

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

**ANÁLISE DE JUNTAS SOLDADAS POR FRICÇÃO UTILIZANDO PINOS  
CONSUMÍVEIS COM ADIÇÃO DE NÍQUEL EM CHAPAS DE AÇO COM  
MANGANÊS**

**Jonas Trento Buzzatti**

Dissertação para obtenção do Título de Mestre  
em Engenharia

Porto Alegre  
2017

JONAS TRENTO BUZZATTI

**ANÁLISE DE JUNTAS SOLDADAS POR FICÇÃO UTILIZANDO PINOS  
CONSUMÍVEIS COM ADIÇÃO DE NÍQUEL EM CHAPA DE AÇO COM  
MANGANÊS**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Co-orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2017

JONAS TRENTO BUZZATTI

**ANALISE DE JUNTAS SOLDADAS POR FICÇÃO UTILIZANDO PINOS  
CONSUMÍVEIS COM ADIÇÃO DE NÍQUEL EM CHAPA DE AÇO COM  
MANGANÊS**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos  
Materiais

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Co-orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Aprovado pela Banca Examinadora em Maio de 2017

---

Prof. Dr. Nome, Local de Trabalho

---

Dr. Nome, Local de trabalho

---

Dr. Nome , local de trabalho

Dedico este trabalho à minha família *Rafaela Machado Klingelfus, Guilherme Klingelfus Richer e Sofia Klingelfus Buzzatti* e aos meus pais *Noré Buzzatti e Maria Elda Trento Buzzatti*.



## AGRADECIMENTOS

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker pelos ensinamentos, pela oportunidade de realização deste trabalho e pela confiança em mim depositada.

Ao meu irmão Engenheiro Diogo Trento Buzzatti pelo apoio e companheirismo na pesquisa e desenvolvimento de soldas por fricção.

Á engenheira Mariane Chludzinski pelo apoio técnico durante a realização do estudo.

Aos colaboradores do setor de usinagem do grupo TS – LAMEF Rogério Mendonça Soares, Jeferson de Oliveira Paranhos e Luis Felipe Ruga pela destreza e agilidade na fabricação dos corpos de prova.

Aos demais colegas do PROENG CDT – LAMEF pela ajuda na realização das soldagens.

Aos colegas do GAF – LAMEF pela colaboração nas análises metalográficas

Aos colegas do GEM pelo auxílio na realização dos ensaios de tenacidade à fratura.

CNPq, FINEP e PETROBRÁS pelo suporte financeiro.

Aprender com os que sabem mais, ensinar aos  
que sabem menos e a ninguém virar as costas.

Zélio Fernandino de Moraes

## RESUMO

Os processos de união por soldagem entre peças e componentes metálicos são indispensáveis para nossa realidade tecnológica. O processo de soldagem por fricção com pino consumível conhecido como FHPP (Friction Hydro Pillar Processing) é um processo desenvolvido recentemente que ocorre no estado sólido através da fricção entre dois materiais e, com isso, reúne algumas vantagens sobre os processos convencionais de soldagem por fusão. Esta técnica apresenta grande potencial de aplicação na indústria de óleo e gás visando reparos de trincas e descontinuidades em equipamentos e estruturas de aços em geral. Apesar do grande potencial desta técnica, o estudo sobre a sua aplicação para produzir juntas com materiais dissimilares ainda é escasso se comparado com outras técnicas de soldagem. Desta forma, este trabalho tem como objetivo o desenvolvimento e a análise de juntas soldadas utilizando pinos com adição de níquel em chapas de aço com manganês, visando determinar a combinação entre material de pino e parâmetros de soldagem que forneça a junta com melhores características mecânicas e metalúrgicas. Os parâmetros de soldagem que variaram foram: velocidade de rotação e a força axial. Os materiais utilizados nos conjuntos soldados foram chapas de aço ao manganês, classificadas comercialmente como ASTM A516 grau 70, e barras de aço baixo carbono com adição de 3, 6 e 9% de níquel. A análise realizada sobre as juntas abrangeu a caracterização da microestrutura e das propriedades de dureza das regiões específicas da solda além dos ensaios mecânicos de dobramento, tração com micro-amostras e de tenacidade à fratura através do parâmetro CTOD. Todas as soldas tiveram bom preenchimento, porém alguns materiais de pino não proporcionaram boa ductilidade durante o dobramento. As falhas ocorridas durante o dobramento juntamente com os estudos da tenacidade à fratura na zona de ligação mostraram que o acúmulo de inclusões nesta região representa degradação das propriedades mecânicas localmente. Os ensaios de tração com micro-amostras indicam aumento da resistência mecânica na região do material depositado do pino e os valores de CTOD no material termomecânicamente afetado são significativamente maiores do que na zona de ligação, porém não alcançam os valores obtidos nos materiais como não processados.

**Palavras Chave:** Soldagem por fricção com pino consumível, tenacidade à fratura, CTOD, inclusões.

## ABSTRACT

The processes of union by welding between parts and metallic components are indispensable for our technological reality. The Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) process is a newly developed process that occurs in the solid state through friction between two materials and thus has some advantages over conventional fusion welding processes. This technique presents great potential of application in the oil and gas industry aiming repairs of cracks and discontinuities in equipment and steel structures in general. Despite the great potential of this technique, the study of its application to produce joints with dissimilar materials is still scarce compared to other welding techniques. The aim of this work is the development and analysis of welded joints using rod with nickel addition in steel sheets with manganese, in order to determine the combination of rod material and welding parameters that provides the joint with better mechanical and metallurgical characteristics. The welding parameters that varied were: speed of rotation and axial force. The materials used in the welded assemblies were manganese steel plates, commercially classified as ASTM A516 grade 70, and low carbon steel with addition of 3, 6 and 9% nickel. The analysis of the joints included the characterization of the microstructure and the hardness properties of the specific regions of the weld in addition to the bend test, micro-tensile test and fracture toughness through the parameter CTOD. All welds were well filled, however, some rod materials did not provide good ductility during bend test. The failures during folding together with the fracture toughness studies in the bonding zone showed that the accumulation of inclusions in this region represents degradation of the mechanical properties locally. The micro-tensile test indicate increased mechanical strength in the region of the deposited material of the rod and the values of CTOD in the thermomechanically affected material are significantly higher than in the bonding zone, but do not reach the values obtained in the unprocessed material.

**Key Words:** Friction Hydro Pillar Processing, fracture toughness, CTOD, inclusions.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1 - Influência dos elementos de liga sobre a temperatura do eutetóide. ....	7
Figura 3.2 - Ação relativa dos elementos de liga sobre a dureza da fase ferrita. ....	7
Figura 3.3 - Formatos típicos de inclusões. Esférica (a), poliédrica (b), placa (c) dendrítica (d), clusters (f) e agregadas (f). ....	11
Figura 3.4 - Enfoque da resistência dos materiais (a) e da mecânica da fratura (b).....	13
Figura 3.5 - Estado bi-axial (Elemento A) e tri-axial (Elemento B) de tensões na vizinhança da ponta da trinca.....	14
Figura 3.6 - Efeito da tenacidade à fratura no modo de falha. ....	15
Figura 3.7 - Modos de carregamento básicos de uma trinca. ....	17
Figura 3.8 - Coordenadas para descrever o campo de tensões na ponta da trinca.....	17
Figura 3.9 – Abertura da ponta da trinca. ....	19
Figura 3.10 - Tipos de corpos de prova, C(T) à esquerda e SE(B) à direita. ....	20
Figura 3.11 - Curvas típicas do ensaio de CTOD.....	21
Figura 3.12 - Micromecanismos de fratura nos metais. Da esquerda para direita, clivagem, intergranular e dúctil (adaptado de ANDERSON 2005). ....	22
Figura 3.13 - formação das marcas de rio .....	22
Figura 3.14 - Fractografia em MEV de uma clivagem.....	23
Figura 3.15 - Fractografia em MEV de uma fratura intergranular. ....	23
Figura 3.16 - Mecanismo de coalescimento de microcavidades. ....	24
Figura 3.17 - Imagem em MEV de uma superfície de fratura dúctil.....	24
Figura 3.18 - Influência da direção da tensão máxima nas formas dos dimples. Carregamento uniaxial com dimples equiaxiais (A), cisalhamento com dimples alongados em direções opostas em cada face da fratura (B) e rasgamento com dimples alongados na mesma direção em cada face da fratura (C).....	25
Figura 3.19 - Processo de soldagem por fricção com pino consumível. ....	26
Figura 3.20 - Regiões formadas durante o processo.....	26
Figura 3.21 - Soldagem por costura ou por sobreposição. ....	27
Figura 3.22 - Regiões características de uma solda por fricção por pino consumível. ....	27
Figura 3.23 – Fractografia das amostras soldadas com pino PBS, com 50 kN (1) e 200 kN (2), mostrando microcavidades e clivagem.....	33
Figura 3.24 - Inclusões de MnS com diversos formatos .....	33
Figura 3.25 - Inclusões de diversos formatos em junta com chapa de BS EN 10025 com pinos de AISI 316L .....	35
Figura 3.26 - Inclusões de diversos formatos em junta com chapa de BS EN 10025 com pinos de UNS S31803. ....	35
Figura 4.1 - Fluxograma das atividades desenvolvidas neste trabalho. ....	36
Figura 4.2 – Matriz das condições de soldagem.....	37
Figura 4.3 - Figura 3.2 Máquina de Solda por Atrito. Projeto (A) e máquina montada (B). ...	38
Figura 4.4 - Exemplo de gráfico gerado durante soldagem por fricção, mostrando as curvas de rotação, força e consumo ao longo do temp. ....	39
Figura 4.5 - junta soldada destinada para análise macrográfica, metalográfica, microdureza e dobramento. ....	41

Figura 4.6 - Perfis horizontal de vertical de microdureza. ....	42
Figura 4.7 - Imagem de uma junta soldada com a identificação das regiões formadas. ....	42
Figura 4.8 - Sequência de corte e retirada do corpo de provas para dobramento (A) e dimensões (mm) do corpo de provas (B). ....	43
Figura 4.9 - dispositivo desenvolvido para o ensaio de dobramento.....	44
Figura 4.10 - Posição do CP de modo que as tensões de tração sejam causadas na face com maior área de ZTMA. ....	44
Figura 4.11 - Distribuição das medições de microdureza ao longo da seção de corte da junta soldada. ....	45
Figura 4.12 – Dimensões (mm) das micro-amostras para ensaio de tração. ....	46
Figura 4.13 - Região da junta soldada de onde foram retirados as micro-amostras de tração. ....	46
Figura 4.14 - Estimativa da distribuição da região da solda nas micro-amostras de tração. ....	47
Figura 4.15 - Micro amostras de tração retirados de uma junta soldada com pino e 3% Ni e combinação de parâmetro P01.....	47
Figura 4.16 - Dimensões do corpo de provas do ensaio CTOD com W igual a 13 espessura igual a 6,5. ....	48
Figura 4.17 - Posicionamento dos corpos de prova no material da base. Direção da trinca transversal ao sentido de laminação da chapa. ....	48
Figura 4.18 - Posicionamento dos corpos de prova no material do pino. Direção da trinca paralela ao sentido de laminação da barra. ....	48
Figura 4.19 - Posicionamento dos corpos de prova de CTOD na interface de solda. ....	49
Figura 4.20 - Posicionamento dos corpos de prova de CTOD na região do material do pino consumido.....	49
Figura 4.21 - Medições das cotas para usinagem da amostra 3N P1 CT1 com software CAD (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C). ....	50
Figura 4.22 - Medições das cotas para usinagem da amostra 3N P1 CT2 com software (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C). ....	50
Figura 4.23 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZL CT 3 com software (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C). ....	51
Figura 4.24 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZTMA CT 1 com software CAD (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C). ....	51
Figura 4.25 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZTMA CT 2 com software CAD (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C). ....	51
Figura 4.26 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZTMA CT 3 com software (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C). ....	51
Figura 4.27 - região avaliada através de MEV. ....	52
Figura 4.28 - Planos de corte em CT ensaiado para análise metalográfica. ....	53
Figura 5.1 - Geometria V03 para furos usinados e pinos de 15 mm de diâmetro. ....	54
Figura 5.2 - defeitos no preenchimento nas amostras com 3000 rpm (A) e (B) e defeitos no preenchimento nas amostras com 6000 rpm (C) e (D). ....	55
Figura 5.3 - Geometria V04 para furos usinados e pinos de 25 mm de diâmetro. ....	55
Figura 5.4 - Defeitos de preenchimento nas soldas com geometria V04. ....	56
Figura 5.5 - Exemplo de pequenos vazios (A) e descontinuidades no fundo da solda (B). ....	57

Figura 5.6 - Rebaixos de 0,5 mm e 1,0 mm na ponta do pino.....	58
Figura 5.7 - Juntas soldadas com geometria V03 – Força e velocidade de rotação variadas...	59
Figura 5.8 - Geometria V06 para furos usinados e pinos de 15 mm de diâmetro. ....	59
Figura 5.9 - Macrografias das soldas realizadas com a geometria V06. ....	60
Figura 5.10 - Geometria V07 para furos usinados e pinos de 15 mm de diâmetro. ....	60
Figura 5.11 - Macrografia das juntas soldadas com geometria V07. ....	61
Figura 5.12 - Aumento da profundidade do furo em 4 mm.....	62
Figura 5.13 - Geometria V07 para furos usinados com rebaixo de 4mm e pinos de 15 mm de diâmetro.....	62
Figura 5.14 - Macrografias das soldas realizadas com a geometria V07 e rebaixo de 4 mm no furo usinado. ....	63
Figura 5.15 - Resultados do teste de dobramento nas juntas realizadas com pinos tratados (A). Local do defeito ocasionado no teste de dobramento (B). ....	64
Figura 5.16 - Micrografia de barra de aço com 0% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%. ....	65
Figura 5.17 - Micrografias de barra de aço com 3% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%. ....	65
Figura 5.18 - Micrografias de barra de aço com 6% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%. ....	65
Figura 5.19 - Micrografias de barra de aço com 9% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%. ....	66
Figura 5.20 - Micrografias de barra de aço com 3% de níquel, tratada termicamente, no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%. ....	67
Figura 5.21 - Micrografias de barra de aço com 6% de níquel, tratada termicamente, no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%. ....	67
Figura 5.22 - Micrografias de barra de aço com 9% de níquel, tratada termicamente, no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%. ....	67
Figura 5.23 - Metalografia do aço ASTM A516 mostrando a matriz ferrítica com perlita. Ataque: Nital 5%. ....	68
Figura 5.24 - Macrografias das juntas soldadas com preenchimento completo.....	69
Figura 5.25 - Comparações dos perfis horizontal (A) e vertical (B) das soldas com pinos de 3% Ni utilizando os três parâmetros de soldagem.....	70
Figura 5.26 - Comparações dos perfis horizontal (A) e vertical (B) das soldas com pinos de 6% Ni utilizando os três parâmetros de soldagem.....	71
Figura 5.27 - Comparações dos perfis horizontal (A) e vertical (B) das soldas com pinos de 9%Ni utilizando os três parâmetros.....	71
Figura 5.28 – Perfis horizontais com comparativo do efeito do teor de Ni nas soldas realizadas com parâmetros: (A) P01 (25 kN, 7000 rpm e 10 mm), (B) P02 (25 kN, 5000 rpm e 10 mm) (C) P03 (20 kN, 5000 rpm e 10 mm). ....	72
Figura 5.29 - Perfis verticais com comparativo do efeito do teor de Ni nas soldas realizadas com parâmetros: (A) P01 (25 kN, 7000 rpm e 10 mm), (B) P02 (25 kN, 5000 rpm e 10 mm) (C) P03 (20 kN, 5000 rpm e 10 mm).....	73

Figura 5.30 Junta soldada com pino 3% Ni e parâmetros P01 (25 kN, 7000 rpm). Ataque químico com Nital 5%.....	75
Figura 5.31 - Junta soldada com pino 6% Ni e parâmetros P01 (25 kN, 7000 rpm). Ataque químico com Nital 5%.....	76
Figura 5.32 - Junta soldada com pino 9% Ni e parâmetros P01 (25 kN, 7000 rpm). Ataque químico com Nital 5%.....	77
Figura 5.33 - Resultado do ensaio de dobramento realizado nas juntas soldadas. O ângulo alcançado foi em função do momento da aparição do defeito durante deslocamento do cutelo. ....	78
Figura 5.34 - Detalhes dos defeitos decorrentes do ensaio de dobramento destacados pelas setas. ....	79
Figura 5.35 - Vista superior (A), frontal (B), direita (C) e isométrica (D) da superfície gerada através do mapeamento de microdureza.....	80
Figura 5.36 - Distribuição esquemática da ZTMA em cada corpo de provas, logo abaixo, valores de tensão de escoamento, resistência à tração, alongamento e dureza em juntas soldadas com pino 3% Ni e combinação de parâmetro P01.....	81
Figura 5.37 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras do material da base. ....	83
Figura 5.38 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras do material do pino com 3% Ni.....	83
Figura 5.39 - Imagem em MEV mostrando a região do ensaio de CTOD (a) e detalhes da superfície de fratura com dimples (b) nas amostras MB CT 1 (1), MB CT 2 (2) e MB CT 3 (3). ....	84
Figura 5.40 - Grande quantidade de inclusões observadas na superfície de fratura da amostra MB CT 2 (1) e MB CT 3 (2). ....	85
Figura 5.41 - Imagens em MEV mostrando algumas inclusões na superfície de fratura das amostras MB CT 2 e MB CT 3, respectivamente, além de uma análise por EDS. ....	85
Figura 5.42 - Imagem em MEV mostrando a região do ensaio de CTOD (a) e detalhes da superfície de fratura com dimples (b) nas amostras PINO CT 1 (1), PINO CT 2 (2) e PINO CT 3 (3). ....	86
Figura 5.43 - Inclusões dispersas na superfície de fratura das amostras PINO CT 1 (1) e PINO CT2 (2). ....	87
Figura 5.44 - Imagens em MEV mostrando inclusão na superfície de fratura da amostra PINO CT 2, além de uma análise por EDS apontando presença de Al. ....	87
Figura 5.45 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT.....	88
Figura 5.46 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras da Zona de Ligação das juntas, as setas apontam para a área escura do corpo de provas, que corresponde a material do pino. ....	90
Figura 5.47 - Imagem em MEV mostrando detalhes da superfície de fratura com dimples nas amostras ZL CT 1 (1), ZL CT 2 (2) e ZL CT 3 (3). ....	91
Figura 5.48 - Agregados de inclusões se estendem pela superfície de fratura da amostra ZL CT 1.....	92
Figura 5.49 - Inclusão contendo alumínio na superfície de fratura da amostra ZL CT 2.....	92



Figura 5.50 - Agregados de inclusões se estendem pela superfície de fratura da amostra ZL CT 2 .....	93
Figura 5.51 - Grandes agregados de inclusões se estendem pela superfície da amostra ZL CT 3.....	93
Figura 5.52 – Inclusões seguindo linha de fluxo de material na amostra ZL CT 3.....	94
Figura 5.53 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras da ZTMA das juntas.....	94
Figura 5.54 - Imagem em MEV mostrando a região do ensaio de CTOD (a) e detalhes da superfície de fratura com dimples (b) nas amostras ZTMA CT 1 (1), ZTMA CT 2 (2) e ZTMA CT 3 (3).....	95
Figura 5.55 – Inclusões dispersas na superfície de fratura das amostras ZTMA CT 1 (1) e ZTMA CT2 (2).....	96
Figura 5.56 – Inclusão poliédrica encontrada na superfície de fratura da amostra ZTMA CT 2, onde foi constatada a presença de Al e Si. ....	96
Figura 5.57 – Macrografias dos corpos de prova de CTOD da Zona de Ligação. Propagação em da pré-trinca de fadiga em duas direções na amostra ZL CT 1 (1). Pré-trinca inicia a partir do entalhe e passa a se propagar junto à interface na amostra ZL CT 2 (2a). Região do ensaio na amostra ZL CT 2 (2b). Mudança na direção da trinca durante ensaio da amostra ZL CT 3 (3). Ataque: Nital 2%.....	97
Figura 5.58 – Microestrutura do material do pino no fragmento esquerdo do corpos de prova ZL CT 1 (1) e micro estrutura refinada do material do pino na interface entre os materiais no fragmento direito do corpo de provas ZL CT 1 (2). Ataque: Nital 2%.....	98
Figura 5.59 – Amostra ZL CT 2 com micro estrutura de matriz ferrítica de morfologia acicular na região do pino processado, localizada na extremidade da pré-trinca de fadiga. Ataque: Nital 2%.....	98
Figura 5.60 – Região do ensaio de CTOD nos fragmentos esquerdo (1) e direito (2) da amostra ZL CT 2. Ataque: Nital 2%.....	99
Figura 5.61 – Região do ensaio de CTOD no fragmento direito da amostra ZL CT 3. Ataque: Nital 2%.....	99
Figura 5.62 – Região do ensaio de CTOD no fragmento esquerdo da amostra ZL CT 3. Ataque: Nital 2%.....	100
Figura 5.63 - Macrografias dos corpos de prova de CTOD da Zona Termomecanicamente Afetada com os respectivos locais do ensaio nas amostras ZTMA CT 1 (1), ZTMA CT 2 (2) e ZTMA CT 3 (3). Ataque: Nital 2%.....	100
Figura 5.64 – Região do ensaio de CTOD nos fragmentos esquerdo (a) e direito (b) das amostras ZTMA CT 1 (1), ZTMA CT 2 (2) e ZTMA CT 3 (3). Ataque: Nital 2%.....	101
Figura 6.1 - Aumento da tensão de escoamento e resistência à tração em relação a dureza da ZTMA do pino.....	104
Figura 6.2 - Zona de segregação de impurezas da chapa utilizada como base para a junta soldada.....	106
Figura 10.1 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	117

Figura 10.2 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 B para duplicata do dobramento. ....	117
Figura 10.3 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 C para triplicata do dobramento. ....	118
Figura 10.4 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 3NI P02 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	118
Figura 10.5 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P03 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	119
Figura 10.6 - Gráfico de soldagem com pino de 6% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 6Ni P01 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	119
Figura 10.7 - Gráfico de soldagem com pino de 6% de Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 6Ni P02 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	120
Figura 10.8 - Gráfico de soldagem com pino de 6% de Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 6Ni P03 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	120
Figura 10.9 - Gráfico de soldagem com pino de 9% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 9Ni P01 para análise metalográfica e microdureza e para dobramento. ....	121
Figura 10.10 - Gráfico de soldagem com pino de 9% de Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 9Ni P02 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	121
Figura 10.11 - Gráfico de soldagem com pino de 9% de Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 9Ni P03 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.....	122
Figura 10.12 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 HV para mapeamento de microdureza. ....	122
Figura 10.13 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 T para tração com micro-amostras. ....	123
Figura 10.14 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra INTERFACE 1 para análise de tenacidade à fratura na interface da junta. ....	123
Figura 10.15 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra INTERFACE 2 para análise de tenacidade à fratura na interface da junta. ....	124
Figura 10.16 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra INTERFACE 3 para análise de tenacidade à fratura na interface da junta. ....	124
Figura 10.17 - Junta soldada com pino com 3% Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região	

2: matriz de ferrita com agregados de carbonetos, porém com alteração em sua forma e distribuição devido ao fluxo de calor. Na região 3: ferrita acicular com segunda fase alinhada e equiaxial de carbonetos. Região 4: microestrutura do pino e da base. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.....	125
Figura 10.18 - Junta soldada com pino com 6% Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por ferrita e bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.....	126
Figura 10.19 - Junta soldada com pino com 9% Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.....	127
Figura 10.20 - Junta soldada com pino com 3% Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: matriz de ferrita com agregados de carbonetos, porém com alteração em sua forma e distribuição devido ao fluxo de calor. Na região 3: ferrita acicular com segunda fase alinhada e equiaxial de carbonetos. Região 4: microestrutura do pino e da base. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.....	128
Figura 10.21 - Junta soldada com pino com 6% Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por ferrita e bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.....	129
Figura 10.22 Junta soldada com pino com 9% Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.....	130
Figura 10.23 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZL CT 1. ....	131
Figura 10.24 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZL CT 2. ....	131
Figura 10.25 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZL CT 3. ....	132
Figura 10.26 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT 1.....	132
Figura 10.27 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT 2.....	133
Figura 10.28 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT 3.....	133

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Tendência geral de formar carbonetos, inclusões metálicas e compostos intermetálicos, dos elementos de liga nos aços resfriados lentamente. ....	5
Tabela 3.2 - Solubilidade dos elementos de liga e suas influências sobre a ferrita e sobre a temperabilidade. ....	6
Tabela 3.3 – Principais funções de elementos de liga em aços. ....	8
Tabela 3.4 - Classificação por tipo de inclusão. ....	9
Tabela 3.5 - Classificação química dos tipos de inclusões encontradas nos aços (adaptado de NUSPL 2004). ....	10
Tabela 3.6 - Propriedades físicas da alumina. ....	12
Tabela 3.7 - Propriedades físicas do Sulfeto de Manganês cubico. ....	12
Tabela 3.8 - Diversas classificações dos processos de fratura. ....	15
Tabela 3.9 - Resultados de CTOD (o sub índice H representa pré-aquecimento).....	32
Tabela 4.1 - Composição química dos materiais utilizados na confecção dos pinos (% em massa).....	39
Tabela 4.2 - Composição química do material utilizado como base (% em peso).....	40
Tabela 4.3 - Parâmetros de soldagem para estudo das juntas com 3, 6 e 9% Ni.....	41
Tabela 4.4 - Denominação das amostras dos ensaios de CTOD .....	50
Tabela 5.1 - Parâmetros das juntas com geometria V03, pino 0%Ni e base SAE A516 G70..	54
Tabela 5.2 - Parâmetros das juntas com geometria V04, pinos BS4360 e bases SAE 4140....	56
Tabela 5.3 - Parâmetros das soldas geometria V03, pinos e base SAE A36.....	57
Tabela 5.4 - Parâmetros das juntas com geometria V03, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70, variando a força e rotação.....	58
Tabela 5.5 - Parâmetros das juntas com geometria V06, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70.	60
Tabela 5.6 - Parâmetros das juntas com geometria V07, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70.	61
Tabela 5.7 - Parâmetros das juntas com geometria V07 e rebaixo de 4 mm, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70.....	62
Tabela 5.8 - Parâmetros de soldagem para estudo das juntas com 3, 6 e 9%Ni.....	63
Tabela 5.9 - Resultados dos ensaios de dureza Brinell em amostras brutas de laminação. ....	66
Tabela 5.10 - Resultados dos ensaios de dureza Brinell em amostras tratadas termicamente. ....	68
Tabela 5.11 - Valores de dados adquiridos durante processos de soldagem.....	69
Tabela 5.12 - Dimensões dos corpos de prova e parâmetros da abertura de trinca nos materiais originais de pinos e bases. ....	82
Tabela 5.13 - Resultados de CTOD nas amostras de materiais originais dos pinos e das bases. ....	82
Tabela 5.14 - Comparativo dos resultados de CTOD nas amostras dos materiais originais de pinos e base.....	82
Tabela 5.15 - Comparação das médias dos valores de CTOD dos materiais originais. ....	82
Tabela 5.16 - Dimensões dos corpos de prova e parâmetros da abertura de trinca nas amostras das juntas soldadas. ....	89
Tabela 5.17 - Informações do comprimento das trincas e resultados de CTOD nas amostras das juntas soldadas. ....	89

Tabela 5.18 - Comparativo dos resultados de CTOD nas amostras dos materiais não processados e das juntas soldadas. ....	89
Tabela 5.19 Comparação das médias dos valores de CTOD dos materiais originais, da zona de ligação e da zona termomecanicamente afetada das soldas. ....	90
Tabela 6.1 - Média da dureza e das microestruturas formadas na ZTMA das juntas soldadas com pinos de 3% Ni. ....	103
Tabela 6.2 - Média da dureza e das microestruturas formadas na ZTMA das juntas soldadas com pinos de 6% Ni. ....	103
Tabela 6.3 - Média da dureza e das microestruturas formadas na ZTMA das juntas soldadas com pinos de 9% Ni. ....	103
Tabela 6.4 - Durezas médias da ZTMA e MB das juntas soldadas com pinos de 6 e 9% Ni.	104
Tabela 6.5 - Composição química dos aços ASTM A 203. ....	105
Tabela 6.6 - Requisitos de resistência à tração e limite de escoamento do aço ASTM A 203. ....	105
Tabela 6.7 - Maiores ângulos atingidos durante o dobramento.....	106
Tabela 10.1 - Total de soldas realizadas no estudo com pinos de 3, 6 e 9%Ni e base de ASTM A516 grau 70. ....	116

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

a	comprimento de trinca
Al	Alumínio
A(B)	Corpo de prova de dobramento em forma de arco para tenacidade à fratura
B	Espessura do corpo de provas para tenacidade à fratura
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
C(T)	Corpo de prova compacto de tração para tenacidade à fratura
FHPP	Friction Hydro-Pillar Process
G	Taxa de liberação de energia
GMAW	Gas metal arc welding
HB	Dureza Brinell
HV	Dureza Vickers
K <sub>c</sub>	Tenacidade a fratura
K <sub>Ic</sub>	Fator de intensidade de tensões
MB	Material base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MO	Microscópio Ótico
MSA	Máquina de Solda por Atrito
SAW	Submerged arc welding
SMAW	Shielded metal arc welding
TWI	The Welding Institute
w	Largura do corpo de provas para tenacidade à fratura
ZTA	Zona termicamente afetada
ZL	Zona de ligação
ZTMA	Zona termomecânicamente afetada
SE(B)	Corpo de prova de dobramento para tenacidade à fratura
$\alpha$	Faze ferrita
$\delta$	CTOD ou deslocamento da abertura da ponta da trinca
$\delta_e$	Componente elástico do CTOD

$\delta_p$	Componente plástico do CTOD
$\delta_c$	Valor de $\delta$ para o qual ocorre a fratura com reduzido crescimento estável de trinca (< 0,2 mm)
$\delta_u$	Valor de $\delta$ para o qual ocorre a fratura com significativo crescimento estável de trinca (> 0,2 mm)
$\delta_m$	Valor de $\delta$ para o qual se alcança a força máxima antes da fratura
$\sigma_x$	Tensão na direção X
$\sigma_y$	Tensão na direção Y
$\sigma_z$	Tensão na direção Z
$\tau_{xy}$	Tensão cisalhante no plano XY
$\tau_{xz}$	Tensão cisalhante no plano XZ
$\tau_{yz}$	Tensão cisalhante no plano YZ

## SUMÁRIO

RESUMO.....	VII
ABSTRACT.....	VIII
LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XVI
LISTA DE ABREVIATURAS.....	XVIII
SUMÁRIO.....	XX
1 Introdução .....	1
2 Objetivos .....	4
2.1 Objetivo Geral.....	4
2.2 Objetivos Específicos .....	4
3 Revisão bibliográfica .....	5
3.1 Aços-liga, efeitos dos elementos de liga.....	5
3.2 Inclusões em Aços .....	8
3.2.1 Classificação das Inclusões Quanto à Origem.....	8
3.2.2 Classificação das Inclusões Quanto à Composição Química .....	9
3.2.3 Classificação das Inclusões Quanto ao Tamanho e Forma .....	10
3.2.4 Alumina .....	11
3.2.5 Sulfeto de Manganês .....	12
3.3 Mecânica da Fratura.....	13
3.3.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica .....	15
3.3.1.1 Energia .....	16
3.3.1.2 Fator de Intensidade de Tensões .....	16
3.3.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica .....	18
3.3.2.1 Definição de CTOD .....	18
3.4 Mecanismos de Fratura.....	21
3.4.1 Fratura por Clivagem.....	22
3.4.2 Fratura Intergranular.....	23
3.4.3 Fratura Dúctil.....	23
3.5 Soldagem por Fricção com Pino Consumível.....	25
3.5.1 Regiões características de uma junta soldada por FHPP .....	27
3.5.2 Parâmetros do Processo .....	28



3.5.2.1	Velocidade de Rotação .....	28
3.5.2.2	Força Axial .....	28
3.5.2.3	Comprimento de Queima.....	28
3.5.2.4	Força de Forjamento .....	29
3.5.2.5	Parâmetros Geométricos .....	29
3.5.3	Estudos sobre FHPP no LAMEF.....	29
3.5.4	Tenacidade à fratura em juntas soldadas por FHPP .....	31
4	Materiais e Métodos.....	36
4.1	Equipamentos.....	37
4.2	Materiais .....	39
4.3	Soldagem e Avaliação do Preenchimento .....	40
4.4	Caracterização das Juntas Soldadas .....	41
4.5	Ensaio de Dobramento.....	43
4.6	Mapeamento de Microdureza .....	45
4.7	Ensaio de Microtração .....	45
4.8	Ensaio de Tenacidade à Fratura .....	47
4.8.1	Análise Fractográfica.....	52
5	Resultados .....	54
5.1	Testes Preliminares .....	54
5.1.1	Geometria V03 com pinos 0% Ni e base SAE A516 G70 – Variação da Rotação.....	54
5.1.2	Geometria V04 com pinos BS 4340 e bases SAE 4140.....	55
5.1.3	Geometria V03 com pins SAE A36 e bases SAE A36 .....	56
5.1.4	Geometria V03 com pinos de 0%Ni e bases SAE A516 G70 – força e velocidade de rotação variada.....	57
5.1.5	Geometria V06 com pinos de 0% Ni e bases SAE A516 G70.....	59
5.1.6	Geometria V07 com pino 0% Ni e base SAE A516 G70.....	60
5.1.7	Definição das Combinações de parâmetros utilizados no restante do estudo ....	63
5.1.8	Aplicação de pinos de 3, 6 e 9% Ni Tratados Termicamente .....	63
5.2	Caracterização do Material para confecção de Pinos e Bases .....	64
5.2.1	Material para Fabricação de Pinos como Recebido .....	64
5.2.2	Materiais para Fabricação de Pinos Tratados Termicamente.....	66
5.2.3	Material para Fabricação das Bases .....	68
5.3	Parâmetros de Soldagem.....	68

5.4	Avaliação do Preenchimento .....	69
5.5	Caracterização das Juntas Soldadas .....	70
5.5.1	Perfis de Microdureza.....	70
5.5.2	Caracterização Microestrutural .....	73
5.6	Ensaio de Dobramento.....	77
5.7	Mapeamento de Microdureza .....	79
5.8	Ensaio de Microtração .....	80
5.9	Ensaio de Tenacidade à Fratura .....	81
5.9.1	Materiais não processados de pino e de base .....	81
	Análise fractográfica nos materiais não processados .....	83
5.9.2	Juntas Soldadas.....	88
	Análise fractográfica nas juntas soldadas.....	90
	Análise metalográfica pós-ensaio de CTOD .....	97
6	Discussão dos Resultados .....	102
7	Conclusões .....	108
8	Sugestões para Trabalhos Futuros.....	109
9	Referência Bibliográfica .....	110
10	Apêndices.....	116
10.1	Total de soldas realizadas.....	116
10.2	Gráficos das soldas.....	117
10.3	Análise Microestrutural.....	125
10.4	Gráficos do ensaio de tenacidade à Fratura.....	131

## 1 Introdução

É notável a importância que a indústria energética vem alcançando nos últimos anos, aonde são associadas questões do desenvolvimento e da capacidade de aplicação de novas técnicas de exploração consciente dos recursos energéticos. No Brasil, destaca-se o setor de óleo e gás, onde os desafios exploratórios alavancam grande demanda de pesquisa científica em diversas áreas.

Os mais diversos meios em que são desenvolvidas algumas atividades podem apresentar severos danos a equipamentos e dispositivos estruturais, sendo estes, em grande parte, fabricados com ligas metálicas. A vulnerabilidade ao surgimento de defeitos durante o uso motiva o aprimoramento dos processos de reparo, no sentido de melhorar as propriedades dos materiais em questão e de reduzir custos.

É evidente a necessidade de se empregar grandes esforços no sentido de aprimorar os conceitos da utilização dos equipamentos na indústria. Neste sentido, novas técnicas de reparos que superem os contratempos inerentes às técnicas convencionais vêm sendo analisadas, possibilitando o aumento vida útil de equipamentos e estruturas ocasionando a redução de custos e maior segurança.

Em geral, a maioria dos reparos em aço é realizada através da soldagem a arco elétrico, uma técnica muito bem fundamentada e estudada, porém que apresenta importantes limitações inerentes aos seus princípios. O fato desta técnica envolver a fusão e posterior solidificação do metal pode acarretar no surgimento de adversidades como a absorção de hidrogênio e trincas de resfriamento. Outro contratempo é a soldagem convencional restringir o uso de materiais dissimilares, impossibilitando eventuais melhorias das propriedades mecânicas na região reparada.

A soldagem por fricção com pino consumível surge como uma técnica interessante para a realização de reparos em materiais metálicos, principalmente nas situações em que o reparo deva ocorrer em meios hostis, como submerso ou sob atmosfera agressiva, tornando-se alternativa para a inviabilidade ou insegurança da soldagem a arco elétrico.

Este processo ocorre sem que aconteça a fusão dos materiais, além de dispensar o uso de elevada amperagem. Todo o calor gerado durante a soldagem decorre do atrito entre a superfície do pino consumível e do material a ser reparado. Este calor deve ser suficiente para que, aplicado juntamente com forças de compressão, plastifique os materiais envolvidos e promova a união metalúrgica entre eles. Além disso, a técnica possibilita a união de materiais dissimilares agregando propriedades mecânicas e físicas que não poderiam ser combinadas através de processos convencionais de soldagem.

As técnicas de soldagem por fricção, mais especificamente a de soldagem por fricção com pino consumível, vem sendo alvo de intensos estudos no Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LESSA 2011 e 2016, LANDELL 2016, RIBEIRO 2014, MEINHARDT 2013, YEH 2012, FREITAS 2015 e CLUDZINSKI 2014). Nestes estudos são abordados os efeitos da variação de parâmetros na microestrutura, o fluxo de material durante o processo, resistência à corrosão, avaliação de descontinuidades por ensaios não destrutivos, e propriedades mecânicas, abrangendo uma gama de materiais que inclui desde aços estruturais até inoxidável superduplex.

Em vista da natureza inovadora do processo de soldagem por fricção com pino consumível e dando continuidade nos estudos nesta área, este trabalho visa avaliar juntas soldadas utilizando pinos consumíveis com teores variados de níquel em chapas de aço ao manganês.

O níquel, por não ser formador de carbonetos, permanece em solução na ferrita endurecendo esta fase, além de proporcionar ganhos na tenacidade do material. Por estas razões é um elemento muito empregado em chapas utilizadas em recipientes que trabalham sobre pressão. Como exemplo destes materiais pode-se citar as ligas classificadas como ASTM A 203(2,10% – 3,50% Ni), ASTM A 645 (com 5% Ni) e ASTM A 353, A 553 e A 844 (com até 9% Ni). Espera-se proporcionar uma região soldada com propriedades mecânicas iguais ou superiores às da chapa, o que tornaria o processo eficaz na sua aplicação para reparos.

Para elucidar o trabalho foi realizada uma pesquisa bibliográfica a cerca do processo por fricção com pino consumível, dos efeitos dos elementos de liga nos aços, um breve apanhado sobre inclusões, além uma explanação sobre a mecânica da fratura e sobre os mecanismos de fratura.

A metodologia empregada no trabalho inclui testes preliminares realizados para obtenção dos limites de controle do equipamento além da busca por uma geometria ideal de pino e cavidade usinada e dos parâmetros de soldagem aplicados no restante do estudo. A matéria prima utilizada na pesquisa teve caracterização da microestrutura bem como da composição química e das propriedades de dureza. Todas as juntas produzidas passaram pela avaliação de preenchimento além da caracterização microestrutural e de propriedades de dureza. A ductilidade das juntas soldadas foi avaliada através de ensaios de dobramento. Ensaios de tração com micro-amostras foram realizados para avaliar o comportamento da resistência mecânica ao longo de toda a profundidade da solda. A tenacidade à fratura nas juntas foi avaliada tanto na região de interface entre os dois materiais quanto na região do material

processado do pino consumível, esta análise foi acompanhada da análise em MEV da superfície de fratura dos corpos de prova, de aplicação de EDS para investigar as inclusões e de análise metalográfica na região da ponta da trinca de fadiga.

Em capítulos distintos são relatados os resultados de estudos preliminares realizados com materiais alternativos aos propostos no estudo (que serviram para embasar a escolha da geometria ideal para o conjunto soldado, além dos parâmetros de soldagem aplicados nas juntas que forneceram as amostras de ensaio), os resultados obtidos nos ensaios aplicados e uma discussão dos dados obtidos a partir destes ensaios.

As conclusões obtidas a partir da análise nas juntas e sugestões de trabalhos futuros que poderão aprimorar o conhecimento adquirido com este estudo finalizam o trabalho.

Este trabalho contempla ainda um apêndice com informações adicionais como a descrição de todas as juntas produzidas durante o estudo e as respectivas amostras geradas a partir delas, os gráficos de todas as soldas realizadas e micrografias das juntas soldadas com todas as combinações possíveis de parâmetros e materiais de pino.

## **2 Objetivos**

### **2.1 Objetivo Geral**

Este trabalho tem como objetivo o desenvolvimento e a análise de juntas soldadas com pinos com diferentes teores de níquel em chapas de aço com manganês, produzidas pelo processo de FHPP.

### **2.2 Objetivos Específicos**

Determinar material a ser utilizado como pino que apresente melhores características mecânicas e metalúrgicas.

Desenvolver combinações de parâmetros que sejam eficientes no preenchimento da solda com os materiais propostos no estudo.

Determinar microestrutura das regiões das juntas soldadas através de análise metalográfica e de microdureza.

Avaliar mecanicamente as juntas soldadas através de estudo de ductilidade, resistência à tração e ensaio de tenacidade à fratura.

### 3 Revisão bibliográfica

#### 3.1 Aços-liga, efeitos dos elementos de liga.

Os aços podem conter elementos de liga e impurezas que podem formar novas fases ou ser incorporados nas estruturas cristalinas da ferrita austenita ou cementita. Esta incorporação pode ser através da substituição dos átomos de ferro por átomos de elementos de liga, caso estes elementos ou impurezas tenham aproximadamente o mesmo tamanho dos átomos de ferro. Entretanto, átomos muito menores que o ferro acomodam-se em sítios intersticiais, como é o caso do nitrogênio (KRAUSS 2005).

Considerando especificamente os aços em que, durante resfriamento lento, tem a austenita transformando-se em ferrita e carbonetos, podemos dividir os elementos de liga em três categorias (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006):

- Elementos que entram somente na fase ferrita (fase  $\alpha$ );
- Elementos que formam carbonetos estáveis e também entram na fase  $\alpha$ ;
- Elementos que formam somente carbonetos.

A tabela 3.1 mostra a tendência geral de formar carbonetos e inclusões metálicas de alguns elementos de liga nos aços resfriados lentamente. A tabela 3.2 apresenta informações sobre a solubilidade dos principais elementos de liga na ferrita e na austenita, além da influência que eles exercem sobre a fase ferrita.

Tabela 3.1 - Tendência geral de formar carbonetos, inclusões metálicas e compostos intermetálicos, dos elementos de liga nos aços resfriados lentamente.

Dissolvido na Ferrita	Combinado na forma de Carboneto	Na forma de Inclusões Não metálicas
Al	-	$Al_2O_3$
Cr (forte)	Cr (moderada)	$Cr_xO_y$
Mn (forte)	Mn (fraca)	MnS, MnO.SiO <sub>2</sub>
Mo (fraca)	Mo (moderada)	-
Ni	-	-
P	-	-
Si	-	$SiO_2M_xO_y$
Ti (muito fraca)	Ti (fraca)	$Ti_xO_y$
W (fraca)	W (moderada)	-
V (muito fraca)	V (fraca)	$V_xO_y$

Fonte: Adaptado de CHIAVERINI 1996.

Os elementos de liga podem influenciar o diagrama binário ferro-carbono de duas formas. Os elementos chamados de estabilizadores da austenita (Zn, Cu, Ni, Mn, N C) agem expandindo a lupa austenítica estimulando a formação desta fase. Outros são estabilizadores da ferrita (Cr, Si, Be, Al, Mo, W, Nb, V, P, Sn, Ti, Zr) e agem contraíndo a lupa austenítica, estimulando a formação da fase ferrita (BHADESHIA e HONEYCOMBE, 2006). Estes

efeitos sobre o diagrama Fe-C ocorrem com a elevação ou diminuição da temperatura do ponto eutetóide.

Tabela 3.2 - Solubilidade dos elementos de liga e suas influências sobre a ferrita e sobre a temperabilidade.

Elemento	Solubilidade em solução sólida		Influência sobre a ferrita
	ferrita	austenita	
Al	1,1% (aumentada pelo C)	36%	Endurece consideravelmente por solução sólida
Cr	12,08% (20% com 0,5% C)	Sem limites	Endurece ligeiramente; aumenta a resistência à corrosão.
Co	Sem limites	75%	Endurece consideravelmente por solução sólida
Mn	Sem limites	3%	Endurece acentuadamente – reduz um tanto a plasticidade
Mo	3% (8% com 0,3% C)	37,5%	Produz o sistema endurecível por precipitação nas ligas Fe-Mo
Ni	Sem limites	10%	Aumenta a resistência e a tenacidade por solução sólida
P	0,5%	2,8%	Endurece fortemente por solução sólida
Si	2%± (9% com 0,35% C)	18,5%	Endurece com perda de plasticidade (Mn<Si<P)
Ti	0,75% (1% com 0,20% C)	6%±	Produz sistema endurecível por precipitação em ligas Fe-Ti com alto Ti
W	6% (11% com 0,25% C)	33%	Produz sistema endurecível por precipitação em ligas W-Ti com alto W
V	1% (4% com 0,20% C)	Sem limites	Endurece fortemente por solução sólida

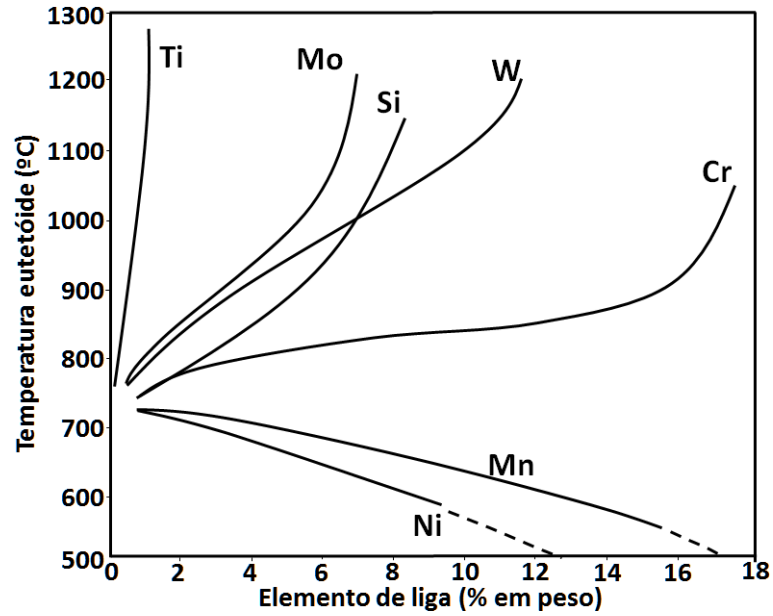
Fonte: Adaptado de CHIAVERINI 1996.

A figura 3.1 mostra que alguns elementos aumentam a temperatura de formação da austenita enquanto outros causam o efeito contrário, porém nenhum deles altera a composição do eutetóide (KRAUSS 2005).

Quando dispersos na ferrita, os elementos de liga provocam distorção na rede cristalina aumentando a dureza (consequentemente a resistência mecânica) sem um sensível decréscimo da ductilidade. A figura 3.2 mostra a ação relativa de diversos elementos de liga dissolvidos na ferrita (KRAUSS 2005). As principais funções de alguns elementos de liga estão na tabela 3.3

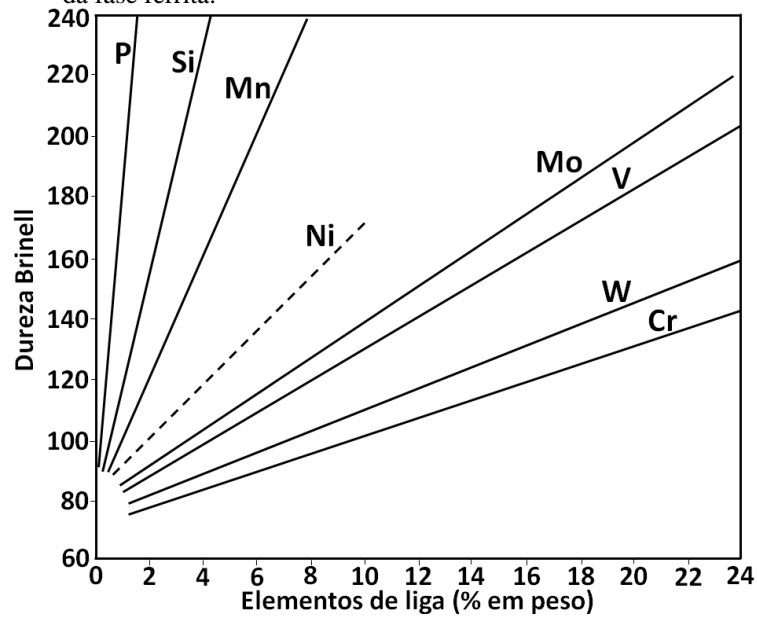


Figura 3.1 - Influência dos elementos de liga sobre a temperatura do eutetóide.



Fonte: Adaptado de KRAUS 2005.

Figura 3.2 - Ação relativa dos elementos de liga sobre a dureza da fase ferrita.



Fonte: Adaptado de KRAUS 2005.

Tabela 3.3 – Principais funções de elementos de liga em aços.

Elementos	Principais funções
Al	1. Desoxidante eficiente; 2. Restringe o crescimento de grão. 3. Utilizado em aços para nitretação
Cr	4. Aumenta a resistência à corrosão e oxidação; 5. Aumenta temperabilidade; 6. Melhora a resistência a altas temperaturas; 7. Resiste ao desgaste (com alto C).
Co	1. Contribui à dureza aquecida pelo endurecimento da ferrita.
Mn	1. Contrabalança a fragilidade devida ao S; 2. Aumenta a temperabilidade.
Mo	1. Eleva a temperatura de crescimento de grão da austenita; 2. Produz maior profundidade de endurecimento; 3. Contrabalança a tendência à fragilidade do revenido; 4. Eleva a dureza a quente, a resistência a quente e a fluência;
Ni	1. Aumenta a resistência de aços recozidos; 2. Aumenta a tenacidade de aços ferríticos-perlíticos (sobretudo a baixas temperaturas); 3. Torna austenítica as ligas Fe-Cr altas em Cr.
P	1. Aumenta a resistência de aços de baixo C; 2. Aumenta a usinabilidade em aços de usinagem fácil.
Si	1. Desoxidante; 2. Elemento de liga para chapas elétricas e magnéticas; 3. Aumenta a resistência à oxidação; 4. Aumenta a temperabilidade de aços contendo elementos não grafitizantes; 5. Aumenta a resistência de aços de baixo teor.
Ti	1. Reduz a dureza martensítica e a temperabilidade em aços ao Cr de médio Cr; 2. Impede a formação de aços de baixo teor em liga
W	1. Forma partículas duras e resistentes ao desgaste em aços-ferramentas 2. Promove dureza e resistência a altas temperaturas
V	1. Elevada temperatura de crescimento de grão da austenita (promove refino de grão) 2. Aumenta a temperabilidade (quando dissolvido) 3. Resiste ao revenido e causa acentuado endurecimento secundário

Fonte: Adaptado de KRAUSS 2005 e CHIAVERINI 1996.

### 3.2 Inclusões em Aços

Nos aços, inclusões são partículas não metálicas que podem ser oriundas do processo de desoxidação dos mesmos. Podem ser extremamente prejudiciais as propriedades dos aços. Ainda assim, do ponto de vista custo/benefício, não é praticável produzir aços totalmente isentos de inclusões. A quantidade estimada fica entre  $10^{10}$  e  $10^{15}$  inclusões por tonelada de aço (GHOSH 2000).

#### 3.2.1 Classificação das Inclusões Quanto à Origem

Em relação à sua origem, as inclusões podem ser divididas da seguinte forma (LASCOSQUI 2006):

- a) Endógenas: têm origem em reações que ocorrem no interior do banho durante o tratamento do aço. Uma característica destas inclusões é que são microscópicas, em geral têm tamanho inferior a  $100\mu\text{m}$ .

- b) Exógenas: quando são provenientes de arraste de escória, pó fluxante ou de interação entre metal e o refratário, pois são de fonte externa ao aço líquido. Geralmente as inclusões exógenas possuem um tamanho maior que as endógenas, podendo ser vistas a olho nu.

As inclusões com origem no banho, durante tratamento de desoxidação, podem ser classificadas em três grupos diferentes de acordo com a tabela 3.4 (OTOTANI 1981):

Tabela 3.4 - Classificação por tipo de inclusão.

<b>Tipo</b>	<b>Desoxidação do aço</b>	<b>Tipo de inclusão</b>	<b>Efeitos nas propriedades</b>
I	Aço acalmado ao Silício.	Silicatos e sulfetos globulares de vários tamanhos	Efeito não negativo na fadiga
II	Aço acalmado ao Alumínio com 0,025-0,05% Al	Clusters de alumina e sulfeto, precipitados na forma de eutéticos nos contornos de grão.	Quase sempre causam diminuição da ductilidade
III	Aço acalmado ao Alumínio com 0,1-0,2% Al	Partículas de alumina e sulfetos nos contornos de grão. Como os sulfetos são geralmente grandes e sem distribuição homogênea, não se tem a ocorrência de fragilização nos contornos de grão.	A ductilidade e a tenacidade do aço são comparativamente altas em relação ao caso com as inclusões do tipo II, as quais são essencialmente aglomerados.

FONTE: Adaptado de OTOTANI 1981

### 3.2.2 Classificação das Inclusões Quanto à Composição Química

As inclusões também podem ser classificadas agrupando-as em função da sua composição química de diversas formas. Inicialmente podem-se dividir as inclusões em: óxidos, sulfetos, nitretos e fosfetos (MORAES 2009).

Os óxidos incluem a alumina, sílica, aluminatos de cálcio espinélios, silicatos de manganês e alumínio, óxidos de ferro, óxidos de manganês e óxidos mistos. Os sulfetos incluem principalmente sulfeto de manganês e sulfeto de cálcio. Os nitretos podem ser de carbono, de alumínio, de titânio entre outros. Os fosfetos incluem fosfetos de ferro e de outros elementos. Uma classificação bem abrangente é apresentada na tabela 3.5 (MORAES 2009 e NUSPL 2004).

Tabela 3.5 - Classificação química dos tipos de inclusões encontradas nos aços (adaptado de NUSPL 2004).

Classe	Tipo de inclusão	Descrição
1	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Alumina
2	CaA	Aluminato de Cálcio
3	CaA-CaS	Aluminato de cálcio com sulfeto de cálcio
4	CaA-(Ca,Mn)S	Aluminato de cálcio com sulfeto de cálcio-manganês
5	MgO. Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Espinélio de magnésio
6	MnO. Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Espinélio de manganês (galaxita)
7	Mn-Silicato	Silicato de Manganês
8	Al-Silicato	Silicato de alumínio
9	Mn-Al-Silicato	Silicato de manganês e alumínio
10	CaO-CaS	Óxido de cálcio ou óxido de cálcio com sulfeto de cálcio
11	(Mn, Fe)S	Sulfeto de manganês e ferro
12	TiS	Sulfeto de titânio
13	(Mn, Fe, Ti)S	Sulfeto de manganês, ferro e titânio
14	CaS	Sulfeto de cálcio
15	(Mn, Fe, Ca, Ti, Mg)S	Sulfeto de manganês-ferro-cálcio-titânio-magnésio
16	OS	Oxissulfeto (óxido endógeno com sulfeto)
17	OCN	Oxicarbonitreto
18	OCN-S	Carbonitreto co sulfeto
19	CN	Carbonitreto
20	CN-S	Carbonitreto com sulfeto
21	Exógena-+Na	Inclusão exógena contendo sódio
22	Exógena	Inclusão exógena

Fonte: adaptado de NUSPL 2004

### 3.2.3 Classificação das Inclusões Quanto ao Tamanho e Forma

As inclusões podem ser divididas em duas classes: macroinclusões e microinclusões. As macroinclusões podem ser formadas de vários óxidos e sulfetos. Sabe-se que macroinclusões de sulfetos podem ser benéficas em aços que necessitem boa usinabilidade, porém, podem ser feitas modificações nas inclusões para minimizar possíveis prejuízos às propriedades do aço dos quais podemos citar (GHOSH 2000):

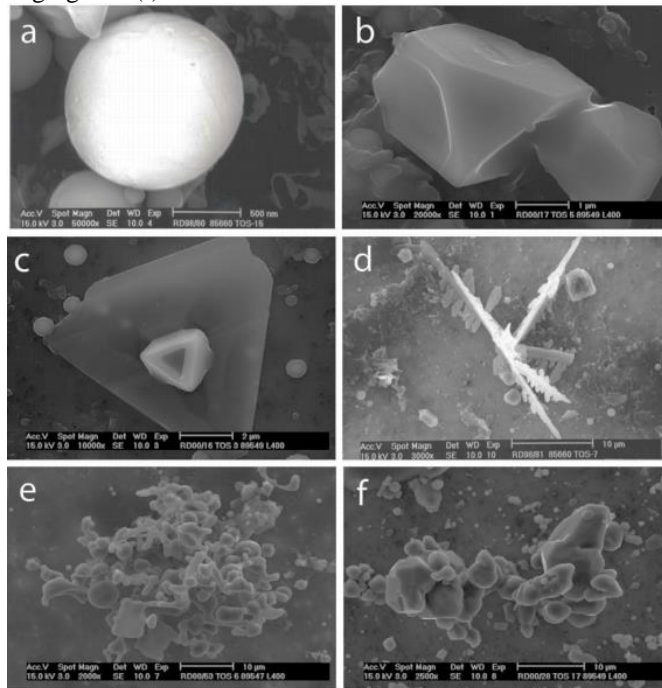
- a) Fração volumétrica, tamanho e morfologia, uma vez que inclusões com baixa resistência podem romper durante deformação do material, apresentando vazios na interface. A baixa deformabilidade das inclusões pode afetar a desempenho a quente do aço.
- b) As tensões na matriz devido à diferença de expansão térmica da inclusão em comparação com a matriz, podem causar uma redução na resistência à fadiga.
- c) Orientação das inclusões alongadas na direção e trabalho pode causar anisotropia.

Existem algumas formas que são encontradas com mais frequência (figura 3.3) em aços industrializáveis (BROILO 2011):

- a) Inclusões Esféricas
- b) Inclusões Facetadas (poliédricas)

- c) Placas
- d) Dendritas
- e) Inclusões aglomeradas (Clusters)
- f) Inclusões agregadas

Figura 3.3 - Formatos típicos de inclusões. Esférica (a), poliédrica (b), placa (c) dendrítica (d), clusters (e) e agregadas (f).



Fonte: BROILO 2011.

Microinclusões (aproximadamente 0,5  $\mu\text{m}$ ) podem ser toleradas se não alterarem as propriedades do aço. Podem inclusive trazer benefícios restringindo o tamanho de grão ou aumentando o limite de resistência e dureza (TURKDOGAN 2010). Estas pequenas inclusões, geralmente de formato esférico, representam aproximadamente 90% das inclusões em aços acalmados ao alumínio (DEKKERS 2002).

Ainda que o tamanho crítico das inclusões dependa de muitos fatores, incluindo a aplicação, este tamanho está na faixa de 5 a 500  $\mu\text{m}$ , diminuindo com o a necessidade de se aumentar o limite de resistência (TURKDOGAN 2010).

### 3.2.4 Alumina

As inclusões de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) são resultados da desoxidação do aço com alumínio, e da contaminação do aço líquido por partículas originadas dos refratários. Para o alumínio e oxigênio dissolvidos no aço líquido, as inclusões geralmente conterão grande quantidade de

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> enquanto o aço terá uma pequena quantidade de Al dissolvido, pois a constante de desoxidação do Al no aço líquido é muito pequena ( $10^{-14}$  a 1600°C) (KIESSLING 1997).

Apesar de existirem três estruturas cristalinas para o Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,  $\alpha$ - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,  $\beta$ - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e  $\gamma$ - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, apenas a  $\gamma$ - Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> é encontrada em inclusões nos aços. A tabela 3.6 mostra algumas propriedades da alumina.

Tabela 3.6 - Propriedades físicas da alumina.

<b>Fórmula</b>	<b>P.F. (°C)</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Dureza Vickers (HV)</b>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2050	3,96	3000-4500

Fonte: (MORAES, 2009)

### 3.2.5 Sulfeto de Manganês

Com a diminuição da solubilidade do oxigênio, a solubilidade do enxofre no aço líquido aumenta, influenciando na morfologia dos sulfetos de manganês. De acordo com sua morfologia, este sulfeto pode ser classificado como sendo de três tipos (MORAES 2009):

Tipo I: são globulares com uma ampla faixa de tamanhos. Normalmente encontrados em aços desoxidados ao Si. Formam-se inclusões do tipo duplex ou compostos de MnS e silicatos. A fase MnS neste tipo de inclusão pode conter outros elementos em solução sólida como por exemplo o Cr.

Tipo II: tem estrutura dendrítica e são encontrados em aços completamente acalmados ao Al e com baixo teor de oxigênio dissolvido. Como o enxofre tem baixa solubilidade nestes aços, o sulfeto se precipita nas ultimas regiões do aço a se solidificar, nos contornos de grão. A alumina presente pode ser um ponto de nucleação para este sulfeto.

Tipo III: irregulares, geralmente com formas angulares distribuídos aleatoriamente no aço. Formados em aços acalmados ao Al, também contém inclusões de alumina presentes como uma fase separada. A tabela 3.7 mostra algumas propriedades do Sulfeto de Manganês cubico:

Tabela 3.7 - Propriedades físicas do Sulfeto de Manganês cubico.

<b>Fórmula</b>	<b>P.F. (°C)</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Dureza Mohs</b>
MnS	1610	4,00	3,8

Fonte: MORAES, 2009

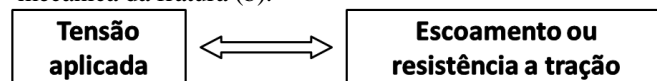
### 3.3 Mecânica da Fratura

Nos projetos de engenharia convencionais, onde a tensão aplicada deve ser simplesmente inferior à resistência do material, a avaliação dos materiais é feita em função das suas propriedades mecânicas. Ou seja, a resistência, o escoamento do material e as tensões aplicadas baseiam os critérios de falha. Porém, apesar de adequada para muitos materiais, esta abordagem é insuficiente quando na presença de defeitos (ANDERSON 2005).

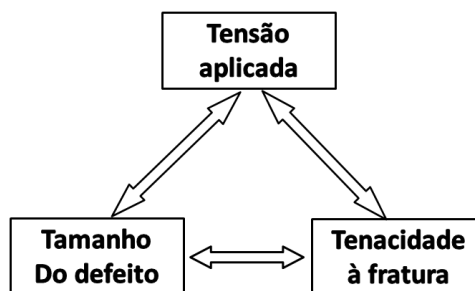
De fato, a abordagem da resistência dos materiais considera o material como um meio contínuo e isento de defeitos, ignorando a presença de heterogeneidades que podem causar a concentração de tensões e levar à fratura com carregamentos bastante inferiores à sua resistência mecânica (STROHAECKER 2001). Além disso, há o fato de que a medição, a partir de corpos de provas previamente entalhados, muitas vezes é menor do que aquela prevista a partir de cálculos de engenharia (GDOUTS 2005).

Em comparação ao enfoque tradicional da resistência dos materiais, na mecânica da fratura, a propriedade mais importante do material é a tenacidade à fratura ( $K_C$ ), a qual se trata da resistência do material à propagação de trincas (HIPPERT 2004). Existe ainda uma variável adicional contemplada pela mecânica da fratura que é o tamanho de defeito (ANDERSON 2005). A figura 3.4 contrasta o enfoque tradicional da resistência dos materiais com a mecânica da fratura.

Figura 3.4 - Enfoque da resistência dos materiais (a) e da mecânica da fratura (b).



(a) Consideração da resistência dos materiais



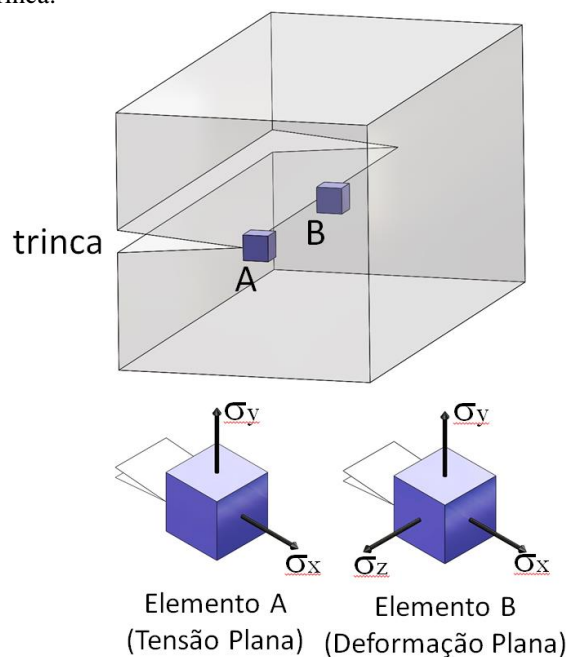
(b) Consideração da mecânica da fratura

Fonte: Adaptado de ANDERSON 2005.

O comportamento de um metal ou liga metálica em fratura pode ter várias classificações, dependendo do critério abordado:

- Sob o ponto de vista de energia absorvida durante o processo de fratura, podemos ter a fratura frágil, associada com uma pequena quantidade de energia absorvida e a fratura tenaz, onde é consumida uma grande quantidade de energia antes de ocorrer a fratura.
- Sob o ponto de vista da deformação plástica que ocorre na vizinhança das superfícies de fratura, a fratura pode ser classificada como dúctil ou frágil. Quando a deformação plástica precedendo a fratura é intensa, dizemos que a fratura é dúctil. Como a deformação plástica ocorre com consumo de energia, a fratura dúctil está vinculada a um comportamento tenaz. Por outro lado, a fratura frágil é aquela que ocorre com baixo nível de deformação plástica e, portanto, com pequeno consumo de energia.
- Sob o ponto de vista de micromecanismo de fratura, podemos dizer que a fratura dúctil normalmente ocorre por cisalhamento, enquanto que a fratura frágil ocorre por clivagem.
- Sob o ponto de vista da distribuição de tensões na vizinhança da ponta da trinca (figura 3.5), podemos dizer que, quando a tensão  $\sigma_z$  não pode crescer apreciavelmente tem-se uma condição de tensão plana atuando, denominamos com estado bi-axial de tensões e há a tendência de fratura dúctil. De outro modo, quando a tensão  $\sigma_z$  ganha incrementos consideráveis, a condição de deformação plana atua e o estado de tensões passa a ser tri-axial, neste caso a fratura é frágil.

Figura 3.5 - Estado bi-axial (Elemento A) e tri-axial (Elemento B) de tensões na vizinhança da ponta da trinca.



Fonte: Adaptado de STROHAECKER 2001.

Desta forma, podemos resumir as diversas classificações dos processos de fratura conforme a tabela 3.8.

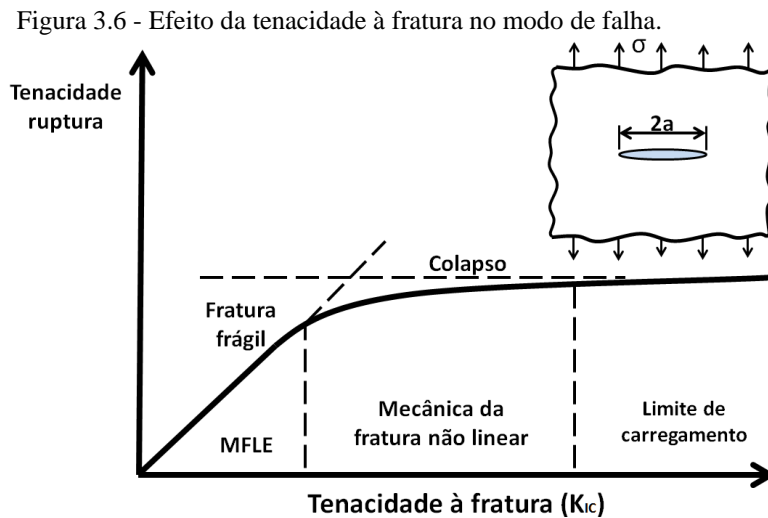


Tabela 3.8 - Diversas classificações dos processos de fratura.

Ponto de Vista	Comportamento do Material	
Energia absorvida	Tenaz	Frágil
Deformação plástica	Dúctil	Frágil
Aspecto da fratura	Fibrosa	Granular
Distribuição de tensões	Bi-axial (tensão plana)	Tri-axial (deformação plana)

Fonte: Adaptado de STROHAECKER 2001.

A mecânica da fratura se divide em dois campos, de acordo com o regime de tensões em que se encontra submetida a região do material localizada à frente da trinca. A figura 3.6 mostra uma curva da tensão de fratura em função da tenacidade à fratura considerando uma placa, com presença de uma trinca, carregada até a fratura. Em materiais com baixa tenacidade, o mecanismo de fratura é frágil e a tensão crítica de fratura varia linearmente com o valor de tenacidade à fratura. Neste regime de tensões são válidos os conceitos da mecânica da fratura linear elástica (MFLE). Para valores elevados de tenacidade, a MFLE não é mais válida. Isto ocorre porque a fratura passa agora a ser governada por propriedades de deformação plástica do material, estabelecendo um regime onde passam a ser aplicados os conceitos da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP). Este regime assume um comportamento não linear entre o campo de tensões e o de deformações.



Fonte: adaptado de ANDERSON 2005.

### 3.3.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica

A Mecânica da Fratura Linear Elástica é a metodologia a ser empregada em situações onde há possibilidade de ocorrer fratura sem ser precedida de extensa deformação plástica. Esta restrição à deformação plástica pode ser decorrência das próprias propriedades do material, aços de altíssima resistência mecânica, por exemplo, ou de fatores geométricos como as dimensões da estrutura. Mesmo para aços de média resistência mecânica o estado de deformação plana pode ser alcançado, se houver espessura suficiente ou se a temperatura for

suficientemente baixa (STROHAECKER 2001). Existem dois critérios fundamentais que embasam o estudo da MFLE: O critério de Energia e o critério de Fator de intensidade de Tensões.

### 3.3.1.1 Energia

As equações usadas hoje em dia na determinação da fratura de sólidos com trincas presentes foram inicialmente deduzidas em 1920 por A. A. Griffith. Ele observou que, quando uma trinca é introduzida em uma placa de material elástico tensionada, deve existir um balanço entre o decréscimo na energia potencial e o aumento na energia de superfície resultante da presença de uma trinca. Dessa forma, uma trinca existente cresceria se a energia de superfície adicional necessária fosse fornecida pelo sistema. Entretanto, o estudo de Griffith é válido para o caso de sólidos idealmente frágeis. No caso de materiais dúcteis, onde a energia de fratura é algumas ordens de grandeza maior que a energia de superfície, as suas equações não funcionam, pois subestimam a resistência à fratura dos metais (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL 2006).

Sendo assim Irwin definiu a taxa de liberação de energia ( $G$ ), como sendo a energia disponível para o incremento do comprimento de uma trinca. O termo taxa diz respeito à variação da energia por unidade de área da trinca. A equação que representa esta  $G$  para uma chapa infinita com uma trinca de comprimento  $2a$  (figura 3.6) em seu centro está apresentada abaixo (ANDERSON 2005).

$$G = \frac{\pi + \sigma^2 + a}{E} \quad (2)$$

No ponto de instabilidade, a taxa de liberação de energia atinge um valor crítico,  $G_C$ , a partir do qual a fratura ocorre. Essa taxa crítica de liberação de energia elástica pode ser interpretada como um parâmetro do material e pode ser medida em laboratório com corpos de prova contendo trincas agudas. Da equação acima, pode se notar que, se mantido o  $G_C$  constante, a  $\sigma_{falha}$  variará com  $1/a^{1/2}$ .

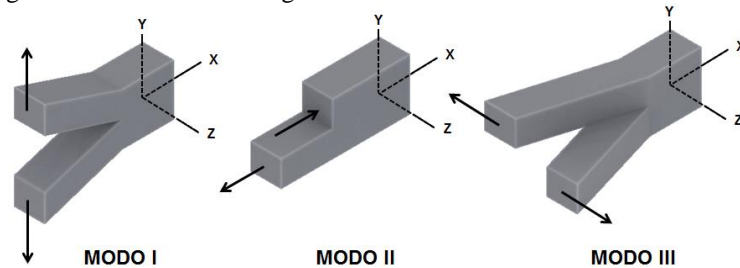
### 3.3.1.2 Fator de Intensidade de Tensões

Westergaard determinou a natureza das distribuições de tensões na ponta de uma trinca, utilizando uma análise de tensões baseada em conceitos da teoria da elasticidade.

Dividindo-se os modos de carregamento possíveis em uma trinca chega-se a três formas, conforme mostra a figura 3.7 (STROHAECKER 2001 e DIETER 1981).

- Carregamento I: modo de abertura de trinca, refere-se à tensão trativa aplicada na direção normal às faces da trinca.
- Carregamento II: modo de cisalhamento frontal, refere-se à uma tensão de cisalhamento no plano da trinca e normal à aresta frontal da trinca.
- Carregamento III: modo cisalhante paralelo é para tensões cisalhantes aplicadas paralelamente à aresta frontal da trinca

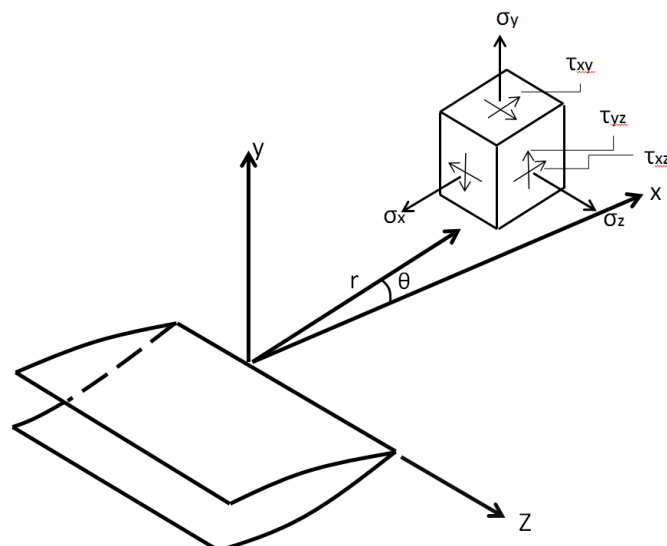
Figura 3.7 - Modos de carregamento básicos de uma trinca.



Fonte: Adaptado de ANDERSON 2005.

O modo I de carregamento é encontrado na maioria dos casos e, portanto, apresenta um maior desenvolvimento nos métodos analíticos e experimentais. O campo de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca (figura 3.8) pode ser caracterizado em termos de um fator intensidade de tensões ( $K_{IC}$ ), sendo que cada componente de tensão é proporcional à esta constante (STROHAECKER 2001).

Figura 3.8 - Coordenadas para descrever o campo de tensões na ponta da trinca.



Fonte: Adaptado de STROHAECKER 2001.

As tensões envolvidas podem ser resolvidas através das equações abaixo:

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left[ 1 + \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3\theta}{2} \right] \quad (3)$$

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left[ 1 - \sin\frac{\theta}{2} \sin\frac{3\theta}{2} \right] \quad (4)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\theta}{2} \left[ \sin\frac{\theta}{2} \cos\frac{\theta}{2} \cos\frac{3\theta}{2} \right] \quad (5)$$

Soluções de K, para um grande número de geometrias e modos de carregamento, são encontradas em manuais. Por exemplo, para o caso de uma trinca de comprimento 2a no centro de uma placa com dimensões tendendo ao infinito, submetida a um carregamento trativo tem-se que:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (6)$$

Além disso, uma vez atendidas às condições preconizadas pela Norma ASTM E 399-91, tem-se um valor crítico para o fator de intensidade de tensões ( $K_{IC}$ ) que é uma constante, uma propriedade intrínseca do material da peça trincada, para uma dada situação de temperatura, taxa de carregamento e condição microestrutural. Por ser uma propriedade intrínseca do material, o valor de  $K_{IC}$  pode ser utilizado na análise de qualquer geometria possibilitando o cálculo do tamanho crítico de trincas no projeto de estruturas (STROHAECKER 2001).

### 3.3.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

Diferente da MFLE, a presença de uma zona plástica de tamanho significativo na ponta de uma trinca permite que as duas superfícies se separem sem haver crescimento da trinca. Este é um fenômeno característico em materiais que exibem grande tenacidade e a fratura se dá no regime elasto-plástico. Para a determinação da tenacidade a fratura destes materiais são empregados estudos dos parâmetros CTOD (*crack tip opening displacement*) e integral J (ANDERSON 2005). Devido à grande aplicabilidade nos estudos da tenacidade à fratura em juntas soldadas, este trabalho irá abordar o parâmetro CTOD.

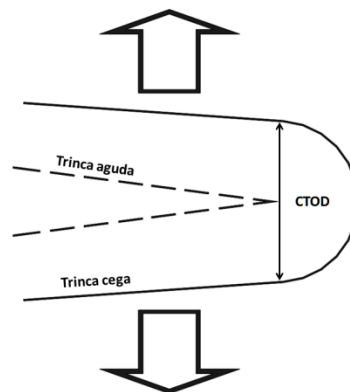
#### 3.3.2.1 Definição de CTOD

O termo CTOD representa a distância entre as duas superfícies da trinca, medida na ponta da trinca. A deformação plástica à frente da trinca provoca um arredondamento (ou embotamento) na ponta da trinca, previamente aguda. Esta deformação é denominada de zona plástica na ponta da trinca, fenômeno conhecido como cegamento da ponta da trinca ou *blunting*. Esse fato produz um afastamento das faces da trinca antes da propagação instável da

trinca e da fratura do material. A medida deste afastamento define o valor do CTOD como na figura 3.9 Figura 3.9 (ANDERSON 2005).

É de se esperar que, para haver crescimento de uma trinca, seja necessário que a abertura na ponta da trinca (CTOD) atinja um valor crítico, dependente do material, da temperatura, da taxa de deformação e do estado de tensões reinante na ponta da trinca. Quando o valor de CTOD for igual ao do CTOD crítico tem-se o valor da tenacidade à fratura do material (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL 2006).

Figura 3.9 – Abertura da ponta da trinca.

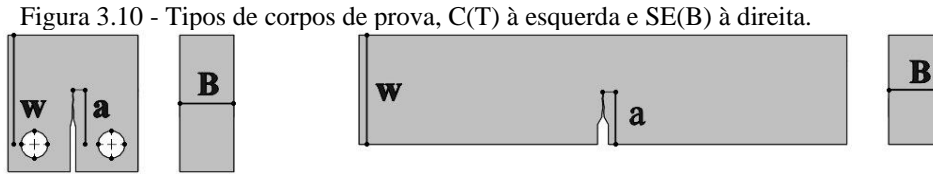


Fonte: Adaptado de ANDERSON 2005.

Os resultados obtidos através de ensaio de CTOD de um material, além de determinarem a tensão admissível para um determinado tamanho de descontinuidade, possibilitam definir o tamanho de uma descontinuidade permissível para uma determinada sollicitação do componente na etapa do projeto. A abordagem do CTOD pode ser aplicada para avaliar a significância de descontinuidades, na seleção de materiais e na qualificação de procedimentos de soldagem (STROHAECKER 2001).

Os tipos de corpos de prova a serem utilizados são: compacto de tração (C(T)), o de dobramento (SE(B)) e o dobramento em forma de arco (A(B)). Cada configuração apresenta três características dimensionais importantes: comprimento de trinca ( $a$ ), espessura ( $B$ ) e largura ( $W$ ). A maioria dos ensaios de tenacidade à fratura é realizada com os tipos SE(B) ou C(T) (figura 3.10), mas o C(T) possui a vantagem de requerer menos material a ser extraído para realizar o ensaio (CHLUDZINSKI, 2014). A presença da pré-trinca de fadiga mostra-se importante porque simula uma condição mais crítica de trinca real na peça e também porque mantém uma continuidade com o ensaio de  $K_{IC}$ . Com a introdução da pré-trinca de fadiga, tornou-se necessário o desenvolvimento de uma equação que calculasse o valor de CTOD a partir de medições da abertura da boca da trinca. O CTOD é, assim, calculado por simples relações geométricas de semelhança de triângulos, mas isso é apenas uma aproximação, visto

que o ponto de rotação move-se de uma posição inicial, próxima à ponta da trinca, até uma posição aproximadamente na metade do ligamento remanescente por ocasião do colapso plástico (ANDERSON 2005).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A equação mais utilizada atualmente é a adotada pela norma ASTM E1290, que reconhece o movimento do ponto de rotação para uma posição próxima ao centro de ligamento remanescente à medida que se aproxima o colapso plástico.

$$\delta = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_{LE}E} + \frac{r_p(W - a_0)}{r_p(W - a_0) + a_0 + Z} V_p \quad (7)$$

Onde:

$a_0$  = comprimento inicial da trinca

$\nu$  = coeficiente de Poisson

$\sigma_{LE}$  = tensão máxima de escoamento

$$K = \frac{YP}{BW^{1/2}} \quad (8)$$

$$Y = \frac{6\sqrt{(a_0/W)}\{1,99 - (a_0/W)[1 - (a_0/W)][2,15 - 3,93(a_0/W) + 2,7(a_0/W)^2]\}}{(1 + 2a_0/W)(1 - a_0/W)^{3/2}}, \quad (9)$$

$$r_p = 0,4(1 + \alpha) \quad (10)$$

e

$$\alpha = 0,1 \quad (11)$$

No corpo de prova, a pré trinca de fadiga é desenvolvida com uma carga máxima dada por:

$$P_f = 0,5 \frac{B b_0^2 \sigma_{LE}}{S} \quad (12)$$

e

$$\frac{P_{mín}}{P_{máx}} = 0,1 \quad (13)$$

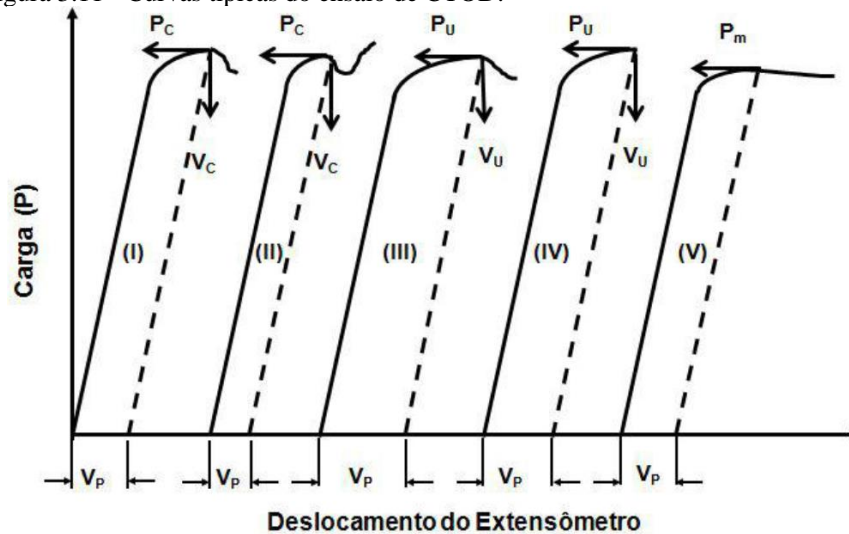
As normas citadas apresentam uma notação para valores críticos de CTOD que descrevem o comportamento à fratura do corpo de prova que está relacionada ao tipo de gráfico obtido no ensaio (CHLUDZINSKI 2014):

$\delta_c$  – CTOD crítico no início da extensão instável da trinca, com menos de 0,2 mm de crescimento estável. Corresponde à região do patamar inferior de energia havendo pouca deformação plástica onde a fratura ocorre por clivagem. Representado com as curvas (I) e (II) da figura 3.11.

$\delta_u$  – CTOD crítico no início de fratura instável que tenha sido precedida por mais que 0,2 mm de crescimento estável de trinca, representado como as curvas (III) e (IV) da figura 3.11.

$\delta_m$  – CTOD no primeiro ponto de carga máxima onde a propagação da trinca ocorre de maneira dúctil. Representado pela curva (V) da figura 3.11.

Figura 3.11 - Curvas típicas do ensaio de CTOD.



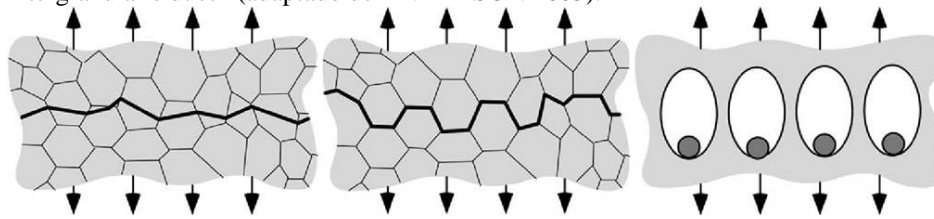
Fonte: ASTM E 1290 1999.

### 3.4 Mecanismos de Fratura

Para melhor interpretar os resultados dos testes de tenacidade à fratura, deve-se entender o micromecanismo da fratura. O micromecanismo de fratura envolve desde o processo de iniciação da fratura, passando pelo desenvolvimento da mesma até a sua propagação instável. No caso dos metais, os três tipos mais comuns de micromecanismos de

fratura são: fratura por clivagem, fratura intergranular e fratura dúctil, como ilustrado na figura 3.12.

Figura 3.12 - Micromecanismos de fratura nos metais. Da esquerda para direita, clivagem, intergranular e dúctil (adaptado de ANDERSON 2005).



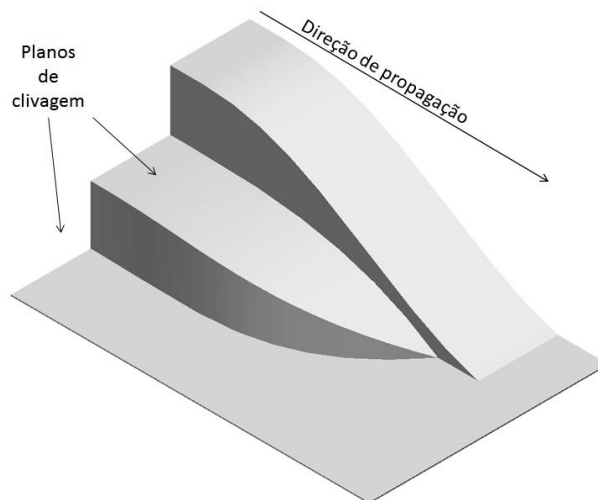
Fonte: ANDERSON 2005.

### 3.4.1 Fratura por Clivagem

A fratura por clivagem é caracterizada por pouca deformação e, portanto, frágil. Em geral, é perpendicular à tensão de tração aplicada. Corresponde à quebra sucessiva das ligações atômicas ao longo de um plano cristalográfico. Este modo de fratura é característico de metais que apresentam algum impedimento para o escorregamento de discordâncias, ou seja, com alta resistência mecânica.

A superfície de fratura por clivagem é marcada por um relevo característico, denominado “marcas de rio”. A figura 3.13 mostra como as marcas de rio são formadas, este relevo surge do encontro de facetas de clivagem crescendo em planos paralelos. A figura 3.14 mostra a fractografia de uma fratura por clivagem.

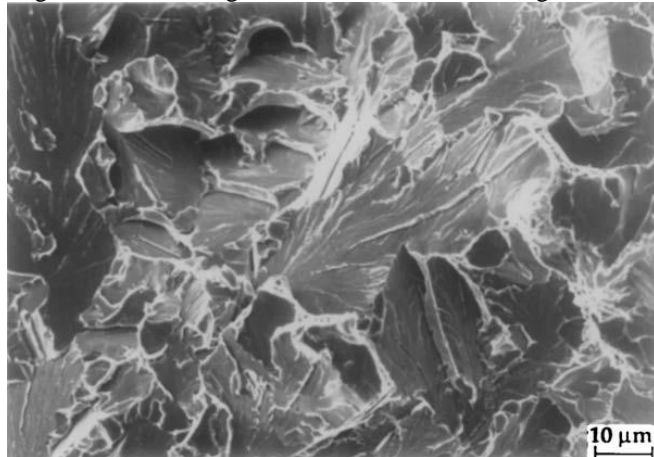
Figura 3.13 - formação das marcas de rio



Fonte: Adaptado de ANDERSON 2005.



Figura 3.14 - Fractografia em MEV de uma clivagem.

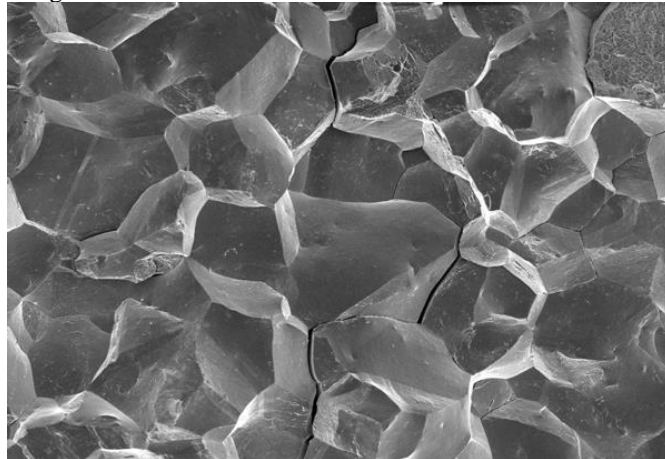


Fonte: ANDERSON 2005.

### 3.4.2 Fratura Intergranular

Ocorre a separação pura e simples ao longo dos contornos de grão. Este mecanismo, totalmente frágil, é incentivado, por exemplo, pela presença de grãos grosseiros, fragilidade de revenido, fragilidade da martensita revenida, filme de cementita em contornos de grão e ação de meios agressivos (ação de hidrogênio). Micromecanismos de fratura intergranular indicam um problema de material ou meio de trabalho. A figura 3.15 mostra uma fractografia de uma fratura intergranular.

Figura 3.15 - Fractografia em MEV de uma fratura intergranular.



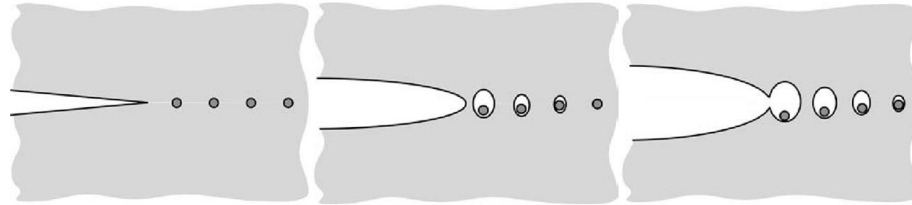
Fonte: STROHAECKER 2001.

### 3.4.3 Fratura Dúctil

Um material convencional possui um grande número de heterogeneidade microestruturais que podem atuar como sítios de nucleação de microcavidades (também chamadas de dimples). O crescimento e união destas microcavidades (coalescimento de microcavidades) é que acarretará a ruptura do corpo (STROHAECKER 2001). O colapso plástico se desenvolve nas fronteiras das microcavidades levando à ruptura gradual e contínua

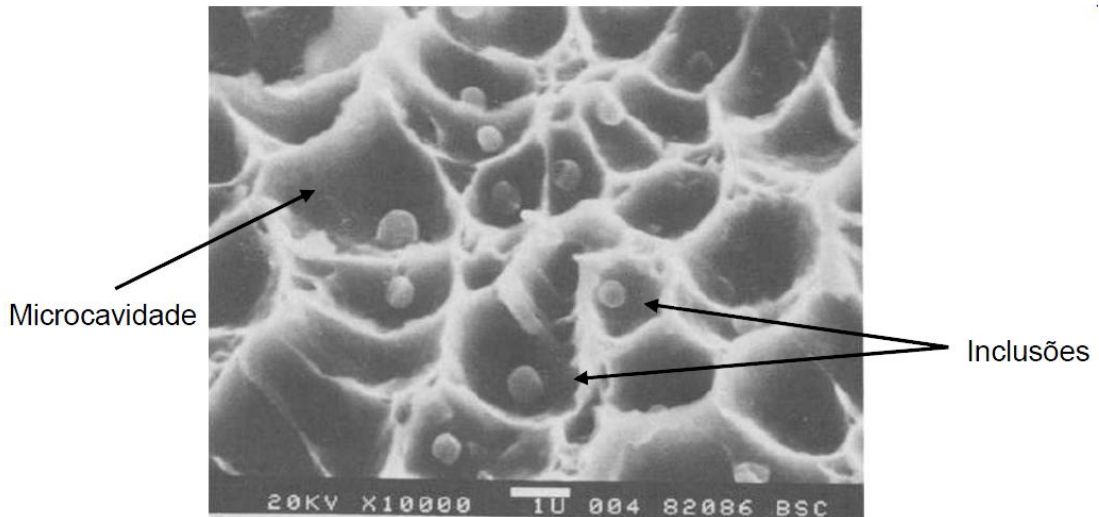
do material. Uma sequência do coalescimento e de microcavidades é ilustrado na figura 3.16. A figura 3.17 mostra uma fractografia onde microcavidades formadas pela presença de inclusões podem ser observadas.

Figura 3.16 - Mecanismo de coalescimento de microcavidades.



Fonte: ANDERSON 2005.

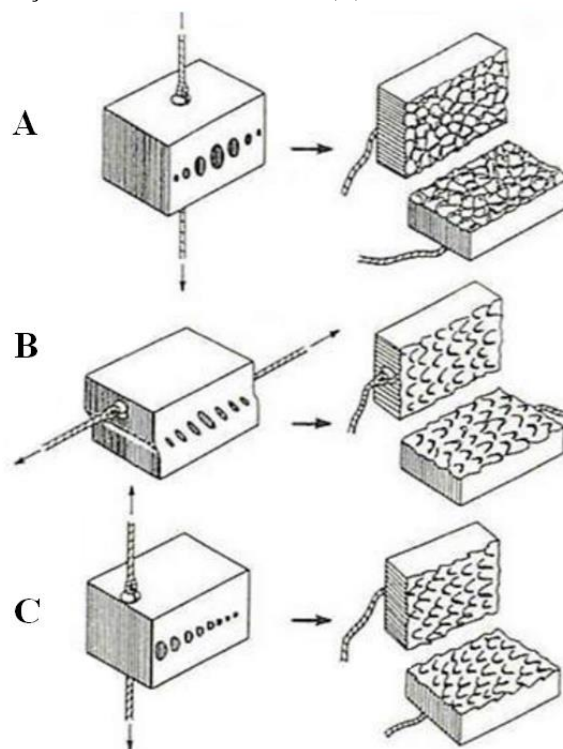
Figura 3.17 - Imagem em MEV de uma superfície de fratura dúctil.



Fonte: BODNAR 1988.

As formas das microcavidades são fortemente influenciadas pelo tipo de carregamento, por exemplo, as fraturas causadas por carregamento uniaxial geralmente resultam na formação de dimples equiaxiais figura 3.18-A. Dependendo da microestrutura e plasticidade do material, os dimples podem exibir grande profundidade com forma cônica, ou podem ser rasos. Já superfícies de fraturas que resultam de condições de carregamento por rasgamento (modo I) e cisalhamento (modo II e III) exibem dimples alongados (figura 3.18 – B e C). No caso de uma fratura por rasgamento, os dimples alongados são orientados na mesma direção, em ambas as faces da fratura. Por outro lado, fraturas por cisalhamento exibem dimples alongados orientados em direções opostas nas duas faces da fratura (figura 3.18) (JANSSEN; ZUIDEMA; WANHILL 2006 e KERLINS; PHILLIPS 1992).

Figura 3.18 - Influência da direção da tensão máxima nas formas dos dimples. Carregamento uniaxial com dimples equiaxiais (A), cisalhamento com dimples alongados em direções opostas em cada face da fratura (B) e rasgamento com dimples alongados na mesma direção em cada face da fratura (C).



Fonte: Adaptado de KERLINS; PHILLIPS, 1992.

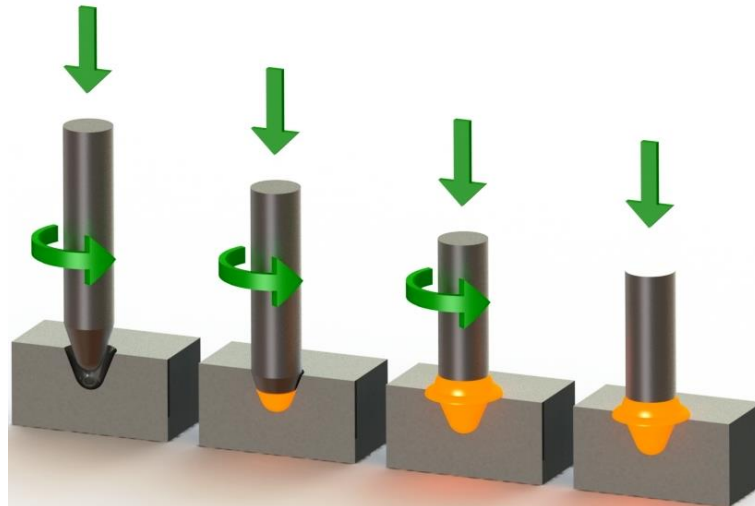
### 3.5 Soldagem por Fricção com Pino Consumível

Desenvolvida na Inglaterra, no instituto de soldagem TWI, na década de 1990, a soldagem por fricção com pino consumível, ou *Friction Hydro-Pillar Process* (FHPP) é uma técnica que deriva do processo de fricção convencional. A característica principal do processo é realizar a união por soldagem no estado sólido, através apenas do calor gerado com a fricção entre dois componentes e com a aplicação de força (CHLUDZINSKI, 2014).

Uma descrição detalhada do processo é dada por Tomas (THOMAS et al. 1997), onde um pino rotativo é posicionado coaxialmente à um furo circular, sob uma carga aplicada axialmente ao eixo de rotação do pino. O calor gerado pelo atrito entre a superfície do pino e do furo gera uma camada plastificada de material. Esta camada plastificada consiste numa série quase infinita de superfícies de cisalhamento. Durante o processo o pino é totalmente plastificado nas interfaces de fricção. O material é plastificado a uma taxa maior do que a velocidade de consumo do pino. Este fato faz com que a interface de fricção suba ao longo do

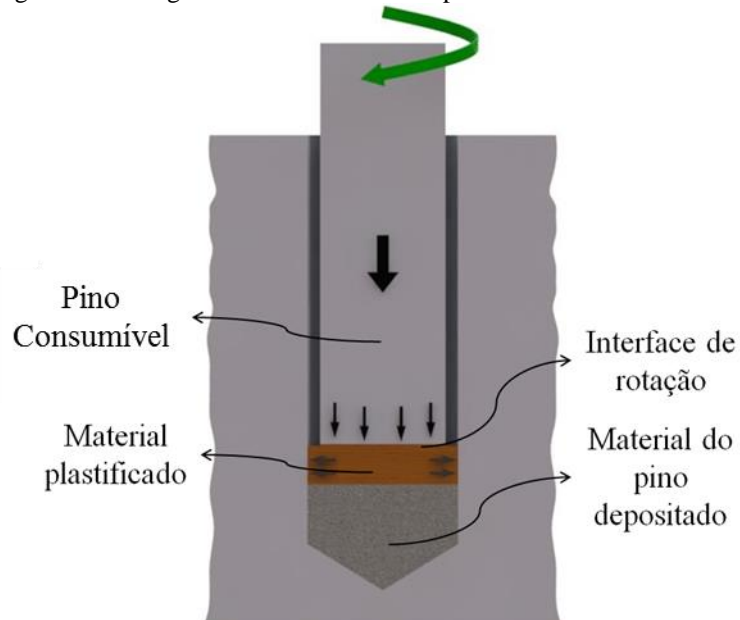
consumível para formar o material depositado dinamicamente. O material plastificado na interface de rotação é mantido num estado suficientemente viscoso para que as forças hidrostáticas transmitidas, tanto axialmente como radialmente, permitam uma ligação metalúrgica entre os materiais. A figura 3.19 ilustra o processo de fricção com pino consumível, enquanto a figura 3.20 mostra as regiões formadas durante o processo.

Figura 3.19 - Processo de soldagem por fricção com pino consumível.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 3.20 - Regiões formadas durante o processo.

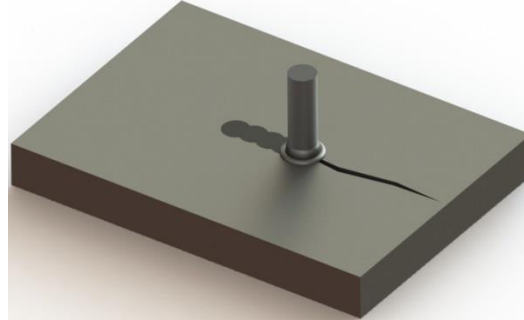


Fonte: Adaptado de THOMAS et al. 1997

Complementando a aplicação da técnica FHPP, existe a possibilidade da soldagem de pinos em sequência, um após o outro, para os casos em que o defeito possua uma extensão

maior do que a do diâmetro da cavidade usinada. Esta prática é chamada de solda por costura ou por sobreposição (“*stitch welds*”) (PAES 0213) e está ilustrada na figura 3.21.

Figura 3.21 - Soldagem por costura ou por sobreposição.

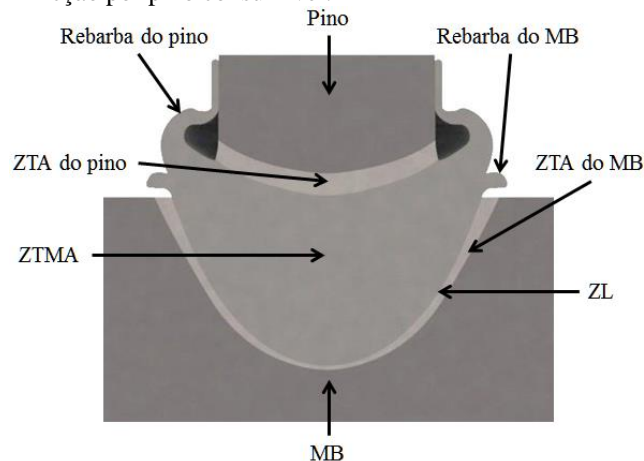


Fonte: BUZZATTI, D.T. et al 2015.

### 3.5.1 Regiões características de uma junta soldada por FHPP

As regiões resultantes de uma solda por fricção são apresentadas de forma esquemática na figura 3.22: a Zona Termicamente Afetada (ZTA) onde a microestrutura e as propriedades mecânicas sofrem a influência do calor gerado durante o processo de soldagem, a Zona Termo Mecanicamente Afetada (ZTMA) onde a quantidade de calor é maior do que na ZTA, resultando uma recuperação de grãos e aparecimento de grãos deformados devido à deformação plástica durante o processo, a rebarba, que é o excesso de material do pino e do material base (MB) que se acumulam sobre a superfície da solda e a zona de ligação (ZL) ou interface de contato que corresponde a interface entre o material do pino e do material base.

Figura 3.22 - Regiões características de uma solda por fricção por pino consumível.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 3.5.2 Parâmetros do Processo

Uma junta de qualidade é obtida neste processo quando, primordialmente, há o preenchimento completo do furo usinado além de uma união metalúrgica satisfatória. Tais características são influenciadas pela quantidade de energia fornecida à solda. Esta energia, por sua vez, é alcançada através da correta combinação de parâmetros de soldagem, que são escolhidos em função dos materiais envolvidos e da geometria dos componentes.

Os principais parâmetros de soldagem são: velocidade de rotação do pino, força axial aplicada sobre o pino, comprimento de queima, força de forjamento e a geometria dos componentes.

#### 3.5.2.1 Velocidade de Rotação

Uma grande energia é alcançada através de velocidades elevadas de rotação do pino, entretanto há de se tomar o devido cuidado para que estas velocidades elevadas não causem o polimento das superfícies. Para evitar este problema se busca aumentar o tempo de aquecimento a fim de se atingir as condições de plasticidade ideais. Aumentando o tempo de aquecimento, conseqüentemente, se aumenta o tempo permitido para a energia térmica se propagar ao longo dos componentes, criando assim maior zona termicamente afetada (ZTA). Similarmente, ao reduzirmos a velocidade de rotação reduzimos, também, a ZTA.

#### 3.5.2.2 Força Axial

A força axial aplicada sobre o pino deve ser tal que mantenha sempre o contato entre as superfícies do pino e do furo, evitando que se perca a condição de atrito. Menores forças axiais acarretam em menor velocidade de avanço do pino, ou seja, maiores tempos de aquecimento e maiores zonas termicamente afetadas. Do contrário, com forças maiores, o pino é consumido mais rapidamente e a ZTA tende a ser menor com o menor tempo de aquecimento.

#### 3.5.2.3 Comprimento de Queima

O comprimento de queima (*burn off*) corresponde ao comprimento de pino consumido durante o processo. Em outras palavras, é a medida do deslocamento do pino na direção axial. O deslocamento do pino deve ser o suficiente para produzir um volume de material plastificado que consiga preencher adequadamente os espaços vazios entre o pino e o furo usinado. Essencialmente esse volume consumido acaba sendo excedente ao volume

necessário para o preenchimento, a fim de que se forme material sobressalente na superfície da solda (rebarba). O comprimento de queima, quando atingido, determina o final da aplicação da força e da rotação do pino, entretanto, os dois últimos influenciam no tempo que levará para que este deslocamento seja alcançado.

#### **3.5.2.4 Força de Forjamento**

Quando o comprimento de queima é atingido e a rotação é interrompida se aplica uma força de forjamento. Esta força, aplicada no pino já sem rotação, tende a quebrar inclusões grandes que foram reorientadas durante o processo, refinar grãos austeníticos grandes e, principalmente, induzir tensões residuais compressivas na solda aumentando a vida em fadiga da junta soldada.

#### **3.5.2.5 Parâmetros Geométricos**

A geometria da ponta do pino e do furo usinado tem grande importância na fluidez do material plastificado durante o processo e, conseqüentemente, afetam diretamente o resultado do preenchimento das juntas soldadas. Nos principais casos já estudados há semelhança entre a geometria do pino e do furo usinado. Estas podem ser de forma cilíndrica ou com perfil cônico (PIRES 2007).

Nas pesquisas que englobam estudos de geometria são testadas variações como o ângulo de conicidade, diâmetros das faces planas na ponta do pino e fundo do furo, raios de concordância entre as arestas e diâmetros do pino e do furo. Existem também variações na ponta do pino e fundo do furo, onde as faces planas dão lugar a superfícies esféricas. Diferenças entre os ângulos de abertura do pino e do furo também geram resultados bem distintos de preenchimento. (PIRES 2007, BUZZATTI 2012, JARDIM 2007, THOMAS et al. 1997, MEYER 2002).

#### **3.5.3 Estudos sobre FHPP no LAMEF**

Os primeiros estudos realizados em cima do processo FHPP realizados no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da Universidade do Rio Grande do Sul ocorreram em 2006, quando o pesquisador Marcelo Torres Piza Paes trouxe do TWI (The Welding Institute) juntas soldadas por fricção com pino consumível para serem analisadas. Na ocasião, o objetivo era a avaliação do efeito da força axial aplicada ao pino na qualidade da junta soldada assim como um maior entendimento dos processos metalúrgicos operantes. As

ajuntas foram produzidas com pinos usinados a partir de barras de aço C-Mn e de tubos de aço APIX65 utilizados em furo não passante e pinos de aço C-Mn e de aço inoxidável AISI 316L utilizados em furo passante. As chapas eram de aço BS EN 100025 (Gr50D) (PAES 2013). Em 2011 se aprofundaram os estudos sobre a microestrutura formada com relação à força axial nas já mencionadas juntas produzidas no TWI (LESSA 2011). Estudos foram feitos em relação à influência do pré-aquecimento das chapas soldadas com furo passante em juntas produzidas no TWI, com chapas de aço BS EN 10025 e pinos de aço BS970-3 150M19 (MATTOS 2012).

Estes estudos motivaram a construção de equipamentos que pudessem produzir juntas soldadas por FHPP no próprio LAMEF. Em 2010 foi produzida a MSA 50 Máquina de Solda por Atrito (MSA50) com capacidade de carga de 50 kN e velocidade de rotação máxima de 8000 rpm (LÓPEZ 2010 e ANDRADE 2011). Posteriormente foi concluída a Máquina de Processos por Fricção (MPF1000) com capacidade de carga de 1000 kN e velocidade máxima de rotação de 2000 rpm (MATTEI 2011). Atualmente o LAMEF conta ainda com uma máquina para aplicação do processo FSW (Friction Stir Welding), uma máquina para soldagem de tubos por fricção com anel rotativo e uma terceira máquina de FHPP em construção.

Com a possibilidade da produção das próprias juntas soldadas houve um avanço nas pesquisas do processo por fricção no LAMEF, através da produção de diversas teses e dissertações. Em 2012 foi aplicada inspeção utilizando ensaios de ultrassom em juntas utilizando chapa de aço ASM A36 e pinos de aços ASTM A36 e SAE 8620 com o intuito de detectar defeitos de trincas internas e presença de inclusões (YEH 2012). Em 2013 se estudou as características microestruturais em juntas aços inoxidáveis, o material da chapa foi o aço inoxidável duplex UNS S31803 e pinos do mesmo aço além do aço inoxidável austenítico UNS S31673 (MEINHARDT 2013). Ainda se tratando de soldas por FHPP em aços inoxidáveis, em 2014 foi estudado o comportamento da tenacidade à fratura de juntas soldadas com chapas de aços BS EN10025 e inoxidável duplex UNS S31803 e pinos de aços BS EN10025 e inoxidáveis austeníticos AISI 316L e ASTM F138 (CHLUDZINSKI 2013). No ano seguinte, juntas soldadas com aço inoxidável duplex UNS S31803 foram alvo de estudos sobre a resistência à corrosão (RIBEIRO 2014). A tenacidade ao impacto na interface e no material processado do pino foi analisada em juntas com material da chapa e do pino de aço SAE 1330, em 2015 (FREITAS 2015). Em 2016, uma qualificação de reparos feitos pelo processo FHPP em juntas de aço inoxidável duplex UNS S31803, comparando-os com reparos feitos com o processo TIG utilizando consumíveis AWS SFA-5.9 ER 2209 (DIN 8556 SGX2CrNiMoN22.9.3) (LESSA 2016). No mesmo ano foi realizado um trabalho com o



objetivo de entender o comportamento do fluxo de material durante a soldagem por fricção com pino consumível (LANDELL 2016) além de estudos microestruturais em juntas com aço inoxidável dúplex UNS S31803 (MACHADO 2016).

#### **3.5.4 Tenacidade à fratura em juntas soldadas por FHPP**

Marcelo Torres Piza Paes realizou ensaios de CTOD (PAES 2013 e CHLUDZINSKI et al 2012) para analisar a tenacidade à fratura de juntas soldadas por fricção com pino consumível. Em seu estudo utilizou corpos-de-prova do tipo C(T) com entalhe posicionado na interface lateral da junta e do tipo SE(B) na interface inferior. O material utilizado como base foi aço C-Mn (BS EN 10025) cujo valor de CTOD foi de 0,5 mm. O valor de CTOD do material do pino denominado PBS (BS 970-3) foi de 0,18 mm, o do material do pino PBX (API X65) foi de 1,0 mm e o do material pino denominado PBSS (AISI 316L) foi de 0,05 mm. OS pinos PBS e PBX foram utilizados em cavidade passante e em juntas com cavidade não passante foram utilizados pinos PBS, PBX e PBSS. Além das variações de pinos e cavidades usinadas foram variados os valores de força e as condições de pré-aquecimento (sem e com pré-aquecimento de 200°C). Também foram realizados ensaios de CTOD em costuras com os materiais PBS e PBX. Os resultados estão demonstrados na tabela 3.9 (PAES 2013).

Tabela 3.9 - Resultados de CTOD (o sub índice H representa pré-aquecimento).

Materiais não processados			CTOD médio (mm)	
CTOD do material do pino PBS			0,18	
CTOD do material do pino PBX			1,00	
CTOD do material do pino PBSS			0,05	
CTOD do material da base			0,50	
		Condições de solda	CTOD (mm)	
Juntas soldadas com cavidade não passante	PBS	50 kN	0,052	
	PBS	200 kN	0,032	
	PBS <sub>H</sub>	200 kN	0,078	
	PBS	400 kN	0,092	
	PBS <sub>H</sub>	400 kN	0,100	
	PBX	50 kN	0,310	
	PBX	200 kN	0,210	
	PBX <sub>H</sub>	400 kN	0,540	
	PBSS	50 kN	0,360	
	PBSS	200 kN	0,37	
Juntas soldadas com cavidade passante	PBSS	400 kN	0,34	
	PBS	150 kN	0,031	
	PBS <sub>H</sub>	150 kN	0,064	
	PBX	150 kN	0,250	
		PBSS	150 kN	0,110
Costura PBS <sub>H</sub>		400 kN	0,250	
Costura PBX <sub>H</sub>		400 kN	0,380	

Fonte: Adaptado de PAES 2013.

A partir dos ensaios de CTOD observou-se que o processo de soldagem não promoveu nenhum aumento na tenacidade à fratura se comparado com os valores dos materiais de base da chapa e do pino. Porém, mesmo na ausência de preaquecimento, observou-se que nas amostras com pino PBS e menor força de soldagem (50 kN), foi possível se obter valores de tenacidade um pouco mais elevados aos obtidos nas juntas soldadas com 200 kN e 400 kN, sem preaquecimento. Isso ocorreu provavelmente como resultado da redução da dureza máxima na junta soldada, em virtude do tempo de soldagem mais longo quando utilizada a força de 50 kN.

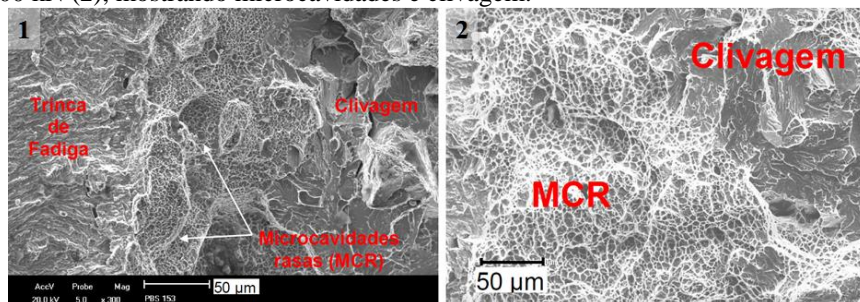
De forma semelhante, observou-se uma influência positiva do preaquecimento, mesmo que pequena, em aumentar os valores de CTOD. Esse efeito benéfico do preaquecimento decorre de: praticamente eliminar as descontinuidades de soldagem e de reduzir a dureza máxima. Pôde-se perceber que as juntas soldadas com pino PBX e força de 200 kN também apresentaram um maior número de resultados de baixa tenacidade à fratura com parados com as juntas soldadas com força de 50 kN, uma vez que estas últimas tiveram um tempo total de soldagem mais longo. Em relação às juntas soldadas com costura, força de 400 kN e preaquecidas a 200°C, notou-se um comportamento semelhante as das juntas soldadas com

um único pino. Havendo, entretanto, um pequeno aumento da tenacidade à fratura pelo efeito de revenimento imposto pelo processamento do último pino.

Nas juntas soldadas em cavidade passante as juntas PBSS tiveram valores de CTOD mais elevados que as juntas PBS em função da elevada tenacidade e ductilidade dos aços inoxidáveis austeníticos. Juntas soldadas T-PBSS foi o fato de as mesmas terem apresentado tenacidade à fratura inferior àqueles obtidos para as juntas soldadas com cavidade não passante

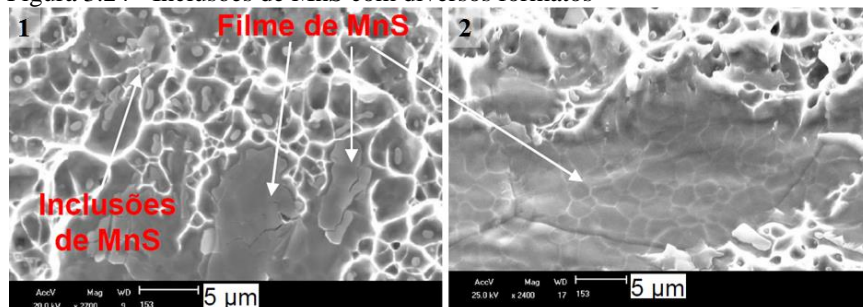
As análises fractográficas das juntas soldadas com 50 kN e 200 kN dos pinos PBS mostram grande quantidade de microcavidades na região adjacente à pré-trinca seguida de uma região de clivagem (figura 3.12). Inclusões apresentaram diversos formatos: alongado, globular e irregular, mas a maioria possuía um aspecto globular. Apenas nas amostras soldadas com 50 kN foram encontradas inclusões na forma de filmes refundidos. Análises por EDS confirmaram serem inclusões de MnS tanto as partículas quanto as inclusões na forma de filme (figura 3.24). As amostras soldadas com força de 400 kN também tiveram microcavidades rasas logo após a pré-trinca de fadiga. Apresentaram quantidades menores de inclusões, mas com formatos similares aos das encontradas na condição de 200 kN com exceção do formato globular. Este fato se deve a menor temperatura durante o processamento.

Figura 3.23 – Fractografia das amostras soldadas com pino PBS, com 50 kN (1) e 200 kN (2), mostrando microcavidades e clivagem.



Fonte: Paes 2013

Figura 3.24 - Inclusões de MnS com diversos formatos



Fonte: Paes 2013

A análise da tenacidade à fratura em juntas soldadas através do processo de FHPP com diferentes materiais entre pinos e chapas também foi realizada por Mariane Chludzinski. Os

ensaios foram feitos segundo o método de CTOD com corpos de prova tipo C(T) com  $W = 15$  mm. Os materiais empregados para as chapas foram o aço C-Mn (BS EN 10025) e o aço inoxidável duplex UNS S31803. Para fabricação dos pinos também foi utilizado o UNS S31803 e inoxidáveis austeníticos AISI 316L. A tabela 3.10 apresenta os resultados obtidos de CTOD, tanto nas juntas soldadas quanto nos materiais originais.

Tabela 3.10 – Resultados de CTOD.

Materiais não processados			CTOD médio (mm)
BS EN 10025			0,5
AISI 316L			0,11
UNS S31803			1,06
Condições de solda			CTOD médio (mm)
Chapa de aço BS EN 10025	AISI 316L	50 kN	0,36
	AISI 316L	200 kN	0,37
	AISI 316L	400 kN	0,34
	UNS S31803	200 kN	0,13
	UNS S31803	400 kN	0,02
Chapa de aço UNS S31803	UNS S31803	200 kN	0,59
	ASTM F 138	200 kN	0,91

Fonte: Adaptado de CHLUDZINSKI 2013.

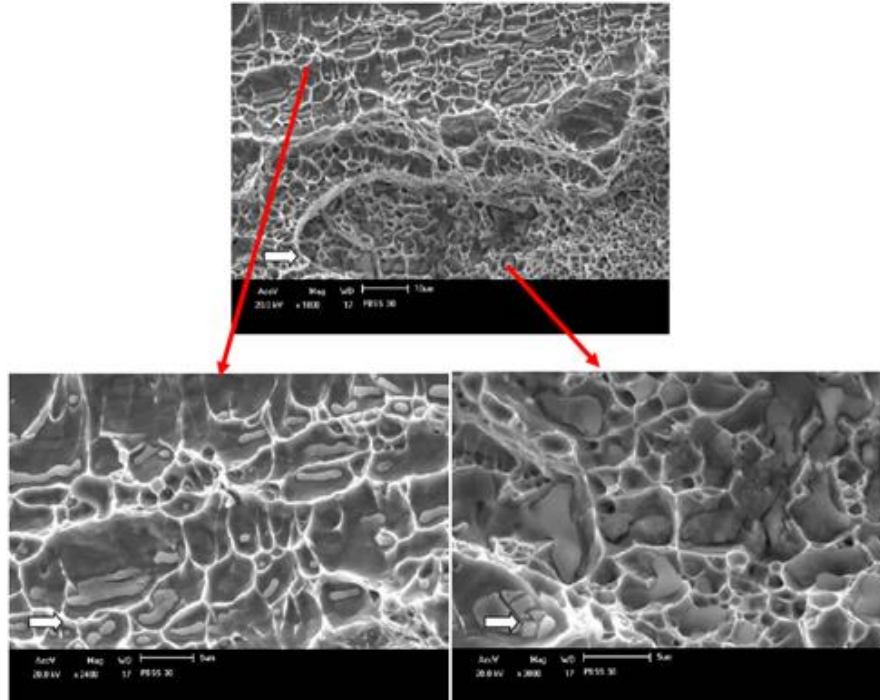
As juntas soldadas com pinos de AISI 316L em chapas BS EN 10025 apresentaram valores intermediários entre os dos materiais originais, acima do material do pino e abaixo do material da base, e praticamente sem variação entre as três condições de força. Apresentaram modo dúctil de fratura, onde inclusões de MnS foram as responsáveis pela nucleação das microcavidades. Presença de inclusões de diversas formas na zona de estiramento das juntas realizadas com 50 kN e 200 kN: alongadas, globulares e também e forma de filmes (figura 3.25). Nas juntas soldadas com 400 kN foi observada menor quantidade de inclusões, sendo poucas alongadas e as demais de tamanho reduzido.

Nas amostras com os pinos UNS S31803 em chapas BS EN 10025 os resultados das juntas soldadas com 200 kN foi maior do que o das juntas soldadas com 400 kN. As duas condições de soldagem apresentaram resultados abaixo dos materiais originais, e foram encontradas inclusões de diversas formas (figura 3.26). As juntas soldadas com 400 kN apresentaram menor quantidade de inclusões alongadas.

Ao utilizar chapas de UNS S31803, tanto as juntas com pinos de mesmo material quanto as de pino de ASTM F 138 tiveram valores de CTOD abaixo dos valores do material original, sendo que entre elas as soldas com pino de ASTM F 138 tiveram os maiores valores, bem próximos aos dos materiais originais. Observaram-se algumas inclusões de óxidos na

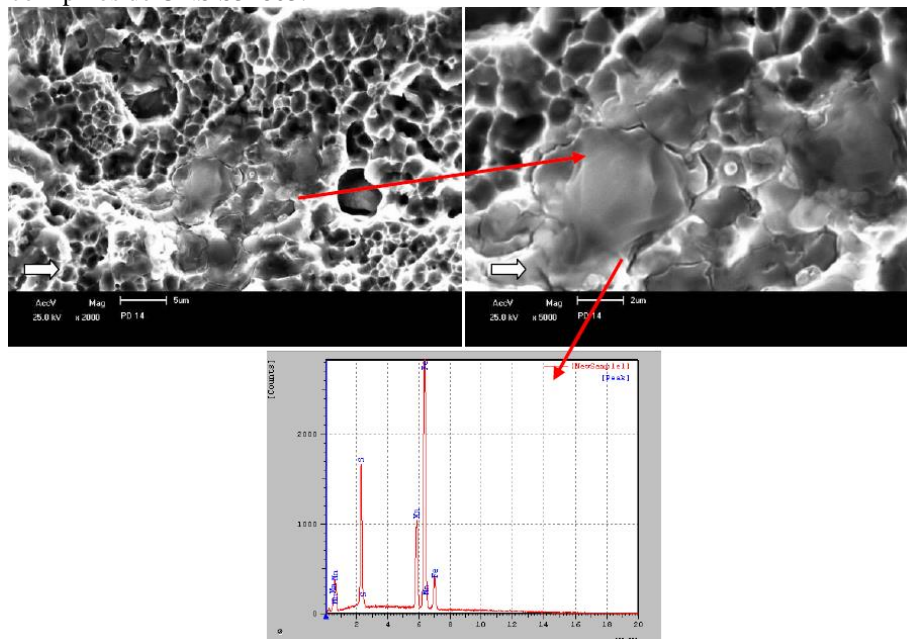
zona de estiramento, mais afastado se viu segregação de inclusões menores nas juntas com chapas e pinos de aço inoxidável duplex. As inclusões de óxido também apareceram nas juntas com chapa de UNS S31803 e pinos de ASTM F 138.

Figura 3.25 - Inclusões de diversos formatos em junta com chapa de BS EN 10025 com pinos de AISI 316L



Fonte: CHLUDZINSKI 2013.

Figura 3.26 - Inclusões de diversos formatos em junta com chapa de BS EN 10025 com pinos de UNS S31803.

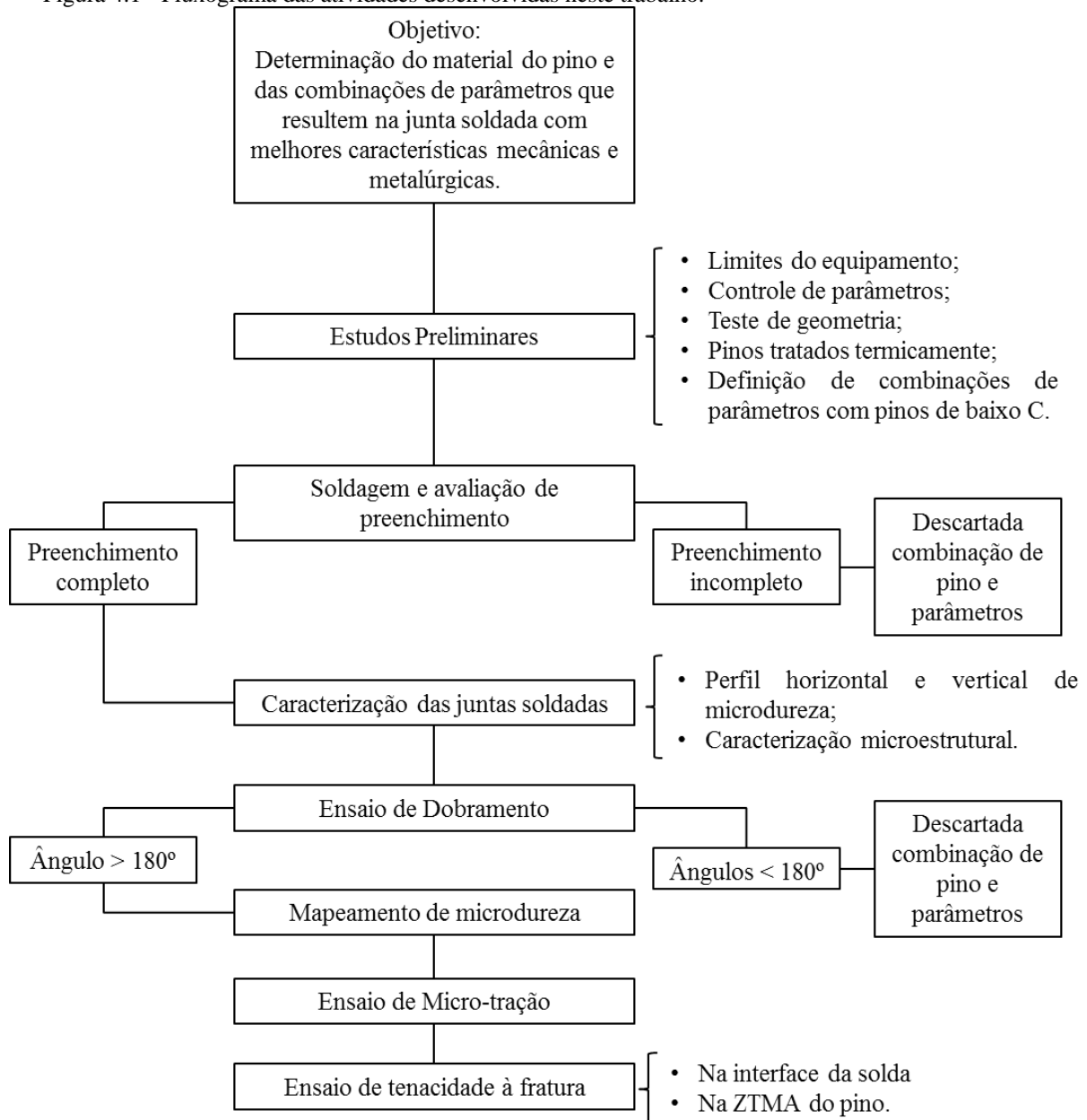


Fonte: CHLUDZINSKI 2013.

#### 4 Materiais e Métodos

Neste estudo, a metodologia do procedimento experimental segue conforme a descrição do fluxograma da figura 4.1.

Figura 4.1 - Fluxograma das atividades desenvolvidas neste trabalho.



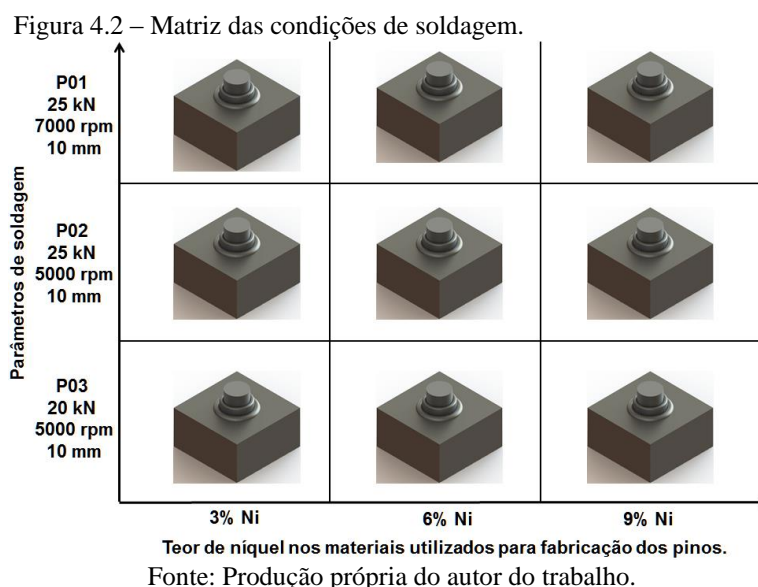
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A fim de promover o desenvolvimento de uma geometria ideal para pinos e cavidades usinadas e de aprimorar o controle que o equipamento oferece sobre os parâmetros para uma solda com matérias dissimilares, diversos testes foram realizados com materiais alternativos aos do estudo. Durante os estudos preliminares foram testados os limites do equipamento, no que tange a combinação de força e velocidade de rotação combinadas com os materiais em questão. Também foram testadas variações nos controles do processo de soldagem através de

diferentes parâmetros. Geometrias distintas foram utilizadas até a definição de uma que foi adotada no decorrer do estudo.

Pinos com 0% Ni com baixo carbono, além de materiais comercialmente disponíveis, tais como BS 4360 e base SAE 4140, foram utilizados nos testes preliminares, estes últimos em função da quantidade limitada das barras de aço destinadas aos pinos de 3, 6 e 9%Ni. Também foram soldadas juntas com pinos de 3, 6 e 9% tratados termicamente que, em seguida, foram submetidos ao ensaio de dobramento. Estes materiais tratados foram incluídos nos estudos preliminares em virtude a alta dureza apresentada, o que dá indícios de uma junta com baixa ductilidade.

Uma vez decidida uma matriz de parâmetros a ser seguida (figura 4.2), todos os teores de pinos foram soldados com cada combinação de parâmetros e foram avaliadas quanto ao preenchimento. Havendo preenchimento completo, cada junta foi caracterizada quanto as microestruturas formadas e suas durezas. Depois dos testes mecânicos foi testada a ductilidade da junta com ensaio de dobramento seguido pelo mapeamento completo da microdureza de toda a região afetada pelo processo na junta, posteriormente foi verificada a resistência mecânica por toda a profundidade da junta através de ensaios de tração com microamostras, finalizando com estudo da tenacidade à fratura através de ensaio de CTOD.



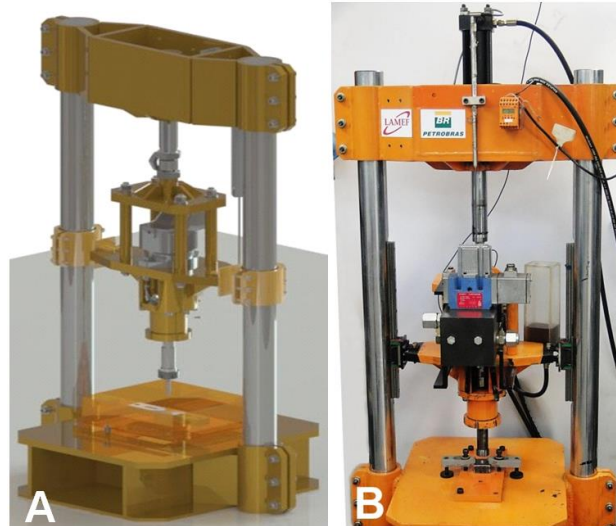
#### 4.1 Equipamentos

O equipamento utilizado para a realização das soldas (figura 4.3), desenvolvido e localizado no Proeng CDT – LAMEF – UFRGS (LÓPEZ 2010), é denominado MSA 50



(Máquina de Solda por Atrito 50 kN). O sistema de deslocamento do cilindro do atuador utiliza uma unidade hidráulica acoplada a uma servovalvula, que permitem controlar com precisão o fluxo do óleo hidráulico durante a operação do equipamento.

Figura 4.3 - Figura 3.2 Máquina de Solda por Atrito. Projeto (A) e máquina montada (B).

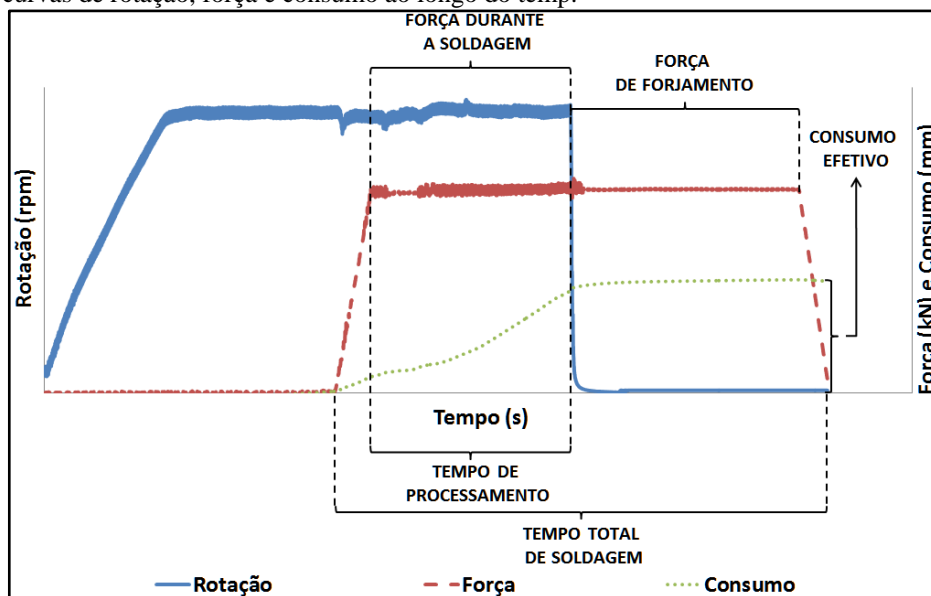


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Um software de controle permite a programação e o monitoramento dos dados de resposta utilizado nesses equipamentos é feito simultaneamente à realização da solda, de modo que o controle instantâneo dos principais parâmetros do processo (rotação, força aplicada e consumo) é acompanhado em tempo real. Um motor hidráulico é utilizado para o sistema de potência de rotação. A rotação máxima alcançada é de 8000 rpm e o conjunto do atuador e célula de carga tem capacidade de até 50 kN em tração ou compressão. Os dados de força, deslocamento do pino e velocidade de rotação são adquiridos e através deles são gerados gráficos para comparação entre as diversas soldas. Na figura 4.4 estão demonstradas as principais informações obtidas através dos gráficos. A força durante a soldagem corresponde à força axial escolhida. O tempo total de soldagem corresponde ao momento em que o pino encosta na superfície do furo até o momento em que se encerra a aplicação da força de forjamento. O tempo de processamento é o tempo em que o calor é gerado, ou seja, o pino está sob a ação da força enquanto rotaciona. O consumo efetivo é maior que o consumo predeterminado em função da força de forjamento aplicada após o encerramento da rotação.



Figura 4.4 - Exemplo de gráfico gerado durante soldagem por fricção, mostrando as curvas de rotação, força e consumo ao longo do tempo.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

## 4.2 Materiais

Para a confecção dos pinos foram utilizadas barras de aço com variados teores de Níquel (3, 6 e 9%) fornecido pela empresa Villares Metals. A tabela 4.1 apresenta a composição química dos pinos de aço ao níquel. As Análises químicas foram efetuadas utilizando um espectrômetro da marca Spectro modelo Spectrolab.

Tabela 4.1 - Composição química dos materiais utilizados na confecção dos pinos (% em massa)

Pino de aço de 0% de Níquel									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0,0338	0,212	0,603	0,009	0,0026	-	0,0322	0,065	0,0033	0,0347
Pino de aço de 3% de Níquel									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0,0266	0,194	0,613	0,0045	0,0017	0,102	0,013	2,86	0,00100	0,0576
Pino de aço de 6% de Níquel									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0,0222	0,172	0,603	0,0044	0,0028	0,107	0,014	5,71	0,0012	0,0653
Pino de aço de 9% de Níquel									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
0,0198	0,171	0,601	0,0049	0,0028	0,081	0,03	8,65	0,0047	0,046

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

O tratamento térmico aplicado nas barras destinadas à confecção dos pinos compreendeu o aquecimento até 850°C durante 50 minutos e posterior resfriamento em água agitada, seguido de novo aquecimento até 580°C, finalizando com novo resfriamento em água agitada.

O material utilizado como base para soldagem foi adquirido como sendo um ASTM A516 grau 70, uma qualidade de aço utilizado para caldeiras e vasos de pressão, utilizados amplamente na indústria do petróleo, gás e petroquímica. Este aço é caracterizado por boa soldabilidade e excelente tenacidade. Podem ser soldados por arco elétrico com eletrodo revestido (SMAW), soldagem ao arco elétrico com proteção gasosa (GMAW) ou arco submerso (SAW). (ASTM A516/A 516M, 1996).

A norma ASTM A516/A 516M é a especificação do material padrão para aplicações em vasos de pressão que trabalham em moderadas e baixas temperaturas. A especificação segue um padrão relativamente simples com apenas cinco elementos químicos específicos, juntamente com três propriedades mecânicas, não necessitando de tratamento térmico. Maiores detalhes sobre especificação técnica deste material para aplicação em projetos podem ser encontrados a norma ASTM A 20/A 20M. A tabela 4.2 apresenta as especificações quanto à composição química para um aço segundo a norma ASTM A 516/A 516M grau 70 em comparação com resultados de análise química resultante de medição com espectrômetro no material utilizado para as bases das soldas. O Espectrômetro utilizado é da marca Spectro - Spectrolab. O carbono equivalente deste material é de  $C_{eq} = 0,32$  e foi calculado através da equação (13) conforme a norma ASTM A 20/A 20M)

Tabela 4.2 - Composição química do material utilizado como base (% em peso).

ASTM A516 Grau 70								
C	Mn	P	S	Si				
0,28	0,85 - 1,20	0,35	0,35	0,15 - 0,40				
Material para confecção das bases								
C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Ni	Al
0,159	0,92	0,0141	0,0015	0,277	0,014	0,0023	0,0025	0,0242

Fonte: Produção própria do autor do trabalho

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (13)$$

### 4.3 Soldagem e Avaliação do Preenchimento

Após a definição dos parâmetros, através dos estudos preliminares, foram realizadas soldas com pinos de 3, 6 e 9% Ni. A tabela 4.3 apresenta as três combinações de parâmetros, utilizadas nas soldas.

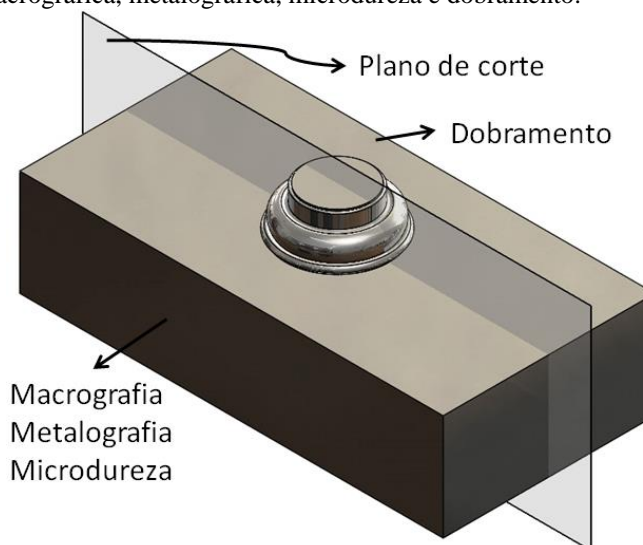
Tabela 4.3 - Parâmetros de soldagem para estudo das juntas com 3, 6 e 9% Ni.

Combinação de parâmetros	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	Taxa (kN/s)
P01	7000	10	25	25	8
P02	5000	10	25	25	8
P03	5000	10	20	20	8

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A avaliação do preenchimento das juntas soldadas foi feita através de macrografia. Para tanto, a junta soldada foi seccionada ao meio, no sentido longitudinal da base. A figura 4.5 ilustra o plano de corte que seccionou as juntas, uma porção de cada junta foi destinada à avaliação macrográfica, às análises metalográficas e perfil de dureza, a outra porção de cada junta foi reservada para retirada de corpo de prova de dobramento. Todas as juntas que tiveram preenchimento completo foram submetidas ao ensaio de dobramento.

Figura 4.5 - junta soldada destinada para análise macrográfica, metalográfica, microdureza e dobramento.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

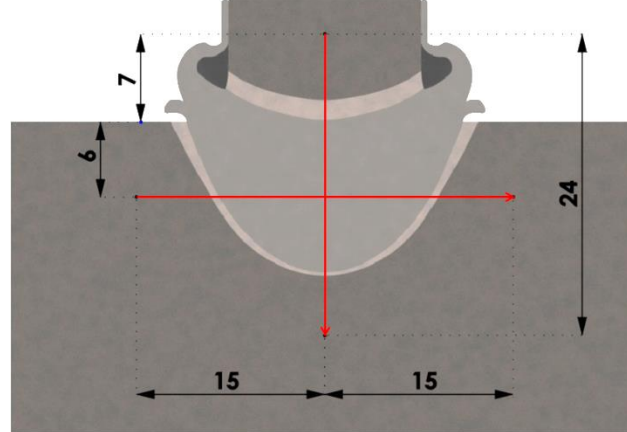
#### 4.4 Caracterização das Juntas Soldadas

Após a soldagem e avaliação do preenchimento foram realizadas medições de microdureza Vickers com carga de 0,3 kgf além de análise metalográfica. As medições de microdureza foram medidas ao longo de um perfil horizontal e um perfil vertical.

O perfil horizontal foi realizado a aproximadamente 6 mm da superfície superior, iniciando no material não processado da base, passando pela ZTA da base e ZTMA do pino, finalizando no material da base da outra extremidade. O perfil vertical foi posicionado no

meio do pino, iniciando 7 mm acima da superfície superior, percorrendo uma distância de 24 mm. A figura 4.6 ilustra os dois perfis posicionados numa junta soldada.

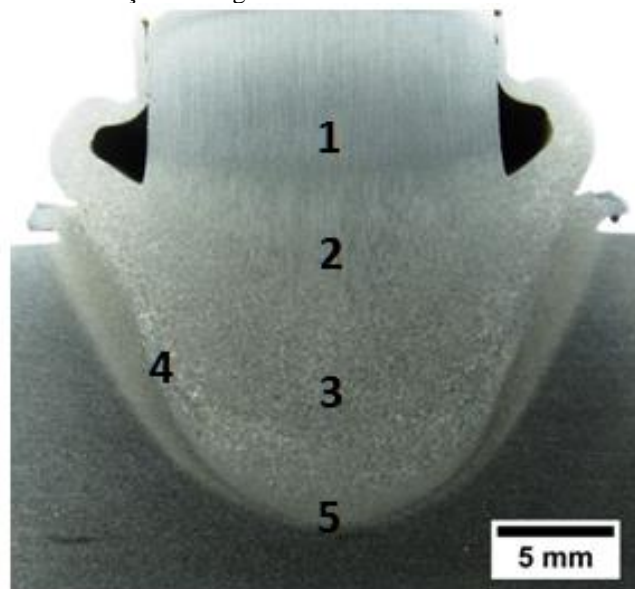
Figura 4.6 - Perfis horizontal e vertical de microdureza.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

As amostras preparadas para análise microestrutural seguiram procedimento padrão para embutimento, lixamento e polimento. Após a preparação, as amostras foram atacadas com Nital 5%. A análise foi realizada em um microscópio ótico (MO) marca Olympus, modelo BX 51M, com as micrografias obtidas através de câmera digital acoplada ao microscópio. Foram registradas as regiões de maior relevância, as quais estão identificadas na figura 4.7.

Figura 4.7 - Imagem de uma junta soldada com a identificação das regiões formadas.



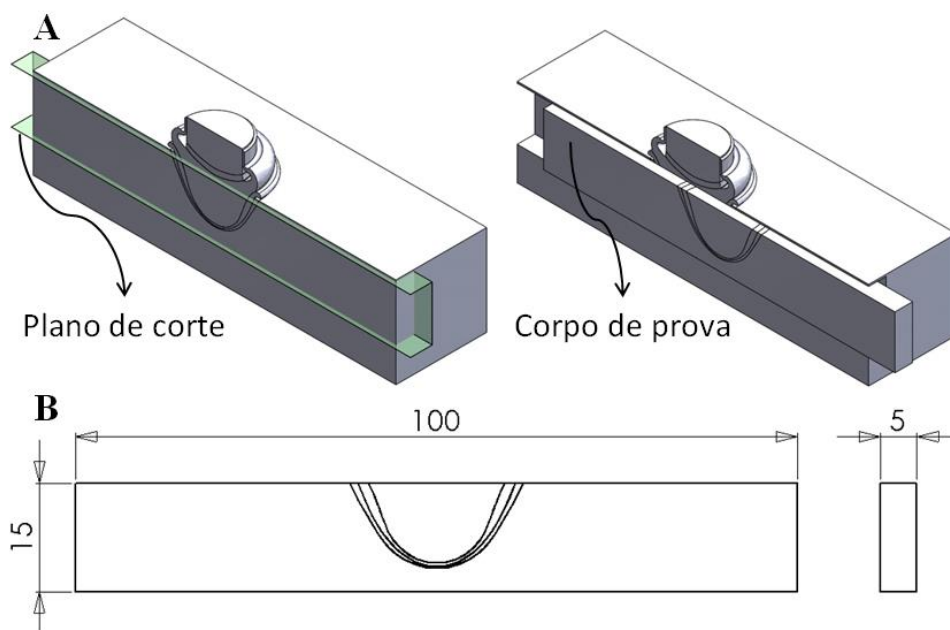
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A região 1 representa o material base (MB) do pino que não foi afetado pela temperatura e deformação. A região 2 é a zona termicamente afetada (ZTA) do pino e a região 3 é onde ocorre a deformação termomecânica do material denominada de zona termomecanicamente afetada (ZTMA). A região 4 apresenta a interface lateral entre o pino e a base e a região 5 corresponde a região de primeiro contato e o início do atrito.

#### 4.5 Ensaio de Dobramento

Os corpos de prova para dobramento (figura 4.8 Figura 4.8-A) foram extraídos na posição transversal lateral da solda, conforme item 7.1.1 da norma ASTM E190. Posicionadas 0,5 mm abaixo da superfície superior da solda, as amostras têm 5 mm de espessura e largura (15 mm) definida para abranger toda a região soldada, como mostra a figura 4.8 B. Os cortes foram feitos através do processo de eletroerosão, a perda de material durante o processo não excede a espessura de 0,3 mm e a sua velocidade de corte varia entre 1 e 5 mm/min. Após a retirada dos corpos de prova os mesmos passaram pelo processo de revelação das regiões da solda, passando pela lixamento e ataque químico com Nital 5%.

Figura 4.8 - Sequência de corte e retirada do corpo de provas para dobramento (A) e dimensões (mm) do corpo de provas (B).

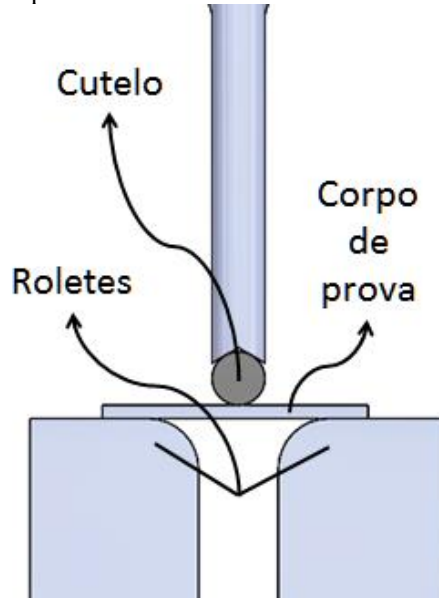


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

O dispositivo construído para o ensaio (figura 4.9), baseado na norma ASME E190, teve os roletes regulados para uma distância de aproximadamente 33 mm entre si e um cutelo de 20 mm de diâmetros. No posicionamento do corpo de provas no dispositivo o cutelo faz

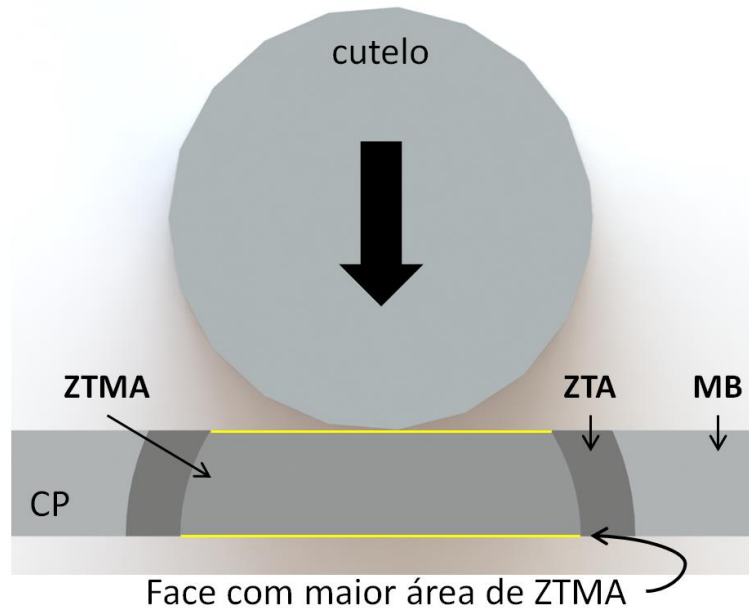
contato com a superfície que tem a menor área de ZTMA na solda, de modo que as tensões de tração atuem sobre a face com maior área de ZTMA (figura 4.10).

Figura 4.9 - dispositivo desenvolvido para o ensaio de dobramento



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.10 - Posição do CP de modo que as tensões de tração sejam causadas na face com maior área de ZTMA.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

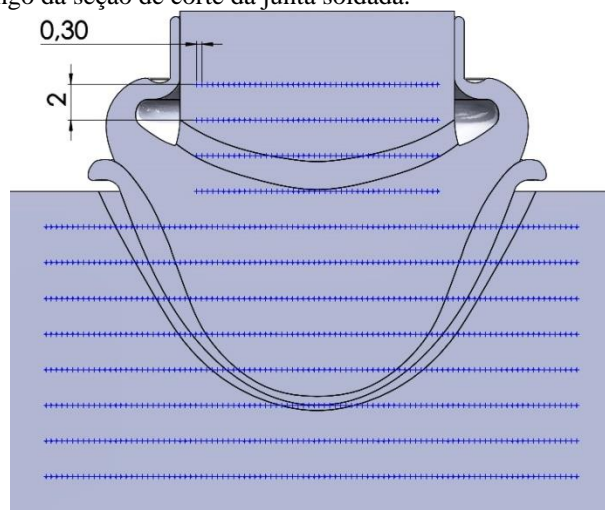
Os ensaios foram realizados de maneira que o deslocamento fosse aplicado a uma velocidade constante de 10 mm/s e interrompido assim que ocorresse uma ruptura ou aparecimento de alguma trinca.

#### 4.6 Mapeamento de Microdureza

Para melhor caracterizar as propriedades das juntas que apresentaram boa ductilidade durante o dobramento foi realizado um mapeamento mais aprofundado da microdureza. Com o objetivo de cobrir amplamente todas as regiões da solda, neste mapeamento foram aplicadas 980 endentações.

As medições foram feitas na superfície de corte de uma junta soldada que foi seccionada ao meio e passou pelo processo de revelação das regiões da solda tal qual na etapa do dobramento. No sentido horizontal, o espaçamento entre cada endentação foi de 0,3 mm e no sentido vertical 2 mm. A figura 4.11 ilustra a distribuição das medições de microdureza na superfície seccionada de uma junta soldada.

Figura 4.11 - Distribuição das medições de microdureza ao longo da seção de corte da junta soldada.

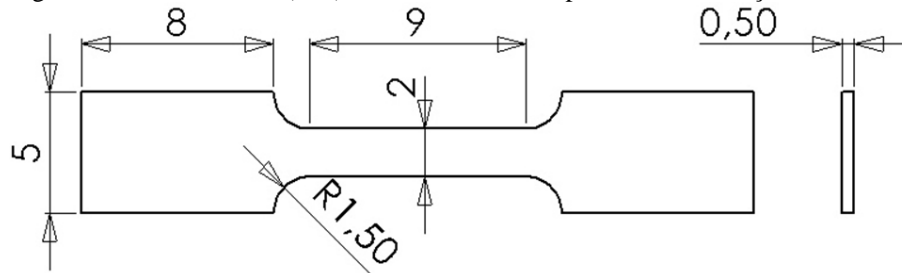


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

#### 4.7 Ensaio de Microtração

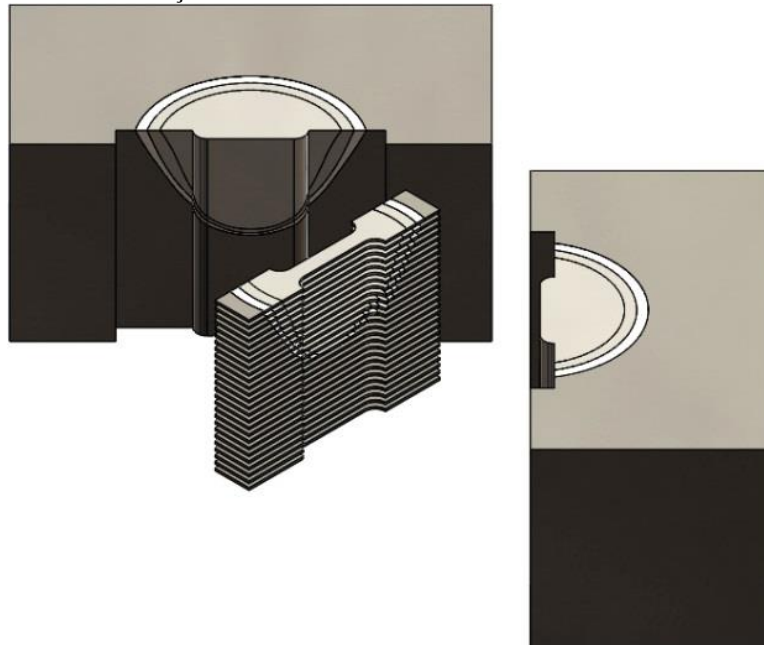
Dando prosseguimento a um estudo sobre as características mecânicas e metalúrgicas da junta soldada ao longo das várias regiões da solda foram realizados ensaios de tração em micro-amostras. As dimensões dos corpos de prova foram baseadas em versões reduzidas de um corpo de prova convencional descrito na norma ASTM A 370 - 02. Na figura 4.12 são apresentadas as dimensões de uma micro-amostra para ensaio de tração. Os corpos de prova foram retirados transversalmente ao eixo do pino, localizados na região central da solda. 4.20 ilustra a região de onde foram retirados os corpos de prova. Com um total de 26 amostras pôde-se obter resultados da resistência mecânica ao longo de toda a extensão da profundidade da solda. Para os ensaios de tração usando micro-amostras, a carga de fundo de escala empregada foi de 1kN e a velocidade de ensaio foi de 0,2mm/min.

Figura 4.12 – Dimensões (mm) das micro-amostras para ensaio de tração.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.13 - Região da junta soldada de onde foram retirados as micro-amostras de tração.

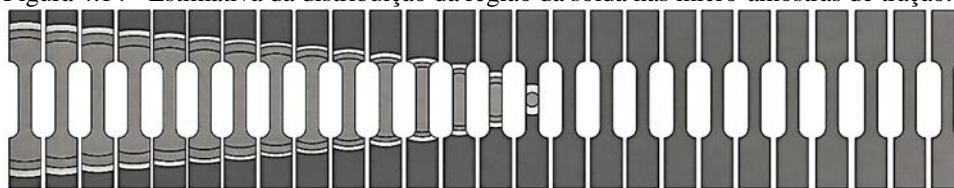


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A extração dos corpos de prova foi feita através de cortes por eletroerosão. As micro-amostras foram criteriosamente retiradas da junta soldada, separadas e identificadas com etiquetas para que não fossem perdidas as informações de suas localizações na junta soldada. Em virtude das dimensões reduzidas, principalmente da espessura de apenas 0,5 mm, os corpos de prova não passaram pelo processo de revelação das regiões da solda. Porém, com ajuda do software Solid Work, pôde-se fazer uma estimativa da distribuição das regiões da solda nos corpos de prova (figura 4.14). A figura 4.15 apresenta os 26 corpos de provas depois de retirados da junta soldada.

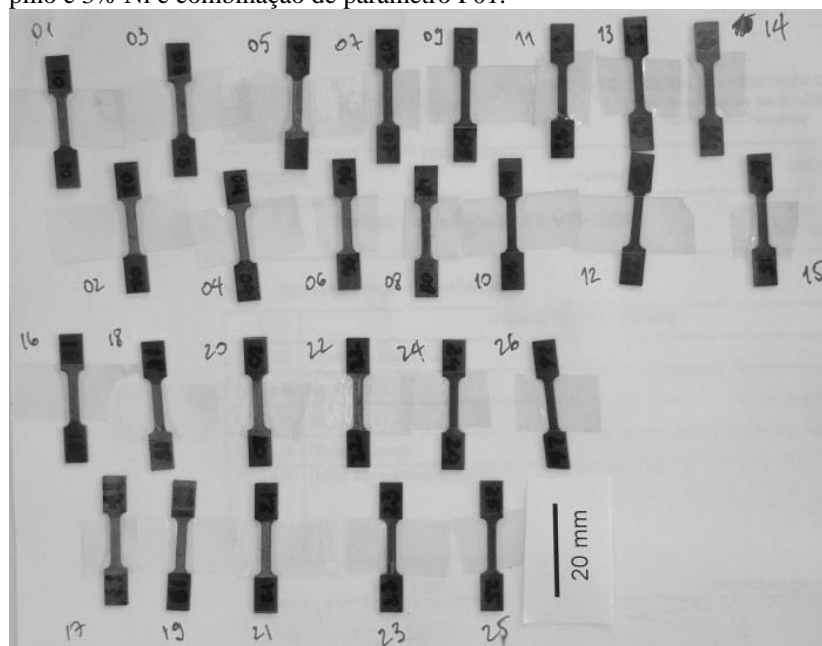


Figura 4.14 - Estimativa da distribuição da região da solda nas micro-amostras de tração.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.15 - Micro amostras de tração retiradas de uma junta soldada com pino e 3% Ni e combinação de parâmetro P01.



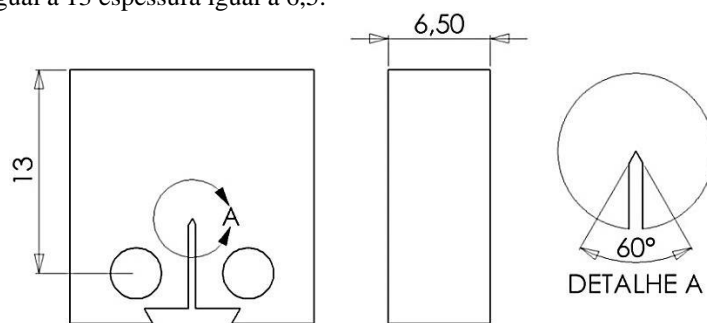
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

#### 4.8 Ensaio de Tenacidade à Fratura

Para análise da Tenacidade à fratura escolheu-se o método de CTOD, o estudo foi realizado tanto nos materiais originais de pinos e bases quanto nas juntas soldadas que avançaram na etapa de dobramento. As normas BS 7448 parte 1 e BS EN ISO 15653-2010 foram utilizadas para orientar este ensaio.

O objetivo do ensaio foi avaliar a região de interface da solda e o material do pino que foi consumido o para preenchimento do furo usinado. Em função da menor quantidade de material requerido para confecção, o corpo de provas escolhido foi do tipo *Compact Tension* (C(T)). A figura 4.16 mostra as dimensões das amostras para o ensaio de CTOD.

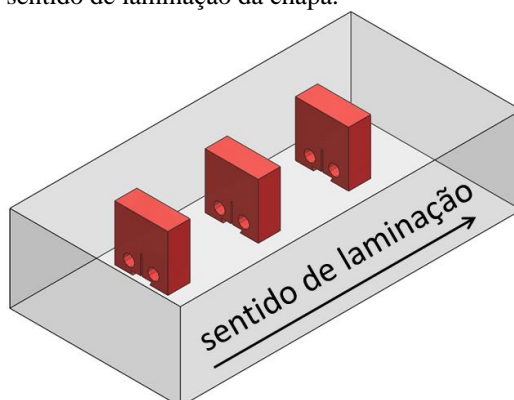
Figura 4.16 - Dimensões do corpo de provas do ensaio CTOD com W igual a 13 e espessura igual a 6,5.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Os corpos de prova do material da base foram retirados como ilustrado na figura 4.17 o sentido a direção da trinca é transversal ao sentido de laminação. Foram confeccionados três corpos de prova, todos localizados 5 mm abaixo da superfície da chapa evitando o plano de segregação de inclusões. No material dos pinos os corpos de prova ficaram localizados no centro da barra com a direção da trinca paralela ao sentido de laminação, como ilustra a figura 4.18, também foram confeccionados três corpos de prova de cada barra.

Figura 4.17 - Posicionamento dos corpos de prova no material da base. Direção da trinca transversal ao sentido de laminação da chapa.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.18 - Posicionamento dos corpos de prova no material do pino. Direção da trinca paralela ao sentido de laminação da barra.

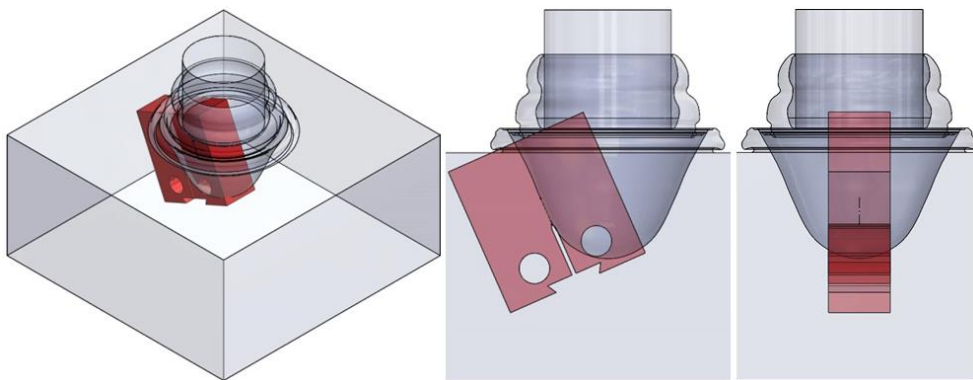


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Os corpos de prova nas juntas soldadas foram posicionados de modo que a trinca acompanhasse as regiões de interesse. As figuras figura 4.19 ilustra o posicionamento do

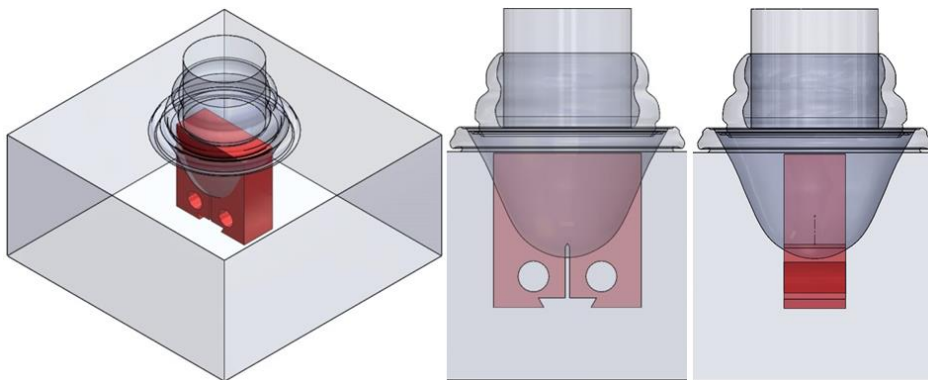
corpo de prova na interface da solda, de modo que a pré trinca de fadiga ficasse exatamente na mesma direção e sobre a interface. Na figura 4.20 pode-se ver o posicionamento dos corpos de prova na região do material do pino consumido, onde a pré trinca de fadiga ficou inteiramente posicionada na ZTMA do pino. Apenas um corpo de provas foi retirado de cada junta soldada, desta forma, foram produzidas três juntas para análise da interface e três juntas para análise do material do pino consumido. Todos os corpos de prova, tanto das juntas soldadas quanto dos materiais originais, foram extraídos através de cortes por eletroerosão.

Figura 4.19 - Posicionamento dos corpos de prova de CTOD na interface de solda.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.20 - Posicionamento dos corpos de prova de CTOD na região do material do pino consumido.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A extração dos corpos de prova das juntas soldadas exigiu precisão de corte, logo foi realizada em diversas etapas. Primeiramente foi retirada uma sessão no sentido do eixo do pino com a exata espessura do corpo de prova. Em seguida foi realizada a revelação das regiões da solda como descrito em etapas anteriores. Através do software Solid Works foi posicionado o entalhe do corpo de provas em cada solda. A tabela 4.4 apresenta a denominação dada para cada amostra no estudo de tenacidade à fratura. Da figura 4.21 até a

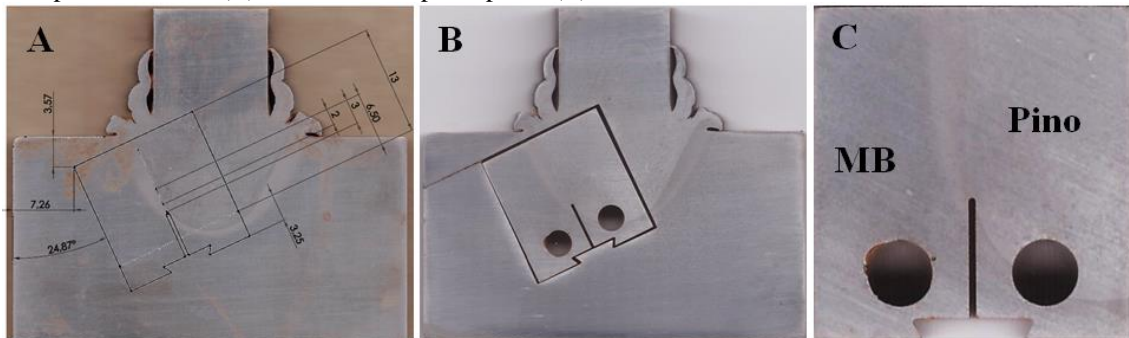
figura 4.26 são mostrados os posicionamentos finais do corpo de provas em cada junta soldada.

Tabela 4.4 - Denominação das amostras dos ensaios de CTOD

Amostra	Descrição
MB CT 1	Amostra do material original das bases.
MB CT 2	Amostra do material original das bases.
MB CT 3	Amostra do material original das bases.
PINO CT 1	Amostra do material original dos pinos com 3% Ni.
PINO CT 2	Amostra do material original dos pinos com 3% Ni.
PINO CT 3	Amostra do material original dos pinos com 3% Ni.
ZL CT 1	Amostra retirada da interface de uma junta soldada.
ZL CT 2	Amostra retirada da interface de uma junta soldada.
ZL CT 3	Amostra retirada da interface de uma junta soldada.
ZTMA CT 1	Amostra retirada da ZTMA de uma junta soldada.
ZTMA CT 2	Amostra retirada da ZTMA de uma junta soldada.
ZTMA CT 3	Amostra retirada da ZTMA de uma junta soldada.

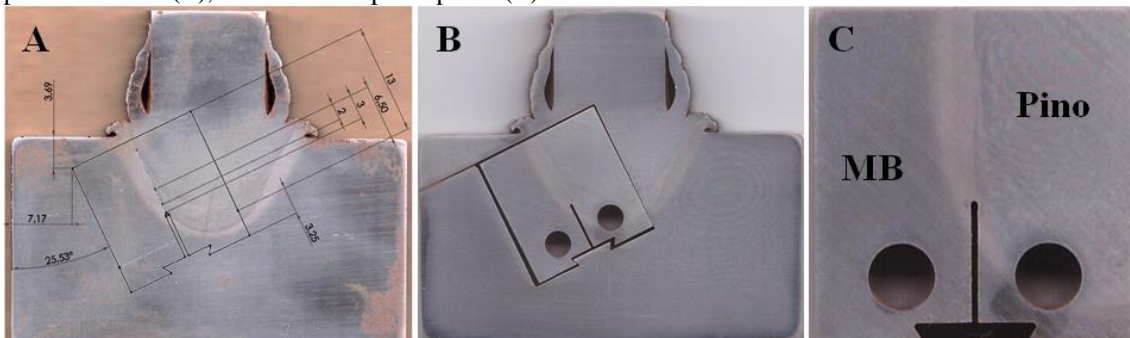
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.21 - Medições das cotas para usinagem da amostra 3N P1 CT1 com software CAD (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

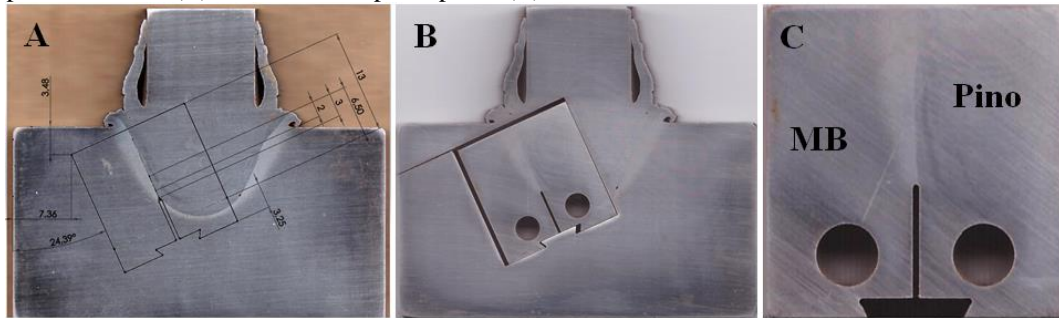
Figura 4.22 - Medições das cotas para usinagem da amostra 3N P1 CT2 com software (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

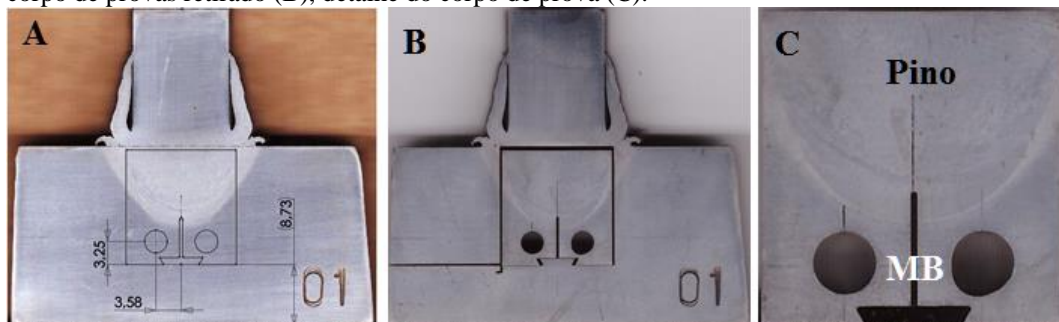


Figura 4.23 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZL CT 3 com software (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C).



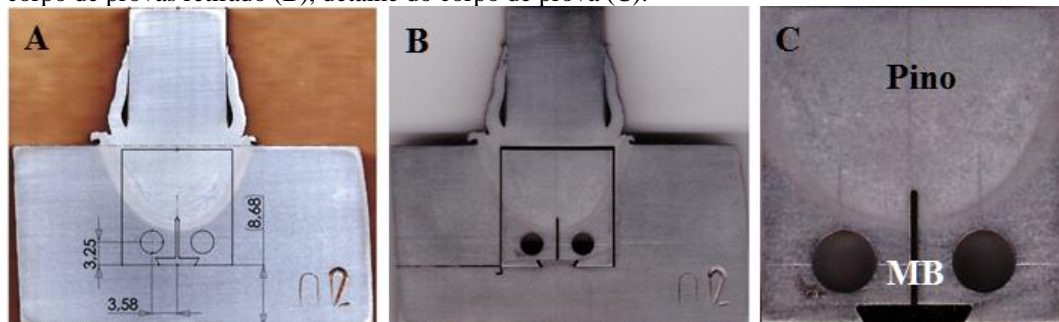
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.24 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZTMA CT 1 com software CAD (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C).



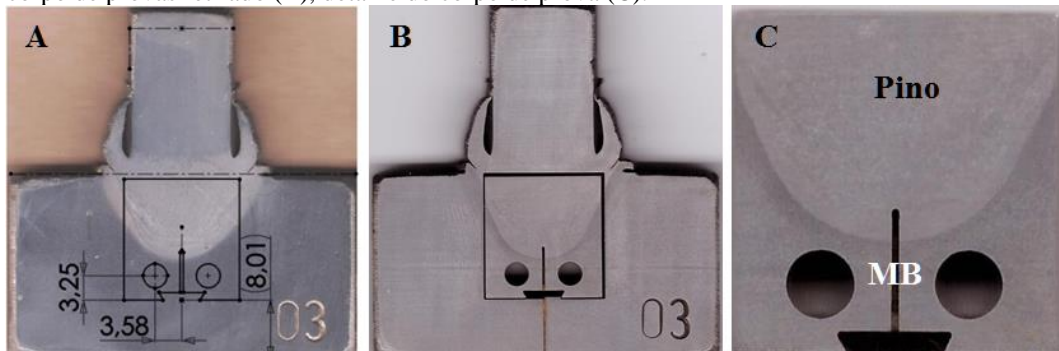
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.25 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZTMA CT 2 com software CAD (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 4.26 - Medições das cotas para usinagem da amostra ZTMA CT 3 com software (A), corpo de provas retirado (B), detalhe do corpo de prova (C).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

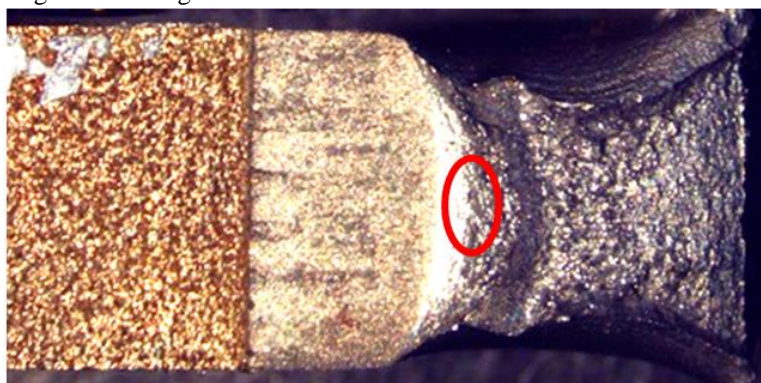
A abertura da pré trinca de fadiga se deu a partir do entalhe do corpo de prova, sob o qual foi aplicado um carregamento cíclico com  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , frequência de 10 Hz e razão de carga (R) de 0,1. Com a utilização de um extensômetro de fratura monitorando o crescimento da trinca foi possível obter a relação  $a/w = 0,5$ .

Todos os testes foram realizados na temperatura ambiente. Com os dados do extensômetro juntamente com a força aplicada foram gerados gráficos dos quais se extraíram as informações necessárias para interpretação do ensaio.

#### 4.8.1 Análise Fractográfica

Em seguida da realização dos ensaios, todas as amostras passaram pela análise fractográfica, onde a superfície de fratura foi observada para determinação dos micromecanismos de fratura envolvidos. Para tanto, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Shimadzu. Esta análise foi realizada na região central do corpo de prova como ilustrado na figura 4.27. Também foram empregadas análises por EDS para detectar os elementos químicos contidos nas inclusões encontradas

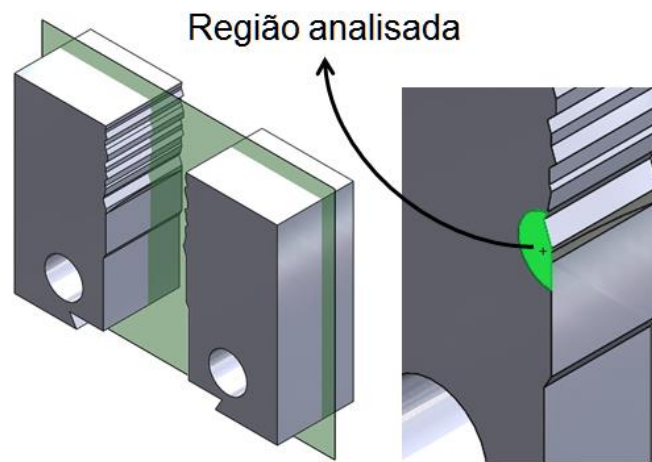
Figura 4.27 - região avaliada através de MEV.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A fim de investigar mais detalhadamente as condições microestruturais na região da ponta da trinca de fadiga, foi seguida a indicação das normas BS EN ISO 15653 (EUROPEAN STANDARD, 2010) e API RP 2Z (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 1998) para fazer uma análise metalográfica na amostra depois de ensaiada. Cada corpo de prova ensaiado foi seccionado na metade de sua espessura, preparado para análise metalográfica e analisado via microscópio ótico. A figura 4.28 ilustra os cortes e a região analisada num corpo de prova de CTOD ensaiado.

Figura 4.28 - Planos de corte em CT ensaiado para análise metalográfica.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

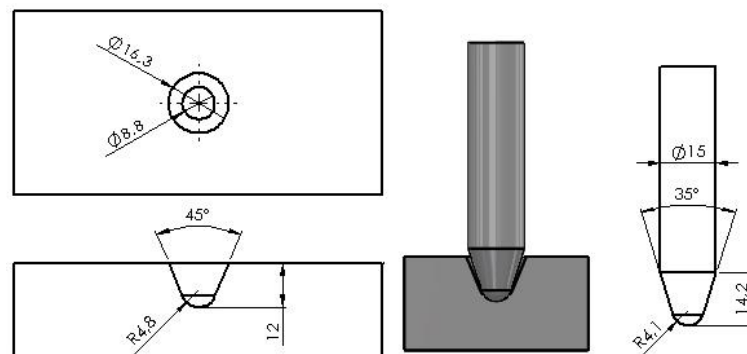
## 5 Resultados

### 5.1 Testes Preliminares

#### 5.1.1 Geometria V03 com pinos 0% Ni e base SAE A516 G70 – Variação da Rotação

As primeiras juntas foram soldadas com pinos e furo usinado seguindo uma geometria chamada V03 (figura 5.1).

Figura 5.1 - Geometria V03 para furos usinados e pinos de 15 mm de diâmetro.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Na escolha dos parâmetros fixou-se a força de soldagem em 20 kN, variando apenas velocidade de rotação, taxa de carregamento e força de forjamento, o consumo também foi fixado em 10 mm. A tabela 5.1 apresenta as variações de parâmetros realizadas nestes testes.

Tabela 5.1 - Parâmetros das juntas com geometria V03, pino 0%Ni e base SAE A516 G70.

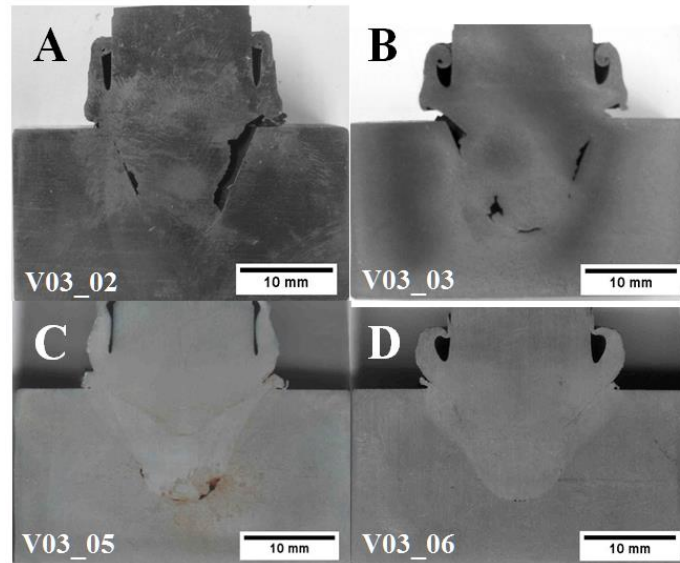
Amostra	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	Taxa (kN/s)	Consumo efetivo (mm)
V03_01	3000	10	20	20	0,15	12,21
V03_02	3000	10	20	20	0,50	10,92
V03_03	3000	10	20	20	1,25	10,65
V03_04	6000	10	20	30	4,00	11,37
V03_05	6000	10	20	30	1,00	11,38
V03_06	6000	10	20	30	2,00	11,44

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

As juntas não obtiveram sucesso no preenchimento. Este tipo de problema está relacionado à falta de energia fornecida para que ocorra calor suficiente entre as duas superfícies em atrito, gerando falta de união e grandes vazios internos. A figura 5.2 ilustra os problemas característicos destas primeiras juntas. As amostras com menor velocidade de rotação foram as que apresentaram maiores defeitos, que reduziram com a utilização de maiores velocidades.



Figura 5.2 - defeitos no preenchimento nas amostras com 3000 rpm (A) e (B) e defeitos no preenchimento nas amostras com 6000 rpm (C) e (D).

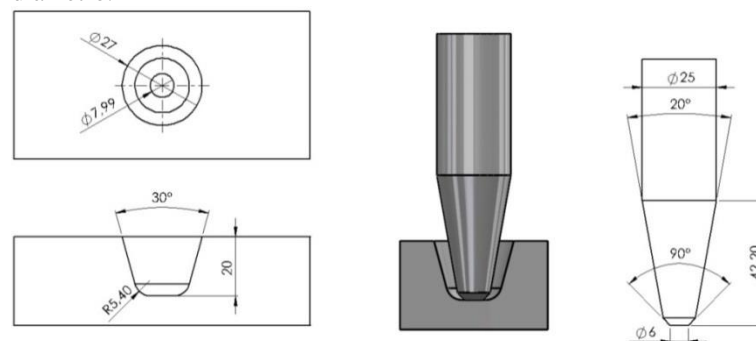


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.1.2 Geometria V04 com pinos BS 4340 e bases SAE 4140

Durante o período de usinagens de mais pinos e bases da geometria V03, materiais disponíveis foram utilizados para estudar o uso de diferentes controles do equipamento durante aplicação dos já citados parâmetros principais (força axial e força de forjamento, velocidade de rotação e consumo prescrito do pino). Foi utilizado aço BS 4360 para os pinos e bases de SAE 4140. A Geometria com diâmetro de pino de 25 mm, denominada V04, está ilustrada na figura 5.3.

Figura 5.3 - Geometria V04 para furos usinados e pinos de 25 mm de diâmetro.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

O intuito foi promover mais energia nos momentos iniciais do processo onde a velocidade tangencial relativa entre as superfícies é menor, devido o formato cônico do pino e da cavidade usinada. A tabela 5.2 mostra as diversas variações de controle da solda através da aplicação de taxas de carregamento e taxas de deslocamento.

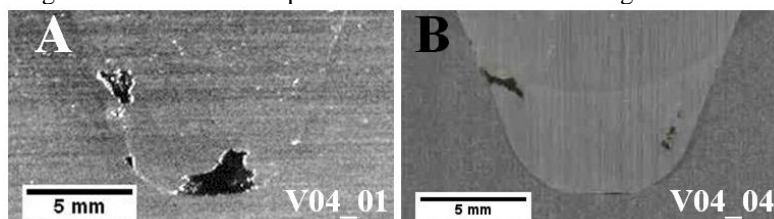
Tabela 5.2 - Parâmetros das juntas com geometria V04, pinos BS4360 e bases SAE 4140.

Amostra	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	1ª Taxa	2ª Taxa	Observações
V04_01	7000	2+5	30	45	0,25 mm/s	0,50 mm/s	Vazios
V04_02	7000	2+5	20	20	0,1 mm/s	3,0 kN/s	Não atingiu a força
V04_03	7000	2+5	20	20	0,05 mm/s	3,0 kN/s	Não atingiu a força
V04_04	7000	2+5	20	20	0,2 kN/s	2,0 kN/s	Vazios
V04_05	7000	0,5+9,5	20	20	0,05 mm/s	3,0 kN/s	Baixo consumo, vazios
V04_06	7000	1+9	20	20	0,05 m/s	3,0 kN/s	Baixo consumo, vazios

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Na solda V04\_01 o consumo do pino foi feito em dois estágios, ambos controlados pela velocidade de deslocamento (0,25 mm/s durante primeiros 2 mm e 3,0 kN/s nos últimos 7 mm), resultando em grandes vazios (Figura 5.4-A). Quando se tentou mesclar o controle do consumo através de taxas de deslocamento e de carregamento, a força estabelecida não foi atingida (soldas V04\_02 e V04\_03). Quando se passou o controle do deslocamento para dois estágios controlados por taxa de carregamento (soldas V04\_04 a V06\_06) os vazios foram reduzidos mas não eliminados (Figura 5.4-B).

Figura 5.4 - Defeitos de preenchimento nas soldas com geometria V04.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.1.3 Geometria V03 com pins SAE A36 e bases SAE A36

Nestas soldas foi novamente aplicado controle do deslocamento do pino em dois estágios, porém na geometria já mencionada V03. Os materiais utilizados foram aço SAE A36 para pinos e bases. A tabela 5.3 apresenta as soldas realizadas nestes testes e seus respectivos parâmetros.

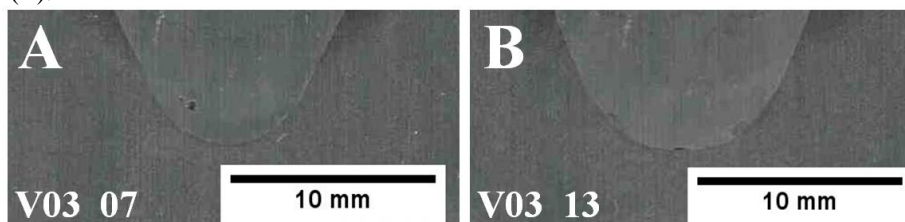
Tabela 5.3 - Parâmetros das soldas geometria V03, pinos e base SAE A36.

Amostra	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	1ª Taxa	2ª Taxa	Consumo efetivo (mm)	Observações
V03_07	3000	10	50	34	0,5 kN/s	5,0 kN/s	12,66	Descontinuidade no fundo da solda
V03_08	3000	8	50	50	0,25 kN/s	5,0 kN/s	10,77	Descontinuidade no fundo da solda
V03_09	4000	8	50	50	0,5 kN/s	5,0 kN/s	9,34	Vazios
V03_10	4000	8	30	30	0,5 kN/s	5,0 kN/s	9,62	Descontinuidade no fundo da solda
V03_11	4000	5	30	30	0,5 kN/s	5,0 kN/s	6,08	Vazios
V03_12	5500	5	30	30	0,5 kN/s	5,0 kN/s	7,15	Vazios
V03_13	7000	8	30	30	0,5 kN/s	5,0 kN/s	10,22	Descontinuidade no fundo da solda

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Todas as soldas foram realizadas com dois patamares de carregamento. A magnitude dos defeitos foi menor do que nos testes com geometria V04. Algumas soldas apresentaram pequenas descontinuidades no pino (V03\_07, V03\_08, V03\_10 e V03\_13) como mostra a Figura 5.4-A. As demais apresentaram descontinuidades no fundo do furo, na interface entre o material do pino e o material da base, com pode ser observado na Figura 5.4-B. Estes defeitos demonstram que mesmo com as variações de taxa de carregamento durante o consumo do pino, a falta de energia no início da solda permaneceu.

Figura 5.5 - Exemplo de pequenos vazios (A) e descontinuidades no fundo da solda (B).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

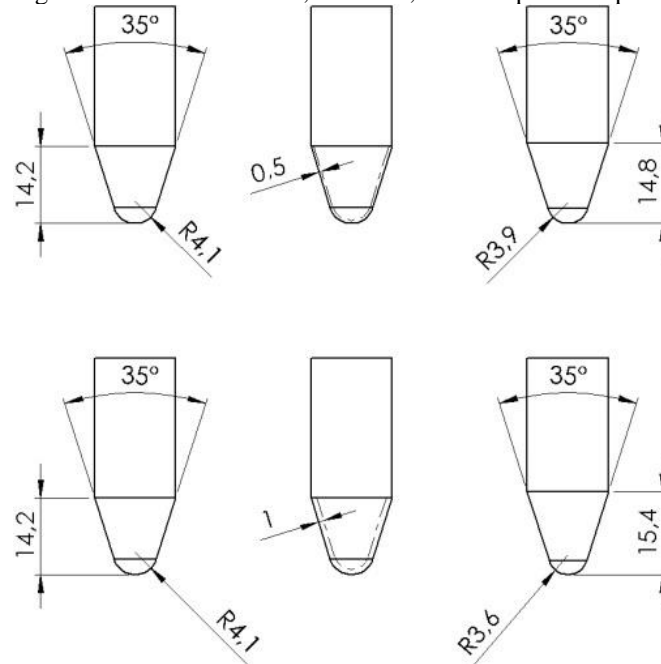
#### 5.1.4 Geometria V03 com pinos de 0%Ni e bases SAE A516 G70 – força e velocidade de rotação variada

De posse de novos pinos usinados com material 0%Ni buscou-se novas combinações de parâmetros que evitassem os problemas de descontinuidades no fundo da solda e vazios no

pino. Descartou-se o uso de dois controles distintos durante o consumo do pino, e as soldas seguintes foram feitas apenas com controle de carga, a taxa de carregamento escolhida foi de 3kN/s. Para estas soldas fixou-se o consumo em 9 mm e escolheu-se dois níveis para força axial (8 kN e 16 kN) e velocidade de rotação (6000 rpm e 7000 rpm).

Houve pequenas alterações na geometria do pino, foram realizadas dois rebaiços (de 0,5 mm e 1,0 mm) em toda a superfície do pino (figura 5.6). A tabela 5.4 apresenta as soldas com as respectivas alterações nos parâmetros e rebaiços do pino.

Figura 5.6 - Rebaiços de 0,5 mm e 1,0 mm na ponta do pino.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 5.4 - Parâmetros das juntas com geometria V03, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70, variando a força e rotação.

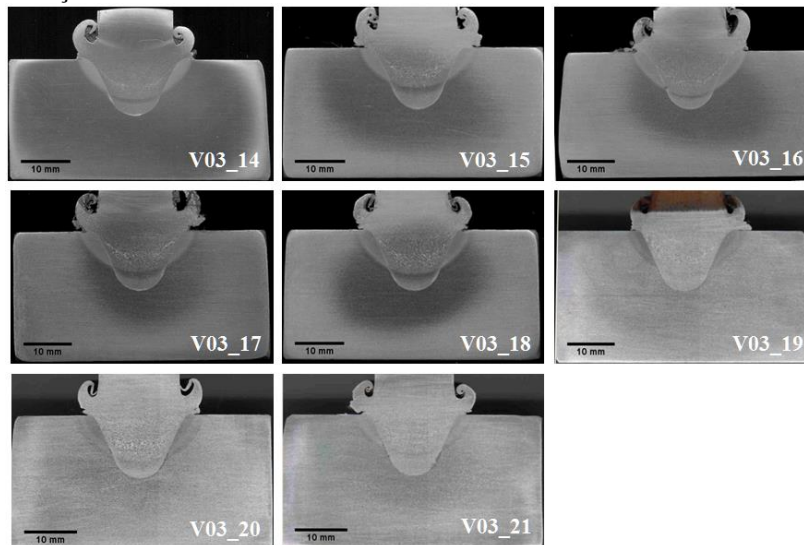
Amostra	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	Taxa (kN/s)	Consumo efetivo (mm)	Observações
V03_14	6000	9	16	16	3	11,1	-
V03_15	6000	9	8	8	3	11,8	-
V03_16	7000	9	16	16	3	11,4	Defeito na interface
V03_17	7000	9	8	8	3	11,9	-
V03_18	7000	9	8	8	3	9,5	Redução 0,5 mm
V03_19	7000	9	8	8	3	10,7	Desalinhamento do pino
V03_20	7000	9	8	8	3	10,7	Redução de 1,0 mm do pino
V03_21	7000	9	8	8	1	11,2	-

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Percebe-se (figura 5.7) que a ZTA diminui ao reduzirmos a força (de V03\_14 para V03\_15), porém pouco se alterou ao aumentarmos a velocidade de rotação (de V03\_14 para V03\_16), além de apresentar pequeno defeito na interface de solda. Entre as juntas realizadas

com rotação elevada, a redução da carga também resultou em diminuição da ZTA (de V03\_16 para V03\_17). Com o rebaixo de 0,5 mm o preenchimento (V03\_18). Com o rebaixo de 1,0 mm a ZTA aumentou, mas houve uma piora no preenchimento (V03\_20). A menor taxa de carregamento (V03\_21) resultou em diminuição da ZTA. Em todas as amostras ficou evidente que a ZTA não atinge a região do fundo da solda, evidenciando a falta de energia no início do processo.

Figura 5.7 - Juntas soldadas com geometria V03 – Força e velocidade de rotação variadas.

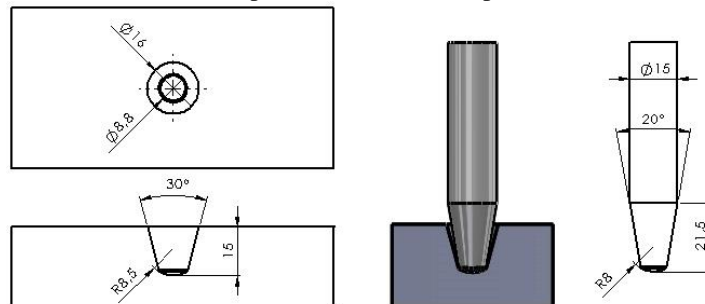


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.1.5 Geometria V06 com pinos de 0% Ni e bases SAE A516 G70

Um das geometrias desenvolvidas para tentar eliminar a falta de energia no início da solda foi denominada V06 e está ilustrada na figura 5.8, baseada na geometria V04, porém com diâmetro de pino de 15 mm, possui um raio de concordância na ponta do pino para auxiliar o preenchimento de vazios.

Figura 5.8 - Geometria V06 para furos usinados e pinos de 15 mm de diâmetro.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Foram realizadas apenas duas soldas com esta geometria, repetindo os parâmetros das amostras V03\_14 e V03\_16. Os valores dos parâmetros de soldagem estão na tabela 5.5. A

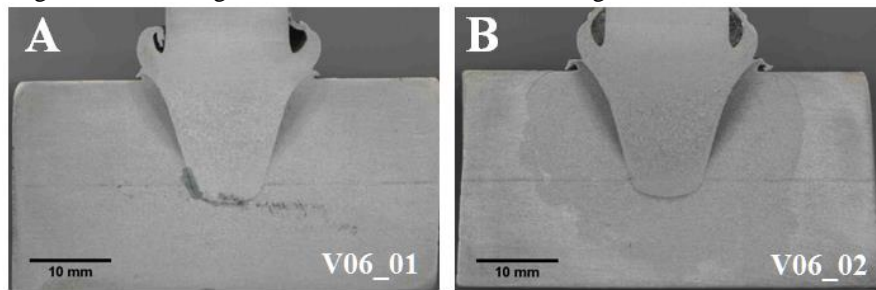
figura 5.9 apresenta as macrografias destas soldas. A solda V06\_02 apresentou bom preenchimento, porém novamente se percebe falta de energia no início do processo, uma vez que a ZTA do material base não alcança as regiões do fundo da solda. Já a solda V06\_01, além da falta de energia no início da solda, apresentou defeitos de preenchimento no fundo do furo.

Tabela 5.5 - Parâmetros das juntas com geometria V06, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70.

Amostra	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	Taxa (kN/s)	Consumo efetivo (mm)	Observações
V06_01	6000	9	16	16	3	10,2	defeito
V06_02	7000	9	16	16	3	10,1	-

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.9 - Macrografias das soldas realizadas com a geometria V06.

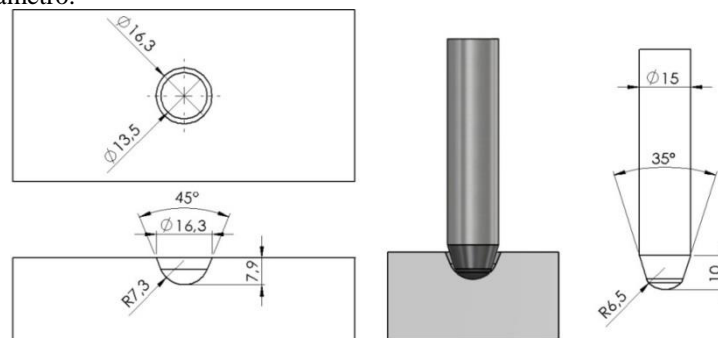


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.1.6 Geometria V07 com pino 0% Ni e base SAE A516 G70

Simultaneamente aos dois testes realizados com a geometria V06 foram testadas juntas soldadas utilizando a geometria denominada como V07 (figura 5.10). Os parâmetros utilizados nas quatro primeiras juntas realizadas com esta geometria são mostrados na tabela 5.6 e as suas respectivas macrografias estão expostas na figura 5.11.

Figura 5.10 - Geometria V07 para furos usinados e pinos de 15 mm de diâmetro.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

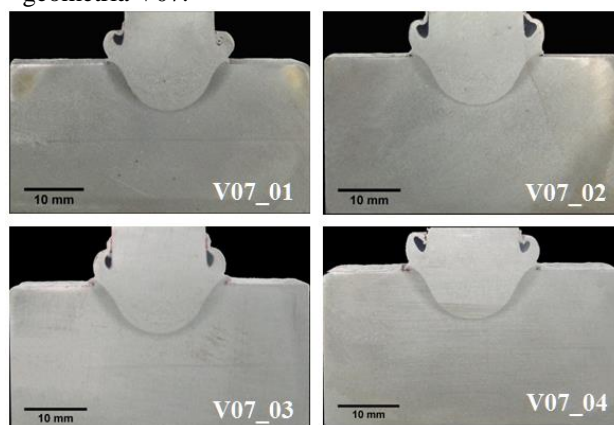
Tabela 5.6 - Parâmetros das juntas com geometria V07, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70.

Amostra	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	Taxa (kN/s)	Consumo efetivo (mm)
V07_01	7000	6	16	16	3	10,2
V07_02	5000	6	24	24	5	10,1
V07_03	7000	6	24	24	8	10,1
V07_04	5000	6	24	24	8	10,1

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Todas as juntas apresentaram bom preenchimento e uma ZTA do material base presente ao redor de toda a interface de ligação. Este resultado mostrou um grande avanço na busca por maior energia no início da soldagem. As juntas que apresentaram maior espessura de ZTA no fundo da solda foram a V07\_03, seguida pela V07\_01. As demais tiveram características da ZTA muito parecidas.

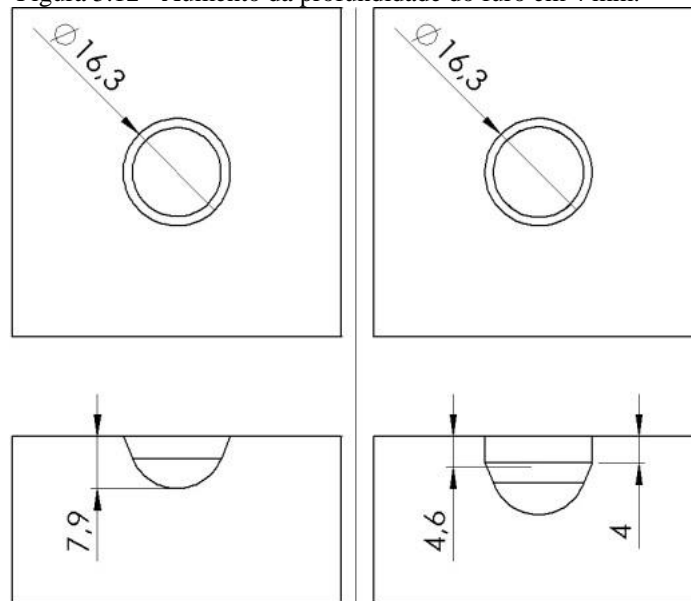
Figura 5.11 - Macrografia das juntas soldadas com geometria V07.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

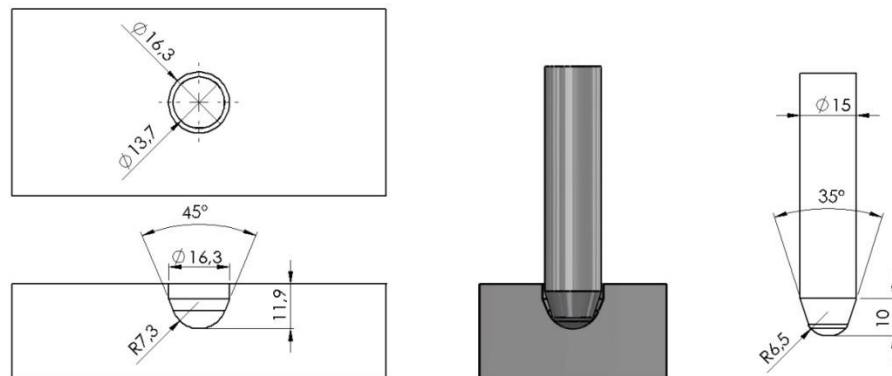
Esta geometria também passou por pequenas alterações no que diz respeito à profundidade do furo usinado, que foi aumentada em 4 mm (figura 5.12 e figura 5.13), possibilitando o maior consumo do pino além do reparo de defeitos que estejam em profundidades maiores.

Figura 5.12 - Aumento da profundidade do furo em 4 mm.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.13 - Geometria V07 para furos usinados com rebaiço de 4mm e pinos de 15 mm de diâmetro.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Duas juntas foram soldadas com esta modificação propostas. Os parâmetros para estas novas juntas (tabela 5.7) foram escolhidos baseados nas tendências de gerar maior ZTA, evidenciadas nas soldas anteriores. A figura 5.14 mostra as macrografias destas juntas soldadas, onde não foram encontrados defeitos de preenchimento em nenhuma delas.

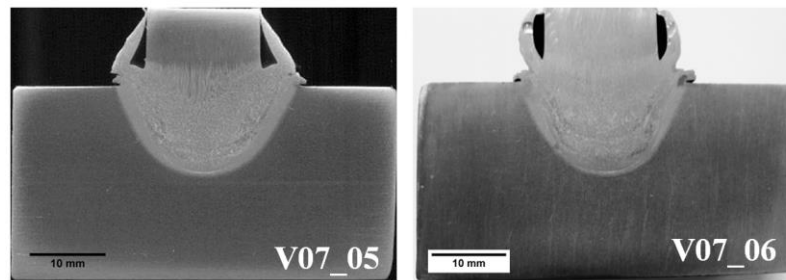
Tabela 5.7 - Parâmetros das juntas com geometria V07 e rebaiço de 4 mm, pino 0%Ni e bases SAE A516 G70.

Amostra	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	Taxa (kN/s)	Consumo efetivo (mm)	Observações
V07_05	7000	10	25	25	8	11,1	-
V07_06	5000	10	20	20	8	10,9	-

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.



Figura 5.14 - Macrográfias das soldas realizadas com a geometria V07 e rebaixo de 4 mm no furo usinado.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.1.7 Definição das Combinações de parâmetros utilizados no restante do estudo

Com os resultados obtidos nas últimas soldas realizadas com a geometria V07 definiu-se a matriz de parâmetros que seria utilizadas para realizar as juntas soldadas no decorrer do estudo. As três combinações de parâmetros, denominadas P01, P02 e P03 estão explicitadas na tabela 5.8.

Tabela 5.8 - Parâmetros de soldagem para estudo das juntas com 3, 6 e 9%Ni.

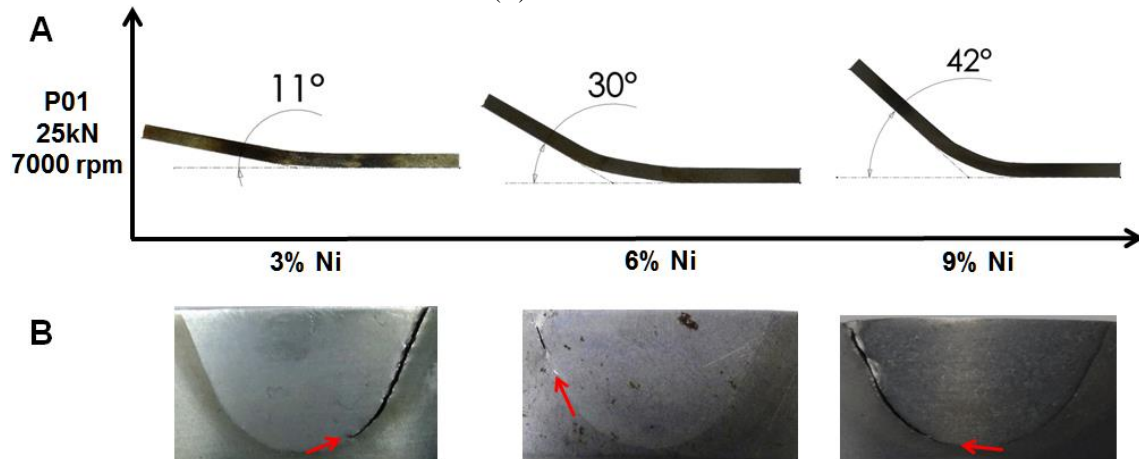
Combinação de parâmetros	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Força Axial (kN)	Força de Forjamento (kN)	Taxa (kN/s)
P01	7000	10	25	25	8
P02	5000	10	25	25	8
P03	5000	10	20	20	8

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.1.8 Aplicação de pinos de 3, 6 e 9% Ni Tratados Termicamente

As soldas com os pinos tratados termicamente foram realizadas durante os estudos preliminares em virtude da elevada dureza que os materiais apresentaram. Desta forma, na eminência de juntas com baixa ductilidade, evitou-se tempo gasto no tratamento térmico de pinos para várias soldas previstas nas demais etapas propostas no estudo. Da mesma forma, optou-se por testar os três materiais de pino com uma única combinação de parâmetros, no caso a P01 (25 kN, 7000 rpm e 8 mm). Todas as juntas obtiveram bom preenchimento e foram submetidas ao teste de dobramento e os resultados estão demonstrados na figura 5.15.

Figura 5.15 - Resultados do teste de dobramento nas juntas realizadas com pinos tratados (A). Local do defeito ocasionado no teste de dobramento (B).



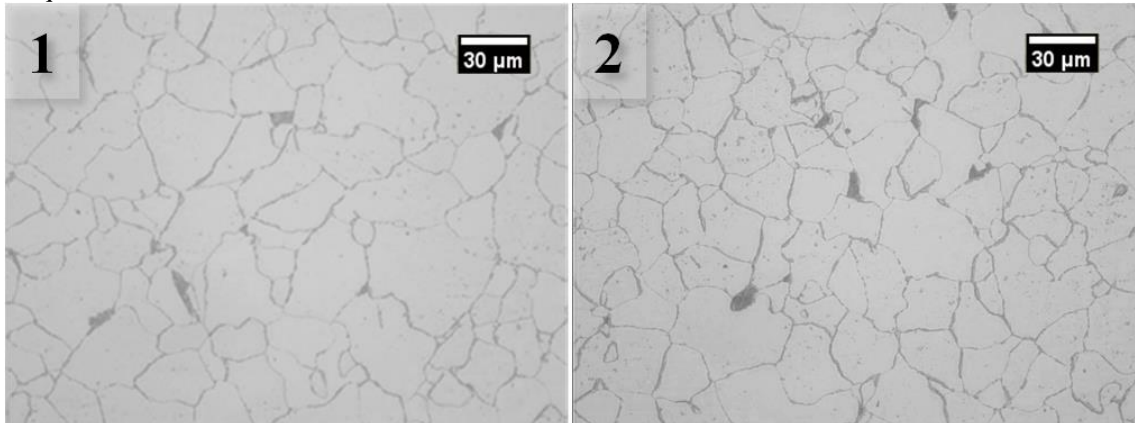
O ângulo atingido por cada amostra foi extremamente baixo no momento em que surgiram os defeitos. Estes defeitos localizaram-se na interface de união do material do pino com o material da base. Com este desempenho no teste de dobramento optou-se por não seguir os estudos nas juntas feitas com pinos tratados termicamente.

## 5.2 Caracterização do Material para confecção de Pinos e Bases

### 5.2.1 Material para Fabricação de Pinos como Recebido

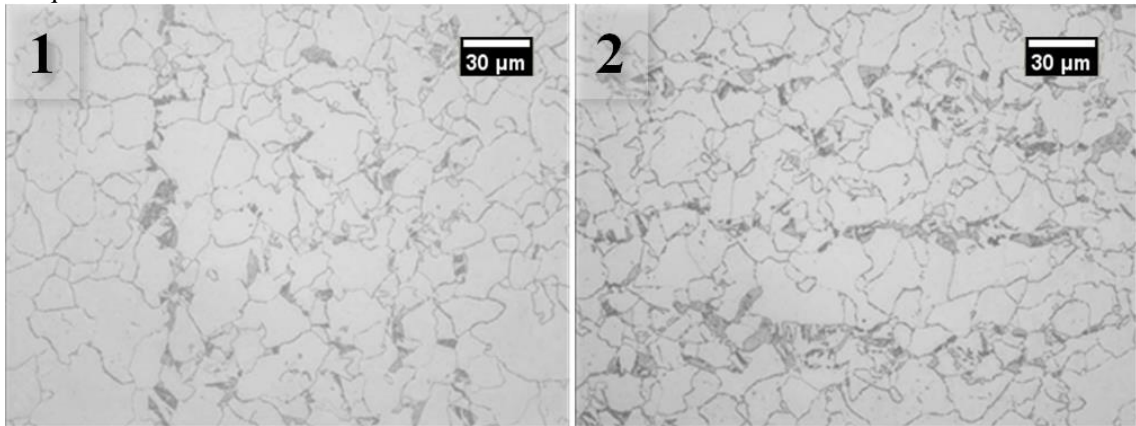
Amostras no sentido transversal e longitudinal de cada barra com diferentes teores de Ni foram analisadas. Com o aumento do teor de Ni pode se perceber uma adição do teor de perlita na estrutura, como visualizado na figura 5.16 a figura 5.19. Também se percebe uma mudança da morfologia granular para grãos poligonais bem como a diminuição do tamanho de grão à medida que o teor de Ni aumenta.

Figura 5.16 - Micrografia de barra de aço com 0% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%.



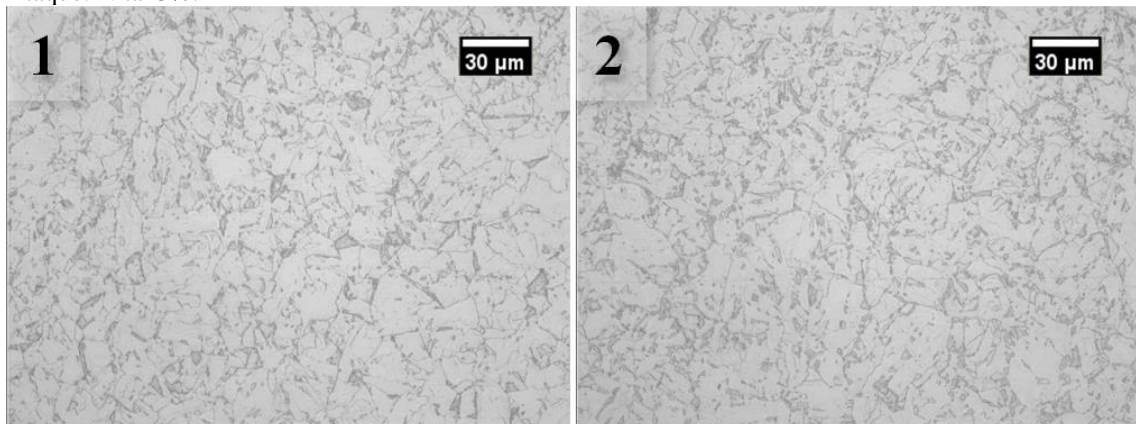
Fonte: Produção própria do autor do trabalho

Figura 5.17 - Micrografias de barra de aço com 3% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%.



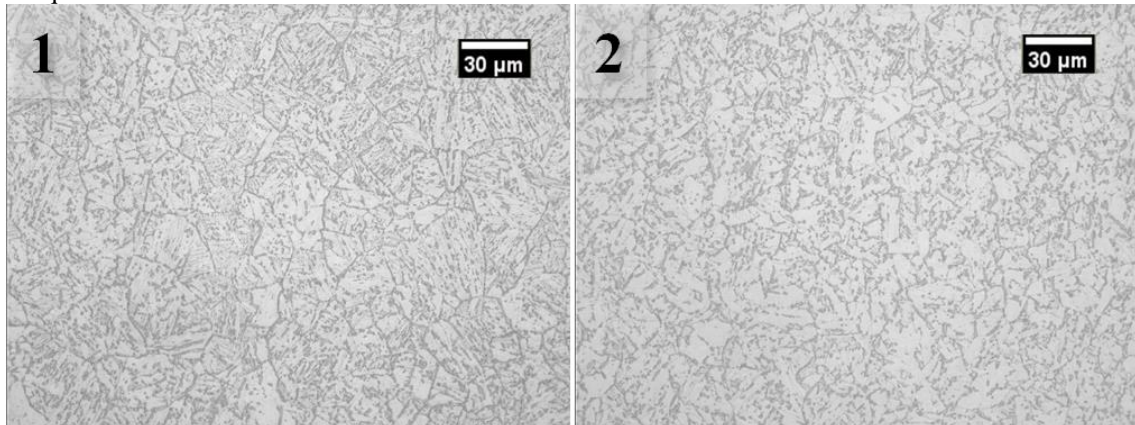
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.18 - Micrografias de barra de aço com 6% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.19 - Micrografias de barra de aço com 9% de níquel no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Foram realizados ensaios de dureza em uma amostra de cada material (tabela 5.9). Os ensaios foram feitos em um durômetro da marca Wolpert com diâmetro da esfera de 2,5 mm e com carga de 187,5 kgf na escala Brinell (HB).

Tabela 5.9 - Resultados dos ensaios de dureza Brinell em amostras brutas de laminação.

Amostra	Dureza Brinell (HB)
Ni 0%	111,2
Ni 3%	144,6
Ni 6%	187,4
Ni 9%	278,4

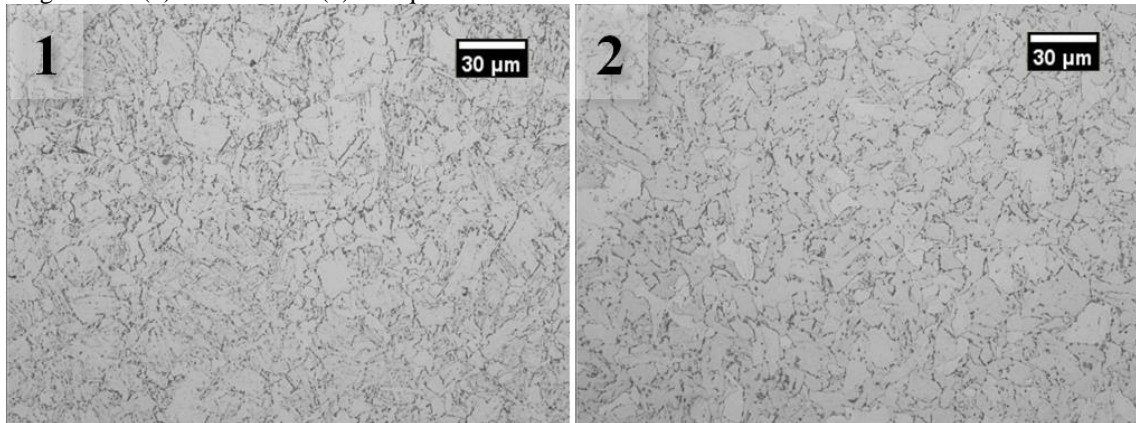
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

## 5.2.2 Materiais para Fabricação de Pinos Tratados Termicamente

Amostras no sentido transversal e longitudinal de cada barra com diferentes teores de Ni foram analisadas, como visualizado na figura 5.20 a figura 5.23. Todas as amostras apresentaram uma microestrutura refinada e com grãos equiaxiais. Com o aumento do teor de níquel observa-se uma ligeira mudança na morfologia da microestrutura tendendo a formação de grãos poligonais. Observa-se também uma maior precipitação de partículas dispersas e delineando o contorno de grão.

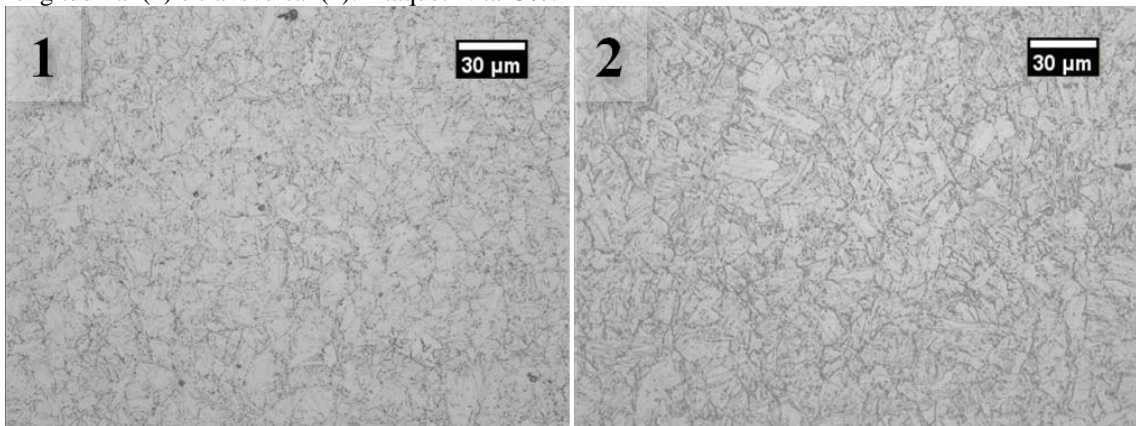


Figura 5.20 - Micrografias de barra de aço com 3% de níquel, tratada termicamente, no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%.



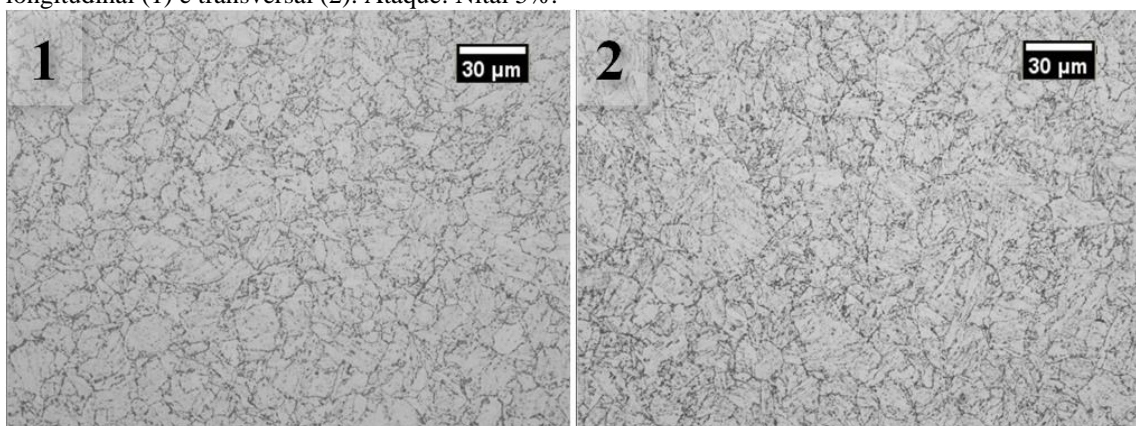
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.21 - Micrografias de barra de aço com 6% de níquel, tratada termicamente, no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.22 - Micrografias de barra de aço com 9% de níquel, tratada termicamente, no sentido longitudinal (1) e transversal (2). Ataque: Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Os ensaios de dureza em uma amostra de cada material (tabela 5.10) foram feitos com diâmetro da esfera de 2,5 mm e com carga de 187,5 kgf na escala Brinell (HB). Houve um aumento na dureza dos materiais com 3 e 6% Ni em comparação com o material bruto de fusão, apenas as barras com 9% Ni tiveram a dureza reduzida após o tratamento térmico

Tabela 5.10 - Resultados dos ensaios de dureza Brinell em amostras tratadas termicamente.

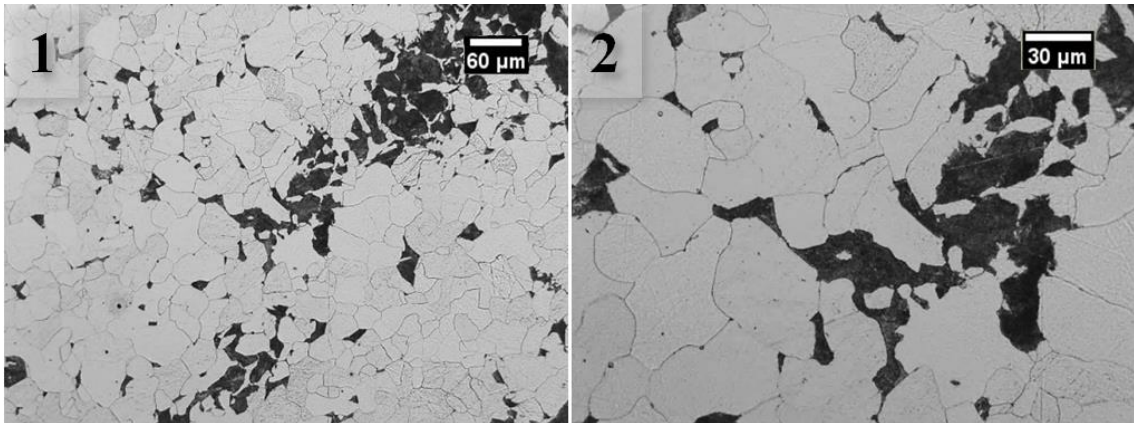
Amostra	Dureza Brinell (HB)
Ni 3%	175,6
Ni 6%	221,2
Ni 9%	244

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.2.3 Material para Fabricação das Bases

Análise metalográfica constatou estrutura perlítica em matriz ferrítica (figura 5.23). Os testes de dureza foram realizados com diâmetro da esfera de 2,5 mm e carga de 187,5 kgf na escala Brinell e o valor de 162,6 HB é resultante da média de cinco ensaios.

Figura 5.23 - Metalografia do aço ASTM A516 mostrando a matriz ferrítica com perlita. Ataque: Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.3 Parâmetros de Soldagem

Analisando os dados de soldagem verificou-se que não ocorreu nenhuma espécie de problema durante o processo. A tabela 5.11 apresenta os valores de tempo de solda e consumo efetivo do pino. Os gráficos com os dados coletados de cada junta soldada encontram-se no apêndice I deste trabalho.

Tabela 5.11 - Valores de dados adquiridos durante processos de soldagem.

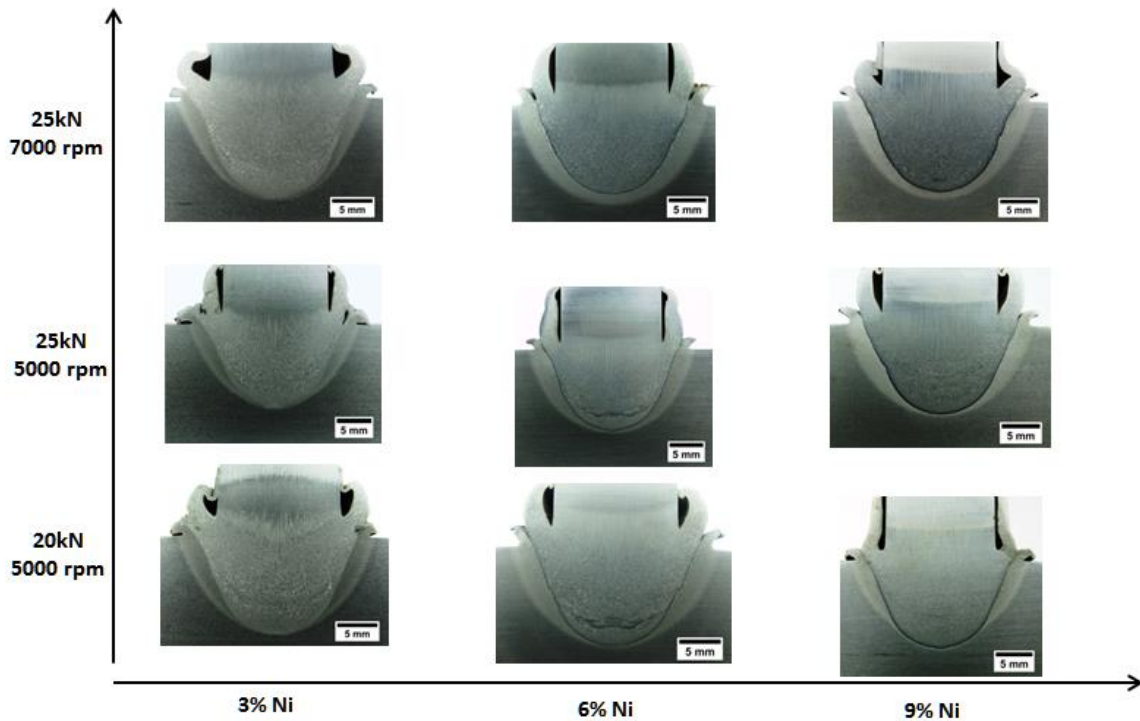
Amostra	Força (kN)	Rotação (rpm)	Consumo (mm)	Taxa carregamento (kN/s)	Tempo total de solda (s)	Tempo de processamento (s)	Consumo Efetivo (mm)
3Ni P01	25	7000	10	8	28	13	10,8
3Ni P02	25	5000	10	8	26	11	10,7
3Ni P03	20	5000	10	8	30	15	10,8
6Ni P01	25	7000	10	8	29	14	11,0
6Ni P02	25	5000	10	8	27	12	10,7
6Ni P03	20	5000	10	8	32	17	10,9
9Ni P01	25	7000	10	8	27	12	11,0
9Ni P02	25	5000	10	8	30	15	10,7
9Ni P03	20	5000	10	8	28	13	10,6

Fonte: Produção própria do autor do trabalho

#### 5.4 Avaliação do Preenchimento

Todas as juntas soldadas foram submetidas à análise macrográfica para avaliação do preenchimento. Foi constatado que não houve nenhuma espécie de defeito quanto ao preenchimento da solda. A figura 5.24 apresenta as macrografias das juntas soldadas com suas respectivas combinações de parâmetros e pinos.

Figura 5.24 - Macrografias das juntas soldadas com preenchimento completo.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

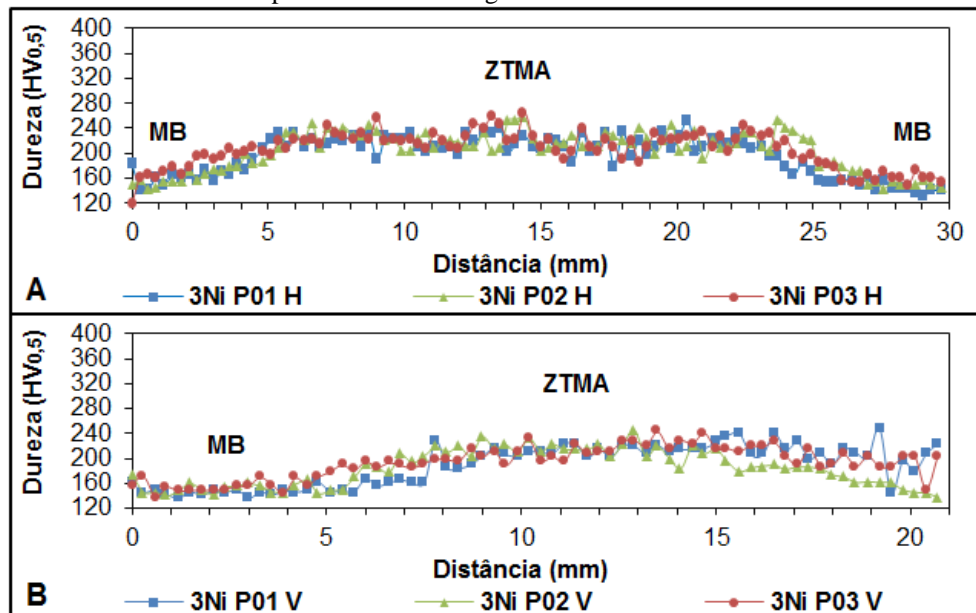
## 5.5 Caracterização das Juntas Soldadas

Para um melhor entendimento sobre o comportamento das juntas soldadas nos ensaios mecânicos propostos neste estudo, nesta etapa foi realizada uma análise microestrutural e traçados perfis de microdureza.

### 5.5.1 Perfis de Microdureza

Os perfis horizontais realizados nas juntas soldadas apresentaram comprimento total de 30 mm e foram posicionados a 6 mm abaixo da superfície superior da solda. Os perfis verticais apresentaram comprimento total de 24 mm. Os mesmos foram situados no centro do pino, iniciando a 8 mm da superfície inferior da base onde se encontrava o material não processado da base, passando pela ZTA do material da base, ZTMA e ZTA do pino, finalizando no material não processado do pino. A seguir é apresentada uma sequência de comparações dos resultados dos perfis de microdureza. Na figura 5.25 até a figura 5.27 foram plotados os resultados de forma a evidenciar os efeitos na dureza a partir da variação dos parâmetros de soldagem. Na figura 5.25 são comparados os resultados das soldas com pinos de 3% Ni soldados com os três parâmetros diferentes. Similarmente, na figura 5.26 e figura 5.27, estão os resultados das juntas de pinos de 6 e 9% Ni soldados com os três parâmetros de soldagem.

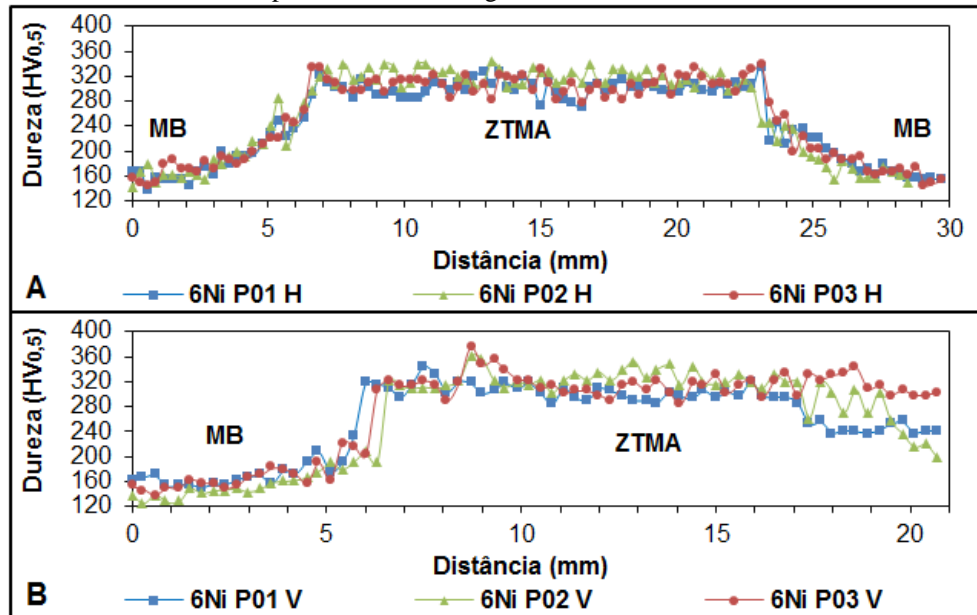
Figura 5.25 - Comparações dos perfis horizontal (A) e vertical (B) das soldas com pinos de 3% Ni utilizando os três parâmetros de soldagem.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

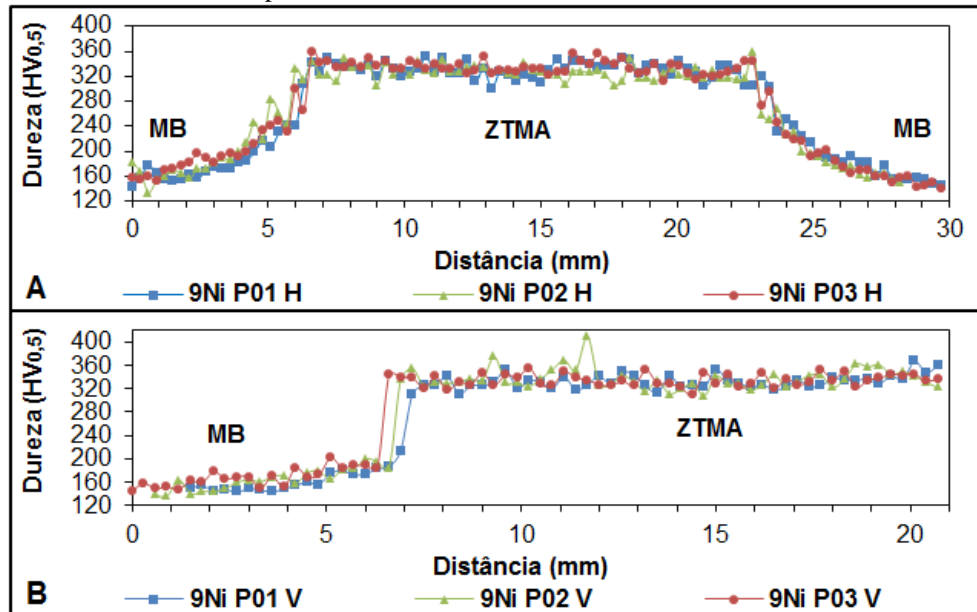


Figura 5.26 - Comparações dos perfis horizontal (A) e vertical (B) das soldas com pinos de 6% Ni utilizando os três parâmetros de soldagem.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.27 - Comparações dos perfis horizontal (A) e vertical (B) das soldas com pinos de 9% Ni utilizando os três parâmetros.

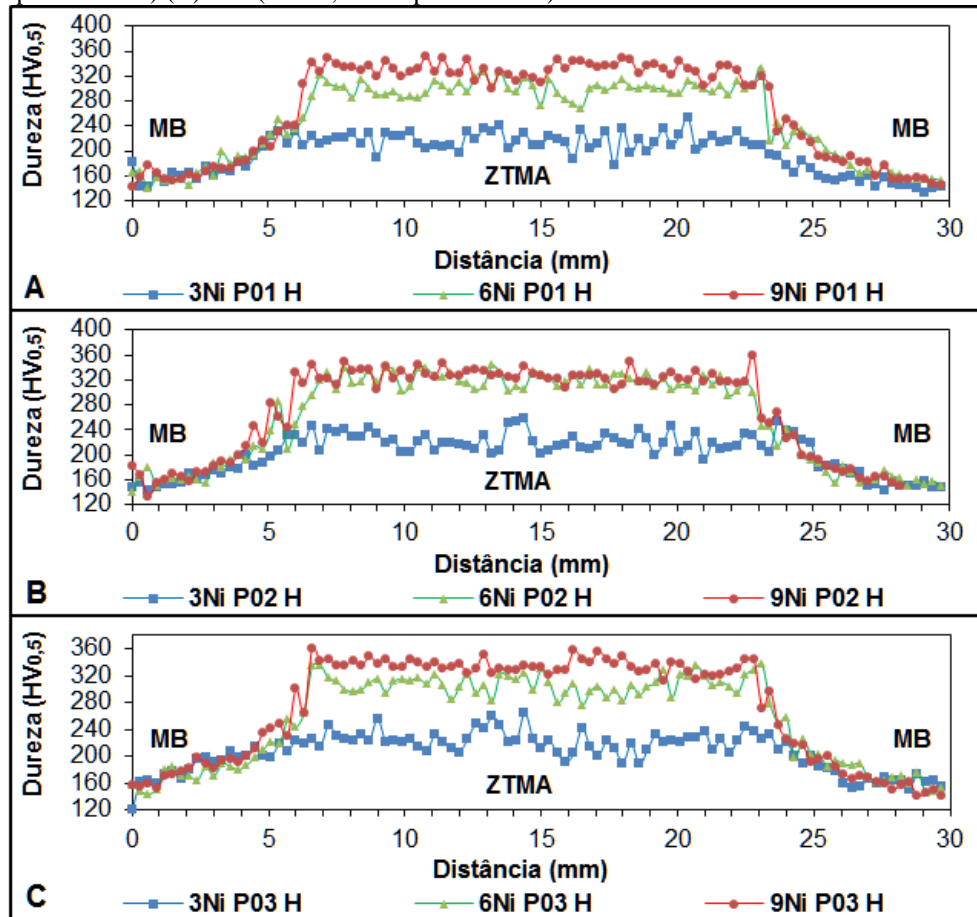


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Com os mesmos perfis de micro dureza foram comparados o efeito do teor de níquel sob as mesmas condições de soldagem. A figura 5.28 e a figura 5.29 mostram um comparativo dos perfis horizontais e verticais, respectivamente, de modo que em cada gráfico fixou-se um parâmetro e variando-se o material de pino consumível. Nos três casos é possível evidenciar que as soldas realizadas com pino de 3% Ni apresentaram menor variação de dureza entre o material da base (MB) e o material processado do pino (ZTMA). A diferença

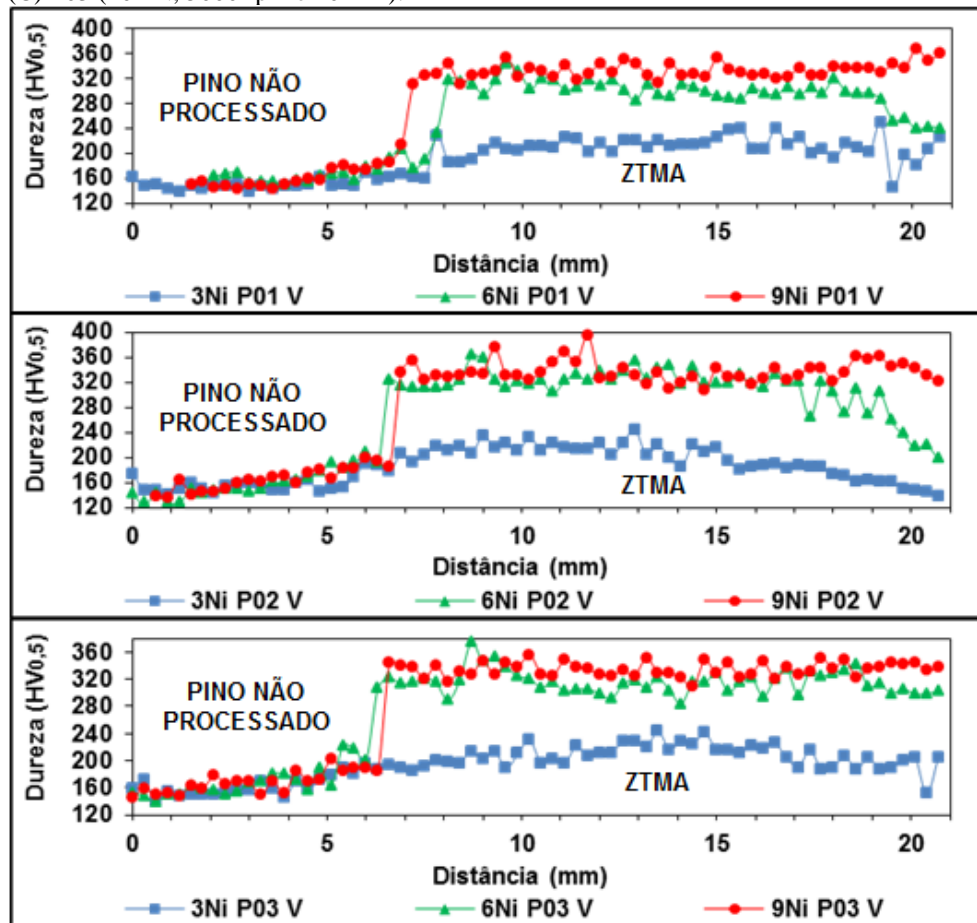
da dureza na ZTMA das soldas com 3%Ni para as soldas com 6 e 9% Ni variaram entre 84 HV à 116 HV respectivamente.

Figura 5.28 – Perfis horizontais com comparativo do efeito do teor de Ni nas soldas realizadas com parâmetros: (A) P01 (25 kN, 7000 rpm e 10 mm), (B) P02 (25 kN, 5000 rpm e 10 mm) (C) P03 (20 kN, 5000 rpm e 10 mm).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.29 - Perfis verticais com comparativo do efeito do teor de Ni nas soldas realizadas com parâmetros: (A) P01 (25 kN, 7000 rpm e 10 mm), (B) P02 (25 kN, 5000 rpm e 10 mm) (C) P03 (20 kN, 5000 rpm e 10 mm).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 5.5.2 Caracterização Microestrutural

As análises microestruturais foram executadas avaliando os locais que apresentaram regiões características específicas do processo de soldagem. Na figura 5.30 à figura 5.32 estão demonstradas as macros e microestruturas de cada conjunto soldado.

Como os dados dos perfis de microdureza indicam que a combinação de parâmetros não interfere nas microestruturas formadas em cada região da solda, será mostradas a seguir apenas juntas soldadas com os três teores de níquel e combinação de parâmetros P01 (25 kN e 7000 rpm). Os demais registros das juntas realizadas com outros parâmetros são mostrados no apêndice.

As amostras apresentaram transformação na microestrutura da base por toda a extensão da interface de contato (regiões 4 e 5 das figuras Figura 5.21 e 5.22), em especial, na região da extremidade do pino e fundo do furo (região 5), com grãos refinados. Ao fixar os valores de força e rotação comparando apenas a composição do material do pino, observou-se que as

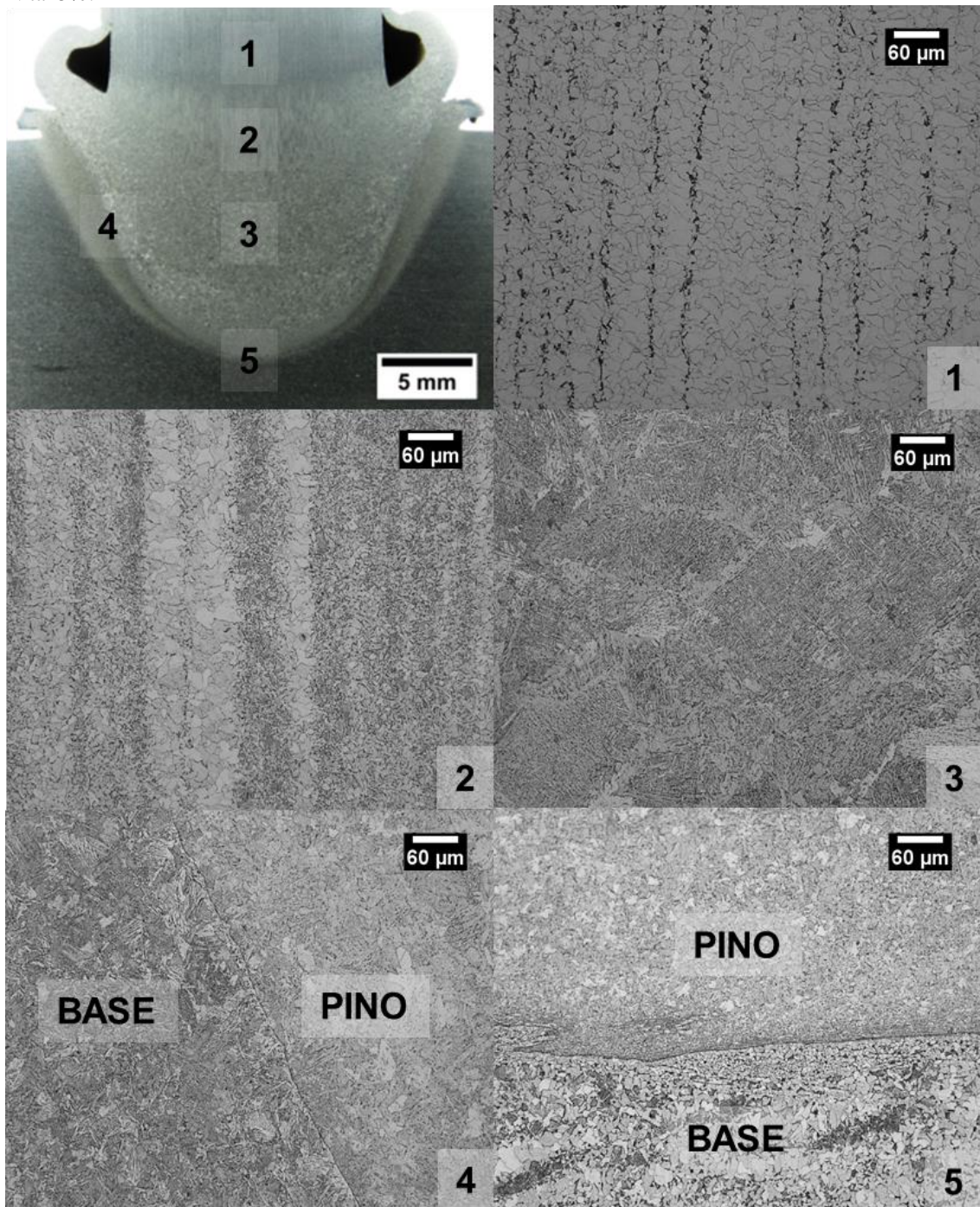
juntas soldadas com pinos de 3% Ni resultam em menor transformação na microestrutura do material da base.

Os pinos com 3% Ni mostraram a mesma microestrutura, na região 2, quando soldados nos três parâmetros (figura 5.30Figura 5.30-2), semelhante a microestrutura do material base com matriz ferrítica e agregados de carboneto, apenas com alteração na forma e distribuição devido ao fluxo de calor. Na região 3 (figura 5.30-3), as juntas com 3% Ni apresentaram ferrita acicular, com segunda fase alinhada e equiaxial de agregados de carbonetos.

Nas juntas com pinos de 6% Ni a microestrutura formada na região 2 foi de ferrita e bainita (figura 5.31-2), independentemente dos parâmetros utilizados. Na região 3 (figura 5.31-3) estas juntas soldadas apresentaram a microestrutura final totalmente bainítica.

As juntas que utilizaram pinos com 9% Ni a alteração dos parâmetros também não influenciou a microestrutura formada na região 2, apresentando bainita (figura 5.32-2). Na região 3 (figura 5.32-3) a microestrutura encontrada também foi bainítica, porém com visível crescimento de grãos em relação à região 2.

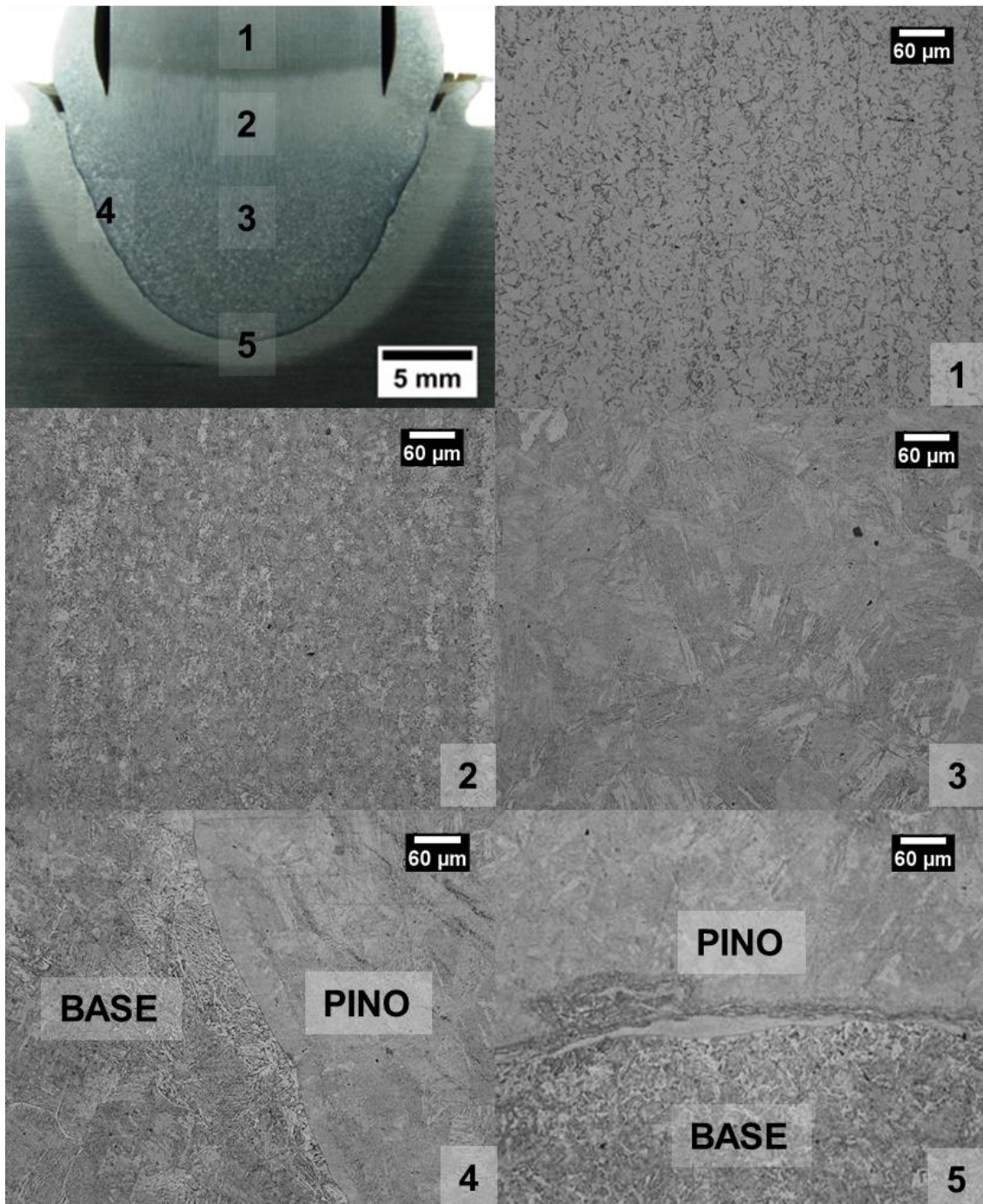
Figura 5.30 Junta soldada com pino 3% Ni e parâmetros P01 (25 kN, 7000 rpm). Ataque químico com Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

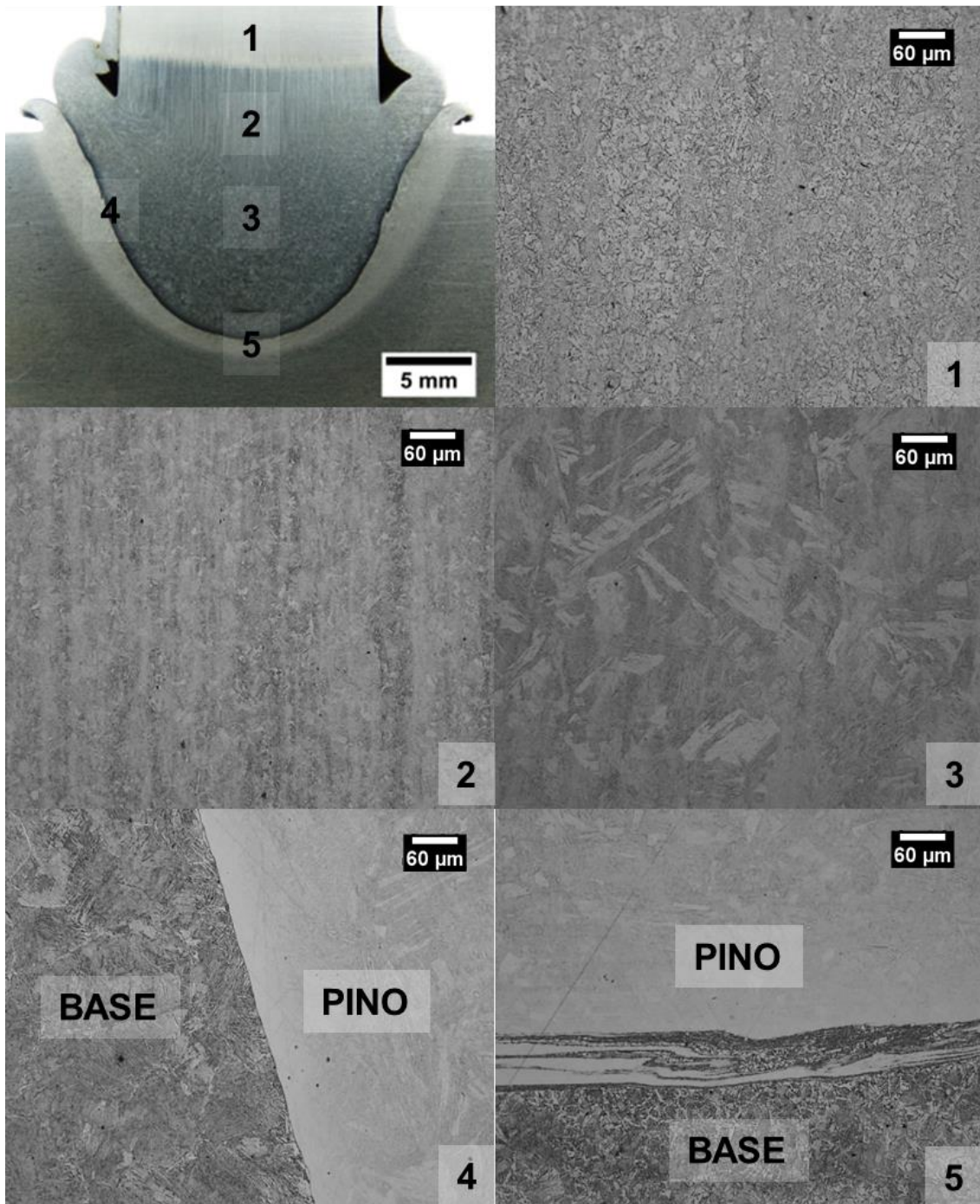


Figura 5.31 - Junta soldada com pino 6% Ni e parâmetros P01 (25 kN, 7000 rpm). Ataque químico com Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.32 - Junta soldada com pino 9% Ni e parâmetros P01 (25 kN, 7000 rpm). Ataque químico com Nital 5%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

## 5.6 Ensaio de Dobramento

Os ensaios de dobramento foram realizados em corpos de prova retirados de juntas soldadas onde foram variados os teores de Níquel e os parâmetros de soldagem. A figura 5.33 apresenta uma macrografia de cada amostra dobrada e seus respectivos valores aproximados de ângulo de dobramento.

Como resultado, foi verificado que a combinação de parâmetros P01 com pino de 3% Ni proporcionou os maiores ângulos de dobramento sem apresentar defeitos, atingindo 180°. Três amostras da mesma condição P01 e 3% Ni foram testadas para confirmar este resultado. As demais juntas com 3% Ni alcançaram ângulos de 72° e 102° com parâmetros P02 e P03 respectivamente. As outras juntas com 6 e 9%Ni apresentaram um resultado bem inferior com ângulos variando entre 26° e 60°, semelhante ao desempenho das soldas realizadas com pinos tratados termicamente, com exceção da junta 6Ni\_P01 que atingiu um ângulo de 120°.

Todas as trincas decorrentes deste ensaio foram observadas na zona de ligação entre o material do pino e da base. As regiões dos defeitos nas amostras de dobramento estão destacadas na figura 4.34. Algumas estão localizadas na região próxima à superfície superior, conforme observado nas amostras 3N\_ P03, 6Ni\_P03 e 9Ni\_P01. As amostras 6Ni\_P01, 6Ni\_P02 e 9Ni\_P03 apresentaram defeitos em uma profundidade intermediária e na amostra 3Ni P02 um pequeno defeito ocorreu na parte inferior da solda.

Figura 5.33 - Resultado do ensaio de dobramento realizado nas juntas soldadas. O ângulo alcançado foi em função do momento da aparição do defeito durante deslocamento do cutelo.

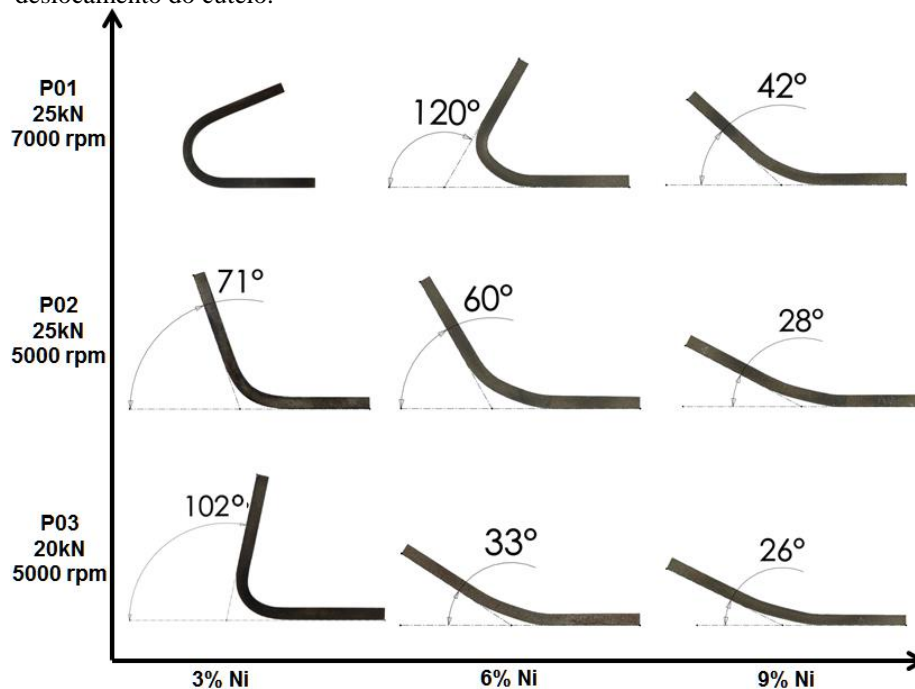
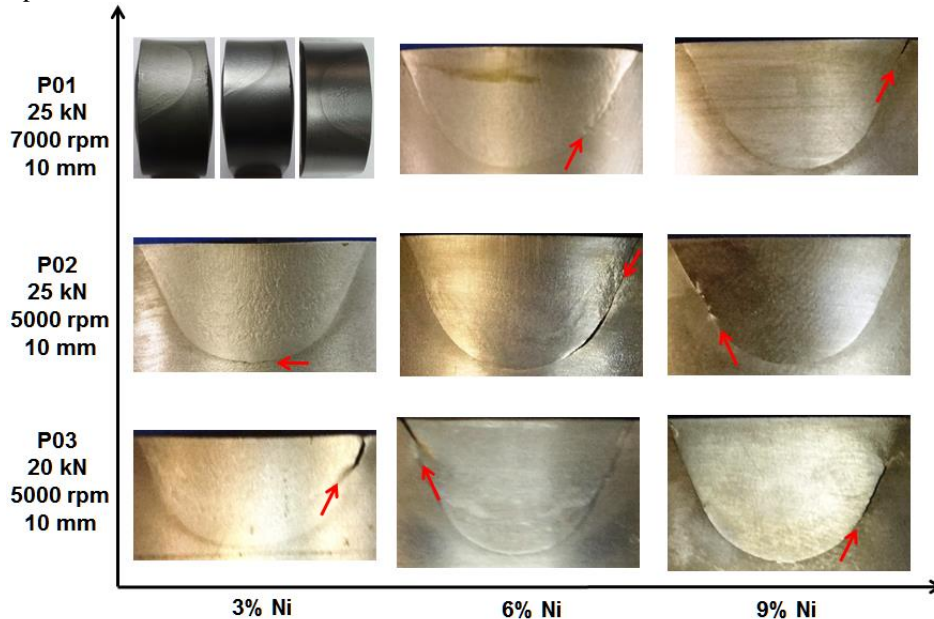




Figura 5.34 - Detalhes dos defeitos decorrentes do ensaio de dobramento destacados pelas setas.



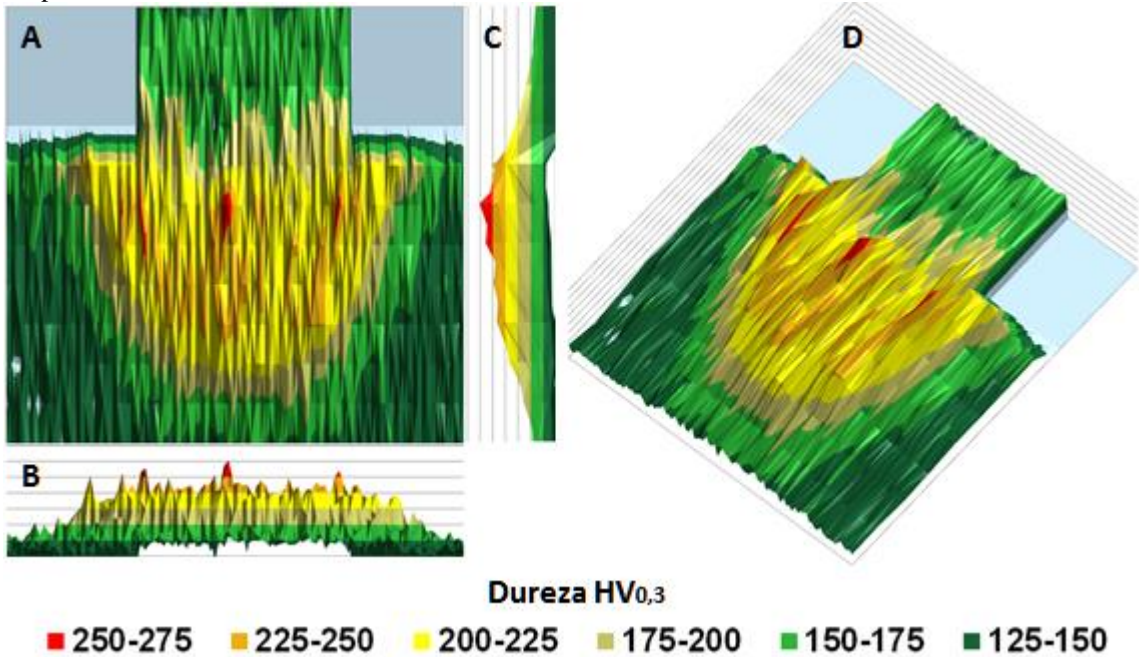
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Como previsto no fluxograma das atividades propostas neste trabalho, apenas juntas soldadas com a combinação de parâmetro P01 e pino de 3% Ni prosseguiram sendo avaliadas, uma vez que as demais não tiveram comportamento satisfatório nesta etapa.

### 5.7 Mapeamento de Microdureza

Com os resultados obtidos do mapeamento de microdureza gerou-se um gráfico onde o relevo representa a magnitude dos valores de dureza (figura 5.35), pode-se ver a distribuição da dureza ao longo das regiões da junta soldada. Percebe-se que a ZTMA do pino ocupa toda a cavidade do furo com dureza variando entre 200-225 HV (mais próximo da interface) até 225-250 HV no interior do pino. A ZTA do material da base possui uma dureza mais alta (175-200 HV) do que a do material não processado (125-150 HV), porém este aumento não se dá de forma abrupta. Ocorre uma gradiente de dureza (150-175 HV), possivelmente devido ao encruamento do material na vizinhança da região da solda.

Figura 5.35 - Vista superior (A), frontal (B), direita (C) e isométrica (D) da superfície gerada através do mapeamento de microdureza.



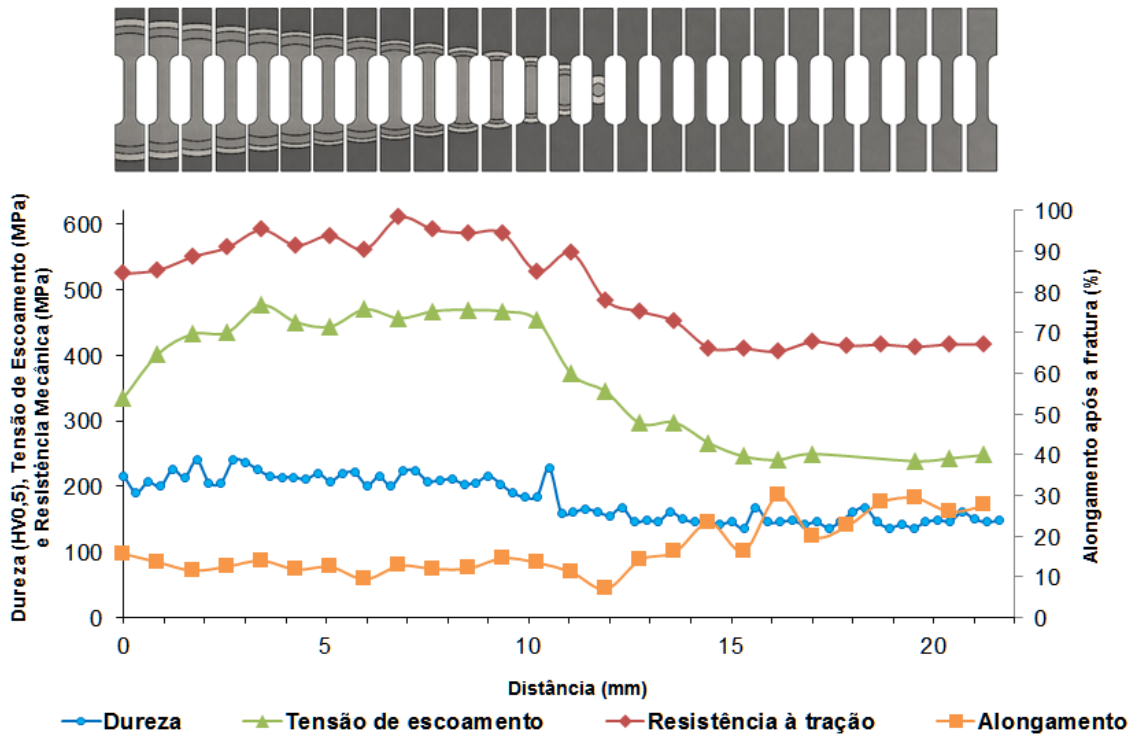
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

## 5.8 Ensaio de Microtração

Ainda que o ensaio de tração com micro-amostras não seja normalizado, fornece uma comparação entre o nível de tensão em diversas regiões da solda. Totalizando 26 micro-amostras de tração ensaiadas, foi possível mapear a resistência à tração na região central ao longo da profundidade de uma junta soldada com pino de 3% Ni e combinação de parâmetros P01.

Os resultados coletados da tensão de escoamento e da resistência à tração foram colocados em um gráfico (figura 5.36) juntamente com os valores do alongamento final após a fratura. No mesmo gráfico foram plotados os valores do perfil vertical de microdureza de uma junta soldada com pino de 3% Ni e combinação de parâmetro P01.

Figura 5.36 - Distribuição esquemática da ZTMA em cada corpo de provas, logo abaixo, valores de tensão de escoamento, resistência à tração, alongamento e dureza em juntas soldadas com pino 3% Ni e combinação de parâmetro P01.



## 5.9 Ensaio de Tenacidade à Fratura

Para avaliação da tenacidade à fratura foi realizado ensaio de CTOD em amostras dos materiais originais, tanto de pino quanto de base, além das juntas soldadas. De uma barra com 3% Ni foram retirados três corpos de prova com o sentido da trinca paralelo ao sentido de laminação da barra. Uma chapa do material usado como base forneceu três corpos de prova com a direção da trinca transversal ao sentido de laminação. Em seguida foram feitas análises fractográficas na superfície de fratura de todas as amostras além de uma análise metalográfica na região próxima a ponta da trinca das amostras retiradas de juntas soldadas.

### 5.9.1 Materiais não processados de pino e de base

As dimensões dos corpos de prova e os valores de força e o  $K_{max}$  utilizados na etapa de abertura da pré-trinca são apresentados na tabela 5.12. Na tabela 5.13 estão os valores de medição de trinca inicial ( $a_0$ ), da trinca final ( $a_f$ ), da abertura do clipe-gauge na força máxima ( $V_p$ ) e o valor de CTOD. Um comparativo entre os valores de CTOD e das médias para cada material é apresentado na tabela 5.14 e tabela 5.15, respectivamente. Os dois materiais apresentaram valores muito próximos de CTOD. Os resultados indicaram que o material das

barras com 3% de Ni apresentaram os maiores valores, com uma média de 1 mm. Valores um pouco abaixo foram encontrados nas amostras do material da base, com médias de 0,92.

Tabela 5.12 - Dimensões dos corpos de prova e parâmetros da abertura de trinca nos materiais originais de pinos e bases.

Amostras	B (mm)	W (mm)	Força (kN)	$K_{m\acute{a}x}$ (MPa.m <sup>0,5</sup> )
MB CT 1	6,45	13,04	2,7	14,89
MB CT 2	6,41	13,03	2,7	14,89
MB CT 3	6,49	13,06	2,6	14,90
PINO CT 1	6,52	12,96	2,7	14,84
PINO CT 2	6,46	13,12	2,9	14,93
PINO CT 3	6,45	13,18	2,7	14,97

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 5.13 - Resultados de CTOD nas amostras de materiais originais dos pinos e das bases.

Amostras	$a_0$ (mm)	$a_f$ (mm)	$V_p$ (mm)	CTOD (mm)
MB CT 1	3,26	6,52	3,78	0,87
MB CT 2	3,24	6,52	3,86	0,92
MB CT 3	3,30	6,538	4,14	0,97
PINO CT 1	3,28	6,48	4,53	1,02
PINO CT 2	3,41	6,56	4,22	0,96
PINO CT 3	3,56	6,59	4,40	1,01

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 5.14 - Comparativo dos resultados de CTOD nas amostras dos materiais originais de pinos e base.

Material	Amostra	Resultados de CTOD (mm)
Base	MB CT 1	0,87
	MB CT 2	0,92
	MB CT 3	0,97
Pino	PINO CT 1	1,02
	PINO CT 2	0,96
	PINO CT 3	1,01

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 5.15 - Comparação das médias dos valores de CTOD dos materiais originais.

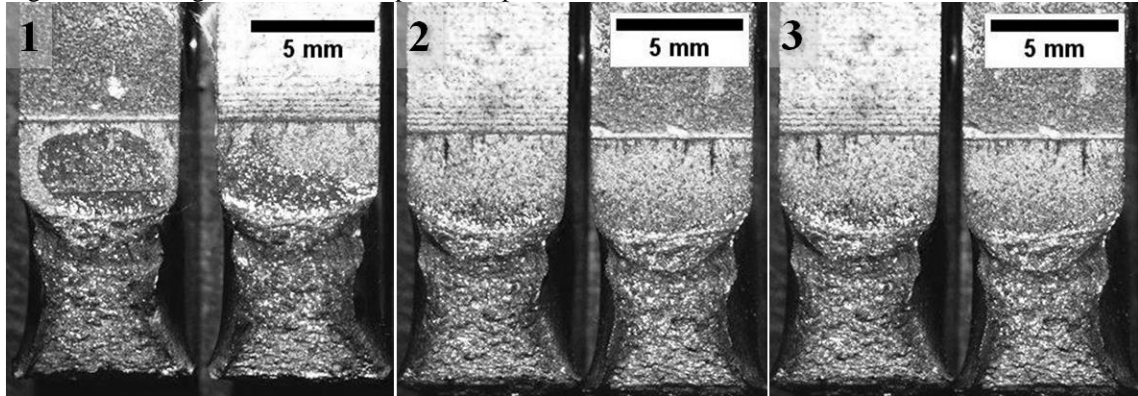
Material	Médias de CTOD (mm)
MB	0,92
PINO	1,00

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### Análise fractográfica nos materiais não processados

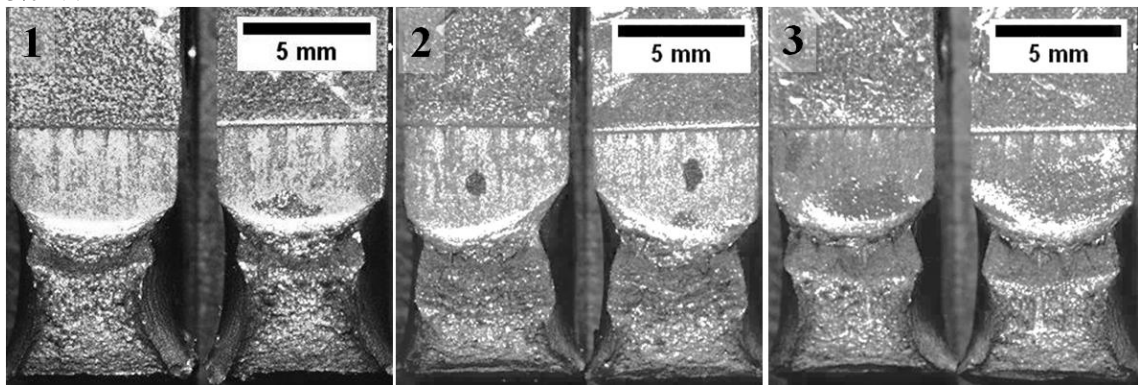
Logo depois de ensaiados, a fim de se analisar a superfície de fratura, os corpos de prova foram observados em estereoscópio e microscópio eletrônico de varredura. Em ambos os materiais, como pode ser visto nas figuras figura 5.37 e figura 5.38, a superfície apresentou aspecto de fratura dúctil.

Figura 5.37 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras do material da base.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.38 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras do material do pino com 3% Ni.

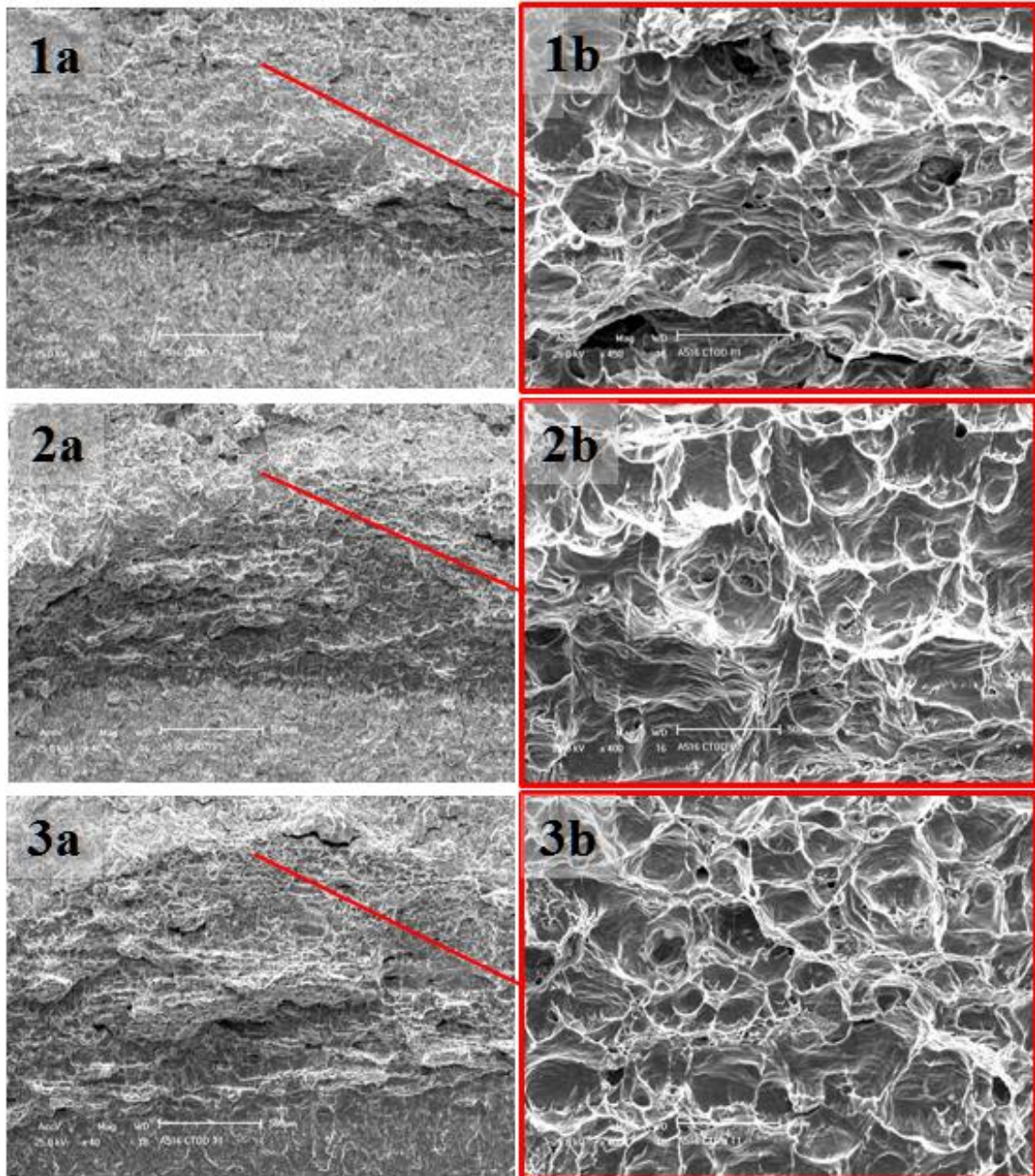


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

As superfícies de fratura do material da base, ao serem analisadas em MEV, apresentaram aspecto de coalescimento de microcavidades (dimples) na região de início do ensaio, caracterizando micromecanismo de fratura dúctil (figura 5.39). Foi constatada uma concentração elevada de inclusões nas amostras deste material, como pode ser observado na figura 5.40. Uma análise por espectrometria por energia dispersiva (EDS) em uma inclusão da amostra MB CT 3 indicou a presença de manganês.

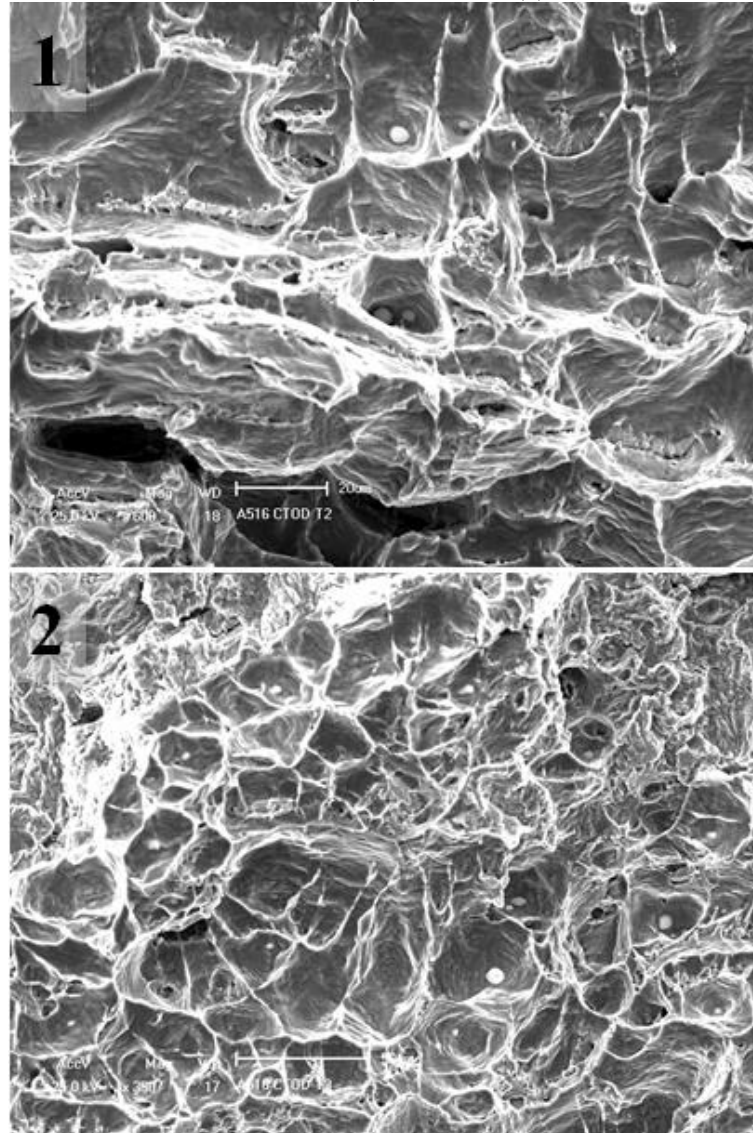


Figura 5.39 - Imagem em MEV mostrando a região do ensaio de CTOD (a) e detalhes da superfície de fratura com dimples (b) nas amostras MB CT 1 (1), MB CT 2 (2) e MB CT 3 (3).



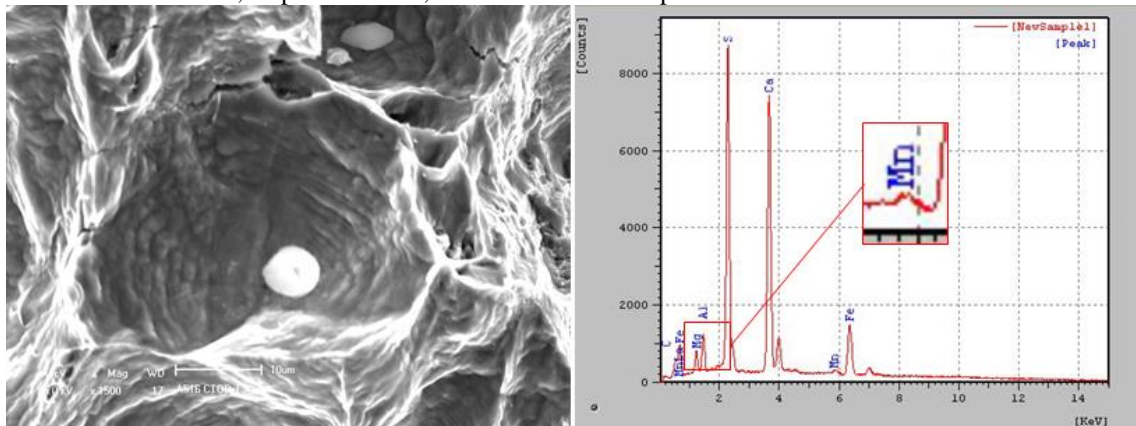
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.40 - Grande quantidade de inclusões observadas na superfície de fratura da amostra MB CT 2 (1) e MB CT 3 (2).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.41 - Imagens em MEV mostrando algumas inclusões na superfície de fratura das amostras MB CT 2 e MB CT 3, respectivamente, além de uma análise por EDS.

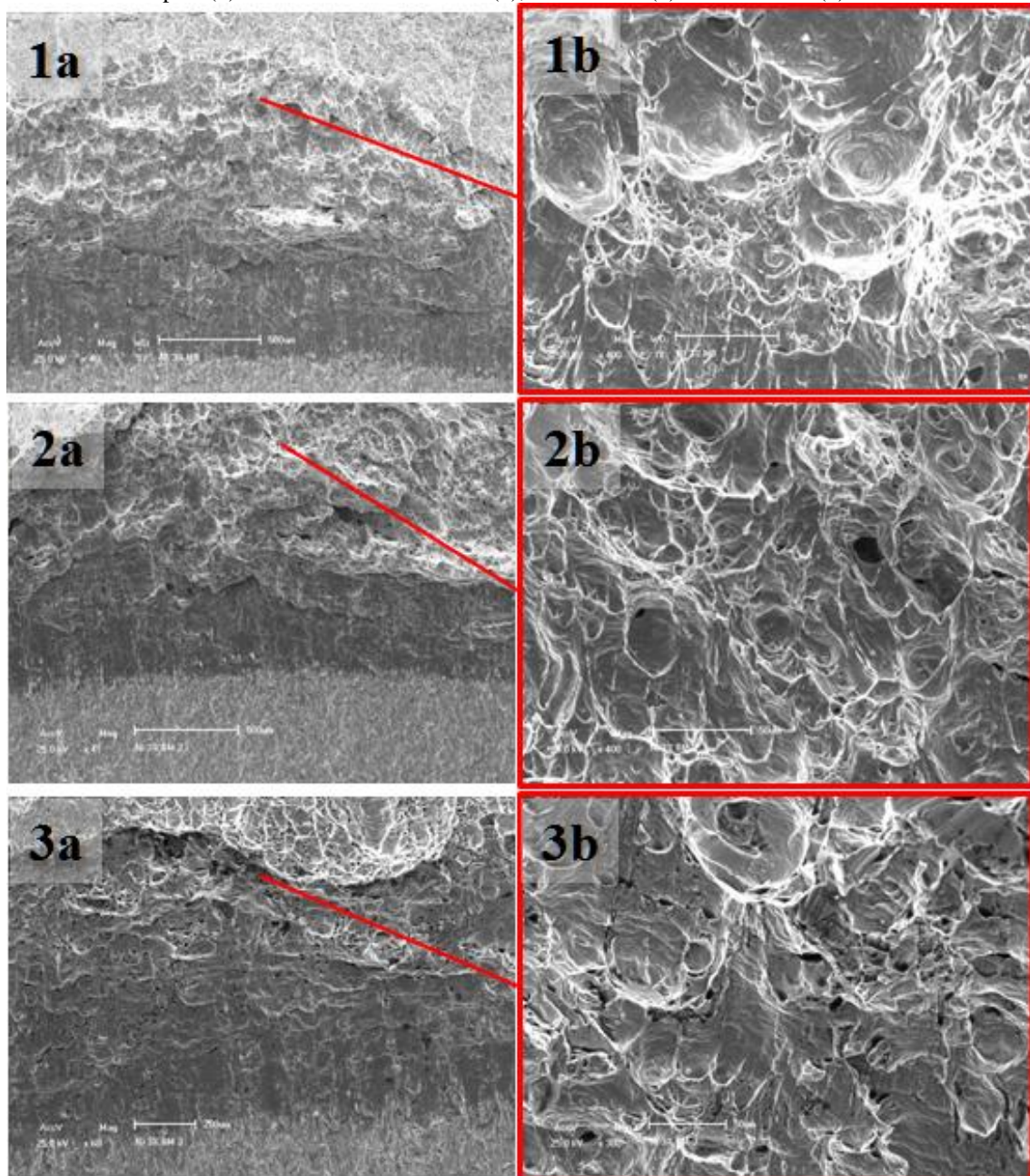


Fonte: Produção própria do autor do trabalho



As amostras ensaiadas do material do pino também apresentaram micromecanismo de fratura dúctil, com dimples alongados típicos do cisalhamento, na superfície de fratura analisada em MEV (figura 5.42). Algumas inclusões dispersas, em sua maioria poliédricas, também foram encontradas ao longo da fratura dos corpos de prova do material do pino (figura 5.43), análises por EDS indicaram presença de alumínio, como pode ser observado na figura 5.44.

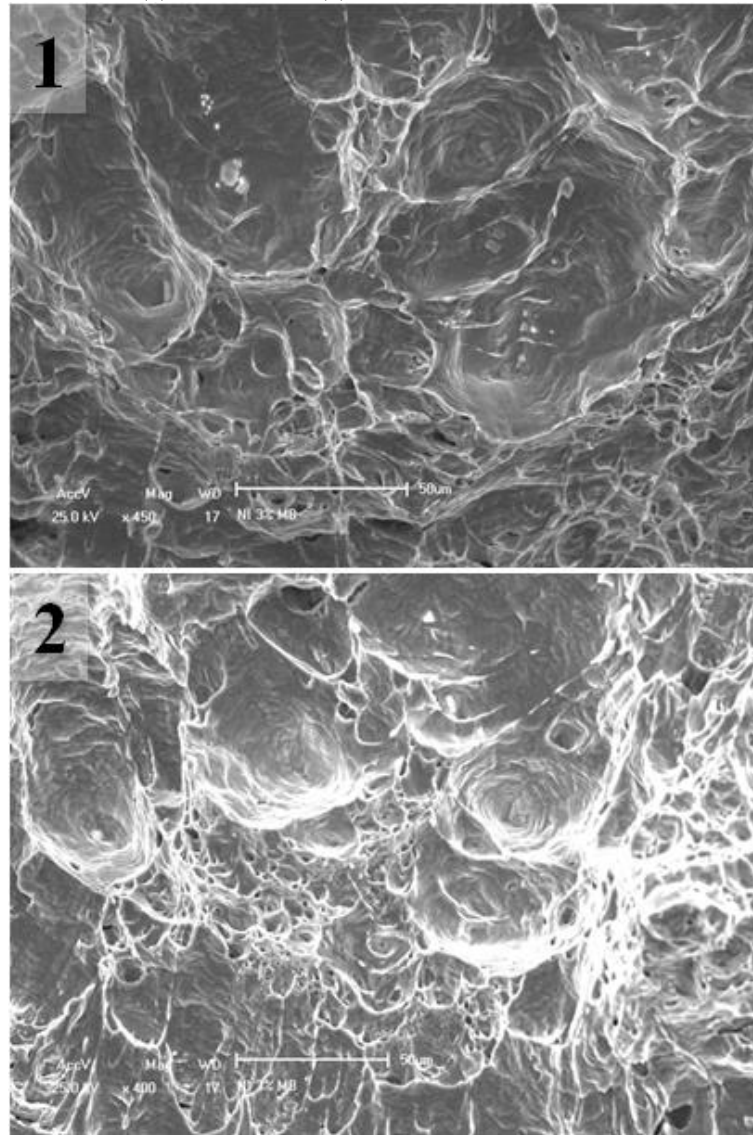
Figura 5.42 - Imagem em MEV mostrando a região do ensaio de CTOD (a) e detalhes da superfície de fratura com dimples (b) nas amostras PINO CT 1 (1), PINO CT 2 (2) e PINO CT 3 (3).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho

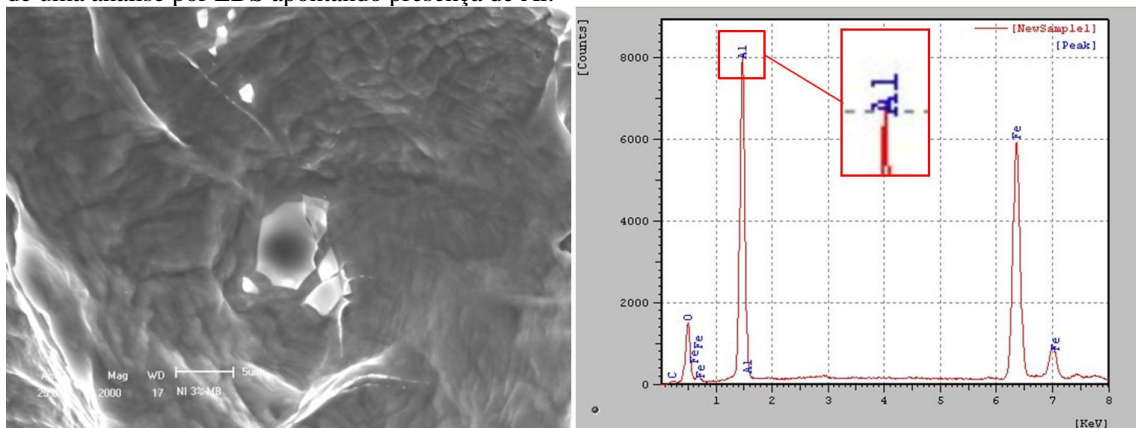


Figura 5.43 - Inclusões dispersas na superfície de fratura das amostras PINO CT 1 (1) e PINO CT2 (2).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho

Figura 5.44 - Imagens em MEV mostrando inclusão na superfície de fratura da amostra PINO CT 2, além de uma análise por EDS apontando presença de Al.

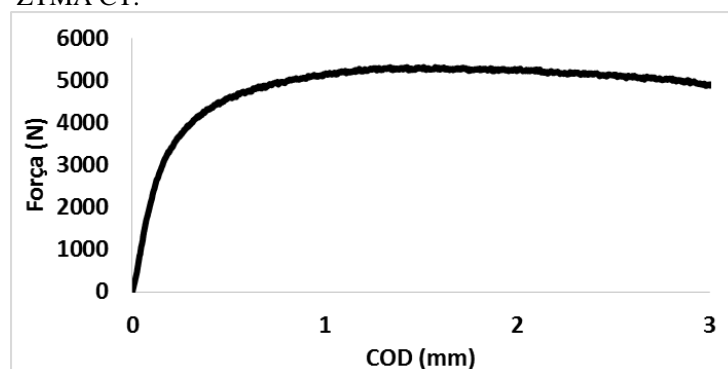


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

## 5.9.2 Juntas Soldadas

Durante os ensaios de CTOD, os dados adquiridos da célula de carga e do extensômetro são utilizados para a geração de curvas de abertura do extensômetro pela força aplicada, como é exemplificado pela Figura 5.45. Os gráficos de todos os ensaios realizados em amostras soldadas estão disponíveis para visualização nos apêndices.

Figura 5.45 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A Tabela 5.16 mostra as dimensões dos corpos de prova, a força e o  $K_{max}$  utilizados durante a abertura da pré-trinca das amostras retiradas das juntas soldadas. Na tabela 5.17 estão os valores da trinca inicial ( $a_0$ ), da trinca final ( $a_f$ ), da abertura do clipe-gage na força máxima ( $V_p$ ) e o valor de CTOD. As três amostras retiradas da Zona de Ligação apresentaram valores extremamente baixos para a medida de CTOD, com a amostra ZL CT 1 indicando 0 mm e a amostra ZL CT 3 apresentando o maior valor com apenas 0,8 mm. Os resultados das amostras posicionadas na Zona Termomecanicamente Afetada apresentaram valores mais elevados, onde o mínimo foi de 0,36 mm para a amostra ZTMA CT 2 e o máximo foi de 0,64 para a amostra ZTMA CT 1. A tabela 5.18 mostra o comparativo entre os valores de CTOD de todas as amostras dos materiais não processados juntamente com as amostras das juntas soldadas. O comparativo entre as médias dos valores de CTOD está na tabela 5.19.

Tabela 5.16 - Dimensões dos corpos de prova e parâmetros da abertura de trinca nas amostras das juntas soldadas.

Amostra	B (mm)	W (mm)	Força (kN)	$K_{m\acute{a}x}$ (MPa.m <sup>0,5</sup> )
ZL CT 1	6,42	12,94	3,41	14,83
ZL CT 2	6,40	12,98	3,08	14,86
ZL CT 3	6,37	12,98	2,94	14,86
ZTMA CT 1	6,47	12,04	3,31	14,89
ZTMA CT 2	6,51	13,04	3,19	14,89
ZTMA CT 3	6,36	13,03	3,04	14,88

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 5.17 - Informações do comprimento das trincas e resultados de CTOD nas amostras das juntas soldadas.

Amostra	$a_o$ (mm)	$a_f$ (mm)	$V_p$ (mm)	CTOD (mm)
ZL CT 1	3,53	6,47	0,01	0,00
ZL CT 2	3,53	6,49	0,06	0,03
ZL CT 3	3,57	6,49	0,19	0,08
ZTMA CT 1	3,70	6,52	2,07	0,64
ZTMA CT 2	3,76	6,52	1,31	0,36
ZTMA CT 3	3,72	6,52	1,34	0,48

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 5.18 - Comparativo dos resultados de CTOD nas amostras dos materiais não processados e das juntas soldadas.

Material	Amostra	Resultados de CTOD (mm)
Base	MB CT 1	0,87
	MB CT 2	0,92
	MB CT 3	0,97
Pino	PINO CT 1	1,02
	PINO CT 2	0,96
	PINO CT 3	1,01
Junta soldada: ZL	ZL CT 1	0
	ZL CT 2	0,03
	ZL CT 3	0,08
Junta soldada: ZTMA	ZTMA CT 1	0,64
	ZTMA CT 2	0,36
	ZTMA CT 3	0,48

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 5.19 Comparação das médias dos valores de CTOD dos materiais originais, da zona de ligação e da zona termomecanicamente afetada das soldas.

Amostra	Médias de CTOD (mm)
MB	0,92
PINO	1,00
ZL	0,04
ZTMA	0,49

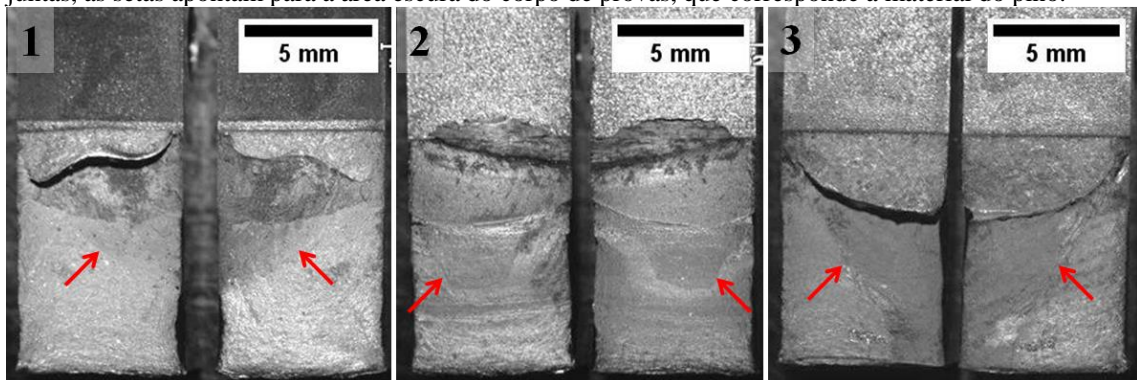
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

## Análise fractográfica nas juntas soldadas

### Zona de ligação

Depois de ensaiados, os corpos de prova da ZL das juntas também foram observados em estereoscópio e microscópio eletrônico de varredura. Nas imagens por estereoscópio (figura 5.46) observou-se que as superfícies de fratura tiveram aspectos bem diferentes entre as três amostras. Nenhuma delas apresenta bem definida a região da pré trinca de fadiga e a região do ensaio propriamente dita. Além disso, percebem-se áreas escurecidas ao longo da superfície do corpo de provas que representam representem regiões diferentes da junta soldada, a área mais escura corresponde ao material do pino e a mais clara corresponde ao material da base.

Figura 5.46 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras da Zona de Ligação das juntas, as setas apontam para a área escura do corpo de provas, que corresponde a material do pino.



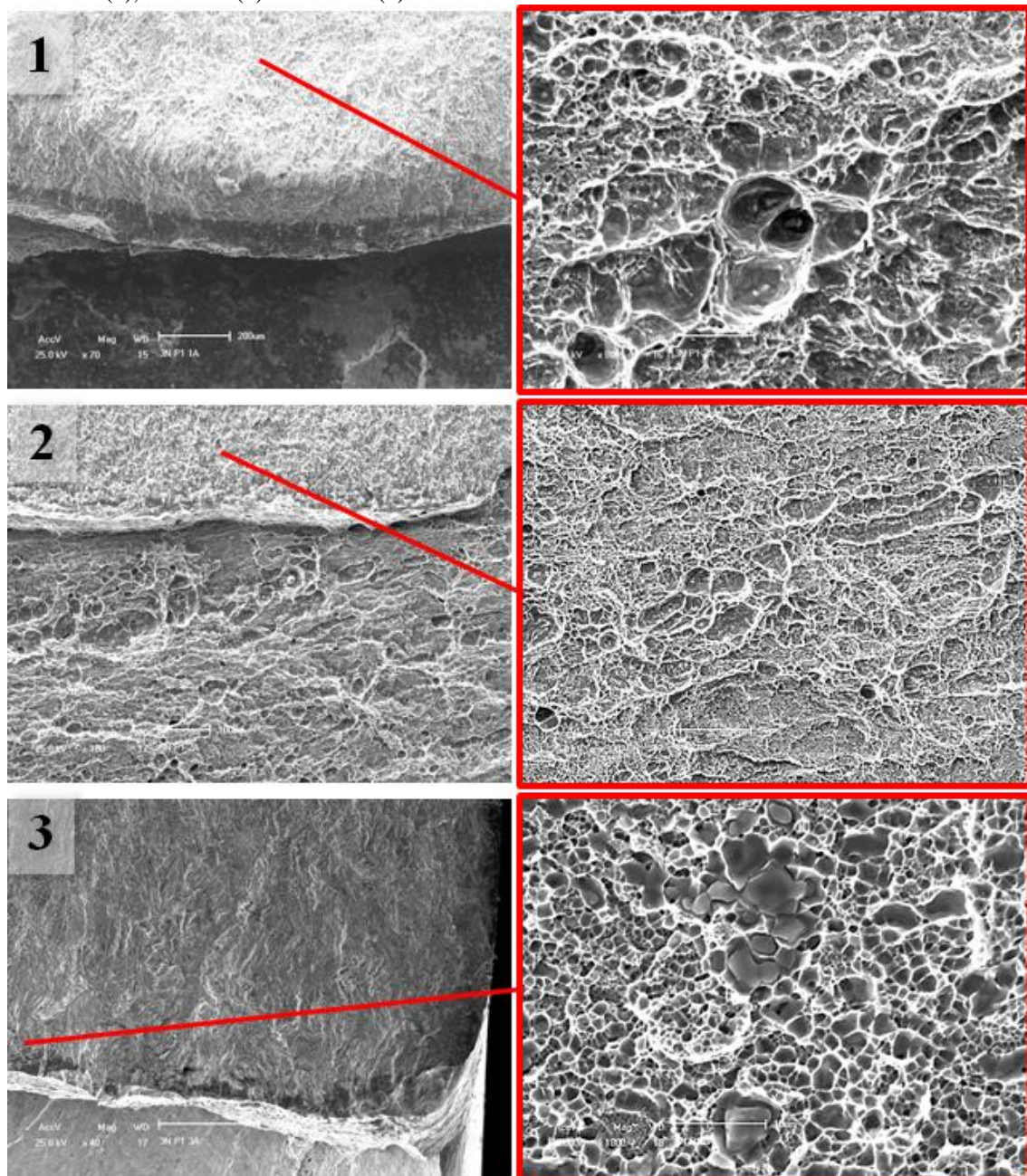
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Ao se analisar a superfície de fratura das amostras da zona de ligação constatou-se a presença de dimples (figura 5.47) por toda a extensão dos corpos de provas. Portanto, se caracteriza um micromecanismo de fratura dúctil nas três amostras, ainda que seus aspectos macroscópicos sejam diferentes entre si. As análises também revelaram um numero elevado de agregados de inclusões. Na amostra ZL CT 1 pode ser visto agregados de inclusões



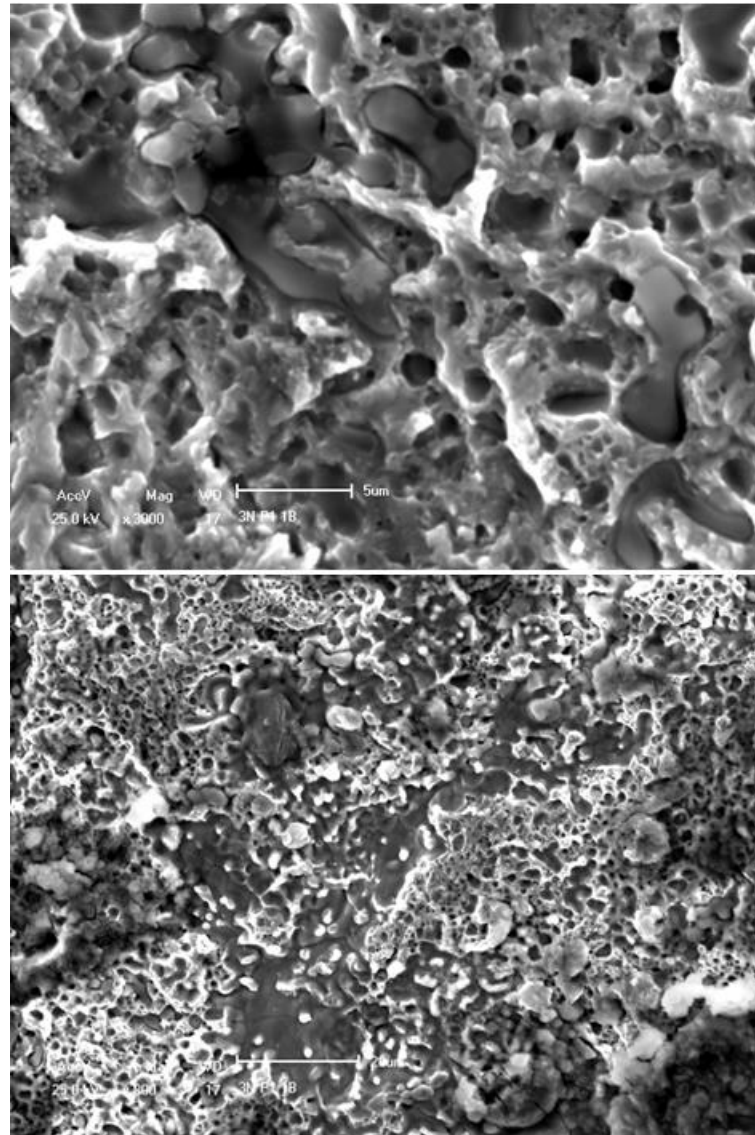
espalhados pela superfície de fratura do corpo de prova (figura 5.48). Na amostra ZL CT 2 pôde-se observar uma inclusão cuja análise por EDS indicou presença de alumínio (figura 5.49) além de inclusões segregadas (figura 5.50). Agregados de inclusões, desta vez contendo manganês, também foram constatados na superfície analisada da amostra ZL CT 3 (figura 5.51), além de Linhas de segregação de inclusões que devem estar relacionadas com a orientação do material plastificado durante o processo (figura 5.52).

Figura 5.47 - Imagem em MEV mostrando detalhes da superfície de fratura com dimples nas amostras ZL CT 1 (1), ZL CT 2 (2) e ZL CT 3 (3).



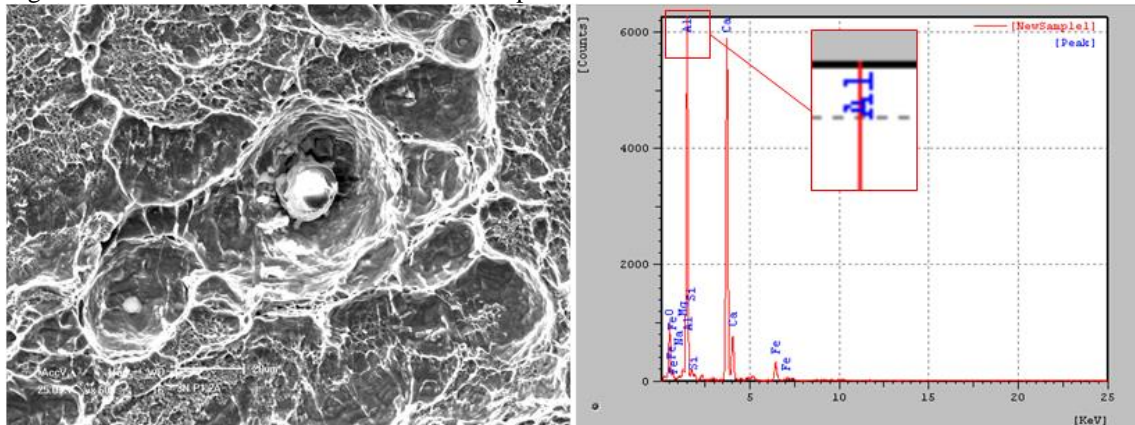
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.48 - Agregados de inclusões se estendem pela superfície de fratura da amostra ZL CT 1.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

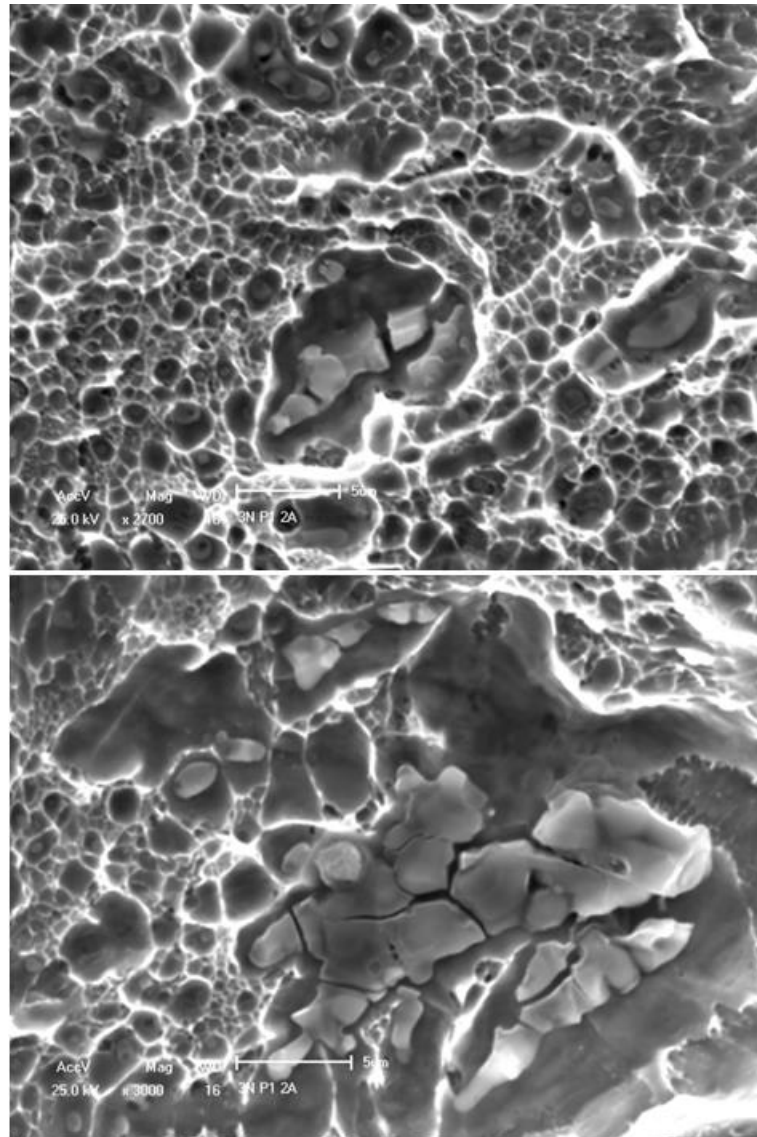
Figura 5.49 - Inclusão contendo alumínio na superfície de fratura da amostra ZL CT 2.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

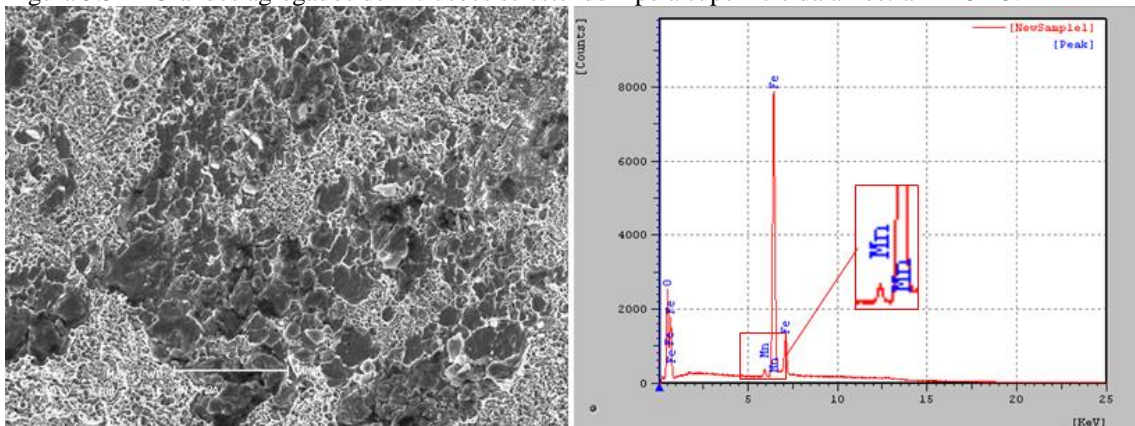


Figura 5.50 - Agregados de inclusões se estendem pela superfície de fratura da amostra ZL CT 2 .



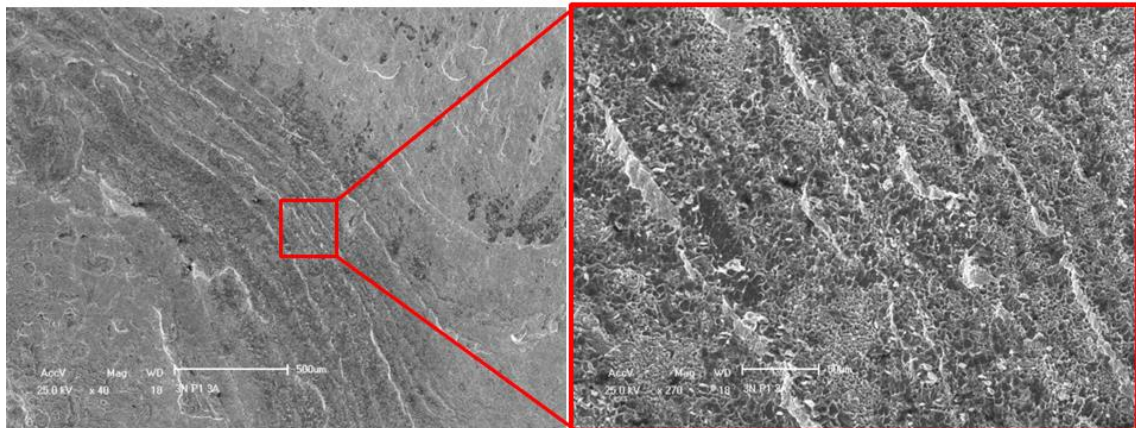
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.51 - Grandes agregados de inclusões se estendem pela superfície da amostra ZL CT 3.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.52 – Inclusões seguindo linha de fluxo de material na amostra ZL CT 3.

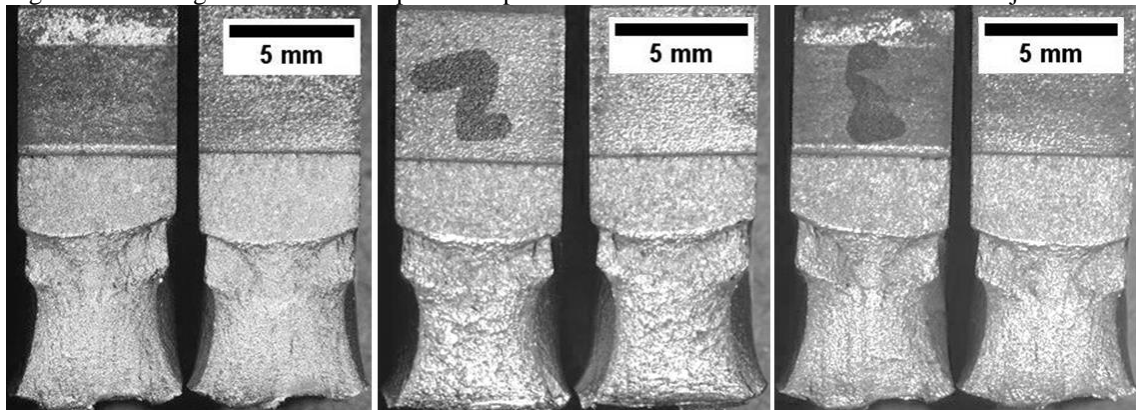


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### Zona Termomecanicamente Afetada

Bem como as demais amostras, os corpos de prova da ZTMA foram observados com estereoscópio e microscópio eletrônico de varredura. A figura 5.53 mostra imagens do estereoscópio, onde se percebe que houve grande deformação antes da ruptura total do corpo de provas.

Figura 5.53 - Imagem em estereoscópio das superfícies de fratura das amostras da ZTMA das juntas.

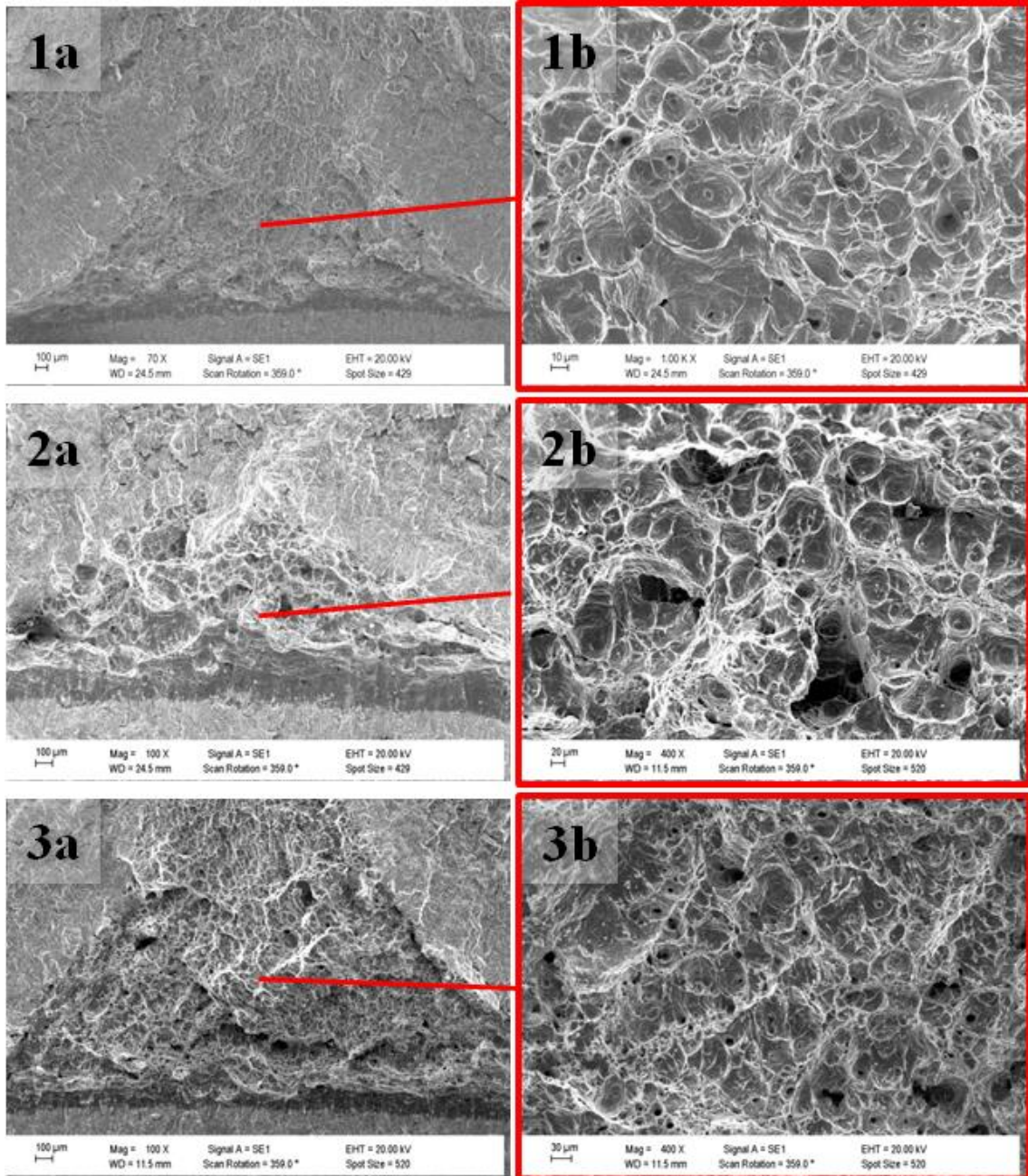


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

As análises da superfície da fratura nos corpos de prova da ZTMA revelaram um micromecanismo de fratura dúctil, caracterizado pela presença de dimples (figura 5.54). Ao observar mais detalhadamente os corpos de prova, foi constatada presença de inclusões, porem em quantidades bem menores se comparado com a região da Zona de Ligação. Além do numero reduzido, as inclusões encontradas na ZTMA são pequenas e dispersas, muito semelhantes às encontradas nas análises do material do pino (figura 5.55). Na figura 5.56 é apresentado o resultado da análise por EDS realizada em uma inclusão da amostra ZTMA CT 2, onde foi constatada presença de alumínio.

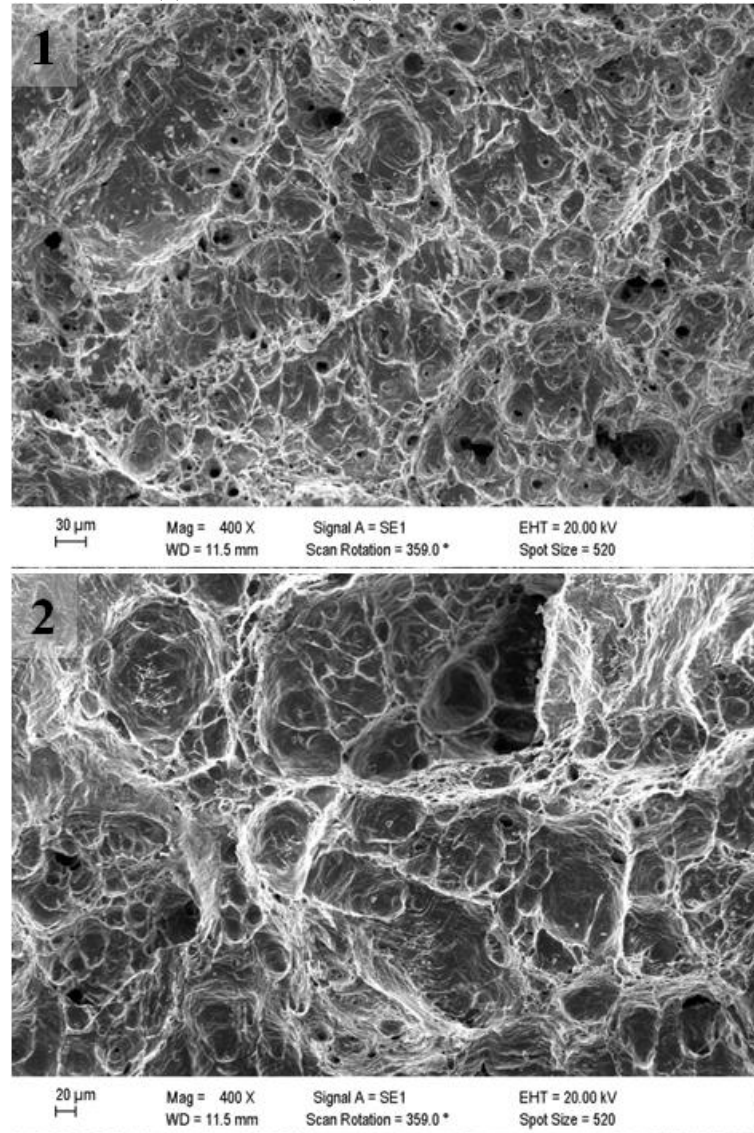


Figura 5.54 - Imagem em MEV mostrando a região do ensaio de CTOD (a) e detalhes da superfície de fratura com dimples (b) nas amostras ZTMA CT 1 (1), ZTMA CT 2 (2) e ZTMA CT 3 (3).



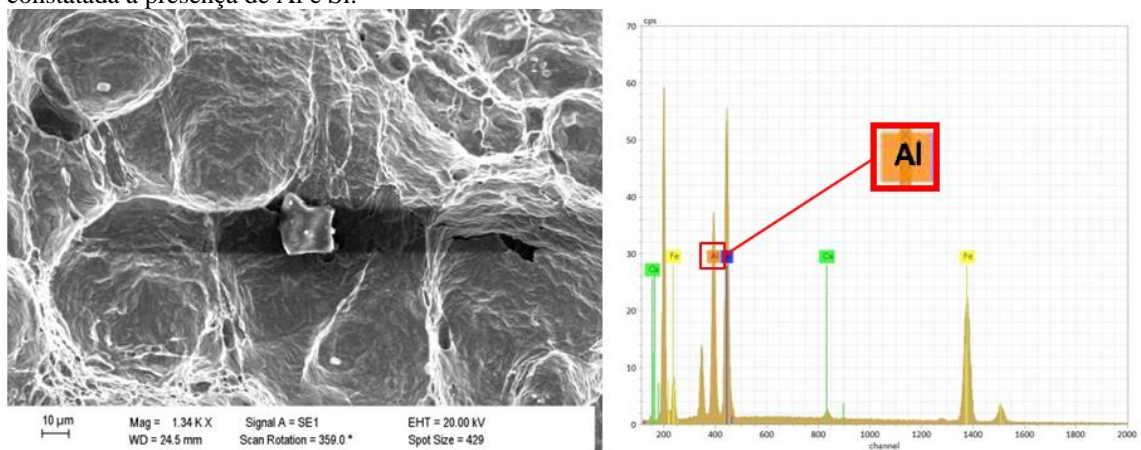
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.55 – Inclusões dispersas na superfície de fratura das amostras ZTMA CT 1 (1) e ZTMA CT2 (2).



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 5.56 – Inclusão poliédrica encontrada na superfície de fratura da amostra ZTMA CT 2, onde foi constatada a presença de Al e Si.



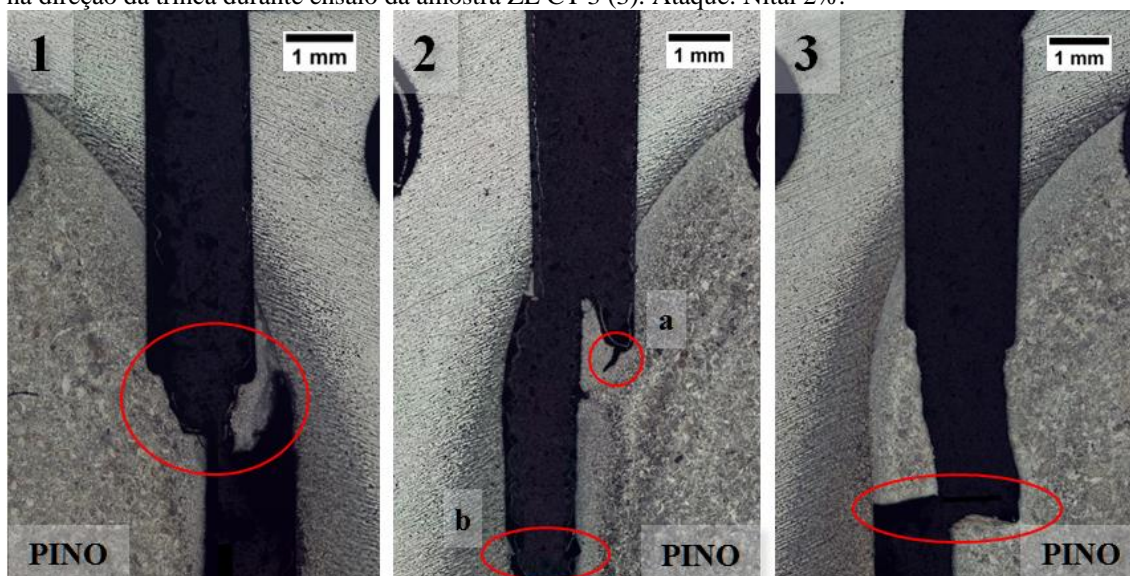
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.



### Análise metalográfica pós-ensaio de CTOD

Análises metalográficas foram realizadas após os ensaios de tenacidade à fratura. Como pode ser observado nas macrografias dos corpos de prova da Zona de Ligação (figura 5.27), o final do entalhe e, conseqüentemente, a pré-trinca de fadiga ficaram posicionados no material do pino em todas as amostras. Durante a fadiga da amostra ZL CT 1 a trinca propagou em duas direções, culminando com a interface entre os materiais por onde se propagou a fratura ao longo do ensaio (figura 5.27-1). A pré-trinca de fadiga da amostra ZL CT 2 iniciou a partir do entalhe do corpo de prova, porém, em determinado momento passa a ocorrer rente a interface entre os materiais, por onde seguiu até o final da aplicação do ensaio (figura 5.27-2). Na amostra ZL CT 3 a pré-trinca de fadiga segue pelo material do pino, sendo que durante o ensaio houve mudança na direção da trinca de aproximadamente 90° em direção à interface, por onde se propagou até separação total do corpo de provas (figura 5.27-3).

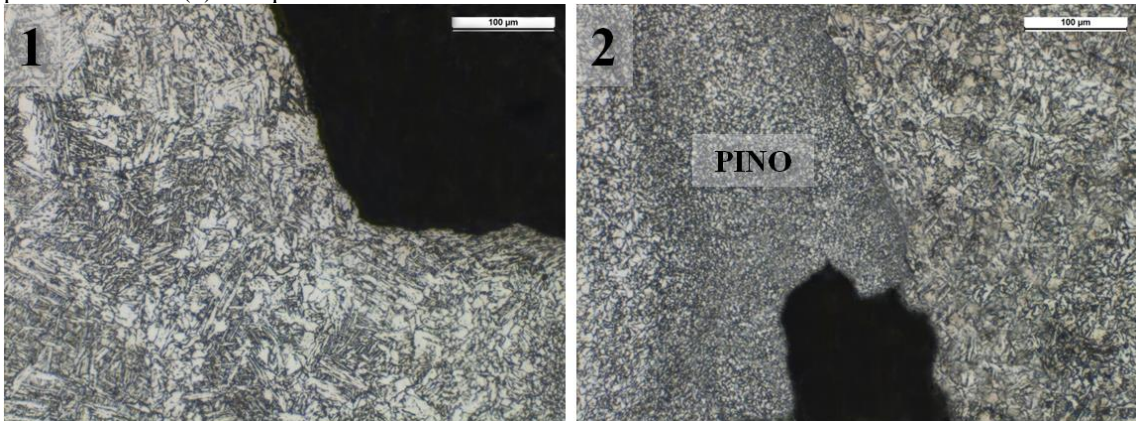
Figura 5.57 – Macrografias dos corpos de prova de CTOD da Zona de Ligação. Propagação em da pré-trinca de fadiga em duas direções na amostra ZL CT 1 (1). Pré-trinca inicia a partir do entalhe e passa a se propagar junto à interface na amostra ZL CT 2 (2a). Região do ensaio na amostra ZL CT 2 (2b). Mudança na direção da trinca durante ensaio da amostra ZL CT 3 (3). Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Analisando detalhadamente a microestrutura na amostra ZL CT 1 pode-se perceber ferrita acicular com carbonetos de segunda fase alinhados na região interna do material do pino processado (figura 5.28-1), localizado no lado esquerdo do corpo de provas. A figura 5.28-2, onde aparece o lado direito do corpo de provas, revela grãos muito refinados no material do pino próximo da interface entre os dois materiais.

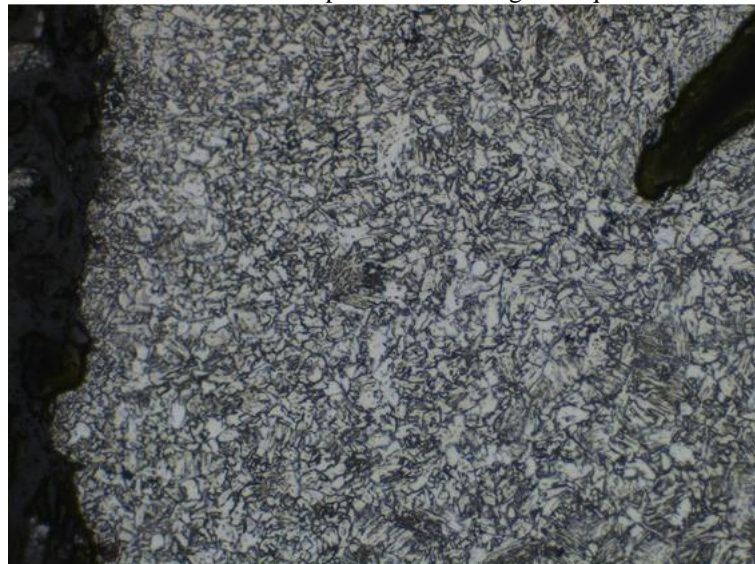
Figura 5.58 – Microestrutura do material do pino no fragmento esquerdo do corpos de prova ZL CT 1 (1) e microestrutura refinada do material do pino na interface entre os materiais no fragmento direito do corpo de provas ZL CT 1 (2). Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A amostra ZL CT 2, ao ser analisada, apresentou a mesma estrutura ferrítica de morfologia acicular no interior do material processado do pino, como pode ser observado na figura 5.29, onde aparece a extremidade final da pré-trinca de fadiga antes desta mesma passar a propagar na interface dos materiais. Na figura 5.60-1 percebe-se material do pino com grãos refinados no fragmento do lado esquerdo do corpo de provas, na direção do interior da ZTMA os grãos tornam-se menos refinados apresentando morfologia acicular (figura 5.60-2).

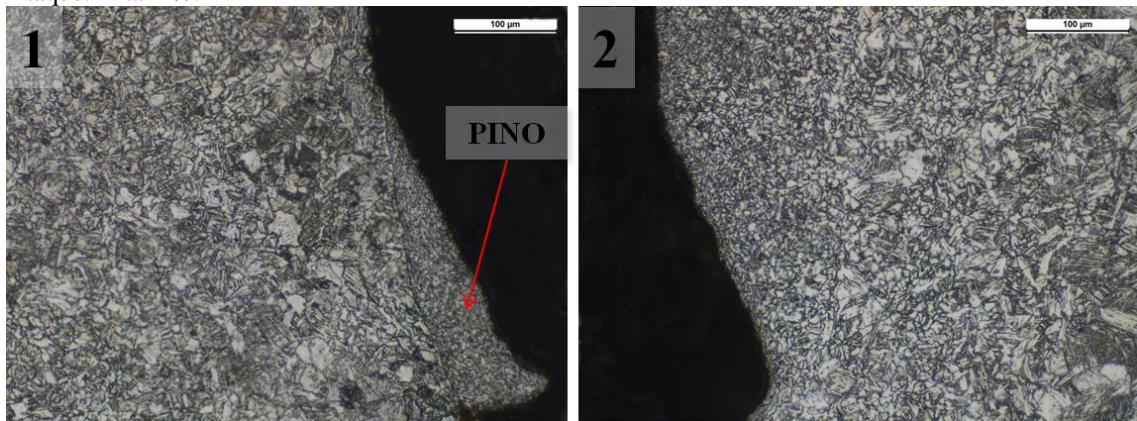
Figura 5.59 – Amostra ZL CT 2 com micro estrutura de matriz ferrítica de morfologia acicular na região do pino processado, localizada na extremidade da pré-trinca de fadiga. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.



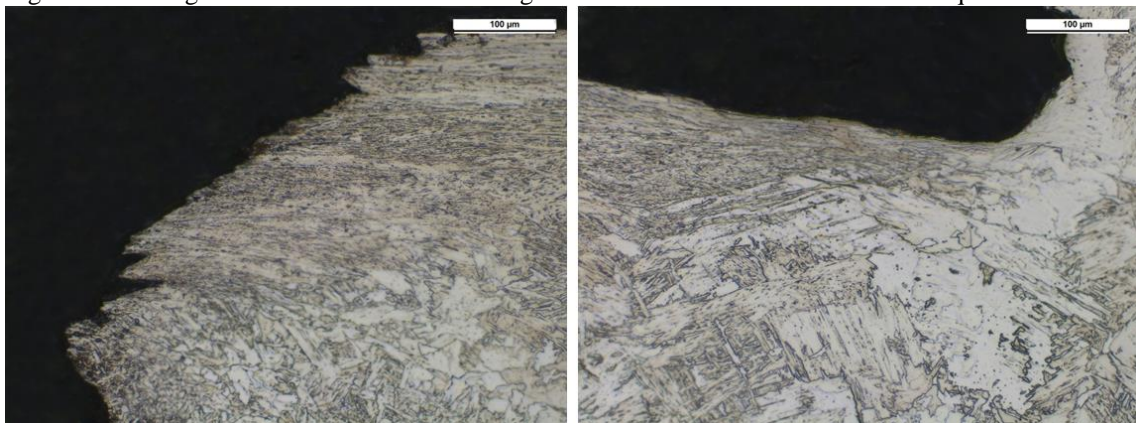
Figura 5.60 – Região do ensaio de CTOD nos fragmentos esquerdo (1) e direito (2) da amostra ZL CT 2. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

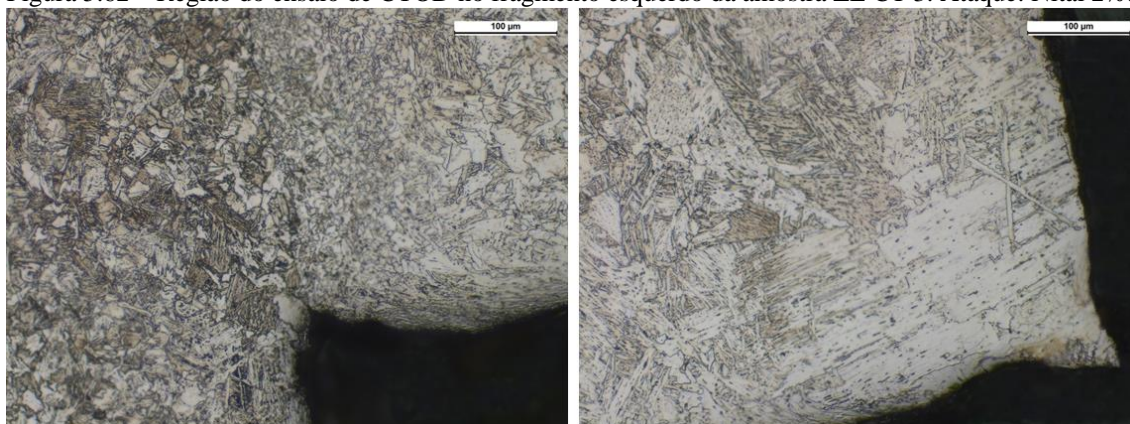
Na amostra ZL CT 3, como pode ser visto nas figuras 5.53 e figuras 5.54, a trinca mudou de direção no momento do ensaio acompanhando a direção de fluxo localizado do material do pino, evidenciado pelos grãos deformados no fragmento direito do corpo de provas (figura 5.61). No fragmento esquerdo (figura 5.62) percebe-se que a trinca muda novamente de direção ao alcançar a interface, seguindo na mesma direção até a separação total do corpo de prova.

Figura 5.61 – Região do ensaio de CTOD no fragmento direito da amostra ZL CT 3. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

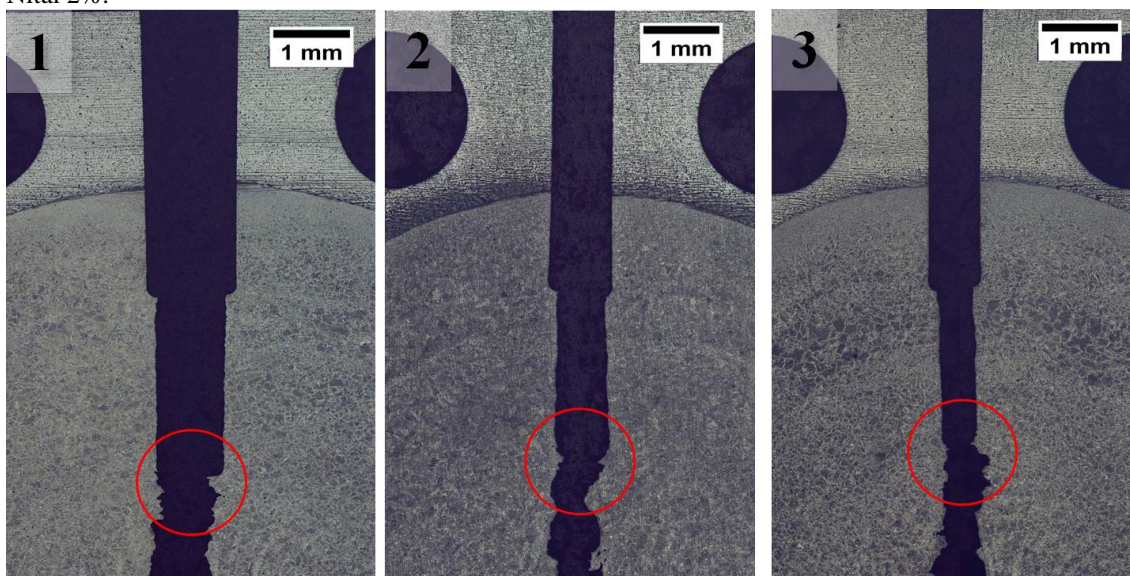
Figura 5.62 – Região do ensaio de CTOD no fragmento esquerdo da amostra ZL CT 3. Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

As macrografias dos corpos de prova da Zona Termomecanicamente Afetada (figura 5.63) mostram que a pré-trinca de fadiga propagou normalmente na mesma direção do entalhe, de modo que o ensaio ocorreu no material processado do pino. Em todas as amostras a microestrutura encontrada foi ferrita acicular com carbonetos de segunda fase alinhados, como pode ser constatado na figura 5.64, característica na região central do material processado do pino.

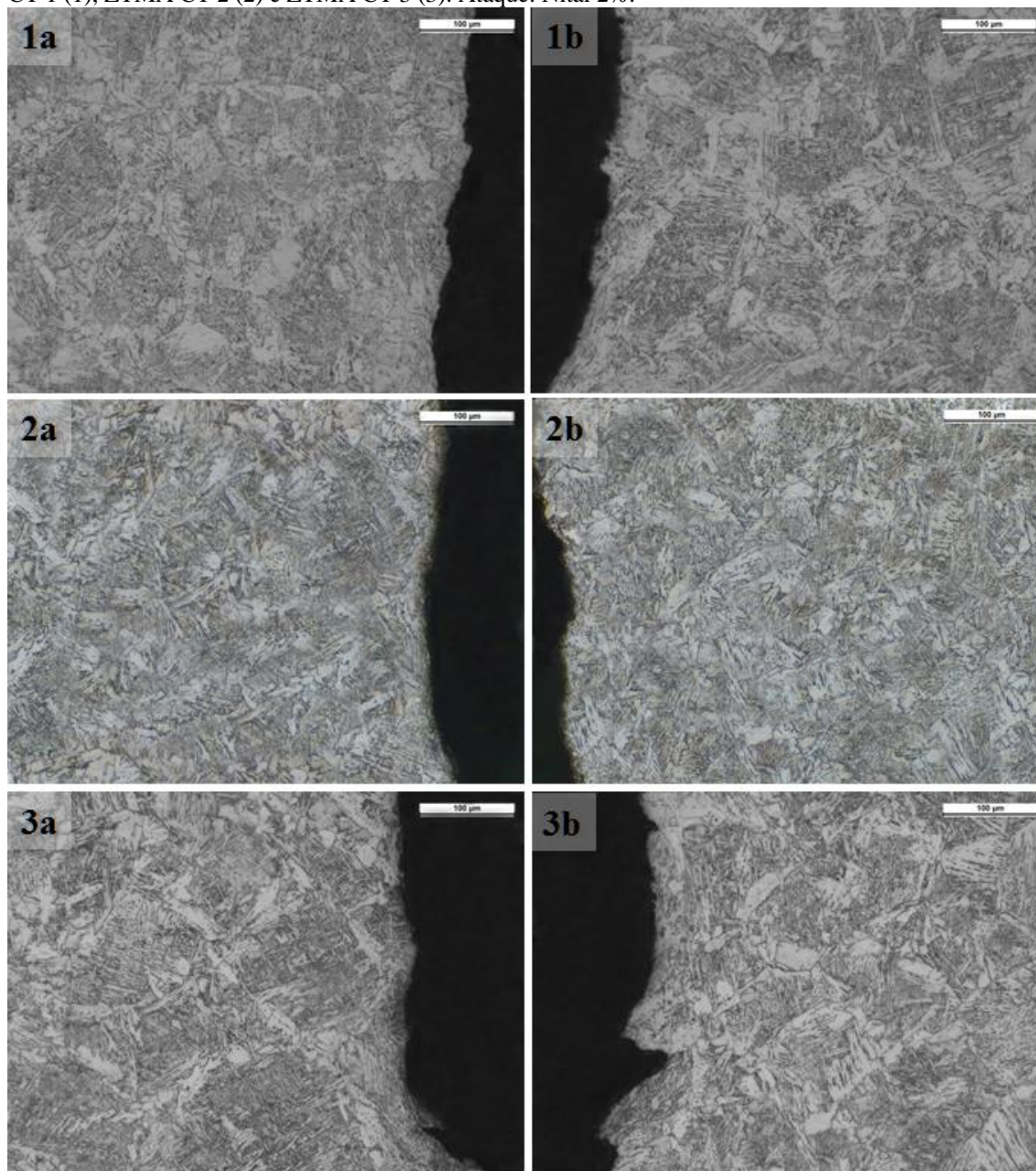
Figura 5.63 - Macrografias dos corpos de prova de CTOD da Zona Termomecanicamente Afetada com os respectivos locais do ensaio nas amostras ZTMA CT 1 (1), ZTMA CT 2 (2) e ZTMA CT 3 (3). Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.



Figura 5.64 – Região do ensaio de CTOD nos fragmentos esquerdo (a) e direito (b) das amostras ZTMA CT 1 (1), ZTMA CT 2 (2) e ZTMA CT 3 (3). Ataque: Nital 2%.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

## 6 Discussão dos Resultados

As juntas realizadas com pinos de 3% Ni apresentaram uma menor variação de dureza. O aumento da dureza em decorrência do material processado do pino não foi tão representativo quanto o observado com as juntas soldadas com pinos de 6 e 9% Ni, resultando em variação de 60 HV entre o material base e a ZTMA do pino. Analisando os perfis horizontais é possível verificar que esta mudança ocorre de forma discreta, sem caracterizar nenhuma variação abrupta ou pico de dureza na zona de ligação entre os dois materiais.

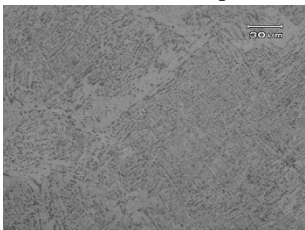
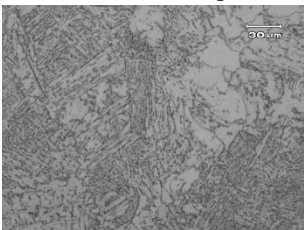
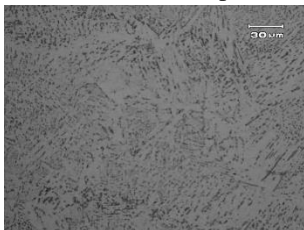
Nas soldas com pinos de 6% Ni foi verificado resultados de dureza similares para todos os parâmetros de soldagem. O aumento da dureza, decorrente do processamento do material do pino, foi de aproximadamente 150 HV, maior que as soldas com pinos 3%Ni. Nos perfis horizontais pode ser verificada com maior nitidez esta variação de dureza, com picos de máximo entre a ZTMA do pino e o material base (aproximadamente nas distâncias 6,5 mm e 23 mm), correspondendo à zona de ligação. Os perfis verticais mostraram que houve uma queda na dureza das soldas com parâmetros P01 e P02, mais acentuada na condição P01, a partir de, aproximadamente, 17 mm de profundidade. Este fato leva a crer que o maior tempo de processamento da condição P03, em função da menor carga e menor velocidade de rotação, proporcionaram maior profundidade de processamento.

Os perfis de dureza realizados nas juntas soldadas com pino 9%Ni mantiveram a tendência verificada nos demais materiais, com padrões de dureza similares para todas as combinações de parâmetros. Essas juntas soldadas resultaram em uma variação acentuada de dureza entre o material da base e do material processado do pino, em torno de 175 HV. Novamente verificou-se nos perfis horizontais uma mudança abrupta de dureza e a presença de picos na zona de ligação (6,5 mm e 23 mm).

Como foi evidenciada nos gráficos gerados dos perfis de dureza, a variação das combinações de parâmetros não surtiu efeito sobre a dureza das regiões da solda quando comparadas juntas de mesmo material de pino. As microestruturas encontradas nas regiões das soldas obtiveram o mesmo comportamento. As tabelas 6.1, 6.2 e 6.3 apresentam um resumo da microestrutura e microdureza na ZTMA das juntas soldadas com o respectivo valor de dureza média nestas regiões para cada condição de solda.

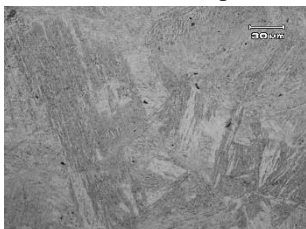




Tabela 6.1 - Média da dureza e das microestruturas formadas na ZTMA das juntas soldadas com pinos de 3% Ni.

25 kN e 7000 rpm	25 kN e 5000 rpm	20 kN e 5000 rpm
		
Ferrita e carbonetos Dureza média $\approx$ 216 HV	Ferrita e carbonetos Dureza média $\approx$ 220 HV	Ferrita e carbonetos Dureza média $\approx$ 221 HV


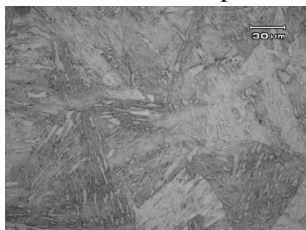

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 6.2 - Média da dureza e das microestruturas formadas na ZTMA das juntas soldadas com pinos de 6% Ni.

25 kN e 7000 rpm	25 kN e 5000 rpm	20 kN e 5000 rpm
		
Bainita Dureza média $\approx$ 300 HV	Bainita Dureza média $\approx$ 320 HV	Bainita Dureza média $\approx$ 305 HV

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Tabela 6.3 - Média da dureza e das microestruturas formadas na ZTMA das juntas soldadas com pinos de 9% Ni.

25 kN e 7000 rpm	25 kN e 5000 rpm	20 kN e 5000 rpm
		
Bainita Dureza média $\approx$ 331 HV	Bainita Dureza média $\approx$ 329 HV	Bainita Dureza média $\approx$ 335 HV

Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

A diferença entre as durezas da ZTMA e do material da base nas soldas com pinos de 6 e 9% Ni foram prejudiciais para o comportamento das juntas no teste de dobramento. A tabela 6.4 apresenta a média dos valores de microdureza na região da ZTMA e MB das juntas soldadas com pinos de 6 e 9% Ni. Esta diferença de dureza resultou numa redução da ductilidade da ZTMA em relação ao material da base, acarretando no surgimento de defeitos na zona de ligação das soldas quando as amostras foram solicitadas.

Tabela 6.4 - Durezas médias da ZTMA e MB das juntas soldadas com pinos de 6 e 9% Ni.

Soldas com 6% Ni	Soldas com 9% Ni
Média da dureza na ZTMA $\approx$ 308 HV	Média da dureza na ZTMA $\approx$ 332 HV
Média da dureza no MB $\approx$ 156 HV	Média da dureza no MB $\approx$ 157 HV
$\Delta$ dureza $\approx$ 150 HV	$\Delta$ dureza $\approx$ 175 HV

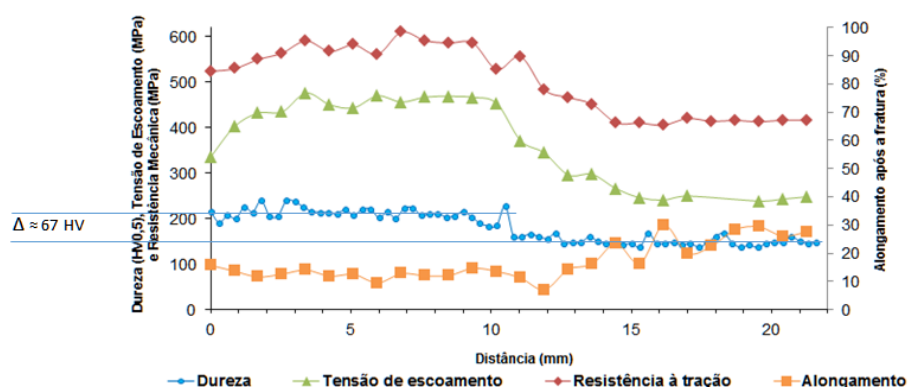
Fonte: Produção própria do autor do trabalho

As soldas realizadas com pinos de 3% Ni não apresentaram considerável elevação da dureza da ZTMA (218 HV) em relação ao MB (151 HV). Com uma diferença de aproximadamente 67 HV entre as duas regiões, a junta soldada com 25 kN e 7000 rpm apresentaram bom desempenho no ensaio de dobramento, a zona de ligação suportou as solicitações, demonstrando boa ductilidade da junta como um todo.

Este aumento de aproximadamente 67 HV na dureza da ZTMA (figura 6.1) foi suficiente para transformar consideravelmente as propriedades mecânicas na região da solda. Na junta com 3% Ni e combinação de parâmetros P01, percebe-se que a tensão de escoamento e resistência à tração atingem valores mais elevados na região processada (em torno de 430 MPa e 560 MPa respectivamente) do que no material não processado da base (aproximadamente 290 MPa e 430 MPa). Demonstrando, portanto, que é possível melhorar as propriedades mecânicas do local preenchido com este material de pino escolhido.

Figura 6.1 - Aumento da tensão de escoamento e resistência à tração em relação a dureza da ZTMA do pino.

- **Tensão de escoamento:** MB  $\approx$  290 MPa  $\rightarrow$  ZTMA  $\approx$  430 MPa (140 MPa  $\approx$  48%)
- **Resistência à tração:** MB  $\approx$  430 MPa  $\rightarrow$  ZTMA  $\approx$  560 MPa (130 MPa  $\approx$  30%)



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Os valores mais baixos de resistência à tração e tensão de escoamento, ao longo dos três primeiros milímetros de profundidade, correspondem ao material do pino não processado. Estes valores se aproximam dos valores do material classificado como ASTM A 203 (tabela

6.5 e tabela 6.6), de composição muito semelhante ao material do pino, porém com teores de carbono mais elevados do que os do material do pino (0,17% e 0,027% respectivamente). O aço ASTM A 203 é destinado, principalmente, para aplicação em vasos de pressão soldados.

Tabela 6.5 - Composição química dos aços ASTM A 203.

Elements	Composition, %			
	Grade A	Grade B	Grade D	Grade E and F
Carbon, max <sup>A</sup> :				
Up to 2 in. [50 mm] in thickness	0,17	0,21	0,17	0,20
Over 2 in. To 4 in. [100 mm] incl. in thickness	0,20	0,24	0,20	0,23
Over 4 in. [100 mm] in thickness	0,23	0,25	...	...
Manganese, max:				
Heat analysis				
2 in. [50 mm] and under	0,70	0,70	0,70	0,70
Over 2 in. [50 mm]	0,80	0,80	0,80	0,80
Product analysis				
2 in. [50 mm] and under	0,78	0,78	0,78	0,78
Over 2 in. [50 mm]	0,88	0,88	0,88	0,88
Phosphorus, max <sup>A</sup>	0,035	0,035	0,035	0,035
Sulfur, max <sup>A</sup>	0,035	0,035	0,035	0,035
Silicon:				
Heat analysis	0,15-0,40	0,15-0,40	0,15-0,40	0,15-0,40
Product analysis	0,13-0,45	0,13-0,45	0,13-0,45	0,13-0,45
Nickel:				
Heat analysis	2,10-2,50	2,10-2,50	3,25-3,75	3,25-3,75
Product analysis	2,03-2,57	2,03-2,57	3,18-3,82	3,18-3,82

Fonte: Adaptado de ASTM A 203/A 203M – 97.

Tabela 6.6 - Requisitos de resistência à tração e limite de escoamento do aço ASTM A 203.

Grade	Nominal Nickel Content %	Yield Strength, min, ksi [MPa]	Tensile Strength, min, Ksi [MPa]
A	2,25	37 [255]	65 [450]
B	2,25	40 [275]	70 [485]
D	3,50	37 [255]	65 [450]
E	3,50	40 [275]	70 [485]
F	3,50		
2 in. [50 mm] and under		55 [380]	80 [550]
Over 2 in. [50 mm]		50 [345]	75 [515]

Fonte: Adaptado de ASTM A 203/A 203M – 97.

Apesar de a variação da combinação de parâmetros não afetar a microestrutura resultante, e conseqüentemente a dureza, pode ter grande efeito na região da zona de ligação no que tange a sua fragilidade. Os maiores ângulos atingidos no ensaio de dobramento, para cada material de pino foram com a maior força e maior velocidade de rotação (25 kN e 7000 rpm). A tabela 6.7 apresenta novamente os resultados dos ângulos alcançados com destaque para os maiores valores de cada material de pino.

Tabela 6.7 - Maiores ângulos atingidos durante o dobramento.

Combinação de parâmetros	3% Ni	6% Ni	9% Ni
<b>P01: 25 kN e 7000 rpm</b>	180°	120°	46°
<b>P02: 25 kN e 5000 rpm</b>	72°	26°	34°
<b>P03: 20 kN e 5000 rpm</b>	102°	34°	27°

Fonte: Produção própria do autor do trabalho

As análises fractográficas nas amostras do ensaio de tenacidade à fratura na ZL mostraram micromecanismo dúctil de fratura e registraram coalescimento de inclusões de sulfeto de manganês. A aparição de inclusões com formatos diferentes das encontradas nas amostras dos materiais originais está relacionada ao processo de soldagem. A força compressiva, juntamente com as tensões de cisalhamento e temperatura afetaram consideravelmente as propriedades geométricas das inclusões na ZL, tornando esta região frágil e favorável à propagação de trincas, o que justifica os valores extremamente baixos de CTOD. O mesmo fenômeno relacionado às inclusões na região da interface foi observado em outros estudos sobre o processo FHPP (PAES 2013 e CHLUDZINSKI 2013). Paes comenta, inclusive, a possibilidade de dissolução das inclusões de MnS e precipitação ao longo dos contornos de grãos além da fusão destas inclusões, dadas as temperaturas (acima de 1400 °C) alcançadas na região da interface durante o processo. A figura 6.2 mostra a proximidade da solda com a zona de segregação de impurezas nas chapas usadas como base, fato este que influencia na quantidade de inclusões encontradas na ZL da junta soldada.

As metalografias realizadas após ensaio de CTOD no material processado do pino mostram a mesma microestrutura para as três amostras (ferrita acicular com segunda fase alinhada). Este fato demonstra que a dispersão nos resultados não foi causada pela microestrutura formada, além de reforçar a reprodutibilidade do processo no que diz respeito às características microestruturais resultantes nas regiões da solda.

A microestrutura refinada do material do pino nas proximidades da interface pode estar relacionada com a transformação de fase movida pela deformação. Grandes deformações aplicadas antes e durante a transformação de fase aumentam significativamente o número de sítios de nucleação para transformação da microestrutura final além de fornecer energia adicional para esta transformação (Maki, 2007).

Figura 6.2 - Zona de segregação de impurezas da chapa utilizada como base para a junta soldada.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho

## 7 Conclusões

O objetivo deste trabalho foi determinar o material do pino e a combinação de parâmetros de soldagem que resultem na junta soldada com melhores características mecânicas e metalúrgica pinos com baixo carbono e diferentes teores de níquel com chapas de aço com manganês. A seguir, são apresentadas as conclusões levantadas através das análises propostas para o estudo.

- A melhor condição de soldagem foi a que utilizou pino com 3%Ni, força axial e de forjamento igual a 25 kN, velocidade de rotação de 7000 rpm e consumo de 10 mm.
- Pinos com 3% de níquel foram os únicos que proporcionaram juntas capazes de suportar a solicitação imposta pelo ensaio de dobramento, quando soldados com força de 25 kN e velocidade de rotação de 7000 rpm.
- A zona de ligação foi bastante prejudicada em suas propriedades mecânicas devido à presença, e principalmente morfologia e distribuição, das inclusões presentes naquela região da junta.
- A ZTMA (pino processado) das soldas com 3% de níquel apresentou ganhos nos valores de resistência mecânica, como demonstrado nos ensaios de tração.
- Os valores de CTOD nesta região ficaram abaixo se comparados com o material não processado. Entretanto, ficaram bem acima dos valores obtidos na zona de ligação, uma vez que as inclusões mantiveram os mesmos aspectos de morfologia e distribuição do material não processado.
- A variação das combinações de parâmetros não surtiu efeito sobre a microestrutura das regiões da junta soldada, quando observadas as soldas com o mesmo material de pino.
- A microestrutura encontrada no material processado do pino (ZTMA) nas soldas com 6 e 9% Ni demonstrou que a mudança no material do pino foi a causadora da diferença na dureza e ductilidade das juntas.
- A geometria escolhida para a união dos pinos nas chapas foi eficiente, oportunizando aos componentes gerar energia suficiente no início do processo assegurando o aquecimento necessário para a plastificação dos materiais ao longo de todo o processo.

## 8 Sugestões para Trabalhos Futuros

O processo por fricção com pino consumível é relativamente novo, somado isto há o fato de apresentar um grande campo de aplicação. Em virtude disso, existe uma série de trabalhos investigativos a serem feitos para desvendar melhor os fenômenos envolvidos neste processo. Com base nos resultados deste trabalho, pode-se citar:

- Uma abordagem mais detalhada sobre a formação das microestruturas encontradas nas regiões específicas de uma junta soldada, abrangendo a ação da energia e das tensões aplicadas durante o processo.
- A aplicação de tratamento térmico pós-soldagem e sua influencia nas propriedades mecânicas da solda.
- Maiores variações de materiais, tanto para o pino consumível como para a base, bem como estudo sobre o uso de parâmetros de soldagem e energia gerada para cada material utilizado.
- Seria interessante entender melhor como se dá a movimentação das inclusões com o fluxo de material, a fim de poder evitar seu acúmulo na zona de ligação entre o pino e a base.
- Continuar exploração sobre aplicação de parâmetros, como variação das taxas de carregamento e de deslocamento.

## 9 Referência Bibliográfica

AMBROZIAK A. et al. **Investigations of underwater FHPP for welding steel overlap joints**. Archives of Civil and Mechanical Engineering. Wroclaw, Vol. 7 (2007), p. 67-76.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API RP 2Z**. Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures, Bruxelas, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A20/20M-00**: Standard Specification for General Requiriments for Steel Plates for Pressure Vessels. West Conshohocken, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A203/A203M-12**: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Nickel. West Conshohocken, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A299/A299M-97**: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, Manganese-Silicon. West Conshohocken, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A370 – 02**: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A353/A353M-09: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Double-Normalized and Tempered 9 % Nickel**. Manganese-Silicon. West Conshohocken, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A553/A553M-14: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Alloy Steel, Quenched and Tempered 7, 8, and 9 % Nickel**. West Conshohocken, 2014.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A645/A645M-10**: Standard Specification for Pressure Vessel Plates, 5 % and 5 1/2 % Nickel Alloy Steels, Specially Heat Treated. West Conshohocken, 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A844/A844M-09**: Standard Specification for Steel Plates, 9 % Nickel Alloy, for Pressure Vessels, Produced by the Direct-Quenching Process. West Conshohocken, 2015.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E190-92**: Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds. West Conshohocken, 92 (Reapproved 1997).

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 290-09**: Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility. West Conshohocken, 2009.



AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1290-99**: Standard Test for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement. West Conshohocken, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1820-13**: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, West Conshohocken, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3-95**: Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, 1995.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **ASME Boiler and Pressure Vessel Code**: IX Welding, Brazing, and Fusing Qualifications - Qualification Standard for Welding, Grazing, and Fusing Procedures; Welders; Brazers; and Welding, Brazing, and Fusing Operators, New York, 2013.

ANDERSON , T.L. **Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications**. 3ª edição, Taylor & Francis Group, Boca Raton, 2005.

ANDRADE L. V. **Projeto e Construção de Máquina de Solda por Atrito e Análise de Soldas Dissimilares**. Dissertação de mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2011.

BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, S. **Steels: Microstructure and Properties**. 3ª edição, Elsevier, 2006.

BODNAR, R. L. **Effects of Residual Elements in Heavy Forgings: Past, Present and Future**. MiCon 86: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control, ASTM STP 979, p. 47-82, 1988.

BRITISH STANDARD. **BS EN 15653:2010**: Metallic materials – Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds, 2010.

BROILO, L.R. **Caracterização de Inclusões no Aço 1050 Modificado**. Trabalho de diplomação, Escola de Engenharia – UFRGS, Porto alegre, 2011.

BULBRING D.L.H. et al. **Friction Hydro Pillar Process as an alternative repair technology for creep evaluation sites on thick-walled 10CrMo910 creep-resistant steel structures**. Ferrous and Base Metals Development Network Conference, Magaliesburg, 2012.

BUZZATTI, D.T. et al. **Friction Hydro Pillar Processing: Characteristics and Applications**. Soldagem & Inspeção, vol. 20, no. 3 (2015), p. 287-299.

BUZZATTI, J.T. et al. **Influência da Geometria no Processamento de Juntas Soldadas por Atrito com Pino Consumível**. XXXIX Congresso Nacional de Soldagem, Curitiba, 2013.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7ª Edição, Editora ABM, São Paulo, 1996.

CHLUDZINSKI, M. **Avaliação da Tenacidade à Fratura em Juntas Soldadas por Fricção com Pino Consumível**. Tese de doutorado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2014.

CHLUDZINSKI M. et al. **Fracture toughness of Friction Hydro-Pillar Processing welding in C-Mn steel**. Materials and Design. Vol 33 (2012), p. 340-344.

CUI, L. et al. **Experimental study of friction taper plug welding for low alloy structure steel: Welding process, defect., microstructures and mechanical**. Materials and Design. Vol 62 (2014), p. 271-281.

CUI, L. et al. **Friction taper plug for S355 steel in underwater wet conditions: Welding process, defect., microstructures and mechanical**. Materials Science and Engineering A. Vol. 611 (2014), p. 15-28.

DEKKERS, R. **Non-metallic Inclusions in Liquid Steel**. Tese de doutorado, Departamento de Geografia e Geologia – Universidade Católica de Lauven, Alemanha 2002.

DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª edição, Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981.

FREITAS, B. B. **Avaliação da Tenacidade da Solda de um Aço Baixa Liga C-Mn Obtido pelo Processo FHPP (FRICTION HYDRO PILLAR PROCESINF)**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2015.

GDOUTOS, E.E. **Fractue Mechanics: Na Introduction**. 2ª Edição, Editora Spring, 2005.

GERMAN INSTITUTE FOR STANDARDIZATION. **DIN EN 10028-7: Flat products mad of steels for pressure purposes – Part 7: Stainless Steels**, 2008

GHOSH, A. **Secondary Steelmaking: Princples and Aplications**. Crc Press, Boca Raton, 2000.

HATTINGH D.G. et al. **Feasebility of utilising Friction Hydro Pillar Processing as a repair technique for incorrectly drilled holes**. International Congress, Port Elizabeth, 2012.

HATTINGH D.G. et al. **Friction processing as an alternative joining technology for the nuclear industry**. The Journal of The South African Institute of Mining and Metallurgy. South Africa, Vol 115 (October 2015), p.903-912.

HIPPERT, E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-da para previsão de colapso em dutos**. Tese, Escola Politécnica – USP, São Paulo, 2004.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, J.H. **Fracture Mechanics**. 2ª edição, VSSD, Leeghwaterstraat, 2006.

JIAO, X. et al. **Influence of the Bar Shape on the Welding Quality of Friction Hydro Pillar Processing**. Robotic Welding, Intelligence and Automation. Berlin, Vol. 88 (2011), p. 361-367.

KANAN, L. F. **Simulação Numérica do Processo de Soldagem de Tubos por Atrito com Anel Rotativo**. Tese de mestrado, UFRGS, Porto Alegre, 2016.

KERLINS, V.; PHILLIPS, A. **Modes of Fracture**. In: Fractography ASM Handbook. 2ª edição, ASM International, 1992.

KIESSLING, R.; LANGE, N. **Non-Metallic Inclusions in Steel (Parts 1-4)**. 2ª edição, The Institute of Materials, Inglaterra, 1997.

KRAUSS, G. **Steels: processing, Structure and Performance**. ASM International, Ohio, 2005.

LANDELL, R. M. **Análise do Fluxo de Material no Processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2016.

LASCOSQUI, P. S. B. **Avaliação da Limpeza do Aço Líquido através da Modelagem Matemática**. Dissertação de mestrado, UFOP, Ouro Preto, 2006.

LESSA, C. R. L. **Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2011.

LESSA, C. R. L. **Qualificação Mecânica e Metalúrgica do processo de Soldagem FHPP Aplicado no Aço Inoxidável Duplex SAF 2205**. Tese de Doutorado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2016.

LIDE, D. R. **CRC Handbook of Chemistry and Physics**, Ed. 79th Edition, CRC Press, Boca Raton, FL, 1998.

LÓPEZ, F. S. **Montagem e avaliação de uma máquina de solda por fricção**. Tese de mestrado, UFRGS, Porto Alegre, 2010.

MACHADO, R. B. **Efeito do Processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível sobre a Microestrutura de um Aço Inoxidável Dúplex UNS S31803**. Tese de mestrado, UFRGS, Porto Alegre, 2016

MAKI, T. **Role of Heavy Deformation in Thermomechanical Processing on the Formation of Ultrafine-Grained Structure in Steels**. Material Science Forum. Vol. 558-559 (2007), p. 23-31.

MATTEI F. **Desenvolvimento de Equipamento para Estudo de Soldagem por Fricção**. Dissertação de mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2011.

MATTOS E. P. **Estudo de Influência do Pré-Aquecimento na Soldagem por Atrito com Furo Passante com Pino Consumível em Aço ao Carbono EN14**. Dissertação de mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2012.

MEINHARDT, C. P. **Caracterização Microestrutural de Solda por Fricção em Aço Inoxidável Austenítico (UNS S31673) e Aço Inoxidável dúplex (UNS s31803)**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2013.

METALS HANDBOOK, Vol. 1. **Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys**, 9a ed., ASM Int, 1988.

MEYER, A. **Friction Hydro Pillar Processing**. Dissertação de doutorado, Technischen Universitat Braunschweig, Hamburgo, 2002.

MORAES, L.A.B. **Caracterização de Macro e Micro-inclusões em Aços acalmados ao Alumínio produzidos por Lingotamento Contínuo**. Dissertação de mestrado, Escola Politécnica – USP, São Paulo, 2009.

NAKAJIMA T. et al. **A New Hole-Filling Technique onto Thin Aluminium Alloy Sheets Using a Rotational Consumable Tool**. Material Transaction. Vol. 56, n 12 (2015), p. 2092-2094.

NUSPL, M. et al. **Qualitative and Quantitative determination of micro-inclusions by automated SEM/EDX analysis**. Analytical Bioanalytical Chemistry, volume 379, Springer-Verlag, 2004.

OTOTANI, T. **Calcium Clean Steel**, 1ª edição, Springer-Verlag Berlin, Alemanha, 1981.

PIRES R.R. **Efeito da geometria, da força axial e da Rotação de Reparo por Atrito**. Tese de mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2007.

RIBEIRO, R. F. **Avaliação da Resistência à Corrosão de uma Junta de Aço Inoxidável Dúplex UNS S31803 Soldada por Processo de Fricção com Pino Consumível**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2014.

SOUZA, S.A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos – Fundamentos Teóricos e Práticos**. 5ª edição, Edgard Blusher, São Paulo, 1982.

STROHAECKER, T.R. **Mecânica da Fratura**. Porto Alegre, 2001.

THOMAS, W.M.; TEMPLE-SMITH, P. **Friction Plug Extrusion**. GB 2306365A, 1997.

TURKDOGAN, E.T. **Fundamentals of Steelmaking**. The Institute of Materials, Maney Publishing, 2010.

WEDDERBURN I. et al. **Condition Monitoring of High Temperature, High Stress Components by Means of Core ampling and Friction Weld Repair**. 18h World Conference on Nondestructive Testing, Durban, 2012.

WELLS. A. F. **Structural Inorganic Chemistry**, 5th Edition, Clarendon Press, Oxford, 1990.

YEH, F.W.T. **Avaliação de Descontinuidades no Reparo em Placas de Aço por “Friction Hydro Pillar Processing” (FHPP) via Ultrassom e Micrografia**. Dissertação de Mestrado, Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – UFRGS, Porto Alegre, 2012.

YIN, Y. et al. **Material flow influence on the weld formation and mechanical performance in underwater friction taper plug welds for pipeline steel**. Materials and Design. Vol 88 (2015), p. 990-998.

## 10 Apêndices

### 10.1 Total de soldas realizadas

Tabela 10.1 - Total de soldas realizadas no estudo com pinos de 3, 6 e 9%Ni e base de ASTM A516 grau 70.

Material do pino	Combinação de parâmetros	Código	Destinação
3% Ni	P01	3Ni P01	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
3% Ni	P01	3Ni P01 B	Duplicata do dobramento
3% Ni	P01	3Ni P01 C	Triplicata do dobramento
3% Ni	P02	3Ni P02	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
3% Ni	P03	3Ni P03	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
6% Ni	P01	6Ni P01	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
6% Ni	P02	6Ni P02	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
6% Ni	P03	6Ni P03	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
9% Ni	P01	9Ni P01	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
9% Ni	P02	9Ni P02	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
9% Ni	P03	9Ni P03	Avaliação do preenchimento Análise Microestrutural Perfis de microdureza Dobramento
3% Ni	P01	3Ni P01 HV	Mapeamento de microdureza
3% Ni	P01	3Ni P01 T	Tração com Micro-amostras
3% Ni	P01	ZL CT 1	Ensaio de CTOD na interface
3% Ni	P01	ZL CT 2	Ensaio de CTOD na interface
3% Ni	P01	ZL CT 3	Ensaio de CTOD na interface
3% Ni	P01	ZTMA CT 1	Ensaio de CTOD na ZTMA
3% Ni	P01	ZTMA CT 2	Ensaio de CTOD na ZTMA
3% Ni	P01	ZTMA CT 3	Ensaio de CTOD na ZTMA

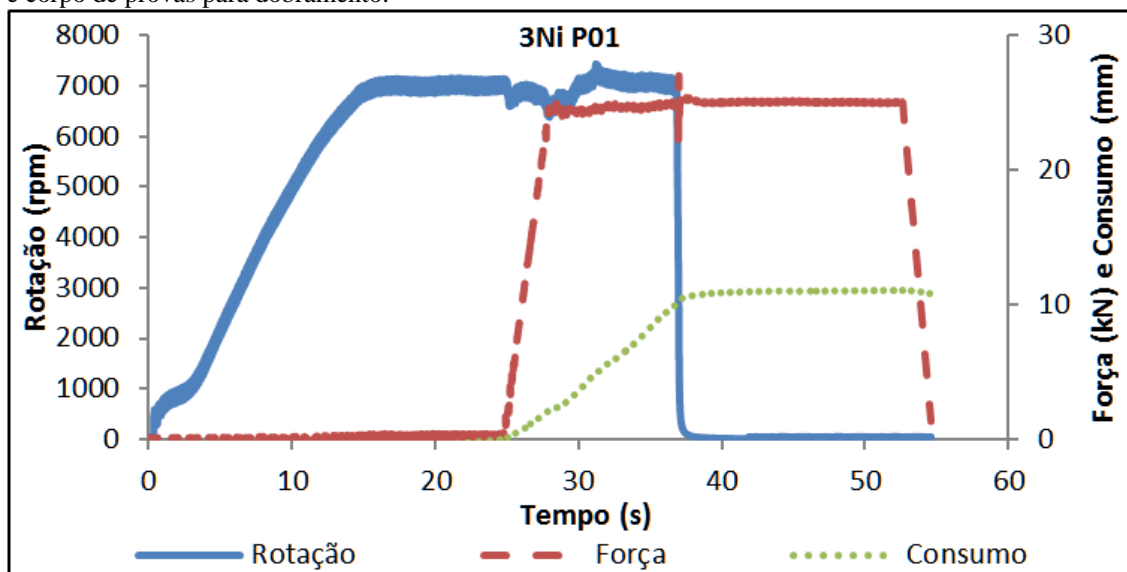
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.



## 10.2 Gráficos das soldas

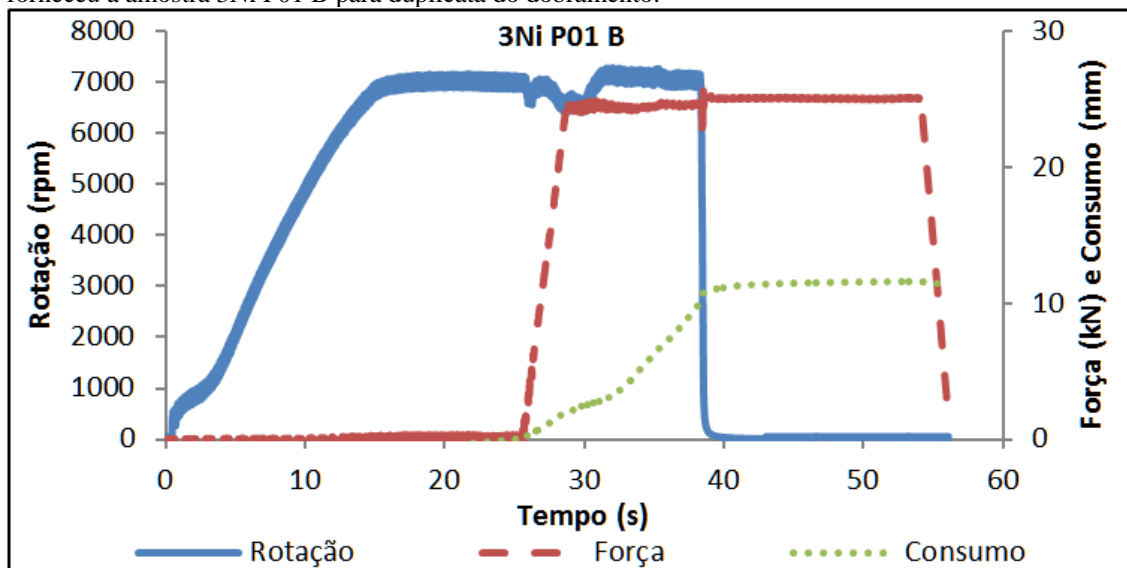
Abaixo seguem os gráficos das soldas realizadas para o estudo das juntas com pinos de 3, 6 e 9% Ni e base ASTM A516 grau 70. Nas legendas estão descritos os ensaios para quais as juntas foram produzidas.

Figura 10.1 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.



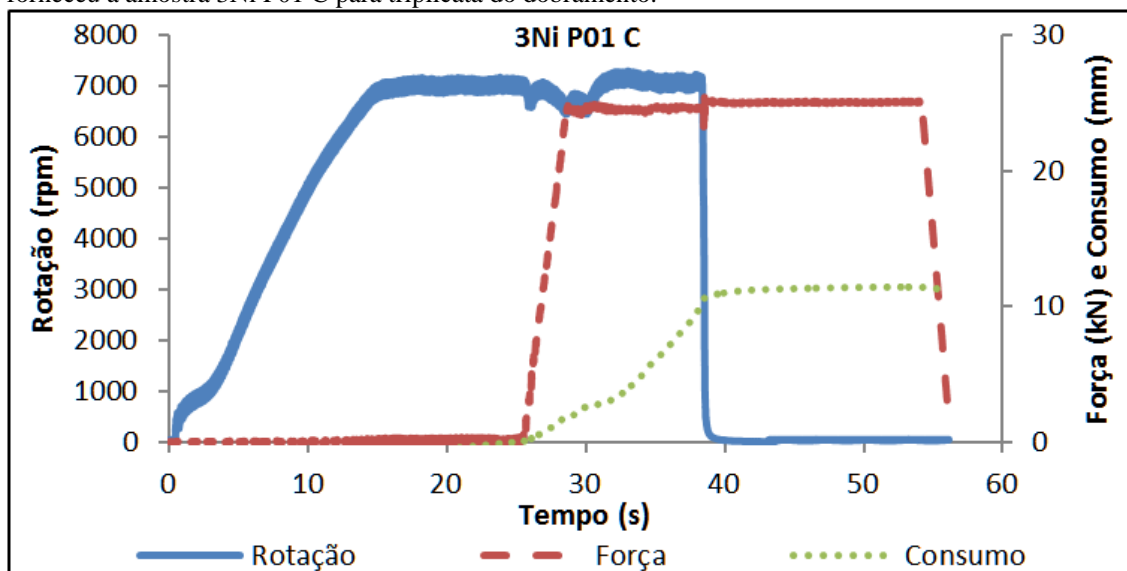
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.2 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 B para duplicata do dobramento.



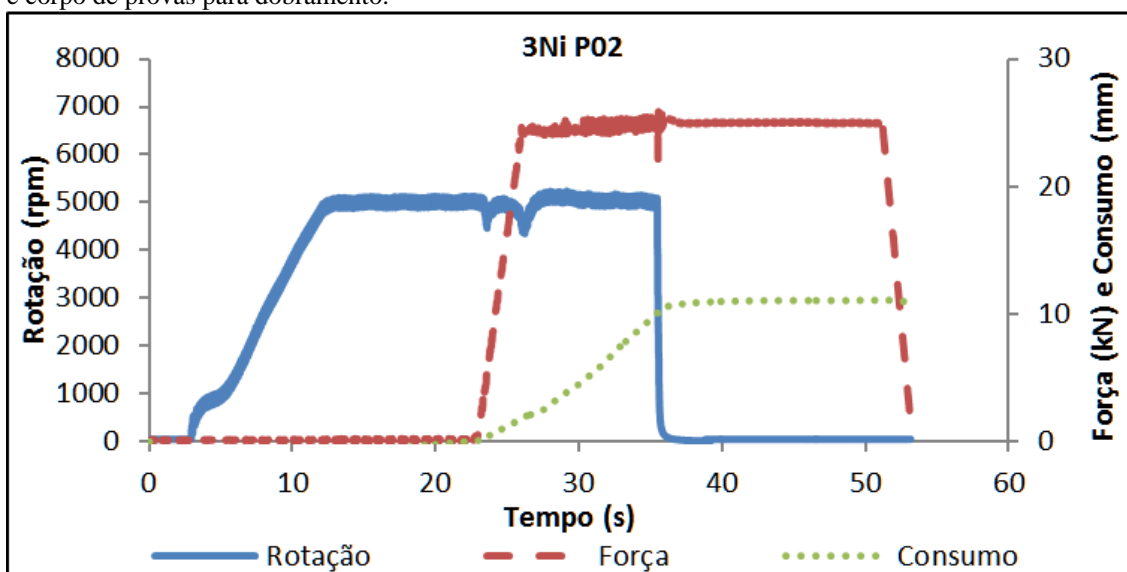
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.3 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 C para triplicata do dobramento.



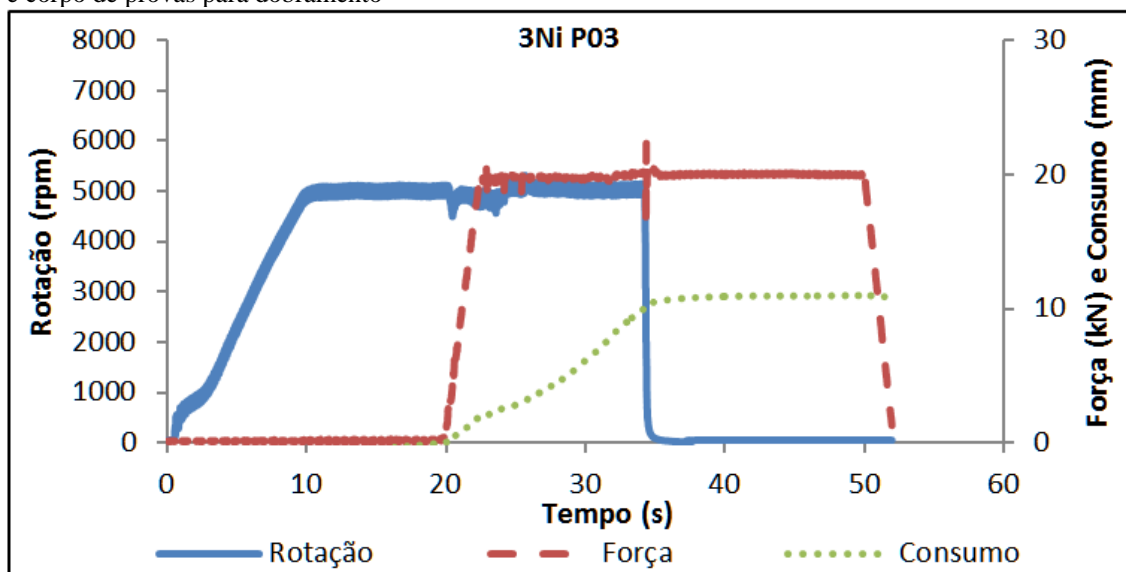
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.4 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P02 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.



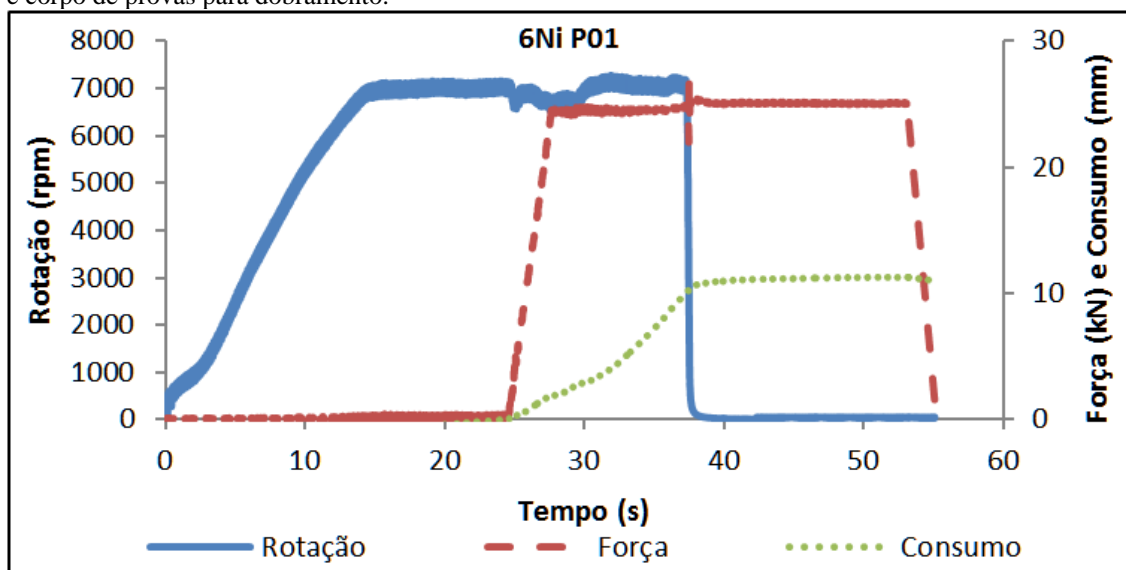
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.5 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P03 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento



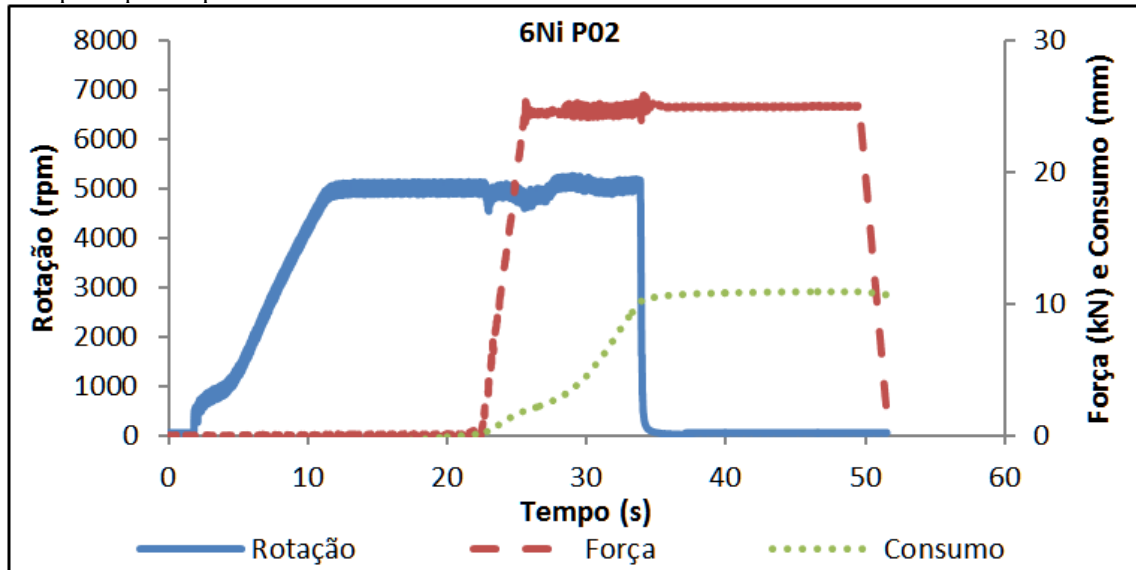
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.6 - Gráfico de soldagem com pino de 6% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 6Ni P01 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.



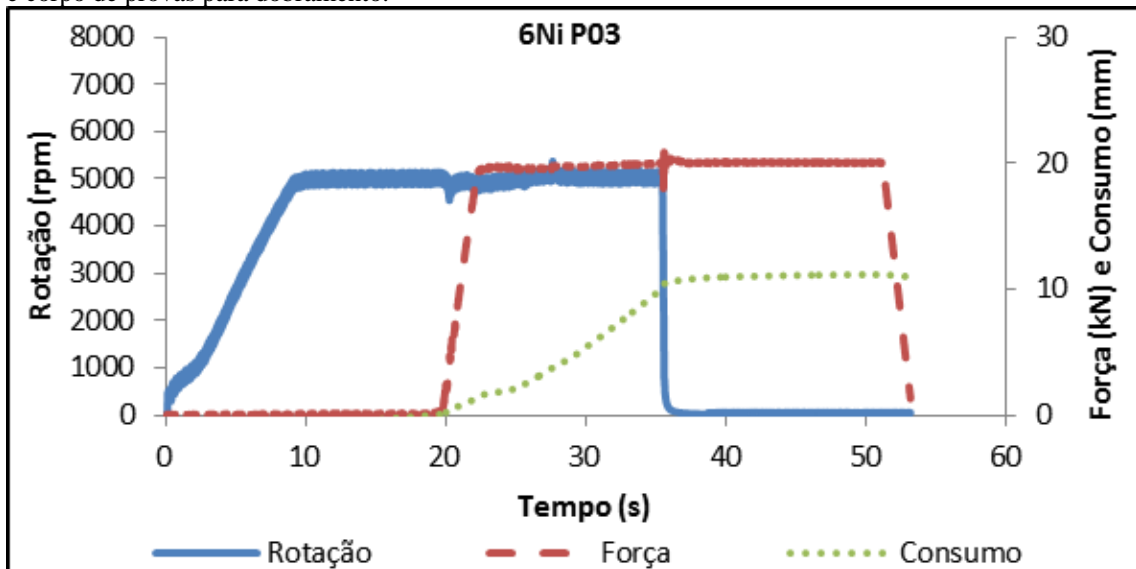
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.7 - Gráfico de soldagem com pino de 6% de Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 6Ni P02 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.



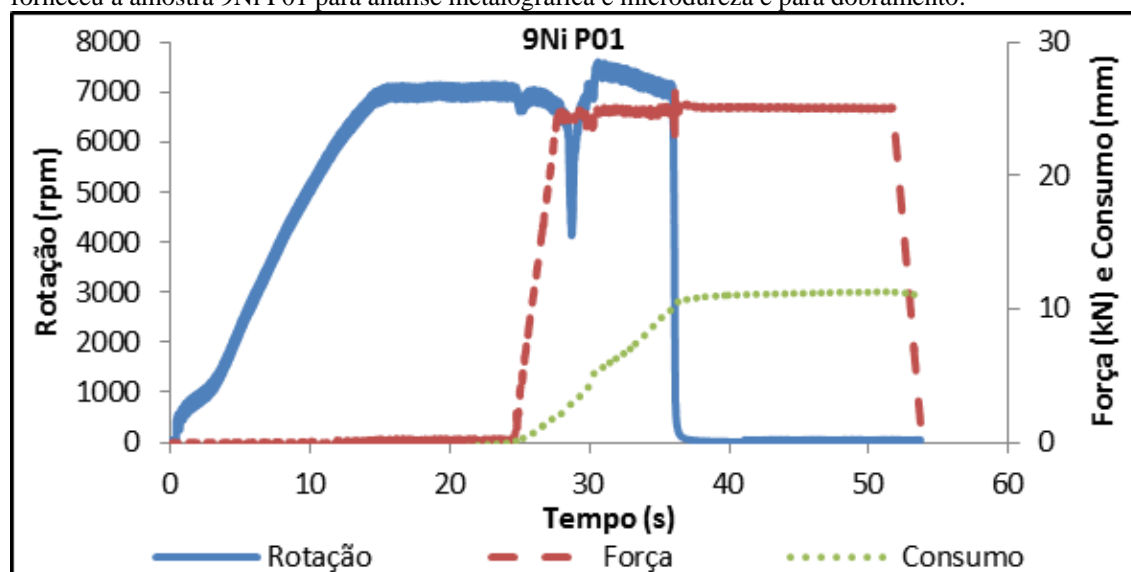
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.8 - Gráfico de soldagem com pino de 6% de Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 6Ni P03 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.



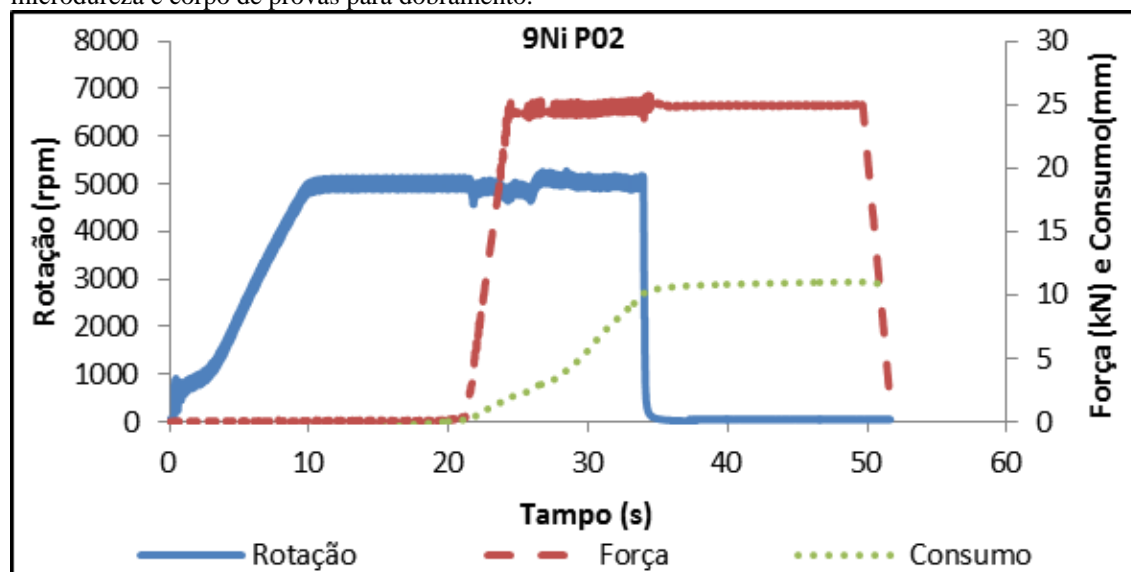
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.9 - Gráfico de soldagem com pino de 9% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 9Ni P01 para análise metalográfica e microdureza e para dobramento.



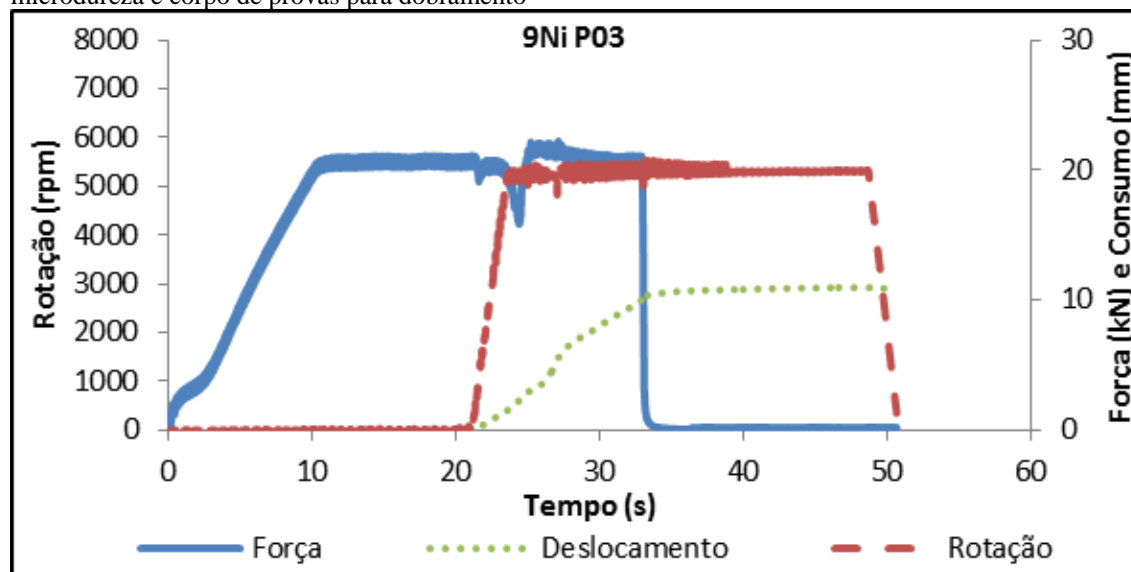
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.10 - Gráfico de soldagem com pino de 9% de Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 9Ni P02 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento.



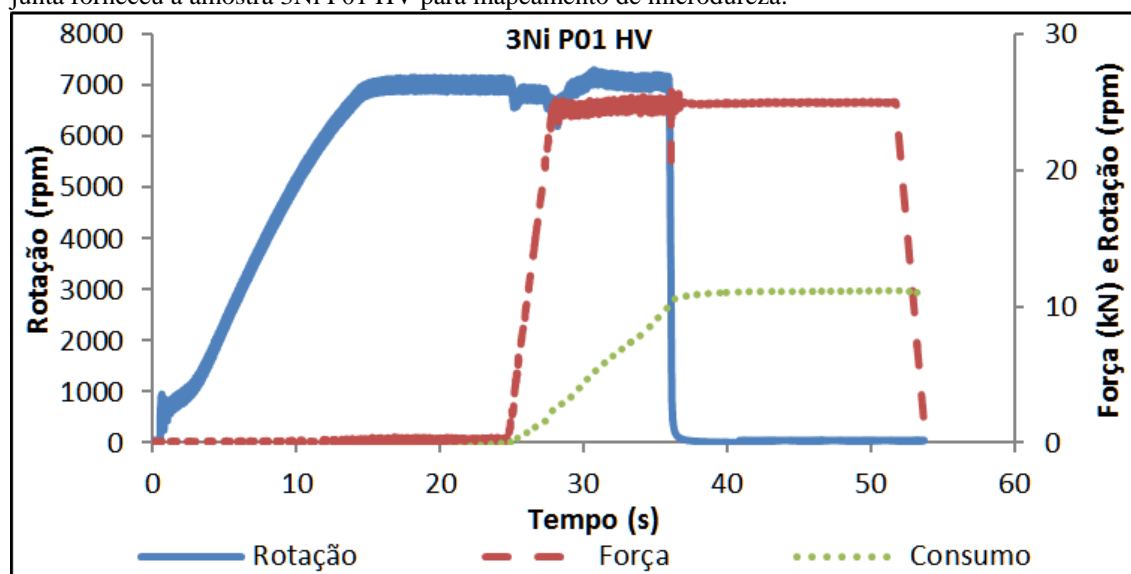
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.11 - Gráfico de soldagem com pino de 9% de Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. A junta forneceu a amostra 9Ni P03 para análise de preenchimento, análise microestrutural, perfis de microdureza e corpo de provas para dobramento



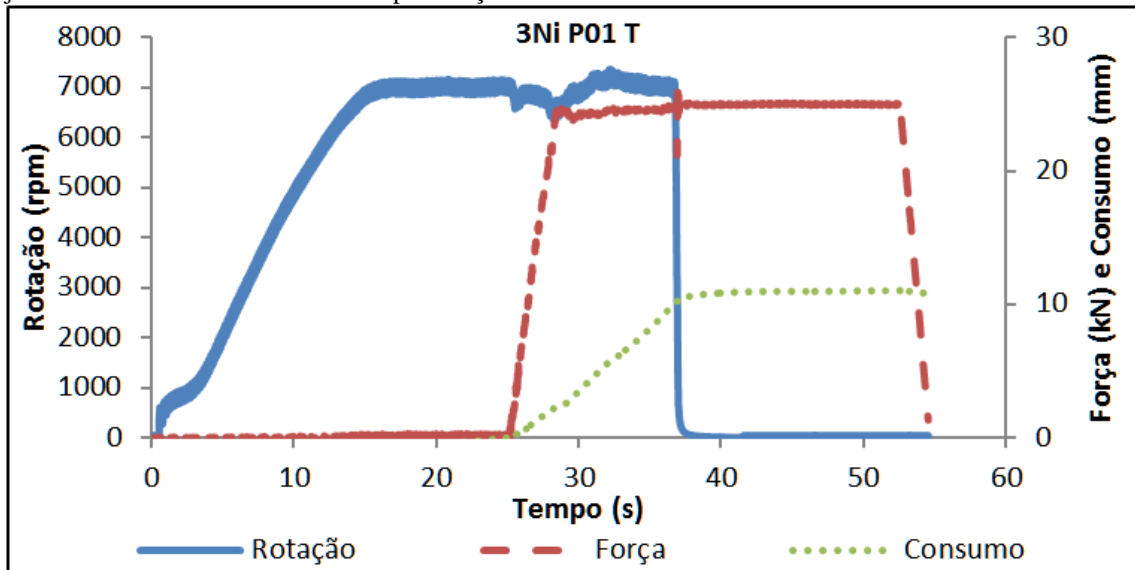
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.12 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 HV para mapeamento de microdureza.



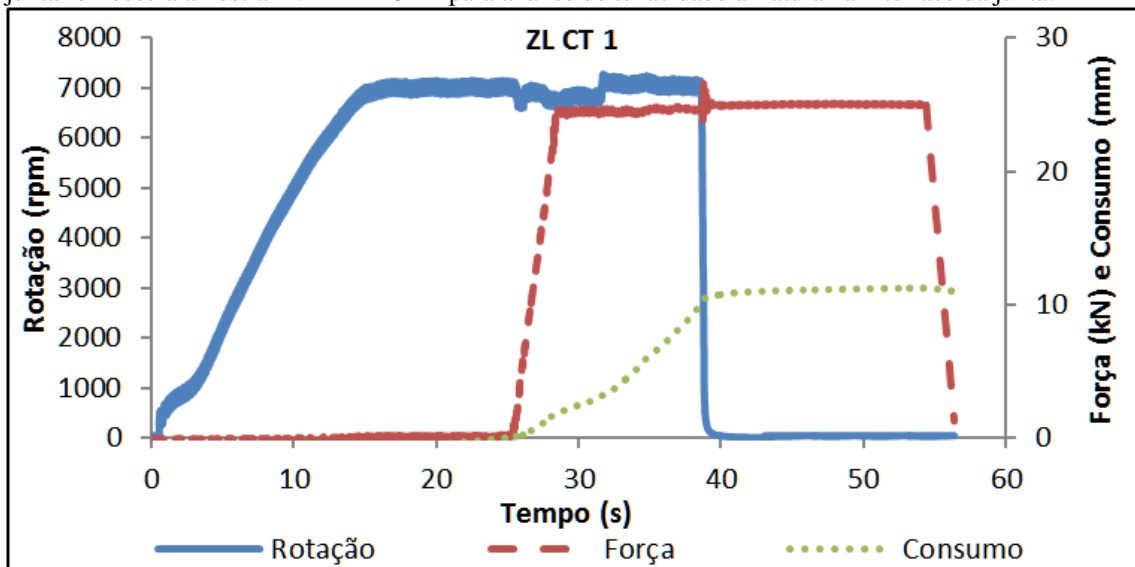
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.13 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra 3Ni P01 T para tração com micro-amostras.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

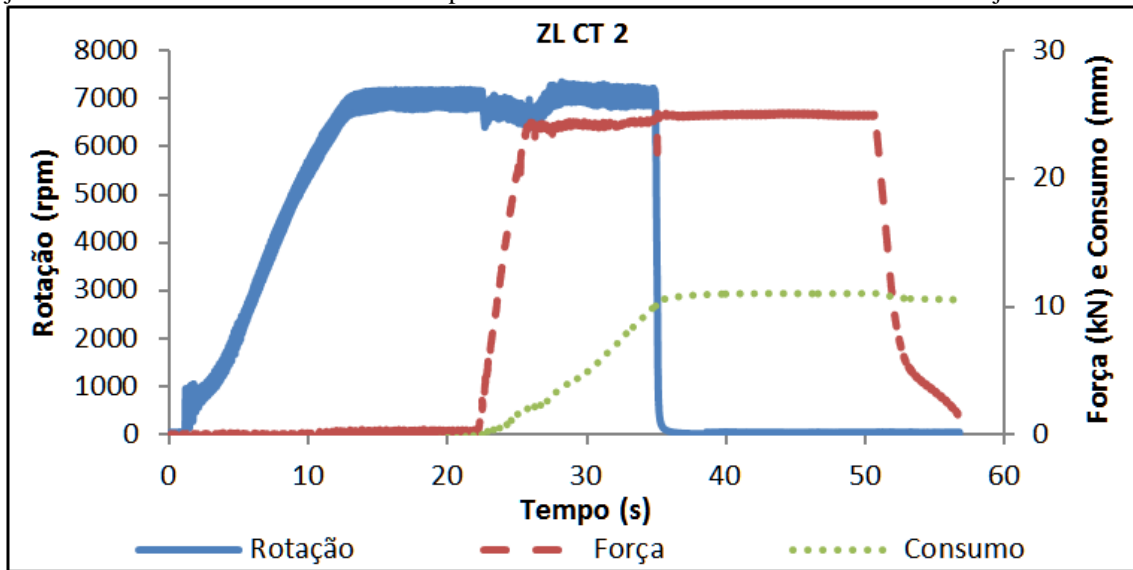
Figura 10.14 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra INTERFACE 1 para análise de tenacidade à fratura na interface da junta.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

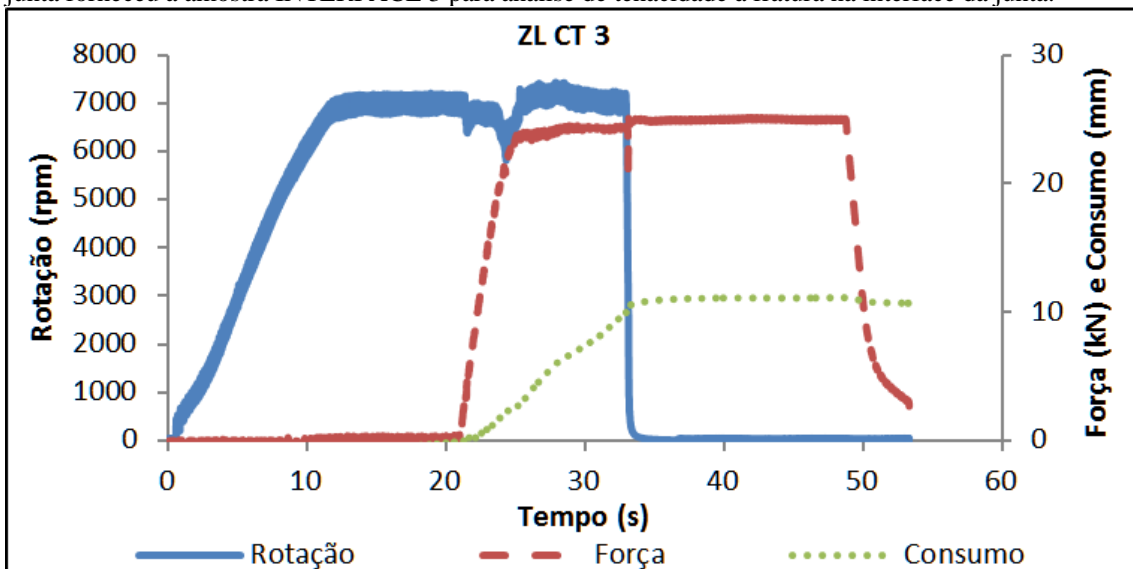


Figura 10.15 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra INTERFACE 2 para análise de tenacidade à fratura na interface da junta.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

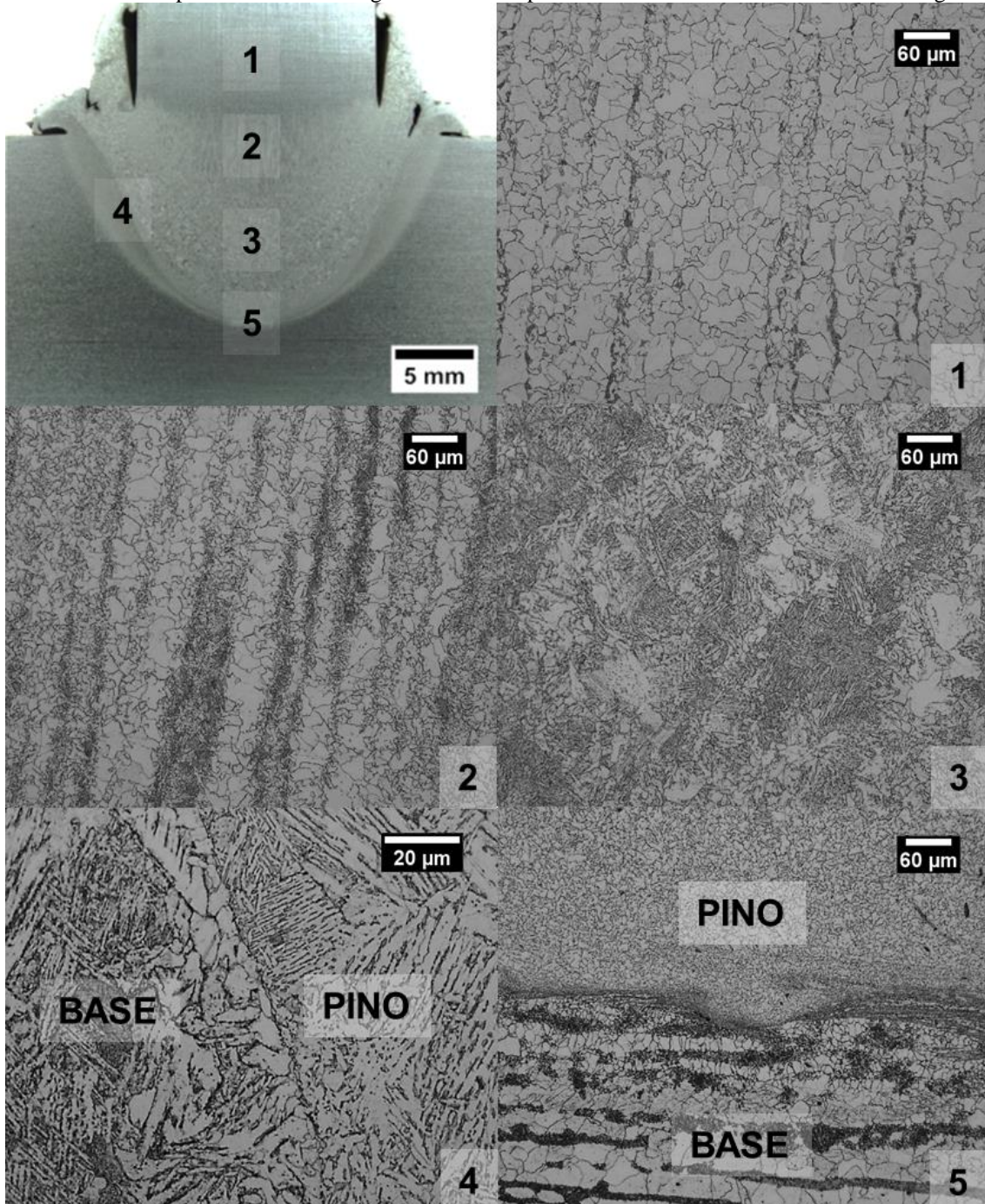
Figura 10.16 - Gráfico de soldagem com pino de 3% de Ni, força de 25 kN e rotação de 7000 rpm. A junta forneceu a amostra INTERFACE 3 para análise de tenacidade à fratura na interface da junta.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

### 10.3 Análise Microestrutural

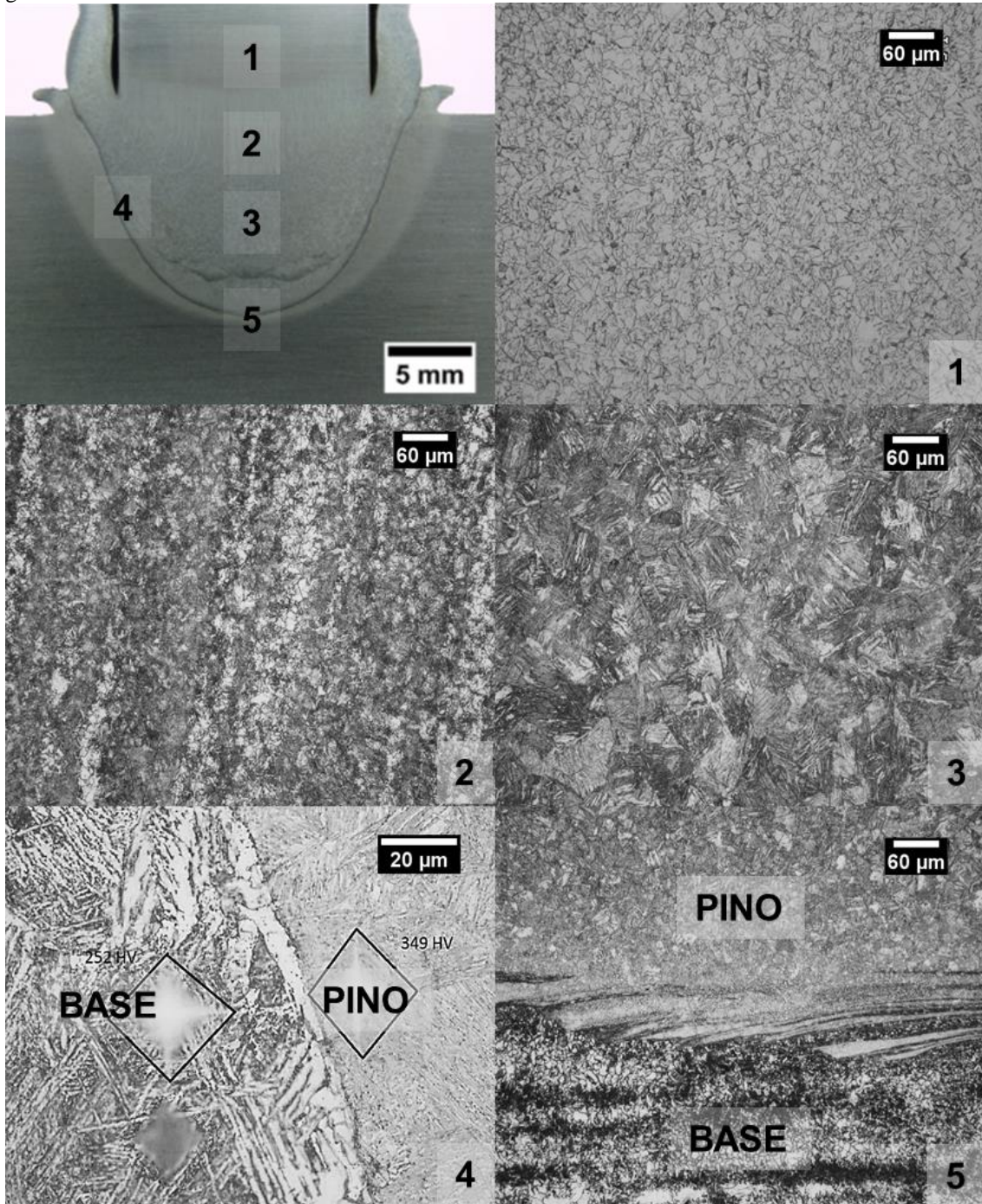
Figura 10.17 - Junta soldada com pino com 3% Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: matriz de ferrita com agregados de carbonetos, porém com alteração em sua forma e distribuição devido ao fluxo de calor. Na região 3: ferrita acicular com segunda fase alinhada e equiaxial de carbonetos. Região 4: microestrutura do pino e da base. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.



Fonte: produção própria do autor do trabalho.

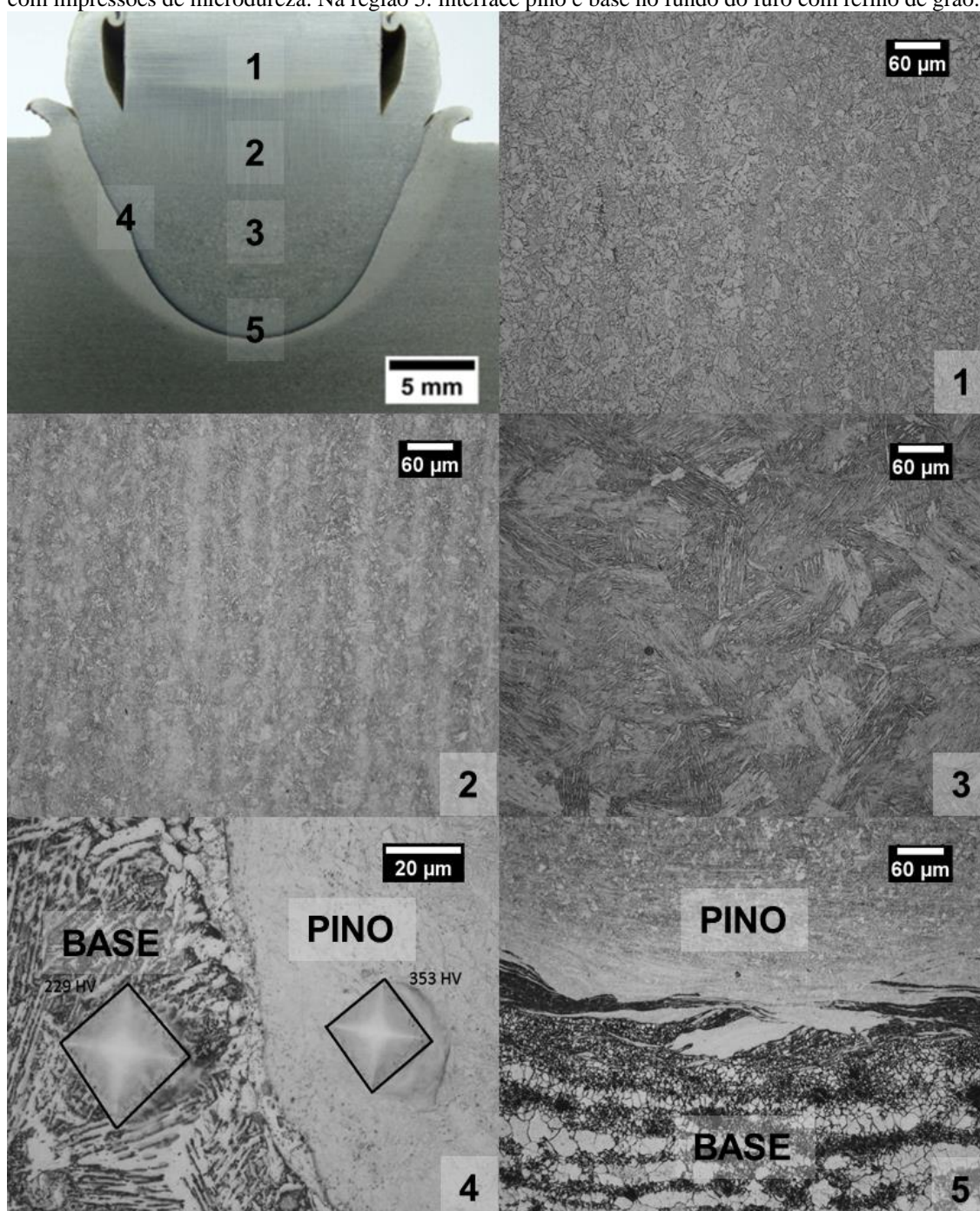


Figura 10.18 - Junta soldada com pino com 6% Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por ferrita e bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

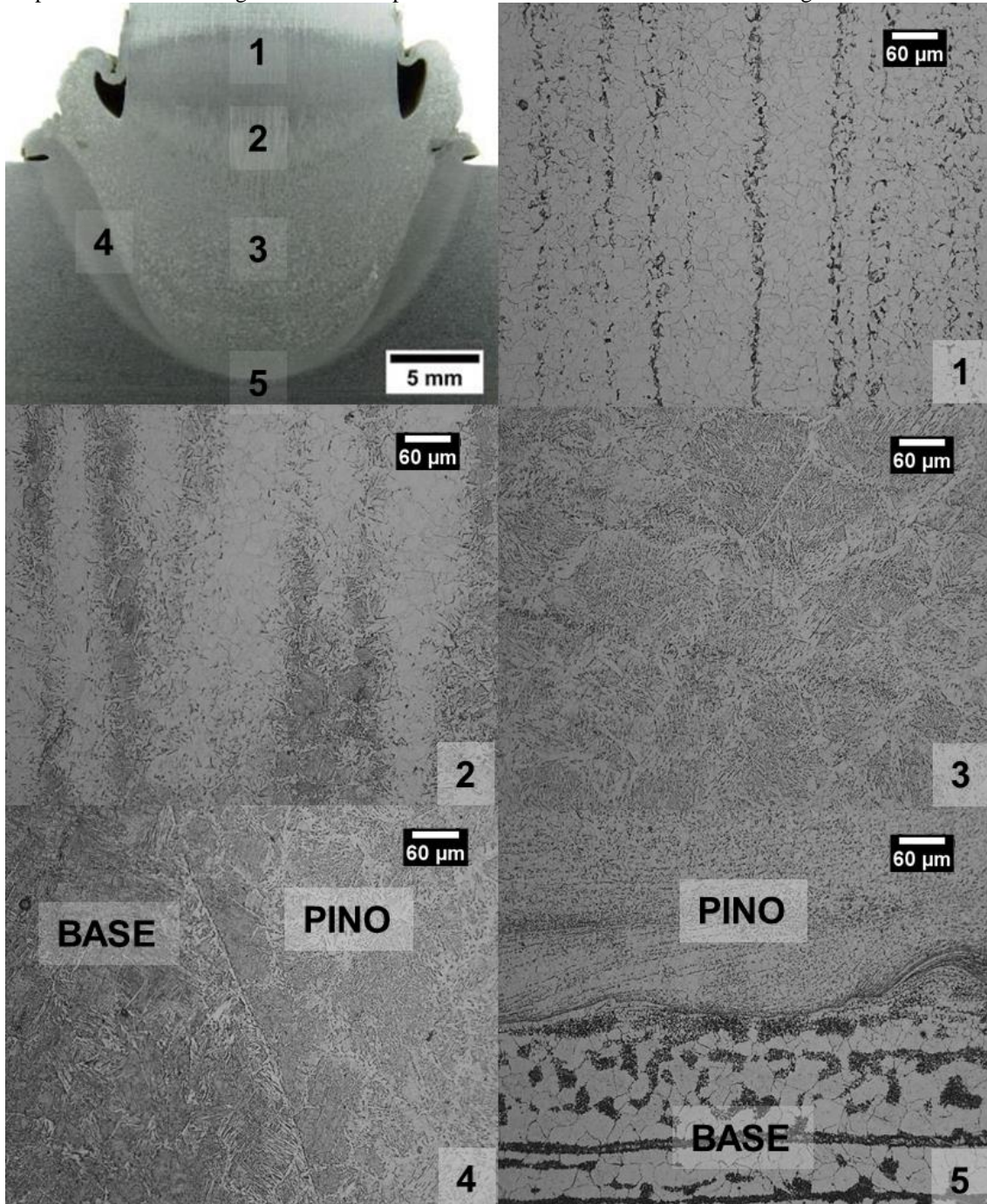
Figura 10.19 - Junta soldada com pino com 9% Ni, força de 25 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

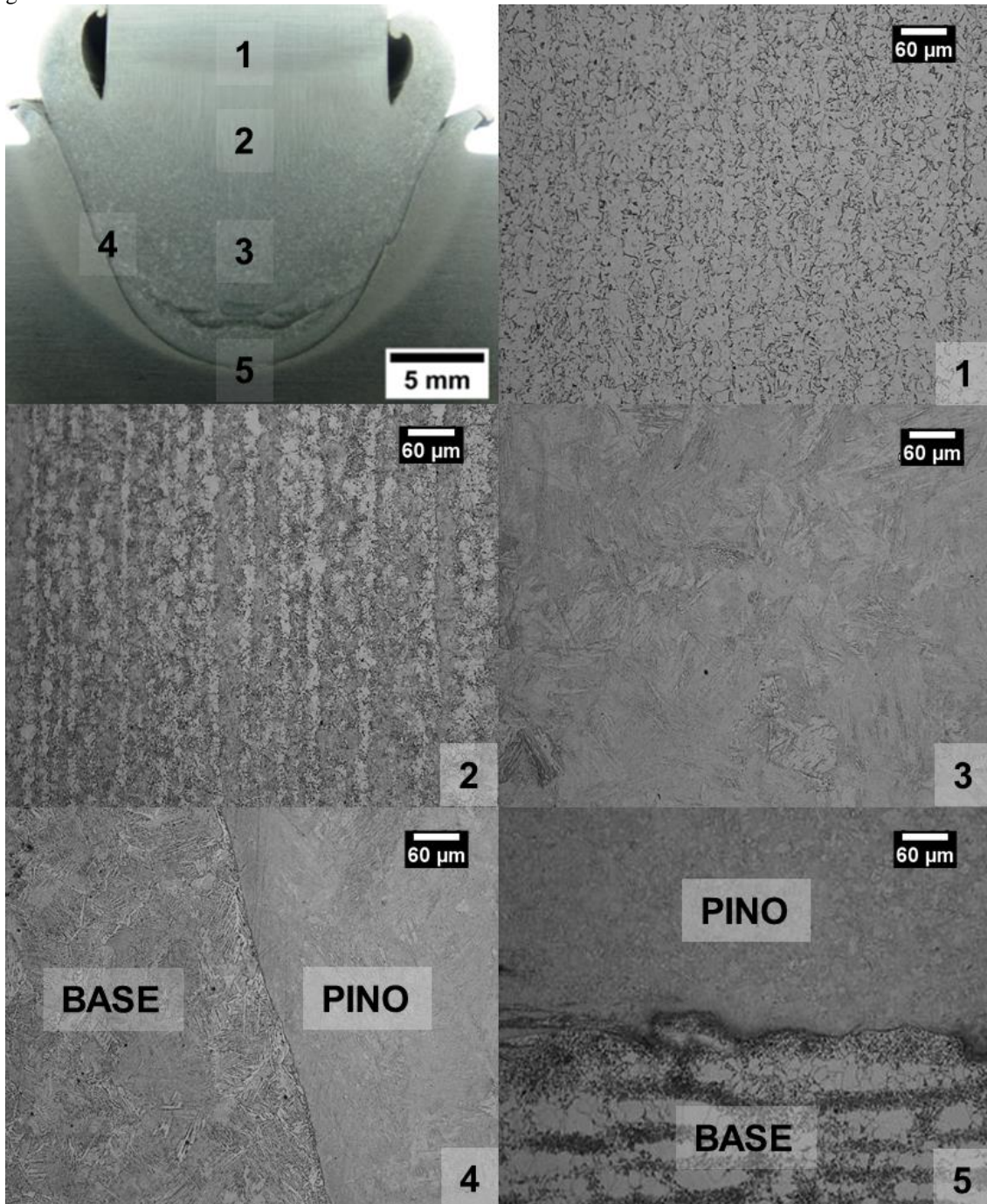


Figura 10.20 - Junta soldada com pino com 3% Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: matriz de ferrita com agregados de carbonetos, porém com alteração em sua forma e distribuição devido ao fluxo de calor. Na região 3: ferrita acicular co segunda fase alinhada e equiaxial de carbonetos. Região 4: microestrutura do pino e da base. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

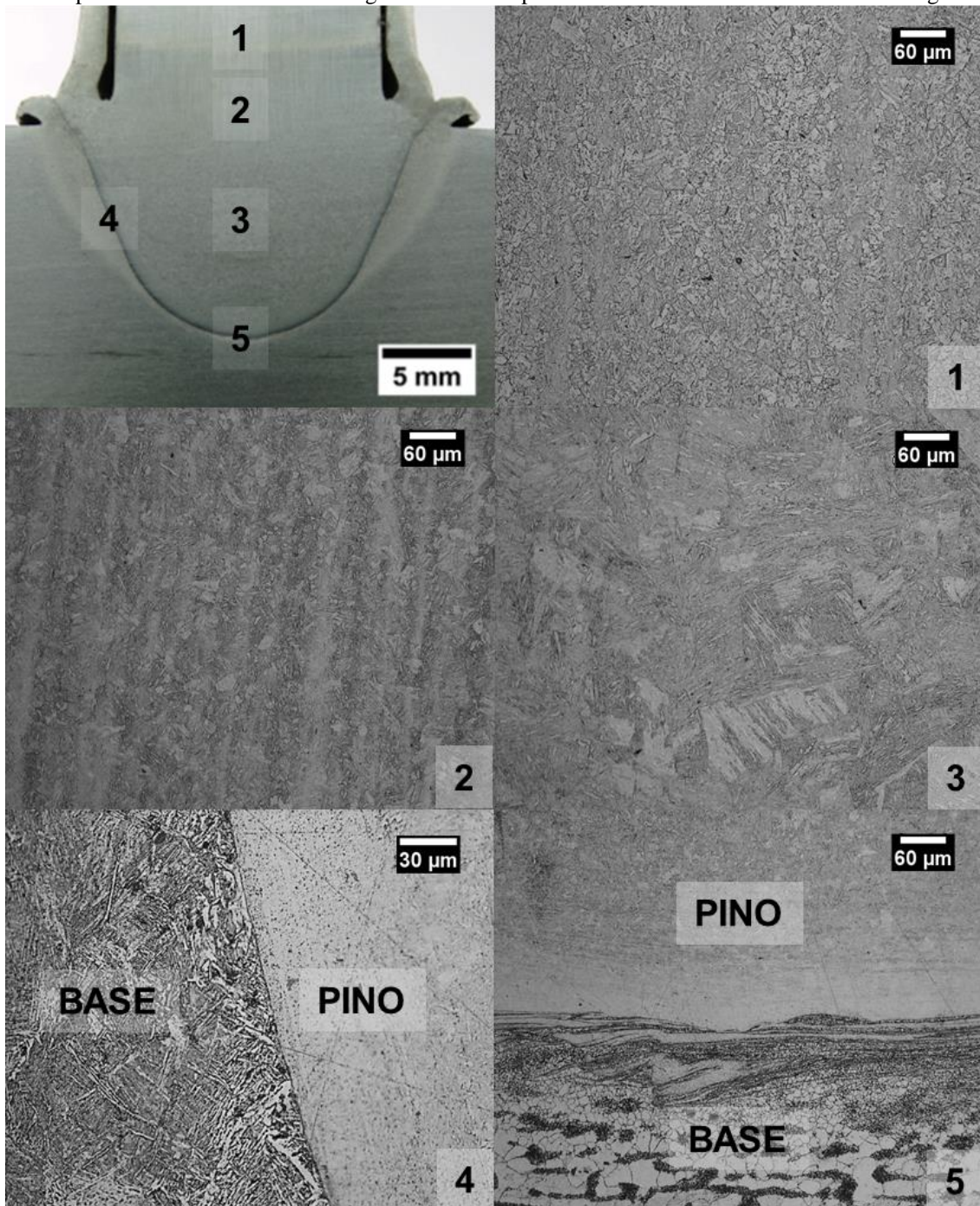
Figura 10.21 - Junta soldada com pino com 6% Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por ferrita e bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.



Figura 10.22 Junta soldada com pino com 9% Ni, força de 20 kN e rotação de 5000 rpm. Na região 1: microestrutura composta de matriz ferrítica com agregados de carboneto. Na região 2: microestrutura formada por bainita. Na região 3: microestrutura bainítica. Região 4: interface lateral entre pino e base com impressões de microdureza. Na região 5: interface pino e base no fundo do furo com refino de grão.

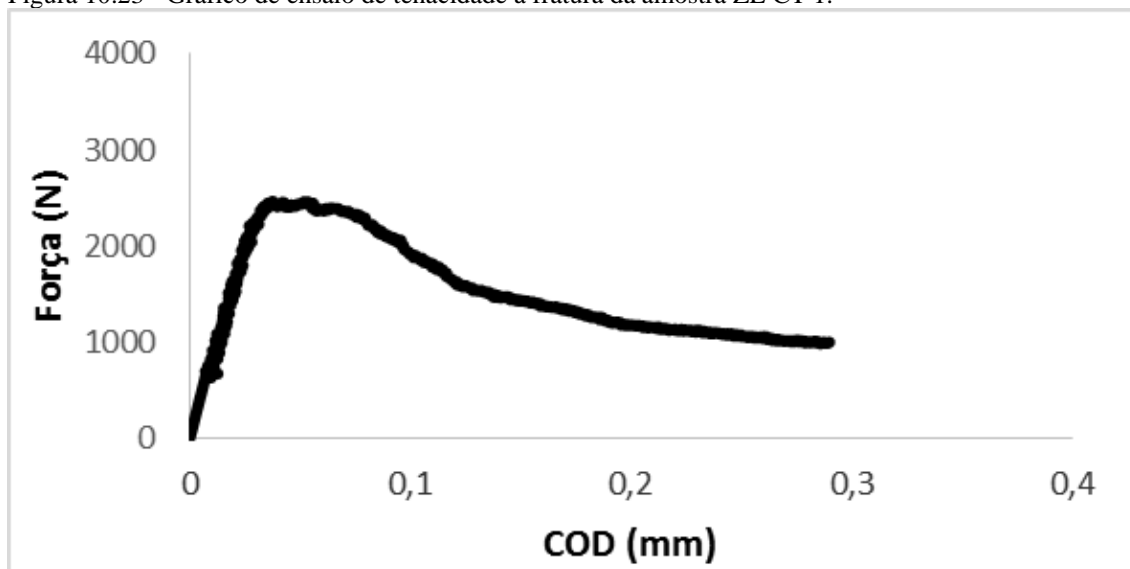


Fonte: Produção própria do autor do trabalho.



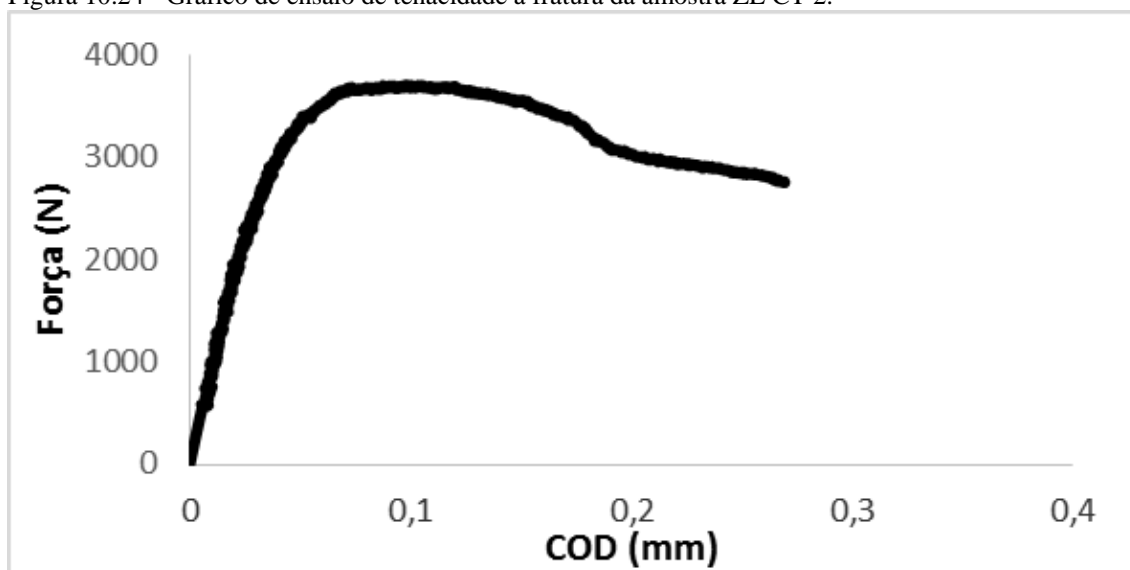
#### 10.4 Gráficos do ensaio de tenacidade à Fratura

Figura 10.23 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZL CT 1.



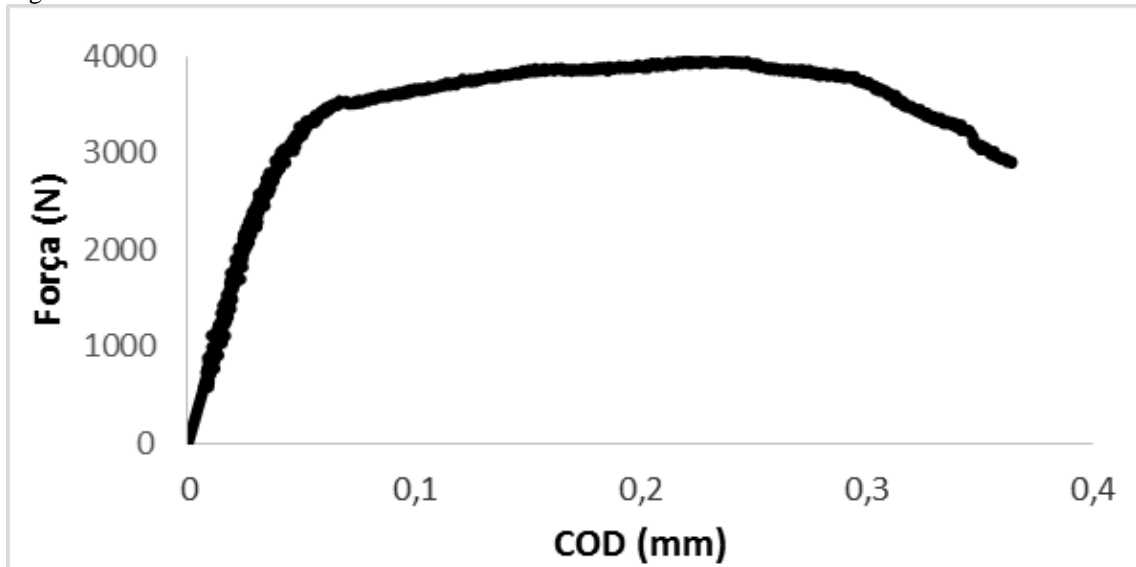
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.24 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZL CT 2.



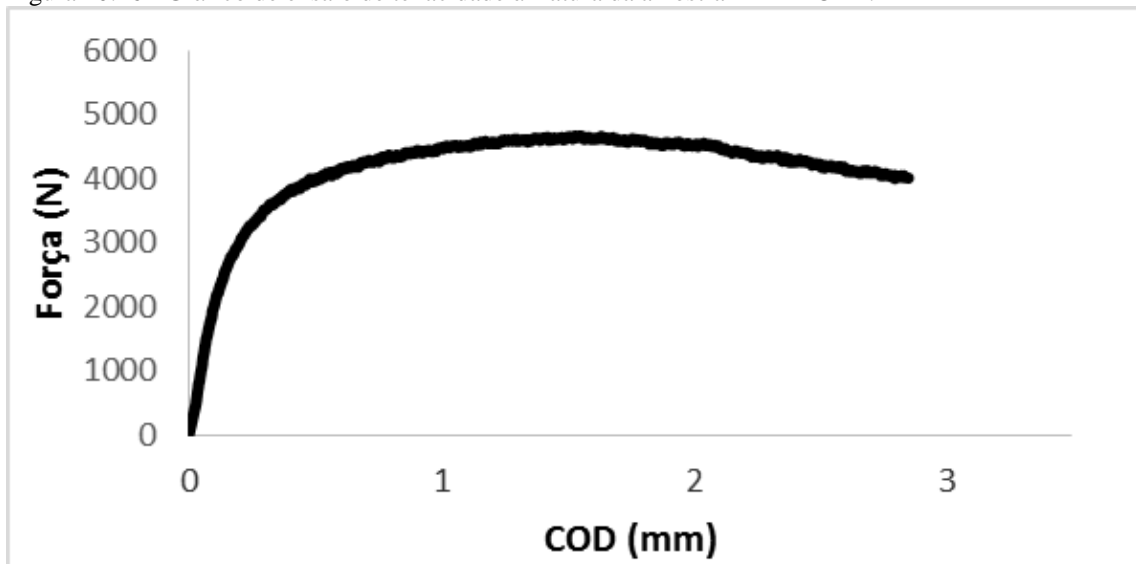
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.25 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZL CT 3.



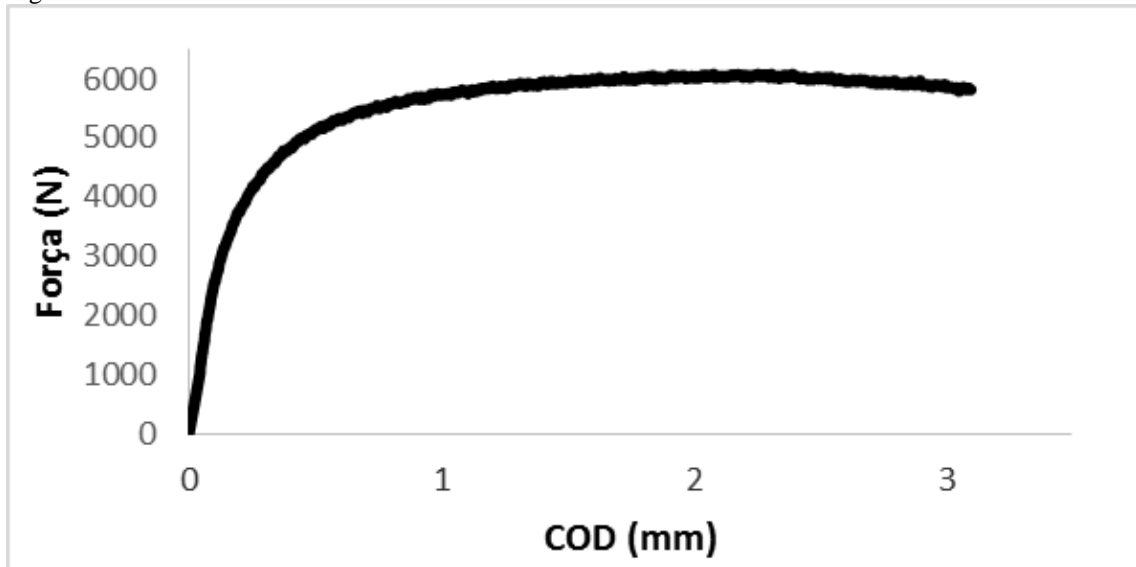
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.26 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT 1.



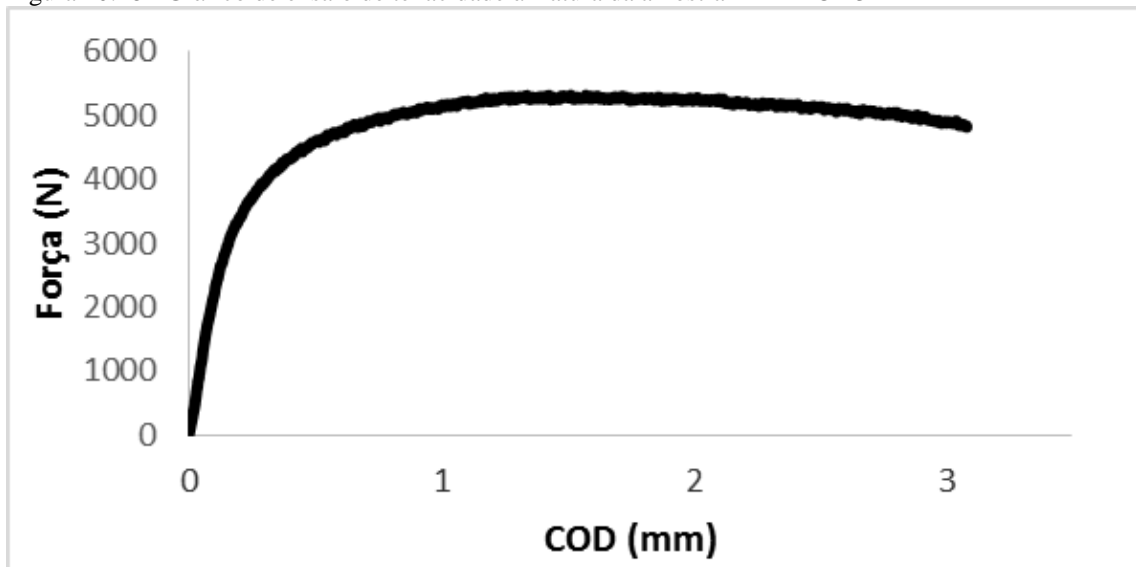
Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.27 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT 2.



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.

Figura 10.28 - Gráfico de ensaio de tenacidade à fratura da amostra ZTMA CT 3



Fonte: Produção própria do autor do trabalho.