PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DE PINOS DE AÇO NO INTERIOR DE CAVIDADES DE AÇO C-Mn ATRAVÉS DE SOLDAGEM POR ATRITO ROTACIONAL

Marcelo Torres Piza Paes

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador(es): Fernando Luiz Bastian

Telmo Roberto Strohaecker

Rio de Janeiro

Novembro de 2013

PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DE PINOS DE AÇO NO INTERIOR DE CAVIDADES DE AÇO C-Mn ATRAVÉS DE SOLDAGEM POR ATRITO ROTACIONAL

Marcelo Torres Piza Paes

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof., Fernando Luiz Bastian, Ph.D.

Prof., Telmo Roberto Strohaecker, D.Sc.

Prof., João Marcos Alcoforado Rebello, D.Sc.

Prof. Sinésio Domingues Franco, Dr.-Ing.

Prof., Afonso Reguly, D.Sc.

Prof., João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

NOVEMBRO DE 2013

Paes, Marcelo Torres Piza

Processamento Termomecânico de Pinos de Aço no Interior de Cavidades de Aço C-Mn através de Soldagem por Atrito Rotacional./Marcelo Torres Piza Paes. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2013.

XV, 318p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Fernando Luiz Bastian

Telmo Roberto Strohaecker

Tese (doutorado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2013.

Referências Bibliográficas: p. 278-295.

1. Soldagem por atrito. 2. Processamento termomecânico. 3. Reparo estrutural. I. Bastian, Fernando Luiz, II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Titulo.

Dedico esta tese especialmente à minha esposa Elisa, à minha filha Ana Beatriz e aos meus pais, Rogério e Célia.

AGRADECIMENTOS

Aos meus familiares e amigos que torceram por mim. A minha filha Ana Beatriz e esposa Elisa que suportaram minha ausência e me apoiaram durante todo este tempo.

Aos meus orientadores Fernando Luiz Bastian da Universidade Federal do Rio de Janeiro e Telmo Roberto Strohaecker, da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, pela orientação e todo o conhecimento transmitido.

À Petrobras e ao Cenpes que permitiram o financiamento, condução e publicação deste trabalho.

Aos colegas e amigos do Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAMEF), em especial Mariane Chludzinnski e Cristian Meinhardt pelo apoio incondicional em todos os momentos deste trabalho. Meus agradecimentos também a Fabiano Mattei, Marcelo Caregnato, Cléber Lessa, Gabriel Cogo, Pedro Henrique Cunha, Márcio Macedo, Emanoela Mattos e Gabriel Petry, pelo suporte na condução dos diversos experimentos e discussões técnicas relevantes.

Ao TWI em especial Peter Sketcheley e Dick Andrews pela produção das amostras soldadas e pela experiência passada no período de um ano em que estive em Cambridge.

Aos colegas do Cenpes dos laboratórios de metalografia e microscopia eletrônica.

Aos colegas da Petrobras que me incentivaram no estudo do tema soldagem por atrito, em especial aos amigos Alexandre Meirelles Pope e José Cláudio Guimarães Teixeira.

Ao Dr. Antônio Ramirez Londono, do Laboratório Nacional de Nanotecnologia, pela coordenação na condução de diversas análises de caracterização nos microscópios eletrônicos de varredura e transmissão e pelas discussões técnicas de grande relevância.

Ao Professor Sinésio Domingues Franco e sua equipe do Laboratório de Tecnologia, Atrito e Desgaste da Universidade Federal de Uberlândia pela condução dos ensaios de dobramento e macroindentação instrumentada.

Ao HZG em especial o Dr. Peter Staron pela condução dos ensaios de medição de tensões residuais por difração por nêutrons e ao Dr. Jorge Fernadez dos Santos pelo incentivo e discussões técnicas em suas visitas ao Brasil.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

PROCESSAMENTO TERMOMECÂNICO DE PINOS DE AÇO NO INTERIOR DE CAVIDADES DE AÇO C-Mn ATRAVÉS DE SOLDAGEM POR ATRITO ROTACIONAL

Marcelo Torres Piza Paes

Novembro/2013

Orientadores: Fernando Luiz Bastian
Telmo Roberto Strohaecker

Programa: Engenharia de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Avaliou-se o comportamento mecânico e metalúrgico de juntas soldadas realizadas por processamento termomecânico via soldagem por atrito de pinos cilíndricos de aço no interior de cavidades de chapas de aço C-Mn. Foram utilizados pinos de aço C-Mn com dois diferentes valores de carbono equivalente. As juntas soldadas foram produzidas usando-se equipamento estacionário para soldagem por atrito convencional com potência máxima de 70 kW, velocidade rotacional máxima de 1550 rpm, em temperatura ambiente e com preaquecimento da chapa de 200ºC. Variou-se a força de soldagem, de 25 kN até 480 kN, mantendo-se a rotação fixa em 1550 rpm. A caracterização das juntas soldadas foi realizada através de análise de microestrutura, dureza, dobramento, propriedades mecânicas de tração, tenacidade à fratura, tensões residuais e fadiga. Os resultados obtidos demonstram que a junta soldada é mais resistente mecanicamente que o metal de base. Adicionalmente, constatou-se que a utilização de pino de aço com alto teor de enxofre afetou negativamente a tenacidade à fratura da interface da junta soldada, pela ocorrência do fenômeno de *overheating*, sem afetar, entretanto, o excelente comportamento em fadiga da junta.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

THERMALMECHANICAL PROCESSING OF STEEL RODS INTO C-Mn STEEL CAVITIES USING ROTATIONAL FRICTION WELDING

Marcelo Torres Piza Paes

November/2013

Advisors: Fernando Luiz Bastian
Telmo Roberto Strohaecker

Department: Metallurgy and Materials Engineering

The mechanical and metallurgical behavior of thermo-mechanically processed steel rods into steel cavities via friction welding was evaluated. C-Mn steel rods with two different carbon equivalent were used. Welds were performed using a stationary direct drive friction welding machine with a maximum power of 70 kW and 1550 rpm rotational speed. Welds were performed at room temperature and with base metal preheat of 200ºC. The welding force varied from 25 kN to 480 kN keeping the rotational speed constant at 1550 rpm. The welded joints were characterized through metallography, mechanical tests, fracture toughness tests, residual stress and fatigue tests. The obtained results demonstrate that the welded joint is mechanically stronger than the base metal. Additionally, the use of steel rod with high sulphur content degraded the weld interface fracture toughness, due to an *overheating* phenomenon, without affecting the excellent fatigue resistance.

SUMÁRIO

Lista de Abreviaturas e Símbolos ----------xi

1 – INTRODUÇÃO ----------1

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA ----------3

2.1 – Introdução ----------3

2.2 – Soldagem por atrito rotacional ----------4

2.3 – Geração de energia e liberação de calor ----------5

2.4 – Parâmetros de soldagem ----------10

2.5 – Soldagem por atrito FHPP/FTPW ----------13

2.5.1 – Características fundamentais ----------13
2.5.2 – Processo FHPP/FTPW ----------16
2.5.3 – Variação instantânea dos parâmetros de soldagem ----------17
2.5.4 – Efeito da geometria pino-cavidade ----------20
2.5.5 – Ciclo térmico ----------23
2.5.6 – Propriedades mecânicas (tração, dobramento e dureza) --------26
2.5.7 – Resistência ao impacto ----------42
2.5.8 – Tenacidade à fratura ----------48
2.5.9 – Resistência à fadiga ----------55
2.5.10 – Interface de juntas soldadas por atrito ----------62
2.5.11 – Tensões residuais em soldagem por atrito ----------73

3 – METODOLOGIA EXPERIMENTAL ----------79

3.1 – Equipamento de soldagem ----------79

3.2 – Ensaios realizados e geometrias utilizadas ----------80

3.3 – Materiais utilizados ----------82

3.4 – Ciclo térmico ----------83

3.5 – Ensaios mecânicos de tração e dobramento ----------84

3.6 – Ensaios de microdureza e análise microscópica ----------86

3.7 – Análise de inclusões não metálicas ----------88

3.8 – Análise fractográfica ----------89

3.9 – Mapeamento químico da interface cavidade-pino ----------89

3.10 – Ensaios de fadiga ----------89

3.11 – Ensaios de tenacidade à fratura pelo método CTOD ----------91

3.12 – Medição de tensões residuais----------95

4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO ----------97

4.1 – Ensaios para validação das geometrias utilizadas ----------97

‘ 4.2 – Ensaios de tração ----------99

4.3 – Ensaios de dobramento ----------101

4.4 – Macrografia e microdureza ----------103

4.4.1 – Cavidade não passante ----------103

4.4.2 – Cavidade passante ----------109

4-5 – Juntas FTPW com sobreposição ----------112

4.6 – Ciclo térmico e parâmetros de processamento ----------118

4.7 – Efeito da taxa de resfriamento na dureza máxima ----------131

4.8 – Microscopia ótica, eletrônica de varredura e transmissão ----------141

4.8.1 – Junta soldada com pino PBS ----------141

4.8.2 – Junta soldada com pino PBX ----------144

4.8.3 – Junta soldada por sobreposição (pinos PBS e PBX) ----------149

4.9 – Estudo da interface (junta soldada dissimilar pino – metal base) --------151

4.10 – Medição do teor de inclusões não-metálicas ----------164

4.11 – Tensões residuais ----------172

4.12 – Ensaios de fadiga ----------183

4.12.1 – Fadiga axial (escala real) ----------183

4.12.2 – Fadiga axial (escala reduzida) ----------191

4.12.3 – Considerações finais sobre os ensaios de fadiga axial --------196

4.13 – Estudo de descontinuidades no comportamento à fratura e fadiga ---198

4.14 – Ensaios de CTOD ----------202

4.14.1 – Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (50 kN) ------204

4.14.2 – Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (200 kN) -----210

4.14.3 – Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (400 kN) -----213

4.14.4 – Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (200H kN) --217

4.14.5 – Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (400H kN) --220

4.14.6 – Análise fractográfica das juntas soldadas PBX (400H kN) --224

4.14.7 – Análise fractográfica das juntas soldadas ensaiadas com corpo-de-prova SE(B) PBS (400 kN) --227

4.14.8 – Fractografia das juntas soldadas com sobreposição (400H kN) ---------230

4.14.9 – Fractografia das juntas soldadas com cavidade passante ---236

4.14.10 – Análise fractográfica das juntas soldadas PBX (50 kN e 200 kN) ----------248

4.14.11 – Considerações finais sobre ensaios CTOD ----------259

4.14.12 – Especificação de procedimento de soldagem para processo FTPW ----------273

5 – CONCLUSÕES ----------275

6 – RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS ----------277

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS ----------278

8 – ANEXO ----------296

9 – APÊNDICES ----------298

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A_1	Temperatura final de transformação da fase $\gamma \Rightarrow \alpha$
A_3	Temperatura de início de transformação da fase $\gamma \Rightarrow \alpha$
AF	Ferrita acicular
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
B	Bainita
BS	British Standards
CE	Carbono Equivalente
CE_{IIW}	Carbono Equivalente – fórmula IIW
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
$CTOD_{VI}$	Valor do CTOD para a formação de uma microcavidade a partir de uma inclusão de sulfeto de manganês
C-Mn	Carbono-Manganês
C(T)	Corpo de prova de CTOD compacto de tração
d	Diâmetro médio da inclusão, µm
d_1	Diâmetro inferior da cavidade não passante, mm
d_2	Diâmetro inferior do pino, mm
E	Energia de soldagem, J
EBSD	Difração de elétrons retroespalhados
e	Espessura, mm
F_{at}	Força de atrito, kN
F	Força axial de soldagem aplicada ao pino, MPa
FC	Agregados de carbonetos e ferrita
FHPP	Friction Hydro-Pillar Process
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada

FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada
FSW	Friction Stir Welding
FTPW	Friction Tapered Plug Welding
HV	Dureza Vickers
H	Preaqurecimento de 200ºC
HB	Dureza Brinell
HZG	Helmholtz-Zentrum Geesthatcht Center for Materials and Coastal Research
IIW	International Institute of Welding
IL_{CP}	Interface Lateral cavidade-pino
II_{CP}	Interface Inferior cavidade-pino
I_{CP}	Interface cavidade-pino
L_f	Comprimento final, mm
L_i	Comprimento inicial, mm
L_r	Razão entre tensão aplicada e limite de escoamento
LBZ	"*Local Brittle Zone*"
LRF	Limite de Resistência à Fadiga, MPa
M_T	Torque, N.m
$M_{Testac.}$	Torque no regime estacionário
M	Martensita
M-A	Constituinte M-A (martensita – austenita)
MB	Metal Base (chapa)
MCR	Microcavidades Rasas
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
M_i	Temperatura de início de transformação martensítica, ºC
M_f	Temperatura final de transformação martensítica, ºC
MO	Microscópio Ótico

MnS	Inclusão de sulfeto de manganês
n	Rotações por minuto, rpm
N	Potência, kJ/s ou kW
P	Pressão aplicada ao pino, MPa
p	Ligamento, mm
PA	Preaquecimento de 200ºC
PBS	Pino de aço C-Mn
PBX	Pino de aço C-Mn de baixo carbono e baixo enxofre
PBSS	Pino de aço inoxidável austenítico AISI 316L
PBCP	Pino de aço C-Mn de baixo carbono e baixo enxofre usinado a partir de depósito de soldagem
PBNS	Pino de aço C-Mn-Ni-Cr
PCQ	Plano ou zona de cisalhamento a quente
P_{cm}	Carbono equivalente - Fórmula Ito-Bessyo
p_f	Profundidade da cavidade não passante, mm
PF	Ferrita poligonal
PF (G)	Ferrita de contorno de grão
P_T	Profundidade de penetração do pino, mm
R	Razão entre tensão mínima e tensão máxima
R_b	Raio da barra cilíndrica, mm
r	Raio, mm
RGG	Região de Grãos Grosseiros
RI	Região Intercrítica
RS	Região Subcrítica
RIP	Região de início da propagação subcrítica do ensaio de CTOD
SAC	Processo de soldagem por atrito convencional (*direct drive* ou *continuous drive*)
SE(B)	Corpo de prova de CTOD por flexão

t	Tempo de aquecimento, s
T	Temperatura, ºC ou K
T_o	Temperatura de preaquecimento, ºC
t_s	Tempo total de soldagem, s
t_f	Tempo de forjamento, s
$t_{8/5}$	Tempo de resfriamento entre 800-500ºC, s
T_p	Temperatura de pico (ou temperatura máxima), ºC
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensões
TWI	The Welding Institute
v	Velocidade linear do pino, m/s
XEDS	Espectroscopia de raios-X dispersiva em energia
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZE	Zona de Estiramento
ZTMA	Zona Termo Mecanicamente Afetada
2a	Altura da trinca, mm
2c	Comprimento da trinca, mm
δ	CTOD ou deslocamento da abertura da ponta da trinca, mm
δ_r	Razão entre o $\delta_{aplicado}$ e o $\delta_{material}$
ε	Elongação, %
λ	Condutividade térmica, W/(m.K)
C	Calor específico, kJ/(Kg.K)
σ_R	Tensão Limite de Resistência, MPa
σ_{res}	Tensão Residual, MPa
σ	Tensão aplicada, MPa
σ_e	Tensão Limite de Escoamento, MPa
σ_{rad}	Tensão Radial, MPa

σ_{tan}	Tensão Tangencial, MPa
σ_M	Tensão de von Mises, MPa
ν	Coeficiente de Poisson
ρ	Densidade, kg/mm^3
γ	Campo austenítico
α	Campo ferrítico
μ	Coeficiente de atrito
τ_c	Tensão de Cisalhamento, MPa
τ	Tempo de cada fase da soldagem no processo SAC, s
Δl	Comprimento de queima do pino, mm
$\Delta l/t$	Taxa de consumo do pino, mm/s

1 – Introdução

A execução de reparos por soldagem de estruturas de aço com descontinuidades, principalmente em equipamentos de espessura elevada e de difícil soldabilidade, é um problema crítico e de elevada complexidade para a área petroquímica. Como exemplo pode-se citar os tanques de armazenamento de óleo e água (lastro) de navios de produção de petróleo tipo FPSO ("*Floating, Production, Storage and Offlloading*"), onde é comum a ocorrência de trincas de fadiga em regiões onde se tem a presença de concentradores de tensões (Anexo, Figura 8-1). A execução de um reparo convencional por soldagem a arco elétrico torna necessária a completa remoção de hidrocarbonetos do espaço vapor do tanque criando, desta forma, condições seguras para a execução da soldagem. Adicionalmente, é necessário aguardar no mínimo doze horas para a inspeção não destrutiva, pelo risco de ocorrerem trincas assistidas pelo hidrogênio depois de terminada a soldagem. Tais dificuldades motivam a busca de técnicas de soldagem alternativas visando recuperar estruturas com trincas utilizando-se técnicas menos intrusivas que possam ser totalmente automatizadas e realizadas em ambientes inóspitos sem a presença do homem. A soldagem por atrito aplicada a aços aparece neste contexto como uma alternativa inovadora já que não há a presença de fase líquida, ocorrendo totalmente no estado sólido, evitando-se os problemas gerados pela absorção de gases, tais como porosidade e trincas assistidas pelo hidrogênio. Adicionalmente, o efeito da pressão hidrostática não é um fator limitante como nas juntas soldadas a arco elétrico, de modo que a soldagem por atrito pode ser realizada dentro d'água e em qualquer profundidade [1].

O "*The Welding Institute"* (Cambridge, Inglaterra, Reino Unido) [2-4] desenvolveu uma modalidade de soldagem por atrito onde uma trinca pode ser reparada removendo-se a mesma através de cavidades individuais (cavidade fechada ou aberta), seguido do preenchimento sequencial de cada cavidade através do processamento termomecânico de pinos de aço pela soldagem por atrito (Anexo, Figura 8-2). A soldagem se dá pela introdução coaxial de um pino consumível, com formato cilíndrico ou cônico ("*tapered*"), ambos com extremidade arredondada na região de início da soldagem, onde o pino é girado em alta rotação e submetido simultaneamente a esforços de compressão contra a superfície da cavidade. Através do calor gerado entre as superfícies em contato, o material do pino assume uma condição viscoplástica, possibilitando o desenvolvimento de um fluxo de material em elevada temperatura ao longo da interface da junta soldada e promovendo, consequentemente, o preenchimento da cavidade e sua união metalúrgica com o metal base (MB). Esta técnica de preenchimento de cavidades pelo processamento de

pinos por atrito é denominada por FHPP ("*Friction Hydro-Pillar Processing*"), pino cilíndrico, ou FTPW ("*Friction Tapered Plug Welding*"), pino com formato cônico. Já a soldagem por costura ("*stitch welding*") se dá pela sobreposição de pinos processados.

ANDREWS e MITCHELL [2] demonstraram a viabilidade do reparo de trincas em aço C-Mn preenchendo cavidades passantes usando a técnica FTPW ao ar e dentro d'água. Os resultados de fadiga em escala real foram promissores, tendo motivado novos projetos de pesquisa [4] para estudar as variantes do processo utilizando cavidades não passantes (pino cilíndrico ou em formato cônico). Estudos adicionais foram realizados pelo HZG (*Helmholtz-Zentrum Geesthacht Centre for Materials and Coastal Research,* Alemanha) em aços C-Mn [4-6], em materiais compósitos [7] e ligas de magnésio [8]. Esta mesma linha de pesquisa foi iniciada em 2003 por universidades no Brasil [9-14]. Desde então, desenvolve-se um equipamento hidráulico e portátil para a realização de soldagem pelo processo FHPP/FTPW [14] dentro de unidades petroquímicas, assim como um sistema de trilhos e manipulador (Anexo, Figura 8-3) para automação do processo.

O presente trabalho teve como motivação principal a avaliação do efeito da força axial aplicada ao pino na qualidade da junta soldada assim como um maior entendimento dos processos metalúrgicos operantes. Isto porque se entende que quanto maior a força de contato melhor será a união metalúrgica entre o metal base e o pino. Adicionalmente, dos trabalhos desenvolvidos com o uso dos equipamentos de baixo torque [2,4,6,11-15], fica claro que devido aos longos tempos de soldagem, o fenômeno de cisalhamento a quente do pino é relativamente frequente, o que pode degradar as propriedades da junta soldada gerada, principalmente da interface cavidade-pino (I_{CP}). Por este motivo, selecionou-se equipamento de soldagem por atrito estacionário e de grande porte, de modo a propiciar um amplo leque de forças de processamento do pino (10 kN a 480 kN). Neste trabalho utilizou-se geometria cavidade-pino e velocidade rotacional já otimizada por SKETCHELEY et. al.[15]. Foram realizados ensaios de tração, dobramento, fadiga tração-tração, tenacidade à fratura (CTOD), tensões residuais, ciclo térmico, mapeamento químico da interface da junta soldada, microdureza e análises microscópicas. Foram testados pinos consumíveis usinados a partir de barras de aço C-Mn laminadas a quente e de tubos de aço APIX65 de baixo carbono e enxofre sendo tais pinos processados dentro de uma cavidade fechada (cavidade não passante). Estudou-se, ainda, a soldagem com cavidade passante, usando-se dois pinos de aço C-Mn e um pino de aço inoxidável austenítico (AISI 316L). Neste trabalho são considerados como sinônimos os termos: soldagem e processamento; junta soldada e junta FTPW; interface e interface da junta soldada; amostras e corpos-de-prova; e metal base e chapa.

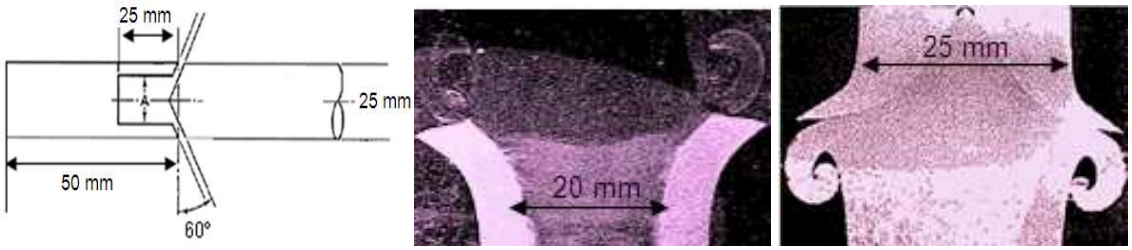
2 – Revisão Bibliográfica

2.1 - Introdução

A utilização do processo de soldagem por atrito FHPP/FTPW, tendo como objetivo o reparo de descontinuidades em estruturas metálicas de aço, é uma concepção relativamente recente, idealizada pelo TWI no início da década de noventa [3]. Entretanto, é importante ressaltar que a concepção geométrica, ou seja, uma cavidade preenchida pelo processamento temomecânico através da soldagem por atrito de barras cilíndricas ou cônicas, já havia sido utilizada há cerca de vinte anos antes [16] para juntas obtidas pelo processo de soldagem por atrito entre barras de aço inoxidável austenítico e ligas de zircônio (Figura 2-1). Os autores batizaram esta geometria como "*hole and cone preparation*" e "*cup and cone preparation*", tendo como objetivo aumentar a geração de calor pelo atrito, em virtude da maior área de contato entre as partes, comparada à soldagem por atrito de barras de seção reta.

As patentes registradas pelo TWI vinte anos mais tarde [3,17] identificaram, entretanto, geometrias de cavidade e pino mais apropriadas para o adequado processamento de pinos metálicos dentro das suas respectivas cavidades de forma a se evitar problemas de preenchimento e do colapso de pino pelo aquecimento excessivo. Identificaram, ainda, o potencial de uso da soldagem tipo FHPP para o reparo de trincas em estruturas de aço, por exemplo, trincas interlamelares oriundas da soldagem por arco elétrico.

Na revisão deste trabalho, face à origem e semelhança com os aspectos fenomenológicos relacionados aos processos de soldagem por atrito mais convencionais, inicialmente será apresentada uma abordagem básica a respeito destes processos. Posteriormente será dado destaque ao processo FHPP/FTPW.



(a) (b) (c)

Figura 2-1. (a) Geometria para soldagem por atrito rotacional com cavidade retangular dentro da barra cilíndrica. (b) Soldagem entre barras com cavidade retangular. (c) Soldagem entre barras com cavidade cônica [16].

2.2 – Soldagem por Atrito Rotacional

A técnica de soldagem por atrito rotacional é conhecida desde o final do século XIX tendo sido comercialmente desenvolvida na antiga União Soviética [18] e baseia-se no fenômeno de transformar a energia mecânica fornecida a uma das peças a ser soldada em energia térmica, exatamente no local onde será formada a junta soldada, a partir do calor gerado pelo atrito das duas superfícies distintas, em contato. A pressão de contato e de forjamento pode ser aplicada por ambas as peças em contato ou somente por uma delas.

O modelo mais simplificado é conhecido como Soldagem por Atrito Convencional (*direct drive* ou *continuous drive*), chamado neste trabalho de processo SAC, apresentado na Figura 2-2. No processo SAC, o método de geração de energia consiste em acoplar uma das peças a uma unidade motora. Essa peça deve possuir geometria cilíndrica em uma das suas extremidades sendo girada a uma determinada velocidade rotacional (**n**) constante. A outra peça a ser soldada é mantida estacionária e fixa, de forma a ser deslocada em direção à peça em rotação. As peças devem estar montadas coaxialmente sendo, então, colocadas em contato sob a ação de uma força **F** normal, compressiva e constante. Forças de atrito são geradas nas faces em contato quando comprimidas simultaneamente, gerando calor. Após um dado intervalo de tempo ou de deslocamento axial das peças é cessada a rotação. Por último, uma força igual ou superior à força aplicada durante a soldagem é mantida para consolidação final da junta soldada, etapa essa denominada de forjamento, finalizando, dessa forma, o processo (Figura 2-2[a]). Neste tipo de soldagem, a velocidade linear (**v**) varia ao longo do raio da barra cilíndrica ($\mathbf{R_b}$), (Figura 2-2[b]).

A energia consumida para superar as forças de atrito durante a rotação relativa entre as partes é convertida em calor. O calor gerado aquece as superfícies em contato a valores de temperatura da ordem de 1000-1300℃, no caso de materiais ferrosos, suficientes para a produção de juntas soldadas no estado sólido [19]. Como resultado da união das superfícies em contato, tem-se a geração de certa quantidade de metal deformado a quente e radialmente extrudado ao longo da junta soldada, pela ação da força normal, num formato de duplo anel, simetricamente disposto em relação às superfícies em contato, como observado na Figura 2-3. Tanto o filme de óxido quanto os contaminantes presentes nas superfícies de contato antes da soldagem seriam destruídos e removidos juntamente com o metal extrudado, fenômeno esse conhecido como hidro-extração. Adicionalmente, os contaminantes também tenderiam a ser eliminados pela ação da difusão no estado sólido, em virtude das altas temperaturas e níveis de deformação alcançados [20]. Deve-se salientar que a maioria

dos autores não considera a possibilidade de fusão localizada, particularmente durante a soldagem por atrito de materiais de ponto de fusão próximos [19-20].

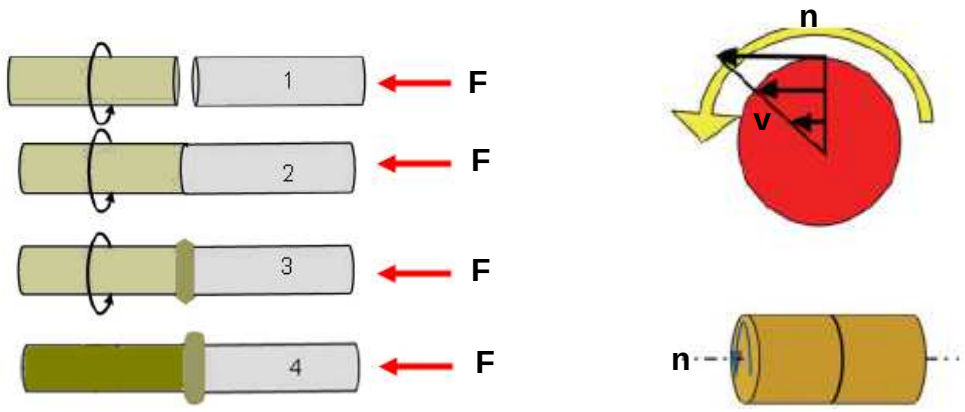


Figura 2-2. (a) Etapas do processo SAC [21]: (1) – rotação de uma das peças; (2) – aplicação da força compressiva; (3) – início da soldagem; (4) – fim da soldagem. (b) Variação da velocidade linear ao longo do raio da barra cilíndrica.

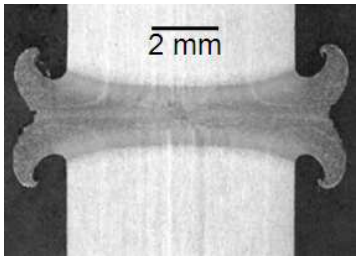


Figura 2-3. Soldagem pelo processo SAC com parâmetros adequados (formação de uma rebarba simétrica) [22].

2.3 – Geração de Energia e Liberação de Calor

Segundo a *American Welding Society* (AWS) [21] existem dois principais processos de soldagem em que se tem a conversão de energia mecânica em energia térmica. O processo SAC já apresentado e a soldagem por atrito por inércia ou inercial ("*inertia friction welding*").

No segundo método (soldagem por atrito tipo inercial) a peça girante é acoplada a um volante com geometria e massa inercial adequada e acelerado a uma dada velocidade pré-calculada, armazenando a energia a ser dissipada durante a soldagem. O volante é, então, desacoplado da unidade propulsora no momento em que a parte não girante é movimentada em direção à parte girante, aplicando sobre essa uma força axial pré-calculada. Desta forma, a energia cinética do volante é transformada em calor na região de interface da junta soldada e, finalmente, em trabalho mecânico. Nesse método, a velocidade rotacional varia ao longo do processo, de um valor máximo até zero.

A soldagem por atrito apresenta um elevado nível de complexidade, constituindo um conjunto de fenômenos de interação que incluem: calor intenso localizado na superfície em atrito; formação contínua de união metálica entre as superfícies em contato e rápida destruição destas ligações, como resultado do movimento relativo das superfícies; aquecimento instantâneo e resfriamento intenso de pequenos volumes do metal sob condições de pressões localizadas bastante elevadas; deformações elasto-plásticas em micro-regiões de superfícies rugosas (asperidades) nas camadas superficiais dos metais em contato; trabalho a frio, recristalização; recuperação; difusão mútua como também penetração mecânica de partículas de uma das partes sendo soldada contra o corpo da outra parte; destruição de filmes de óxido e sua remoção da junta soldada, juntamente com o metal extrudado ("*flash*" ou rebarba, Figura 2-3); formação de ligações bastante fortes entre as peças soldadas, após o final do movimento relativo entre as partes. A depender do valor do limite de escoamento das partes em contato, tem-se a ocorrência de um escoamento intenso sob condições simultâneas de compressão e deslocamento de massa, intensificando a ativação das superfícies em atrito [18].

A concepção largamente aceita dos mecanismos termomecânicos operantes na soldagem por atrito está baseada no fato de que durante o contato de superfícies metálicas, as asperezas (rugosidade natural derivada do processo fabril da peça) de um corpo penetram nas cavidades e depressões do outro corpo. Quando esses corpos são de diferente dureza, as asperezas do corpo de maior dureza penetram mais facilmente para dentro das asperezas do corpo mais mole. Havendo um deslocamento tangencial relativo de tais corpos tem-se a deformação local entre asperezas que se dão dentro dos limites de uma camada superficial de pequena espessura. A resistência a estas deformações depende da resistência mecânica do material e é definida como a componente de deformação da força de atrito (F_{at}). O coeficiente de atrito μ é, então, definido como a razão entre a força de atrito e a força normal (F) [23]:

$$\mu = F_{at}/F \qquad (1)$$

As forças de adesão e deformação e, consequentemente, o coeficiente de atrito, mudam com a temperatura da superfície. A energia mecânica consumida para superar as forças de atrito é dissipada na forma de calor nas superfícies em contato (ponto de ação das forças de atrito externas), como também no corpo das asperidades que são deformadas. A fonte de calor existe, então, na forma de uma camada ativa de metal viscoso de baixa espessura e bem próxima da superfície de contato. A potência (**N)** gerada pela fonte de calor é função da velocidade linear (**v**) e da força normal (**F)** determinada pela expressão 2:

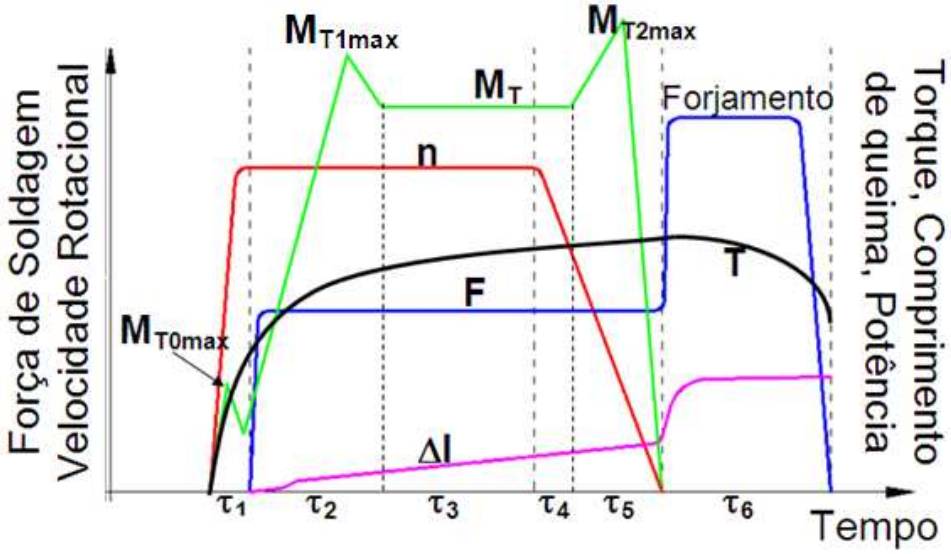
$$N = F_{at}.v = \mu.F.v \quad (2)$$

Qualquer processo de soldagem por atrito pode ser convenientemente considerado como consistindo de diversas fases [19]. No processo SAC tem-se normalmente seis fases distintas (Figura 2-4[a]). Na Figura 2-4 observa-se a evolução das variáveis de soldagem com o tempo, tais como: velocidade rotacional (**n**); força axial ou força de soldagem (**F**); torque resistivo ($\mathbf{M}_T$); tempo (**t**); potência de soldagem (**N**); e o comprimento de deslocamento axial das partes ($\Delta\mathbf{l}$) também chamado de comprimento de queima. Já no caso da soldagem pelo processo por inércia, Figura 2-4[b], tem-se menor número de fases. Em geral a temperatura e o tempo de soldagem (t_s) no processo de soldagem por inércia são inferiores aos das juntas soldadas pelo processo SAC.

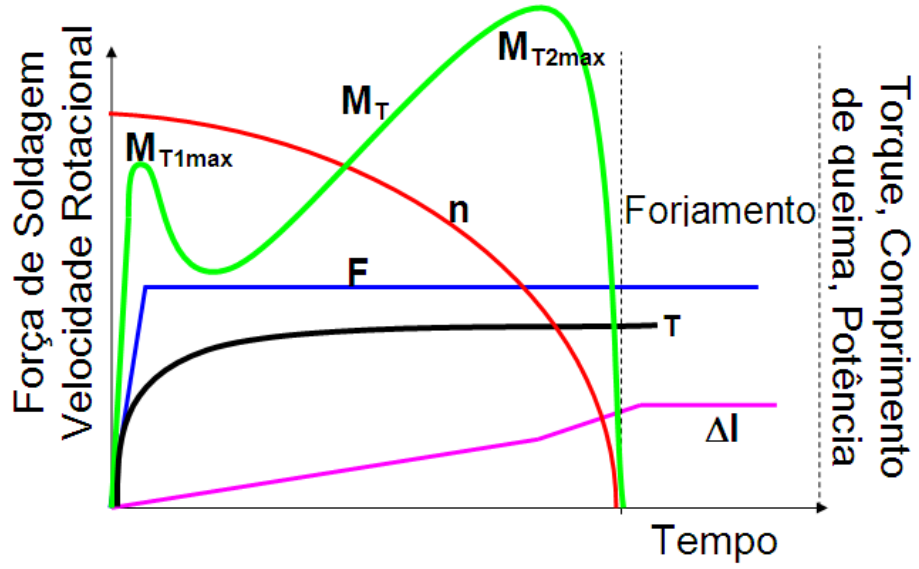
Na primeira fase, (τ_1) [19], tem-se a ocorrência de uma forte interação mecânica entre as superfícies em contato (efeito "esmerilhamento"). Nesta etapa ocorre um primeiro máximo no valor do torque ($\mathbf{M_{T0máx}}$) em virtude das asperezas presentes em ambas as superfícies em contato estarem submetidas a uma elevada tensão, devido à baixa área efetiva de contato. O aquecimento das camadas superficiais muda durante o processo de atrito. Na medida em que a velocidade rotacional aumenta, até atingir seu valor constante, o torque diminui acompanhado por um processo de lubrificação limítrofe ("*boundary lubrication*") devido à presença de impurezas superficiais tais como filmes de óxidos e gases dissolvidos. Na sequência dos eventos, em temperaturas da ordem de 150-200ºC, tem-se uma destruição dos filmes superficiais (impurezas, tais como, graxa, óleo e gotículas d'água), de modo que as asperezas existentes entram em contato e se deformam. Como resultado desta deformação, novas superfícies são expostas, novos centros de coalescência são formados, observando-se uma mudança para um mecanismo de atrito a "seco" (sem lubrificação). Esta mudança no regime de atrito usualmente leva a um aumento no coeficiente de atrito, na F_{at}, na energia liberada e, consequentemente, a um progressivo aumento na temperatura e do gradiente de temperatura. Os contaminantes e resíduos presentes são gradativamente expelidos para o exterior da união, em função da dinâmica do processo, onde as forças radiais promovem o efeito conhecido como hidro-extração [20]. Desta forma, ao final desse primeiro estágio, o torque tende a reduzir com o aumento da velocidade rotacional.

Na segunda fase (τ_2) [19] o torque devido ao atrito inicialmente cresce rapidamente atingindo o seu segundo máximo ($\mathbf{M_{T1máx}}$). Esta fase envolve um elevado incremento no número de interações entre asperezas, devido à propagação da área real de contato para regiões interiores da superfície de atrito. O contato devido ao

atrito se estende por toda a área da junta soldada, onde uma fina camada viscoplástica do metal é formada, agindo como lubrificante. Devido a essas interações e ao consequente aumento na área de contato existente, observa-se um abrupto e rápido aumento na temperatura da junta soldada. Nota-se, ainda, uma queda rápida nas propriedades mecânicas do material (limite de escoamento e de resistência) pela redução da capacidade de resistir à deformação em virtude do aumento da temperatura, o que favorece o crescimento da componente adesiva do atrito. É sabido que a componente adesiva eleva-se mediante o aumento da ductilidade entre o par de materiais em contato. Dessa forma, evidencia-se uma abrupta elevação do torque, o qual atinge ao final desta fase seu valor máximo [19].



(a)



(b)

Figura 2-4. Variáveis na soldagem por atrito [19]: Força de soldagem (F), Rotação (n), Torque (M_T), comprimento de queima Δl, τ = tempo de cada fase da soldagem e Temperatura (T). (a) Processo SAC. (b) Soldagem por atrito inercial.

A terceira fase (τ_3) [19] se caracteriza por um gradual aumento na temperatura do metal, porém com taxas menos expressivas comparadas à segunda fase (τ_2). Esse aumento da temperatura na zona de atrito, bem como a intensa deformação plástica desenvolvida, propicia o aparecimento de um filme viscoplástico de baixa resistência ao cisalhamento. Tal filme comporta-se como um lubrificante sólido, reduzindo o coeficiente de atrito, levando a um decréscimo do torque resistivo. Desse momento em diante a temperatura se estabiliza, assim como o torque resistivo. Nesta fase observa-se, ainda, o início da extrusão em alta temperatura do metal da junta soldada em direção às extremidades da união, o que irá resultar na formação de rebarbas. Logo, ao final da terceira fase, quando a temperatura na junta soldada alcança o seu valor máximo, tanto o torque assim como a liberação de calor e a taxa de consumo (**Δl/t**) estabilizam, atingindo um estado próximo ao quase-estacionário.

A quarta fase (τ_4) [19] é uma fase do processo de soldagem por atrito que pode ser considerada como quase-estacionária, caracterizada por um estado constante de diversos parâmetros que incluem o torque, calor liberado, temperatura da junta soldada e taxa de consumo. Ao final desta fase, toda a área de contato está apta para formar a união metálica. Isto porque a junta soldada se encontra sob a ação de uma deformação uniforme, as superfícies em contato estão ativadas e os filmes de impurezas e inclusões, em sua maior parte, já removidos para o metal expulso pela extrusão (rebarba), Figura 2-3.

Na quinta fase (τ_5) [19] ocorre a desaceleração da velocidade rotacional. Como resultado do processo de frenagem, o coeficiente de atrito e o torque crescem rapidamente, atingindo o seu terceiro máximo ($\mathbf{M_{T2máx}}$) havendo, também, um aumento do calor liberado. Somente no momento final desta fase, quando a velocidade rotacional se aproxima de zero, é que a geração de calor é reduzida quase que instantaneamente e a temperatura da junta começa a cair. A paralisação da rotação é acompanhada de uma rápida formação da união metalúrgica da junta soldada.

A sexta fase (τ_6) [19] é a etapa de forjamento; a junta soldada formada é submetida a uma deformação por compressão por uma força axial, a qual ou é mantida igual à da etapa de aquecimento ou pode mesmo assumir valores superiores. Este estágio é considerado como uma etapa simultânea de tratamento térmico e de forjamento da junta soldada, intensificando os mecanismos de adesão e conferindo melhores propriedades de resistência mecânica e tenacidade. O estágio de forjamento tem duração de alguns segundos, após o qual a peça soldada é removida dos grampos de fixação da máquina de soldagem.

2.4 - Parâmetros de Soldagem

Como principais parâmetros do processo de soldagem por atrito podem ser destacados quatro: força axial, velocidade rotacional, comprimento de queima e tempo de soldagem, detalhados a seguir:

• Força Axial (**F**):

O parâmetro força axial é de significativa relevância no processo. Apesar de poder variar amplamente tanto na etapa de aquecimento quanto na de forjamento, a força controla o gradiente de temperatura na junta soldada, a potência requerida assim como o comprimento de queima. A mesma deve ser mantida em valores que sejam capazes de manter as superfícies de atrito em íntimo contato, de modo a minimizar a presença de partículas indesejáveis na interface e a formação de filmes de óxido. Contudo, valores muito elevados podem dificultar o controle do processo, em vista da elevada deformação plástica na região de contato e das altas taxas de consumo de material. É sabido que para um dado comprimento de queima, o tempo de soldagem (t_s) diminui com o aumento da força, já que o material é consumido mais rapidamente. Os mecanismos de adesão são, então, mais influenciados pela intensa deformação plástica na interface do que por um aumento significativo da temperatura local [19-22].

ELLIS e NICHOLAS [24] apresentaram de forma bem detalhada a influência da força axial na qualidade da união. Além de o parâmetro força controlar de forma preponderante o tempo de soldagem, o mesmo atua no perfil e nas características da ZAC (zona afetada pelo calor). As maiores forças conduzem a um estreitamento da ZAC, a qual se propaga, na direção axial, semelhantemente a um perfil cônico, com origem no centro da junta soldada e estendendo-se para o exterior. Para as forças mais baixas, tem-se um aumento no tempo de soldagem e, consequentemente, na temperatura alcançada, o que pode facilitar a adesão por mecanismos de difusão, além da ZAC se apresentar com um perfil mais abrangente, propagando-se de forma paralela às superfícies em atrito. Logo, através do emprego de força um pouco mais elevada é possível a obtenção de uma microestrutura mais refinada, proporcionando assim um ganho relativo nas propriedades de tração, dureza e tenacidade [24].

• Velocidade rotacional (**n**):

Segundo VILL [18], existem velocidades ótimas para cada combinação de materiais e aplicações. Nas velocidades rotacionais mais altas, em um primeiro momento, as interações entre as asperezas são acompanhadas por uma ação de polimento das superfícies em atrito. Este comportamento pode estar relacionado às condições viscoplásticas do material na interface, o que conduz a um maior tempo de

aquecimento para serem alcançadas as condições plásticas ideais, favorecendo assim a propagação de calor e o aumento do tamanho da ZAC.

As altas velocidades rotacionais irão ocasionar, além do maior volume de material aquecido, uma menor taxa de resfriamento e queda nas propriedades mecânicas, tais como limite de resistência e dureza. Já as velocidades rotacionais mais baixas implicarão em menor aporte térmico e um menor aquecimento periférico na superfície em atrito. Contudo, principalmente em forças axiais elevadas, é necessária uma máquina de soldagem com maior potência e com inércia suficiente para superar os esforços relacionados ao torque resistivo elevado devido à baixa rotação. As baixas rotações podem ainda ocasionar taxas de resfriamento mais elevadas e microestrutura com dureza elevada. Por outro lado, foi observado que durante a soldagem com rotações mais elevadas tem-se como resultado um aumento no tamanho de grão e a geração de uma microestrutura mais grosseira. Este fato decorre do maior tempo de soldagem e da permanência por maior tempo em elevadas temperaturas. Isso acarreta maior probabilidade de se ter propriedades mecânicas inferiores àquelas obtidas a rotações menores [24].

Para cálculo da potência (J/s) e da energia de soldagem (J) são usadas as seguintes fórmulas, sendo que a taxa média de geração de calor é calculada dividindo a energia de soldagem pelo intervalo de tempo considerado (t_2-t_1) [19]:

$$M_T = 2\pi.R_b^3.\mu.P/3 \quad (3)$$

$$N = 2\pi.\mu.n.P.\rho^2.R_b^3.10^{-6} \quad (4)$$

$$N = (2\pi/60).n.M_T \quad (5)$$

$$E = (2\pi/60).\int M_T.n.dt \quad (6)$$

$$M_T.n/60=10^3.N \quad (7)$$

$$\tau_c = \mu.P \quad (8)$$

Onde:

n = rotação (rpm)

N = potência (kJ/s ou kW)

M_T = torque (N.m)

P = pressão aplicada (MPa)

ρ = densidade (kg/mm^3)

μ = coeficiente de atrito

E = energia de soldagem, (J)

R_b = raio da barra (mm)

τ_c = tensão de cisalhamento (MPa)

τ = tempo de cada fase da soldagem, (s)

A faixa ótima de velocidade linear recomendada pela literatura difere entre a escola ocidental e a russa. Estes recomendam que a soldagem seja realizada com baixa velocidade linear e força elevada, de forma a exigir um menor tempo de soldagem. A abordagem europeia e norte-americana tem se pautado pelo uso de velocidades rotacionais mais elevadas e forças de soldagem menores. Os valores ótimos aplicados por ambas as escolas no que diz respeito à velocidade linear ou tangencial, para aços C-Mn, são respectivamente de: 1-2 m/s de acordo com a escola europeia oriental (Rússia e Ucrânia) [18-19] e 2,5-3,5 m/s de acordo com a escola ocidental e Japão [22].

• Taxa de Queima do Pino (**Δl/t**):

Este parâmetro descreve a velocidade com que ocorre o deslocamento entre a superfície de atrito das peças em contato, usando-se comumente a unidade de mm/s. A taxa de queima é um parâmetro utilizado para controlar não somente o ciclo de soldagem, ou seja, início e fim do processo, mas exerce também significativa influência na qualidade da união. Este parâmetro é fortemente influenciado pela força axial e velocidade rotacional. Dependendo do tipo de equipamento utilizado (processo SAC, por exemplo), altas forças e baixas velocidades propiciam taxas de queima mais elevadas. Isto porque, sendo o torque mais elevado, tem-se maior interação entre as superfícies em contato e, consequentemente, maior taxa de queima [19].

Segundo ELLIS e NICHOLAS [24], maiores taxas de queima tendem a desenvolver maiores valores de limite de resistência já que o tempo de soldagem tende a ser menor, o que impõe uma maior taxa de resfriamento à junta soldada. O controle do processo através do comprimento de queima apresenta as seguintes desvantagens: necessidade de um adequado alinhamento entre as seções a serem unidas e remoção por usinagem da rebarba. É importante salientar que no processo SAC, o aumento do comprimento de queima tem como efeito direto um aumento de tempo de soldagem e da energia total, pouco influenciando, entretanto, a taxa média de geração de calor [22]. Um comprimento de queima mínimo é requerido de forma a se garantir a união entre as partes e gerar uma rebarba uniforme. Um aumento adicional no comprimento de queima somente prolonga o tempo de soldagem, consume mais material e torna a microestrutura mais grosseira.

• Tempo de Aquecimento (**t**):

O tempo de aquecimento é definido como sendo o período de tempo compreendido entre o contato inicial das superfícies em atrito e o final da fase de frenagem (velocidade nula). Este parâmetro é, por sua vez, dependente da força aplicada e da velocidade rotacional, sendo inversamente proporcional à força e diretamente proporcional à velocidade rotacional. Este parâmetro tem grande

importância na quantidade de calor gerado e propagado ao longo da região soldada e da ZAC. A microestrutura final depende tanto do nível de aquecimento atingido ao longo do processo (temperatura de pico), como também da taxa de resfriamento desenvolvida ao longo da interface [19].

2.5 - Soldagem por Atrito FHPP/FTPW

2.5.1 – Características Fundamentais

Diferentemente do processo SAC, na técnica de soldagem por atrito FHPP/FTPW, um pino cilíndrico ou cônico, Figura 2-5, é inicialmente girado com uma determinada velocidade rotacional (500-8000 rpm) e então introduzido coaxialmente dentro de uma cavidade (passante ou não passante) sendo, então, submetido a um esforço normal de compressão. Este processo é na verdade uma conjugação de dois processos de soldagem por atrito: processo *Friction Stud Welding* [1], Figura 2-6, desenvolvido para a soldagem de pinos em superfícies de aço dentro d'água, e o processo apresentado por KILBRIDE e ADAMS [16], Figura 2-1.

A geometria da cavidade deve ser bastante próxima à do pino, sendo o diâmetro da cavidade ligeiramente maior. A força de compressão necessária para a obtenção de uma junta soldada de qualidade pode variar significativamente, de 10-1000 kN, a depender do diâmetro do pino, juntamente com a velocidade rotacional selecionada, do material do pino utilizado, da potência e da rigidez do equipamento de soldagem por atrito. Na técnica FTPW (pinos cônicos), uma parcela da deformação plástica encontra-se nas paredes laterais e não somente ao longo da seção transversal do pino, como é normalmente o caso da técnica FHPP (pinos cilíndricos).

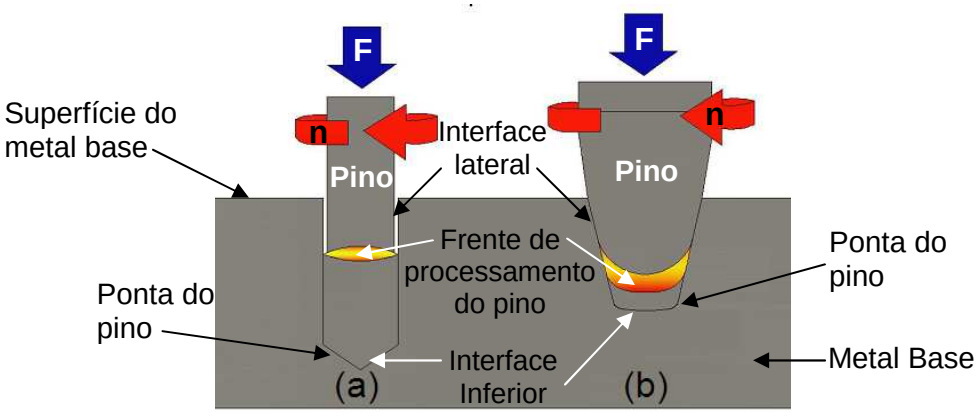
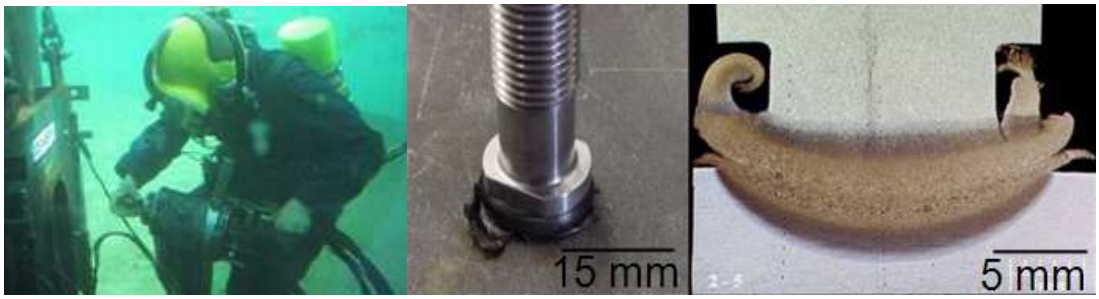


Figura 2-5. (a) Pino Cilíndrico (FHPP). (b) Pino Cônico (FTPW) [25].

A geometria cilíndrica é em geral preferida para as condições de reparo em estruturas de parede grossa e o perfil cônico para as estruturas de paredes mais finas. Isto porque nas estruturas com espessuras muito elevadas, ter-se-ia excessivo aumento do diâmetro com o uso do pino cônico. Isso demandaria equipamentos de

maior potência, tornando o processo inconveniente para aplicações em que o equipamento de soldagem tem que se deslocar até o local de interesse. De acordo com a Figura 2-5, diversas regiões da Junta soldada podem ser definidas: interface inferior cavidade-pino (II_{CP}), interface lateral cavidade-pino (IL_{CP}) e frente de processamento termomecânico do pino.



(a) (b) (c)

Figura 2-6. (a) Soldagem por atrito tipo *stud weld* realizada dentro d'água. (b) Vista superior; (c) Macrografia de sua seção transversal [26].

Através do contato entre o pino e a superfície da cavidade, é gerado calor pela ação do atrito, propiciando o aquecimento de ambas as superfícies, levando a uma redução local do limite de escoamento de ambos os materiais (pino e cavidade). Esse efeito térmico acarreta a formação de um fluxo viscoplástico em alta temperatura, resultante das forças existentes, que se propaga axialmente ao longo da seção do consumível (pino) ou pela interface lateral cavidade-pino (IL_{CP}), promovendo, assim, o completo preenchimento da cavidade [4].

Segundo NICHOLAS [4,25], devido à intensa deformação plástica na região de processamento do pino, uma massa metálica suficientemente viscosa se formaria, permitindo a distribuição das tensões no pino de forma hidrostática. Ou seja, a pressão na ponta do pino seria igual àquela verificada na interface lateral cavidade-pino (IL_{CP}). Contudo, segundo MEYER [6], as condições do material no estado viscoplástico não são suficientes para a existência de um comportamento hidrostático das forças, ocorrendo, na verdade, um gradiente de forças ao longo da IL_{CP}. A partir desta abordagem foi proposto que o perfil cônico favoreceria a decomposição da força axial em uma componente normal à IL_{CP}, intensificando as condições de fluxo plástico e as uniões metalúrgicas. Deste modo, foi sugerido que as características metalúrgicas, bem como as propriedades mecânicas e microestruturas obtidas para a geometria cônica, são mais coerentemente compreendidas mediante diferenças na duração do processo de soldagem e no ciclo termomecânico. Adicionalmente, o perfil cônico permite a produção de juntas soldadas com o uso de forças axiais mais elevadas, com o intuito de intensificar a qualidade da união sem, contudo, ocasionar um colapso por flexão do pino por um aquecimento excessivo [6].

O diâmetro do pino de aço a ser selecionado varia normalmente de 15-30 mm [3,5,19]. Isso impõe velocidades lineares que variam de 1m/s (rotação de 700 rpm e diâmetro de 30 mm) a 6 m/s (rotação de 8000 rpm e diâmetro de 15 mm), de forma a se obter uma adequada união metalúrgica entre as superfícies em contato. Pinos de maior diâmetro podem ser usados, porém a potência e rigidez do equipamento de soldagem requerida crescem significativamente. Por outro lado, as características geométricas do pino e da cavidade são de extrema importância na obtenção de preenchimentos sem vazios ou trincas. A região de preenchimento compreendida entre o fundo da cavidade e as paredes laterais inferiores é considerada um ponto de concentração de descontinuidades, associada à possibilidade de falta de união metalúrgica, além do estreitamento da ZAC [11].

Essa enorme gama de variação de condições de processamento impõe características especiais e únicas aos equipamentos de soldagem por atrito FHPP/FTPW, tanto em termos de potência quanto de rigidez, sejam eles estacionários ou portáteis. Por exemplo, para processar um pino de diâmetro de 30 mm a 700 rpm e 400 kN de força axial o equipamento deve ser capaz de reagir à um torque de até 1100 N.m. Esse é normalmente um modelo de equipamento estacionário e de grande peso de forma a ter a inércia requerida. Por outro lado, para processar um pino de diâmetro de 15 mm a uma rotação de 8000 rpm e força axial de 40 kN, o equipamento deve ser capaz de reagir um torque de cerca de 20-40 N.m, podendo ter somente 15 kg de peso [14]. Curiosamente, a diferença de potência entre esses dois modelos de equipamentos não é significativa, 50 kW contra 100 kW. Entretanto, as diferenças de torque são bastante expressivas [9]. Logo, para serviços de manutenção no campo deve-se trabalhar com equipamentos de elevada rotação, de forma a proporcionar um baixo torque reativo.

MEYER [6] investigou o efeito de modificações geométricas utilizadas nas pontas dos pinos e no fundo das cavidades, utilizando equipamento de alta rotação, baixa força e baixo torque, com o objetivo de eliminar descontinuidades de preenchimento. A avaliação foi efetuada mediante a utilização tanto de pinos cilíndricos quanto cônicos. Foram avaliados pinos com pontas planas, chanfradas e arredondadas, sendo o fundo das cavidades com características semelhantes a dos pinos, ou seja, com fundo plano, chanfrado ou arredondado. Foi constatada a presença de descontinuidades principalmente nas condições em que eram utilizados pinos chanfrados ou de ponta plana. Quando da utilização de pinos com fundos arredondados houve um grande incremento na qualidade da soldagem na extremidade inferior da região de preenchimento, independentemente do tipo de geometria do pino empregada (cilíndrico ou cônico). Esta constatação indica que a geometria do pino é

de grande importância na qualidade do preenchimento, podendo evitar a falta de união metalúrgica. O autor demonstrou, ainda, que o emprego da geometria cônica favorece um maior aporte térmico na superfície inferior da cavidade, além de ser um tipo de geometria menos restritiva ao fluxo viscoplástico quando comparado ao pino cilíndrico.

2.5.2 – Processo FHPP/FTPW

Este processo iniciou seu desenvolvimento há mais de vinte anos. Foi demonstrado em estudos já realizados pelo TWI [3-4,25], pelo HZG [6-8], pela UFU [10-11,14] e pela UFRGS [12-13], que é possível o preenchimento de cavidades de 10-30 mm de profundidade com diâmetros de pino de 8-40 mm usando a referida técnica. Adicionalmente, é possível utilizar esta técnica de soldagem para a produção de uma sequência de pinos soldados pelo processo FHPP/FTPW, um após o outro, também chamadas de soldagem por costura ou por sobreposição ("*stitch welds*"), Figura 2-7. Na Figura 2-8 observa-se um gráfico típico do processamento de pinos por atrito pela técnica FTPW [27], onde nota-se que a soldagem é realizada em alta rotação, baixa força e baixo torque. Os principais parâmetros do processo FTPW/FHPP, de forma semelhante ao processo SAC, são [19]:

n – velocidade rotacional do pino (rpm)

P – pressão aplicada ao pino no ponto de contato (MPa)

F – força axial de soldagem aplicada ao pino (kN)

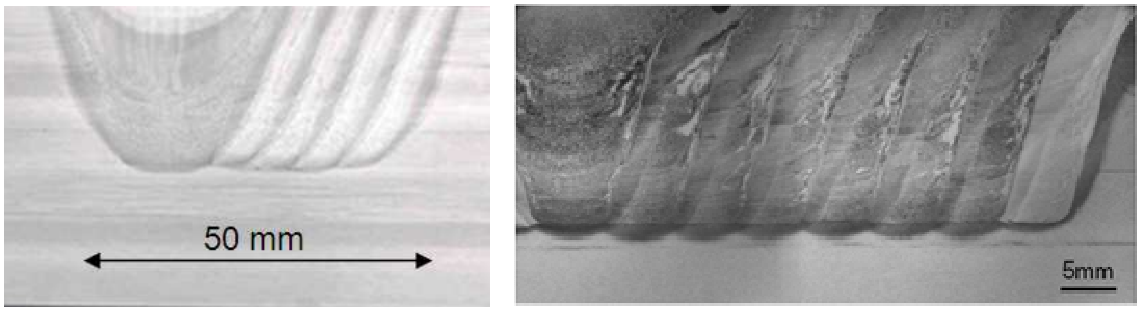
Δ**l** – comprimento de queima do pino (mm)

t – tempo de soldagem (s)

Δ**l/t** – taxa de consumo do pino (mm/s)

N – potência consumida durante a soldagem (kW)

v – velocidade linear do pino (m/s)



(a) (b)

Figura 2-7. Juntas soldadas por atrito com sobreposição utilizando pinos cônicos. (a) Soldagem com equipamento de alto torque (foto cortesia de P. Sketcheley do TWI). (b) Soldagem com equipamento de baixo torque pertencente ao HZG [8].

O parâmetro Δ**l** (comprimento de queima) é um valor a ser fixado para um determinado procedimento de soldagem. Um comprimento mínimo de queima ($\Delta \mathbf{l}_{min}$) é

necessário para que haja preenchimento de todo o volume da cavidade. Porém, um comprimento de queima muito grande resulta numa *plastificação* (termo usado neste trabalho para definir o estado viscoplástico do metal quando submetido à elevada temperatura e elevada deformação) excessiva do pino na parte superior do mesmo ao final da soldagem.

O parâmetro força axial atua de forma marcante no tempo de soldagem, com nítida redução destes tempos com o aumento da força. Em decorrência de tal comportamento e das mais elevadas taxas de queima, é observado que a ZAC sofre um estreitamento com o aumento de força, visto que menores tempos conduzem a uma menor propagação de calor [6]. Um comportamento semelhante é verificado para os valores de dureza e para as propriedades mecânicas, que não mostram uma clara correlação com a velocidade rotacional, apresentando apenas a tendência de valores mais baixos de dureza quando do emprego de rotações mais elevadas [6]. Com o aumento da força axial observa-se uma tendência à obtenção de maiores valores de limite de resistência e de dureza na região da junta soldada.

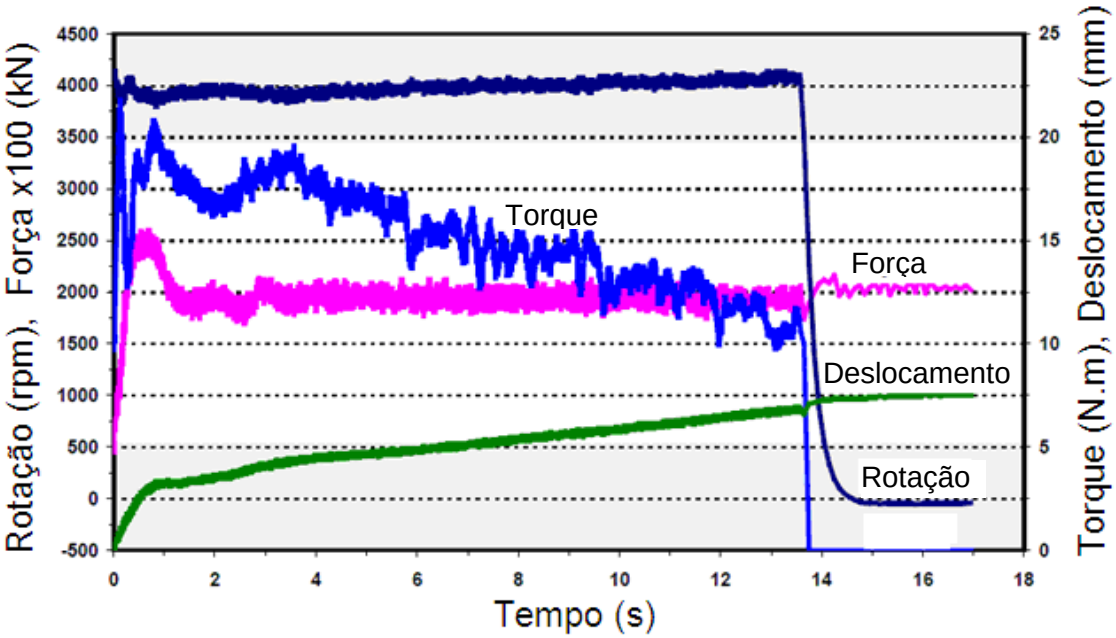


Figura 2-8. Parâmetros de soldagem, técnica FTPW (metal base de 20 mm de espessura e pino de aço C-Mn) [27].

2.5.3 – Variação Instantânea dos Parâmetros de Soldagem

Outro aspecto relevante na soldagem por atrito FTPW reside no fato de que mesmo para valores de **n** e **P** previamente fixados, ambos variam instantaneamente ao longo do tempo de soldagem, em função das características geométricas da junta soldada (espessura/largura da chapa, diâmetro do pino/cavidade) e do tipo de material do pino (aços, ligas de níquel, etc). Isto porque a resistência torcional a quente do material do pino pode ser ultrapassada ao longo de seu processamento devido às

altas temperaturas, elevados tempos de soldagem e alto carregamento axial aplicado ao pino, a depender dos parâmetros fixados de **n** e **P**. Este fenômeno acarreta a formação de "superfícies" com características distintas dentro do volume do pino processado, sendo aqui denominada como ***planos ou zonas de cisalhamento a quente*** (PCQ).

A Figura 2-9 apresenta a macrografia de uma seção transversal de uma junta soldada com pino cilíndrico, processado com elevada velocidade rotacional e baixa pressão aplicada ao pino. Um arame de níquel foi inserido dentro do pino de aço com o objetivo de facilitar a observação posterior do caminho trilhado pelo material plastificado ao longo da formação da junta soldada. É possível com o auxílio do arame de níquel observar os diversos *planos de cisalhamento a quente* ao longo do processamento do pino onde a resistência torcional do pino foi localmente ultrapassada. Os *planos de cisalhamento a quente* são expelidos para fora da região central do pino [6].

A Figura 2-10 mostra, ainda, que a cada evento de geração de um PCQ tem-se uma correspondente queda, quase que imediata e simultânea, de **P** e **n**. Estes processos ocorrem num curto espaço de tempo, vindo a ser cessados imediatamente pela ação de resfriamento imposto pelo volume de metal base frio ao redor do pino em alta temperatura. Evidentemente, de modo a minimizar este fenômeno, a sequência de parâmetros **n-P** pode ser variada ao longo do tempo de soldagem de modo que se limite a formação de um PCQ de grande extensão. Porém, o controle exato destes parâmetros em tempo real é algo de difícil execução, o que por si só representa uma desvantagem nesse tipo de abordagem. Adicionalmente, a sequência de parâmetros **n-P** deve garantir que sejam atingidos valores adequados de pressão e temperatura na interface da junta soldada de modo a se estabelecer a adesão necessária do pino à parede da cavidade [6,11,27].

As Figuras 2-11[a/b/c] mostram em detalhe uma região onde se observa um plano de cisalhamento a quente. Observa-se que abaixo da região onde se tem o PCQ houve crescimento de grão dentro do pino. Isto é uma indicação do aumento da temperatura local permitindo que fosse ultrapassada a resistência torcional do material do pino. Em contraste ao aparecimento de PCQ nos pinos cilíndricos (FHPP), Figura 2-11[d], a escolha de pinos com extremidade cônica (FTPW) e de maior diâmetro tende a reduzir a formação de PCQ. Isto ocorre (Figura 2-11[e]) pela pressão de contato decrescente ao longo do processamento do pino devido ao aumento da sua seção transversal. Vale ressaltar, entretanto, que no processamento de pinos com formato cônico, nota-se ainda o efeito benéfico de uma redução da velocidade rotacional ao longo do processamento do pino. Essa redução de **n** pode ser proposital

ou uma característica do equipamento utilizado. O efeito final, entretanto, é benéfico, pois uma redução de **n** tende a reduzir a taxa de aquecimento do pino pela ação do atrito que, associado à crescente área transversal do pino cônico, funcionam como efeitos concorrentes em reduzir a possibilidade de formação de PCQ. Por último, o aumento contínuo do diâmetro do pino com o decorrer da soldagem, torna importante uma redução de **n**, principalmente quando se tem um aumento da força aplicada de modo a manter um valor de **P** constante, assim como os mesmos patamares de torque e taxa de geração de calor [6,11,27].

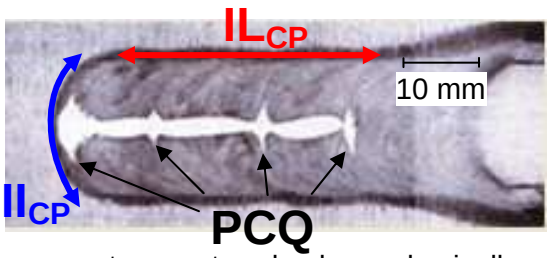


Figura 2-9 Macrografia com setas mostrando planos de cisalhamento a quente [6].

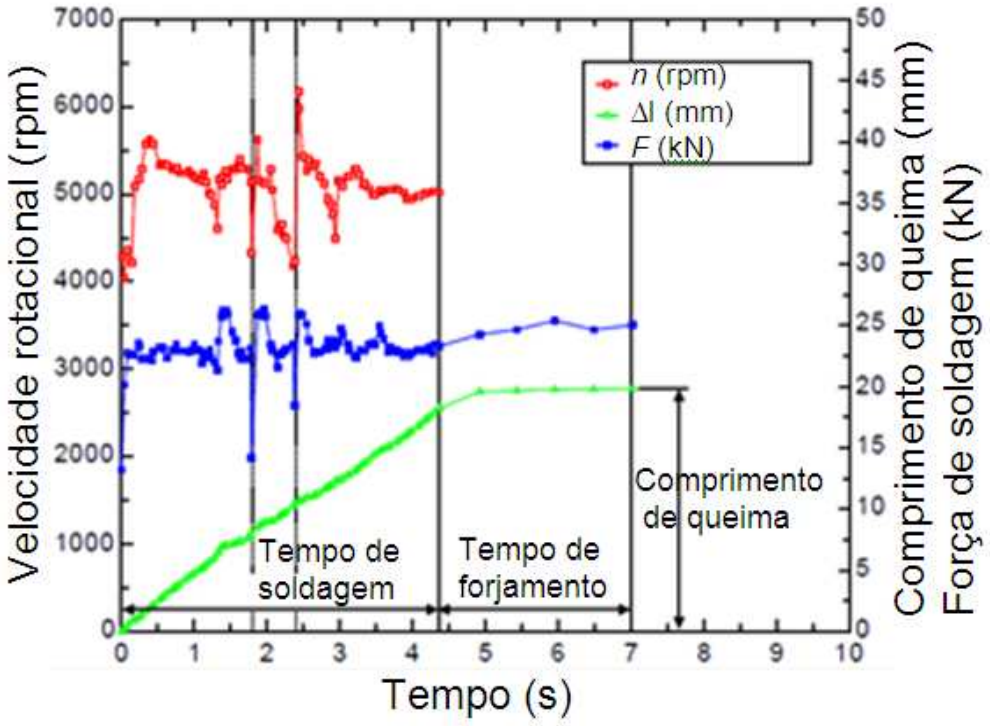


Figura 2-10. Diagrama de soldagem mostrando as variações instantâneas de **P** e **n** [6].

Na rebarba tem-se o acúmulo de material mais sujo pela rápida transferência para fora da junta soldada de partes do pino ou da barra com menor resistência torcional. Por este motivo, a rebarba é, em geral, um material com mais contaminantes que o restante da junta soldada. Além disso, segundo CROSSLAND [20], o próprio evento de geração da rebarba consome uma parcela de energia. Nas Figuras 2-11[d/e] notam-se dentro do volume do pino processado linhas escuras oriundas da parte central do pino. Esta parte central do pino é em geral rica em impurezas, por

exemplo, inclusões de sulfeto de manganês (MnS), que reduzem a resistência torcional do aço em temperaturas elevadas, facilitando a formação de um PCQ.

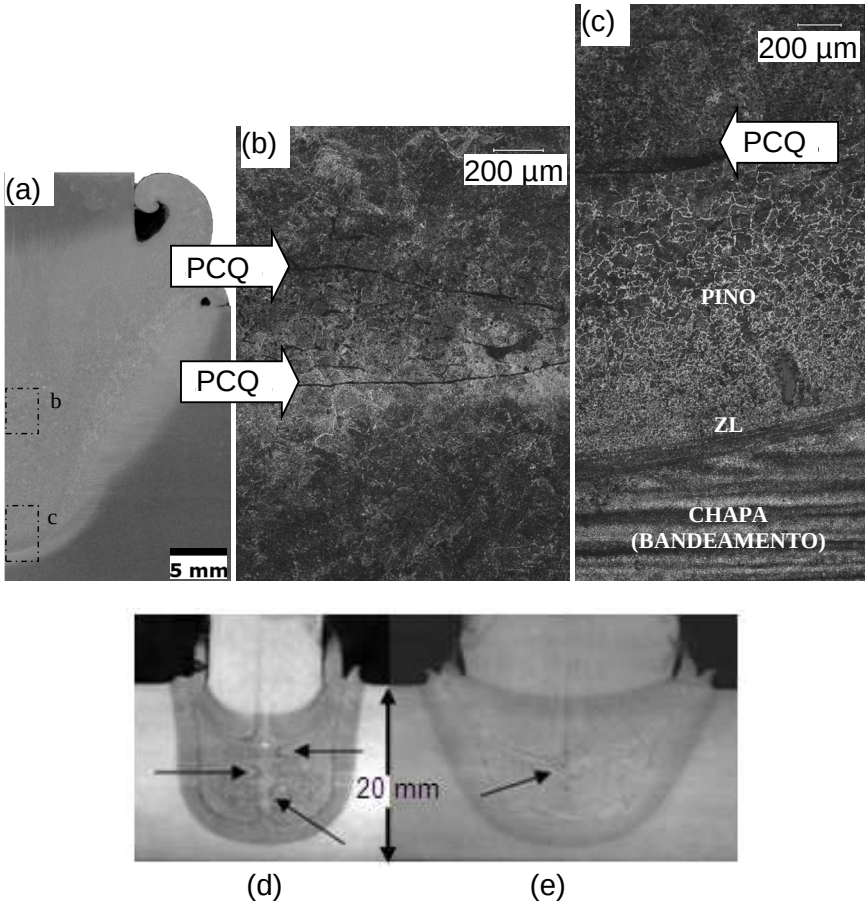


Figura 2-11. Planos de cisalhamento a quente [28]. (a) Macrografia de uma junta soldada (F = 50 kN). (b) Detalhe da região (a). (c) Detalhe da região (b). (d) e (e) Pinos do tipo cilíndrico e cônico, respectivamente (fotos cortesia de P. Sketcheley, do TWI). F = 20 kN. Nital 2%.

2.5.4 – Efeito da Geometria Pino-Cavidade

A geometria do pino (diâmetro, ângulo e raio de adoçamento na extremidade) é fator fundamental para gerar juntas soldadas sem descontinuidade (principalmente os de falta de adesão no fundo da cavidade), para um dado procedimento de soldagem (valores determinados dos parâmetros **n**, **Δl** e **P**) [29]. Como já salientado, os valores de **P**, **n** ou mesmo **v** (de modo a levar em consideração o diâmetro do pino) exercem enorme influência nas características de processamento do pino. Um valor inicial de **v** muito baixo não permite uma adesão adequada na interface, principalmente no ponto inicial de toque, momento este em que a superfície do metal base ainda está fria. Logo, um valor mínimo de **n** ou **v** é necessário neste momento, devendo estar compatível com **P** de modo a não haver nem falta de adesão (**P** baixo) nem expulsão de material plastificado em excesso pelo anular (**P** alto). Com a continuidade da soldagem, a redução do valor inicial de **n** ou **v** tem como resultado uma redução da

quantidade de calor gerado. Outra abordagem usando o conceito de coeficiente de atrito pode ser utilizada para explicar este fenômeno. Isto porque estando a frente de processamento do pino numa temperatura elevada, por exemplo, acima de 800ºC, tem-se evidentemente o amolecimento do material do pino. Este amolecimento introduz condições de lubrificação hidrodinâmica com a consequente redução adicional do coeficiente de atrito (μ) entre o pino e a superfície em processamento. Esta redução de μ tem como conseqüência uma redução na quantidade de calor gerado. Desta forma, torna-se necessária uma redução do valor de **n** ou **v** de modo a se aumentar o valor de **μ**, mantendo-se então o nível de energia requerido para a continuidade da soldagem ao longo da profundidade da cavidade. Observa-se, ainda, que em se tratando de equipamentos de baixo torque e baixa rigidez, a geometria do pino e da cavidade é fundamental de forma a evitar problemas de preenchimento da cavidade e, consequentemente, a introdução de descontinuidades (círculos em vermelho), como pode se observar na Figura 2-12 [11,29,30].

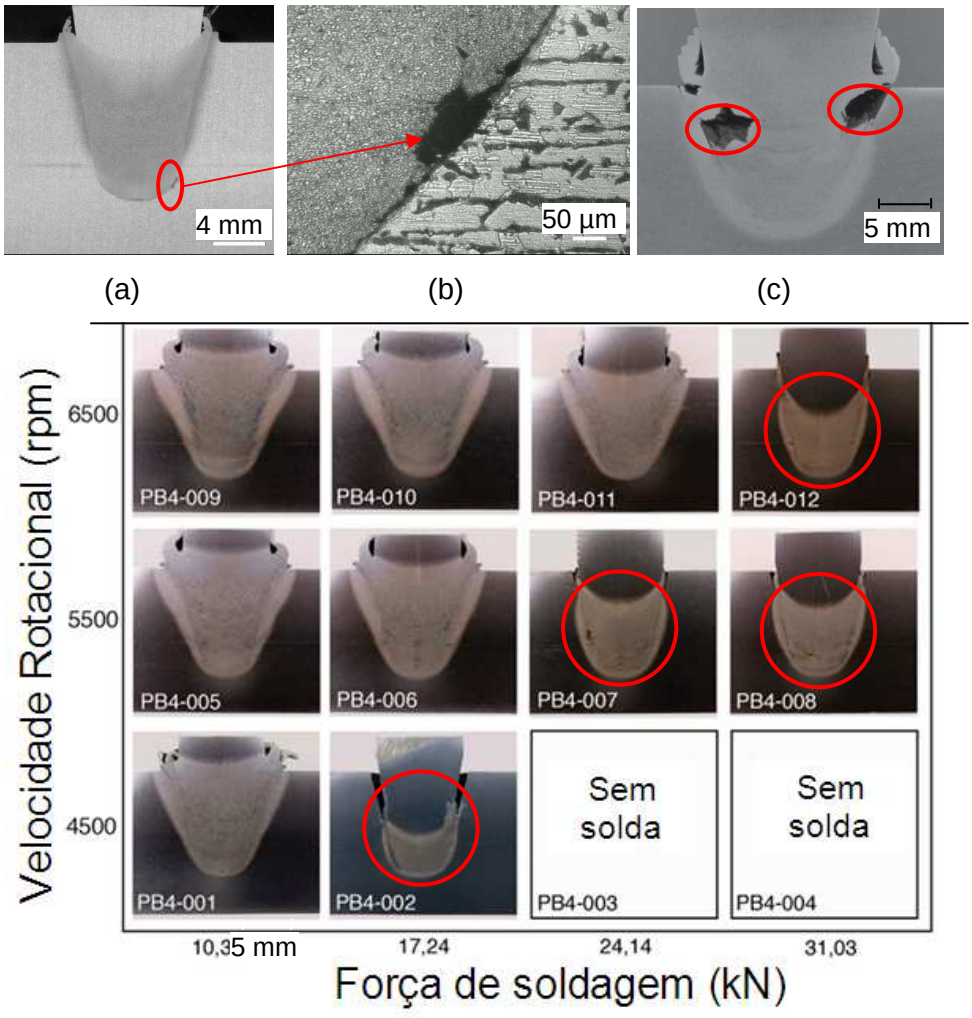
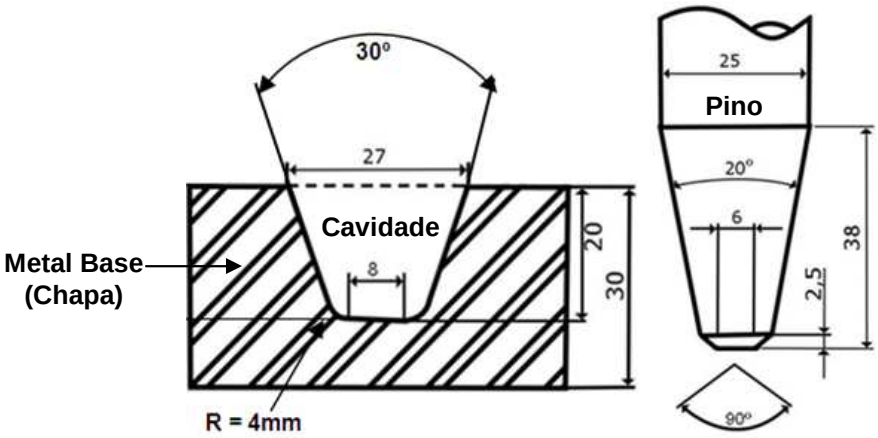


Figura 2-12. Soldagem FTPW com equipamento de baixo torque. (a), (b), (c) e (d) Ocorrência de descontinuidades de preenchimento (círculo vermelho) [11,29,30]. Nital 2%.

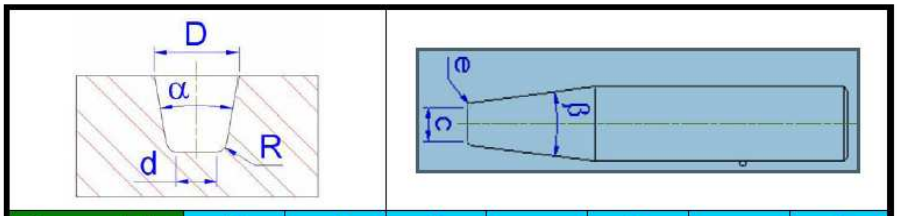
Para equipamentos de baixa rotação, alto torque e alta rigidez, SCKETCHLEY et al. [15] estabeleceram a geometria apresentada na Figura 2-13, permitindo o total preenchimento da cavidade, assim como dobramento a 180º das juntas FTPW para uma determinada faixa de parâmetros de soldagem. No trabalho desenvolvido por PIRES [11], em equipamentos de alta rotação e baixo torque/rigidez, foi evidenciado que as geometrias 3 e 4 (Tabela 2-1) possibilitaram a geração de juntas soldadas isentas de descontinuidades, tanto na II_{CP} quanto na IL_{CP}, possibilitando dobramento a 180° da junta soldada (Figura 2-14).



(a) (b)

Figura 2-13. Geometria cavidade-pino [15]. (a) Metal Base (cavidade). (b) Pino.

Tabela 2-1. Geometrias testadas para soldagem com equipamento de baixo torque [11].



Geometria	D	d	R	α	C	e	β
1	15,3	7,9	1	20º	7,1	1	15º
2	12,6	5,3	1	20º	4,2	1	15º
3	17,5	8,5	2	20º	8,2	1	15º
4	18,5	8,5	2	24º	8,1	1	19º
5	12,6	1,9	3	20º	0,7	3	15º

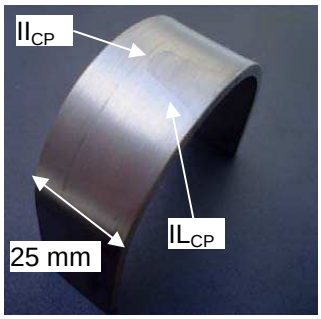


Figura 2-14. Dobramento da junta soldada a 180º [11].

2.5.5 – Ciclo Térmico

Na Tabela 2-2 são apresentadas informações relacionadas ao ciclo térmico medido em juntas FTPW [6,12,31,32], apresentando os valores de: T_p (temperatura máxima ou temperatura de pico); tempo de resfriamento entre 800-500ºC ($t_{8/5}$); da taxa de aquecimento (entre a temperatura inicial do MB até T_p) e do torque. MEYER [6] realizou medições de temperatura e tempo em chapas de 25 mm de espessura para cavidades cilíndricas e cônicas, ambas com 20 mm de profundidade. As máximas temperaturas alcançadas na soldagem com pinos cilíndricos ocorreram na região central da chapa (meia espessura), 888℃ e 955℃, r espectivamente, para as forças de 27,6kN e 13,8kN. Com o pino cônico, a temperatura máxima atingida foi de 1150ºC, próximo à superfície da chapa, onde a velocidade linear é maior (Tabela 2-2).

ZYL [31] estudou o perfil térmico da soldagem FTPW com pinos de formato cônico de aço baixa liga (2,5%Cr1%Mo) utilizando equipamento portátil de alta rotação e baixo torque (Tabela 2-2). A máquina de soldagem foi ajustada para operar com os seguintes parâmetros de soldagem: F = 17,8kN, n = 5000 rpm e Δl = 15 mm. A temperatura máxima medida foi de 1123ºC, no início da soldagem onde o pino toca inicialmente o fundo da cavidade, ou seja, a interface inferior cavidade-pino (II_{CP}). A temperatura máxima próxima à IL_{CP} foi de 980ºC, ocorrendo ao final da soldagem, próximo da superfície livre da chapa.

Estudo realizado por HATTINGH et al. [32], na soldagem FTPW com equipamento de baixa força e baixo torque, em aço AISI 4140, processando pinos com força de 10-40 kN e velocidade rotacional de 2500-6000 rpm, corrobora os resultados de perfil de temperatura obtidos por outros autores [6,31]. A temperatura máxima medida foi de cerca de 960ºC (Tabela 2-2) para uma rotação de 6000 rpm e força de processamento de 11,7 kN. Por outro lado, as temperaturas máximas observadas pelo autor desta tese [33], para as forças de soldagem de 25 e 50 kN, 1269 e 1261ºC, respectivamente, são mais elevadas que as observadas por MEYER [6], ZYL [31] e ELLIS [34]. Esta discrepância se deve possivelmente à diferença no tempo total de soldagem, que está diretamente relacionada ao comprimento total de queima utilizado, assim como à distância do termopar até a interface da junta soldada.

MATTEI [12] mediu o perfil de temperatura em soldagem FTPW realizadas com elevadas forças de soldagem (200, 300 e 350 kN). Para tal, utilizou pino de aço C-Mn com 38 mm de diâmetro, soldado numa chapa de 40 mm de espessura. A velocidade rotacional empregada foi de 1000 rpm. As temperaturas máximas medidas estão apresentadas na Tabela 2-2. A maior temperatura medida foi de 840ºC para a força de 200 kN. Para as forças de 300 kN e 350 kN, as máximas temperaturas medidas foram

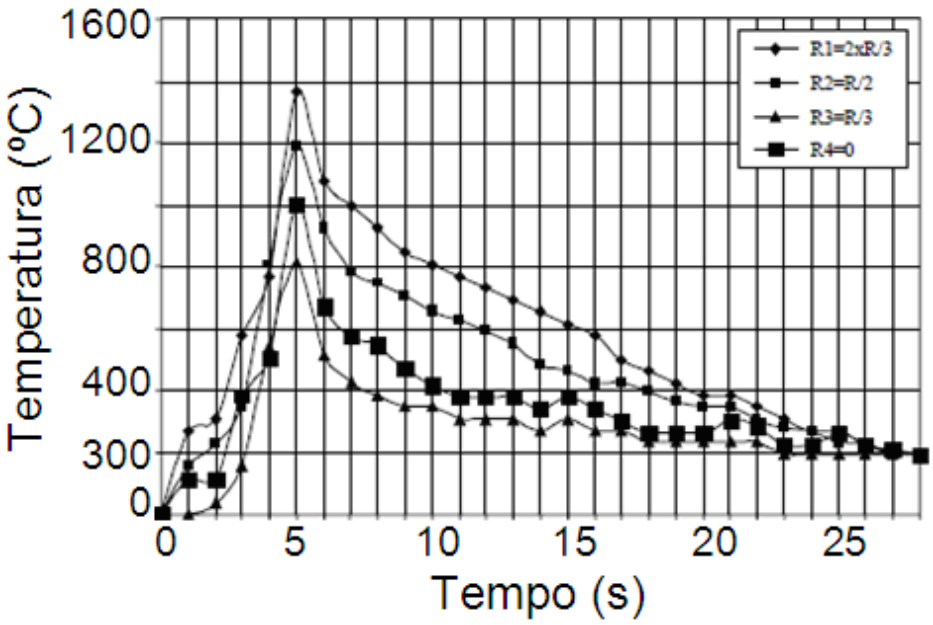
Tabela 2-2. Resumo de medições de ciclo térmico da soldagem FTPW [6,12,31,32].

n (rpm)	Δl (mm)	Força (kN)	$t_{8/5}$ (s)	T_p (ºC)	Profundidade Termopar (mm)	$\Delta T_p/\Delta t$ (ºC/s)	M_T (N.m)
6000 [6]	Cilíndrico (12 mm)	27,6	-	699	3	156	ND
			-	668	6	139	
			3,6	888	9	232	
			3,3	831	12	156	
			3,1	813	15	193	
		13,8	-	774	3	93	
			-	682	6	80	
			4,9	955	9	124	
			4,8	848	12	142	
			6,7	804	15	144	
	Cônico (10 mm)	13,8	5,5	1100	3	136	
			-	741	6	80,5	
			7,6	1046	9	118	
			7,1	964	12	105	
			6,9	852	15	91	
5000 [31]	Cônico (15 mm)	17,8	5,4	980	3	51,6	94
			-	721	7	38	94
				581	14	68	87
				524	18	75	74
				752	25	188	75
			2,9	1123	25*	295,5	75
6000 [32]	Cônico (8 mm)	11,7	>20	960	3	11	15
			>90	840	19	60	8
1000 [12]	Cônico (23-27 mm)	350	-	603	5	60	ND
				477	25	24	
		300	-	612	5	29	
				543	25	25	
		200	6	840	5	65	
			-	735	15	52	
				731	25	52	

ND – Não disponível o monitoramento do torque.
$\Delta T_p/\Delta t$ – Taxa de aquecimento

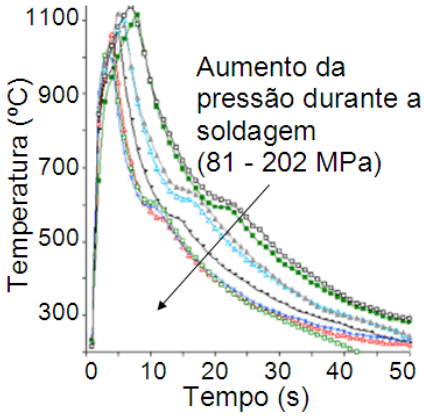
de 612ºC e 603ºC, respectivamente. Nota-se que as temperaturas medidas são sensivelmente inferiores àquelas obtidas na soldagem por atrito com baixa força de processamento [6,31]. Entretanto, os valores de temperatura máxima obtidos são próximos aos medidos pelo autor desta tese [33], 822ºC, força de 200 kN, processo FTPW, utilizando pino de mesma geometria à usada pelo TWI [15]. Ao se comparar o perfil térmico entre o pino cilíndrico e cônico nota-se que o tempo entre 800-500ºC ($t_{8/5}$) cresce com a redução na força de soldagem.

O estudo do ciclo térmico dos processos SAC e por inércia são totalmente direcionados à fase de aquecimento e à distribuição da temperatura ao longo da interface e do comprimento axial das barras. A Figura 2-15[a] apresenta o ciclo térmico completo (aquecimento e resfriamento) de uma junta soldada pelo processo SAC entre barras de 10 mm de diâmetro do aço AISI 1040 [35] e entre barras de aço AISI1050/AISI 4140 [36] (Figura 2-15[b]). Do trabalho de KUSCU [35], observa-se que a temperatura máxima atinge 1368ºC e está posicionada a 2/3 do raio (termopar R_1) para um tempo de resfriamento ($t_{8/5}$) de 7 segundos (Figura 2-15[a]). A dureza máxima atingiu 300 $HV_{0,3}$. A posição R_3 atingiu a menor temperatura (800ºC). Do trabalho de CELIK [36] (Figura 2-15[b]) observa-se que o menor valor de $t_{8/5}$ foi de 9 segundos quando da aplicação de uma pressão de soldagem mais alta (202 MPa), ou seja, menor tempo de soldagem, o que resultou numa dureza de 575 $HV_{0,3}$. Porém, quando utilizada uma pressão de soldagem mais baixa (81 MPa), o $t_{8/5}$ foi de 15 segundos e a dureza máxima de 300 $HV_{0,3}$.



(a)

Figura 2-15. Processo SAC. (a) Ciclo térmico entre barras de aço AISI 1040 [35]. (b) Ciclo térmico entre barras de aço AISI 1040 e AISI4140 [36].



(b)

Figura 2-15. Continuação.

2.5.6 – Propriedades Mecânicas (Tração, Dobramento e Dureza)

ELLIS [34] observou que o limite de resistência, assim como a dureza, na ZAC de barras cilíndricas (18 a 25 mm de diâmetro), soldadas pelo processo SAC, aumentava com o aumento da força de soldagem, podendo alcançar valores próximos aos do metal de base. O mesmo fenômeno ocorria com uma redução da velocidade rotacional (Figura 2-16[a]). Entretanto, a dureza na ZAC era sempre inferior à do metal base (Figura 2-16[b/c]). Este é um resultado importante a se registrar. Isto porque caracteriza uma taxa de resfriamento bastante lenta da junta soldada, conferindo baixa dureza mesmo para um teor de carbono de 0,25%.

Nos ensaios de dobramento de todas as juntas soldadas testadas por ELLIS [34], o ângulo para iniciação de trincas na interface da junta soldada era em geral baixo (variando de 13-38 graus), o que é um indicativo de baixa ductilidade. Em alguns poucos ensaios, usando maior pressão (ou força) de soldagem, o ângulo de dobramento alcançou valores da ordem de 125 graus, sendo que nestes casos não foram observadas trincas na interface da junta soldada. Adicionalmente, os valores de ductilidade variaram bastante (de 5-16%), sendo que o metal base possuía um alongamento de 14-16%.

LUCAS [37] avaliou a soldagem pelo processo SAC em barras de 18 mm de diâmetro (0,16% C, 0,69% Mn, 0,037% S, 0,019% P). Observou que uma pressão de forjamento mais elevada tinha o efeito benéfico de quebrar as inclusões não metálicas mais grosseiras, devido ao alto enxofre, que normalmente ficavam orientadas transversalmente ao eixo da barra. Uma pressão de forjamento de 90 MPa possibilitou um dobramento de até 90 graus. Porém, um tempo ótimo de soldagem era necessário de forma a se obter uma maior ductilidade na junta soldada. Isto porque para tempos de soldagem muito curtos não ocorria consolidação satisfatória da interface e a quebra adequada das inclusões. Com tempos de soldagem muito longos ocorria um

sobreaquecimento da junta soldada levando a uma fragilização da ZAC pelo excessivo crescimento de grão do metal base. Por último, foi observado que a aplicação de um tratamento térmico de normalização após a soldagem resultava em melhores propriedades de dobramento das juntas soldadas.

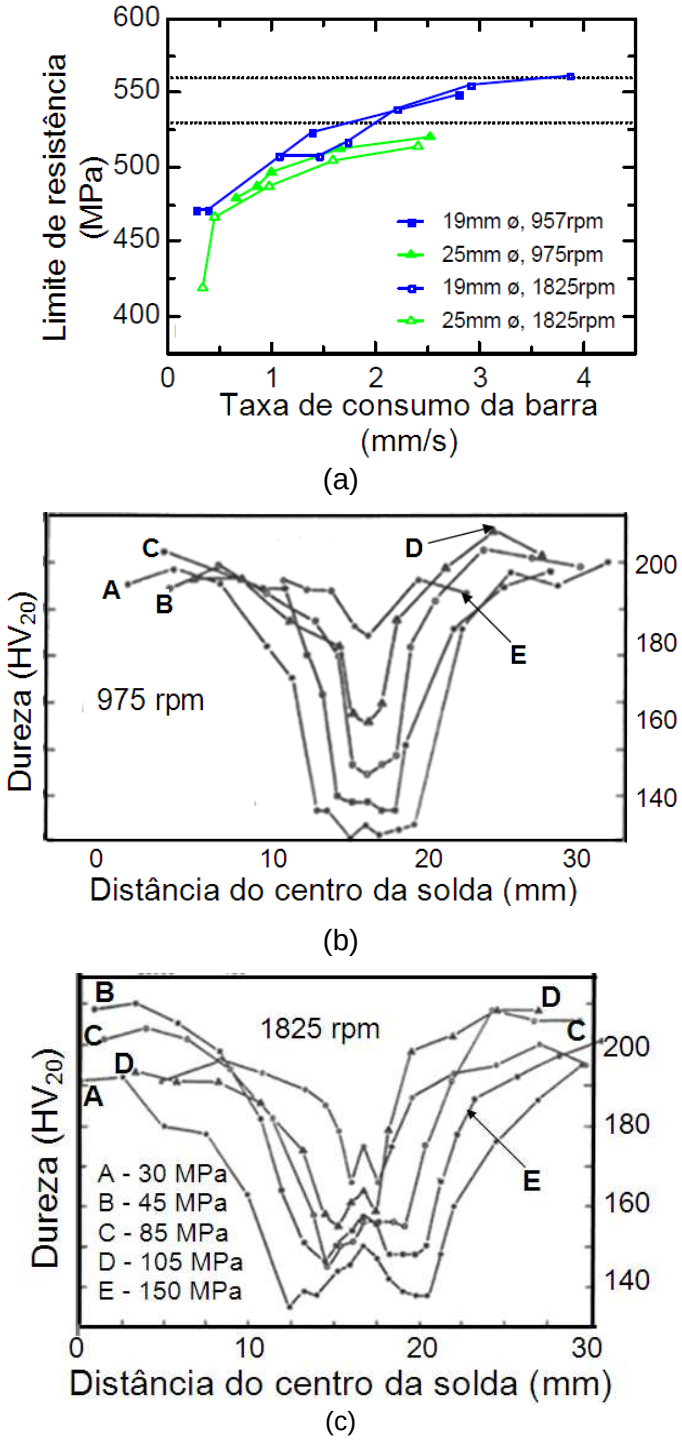


Figura 2-16. (a) Efeito da taxa de queima no limite de resistência da junta soldada [6,34]. (b) e (c) Dureza da junta soldada ao se variar a rotação e a pressão de soldagem. (b) Rotação de 975 rpm e (c) Rotação de 1825 rpm. Composição química das barras: 0,25%C, 1,0%Mn, 0,35%Si, 0,06%S, 0,06%P.

HASUI et al. [38] avaliaram a soldagem entre barras de aço AISI 4145 e de aço ferramenta, ambas de 25 mm de diâmetro, soldadas pelo processo SAC. Foi observado que a fratura nos ensaios de tração (após remoção da rebarba) se iniciava na periferia da interface da junta soldada. Este evento foi creditado à formação de micro-óxidos (menores que 0,5 µm de diâmetro) que não foram totalmente expelidos para a rebarba. Estes óxidos foram os sítios nucleadores de numerosas microcavidades (*dimples*), observadas na fratura dos ensaios de tração. A dureza máxima observada ocorreu na interface da junta soldada (Figura 2-17), alcançando valores de até 600 $HV_{0,5}$ como resultado da elevada temperabilidade dos aços testados.

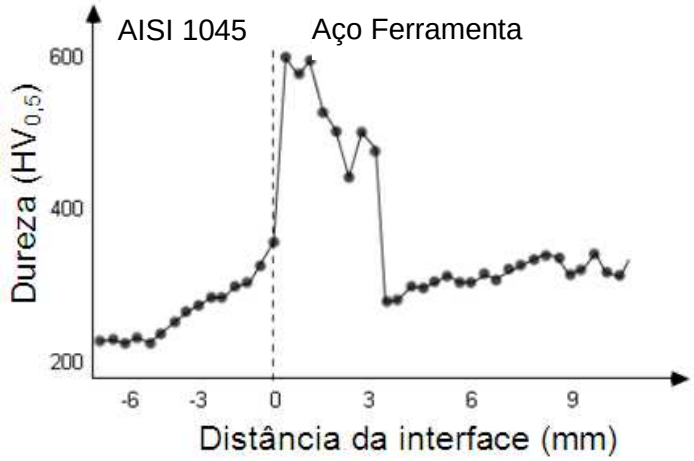


Figura 2-17. Perfil de microdurezas ao longo da interface da junta soldada [38].

Ensaios de tração realizados em juntas FTPW com diversas geometrias cavidade-pino [6], usando o mesmo material para o metal base e o pino (aço C-Mn com 0,12%C), demonstraram que para qualquer geometria de soldagem utilizada, a ruptura sempre ocorria no metal base, demonstrando um efeito de *overmatching*. Os resultados dos corpos-de-prova tipo de tração miniatura (”*microflat”*) removidos destas juntas soldadas (Figuras 2-18[a,b]), assim como o perfil de microdurezas obtido (Figura 2-18[c]), demonstram claramente que ocorreu um endurecimento da junta soldada em relação ao metal base. Esse efeito foi observado para qualquer parâmetro de soldagem utilizado, demonstrando que o processo FTPW impõe à junta soldada um resfriamento rápido o suficiente tornando-a mais resistente que o metal base. Tal fato ocorreu mesmo para juntas FTPW realizadas com baixa força de processamento do pino, condição esta que acarreta tempos mais longos de soldagem e durezas menores quando comparada à soldagem com força elevada.

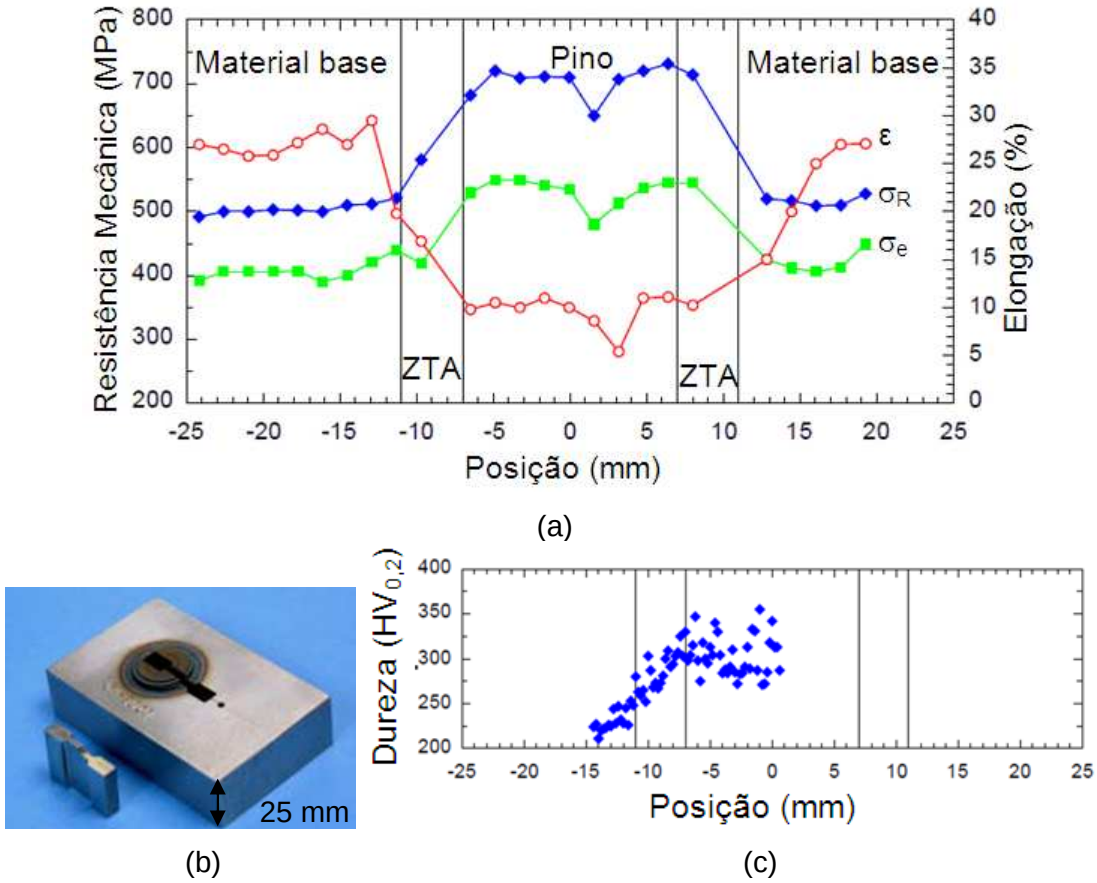


Figura 2-18. (a) Resultados dos ensaios mecânicos *microflat*. (b) Posição de remoção dos corpos-de-prova de tração tipo *microflat*. (c) Perfil de microdurezas Vickers [6].

Como base nestes resultados verificou-se que dentro da região do pino processado bem como na ZAC, as propriedades mecânicas avaliadas em termos de dureza, limite de escoamento e limite de resistência são aumentadas e uma queda no alongamento é observada [6] (Figura 2-18[a]) A IL_{CP} caracterizava-se pela presença de ilhas de ferrita e martensita, como resultado das taxas de resfriamento mais altas. A porção mais central da região do pino era composta por ferrita acicular. Estas variações microestruturais na junta soldada são características de um curto ciclo térmico, representado por altas taxas de extração de calor. Nas regiões que sofreram aquecimento mais elevado, ou seja, próximas à superfície da chapa, observou-se a formação de uma ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] [6].

Contrariamente aos resultados observados na soldagem FTPW de aços C-Mn, em aços AISI 4140 também soldados pela técnica FTPW com equipamentos de baixo torque, a resistência mecânica da junta soldada variou bastante [32], sendo sempre inferior à do metal base. Segundo os autores, nenhuma junta soldada alcançou o valor de resistência do metal base, pois a grande maioria das juntas produzidas continha trincas como resultado dos elevados valores de dureza.

Em soldagem FTPW usando pino ABNT 1010 e metal base de aço AISI 4140, observou-se que na ausência de preaquecimento, trincas ocorriam na interface da junta soldada devido a elevada dureza (600 HV_1) nessa região. Entretanto, quando aplicado um preaquecimento de 300ºC na chapa, foi possível o controle da dureza na interface em valores inferiores a 350 HV_1, para velocidade rotacional de 1400-1700 rpm e força de soldagem de 60 e 100 kN, evitando-se, assim, a presença de trincas [39].

TEIXEIRA et al. [30] avaliaram as características de funcionamento assim como as propriedades mecânicas de juntas FTPW com o mesmo equipamento existente no HZG, também utilizado por outros autores [6-8]. Selecionaram pino e chapa em aço C-Mn cujo %C era de 0,16-0,17%, sendo a chapa de 25 mm de espessura. Foram produzidas juntas FTPW variando-se a velocidade rotacional (4500, 5500 e 6500 rpm) e a força axial de soldagem pré-definida (10, 17, 24 e 31 kN), sendo as juntas soldadas numeradas de PB1 até PB12 com suas respectivas macrografias (Figura 2-12[d]). Nas condições de soldagem PB-003 e PB-004 ocorreu o travamento do motor. Nas condições PB-002, PB-007, PB-008 e PB-012 não houve preenchimento completo da cavidade. Na Figura 2-19 são apresentados os parâmetros de soldagem referentes à Figura 2-12[d], onde nota-se o comportamento não linear da velocidade rotacional do pino.

Analisando-se detalhadamente a Figura 2-19 nota-se a presença de instabilidade da velocidade rotacional principalmente em baixa rotação (4500 rpm) onde ocorre o travamento do motor. Observam-se ainda, para uma força de processamento de 31 kN, instabilidade tanto na valor da força de soldagem, logo no início da soldagem, quanto na velocidade rotacional. A Figura 2-20 apresenta a posição das medições de microdureza. Na Figura 2-21 são apresentados os perfis de microdureza onde se pode notar que o valor máximo de microdureza sempre ocorria na IL_{CP} com exceção da condição de soldagem PB4-011 (n = 6500 rpm e F = 24 kN). Observa-se, também, que a dureza dentro do pino foi bem mais elevada que a do metal base. Estes resultados conferem à junta soldada uma condição de *overmatching* em relação ao metal base, o que está de acordo com os resultados obtidos por outros autores [5,6].

Com base nos resultados apresentados na Figura 2-12[d], foram selecionadas as condições de soldagem PB-001, PB-005, PB-006, PB-009, PB-010 e PB-011 para uma avaliação mais detalhada. Novas juntas FTPW foram produzidas nestas condições de soldagem e avaliadas por metalografia (verificação do enchimento completo da cavidade) e se havia travamento do motor. Somente as condições de soldagem 5, 9 e 10 foram aprovadas [30].

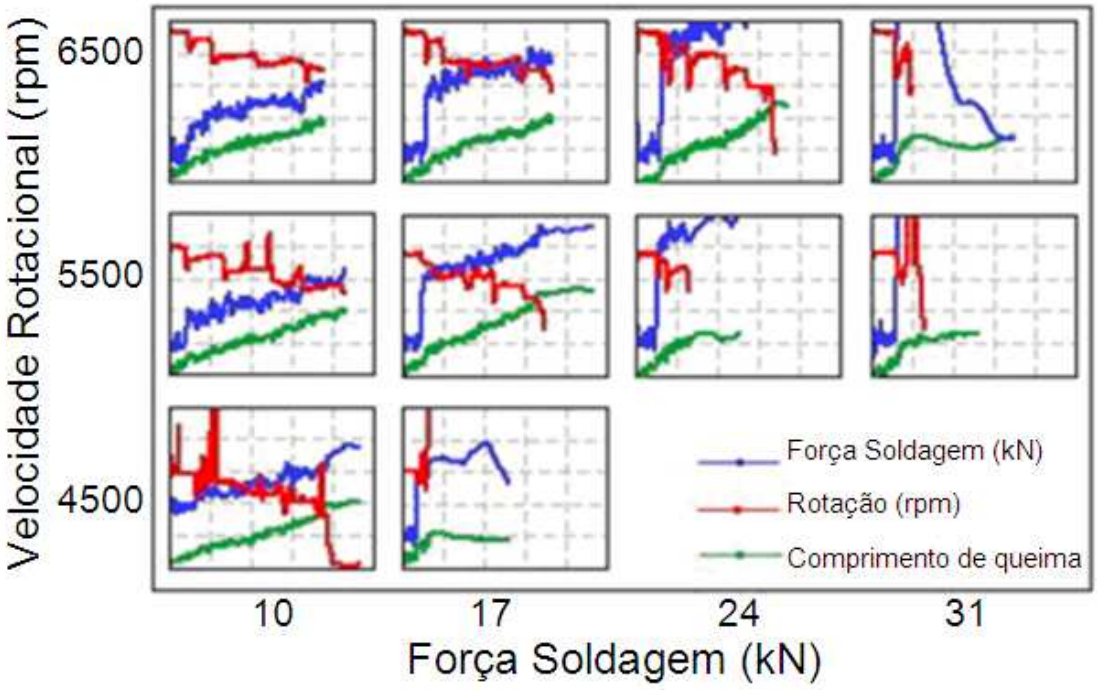


Figura 2-19. Parâmetros de soldagem de juntas FTPW [30].

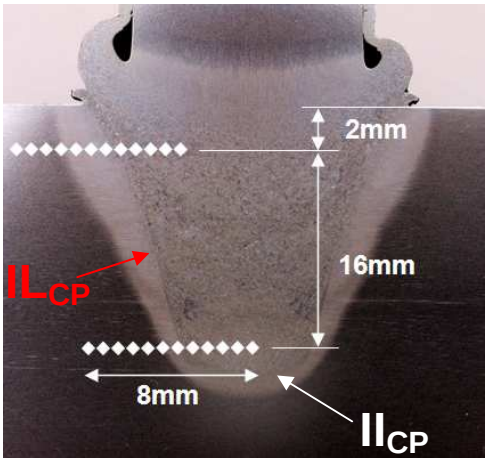


Figura 2-20. Posição das medições de microdureza na junta soldada (profundidade de medição a 2 mm e 18 mm da superfície da chapa) [30]. Nital 2%.

Os ensaios de dobramento foram realizados de acordo com a Figura 2-22[a] somente para as condições de soldagem 5, 9 e 10. A Figura 2-22[b] apresenta os resultados dos ângulos de dobramento para cada uma destas juntas soldadas além de outras duas condições de soldagem que haviam sido reprovadas na avaliação macrográfica. Nota-se que os resultados dos ensaios de dobramento foram significativamente inferiores ao valor exigido pela norma AWS [21], que é de 180º, estando à trinca localizada sempre na interface da junta soldada. Além disso, estes resultados diferem completamente dos valores publicados por MEYER [6], que apontavam ângulos de dobramento de 170º em juntas FTPW tipo costura.

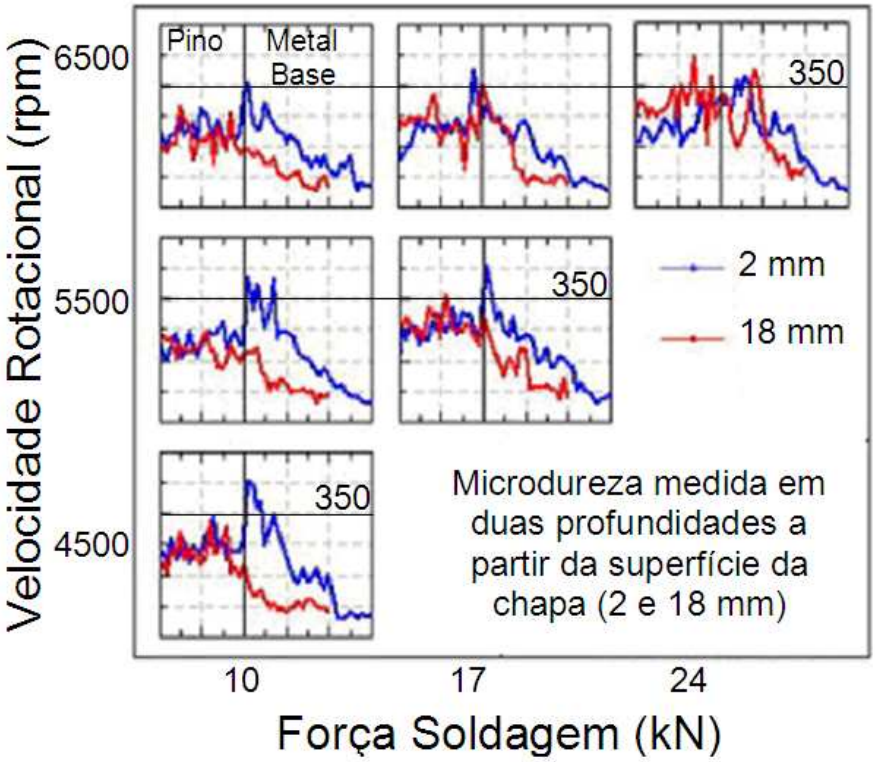
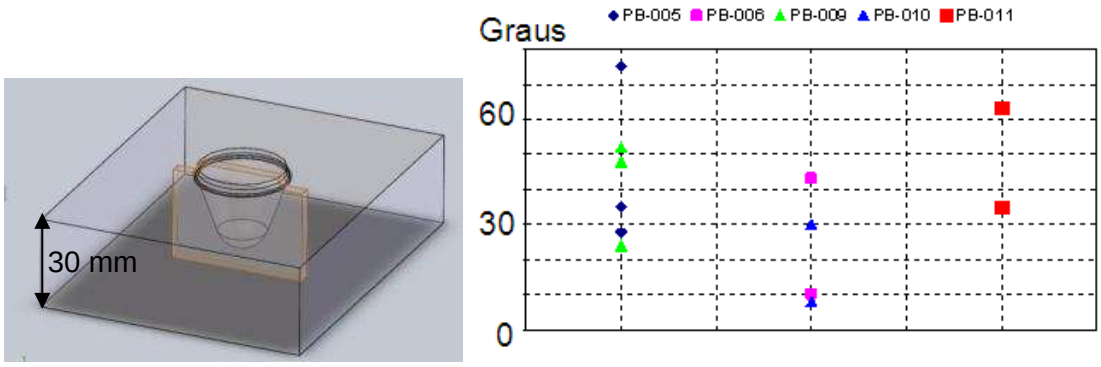


Figura 2-21. Perfis de microdurezas ($HV_{0,2}$) variando-se os parâmetros força de soldagem e velocidade rotacional (escala de dureza variando de 150 a 400 $HV_{0,2}$) [30].

Os resultados dos ensaios de tração nas condições de soldagem PB-005, PB-009 e PB-010 estão apresentados na Tabela 2-3. As Figuras 2-23[a,b] apresentam as fraturas dos corpos-de-prova PB-005 (Figura 2-23[a]) e PB-010 (Figura 2-23[b]) após o ensaio de tração. Observa-se a fratura na interface cavidade-pino (I_{CP}), (PB-005), e a fratura no metal base (PB-010). Na Tabela 2-3 nota-se que somente a condição de soldagem PB-010 não apresentou fratura na I_{CP}. Entretanto, a elongação medida foi bem inferior aos valores observados no metal base (13% contra 19%). Esta diferença foi creditada à concentração de deformação nas regiões mais macias ao longo do comprimento do corpo-de-prova de tração PB-010.



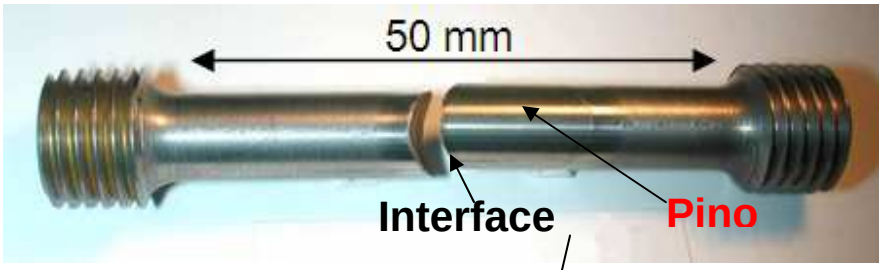
(a) (b)

Figura 2-22. (a) Posição de retirada dos corpos-de-prova de dobramento segundo a AWS [12,21]. (b) Resultados individuais em graus dos ensaios realizados [30].

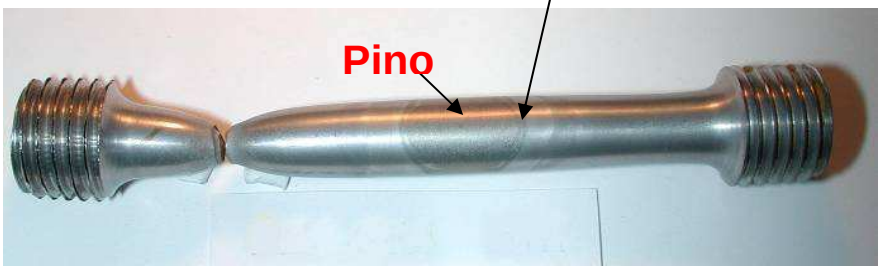
Tabela 2-3. Resultados dos ensaios de tração *microflat* [30].

Corpos-de-prova	Local da falha			Elongação (%)		
	1°	2°	3°	1°	2°	3°
PB-005	I_{CP}	MB	I_{CP}	1,52	13,5	0,42
PB-009	I_{CP}	MB	MB	4,79	12,2	12,5
PB-010	MB	MB	MB	12,7	12,4	13,2
Material de Base	---	---	---	19,1	19,3	17,9

I_{CP} – interface cavidade-pino, MB – metal base



(a)



(b)

Figura 2-23. Corpos-de-prova de tração de seção circular. (a) Fratura na I_{CP}, PBS-05. (b) Fratura no metal base, PBS-010 [30].

A Figura 2-24 apresenta um esquema representativo da remoção de corpos-de-prova de tração da junta FTPW tipo costura (*stitch*), denominados de PBS, observando-se a presença de doze pinos processados com sobreposição de 50%. Corpos-de-prova de dureza, tração, incluindo os do tipo *microflat* foram removidos transversalmente aos pinos processados [30]. As Figuras 2-25[a,b] apresentam os perfis de microdurezas das juntas soldadas PBS-03, PBS-10 e PBS-12. Nota-se que os valores de microdurezas foram inferiores a 300 $HV_{0,2}$, diferentemente do valor máximo de microdureza típico de uma junta FTPW individual, onde valores próximos a 350 $HV_{0,2}$ foram encontrados (Figura 2-21). Isto ocorre pelo efeito de revenimento causado pelo processamento dos pinos subsequentes. Nesse sentido, a dureza das últimas juntas soldadas (PBS-10/12), Figura 2-25[b], apresentou valores de dureza próximos aos valores encontrados para a junta soldada como um único pino.

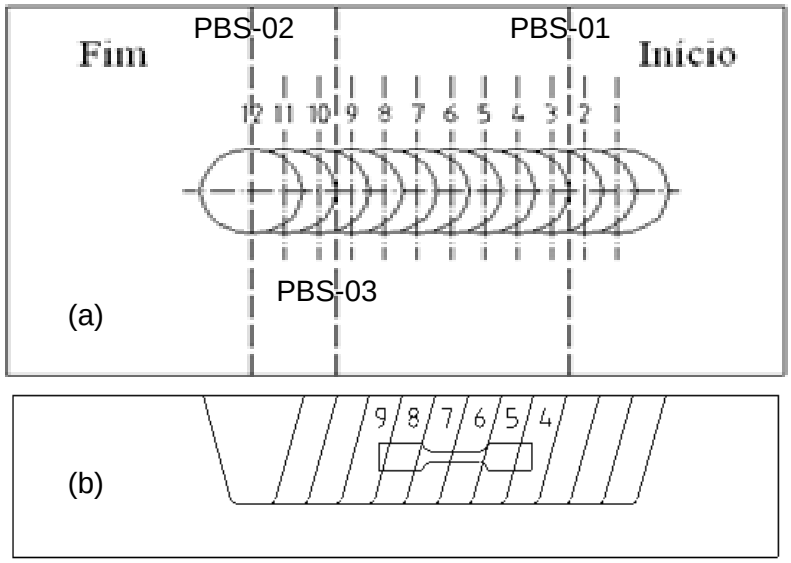
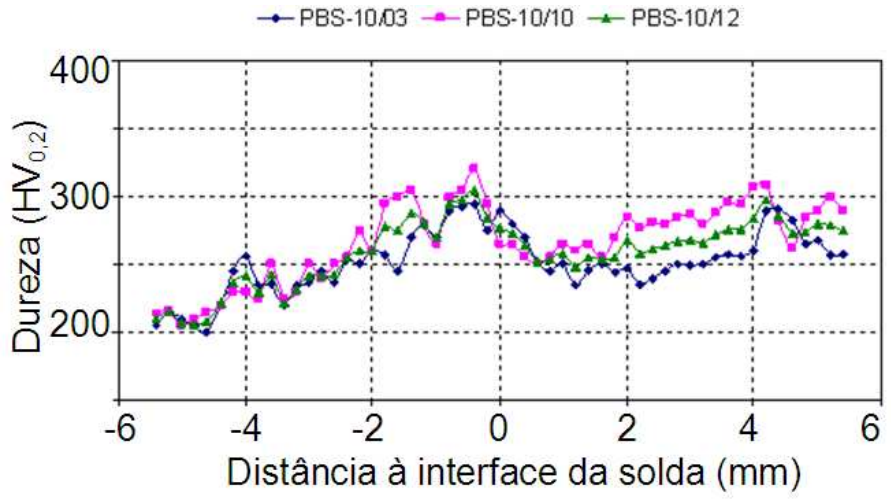
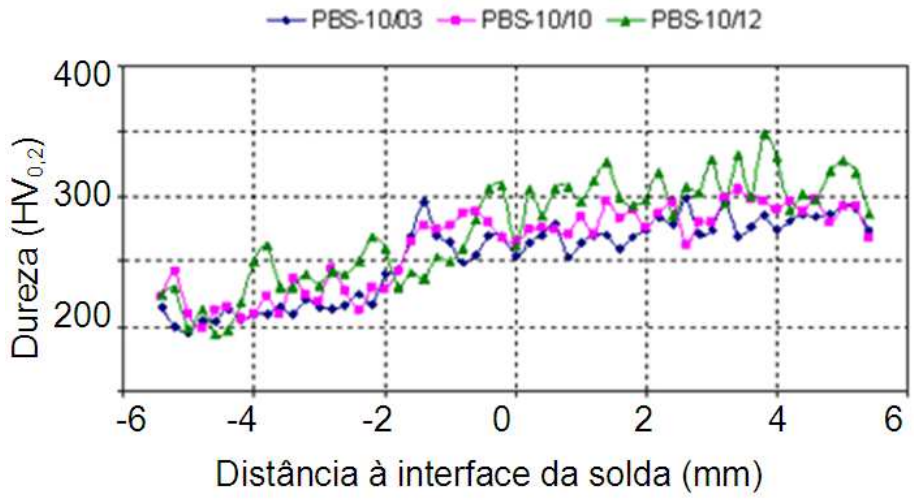


Figura 2-24 – Esquema de remoção dos corpos-de-prova. (a) Tração transversal (PBS 01, PBS-02 e PBS-03). (b) Tração do tipo microflat [30].



(a)



(b)

Figura 2-25. Perfil de microdureza horizontal ($HV_{0,2}$). (a) Distando 2 mm da superfície da chapa. (b) Distando 18 mm da superfície da chapa. n = 6500 rpm e F = 17 kN [30].

A Figura 2-26 apresenta os resultados de ensaios de tração de três corpos-de-prova soldados na condição PB-010, removidos transversalmente à costura, segundo a Figura 2-24[a]. Na Figura 2-27 é apresentada a vista superior da fratura do corpo-de-prova PBS-01, onde nota-se que a fratura ocorreu no MB. O mesmo ocorreu para o corpo-de-prova PBS-03. Por outro lado, o corpo-de-prova PBS-02 rompeu na I_{CP} (Figura 2-28) apresentando valor de elongação bastante inferior ao dos corpos-de-prova PBS-01 e PBS-03. Isto foi creditado pelos autores a uma contaminação da soldagem durante sua execução em função do vazamento do óleo do motor hidráulico do equipamento de soldagem. Concluíram, então, que os valores elevados de elongação observados nas juntas soldadas PBS-01 e PBS-03 foram resultado do efeito de revenimento dos pinos subsequentes processados quando comparados ao valor de alongamento de um único pino processado (PB-010, Tabela 2-3) [30].

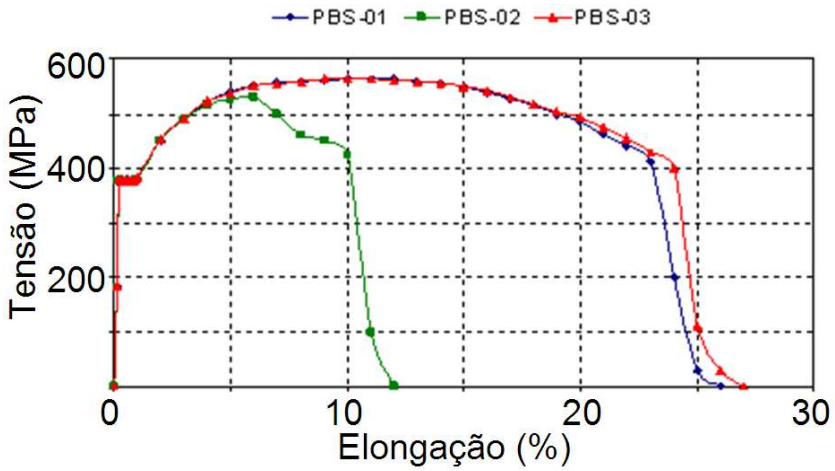
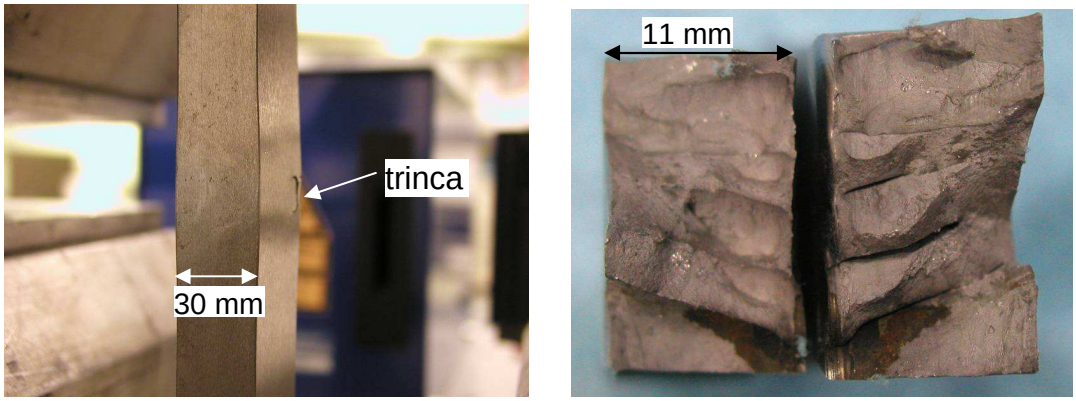


Figura 2-26. Resultados dos corpos-de-prova de tração ensaiados transversalmente à junta FTPW por costura [30].



Figura 2-27. Corpo-de-prova de tração transversal PBS 001 (rompimento no metal base) [30].

A Figura 2-28[a] apresenta a trinca observada na I_{CP} do corpo-de-prova PBS-02 logo no início do ensaio, enquanto a Figura 2-28[b] apresenta o aspecto da fratura após o ensaio de tração deste corpo-de-prova. Notam-se pontos de corrosão possivelmente pela oxidação da trinca desenvolvida durante o ensaio devido à contaminação de óleo proveniente de algum vazamento do sistema hidráulico durante a soldagem ou mesmo pelo tipo de fluido utilizado na furação da cavidade [30].



(a) (b)

Figura 2-28. Corpo-de-prova de tração PBS-002. (a) Trinca formada logo no início do ensaio. (b) Corpo-de-prova após fratura [30].

A Figura 2-29 apresenta os resultados de sessenta e dois ensaios de tração *microflat* de corpos-de-prova paralelos entre si e removidos transversalmente da parte central da costura, de acordo com a Figura 2-24[b] (pinos nº 4 até nº 9), iniciando de um lado do metal base, passando pela costura, até o outro lado do metal base. Nota-se, da mesma forma que observado nas juntas FTPW individuais, um efeito de *overmatching*, no que tange ao limite de resistência, de cerca de 100 MPa, da junta soldada por costura em relação ao metal base, o que está de acordo com os ensaios de microdureza (Figura 2-25[a/b]). Este aumento da resistência na região em torno do centro do pino processado é acompanhado por uma considerável redução da elongação em relação ao metal base (5-10% na região da junta soldada contra 20-25% no metal base).

TEIXEIRA et al. [30] avaliaram também o comportamento da condição PB-010 quando soldada tendo como metal base uma almofada produzida pela deposição de cordões de solda de baixo CE (0,04%C e 1,4%Mn) pelo processo arco submerso. A Figura 2-30 apresenta os perfis de microdureza ao longo da IL_{CP}, onde nota-se que a almofada foi pouco afetada pelo ciclo térmico imposto pela junta FTPW, já que os valores de dureza mantiveram-se em torno de 200 $HV_{0,2}$, como resultado do baixo teor de carbono (0,04%) do consumível de soldagem utilizado. Diferentemente do observado na Figura 2-21 não ocorreu endurecimento da ZAC e do metal base (almofada). Ou seja, a dureza mais elevada ficou restrita à região do pino processado.

Trabalhos já publicados pelo autor desta tese [33,40-42] avaliaram as características microestruturais de juntas FTPW, usando chapa e pino de aço C-Mn, realizados com equipamento de alta força, baixa rotação e alto torque pertencente ao TWI. A Figura 2-31 apresenta a relação de macrografias da seção transversal de juntas FTPW produzidas ao se variar a força de soldagem, a adição de um preaquecimento de cerca de 200ºC, mantendo-se constante a velocidade rotacional

em 1550 rpm. Nota-se claramente o efeito do aumento da força de soldagem na penetração do pino para dentro da chapa.

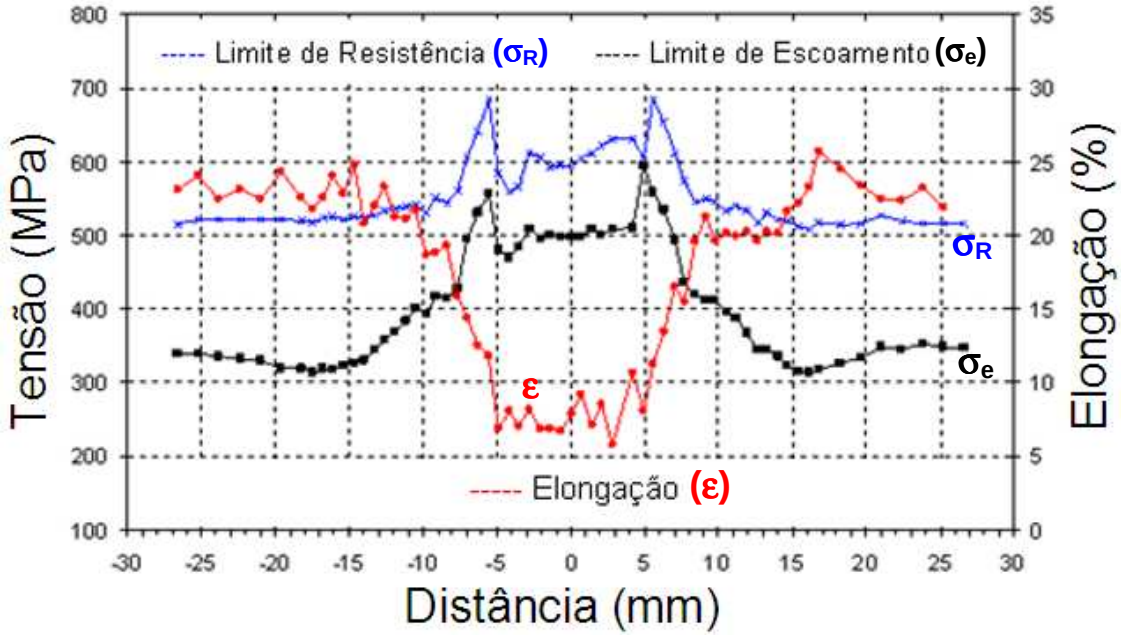


Figura 2-29. Resultados do conjunto de ensaios de tração dos corpos-de-prova "*microflat*", removidos paralelamente à costura (n = 6500 rpm e F = 17 kN) [30] segundo a Figura 2-24[b].

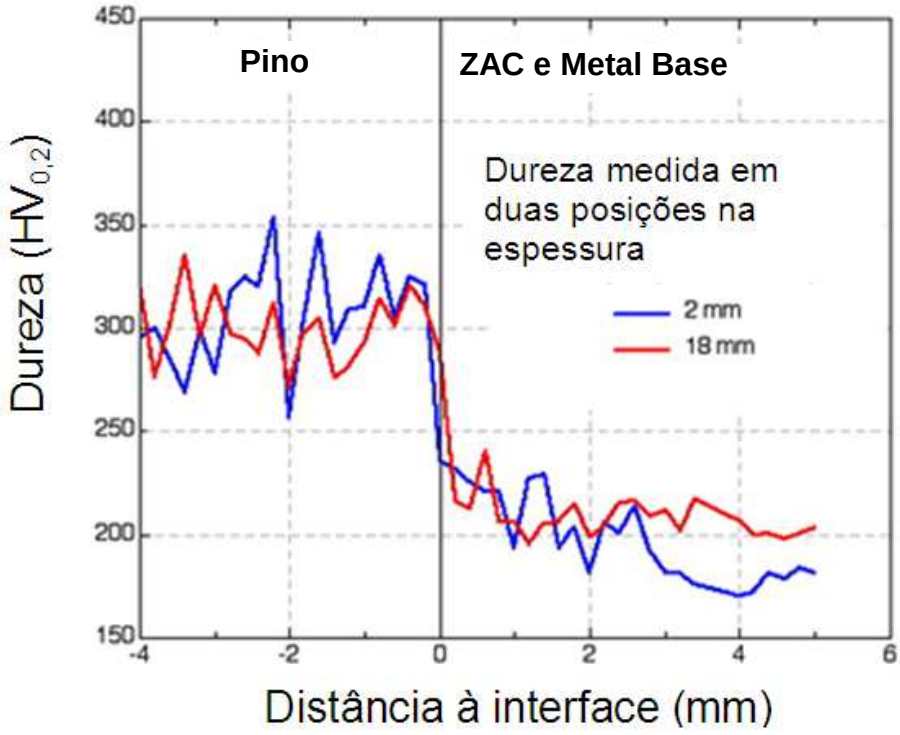


Figura 2-30 – Perfis de microdurezas através da IL_{CP} (lado direito metal de solda depositado por arco submerso, lado esquerdo junta FTPW com mesmo material de pino apresentado anteriormente) [30].

Na Figura 2-32[a] estão identificadas as diversas regiões presentes na região da I_{CP} de juntas FTPW, quais sejam: MP e MB, material do pino e metal de base não

afetado, respectivamente. MDP e MDMB, região mecanicamente deformada do pino e metal de base, respectivamente. PTMB e PTP, regiões parcialmente transformada do pino e metal base, respectivamente e TT região totalmente transformada [42]. Na Figura 2-32[b] estão apresentadas as microestruturas observadas na região de transformação total (TT) correspondentes às regiões com dureza máxima [42]. Na amostra 25 kN observou-se na região de maior microdureza que as fases predominantes correspondiam à ferrita acicular e ferrita poligonal, assim como foi evidenciado um maior tamanho de grão nesta zona. Na amostra 50 kN as fases predominantes foram ferrita com segunda fase alinhada e frações menores de ferrita poligonal, ferrita acicular e agregados de carbonetos e ferrita. Na amostra 200 kN obteve-se uma estrutura muito fina em forma de agulhas a qual, pela dureza atingida, possuía uma microestrutura constituída predominantemente por martensita, frações menores de ferrita acicular, ferrita com segunda fase alinhada e agregados de carbonetos e ferrita. Na amostra 200 kN com preaquecimento de 200ºC a dureza máxima atingida nesta região foi influenciada pela temperatura de preaquecimento, que sem dúvida, teve efeito sob a taxa de resfriamento, a qual foi suavizada, obtendo-se assim uma microestrutura predominantemente constituída por ferrita acicular, ferrita poligonal e ferrita com segunda fase não alinhada. Na amostra 400 kN notou-se grande quantidade de martensita e pequena fração de ferrita poligonal. Na amostra 400H kN, com preaquecimento de 200ºC observou-se martensita revenida, ferrita com segunda fase alinhada e ferrita poligonal, isto em virtude do efeito da temperatura de preaquecimento utilizada.

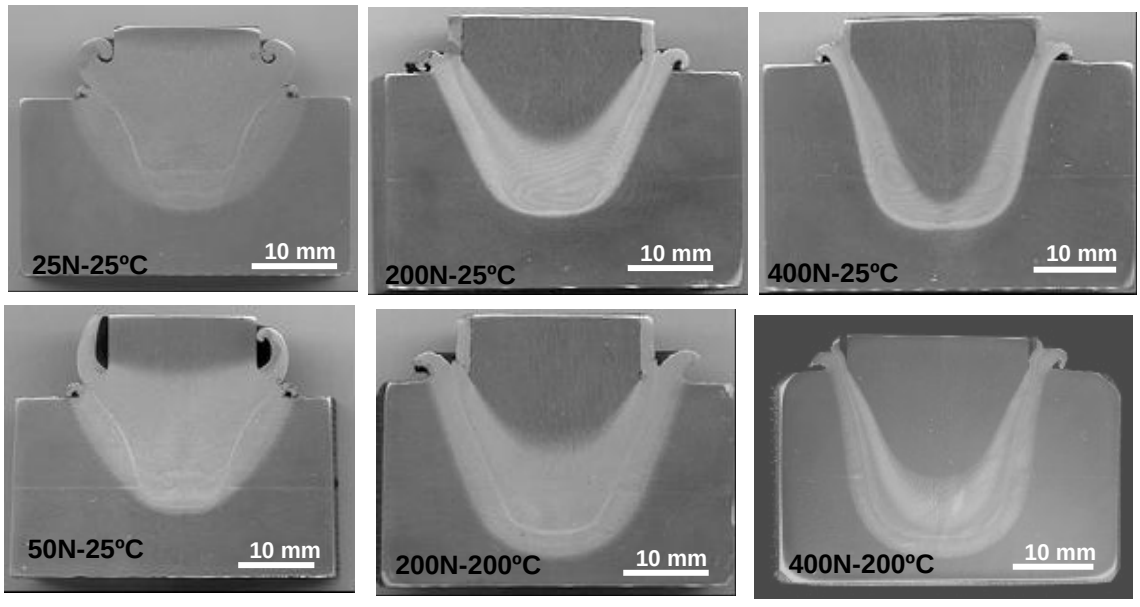
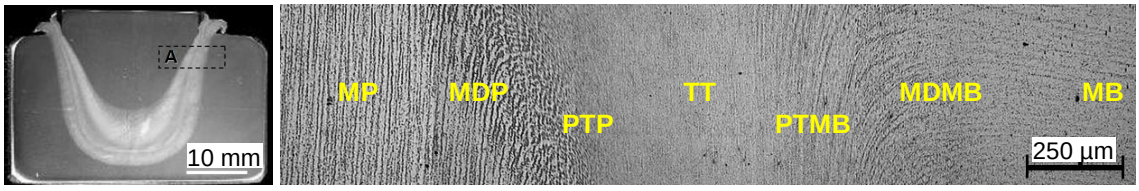
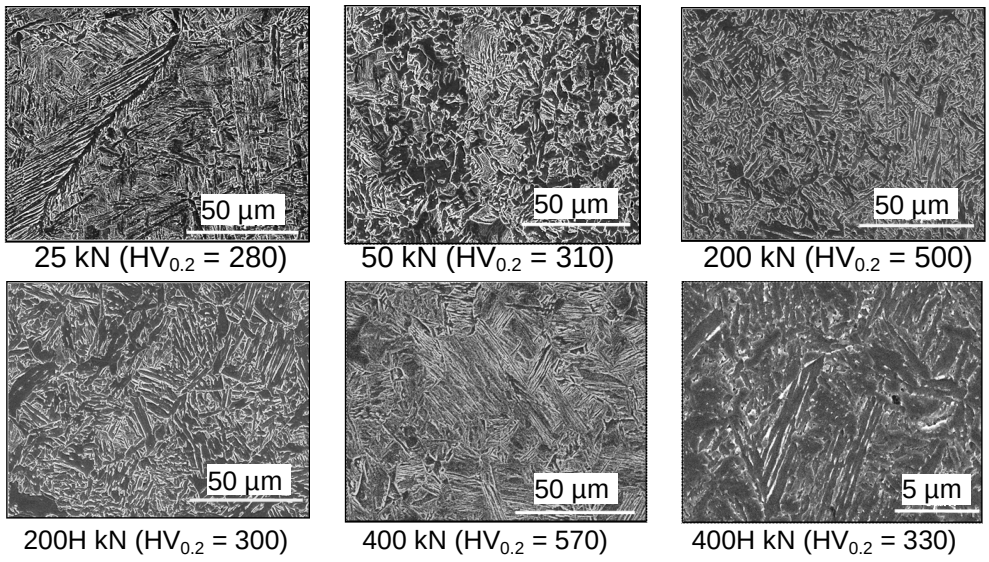


Figura 2-31. Arranjo de imagens macroscópicas de juntas FTPW ao se variar a força de soldagem (25, 50, 200 e 400 kN) e o valor de preaquecimento (200 ºC) [33]. Nital 10%.



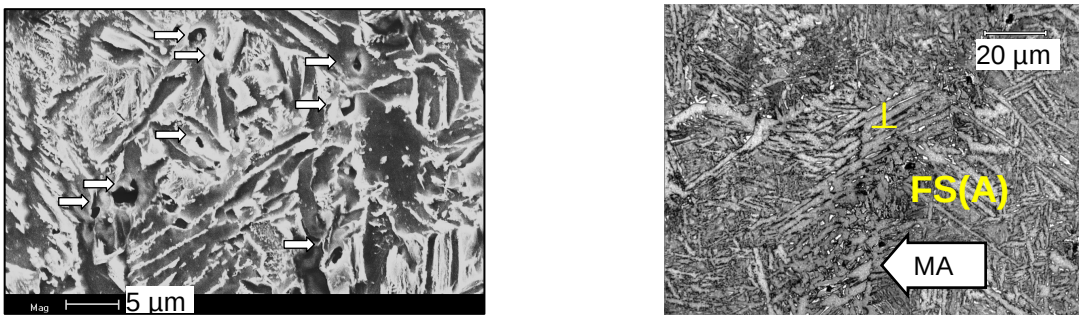
(a)



(b)

Figura 2-32. (a) Regiões presentes na junta soldada (Nital 10%). (b) Microestrutura (MEV) e dureza máxima na zona de transformação total (TT) ao se variar a força de soldagem [42], Nital 2%.

A Figura 2-33 apresenta a microestrutura em MEV de uma região com menor dureza (250 $HV_{0,2}$), soldagem com força de 50 kN, notando-se a presença de pequenos vazios (setas) na I_{CP} (Figura 2-33[a]). Isto ocorreu pelo forjamento não ter sido capaz de eliminar totalmente estes pequenos vazios. Observa-se, ainda, a presença do constituinte M-A (martensita-austenita), Figura 2-33[b] como também ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e não alinhada [FS(NS)], de acordo com a Figura 2-34.



(a) (b)

Figura 2-33. (a) Setas mostrando pequenos vazios na I_{CP}, em MEV. (b) Constituinte M-A e ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)], em MO. F = 50 kN [40]. Nital 2%.

Na união entre superfícies através da soldagem por atrito a concepção mais amplamente aceita no que diz respeito aos mecanismos de adesão baseia-se no fato que durante o contato entre as superfícies metálicas, as microasperidades de um corpo penetram nas cavidades do outro. Logo, forças maiores aplicadas durante a soldagem implicam em melhor adesão. Dependendo da força aplicada tem-se a ocorrência de um escoamento intenso sob condições simultâneas de compressão e deslocamento de massa, o que intensifica a ativação das superfícies em atrito [19]. Por exemplo, aplicando-se a força de 200 kN (juntas FTPW), aumentou-se o ancoramento das microasperidades o que possibilitou uma melhor adesão em relação a força de 50 kN (Figura 2-35) [40]. Evidenciou-se, também, a formação de microestrutura de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)], Figura 2-36, e de ferrita acicular [AF], ou seja, microestrutura mais refinada em comparação com a soldagem utilizando força de 50 kN.

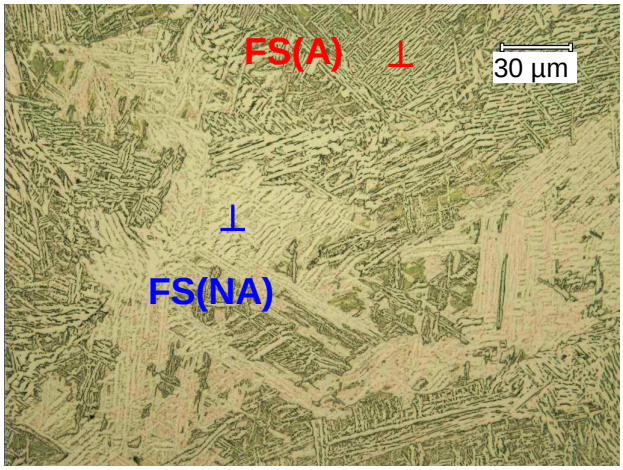


Figura 2-34. Presença de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e não alinhada [FS(NA)] [41] na I_{CP}. F = 50 kN. Nital 1%.

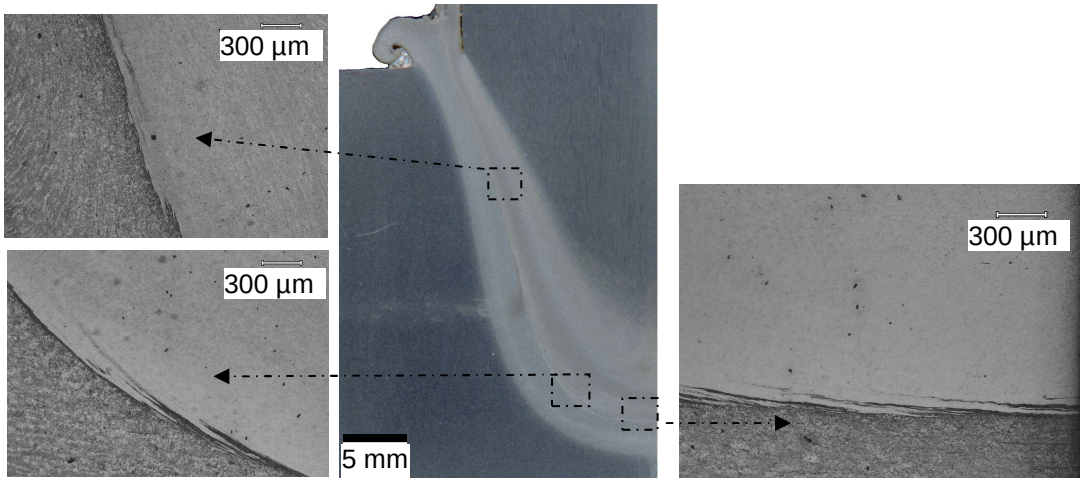


Figura 2-35. Macrografia da junta soldada (centro da figura) e suas respectivas micrografias em MO mostrando as microasperidades de um corpo penetrando nas cavidades do outro [40]. F = 200 kN. Nital 2%.

Para a força de soldagem de 400 kN foi observada uma redução na heterogeneidade das microestruturas formadas, passando de grande quantidade de fases heterogêneas para uma microestrutura predominantemente martensítica. Provavelmente esses valores de dureza foram atingidos nesta condição de soldagem devido à maior taxa de resfriamento, que possibilita a formação de maior quantidade de martensita [M]. Juntamente com a presença de martensita, existe uma pequena fração de ferrita poligonal [PF], (Figura 2-37). A junta soldada com força de 400 kN, caracterizou-se pela maior dureza e pela menor área ocupada pela ZTMA (zona termomecanicamente afetada) do pino e do metal base quando comparada à força de soldagem de 200 e 50 kN (Figura 2-38).

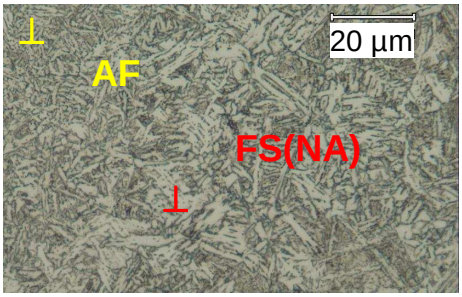


Figura 2-36. Micrografia em MO da I_{CP}. 200 kN [41]. Nital 2%.

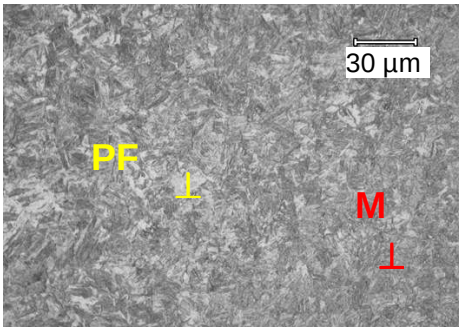


Figura 2-37. Micrografia em MO da I_{CP}. 400 kN [41]. Nital 2%.

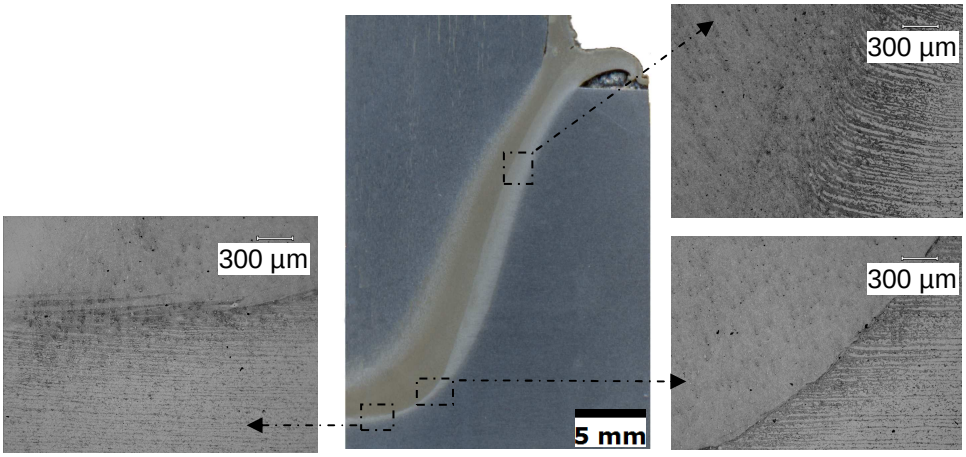


Figura 2-38. Macrografia da junta soldada com força 400 kN mostrando as microasperidades de um corpo que penetraram nas cavidades do outro corpo [41]. Nital 2%.

2.5.7 – Resistência ao Impacto

DUNKERTON e WESTGATE [44] investigaram as propriedades de juntas soldadas por atrito usando barras de 25 mm de diâmetro de aço C-Mn (0,2% C, 1,5% Mn e 0,024%S), pelos métodos: SAC, inércia e orbital. A Figura 2-39 apresenta a macrografia das juntas soldadas onde se observa que a soldagem inercial apresenta a menor área soldada. A Figura 2-40[a] apresenta os resultados de energia Charpy para os diversos processos de soldagem por atrito avaliados. Nota-se que o processo orbital é o que apresenta maior tenacidade, porém, inferior ao metal base. Esta maior tenacidade do processo orbital em relação aos outros processos se deve ao fato do fluxo das inclusões de sulfeto de manganês (MnS) ter sido radial no processo orbital e espiral nos processos inercial e convencional. Por este motivo, ambos os processos (inercial e convencional) apresentam valores de energia Charpy muito próximos. Outros autores também identificaram que a presença de inclusões de sulfeto de manganês, sua distribuição, formato, quantidade e posição, em relação à interface da junta soldada, foram fatores determinantes na redução da tenacidade e resistência mecânica de barras cilíndricas soldadas por atrito. Nesse caso, inclusões com formato alongado e posicionadas transversalmente à interface reduziam substancialmente a energia Charpy [45-48].

A Figura 2-40[b] apresenta os valores de energia Charpy para dois aços C-Mn (PM1 e PM2) com níveis distintos de enxofre (0,024%S aço PM1, 0,005%S aço PM2). Observa-se que o aço com menor enxofre (PM2) apresenta valores bem mais elevados de energia Charpy, seja na condição como soldado ou após tratamento térmico. Adicionalmente, DUNKERTON [49-51] observou que aços C-Mn com menores teores de carbono (0,15-0,26%C) e manganês (0,84-1,50% Mn) melhoram a tenacidade da junta soldada, na condição como soldada, pelo processo SAC.

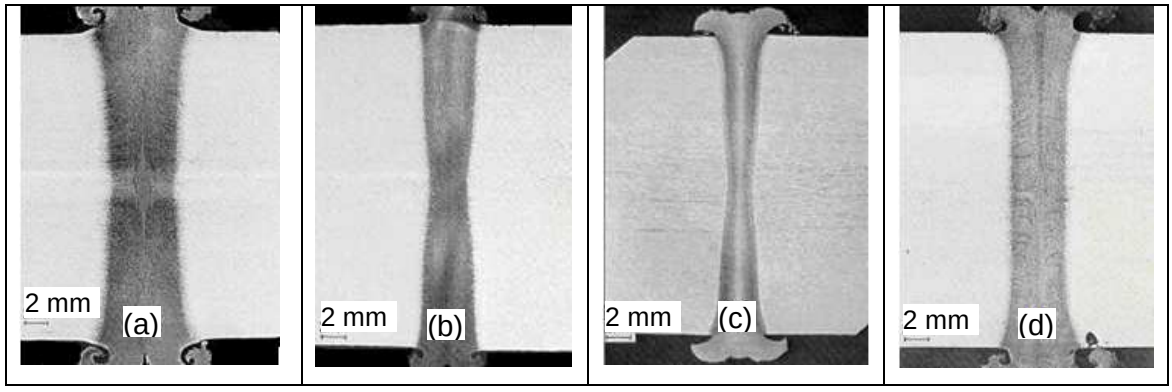


Figura 2-39. (a) e (b) Processo SAC: (a) – alto comprimento de queima; (b) – baixo comprimento de queima; (c) Soldagem por inércia; (d) Soldagem orbital [44].

OKITA et al. [52] também avaliaram o efeito de teor de enxofre (0,01-0,2 %S) na soldagem pelo processo SAC entre barras cilíndricas de aço inoxidável austenítico

AISI 304. Observaram que aumentando o teor de enxofre do material das barras as propriedades de energia Charpy (20ºC) das juntas soldadas eram bastante reduzidas (Figura 2-41[a]) mesmo com teor de enxofre de 0,014%. Por outro lado, a propriedade de alongamento somente foi afetada com teor de enxofre superior a 0,08% (Figura 2-41[b]). Resultados semelhantes de energia Charpy foram observados por NAKAYAMA et al. [53] obtendo uma média de 70 Joules (ensaio a 20ºC) para juntas soldadas produzidas pelo processo SAC entre barras de aço AISI 304L com %S de 0,022%.

HASUI et al. [54] avaliaram a soldagem pelo processo SAC de barras de aço C-Mn com 12 mm de diâmetro e alto teor de enxofre (0,19%C, 1,27%Mn e 0,15%S). A Tabela 2-4 apresenta os resultados dos ensaios Charpy (0ºC) e de dobramento. Nota-se que os valores de energia Charpy são extremamente baixos, mesmo para o metal base, quando comparado aos resultados fornecidos por HERTZBERG [55], Figura 2-42, na qual se observa que a energia Charpy para um teor semelhante de enxofre seria de 20 J. Este mesmo comportamento foi observado nos ensaios de dobramento. Segundo os autores, as inclusões de MnS, dependendo do seu tamanho, formato e orientação, levam a uma drástica redução dos resultados de dobramento e Charpy.

Tabela 2-4. Charpy e dobramento. Barras de aço C-Mn (alto %S), processo SAC [54].

Pressão Soldagem (MPa)	Pressão Forjamento (MPa)	Tempo de Soldagem (s)	Dobramento (º)	Ensaio Charpy a 0ºC (J)
30	80	0,5	14	3,0
30	80	3,0	15	1,8
30	140	0,5	12	1,3
				7,8 (Metal Base)

WILSON et al. [45] investigaram o comportamento da energia Charpy variando o teor de enxofre e carbono das barras soldadas por atrito inercial (Tabela 2-5). A Figura 2-43 apresenta os resultados de energia Charpy com a temperatura de ensaio. Nota-se a enorme influência do teor de enxofre na energia Charpy, onde a junta soldada do aço com teor de enxofre de 0,025% (A516CON) apresentou energia Charpy máxima de 15 J, além de ter sido a única junta soldada a não curvar 180º no ensaio de dobramento. A superioridade do aço A737CaT em relação aos outros aços com enxofre baixo (A516ESR e A516CaT) ocorreu pela menor dureza da junta soldada em função do seu menor teor de carbono e de microestrutura rica em ferrita acicular. Segundo os autores, o aço com alto teor de enxofre (A516CON) apresentou fratura por clivagem com a presença de inclusões alongadas de MnS. Já no aço com baixo teor de enxofre e baixo carbono (A737CaT) a fratura foi predominantemente dúctil.

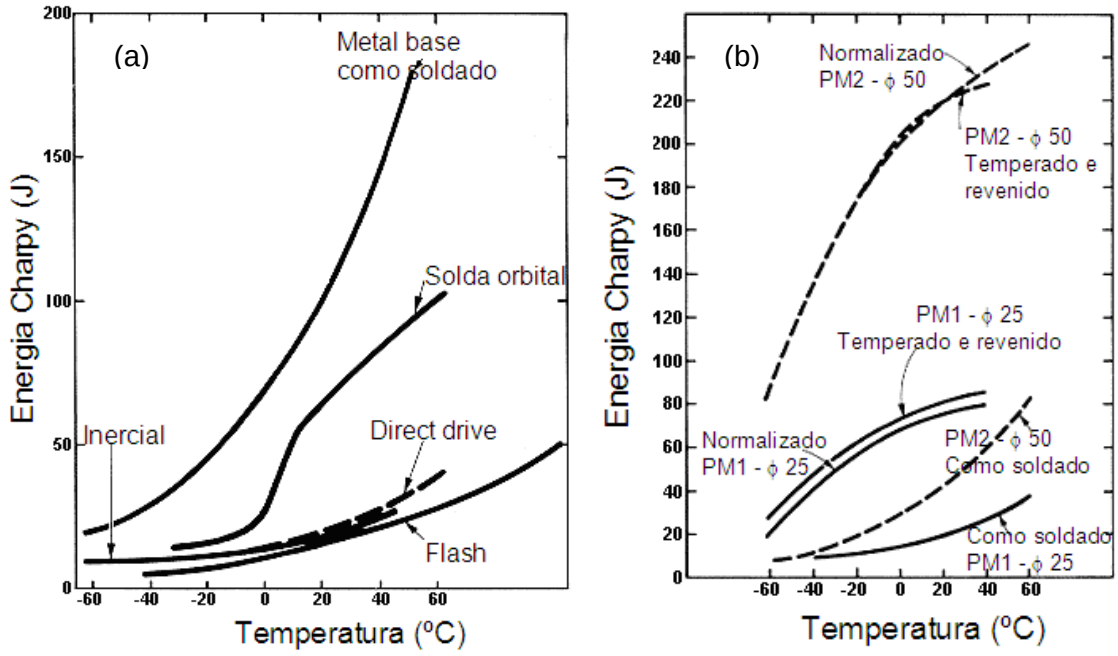


Figura 2-40. Energia Charpy. (a) Comparando processos de soldagem por atrito (%S=0,024%). (b) Comparando condição como soldada e com TTAT [49-51], processo SAC.

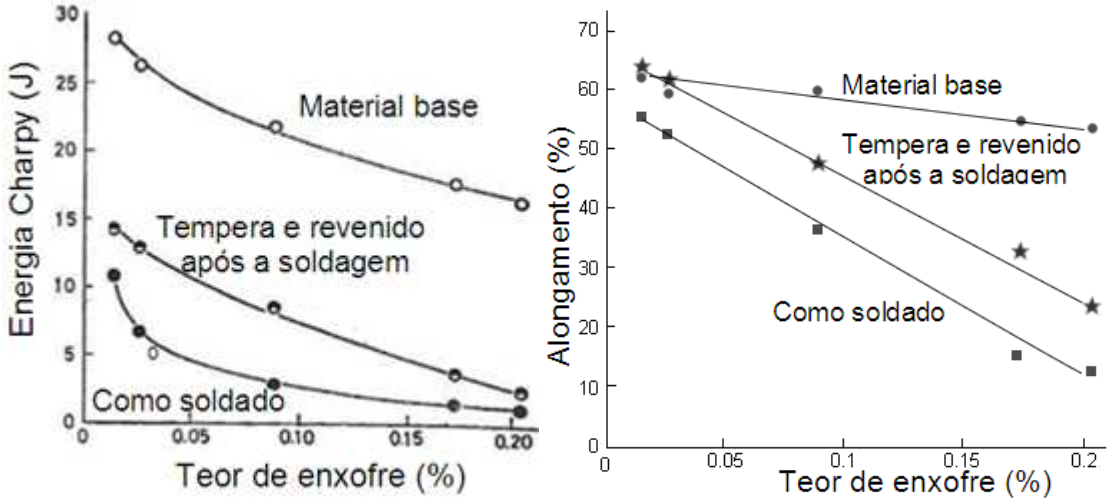


Figura 2-41. Juntas soldadas pelo processo SAC de aço inoxidável austenítico AISI 304 [52]. (a) Energia Charpy. (b) Alongamento.

Tabela 2-5. Composição química dos aços testados por WILSON et al. [45].

Material	C	S	Mn	P	Cu	Si	Ni	Cr	Mo	Nb
A516CON	0,24	0,025	1,06	0,006	0,22	0,27	0,25	0,12	0,06	-
A516ESR	0,20	0,006	1,17	0,007	0,16	0,22	0,14	0,08	0,03	-
A516CaT	0,21	0,004	0,97	0,008	0,32	0,24	0,09	0,11	0,02	-
A737CaT	0,12	0,005	1,32	0,010	0,18	0,17	0,1	0,12	0,02	0,023

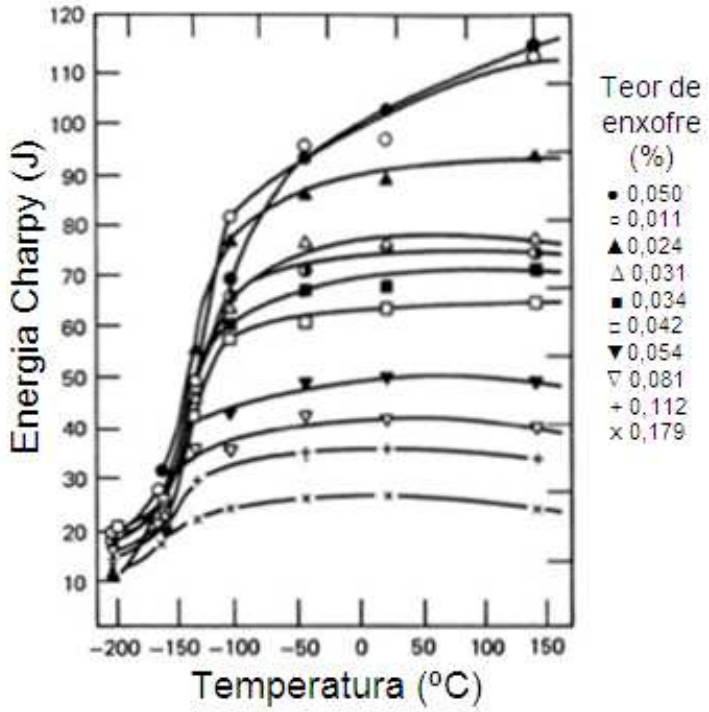


Figura 2-42. Resultados de energia Charpy de aços C-Mn em função do teor de enxofre e da temperatura de ensaio [55].

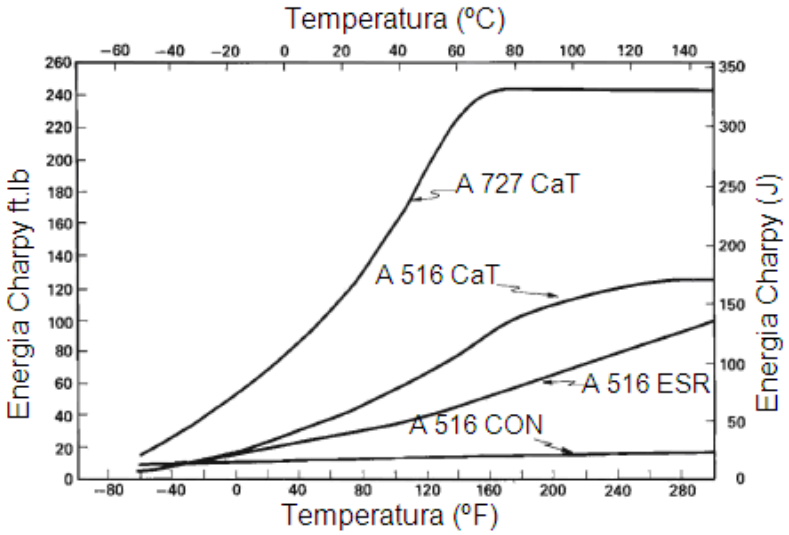
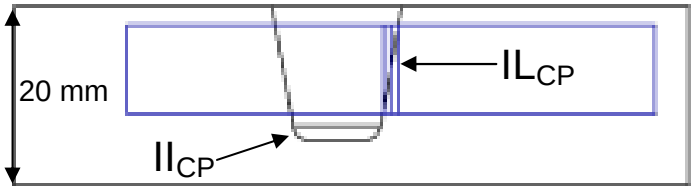
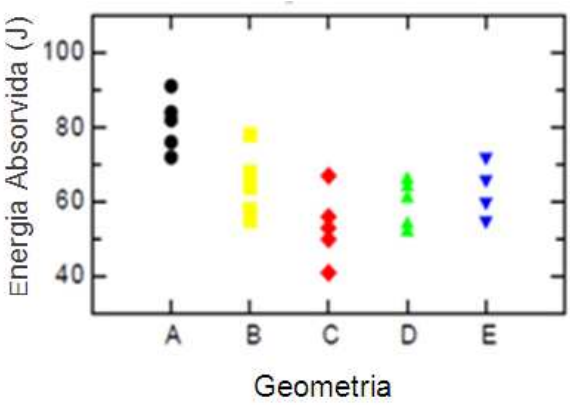


Figura 2-43. Variação da energia Charpy com a temperatura [45].

Ensaios de impacto Charpy foram realizados por MEYER [6] em juntas FTPW individuais e com o entalhe posicionado ao longo da IL_{CP} (Figura 2-44[a]). Os valores obtidos estão apresentados na Figura 2-44[b]. Na maioria dos ensaios a propagação da trinca se deu em direção ao metal base o que colaborou na obtenção de valores elevados de energia de impacto. Entretanto, nos ensaios realizados em juntas FTPW por costura, com o entalhe posicionado na interface lateral entre pinos processados e adjacentes, onde o efeito do metal base é eliminado, os resultados de energia Charpy foram significativamente inferiores (Figura 2-45).



(a)



(b)

Figura 2-44. (a) Posição do entalhe no corpo de prova Charpy utilizado. (b) Energia Charpy (-20ºC) em corpo-de-prova de junta FTPW individual [6].

TEIXEIRA et al. [30] realizaram ensaios Charpy em juntas FTPW individuais com o mesmo equipamento usado por MEYER [6]. A Figura 2-46 apresenta os resultados de energia Charpy das juntas soldadas individuais ensaiadas a -20ºC. Observa-se que estes resultados são muito inferiores aos da Figura 2-44. A Figura 2-47[a] mostra a posição de retirada dos corpos-de-prova Charpy ao longo da costura com o entalhe posicionado na interface lateral entre pinos adjacentes. A Figura 2-47[b] apresenta os resultados de energia Charpy testados em diversas temperaturas juntamente com os respectivos valores de CTOD segundo conversão utilizando a norma BS 7910 [56] usando-se as propriedades mecânicas da junta soldada (limite de escoamento de 450 MPa). Os resultados a -20ºC foram ligeiramente superiores aos apresentados na Figura 2-45.

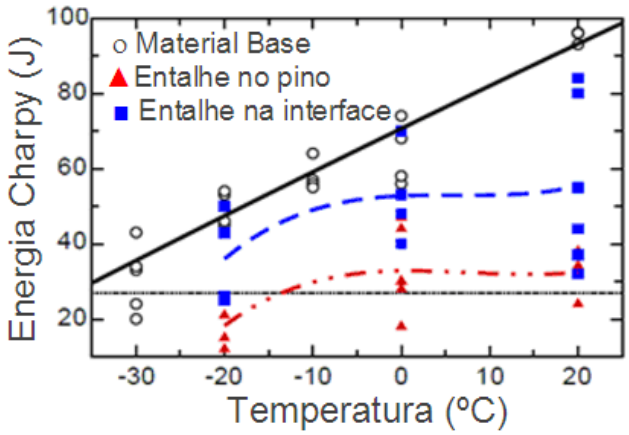


Figura 2-45. Energia Charpy em corpos-de-prova com juntas FTPW tipo costura [6].

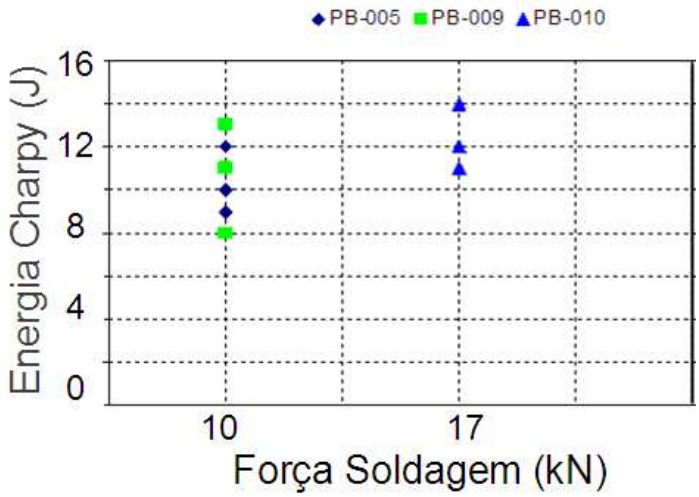
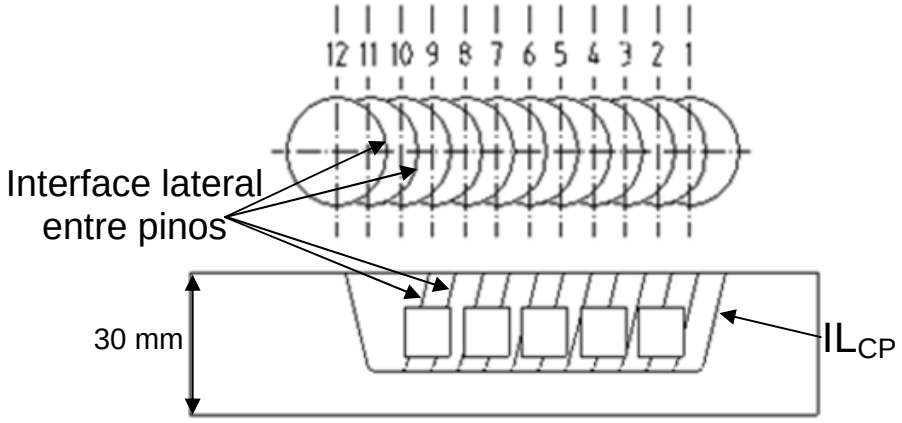
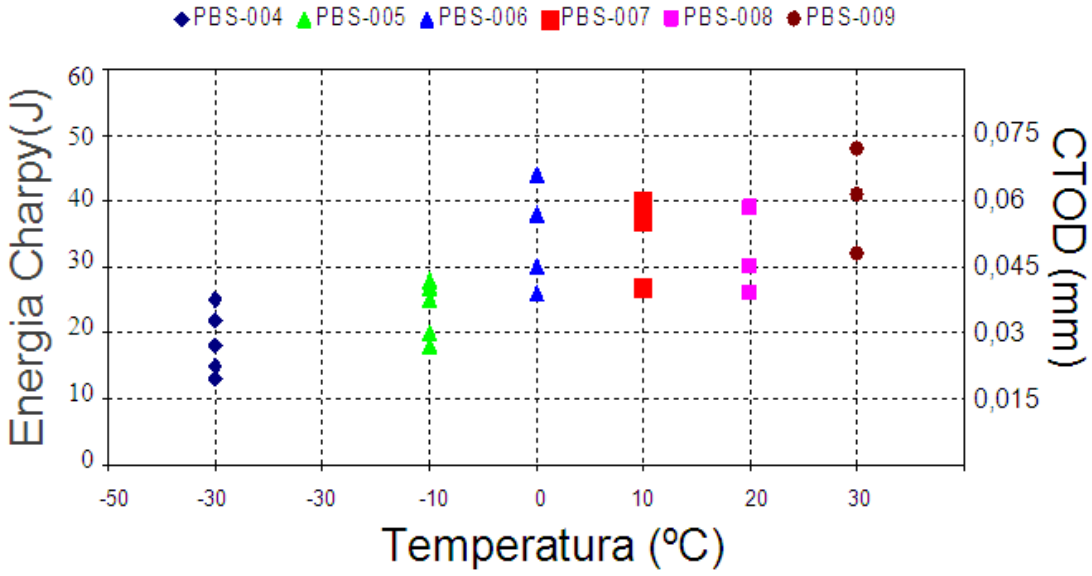


Figure 2-46. Energia Charpy de juntas FTPW individuais testadas a -20ºC [30].



(a)



(b)

Figura 2-47. (a) Posição de retirada dos corpos-de-prova Charpy. (b) Resultados dos ensaios Charpy ao longo da costura [30].

2.5.8 – Tenacidade à Fratura

SANT'ANNA [57] estudou a tenacidade à fratura de chapas de aço API 5L X65 microligado, obtido por laminação controlada e de baixo carbono (Tabela 2-6), através de sua modificação microestrutural com diversos tratamentos térmicos dentro da região intercrítica (720ºC por 20 minutos). Diversas taxas de resfriamento ($t_{8/5}$) foram utilizadas para se simular a região intercrítica da ZAC. A chapa como recebida já possuía constituinte M-A na sua região central de bandeamento. O autor observou que os valores de CTOD obtidos (ensaiados à temperatura ambiente) foram influenciados pela dureza da microestrutura e pela presença de constituinte M-A. A Tabela 2-7 apresenta um resumo dos resultados. Segundo o autor [57], a redução da dureza pela maior quantidade de ferrita poligonal (PF), Perlita (P) e Bainita (B), teve um papel mais importante no aumento da tenacidade do que a redução do percentual de constituinte M-A. Outro ponto a destacar é que, mesmo sendo um aço com teor de enxofre relativamente alto, não foi observada a participação das inclusões de sulfeto de manganês no processo de fratura dos corpos-de-prova de CTOD.

CHLUDZINSKI [13] avaliou a tenacidade à fratura de juntas FTPW utilizando corpos-de-prova de CTOD tipo C(T) ensaiados em temperatura ambiente. O metal base utilizado foi uma chapa de aço C-Mn com 30 mm de espessura e cavidade de 20 mm de profundidade. As juntas FTPW foram produzidas com pinos de aço inoxidável austenítico (ABNT 316L [58] e ASTM F138 [59]), segundo a Tabela 2-8.

Tabela 2-6. Composição química do aço API 5L X65 [57].

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ti	Nb	Al	CE_{IIW}	P_{cm}
(% em peso)	0,12	1,61	0,26	0,023	0,014	0,04	0,07	0,05	0,06	0,396	0,21

Tabela 2-7. Resultado dos ensaios de CTOD (temperatura ambiente) em função do $t_{8/5}$, da presença de constituinte M-A e da dureza [57].

$t_{8/5}$ (s)	Dureza HV_1	%M-A	CTOD a 25ºC (mm)	Outras Fases (%)
1,5	267	0,0	0,16	57 PF/43 M
5	230	1,0	0,13	60 PF/39 M
16	219	1,0	0,17	56 PF/43 P-B
35	206	3,0	0,44	58 PF/33 P-B
100	182	9,0	0,44	66 PF/26 P-B
150	164	3,5	0,55	65 PF/31 P-B

A Tabela 2-9 apresenta os resultados dos ensaios de CTOD obtidos da chapa de aço C-Mn, dos pinos ABNT 316L (17%Cr, 11%Ni, 2%Mo, 0,023%S) e ASTM F138 (14%Ni, 16,5%Cr, 2,5%Mo, 0,0023%S) como também das respectivas juntas soldadas [13]. Nota-se que entre os materiais avaliados, os valores de CTOD da chapa (aço C-Mn, BS EN10025 [60]) e do pino (ASTM F138 [59]) foram muito superiores aos do pino de aço ABNT 316L [58]. Isto ocorreu pela segregação central de inclusões de sulfeto de manganês (%S=0,023%) e pelo fato de o corpo-de-prova C(T) ter o seu entalhe posicionado exatamente nesta região, ainda que as inclusões alongadas estivessem perpendiculares ao entalhe. A Figura 2-48 apresenta as fractografias dos ensaios de maior e menor valor de CTOD do pino ABNT 316L. Na Figura 2-48[a] observam-se inclusões alongadas de MnS e na Figura 2-48[b] observam-se microcavidades com algumas inclusões alongadas de MnS. Quando o material ensaiado era o aço original do pino ASTM F138, os dois ensaios apresentaram valores elevados de tenacidade à fratura. Diferentemente dos resultados das juntas soldadas com pino ABNT 316L, os resultados de CTOD da junta soldada com pino de ASTM F138 foram inferiores ao do material original. As medições de microdureza sempre ficaram abaixo de 300 $HV_{0,3}$, com exceção da junta soldada com força de 400 kN, onde a dureza máxima ultrapassou 350 $HV_{0,3}$, o que é um forte indicativo de que ocorreu transformação martensítica induzida por deformação [13].

No que diz respeito aos resultados de CTOD das juntas soldadas, nota-se que no caso das juntas FTPW com pino ABNT 316L ocorreu um aumento da tenacidade à fratura em comparação com o material do pino. Os resultados com pino consumível de ABNT 316L estiveram entre os valores de tenacidade dos dois materiais originais, porém apresentaram uma grande dispersão, onde a condição de 50 kN de força de soldagem foi a que apresentou maior variação, e a de 200 kN a menor variação [13].

Tabela 2-8. Materiais testados e condições de soldagem [13].

Metal Base	Pino	Força (kN)	Tempo de Soldagem (s)
Chapa BS EN10025 [61] (0,15%C, 1,38%Mn, 0,009%S)	ABNT 316L (0,023%S)	50	64,9
		200	11,1
		400	3,0
	ASTM F138 (0,0023%S)	200	9,0

Nas superfícies de fratura de todas as juntas soldadas com pino ABNT 316L foi observada a presença de zonas de estiramento (ZE) seguidas por um modo dúctil de fratura, onde inclusões de MnS foram as responsáveis pela nucleação das

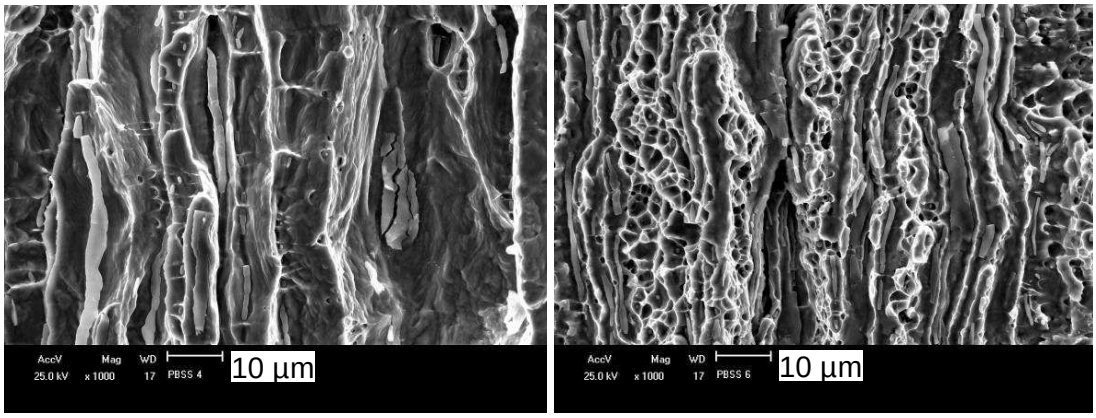
microcavidades. A medição das zonas de estiramento foi realizada, mas não foi observada nenhuma relação direta com a tenacidade medida. A análise da superfície de fratura da junta soldada com 50 kN, que mostrou o menor valor de tenacidade (CTOD = 0,15 mm), indicou uma zona de estiramento e, adjacente à mesma, haviam várias inclusões de sulfeto de manganês, conforme ilustra a Figura 2-49. Ao longo da superfície de fratura foram observadas inclusões sem formato específico, de tamanho em torno de 5 µm, sendo poucas com dimensão superior a 10 µm (Figura 2-50).Tais características de fratura dos ensaios de CTOD se repetiram para as forças de soldagem de 200 kN e 400 kN [13].

Tabela 2-9. Resultados de CTOD (chapa, pinos e junta soldada) [13].

Material Base	CTOD (mm)	Presença da ZE	Junta FTPW	Força (kN)	CTOD (mm)	Presença da ZE
Chapa Aço C-Mn	0,37	Não observado	Pino AISI 316L	50	0,14	SIM
	0,53				0,15	
	0,53				0,45	
	0,57				0,47	
Pino 316L	0,05	Não observado			0,59	
	0,05			200	0,28	
	0,08				0,35	
	0,09				0,40	
	0,10				0,41	
	0,25				0,42	
Pino F138	0,94	SIM		400	0,21	
	1,04				0,30	
	1,06				0,31	
					0,32	
					0,35	
					0,56	
			Pino F138	200	0,22	SIM
					1,08	

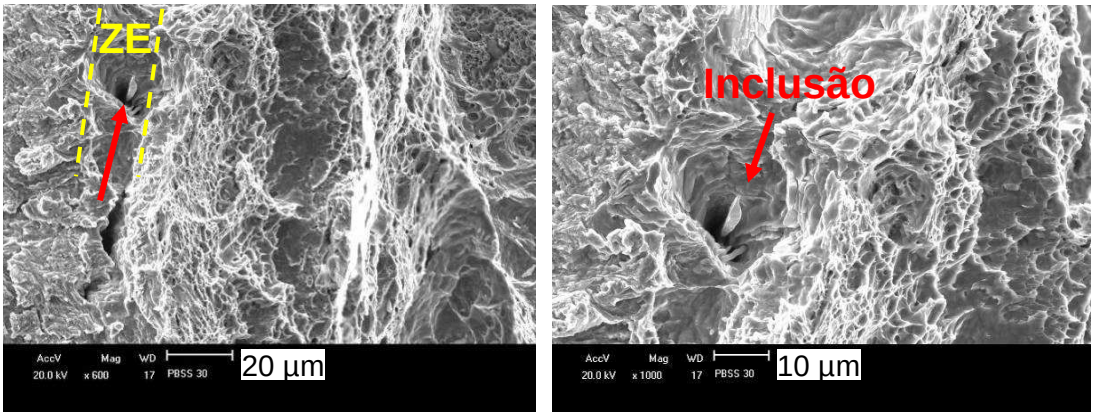
As análises metalográficas efetuadas por CHLUDZINSKI [13] mostraram que a localização da propagação da pré-trinca de fadiga em todos os ensaios ocorreu no material do pino, independentemente se a amostra apresentava maior ou menor valor de tenacidade. Ou seja, apesar de o entalhe ter sido posicionado na IL_{CP} (aço C-Mn -

pino 316L) a fratura desenvolveu-se ao longo do pino. Segundo o autor [13], isto permitiu inferir que o processo de soldagem promoveu a elevação da tenacidade uma vez que os resultados são superiores aos medidos no material original do pino AISI 316L [58]. Tal fato estaria associado com a presença de sub-grãos e bandas de deformação nas juntas soldadas. Isto porque cada grão apresenta uma orientação cristalográfica diferente de modo que a trinca ao propagar de um grão para o outro precisa mudar sua direção, o que promove um maior consumo de energia. Adicionalmente, as bandas de deformação observadas (Figura 2-51) contribuíram na restrição da propagação da trinca. Importante salientar, também, que todas as amostras testadas com pino AISI 316L (material original do pino e junta FTPW) apresentaram a presença de ferrita delta (Figura 2-52).



(a) (b)

Figura 2-48. Fractografias em MEV da superfície de fratura do corpo prova do pino de aço ABNT 316L. (a) CTOD = 0,05 mm. (b) CTOD = 0,25 mm [13].



(a) (b)

Figura 2-49. (a) Fractografia em MEV da superfície de fratura do corpo prova da junta soldada com pino ABNT 316L mostrando inclusão na ZE. (b) Detalhe de (a). CTOD = 0,15 mm [13]. F = 50 kN.

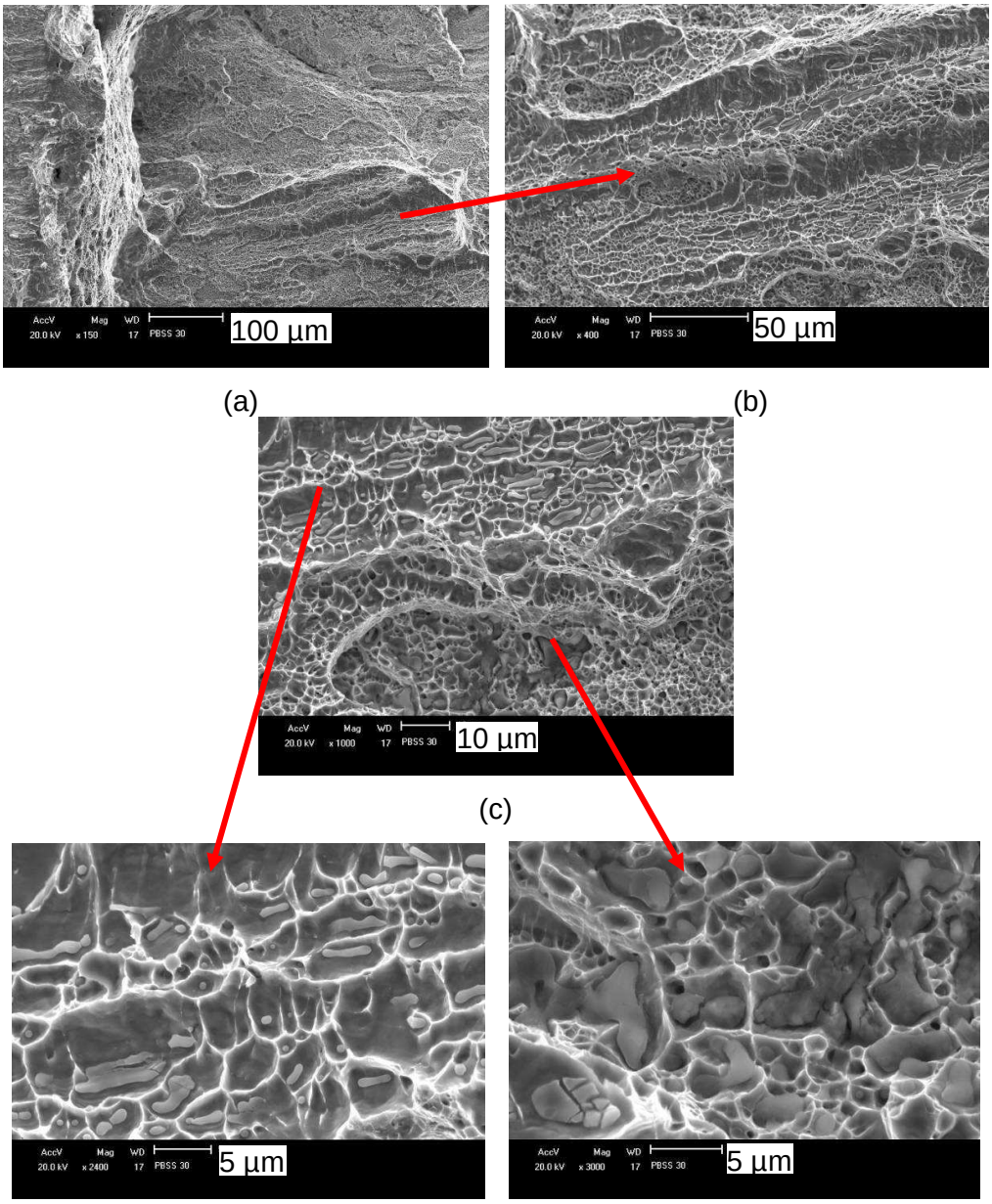


Figura 2-50. Fractografias em MEV da fratura [13]. Plano de propagação da trinca (a) e (b). Inclusões de MnS (c), (d) e (e). CTOD=0,15 mm. F = 50 kN. Pino ABNT 316L.

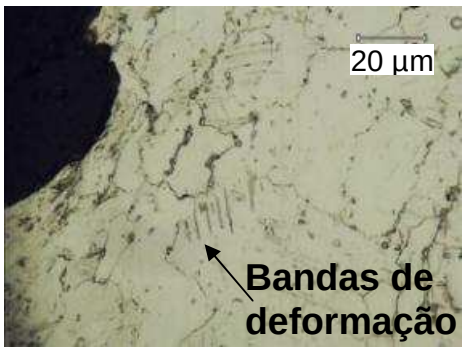
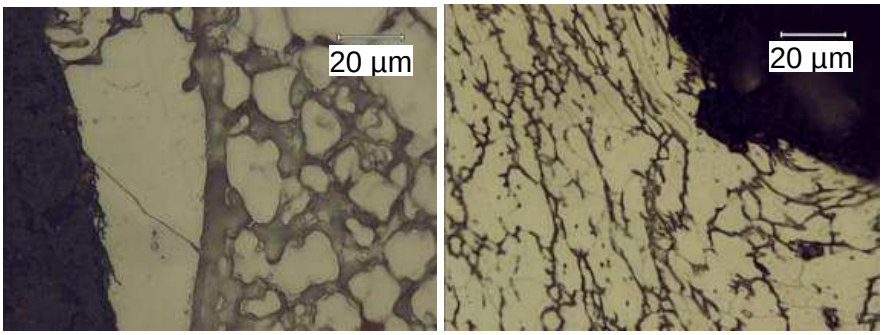


Figura 2-51. Micrografia da região de início de propagação do ensaio de CTOD da junta soldada com pino ABNT 316L mostrando as bandas de deformação (seta). F = 200 kN. CTOD = 0,42 mm. Ataque 15 mL HCl, 10 mL HNO3 e 10 mL acido acético [13].



(a) (b)

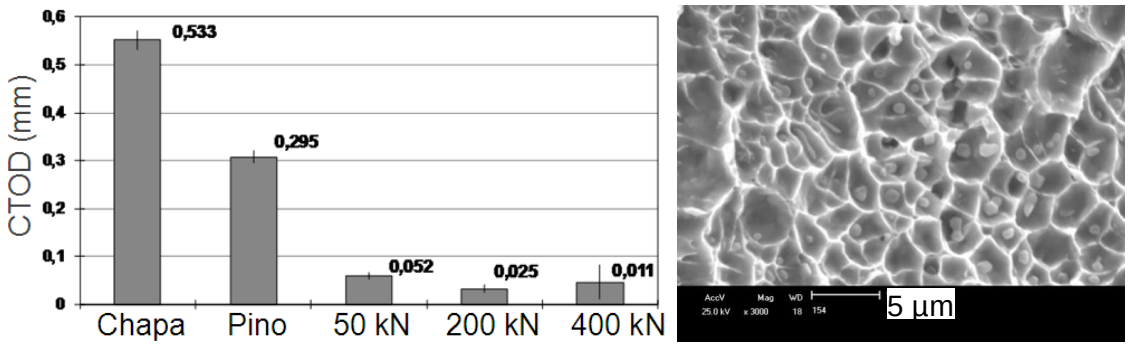
Figura 2-52. Micrografias das regiões de início dos ensaios de CTOD das juntas soldadas com pino ABNT 316L. (a) CTOD = 0,14 mm (F = 50 kN). (a) CTOD = 0,56 mm (F = 400 kN). Grãos austeniticos, ferrita delta (fase escura) e grãos deformados. Ataque eletrolítico com solução aquosa de 60% de ácido nítrico [13].

Outro aspecto importante a salientar no comportamento dos aços inoxidáveis em alta temperatura é a sua susceptibilidade à queda de tenacidade (*hot dip ductility*) e trincas de liquação. Em ambos fenômenos, a presença de elevados teores de enxofre e fósforo reduzem a resistência ao trincamento. Formas conhecidas de se eliminar este risco é a garantia de no mínimo 5% de ferrita delta na microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos, a redução das impurezas, principalmente o enxofre, e a redução do tempo de exposição em temperaturas elevadas [61]. Uma característica importante da ferrita é não ser facilmente molhada por filmes líquidos de baixo ponto de fusão. Além disso, a presença de ferrita no contorno da austenita reduz o seu crescimento de grão. A ferrita assume um papel de travamento do contorno de grão da austenita (*grain boundary pinning effect*), impondo um caminho tortuoso para a propagação de trincas, evitando o mecanismo de escalagem em alta temperatura que facilita o trincamento. Grãos menores reduzem o risco de trincamento por filmes de baixo ponto de fusão, pelo aumento da área de contorno e por reduzir a tensão local em contornos de grão individuais [62].

BHAMJI et al. [63] ao estudarem a soldagem por atrito linear de um aço inoxidável AISI 316L observaram que o teor de ferrita delta da junta soldada crescia com a redução da taxa de comprimento de queima *(***Δl/t**). Ou seja, quanto mais longo o tempo de soldagem, maior a temperatura alcançada, possibilitando o aço entrar na fase [(gama ou γ) + (ferrita delta)], o que ocorre acima de 1150ºC, sendo que uma parte desta ferrita se mantinha após o resfriamento da junta soldada. Assim, quanto maior a pressão de soldagem menor a quantidade de ferrita delta.

Trabalhos já publicados pelo autor desta tese [64-66] utilizando o mesmo material de chapa testado por CHLUDZINSKI [13] e pino de aço C-Mn de elevado teor de carbono (0,19%) e alto enxofre (0,04%) demonstraram que os valores de CTOD obtidos foram extremamente baixos, independentes da força de soldagem usada (50,

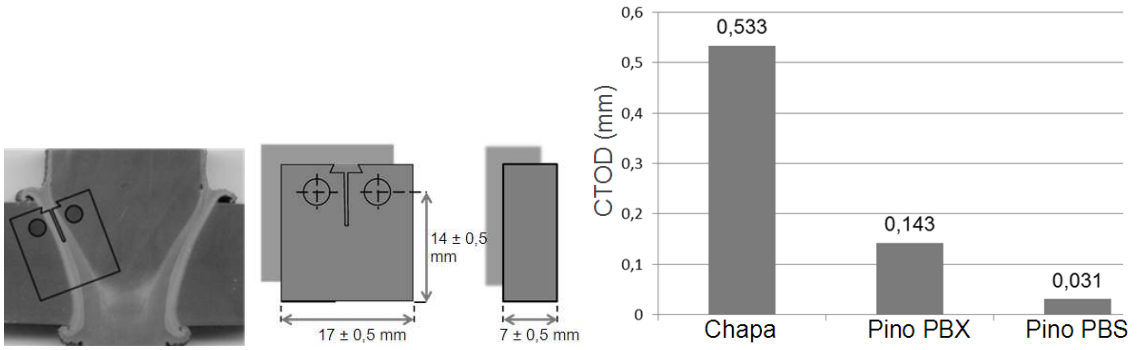
200 ou 400 kN), Figura 2-53[a]. Em todas as condições analisadas, as superfícies de fratura apresentaram microcavidades com a presença de inclusões de sulfeto de manganês (Figura 2-53[b]). Postulou-se que durante os ensaios essas microcavidades uniram-se gradualmente, levando à fratura do corpo de prova, de forma que os baixos valores de CTOD medidos foram creditados à presença das inclusões de sulfeto de manganês. A partir dos ensaios de CTOD observou-se que o processo de soldagem não promoveu nenhum aumento na tenacidade à fratura se comparado com os valores dos materiais de base (chapa) e do pino. Além disto, a variação da força de soldagem também não mostrou nenhum efeito significativo nos valores de CTOD.



(a) (b)

Figura 2-53. (a) Média dos valores de CTOD a 25ºC obtidos para juntas FTPW variando-se a força de soldagem. (b) Fractografia em MEV mostrando inclusões de MnS dentro de microcavidades [64-65].

Estudos preliminares em juntas FTPW com cavidade passante (Figura 2-54[a]) também foram realizados pelo autor desta tese através de ensaios de CTOD para o mesmo material de chapa testado por CHLUDZINSKI [13], usando-se dois tipos de pino variando-se o teor de carbono e o teor de enxofre, pino PBS [67] (0,19%C e 0,02%S) e pino PBX [68] (0,04%C e 0,001%S). Os resultados obtidos estão apresentados na Figura 2-54[b] onde se nota que a redução do teor de carbono e enxofre teve um efeito benéfico no valor de CTOD com entalhe posicionado na IL_{CP}.



(a) (b)

Figura 2-54. (a) Corpo-de-prova de CTOD. (b) Resultados dos ensaios de CTOD [66].

2.5.9 – Resistência à Fadiga

Ensaios de fadiga realizados por diversos autores [69-70], utilizando barras cilíndricas soldadas pelo processo SAC, para diversos tipos de aços C-Mn, demonstraram que a vida em fadiga pode atingir valores superiores ao do metal base. Para tal, é necessária a remoção da rebarba e que não existam trincas associadas à mesma que tenham se propagado para dentro da região da junta soldada. Adicionalmente, deve-se limitar o teor de enxofre e estanho.

MANTEGUI [71-72] estudou a resistência à fadiga de barras cilíndricas soldadas pelo processo SAC (25 mm de diâmetro) de aço AISI 1040, limite de escoamento de 750 MPa e limite de resistência de 800 MPa. Ensaios de fadiga foram realizados com carregamento axial, amplitude constante, à temperatura ambiente, na condição como soldada e após tratamento térmico de alívio de tensões (660ºC por 1 hora). Vinte e cinco corpos-de-prova foram ensaiados, com e sem remoção da rebarba. Os resultados obtidos são apresentados na Figura 2-55 (curva SxN). Nota-se que mesmo sem a remoção da rebarba a classe de fadiga, segundo a norma BS 7608 [73] era equivalente à curva B média ou mesmo superior. Nestas amostras, os corpos-de-prova que rompiam tinham a fratura ocorrendo no metal base da barra. A junta soldada com alívio de tensões teve vida à fadiga inferior (Curva C média) quando comparada com a vida à fadiga da amostra como soldada. Segundo o autor, isto se deu pelo alívio parcial das tensões compressivas. Salienta ainda que, caso estas juntas soldadas fossem produzidas por soldagem a arco elétrico, a classe de fadiga obtida seria, na melhor das hipóteses, equivalente à curva D média. A remoção da rebarba levou evidentemente a um aumento da vida em fadiga.

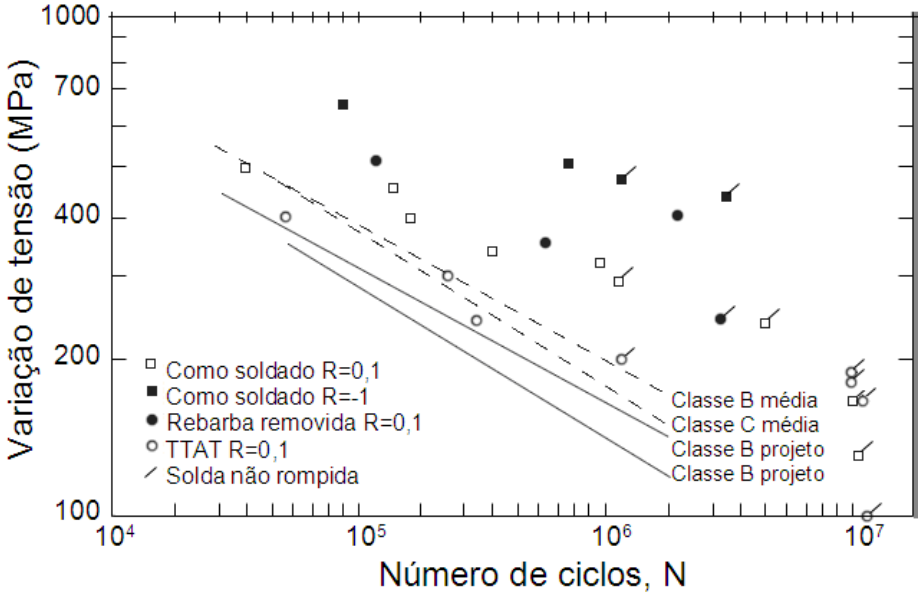


Figura 2-55. Ensaios de fadiga por flexão para várias condições de soldagem pelo processo SAC [71-72].

HASEGAWA et al. [74] e THOUVENEL et al. [75] afirmam que o teor de carbono tem um efeito positivo na vida em fadiga de barras soldadas por atrito sendo esta, em geral, superior ou igual a do metal base, em virtude da maior dureza alcançada na interface da junta soldada, desde que seja removida a rebarba antes do ensaio. Observaram, também, que não há influência da força de soldagem na vida em fadiga desde que haja a remoção da rebarba após a soldagem. No caso da redução do comprimento de queima na soldagem não notaram influência significativa, já que a dureza alcançada na união era pouco afetada. Os resultados obtidos dos ensaios de fadiga tração-tração entre barras cilíndricas, ao se variar o teor de carbono (0,15%, 0,19%, 0,25%, 0,45% e 0,55%), estão apresentados na Tabela 2-10 [54,74]. Nota-se que com o aumento no teor de carbono tem-se uma maior vida à fadiga da junta soldada. É relevante salientar que o aumento no teor de enxofre não reduziu a vida em fadiga.

Esta relação da dureza e vida em fadiga é normalmente uma equação linear, com validade até 400 HV_{10}, relacionando a variação de tensão com um número de ciclos equivalentes a 10^7 ciclos (chamado de limite de resistência à fadiga ou LRF) que, segundo MURAKAMI et al. [75], é:

$$LRF = 1{,}6.HV_{10} \quad (MPa) \qquad (9)$$

Ao se considerar a presença de inclusões não metálicas estas equações se modificam para [75]:

Inclusões na superfície - $LRF = 1{,}43.(HV_{10} + 120)/ (área)^{1/2}$ (MPa) (10)

Inclusões subsuperficiais - $LRF = 1{,}41.(HV_{10} + 120)/ (área)^{1/2}$ (MPa) (11)

Inclusões internas - $LRF = 1{,}56.(HV_{10} + 120)/ (área)^{1/2}$ (MPa) (12)

Deve-se considerar, entretanto, que o acréscimo benéfico de dureza na vida em fadiga tem como limite a geração de trincas, como observado em juntas FTPW realizadas dentro d'água [2]. Sabe-se ainda que é possível um aumento significativo da vida em fadiga através de endurecimento superficial, por exemplo, cementação ou nitretação, de forma a introduzir tensões residuais compressivas na superfície (Figura 2-56, Tabela 2-10) [77].

SUH et al. [77] investigaram o comportamento em fadiga de juntas soldadas pelo processo SAC entre dois aços de alta resistência com dois teores de enxofre distintos (0,035% e 0,010%). Utilizaram o equacionamento proposto por MURAKAMI et al. [75], de modo a correlacionar o tamanho da maior inclusão observada na fratura com o número de ciclos até a fratura, onde o valor de variação de tensão aplicado era sempre acima do limite de resistência à fadiga de cada um dos materiais, de forma a se ter um ensaio acelerado. A raiz quadrada da área da maior inclusão observada, de vinte fotografias da fratura observadas em MEV, foi correlacionada com o número de

ciclos até a fratura. A Figura 2-57 apresenta os resultados obtidos onde se percebe a tendência de se ter uma vida à fadiga menor quando na presença de inclusões de maior tamanho. Por exemplo, uma inclusão de 6 µm de diâmetro presente na fratura, equivalente ao valor de (área)$^{1/2}$ de 20 µm, representou uma vida à fadiga do material testado superior a 10^6 ciclos.

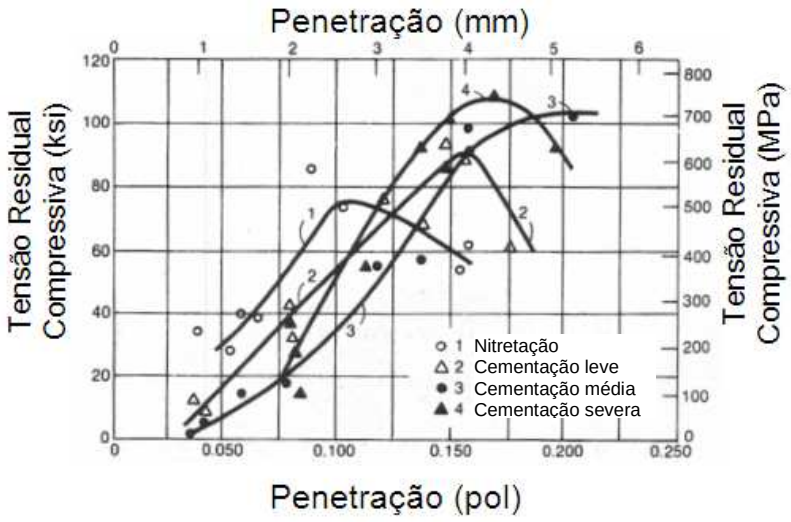


Figura 2-56. Efeito do tratamento de endurecimento superficial nas tensões residuais compressivas [76].

Somente dois trabalhos foram encontrados na literatura a respeito da vida à fadiga de juntas FHPP/FTPW. O primeiro trabalho publicado em fadiga de juntas FTPW foi realizado em juntas soldadas tipo costura [2], em cavidades passantes, realizadas ao ar e dentro d'água e ensaiadas sem a remoção da rebarba interna (Figura 2-58). Os ensaios foram realizados em chapa de aço BS 4360 Gr50D [60] (0,12%C, 1,37%Mn, 0,016%) com espessura de 30 mm. Os pinos para execução das juntas FTPW foram removidos a partir de barras cilíndricas de aço C-Mn (0,15%C, 1,09%Mn, 0,002%S) com 50 mm de diâmetro. As juntas FTPW foram realizadas com máquina estacionária de 75 kW de potência e força de soldagem máxima de 1000 kN. Os testes de fadiga foram realizados ao ar, sob tração, com amplitude constante, R=0, e frequência de ensaio de 400 ciclos/minuto. As juntas FTPW realizadas dentro d'água conseguiam alcançar a classe F2, segundo a norma BS 7608 [73]. Devido à elevada espessura da chapa e curto tempo de soldagem (cerca de 10 s), a dureza na interface alcançou valores da ordem de 500 HV_5 para as juntas soldadas realizadas dentro d'água. As juntas soldadas ensaiadas ao ar apresentaram vida em fadiga superior à classe F2. Isto ocorreu possivelmente pelo fato da dureza máxima na interface cavidade-pino (juntas soldadas ao ar) ter sido inferior em cerca de 100-150 HV_5 quando comparada às juntas soldadas realizadas dentro d'água [2].

Tabela 2-10. Propriedades mecânicas e LRF de juntas soldadas pelo processo SAC de aços C-Mn [54,74] e LRF por endurecimento superficial [76].

Aço [74]	0,15%C (0,009%S)	0,19%C [54] (0,15%S)	0,35%C (0,010%S)	0,45%C (0,016%S)	0,55%C (0,016%S)
Dureza Interface ($HV_{0,3}$)	180-190	200-220	230-240	275-285	300-320
Dureza Metal Base ($HV_{0,3}$)	152	180	188	207	228
Limite de Escoamento (MPa)	258	-	407	441	464
Limite de Resistência (MPa)	445	640	592	683	723
N (ciclos)	$\Delta\sigma$ (MPa)				
10^5	270	340	340	-	340
10^6	260	300	280	-	300
10^7	225	260	260	285	300
10^7	Endurecimento superficial profundo [76]				500-600
10^7	Endurecimento superficial médio [76]				300-400

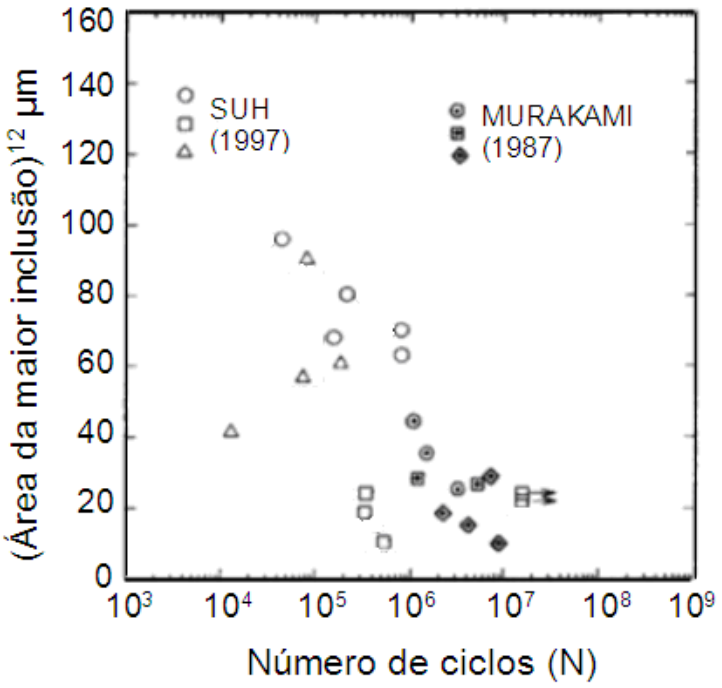


Figura 2-57. Relação entre a área da maior inclusão com o número de ciclos até a fratura em juntas soldadas pelo processo SAC [75,77].

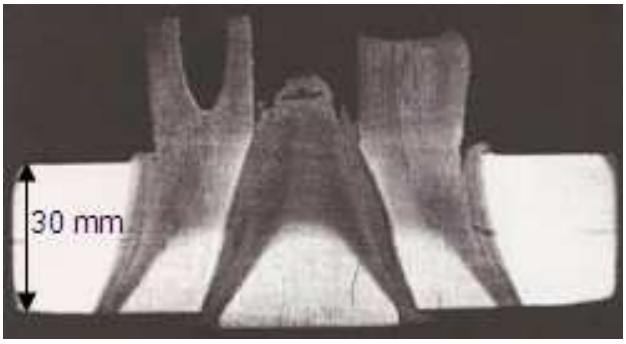


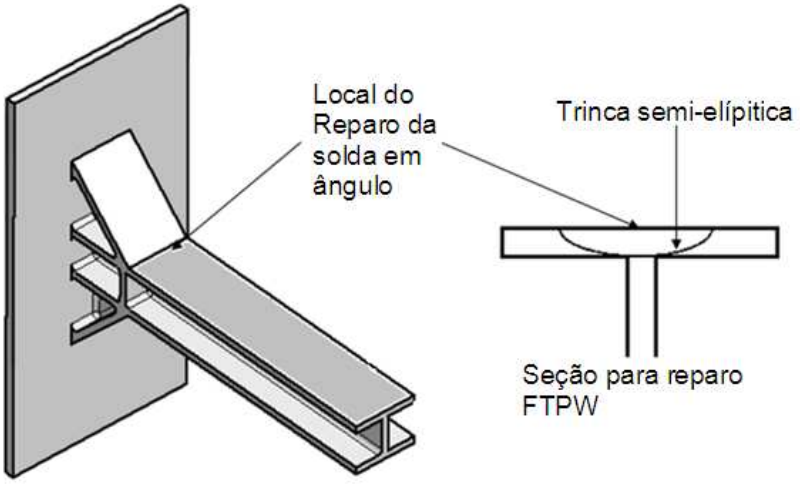
Figura 2-58. Juntas FTPW cavidade passante tipo costura (*stitch*) [2].

O segundo trabalho em fadiga de juntas FTPW foi realizado numa estrutura soldada, representativa de estruturas existentes em navios tipo FPSO [78] (Figura 8-1, Anexo). A Figura 2-59[a] apresenta o tipo de junta soldada testada. Foi comparada a vida em fadiga ao ar da estrutura soldada por arco elétrico com esta mesma estrutura após reparo de uma trinca semi-elíptica usando a técnica de soldagem FTPW, com mesmo equipamento de soldagem FTPW portátil utilizado por MEYER [6] e TEIXEIRA et al. [30]. Os resultados obtidos demonstraram que as juntas FTPW na forma de costura tiveram uma vida em fadiga ligeiramente inferior; segundo os autores, possivelmente devido à presença de óxidos na interface entre cada pino processado. A Figura 2-59[b] apresenta, comparativamente, a posição relativa entre os pontos experimentais em relação às curvas F2 e W da norma BS 7608 [73]. Um aspecto relevante a mencionar se refere ao fato de que a trinca propagou pela interface entre os pinos processados (Figura 2-60). Não obstante, o local de dureza mais elevada se encontrava dentro do pino processado e não na l_{CP}. Mesmo com propriedades de fadiga ligeiramente inferiores à junta soldada original, foi demonstrado, na visão dos autores, um grande potencial para o desenvolvimento desse processo de reparo [78].

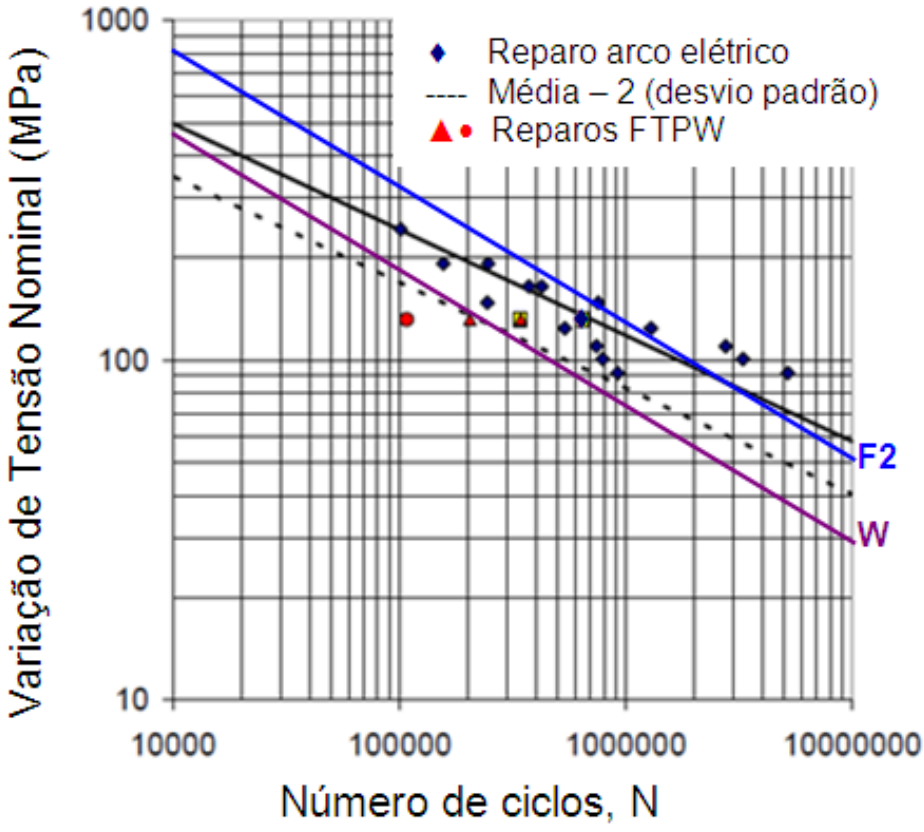
Apesar dos ambientes de reparo terem sido distintos (dentro d'água [2] e ao ar [78]), nota-se uma pequena diferença de comportamento em termos de vida à fadiga, tendo como referência as curvas apresentadas na norma BS 7608 [73]. Os resultados dos ensaios de fadiga das juntas soldadas apresentadas na Figura 2-58 se situavam próximos ou superiores à classe F2 [2], enquanto os melhores resultados obtidos por SALAMA et al. [78] se situam logo abaixo da classe F2 (Figura 2-59).

POPE et al. [79] conduziram ensaios de fadiga tração-tração em corpos-de-prova soldados por atrito radial. Os ensaios foram realizados com R = 0,07, cujos resultados estão apresentados na Figura 2-61. Os resultados obtidos coincidem ou são melhores que a curva de vida classe B média da norma BS 7608 [73]. Na avaliação das fraturas dos corpos-de-prova foi observado que a nucleação de trincas ocorria a partir de uma descontinuidade presente na interface soldada do anel soldado com o tubo ou na própria ZAC. Não havendo qualquer descontinuidade na interface da junta

soldada, a fratura ocorria sempre na ZAC. A dureza média da ZAC foi de 180 HV_1. A descontinuidade que deu origem à fadiga nesta região tinha 10 mm de comprimento por 0,2 mm de profundidade e era semelhante a uma falta de fusão. O ressalto interno, gerado pelo forjamento do anel sobre o mandril interno promoveu um aumento na espessura, que foi benéfico para reduzir as tensões atuantes na interface soldada, a qual é a região mais propensa a apresentar descontinuidades.



(a)



(b)

Figura 2-59. (a) Junta soldada testada em fadiga. (b) Curva SxN para a junta soldada com e sem reparo pelo processo FTPW (ensaios por flexão) [78].



(a) (b)

Figura 2-60. Propagação das trincas de fadiga ao longo da interface entre os pinos processados. (a) Vista superior. (b) Vista lateral [78].

DUNKERTON et al. [80] realizaram diversos ensaios em juntas soldadas por atrito radial em aço API X52 (100 mm diâmetro externo e 12,7 mm espessura). A soldagem foi realizada com tempo de soldagem de 11 segundos e 2 segundos de forjamento. Os resultados dos ensaios de fadiga obtidos estão exibidos na Figura 2-61, juntamente com os resultados de POPE et al. [79]. A seguir é apresentado um resumo dos principais resultados das juntas soldadas testadas: dureza máxima de 200 HV_5 na interface; dobramento a 180º em corpos-de-prova sem indicação de trincas; os ensaios mecânicos apresentaram ruptura no metal base; ensaios de fadiga em escala real com ruptura no metal base equivalendo a uma classe de fadiga curva B média [73] (Figura 2-61); Charpy de 100 J a 10ºC; CTOD mínimo de 1,09 mm a -10ºC.

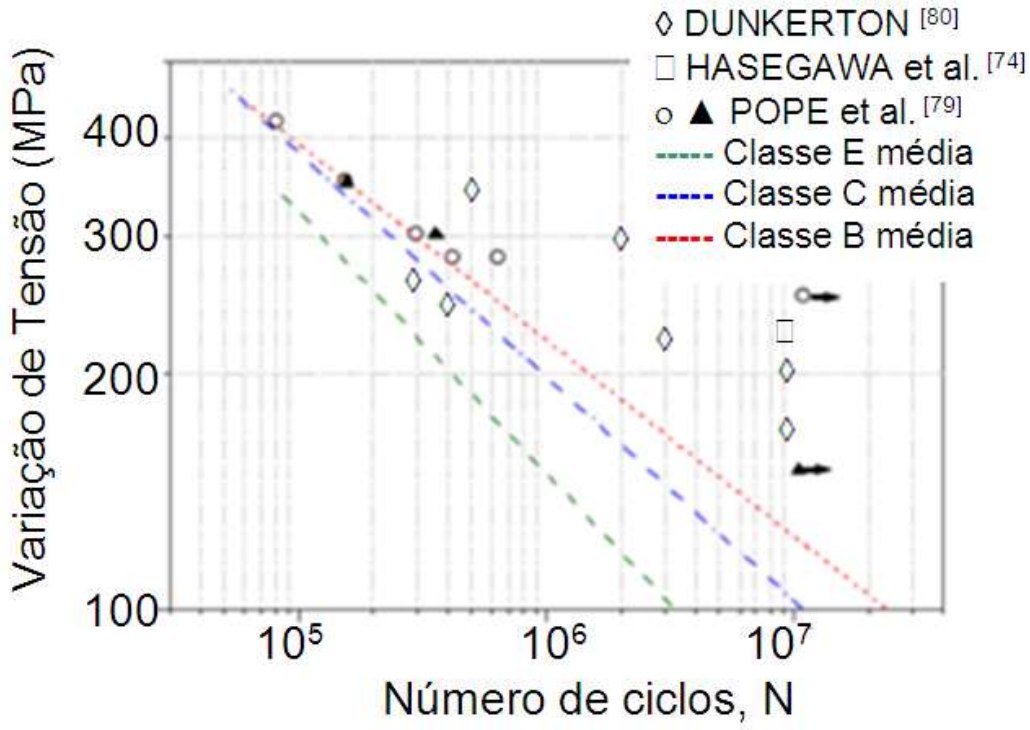


Figura 2-61. Resultados dos ensaios de fadiga [79-81] em escala reduzida comparados com as curvas SN da norma BS7608 [73].

2.5.10 – Interface de Juntas Soldadas por Atrito

O campo da tribologia estuda diversos mecanismos de desgaste sendo um deles o desgaste adesivo também chamado de *galling, seizure* ou soldagem a frio, ou seja, quando ocorre uma união metalúrgica no estado sólido entre duas superfícies sob atrito, por exemplo, uma barra cilíndrica em rotação fazendo pressão contra uma superfície plana [82]. No caso de aços C-Mn, sabe-se que a partir de uma pressão de contato de 15 MPa já se evidencia a austenitização nas asperezas em contato sendo, então, possível o início do fenômeno de união metalúrgica entre as partes em contato, na ausência de lubrificação. Observa-se, ainda, uma evolução do tipo de óxido formado com o aumento da pressão de contato (Figura 2-62).

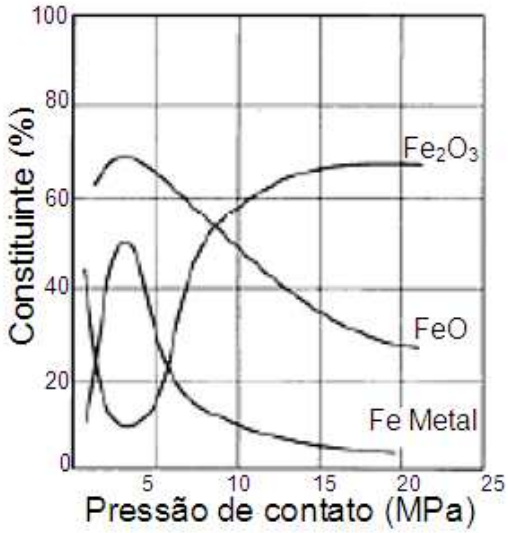


Figura 2-62. Evolução dos tipos de óxidos da interface com o aumento da pressão de contato num par aço-aço [82].

Ensaios de desgaste de pino sob disco entre cobre e níquel evidenciam que o mecanismo de adesão é o resultado da transferência mútua e crescimento de tamanho do agregado metálico transferido entre o pino de cobre e o disco de níquel (Figura 2-63). Estes mesmos autores em estudo de desgaste por deslizamento entre cobre e zinco (pino sob disco) observaram que o agregado metálico formado era composto dos dois metais e da liga Zn-Cu, demonstrando que ocorreu difusão mútua entre o par metálico [83-84].

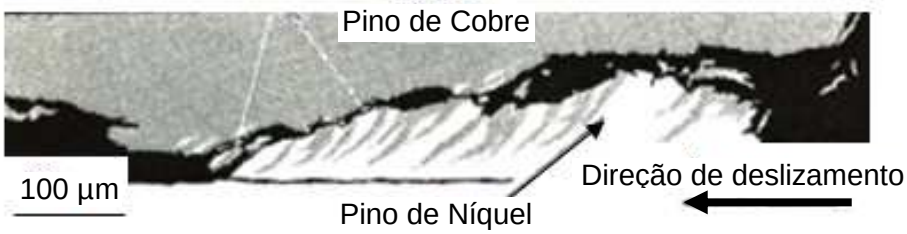


Figura 2-63. Penetração mútua de partículas do pino de cobre (cor cinza) para dentro do disco de níquel por desgaste adesivo [83-84].

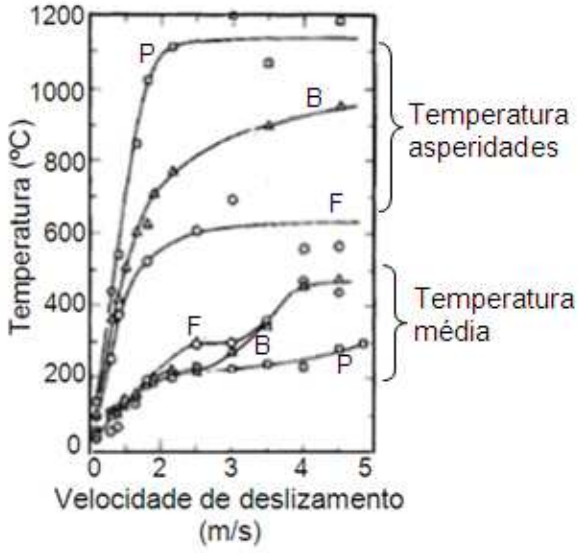
KAWAMOTO et al. [85] estudaram o mecanismo de desgaste adesivo com o ensaio pino sobre disco entre o aço inoxidável 17%Cr (disco de dureza de 167 HB) e pinos de três ferros fundidos de diferentes durezas (P-279 HB, B-217 HB, F-159 HB). Durante o ensaio, eles mediram a temperatura média do pino e a temperatura média local das asperezas em contato, responsáveis pela criação de sítios de adesão, para diversas velocidades de deslizamento e uma pressão sobre o pino de 0,6 MPa. A Figura 2-64[a] apresenta os resultados. Observa-se que a temperatura local nos sítios de adesão (entre asperezas) alcança valores de até 1100ºC, a depender do par em contato, mesmo para uma pressão de contato muito baixa, ainda assim muito superiores à temperatura média do corpo-de-prova (500ºC no máximo).

OZDEMIR et al. [86-88] avaliaram a soldagem pelo processo SAC de junta soldada dissimilar AISI 304L/ AISI 4340 (barras de 12 mm de diâmetro, $\mathbf{t_s}$ = 5 segundos, **n** = 2500 rpm e **P** = 40 MPa). Observaram que na interface ocorre a difusão dos elementos cromo e níquel numa faixa de 40 µm (Figura 2-64[b]). Em função desta difusão a dureza na interface alcançou o valor de 1000 $HV_{0,3}$. UDAY et al. [89] e REDDY et al. [90], observaram em juntas soldadas pelo processo SAC, entre barras de aço AISI 304L/AISI 1018 [89] e AISI 404/AISI 4140 [90], fenômeno semelhante de endurecimento da interface, porém em menor magnitude em função da composição química, (Figura 2-65). Entretanto, segundo SELEZNEV [91] a difusão do carbono na soldagem por atrito somente ocorre numa estreita região da interface, estando entre 5-10 µm de largura.

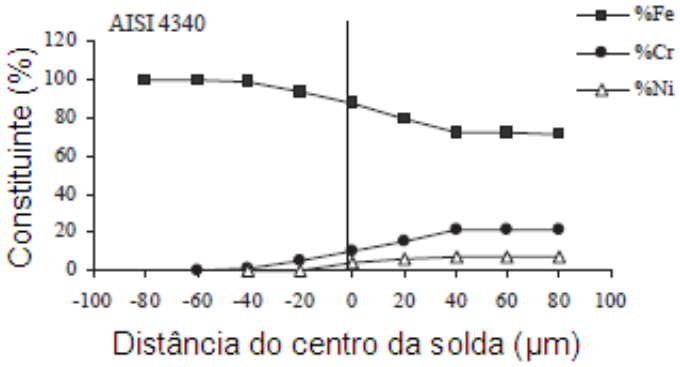
SADA [92] ao estudar o processo SAC utilizando barras de aço C-Mn demonstrou que a temperatura de 1300ºC na interface da junta soldada é rapidamente alcançada bem no início da soldagem (Figura 2-66[a/b]). KIMURA et al. [93] realizaram diversos estudos na soldagem de tubos de aços C-Mn pelo processo SAC no que diz respeito à temperatura na interface em que ocorre o mecanismo de união metalúrgica (*seizure*) ou adesão entre as duas superfícies em contato. A Figura 2-66[c] apresenta os resultados da temperatura de início da adesão entre as superfícies em atrito, em função do momento em que ocorre a elevação contínua do torque máximo. Observa-se que a temperatura mínima em que se inicia o mecanismo de adesão entre as superfícies em atrito é de cerca de 50ºC para uma pressão de soldagem de 90 MPa e cerca de 150ºC para uma pressão de soldagem de 30 MPa.

ALTINTAS et al. [94] e OZDEMIR et al. [87-88] observaram em estudo de junta soldada dissimilar entre aços baixa liga e AISI 304, soldada pelo processo SAC ($\mathbf{R_b}$ = 5 mm, **n** = 1500 rpm, **P** = 170 MPa e $\mathbf{t_s}$ = 14 s), que na interface se desenvolve uma região de mistura mecânica entre os dois aços (Figura 2-67), não tendo observado difusão de elementos de liga. Na Figura 2-67[a] observa-se a micrografia em MEV e

na Figura 2-67[b] observa-se a análise por EDS que identifica a presença dos elementos cromo e níquel ao longo da região de mistura mecânica.

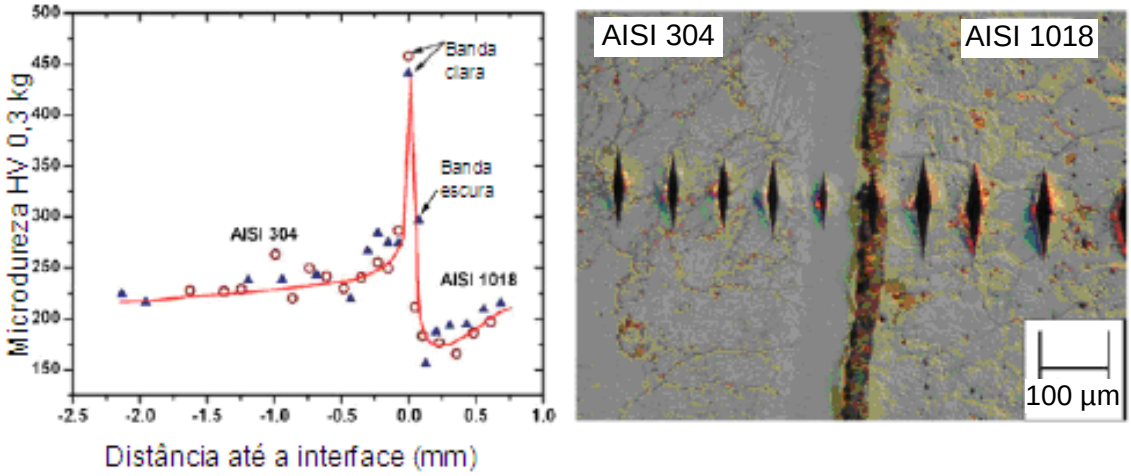


(a)



(b)

Figura 2-64. (a) Temperatura local e média das asperidades em função da velocidade de deslizamento [85]. (b) Constituintes presentes na interface da junta soldada [86].



(a) (b)

Figura 2-65. (a) Microdureza ao longo da interface. (b) Micrografia mostrando onde ocorreu endurecimento na interface da junta soldada dissimilar [89].

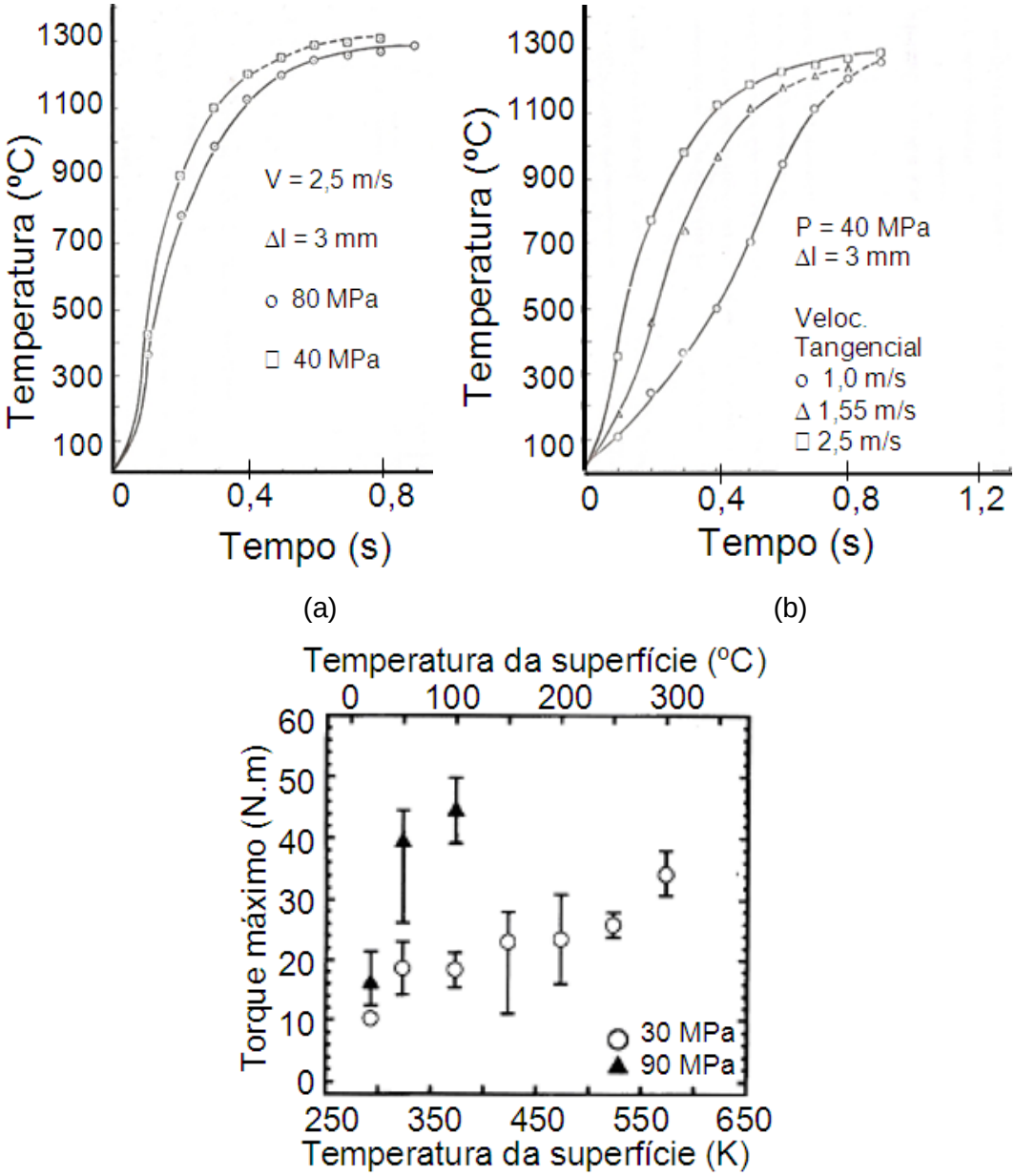


Figura 2-66. Crescimento da temperatura no início da soldagem ao se variar a pressão (a) e a velocidade linear (b) [92]. (c) Temperatura em que ocorre a adesão entre os pares em atrito em função da pressão aplicada durante a soldagem [93].

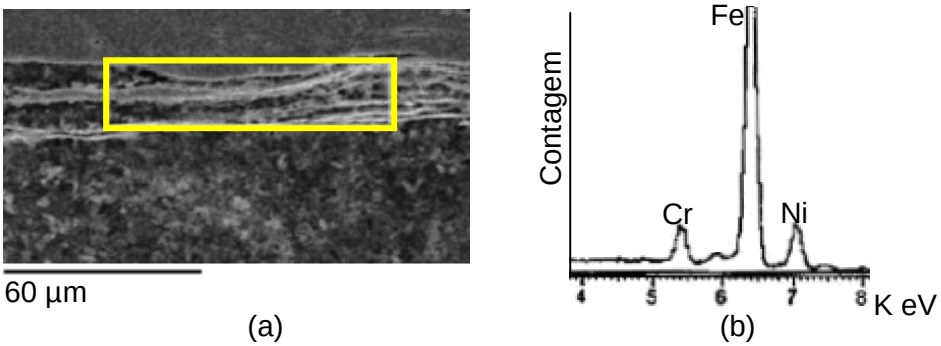
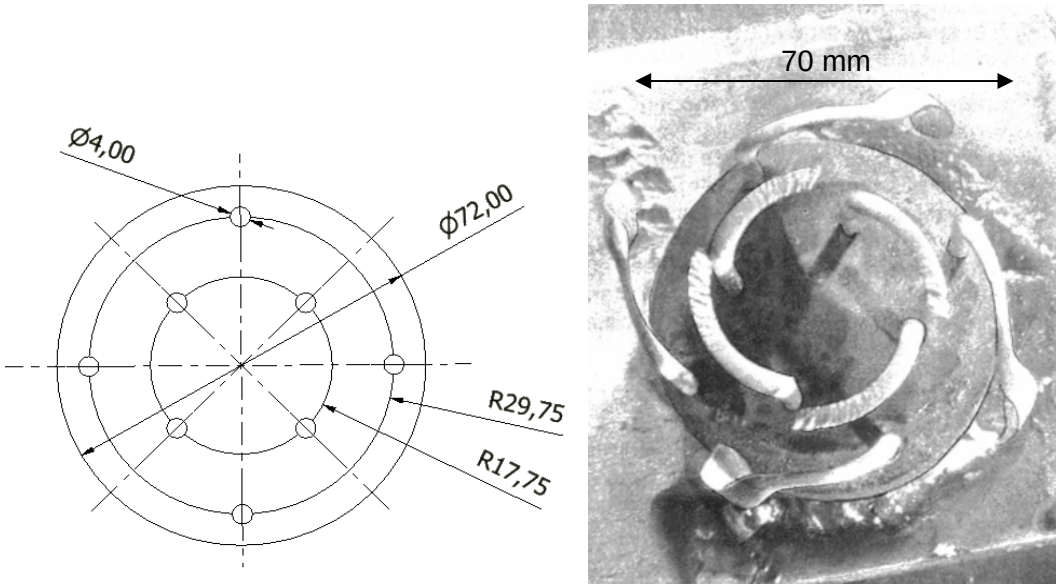


Figura 2-67. (a) Mistura mecânica na interface. (b) Espectro da análise por EDS da região retangular marcada em (a) [94].

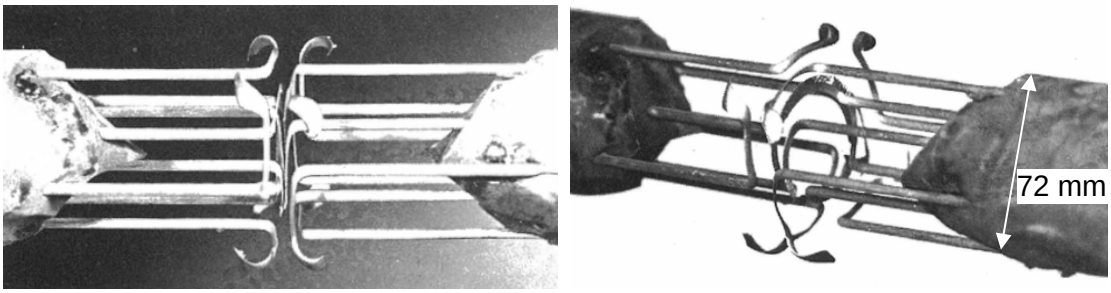
PANTELIS et al. [95] avaliaram o mecanismo de adesão e transporte metálico entre barras cilíndricas (aço C-Mn, 72 mm de diâmetro) soldadas pelo processo SAC através da inserção de arames de aço inoxidável (4 mm de diâmetro) como apresentado na Figura 2-68[a]. Para facilitar a visualização do caminho e da deformação percorrida pelos arames de aço inoxidável a parte da junta soldada de aço C-Mn foi dissolvida em solução com 50% de ácido nítrico. A Figura 2-68[b] mostra a vista superior da interface após a dissolução do aço C-Mn.



(a) (b)

Figura 2-68. (a) Posição dos arames dentro da barra soldada. (b) Corte transversal próximo a região da interface [95].

A partir da Figura 2-69 nota-se que durante a soldagem por atrito entre as barras cilíndricas o material seguiu uma complexa trajetória devido às tensões de compressão e torção, o que foi evidenciado pelo movimento dos arames de aço inoxidável, gerando um fluxo de massa metálica do centro da barra em direção à periferia da mesma. Além disso, observa-se que os arames posicionados no diâmetro mais interno sofreram uma deformação (por cisalhamento e deslocamento angular) maior que os arames posicionados no diâmetro mais externo. De modo que a razão entre (tensão cisalhante)/(tensão de escoamento cisalhante) foi mais elevada para os arames posicionados no diâmetro mais interno. Por outro lado, os arames posicionados no diâmetro mais externo foram submetidos a uma deformação radial e axial mais intensa. Isto ocorreu pelo fato de não haver grande quantidade de metal adjacente que impedisse sua deformação (com formação de helicóides na extremidade dos arames), como é o caso dos arames posicionados no diâmetro mais interno. Na Figura 2-69 nota-se, ainda, que os arames posicionados no centro da barra estavam mais próximos da interface que os arames posicionados no diâmetro externo.



(a) (b)

Figura 2-69. Movimento dos arames dentro da junta soldada. (a) Vista frontal. (b) Vista lateral [95].

PANTELIS et al. [95] realizaram testes interrompendo a soldagem logo no seu início sem aplicar o forjamento final. Observaram regiões não soldadas e soldadas na região central da barra na forma de pequenos depósitos metálicos compostos dos dois metais (ferro e aço inoxidável). Supuseram, então, que durante os primeiros instantes da soldagem a união metálica na interface se iniciava nas regiões mais quentes (do centro da barra em direção a sua periferia) criando uma mistura metálica dos dois metais (ferro e aço inoxidável) com formato descontínuo na interface (Figura 2-70). A soldagem foi interrompida após um tempo de 1,6 segundos sem aplicação de forjamento, o que gerou a formação de uma região de mistura metálica ferro-aço inoxidável de 1,6 mm de espessura. Na Figura 2-70 observa-se uma mistura metálica pela penetração do ferro (cor clara) dentro do aço inoxidável (cor escura) cujo aspecto se assemelha a um fluxo turbulento de massa metálica comportando-se como fluidos. Após a aplicação do forjamento final, nesta mesma condição de soldagem, provocava-se uma redução da espessura da mistura metálica ferro-aço inoxidável, cujo aspecto ainda apresenta uma pequena extensão de uma mistura turbulenta dos metais.

Tais constatações levaram os autores [95] a crerem que com o aumento no tempo de soldagem e consequente aumento da temperatura, o aspecto da interface mudou de turbulento (menor t_s) para uma aparência laminar (maior t_s). Adicionalmente, postularam que as regiões com aspecto de lâminas foram produzidas pelo choque de ondas de massa metálica (Figura 2-71), as quais foram submetidas a uma temperatura relativamente elevada (maior tempo de soldagem), e produzidas logo no início da soldagem. Foi proposto por eles, então, o seguinte modelo para explicar o mecanismo de adesão na interface (Figura 2-72).

No início da soldagem tinha-se a formação de pequenos nódulos de mistura metálica na região do meio raio da barra pela maior temperatura desta região (configuração A). Na sequência da soldagem, em função do aumento da temperatura, estes nódulos foram achatados e deformados formando uma mistura metálica com um aspecto de ondas (ou turbulento) que se estendia por quase a totalidade da interface

(configuração B). Com a manutenção do atrito esta mistura metálica de aspecto turbulento crescia de espessura ao longo do tempo de soldagem. Ao final da etapa de soldagem e no início da etapa de forjamento, as ondas de massa metálica colidiam entre si, primeiramente no meio raio da barra, resultando uma mistura metálica com aspecto laminar. A espessura desta mistura metálica era reduzida com o aumento da pressão de forjamento. Os fenômenos descritos neste trabalho [96] ocorriam numa camada metálica na interface sendo que esta camada se comportava como um fluido e cuja espessura dependia das condições de soldagem, ou seja, aumentava com o tempo de soldagem e diminuía quando a pressão de forjamento aumentava.

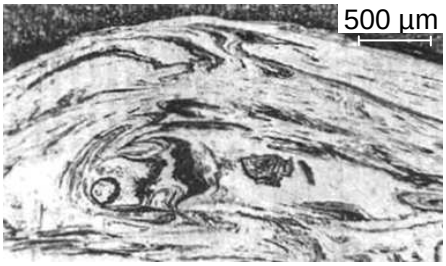


Figura 2-70. Detalhe da região central da barra soldada, sem forjamento, com 1,6 mm de espessura [95]. Nital 3%.



Figura 2-71. Aspecto laminar da interface de uma junta soldada obtida com um tempo de soldagem de 3 segundos seguido de forjamento [95]. Nital 3%.

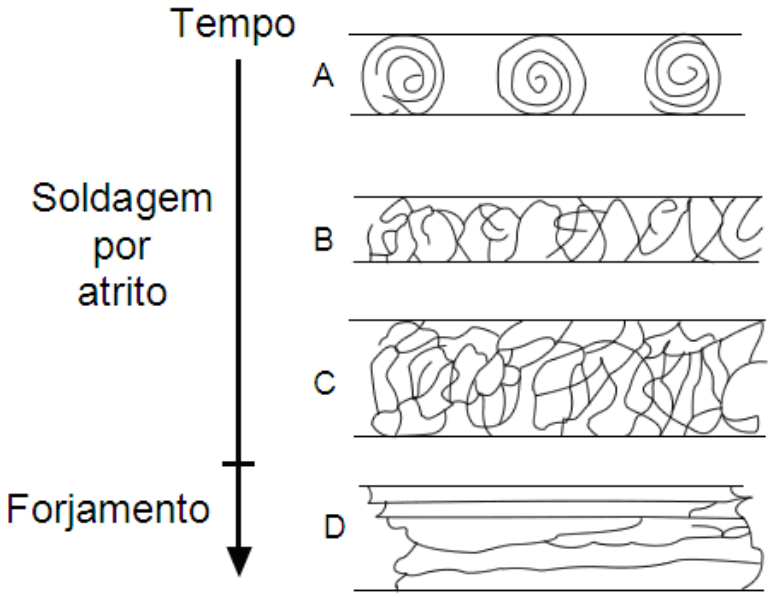


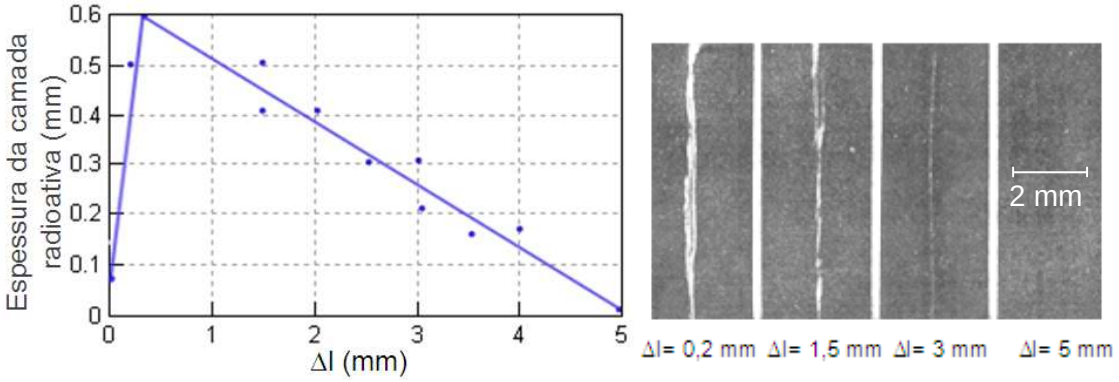
Figura 2-72. Modelo proposto por PANTELIS et al. [95].

LEBEDEV [96] estudou o comportamento de camadas superficiais soldadas por atrito inercial entre barras cilíndricas (diâmetro 14 mm) de amostras de ferro puro e aço C-Mn. Antes da soldagem, na superfície de uma das amostras, foi colocada uma camada de isótopo radioativo de $^{55, 59}$Fe com espessura de 2 μm. Depois da soldagem as amostras foram cortadas ao longo do eixo longitudinal no centro da barra, polidas, tratadas com um agente corrosivo, colocadas num filme de raios-X e deixadas até se obter adequada imagem. Os radiogramas obtidos foram foto-medidos num micro-fotômetro, com resolução de cerca de 4 μm, de forma a se estudar o grau de enegrecimento (S) do radiograma na interface de contato.

Na Figura 2-73[a] observa-se uma mudança (no centro da amostra) da espessura da camada de metal da barra que contém o isótopo, em função do tamanho do consumo axial da barra (Δl). Os radiogramas da zona de contato (Figura 2-74) ilustram o caráter da distribuição do isótopo encontrado próximo ao raio externo das barras soldadas. No início do consumo axial da barra (Δl = 0,2 mm) ocorria uma significativa mistura mecânica das camadas superficiais inter-atuantes dos metais, onde a espessura da camada radiativa crescia de 0,002 mm (2 μm) para um Δl = 0, até 0,6 mm (600 μm) para um Δl = 0,2 mm. A interface soldada possuía uma constituição não uniforme, onde se observava a penetração das camadas do isótopo para dentro do metal. Com o aumento do consumo axial, a camada radioativa se tornava cada vez mais fina, desaparecendo sua estrutura na forma de camadas. Somente após um consumo axial de mais de 4,5 mm, não mais se observavam sinais do isótopo no auto-radiograma (Figura 2-73[b]).

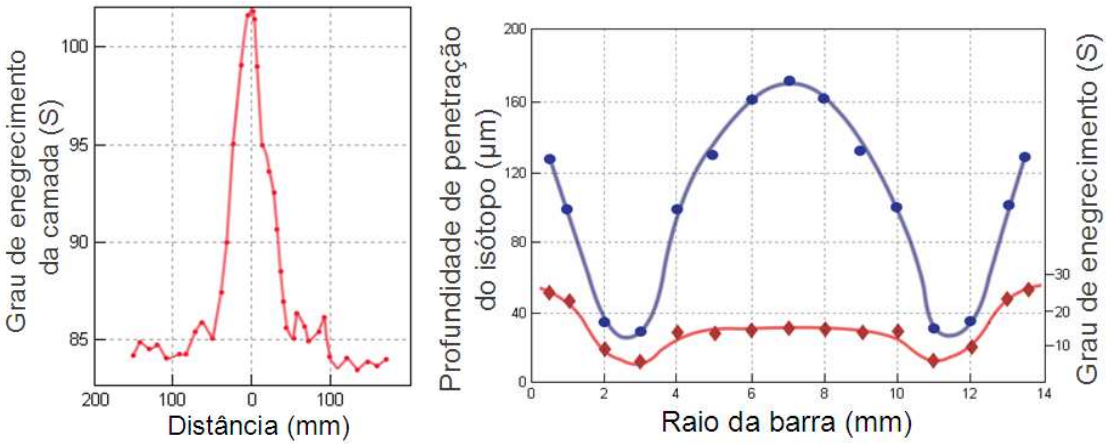
A distribuição característica do isótopo encontrada no eixo da amostra está representada na Figura 2-74[a] (correspondente ao auto-radiograma da Figura 2-73[b]). Na região de contato a intensidade relativa do isótopo era máxima e sua penetração no metal em ambos os lados da linha de contato era uniforme. Foi estudada, então, a distribuição do isótopo ao longo da região de contato e penetrando na amostra em toda a sua seção, para um consumo axial de mais de 4 mm (Figura 2-74[b]). O estudo do auto-radiograma mostrou que na distância de 0,6 R (8,4 mm do eixo da barra soldada) o grau de enegrecimento do isótopo na região de contato era baixo, enquanto no centro e nas partes mais afastadas da amostra era maior. Segundo LEBEDEV [96], os dados experimentais obtidos permitem supor o seguinte quadro de formação da união soldada por atrito inercial: no estágio inicial da soldagem tem lugar uma mistura mecânica das camadas superficiais iniciais (Δl baixo) dos metais, e ao longo da região de contato forma-se uma zona de mistura mecânica (camada de metal de composição mista de espessura de até 1 mm). Com o aumento

do tamanho da área soldada (Δl mais elevado), as camadas metálicas em contato começam a ser pressionadas para a rebarba, cuja mistura a partir do centro da amostra em direção à sua periferia facilita a diminuição da largura da zona de mistura mecânica inicialmente encontrada. A formação da união soldada é completada para uma espessura ótima de comprimento axial, onde já não existe na interface qualquer resíduo de metal das superfícies iniciais em contato.



(a) (b)

Figura 2-73. (a) Espessura da camada radioativa na interface versus Δl. (b) Presença do isótopo no auto-radiograma (0,6 mm de espessura equivale ao Δl de 0,2 mm) [96].



(a) (b)

Figura 2-74. (a) Grau de enegrecimento ao longo do eixo da barra cruzando a interface (Δl = 3 mm). (b) Grau de enegrecimento (curva em vermelho) ao longo da interface e na profundidade de penetração do isótopo (Δl = 4 mm) [96].

CIRIC et al. [97] estudaram como se desenvolvia a interface de uma junta soldada pelo processo SAC, com barras de 10 mm de diâmetro, entre o aço AISI 1060 e o aço liga M2 (0,86%C, 4%Cr, 6%W, 1,8%V, 4,75%Mo), com **n** = 2850 rpm. Segundo os autores, durante a fase estacionária de soldagem, onde o torque se mantém praticamente constante (fase 4 da Figura 2-4), foi formada uma camada de metal viscoso nos dois lados do plano de atrito, neste caso particular, uma massa viscosa de metal e carbetos de tungstênio não dissolvidos. A movimentação desta

massa metálica viscosa assumia um fluxo tanto laminar como turbulento. Este complexo circuito se enquadra, segundo os autores, dentro de fluxo multifásico de fluidos não Newtonianos (a viscosidade da massa metálica muda com a taxa de deformação ou com a velocidade relativa do fluxo). Durante a primeira, segunda e terceira fase da soldagem (Figura 2-4[a]), ou seja, tempo curto de soldagem, o aspecto dominante da massa metálica foi laminar. Ainda nestes estágios iniciais surgia também um fluxo secundário turbulento (Figura 2-75), ou seja, com a transformação do fluxo laminar em turbulento. Este fluxo secundário se caracterizava ainda pela formação de regiões de metal viscoso que foram deformadas e recirculadas e que assumiam aspecto circular (*whirls*) e espiral (*twirls*) de diferentes dimensões (Figura 2-76[a]). Na Figura 2-76[b] nota-se claramente o efeito do crescimento do tempo de soldagem na ocorrência do tipo de fluxo da massa metálica viscosa. Inicialmente havia um aspecto laminar, mas em seguida apareciam regiões de fluxo turbulento e ao final da soldagem era restabelecido um fluxo laminar. Com o aumento do tempo de soldagem esta zona era normalmente expelida para a rebarba da junta soldada.

CIRIC et al. [97] propuseram, ainda, um modelo para caracterizar as diversas regiões que se desenvolviam na interface entre o aço liga e o aço AISI 1060 (Figura 2-77[a]), durante os primeiros momentos da fase estacionária da soldagem por atrito (fase 4 da Figura 2-4[a]), que se compunham de: (1) camada viscosa; (2) camada de carbetos; (3) deposição do aço liga no aço-C; (4) camada viscoplástica; (5) interface, (6) ZAC do aço liga e (7) ZAC do aço-C. A Figura 2-77[b] apresenta o aspecto da deposição do aço liga sobre o aço-C, que segundo os autores ocorre devido às diferenças nas propriedades termo-físicas dos dois aços (Figura 2-77[a], região 3).

Na Tabela 2-11 é apresentada a distribuição dos carbetos ao longo das várias camadas. Nota-se que a maior concentração de carbetos ocorria no plano de atrito (interface). Era evidente, ainda, que a menor concentração de carbetos ocorreu na camada viscosa [97]. E devido ao fato da camada viscoplástica ter sido aquecida a temperaturas mais elevadas havia, então, nesta região, as condições necessárias para a ocorrência do processo de recristalização dinâmica, resultando uma microestrutura de grãos finos. A mistura de partículas que ocorria na região 5 (Figura 2-77[a]) se dava logo no início das fases de soldagem 2-3 (Figura 2-4[a]).

Por último, segundo os autores [97], o movimento das diversas fases ocorria ao longo de trajetórias complexas e, em paralelo, ocorriam inúmeras mudanças metalúrgicas nos dois aços, tais como dissolução e fratura mecânica de partículas, deformação plástica, transformações de fase, difusão, etc.

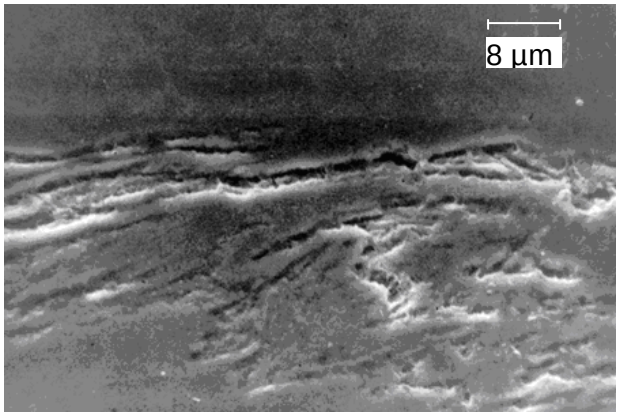


Figura 2-75. Fluxo turbulento evidenciado pelo deslocamento de massa entre a matriz e as partículas de carbetos de tungstênio [97].

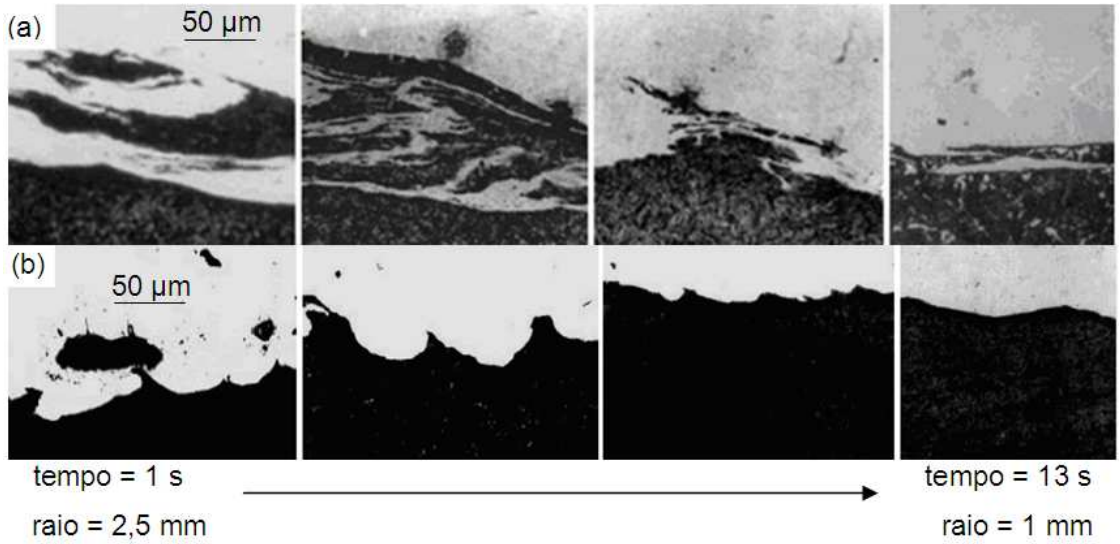
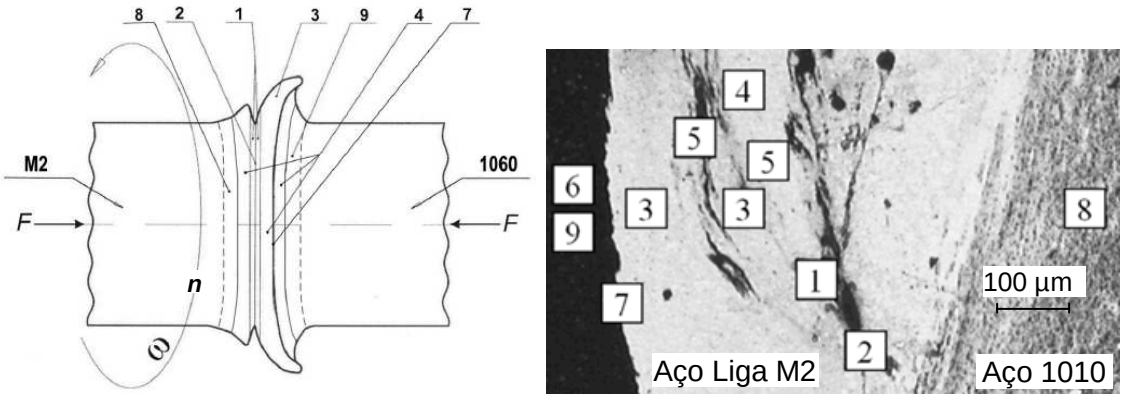


Figura 2-76. (a) Aspecto dos *whirls* e *twirls* no início da soldagem e próximo ao seu eixo. (b) Formato da interface com o aumento do tempo de soldagem e do raio, sem aplicação do forjamento, ao final da soldagem. **P** = 80 MPa e **n** = 2850 rpm. Aço liga (cor clara). Aço AISI 1060 (cor escura) [97].



(a) (b)

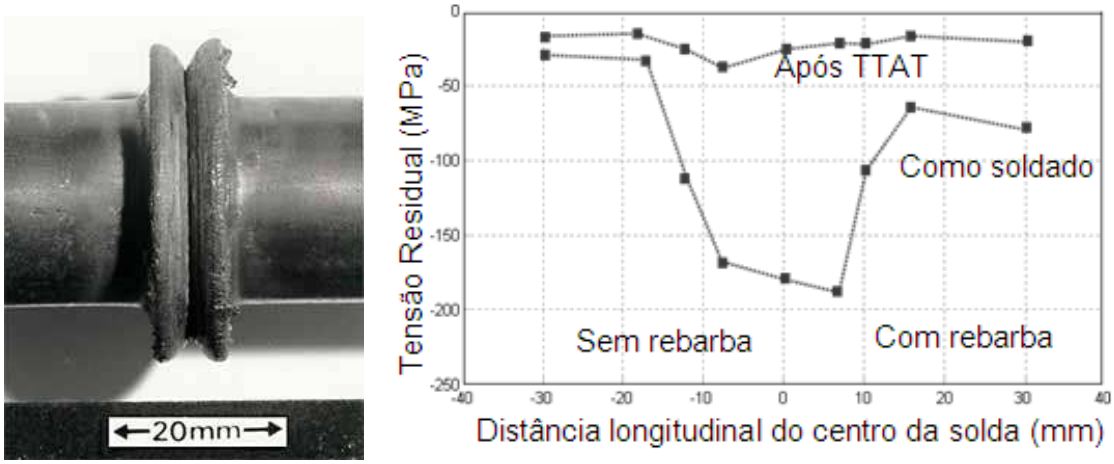
Figura 2-77. (a) Regiões que se desenvolvem ao longo da interface. (b) Camada de aço liga depositada sobre o aço-C [97].

Tabela 2-11. Concentração em volume e tamanho médio dos carbetos não dissolvidos na junta soldada do aço liga com o aço-C [97].

Zona	% Carbonetos não dissolvidos	Média das partículas de carbonetos (µm)
Plano de atrito	24,05	0,94
Camada viscosa	5,70	0,64
Zona de mistura	9,38	0,97
ZAC aço M2	10,43	0,91
Aço M2	26,90	0,64

2.5.11 – Tensões Residuais em Soldagem por Atrito

Resultados de medições de tensões residuais em juntas soldadas pelo processo SAC, Figura 2-78 [71-72], através da técnica de furo cego, evidenciaram que as tensões residuais de soldagem, medidas ao longo da superfície da barra, tanto na direção axial como na direção circunferencial, eram compressivas.



(a) (b)

Figura 2-78. (a) Barra soldada pelo processo SAC. (b) Distribuição das tensões residuais na direção axial da barra [71-72].

HATTINGH et al. [32,98-100] realizaram medições de tensões residuais utilizando a técnica de difração por nêutrons em juntas FTPW de aço baixa liga (2,25%Cr/1%Mo) usado em aplicações em alta temperatura na área petroquímica. A Figura 2-79[a] apresenta as regiões ao longo da seção transversal onde foram realizadas as medições de tensão residual. A Figura 2-79[b] apresenta os resultados das tensões residuais, a 10 mm abaixo da superfície, nas direções x, y e z, partindo da região do pino processado em direção a ZAC. Nota-se que as tensões residuais são eminentemente trativas na ZAC, com valores mais elevados na direção x. A Figura 2-

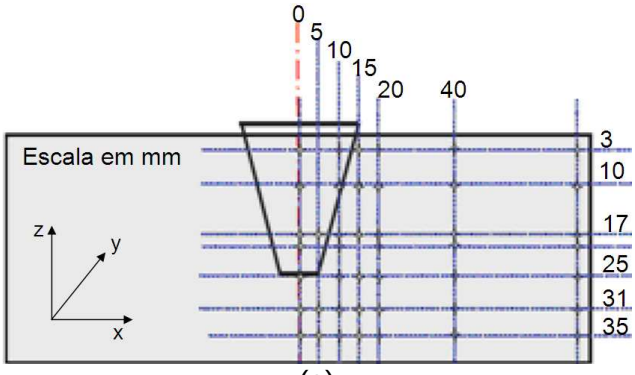
80 mostra que as tensões residuais, na direção x, são mais elevadas ao longo da IL_{CP}, alcançando os maiores valores a uma profundidade de 20-30 mm (em relação à superfície da chapa). Os autores acreditam que a presença de elevadas tensões residuais trativas facilitaram a ocorrência de trincas na zona de processamento do pino, o que estava, também, relacionado aos elevados valores de dureza. A Figura 2-81 apresenta medições das tensões residuais [100] também pela técnica de difração por nêutrons, realizadas ao se variar o comprimento de queima do pino processado (Δl = 7, 12 e 17 mm) no mesmo aço (2,25 %Cr 1% Mo). A soldagem foi realizada com **n** = 5000 rpm. Nota-se que existe um valor ótimo de comprimento de queima que reduz o volume das tensões residuais trativas, direção y, próxima à superfície da chapa (Δl = 12 mm). Segundo os autores [98] tal efeito está diretamente relacionado a uma redução da dureza na superfície pelo efeito de revenimento imposto por um tempo de soldagem mais longo (maior Δl).

A Tabela 2-12 apresenta as juntas soldadas realizadas com o mesmo aço (2,25%Cr 1%Mo) com o objetivo de avaliar o efeito do preaquecimento e do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) na junta soldada FTPW com pinos individuais [101]. A Figura 2-82[a] apresenta os resultados obtidos onde se nota o efeito benéfico do TTAT em praticamente eliminar as tensões residuais trativas. O uso do preaquecimento pouco influenciou na redução das tensões residuais.

Tabela 2-12. Características das juntas soldadas FTPW produzidas [98].

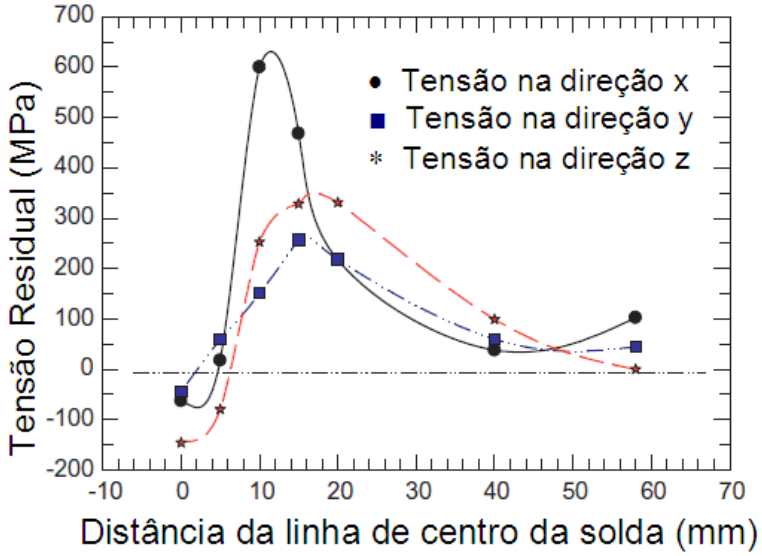
Junta Soldada	n (rpm)	F (kN)	Δl (mm)	t_f (s)	T_o (ºC)	TTAT	Comentários
1	5000	17,7	12	18	-	-	-
2	5000	17,7	12	18	200-300ºC	-	20 minutos
3	5000	17,7	12	18	-	650-750ºC	80 minutos Resfriamento ao ar

t_f = tempo de forjamento; T_o = preaquecimento; TTAT = tratamento térmico de alívio de tensões.



(a)

Figura 2-79. (a) Regiões onde foram realizadas as medições de tensões residuais. (b) Resultados das tensões residuais nas direções x, y e z, a 10 mm de profundidade em relação à superfície da chapa [32,98]. Chapa e pino de mesmo material.



(b)

Figura 2-79. Continuação.

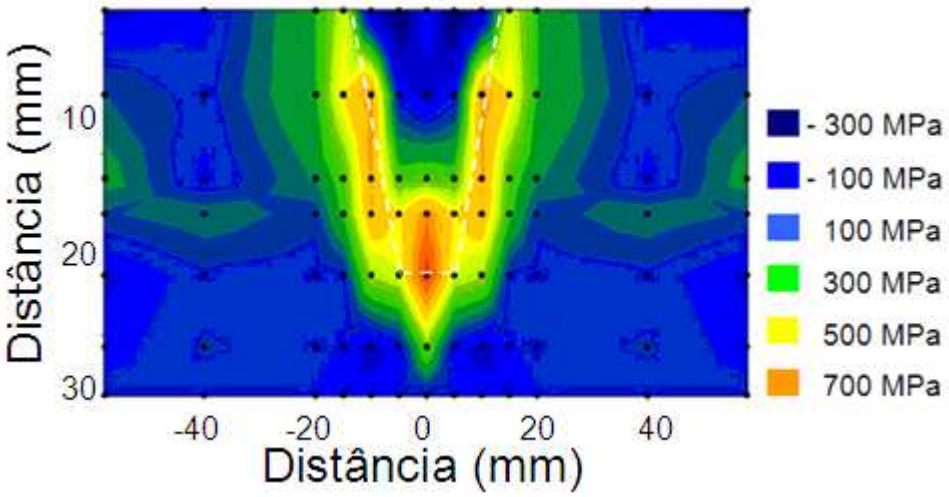


Figura 2-80. Mapa das tensões residuais na direção x (em pontilhado cor branca a região do pino processado [100].

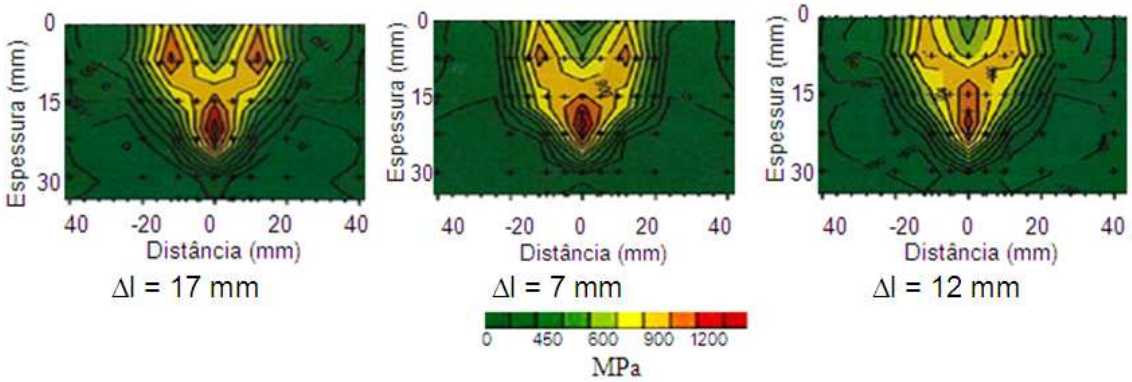


Figura 2-81. Tensões residuais na direção longitudinal (direção y) de juntas FTPW variando-se o comprimento de queima do pino processado [98].

HATTINGH et al. [99] realizaram medições de tensões residuais em juntas FTPW tipo costura, chapas de 30 mm de espessura, pino e chapa de aço

0,16%C/1%Cr/0,44%Mo, processando cinco pinos com sobreposição de 50%, com os parâmetros de soldagem da junta soldada nº1 (Tabela 2-12). As tensões residuais foram medidas na direção longitudinal (direção x) ao longo do eixo z. Observaram valores máximos de tensões residuais a cerca de 10-12 mm de distância do centro da junta soldada, para quaisquer das profundidades de medição (3, 10, 20 e 23 mm) em relação à superfície da chapa (Figura 2-82[b]). Estas tensões passavam de trativas para compressivas a uma distância ao longo do eixo z, superior a 20 mm do centro da junta soldada. Adicionalmente, as tensões residuais foram sempre mais elevadas no centro da junta soldada (posição B, Figura 2-82[b]) comparadas ao início e ao final do processamento dos pinos (posições A e C). Este efeito foi creditado a uma restrição mais elevada a que foram submetidos os pinos processados no centro da costura, ao término da soldagem FTPW, pela presença dos pinos adjacentes.

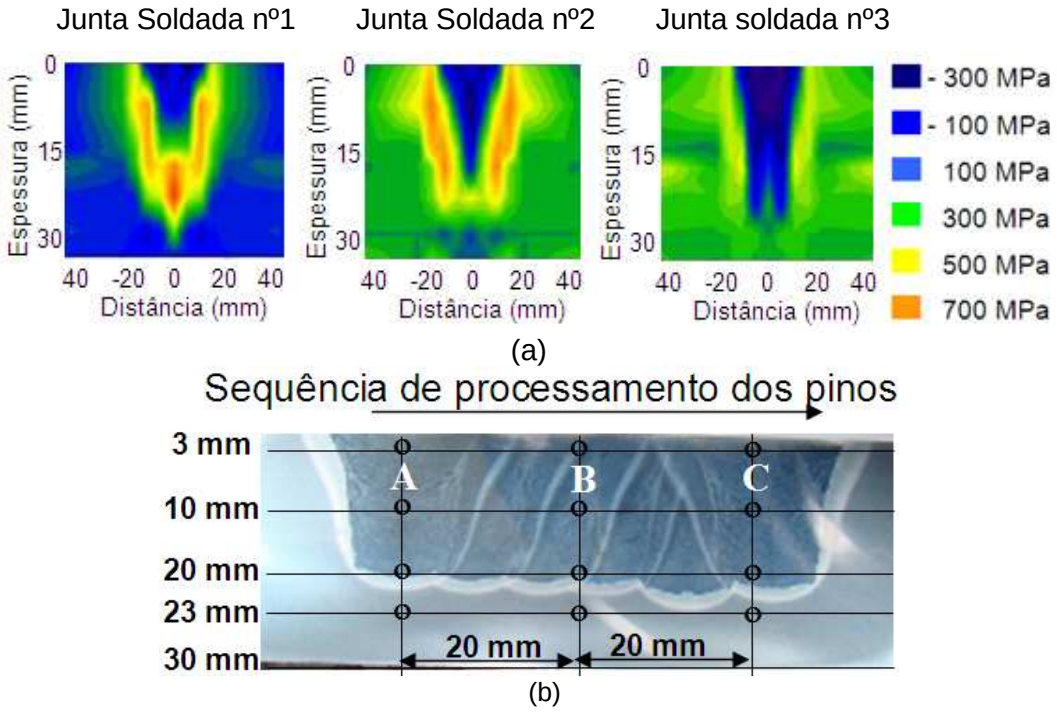
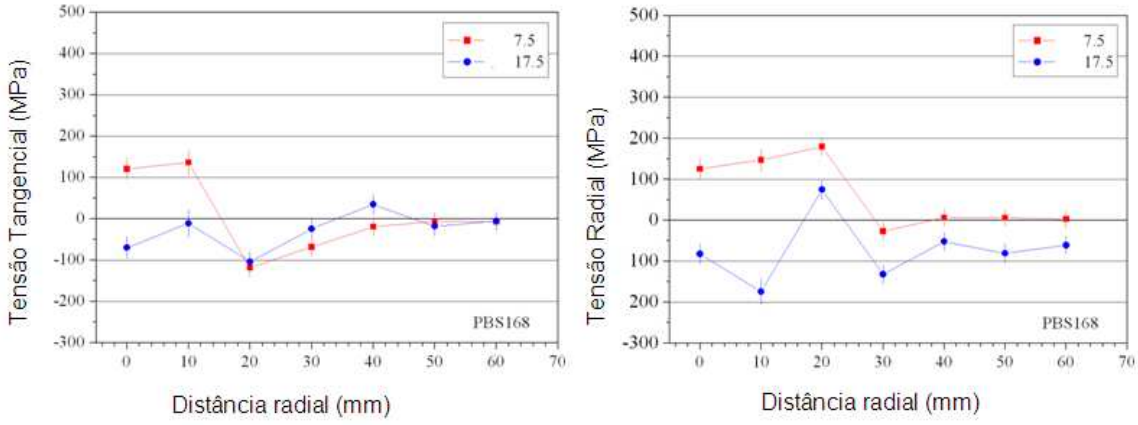


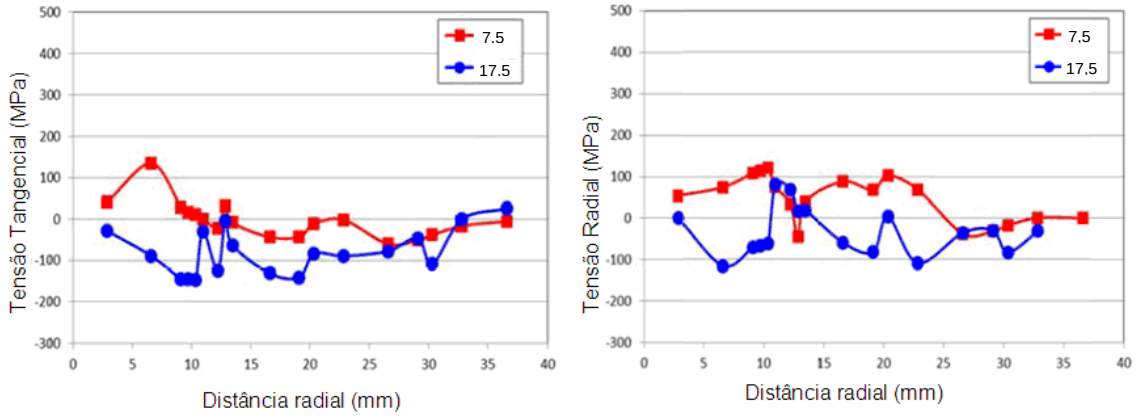
Figura 2-82. (a) Variação das tensões residuais na condição como soldada (junta nº1), com preaquecimento (junta nº2) e com TTAT (junta nº3) [100]. (b) Posição (círculos) onde foram realizadas as medições de tensão residual na junta FTPW por costura [99].

Ensaios de medição de tensões residuais [102] foram realizados em juntas FTPW, com os mesmos materiais apresentados na Figura 2-31, com força de processamento do pino de 400 kN sem preaquecimento. Foram utilizadas as técnicas de difração por nêutrons [103] e furo cego [104], com medições a 7,5 mm e a 17,5 mm de profundidade. Os resultados obtidos foram bastante próximos como se pode observar nas Figuras 2-83 e 2-84. Nota-se, ainda, que com a utilização de elevada força de processamento tem-se tensões residuais compressivas na quase totalidade das medições realizadas.



(a) (b)

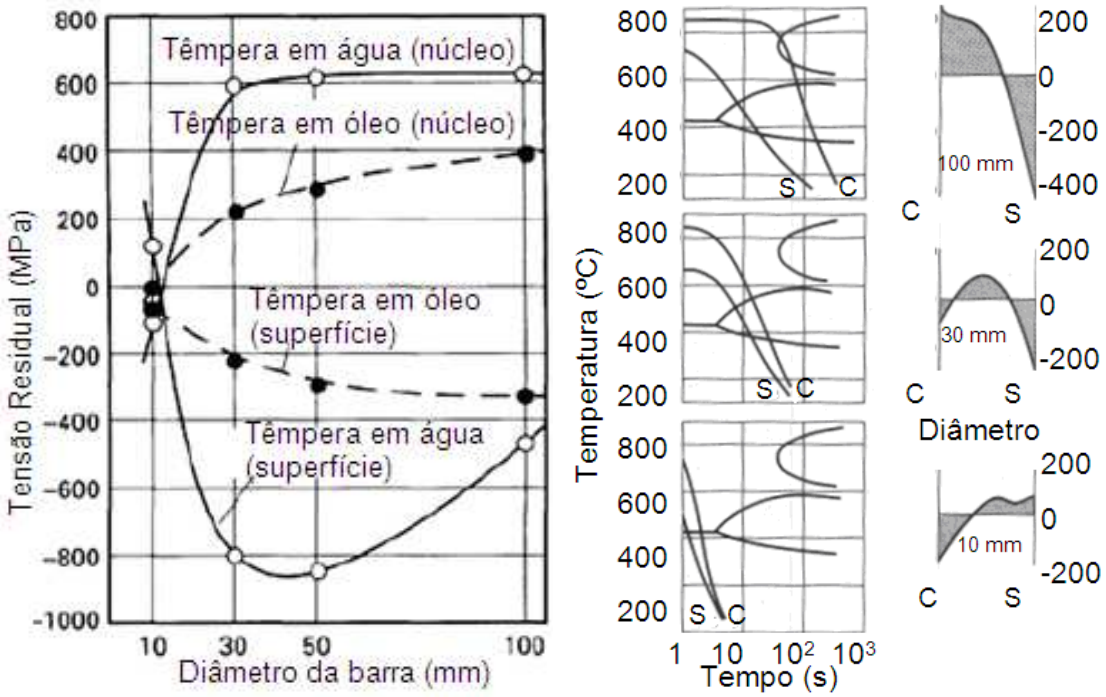
Figura 2-83. Tensões residuais (difração por nêutrons). (a) Tensão tangencial. (b) Tensão radial. F = 400 kN [102].



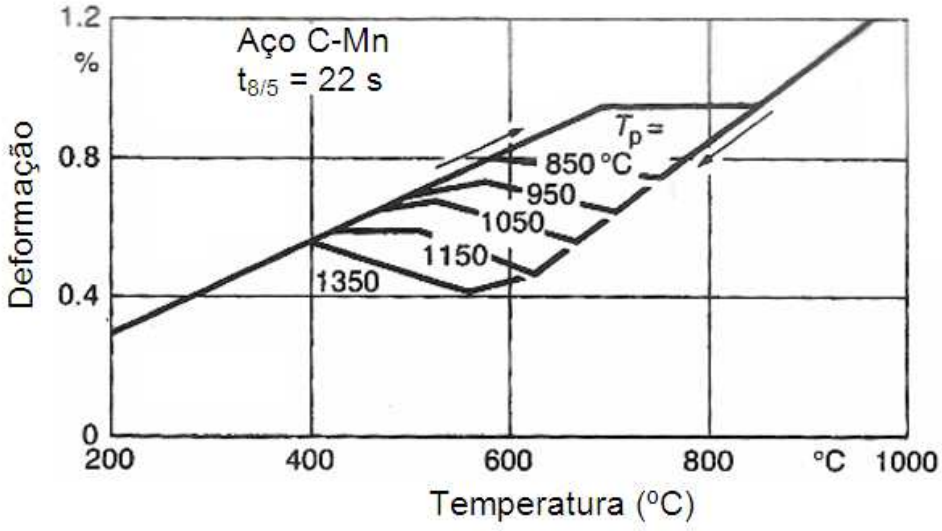
(a) (b)

Figura 2-84. Tensões residuais (furo cego) medidas na mesma junta soldada da Figura 2-83. (a) Tensão tangencial. (b) Tensão radial. F = 400 kN. [102].

A Figura 2-85[a] apresenta o comportamento das tensões residuais em barras de aço C-Mn austenitizadas e temperadas em água e óleo, onde pode ser visto que a depender do diâmetro da barra é possível introduzir-se tensões compressivas na superfície (S) enquanto o centro fica em tração (C), Figura 2-85[b] [105, 76]. A Figura 2-85[c] apresenta a evolução do limite de escoamento e da deformação durante o aquecimento ao se aumentar o valor de $T_{p.}$ (temperatura de pico). Quanto mais elevado o valor de T_p maior será a perda de resistência do aço, proporcionando maior deformação no aquecimento e, consequentemente, contração no resfriamento, o que está diretamente relacionado às tensões residuais de soldagem. Adicionalmente, sabe-se que quanto mais elevada é a temperatura de pico (T_p) maior é o tamanho de grão e maior o diferencial de temperatura entre T_p e a temperatura de transformação $\gamma \Rightarrow \alpha$ (austenita – ferrita) ou $\gamma \Rightarrow$ M (austenita – martensita). Desta forma, quanto mais elevado o valor de T_p maiores as deformações e maiores as tensões residuais devido à dilatação e contração térmica.



(a) (b)



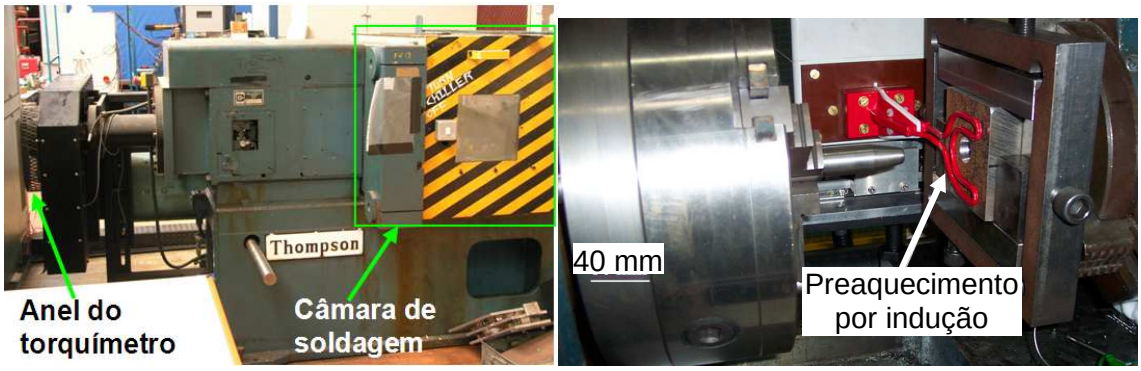
(c)

Figura 2-85. (a) e (b) Efeito do diâmetro da barra e do tipo de tratamento térmico nas tensões residuais [105,76]. (c) Efeito do aumento de T_p na deformação total da junta soldada [106].

3. Metodologia Experimental

3.1 - Equipamento de Soldagem

A soldagem FTPW foi efetuada utilizando uma máquina modificada de soldagem por atrito NEI – John Thompson, convencionalmente utilizada para a união de barras cilíndricas pelo processo SAC, pertencente ao "*The Welding Institute*" [15], apresentada nas Figuras 3-1[a,b], onde somente o lado da chapa possui deslocamento axial. Esta é uma máquina estacionária de grande porte com potência máxima de 70 kW, 3,5 m de comprimento e 2,5 m de largura, força axial máxima de 480 kN e peso de 7 toneladas. Tais características conferem a esta máquina de soldagem resistência, inércia e rigidez suficientes para reagir a cargas tão elevadas. Este equipamento de soldagem por atrito estava equipado com um torquímetro, modelo Monitorq E-520A da Autogard, diretamente acoplado ao motor da máquina de soldagem e distante 1,9 metros do eixo girante, capaz de medir torque entre 10-500 N.m com resolução de 10 N.m (Figura 3-1[a]). Na Figura 3-1[b] pode-se destacar o sistema de preaquecimento por indução utilizado (garfo na cor vermelha). Praticamente todas as juntas soldadas foram fabricadas utilizando geometria de pino com formato cônico de forma a se poder comparar com os resultados de trabalhos publicados de juntas soldadas realizadas com equipamentos de soldagem FTPW de baixo torque [5-8,10,11]. Os parâmetros de soldagem assim como as geometrias dos pinos e das cavidades foram selecionados baseados na experiência acumulada pelo TWI [2,15] no processo de soldagem FTPW.



(a) (b)

Figura 3-1. Vista geral do equipamento de grande porte utilizado para a soldagem FTPW. (a) Câmara de soldagem e anel do torquímetro. (b) Sistemas de fixação do pino de formato cônico, chapa (metal base) com respectiva cavidade e o sistema de preaquecimento por indução utilizado.

3.2 – Ensaios realizados e geometrias utilizadas

Apesar da experiência acumulada pelo TWI neste processo, diversos testes adicionais foram realizados no início deste trabalho. Foram avaliadas mudanças na velocidade rotacional, comprimento de queima, força de soldagem, geometria do pino e tipo de material do pino, verificando se ocorria o total preenchimento da cavidade e se a junta soldada era capaz de apresentar uma resposta satisfatória no ensaio de dobramento. Cabe ressaltar, entretanto, que em situações de reparo nem sempre é possível obter aprovação no ensaio de dobramento, a depender do raio do cutelo utilizado e da dureza máxima obtida na junta soldada, mesmo na ausência de trincas oriundas da soldagem.

A soldagem por atrito em aços é reconhecida como um processo de soldagem realizado totalmente no estado sólido. Logo, a entrada de hidrogênio é desprezível de forma que trincas induzidas pelo hidrogênio, após o resfriamento da junta soldada, não são esperadas como no caso da soldagem com arco elétrico. Porém, a depender do teor de carbono e dureza máxima alcançada na região da interface, trincas de têmpera podem ocorrer na ausência de preaquecimento [39].

Com o intuito de possibilitar uma redução adicional da dureza, testes adicionais foram realizados com preaquecimento da chapa, pelo método de indução, a 200°C, antes do início do processamento do pino, assim como pela utilização de pinos com menor CE (carbono equivalente). O procedimento utilizado foi o de se aquecer a chapa a 250ºC removendo-se, então, o aparato de indução, para, então, se iniciar a soldagem. Desta forma, a temperatura real de preaquecimento variou de cerca de 200-230ºC ao longo da espessura da chapa.

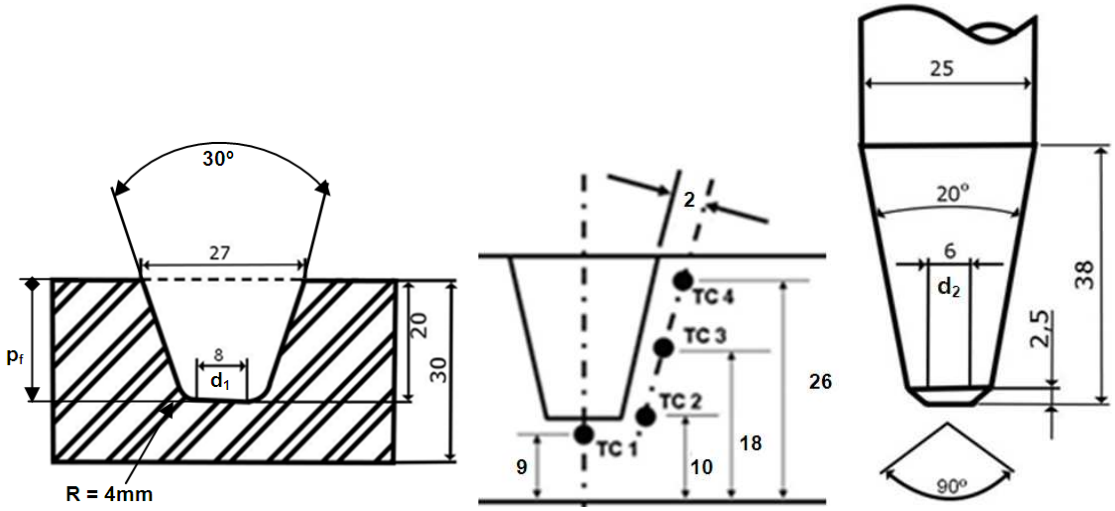
A influência da força axial de processamento de pinos foi avaliada através de caracterização microestrutural, teor de inclusões, medições de microdureza, mapeamento químico de elementos de liga na interface da junta soldada, medição do ciclo térmico, propriedades mecânicas, vida à fadiga, tenacidade à fratura e tensão residual. A Tabela 3-1 apresenta um resumo dos ensaios realizados. A geometria e dimensões das juntas soldadas são apresentadas na Figura 3-2 (equivalente a Figura 2-13), assim como a posição onde foram colocados os termopares.

A geometria escolhida está relacionada à capacidade de aplicação de elevadas forças axiais. Para tal, partiu-se de um diâmetro de pino maior do que aquele utilizado nos equipamentos de baixo torque (25 mm em vez de 18 mm na parte superior, porém mantendo-se o valor de d_2 = 6 mm (diâmetro na ponta do pino onde se inicia a soldagem). É importante ressaltar que, do ponto de vista de reparo de estruturas, quanto maior for o diâmetro do pino e quanto mais próximo de uma soldagem FHPP

(pino cilíndrico), menos sobreposições serão necessárias para se reparar um determinado comprimento de trinca existente.

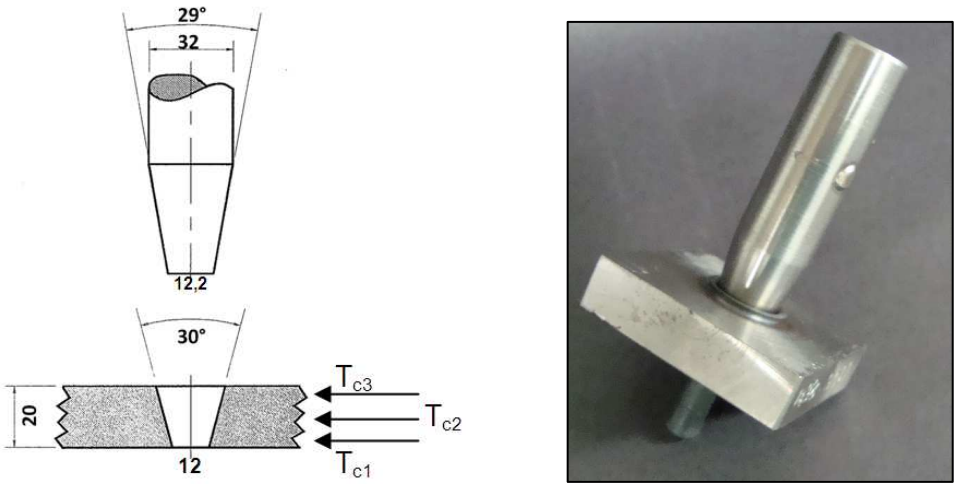
Tabela 3-1. Ensaios realizados.

Ensaios	Cavidade não passante	Cavidade passante
Análise química do metal base e pinos utilizados	SIM	
Macrografia para verificação do preenchimento da cavidade variando-se a geometria da junta soldada, força de soldagem e velocidade rotacional	SIM	NÃO
Ensaios de dobramento	SIM	NÃO
Ensaios de tração	SIM	NÃO
Microscopia ótica, de varredura e de transmissão	SIM	
Medição do ciclo térmico	SIM	
Mapeamento químico da interface da junta soldada	SIM	
Análise das inclusões não metálicas	SIM	NÃO
Ensaios de CTOD	SIM	
Ensaios de fadiga (escala real)	SIM	NÃO
Ensaios de fadiga (escala reduzida)	SIM	NÃO
Fractografia em MEV	SIM	
Medição de tensões residuais	SIM	NÃO



(a)

Figura 3.2. Geometria da junta soldada (pino e chapa) e posição dos termopares. (a) Cavidade não passante. (b) Cavidade passante.



(b)

Figura 3.2. Continuação.

3.3 – Materiais Utilizados

Os materiais utilizados nesse trabalho são aços estruturais C-Mn, tipicamente utilizados na indústria petrolífera:

- Metal base (chapa) – aço BS EN100025 (Gr50D), 200x140x30 mm [60];
- Pino de médio CE (denominado PBS): obtido a partir de barras cilíndricas laminadas a quente, de 30 mm de diâmetro, de acordo com a norma BS970-3 150M19 [67], originalmente classificado como EN14;
- Pino de baixo CE (denominado PBX): obtido a partir de tubos de aço API 5L X65, de baixíssimo %C e elementos residuais como enxofre e fósforo [68];
- Pino de baixo teor de carbono (< 0,05%) obtido a partir de depósito por soldagem por arco submerso com 3 arames, através de enchimento em multicamadas usando arame de aço C-Mn como consumível, denominado PBCP;
- Pino de aço inoxidável austenítico AISI 316L [58], denominado PBSS;
- Pino de aço ao níquel, originalmente classificado como EN36 [67], denominado PBNS;

A utilização do material do pino PBCP, metal base e pino, objetivou o estudo do efeito do ciclo térmico na dureza máxima numa junta soldada totalmente similar. Com o pino PBNS objetivou-se um estudo do gradiente de composição química através da I_{CP} de forma a se comparar com o pino PBSS que possui teor mais elevado do elemento níquel.

A Tabela 3.2 apresenta a composição química dos materiais. As concentrações dos elementos principais tais como carbono, manganês, cromo, níquel, molibdênio e cobre, apresentadas nesta tabela, foram obtidas a partir da média de dez medições. O desvio padrão destas medições foi de 0,01% para os elementos carbono, Ni e Mo e de

0,02% para os elementos Mn e Cr. Os elementos carbono e enxofre foram obtidos pelo método de combustão, utilizando equipamento marca Leco, modelo CS-444. Os outros elementos foram analisados pela técnica de espectroscopia por emissão atômica de plasma-ICP, marca Varian, modelo Vista MPX. A Tabela 3-3 apresenta os valores de força axial testados para os pinos PBS e PBX. As juntas FTPW produzidas com outros tipos de pino, tais como o PBCP, PBSS e PBNS, foram utilizadas em testes com fim específico de analisar, por exemplo, o ciclo térmico, a difusão e/ou mistura mecânica e controle da dureza máxima. Todas as juntas FTPW foram realizadas com velocidade rotacional de 1550 rpm.

Tabela 3-2. Composição química do material de base e dos pinos (% em peso).

Elemento (%)	Material Base	Pino PBS	Pino PBX	Pino PBSS	Pino PBNS	Pino PBCP
C	0,15	0,17	0,04	0,011	0,15	0,04
Si	0,23	0,23	0,24	0,4	0,16	0,23
Mn	1,5	1,6	1,28	1,49	0,54	1,72
P	0,019	0,014	0,007	0,035	0,045	0,034
Ca	-	-	0,0032	-	-	-
S	140 ppm	360 ppm	20 ppm	230 ppm	300 ppm	15 ppm
Cr	0,14	0,08	0,23	16,9	0,82	0,04
Ni	0,11	0,08	0,25	10,9	2,77	0,03
Mo	0,03	0,002	0,26	2,21	0,078	0,54
Cu	0,21	0,04	0,01	0,21	0,16	-
Al	0,009	0,03	0,007	0,002	0,019	-
Nb	0,005	0,001	0,015	-	-	0,02
Ti	0,019	0,002	0,009	0,005	-	-
V	0,003	0,008	0,002	-	-	-
CE_{IIW}	0,48	0,47	0,35	-	0,467	0,44
P_{cm}	0,26	0,26	0,14	-	0,28	0,17

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \text{ [68]}$$

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \text{ [68]}$$

3.4 - Ciclo Térmico

A avaliação do ciclo térmico foi realizada utilizando-se quatro termopares tipo K (Figura 3-2[a,b]), posicionados a cerca de 2,0 mm de distância da I_{CP} e soldados por descarga elétrica. A aquisição dos dados foi realizada utilizando um programa computacional acoplado a um microcomputador fornecendo um arquivo em planilha computacional *Excel* como resposta. O intervalo de aquisição foi de 0,1 segundos. O diâmetro da cavidade para inserção do termopar foi de 1 mm. As cavidades foram

usinadas a partir da superfície inferior da chapa. No caso da cavidade passante, os termopares T_{c1} e T_{c3} foram posicionados a 2 mm das superfícies da chapa (superior e inferior) enquanto o termopar T_{c2} foi posicionado no centro da chapa.

Tabela 3-3. Parâmetros de soldagem para fabricação das amostras.

<table>
<tr><th colspan="2">Designação</th><th>Preaquecimento (℃)</th><th colspan="2">Força Axial de Soldagem (kN)</th></tr>
<tr><td rowspan="9">Cavidade não passante</td><td>PBS</td><td rowspan="4">Ambiente</td><td>25</td><td rowspan="2">Baixa</td></tr>
<tr><td>PBS/PBX</td><td>50</td></tr>
<tr><td>PBS</td><td>100</td><td rowspan="3">Intermediária</td></tr>
<tr><td>PBS/PBX</td><td>200</td></tr>
<tr><td rowspan="4">PBS</td><td>200</td><td>200</td></tr>
<tr><td rowspan="3">Ambiente</td><td>300</td></tr>
<tr><td>400</td><td rowspan="3">Alta</td></tr>
<tr><td>480</td></tr>
<tr><td>PBS/PBX/PBCP/ PBNS</td><td>200</td><td>400</td></tr>
<tr><td rowspan="2">Cavidade passante</td><td>PBS/PBX/PBSS</td><td>Ambiente</td><td>150</td><td rowspan="2">-</td></tr>
<tr><td>PBS</td><td>200</td><td>150</td></tr>
</table>

3.5 - Ensaios Mecânicos de Tração e Dobramento

Os ensaios de tração foram realizados com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas de tração do metal base e das juntas FTPW. Os testes de tração foram realizados à temperatura ambiente numa máquina de ensaios servo-hidráulica MTS de 1000 kN de capacidade e velocidade de travessão de 2 mm/min, de acordo com as recomendações estabelecidas pela norma ASTM E 8M [107]. Os corpos-de-prova do metal de base e da junta soldada foram confeccionados de acordo com as dimensões previstas na norma ASTM E 8M [107] tendo sido retirados na posição longitudinal à direção de laminação da chapa. Ensaios de dobramento foram realizados de acordo com a norma AWS B4.0 [108], com os corpos-de-prova removidos segundo a Figura 2-22[a]. Os ensaios de tração da junta soldada foram realizados em corpos-de-prova com dimensões reduzidas. As chapas (30 x 60 x 200 mm, espessura, largura e comprimento), onde se encontravam as juntas FTPW, foram usinadas numa fresadora, retirando aproximadamente 7,5 mm de espessura da chapa, da superfície oposta ao lado do pino, até encontrar a ZAC da interface inferior cavidade-pino (II_{CP}), conforme a Figura 3-3.

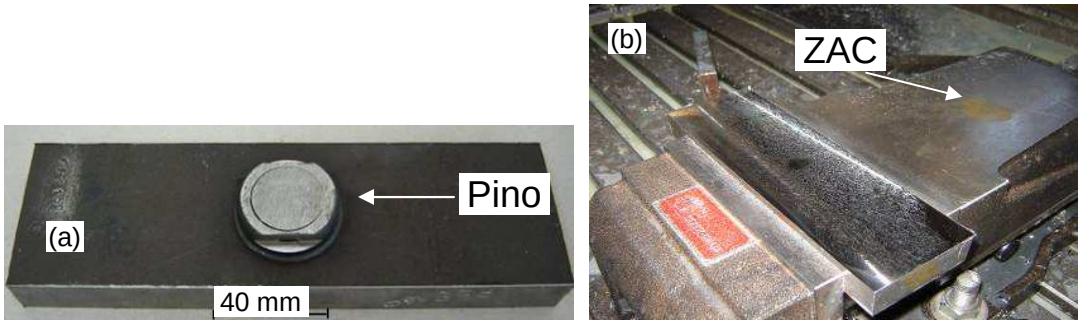


Figura 3-3. (a) Lado do pino. (b) Usinagem do lado oposto ao pino até encontrar a ZAC referente a II_{CP}.

Após encontrar a ZAC a chapa foi encaminhada à máquina de eletroerosão a fio para a retirada de três camadas de 6 mm de espessura cada, designadas por A (parte superior do pino), B (parte intermediária) e C (parte do fundo do pino), como mostrado nas Figuras 3-4[a/b]. A camada C dista 10 mm da superfície inferior da chapa enquanto a camada A se encontra a 2 mm da superfície superior da chapa. Depois de ser retirado o corpo-de-prova de tração, cada camada foi atacada com Nital 10% (Figura 3-4[c]). A usinagem final foi realizada na fresadora com um raio de curvatura conforme a norma ASTM E466 [109], como observado nas Figuras 3-4[b,d]. A Figura 3-4[d] ilustra os três corpos-de-prova após usinagem final e ataque químico.

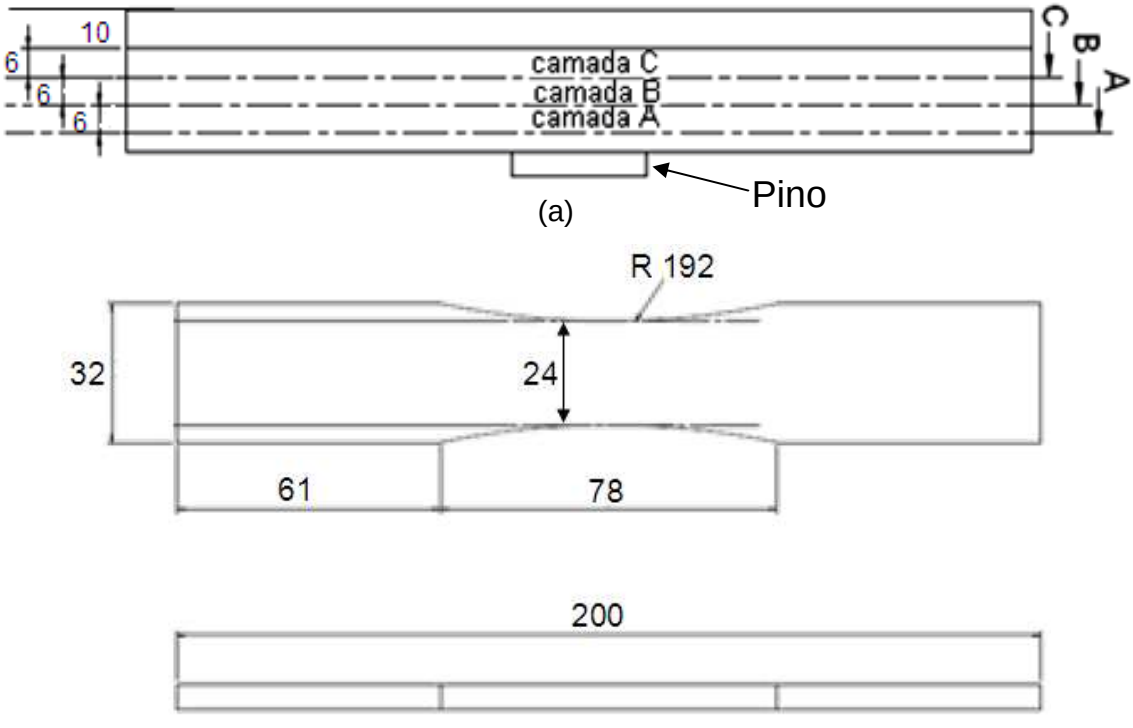
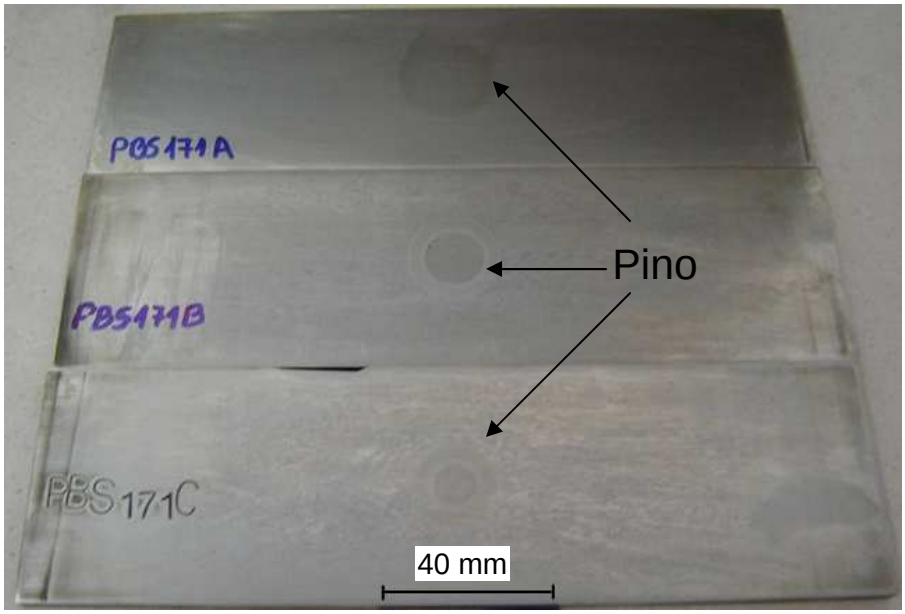
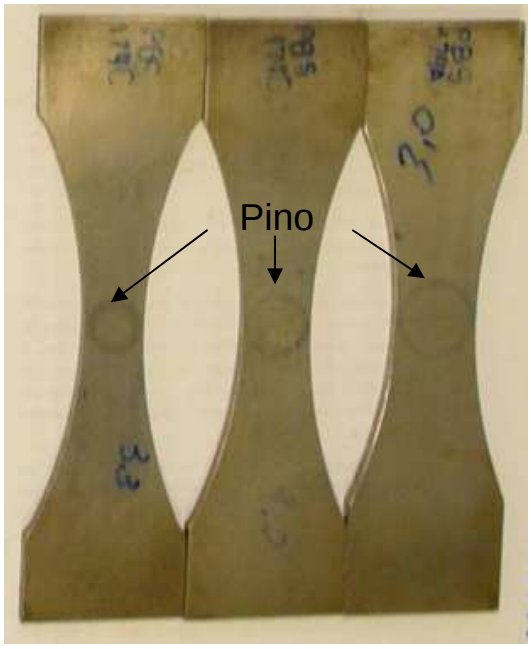


Figura 3.4. Procedimento utilizado para remoção dos corpos-de-prova de tração e fadiga. (a) Camadas de 6 mm de espessura retiradas por eletroerosão. (b) Dimensões do corpo-de-prova de tração e fadiga. (c) e (d) Corpos-de-prova após usinagem e ataque químico.



(c)



(d)

Figura 3.4. Continuação.

3.6 - Ensaios de Microdureza e Análise Microscópica

Ensaios de microdureza Vickers e análise metalográfica foram realizados em diversas regiões da junta soldada FTPW. As medidas de dureza Vickers (HV) foram realizadas em equipamento da marca BUELLER, com capacidade de medição de 5 a 1000 Vickers e resolução de 0,2 HV.

A análise metalográfica consistiu na identificação das microestruturas (fases e constituintes) das regiões do metal de base, do pino processado e ZTMA utilizando microscopia ótica. O equipamento utilizado foi um microscópio ótico OLYMPUS,

modelo BX51M, com câmera acoplada, imagem de campo claro e escuro, luz polarizada simplificada e ampliações de 100X, 200X, 500X e 1000X. As amostras, inicialmente, foram polidas sucessivamente em lixas d'água de granulação grosseira até uma granulação mais fina, finalizando o polimento com pasta de diamante. Após a fase de polimento, as amostras foram atacadas quimicamente com uma solução de Nital 1% e 2% com o objetivo de revelar as regiões da junta soldada. A amostra foi cortada de modo que fosse seccionado o meio da junta soldada. As amostras foram também atacadas com Nital 10% para análise macrográfica e definição da zona afetada pelo calor.

A microestrutura da junta soldada foi caracterizada de acordo com a classificação proposta pelo IIW [110], tipicamente utilizada para as análises microestruturais de metal de solda na soldagem por fusão, para onde: [AF] é ferrita acicular, [FC] são agregados de carbonetos e ferrita, [PF(G)] é ferrita de contorno de grão, [PF] é ferrita poligonal, [FS(A)] é ferrita com segunda fase alinhada, [FS(NA)] é ferrita com segunda fase não alinhada, [M] é martensita.

A presença de constituinte M-A foi revelada com o uso de ataque químico LEPERA [111]. Realizou-se, ainda, a quantificação do percentual de constituinte M-A em algumas das micrografias da seção transversal das fraturas dos corpos-de-prova de CTOD. Esta quantificação foi obtida a partir da média de dez contagens de pontos realizadas em micrografias com área com 640 μm^2 (80x80) a qual continha 100 pontos distribuídos na forma de grade.

Análises com o objetivo se determinar a ocorrência de recristalização na junta soldada foram realizadas utilizando-se microscópio JEOL JSM 5900LV acoplado com espectroscopia de raios-X dispersiva em energia (XEDS) e de difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Usou-se um detector de EBSD da HKL® utilizando o programa de aquisição e análise de dados CHANNEL 5®.

Foram realizadas, também, análises para confirmar a presença de constituinte M-A utilizando-se microscópio eletrônico de transmissão (MET), equipamento JEOL 3010 URP. Para tal, foram preparadas amostras de 20 nm de espessura de juntas soldadas com pino PBS e PBX.

Análises de superfície com medição de rugosidade R_z foram realizadas utilizando-se microscópio ALICONA *Infinite Focus*. Este tipo de medição foi aplicado em superfícies de juntas FTPW com cavidade passante e pino PBSS após a dissolução do metal base em aço C-Mn. Para tal a junta soldada foi colocada num recipiente de vidro contendo solução aquosa de ácido nítrico (diluída em 50% e aquecida à 60C). A junta soldada foi deixada por no mínimo 12 horas dentro da

solução para dissolução completa da parte de aço C-Mn em torno do pino de aço inoxidável austenítico.

3.7 - Análise de Inclusões não Metálicas

O teor de inclusões não metálicas foi medido de forma a verificar a ocorrência de mudança no formato das inclusões dentro do pino e na I_{CP}, provenientes tanto do pino quanto do metal base, como resultado do processamento termomecânico efetuado. Foi obtida a fração volumétrica das inclusões ao longo de uma determinada linha paralela à superfície da amostra, como também a frequência de distribuição para faixas de tamanho das inclusões. Essas medidas foram executadas somente em uma condição de soldagem, força de 200 kN e preaquecimento de 200ºC, de forma a melhor entender como a mudança do formato e distribuição das inclusões possa ter alterado algumas das propriedades em estudo como, por exemplo, a tenacidade à fratura e resistência à fadiga.

A região da interface das juntas soldadas onde ocorrem mudanças microestruturais importantes foi demarcada (Figura 3-5, área entre as linhas em cor vermelha) e a peça foi polida novamente, seguindo o mesmo procedimento já descrito. No plano seccionado, sem ataque químico, foram tiradas fotos com aumento de 500 vezes (área de cerca de 5 μm^2) e organizadas segundo uma matriz, conforme sua posição na amostra (Figura 3-5). Com o auxílio do software de análise de imagens *Image J* [112] todas as imagens tiveram sua iluminação com correção de brilho e contraste.

As distribuições de inclusões e suas estatísticas foram analisadas com base na norma ASTM E1245 [113]. Os resultados obtidos para cada foto da análise de inclusões foram: número total de inclusões, número de inclusões por área (N_A), fração de área de inclusões (A_A) e tamanho médio das inclusões (T_{med}). As análises estatísticas dos resultados obtidos foram realizadas com o auxílio do software Minitab V.16 para a criação dos gráficos de curva de nível.

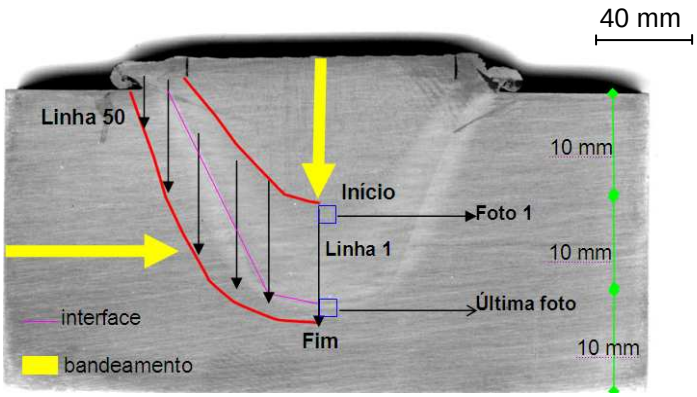


Figura 3-5. Sequência adotada de linhas e fotos nas medições das inclusões.

3.8 - Análise Fractográfica

A análise fractográfica por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada visando caracterizar a superfície de fratura das regiões da junta soldada, tanto nos corpos-de-prova ensaiados em fadiga quanto os corpos-de-prova de tenacidade à fratura através do CTOD. O equipamento utilizado foi um microscópio SHIMADZU modelo SSX-550 SUPERSCAN com microsonda EDS modelo SEDX500 para análises químicas qualitativas e sistema de análise de imagens. A análise fractográfica foi complementada por microscopia estereoscópica num microscópio estereoscópico ZEISS modelo STEMI SV6 KL 1500. Neste caso, uma máquina digital foi acoplada ao equipamento para a aquisição das imagens.

3.9 – Mapeamento Químico da Interface Cavidade-Pino

Foram realizadas varreduras químicas em linha ao longo da interface de juntas FTPW, para diversas forças de soldagem, com pino de aço inoxidável tipo AISI 316L (PBSS) e metal base de aço C-Mn. Os corpos de prova preparados para avaliação metalográfica receberam um ataque leve com Nital 2% e foram avaliados em microscópio eletrônico de varredura para mapeamento químico por espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (XEDS). Esta análise teve como objetivo verificar a ocorrência de mistura mecânica e difusão ao longo da I_{CP} entre os dois materiais de composição química diferente. Avaliou-se, também, uma junta FTPW com pino PBNS, com força de soldagem de 400 kN e preaquecimento de 200ºC.

3.10 - Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga em corpos-de-prova em escala real foram efetuados à temperatura ambiente em atuador hidráulico servo-controlado, marca MTS, com capacidade de 1000 kN e 150 mm de curso fixado em um pórtico (Figura 3-6[a/b]). A Figura 3-6[c] mostra as dimensões do corpo de prova pronto para ser ensaiado em fadiga, onde podem ser visualizados os cabeçotes de fixação já soldados (Figura 3-6[d]). A largura do corpo-de-prova variou de 55 a 80 mm e a espessura foi igual a 30 mm. Todos os ensaios foram realizados com R = 0,1 e frequência de 3-5 Hz. Os ensaios foram inicialmente monitorados com o registro do par força – deslocamento e com a fixação de extensômetros por resistência elétrica conforme a Figura 3-6[e].

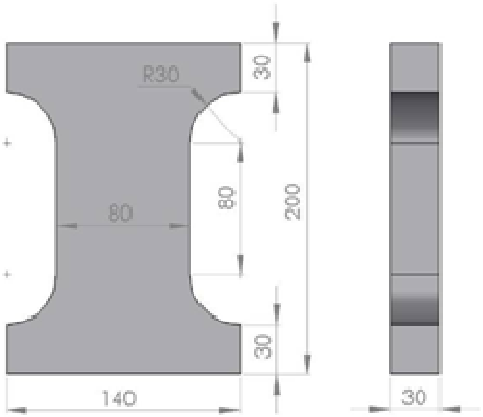
Os resultados dos testes de fadiga serão apresentados com relação às curvas de fadiga de acordo com a norma BS 7608 [73]. Cada tipo de junta FTPW foi ensaiado com um mínimo de seis corpos-de-prova. Os corpos-de-prova que fraturaram foram observados no MEV objetivando-se a caracterização do micromecanismo de fratura no início da propagação da pré-trinca de fadiga.



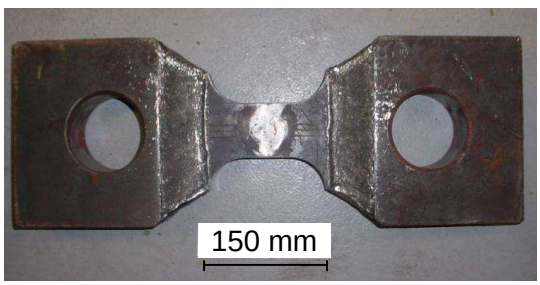
(a)



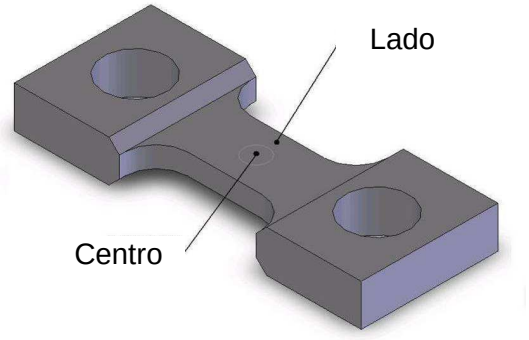
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 3-6. (a) Máquina de ensaios de fadiga. (b) Detalhe da fixação do corpo-de-prova na garra. (c) Dimensões do corpo-de-prova. (d) Corpo-de-prova pronto para ensaio. (e) Esquema das posições dos extensômetros.

Ensaios de fadiga axial em escala reduzida foram realizados em corpos-de-prova de acordo com a Figura 3-4. Foram selecionadas para estes ensaios no mínimo três juntas FTPW com pino PBS, nas forças de soldagem de 100 kN e 300 kN, sem preaquecimento e com comprimento de queima de 12 mm. Os corpos-de-prova que romperam tiveram suas respectivas fraturas analisadas em MEV.

3.11 - Ensaios de Tenacidade à Fratura pelo Método CTOD

Os ensaios de CTOD foram selecionados em função da sua característica mais pontual, em relação ao ensaio Charpy, no que tange ao estudo de pequenas regiões com grande variação de microestruturas como no caso da soldagem FTPW. O objetivo do ensaio de CTOD foi o de caracterizar a tenacidade à fratura da estreita região da I_{CP}, local onde ocorrem as mais intensas transformações termomecânicas.

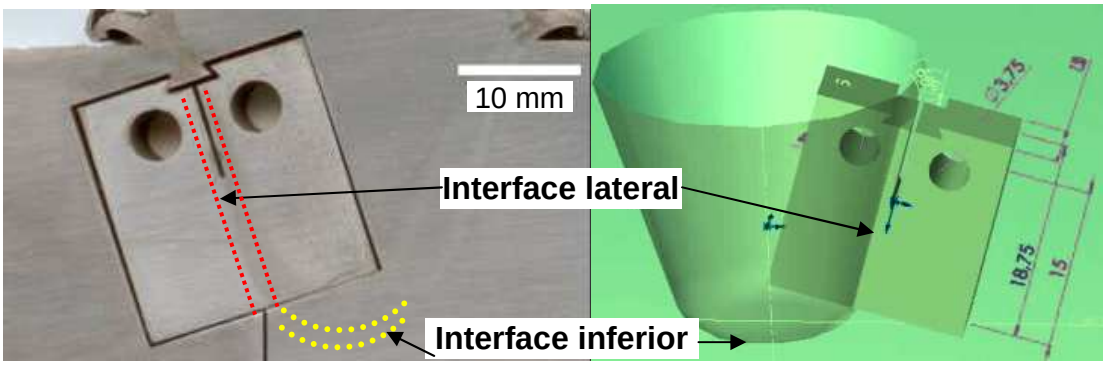
A retirada dos corpos-de-prova se iniciou removendo-se a seção no sentido do eixo do pino já com a espessura do corpo-de-prova definida de forma a se determinar o posicionamento correto do entalhe. Preparou-se, então, uma macrografia da superfície desta seção visando identificar a região de interesse do ensaio, ou seja, a I_{CP} entre os dois materiais soldados, pino e metal base. Havendo, então, esta clara visualização da região da interface, determinou-se o posicionamento do entalhe sendo este posicionamento utilizado como base para a determinação da marcação da extração do corpo de prova na seção preparada. Somente após esta etapa foi realizada a usinagem dos corpos de prova, executada em máquina de usinagem por eletroerosão a fio, visando garantir a exatidão dimensional e o correto posicionamento do mesmo.

Os ensaios de CTOD foram realizados segundo a norma BS 7448 [114,115] em corpos-de-prova tipo reduzidos do tipo C(T) (*compact tension*, Figuras 3-7[a,b]) e SE(B) (*three point bend*, Figura 3-7[c]), com o entalhe foi posicionado na IL_{CP} (C(T)) e na II_{CP} (SE(B)). No corpo-de-prova tipo SE(B), o entalhe foi posicionado ao longo da espessura do corpo-de-prova e o mais próximo possível da II_{CP}, com o objetivo de avaliar o efeito comparativo do uso dos pinos PBS e PBX, no que diz respeito à segregação existente no centro da barra (Figura 3-7[c]). A pré-trinca de fadiga foi produzida com ΔK=15 MPa.m$^{1/2}$, razão de carga R = 0,1 e frequência de 10 Hz. A grande maioria dos ensaios de CTOD foi realizada com o corpo-de-prova C(T), pois o mesmo permite que a trinca tenha à sua frente uma região contínua da IL_{CP}. Foram desenvolvidas garras especiais para a fixação dos corpos-de-prova de CTOD do tipo C(T), em virtude do tamanho do corpo de prova ser reduzido, como consequência da restrição de tamanho do local de onde seriam retirados na chapa soldada. Todos os ensaios de CTOD foram realizados em temperatura ambiente e o valor obtido de

CTOD foi calculado a partir da carga máxima do ensaio. Os corpos de prova foram colocados nos dispositivos de maneira que o extensômetro de fratura fosse acoplado no corpo de prova, conforme mostra a Figura 3-7[d].

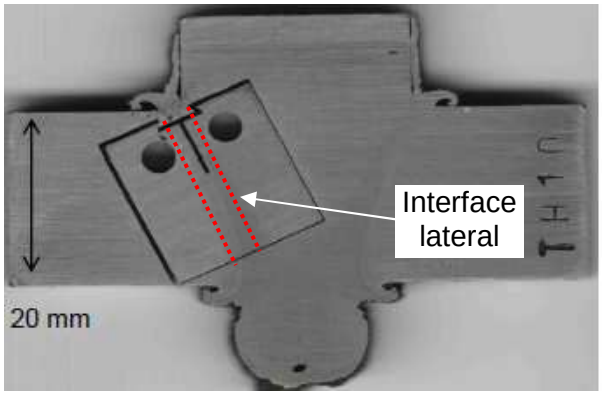
Durante os ensaios de CTOD foram obtidos os dados relativos de abertura do extensômetro em relação à força aplicada. Com base nesse gráfico foram obtidos os dados necessários para o cálculo dos valores de CTOD. Após os ensaios, as superfícies de fratura foram avaliadas para medição do comprimento da trinca. Essa medição foi realizada através da visualização das mesmas em uma lupa, conforme mostra a Figura 3-7[e]. Com base nessas informações obtidas a partir dos gráficos de ensaios e das superfícies de fratura foi realizada a validação do ensaio, de acordo com as especificações contidas na norma BS 7448 Parte 1 [114]. Algumas das fraturas dos corpos-de-prova foram analisadas em MEV (área do retângulo amarelo, Figura 3-7[e]). As Figuras 3-8[a/b] apresentam as dimensões dos corpos-de-prova de CTOD tipo C(T) e tipo SE(B).

As superfícies fraturadas dos corpos-de-prova de CTOD foram observadas em MEV de forma a se identificar o micromecanismo operante no início de propagação. Foram identificados os micromecanismos que controlaram o início da fratura (clivagem, quase-clivagem, intergranular e coalescência de microcavidades), adjacente à ponta da pré-trinca de fadiga. Adicionalmente, realizou-se análise química via EDS nas superfícies de fratura. As fraturas foram, ainda, analisadas quanto à presença de uma zona de estiramento na ponta da trinca [55].

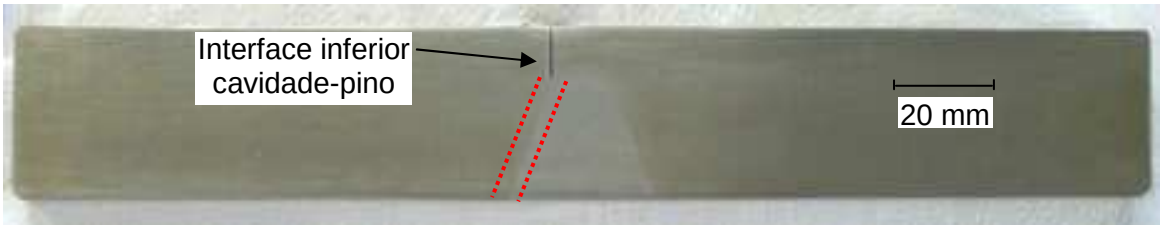


(a)

Figura 3-7. (a) e (b) Macrografias dos corpos-de-prova de CTOD tipo C(T), cavidade não passante e passante respectivamente (região da IL_{CP} em pontilhado cor vermelha e região da II_{CP} em pontilhado cor amarela). (c) Macrografia do corpo-de-prova SE(B), cavidade não passante. (d) Extensômetro acoplado ao corpo-de-prova de CTOD. (e) Regiões de interesse para o cálculo do valor de CTOD e análise da fratura.

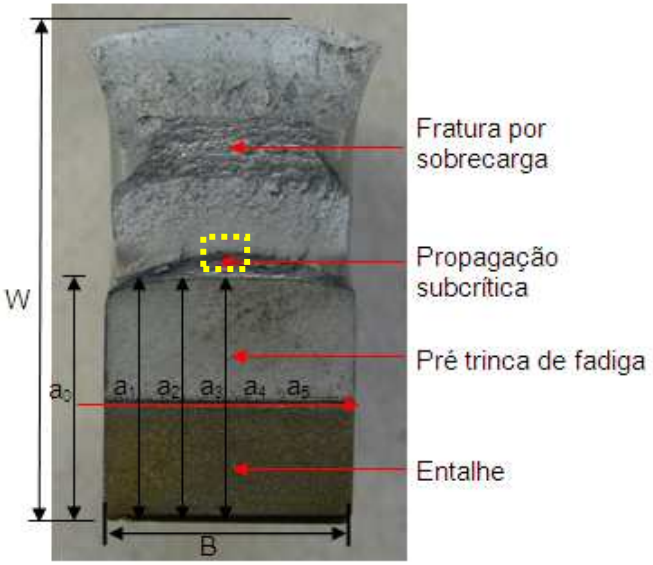


(b)



(c)

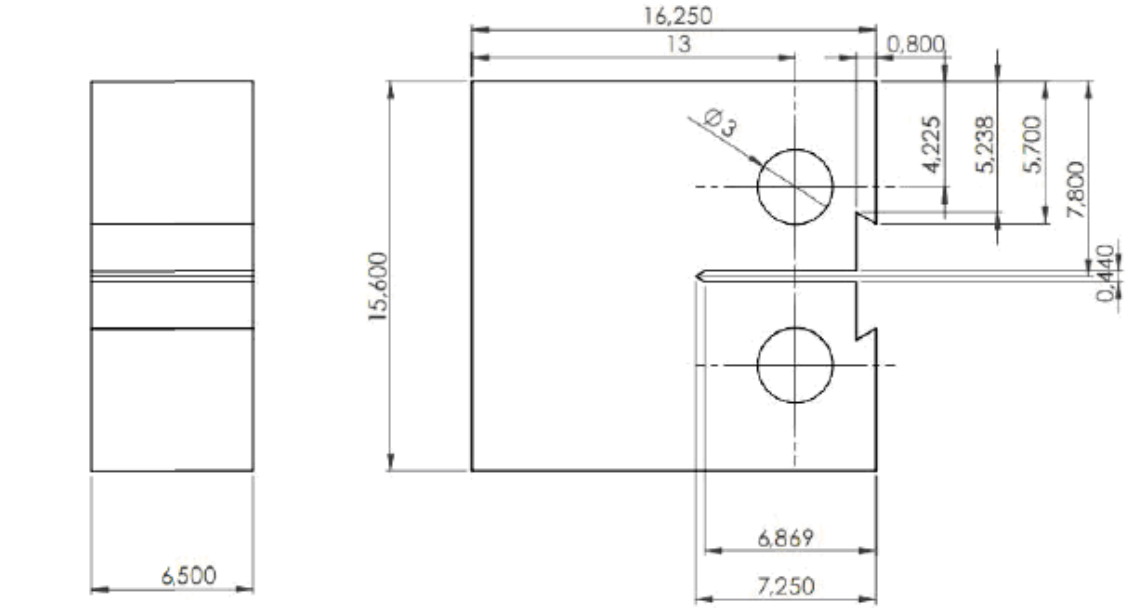




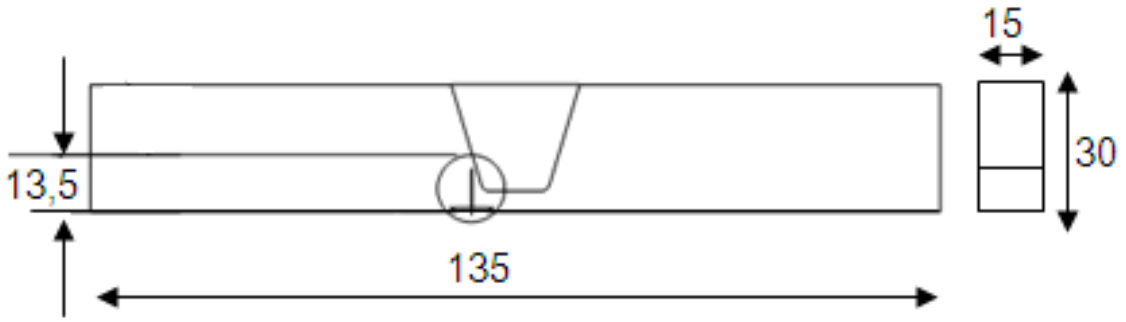
(d) (e)

Figura 3-7. Continuação.

Alguns dos corpos de provas de CTOD ensaiados, que apresentaram valores mais baixos de tenacidade à fratura, foram seccionados ao longo da espessura (e) e então preparados metalograficamente, de forma que a face interna do plano médio do corpo de prova fosse analisada (Figura 3-9). Com isso foi possível analisar a microestrutura, em microscópio ótico, que governou o ensaio, a qual se localiza no final da ponta da pré-trinca de fadiga e no início da propagação subcrítica da fratura.

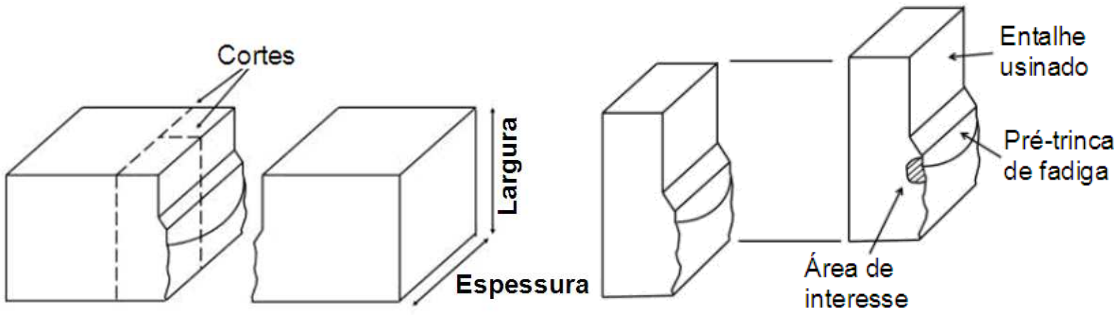


(a)



(b)

Figura 3-8. Dimensões dos corpos-de-prova de CTOD. (a) C(T). (b) SE(B).



(a) (b)

Figura 3-9. Sequência de corte do corpo-de-prova de CTOD tipo C(T) após ensaio para avaliação metalográfica [115]. (a) Corte na região central da fratura. (b) Preparo metalográfico para observação da microestrutura da área de interesse. e = espessura do corpo-de-prova e

3.12 - Medição de Tensões Residuais

Em virtude da elevada espessura da chapa soldada (30 mm), assim como da profundidade da cavidade (20 mm), optou-se por realizar as medições de tensões residuais utilizando-se o método de difração de nêutrons, o qual é totalmente não destrutivo, mantendo-se a junta soldada intacta. A medição das tensões residuais foi efetuada com o difratômetro ARES-2 pertencente ao *Geesthacht Neutron Facility* (GeNF) no HZG (Alemanha). Foram usados nêutrons com comprimento de onda de 0,1642 nm provenientes de monocromador de Silício (311).

Os procedimentos utilizados para a execução das medições de tensões residuais pela técnica de difração por nêutrons seguiram o especificado pela norma ISO/TS 21432 [103]. Como os gradientes estão presentes em todas as três direções, utilizou-se um elemento de volume cúbico (5x5x5 mm) para o mapeamento das deformações ao longo da espessura da chapa (200x140x30 mm - aço BS 4360 Gr 50D), utilizando-se pinos PBS e PBX, de acordo com o esquema apresentado na Figura 3-10. Esta resolução espacial é adequada já que os gradientes de tensões em torno da junta soldada cobrem uma região relativamente grande. Adicionalmente, os tamanhos de grão dos aços em questão são pequenos o suficiente para estarem dentro deste volume.

A Figura 3-11 apresenta o esquema utilizado para posicionamento dos corpos-de-prova em relação ao feixe de nêutrons, onde nota-se que a junta soldada encontra-se na condição como recebida, ou seja, sem qualquer tipo de corte. Na Figura 3-12 é apresentado o esquema de medição para as juntas FTPW com sobreposição.

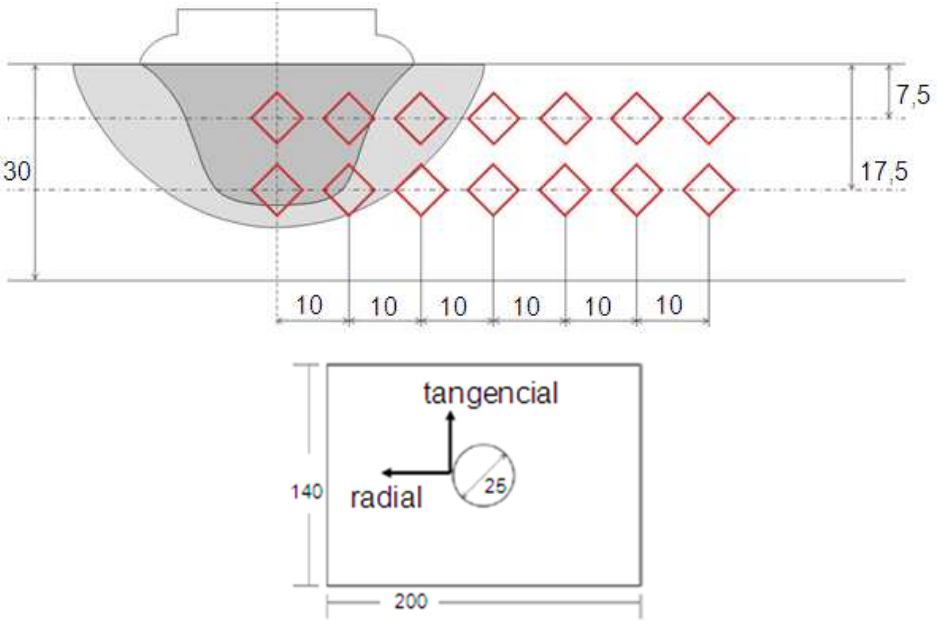


Figura 3-10. Posição e direções de medição das tensões residuais.

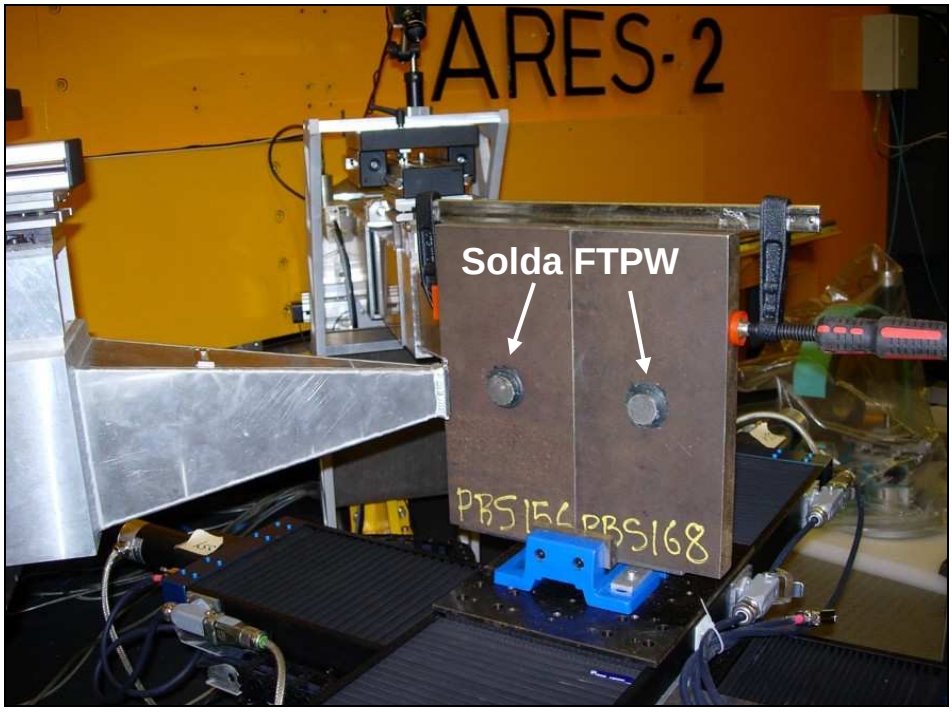


Figura 3-11. Esquema utilizado para os ensaios de difração por nêutrons.

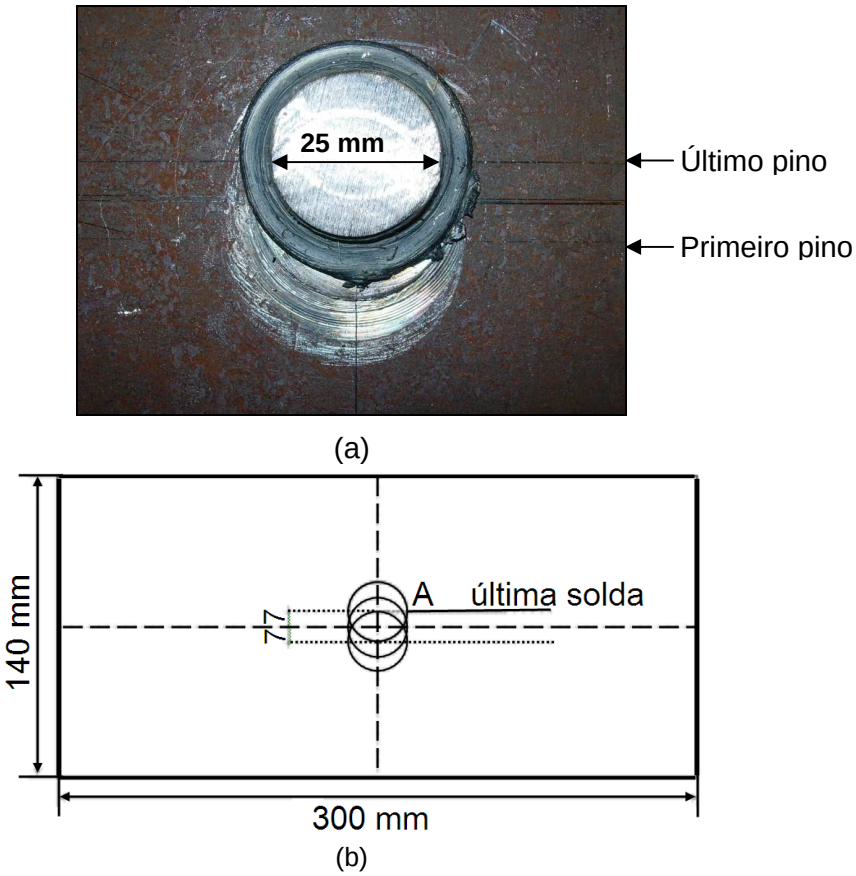


Figura 3-12. (a) Vista superior da junta FTPW tipo costura. (b) Posições das linhas de medição coincidindo com o último pino processado.

4 - Resultados e Discussão

4.1 – Ensaios para validação da adequação das geometrias utilizadas

Os materiais da chapa e do pino PBS são ambos compostos por uma microestrutura de perlita e ferrita, conforme apresentadas na Figura 4-1. Foram observadas inclusões de sulfeto de manganês no material da chapa assim como o alinhamento da perlita de acordo com o processo de laminação destes materiais. No caso do pino PBX observa-se a predominância da ferrita poligonal [PF], agregados de carbonetos e ferrita [FC] e indícios de constituinte M-A.

A partir da geometria apresentada na Figura 3-2 foram produzidas juntas FTPW com cavidade não passante variando: velocidade rotacional (**n**); comprimento de queima (**Δl**); força axial (**F**); e preaquecimento. O objetivo destes ensaios preliminares foi o de avaliar o efeito que a variação destes parâmetros tinha na qualidade da junta FTPW quando comparada às juntas soldadas com a geometria desenvolvida pelo TWI [2,15]. Nestas juntas soldadas foram utilizados somente pinos de aço C-Mn (PBS). Esta comparação foi realizada verificando se havia o adequado preenchimento da cavidade, através de seção metalográfica transversal.

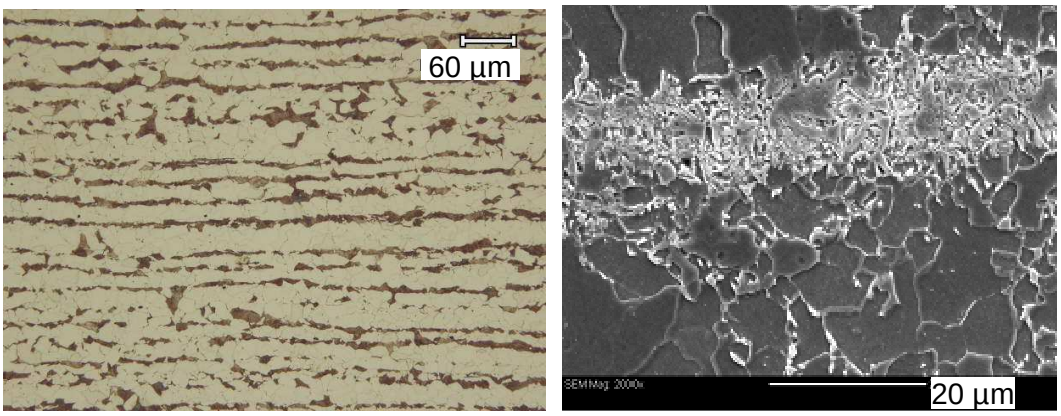
Na Tabela 4-1 estão apresentadas as diversas condições de soldagem testadas. No Apêndice A são apresentadas as respectivas macrografias. Observou-se que a mudança da velocidade rotacional e da força, estando dentro da capacidade do equipamento utilizado de reagir ao torque, não teve influência na qualidade do preenchimento da cavidade. O comprimento de queima de 12 mm também se mostrou como um valor otimizado para garantir o adequado preenchimento da cavidade para qualquer valor de força de soldagem e velocidade rotacional. Adicionalmente, o valor de 12 mm de comprimento de queima acarretou um maior tempo de soldagem quando comparado aos valores de 3, 6 e 9 mm. Estas avaliações permitiram confirmar a adequação dos parâmetros inicialmente selecionados, Tabela 3-3, para a condução experimental deste trabalho.

No caso das juntas FTPW com cavidade passante, decidiu-se por não se avaliar o efeito de mudanças de parâmetros ou geometrias, adotando-se os parâmetros de soldagem e geometria recomendado por ANDREWS e MITCHELL [2]. Já para as juntas soldadas com pino PBX, forças de 50 e 200 kN, cavidade não passante, não foram realizados testes variando-se a geometria do pino e cavidade, utilizando-se a mesma geometria usada nas juntas soldadas com pino PBS. Algumas juntas soldadas adicionais, com cavidade totalmente cilíndrica, foram produzidas com força de 400 kN e preaquecimento (Apêndice A), simulando uma junta FHPP, onde se observou o total preenchimento da cavidade de 30 mm de profundidade (PBNS 06H).

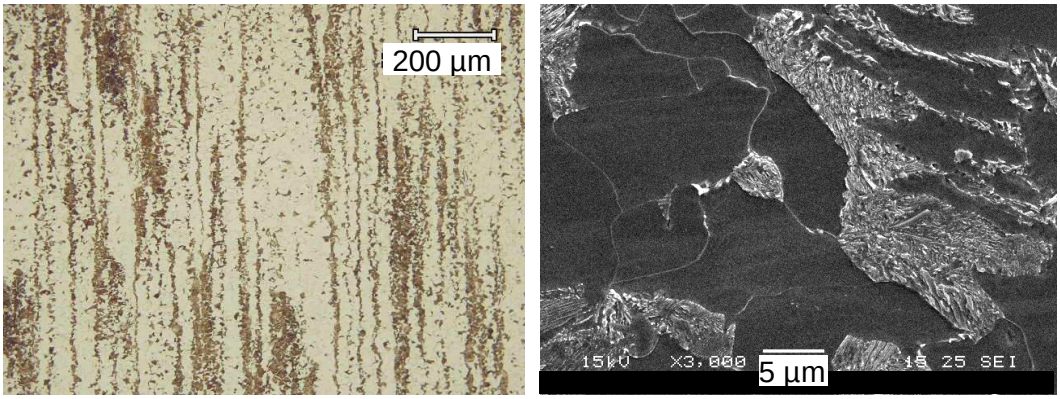
Tabela 4-1 Parâmetros de soldagem e geometrias utilizadas nos ensaios preliminares.

n (rpm)	F (kN)	d_1/d_2 (mm)	Δl (mm)	Preaquecimento (ºC)	Junta FTPW
1000	50	8/6	12	Ambiente	PBS 11
1000	100		12		PBS 12
1000	150		12		PBS 13/14
1000	400		12	200	PBS 97H
1250	400		12		PBS 96H
1550	25	8/6	12	Ambiente	PBS 16
	50	8/6	6		PBS 28
	50	8/6	12		PBS 09
	100	8/6	6		PBS 27
	100	8/6	10		PBS 03/04
	150	8/6	12		PBS 05
	150	8/6	12		PBS 06
	150	8/6	12		PBS 08
	200	8/6	12		PBS 15
	200	8/6	12		PBS 07
	250	8/6	12		PBS 10
	250	8/6	8		PBS 29
	250	8/6	6		PBS 26
	300	8/6	12		PBS 19
	300	8/6	12	200	PBS 77H
	300	8/6	12		PBS 78H
	200	8/6	12		PBS 81H
	400	8/6	12		PBS 82H
	400	8/6	6	Ambiente	PBS 25
	400	8/6	9		PBS 73
	400	8/6	3		PBS 72
	480	8/6	12	200	PBS 80H
	480	8/6	12	Ambiente	PBS 76
	480	11/9	12	200	PBS 90H
1550	250	8/6	8	Ambiente	PBX 01
	350	8/6	20		PBX 02
	480	8/6	20		PBX 03
1550	50	8/6	12	Ambiente	PBSS 03
	100	8/6	12		PBSS 04
	200	8/6	12		PBSS 05
	200	8/6	9		PBSS 12
	400	8/6	12		PBSS 02
	480	8/6	12		PBSS 06
	480	8/6	6		PBSS 10
1550	400	8/6	12	200	PBNS 04H
	400	8/6	15		PBNS 06H

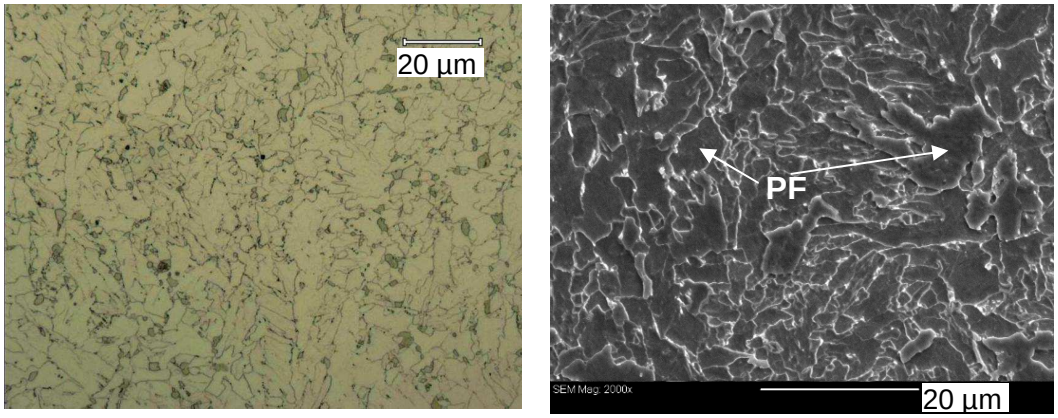
Nota: Nas juntas soldadas com cavidade passante, independente do material do pino, não houve mudança nos parâmetros, ou seja, F = 150 kN, Δl = 6mm.



(a)



(b)



(c)

Figura 4-1. Micrografia ótica à esquerda (Nital 2%) e MEV, elétrons secundários, à direita (Nital 4%). (a) Metal base. (b) Pino PBS. (c) Pino PBX.

4.2 – Ensaios de Tração

A Tabela 4-2 apresenta os resultados dos ensaios de tração do metal base, com os corpos-de-prova produzidos do material removido ao longo da direção transversal à direção de laminação da chapa. Estes resultados são superiores aos valores mínimos estipulados pela norma BS EN 10025-1 [60].

Tabela 4-2. Resultados dos ensaios de tração para o metal base.

Dimensões (mm)	Área (mm)	L_i (mm)	L_f (mm)	Alongamento %	σ_R (MPa)	σ_e (MPa)
6,00x5,00	30	25	35,3	41	541,6	388,7
6,05x4,98	30,2	25	33,3	33	540,7	374,3
6,01x4,99	29,99	25	34,3	37	544,1	388,5
6,00x5,00	30	25	34,7	39	538,5	376,9
Médias				38	541,2	382,1
BS EN 10025-1 [60]				30 (min)	490 (min)	355 (min)

L_i – Comprimento inicial; L_f – Comprimento final

A Tabela 4-3 apresenta os resultados dos ensaios de tração de corpos-de-prova de seção reduzida, removidos segundo a Figura 3-4, das camadas A-B-C, para as condições de soldagem de acordo com a Tabela 3-3. Observa-se que todos os resultados obtidos também estão acima do mínimo especificado pela norma BS EN 10025-1 [60], Tabela 4-2, como também acima da média dos resultados do metal base. A ruptura destes corpos-de-prova ocorreu sempre fora da interface da junta soldada conforme mostra a Figura 4-2, independente da força de soldagem e da posição da camada removida (A, B ou C).

Tabela 4-3. Ensaios de tração da junta soldada.

Camada	Condição de Soldagem	σ_e (MPa)	σ_R (MPa)
105A	PBS 400 H	523	636
105B		496	637
105C		427	611
115A	PBS 200 H	451	623
115B		441	630
115C		420	596
150A	PBS 50	495	613
150B		467	632
150C		451	580
162A	PBS 200	466	614
162B		423	601
162C		424	598
171A	PBS 400	502	619
171B		430	604
171C		441	601
173A	PBS 400	423	609
173B		468	612
173C		487	607
32A	PBX 400 H	529	625
32B		480	633
32C		497	632
Média		464	615

Os resultados de resistência mecânica observados na Tabela 4-3 confirmam aqueles obtidos previamente por outros autores [6,30] utilizando equipamentos de baixo torque e valores de força de soldagem de 10-31 kN (diâmetro da ponta do pino de d_2 = 6 mm, o mesmo valor utilizado deste trabalho). Entretanto, esses resultados não replicam o que foi obtido por ELLIS [34], onde a resistência mecânica das juntas soldadas pelo processo SAC com aços C-Mn era, na maioria dos casos, inferior à do metal base (Figura 2-16[b,c]).

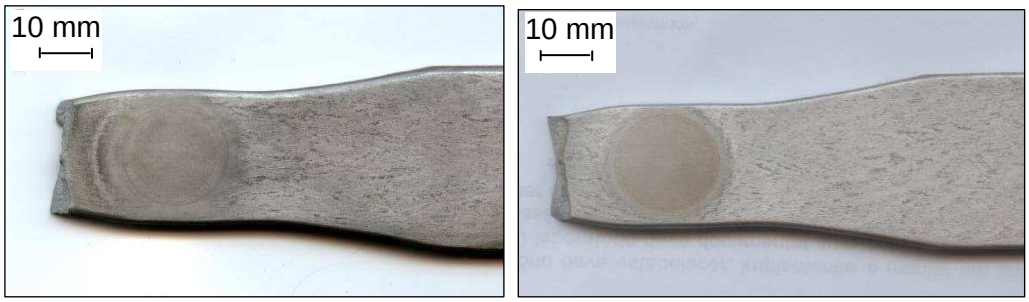


Figura 4-2. Corpos-de-prova de tração com fratura no metal base. Nital 2%.

4.3 – Ensaios de Dobramento

A Tabela 4-4 apresenta um resumo dos resultados mais importantes obtidos. Um mínimo de dois ensaios foi realizado para cada tipo de junta FTPW. É importante salientar que todas as juntas soldadas com preaquecimento de 200ºC, independente da rotação, dimensão da ponta do pino (d_2) e tipo de pino (PBS ou PBX) dobraram a 180º (Figuras 9-7 e 9-8, Apêndice B). Este mesmo resultado foi alcançado para todas as juntas soldadas realizadas com pino de aço inoxidável austenítico (PBSS), devido ao maior tempo de soldagem, como conseqüência da maior resistência dos aços inoxidáveis austeníticos à deformação em alta temperatura [116] associada, ainda, à sua menor condutividade térmica [118]. Entretanto, as juntas soldadas realizadas sem preaquecimento, no caso do pino PBS, tiveram resultados variados. As juntas soldadas com forças de 50, 100, 200 kN, dobraram a 180º com boa repetibilidade. Já as juntas soldadas realizadas com força de 300 e 400 kN apresentavam trincas na interface em cerca da metade dos testes, o que ocorreu como resultado da elevada dureza na interface da junta soldada, o que será posteriormente detalhado. Na Figura 4-3 pode-se observar a trinca na II_{CP} numa junta soldada com pino PBS realizada com força de 300 kN. Para as juntas soldadas usando o pino PBX (menor teor de carbono e enxofre) com preaquecimento da chapa em 200ºC e força de soldagem de 400 kN, foi possível o dobramento a 180º em todos os casos até mesmo aumentando-se o valor do diâmetro da ponta do pino-cavidade (6, 9 ou 12 mm). Ensaios de dobramento para as junta soldadas com pino PBX, forças de 50 e 200 kN, não foram realizados.

Os resultados dos ensaios de dobramento para a força de soldagem de 50 kN diferem daqueles obtidos por TEIXEIRA et al. [30], segundo o qual não era possível o dobramento a 180º quando da utilização de baixas forças de soldagem (10 a 30 kN), da mesma forma que os resultados obtidos na soldagem pelo processo SAC em barras de aço C-Mn [34,37,38,45]. Por outro lado, esses resultados confirmam aqueles obtidos por MEYER [6], PIRES [11] e SKETCHELEY et al. [15], segundo os quais foi possível alcançar o dobramento a 180º para juntas FTPW, assim como os de POPE et. al. [79] na soldagem por atrito radial. Deve-se destacar, entretanto, o caráter qualitativo do ensaio de dobramento já que é plenamente possível se avaliar a viabilidade de um reparo através de cálculos de integridade estrutural. Por exemplo, para o reparo de uma estrutura com descontinuidades, acredita-se que seja mais relevante uma abordagem de adequação ao uso usando os códigos aplicáveis [56].

Tabela 4-4. Resultados dos ensaios de dobramento.

Junta Soldada	Força (kN)	n (rpm)	d_2 (mm)	Preaquecimento (Cº)	PBSS	PBX	PBS
PBSS (316L, 0,011%C, 230 ppm S)							
15	50	1000	6	Ambiente	180º		
16	50	1250			180º		
17	200	1250			180º		
18	200	1000			180º		
19	400	1000			180º		
20	400	1250			FIL		
PBX (0,024%C, 20 ppm S)							
11H	400	1550	6	200		180º	
13H	400		9			180º	
14H	400		12			180º	
15H	485		12			180º	
16H	485		9			180º	
PBS (0,17%C, 360 ppm S)							
09	50	1550	6	Ambiente			180º
39	100		6				180º
47	200		6				180º
63	300		6				FII
70	400		6				FII

Nota: Falha na interface lateral = FIL; Falha interface inferior da junta soldada = FII

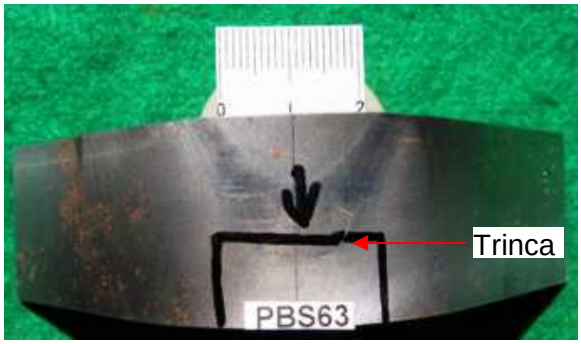


Figura 4-3. Ensaio de dobramento. PBS63 (400 kN). Trinca na II_{CP}.

4.4 – Macrografia e Microdureza

4.4.1 – Cavidade não Passante

Inicialmente foram avaliadas juntas soldadas realizadas com comprimento de queima de 12 mm, pino PBS, ou seja, com maior teor de carbono, enxofre e maior carbono equivalente, variando-se a força de processamento de 25 a 400 kN e preaquecimento de 200ºC. A Tabela 4-5 apresenta as forças testadas, a dimensão total da zona ZTMA (pino + MB), o tempo total de soldagem (t_s), a penetração vertical do pino para dentro do metal base (P_T) e o volume aproximado de cada pino soldado. A Figura 4-4 apresenta as macrografias das juntas soldadas PBS avaliadas, assim como a junta soldada PBX (força de 400H kN). Um aspecto importante ao se observar nestas macrografias é a redução significativa da ocorrência e quantidade de planos de cisalhamento à quente (PCQ) com o aumento da força de soldagem chegando-se a sua completa eliminação quando da utilização da força de soldagem de 400 kN.

Tabela 4-5. Força de soldagem e tamanho da ZTMA total, Δl = 12 mm.

Amostras PBS	Δl (mm)	Força (kN)	Dimensão da ZTMA (mm)		P_T (mm)	t_s (s)	V_1 (mm^3)	V_2 (mm^3)
			Lateral	Vertical				
16	12	25	*	27	0	56,5	4823	0
09	12	50	*	23	0	28,3	5082	0
40	12	100	10	19	0	14	6571	528
07	12	200	7,0	13	1	5,2	5634	1540
81H	12	200	8,0	18	2,5	7,5	7012	2453
17	12	400	3,0	6,0	2	2	8049	3204
82H	12	400	4,0	10	4	1,8	9212	3051

P_T – Profundidade de penetração do pino
* significa que a zona atingiu a largura total do pino.
H – preaquecimento da chapa em 200ºC; Tempo total de soldagem = t_s
V_1 = Volume total do enchimento; V_2 = Volume do pino não afetado pelo calor

As varreduras de microdureza Vickers ($HV_{0,2}$) foram realizadas nas partes laterais das juntas soldadas a 2, 5, 10 e 15 mm de distância da superfície da chapa. A Figura 4-5 apresenta os resultados a 2 mm (pino PBS) e as Figuras 4-6[a,b,c] os resultados a 5, 10 e 15 mm (juntas soldadas PBS e PBX-400H). Nota-se, ainda, que as amostras soldadas com força elevada (200 e 400 kN) e sem preaquecimento geraram durezas extremamente elevadas. A condição de soldagem com força de 400 kN e sem preaquecimento gerou a dureza mais elevada com valores próximos a 550 $HV_{0,2}$, numa curta extensão, cerca de 1mm, sempre na região da l_{CP}. O preaquecimento a 200ºC mostrou-se eficaz na redução da dureza para valores menores que 350 $HV_{0,2}$. As amostras soldadas com as forças de 25 kN e 50 kN geraram durezas abaixo de 325 $HV_{0,2}$. Observa-se claramente que com o aumento da

força de soldagem, Tabela 4-5, o tamanho das regiões aquecidas acima de A_3 diminui. Adicionalmente, a penetração do pino para dentro do metal base aumenta. O preaquecimento a 200ºC também aumentou a penetração do pino para dentro do metal base.

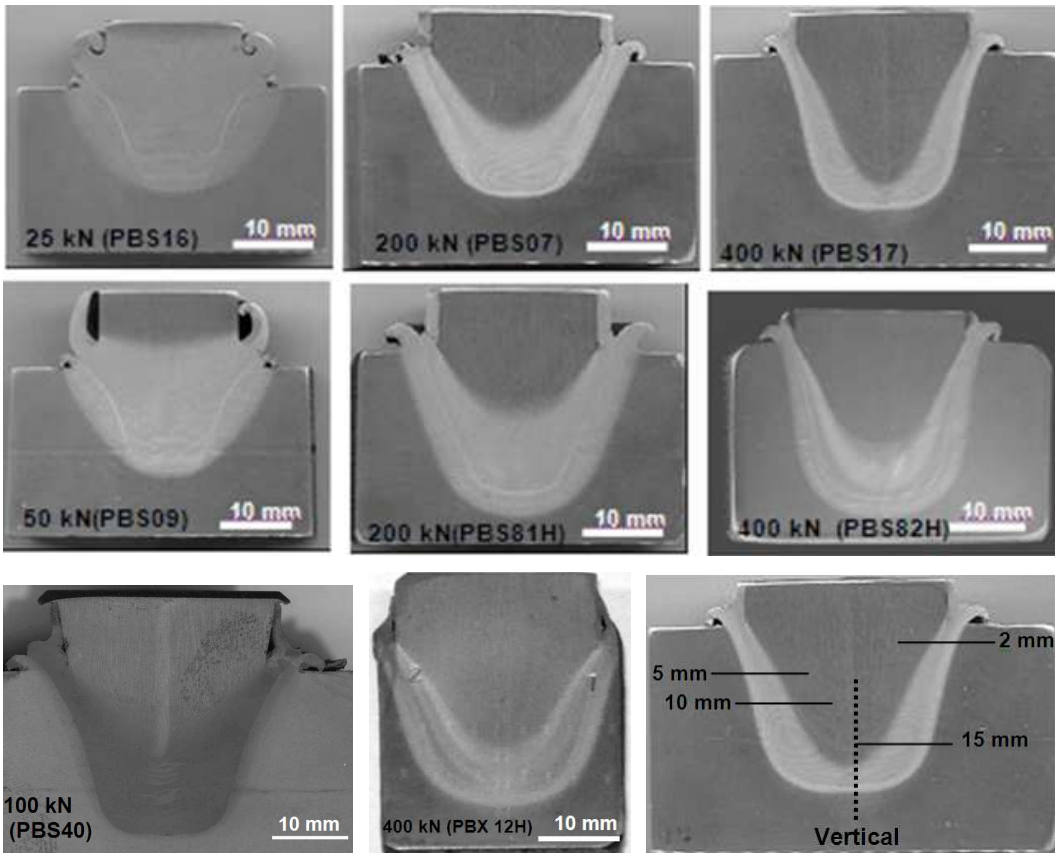


Figura 4-4. Macrografia dos corpos de prova e posições de medição de microdureza para as amostras PBS (25, 50, 200, 200H, 400 e 400H kN) e PBX 400H kN.

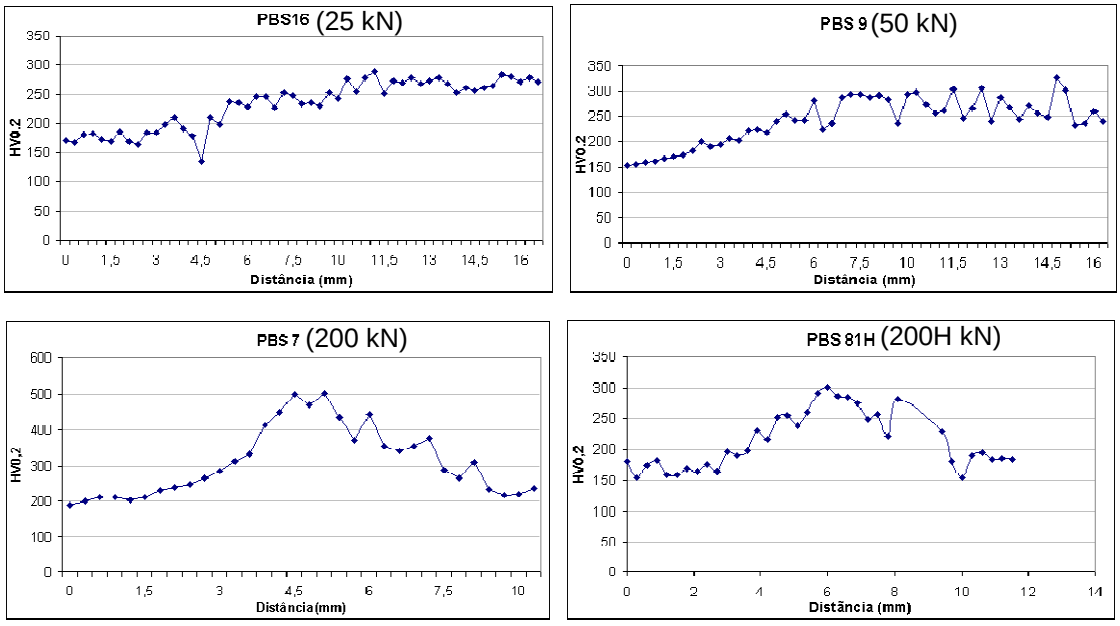


Figura 4-5. Microdureza ($HV_{0,2}$) a 2 mm da superfície da chapa. Pino PBS.

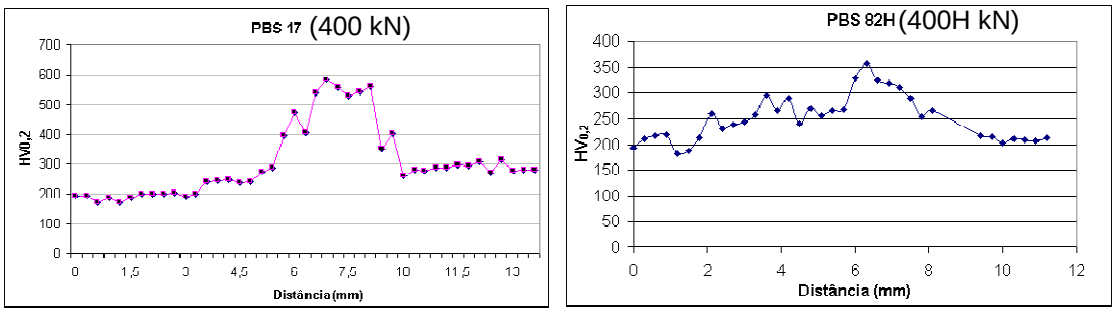
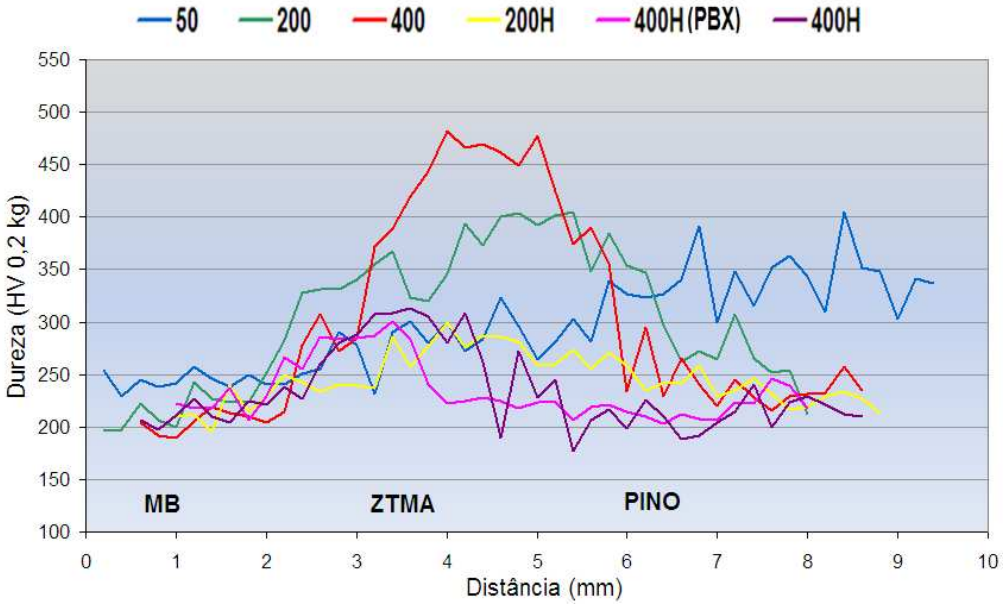
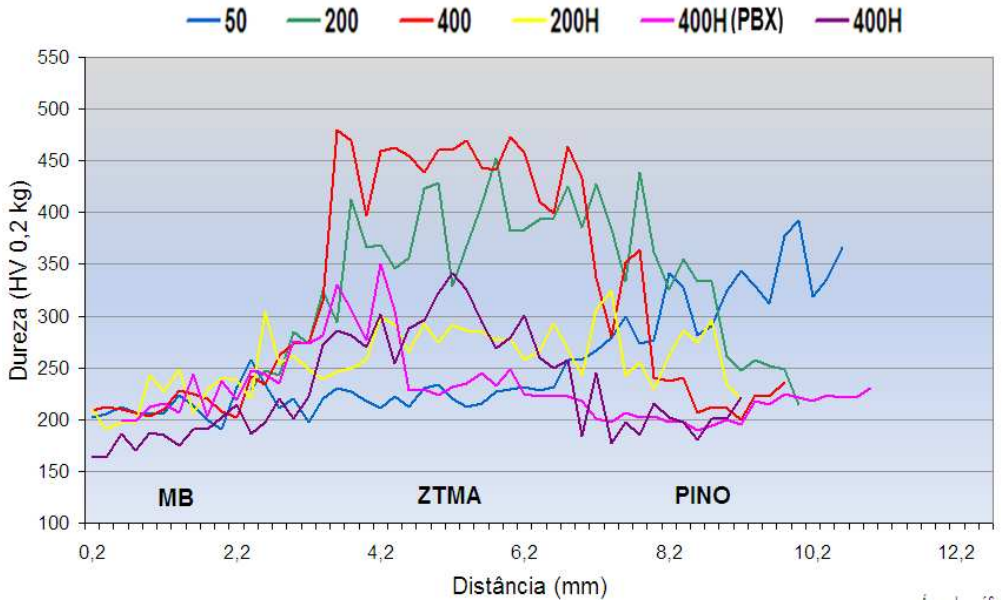


Figura 4-5. Continuação.

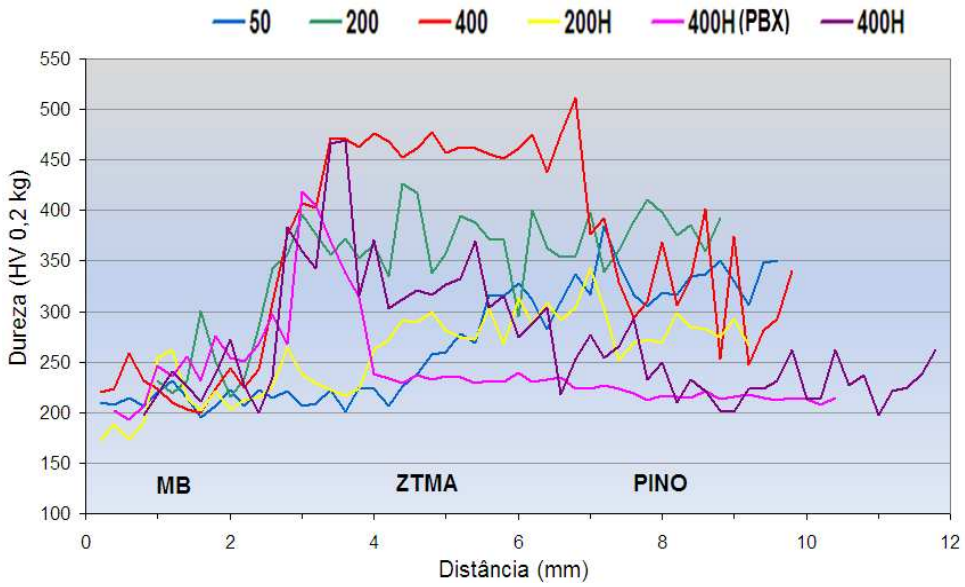


(a)



(b)

Figura 4-6. Microdureza horizontal ($HV_{0,2}$). (a) 5 mm. (b) 10 mm. (c) 15 mm.



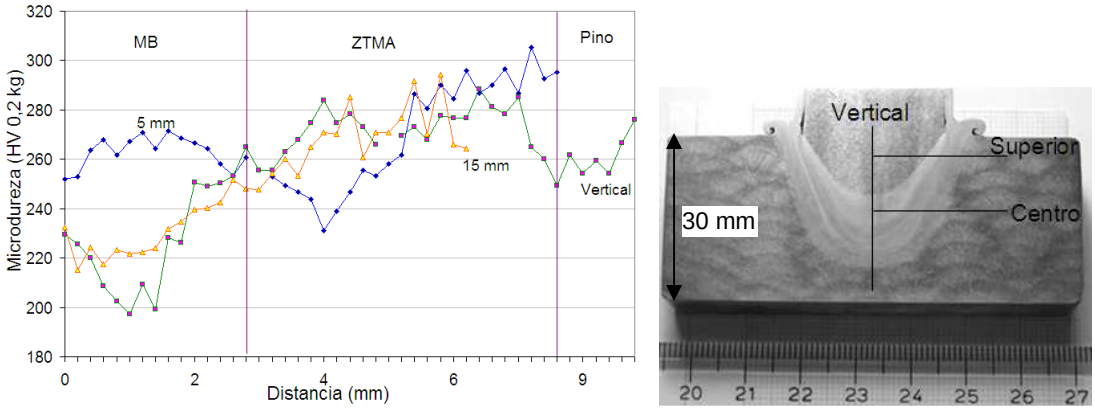
(c)

Figura 4-6. Continuação.

Analisando a Figura 4-6[c], observa-se que mesmo aplicando-se o preaquecimento e selecionando um pino de menor teor de carbono (pino PBX 400H), a dureza máxima na junta soldada se mantém elevada em virtude da contribuição do maior CE do metal de base. A dureza nas juntas soldadas alcançou 400 Vickers e 450 Vickers, respectivamente, para o pino PBX e PBS, F = 400 kN. Adicionalmente, a dureza máxima dentro do pino é menor para o pino PBX (250 $HV_{0,2}$) do que o pino PBS (400 $HV_{0,2}$). Para se melhor entender a contribuição do metal base nos valores de dureza na junta soldada selecionou-se um par metal base/pino, ambos com mesma composição química que o pino PBCP. A Figura 4-7 apresenta os valores de microdureza assim como a macrografia desta junta soldada com F = 400 kN e preaquecimento de 200ºC. Nota-se que a dureza máxima não ultrapassou 300 $HV_{0,2}$, ou seja, cerca de 100 Vickers a menos que a junta soldada com pino PBX no metal base BS 4360 Gr 50D. Este resultado é uma clara indicação da severidade do ciclo térmico imposto às juntas FTPW e da contribuição do metal base de maior CE no aumento da dureza máxima na junta soldada.

A Figura 4-8 apresenta o mapa de microdureza (carga de 0,3 kgf) das juntas soldadas avaliadas. As indentações foram realizadas com espaçamento de 500 µm tanto longitudinal quanto transversalmente. Nota-se que a amostra PBS17 apresentou os maiores valores de dureza, de até 646 Vickers, na região do fundo da cavidade e de 560 Vickers ao longo da I_{CP}. Ao se comparar as juntas soldadas com pinos PBS e PBX, forças de 50 e 200 kN, fica mais evidente, ainda, o efeito benéfico da redução do teor de carbono na dureza máxima. Por outro lado, ao se comparar o efeito do teor de carbono com o do preaquecimento fica evidente a maior influência do preaquecimento

no controle da dureza. Isto porque a diferença entre a dureza máxima das juntas soldadas PBS82H e a PBX12H foi superior às observadas na comparação entre as juntas soldadas PBS e PBX com força de soldagem de 50 e 200 kN sem preaquecimento. Já, ao se comparar os resultados de microdureza obtidos neste trabalho com o de TEIXEIRA et al. [30], Figura 2-21, observa-se que para um mesmo %C e %CE, somente com a força de soldagem de 25 kN os valores máximos de microdureza se aproximam (em torno de 350 $HV_{0,2}$).



(a) (b)

Figura 4-7. (a) Perfis de microdureza (junta soldada PBCP01H). (b) Macrografia apresentando as posições de medição dos perfis de microdureza. Nital 10%.

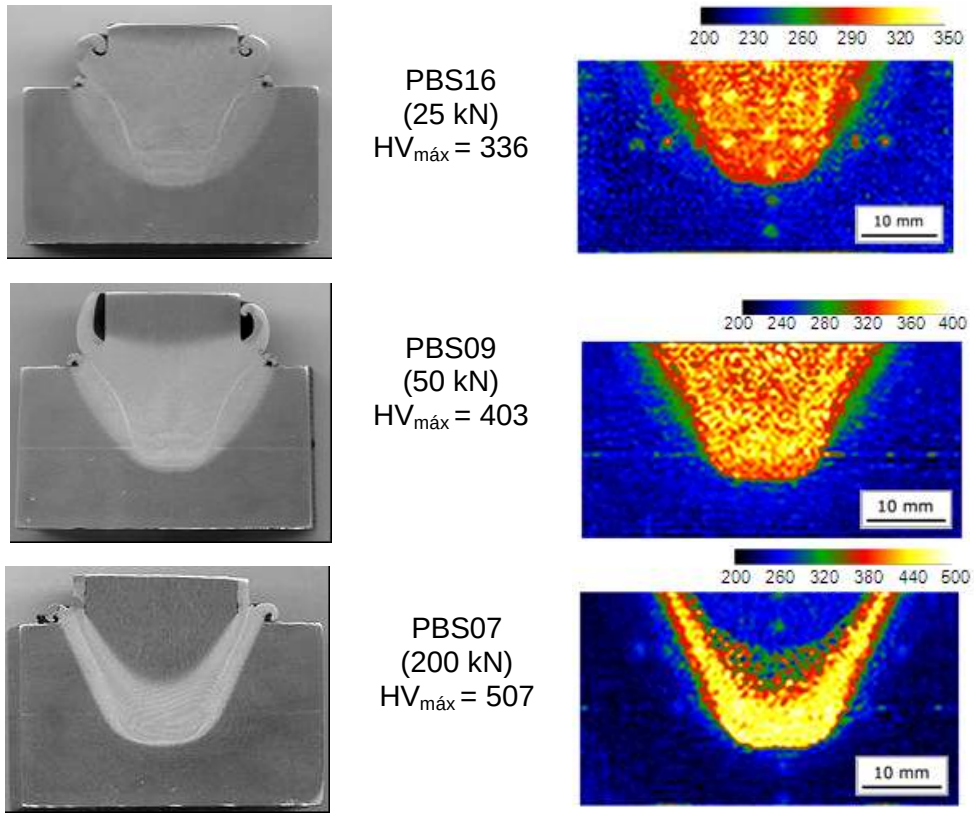
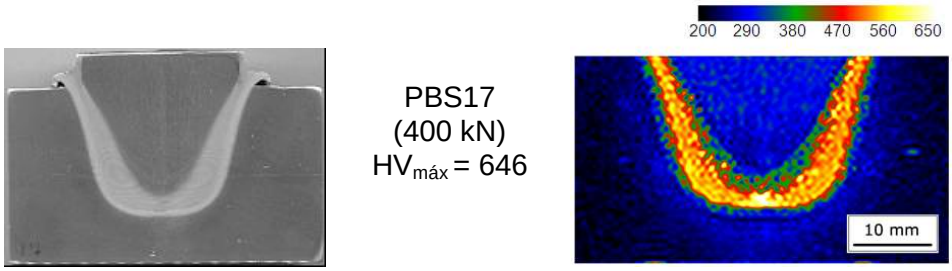
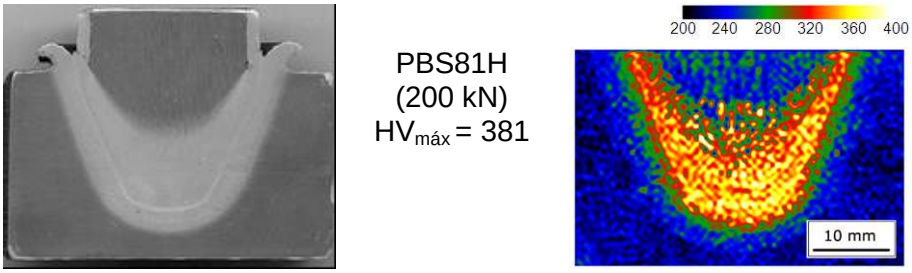


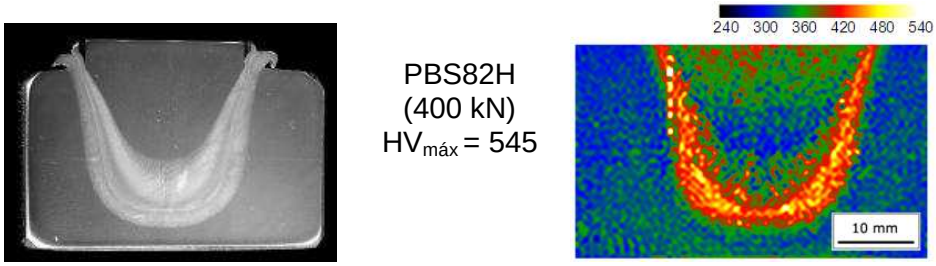
Figura 4-8. Mapeamento de microdureza ($HV_{0,3}$) das juntas FTPW da Figura 4-4.



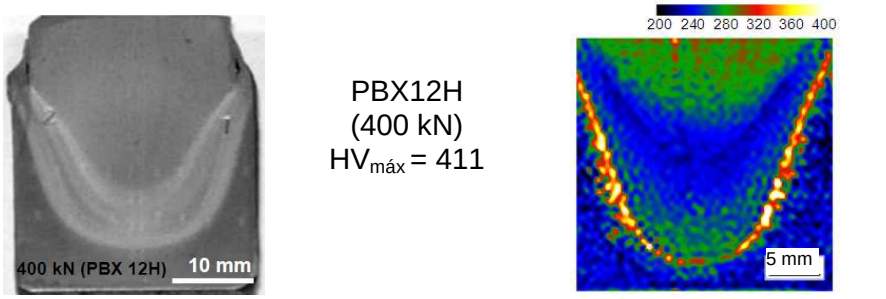
PBS17
(400 kN)
$HV_{máx}$ = 646



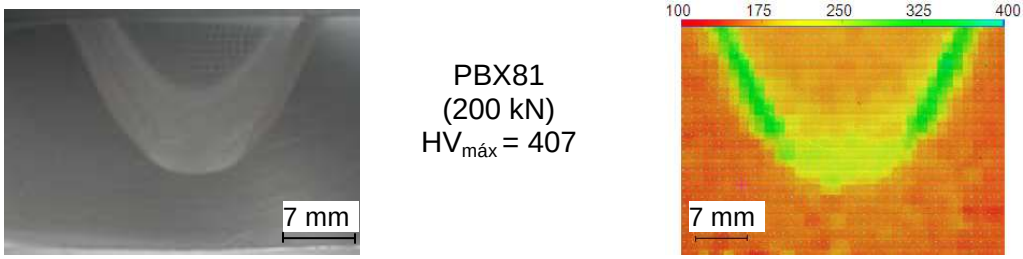
PBS81H
(200 kN)
$HV_{máx}$ = 381



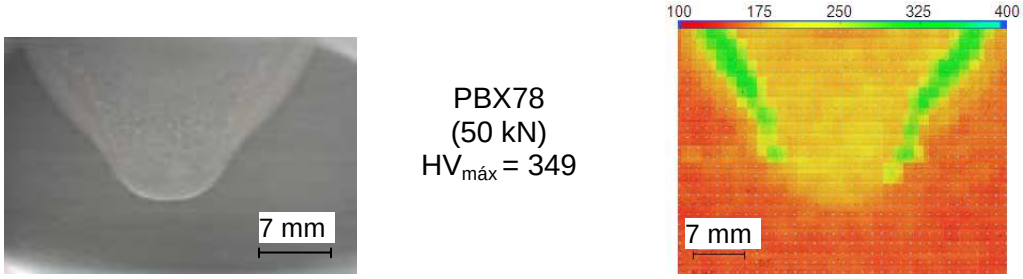
PBS82H
(400 kN)
$HV_{máx}$ = 545



PBX12H
(400 kN)
$HV_{máx}$ = 411



PBX81
(200 kN)
$HV_{máx}$ = 407



PBX78
(50 kN)
$HV_{máx}$ = 349

Figura 4-8. Continuação.

A Figura 4-9 apresenta os perfis de microdureza obtidos a uma distância de 10 mm da superfície da chapa, exatamente na altura em que se encontra o início da pré-trinca de fadiga do corpo-de-prova de CTOD tipo C(T) (Figura 3-7[a]). Comparando-se estes valores de microdureza com aqueles das juntas soldadas PBS, nas mesmas condições de soldagem e na mesma posição de medição de dureza, observa-se uma redução na dureza máxima das juntas FTPW com pino PBX em cerca de 50 Vickers para ambas as forças.

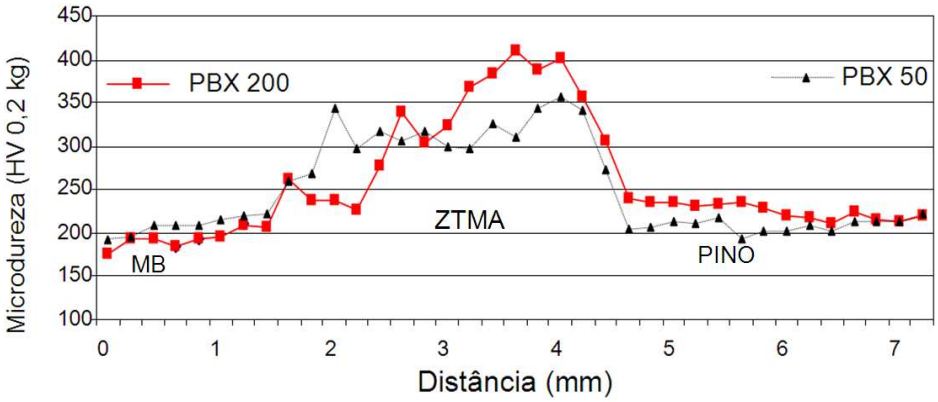


Figura 4-9. Microdureza da junta soldada com pino PBX (força de 50 e 200 kN) distando 10 mm da superfície da chapa.

4.4.2 – Cavidade Passante

Em função da necessidade de se realizar reparo em estruturas com descontinuidades passantes, avaliou-se também o potencial de se realizar soldas FTPW com cavidade passante (indicadas pelo prefixo T), como por exemplo, a junta soldada apresentada na Figura 4-10[a]. Foram avaliadas quatro condições de soldagem: pino T-PBS com e sem preaquecimento de 200ºC, pino T-PBX e pino T-PBSS, sendo todas soldadas à temperatura ambiente. As Figuras 4-10 a 4-13 apresentam os perfis de microdureza Vickers ($HV_{0,3}$) obtidos, Figura 4-10 (pino T-PBS), Figura 4-11 (pino T-PBS com e sem preaquecimento), Figura 4-12 (pino T-PBX) e Figura 4-13 (pino T-PBSS). Todas as juntas com cavidade passante foram realizadas com força de 150 kN e comprimento de queima de 4 mm. O tempo de soldagem destas juntas soldadas foi bastante curto, variando de 2-3 segundos para os pinos T-PBS/T-PBX e 4-5 segundos para o pino T-PBSS. Os gráficos com os parâmetros de soldagem destas juntas soldadas encontram-se no Apêndice C.

A Figura 4-10[b] mostra que pode ocorrer uma falta de consolidação no final da soldagem (na saída da rebarba) tendo como resultado a formação de uma microtrinca. Este tipo de problema pode ser evitado utilizando-se um maior comprimento de queima do pino. A Figura 4-11 apresenta os valores de microdureza ($HV_{0,3}$) da junta soldada T-PBS em três posições ao longo da espessura da junta soldada, com e sem

preaquecimento de 200ºC. Observa-se que a dureza em toda a junta soldada é bastante elevada, principalmente na parte superior (início da soldagem) e junto à I_{CP}, alcançando valores superiores a 500 $HV_{0,3}$ quando na ausência de preaquecimento. Nota-se, ainda, que mesmo com preaquecimento a dureza na IL_{CP} atinge, na parte superior da junta soldada (Figura 4-11[a]), valores de cerca de 450 $HV_{0,3}$ devido ao teor de carbono elevado do pino T-PBS (0,17%C) e ao fato de o ciclo térmico ser mais severo nesta fase, caracterizado pela estreita ZTMA.

Os perfis de microdureza ($HV_{0,3}$) da junta soldada T-PBX estão apresentados na Figura 4-12. Na Figura 4-13 é apresentada a macrografia da junta soldada T-PBSS e na Figura 4-134 os perfis de microdureza. Observa-se para ambas as juntas soldadas, T-PBX e T-PBSS, características muito similares à da junta soldada T-PBS, em virtude da severidade do ciclo térmico, não tendo sido possível uma redução de dureza na I_{CP}.

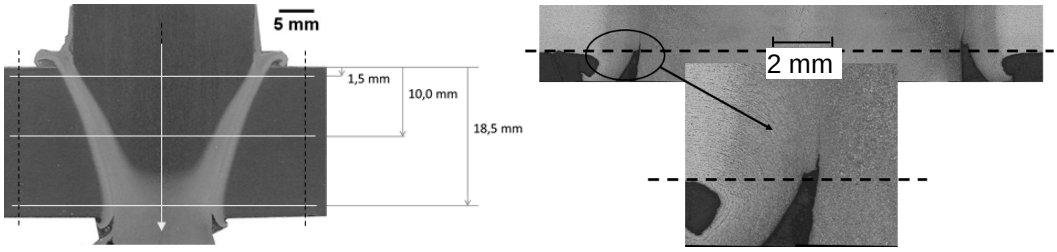
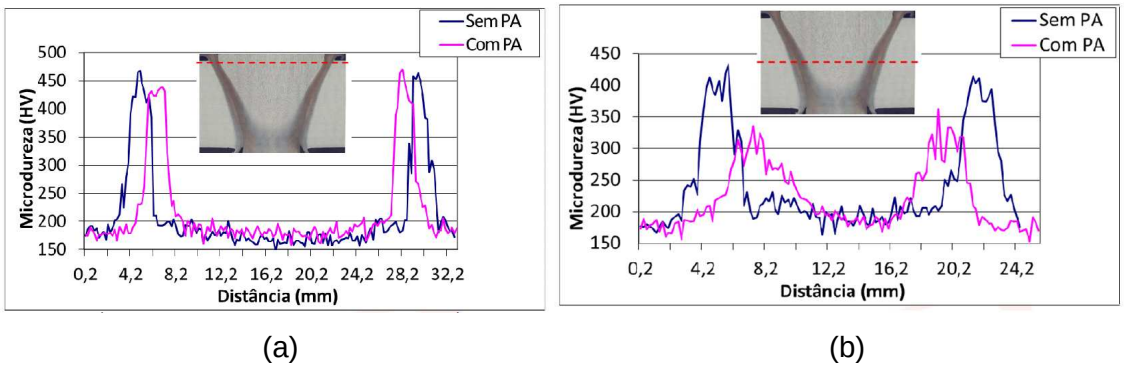


Figura 4-10. (a) Macrografia da junta soldada com cavidade passante (T-PBS), (b) Detalhe da trinca na saída da rebarba. Nital 10%.



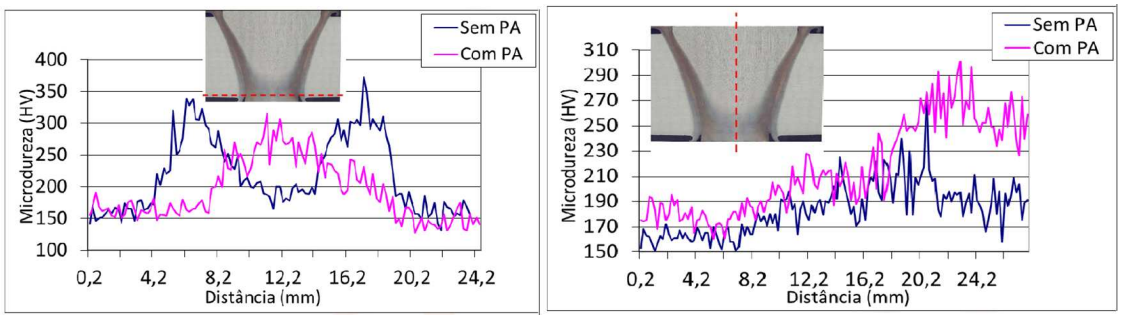
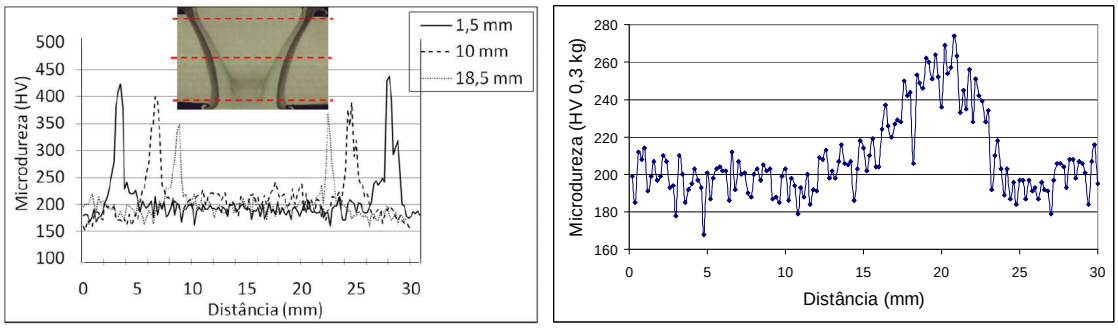


Figura 4-11. Microdureza ($HV_{0,3}$). (a) Horizontal (1,5 mm da superfície). (b) Horizontal (10 mm da superfície). (c) Horizontal (18,5 mm da superfície). (d) Vertical. Junta soldada T-PBS, com e sem preaquecimento (PA), 150 kN, Δl = 4 mm. Nital 2%.



(a) (b)

Figura 4-12. Microdureza ($HV_{0,3}$) Junta soldada T-PBX. (a) Horizontal. (b) Vertical.

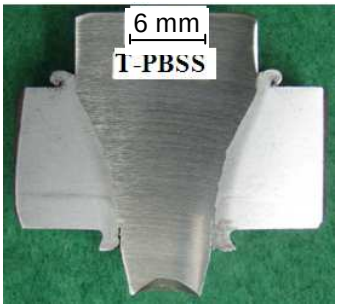
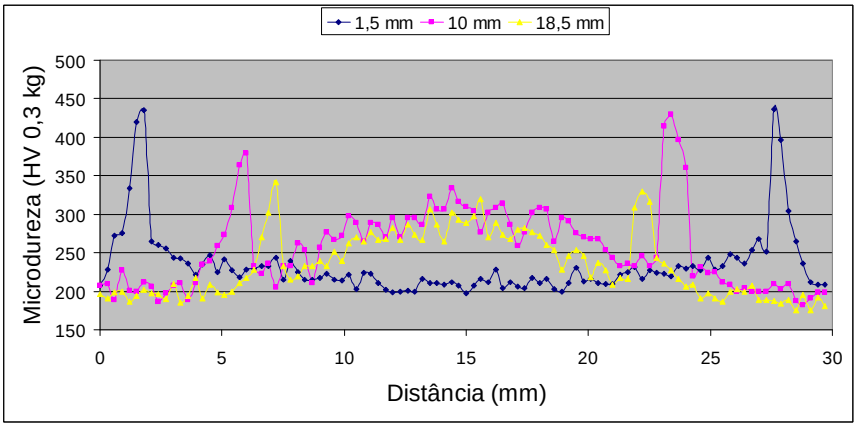
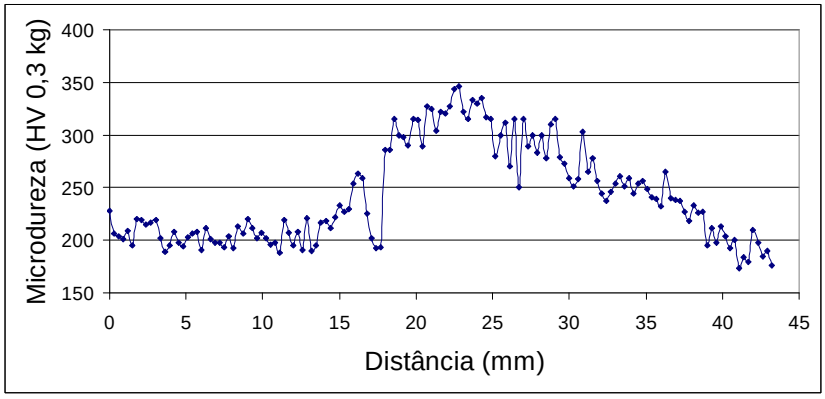


Figura 4-13. Macrografia da junta soldada T-PBSS. Ataque eletrolítico ácido oxálico.



(a)



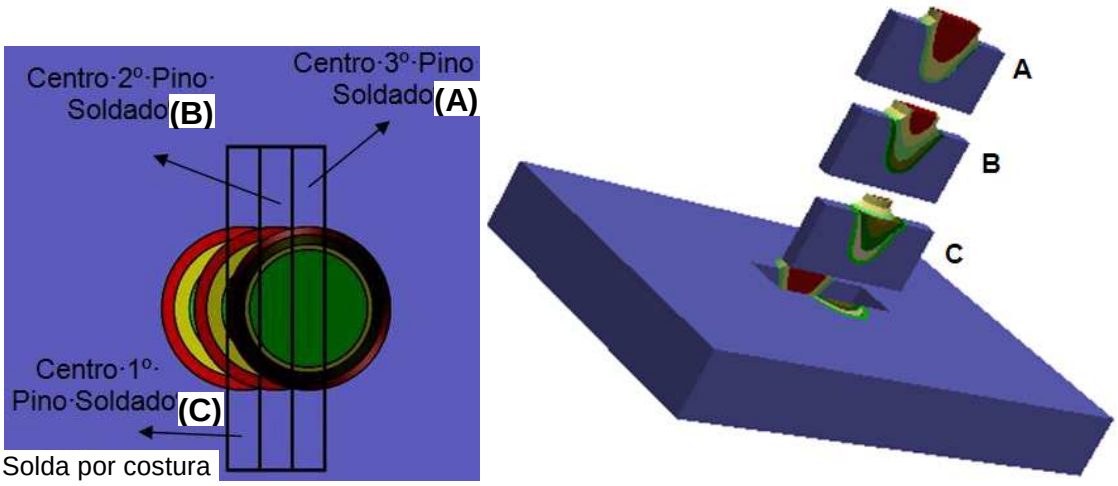
(b)

Figura 4-14. Junta soldada T-PBSS. (a) Microdureza horizontal em três posições. (b) Microdureza vertical.

4-5 – Juntas FTPW com Sobreposição

Os corpos de prova utilizados para as análises das juntas soldadas com sobreposição ou também chamadas por costura, com os pinos PBS e PBX (F = 400 kN, Δl = 12 mm e T_o = 200ºC), foram retirados através de eletro-erosão da chapa de 30 mm de espessura. Foram, então, retiradas seções transversais da chapa conforme a Figura 4-15[a,b]. Em seguida estas seções foram avaliadas no sentido longitudinal, as quais foram removidas das seções transversais após a retirada dos corpos-de-prova utilizados para os ensaios de tenacidade à fratura (CTOD), como ilustra a Figura 4-16. As seções transversais foram identificadas como junta "A", "B" e "C", de acordo com a sequência respectiva da soldagem, ou seja, "C" primeira, "B" segunda ou intermediária e "A" última, todas com 7 mm de espessura, representando as seções dos centros de cada junta soldada. Os três pinos, também chamados de A, B e C, foram processados de maneira sucessiva impondo 50% de sobreposição.

As medições de microdureza ($HV_{0,3}$) foram realizadas no eixo vertical e no eixo horizontal a 15 mm da superfície da chapa (Figura 4-17) com indentações a cada 0,2 mm, onde as setas vermelhas indicam a direção das medições.



(a) (b)

Figura 4-15. (a) Sequência da soldagem por costura com sobreposição de 50% entre pinos. (b) Esquema de remoção dos corpos-de-prova de CTOD, juntas A, B e C.

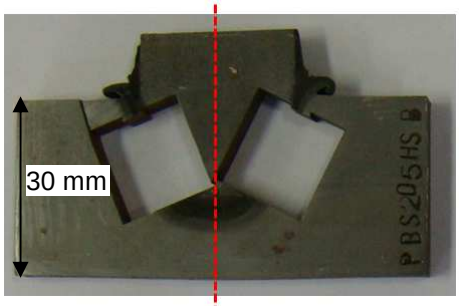


Figura 4-16. Seção transversal após a retirada dos corpos-de-prova de CTOD. A linha tracejada vermelha indica a região seccionada para avaliação longitudinal.

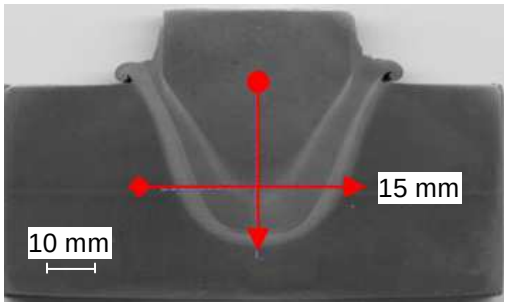
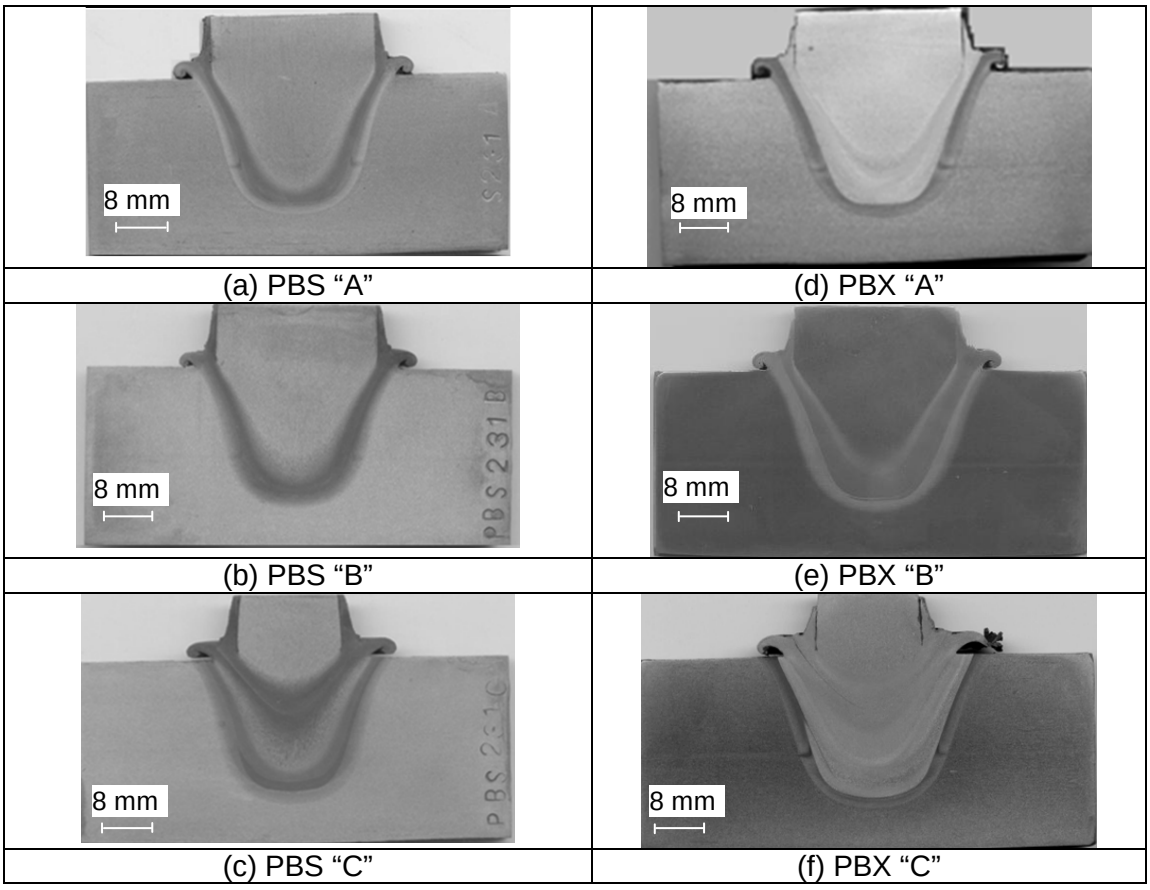


Figura 4-17. Posição das medições de microdureza vertical e horizontal. Nital 10%.

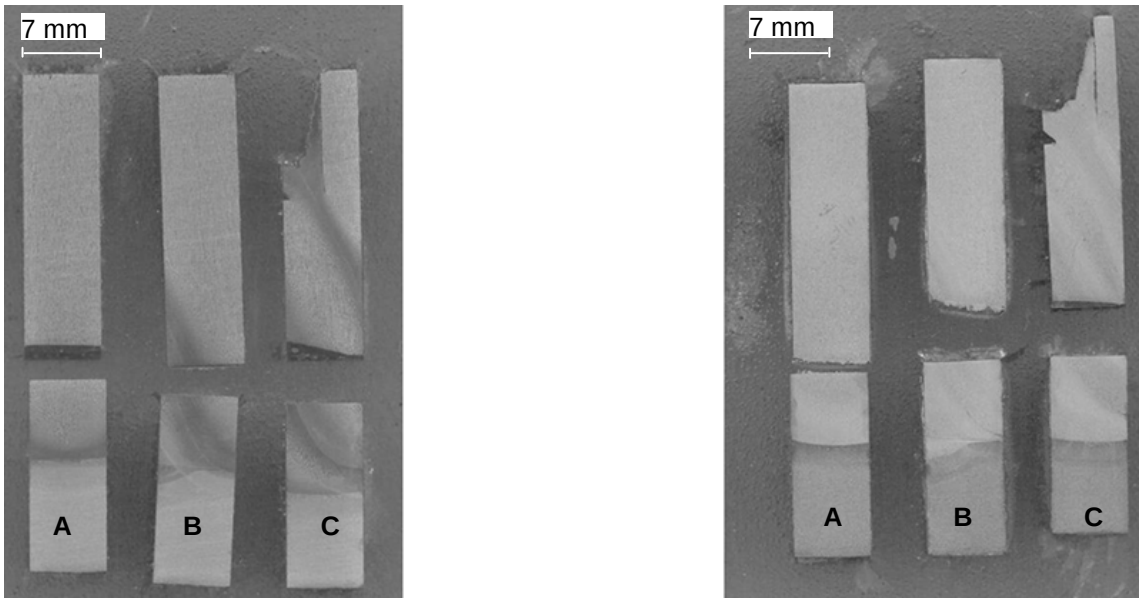
As macrografias das seções transversais estão apresentadas na Figura 4-18 e as das seções longitudinais na Figura 4-19. Através das macrografias das seções tranversais (Figura 4-18) percebe-se que a macroestrutura do pino foi afetada mais intensamente nas juntas “C”, tanto na condição PBS quanto na condição PBX, possivelmente porque o pino “C” foi processado antes dos pinos “A” e “B”. As macrografias das seções longitudinais, Figura 4-19, evidenciaram a sucessão e sobreposição dos pinos soldados. Além disso, foi observada na costura com pino PBX uma menor penetração do pino B em relação ao pino anteriormente processado (pino C), Figuras 4-20 e 4-21, a qual foi acompanhada pela variação de dureza ($HV_{0,3}$).



(a) PBS “A”	(d) PBX “A”
(b) PBS “B”	(e) PBX “B”
(c) PBS “C”	(f) PBX “C”

Figura 4-18. Macrografias das seções transversais. Nital 10%.

Na junta “C” do pino PBX estas diferenças de penetração foram observadas nas regiões inferior e lateral do pino, conforme a Figura 4-22, o que possivelmente ocorreu devido a uma falta de alinhamento da sequência de cavidades furadas e posteriormente preenchidas.



(a) (b)

Figura 4-19. Macrografias das seções longitudinais. (a) PBS. (b) PBX. Nital 10%.

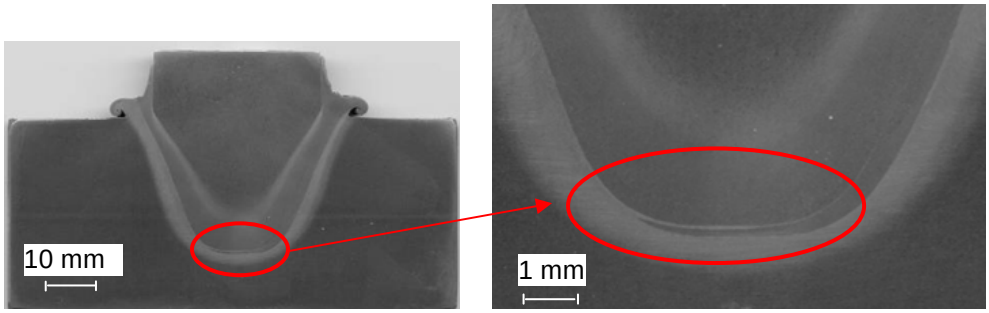
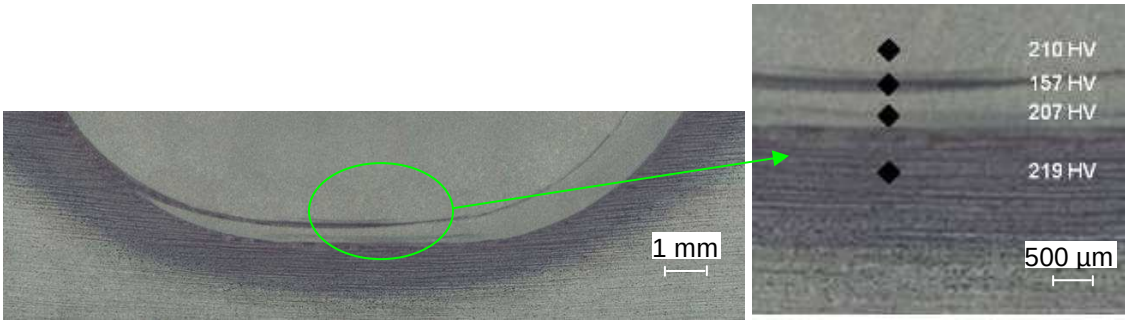
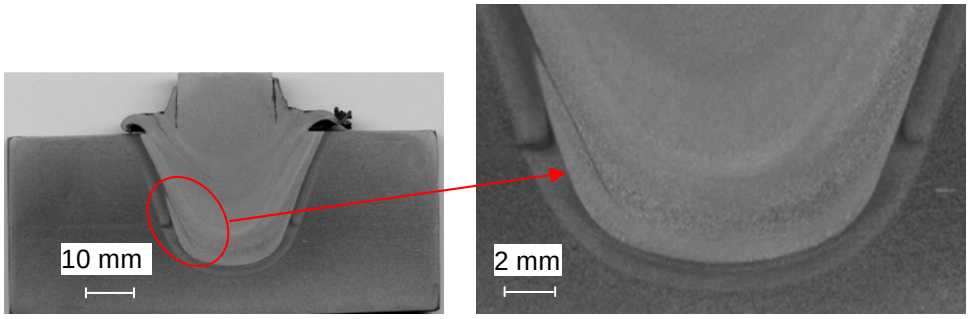


Figura 4-20. Diferença de penetração do pino processado em relação ao pino anterior. Costura com pino PBX. Junta “B”. Nital 10%.



(a) (b)

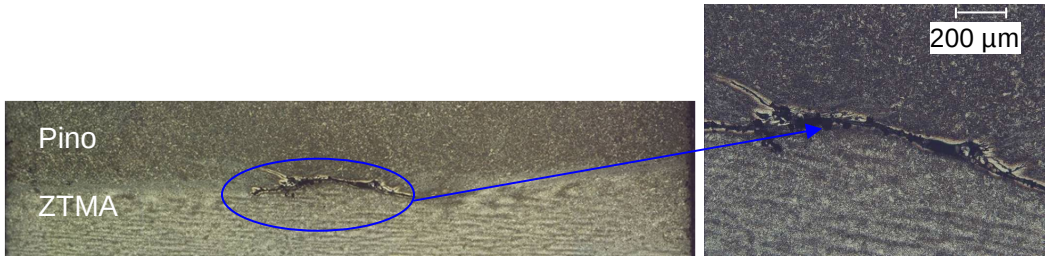
Figura 4-21. (a) Detalhe da diferença de penetração do pino processado em relação pino ao anterior. Costura com pino PBX. Junta “B” (b) Microdureza $HV_{0,3}$. Nital 10%.



(a) (b)

Figura 4-22. (a) Diferença de penetração observada na costura com o pino PBX da junta “C”. (b) Detalhe de (a). Nital 10%.

Na junta PBS “A” evidenciou-se uma pequena descontinuidade na II_{CP}. Esta região está indicada na Figura 4-23.



(a) (b)

Figura 4-23. (a) Junta PBS “A” mostrando descontinuidade presente na interface (100X). (b) Detalhe da descontinuidade na II_{CP}. Nital 10%.

Os resultados dos ensaios de microdureza ($HV_{0,3}$) dos perfis verticais (eixo simétrico ao pino) e horizontais (15 mm da superfície) são apresentados nas Figuras 4-24 e 4-25. Analisando os perfis de microdureza da Figura 4-24, soldagem por costura com pino PBX, percebe-se o valor máximo de microdureza ficou abaixo de 270 $HV_{0,3}$. Nota-se, ainda, valores de microdureza menores para a junta C, o que é um indicativo do efeito de revenimento imposto pela soldagem dos dois pinos subsequentes (B e A).

Para a junta soldada com pino PBS o valor de dureza máxima foi mais elevado (Figura 4-25), alcançando cerca de 370 $HV_{0,3}$ na região mais próxima à superfície da chapa. Nota-se que a região de 5 a 10 mm da junta C apresentou valores de dureza mais elevados que o restante do pino, isso sendo um indicativo de que esta região não foi adequadamente revenida pela soldagem dos pinos subsequentes.

Analisando os perfis horizontais de microdureza, nota-se que na amostra PBX (Figura 4-26) os valores de microdureza foram menores que 330 $HV_{0,3}$, enquanto que para a amostra PBS (Figura 4-27) os valores de microdureza atingiram cerca de 400 $HV_{0,3}$. Os valores máximos de dureza estavam localizados na I_{CP}, o que replica os

resultados de dureza obtidos nas juntas soldadas com pino único, tanto para o pino PBS quanto para o pino PBX.

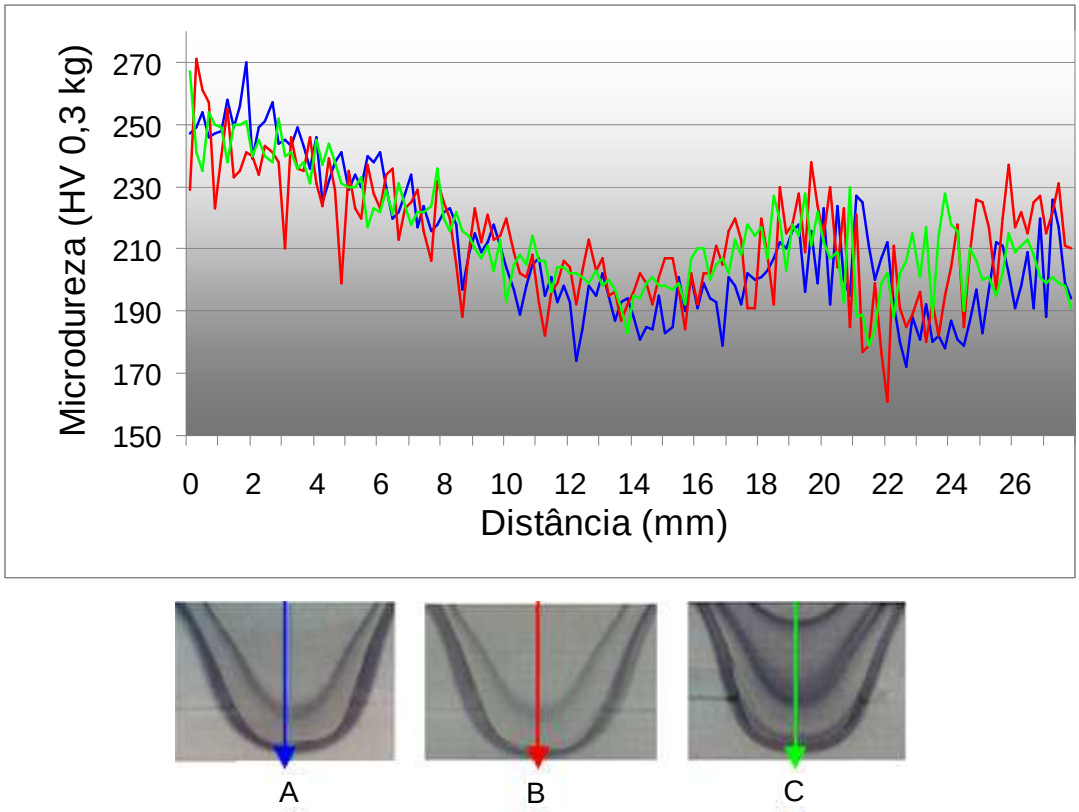


Figura 4-24. Perfis de microdureza $HV_{0,3}$ vertical dos pinos PBX.

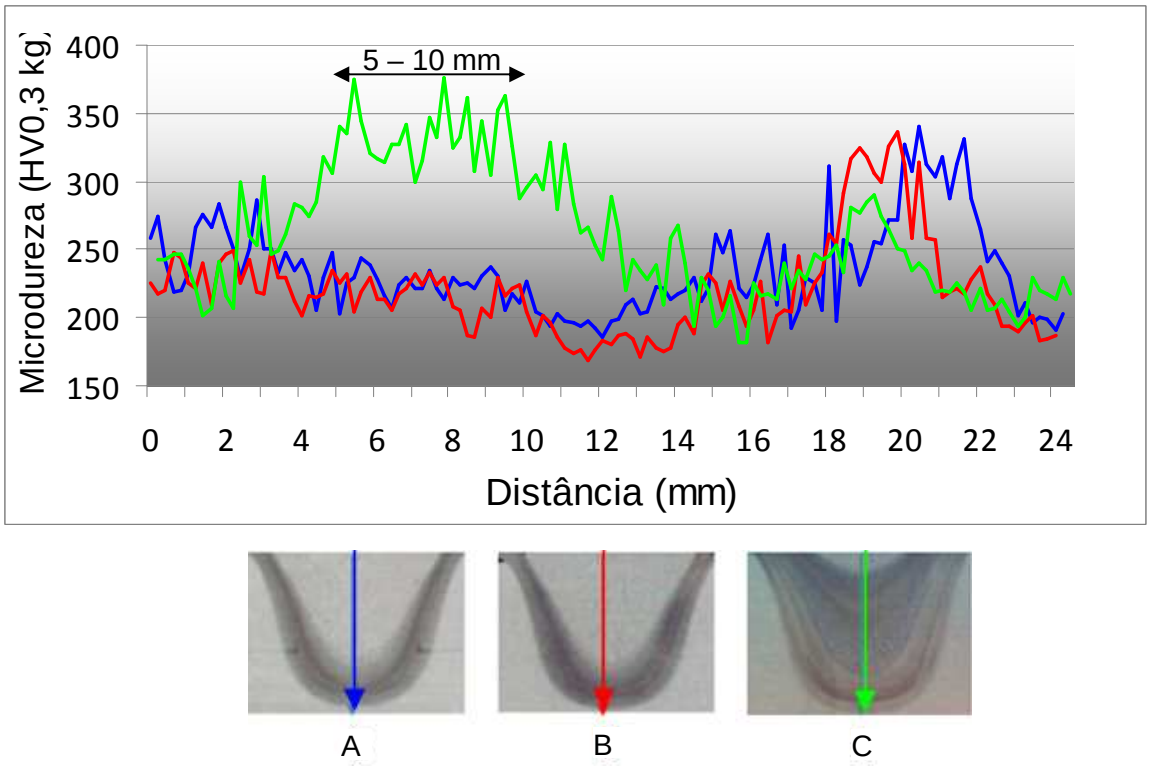


Figura 4-25. Perfis de microdureza $HV_{0,3}$ vertical dos pinos PBS.

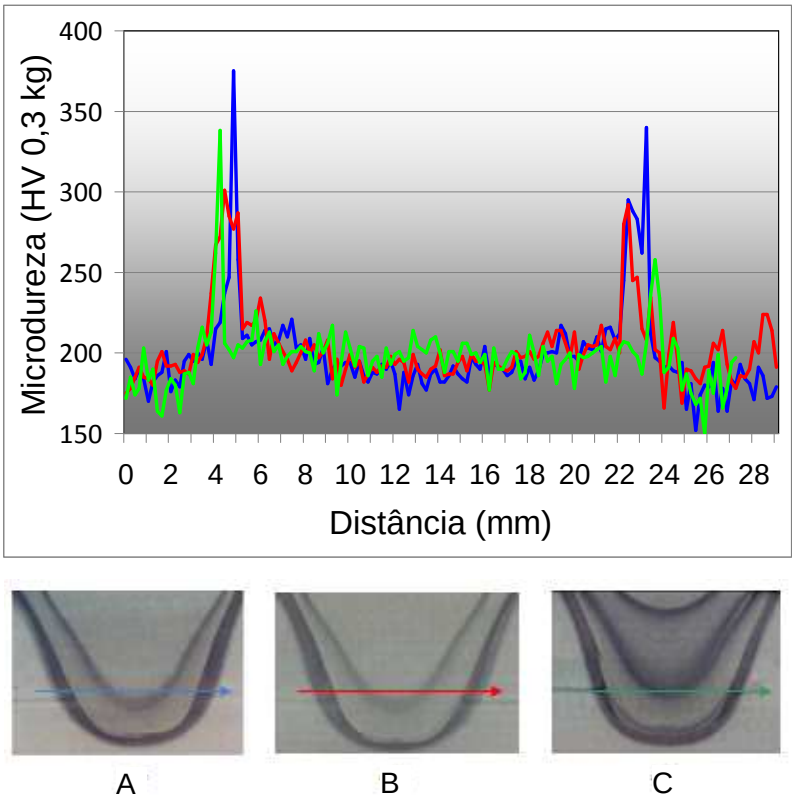


Figura 4-26. Perfis de microdureza $HV_{0,3}$ horizontal dos pinos PBX.

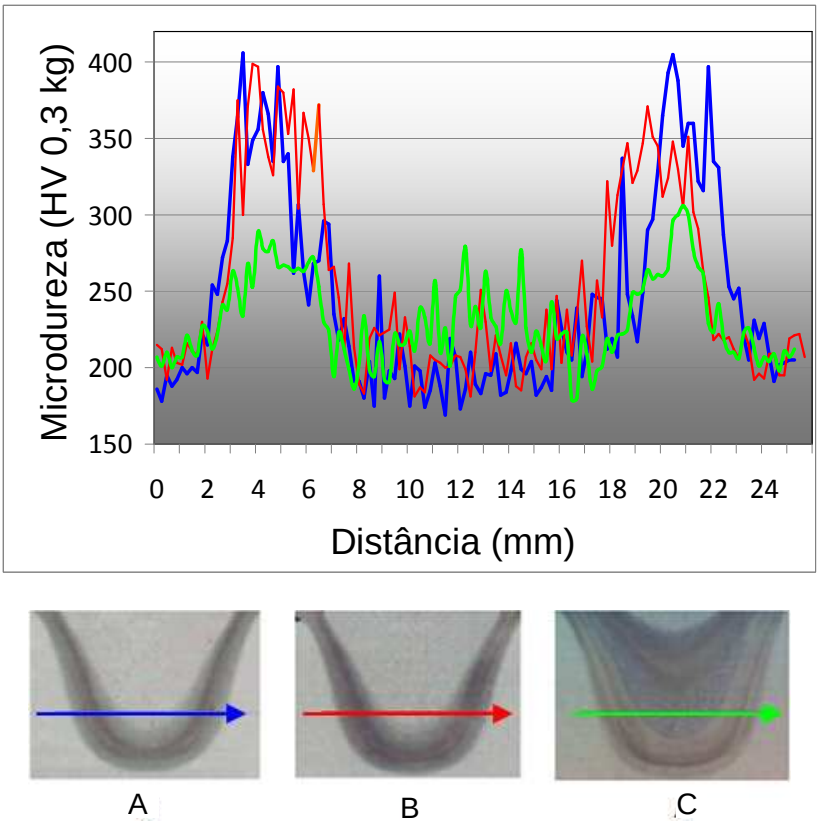


Figura 4-27. Perfis de microdureza $HV_{0,3}$ horizontal dos pinos PBS.

4.6 – Ciclo Térmico e Parâmetros de Processamento

A Tabela 4-6 apresenta, para cada força de processamento, a temperatura máxima atingida (T_p), o tempo de resfriamento entre 800-500ºC ($t_{8/5}$), o tempo total de soldagem (t_s), a taxa de aquecimento ($\Delta T_p/\Delta t$) e o tempo para crescimento de grão (acima de 850ºC, t_{cg}), relativos às juntas soldadas com os pinos PBS, PBSS e PBX. Os respectivos diagramas de processamento e gráficos tempo-temperatura destas juntas soldadas estão apresentados no Apêndice C. Somente foram apresentadas as curvas tempo-temperatura em que a temperatura de pico ultrapassou A_1. A Figura 4-28 apresenta a macrografia de um corte paralelo à superfície da chapa mostrando a posição do termopar T_{c4} de algumas das juntas soldadas PBS, PBX e PBSS avaliadas nesta tese. Nota-se que a distância do termopar até a interface demonstrou ser um fator de grande variação (valores apresentados na legenda da Figura 4-28). Ainda assim, é possível uma visão comparativa entre as juntas soldadas. Isto porque pela observação metalográfica das juntas soldadas com comprimento de queima de 12 mm, na região correspondente ao termopar T_{C4} (Figura 3-2), observou-se a presença de uma região central da interface onde ocorreu transformação total, ou seja, temperaturas acima de A_3, fato este também corroborado pelos valores de dureza $HV_{0,3}$ medidos (Figuras 4-6, 4-9, 4-12 e 4-14) e por trabalhos já publicados [40,41].

Comparando-se o tempo de soldagem entre as juntas soldadas com os pinos PBS e PBSS nota-se que tanto para a força de soldagem de 50 kN e a de 200 kN, o tempo total de soldagem das juntas soldadas que utilizaram pinos PBSS foi muito superior aos apresentados pelas juntas soldadas com pino PBS. Este comportamento diferenciado se deve ao fato de o material PBSS possuir maior resistência mecânica em temperaturas acima de 600ºC que o material PBS, como observado na Figura 4-29[a] [116], o que resulta numa taxa de processamento mais lenta do pino.

No que diz respeito aos pinos PBS e PBX não se observa diferença significativa no tempo de soldagem para as juntas soldadas com força de soldagem de 200 kN. Entretanto, para a força de 50 kN nota-se que o tempo total de soldagem com o pino PBX foi bem inferior, o que provavelmente se deve ao fato de pino o PBX possuir menor resistência mecânica acima da temperatura A_1, quando comparado ao pino PBS, como pode ser observado na Figura 4-29[b]. Nota-se que a diferença de resistência mecânica ocorre tanto pela diferença do teor de carbono quanto pelos valores de A_3. De fato, de acordo com a Tabela 4-7, o valor de A_3 para o pino PBX é superior ao do pino PBS. Nesta tabela também são apresentadas as temperaturas de transformação dos materiais, pino e metal de base. As colunas A_3, A_1 foram obtidas através do programa Thermocalc ® e as colunas M_i e M_f foram obtidas segundo modelo de YURIOKA [117], de acordo com a composição química apresentada na

Tabela 3-2. Observa-se que as temperaturas de transformação do pino PBS e do metal base são muito próximas, já que a composição química dos dois aços é similar. Isto já não vale para o pino PBX que por ter menos carbono, apresenta temperaturas de transformação mais elevadas.

Tabela 4-6. Informações obtidas a partir dos dados de ciclo térmico.

Força (kN)	T_p (ºC)				$t_{8/5}$ (s)[1]				t_s (s)	$\Delta T_p/\Delta t$ (ºc/s)	t_{cg} (s)
	Tc_1	Tc_2	Tc_3	Tc_4	t_1	t_2	t_3	t_4			
25 (PBS)	681	508	808	1269	*	*	>14	>>13	56,5	23	54,2
50 (PBS)	599	518	884	1261	*	*	20	20	28,3	46	31,4
100(PBS)	680	620	750	970	*	*	*	9	13,3	122	3,3
200 (PBS)	746	623	666	822	>3,9*	*	>3,7*	6,7	5,2	182	0
400 (PBS)	556	565	519	562	*	*	*	*	2	540	0
200H (PBS)	970	784	-[2]	980	8,8	10,7	-	11,9	7,5	94	3
400H (PBS)	563	536	535	677	*	*	*	*	1,8	216	0
50 (PBSS51)	850	593	797	1053	67	*	46	33	73,5	16	41
200 (PBSS52)	877	526	651	939	8,5	*	*	8,1	11,6	88	2,6
400 (PBSS14)	720	546	401	822	-	*	*	1,5	3	420	0
T-PBSS	918	900	633	-	10,2	6,8	*	-	3,8	315	2,6
T-PBS	810	813	810	-	6,8	3,2	1,6	-	2,2	381	-
50 (PBX)	-	-	-	-	-	-	-	-	21	-	-
200(PBX)	-	-	-	-	-	-	-	-	5,3	-	-
400H (PBX)	485	482	525	980	*	*	*	8,1	2,8	144	1

Notas: 1 - tempo calculado por extrapolação linear da curva de resfriamento (s).
2 – problema no termopar.
*- - temperatura medida não alcançou 800ºC.
t_s – intervalo de tempo entre o início e o final da soldagem (s).
$t_{8/5}$ – tempo de resfriamento entre 800-500 ºC (s).
$\Delta T_p/\Delta t$ – taxa de aquecimento T_{amb} até $T_{p,máx}$ (ºC/s).
t_{cg} – tempo total durante o ciclo térmico com temperatura acima de 850ºC.
H – preaquecimento de 200ºC (T_o = 200 ºC).

Por último, ao se comparar o tempo total de soldagem entre as juntas soldadas PBX e PBS, força de 400H kN, percebe-se que o tempo de soldagem do pino PBX é superior em 1 segundo ao do pino PBS. Sabe-se da Tabela 4-5 que a penetração do pino PBS para dentro do metal base foi de 4 mm, enquanto a do pino PBX, nas mesmas condições de processamento, foi de 2 mm somente. Como o metal base está menos resistente pela ação do preaquecimento de 200ºC, o pino de maior resistência mecânica irá penetrar mais rapidamente, principalmente em temperaturas elevadas, o que tem como efeito um consumo mais rápido do comprimento de queima do pino (Δl) previamente estabelecido para a soldagem. Outro aspecto a se notar foi a diferença

nos valores de T_p para a posição do termopar T_{c4}, 980ºC para a junta soldada PBX e 677ºC para a junta soldada PBS. Entende-se que esta diferença está relacionada ao maior tempo de soldagem da amostra PBX em relação à amostra PBS nesta condição de soldagem (400H), assim como pelo fato do termopar T_{c4} da junta soldada PBX estar mais próximo da interface do que o da junta soldada PBS, 1,1 e 2 mm, respectivamente.

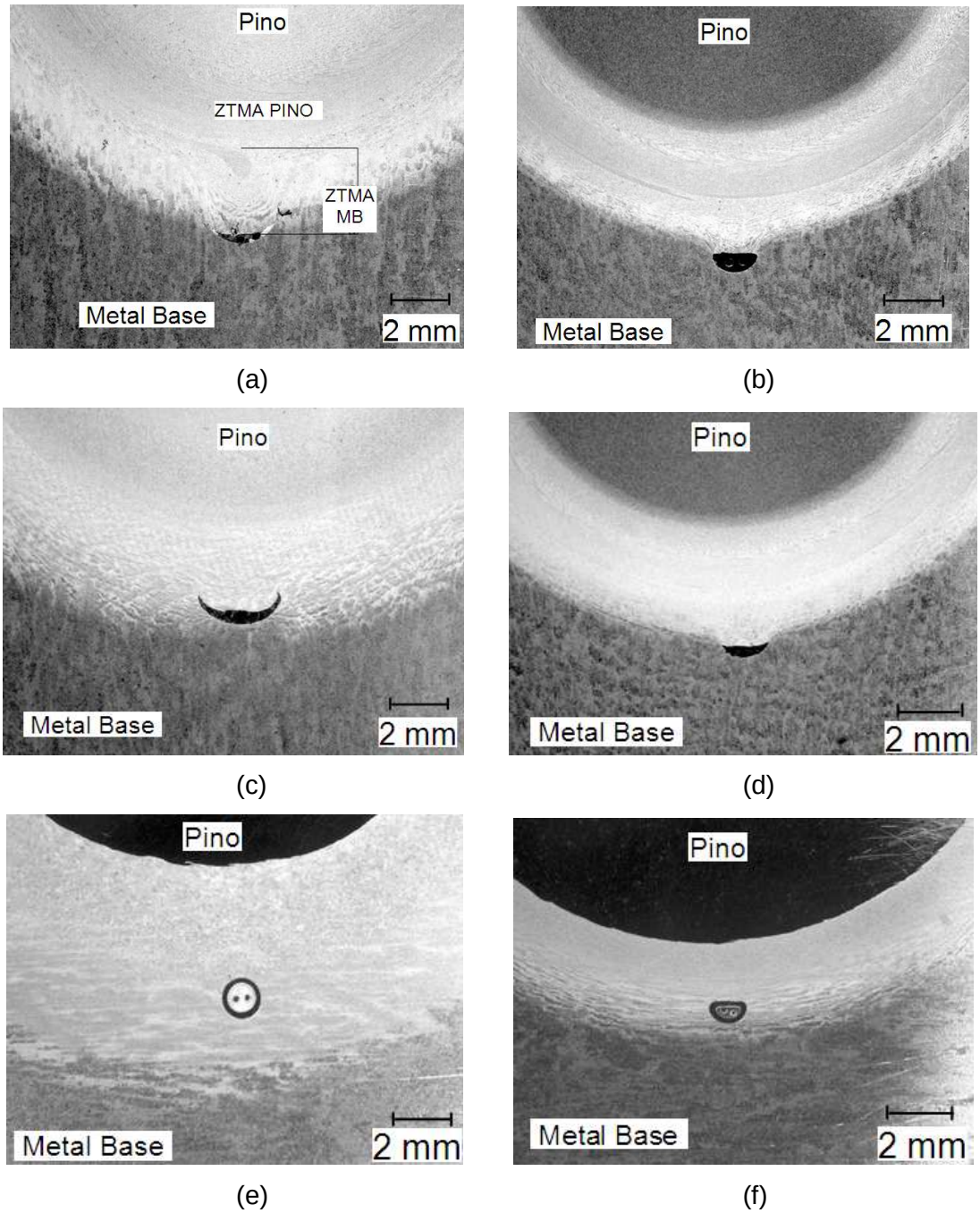
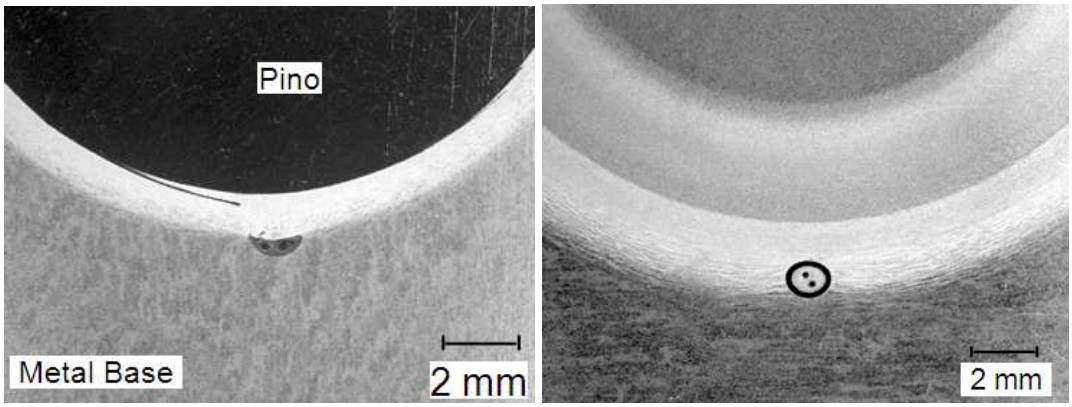


Figura 4-28. Distância (entre parêntesis) do termopar T_{c4} até a interface. Nital 2%. (a) PBS 200 kN (3,2 mm). (b) PBS 400 kN (2,2 mm). (c) PBS 200H kN (3,6 mm). (d) PBS 400H kN (2 mm). (e) PBSS 50 kN (4 mm). (f) PBSS 200 kN (2 mm). (g) PBSS 400 kN (1,5 mm). (h) PBX 400H (1,1 mm).

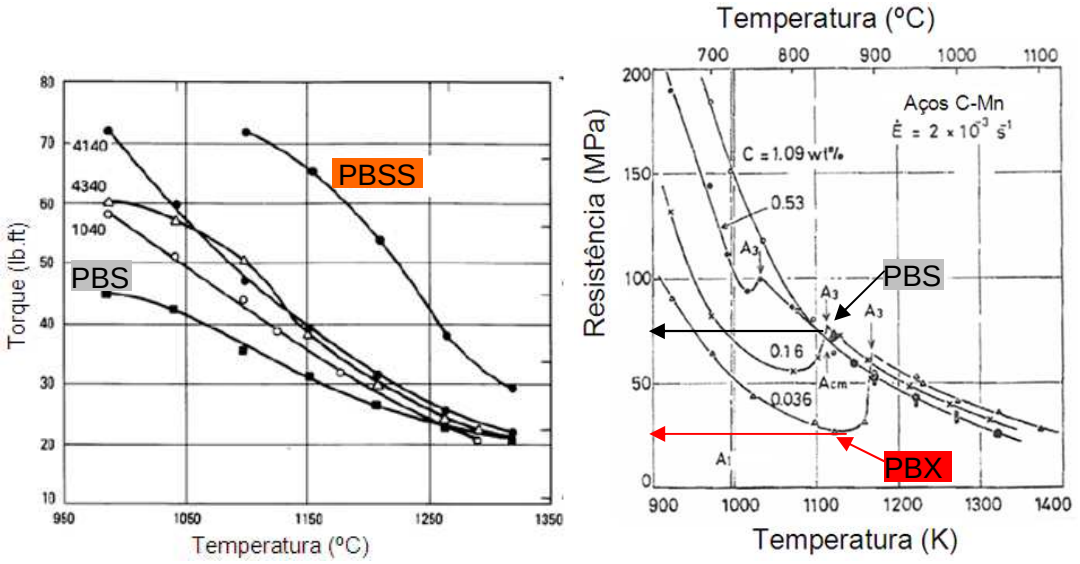


(g) (h)

Figura 4-28. Continuação.

Tabela 4-7. Temperaturas de transformação calculadas (pinos e metal base) [117].

Material	A_3 (ºC)	A_1 (ºC)	M_i (ºC)	M_f (ºC)
Metal de base	810	673	413	216
Pino (PBS)	809	677	414	234
Pino (PBX)	852	681	461	274



(a) (b)

Figura 4-29. (a) Resistência à torção dos pinos PBSS e PBS em função da temperatura [116]. (b) Resistência à compressão dos pinos PBS e PBX em função da temperatura [119].

Ao se comparar o tempo de resfriamento entre 800-500ºC ($t_{8/5}$) fica evidente que as juntas soldadas com força elevada foram submetidas a resfriamentos mais severos. Na maioria dos termopares não foram alcançadas temperaturas acima de 800ºC, o que dificulta bastante uma comparação mais objetiva. Não obstante, analisando-se somente os dados do termopar T_{C4}, local onde se tem maior velocidade linear, pelo maior diâmetro do pino, é possível observar que quanto mais elevada for a força de soldagem menor será o $t_{8/5}$. É, ainda, possível verificar o efeito benéfico do preaquecimento em aumentar o valor de $t_{8/5}$.

Ao se analisar o tempo para crescimento de grão (T_{cg}), nota-se que para a força de soldagem de 50 kN este tempo foi bastante longo, o que foi corroborado pelos valores elevados de tamanho de grão medidos na RGG da ZTMA do metal base. Por exemplo, a 10 mm de profundidade, o tamanho de grão médio da RGG da ZTMA do metal base soldado com pino PBS foi de: 118 µm (50 kN), 34 µm (200 kN) e 24 µm (400 kN). Enquanto que para o pino PBX foi de: 152 µm (50 kN), 23 (200 kN) e 32 µm (400H) µm. Nota-se que nas juntas soldadas com força de 50 kN, o tamanho de grão da amostra PBX foi bem superior ao da junta soldada PBS. Quando utilizado o pino de aço AISI 316L, o tempo acima de 850ºC disponível para o crescimento de grão foi ainda mais elevado que aquele relativo às juntas soldadas com pinos PBS ou PBX.

Outro aspecto relevante nesta análise comparativa reside na taxa de aquecimento imposta, por cada condição de soldagem, desde o início da soldagem até se atingir a temperatura de pico (T_p). Observam-se valores muito elevados na taxa de aquecimento para as forças de soldagem acima de 200 kN. Os maiores valores de taxa de aquecimento foram observados para a força de 400 kN (T_o = 20ºC). Quando aplicado o preaquecimento (T_o = 200ºC), o efeito foi o de reduzir esta taxa de aquecimento. Além disso, quanto maior a força de soldagem maior foi a taxa de aquecimento. Este é um aspecto bastante relevante, pois aponta para uma provável ocorrência de um processo com características de aquecimento adiabático [120], quando no uso de forças elevadas de soldagem associado a elevadas taxas de consumo do pino. As juntas soldadas realizadas com cavidade passante também demonstraram possuir um elevado gradiente de temperatura ao longo da espessura.

Na condição de soldagem com força de 25 kN observa-se que após cerca de 7 segundos de soldagem (Figura 9-10, Apêndice C) é atingida uma faixa de torque estacionário ($M_{Testac.}$) que se mantém até o consumo final do valor previamente definido de comprimento de queima. O tempo total de soldagem foi de 56,5 segundos, o que equivale a um total de 1460 rotações, apresentando cerca de 120 oscilações de torque superiores a 10 N.m e taxa de consumo do pino de 0,236 mm/s. Dentro da faixa de torque estacionário nota-se uma oscilação contínua entre o valor máximo e mínimo do torque, variando entre 50 e 90 N.m, com torque médio de 69,6 N.m. A temperatura máxima atingida foi de 1269ºC. Este valor de T_p é mais elevado que o maior valor de temperatura máxima observado na literatura (1123ºC) [31], Tabela 2-2 [6,12,31,32].

A análise do gráfico de processamento das juntas FTPW demonstra uma variação acentuada no tempo de soldagem e no perfil do torque durante a soldagem ao se variar a força de processamento. Para todo início de soldagem, era imposto um período mínimo de assentamento do pino (de 3 a 8 segundos) através da aplicação de uma baixa força axial (20-50 kN), cujo valor era função da força final de soldagem.

Acredita-se que esta oscilação esteja relacionada ao próprio fenômeno de geração de calor pelo atrito e subsequente amolecimento da massa metálica viscoplástica com a continuidade do consumo do pino. Ao ocorrer o transporte e sedimentação desta massa metálica pelas revoluções subsequentes do pino tem-se, então, o resfriamento desta região pela condução de calor para o restante da junta soldada, que se encontra em temperatura mais baixa. Isto faz com que o torque volte a crescer devido à maior resistência torcional local. De fato segundo CROSSLAND [20], a geração da rebarba (ou de parte do pino depositado no caso da junta FTPW) é um fenômeno local que consome energia como resultado da rápida remoção de calor da massa metálica, que se encontra em alta temperatura, presente no plano de atrito. Observou-se, ainda, que a dureza ao longo do eixo vertical das amostras oscilou continuamente, o que é um indicativo da ação deste mecanismo como exemplificado nas Figuras 4-30 a 4-33, força de soldagem de 25, 50 e 400H (PBS) e 400H(PBX).

Admitindo-se a hipótese de que cada oscilação de torque (Tabela 4-8) esteja de alguma forma relacionada à geração de um ou mais planos de cisalhamento a quente, seria razoável afirmar que as juntas soldadas com pino PBSS, para um mesmo valor de comprimento de queima, desenvolvem uma quantidade superior de PCQ, comparado ao pino PBS, principalmente para as forças de soldagem de 50 e 200 kN. Logo, fica claro que outros fatores, além da resistência mecânica em elevada temperatura, podem estar contribuindo para este comportamento.

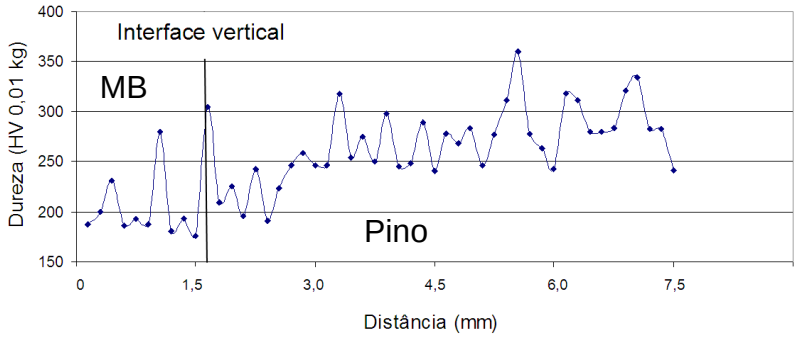


Figura 4-30. Microdureza vertical. Junta soldada com pino PBS. 25 kN.

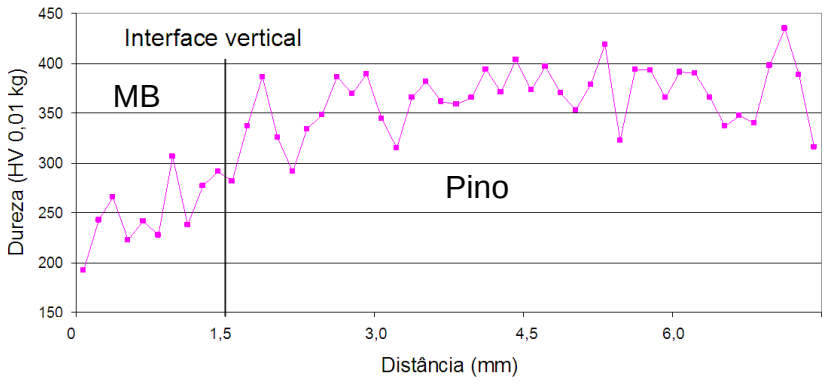


Figura 4-31. Microdureza vertical. Junta soldada com pino PBS. 50 kN.

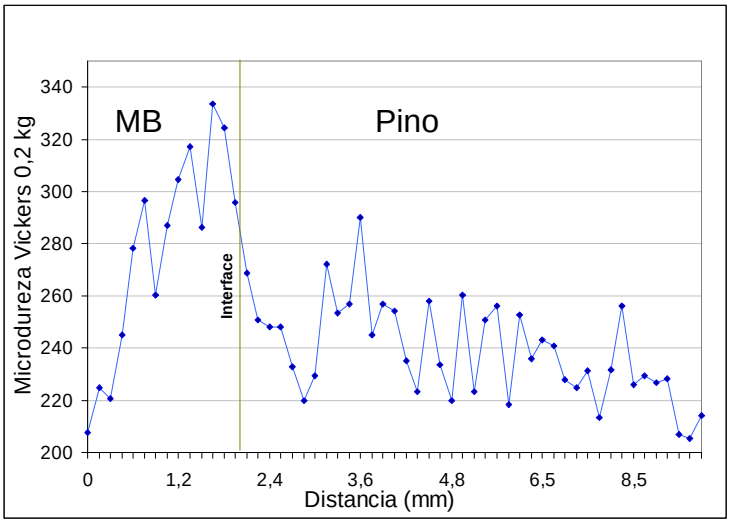


Figura 4-32. Perfil vertical de microdureza. Junta soldada pino PBS. 400H kN.

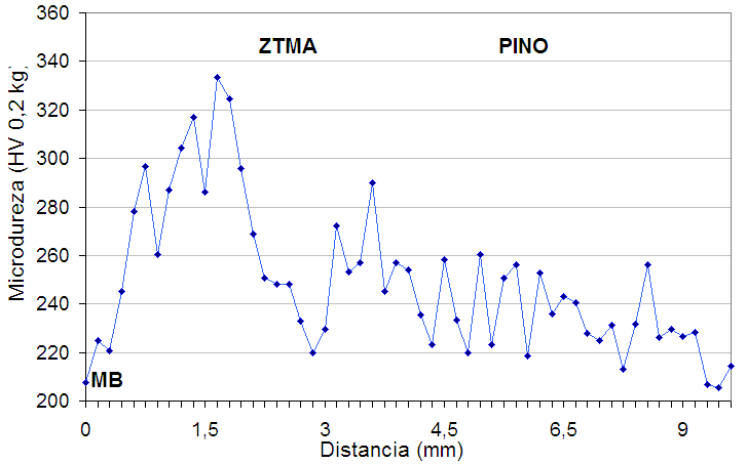


Figura 4-33. Perfil de Microdureza vertical. Junta soldada pino PBX12H. 400H kN.

Tabela 4-8. Parâmetros de processamento (pinos PBS e PBSS).

Junta Solda	F (kN)	Δl_{real} (mm)	t_s (s)	$\Delta l/t_s$ (mm/s)	$M_{máx.}$ N.m	$M_{estac.}$ N.m	OT	$\Delta T_p/\Delta t$ (ºC/s)	$T_{p\ Max.}$ (ºC)	μ
PBS	25	13,33	56,5	0,23	225	69,6	120	23	1269	0,334
PBS	50	14,46	28,3	0,51	230	69,3	60	46	1261	0,166
PBS	100	12,3	13,3	1,0	240	133	35	122	970	0,160
PBS	200	15,86	5,2	3,05	400	225	15	182	822	0,135
PBS	400	16	2	8	450	425	5	540	565	0,087
PBS	200H	15,75	7,5	2,1	280	183	14	94	980	0,101
PBS	400H	16,2	1,8	9	400	380	2	216	677	0,085
T-PBS	150	9,83	2,2	4,68	545	337	3	381	813	0,561
T-PBSS	150	6,68	3,8	2,07	495	243	12	315	918	0,405
PBSS	50	13,05	73,5	0,18	230	53	125	16	1053	0,127
PBSS	200	14,25	11,6	1,23	245	176	35	88	939	0,106
PBSS	400	16,58	3	5,53	345	280	2	420	822	0,084
PBX	400	15,26	2,8	5,45	508	440	6	145	980	0,108

OT = oscilação de torque superior a 10 N.m.

$M_{Testc.}$ = Torque médio no regime estacionário; $M_{Tmáx.}$ = Torque máximo

$2\pi.R^3.\mu.P = 3M_T$ ou $\mu = 3M_T.Área/(2\pi.R^3.F)$ ou $\mu = 3M_T/(2.R.F)$, Área = $\pi.R^2$

Segundo LEBEDEV e CHERNENKO [19], quanto mais baixo o valor do torque, menor é o coeficiente de atrito no plano sob atrito e, consequentemente, maior será o tempo total de soldagem. Ainda, segundo ELLIS [24], quanto maior o tempo de soldagem mais elevada será a temperatura e maior o tamanho de grão. Logo, é razoável supor-se que tendo sido estabelecido um regime de torque estacionário, a temperatura da junta soldada estará bastante elevada, acima de 1200ºC. Na Tabela 4-8 tem-se um resumo das principais características observadas pala análise conjunta do gráfico de processamento (Apêndice C) e da resposta dos termopares. Ao se analisar a faixa de torque estacionário da junta soldada PBS-50 kN, nota-se que após cerca de 12 segundos este atinge o regime de torque estacionário, com valor médio de 69,3 N.m, valor praticamente igual ao torque médio da junta soldada com força de 25 kN (69,6 N.m). O tempo total de soldagem nesta condição foi de 28,3 segundos com taxa de 0,51 mm/s, número total de 731 rotações e cerca de 60 oscilações de torque superiores a 10 N.m. A temperatura máxima atingida foi de 1261ºC.

Para a junta soldada com pino PBS e força de 100 kN nota-se que ocorre um contínuo decréscimo do torque ao longo dos primeiros seis segundos de tempo de soldagem, até atingir a faixa de torque estacionário, cujo valor médio foi de 133 N.m. Ou seja, praticamente o dobro do valor ao se comparar com os das forças de 25 e 50 kN. O tempo total de soldagem foi de 13,3 segundos, perfazendo o número de 343 rotações, e taxa de consumo de 1 mm/s. O número total de oscilações de torque, com valor superior a 10 N.m, foi de 35. A temperatura máxima atingida foi de 970ºC. Para a junta soldada com pino PBS e força de 200 kN também se observou uma contínua redução do torque sem alcançar um regime estacionário, tendo-se ainda: cerca de 15 oscilações de torque; tempo total de soldagem de 5,2 segundos; perfazendo o número de 134 rotações; torque médio de 225 N.m; taxa de consumo de 3,05 mm/s; e temperatura máxima alcançada de 822ºC. Este valor de T_p é próximo do obtido por MATTEI [12] (840ºC) para as mesmas condições de soldagem e tipo de metal base e pino semelhantes.

Para a junta soldada com pino PBS e força de 400 kN teve-se um tempo de soldagem de somente 2 segundos, perfazendo o numero de 51 rotações, taxa de consumo de 8 mm/s, 5 oscilações de torque, torque médio de 425 N.m e temperatura máxima alcançada de 565ºC. Esse baixo valor de temperatura máxima está relacionado à distância relativamente elevada que o termopar se encontrava em relação à interface (2,2 mm), já que a temperatura A_1 era de 677ºC (Tabela 4-8). Isto porque se sabe que ocorreu austenitização, mesmo que parcial, da microestrutura da ZTMA do metal base [33,40,42]. Para a junta soldada com pino PBS, força de 200 kN e preaquecimento de 200ºC teve-se: tempo total de soldagem de 7,5 segundos;

perfazendo o número de 193 rotações; taxa de consumo de 2,1 mm/s; torque decrescente médio de 183 N.m; cerca de 14 oscilações de torque; e temperatura máxima alcançada de 980ºC. Para a junta soldada com pino PBS, força 400 kN e preaquecimento de 200ºC obteve-se: tempo total de soldagem de 1,8 segundos; perfazendo o número de 46 rotações; taxa de queima de 9 mm/s; torque médio ascendente de 380 N.m; somente duas oscilações de torque; e temperatura máxima alcançada de 677ºC. Para as juntas soldadas com cavidade passante o torque inicial foi bastante elevado no início da soldagem, ocorrendo uma redução contínua até o final da soldagem.

LEBEDEV e CHERNENKO [19] e posteriormente ISSHIK et al. [118] desenvolveram uma correlação entre o coeficiente de atrito durante o regime estacionário de soldagem e a velocidade linear baseado em estudos com o processo SAC para soldagem entre barras cilíndricas de mesmo material, onde:

$$\mu = A.V^{-k} \qquad (13)$$

A = 5,4 para os aços C-Mn [19]; A = 3,1 para os aços inoxidáveis austeníticos [118];
K = 1,7, valor empírico.

Segundo esta equação, e para um mesmo valor de velocidade linear, tem-se que o coeficiente de atrito do aço inoxidável é: $\mu_{inox} = 0,57\ \mu_{C\text{-}Mn}$. Logo, sendo o coeficiente de atrito do aço inoxidável austenítico menor que o do aço C-Mn, é razoável supor-se que o tempo de soldagem das juntas FTPW com pino AISI 316L será superior àqueles com pinos PBS ou PBX. Isto porque pela equação 3, o torque é diretamente proporcional ao coeficiente de atrito μ. Ao se comparar o valor médio do torque estacionário da junta soldada PBS (50kN) e da junta soldada PBSS (50kN), e através da mesma equação 3, observa-se que a relação entre o valor de torque médio do par aço PBSS/PBS é: $\mu_{inox} = (53/69,3) = 0,76\ \mu_{C\text{-}Mn}$. Ou seja, de fato o coeficiente de atrito do aço inoxidável austenítico nas juntas FTPW testadas foi inferior ao do aço C-Mn (Tabela 4-8), como postulado por ISSHIKI et al. [118].

Um ponto importante a se registrar em relação à equação 13, proposta para o cálculo do coeficiente de atrito [19], é de que o mesmo deveria ter sempre o mesmo valor para uma dada velocidade linear, independente da força de soldagem, o que não é verdade como observado na Tabela 4-8. Deve-se ressaltar, porém, que este equacionamento foi utilizado para o cálculo do coeficiente de atrito para os processos de soldagem SAC [19]. Neste caso, a velocidade linear não varia ao longo do tempo em que a barra é consumida, o que não é o caso das juntas FTPW pelo fato de o pino ter formato cônico. Além disso, sabe-se que com o aumento da temperatura, o torque durante o regime estacionário diminui [121] (Apêndice C, juntas soldadas com pino PBS), levando a uma redução do coeficiente de atrito.

Em relação aos dados de ciclo térmico observados nas juntas soldadas com pinos de aço inoxidável austenítico (PBSS), deve-se salientar que a condutividade térmica do aço inoxidável austenítico é inferior à dos aços C-Mn (Figuras 4-34 e 4-35) [118], sendo esta a razão pela qual os valores medidos de $t_{8/5}$, para a ZTMA do metal base, terem sido mais elevados, assim como o tempo total para crescimento de grão, quando comparados aos valores medidos na junta FTPW com pino de aço C-Mn. Por esta razão foram observados valores inferiores de dureza na ZTMA do metal base em juntas FTPW quando usado pino de aço AISI 316L [13].

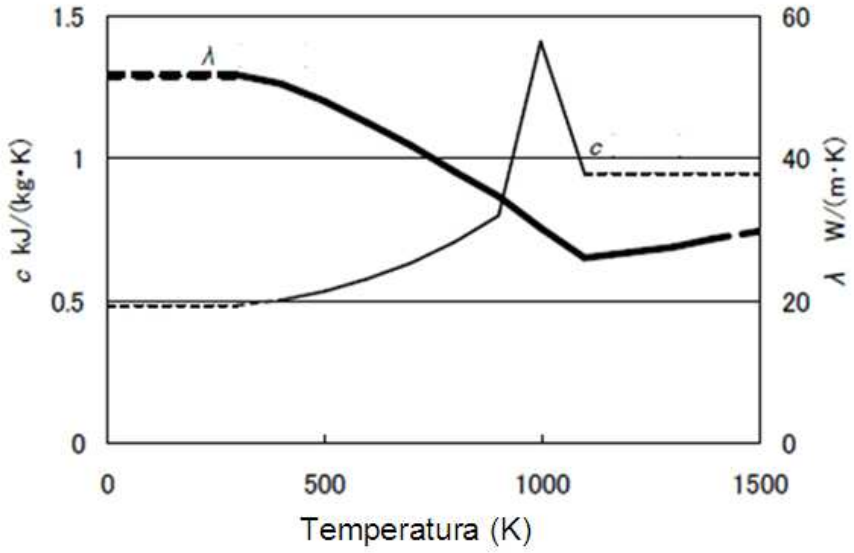


Figura 4-34. Variação da condutividade térmica e do calor latente com a temperatura para um aço C-Mn com 0,25%C [118].

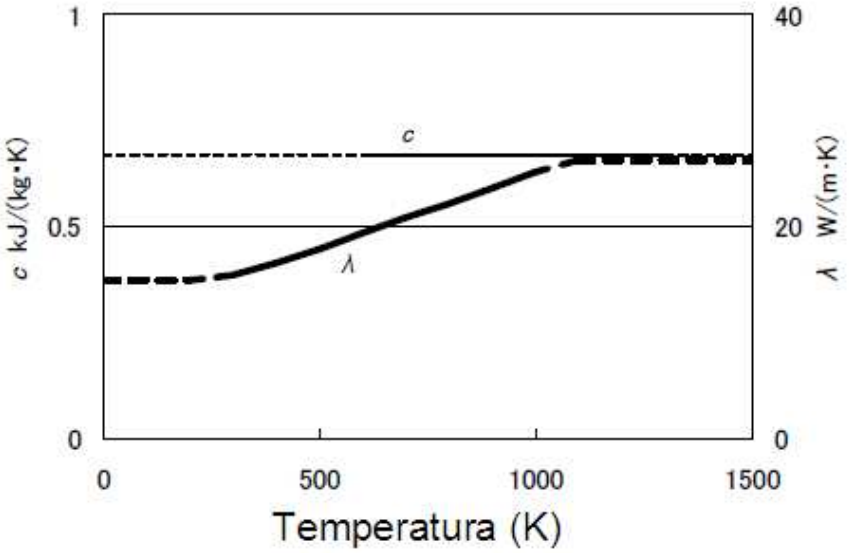


Figura 4-35. Variação da condutividade térmica e do calor latente com a temperatura para o aço inoxidável austenítico (AISI 304) [118].

É de conhecimento, ainda, que com o aumento do tempo de soldagem tem-se maior geração de calor, levando a um aumento da temperatura, o que também é observado na Tabela 4-6. Porém, segundo vários autores, observa-se uma grande redução do coeficiente de atrito [118,120,121], principalmente em temperaturas acima de 1200ºC, chegando ao valor teórico de zero quando há fusão do aço (1500ºC). Logo, a formulação de LEBEDEV e CHERNENKO [19] não é capaz de interpretar corretamente os fenômenos que se desenvolvem nas juntas FTPW. Isto ocorre principalmente pelo fato de que os valores de torque medidos nas juntas FTPW, por exemplo, com elevada força, não se encontram no regime estacionário, tipicamente observado na soldagem pelo processo SAC. Na verdade, aproximam-se do comportamento do torque observado no processo de soldagem por atrito inercial (Figura 2-4[b]). Porém, caso se parta do valor de coeficiente de atrito publicado por SLUZALEC [122], ou seja, para a temperatura de 600ºC (μ=1, **P** = 60 MPa) e μ=0 para 1500ºC, e utilizando-se o coeficiente angular obtido a partir do gráfico torque versus temperatura (Figura 4-36), acredita-se que esta seria uma forma indireta que melhor expressaria uma queda no coeficiente de atrito com o aumento da temperatura.

As Figuras 4-36 até a 4-41 apresentam na forma gráfica a correlação entre diversos parâmetros listados na Tabela 4-8 para as juntas soldadas PBS com cavidade passante e não passante. Destes gráficos pode-se afirmar que:

- quanto menor o torque no regime estacionário, maior é a temperatura de pico atingida ao final da soldagem (T_{c4}), Figura 4-36;
- quanto maior o tempo de soldagem, menor o torque no regime estacionário (Figura 4-37);
- quanto mais elevado o tempo de soldagem, mais elevada a temperatura máxima atingida na junta FTPW (Figura 4-38);
- quanto maior a taxa de consumo do pino, maior a taxa de aquecimento (Figura 4-39). O fato de se ter taxas de aquecimento tão elevadas é um indicativo de que em juntas FTPW com elevada força ou taxa de consumo do pino superior a 8 mm/s, se desenvolve um tipo de aquecimento com característica adiabática [120]. Nota-se que neste gráfico não foram utilizados os dados das juntas soldadas com preaquecimento;
- quanto maior a taxa de consumo, menor a temperatura máxima atingida (Figura 4-40);
- quanto maior a força de soldagem, maior a taxa de consumo do pino (Figura 4-41).

Nas Figuras 4-40 e 4-41 foram excluídos os dados relativos às juntas soldadas com preaquecimento por estarem totalmente fora da linha de tendência observada

para aquelas sem preaquecimento. A razão deste comportamento não foi investigada neste trabalho. Na Figura 4-41 foram também utilizados dados de taxa de consumo para as forças de 100, 300 e 480 kN não apresentadas na Tabela 4-8.

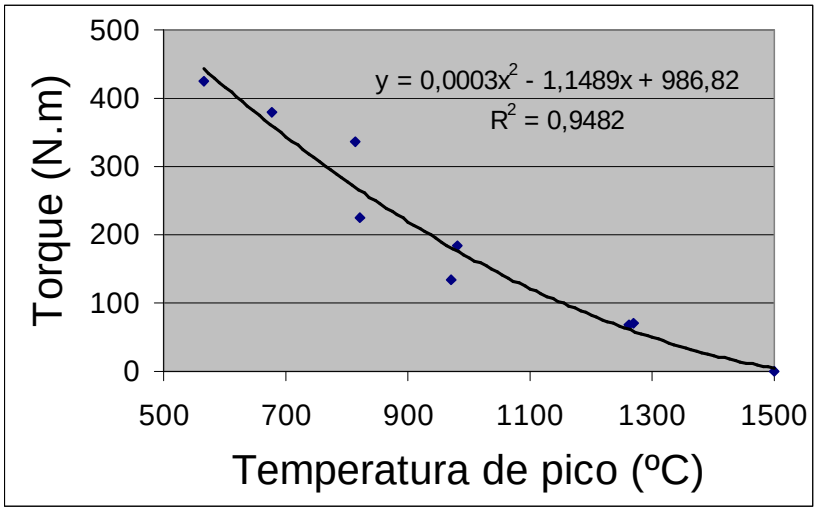


Figura 4-36. Relação entre torque estacionário e temperatura de pico (T_{c4}).

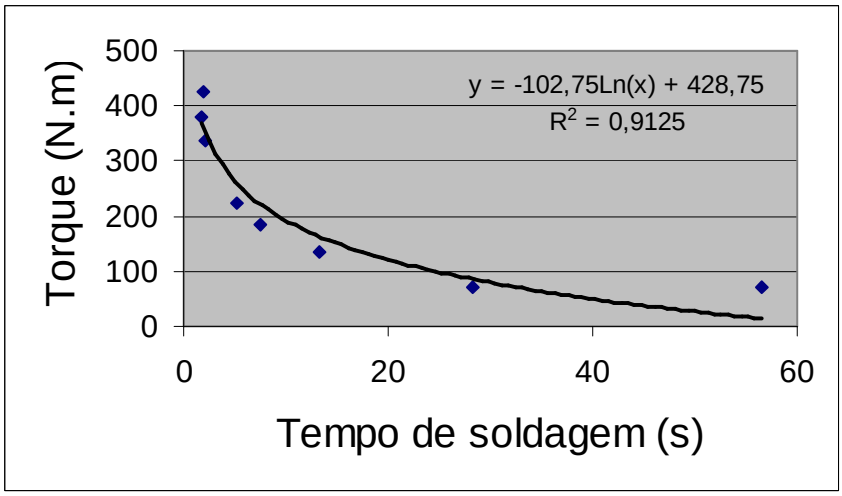


Figura 4-37. Relação entre torque estacionário e tempo total de soldagem.

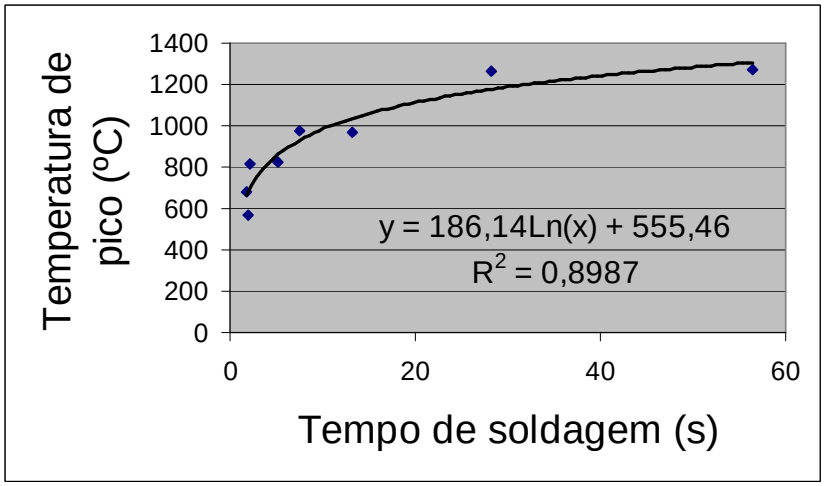


Figura 4-38. Relação entre temperatura de pico (T_{c4}) e tempo de soldagem.

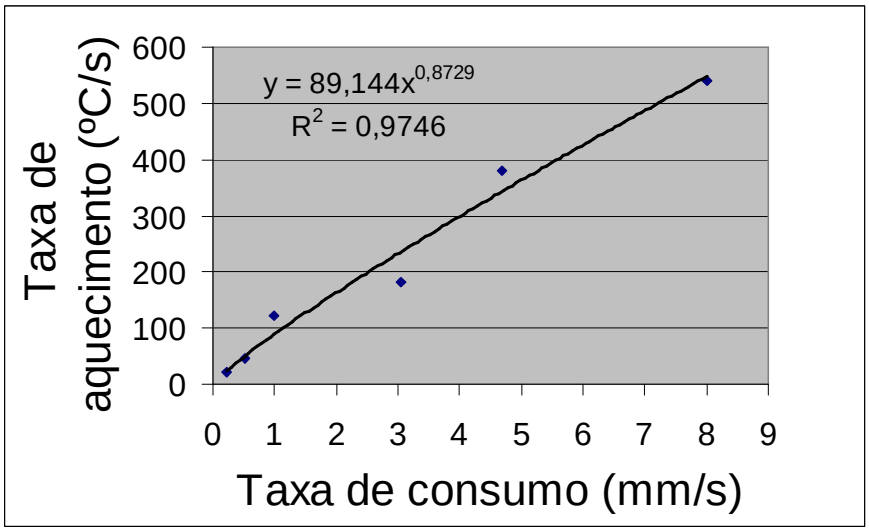


Figura 4-39. Relação entre taxa de aquecimento e taxa de consumo do pino.

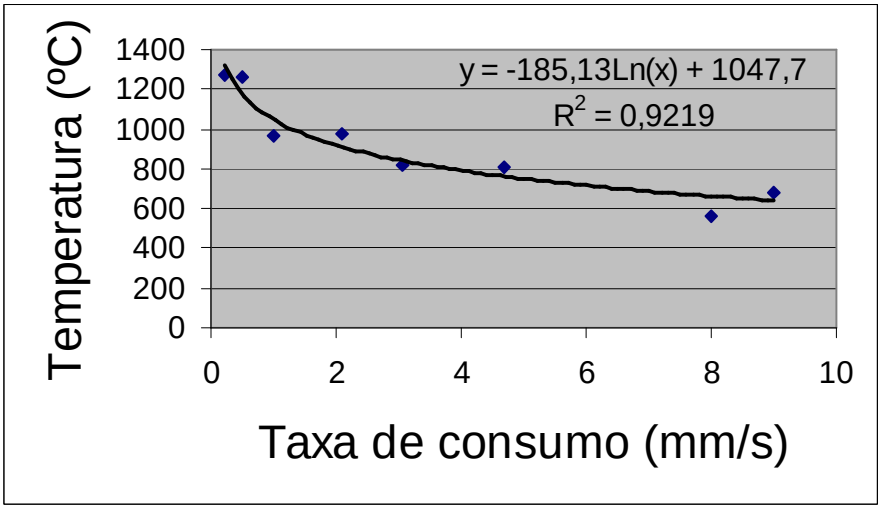


Figura 4-40. Relação entre temperatura de pico (T_{c4}) e taxa de consumo do pino.

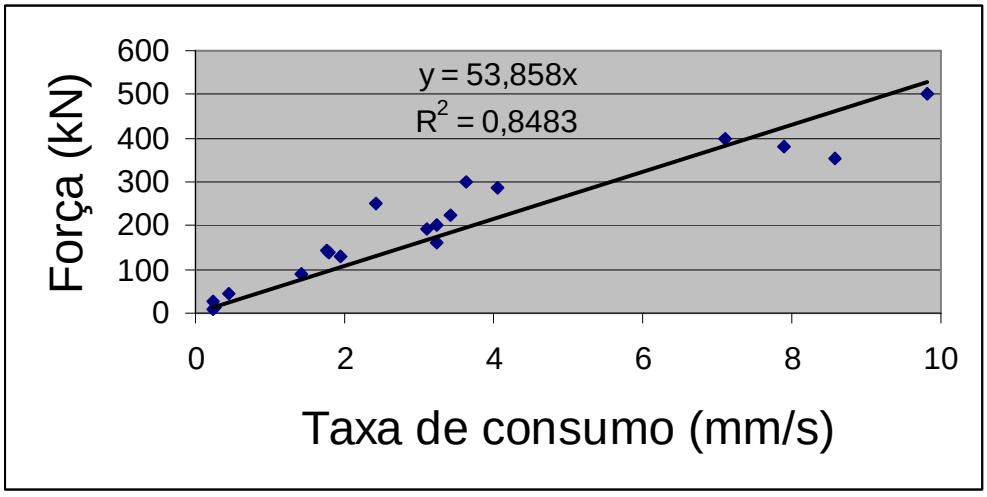


Figura 4-41. Relação entre força de soldagem e taxa de consumo do pino. Cavidade passante e não passante (pino PBS).

4.7 – Efeito da Taxa de Resfriamento na Dureza Máxima

Utilizou-se o modelo de YURIOKA[117] para cálculo da dureza máxima ($HV_{máx.}$) na junta soldada, cujo modelo informa a dureza máxima na região de grãos grosseiros da ZAC. A Tabela 4-9 apresenta os valores de dureza máxima (HV_{10}) medidos para as diversas condições de soldagem. A Tabela 4-10 apresenta os valores de dureza máxima de acordo com o modelo em função do tempo entre 800-500ºC. Este modelo foi desenvolvido para juntas soldadas por fusão, tendo como premissa que a temperatura máxima ou de pico (T_p) ultrapassa a temperatura A_3, ou seja, completa austenitização para a obtenção da dureza máxima após o resfriamento da junta soldada. Além disso, o modelo somente considera o resfriamento por condução.

De uma forma geral, pode-se afirmar que o modelo de YURIOKA [117] foi capaz de prever, dentro de uma margem de erro de no máximo 10%, os valores de dureza máxima das juntas soldadas em que foi possível se medir também o tempo entre 800-500ºC (Tabela 4-9). Nota-se, ainda, que para as juntas soldadas com pinos de aço C-Mn os valores medidos foram sempre superiores aos previstos pelo modelo, com exceção da junta soldada PBS81H, onde a dureza medida foi mais elevada que a prevista. Por outro lado, nas juntas soldadas dissimilares, cavidade não passante, os valores de dureza do modelo fornecem valores de dureza máxima muito superiores aos medidos, o que se explica pelo fato destes modelos terem sido desenvolvidos somente para a soldagem de aços ferríticos [117].

Observando-se os resultados das Tabelas 4-9 e 4-10, nota-se que no caso das juntas soldadas realizadas com força de 400 kN, sem preaquecimento, os valores de dureza medidos são superiores aos calculados mediante o modelo de YURIOKA [117], mesmo para valores de tempo 800-500ºC próximos de zero. Logo, em condições de resfriamento extremamente severo o modelo de YURIOKA [117] não é capaz de prever corretamente o valor de dureza máxima. Um das possibilidades para esta diferença está no tipo de resfriamento, além do resfriamento por condução, imposto à região da interface. É possível, então, que nas juntas soldadas com elevada força de soldagem (200 kN e 400 kN e sem preaquecimento) o efeito da convecção da massa metálica viscosa [123], em virtude do movimento em hélice a que é submetida, esteja impondo um resfriamento adicional à junta soldada. Ao se observar as macrografias das amostras PBS17 (400 kN) e PBS07 (200 kN), Figura 4-8, é nítida a presença dentro do material do pino de camadas metálicas na forma de anéis (PBS17) e vórtices (PBS07), caracterizando um regime de escoamento turbulento e lamelar respectivamente, como proposto por PANTELIS et al. [95] e CIRIC et al. [97]. No restante das juntas soldadas com cavidade não passante avaliadas, estas camadas não foram mais observadas,

provavelmente devido ao maior tempo de soldagem, o que ocasionou um maior aquecimento da região do pino eliminando, desta forma, os vestígios das camadas de material viscoso. É possível, então, que uma das razões para a diferença dos valores de dureza máxima, entre os valores medidos e aqueles previstos pelo modelo de YURIOKA [117], esteja relacionado ao resfriamento mais severo imposto a junta soldada pelo efeito da convecção imposta pela massa metálica viscoplástica [123].

Outra justificativa para se tentar explicar a diferença de dureza entre o modelo e os resultados das medições seria a presença de uma microestrutura bifásica, ferrita - martensita, de elevada dureza e bastante refinada formada pelo resfriamento rápido da região intercrítica ($\gamma+\alpha$), como evidenciado pelos valores de microdureza de até 540 $HV_{0,3}$ apresentados na Figura 4-42 (junta soldada PBS25). Buscou-se, então, um melhor entendimento deste fenômeno. Com este objetivo, foram selecionadas as amostras PBS25 (Δl = 6 mm) e PBS72 (Δl = 3 mm), F = 400 kN, para uma avaliação mais detalhada. Quanto menor o comprimento de queima maior é a probabilidade de se obter valores mais elevados de dureza já que, teoricamente, o tempo de soldagem se reduz. Ambas as amostras possuem a espessura de chapa de 30 mm e profundidade da cavidade de 20 mm (Figura 4-43). As condições de soldagem também foram as mesmas, somente com variação do comprimento de queima. A amostra PBS72 foi observada em MEV (Figuras 4-44, 4-45, 4-46 e 4-47) após a realização de indentações por microdureza $HV_{0,01}$, de forma a se poder identificar características locais microestruturais de pequenas dimensões. A Figura 4-43 apresenta as macrografias das amostras PBS72 e PBS25 com três linhas de indentações, duas horizontais (vetor 1 e 2) e uma vertical (vetor 3). Cada vetor possui um comprimento total de 7 mm.

Tabela 4-9. Dureza máxima (HV_{10}) variando-se a força de soldagem.

Junta Soldada	$HV_{10,\ máx}$ (medido)	$HV_{10,\ máx}$ (Modelo YURIOKA [117])	Força (kN)	$t_{8/5}$ (s)
PBS09	308	288	50	20
PBS40	393	354	100	9
PBS07	442	409	200	3,9
PBS81H	302	356	200H	8,8
PBX12H	266	249	400H	8
T-PBS02	453	438	150	1,6
T-PBSS03	391	376	150	6,8
PBSS03	202	253	50	33
PBSS05	269	344	200	8,1
PBSS02	347	421	400	1,5
PBS25 (Δl = 6mm)	487	-	400	<0
PBS17	487	-	400	<0

Tabela 4-10. Dureza máxima na ZAC calculada usando modelo de YURIOKA [117].

$t_{8/5}$ (s)	$HV_{10\ máx}$ ZAC
zero	481
0,4	458
0,8	450
1,6	438
3,9	409
5,4	391
6,8	376
8	364
8,8	356
9	354
11,9	330
16	305
20	288

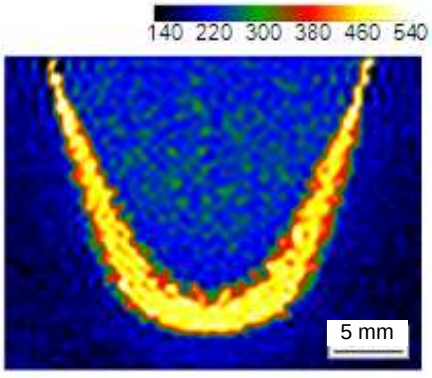
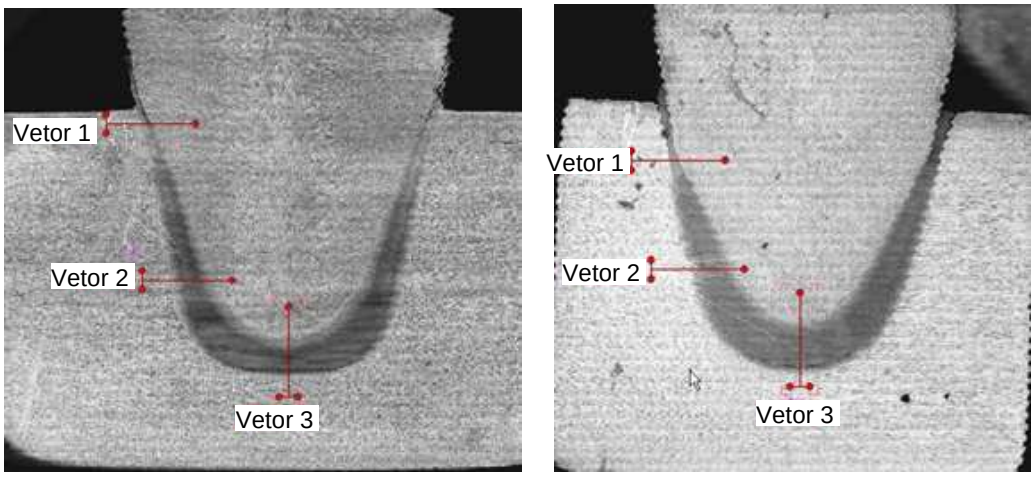


Figura 4-42. Mapa de microdureza $HV_{0,3}$ da junta soldada PBS25 (400 kN, Δl = 6 mm).



PBS72 (Δl = 3 mm) PBS25 (Δl = 6 mm)

Figura 4-43. Macrografia das juntas soldadas PBS72 e PBS25 apresentando posição das três linhas de indentações. F = 400 kN. Nital 10%.

A Figura 4-44 apresenta a I_{CP} em diversos aumentos, numa região equivalente à posição do vetor 1 da Figura 4-43, ou seja, próximo à superfície da chapa. Nas Figuras 4-44[a/b] nota-se que a rebarba do pino é mais volumosa que a rebarba do

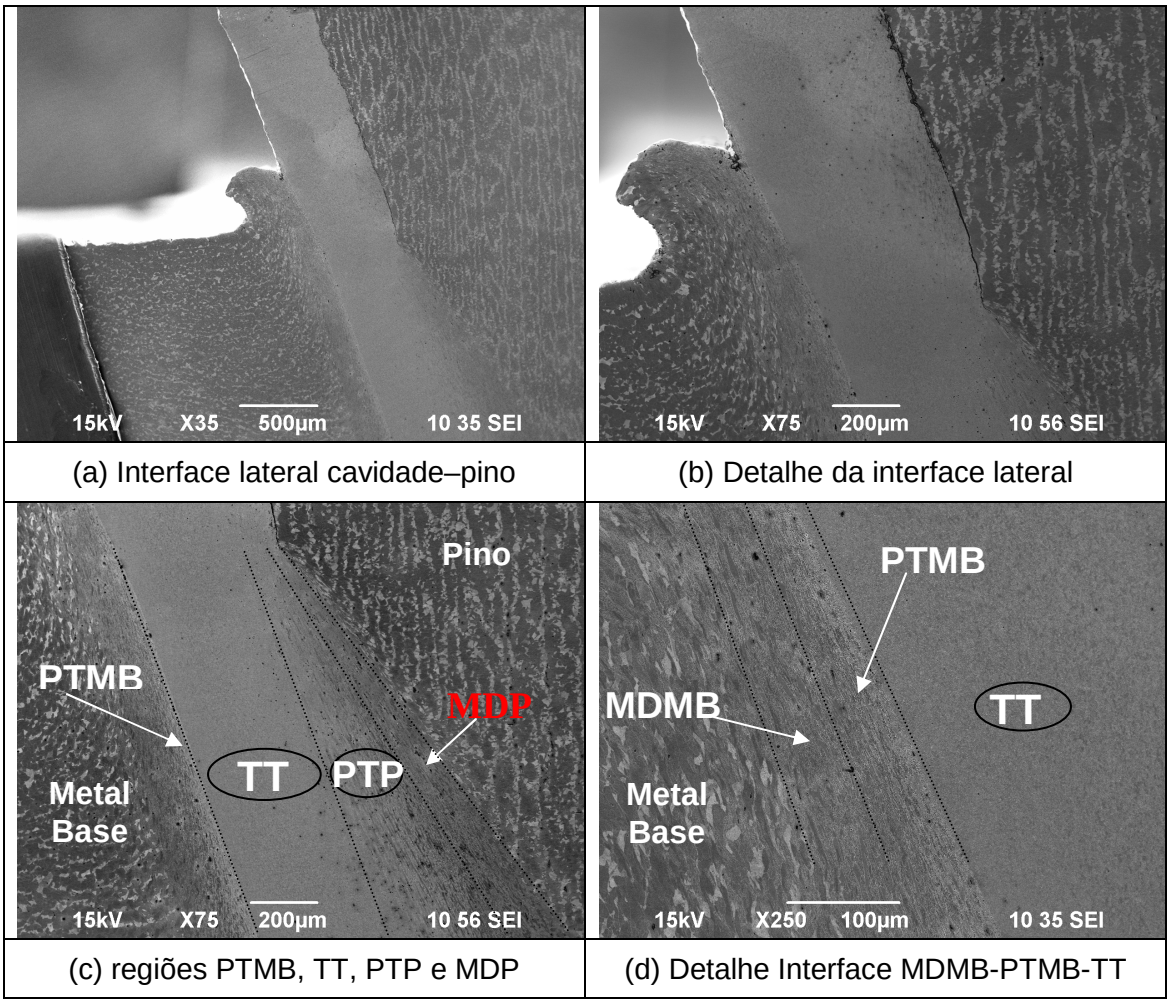
metal base, o que está diretamente relacionado à elevada força de soldagem utilizada e ausência de preaquecimento, ocasionando um tempo de soldagem muito curto, cerca de 1,5 s. Observa-se, também, que a área da ZTMA do lado do pino é mais larga que aquela do lado do metal base. Na Figura 4-44[c] observam-se três regiões (de acordo com a classificação apresentada na Figura 2-32[a]): PTMB (lado esquerdo), a região totalmente transformada (TT, centro) e a região PTP (lado direito). Nota-se que a região PTMB é bem mais estreita que a região PTP. A Figura 4-44[d] apresenta a interface MDMB-PTMB-TT em maior detalhe. A Figura 4-45[a/b] apresenta detalhe da interface PTMB-TT, onde se observam regiões escuras com grãos bem finos, e regiões na forma de placas de cor cinza alongadas.

A Figura 4-45[c/d] apresenta a interface da região PTP-MDP. Da mesma forma que na Figura 4-45[a/b], observa-se nesta região a presença de grãos bastante refinados e placas alongadas cor cinza dentro da região PTP. Na região MDP observa-se a estrutura do metal base do pino deformada plasticamente. Ainda na Figura 4-45[e] observa-se a presença das inclusões de sulfeto de manganês. Na Figura 4-46 observa-se a interface TT-PTP-MDP, em imagem de elétrons retroespalhados, onde as regiões claras correspondem às regiões mais duras, já que estas possuem menor tamanho de indentação. A Figura 4-47 apresenta os valores de microdureza $HV_{0,01}$ ao longo de dois vetores horizontais (Vetor 1 e Vetor 2) e um vertical (Vetor 3), para as juntas soldadas PBS72 e PBS25. Nas regiões claras (Figura 4-46) a dureza atingiu valores mais elevados. Nas regiões escuras os valores de dureza foram mais baixos.

Os valores de microdureza mais elevados ocorreram para a junta soldada PBS72 no vetor vertical. A dureza diminui sensivelmente ao penetrar na região MDP (cerca de 250 $HV_{0,01}$). Logo, postula-se que para as juntas soldadas cujo tempo de soldagem foi muito curto, a dureza máxima atingida corresponde à região intercrítica (γ + α). Nesta região, foram observados, ainda, à presença de grãos bem pequenos (Figura 4-45[e]), enquanto as regiões martensíticas, de elevada dureza, se originaram a partir da estrutura austenítica possivelmente enriquecida em carbono, de acordo com o diagrama Fe-C, e submetida a um resfriamento elevado. Desta forma, acredita-se que a dureza máxima apresentada pela junta soldada PBS25 (Tabela 4-9) esteja relacionada à presença de uma região intercrítica de elevada dureza e bastante refinada, apresentando microestrutura bifásica (ferrita-martensita) juntamente com um resfriamento adicional imposto pela convecção [123].

Uma constatação destas observações aponta na direção de que o estudo do ciclo térmico e as respectivas transformações microestruturais resultantes, que ocorrem em juntas FTPW com elevada força de soldagem (200 e 400 kN), não puderam ser previstas adequadamente através do uso de termopares inseridos na

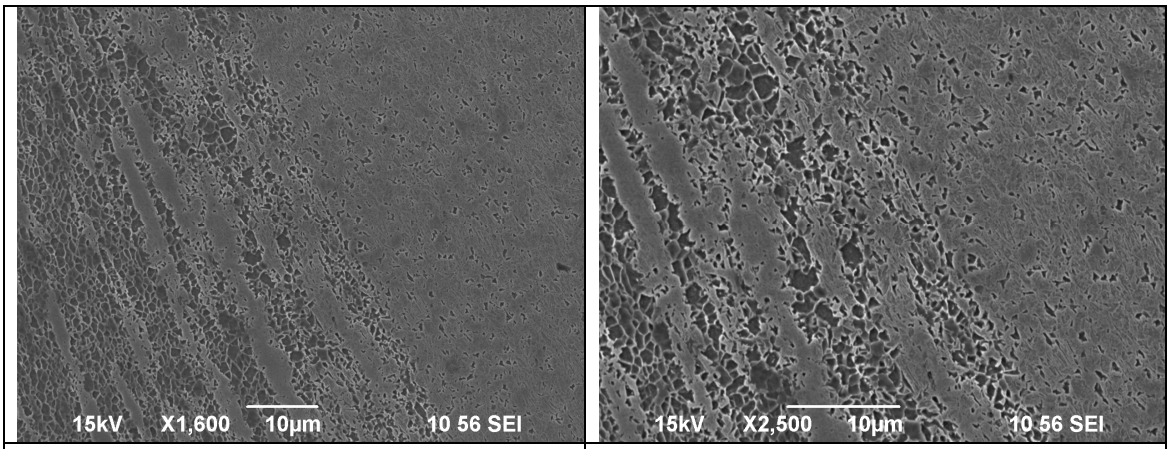
ZAC. Isto porque as observações microestruturais e de microdureza evidenciaram que a temperatura A_3 é ultrapassada, havendo austenitização total mesmo que num pequeno comprimento na região da I_{CP}. Outra possibilidade a ser considerada seria o



(a) Interface lateral cavidade–pino | (b) Detalhe da interface lateral

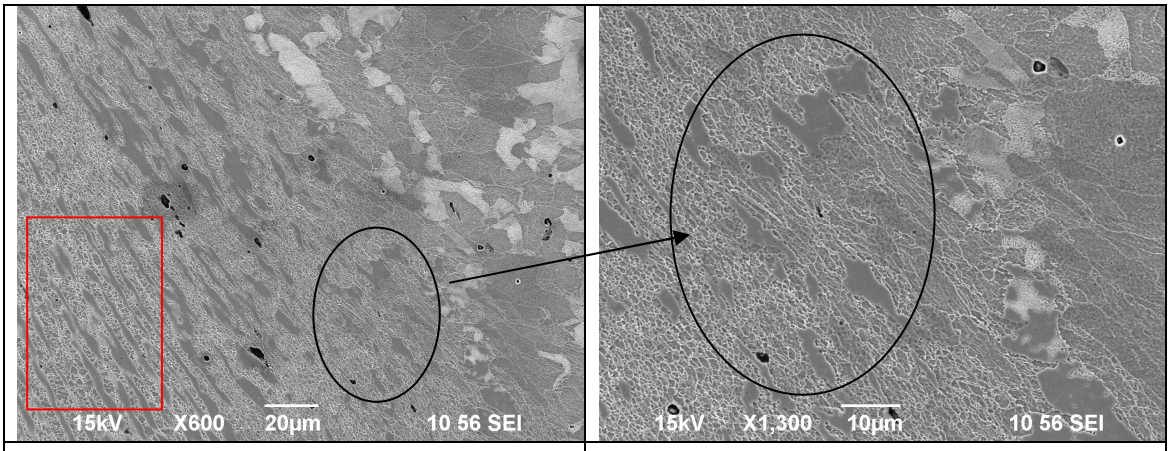
(c) regiões PTMB, TT, PTP e MDP | (d) Detalhe Interface MDMB-PTMB-TT

Figura 4-44. Interface lateral cavidade-pino. Observação em MEV (elétrons secundários). 400 kN. Δl = 3 mm. Junta soldada PBS72. Nital 2%.

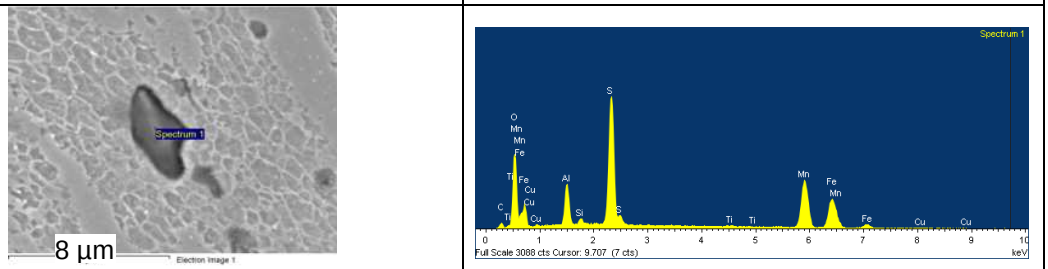


(a) PTMB-TT | (b) Detalhe PTMB-TT

Figura 4-45. (a) e (b) Detalhe interface PTMB-TT. (c) e (d), Interface PTP-MDP. (e) e (f) Inclusão de sulfeto de manganês. Observação em MEV (elétrons secundários). F = 400 kN. Δl = 3 mm. Junta soldada PBS72. Nital 2%.

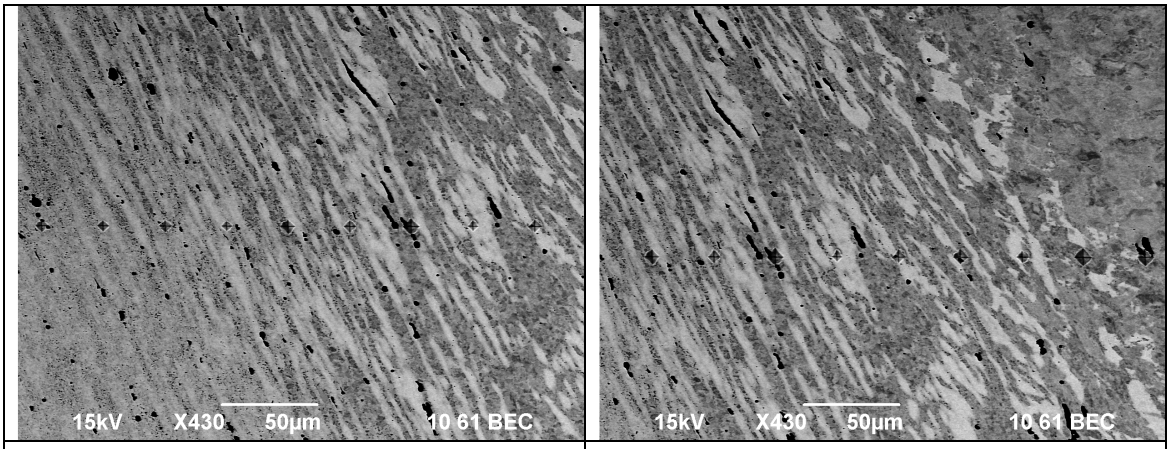


(c) Interface PTP-MDP | (d) Detalhe Interface PTP-MDP



(e) Inclusão de MnS (Detalhe de (d)). | (f) Análise por EDS da inclusão em (e)

Figura 4-45. Continuação.

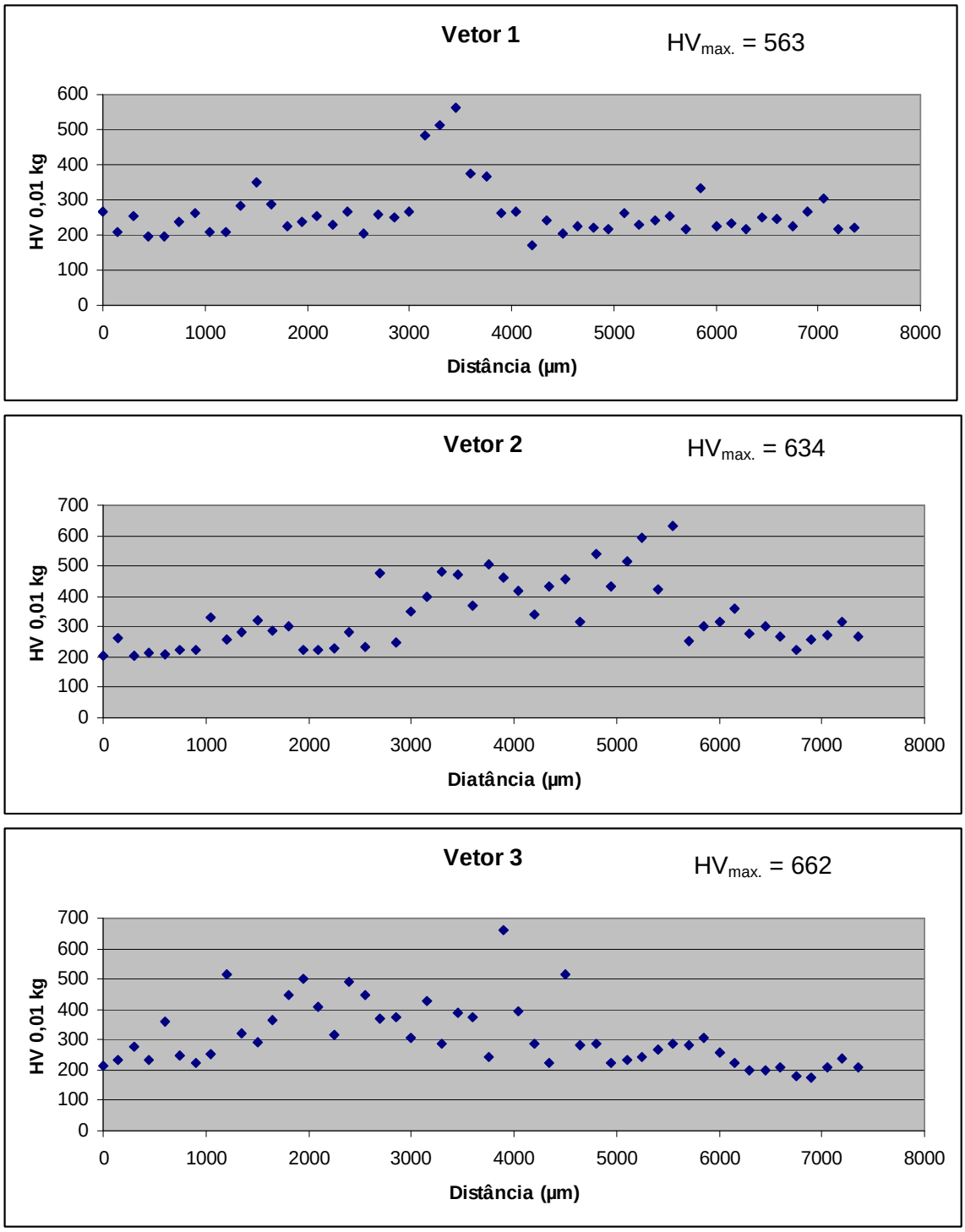


(a) TT-PTP | (b) PTP-MDP

Figura 4-46. Interface TT-PTP-MDP. Imagem em MEV (elétrons retroespalhados). 400 kN. Δl = 3 mm. Junta soldada PBS72 (vetor 1). Nital 2%.

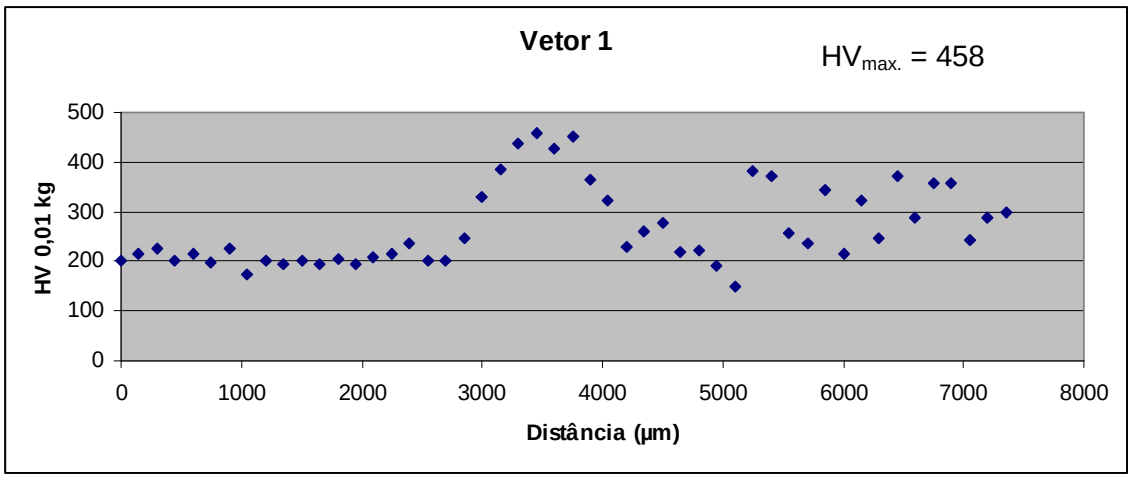
efeito da pressão aplicada, da ordem de 1200 MPa na região central do pino para o caso da força de soldagem de 400 kN, na alteração das temperaturas de transformação A_1 e A_3. O mesmo modelo termodinâmico utilizado para o cálculo dos valores apresentados na Tabela 4-7 foi utilizado considerando-se os valores de pressão de 100 e 1000 MPa. Porém, a redução dos valores de A_1 e A_3 foi desprezível. Por exemplo, no caso de A_1 foi de 2ºC para **P** = 100 MPa e de 31ºC para **P** = 1000 MPa (pino PBX). Logo, o efeito da pressão aplicada ao pino não reduz os valores de

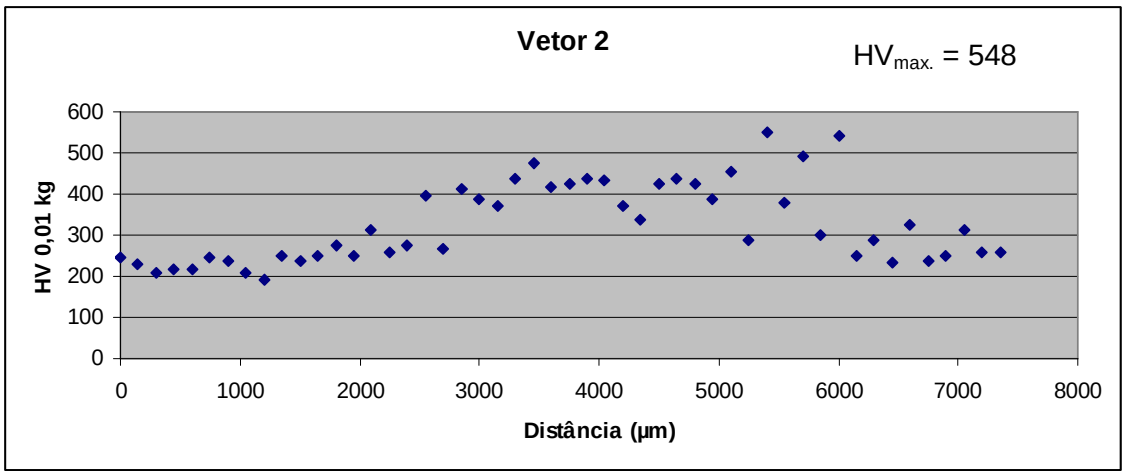
A_1 e A_3 de forma a permitir uma austenitização em temperaturas mais baixas, por exemplo, 565ºC (valor de T_p para o pino PBS com F = 400 kN, Tabela 4-6) e sua posterior transformação em martensita. Outro aspecto não investigado nesta tese e que pode afetar a dureza da junta soldada é o efeito da elevada deformação plástica imposta á fase austenítica durante sua transformação para martensita.

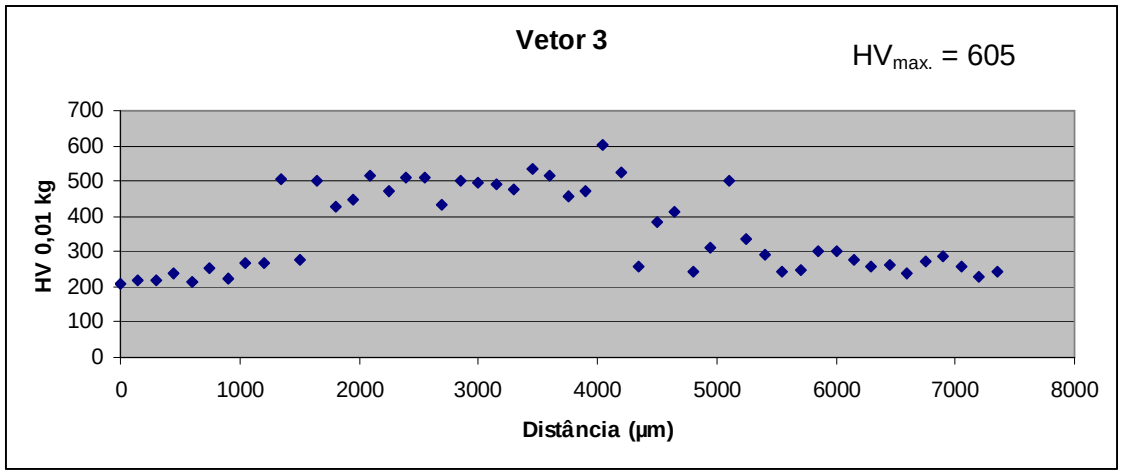


(a)

Figura 4-47. Perfis de Microdureza $HV_{0,01}$. (a) PBS72 (Δl = 3 mm). (b) PBS25 (Δl = 6 mm). 400 kN.







(b)

Figura 4-47.Continuação.

Com o intuito de verificar a ocorrência de recristalização nas juntas soldadas foram realizadas análises de EBSD, obtendo-se a fração recristalizada onde a coloração de cada região corresponde a:

- Cor azul – grãos completamente recristalizados;
- Cor vermelha – grãos não recristalizados;
- Cor amarela - grãos subestruturados (recristalizados com subgrãos).

A Figura 4-48 apresenta, no retângulo pontilhado, a área investigada (meio da junta soldada) da junta soldada PBS 25 (F = 400 kN, ∆l = 3 mm, sem preaquecimento) correspondendo às regiões TT-PTP-MDP. O tamanho de grão médio da região recristalizada na interface PTP-MDP, analisado por EBSD (Figura 4-49), foi de 3,2 µm. Este resultado é corroborado pela Figura 4-45[e] onde se observa que o tamanho de grão ferrítico é desta mesma ordem.

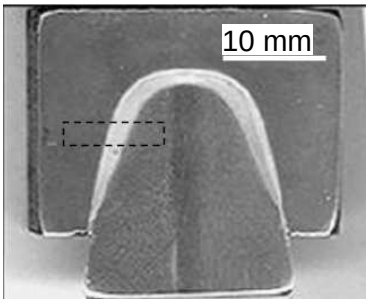


Figura 4-48. Análise de EBSD dentro da área pontilhada da junta soldada PBS25.

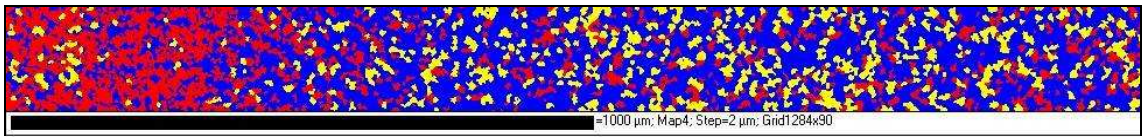


Figura 4-49. Análise de EBSD da região selecionada (PBS 25).

A Figura 4-50 apresenta a macrografia da junta soldada PBS07 (F = 200 kN). As Figuras 4-51 e 4-52 apresentam as análises por EBSD. Comparando-se as regiões A (final da soldagem) e B (início da soldagem), nota-se que a região B possui uma quantidade maior de área recristalizada que a região A. Sabe-se que a região A foi submetida à temperatura de pico mais elevada, por possuir maior velocidade linear, que a região B. Por outro lado, a região B foi mais deformada, por estar submetida a uma pressão mais elevada, devido ao formato cônico do pino, que a região A. Porém, a região B presenciou um tempo mais longo de soldagem que a região A. Logo, é possível que a maior fração de área recristalizada observada na região B se deva ao maior tempo disponível para completar o processo de recristalização na faixa de temperatura requerida.

A Figura 4-53[a] apresenta a macrografia da junta soldada PBS82H (F = 200 kN, T_o = 200ºC). A Figura 4-53[b] apresenta em detalhe a região A, onde o retângulo pontilhado indica o local onde foi realizada a análise por EBSD. A Figura 4-54 apresenta as áreas recristalizadas em azul. Nota-se, uma pequena fração de área recristalizada. Sabe-se que o efeito do preaquecimento foi o de aumentar a temperatura de pico, o tempo total de soldagem e o tempo para crescimento de grão (Tabela 4-6). Logo, é possível que uma parte da região originalmente recristalizada tenha sofrido crescimento de grão.

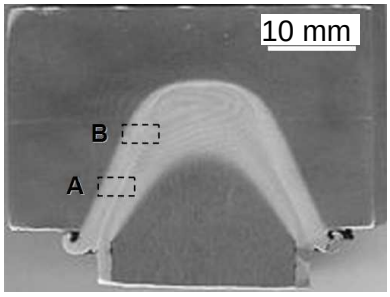


Figura 4-50. Regiões da junta soldada PBS07 (200 kN) analisadas por EBSD. Nital 10%.

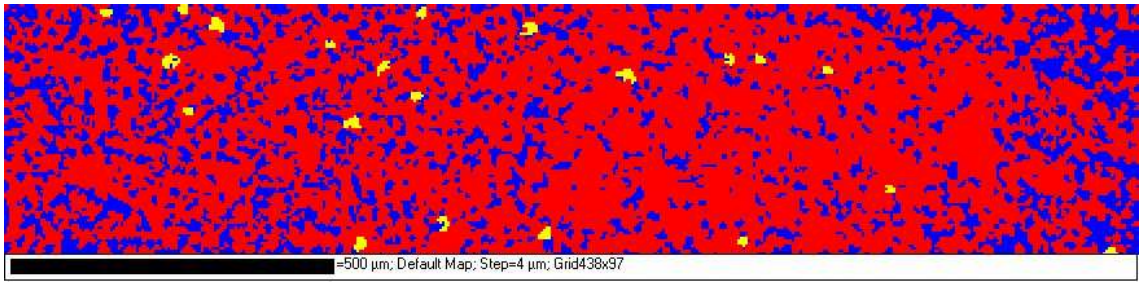


Figura 4-51. Análise de EBSD da região A da Figura 4-50. Junta soldada PBS07.

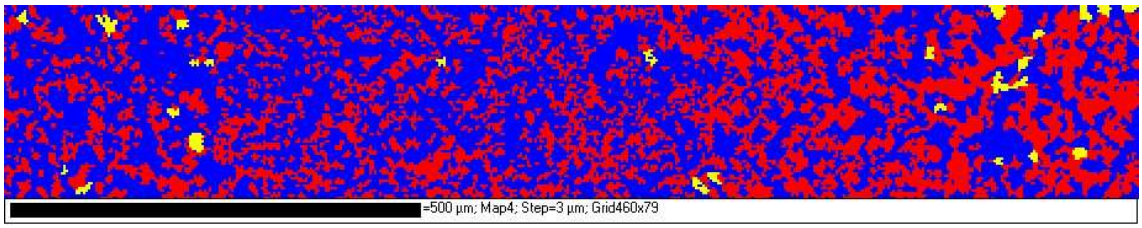
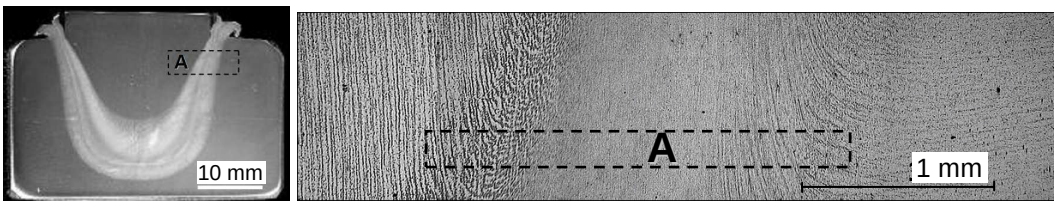


Figura 4-52. Análise de EBSD da região B da Figura 4-50. Junta soldada PBS07.



(a) (b)

Figura 4-53. Região da junta soldada PBS82H (400 kN) analisada por EBSD. Nital 10%.

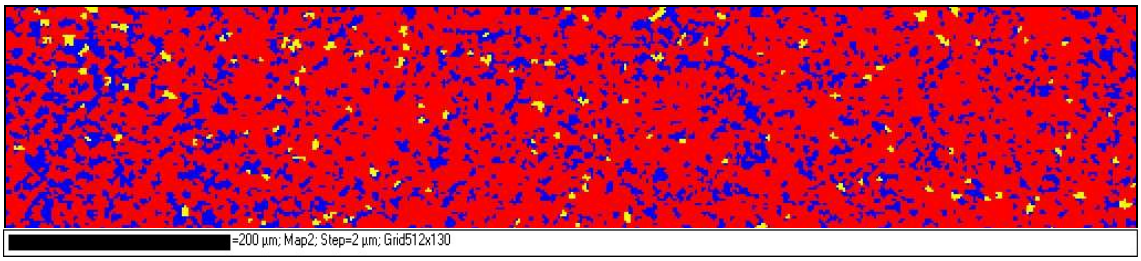


Figura 4-54. Análise de EBSD da região A indicada na Figura 4-53. Junta soldada PBS82H.

4.8 –Microscopia Ótica, Eletrônica de Varredura e Transmissão

4.8.1 – Junta soldada com pino PBS

As características microestruturais das juntas soldadas PBS já foram apresentadas na revisão bibliográfica a partir da literatura já publicada sobre os aços estudados nesta tese [40-42, 64-66]. Investigou-se, então, a ocorrência de carbonitretos não dissolvidos na matriz e a presença dos microconstituintes martensita - austenita (M-A). Para tal utilizou-se a técnica de microscopia eletrônica de transmissão (MET), em conjunto com espectroscopia de raios-x em energia dispersiva (XEDS). Estas análises foram realizadas nas juntas soldadas PBS17 e PBS25, F = 400 kN e curto tempo de soldagem (1,8 e 1,5 segundos, respectivamente).

Foi detectada, mediante a técnica de espectroscopia de raios-x dispersiva em energia (XEDS), a presença de carbonitretos de Nb e Ti em uma matriz de ferrita, conforme ilustra a Figura 4-55. Nas análises realizadas por MET foi possível a detecção de ilhas do constituinte M-A, evidenciando a presença da fase martensítica no seu interior, conforme ilustram as micrografias da Figura 4-56. Pôde-se, então, comprovar a presença do constituinte M-A e de carbonitretos de Nb/Ti na região da IL_{CP} das juntas soldadas PBS25 e PBS17.

Um ponto em comum em todas as juntas soldadas realizadas sem preaquecimento para as forças de soldagem de 200 kN e 400 kN foi a transformação da região com bandeamento, tanto na chapa (metal base) como no pino PBS. Porém, não se observou transformação da região bandeada para a junta soldada com força de 50 kN. A Figura 4-57 apresenta a região com bandeamento transformado do metal base e do pino para a junta soldada com força de 200 kN, cuja dureza variou de 300-390 $HV_{0,2}$. Observa-se a presença de martensita, ferrita poligonal e ferrita acicular (principalmente na região bandeada transformada do metal base). Esta região da junta soldada se encontra a uma profundidade de 15 mm em relação à superfície da chapa, de acordo com o eixo horizontal da Figura 4-4.

A Figura 4-58 apresenta a região de bandeamento transformado do metal base (F = 400 kN), composta por martensita e ferrita poligonal, cuja dureza variou entre 400-500 $HV_{0,2}$. Esta diferença observada entre a força de 50 kN, comparada às forças de 200 N e 400 kN, é mais uma indicação de que o ciclo térmico é muito mais brando quando utilizada a força de soldagem de 50 kN. Este comportamento é corroborado pela variação de dureza, Figura 4-59 (F = 400 kN), onde se observam dois pontos com elevada dureza (círculo vermelho) que correspondem à região bandeada transformada.

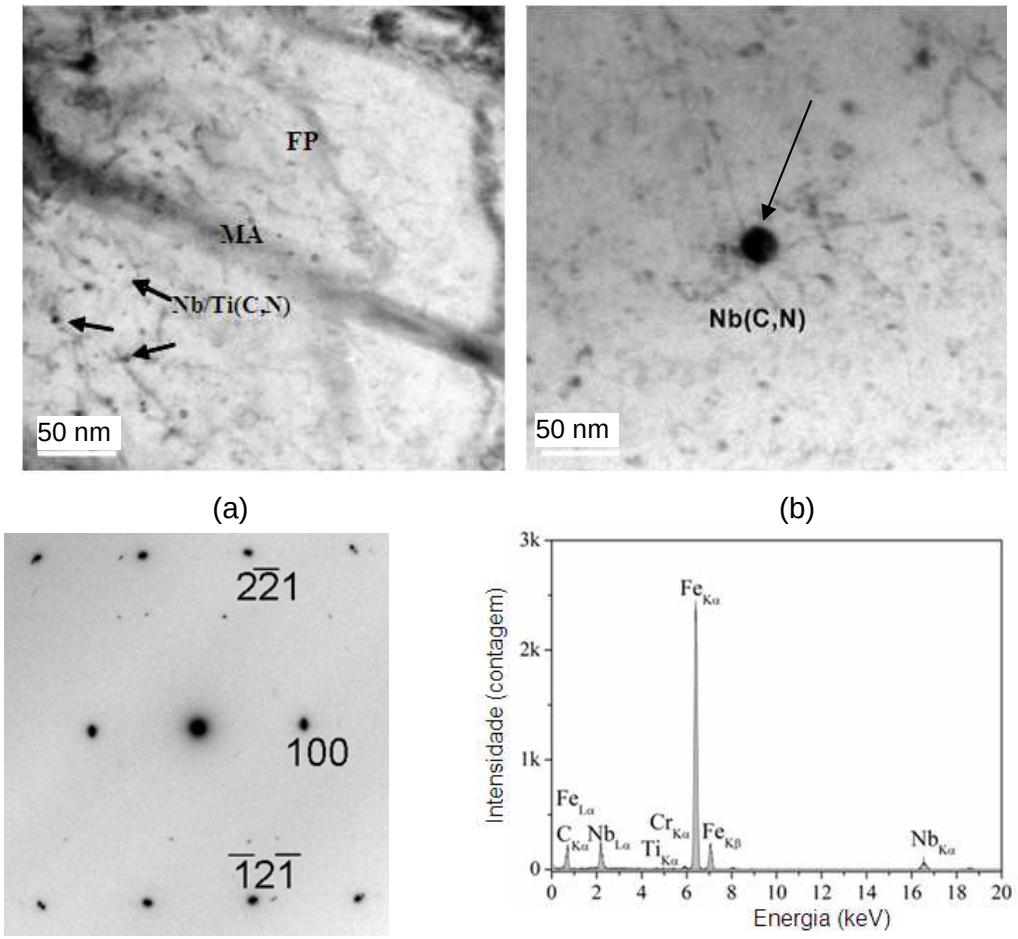


Figura 4-55. Microscopia Eletrônica de Transmissão. (a) Carbonitretos de Nb/Ti(C.N), setas pretas, na matriz de ferrita ao redor da ilha do constituinte M-A. (b) Detalhe do carbonitreto de nióbio. (c) Padrão de difração no eixo da zona $[\bar{1}13]$. (d) Análise por XEDS da fase ferrítica.

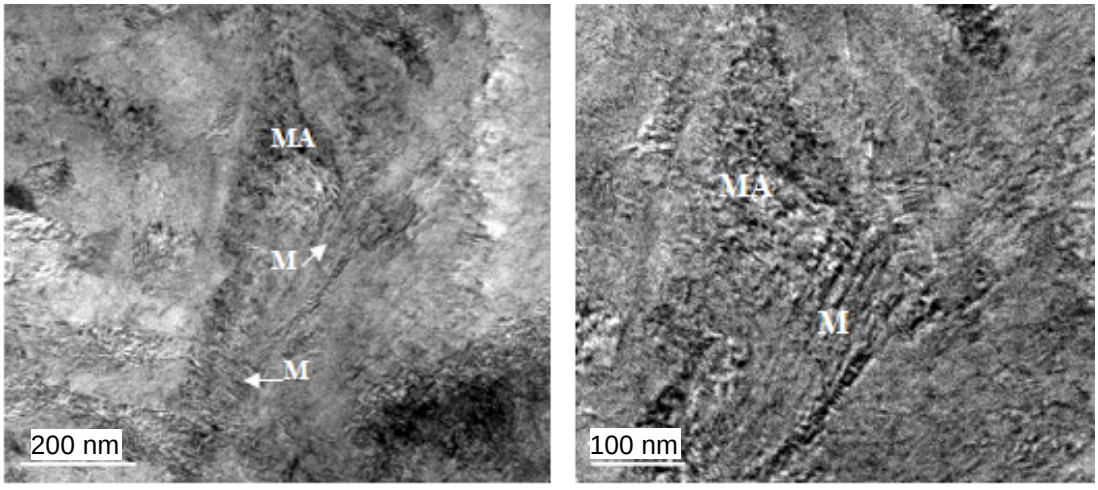
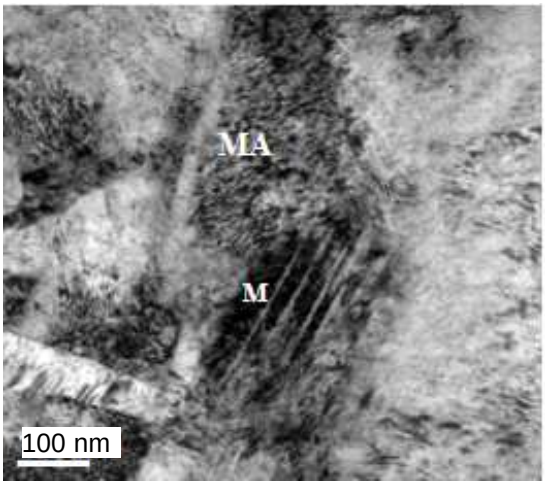
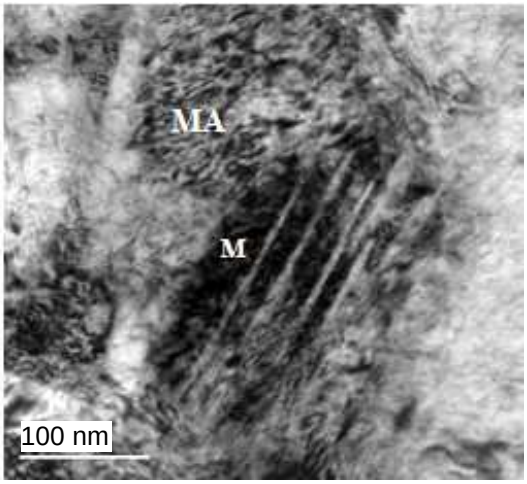


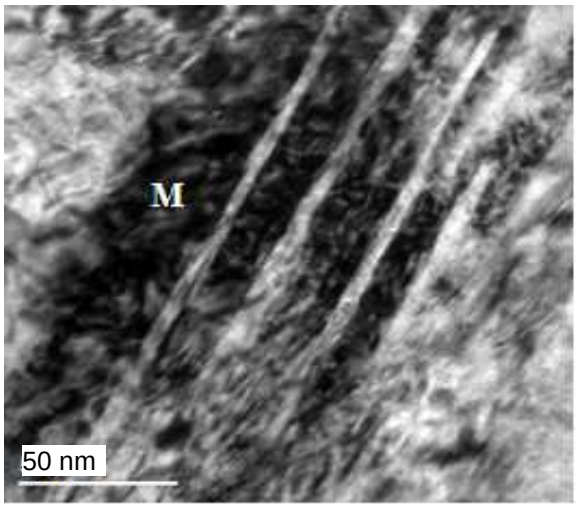
Figura 4-56 - Microscopia Eletrônica de Transmissão. (a) e (b) Detalhes da estrutura do constituinte M-A. (c) e (d) Detalhes da fase martensítica. (e-f) Imagem da fase martensítica na qual foi obtido o padrão de difração no eixo da zona $[0\bar{1}\bar{2}]$.



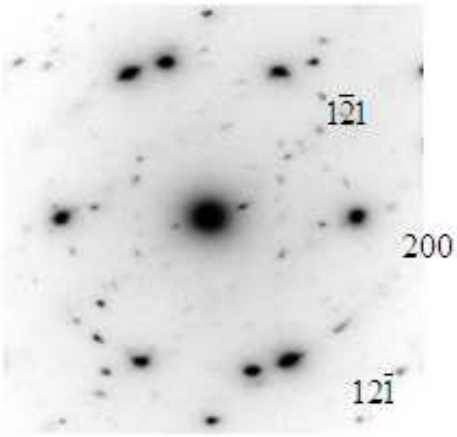
(c)



(d)

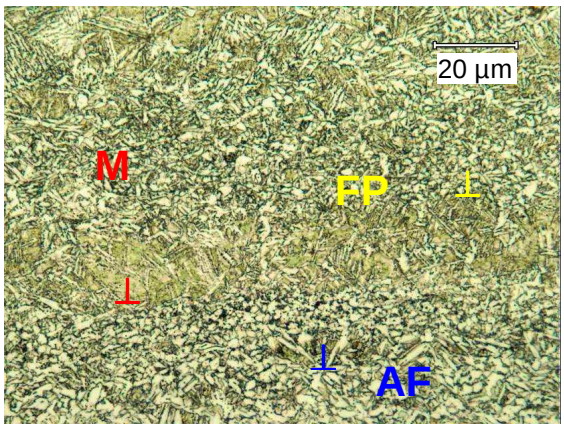


(e)

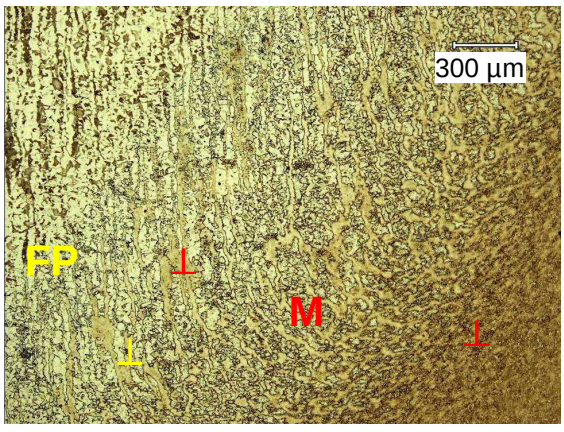


(f)

Figura 4-56 - Continuação.



(a)



(b)

Figura 4-57. (a) Região de bandeamento transformado da ZTMA do metal base próximo ao fundo da cavidade (início da soldagem). (b) Região do bandeamento transformado do pino (força de soldagem de 200 kN). Nital 2%.

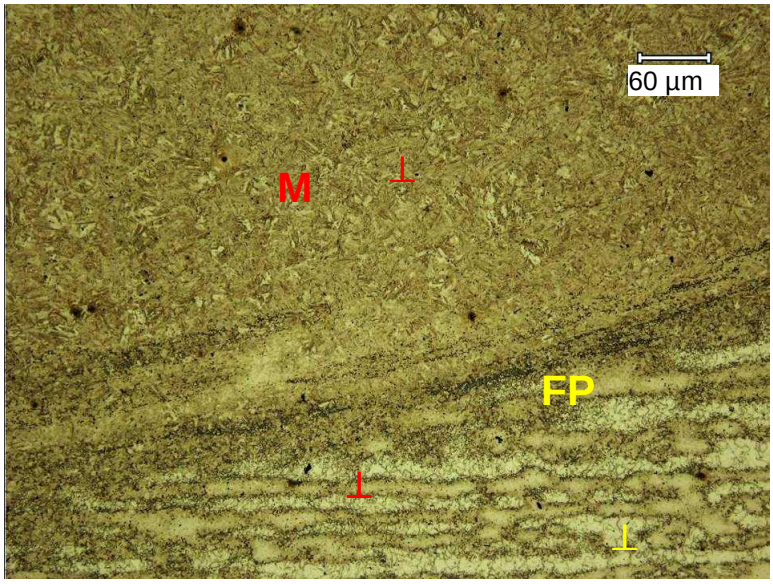


Figura 4-58. (a) Região de bandeamento transformado na ZTMA do metal base (F = 400 kN). Nital 2%.

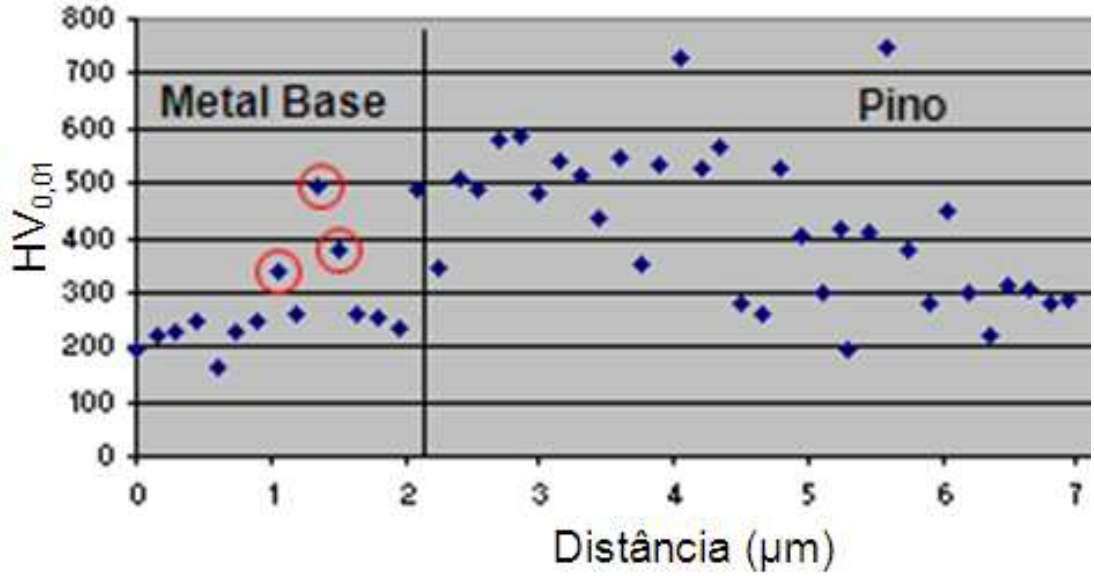
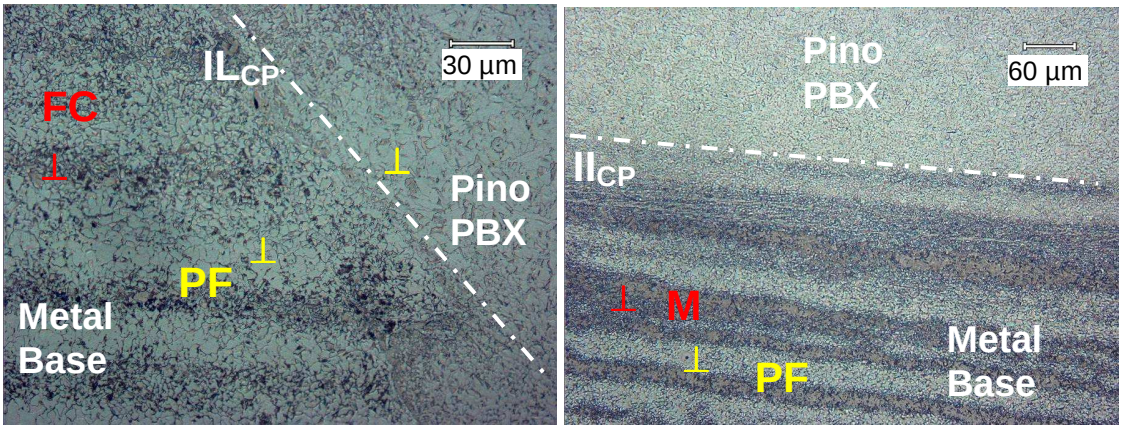


Figura 4-59. Microdureza ao longo do eixo vertical (F = 400 kN).

4.8.2 – Junta soldada com pino PBX

A IL_{CP} nas juntas soldadas com força de 50 kN é composta principalmente de ferrita poligonal no lado do pino e ferrita poligonal e agregados de carbonetos e ferrita poligonal do lado do metal base em virtude do longo tempo de resfriamento imposto a região de bandeamento da chapa (Figura 4-60[a]). Na II_{CP} (Figura 4-60[b]) já se observa a presença de ferrita poligonal e martensita, pelo fato da taxa de resfriamento ser mais elevada no início da soldagem.

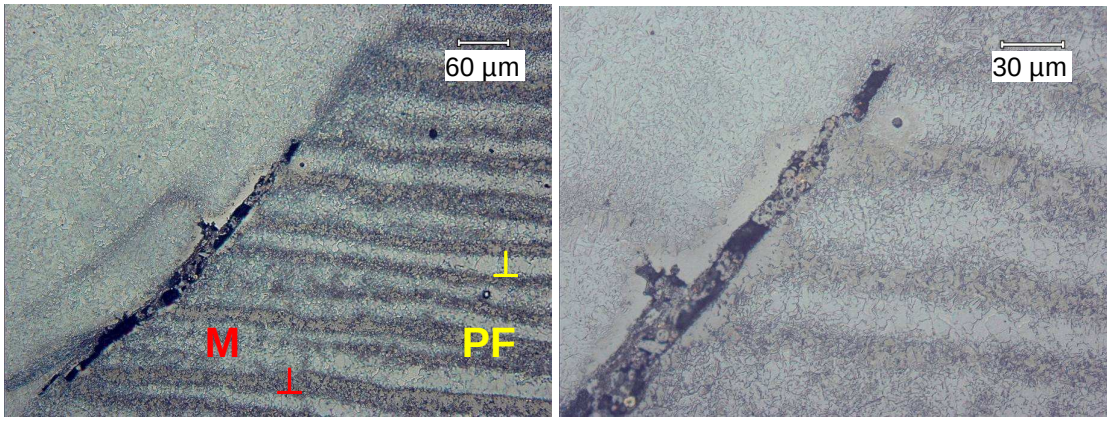


(a) (b)

Figura 4-60. (a) IL_{CP} distando 15 mm da superfície. (b) II_{CP}. F = 50 kN. Nital 2%.

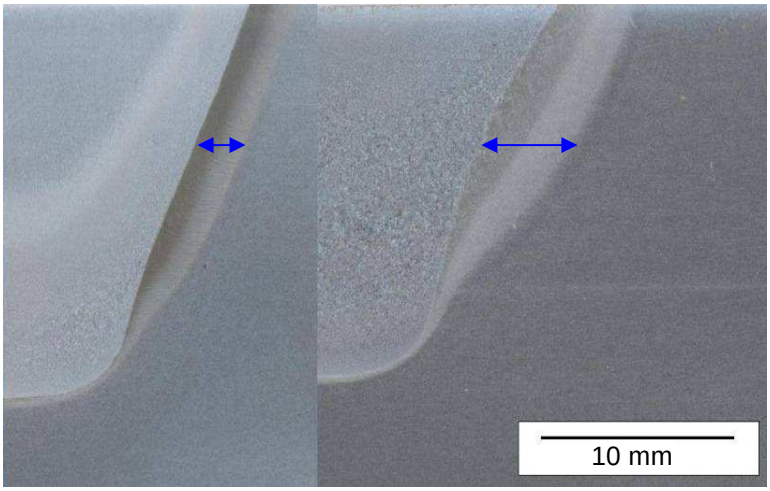
Na junta soldada com força de 200 kN, a II_{CP} apresentou uma descontinuidade de aproximadamente 400 µm (Figura 4-61). Essa descontinuidade corresponde a uma falta de adesão entre o pino e o metal base, onde nota-se que uma região do bandeamento do metal base ficou retida na região de transição entre a IL_{CP} e a II_{CP}, não tendo sido expulsa para a rebarba. A dureza da região do bandeamento transformado do metal base próximo à II_{CP} alcançou 560 ($HV_{0,2}$), o que é uma indicação de que houve no mínimo uma austenitização parcial pelo calor gerado na soldagem, proporcionando a formação de martensita no resfriamento. A dureza em volta da região onde houve falta de adesão foi de 544 $HV_{0,2}$. Este tipo de falha está relacionado a um aquecimento inadequado da região da interface que, normalmente, se deve a uma velocidade linear local insuficiente para que ocorra uma rápida elevação da temperatura naquela região. Pode estar relacionado, também, ao tempo insuficiente na etapa inicial da soldagem, onde é aplicada uma força mais baixa que a força de soldagem de processamento do pino. Ou mais provavelmente, a um tamanho menor do que o necessário de d_1 e d_2 (Figura 3-2[a]), de forma a possibilitar a velocidade linear requerida para uma adequada geração de calor e união metalúrgica. Possivelmente, no caso do pino PBX, os valores de d_1 e d_2 deveriam ter sido superiores àqueles utilizados para o pino PBS, no caso das forças de soldagem de 50 e 200 kN, mantendo-se a velocidade rotacional em 1550 rpm.

Comparando-se a macrografia das juntas soldadas com forças de 50 e 200 kN, Figura 4-62, observa-se que houve um estreitamento da ZTMA em comparação com a junta soldada com força de 50 kN. Na junta soldada com força de 200 kN, a penetração do pino para dentro do metal base foi maior em relação à força de 50 kN.



(a) (b)

Figura 4-61. Força de 200 kN. (a) Descontinuidade na II_{CP}. (b) Detalhe de (a). Nital 2%.



(a) (b)

Figura 4-62. Macrografia das juntas soldadas PBX. (a) F = 200 kN. (b) F = 50 kN. Nital 2%. Setas em cor azul indicam diferença na dimensão da ZTMA.

A Figura 4-63 apresenta as diversas regiões da junta soldada com pino PBX, força de 400 kN e preaquecimento de 200ºC. Na macrografia da parte central da Figura 4-63 nota-se uma união efetiva ao longo da interface da junta soldada, diferentemente do que foi obtido com forças de soldagem menores (50 e 200 kN). Nas Figuras 4-63[a/d] percebe-se claramente, pela diferença na intensidade do ataque (nital 2%), a maior temperabilidade do metal base em relação ao pino PBX.

A Figura 4-64[a] apresenta, em maior detalhe, a Figura 4-63[b]. Nota-se uma distinção clara de microestrutura entre o pino PBX (ferrita acicular) e o metal base (ferrita com segunda fase alinhada, [FS(A)]. Na Figura 4-64[b] encontram-se as mesmas microestruturas observadas na Figura 4-63[d]. É importante ressaltar que não se observou a formação de bandeamento contendo martensita, como decorrência do ciclo térmico mais brando devido ao preaquecimento.

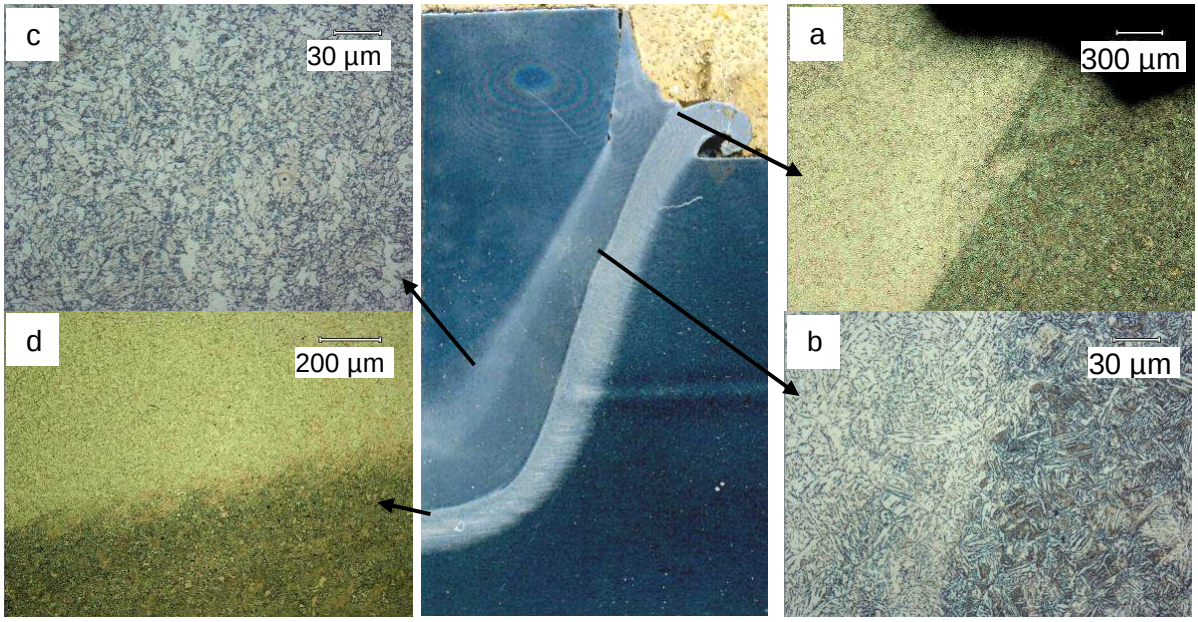
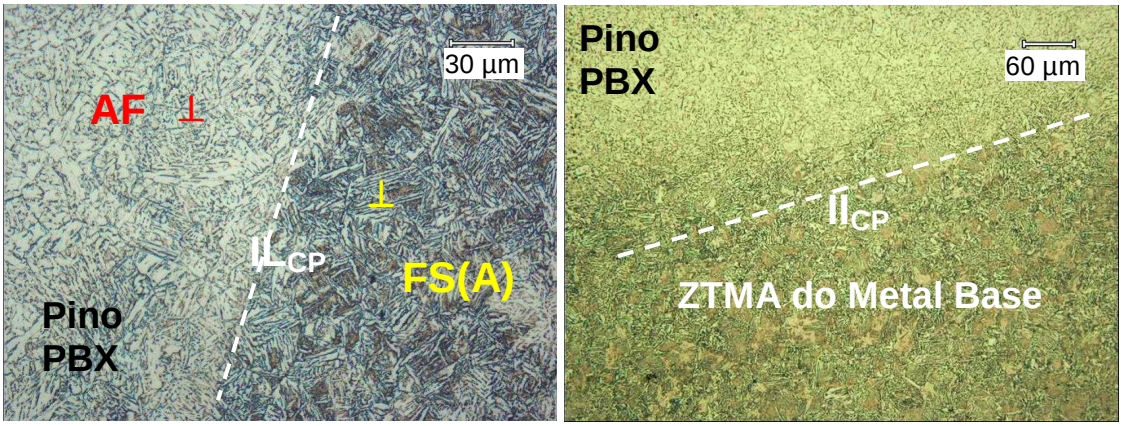


Figura 4-63. Macrografia da junta soldada PBX 12H (parte central). (a) Região da rebarba. (b) Região da I_{CP}. (c) Região termomecanicamente afetada do pino. (d) Região da ponta do pino termomecanicamente afetada. F = 400H kN. Nital 2%.



(a) (b)

Figura 4-64. (a) Detalhe da Figura 4-63[b], IL_{CP}. (b) Detalhe da Figura 4-63[d], II_{CP}. PBX12H. 400H kN. Nital 2%.

Somente com fins comparativos, a Figura 4-65 apresenta as diversas regiões da junta soldada com pino PBS, força de 400 kN e preaquecimento de 200ºC. Na macrografia da parte central da Figura 4-65 nota-se, da mesma forma que para a junta soldada com o pino PBX, uma união efetiva ao longo da interface da junta soldada. Na Figura 4-65[b] percebe-se claramente pouca diferença na intensidade do ataque (nital 2%), ou seja, a temperabilidade do metal base e do pino PBS são semelhantes. Na Figura 4-65[a/c] observa-se na ZTMA do pino um bandeamento do metal base do pino PBS muito intenso, o que não foi observado para o pino PBX. A Figura 4-65[d] mostra a ZTMA do metal base próximo à II_{CP}, onde se percebe a ausência de martensita. Na Figura 4-66 nota-se também que não houve transformação da região com

bandeamento do metal base, diferentemente do que foi observado nas Figuras 4-65 e 4-66 (junta soldada com pino PBS sem preaquecimento).

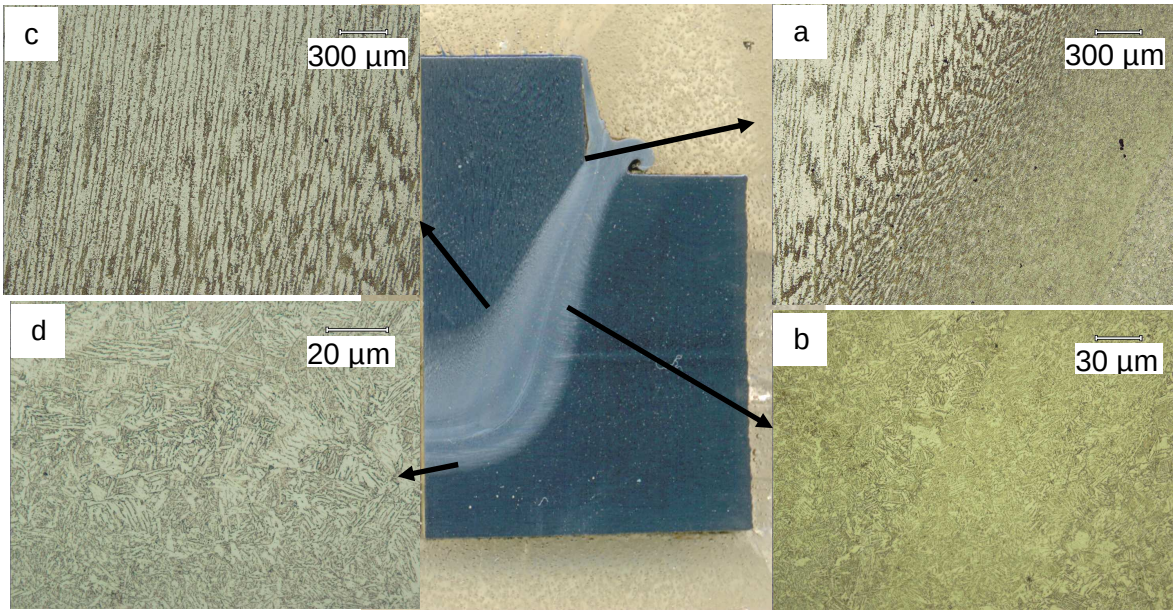


Figura 4-65. Macrografia da junta soldada PBS82H (parte central). (a) Região próxima à rebarba. (b) Região com transformação total. (c) Região mecanicamente afetada do pino. (d) Região da ponta do pino termomecanicamente afetada. Nital 2%.

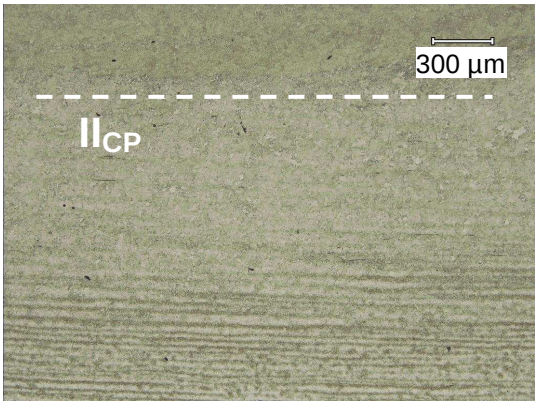


Figura 4-66. Região da II_{CP}. Nital 2%.

O corpo de prova PBX12H foi analisado quanto à presença de constituinte M-A. Na Figura 4-67 observa-se nas regiões claras a presença de constituinte M-A entre os contornos das placas de ferrita. A Figura 4-68 apresenta o constituinte M-A em matriz ferrítica, com o padrão de difração de elétrons de área selecionada no eixo de zona [110] da Martensita. Notam-se as lamelas de martensita e austenita presentes na morfologia do constituinte M-A.

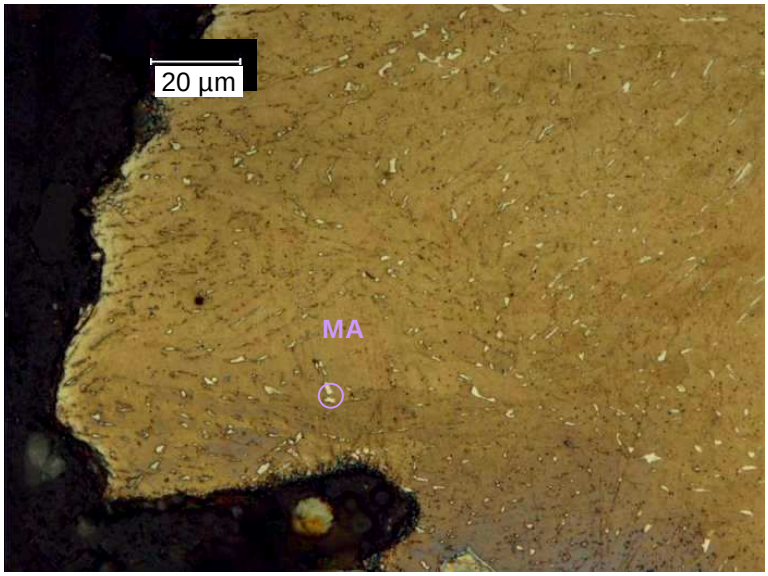


Figura 4-67. Micrografias em MO revelando o constituinte M-A na região do pino PBX12H. As regiões claras evidenciam a presença do constituinte M-A. Ataque químico LePera [111].

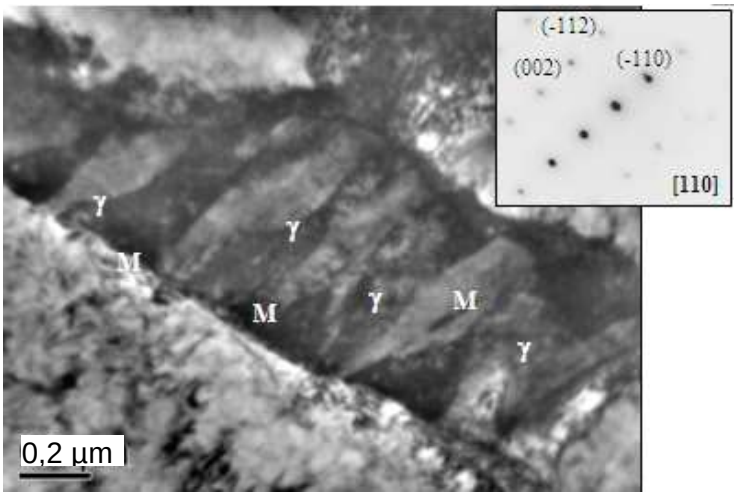
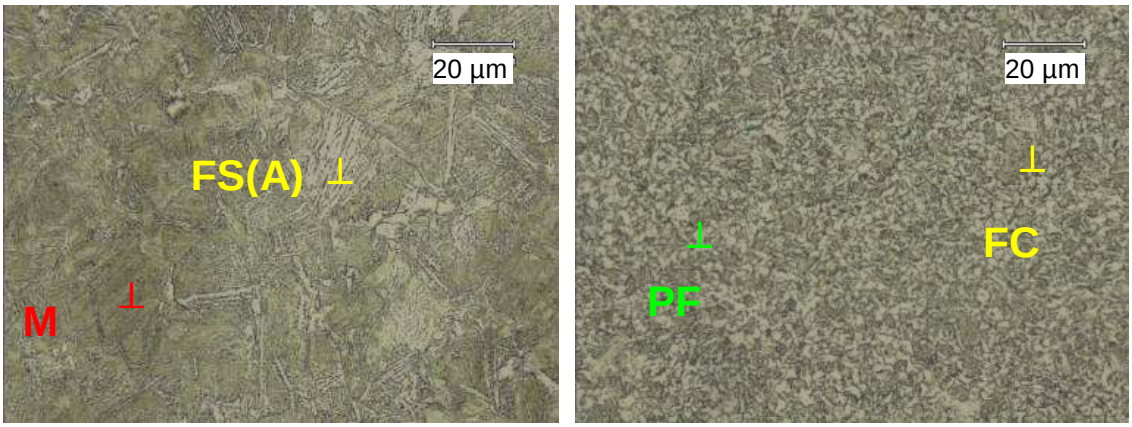


Figura 4-68. Imagem de campo claro mostrando detalhe do constituinte M-A em matriz ferrítica, destacando lamelas de austenita (γ) e martensita (M). Detalhe do padrão de difração de elétrons de área selecionada da fase martensita no eixo da zona [110].

4.8.3 – Junta soldada por sobreposição (pinos PBS e PBX)

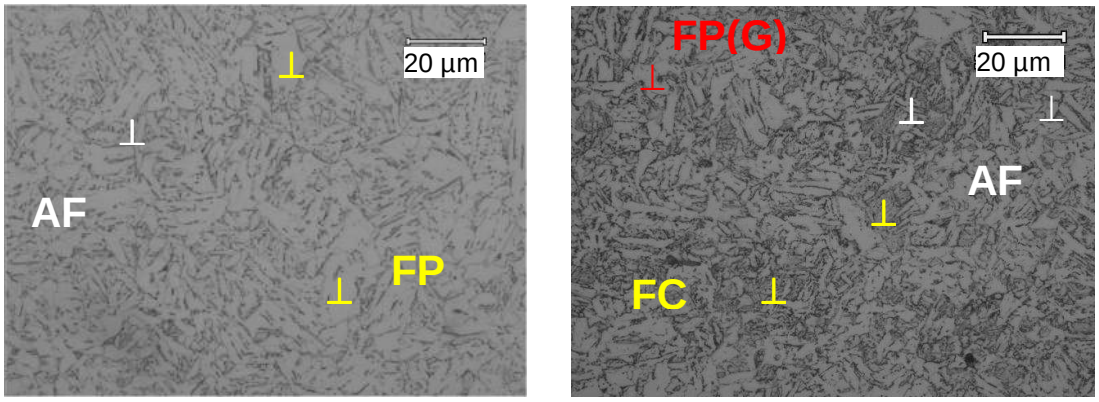
A Figura 4-69 apresenta as microestruturas observadas dentro dos pinos PBS das juntas soldadas por costura, para o pino C, a 10 e 20 mm da superfície da chapa, a qual foi reaustenitizada pelo processamento dos pinos A e B. Nota-se que a 10 mm da superfície da chapa a microestrutura é composta por grande quantidade de martensita, enquanto que a 20 mm de profundidade a microestrutura é formada por ferrita com segunda fase não alinhada [FS(NA)] e agregados de carbonetos e ferrita

[FC]. Isto ocorreu em função da região central do pino, originalmente não afetada pelo calor, ter sido austenitizada pelo processamento do pino subsequente. Em contrapartida, a região inferior do pino, originalmente austenitizada e transformada em martensita, é revenida pelo processamento do pino subsequente. Já para o pino PBX, devido ao seu menor teor de carbono, não se observou a presença de martensita na região do pino processado. Observou-se a presença de ferrita poligonal, ferrita acicular, agregados de carbonetos e ferrita, ferrita com segunda fase alinhada e ferrita de contorno de grão, conforme a Figura 4-70.



(a) (b)

Figura 4-69. Microestrutura da junta soldada por costura (pino PBS junta A). (a) 10 mm da superfície da chapa. (b) 20 mm da superfície da chapa. Ataque Nital 2%.



(a) (b)

Figura 4-70. Microestrutura da junta soldada por costura com pino PBX, junta A distando 10 mm da superfície da chapa (a) e 20 mm (b). Ataque Nital 2%.

4.9 – Estudo da Interface (junta soldada dissimilar pino – metal base)

Objetivando-se uma investigação mais detalhada dos fenômenos que ocorrem na interface da junta soldada assim como ao longo do processamento do pino, por exemplo, os planos de cisalhamento a quente, foram produzidas juntas FTPW usando-se pino de material dissimilar em relação ao metal base. Para tal escolheu-se um pino de aço AISI 316L e metal base de aço C-Mn. A vantagem deste par, em relação a uma junta soldada com o pino e metal base em aço C-Mn (PBS ou PBX), é a de se poder verificar mais facilmente a ocorrência de fenômenos locais tais como difusão atômica, precipitação de constituintes ou fases distintas, as quais são mais facilmente visualizadas estudando-se materiais dissimilares. Especificamente no caso do aço inoxidável austenítico tem-se como característica adicional a formação da fase ferrita delta, a qual somente ocorre em temperatura elevada, como pode ser observado na Figura 4-71.

A Figura 4-72 apresenta micrografia da junta soldada PBSS para a força de soldagem de 50 kN. As Figuras 4-73 e 4-74 apresentam, respectivamente, as micrografias das juntas soldadas PBSS 200 kN e PBSS 400 kN.

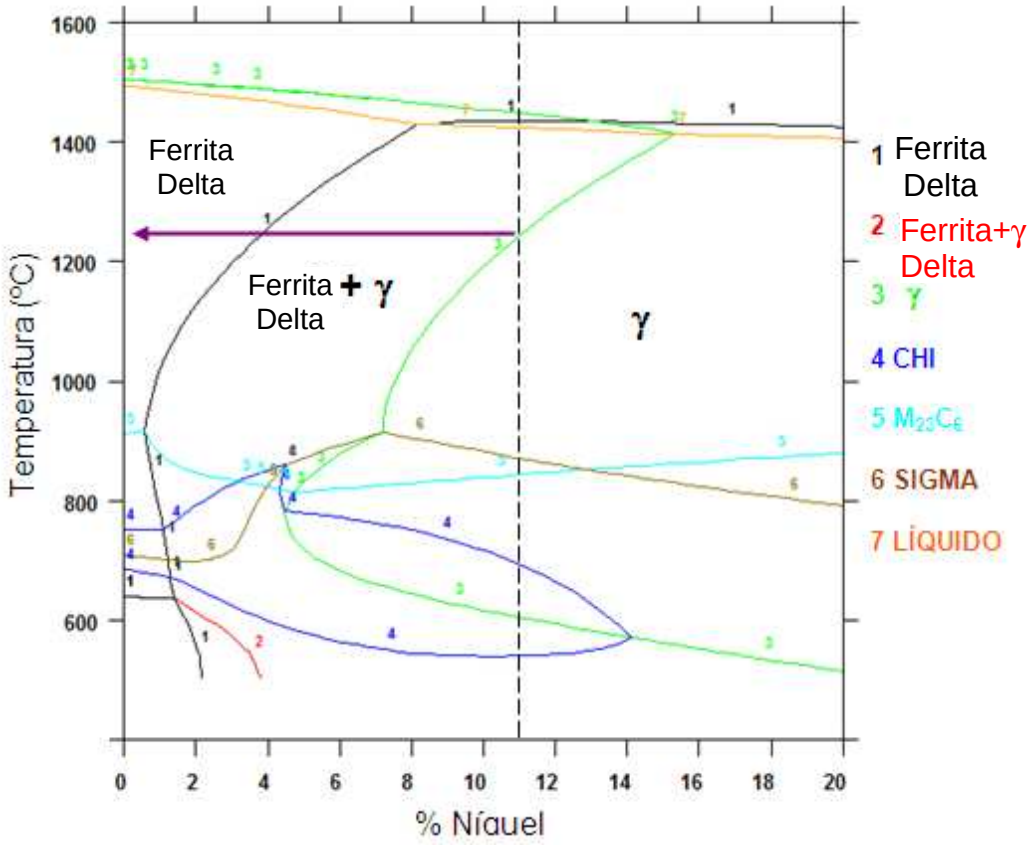


Figura 4-71. Seção vertical do diagrama de fases (pino PBSS) variando-se o teor de níquel, obtido através do programa Thermocalc ®.

Nas Figuras 4-72 e 4-73 observa-se que logo no início da soldagem, na II_{CP}, tem-se a ocorrência de um plano de cisalhamento a quente (PCQ) determinando a fronteira entre a região de crescimento de grãos e a região com ferrita delta. Na junta soldada com força de 400 kN, o plano de cisalhamento a quente também ocorre acima da II_{CP} (Figura 4-74), notando-se, entretanto, que não houve crescimento de grãos na região próxima a II_{CP}, o que provavelmente se deve ao curto tempo de soldagem (somente 3 segundos) e menor temperatura local (822ºC), como apresentado na Tabela 4-6.

Obsevando-se a Figura 4-71, sabe-se que para o teor de níquel de 10,9% a temperatura de início de formação da ferrita delta é de cerca de 1250ºC, maior em 200ºC do que a temperatura máxima medida na ZTMA do metal base para a junta soldada PBSS 50 kN (Tabela 4-6). Esta é mais uma indicação de que as medições de temperatura, através de termopares posicionados no metal base, não são capazes de capturar o correto perfil térmico desenvolvido na frente de processamento do pino.

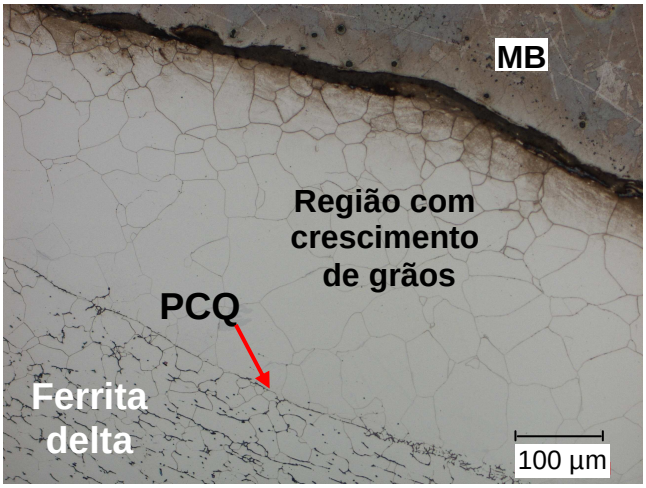


Figura 4-72. Amostra PBSS 50 kN. Início da soldagem. Ataque ácido oxálico eletrolítico.

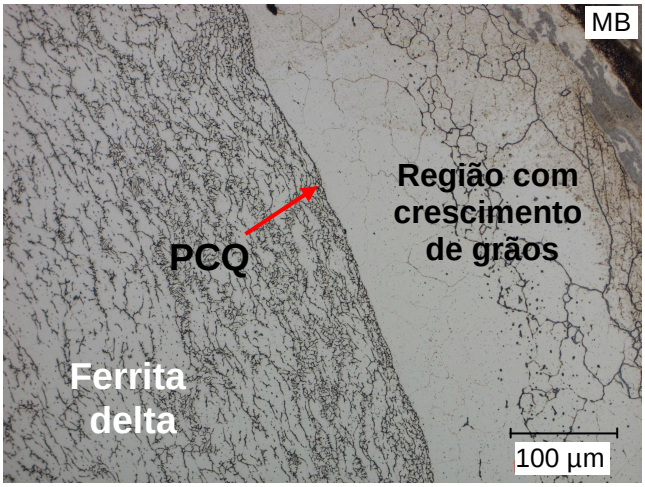


Figura 4-73. Amostra PBSS 200 kN. Início da soldagem. Ataque ácido oxálico eletrolítico.

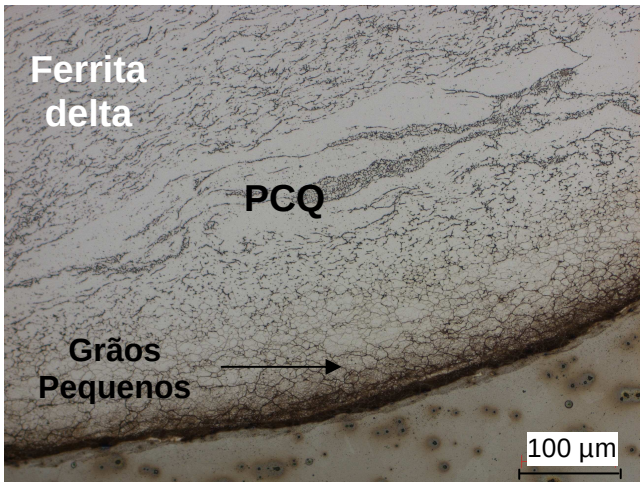


Figura 4-74. PBSS 400 kN. Início da soldagem. Ataque ácido oxálico eletrolítico.

Cescimento de grão semelhante ao observado nas juntas soldadas PBSS 50 kN e 200 kN, foi também observado na junta soldada PBS 50 kN (Figura 2-11[b/c]). Logo, é razoável se supor que os planos de cisalhamento ocorrem no momento em que a temperatura da frente de processamento do pino ultrapassa o limite de resistência torcional à quente do material do pino naquela temperatura e naquelas condições de carregamento (deformação e taxa de deformação).

Um outro aspecto importante a se salientar está no fato de que os planos de cisalhamento a quente observados, tanto nas juntas soldadas com pino PBSS ou com pino PBS, estão mais concentrados na parte inferior da junta soldada, ou seja, na região onde a pressão local de soldagem é mais elevada. Além disso, acradita-se que com menor força de soldagem tem-se a tendência de se produzir um maior número de planos de cisalhamento a quente pela maior temperatura alcançada, em virtude da menor taxa de processamento e consequente maior tempo de soldagem. Logo, entende-se que a maneira mais eficaz de se reduzir significativamente a quantidade de PCQ é a de se utilizar elevadas forças de soldagem e menores valores de comprimento de queima, para qualquer tipo de material de pino, seja PBS ou PBSS.

A Figura 4-75 apresenta em detalhe a microestrutura da ZTMA do metal base da junta soldada T-PBSS próxima da extremidade de saída do pino. Observa-se uma microestrutura com a presença de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)], ferrita de contorno de grão [PF(G)] e pouca quantidade de martensita, razão pela qual a dureza foi inferior a 350 $HV_{0,3}$ (Figuras 4-13[a] e 4-14[a]). Na Figura 4-76 observa-se a microestrutura refinada do pino com a presença de pouca ferrita delta. Na Figura 4-77 observa-se em detalhe a região da rebarba desta junta soldada notando-se a diferença de espessura entre a rebarba do material do pino de aço inoxidável e aquela do metal base de aço C-Mn.

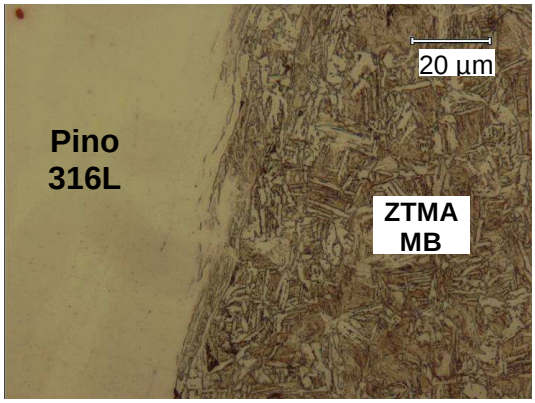


Figura 4-75. Junta soldada T-PBSS. Microestrutura da ZTMA do metal base. Nital 2%.

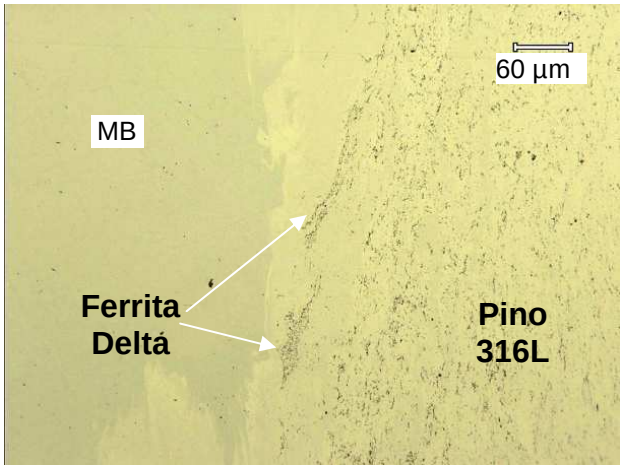


Figura 4-76. Junta soldada T-PBSS. Microestrutura do pino. Ataque NaOH 20% eletrolítico.

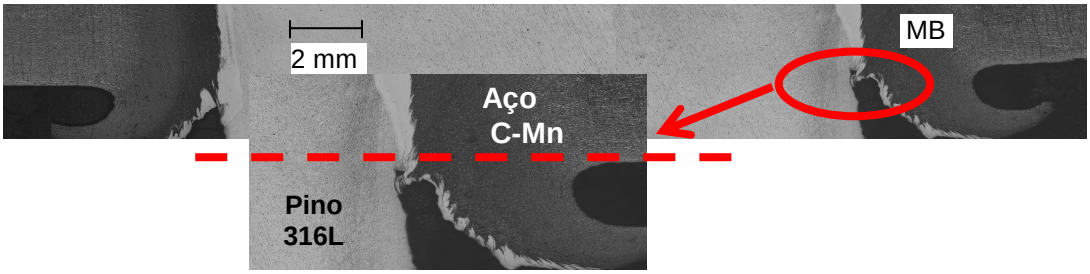
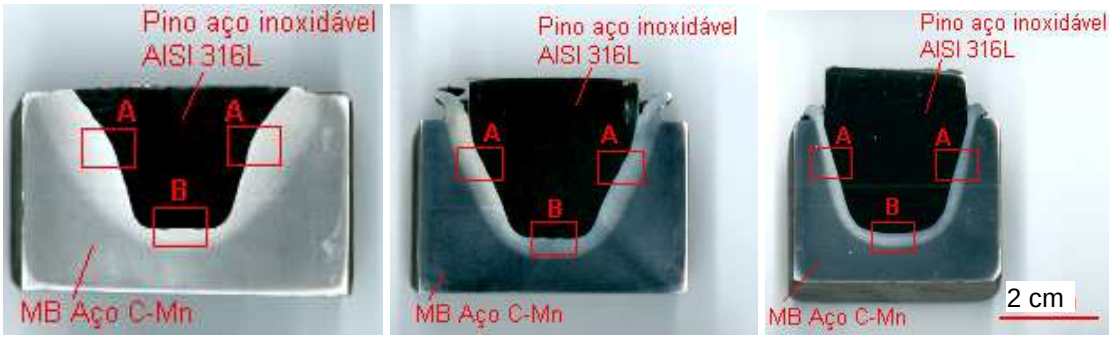


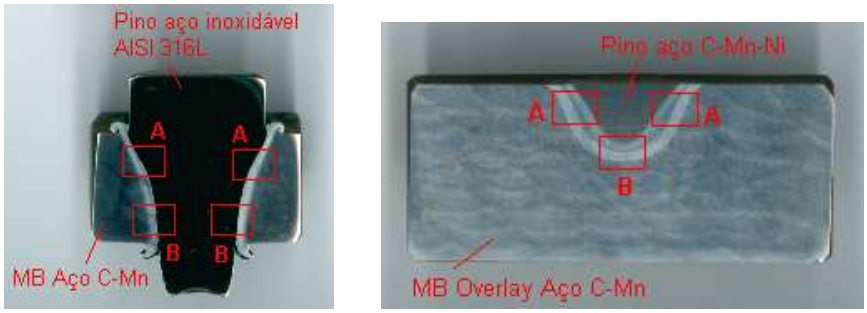
Figura 4-77. Detalhe da II_{CP} na saída do pino da cavidade. Nital 2%.

Utilizando a técnica de mapeamento químico por espectroscopia de raios-X dispersiva em energia (XEDS) verificou-se a existência de gradiente de composição química ao longo da interface de juntas soldadas dissimilares FTPW. Avaliou-se, ainda, a ocorrência de mistura mecânica junto à interface, pela projeção de camadas do pino para dentro do metal base. Esta é uma avaliação somente qualitativa, considerando que esta técnica de análise engloba um volume de 1-3 µm abaixo da superfície considerada além possuir um formato de pêra para um dos lados da região analisada. Para tal, foram preparadas juntas soldadas dissimilares de metal base de aço C-Mn e pino de aço AISI 316L (pino PBSS), assim como um pino em aço C-Mn

com adição de níquel (pino PBNS). Foram escolhidos para o estudo da interface apenas os elementos ferro (Fe), cromo (Cr) e níquel (Ni), por estarem presentes em maiores quantidades e apresentarem maiores diferenças entre o par cavidade-pino. Foram selecionadas cinco condições de processamento, conforme mostra a Figura 4-78: Cavidade não passante, força de 50 kN (amostra PBSS03), força 200 kN (amostra PBSS05), força de 400 kN (amostra PBSS02) e força 400H kN (amostra PBNS05H); Cavidade passante, força de 150 kN (amostra T-PBSS03). Nas Figuras 4-78[a/b/c/d], o pino usado foi de aço inoxidável tipo AISI 316L (PBSS) e o metal base de aço C-Mn. Na Figura 4-78[e], o pino usado foi um aço ao níquel (PBNS) e o material base o material PBCP (como observado na Figura 4-7[b]). De acordo com a Figura 4-78, duas regiões de interesse foram escolhidas e denominadas: região A (IL_{CP}); região B (II_{CP}). No caso da amostra com cavidade passante a região A está posicionada na interface superior da amostra e a região B na interface inferior.



(a) (b) (c)



(d) (e)

Figura 4-78. (a) PBSS03 (50 kN). (b) PBSS02 (300 kN). (c) PBSS05 (400 kN). (d) T-PSS03. (e) PBNS05H. Em destaque as regiões analisadas A e B.

As regiões da I_{CP} foram mapeadas utilizando diferentes aumentos a fim de se observar: a existência de mistura mecânica; o gradiente de composição química ao longo da interface; ou mesmo se ocorria à formação de uma camada de interdifusão na interface, equivalente àquelas observadas em tratamentos térmicos entre revestimentos de níquel químico e aços C-Mn [124]. Os aumentos adotados foram definidos com o intuito de otimizar a visualização da interface. Foram realizadas três varreduras ao longo de cada uma das regiões analisadas. A largura da zona de

mistura mecânica foi definida entre os patamares superior e inferior do perfil de Cr ao longo da interface. Para a medição da largura da região com gradiente de composição química tomou-se como parâmetro somente a região que apresentava uma mudança contínua nos teores de ferro, cromo e níquel. Isto significa que não se considerou os perfis em que o teor de ferro permanecia constante durante um determinado comprimento.

As Figuras apresentadas em seguida ilustram, para cada tipo de amostra analisada, o mapeamento químico dos elementos cromo (pino PBSS) e níquel (pino PBNS) e o perfil de composição química (elementos cromo, níquel e ferro) ao longo da interface, respectivamente para as regiões A e B. Em resumo tem-se:

Pino de aço inoxidável austenítico, AISI 316L, (PBSS):

Figuras 4-79 a 4-82 – Junta soldada PBSS03 – força de 50 kN;

Figuras 4-83 a 4-85 – Junta soldada PBSS05 – força de 200 kN;

Figuras 4-86 a 4-90 – Junta soldada PBSS02 – força de 400 kN;

Figuras 4-91 a 4-94 – Junta soldada T-PSS03 – força de 150 kN;

Pino de aço ferrítico com Ni e Cr (PBNS):

Figuras 4-95 a 4-98 – Junta soldada PBNS05H – força de 400 kN;

As Tabelas 4-11 e 4-12 apresentam, respectivamente, os valores medidos das zonas de mistura mecânica e de gradiente de composição química, contidas nas Figuras 4-79 a 4-89, sendo que a região com gradiente de composição química se encontra contida dentro da região de mistura mecânica.

Tabela 4-11. Largura da zona de mistura mecânica entre o pino e o material de base nas juntas soldadas dissimilares avaliadas.

Amostra (Força Axial)	Largura da zona de mistura (μm)	
	Região A	Região B
PBSS03 (50 kN)	5 a 15	50 a 100
PBSS05 (200 kN)	3 a 5	40 a 70
PBSS02 (400 kN)	1 a 3	30 a 60
T-PSS03 (150 kN)	10 a 20	60 a 80
PBNS05H (400 kN)	300 a 700	2 a 3

Tabela 4-12. Largura da zona com gradiente de composição química entre o pino e o material de base nas juntas soldadas avaliadas.

Amostra (Força Axial)	Largura das zonas com gradiente de composição química (μm)	
	Região A	Região B
PBSS03 (50 kN)	15	55
PBSS05 (200 kN)	5	40
PBSS02 (400 kN)	3	20
T-PSS03 (150 kN)	10	5
PBNS05H (400 kN)	0	1

A partir das figuras apresentadas e da Tabela 4-11 nota-se que a região A, nas juntas soldadas com cavidade não passante e pino de aço AISI 316L, para qualquer amostra testada, apresentou menor largura de mistura mecânica. O mesmo ocorreu na região A no que diz respeito ao gradiente de composição química (Tabela 4-12), ou seja, valores menores que na região B. Credita-se este comportamento à maior pressão de soldagem local em detrimento da maior velocidade linear da região A em relação à região B. Isto porque, na região B, a pressão local é significativamente mais elevada que na região A em virtude da menor área de contato, além da força aplicada ser perpendicular à área de contato. Desta forma, entende-se que a difusão será mais acelerada nesta região em virtude da maior taxa de consumo do pino e da pressão mais elevada aplicada, de modo que o efeito da taxa de consumo (ou da taxa de deformação) se impõe ao efeito da maior velocidade linear (Tabela 4-8). Observa-se, ainda, que com o aumento da força de soldagem tem-se uma redução da região onde se estabelece um gradiente de composição química ao longo da interface, o que está relacionado às menores temperaturas envolvidas e aos menores tempos de soldagem, como observado na Tabela 4-8.

Outro aspecto relevante observado na amostra PBSS03 (50 kN) foi a ocorrência de uma camada de interdifusão estreita na IL_{CP} (Figura 4-79[b]), de cerca de 3 µm de largura. Esta camada foi observada somente na IL_{CP}, não ocorrendo na região B (início da soldagem), assim como não foi observada para as juntas soldadas realizadas com força de 200 kN e 400 kN. Entende-se que esta diferença esteja relacionada ao menor aporte de calor recebido pela região B quando comparado à região A tendo sido pouco influenciada pela pressão local aplicada. A ocorrência de camadas de interdifusão é algo comum em amostras de aço carbono revestidas com níquel químico e tratadas termicamente. Para que ocorra este fenômeno é necessário que a temperatura seja em geral superior a 600ºC e que o tempo seja superior a 1 hora [124] para que se obtenha camadas da ordem de 1 µm de espessura. Logo, é razoável que a região B não tenha formado esta camada já que o tempo acima de 600ºC foi inferior a 2 minutos (Figura 9-12, Apêndice C). Por outro lado, a região A foi submetida a temperaturas acima de 800ºC por um período de cerca de 60 segundos. Outro aspecto a se registrar é o valor de dureza máxima encontrado dentro da camada de interdifusão (331 $HV_{0,01}$, Figura 4-79[b]) quando comparado à região adjacente dentro do metal base (256 $HV_{0,01}$). Este é um indicativo de que houve difusão de carbono para dentro desta camada, resultado este que está de acordo com aqueles obtidos por OZDEMIR [86] e UDAY [89], Figura 2-65. Apesar de haver um gradiente de composição química dos elementos ferro, cromo e níquel dentro da região de interdifusão,

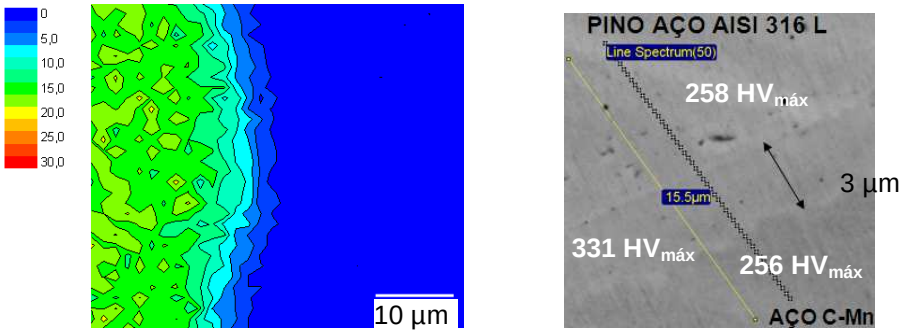
semelhante ao observado na Figura 4-81, não foi observada à presença do elemento molibdênio dentro da camada de interdifusão.

Na Figura 4-79[c] observa-se a região da lL_{CP} da junta soldada (região A) distando 350 µm da interface, com a presença de ferrita delta e o respectivo gradiente de microdureza $HV_{0,01}$. Não se observa diferença significativa de microdureza entre as regiões com e sem ferrita delta.

Ao se analisar os resultados da amostra T-PBSS (Figuras 4-91 a 4-94) percebe-se uma inversão, em relação às juntas soldadas com cavidade não passante, no que diz respeito à região com gradiente de composição química mais extensa, já que a região A é mais larga que a região B. Isto ocorre pelo fato de que nas juntas soldadas com cavidade passante a região A é aquela que apresenta a maior velocidade linear.

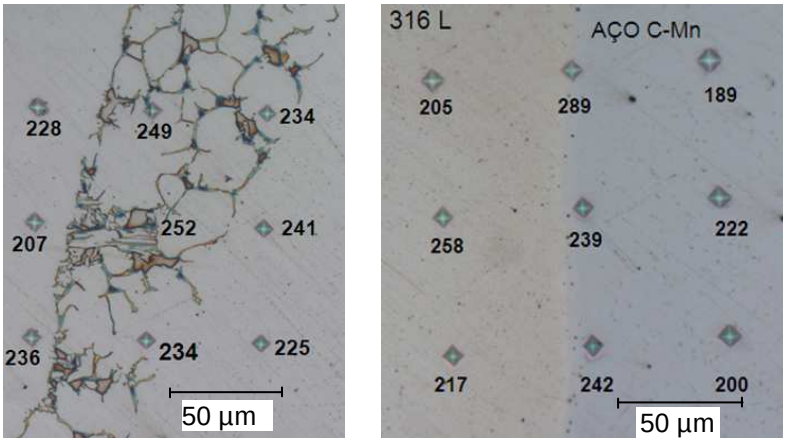
Já na amostra PBNS05, Figuras 4-95 a 4-98, aço ferrítico com adição de níquel e cromo, apesar de se observar uma significativa presença de mistura mecânica, praticamente não foi observado gradiente de composição química na interface, o que primeiramente se deve a pequena diferença de composição química entre o pino e o metal base (2,77%Ni e 0,82%Cr no pino, contra 0,11%Ni e 0,14%Cr no metal base). Além disso, devido ao menor comprimento de queima desta junta soldada (6 mm), já que a cavidade possuía somente 10 mm de profundidade, e pela elevada força de soldagem (400 kN), o tempo total de soldagem foi muito baixo (cerca de 1 segundo) de forma que a temperatura máxima alcançada foi baixa, o que dificultou ainda mais a ocorrência de difusão dos elementos cromo e níquel. Nota-se, ainda, nesta junta soldada, que a região de mistura mecânica observada foi muito maior que a das outras amostras. Isto ocorreu devido à penetração severa do material do pino para dentro do metal base (Figura 4-95), na forma de agulhas, como já reportado (Figura 2-35).

Outro aspecto a se salientar refere-se ao tamanho da zona de mistura mecânica. Observando simultaneamente a Tabela 4-8 e a Tabela 4-11 nota-se que quanto maior o torque estacionário médio maior a zona de mistura.



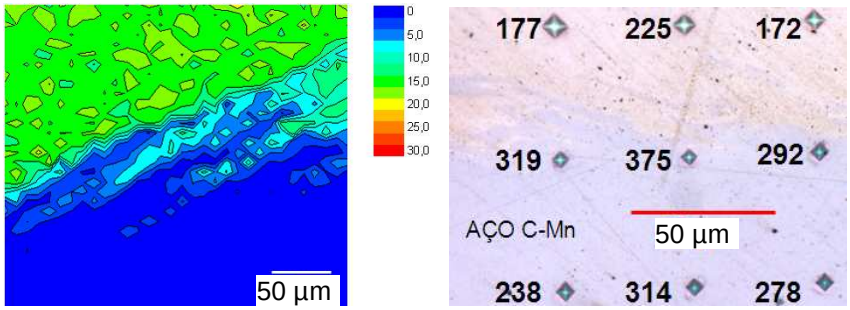
(a) (b)

Figura 4-79. (a) Mapeamento químico do elemento Cr (região A). (b) Camada de interdifusão na interface. (c) Região próxima à IL_{CP} mostrando a presença de ferrita delta e microdureza $HV_{0,01}$. (d) Microdureza $HV_{0,01}$ junto à IL_{CP}. 50 kN. PBSS03.



(c) (d)

Figura 4-79. Continuação.



(a) (b)

Figura 4-80. (a) Mapeamento químico do elemento Cr (região B). (b) Microdureza $HV_{0,01}$ na região da II_{CP}. 50 kN. PBSS03.

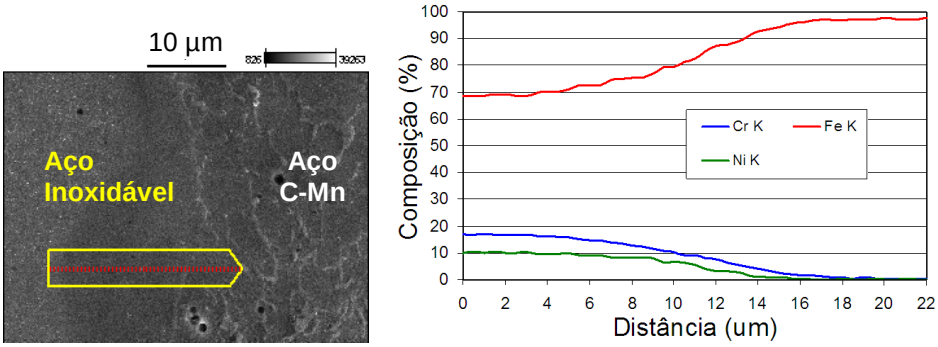


Figura 4-81. Perfil de composição química ao longo IL_{CP} (região A). 50 kN. PBSS03.

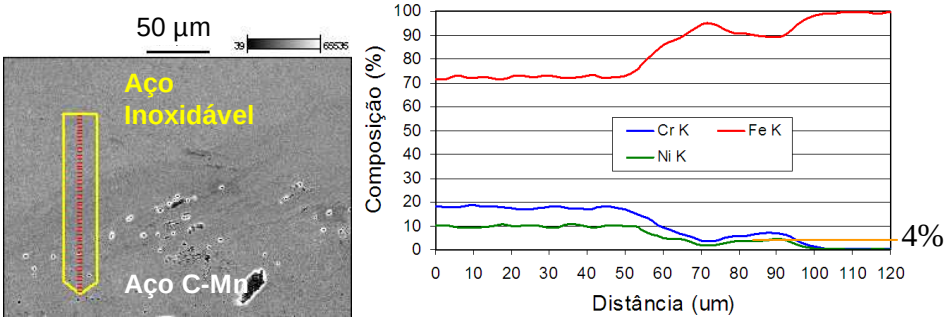


Figura 4-82. Perfil de composição química ao longo da II_{CP} (região B). 50 kN. PBSS03.

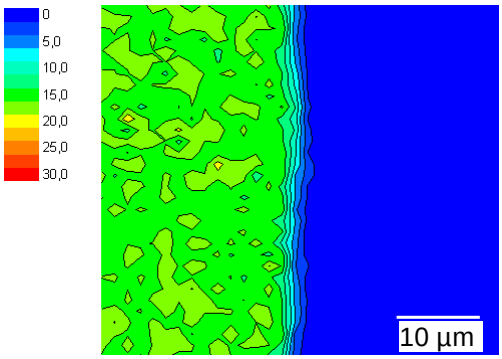


Figura 4-83. Mapeamento químico do elemento Cr (região A). 200 kN. PBSS05.

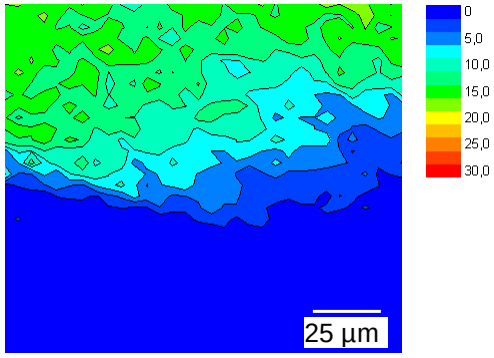


Figura 4-84. Mapeamento químico do elemento Cr (região B). 200 kN. PBSS05.

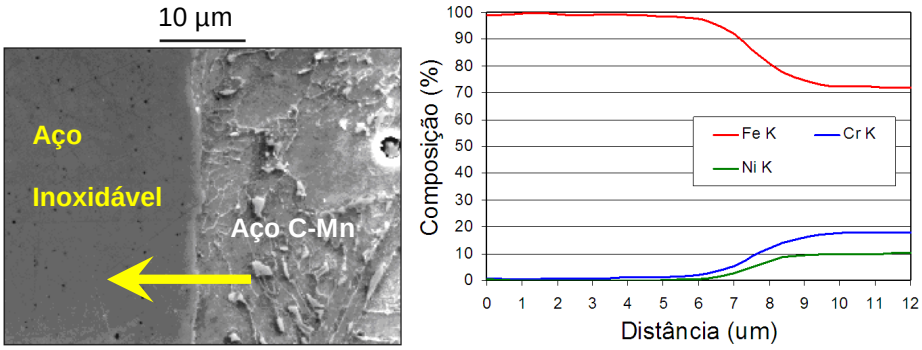


Figura 4-85. Perfil de composição química ao longo da IL_{CP} (região A). 200 kN. PBSS05.

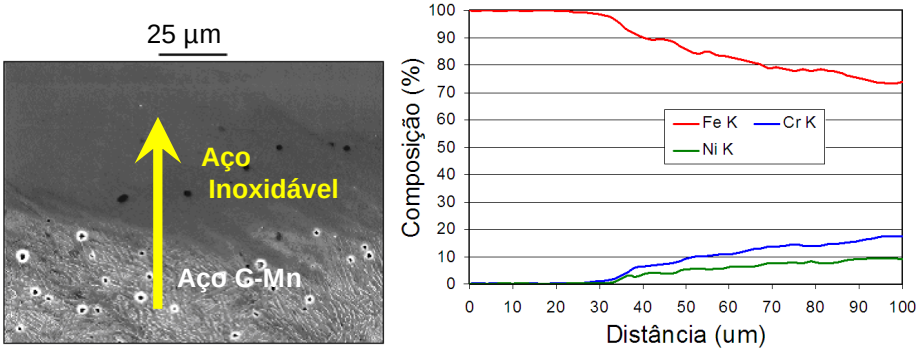


Figura 4-86. Perfil de composição química ao longo da II_{CP} (região B). 200 kN. PBSS05.

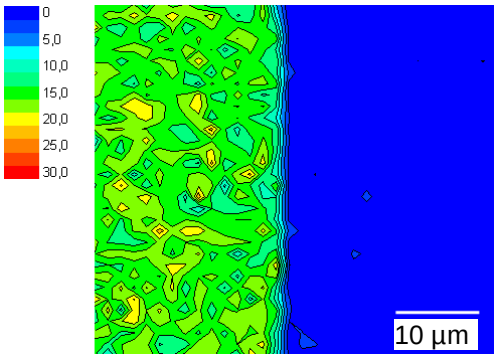


Figura 4-87. Mapeamento químico do elemento Cr (região A). 400 kN. PBSS02.

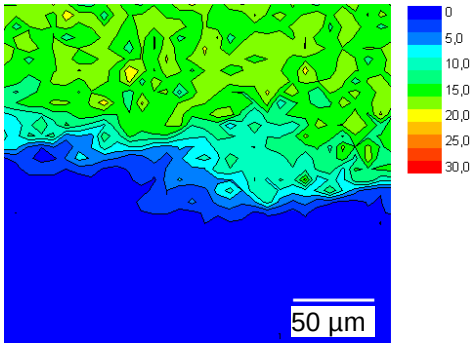


Figura 4-88. Mapeamento químico do elemento Cr (região B). 400 kN. PBSS02.

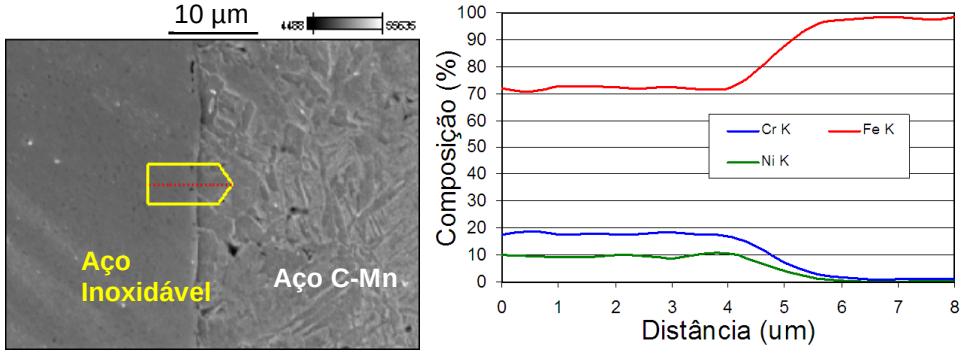


Figura 4-89. Perfil de composição química ao longo da IL_{CP} (região A). 400 kN. PBSS02.

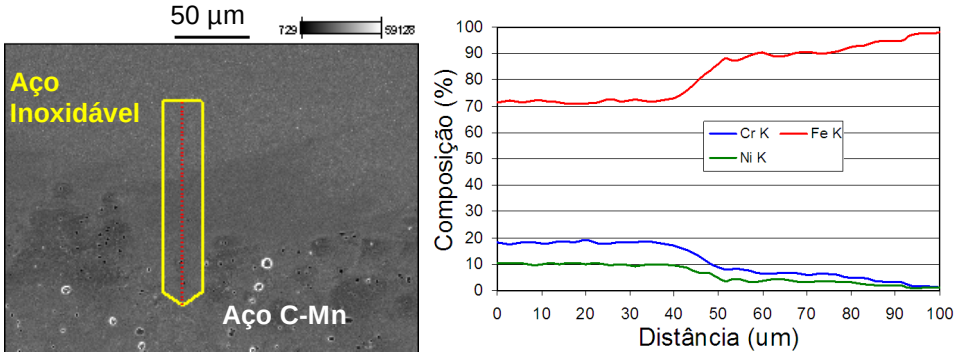


Figura 4-90. Perfil de composição química ao longo da II_{CP} (região B). 400 kN. PBSS02.

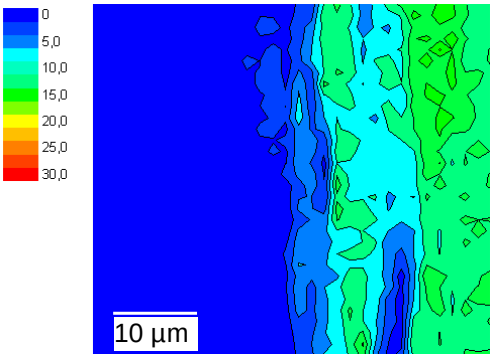


Figura 4-91. Mapeamento químico do elemento Cr (região A). 150 kN. T-PBSS03.

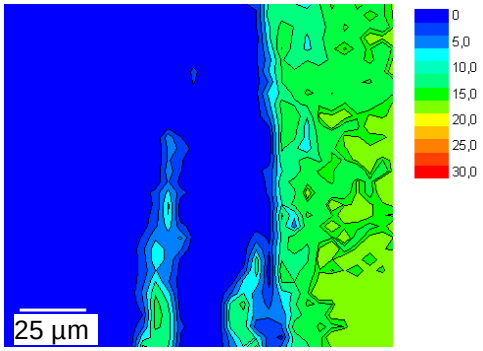


Figura 4-92. Mapeamento químico do elemento Cr (região B). T-PSS03.

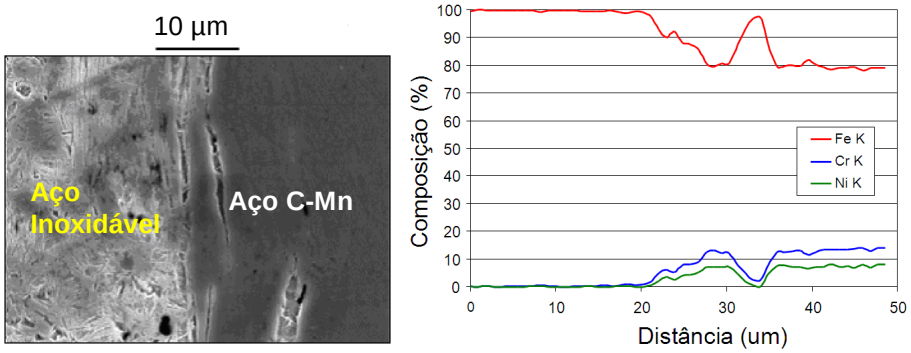


Figura 4-93. (a) Perfil de composição química ao longo da IL_{CP} (região A). 150 kN. T-PSS03.

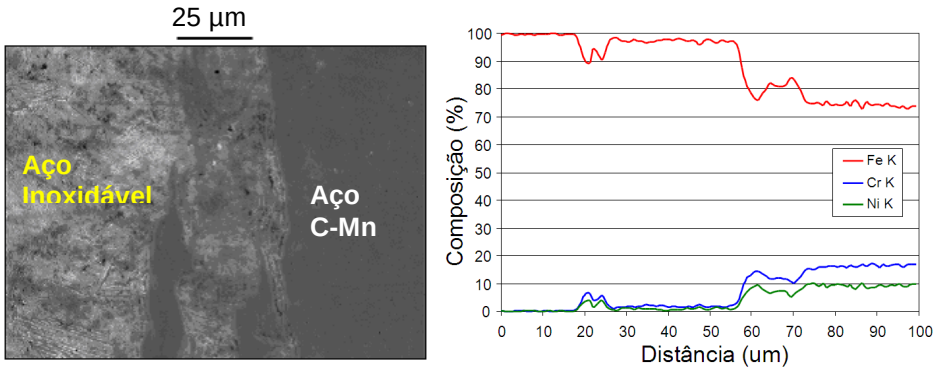


Figura 4-94. Perfil de composição química ao longo da II_{CP} (região B). 150 kN. T-PSS03.

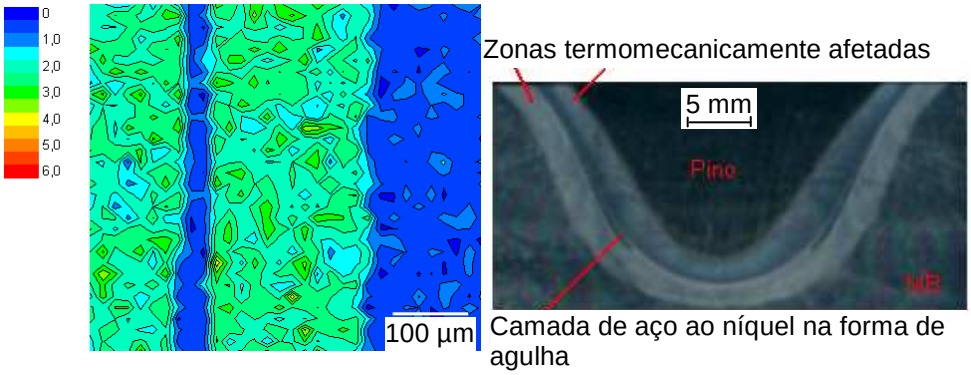


Figura 4-95. (a) Mapeamento químico do elemento Ni (região A). 400 kN. PBNS05H.

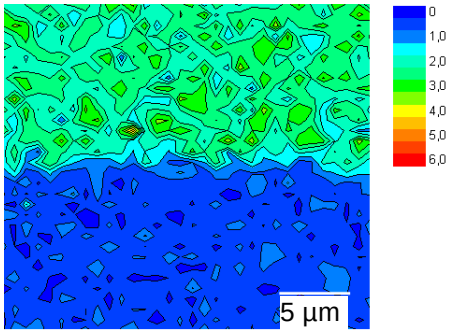


Figura 4-96. Mapeamento químico do elemento Ni (região B). 400 kN. PBNS05H.

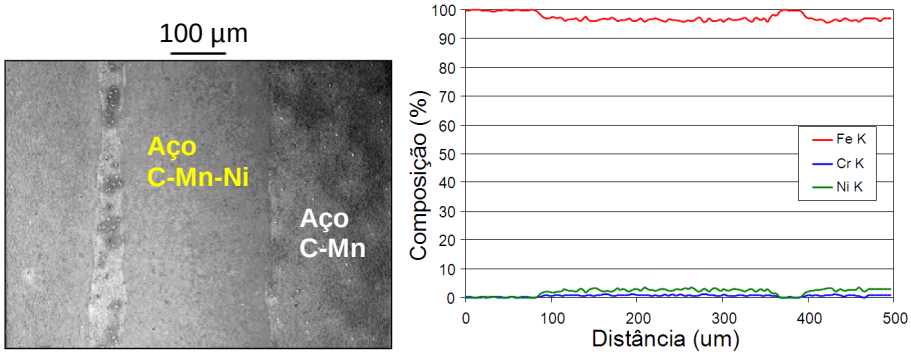


Figura 4-97. Perfil de composição química ao longo da IL_{CP} (região A). 400 kN. PBNS05H.

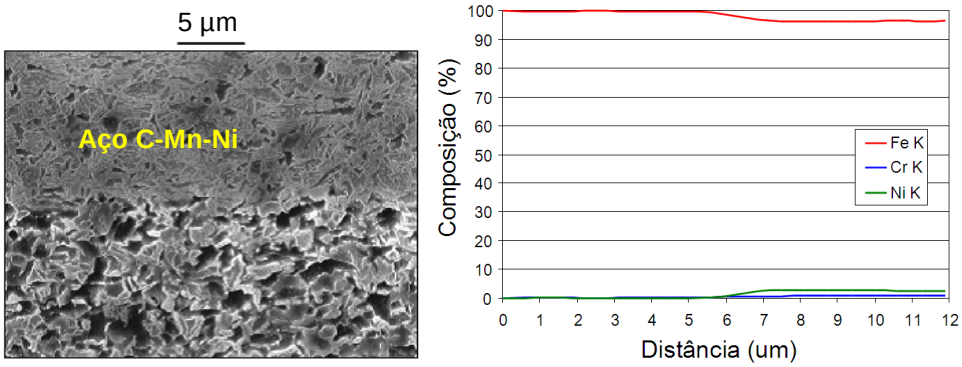


Figura 4-98. Perfil de composição química ao longo da II_{CP} (região B). 400 kN. PBNS05H.

4.10 – Medição do teor de Inclusões não-metálicas

Selecionou-se a amostra PBS81H, cuja força de soldagem foi de 200 kN e preaquecimento de 200ºC, para uma avaliação detalhada do teor de inclusões presentes. As primeiras análises foram realizadas no metal base e no pino, em regiões sem a influência do processo de soldagem. Nas micrografias do pino não são encontradas grandes diferenças entre a quantidade e formato das inclusões (Figura 4-99[a] e Figura 4-99[b]). Já para o metal base, a quantidade de inclusões é superior no meio da chapa em comparação com a superfície (Figura 4-99[c] e Figura 4-99[d]). As micrografias aqui apresentadas encontram-se giradas em 90º, no sentido anti-horário. Nas Figuras 4-100[a,b] observam-se à presença de inclusões de MnS na ZTMA do metal base e na Figura 4-100[c] a região totalmente transformada do pino.

Para a análise da junta soldada utilizou-se uma seção segundo as Figuras 4-101[a,b,c]. Dentro da área delimitada em preto (Figura 101[c]) foi conduzida a análise de imagens de distribuição das inclusões de MnS, ou seja, porcentagem de área ocupada pelas inclusões (A_a), número de inclusões por mm² (N_a) e tamanho médio das inclusões (T_{med}) em µm (neste caso calculou-se o comprimento médio das inclusões presentes na micrografia). Estes resultados foram sintetizados em curvas de nível e sobrepostos à amostra atacada (nital 10%) para visualizar mais facilmente a localização da zona afetada pelo calor, Figuras 4-102[a,b,c].

É necessário considerar-se, ainda, que essa análise leva em conta apenas um plano de toda a junta soldada. Contudo, por possuir geometria radial, é razoável se extrapolar esses resultados para todos outros planos da junta soldada. No entanto, pela possível variação nos resultados dos outros planos, os gráficos apresentam um caráter qualitativo da distribuição e tamanho das inclusões de MnS na ZMTA da junta FTPW.

A análise preliminar levou a delimitar regiões que apresentaram resultados similares, determinadas e apresentadas na Figura 4-103. Na Tabela 4-13 é definida uma escala comparativa de resultados para cada um dos parâmetros, A_a, N_a e $T_{méd}$.

Tabela 4-13. Escala comparativa dos resultados de Aa, Na e Tméd.

		A	B	C	D	E	F	G
Parâmetro	A_a	+ +	+ -	+	- -	+ -	+	+
	N_a	+ -	+	+ -	- -	+ +	+	+ +
	$T_{méd}$	+ +	- -	+	+ -	- -	-	-

* Escala possui 5 definições do mais alto ao mais baixo (++ / + / +- / - / --)

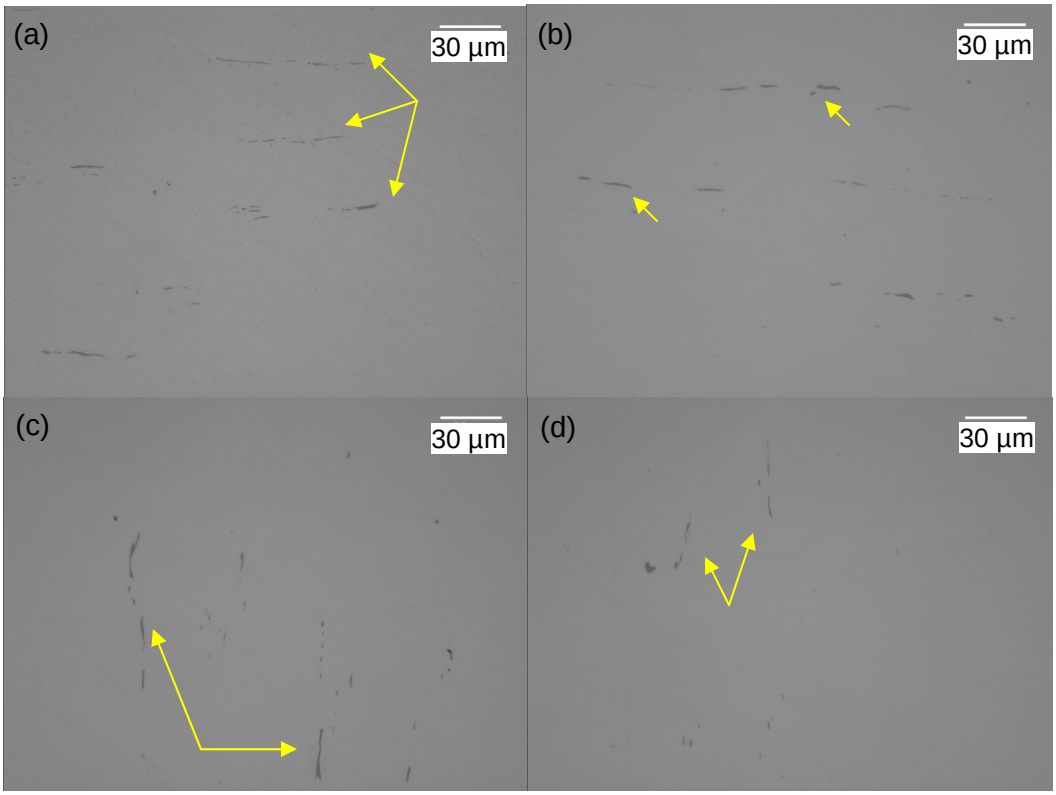
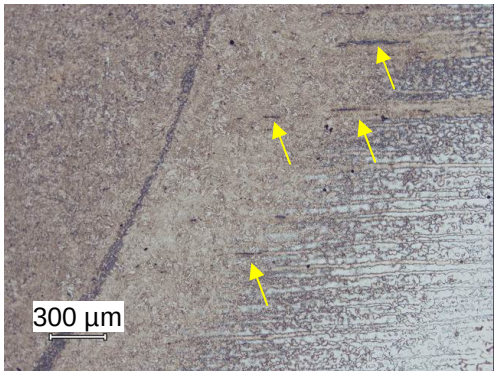
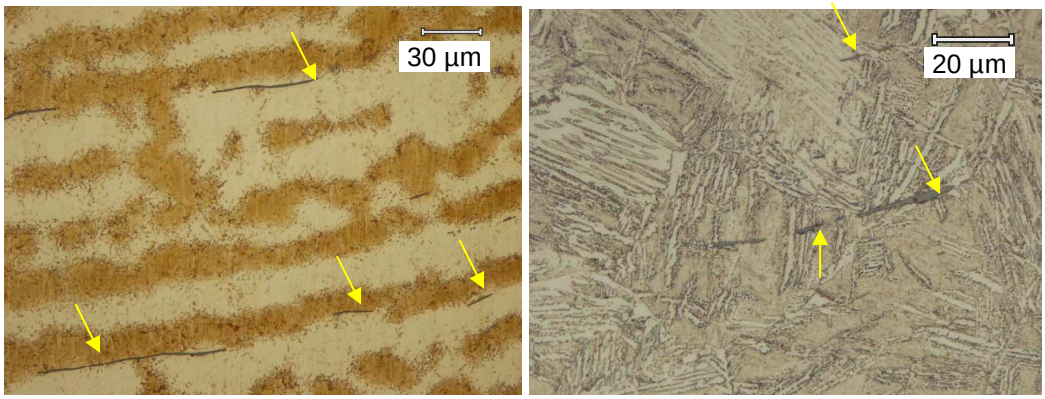


Figura 4-99. Micrografias do pino: (a) centro, (b) superfície. Micrografias da chapa: (c) Centro, (d) Superfície. Inclusões de MnS (setas).



(a)



(b) (c)

Figura 4-100. Inclusões de MnS. (a) e (b) Micrografia da ZTMA do MB na região bandeada transformada. (c) Pino PBS com inclusões de MnS. Nital 1%.

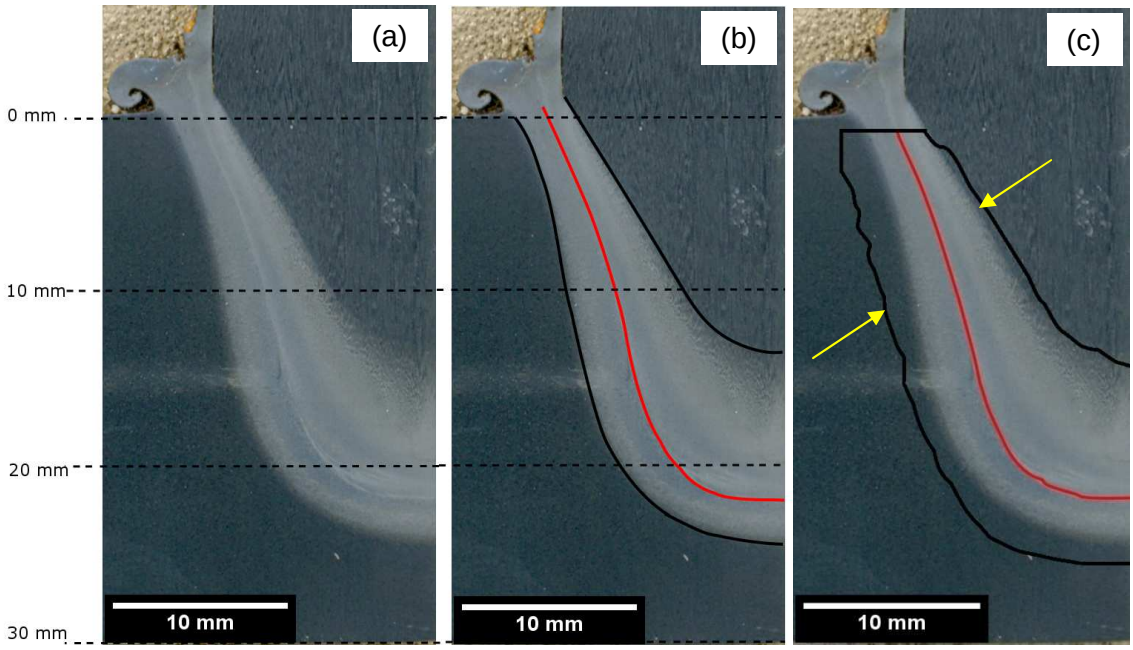
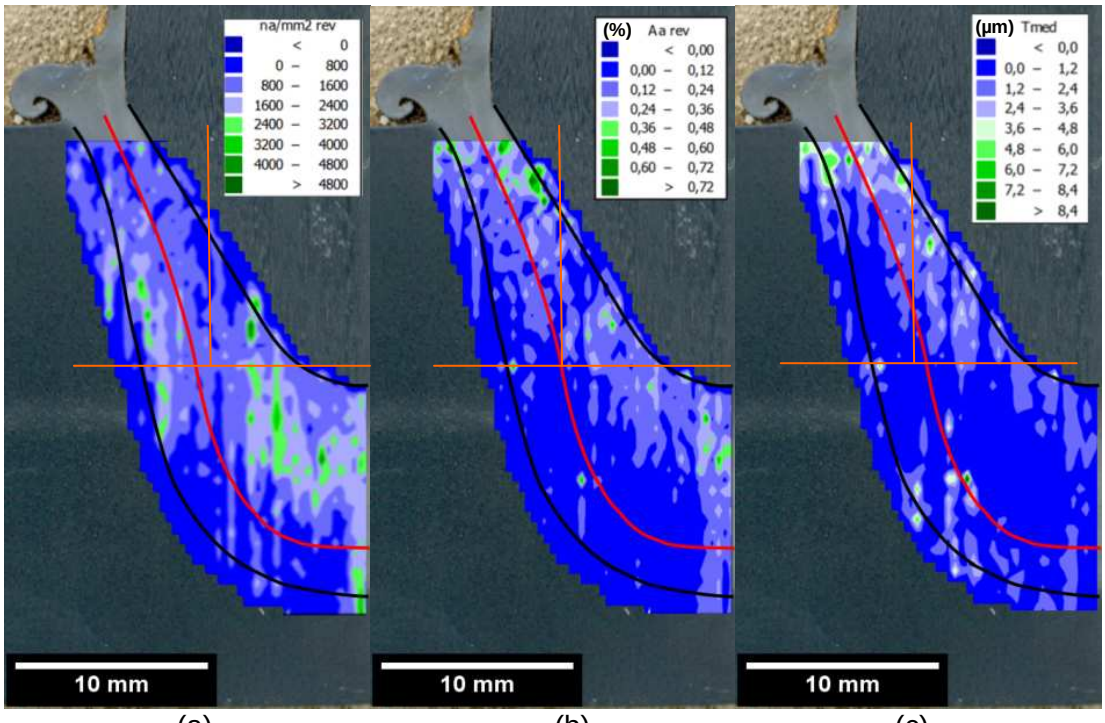


Figura 4-101. (a) Macrografia da junta soldada. (b) I_{CP} delineada em vermelho. (c) Região delimitada para a análise de inclusões de MnS (setas). Nital 10%.



(a) (b) (c)

Figura 4-102. Resultados obtidos para: (a) Número de inclusões por mm² (N_a); (b) Porcentagem de área ocupada pelas inclusões (A_a); (c) Tamanho médio das inclusões ($T_{méd}$) em µm. Na interseção das duas retas em cor laranja tem-se a região de posicionamento da pré-trinca de fadiga do corpo-de-prova de CTOD tipo C(T).

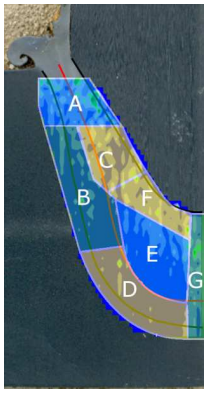


Figura 4-103. Regiões marcadas e determinadas por similaridade.

A seguir, cada região é discutida separadamente.

Região A: Essa região se forma a partir do agrupamento de inclusões do pino e da chapa, ao longo do processo de soldagem, tendo sido transferida para a parte superior da chapa devido ao fluxo ascendente de material na etapa de forjamento. A Figura 4-104 apresenta uma micrografia desta região onde se encontra uma inclusão de aproximadamente 30 µm de comprimento. Esta região apresenta uma grande área ocupada por inclusões, uma quantidade intermediária de inclusões por mm^2 e o maior tamanho médio entre todas as áreas analisadas.

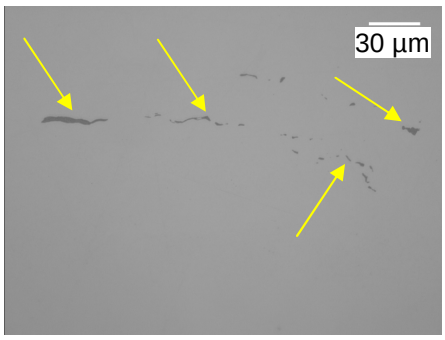


Figura 4-104. Micrografia representativa da Região A. Inclusões de MnS (setas)

Região B: Essa região apresenta a característica de ter sido mantida em alta velocidade linear durante a soldagem pela sua localização distante do centro do pino e posicionada na metade superior da junta soldada. Logo, as inclusões de MnS provenientes do pino percorreram um caminho mais longo, proporcionando mais interações com o material vindo do metal base, facilitando, desta forma, a fratura destas inclusões. O valor superior de N_a corrobora essa hipótese. O baixo valor medido de A_a se deve ao fato de que essa região é formada principalmente pelo material da chapa que, comparativamente, possui uma quantidade menor de inclusões de MnS que o pino. Diferentemente de outras regiões próximas à chapa, a região B apresenta maior número de inclusões de MnS devido à segregação dessas no meio da chapa, o que foi observado anteriormente na Figura 4-100. A Figura 4-105 apresenta uma micrografia representativa da região B.

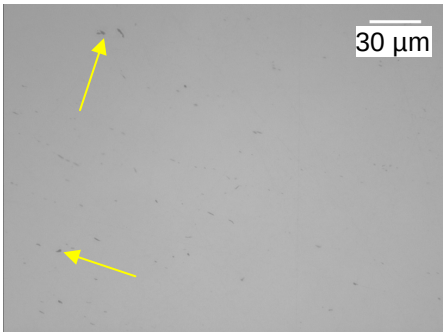


Figura 4-105. Micrografia representativa da Região B. Inclusões de MnS (setas).

Região C: Esta região apresenta valores de $T_{méd}$ elevados, porém não superiores aos encontrados na região A. Isso pode ser explicado porque a região C é formada principalmente pelo material do pino processado possuindo, então, inclusões de MnS não tão quebradas, já que foi submetida a uma velocidade linear inferior à da região A (Figura 4-106).

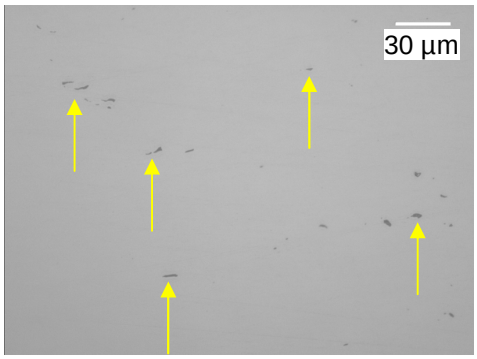


Figura 4-106. Micrografia representativa da Região C. Inclusões de MnS (setas).

Região D: Essa região é composta principalmente pelo metal da chapa e, assim, apresenta pequeno valor de A_a. Apresenta quantidade inferior de inclusões em relação à região B, pois a segregação do meio da chapa não influenciou a etapa final de forjamento, o que pode ser verificado na Figura 4-107.

Região E: Esta região apresentou os valores mais elevados de N_a e mais baixos de $T_{méd}$ entre todas as áreas analisadas, como pode ser visto na Figura 4-108. Supõe-se que essa área foi a que sofreu maior deformação durante a soldagem, facilitando o processo de fratura das inclusões. Isso porque, se trata da região em que se tem o primeiro contato entre as superfícies do pino e da cavidade.

Região F: Essa região sofreu uma grande deformação, porém por ser logo abaixo da região do pino não afetado pelo calor, permaneceu com mais inclusões e com um $T_{méd}$ ligeiramente maior, em comparação com a região E, como observado na Figura 4-109.

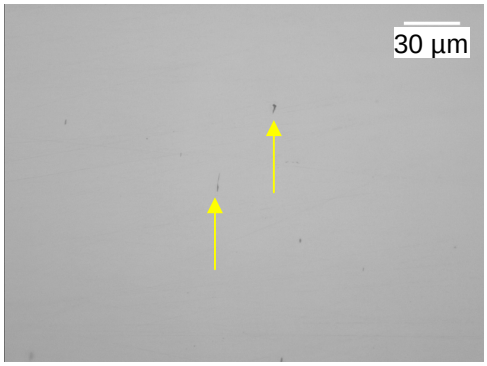


Figura 4-107. Micrografia representativa da Região D. Inclusões de MnS (setas).

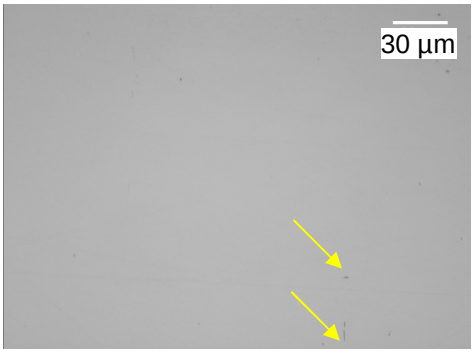


Figura 4-108. Micrografia representativa da Região E. Inclusões de MnS (setas).

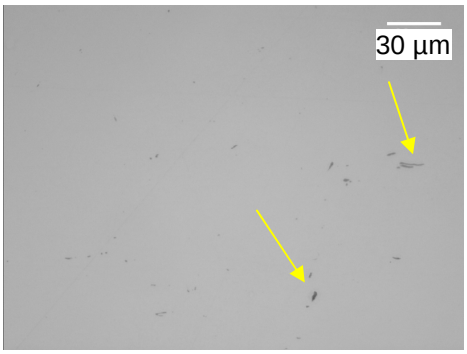


Figura 4-109. Micrografia representativa da Região F. Inclusões de MnS (setas).

Região G: Na região G tem-se velocidade linear mais baixa e, assim, seu resultado é decorrente da mistura do centro do material do pino com o material da chapa. Apresenta valores de A_a e N_a mais elevados por não ter sido possível expulsar as inclusões para outras regiões (Figura 4-110).

A análise conjunta de todas as regiões auxilia a elucidar como o fluxo de inclusões ocorreu durante o processo de soldagem. Uma vez que as porcentagens em peso de enxofre são bastante diferentes entre a chapa e o pino PBS, 140 ppm e 360 ppm respectivamente, observa-se uma maior quantidade de inclusões de MnS e de maior tamanho nas regiões próximas do pino, o que pode ser confirmado pelas diferenças encontradas entre as regiões C e F em comparação às regiões B e D.

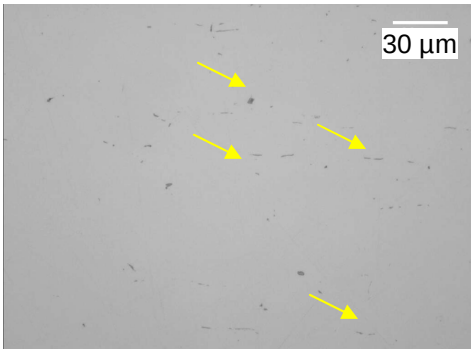
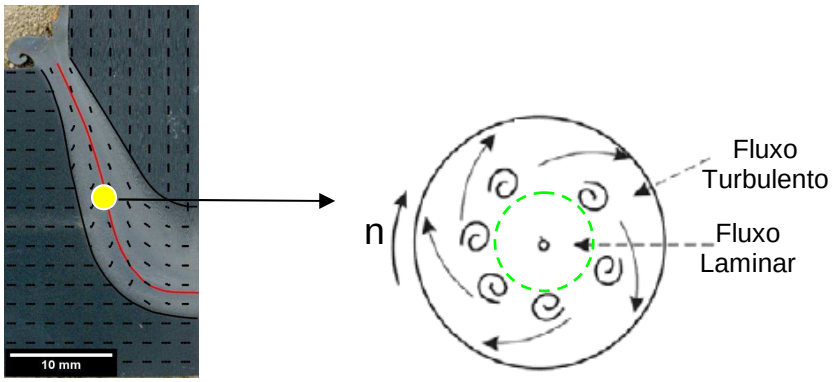


Figura 4-110. Micrografia representativa da Região G. Inclusões de MnS (setas).

A suposição que esse enxofre possa se encontrar em quantidade substancial dissolvido no metal, e não em forma de inclusões, a ponto afetar o material, não é apropriada. Isso porque a quantidade de manganês, 1,5% (metal base) e 1,6% (pino), assim como as quantidades de alumínio e carbono, tem como consequência uma quantidade de enxofre dissolvido muito baixo [125].

Ao longo da análise realizada observou-se que há uma reorientação das inclusões de MnS ao longo de uma mesma linha de fluxo de material processado. Essa reorientação segue de forma progressiva o escoamento do material na etapa de forjamento. Esse efeito foi proposto por CHLUDZINNSKI [13] e é apresentado de forma esquemática na Figura 4-111[a]. As micrografias apresentadas na Figura 4-112 ilustram esta progressão. É possível, ainda, que o trituramento termomecânico das inclusões de MnS esteja ocorrendo dentro de um regime de fluxo turbulento, onde ocorrem inúmeros choques entre partículas de MnS e a massa metálica viscoplástica, como resultado de um movimento em formato espiral e circular (Figura 4-111[b]), como proposto por CIRIC et al. [97] e ANZEL et al.[126].



(a) (b)

Figura 4-111. (a) Ilustração de linhas de fluxo [13]. (b) Movimento espiral e circular das inclusões de MnS dentro da massa metálica viscoplástica [126].

As fractografias de ensaios de CTOD já publicadas em juntas FTPW [64,65] mostraram que as inclusões de MnS podem ser bem pequenas, com formato esférico (diâmetro médio menor que 1 µm), Figura 2-54, ou alongadas com dimensões

superiores a 5 µm [13], Figura 2-50. Adicionalmente, os resultados obtidos nas análises da amostra PBS200H (Figura 4-102) indicaram que na região da I_{CP} tem-se grande quantidade (> 2000 inclusões por mm^2) de pequenas inclusões (< 1,2 µm em diâmetro médio). Por este motivo, adotou-se uma segunda abordagem para a medição da fração de área média e do diâmetro médio das inclusões, abrangendo somente a IL_{CP} das amostras e posicionado a cerca de 10 mm da superfície, posição esta coincidente com a posição do entalhe dos corpos-de-prova de CTOD C(T). Selecionou-se, então, uma área de 4 mm^2, numa matriz de 40 colunas por 40 linhas, totalizando 1600 imagens, para um intervalo de confiança de 95%, abrangendo a IL_{CP} incluindo parte da ZTMA do metal base e do pino. A Tabela 4-14 apresenta os resultados para a mesma amostra apresentada na Figura 4-101. Confirma-se, desta forma, que as inclusões observadas nesta região são bem pequenas, com diâmetro médio inferior a 1,2 µm, como já observado na Figura 4-102.

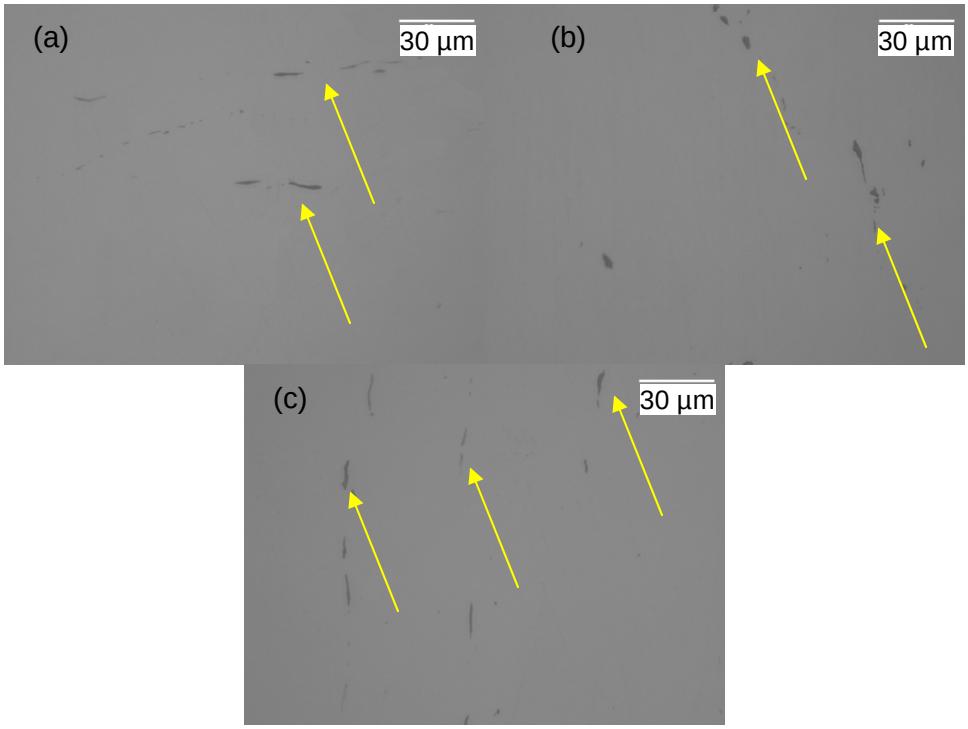


Figura 4-112.. De (a) até (c) tem-se as micrografias mostrando a progressão da reorientação das inclusões de Mns (setas) ao longo de uma mesma linha horizontal.

Tabela 4-14. Fração de área média e diâmetro médio das inclusões na região da IL_{CP} e respectivos desvios padrão.

	Fração de área média (%)	Diâmetro médio das inclusões (µm)
ZTMA MB	0,69±0,06	0,73±0,03
IL_{CP}	0,25±0,01	0,66±0,01
ZTMA Pino	0,49±0,07	0,65±0,03

4.11 – Tensões Residuais

Na primeira etapa desta análise foram selecionados vinte e oito pontos ao longo de quatro linhas de 60 mm de comprimento em diferentes espessuras, de acordo com as Figuras 4-113 e 4-114[a]. Em cada ponto mediu-se a componente tangencial e radial, totalizando 56 medidas, ao todo. Esta análise inicial extensa teve como objetivo verificar a viabilidade de se reduzir o número de regiões a serem medidas para o restante das juntas soldadas. Para tal foi selecionada a junta soldada PBS 40, soldada com uma força axial de 100 kN.

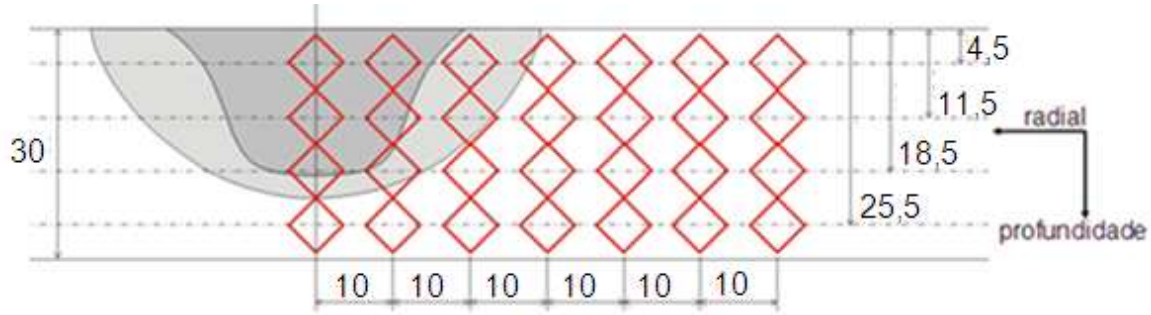


Figura 4-113. (a) Esquema da seção transversal da junta soldada mostrando os 28 volumes analisados. Junta soldada PBS40.

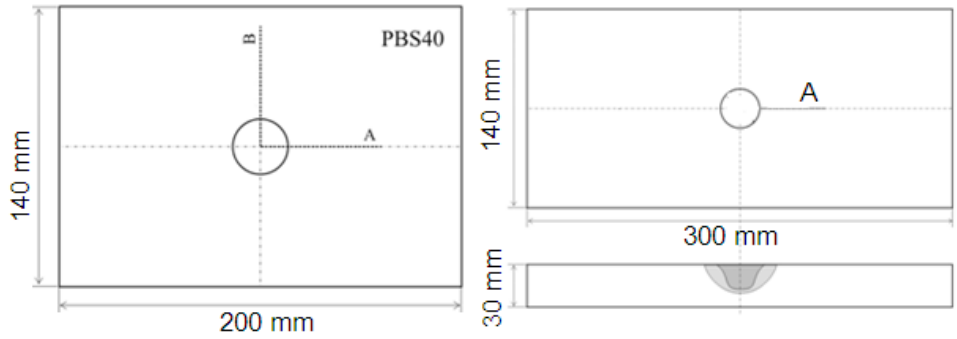


Figura 4-114. (a) Geometria da junta soldada PBS40 mostrando a posição da junta soldada e as duas direções de medições (A e B). (b) Geometria das juntas restantes.

As medições efetuadas na junta soldada PBS40 estão apresentadas na Figura 4-115, na forma de um mapa bi-dimensional onde se pode comparar os resultados obtidos para as posições A e B no que tange às tensões tangenciais, radiais e de von Mises. Nota-se que o estado de tensões apresenta uma boa simetria rotacional.

A Figura 4-116 apresenta um detalhamento da Figura 4-115, onde é apresentada a variação das tensões residuais ao longo da distância radial para as cinco espessuras avaliadas. Nas juntas soldadas restantes, (Tabela 4-15), onde se variou o tipo de pino e força de soldagem, adotou-se um número menor de medições ao longo da espessura da chapa. Isto porque os resultados com a junta soldada PBS40 (Figuras 4-115 e 4-116) demonstraram que existe uma similaridade entre a

distribuição de tensões ao longo da espessura. Portanto, foram selecionadas somente duas linhas ao longo da espessura (7,5 mm e 17,5 mm) produzindo um total de quatorze pontos de medições (2x7) e mantendo-se o volume de 5x5x5 mm^3 (Figura 3-10). O esquema para a medição das juntas soldadas por costura foi apresentado na Figura 3-11 e as dimensões da junta soldada na Figura 4-114[b]. Os valores de tensão máxima tangencial, radial e de von Mises estão apresentadas na Tabela 4-16.

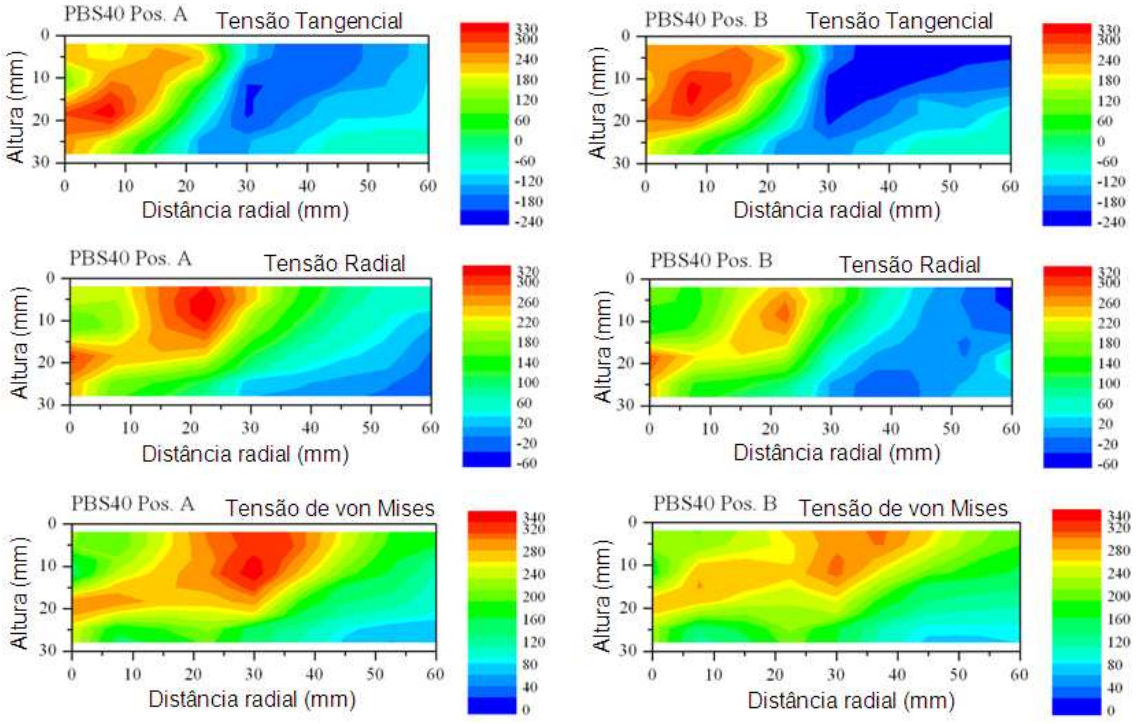
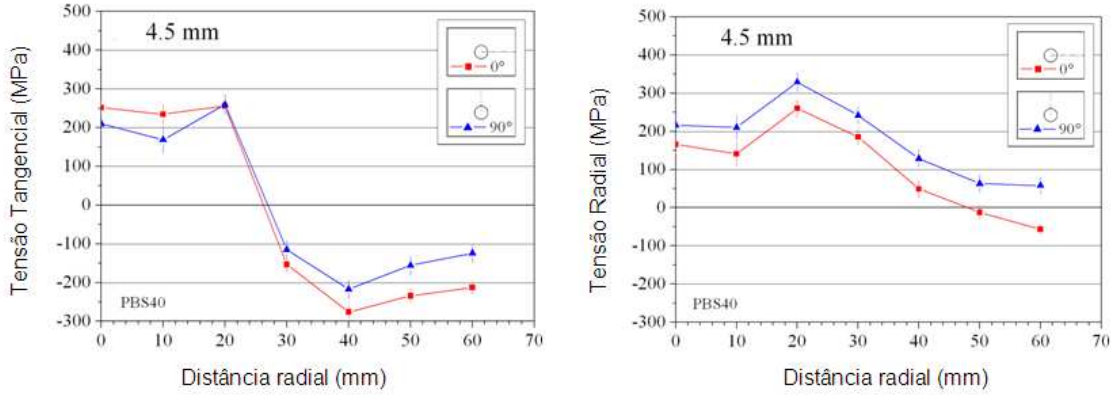
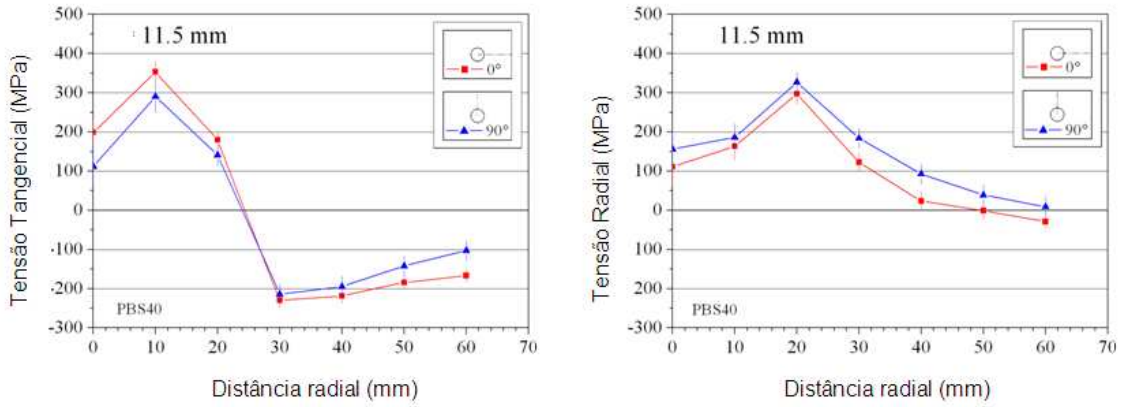


Figura 4-115. Tensões tangenciais (alto), radiais (meio) e de von Mises (embaixo) para a junta soldada PBS40 (F = 100 kN) nas posições A e B.

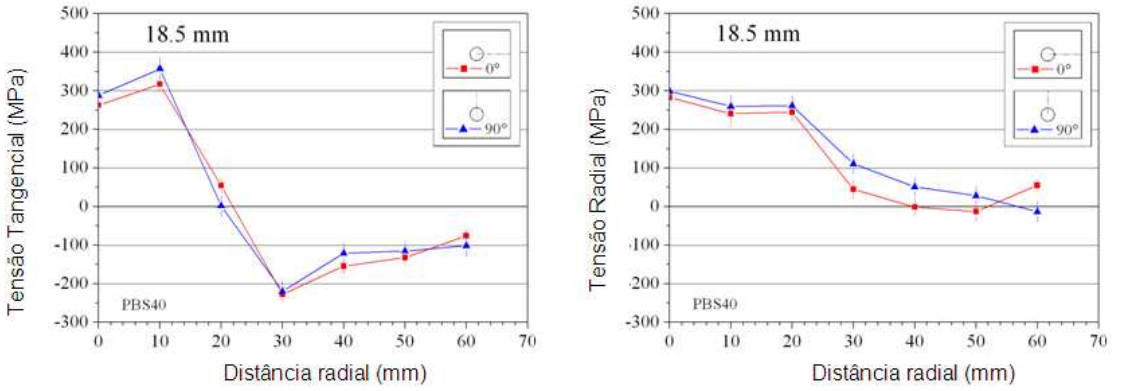


(a)

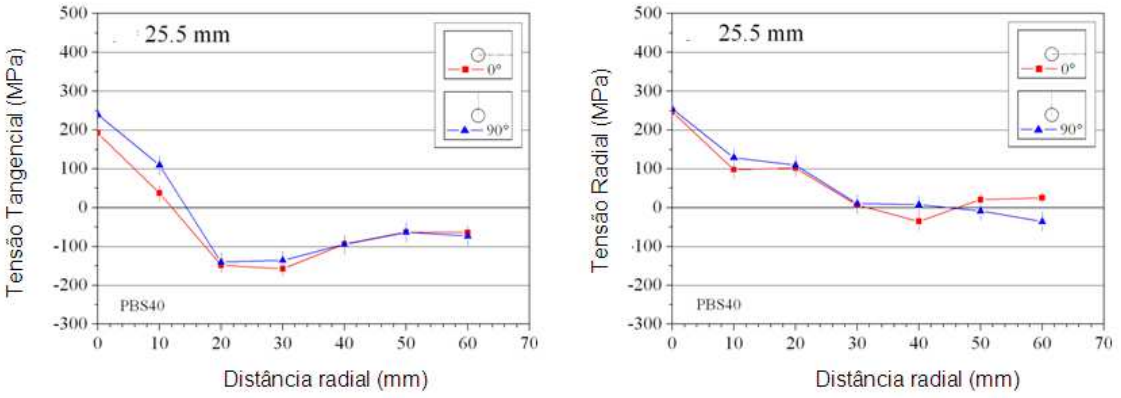
Figura 4-116. Comparação direta entre os resultados das tensões residuais tangenciais e radiais para as duas orientações de medição ao longo de diversas espessuras. Posição A retângulo vermelho. Posição B triângulo azul. PBS40 (F = 100 kN). (a) Espessura de 4,5 mm. (b) Espessura de 11,5 mm. (c) Espessura de 18,5 mm. (d) Espessura de 25,5 mm.



(b)



(c)



(d)

Figura 4-116. Continuação.

Tabela 4-15. Juntas FTPW testadas.

Junta Soldada	PBS 144	PBS 40	PBS 156	PBS 168	PBS 180H	PBS 192H	PBX 38H	PBS 204HS	PBX 70HS
Força (kN)	50	100	200	400	200	400	400	400	400

O gráfico com as tensões residuais máximas medidas (tangencial, radial e de von Mises) de cada junta soldada, Tabela 4-16, encontram-se também nas Figuras 4-117 até 4-128. Nota-se que a máxima tensão trativa é encontrada na junta soldada

PBS144 (Figura 4-117) e a menor na junta soldada PBX70HS (Figura 4-124). As Figuras 4-118 e 4-119 apresentam os resultados para as juntas soldadas PBS156 e PBS168. As Figuras 4-120 e 4-121 apresentam os resultados para as juntas soldadas PBS180H e PBS192H. Ainda na Tabela 4-16, é apresentado o valor, em percentual, da tensão residual em relação ao limite de escoamento médio das juntas soldadas (464 MPa, Tabela 4-3). É importante salientar que o comprimento de queima escolhido neste trabalho (Δl = 12 mm) já contempla um efeito suplementar de aquecimento, para redução da dureza, como proposto por HATTINGH et al. [100], Figura 2-81.

Tabela 4-16. Valor Maximo de Tensão Tangencial, Radial e de von Mises.

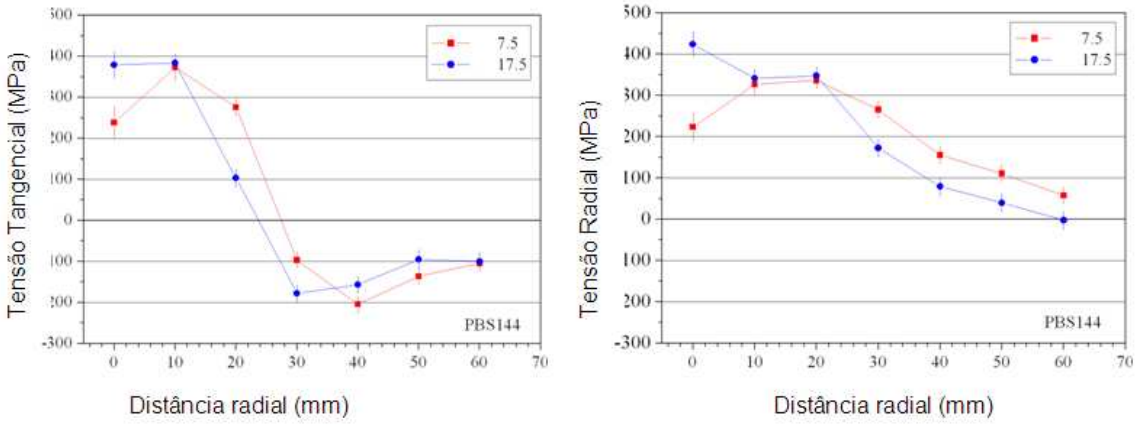
Junta Soldada	σ_{tan}^{max} (MPa)	σ_{rad}^{max} (MPa)	σ_{M}^{max} (MPa)	Força de Soldagem (kN)
PBS144	384 (83%)	424 (91%)	402 (87%)	50
PBS40	357 (77%)	329 (71%)	345 (74%)	100
PBS156	312 (67%)	330 (71%)	321 (69%)	200
PBS168	136 (29%)	180 (39%)	260 (56%)	400
PBS180H	243 (52%)	279 (60%)	247 (53%)	200
PBS192H	65 (14%)	64 (14%)	269 (58%)	400
PBS204HS	110 (24%)	79 (17%)	261 (56%)	400
PBX38H	57 (12%)	184 (40%)	190 (41%)	400
PBX70HS	125 (27%)	118 (25%)	118 (25%)	400

Nota: Entre parêntesis o valor percentual calculado em relação ao limite de escoamento médio da junta soldada (464 MPa, Tabela 4-3).

Inicialmente, ao se analisar a Tabela 4-16, nota-se claramente o efeito benéfico do aumento da força de soldagem (PBS144, PBS40, PBS156 e PBS168) na redução das tensões residuais máximas (radial, tangencial e de von Mises) observadas na junta soldada FTPW. Nas juntas soldadas PBS144 e PBS156 observa-se uma região no centro até a interface da junta soldada de elevadas tensões trativas. A mesma tendência foi observada na junta soldada PBS180H, porém com tensões menores. Por outro lado, nas juntas soldadas PBS192H e PBS204HS têm-se tensões compressivas elevadas no centro, até a interface da junta soldada. Já para as juntas soldadas PBS168, PBX38H, PBX70HS nota-se um comportamento intermediário entre estes dois casos.

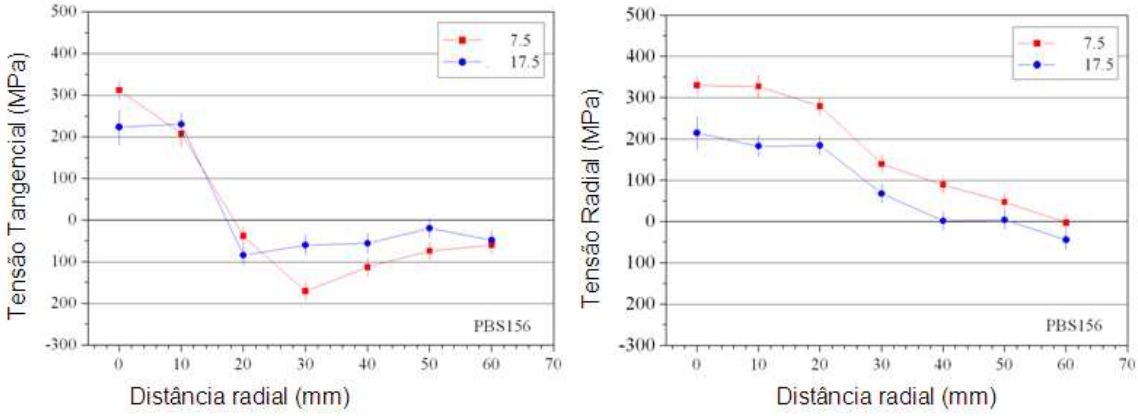
Ao se avaliar o efeito do preaquecimento (força de 200 kN) observa-se que o mesmo foi capaz de reduzir as tensões residuais máximas em: 22% (tensões tangenciais), 15% (tensões radiais) e 23% (tensões de von Mises). No caso da força de 400 kN, observa-se que não houve redução na tensão máxima de von Mises, porém, observou-se uma grande redução na tensão máxima tangencial e radial, 52% e

65% respectivamente. Por outro lado, comparando as juntas soldadas processadas com as forças de 200 kN e 400 kN, ambas com preaquecimento, observa-se uma clara redução das tensões residuais ao se aumentar a força de soldagem.



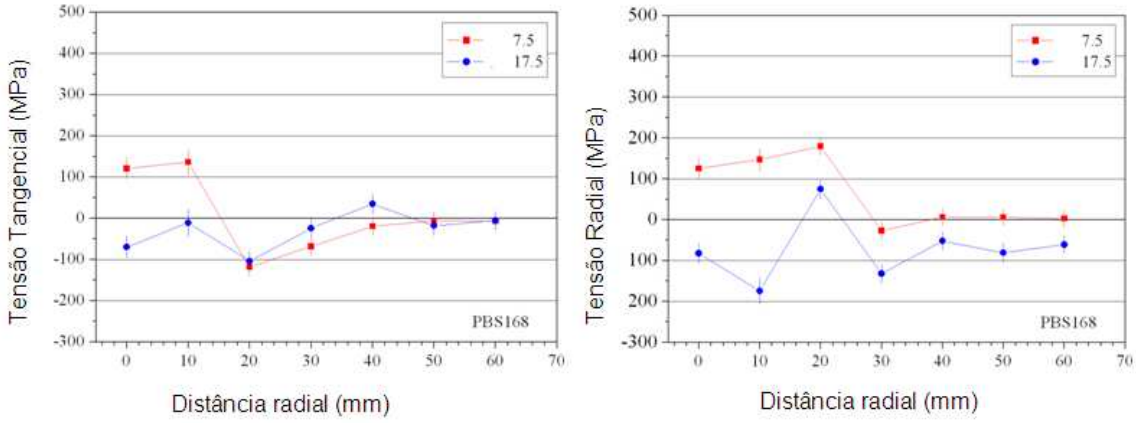
(a) (b)

Figura 4-117. Junta PBS144. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 50 kN.



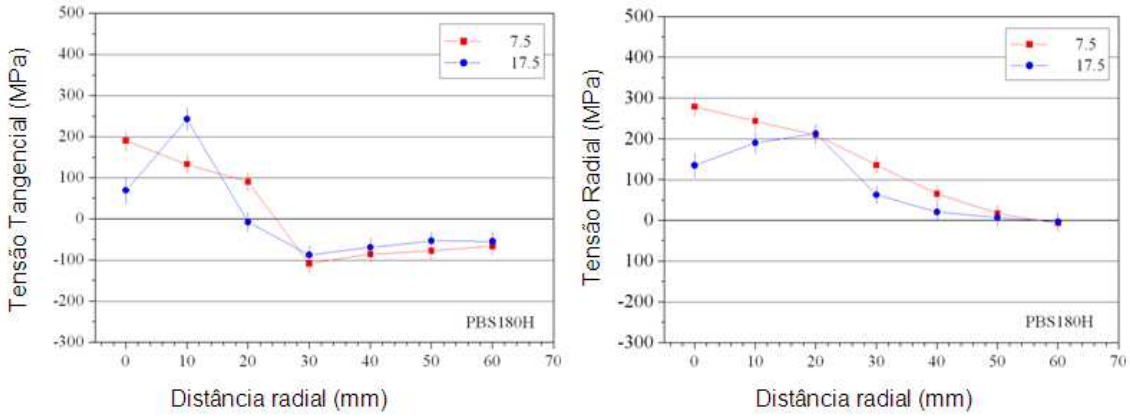
(a) (b)

Figura 4-118. Junta PBS156. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 200 kN.



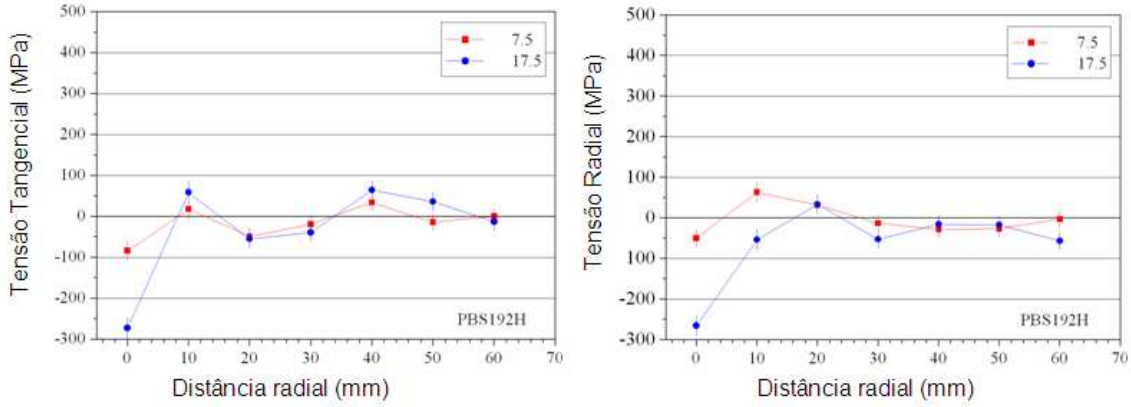
(a) (b)

Figura 4-119. Junta PBS168. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 400 kN.



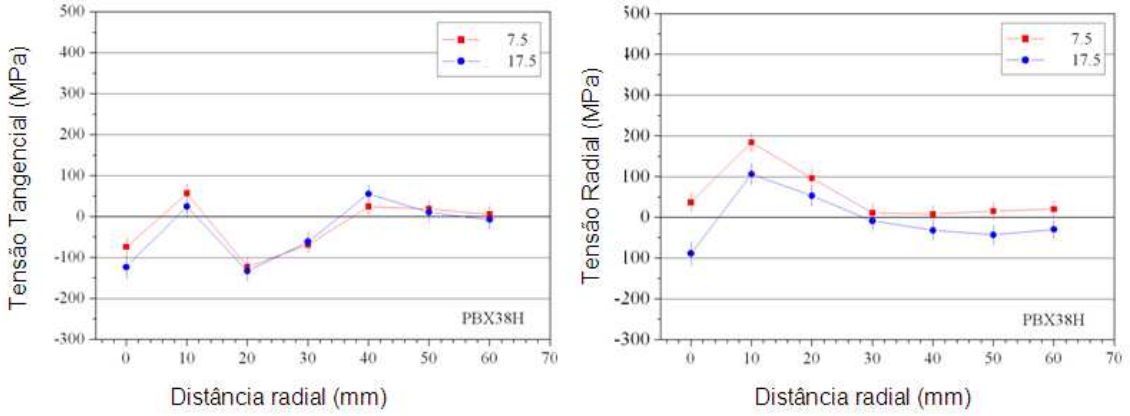
(a) (b)

Figura 4-120. Junta PBS180H. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 200H kN.



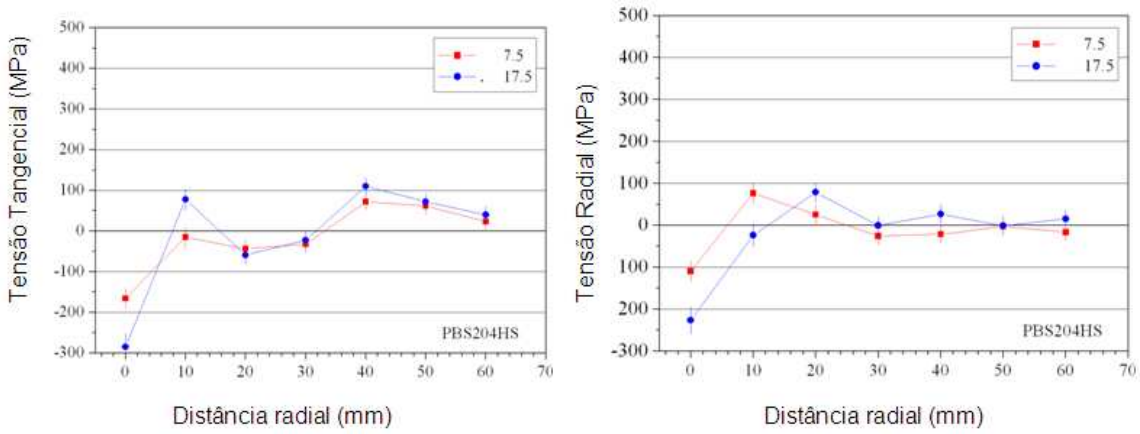
(a) (b)

Figura 4-121. Junta PBS192H. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 400H kN.



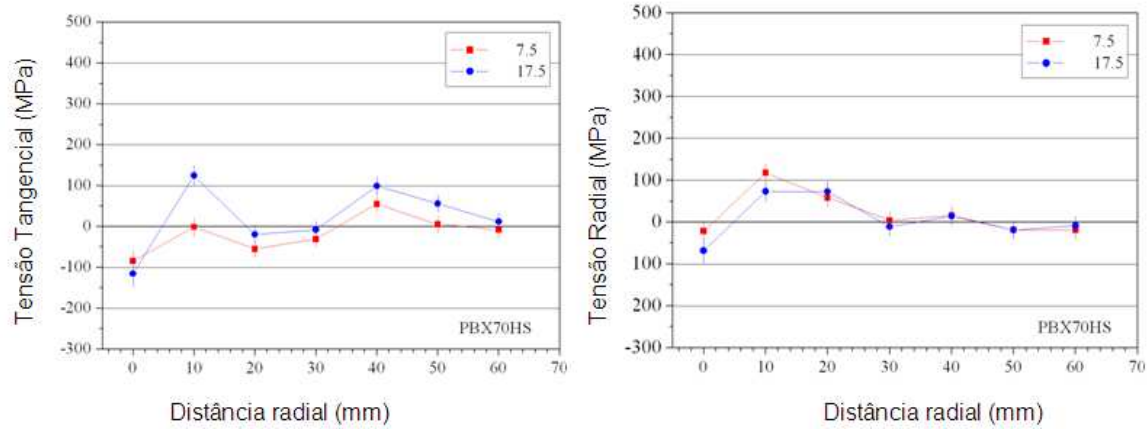
(a) (b)

Figura 4-122. Junta PBX38H. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 400H kN.



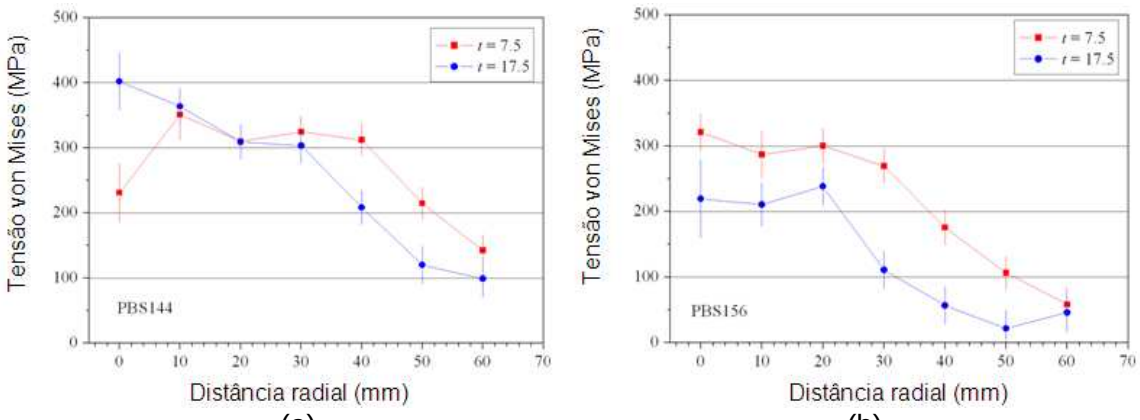
(a) (b)

Figura 4-123. Junta PBS204HS. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 400H kN.



(a) (b)

Figura 4-124. Junta PBX70HS. Tensão Residual: (a) Tangencial. (b) Radial. 400H kN.

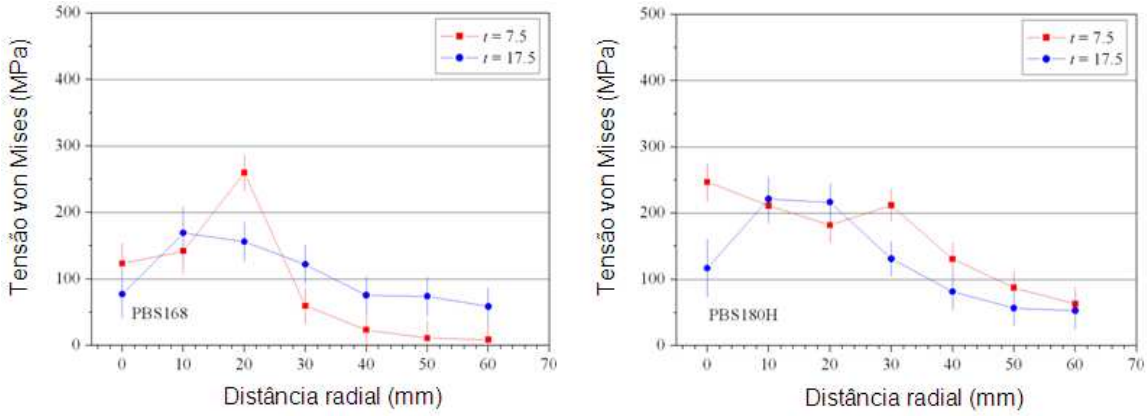


(a) (b)

Figura 4-125. Tensões Residuais von Mises. (a) PBS144 (50 kN). (b) PBS156 (200 kN).

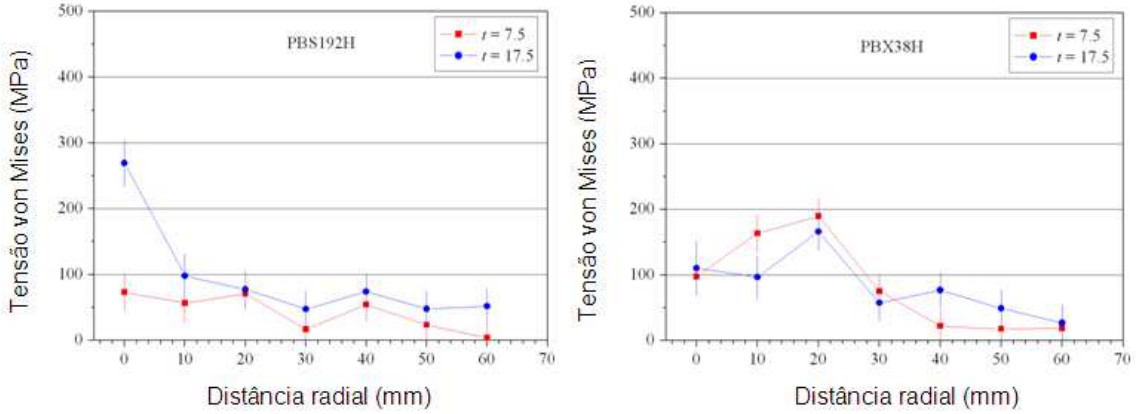
O efeito da soldagem por costura (três pinos soldados com sobreposição de 50%) foi a de aumentar as tensões residuais máximas em relação à junta soldada com um único pino, tanto para o pino PBS como para o PBX. Diferentemente ao observado

por HATTINGH et al. [99], as tensões residuais no centro da chapa foram menores (Figura 4-133) que aquelas no início da soldagem.



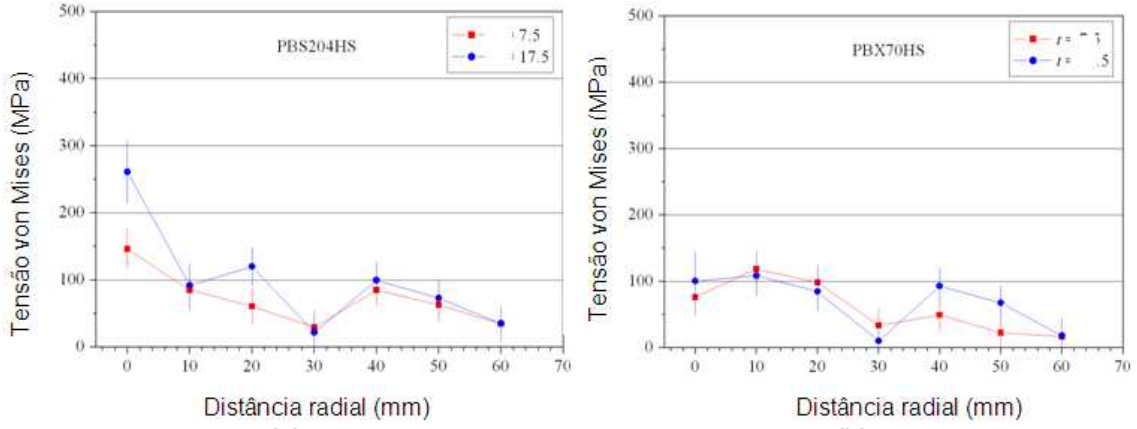
(a) (b)

Figura 4-126. Tensões Residuais von Mises. (a) PBS168 (400 kN). (b) PBS180H (200 kN).



(a) (b)

Figura 4-127. Tensões Residuais von Mises. (a) PBS192H (400 kN). (b) PBX38H (400 kN).



(a) (b)

Figura 4-128. Tensões Residuais von Mises. (a) PBS204HS (400 kN). (b) PBX70HS (400 kN).

Ao se comparar as tensões residuais máximas entre os pinos, PBS e PBX, observa-se que o pino PBX (menor CE) gerou menor tensão máxima de von Mises. Adicionalmente, fica evidente o efeito benéfico das juntas FTPW com preaquecimento e alta força (400 kN) na redução das tensões residuais, o que pode ser mais facilmente entendido observando-se o percentual da tensão residual medida em relação ao limite de escoamento médio das juntas soldadas (Tabela 4-16). Apesar desta redução de tensões residuais ter sido elevada, não foi possível atingir o nível de redução verificada por POPE et al. [79], soldagem de tubos por atrito radial e por HATTINGH et al. [98,100] (Figura 2-82[a]), juntas FTPW submetidas a um tratamento térmico de alívio de tensões após a soldagem.

Outro aspecto relevante a se destacar relaciona-se ao valor de raio, em relação ao centro do pino, a partir do qual as medições das tensões tangenciais e radiais passam a ser compressivas. A Tabela 4-17 apresenta estes valores para as juntas soldadas avaliadas. Nota-se claramente que com o aumento da força de soldagem, as tensões residuais compressivas se aproximam do centro da junta soldada. Não por coincidência, a dureza máxima na interface cresce com o aumento da força de soldagem (Figuras 4-6) como também diminui a largura da região da junta soldada com elevada dureza (acima de 450 $HV_{0,2}$). Tal comportamento se assemelha ao de uma barra de aço temperável quando aquecida acima da temperatura A_3, ou seja, totalmente austenitizada, e em seguida temperada em água. Tendo esta barra diâmetro suficiente para permitir a transformação martensítica somente na superfície, estando o núcleo mais macio, tem-se, desta forma, tensões residuais compressivas na região próxima à superfície da barra como resultado da transformação martensítica (aumento de volume) [76,102], como visto na Figura 2-83[a,b]. Especificamente na junta soldada PBS17 (400 kN, sem preaquecimento) tem-se a maior largura de ZTMA com dureza elevada (acima de 450 $HV_{0,2}$), de todas as juntas FTPW avaliadas, semelhante a um endurecimento por têmpera superficial.

O efeito benéfico conjunto do preaquecimento a 200ºC, com elevada força de soldagem (400 kN), em reduzir significativamente as tensões residuais (tangencial e radial) dentro da região do pino e na interface não pode ser creditado, evidentemente, à transformação martensítica. Porém, sabe-se que o preaquecimento é benéfico em reduzir as tensões residuais, pela redução do gradiente térmico dentro da junta soldada, o que é evidenciado por um ciclo térmico menos severo quando comparado às juntas FTPW sem preaquecimento [106]. Segundo ADEDAY et al. [127], aplicando-se um preaquecimento de 200ºC foi possível reduzir as tensões residuais em até 65% em juntas de topo de aço C-Mn o que, de forma semelhante, ocorreu ao se comparar os resultados entre as juntas soldadas PBS144 e PBS192H.

Ao se observar a Tabela 4-18 nota-se uma correlação entre a média dos valores de tensão residual medidas dentro da junta FTPW com o volume do pino não afetado pelo calor, de forma que quanto maior este volume mais baixo foi o valor da tensão residual medida. Sabe-se também que quanto mais elevada é a temperatura de pico (T_p) maior é o tamanho de grão e maior o diferencial de temperatura entre T_p e a temperatura de transformação $\gamma \Rightarrow \alpha$ (austenita – ferrita/martensita). Assim, quanto mais elevado o valor de T_p maiores serão as deformações e tensões residuais devido à dilatação e contração térmica (Figura 2-83[c]) [76,103]. Sabe-se que a temperatura durante a soldagem FTPW atinge os maiores valores de T_p com as menores forças de soldagem (> 1260 ºC), devido ao maior tempo necessário para consumir o valor de comprimento de queima previamente estabelecido. Logo, é razoável afirmar-se, pelos resultados obtidos, que longos tempos de soldagem são prejudiciais à qualidade da junta soldada no que se refere às tensões residuais.

Ao se considerar o efeito dos planos de cisalhamento a quente (PCQ) notou-se que quanto menor a força de soldagem (25, 50 e 100 kN) maior a quantidade destes planos. Imaginando-se cada evento de geração de um destes planos como um passe de soldagem a arco elétrico, e sabendo-se que quanto mais elevado o número de passes maior a tensão residual [106], faz sentido considerar que as juntas FTPW com baixa força de soldagem possuem tensões residuais mais elevadas, semelhante às juntas soldadas com número elevado de passes. Com esta lógica, imagina-se que as juntas FTPW com elevada força (F = 400 kN) se situam mais próximas de uma soldagem em um único passe, o que intrinsecamente significa menos calor e menos tensões residuais, quando comparadas às juntas soldadas com baixa força.

Por último, por ter o processo FTPW característica “cirúrgica”, sendo, desta forma, capaz de remover o mínimo possível de material para sua execução acredita-se ser razoável imaginar-se o uso desta técnica de soldagem para introdução de tensões residuais compressivas em uma junta soldada já existente, ou seja, um efeito de blindagem. Ou, eventualmente, para reforço estrutural, pelo aumento local da resistência mecânica. Por exemplo, em juntas soldadas em ângulo pelo processo a arco elétrico sabe-se que o fator de concentração de tensões reinante aumenta o carregamento local, reduzindo a vida à fadiga do componente. A Figura 4-129 ilustra o conceito de reforço e blindagem, onde os pinos nº1 e 2 se referem à soldagem de blindagem. O pino nº3 teria a função de reforço estrutural ou mesmo para a remoção de trincas na raiz encontradas pela inspeção não destrutiva após a soldagem. O conceito de introduzir tensões residuais compressivas através da soldagem é reconhecido na literatura quando da utilização de consumíveis de soldagem (10%Cr-10%Ni-0,02%C) com baixa temperatura de início de transformação martensítica (M_s <

200ºC) [128]. Entretanto, a proposição contida na Figura 4-129 é a de processar pinos FTPW no próprio metal base, a uma determinada distância da junta soldada de interesse, numa região onde não existe concentrador de tensões. Desta forma, é possível a introdução de tensões residuais compressivas na região onde existe o concentrador de tensões e, por conseguinte, trativas onde o mesmo não existe. Evidentemente, tais juntas soldadas deverão ser inspecionadas de forma a se garantir sua sanidade [129]. Adicionalmente, por se tratar de um processo de soldagem no estado sólido, esta inspeção poderia ser realizada imediatamente após a soldagem, já que ao se usar pino e metal base de aço C-Mn, o risco de trincas de hidrogênio é muito baixo, até mesmo em juntas FTPW dentro d'água [2,15,130].

Tabela 4-17 – Distância ao centro da junta FTPW (em mm) até o aparecimento de tensões residuais compressivas.

Profundidade (mm)	σ_{tan} (MPa)	σ_{rad} (MPa)	Força de Soldagem (kN)
7,5	30	TNC	50 (PBS144)
17,5	30	60	
4,5	30	50	100 (PBS40)
18,5	30	50	
7,5	20	60	200 (PBS156)
17,5	20	60	
7,5	20	30	400 (PBS168)
17,5	10	0	
7,5	30	60	200 (PBS180H)
17,5	20	60	
7,5	0	0	400 (PBS192H)
17,5	0	0	
7,5	0	TNC	400 (PBX38H)
17,5	0	0	

TNC – Tensões não compressivas em toda a junta soldada FTPW.

Tabela 4-18. Tensão residual média e volume do pino não afetado pelo calor.

Juntas Soldadas PBS	t_s (s)	V_1 (mm^3)	V_2 (mm^3)	σ_{tan}[1] (MPa)	σ_{rad}[1] (MPa)	σ_M[1] (MPa)
16 (25 kN)	60	4823	0	-	-	-
09 (50 kN)	30	5082	0	292	333	328
40 (100 kN)	14	6571	528	214	262	263
07 (200 kN)	5	5634	1540	142	253	263
81H (200 kN)	7	7012	2453	120	218	199
17 (400 kN)	2	8049	3204	-8	45	154
82H (400 kN)	3,5	9212	3051	-109	-40	107

[1] – Média das tensões residuais da junta soldada (raio 0,10 e 20 mm).

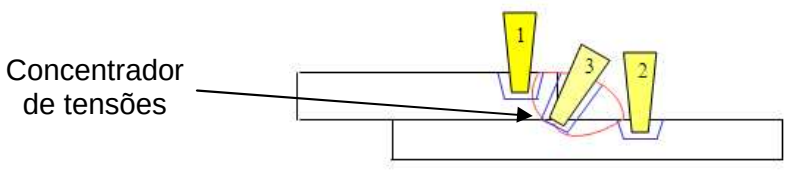


Figura 4-129. Uso do processo FTPW para blindagem e reforço estrutural.

4.12 – Ensaios de Fadiga

4.12.1 – Fadiga axial (escala real)

Os ensaios de fadiga em escala real foram realizados aplicando-se valores de amplitude de tensão ($\Delta\sigma$) de 200, 250, 300, 350 e 400 MPa. O valor de 400 MPa ultrapassa 80% do menor valor de limite de escoamento medido para a junta soldada PBS 400 kN (423 MPa), Tabela 4-3, cujo corpo-de-prova fraturou no metal base. Porém, quando da medição do limite de escoamento (σ_e) das mesmas juntas soldadas apresentadas na Figura 4-4, através da técnica de indentação instrumentada [131], os valores médios de limite de escoamento foram sempre superiores a 500 MPa. Logo, é razoável assumir que mesmo os ensaios realizados com $\Delta\sigma$ igual a 400 MPa atendem aos requisitos da norma BS 7608 [73] . Desta forma, entende-se que os resultados de resistência à fadiga em escala real servem como instrumento de comparação da qualidade e do desempenho das juntas FTPW ao se variar a força de soldagem.

A Tabela 4-19 apresenta o número de ciclos necessário para atender o critério da curva B média da norma BS 7608 [73]. A Tabela 4-20 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga no que diz respeito às condições de ensaio e o número de ciclos alcançados até a interrupção dos mesmos. Nota-se que dos quatro corpos-de-prova que apresentaram fratura na junta FTPW somente um deles, PBS37, teve um número de ciclos inferior ao critério da classe B média da norma BS 7608 [73]. Os outros três corpos-de-prova, PBS35, PBS38 e PBS70 ultrapassaram o limite da curva B média. Nota-se, ainda, que diversos corpos-de-prova romperam no metal base um pouco abaixo do limite de ciclos necessários para o atendimento da classe B.

Os resultados apresentados na Tabela 4-20 e Figura 4-130 demonstram que as juntas FTPW apresentam excepcional resistência à fadiga, já que a grande maioria dos corpos-de-prova testados rompeu no metal base. Mesmo os que romperam abaixo do limite de ciclos da curva B média, com exceção do corpo-de-prova PBS64, apresentaram número de ciclos até a fratura acima de 85% do número de ciclos vinculados a este limite (Tabela 4-20). Calculando-se a razão número de ciclos até a fratura e o número de ciclos requerido para o atendimento da Classe B, tem-se:

PBS33 – 90%; PBS69 – 93%; PBS64 – 14%

Observando-se as fractografias das juntas soldadas que romperam, nota-se que o local de iniciação da fratura ocorreu a partir de pequenas descontinuidades na II_{CP}. Por exemplo, nas Figuras 4-131 e 4-132, relativas à junta soldada PBS35 (F = 50 kN), nota-se a presença de uma pequena região sem união, com comprimento e altura de cerca de 2 mm e 0,5 mm, respectivamente, exatamente na região de início da soldagem. Pela elevada vida em fadiga relativa a esse ensaio (superior a 5 milhões de

ciclos) é provável que esta descontinuidade se desenvolveu ao longo do ensaio de fadiga e muito provavelmente consumiu uma importante parte do número de ciclos até a fratura. A descontinuidade, então, se propagou ao longo da parte inferior do metal base, que tem menor resistência que o pino processado, crescendo de tamanho até atingir um tamanho crítico, levando então à fratura da parte central do pino. Nesta região observa-se, ainda, que o mecanismo de fratura operante foi de quase-clivagem, notando-se ainda pequenos vazios (Figura 4-132[b]) que possivelmente eram sítios de inclusões ou mesmo vazios onde não se teve adequada consolidação durante o processamento do pino (Figura 2-33[a]).

Os ensaios das juntas soldadas PBS33 e PBS54 foram descartados em virtude de terem sido interrompidos pelo rompimento precoce no raio de curvatura do corpo-de-prova. Nos outros corpos-de-prova em que a ruptura também ocorreu no raio de curvatura, o número de ciclos até a fratura foi bastante elevado, de forma a se classificar estes ensaios como *run out*.

Tabela 4-19. Número de ciclos para atender à curva B média da norma BS 7608 [73].

Δσ (MPa)	Número de ciclos
200	1.461.198
250	599.653
270	440.803
300	289.201
315	237.935
350	156.098
360	139.473
400	91.517

$\log N = 15{,}3697 - 4\log\Delta\sigma$ (Curva B média – BS 7608[73])

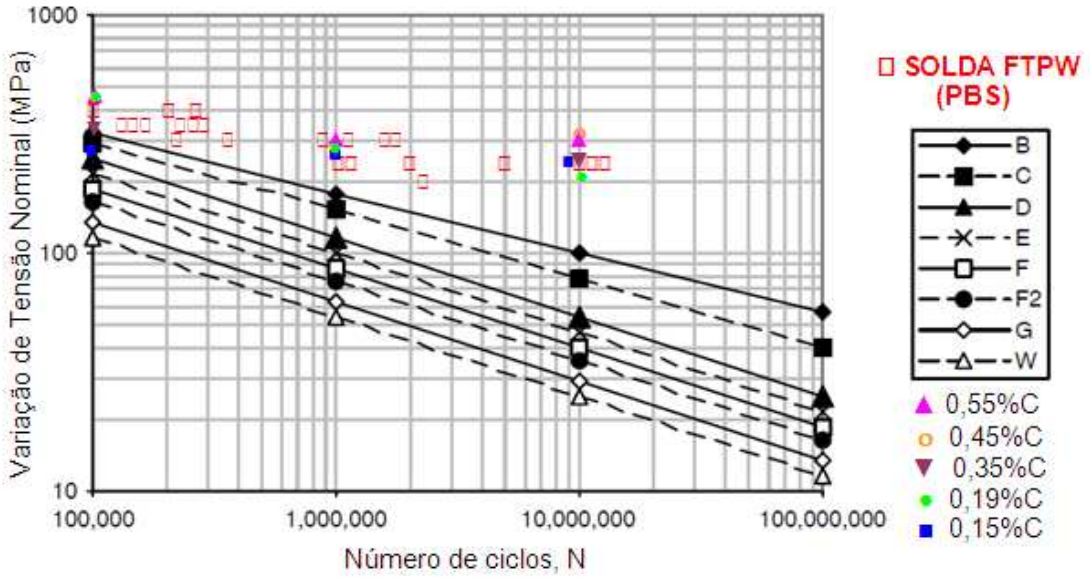


Figura 4-130. Curvas SxN média menos dois desvios padrão (BS 7608 [73]). Em vermelho os resultados dos ensaios em escala real e os resultados das juntas soldadas pelo processo SAC apresentados na Tabela 2-10 [54,74].

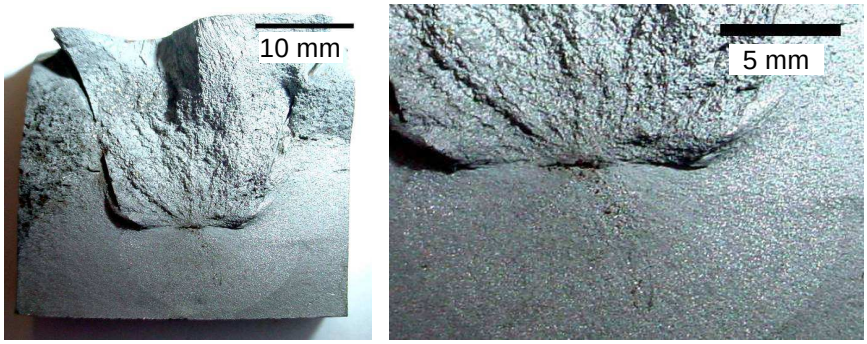
Tabela 4-20. Resultados dos ensaios de fadiga em escala real.

Força Soldagem	PBS	$\Delta\sigma$ (MPa)	Força (kN)	Largura (mm)	Número de ciclos	% Ciclos (Curva B)	Critério de paralisação
50kN	31	350	700	60	159.094	102	RCMB
	32	250	500	60	1.001.847	167	RCMB
	33	350	700	60	140.950	90	RCMB
	34	300	600	60	1.181.186	408	RCMB
	35	250	500	60	5.423.756	904	*RIS*
	37	350	700	60	54.568	35	*RIS*
	38	300	600	60	1.928.130	667	*RIS*
200kN	48	350	642	55	286.104	183	RCMB
	49	350	642	55	211.519	135	RCMB
	50	300	550	55	1.851.705	640	RCMB
	51	250	458	55	10.000.000	1668	*run out*
	53	350	642	55	210.372	135	RCMB
	54	300	550	55	877.220	303	RCMB
400kN	64	200	533	80	209.047	14	RCMB
	66	400	667	50	201.226	220	RCMB
	68	350	583	50	167.425	107	RCMB
	69	400	667	50	85.420	93	RCMB
	70	400	667	50	64.424	113	*RIS*
	71	200	468	70	2.246.691	154	RCMB
	71*	300	500	50	244.843	-	RCMB
	A	250	417	50	10.489.912	1749	RCMB
	B	250	583	70	1.060.304	177	RCMB
Costura (400kN)	99HS	250	544	65	10.032.577	1673	*run out*
	98HS	250	542	65	2.116.149	353	RCMB

Notas: RCMB – Ruptura no raio de curvatura do metal base do corpo-de-prova
RIS – Ruptura com início a partir da II_{CP}
* - Continuação do ensaio após reparo do cordão de solda do dispositivo

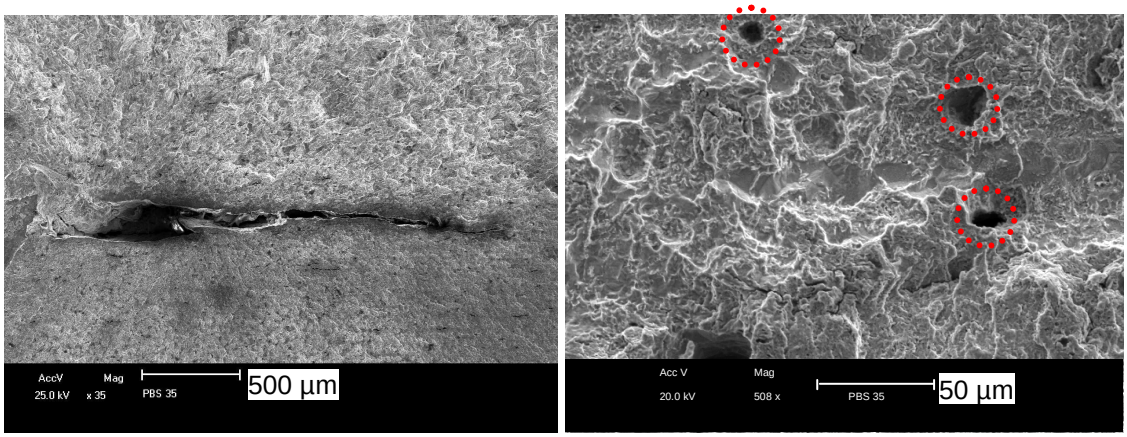


(a)



(b) (c)

Figura 4-131. Detalhe da fratura da junta soldada ilustrando a descontinuidade que se desenvolveu ao longo do ensaio. PBS35. F = 50 kN.



(a) (b)

Figura 4-132. (a) Local de início da fratura. (b) Detalhe de (a) mostrando a vazios (círculo vermelho) próximos a descontinuidade apresentada em (a). Vida em fadiga de 5.423.756 ciclos. PBS35. F = 50 kN.

Ao se analisar a junta soldada PBS37 (F = 50 kN), nota-se que a mesma apresentou vida em fadiga muito baixa, cuja fratura está apresentada na Figura 4-133. Nesta junta soldada a fratura circundou uma considerável região circular da IL_{CP}. É evidente a presença das marcas de usinagem do pino em cerca de 2/3 da sua área de fratura. Isto aponta para um erro dimensional durante a usinagem ou a um posicionamento não totalmente perpendicular do pino em relação à chapa, acarretando uma junta soldada sem adequada união metalúrgica. Observou-se, também, que somente houve união metalúrgica na parte final da soldagem, onde a rebarba acumulada pelo aquecimento do pino tenta sair da região da IL_{CP}, o que

corrobora o baixo número de ciclos até a fratura quando comparado às juntas soldadas PBS35 e PBS38. Adicionalmente, a inspeção dimensional da fratura mostrou que a profundidade da cavidade se encontrava 0,7 mm maior que a penetração normalmente observada quando na presença de uma adequada união metalúrgica. Isto ajuda a explicar a ausência de evidência de atrito entre superfícies como observado na parte inicial da fratura desta junta soldada.

Nas Figuras 4-134 [a,b] é possível observar as marcas de usinagem, que se encontram envoltas por regiões em que houve adesão do pino com a cavidade, e regiões em que se teve arrancamento de artefatos da cavidade (Figura 4-134 [b]). Possivelmente estes eventos se devem à ocorrência de um processo de *stick-slip* no início da soldagem [23], os quais não progrediram em direção a um atrito adesivo.

Ao se comparar o gráfico de processamento das juntas soldadas PBS37 (Figura 9-37, Apêndice C) com as juntas soldadas PBS35 e PBS38 (Figuras 9-38 e 9-39, Apêndice C), observa-se que o número de picos de torque ao longo do processamento da junta soldada PBS37 (73 picos) é inferior ao das juntas soldadas PBS35 (92 picos) e PBS38 (94 picos). Entretanto, o torque médio da junta soldada PBS37 foi superior ao das outras duas juntas soldadas (PBS37 = 119 N.m, PBS35 = 100 N.m e PBS38 = 108 N.m), assim como a área abaixo da curva de torque, ou seja, PBS37 = 2971N.m.s, PBS35 = 2658 N.m.s e PBS38 = 3052 N.m.s. Logo, tanto o torque médio como a área abaixo da curva do torque não parecem ser um indicativo adequado para se julgar a qualidade da soldagem, pelo menos para juntas FTPW com baixa força de soldagem. Neste caso, o número de picos de torque parece ser mais adequado. Tais fatores apontam na direção de que a deficiência apresentada pela junta soldada PBS37 esteja provavelmente relacionada a uma questão geométrica como, por exemplo, um erro de furação. Podendo a cavidade estar num diâmetro maior e mais profunda do que o especificado, o que reduz o número de interações cavidade-pino e consequentemente o número de picos de torque. Ou, ainda, a um posicionamento não totalmente ortogonal do pino em relação à chapa. Por último, não se pode descartar a ocorrência de uma limpeza inadequada, tal como de resíduo de óleo proveniente da usinagem como registrado na literatura [6,30].

Ainda em relação à junta soldada PBS37, nota-se uma grande semelhança entre esta fratura e aquela apresentada na Figura 2-60. Em ambas as fraturas observam-se o descolamento do pino em ralação à sua cavidade. Porém, a classe de fadiga destas duas juntas soldadas foi totalmente diferente. Isto porque a junta soldada PBS37, mesmo com a descontinuidade de processamento apresentado, atingiu a classe D da norma BS 7608 [73], enquanto a junta soldada da Figura 2-60 teve uma classe de fadiga abaixo da curva F2. Entretanto, como a junta soldada da Figura

2-60 tratava-se de uma soldagem por costura é possível que os pinos subsequentes processados tenham introduzido tensões trativas adicionais, facilitando o descolamento dos pinos das suas cavidades.

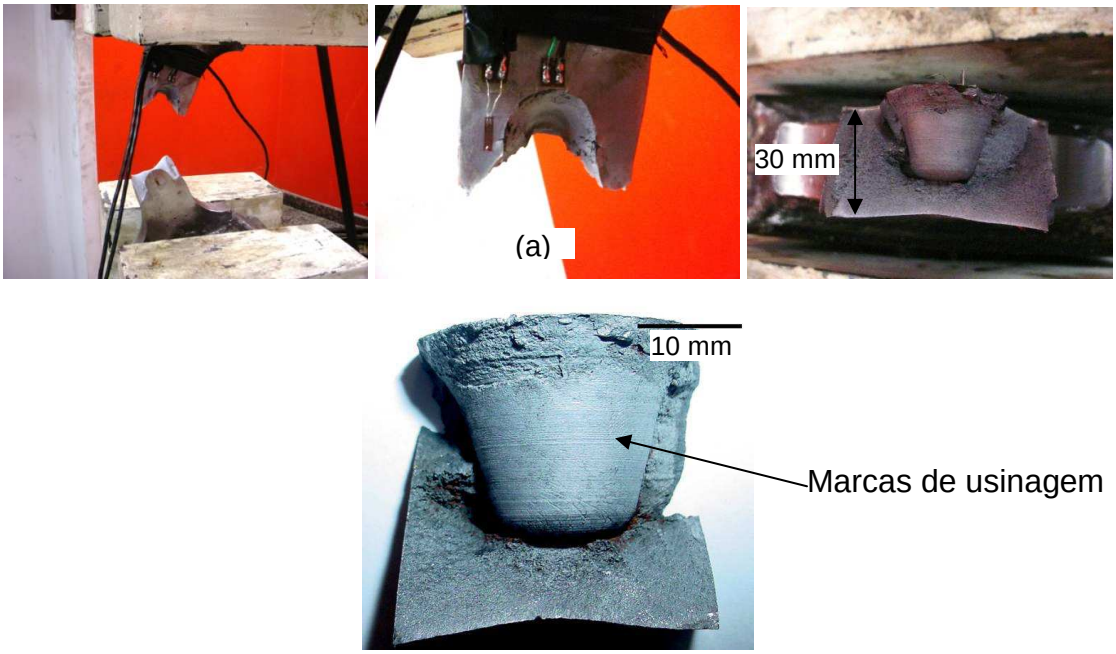
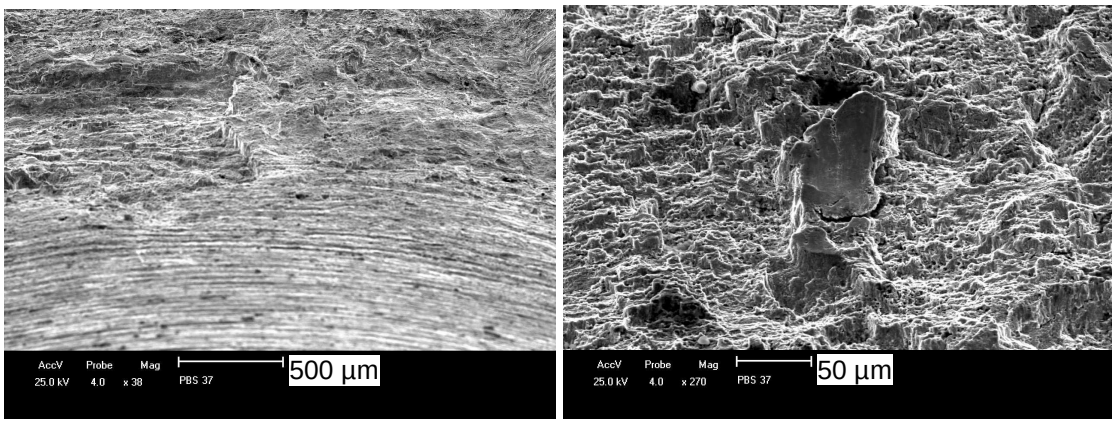


Figura 4-133. (a) Fratura da junta soldada PBS37. (b) Detalhe da fratura. Vida em fadiga de 54.568 ciclos. F = 50 kN.



(a) (b)

Figura 4-134. (a) Marcas de usinagem do pino. (b) Fragmentos removidos do metal base. Vida em fadiga de 54.568 ciclos. PBS37. F = 50 kN.

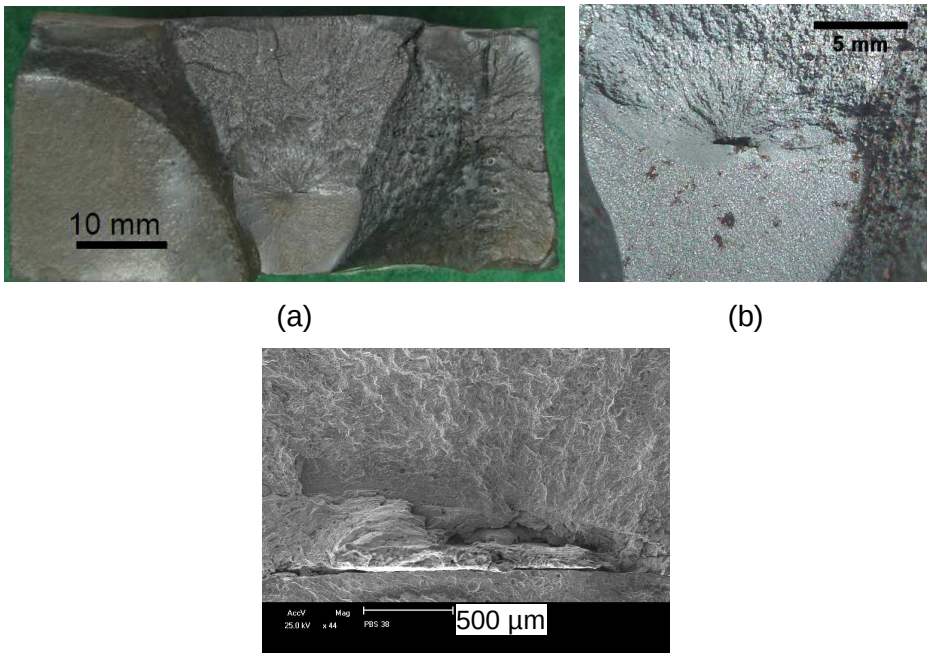
As juntas soldadas PBS35 e PBS38 (Figuras 4-135 até 4-137), apresentaram uma elevada resistência à fadiga. Não obstante, suas respectivas fractografias apresentavam regiões com características frágeis (clivagem, junta soldada PBS35; intergranular e *microcavidades* rasas, junta soldada PBS38). Na fratura da junta soldada PBS35 não se observou a participação das inclusões de MnS no mecanismo de iniciação. Já na fratura da junta soldada PBS38, observou-se que o aspecto intergranular com *microcavidades* rasas (MCR) na superfície dos grãos da austenita

prévia estava relacionado ao efeito de trituração e espalhamento das inclusões de MnS ao longo da interface, fenômeno semelhante ao observado nos ensaios de CTOD já publicados (Figura 2-53[b]) [64,65] e detalhados na Figura 4-111.

As Figuras 4-136 e 4-137 apresentam em detalhe uma característica peculiar da fratura do corpo-de-prova PBS38. Nota-se a característica intergranular da fratura, com grãos da austenita prévia que cresceram devido ao aquecimento durante o processamento do pino. A superfície destes grãos se encontra decorada com microcavidades rasas associadas a pequenas inclusões esféricas de MnS. Este fenômeno é reconhecido na literatura como *overheating* [132,133,134], sendo bastante comum em aços forjados em temperaturas excessivamente elevadas. A Figura 4-138[a] apresenta um exemplo de ruptura no raio de curvatura do metal base do corpo-de-prova de fadiga em escala real. Na Figura 4-138[b] observa-se o aspecto do corpo-de-prova de fadiga após a interrupção do ensaio e sua desmontagem do dispositivo de teste. Na Figura 4-138[c] é apresentada uma macrografia de um dos corpos-de-prova da junta soldada por costura ensaiada. A Figura 4-139 apresenta a fratura da junta soldada PBS70 cujo aspecto é semelhante ao da fratura da junta soldada PBS37, ou seja, algumas marcas de usinagem na parte inferior do pino e falta de união metalúrgica em cerca da metade da área do pino. No Apêndice C encontram-se os gráficos de processamento das juntas soldadas PBS70 e PBS71 (Apêndice C, Figuras 9-40 e 9-41).

A junta soldada PBS71 apresentou vida em fadiga superior à junta soldada PBS70, ambas processadas com força de 400 kN. Comparando suas curvas de processamento observa-se que a junta soldada PBS71 apresentou valores de torque, ao longo de todo o tempo de soldagem, muito superiores ao da junta soldada PBS70. Esta diferença é mais facilmente observada quando se calcula a área abaixo da curva do torque, ou seja, PBS70 = 356 N.m.s e PBS71 = 483 N.m.s, como também pelo torque médio (PBS70 = 273 N.m e PBS71 = 345 N.m). Neste caso específico, ou seja, juntas FTPW de elevada força, tanto a área abaixo da curva do torque quanto o torque médio (o qual está diretamente relacionado à energia de soldagem, equação nº 6) se mostraram como parâmetros adequados para um indicativo da qualidade da soldagem. Sabe-se, ainda, que em juntas soldadas com força elevada, o tempo de soldagem é muito curto (Tabela 4-8) e a penetração do pino para dentro do metal base é considerável (Tabela 4-5), aumentando significativamente a interação da superfície do pino com a cavidade assim como os valores de torque máximo e médio, quando comparado às juntas soldadas com baixa força (50 kN). Logo, é possível que esta seja a razão pela qual se observou uma boa correlação entre a qualidade da junta soldada e a área abaixo da curva do torque para as juntas soldadas com elevada força (400

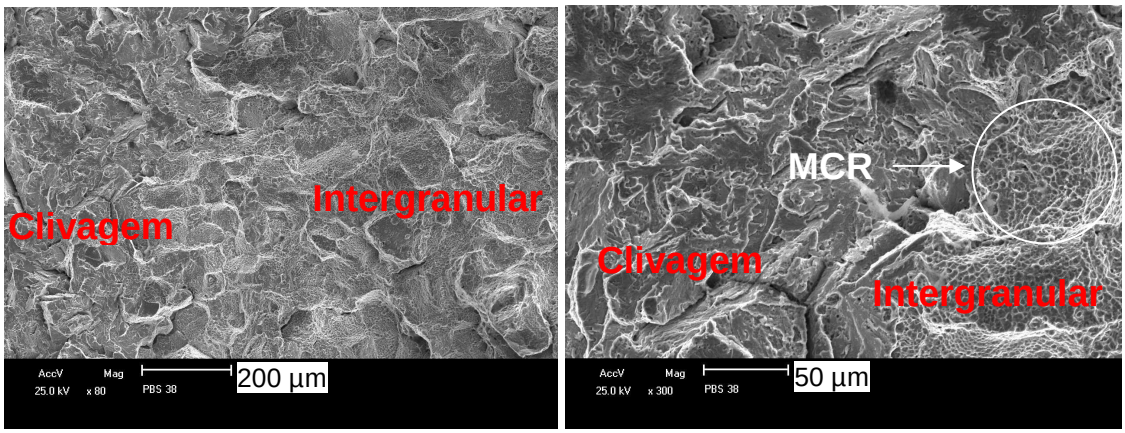
kN). Consequentemente, no caso das juntas soldadas com baixa força, sendo a interação superfície do pino e cavidade bem menos intensa, entende-se que o comportamento do torque esteja mais relacionado à interação entre o pino e sua frente de processamento, de forma que a área abaixo da curva do torque não seja um adequado indicativo da qualidade da soldagem. No caso específico da junta soldada PBS70, acredita-se, então, que a menor vida em fadiga ocorreu provavelmente por um posicionamento não totalmente ortogonal do pino em relação à chapa. Não obstante, sua vida em fadiga ultrapassou a classe B da norma BS7608 [73].



(a) (b)

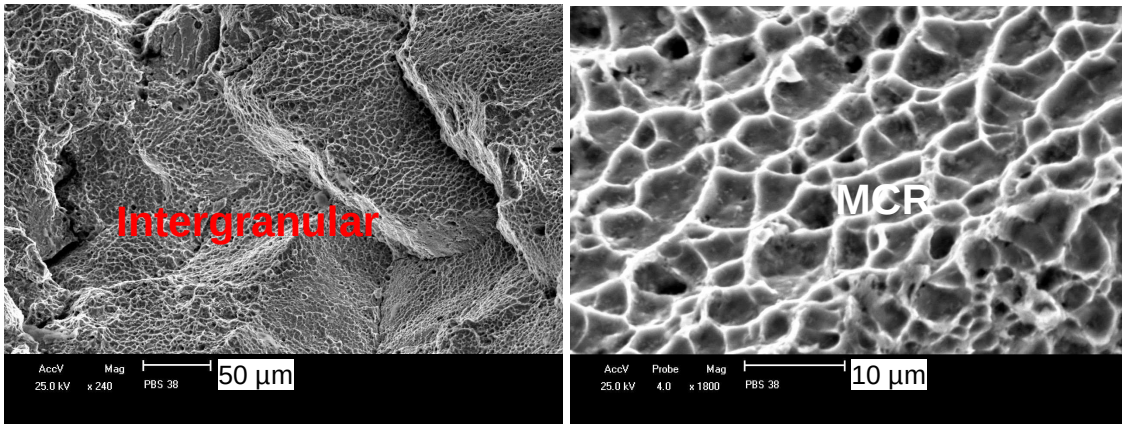
(c)

Figura 4-135. (a) Fratura do corpo-de-prova em escala real. (b) Detalhe de (a) mostrando a região de iniciação e propagação. (c) Detalhe da região onde foi nucleada a trinca inicial. Vida em fadiga de 1.928.130 ciclos. PBS38. F = 50 kN.



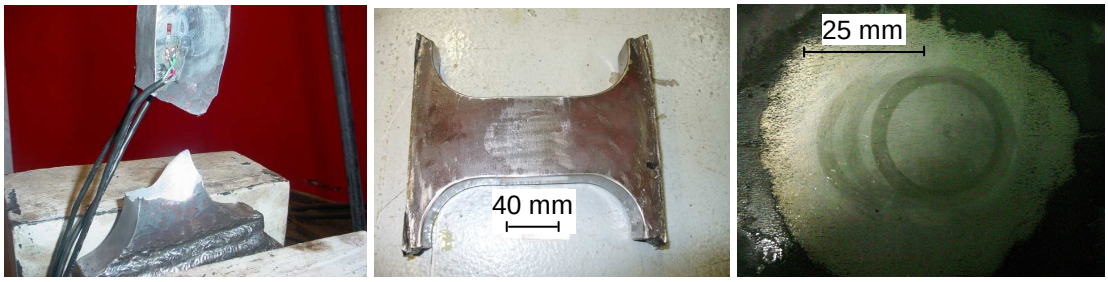
(a) (b)

Figura 4-136. (a) Transição clivagem - fratura intergranular na região do pino próxima a II_{CP}. (b) Detalhe de (a) mostrando microcavidades rasas decorando os contornos de grão. PBS 38. F = 50 kN.



(a) (b)

Figura 4-137. Detalhe da fratura da junta soldada PBS38. F = 50 kN. (a) Fratura intergranular com *microcavidades* rasas. (b) Detalhe das *microcavidades* rasas.



(a) (b) (c)

Figura 4-138. (a) Fratura no raio de curvatura do metal base (junta soldada PBS69, 400 kN). (b) Ensaio de fadiga interrompido (junta soldada PBS51, 200 kN). (c) Junta soldada por costura. PBS 98HS. F = 400H kN. Nital 2%.

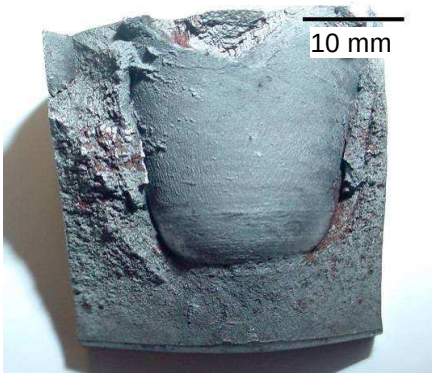


Figura 4-139. Fratura da junta soldada PBS70. F = 400 kN.

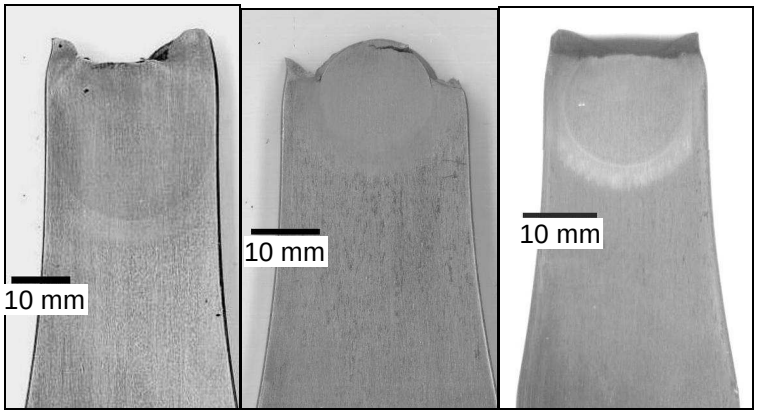
4.12.2 – Fadiga axial (escala reduzida)

Ensaios de fadiga axial em escala reduzida foram realizados em corpos-de-prova de acordo com a Figura 3-4[d]. Foram selecionadas para estes ensaios juntas soldadas com força de soldagem de 100 kN e 300 kN. A Tabela 4-21 apresenta os resultados dos ensaios. Os primeiros corpos-de-prova removidos destas juntas soldadas foram ensaiados com um valor de $\Delta\sigma$ relativamente baixo sem que houvesse

falhas (*run out*). Como o objetivo era de fraturar o corpo-de-prova, aumentou-se o valor de $\Delta\sigma$ para 430 MPa e a frequência de 20 Hz. Somente as juntas soldadas PBS41 e PBS61 foram testadas em toda a sua espessura (corpos-de-prova nas posições A, B e C). No restante dos testes optou-se por ensaiar somente os corpos-de-prova na posição C, a qual representa o início da soldagem, onde normalmente se tem a nucleação de descontinuidades, abandonando-se as posições A e B.

As Figuras 4-140[a,b,c] apresentam os corpos-de-prova fraturados relativos a junta soldada PBS41 (41A, 41B e 41C), onde se observa que o local da fratura se deu na I_{CP}. A vida em fadiga desta junta soldada apresentou excelentes resultados, ultrapassando o número de ciclos preconizado pela curva B média da norma BS7608 [73]. As Figuras 4-141, 4-142 e 4-143 apresentam, respectivamente, as características da fratura das juntas soldadas PBS41 A, B e C. No caso da junta soldada PBS41B era possível observarem-se as marcas de usinagem do pino (Figura 4-142), o que se traduziu numa menor vida em fadiga comparada as juntas soldadas "A" e "C". Já nas regiões onde havia união metalúrgica, a fratura ocorria por clivagem (Figura 4-144).

A Figura 4-145 apresenta a fratura das juntas soldadas PBS56C, PBS57C e PBS59C, que romperam no metal base, indicando excelente vida em fadiga. A Figura 4-146[a,b] apresenta a fratura da junta soldada PBS44C onde nota-se a falta de união metalúrgica entre o pino e o metal base. A Figura 4-147 apresenta a fratura da junta soldada PBS46C que ocorreu no metal base. A Figura 4-148 apresenta os corpos-de-prova PBS61 A, B e C. Nota-se que o corpo-de-prova PBS61C rompeu no metal base. A Figura 4-149 apresenta os dois lados do corpo-de-prova da junta soldada PBS61. A Figura 4-150 apresenta a fratura da junta soldada PBS61A, onde se nota que a mesma iniciou a partir de uma inclusão de MnS.



(a) (b) (c)

Figura 4-140. Fratura das juntas soldadas. (a) PBS41A. (b) PBS41B. (c) PBS41C. F = 100 kN. Nital 2%.

Tabela 4-21. Ensaios de fadiga axial em escala reduzida.

Corpo-de-prova PBS	Força Soldagem (kN)	$\Delta\sigma$ (MPa)	Número de ciclos	% Ciclos (Curva B)	Local da Fratura
41A*	100	360	4.000.000	2868	-
41A*		400	684.549	748	-
41A		430	47.598	69	*RIL*
41B		430	225.894	330	*RIL*
41C*		270	3.500.000	794	-
41C		315	506.351	213	-
44C		430	58.500	85	*RIL*
46C		430	190.846	279	MB
61A	300	430	198.699	290	*RIL*
61B		430	210.219	307	MB
61C		430	11.039	16	*RIL*
56C		430	190.585	278	MB
57C		430	179.515	262	MB
59C		430	255.108	372	MB

Nota:* Continuação do ensaio até a ruptura da junta soldada
RIL – Ruptura com início na IL_{CP}
MB – Ruptura no metal base



Figura 4-141. Superfície de fratura da junta soldada PBS41A. F = 100 kN.



Figura 4-142. Superfície de fratura da junta soldada PBS41B. F = 100 kN.

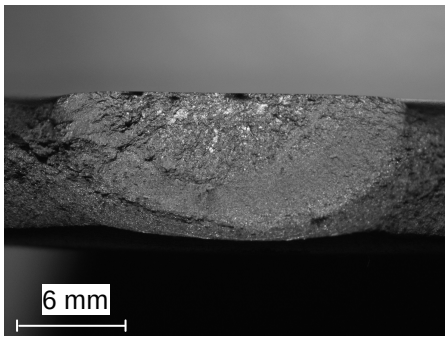
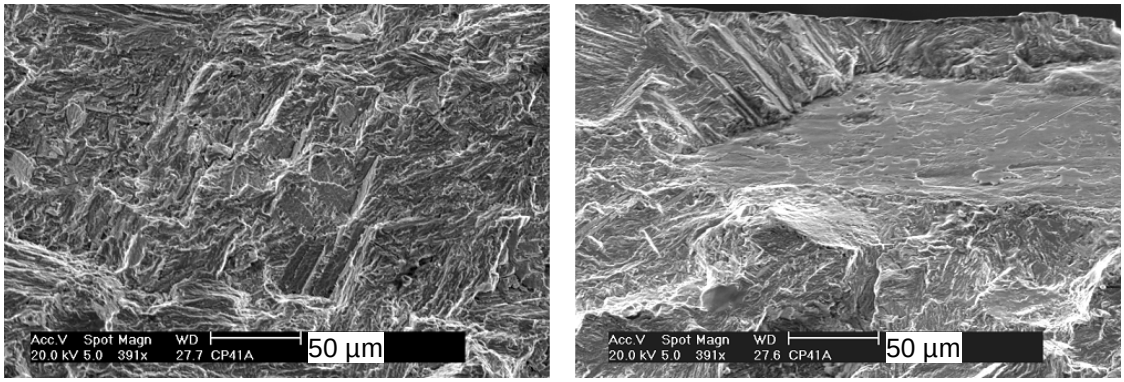


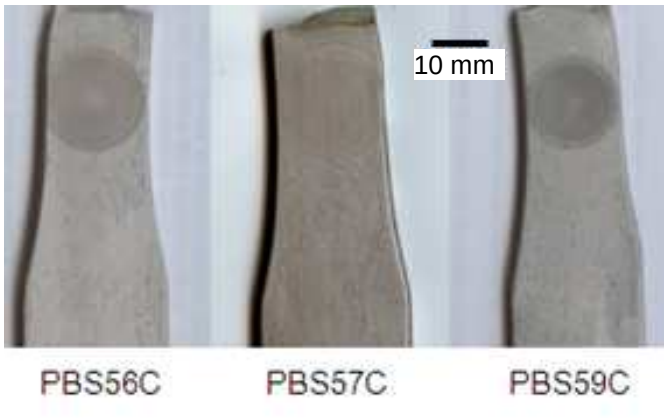
Figura 4-143. Superfície de fratura da junta soldada PBS41C. F = 100 kN.

A Figura 4-151 apresenta os dois lados do corpo-de-prova PBS61C. Na Figura 4-152 observa-se que a fratura iniciou a partir de uma região sem união metalúrgica, notando-se inclusive as marcas de usinagem do pino.



(a) (b)

Figura 4-144. Superfície de fratura da junta soldada PBS41C. F = 100 kN.



(a) (b) (c)

Figura 4-145. Fratura da junta soldada PBS56C (a), PBS57C (b) e PBS59C (c). F = 300 kN. Nital 2%.

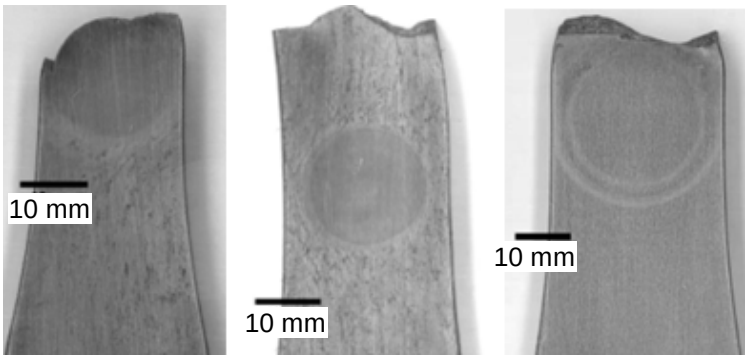


(a) (b)

Figura 4-146. Fratura da junta soldada PBS 44C. (a) Vista superior (Nital 2%). (b) Vista lateral. F = 100 kN.



Figura 4-147. Fratura da junta soldada PBS46C. F = 100 kN. Nital 2%.



(a) (b) (c)

Figura 4-148. Fratura da junta soldada PBS61. (a) A, (b) B e (c) C. F = 300 kN. Nital 2%.

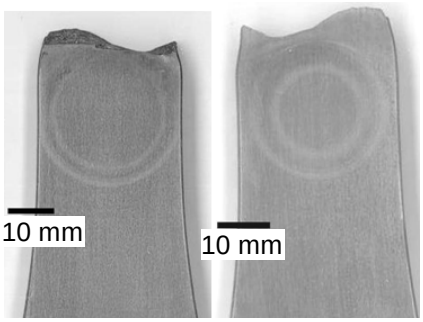


Figura 4-149. Fratura da junta soldada PBS61A. F = 300 kN. Nital 2%.

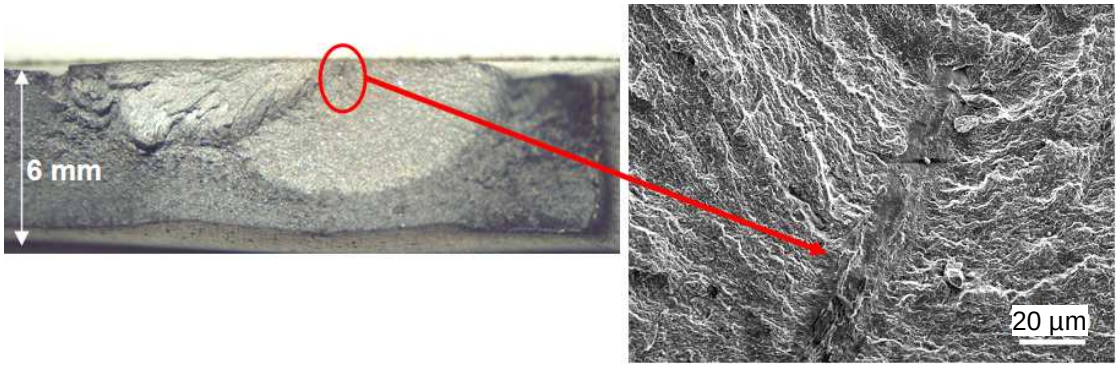


Figura 4-150. Superfície de fratura com clivagem e detalhe do início da fratura a partir de uma inclusão de MnS, PBS61A. F = 300 kN.

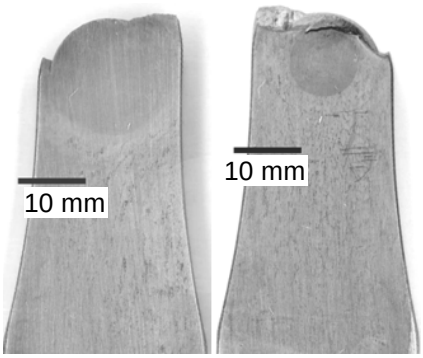


Figura 4-151. Vista superior da fratura da junta soldada PBS61C. F = 300 kN. Nital 2%.

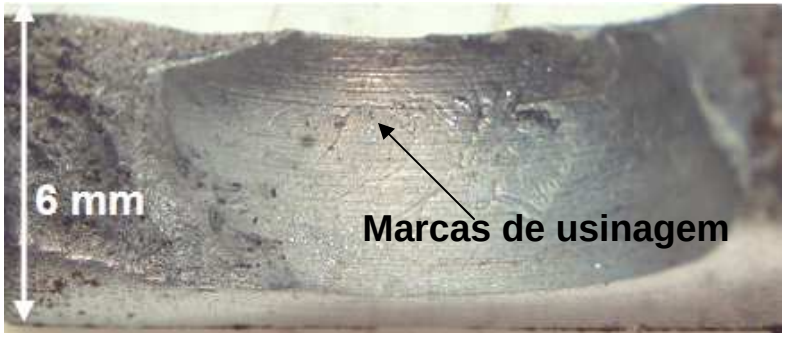


Figura 4-152. Superfície de fratura da junta soldada PBS61C mostrando as marcas de usinagem do pino. F = 300 kN.

4.12.3 – Considerações finais sobre os ensaios de fadiga axial

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga tração-tração demonstraram, na grande maioria das amostras testadas, uma excelente vida em fadiga, ultrapassando a curva classe B da norma BS7608 [73]. Estes resultados confirmam os obtidos por outros autores em juntas soldadas por atrito [71,72,79,141,142]. Por exemplo, dos vinte e um corpos-de-prova ensaiados em escala real, somente em quatro deles a fratura se deu dentro das juntas FTPW (PBS35, PBS37, PBS38 e PBS70). Destes corpos-de-prova, somente a junta soldada PBS37, cujo dimensional da cavidade estava inadequado, apresentou queda significativa de resistência à fadiga quando comparada a vida em fadiga das outras três juntas soldadas testadas. Na junta soldada PBS70, apesar da fratura ter circundado a IL_{CP}, o número de ciclos até a fratura excedeu a curva B da norma BS 7608 [73]. Comportamento semelhante foi observado nos ensaios em corpos-de-prova em escala reduzida (Tabela 4-21). É importante ressaltar que somente um dos corpos-de-prova, escala reduzida e removidos do fundo da cavidade (PBS61C), apresentou vida em fadiga inferior à classe B da norma BS 7608 [73], o que faz sentido, pois é esta a parte mais sujeita a descontinuidades de soldagem.

Um aspecto relevante a se destacar foi o fato de que, mesmo nas juntas soldadas que romperam com baixo número de ciclos, não se observou uma influência relevante das inclusões não metálicas de sulfeto de manganês no processo de fadiga. Isto possivelmente ocorreu pelo fato de que as inclusões foram trituradas durante o atrito entre cavidade-pino, reduzindo o seu tamanho. Por exemplo, o tamanho da inclusão encontrada na fratura da amostra PBS38 foi de 10 µm de diâmetro. Calculando a raiz quadrada da área desta inclusão tem-se o valor aproximado de nove. Este valor, de acordo com SUH et al. [77] e MURAKAMI [75], permitiria a obtenção de vida em fadiga da ordem de 10^7 ciclos, o que está de acordo com o número de ciclos até a fratura da junta soldada PBS38 ($1{,}5 \times 10^7$ ciclos). Estes resultados indicam que, na ausência de descontinuidades de soldagem, a resistência mecânica ou a

dureza são os fatores que comandam a vida em fadiga das juntas FTPW, como observado por outros autores para juntas soldadas pelo processo SAC [70,74-77,143].

Outro aspecto relevante foi o fato de não se notar a influência das tensões residuais na vida em fadiga das juntas soldadas ensaiadas em escala real (Tabela 4-20), apesar de haver uma diferença significativa de valores de tensões residuais ao se variar a força de soldagem (Tabela 4-16). Acredita-se que isto se deve ao fato deste tipo de junta soldada ser praticamente isenta de descontinuidades mensuráveis, quando realizada de forma adequada, já que nas micrografias analisadas somente se observaram descontinuidades microscópicas da ordem de 100 μm (0,1 mm) de comprimento. Dos três ensaios realizados em escala real e na ausência de preaquecimento, com $\Delta\sigma$ aplicado de 250 MPa (PBS 32, PBS35 e PBS51), a vida em fadiga ultrapassou respectivamente 10^6 ciclos (PBS 32), $5x10^6$ ciclos (PBS35) e 10^7 ciclos (PBS51), tendo ocorrido em todos estes ensaios a interrupção pelo rompimento no raio de curvatura do corpo-de-prova. Nos ensaios das juntas soldadas com preaquecimento, os resultados foram semelhantes, ou seja, elevada vida em fadiga, tendo havido, da mesma forma interrupção precoce do ensaio pelo rompimento fora da junta FTPW.

Outro ponto a se destacar foi o excelente resultado observado para as juntas soldadas com elevada força de soldagem e preaquecimento de 200ºC, ensaios com $\Delta\sigma$ de 250 MPa, tanto para a junta soldada individual quanto para a junta soldada por costura. Todos os resultados excederam a classe B da norma BS7608 [73]. Como os ensaios foram interrompidos, seja por rompimento no raio de curvatura do corpo-de-prova ou por ter atingido a marca de 10^7 ciclos, não se pode fazer considerações sobre o fato destas juntas soldadas terem tensões residuais inferiores às juntas soldadas sem preaquecimento (Tabela 4-18).

Os resultados obtidos indicam que, na condição de “ausência de descontinuidades” de processamento do pino, o efeito da tensão residual é pouco relevante. Porém, deve-se salientar a importância das tensões residuais quando na soldagem de estruturas reais, onde o nível de rigidez mais elevado pode ocasionar a formação de trincas durante a execução da soldagem, como observado na Figura 2-60 [78]. Não obstante, é importante salientar o efeito bastante positivo do uso conjunto do preaquecimento e elevada força de soldagem. Isto porque, nas juntas soldadas realizadas com estas características, foi possível ter-se dureza mais homogênea em toda a junta soldada, tensões residuais baixas, além de praticamente se eliminar as descontinuidades de soldagem como resultado da elevada interação cavidade-pino durante a soldagem FTPW.

4.13 – Efeito de Descontinuidades no Comportamento à Fratura e Fadiga

Os resultados dos ensaios de fadiga das juntas FTPW evidenciaram uma excelente vida em fadiga dos corpos-de-prova testados com carga cíclica axial. Com o intuito de comparar diversas condições de carregamento em fadiga, na presença de descontinuidades planares, realizou-se um estudo de sensibilidade seguindo a metodologia da norma BS 7910 nível 2 [56]. Para maior rapidez nos cálculos utilizou-se o programa computacional *Crackwise4* [144]. O gráfico FAD (*failure analysis diagram*) foi gerado para diversas condições de carregamento cíclico. Os parâmetros δ_r e L_r são definidos como: $\delta_r = \delta_{aplicado}/\delta_{material}$; $L_r = \sigma_{aplicada}/\sigma_e$.

Utilizou-se como referência o ensaio de fadiga em escala real. Ou seja, chapa plana com dimensões 80 x 80 x 30 mm (comprimento, largura e espessura). A descontinuidade foi posicionada no fundo da cavidade de forma que o valor do ligamento (p) foi de 10 mm. O comprimento (2c) foi posicionado paralelo à superfície da chapa, simulando uma falta de adesão na II_{CP}. As propriedades mecânicas foram assumidas como: σ_e = 420 MPa , σ_R = 580 MPa e σ_{res} = 400 MPa, valores estes baseados nos ensaios realizados. No caso da tensão residual assumiu-se o maior valor medido, que ocorreu para a junta soldada com força de 50 kN. O diagrama FAD e o gráfico de crescimento da dimensão da descontinuidade foram gerados para diversas condições de contorno, variando-se o valor de $\Delta\sigma$, a altura da descontinuidade e as tensões residuais. O número de ciclos total imposto nos cálculos foi de $1x10^7$ ciclos, o que equivale a um bloco do espectro. A tensão de membrana utilizada foi igual ao valor da tensão média ($\Delta\sigma/2$). Para estes cálculos não se utilizou fator de segurança. A seguir são apresentadas as condições de contorno avaliadas:

Condição 1: $\Delta\sigma$ = 250 MPa, σ_{res} = 400 MPa, altura da descontinuidade (2a) = 0,5 mm, comprimento da descontinuidade (2c) = 5 mm, CTOD = 0,05 mm.

A Figura 4-153 apresenta o diagrama FAD e a Figura 4-154 o gráfico correlacionando o crescimento da descontinuidade com o número de ciclos até a fratura para a condição nº1. Nota-se que a descontinuidade se propaga por $1,1x10^5$ ciclos, atingindo o valor de 2a = 11,4 mm, ainda restando um ligamento de 4,55 mm. A partir deste momento, a descontinuidade atinge seu tamanho crítico e a ruptura ocorre por fratura frágil. Deve-se salientar que este mesmo número de ciclos foi obtido eliminando-se as tensões residuais, havendo somente mudança nas dimensões finais da descontinuidade (2a = 15,5 mm, 2c = 15,4 mm e p = 2,5 mm). Ou seja, para estas condições de contorno, o efeito da tensão residual é desprezível. Tomando-se como base os resultados da Tabela 4-20, observa-se que neste valor de $\Delta\sigma$ = 250 MPa o número de ciclos até a fratura da junta soldada PBS35 foi de $5,4x10^6$ ciclos.

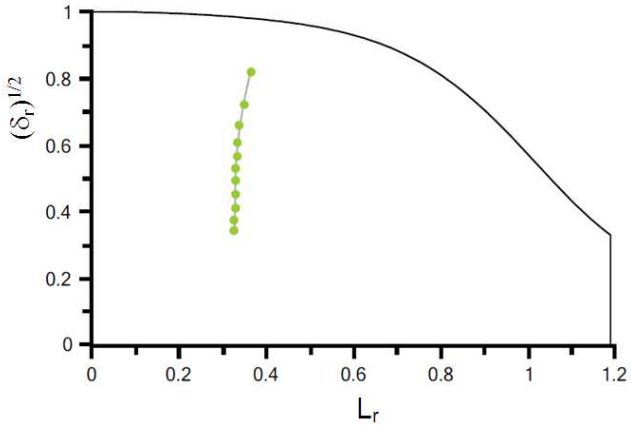


Figura 4-153. Condição 1. Diagrama FAD.

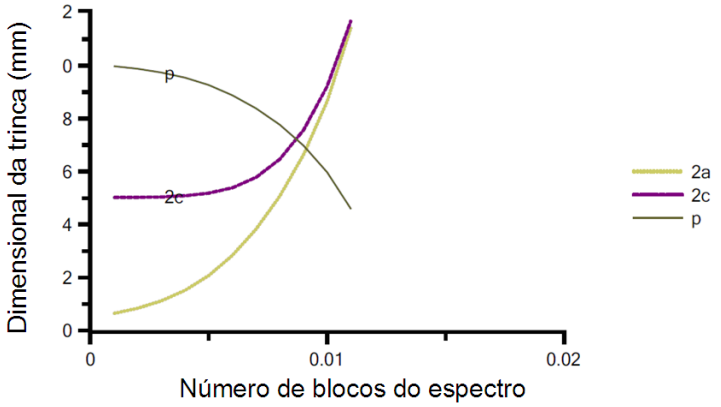


Figura 4-154. Condição 1. Crescimento das dimensões da descontinuidade com o número de ciclos.

A condição nº2 manteve os mesmos dados de entrada da condição nº1 reduzindo-se o valor do CTOD para 0,01 mm.

Condição 2: $\Delta\sigma$ = 250 MPa, σ_{res} = 400 MPa, altura da descontinuidade (2a) = 0,5 mm, comprimento da descontinuidade (2c) = 5 mm, CTOD = 0,01 mm.

A Figura 4-155 apresenta o diagrama FAD e a Figura 4-156 o gráfico correlacionando o crescimento da descontinuidade com o número de ciclos até a fratura para a condição nº2. Nesta condição, a descontinuidade se propaga por 0,4 x10^5 ciclos, atingindo o tamanho crítico e rompendo fragilmente numa dimensão bem inferior (2a = 1,5 mm e p = 9,5 mm) a da condição nº1. Observa-se, então, que a tenacidade influencia o processo de fratura, visto que a dimensão da descontinuidade crítica é muito inferior à da condição nº1. Tal fato determinou um número de ciclos até a fratura equivalente a cerca de menos da metade quando comparado ao número de ciclos da condição nº1. Entretanto, ao se eliminar as tensões residuais (σ_{res} = 0) obteve-se o mesmo resultado da condição nº1 e com a mesma dimensão final da descontinuidade (2a = 15,5 mm, 2c = 15,4 mm e p = 2,5 mm). Ou seja, no caso de tenacidade muito baixa (condição nº2), as tensões residuais têm um papel relevante.

Formulou-se, então, a condição nº3, para simular uma junta soldada praticamente sem descontinuidades, mantendo-se ainda dentro dos limites da norma BS7910 [56], impondo-se da mesma forma um número total de 10^7 ciclos para propagação.

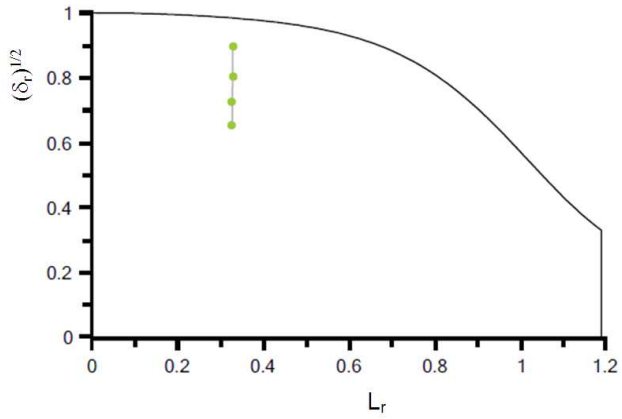


Figura 4-155. Condição 2. Diagrama FAD.

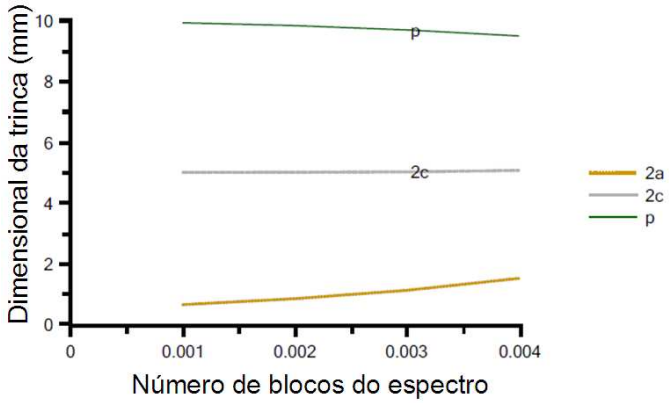


Figura 4-156. Condição 2. Crescimento das dimensões da descontinuidade com o número de ciclos.

Condição 3: $\Delta\sigma$ = 250 MPa, σ_{res} = 400 MPa, altura da descontinuidade (2a) = 0,1 mm, comprimento da descontinuidade (2c) = 0,1 mm, CTOD = 0,05 mm.

Inicialmente é importante salientar que cálculos preliminares realizados com $\Delta\sigma$ aplicado inferior a 250 MPa, mantendo os dados de entrada da condição nº3, apontam para vida em fadiga infinita. O mesmo ocorre quando o $\Delta\sigma$ aplicado é inferior a 100 MPa, mesmo para uma descontinuidade com 2a = 0,5 mm e 2c = 5 mm. Logo, observa-se que este tipo de abordagem por mecânica da fratura não é aplicável para descontinuidades muito pequenas, estando ainda limitado para $\Delta\sigma$ aplicado superior a 250 MPa.

A Figura 4-157 apresenta o diagrama FAD e a Figura 4-158 o gráfico correlacionando o crescimento da descontinuidade com o número de ciclos até a fratura para a condição nº 3. Analisando-se os dados da Figura 4-158, observa-se que o número máximo de ciclos foi de $1{,}2 \times 10^6$ ciclos. Este valor é ainda bem inferior ao obtido para a junta soldada PBS35 (vida de 5.423.756 ciclos). Logo, mesmo numa

condição próxima de ausência de descontinuidades na junta soldada, a vida em fadiga é ainda 4-5 vezes inferior. Estes resultados indicam que o processo de iniciação consumiu um número considerável de ciclos até atingir as dimensões da descontinuidade de 0,1 mm (2a) e 0,1 mm (2c). Logo, o cálculo realizado na condição nº3 não consegue reproduzir as propriedades de fadiga desta junta soldada e de outras juntas soldadas que ultrapassaram o limite da curva B da norma BS 7608 [56].

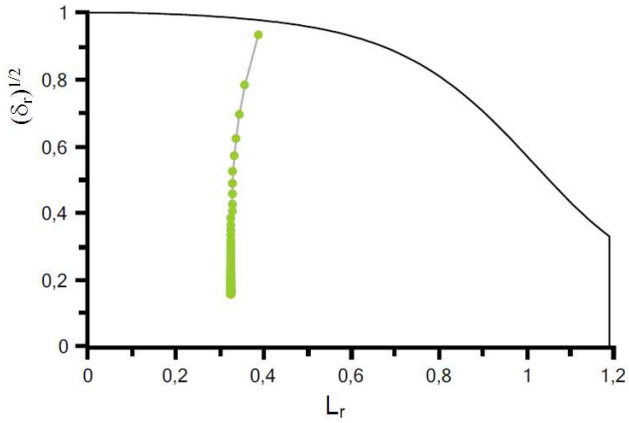
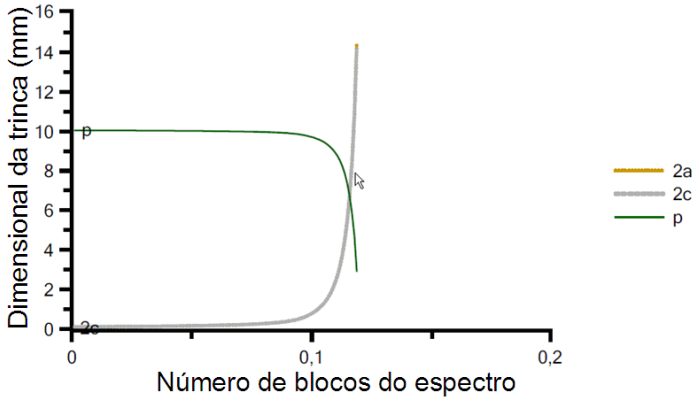


Figura 4-157. Condição 3. Diagrama FAD.



(b)

Figura 4-158. Condição 3. Crescimento das dimensões da descontinuidade com o número de ciclos.

Por último, avaliou-se quais seriam os valores de 2a e 2c (altura e comprimento da descontinuidade), mantendo o CTOD em 0,05 mm e as tensões residuais em 400 MPa, de forma a se atingir a vida em fadiga apresentada pelo corpo-de-prova PBS37 ($0{,}54 \times 10^5$ ciclos). O par 2a/2c que melhor conseguiu simular esta vida em fadiga foi de 2a = 1,5 mm e 2c = 8 mm. Observando-se a Figura 4-133[b] nota-se que nesta junta soldada havia uma descontinuidade no fundo da cavidade equivalente ao diâmetro da ponta do pino (d_2). Nota-se que havia, também, outra descontinuidade na parede lateral da junta soldada (marcas de usinagem) que não foi contemplada neste cálculo de mecânica da fratura. Isto faz sentido, já que estes cálculos são conservadores por natureza.

4.14 – ENSAIOS DE CTOD

O material base utilizado neste trabalho foi o mesmo aço C-Mn e lote já estudado [40,64,65] cujo valor mínimo de CTOD foi de 0,5 mm (testado em temperatura ambiente). O mesmo se aplica ao pino de aço AISI 316L cujo valor mínimo de CTOD foi de 0,05 mm [13]. Ainda, como referência, o valor mínimo de CTOD do pino PBS foi de 0,18 mm [64] e do pino PBX de 1,0 mm [139], ambos testados em temperatura ambiente. Foram realizados diversos ensaios de CTOD com o entalhe posicionado na IL_{CP} com entalhe distando 10 mm da superfície (Figura 3-7[a,b,c]. Após o pré-fissuramento em fadiga observou-se que em diversos corpos-de-prova a trinca se desviava da região da IL_{CP} [13]. Isto acarretou valores mais elevados de CTOD por estar fora da região de maior dureza e da região com maior concentração de inclusões de sulfeto de manganês. Por este motivo, na avaliação subsequente, será dada maior atenção aos menores valores de CTOD. Utilizou-se, ainda, o termo RIP para se referir à região de maior interesse do ensaio de CTOD, ou seja, a região de propagação subcrítica à frente da pré-trinca de fadiga. É importante salientar que nas amostras PBS, contendo elevado teor de enxofre no pino (360 ppm), eram observadas, dentro das microcavidades rasas, a presença de inclusões de MnS de vários formatos e tamanhos. Observou-se, também, que a largura da região com microcavidades rasas variava de acordo com a região amostrada na RIP.

As Figuras 4-159 e 4-160 apresentam exemplos de macrografias após a remoção por eletroerosão de corpos-de-prova de CTOD tipo C(T) (*compact tension*) para as juntas soldadas com cavidade não passante e passante, respectivamente. As Tabelas 4-22 e 4-23 apresentam um resumo dos resultados de CTOD obtidos para estas juntas soldadas com as respectivas condições de soldagem (força e preaquecimento). Estes ensaios foram realizados para as juntas soldadas com pinos PBS e PBX, cavidade não passante, e pinos PBS, PBX e PBSS, cavidade passante. São apresentadas as fractografias de todas as juntas soldadas avaliadas assim como a metalografia e microdureza Vickers ($HV_{0,05}$) de alguns corpos-de-prova. As seções metalográficas analisadas foram removidas de um dos lados da fratura do corpo-de-prova de CTOD, onde o ponto de seccionamento correspondia à região central do corpo-de-prova (Figura 3-9). Nas micrografias a RIP é indicada com círculos na cor amarela. Diversas destas amostras metalográficas foram atacadas quimicamente com reagente LePera [111] de forma a se revelar a presença e medir o percentual do constituinte M-A. Em algumas amostras foram observados elevados valores de CTOD que estavam invariavelmente associados à presença de uma zona de estiramento (ZE).

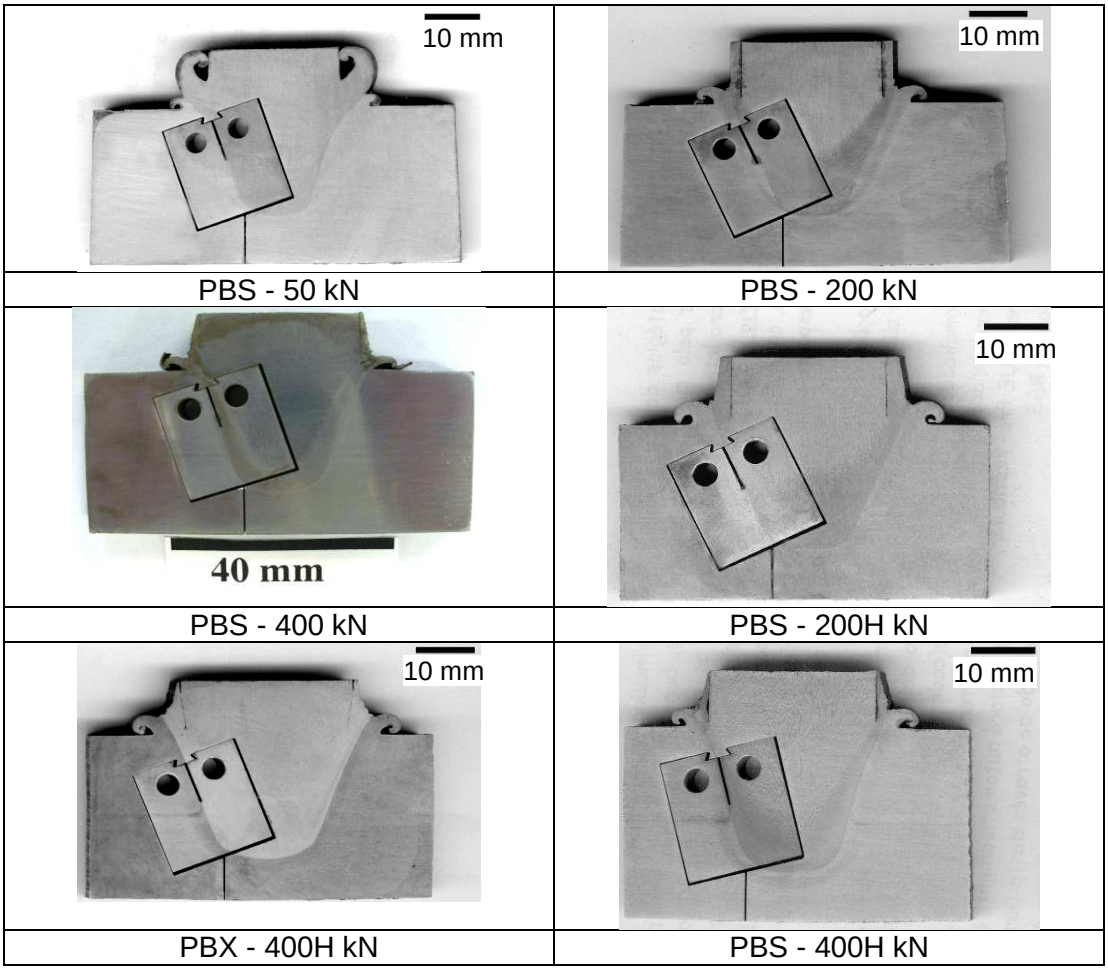


Figura 4-159. Macrografia típica da posição de remoção dos corpos-de-prova de CTOD para cada junta soldada realizada. Nital 10%.

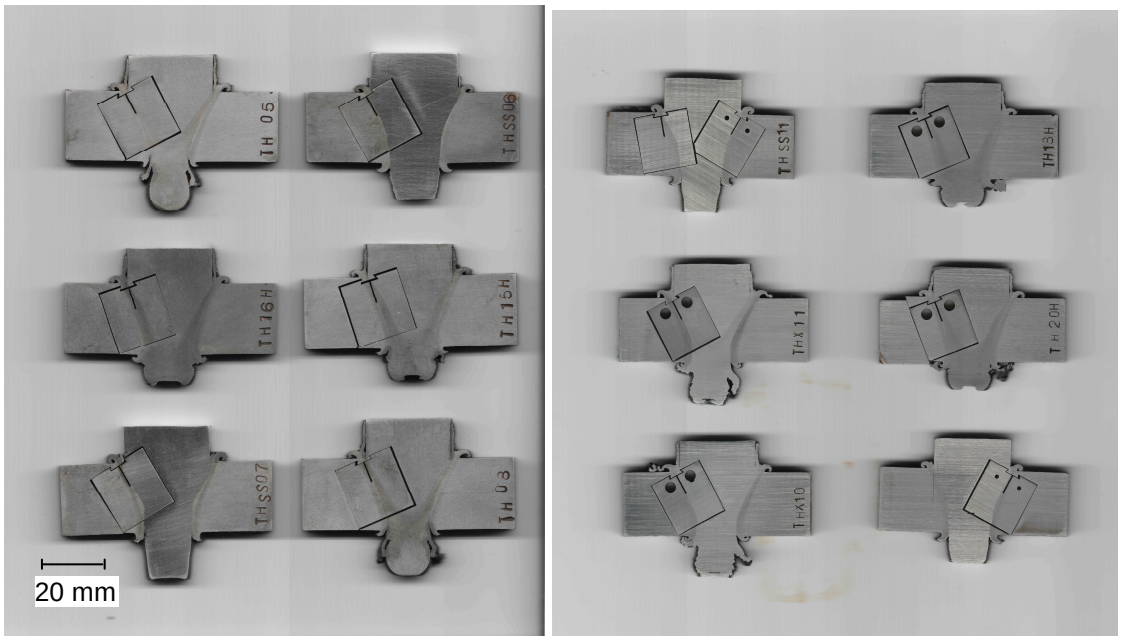


Figura 4-160. Macrografia típica da posição de remoção dos corpos-de-prova de CTOD para cada junta soldada realizada. Nital 10%.

Tabela 4-22. Resultados de CTOD. Corpo-de-prova CT.

Corpos-de-prova CT		Força (kN)	CTOD (mm)	Extensão da ZE (µm)	MA $_{max}$ (%)	$HV_{0,2}$ max.
JUNTAS SOLDADAS PBS	PBS145	50	0,067	Não	NA	400
	PBS146		0,063	Não	NA	
	PBS153		0,052	Não	0,56	
	PBS157	200	0,041	Não	1,43	500
	PBS158		0,025	Não	NA	
	PBS166		0,030	Não	NA	
	PBS111H	200H	0,046	Não	NA	340
	PBS187H		0,133	200	0,0	
	PBS183H		0,055	Não	NA	
	PBS-A	400	0,030	Não	0,0	580
	PBS-B		0,194	25	NA	
	PBS170		0,052	Não	NA	
	PBS195H	400H	0,088	10	0,74	450
	PBS200H		0,092	20	0,31	
	PBS201H		0,122	15	0,0	
COSTURA PBS	231A1	400H	0,066	Não	NA	380
	205A2		0,4	30	NA	
	231C2		0,282	Não	NA	
COSTURA PBX	72C1	400H	0,113	Não	NA	300
	72A2		0,52	150	NA	
	72C2		0,496	150	NA	
JUNTAS SOLDADAS PBX	PBX19H	400H	0,218	100	0,52	330
	PBX18H		0,468	150	NA	
	PBX42H		0,727	415	0,48	

Tabela 4-23. Resultados de CTOD. Corpo-de-prova SE(B).

Corpos-de-prova SEB		Força de soldagem (kN)	CTOD (mm)	Extensão da ZE (µm)
JUNTA SOLDADA PBX	PBX24H	400H	1,05	800
	PBX25H		0,995	350
	PBX23H		0,601	250
JUNTA SOLDADA PBS	PBS164	200	0,039	Não
	PBS163		0,029	Não
	PBS106H	400H	0,065	Não
	PBS107H		0,053	Não
	PBS174H	400	0,036	Não

4.14.1 - Análise fractográfica das juntas soldas PBS (50 kN)

Os valores de CTOD obtidos para as três amostras, com força de soldagem de 50 kN, foram bastante próximos (0,067 mm-PBS145, 0,063 mm-PBS146 e 0,052 mm-PBS153). Na Figuras 4-161 é apresentada a fractografia da RIP da amostra PBS153. Nas Figuras 4-162[a,b] são apresentadas as fractografias da amostra PBS145. Ambas as juntas soldadas apresentaram fraturas sem zona de estiramento (ZE). Adicionalmente, nestas juntas soldadas observou-se à presença de grande quantidade de microcavidades rasas (MCR) adjacentes à pré-trinca de fadiga seguida de uma

região com clivagem. Na Figura 4-162[b] observa-se a região de transição da fratura por microcavidades rasas para clivagem indicado em algumas situações, ainda, as regiões de iniciação da clivagem da amostra PBS145 (círculos em cor vermelha). As microcavidades rasas observadas estavam associadas a pequenas partículas (Figura 4-163[a]). As análises por EDS (Figura 4-163[b]) confirmaram serem inclusões de MnS tanto as partículas (Figura 4-163[a,b]) quanto o material na forma de filmes observado nas Figuras 4-164[a,b]. Essas inclusões apresentaram diversos formatos: alongado, globular e irregular, mas a maioria possuía um aspecto globular, com diâmetro médio menor que 1,0 μm, Figuras 4-163[a] e 4-164[a]. Inclusões tão pequenas como estas foram anteriormente observadas (Tabela 4-14), indicando a ocorrência de um processo de trituramento das inclusões imposto pela soldagem FTPW (Figura 4-111).

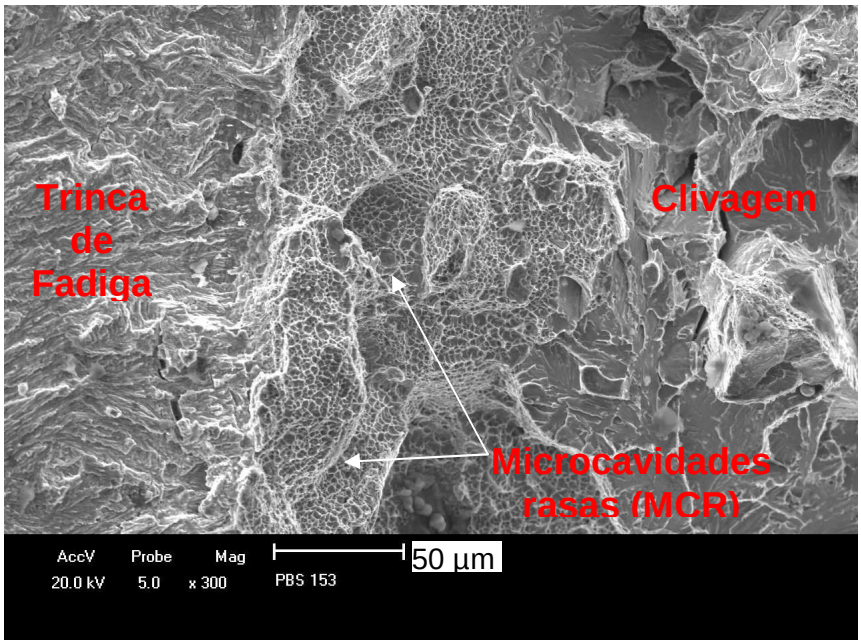
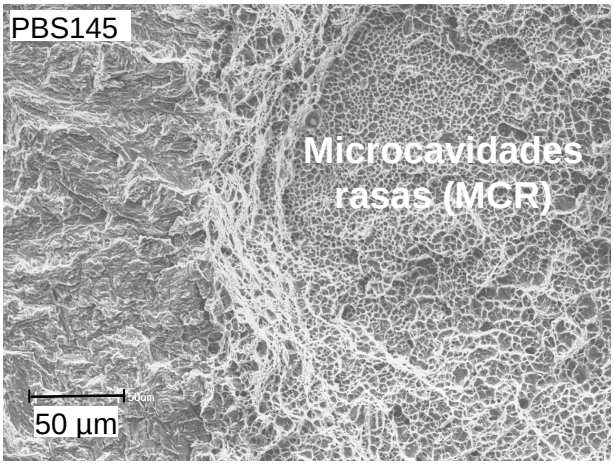
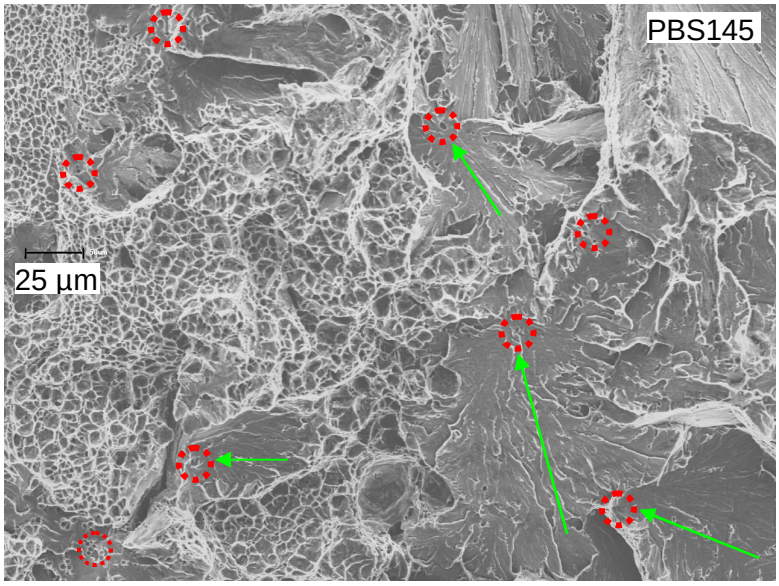


Figura 4-161. Fractografia em MEV da RIP. Amostra PBS145. CTOD = 0,052 mm.



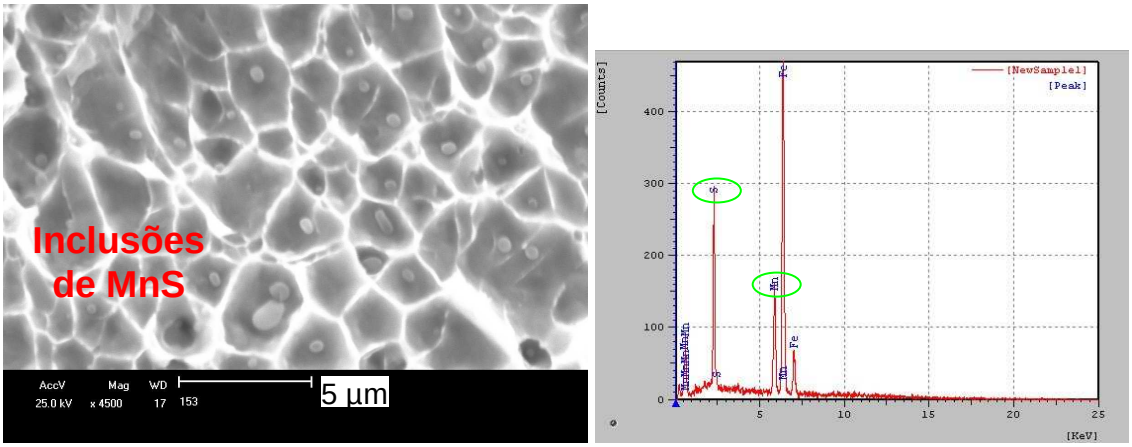
(a)

Figura 4-162. (a) Fractografia em MEV da RIP com a presença de MCR. (b) Clivagem adjacente à RIP. PBS145. CTOD = 0,067 mm.



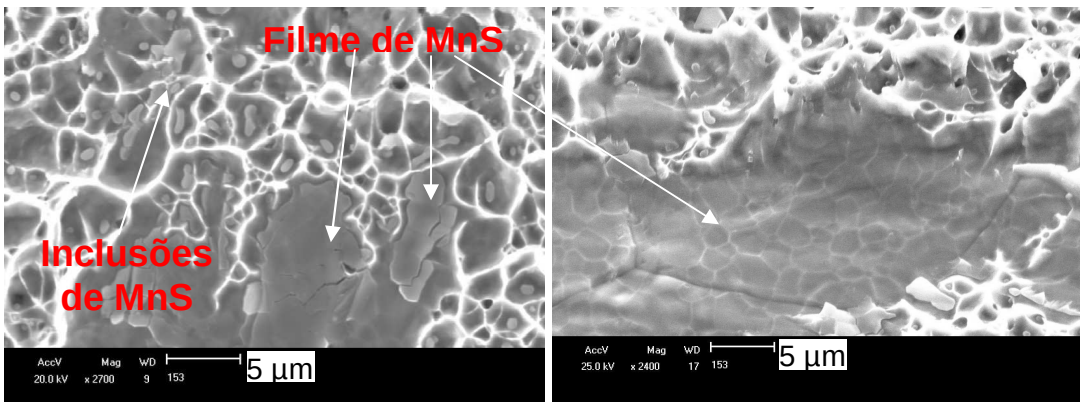
(b)

Figura 4-162. Continuação.



(a) (b)

Figura 4-163. Inclusões de MnS com formato esférico. (b) Análise por EDS. PBS153.



(a) (b)

Figura 4-164. (a) Inclusões de MnS com diversos formatos. (a) e (b) Filmes de MnS. PBS153.

Os filmes de MnS observados (Figuras 4-164[a,b]) corroboram este valor mais baixo de tenacidade já que o filme de MnS não representa praticamente qualquer obstáculo para a separação de superfícies durante a propagação da trinca. Tais formatos podem ter se originado devido ao maior aquecimento atingido com a força de soldagem de 50 kN, possibilitando a dissolução parcial das inclusões de MnS (normalmente acima de 1300ºC) [140] e sua precipitação na forma esférica, durante o resfriamento, ao longo dos contornos de grão [141], fenômeno conhecido como *overheating* [133,142]. A depender da temperatura alcançada, por exemplo, acima de 1400ºC, pode ocorrer até mesmo a fusão das inclusões de MnS, sendo este um fenômeno conhecido como "*burning*" [132]. A Figura 4-165 apresenta as temperaturas para formação de *overheating* e *burning* utilizando-se o teor de enxofre do pino PBS. Como nas juntas soldadas realizadas com força de 50 kN o aquecimento foi bastante elevado, com temperatura máxima medida na ZTMA de 1260ºC para a junta soldada com pino PBS (50 kN), é razoável se supor que tais fenômenos provavelmente ocorreram localmente, até porque sabe-se que a temperatura local pode ser bastante elevada (Figura 2-64[a]). A Figura 4-137[a,b], anteriormente apresentada, reforça esta hipótese, cujo corpo-de-prova de fadiga apresentava uma fractografia típica de um material que sofreu *overheating* [132] e muito semelhante às fractografias com microcavidades rasas (Figura 4-162[a,b]). Entretanto, sabe-se que os fenômenos de *overheating* e *burning* são normalmente observados em aços austenitizados por 3-4 horas e não segundos (40-50 s), como foi o caso das juntas soldadas FTPW com força de 50 kN [132]. Entretanto, MINTZ et al. [141] observaram o fenômeno de *overheating* em peças submetidas a um tratamento de austenitização a 1300ºC por 5 minutos. É provável que no caso das juntas FTPW o par temperatura-deformação tenha um efeito sinérgico considerável propiciando a geração de valores bastante elevados de temperatura local. Isto porque é sabido que valores de temperatura próximos àqueles necessários para a ocorrência de *burning*, cerca de 1400ºC, foram medidos na interface de juntas soldadas de aços C-Mn pelo processo SAC (1390ºC) [143,144,145,146] (Figura 2-66[a,b]). Este é mais um indicativo de que a temperatura na frente de processamento do pino é mais elevada, em pelo menos 150ºC, acima daquela medida pelos termopares posicionados no metal base próximos à I_{CP}.

A análise metalográfica realizada na amostra PBS 153, de acordo com o esquema apresentado na Figura 3-9, indicou que a RIP do ensaio ocorreu na ZTMA do metal base, provavelmente entre a região de grãos grosseiros (RGG) e a região intercrítica (RI), conforme Figura 4-166[a]. Pode-se observar no lado esquerdo desta figura o bandeamento do próprio metal base. Observa-se, ainda, que a RGG

apresenta ferrita de contorno de grão [PF(G)]. Tal característica já não é visível no lado da micrografia que contém a RI.

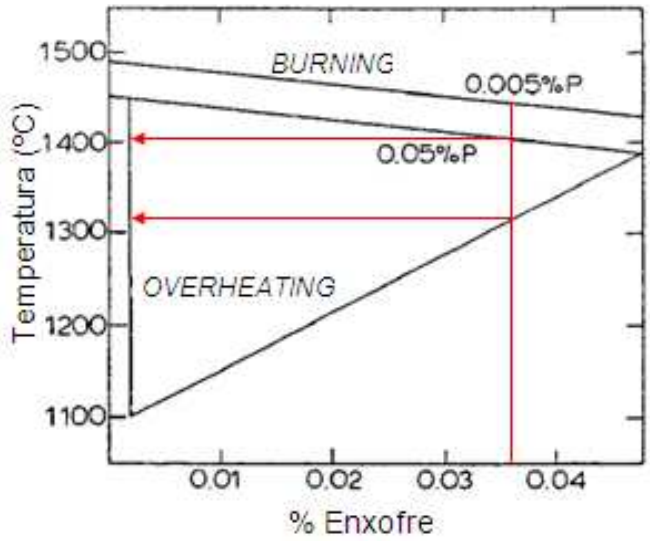


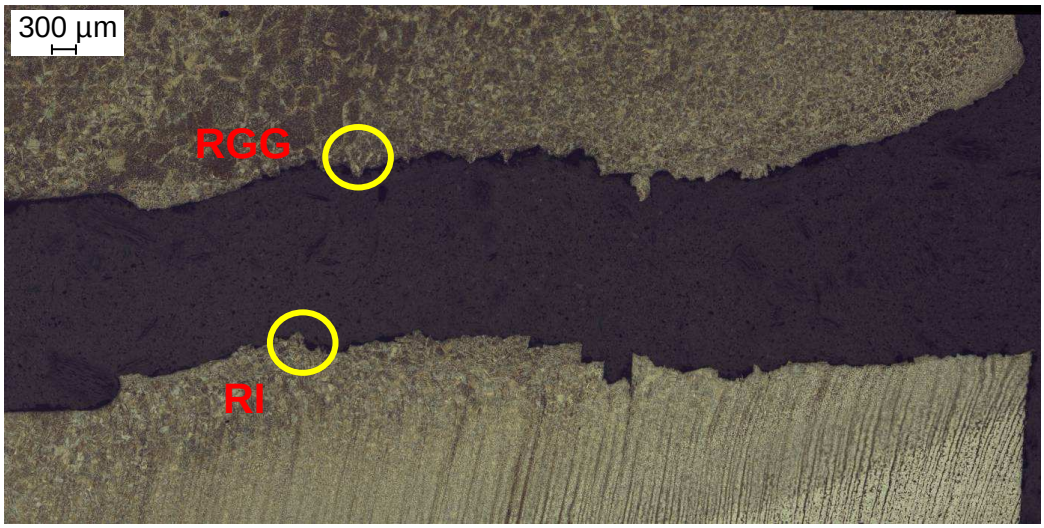
Figura 4-165. Relação entre temperatura e teor de enxofre para ocorrência de *overheating* e *burning* [132].

No lado esquerdo da Figura 4-166[b] observa-se microestrutura composta de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)], ferrita acicular [AF], ferrita de contorno de grão [PF(G)] e martensita [M], sendo este lado pertencente à região intercrítica da ZTMA do metal base. No lado direito, Figura 4-166[c], a microestrutura é de martensita, [PG(G)] e [FS(A)]. As Figuras 4-166[b,c] apresentam, ainda, os valores de microdureza Vickers ($HV_{0,05}$) onde o valor máximo foi de 447 $HV_{0,05}$. Nota-se, ainda, que a dureza do lado da RGG foi mais elevada do que a do lado da RI.

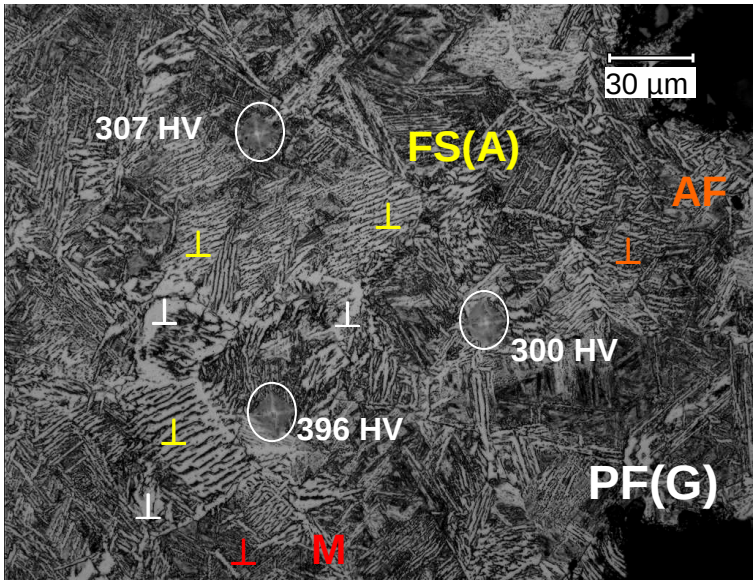
Na Figura 4-166[d] observa-se na RIP a presença de constituinte M-A na forma de ripas dentro da ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)]. Comparando-se o menor valor de CTOD obtido, junta soldada PBS153 (50 kN, CTOD = 0,052 mm), com o menor valor de CTOD obtido por SANTANNA [57] (Tabela 2-9, CTOD = 0,13 mm, aço API X65, HV_1 = 230 com 60% ferrita, 39% martensita e 1% M-A) tem-se um indicativo de que a presença do constituinte M-A na junta soldada PBS153 foi pouco relevante na redução da tenacidade à fratura. Possivelmente isto se deve ao fato de que a quantidade de constituinte M-A da amostra PBS153 ter sido de somente 0,56%, além da dureza máxima da amostra PBS153 ter sido superior àquela medida por SANTANNA [57]. Desta forma, acredita-se que o baixo valor de CTOD se deve fundamentalmente à presença das microcavidades rasas com inclusões de MnS dentro das mesmas e pela dureza mais elevada. Outro ponto a se registrar é que os valores de CTOD observados para a junta soldada PBS 50 kN são próximos dos

valores de tenacidade medidos por TEIXEIRA et al. [30], ao se transformar os valores de energia Charpy em valores de CTOD, Figura 2-47[b].

Outro aspecto a se destacar é a presença de clivagem adjacente à região com MCR (Figura 4-162[c]) na amostra PBS145. Nota-se que a clivagem iniciou em pequenas cavidades (círculos em vermelho), possivelmente constituintes M-A ou carbetos, como observado nas Figuras 4-55 e 4-56. Porém, como a fratura percorreu primeiramente a região com MCR, é razoável supor-se que o valor de tenacidade foi pouco influenciado pela região de clivagem subsequente.

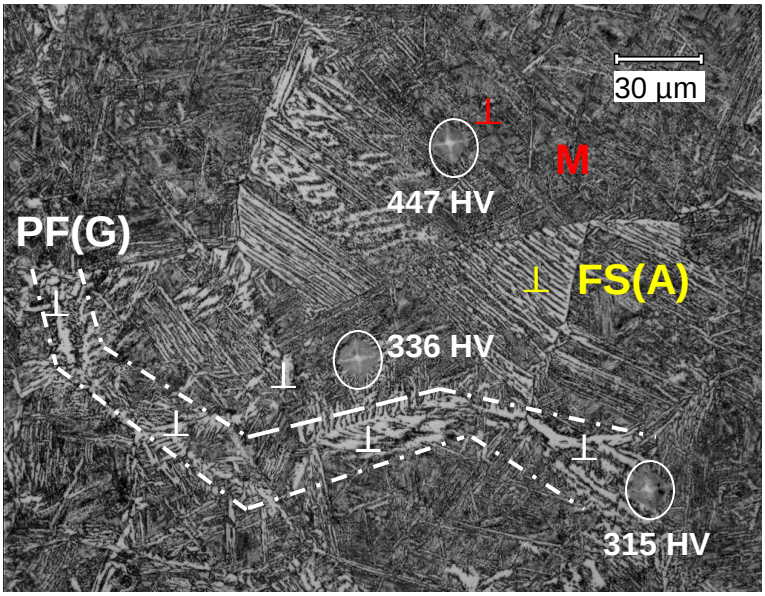


(a)

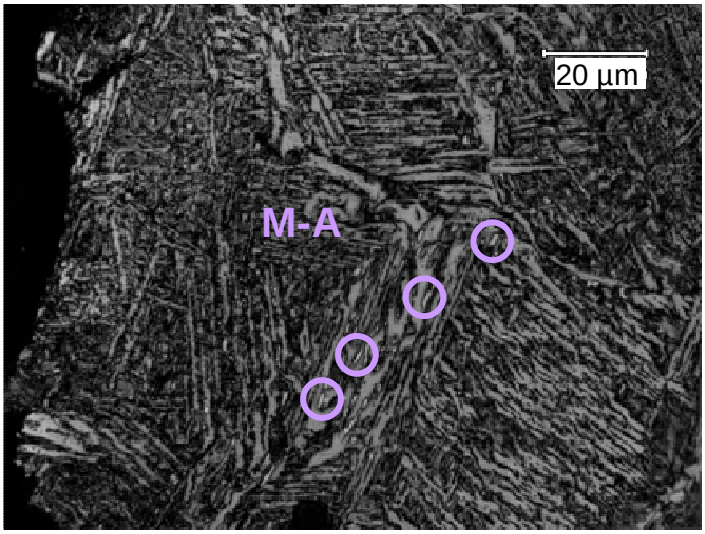


(b)

Figura 4-166. (a) Micrografia do corpo-de-prova de CTOD. Microestrutura e microdureza $HV_{0,05}$. (b) e (c) Microestrutura da RI e RGG, respectivamente, análise na região com círculo amarelo. Ataque Nital 1%. (d) Constituinte M-A (Ataque LePera [111]). %M-A = 0,56%. PBS153. CTOD = 0,052 mm.



(c)



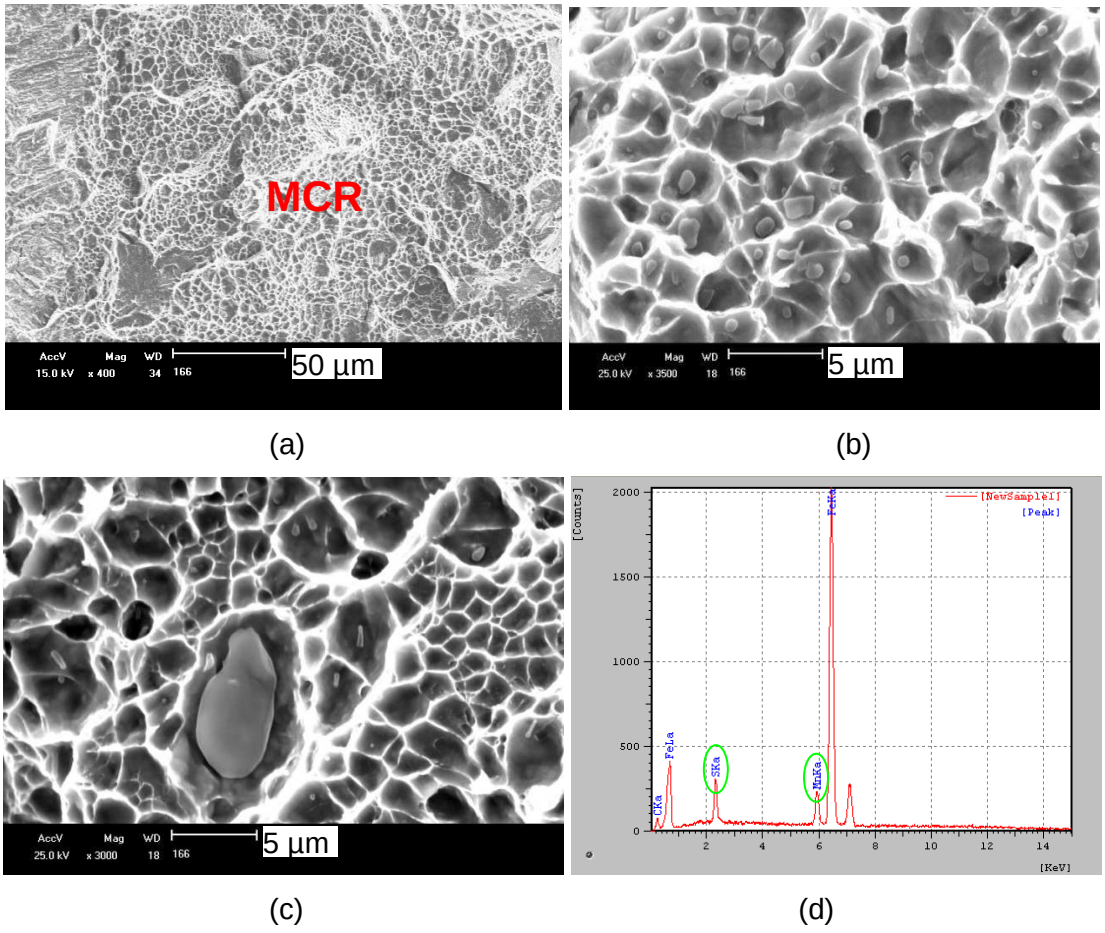
(d)

Figura 4-166. Continuação.

4.14.2 - Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (200 kN)

Os valores de CTOD obtidos para a força de soldagem de 200 kN foram inferiores aqueles medidos para a força de 50 kN. As Figuras 4-167[a,b,c] apresentam as fractografias da RIP do corpo-de-prova PBS166, cujo valor de CTOD foi de 0,03 mm. As análises destas fraturas também apresentaram uma superfície com MCR e inclusões de MnS (análise por EDS, Figura 4-167[d]). Essas inclusões também apresentavam formatos variados: esférico, alongado, largo e irregular (Figura 4-167[b,c]). Algumas inclusões tinham aspecto fragmentado, pois foram trituradas durante o processamento do pino. Na Figura 4-167[c] observam-se inclusões bem pequenas confirmando os resultados observados na Tabela 4-14. De forma

semelhante à junta soldada com força de 50 kN, observou-se MCR em grande quantidade na RIP, estando dentro destas cavidades as inclusões esféricas de MnS (Figura 4-164[b]), apesar da temperatura de pico medida ter sido de somente 822ºC (Tabela 4-8), já que o termopar se encontrava distante da IL_{CP} (cerca de 3,2 mm, Figura 4-31[c]). Por outro lado, já se observava a presença de algumas poucas inclusões alongadas com diâmetro médio acima de 7 µm (Figura 4-167[c]). Logo, admitindo a hipótese do *overheating*, a temperatura real deveria ter sido bem mais elevada, no mínimo 1300 ºC (Figura 4-165). Adicionalmente, não foram encontradas inclusões de MnS na forma de filmes refundidos, como no caso da junta soldada com força de soldagem de 50 kN (Figura 4-164[c,d]).

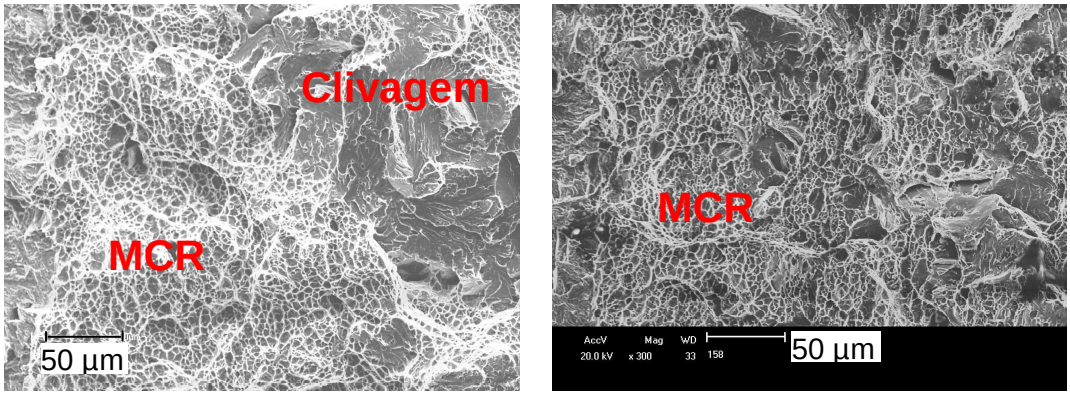


(a) (b)

(c) (d)

Figura 4-167. Fractografia em MEV da RIP. (a) *Microcavidades* rasas pequenas. (b) *Microcavidades* rasas com inclusões esféricas. (c) Inclusões pequenas e grandes. (d) EDS da inclusão de MnS. PBS166. CTOD = 0,03 mm.

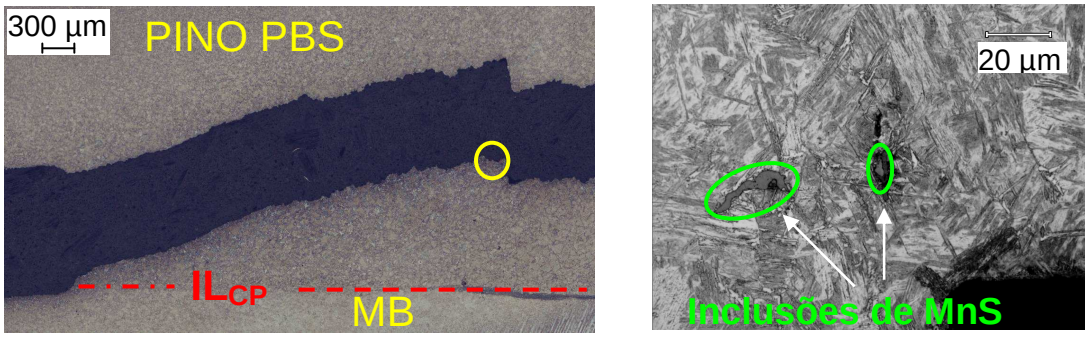
As amostras PBS157 (CTOD = 0,041 mm) e PBS158 (CTOD = 0,025 mm) apresentaram características de fratura na RIP muito semelhantes àquela apresentada pela amostras PBS166, o que pode ser observado nas Figuras 4-168[a,b].



(a) (b)

Figura 4-168. (a) Fractografia em MEV da RIP. PBS157. CTOD = 0,041 mm. (b) Fractografia em MEV da RIP. PBS158. CTOD = 0,025 mm.

Foi realizada a análise metalográfica da amostra PBS157, Figura 3-9. Observa-se que a RIP ocorreu no material do pino, conforme a Figura 4-169[a]. Os valores de microdureza obtidos nesta região foram bastante elevados na região do pino (máximo de 548 $HV_{0,05}$) por onde a pré-trinca propagou. Já no metal base os valores de microdureza foram menores (máximo de 458 $HV_{0,05}$), uma vez que o mesmo possui menor teor de carbono que o pino. Estes valores elevados de dureza confirmam os resultados observados na Figura 4-6[b], equivalendo a uma microestrutura predominantemente martensítica. Na Figura 4-169[b] observa-se que na RIP (círculo amarelo na Figura 4-169[a]), havia a presença de inclusões de MnS.



(a) (b)

Figura 4-169. (a) Micrografia da região central de propagação. (b) Presença de inclusões de MnS. PBS157. CTOD = 0,041 mm.

Na Figura 4-170 observa-se à presença do constituinte M-A na RIP, na forma de ripas, dentro de regiões com microestrutura de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)], da forma semelhante à amostra com força de 50 kN. Segundo DAVIES e KING [147] o constituinte M-A, na forma de ripas, não introduz queda significativa de tenacidade, como no caso de constituinte M-A do tipo massivo. Ainda assim, segundo estes autores, independentemente do tipo de constituinte M-A presente, é necessário que haja uma grande diferença de dureza entre o constituinte M-A e a matriz para que

a fragilidade ocorra. Desta forma, entende-se que os menores valores de CTOD da junta soldada com força de 200 kN, quando comparados às juntas soldadas com força de 50 kN, se devem fundamentalmente ao seu maior valor de dureza (devido ao menor tempo $t_{8/5}$, Tabela 4-8), já que em ambas as juntas soldadas eram observadas à presença de MCR.

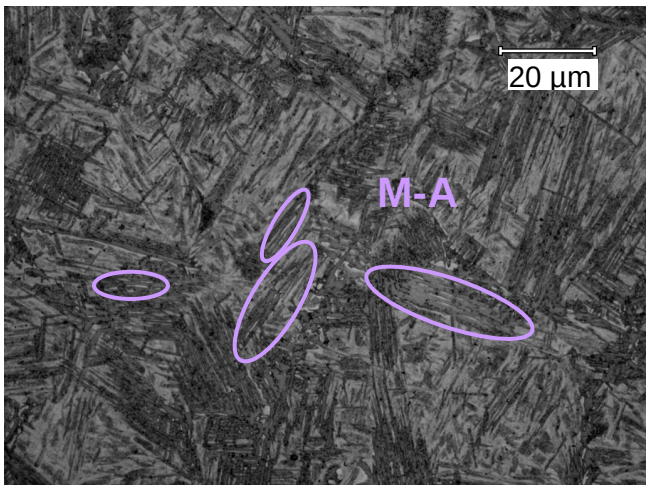


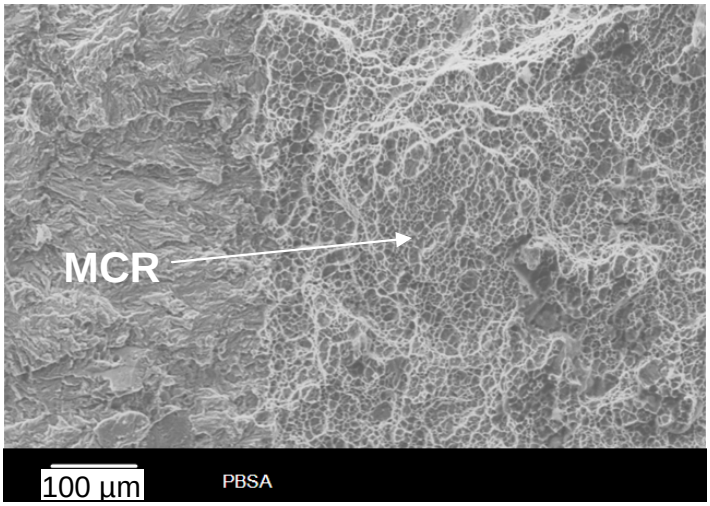
Figura 4-170. Ataque químico da região do pino (solução LePera [111]). PBS157. Presença de constituinte M-A na forma de ripas alongadas. %M-A = 1,43%. CTOD = 0,041 mm.

4.14.3 - Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (400 kN)

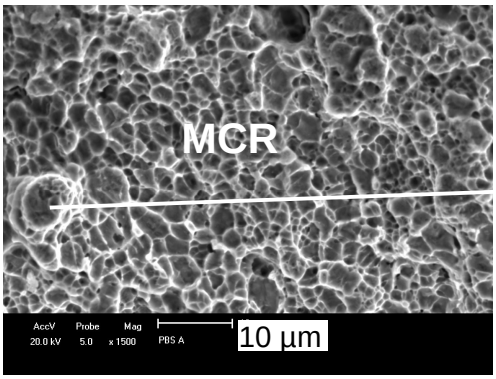
Os ensaios realizados nas juntas soldadas com força de 400 kN apresentaram resultados variados. O valor de CTOD obtido com a junta soldada PBS-A foi de 0,030 mm. A fractografia da RIP mostrou um modo frágil de propagação com a presença de MCR com pequeno diâmetro (Figura 4-171[a,b,c]), tal como as amostras com força de 50 kN e 200 kN. Observou-se que a quantidade de inclusões de MnS foi inferior à das demais condições de soldagem (200 kN e 50 kN). Porém, o formato das inclusões foi similar ao das inclusões encontradas na condição de 200 kN, com exceção do formato globular. Entende-se que esta diferença se deva ao fato de que com força de soldagem de 400 kN a temperatura máxima alcançada foi ainda menor que aquela medida para a força de 200 kN, não permitindo, desta forma, a dissolução, mesmo que parcial, das inclusões de MnS, modelo este já proposto para as juntas soldadas com força de soldagem de 50 kN e 200 kN. Inclusões fragmentadas e maiores estão relacionadas ao menor tempo de soldagem para esta condição de processamento (400 kN). Na Figura 4-172 é apresentada a fractografia da amostra PBS170, onde nota-se característica semelhante à observada na amostra PBS-A, ou seja, a presença de MCR.

A Figura 4-173[a] evidencia que a RIP da amostra PBS-A se deu na ZTMA do metal base, numa região com microestrutura predominantemente martensítica, já que

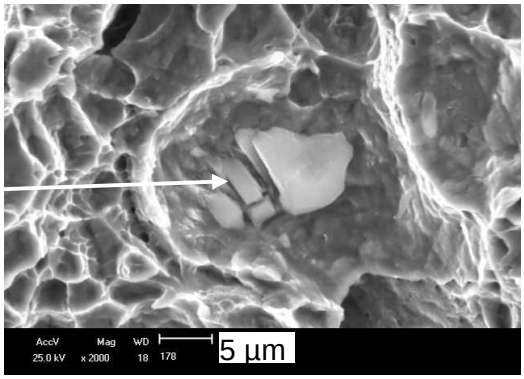
os valores de dureza foram bastante elevados (superiores a 500 $HV_{0,05}$). Adicionalmente, não foi observada a presença do constituinte M-A. O valor de CTOD de 0,03 mm medido caracteriza um comportamento frágil desta junta soldada, estando relacionado não somente à dureza elevada como também à presença de MCR com inclusões de MnS dentro das mesmas.



(a)



(b)



(c)

Figura 4-171. (a) Fractografia em MEV da RIP. (b) Detalhe de (a). (c) Detalhe de (b) mostrando inclusão. Sem a presença de M-A. CTOD = 0,03 mm. PBS-A.

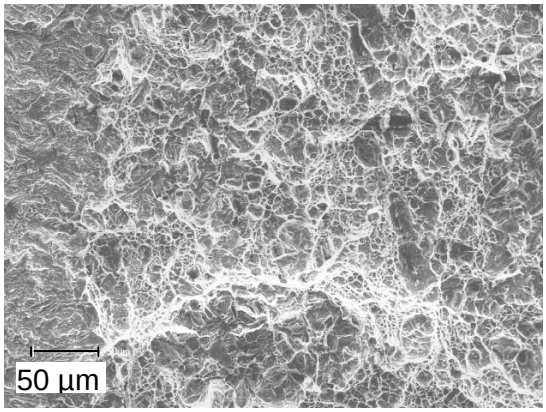


Figura 4-72. Fractografia em MEV da RIP. PBS170. CTOD = 0,052 mm.

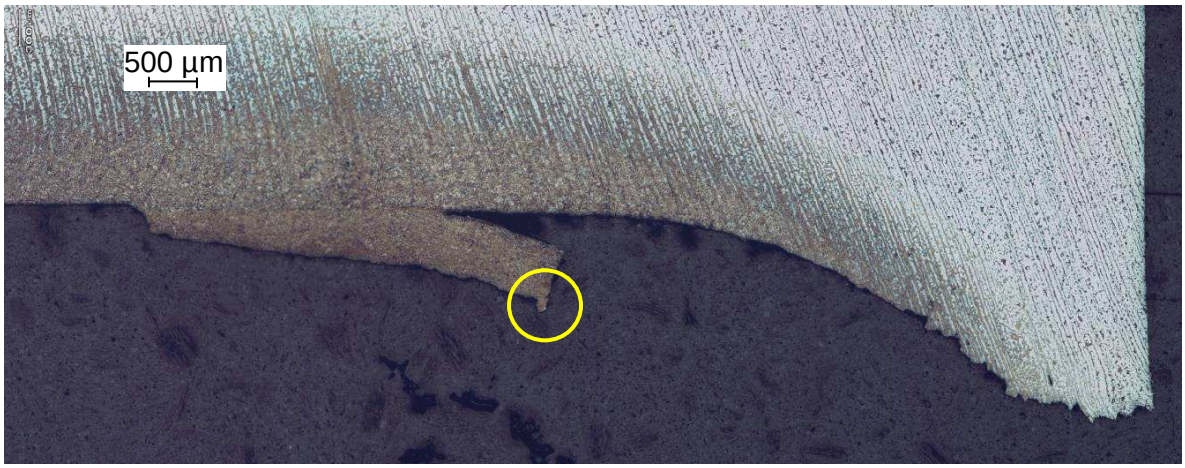
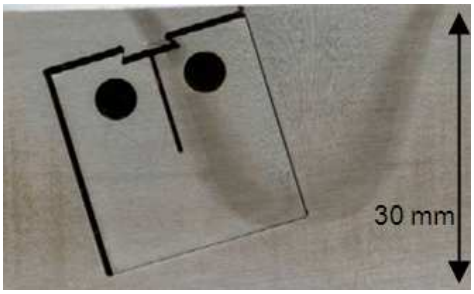


Figura 4-173. Micrografia do corpo-de-prova de CTOD após o ensaio. Nital 2%. PBS-A. CTOD = 0,030 mm.

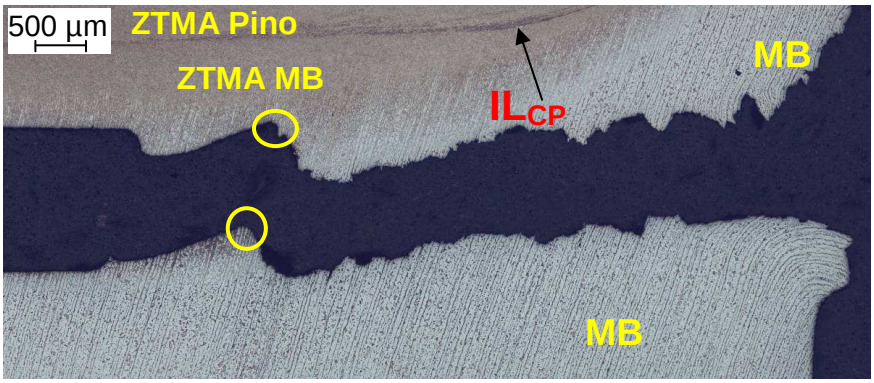
O valor de CTOD obtido para a amostra PBS-B foi de 0,194 mm. Pela macrografia (Figura 4-174[a]) fica claro que o entalhe ficou fora da região da IL_{CP}, estando praticamente dentro do metal base, o que resultou num valor mais elevado de CTOD. A Figura 4-174[b] apresenta a micrografia na RIP confirmando que o entalhe se encontrava no metal base.

A análise das superfícies de fratura da amostra PBS-B indicou uma fratura com propagação de caráter bem mais dúctil que a da junta soldada PBS-A, com a presença de microcavidades mais profundas e deformadas, ausência de inclusões de MnS e presença de uma zona de estiramento (ZE) com cerca de 25 µm de extensão (Figuras 4-174[c,d]). A Figura 4-174[e] apresenta a microestrutura e valores de microdureza $HV_{0,05}$ da RIP. Nota-se uma microestrutura bandeada e composta de ferrita poligonal [PF] e Martensita [M] já apresentados anteriormente (Figuras 4-57 e 4-58), corroborados pelos valores de microdureza (Figura 4-174[e]). Na Figura 4-174[f] observa-se que a ferrita poligonal [PF] presente na região de bandeamento transformado contém a presença do constituinte M-A nos seus contornos de grão, tendo a mesma sido aquecida na região intercrítica.

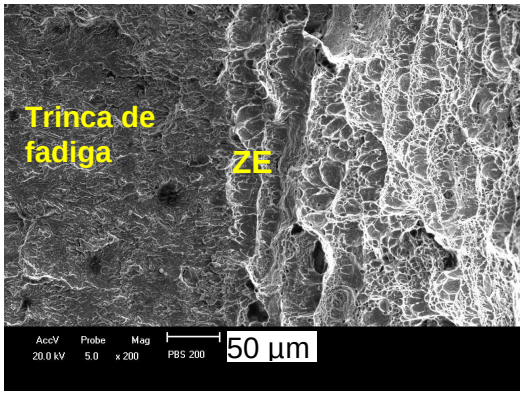
Como resultado do elevado valor de CTOD medido (0,194 mm) para a amostra PBS-B, fica evidente que a presença da martensita na região bandeada não influenciou negativamente a tenacidade à fratura desta junta soldada. Fica evidente, ainda, que a presença da zona de estiramento representa de forma mais adequada a razão pela qual se obteve valor mais alto de CTOD.



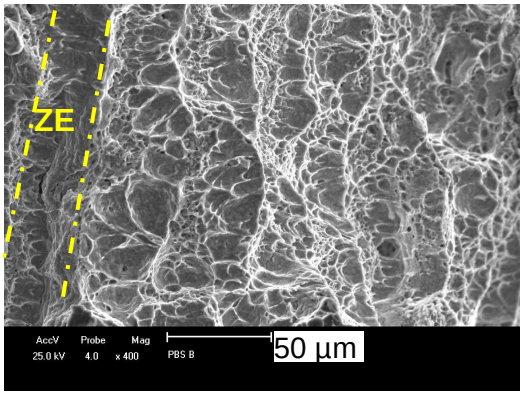
(a)



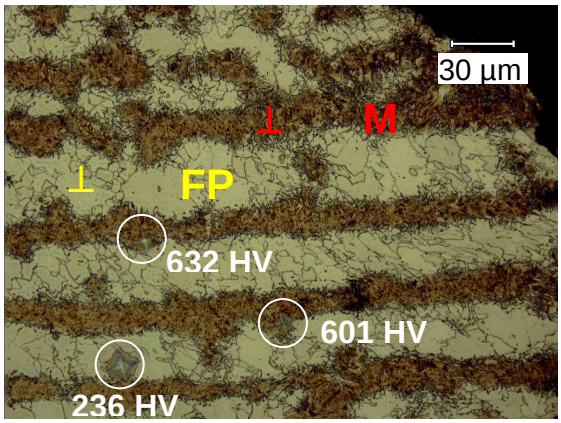
(b)



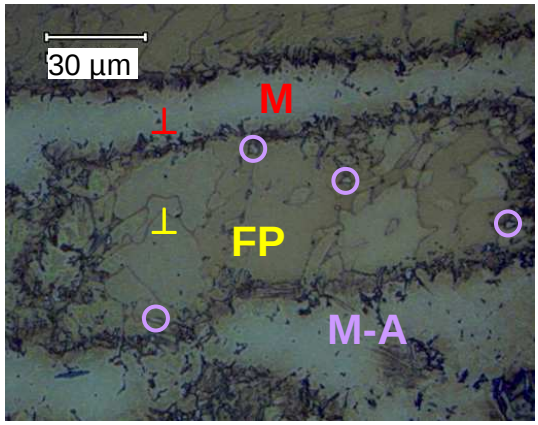
(c)



(d)



(e)

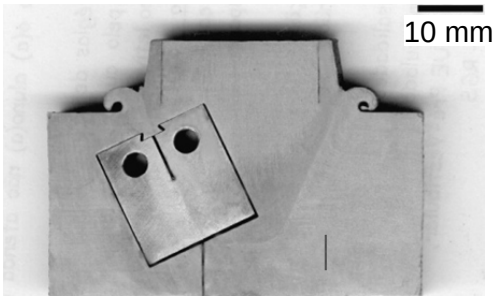


(f)

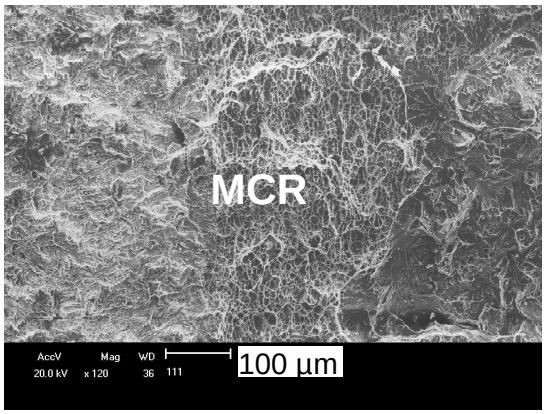
Figura 4-174. (a) Macrografia co corpo-de-prova de CTOD. (b) Micrografia após o ensaio (Nital 1%).(c) e (d) Fractografias em MEV da RIP com a presença da ZE. (e) Microestrutura e microdureza. (f) Presença de constituinte M-A do tipo massivo (detalhe de (e), Ataque LePera [111]). PBS-B. CTOD = 0,194 mm.

4.14.4 - Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (200H kN)

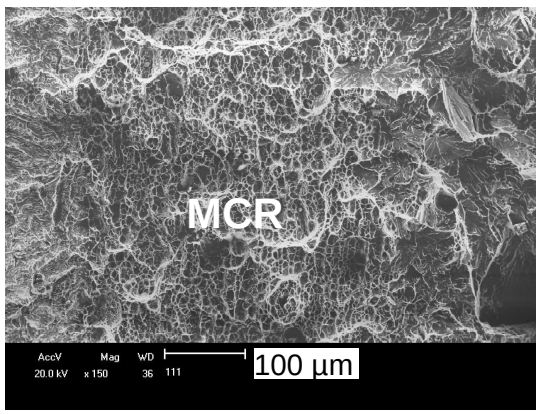
A Figura 4-175[a] apresenta a macrografia e o corpo-de-prova de CTOD antes do ensaio. As Figuras 4-167[b,c] apresentam a fractografia do corpo-de-prova PBS111H na RIP, cujo valor de CTOD foi de 0,046 mm, observando-se a presença de MCR, além da ausência de zona de estiramento. Observa-se, ainda, que a fratura na RIP se desenvolveu ao longo da ZTMA do pino (Figura 4-167[d]), cuja dureza máxima foi de 381 $HV_{0,2}$ (Figura 4-8). Fica evidente, portanto, o efeito deletério das MCR quando associadas às inclusões de MnS. Essas inclusões foram trituradas pelo processo de soldagem e espalhadas na interface, sobrepondo-se neste caso à presença de uma microestrutura de menor dureza quando comparada, por exemplo, às juntas soldadas PBS157 (200 kN) e PBS-A (400 kN), que tinham dureza superior a 500 $HV_{0,2}$.



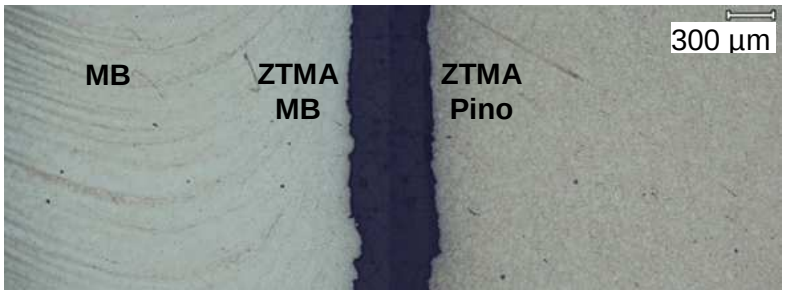
(a)



(b)



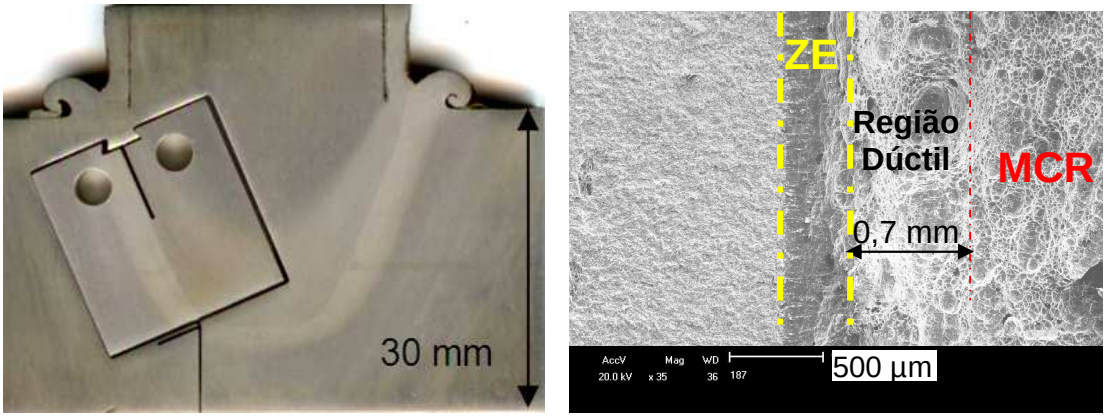
(c)



(d)

Figura 4-175. (a) Macrografia da junta soldada. (b) e (c) Fractografia em MEV da RIP. (d) Micrografia da região de propagação. Nital 1%. PBS111H. CTOD = 0,046 mm.

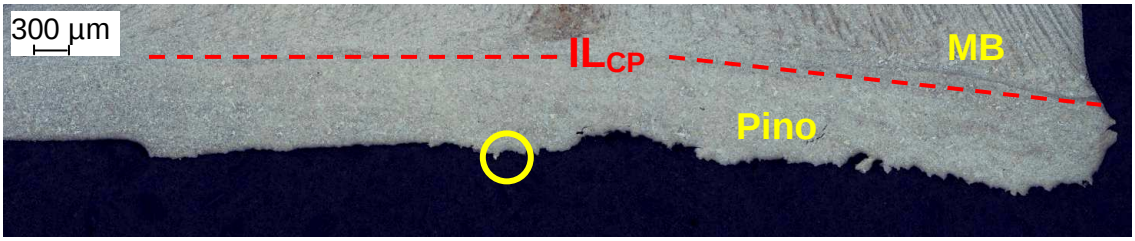
A Figura 4-176[a] apresenta a macrografia do corpo-de-prova PBS187H antes do ensaio, cujo valor de CTOD foi de 0,133 mm. Na fractografia apresentada na Figura 4-176[b] nota-se, na RIP, a presença de uma zona de estiramento de cerca de 200 µm de extensão. Da mesma forma que na fratura do corpo-de-prova PBS-B (400 kN), a RIP ficou numa região livre de inclusões, permitindo o efeito de cegamento da trinca pela formação da ZE. Nota-se, porém, que após 0,7mm do início da propagação, a presença de MCR rasas semelhantes às observadas nas fraturas de corpos-de-prova com baixo valor de CTOD. Este é um aspecto relevante a se mencionar já que pela macrografia do corpo-de-prova de CTOD antes do ensaio (Figura 4-176[a]) observava-se que o entalhe estava, em tese, corretamente posicionado na interface. Logo, é razoável assumir que a largura da região afetada pelas inclusões é, do ponto de vista macroscópico, de tamanho relativamente pequeno, de forma que a pré-trinca de fadiga não estava posicionada na região mais crítica em termos da população de inclusões fragmentadas e pulverizadas na interface.



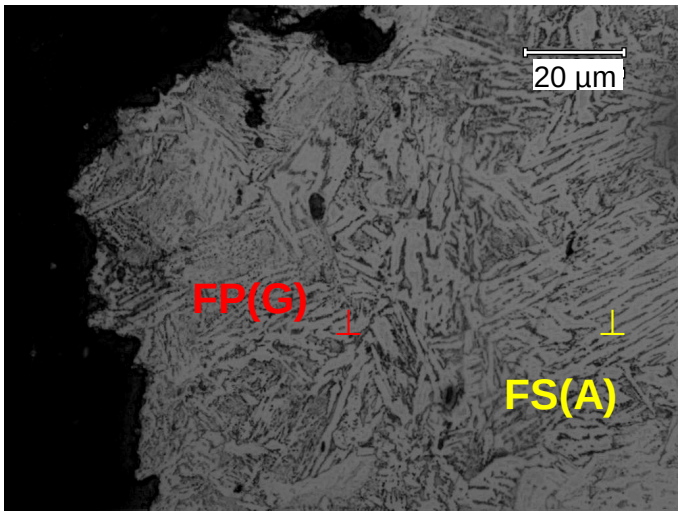
(a) (b)

Figura 4-176. (a) Macrografia do corpo-de-prova de CTOD. (b) Fractografia em MEV. PBS187H. CTOD = 0,133 mm.

A análise metalográfica da amostra PBS187H na RIP indicou que a fratura ocorreu no material do pino processado, conforme Figura 4-177[a]. Na Figura 4-177[b] observa-se microestrutura predominante de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e alguma presença de ferrita de contorno de grão [PF(G)]. A dureza máxima medida dentro da RIP foi de 307 $HV_{0,05}$, o que está bastante coerente com a Figura 4-6[b]. Um valor de dureza relativamente baixo garante uma melhor ductilidade, o que provavelmente facilitou a formação da zona de estiramento (ZE). Cabe ressaltar que esta amostra não apresentou constituinte M-A.



(a)



(b)

Figura 4-177. (a) Micrografia da região de propagação. (b) Microestrutura na RIP. Nital 1%. PBS187H. Sem a presença de constituinte M-A. CTOD = 0,133 mm.

A Figura 4-178 apresenta a fractografia da amostra PBS183H (CTOD = 0,055 mm) na RIP onde se observa a mesma característica de MCR como observado na amostra PBS111H.

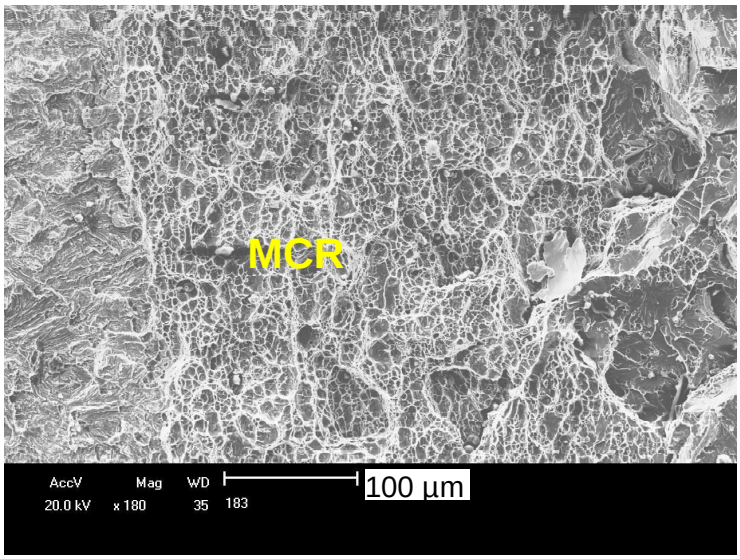


Figura 4-178. Fractografia em MEV da RIP. Amostra PBS183H. CTOD = 0,055 mm.

4.14.5 - Análise fractográfica das juntas soldadas PBS (400H kN)

As Figuras 4-179[a,b] apresentam a fractografia do corpo-de-prova PBS200H na RIP, cujo valor de CTOD foi de 0,092 mm. Nota-se a presença de uma ZE pouco extensa (25 µm) como também uma região com MCR e clivagem. Adicionalmente, observou-se a presença de poucas inclusões, sendo provavelmente de sulfeto de cálcio em vez de MnS, dentro das MCR observadas (Figuras 4-179[c,d]).

A análise metalográfica da amostra PBS 200H na RIP indicou que o ensaio ocorreu na ZTMA do material de base, bem próximo à interface de soldagem, conforme a Figura 4-180[a]. A microdureza na RIP atingiu o valor máximo de 381 $HV_{0,05}$. A microestrutura observada era composta de ferrita com segunda fase alinhada, [FS(A)], martensita (M) e ferrita de contorno de grão [PF(G)], Figura 4-180[b]. Nesta amostra observou-se a presença do constituinte M-A (0,31%). Da mesma forma que na amostra PBS157, acredita-se que a presença do constituinte M-A teve papel pouco relevante na tenacidade à fratura.

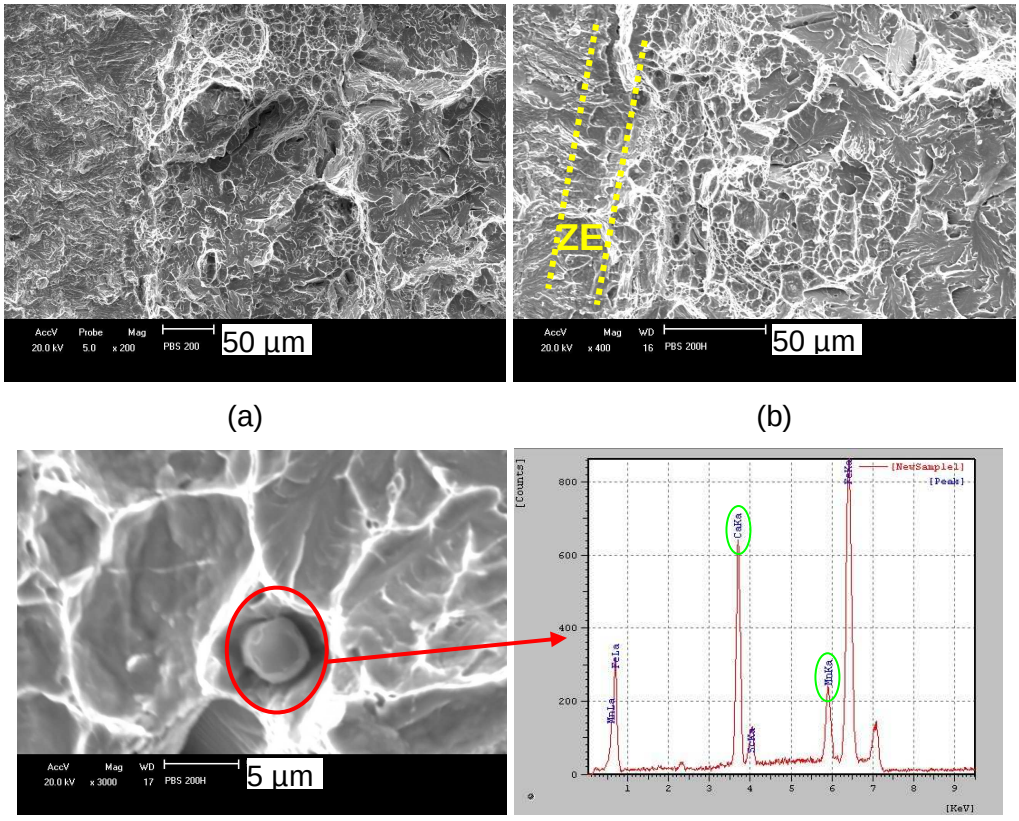
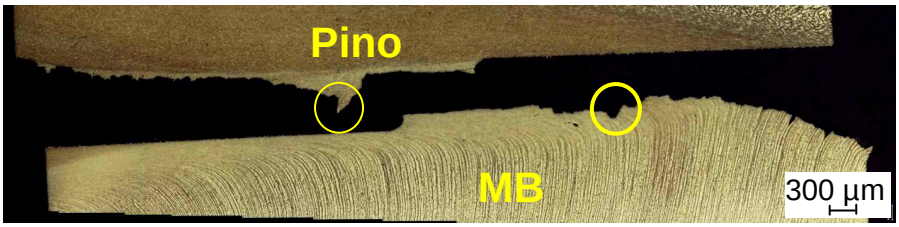


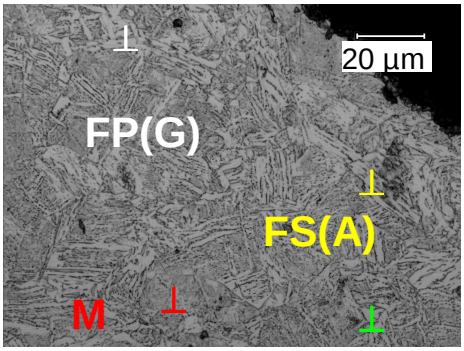
Figura 4-179. (a) e (b) Fractografia em MEV da RIP. (c) Inclusão não metálica. (d) Análise por EDS da inclusão em (c). PBS200H. CTOD = 0,092 mm.

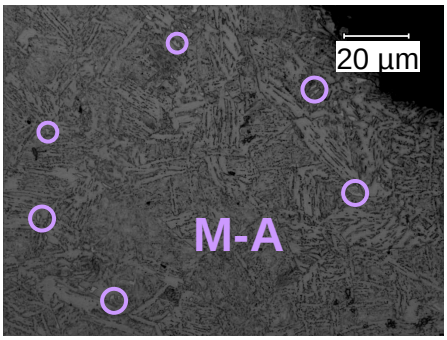
As Figuras 4-181[a,b] apresentam a RIP da amostra PBS195H onde nota-se à presença de uma ZE estreita (10 µm) e MCR. As Figuras 4-181[c,d,e,f] apresentam as inclusões dentro das MCR, indicando que as mesmas são de MnS. Percebe-se, ainda,

grande quantidade de inclusões bem pequenas (menores que 1 µm) e poucas inclusões de tamanho maior.



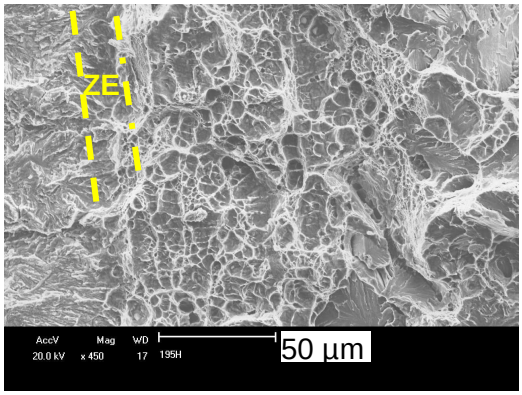
(a)

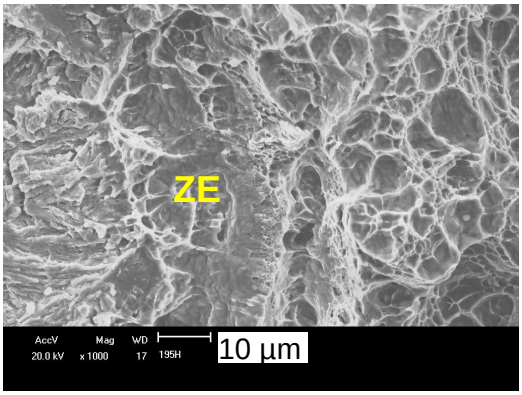




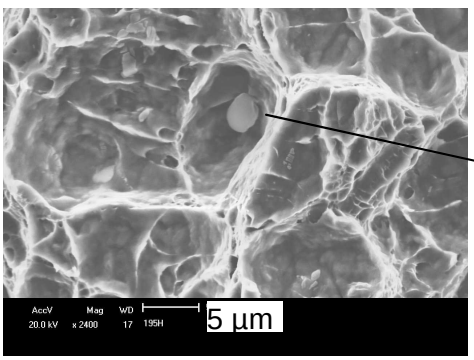
(b) (c)

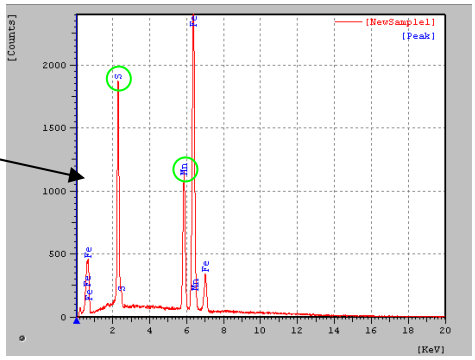
Figura 4-180. (a) Micrografia da região de propagação. (b) Microestrutura da região de início de propagação. (c) Ataque químico LePera [111]. % M-A = 0,31 %. PBS200H. CTOD = 0,092 mm.





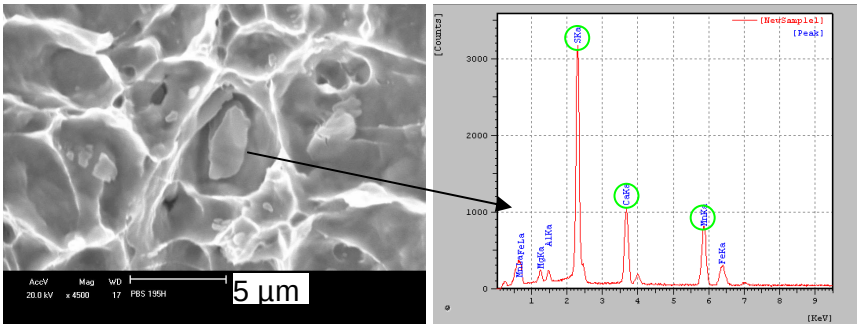
(a) (b)





(c) (d)

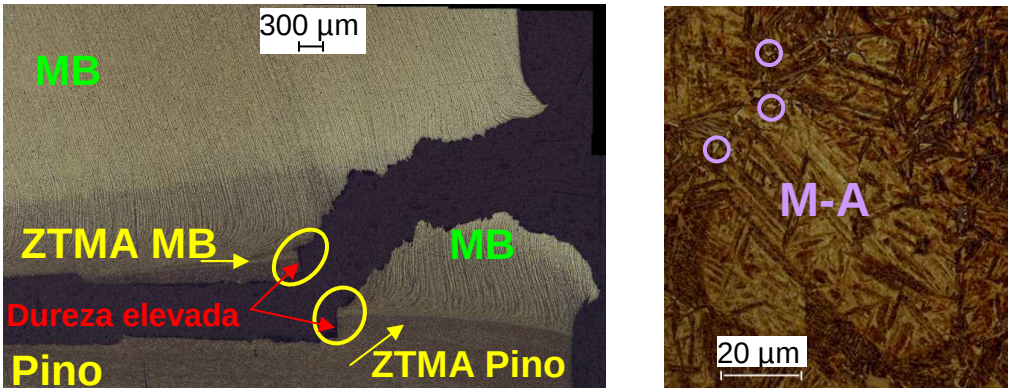
Figura 4-181. (a) e (b) Fractografias em MEV da RIP. (c) e (e) Detalhe das inclusões. (d) e (f) Análise por EDS das inclusões. PBS195H. CTOD = 0,088 mm.



(e) (f)

Figura 4-181. Continuação.

A análise metalográfica realizada na RIP da amostra PBS 195H indicou que o ensaio ocorreu praticamente dentro do metal de base, conforme a Figura 4-182[a]. Isto porque a RIP se entendeu através do pino até a fronteira entre a ZTMA-MB, sendo que grande parte da fratura se deu já dentro do metal base. O valor máximo de microdureza na região da ZTMA do pino atingiu 470 $HV_{0,05}$. Da mesma forma que na amostra PBS200H, foi observada a presença de constituinte M-A (0,74 %) na ZTMA do pino. Apesar da dureza elevada observada na ZTMA desta junta soldada, entende-se que o valor mais elevado de tenacidade à fratura da amostra PBS195H, de forma semelhante à amostra PBS200H, está diretamente relacionado à presença da ZE, a qual se desenvolveu pela participação do metal base no processo de fratura. Tendo o MB uma tenacidade mais elevada que a ZTMA do pino de elevada dureza, observou-se um desvio da direção de propagação em direção ao metal base (Figura 4-182[a]).

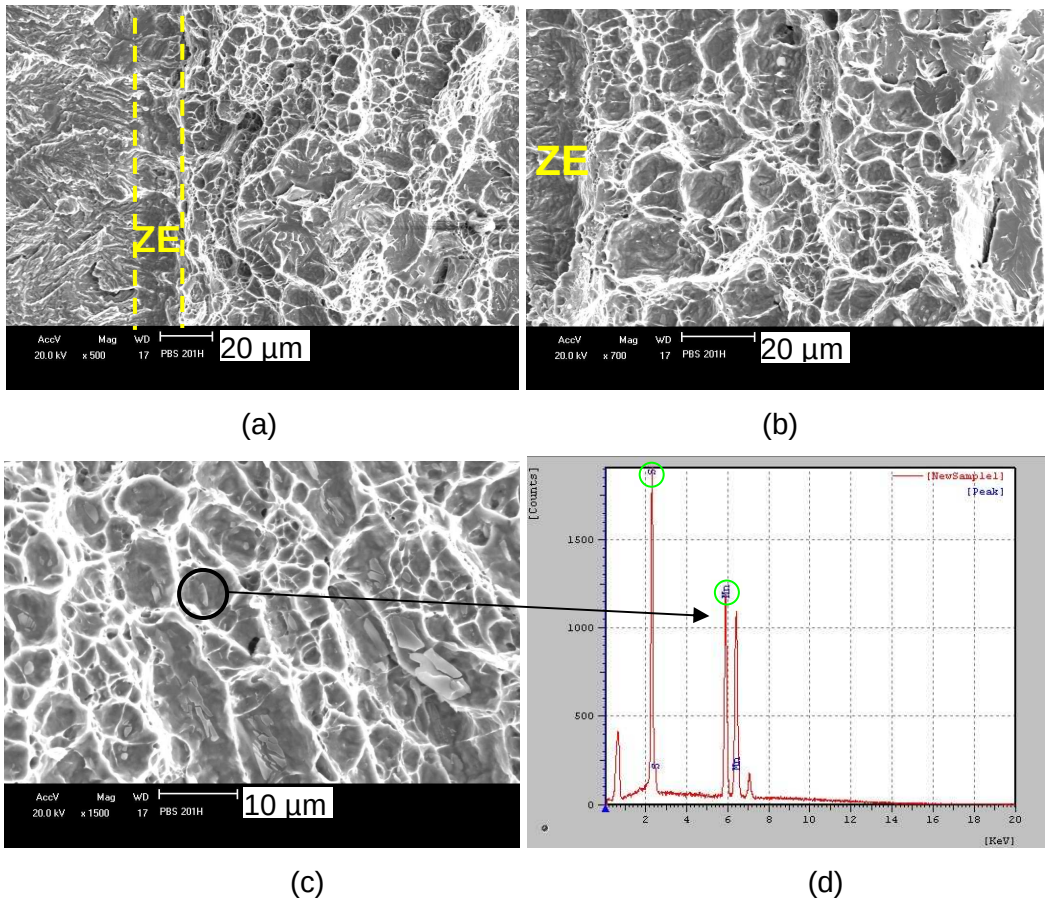


(a) (b)

Figura 4-182. (a) Micrografia da região de propagação. (b) Ataque químico LePera [111] da RIP. M-A = 0,74%. PBS195H. CTOD = 0,088 mm.

A Figura 4-183[a,b] apresenta a fractografia da RIP da amostra PBS201H, cujo valor de CTOD foi de 0,122 mm, onde notam-se as mesmas características observadas para as amostras PBS195H e PBS200H,ou seja, presença de ZE estreita juntamente com MCR e inclusões de MnS (Figuras 4-183[c,d,e,f]). A análise metalográfica da amostra PBS201H na RIP indicou que o ensaio envolveu o material no pino, conforme a Figura 4-184. Porém, da mesma forma que na amostra PBS195H,

logo no início do processo de propagação, a trinca se desviou para o metal base, propiciando a formação de uma ZE, de pequena extensão (15 µm), levando a um maior valor de CTOD. Nesta amostra não se observou a presença de constituinte M-A. Logo, é razoável supor-se que a participação do metal base no processo de fratura foi muito relevante, visto que contribuiu para a formação da zona de estiramento.



(a) (b)

(c) (d)

Figura 4-183. (a) e (b) Fractografia em MEV da RIP. (c) Detalhe das inclusões. (d) Análise por EDS das inclusões. PBS201H. CTOD = 0,122 mm.

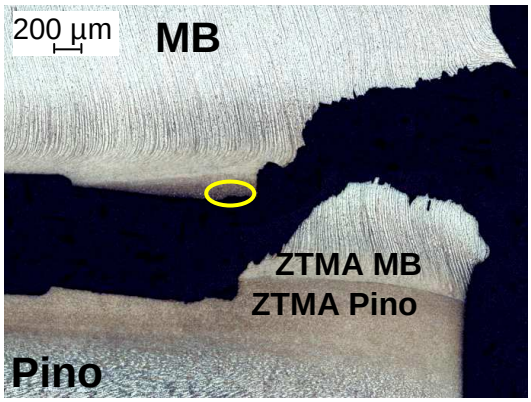
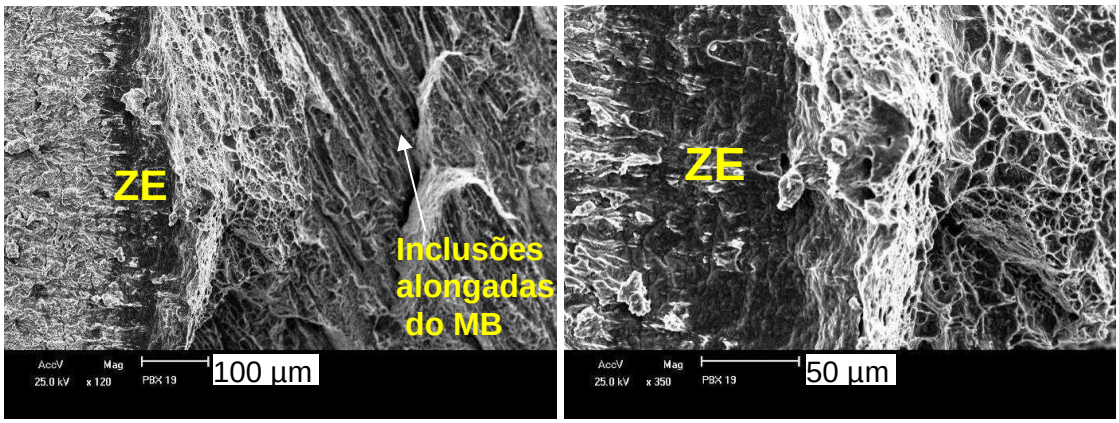


Figura 4-184. Micrografia da região de propagação de trinca do ensaio de CTOD. PBS201H. Sem a presença do constituinte M-A. CTOD = 0,122 mm.

4.14.6 - Análise fractográfica das juntas soldadas PBX (400H kN)

As Figuras 4-185[a,b] apresentam as fractografias da junta soldada PBX19H na RIP cujo valor de CTOD foi de 0,218 mm, onde se nota a presença de uma ZE de 100 µm de extensão. A análise metalográfica realizada na RIP da amostra PBX 19 (Figura 4-186[a]) indicou que o início da propagação ocorreu na interface entre o material do pino e o metal base, cujas inclusões alinhadas podem ser também observadas na Figura 4-185[a]. Na Figura 4-184[b] observa-se, ainda, a microestrutura composta de ferrita com segunda fase não alinhada [FS(NA)] e ferrita poligonal [FP]. Na Figura 4-186[c] observa-se a presença do constituinte M-A em pequena quantidade, 0,52% na RIP da amostra de CTOD seccionada, onde os constituintes M-A estão posicionados entre os contornos das placas de ferrita. A dureza máxima medida na RIP foi de 349 $HV_{0,05}$. Nota-se que apesar da presença de constituinte M-A, a tenacidade à fratura foi elevada. A presença da ZE ressalta esse valor alto de tenacidade, a qual foi facilitada por parte da propagação junto à interface ter envolvido a ZTMA do metal base, que apresenta menor dureza.

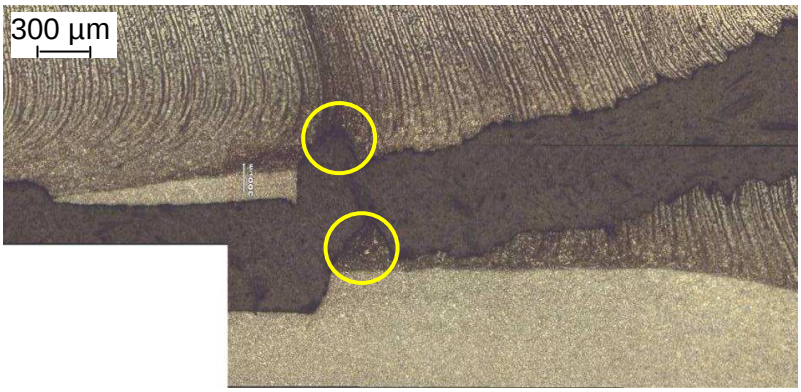


(a) (b)

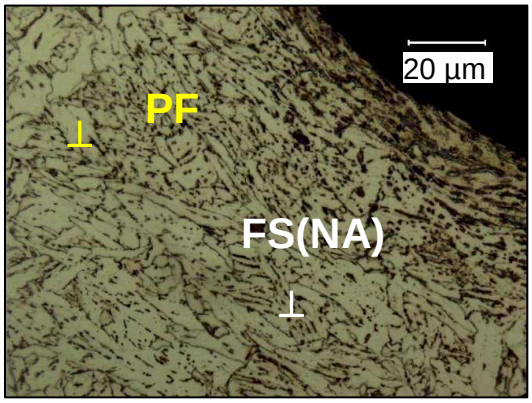
Figura 4-185. (a) Imagem em MEV da RIP mostrando a zona de estiramento e as inclusões oriundas do material da chapa. (b) Detalhe de (a). CTOD = 0,218 mm. PBX19H.

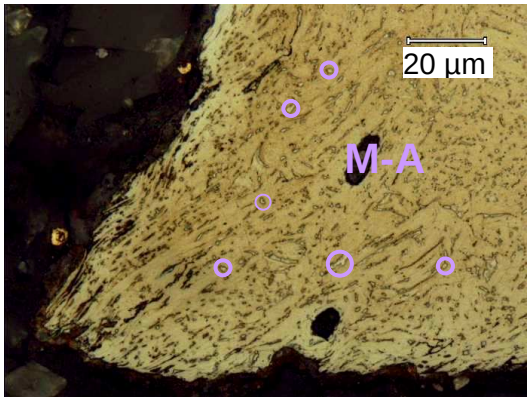
A Figura 4-187 apresenta a microestrutura do pino PBX como recebido, demonstrando que o mesmo já possuía constituinte M-A, oriundo do processo de fabricação da chapa de onde foi retirado o pino, além de [PF] e [FC]. Como já mencionado, a tenacidade à fratura deste material é bastante elevada, com valores de CTOD superiores a 1,0 mm [139].

A Figura 4-188 apresenta a fractografia da junta soldada PBX42H na RIP cujo valor de CTOD foi de 0,727 mm, onde se nota uma extensa ZE (cerca de 415 µm) A Figura 4-189 apresenta a fractografia da junta soldada PBX18H na RIP cujo valor de CTOD foi de 0,468 mm, mostrando a ZE (extensão de cerca de 200 µm).



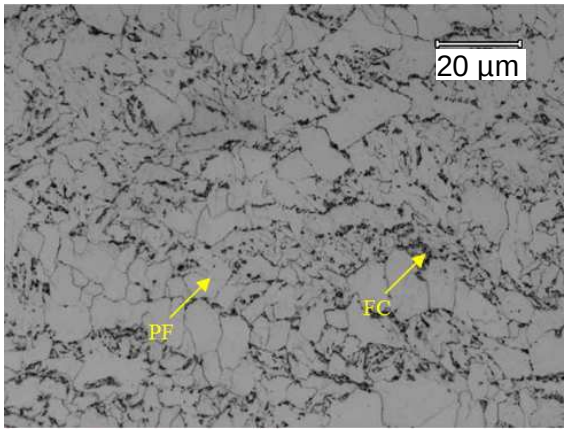
(a)

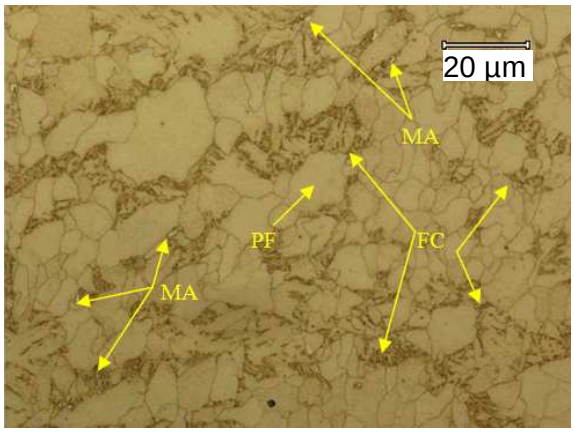




(b) (c)

Figura 4-186. (a) Micrografia da região de início de propagação. (b) Microestrutura com [FS(A)], [PF] e [FC] (Nital 1%). (c) Ataque solução LePera [111]. M-A = 0,52%. PBX19H. CTOD = 0,218 mm.





(a) (b)

Figura 4-187. Microestrutura do pino PBX como fornecido. (a) Presença de ferrita poligonal [PF] e agregados de carbonetos e ferrita [FC], Nital 1%. (b) Presença de constituinte M-A, ataque químico com solução LePera [111]. Pino PBX.

A Figura 4-190[a] apresenta a micrografia da RIP da amostra PBX42H, onde se nota que a fratura ocorreu dentro do material do pino. O valor máximo de microdureza

medido na RIP foi de 245 $HV_{0,05}$. Nota-se, também, a presença do constituinte M-A (0,48%), Figura 4-190[b].

Os elevados valores de CTOD obtidos para as amostras com pino PBX (400 kN e preaquecimento de 200ºC) indicam que a presença do constituinte M-A não influenciou o processo de fratura. Acredita-se que a presença de zonas de estiramento desta magnitude esteja sendo facilitada pelo baixo teor de enxofre e à boa ductilidade do pino PBX (dureza abaixo de 250$HV_{0,05}$).

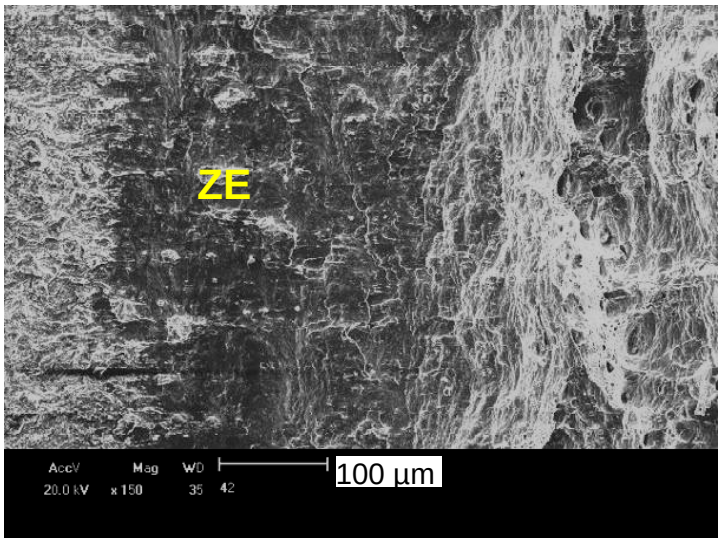


Figura 4-188. Fractografia em MEV da RIP mostrando a ZE. PBX42H. CTOD = 0,727 mm.

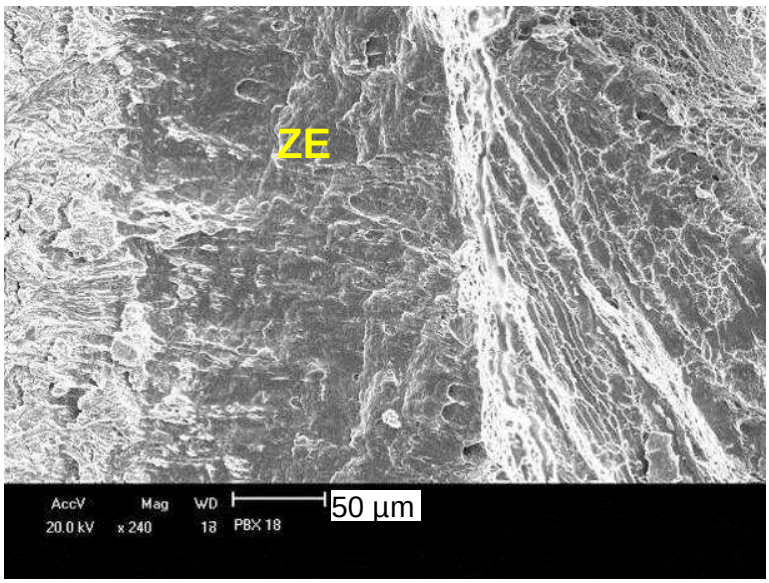
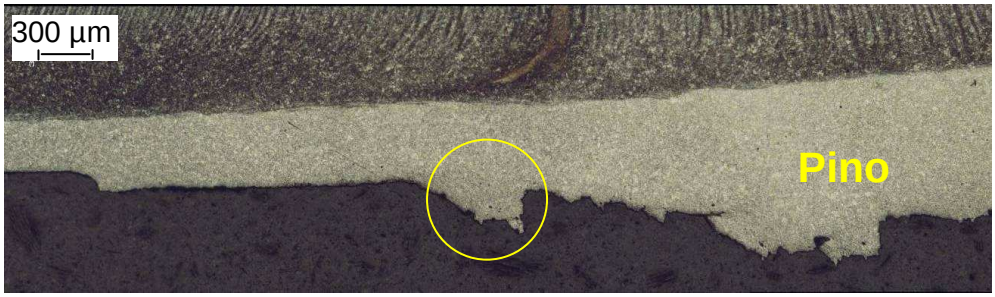
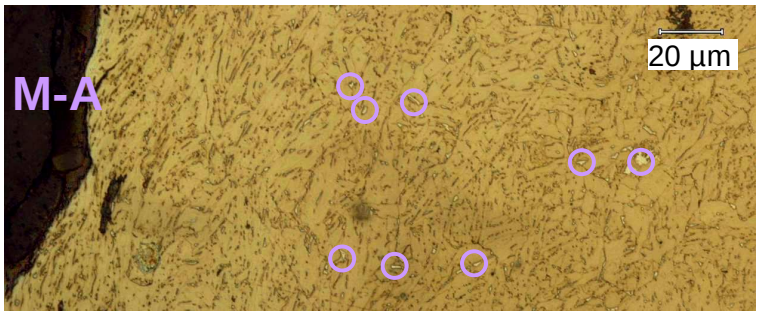


Figura 4-189. Fractografia em MEV da RIP mostrando a ZE. CTOD = 0,468 mm. PBX18H.



(a)

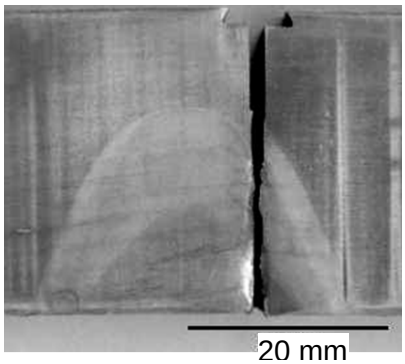


(b)

Figura 4-190. Região de início de propagação no ensaio de CTOD. (a) Regiões com constituinte M-A. Ataque com solução LePera [111]. M-A = 0,48%. PBX42H. CTOD = 0,727 mm.

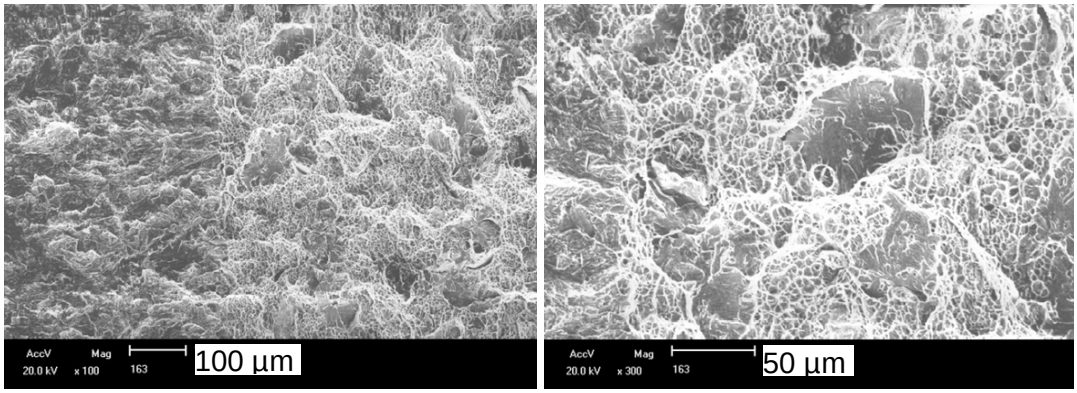
4.14.7 - Fractografia das juntas soldadas ensaiadas com corpo-de-prova SENB

Os ensaios dos corpos-de-prova SENB com pino PBS e forças de soldagem de 200 kN e 400 kN reproduziram os baixos valores de CTOD apresentados nos ensaios usando o corpo-de-prova C(T). A Figura 4-191 apresenta a fractografia da amostra PBS163 (CTOD = 0,029 mm), força de 200 kN. Nota-se a ausência de zona de estiramento e a presença de grande quantidade de microcavidades rasas no início da propagação. A Figura 4-192 apresenta a fractografia da amostra PBS107H (CTOD = 0,053 mm).



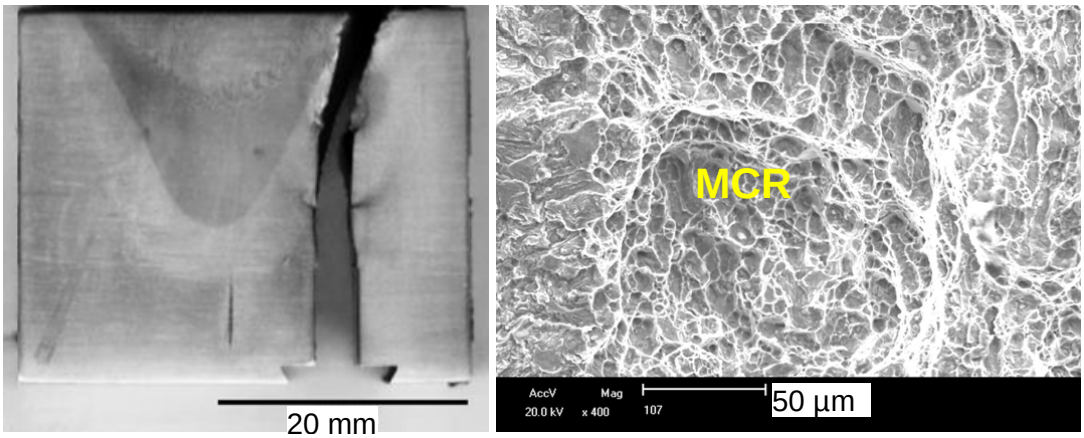
(a)

Figura 4-191. (a) Macrografia da amostra SE(B) PBS163. (b) e (c) Fractografia em MEV da RIP. CTOD = 0,029 mm. 200 kN.



(b) (c)

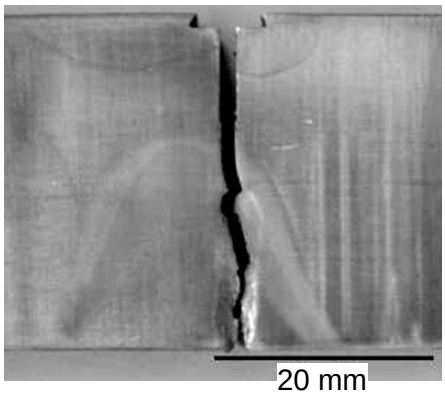
Figura 4-191. Continuação.



(a) (b)

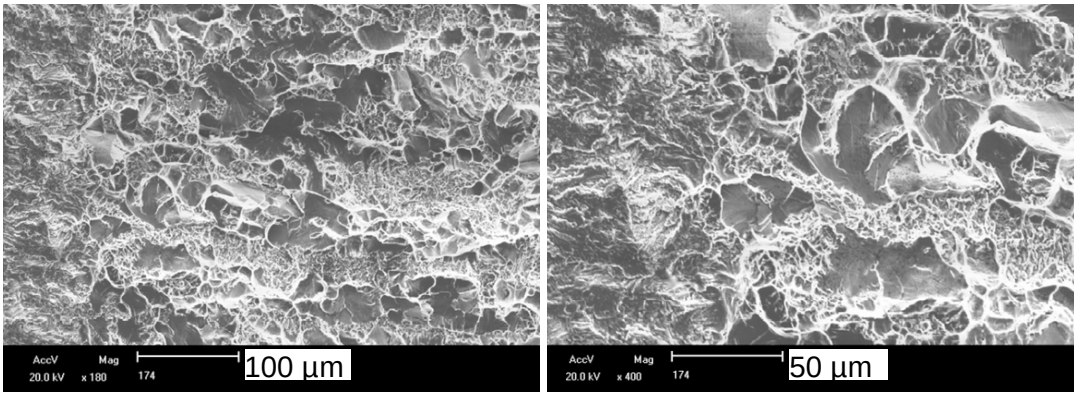
Figura 4-192. (a) Macrografia da amostra SE(B) PBS107H. (b) Fractografia em MEV da RIP. CTOD = 0,053 mm. 400 kN

A Figura 4-193 apresenta a fractografia da amostra PBS174 na RIP (CTOD = 0,036 mm), força de 400 kN, sem preaquecimento, onde se nota a presença de clivagem devido à elevada dureza na interface e a MCR ocasionadas pela presença de inclusões de MnS oriundas do próprio pino.



(a)

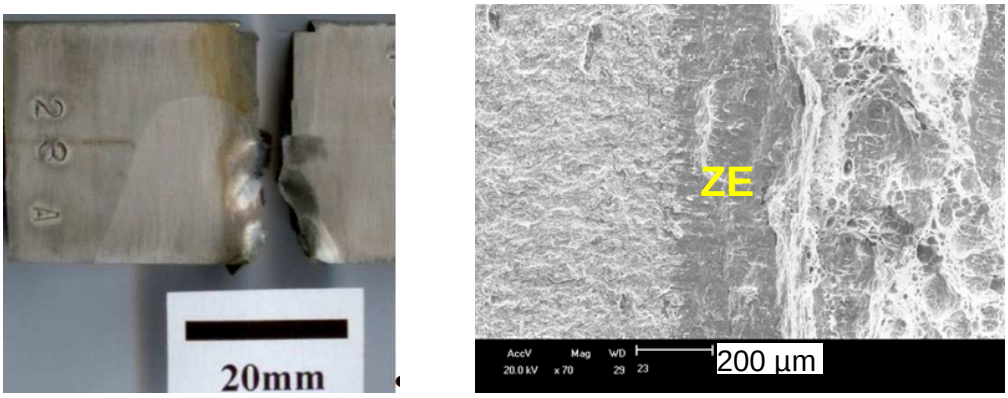
Figura 4-193. (a) Macrografia da amostra SE(B) PBS174. (b) Fractografia em MEV da RIP. (c) Detalhe de (b). CTOD = 0,036 mm. 400 kN.



(b) (c)

Figura 4-193. Continuação.

A Figura 4-194 apresenta a fractografia da RIP do corpo-de-prova PBX23H (CTOD = 0,6 mm). Nota-se a presença da ZE de 250 µm de extensão, o que confirma o valor bastante elevado de CTOD obtido.



(b)

Figura 4-194. (a) Macrografia da amostra SE(B) PBX23H. Fractografia em MEV da RIP mostrando a ZE. CTOD = 0,6 mm. 400H kN.

Os resultados dos ensaios em corpos-de-prova de CTOD tipo SE(B) apresentados na Tabela 4-23 confirmam o caráter deletério representado pelas inclusões de MnS. Nota-se a diferença de comportamento entre as juntas soldadas com pino PBX e as com pino PBS, força de 400 kN e preaquecimento de 200ºC. Nas juntas soldadas com pino PBS observa-se imensa queda nos valores de CTOD quando da utilização de material com grande quantidade de enxofre (presente na forma de inclusões de sulfeto de manganês na parte central da barra laminada a quente). Como o pino PBX possui teor de enxofre uma ordem de magnitude inferior à do pino PBS, a menor quantidade de inclusões de MnS contribuiu decisivamente para uma tenacidade elevada nas juntas soldadas PBX. Isto porque o metal base, que seria uma grande fonte de inclusões de MnS, não contribuiu negativamente na tenacidade,

devido a própria geometria do corpo-de-prova tipo SE(B) utilizado, já que a RIP ficou totalmente dentro do pino PBX e fora da região de segregação central da chapa.

Outro aspecto relevante ao se comparar os resultados de CTOD entre os pinos PBS, com e sem preaquecimento, foi que o efeito da redução da dureza pelo ciclo térmico mais longo, como resultado do preaquecimento, foi pouco relevante face o efeito deletério das inclusões de MnS. De acordo com a Figura 4-102, existe uma maior quantidade de inclusões na parte inferior do pino, junto à interface da junta soldada, em relação à parte superior do pino. Além disso, a dureza é mais elevada na parte inferior do pino em relação a sua parte central (Figura 4-6[a,c]). Desta forma, os resultados dos ensaios dos corpos-de-prova PBS 400H SE(B) foram inferiores aos dos PBS 400H C(T), Tabelas 4-22 e 4-23.

4.14.8 - Fractografia das juntas soldadas com sobreposição (400H kN)

Para os ensaios de CTOD das juntas soldadas com sobreposição foi possível a remoção de dois corpos-de-prova tipo C(T), como observado na Figura 4-195, sem se modificar o posicionamento e dimensões pré-estabelecidas (Figura 3-8[a]). Isto foi possível graças ao maior volume ocupado pela junta soldada (Tabela 4-5) como resultado da força de soldagem elevada (400 kN) e do preaquecimento de 200ºC.

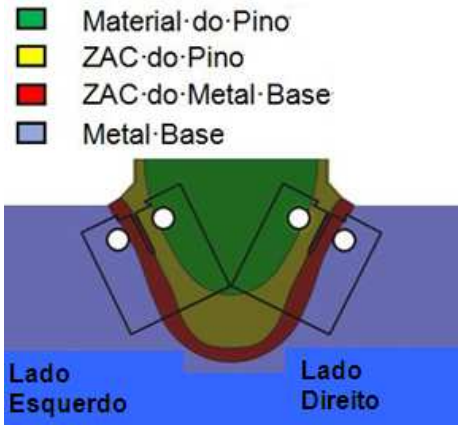
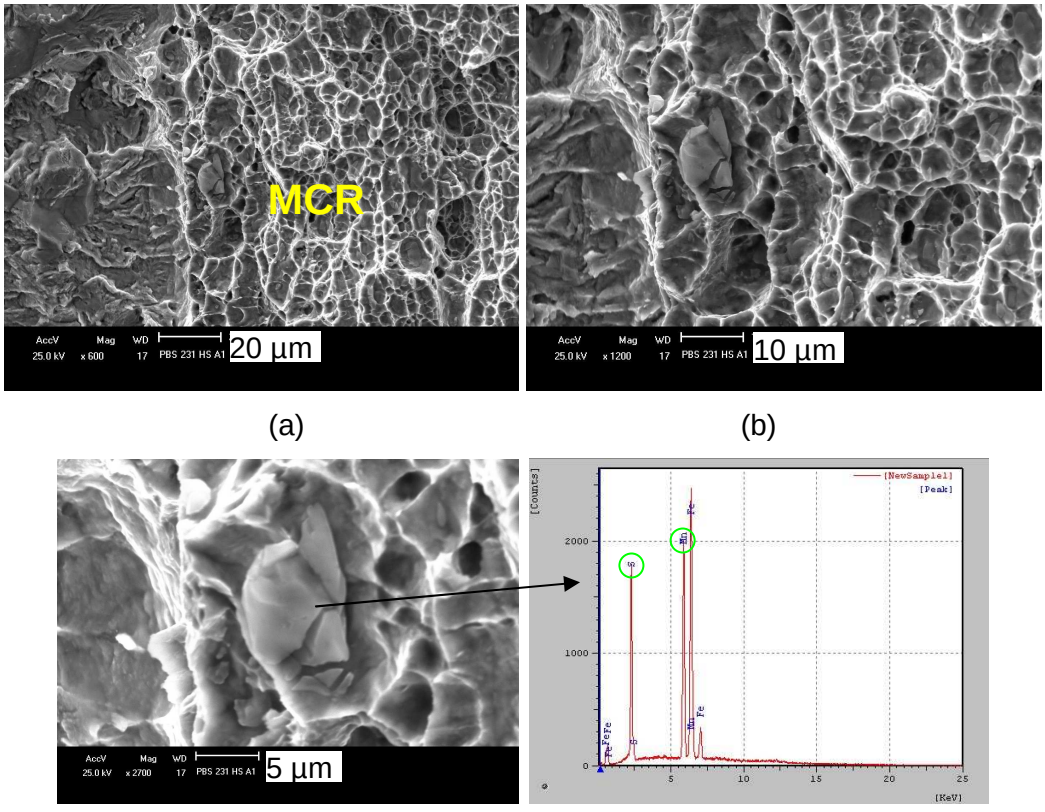


Figura 4-195. Extração dos corpos-de-prova de CTOD das juntas soldadas por costura.

A Figura 4-196 apresenta a fractografia da RIP da amostra PBS231A1, terceiro pino processado, cujo valor de CTOD foi de 0,066 mm. Este corpo-de-prova não recebeu revenimento, pois era o último pino a ser processado. Nota-se, ainda, a presença de MCR de pequeno diâmetro, nucleadas a partir de pequenas inclusões de MnS. A dureza máxima medida na região de RIP foi de 379 $HV_{0,05}$. A Figura 4-197 apresenta a micrografia da RIP do corpo-de-prova de CTOD PBS231A1, onde se percebe que a fratura se desenvolveu dentro do terceiro pino.

A Figura 4-198 apresenta a fractografia da RIP da amostra PBS205A2 (CTOD = 0,4 mm), a qual foi retirada da interface entre o primeiro e o segundo pino, tendo sofrido, portanto, o efeito do revenimento do pino subsequente (terceiro pino). No entanto, observa-se na Figura 4-199 que a fratura PBS205A2 se desenvolveu ao longo do metal base, razão pela qual o valor medido de CTOD foi substancialmente mais elevado que o da amostra PBS231A1. A dureza máxima medida na RIP foi de 326 $HV_{0,05}$, situando-se dentro da região de bandeamento, transformado e revenido, da ZTMA do metal base (semelhante ao apresentado na Figura 4-174[e]. Sua dureza foi menor pelo efeito do revenimento do pino subsequente.

Apesar de haver uma diferença nos valores de dureza máxima dentro da RIP entre as amostras PBS231A1 e PBS205A2, 379 $HV_{0,05}$ contra 326 $HV_{0,05}$, tal diferença não pode explicar a enorme discrepância nos valores de tenacidade à fratura medidos. Este é mais um indicativo de que a tenacidade à fratura foi comandada, neste caso, de forma mais efetiva pela presença das inclusões de MnS pulverizadas na região da interface da junta soldada, pelo efeito combinado do atrito, temperatura e força de soldagem. Deve-se salientar que no metal base do pino PBS foram obtidos valores de CTOD na ordem de 0,3 mm [64], mesmo englobando no processo de fratura as inclusões de MnS provenientes do centro da barra.



(a) (b)

(c) (d)

Figura 4-196. (a) Fractografia em MEV da RIP. Amostra PBS231A1. (b) Detalhe de (a). (c) e (d) Inclusão de MnS. CTOD = 0,066 mm.

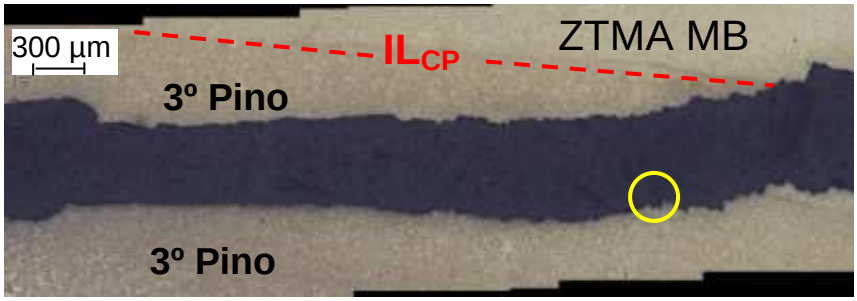


Figura 4-197. Micrografia da região de propagação do corpo-de-prova PBS231A1. CTOD = 0,066 mm. Nital 1%.

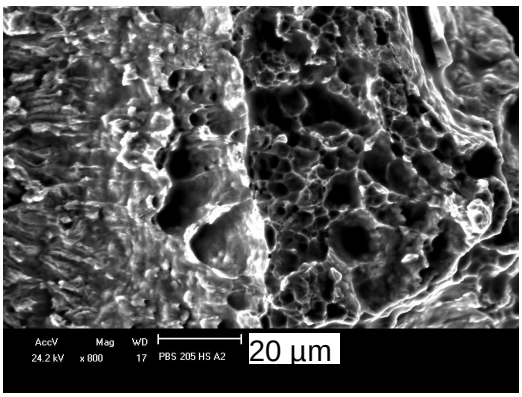


Figura 4-198. Fractografia em MEV da RIP. Amostra PBS205A2. CTOD = 0,4 mm.

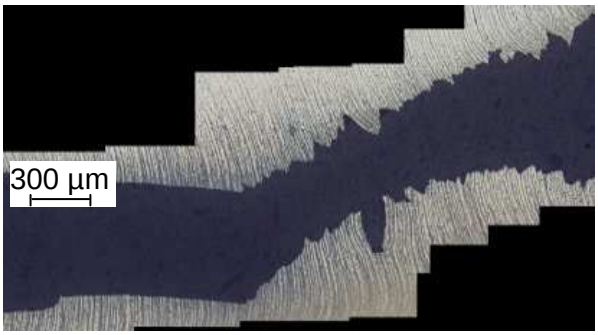


Figura 4-199. Micrografia da região de propagação da trinca do corpo-de-prova PBS205A2. CTOD = 0,4 mm. Nital 1%.

A Figura 4-200 apresenta a fractografia da RIP da amostra PBX72C1 cujo valor de CTOD foi de 0,113 mm. A amostra PBX72C1 foi removida da interface entre o primeiro e o segundo pino, ou seja, esta amostra foi revenida pelo pino subsequente. Apesar do valor de tenacidade à fratura relativamente alto, não se observou a presença da ZE. Entretanto, nota-se na fratura a presença de grandes cavidades (Figura 4-200[a]) em cujo perímetro se observou a presença de microcavidades profundas, com características dúcteis, em cujo interior havia a presença de inclusões esféricas, que continham cálcio, de diâmetro muito pequeno (inferior a 0,5 µm), Figuras 4-200[b,c]. Já nas Figuras 4-200[d,e], nota-se a presença de inclusões de MnS alongadas, dentro da região de clivagem, e próximas da região de microcavidades profundas. Estas inclusões maiores possivelmente vieram do metal base, já que o pino

PBX continha apenas 20 ppm de enxofre. Na Figura 4-201 observa-se, ainda, que a RIP percorreu parte do metal base, da ZTMA do metal base e de uma pequena parte do pino PBX. A dureza máxima medida dentro do pino PBX foi de 250 $HV_{0,05}$. Acredita-se, então, que a fratura desta amostra tenha tido a participação tanto do pino PBX quanto da ZTMA do metal base e do próprio metal base (Figura 4-201). Essa composição de diversas regiões no processo de fratura é mais uma demonstração do caráter de interpenetração e mistura mecânica que ocorre na interface das juntas soldadas FTPW.

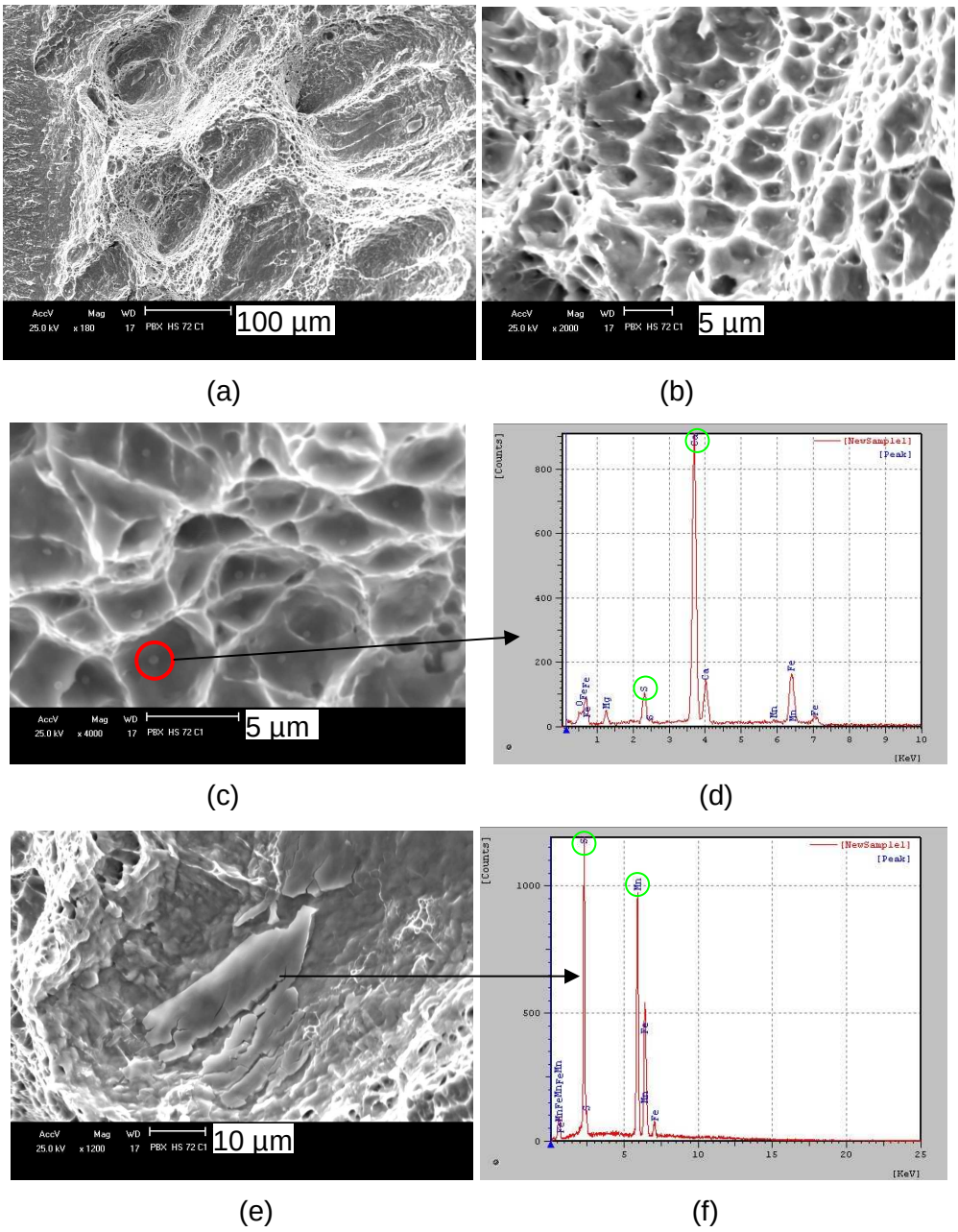


Figura 4-200. (a), (b), (c) e (e) Fractografia em MEV da RIP. (b) Microcavidades e inclusões pequenas e esféricas. (c) Detalhe de (b). (d). Análise por EDS da inclusão de MnS mostrada em (c). (e) e (f) Inclusão alongada dentro da região de clivagem e respectiva análise por EDS. PBX72C1. CTOD = 0,113 mm.

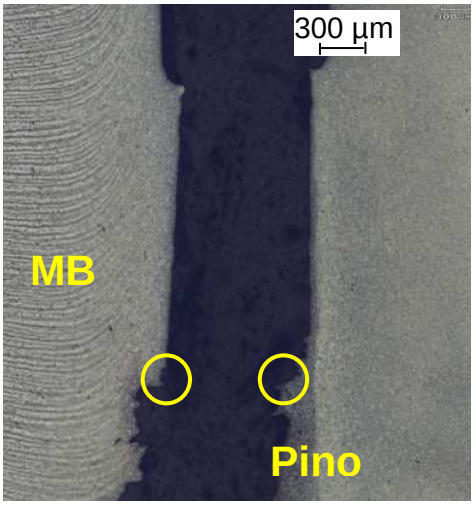
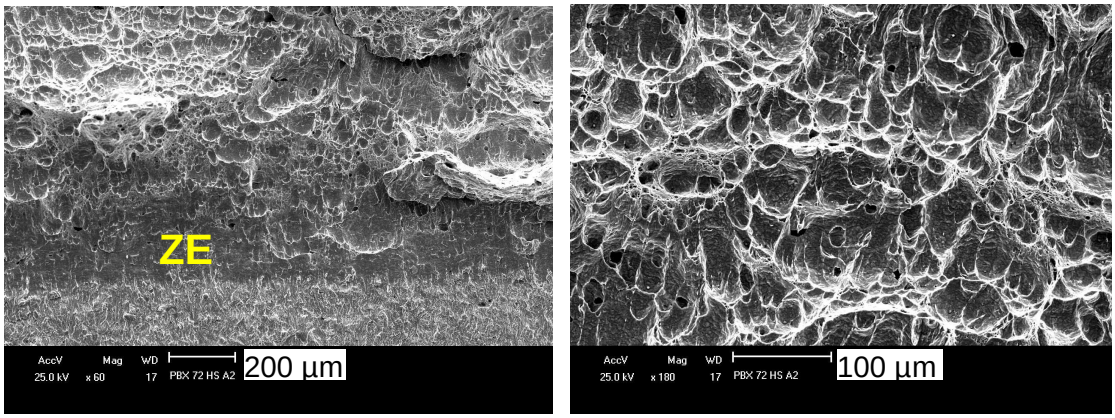


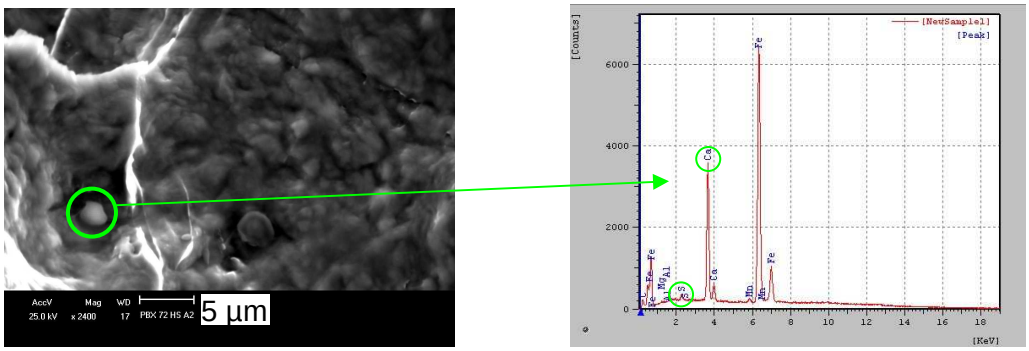
Figura 4-201. Micrografia da região de propagação dos corpos-de-prova PBX72C1. Nital 1%. CTOD = 0,113 mm. 400H kN.

A Figura 4-202 apresenta a fractografia da RIP da amostra PBX72A2 cujo CTOD foi de 0,42 mm. Observa-se a presença de uma ZE extensa (250 µm), o que justifica sua elevada tenacidade à fratura. Nota-se, também, a presença de microcavidades de diâmetro muito superior e mais alongada comparadas àquelas encontradas nas juntas soldadas por costura com pino PBS. Dentro destas cavidades observou-se em diversas regiões a presença de inclusões, cuja análise por EDS apontou a presença de cálcio, estando de acordo com a composição química do pino PBX (Tabela 3-2). De fato, como apresentado na Figura 4-203, a propagação da trinca ocorreu totalmente dentro do pino PBX, cuja dureza máxima medida foi de 260 $HV_{0,05}$.



(a) (b)

Figura 4-202. (a) Fractografia em MEV da RIP mostrando a ZE. (b) Microcavidades de grande diâmetro e alongadas presentes em (a). (c) Detalhe da microcavidade e tipo de inclusão contendo cálcio. (d) Análise por EDS da inclusão contendo cálcio. PBX72A2. CTOD = 0,42 mm.



(c) (d)

Figura 4-202. Continuação.

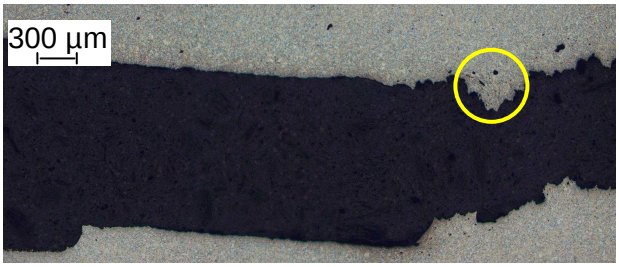


Figura 4-203. Micrografia da região de propagação dos corpos-de-prova de CTOD PBX72A2. Nital 1%. CTOD = 0,52 mm.

Um aspecto importante a ser registrado refere-se à grande influência do metal base nos resultados de CTOD das juntas FTPW. De fato, das 24 superfícies de fraturas dos corpos-de-prova de CTOD tipo C(T) analisadas, das juntas FTPW com cavidade não passante e entalhe posicionado na IL_{CP}, sete delas tiveram seus valores de CTOD influenciados positivamente pela participação do metal base no processo de fratura, quais sejam: PBS-B, PBS200H PBS195H, PBS201H, PBX19H, PBS205A2 e PBX72C1. Não coincidentemente, todas estas juntas soldadas foram realizadas com a força de 400 kN. De acordo com a Tabela 4-5, as juntas soldadas com força de 400 kN, com e sem preaquecimento, possuem a menor largura de ZTMA lateral, valores estes muito inferiores aos observados para as juntas soldadas com força de 200 kN. Consequentemente, a interface da junta soldada se encontra mais próxima do metal base (Figura 2-38). Adicionalmente, é razoável assumir que forças elevadas de soldagem propiciarão um efeito mais intenso da interpenetração entre as asperezas do pino e do metal base, facilitando a ocorrência de micro-projeções do material do pino para dentro do metal base, o que de fato foi observado tanto para as juntas soldadas com 200 kN como 400 kN (Figuras 2-35 e 2-38). Logo, credita-se à estreita ZTMA formada nas juntas soldadas com força de 400 kN, a qual aproxima o metal base da região da interface, juntamente com as micro-projeções do pino, à geração de um efeito de “enraizamento” do pino dentro do metal base. Tal efeito amplifica significativamente a participação do metal base no processo de fratura observado nos corpos-de-prova de CTOD tipo C(T).

4.14.9 - Fractografia das juntas soldadas com cavidade passante

A Tabela 4-24 apresenta os resultados dos ensaios de CTOD de algumas das juntas FTPW, cavidade passante, cujas macrografias foram apresentadas na Figura 4-162. A Tabela 4-24 apresenta, ainda, a medida de extensão da ZE, quando era constatada a presença da mesma, assim como os valores de microdureza máxima (Figuras 4-11, 4-12 e 4-13) correspondentes à RIP para cada junta soldada avaliada.

Tabela 4-24. Resultados CTOD (cavidade passante). Corpo-de-prova C(T).

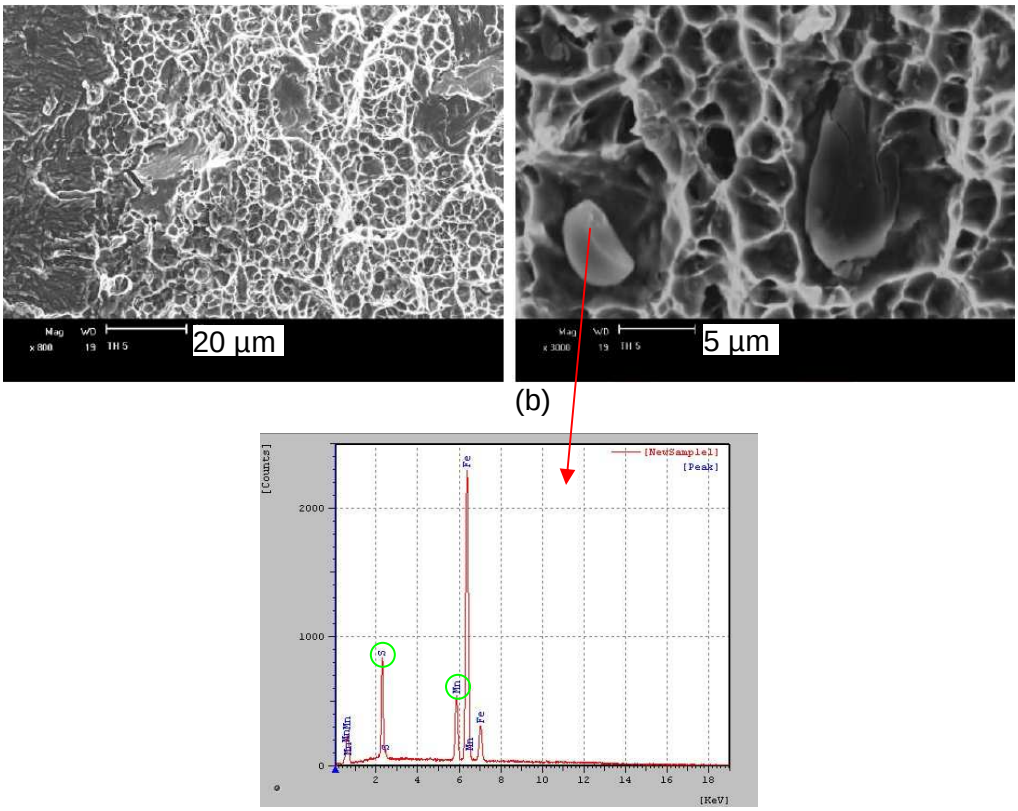
	Junta Soldada	Força (kN)	CTOD (mm)	ZE (µm)	M-$A_{máx}$ (%)	$HV_{0,2}$
Corpos-de-prova CT	T-PBS07	150	0,030	Não	NA	470
	T-PBS10		0,033		NA	
	T-PBS05		0,03		0,52	
	T-PBS17H		0,054	Não	0,8	460
	T-PBS20H		0,073		NA	
Cavidade Passante	T-PBSS11		0,087	Não	NA	440
	T-PBSS07		0,135		NA	
	T-PBSS13		0,106		NA	
	T-PBX07		0,075	Não	5,0	440
	T-PBX10		0,397	75	NA	
	T-PBX06		0,092	Não	NA	
	T-PBX11		0,412	120	NA	
	T-PBX09		0,263	60	NA	

NA – Não analisado

A Figura 4-204 apresenta a fractografia da RIP da amostra T-PBS05 (CTOD de 0,031 mm). Nota-se a presença de MCR nucleadas a partir de inclusões de MnS. A análise metalográfica da RIP realizada na amostra T-PBS05 indicou que o ensaio ocorreu dentro do material do pino, Figura 4-205[a], cujo valor de dureza máxima foi de 449 $HV_{0,05}$, o que evidencia uma microestrutura predominantemente martensítica. Nesta amostra não foi evidenciada a presença do constituinte M-A.

A Figura 4-206 apresenta a fractografia da RIP da amostra T-PBS07 (CTOD = 0,031 mm), cuja fractografia é bastante similar a da amostra T-PBS05, ou seja, com a presença de MCR e inclusões de MnS.

As Figuras 4-207[a,b] apresentam a fractografia da RIP da amostra T-PBS17H. Nota-se a presença de MCR com inclusões de MnS de tamanho superior a 3 µm. Nas Figuras 4-207[c,d] nota-se a presença de inclusões de tamanho inferior a 1 µm dentro da microcavidades. Elas são, também, inclusões de MnS (Figura 4-207[e]).



(c)

Figura 4-204. (a) Fractografia em MEV da RIP. Amostra T-PBS05. (b) Detalhe da inclusão. (c) Análise por EDS da inclusão. T-PBS05. CTOD = 0,031 mm.

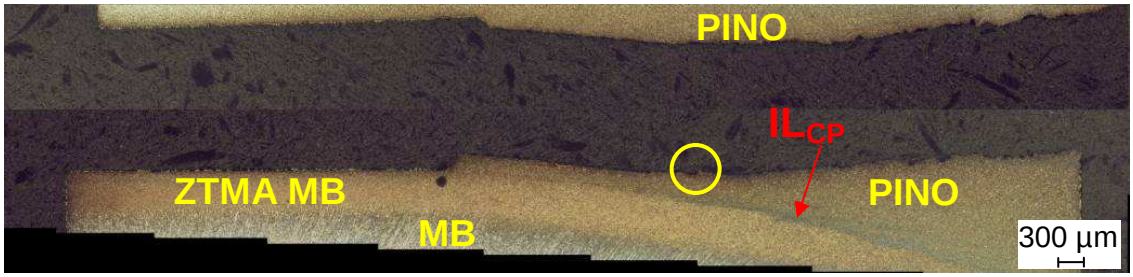
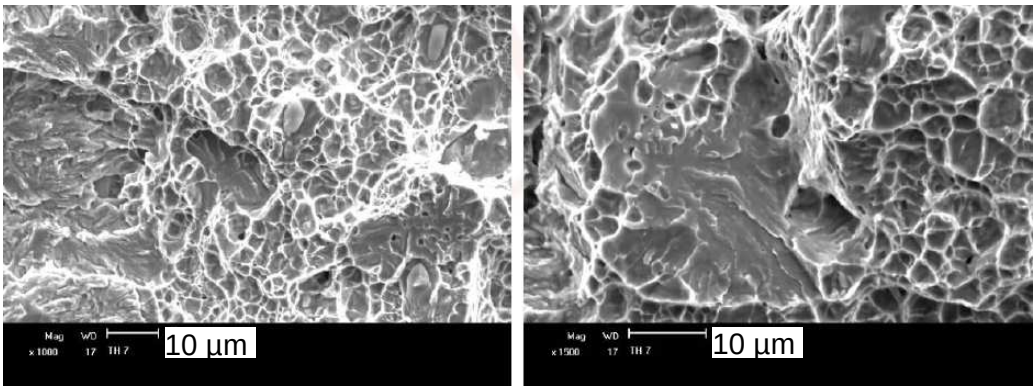
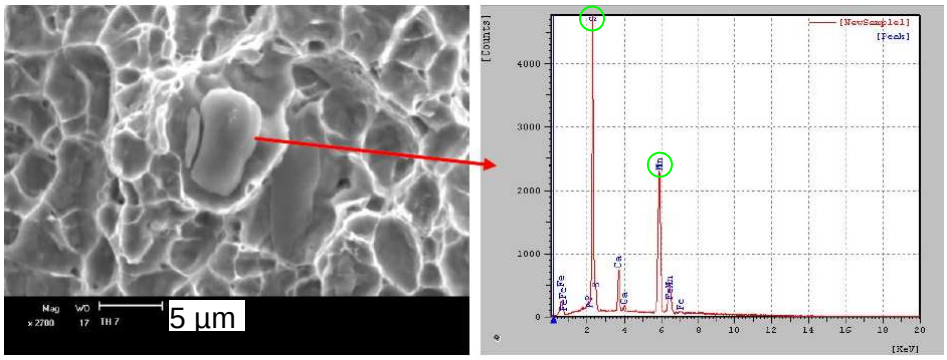


Figura 4-205. Micrografia da região de propagação do ensaio de CTOD. Sem a presença de M-A. T-PBS05. CTOD = 0,031 mm. Nital 2%.



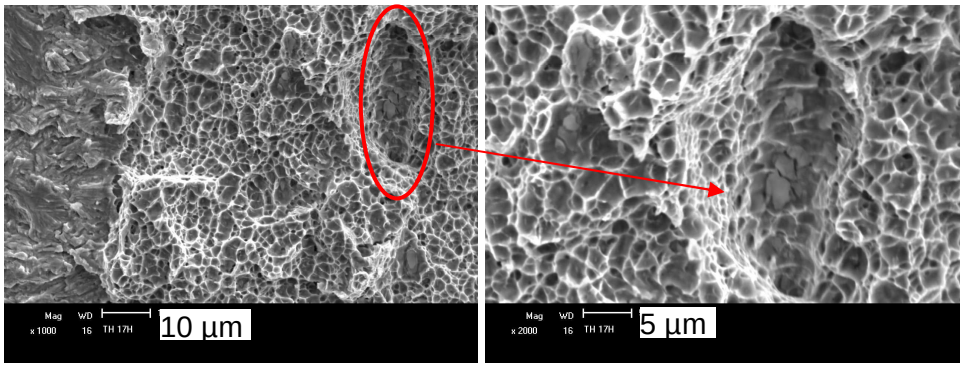
(a) (b)

Figura 4-206. (a) e (b) Fractografia em MEV da RIP. (c) Detalhe da inclusão. (d) Análise por EDS da inclusão observada em (c). T-PBS07. CTOD = 0,030 mm.

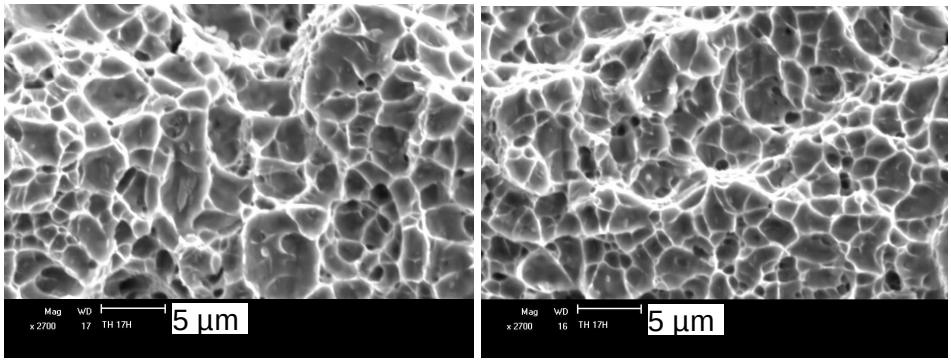


(c) (d)

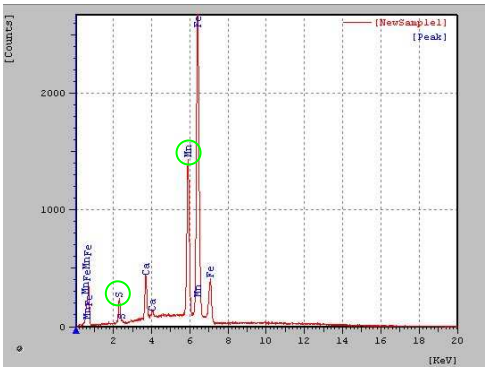
Figura 4-206. Continuação.



(a) (b)



(c) (d)



(e)

Figura 4-207. (a) e (b) Fractografia em MEV da RIP. (c) e (d) Presença de inclusões de MnS. (e) Análise por EDS de uma das inclusões. T-PBS17H. CTOD = 0,054 mm.

A análise metalográfica realizada na RIP da amostra T-PBS17H, Figura 4-208, indicou que o ensaio ocorreu na ZTMA do pino, bem próximo à interface de soldagem, cuja dureza máxima, medida nesta região, foi de 416 $HV_{0,05}$. Isso evidencia uma microestrutura predominantemente martensítica. Na Figura 4-209 observa-se a microestrutura da RIP onde, com maior aumento, pode-se perceber a presença de pequena quantidade do constituinte M-A (0,8%) posicionada entre as placas de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)].

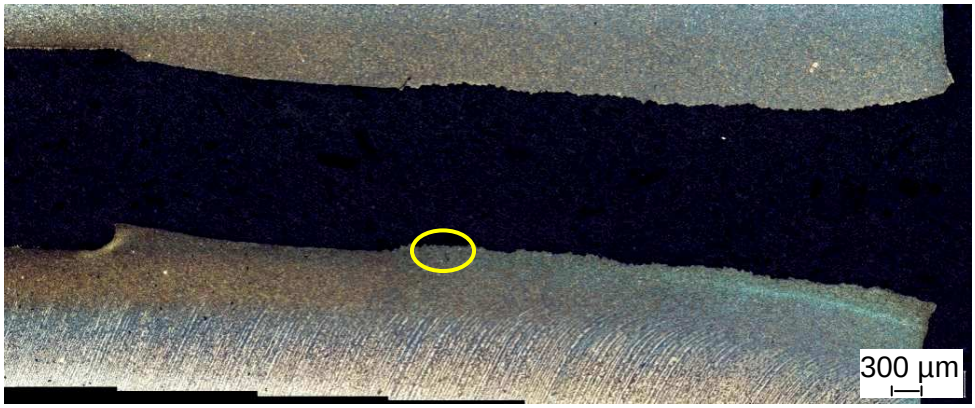


Figura 4-208. Micrografia da região onde ocorreu ensaio de CTOD. Nital 2%. T-PBS17H. CTOD = 0,054 mm.

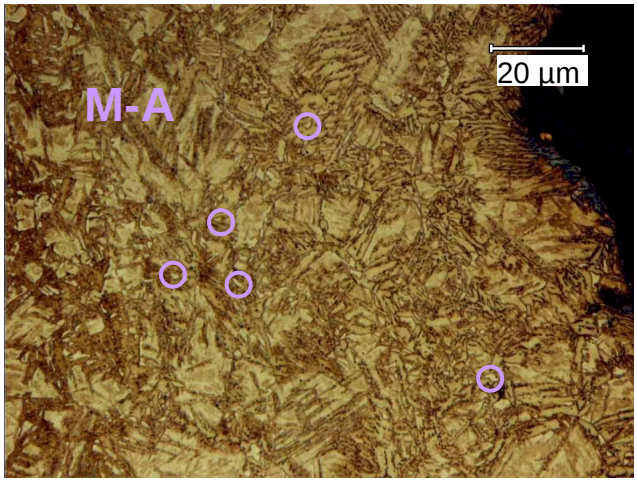
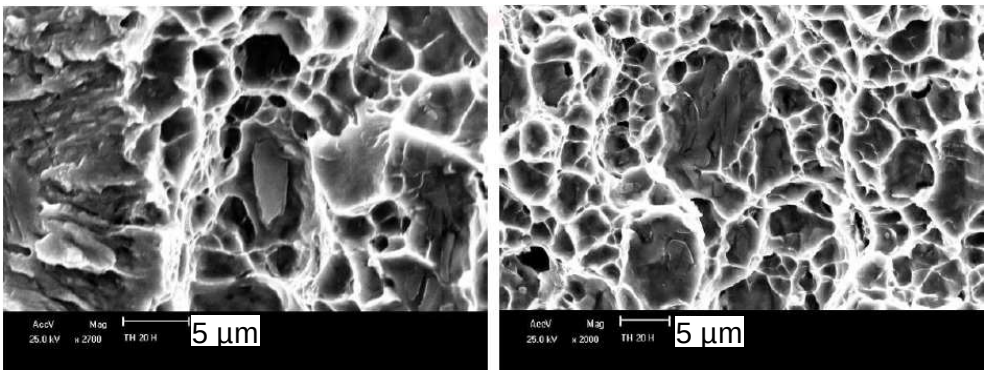


Figura 4-209. Micrografia da região do ensaio de CTOD para revelar constituinte M-A. Ataque químico: LePera [111]. %M-A = 0,8%. T-PBS17H. CTOD = 0,054 mm.

A Figura 4-210 apresenta a fractografia da RIP da amostra T-PBS20H, cujo valor de CTOD foi de 0,073 mm. Assim como na amostra T-PBS17H, o valor de CTOD medido na amostra T-PBS20H foi mais elevado que os valores de CTOD das amostras T-PBS05 e T-PBS07, que não receberam preaquecimento. Porém, nota-se a presença das inclusões de MnS nas fractografias com e sem preaquecimento.

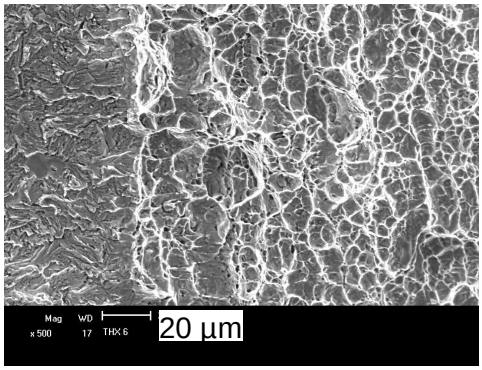


(a) (b)

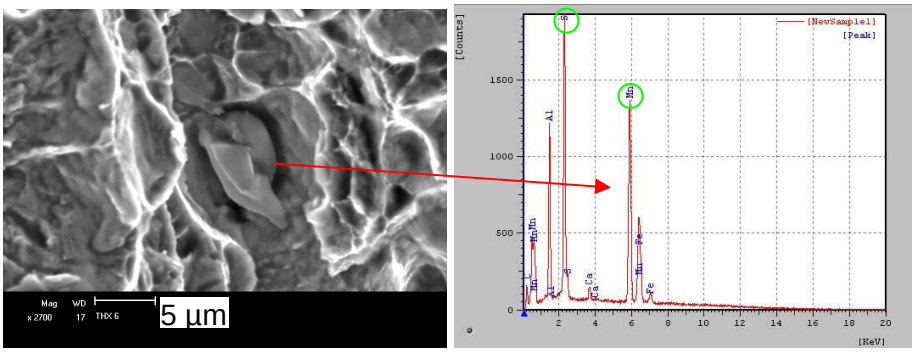
Figura 4-210. Fractografia da amostra T-PBS20H. (a) e (b) Presença de microcavidades rasas e inclusões de MnS. (CTOD = 0,073 mm).

As Figuras 4-211 e 4-212 apresentam as fractografias da RIP das amostras T-PBX06 e T-PBX07, respectivamente, onde nota-se a presença de MCR. Entretanto, pode-se observar a presença de inclusões de MnS provenientes do metal base, que são responsáveis pelos valores de CTOD inferiores aos apresentados pelas amostras T-PBX09 (Figura 4-213), T-PBX10 (Figura 4-214) e T-PBX11 (Figura 4-215) onde não se observaram as inclusões de MnS. Nestas três amostras com CTOD elevado (T-PBX09, T-PBX10 e T-PBX11), foram observadas ZE relativamente extensas, o que explica os altos valores de tenacidade à fratura.

Um ponto importante a salientar a respeito das amostras T-PBX06 e T-PBX07, é o fato de que os seus valores de CTOD não foram tão baixos como o observado nas juntas soldadas PBS com cavidade não passante. Observando-se em detalhe as Figuras 4-211 e 4-212 nota-se que, logo no início da RIP, as microcavidades presentes são relativamente grandes e mais alongadas quando comparadas àquelas mais distantes da pré-trinca de fadiga, além de ser menos evidente a presença de inclusões de MnS de pequeno diâmetro. Acredita-se que, por este motivo, os valores de CTOD destas amostras não foram tão baixos. Adicionalmente, uma característica intrínseca das juntas soldadas com cavidade passante é o fato de a segregação central da chapa do metal base se fazer menos presente na RIP. Isto ocorre porque o fluxo das inclusões provenientes da parte mais central da chapa (metal base) é, em boa parte, descendente, saindo pela rebarba inferior da junta soldada, de modo a interagir menos com o pino. Como o tempo de processamento destas juntas soldadas é relativamente baixo, estima-se que essa interação pino-metal base foi menos intensa, dificultando um maior trituramento das inclusões de MnS provenientes do metal base. De fato, observou-se nas fractografias destas duas amostras que as inclusões presentes são mais alongadas e de maior diâmetro que aquelas observadas nas juntas soldadas PBS com cavidade não passante.

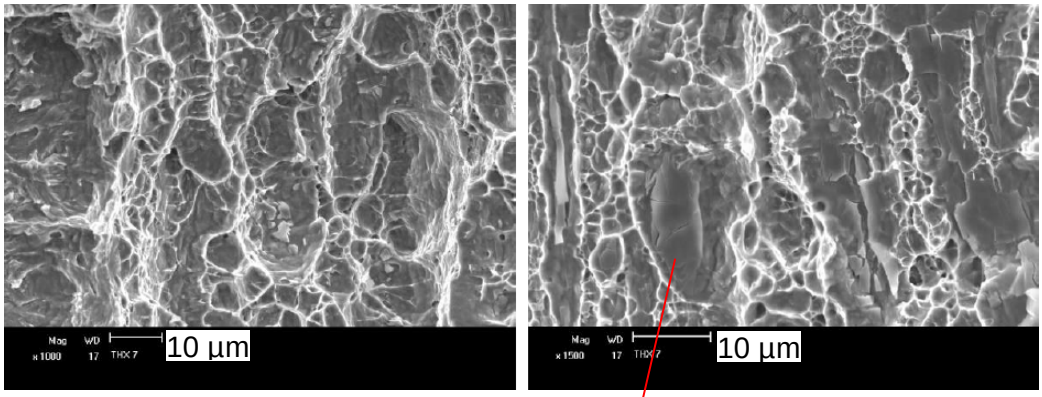


(a)

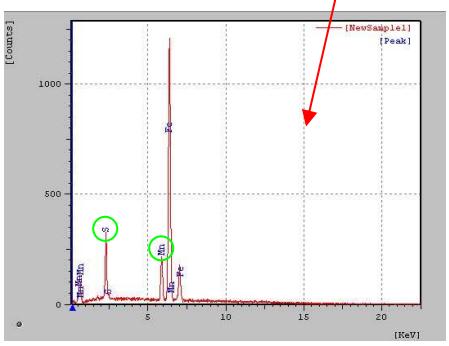


(b) (c)

Figura 4-211. (a) e (b) Fractografias em MEV da RIP. (b) Inclusão de MnS. (c) Análise por EDS da inclusão em (b). T-PBX06. CTOD = 0,092 mm.

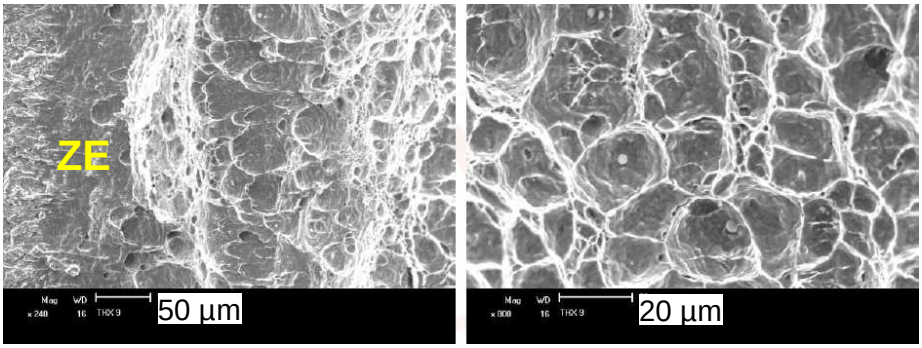


(a) (b)



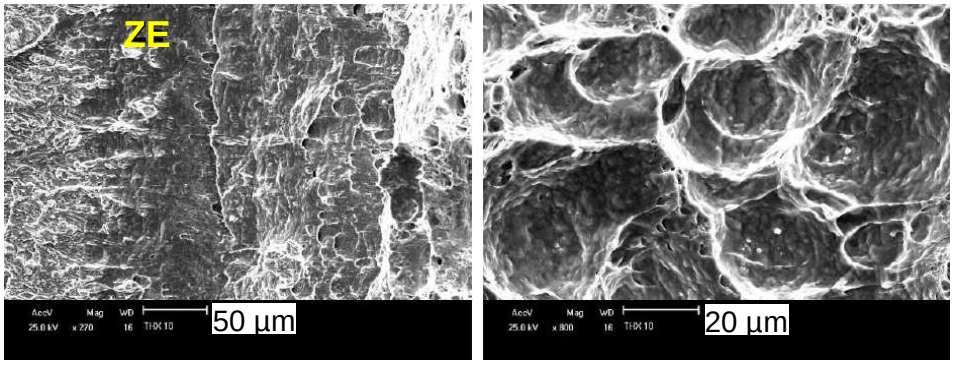
(c)

Figura 4-212. (a) e (b) Fractografias em MEV da RIP. (c) Análise por EDS da inclusão em (b). T-PBX07. CTOD = 0,075 mm.



(a) (b)

Figura 4-213. (a) Fractografia em MEV da RIP. (b) Detalhe das microcavidades observadas em (a). T-PBX09. CTOD = 0,263 mm.



(a) (b)

Figura 4-214. (a) Fractografia em MEV da RIP. (b) Detalhe das microcavidades observadas em (a). T-PBX10. CTOD = 0,397 mm.

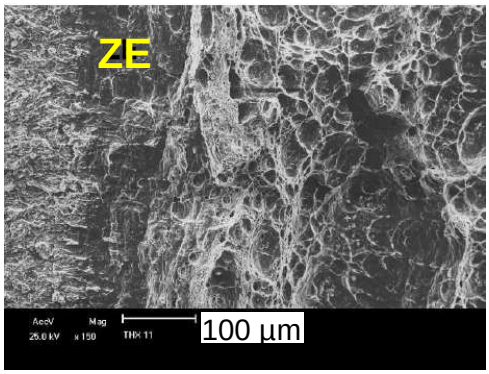


Figura 4-215. Fractografia em MEV da RIP. T-PBX11. CTOD = 0, 412 mm.

A análise metalográfica realizada na RIP da amostra T-PBX07 indicou que o ensaio ocorreu no material do pino, conforme a Figura 4-216. A dureza máxima medida dentro da RIP no pino foi de 324 $HV_{0,05}$. A Figura 4-217 apresenta a microestrutura da região da RIP, composta de [PF] e [FS(NA)]. Na Figura 4-218 observa-se grande quantidade de constituinte M-A do tipo massivo (5%), disposto ao longo dos contornos dos grãos ferríticos.

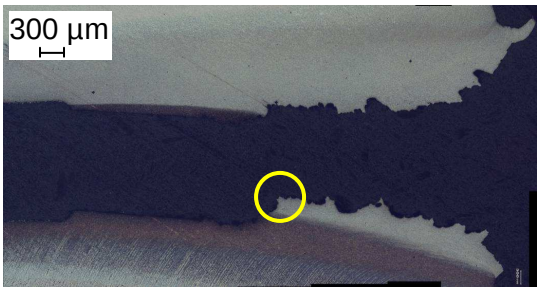


Figura 4-216. Micrografia da região de propagação. 150 kN. T-PBX07. CTOD = 0,075 mm. Nital 2%.

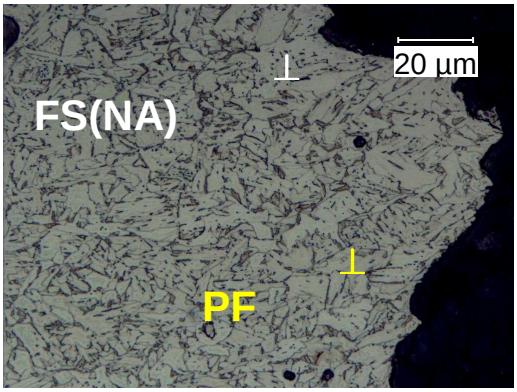


Figura 4-217. Microestrutura da região do início da propagação. 150 kN. T-PBX07. CTOD = 0,075 mm. Nital 2%.

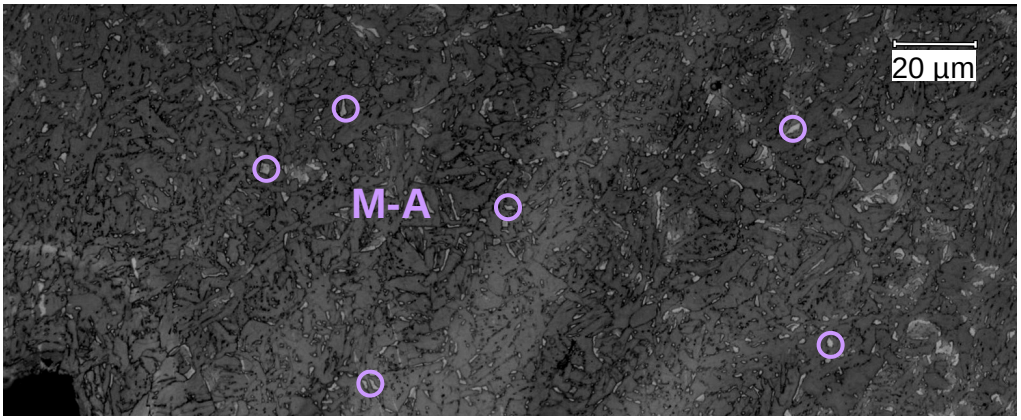
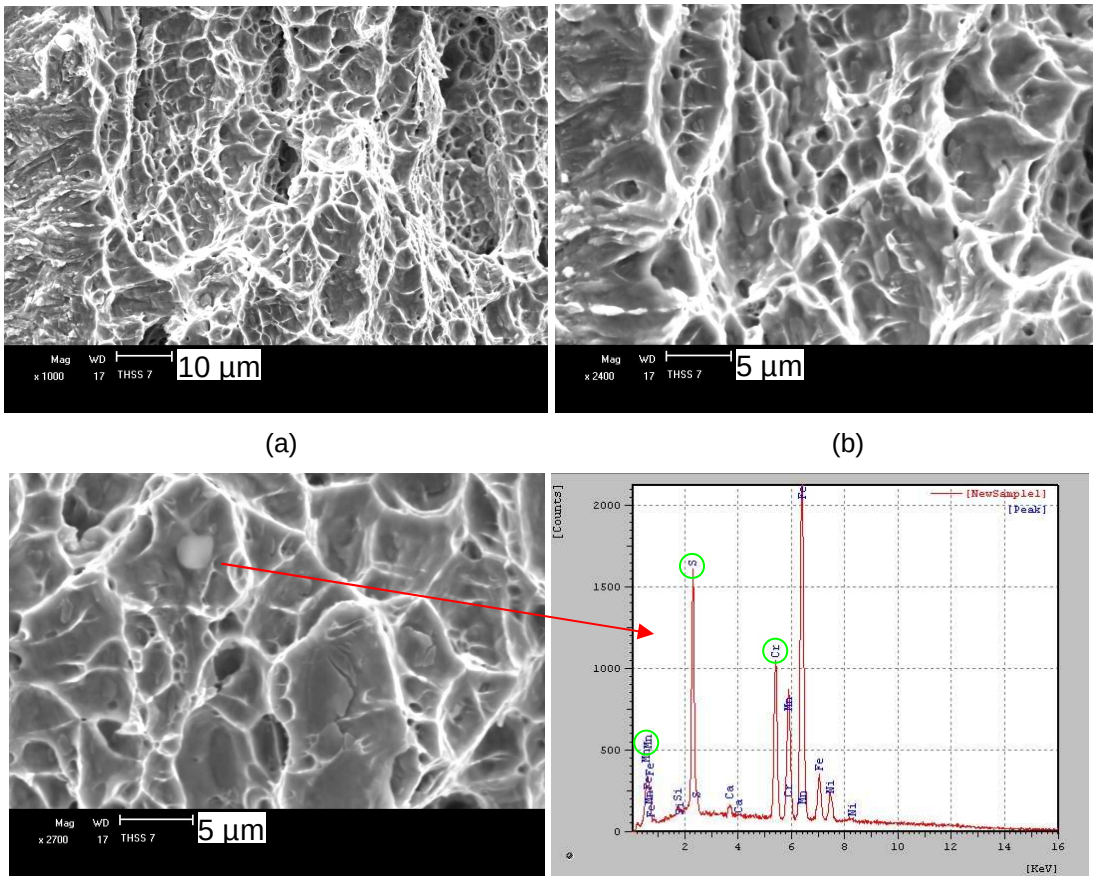


Figura 4-218. Micrografia para revelar o constituinte M-A na região do ensaio de CTOD. Ataque: LePera [111]. T-PBX07. M-A = 5%. CTOD = 0,075 mm.

As Figuras 4-219 (T-PBSS07), 4-220 (T-PBSS11) e 4-221 (T-PBSS13) apresentam as fractografias da RIP das juntas soldadas realizadas com pino de aço inoxidável austenítico, AISI 316L. Nota-se em todas estas amostras a presença de inclusões de MnS, cujas análises por EDS mostraram, ainda, que estas inclusões se encontram dentro de uma matriz que contém cromo (Figura 4-219[d]). Isto é um forte indicativo de que a pré-trinca de fadiga já se encontrava envolta numa parte do pino de aço AISI 316L. Entende-se, então, que este é o principal motivo pelo qual se obtiveram valores de CTOD mais elevados do que aqueles medidos para as juntas soldadas T-PBS, tal como observado por CHLUDZINNSKI [13].

A Figura 4-222[a] apresenta a micrografia da RIP da amostra T-PBSS07. Observa-se que a pré-trinca de fadiga se encontra exatamente na interface entre a ZTMA do MB e o pino PBSS. Porém, nota-se que a propagação ocorreu num dos lados dentro do pino e no outro lado dentro de uma região de mistura mecânica do pino com o metal base. Por esta razão o valor de CTOD medido foi relativamente elevado em comparação aos resultados obtidos com as amostras T-PBS, apesar da presença de inclusões de MnS (Figura 4-219[c,d]). Nas Figuras 4-222[b,c] pode-se observar em detalhe a região de mistura mecânica. Na Figura 4-222[d] pode-se observar a microestrutura da RIP já dentro do metal base do pino, notando-se a presença de pequena quantidade de ferrita delta, já que localmente é provável que a temperatura máxima tenha ultrapassado o valor máximo medido com termopares de 918ºC (Tabela 4-6). A dureza máxima observada na RIP foi de 435 $HV_{0,05}$, dentro da região de mistura mecânica entre o pino e o metal base, e de 290 $HV_{0,05}$ dentro do pino PBS. Esse elevado valor de dureza na região de mistura mecânica se deve à participação do metal base, que possui CE mais elevado, o que está de acordo com os valores anteriormente medidos para esta junta soldada (Figura 4-14[b]).



(a) (b)

(c) (d)

Figura 4-219. (a) Fractografia em MEV da RIP. (b) Detalhe de (a). (c) Detalhe das inclusões presentes. (d) Análise por EDS da inclusão em (c). T-PBSS07. CTOD = 0,135 mm.

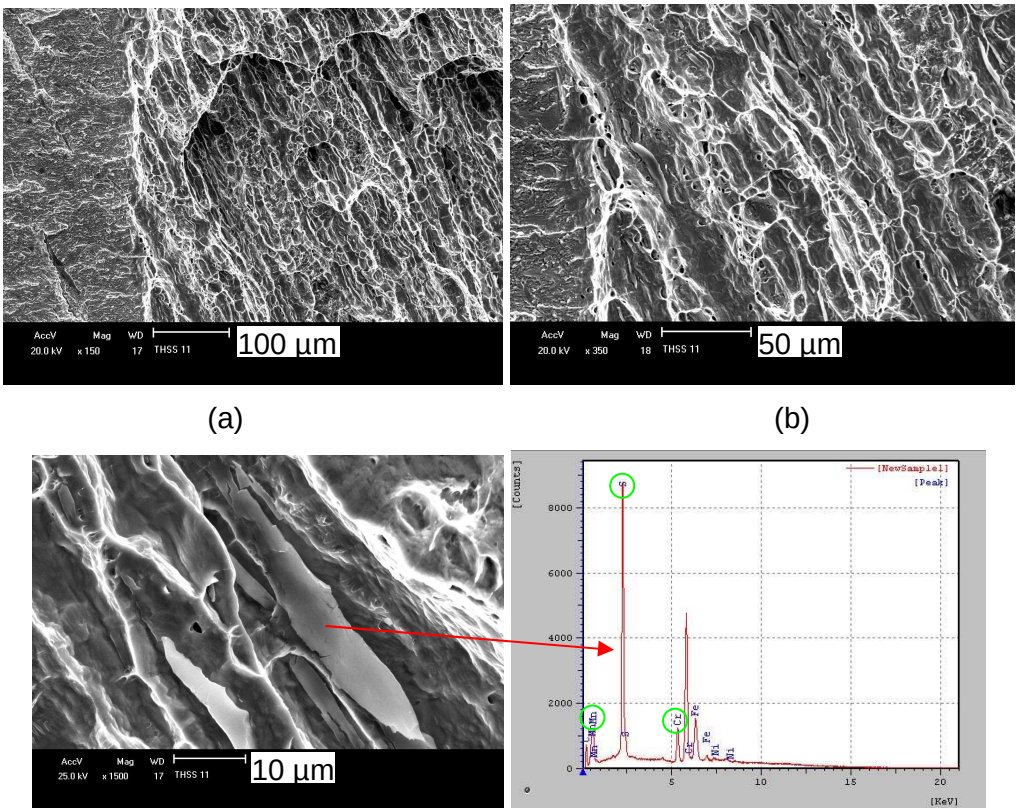


Figura 4-220. (a) e (b) Fractografia em MEV da RIP. (c) Inclusão alongada de MnS. (d) Análise por EDS da inclusão em (c). T-PBSS11. CTOD = 0,087 mm.

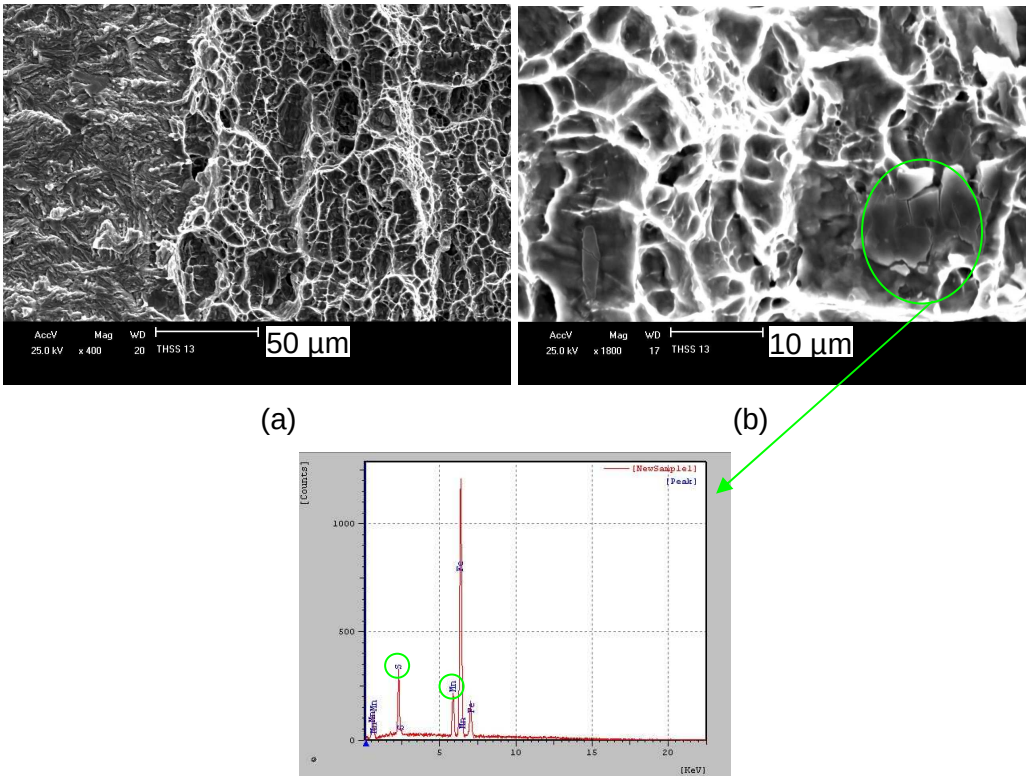


Figura 4-221. (a) Fractografia em MEV da RIP. (b) Inclusões de MnS. (c) Análise por EDS da inclusão de MnS em (b). T-PBSS13. CTOD = 0,106 mm.

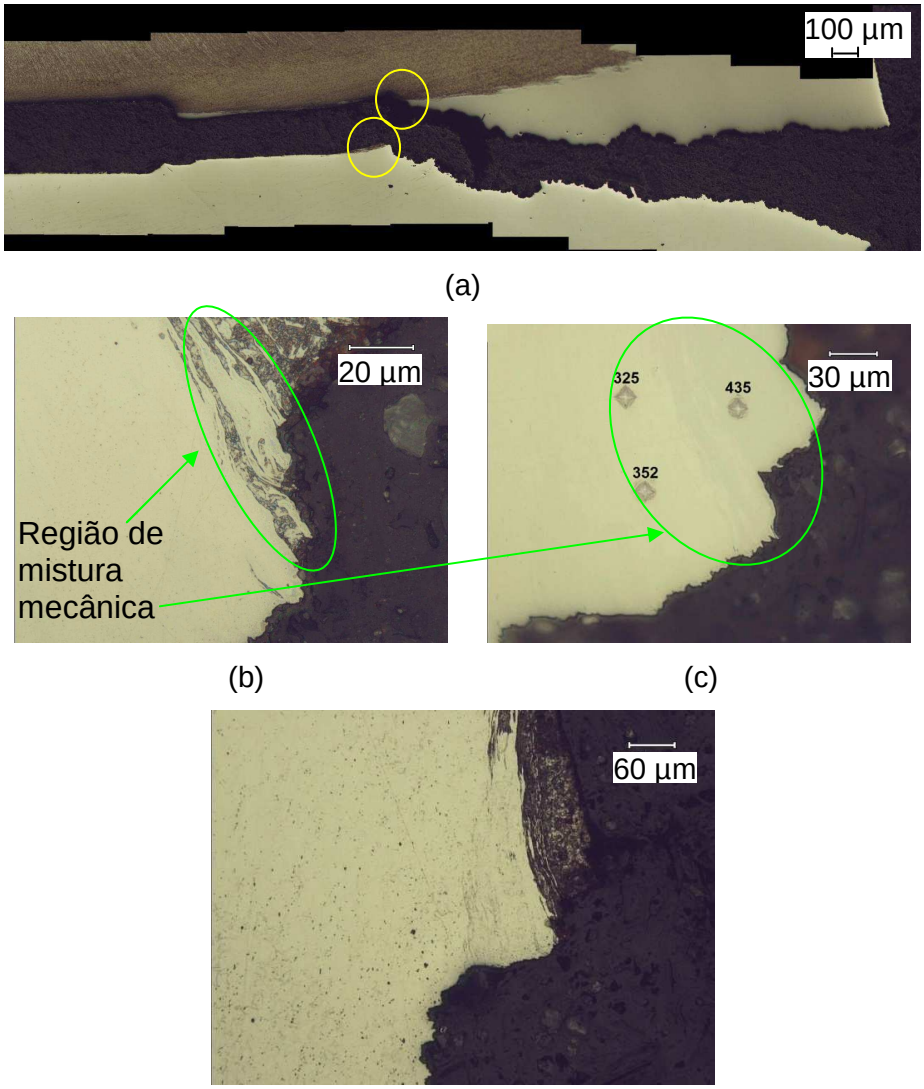
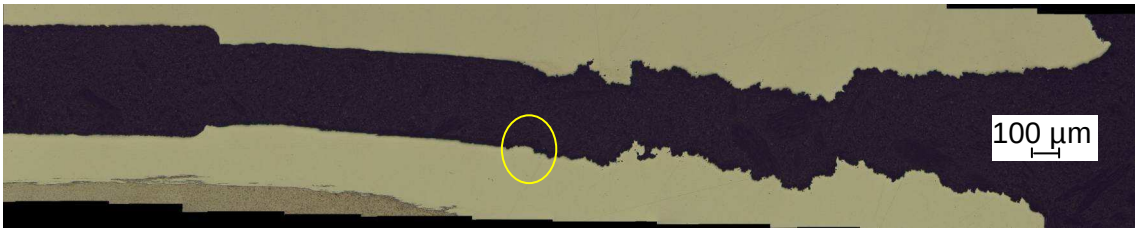


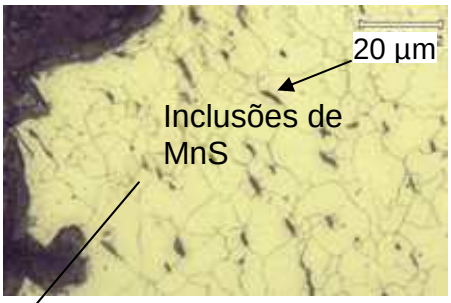
Figura 4-222. (a) Micrografia da região de início da propagação. (b) Região de mistura mecânica (Nital 2%). (c) Microdureza. (d) Microestrutura do pino (Ataque HCl + HNO_3 + Ácido Acético). T-PBSS07. CTOD = 0,135 mm.

A Figura 4-223[a] apresenta a micrografia da RIP da amostra T-PBSS11 onde se observa que a fratura ocorre integralmente dentro do pino PBSS e distante da interface com o metal base. Na Figura 4-223[b] pode-se observar a microestrutura de grãos austeníticos na RIP assim como inúmeras inclusões de MnS (Figura 4-223[c]). Adicionalmente, percebe-se que os grãos não estão deformados, além de a microestrutura conter ferrita delta (Figura 4-223[d]). Isto confirma o fato de que o ensaio ocorreu totalmente dentro do material do pino. As Figuras 4-223[e,f] apresentam a análise por EDS de uma desta inclusões, onde se observa a presença de enxofre. As medidas de dureza na RIP desta amostra atingiram um valor máximo de 277 $HV_{0,05}$ indicando que nesta região o metal base não se misturou mecanicamente com o pino PBSS. Ao se comparar as fractografias (Figura 4-220) com as micrografias das juntas soldadas T-PBSS11 fica evidente que, apesar das

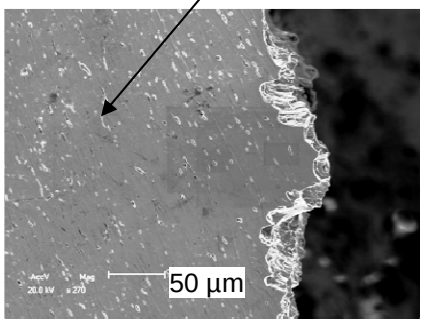
inclusões de MnS terem participado do processo de fratura, o valor de tenacidade não foi excessivamente baixo. Isso resulta da elevada tenacidade do pino de aço inoxidável austenítico AISI 316L.



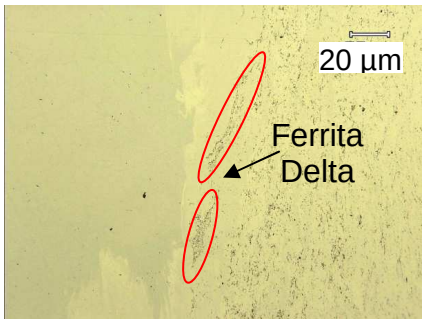
(a)



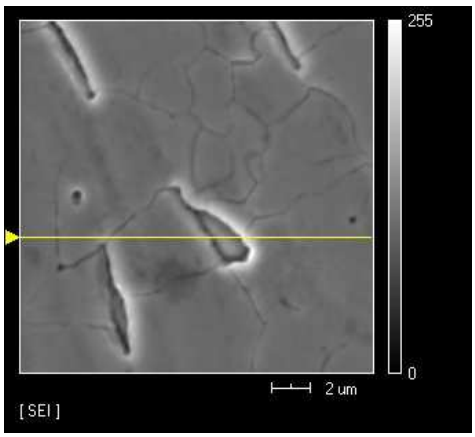
(b)



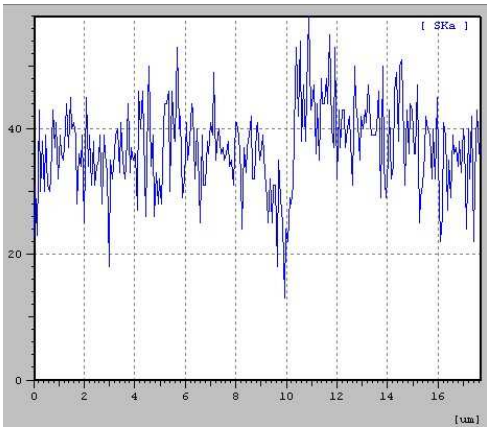
(c)



(d)



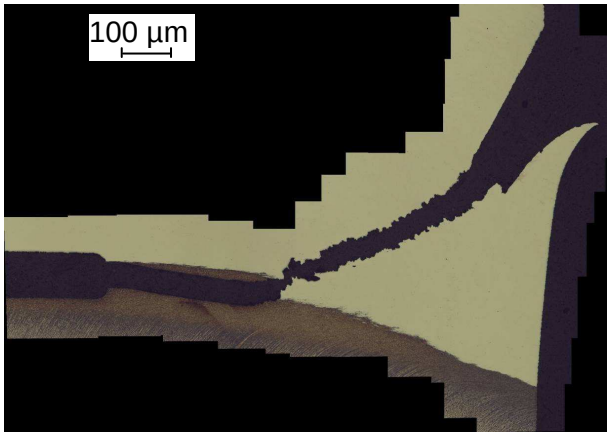
(e)



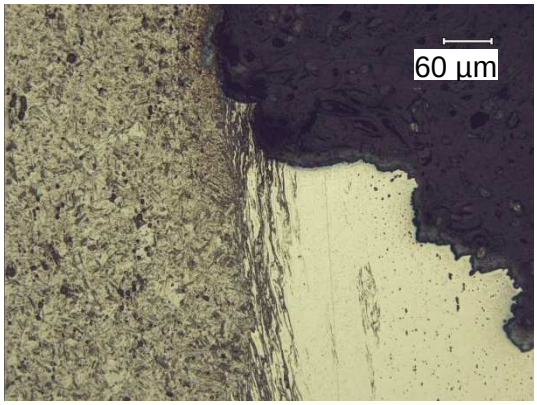
(f)

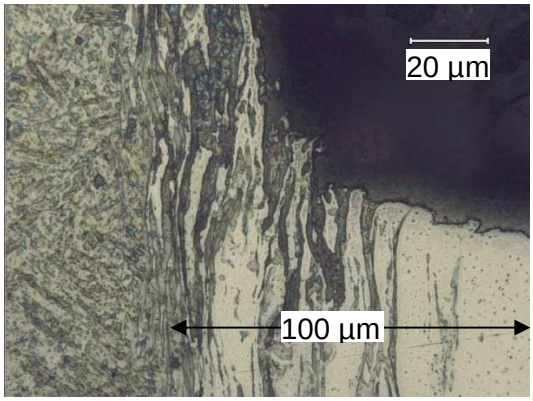
Figura 4-223. (a) Micrografia da seção transversal do corpo-de-prova de CTOD. (b) e (c) Microestrutura na região de início de propagação, (b) ataque com ácido oxálico eletrolítico. (c) Observação em MEV sem ataque. (d) IL_{CP} (Ataque eletrolítico HNO_3 60%). (e) Inclusão. (f) Análise por EDS da inclusão em (e). T-PBSS11. CTOD = 0,087 mm.

A Figura 4-224[a] apresenta a micrografia da RIP da junta soldada T-PBSS13. De forma semelhante à amostra T-PBSS07, a pré-trinca de fadiga se encontrava exatamente na interface com o metal base. Ou seja, o início da propagação envolveu parte da ZTMA do metal base, na região de mistura mecânica (Figuras 4-224[b,c]). A dureza máxima medida dentro da RIP foi de 432 $HV_{0,05}$, região de mistura mecânica, e de 278 $HV_{0,05}$ (pino PBSS com ferrita delta). Interessante notar que a largura da região com mistura mecânica, determinada após ataque químico, é bem superior àquela medida sem ataque (Tabela 4-12 e Figuras 4-91 e 4-92). Isso demonstra o caráter heterogêneo nas juntas FTPW, caracterizado por uma grande variação da extensão em que ocorre mistura mecânica ao longo da interface.



(a)





(b) (c)

Figura 4-224. (a) Micrografia da RIP. (b) Região de mistura mecânica. (c) Detalhe de (b). Ataque HCl + HNO_3 + ácido acético. T-PBSS13. CTOD = 0,106 mm.

4.14.10 - Análise fractográfica das juntas soldadas PBX (50 kN e 200 kN)

Ao final deste trabalho foi possível obter-se juntas soldadas adicionais com pino PBX, utilizando-se força de processamento de 50 e 200 kN, de forma a poder comparar o comportamento destas juntas soldadas com aquelas já avaliadas com o pino PBS. Isto porque seria de se esperar uma boa tenacidade à fratura destas juntas

soldadas com pino PBX em função dos resultados altamente positivos observados com as juntas soldadas com força de 400 kN e preaquecimento de 200ºC. Porém, como se verá adiante, mesmo com baixos teores de carbono e enxofre, estando à pré-trinca de fadiga posicionada dentro do pino, nem sempre se obteve valores altos de tenacidade. Na verdade foram observados poucos valores baixos e muitos valores altos de tenacidade à fratura, a depender das características microestruturais locais. A Tabela 4-25 apresenta os valores de CTOD obtidos para as juntas soldadas com força de 50 e 200 kN, assim como os valores da ZE e %M-A, já apresentados para a força de 400H kN (Tabela 4-22).

Tabela 4-25. Valores de CTOD para as juntas soldadas PBX 50 e 200 kN.

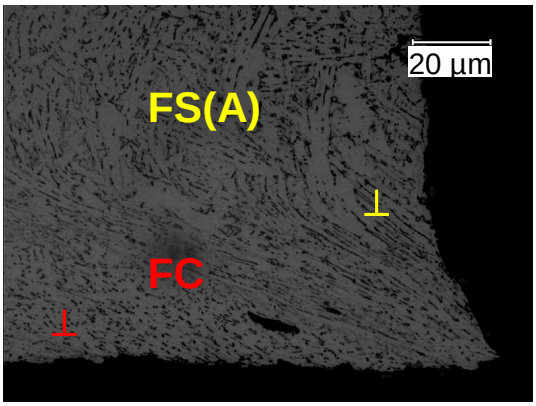
Força (kN)	Junta Soldada PBX	CTOD (mm)	ZE (µm)	M-A (%)
50	78	0,023	Não	0,26
	74	0,069	30	0,37
	79	0,308	102	1,0
	72	0,421	256	0,31
	73	0,724	430	1,79
	CTOD médio = 0,31 mm			
200	80	0,037	Não	0,49
	82	0,04	Não	0,99
	84	0,041	Não	NA
	81	0,103	13	0,17
	83	0,809	280	0,61
	CTOD médio = 0,21 mm			
400 H	19	0,218	100	0,52
	18	0,468	150	NA
	49	0,487	330	NA
	27	0,647	450	NA
	45	0,707	370	NA
	42	0,727	415	0,48
	CTOD médio = 0,54 mm			

NA – Não analisado

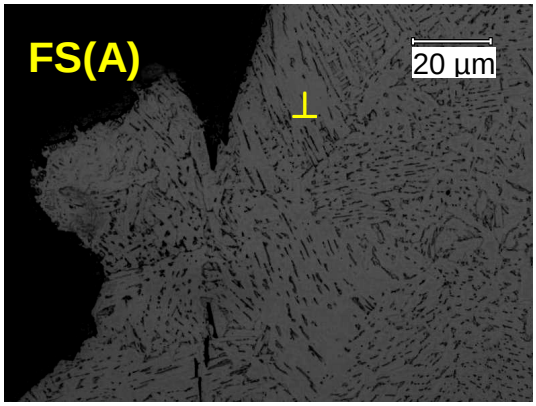
A Figura 4-225[a] apresenta a macrografia da RIP da amostra PBX78, cujo valor de CTOD foi de 0,023 mm, onde se nota que a fratura ocorreu ao longo do material do pino. Nas Figuras 4-225[b/c] observa-se a microestrutura da RIP com a presença de ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)] e não alinhada [FS(NA)]. Na Figura 4-225[d] observa-se a presença de constituinte M-A, tanto do tipo alongado como massivo (observar com grande aumento). Porém, o percentual de M-A medido foi de somente 0,26%e 0,22%, para os dois lados da RIP, respectivamente.



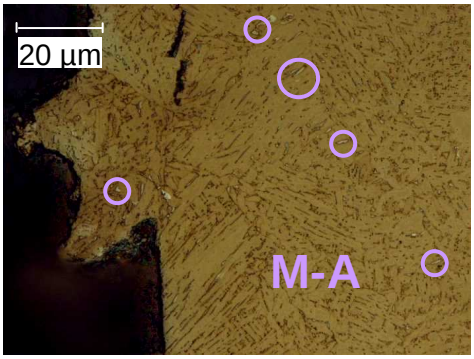
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4-225. (a) Macrografia da RIP da junta soldada PBX78. (b) e (c) Microestrutura do lado esquerdo e direito respectivamente. (d) Ataque LePera [111] para revelar à presença do constituinte M-A. % M-A = 0,26%. 50 kN. CTOD = 0,023 mm.

A Figura 4-226 apresenta a fractografia da RIP da junta soldada PBX78 onde se observa que a fratura ocorreu dentro do pino e predominantemente por clivagem, demonstrando característica bastante frágil. Nas fractografias apresentadas na Figura 4-226[a] é possível observar as diversas regiões de iniciação da fratura por clivagem (assinaladas por círculos na cor vermelha) e os rios de clivagem respectivos, que apontam para esta região de iniciação (setas na cor verde). Nota-se, ainda, que em algumas regiões da fratura a clivagem ocorreu através de grãos maiores que parecem ser o grão prévio austenítico, como pode ser observado na Figura 4-226[b]. Nota-se, ainda, pelo tamanho médio do grão (maior que 80 µm), que a fratura provavelmente ocorreu na região de grãos grosseiros (RGG) da ZTMA do pino PBX. Esta região

equivale àquela em que foi alcançada total austenitização. Os valores de microdureza $HV_{0,05}$ medidos foram de: 380, 328 e 379 (lado esquerdo, Figura 4-225[b]); 261, 267 e 258 (lado direito, Figura 4-225[c]). Esta diferença de dureza é um indicativo de que a fratura possivelmente ocorreu dentro da região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente. Isto porque, durante o reaquecimento na região intercrítica, parte das regiões ricas em carbono próximas aos contornos de grão da austenita prévia são reaustenitizadas. E como a temperatura é relativamente baixa (por exemplo, entre 800-900ºC) e o tempo de residência é curto, não há tempo para difusão do carbono de modo que esta região se transforma em constituinte M-A, possuindo elevado teor de carbono e consequentemente de elevada dureza.

Estas regiões de iniciação da fratura por clivagem representam regiões frágeis. Em geral associam-se estas regiões frágeis à presença de inclusões não metálicas ou ao constituinte M-A [148]. Segundo CHEN et al. [149], quanto maior o tamanho do constituinte M-A, menor a carga necessária para o início do trincamento. Sabe-se ainda que os pinos PBX contem uma concentração em peso de enxofre muito baixa, o que reduz o efeito deletério das inclusões. Além disso, é de conhecimento que a faixa de dureza do constituinte M-A varia de 800 a 1200 Vickers para o constituinte M-A do tipo massivo e 600-800 Vickers para o do tipo alongado [149].

Um aspecto importante a se salientar é que as fractografias da RIP apresentadas nas Figuras 4-226[a/b] equivalem ao lado da fratura de maior dureza. O reaquecimento pode ter ocorrido nesta região pelo fato de que a mesma recebe o aporte de calor gerado pela rotação do pino até o término da soldagem, já que a posição da pré-trinca de fadiga se encontrava a 10 mm da superfície. Na Figura 4-226[c] observa-se o gráfico do ensaio de CTOD da junta soldada PBX78 onde nota-se a ocorrência do evento *pop-in*. Tal evento [114-115] é mais uma indicação da presença de pequenas regiões frágeis (LBZ - "*Local Brittle Zone*") tal como o constituinte M-A.

A análise metalográfica realizada na amostra PBX73 indicou que a RIP ocorreu no material do pino, conforme a Figura 4-227[a]. Nota-se, ainda, a presença de uma pequena região inclinada a 45º, correspondente à zona de estiramento, anterior às regiões em círculo amarelo. Nas Figuras 4-227[b/c] observam-se, em ambos os lados da fratura, microestrutura composta de [FS(A)] e [FS(NA)]. Na Figura 4-228 observa-se a presença do constituinte M-A na junta soldada PBX73, em ambos os lados da fratura (observar com grande aumento). As regiões claras são os constituintes M-A entre os contornos das placas de ferrita. O percentual de M-A medido foi de 1,79% e 0,96%, respectivamente, para cada um dos lados da RIP. Os valores de microdureza $HV_{0,05}$ medidos foram de: 267, 262 e 261 (lado esquerdo, Figura 4-227[b]); 281, 295 e 274 (lado direito, Figura 4-227[c]).

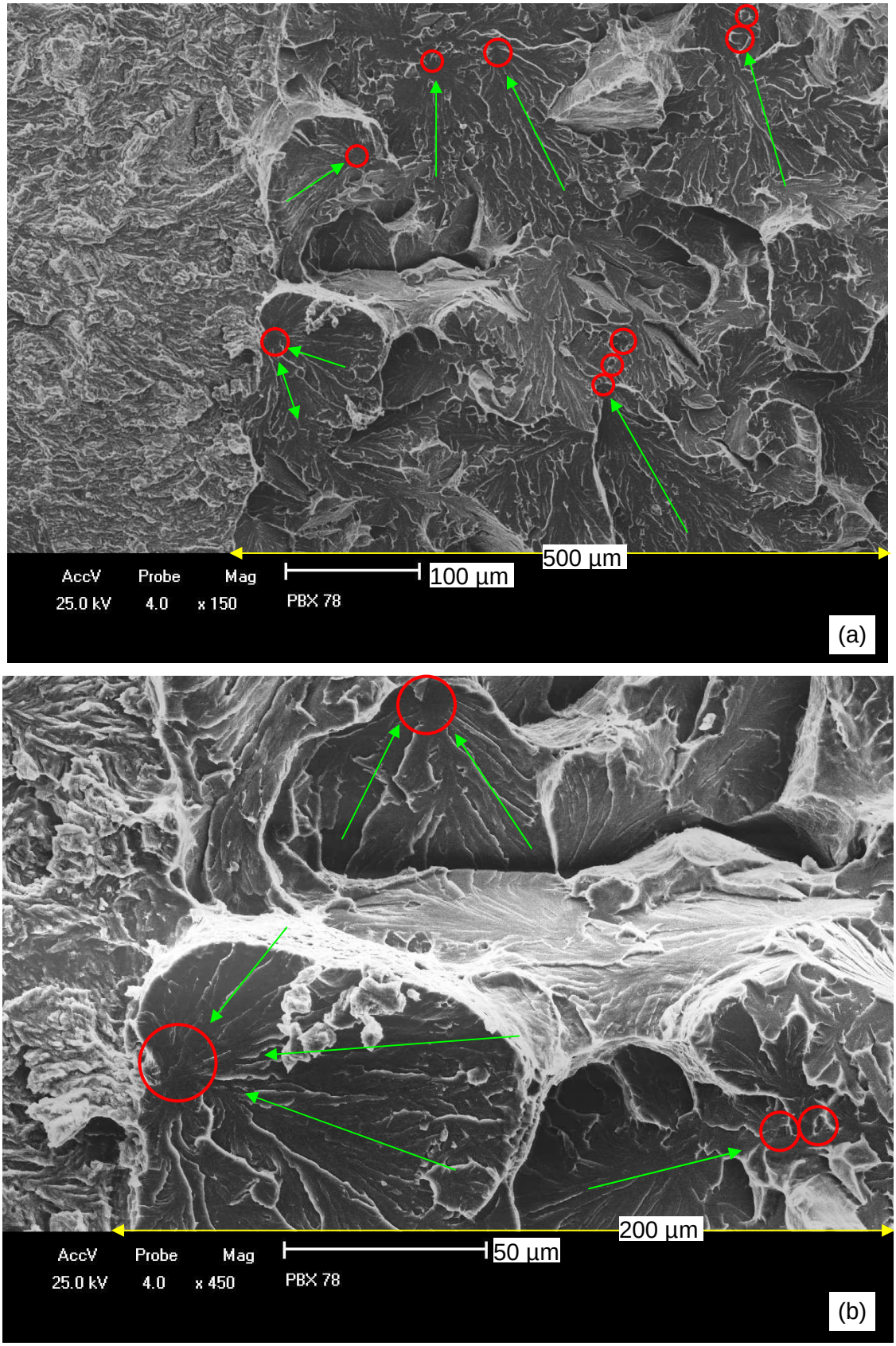
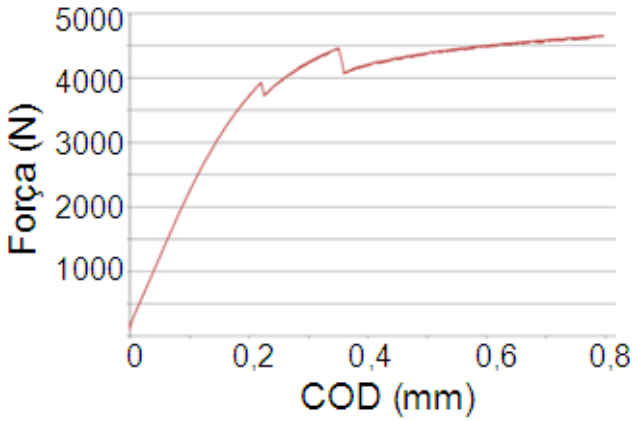
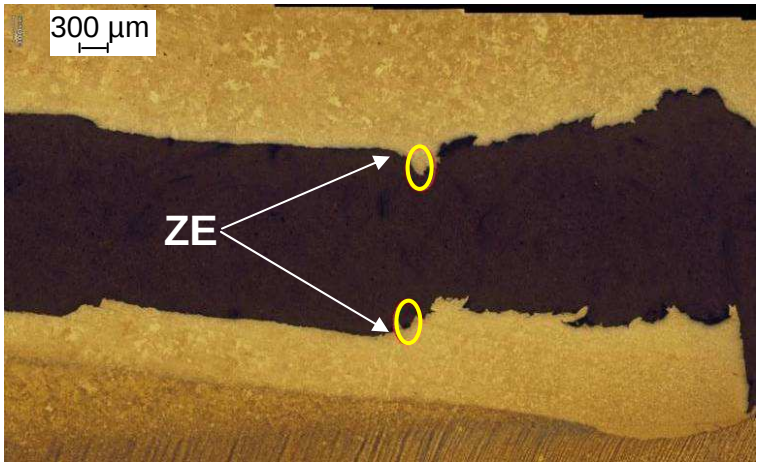


Figura 4-226. (a) e (b) Fractografias em MEV da RIP, mostrando as regiões de iniciação da fratura por clivagem (círculos em cor vermelha e setas na cor verde). (b) Detalhe da região com clivagem. (c) Gráfico do ensaio de CTOD apresentando *pop in*. 50 kN. PBX78. CTOD = 0,023 mm.

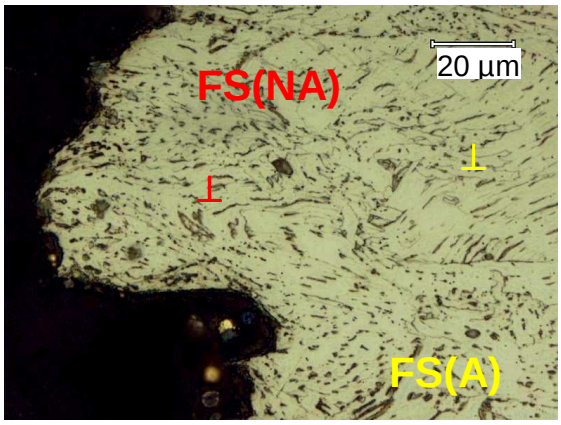


(c)

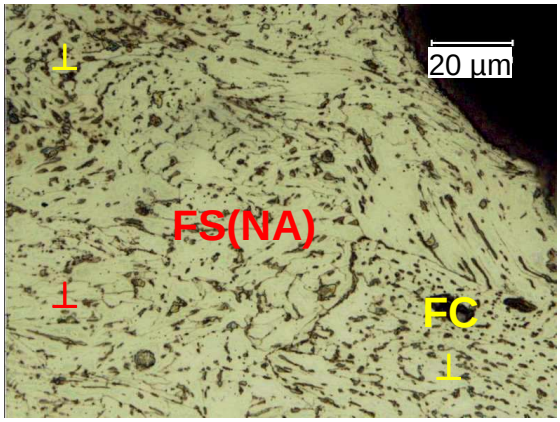
Figura 4-226. Continuação.



(a)



(b)



(c)

Figura 4-227. (a) Macrografia da região de propagação do corpo-de-prova de CTOD mostrando, ainda, a presença da ZE inclinada a 45º antes dos círculos em cor amarela. (b) e (c) Microestrutura das regiões de início de propagação 50 kN. PBX73. CTOD = 0,724 mm. Nital 1%.

Ao se comparar as microestruturas da RIP das amostras PBX78 e PBX73 observa-se que elas são bastante semelhantes, ambas apresentando a presença de constituinte M-A. Porém, na amostra PBX73 não ocorreu diferença de dureza

significativa entre os dois lados da fratura da RIP, como observado na amostra PBX78. Já ao se analisar a fractografia da RIP da junta soldada PBX73 observa-se a presença de uma extensa ZE, de cerca de 300 µm (Figura 4-229), o que explica a razão pela qual o valor de CTOD foi de 0,724 mm, muito superior ao obtido na amostra PBX78 (CTOD = 0,023 mm). Na Figura 4-229[a] nota-se que a após a ZE a trinca muda seu plano de propagação, sendo o mecanismo de fratura por clivagem associada à presença de constituinte M-A (Figuras 4-227[a] e 4-229[b]). A justificativa mais plausível para esta enorme diferença de comportamento estaria relacionada ao fato de que a ZE estava contida numa região mais macia, de grãos refinados da ZTMA do pino (região intercrítica). Além de não ter havido a formação de constituinte M-A dentro da ZE, havendo, porém, a presença de constituinte M-A numa região adjacente à ZE (Figura 4-228).

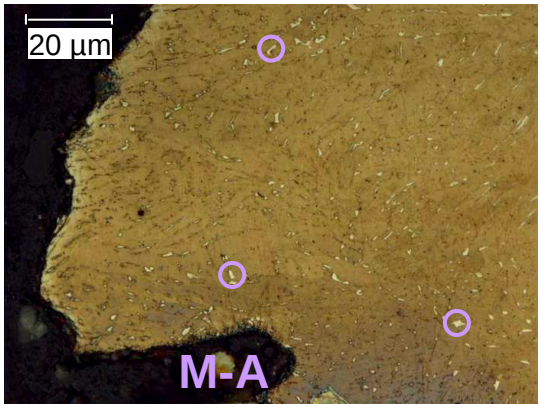
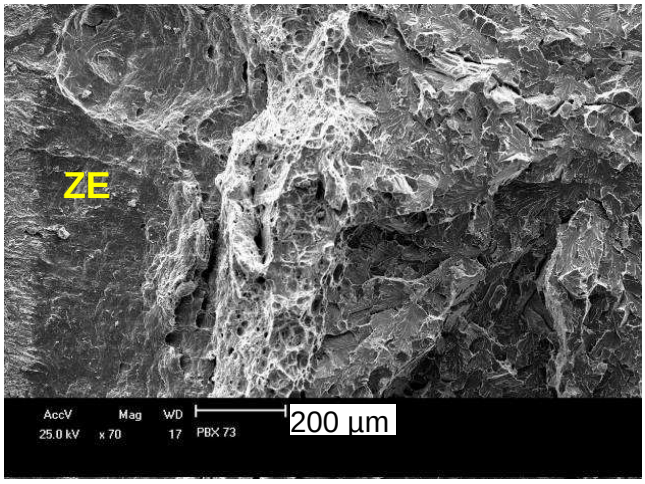
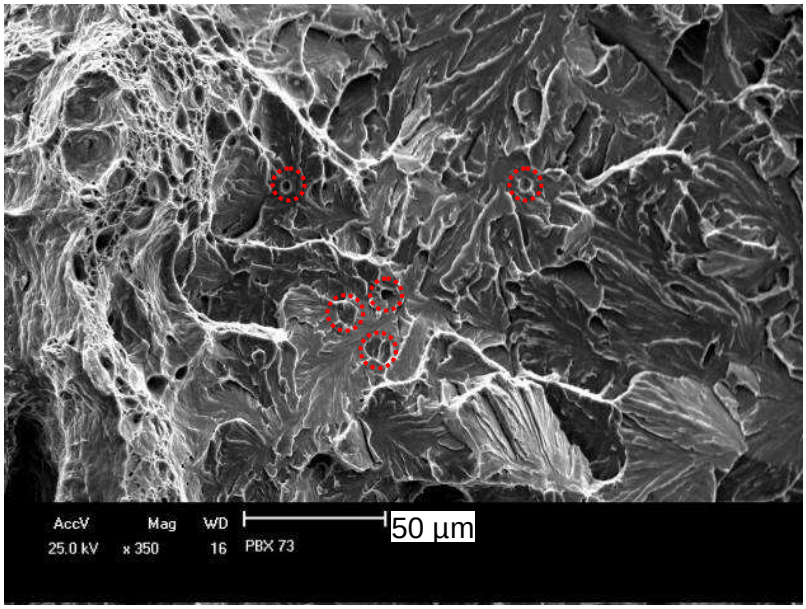


Figura 4-228. Micrografia com ataque LePera [111] para revelar à presença de constituinte M-A, referente ao lado esquerdo e direito da macrografia apresentada na Figura 4-217[a]. M-A = 1,79% . 50 kN. PBX73.

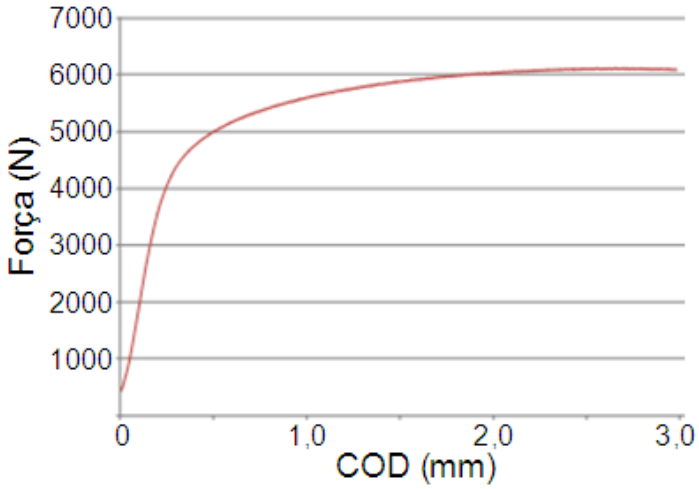


(a)

Figura 4-229. (a) Fractografia em MEV da RIP mostrando a zona de estiramento. (b) Região com a presença de clivagem adjacente à RIP. (c) Gráfico do ensaio de CTOD. PBX73. 50 kN. CTOD = 0,724 mm



(b)

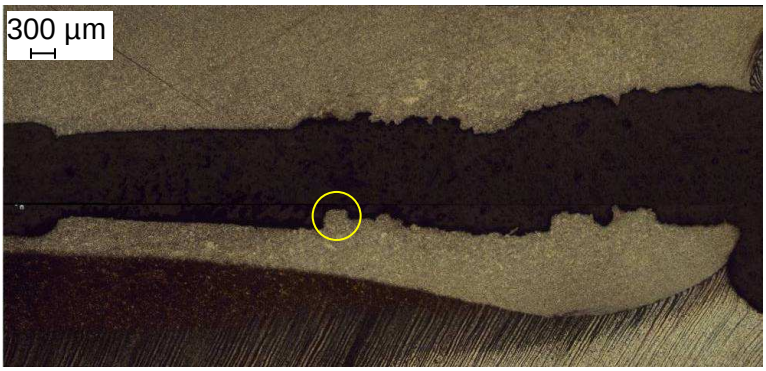


(c)

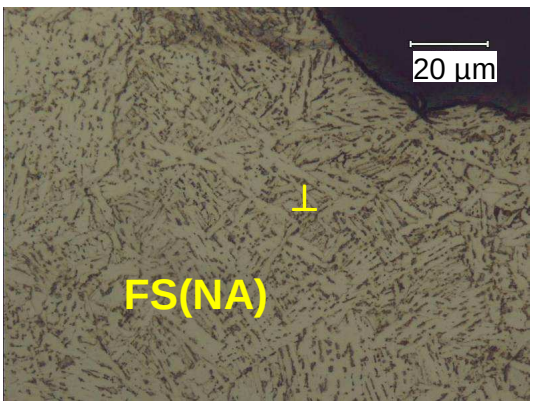
Figura 4-229. Continuação.

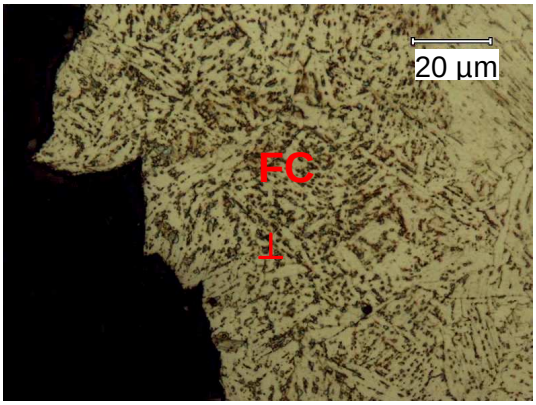
A Figura 4-230[a] apresenta a macrografia da RIP da junta soldada PBX80, cujo valor de CTOD foi de 0,037 mm. Observa-se que a fratura ocorreu dentro do pino PBX. As Figuras 4-230[b/c] apresentam, respectivamente, as microestruturas da RIP dos dois lados da fratura. Na Figura 4-230[b] observa-se a presença de [FS(A)] e [FS(NA)]. Na Figura 4-230[c] observa-se a presença de agregados de carbonetos e ferrita [FC]. Sabe-se que estas microestruturas possuem tenacidade intrinsecamente baixa [133,134]. O valor de dureza máxima medida na RIP foi de 255 $HV_{0,05}$ (Figura 4-230[b]) e 243 $HV_{0,05}$ (Figura 4-230[c]), ou seja, inferior ao observado na amostra PBX78 o que é uma indicação de que a RIP da junta soldada PBX80 se encontra na região intercrítica (RI) ou na região subcrítica (RS). A Figura 4-230[d] apresenta uma

micrografia da RIP mostrando a presença de constituinte M-A em pequena quantidade (0,49%).

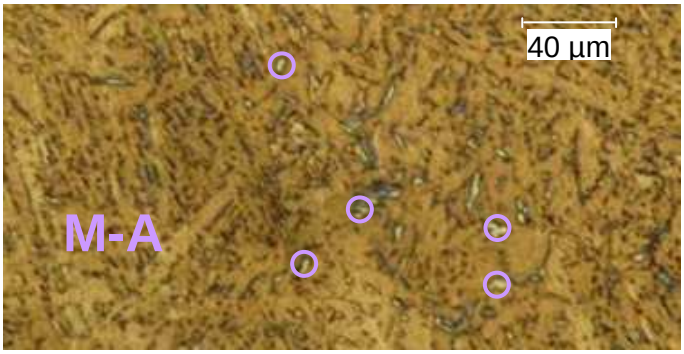


(a)





(b) (c)

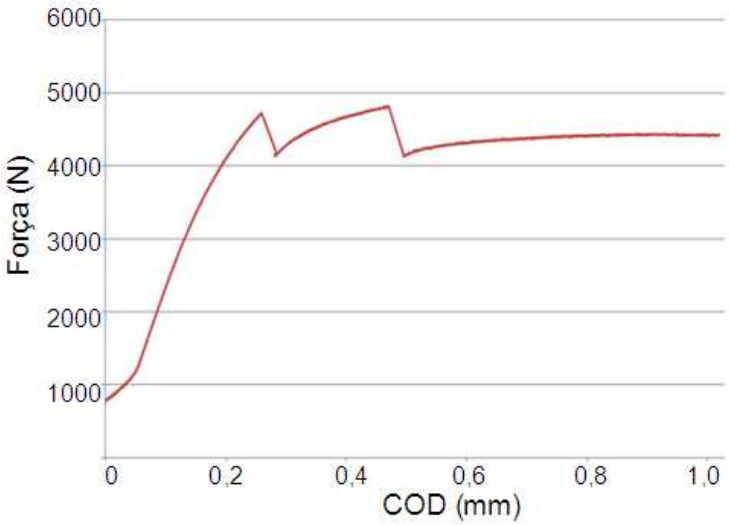


(d)

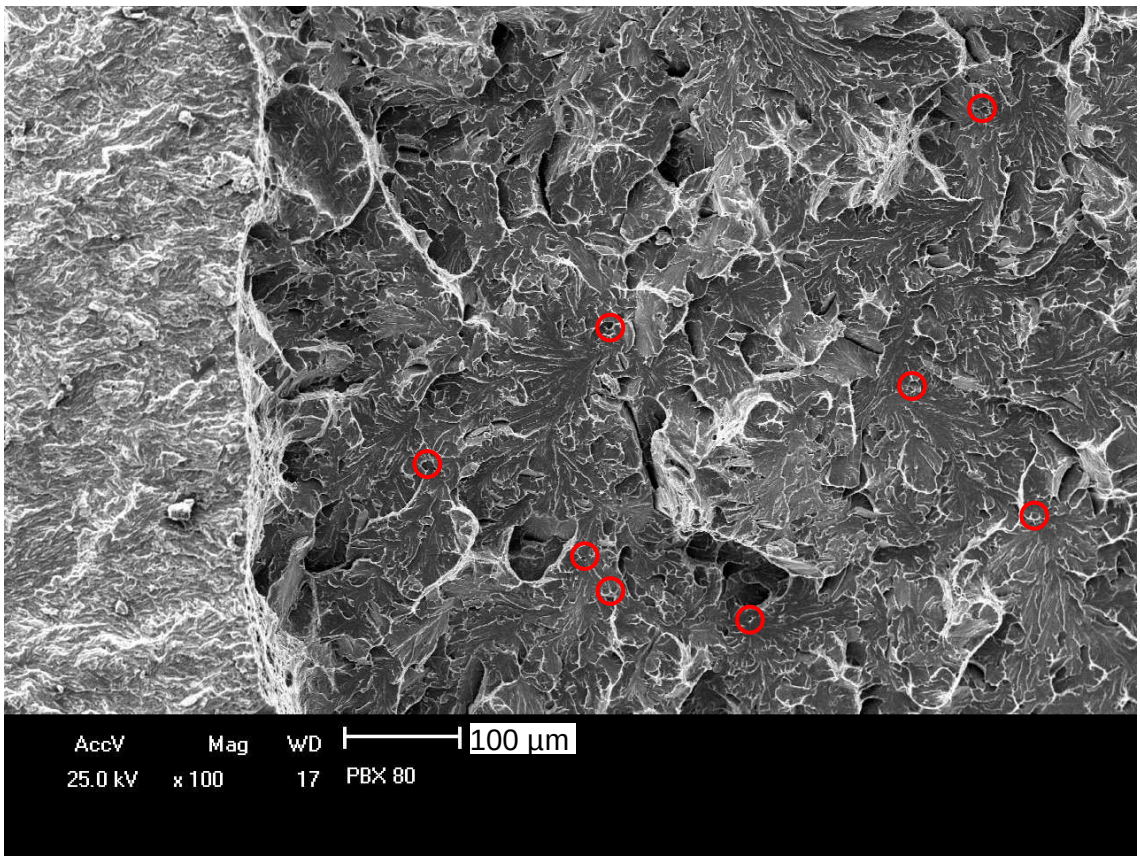
Figura 4-230. (a) Macrografia da região de início de propagação. (b) e (c) Microestrutura de ambos os lados da fratura, respectivamente, Nital 1%. (d) Ataque químico LePera [111]. PBX80. 200 kN. M-A = 0,49%. CTOD = 0,037 mm.

A Figura 4-231[a] apresenta o gráfico do ensaio de CTOD onde se observa a presença de *pop-in*, que é típico de microestruturas com zona frágil local (LBZ – "*local brittle zones*"), da mesma forma ao observado na amostra PBX78 (Figura 4-226[c]). As Figuras 4-231[b/c/d] apresentam as fractografias da RIP da junta soldada PBX80 onde se observa a presença de facetas de clivagem, identificando um mecanismo frágil. Acredita-se que as regiões de iniciação de clivagem estejam relacionadas com a

presença do constituinte M-A e de carbonetos já observados (Figura 4-55). Algumas regiões prováveis da presença de constituintes M-A e carbonetos estão assinaladas nas Figuras 4-231[b/c], na cor vermelha para onde apontam os rios de clivagem (setas na cor verde), Figura 2-231[d].

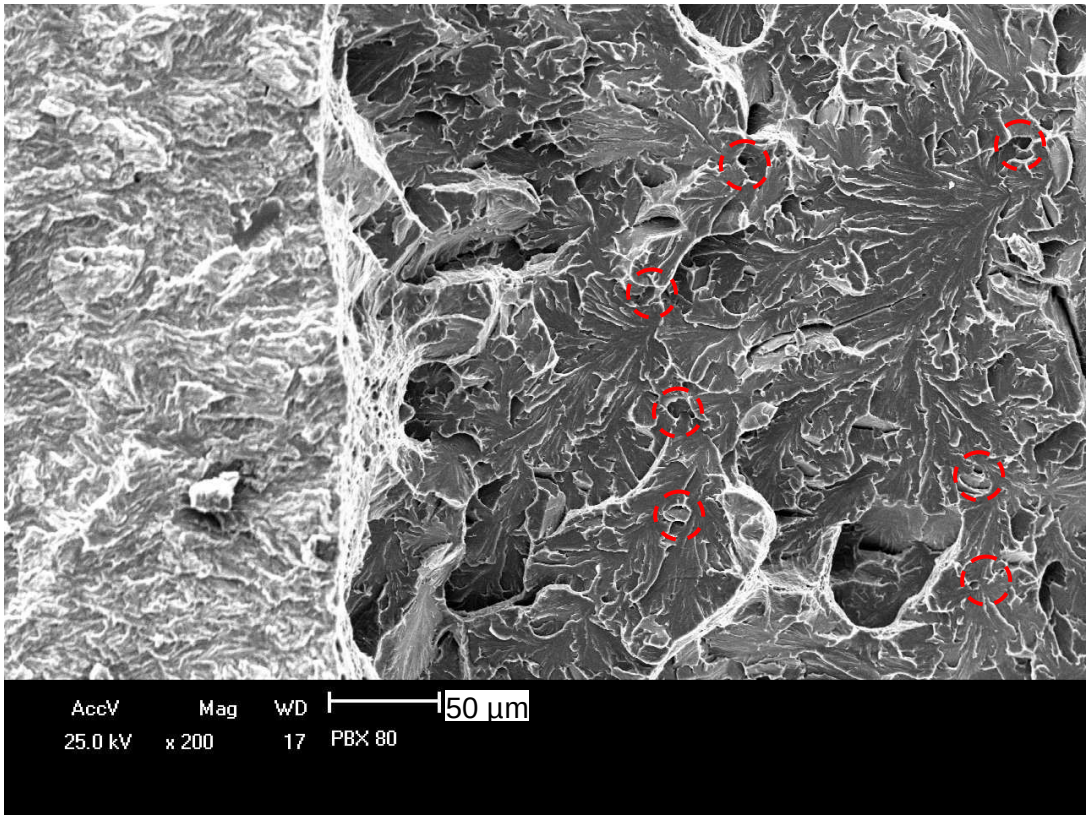


(a)

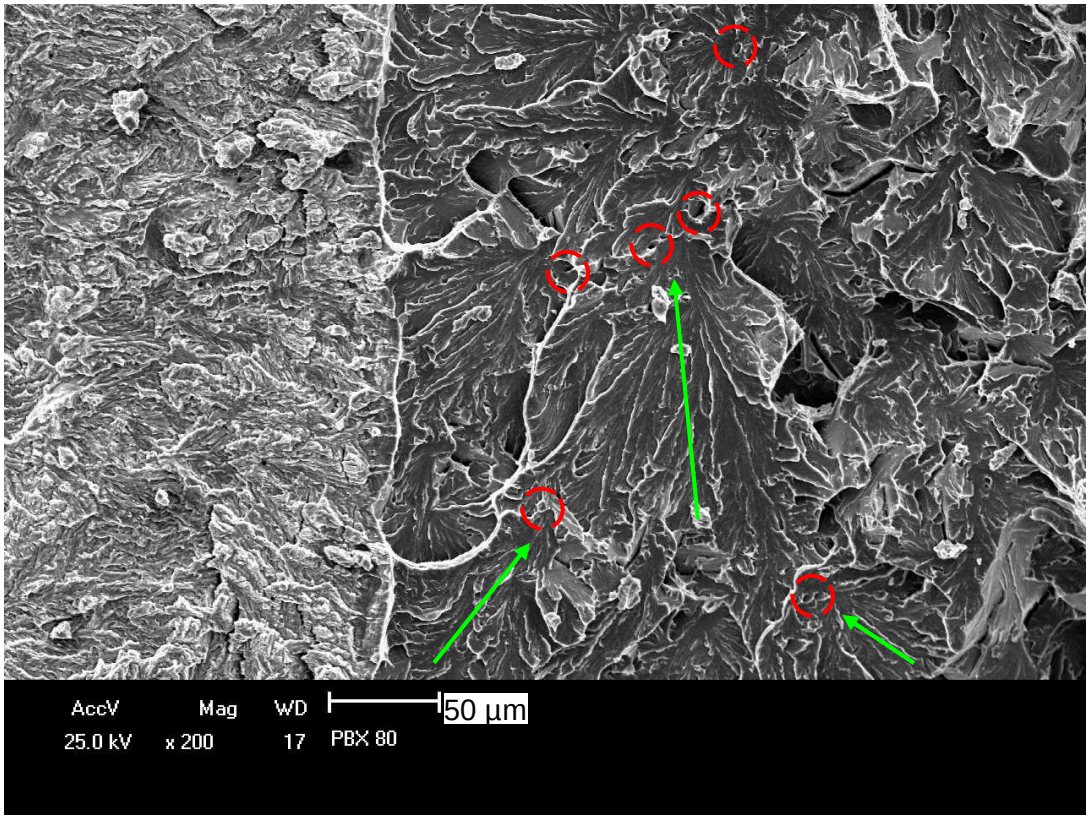


(b)

Figura 4-231. (a) Gráfico do ensaio de CTOD. (b) Fractografia em MEV da RIP. (c) e (d) Fratura por clivagem (detalhes de (b). 200 kN. PBX80. CTOD = 0,037 mm.



(c)

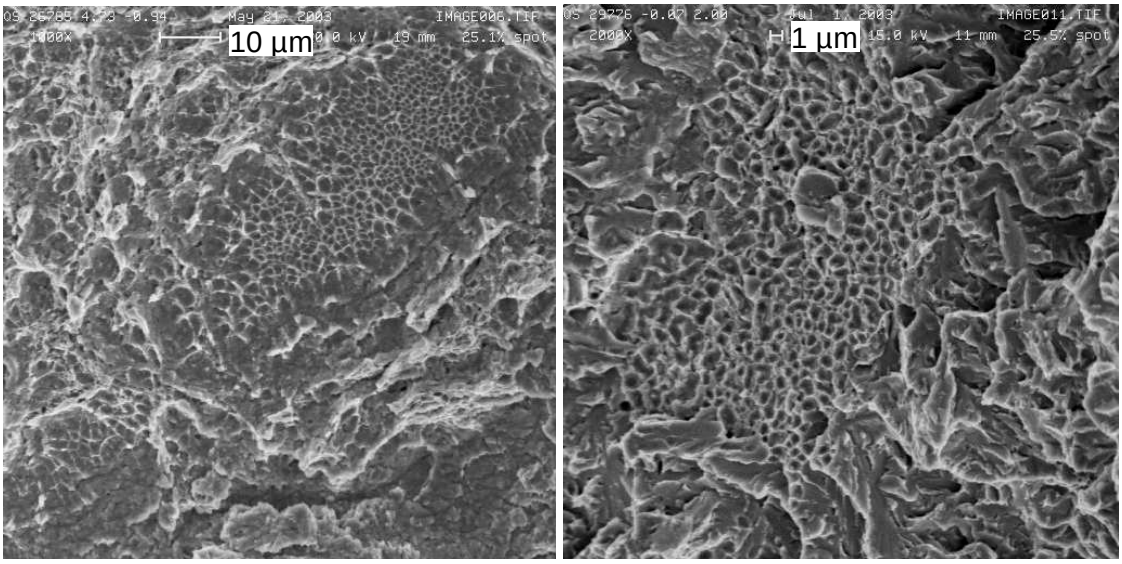


(d)

Figura 4-231. Continuação.

4.14.11 - Considerações finais sobre ensaios CTOD

Na maioria das condições analisadas para as juntas soldadas com pino PBS as superfícies de fratura apresentaram uma pequena quantidade de clivagem e, de uma maneira geral, uma grande quantidade de microcavidades bem rasas denotando baixa energia consumida. Um provável mecanismo para o desenvolvimento destas microcavidades é o de nucleação, crescimento e coalescimento, a partir das inclusões de sulfeto de manganês observadas. O efeito deletério de inclusões de MnS na resistência à propagação de trincas é bastante conhecido [134], de forma que ao longo do ensaio de CTOD, estas microcavidades teriam se unido gradualmente, levando à fratura do corpo de prova [150,151]. Este tipo de fratura é comum em aços com teor de enxofre semelhante ao do pino PBS e do próprio metal base [55]. Entretanto, em oposição a este entendimento, HILTON [150] e BARSON [151], ao estudarem falhas prematuras de aços baixa liga forjados, afirmam que a estrutura de microcavidades rasas, classificada pelos autores como estrutura celular, já existiria como resultado de uma fusão local incipiente junto aos contornos de grãos da austenita prévia durante a etapa de forjamento (Figura 4-232) e posterior solidificação. Esta fusão local ocorreria devido ao fenômeno de *overheating*. De fato, as fraturas das juntas soldadas PBS com 50 e 200 kN, sem preaquecimento, apresentaram à ocorrência de indicações de *overheating* e até mesmo *burning.*



(a) (b)

Figura 4-232. (a) Fractografia Charpy a -196ºC com a presença de estrutura celular segundo BARSON [151]. (b) Detalhe de (a).

Torna-se evidente, através das análises fractográficas, que o processo de soldagem promoveu alterações no formato das inclusões provenientes do material do pino e metal base para qualquer condição de soldagem com o pino PBS, onde esta

população de novas inclusões promoveu uma anisotropia local, concentrando-se principalmente ao longo da região da I_{CP}. O efeito termomecânico da soldagem permitiu que partes dessas inclusões fossem dissolvidas. Subsequentemente, durante o resfriamento, estas inclusões reapareceram. Segundo WOLANSKA [152], o aquecimento acima de 1150ºC já acarreta uma dissolução parcial das inclusões de MnS, com sua subsequente esferoidização durante o resfriamento a partir de 1200ºC.

A partir dos ensaios de CTOD observou-se que o processo de soldagem não promoveu nenhum aumento na tenacidade à fratura se comparado com os valores dos materiais de base da chapa e do pino [13]. Porém, mesmo na ausência de preaquecimento, observou-se que nas amostras com pino PBS e menor força de soldagem (50 kN), foi possível se obter valores de tenacidade um pouco mais elevados aos obtidos nas juntas soldadas com 200 kN e 400 kN, sem preaquecimento. Isso ocorreu provavelmente como resultado da redução da dureza máxima na junta soldada, em virtude do tempo de soldagem mais longo quando utilizada a força de 50 kN. De forma semelhante, observou-se uma influência positiva do preaquecimento, mesmo que pequena, em aumentar os valores de CTOD. Esse efeito benéfico do preaquecimento decorre de: praticamente eliminar as descontinuidades de soldagem e de reduzir a dureza máxima. Logo, na hipótese de ser possível o reparo de equipamentos durante a etapa de fabricação e sendo, ainda, viável o uso de equipamentos de grande porte para a soldagem tipo FTPW (Figura 3-1), entende-se que o uso do preaquecimento acima de 200ºC venha a propiciar juntas soldadas com melhores propriedades metalúrgicas. Evidentemente, o valor ótimo de preaquecimento deve ser escolhido como função do CE do metal base e do pino.

A maior diferença de comportamento em termos de tenacidade à fratura ocorreu entre as juntas soldadas de pino PBS e PBX, soldadas com 400 kN e com preaquecimento de 200ºC. Esta percepção ficou evidente comparando-se os resultados dos ensaios com corpo-de-prova de CTOD tipo SE(B). Isto porque este tipo de corpo-de-prova demonstrou de forma inequívoca o efeito deletério das inclusões de MnS, já que a RIP se restringia a uma região totalmente dentro do pino processado.

Deve-se ressaltar, ainda, a dificuldade da realização de ensaios de CTOD em juntas soldadas com enorme gradiente de propriedades metalúrgicas, como as encontradas em juntas tipo FTPW. Isto decorre das mudanças bruscas de dureza e tipo de microestrutura observada, assim como pelo tipo de microvolume existente dentro do qual a pré-trinca de fadiga propaga. Isto porque, apesar da macrografia demonstrar a presença do entalhe na I_{CP}, em diversos casos observou-se que a trinca propagou para dentro da região mais dúctil ou de menor dureza, o que ficou evidente nos ensaios com os pinos PBX e T-PBSS, tendo como resultado valores mais

elevados de tenacidade à fratura. Tal fato não ocorreu para as juntas soldadas com o pino PBS já que a sua temperabilidade era próxima ao do metal base, além de ambos terem elevado teor de enxofre.

Outro aspecto observado em relação às juntas soldadas PBX foi uma razoável correlação entre os valores de CTOD e a extensão da ZE, ou seja, a metade do valor de CTOD se aproximava do valor da ZE, como pode ser observado na Figura 4-233. Sabe-se que a zona de estiramento presente nas superfícies fratura é definida como sendo a região de transição formada entre a pré-trinca de fadiga e o início de propagação estável de trinca, associada ao cegamento da pré-trinca de fadiga original [153]. Durante o carregamento, as tensões de tração abrem a pré-trinca e a deformação plástica, de uma região de grande ductilidade, arredonda a ponta da trinca por estiramento. Nas juntas soldadas com pino PBS não se observou o aparecimento da zona de estiramento nas fractografias que apresentavam microcavidades rasas (MCR) na região de início de propagação (RIP). Na verdade, nos ensaios de CTOD com pino PBS em que se observou a presença de zonas de estiramento, essas foram de pequena extensão (menores que 25 µm, Tabela 4-22), ocorrendo, ainda, como resultado da participação do metal base na RIP.

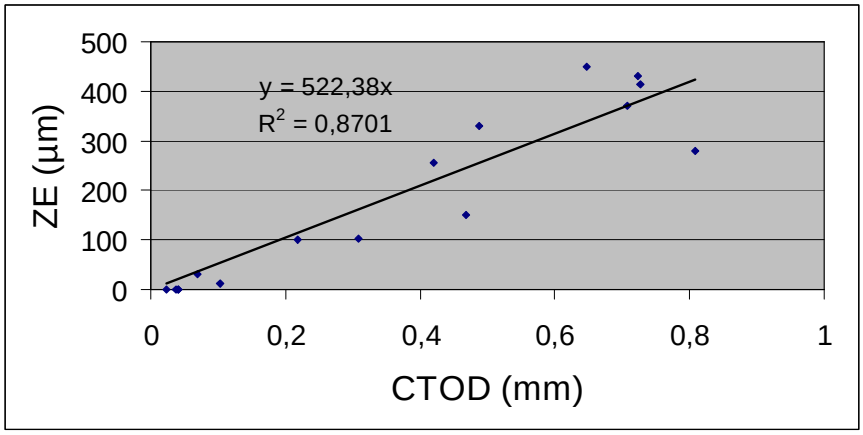


Figura 4-233. Correlação entre a extensão da ZE e o valor de CTOD.

As juntas soldadas PBS foram analisadas no que diz respeito ao diâmetro médio das microcavidades rasas presentes nos primeiros 50 µm da RIP. A Figura 4-234[a] apresenta a variação do diâmetro médio das cavidades medidas para as fraturas das juntas soldadas PBS. Na Figura 4-234[b] é apresentada a correlação entre o valor de CTOD medido e os respectivos diâmetros médios das microcavidades relativas à fratura de cada uma das juntas soldadas analisadas. Nota-se a tendência de se ter um CTOD maior com a redução do diâmetro da MCR. Nestas amostras, o diâmetro das inclusões de MnS variava de 0,5-1,5 µm (Figura 4-234[d]) e o diâmetro

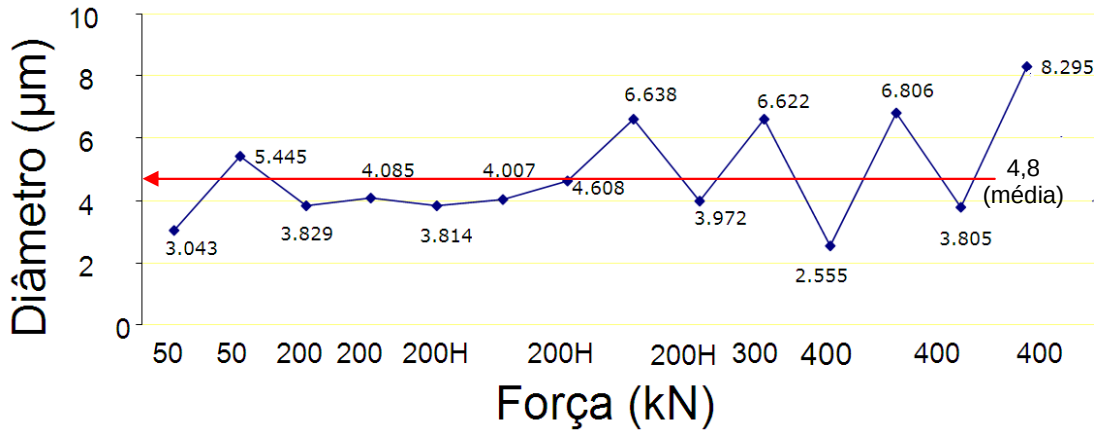
médio das microcavidades de 4,8 µm para um intervalo de 2,5 a 8,3 µm, ou seja, cerca de 5 vezes o tamanho médio das inclusões de MnS.

SABIROV et al. [157] ao estudarem o efeito do tamanho das inclusões de MnS na etapa de iniciação da microcavidade, num aço C-Mn com composição química bastante próxima a do pino PBS, chegaram à conclusão de que quanto menor o diâmetro da inclusão maior o valor de $CTOD_{vi.}$ O termo “vi” se refere ao valor de CTOD para a iniciação da primeira microcavidade, em torno de uma inclusão de MnS, na ponta da pré-trinca de fadiga, medido no momento em que ocorre esta nucleação. As microcavidades avaliadas possuíam diâmetro de 5-7 vezes superior ao diâmetro da inclusão de MnS em estudo. O valor de CTOD medido ao final do ensaio foi de 0,17 mm (CTOD de iniciação). Adicionalmente, os autores não observaram qualquer influência do comprimento da inclusão nos valores de $CTOD_{vi}$. A Figura 4-34[c] apresenta a relação entre o valor de $CTOD_{vi}$ e o diâmetro médio “d” da sua respectiva inclusão de MnS onde nota-se uma forte tendência de se ter maiores valores de $CTOD_{vi}$ com a redução do diâmetro das inclusões de MnS.

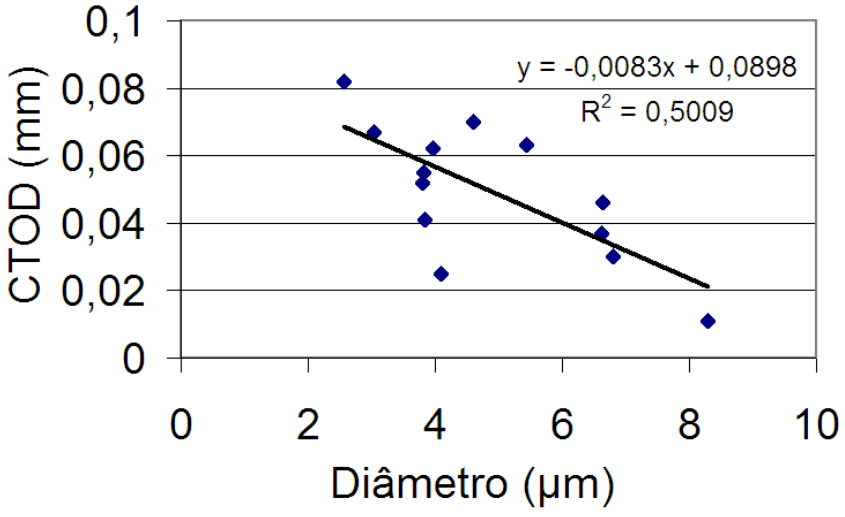
Apesar dos resultados apresentados na Figura 4-234[b] não serem o de CTOD de iniciação de formação das microcavidades rasas e o diâmetro das microcavidades não ser o diâmetro das inclusões de MnS, chama a atenção o fato dos valores de CTOD medidos do pino PBS (média de 0,25 mm, valor de CTOD carga máxima [13]) terem sido muito próximos aos observados por SABIROV et al. [157] (0,17 mm). Como, também, o fato de que os valores de CTOD (carga máxima) medidos para as juntas soldadas PBS (com MCR na RIP) terem sido da mesma ordem de magnitude dos valores de $CTOD_{vi}$ medidos por SABIROV et al. [157], Figura 4-234[c]. No caso das juntas soldadas PBS de baixa tenacidade à fratura (CTOD < 0,05 mm), tais semelhanças indicam que a área ocupada pelas microcavidades rasas na RIP possui características de enorme fragilidade, comportando-se como uma região independente do restante no processo de fratura. Logo, é razoável considerar a teoria proposta por BARSON [155], de que as microcavidades rasas observadas não se formaram por um mecanismo de nucleação, crescimento e propagação. Mas, sim, por estas MCR, com suas respectivas inclusões de MnS, serem de baixíssima energia pelo fato de já estarem presentes na região à frente da pré-trinca de fadiga, como resultado do próprio processo de soldagem FTPW e seus fenômenos correlatos (por exemplo, *overheating* e *burning*).

Alguns fatores metalúrgicos tais como fração volumétrica, tamanho e distribuição de partículas afetam o processo de fratura [153,154]. Ao se reduzir a distância entre partículas responsáveis pela nucleação de microcavidades, o consumo de energia necessário para se atingir a fratura também é reduzido. Foi observado que as

inclusões de MnS sofreram modificações de distribuição, formato e espaçamento como resultado do processo de soldagem de forma que as microcavidades se tornaram menores, mais rasas e menos largas. Em função disso, o formato, tamanho e distribuição dessas inclusões influenciaram negativamente a tenacidade destas juntas soldadas uma vez que, mesmo considerando-se a ocorrência do processo de nucleação das microcavidades, ao se diminuir a distância entre as inclusões de MnS (Figura 4-234[d]), reduziu-se a possibilidade do crescimento destas microcavidades, de modo que a energia consumida para atingir a fratura também diminuiu [155]. Por esta razão, os valores mínimos de tenacidade foram significativamente baixos para todas as condições de soldagem com o pino PBS devido ao fato de que o processo de fratura ocorreu em níveis bem mais baixos de deformação local.

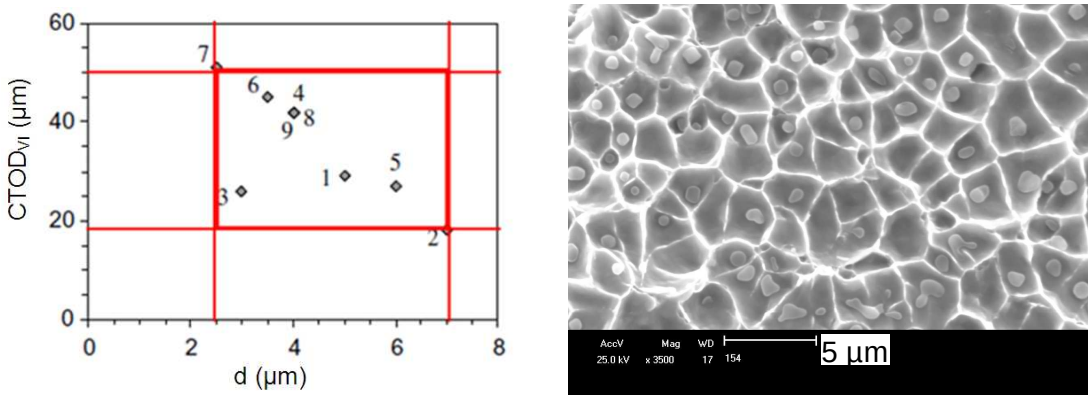


(a)



(b)

Figura 4-234. (a) Relação entre o diâmetro médio das microcavidades rasas e a força aplicada durante a soldagem. (b) Relação entre o diâmetro médio das MCR e o CTOD. (c) Relação entre o CTOD de iniciação de uma microcavidade segundo SABIROV et al. [157] (ensaio a temperatura ambiente). (d) Tamanho típico das inclusões de MnS analisadas neste trabalho referentes aos resultados apresentados em (a) e (b).



(c) (d)

Figura 4-234. Continuação.

A partir dos resultados das medições de microdureza máxima e média e do percentual de M-A, avaliou-se se havia alguma correlação em relação ao valor de CTOD medido. Não se observou qualquer tendência do comportamento dos valores de CTOD em relação à quantidade de constituinte M-A presente. Já em relação aos valores de microdureza máxima na RIP, observou-se que o valor de microdureza máxima ($HV_{0,05}$) medido aponta para a tendência esperada de que quanto mais elevada a dureza, menor o valor de CTOD. Porém a dispersão dos valores se traduz em um fator de correlação muito baixo, como pode ser observado na Figura 4-235.

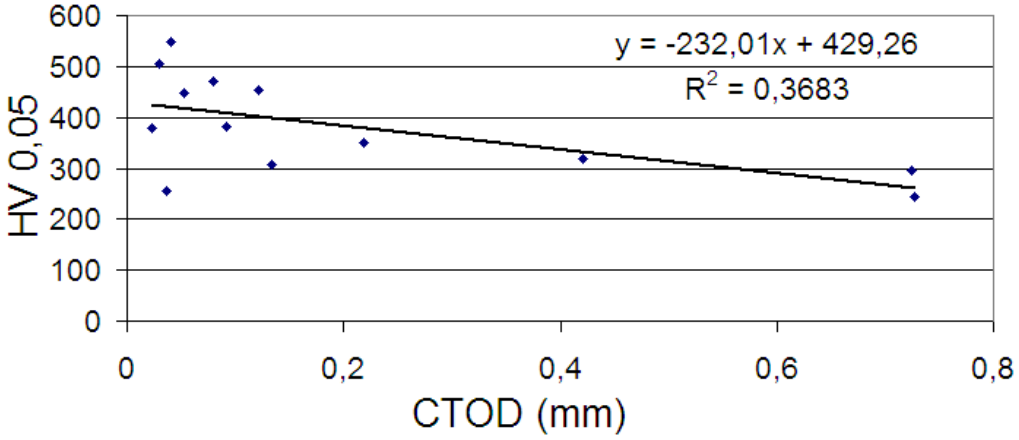


Figura 4-235. Correlação entre o valor de CTOD e a dureza máxima na RIP.

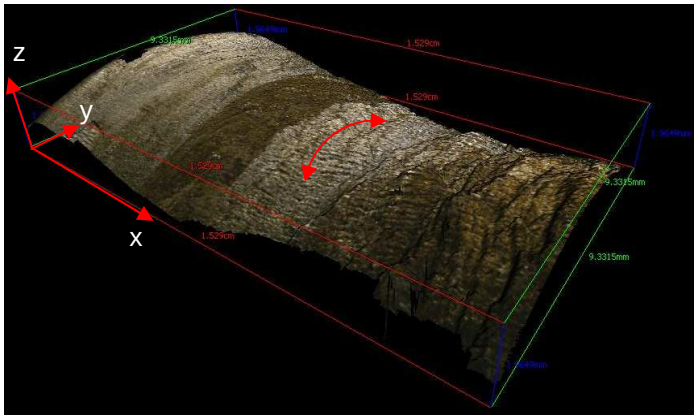
Com o intuito de se melhor conhecer a topografia da I_{CP} e partindo-se de uma junta soldada T-PBSS realizou-se uma dissolução preferencial do metal base em torno do pino. A Figura 4-236[a] apresenta o aspecto da superfície do pino de aço inoxidável austenítico AISI 316L após o término da dissolução. A Figura 4-236[b] apresenta a uma visão tridimensional da amostra. A Figura 4-236[c] apresenta o gráfico “altura” versus “comprimento”, onde o valor da altura corresponde a rugosidade na direção do eixo z, com medição realizada ao longo da direção circunferencial num comprimento

total de 5 mm. Na Figura 4-236[c] observa-se que ocorre uma variação de cerca de 50 µm, entre pico e vale, ao longo de um comprimento de somente 100 µm. Este resultado corrobora o efeito de mistura mecânica e de interpenetração pino-metal base já observado. Reforça, também, a dificuldade em se garantir o correto posicionamento da pré-trinca de fadiga quando da utilização de corpos-de-prova de CTOD tipo C(T). Por este motivo, parece mais razoável a adoção dos corpos-de-prova tipo SE(B), com o posicionamento do entalhe apontando para um microvolume menos sujeito a grandes variações de microestrutura, próximo da região de interesse.

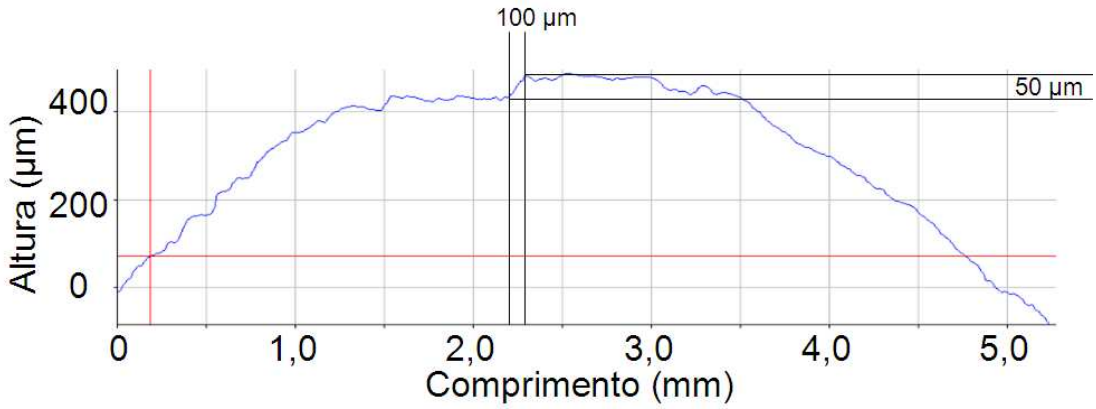


(a)

Figura 4-236. (a) Vista macroscópica da junta soldada T-PBSS após dissolução do envoltório de aço C-Mn. (b) Vista tridimensional da superfície do pino após dissolução do restante da junta soldada em aço C-Mn. (c) Topografia na direção “z” (altura) medida ao longo de um comprimento de 5,0 mm.



(b)



(c)

Figura 4-236. Continuação.

Uma observação mais detalhada da superfície do pino apresentada na Figura 2-236[a] torna evidente que o mecanismo de processamento do pino ocorre através da deposição de camadas, assim como proposto por PANTELIS et al. [95] (Figura 2-72). As camadas observadas na Figura 2-236[a] se assemelham a panquecas ou escamas de aço depositado com formato elipsoidal, cujo comprimento é inferior ao perímetro do círculo considerado. Esta é uma constatação importante, pois aponta na direção de que a região da interface da junta soldada é composta por multicamadas sobrepostas de material do pino, destacadas ao longo do seu processamento termomecânico, como resultado do seu cisalhamento em compressão em alta temperatura (Figuras 2-9 e 2-11). Na Figura 4-28 foram realizadas macrografias com corte paralelo à superfície da chapa. Foi possível observar nas diversas condições de soldagem avaliadas que, tanto o material do pino como o do metal base assumem uma trajetória com característica circular quando observadas no plano metalográfico. Na verdade, estas camadas devem assumir o formato de um hélice em função do formato cônico da interface da junta soldada. Características semelhantes foram observadas em superfícies revestidas pelo processamento termomecânico de pinos de aço, como

pode ser observado na Figura 4-237, onde se observa o formato em hélice assumido pelo pino como resultado do esforço de torção e compressão em alta temperatura.

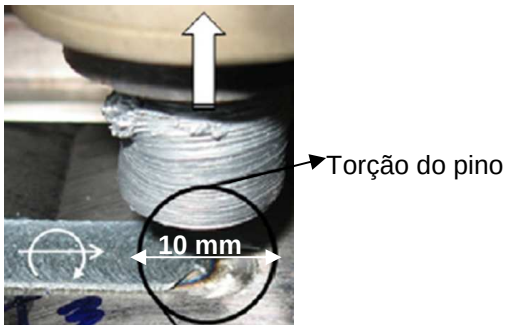


Figura 4-237. Aspecto helicoidal da superfície do pino processado em superfície plana [160].

Foi observado neste trabalho que em algumas das juntas FTPW usando pino PBX, submetido a forças de soldagem mais baixas (50 e 200 kN), o mecanismo de fratura foi essencialmente por clivagem (Figuras 4-226 e 4-231). Observou-se, ainda, que a nucleação ocorria a partir de microvazios ou partículas de dimensões micrométricas. Inúmeras publicações apontam o descolamento entre o constituinte M-A/matriz como o mais provável sítio responsável pela nucleação de fratura frágil [149, 161-167]. A trinca pode se iniciar em três posições distintas: dentro do constituinte M-A, na matriz próxima à interface matriz/M-A ou na própria interface matriz/M-A. Segundo TIAN [168], o mecanismo de iniciação da trinca é baseado na concentração e na triaxialidade das tensões internas na região da interface matriz/M-A [161]. Segundo CHEN [149] e KIM [169], no mecanismo de iniciação de fratura frágil por clivagem, os microvazios formados na interface matriz/M-A, como resultado das tensões triaxiais, se propagam formando trincas por clivagem (Figura 4-238 [148]), o que de fato foi observado nas Figuras 4-226[a,b] e 231[c,d].

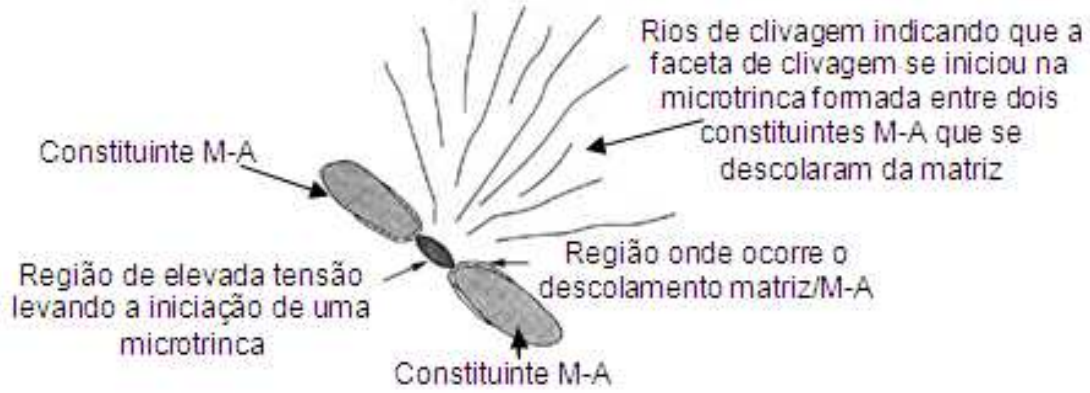


Figura 4-238. Diagrama esquemático mostrando o mecanismo proposto por DAVIES e KING [148] onde os constituintes M-A, conectados ou quase conectados, iniciam uma trinca por clivagem.

Na Tabela 4-25 pôde-se observar que as juntas soldadas com pino PBX e força de 200 kN apresentaram um maior número de resultados de baixa tenacidade à fratura comparados às juntas soldadas com força de 50 kN. Isto resultou numa menor média de valor de CTOD para as juntas soldadas com força de 200 kN. Entretanto, o menor valor de CTOD medido (0,023 mm) diz respeito à junta FTPW-PBX com força de 50 kN. Sabe-se, também, que as juntas soldadas com força de 50 kN tiveram um tempo total de soldagem bem mais longo que as de 200 kN (21 s contra 5,3 s, Tabela 4-6). Tomando-se como referência os valores de $t_{8/5}$ obtidos para as juntas soldadas com pino PBS, sabe-se que na junta soldada com força de 50 kN, o valor medido foi muito superior ao medido para a força de 200 kN (20 s contra 6,7 s, Tabela 4-6). Considerando-se que esta enorme diferença entre os valores de $t_{8/5}$ também ocorre para as juntas soldadas com pino PBX, é razoável se supor que nas juntas soldadas com menor taxa de resfriamento (menor força de soldagem) parte do constituinte M-A existente foi dissolvido ou teve sua elevada dureza reduzida.

O efeito desta redução de dureza do constituinte M-A na tenacidade foi demonstrado por KWEON et al. [170] e apresentado na Figura 4-239. Desta figura nota-se que a tenacidade pode ser governada pela quantidade do "componente" M-A, em taxas de resfriamento mais elevadas (menor $t_{8/5}$), ou pela "componente" amolecimento da matriz, em taxas de resfriamento mais lentas (maior $t_{8/5}$). De fato, foi observado que na junta soldada PBX78 (50 kN), cujo valor de CTOD foi o menor de todas as juntas soldadas PBX avaliadas, o percentual de M-A medido na RIP foi inferior aos medidos para as juntas soldadas PBX com força de 200 kN (PBX80 e PBX82).

Segundo KIM [169] e DAVIS e KING [148], a deterioração da tenacidade em tempos de resfriamento mais curtos (lado esquerdo da Figura 4-239) está baseada no elevado campo de tensões entre o constituinte M-A e o contorno de grão da austenita prévia, resultando na formação de microvazios e seu crescimento para dentro da matriz. Já no caso de longos tempos de resfriamento (lado direito da Figura 4-239), segundo KWEON et al. [170], os microvazios nucleiam-se em torno dos constituintes M-A mais duros (por exemplo, do tipo massivos) e de maior tamanho ou mesmo em torno de carbetos, de forma que estes microvazios se separam de diversas interfaces tais como: contorno de grão da austenita prévia, dos contornos de microestruturas com formato de placas e da matriz mais macia. De fato, na fractografia da amostra PBX78 (50 kN) observa-se que a clivagem teve seu sítio de nucleação preferencialmente junto aos constituintes M-A posicionados nos contornos de grão da austenita prévia, dentro da região de grãos grosseiros reaquecidos intercriticamente (Figura 4-226[a,b]). Já na amostra PBX80 (força de 200 kN), nota-se que os sítios que nuclearam as clivagens observadas se encontravam mais distribuídos na superfície de fratura. Curiosamente,

a dureza máxima medida na RIP de um dos lados da amostra PBX78 foi bem mais elevada que aquela medida na RIP da amostra PBX80, o que reforça o menor valor de CTOD da junta soldada PBX78 em relação à junta soldada PBX80.

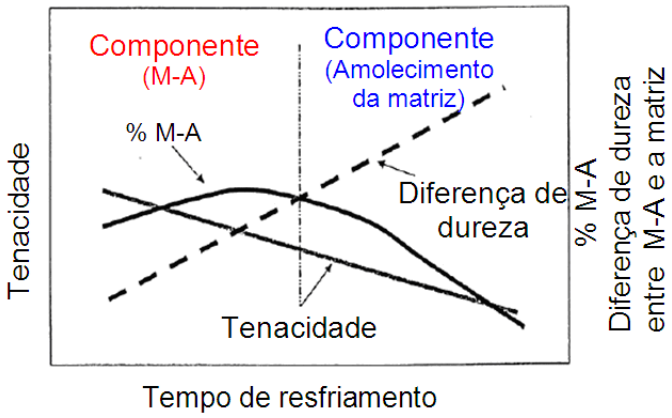


Figura 4-239. Relação entre tenacidade, % M-A e diferença de dureza entre a matriz e o constituinte M-A [170].

Ao se assumir que a interface das juntas FTPW é composta por multicamadas co-depositadas na forma de panquecas ao longo do consumo do pino (Figura 4-236[a]) e que este fenômeno também ocorre nas juntas soldadas com pinos de aço C-Mn, é razoável se supor que a microestrutura destas panquecas deve variar consideravelmente em detrimento das variações na velocidade linear (formato cônico do pino), da pressão local (tensão compressiva e cisalhante), da contribuição das inclusões de MnS do centro da chapa e do centro do pino e do aquecimento adicional imposto pela continuidade do processamento do pino. Acredita-se, então, que estas sejam as prováveis razões pelas quais não foi possível se evidenciar uma correspondência clara entre o percentual de constituinte M-A, tipo de microestrutura e tenacidade à fratura. De fato, foi observado ao longo deste trabalho que as juntas FTPW com pinos de aço C-Mn apresentam uma elevada heterogeneidade em termos de propriedades, o que se deve, também, aos complexos fenômenos metalúrgicos presentes, tais como: crescimento de grão, recristalização dinâmica, recuperação, difusão, dissolução, precipitação e fratura de constituintes não metálicos, além dos fenômenos locais tais como os planos de cisalhamento a quente e suas respectivas rebarbas locais.

Esta heterogeneidade foi demonstrada não somente pela grande variação de dureza ao longo da interface da junta soldada, como também pela presença de grande variedade de microestruturas observadas, com exceção das juntas soldadas com força de soldagem de 400 kN com pino PBS, sem preaquecimento, cuja microestrutura era predominantemente martensítica. Adicionalmente, foi constatada uma enorme

influência das inclusões de sulfeto de manganês, com ou sem a presença do constituinte M-A, no processo de fratura, principalmente nos ensaios de CTOD das juntas soldadas com pino PBS. Em menor grau de abrangência, observou-se, também, uma severa degradação dos valores de tenacidade à fratura das juntas soldadas com pino PBX devido à presença do constituinte M-A ao longo do plano de fratura na RIP. Pelos motivos elencados não foi possível obter-se uma correlação direta entre a presença do constituinte M-A e os valores de CTOD, ou mesmo de um determinado tipo de microestrutura menos tenaz, com exceção da martensita, como é o caso da ferrita de contorno de grão [PF(G)], agregados de carbonetos e ferrita [FC] ou mesmo a ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)]. Acredita-se que a dificuldade em se correlacionar adequadamente os valores de CTOD com a dureza, tipo de microestrutura ou a quantidade do constituinte M-A se deve a alguns fatores:

1. A presença das MCR e respectivas inclusões de MnS na RIP das juntas soldadas com pino PBS;
2. A participação do metal base dentro do processo de fratura ocasionando a formação de zona de estiramento, para os dois tipos de pino de aço C-Mn testados (PBS e PBX);
3. Ao fato da micrografia da seção central da fratura do corpo-de-prova de CTOD não representar adequadamente o macrovolume que participou ativamente da RIP. Neste caso, a participação do constituinte M-A ou de carbetos fica mais bem ilustrada através de uma análise da fractografia da RIP em grande aumento;
4. A presença do constituinte M-A somente ocasionou baixos valores de CTOD, nas juntas soldadas com pino PBX, quando presente efetivamente no plano de fratura da RIP;
5. A zona de estiramento, observada nas juntas soldadas com pino PBX, ocorreu não somente pela participação do metal base, mas também, pela elevada tenacidade à fratura deste aço quando na ausência do constituinte M-A na RIP. Isto ocorre porque a pré-trinca de fadiga propagava preferencialmente para a região de menor dureza e limite de escoamento, como era o caso do pino PBX. De fato, observou-se uma razoável correlação ($R^2 = 0,87$) entre a largura da ZE e os valores de CTOD medidos.

Por último, é importante salientar que os valores de CTOD obtidos são representativos de uma região muito pequena da junta FTPW como um todo. De modo que, os menores valores de tenacidade à fratura obtidos devem ser considerados com certa cautela, já que certamente não representam o comportamento da junta soldada como um todo. Mesmo considerando-se que algumas das juntas soldadas com pino

PBX apresentaram baixa tenacidade, este número foi inferior ao total de juntas soldadas avaliadas (Tabela 4-25), com exceção da junta soldada com força de 200 kN. Ainda assim, a média dos valores de CTOD, para as três forças de soldagem avaliadas, foi relativamente elevada, tratando-se de uma técnica de reparo. Logo, mesmo havendo pequenas regiões de maior fragilidade nas juntas soldadas com pino PBX, ainda assim fica evidente o efeito benéfico de se utilizar barras de aço com baixíssimos teores de enxofre (eliminação da presença de MCR na RIP) e carbono (dureza média da junta soldada inferior aquela produzidas pelas juntas soldadas com pino PBS). O mesmo efeito benéfico se aplica a influência positiva do preaquecimento na redução dos gradientes de dureza ao longo da interface da junta soldada.

Em relação às juntas soldadas com costura, força de 400 kN e preaquecidas a 200ºC, notou-se um comportamento semelhante as das juntas soldadas com um único pino. Havendo, entretanto, um pequeno aumento da tenacidade à fratura pelo efeito de revenimento imposto pelo processamento do último pino.

Os resultados de CTOD, obtidos para as juntas soldadas com cavidade passante e pino PBS, de certa forma, espelham o comportamento observado nas juntas soldadas de cavidade não passante. Isto porque se notou um efeito positivo, ainda que pequeno, do preaquecimento (Tabela 4-4), apesar da presença na RIP de microcavidades rasas. Adicionalmente, observou-se, também, o efeito benéfico do pino PBX em relação ao pino PBS no que diz respeito aos resultados de CTOD.

Outro aspecto importante de se mencionar foi a constatação de que na presença de uma junta soldada com pino mais macio que a ZTMA do metal base, a fratura ocorria normalmente dentro da região do pino, o que, de fato, foi observado tanto para o PBX quanto para o PBSS. Isto está provavelmente relacionado à menor resistência à fadiga dos aços de menor dureza em relação aos de maior dureza, de forma que a pré-trinca de fadiga cresce mais facilmente dentro de uma região de mais baixo limite de escoamento e resistência [54,74,76], como observado na Tabela 2-10. Especificamente no caso do pino PBSS, este fato ficou bastante claro já que todas as análises por EDS realizadas demonstraram que, apesar da presença das inclusões de MnS na fratura, havia a clara evidência da presença dos elementos cromo e níquel. Vale ressaltar que o pino PBSS contém teores elevados de enxofre, tal como o pino PBS. Entretanto, observou-se que no caso das juntas soldadas T-PBSS, os valores de CTOD foram bem mais elevados do que nas juntas soldadas T-PBS, sem preaquecimento. Acredita-se que esta diferença esteja relacionada à elevada tenacidade e ductilidade dos aços inoxidáveis austeníticos, que são utilizados, por exemplo, em aplicações criogênicas [156]. Esse reduziu significativamente o efeito deletério das inclusões de MnS presentes na interface das juntas soldadas FTPW.

Adicionalmente, mesmo tendo o pino PBSS maior resistência em elevadas temperaturas que os aços C-Mn, dentro da faixa de temperatura de processamento das juntas soldadas com cavidade passante, não se observou uma redução da dureza na interface, como observada nas juntas soldadas com cavidade não passante [13], mesmo com valores de $t_{8/5}$ mais longos (Tabela 4-6).

Outro aspecto a se salientar em relação aos valores de CTOD das juntas soldadas T-PBSS foi o fato de as mesmas terem apresentado tenacidade à fratura inferior àqueles obtidos para as juntas soldadas com cavidade não passante [13], Tabela 2-9, já que o menor valor de CTOD medido foi de 0,14 mm (juntas soldadas PBSS, cavidade não passante) enquanto que o maior obtido para as juntas soldadas T-PBSS foi de 0,135 mm. Credita-se isto à dureza elevada da zona de mistura das juntas soldadas T-PBSS, que alcançaram valores de dureza de até 435 $HV_{0,05.}$

Acredita-se que os resultados obtidos apontam para uma maior clareza no que diz respeito ao tipo de material a se selecionar visando o uso da técnica de soldagem FTPW para reparo de estruturas de aço C-Mn. Por exemplo, caso o componente a ser reparado não esteja imerso em um meio corrosivo, entende-se que o uso de pinos de aço inoxidável austenítico seja uma ótima opção. Evidentemente, neste caso deve-se selecionar um aço de baixíssimo teor de enxofre [13]. Acredita-se, ainda, que no atual estágio de conhecimento desta técnica de soldagem seja vantajoso que este aço contenha um teor mínimo de molibdênio, tal como o aço AISI 316L, pela presença benéfica de ferrita delta no que diz respeito ao risco de perda de ductilidade em elevada temperatura [158], principalmente no caso de se utilizar baixas forças de soldagem (< 50 kN), como de fato é o caso de juntas soldadas de reparo utilizando equipamento portátil (alta rotação, baixa força e baixo torque, como exemplificado na Figura 8-3 do Anexo A). Caso contrário, acredita-se que testes de soldabilidade devam ser previamente realizados de forma a se avaliar as propriedades das juntas soldadas FTPW usando pino de aço inoxidável austenítico sem molibdênio, por exemplo, o aço AISI 304. Deve-se, ainda, salientar que ao se usar pinos de aço inoxidável austenítico ou pinos de baixo carbono e baixo enxofre (PBX) conseguiram-se os maiores valores de tenacidade na região da interface da junta soldada, tanto para as juntas soldadas de cavidade passante como não passante [13].

Havendo uma condição de reparo em que a estrutura de aço C-Mn esteja em contato com um meio corrosivo, por exemplo, água do mar, não se deve evidentemente utilizar o material do pino em aço inoxidável. Neste caso, recomenda-se que seja utilizado um aço ferrítico com baixíssimo teor de carbono e enxofre, tal como o pino PBX. Mantidas as premissas de baixíssimo teor de %C e %S, assim como alta tenacidade em baixas temperaturas, acredita-se que outra opção de

material de consumo para a fabricação de pinos seja um aço ferrítico com adição de níquel (elevada tenacidade). Por exemplo, os aços com 9% Ni usados em serviços criogênicos, de forma a se garantir que a junta soldada tenha boa tenacidade em qualquer condição de soldagem, tal como observado nas juntas soldadas com pino de aço inoxidável AISI 316L.

4.14.12 - Especificação de procedimento de soldagem para o processo FTPW

Como resultado deste trabalho de tese acredita-se ser possível o estabelecimento de algumas premissas para a definição de um procedimento de soldagem para juntas FTPW aplicado ao reparo de descontinuidades presentes em aos C-Mn com a utilização de equipamentos estacionários.

Inicialmente, deve-se considerar a espessura da região em que se encontra a descontinuidade a ser reparada assim como sua profundidade em relação à superfície de acesso para o acoplamento do equipamento de soldagem por atrito. No caso de valores de espessura superiores a 20 mm recomenda-se:

- Utilizar pino com composição química próxima à do pino PBX ou de aço inoxidável austenítico AISI 316L (%S < 20 ppm);
- Preaquecimento de no mínimo 200ºC caso seja utilizado pino de aço C-Mn. O valor do preaquecimento deve ser otimizado mediante testes preliminares de forma a limitar o valor de dureza máxima em 320 HV_{10} [171];
- Utilizar força de soldagem de 400 kN e geometria da Figura 3-2[a] no caso de cavidade não passante;
- Utilizar comprimento de queima de 12 mm e velocidade rotacional de 1550 rpm;
- Produzir juntas soldadas com sobreposição mínima entre pinos de 50%;
- Realizar ensaios de dobramento, macrografia e dureza HV_{10}, usando-se chapa base de material semelhante aquele a ser reparado, para verificação da qualidade da junta soldada produzida;

  Nota: Nos ensaios de dobramento e de macrografia realizar inspeção com partícula magnética para a detecção de trincas.
- Comparar a curva de torque de cada pino processado de forma a verificar alguma anormalidade;
- Realizar inspeção por ultra-som ao final da soldagem.

  Nota: Na técnica FTPW a inspeção pode ser realizada imediatamente após o final da soldagem.

Sendo a espessura igual ou inferior a 20 mm, recomenda-se a utilização de cavidades passantes de acordo com a Figura 3-2[b], desde que haja acesso do lado oposto da chapa para remoção da rebarba com o uso de disco rotativo. Neste caso deve-se utilizar o pino PBX ou o PBSS (%S < 20 ppm) para a soldagem com cavidade não passante. O preaquecimento deverá ser utilizado quando da utilização de pino de aço C-Mn. A força de soldagem deverá ser de 150 kN e o comprimento de queima de 6 mm. Da mesma forma que nas juntas soldadas com cavidade não passante deve-se realizar: os ensaios de dobramento e dureza; comparar as curvas de torque entre pinos processados; e realizar inspeção por ultra-som.

Caso seja utilizado equipamento FTPW portátil de baixo torque, valem as mesmas premissas já estabelecidas, havendo, entretanto, as seguintes exceções:

- A força de soldagem deverá ser baixa (entre 20 e 50 kN) e a velocidade rotacional deverá ser elevada (entre 5000-8000 rpm) para não ocorrer o travamento do motor;
- Utilizar as geometrias apresentadas na Tabela 2-1 (número 3 ou 4);

5 – Conclusões

Os resultados obtidos neste trabalho a respeito da influência da força de soldagem nas propriedades e características metalúrgicas e de fratura de juntas FTPW permitem as seguintes conclusões:

a) Juntas FTPW são tipicamente *overmatching* além de possuírem descontinuidades muito pequenas resultando em excepcional vida em fadiga, ultrapassando a classe B da norma BS 7608, independente da força axial de soldagem ou do uso do preaquecimento;

b) Juntas soldadas com baixa força de soldagem (50 kN) apresentaram tensão residual trativa elevada. Já as de alta força de soldagem (400 kN) apresentam tensão residual compressiva;

c) Não se observou uma relação direta entre as juntas soldadas com menor tensão residual e a sua vida em fadiga;

d) A utilização simultânea do preaquecimento de 200ºC e de elevada força de soldagem (200 e 400 kN), cavidade não passante, reduziu significativamente tanto a formação de descontinuidades na interface das juntas soldadas como também de planos de cisalhamento à quente ao longo do processamento do pino;

e) A dureza da interface cavidade-pino pode ser controlada mediante a escolha do material do pino, da força de soldagem e do uso de preaquecimento;

f) Análises microestruturais indicaram que a temperatura na frente de processamento do pino é no mínimo 150ºC mais elevada que a máxima temperatura medida com termopares posicionados no metal base.

g) Pinos com baixo teor de enxofre e carbono aumentaram o CTOD médio da junta soldada, independente da força de soldagem utilizada;

h) Não se observou correlação direta entre os valores de CTOD com o %M-A ou com o tipo de microestrutura, para as forças de soldagem de 50 e 200 kN;

i) Os menores valores de CTOD estavam associados à presença de inclusões de MnS (pino PBS) e constituinte M-A (pino PBX);

j) Juntas soldadas usando pino de aço C-Mn com elevado %S apresentaram o fenômeno de *overheating* para as forças de 50 e 200 kN;

l) Correlações com R^2 acima de 0,9 foram obtidas entre: (torque estacionário/temperatura de pico); (torque estacionário/tempo de soldagem); (temperatura de pico/tempo de soldagem); (taxa de aquecimento/taxa de consumo); e (temperatura de pico/taxa de consumo);

m) Todas as juntas soldadas realizadas com cavidade passante apresentaram, independente do material do pino, elevada dureza na interface cavidade-pino, sendo que o preaquecimento teve pouco efeito na redução da dureza máxima;

n) A tenacidade à fratura das juntas soldadas com força axial de 400 kN e preaquecimento de 200ºC foi elevada, evidenciada pela presença de extensa zona de estiramento, resultante da ausência de constituinte M-A como, também, pela participação do metal base no processo de fratura;

o) Obteve-se maior tenacidade à fratura das juntas soldadas com cavidade passante utilizando pinos de aço PBSS ou PBX, havendo pouca influência do preaquecimento.

p) A interface das juntas soldadas é composta por uma mistura mecânica entre o par metal base-pino, havendo pouca contribuição da difusão atômica entre os dois materiais, independente da força de soldagem utilizada;

6. Recomendações para Trabalhos Futuros

Recomenda-se, para trabalhos futuros, a avaliação dos seguintes tópicos relacionados à utilização de juntas FTPW:

1. Tenacidade à fratura de junta soldada com pinos de aço C-Mn (%C menor que 0,05% e enxofre menor que 20 ppm) variando-se o teor de níquel (3, 6 e 9%).

2. Vida em fadiga da junta soldada através de ensaios de fadiga de baixo ciclo, tração-tração, em corpos-de-prova em escala reduzida.

3. Vida em fadiga através de ensaios de flexão da estrutura soldada em escala real;

4. Modelagem numérica do processo de soldagem com o auxílio de ensaios termo-mecânicos e de estudos de trajetória do par pino-cavidade utilizando arames de aço inoxidável austenítico.

5. Estudo do efeito dos planos de cisalhamento a quente em diversas regiões do pino processado através de ensaios de impacto Charpy instrumentado em diversas temperaturas (25ºC, 0ºC, -20ºC e -40ºC) e de ensaios de tração em corpos-de-prova miniatura.

6. Estudo da influência da energia de soldagem e do torque na qualidade da junta soldada.

7. Desenvolvimento de equipamentos de soldagem FTPW e sistemas de fixação para geometrias encontradas em estruturas soldadas da indústria petroquímica.

8. Estudos de soldagem subaquática.

9. Desenvolvimento de técnicas de inspeção não destrutiva.

10. Estudo da temperatura máxima da junta soldada com termopares posicionados na interface cavidade-pino estando o furo de inserção do termopar aberto para dentro da cavidade.

7. Referências Bibliográficas

[1] NIXON, J., *Underwater Welding Processes for Automated Applications*, *The Influence of Environmental Pressure on Friction Stud Welding,* School of Industrial Science, Cranfield, July, 1990.

[2] ANDREWS, R.E.; MITCHELL, J.S., *Underwater Repair by Friction Stitch Welding,* Metals and Materials, Vol. 6, no. 12, p.796-797. Dec., 1990.

[3] THOMAS, W. M., TWI, The Welding Institute, Cambridge, Patent GB nº 2 306 365 A, *Friction Plug Extrusion*, 1997.

[4] NICHOLAS, E.D., "*Friction Hydro-Pillar Processing Advances in Welding Technology*, 11th Annual North American Research Conference, 7-9 Nov., 1995.

[5] DOS SANTOS, J.F.; MEYER, A.; GIBSON, D.E.; BLACKMORE, G.R.; VEENNEMANN, O., "*Engineering Applications of Friction Stitch Welding*", OMAEMAT/3161, Rio de Janeiro, Brazil, June, 2001.

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

[7] SILVA, A.A.M., *An Investigation on the Structure/Property Relationships of Solid State Welding Processes in a Titanium Matrix Composite Alloy (Ti6Al4V + 10 wt.% of TiC)*, Dr.-Ing. Thesis an der Technischen Universität Duisburg-Essen, 2006.

[8] PINHEIRO, G.A., *Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanisms and Assessment of Joint Properties*, Dr.-Ing Thesis, Hamburg, 2008.

[9] PAES, M.T.P.; POPE, A.M.; TEIXEIRA, J.C.G.; SOUZA, R.J.; FORMOSO, C.M.; CARDOSO, L.O.A.; NETO, F.F. R.; FRANCO, V.L.D.S.; FRANCO, S. D., *Development of a Friction Welding Machine to Repair Steel Structures*, Proceedings of MUSME, The International Symposium on Multibody Systems and Mechatronics, Uberlândia, Brazil, 6-9 March, 2005.

[10] SOUZA, R.J., *Desenvolvimento, Projeto e Construção de um Equipamento de Reparo de Trincas por Atrito*, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, 2006.

[11] PIRES, R.R., *Efeitos da Geometria, da Força axial e da Rotação no Reparo por Atrito*, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, 2007.

[12] MATTEI, F., *Desenvolvimento de Equipamento para Estudo de Soldagem por Fricção*, Tese de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Fevereiro, 2011.

[13] CHLUDZINNSKI, M., *Avaliação da Tenacidade à Fratura em Juntas Soldadas por Fricção com Pino Consumível*, Tese de Doutorado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Abril, 2013.

[14] HENRY, F.H., *Desenvolvimento, Projeto, Construção e Teste de um Cilindro de Reparo por Atrito Portátil*, Dissertação de Mestrado, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, 2010.

[15] SKETCHELEY, P.D; PERRET, J.G., *Hole Repair in Steel Plate Using Friction Taper Plug Weld – Initials Trials in Air and Underwater*, 2004-2006 CRP Programme, PR-15015-3.01/2006/1264.2., TWI-Core Research Programme, October, 2006.

[16] KILBRIDE, J.; ADAMS, A.I.M., *Friction Welding Stainless Steel to Zircaloy-2*, Welding and Metal Fabrication, p.26-35, January, 1971.

[17] THOMAS, W.M., TWI, the Welding Institute, Cambridge, Patent nº 0 602 072 B1, *Friction Forming*, 1995.

[18] VILL, V.I., *Friction Welding of Metals*, ed. I.P. Baykova., New York: American Welding Society, Inc, 1962.

[19] LEBEDEV, V.K.; CHERNENKO, I.A., *Friction Welding. Sov. Tech. Ver*.,v.4, p.59 168, 1992.

[20] CROSSLAND, B., *Friction Welding – Recommended Practices for Friction Welding*, In: Contemporary Physics, v.12, nº 6, p.559-574, 1971.

[21] AWS, American Welding Society, *Welding Handbook*, 8.edition, v.2 (0-87171-354-3), Miami, p.745-747, 1991.

[22] ANDREWS, R.; BEAMISH, K., *Characterization of and Guidelines for Rotary Friction Welding of Common Metallic Engineering Materials,* PR-15053.03/2004/1214.3, TWI, Cambridge, April, 2005.

[23] HUTCHINGS, I.M., *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*, CRC Press, Boca Raton, p.15-57, USA, 1992.

[24] ELLIS, C. R. G.; NICHOLAS, E.D., *Friction Welding of Mild Steels*, The Welding Institute Research Bulletin, Vol.9, July, 1968.

[25] NICHOLAS, E. D., *Friction Processing Technologies*, Welding in the World, Vol.47, nº 11-12, p.2-9, 2003.

[26] BUITRAGO, J.; MCKEIGHAN, P.C.; HERMAN, A.; HSU, T.M., *Fatigue Performance of Friction Welded Studs*, OMAE 2005, paper 67209, June, 2005.

[27] FRANCO, S.D.; PIRES, R.R.; CAIXETA, L.A.; PAES, M.T.P., *Influência da Força Axial, da Rotação e das Geometrias do Pino e do Furo na Qualidade do Reparo de Trincas por Atrito*, 63º congresso Anual da ABM, São Paulo, 2008.

[28] LESSA, C.R.L.; CAREGNATO, M.F.; CUNHA, P.H.C.P.; CHLUDZINSKI, M.; STROEHACKER, T.; MACEDO, M.L.K.; PAES, M.T.P, *Estudo da Microestrutura Formada no Processo de Soldagem por Atrito com Pino Consumível*, Soldagem e Inspeção, São Paulo, Vol.16, nº 1, p.2-11, Jan./Mar., 2011.

[29] PIRES, R.R.; GONÇALVES, R.A.; FRANCO, V.L.D.S.; FRANCO, S.D.; PAES, M.T.P., *Efeito da geometria do Pino e do Furo no Reparo por Atrito – Resultados Preliminares*, Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, Vol.4, nº 2, p. 27-32, Out./Dez., 2007.

[30] TEIXEIRA, J.C.G., *Soldagem por Fricção como Método de Reparo*, Relatório Técnico PETROBRAS/CENPES/TMEC n.27, Projeto PD-00728, Outubro, 2005.

[31] ZYL, C., *Analysis and Modeling of the Temperature Distribution during the Friction Taper Stud Welding of 10CrMo910*, Master Thesis, Nelson Mandela Metropolitan University, January, 2008.

[32] HATTINGH, D.G.; BULBRING, D.L.H.; ELS-BOTES, A.; JAMES, M.N., *Process Parameter Influence on Performance of Friction Taper Stud welds in AISI 4140 steel*, Materials and Design 32, p.3421-3430, 2011.

[33] UNFRIED, J.S.; HERMENEGILDO, T.F.; RAMIREZ, A.J.; PAES, M.T.P.; POPE, A., *Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steels Friction Hydro-Pillar Welded Joints*, Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th International Conference, Callaway Gardens Resort Pine Mountain, Georgia, USA, June, 2009.

[34] ELLIS, C.R.G., *Continuous Drive Friction Welding of Mild Steel*, Welding Journal, Welding Research Supplement, p.183s-197s, April, 1972.

[35] KUSCU, H.; BECCENEM, I.; SAHIN, M. *Evaluations of Temperature and Properties at Interface of AISI 1040 Steel Joined by Friction Welding*, Assembly Automation, Vol. 28, nº4, p.308-316, 2008.

[36] CELIK, S.; ERSOZLU, I., *Investigation of the Mechanical Properties and Microstructures of Friction Welded Joints between AISI4140 and AISI1050 Steels,* Materials end Design, 30, p.970-976, 2009.

[37] LUCAS, W., *Effect of Friction Pressure, Forge Pressure, and Weld Time on Joint Strength and Microstructure of Mild-Steel Friction Welds*, Metal Construction and British Welding Journal, Vol.5, No.8, August, 1973.

[38] HASUI, A.; KAWANAMI, Y.; KITAZAWA, K.; KUBOTA, R.; HAMANO, H.; OGAWA, N.; TAYAMA, Y., *Effect of Faying Surface in Friction Welding*, Welding Journal International, 12 (10), p.761-768, 1982.

[39] PIRES, R.R.; GONÇALVES, R.A.; FRANCO, V.L.D.S.; FRANCO, S.D.; COELHO, L.P.P.P; MARINHO, R.R.; PAES, M.T.P., *Efeito do Preaquecimento no Processamento por Atrito do Aço ABNT 4140*, 67º Congresso Anual ABM, São Paulo, 2012.

[40] LESSA, C.R.L.; CUNHA, P.H.C.P.; CHLUDZINSKI, M.; STROEHACKER, T.; BASTIAN, F.L.; PAES, M.T.P, *Avaliação Microestrutural e de Tenacidade À Fratura no Processo de Soldagem FHPP em um Aço C-Mn*, XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, Consolda, ABS, Natal, Outubro, 2011.

[41] LESSA, C.R.L.; CUNHA, P.H.C.P.; STROEHACKER, T.; MATTEI, F.; PAES, M.T.P, *Análise Metalúrgica de reparos Realizados Através de Fricção por Costura*, XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, Consolda, ABS, Natal, Outubro, 2011.

[42] UNFRIED, J.S.; HERMENEGILDO, T.H.; POPE, A.M.; PAES, M.T.P.; RAMIREZ, A.J., *Estudo da Influência dos Parâmetros de Processo na Microestrutura da Zona Termo-Mecanicamente Afetada na Soldagem por Atrito com Pino Consumível em Aços C-Mn*, Tecnologia de Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, V.6, nº2, outubro-dezembro, 2009.

[43] COMITTEE OF WELDING METALLURGY OF JAPAN WELDING SOCIETY, *Classification of Microstructures in Low C - Low Alloy Steel Weld Metal and Terminology*. IIW Doc. IX - 1282-83, 1983.

[44] DUNKERTON, S.B.; WESTGATE, S.A., *Friction and Flash Welding* – Mechanical Properties Reviewed, TWI Bulletin Vol.26, p.1-12, 1985.

[45] WILSON, A.D.; SCHAAF, B.W.; EBERHARD, B.J., *Friction Weld Ductility and Toughness as Influenced by Inclusion Morphology*, Welding Journal, Welding Research Supplement, p.171s-178s, July, 1983.

[46] TUMULURU, M.D., *A Parametric Study of Inertia Friction Welding or Low Alloy Steel Pipes*, Welding Journal, Welding Research Supplement, p.289s-294s, September, 1984.

[47] LIPPOLD, J.C.; ODEGARD, B.C., *Microstructural Evolution during Inertia Friction Welding of Austenitic Stainless Steels*, Welding Research Supplement, p.35s-38s, January, 1984.

[48] LOOSE, F.; CONRAD, L.C.; JENSEN, C.G.; MORTENSEN, K.S., *Mechanical Properties of Inertia-Friction-Welded 416 Stainless Steel*, Welding Journal, Welding Research Supplement, p.268s-273s, November, 2001.

[49] DUNKERTON, S.B., *Toughness Properties of Friction Welds in Steels, Welding Journal*, Welding Research Supplement, p.193s-202s, August, 1986.

[50] DUNKERTON, S.B.; DINSDALE, W.O., *The Impact Properties of Forge Butt Welds in Carbon-Manganese Steels, Part I: Continuous drive friction welds*, The Welding Institute, 7364.02/80/230.3, September, 1981.

[51] DUNKERTON S.B., *Friction Welding 25 mm diameter Steel Bars: The Effect of Steel Composition on Weld Properties*, The Welding Institute, Research Report 267/1985, March, 1985.

[52] KISHIMOTO, W.; ARITOSHI, M.; OKITA, K., *Effects of Sulphur Content of Base Metal on the Friction Weldability – Studies on the Friction Welding of SUS 304 (Report 2)*, Transactions of the Japan Welding Society, Vol.49, nº12, (in Japanese), 1980.

[53] NAKAYAMA, H.; OKITA, K.; ARITOSHI, M.; KISHIMOTO W., *Resistance to Fatigue Crack Growth of SUS 304/SUS 304 Butt Joint Plate Specimen,* Proceedings of the 30th Japan Congress on Materials Research, p.63-67, 1987.

[54] HASUI, A.; WAKIDA, S., *Friction Welding of Sulphur Free Machining Steel*, Transactions of the Japan Welding Society, Vol.12, nº1, April, 1981.

[55] HERTZBERG, R. W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, third edition, John Woley & Sons, New York, 1989.

[56] BS 7910, *Guide to Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures*, 2005.

[57] SANT'ANNA, P.C., *Influência de Tratamentos Térmicos Intercríticos na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Aço API 5L X65*, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, Março, 2006.

[58] ASTM A 276, *Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes,* Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, 2010.

[59] ASTM F 138, *Standard Specification for Wrought 18Cr-14Ni-2,5Mo Stainless Steel Bars and Wire for Surgical Implants UNS S 31673*, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, 2013.

[60] BSI EN 10025-1, *Hot Rolled Products of Structural Steels*, British-Adopted European Standard, November, 2004.

[61] SUN, Z.; HAN, H.Y., *Hot Ductility of Simulated Stainless-Steel Weld Metals,* Journal of Materials Science, 27, p.1311-1316, 1992.

[62] GITTINS, A., *Effect of Oxygen on the Hot Workability of Steels*, International Metals Review, p.213-221, 1977.

[63] BHAMJI, I.; PREUSS, M.; THREADGILL, P.L.; MOAT, R.J.; ADDISON, A.; PEEL, M.J., *Linear Friction Welding of AISI 316L Stainless Steel,* Materials Science and Engineering A 528, p.680-690, 2010.

[64] CHLUDZINSKI, M.; STROEHACKER, T.; BASTIAN, F.L.; PAES, M.T.P, *Fracture Toughness of Hydro-Pillar Processing Welding in C-Mn Steel,* Materials and Design, 33, p.340-344, 2012.

[65] LESSA, C.R.L.; CUNHA, P.H.C.P.; CHLUDZINSKI, M.; STROEHACKER, T.; BASTIAN, F.L.; CAREGNATO, M.F.; PAES, M.T.P, *Avaliação Microestrutural E de Tenacidade á Fratura no Processo de Soldagem FHPP em um Aço C-Mn*, 1ª COTEQ, Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, Maio, 2011.

[66] COGO, G.; CHLUDZINSKI, M.; STROEHACKER, T.; MATTOS, E.P; PAES, M.T.P, *Avaliação Microestrutural dos Pinos API 5L X65 Utilizados na Soldagem por Atrito com Furo Passante*, XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, Consolda, ABS, Natal, Outubro, 2011.

[67] BS 970-3, *Wrought Steel for Mechanical and Allied Engineering* Purposes*, Part 3: Bright Bars for General Engineering Purposes*, 1991.

[68] API 5L, *Specification for Line Pipe*, 2007.

[69] BENDIS, A.; LESZCZYNSKI, J.; MINARIK R., *Fatigue Tests on Friction Welded Joints*, IIW Doc.III-780-84, Bratislava, May, 1984.

[70] THOUVENEL, L.; LIEURADE, H.P., *The Fatigue Strength of Friction Welded Joints*, IIW Doc.XIII-1849-00, 2000.

[71] MANTEGHI, S., *Some Fatigue Tests on Friction Welded steel Bars*, Welding in the World, Vol.44, nº1, 2000.

[72] MANTEGHI, S., *Friction Welded Steel Bars - A Fatigue Study*, TWI Bulletin, January/February, 1994.

[73] BS 7608 – *Code of Practice for Fatigue Design and Assessment of Steel Structures*, BSI, 1993.

[74] HASEGAWA, M.; IEDA, T.; TAKI, N., *Fatigue Strength of Friction-Welded Joints with Flash in Various Carbon Steels,* Welding International, 11 (1), p.115-121, 1997.

[75] MURAKAMI, Y.; KODAMA, Y.; KONUMA, S., *Quantitative Evaluation of Effects of Nonmetallic Inclusions on Fatigue Strength of High Strength Steels*, Transactions of JMES, 54-500, p.688-696, 1987.

[76] SEMIATAN, S.L.; STUTZ, D.E*., Induction Heat Treatment of Steel*, ASM, American Society for Metals, Chapter 7, 1986.

[77] SUH, C-HM; SUH, D-Y, *Prediction of Fatigue Strength in HSS-Co, S55C and the Friction Welded Materials Base don Statistical Evaluation of Inclusion Size,* KSME International Journal, Vol.11, nº2, p.125-135, 1997.

[78] SALAMA, M.M.; LOTSBERG, I, *Fatigue Performance of Repaired FPSO Details Using Stitch Friction Welding Process*, Proceedings of OMAE-FPSO 2004 OMAE Specialty Symposium on FPSO Integrity Houston, USA, 2004.

[79] POPE, A.M.; PECLY, P.H.R.; ROSA I.T.P., *Estudo Sobre a Aplicação dos Processos de Soldagem Laser e por Fricção Radial na Instalação de Risers Rígidos em Catenária*. Relatório Final, Projeto 600032, PETROBRAS/CENBPES, Junho, 2001.

[80] DUNKERTON, S.B.*, Radial Friction Welding for Offshore Pipelines,* Welding Journal, p. 40-47, July, 1987.

[81] XIAOLING, X.; WEI, W.; YUANZE, X.; AIMING, D., *The Research of Radial Friction Welding*, Welding in the World, Vol.49, nº 1/2, 2005.

[82] ASM Metals Handbook Vol.18, *Friction, Lubrication and Wear Technology*, American Society for Metals, p.443, 1992.

[83] MISHINA, H.; SASADA, T., *Observation of Micro-Structure in Seized Portion and Mechanism of Seizure*, Transactions of ASME, Vo.108, Jan., p.128-133, 1986.

[84] MISHINA, H.; OZAWA, T.; NOROSE, S.; SASADA, T., *Formation of ε-Phase Alloy in Wear Particles Produced by Zn/Cu and Zn/Ag Rubbing,* 22nd Proceedings Japan Congress on Materials research, Society of Materials Science, Kyoto, p.204-209, 1979.

[85] KAWAMOTO, M.; OKABAYASHI, K., *Study of dry Sliding Wear of Cast Iron as a Function of Surface Temperature,* Wear, 58, p.59-95, 1980.

[86] OZDEMIR, N., *Investigation of the Mechanical Properties of Friction-Welded Joints Between AISI 304L Steel and AISI 4340 as a Function Rotational Speed,* Materials Letter, 59, p.2504-2509, 2005.

[87] HASÇALIK, A.; UNAY, E.; OZDEMIR, N., *Fatigue Behavior of AISI 304L to AISI 4340 Steel Welded by Friction Welding,* Journal of Materials Science, 41, p.3233-3239, 2006.

[88] HASÇALIK, A.; SARSILMAZ, F.; OZDEMIR, N., *Effects of Rotational Speed on the Interface Properties of Friction-Welded AISI 304L to AISI 4340 Steel,* Materials and Design, 28, p.301-307, 2007.

[89] UDAY, M.B.; FAUZI, M.N.A.; ZUHAILAWATI, H.; ISMAIL, A.B., *Advances in Friction Welding Process: A Review,* Science and Technology of Welding and Joining, Vol.15, nº7, p.534-558, 2010.

[90] REDDY, G.M.; PRAKASH, S.; SINGH, S.; ARIVAZGAHAN, N., *An Assessment of Hardness, Impact Strength, and Hot Corrosion Behaviour of Friction-Welded Dissimilar Weldments between AISI 4140 and AISI 304.* International Journal of Manufacturing Technology, 33, p.679-689, 2008.

[91] SELEZNEV, A.G., *Research into the Structure of the Transition Layer in Friction Welds, Conducted using Radioactive Isotopes,* Avt. Svarka, nº1, p.21-24, 1970.

[92] SADA, K.B.K., *Some experiments on the friction welding of metals with particular reference to the role of forging stage*, Ph.D Thesis, Queen's University of Belfast, May, 1980.

[93] KIMURA, M.; KUSAKA, M.; SEO, K.; BAN, G.; FUJI, A., *Experimental Study of Seizure Phenomena in Weld Interface of Steel Friction Welds. Study of Joining Mechanism of Friction Welding,* 5th Report*,* Welding International, 20 (4), p.275-283, 2006.

[94] ALTINTAS, S.; SAHIN, M.; SUNAY, T.Y., *The Effects of Casting and Forging Process on Joint Properties in Friction-Welded AISI 1050 and AISI 304 Steels,* International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 44, p.68-79, 2009.

[95] PANTELIS, D.; HOUVIO, J.P.; GUENNOUNI, T., *Bond Interface Mechanism Formation and Heat Flow Modelling* (tradução frances-ingles), Soudage et Techniques Connexes, November-December, 1986.

[96] LEBEDEV, V.K., *Estudo do Processo de Soldagem Inercial por Atrito com Ajuda de Isótopos Radiativos*, Revista "Soldagem Automática", Academia de Ciências da República Socialista Soviética da Ucrânia (tradução russo-português), nº 7 (412), Julho, 1987

[97] SAVIC, B.; MARKOVIC, S.; CIRIC, R., *Physical Model of the Friction Welded Joint of Different Types of Steel*, FME Transactions, V.36, p.93-97, 2008.

[98] HATTINGH, D.G.; WEDDERBUM, I.N; LOMBARD, H., *Friction Welding Repair Techniques*, African Fusion, March, 2009.

[99] HATTINGH, D.G.; STEUWER, A.; JAMES, M.N.; WEDDERBUM, I.N., *Residual Stress in Overlapping Friction Taper Stud Welds,* Materials Science Forum , Vol. 652, p.111-115, 2010.

[100] HATTINGH, D.G.; NEWBY, M.; STEUWER, A.; WEDDERBURN, I.N.; DOUBELL, P; JAMES, M.N., *Friction Taper Stud Welding of Creep Resistant 10CrMo910 Steel*, TMS Friction Stir Weld Process, v.75–84, 2009.

[101] HATTINGH, D.G.; WEDDERBUM, I.N; DOUBELL, P; NEWBY, M., *Condition Monitoring of High Temperature, High Stress Components by Means of Core Sampling and Friction Weld Repair,* 18th World Conference on Nondestructive Testing, 16-20 April, Durban, South Africa, 2012.

[102] VIOTTI, M.R.; ALBERTAZZI, A.; STAROM, P.; PAES, M.T.P., *Measurement of Residual Stress Fields in FHPP Welding: A Comparison between DPSI Combined with Hole-Drilling and Neutron Diffraction*, SPIE Proceedings, Optical Measurements Systems for Industrial Inspection, VIII, 87882X, doi: 10.117/12.2020960, Munich, Germany, May 13, 2013.

[103] ISO/TS 21432, *Non-destructive Testing – Standard Test Method for Determining Residual Stresses by Neutron Diffraction,* 2005.

[104] ASTM E837-08, *Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method*, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, 2008.

[105] ASM Handbook, *Heat Treating*, Vol.4, American Society for Metals, p.45, 1992.

[106] RAJAD, D., *Welding, Residual Stress and Distortion*, p.312, DVS Verlag, 2001.

[107] ASTM E 8M-99, *Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials*, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, 1999.

[108] ANSI/AWS B4, *Standard Methods for Mechanical Testing of Welds,* p.1-14, 1998.

[109] ASTM E466, *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, 2007.

[110] IIW Doc. IX-1533-88, *Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals*, IIW Sub-Commission IXJ, 1988.

[111] LEPERA, F.S., *Improved Etching Technique for the Determination of Percent Martensite in High-Strength Dual-Phase Steels,* Metallography, 12, p.263-268, 1979.

[112] Software de análise de imagens ImageJ (http://rsbweb.nih.gov/ij/), acessado em agosto, 2011.

[113] ASTM E1245, *Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis*, Annual Book of ASTM Standards, American Society for Testing and Materials, 2008.

[114] BS 7448 Part 1, *Fracture Mechanics Toughness Tests, Method for Determination of K_{IC}, Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials*, 1991.

[115] BS 7448 Part 2, *Method for Determination of K_{IC}, Critical CTOD and Critical J Values of Welds in Metallic Materials*, 1997.

[116] ASM Handbook, *Forming and Forging*, American Society for Metals, Vol.14, p.492, 1992.

[117] YURIOKA Model, <http://homepage3.nifty.com/yurioka/exp.html>, acessado em maio, 2013.

[118] ISSHIKI, Y.; KAWAI, G.; OCHI, H.; OGAWA, K., *Prediction of transient Distribution in Friction Welding of Two Similar Materials of Steel,* Proceedings of the Eighteenth International Offshore and Polar Engineering Conference (ISOPE), Vancouver, Canada, p. 6-11, July, 2008.

[119] SAKAI, T.; OHASHI, M., *The Effect of Temperature, Strain Rate, and Carbon Content on Hot Deformation of Carbon Steels,* Tetsue-to-Hagane, Vol. 67, 1981.

[120] NGUYEN, T.C.; WECKMAN, D.C., *A Thermal and Microstructure Evolution Model of Direct-Drive Friction Welding of Plain Carbon Steel*, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 37 B, p. 275-292, April, 2006.

[121] SQUIRES, I.F., *Thermal and Mechanical Characteristics of Friction Welding Mild Steel*, British Welding Journal, November, p.652-657, 1966.

[122] SLUZALEC, A., *Thermal Effects in Friction Welding,* International Journal of Mechanical Science, Vol.32, nº6, p. 467-478, 1990.

[123] FRANCIS, A.; CRAINE, R.E., *On a Model for Frictioning Stage in Friction Welding of Thin Tubes*, International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol.28, Nº 9, p.1747-1755, 1985.

[124] JACOMINI, L. *Efeito de Parâmetros de Produção de Revestimentos de Níquel Químico sobre a Resistência ao Desgaste Abrasivo*, Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, 2004.

[125] VODOPIVEC, F.; TORKAR, M.; JAKUPOVIC, M., *Intergranular Precipitation of Sulphide during Cooling of Steel from Solidification*, Materials Science and Technology vol. 3, p. 372, May, 1987.

[126] ANZEL, I.; RUDOLF, R.; RAIC, T.K.; CANTRAK, S.; CIRIC, R., *Distribution of the Carbide Phase in the Viscoplastic Layer during the Rotational Friction-Welding of Various Steels*, Metals and Materials International, Vo. 15, Nº 5, p. 831-841, October, 2009.

[127] ADEDAYO, S.M.; ADEYEMI, M.B., *Effect of Preheat on Residual Stress Distributions in Arc-Welded Mild Steel Plates,* JMEPEG, 9, p. 7-11, ASM, American Society for Metals, 2000.

[128] OHTA, A.; MAEDA, Y.; SUZUKI, N., *Fatigue Life Extension by Repairing Fatigue Cracks Initiated around Box Welds with Low Transformation Temperature Welding Wire,* Welding in the World, Vol.45, nº5/6, 2001.

[129] NAGY, P.B.; ADLER, L., *Ultrasonic NDE of Solid State Bonds: Inertia and Friction Welds*, Journal of Nondestructive Evaluation, Vol.7, nº 3/4, 1988.

[130] AMBROZIAK, A.; BARTLOMIEJ, G., *Investigations of Underwater FHPP for Welding Steel Overlap Joints,* Archives of Civil and Mechanical Engineering, Vol. VII, nº 2, Institute of Production Engineering and Automation, Wroclaw University of Technology, Lukasiewicza 5, 50-311, Wroclaw, 2007.

[131] ISO TR 29381, *Metallic Materials — Measurement of Mechanical Properties by an Instrumented Indentation Test — Indentation Tensile Properties*, 2008.

[132] NUTTING, J.; HALE, G .E., *Overheating of low-alloy Steels*, International Materials Review, Vol.29, nº4, 1984.

[133] SAMUELS, E. L., *Light Microscopy of Carbon Steel*, ASM, American Society for Metals, p.211-216, 1999.

[134] KRAUSS, G., *Steels – Processing, Structure and Performance*, ASM International, 2005.

[135] NICHOLAS, E.D., *Radial Friction Welding*, Welding Journal, p.17-29, July, 1983.

[136] DUNKERTON, S.B., JOHANSEN, A., FRICH S., *Radial Friction Welding for Offshore Pipelines*, Welding Journal, p. 40-47, July, 1987.

[137] HASEGAWA, M.; IEDA, T.; TAKI, N., *Fatigue Strength of Friction- Welded Joints with Flash in Various Carbon Steels,* Welding International, 11 (12), p.950-958, 1997.

[138] CRACKWISE 4, <http://www.twisoftware.com/products>, Crackwise4, TWI, 2012.

[139] CHEOL-MAN, K.; WOO-SIK, K.; YOUNG-TAI, K., *The Effects of Hydrogen Embrittlement by Cathodic Protection on the CTOD of Buried Natural Gas Pipeline*, Metals and Materials International, Vol.8, nº2, p.197-202, 2002.

[140] GARBARZ, B.; MARCISZ, J.; WOJTAS, J., *TEM Analysis of fine Sulphides Dissolution and Precipitation in Steel,* Materials Chemical Physics, nº82, p.486–489, 2003.

[141] MINTZ, B.; ABUSHOSHA, R.; CORMINELI, O.G.; OLIVEIRA, M.A.L., *The Influence of Sulphides on the Hot Ductility of Steels,* International Conference on Thermomechanical Processing of Steels & Other Materials, The Minerals, Metals & Materials Society, 1997.

[142] RITCHIE, R.O.; KNOTT, J.F., *On the Influence of High Austenitizing Temperatures and "Overheating" on Fracture and Fatigue Crack Propagation of a low Alloy Steel,* Metallurgical Transactions, Vol. 5, March, 1974.

[143] HASUI, A.; FUKUSHIMA, S.; KUNIGAWA, J., *Experimental Studies in Friction Welding*, Transactions of National Research Institute of Metals, Vol.10, nº4, 1968.

[144] FUKUSHIMA, S., *Study on Selection of Welding Conditions on Continuous Drive, Friction Welding Process*, Transactions of National Research Institute of Metals, Vol.18, nº4, 1976.

[145] OKITA, K.; ARITOSHI, M., *Measurement of Friction Welding Temperature under Steady State by Conventional Driving Method*, Transactions of Japan Welding Society, Vol. 13, nº2, October, 1982.

[146] DREWS, P.; MEYER, B., *Friction Welding – Analysis and Influence of Parameters*, IIW Doc. J-32-80, Welding Institute, Technical University of Aachen, Germany, 1980.

[147] DAVIS C.L.; KING, J.E., *Cleavage Initiation in the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone: part I - Fractographic Evidence*, Metallurgical Materials Transactions A, 25, p.563-573, 1994.

[148] DAVIS C.L.; KING, J.E., *Effect of Cooling Rate on Intercritically Reheated Microstructure and Toughness in High Strength Low Alloy Steel,* Materials science and Technology, 9, January, p.8-15, 1993.

[149] CHEN, J.H.; KIKUTA, Y.; ARAKI, M.; YONEDA, M.; MATSUDA, Y., *Micro-Fracture Behaviour Induced by M-A Constituent (Island Martensite) in Simulated Welding Heat Affected Zone of HT80 High Strength Low Alloy Steel*, Acta Metall., 32, 1984.

[150] HILTON, W., *Failure Analysis of Six Cylinder Aircraft Crankshafts*, Journal of Failure Analysis and Prevention, nº7, November, p.407-413, 2007.

[151] BARSON, J.M., *A Study of Micro-cracks in Overheated Forgings of Ultra-Low Sulphur Steels for Aircraft Engine Crankshafts*, ASM International, MS&T'09, paper 05274A, 2009.

[152] WOLANSKA, N. A. L., *Microstructure Investigation of Low Carbon Steel after Hot Deformation*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 20, p.291–294, 2007.

[153] ANDERSON, T. L., *Fracture Mechanics*, 2ª edition, CRC Press, 1994.

[154] ROLFE, S.T.; BARSON, J.M., *Fracture and Fatigue Control in Structures – Applications of Fracture Mechanics*, ASM International, 1999.

[155] THOMPSON A.W., *The Relation Between Changes in Ductility and in Ductile Fracture Topography: Control by Microvoid Nucleation*, Acta Metall., Vol.31, N.10, p 1517-1523, 1983.

[156] SIEWERT, T.A.; McCOWAN, C.N., *The Role of Inclusions in the Fracture of Austenitic Stainless Steels at 4K*, KOO, J.Y., Welding Metallurgy of Structural Steels, p.415-425, The Metallurgy Society Inc., 1987.

[157] SABIROV, I.; KOLEDNIK, O., *The Effect of Inclusion Size on the Local Conditions for Void Nucleation near a Crack Tip in a Mild Steel*. Scripta Materialia, vol. 53, p.1373-1378, 2005.

[158] PRASAD, T.V.R.K.; SASIDHARA, S., *A Compedium of Processing Maps*, ASM, American Society for Metals, p.317, 1997.

[159] FILHO, L.C.P.L, *Desenvolvimento de um Programa para Controle do Processo de Furação Utilizando um Equipamento de Reparos por Atrito*, Monografia de Projeto de fim de Curso, Universidade Federal de Uberlândia, 2008.

[160] GANDRA, J.; MIRANDA, R.M.; VILAÇA, P., *Performance Analysis of Friction Surfacing*, Journal of Materials Processing Technology, 212, p.1676-1686, 2012.

[161] ZHANG, X.J.; ARMSTRONG, R.W.; IRWIN, G.R., *Cleavage Fracturing Stages at Micrometer-Size in Pressure Vessel Steel Weld Metal*, Journal of Materials Science Letters, 5, p.961-964, 1986.

[162] WANG, G.Z.; CHEN, J.H.; LI, Z.H., *Further Study on the Mechanism of Ductile-to-Brittle Fracture Transition in C-Mn Base and Weld Metal*, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 28A, p. 1669-1698, August, 1997.

[163] WANG, G.Z.; CHEN, J.H., *A Comparison of Fracture Behavior of Low Alloy Steel with Different Sizes of Carbide Particles*, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 27A, p. 1909-1917, July, 1996.

[164] WANG, G.Z.; CHEN, J.H.; WANG, Q.; LIU, Y.G., *Effects of Sizes of Ferrite Grains and Carbide Particles on Toughness of Notched and Precracked Specimens of Low Alloy Steel*, International Journal of Fracture, 126, .223-241, 2004,

[165] LAMBERT-PERLADE, A.; GOURGUES, A.F.; BESSON, J.; STUREL, T.; PINEAU, A., *Mechanisms and Modeling of Cleavage Fracture in Simulated Heat-Affected Zone Microstructures of a High-Strength Low Alloy Steel*, Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 35A, p. 1039-1053, March, 2004.

[166] ROSENFIELD, A.R.; SHETTY, D.K.; SKIDMORE, A.J., *Fractographic Observations of Cleavage Initiation in the Ductile-Brittle Transition Region of a Reactor-Pressure Vessel Steel*, Metallurgical Transactions A, Volume 14A, p. 1934-1937, September, 1983.

[167] FAIRCHILD, D.P.; HOWDEN, D.G.; CLARK, W.A.T., *The Mechanism of Brittle Fracture in a Microalloyed Steel: Part I, Inclusion Induced Cleavage,* Metallurgical and Materials Transactions A, Volume 31A, p.641-652, 2000.

[168] TIAN, D.; KARJALAINEN, L.P.; QUIAN, B.; CHEN, X., *Correlation between Microstructures Features of Granular Bainite, Roughness of Fracture Surface and Toughness of Simulated CGHAZ in QT type HSLA Steel,* Scandinavian Journal of Metallurgy, 25, p. 87-94, 1996.

[169] KIM, B.C.; LEE, S.; KIM, N.J.; LEE, D.Y., *Microstructure and Local Brittle Zone Phenomena in High Strength Low-Alloy Steel Welds,* Materials Transactions A, Volume 22A, p. 139-149, January, 1991.

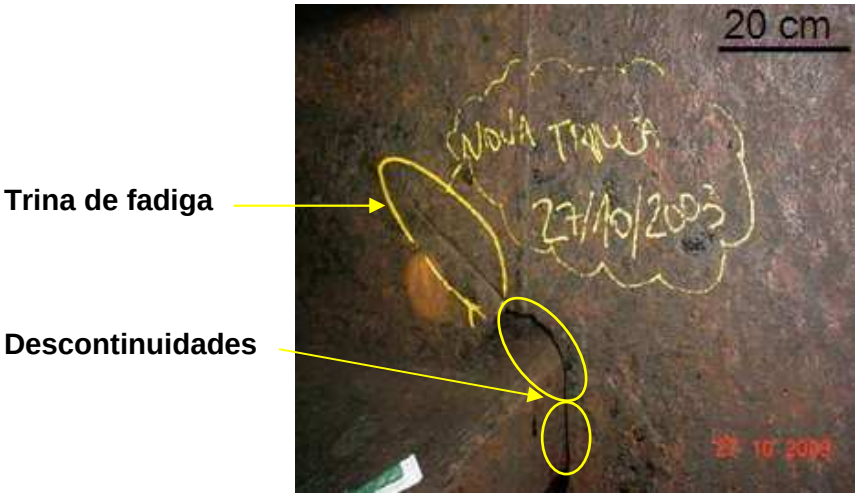
[170] KWEON, K.S.; KIM, J.H.; HONG, J.H.; LEE, C.H., *Microstructure and Toughness of Intercritically Reheated Heat Affected Zone in Reactor Pressure Vessel Steel Weld,* Science and Technology of Welding and Joining, 5(3), p. 161-167, 2000.

[171] Norma PETROBRAS N-133, Soldagem, 2013.

ANEXO

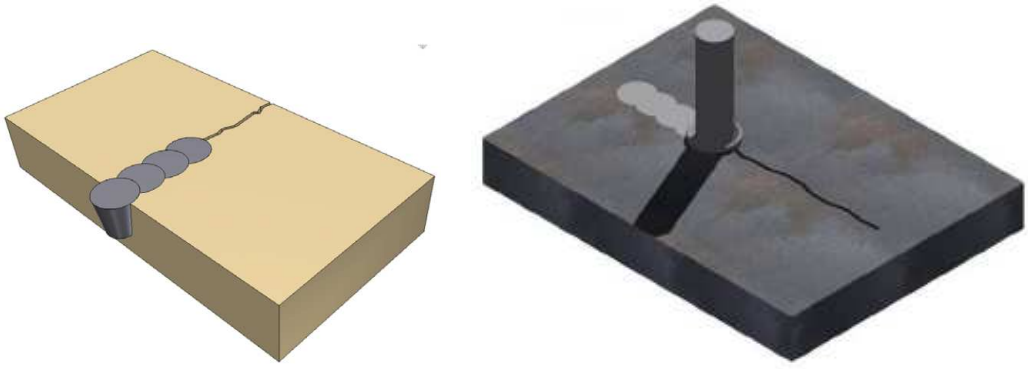


(a)



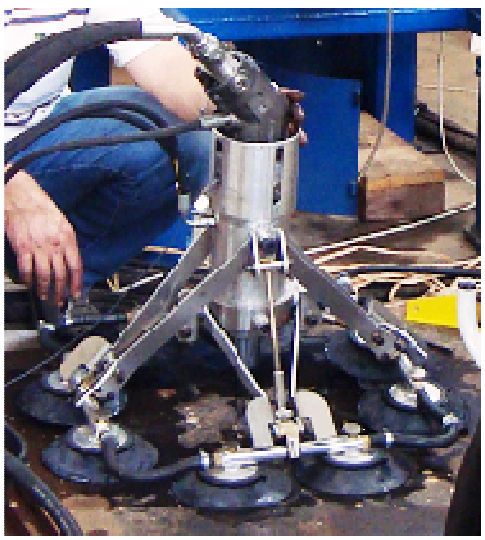
(b)

Figura 8-1. Trincas de fadiga e descontinuidades encontradas em tanques de navios FPSO. (a) Navio tipo FPSO. (b) Trinca de fadiga em junta em ângulo.

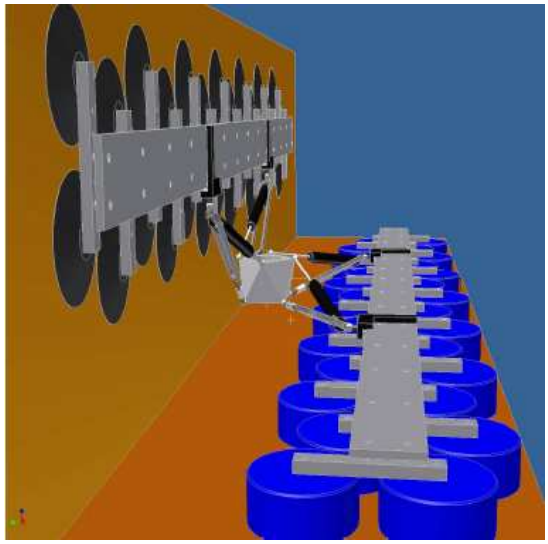


(a) (b)

Figura 8-2. Processo de reparo por costura para o reparo da trinca [14, 159]. (a) Cavidade passante. (b) Cavidade não passante.



(a)



(b)



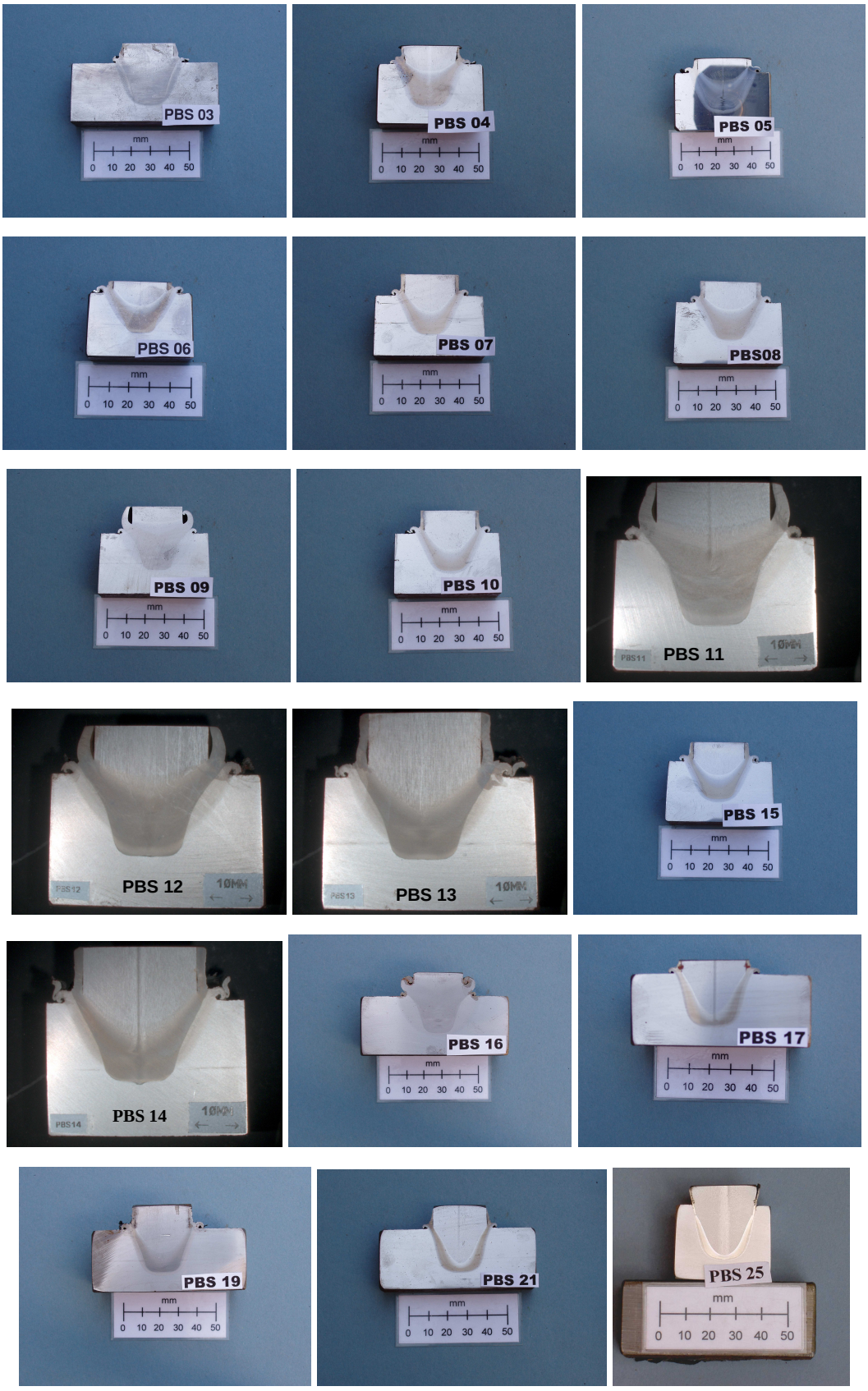
(c)



(d)

Figura 8-3. Equipamento hidráulico portátil [14]. (a) e (b) Fixação de pinos ("*studs*"). (c) Montagem do trilho. (d) Soldagem por atrito FTPW.

APÊNDICE A - MACROGRAFIAS



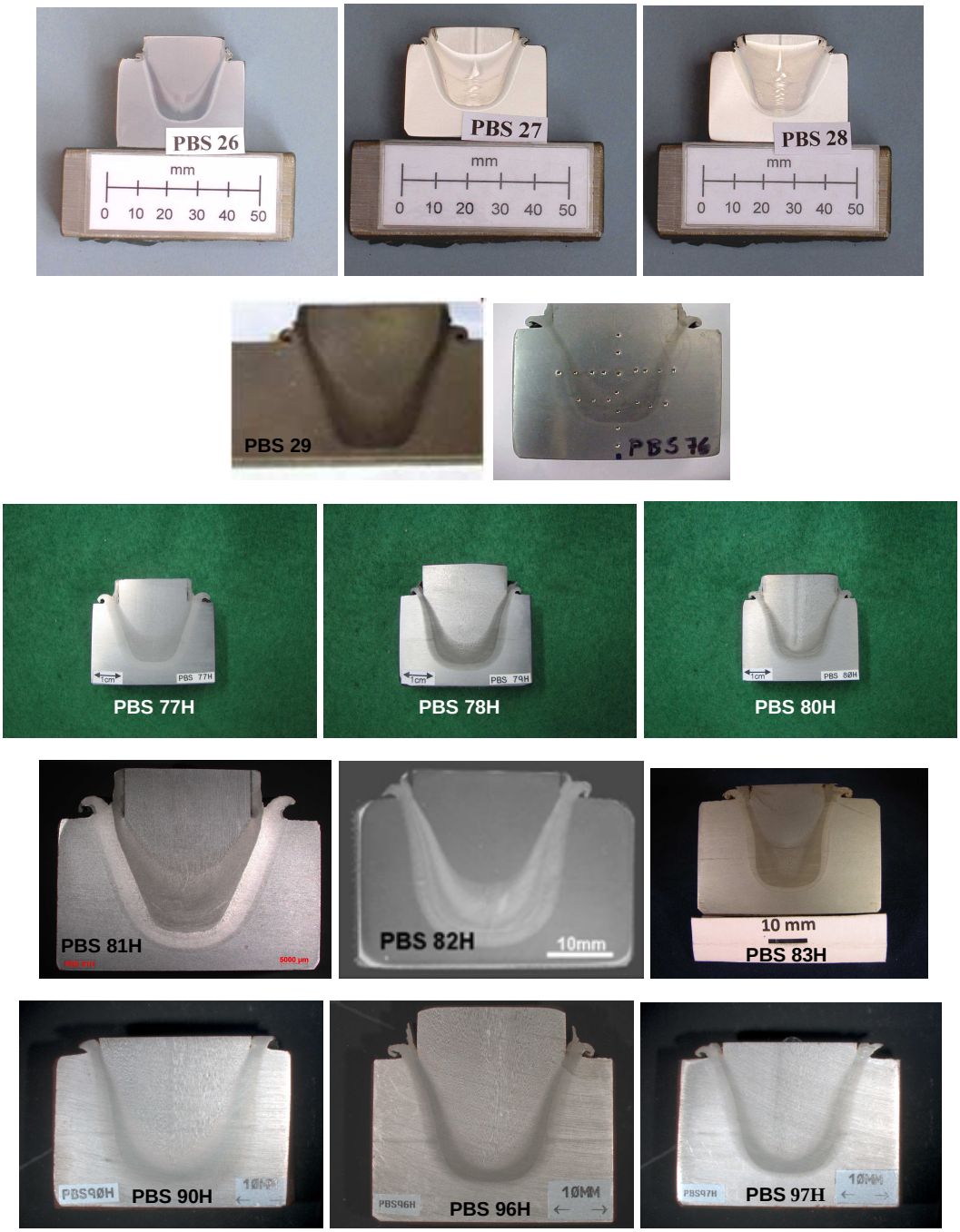


Figura 9-1. Juntas soldadas com pino PBS (cavidade não passante).

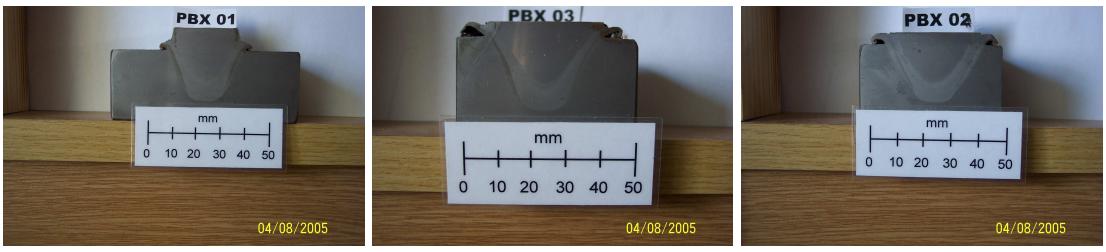


Figura 9-2. Juntas soldadas com pino PBX (cavidade não passante).

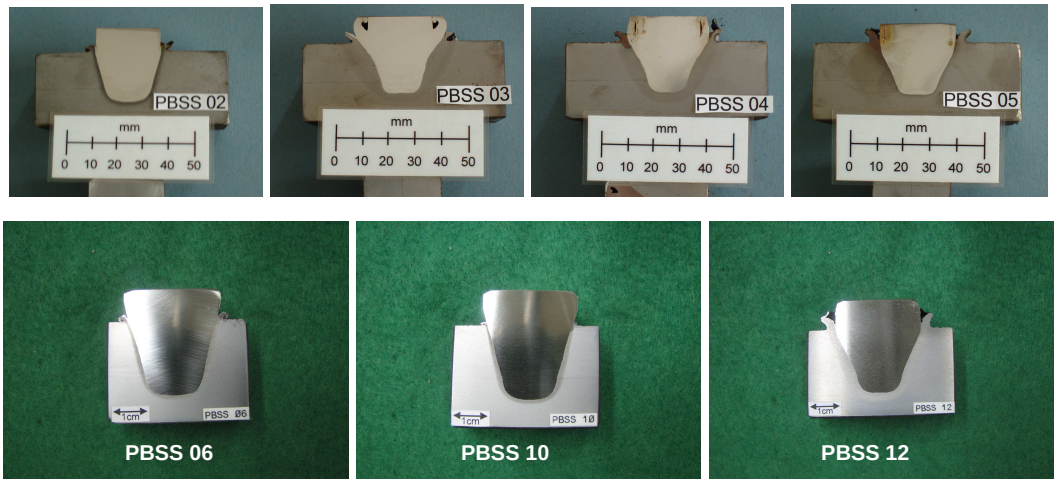


Figura 9-3. Juntas soldadas com pino PBSS (cavidade não passante).

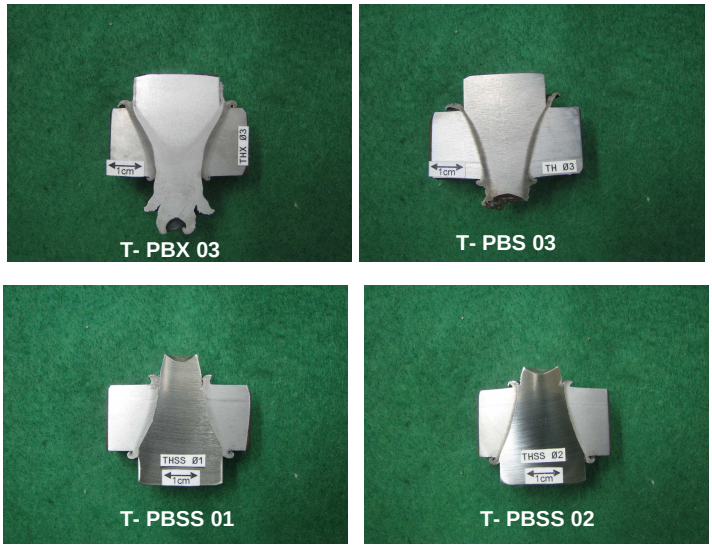


Figura 9-4. Juntas soldadas com pino PBSS (cavidade passante).

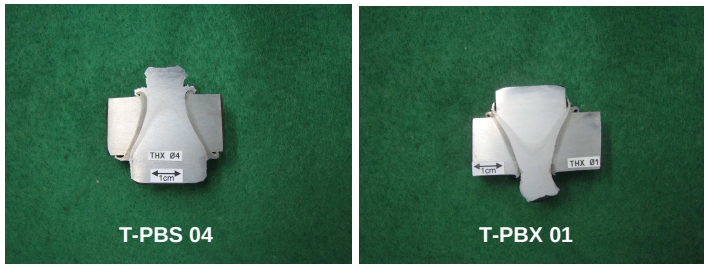


Figura 9-5. Juntas soldadas com pino PBS e PBX (cavidade passante).

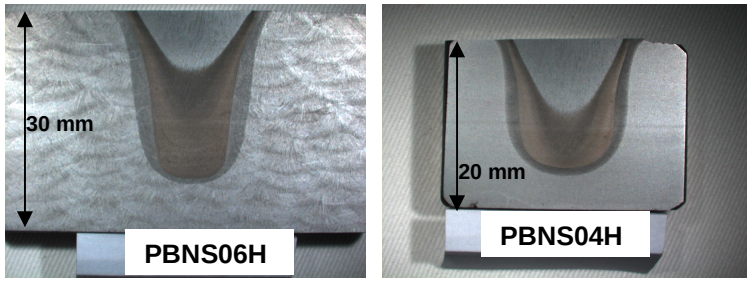


Figura 9-6. Juntas soldadas com pino PBNS (cavidade não passante cilíndrica).

APÊNDICE B – ENSAIOS DE DOBRAMENTO

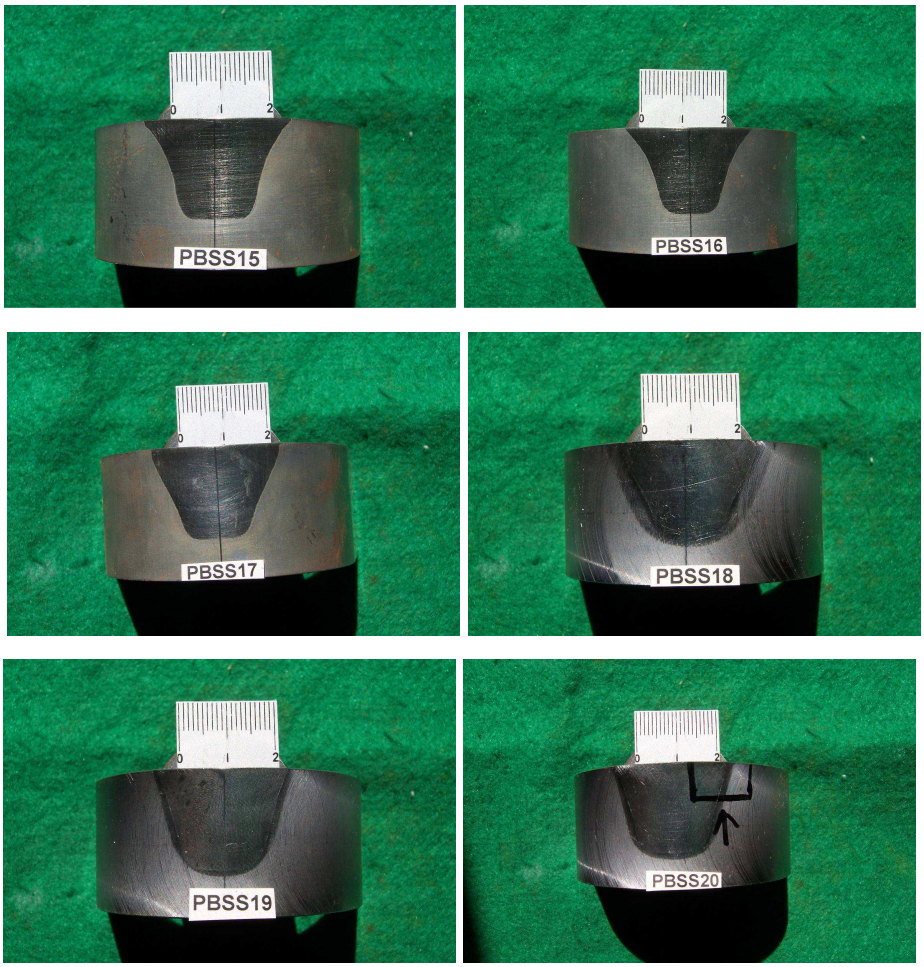


Figura 9-7. Ensaio de dobramento com pino PBSS (cavidade não passante).

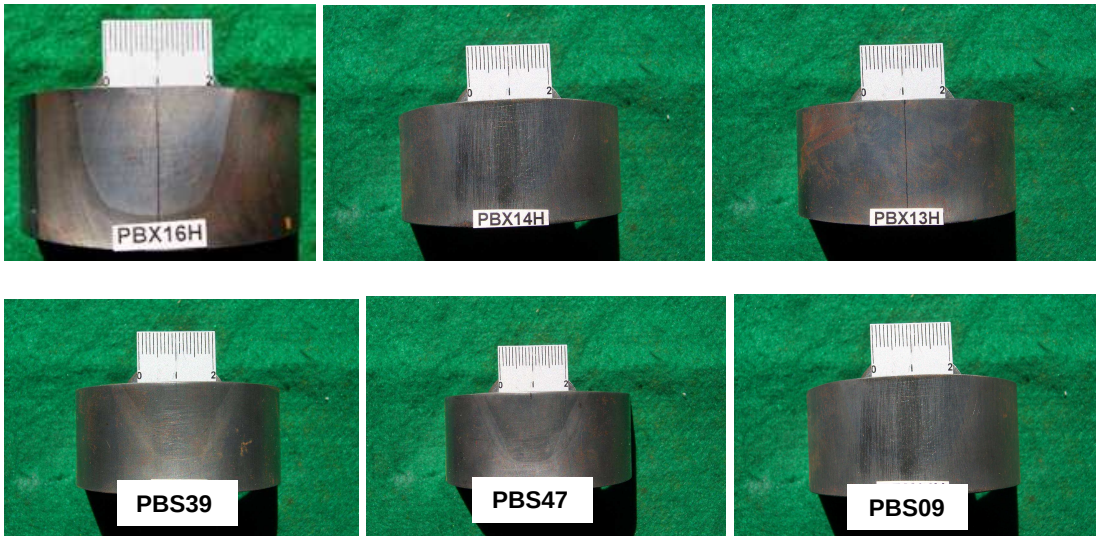


Figura 9-8. Ensaio de dobramento com pino PBS e PBX (cavidade não passante).

APÊNDICE C – GRÁFICOS DE PROCESSAMENTO E DE CICLO TÉRMICO (TEMPERATURA – TEMPO)

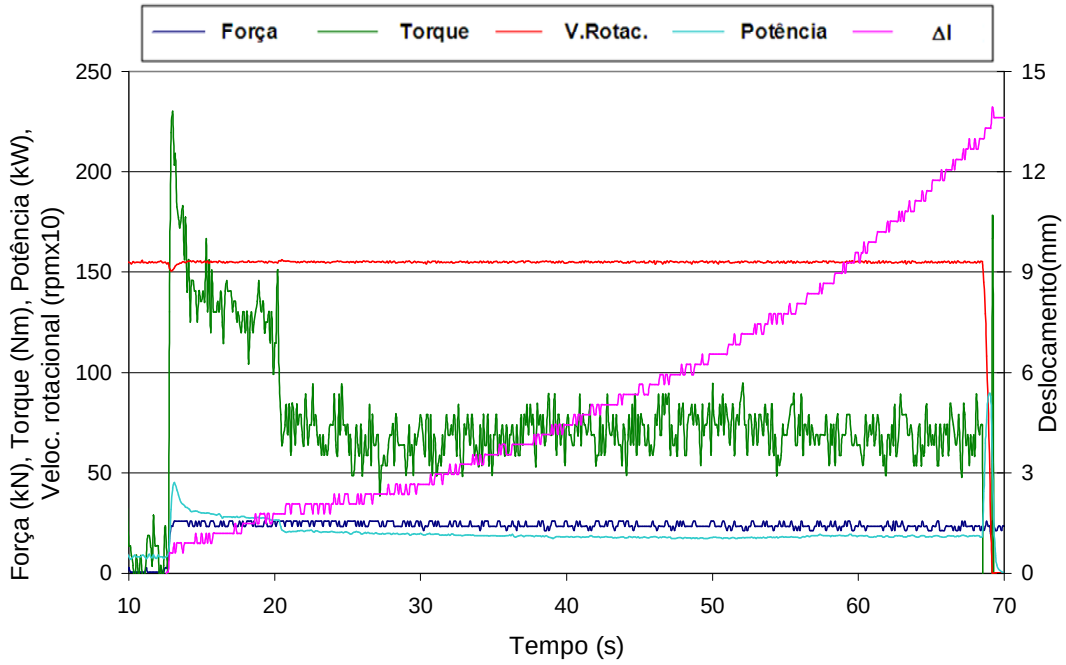


Figura 9-9. Gráfico de processamento da junta soldada PBS 25 kN. Cavidade não passante.

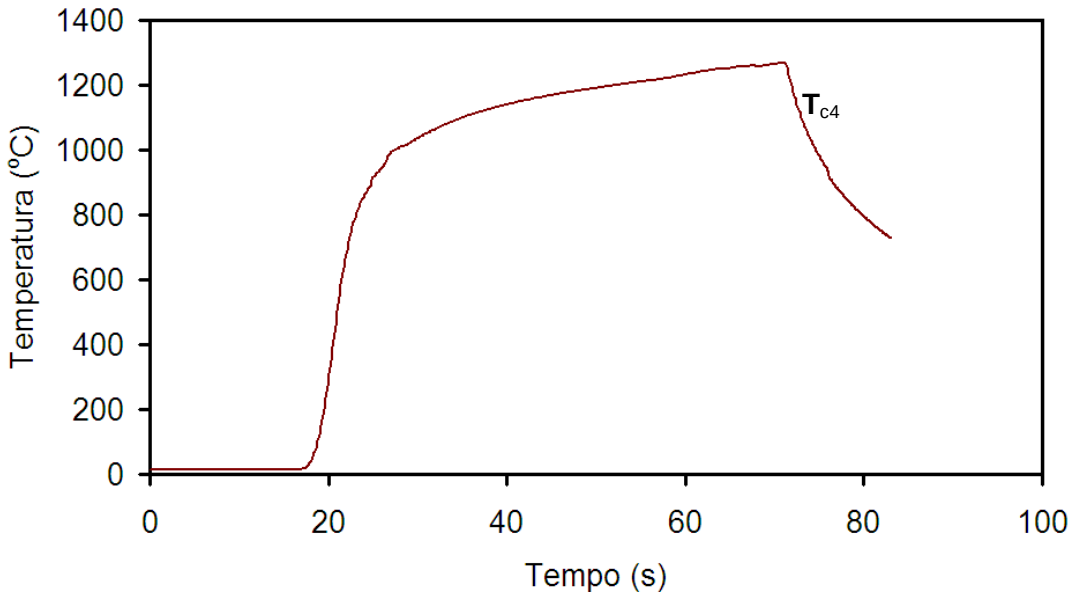


Figura 9-10. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBS 25 kN. Cavidade não passante.

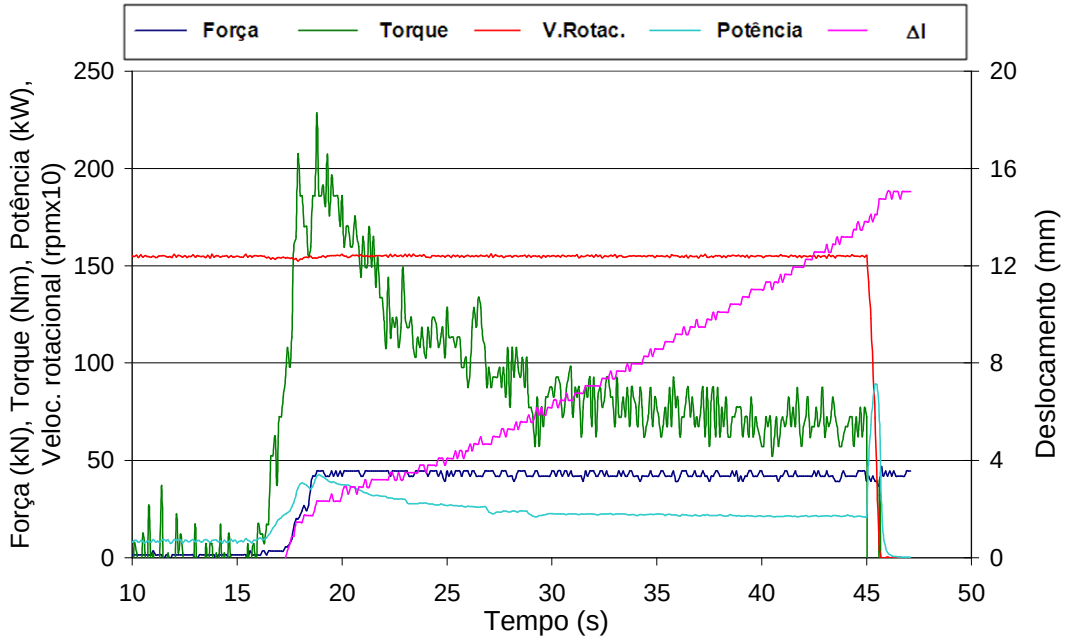


Figura 9-11. Gráfico de processamento junta soldada PBS 50 kN. Cavidade não passante.

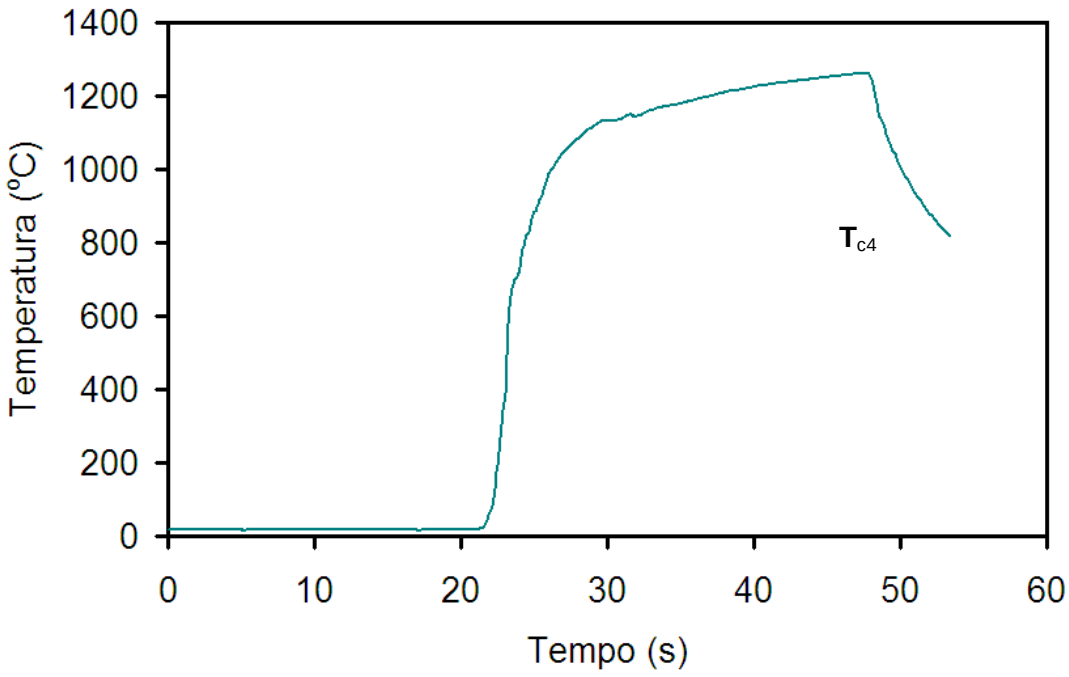


Figura 9-12. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBS 50 kN. Cavidade não passante.

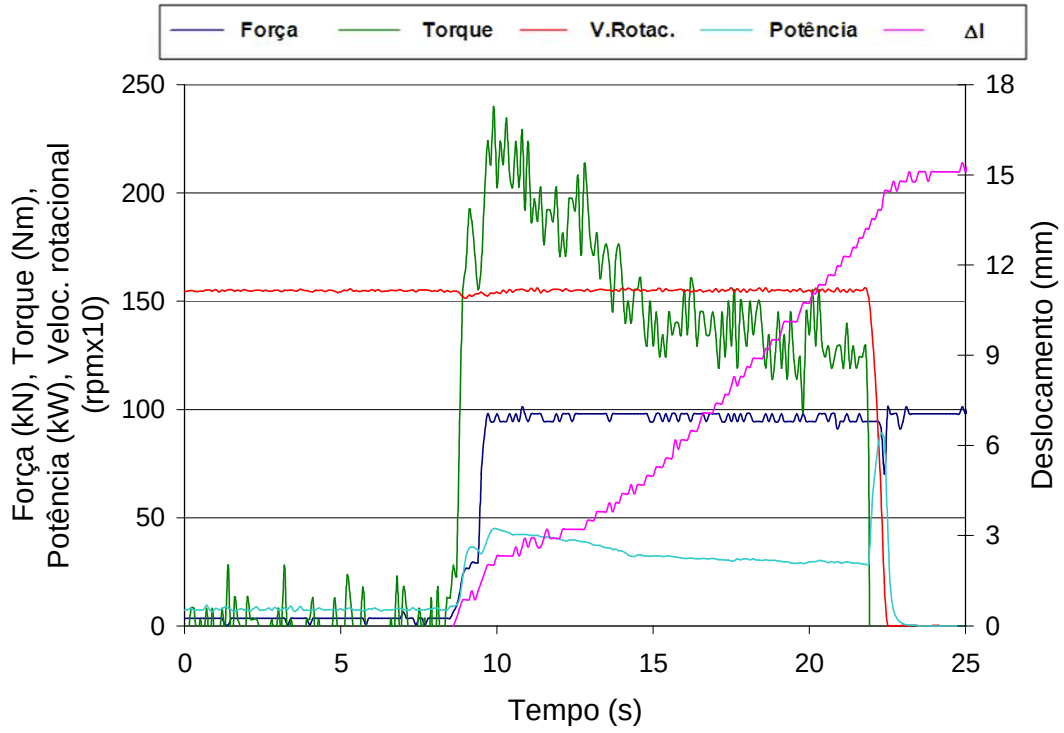


Figura 9-13. Gráfico de processamento junta soldada PBS 100 kN. Cavidade não passante.

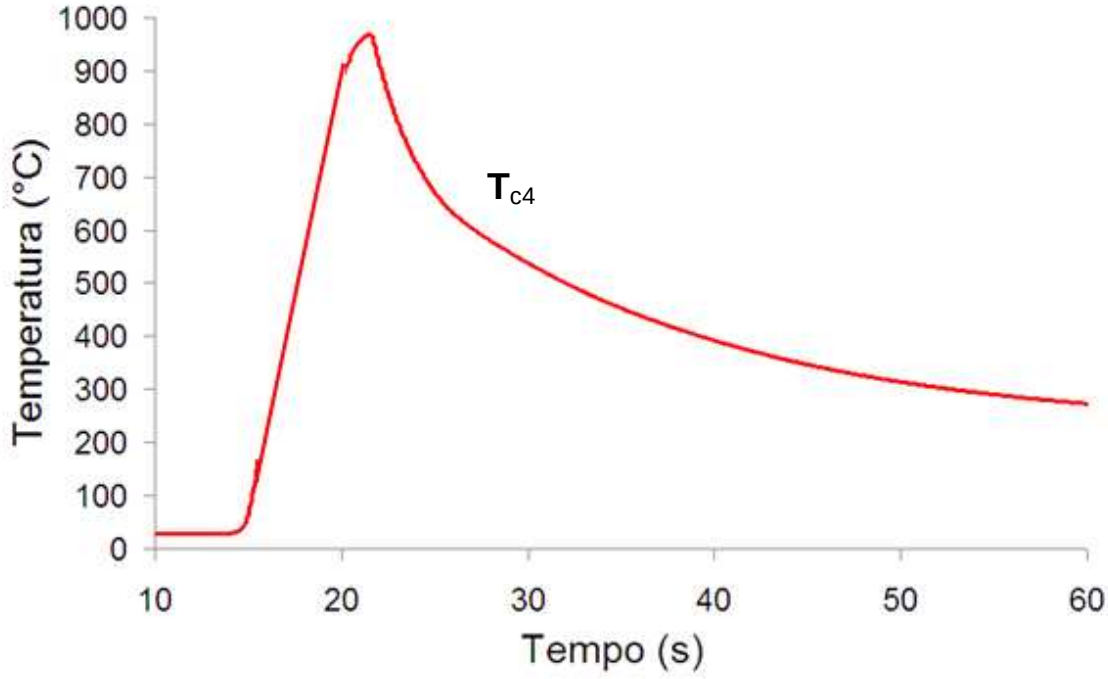


Figura 9-14. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBS 100 kN. Cavidade não passante.

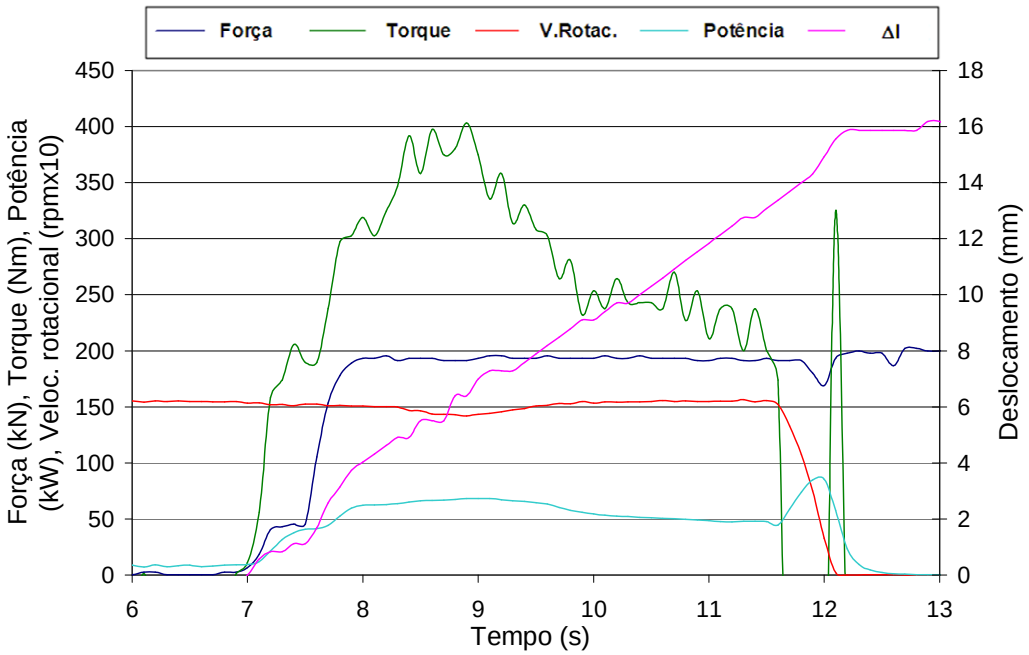


Figura 9-15. Gráfico de processamento junta soldada PBS 200 kN. Cavidade não passante.

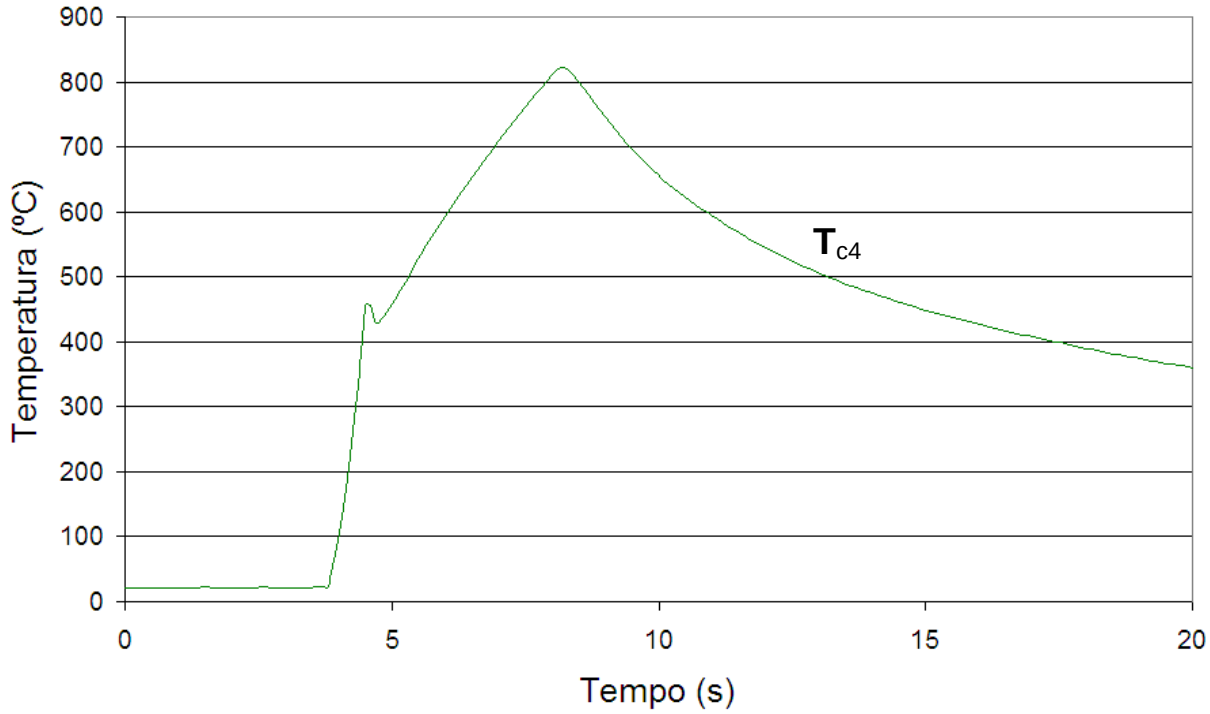


Figura 9-16. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBS 200 kN. Cavidade não passante.

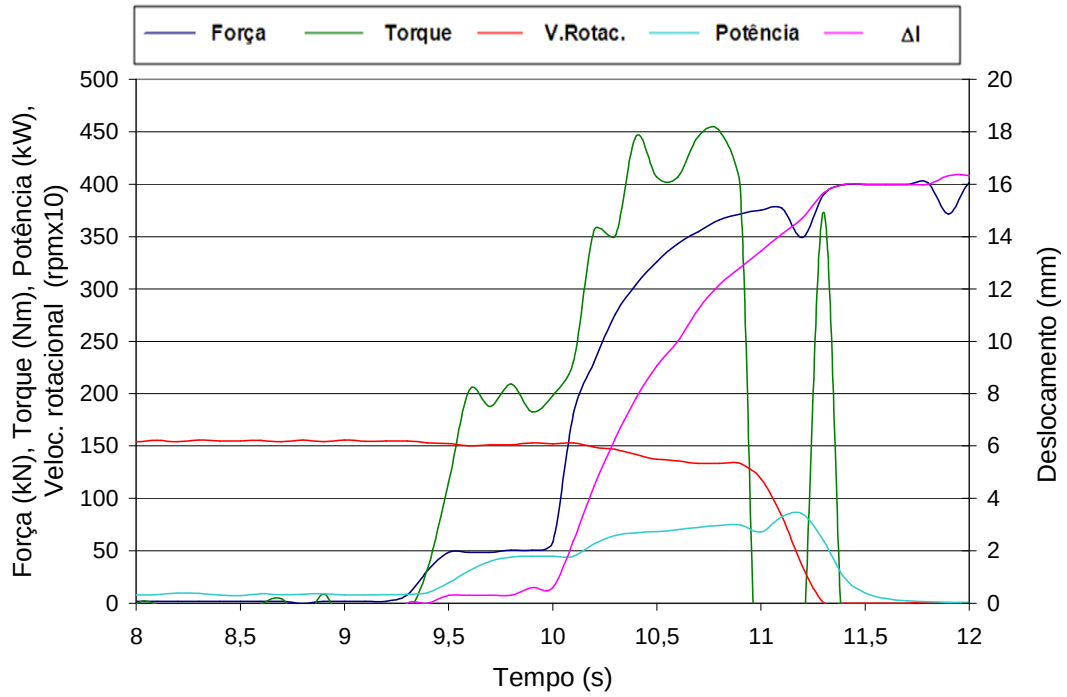


Figura 9-17. Gráfico de processamento junta soldada PBS 400 kN. Cavidade não passante.

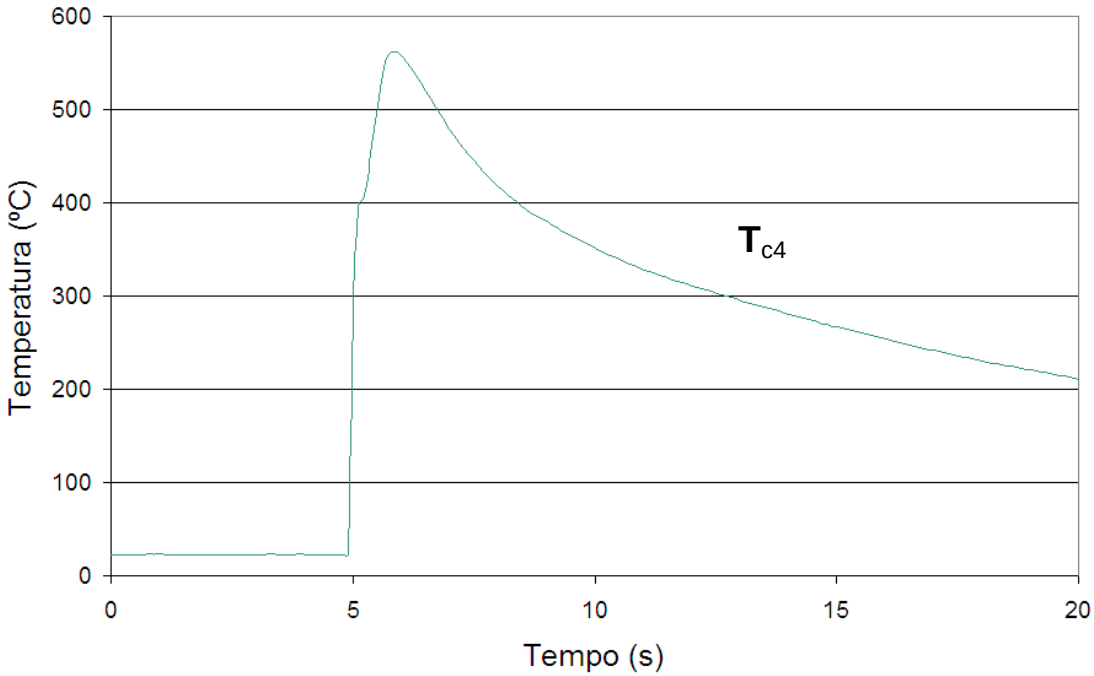


Figura 9-18. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBS 400 kN. Cavidade não passante.

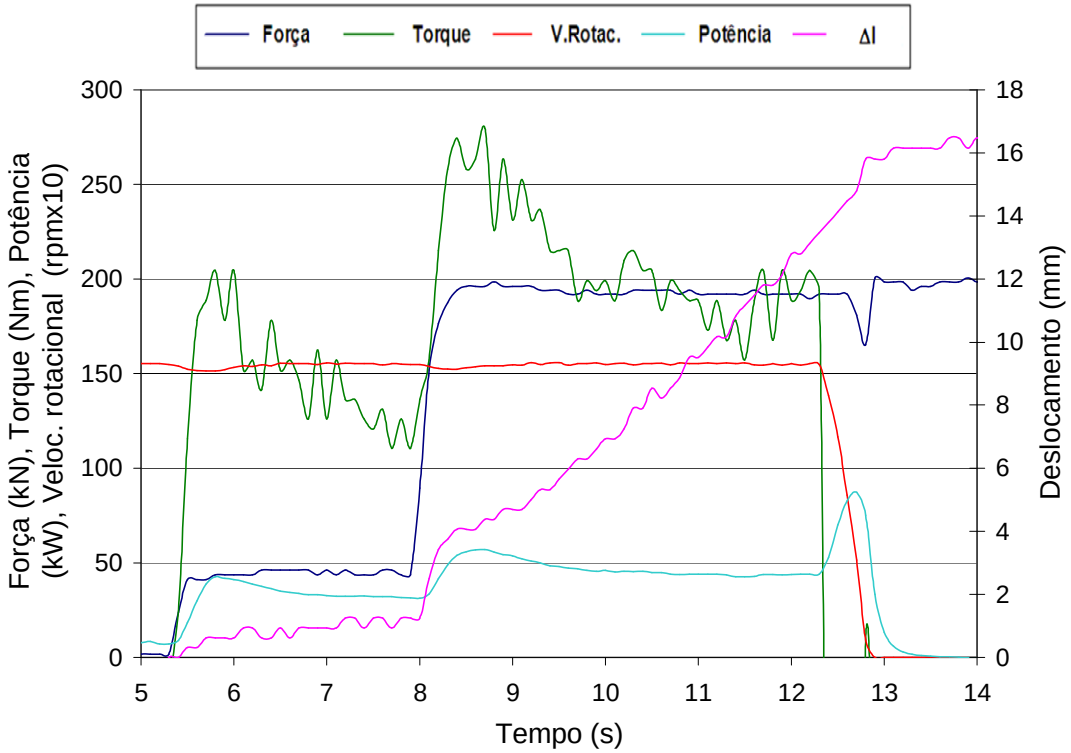


Figura 9-19. Gráfico de processamento junta soldada PBS 200H kN. Cavidade não passante.

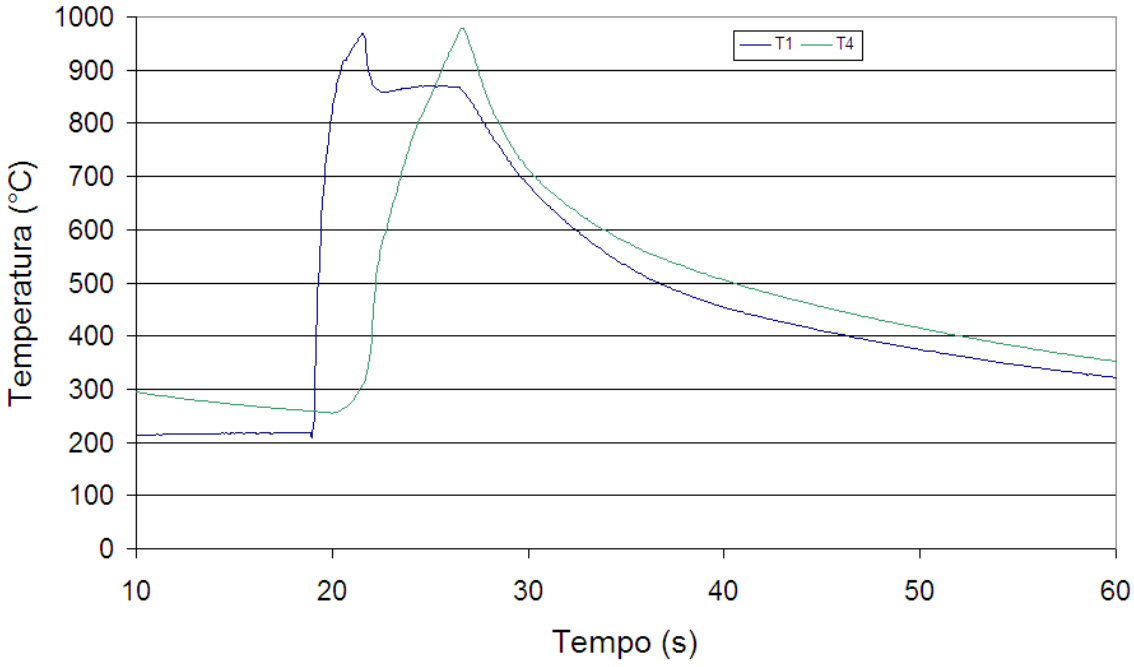


Figura 9-20. Gráfico temperatura versus tempo, termopares T_{c1} e T_{C4}, junta soldada PBS 200H kN. Cavidade não passante.

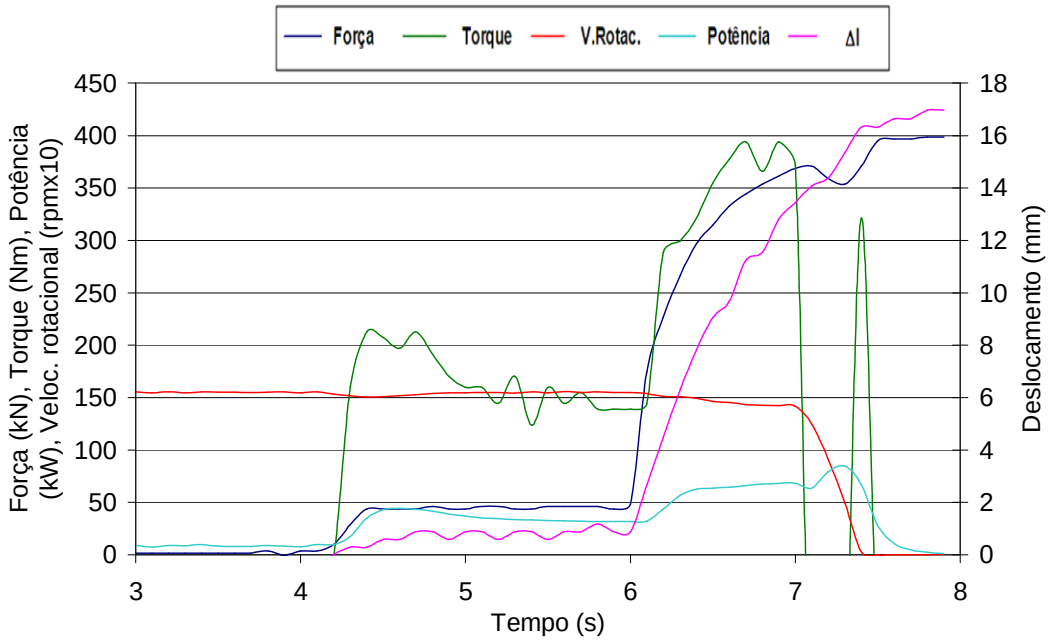


Figura 9-21. Gráfico de processamento junta soldada PBS 400H kN. Cavidade não passante.

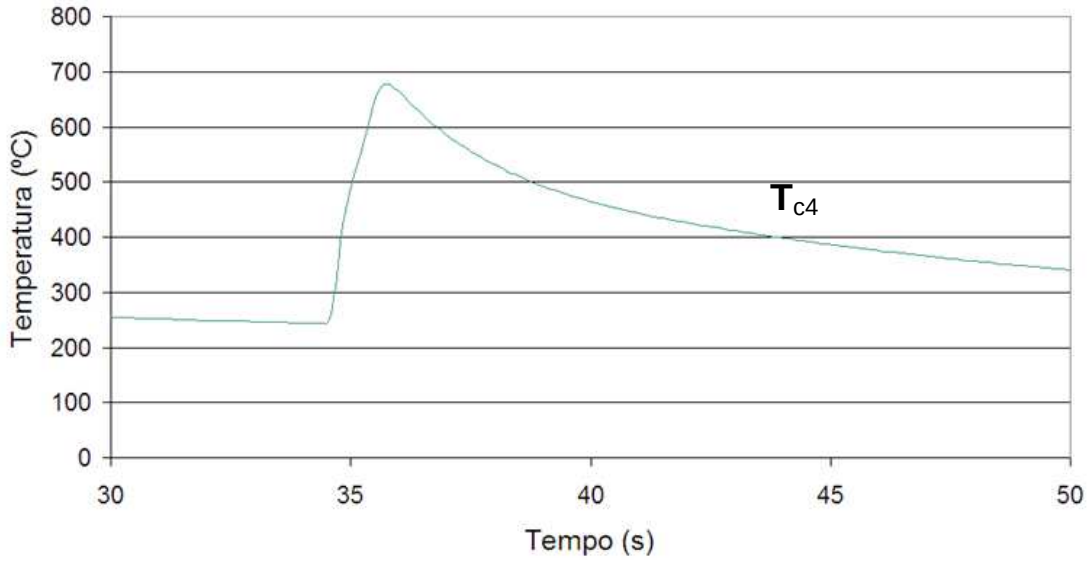


Figura 9-22. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBS 400H kN. Cavidade não passante.

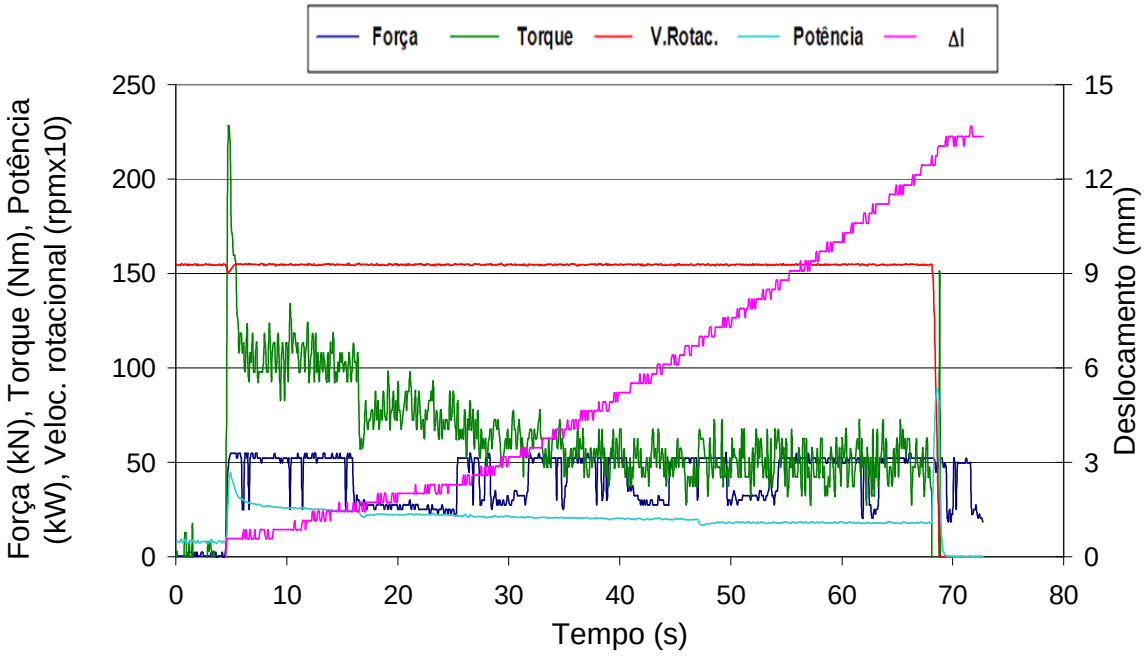


Figura 9-23. Gráfico de processamento junta soldada PBSS 50 kN. Cavidade não passante.

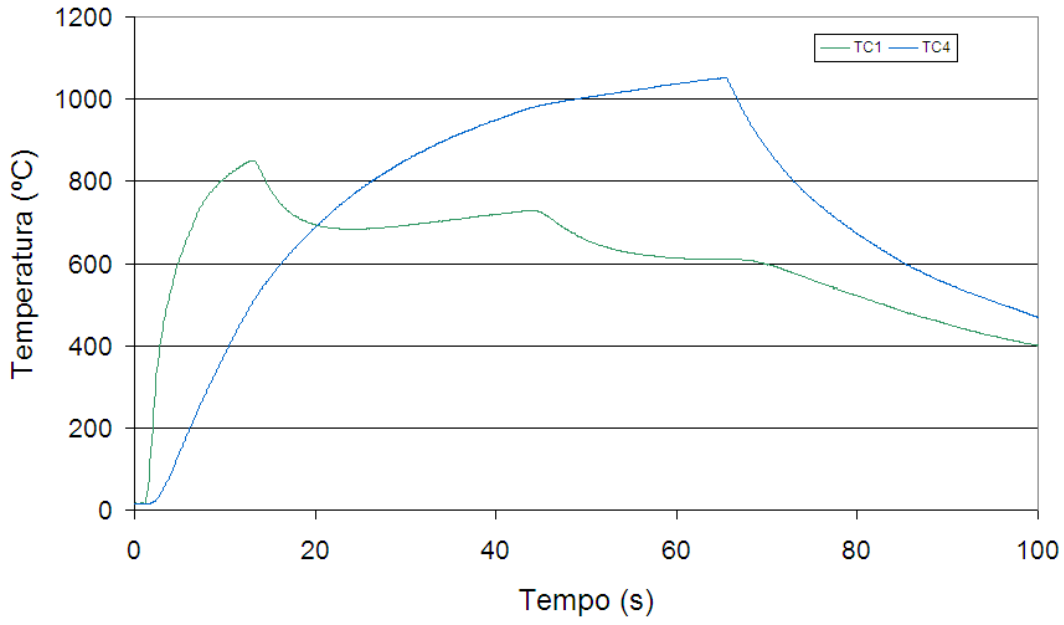


Figura 9-24. Gráfico temperatura versus tempo, termopares T_{c1} e T_{C4}, junta soldada PBSS 50 kN. Cavidade não passante.

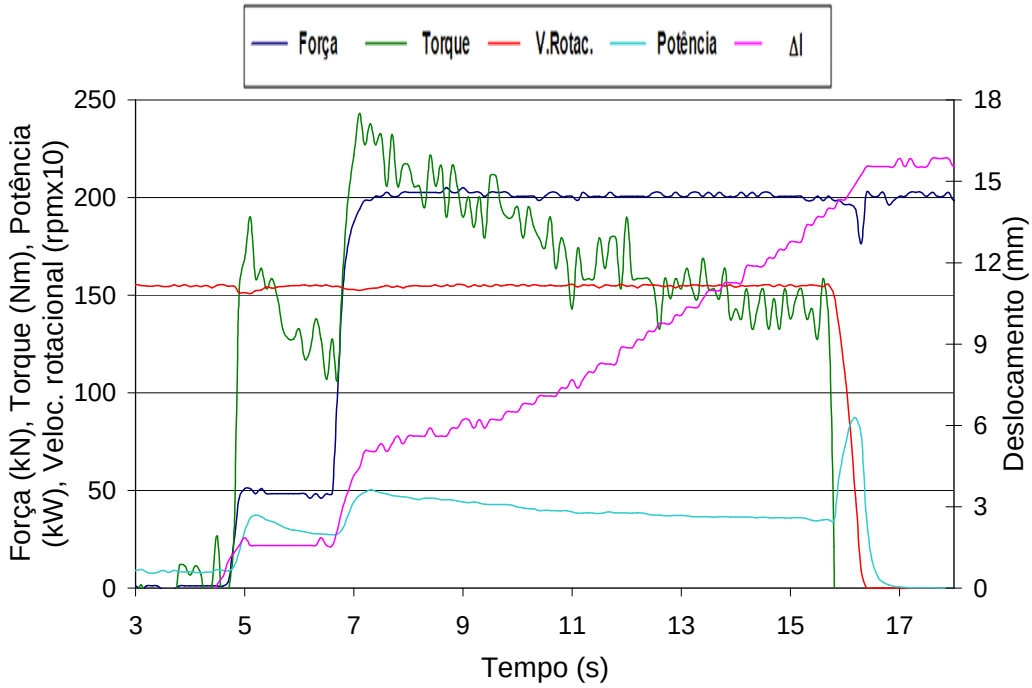


Figura 9-25. Gráfico de processamento junta soldada PBSS 200 kN. Cavidade não passante.

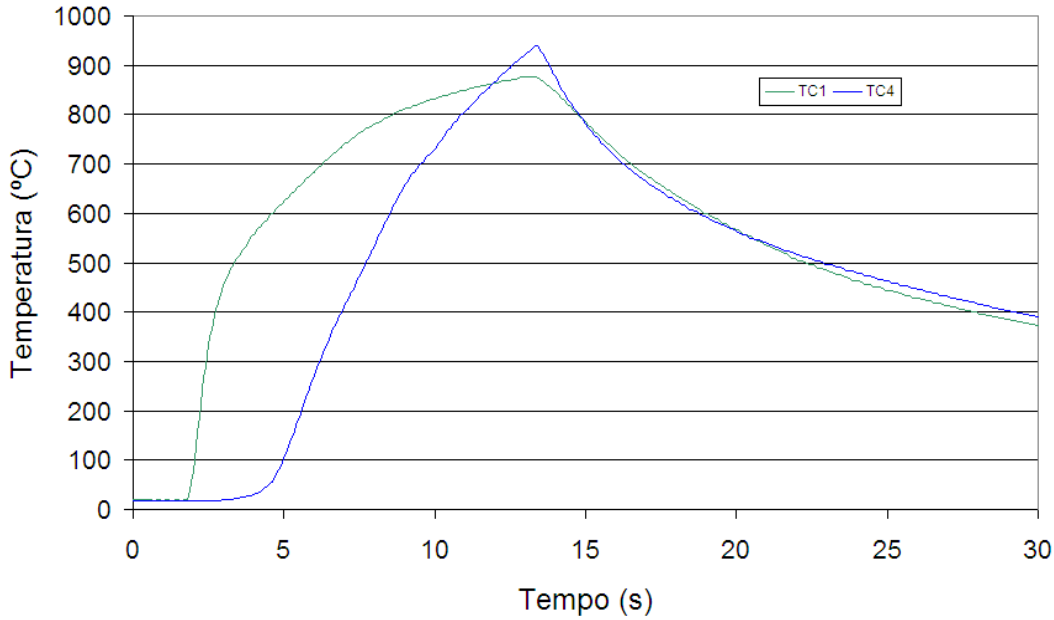


Figura 9-26. Gráfico temperatura versus tempo, termopares T_{c1} e T_{C4}, junta soldada PBSS 200 kN. Cavidade não passante.

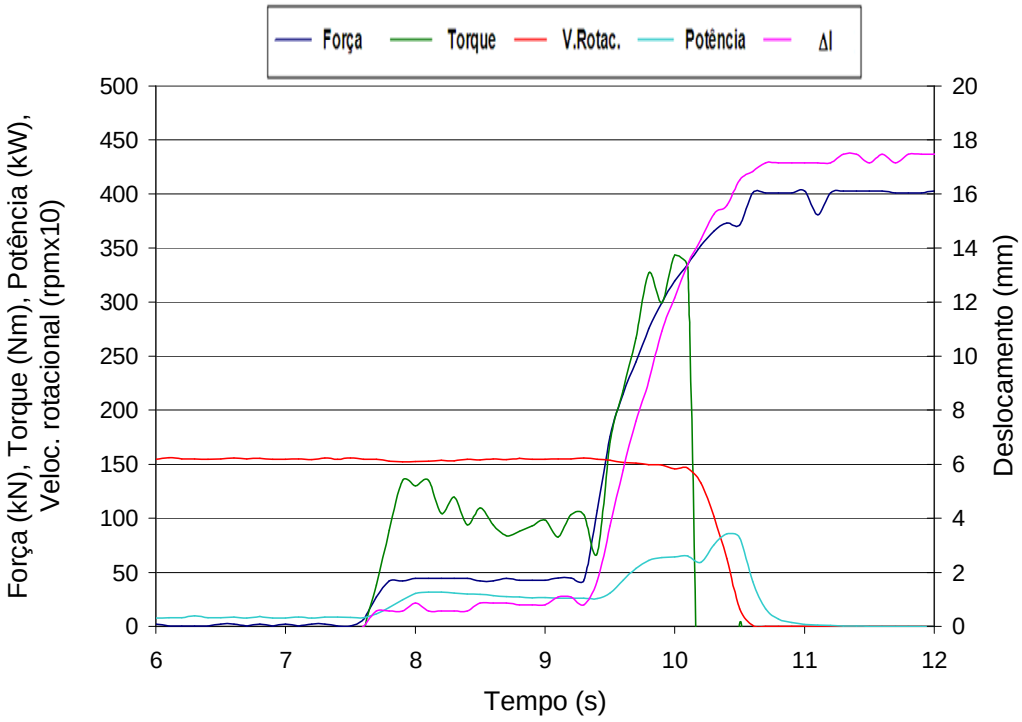


Figura 9-27. Gráfico de processamento junta soldada PBSS 400 kN. Cavidade não passante.

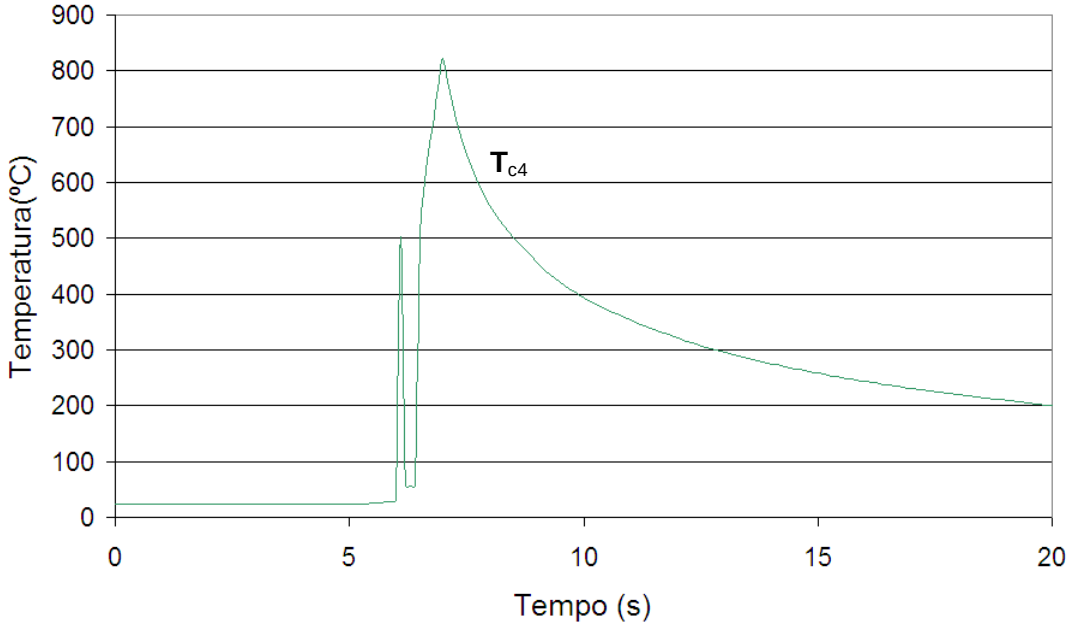


Figura 9-28. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBSS 400 kN. Cavidade não passante.

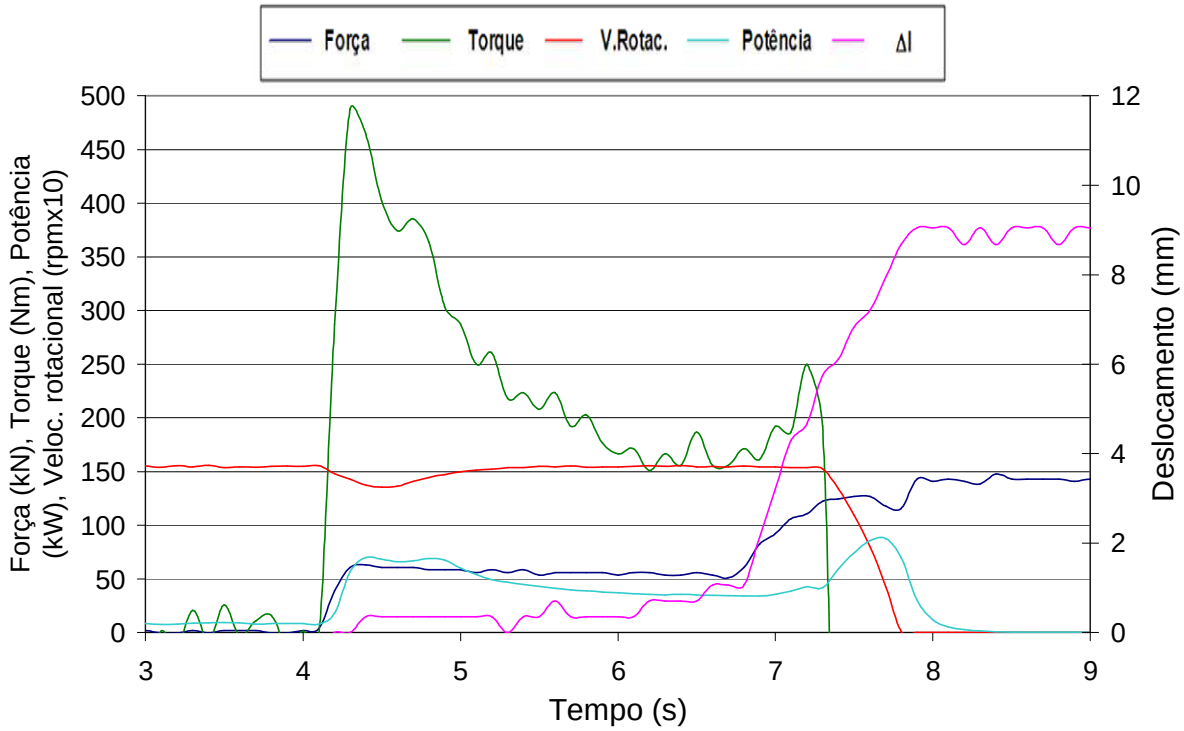


Figura 9-29. Gráfico de processamento junta soldada T-PBSS 150 kN. Cavidade passante.

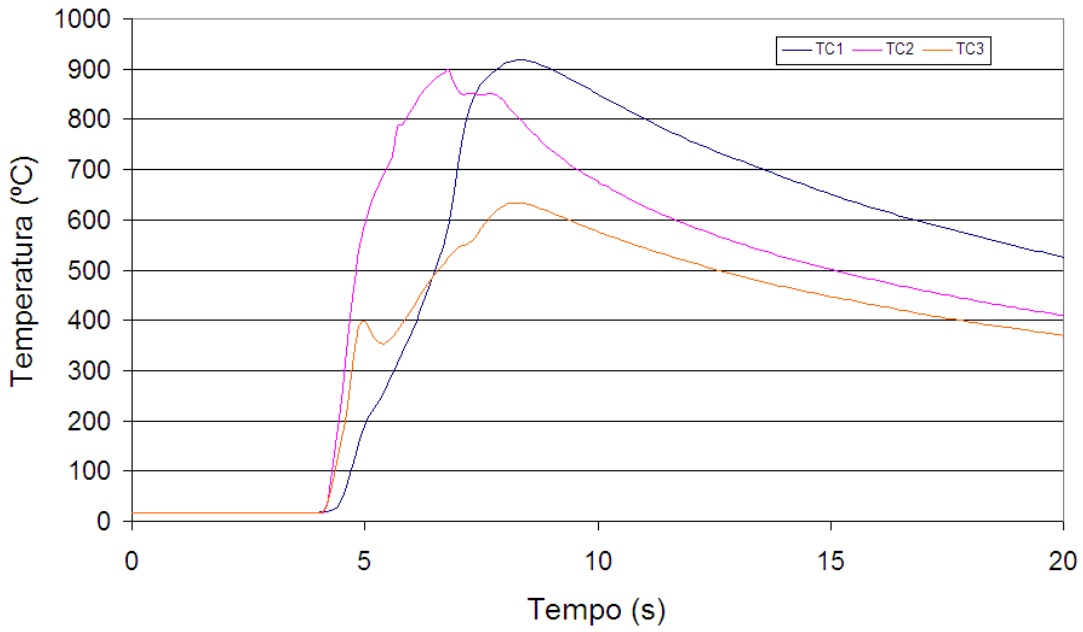


Figura 9-30. Gráfico temperatura versus tempo, termopares T_{c1}, T_{c2} e T_{C3}, junta soldada T-PBSS 150 kN. Cavidade passante.

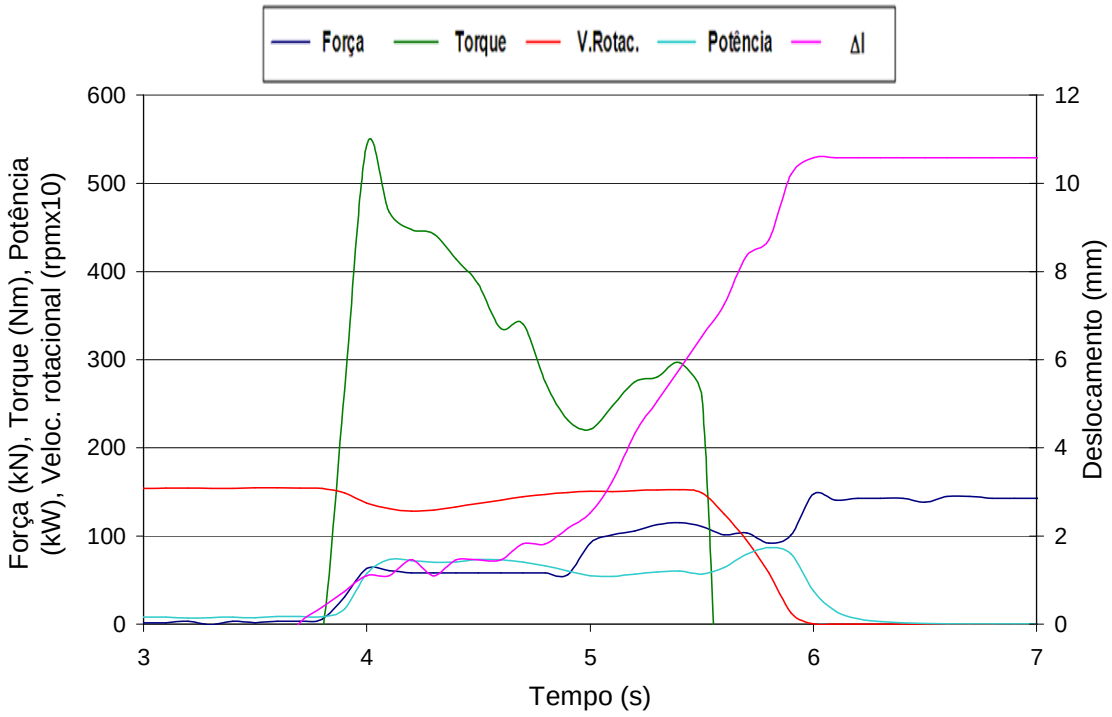


Figura 9-31. Gráfico de processamento junta soldada T-PBS 150 kN. Cavidade passante.

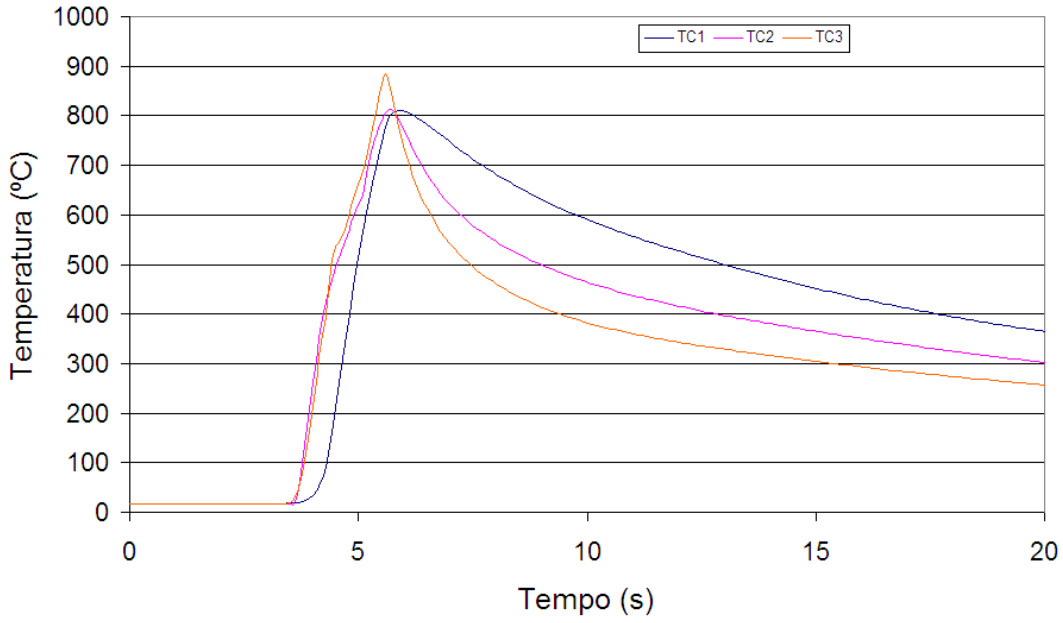


Figura 9-32. Gráfico temperatura versus tempo, termopares T_{c1}, T_{c2} e T_{C3}, junta soldada T-PBS 150 kN. Cavidade passante.

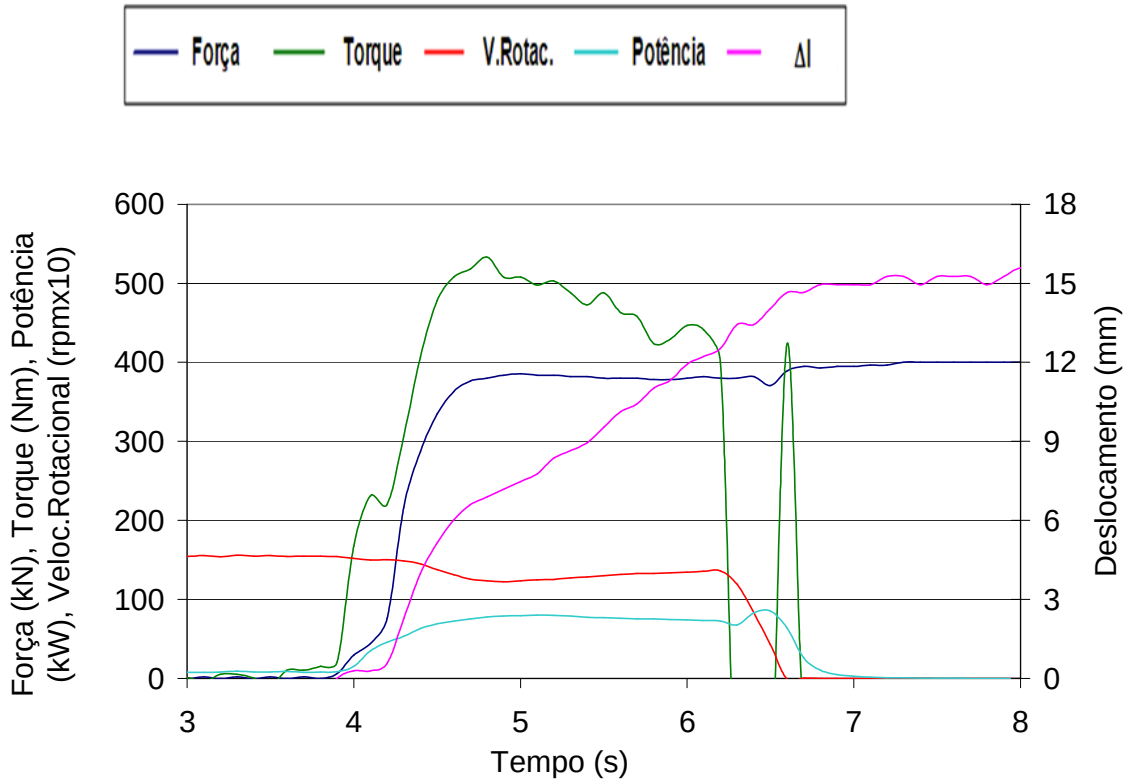


Figura 9-33. Gráfico de processamento junta soldada PBX 400H kN. Cavidade não passante.

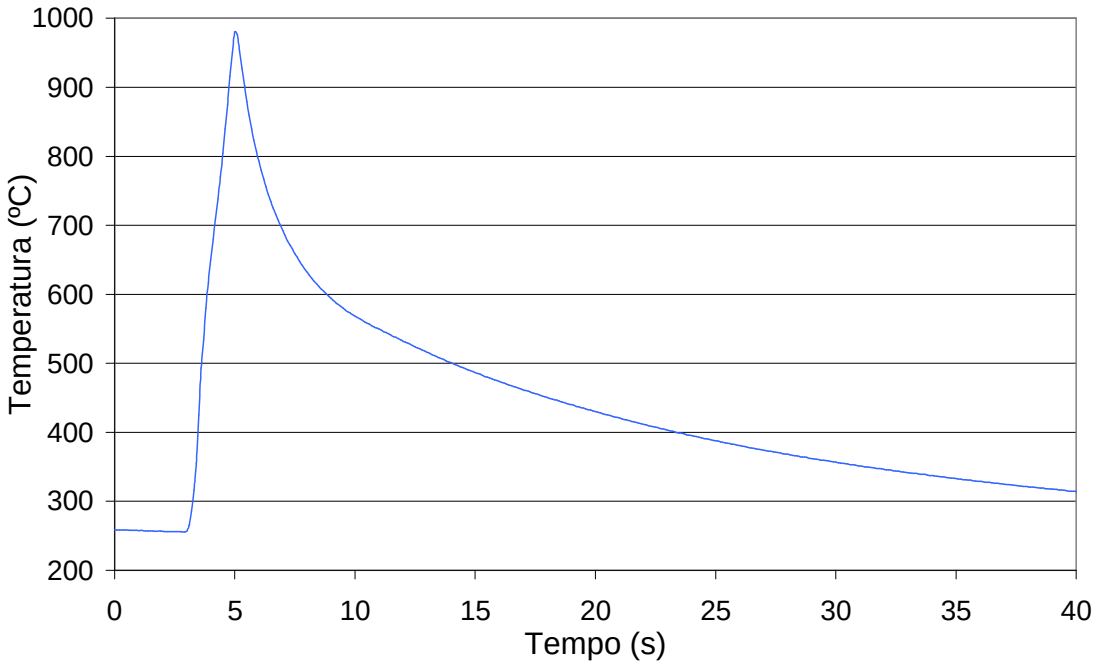


Figura 9-34. Gráfico temperatura versus tempo, termopar T_{C4}, junta soldada PBX 400H kN. Cavidade não passante.

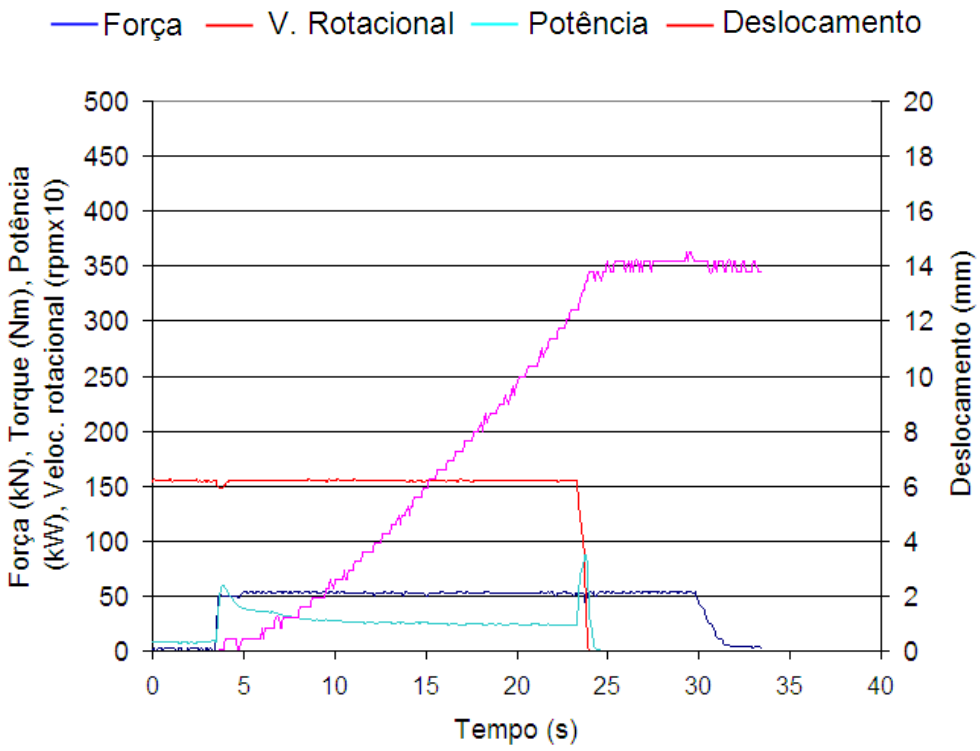


Figura 9-35. Gráfico de processamento junta soldada PBX 50 kN (PBX70). Cavidade não passante.

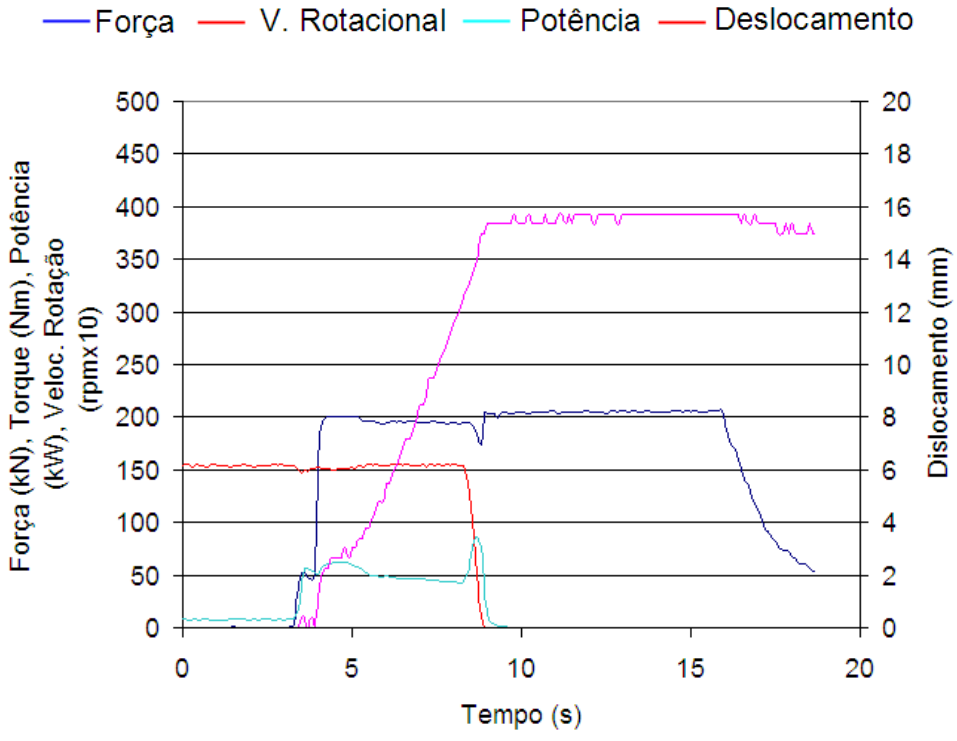


Figura 9-36. Gráfico de processamento junta soldada PBX 200 kN (PBX83). Cavidade não passante.

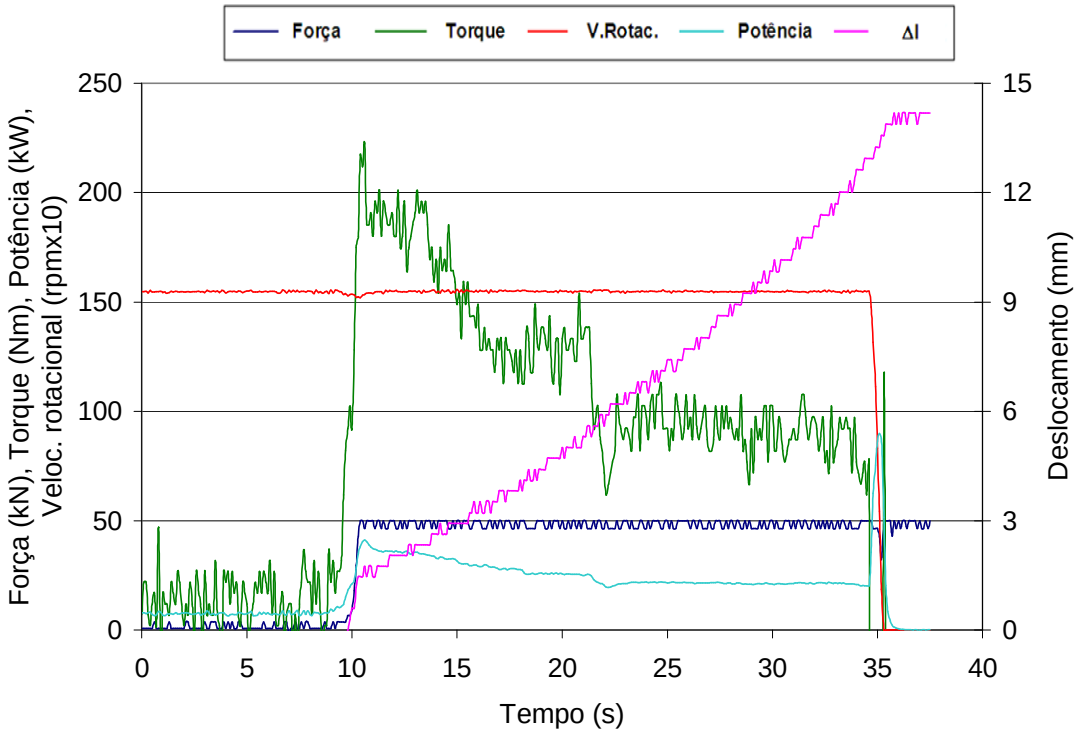


Figura 9-37. Gráfico de processamento junta soldada PBS 50 kN (PBS37). Cavidade não passante.

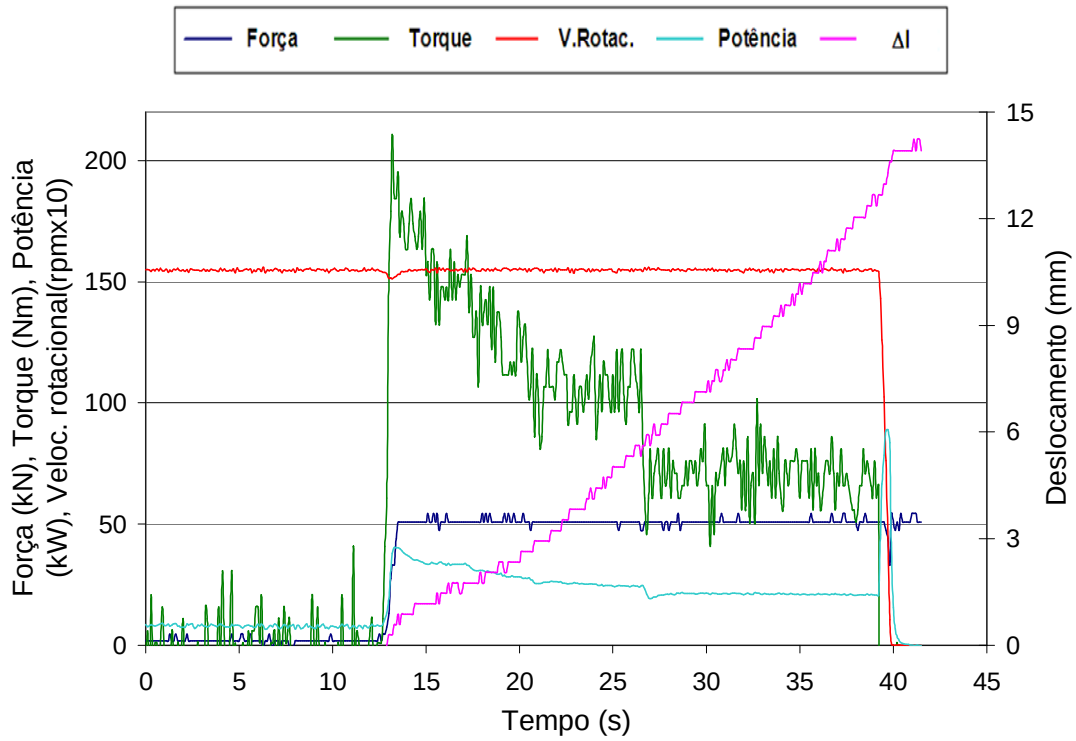


Figura 9-38. Gráfico de processamento junta soldada PBS 50 kN (PBS35). Cavidade não passante.

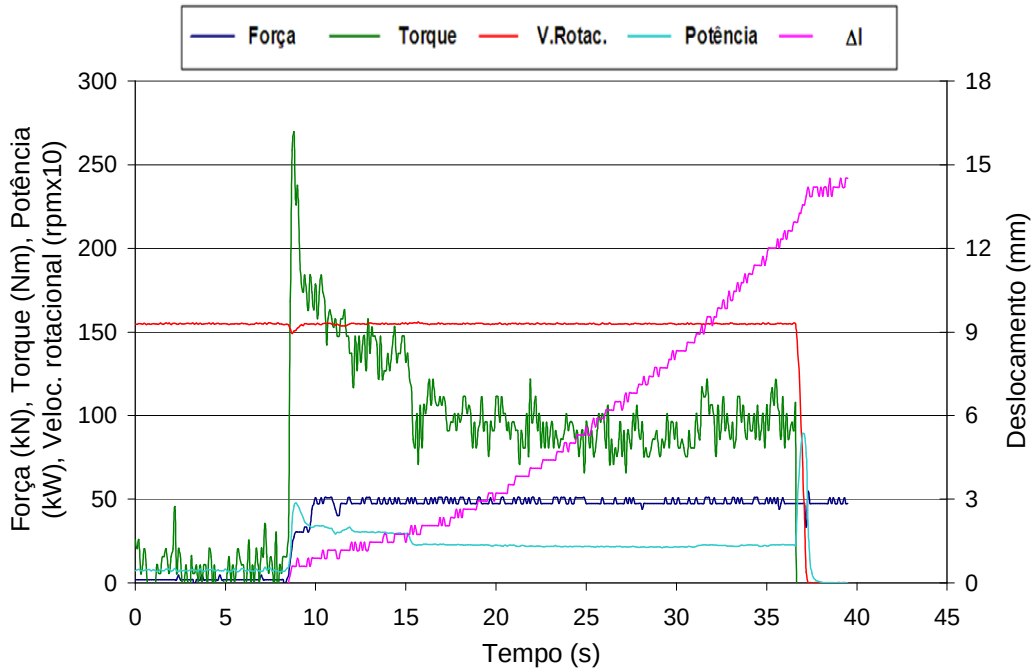


Figura 9-39. Gráfico de processamento junta soldada PBS 50 kN (PBS38). Cavidade não passante.

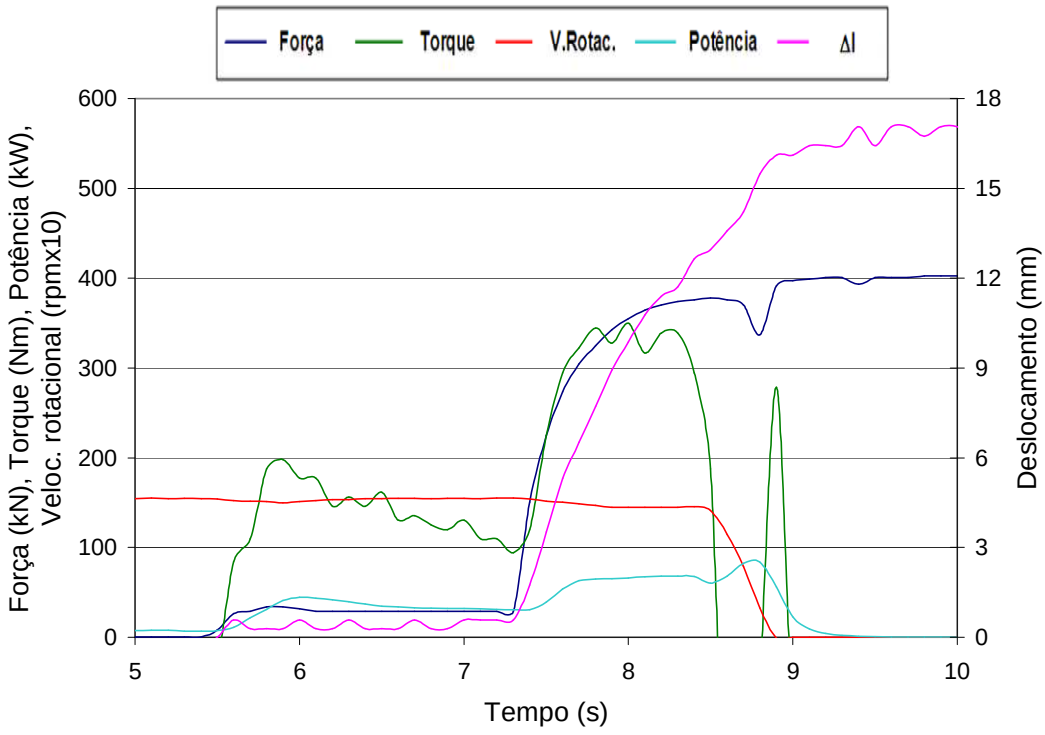


Figura 9-40. Gráfico de processamento junta soldada PBS 400 kN (PBS70). Cavidade não passante.

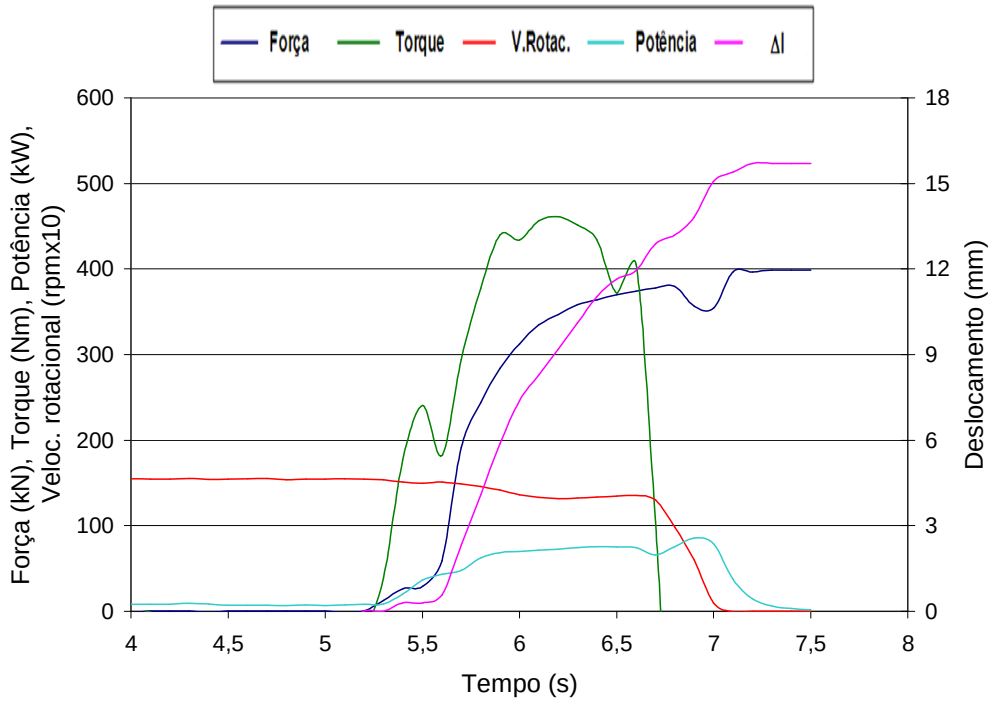


Figura 9-41. Gráfico de processamento junta soldada PBS 400 kN (PBS71). Cavidade não passante.