

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO PRÉ-AQUECIMENTO NA
SOLDAGEM POR ATRITO COM FURO PASSANTE COM PINO
CONSUMÍVEL EM AÇO AO CARBONO EN14**

EMANOELA PEREIRA DE MATTOS
Engenheira Metalúrgica

Dissertação para obtenção de título de
Mestre em Engenharia

Porto Alegre - RS
2012

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO PRÉ-AQUECIMENTO NA
SOLDAGEM POR ATRITO COM FURO PASSANTE COM PINO
CONSUMÍVEL EM AÇO AO CARBONO EN14**

EMANOELA PEREIRA DE MATTOS
Engenheira Metalúrgica

Dissertação apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e dos Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração - Ciência e Tecnologia dos materiais

Porto Alegre - RS
2012

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção de título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker (UFRGS)
Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo (UFRGS)
Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos (IFRS)

Prof. Telmo Roberto Strohaecker
Coordenador do PPGE3M

Porto Alegre, Março de 2012.

Dedico esta dissertação a meu pai Manoel e a minha mãe Clayr.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais pelo exemplo, educação, incentivo e apoio durante toda a minha vida.

Ao mano Gabriel pela força e alegria de viver que tanto me ajudaram.

Ao Professor Afonso Reguly pela orientação para a realização deste trabalho e incentivo de desenvolvimento pessoal e profissional.

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker pelas oportunidades de crescimento no laboratório e conselhos durante todo este tempo de mestrado.

Ao Eng. Cleber Lessa, Eng. Márcio Macedo, Eng. Gabriel Cogo, Eng. Pedro Cunha e Eng. Marcelo Paes pelo apoio. E em especial a todos os bolsistas do GAF pelo auxílio na parte prática.

A todos os meus amigos e aos colegas da UFRGS e do LAMEF pelo incentivo. E ainda a todo carinho e dedicação do Paulo Maurício Medeiros Reis nestes últimos dias de estresse intenso.

A CAPES pelo apoio financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE TABELAS	X
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XI
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 OBJETIVOS	3
3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 Soldagem por atrito	4
3.1.1 Convencional ou por Arraste Contínuo:	5
3.1.2 Por Inércia	5
3.1.3 Fases do processo	6
3.1.4 Parâmetros de soldagem por atrito convencional ou arraste contínuo	9
3.1.5 Vantagens e desvantagens	11
3.1.6 Soldagem por atrito com pino consumível FHPP/FTPW (furo mais enchimento)	13
3.2 Microestruturas	15
3.2.1 Regime de transformação reconstrutiva	16
3.2.2 Regime de transformação displaciva	18
3.2.3 Bandeamento	27
3.2.4 Pré-Aquecimento	27
4.0 MATERIAIS E MÉTODOS	30
5.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO	33
5.1 Análises macrográficas	33
5.1 Tamanho da ZTA	34
5.2 Análise microestrutural	35
5.2.2 Amostra do reparo soldado por atrito com pré-aquecimento	40
5.3 Caracterização por MEV	45

5.4 Análise do rebarba	47
5.5 Perfis de microdureza	49
6.0 CONCLUSÕES	54
7.0 SUGESTÃO DE TRABALHOS FUTUROS	56
8.0 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	57

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Estágios da soldagem por atrito: (a) Um membro é colocado em rotação, (b) inicia-se a força de compressão, (c) inicia-se a formação da solda e (d) a solda é completada (MODENESI 2001).	5
Figura 3.2	Desenho esquemático de equipamento por arraste contínuo (SILVA 2011).	6
Figura 3.3	Desenho esquemático de equipamento de solda por inércia (SILVA 2011).	6
Figura 3.4	Ilustração esquemática dos parâmetros durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional (I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: União). Adaptado de MEYER 2002.	7
Figura 3.5	Representação da superfície de atrito durante a fase II: Aumento da área Plastificada inicialmente em direção ao centro da peça e por fim para a região externa (MEYER 2002).	8
Figura 3.6	Ilustração esquemática do processo de soldagem por atrito com pino consumível. Adaptado de UNFRIED 2010.	15
Figura 3.7	Desenho esquemático do processo de soldagem por atrito com pino consumível (JACQUES 2002).	15
Figura 3.8	Desenho esquemático da classificação da ferrita: ferrita primária, alotriomórfica e idiomórfica. Adaptado de THEWLIS 2004.	17
Figura 3.9	Seção do diagrama Fe-C (LESSA 2011).	18
Figura 3.10	Desenho esquemático mostrando a morfologia das placas laterais de ferrita (PINHEIRO 2001).	19
Figura 3.11	Ferrita de Widmanstätten primária e secundária. Adaptado de THEWLIS 2004	20
Figura 3.12	Diferença entre os mecanismos de formação da perlita e da bainita (AVNER1990).	21
Figura 3.13	Desenho esquemático da formação da bainita. Adaptado de THEWLIS 2004.	21
Figura 3.14	Comparação de resistência à tração e dureza entre microestruturas bainíticas e perlíticas (CALLISTER 2007).	22
Figura 3.15	Desenho esquemático da transformação martensítica (CALLISTER 2007)	24
Figura 3.16	Formação dos tipos de martensita para ligas de aço ao carbono. Adaptado de KRAUSS 2005.	25
Figura 3.17	Micrografia mostrando a presença de constituinte MA (LESSA, 2011)	26
Figura 4.1	Máquina modificada de soldagem por atrito NEI (PAES, 2009).	31
Figura 4.2	Desenho esquemático das geometrias da chapa e do pino.	31

Figura 4.3	Indicação das regiões dos perfis de microdureza realizados nas amostras	32
Figura 5.1	Macrografia da região da solda da amostra PBS (a) sem pré-aquecimento; (b) com pré-aquecimento (Imagem panorâmica via Microscopia Óptica). Ataque Nital 2%..	35
Figura 5.2	Microestrutura observada no material de base (a) da chapa; (b) do pino. Microscopia óptica. Ataque Nital 2%	37
Figura 5.3	Micrografias do pino (a) ZTMA; (b) ZTA. Microscopia óptica. Ataque Nital 2%.	38
Figura 5.4	Microestrutura heterogênea observada na da zona de ligação (ZL). Microscopia óptica. Ataque Nital 2%.....	39
Figura 5.5	Micrografia da chapa: (a) ZTA; (b) ZTMA. Microscopia ótica. Ataque Nital 2%.	40
Figura 5.6	Micrografias do pino (a) ZTMA; (b) ZTA. Microscopia ótica. Ataque Nital 2%.	41
Figura 5.7	Micrografia da ZL. Microscopia ótica, ataque Nital 2%.....	42
Figura 5.8	Micrografias da chapa: (a) ZTA; (b) ZTMA. Microscopia ótica. Ataque Nital 2%.	43
Figura 5.9	Micrografia da amostra sem pré-aquecimento indicando provável presença de MA (setas). Microscopia óptica. Ataque de Picral4% e Metabissulfito de sódio aquoso2%..	44
Figura 5.10	Micrografia da amostra com pré-aquecimento indicando provável presença de MA (setas). Microscopia óptica. Ataque de Picral 4% e Metabissulfito de sódio aquoso2%.	45
Figura 5.11	Microscopia eletrônica de varredura da região da interface para amostra sem pré-aquecimento (a) lado da chapa e (b) lado do pino. Linha vertical representa a linha de interface entre os materiais. Ataque Nital2%.	46
Figura 5.12	Microscopia eletrônica de varredura da região da interface para amostra com pré-aquecimento (a) lado da chapa e (b) lado do pino. Linha vertical representa a linha de interface entre os materiais. Ataque Nital2%.	46
Figura 5.13	Detalhe da falta de adesão no rebarba na parte inferior para a condição sem pré-aquecimento. Ataque Nital2%.	47
Figura 5.14	Detalhe do rebarba na parte inferior para a condição com pré-aquecimento. Ataque Nital 2%.	48
Figura 5.15	Perfil de microdureza horizontal para amostra Sem pré-aquecimento a diferentes distancias da superfície.	49

Figura 5.16	Perfil de microdureza horizontal para amostra Com pré-aquecimento a diferentes distancias da superfície.	50
Figura 5.17	Perfil de microdureza horizontal comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento a 1,5 mm (PA – pré-aquecimento)	51
Figura 5.18	Perfil de microdureza horizontal comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento a 10 mm (PA – pré-aquecimento)	52
Figura 5.19	Perfil de microdureza horizontal comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento a 18,5 mm (PA – pré-aquecimento)	52
Figura 5.20	Perfil de microdureza vertical comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento (PA – pré-aquecimento)	53

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Temperatura de pré-aquecimento recomendada x C_{eq}	29
Tabela 4.1 - Análise química dos materiais utilizados no processo.	33
Tabela 5.1 - Espessura da ZTA para amostra PBS com e sem pré-aquecimento.....	35

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AF – Ferrita acicular;

Al – Alumínio;

ASM – American Society of Metals;

AWS – American Welding Society;

BS – British Standard;

C – Carbono;

Ceq – Carbono Equivalente;

CFC – Cúbico de Face Centrada;

C-Mn – Carbono Manganês;

EN – *European norm*;

Fe – Ferro;

Fe₃C – Cementita;

FHPP – Friction Hydro Pillar Processing;

FS(A) – Ferrita com segunda fase alinhada;

FTPW – *Friction Taper Plug Welding*;

GB(PF) – Ferrita na forma de grãos poligonais ou veios;

GBF – Ferrita de contornos de grão;

HV₂₅ – Dureza Vickers com carga de 25g;

HV₃₀₀ – Dureza Vickers com carga de 300g;

I(PF) – Ferrita intragranular idiomórfica;

ICE – Image Composite Editor;

kN – quilo Newton;

MA – constituinte MA – Martensita-Austenita;

MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão;

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura;

M_f – Final da transformação martensítica;

mm – milímetro;

Mn – Manganês;

MO – Microscópio Ótico;

M_s – Início da transformação martensítica;

Ni – Níquel;

P – Fósforo;

PA – Pré-aquecimento;

PF – Ferrita primária;

PF(G) – Ferrita primária alotriomórfica de contornos de grão;

rpm – Rotações por minuto;

S – Enxofre;

Si – Silício;

TCC – Tetragonal de corpo centrado;

TWI – *The Welding Institute*;

ZL – Zona de Ligação;

ZTA – Zona Termicamente Afetada;

ZTMA – Zona Termomecanicamente Afetada;

γ/α – Interface entre as fases ferrita e austenita;

μm – Micro metro;

ϵ – Épsilon

% – Percentual;

$^{\circ}\text{C}$ – Graus Celsius.

RESUMO

O setor petroquímico tem se destacado devido ao alto crescimento apresentado, porém com o aumento da base instalada aumenta a demanda de novas tecnologias buscando a redução, tanto de custos quanto de tempo de manutenção no reparo das estruturas e dos componentes mecânicos. A soldagem por atrito tem ganhado espaço neste ramo devido a sua qualidade e praticidade no reparo de materiais metálicos. Este processo tem como vantagem a união dos materiais sem que haja a fusão dos mesmos, proporcionando uma melhor qualidade do reparo em relação à soldagem tradicional (arco elétrico), uma vez que não havendo fusão dos materiais, a presença de poros no cordão de solda, fragilização pela absorção de hidrogênio da atmosfera e formação de fases frágeis com baixa tenacidade à fratura são evitados. A soldagem por atrito pode ser realizada de diferentes maneiras, entre elas está o método do furo passante, onde um pino consumível é soldado a uma superfície que possui um orifício transpassado.

Este trabalho apresenta o estudo das características mecânicas e metalúrgicas de reparos realizados pelo processo de soldagem com pino consumível com furo passante, utilizando-se as condições de sem e com pré-aquecimento da chapa onde o pino será soldado. A partir dos resultados obtidos foi possível evidenciar diferenças microestruturais e de microdureza na interface pino/metal base entre as amostras com e sem pré-aquecimento. As amostras com pré-aquecimento apresentaram maior largura de ZTA e maior quantidade de bainita e ferrita de Widmanstätten em relação à amostra sem esta condição. E ainda a amostra sem pré-aquecimento apresentou falta de adesão na região próxima a rebarba e maior quantidade de martensita em relação à amostra que teve a chapa aquecida previamente, além de maiores gradientes de microdurezas. Com isso pode-se concluir que a condição com pré-aquecimento da chapa mostra-se com melhores resultados para esta aplicação.

ABSTRACT

The petrochemical sector has detached due to the high growth presented, but with the increase of the installed base increases the demand for new technologies aimed at reducing both cost and maintenance time in the repair of structures and mechanical components. The friction welding has gained space in this branch due to its quality and practicality for the repair of metallic materials. This process has the advantage of union materials without the fusion of the same, providing a better quality of repair compared to traditional welding (arc welding), since there is no fusion of materials, the presence of pores in the weld, embrittlement for the adsorption of hydrogen from the atmosphere and formation of brittle phases with low fracture toughness are avoided. The friction welding can be achieved in different ways, among them is the method through hole where a consumable pin is welded to a surface that has a hole pierced.

This work presents the study of mechanical and metallurgical characteristics of repairs performed by the welding process with consumable pin through hole, using the conditions with and without preheating of the plate where the pin is welded. From the results show differences in microhardness and microstructural interface pin/metal base between samples with and without preheating. The samples with preheating had higher width ZTA e a larger amount of bainite and ferrite Widmanstätten for the sample without the condition. And the sample without preheating showed lack of adhesion in the region near the rebarba, larger amount of martensite in relation to the sample which had previously heated plate, and higher microhardness gradients. Thus it can be concluded that the requirement to preheating plate is shown best results to this application.

1.0 INTRODUÇÃO

A soldagem por atrito com furo passante (*Friction Taper Plug Welding – FTPW*) é um processo de união no estado sólido de dois materiais metálicos que vem sendo estudado para reparar trincas ou defeitos localizados em estruturas mecânicas que ultrapassam a espessura das mesmas. Esta técnica foi desenvolvida na década de 90 pelo *The Welding Institute* (TWI) e envolve a usinagem de um furo cônico transpassando a espessura da chapa e posterior preenchimento com um pino de geometria semelhante ao furo através da soldagem por atrito, onde o pino é forçado contra o furo.

Por ser uma técnica recente, os fenômenos envolvidos e a influência de todos os parâmetros no processamento são pouco conhecidos. Para tanto, são realizadas atualmente intensas pesquisas a respeito desta técnica, visando à determinação dos materiais e faixas de processo mais adequados para esta aplicação, pois a variação dos materiais e dos parâmetros do processo influencia diretamente na microestrutura final do reparo, determinando assim suas características mecânicas e o desempenho em serviço dos componentes.

A técnica de reparo por soldagem por atrito com furo passante possui muitas vantagens em relação às técnicas de soldagem convencionais aplicadas em reparos, onde há a fusão dos materiais, diminuindo ou até mesmo eliminando consequências inconvenientes do processo, tais como absorção de hidrogênio, trincas de solidificação entre outros. Porém, devido ao aquecimento e às deformações plásticas envolvidas no processamento dos reparos por soldagem por atrito tem-se a variação microestrutural dos metais utilizados. Visando minimizar estas influências através de menos distorções impostas no material realizou-se um estudo da aplicação do pré-aquecimento neste processamento. Para isso foram realizadas análises microestruturais e perfis de

microdureza nos materiais processados com e sem esta condição, observando-se o comportamento dos mesmos frente ao aquecimento prévio.

Para a realização deste estudo foram utilizados como materiais de base chapas de aço ao carbono BS EN10025 e pinos consumíveis de aço ao carbono BS970-3 150M19 (originalmente classificado como EN14).

2.0 OBJETIVOS

O presente trabalho tem como objetivo estudar a influência do pré-aquecimento das chapas a serem reparadas pelo processo de soldagem por atrito com furo passante, através da caracterização metalográfica, análise de dureza, medição da ZTA e análise por microscopia eletrônica de varredura, buscando assim alternativas para a aplicação em reparos de estruturas metálicas.

3.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Soldagem por atrito

O processo de soldagem por atrito é um processo de união de materiais no estado sólido, segundo classificação da *American Welding Society* (AWS), onde a união entre estes se dá a temperaturas abaixo da temperatura de fusão dos materiais envolvidos (ZEPEDA 2001). A união ocorre pelo calor gerado através da conversão de energia mecânica em térmica na interface dos materiais sem a aplicação de energia elétrica ou fonte externa de calor (ASM 1971). Este aquecimento se dá pelo atrito gerado na superfície dos materiais, onde uma das partes é girada e mantida sob pressão contra a outra, que encontra-se fixa (WAINER 1992). Após o aquecimento adequado da junta, as regiões próximas às superfícies de contato tornam-se plásticas e fluem, as peças são então pressionadas para a consolidação da junta soldada, conforme mostra a Figura 3.1 (WAINER 1992, MODENESI 2001).

Denominado autolimpante, o processo de soldagem por atrito faz com que as impurezas sejam expelidas das superfícies através do escoamento de material amolecido, formando um recalque em torno da peça, ao qual será denominado neste trabalho de rebarba (MACHADO 2007).

A soldagem é realizada em poucos segundos e resulta em uma solda de alta resistência e com uma zona termicamente afetada relativamente estreita (WAINER 1992). Normalmente as juntas soldadas por este processo têm características mecânicas e metalúrgicas superiores a no mínimo um dos metais envolvidos na junta (SILVA 2011).

A resistência da união se dá em função das propriedades dos materiais empregados, do grau de deformação plástica na interface durante o aquecimento, bem como dos parâmetros do processo (LEBEDEV 1992).

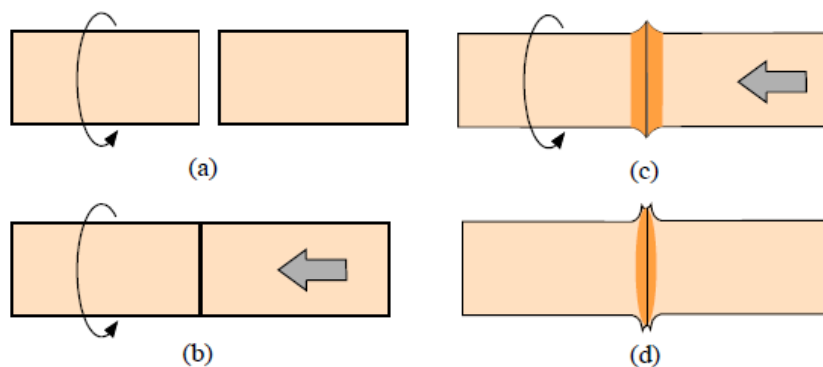


Figura 3.1 Estágios da soldagem por atrito: (a) Um membro é colocado em rotação, (b) inicia-se a força de compressão, (c) inicia-se a formação da solda e (d) a solda é completada (MODENESI 2001).

As variantes do processo de soldagem por atrito são denominadas como Convencional ou por Arraste Contínuo e por Inércia e serão estudadas a seguir (MACHADO 2007, MARQUES 2009).

3.1.1 Convencional ou por Arraste Contínuo:

As peças são fixadas na máquina e uma delas é acelerada até atingir a velocidade adequada, por intermédio de uma unidade motora, conforme Figura 3.2. A peça que está parada é deslocada por uma força axial até tocar a peça girante. Este contato provoca o aquecimento das superfícies por atrito. Quando as superfícies em contato atingem a temperatura de forjamento dos materiais, a unidade motora é desacoplada da peça que está em rotação, esta é parada e a força axial é aumentada, para se obter forjamento. Esta força é mantida até que as peças resfriem e estejam soldadas (MARQUES 2009).

3.1.2 Por Inércia

Na soldagem por inércia o processo é semelhante, mas a garra que segura à peça girante está ligada a um volante, que é acelerado pela unidade motora até atingir a velocidade de soldagem, conforme pode ser visto na Figura 3.3. Quando esta velocidade é atingida, a unidade motora é desacoplada e só então a peça estacionária é deslocada em

direção à peça que está girando (MARQUES 2009).

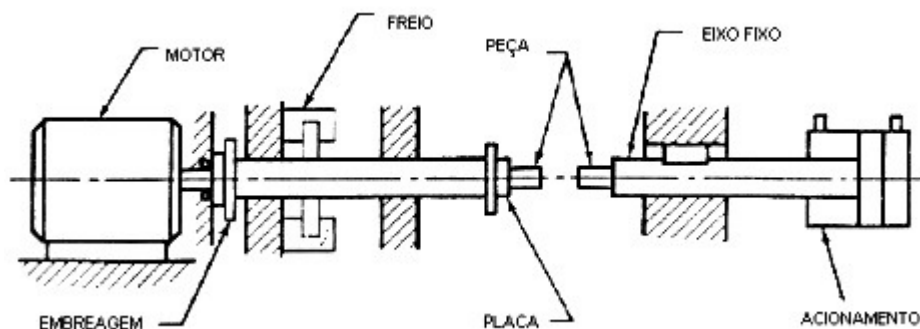


Figura 3.2 Desenho esquemático de equipamento por arraste contínuo (SILVA 2011).

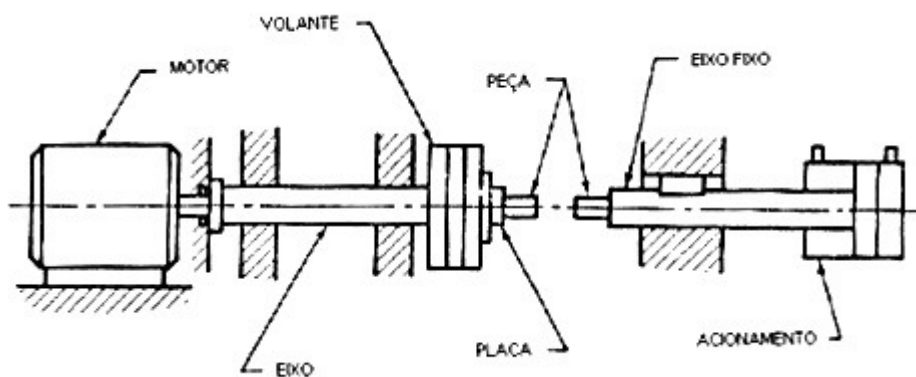


Figura 3.3 Desenho esquemático de equipamento de solda por inércia (SILVA 2011).

No presente trabalho os reparos foram realizados através do método convencional, sendo assim, a seguir serão apresentadas as fases do processo para este método.

3.1.3 Fases do processo

O processo de soldagem por atrito pode ser separado em diferentes fases e esta divisão varia conforme o autor. Este pode ser dividido em duas, três, quatro e até cinco fases (PINHEIRO 2008). A divisão em quatro fases, como apresentado na Figura 3.4, é utilizada pela maioria dos autores e parece ser a mais adequada para ser apresentado nesta revisão.

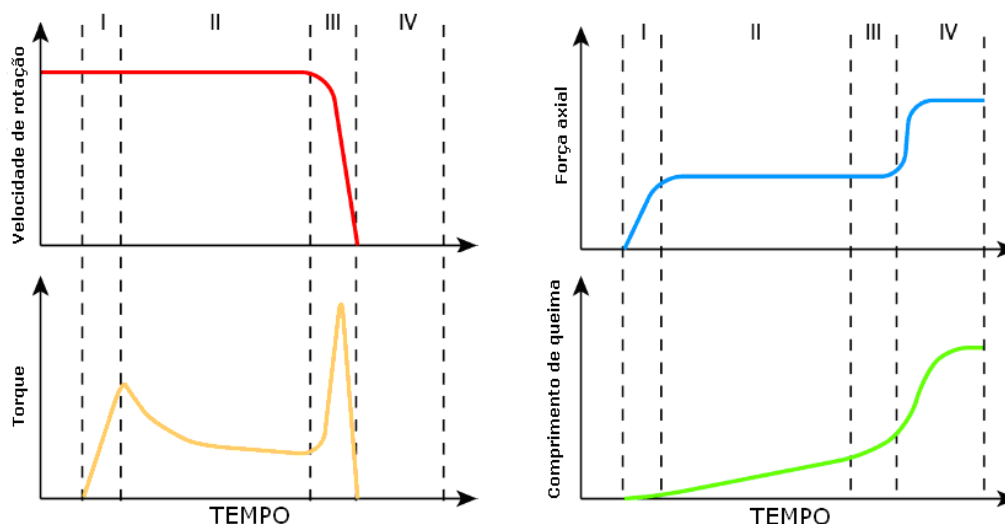


Figura 3.4 Ilustração esquemática dos parâmetros durante o processo de soldagem por atrito pelo método convencional (I: Atrito, II: Aquecimento, III: Desaceleração, IV: União). Adaptado de MEYER 2002.

Fase I: Atrito

Neste início da primeira fase ocorre um nivelamento das superfícies em contato, seguido pelo emperramento e microadesão.

Uma pequena superfície de soldagem faz contato, conseqüentemente, em certos locais a pressão de superfície chega a valores extremamente altos, ocasionando uma deformação plástica das superfícies em contato. Em pontos isolados, ocorrem ligações locais (microligações) que são imediatamente cisalhadas. A ruptura dessas microligações induz um aquecimento adicional no material adjacente, pela liberação de energia. Esta fase é concluída assim que o torque de atrito atinge o seu máximo, sendo este pico causado pela remoção da película de contaminantes e aumento significativo no número de microligações distribuídas ao longo das superfícies niveladas (PINHEIRO 2008, MEYER 2002, MATTEI 2011).

Fase II: Aquecimento

A área em formato de anel gerada na fase anterior, pela concentração de partículas e aquecimento próximo ao centro de giro, aumenta em tamanho e faz com que material plastificado seja empurrado para zonas mais frias da área de atrito, Figura 3.5.

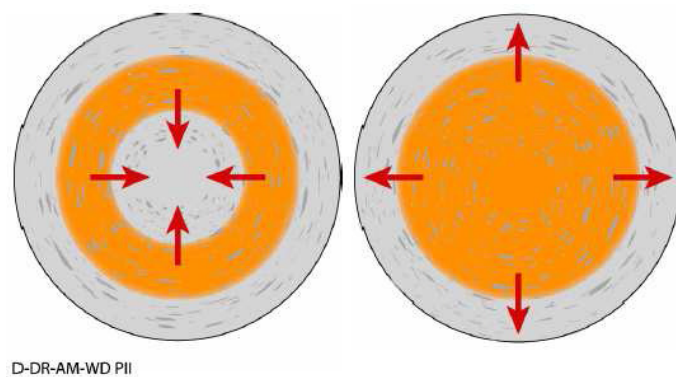


Figura 3.5 Representação da superfície de atrito durante a fase II: Aumento da área Plastificada inicialmente em direção ao centro da peça e por fim para a região externa (MEYER 2002).

Quando as superfícies de atrito estão totalmente plastificadas, o equilíbrio de temperatura é alcançado pelo efeito de auto-ajuste. Com o aumento da temperatura o metal se torna mais plástico e o torque é reduzido, produzindo um amolecimento do material, resultando em menor trabalho de deformação e redução da temperatura. Já nas outras regiões da solda, o material é facilmente comprimido para fora das superfícies de atrito, devido à grande plastificação e baixa resistência à deformação. A espessura da zona plastificada diminui permitindo que as áreas frias entrem em atrito, então elas se aquecem e tornam altamente plastificadas. Este processo é mantido enquanto a temperatura e a espessura da zona plastificada podem ser mantidas em equilíbrio, resultando em mais material deslocado para a rebarba (MEYER 2002, MATTEI 2011).

O equilíbrio dessas ações resulta em saturação de calor na área de atrito e das zonas correspondentes. A temperatura atinge um campo estacionário, reduzindo as superfícies de atrito e o torque de atrito. Deste ponto em diante é determinado um comprimento de queima praticamente constante. Com o aumento da saturação térmica das peças, a energia necessária para reduzir a plastificação acarreta em um torque de atrito menor. Porém, o crescimento da rebarba aumenta o atrito superficial e, conseqüentemente, o torque de atrito (MEYER 2002, MATTEI 2011).

A fase II é concluída assim que o processo atinge o valor limitado do parâmetro de controle, ou seja, uma temperatura, um comprimento de queima ou um tempo pré-definido (MEYER 2002, MATTEI 2011).

Fase III: Desaceleração

Para o processo Convencional ou por Arraste Contínuo, esta etapa se inicia com a diminuição da velocidade, aumentando assim o número de microligações que ocorrem simultaneamente ao longo de todo processo de atrito das superfícies. A temperatura é mantida pelo aquecimento proveniente do rompimento dessas microligações. Um segundo pico do torque de atrito é atingido, pois o cisalhamento aumenta a resistência devido à menor taxa de deformação. Num momento crítico, a rotação é reduzida a um nível tão baixo que a temperatura das superfícies de atrito não pode mais ser mantida. Esta redução da velocidade rotacional também resulta em um maior comprimento de queima (PINHEIRO 2008, MEYER 2002, MATTEI 2011).

Fase IV: União

O mecanismo de união inicia no final da fase de aquecimento, porém a união não é homogênea ao longo da superfície de contato. Esta homogeneidade é alcançada ao longo de toda a seção quando uma força de forjamento é aplicada durante a fase de união.

A força de forjamento ocorre no final da fase de desaceleração. Este aumento da força axial resulta em um aumento do comprimento de queima e do torque de atrito, bem como expulsa camadas de óxido das regiões exteriores da zona de solda (PINHEIRO 2008, MATTEI 2011).

3.1.4 Parâmetros de soldagem por atrito convencional ou arraste contínuo

Os principais parâmetros de controle do processo são: velocidade de rotação, comprimento de queima (*burn off*), força axial aplicada e tempo de aquecimento. A combinação desses fatores influencia diretamente na qualidade final da solda para que não ocorra fragilização microestrutural, bem como falta de adesão entre os dois corpos, além de outros defeitos possíveis neste processo (LESSA et al. 2011).

Velocidade de rotação

Há uma grande faixa de variação da velocidade de rotação sem que haja sensíveis perturbações na qualidade da solda (AMERICAN WELDING SOCIETY 1991). Em altas

velocidades de rotação existe maior tendência de polimento das superfícies em atrito, em vez de geração de calor por fricção, o que leva a um maior tempo de aquecimento para serem alcançadas as condições plásticas ideais, causando menores taxas de resfriamento, pois maior quantidade de material é aquecida, produzindo uma maior zona termicamente afetada (ZTA) e gerando a queda nas propriedades mecânicas, tais como limite de resistência e dureza (JACQUES 2002). Já velocidades mais baixas implicarão em menor aporte térmico e um menor aquecimento periférico na superfície em atrito. Contudo, principalmente em elevadas pressões axiais, é necessário uma unidade com maior potência a fim de superar os esforços resistivos a baixa rotação. As baixas rotações também podem ser um agravante, devido às mais altas taxas de resfriamento, podendo ocasionar, dependendo do meio de resfriamento, a formação de fases com excessiva dureza (PIRES 2007).

Foi observado que maiores velocidades privilegiarão uma estrutura mais grosseira (ex. ferrita de Widmanstätten), com propriedades mecânicas de resistência inferiores àquelas obtidas a baixas rotações (PINHEIRO 2008).

Comprimento de queima (*burn off*)

Este parâmetro representa a quantidade de material plastificado que preenche o furo, podendo ser medido pelo deslocamento vertical ou pela diminuição do comprimento do pino. Fortemente influenciado pela força axial e velocidade de rotação, de modo que, altas forças e baixas velocidades, propiciam os mais elevados comprimentos de queima. O controle do processo através deste parâmetro apresenta a desvantagem de necessitar um adequado alinhamento entre as seções a serem unidas. Esses fatores levam a uma redução na qualidade da união soldada. Ellis (1972) demonstrou que os maiores comprimentos de queima tendem a desenvolver maiores valores de limite de resistência (JACQUES 2002, ELLIS 1972, NICHOLAS 1995).

Força axial

A força axial é um parâmetro de grande relevância no processo, devendo esta ser conservada em valores que permitam manter as superfícies de atrito muito próximas, de modo a evitar a presença de partículas indesejáveis na interface e a formação de filmes de óxido. No entanto, valores muito elevados podem dificultar o controle do processo, devido

às elevadas temperaturas locais e às altas taxas de comprimento de queima. Ellis (1972) apresentou de forma bem detalhada a influência da força axial na qualidade da união. Além de controlar de forma efetiva os tempos de soldagem, a mesma atua no perfil e características da ZTA. As maiores forças conduzem a um estreitamento da ZTA, a qual propaga, na direção axial, de forma semelhante a um perfil cônico, com origem no centro da solda e estendendo-se para o exterior. Para as forças menores, a ZTA é apresentada com um perfil mais abrangente, propagando paralelamente à superfície de atrito. Recomenda-se o emprego de forças maiores para a obtenção de uma microestrutura mais refinada, evitando-se a formação de ferrita de Widmanstätten, proporcionando assim um relativo ganho nas propriedades de tração, dureza e tenacidade (AMERICAN WELDING SOCIETY 1991, PIRES 2007, ELLIS 1972).

Tempo de aquecimento

O tempo de aquecimento é definido como sendo o período de tempo compreendido entre o contato inicial das superfícies de atrito e o final da fase de frenagem (velocidade nula). Este parâmetro é por sua vez dependente da força aplicada e da velocidade de rotação, sendo inversamente proporcional ao primeiro parâmetro e diretamente proporcional à velocidade. Este parâmetro exerce grande influência na quantidade de calor gerado e propagado ao longo da região soldada e ZTA. A microestrutura final depende tanto do nível de aquecimento atingido ao longo do processo, como das taxas de resfriamento (PAES 2009).

3.1.5 Vantagens e desvantagens

A seguir são apresentadas as vantagens e desvantagens do processo por atrito em relação ao de soldagem convencional (MEYER 2002, Norma PETROBRAS N-1738).

- Em geral, não é necessária uma atenção especial com a limpeza das superfícies a serem unidas, uma vez que o processo é considerado autolimpante, pois o atrito rompe, desloca e remove as impurezas da superfície de solda para a região da rebarba;
- Não é necessário o uso de metal de adição, fluxo e/ou gás protetor;

- O processo é considerado seguro e limpo, pois não há emissão de gases tóxicos prejudiciais a saúde do operador, além de não haver fagulhas, radiação, fumos, respingos ou até mesmo, riscos com problemas elétricos envolvendo as altas tensões elétricas dos processos a arco;
- Ausência de defeitos relacionados aos fenômenos de solidificação, tais como: porosidade, segregação e adsorção de hidrogênio, já que o processo ocorre no estado sólido;
- A baixa quantidade de energia cedida à peça, juntamente com ciclos rápidos de processamento são características, que permitem aplicações no reparo de oleodutos operantes, petroquímicas, linhas de gás e etanol, assim como em componentes de instalações *offshore*, com segurança;
- Formação de uma ZTA estreita;
- Permite a união de metais dissimilares, difíceis ou até mesmo impossíveis de serem soldados por outros processos (ex: aço inoxidável em aço carbono, alumínio em aço carbono);
- O processo pode ser automatizado, permitindo a produção em série de soldas com alto controle de qualidade. O equipamento poder ser operado a longas distâncias, apropriado para aplicação em áreas classificadas de difícil acesso pelo operador, ou até mesmo de perigoso acesso, tal como para manutenção e reparos de trincas na indústria nuclear;
- Permite a realização de solda em atmosfera explosiva, sem risco de explosão, adequada para emprego na indústria petrolífera, além da possibilitar a realização de soldas sem a necessidade de paradas na linha de produção;
- Baixos custos, facilidade de operação, instalações simples, baixo consumo de energia e o curto ciclo de soldagem, fazem com que o custo efetivo deste processo seja atrativo comparado a outros existentes;
- Não requer operadores com habilidades manuais específicas;
- O processo quando automatizado, garante reprodutibilidade e qualidade controlada da junta soldada;
- Na grande maioria dos casos, a resistência da solda é igual ou até mesmo

superior à dos metais de base.

Limitações/desvantagens do processo:

- Ao menos uma das peças deve ter um eixo de rotação, de modo que a peça gire sobre o eixo do plano de soldagem;
- Rebarba no final da solda (rebarba) interna em caso de tubos;
- Um dos materiais a serem unidos deve ser passível de deformação plástica;
- A preparação e o alinhamento das peças podem ser um ponto crítico na realização de uma deformação plástica uniforme e aquecimento da superfície de atrito;
- O processo é normalmente limitado a realização de soldas de topo planas e em ângulo (filete);
- Baixa taxa de deposição (atrito convencional);
- Altas cargas aplicadas (axial e transversal) necessitando de um sistema com alta rigidez e de fixação;
- Elevado custo inicial com equipamentos e ferramentas.

3.1.6 Soldagem por atrito com pino consumível FHPP/FTPW (furo mais enchimento)

O processo de soldagem por atrito com pino consumível *Friction Taper Plug Welding* (FTPW) é considerado um método muito recente, sendo desenvolvido ao longo da década de 90 no *The Welding Institute* (TWI) e caracterizado como um processo de soldagem por atrito não-convencional, sendo também chamado de *Friction Hydro Pillar Processing* (FHPP). Esta técnica apresenta um forte atrativo industrial, principalmente para indústrias do petróleo, devido à capacidade de utilização do processo no reparo de trincas por atrito em estruturas *offshore*, tubulações de gás e petróleo, bem como na indústria naval (PIRES 2007, UNFRIED 2010).

Descrição e características do processo

Diferentemente da soldagem por atrito convencional (p.ex. entre barras cilíndricas),

na técnica de reparo por soldagem por atrito tipo furo mais enchimento, um pino cilíndrico ou cônico (com a forma de tronco de cone na sua extremidade) é girado em alta velocidade rotacional (1000-8000 rpm) e comprimido no sentido axial dentro de um furo (passante ou cego) prévio existente, com geometria bastante próxima a do pino e diâmetro ligeiramente maior, sob aplicação de uma determinada força axial (10-500) kN, valor a depender do diâmetro do pino e de sua velocidade tangencial, como também do material do pino utilizado, conforme esquema apresentado na Figura 3.6 (PAES 2009, UNFRIED 2010).

O processo *Friction Taper Plug Welding* (FTPW) difere do processo *Friction Hydro Pillar Processing* (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 (LESSA 2011).

Pode-se dividir o processo de soldagem por atrito com pino consumível em duas etapas, sendo elas (NICHOLAS 1995):

- Abertura de um furo com geometrias tanto cônicas, quanto cilíndricas;
- Preenchimento deste furo por meio de um pino (consumível), primeiramente rotacionado e posteriormente inserido coaxialmente ao furo para ser, então, submetido a um esforço normal de compressão.

A Figura 3.7 apresenta um desenho esquemático do processo, mostrando as fases correspondentes ao processamento.

Em vista do intenso trabalho mecânico à quente que o pino consumível 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 estas, ainda, ser alteradas mediante práticas de tratamento térmico (MEYER 2002).

As mesmas vantagens tecnológicas apresentadas para a soldagem por atrito também estão presentes no processo de soldagem por atrito com pino consumível. Como o processo é realizado dentro da fase sólida, este não é influenciado pela pressão ambiente, o que evidencia a sua aplicação em locais subaquáticos, a elevadas profundidades (NIXON 1986).

Em virtude do restrito número de publicações acerca desta técnica, se conhece relativamente muito pouco sobre os fenômenos envolvidos, bem como a influência real dos

parâmetros do processo e suas faixas ótimas de operação, visto que estes também dependem do tipo de material trabalhado (MEYER 2002).

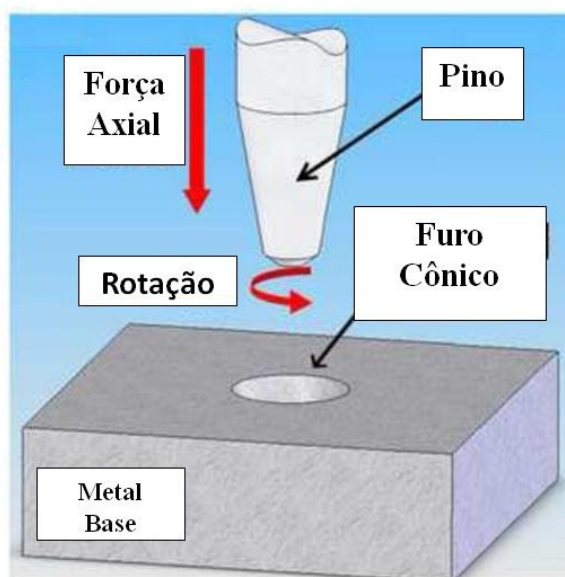


Figura 3.6 Ilustração esquemática do processo de soldagem por atrito com pino consumível. Adaptado de (UNFRIED 2010).



Figura 3.7 Desenho esquemático do processo de soldagem por atrito com pino consumível (JACQUES 2002).

3.2 Microestruturas

Nas ligas metálicas a microestrutura é caracterizada pelo número de fases presentes, pelas suas proporções e a maneira pela qual elas estão distribuídas ou arranjadas. A microestrutura de uma liga depende de variáveis tais como os elementos de liga

presentes, suas concentrações e do tratamento térmico da liga (ou seja, a temperatura, o tempo de aquecimento para determinada temperatura, e a taxa de resfriamento até a temperatura ambiente) (CALLISTER 2007).

As propriedades finais dos aços, tais como dureza, resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e resistência à fluência, são controladas essencialmente pelo tamanho, forma, distribuição, composição e estrutura cristalina das fases presentes na microestrutura (TOTTEN 2007).

A soldagem é geralmente realizada com a aplicação de calor e/ou deformação plástica. Como resultado dos diferentes processos ocorrem alterações das propriedades do material na região da junta, que na maioria das vezes são indesejáveis. Há pouco tempo atrás acreditava-se que a maioria das alterações microestruturais dependiam basicamente das reações ocorridas durante a solidificação e resfriamento do cordão de solda, porém já se sabe que não precisa necessariamente haver fusão para que ocorram transformações microestruturais, o aquecimento e posterior resfriamento do material são suficientes para que haja este tipo de transformação (LESSA 2011).

A seguir apresenta-se uma revisão dos microconstituintes possíveis de formação nos aços durante o processamento dos materiais através do processo de soldagem por atrito com pino consumível.

3.2.1 Regime de transformação reconstitutiva

Em altas temperaturas o regime de transformação de fases se dá de forma reconstitutiva, envolvendo movimento de átomos, sendo as reações controladas por difusão. As principais fases e constituintes formados são a ferrita e a perlita. As reações tendem a ser controladas por difusão, logo com taxas lentas (THEWLIS 2004).

Ferrita

A ferrita alotriomórfica, em materiais de baixa temperabilidade, é usualmente a primeira fase a se formar nos contornos de grãos austeníticos durante o resfriamento abaixo da temperatura Ae_3 . Dubé et al (citado por THEWLIS 2004) considera a ferrita alotriomórfica como ferrita de contornos de grão (GBF), enquanto que a classificação do IIW é considerada como ferrita primária (PF). Na classificação do IIW a ferrita primária

alotriomórfica de contornos de grão é denominada de PF(G) e são usualmente observadas nas formas de grãos poligonais ou veios, enquanto que Thewlis denomina esta fase de GB(PF). THEWLIS 2004 observou em alguns aços microligados a presença de uma ferrita chamada de ferrita intragranular idiomórfica (I(PF)) que nucleia não somente nos contornos de grão austeníticos como em partículas encontradas dentro dos grãos austeníticos. A Figura 3.8 mostra um desenho esquemático da formação da ferrita alotriomórfica e idiomórfica (MACEDO 2011).

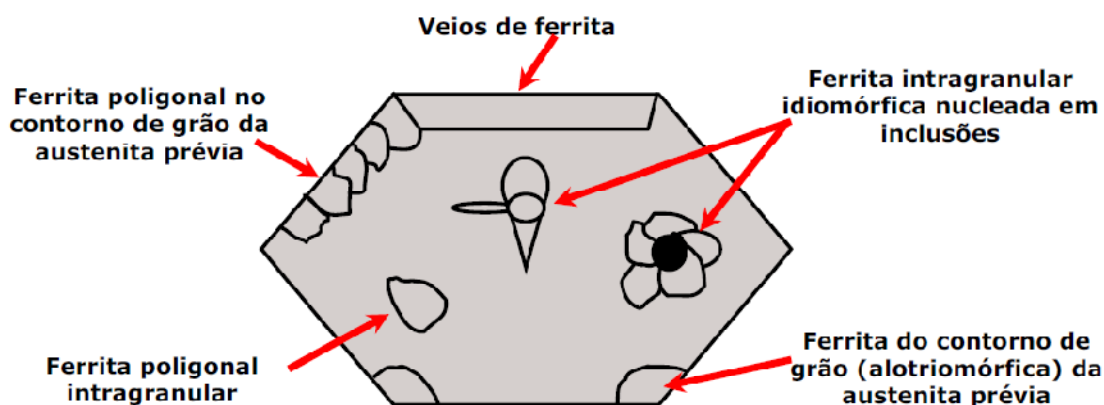


Figura 3.8 Desenho esquemático da classificação da ferrita: ferrita primária, alotriomórfica e idiomórfica. Adaptado de THEWLIS 2004.

Perlita

As fases estáveis abaixo da temperatura eutetóide são a ferrita e a cementita (Fe_3C), sendo a estrutura eutetóide uma mistura dessas fases, como se pode observar no diagrama da Figura 3.9. Esta estrutura é denominada Perlita, e consiste de placas alternadas de Fe_3C e ferrita, esta última sendo a fase contínua. A perlita não é uma fase, mas uma mistura de duas fases, portanto, um constituinte. Tem um aspecto definido ao microscópio e pode ser claramente identificada em uma estrutura composta de diversos constituintes (REED HILL 1994, BHADESHIA 1992).

A nucleação da perlita se dá geralmente nos contornos de grão da austenita ou a partir de falta de homogeneidade como uma inclusão.

O crescimento de um nódulo de perlita a partir de um grão de austenita ocorre pela formação de placas ou lamelas alternadas de ferrita e cementita, ambas possuindo mesma orientação cristalográfica dentro do nódulo, sendo este crescimento controlado pela difusão

do carbono. Com a diminuição da temperatura, aumenta a força motriz para a transformação, porém a difusividade do carbono diminui, diminuindo o espaçamento interlamelar da perlita (THEWLIS 2004).

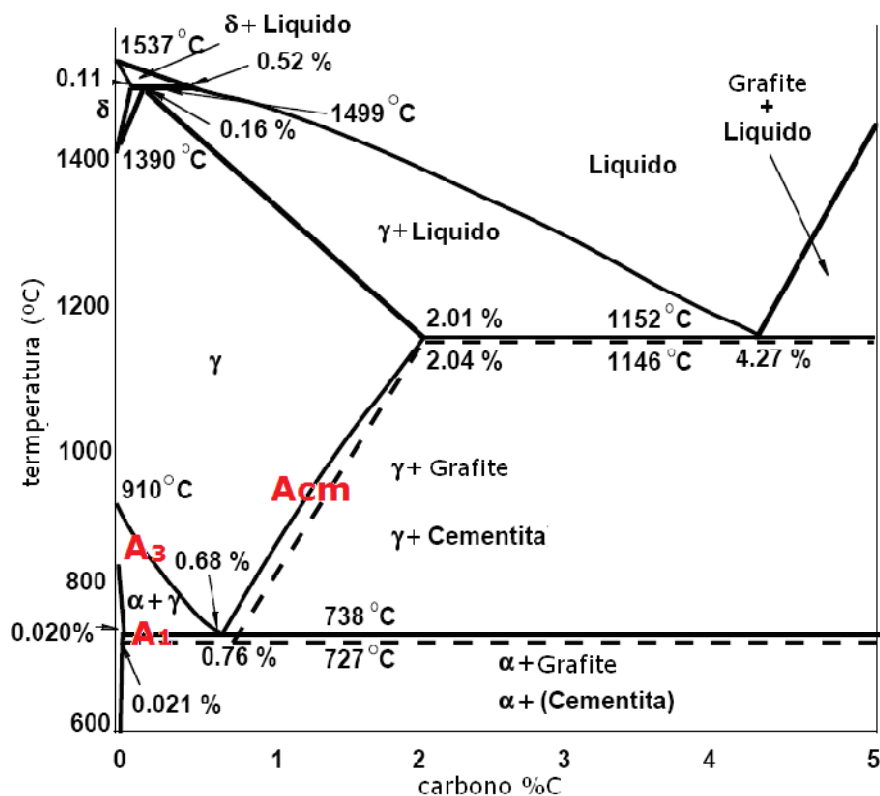


Figura 3.9 Seção do diagrama Fe-C (LESSA 2011).

Cementita

A cementita é muito mais dura, mas mais frágil do que a ferrita. Assim, com o aumento do percentual de Fe_3C num aço enquanto mantêm-se outros elementos microestruturais constantes resultará num material com maior dureza e maior resistência.

3.2.2 Regime de transformação displaciva

No regime de transformação displaciva em baixas temperaturas, ocorre uma troca da austenita para a estrutura cristalina da ferrita por uma mudança invariável da forma do plano de tensão com um componente de cisalhamento grande. A difusão de átomos de

carbono pode acompanhar a transformação por cisalhamento. Para uma transformação puramente displaciva não há movimentação de átomos através da interface γ/α . Reações em regime de transformações displacivas tendem a ser rápidas. As principais fases de transformações displacivas são ferrita Widmanstätten, bainita e martensita (THEWLIS 2004).

Ferrita de Widmanstätten

A ferrita de Widmanstätten cresce diretamente dos contornos de grão da austenita prévia e/ou da ferrita alotriomórfica nos contornos de grão ou de inclusões conforme ilustra Figura 3.10. Esta estrutura é favorecida por um maior tamanho de grão da austenita, por teores de carbono intermediários (entre 0,2 e 0,4%) e, principalmente, por um superesfriamento relativamente baixo, em relação à temperatura A3, maior do que o associado com a formação dos constituintes anteriores (LESSA 2011, CHENG 2010).

O mecanismo de crescimento desta microestrutura é considerado como o envolvimento da formação simultânea de pares de placas de ferrita acomodadas mutuamente de modo que uma força motriz menor seja necessária para a transformação em relação à transformação da bainita ou martensita (MACEDO 2011).

A formação de grãos relativamente grosseiros com pequena diferença de orientação cristalina entre si e a presença de filmes de constituintes ricos em carbono e frágeis em seus contornos fazem com que esta forma de ferrita seja considerada de características pouco desejadas em soldas que devam apresentar uma elevada tenacidade (LESSA 2011).

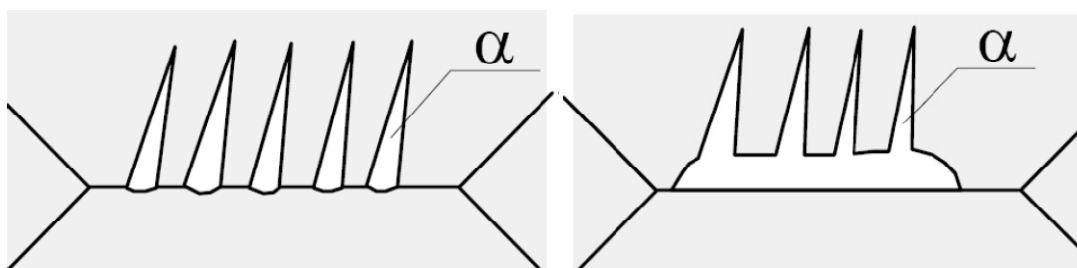


Figura 3.10 Desenho esquemático mostrando a morfologia das placas laterais de ferrita (PINHEIRO 2001).

A ferrita de Widmanstätten pode ser dividida em ferrita de Widmanstätten primária e secundária, sendo que a primária cresce diretamente dos contornos de grãos austeníticos

prévios, enquanto que a secundária cresce a partir da ferrita alotriomórfica junto aos contornos de grão, como pode ser visto no desenho esquemático da Figura 3.11. As placas de ferrita de Widmanstätten primária também podem crescer a partir de inclusões, enquanto que as placas de ferrita de Widmanstätten secundária crescem da ferrita idiomórfica intragranular (THEWLIS 2004).

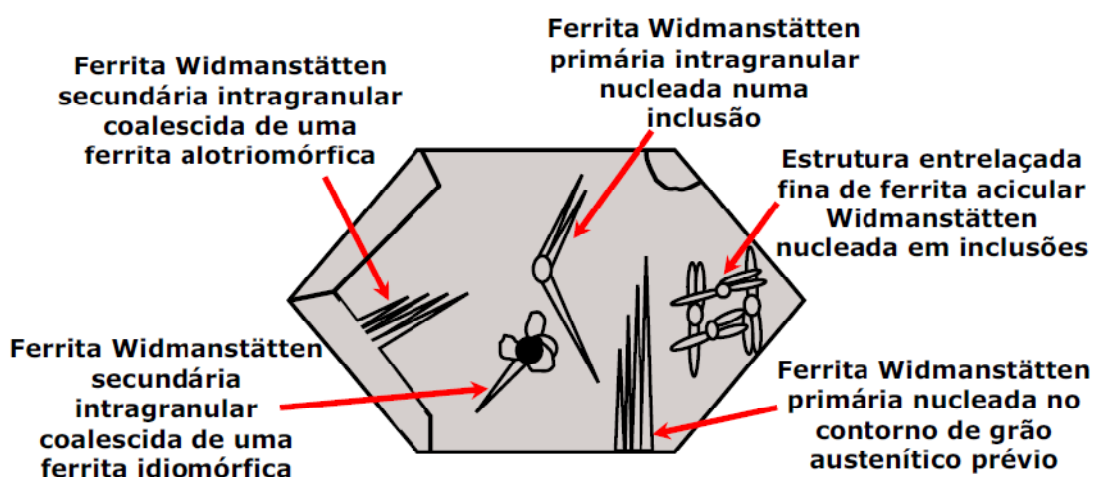


Figura 3.11 Ferrita de Widmanstätten primária e secundária. Adaptado de THEWLIS 2004.

Bainita

Constituída de agregados de ferrita e cementita, a bainita é um produto da transformação austenítica, e se dá em condições intermediárias às de formação da perlita e martensita, tendo processos de difusão envolvidos em sua formação (ASM 1998, CALLISTER 2007).

A bainita não é uma fase, mas sim uma mistura de ferrita e carbonetos, assim como a perlita, porém com morfologias distintas, como pode-se observar na

Figura 3.12. Na transformação bainítica o carbono, que estava homogeneamente distribuído na austenita, se concentra em locais de alto teor de carbono (as partículas de carboneto), originando uma matriz isenta de carbono (ferrita). A reação bainítica envolve mudanças de composição e implica assim em difusão de carbono. Nisso ela se diferencia da transformação martensítica típica. Por outro lado, as mudanças de composição que ocorrem na transformação bainítica não envolvem elementos de liga substitucionais (THEWLIS 2004, REED HILL 1994).

O exato mecanismo de crescimento da bainita ainda é objeto de muitos debates. A bainita pode crescer diretamente de um contorno de grão austenítico prévio ou de uma inclusão intragranular, conforme se pode observar no desenho esquemático da Figura 3.13, onde a bainita que cresce no contorno de grão austenítico prévio é observada na forma de placas entrelaçadas muito finas com partículas de cementita alinhadas. Na bainita superior as partículas de carbonetos são observadas entre as placas, enquanto que na bainita inferior os carbonetos são tanto dentro como entre as placas e a estrutura tende a ter uma resposta mais escura ao ataque (MACEDO 2011).

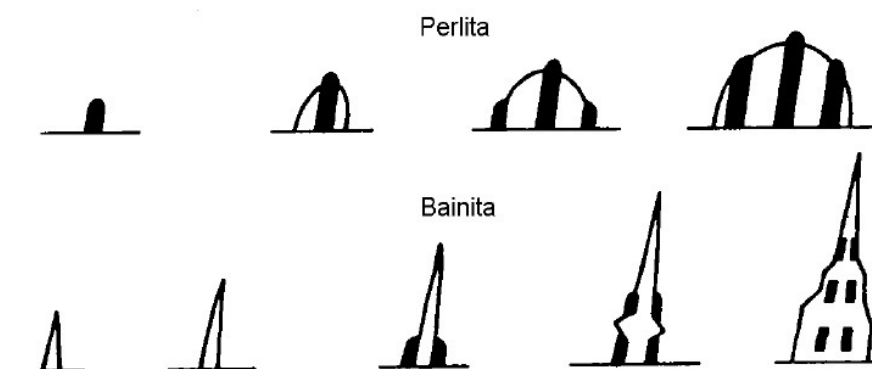


Figura 3.12 Diferença entre os mecanismos de formação da perlita e da bainita (AVNER1990).

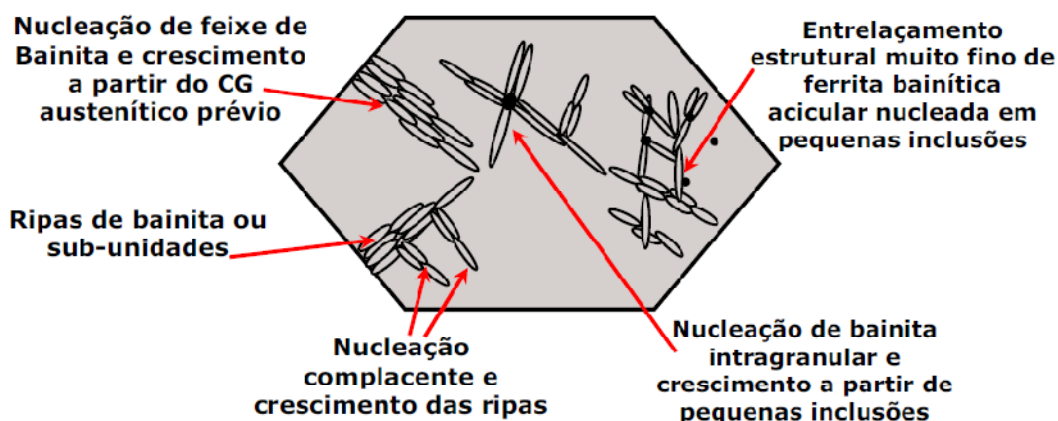


Figura 3.13 Desenho esquemático da formação da bainita. Adaptado de THEWLIS 2004.

Uma vez que os aços bainíticos possuem uma estrutura mais fina (menores

partículas de ferrita e de Fe_3C), eles são, em geral, mais resistentes e duros que os aços perlíticos; entretanto, eles ainda assim exibem uma combinação desejável de resistência e de ductilidade. Pode-se observar no gráfico exibido na

Figura 3.14, as diferenças de resistência à tração e de dureza em relação aos dois tipos de estrutura (CALLISTER 2007).

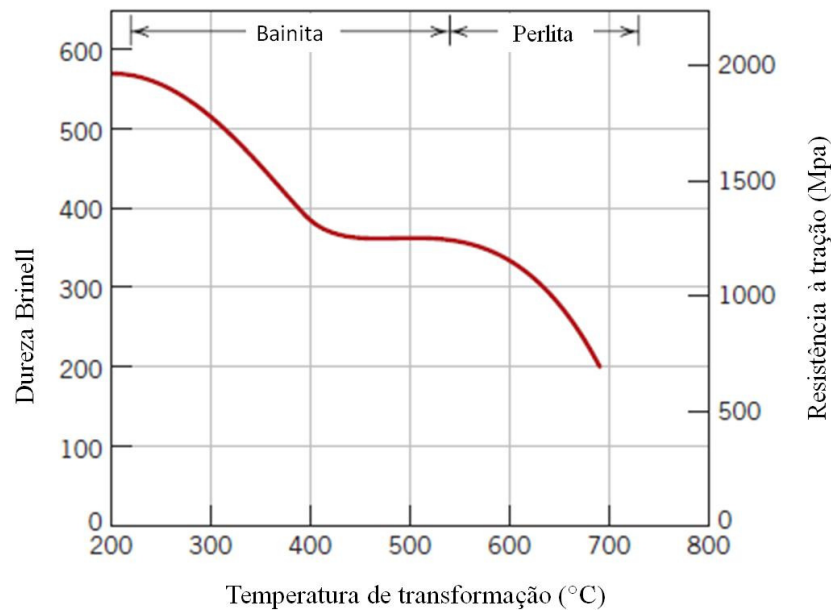


Figura 3.14 Comparação de resistência à tração e dureza entre microestruturas bainíticas e perlíticas (CALLISTER 2007).

Bainita superior

A bainita superior se forma em temperaturas logo abaixo da temperatura de formação da perlita, geralmente abaixo de 500°C . A sua microestrutura consiste de placas finas de ferrita, tendo em cada uma delas cerca de $0,2\mu\text{m}$ de espessura e $10\mu\text{m}$ de comprimento. As placas crescem em aglomerados chamados feixes, paralelas e com orientação cristalográfica idêntica (KRAUSS 2003, LESSA 2011).

Ao diminuir a temperatura de transformação ou aumentar o teor de carbono, a largura das ripas individuais diminui e a quantidade de precipitação de carbonetos aumenta. As ripas possuem alta densidade de discordâncias, que aumenta com a diminuição da temperatura de transformação (ASM 1998).

A bainita superior evolui em estágios distintos que começam com a nucleação das

placas de ferrita nos contornos de grão da austenita. O crescimento de cada placa é acompanhado por uma mudança na forma de região transformada, uma mudança que pode ser descrita precisamente como um plano invariante de deformação, com uma componente de grande porte de cisalhamento, praticamente idêntico ao observado durante a transformação martensítica (LESSA 2011).

Bainita Inferior

A aparência da bainita inferior assemelha-se mais ao formato de placa do que a superior, apresentando as placas de ferrita mais amplas em relação a esta última e com aparência mais próxima das placas de martensita, sendo caracterizada pela formação de cementita no formato de hastes no interior das placas de ferrita. Assim como a bainita superior, a aparência da bainita inferior varia conforme a quantidade de carbono no material (ASM 1998).

Os carbonetos na ferrita não precisam ser sempre cementita. Dependendo da composição química e da temperatura de transformação, outros carbonetos de transição podem precipitar primeiro. Por exemplo, em aços de alto carbono que contenham mais de 1% de silício (que retarda a formação de cementita), o carboneto épsilon (ϵ) é comumente observado como precipitação na ferrita bainítica. Na bainita formada a temperaturas mais baixas (inferiores a 300°C), o carboneto ϵ também pode aparecer (LESSA 2011).

Martensita

A martensita não é uma fase em equilíbrio nos aços, sua formação depende da composição química e da taxa de resfriamento a partir da temperatura da região austenítica. Diferentemente de outros produtos de transformação a partir da austenita, a martensita geralmente se forma instantaneamente uma vez que o aço é resfriado abaixo de uma temperatura específica, a temperatura de início da martensita (M_s), que é uma função da quantidade de carbono e elementos de liga. A transformação está completa quando o aço atinge uma temperatura baixa, a temperatura final da martensita (M_f) (ASM 1998).

A transformação martensítica não envolve difusão, de forma que a martensita tem exatamente a mesma composição da fase de origem, a austenita, isto é, até 2,11% em peso de carbono, dependendo da composição da liga. Visto que a difusão é suprimida, usualmente por um rápido resfriamento, os átomos de carbono não são “repartidos” entre a ferrita e a cementita. Ao invés disso, estes ficam presos nos interstícios octaédricos de uma

estrutura cúbica de corpo centrado, produzindo a martensita. A solubilidade do carbono nesta estrutura, então, é grandemente excedida quando a martensita se forma, produzindo distorção e criando uma nova estrutura (tetragonal de corpo centrado), conforme pode-se ver pela Figura 3.15, na qual o parâmetro c da célula unitária é maior do que os outros dois parâmetros a . Assim que a austenita muda o parâmetro de rede de CFC para martensita TCC (tetragonal de corpo centrado), as considerações de energia de deformação dominam e a martensita é forçada a ter forma de placas finas (KWIETNIEWSKI 2009, THEWLIS 2004).

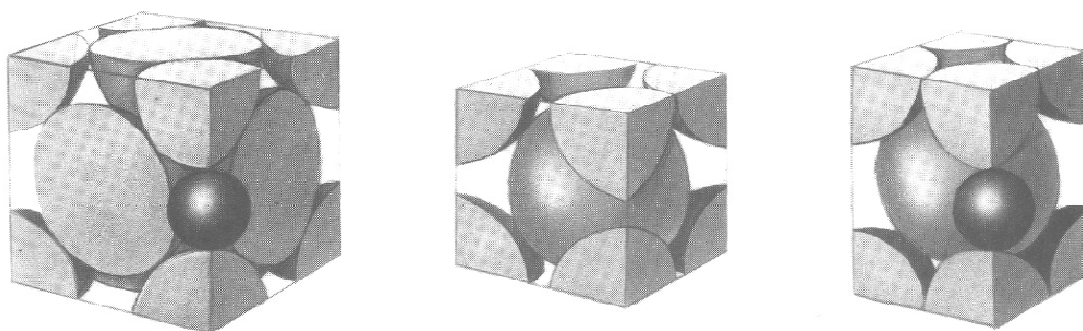


Figura 3.15 Desenho esquemático da transformação martensítica (CALLISTER 2007).

A dureza da martensita é governada principalmente pela quantidade de carbono, mas também influenciada pela quantidade de liga. A capacidade de transformação martensítica nos aços como uma função do tamanho da seção transversal e taxa de resfriamento depende da temperabilidade do aço. A temperabilidade é aumentada com a adição de carbono e elementos de liga e pelo aumento do tamanho de grão austenítico (ASM 1998). A martensita apresenta duas morfologias principais, as quais são na forma de ripa ou de placas. Estes termos se referem a formas tridimensionais dos cristais individuais da martensita. Estas morfologias dependem do teor de carbono no material, conforme mostra a Figura 3.16 (KRAUSS 2005).

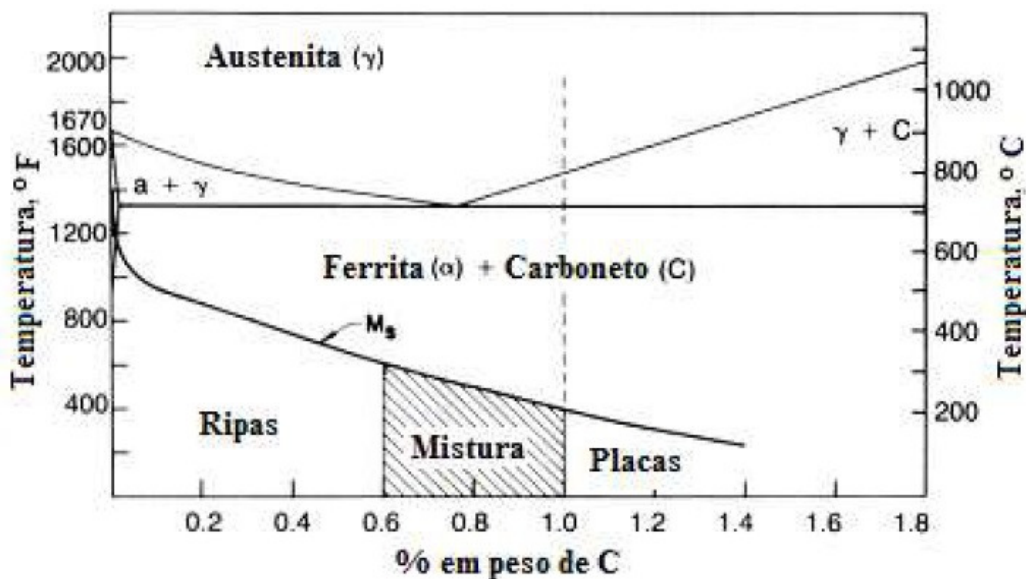


Figura 3.16 Formação dos tipos de martensita para ligas de aço ao carbono. Adaptado de KRAUSS 2005.

Das várias microestruturas que podem ser produzidas para um dado aço, a martensita é a mais dura, mais resistente e mais frágil. Ela tem, de fato, utilidade desprezível. Mas a resistência mecânica e a dureza da martensita não estão relacionadas à microestrutura. A grande distorção na estrutura produzida com a grande quantidade de defeitos cristalinos, tais como discordâncias e supersaturação de átomos de carbono que dificultam o movimento das discordâncias, poucos sistemas de escorregamento para estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC) são os fatores responsáveis por este ganho de propriedades mecânicas (CALLISTER 2007).

No estado como temperado, a martensita, além de ter alta dureza, é tão frágil que ela não pode ser usada para a maioria das aplicações. Qualquer tensão interna que possa ter sido introduzida durante a têmpera tem um efeito fragilizante (CALLISTER 2007). A utilidade e a tenacidade da martensita podem ser aumentadas e estas tensões internas aliviadas pelo tratamento térmico conhecido como revenimento (KRAUSS 2005).

Constituinte MA (Martensita-Austenita)

Denomina-se constituinte ou microconstituinte MA as regiões de dimensões microscópicas presentes nos aços C-Mn e baixa liga, constituídas de células de austenita estabilizada, conforme pode-se observar na Figura 3.17. Da presença frequente, e em

teores elevados, de martensita nestas "ilhas" de austenita, decorre sua denominação Martensita-Austenita.

Bayraktar (2004) (citado por LESSA 2011) afirmou que a presença desses constituintes causa a queda de tenacidade devido a sua fragilidade. O constituinte MA toma frequentemente a forma poligonal. Além de ter sua formação frequentemente associada à da bainita, o constituinte MA pode se formar isoladamente em presença de outras fases, como a ferrita. Segundo Ferry (2002) (citado por LESSA 2011) a formação de MA é facilitada pela maior quantidade de ferrita alotriomórfica. Nestes casos, a formação específica do constituinte MA, pode ser descrita pelo seguinte processo já correntemente aceito e citado por Ikawa (1980) (citado por LESSA 2011): no resfriamento a partir da região austenítica, forma-se a ferrita como segunda fase, tornando estável a austenita remanescente, devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo crescimento nas regiões adjacentes desta própria ferrita bainítica, que é inerentemente pobre em carbono. Este enriquecimento termina a temperaturas em torno de 350-400°C, momento em que o teor de carbono da austenita remanescente atinge 0,5-0,8%. No resfriamento que segue, parte desta austenita decompõe-se em ferrita e carbonetos, no intervalo 300-350°C. Caso o resfriamento seja rápido, esta decomposição pode não ocorrer e, então, a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada, a mais baixas temperaturas, e uma pequena quantidade de austenita permanecerá retida. Este é o processo aceito de formação do constituinte MA (LESSA 2011).

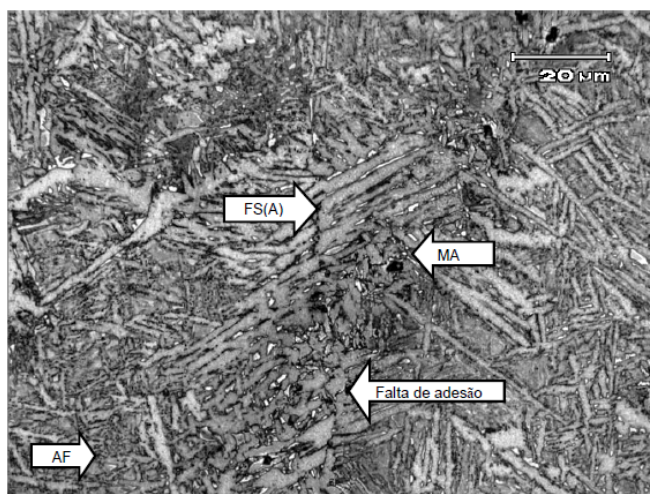


Figura 3.17 Micrografia mostrando a presença de constituinte MA (LESSA, 2011).

3.2.3 Bandeamento

Bandeamento pode ser definido como uma condição microestrutural que apresenta bandas alternadas com diferentes microestruturas, paralelas à direção de laminação, que se desenvolve nos produtos de aço, em especial em aços baixo carbono (MAHL, 2007).

Para aços construção mecânica de estrutura ferrita e perlita laminados a quente no estado austenítico, a presença de bandas alternadas de ferrita e perlita na direção de laminação é habitual (MAHL, 2007).

A importância de se reduzir o grau de bandeamento deve-se à busca por uma melhor homogeneidade microestrutural, com conseqüente melhoria das propriedades tecnológicas dos produtos/componentes. Estratégias para atingir este fim passam, por exemplo, por um balanceamento de composição química, pela utilização de agitação eletromagnética durante o processo de solidificação no lingotamento contínuo, pelo resfriamento controlado na laminação, entre outros. No entanto, cabe-se ressaltar que, para a grande maioria dos processos de transformação dos aços, o bandeamento não é um fator crítico para o produto, salvo algumas aplicações específicas, como o forjamento a frio (MAHL, 2007).

3.2.4 Pré-Aquecimento

Os metais em sua maioria são bons condutores de calor. Conseqüentemente o calor na região de soldagem é rapidamente escoado por toda a massa envolvida no processo, acarretando um resfriamento relativamente rápido. Em alguns metais esse resfriamento rápido pode contribuir para a formação de microestruturas prejudiciais na região de soldagem (FORTES, 2004).

A temperatura de pré-aquecimento é definida como a temperatura inicial na qual toda a peça ou somente a região a ser soldada é submetida antes da operação de soldagem. A utilização do pré-aquecimento proporciona uma diminuição na velocidade de resfriamento e nos gradientes térmicos. Isto é muito importante, pois a seleção de uma determinada temperatura de pré-aquecimento permite certo controle sobre a velocidade de resfriamento da região da solda e, conseqüentemente, sobre a sua microestrutura e propriedades. A velocidade de resfriamento é muito importante na determinação da microestrutura da solda de ligas que sofrem transformação microestrutural no estado

sólido, particularmente os aços (GODOY, 2008). O pré-aquecimento aumenta a temperatura do metal vizinho à solda, de tal modo que o gradiente de temperatura (isto é, a diferença de temperatura) entre a solda e sua vizinhança fique reduzido. O resultado é que a zona de soldagem aquecida resfria-se mais lentamente, visto que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura entre as massas quente e fria (FORTES, 2004).

Se esses tratamentos térmicos devem ou não ser aplicados depende do teor de carbono e de outros elementos de liga no metal sendo soldado. Se corpos de prova soldados sem tratamento térmico apresentarem baixa ductilidade ou dureza muito alta, é indicativo da necessidade de pré-aquecimento (FORTES, 2004).

O carbono equivalente (C_{eq}) é um método simples para determinar a necessidade de pré-aquecimento de uma solda. A temperabilidade de um aço está relacionada ao seu teor de carbono acrescido dos teores de certos elementos de liga. Quanto maior for o carbono equivalente maior será a temperatura de pré-aquecimento requerida (GODOY, 2008).

A equação para o cálculo do carbono equivalente, largamente utilizada, é dada pelo IIW (International Institute of Welding):

$$C_{eq} = \% C + \frac{\% Mn}{6} + \frac{\% Cr + \% Mo + \% V}{5} + \frac{\% Ni + \% Cu}{15}$$

A Tabela 3.1 sugere temperaturas de pré-aquecimento para diferentes valores de carbono equivalente.

Tabela 3.1 Temperatura de pré-aquecimento recomendada x Ceq (FORTES, 2004).

Carbono equivalente Ceq [%]	Temperatura de pré-aquecimento recomendada
< 0,30	opcional
0,31 - 0,45	100°C - 200°C
0,45 - 0,60	200°C - 250°C
> 0,60	250°C - 300°C
Aços ferramenta, aços mola, aços de composição desconhecida	~ 300°C

A temperatura de pré-aquecimento definida como a adequada deve ser medida e acompanhada durante a operação de soldagem. Geralmente as aplicações que requerem pré-aquecimento requerem também resfriamento lento (FORTES, 2004).

4.0 MATERIAIS E MÉTODOS

As soldas analisadas foram realizadas no centro de pesquisas TWI em Cambridge – Inglaterra, sob a supervisão do Eng. Marcelo Paes. Para o processamento das amostras foi utilizada uma máquina modificada de soldagem por atrito NEI – John Thompson modelo FW-13 com uma potência máxima de 43 kW e uma força axial limite de 480kN (Figura 4.1) e peso de 7 toneladas, o que confere resistência e rigidez suficiente para poder reagir a cargas aplicadas tão elevadas. Todas as amostras foram fabricadas utilizando uma carga de 150 kN e *burn off* de 4mm, nas condições de sem e com pré-aquecimento de 200°C da chapa na qual o pino será soldado. Sendo a temperatura de pré-aquecimento escolhida pelo cálculo do carbono equivalente através da equação apresentada. Da equação citada resultaram os seguintes valores de C_{eq} : sendo para a chapa igual a 0,39 e para o pino 0,45. Observando-se a Tabela 3.1 pode ver que estes valores correspondem a temperaturas de 100 a 200 °C.

Trabalhos similares foram realizados utilizando-se do processo de soldagem por atrito com furo passante com a comparação entre diferentes materiais, onde foi utilizado o mesmo metal base de chapa variando somente os materiais do pino. E ainda o estudo de tenacidade à fratura destes reparos com diferentes materiais e ainda para os reparos do presente trabalho está em andamento. Pode ser citado também um estudo anterior a estes, porém com reparos realizados pelo processo de soldagem por atrito com pino consumível *Friction Taper Plug Welding* (FTPW) onde o furo não é passante.

Os reparos foram realizados utilizando-se como materiais de base chapas de aço ao carbono BS EN10025 com espessura de 20 mm e pinos consumíveis de aço ao carbono BS970-3 150M19 (originalmente classificado como EN14, obtidos a partir de barras cilíndricas laminadas à quente) com diâmetro de 32 mm, conforme desenho esquemático das geometrias da chapa e do pino apresentado na Figura 4.2.

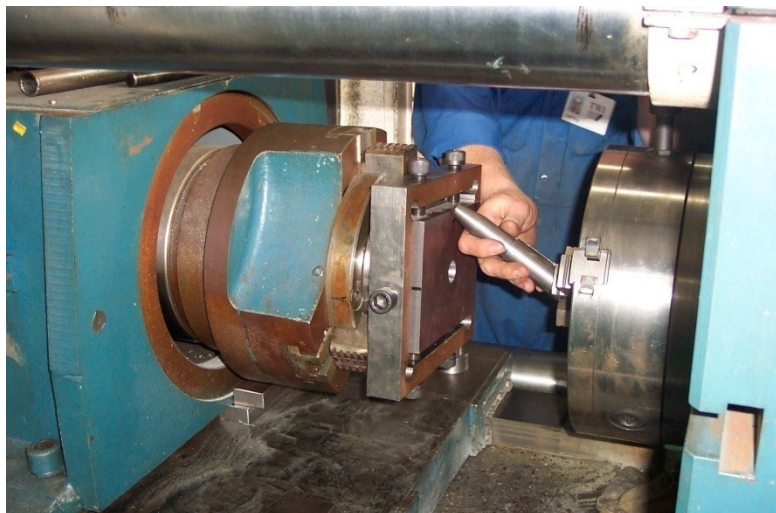


Figura 4.1 Máquina modificada de soldagem por atrito NEI (PAES, 2009).

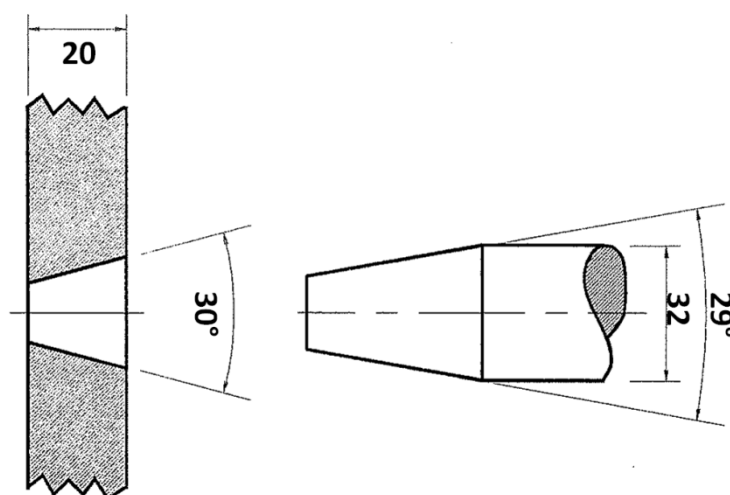


Figura 4.2 Desenho esquemático das geometrias da chapa e do pino.

Para caracterização das diferentes regiões formadas durante o processamento dos materiais foram realizadas metalografias dos reparos. A análise metalográfica visa a identificação das microestruturas das regiões desde o metal base, passando pela região processada através do pino, chegando até o metal base novamente, utilizando microscopia ótica e eletrônica de varredura. Utilizando uma técnica desenvolvida pelo laboratório com o auxílio do software Microsoft Image Composite Editor (ICE) foi possível obter uma imagem panorâmica da região da solda, mostrando a área da solda como um todo através da montagem de diversas fotos realizadas em cada amostra. Para tais análises foram

utilizados os equipamentos: microscópio ótico (MO) OLYMPUS (modelo BX51M, com câmera acoplada, reflexão de campo claro, campo escuro e luz polarizada simplificada, com ampliações de 50X, 100X, 200X, 500X e 1000X) e microscópio eletrônico de varredura SHIMADZU (modelo SSX-550 SUPERSCAN com sistema de análise de imagens). As amostras, inicialmente, foram polidas progressivamente em lixas d'água de granulação grosseira até uma granulação mais fina, finalizando o polimento com pasta de diamante. Após, as amostras foram atacadas quimicamente com a solução Nital 2% com o objetivo de revelar as regiões e microestruturas da junta soldada e solução Picral 4% e Metabissulfito de Sódio 2% para revelar microconstituente MA.

Foram realizados ainda ensaios de microdureza Vickers na forma de perfis horizontais e verticais em diferentes pontos da amostra conforme apresentado na Figura 4.3 e microdurezas pontuais nos constituintes e fases. As medidas de dureza Vickers foram realizadas com cargas de 300g em um equipamento da marca INSTRON modelo Tukon 2100 B, com capacidade de medição de 0,01 a 50 Kg.

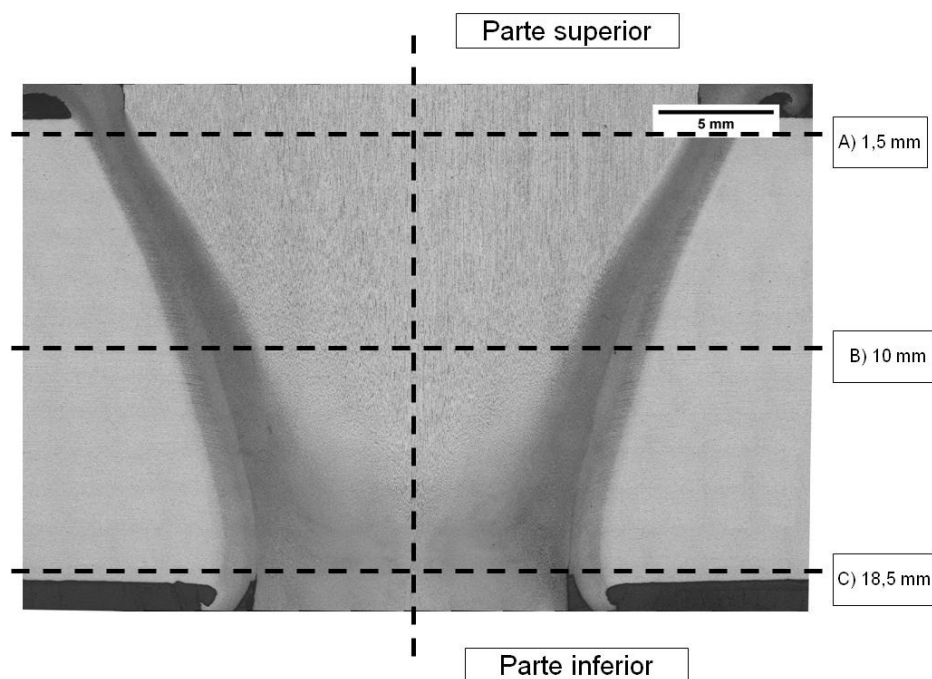


Figura 4.3 Indicação das regiões dos perfis de microdureza realizados nas amostras.

Com o auxílio do programa Image J foram medidos os tamanhos das zonas termicamente afetadas (ZTA) nas diferentes amostras em diferentes regiões com o intuito de comparar a alteração de espessura nas mesmas em relação às condições apresentadas.

5.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Química

As composições químicas dos materiais utilizados para os reparos são apresentadas em peso percentual na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Análise química dos materiais utilizados no processo (% em peso).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	Fe
EN100025	0,149	0,375	1,36	0,00860	0,0136	0,0154	0,0464	98,0
EN 14	0,187	0,232	1,54	0,0219	0,0204	0,0191	0,0274	97,8

Através da realização das análises químicas é possível observar que ambos os materiais encontram-se dentro do especificado das referidas normas.

5.2 Análises macrográficas

A análise macrográfica através das imagens panorâmicas geradas com a montagem de diversas micrografias mostra as diferentes regiões formadas durante o processamento dos reparos realizados pelo processo de soldagem por atrito com furo passante conforme pode ser visto na Figura 5.1. A Figura 5.1a corresponde à amostra realizada sem a condição de pré-aquecimento, já a Figura 5.1b apresenta a imagem gerada da amostra soldada com esta condição.

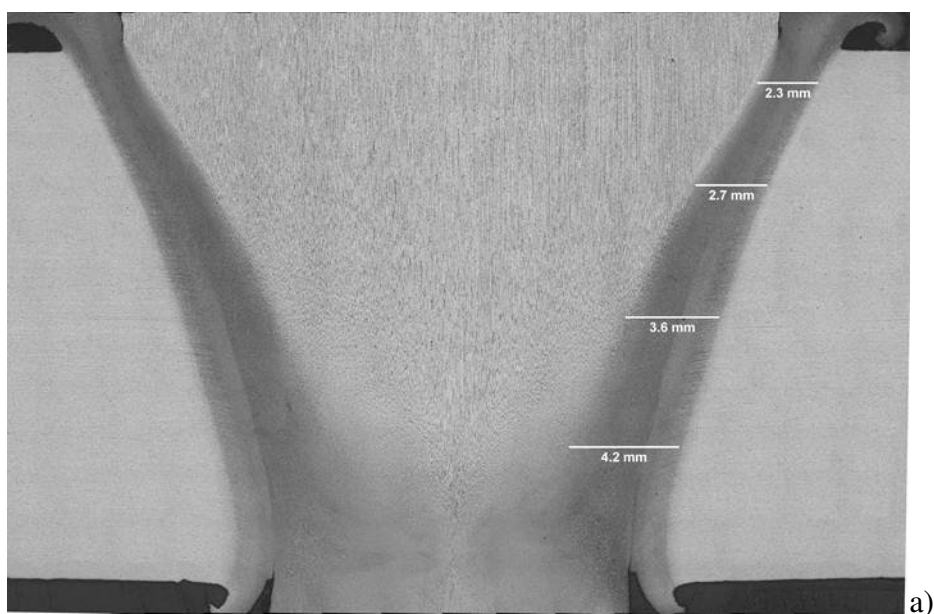
Através das imagens é possível observar as diferentes configurações de ZTA para as diferentes condições de processamento realizadas, mostrando uma maior região afetada para a condição com pré-aquecimento.

5.3 Tamanho da ZTA

Com as imagens panorâmicas geradas das amostras foi possível realizar a medição das zonas termicamente afetadas (ZTAs) para ambas as condições. A tabela 1 apresenta os valores da espessura da ZTA para as diferentes condições de pré-aquecimento.

Como pode-se ver na tabela 5.1 há um aumento na espessura da ZTA a medida que se afasta da superfície da chapa para ambas as condições, isto se dá devido a ponta do pino possuir uma menor seção em relação ao tamanho do restante da peça, dificultando a extração de calor neste ponto, visto que há menos metal resfriado ao redor da ZTA, afetando termicamente uma região maior da amostra.

E ainda a ZTA para a condição com pré-aquecimento possui maior espessura em relação à amostra do reparo sem esta condição. Isto ocorre devido ao calor ser dissipado de maneira mais lenta no reparo realizado com o aquecimento prévio da chapa, uma vez que a extração de calor não é tão rápida quanto para a condição sem pré-aquecimento.



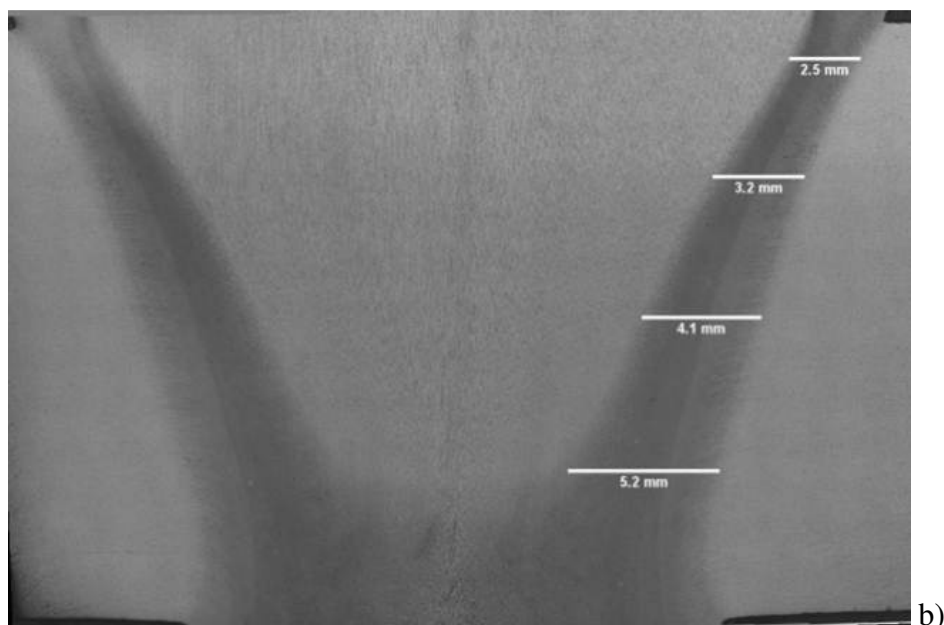


Figura 5.1 Macrografia da região da solda da amostra PBS (a) sem pré-aquecimento; (b) com pré-aquecimento (Imagem panorâmica via Microscopia Óptica). Ataque Nital 2%.

Tabela 5.2 Espessura da ZTA para amostra PBS com e sem pré-aquecimento.

Condição	Distância da superfície da chapa (mm)			
	1,2	5,1	10	15,5
Sem pré-aquecimento	2,3	2,7	3,6	4,2
Com pré-aquecimento	2,5	3,2	4,1	5,2

5.4 Análise microestrutural

A análise microestrutural realizada nos materiais de base (chapa e pino) mostrou que os materiais apresentavam bandejamento microestrutural. A Figura 5.2 mostra as micrografias correspondentes às microestruturas encontradas.

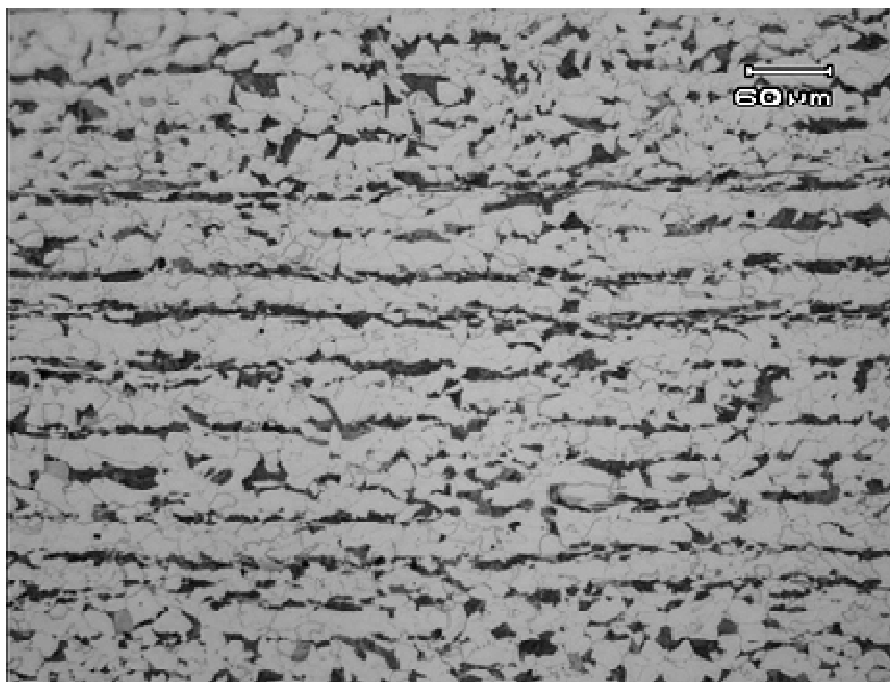
A Figura 5.2a corresponde ao metal base da chapa, onde pode-se observar o bandejamento no sentido de laminação das chapas, já a Figura 5.2b mostra o bandejamento observado na região do pino, onde o sentido do bandejamento se dá pelo processo de fabricação das barras que deram origem ao pino. O bandejamento é uma condição microestrutural onde os aços apresentam bandas alternadas de ferrita e perlita, paralelas ao sentido de laminação/trefilação (KRAUSS, 2003).

5.2.1 Amostra do reparo soldado por atrito sem pré-aquecimento

Nesta seção são apresentadas micrografias das zonas afetadas termo e/ou mecanicamente da região inferior do reparo realizado sem aquecimento prévio.

A Figura 5.3a mostra a zona termomecanicamente afetada - ZTMA e a Figura 5.3b mostra a zona termicamente afetada - ZTA, sendo ambas as regiões pertencentes ao pino, onde pode-se ver as diferentes microestruturas geradas.

Pode-se observar na Figura 5.3a uma microestrutura bandeada constituída das fases ferrita (fase mais clara) com dureza de 242 HV₂₅ e martensita, esta última microestrutura resultante da transformação da austenita proveniente do aquecimento sofrido pela região seguido de um rápido resfriamento no local apresentando uma microdureza de 437 HV₂₅. Já na Figura 5.3b pode-se notar uma microestrutura heterogênea composta de ferrita, martensita, bainita e ferrita de Widmanstätten, também resultantes de transformações ocorridas pelo aquecimento e posterior resfriamento da região, onde pode-se destacar os valores de dureza obtidos para a martensita (453 HV₂₅) e para bainita (338 HV₂₅). Esta zona apresenta uma microestrutura mais heterogênea devido as mais severas condições de aquecimento e resfriamento.



a)

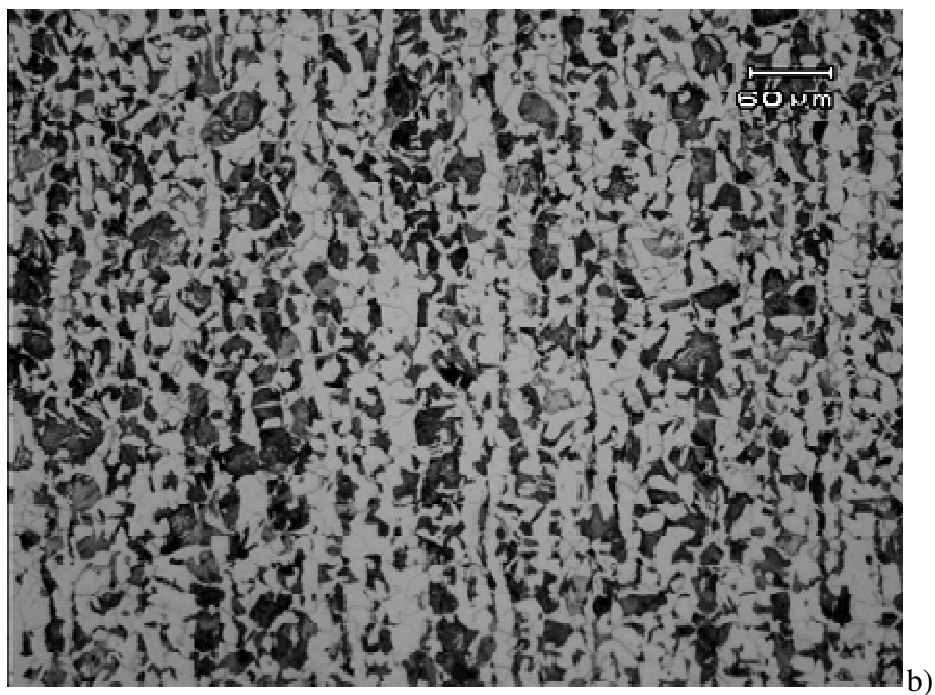
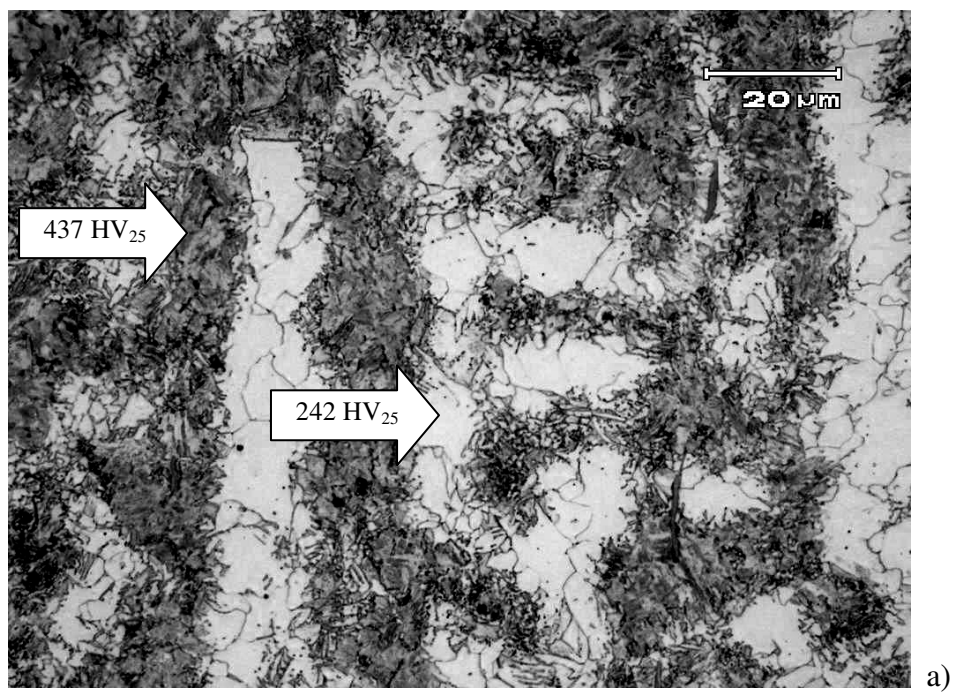


Figura 5.2 Microestrutura observada no material de base (a) da chapa; (b) do pino. Microscopia óptica. Ataque Nital 2%.



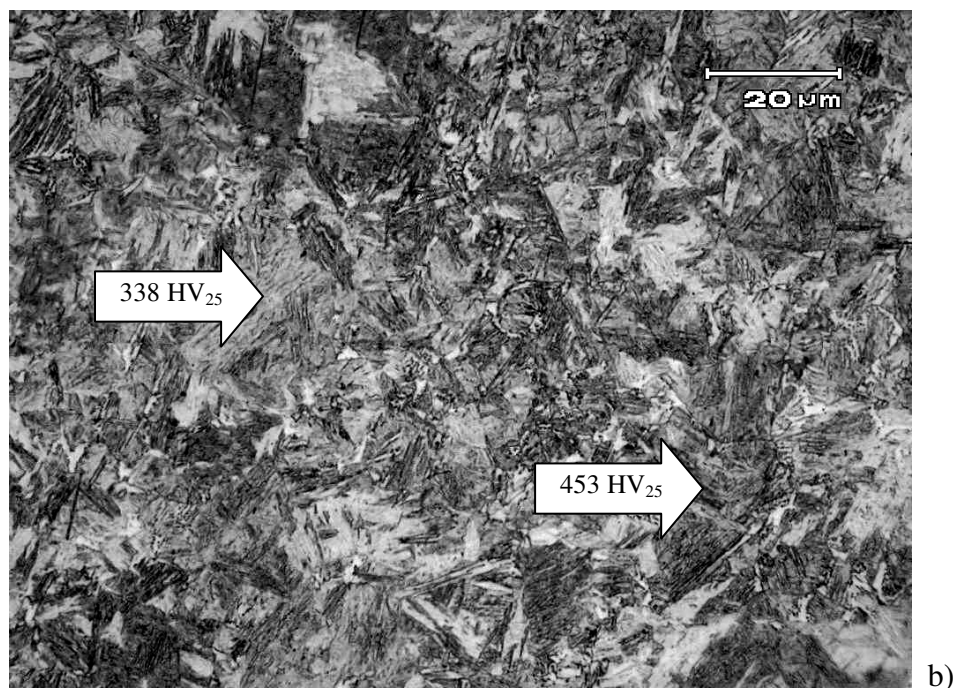


Figura 5.3 Micrografias do pino (a) ZTMA; (b) ZTA. Microscopia óptica. Ataque Nital 2%.

A zona de ligação – ZL, onde como o próprio nome já diz se dá a ligação dos dois materiais, é apresentada na Figura 5.4, mostrando a diversidade microestrutural apresentada nesta região.

Observando a Figura 5.4, pode-se notar a presença uma microestrutura heterogênea assim como observado na ZTMA composta de ferrita, martensita, bainita e ferrita de Widmanstätten, também resultantes de transformações ocorridas pelo aquecimento e posterior resfriamento da região, apresentando uma maior quantidade de bainita. Estão indicados alguns valores de dureza obtidos para alguns constituintes, indicando a presença de fases mais duras devido as bruscas variações de temperatura.

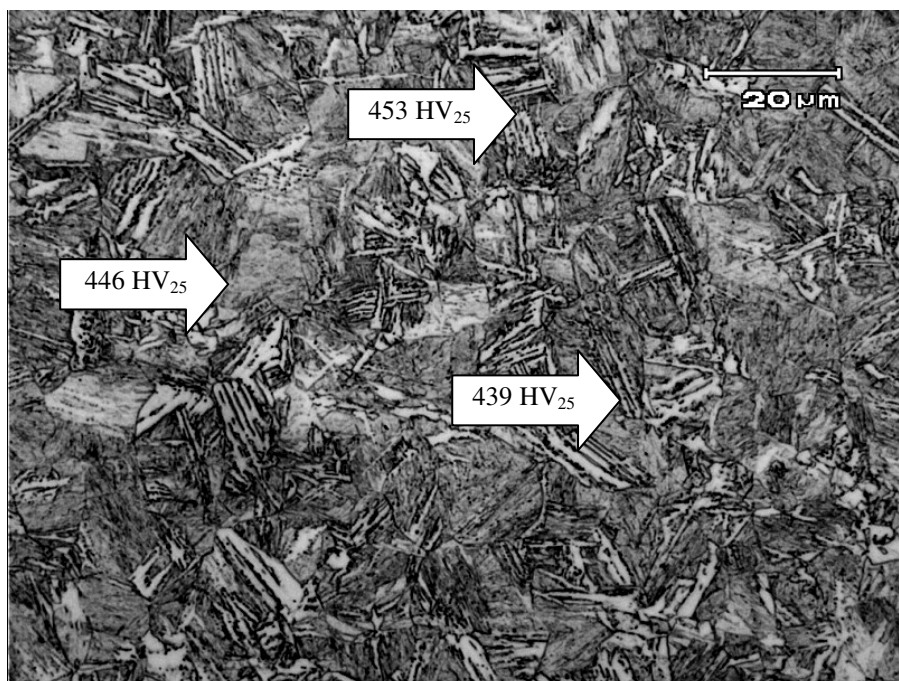


Figura 5.4 Microestrutura heterogênea observada na da zona de ligação (ZL). Microscopia óptica. Ataque Nital 2%.

A ZTA da chapa é apresentada na Figura 5.5a, onde pode-se observar uma microestrutura tão heterogênea quanto a apresentada na ZTA do pino, destacando as microdurezas observadas na martensita, sendo uma de baixo carbono e outra com um teor mais elevado deste elemento. Já na Figura 5.5b pode-se ver a ZTMA da chapa com os valores obtidos para as diferentes microestruturas (ferrita e martensita) encontradas assim como na ZTMA do pino, destacando o valor encontrado para a martensita, 372 HV₂₅, característico de martensita de baixo carbono.

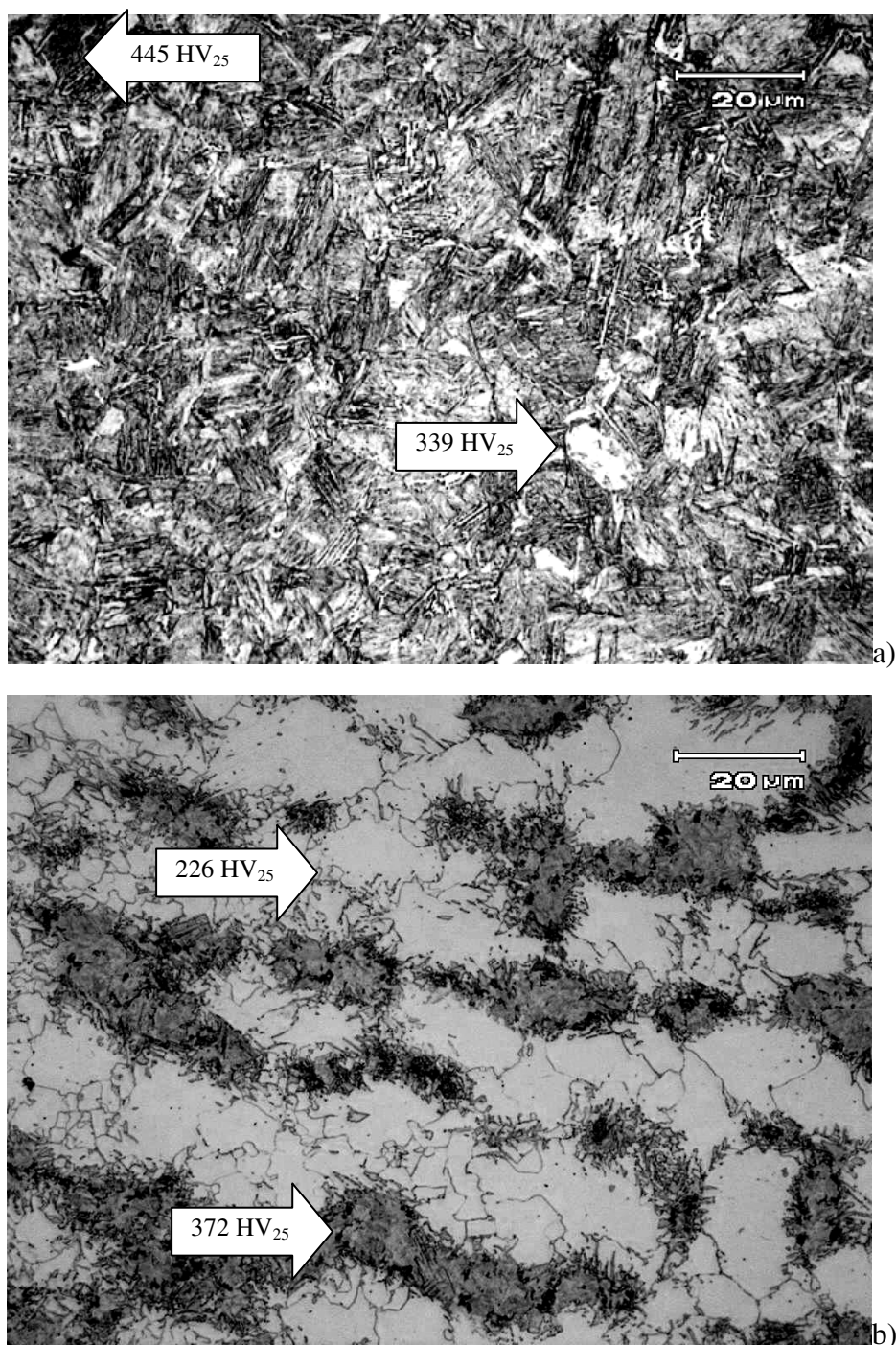


Figura 5.5 Micrografia da chapa: (a) ZTA; (b) ZTMA. Microscopia ótica. Ataque Nital 2%.

5.2.2 Amostra do reparo soldado por atrito com pré-aquecimento

A seguir são apresentadas as micrografias das zonas afetadas termo e/ou mecanicamente da região inferior do reparo realizado com aquecimento prévio da chapa.

A Figura 5.6 refere-se a ZTMA (Figura 5.6a) e a ZTA (Figura 5.6b) do pino, onde

observa-se as mesmas microestruturas das regiões correspondentes da amostra anterior, porém com maior quantidade de ferrita, ferrita de Widmanstätten e bainita para a ZTA, devido ao resfriamento mais lento a que esta amostra foi submetida. Nas imagens estão indicados os valores de dureza obtidos para algumas das microestruturas observadas.

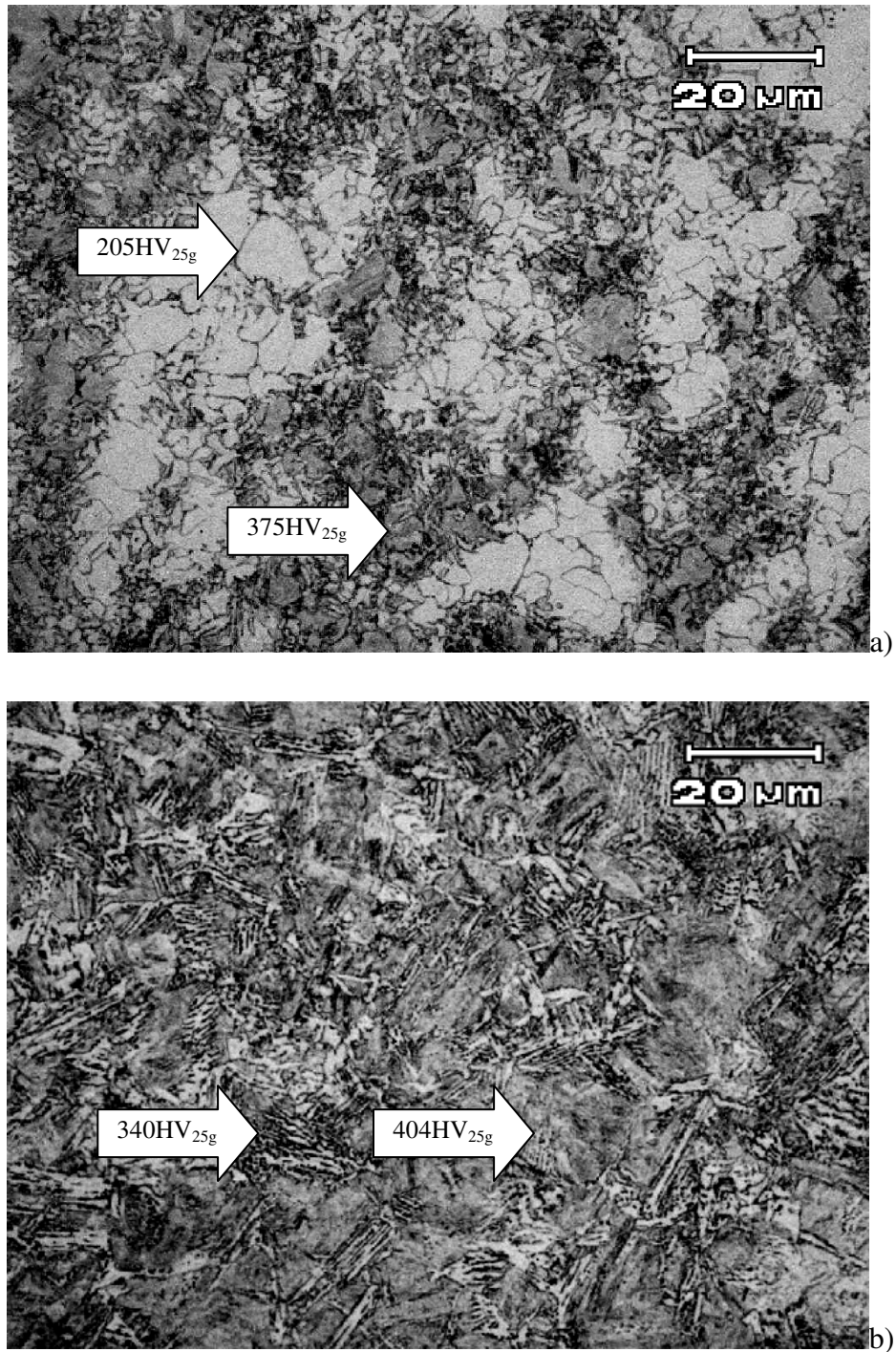


Figura 5.6 Micrografias do pino (a) ZTMA; (b) ZTA. Microscopia ótica. Ataque Nital 2%.

A Figura 5.7 corresponde a ZL da amostra com pré-aquecimento da chapa, mostrando as mesmas microestruturas observadas na zona correspondente da amostra sem o aquecimento prévio, destacando a maior quantidade de ferrita, ferrita de Widmanstätten e bainita presentes para esta condição, sendo também explicado pelo fato de uma taxa de resfriamento menor para a chapa pré aquecida.

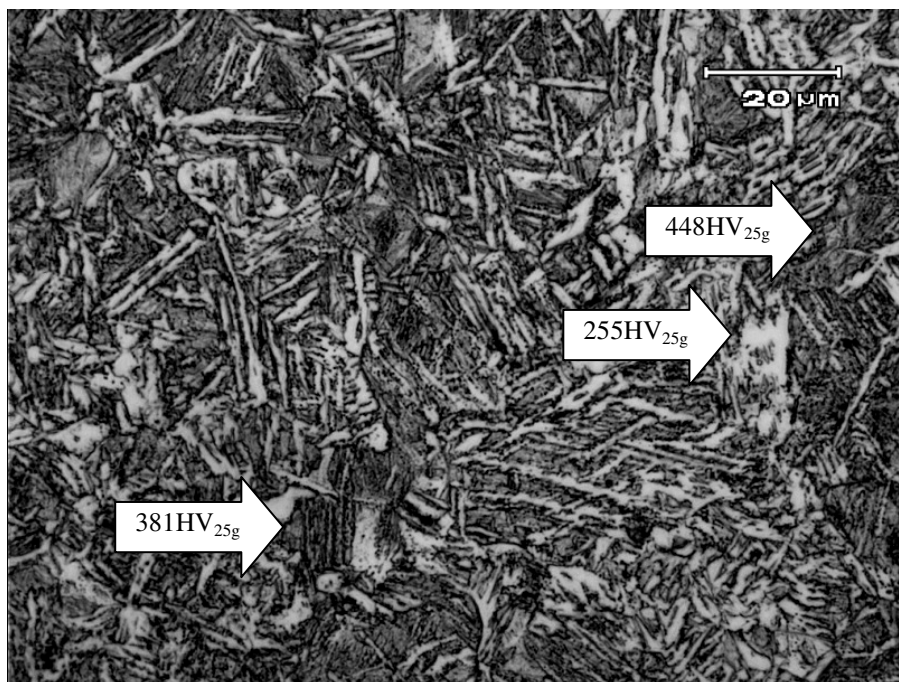


Figura 5.7 Micrografia da ZL. Microscopia ótica, ataque Nital 2%.

Observando a Figura 5.8, onde estão apresentadas as microestruturas da ZTA (Figura 5.8a), pode-se ver que há também um aumento na quantidade de ferrita, ferrita de Widmanstätten e bainita em relação a amostra anterior, assim como a ZL e a ZTA do pino, sendo explicadas pelo mesmo motivo de taxa mais lenta de resfriamento. A ZTMA (Figura 5.8b) apresenta bandeamento de ferrita e martensita conforme as demais ZTMAs do pino e chapa de ambas as amostras.

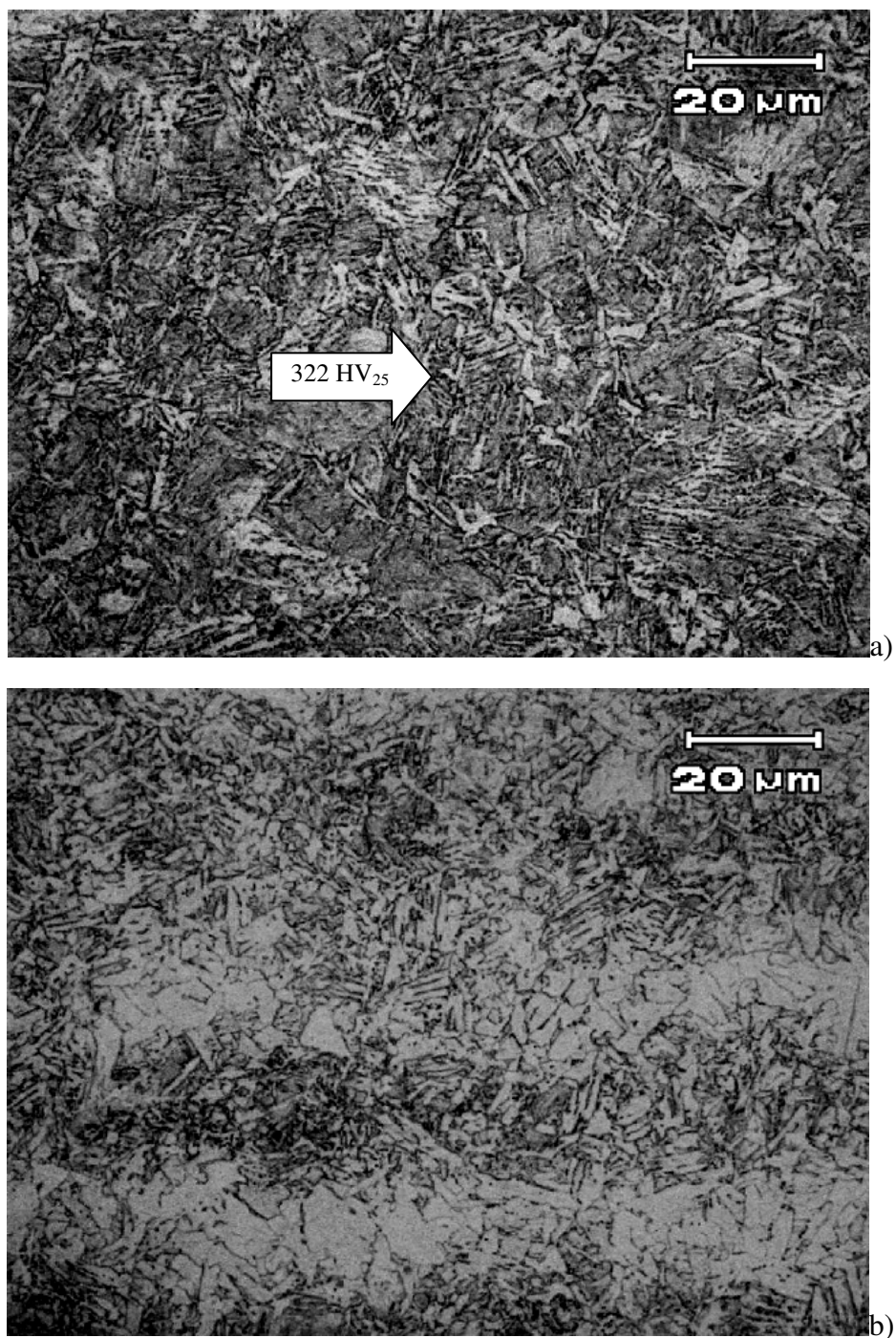


Figura 5.8 Micrografias da chapa: (a) ZTA; (b) ZTMA. Microscopia ótica. Ataque Nital 2%.

Como pode-se ver na Figura 5.9, há evidências da presença do microconstituente MA.

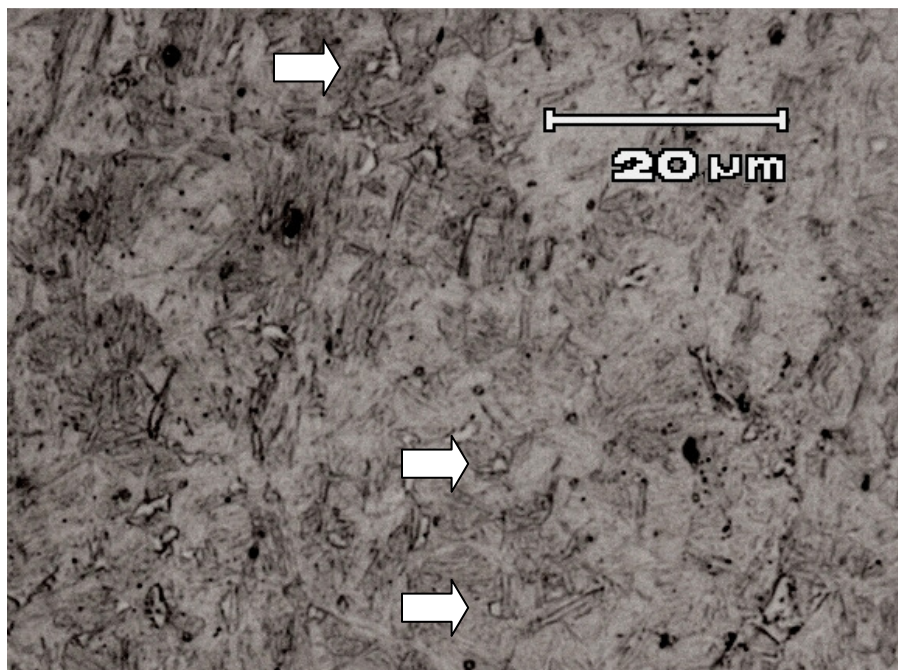


Figura 5.9 Micrografia da amostra sem pré-aquecimento indicando provável presença de MA (setas). Microscopia óptica. Ataque de Picral4% e Metabissulfito de sódio aquoso2%.

Analisando a Figura 5.9 pode-se notar a provável presença de partículas pequenas similares ao constituinte MA dispersas na matriz.

Para a amostra com pré-aquecimento apresenta-se a micrografia da Figura 5.10, onde há também a presença destas partículas. A partir da Figura 5.10 pode-se ver que as partículas aparentemente são características de constituinte MA, e se apresentam em maior número para a condição de pré-aquecimento da chapa, devido a uma menor taxa de resfriamento sofrida por esta condição, favorecendo a formação de martensita-austenita. Segundo LESSA 2011, o microconstituinte MA tem sua formação frequentemente associada à da bainita e como visto anteriormente pelas micrografias, a condição com pré-aquecimento apresenta maior quantidade deste constituinte em sua zona de ligação.

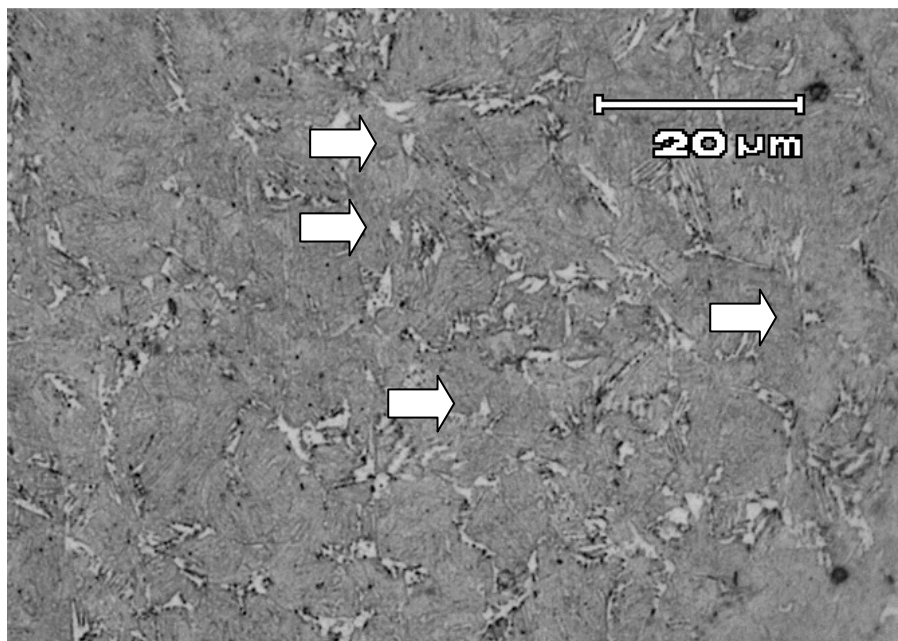


Figura 5.10 Micrografia da amostra com pré-aquecimento indicando provável presença de MA (setas). Microscopia óptica. Ataque de Picral 4% e Metabissulfito de sódio aquoso 2%.

5.5 Caracterização por MEV

A caracterização das amostras pelo microscópio eletrônico de varredura é apresentada a seguir. A Figura 5.11 apresenta a microestrutura para a condição sem pré-aquecimento. A linha traçada verticalmente corresponde à zona de ligação, onde pode-se observar claramente a diferença de microestrutura formada na ZTA referente a chapa (Figura 5.11a) e a ZTA referente ao pino (Figura 5.11 b).

Através da Figura 5.11a é possível observar que a microestrutura formada no lado da chapa apresenta maior quantidade de martensita e tamanho de grão mais grosseiro em relação ao pino (Figura 5.11b). Isto se deve ao fato da diferença entre os materiais utilizados para o reparo, que quando submetidos às condições de aquecimento e rápido resfriamento formam as microestruturas apresentadas.

A Figura 5.12 apresenta a microestrutura observada na região da interfase para amostra com aquecimento prévio, sendo a interface dos materiais demarcada pela linha vertical. Pode-se observar uma maior homogeneidade em relação às duas partes, região da chapa (Figura 5.12a) e região do pino (Figura 5.12b).

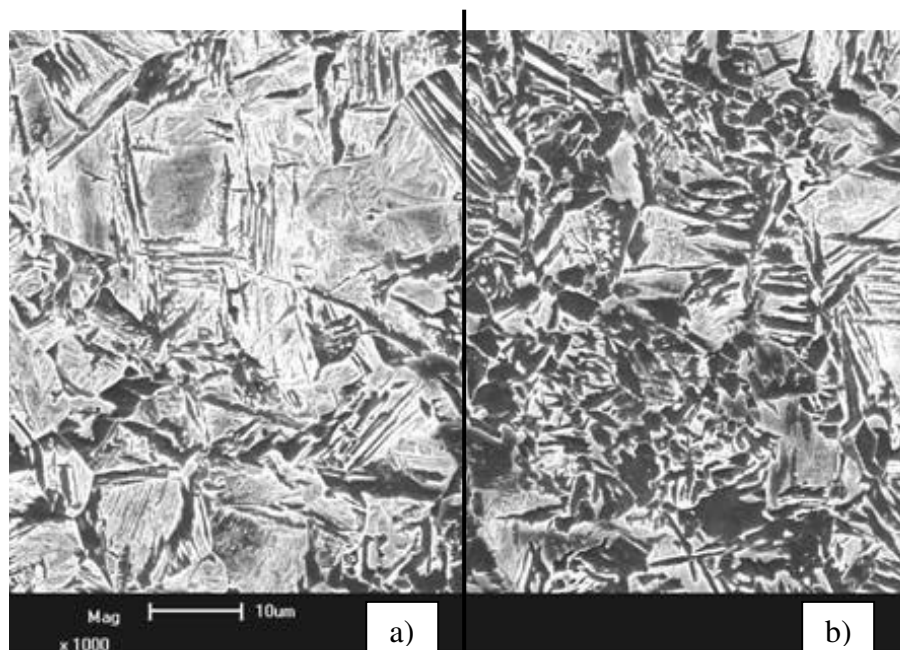


Figura 5.11 Microscopia eletrônica de varredura da região da interface para amostra sem pré-aquecimento (a) lado da chapa e (b) lado do pino. Linha vertical representa a linha de interface entre os materiais. Ataque Nital2%.

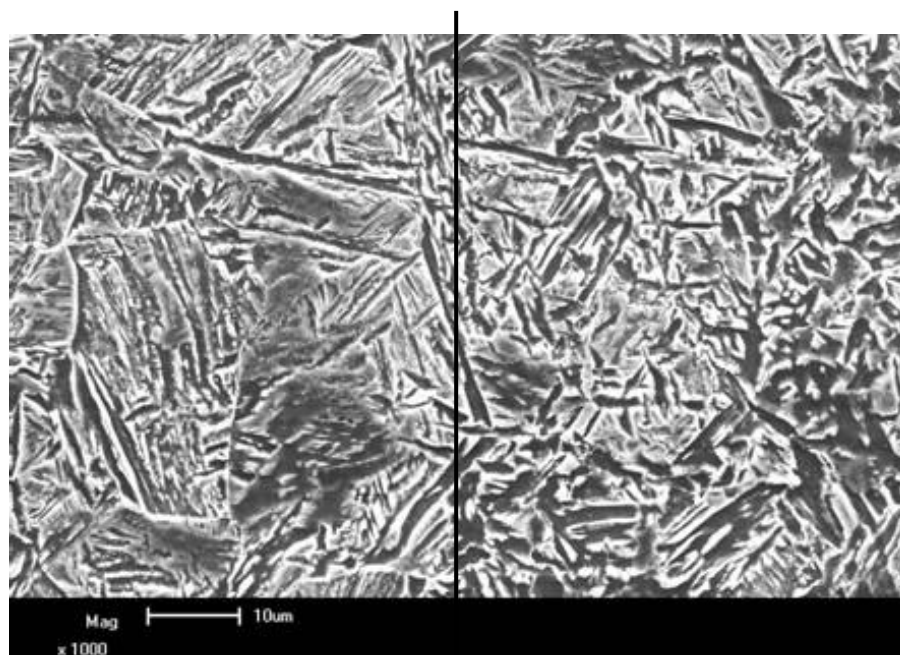


Figura 5.12 Microscopia eletrônica de varredura da região da interface para amostra com pré-aquecimento (a) lado da chapa e (b) lado do pino. Linha vertical representa a linha de interface entre os materiais. Ataque Nital2%.

Embora haja uma maior homogeneidade em relação às duas partes, nota-se a diferença microestrutural entre estas, onde a microestrutura formada no lado da chapa(Figura 5.12a) apresenta maior quantidade de martensita e tamanho de grão mais grosseiro em relação ao pino (Figura 5.12b). A menor diferença microestrutural se deve ao fato do resfriamento ter se dado de forma menos agressiva, uma vez que a extração de calor foi menos eficiente para esta condição, pois a chapa já apresentava uma temperatura mais elevada do que na condição anterior.

Já quando se compara as micrografias resultantes das diferentes condições, é possível observar que para a amostra com pré-aquecimento (Figura 5.12) o grão é maior e formou maior quantidade de ferrita e bainita do que para a condição sem pré-aquecimento (Figura 5.11).

5.6 Análise da rebarba

A rebarba formada tanto na parte inferior quanto na parte superior é crítica para o desempenho do reparo uma vez que as tensões concentradas em serviço nesta região podem ser elevadas. A região do rebarba resultante do processo de soldagem para a condição sem pré-aquecimento mostrou a falta de adesão na parte inferior, conforme apresentado na Figura 5.13.

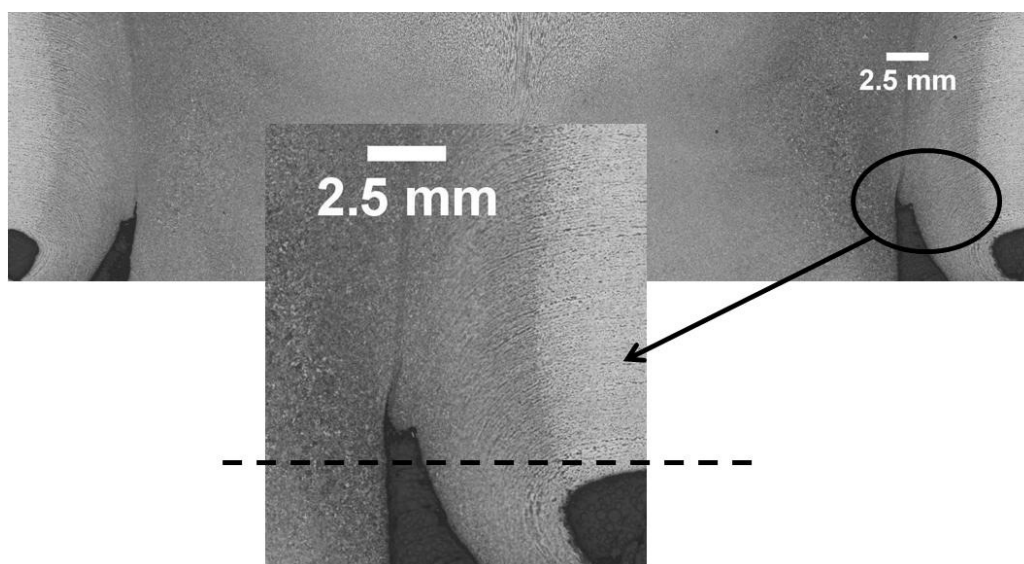


Figura 5.13 Detalhe da falta de adesão na rebarba na parte inferior para a condição sem pré-aquecimento. Ataque Nital2%.

A falta de adesão encontrada causa fragilidade no componente, uma vez que se comporta como entalhe no mesmo. Neste caso, mesmo se houvesse a possibilidade de usinagem da rebarba, este processo não seria suficiente, uma vez que a descontinuidade excede os limites da chapa, entrando no material reparado conforme pode-se observar na Figura 5.13.

A parte superior não indicou a presença desta falta de adesão adentrando na chapa, porém no caso de não haver uma usinagem no local, o problema relacionado seria semelhante.

Já para a condição com pré-aquecimento apresentada na Figura 5.14 pode-se perceber que esta falta de adesão não é observada.

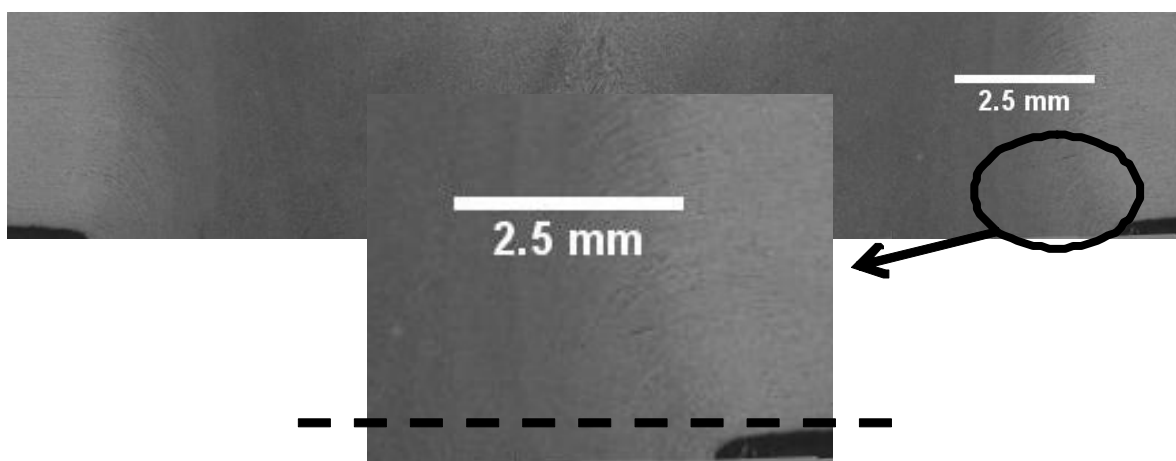


Figura 5.14 Detalhe da rebarba na parte inferior para a condição com pré-aquecimento. Ataque Nital 2%.

Conforme visto na Figura 5.15 a adesão dos materiais é mais completa em relação à condição anterior, pois há menores distorções nas transformações de fase devido à menor severidade do resfriamento, formando microestruturas menos heterogêneas entre si, facilitando a adesão dos materiais.

Na parte superior observou-se a mesma situação da condição sem pré-aquecimento, onde há a presença de falta de adesão, mas a mesma não adentra na região de espessura da chapa, porém no caso de não haver uma usinagem no local, este poderia desenvolver problemas de desempenho do reparo.

5.7 Perfis de microdureza

Os perfis de microdureza realizados nas amostras nos diferentes pontos são apresentados a seguir em diferentes gráficos visando a comparação das microdurezas entre os dois tipos de reparos e ainda para diferentes alturas em relação à superfície para um mesmo reparo.

Na Figura 5.15 é possível observar o gráfico com os perfis de microdureza nos três diferentes pontos horizontais obtidos a partir das distâncias de 1,5 10 e 18,5 mm.

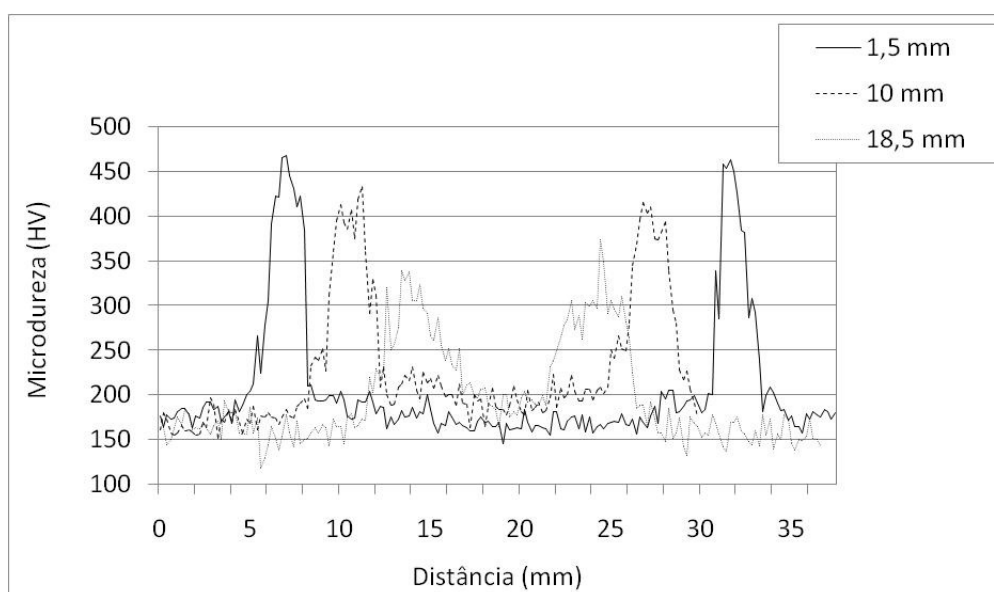


Figura 5.15 Perfil de microdureza horizontal para amostra Sem pré-aquecimento a diferentes distancias da superfície.

Como pode ser visto, um sensível aumento de dureza é observado na região da ZTA com valores de dureza máximos de até 468 HV₃₀₀, devido ao maior aquecimento e mais rápido resfriamento sofrido na interface da solda, favorecendo a têmpera com formação de martensita.

A partir da superfície da chapa observa-se no gráfico um sutil aumento na largura da ZTA conforme já apresentado anteriormente através da medida desta pelo programa Image J. Percebe-se ainda uma diminuição dos picos de dureza alcançados à medida que se afasta da parte superior da chapa pela menor extração de calor nesta região não favorecendo a formação de fases mais duras e frágeis.

O gráfico para o perfil de microdureza realizado na amostra com pré-aquecimento é apresentado na Figura 5.16 para as mesmas regiões onde os perfis da amostra anterior foram realizados.

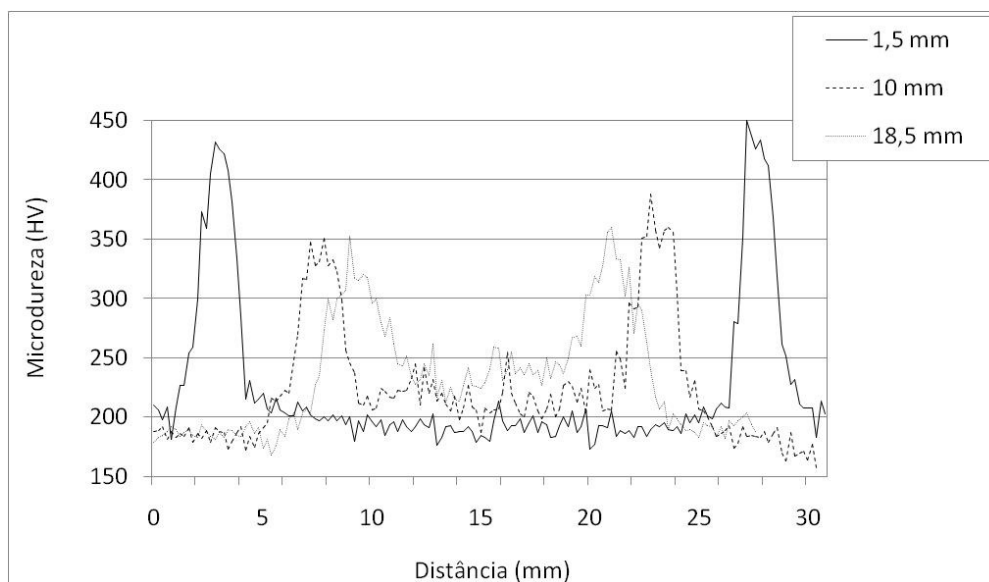


Figura 5.16 Perfil de microdureza horizontal para amostra Com pré-aquecimento a diferentes distancias da superfície.

Através do gráfico pode-se observar para a condição com pré-aquecimento, assim como na amostra sem pré-aquecimento, um aumento de dureza na região da ZTA, porém com picos alcançando valores de até 450 HV₃₀₀, um aumento da largura da ZTA para distâncias mais próximas a ponta do pino e diminuição dos picos de dureza quanto mais próximos a ponta do pino. Isto se dá da mesma forma que para a amostra anterior, uma vez que ambas possuem a mesma geometria, facilitando a extração de calor em alguns pontos e dificultando em outros.

A seguir os perfis de microdurezas são comparados para cada distância da superfície da chapa nos quais foram realizados entre as diferentes condições de soldagem apresentadas.

A Figura 5.17 apresenta os perfis de microdureza realizados em ambas as condições para a distância de 1,5mm em relação à superfície da chapa.

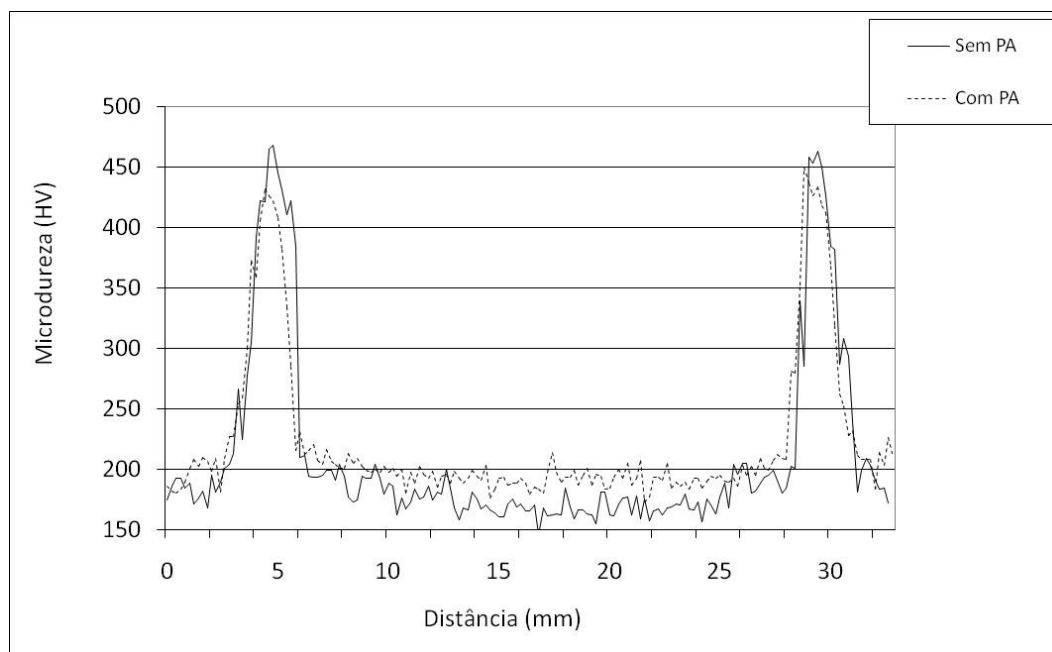


Figura 5.17 Perfil de microdureza horizontal comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento a 1,5 mm (PA – pré-aquecimento).

Conforme pode ser visto pela Figura 5.17, a comparação entre as duas condições apresentadas não mostra diferenças significativas entre estas. A única informação visível pelo gráfico é a sutil diferença entre os picos de dureza alcançados, onde pode-se observar que a amostra sem pré aquecimento atinge maiores valores de durezas na interface da solda, devido à extração de calor não ser tão rápida para o reparo ao qual foi aplicado aquecimento prévio na chapa, porém na superfície da amostra esta característica não possui grande influência, fazendo com que a diferença seja pequena.

Já na Figura 5.18 são apresentados os perfis realizados na metade da espessura da chapa, na qual pode-se observar uma maior influência do pré-aquecimento em relação aos picos de dureza alcançados. Nota-se que a diferença nos picos de dureza é mais significativa do que para a distância apresentada anteriormente, pois a extração de calor não é tão rápida na chapa pré-aquecida e esta região não apresenta interface próxima a atmosfera para facilitar o resfriamento.

A Figura 5.19 apresenta o gráfico gerado através dos perfis de microdureza realizados ao longo da amostra na região próxima à superfície inferior (ponta do pino). Nota-se um aumento da dureza na região central do pino para a amostra com pré-aquecimento, devido a menor taxa de resfriamento pela chapa, fazendo com que o calor se dissipasse para o pino e afetasse termicamente uma maior região em relação a amostra sem

o aquecimento prévio da chapa, gerando transformações microestruturais nesta região, além da influência de deformação, a qual atua em ambas as condições.

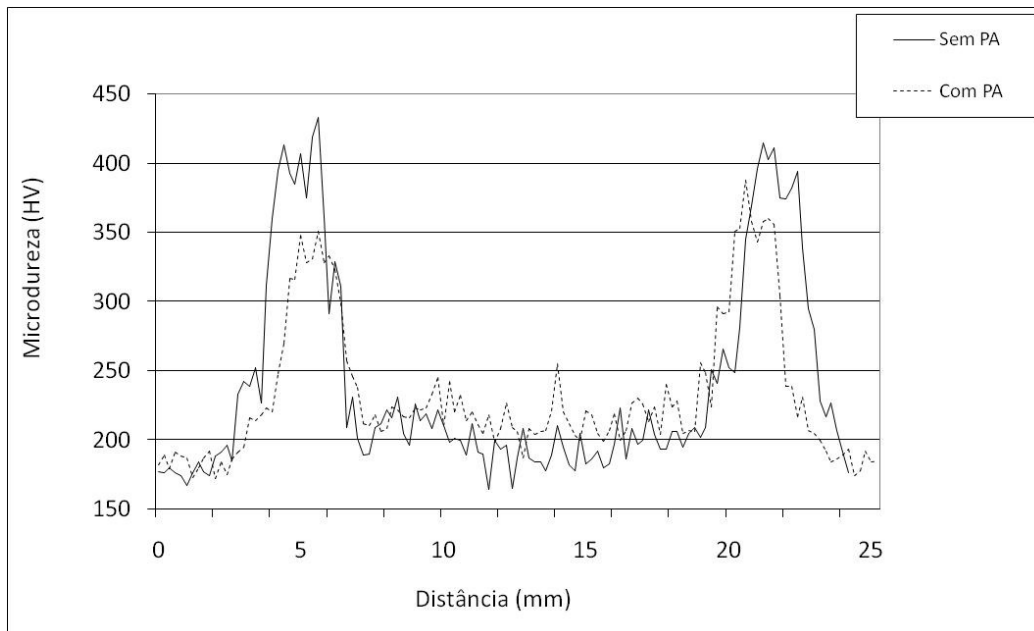


Figura 5.18 Perfil de microdureza horizontal comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento a 10 mm (PA – pré-aquecimento).

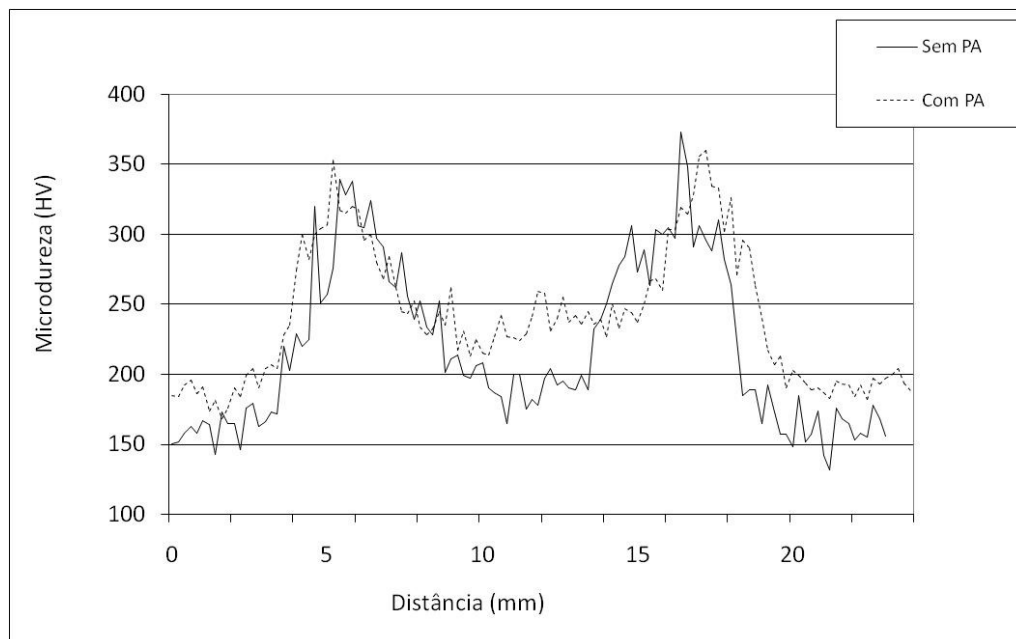


Figura 5.19 Perfil de microdureza horizontal comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento a 18,5 mm (PA – pré-aquecimento).

O perfil de microdureza vertical realizado em ambas as amostras é apresentado na Figura 5.20, onde pode-se observar uma maior influência do pré-aquecimento da chapa no pino, uma vez que a dureza no centro do pino se apresenta com valores maiores do que para a condição sem aquecimento prévio. Devido ao aquecimento prévio da chapa a extração de calor se dá em maior quantidade pelo pino desta condição do que para o outro pino, fazendo com que transformações microestruturais ocorram nesta região.

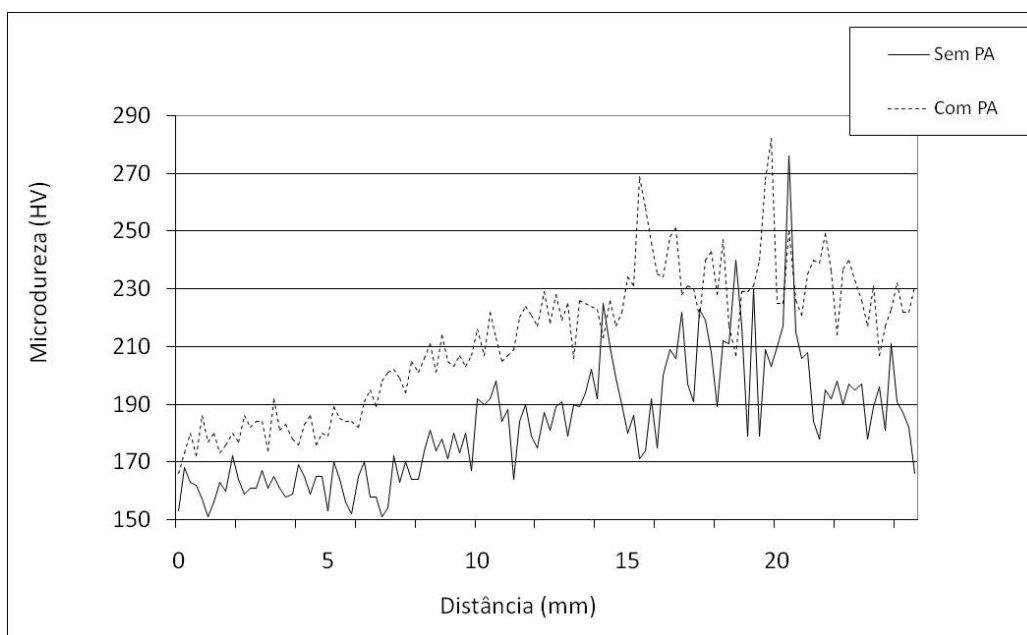


Figura 5.20 Perfil de microdureza vertical comparativo entre as amostras com e sem pré aquecimento (PA – pré-aquecimento).

6.0 CONCLUSÕES

Através das análises de microestrutura e microdureza realizadas pode-se concluir o seguinte:

- O reparo realizado com a condição de pré-aquecimento apresenta largura de ZTA maior do que o reparo realizado sem esta condição;
- Pino e metal base apresentam microestrutura bandeada de ferrita e perlita;
- Ambas as condições apresentam na ZTMA microestrutura bandeada de ferrita e martensita, com acréscimo da quantidade de martensita à medida que se aproxima da zona de ligação;
- As regiões da ZTA apresentam estrutura heterogênea com a presença de ferrita, martensita, bainita e ferrita de Widmanstätten, porém na condição com aquecimento prévio há um acréscimo na quantidade de bainita e ferrita de Widmanstätten;
- A zona de ligação também apresenta estrutura heterogênea com os mesmos constituintes da ZTA, porém com uma dureza mais elevada. Apresenta ainda maior quantidade de bainita e ferrita de Widmanstätten para a amostra com pré-aquecimento;
- Na condição sem pré-aquecimento a microestrutura apresenta maior quantidade de martensita do que para a condição com pré-aquecimento, que por sua vez tem mais ferrita e bainita do que a sem pré-aquecimento;
- Pode-se observar partículas similares ao constituinte MA para ambas as condições, porém em maior quantidade no reparo com pré-aquecimento;
- Pela caracterização via MEV pode-se ver que microestrutura da chapa

apresenta maior quantidade de martensita e tamanho de grão mais grosseiro em relação ao pino para ambas as condições. Já na comparação entre as diferentes condições é possível observar que o grão é maior para a amostra com pré-aquecimento, apresentando maior quantidade de ferrita e bainita em sua microestrutura;

- A análise da rebarba mostra que para a condição com pré-aquecimento não foi observado falta de adesão no fundo da chapa, diferentemente da condição sem pré-aquecimento;
- Com os gráficos gerados através dos perfis em diferentes distâncias da superfície para a mesma condição, pode-se observar que há um aumento na espessura da ZTA e diminuição nos picos de dureza alcançados à medida que se distancia da superfície da chapa para ambas as condições;
- A condição sem pré-aquecimento apresenta maior pico de dureza em comparação com a condição com pré-aquecimento para os três perfis horizontais, sendo mais significativa no meio da espessura da chapa;
- Na distância de 18,5 mm a dureza intermediária entre as duas ZTAs é maior na condição com pré-aquecimento do que na amostra sem esta condição;
- No perfil vertical há um aumento contínuo de dureza na parte inferior das amostras, com a dureza apresentando valores maiores para a condição com pré-aquecimento.

Com base nos resultados obtidos pode-se concluir que a condição com pré-aquecimento estudada no presente trabalho oferece os melhores resultados para o tipo de aplicação requerida, embora produza uma maior ZTA, apresenta menores gradientes de microestruturas e microdurezas, bem como uma melhor adesão nas extremidades dos materiais (região próxima à rebarba).

7.0 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Realização de análises MEV/MET nas amostras para confirmação da presença de microconstituente MA;
- Realizar ensaios de caracterização mecânica, tração, ensaios de tenacidade à fratura e de tensões residuais;
- Ataque colorido para identificação da bainita via microscopia optica.

8.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS: *Welding Handbook*. Vol. 2, 8th Ed, Miami, 1991.

ASM.**Metals Handbook**: Metallography and Microstructures. v.9. ed 8. USA. 1998.

ASM.**Metals Handbook**: Welding and Brazing. v.6, Metals Park, Ohio, USA: Friction Welding, 1971.

AVNER, S. H., *Introduction to Physical Metallurgy*, The McGraw-Hill Companies. Ed 2, 1990.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K.; *Bainite in steels*.1ª ed; 1992, London, The Institute of Materials.

CALLISTER, W. D. Jr., *Ciência e Engenharia dos Materiais – Uma introdução*. 7 ed. Utah. 2007.

CHENG, L.; WAN, X.L.; WU, K.M.; *Three-dimensional morphology of grain boundary Widmanstätten ferrite in a low carbon low alloy steel*. *Materials Characterization* n. 61, 2010, pág.192-197.

ELLIS C. R. G. Continuous Drive Friction Welding of Mil Steel. *Welding Journal*, p.183-197, April 1972.

FORTES, C. *Metalurgia da Soldagem*.ESAB BR. Abril 2004.

GODOY, W. L. Efeito da Temperatura de Pré-aquecimento e Características do Pulso na Microestrutura de Aço Estrutural de Alta Resistência e Baixa Liga Soldado com Arco Elétrico e Proteção Gasosa. *Dissertação*. 2008.

JACQUES, R. C; Desenvolvimento de Soldagem por Fricção (Friction Hydro Pillar Processing - FHPP) em aços de alta resistência. Trabalho de Conclusão de curso.UFRGS 2002.

KRAUSS, G. *Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels*. *Journal Metallurgical and Materials Transactions B*. Vol. 34, Number 6, December, 2003

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

KWIETNIEWSKI, C. E. F.; KISS, F. J. Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos. Apostila Didática. Ed 2. UFRGS. 2010.

LEBEDEV, V. K.; CHERNENKO, I. A.; *Friction Welding*. Sov. Tech. Vol4, p. 59 – 168, 1992.

LESSA, C. R. de L et al.; Estudo da Microestrutura Formada no Processo de Soldagem por Atrito em Aço C-Mn com Pino Consumível. *Soldagem & Inspeção*, vol. 16, No. 1, p. 002-011, Jan/Fev. 2011.

LESSA, C. R. de L., Soldagem FHPP – Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn. Dissertação. 2011.

MACEDO, M. L. K. Caracterização de depósitos realizados pelo processo de deposição por fricção em chapas de aço de alto carbono. Tese de Doutorado pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Porto Alegre, 2011.

MACHADO, I. G. Soldagem e Técnicas Conexas - Processos. 2007.

MAHL, R. L. et al.; Influência da Condição de Resfriamento na Ocorrência de Bandeamento no Aço SAE 10B22 MOD. *Metalurgia & materiais*, Brasil, 2007 V63 N580 ago P404-407.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. *Soldagem: fundamentos e tecnologia*. 363 p. 2ª Ed. revista e ampliada. UFMG, 2009

MATTEI, F. Desenvolvimento de Equipamento para Estudo de soldagem por Fricção. Dissertação de Mestrado pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Porto Alegre, 2011.

MEYER, A. *Friction Hydro Pillar Processing*. Dr.Ing. Thesis an der Technischen Universität Braunschweig, Hamburg, 2002.

MODENESI, P. J.; MARQUES P. V.; Soldagem I: Introdução aos Processos de Soldagem. Belo Horizonte, 2001.

N-1738 – Descontinuidades em Juntas Soldadas, Fundidos, Forjados e Laminados. Norma PETROBRAS.

NICHOLAS, E. D. Friction Hydro Pillar Processing. In 11th Annual North American Welding Research Conference. Nov. 7-9, 1995.

NIXON, J. *Effects of Water Depth on Friction Stud Welding Parameters*. School of Welding and Joining Technology. Cranfield University. England, 1986.

PAES, M. T. P; et al. *Características fundamentais de soldas por atrito tipo FHPP*. Exame de qualificação para doutorado. UFRJ, 2009.

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.

PINHEIRO, G.A. *Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanisms and Assessment of Joint Properties* Vom Promotionausschuss der Technischen Universität Hamburg-Harburgals Dissertation angenommene Arbeit Geesthacht. 2008.

PIRES, R. R., *Efeitos da Geometria, da Força Axial e da Rotação no Reparo por Atrito*. Dissertação. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG, 2007.

REED HILL, R. E.; *Physical Metallurgy Principles*. Boston, Mass, 3^a ed, 1994.

SILVA, F.L.T. da; GIMENES Jr., L.; *Soldagem Por Fricção*. www.infosolda.com.br. Acessoem 19 de Julho de 2011.

THEWLIS, G.; *Classification and quantification of microstructures in steels*. Materials Science and Technology. Vol. 20, pag. 143-160, Fev., 2004.

TOTTEN, G.E.. *Steel Heat Treatment Handbook*. 2ed. Oregon, USA. 2007.

UNFRIED, J.S. et al., *Study of the microstructural evolution of Friction Taper Plug welded joints of C-Mn steels*. Science and Technology of Welding & Joining, Volume 15, Number 6, pp. 506-513(8), 2010.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. de; *Soldagem: Processos e Metalurgia*. São Paulo, Edgard Blucher, 1992.

ZEPEDA, C. M. *The effect of interlayers on dissimilar friction weld properties*. 2001. Thesis (Doctor in Applied Science). Graduate Department of Metallurgy & Materials Science, University of Toronto, Canada.