Santos, T., Vilaça, P., & Quintino, L. (2009). Developments in NDT for detecting imperfections in friction stir welds in aluminium alloys. *Rivista Italiana Della Saldatura*, 61(1), 65–72.
- Sathian, S. (1999). *Metallurgical and mechanical properties of Ni-based superalloy friction welds*. University of Toronto.
- Sato, Y. S., Arkom, P., Kokawa, H., Nelson, T. W., & Steel, R. J. (2008). Effect of microstructure on properties of friction stir welded Inconel Alloy 600. *Materials Science and Engineering A*, 477(1–2), 250–258.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.07.002>
- Song, K. H., Kim, W. Y., & Nakata, K. (2012). Evaluation of microstructures and mechanical properties of friction stir welded lap joints of Inconel 600/SS 400. *Materials and Design*, 35, 126–132.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.054>
- Song, K. H., & Nakata, K. (2010). Effect of precipitation on post-heat-treated Inconel 625 alloy after friction stir welding. *Materials and Design*, 31(6), 2942–2947.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.020>
- Song, Kuk Hyun, & Nakata, K. (2009). Mechanical properties of friction-stir-welded inconel 625 alloy. *Materials Transactions*, 50(10), 2498–2501.  
<https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009200>
- Sowards, J. W., Gnäupel-Herold, T., David McColskey, J., Pereira, V. F., & Ramirez, A. J. (2015). Characterization of mechanical properties, fatigue-crack propagation, and residual stresses in a microalloyed pipeline-steel friction-stir weld. *Materials and Design*, 88, 632–642.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.09.049>
- Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needham, J. C., Murch, M. G., Temple-Smith, P., & Dawes, C. J. (1999). Friction welding (Patent No. 5460317). In *Welding Journal (Miami, Fla)* (No. 5460317). <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06.a0001381>
- Toumpis, A., Galloway, A., Cater, S., & McPherson, N. (2014). Development of a process envelope for friction stir welding of DH36 steel - A step change. *Materials and Design*, 62, 64–75. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.066>
- Tribe, A., & Nelson, T. W. (2015). Study on the fracture toughness of friction stir welded API X80. *Engineering Fracture Mechanics*, 150, 58–69.  
<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2015.10.006>
- Zhang, Y. N., Cao, X., Larose, S., & Wanjara, P. (2012). Review of tools for friction stir welding and processing. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51(3), 250–261.  
<https://doi.org/10.1179/1879139512Y.0000000015>
- Zhao, Y., Sato, Y. S., Kokawa, H., & Wu, A. (2011). Microstructure and properties of friction stir welded high strength Fe-36wt%Ni alloy. *Materials Science and Engineering A*, 528(25–26), 7768–7773.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.06.082>

Zheng, Q., Feng, X., Shen, Y., Huang, G., & Zhao, P. (2017). Effect of plunge depth on microstructure and mechanical properties of FSW lap joint between aluminum alloy and nickel-base alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 695, 952–961. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.10.213>

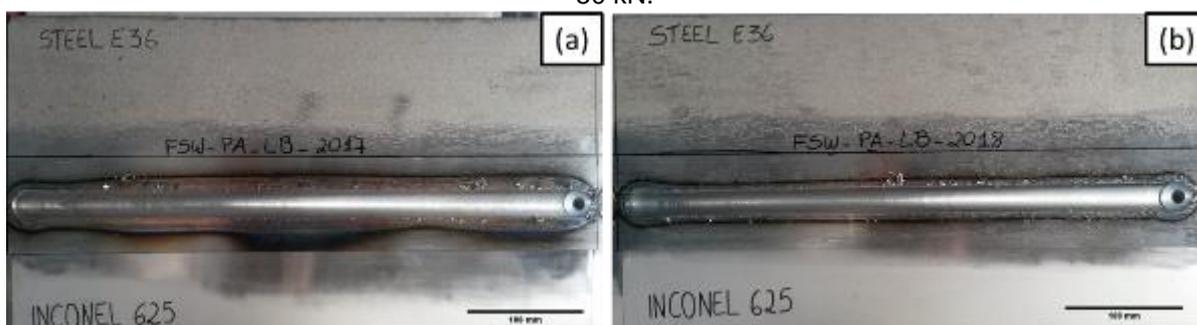
## APÊNDICE A – Soldas sem o rebaixo na chapa de aço

A soldagem por SFMM foi realizada nas chapas de aço com a espessura de 6 mm sobreposta na chapa de Inconel com 3,2 mm, utilizando uma ferramenta com pino de 6 mm de comprimento. Os parâmetros utilizados estão dispostos na Tabela 8A e a análise visual pode ser feita realizada na Figura 73A.

Tabela 8A: Parâmetros utilizados para produção das soldas.

	Solda 1	Solda 2
<b>Velocidade de soldagem (mm/s)</b>	1	3
<b>Velocidade de rotação (rpm)</b>	500	500
<b>Força axial Z (kN)</b>	40	50
<b>Ângulo da ferramenta (°)</b>	+1	+1

Figura 73A: Análise visual das juntas soldadas sem o rebaixo na chapa de aço: (a) velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial de 40 kN e (b) velocidade de soldagem de 3 mm/s e força axial de 50 kN.



Fonte: Próprio autor.

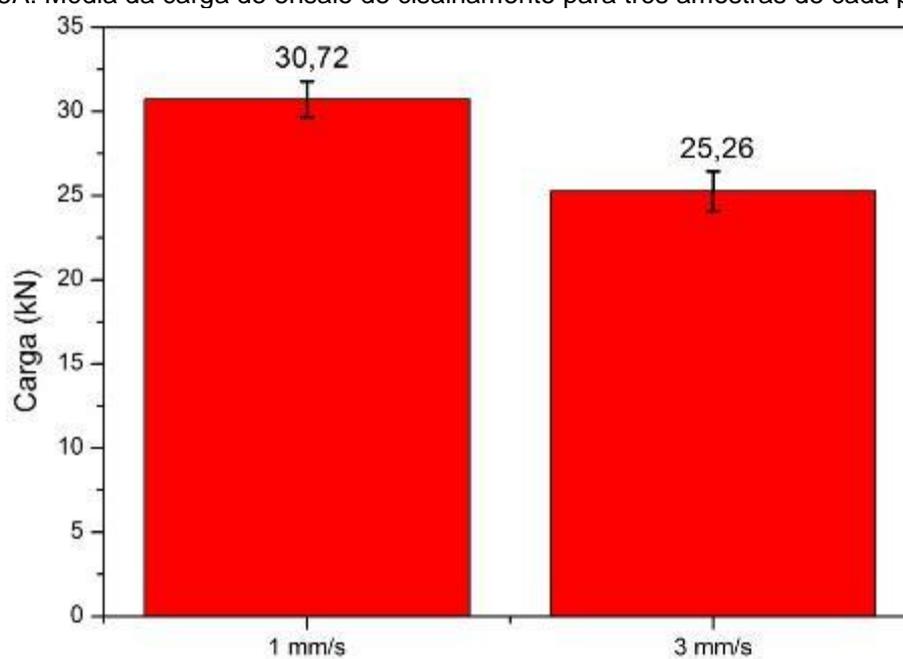
Figura 74A: Macrografia das juntas soldadas: (a) Solda com velocidade de soldagem de 1 mm/s e força axial de 40 kN e (b) Solda com velocidade de soldagem de 3 mm/s e força axial de 50 kN.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 75A é possível ver que a junta soldada com velocidade de soldagem de 1 mm/s suportou uma carga maior, de 30,72 kN, enquanto a junta com velocidade de soldagem de 3 mm/s suportou uma carga de 25,26 kN. Isso ocorreu devido a temperatura durante a soldagem alcançar valores maiores para a velocidade de soldagem de 1 mm/s e a maior interação dos materiais resultado da maior temperatura.

Figura 75A: Média da carga de ensaio de cisalhamento para três amostras de cada parâmetro.

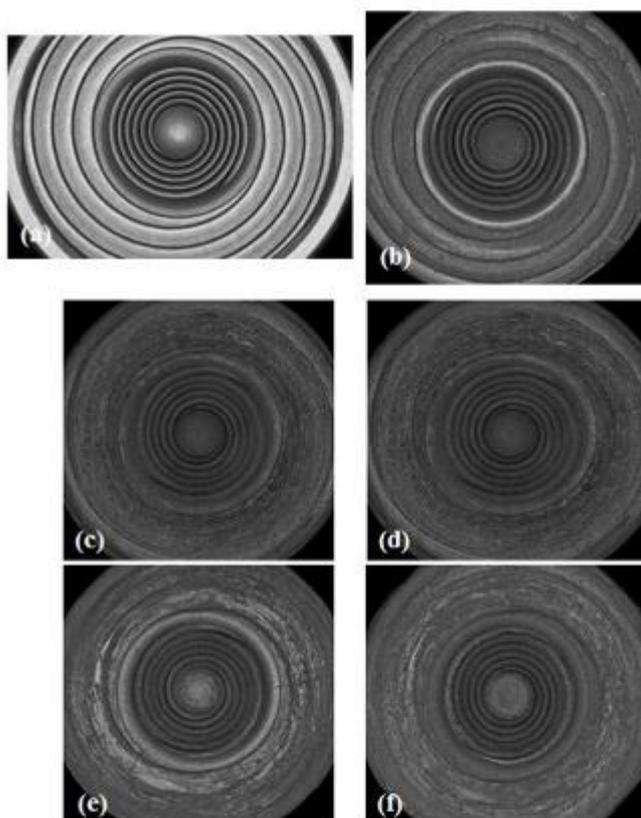


Fonte: Próprio autor.

## APÊNDICE B – Desgaste da ferramenta

A análise do desgaste da ferramenta foi realizada após cada montagem da máquina de soldagem, ou seja, diária. A ferramenta nova foi analisada antes de qualquer uso, a próxima medição foi feita com aproximadamente 2 metros de soldagem, a terceira com aproximadamente 6 metros de soldagem e as próximas foram com 7, 8 e 9 metros de soldagem. A ferramenta analisada teve bom comportamento, sem grandes desgastes na região do pino, porém foi bastante desgastada na superfície do ombro, como é apresentado na Figura 76B.

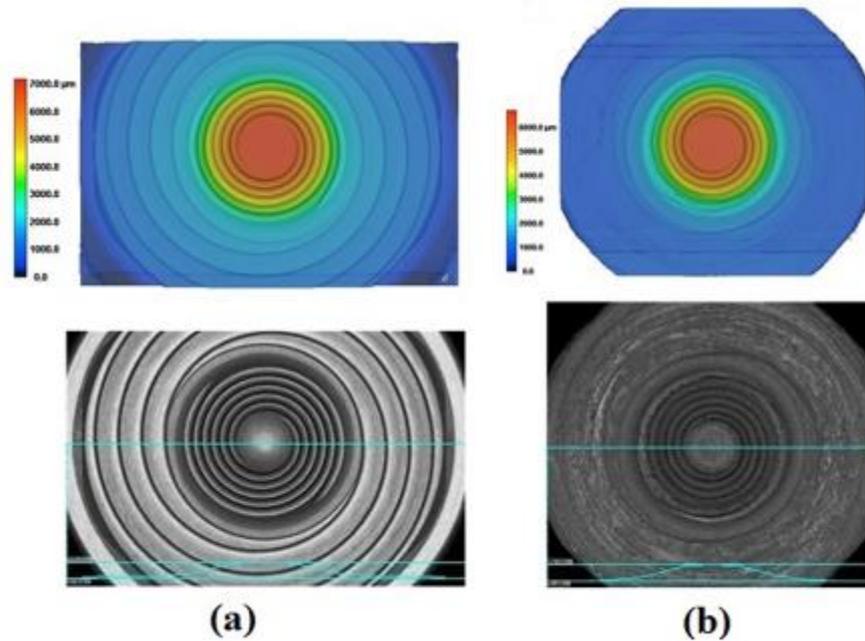
Figura 76B: Desgaste da ferramenta após soldagem dissimilar por sobreposição: (a) ferramenta nova; (b) após 2 metros; (c) após 6 metros; (d) após 7 metros; (e) após 8 metros e (f) após 9 metros de solda.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 77B mostra a comparação da ferramenta nova e após aproximadamente 9 metros de soldagem. É possível visualizar os sulcos do pino que mesmo com algum desgaste ainda mantém a geometria. Já a superfície do ombro perdeu os sulcos e apresenta uma superfície praticamente lisa.

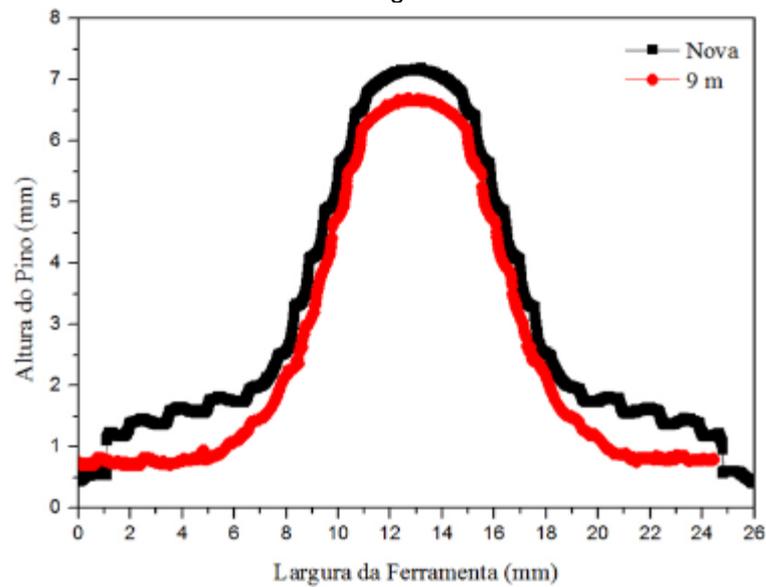
Figura 77B: Comparação da vista de topo da imagem topográfica para condição de (a) ferramenta nova e (b) após 9 metros de soldagem.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 78B apresenta a comparação entre o pino da ferramenta na situação como nova (sem uso) e depois de aproximadamente 9 metros de soldagem.

Figura 78B: Comparação da altura do pino da ferramenta na condição de nova e após 9 metros de soldagem.



Fonte: Próprio autor.