

ENG 02298 TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

PROCESSAMENTO DE PINOS POR ATRITO: AVALIAÇÃO DE
CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS E METALÚRGICAS DE AÇOS
ESTRUTURAIS UNIDOS PELO PROCESSO FTPW (*Friction Taper Plug Welding*)

Gabriel Cogo

140179

Orientador: Professor Dr. Afonso Reguly

Junho de 2011

Sumário

LISTA DE FIGURAS.....	IV
LISTA DE TABELAS.....	VI
RESUMO	VII
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1. Soldagem Por Atrito	4
3.1.1. Energia de Soldagem – Método por Atrito Convencional.....	5
3.1.2. Características do Processo.....	6
3.1.3. Fases do Processo.....	7
3.1.4. Variáveis do Processo.....	10
3.1.5. Vantagens da Solda por Atrito	14
3.2. Reparo por atrito com pinos consumíveis (FHPP).....	15
3.2.1. Características Fundamentais	16
3.2.2. Vantagens e Limitações do processo FHPP	17
3.2.3. Geometria do Pino e do Furo	18
3.2.4. Variáveis do Processo vs. Microestrutura vs. Propriedades da Junta.....	20
3.2.5. <i>Friction Taper Plug Welding</i>	21
3.3. Mecânica da Fratura	22
3.3.1. Tenacidade à Fratura.....	22
3.3.2. Ensaio CTOD (Crack Tip Opening Displacement).....	23
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	26
4.1. Materiais	26
4.2. Análise das composições químicas	28
4.3. Preparação Metalográfica	29
4.4. Análise Macrográfica	29
4.5. Análise Micrográfica.....	29
4.6. Análise em MEV	31
4.7. Ensaios de microdureza	31
4.8. Ensaios CTOD.....	32
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	34
5.1. Introdução.....	34
5.2. Metalografias	34

5.2.1.	Caracterização do substrato.....	34
5.2.2.	Macrografias.....	36
5.2.3.	Análise de Inclusões dos pinos.....	37
5.2.4.	Análises Micrográficas.....	39
5.3.	Ensaio de microdureza	50
5.4.	Ensaio de CTOD.....	55
6.	CONCLUSÕES.....	59
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	60
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	61

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 (a) unidade de solda por atrito pertencente ao grupo TWI. (b) junta unida pelo processo FHPP. (1).....	2
Figura 3.1 Esquema de equipamento para solda por fricção convencional (acionamento direto pelo motor) (5).....	5
Figura 3.2 Etapas do processo de soldagem por atrito. (a) Uma das peças é girada até atingir a rotação desejada; (b) as peças são aproximadas; (c) fase de aquecimento - a rotação e a pressão são mantidas por certo tempo; (d) fase de forjamento - terminada a rotação, a força axial é mantida ou aumentada.....	7
Figura 3.3 Ilustração esquemática dos parâmetros durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional (I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: União).....	8
Figura 3.4 Ilustração esquemática da superfície de atrito durante a fase I: Concentrações de material plastificado em um anel entre 1/2 a 2/3 de raio (6).....	9
Figura 3.5 Efeitos da (a) pressão e (b) velocidade na morfologia da união por fricção (10).	12
Figura 3.6 Influência do tempo de aquecimento nos valores da dureza (12).....	13
Figura 3.7 Sequencia básica de um processo de soldagem com pinos consumíveis (13).....	16
Figura 3.8 Regiões da solda durante o processo por fricção com pino consumível (15).....	17
Figura 3.9 Sequencia de soldagem por pino consumível (16).....	17
Figura 3.10 Variações do processo FHPP – cônica de operação mais suave usada para reparos de estruturas de paredes finas e cilíndrica, de operação mais rude usada para reparos de estruturas espessas (17).....	19
Figura 3.11 (A) Geometria de furo com fundo arredondado, que após os testes não apresentou vazios na região de transição entre o fundo do furo e a parede lateral; (B) Geometria convencional utilizada no processo de reparo de trincas por atrito, a qual promove vazios na região de transição entre o fundo do furo e a parede lateral. (6).....	20
Figura 3.12 Esquema do processo “friction taper plug welding”(20).....	22
Figura 3.13 Ensaio CTOD: emprego de extensômetro de fratura para acompanhar a abertura da boca do entalhe (26).	24
Figura 3.14 Corpo-de-prova compacto para ensaio de CTOD.	25
Figura 4.1 Unidade de Solda Por Arito.....	26
Figura 4.2 Identificação das amostras e do local de retirada dos corpos de prova. (a) Amostra TH06. (b) Amostra TH22H. (c) Amostra THX08.....	27
Figura 4.3 Secção transversal do corpo-de-prova.....	28
Figura 4.4 Avaliação da quantidade e do tipo de inclusões nos aços segundo a norma ASTM E45: A – sulfetos; B – alumina; C – silicato; D – óxido globular.....	30
Figura 4.5 Localização dos perfis de microdureza.....	31
Figura 4.6 Local da retirada do Corpo-de-prova C(T) para ensaio CTOD.....	32
Figura 4.7 Curva obtida em um ensaio CTOD.....	33
Figura 5.1 Micrografia do material da chapa. Sem ataque. MO em 100x.....	34
Figura 5.2 Micrografia da ZTMA do metal base – estrutura bandeada de ferrita e martensita, grãos deformados e sulfetos alinhados. Ataque: Nital 2%. MO em 200x.	35
Figura 5.3 Metalografia do material base do substrato. Ataque: Nital 2%. (a) MO em 200x. (b) MO em 1000x.....	36

Figura 5.4 Macrografias dos corpos de prova utilizados para as metalografias e ensaios de microdureza: (a) THX08; (b) TH06; (c) TH22H; (d) detalhe das regiões da solda.....	37
Figura 5.5 (a) micrografia do pino da amostra THX08, 100x; (b) micrografia do pino da amostra THX08, 500x	38
Figura 5.6 micrografia do pino da amostra TH06, sem ataque, 100x	39
Figura 5.7 Micrografia do pino da amostra com pré-aquecimento TH22H. Sem ataque. MO 100x.	39
Figura 5.8 – Macroscopia amostra THX08. Ataque nital 2%. MO.	41
Figura 5.9 Amostra THX08. Detalhe da região do <i>flash</i>	41
Figura 5.10 Caracterização do pino da amostra THX08. Ataque: nital 2%. (a) MO 200x. (b) MO 1000x.	42
Figura 5.11 ZL amostra THX08. Ataque: Nital 2% (a) MO 200x. (b) MO 1000x.....	42
Figura 5.12 ZTA-PINO da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. MO em 1000x.....	43
Figura 5.13 ZTMA-PINO da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. (a)MO em 1000x. (b) MEV em 5000x.....	43
Figura 5.14 ZTA-MB da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. MO em 1000x.....	44
Figura 5.15 ZTMA-MB da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. (a) MO em 200x. (b) MO em 1000x.	44
Figura 5.16 (a) Macrografia em MO da amostra TH06. (b) Detalhe do <i>flash</i>	45
Figura 5.17 ZTA amostra TH06. Ataque: nital 2%.....	46
Figura 5.18 Caracterização do pino da amostra TH06. Ataque: nital 2%. Moem 200x.	46
Figura 5.19 (a) ZTMA-PINO e (b) ZTA-PINO da amostra TH06. Ataque: nital 2 %. MO 1000x	46
Figura 5.20 (a) ZTA-MB e (b) ZTMA-MB da amostra TH06. Ataque: nital 2%. MO e 1000x.	47
Figura 5.21 – (a) Macrografia em MO da amostra TH22H. (b) Detalhe do <i>flash</i>	48
Figura 5.22 ZTA da amostra TH22H. Ataque: nital 2%	49
Figura 5.23 Caracterização do pino da amostra TH22H. Ataque: nital 2%. MO em 100x.	49
Figura 5.24 (a) ZTMA – PINO e (b) ZTA-PINO da amostra TH22H. Ataque Nital 2%. MO em 1000x	50
Figura 5.25 (a) ZTA-MB e (b) ZTMA-MB da amostra TH06. Ataque: nital 2%. MO e 1000x.	50
Figura 5.26 Perfis de microdureza da amostra THX08. HV0.3	51
Figura 5.27 Perfis de microdureza da amostra TH06. HV0.3	51
Figura 5.28 Perfis de microdureza da amostra TH22H. HV 0.3.....	52
Figura 5.29 Comparação entre os perfis de microdureza das amostras THX08 e TH06.....	53
Figura 5.30 Comparação entre os perfis de microdureza das amostras TH06 e TH22H	54
Figura 5.31 Perfis de microdureza realizados nos pinos das amostras (a) THX08. (b) TH06. (c) TH22H.....	55
Figura 5.32 Curva de carga contra abertura da boca do entalhe gerada nos ensaios.....	55
Figura 5.33 Resultado dos ensaios de CTOD.....	57
Figura 5.34 Superfície de fratura da amostra THX08 ensaiada por CTOD. MEV 800x.....	58
Figura 5.35 Superfície de fratura da amostra TH06 ensaiada por CTOD. MEV 4500x.....	58
Figura 5.36 Superfície de fratura da amostra TH22H ensaiada por CTOD. MEV 4000x	58

LISTA DE TABELAS

Tabela 4-1 Classificação e nomenclatura das amostras.....	27
Tabela 4-2 Análise das composições químicas das amostras utilizadas e composições nominais..	28
Tabela 5-1 Valores de V_p e $P_{máx}$	56
Tabela 5-2 Parâmetros do ensaio de CTOD	56

RESUMO

No presente trabalho avaliou-se aspectos metalúrgicos e mecânicos da soldagem por fricção com furo passante por processo FTPW (*Friction Taper Plug Welding*) de dois aços comumente empregados BS EN14 e API X65. O processo FTPW é uma variação do processo FHPP (*Friction Hydro Pillar Processing*) que por sua vez é uma adaptação da soldagem por atrito convencional. As soldas foram realizadas com pinos em diferentes tipos de aços, e, para o pino em aço BS EN14 ainda fez-se uma variação do processo aplicando-se a soldagem com pré-aquecimento. Foram realizadas análises macroscópicas para identificação das regiões da solda, como a zona de ligação, a zona afetada pelo calor e a zona termo-mecanicamente afetada, análise em microscópio ótico e em MEV para identificação dos microconstituintes, análise das inclusões, composição química e perfis de microdureza para caracterização dos componentes. Foram realizados ainda ensaios de CTOD, que forneceram valores comparativos de tenacidade à fratura das juntas soldadas pelo processo FTPW. Os resultados mostraram que o uso de pré-aquecimento aumentou o tamanho da ZTA e, concomitantemente, reduziu a dureza na mesma, com a formação de fases menos frágeis. A junta soldada com pino em aço API X65 apresentou o melhor desempenho em relação à tenacidade com gradiente de dureza intermediário comparativamente com as outras duas condições utilizadas neste trabalho.

Palavras chaves: Atrito; pré-aquecimento; tenacidade; ZTA.

1. INTRODUÇÃO

O processo de soldagem por atrito com furo passante (*Friction Taper Plug Welding*) é uma variação da soldagem por fricção convencional que utiliza pinos consumíveis, sendo usado principalmente no reparo de estruturas offshore, marinhas e oleodutos. Essa técnica possui o mesmo conceito das soldas produzidas por atrito com pino consumível, porém com furos passantes, ou seja, o orifício a ser preenchido com o material do pino transpassa a espessura do componente.

Alguns equipamentos mecânicos, como tubulações e estruturas de plataformas de petróleo, estão sujeitos à nucleação e propagação de trincas, o que pode gerar danos, tais como acidentes e enormes perdas financeiras. Para evitar esses danos, reparos são realizados, na maioria das vezes, pela soldagem a arco elétrico. Os processos convencionais de soldagem por arco voltaico constituem-se de técnicas já consagradas a serem utilizadas no reparo de trincas em estruturas metálicas e componentes mecânicos. Dentre estes, os mais difundidos e usuais são aqueles que utilizam eletrodo revestido, também soldas MIG/MAG e TIG, além de soldagem automatizada com eletrodo tubular. As juntas soldadas por essas técnicas, porém, podem apresentar problemas de espécie metalúrgica como inclusão de escória, fragilização por hidrogênio difusível, trincas de solidificação, porosidade no cordão de solda e formação de fases frágeis nas zonas termicamente afetadas além de inconvenientes como riscos de explosões que se tornam críticos, por exemplo, no reparo de tubulações do setor petroquímico onde se tem restrições no que se refere ao trabalho a quente devido à presença de hidrocarbonetos líquidos e gases inflamáveis.

As principais restrições do uso destas técnicas na manutenção de estruturas da indústria do petróleo e na indústria naval dizem respeito à concentração de hidrogênio nesses ambientes, sobretudo na soldagem molhada onde a elevada concentração de íons Hidrônios e a pressão hidrostática podem afetar sensivelmente a qualidade destas soldas. Mesmo na soldagem hiperbárica, que envolve a construção de uma câmara seca em torno da solda, há a utilização de altas pressões, baixa molhabilidade, o ambiente úmido altera significativamente a taxa de resfriamento durante a soldagem - o que afeta a natureza da transformação de fase metal de solda – e envolve custos elevados de equipamentos.

Com o intuito de minimizar e evitar esses problemas, foi desenvolvido um novo reparo, o reparo por atrito. Esse reparo é obtido através da técnica denominada *Friction HydroPillar Processing* (FHPP) ou Processamento de pinos por atrito. Nessa técnica uma determinada região contendo um defeito ou uma trinca, é reparada através da execução de uma “costura” por meio da usinagem de orifícios individuais seguido do enchimento por atrito desse furo através de um pino de aço consumível com formato cilíndrico ou cônico. Essa técnica foi desenvolvida e patenteada pelo *The Welding Institute (TWI)* na Inglaterra em 1991 (1). A figura 1.1 apresenta a unidade de solda por fricção pertencente ao TWI e um exemplo de junta unida pelo processo FHPP.

Por se tratar de um processo realizado na fase sólida e envolver menores temperaturas de trabalho (temperaturas máximas tipicamente de 1300°C), os problemas de um processo de fusão e o aparecimento de fases frágeis na solda por fricção são minimizados. Por esses motivos a solda por atrito com furo passante se constitui em uma alternativa no reparo de trincas e manutenção de estruturas, inclusive pela possibilidade de ser empregado na soldagem subaquática molhada por não sofrer influência da pressão e do ambiente externo. No presente trabalho foi avaliado a qualidade dos reparos realizados com furo passante e pinos consumíveis nos materiais API 5L X65 e BS EN14, ambos com força axial de 150kN em um substrato de aço BS EN10025.

Foi realizada ainda uma variação do processo utilizando-se pré-aquecimento, pois ele reduz a taxa de resfriamento diminuindo o risco de trincas por hidrogênio, tensões residuais, distorções e dureza elevada na zona termicamente afetada.

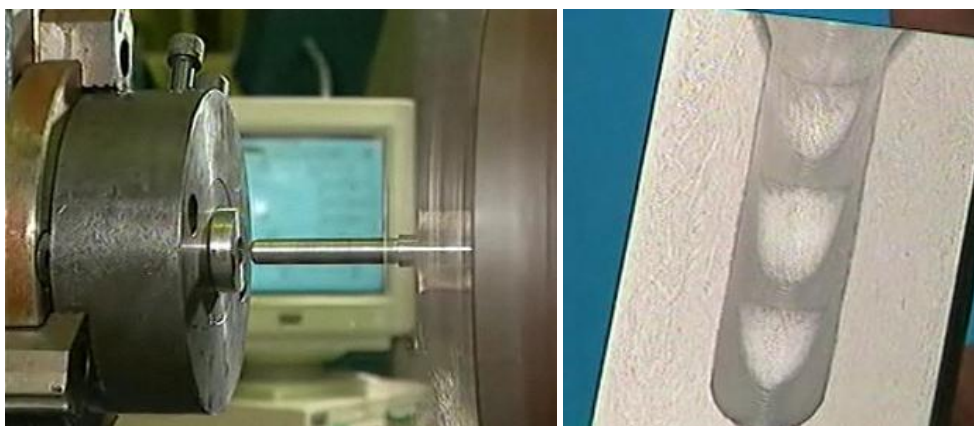


Figura 1.1 (a) unidade de solda por atrito pertencente ao grupo TWI. (b) junta unida pelo processo FHPP. (1)

2. OBJETIVOS

O presente trabalho visa caracterizar metalurgicamente quatro juntas soldadas por fricção, pelo processo FHPP, com furo passante e pinos consumíveis em dois tipos de aços API X65 em uma chapa de aço BS EN10025;

Os experimentos realizados nesse trabalho tiveram os seguintes objetivos:

- Analisar a influência da composição química dos pinos e da chapa na qualidade do processamento por atrito;
- Avaliar a efetividade uso do pré-aquecimento no processo e da temperatura inicial na taxa de resfriamento através de medidas de largura e dureza da ZTA.
- Caracterização microestrutural: detectar as transformações de fases ocorridas nos materiais através de microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura.
- Identificar e mensurar a ZTA e ZTMA de cada amostra. Também as fases formadas nas diferentes regiões dessas soldas;
- Estimar a influência do teor de inclusões do material na tenacidade à fratura de cada junta através do ensaio de CTOD, juntamente com a análise fractográfica da superfície fraturada de cada condição de soldagem.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Soldagem Por Atrito

A soldagem por atrito é um processo de união de peças no estado sólido, no qual duas peças são colocadas em contato com movimento relativo, sendo simultaneamente aplicada uma força axial entre os componentes. Com a geração de calor devido ao atrito das peças e o íntimo contato entre as partes, decorrente da força aplicada, há a formação da ligação entre as peças (2).

Existem duas variantes do processo de soldagem por fricção, cujas diferenças estão no modo de geração de energia para o processo: a soldagem por atrito convencional e a soldagem por atrito inercial. Na primeira, essa energia é obtida através de um mandril que gira indeterminadamente e é mantido por um tempo predeterminado. Na segunda, a energia é obtida através de um volante de rotação (3). No presente trabalho será abordado o método de atrito convencional, por ser a solda FHPP uma variante desse processo.

Apesar de ser considerado um processo de soldagem no estado sólido, alguns autores consideram que, em determinadas circunstâncias, um filme de fluido metálico fundido pode ser formado na interface entre as peças. Contudo, nenhuma evidência da fusão do material pode ser obtida de forma macroscópica devido à intensa deformação à quente. Dessa forma, a grande maioria dos autores considera que não há fusão do metal de base durante o processo de soldagem por atrito (4).

Definição das regiões da junta soldada (5)

A microestrutura do material soldado é influenciada pelo tipo e intensidade da energia aplicada e pela deformação submetida durante o ciclo de soldagem.

As zonas podem ser divididas em três modos:

- ❖ Zona afetada pelo calor (ZTA): onde a microestrutura e as propriedades mecânicas apenas sofrem a influência do calor gerado durante o processo de soldagem.
- ❖ Zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA): onde a quantidade de calor é maior do que na ZAC, resultando uma recuperação de grãos e aparecimento de grãos deformados.

- ❖ Zona de Recristalização (ZR): é claramente caracterizada pela formação de uma microestrutura de grãos finos e com a morfologia equiaxial como resultado do fenômeno de recristalização dinâmica.

3.1.1. Energia de Soldagem – Método por Atrito Convencional.

No método por atrito convencional uma das peças a ser unida é conectada à unidade motora, sendo então rotacionada a uma velocidade constante, enquanto a outra peça que esta fixa é impelida contra a primeira (Figura 3.1), então as peças são postas em contato íntimo devido à ação de uma força axial pré-determinada. Após um intervalo de tempo ou de deslocamento axial das peças, a rotação é interrompida e uma força igual ou superior à empregada no ensaio é mantida por alguns segundos, finalizando a etapa de forjamento e concluindo o processo.

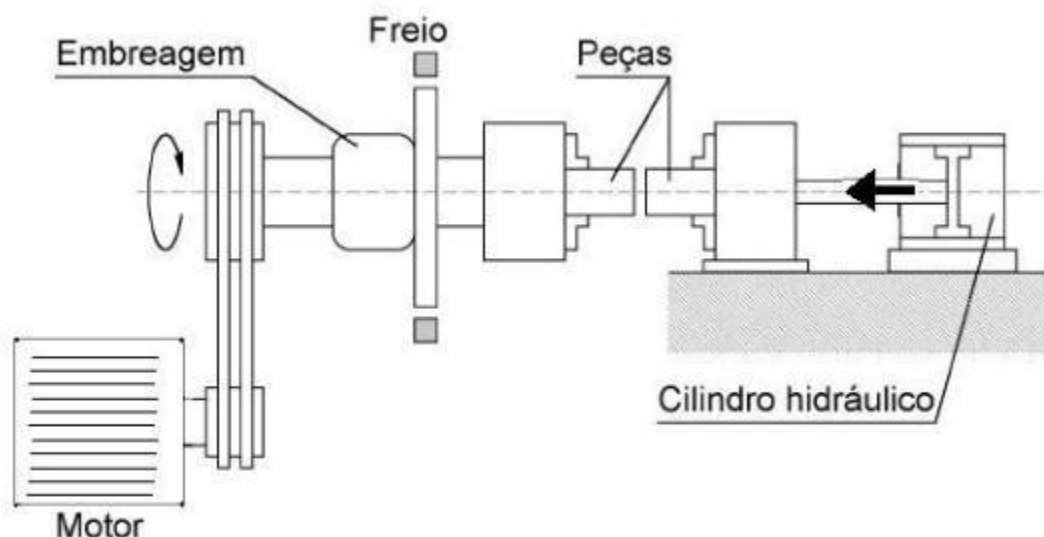


Figura 3.1 Esquema de equipamento para solda por fricção convencional (acionamento direto pelo motor) (5)

A energia total fornecida nesse processo é função da potência total empregada pelo motor e da força axial empregada, conseqüentemente uma potência relativamente alta é necessária (6). O torque pode ser calculado através da potência ou vice-versa, conforme a equação 3.1:

$$W = 2,7\pi RI \quad (3.1)$$

Onde W é a potência necessária para a soldagem, R a rotação de soldagem, R a rotação de soldagem e T o torque, o qual pode ser calculado também pela seguinte equação:

$$T=2\mu Pr^3 \quad (3.2)$$

Sendo o r o raio da superfície da barra, μ o coeficiente de atrito, P a pressão aplicada em Mpa e T o torque em Nm (3).

3.1.2. Características do Processo

O processo por atrito é feito em poucos segundos, a solda é de alta resistência e a zona afetada pelo calor (ZTA) é relativamente estreita. As etapas do processo convencional estão representadas na Figura 3.2.

Primeiramente uma das peças é girada até se obter a velocidade rotacional desejada (a). Durante o início da fricção, o contato entre as partes a serem soldadas ocorre em pequenas áreas (b). Com o aumento da força aplicada, há ampliação da área de contato devido à deformação plástica, ocorrendo a solda nos pontos de contato. Essa força aumenta até que haja o contato íntimo entre as duas áreas. Devido à energia cinética envolvida no processo, ocorre o aquecimento nas regiões próximas à superfície de contato; essas se tornam plásticas e fluem (c). A última etapa do processo é a fase de forjamento, onde a rotação é interrompida e a força axial pode ser mantida – ou até mesmo aumentada – por um intervalo de tempo. Esse fato é muito importante, pois a ligação final dá-se por caldeamento, evitando a formação de fases líquidas e consequentes inconvenientes de uma estrutura bruta de fusão. (3)

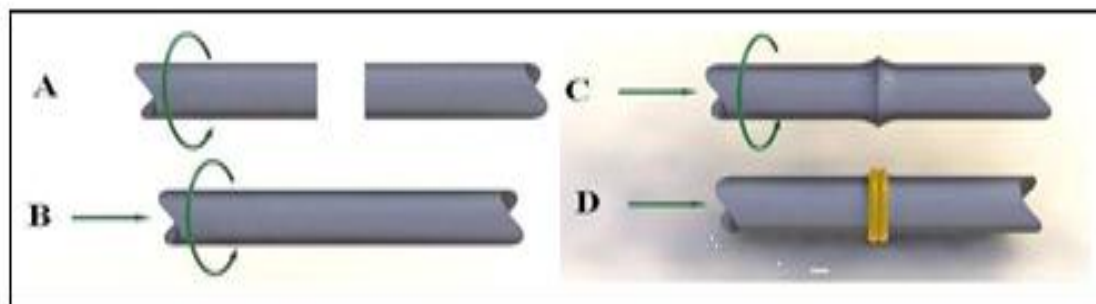


Figura 3.2 Etapas do processo de soldagem por atrito. (a) Uma das peças é girada até atingir a rotação desejada; (b) as peças são aproximadas; (c) fase de aquecimento - a rotação e a pressão são mantidas por certo tempo; (d) fase de forjamento - terminada a rotação, a força axial é mantida ou aumentada.

As características presentes após a soldagem por atrito nas superfícies unidas são: ausência de uma região fundida, estreita zona termicamente afetada (ZTA) e formação de material deformado plasticamente ao redor da união.

A Junta soldada apresenta, por isso, características mecânicas e metalúrgicas superiores a, pelo menos, um dos metais que constituem a junta soldada. Consegue-se também soldar metais e ligas de naturezas distintas. Isso ocorre devido à temperatura não muito elevada alcançada durante o processo e ao curto tempo de permanência nessa temperatura, reduzindo a formação de fases indesejáveis. Além disso, óxidos e impurezas são arrastados pelo fluxo metálico e removidos da junta (3).

3.1.3. Fases do Processo

A AWS subdivide o ciclo de soldagem em duas fases, porém se o processo é controlado automaticamente (atrito convencional) uma investigação mais íntima dos mecanismos durante a soldagem por fricção indica que uma subdivisão em quatro fases básicas parece mais apropriada (6). A Figura 2 mostra essa divisão e a variação dos parâmetros de soldagem durante cada fase do ciclo.

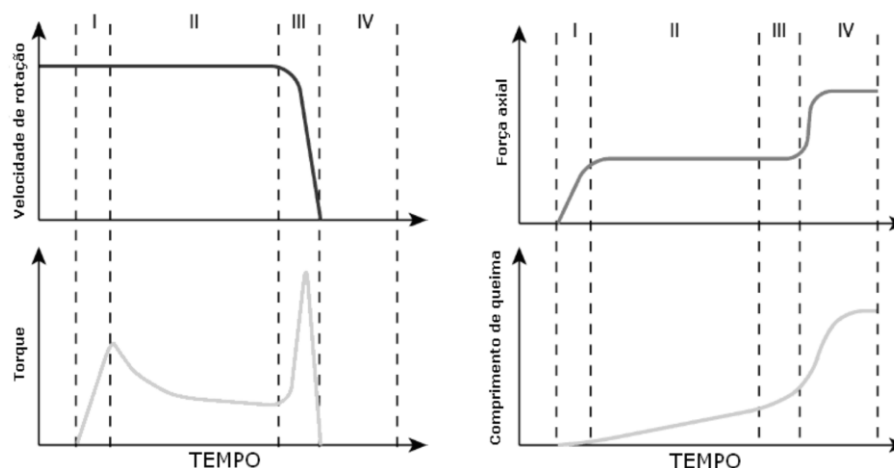


Figura 3.3 Ilustração esquemática dos parâmetros durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional (I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: União)

I – FASE DE ATRITO: Nessa fase ocorre o primeiro contato entre as superfícies. Há o amaciamento das protuberâncias, e com isso um aumento das regiões de contato e quebra dos filmes de graxa e óleo presentes nas superfícies. Ocorrem também nesta fase a quebra e expulsão de parte dos filmes de óxidos presentes na interface. Nas regiões externas da junta, partículas são transportadas para fora da zona de atrito devido às altas forças radiais (efeito hydro-extração). Após, há uma grande elevação do torque devido à remoção de parte desses filmes de óxidos e ao aumento da área real de contato. Essa etapa é caracterizada por processos de adesão e micro-colagem (6).

O efeito de hydro-extração das partículas de contaminantes da superfície próximas ao centro de rotação é obstruído por forças radiais mais baixas e condições de fluxo material restringido. Então, uma concentração de material em uma área assemelhando uma coroa circular pode ser observada (figura 3), sendo sua distância do centro de rotação da peça de 1/2 a 2/3 do raio da superfície de fricção. Essa concentração causa aquecimento local formando uma fina camada plastificada de material cisalhado. Essa área circular aumenta em tamanho, uma quantia maior de área nominal de soldagem faz contato, e uma maior quantidade de micro-colagens são produzidas (6). Com o aumento da temperatura há uma redução no limite de resistência do material, fazendo com que haja uma menor taxa de deformação do mesmo (4). Como resultado dos processos descritos acima, o torque de atrito tem seu primeiro máximo (Figura 2). A taxa de aquecimento e a temperatura aumentam significativamente. A fase I é concluída logo que o torque de atrito atinge o seu máximo.

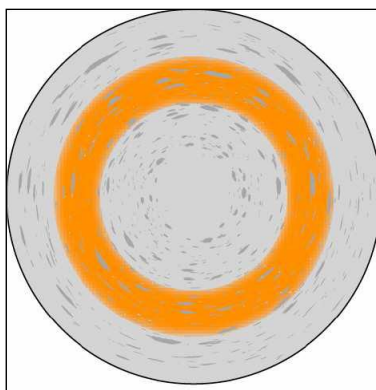


Figura 3.4 Ilustração esquemática da superfície de atrito durante a fase I: Concentrações de material plastificado em um anel entre 1/2 a 2/3 de raio (6).

II – FASE DE AQUECIMENTO: Nessa fase ocorre uma queda brusca no torque e um aumento da temperatura plastificando o material e o extrudando, em parte, para a periferia das superfícies, formando as rebarbas. Nesta fase, o sistema entra em regime semi-estacionário, e a velocidade de encruamento, a temperatura e a transferência de calor são praticamente constantes. Ao final dessa fase as superfícies estão prontas para a formação da ligação metalúrgica, pois se tem temperaturas elevadas, o metal está plastificado e os possíveis detritos foram removidos em direção à rebarba (4).

À medida que a temperatura diminui, devido à diminuição do atrito, o tamanho da zona plastificada decresce e áreas mais frias fazem contato, aquecem e se tornam altamente plastificadas. Esse processo é mantido desde que a temperatura e a altura da zona plastificada possam ser mantidas em equilíbrio. Como resultado mais material é empurrado para a rebarba.

Essas ações equilibradas resultam em saturação de calor da área de fricção e das zonas adjacentes.

Um campo de temperatura virtualmente estacionário é alcançado e as superfícies de atrito e o momento de fricção decrescem.

Desse ponto, uma quase constante taxa de redução axial é estabelecida.

Em suma: com o aumento da saturação térmica das peças a energia exigida para plastificação reduz levando a um momento de fricção mais baixo. Porém, a rebarba crescente aumenta a superfície de fricção e conseqüentemente o momento de fricção. Esses fenômenos equilibram-se um ao outro resultando em um momento de fricção quase constante.

A segunda fase é concluída assim que um perfil de temperatura exigido para uma boa operação de soldagem é estabelecida ao longo das peças de trabalho.

III – FASE DE DESACELERAÇÃO: Quando no modo convencional da soldagem por fricção, o decréscimo de velocidade ocorre de forma controlada, a temperatura cai, a resistência ao cisalhamento aumenta e com isso o torque alcança o seu segundo pico. Esse aumento do momento de fricção causa uma deformação adicional no material adjacente à junta, que até então não tinha sido submetido a nenhuma deformação (6).

Uma velocidade rotacional mais baixa ainda resulta em um maior comprimento de queima. O material é empurrado desde as regiões internas da zona de solda para as rebarbas, resultando em um aumento de temperatura nesses locais. Em um momento crítico a rotação é reduzida a um nível tão baixo que as temperaturas nas superfícies de atrito não podem ser mantidas. Então a resistência ao cisalhamento do material aumenta e a deformação angular ocorre em uma região maior ao longo da peça (4). Essa é uma fase de fundamental importância para o processo, pois é ao final dessa fase que ocorrem as ligações mecânicas.

IV – FORJAMENTO: Aqui a velocidade de rotação é nula, mas a força axial continua sendo aplicada por um tempo. Há um rápido resfriamento e ao final a união está estabelecida. A elevada força de soldagem resulta em um aumento brusco do comprimento de queima e do torque de atrito. As camadas de óxidos causadas pelo atrito insuficiente são expulsas das regiões externas da solda. Após a rotação ser interrompida, o processo de amolecimento dinâmico, ou seja, a deformação é concluída, mas os processos de difusão prosseguem. Como o material começa a resfriar lentamente, ocorre recristalização estática, regeneração cristalina e um lento processo de fluência. As tensões internas são consideravelmente eliminadas, caracterizando um fator determinante para as propriedades mecânicas de uma solda por atrito (6).

3.1.4. Variáveis do Processo

Os principais parâmetros da soldagem por fricção que influenciam a qualidade final da junta soldada são: velocidade de rotação, força axial, comprimento/taxa de queima, tempo de aquecimento e força de forjamento. Abaixo uma descrição mais detalhada desses parâmetros juntamente com a influência na qualidade da solda e no desempenho do processo.

❖ **Velocidade de rotação:** Existe, para cada par de materiais utilizado e aplicação, uma faixa ótima de velocidade. Altas velocidades rotacionais podem ser usadas para soldar aços maleáveis, longos tempos de aquecimento pré-aquecem o metal para controlar a taxa de resfriamento evitando posteriores trincas. Para certas combinações de metais dissimilares baixas velocidades (e seus curtos tempos de aquecimento) podem minimizar a formação de compostos intermetálicos frágeis. Materiais sensíveis ao superaquecimento requerem também uma velocidade de rotação mais baixa (2).

Em altas velocidades rotacionais a ação das micro-rugosidades presentes nas superfícies de fricção é substituída por uma ação de polimento. Como resultado, para alcançar as condições de plastificação nas superfícies de atrito, longos tempos de aquecimento são exigidos. Longos tempos de aquecimento permitem a propagação de energia térmica ao longo da direção axial das peças e como consequência um volume maior de material é aquecido. Portanto, altas velocidades rotacionais levam a baixas taxas de resfriamentos, largas ZTAs e dureza mais baixa no contorno das superfícies da solda. Por outro lado, reduzidas velocidades de rotação podem exigir maiores forças axiais e um maior torque do sistema. Além disso, também podem levar a maiores taxas de resfriamento, que apesar de diminuir o tamanho da ZAC, eleva a dureza e diminui a tenacidade dessa região (7).

❖ **Força Axial:** Esse parâmetro varia amplamente durante os estágios do processo, mas deve ser alto o suficiente para manter as superfícies de atrito em contato íntimo e expulsar impurezas e óxidos para fora da interface da solda. Maiores forças axiais aumentam a taxa de queima, estreitam e aumentam a dureza da ZAC, pois ela atua diretamente nas condições de plastificação do material (8). Baixas pressões levam à tendência de recristalização do material, baixando a dureza e gerando uma ZAC bem dispersa (9). A pressão excessiva produz uma solda que tem qualidade ruim no centro e tem uma grande quantidade de rebarba e é semelhante a uma solda feita a uma velocidade baixa, conforme a Figura 3.5 (10).

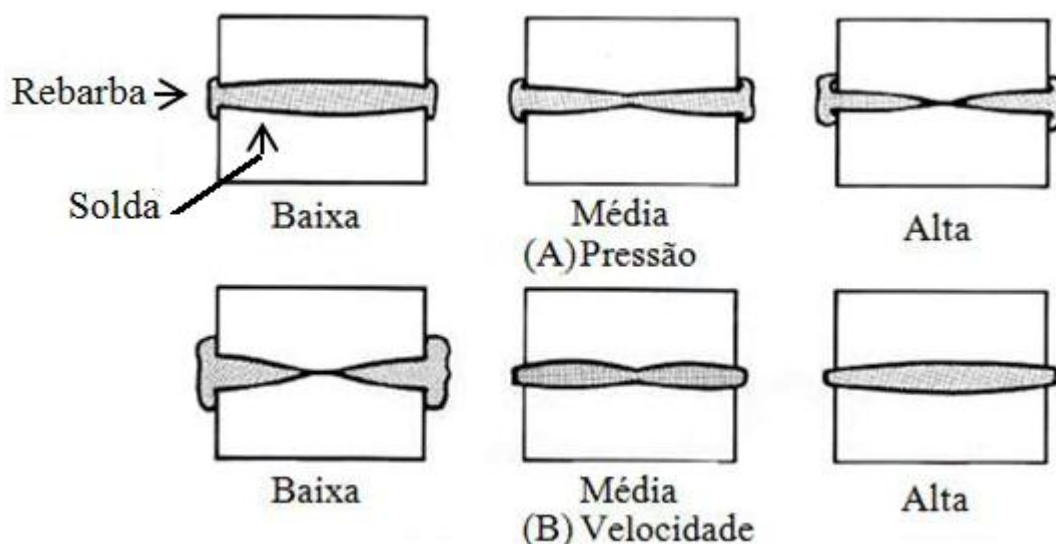


Figura 3.5 Efeitos da (a) pressão e (b) velocidade na morfologia da união por fricção (10).

A AWS (1991) recomenda a utilização, sempre que possível, de maiores forças axiais, pois essa condição tende a favorecer a formação de ferrita refinada, em detrimento da ferrita de *Widmanstätten*, melhorando a tenacidade da estrutura. Porém, forças extremamente elevadas aumentam significativamente a velocidade de deslocamento, dificultando o controle do processo.

❖ **Comprimento/Taxa de queima:** Na soldagem por fricção direta (convencional) existem dois mecanismos diferentes de controle para determinar o fim do ciclo de soldagem, um deles pode ser finalizado quando um tempo pré-determinado de soldagem é atingido, o outro quando é atingida a quantidade de deslocamento determinada (comprimento de material consumido), conhecido como *burnoff* (5). A taxa de queima mede a velocidade de encurtamento das peças apresentando forte influência da força axial e da velocidade de rotação, de modo que, altas forças e baixas velocidades propiciam os mais elevados comprimentos de queima. Ellis (1972) demonstrou que os maiores comprimentos de queima tendem a desenvolver maiores valores de limite de resistência. Se a taxa de deslocamento é aumentada o tempo total de soldagem diminui e existe conseqüentemente menos tempo para o crescimento dos grãos e para a homogeneização ocorrer. O controle do processo através deste parâmetro apresenta a desvantagem de se necessitar de um adequado alinhamento entre as seções a serem unidas, bem como a presença de rebarbas largas e defeitos superficiais. Esses fatores combinados levam a uma redução na qualidade da união soldada (11).

❖ **Tempo de aquecimento:** O tempo de aquecimento é o período entre o momento do contato inicial do atrito até o fim da fase de frenagem. Ele é significativamente influenciado pela pressão axial e pela velocidade de rotação e determina a energia utilizada na operação de soldagem (12).

O tempo de aquecimento é importante principalmente porque dispara o mecanismo de adesão do material. O aquecimento define a microestrutura na interface de soldagem e afeta a largura da ZAC. A Figura 3.6 mostra a influência do tempo de aquecimento nos valores de dureza em uma junta 42CrMo4/C45 (12). No fim da fase de forjamento, dependendo da taxa de resfriamento a austenita se transforma em produtos diferentes: ferrita, perlita, bainita ou martensita. O tipo e a fração de volume final da microestrutura são uma função do pico de temperatura alcançado durante o ciclo de soldagem e da taxa de resfriamento subsequente. A microestrutura determinará a força e suscetibilidade final da solda à fratura frágil, bem como as outras propriedades da junta. O pico de temperatura e a taxa de resfriamento são difíceis de serem medidos experimentalmente devido às severas deformações plásticas que acontecem na interface de solda (12).

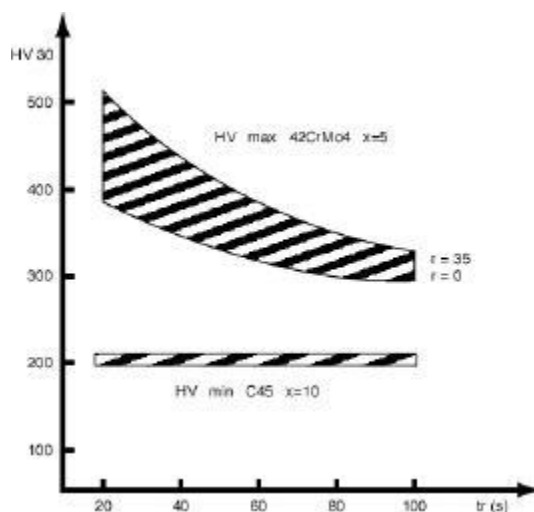


Figura 3.6 Influência do tempo de aquecimento nos valores da dureza (12).

Também a taxa de resfriamento é afetada pelo meio e pelo tempo de aquecimento, combinado com a quantidade total de rebarba que é formada em torno da interface de solda. Se a rebarba tem massa elevada, então o calor armazenado dentro dela será conduzido de volta para a peça reduzindo a taxa de resfriamento do metal dentro da ZAC.

Do ponto de vista da intensificação do processo e do aperfeiçoamento da qualidade do cordão de solda, é desejável que se tenha pequenos tempos de aquecimento sem flash formado. Desse modo, a taxa de resfriamento será mais alta e as propriedades mecânicas

serão melhores. Por outro lado, se for desejável a preservação da tenacidade, por exemplo, é melhor que se tenham longos tempos de aquecimento e, por conseguinte uma taxa de resfriamento mais baixa. Mais adiante alguns comentários envolvendo a influência dos parâmetros de soldagem nas propriedades mecânicas serão apresentados em mais detalhes.

Se o processo é controlado de acordo com o tempo ao invés do deslocamento, soldas incompletas podem acontecer, o que é totalmente indesejável para o sucesso do processo.

Força de Forjamento: Na etapa final do processo de fricção (quando finda a rotação) uma força de forja é aplicada. Esta força confere três efeitos benéficos para a solda. O forjamento é requerido para dispersar as inclusões que foram reorientadas durante a fricção e refinar os grãos austeníticos devido ao trabalho a quente, bem como reduzir a tendência de formar ferrita de *Widmanstätten* por afetar a taxa de resfriamento. A força de forja também ajuda a aumentar a resistência à tração e a dureza, o que significa que é de bom grado que ela seja aplicada (13).

3.1.5. Vantagens da Solda por Atrito

A soldagem por fricção é geralmente empregada em setores que devem apresentar alta produtividade, entre outros, na indústria automotiva; cilindros hidráulicos, eixos e válvulas, além de ser um sério competidor ao forjamento, desde que as peças se adaptem às suas características.

Para qualquer variante do processo de soldagem de fricção, as principais vantagens são as listadas abaixo:

As condições superficiais não são geralmente críticas para a soldagem por fricção, sendo aceitas marcas de ferramentas de corte e aquelas provocadas por processos térmicos. Entretanto, excesso de carepa, recobrimentos metálicos, superfícies cementadas/ nitretadas, entre outros, podem impedir a soldagem e devem ser eliminadas antes da operação iniciar. Além disso, as faces das peças devem ser normais ao eixo de rotação, pois, caso contrário, poderá ocorrer falta de concentricidade entre as mesmas;

São soldados por fricção a maioria dos metais que podem ser forjados e não possuam elementos de liga, ou microconstituintes que agem como lubrificantes secos – por

exemplo - os aços de usinagem fácil com chumbo, enxofre e telúrio acima de 0,13% e os ferros fundidos;

Metais dissimilares também são soldados com relativa facilidade, sendo essa uma ótima opção quando isso não é possível com outros processos;

Não é utilizado metal de adição ou consumível em geral;

Não é necessária, em geral, atmosfera protetora;

A junta apresenta muito altas propriedades mecânicas e qualidade;

A ZAC é extremamente reduzida;

Os gastos com energia elétrica são muito menores do que em qualquer outro processo de soldagem;

A velocidade com que as soldas são realizadas é elevada.

Desvantagens da soldagem por atrito:

As peças devem, em princípio, possuir geometria compatível com as características do processo;

O equipamento de solda deve ser suficientemente rígido e resistente para manter o alinhamento das peças sob as grandes cargas aplicadas;

As peças devem ser capazes de resistir aos esforços aplicados, principalmente a região aquecida próxima à interface;

Peças com geometrias não circulares, que requeiram perfeito alinhamento, podem ser soldadas, mas somente com equipamento especial;

É relativamente grande o investimento de capital necessário. (14).

3.2. Reparo por atrito com pinos consumíveis (FHPP)

O processo de reparo de trincas por atrito ou “Friction Hydro Pillar Processing – FHPP”, foi desenvolvido em 1990, e patenteado em 1993 pelo *The Welding Institute (TWI)*. Devido ao seu caráter extremamente recente e à limitação de pesquisas devido à sua patente, existem poucos trabalhos na literatura tratando de seu aspecto fenomenológico, das características microestruturais da região de reparo, das propriedades mecânicas da região de reparo ou ainda das potencialidades do processo. É caracterizado como um processo de soldagem por atrito não-convencional e representa atrativos, principalmente para indústrias de petróleo e naval, pela possibilidade de reparo de trincas em estruturas *offshores*, tubulações de óleo e gás.

3.2.1. Características Fundamentais

O processo de reparo de trincas por atrito consiste em fazer um furo cilindro ou cônico não passante na região da trinca, e, posteriormente, preenchê-lo com um pino também cilíndrico ou cônico (Figura 3.7).



Figura 3.7 Sequencia básica de um processo de soldagem com pinos consumíveis (13)

O pino, aqui denominado de pino de queima, no momento em que entra em contato com o furo, encontra-se com uma elevada velocidade de rotação, sendo aplicada uma força axial sobre o mesmo, suficiente para deformar o material do pino. Fundamentalmente, esse processo difere do processo de soldagem por atrito, pela presença de um consumível (pino de queima). O pino de queima é colocado em rotação em relação ao eixo do furo da chapa a ser reparada. Após atingir a rotação pré-determinada, o mesmo é colocado em contato com o fundo do furo e, então, é iniciada a aplicação da força axial. Devido à aplicação da carga axial e do movimento relativo das superfícies, uma camada contínua de material plastificado é formada. O pino de queima é totalmente plastificado devido ao atrito entre as interfaces do pino e do furo, sendo a região vazia existente entre o pino e o furo preenchida pelo material plastificado do pino. A Figura 3.8 apresenta um esquema mostrando a soldagem como se processa.

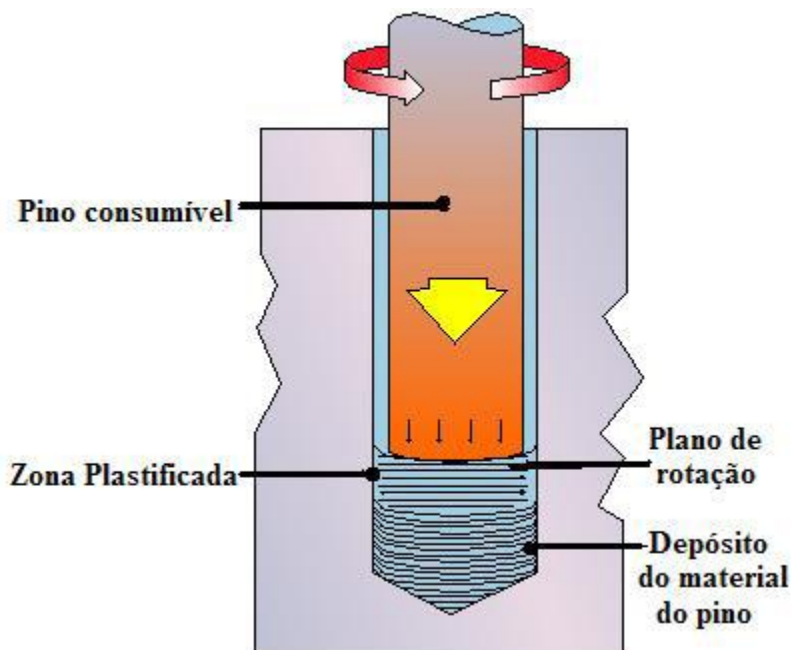


Figura 3.8 Regiões da solda durante o processo por fricção com pino consumível (15)

Em soldas FHPP o pino consumível sofre grande trabalho a quente, resultando em altos níveis de deformação e por isso é totalmente plastificado, o volume preenchido pode ser considerado como uma zona de recristalização e possui uma microestrutura refinada que faz a união entre as duas peças (16). Na Figura 3.9 pode ser observada a sequência de soldagem por fricção com pino consumível. Após o processamento a cavidade fica totalmente preenchida com material do pino plastificado. O excedente do pino é cortado e é feito um acabamento por usinagem na superfície.

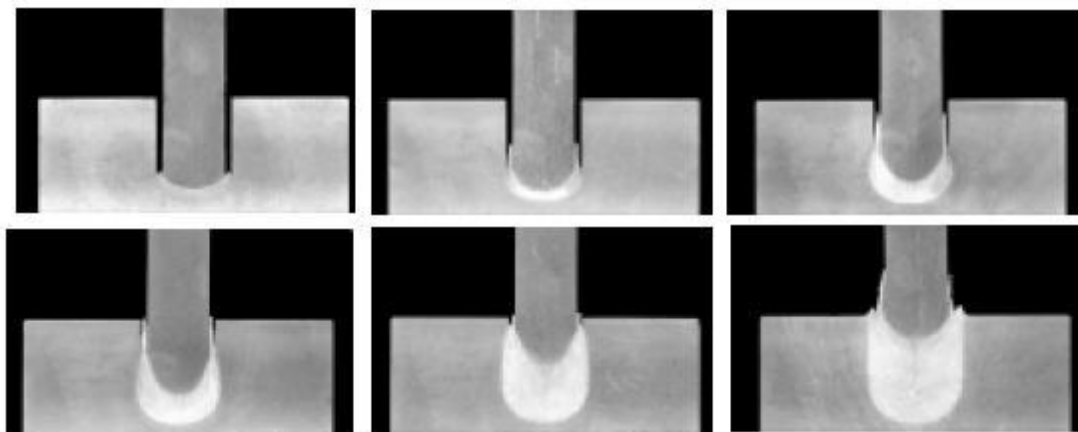


Figura 3.9 Sequência de soldagem por pino consumível (16).

3.2.2. Vantagens e Limitações do processo FHPP

As mesmas vantagens tecnológicas apresentadas para a soldagem por atrito também estão presentes no processo de soldagem FHPP. Como o processo é realizado dentro da fase sólida, este não é influenciado pela pressão ambiente e não apresentam os inconvenientes de um processo de solidificação, o que justifica a sua aplicação em locais subaquáticos, a elevadas profundidades.

As principais vantagens e desvantagens do processo FHPP estão listadas abaixo (13):

Vantagens:

- # FHPP é adequada para soldagem de metais dissimilares, de difícil, ou até mesmo, impossível soldabilidade por outros processos;
- # Não necessita metal de adição, fluxo ou gás de proteção;
- # Não há emissão de radiação, fumaça, arcos, faíscas nem riscos elétricos de alta-voltagem;
- # Os defeitos encontrados nos processos com solidificação de metal, como trincas de solidificação e porosidades, não ocorrem;
- # O processo é facilmente automatizado e as soldas são feitas mais rapidamente que na maioria dos outros processos.

Desvantagens:

- # Geralmente as peças devem ter um eixo de simetria e ser capaz de ser girado em torno deste eixo;
- # Materiais com capacidade de lubrificação à seco e não forjáveis não podem ser soldados por esse processo;
- # Material de pelo menos um componente deve ser plasticamente deformável sob as dadas condições de soldagem;
- # O custo dos equipamentos e do ferramental é muito elevado;
- # Limitações geométricas como, por exemplo, o comprimento ou o diâmetro do pino.

Em vista do intenso trabalho mecânico a quente que o consumível (pino) está sujeito, suas propriedades mecânicas de limite de resistência e dureza finais tendem a ser mais elevadas que aquelas apresentadas pelo material de origem, podendo essas, ainda, serem alteradas mediante práticas de tratamento térmico (6).

3.2.3. Geometria do Pino e do Furo

A geometria do pino e do furo são fatores de extrema importância na obtenção de completos preenchimentos, sem a presença de falhas na região do reparo.

É de conhecimento, que a região de preenchimento, compreendida entre o fundo do furo e as paredes laterais é considerada um ponto de concentração de defeitos, decorrentes da falta de união metalúrgica e de estreitamento da ZTA (6).

O processo de soldagem por atrito com pino consumível conta com duas configurações geométricas distintas, sendo uma geometria constituída por uma forma cilíndrica e outra por um perfil cônico (Figura 3.10).

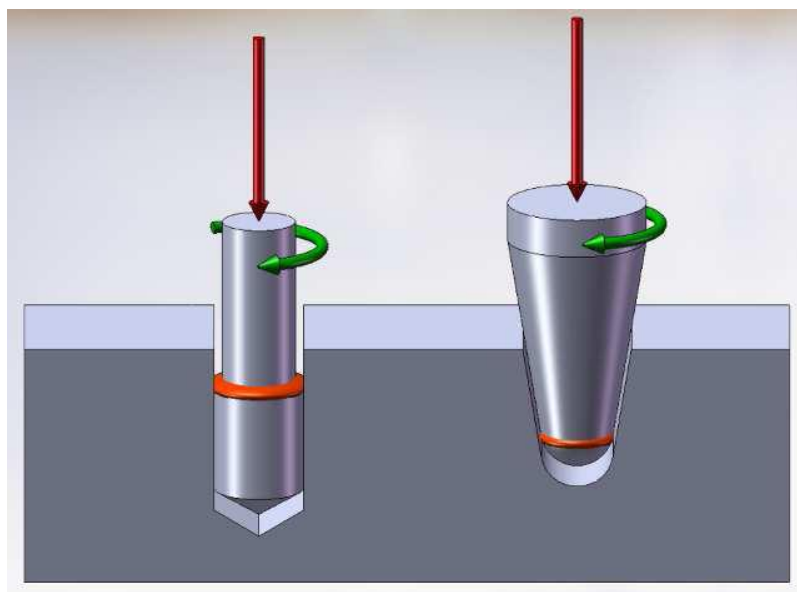


Figura 3.10 Variações do processo FHPP – cônica de operação mais suave usada para reparos de estruturas de paredes finas e cilíndrica, de operação mais rude usada para reparos de estruturas espessas (17)

A geometria cilíndrica é indicada para a realização de reparos em estruturas de parede grossa, e o perfil cônico, é utilizado tanto para grossas quanto para as estruturas de paredes mais finas. No caso de estruturas de grande espessura, seria necessário um considerável aumento no diâmetro do pino cônico, tornando indispensável o uso de equipamentos mais robustos, o que é inconveniente para aplicações práticas (18).

Devido à intensa deformação plástica na região de processamento do pino, um material suficientemente viscoso se forma, permitindo a distribuição das tensões no pino de forma hidrostática, ou seja, as pressões na ponta do consumível serão iguais às verificadas nas paredes laterais (19). Dentro desse contexto, é proposto que o perfil cônico favoreça a decomposição da força axial em uma componente normal à interface

pino/bloco, intensificando as condições de fluxo plástico e as uniões metalúrgicas sem ocasionar taxas de queima muito elevadas (11).

Meyer (6) em seu trabalho utiliza várias geometrias de furos e pinos. Os pinos utilizados por Meyer eram cilíndricos ou cônicos, com pontas cegas, chanfradas e arredondadas. Ao passo que os furos também eram cilindros ou cônicos, com fundo cego ou arredondado. Foi reportado nesse trabalho que a utilização de pinos cônicos com furos cônicos implicava em um maior aporte de calor na peça, resultando em um maior volume de material aquecido. Tal característica implica em uma menor velocidade de resfriamento, o que leva a uma menor dureza. Outro ponto importante foi a constatação, que para as geometrias utilizadas, a geometria do furo era mais importante que a do pino, pois para o furo com fundo arredondado (Figura 3.11) na realização dos testes sempre houve preenchimento total do furo pelo pino, independente da geometria do pino. O sucesso da utilização desse tipo de geometria de furo se deve à transição suave entre o fundo do furo e a parede lateral do mesmo. Apesar de essa informação fornecer a possibilidade de uma geometria onde se tenha total preenchimento do furo pelo pino, é necessário um maior estudo a respeito do assunto visando a redução dos custos de usinagem de campo, visto que a obtenção de tal geometria em um reparo de campo requer a utilização de ferramentas especiais de usinagem.

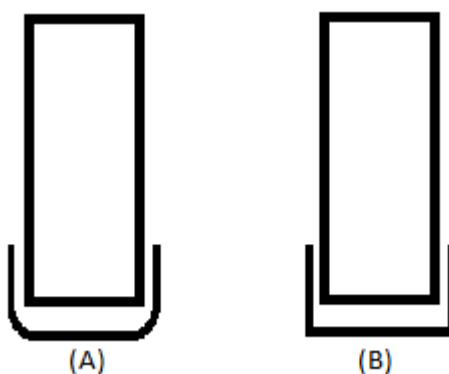


Figura 3.11 (A) Geometria de furo com fundo arredondado, que após os testes não apresentou vazios na região de transição entre o fundo do furo e a parede lateral; (B) Geometria convencional utilizada no processo de reparo de trincas por atrito, a qual promove vazios na região de transição entre o fundo do furo e a parede lateral. (6)

3.2.4. Variáveis do Processo vs. Microestrutura vs. Propriedades da Junta.

Um estudo feito por Mayer (6) mostrou que a velocidade de rotação teve pouca influência nas propriedades mecânicas da peça, pois com o aumento da velocidade de

rotação não houve redução significativa de dureza ou de limite de resistência. Foi constatado que a utilização de velocidades de rotação mais elevadas, fato que implica em um maior aporte de calor da peça, leva ao aumento da zona afetada pelo calor (ZAC). A utilização de uma maior força axial por sua vez leva a uma tendência de aumento de dureza, porém com valores não muito significativos. Com relação à ZAC, devido ao fato de que maiores forças axiais implicam em maiores taxas de queima do pino e, portanto, em um menor tempo de aquecimento da peça, isso leva, ao contrário da utilização de maiores velocidades de rotação, a uma ZAC relativamente menor. Foi reportado que a força axial age de forma mais preponderante que a velocidade de rotação, sendo a principal variável a ser trabalhada nesse aspecto. Também foi observado que como no processo de soldagem por atrito, no processo de reparo de trincas, as propriedades mecânicas da região trabalhada se mostraram superiores às do metal-base e às do pino, demonstrando mais uma vez as potencialidades do processo (6).

A interface pino/bloco (Zona de ligação) é caracterizada pela formação de Ferrita Acicular e Martensita, devido às altas taxas de resfriamento presentes no processo. A região localizada no centro da solda é composta por Ferrita Acicular e as regiões que sofrem maior aquecimento compostas por ferrita de Widmanstätten mais grosseira, com facilidade para formar plaquetas. As variações microestruturais na região da solda são consequência do curto ciclo térmico do processo, representado por altas taxas de geração de calor, que se propagam axialmente ao pino, combinado com taxas de resfriamento distintas para cada região do reparo (17).

Em termos de microestrutura, todos os ensaios realizados em aços API X65 apresentaram as mesmas tendências, que foi a formação de martensita e ferrita com grãos de martensita alinhada na interface entre o pino de queima e o furo. A formação desse tipo de microestrutura se deveu à maior velocidade de resfriamento nessa região. Já a região mais central das peças, com menores velocidades de resfriamento, mostrou uma microestrutura com grãos maiores, com presença de ferrita globular e ferrita acicular, sendo que essa última promove uma melhora significativa na tenacidade da peça (6)

3.2.5. Friction Taper Plug Welding

É uma variação do processo FHPP chamada “Taper Plug Welding”, ilustrada na Figura 3.12. Esse processo foi apresentado por Andrews e Mitchell (20), com o objetivo de

realizar reparos de estruturas offshore, em condições subaquáticas. O “Taper Plug Welding” difere do FHPP pelo fato de trabalhar com orifícios passantes, onde a maior concentração de deformação plástica encontra-se nas paredes laterais, e não ao longo de grande parte da seção transversal do pino.

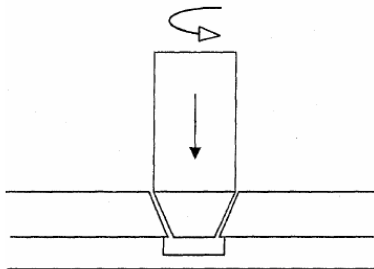


Figura 3.12 Esquema do processo “friction taper plug welding”(20)

Esse processo envolve a perfuração de um furo cônico em toda a espessura da placa no local do defeito. Um pino cônico com o ângulo do furo é introduzido e depois soldado por atrito no furo.

A geometria do furo e dos pinos permite maiores forças hidrodinâmicas e maiores forças de reação na soldagem. Essa técnica de FHPP permite efetuar soldagens em materiais em que há necessidade de expulsão do material modificado pela temperatura ou fluxo indesejável na formação da interface de soldagem.

As geometrias cônicas permitem altas velocidades de rotação, aumento das taxas de deslocamento do pino e aumento das forças utilizadas, comparando-se com furos e consumíveis paralelos (5).

3.3. Mecânica da Fratura

3.3.1. Tenacidade à Fratura

A tenacidade de um material é a sua capacidade para absorver energia na região plástica. A capacidade de suportar tensões ocasionais acima da tensão de escoamento sem fraturar é particularmente desejável em peças como engate de vagões de carga, engrenagens, correntes e ganchos de guindastes.

A tenacidade à fratura é um conceito comumente usado que é difícil de ser definido. Uma maneira de se encarar a tenacidade é considerá-la como sendo a área total sob a curva tensão-deformação. Essa área é uma indicação da quantidade de trabalho por unidade de

volume que pode ser realizado no material sem causar a sua fratura. Aços estruturais devem ser dúcteis e possuir uma elongação total grande. A área total sob a curva tensão-deformação é maior para o aço estrutural do que para um aço mola, por exemplo, e, portanto ele é um material mais tenaz. Isso ilustra o fato de que a tenacidade é um parâmetro que compreende tanto a resistência quanto à ductilidade (21).

Mais recentemente, foram desenvolvidos os parâmetros de projeto mecânico ligados à mecânica da fratura, que são realizados em corpos de prova com uma trinca aguda na raiz do entalhe que garante, dentro de certos limites, a máxima severidade possível de tensões para o entalhe. Esses ensaios são: tenacidade à fratura em deformação plana (KIC), deslocamento de abertura da ponta da trinca crítico (CTOD) e o parâmetro crítico em termos da integral J (JIC). Os ensaios de tenacidade à fratura do tipo KIC são mais indicados para materiais frágeis de elevada resistência mecânica. Já os ensaios CTOD e integral JIC permitem estabelecer parâmetros de tenacidade à fratura para materiais dúcteis de menor resistência mecânica, em condições elasto-plásticas de deformação (22).

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (ensaio KIC) é válida somente quando a deformação de um material não linear é confinado em uma pequena região plástica em volta da trinca. Mas, quando esta região torna-se significativa em relação à espessura do material, a mecânica da fratura linear elástica não deve ser aplicada. Para estes materiais, a mecânica da fratura apresenta um novo tratamento baseado em considerações não lineares e elasto-plásticas entre tensão e deformação. Nessas condições, o parâmetro CTOD deve ser introduzido (23).

3.3.2. Ensaio CTOD (Crack Tip Opening Displacement)

O método CTOD baseia-se na medição do deslocamento da abertura da ponta da trinca como parâmetro crítico de iniciação do processo de fratura. A presença de uma zona plástica na ponta de uma trinca decorre do escoamento localizado nesta região, devido à intensificação de tensões. Dessa forma, passa a existir um campo de tensões plásticas completamente circundado por um campo de tensões elásticas, onde não mais se aplicam as equações da Mecânica da Fratura Linear Elástica, tornando necessário desenvolver expressões para o cálculo do valor de CTOD.(24)

O parâmetro de tenacidade CTOD, é baseado na medida da abertura da ponta da trinca, e é obtido a partir da medida do deslocamento V_p realizada por um *clip-gage* devidamente instalado na abertura do entalhe do corpo de prova.

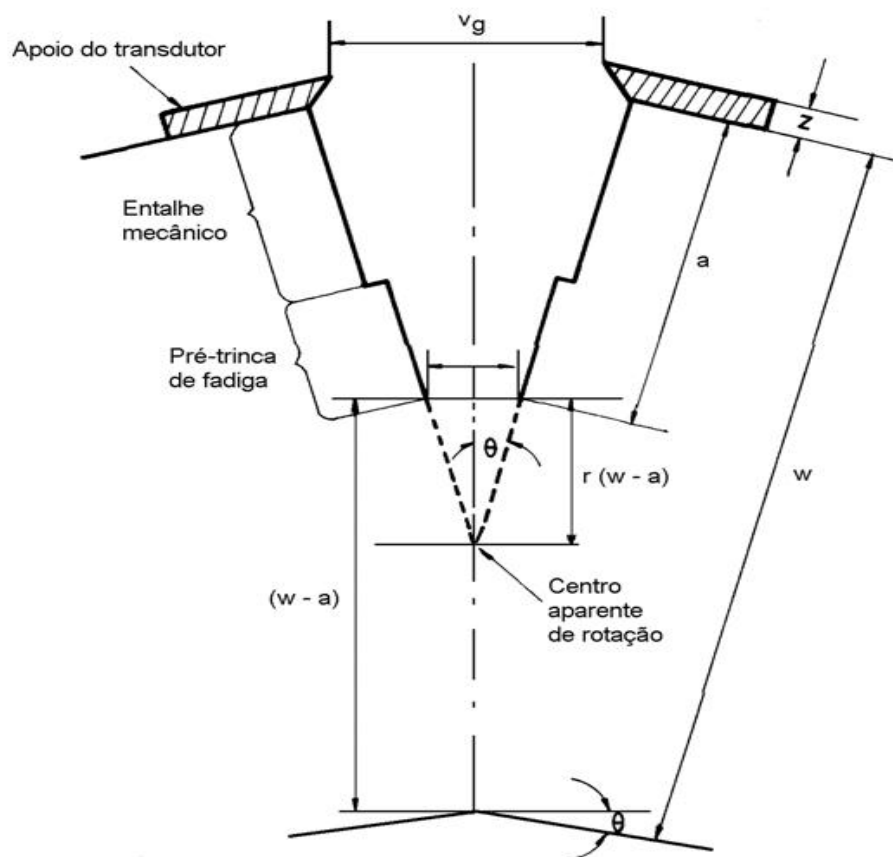


Figura 3.13 Ensaio CTOD: emprego de extensômetro de fratura para acompanhar a abertura da boca do entalhe (26).

A conversão do deslocamento V_p obtida pelo *clip-gage* para o valor do CTOD no ensaio é realizada através da determinação de um centro de rotação do corpo de prova situado abaixo da pré-trinca de fadiga, ilustrado pela Fig. 3.13. Esse centro de rotação é gerado pelo carregamento aplicado à amostra, que provoca uma deformação em torno de um ponto denominado como centro aparente de rotação (25).

Através da análise da Figura 3.13, pode-se verificar que o valor do CTOD (δ) pode ser facilmente determinado por semelhança de triângulos e calculado, a partir do deslocamento de abertura da boca do entalhe V_p , pela equação 3.3.

$$\delta = \frac{K^2 (1-\nu)^2}{\sigma_y E} + \frac{0,4 (W-a) V_p}{0,4(W+a) + a+Z} \quad (3.3)$$

Sendo que: $K = \frac{P \cdot Y}{B \cdot W^{0,5}}$

onde:

- a = tamanho da pré-trinca

- W = altura do corpo de prova
- B = espessura do corpo de prova
- ν = coeficiente de Poisson
- V_p = componente plástica da abertura de trinca
- z = altura dos suportes do extensômetro
- K = valor do fator de intensidade de tensões
- Y = fator de forma

Um registro da carga aplicada ao corpo de prova pela abertura da trinca (monitorada pelo *clip gage*) fornece os dados a serem empregados na equação 3.3 (26).

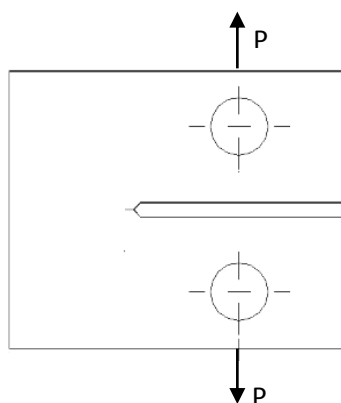


Figura 3.14 Corpo-de-prova compacto para ensaio de CTOD.

O corpo de prova usado foi do tipo compacto (Figura 3.14) e foi pré-fissurado em fadiga a fim de simular um defeito com a máxima acuidade possível representando o pior defeito que pode ser encontrado na prática. Entre os ensaios utilizados para avaliar a tenacidade à fratura dos materiais, o ensaio CTOD é o que apresenta a maior simplicidade de execução. A principal vantagem da utilização do ensaio CTOD é devida à possibilidade da sua aplicação tanto em materiais de elevada resistência mecânica, onde predominam os conceitos da mecânica da fratura linear-elástica, quanto em materiais dúcteis onde se tem o comportamento elasto-plástico. Desse modo, o ensaio CTOD pode ser bastante indicado em pesquisa e desenvolvimento de novas microestruturas, onde não se tenha resultados prévios do comportamento de fratura dos materiais (22).

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. Materiais

As soldas foram feitas utilizando-se um substrato em aço BS EN10025, uma chapa com dimensões 200x140x30 mm, e pinos cônicos em diferentes tipos de aço, a saber:

P1: Pinos obtidos a partir de barras laminadas a quente cilíndricas com 30 mm de diâmetro em aço BS EN14;

P2: Pinos obtidos a partir de chapas de 25 mm em aço APIX65 resistente ao H₂S, com teores de carbono e elementos residuais como enxofre e fósforo bastante baixos;

Os reparos foram feitos em uma máquina de soldagem por atrito NEI – John Thompson modelo FW-13 (pertencente ao centro de pesquisas TWI em Cambridge-Inglaterra, Figura 4.1) com carga de 150 kN e velocidade rotacional de 1550 rpm. O controle do processo foi feito estabelecendo-se comprimentos de queima de 4 mm para todos os pinos.



Figura 4.1 Unidade de Solda Por Arito

As soldas foram classificadas em três grupos do acordo com o tipo do material do pino e a utilização de pré-aquecimento. Somente as soldas com pinos P1 sofreram pré-aquecimento. A Tabela 4-1 apresenta esta classificação com mais detalhes sobre a realização das soldas.

Tabela 4-1 Classificação e nomenclatura das amostras

Grupo	Material Pino	Força axial (kN)	Pré-aquecimento	Burnoff
THX08	X65	150	-	4
TH06	EN 14	150	-	4
TH22H	EN 14	150	200°C	4

A Figura 4.2 apresenta fotos de topo das três chapas soldadas com os diferentes pinos e uma marcação para identificar as soldas e os corpos de prova retirados para a realização dos ensaios.

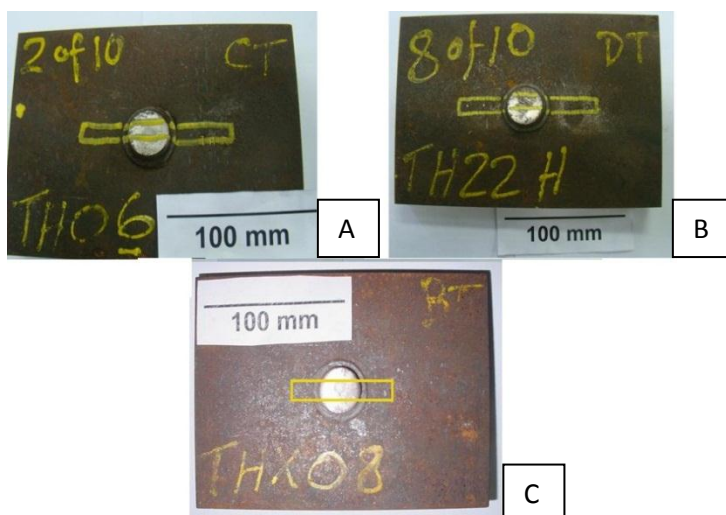


Figura 4.2 Identificação das amostras e do local de retirada dos corpos de prova. (a) Amostra TH06. (b) Amostra TH22H. (c) Amostra THX08

As chapas foram seccionadas nas partes onde estão as marcações em amarelo e ao longo das suas espessuras, então retirados e preparados os corpos de prova como mostrado na Figura 4.3.

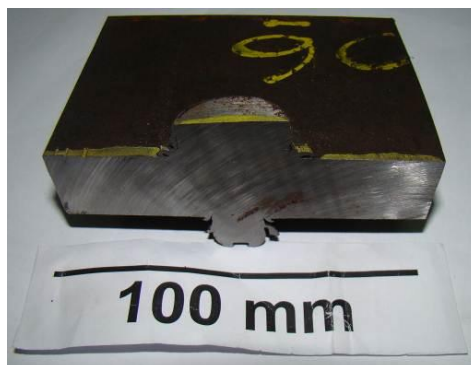


Figura 4.3 Secção transversal do corpo-de-prova

4.2. Análise das composições químicas

As composições químicas dos materiais foram verificadas em um espectrômetro de emissão ótica da marca SPECTRO, modelo Spectrolab. Realizou-se cinco queimas em uma amostra de cada material e obteve-se a média aritmética desses valores. A Tabela 4.2 apresenta as análises químicas realizadas nos materiais dos pinos e da chapa juntamente com as composições típicas dos aços.

Espectrometria de emissão ótica: essa técnica engloba uma série de métodos que se baseiam na emissão de radiação característica de elementos químicos em contato com fontes térmicas ou elétricas. Essas fontes excitam os átomos a níveis maiores de energia que a energia do Estado Fundamental. Quando, do estado excitado retornam ao fundamental, emitem uma radiação característica de comprimento de onda específica para cada elemento (27).

Tabela 4-2 Análise das composições químicas das amostras utilizadas e composições nominais.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Ti
Substrato	0,149	0,375	1,36	0,009	0,014	<0,00100	<0,00500	0,015	-
BS EN10025	0,2 máx	0,5 máx	1,5 máx	0,04 máx	0,04 máx	-	-	0,149	0,149
TH06	0,187	0,232	1,54	0,022	0,02	0,0424	<0,00500	0,019	<0,00100
TH22H	0,206	0,23	1,59	0,024	0,022	0,0425	<0,00500	0,019	<0,00100
BS EN14	0,15 - 0,25	0,1 - 0,35	1,3 - 1,7	0,06 máx	0,06 máx	0,25 máx	-	0,4 máx	-
THX08	0,0403	0,256	1,32	0,006	<0,00100	0,207	<u>0,265</u>	0,245	0,0096
API 5L X65	0,032	0,25	1,26	<u>0,03</u> máx	0,03 máx	0,22	0,27	0,26	0,06 máx

4.3. Preparação Metalográfica

As superfícies de interesse das amostras obtidas foram lixadas segundo a sequência granulométrica de 80, 120, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh, a fim de tornar as superfícies mais planas e com menores rugosidades. Após, cada amostra foi atacada com o reagente químico adequado e feito análise macrográfica, lixada novamente com lixa d'água de 1200mesh e polida com pasta abrasiva diamantada.

O polimento serve para tornar as superfícies especulares, permitindo a análise em microscópio ótico.

O ataque químico em Nital é feito por imersão, aproximadamente 5s, do corpo de prova em um reagente de Ácido Nítrico diluído em Álcool (2% HNO₃); promove a dissolução e oxidação seletiva e permite a observação das fases e microconstituintes presentes do aço ao carbono.

Após o polimento foram feitas as análises do teor de inclusões, ataque químico, novamente com nital 2% ou ácido oxálico, e análise metalográfica. Terminadas todas as etapas descritas, foram feitos os ensaios de microdureza e análise em MEV (microscopia eletrônica de varredura).

4.4. Análise Macrográfica

A análise macroscópica é feita a olho nu e em lupa de baixo aumento, até 30x, na amostra lixada e atacada. Teve como objetivo a observação da textura do material, segregação de elementos, trincas e outros defeitos metalúrgicos. Para a solda é principalmente utilizado para a verificação de defeitos na zona de ligação e para dimensionar o tamanho da zona afetada pelo calor (ZTA). O registro das análises foi feito em um scanner.

4.5. Análise Micrográfica

Foram obtidas fotomicrografias em um microscópio ótico OLYMPUS, modelo BX51M, com câmera digital acoplada com ampliações de 50x, 100x, 200x, 500x e 1000x.

Análise de Inclusões: após a análise macrográfica, as amostras foram novamente polidas a fim de se caracterizar os materiais dos pinos e da chapa em relação ao teor de

inclusões presentes. As fotos foram obtidas em aumentos de 100x e 200x e comparadas com imagens-padrão (figura 4.4) - classificação segundo a norma ASTM – E 45 – 46 T, que divide as inclusões nos tipos A, B, C, e D, classificadas em séries fina e grossa, com cinco aspectos diferentes e numerados de 1 a 5 para cada série em um aumento de 100x – a fim de se avaliar o tipo e a quantidade das inclusões.

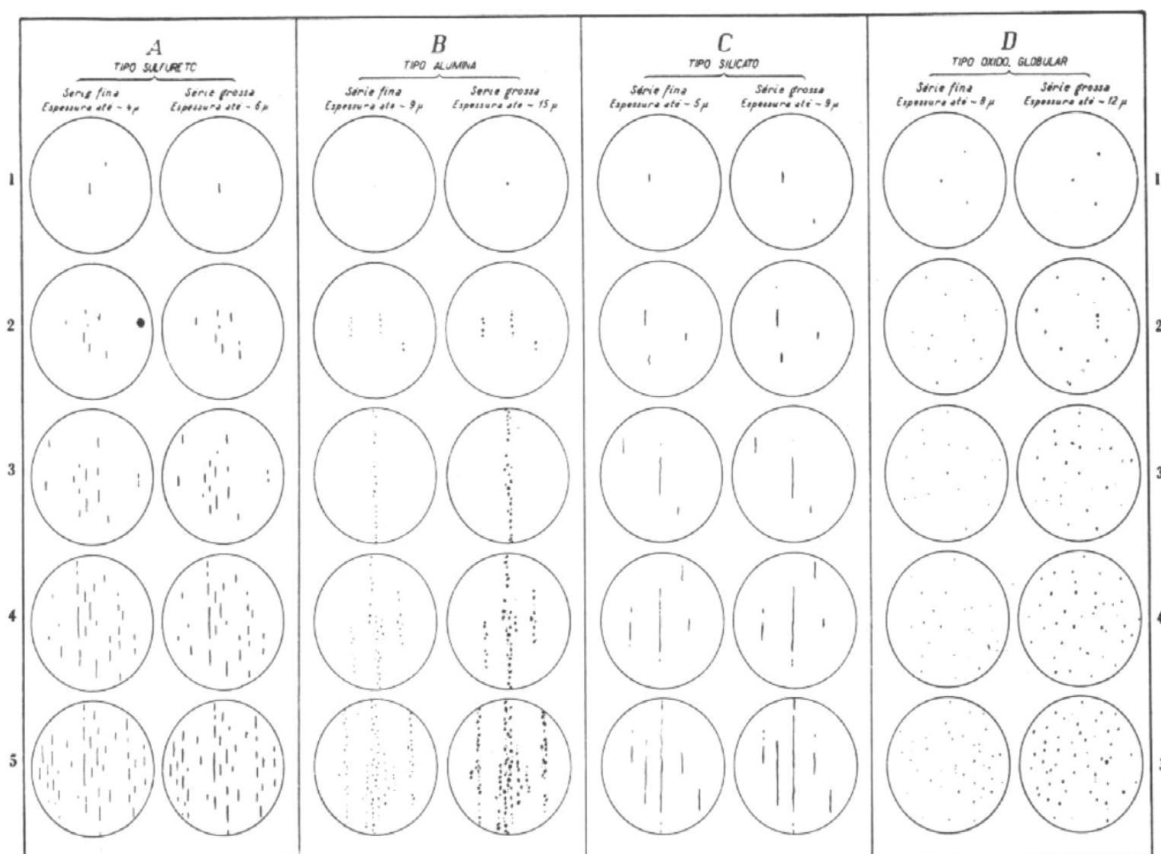


Figura 4.4 Avaliação da quantidade e do tipo de inclusões nos aços segundo a norma ASTM E45: A – sulfetos; B – alumina; C – silicato; D – óxido globular.

Análise Microestrutural: com as amostras devidamente polidas e após o registro das micrografias para análise das inclusões, fez-se o ataque químico com reagente de Nital 2% e levou-se as amostra novamente para a análise no microscópio ótico. O reagente de Nital é adequado para revelar o contorno dos grãos ferríticos, as colônias de perlita e a microestrutura martensítica dos aços. Foram obtidas fotos das seguintes regiões: região central do pino, material chapa, zona termo-mecanicamente afetada, zona afetada pelo calor e zona de ligação em aumentos de 50x, 100x 200x, 500x e 1000x, com o objetivo de acompanhar as alterações microestruturais ocorridas após o processo de soldagem.

4.6. Análise em MEV

Foram realizadas análises em um microscópio eletrônico de varredura SHIMADSU - modelo SSX-550 SUPERSCAN com sistema de análise de imagens - das amostras polidas e atacadas e das superfícies de fratura das amostras ensaiadas por CTOD.

4.7. Ensaios de microdureza

Para os ensaios de microdureza utilizou-se um microdurômetro da marca INSTRON, modelo Tukon 2100B com carga de 300g. Como mostrado na figura 4.5, foram realizados três perfis horizontais partindo das posições A, B e C, e um perfil vertical no centro do pino. Os perfis horizontais acompanharam as mudanças de dureza partindo do lado esquerdo adjacente a solda, passando pela interface chapa/pino, região central do pino, nova interface pino/chapa e finalizando na região localizada junto a linha vertical Vf. O perfil vertical, posicionado sobre a linha Vc, iniciou na parte superior do pino e acompanhou as mudanças de microestrutura ocorridas no material durante o processo de soldagem. Os pontos A, B e C estão posicionados na linha Vi e localizados verticalmente a 1,5 mm, 10 mm e 18,5 mm, respectivamente, em relação à face superior da chapa.

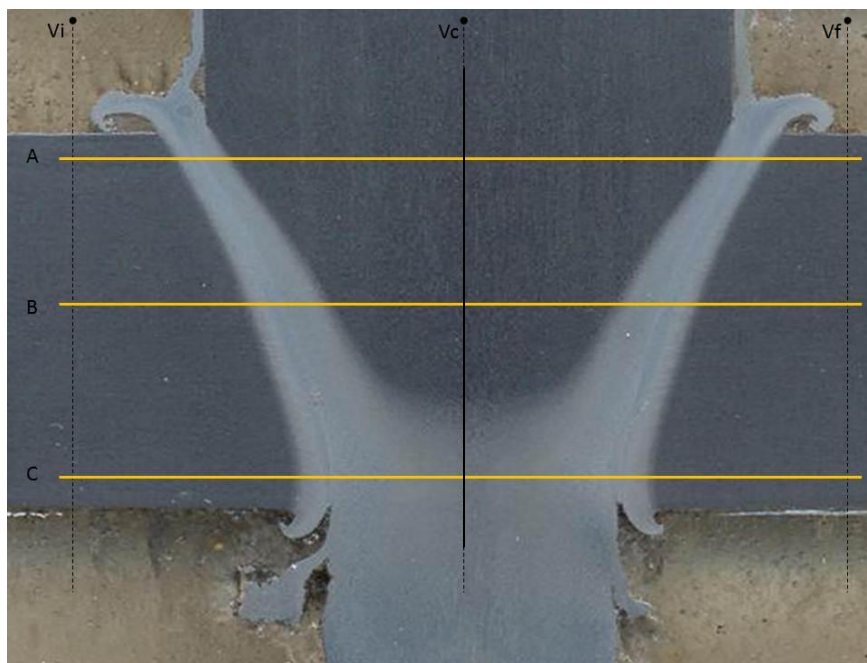


Figura 4.5 Localização dos perfis de microdureza.

Os ensaios foram feitos na escala vickers que utiliza um penetrador de diamante com geometria piramidal e base quadrada; a distância entre as endentações foram de 0,2mm.

4.8. Ensaio CTOD

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma BS 7448-1 (28), as pré-trincas de fadiga foram realizadas em máquina servo-hidráulica marca MTS modelo 810 com uso do aplicativo *MTS Fracture Toughness Test Ware* com razão de fadiga (R) de 0,1. Para a realização dos cálculos de CTOD (δ) foram usados valores de tensão de escoamento de 390 MPa. O módulo de elasticidade considerado foi de 210 000 MPa.

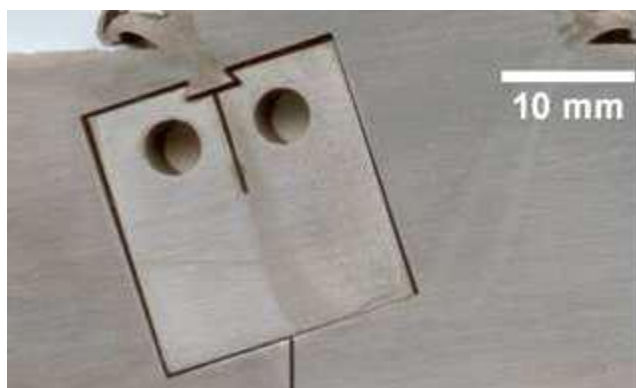


Figura 4.6 Local da retirada do Corpo-de-prova C(T) para ensaio CTOD

Foram utilizados corpos de prova tipo compacto C(T) com 10 mm de espessura e com entalhe posicionado na interface metal base/pino, como exemplificado na figura 4.6. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente e as superfícies de fratura das peças ensaiadas foram observadas em MEV.

A figura 4.7 apresenta a curva de carga aplicada contra a abertura na boca do entalhe (deslocamento do *clip gage*) para a amostra TH06, como um exemplo de curvas geradas nesse ensaio. Dessas curvas se extrai os valores da tensão máxima aplicada e de V_p (relacionado com a abertura do *clip gage que*) que serão usados para a determinação dos valores de CTOD de cada amostra.

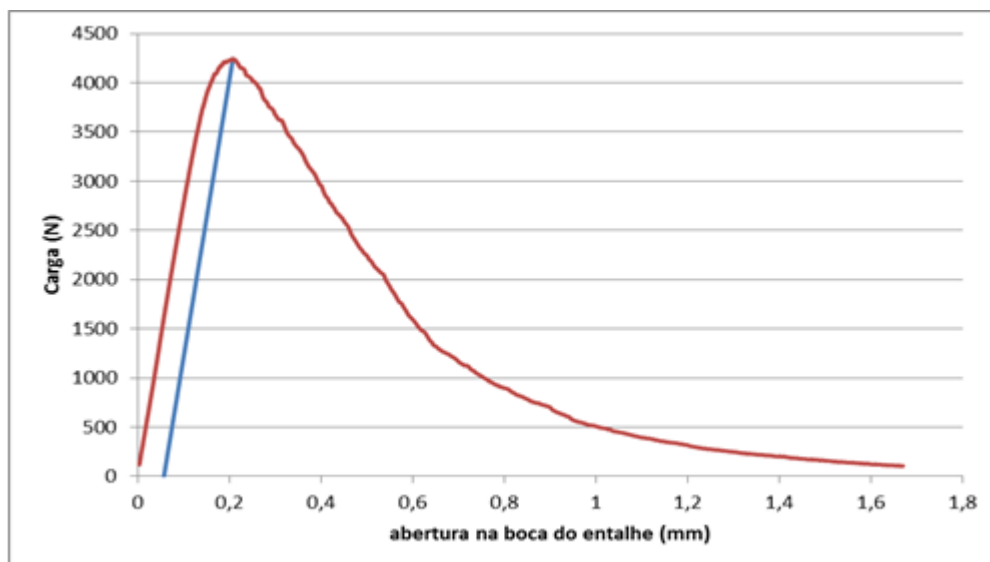


Figura 4.7 Curva obtida em um ensaio CTOD

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Introdução

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos dos ensaios realizados juntamente com avaliações desses resultados nas propriedades de cada condição de soldagem FTPW. A disposição dos resultados segue a seguinte ordem: caracterização metalográfica - avaliação das microestruturas formadas decorrente do ciclo térmico do processo e a comparação dessas estruturas com cada condição de soldagem proposta –, ensaios de microdureza e CTOD para avaliação das propriedades mecânicas.

5.2. Metalografias

5.2.1. Caracterização do substrato

Conforme a Tabela 4-2, a composição química da chapa está condizente com a composição típica dos aços BS EN10025. A análise da superfície polida e sem ataque químico se concentrou em avaliar o teor de inclusões e comparar com a porcentagem de enxofre detectada. As inclusões no metal base foram classificadas como tipo sulfeto, série fina e grau 2. A figura 5.1 foi obtida em 100x de aumento, em uma região distante da ZTA localizada no centro da chapa, em aproximadamente 10 mm da superfície superior.

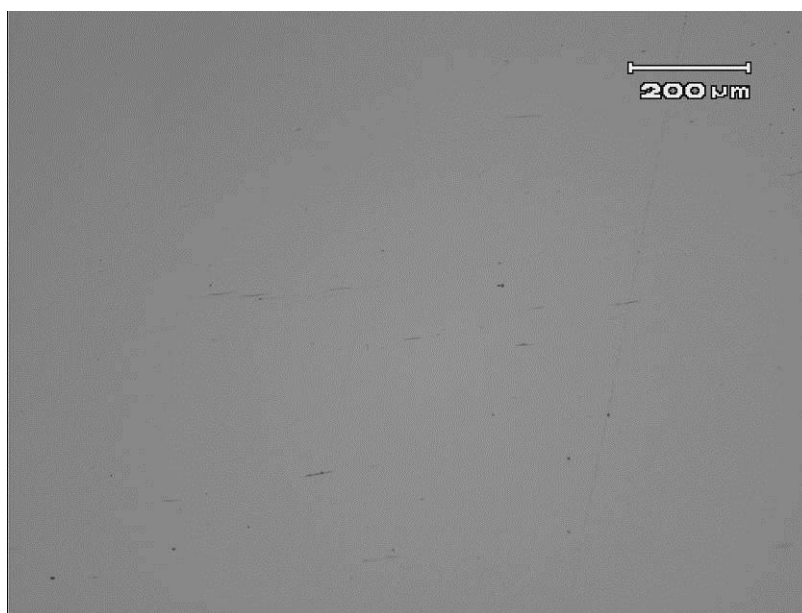


Figura 5.1 Micrografia do material da chapa. Sem ataque. MO em 100x

O metal base apresenta microestrutura bandeada de ferrita e perlita, e, na ZTMA, observou-se inclusões de MnS alinhadas no sentido da deformação dos grãos (Figura 5.2). Por atuarem como concentradores de tensões, essas inclusões podem afetar o desempenho do material, pois se encontram em uma região com maior dureza que o metal base.

Ou seja, a influência das inclusões na ZTMA é mais significativa que no metal base, pois esse possui uma menor resistência mecânica, suportando maiores tamanhos de defeitos.

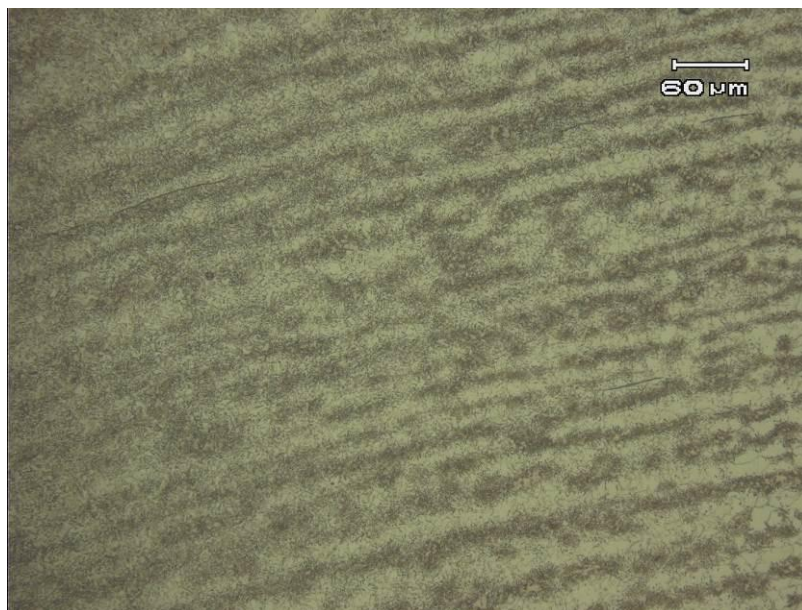


Figura 5.2 Micrografia da ZTMA do metal base – estrutura bandeada de ferrita e martensita, grãos deformados e sulfetos alinhados. Ataque: Nital 2%. MO em 200x.

Na figura 5.3 (a) pode se observar a microestrutura bandeada, com tamanho heterogêneo dos grãos ferríticos e das colônias de perlita. Já a figura 5.3 (b) mostra um exemplo de inclusão alinhada no sentido da laminação decorrente do processo de fabricação da chapa e uma visão mais detalhada das colônias de perlita.

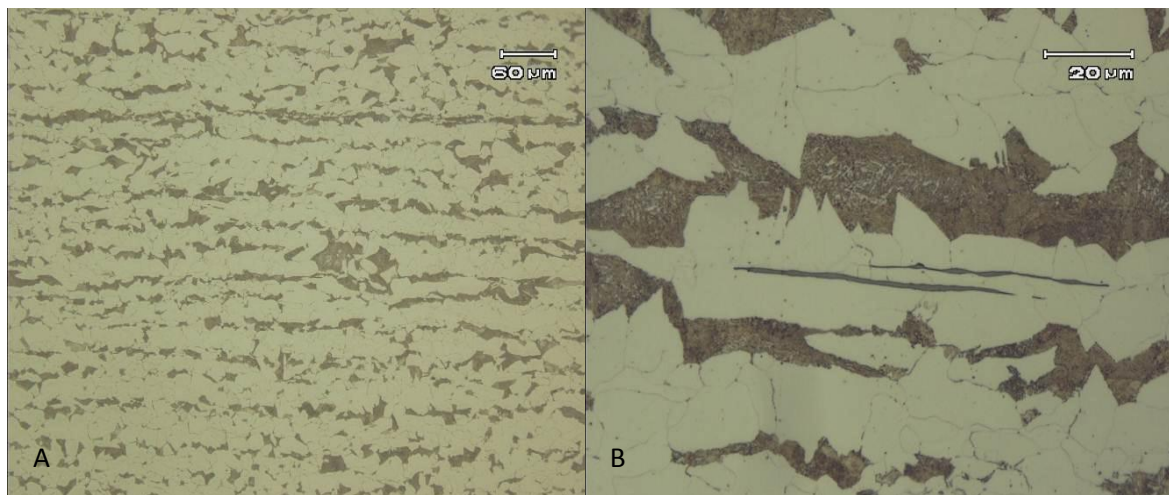


Figura 5.3 Metalografia do material base do substrato. Ataque: Nital 2%. (a) MO em 200x. (b) MO em 1000x.

5.2.2. Macrografias

A geometria do pino e do furo, o alinhamento das partes a serem soldadas e a força axial de soldagem são os fatores predominantes em uma soldagem por fricção com pinos consumíveis para uma boa adesão na zona de ligação e para a presença de defeitos nas soldas. A partir da análise visual e em lupa de baixo aumento não se constatou a presença de defeitos macroscópicos nas juntas unidas com os pinos em aço carbono. Deve-se atentar para o fato de que na soldagem em campo esses fatores geométricos e de alinhamento se constituem em uma dificuldade para a eliminação dos defeitos, assim como a força utilizada, que, dependendo da estrutura, deve ser substancialmente menor.

A figura 5.4 mostra as macrografias dos corpos de prova THX08, TH06, TH22H, juntamente com as indicações das regiões da junta, a saber: o metal base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA), zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA), a zona de ligação (ZL) e o pino consumível (PINO).

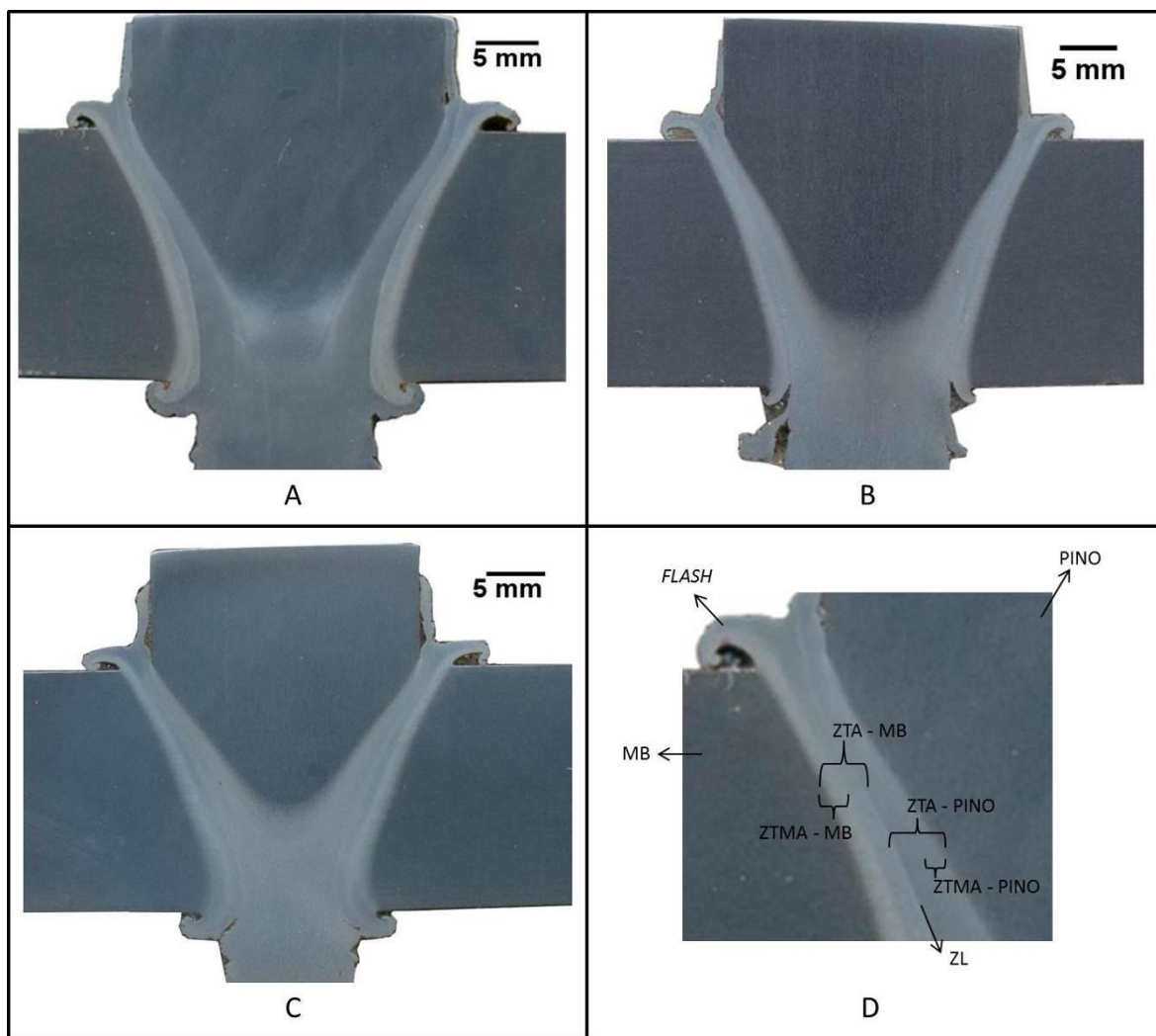


Figura 5.4 Macrografias dos corpos de prova utilizados para as metalografias e ensaios de microdureza: (a) THX08; (b) TH06; (c) TH22H; (d) detalhe das regiões da solda.

5.2.3. Análise de Inclusões dos pinos

As inclusões não-metálicas surgem em meio à matriz dos diferentes tipos de aços, como decorrência dos processos de fabricação dessas ligas ferrosas, geralmente ainda no estado líquido, que muitas vezes não permitem a eliminação completa dessas impurezas, provenientes de diversas fontes (matéria-prima, condições ambientais durante a fabricação e outras), que assim ficam retidas no material após todos os processos de fabricação, no alto forno, aciaria, lingotamento contínuo e processos de conformação mecânica (laminação, trefilação e outros).

Sabe-se que essas partículas apresentam características peculiares, que afetam as propriedades mecânicas e químicas dos aços. Alguns parâmetros microestruturais dessas

partículas são particularmente importantes, como sua fração volumétrica, seu tamanho médio e sua distribuição. Dependendo desses parâmetros, o efeito dessas partículas nas propriedades dos aços pode ser mais ou menos significativo. Afetam principalmente a resistência à fadiga e à corrosão e o modo de fratura dos aços. Durante o processo de fratura os vazios são formados inicialmente nas inclusões de MnS, que geralmente são as maiores, depois nas inclusões de óxidos e finalmente nas pequenas partículas de carbeto. A redução do teor de inclusões aumenta a resistência à nucleação de vazios, melhorando as propriedades mecânicas dos aços. A redução do teor de enxofre, e conseqüentemente da presença de sulfetos de manganês, pode melhorar a tenacidade à fratura dos aços (28).

As figuras 5.5, 5.6 e 5.7 apresentam as micrografias dos pinos das amostras THX08, TH06 e TH22H respectivamente. As fotos foram obtidas das superfícies polidas e sem ataque químico.

Todas as amostras apresentaram inclusões do tipo sulfeto série fina e o teor de inclusões foi determinado após comparação das imagens com os padrões da Figura 4.4.

O pino em aço API X65 apresentou um baixíssimo teor de sulfetos, a Figura 5.5 com aumento em 500x evidencia esse fato.

Os pinos com e sem pré-aquecimento, em aço BS EN14 mostraram um teor de sulfetos de grau dois.

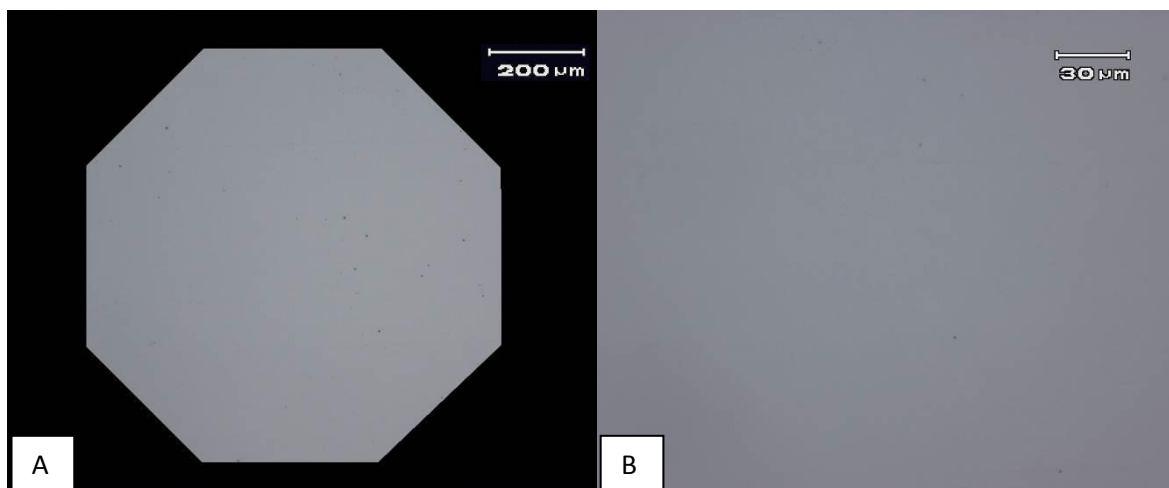


Figura 5.5 (a) micrografia do pino da amostra THX08, 100x; (b) micrografia do pino da amostra THX08, 500x

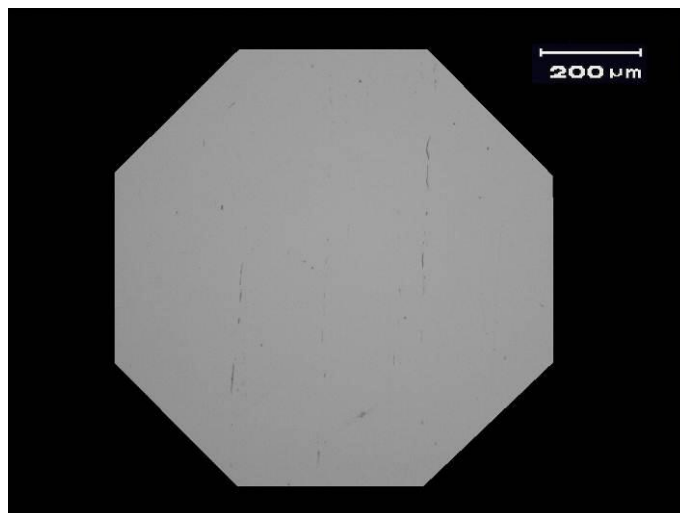


Figura 5.6 micrografia do pino da amostra TH06, sem ataque, 100x .

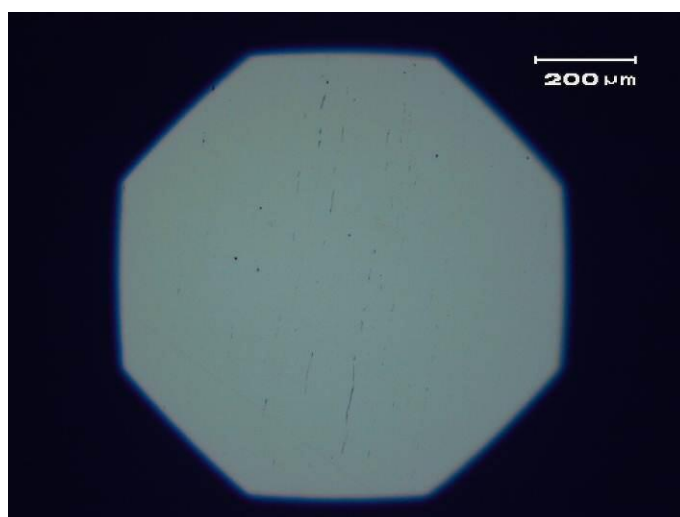


Figura 5.7 Micrografia do pino da amostra com pré-aquecimento TH22H. Sem ataque. MO 100x.

5.2.4. Análises Micrográficas

Mesmo que na soldagem por fricção não ocorra processo de solidificação, as temperaturas alcançadas nas superfícies atritadas devem ser suficientes para a plastificação do material. Sendo assim, as regiões próximas a zona de ligação podem alcançar temperaturas capazes de promover a austenitização dos aços. Findo o ciclo de soldagem, e dependendo da taxa de resfriamento, diferentes microestruturas podem ser formadas. As metalografias auxiliam na verificação e caracterização dessas microestruturas. Para esse fim foram tiradas fotomicrografias nas seguintes regiões: ZL, ZTA-MB e ZTA-PINO (regiões da chapa e do pino, respectivamente, adjacentes à zona de ligação que foram afetadas pela temperatura do processo) ZTMA-MB e ZTMA-PINO (fração de material da

chapa - ou do pino - que, além de ser aquecida acima da temperatura de austenitização, sofreu trabalho mecânico).

Foram também realizadas fotomontagens, nas quais fotos tiradas em 50x de aumento em MO de todas as regiões da junta são renderizadas com o auxílio do software Microsoft ICE. Essas montagens permitem uma visão macroscópica mais detalhada e auxilia no estudo das microestruturas nas regiões da solda. Com essa montagens foram feitas também as medidas dos tamanhos da ZTA e ZTMA com maior precisão, usando recursos do software ImageJ. Essas medidas foram feitas na linha horizontal central da amostra, a 10 mm da superfície superior.

5.2.4.1. *Amostra THX08*

Amostra soldada com pino API X65, força axial de 150kN e sem pré-aquecimento.

O Aço API X65 possui reduzidos teores de carbono e enxofre em sua composição, o que diminui a possibilidade do surgimento de fases frágeis, devido o ciclo térmico, e de inclusões na ZTA. A figura 5.8 é uma fotomontagem dessa amostra. Os tamanhos das ZTAs e ZTMAs medidos estão listados abaixo.

ZTA-MB: 1,85mm;

ZTMA-MB: 1,03mm;

ZTA-PINO: 2,09;

ZTMA-PINO: 0,88mm.

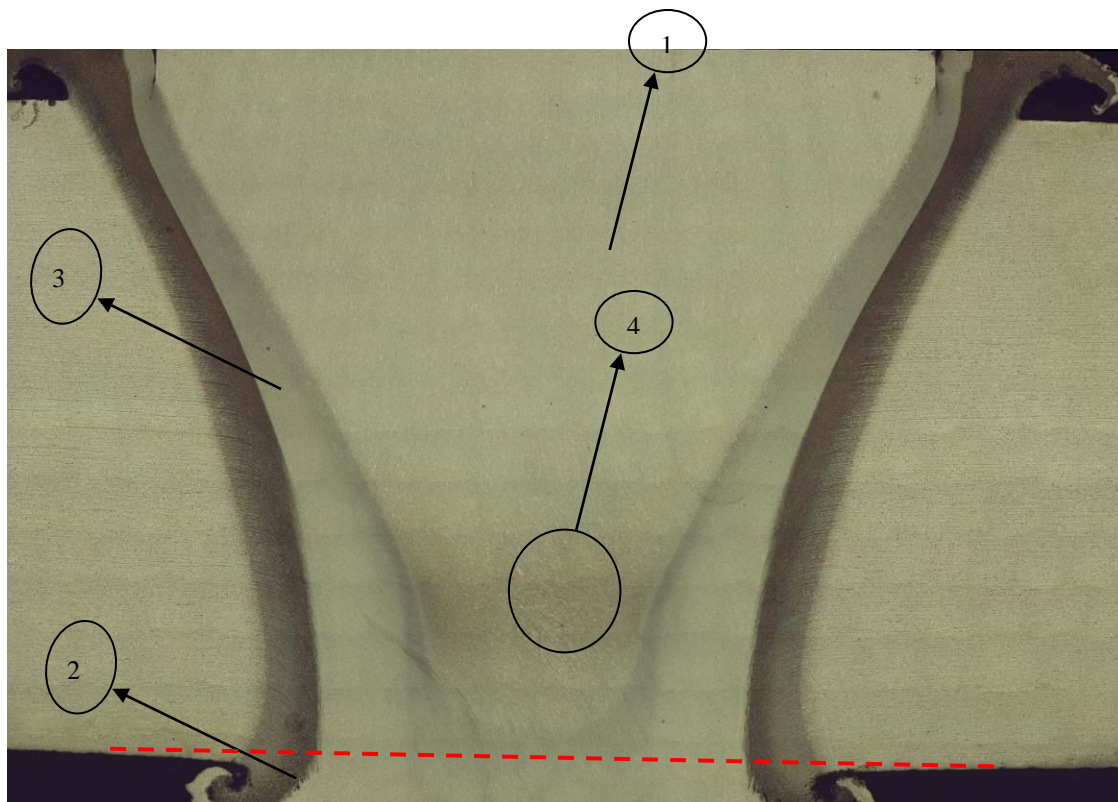


Figura 5.8 – Macroscopia amostra THX08. Ataque nital 2%. MO.

Na região inferior da junta (conforme indicado pela seta 2 na figura 5.8) foi verificada a presença de defeitos como falta de adesão na zona de ligação próximo ao *flash*. Porém esses defeitos se mantêm abaixo da linha pontilhada e, sendo a peça usinada, os defeitos podem ser eliminados após o processo. A Figura 5.9 mostra com um maior aumento a região que contém esse defeito; pode ser observada também a presença de micro-projeções, que promovem uma melhor adesão entre as duas superfícies atritadas.

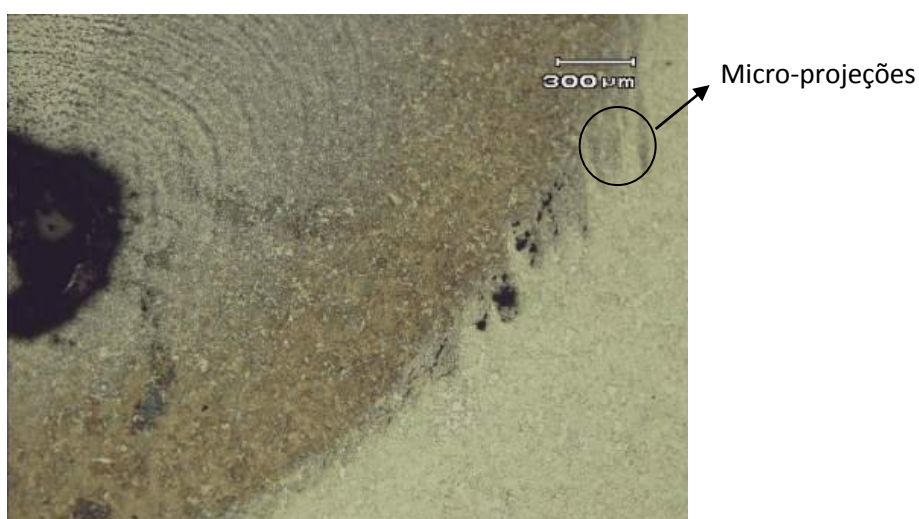


Figura 5.9 Amostra THX08. Detalhe da região do *flash*.

O material do pino P2 apresentou uma microestrutura refinada, essencialmente de grãos ferríticos, presença de perlita fina e pouco ou nenhum bandejamento. A Figura 5.10 mostra a metalografia desse pino em 200 e 1000x de aumento. A foto foi tirada no centro do pino, indicado por 1 na figura 5.8.

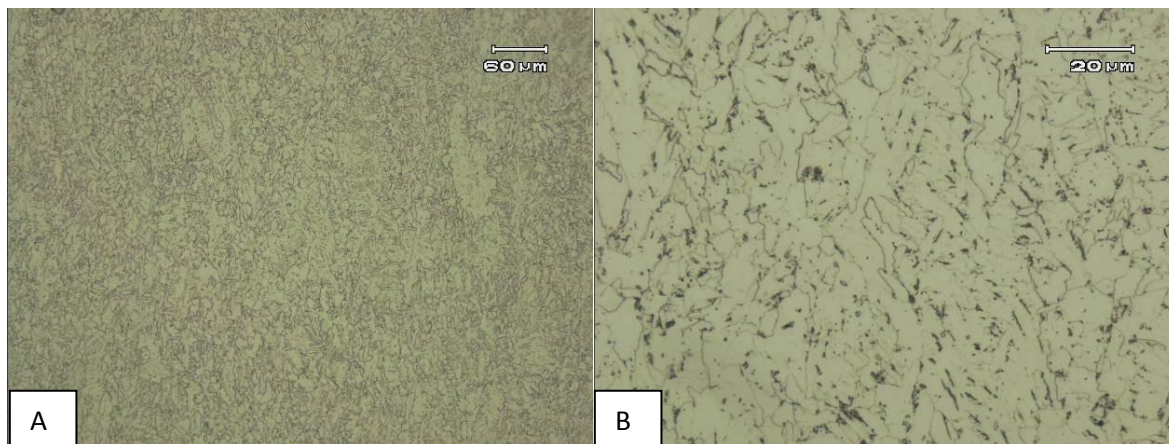


Figura 5.10 Caracterização do pino da amostra THX08. Ataque: nital 2%. (a) MO 200x. (b) MO 1000x.

A Figura 5.11 foi obtida na região indicada pela seta 3 na figura 5.8 e mostra a micrografia da zona de ligação dessa amostra. Pode se observar uma boa ligação metalúrgica entre o metal base (à esquerda nas figuras) e o material do pino.

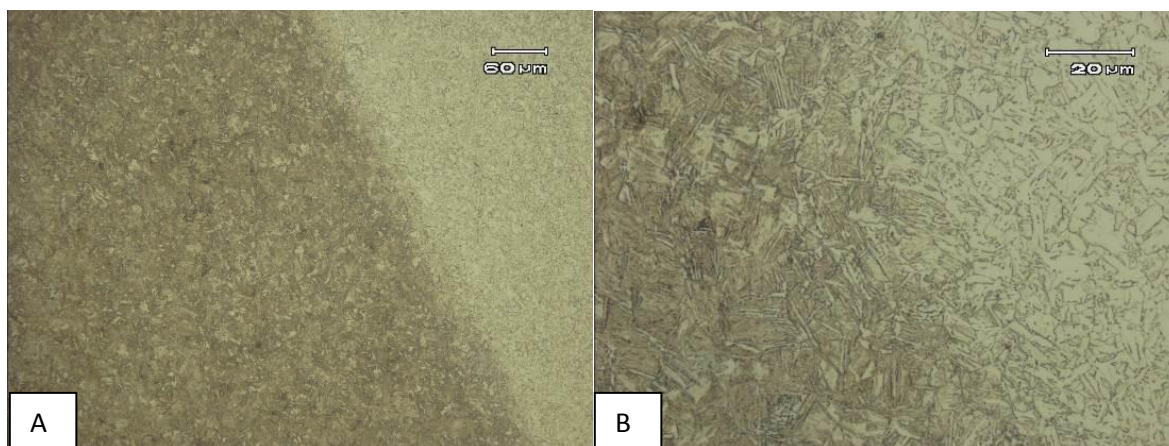


Figura 5.11 ZL amostra THX08. Ataque: Nital 2% (a) MO 200x. (b) MO 1000x.

A ZTA na afetada mecanicamente do pino apresentou uma microestrutura formada por ferrita granular e na ZTMA houve a formação de martensita de baixo carbono e grãos de ferrita deformados devido ao trabalho mecânico. As figuras 5.12 e 5.13 apresentam essas microestruturas. Também se observou essas mesmas estruturas na região indicada pela seta de número 4 na figura 5.8.



Figura 5.12 ZTA-PINO da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. MO em 1000x.

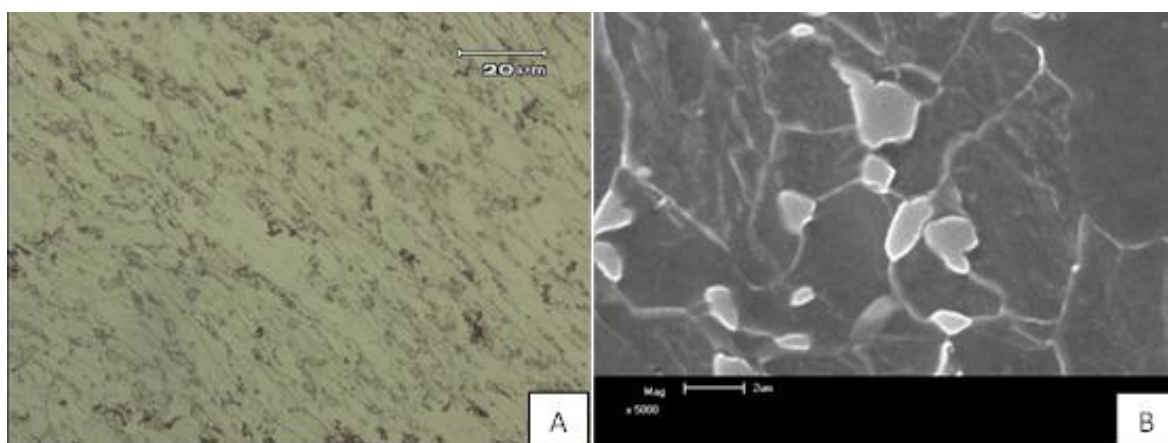


Figura 5.13 ZTMA-PINO da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. (a)MO em 1000x. (b) MEV em 5000x.

As microestruturas formadas na ZTA e na ZTMA do metal base estão mostradas nas Figuras 5.14 e 5.15 respectivamente.

Microestrutura heterogênea ferrítica, martensítica e bainítica na região da ZTA em que não houve trabalho mecânico.

A ZTMA apresentou uma microestrutura bandeada de ferrita e martensita. Pode-se observar também a presença de ferrita de Widmanstätten.



Figura 5.14 ZTA-MB da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. MO em 1000x.

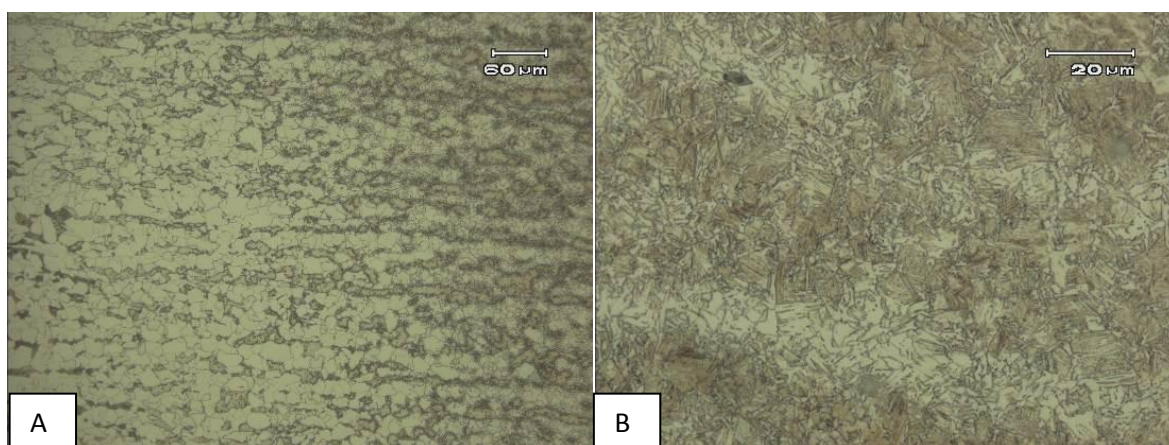


Figura 5.15 ZTMA-MB da amostra THX08. Ataque: Nital 2%. (a) MO em 200x. (b) MO em 1000x.

5.2.4.2. Amostra TH06

Pino BS EN14 soldado com carga de 150KN sem pré-aquecimento. Uma foto montagem com micrografias em 50x de aumento dessa amostra é mostrada na figura 5.16. A partir dessa figura pode-se esperar a formação de fases com maiores durezas na ZTA do pino e observa-se maiores tamanhos das ZTAs e dos defeitos nas rebarbas inferiores (Figura 5.16), quando comparados com a amostra THX08.

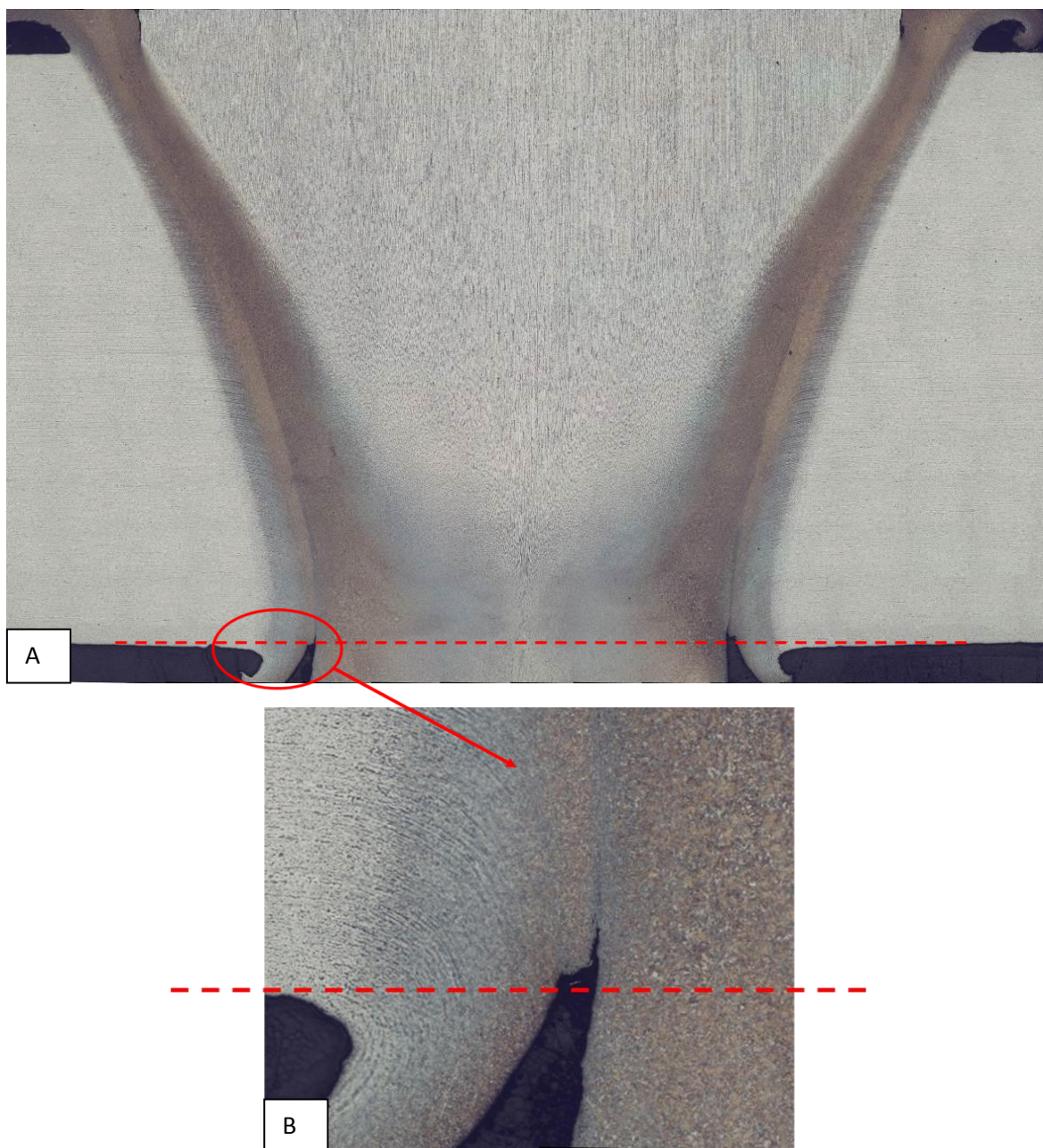


Figura 5.16 (a) Macrografia em MO da amostra TH06. (b) Detalhe do *flash*.

Medidas das ZTAs e ZTMAs: ZTA-MB: 1,76mm; ZTMA-MB: 0,94mm; ZTA: 2,28mm; ZTMA: 1,06mm. Já se pode notar um aumento do tamanho da ZTA total dessa amostra (ZTA-PINO + ZTA-MB) em relação à amostra THX08.

A figura 5.17 indica as regiões da solda de onde foram tiradas as metalografias: 1- Material do pino, 2 – ZTMA-PINO, 3 – ZTA-PINO, 4 - ZTA-MB e 5 - ZTMA-MB.

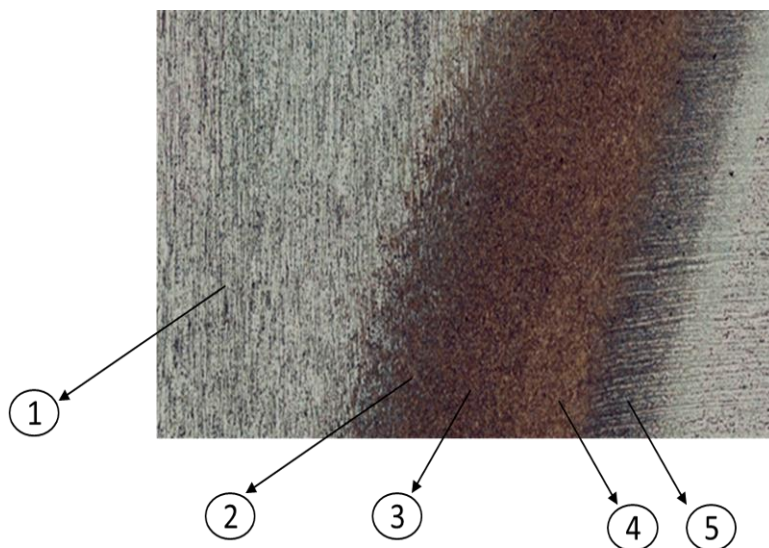


Figura 5.17 ZTA amostra TH06. Ataque: nital 2%

1 - O material do pino apresentou microestrutura bandeada de ferrita e perlita (figura 5.18)

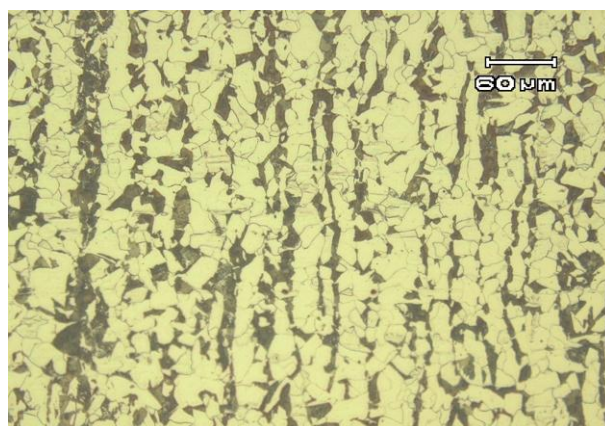


Figura 5.18 Caracterização do pino da amostra TH06. Ataque: nital 2%. Moem 200x.

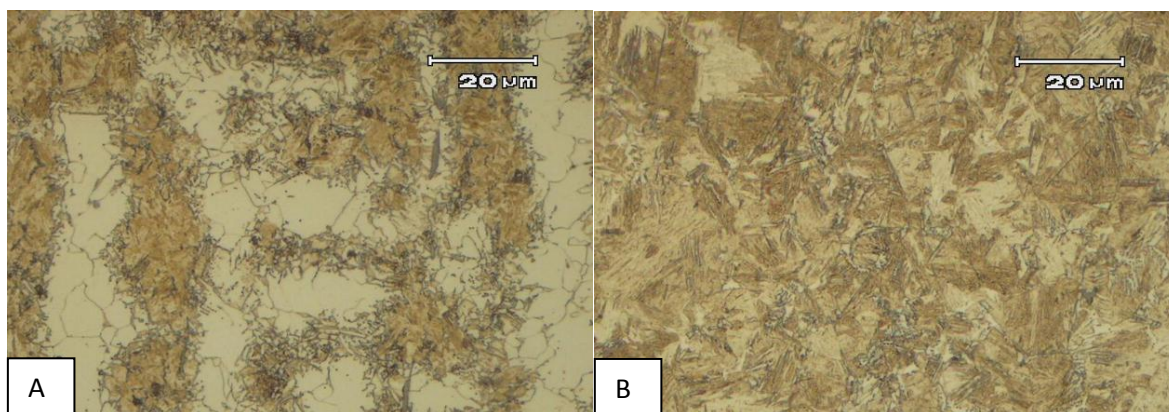


Figura 5.19 (a) ZTMA-PINO e (b) ZTA-PINO da amostra TH06. Ataque: nital 2 %. MO 1000x

2 e 3 – A ZTMA do pino (2) apresentou microestrutura bandeada martensítica e ferrítica; já a região da ZTA(3) que não sofreu trabalho mecânico apresentou microestrutura predominantemente martensítica com presença de ferrita de Widmanstätten e Bainita (Figura 5.19).

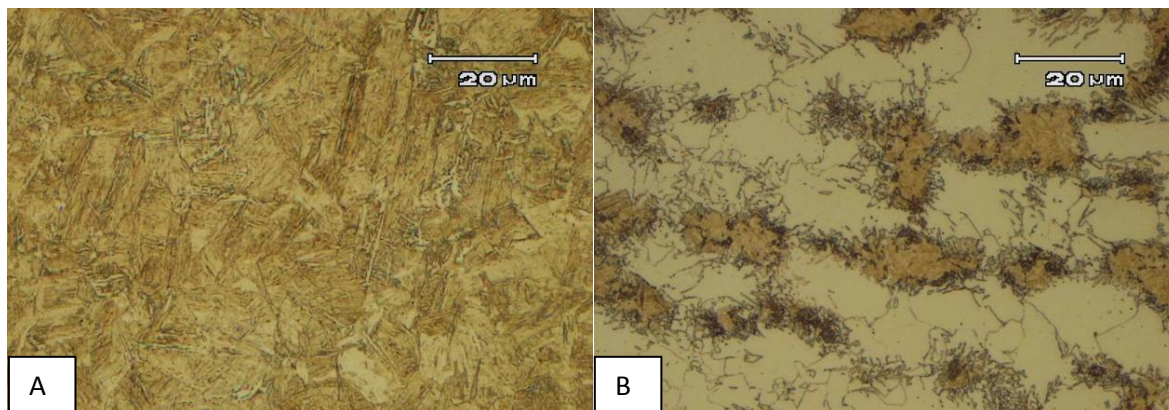


Figura 5.20 (a) ZTA-MB e (b) ZTMA-MB da amostra TH06. Ataque: nital 2%. MO e 1000x.

4 e 5 - A ZTA do metal base (4), apresentou microestrutura com predominância de martensita e presença de ferrita de Widmanstätten (figura 5.20(a)); ZTMA do Metal Base (5), similarmente ao pino, com bandeamento de martensita e ferrita (figura 5.20(b)).

5.2.4.3. Amostra TH22H

O uso de pré-aquecimento no processo diminui a taxa de resfriamento, pois a velocidade com que ocorre a extração do calor está diretamente relacionada com a diferença entre as temperaturas final e inicial do processo. A necessidade de pré-aquecimento aumenta com o tamanho dos componentes e da temperatura máxima alcançada e a escolha da temperatura depende basicamente do teor de carbono equivalente do material. A amostra TH22H foi soldada com pino em aço BS EN14 com força axial de 150 kN e temperatura de pré-aquecimento de 200°C.

A partir da fotomontagem (figura 5.21) pode-se notar que os tamanhos dos defeitos nas rebarbas foram diminuídos em relação à amostra soldada sem pré-aquecimento e houve também um aumento significativo do tamanho da ZTA, a saber:

ZTA-MB: 2,14mm;

ZTMA-MB: 1,32mm;

ZTA-PINO: 2,67mm;

ZTMA-PINO: 1,25mm.

O crescimento da ZTA da amostra pode ser explicado pelo fato de que as regiões adjacentes à região da solda permanecem maiores tempos à temperaturas mais elevadas, fazendo com que a taxa de resfriamento diminua. Dessa forma, regiões mais afastadas do metal base e do pino podem ser afetadas pelo calor gerado na fricção entre as superfícies. Espera-se também que com a utilização do pré-aquecimento haja a formação de fases menos frágeis na ZTA.

A Figura 5.22 mostra um esquema com indicações de onde foram obtidas as imagens para análise metalográfica.

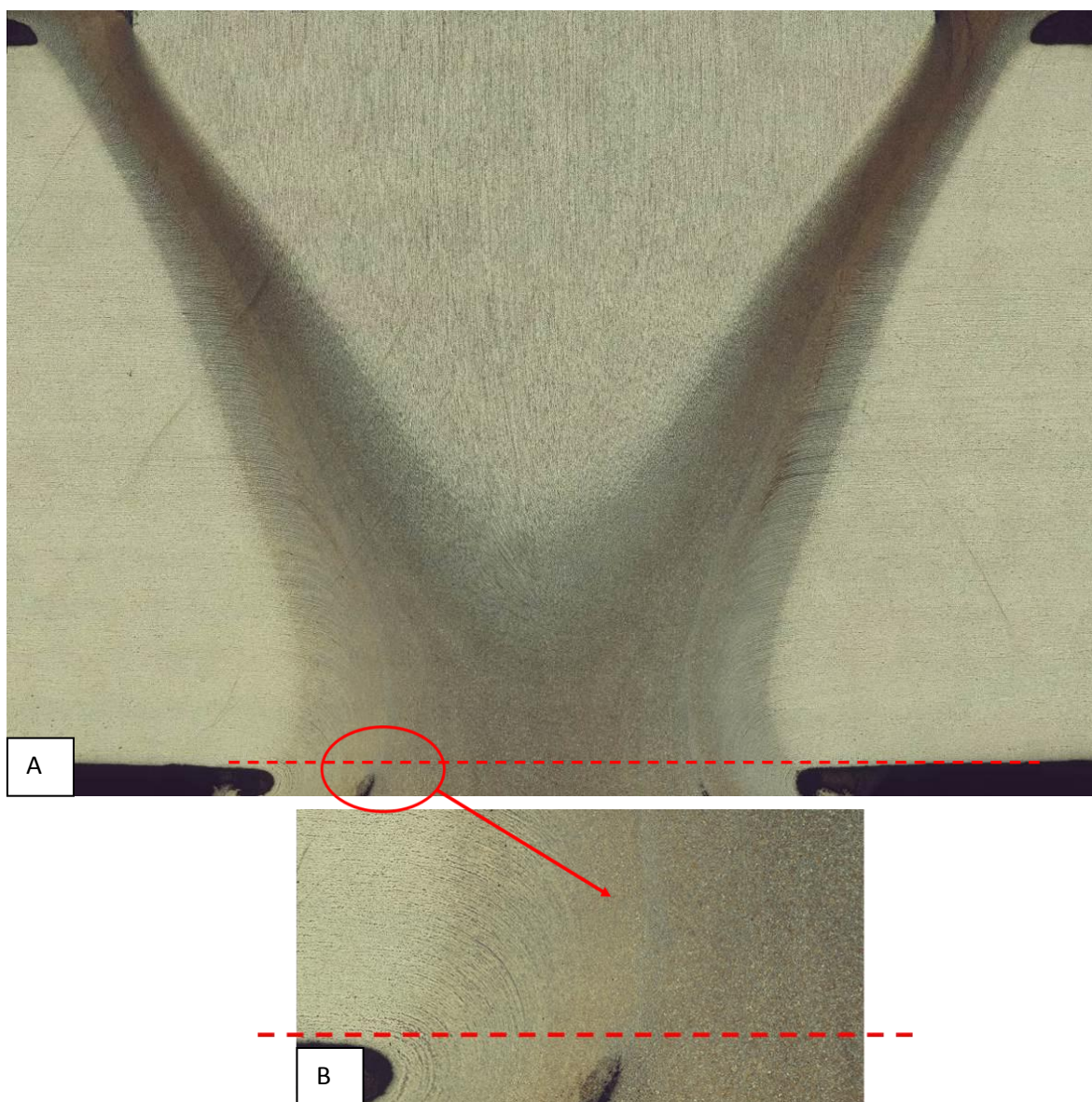


Figura 5.21 – (a) Macrografia em MO da amostra TH22H. (b) Detalhe do *flash*.

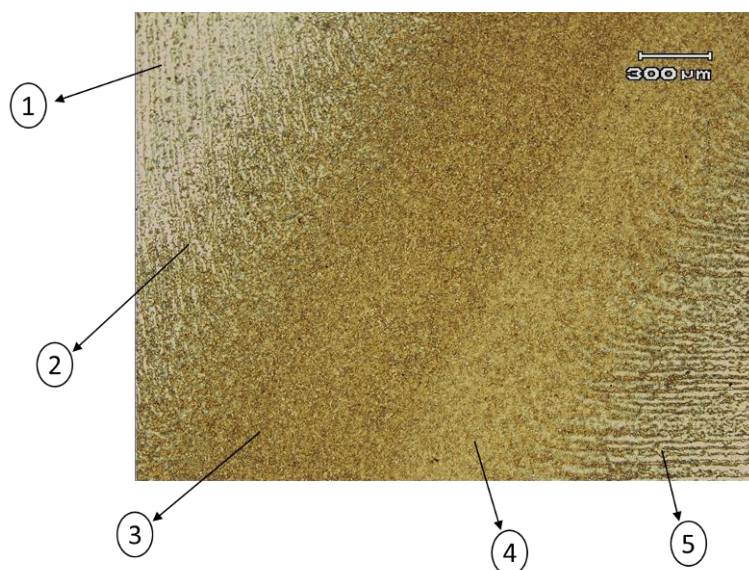


Figura 5.22 ZTA da amostra TH22H. Ataque: nital 2%

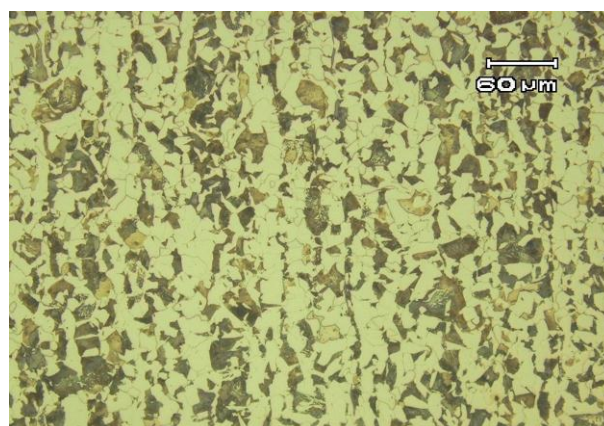


Figura 5.23 Caracterização do pino da amostra TH22H. Ataque: nital 2%. MO em 100x.

1 – O pino apresenta microestrutura bandeada de ferrita e perlita, assim como na amostra TH06, porém com uma granulometria ligeiramente mais refinada que esta última (Figura 5.23).

2 - ZTMA-PINO: Microestrutura bandeada de ferrita, martensita e bainita (Figura 5.24 (a))

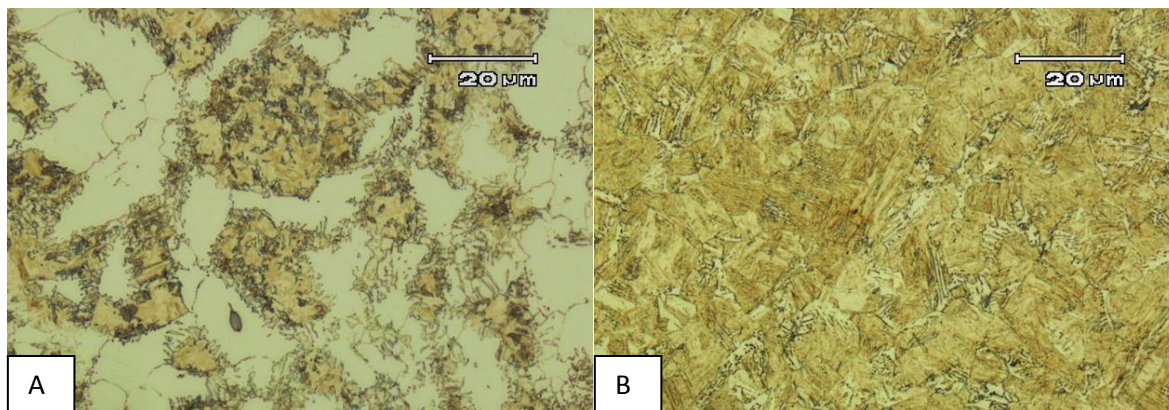


Figura 5.24 (a) ZTMA – PINO e (b) ZTA-PINO da amostra TH22H. Ataque Nital 2%. MO em 1000x

3 – ZTA-PINO: Microestrutura predominantemente martensítica com presença de ferrita de Widmanstätten e bainita (Figura 5.24(b)).

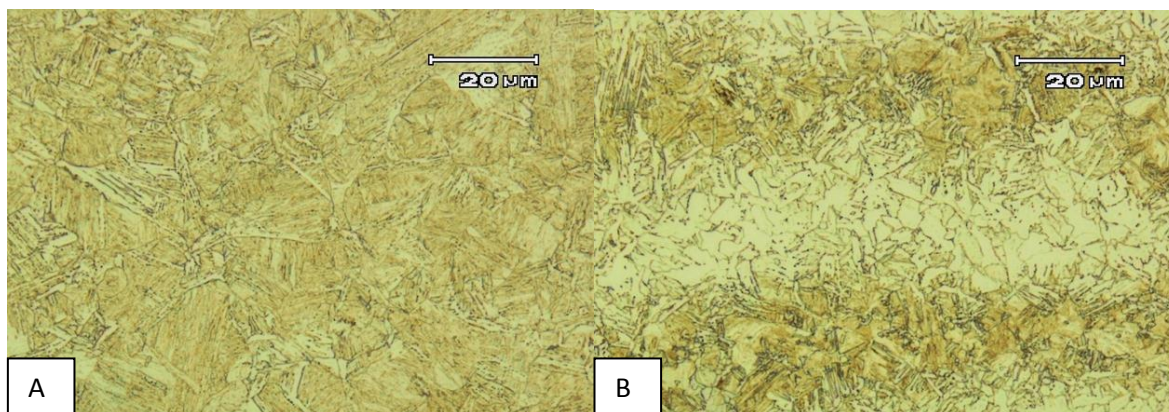


Figura 5.25 (a) ZTA-MB e (b) ZTMA-MB da amostra TH06. Ataque: nital 2%. MO e 1000x.

4 e 5 – ZTA-MB e ZTMA-MB: Microestrutura bandeada de ferrita e martensita na ZTMA com um aumento do teor de martensita a medida que se aproxima da zona de ligação. Presença de ferrita de Widmanstätten e Bainita.

5.3. Ensaio de microdureza

O material base apresentou uma dureza média de 160HV e em todas as amostras obteve-se um aumento significativo de dureza quando o endentador passou pela ZTA partindo do metal base em direção ao pino em todos os perfis horizontais. As figuras 5.26, 5.27 e 5.28 mostram esses perfis para cada amostra. A legenda dos gráficos corresponde à distância de cada perfil à superfície superior da chapa. O eixo horizontal corresponde à

distância em mm de cada ponto à linha vertical Vi da figura 4.5. No eixo vertical estão mostrados os valores de dureza em HV de cada ponto.

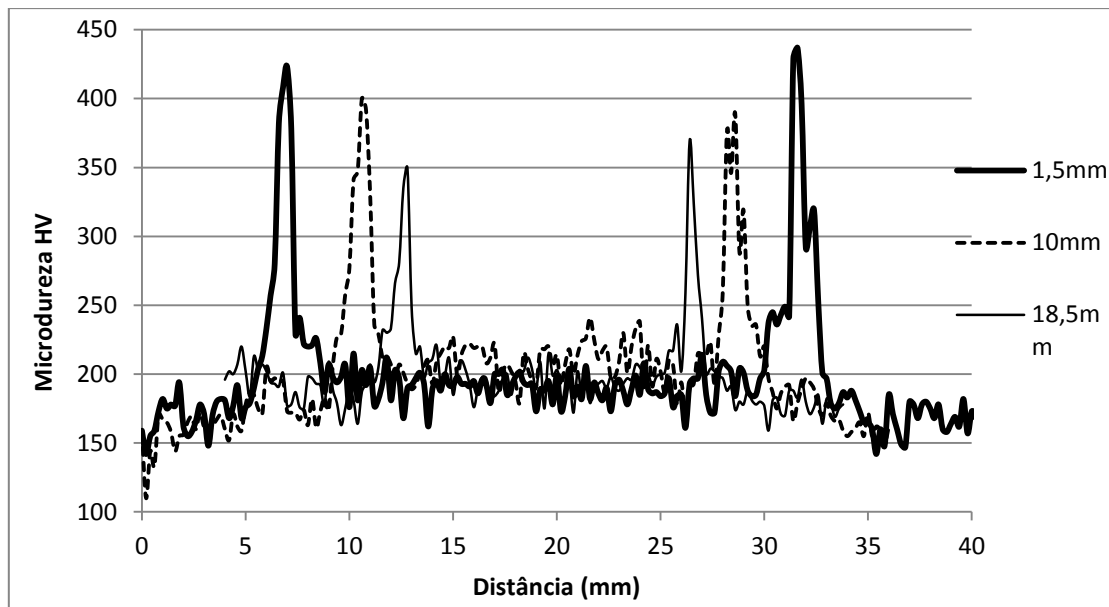


Figura 5.26 Perfis de microdureza da amostra THX08. HV0.3

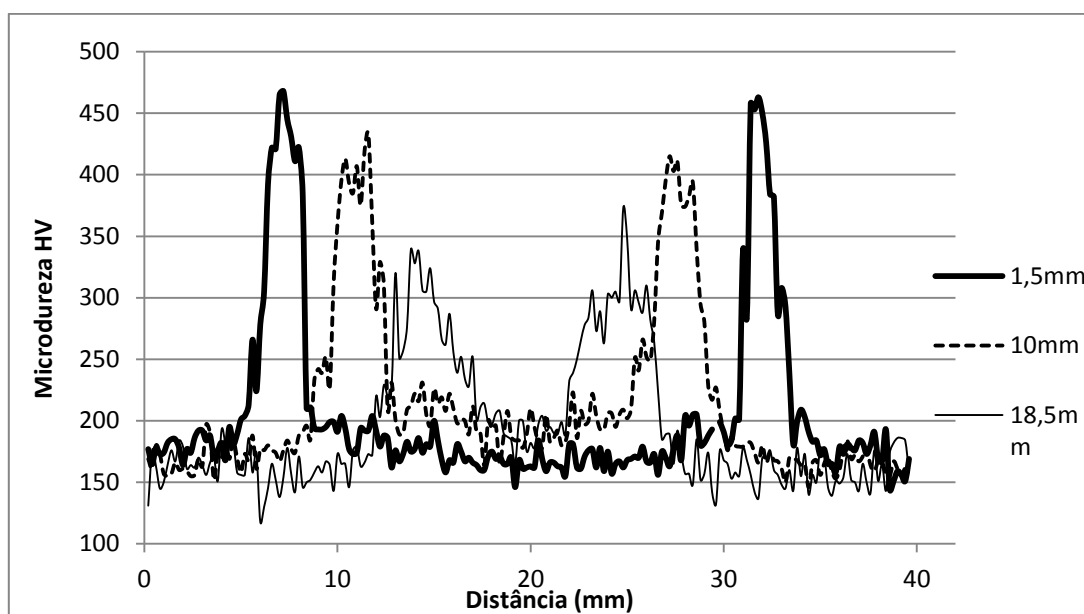


Figura 5.27 Perfis de microdureza da amostra TH06. HV0.3

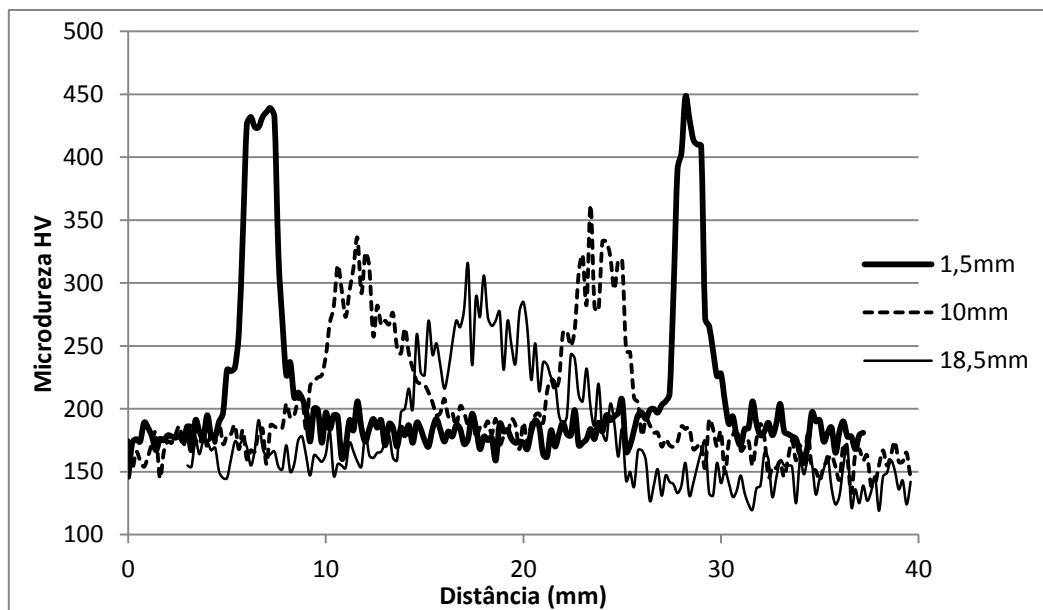


Figura 5.28 Perfis de microdureza da amostra TH22H. HV 0.3

A amostra THX08 apresentou picos com durezas máximas na ZAC de 429HV e 423HV no perfil a 1,5mm e bases de 2 mm e 3mm. Todos os perfis dessa amostra apresentaram picos agudos e bases estreitas com grande variação de dureza. A dureza média do pino API X56 é de 210 HV.

A amostra TH06 apresentou da mesma forma picos de dureza na ZAC acima de 450HV (465 e 458 HV) no perfil 1,5mm, porém com bases mais largas que a amostra com pino limpo. Pode se notar essa diferença principalmente comparando-se os perfis a 18,5mm das duas amostras.

O perfil a 1,5mm da amostra com pré-aquecimento (TH22H) apresentou uma dureza máxima de 450HV também com bases mais largas se comparadas com as da amostra THX08. Já o perfil a 18,5mm não apresentou dois picos como nas outras amostras, mas apenas um aumento gradativo dos valores de microdureza.

As durezas na parte central dos pinos das amostras TH06 e TH22H medidas foram de 160HV e 180HV respectivamente. O pino da amostra THX08 possui dureza maior que os pinos EN14 e o material base, pois, apesar de possuir um menor teor de carbono na composição, sua microestrutura é mais refinada que esses últimos. O mesmo ocorre para o metal base e o pino que sofreu pré-aquecimento em relação ao pino da amostra TH06.

A figura 5.29 apresenta uma comparação entre os perfis de microdureza das amostras THX08, TH06 a 10,0mm da superfície.

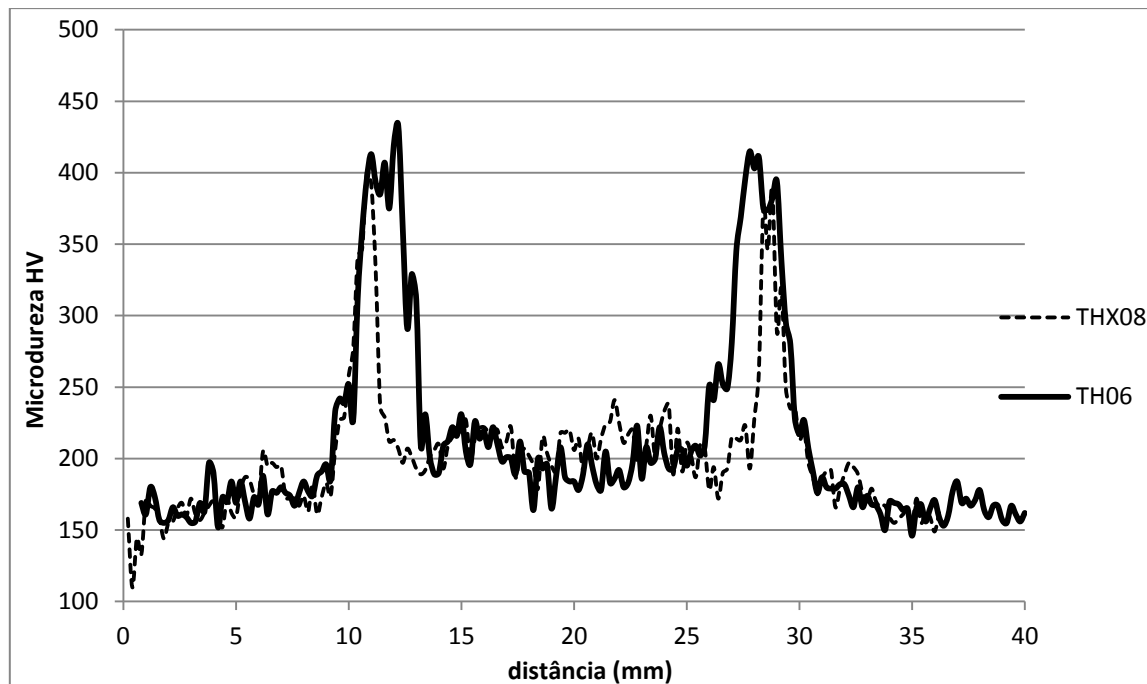


Figura 5.29 Comparação entre os perfis de microdureza das amostras THX08 e TH06

As amostras THX08 e TH06 apresentam uma variação de dureza próxima nas suas zonas de ligação. Devido ao baixo teor de carbono do pino API X65 o perfil da amostra THX08 é mais estreito, pois não são formadas fases de maiores durezas na ZTA desse pino como martensita e bainita. A figura 5.30 apresenta uma comparação entre os perfis de microdureza das amostras TH06 e TH22H a 10,0mm da superfície.

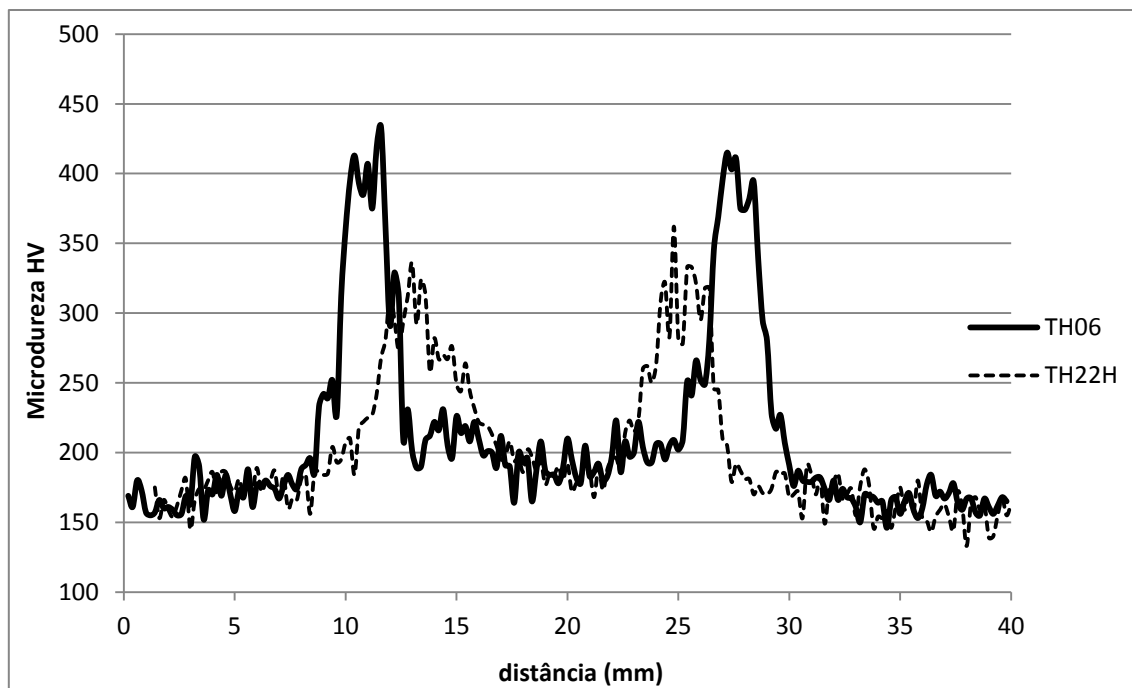


Figura 5.30 Comparação entre os perfis de microdureza das amostras TH06 e TH22H

Ambas as amostras TH06 e TH22H foram soldadas com pinos BS EN14 em que a única diferença é o fato de o pino da amostra TH22H estar pré-aquecido antes do início da solda. Dessa forma, a extração de calor da soldagem com pré-aquecimento é mais lenta, conferindo uma menor taxa de resfriamento e por consequência a formação de fases menos frágeis e um alargamento da ZTA.

Os perfis verticais iniciaram na parte superior do pino, a 5,0 mm acima da face superior da chapa finalizando 25 mm abaixo desse ponto, rente à superfície inferior da chapa, e teve como intuito caracterizar as transformações ocorridas no interior desses pinos, nos pontos mais afastados das faces que foram atritadas e houve a geração de calor. É possível notar que os pinos P2, P1 e P1 com pré-aquecimento tiveram uma variação de dureza de 106HV, 89HV e 141HV respectivamente. A amostra THX08 apresentou uma dureza máxima maior que a da amostra TH06, porém com zona afetada pelo calor mais estreita. Em todas as amostras, exceto a TH22H, o perfil apresentou uma tendência de decréscimo da dureza depois de atingido o seu ponto máximo.

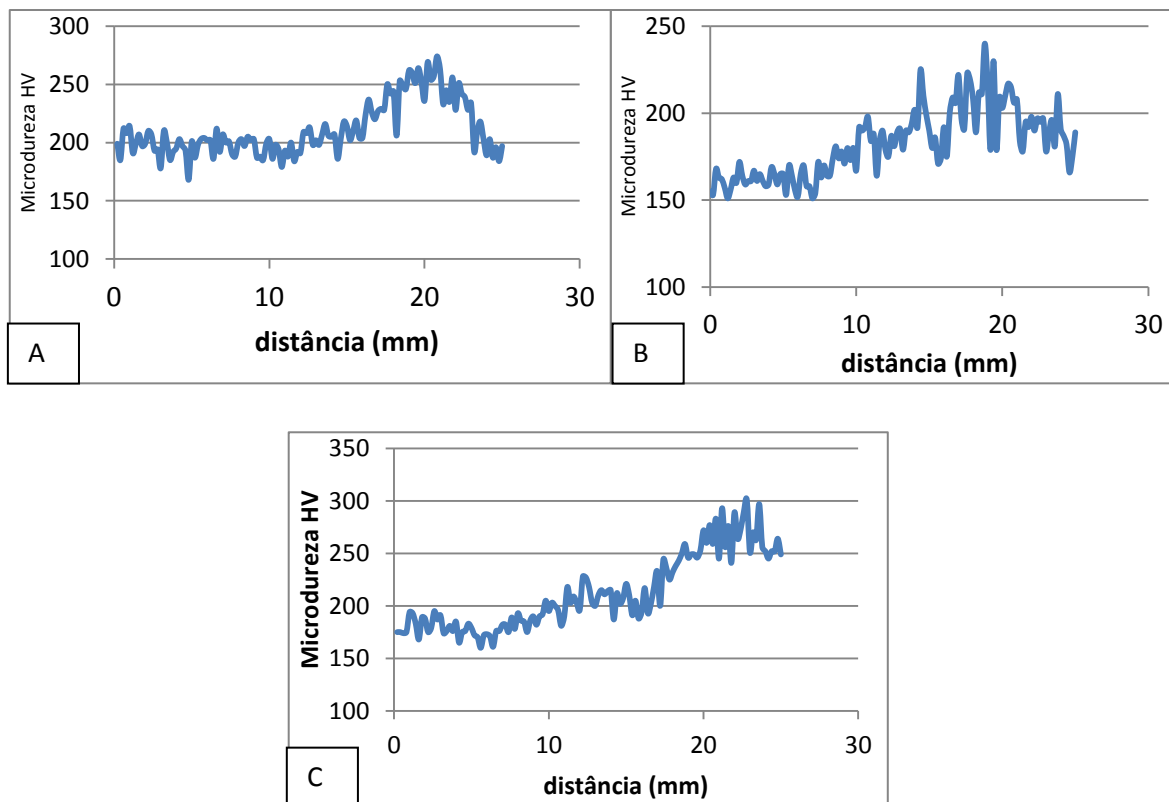


Figura 5.31 Perfis de microdureza realizados nos pinos das amostras (a) THX08. (b) TH06. (c) TH22H

5.4. Ensaio de CTOD

A figura 5.32 apresenta as curvas de carga aplicada contra a abertura na boca do entalhe das amostras soldadas com pino em aço API X65 (amostra THX08) e pinos em aço BS EN14 pré-aquecido por indução (TH22H) e não pré-aquecido (TH06).

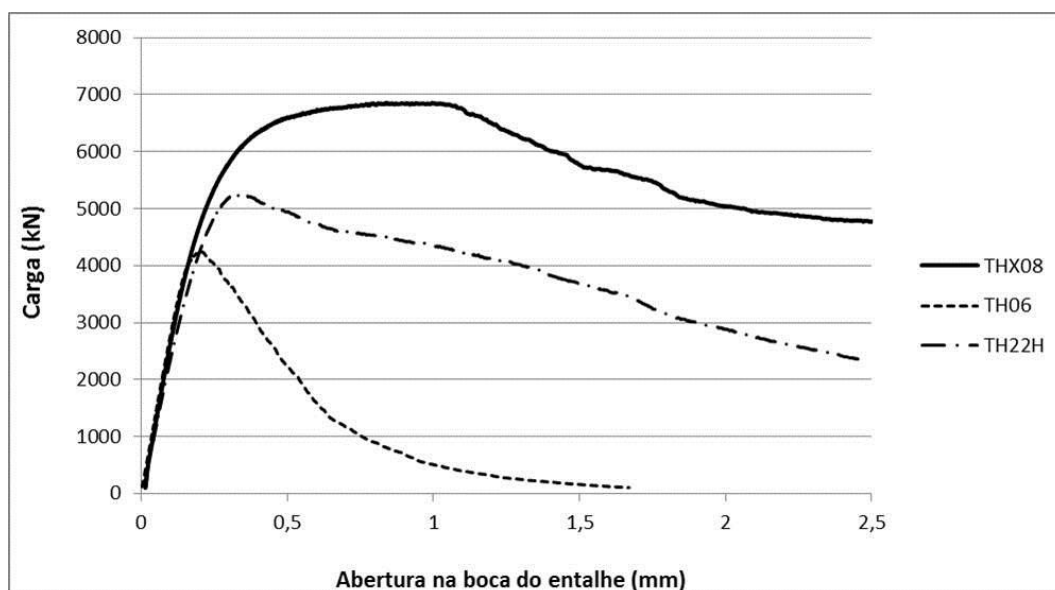


Figura 5.32 Curva de carga contra abertura da boca do entalhe gerada nos ensaios

Os valores de carga máxima ($P_{m\acute{a}x}$) e V_p obtidos a partir desses gráficos para as três condições de soldagem estão listados na tabela abaixo:

Tabela 5-1 Valores de V_p e $P_{m\acute{a}x}$

Amostra	V_p (mm)	$P_{m\acute{a}x}$ (N)
THX08	0,729	6856,96
TH22H	0,103	5242,6489
TH06	0,0569	4243,3989

Após obtidos os valores requeridos da abertura do *clip gage* torna-se necessária a conversão desses valores em uma medida relevante de CTOD, lançando mão da equaao 3.3. Os dados referentes ao ensaio que, juntamente com V_p e $P_{m\acute{a}x}$ devem ser usados para o cálculo do CTOD estão listados na tabela 5.2.

Tabela 5-2 Parâmetros do ensaio de CTOD

unidade		TH06	TH22H	THX08
N	P_m	4243	5243	6857
mm	V_p	0,057	0,103	0,730
mm	B	7,07	7,1	7,1
mm	W	14,07	13,93	14,22
mm	a_o	7,05	7,18	7,20
MPa	σ_{ys}	390	390	390
MPa	E	210000	210000	210000
	ν	0,3	0,3	0,3
	Y	9,69	10,15	9,85
$N/mm^{3/2}$	K	1549,8	2007,2	2522,1

Os resultados dos valores de CTOD calculados estão dispostos na figura 5.33. O material que apresentou melhor valor tenacidade à fratura foi a junta soldada com o pino em aço API X65 ($\delta = 0,26$ mm). A condiao de solda que obteve o pior desempenho foi a que utilizou Pino BS EN14 sem pré-aquecimento ($\delta = 0,031$ mm). A amostra soldada com o uso de pré-aquecimento apresentou um valor de CTOD igual a 0,054 mm.

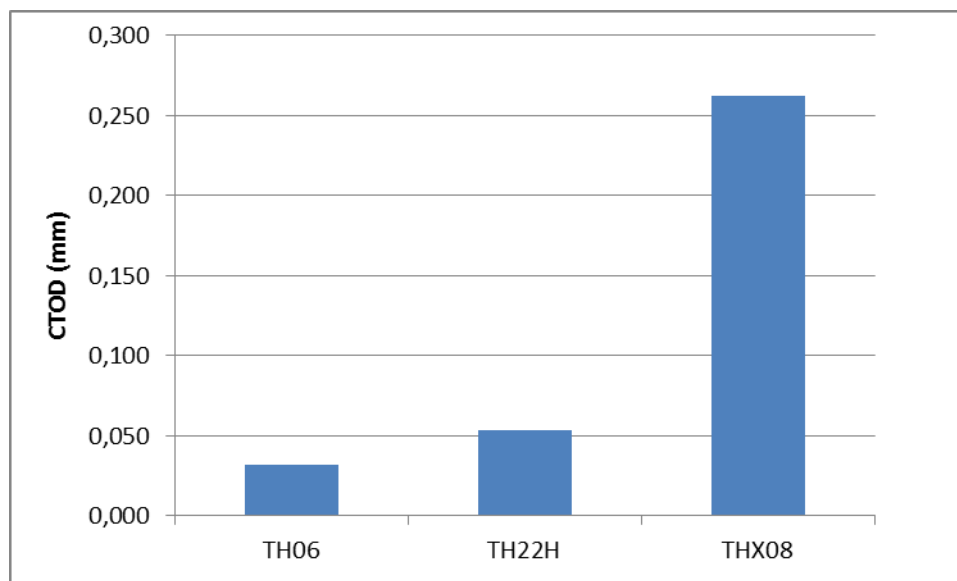


Figura 5.33 Resultado dos ensaios de CTOD

Após a realização dos ensaios de CTOD foram feitas as análises fractográficas dos corpos de prova fraturados em MEV, a fim de identificar o mecanismo de fratura nas interfaces dessas soldas.

A partir das figuras 5.33, 5.34 e 5.35 percebe-se que as fraturas ocorreram por coalescência de micro cavidades, iniciadas geralmente nas inclusões de sulfeto presentes no material, aspecto que configurou um mecanismo de fratura dúctil.

A coalescência ocorre pela elongação dos vazios e do material entre os vazios. Isso leva à formação de uma superfície de fratura constituída de "cavidades" alongadas, como se tivesse sido formada a partir de numerosos buracos separados por paredes finas até a fratura. Os vazios, que são a fonte básica da fratura dúctil, são nucleados heterogeneamente em posições onde a compatibilidade da deformação é difícil. Os lugares preferenciais para a formação de vazios são inclusões, partículas de segunda fase ou partículas finas de óxidos, enquanto que em metais de alta pureza os vazios podem se formar em pontos triplos de contornos de grão (21).

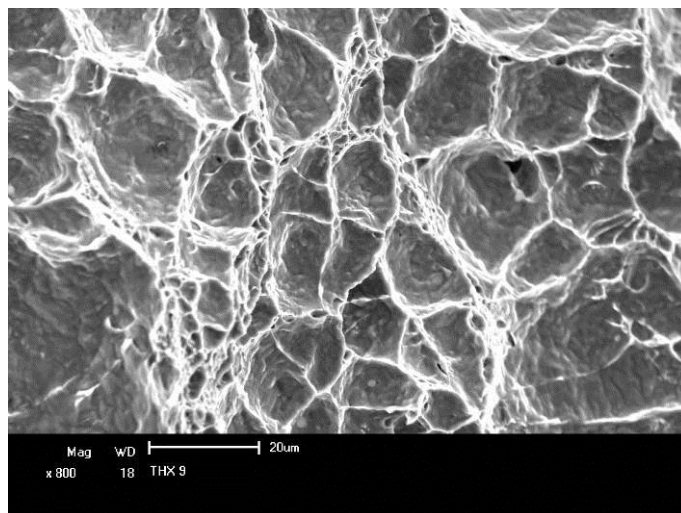


Figura 5.34 Superfície de fratura da amostra THX08 ensaiada por CTOD. MEV 800x

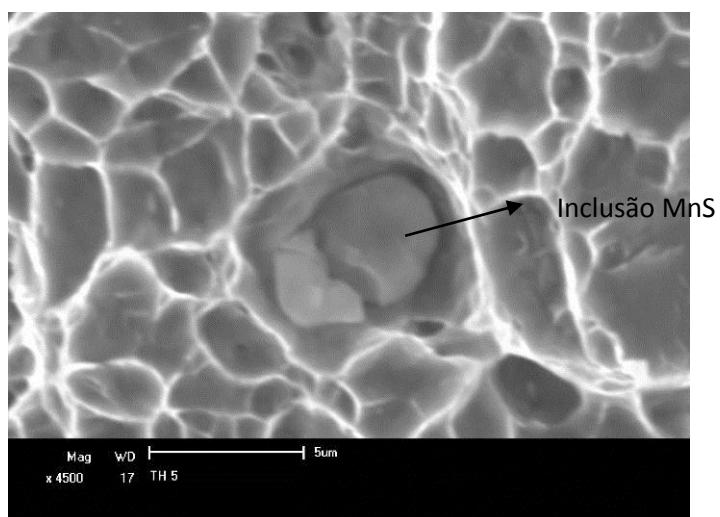


Figura 5.35 Superfície de fratura da amostra TH06 ensaiada por CTOD. MEV 4500x

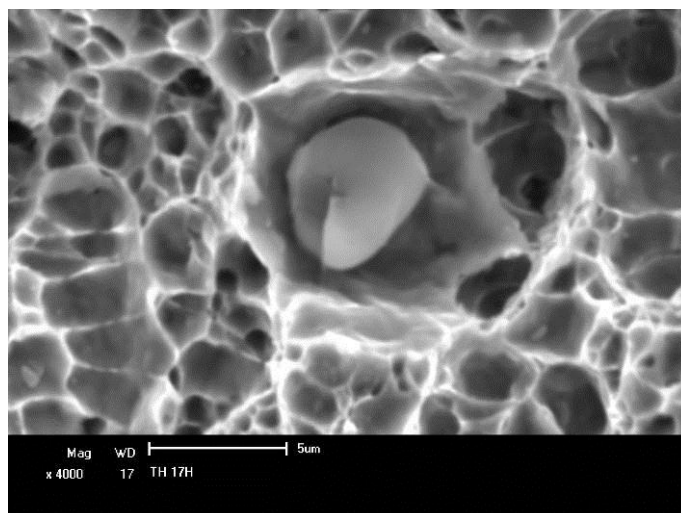


Figura 5.36 Superfície de fratura da amostra TH22H ensaiada por CTOD. MEV 4000x

6. CONCLUSÕES

Todos os materiais apresentaram (com exceção do pino em aço API X65) na ZTMA microestrutura bandeada de ferrita e martensita, com acréscimo da quantidade de martensita à medida que se aproxima da zona de ligação. Com as suas ZTAs não afetadas mecanicamente de estrutura predominantemente martensítica com presença de ferrita de Widmanstätten e Bainita;

A ZTA do pino P2 (em aço API X65 com 0,043%C, 1,32%Mn e %S<0,001) apresentou uma dureza máxima intermediária e a menor largura dentre todas as amostras;

O pino em aço BS EN14 (pinos P1 com 0,2% C, 1,6%Mn e 0,02%S) forneceu uma união com baixo valor de tenacidade à fratura, porém o uso de pré-aquecimento nas soldas que utilizaram esses pinos aumentou o valor do CTOD em aproximadamente 26%, mas com um valor absoluto ainda baixo ($\delta=0,054$ mm);

Todos os materiais apresentaram modo de fratura dúctil na ruptura, com coalescência de microcavidades como mecanismo de fratura;

O teor de enxofre no material foi determinante no valor da tenacidade da junta, sendo este valor menor quanto maior for a quantidade de inclusões nos aços que compõem a solda;

As zonas de ligação de todas as amostras apresentaram microestrutura heterogênea constituída de Ferrita, Ferrita de Widmanstätten, Bainita e Martensita;

A amostra com pré-aquecimento apresenta uma ZTA maior do que a amostra sem pré-aquecimento soldada com pino P1, porém com menor gradiente de dureza; A amostra sem pré-aquecimento apresenta maior pico de dureza em comparação com a amostra com pré-aquecimento (para os mesmos tipos de pino), provavelmente devido a taxa de resfriamento ser maior na amostra sem pré-aquecimento.

A junta soldada com pino consumível em aço API X65, devido ao seu baixo teor de enxofre, reduzido teor de carbono e pequeno tamanho do grão, apresentou a microestrutura mais refinada, baixíssimo teor de inclusões, menor tamanho da ZTA e maior tenacidade; Não foi detectada a presença de ferrita de Widmanstätten na ZTA-PINO e nem houve decréscimo no valor de dureza em relação à dureza do material da chapa.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar as soldas com menores forças axiais, a fim de viabilizar a soldagem em campo;
- Para o pino em aço API X65 realizar as soldas variando-se parâmetros do processo como força axial, força de forjamento, temperatura de pré-aquecimento e tempo de soldagem;
- Estudar a utilização de pós-aquecimento;
- Tratamento térmico de alívio de tensões nas juntas;
- Soldagem com pinos de aços inoxidáveis com baixos teores de carbono em substratos de aço ao carbono/aços inoxidáveis;
- Ensaio instrumentados, utilizando termopares durante a solda para monitorar os perfis de temperatura e as taxas de resfriamento;
- Estudos de solda FTPW para realizar “costuras” por fricção.
- Realizar os ensaios em ambientes agressivos e/ou em ambientes com alta umidade;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 www.twi.co.uk [Online]. The Welding Institute
- 2 AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS: Welding Handbook. Vol. 2, 8th Ed, Miami, 1991.
- 3 WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. de; Soldagem – Processos e Metalurgia. São Paulo, Edgard Blücher, 1992.
- 4 LEBEDEV, V. K.; CHERNENKO, I. A.; Friction Welding. Sov. Tech. Vol 4, p. 59 – 168, 1992
- 5 MATTEI, F.; Desenvolvimento de equipamento para estudo de soldagem por fricção. Dissertação. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, RS, 2011
- 6 MEYER, A. Friction Hydro Pillar Processing. Dr.Ing. Thesis an der Technischen Universität Braunschweig, Hamburg, 2002.
- 7 VILL, V.I., 1962 “Friction Welding of Metals”. Ed. I.P. Baykova. New York: American Welding Society.
- 8 ELLIS C. R. G. Continuous Drive Friction Welding of Mil Steel. Welding Journal, p.183-197, April 1972.
- 9 Lucas W.: Process parameters and friction welds, Metal Construction and British Welding Journal, 1971, p. 293–297.
- 10 www.infosolda.com.br, acesso em 20/04/2011.
- 11 NICHOLAS, E. D. Friction Hydro Pillar Processing. In 11th Annual North American Welding Research Conference. Nov. 7-9, 1995.
- 12 Bracarense, Alexandre Queiroz. Processo de Soldagem por Fricção. s.l. : Universidade Federal de Minas Gerais, 2004.
- 13 AMBROZIAK, A.; GUL, B.; Investigations of underwater FHPP for welding steel overlap joints, ARCHIVES OF CIVIL AND MECHANICAL ENGINEERING. Vol. VII. 2007.
- 14 MACHADO, I. G. Soldagem e Técnicas Conexas - Processos. 2007
- 15 Gibson, Dave. Brite-Euram ROBHAZ Project. [Online, em 22 de 05 de 2011.] <http://www.gibo.demon.co.uk/robhaz/welding.html>.
- 16 Meyer, A.: Friction Hydro Pillar Processing – Bonding Mechanism and Properties, PhD Thesis, GKSS-Forschungszentrum, 2003.

- 17 PIRES, R. R., Efeitos da Geometria, da Força Axial e da Rotação no Reparo por Atrito. Dissertação. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 2007.
- 18 PINHEIRO, G. A.; BRACARENSE, A. Q.; MARQUES, P. V.; MEYER, A.; DOS SANTOS, J.F.; BLAKEMORE, G. R. Costura por Atrito: Fundamentos e Aplicações. 1º Cobef. Abril, 2001.
- 19 THOMAS, W.; NICHOLAS, D., 1997 “The Need for Gas Shielding – Positive Advantages for Two Friction Processes.
- 20 ANDREWS, R.E.; MITCHEL, J.S., 1990 “Underwater repair by friction stitch welding”. Metals and Materials, pg.796-797.
- 21 Dieter, G.E. Mechanical Metallurgy, McGraw Hill Book Company, SI metric edition, London, p. 348, 1988.
- 22 V.A. Guimarães, L.R.O. Hein, J. Zangrandi Filho. : "Sistema de Baixo Custo para Nucleação de Pré-Trincas por Fadiga em Corpos de Prova de Tenacidade à Fratura Materials Research, Vol. 4, No. 3, 205-209, 2001
- 23 Anderson, T. L., 1995, “Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications”, 2º ed, USA, CRC Press.)
- 24 Fortes, C.: Mecânica Da Fratura - ESAB, 2003
- 25 American Society for Testing and Materials, E 1290-93, Standard Test Methods for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement, Philadelphia, 10 p., 1995.
- 26 Strohaecker, T.R.: Mecânica da Fratura
- 27 http://www.whitemartins.com.br/site/catalogo/espectrom_emissao_otica.html
acesso em 24/05/2011
- 28 British Standard, 7448, Fracture mechanics toughness tests, Part 1, Method for determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of metallic materials, 39 p., 1991
- 29 www.infomet.com.br, acesso em 27/05/2011