COPPE/UFRJ

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS CIRCUNFERENCIAIS DE AÇO API 5L X80 PARA *RISERS* RÍGIDOS LANÇADOS PELO MÉTODO *REEL-LAY*

Marcelo Augusto Neves Beltrão

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: Fernando Luiz Bastian

Rio de Janeiro
Junho de 2009

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS CIRCUNFERENCIAIS DE AÇO API 5L X80 PARA *RISERS* RÍGIDOS LANÇADOS PELO MÉTODO *REEL-LAY*

Marcelo Augusto Neves Beltrão

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.

Aprovada por:

_____

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.

_____

Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, D.Sc.

_____

Prof. Luiz Carlos Pereira, D.Sc.

_____

Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.

_____

Dr. Eduardo Hippert Júnior, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

JUNHO DE 2009

Beltrão, Marcelo Augusto Neves

Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L X80 para *Risers* Rígidos Lançados pelo Método *Reel-lay*. Marcelo Augusto Neves Beltrão. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2009.

XXI, 150 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Fernando Luiz Bastian

Tese (doutorado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2009.

Referências Bibliográficas: p. 141-148.

1. Aço API X80. 2. Juntas soldadas. 3. *Reeling*. 4. Propagação de Trincas de Fadiga. I. Bastian, Fernando Luiz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

Dedico esta tese especialmente a meus pais, Carlos e Conceição, e à minha esposa Marilia, meus amores eternos.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a DEUS, nosso Pai;

A todos os meus familiares e amigos que torceram por mim;

Ao meu orientador e amigo Fernando Luiz Bastian pela orientação e por todo conhecimento transmitido;

À Universidade Federal de Sergipe e a toda "família sergipana" do PEMM (Jeremias, Michelle, Isabel, Shirleny, Iranildes, Cris, Rogério);

Ao Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PEMM) da COPPE/UFRJ;

A todos os professores do PEMM;

Aos técnicos do PEMM, principalmente Róbson e Nelson;

Aos funcionários do PEMM;

A todos os amigos da pós-graduação do PEMM (sem citar nomes para não esquecer alguém...);

A todos os amigos do Laboratório de Compósitos/Mecânica da Fratura: Ledjane, Camila Mayworm, Denis, Vivian, Marta, Carol, Natália, Rafael, Daniel, Luiz, Otávio, Miguel, Marcelo, Tiago, Víctor, Letícia, Sânia, Thayara, Fabíola;

Aos amigos Edgard e Marcelo Miranda pela atenção e ajuda valiosa;

Ao aluno Marcos Paulo pelos ensaios de ultra-som;

À PETROBRAS, especialmente ao Eng. Eduardo Hippert Jr e ao Eng. Donato, pelo projeto e pela doação do material;

Ao Grupo de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural (NAMEF) da USP em especial ao Prof. Cláudio Ruggieri e doutorando Gustavo H. B. Donato pelos resultados de simulação numérica;

À NUCLEP, especialmente ao Dr. Marcelo Moraes, pela doação dos consumíveis de soldagem;

À Montagnoli Soldas, em especial ao Clementino pela soldagem do material;

À Aliança Brito pela usinagem dos corpos-de-prova;

A todos da Ideal Hidro, especialmente ao Jorge, Wellington e Cláudio pelos "pepinos"resolvidos;

Ao CNPq e FAPERJ pelas bolsas concedidas;

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

PROPAGAÇÃO DE TRINCAS DE FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS CIRCUNFERENCIAIS DE AÇO API 5L X80 PARA *RISERS* RÍGIDOS LANÇADOS PELO MÉTODO *REEL-LAY*

Marcelo Augusto Neves Beltrão

Junho/2009

Orientador: Fernando Luiz Bastian

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O objetivo principal do presente trabalho foi avaliar a influência do método *reeling* de lançamento de *risers* rígidos na propagação de trincas de fadiga no estágio pós-reel no metal de solda e ZTA da junta soldada de um aço API X-80, considerando defeitos planares circunferenciais pré-existentes nessas regiões nas posições 12h e 6h. Os ciclos de tensões e deformações decorrentes das quatro etapas do processo *reeling* (enrolamento, desenrolamento, alinhamento e retificação) foram simulados em corpos-de-prova a partir de situações que correspondem às condições reais a que um *riser* é submetido durante a operação. Para isso, conceitos de mecânica da fratura elastoplástica foram utilizados (integral *J*). Situações menos e mais severas que a real também foram estudadas. Três comportamentos distintos no estágio pós-reel dependendo da região da junta soldada e da magnitude de *J* foram revelados: ausência de retardo, retardo gradual ou retardo instantâneo da taxa de propagação. Os resultados revelam que o carregamento compressivo tem uma grande influência no comportamento em fadiga pós-reel dos materiais. O processo *reeling* foi mais prejudicial à região da ZTA do que no metal de solda, visto que neste último, um retardo na taxa de propagação da trinca pode ser observado, diferentemente da região da ZTA.

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

FATIGUE CRACK PROPAGATION IN CIRCUMFERENTIAL WELDED JOINTS OF API X-80 STEEL FOR RIGID RISERS LAUNCHING BY REEL-LAY METHOD

Marcelo Augusto Neves Beltrão

June/2009

Advisor: Fernando Luiz Bastian

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The aim of this work was to evaluate the influence of the reeling method of rigid riser launching on fatigue crack propagation of weld metal and HAZ regions of an API X-80 steel welded joint, considering the existence of circumferential defects at 12h and 6h positions. The stress and strain cycles of the four steps of the reeling process (reeling, unreeling, aligning and straightening) have been simulated on specimens from situations corresponding to real conditions that a riser is subjected during operation. For this purpose elastic-plastic fracture mechanics concepts were used (*J* integral). More severe and less severe conditions than real were also studied. Three different behaviors were revealed in post-reel stage depending on welded joint region and *J* magnitude: ausence of delay, gradual delay or instantaneous delay on the crack rate. The results revealed that compressive loading had great influence on fatigue behavior of the materials. The reeling process was more detrimental to HAZ region than to weld metal region. The last one showed a delay on fatigue crack propagation which was not observed on HAZ region.

INDICE

Índice de Figuras x
Índice de Tabelas xx
1. INTRODUÇÃO 1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3
2.1. Breve histórico da exploração de petróleo no Brasil 3
2.2. A exploração de petróleo no Brasil em águas profundas 4
2.3. Aços para tubulações 6
2.3.1. Aços API 5L 7
2.4. Risers 8
2.4.1. Método *reel- lay* de instalação de *risers* rígidos 9
2.5. Fadiga 18
2.5.1. Mecânica da fratura aplicada à fadiga 18
2.6. Métodos para a determinação do comprimento de trinca 24
2.7. Juntas soldadas 25
2.7.1. Defeitos de solda 27
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 29
3.1. Material 29
3.2. Análise metalográfica 31
3.3. Análise fractográfica 31
3.4. Ensaios de microdureza 32
3.5. Ensaios de tração 32
3.6. Ensaios de fadiga 34
3.6.1. Determinação do comprimento de trinca 37
3.6.2. Simulação do *reeling* 40
3.6.2.1. Metodologia para aplicação de *J* e ensaios pós-reel 41
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO 45
4.1. Análise Metalográfica 45
4.1.1 – Identificação das regiões da junta soldada 45
4.1.2 – Caracterização microestrutural das regiões da junta soldada 52
4.2. Ensaios de Tração 57
4.3. Ensaios de microdureza Vickers 61
4.4. Ensaios de fadiga 62

4.4.1. Ensaios de fadiga no material como soldado (sem simulação do *reeling*) 62
4.4.2. Simulação do *reeling* considerando um defeito planar circunferencial na posição 12h do tubo 72
4.4.2.1. Análise fractográfica 72
4.4.2.2 – Relação entre *J*, carregamento aplicado e comprimento de trinca 85
4.4.2.3 – Influência do *reeling* no comportamento em fadiga do material 90
4.4.2.3.1 – Comportamento real do *reeling* durante instalação 90
4.4.2.3.2 – Comportamento em fadiga em condição mais severa que a real 96
4.4.2.3.3 – Comportamento em fadiga em condições menos severas que a real 104
4.4.2.4 – Comparação entre os comportamentos pós-reel em fadiga 113
4.4.2.5 – Comparação com o material como soldado, sem a simulação do *reeling* 117
4.4.2.6 – Predição do comportamento em fadiga no estágio pós-reel 134
4.4.3. Simulação do *reeling* considerando um defeito planar circunferencial na posição 6h do tubo 135
5. CONCLUSÕES 138
6. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 140
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 141
AXEXO 149

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Evolução da exploração de petróleo em águas profundas [8]. 5
Figura 2. Produção nacional de barris de petróleo retirados do mar no Brasil e no estado do Rio de Janeiro a partir do ano 2000 [10]. 5
Figura 3. Etapas do método *reel-lay* de instalação de *risers*. 10
Figura 4. Representação das tensões e deformações envolvidas durante o *reeling* nas posições 12h e 6h do tubo (adaptado de [21]). 10
Figura 5. Representação esquemática em escala logarítmica da relação entre a taxa de propagação da trinca de fadiga (*da/dN*) e amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK). 19
Figura 6. Efeito da razão de tensão na taxa de crescimento da trinca de fadiga. 21
Figura 7. Curvas *da/dN vs.* ΔK das três regiões da junta soldada longitudinal do aço API X-70 para R=0,1 e 0,5 [38]. 22
Figura 8. Curvas *da/dN vs.* ΔK do metal de base da junta soldada circunferencial do aço API X-70 para R=0,3, 0,5 e 0,7 [39]. 23
Figura 9. Curvas *da/dN vs.* ΔK das três regiões da junta soldada circunferencial do aço API X-70 para R=0,1 e 0,5 [32]. 23
Figura 10. As três zonas de uma junta soldada. 26
Figura 11. Chanfro em "meio V" utilizado no procedimento de soldagem adotado. 29
Figura 12. Ilustração do perfil de solda adotado no procedimento de soldagem do tubo API X-80. 30
Figura 13. Seção da junta soldada em estudo ilustrando o procedimento de soldagem final (escala em mm). 30
Figura 14. Dimensões dos corpos-de-prova cilíndricos utilizados nos ensaios de tração. 33
Figura 15. Dimensões dos corpos-de-prova para os ensaios de fadiga. 34
Figura 16. Detalhe das dimensões do entalhe e pré-trinca para o corpo-de-prova de fadiga, segundo a norma ISO 12108. 35
Figura 17. Esquematização da retirada dos corpos-de-prova para os testes de fadiga: (A) metal de solda e (B) ZTA. Fora de escala. 35
Figura 18. Posicionamento do entalhe nos corpos-de-prova de fadiga: (A) metal de solda e (B) ZTA. Escalas em mm. 36

Figura 19. Ajuste polinomial obtido para a função de flexibilidade (μ) em função de *a/W*. 38
Figura 20. (A) Adaptação de *knife edges* no corpo-de-prova de fadiga. (B) Fixação do *clip gauge*. 39
Figura 21. Defeito planar circunferencial considerado na simulação do *reeling* nas posições 12h e 6h. 42
Figura 22. Esquematização da metodologia empregada para a simulação do processo *reeling* considerando um defeito na posição 12h. 43
Figura 23. (A) Dispositivo utilizado nos ensaios de flexão. (B) Montagem do dispositivo no corpo-de-prova. 43
Figura 24. Regiões da junta soldada próximas aos passes de raiz e enchimento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm). 45
Figura 25. Regiões da junta soldada próximas ao passe de raiz da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm). 46
Figura 26. Regiões da junta soldada próximas ao passe de raiz da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm). 46
Figura 27. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm). 47
Figura 28. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm)..... 47
Figura 29. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm)..... 48
Figura 30. Regiões da junta soldada próximas ao passe de acabamento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm). 48
Figura 31. Região da junta soldada próxima ao passe de acabamento identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm). 49
Figura 32. Região da junta soldada próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica. 49
Figura 33. Região da interface entre a ZTA de grãos finos e metal de base próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica. 50
Figura 34. Região da solda próxima ao final do passe de reforço de raiz e o primeiro passe de enchimento ilustrando a região da ZTA (obtida por microscopia ótica)... 50
Figura 35. Região da solda próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia ótica. 51

Figura 36. Região da solda ilustrando dois passes de acabamento e a região de granulação grosseira da ZTA, obtida por microscopia ótica.....51
Figura 37. Região da solda referente ao passe de acabamento ilustrando a região da ZTA de grãos grosseiros (obtida por microscopia ótica). 52
Figura 38. Microestrutura do metal de base do aço API X-80 em estudo, obtida por microscopia ótica. 53
Figura 39. Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.....54
Figura 40. Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.....54
Figura 41. Microestrutura do metal de solda no passe de acabamento.....55
Figura 42. Microestrutura da ZTA da região de grãos finos próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica. 55
Figura 43. Microestrutura da ZTA no passe de enchimento. 56
Figura 44. Microestrutura da ZTA na região de grãos grosseiros.....56
Figura 45. Microestrutura da ZTA no passe de acabamento.....57
Figura 46. Curvas de tração da região do metal de base de corpos-de-prova retirados longitudinalmente à direção da solda. 58
Figura 47. Curvas de tração da região do metal de base de corpos-de-prova retirados transversalmente à direção da solda. 58
Figura 48. Curvas de tração da região do metal de solda de corpos-de-prova retirados na direção da solda.....59
Figura 49. Curvas de tração da região do metal de solda de corpos-de-prova retirados transversalmente à direção da solda. 59
Figura 50. Curvas de tração da região da ZTA de corpos-de-prova retirados longitudinalmente à direção da solda. 60
Figura 51. Microdureza Vickers das regiões da junta soldada em estudo: (A) metal de base e metal de solda e (B) ZTA, onde (r) é o passe de raiz, (e) é o passe de enchimento, (a) é o passe de acabamento, GF é a região de grãos refinados e GG é a região de grãos grosseiros. 61
Figura 52. Curvas *a vs N* do metal de base submetido a *R*=0,1 e 0,4. 62
Figura 53. Curvas *a* vs *N* do metal de solda submetido a *R*=0,1 e 0,4 (sem simulação do *reeling*).....63
Figura 54. Curvas *a vs N* da ZTA submetida a *R*=0,1 e 0,4 (sem simulação do *reeling*). 63
Figura 55. Curvas *da/dN vs. ΔK* do metal de base submetido à *R* =0,1 e 0,4. 64

Figura 56. Curvas *da/dN* vs. *ΔK* do metal de solda submetido à *R* =0,1 e 0,4 (material como soldado).....64
Figura 57. Curvas *da/dN* vs. *ΔK* da ZTA submetida à *R* =0,1 e 0,4 (material como soldado).....65
Figura 58. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base (*R*=0,1): (A) próximo ao início do ensaio (*a*=4mm), (B) em torno de *a*=5mm e (D) 6,5mm de comprimento de trinca. Em (C) nota-se a presença de ramificação da trinca em torno de *a*=5mm.....68
Figura 59. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base (*R*=0,4): (A) próximo ao início do ensaio (*a*=4mm), (B) em torno de *a*=6,5mm e (C) 7mm de comprimento de trinca. Em (D) nota-se a presença de ramificações da trinca próximo ao final do ensaio (aproximadamente *a*=8mm). ...68
Figura 60. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de solda (*R*=0,1): (A) próximo ao início do ensaio (*a*=4mm), (B) em torno de *a*=6,5mm e (C) próximo ao final do ensaio em torno de *a*=8mm. Em (C) e (D) notam-se a presença de ramificações da trinca em aproximadamente *a*=6,5mm....69
Figura 61. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de solda (*R*=0,4): (A) próximo ao início do ensaio (*a*=4mm), (B) em torno de *a*=5,5mm, (C) em torno de *a*=6,0mm e (D) próximo ao final do ensaio em torno de *a*=8,0mm.....69
Figura 62. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA (*R*=0,1): (A) próximo ao início do ensaio (*a*=4mm), (B) em torno de *a*=5,0mm, (C) em torno de *a*=6,5mm e (D) próximo ao final do ensaio em torno de *a*=8,0mm (a ramificação da trinca pode ser observada). 70
Figura 63. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA (*R*=0,4): (A) próximo ao início do ensaio (*a*=4mm), (C) em torno de *a*=5,0mm e (D) próximo ao final do ensaio em torno de *a*=7,5mm. Em (B) observa-se a ramificação da trinca em aproximadamente 4,0mm de comprimento de trinca. 70
Figura 64. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a *R*=0,4 (*a*=3,9mm e *J*=11 kJ/m^2).....73
Figura 65. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região do metal de solda submetido à simulação do *reeling* a *R*=0,1 (*a*=3,7mm e *J*=13 kJ/m^2). 73

Figura 66. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a R=0,1 (a=4,6mm e J=68 kJ/m^2).....74
Figura 67. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=3,6mm e J=32 kJ/m^2).....74
Figura 68. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região do metal de solda submetido à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=3,8mm e J=174 kJ/m^2). 75
Figura 69. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação das etapas do *reeling* a R=0,4 (a=3,4mm e J=176 kJ/m^2). 75
Figura 70. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região do metal de solda submetido à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=4,2mm e J=1570 kJ/m^2). 76
Figura 71. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=4,4mm e J=458 kJ/m^2).....76
Figura 72. Análise fractográfica por MEV dos materiais submetidos à simulação do *reeling* para valores de J baixos e elevados: (A) metal de solda (J=13 kJ/m^2) com aumento de 1300x, (B) metal de solda (J=1570 kJ/m^2) com aumento de 180x, (C) ZTA (J=11 kJ/m^2) com aumento de 750x e (D) ZTA (J=458 kJ/m^2) com aumento de 100x. Direção de propagação em (A) e (C) de cima para baixo e em (B) e (D) da esquerda para a direita. As setas em amarelo indicam aproximadamente a área afetada pela simulação.....79
Figura 73. Análise fractográfica por MEV dos materiais submetidos à simulação do *reeling* na condição menos severa que a real mediante aplicação de baixos valores de J: (A) ZTA (J=11 kJ/m^2) e (B) metal de solda (J=13 kJ/m^2). Valores de J abaixo da condição real a que um *riser* é submetido durante operação (J=175 kJ/m^2) segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Direção de propagação de cima para baixo. As setas amarelas indicam aproximadamente a área afetada pela simulação.....80
Figura 74. Análise fractográfica por MEV da ZTA submetida à simulação do *reeling* na condição menos severa que a real: (A) e (B) J=32 kJ/m^2 e (C) e (D) J=68 kJ/m^2. Valores de J abaixo da condição real a que um *riser* é submetido durante operação

(*J*=175kJ/m^2) segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Direção de propagação de cima para baixo. As setas amarelas indicam aproximadamente a área afetada pela simulação. 81

Figura 75. Análise fractográfica por MEV da ZTA submetida à simulação das etapas do *reeling* (*J*=176 kJ/m^2). Valor de *J* correspondente ao carregamento a que um *riser* é submetido durante operação (*J*=175 kJ/m^2) segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Aumentos de: (A) 100x, (B) 270x e (C) 1000x. Direção de propagação da esquerda para a direita. As setas amarelas indicam aproximadamente a área afetada pela simulação. 82

Figura 76. Análise fractográfica por MEV do metal de solda submetido à simulação das etapas do *reeling* (*J*=174kJ/m^2). Valor de *J* correspondente a que um *riser* é submetido durante operação segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Aumentos de: (A) 500x, (B) e (C) 2500x. Direção de propagação da esquerda para a direita. A seta amarela indica aproximadamente a área afetada pela simulação. 83

Figura 77. Análise fractográfica por MEV dos materiais submetidos à simulação das etapas do *reeling* para valores de *J* elevados: (A) e (B) metal de solda (*J*=1570kJ/m^2), (C) e (D) ZTA (*J*=458kJ/m^2). Direção de propagação da esquerda para a direita. 84

Figura 78. Relação entre comprimento de trinca e magnitude de *J* para a faixa de carregamento compreendida entre 20 e 40kN (geometria e dimensões de corpos-de-prova adotados) segundo a metodologia EPRI [59]. A região que corresponde à simulação do processo *reeling* conforme RUGGIERI e DONATO [58] é indicada pela seta (*a*=3,5mm e *J*=175 kJ/m^2). 86

Figura 79. Relação entre carga e *J* para a faixa de comprimentos de trinca compreendida entre 3 e 5mm referentes a geometria e dimensões de corpos-de-prova adotados segundo a metodologia EPRI [59]. A região que corresponde à simulação do processo *reeling* conforme RUGGIERI e DONATO [58] é indicada pela seta (*a*=3,5mm e *J*=175 kJ/m^2). Região da ZTA. 88

Figura 80. Relação entre carga e *J* para a faixa de comprimentos de trinca compreendida entre 3 e 5mm referentes a geometria e dimensões de corpos-de-prova adotados segundo a metodologia EPRI [59]. A região que corresponde à simulação do processo *reeling* conforme RUGGIERI e DONATO [58] é indicada pela seta (*a*=3,5mm e *J*=175 kJ/m^2). Região do metal de solda. 89

Figura 81. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP3) submetido à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 151kJ/m^2).....91
Figura 82. Curvas *a* vs *N* (A) e *da/dN* vs. *ΔK* (B) do metal de solda (CP5) submetido à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).....91
Figura 83. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP7) submetido à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).....91
Figura 84. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP2) submetida à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 176kJ/m^2).....92
Figura 85. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP5) submetida à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).....92
Figura 86. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP6) submetida à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).....92
Figura 87. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ nas regiões do metal de solda e ZTA correspondentes à situação real de um *riser* durante o *reeling* (Valores de *J* próximos de 175kJ/m^2).....95
Figura 88. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP1) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 270 kJ/m^2).....97
Figura 89. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP2) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 580 kJ/m^2).....97
Figura 90. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP3) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 315 kJ/m^2).....97
Figura 91. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP4) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 508 kJ/m^2).....98
Figura 92. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP2) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 361kJ/m^2).....98
Figura 93. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP3) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 322 kJ/m^2).....98
Figura 94. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP4) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 236 kJ/m^2).....99

Figura 95. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP1) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 458 kJ/m^2).....99

Figura 96. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP3) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 236 kJ/m^2).....99

Figura 97. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ nas regiões do metal de solda e ZTA correspondentes à situação mais severa que real. Os resultados referentes à situação real do *reeling* (*J*=175kJ/m^2) também são apresentados. (1) e (2) referem-se aos corpos-de-prova submetidos à condição severa, mas considerados como próximos da condição real do *reeling*. 103

Figura 98. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP1) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 58 kJ/m^2).... 105

Figura 99. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP5) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 53kJ/m^2)..... 105

Figura 100. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP6) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 68kJ/m^2)..... 105

Figura 101. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP7) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 40kJ/m^2)..... 106

Figura 102. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP9) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 33kJ/m^2)..... 106

Figura 103. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ na região da ZTA numa condição menos severa que o *reeling*..... 107

Figura 104. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP7) submetido à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 13 kJ/m^2)..... 109

Figura 105. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP8) submetido à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 12 kJ/m^2)..... 109

Figura 106. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda ZTA (CP9) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 13 kJ/m^2). 109

Figura 107. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP9) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,1 (*J* aplicado de 11 kJ/m^2).... 110

Figura 108. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP10) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 11 kJ/m^2)..... 110

Figura 109. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP11) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para *R*=0,4 (*J* aplicado de 11 kJ/m^2)..... 110

Figura 110. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ nas regiões do metal de solda e ZTA numa situação menos severa a que um *riser* é submetido durante o *reeling*. *O ponto referente à (▲) é sobreposto por (Δ). 111

Figura 111. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação real do *reeling* (*J*=175 kJ/m^2). 118

Figura 112. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação real do *reeling* (*J*=175 kJ/m^2).. 118

Figura 113. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,1 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*. 122

Figura 114. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*. 122

Figura 115. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a *R*=0,1 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*. 124

Figura 116. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*. 125

Figura 117. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,1 no material como soldado em relação à situação de severidade baixa comparada ao *reeling*. 127

Figura 118. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação de severidade baixa comparada ao *reeling*. 127

Figura 119. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,1 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*. 129

Figura 120. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*. 130

Figura 121. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a *R*=0,1 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*. 130

Figura 122. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a R=0,4 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*. 131
Figura 123. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ em função de J aplicado nas regiões do metal de solda e ZTA correspondentes a todas as situações analisadas..... 134
Figura 124. Curvas a vs N de corpos-de-prova submetidos à simulação do *reeling* (J aplicado de 175 kJ/m^2) considerando um defeito na posição 6h. 136

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Propriedades de tração para as especificações PSL1 e PSL2 de acordo com a norma API 5L [17].....8

Tabela 2. Comparação entre *risers* rígidos e flexíveis [20].....9

Tabela 3. Composição química do metal de base (MB) fornecida pelo CENPES/PETROBRAS e metal de solda (MS) obtidos por análise química da junta soldada circunferencial do aço API X-80 em estudo (% em peso).....29

Tabela 4. Parâmetros de soldagem empregados na união dos tubos. 30

Tabela 5. Simbologia adotada para a identificação microestrutural da junta soldada circunferencial do aço API X80 estudado.....53

Tabela 6. Propriedades mecânicas da junta soldada do aço API X-80 estudada. 60

Tabela 7. Valores dos parâmetros da equação de Ramberg-Osgood da junta soldada do aço API X-80 estudada.....60

Tabela 8. Tamanho máximo de trinca e respectivo valor de ΔK que resulta em dados válidos segundo a norma ISO 12108 para os ensaios realizados a R = 0,4.....66

Tabela 9. Variação de J (kJ/m^2) em relação ao carregamento e comprimento de trinca para a região da ZTA segundo o procedimento EPRI [59]. 85

Tabela 10. Variação de J (kJ/m^2) em relação ao carregamento e comprimento de trinca para a região do metal de solda segundo o procedimento EPRI [59].....86

Tabela 11. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 na faixa de ΔK ensaiada na situação real do *reeling*..... 119

Tabela 12. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,4 nas faixas de ΔK na situação real do *reeling*..... 121

Tabela 13. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 dentro das faixas de ΔK ensaiadas na situação mais severa que o *reeling*..... 123

Tabela 14. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação mais severa que o *reeling*..... 125

Tabela 15. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de severidade baixa. 128

Tabela 16. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiadas na situação de severidade baixa..... 128

Tabela 17. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*..... 132
Tabela 18. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*..... 132
Tabela 19. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*..... 132
Tabela 20. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,4 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*..... 133

1. INTRODUÇÃO

A grave crise do Petróleo ocorrida no Brasil na década de 70 foi um período importante no país visto que impulsionou a exploração de petróleo em áreas então consideradas antieconômicas, como as bacias submersas. Para atender a demanda de petróleo ocorrida com o passar dos anos, houve a necessidade de encontrar novos campos petrolíferos em águas mais profundas e, consequentemente, o desenvolvimento de meios para a explotação desse petróleo.

A utilização de *risers* rígidos permite a exploração de petróleo em lâminas de águas profundas. A instalação desses *risers* pelo método *reel-lay* tem demonstrado ser de grande eficiência no quesito tempo, além de ter a melhor relação custo-benefício. Esse método envolve o enrolamento dos tubos em um carretel montado numa embarcação de lançamento especial.

Durante o lançamento pelo método *reel-lay*, o tubo é submetido a processos de desenrolamento e retificação que induzem o material a se deformar plasticamente. Além disso, ovalizações e tensões residuais podem alterar as propriedades mecânicas e geométricas do tubo, fazendo com que haja a criação ou crescimento de defeitos nas juntas soldadas circunferenciais. Todos esses efeitos têm grande influência no desempenho em fadiga dos *risers*.

A tecnologia de exploração de petróleo tem exigido a busca de materiais para tubulações que apresentem propriedades mecânicas apropriadas. Além da elevada resistência mecânica, os aços de *risers* (bem como suas juntas soldadas) para águas profundas devem apresentar alguns requisitos, tais como tenacidade elevada, resistência ao colapso, elevada soldabilidade, resistência ao meio ambiente e resistência à fadiga, entre outros. Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) como os aços API são aços com baixo teor de carbono, desenvolvidos com a adição de pequenos teores de elementos de liga, principalmente nióbio, vanádio e molibdênio e têm sido bastante utilizados na fabricação de *risers,* uma vez que os requisitos citados anteriormente são plenamente alcançados com a adição dos mesmos.

Dessa maneira, o objetivo principal do presente trabalho é avaliar a influência do método *reel-lay* de lançamento de *risers* rígidos na propagação de trincas de fadiga no estágio pós-*reeling* (curvas da/dN *vs.* ΔK) nas regiões do metal de solda e ZTA da junta soldada de um aço API X-80, considerando defeitos planares circunferenciais nas posições 6 e 12h pré-existentes nessas regiões. Os ciclos de tensões e deformações

decorrentes das quatro etapas do processo real de lançamento dos *risers* (enrolamento, desenrolamento, alinhamento e retificação) serão simulados em corpos-de-prova normatizados, levando em consideração as condições fracto-mecânicas que ocorrem na ponta desses defeitos. Para isso, conceitos da mecânica da fratura elastoplástica (*J*) serão adotados.

Os ciclos de carregamento envolvidos no método *reel-lay* de lançamento serão simulados em situações que correspondem às condições reais a que um *riser* é submetido durante operação. Além disso, situações que não correspondem às condições reais de lançamento do mesmo, ou seja, ciclos de tensão e deformação mais baixos e mais elevados que a realidade serão avaliados. A partir daí, o comportamento em fadiga nessas situações será comparado. Os resultados serão complementados por análises fractográficas por microscopia estereoscópica e MEV. Concomitantemente, a influência da razão de tensões, *R*, na taxa de propagação da trinca de fadiga nas condições de simulação do processo *reel-lay* e no material como soldado será avaliada.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Breve histórico da exploração de petróleo no Brasil

Um dos primeiros indícios da extração do petróleo no Brasil data de 1864 nas comarcas de Caramuru e Ilhéus, situadas no estado da Bahia, com o objetivo de fabricar óleo, gás de iluminação e lubrificantes [1]. No entanto, considera-se que o primeiro poço de petróleo no país foi descoberto no final do século XIX no estado de São Paulo, com a extração de dois barris de petróleo [2]. Em contrapartida, nesse período, o petróleo já era extraído dos subsolos de cerca de dez países e o Brasil ainda era considerado um mercado em expansão [1].

A industrialização do petróleo em nosso país em relação a outras nações teve seu início mais tardiamente, por volta da década de 40, onde efetivamente foram iniciados os processos de exploração e produção (até então, o petróleo unicamente era importado). A partir da descoberta do poço petrolífero em Lobato (situado no Recôncavo Baiano) pelo DNPM (Departamento Nacional de Produção Mineral), órgão do governo federal criado em 1933, e de novas pesquisas e perfurações nesse local, o Brasil passa a produzir petróleo no ano de 1941 [3].

Com a descoberta e produção do poço petrolífero em Lobato, o ex-presidente Getúlio Vargas cria o Conselho Nacional de Petróleo (CNP) para estruturar e regularizar o processo de exploração de jazidas, bem como a importação, exploração e comércio do petróleo [1] [2], além de outras atribuições [1]. Mais tarde, na década de 50, é instituída a Petrobras com o objetivo de executar as atividades petrolíferas no Brasil em nome da União [4].

Hoje em dia, o Brasil é um dos principais países do mundo no setor de tecnologia de exploração. Somado a isso, com a entrada de operação da plataforma P-50 em 2006, o Brasil tornou-se auto-suficiente em petróleo, deixando de ser dependente da importação deste produto. Assim, futuramente, novas tecnologias serão desenvolvidas bem como a descoberta de novas reservas para que se possa atingir a sustentabilidade do produto [5].

2.2. A exploração de petróleo no Brasil em águas profundas

A grave crise do Petróleo ocorrida no Brasil na década de 70 foi um período importante no país visto que impulsionou a exploração de petróleo em áreas consideradas antieconomicas, como as bacias submersas [3]. No entanto, o início da exploração *offshore* ocorreu no ano de 1968 no campo de Guaricema na Bacia de Sergipe, em lâmina d'água de aproximadamente 30m [6].

Para se atender a demanda de petróleo ocorrida com o passar dos anos, houve a necessidade de encontrar novos campos petrolíferos em águas mais profundas e consequentemente o desenvolvimento de meios para a explotação desse petróleo [7]. De acordo com a Petrobras, a empresa possui cerca de 65% da área de exploração *offshore* em lâminas de água superiores a 400m de profundidade, aumentando cada vez mais suas atividades em águas mais profundas [8].

Para a explotação de petróleo em lâminas de água profundas, alguns tipos de plataforma são bastante utilizadas. Abaixo são citadas algumas dessas plataformas e uma pequena descrição das mesmas [9].

a) *Plataformas fixas* – são constituídas de estruturas modulares de aço e instaladas no local de operação. São utilizadas em lâminas de água de baixas e médias profundidades de até 200m. Resistem aos esforços ambientais;
b) *Plataformas semi-submersíveis* – são apoiadas em flutuadores submersos. A unidade flutuante sofre movimentações provocadas por ondas, ventos e correntes que podem danificar os equipamentos a serem descidos pelo poço;
c) *Plataformas de pernas atirantadas (Tension-Leg Plataform – TLP)* – são unidades flutuantes utilizadas para a produção do petróleo, de estrutura semelhante às semi-submersíveis. No entanto, as TLP's podem ser apoiadas por tendões externos ou por tendões fixos ao fundo do mar por estacas;
d) *Plataformas tipo FPSO (Floating, Production, Storage and Offloading)* – navios que apresentam a capacidade de processar, armazenar prover a transferência do petróleo e/ou gás natural. Permite realizar o escoamento da produção para um outro navio aliviador.

A Figura 1 apresenta a evolução do alcance da lâmina d'água de exploração do petróleo atingida pela Petrobras durante os anos, enquanto a Figura 2 mostra em gráficos a produção nacional de barris de petróleo retirados do mar a partir do ano 2000

até o mês de março de 2009. A Figura 2 também apresenta os dados da produção de barris de petróleo produzidos no estado do Rio de Janeiro para comparação.

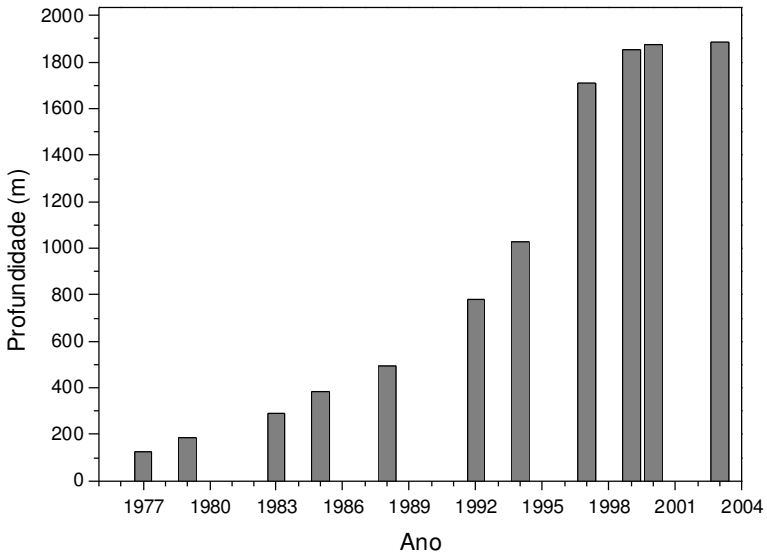


Figura 1. Evolução da exploração de petróleo em águas profundas [8].

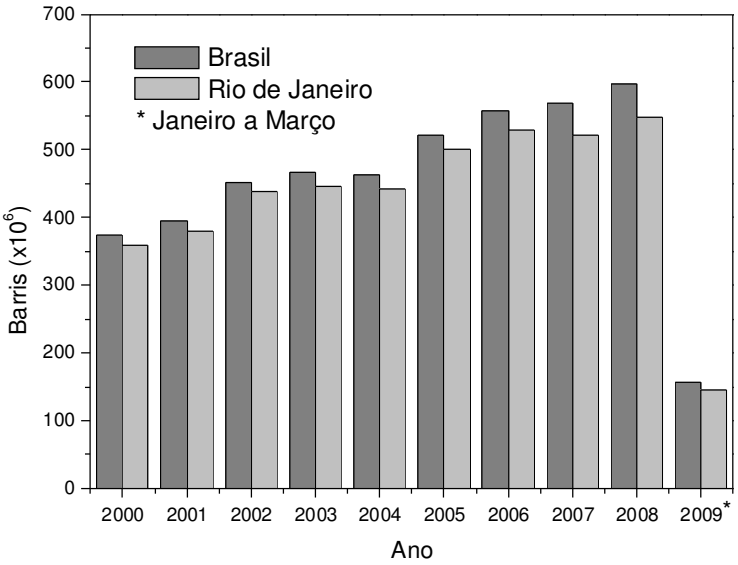


Figura 2. Produção nacional de barris de petróleo retirados do mar no Brasil e no estado do Rio de Janeiro a partir do ano 2000 [10].

A partir dos dados referentes à Figura 2, pode-se perceber que o estado do Rio de Janeiro tem uma grande participação na produção nacional de petróleo, a qual se deve principalmente à bacia de Campos.

Um dos grandes fatores responsáveis pelo desenvolvimento da indústria petrolífera nacional foi a descoberta da bacia de Campos, pois possibilitou o desenvolvimento pela Petrobras de uma alta tecnologia de produção em águas profundas. O primeiro campo da bacia de Campos a ser descoberto foi o de Garoupa. Posteriormente, foram descobertos os campos de Bicudo, Badejo, Namorado, Pargo, Marlim e Marlim Sul, entre outros, não necessariamente nessa ordem [11].

A grande parcela do estado do Rio de Janeiro na produção de petróleo no país é inegável, vide Figura 2. Segundo a Petrobras, em 2002 foi produzido 1,5 milhão de barris por dia, cerca de 85% na necessidade do mercado brasileiro [12]. Em 2005, a produção média nacional de petróleo cresceu em relação ao ano de 2004 cerca de 13%, chegando a 1,684 milhão de barris por dia, devido contribuição dos campos da bacia de Campos de Marlim Sul, Barracuda (plataforma P-43) e Caratinga (plataforma P-48) [13].

2.3. Aços para tubulações

A utilização de dutos de aço de alta resistência com tenacidade elevada e geometria otimizada como componentes estruturais tem aumentado significativamente, principalmente no caso de aplicações *offshore* em águas profundas, onde se busca a redução de custos e o aumento da pressão de operação [14]. O desejo de se aumentar a pressão de operação do duto levou ao aumento da demanda para a obtenção de dutos de aço de grande diâmetro [15] .

De acordo com HILLENBRAND *et al.* [15], o uso de aços para dutos com elevada resistência mecânica é importante, pois há redução dos custos dos materiais. BAI *et al.* [14] citam que um estudo detalhado sobre a construção do gasoduto Britannia revelou que o aumento da classe do aço API de grau X-65 para X-70 poderia resultar numa redução de custos em torno de US$ 3,5 milhões. De acordo com os autores, o aumento do grau do material e da resistência do duto é benéfico para o lançamento de dutos em águas profundas. O aumento da resistência deve ser acompanhado pelo aumento da tenacidade, como deve acontecer também com as juntas soldadas. Assim,

com o acréscimo da resistência do duto, a região do metal de solda deve ter sua resistência mecânica aumentada, pois é necessário garantir o *overmatching* da solda

Além da elevada resistência mecânica, os aços de *risers* (bem como suas juntas soldadas) para águas profundas devem possuir alguns requisitos, tais como tenacidade elevada, resistência ao colapso, elevada soldabilidade, resistência ao meio ambiente e resistência à fadiga, entre outros. Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são aços com baixo teor de carbono, desenvolvidos com a adição de pequenos teores de elementos de liga, principalmente nióbio, vanádio e molibdênio e têm sido bastante utilizados na fabricação de *risers* uma vez que os requisitos citados anteriormente são plenamente alcançados.

A laminação controlada, seguida por resfriamento controlado, é o processo utilizado na fabricação dos aços ARBL e tem como objetivo básico deformar os grãos de austenita para a obtenção de uma microestrutura de granulometria fina durante o resfriamento resultando, concomitantemente, num aumento da resistência e da tenacidade. É um processo onde diversos estágios da laminação tem temperatura controlada, quantidade de redução de espessura pré-determinada em cada passe e a temperatura de acabamento precisamente definida.

Os elementos de liga adicionados durante esse processo são solubilizados, atuando como fixadores do contorno de grão austenítico, impedindo o crescimento dos grãos da austenita como consequência da formação de carbonitretos, promovendo o endurecimento por precipitação. ZHAO *et al.* [16] observaram o endurecimento por precipitação de um aço para dutos, onde a presença de carbonitretos de nióbio e vanádio, dispersos na matriz ferrítica, promoveu um aumento da densidade de discordâncias, devido ao bloqueio de seu movimento, resultando no aumento da resistência mecânica do aço.

2.3.1. Aços API 5L

A norma API 5L *(American Petroleum Institute)* estabelece padrões para a utilização de dutos empregados nas indústrias de petróleo. Basicamente, essa norma classifica os aços em função de sua composição química e resistência mecânica e estabelece requisitos para dois níveis de especificação de produtos conhecidos por PSL1 e PSL2, os quais definem diferentes níveis de requisitos técnicos. A especificação

PSL2, por exemplo, tem requisitos obrigatórios de carbono equivalente, limites de escoamento e resistência máximos e Charpy. Dentre os graus cobertos pela norma API 5L podem ser citados: A25, A, B, X42, X46, X52, X56, X60, X65, X70 e X80. De acordo com a norma, nos graus A e B não são especificados o limite de resistência mínimo requerido e os dois algarismos seguintes às letras A ou X referem-se ao limite de escoamento mínimo em *ksi*. A Tabela 1 apresenta as propriedades de tração requeridas para as especificações PSL1 e PSL2 em alguns graus de aços API 5L [17].

Tabela 1. Propriedades de tração para as especificações PSL1 e PSL2 de acordo com a norma API 5L [17].

	Limite de escoamento mín. MPa (ksi)		Limite de escoamento máx. MPa (ksi)		Limite de resistência mín. MPa (ksi)		Limite de resistência máx. MPa (ksi)	
GRAUS	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2	PSL1	PSL2
X42	290 (42)	290 (42)	-	496 (72)	414 (60)	414 (60)	-	758 (110)
X46	317 (46)	317 (46)	-	524 (76)	434 (63)	434 (63)	-	758 (110)
X52	359 (52)	359 (52)	-	531 (77)	455 (66)	455 (66)	-	758 (110)
X56	386 (56)	386 (56)	-	544 (79)	490 (71)	490 (71)	-	758 (110)
X60	414 (60)	414 (60)	-	565 (82)	517 (75)	517 (75)	-	758 (110)
X65	448 (65)	448 (65)	-	600 (87)	531 (77)	531 (77)	-	758 (110)
X70	483 (70)	483 (70)	-	621 (90)	565 (82)	565 (82)	-	758 (110)
X80	-	552 (80)	-	690 (100)	-	621 (90)	-	827 (120)

2.4. *Risers*

Denomina-se *riser* a linha de duto de escoamento existente entre a unidade de processamento operante e o poço de exploração localizado no fundo do mar.

Dependendo do tipo de material utilizado na sua fabricação, os *risers* podem ser classificados como rígidos, flexíveis ou híbridos (constituídos de *risers* rígidos e flexíveis). Os *risers* rígidos são dutos constituídos de aço ou titânio (mais dispendioso), enquanto os *risers* flexíveis são constituídos por várias camadas intercaladas de diferentes materiais, cada uma com funções específicas.

Os *risers* quanto à configuração geométrica são classificados como verticais ou aços em catenária *(steel catenary risers – SCR)*. ÁVILA [7] faz uma breve introdução sobre os *risers* verticais e os de aço em catenária. A autora menciona que no primeiro

caso, os materiais são tracionados no topo para que a flambagem da linha seja evitada. Já no caso dos *risers* em catenária, estes podem ser em catenária livre ou complexa. Segundo a autora, os *risers* em catenária livre tem uma geometria de catenária cuja região do topo permanece em tração constante e, suas extremidades, não necessariamente, devem apresentar mesmo alinhamento vertical, enquanto os *risers* em catenária complexa possuem geometria de catenária dupla, a partir de configurações derivadas da catenária livre, tais como *lazy-wave, lazy-S, step-wave e step-S*.

De acordo com a Petrobras [18], o sistema de *risers* de aço em catenária estabeleceu um novo caminho na questão do desenvolvimento de campos de produção em águas profundas no país, o qual vai além do alcance da tecnologia tradicional de produção em comparação aos *risers* flexíveis.

Segundo DE MARCO FILHO [19], existe uma clara definição sobre quando devem ser utilizados *risers* rígidos ou flexíveis. O autor menciona que os *risers* flexíveis apresentam limitações de utilização em grandes profundidades e menor resistência à pressão interna. Entretanto, esses materiais apresentam pontos favoráveis tais como flexibilidade (proporcionando melhor resistência à fadiga) e facilidade de lançamento e instalação. Uma breve comparação entre os *risers* rígidos e flexíveis é apresentada na Tabela 2.

Tabela 2. Comparação entre *risers* rígidos e flexíveis [20].

PARÂMETROS	*RISER* RÍGIDO	*RISER* FLEXÍVEL
Flexibilidade	Limitada	Excelente
Profundidade	Águas profundas e ultraprofundas	Pequenos diâmetros internos para águas profundas
Pressão interna	Grandes pressões com grandes diâmetros	Limitações em grande diâmetros
Tempo de fabricação	Baixo	Alto
Projeto de seção	Construção simples	Construção complexa
Severidade do meio	Limitadas aplicações em ambientes hostis	Adequado em ambientes hostis

2.4.1. Método *reel- lay* de instalação de *risers* rígidos

Os principais métodos de instalação de *risers* rígidos em catenária são denominados de *S-Lay*, *J-Lay* e o *Reel-Lay*. Nos dois primeiros métodos, que se diferem

apenas na forma de lançamento, o processo de soldagem e posterior inspeção são realizados a bordo das embarcações [19].

No método *reel-lay*, o tubo soldado em terra ou mar é dobrado num carretel circular de grande diâmetro que, após desdobramento, é lançado de forma tensionada ao mar [18]. De acordo com a Petrobras [18], o método *reel-lay* de instalação, em relação aos outros dois métodos, é aquele mais eficiente no quesito tempo, além de ter a melhor relação custo-benefício. Uma ilustração das etapas do método *reel-lay* de instalação é apresentado na Figura 3, enquanto a representação das tensões e deformações da tubulação às 6h e 12h (fibra mais externa do tubo) envolvidas do processo pode ser observada na Figura 4.

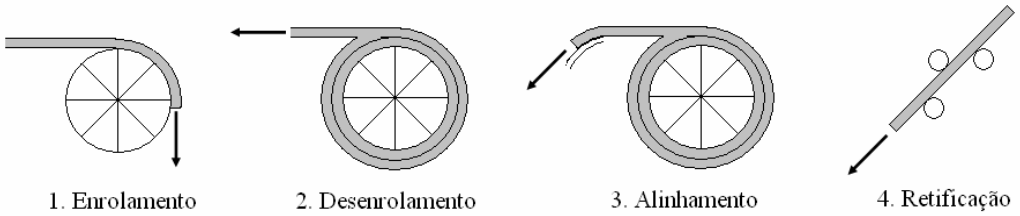
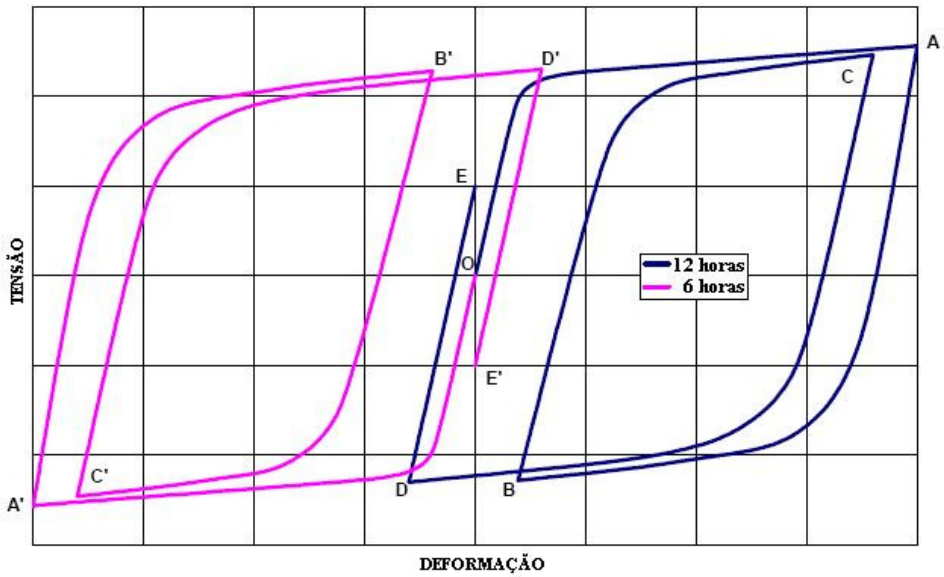


Figura 3. Etapas do método *reel-lay* de instalação de *risers*.



O – A, A':	*Reeling*
A, A' – B, B':	Desenrolamento
B, B' – C, C':	Alinhamento
C, C' – D, D' – E, E':	Retificação

Figura 4. Representação das tensões e deformações envolvidas durante o *reeling* nas posições 12h e 6h do tubo (adaptado de [21]).

Durante a instalação de *risers* no método *reel-lay*, o duto a ser lançado ao mar é submetido a enrolamento, desenrolamento, alinhamento e retificação, inerentes ao processo, que induzem o material a se deformar plasticamente além de promover ovalizações, tensões e deformações residuais. Quando o *riser* é desenrolado e retificado há ocorrência de deformação plástica reversa [22]. Esses efeitos podem alterar as propriedades mecânicas dos *risers* e influenciar no desempenho em fadiga dos mesmos. Dessa maneira, na análise da integridade estrutural dos *risers* durante operação, deve-se considerar o método pelo qual esse material foi instalado e, principalmente, o efeito deste nas propriedades mecânicas dos materiais e defeitos pré-existentes [23]. Em virtude do processo de enrolamento e retificação existente no método *reel-lay*, o carregamento monotônico aplicado poderá ser responsável pelo aumento das dimensões de defeitos pré-existentes nas soldas circunferenciais dos *risers* [24]. OLSØ *et al.* [25] avaliaram, a partir de diferentes tamanhos de defeitos, a integridade das regiões do metal de solda e da zona termicamente afetada de dutos submetidos ao processo *reeling* assumindo que esse processo é responsável pela ocorrência de 1mm de crescimento estável da trinca durante a instalação do duto.

HOWELLS [26] avaliou os pontos críticos dos *risers* em catenária considerando os carregamentos cíclicos que os mesmos são submetidos durante operação. Nesse estudo, o autor salientou que cálculos das tensões aplicadas à plataforma e resistência à fadiga devido à ondas e vibrações induzidas por vórtices são imprescindíveis para garantir a integridade estrutural das linhas.

TEN HORN e BAKER [22] mencionam que o processo de *reeling* em dutos de aço influencia propriedades como limite de escoamento, tenacidade à fratura e temperatura de transição dúctil-frágil. AGUIAR e ESTEFEN [27] investigaram, por análise numérica, a influência das deformações residuais na pressão de colapso de dutos de aço API X-65 de diferentes diâmetros nominais (10, 12 e 14pol) submetidos ao processo de *reeling*. Inicialmente, os autores observaram que na ausência de deformação residual, nos três casos a pressão de colapso decresceu para os dutos submetidos ao processo de *reeling*. Os resultados revelaram ainda que, antes do processo de *reeling*, os dutos sem a presença de deformação residual apresentam maior pressão de colapso que àqueles equivalentes apresentando deformação residual. Nesse mesmo trabalho, os autores constataram que a ovalização promovida pelo processo de *reeling* acarretou o decréscimo da pressão de colapso em torno de 13%, 12% e 41% para os dutos de 10, 12 e 14pol de diâmetro, respectivamente.

ALVES [23] simulou em testes laboratoriais de escala real os processos de dobramento e retificação de dutos com soldas circunferenciais contendo defeitos de falta de fusão e penetração. O material utilizado foi um aço da classe API X-65. Os resultados revelaram um aumento da ovalização após o processo bem como um aumento das dimensões dos defeitos. Nesse mesmo trabalho, foi avaliado o efeito da pré-deformação induzida no material durante o estágio de dobramento na vida em fadiga (curvas *da/dN vs. ΔK*) e tenacidade à fratura (CTOD e integral *J*) a partir de corpos-de-prova retirados da região da solda. Nesse sentido, níveis de pre-deformação de 2,5%, 5,0% e 7,5% juntamente com o "material virgem" foram investigados. Os resultados dos testes revelaram uma diminuição não muito significativa da tenacidade com o aumento do nível de pre-deformação. Maiores taxas de propagação de trinca para os materiais submetidos à pre-deformação em relação ao "material virgem" foram observadas.

TEN HORN [28] investigou o efeito da deformação cíclica nas propriedades de tração e fratura de um aço para dutos sem-costura da classe API X-80 de 405mm de diâmetro e 24mm de espessura. Para esse fim, foram utilizados dois dutos: um duto na condição inicial de não-deformado (*virgin pipe*) e outro submetido ao processo de *reeling* (*reeled pipe*). De acordo com o autor, os corpos-de-prova para o ensaio de tração para o caso do *virgin pipe* foram retirados na direção circunferencial, garantindo que o plano de fratura estivesse na direção axial, ou seja, na direção mais crítica durante a operação do duto. Para o caso do *reeled pipe*, os corpos-de-prova foram retirados da posição 12h que, segundo o autor, é o local das maiores tensões e deformações no processo de *reeling*.

Para estudar a influência do processo *reeling* nas propriedades de fratura, testes Charpy foram realizados. Os testes Charpy foram realizados com o objetivo de verificar a influência do processo de *reeling* na temperatura de transição dúctil-frágil do aço. Nesse caso, os corpos-de-prova foram retirados na direção circunferencial com entalhe na direção da espessura, garantindo a propagação da trinca na direção axial.

Os resultados dos testes de tração obtidos pelo autor revelaram que as maiores diferenças de comportamento entre os dutos ocorreram abaixo de 10% de deformação e que o restante das curvas apresentou diferenças muito pequenas. Os resultados revelaram também que o *reeled pipe* apresentou uma tensão limite de escoamento (567,8MPa) um pouco superior ao *virgin pipe* (552,4MPa). O autor menciona que em ambos os casos houve a presença de um platô de escoamento, que para o caso do *reeled*

pipe não era esperado. O autor acredita que esse comportamento pode ser explicado pelo envelhecimento do aço, uma vez que vários anos se passaram entre o *reeling* do material e os testes de tração, mas não explicou como. Foi observado também que a fratura no *reeled pipe* ocorreu mais cedo em relação ao *virgin pipe.* Para simples comparação, os valores médios de deformação obtidos na fratura para o *reeled pipe* e *virgin pipe* foram de 1,609 e 1,663, respectivamente.

De acordo com os resultados de teste Charpy obtidos por TEN HORN [28], os dois materiais (*virgin pipe* e *reeled pipe*) não apresentaram diferenças significativas quanto à temperatura de transição dúctil-frágil (cerca de -95°C). O autor apresenta dados de testes de CTOD realizados pelo outro autor e os resultados revelam um menor valor de CTOD para o *reeled pipe* (0,131mm) em relação ao *virgin pipe* (0,691mm).

Nesse mesmo trabalho, TEN HORN [28] simulou o processo de reeling em corpos-de-prova submetidos a testes de fadiga de baixo ciclo, ou seja, os processos de enrolamento, desenrolamento, alinhamento e retificação foram substituídos por testes de fadiga de baixo ciclo utilizando carregamentos de tensão-compressão (similares aos valores reais durante o processo). Dessa maneira, os efeitos do carregamento cíclico nas propriedades mecânicas do material foram investigados. Os corpos-de-prova foram retirados da direção circunferencial, como no caso dos ensaios de tração descritos anteriormente, e testados com controle de deslocamento de 0,005mm/s resultando em freqüências entre 0,0068 e 0,0030Hz, equivalentes a faixas de deformação entre 1 e 3,3%, respectivamente. Em todos os casos foram aplicados aproximadamente 20 ciclos de carregamento.

Os testes revelaram que em todos os casos foi observado um platô no escoamento somente no primeiro meio ciclo de carregamento. Concomitantemente o autor observou que após o primeiro meio ciclo de carregamento houve uma redução do valor do escoamento nas duas direções (tração e compressão) e uma transição lenta do comportamento elástico para plástico. Outra característica observada reside no fato de que a tensão máxima alcançada no estágio de compressão para 2,5 e 3,3% é muito próxima e maior em relação ao caso de 1%.

Em relação à 1,0% de deformação os resultados obtidos por TEN HORN [28] revelaram valores de limite de escoamento aproximadamente constantes após o primeiro meio ciclo de carregamento, diferentemente para o caso de 2,5% de deformação que apresentou um gradual decréscimo no limite de escoamento com o aumento do número de ciclos, após o primeiro meio ciclo. Para 3,3% de deformação uma diminuição do

limite de escoamento até aproximadamente 14 ciclos e um acréscimo do limite de escoamento após esse número de ciclos foi observado.

TIVELLI *et al.* [29] mencionam que deformação plástica acumulada combinada com envelhecimento pode reduzir a tenacidade e a ductilidade do material do duto. Nesse sentido, os autores avaliaram em testes *full-scale* os efeitos da deformação plástica nas propriedades mecânicas de dutos sem costura API X-60 e X-65 após *reeling* e envelhecimento. Os testes em escala real reproduzindo as etapas do processo *reeling* foram realizados com envelhecimento (250°C por 1 hora) ou sem envelhecimento. Nesse caso, os corpos-de-prova foram retirados da posição 9h (correspondente à região do inicio de deformação plástica em tração) e posição 12h (eixo neutro sem deformação). Testes de tração também foram realizados nos materiais como recebidos.

Os resultados dos testes em escala real revelaram uma sobreposição da curva referente à posição 12h em comparação ao material como recebido. Entretanto, a curva da posição 9h em relação ao material na situação de "*unreeling"* revelou uma mudança do modo de escoamento (passou de escoamento descontínuo para contínuo) e um decréscimo do limite de escoamento em cerca de 40MPa. Nesse caso, segundo os autores, não foi observada mudança no limite de resistência. Os autores mencionam que o decréscimo do limite de escoamento não é devido ao processo de *reeling*, mas sim da mudança do modo de escoamento. Em relação à curva da posição 9h mais envelhecimento, os autores citam que o acréscimo observado no limite de escoamento após o envelhecimento foi semelhante ao valor observado antes do *reeling*. Valores inalterados de limite de resistência também foram observados. Em relação aos testes Charpy realizados na simulação do *reeling*, os resultados não revelaram diferença significativa das condições testadas quando comparadas com os resultados apresentados pelo material como recebido.

Di VITO *et al.* [30] mencionam que o método *reel-lay* de lançamento submete as juntas soldadas circunferenciais de aços sem costura a ciclos de deformação durante o processo de instalação e, como consequência, a integridade estrutural antes e depois desse processo é de grande importância. Eles complementam que a tolerância das imperfeições ocasionalmente e/ou intrinsecamente criadas pelo processo de soldagem nesses aços é uma questão chave na aplicação do processo de *reeling*.

De acordo com os autores, os métodos de Avaliação Crítica de Engenharia (do inglês ECA – *Engineering Critical Assessment*) são procedimentos aceitos para a

avaliação de estruturas com imperfeições. Entretanto, esses métodos são baseados em condições de controle de tensão que, se forem aplicados no caso do *reeling* (controle de deslocamento envolvendo grandes deformações plásticas) podem levar a resultados excessivamente conservativos.

Segundo os autores, muitas pesquisas foram desenvolvidas visando adequar esses procedimentos para a avaliação baseada em controle de deformação e para isso vários pontos foram considerados. Um deles é a tenacidade dos materiais submetidos a multi-ciclos de deformação plástica, onde se considera que a tenacidade dos materiais após sofrerem ciclos de deformação com términos em compressão tem o mesmo valor em relação aos materiais "virgens". A tenacidade do material expressa pela curva de resistência *J* é determinada em corpos-de-prova SENT (considera-se a constrição da ponta da trinca nesses corpos-de-prova ser representativa nas juntas circunferenciais submetidas ao processo *reel-lay*). Um outro ponto a ser considerado é em relação à avaliação do rasgamento dúctil do material. Nesse caso, deve-se considerar a quantidade de rasgamento dúctil plástico que as imperfeições podem sofrer durante o processo de instalação.

Dessa maneira, Di VITO *et al.* [30] avaliaram por procedimento ECA a tolerância de defeitos em juntas circunferenciais de aços para dutos API X-65 sem costura, destinadas a instalação via método *reel-lay*. Foram simulados, em testes de pequena escala, os ciclos de deformação aplicados na junta soldada durante a instalação. De acordo com os autores, o tamanho da imperfeição máxima tolerado nesse método foi calculado assumindo um desalinhamento máximo de 1,6mm. Curvas de resistência *J* do metal de solda e ZTA do material foram determinadas, interpondo o carregamento trativo crescente com a aplicação de carregamentos compressivos. Inicialmente, os testes revelaram a concordância com a hipótese de tenacidade mediante multi-ciclos de deformação plástica, uma vez que os materiais seguem a mesma curva de resistência *J* correspondente ao mesmo material antes da inter-compressão para caso do metal de solda.

Os resultados do procedimento adotado por Di VITO *et al.* [30] foram comparados com dados obtidos com testes em escala real e foi observado que os resultados obtidos pela metodologia adotada foram sensivelmente maiores do que os valores reais, ou seja, mais conservativos (a extensão do rasgamento dúctil previsto foi maior que a extensão real observada). Dessa maneira, os autores concluíram que

pesquisas devem ser feitas nessa área para reduzir os resultados conservadores observados nos procedimentos ECA envolvendo deformações plásticas cíclicas.

ERNST *et al.* [31] mencionam que as metodologias recomendadas para a avaliação da integridade estrutural de estruturas soldadas não foram originalmente desenvolvidas para o processo de *reeling*. Assim, os autores propuseram uma metodologia baseada em parâmetros de mecânica da fratura para determinar a evolução da curva de resistência com história de deformação complexa, permitindo assim avaliar a integridade estrutural de dutos submetidos ao *reeling*. Eles afirmam que é de suma importância entender os efeitos da história da deformação nas propriedades do material e nos parâmetros de mecânica da fratura para avaliar a integridade do componente durante os ciclos de deformação. Para esse estudo foram avaliadas as regiões do metal de base e metal de solda de tubos da classe API X-65. Os testes foram realizados em corpos-de-prova tipo SENT, pois de acordo com os autores, a constrição da ponta da trinca nesse tipo de corpo-de-prova é semelhante à de um duto trincado submetido ao *reeling*. Em relação à metodologia da mecânica da fratura, os autores mencionam que ela foi desenvolvida para os casos onde as estruturas são carregadas de maneira monotônica, não sendo evidenciados como seus parâmetros podem ser usados em situações onde ocorre a deformação cíclica.

Foram considerados dois critérios para a descrição do comportamento da resistência do material. O primeiro critério considera que a curva R é a mesma para todos os ciclos de carregamento. Dessa maneira, se ocorrer o crescimento da trinca, a curva é deslocada para uma nova origem, ou seja, para um novo comprimento de trinca. No segundo critério, denominado pelos autores por "*Material Memory*", caso o crescimento da trinca ocorra, a curva não é deslocada para uma nova origem. Nesse caso, considera-se que o valor de CTOD necessário para o crescimento de trinca subseqüente é o máximo alcançado no ciclo prévio. A partir dos resultados os autores verificaram uma similaridade entre a curva correspondente ao carregamento monotônico e os pontos correspondentes ao primeiro ciclo durante a simulação do *reeling* para ambos os casos. Para o segundo ciclo foram consideradas duas situações: uma situação na qual o crescimento de trinca foi aquele obtido somente no segundo ciclo de carregamento e uma situação em que foi considerado o crescimento da trinca total somando os dois ciclos. Os resultados revelaram que os valores finais de CTOD obtidos estão em conformidade com a curva correspondente ao carregamento monotônico quando a extensão total da trinca foi utilizada (a relação CTOD *vs.* extensão

total da trinca refere-se ao critério "*Material Memory*"). Os autores mencionam que se mais ciclos forem aplicados, efeitos de fadiga precisam ser considerados.

BUSCHIAZZO [32] estudou o efeito do método de instalação *reel-lay* no comportamento em fadiga em um defeito pré-existente na região da ZTA localizado na posição 12:00h do tubo. Esse método foi simulado a partir de testes experimentais baseados no método da integral *J* da mecânica da fratura elasto-plástica. Segundo o autor, os parâmetros adotados para a simulação das deformações foram definidos arbitrariamente a partir de dados de literatura: diâmetro do *riser* de aproximadamente 219 mm, espessura de parede de 15mm e raio do carretel de 8m. Adicionalmente, algumas simplificações foram realizadas para que o método experimental empregado fornecesse uma simulação aproximada do processo. Não foi considerada a diferença da *constraint* (restrição à deformação plástica) entre o corpo-de-prova e o tubo com defeito. Uma outra consideração importante feita pelo autor é que o plano do defeito na solda simulado envolve as regiões do metal de solda e ZTA. Entretanto, os cálculos de momento fletor e integral *J* foram realizados considerando que o defeito fora localizado inteiramente numa região de propriedades homogêneas de tração e compressão. Os testes de propagação de trinca de fadiga foram realizados mediante dois valores de razão de tensão (0,1 e 0,5) Os resultados obtidos pelo autor revelaram um aumento do comprimento da trinca após a simulação do processo *reel-lay* e uma mudança na inclinação das curvas *a vs N*. De acordo com o autor, a mudança de inclinação observada pôde ser consequência de um crescimento monotônico estável da trinca, fenômeno esse que fora observado oticamente na superfície de fratura dos materiais ensaiados nessas condições. Concomitantemente, ficou claramente observado um aumento da taxa de crescimento de trinca após a simulação do processo. O autor observou que esse aumento foi mais marcante para R=0,1 do que para R=0,5.

Nesse mesmo trabalho, BUSCHIAZZO [32] relata que após a aplicação do primeiro meio ciclo trativo simulando o processo *reel-lay*, retardo do crescimento de trinca foi observado indicando o efeito benéfico da sobrecarga trativa na vida em fadiga de um material. Entretanto, esse efeito foi eliminado pelos ciclos compressivos aplicados subseqüentemente. Dessa maneira, de acordo com o autor esses ciclos compressivos são aparentemente prejudiciais na vida em fadiga de *risers* contendo o tipo de defeito estudado.

Durante a revisão de literatura percebeu-se que os trabalhos na literatura enfatizando a influência do *reeling* no comportamento em fadiga dos *risers* são

escassos, deixando claro que há uma carência sobre esse assunto, considerando sua grande importância.

2.5. Fadiga

Os materiais solicitados por carregamento estático, após o limite de escoamento, iniciam o processo de deformação plástica e, com a continuidade do carregamento, podem sofrer colapso mecânico. No entanto, uma grande parte dos materiais em engenharia é submetida a carregamentos cíclicos. Esses materiais podem fraturar, nessas condições, a uma tensão inferior ao limite de escoamento e ao limite de resistência. A esse tipo de falha dá-se o nome de fadiga.

A norma ASTM E 1150-87 (1993) define fadiga como "*o processo de mudança estrutural permanente, progressiva e localizada, produzido por tensões ou deformações flutuantes em algum ponto ou pontos do material, e que pode culminar em trincas ou fratura completa após um número suficiente de ciclos de carregamento*".

A pesquisa sobre a fadiga dos materiais data da primeira metade do século XIX. Desde essa época muitos cientistas e engenheiros têm contribuído enormemente para o entendimento do processo de fadiga. Um histórico sobre a fadiga desde seu início até os dias atuais é descrito detalhadamente por SCHÜLTZ [33] e SURESH [34].

2.5.1. Mecânica da fratura aplicada à fadiga

Na Mecânica da Fratura Linear Elástica, o fator de intensidade de tensões *(K)* descreve o campo de tensões na ponta da trinca e é definido de acordo com a Equação 1.

$$K = C\sigma\sqrt{\pi a} \qquad (1)$$

onde:

K é o fator de intensidade de tensões ($MPa\sqrt{m}$);

$C = f(a / W)$ é o fator geométrico da trinca;

σ é a tensão uniaxial atuante perpendicular ao plano da trinca *(MPa)*;

a é o comprimento da trinca;

W é a largura do corpo-de-prova.

Durante os ciclos de fadiga, para carregamento de amplitude constante, a variação do carregamento aplicado é responsável pela alternância na tensão entre um valor mínimo e um valor máximo, que num corpo trincado, corresponde à variação entre um K_{min} e um $K_{máx}$. A diferença entre $K_{máx}$ e K_{min} é denominada amplitude do fator de intensidade de tensões. Portanto:

$$\Delta K = K_{máx} - K_{mín} = \Delta\sigma.C.\sqrt{\pi a} \qquad (2)$$

Estudando o crescimento das trincas de fadiga, PARIS e ERDOGAN [35] observaram que o crescimento da trinca por ciclo de carregamento era função de ΔK atuando na ponta da trinca. A partir daí, utilizou-se o fator de intensidade de tensões (ΔK) para descrever a propagação das trincas de fadiga.

Experimentalmente, a evolução das trincas de fadiga durante carregamento cíclico pode ser representada por uma curva relacionando o comprimento da trinca *(a)* em função do número de ciclos *(N).* A partir da curva *a vs. N*, a taxa de propagação das trincas de fadiga (*da/dN*) pode ser calculada tomando a derivada em cada ponto da curva, donde pode-se verificar que *da/dN* depende de *a*, ou seja, o valor da taxa de propagação da trinca aumenta juntamente com o tamanho da trinca, pois o valor do fator de intensidade de tensões *(K)* aumenta com o valor de *a*. Portanto, conclui-se que existe uma relação entre a taxa de propagação da trinca e ΔK. A relação entre eles é representada pela curva *da/dN* vs.ΔK em escala logarítmica, como na Figura 5.

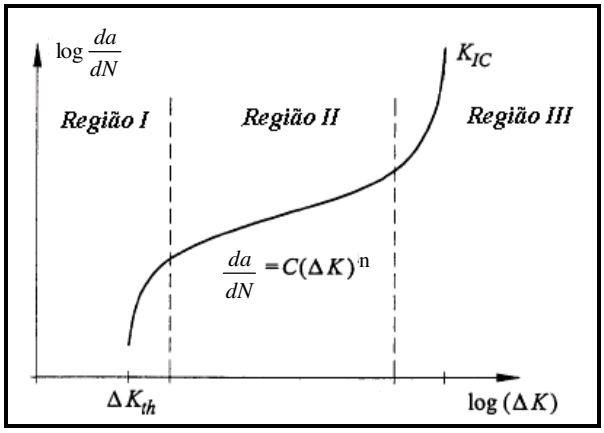


Figura 5. Representação esquemática em escala logarítmica da relação entre a taxa de propagação da trinca de fadiga (*da/dN*) e amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK).

A curva apresentada na Figura 5 mostra três regiões bem distintas. A região I apresenta o valor de ΔK_{th} (limiar), abaixo do qual não há propagação da trinca de fadiga. É uma região bastante sensível à microestrutura do material (morfologia, dispersão de partículas de segunda fase, tamanho de grão e inclusões), razão de tensões e ao meio ambiente [36].

A região II é aquela de maior interesse nos estudos de fadiga. Nessa região, o gráfico mostra uma relação linear entre *log* (*da/dN*) e *log* (ΔK), que pode ser expressa pela equação de Paris (Equação 3).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \qquad (3)$$

onde:

$\frac{da}{dN}$ é a taxa de crescimento da trinca de fadiga;

C e *n* são constantes que dependem da tensão média e das condições ambientais. Matematicamente, são os coeficientes linear e angular da reta, respectivamente.

A taxa de propagação da trinca de fadiga no estágio II é menos sensível à microestrutura e à razão de tensões [36]. É nessa fase que se observam as estrias de fadiga.

A região III apresenta uma taxa de propagação da trinca muito elevada e vida em propagação pequena, apresentando pequena contribuição para a vida do material. É uma região de superposição de mecanismos de estrias e fratura monotônica [36] . Reflete a proximidade da propagação instável da trinca quando o valor de $K_{máx}$ atinge sua tenacidade à fratura [37].

A relação *da/dN vs.* ΔK expressa pela curva da Figura 5 é fortemente influenciada pela razão de tensão como pode ser observada na representação esquemática mostrada na Figura 6.

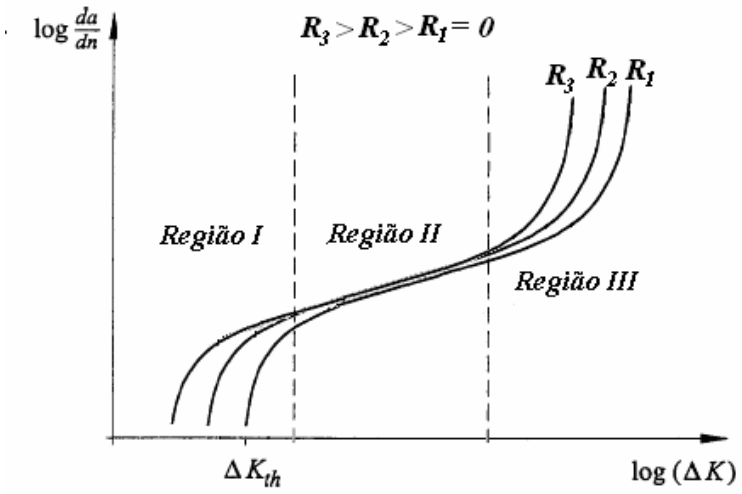


Figura 6. Efeito da razão de tensão na taxa de crescimento da trinca de fadiga.

A influência da razão de tensão no crescimento da trinca de fadiga é claramente observada na Figura 6, uma vez que o aumento da razão de tensão é responsável pelo acréscimo na taxa de propagação da trinca nas três regiões da curva. Entretanto, esse efeito é mais pronunciado nas regiões I e III. Na região I, o valor de ΔK_{th} decresce quando o valor de R aumenta, enquanto que na região III, o aumento de R promove um deslocamento da curva para valores inferiores de ΔK. Esse comportamento é consequência da aproximação do valor do fator de intensidade de tensões máximo ($K_{máx}$) ao da tenacidade à fratura do material (K_c). Em relação à região I da curva, a influência da razão de tensões está intimamente ligada ao fenômeno de fechamento de trinca proposto por Elber no início da década de 70. Elber observou que as trincas de fadiga poderiam permanecer fechadas por carregamentos substancialmente maiores que o mínimo aplicado e que durante o descarregamento a trinca se fechava antes da carga ser anulada, ou seja, ainda com aplicação de tensão trativa. Uma descrição do fenômeno de fechamento de trinca, bem como os tipos de mecanismos existentes são apresentados na referência [38].

Anteriormente foi estudada a influência da razão de tensão R na propagação de trincas de fadiga nas regiões do metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada (ZTA) de juntas soldadas longitudinais de um aço para dutos da classe API X-70 [38]. Nesse trabalho, os testes de fadiga foram realizados em temperatura ambiente sob controle de carregamento em amplitude constante para valores de R de 0,1 e 0,5. Os

testes foram realizados em faixas de ΔK referentes à região II da curva de propagação. Os resultados desse trabalho são apresentados na Figura 7.

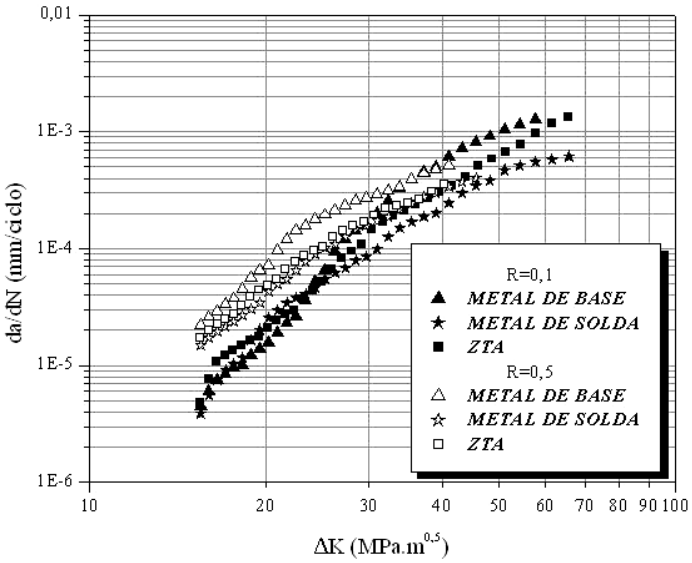


Figura 7. Curvas *da/dN vs.* ΔK das três regiões da junta soldada longitudinal do aço API X-70 para R=0,1 e 0,5 [38].

De acordo com a Figura 7, todas as regiões da junta soldada longitudinal do aço X-70 submetidas ao maior valor de razão de tensão (0,5) apresentaram as maiores taxas de propagação de trinca de fadiga. Entretanto, é nitidamente claro a similaridade das taxas de crescimento *da/dN* de cada região da junta soldada ocorrida a partir de determinados valores de ΔK, deixando claro que na região II, o efeito de R não foi tão significativo [38].

REIS [39] estudou a influência de R na taxa de propagação da trinca de fadiga do metal de base da junta soldada circunferencial de um aço API X-70 utilizado em *risers* rígidos, Figura 8. Os testes foram realizados em temperatura ambiente sob controle de carregamento em amplitude constante para valores de R de 0,3, 0,5 e 0,7.

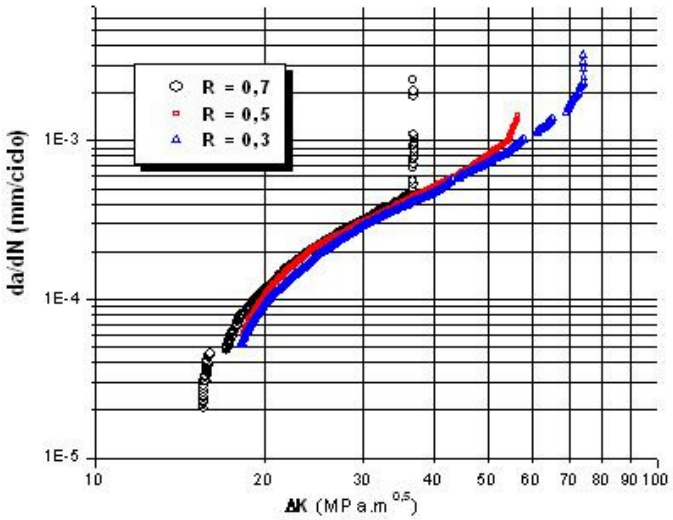


Figura 8. Curvas *da/dN vs.* Δ*K* do metal de base da junta soldada circunferencial do aço API X-70 para *R*=0,3, 0,5 e 0,7 [39].

Os resultados revelaram que a região II da curva não apresentou influência significativa da razão de tensão, uma vez que a taxa de propagação de trinca para as três situações foi bastante semelhante. Entretanto, na região III o aumento de *R* promoveu um deslocamento da curva para valores inferiores de *ΔK*, como era esperado.

BUSCHIAZZO [32] estudou a influência da razão de tensões na propagação de trincas de fadiga em amplitude de carregamento constante no metal de base, metal de solda e ZTA de juntas soldadas circunferenciais do aço API X-70, Figura 9.

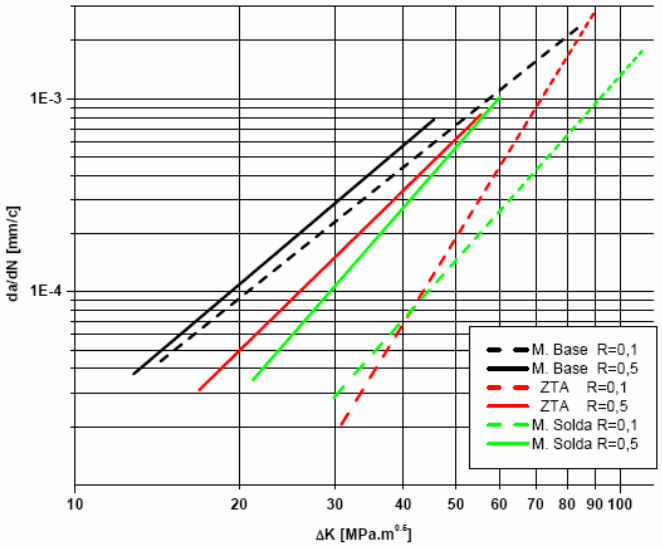


Figura 9. Curvas *da/dN vs.* Δ*K* das três regiões da junta soldada circunferencial do aço API X-70 para *R*=0,1 e 0,5 [32].

Os resultados revelaram que as taxas de propagação de trinca para R=0,5 foram superiores em relação à R=0,1 nas três regiões da junta circunferencial. Entretanto, o autor menciona que R teve pouca influência na taxa de crescimento da trinca na região do metal de base. A influência de R foi mais marcante nas regiões do metal de solda e ZTA.

DE MARCO FILHO [19] estudou o comportamento em fadiga, mediante ensaios com amplitude de carregamento constante, para R=0,1 e R=0,5, nas regiões do metal de base, metal de solda e ZTA de juntas soldadas circunferenciais de tubos de aço API X-65 utilizados na fabricação de *risers*. Os resultados revelaram que as maiores taxas de crescimento de trinca de fadiga nas três regiões da junta soldada foram observadas nos casos onde os maiores valores de razão de tensões foram empregados, ou seja, para R=0,5.

FERNANDES [40] realizou ensaios de propagação de trincas de fadiga no metal de base e metal de solda de um aço API X-65 com R=0,1 e 0,7 e os resultados revelaram um maior valor de ΔK_{th} para os materiais submetidos a R=0,1, como era esperado.

Além da razão de tensões, outros fatores como variáveis metalúrgicas, espessura, meio ambiente, entre outros, influenciam a propagação da trinca de fadiga. Uma breve revisão de como esses fatores influenciam o comportamento em fadiga é apresentada em trabalho anterior [38].

2.6. Métodos para a determinação do comprimento de trinca

Existem disponíveis diversos métodos para medição da propagação de trincas de fadiga, dentre as quais destacam-se a observação visual da trinca, a técnica de queda de potencial e o método da flexibilidade (*compliance*).

O método mais simples de medição de crescimento de trinca é a observação visual com auxílio de microscópio. Nessa técnica, a propagação da trinca é medida por meio de marcações realizadas em intervalos de mesmo comprimento na superfície polida do corpo-de-prova. Entretanto, a medida de comprimento da trinca por esse método é superficial e não leva em consideração o tunelamento da trinca, podendo levar a resultados não-conservativos.

A técnica da queda de potencial ou diferença de potencial envolve a aplicação de uma corrente constante num corpo-de-prova trincado. Com a propagação da trinca, a diferença de potencial em pontos de contato situados na vizinhança na ponta da trinca aumenta. Essa diferença de potencial é comparada com a voltagem de um corpo-de-prova onde não há crescimento de trinca e através de uma curva de calibração determina-se o comprimento de trinca. É uma técnica simples, de baixo custo e que não requer avanços eletrônicos. É descrita detalhadamente por [41] [42].

Os dois métodos descritos anteriormente são bastante utilizados. No entanto, métodos como ultrasom e emissão acústica também são utilizados na medida de comprimento de trinca. RICHARDS [43] faz uma breve descrição dessas técnicas.

O método da flexibilidade (*compliance*) é baseado no princípio da mudança da flexibilidade com o comprimento de trinca. É um método que utiliza um sistema de aquisição e processamento dos sinais digitais de carga e deslocamento [44].

2.7. Juntas soldadas

A Sociedade Americana de Soldagem (AWS – *American Welding Society*) define o processo de soldagem como o *"processo de união de materiais utilizado para obter coalescência localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão e/ou material de adição"*.

A soldagem é um processo empregado frequentemente nas mais diversas estruturas permitindo uniões permanentes nos materiais. As estruturas soldadas freqüentemente estão sujeitas a carregamentos cíclicos e podem sofrer um processo de fadiga que representa uma das falhas mais comuns em estruturas soldadas [45]. SHI *et al.* [46] mencionam que a vida de uma estrutura soldada é usualmente governada pelo tempo necessário para iniciação e crescimento de uma trinca a partir de descontinuidades ou concentradores de tensões pré-existentes, no qual um crescimento instável da trinca resulta na ocorrência de fratura.

Do ponto de vista microestrutural, uma junta soldada é constituída por três zonas heterogêneas conhecidas por metal de solda, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base. As três zonas da junta soldada estão identificadas na Figura 10 e uma definição dessas zonas é apresentada em seguida.

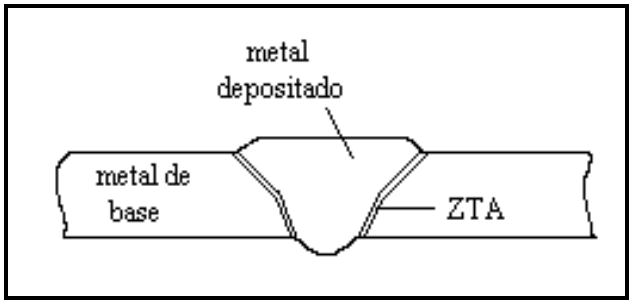


Figura 10. As três zonas de uma junta soldada.

- *Metal depositado (Metal de solda)* – É a região onde o material de solda é depositado. Nessa região, a temperatura alcançada ultrapassa a de fusão do material;
- *Metal de base* – Região mais distante do cordão de solda, que não é afetada pelo calor e cuja temperatura de pico não ultrapassa a crítica do material;
- *Zona termicamente afetada (ZTA)* – Região mais próxima ao metal depositado que é submetida a temperaturas muito elevadas (superiores à temperatura crítica e próximas a de fusão). Por esse motivo, apresentam microestruturas e/ou propriedades modificadas.

A microestrutura de uma junta soldada tem uma grande influência no comportamento em fadiga desses materiais. Em relação a região da solda, é bem difundido na literatura que a microestrutura de ferrita acicular promove uma elevada tenacidade à fratura do material [16] [47] [48] [49]. Dessa maneira, uma grande resistência à propagação da trinca de fadiga também é observada. O trabalho de ZHONG *et al.* [49] revelou uma maior taxa de propagação da trinca de fadiga para um aço X-60 constituído de ferrita e perlita poligonal em relação a um aço constituído de ferrita acicular. Os autores sugeriram que esse comportamento deveu-se ao fato da ferrita acicular ser caracterizada por uma microestrutura de granulação fina, o que pode retardar o movimento das discordâncias. ZHONG *et al.* [49] mencionaram que uma microestrutura de granulação fina pode ser responsável pela distorção do caminho da trinca durante a sua propagação, comportamento esse que fora observado pelos autores.

Em outro trabalho, LEE *et al.* [50] examinaram a variação da resistência ao crescimento da trinca de fadiga nas três regiões da junta soldada de um aço AH36 após a remoção de tensões residuais via tratamento térmico. Os resultados revelaram que a

resistência à iniciação e crescimento de trinca decresceu a partir do metal de solda em direção ao metal de base. De acordo com eles, a maior resistência do metal de solda observada foi devido a presença de um elevado teor de ferrita acicular nessa região. Na região da ZTA, grãos grosseiros de bainita (de baixa tenacidade) foram observados. De acordo com os autores, isso explica a menor resistência à fadiga dessa região.

Em relação à região do metal de base, KORDA *et al.* [51] estudaram a influência da estrutura ferrítica-perlítica (perlita bandeada e não-bandeada) na taxa de propagação da trinca de fadiga de um aço estrutural. Os resultados revelaram que o material constituído de perlita não-bandeada apresentou um caminho de trinca retilíneo, enquanto que o material de microestrutura perlítica bandeada apresentou ao longo do caminho da trinca freqüentes ramificações e deflexões de trinca, estas últimas na interface ferrita-perlita, que levaram, segundo os autores, ao retardo do crescimento da trinca de fadiga.

De acordo com BRANCO *et al.* [52] nas juntas soldadas, as trincas de fadiga originam-se em zonas onde as tensões são máximas, desde que a amplitude dessas tensões e o número de ciclos de aplicação de carga sejam elevados. Existindo um defeito de solda, a concentração de tensões pode ser mais elevada e, assim, a iniciação das trincas de fadiga será mais facilitada. Já a propagação das trincas ocorrerá pelo metal de base, metal depositado ou zona termicamente afetada (ZTA), dependendo da geometria da junta, condições de solicitação e estado metalúrgico do material.

2.7.1. Defeitos de solda

Numa estrutura soldada, os defeitos de solda são responsáveis pelo surgimento de descontinuidades geométricas que atuam como concentradores de tensões que facilitam a iniciação e propagação das trincas de fadiga. Podem ser produzidos durante a operação de soldagem, causados por fatores ligados ao processo, forma e execução da solda adotados e são freqüentemente localizados no metal de base, no metal depositado ou na zona termicamente afetada [52].

Os defeitos de soldagem são classificados de acordo com a IIW em função da forma, dimensão e natureza em defeitos não-planares (porosidades e inclusões sólidas) e planares, como os defeitos de forma (trincas, mordeduras, sulcos, entre outros) [52].

As porosidades podem ser formadas a partir da libertação de gases formados durante a solidificação do metal, umidade excessiva do eletrodo, interrupção do arco ou perturbação no gás de proteção do arco. A avaliação do efeito das porosidades pode ser realizada em termos da redução em porcentagem da área da seção transversal devida à porosidade (parâmetro denominado de severidade do defeito) e é realizada pela subtração da área da seção transversal do cordão em relação à soma das áreas de poros observadas. HOMES [53] obteve valores de resistência à fadiga em juntas soldadas de topo em função da severidade do defeito (nível de porosidade) e os resultados revelaram que para um determinado número de ciclos estabelecido, a resistência à fadiga decresceu com o aumento do nível de porosidades.

KIHARA *et al.* [54] verificaram que níveis de porosidade inferiores a 1% reduziram a vida em fadiga de uma junta soldada em até 30%. Os autores verificaram que a redução da resistência à fadiga variou linearmente com o logaritmo da severidade do defeito.

A falta de fusão é caracterizada pela descontinuidade (falta de ligação), em escala atômica, entre o metal depositado e o metal de base. É um defeito importante, que deve ser evitado, pois atua como um intenso concentrador de tensões [19]. Nos aços, a principal causa desse defeito é a presença de substâncias estranhas (escórias, por exemplo) na superfície a ser soldada, impedindo que o metal atinja a temperatura de fusão. A escolha errônea da corrente de soldagem é um outro agente causador desse defeito.

A falta de penetração é um defeito que consiste no incompleto preenchimento da raiz da junta soldada pelo metal depositado, resultando num interstício entre eles (redução da área útil da solda) e, conseqüentemente, numa concentração de tensões. A penetração incompleta só pode ser considerada como defeito se for observada em juntas que, necessariamente, deveriam ter a penetração completa [52] [55].

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Material

O material utilizado na realização deste trabalho foi um tubo de aço sem costura (fornecido pelo CENPES/PETROBRAS) com aproximadamente 20,6mm de espessura e 324mm de diâmetro externo da classe API grau X-80, utilizado como *riser* rígido. Seções de tubos retiradas do material como recebido foram unidas por soldagem circunferencial e, para a realização desse procedimento optou-se pela geometria de chanfro conhecida como "meio V" (Figura 11) para que nos ensaios de fadiga referentes à região da ZTA, a trinca pudesse propagar nessa região. As composições químicas do metal de base e do metal de solda são apresentadas na Tabela 3.

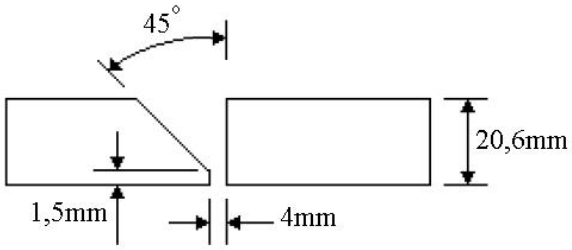


Figura 11. Chanfro em "meio V" utilizado no procedimento de soldagem adotado.

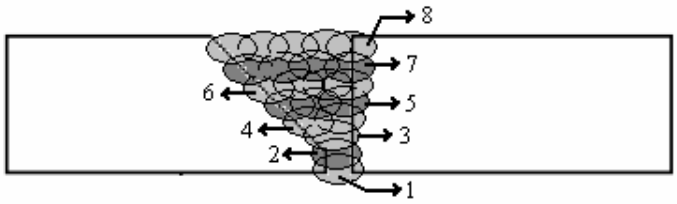
Tabela 3. Composição química do metal de base (MB) fornecida pelo CENPES/PETROBRAS e metal de solda (MS) obtidos por análise química da junta soldada circunferencial do aço API X-80 em estudo (% em peso).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	B	Ti	V	Nb
MB	0,10	0,37	1,47	0,012	0,002	0,09	0,01	0,07	0,008	0,078	-		0,003	0,078	-
MS	0,09	0,42	1,30	0,010	<0,01	0,07	2,10	0,03	0,06	0,02	<0,005	<0,005	0,02	-	<0,005

Para a realização do passe de raiz e reforço de raiz foi empregada a soldagem TIG (consumível FOX CM2 IG da Böhler com 3,25mm de diâmetro) com corrente contínua (negativa) tendo argônio 99,99% como gás de proteção (vazão de 10 a 12 l/min), enquanto os passes de enchimento e acabamento foram realizados com eletrodo revestido (consumível FOX BVD 100 da Böhler com 3,25mm de diâmetro) em corrente contínua (positiva). Esquematicamente, na Figura 12, é apresentado o perfil da solda empregado, enquanto a seção da junta soldada após o procedimento é mostrada na Figura 13. Os parâmetros de soldagem são apresentados na Tabela 4.

Tabela 4. Parâmetros de soldagem empregados na união dos tubos.

Processo	Passe	Corrente (A)	Tensão (V)	Temp.entre passes (°C)
TIG	raiz reforço	100-160	12-15	150
SMAW	enchimento acabamento	110-160	20-26	180-220



Legenda:

1- passe de raiz
2- reforço de raiz
3- passe de enchimento (um)
4- passes de enchimento (dois)
5- passes de enchimento (três)
6 e 7- passes de enchimento (quatro)
8- passes de acabamento (cinco)

Figura 12. Ilustração do perfil de solda adotado no procedimento de soldagem do tubo API X-80.

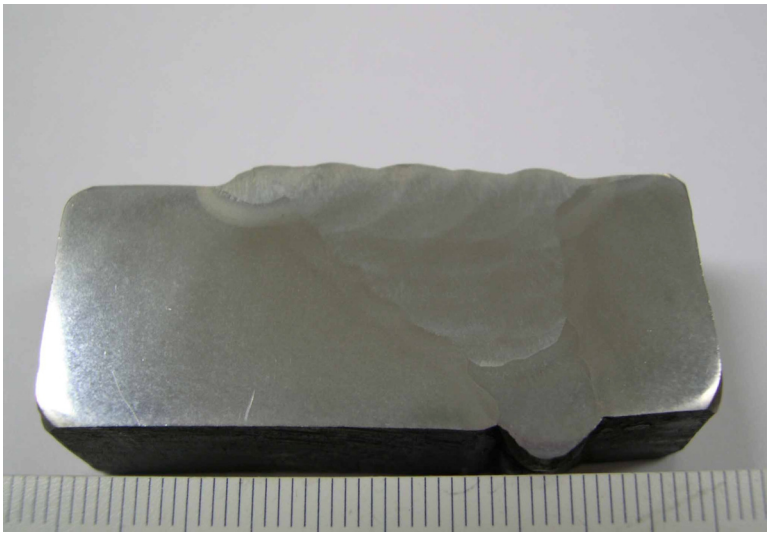


Figura 13. Seção da junta soldada em estudo ilustrando o procedimento de soldagem final (escala em mm).

De acordo com a Figura 12, o procedimento de soldagem adotado consistiu em um passe de raiz seguido por um passe de reforço de raiz. Posteriormente, cinco camadas de enchimento (total de quatorze passes de enchimento) somado a cinco passes de acabamento foram empregados. Depois de soldadas, todas as juntas foram aquecidas a temperaturas na faixa de 120-150ºC por duas horas. Posteriormente, as juntas foram inspecionados por técnicas de ensaios não-destrutivos (líquido penetrante, partículas magnéticas e ultra-som).

3.2. Análise metalográfica

A análise metalográfica foi realizada com o objetivo de determinar os constituintes microestruturais das três regiões da junta soldada. O equipamento utilizado para esse fim foi um microscópio ótico OLYMPUS, modelo BX60M do Laboratório de Microscopia Ótica do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PEMM) da COPPE/UFRJ. Uma câmera digital acoplada ao microscópio foi utilizada para a captura das imagens. A análise metalográfica foi complementada com caracterizações efetuadas num microscópio estereoscópico ZEISS modelo STEMI SV6 KL 1500 com auxílio de uma máquina digital NIKON modelo Coolpix para a captura das imagens.

A preparação das amostras para análise metalográfica consistiu primeiramente no polimento sucessivo dos materiais em lixas d'água de granulação grosseira até uma granulação mais fina, finalizando o polimento com pasta de diamante. Posteriormente, realizou-se ataque químico nos corpos-de-prova com uma solução de Nital 2% para a revelação da solda.

3.3. Análise fractográfica

A análise fractográfica foi realizada com o objetivo de analisar a superfície de fratura dos materiais submetidos aos ensaios de fadiga. A análise fractográfica foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia estereoscópica. Na análise por MEV foi utilizado num microscópio JEOL JSM – 646OLV do laboratório de microscopia eletrônica do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PEMM). A análise fractográfica foi complementada com caracterizações efetuadas num microscópio esterioscópico ZEISS modelo STEMI SV6 KL 1500 com

auxílio de uma máquina digital NIKON modelo Coolpix utilizada na captura das imagens.

3.4. Ensaios de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados no Laboratório de Microscopia do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da COPPE/UFRJ num microdurímetro da marca LEITZ. Primeiramente a amostra foi polida e após atacada quimicamente da mesma forma que na análise metalográfica, para a revelação das regiões da junta soldada. As regiões do metal de base, metal de solda (passes de raiz, enchimento e acabamento) e ZTA de grãos finos e grãos grosseiros (passes de raiz, enchimento e acabamento) foram avaliadas. Para a realização das indentações, utilizou-se um peso de 50g sobre a amostra por um período de 30s. O comprimento das diagonais da indentação foi medido e o valor do mesmo pôde ser convertido para microdureza Vickers a partir de uma tabela fornecida pelo fabricante do equipamento. O valor médio de dureza em cada região foi obtido a partir de um mínimo de dez indentações na amostra.

3.5. Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados com a finalidade de caracterizar as propriedades mecânicas das três regiões da junta soldada do aço API X-80 (metal de base, metal de solda e ZTA). Os ensaios foram realizados no Laboratório de Propriedades Mecânicas do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PEMM) da COPPE/UFRJ, em temperatura ambiente, de acordo com a metodologia descrita pela norma ASTM E8M de 1999 [56] numa máquina eletromecânica EMIC DL 10000 com célula de carga de 10kN de carga máxima, com velocidade de deslocamento do travessão de 1mm por min. Os registros de deformação nos corpos-de-prova foram obtidos a partir de um extensômetro de 23,6mm de abertura (L_0) e o valor do módulo de elasticidade (E) foi determinado pela técnica de ultrasom.

Os corpos-de-prova para os testes de tração foram retirados de cinco direções distintas. Nas regiões do metal de base e metal de solda, os corpos-de-prova foram retirados nas direções longitudinal e transversal à solda, respectivamente, enquanto na

região da ZTA, os corpos-de-prova foram retirados na direção longitudinal à solda. As dimensões dos corpos-de-prova cilíndricos utilizados nos ensaios de tração são ilustradas na Figura 14 abaixo.

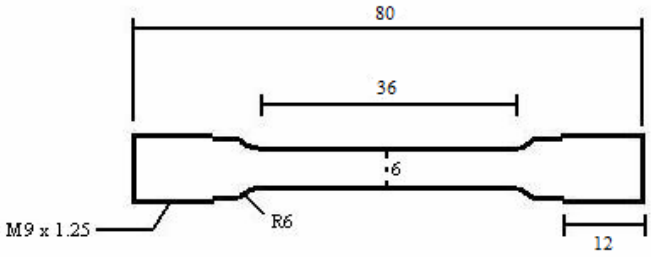


Figura 14. Dimensões dos corpos-de-prova cilíndricos utilizados nos ensaios de tração.

A partir das curvas tensão nominal-deformação nominal, as curvas tensão verdadeira-deformação verdadeira foram obtidas e os parâmetros da equação de Ramberg-Osgood determinados pelas Equações 4 e 5.

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{\frac{1}{n}}, \text{ onde } \alpha = K\left(\sigma_0 / E\right)^{n-1} \tag{4}$$

e

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \alpha\frac{\sigma_0}{E}\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n}, \text{ onde } \alpha\frac{\sigma_0}{E} = 0{,}002 \tag{5}$$

onde:

σ é a tensão;

σ_0 é o limite de escoamento;

E é o módulo de elasticidade;

K é o coeficiente de encruamento;

n é o expoente de encruamento.

3.6. Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados numa máquina servohidráulica Instron modelo 1332 com célula de carga de 25kN sob controle de carregamento, em amplitude de carregamento constante (carregamento senoidal) numa freqüência de 15Hz, de acordo com as recomendações contidas na norma ISO 12108. Os testes foram realizados com ΔK crescente.

Corpos-de-prova de flexão a três pontos (SE(B)) foram utilizados nos ensaios de fadiga. Estes foram confeccionados dentro das dimensões especificadas na norma ISO 12108 [57]. Optou-se por essa norma e por essa geometria de corpo-de-prova em virtude da possibilidade da realização de ensaios de fadiga com trincas curtas, vide Figura 16. As dimensões empregadas são apresentadas na Figura 15, enquanto a Figura 16 apresenta, em detalhe, as dimensões do entalhe e pré-trinca. A esquematização de como os corpos-de-prova do metal de solda e ZTA foram retirados do tubo é apresentada na Figura 17 (os corpos-de-prova do metal de base foram retirados segundo a mesma orientação). O posicionamento do entalhe nos corpos-de-prova do metal de solda e ZTA é ilustrado na Figura 18.

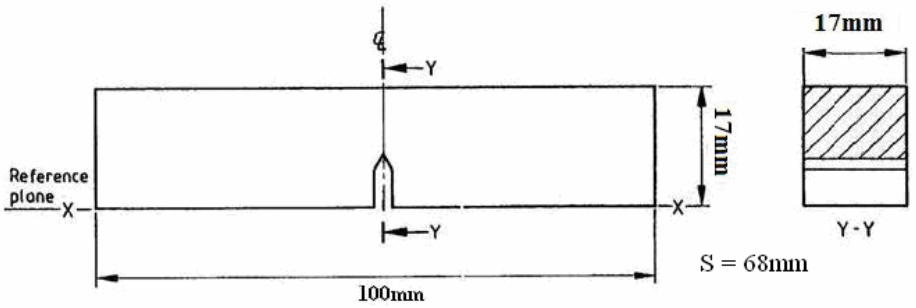


Figura 15. Dimensões dos corpos-de-prova para os ensaios de fadiga.

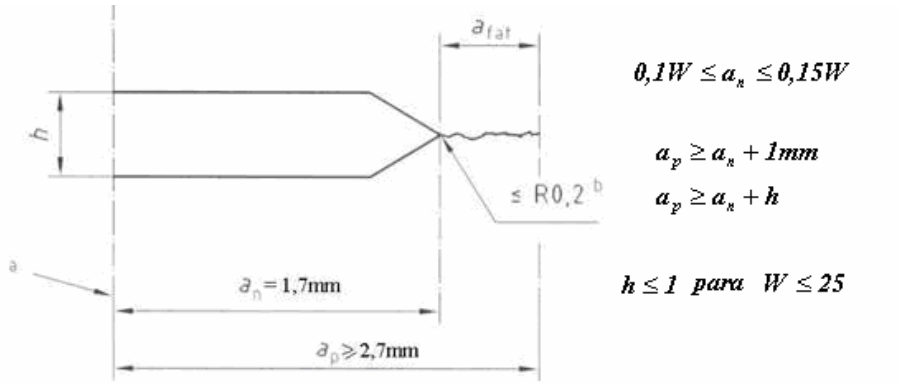


Figura 16. Detalhe das dimensões do entalhe e pré-trinca para o corpo-de-prova de fadiga, segundo a norma ISO 12108.

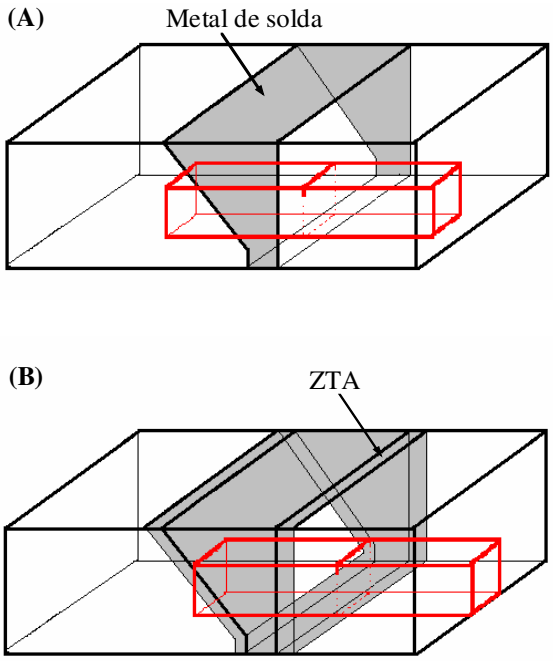


Figura 17. Esquematização da retirada dos corpos-de-prova para os testes de fadiga: (A) metal de solda e (B) ZTA. Fora de escala.

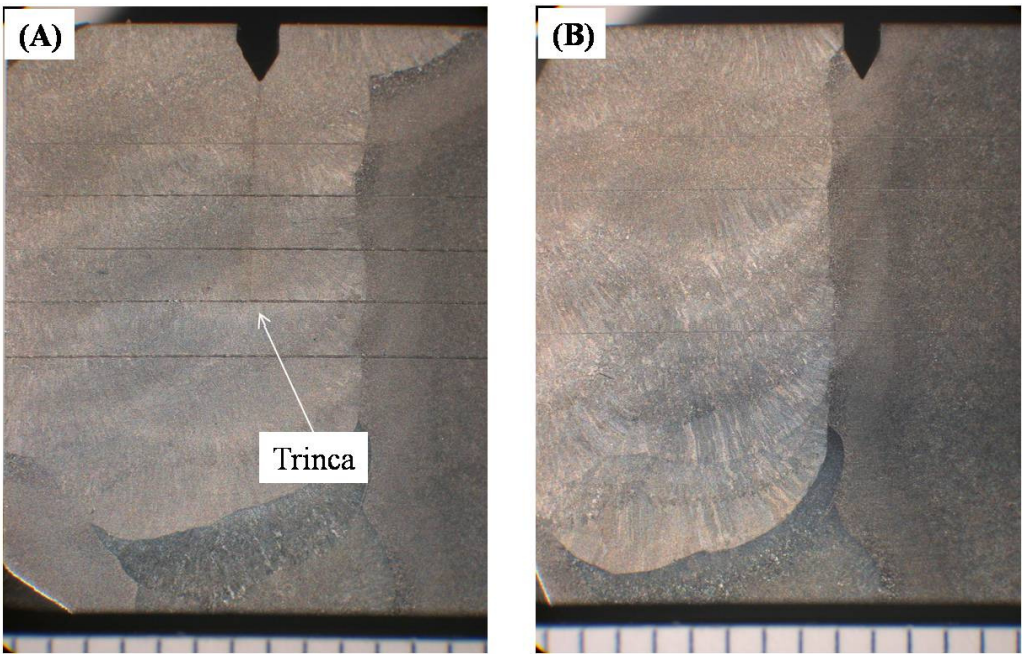


Figura 18. Posicionamento do entalhe nos corpos-de-prova de fadiga: (A) metal de solda e (B) ZTA. Escalas em mm.

O fator de intensidade de tensões utilizado foi calculado a partir da relação matemática apresentada pela norma ISO 12108 [57] para o corpo-de-prova tipo SE(B) – dobramento a três pontos, Equações 6 e 7.

$$K = \frac{P}{BW^{1/2}} g\left(\frac{a}{W}\right) 10^{1,5} \tag{6}$$

onde para o corpo-de-prova SE(B), tem-se que:

$$g\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{6\alpha^{1/2}}{\left[(1+2\alpha)(1-\alpha)^{3/2}\right]}\left[1{,}99 - \alpha(1-\alpha)(2{,}15 - 3{,}93\alpha + 2{,}7\alpha^2)\right] \tag{7}$$

onde $\alpha = a/W$, para $0 \leq \alpha \leq 1$ e $S = 4W$

Para a determinação do comprimento de trinca foi adotada a técnica da flexibilidade (*compliance*) cuja metodologia será apresentada a seguir.

3.6.1. Determinação do comprimento de trinca

A função de flexibilidade para o corpo-de-prova SE(B) – dobramento a três pontos, para a determinação do comprimento de trinca foi obtida por uma regressão linear cujo objetivo principal foi determinar uma relação entre *a/W* e a flexibilidade, μ, definida pela Equação 8:

$$\mu = \frac{1}{\left[\frac{B_e WE'C}{S/4}\right]^{1/2} + 1} \tag{8}$$

onde:

B_e é a espessura efetiva que, para o corpo-de-prova SE(B) utilizado é igual à espessura, ou seja, $B_e = B$;

W é a largura do corpo-de-prova;

E' é o módulo de elasticidade no estado plano de deformações igual a $E/(1-\nu^2)$. O valor de *E* adotado foi de *208GPa*;

S é igual a *4W*;

C é a razão entre $\Delta v/\Delta P$, onde ΔP é a diferença entre a carga e máxima e carga mínima no ciclo e Δv é a diferença entre a abertura máxima e mínima do *clip gauge* no ciclo.

A metodologia utilizada para a obtenção da função da flexibilidade consistiu nos seguintes passos:

1. Carregamento em fadiga em amplitude constante com alternância de valores de razão de tensão entre R_1 e R_2 quando a trinca propaga até determinados comprimentos de trinca *a* (a cada 1,5mm de crescimento da trinca, no mínimo, o valor de *R* era alterado). A alternância de valores de *R* promoveu uma diferença de coloração na superfície de fratura dos corpos-de-prova, o que permitiu, posteriormente, no projetor de perfis, a determinação do comprimento real da trinca (*a*) e, consequentemente, *a/W* real no momento da alternância de *R*. O primeiro ciclo após cada mudança de *R* foi realizado numa frequência muito baixa e os valores de P_{max}, P_{min}, v_{max} e v_{min} durante esse primeiro ciclo foram determinados, permitindo calcular a flexibilidade (μ) no momento em que o valor de *R* foi mudado e portanto, num valor de *a/W* real conhecido e determinado;

2. Determinação da flexibilidade (Equação 8) para aqueles valores de *a/W* determinados (no momento da mudança de *R*) a partir do projetor de perfis. Assim, uma quantidade de pares ordenados (μ, *a/W*) foi obtida;

3. Ajuste polinomial de quinta ordem dos pontos referentes aos pares ordenados obtidos na etapa 2.

A Figura 19 apresenta a função de flexibilidade obtida para a faixa de valores de *a/W* utilizada para a calibração que, consequentemente, será utilizada nos ensaios de fadiga.

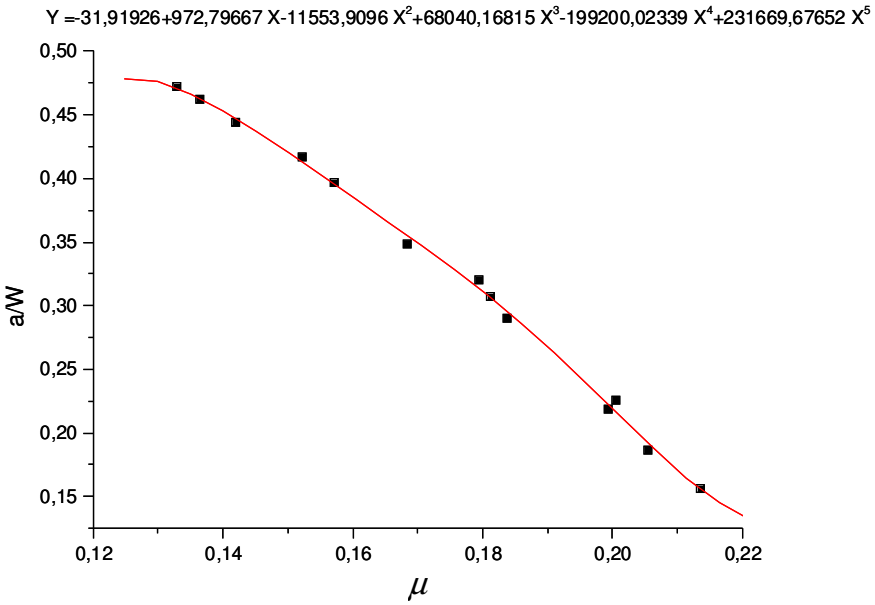


Figura 19. Ajuste polinomial obtido para a função de flexibilidade (μ) em função de *a/W*.

Essa faixa é função do ligamento remanescente mínimo (*W-a*) permitido nas condições de ensaio conforme a norma ISO 12108 [57]. O ligamento remanescente mínimo pode ser calculado a partir da relação matemática descrita nessa norma, Equação 9.

$$(W-a) \geq \left(\frac{3000 \lambda P_{máx}}{2B\sigma_{LE(0,2\%)}} \right)^{1/2} \quad (9)$$

onde:

a é o comprimento da trinca;

λ é igual a $4W$ para corpos-de-prova tipo SE(B) – dobramento a três pontos;

$P_{máx}$ é a carga máxima;

$\sigma_{LE\ (0,2\%)}$ é o limite de escoamento (0,2%). Foi considerado um limite de escoamento de 550MPa.

Foram adaptados "*knife edges*" nos corpos-de-prova para que o *clip gauge* fosse fixado visando a aquisição dos dados de flexibilidade. A montagem do *clip gauge* no corpo-de-prova é ilustrada na Figura 20.

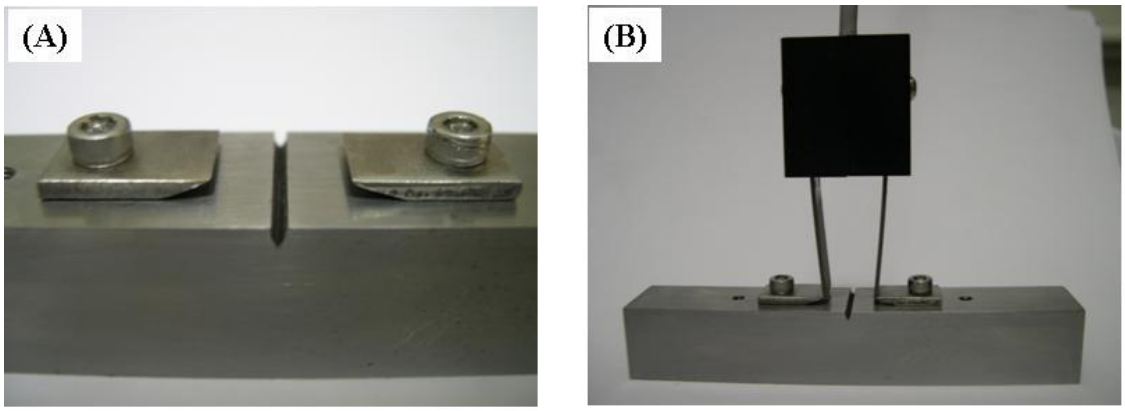


Figura 20. (A) Adaptação de *knife edges* no corpo-de-prova de fadiga. (B) Fixação do *clip gauge*.

Os dados da técnica da flexibilidade necessários para a determinação do comprimento de trinca foram capturados automaticamente a cada 200 ciclos a partir do programa Wavemaker da Instron. Em virtude da grande dispersão de dados observada, houve a necessidade de realizar um processo matemático de filtragem desses pontos antes dos mesmos serem processados. Para esse fim, utilizou-se um filtro FFT, onde a média local foi calculada a partir de um conjunto de pontos (entre 10 e 50 pontos).

Concomitantemente com a técnica da flexibilidade, o crescimento da trinca de fadiga foi acompanhado visualmente através de marcações nas superfícies dos corpos-de-prova.

3.6.2. Simulação do *reeling*

Para a simulação do processo *reel-lay* nos corpos-de-prova de fadiga utilizados alguns parâmetros foram considerados. Primeiramente, foi considerado um *riser* com as dimensões do tubo empregado neste trabalho. Foi considerado também que o *riser* que contém um defeito planar circunferencial de 3,5mm sofre uma deformação total em torno de 3% durante lançamento e é enrolado num carretel de 7,5m de raio. Dessa maneira, o valor de J tomado como base foi de aproximadamente 175 kJ/m^2. Esse valor corresponde, nas dimensões e geometria dos corpos-de-prova empregados neste trabalho, as condições reais a que um *riser* seria submetido durante lançamento, se forem considerados os parâmetros acima citados, conforme resultados de simulação numérica apresentados por RUGGIERI e DONATO [58]. Ou seja, buscou-se que os corpos-de-prova representassem às condições reais de um *riser*. No desenvolvimento deste trabalho, outros valores de J e dimensões de defeito foram simulados nos corpos-de-prova para que os resultados fossem comparados.

A carga correspondente ao valor de J aplicado nos corpos-de-prova de fadiga foi calculada a partir do procedimento EPRI [59] que fornece um meio de se calcular J_{total} sob condições elastoplásticas e completamente plásticas, a partir da soma dos componentes elásticos (J_{el}) e plásticos (J_{pl}), ou seja:

$$J_{total} = J_{el} + J_{pl} \tag{10}$$

A componente elástica é obtida a partir do fator de intensidade de tensão para um comprimento de trinca efetivo, $K(a_{ef})$. Dessa maneira:

$$J_{el} = \frac{K_I^2(a_{ef})}{E'} \tag{11}$$

onde $E' = E$ para tensão plana e $E' = E/(1-\nu^2)$ para deformação plana. O comprimento de trinca efetivo (a_{ef}) representa a correção de primeira ordem de Irwin e é expresso por:

$$a_{ef} = a + \frac{1}{1+(P/P_0)^2}\frac{1}{\beta\pi}\left(\frac{n-1}{n+1}\right)\left(\frac{K_I(a)}{\sigma_0}\right)^2 \quad (12)$$

onde $\beta = 2$ para condições de tensão plana, consideradas neste trabalho, σ_0 é a tensão de referência (normalmente a tensão no escoamento) e n é o expoente de encruamento obtido a partir da equação de Ramberg-Osgood. O termo P_0 é uma carga de referência (normalmente o limite de carga) que, para o corpo-de-prova de flexão a três pontos, SE(B), é dada por:

$$P_0 = \frac{1{,}072 B b^2 \sigma_0}{S} \quad (13)$$

onde B é a espessura, b é o ligamento remanescente e $S = 4W$.

O componente plástico J_{pl} de acordo com o EPRI [59], para corpos-de-prova tipo SE(B), é dado por:

$$J_{pl} = \alpha\varepsilon_0\sigma_0 b h_1\left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1} \quad (14)$$

onde α é uma constante oriunda da equação de Ramberg-Osgood e $\varepsilon_0 = \sigma_0/E = 0{,}002$.

3.6.2.1. Metodologia para aplicação de *J* e ensaios pós-reel

Anteriormente à simulação do processo *reeling*, os corpos-de-prova de fadiga foram ensaiados com carregamento em amplitude constante com R=0,1 ou 0,4, com $P_{máx}$ e P_{min} conhecidos, conforme a metodologia apresentada anteriormente no item 2.5. Esse estágio será denominado neste trabalho de estágio pre-reel. O ensaio foi realizado até um determinado comprimento de trinca denominado de a_f, que é o comprimento de trinca no final do estágio pre-reel, ou seja, o comprimento de trinca onde o processo *reeling* foi simulado. Para a simulação do *reeling* na posição 12h foi considerado um defeito circunferencial planar conforme ilustrado na Figura 21.

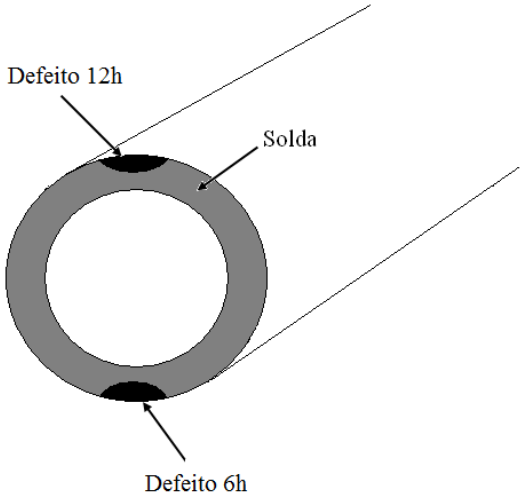


Figura 21. Defeito planar circunferencial considerado na simulação do *reeling* nas posições 12h e 6h.

A metodologia de simulação do processo *reeling* consistiu em quatro carregamentos em flexão a três pontos realizados em cada corpo-de-prova de fadiga, de modo a simular os quatro meio-ciclos envolvidos no processo *reel-lay* de lançamento de *risers*, conforme esquematizado na Figura 22. Essa sequência foi efetuada utilizando uma máquina de ensaio EMIC DL 10000, à temperatura ambiente. A velocidade do travessão foi de 0,5mm/min.

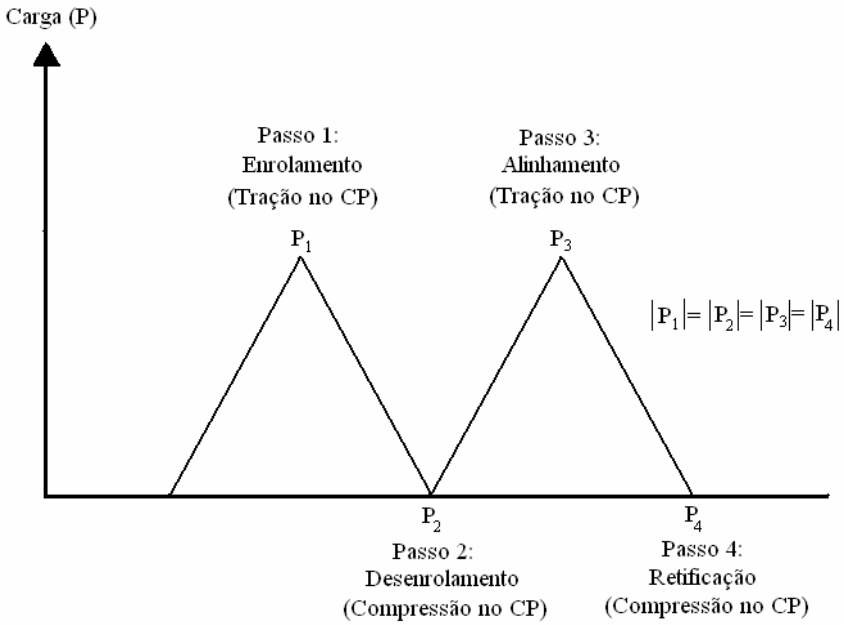


Figura 22. Esquematização da metodologia empregada para a simulação do processo *reeling* considerando um defeito na posição 12h.

Na posição 12h, os quatro meio-ciclos envolvidos no lançamento seguiram a sequência de carregamento no corpo-de-prova: tração-compressão-tração-compressão, conforme ilustrado na Figura 22. Já na posição 6h, a sequência foi invertida começando por compressão e finalizando com carregamento trativo. Nos carregamentos compressivos, um dispositivo foi inserido entre o rolete e o entalhe do corpo-de-prova, evitando assim o contato direto entre eles, Figura 23.

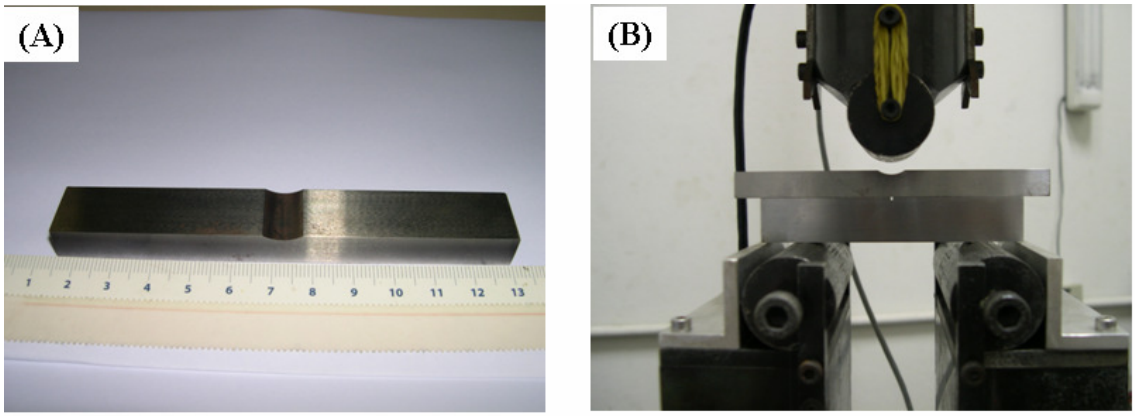


Figura 23. (A) Dispositivo utilizado nos ensaios de flexão. (B) Montagem do dispositivo no corpo-de-prova.

Após a simulação do processo *reel-lay*, os corpos-de-prova foram envelhecidos em temperatura ambiente em torno de 96h de maneira que o comportamento das atmosferas de Cottrell fosse considerado. Posteriormente, o ensaio pós-reel em fadiga foi reiniciado retomando os mesmos valores de $P_{máx}$, P_{min} para R=0,1 ou 0,4 (dependendo da condição do ensaio) empregados no estágio pre-reel.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Análise Metalográfica

Os resultados da análise metalográfica serão divididos em duas partes. Primeiramente, as regiões da junta soldada do aço API X-80 estudado serão identificadas e, posteriormente, caracterizadas.

4.1.1 – Identificação das regiões da junta soldada

Os resultados referentes à identificação das regiões da junta soldada circunferencial do aço estudado são apresentados nas Figuras 24 a 37 e foram obtidos a partir de análises realizadas por microscopia estereoscópica e ótica. A análise por microscopia estereoscópica (Figuras 24 a 31) visou apresentar uma visão geral das regiões da junta, enquanto a análise por microscopia ótica, Figuras 32 a 37, visou mostrar mais claramente essas regiões.

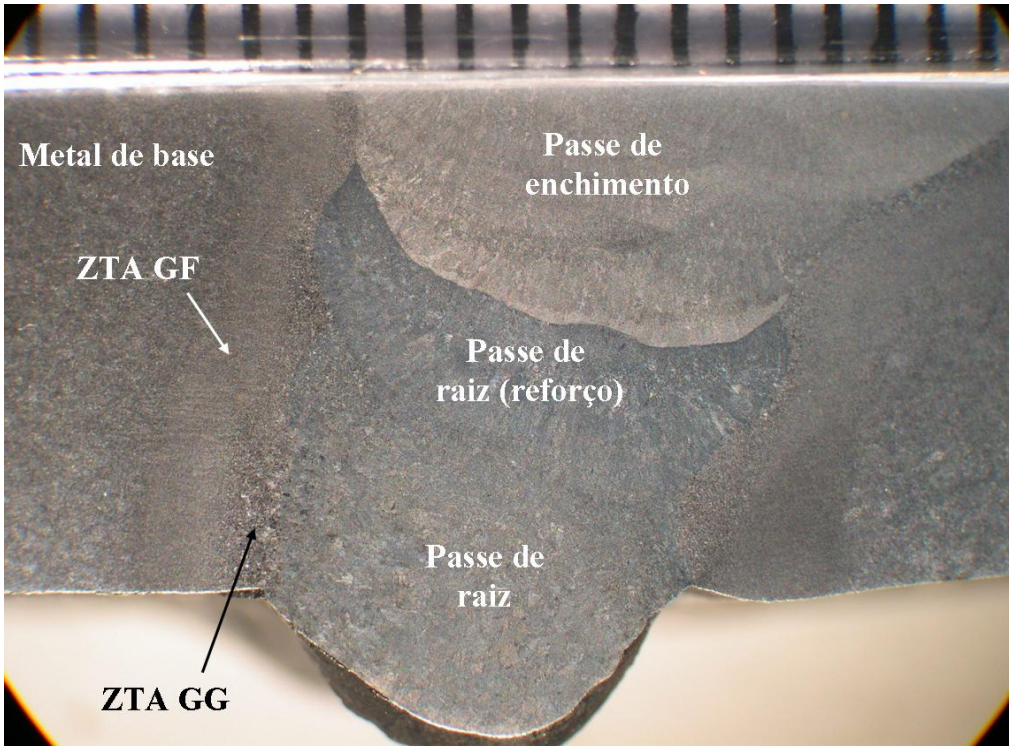


Figura 24. Regiões da junta soldada próximas aos passes de raiz e enchimento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

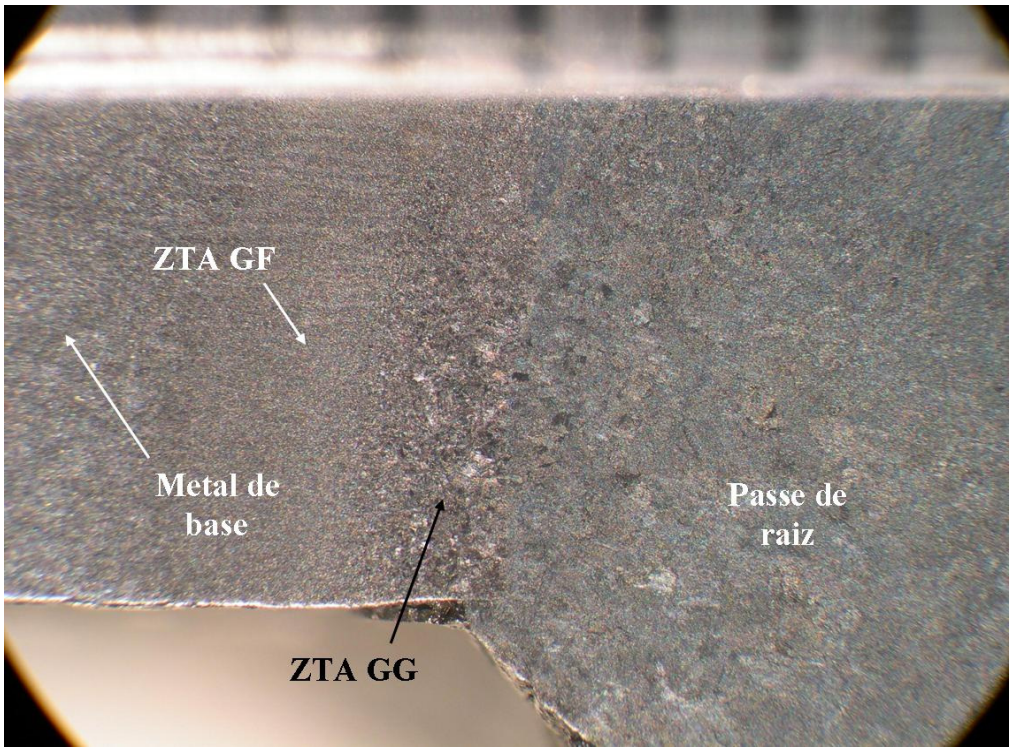


Figura 25. Regiões da junta soldada próximas ao passe de raiz da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

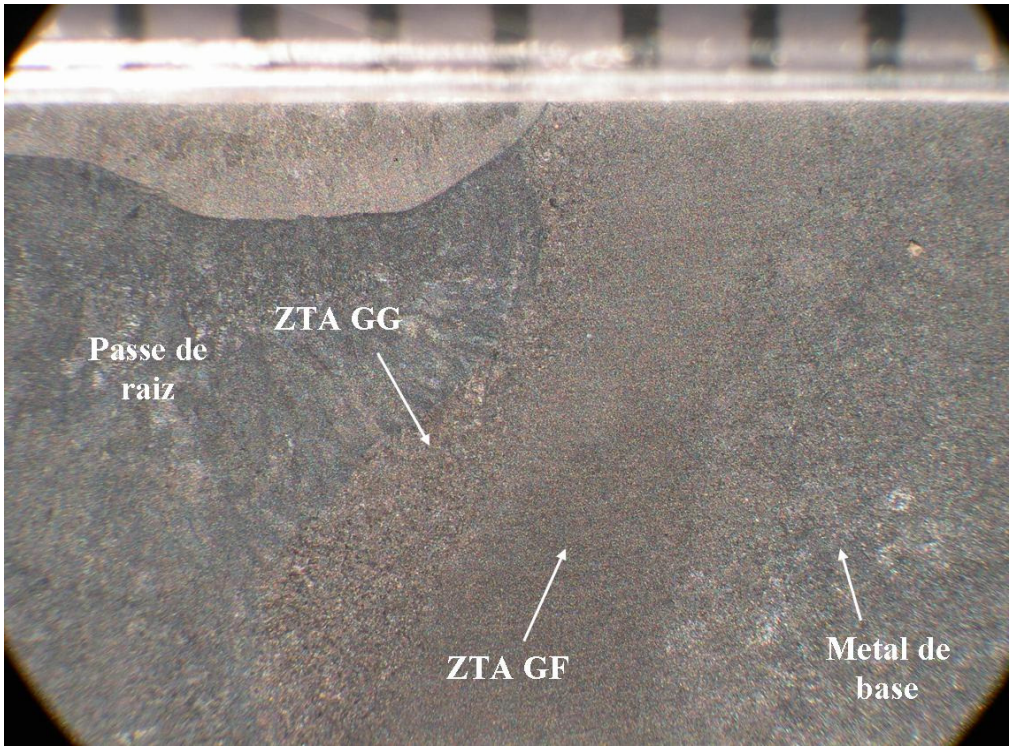


Figura 26. Regiões da junta soldada próximas ao passe de raiz da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

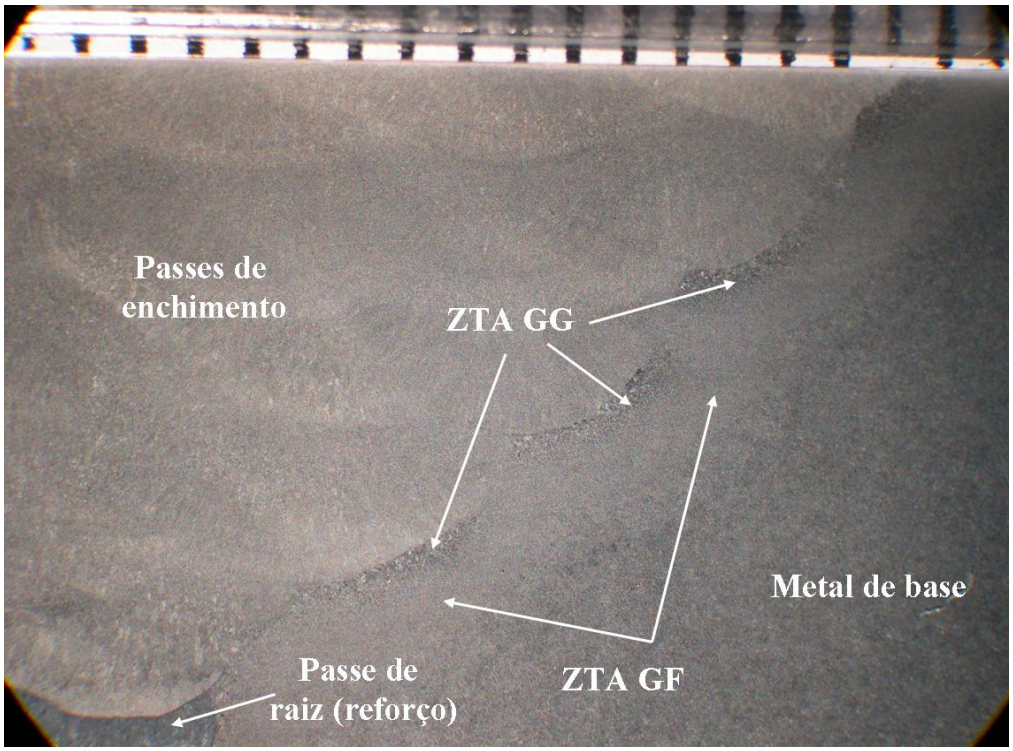


Figura 27. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

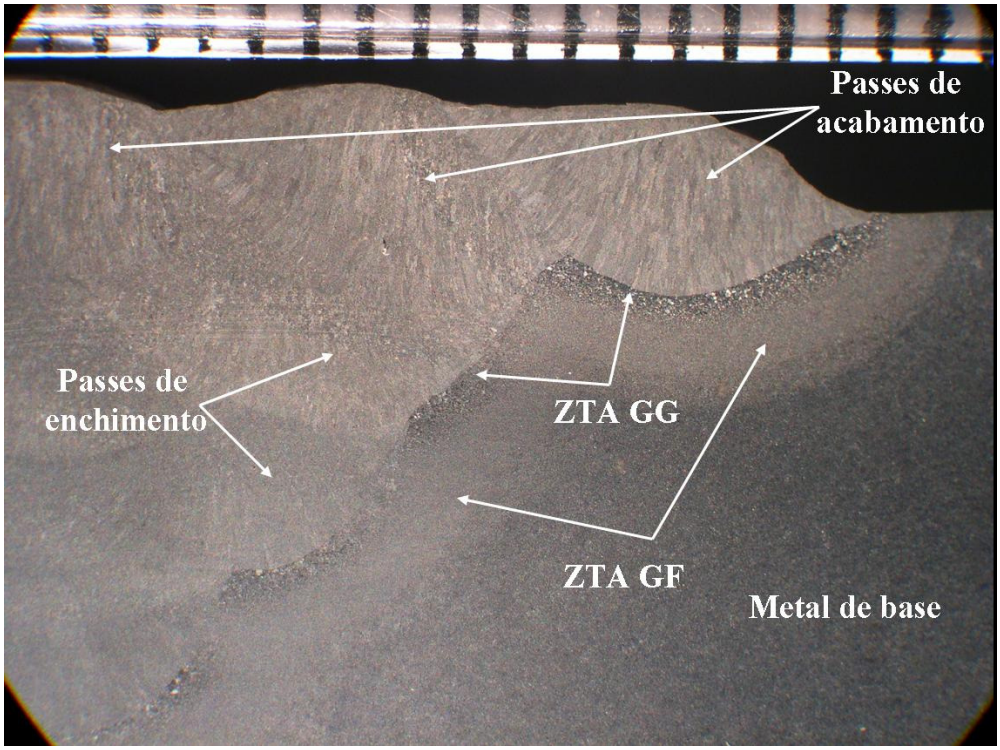


Figura 28. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

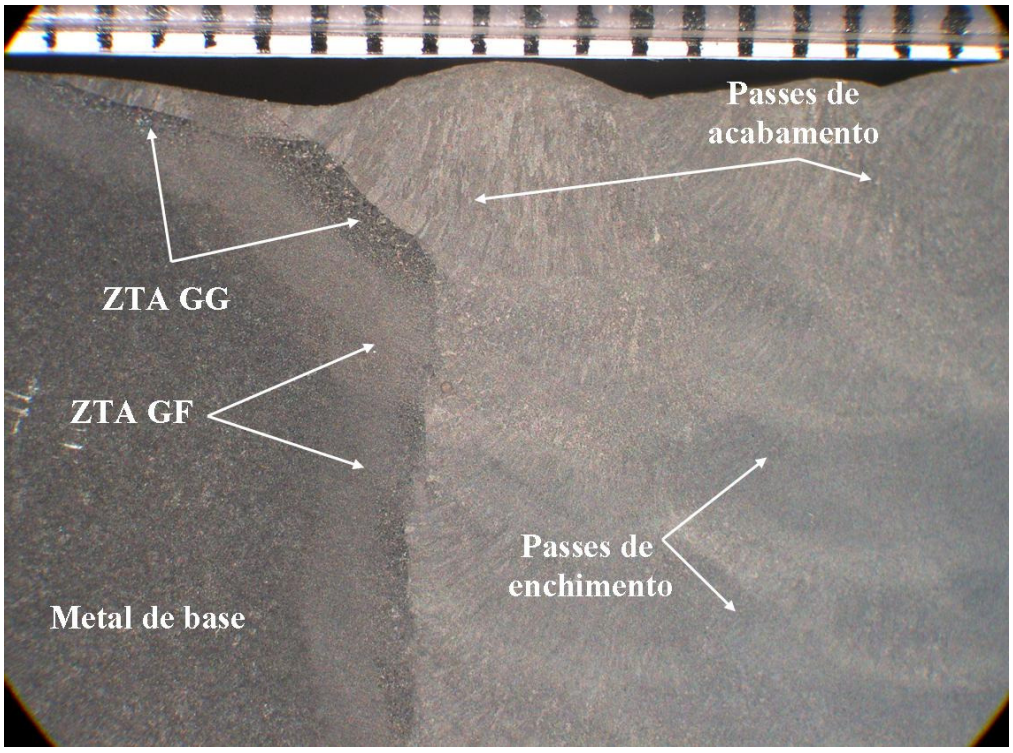


Figura 29. Regiões da junta soldada próximas aos passes de enchimento e acabamento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

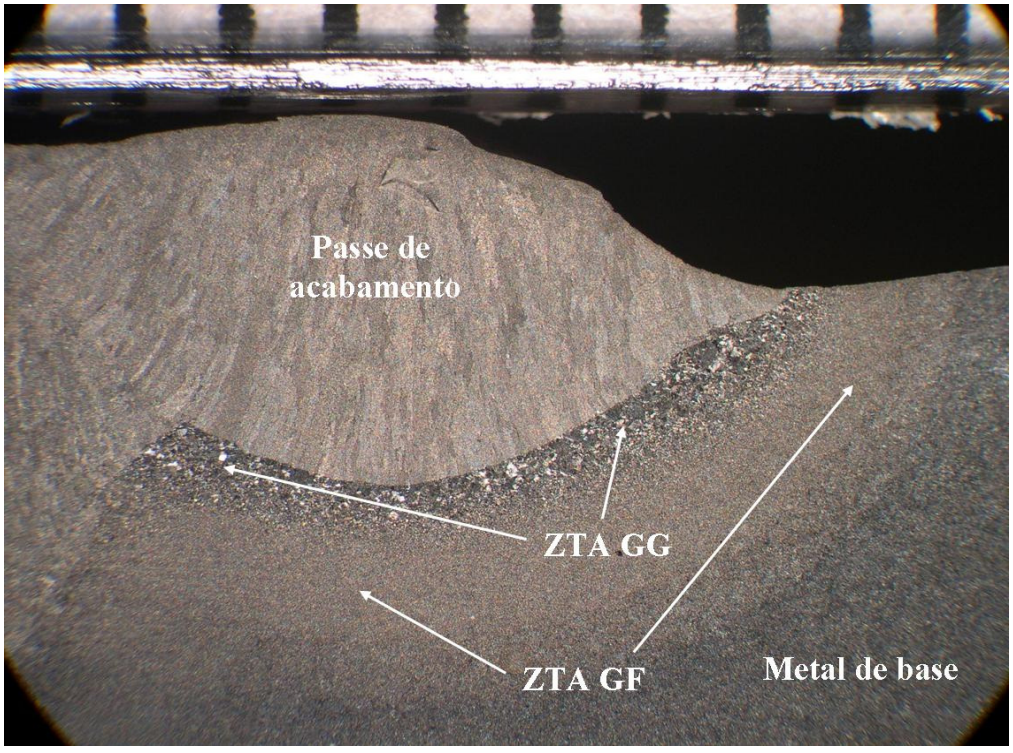


Figura 30. Regiões da junta soldada próximas ao passe de acabamento da solda identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

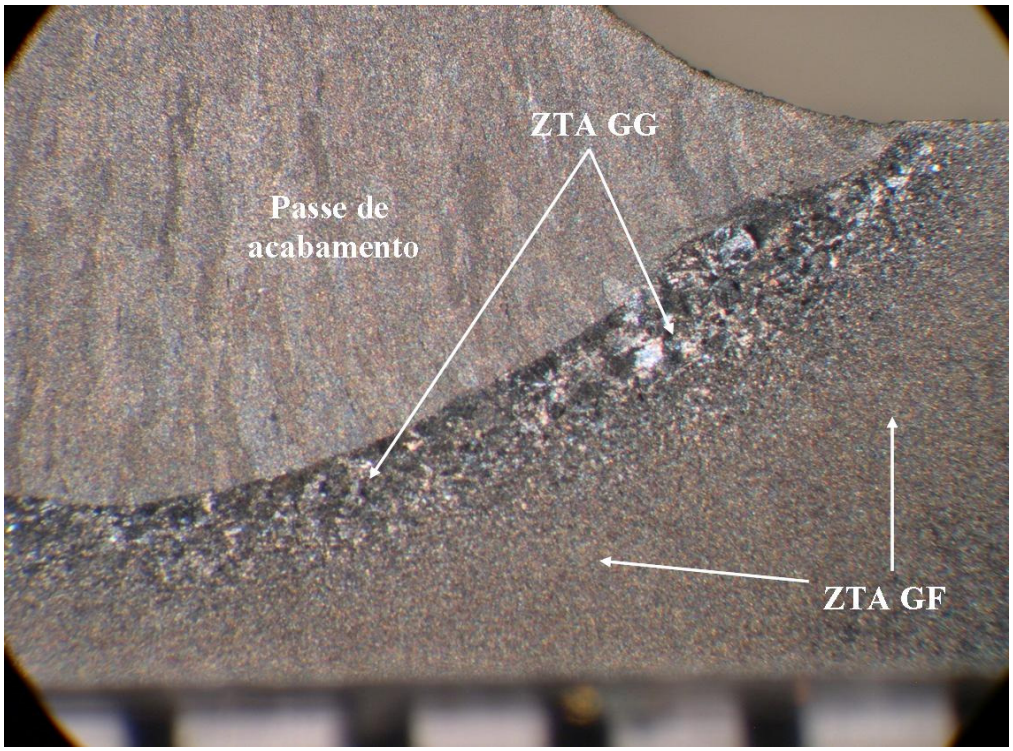


Figura 31. Região da junta soldada próxima ao passe de acabamento identificadas por microscopia estereoscópica (escala em mm).

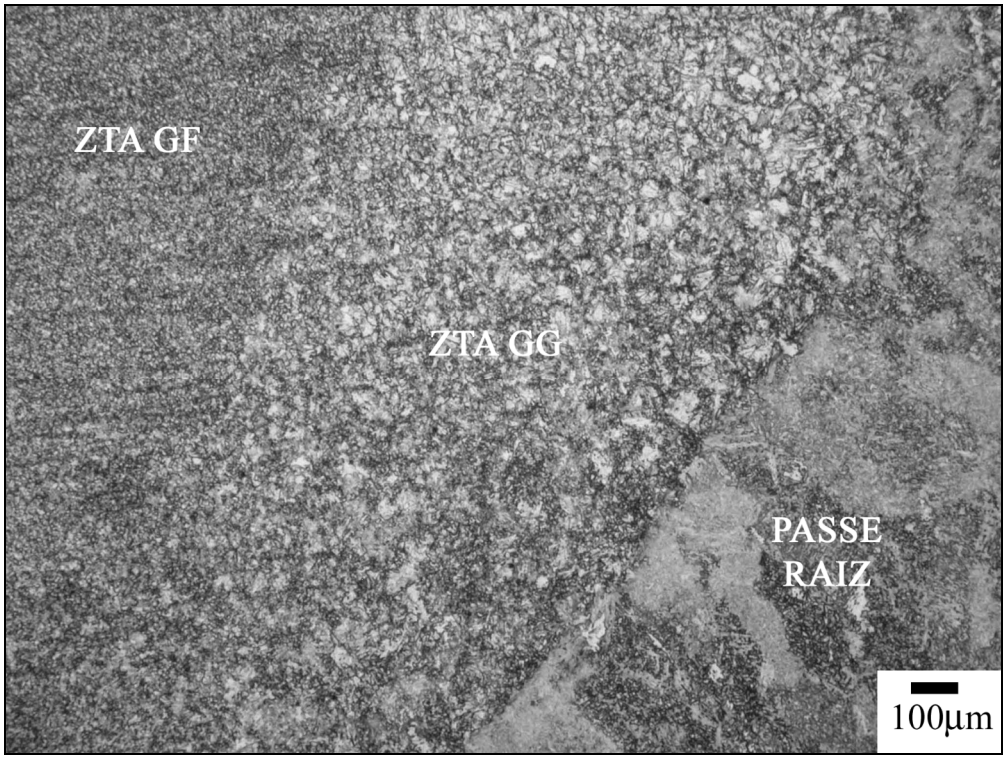


Figura 32. Região da junta soldada próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica.

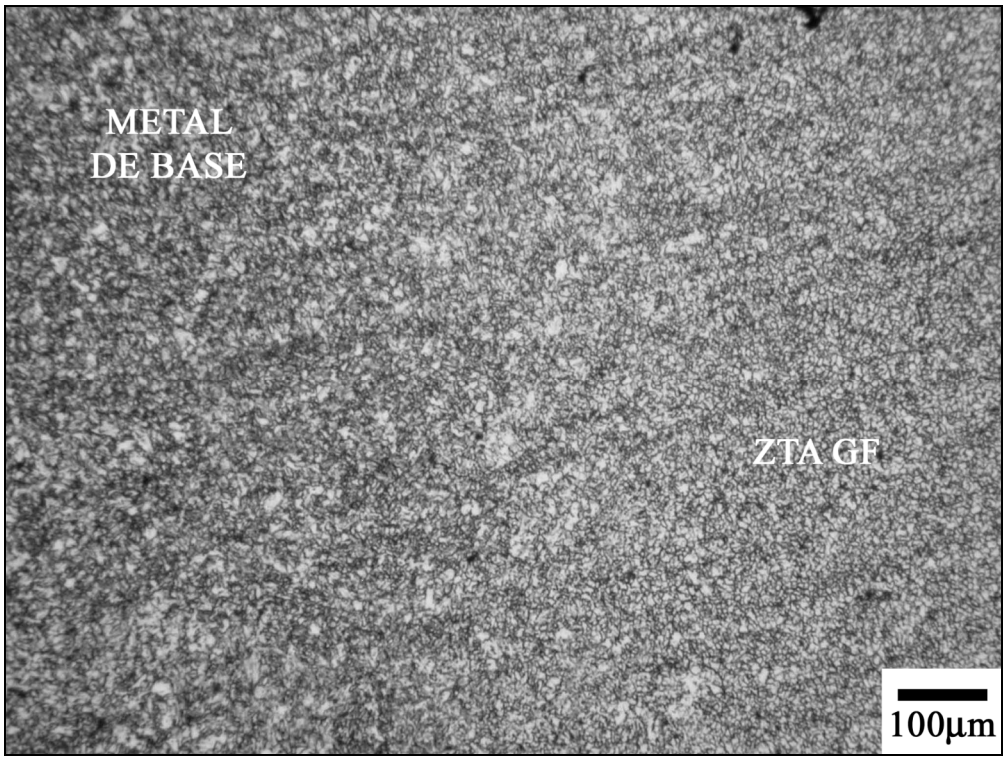


Figura 33. Região da interface entre a ZTA de grãos finos e metal de base próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica.

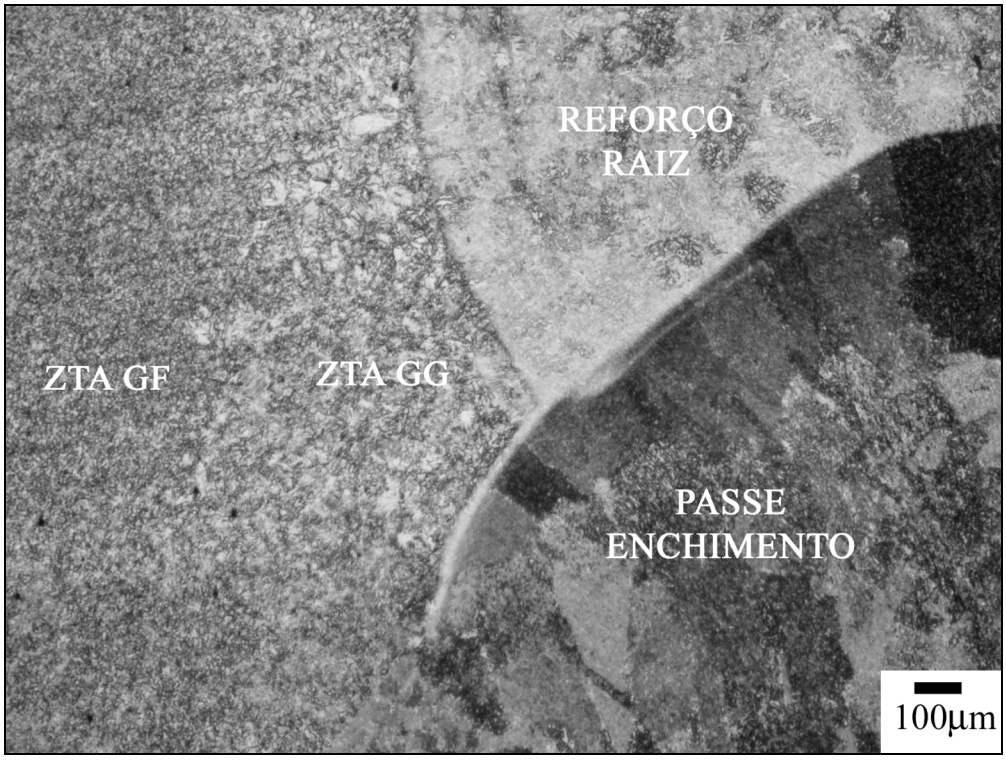


Figura 34. Região da solda próxima ao final do passe de reforço de raiz e o primeiro passe de enchimento ilustrando a região da ZTA (obtida por microscopia ótica).

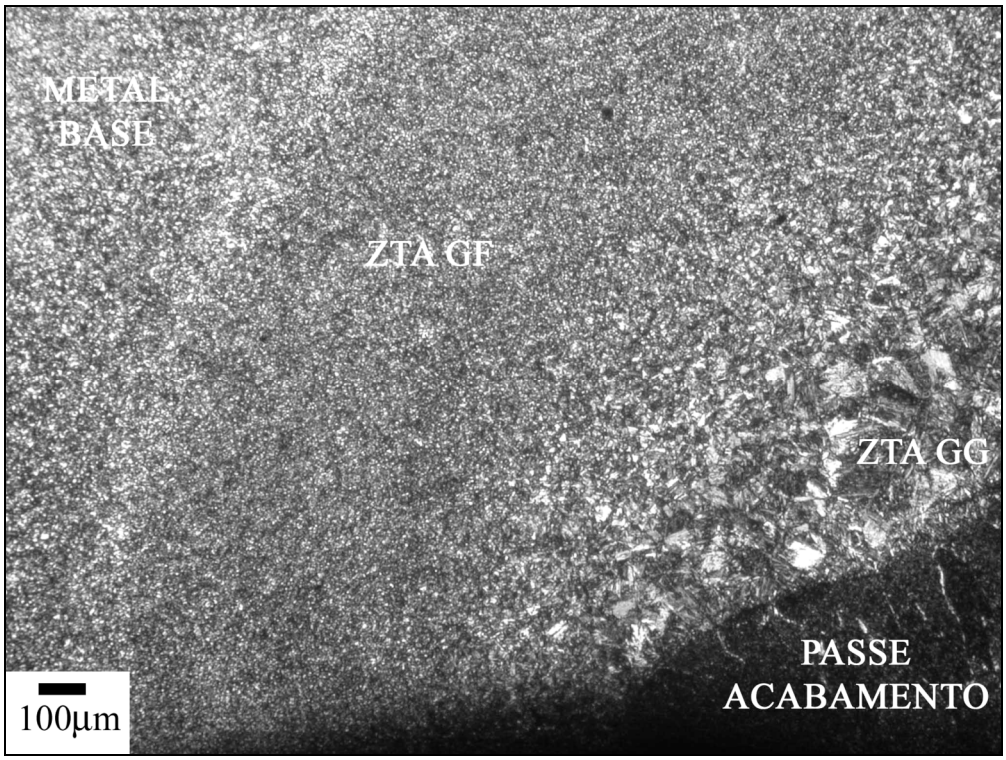


Figura 35. Região da solda próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia ótica.

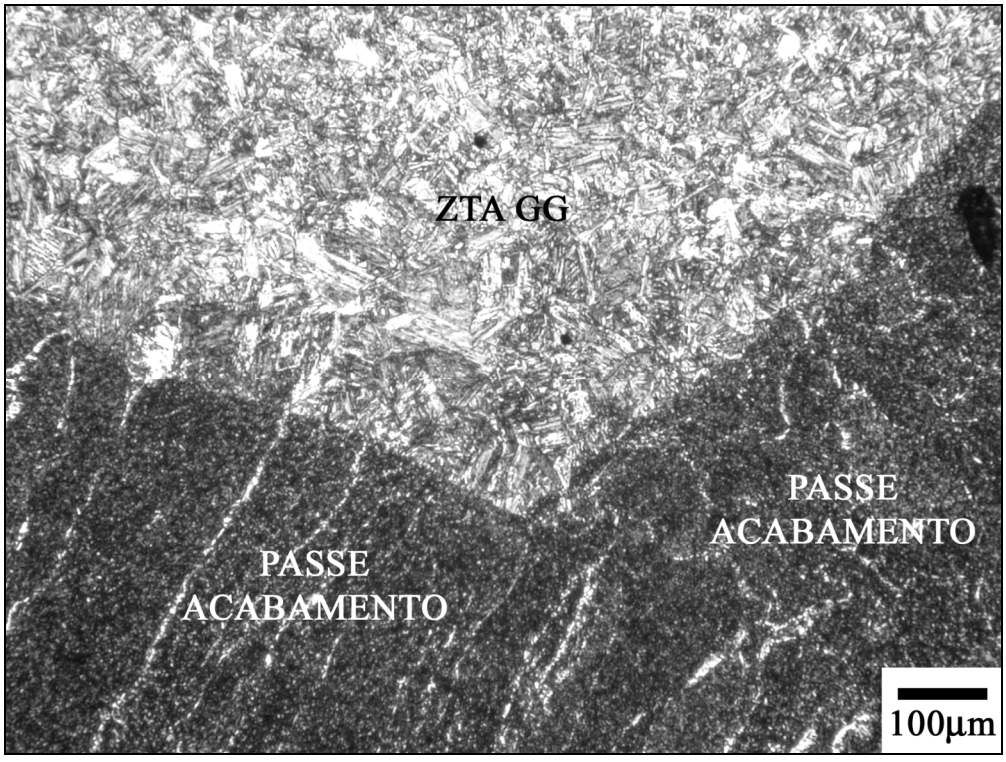


Figura 36. Região da solda ilustrando dois passes de acabamento e a região de granulação grosseira da ZTA, obtida por microscopia ótica.

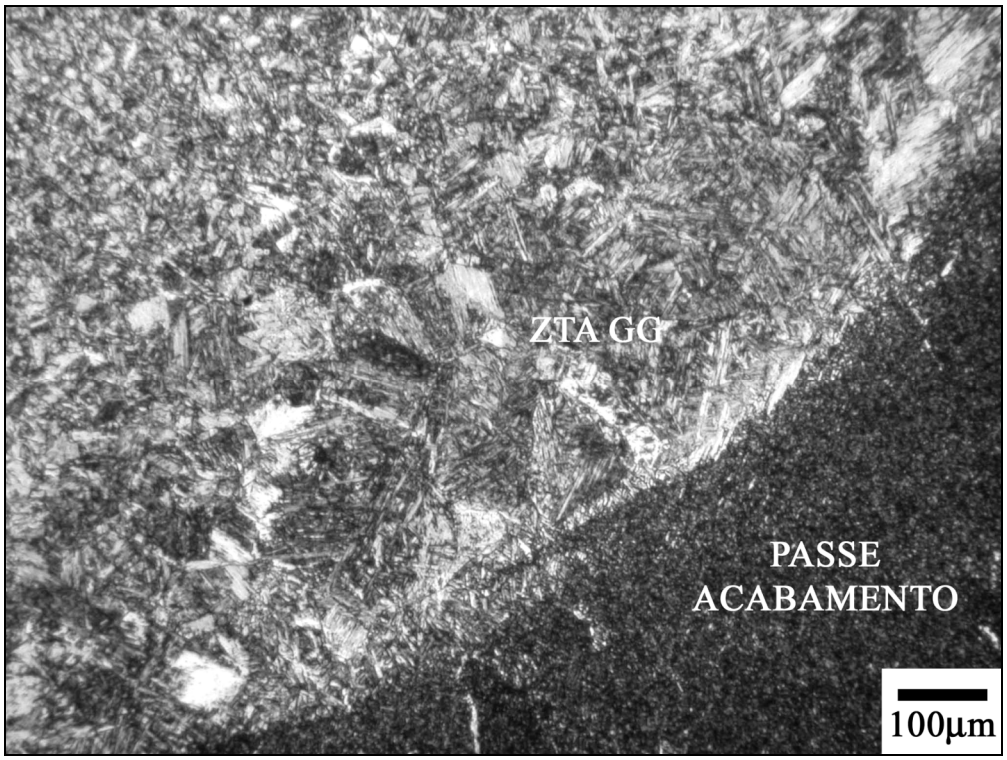


Figura 37. Região da solda referente ao passe de acabamento ilustrando a região da ZTA de grãos grosseiros (obtida por microscopia ótica).

Pelas Figuras 24 a 37 nota-se que a junta soldada circunferencial do aço API X-80 estudado é formada por três regiões bem definidas: metal de base (MB), metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA). Em relação à região da ZTA foi possível verificar que ela é formada por duas regiões diferenciadas pelo tamanho do grão: região da ZTA de grãos grosseiros, denominadas aqui por ZTA GG e região da ZTA de grãos finos (ZTA GF). Concomitantemente, foi observada uma maior quantidade de ZTA GF em relação à ZTA GG, que pode ser de grande importância, visto que, de uma maneira geral, um menor tamanho de grão confere ao material maior tenacidade à fratura.

4.1.2 – Caracterização microestrutural das regiões da junta soldada

Os resultados da caracterização microestrutural são apresentados nas Figuras 38 a 45. A simbologia adotada para essa caracterização é apresentada na Tabela 5.

Tabela 5. Simbologia adotada para a identificação microestrutural da junta soldada circunferencial do aço API X80 estudado.

SIMBOLOGIA	MICROESTRUTURA
F	Ferrita
P	perlita
FS(A)	ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA)	ferrita com segunda fase não-alinhada
AF	ferrita acicular
PF(G)	ferrita primária de contorno de grão
PF(I)	ferrita poligonal intragranular
B	bainita

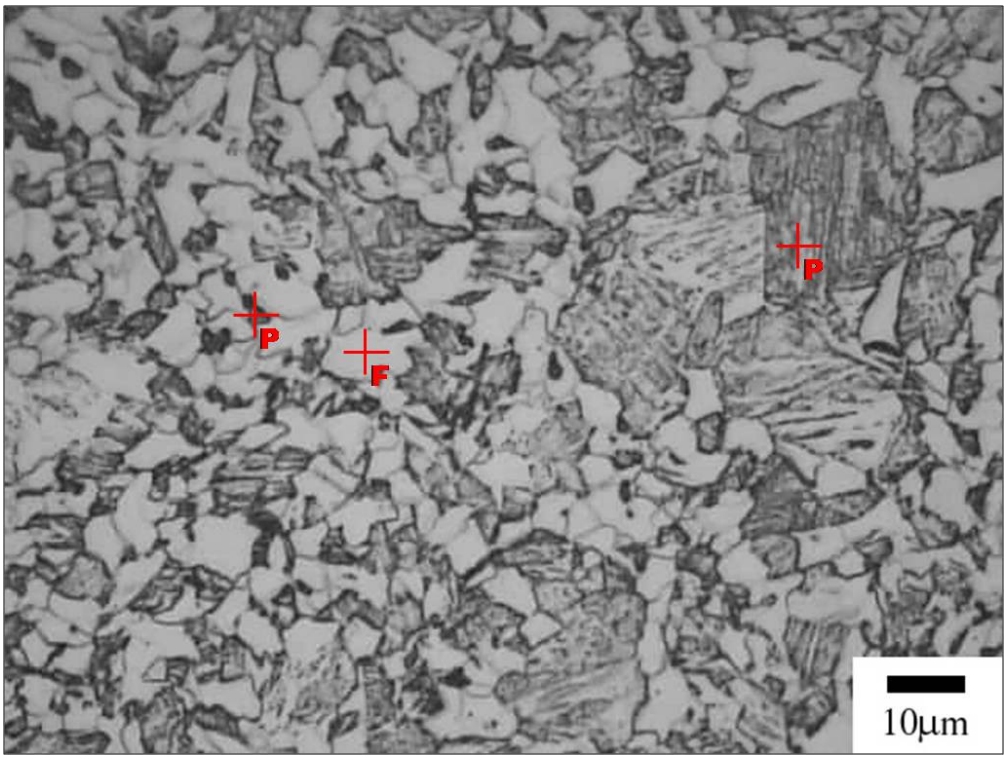


Figura 38. Microestrutura do metal de base do aço API X-80 em estudo, obtida por microscopia ótica.

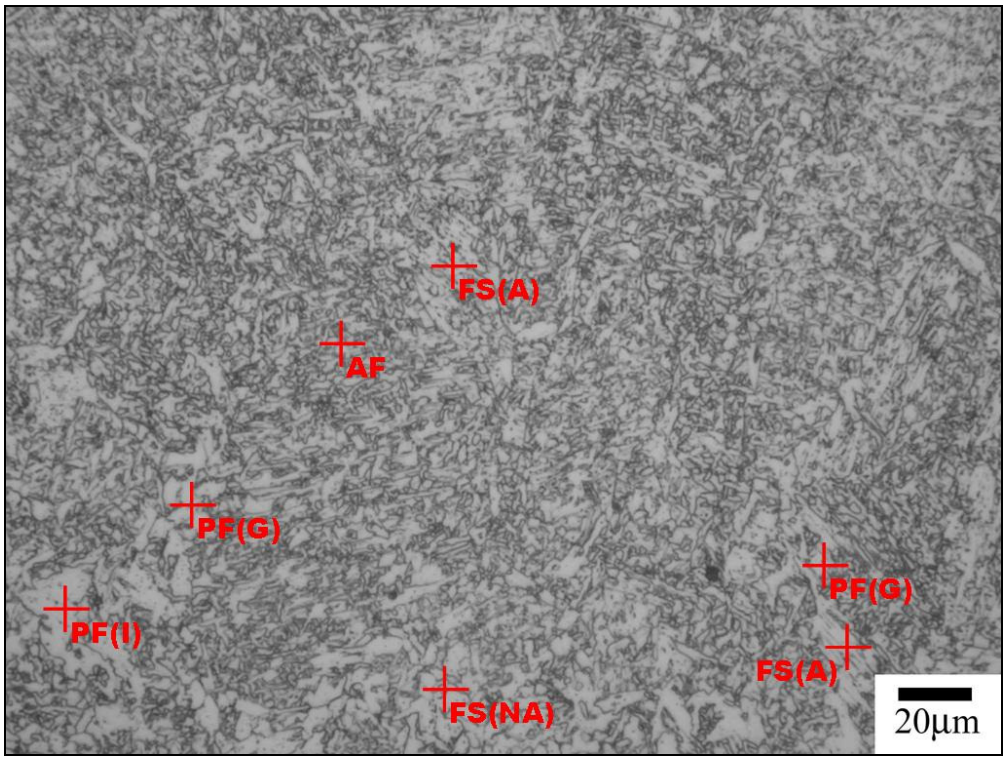


Figura 39. Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.

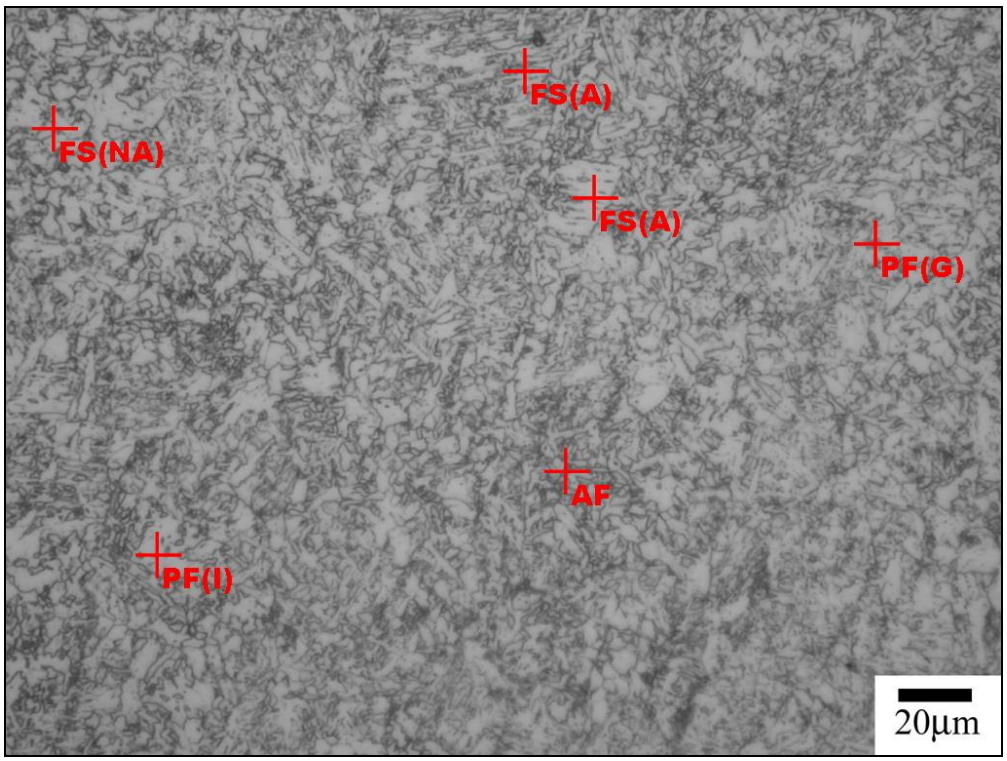


Figura 40. Microestrutura do metal de solda no passe de enchimento.

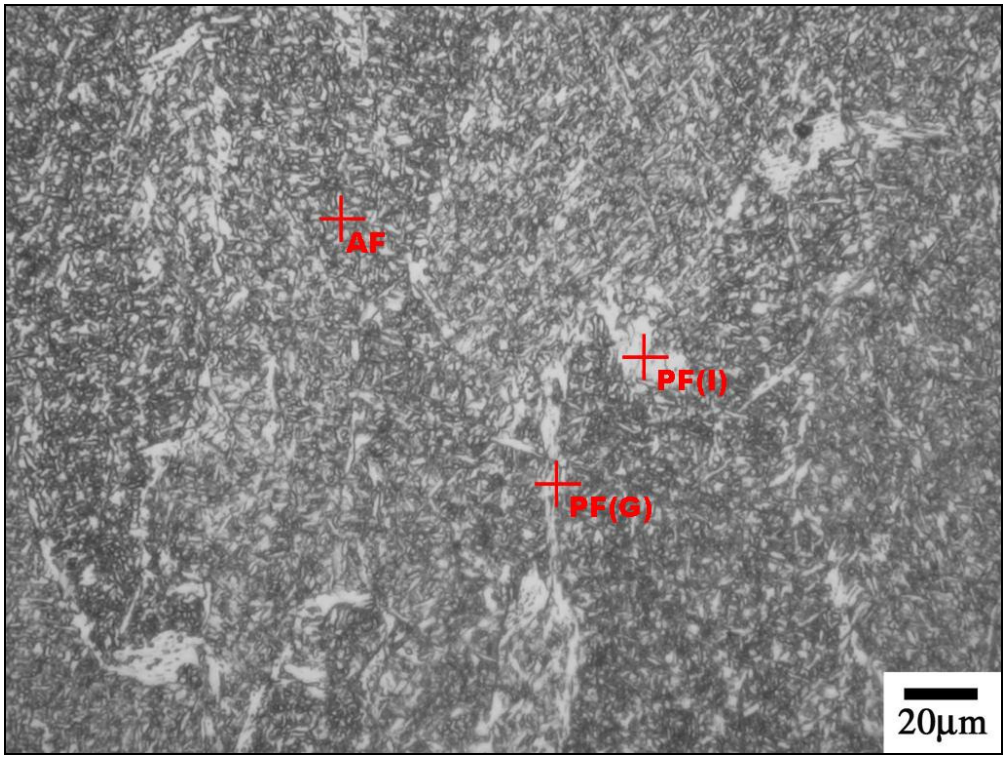


Figura 41. Microestrutura do metal de solda no passe de acabamento.

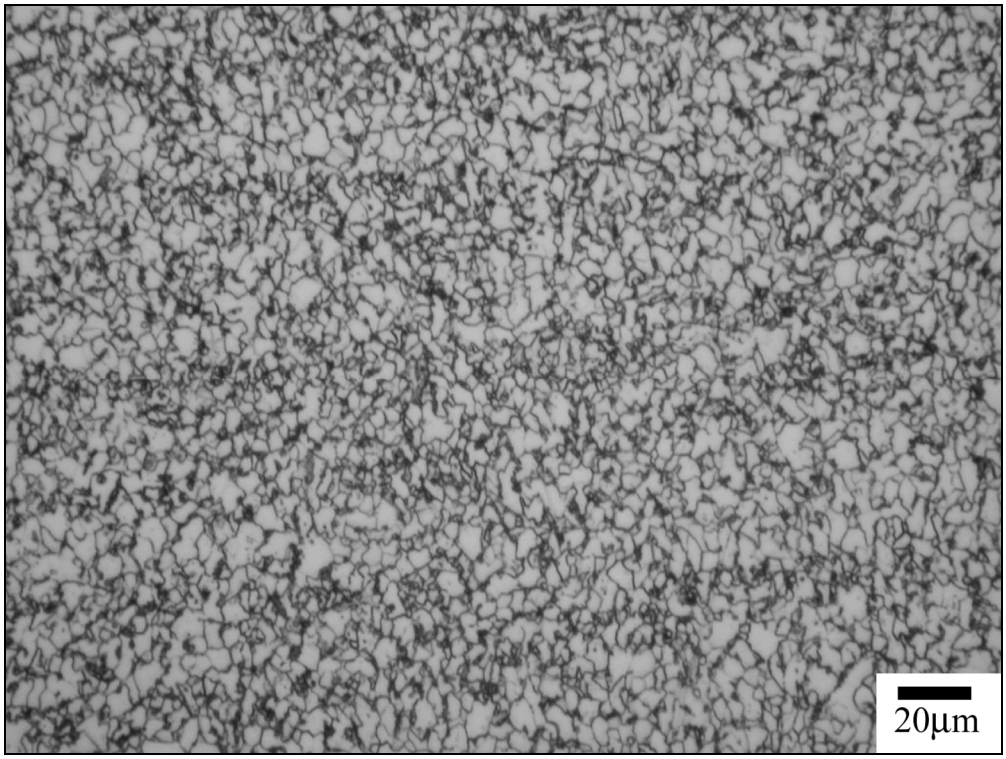


Figura 42. Microestrutura da ZTA da região de grãos finos próxima ao passe de raiz, obtida por microscopia ótica.

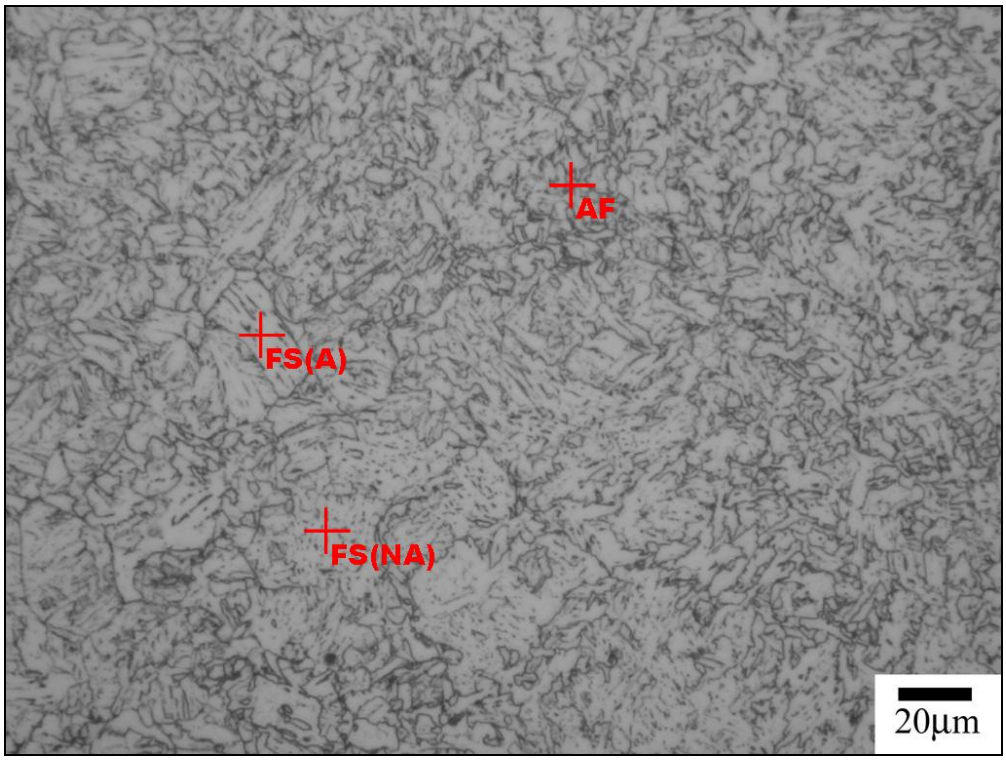


Figura 43. Microestrutura da ZTA no passe de enchimento.

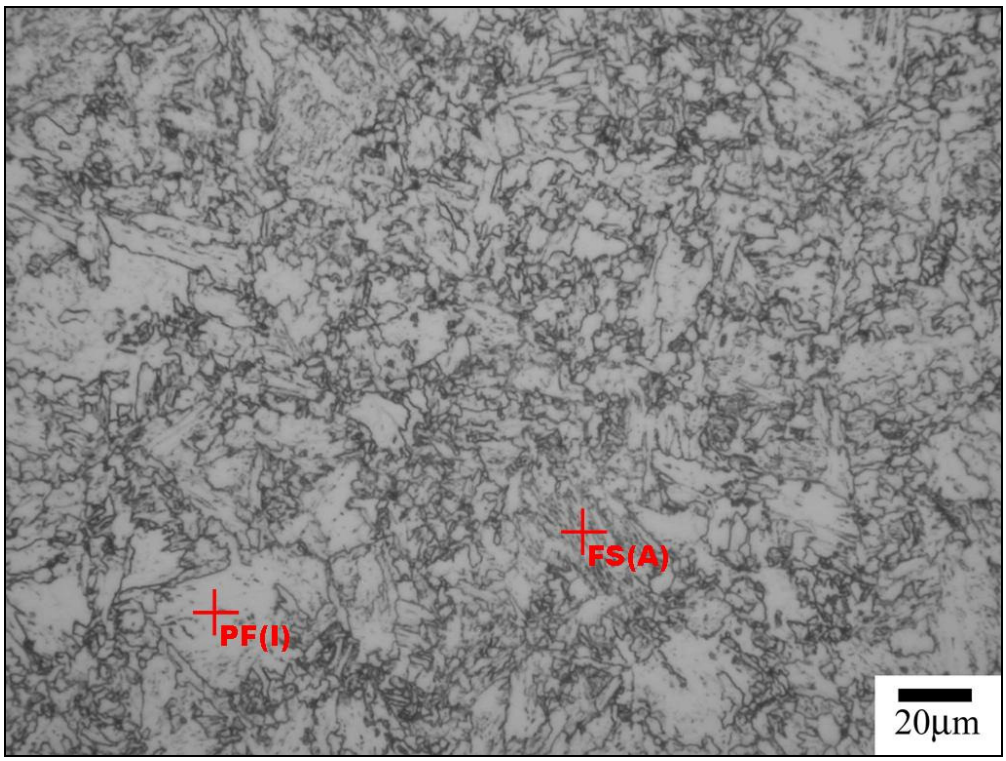


Figura 44. Microestrutura da ZTA na região de grãos grosseiros

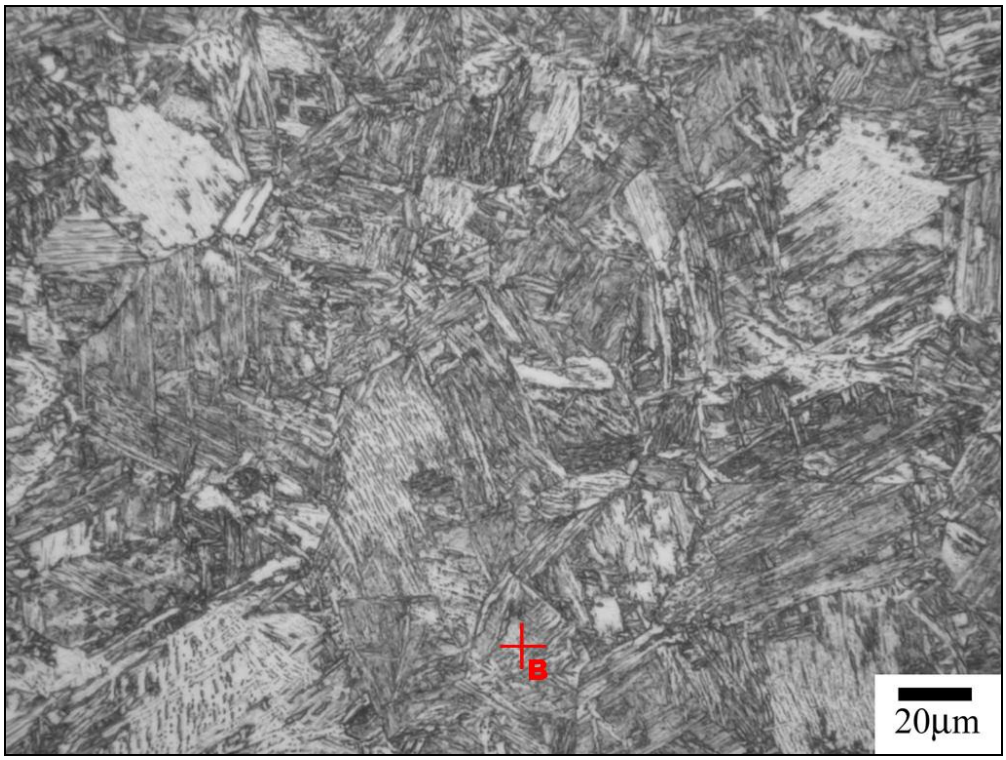


Figura 45. Microestrutura da ZTA no passe de acabamento.

Em relação ao tipo de microestrutura, é bem difundido na literatura que a microestrutura ferrita acicular garante elevada tenacidade ao material [47]-[50] e, consequentemente, uma elevada resistência ao crescimento de trinca de fadiga [60]. Em contrapartida, microestruturas como ferrita primária de contorno de grão e ferrita de segunda fase tem o efeito contrário. Todas essas microestruturas estão presentes na região do metal de solda no material utilizado neste trabalho, como pode ser observado nos resultados de microscopia óptica apresentados anteriormente.

4.2. Ensaios de Tração

As curvas tensão nominal-deformação nominal referentes ao ensaio de tração são apresentadas nas Figuras 46 a 50, enquanto os valores das propriedades mecânicas e os valores dos parâmetros da equação de Ramberg-Osgood determinados são apresentados nas Tabelas 6 e 7, respectivamente.

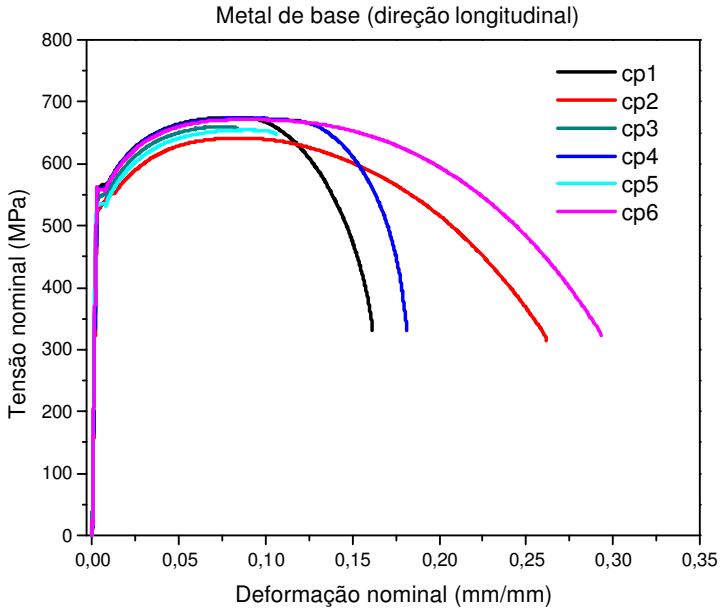


Figura 46. Curvas de tração da região do metal de base de corpos-de-prova retirados longitudinalmente à direção da solda.

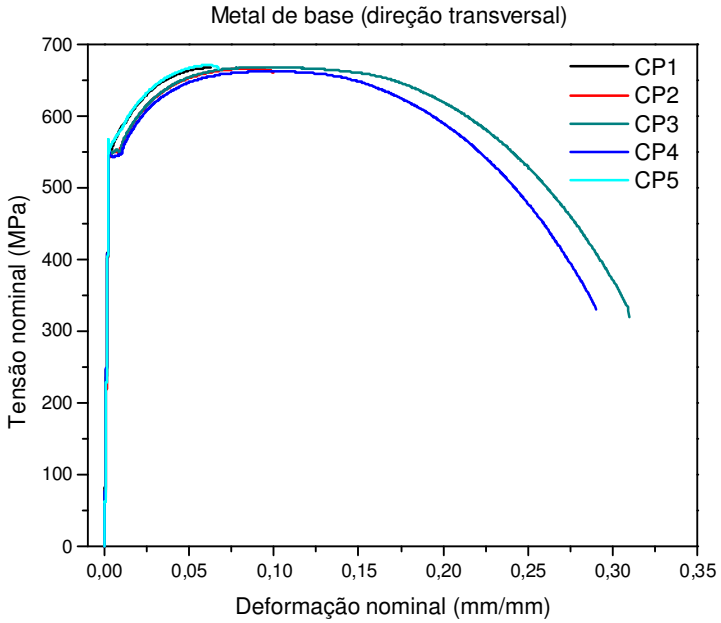


Figura 47. Curvas de tração da região do metal de base de corpos-de-prova retirados transversalmente à direção da solda.

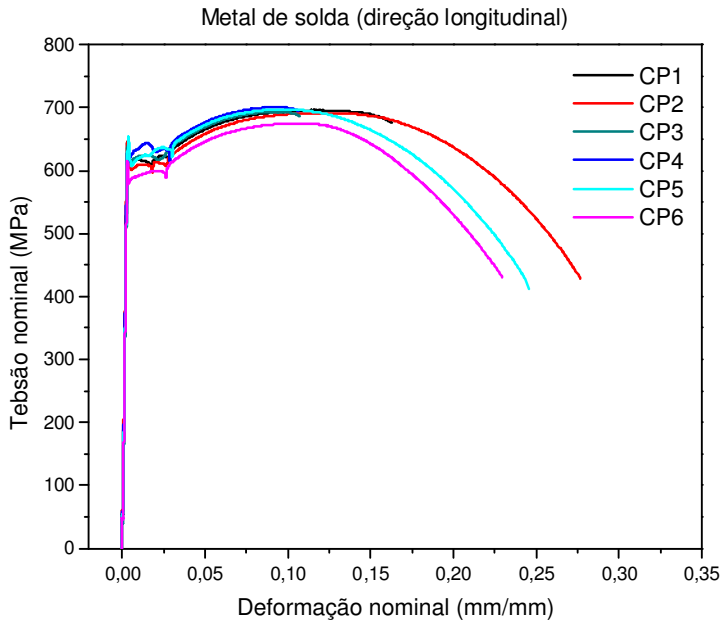


Figura 48. Curvas de tração da região do metal de solda de corpos-de-prova retirados na direção da solda.

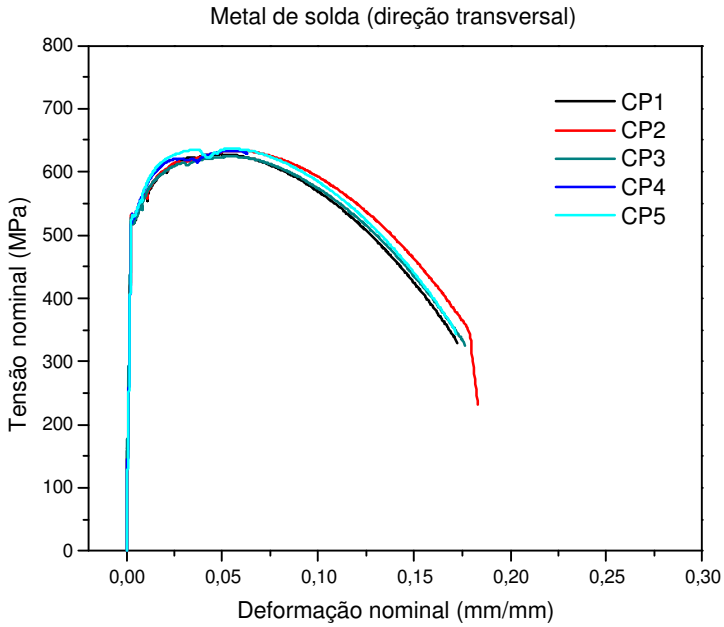


Figura 49. Curvas de tração da região do metal de solda de corpos-de-prova retirados transversalmente à direção da solda.

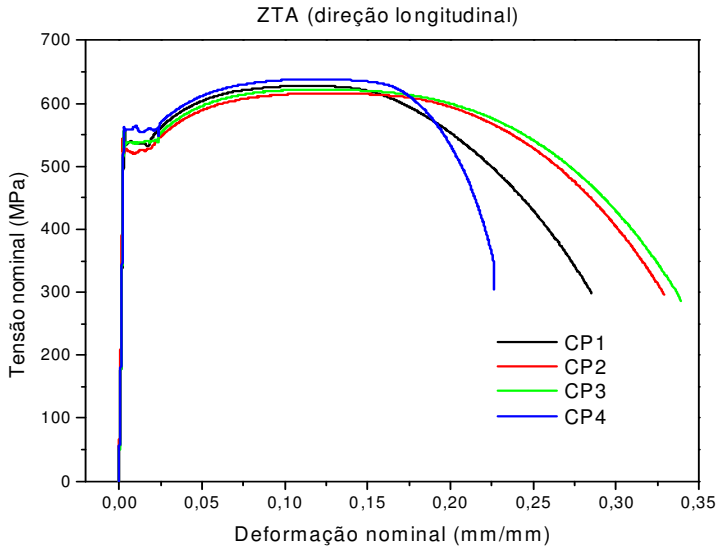


Figura 50. Curvas de tração da região da ZTA de corpos-de-prova retirados longitudinalmente à direção da solda.

Tabela 6. Propriedades mecânicas da junta soldada do aço API X-80 estudada.

Região	$\sigma_{LE(sup)}$ (MPa)	$\sigma_{LE(inf)}$ (MPa)	σ_{LR} (MPa)	$\sigma_{fratura}$ (MPa)	ε_{LR}	$\varepsilon_{fratura}$
MB(L)	550±15,47	552±11,68	663±13,44	326±3,88	0,08±0,006	0,24±0,06
MB(T)	547±24,75	547±2,64	667±3,32	332±3,35	0,076±0,01	0,30±0,01
MS(L)	638±15,26	605±15	691±8,82	433±11,79	0,10±0,01	0,24±0,02
MS(T)	530±6,22	553±6,76	631±4,76	297±49	0,05±0,004	0,17±0,008
ZTA	555±7,96	538±7,26	626±9,32	301±17,63	0,11±0,006	0,32±0,032

Tabela 7. Valores dos parâmetros da equação de Ramberg-Osgood da junta soldada do aço API X-80 estudada.

Região	*n*	*1/n*	*K*	*α*
MB(L)	8,59±0,29	0,116±0,004	967±24,69	0,73±0,01
MB(T)	9,14±1,25	0,11±0,02	957±32,6	0,736±0,008
MS(L)	7,44±0,19	0,134±0,004	1045±8,33	0,645±0,01
MS(T)	11,29±0,61	0,089±0,005	871±13,94	0,740±0,03
ZTA	7,40±0,06	0,135±0,001	946±11,39	0,74±0,02

Como pode ser observado, em alguns corpos-de-prova, as curvas tensão-deformação apresentadas foram plotadas até uma tensão um pouco além da tensão máxima (limite de resistência). Isso se deve ao fato do fenômeno do empescoçamento

ter ocorrido numa região onde o alongamento não pôde ser medido pelo extensômetro. Em outros casos, mais especificamente nos corpos-de-prova 1 e 4 da Figura 46 e no corpo-de-prova 4 da Figura 50, o empescoçamento ocorreu na fixação do extensômetro no corpo-de-prova.

4.3. Ensaios de microdureza Vickers

Os resultados do ensaio de microdureza realizado nas três regiões da junta soldada do aço em estudo são apresentados na Figura 51 abaixo.

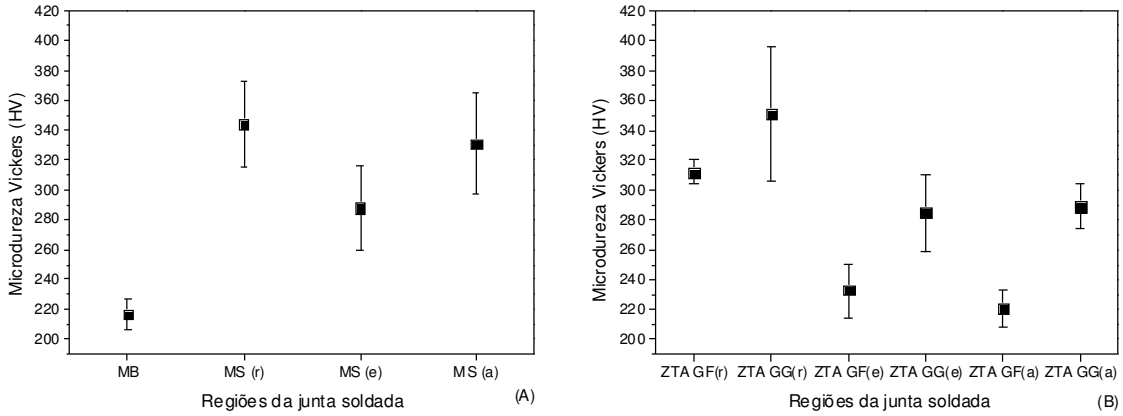


Figura 51. Microdureza Vickers das regiões da junta soldada em estudo: (A) metal de base e metal de solda e (B) ZTA, onde (r) é o passe de raiz, (e) é o passe de enchimento, (a) é o passe de acabamento, GF é a região de grãos refinados e GG é a região de grãos grosseiros.

De acordo com os resultados apresentados na Figura 51, o menor valor de microdureza foi encontrado na região do metal de base com média de 217HV, enquanto os maiores valores ocorreram nas regiões da ZTA de grãos grosseiros do passe de raiz (351HV), metal de solda do passe de raiz (344HV) e metal de solda da região de acabamento (331HV), nessa ordem.

4.4. Ensaios de fadiga

4.4.1. Ensaios de fadiga no material como soldado (sem simulação do *reeling*)

Os resultados obtidos nos ensaios de propagação de trinca de fadiga nas três regiões da junta circunferencial (metal de base, metal de solda e ZTA) do material como soldado (sem a simulação do *reeling*) são apresentados a seguir através das curvas tamanho de trinca *versus* número de ciclos (*a* vs *N*) e taxa de propagação de trinca *versus* amplitude do fator de intensidade de tensões (*da/dN* vs ΔK).

Nas Figuras 52 a 54 são apresentadas as curvas *a vs N* das regiões do metal de base, metal de solda e ZTA para R = 0,1 e 0,4, enquanto as respectivas curvas *da/dN* vs ΔK podem ser observadas nas Figuras 55 a 57.

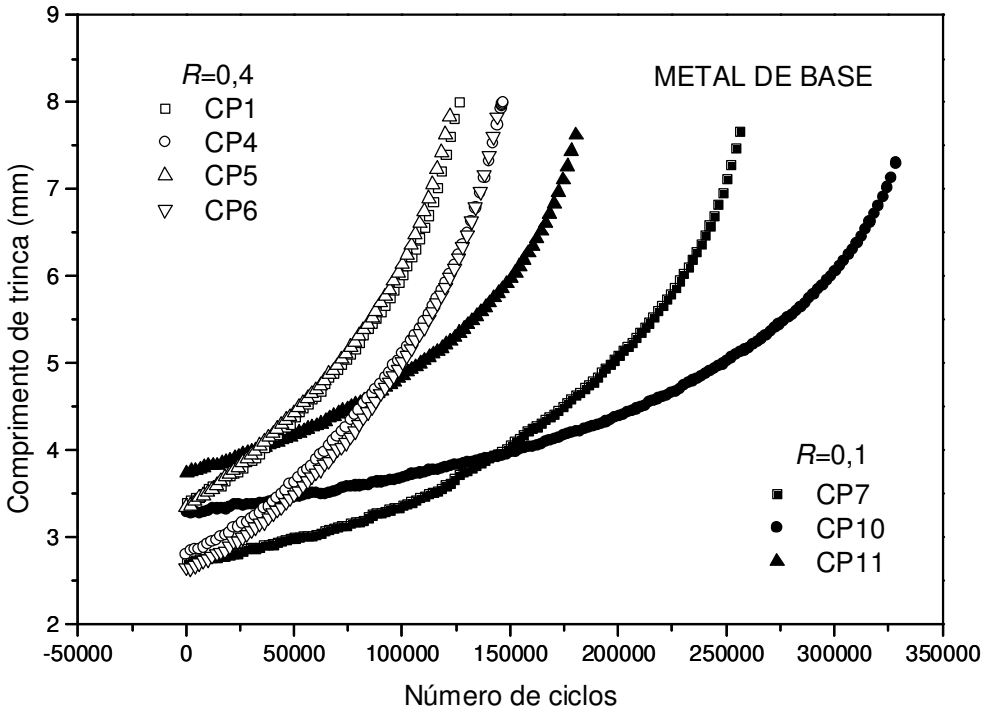


Figura 52. Curvas *a vs N* do metal de base submetido a R=0,1 e 0,4.

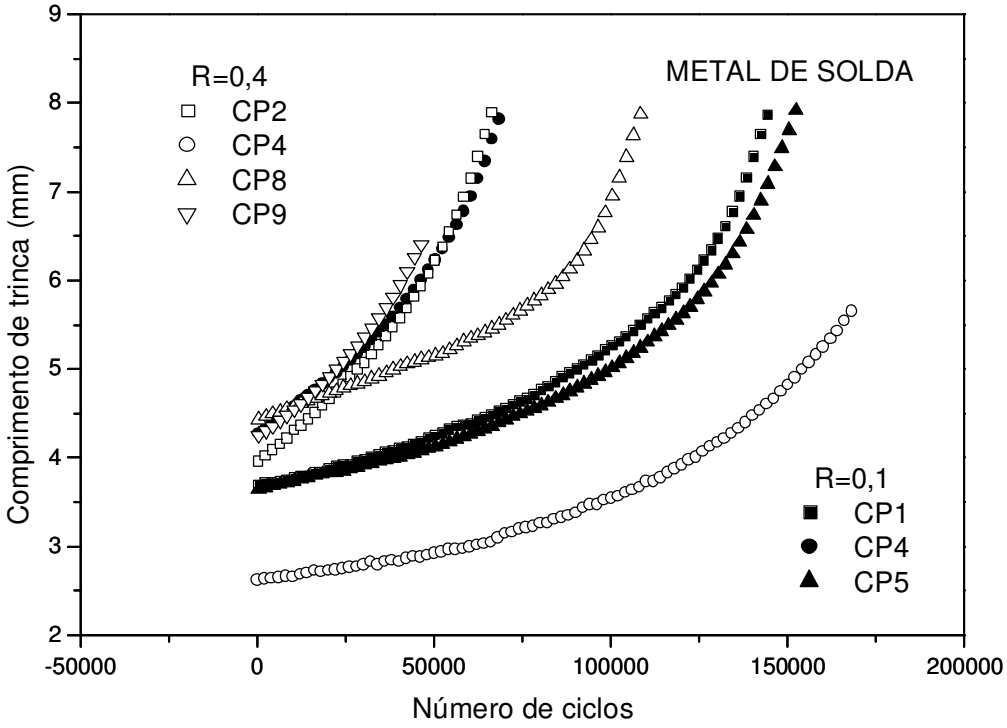


Figura 53. Curvas *a* vs *N* do metal de solda submetido a *R*=0,1 e 0,4 (sem simulação do *reeling*).

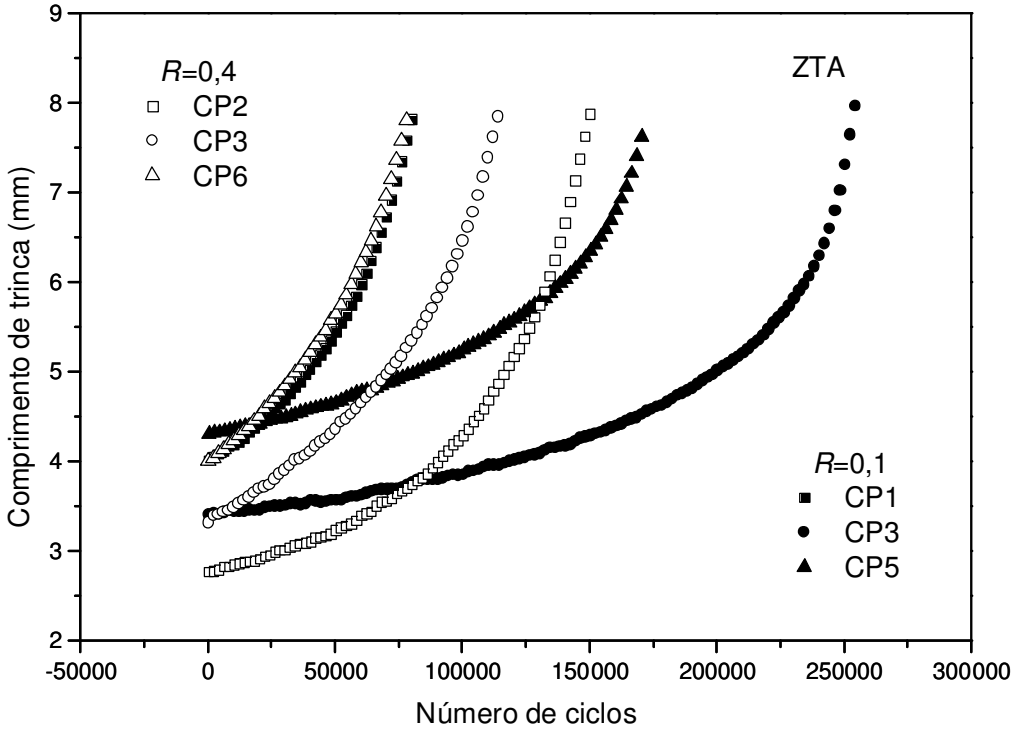


Figura 54. Curvas *a vs N* da ZTA submetida a *R*=0,1 e 0,4 (sem simulação do *reeling*).

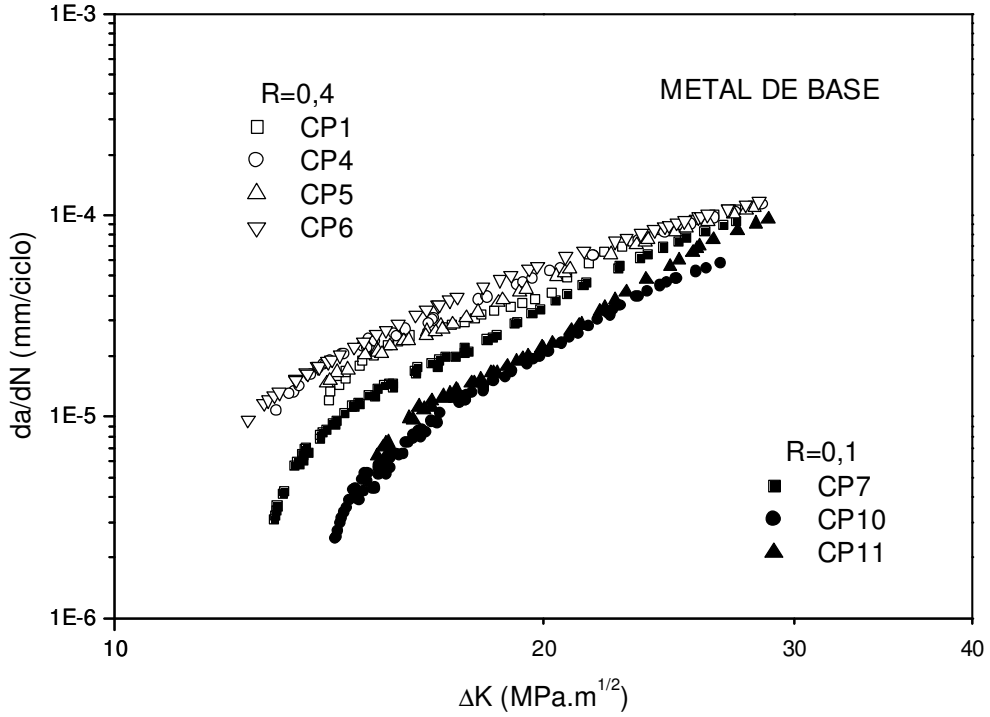


Figura 55. Curvas *da/dN vs. ΔK* do metal de base submetido à *R* =0,1 e 0,4.

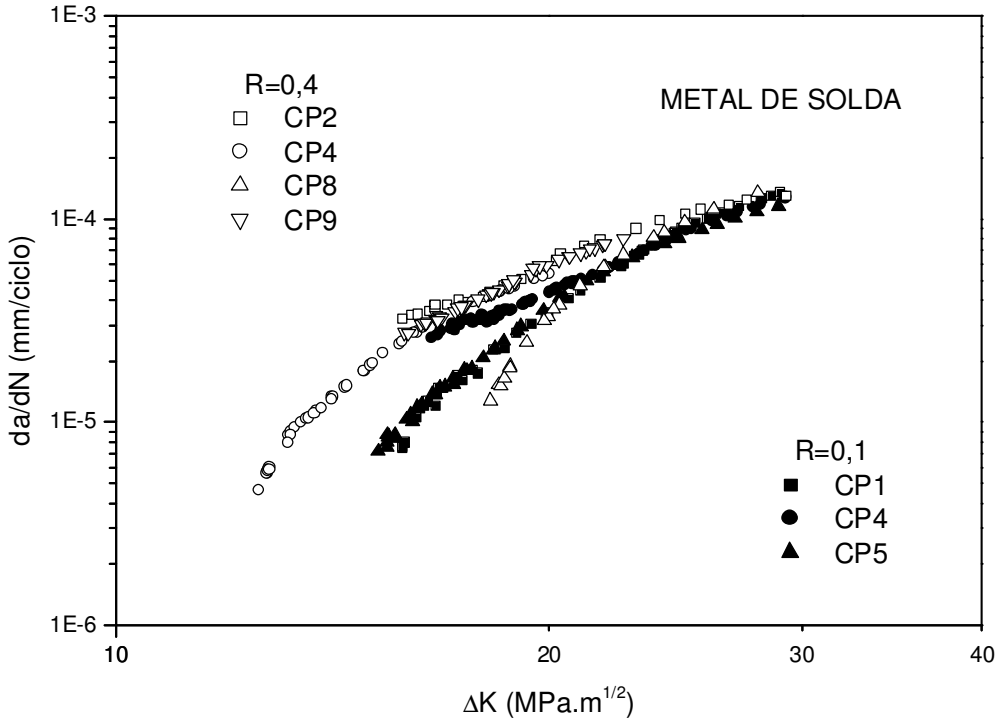


Figura 56. Curvas *da/dN* vs. *ΔK* do metal de solda submetido à *R* =0,1 e 0,4 (material como soldado).

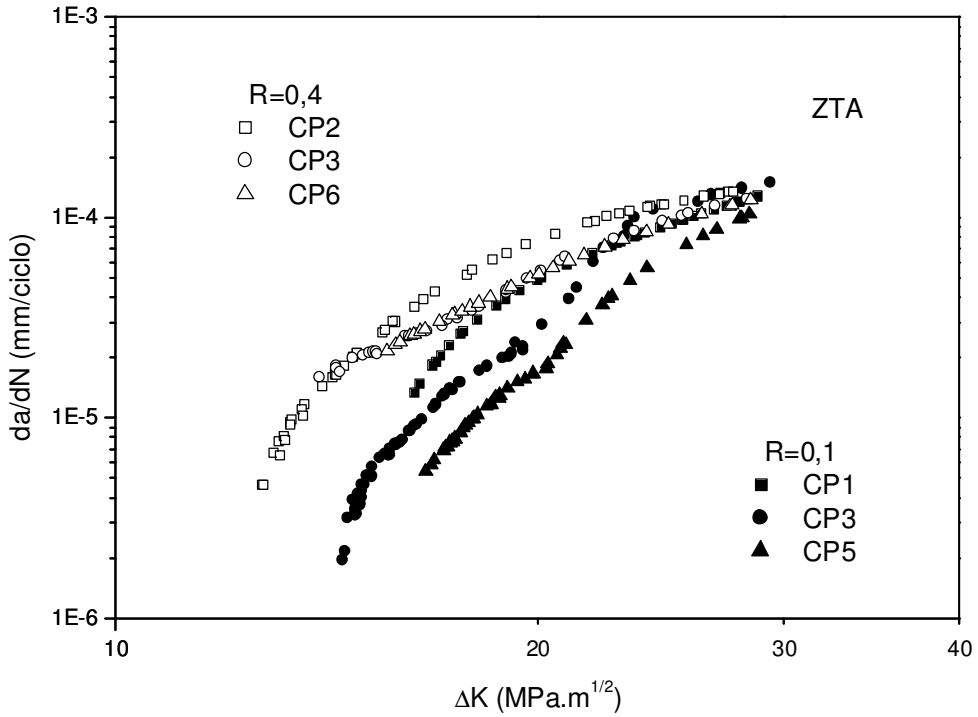


Figura 57. Curvas *da/dN* vs. *ΔK* da ZTA submetida à *R* =0,1 e 0,4 (material como soldado).

Antes da análise dos resultados, deve-se mencionar que, segundo a norma ISO 12108, o ligamento remanescente mínimo nos ensaios de fadiga para a obtenção de dados "válidos" deve obedecer a uma relação matemática expressa pela Equação 9, que foi apresentada anteriormente. De acordo com os resultados da Equação 9, todos os pontos obtidos para *R* = 0,1 nas três regiões da junta soldada são "válidos". Para *R* = 0,4, o tamanho máximo da trinca que resulta em dados válidos, juntamente com o respectivo valor de *ΔK* para cada corpo-de-prova, são apresentados na Tabela 8.

Tabela 8. Tamanho máximo de trinca e respectivo valor de ΔK que resulta em dados válidos segundo a norma ISO 12108 para os ensaios realizados a R = 0,4.

R = 0,4			
REGIÃO	CP	a_{max} (mm)	ΔK (MPa.m$^{1/2}$)
MB	1	6,42	≈ 22,03
	4	6,35	≈ 21,67
	5	6,34	≈ 22,30
	6	6,33	≈ 22,45
MS	2	6,29	≈ 21,69
	4	5,64*	≈ 19,82
	8	6,30	≈ 21,84
	9	6,34	≈ 21,88
ZTA	2	6,43	≈ 21,69
	3	6,44	≈ 22,68
	6	6,38	≈ 22,33

* Comprimento de trinca equivalente ao término do ensaio.

A partir das curvas *da/dN vs* ΔK apresentadas nas Figuras 55 a 57 pode-se verificar que, o comportamento apresentado pelas mesmas representa as regiões compreendidas entre a transição das regiões I e II e a região II da curva de Paris.

Em todas as regiões da junta soldada estudada, o comportamento apresentado pelas curvas *da/dN vs* ΔK revelou uma maior taxa de propagação de trinca de fadiga para os materiais ensaiados à R=0,4 em comparação à R=0,1 para os valores iniciais de ΔK estudados. Em contrapartida, nota-se que as taxas de propagação de cada região da junta soldada tendem a uma similaridade com o aumento de ΔK. Dessa maneira, constata-se que a influência de R no comportamento em fadiga expresso pelas curvas *da/dN vs* ΔK foi maior na região inicial estudada (chamada neste trabalho de região de transição entre as regiões I e II) do que na região de valores mais elevados de ΔK, o que está de acordo com a literatura. A similaridade entre as taxas de propagação de trinca com o aumento do valor de ΔK também foi observada anteriormente nas três regiões da junta soldada longitudinal de um aço API X-70 [38].

De acordo com a literatura, a influência de R na taxa de propagação da trinca de fadiga pode estar relacionada com o fenômeno de fechamento de trinca proposto por Elber na década de 60 [61]. Nesse sentido, menor influência de R na região II pode ser

explicada pela diminuição do fechamento de trinca, uma vez que na região II o valor de ΔK atuante pode corresponder a um valor de K_{min} próximo ao valor de K_{op}, diminuindo esse fenômeno.

Por outro lado, LAL [62]-[64] apresenta um modelo baseado em micromecanismos de crescimento de trinca para explicar a influência de valores positivos de R na taxa de propagação de trinca de fadiga em aços dúcteis, independente de argumentos de fechamento de trinca. Segundo esse modelo, durante o estágio de propagação da trinca de fadiga dois micromecanismos de crescimento são atuantes: clivagem submicroscópica no início da propagação e cisalhamento reverso, cuja contribuição é aumentada gradativamente durante o crescimento da trinca. De acordo com o autor, quando a taxa de propagação da trinca não é mais afetada por R, ou seja, quando as taxas de propagação de trinca passam a ser semelhantes para um mesmo valor de ΔK, o cisalhamento reverso passa a ser o mecanismo dominante durante o crescimento da trinca de fadiga. Dessa maneira, a similaridade entre as taxas de crescimento observada para cada região da junta soldada neste trabalho pode ser indício de que o mecanismo de propagação passe a ser governado unicamente por cisalhamento reverso. Entretanto, deve ser mencionado que essa característica não foi observada nas análises da superfície de fratura realizadas.

As constantes de Paris das três regiões da junta na faixa de ΔK estudada no presente trabalho são apresentadas no Apêndice que se encontra no final deste documento.

O caminho percorrido pela trinca nas três regiões da junta soldada estudada foi avaliado e os resultados podem ser observados a seguir (Figuras 58 a 63) mediante análises por microscopia óptica. Trechos referentes às proximidades do início, meio e final do ensaio para todas as regiões e valores de R empregados são apresentados.

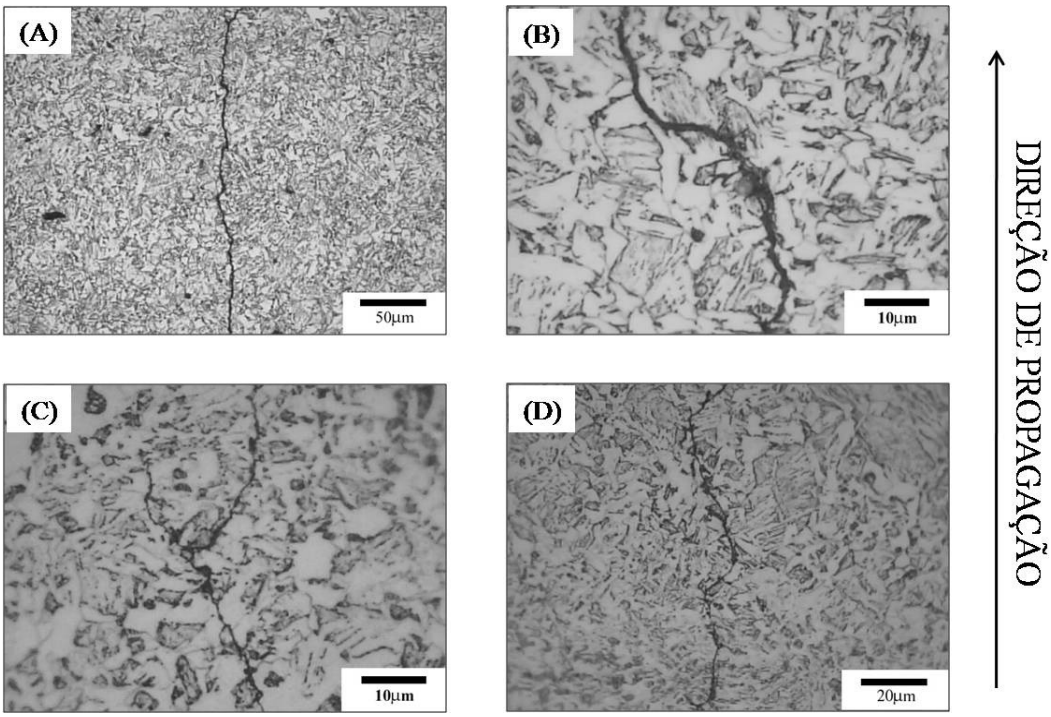


Figura 58. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base (R=0,1): (A) próximo ao início do ensaio (a=4mm), (B) em torno de a=5mm e (D) 6,5mm de comprimento de trinca. Em (C) nota-se a presença de ramificação da trinca em torno de a=5mm.

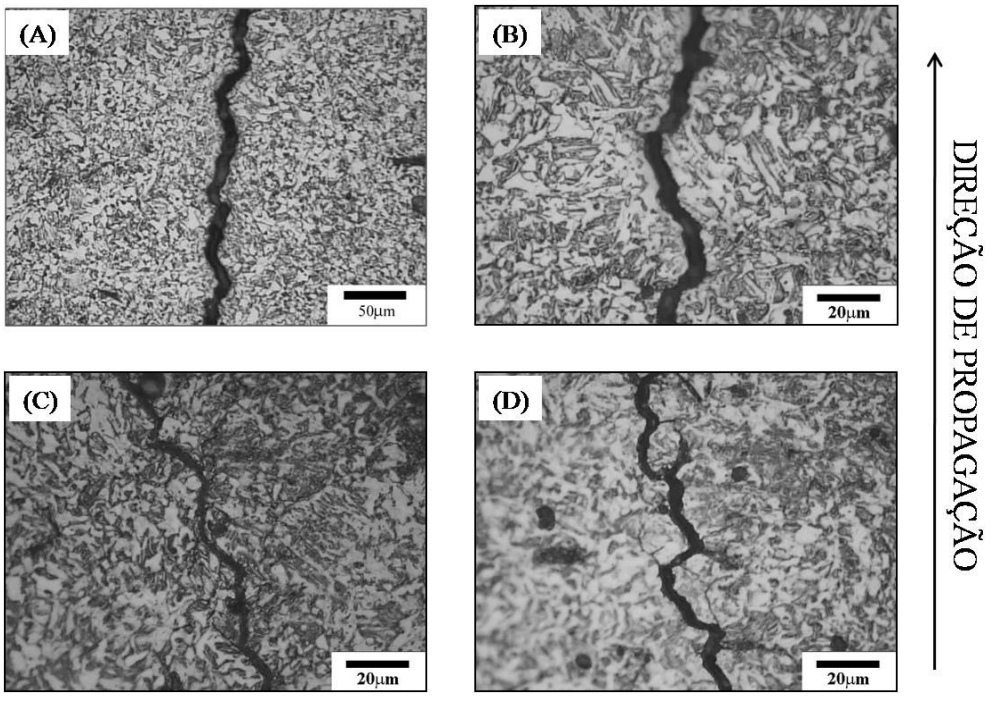


Figura 59. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de base (R=0,4): (A) próximo ao início do ensaio (a=4mm), (B) em torno de a=6,5mm e (C) 7mm de comprimento de trinca. Em (D) nota-se a presença de ramificações da trinca próximo ao final do ensaio (aproximadamente a=8mm).

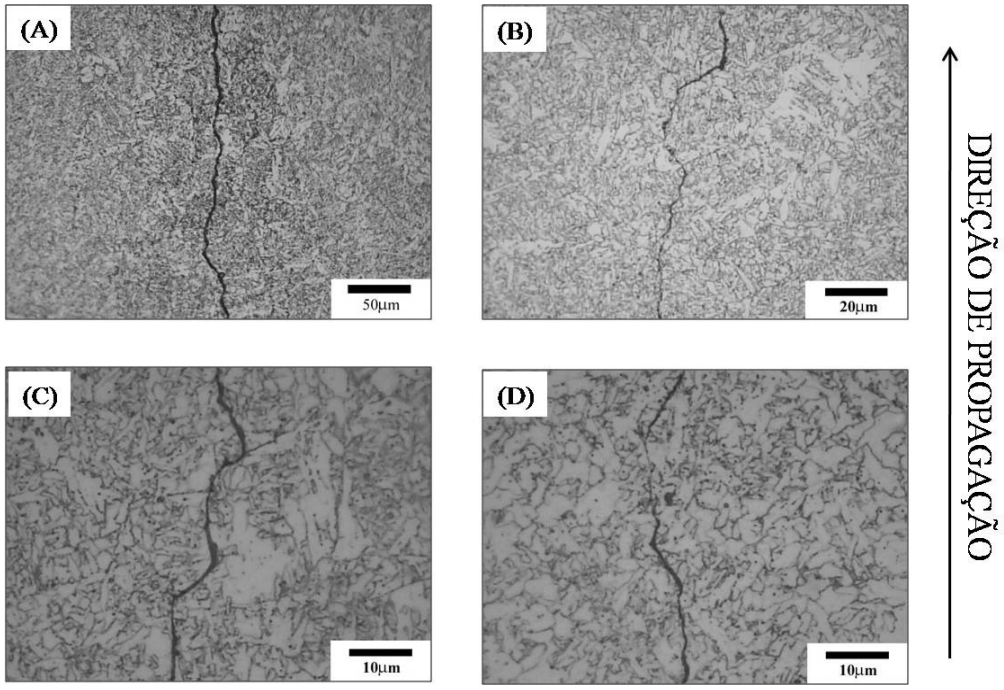


Figura 60. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de solda (R=0,1): (A) próximo ao início do ensaio (a=4mm), (B) em torno de a=6,5mm e (C) próximo ao final do ensaio em torno de a=8mm. Em (C) e (D) notam-se a presença de ramificações da trinca em aproximadamente a=6,5mm.

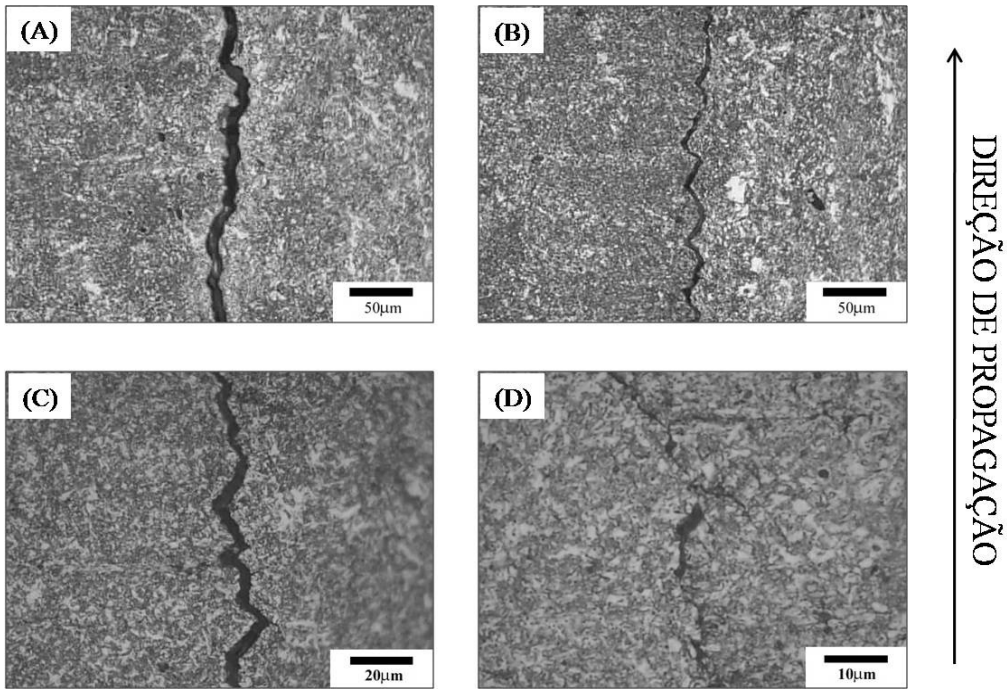


Figura 61. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região do metal de solda (R=0,4): (A) próximo ao início do ensaio (a=4mm), (B) em torno de a=5,5mm, (C) em torno de a=6,0mm e (D) próximo ao final do ensaio em torno de a=8,0mm.

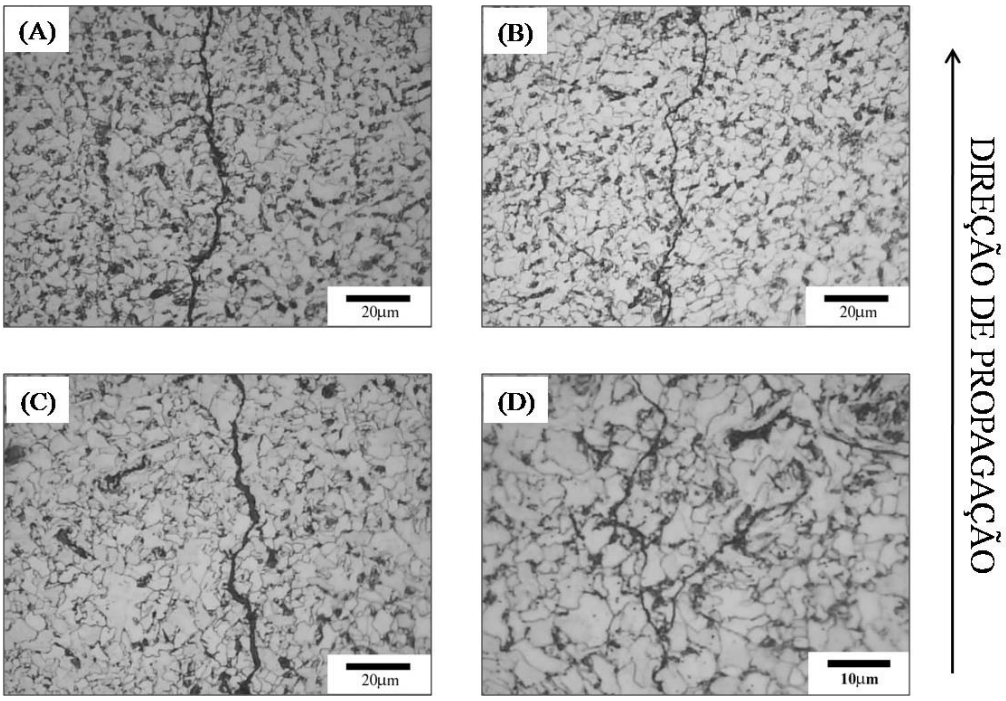


Figura 62. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA (R=0,1): (A) próximo ao início do ensaio (a=4mm), (B) em torno de a=5,0mm, (C) em torno de a=6,5mm e (D) próximo ao final do ensaio em torno de a=8,0mm (a ramificação da trinca pode ser observada).

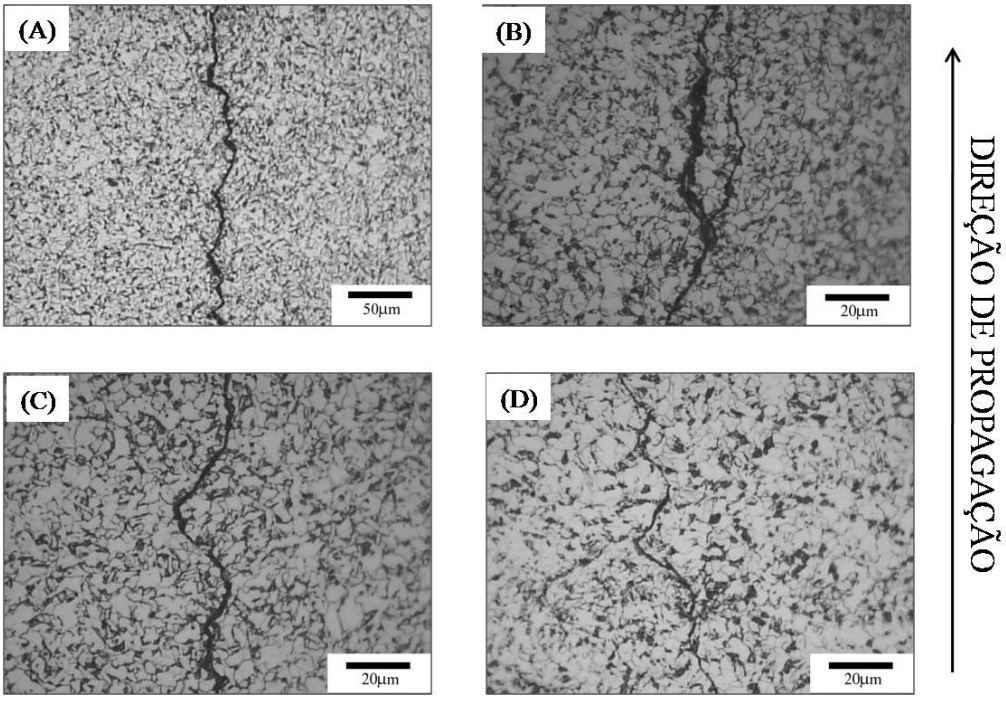


Figura 63. Caminho da propagação da trinca de fadiga observado na região da ZTA (R=0,4): (A) próximo ao início do ensaio (a=4mm), (C) em torno de a=5,0mm e (D) próximo ao final do ensaio em torno de a=7,5mm. Em (B) observa-se a ramificação da trinca em aproximadamente 4,0mm de comprimento de trinca.

O caminho de propagação da trinca das três regiões da junta soldada dentro da faixa de ΔK estudado (Figuras 58 a 63) revelou uma trajetória tortuosa apresentando em certos momentos ângulos de deflexão de trinca elevados. Nota-se também em alguns casos a ocorrência de ramificação de trinca.

ZHONG *et al.* [49] mostraram que um aço API grau X-60 constituído por ferrita acicular apresentou maior resistência à propagação da trinca de fadiga (menor taxa de propagação) que o mesmo tipo de aço constituído por ferrita-perlita e ferrita poligonal. Segundo os autores, a microestrutura ferrita acicular por ser mais fina apresenta maior número de contornos de grão, o que permite um maior retardo do movimento das discordâncias (consequentemente maior resistência à propagação da trinca) em relação ao outro tipo de aço.

MUTOH *et al* [65] avaliaram na região de Paris o comportamento em fadiga de dois aços ferríticos-perlíticos diferenciados pela morfologia da perlita: um aço com perlitas uniformemente distribuídas (microestrutura semelhante ao aço empregado neste trabalho) e o outro com colônias de perlita. Os resultados dos testes revelaram que o primeiro aço apresentou maior resistência à propagação de trincas de fadiga em relação ao segundo. Segundo os autores, a explicação desse comportamento reside no fato de que a propagação da trinca de fadiga no aço constituído por perlita uniformemente distribuída apresentou constantemente, ao longo do teste, uma trajetória tortuosa com elevado ângulo de deflexão da trinca. Ao contrário daquele aço, o aço constituído por colônias de perlita apresentou uma propagação de trinca com trajetória praticamente reta. De acordo com eles, uma segunda fase dura, como a perlita, atua fortemente na deflexão da trajetória da trinca e, consequentemente, no retardo do crescimento da mesma. Os autores também mencionam que uma trajetória de trinca tortuosa induz a ocorrência do contato entre as superfícies da trinca, bem como a ocorrência de fechamento de trinca o que promove maior resistência ao crescimento da trinca de fadiga. Segundo os autores, a ocorrência de ramificação da trinca também promove retardo no crescimento da fissura.

ZHONG *et al* [48] mencionam que o efeito de contornos de grão de alto ângulo, ou seja, grande desorientação entre grãos vizinhos, na propagação de trincas de fadiga promove grande deflexão na trajetória das trincas. De acordo com eles, a deflexão da trajetória da trinca promove o contato entre as superfícies da trinca durante o ciclo de carregamento, acarretando no fenômeno conhecido por fechamento de trinca

por rugosidade, o que diminui a força motriz local para a propagação da trinca. Consequentemente, um aumento da resistência à propagação da trinca é observado.

4.4.2. Simulação do *reeling* considerando um defeito planar circunferencial na posição 12h do tubo

Os resultados dos testes referentes à simulação do *reeling* nas regiões do metal de solda e ZTA considerando a presença de um defeito planar circunferencial na posição 12h do tubo serão divididos em três partes. Primeiramente será realizada a análise da superfície de fratura desses materiais a partir dos resultados obtidos via microscopia estereoscópica e MEV. Posteriormente, será discutida a relação entre a magnitude de *J*, o carregamento aplicado e o comprimento do defeito. Na última parte serão apresentados os resultados referentes à influência do *reeling* no comportamento em fadiga das duas regiões da junta, representado pelas curvas *a vs. N* e *da/dN vs. ΔK*.

4.4.2.1. Análise fractográfica

Nas Figuras 64 a 71 são apresentados os resultados da análise fractográfica por microscopia estereoscópica para as regiões do metal de solda e ZTA simulando as etapas do processo de *reeling*. Em virtude da grande quantidade de corpos-de-prova ensaiados nessa condição serão apresentados apenas os resultados de algumas amostras. Os resultados mostrados representam o comportamento observado como um todo.

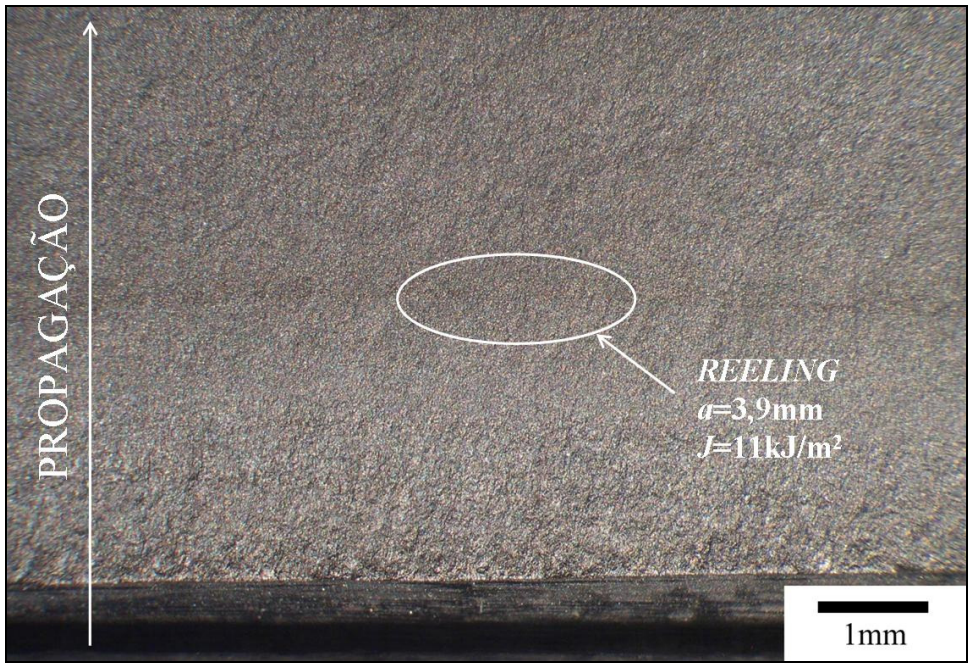


Figura 64. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=3,9mm e J=11 kJ/m^2).

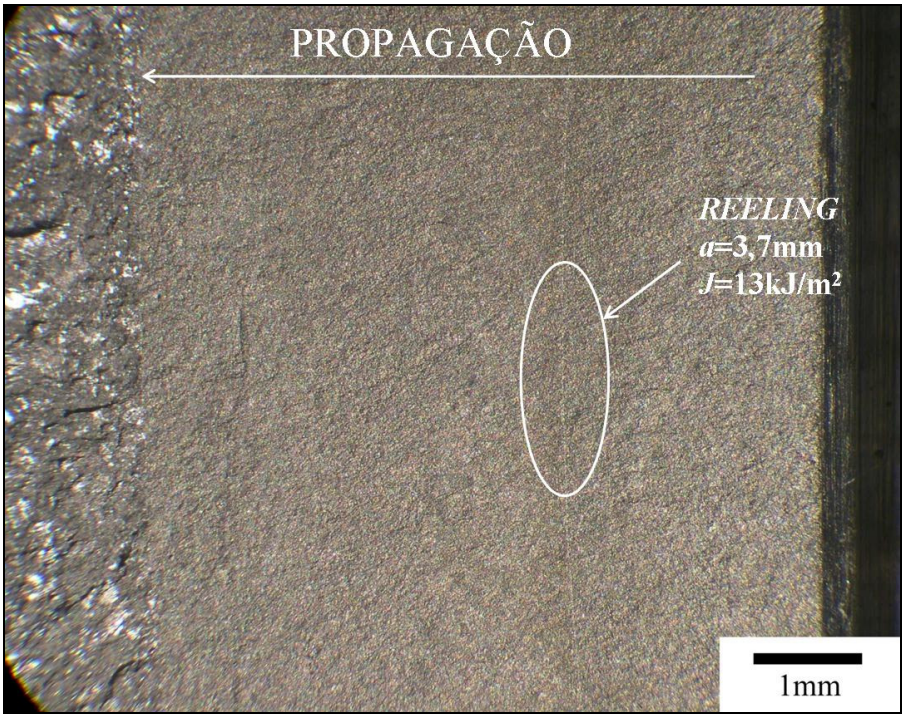


Figura 65. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região do metal de solda submetido à simulação do *reeling* a R=0,1 (a=3,7mm e J=13 kJ/m^2).

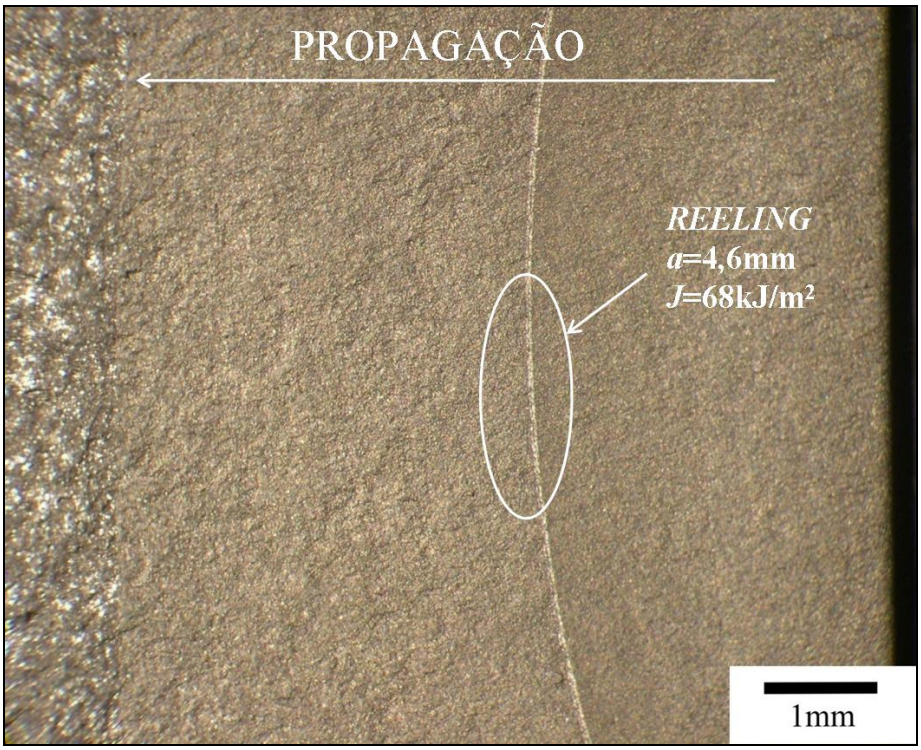


Figura 66. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a R=0,1 (a=4,6mm e J=68 kJ/m^2).

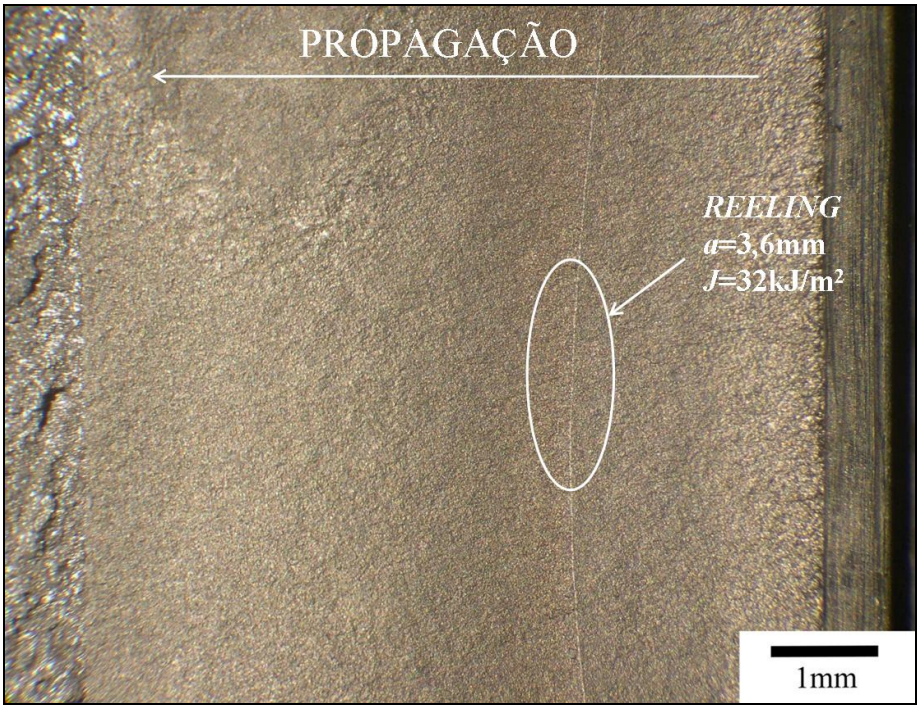


Figura 67. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=3,6mm e J=32 kJ/m^2).

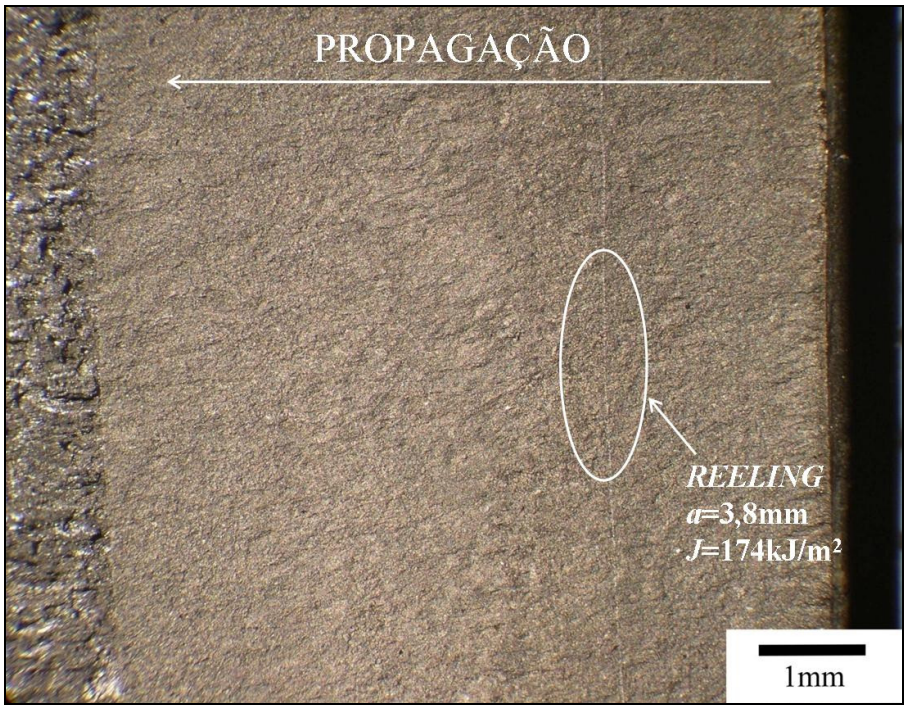


Figura 68. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região do metal de solda submetido à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=3,8mm e J=174 kJ/m^2).

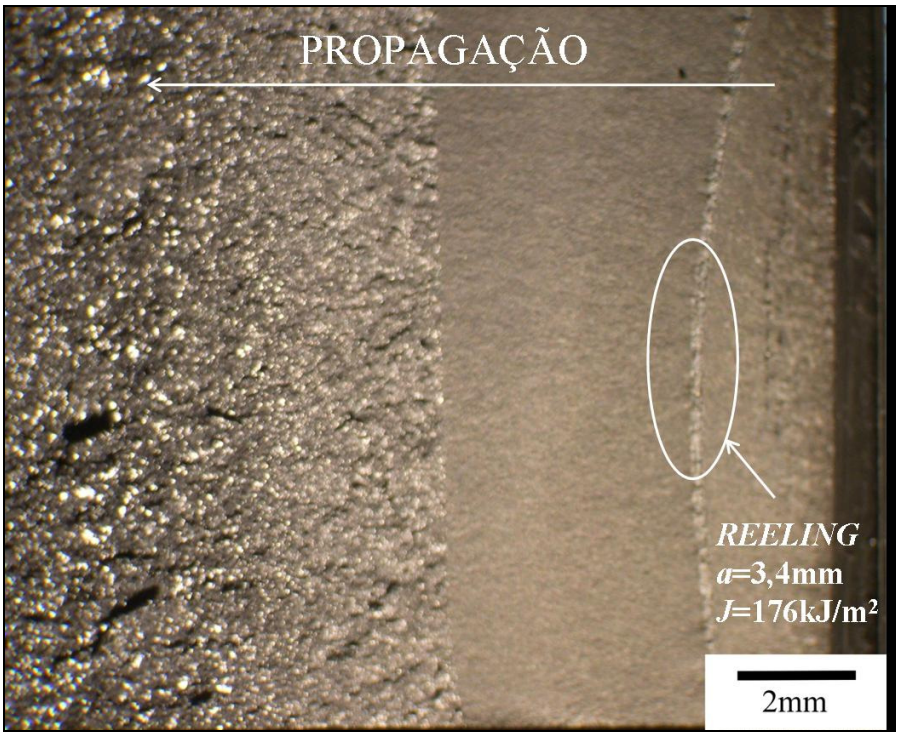


Figura 69. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação das etapas do *reeling* a R=0,4 (a=3,4mm e J=176 kJ/m^2).

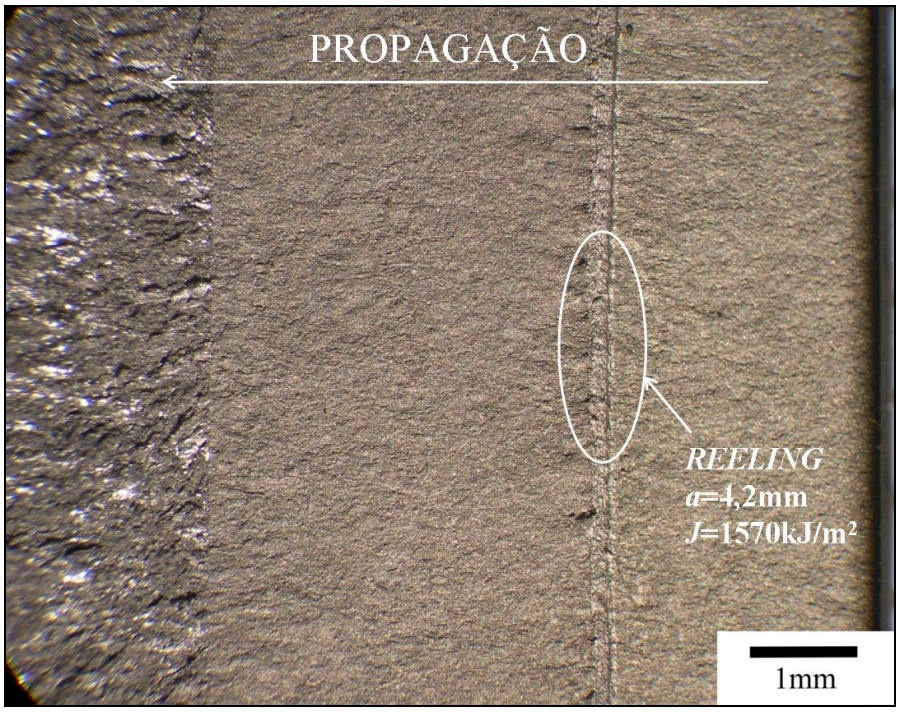


Figura 70. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região do metal de solda submetido à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=4,2mm e J=1570 kJ/m^2).

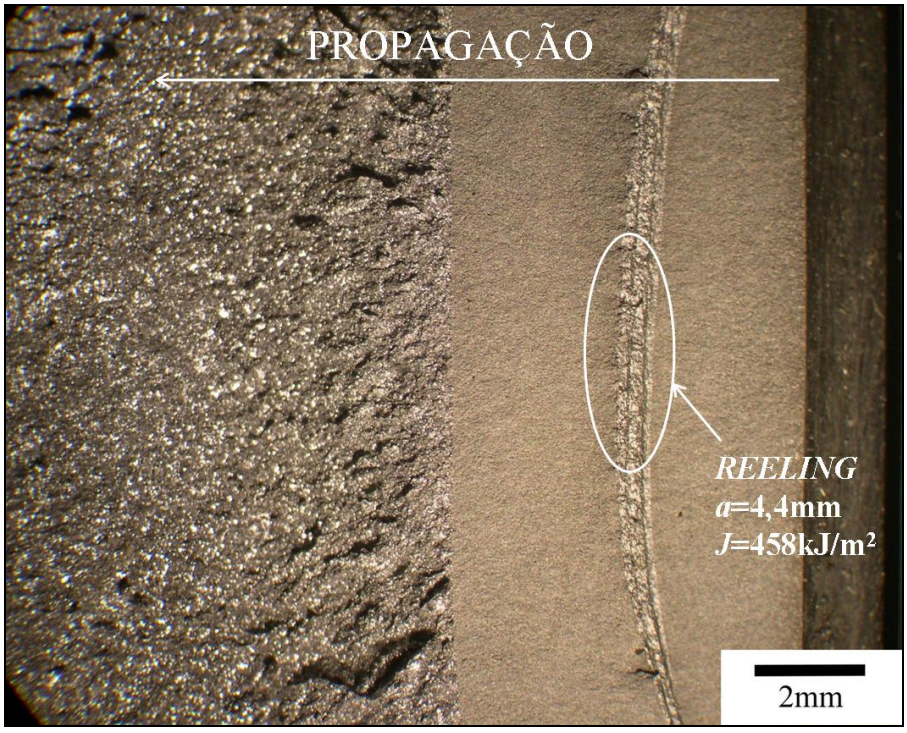


Figura 71. Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura da região da ZTA submetida à simulação do *reeling* a R=0,4 (a=4,4mm e J=458 kJ/m^2).

A partir dos resultados apresentados nas Figuras 64 a 71, pode-se perceber que a simulação do *reeling* promoveu o aparecimento de "marcas" na superfície de fratura em todos os corpos-de-prova ensaiados.

Nesse momento é importante mencionar que a partir dessas "marcas" pôde-se perceber que a simulação das etapas do *reeling* foi realizada numa situação de tunelamento da trinca no final do estágio do pretrincamento. É perceptível que o tunelamento observado é mais pronunciado na região da ZTA que no metal de solda e que no final do ensaio de fadiga esse tunelamento é praticamente inexistente em ambas as regiões.

Inicialmente, o valor do comprimento de trinca *a* onde o *reeling* foi simulado, denominado neste trabalho por a_f, foi determinado a partir dos dados obtidos via técnica da flexibilidade. Posteriormente, após os ensaios de fadiga, esse valor de a_f foi medido visualmente com o auxílio de um projetor de perfis em sete pontos tomados na direção da espessura (incluindo as bordas) em cada corpo-de-prova. O valor médio dessas medidas foi comparado com àquele obtido via técnica da flexibilidade. Se houver uma diferença entre os valores superior a 0,2mm, o valor de a_f adotado foi referente ao valor médio obtido visualmente.

Os resultados acima revelam que os materiais submetidos a valores de *J* bem pequenos e praticamente semelhantes de 11 kJ/m^2 (ZTA) e 13 kJ/m^2 (MS) apresentaram "marcas" superficiais bem tênues, quase imperceptíveis, Figuras 64 e 65, respectivamente. Esse comportamento, de certa forma, era esperado em virtude dos baixos valores de *J* aplicados. Esses valores não correspondem à situação a que os *risers* são submetidos durante a instalação conforme trabalho de RUGGIERI e DONATO [58], considerando o diâmetro e as propriedades do tubo, bem como tamanho de defeito e valores de *J* para a geometria do corpo-de-prova empregado nos ensaios. Entretanto, as Figuras 68 e 69, com valores de *J* de 174 e 176 kJ/m^2, respectivamente, representam as condições correspondentes (próximas) a que o *riser* é submetido durante a operação de lançamento. Assim, a partir de agora, nessas condições, será considerado no texto como "simulação do *reeling*". Para os outros casos, ou seja, valores de *J* maiores ou menores de 175 kJ/m^2 será considerado como "simulação do *reeling* em condição mais severa que a real" ou "simulação do *reeling* em condição menos severa que a real", respectivamente. O estágio posterior à simulação, em todos os casos, será considerado como "estágio pós-reel".

Os resultados da ZTA, Figura 69, submetida a um *J* de 176 kJ/m^2 mostram um dano (área afetada pelo *reeling*), nesse caso um crescimento subcrítico de trinca, um pouco maior em comparação à Figura 64 (*J*=11 kJ/m^2) e semelhante ao *J*=68 kJ/m^2, Figura 66 (levar em consideração a escala das figuras). Para a região do metal de solda, Figura 68, um *J* aplicado de 174 kJ/m^2 praticamente resultou num comportamento semelhante àquele ilustrado para *J*=13 kJ/m^2 e uma "marca" tênue na superfície de fratura do corpo-de-prova novamente é observada.

As Figuras 70 e 71 ilustram duas situações (uma para a região do metal de solda e outra para a ZTA) onde o *J* aplicado é bem superior em relação aos casos apresentados até o momento, para ambas as regiões. Pode-se perceber que em ambas as situações o dano provocado pela simulação do *reeling* em condição mais severa que a real é mais pronunciado em relação aos casos anteriores. Concomitantemente, é visível que a ZTA (*J*=458 kJ/m^2), Figura 71, apresentou maior área afetada pelo *reeling* que o metal de solda (*J*=1570 kJ/m^2), Figura 70. Em ambas, na área afetada pelo *reeling* ocorreu rasgamento (*tearing*) monotônico. Pode-se perceber também, nos corpos-de-prova submetidos às condições mais rigorosas de *reeling*, uma região de rasgamento monotônico provocada pelos elevados valores de *J*.

Assim, a análise dos resultados apresentada nos parágrafos anteriores leva a algumas considerações. Primeiramente, a simulação do *reeling* na ZTA promove um dano maior que no metal de solda, exceto para valores de *J* bem pequenos empregados, Figuras 64 e 65. Pode-se perceber também que a aplicação de valores de *J* mais elevados, correspondentes às situações mais severas que a real, é responsável pela ocorrência de maiores áreas afetadas pelo *reeling*, com rasgamento monotônico.

A análise fractográfica foi complementada por MEV, onde a área afetada pelo *reeling* foi melhor analisada e os resultados serão apresentados a seguir. A Figura 72 apresenta as microscopias das regiões do metal de solda e ZTA submetidas à simulação do *reeling* para os valores de *J* empregados mais baixos e mais elevados, respectivamente.

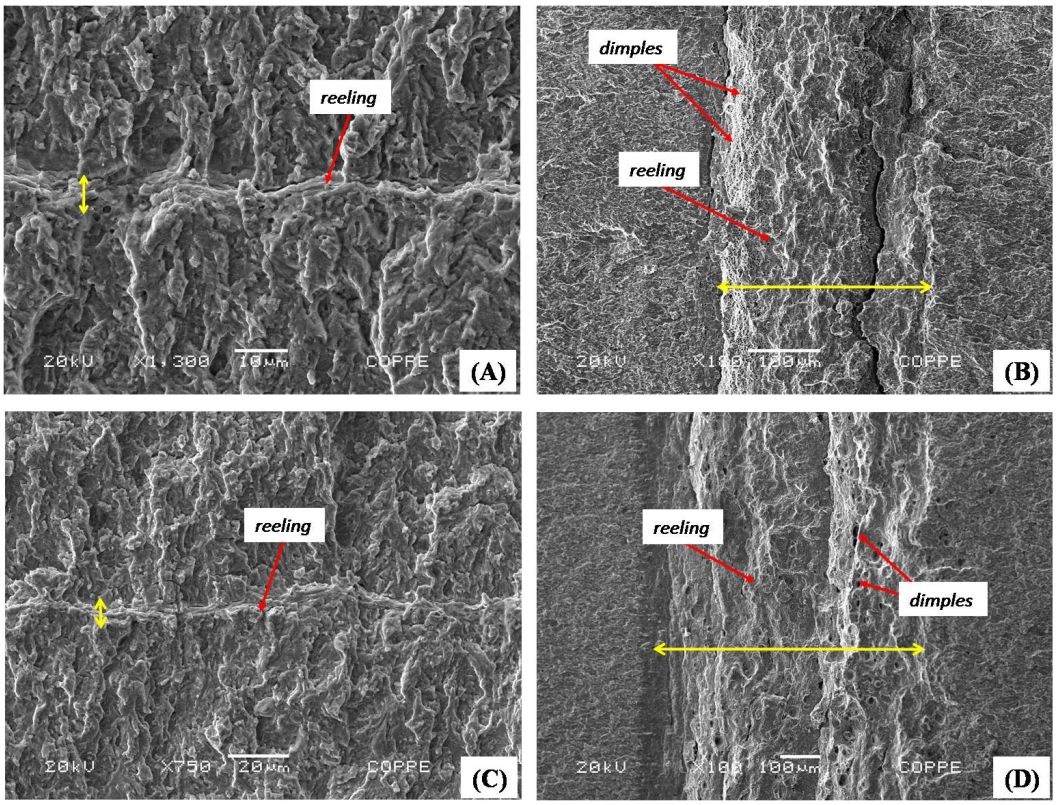


Figura 72. Análise fractográfica por MEV dos materiais submetidos à simulação do *reeling* para valores de *J* baixos e elevados: (A) metal de solda (J=13 kJ/m^2) com aumento de 1300x, (B) metal de solda (J=1570 kJ/m^2) com aumento de 180x, (C) ZTA (J=11 kJ/m^2) com aumento de 750x e (D) ZTA (J=458 kJ/m^2) com aumento de 100x. Direção de propagação em (A) e (C) de cima para baixo e em (B) e (D) da esquerda para a direita. As setas em amarelo indicam aproximadamente a área afetada pela simulação.

A partir dos resultados apresentados na Figura 72 acima é bem visível que a área afetada pelo *reeling* é bem maior nas situações onde foram aplicados os maiores valores de *J*, Figuras 72B e 72D, confirmando os resultados de microscopia estereoscópica apresentados anteriormente. Nota-se também nas situações de *J* elevados a ocorrência de regiões com *dimples*, microcavidades de fratura dúctil, resultantes de intenso processo de deformação plástica a que os materiais foram submetidos para esses valores de *J*. Pela morfologia da fratura nas regiões fica evidente que houve rasgamento monotônico dúctil nas mesmas. Isso indica que os valores mais elevados de *J* provocam um rasgamento dúctil na ponta do defeito. Nessas mesmas situações, a simulação do *reeling* na condição mais severa que a real promoveu o surgimento de trincas secundárias na região tanto na ZTA quanto no metal de solda, embora mais nítidas nesta última.

As Figuras seguintes apresentarão as regiões mostradas acima, com maior aumento. Adicionalmente, novas microscopias de materiais submetidos a outros valores de *J* na simulação do *reeling* serão apresentadas, incluindo as microscopias das regiões do metal de solda e ZTA correspondentes à simulação do *reeling*.

A Figura 73 apresenta os resultados de MEV da ZTA e do metal de solda submetidos a baixos valores de *J* (11 e 13 kJ/m^2, respectivamente) das mesmas regiões mostradas na Figura 72 mas com maior aumento.

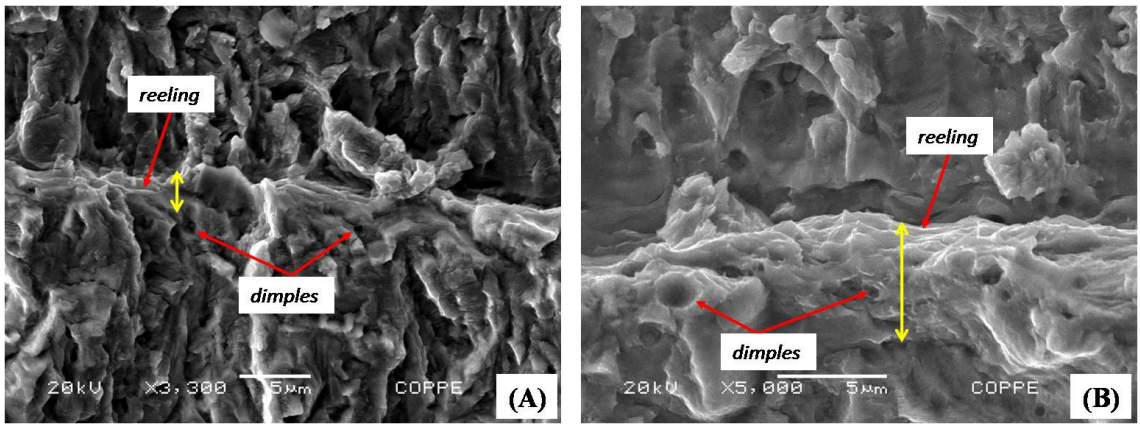


Figura 73. Análise fractográfica por MEV dos materiais submetidos à simulação do *reeling* na condição menos severa que a real mediante aplicação de baixos valores de *J*: (A) ZTA (*J*=11 kJ/m^2) e (B) metal de solda (*J*=13 kJ/m^2). Valores de *J* abaixo da condição real a que um *riser* é submetido durante operação (*J*=175 kJ/m^2) segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Direção de propagação de cima para baixo. As setas amarelas indicam aproximadamente a área afetada pela simulação.

As fractografias apresentadas na Figura 73 revelam que mesmo com a aplicação de baixos valores de *J*, ambas as regiões apresentam a formação de pequenos *dimples*, em quantidades muito pequenas. Não foram notadas diferenças significativas na superfície de fratura na área do *reeling* analisadas por MEV do metal de solda e ZTA nas situações onde foram empregados *J* pequenos. Nessas condições não houve rasgamento monotônico dúctil em ambas regiões. As regiões apresentadas nessas Figuras são bastante semelhantes à superfícies de fratura de um material que foi submetido a uma sobrecarga dentro de um carregamento base em amplitude constante.

A Figura 74 apresenta os resultados de MEV da região da ZTA para a simulação do *reeling* na condição menos severa que a real empregando valores de *J* maiores que 11 kJ/m^2 (32 e 68 kJ/m^2).

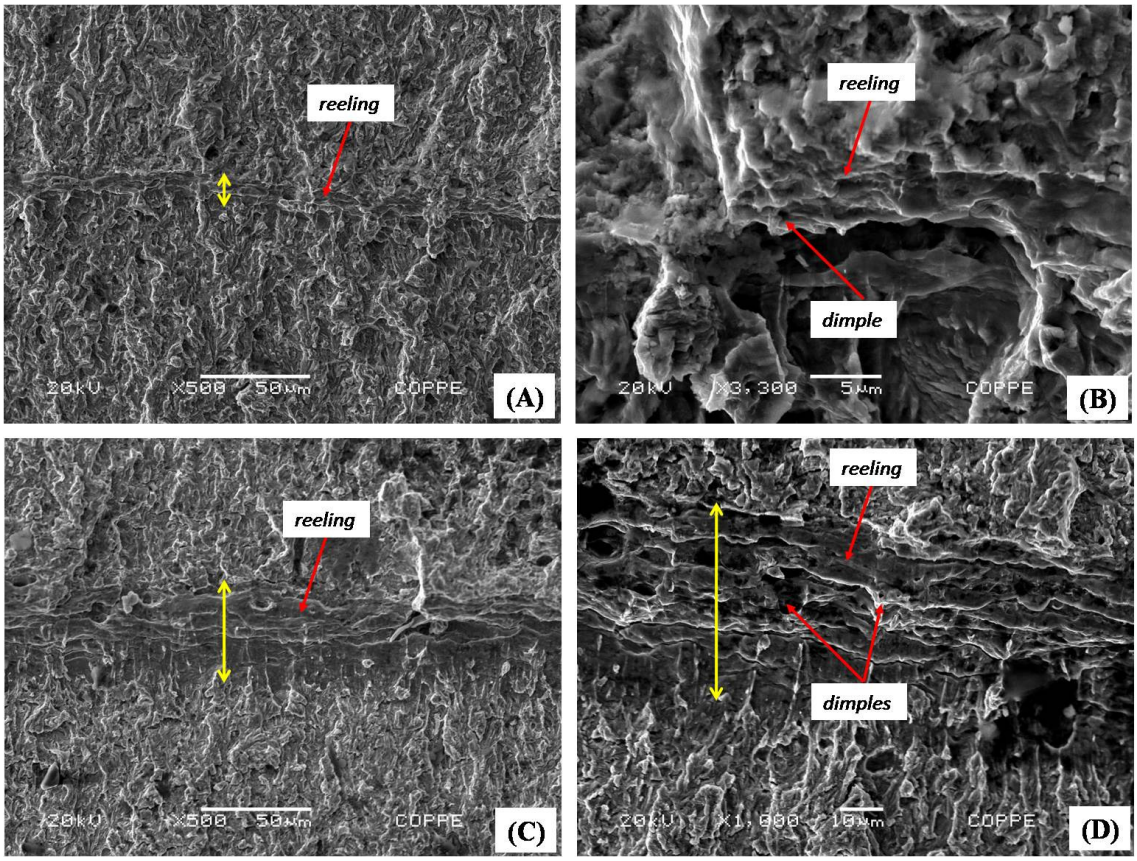


Figura 74. Análise fractográfica por MEV da ZTA submetida à simulação do *reeling* na condição menos severa que a real: (A) e (B) *J*=32 kJ/m^2 e (C) e (D) *J*=68 kJ/m^2. Valores de *J* abaixo da condição real a que um *riser* é submetido durante operação (*J*=175kJ/m^2) segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Direção de propagação de cima para baixo. As setas amarelas indicam aproximadamente a área afetada pela simulação.

Os resultados de microscopia mostrados na Figura 74 revelam que para um *J* de 32 kJ/m^2 (Figuras 74A-B) não houve grande diferença na superfície de fratura na área do *reeling* da região da ZTA em comparação a mesma região submetida à simulação do *reeling* para *J* pequeno (11 kJ/m^2), Figura 73A. Nota-se apenas uma área deformada plasticamente um pouco maior para *J*=32 kJ/m^2 em virtude do carregamento aplicado ser mais elevado. Aparentemente ocorreu um pequeno rasgamento monotônico dúctil.

Em relação a J=68 kJ/m^2 (Figura 74C-D), os resultados de MEV mostram uma área maior afetada pelo *reeling* em comparação a 11 e 32 kJ/m^2, o que já era esperado, bem como a ocorrência de regiões com *dimples*. Não é possível afirmar que houve maior quantidade de *dimples* que nos dois casos mostrados anteriormente para J=11 e 32 kJ/m^2.

As Figuras 75 e 76 apresentam os resultados de MEV das regiões da ZTA e metal de solda, respectivamente, referentes à simulação do *reeling*.

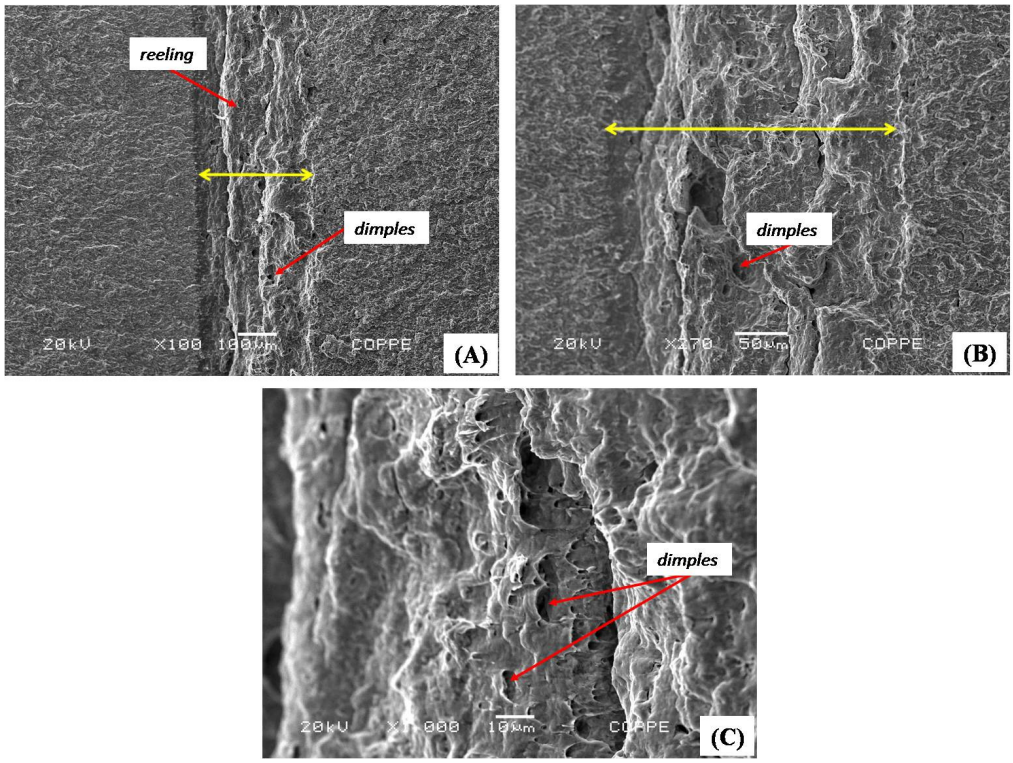


Figura 75. Análise fractográfica por MEV da ZTA submetida à simulação das etapas do *reeling* (J=176 kJ/m^2). Valor de J correspondente ao carregamento a que um *riser* é submetido durante operação (J=175 kJ/m^2) segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Aumentos de: (A) 100x, (B) 270x e (C) 1000x. Direção de propagação da esquerda para a direita. As setas amarelas indicam aproximadamente a área afetada pela simulação.

Os resultados da Figura 75 revelaram que a simulação do *reeling* promoveu a formação de *dimples* em maiores quantidades em relação aos casos mostrados anteriormente, considerando as regiões do metal de solda e ZTA. A maior quantidade de *dimples* era de certa forma esperada em virtude do maior carregamento e da maior deformação plástica provocada. Adicionalmente, nota-se a formação de microtrincas

secundárias na região onde o processo *reeling* foi simulado, indicando que esse processo promoveu uma degradação local do material. Pelas Figuras pode-se dizer que houve um pequeno rasgamento monotônico dúctil nesta condição.

A microscopia do metal de solda correspondente à situação real a que um *riser* seria submetido durante operação é apresentada na Figura 76 (J=175 kJ/m^2). Os resultados da Figura 76 revelaram o mesmo comportamento apresentado pela região da ZTA, conforme mostrado na Figura anterior, ou seja, a presença de *dimples* em maior quantidade na área em que o *reeling* foi simulado e a formação de microtrincas secundárias.

A comparação entre as regiões da ZTA (Figura 75) e metal de solda (Figura 76) também revela que a região da ZTA apresentou uma área danificada maior que a região do metal de solda. O mesmo pode ser dito a respeito do rasgamento monotônico apresentado por ambos.

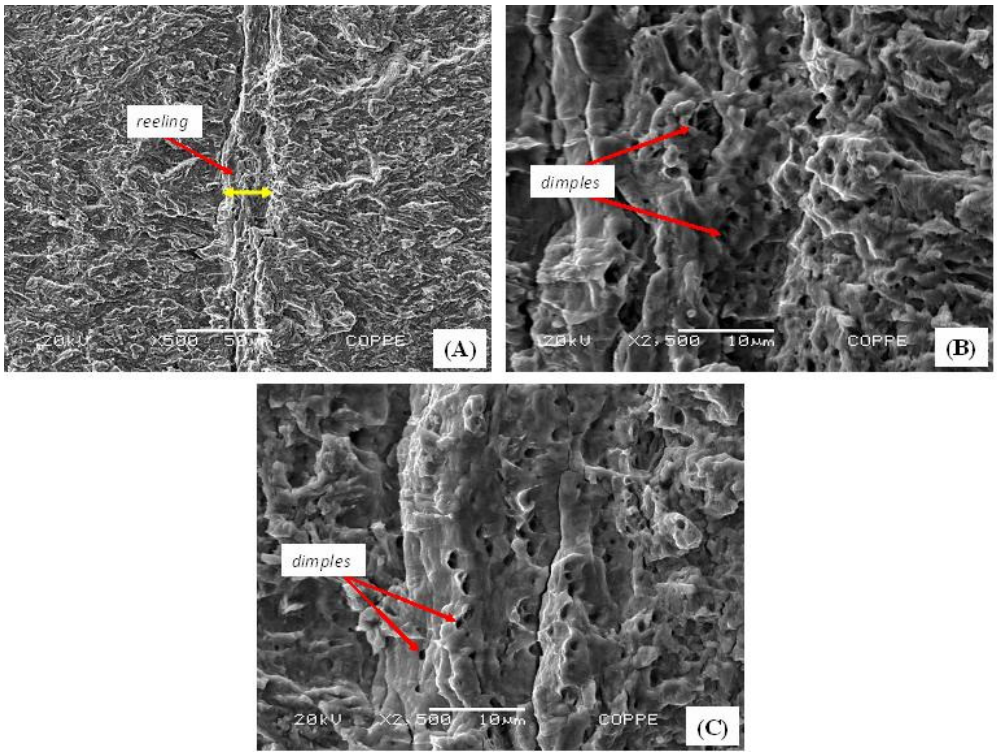


Figura 76. Análise fractográfica por MEV do metal de solda submetido à simulação das etapas do *reeling* (J=174kJ/m^2). Valor de J correspondente a que um *riser* é submetido durante operação segundo RUGGIERI e DONATO [58]. Aumentos de: (A) 500x, (B) e (C) 2500x. Direção de propagação da esquerda para a direita. A seta amarela indica aproximadamente a área afetada pela simulação.

A Figura 77 apresenta os resultados de MEV referentes à situação em que a simulação do *reeling* foi efetuada mediante a aplicação de *J* mais elevados (condições mais severas que a real), ou seja, *J*=1570 kJ/m^2 para o metal de solda e *J*=458 kJ/m^2 para a ZTA.

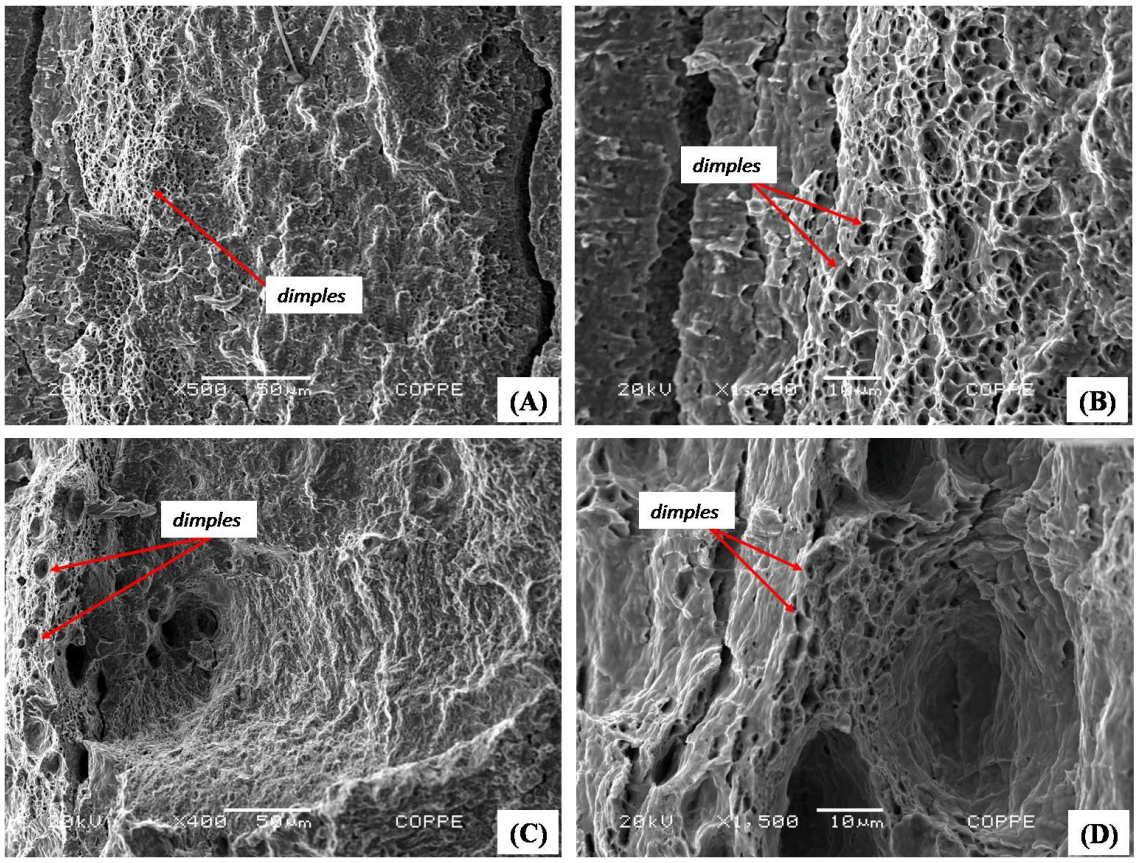


Figura 77. Análise fractográfica por MEV dos materiais submetidos à simulação das etapas do *reeling* para valores de *J* elevados: (A) e (B) metal de solda (*J*=1570kJ/m^2), (C) e (D) ZTA (*J*=458kJ/m^2). Direção de propagação da esquerda para a direita.

A partir dos resultados apresentados na Figura 77, nota-se claramente nas duas regiões da junta soldada que o emprego de *J* muito elevado promoveu uma grande deformação plástica na área que sofreu a simulação do *reeling*, visto a grande quantidade de *dimples* observada. Nota-se claramente que a região com rasgamento dúctil observada no metal de solda e na ZTA foi bem superior em relação a todos os casos apresentados anteriormente.

De acordo com as discussões anteriores, a aplicação de maiores valores de *J* resulta em maiores deformações plásticas e rasgamento monotônico dúctil. Dessa forma, o comportamento observado na Figura 77 está de acordo com o esperado.

4.4.2.2 – Relação entre *J*, carregamento aplicado e comprimento de trinca

Como pôde ser visto anteriormente, os resultados de microscopia estereoscópica e de MEV representaram situações onde os materiais foram submetidos a diferentes valores de *J* (nesse caso em ordem crescente de magnitude) e comprimento de trinca. Nesse momento, a variação da magnitude de *J* em relação ao comprimento de trinca e a carga aplicada nas simulações do *reeling* será avaliada.

A Tabela 9 apresenta a variação da magnitude de *J* para as faixas de comprimentos de trinca (*a*) e carregamentos (carga) referentes às simulações compreendidas entre 3 e 5mm de comprimento de trinca e 20 e 42kN de carga, respectivamente, para a região da ZTA. Os dados referentes à região do metal de solda são apresentados na Tabela 10. Nessas duas Tabelas são apresentados também, só para ilustração, valores muito elevados de *J* em combinações que envolvem comprimento de trinca e carregamento bastante elevados. Nesse caso, considera-se que os materiais suportam esses carregamentos sem a ocorrência de fratura dos mesmos.

Tabela 9. Variação de *J* (kJ/m^2) em relação ao carregamento e comprimento de trinca para a região da ZTA segundo o procedimento EPRI [59].

ZTA		COMPRIMENTO DE TRINCA (mm)										
		3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2	4,4	4,6	4,8	5,0
CARGA (kN)	20	7,8	8,3	8,9	9,6	10,3	11,0	11,9	12,8	13,8	15,0	16,4
	25	13,1	14,3	15,5	17,0	18,5	20,4	22,5	25,0	28,3	32,2	37,1
	30	23,1	25,8	28,9	32,6	37,1	42,5	49,2	57,6	68,7	83,0	101,6
	35	45,3	52,4	61,1	71,8	85,0	101,7	122,8	149,6	186,5	234,8	298,5
	37	61,1	71,7	84,8	101,0	121,3	147,0	179,6	221,5	279,2	355,1	455,5
	40	98,0	117,1	140,8	170,6	208,2	256,0	317,1	396,0	505,2	649,3	840,5
	42	135,4	163,3	198,2	242,1	297,9	368,9	460,0	577,6	740,9	956,8	1243,5

Tabela 10. Variação de J (kJ/m^2) em relação ao carregamento e comprimento de trinca para a região do metal de solda segundo o procedimento EPRI [59].

MS		COMPRIMENTO DE TRINCA (mm)										
		3,0	3,2	3,4	3,6	3,8	4,0	4,2	4,4	4,6	4,8	5,0
Carga (kN)	20	9,9	10,6	11,5	12,4	13,5	14,7	16,1	18,1	20,7	24,2	29,3
	25	12,4	13,5	14,6	15,9	17,4	19,2	21,4	24,5	28,6	34,4	42,7
	30	22,5	25,6	29,7	34,9	41,8	51,0	63,7	83,8	113,8	158,7	226,3
	35	59,2	74,2	94,5	122,5	161,3	215,5	292,0	417,3	608,4	897,9	1339,6
	37	97,1	125,4	164,3	218,2	293,4	399,2	548,9	795,2	1171,5	1742,6	2614,9

A Figura 78 apresenta graficamente a relação entre o comprimento de trinca e a magnitude de J, para as dimensões e geometria do corpo-de-prova empregados nos ensaios, para uma faixa de carregamentos compreendida entre 20 e 40kN (utilizada durante as simulações) referente às regiões da ZTA e metal de solda (dados provenientes das Tabelas 9 e 10).

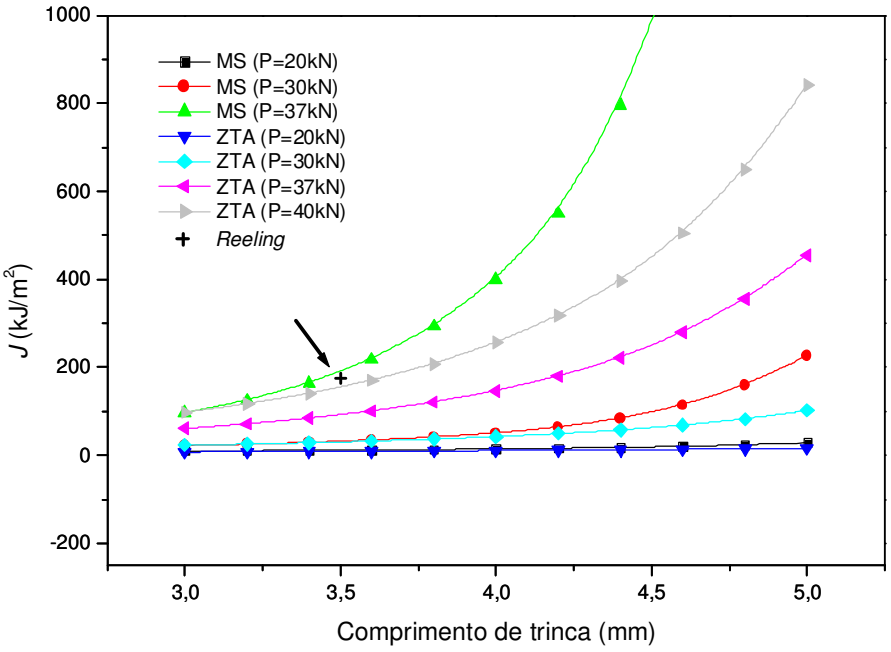


Figura 78. Relação entre comprimento de trinca e magnitude de J para a faixa de carregamento compreendida entre 20 e 40kN (geometria e dimensões de corpos-de-prova adotados) segundo a metodologia EPRI [59]. A região que corresponde à simulação do processo *reeling* conforme RUGGIERI e DONATO [58] é indicada pela seta (a=3,5mm e J=175 kJ/m^2).

Em relação ao menor carregamento aplicado (20kN), as curvas das duas regiões praticamente apresentam o mesmo comportamento em toda a faixa de comprimentos de trinca, apresentando valores semelhantes de *J*. Para *a*=3mm, o valor de *J* para as regiões da ZTA e do metal de solda são a iguais a 7,8 e 9,9 kJ/m^2, respectivamente, enquanto para *a*=5mm os valores passam para 16,4 e 29,3 kJ/m^2, respectivamente. Nesse caso, os valores de *J* para *a*= 5mm aumentaram cerca de duas vezes para a ZTA e cerca de três vezes no metal de solda se comparados à *a*=3mm.

Para os carregamentos intermediários (30kN), ambas as regiões apresentam comportamento semelhante até aproximadamente *a*=4,0mm, apresentando valores de *J* bem próximos, vide Tabelas 9 e 10 e Figura 78. Após *a*=4mm nota-se, pela tendência das curvas que o efeito do comprimento de trinca na magnitude de *J* é mais pronunciado para a região do metal de solda em relação à região da ZTA.

Considerando um carregamento de 37kN nas duas regiões da junta, em nenhum momento é observado uma grande semelhança entre os valores de *J* para um mesmo comprimento de trinca. Nesse caso, é nítido que a região do metal de solda apresenta, para um mesmo comprimento de trinca, maiores valores de *J* em comparação à ZTA em toda a faixa de *a* ilustrada. Para carregamentos elevados, somente se observa uma semelhança acentuada entre os valores de *J* nas duas regiões para os carregamentos de 37kN para o metal de solda e 40kN para a ZTA até aproximadamente *a*=3,2mm. Após esse comprimento de trinca, o comportamento das curvas é bastante diferente, de maneira que a região do metal de solda apresenta um efeito bem mais pronunciado que a região da ZTA. Para *a*=5mm, um carregamento de 37kN referente ao metal de solda corresponde a um *J* aproximado de 2600 kJ/m^2 (valor não representado na curva da Figura 78), aproximadamente 90 vezes maior que o valor de *J* referente ao menor carregamento ilustrado (29,3kJ/m^2). No caso da ZTA, o carregamento de 40kN corresponde a um valor de *J* em torno de 840 kJ/m^2, aproximadamente 50 vezes maior em comparação ao menor carregamento (16,4 kJ/m^2).

Assim, a partir dos resultados apresentados na Figura 78 fica evidenciado que, para um mesmo nível de carregamento, a magnitude de *J* aumenta com o acréscimo do comprimento de trinca, o que já era esperado. Observa-se também que dentro da faixa de comprimentos de trinca ilustrada, os carregamentos mais elevados são responsáveis pelas maiores variações na magnitude de *J* com o aumento de *a*. Por outro lado, o aumento de *a* promove menores variações da magnitude de *J* em menores níveis de carregamentos. Por último, o efeito do comprimento de trinca na magnitude de *J* tende a

ser mais pronunciado para a região do metal de solda em relação à região da ZTA com o aumento do nível de carregamento.

As Figuras 79 e 80 ilustram relação entre a carga e a magnitude de *J* para a faixa de comprimento de trinca compreendida entre 3,0 e 5,0mm, para a ZTA e metal de solda, respectivamente.

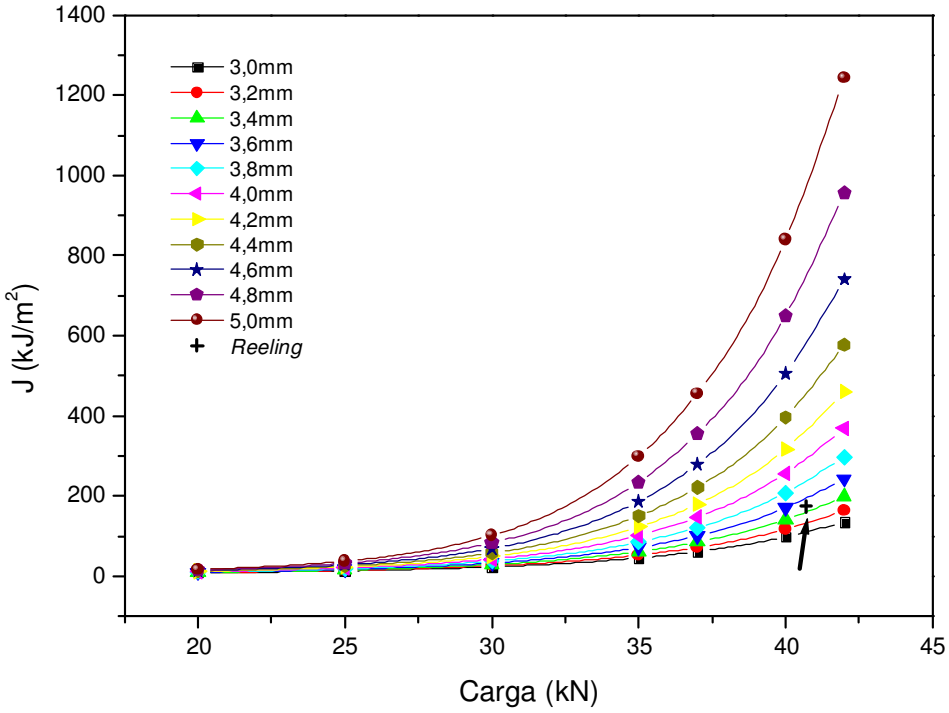


Figura 79. Relação entre carga e *J* para a faixa de comprimentos de trinca compreendida entre 3 e 5mm referentes a geometria e dimensões de corpos-de-prova adotados segundo a metodologia EPRI [59]. A região que corresponde à simulação do processo *reeling* conforme RUGGIERI e DONATO [58] é indicada pela seta (a=3,5mm e J=175 kJ/m^2). Região da ZTA.

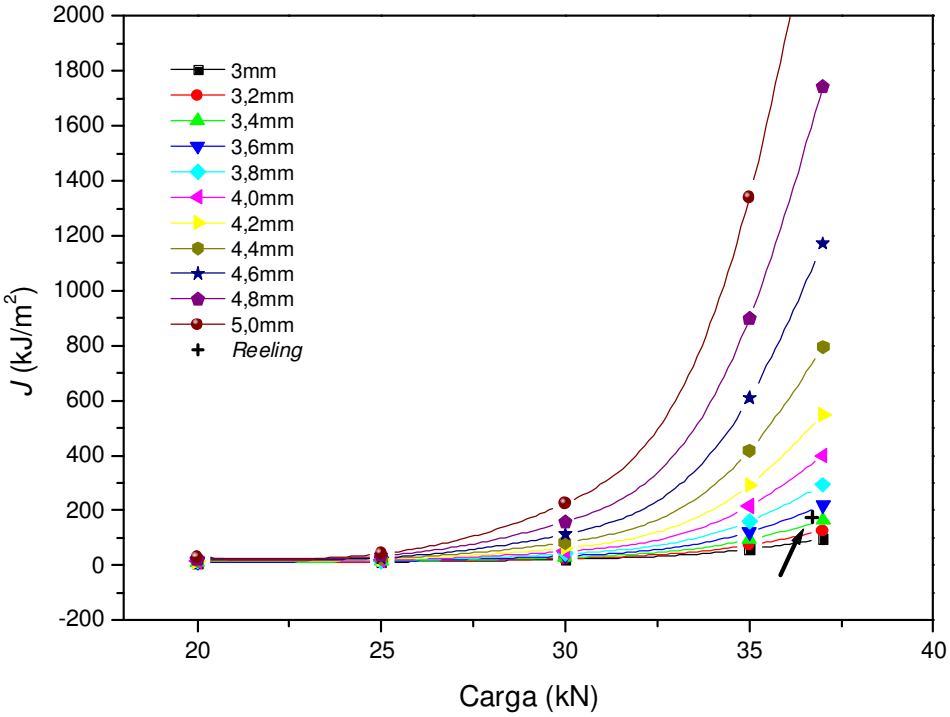


Figura 80. Relação entre carga e *J* para a faixa de comprimentos de trinca compreendida entre 3 e 5mm referentes a geometria e dimensões de corpos-de-prova adotados segundo a metodologia EPRI [59]. A região que corresponde à simulação do processo *reeling* conforme RUGGIERI e DONATO [58] é indicada pela seta (a=3,5mm e J=175 kJ/m^2). Região do metal de solda.

De acordo com as Figuras 79 e 80, para a faixa de comprimentos de trinca ilustrada, tanto na região do metal de solda quanto na ZTA, a menor variação da magnitude de *J* por aumento de *a* é observada entre 20 e 25kN de carregamento. Em contrapartida, as maiores variações são observadas nos maiores carregamentos.

Assim, a partir do comportamento observado nas Figuras 78 a 80, pode ser inferido que a situação que caracteriza a simulação do *reeling* na condição real (indicada nas Figuras pelas setas) está localizada numa região em que o comprimento de trinca tem grande influência sobre a magnitude de *J*, visto a carga considerada. Dessa maneira, nos materiais estudados e nas situações consideradas, um grande subdimensionamento do tamanho de *a* pode acarretar um *J* bem mais elevado que o esperado e, consequentemente, um maior dano aos mesmos, uma vez que maiores magnitudes de *J* são mais danosas aos materiais, principalmente, na região da ZTA. Isso pode ser comprovado a partir dos resultados de microscopia estereoscópica e MEV apresentados anteriormente, Figuras 64 a 77.

4.4.2.3 – Influência do *reeling* no comportamento em fadiga do material

Os resultados referentes à influência da simulação do processo *reeling* ou das situações menos rigorosas ou mais rigorosas que a real no comportamento em fadiga das regiões do metal de solda e ZTA, considerando a existência de um defeito planar circunferencial na posição 12h serão apresentados. O comportamento em fadiga será avaliado através das curvas a vs N e da/dN vs ΔK.

4.4.2.3.1 – Comportamento real do *reeling* durante instalação

Nas Figuras 81 a 86 são apresentadas as curvas a vs N e da/dN vs ΔK referentes às condições que correspondem o comportamento real do *reeling* durante a instalação (J=175 kJ/m^2), onde a_f é o comprimento de trinca final no estágio pre-reel, ou seja, o tamanho do defeito em que o *reeling* foi simulado. Nas Figuras 81 a 83 são apresentados os resultados referentes ao metal de solda e nas Figuras 84 a 86 os resultados da região da ZTA. Poderá ser notado que os resultados apresentados nesse item correspondem somente à R=0,4. Isso porque todos os corpos-de-prova submetidos a R=0,1 apresentaram uma diferença entre o comprimento de trinca real e o comprimento de trinca obtido pela técnica da flexibilidade maior que 0,2mm e por isso a correção mencionada anteriormente na análise fractográfica foi realizada. Dessa maneira, os valores de J foram recalculados e resultaram em valores acima de 175kJ/m^2. Assim, esses corpos-de-prova foram enquadrados na condição referida como mais severa que a situação real, cuja análise será realizada posteriormente. O corpo-de-prova MS CP3 R04 12h foi incluído neste subitem, pois as condições estão próximas à situação real.

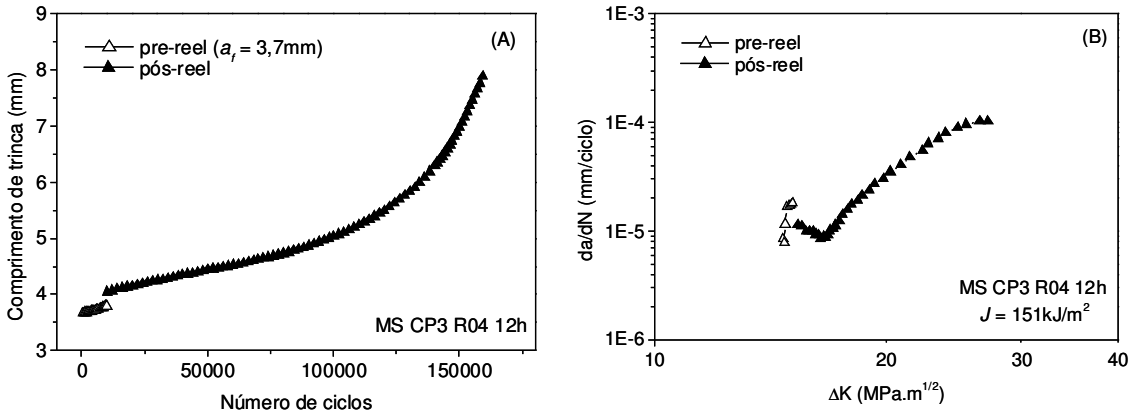


Figura 81. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP3) submetido à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 151kJ/m^2).

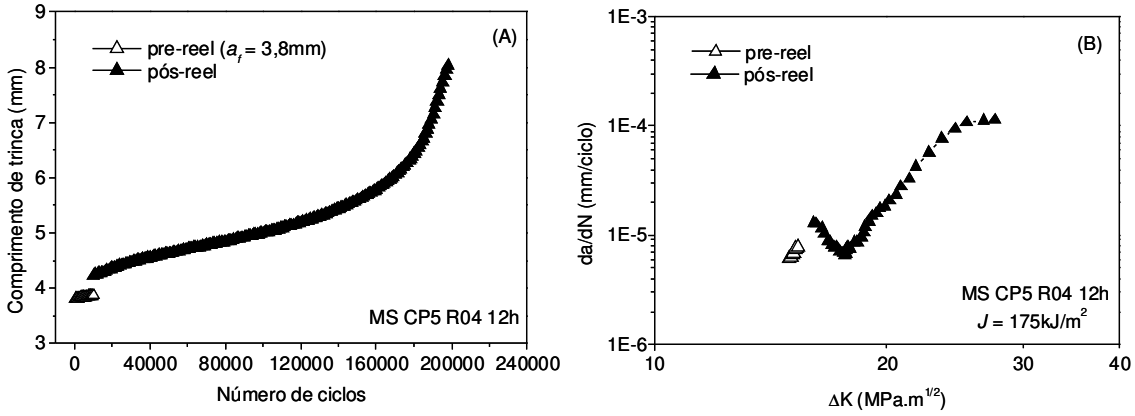


Figura 82. Curvas *a* vs *N* (A) e *da/dN* vs. *ΔK* (B) do metal de solda (CP5) submetido à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).

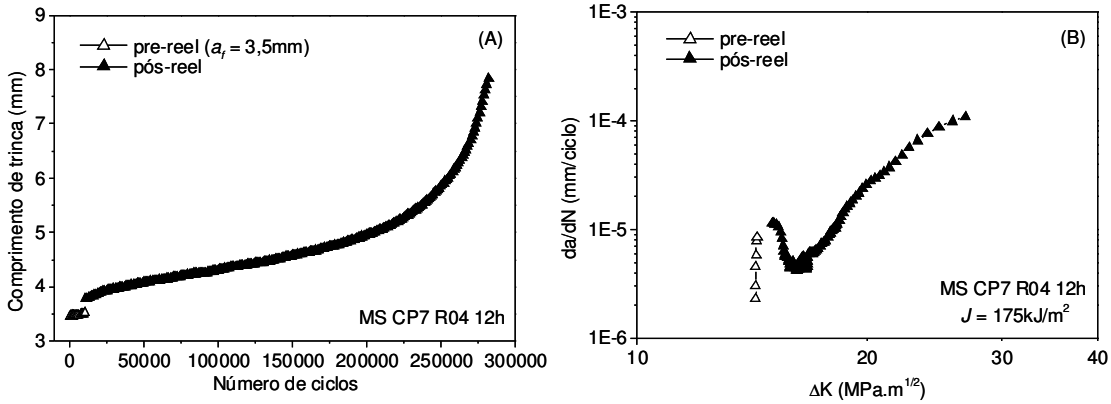


Figura 83. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP7) submetido à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).

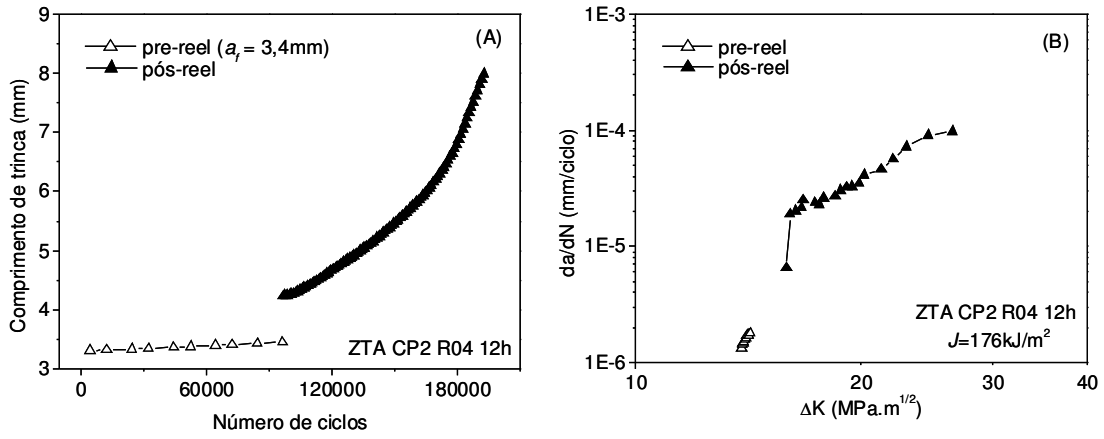


Figura 84. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP2) submetida à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 176kJ/m^2).

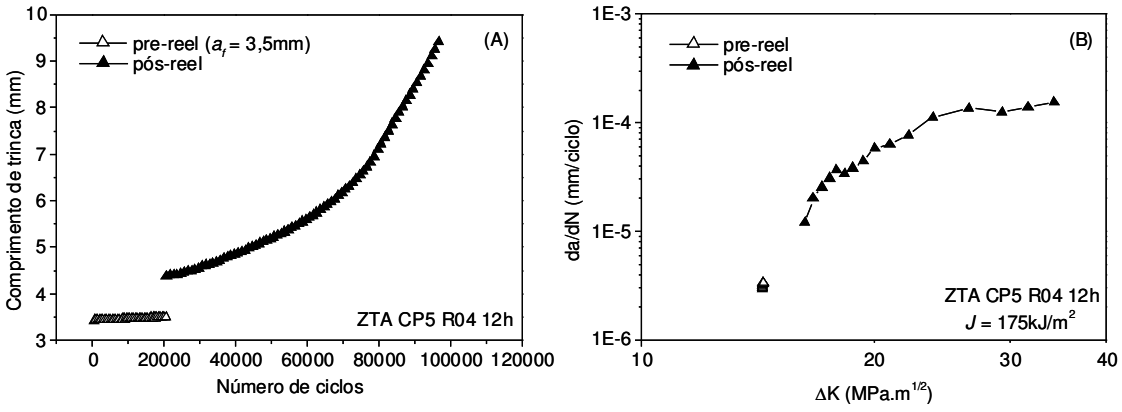


Figura 85. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP5) submetida à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).

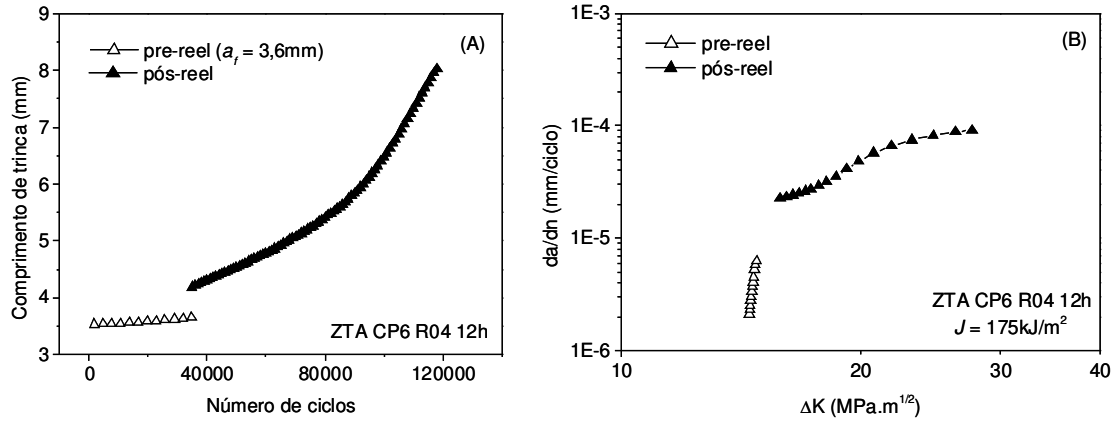


Figura 86. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP6) submetida à simulação do *reeling* para *R*=0,4 (*J* aplicado de 175kJ/m^2).

Os resultados apresentados nas Figuras 81 a 86 que correspondem à situação real a que o *riser* é submetido durante a instalação pelo método *reel-lay* revelaram que o comportamento em fadiga de todos os materiais ensaiados nessa condição sofreram a influência do *reeling*. Isso fica evidente a partir do momento em que nas curvas *a vs N* apresentadas pode ser observado um aumento do comprimento da trinca em relação ao estágio anterior (pre-reel), concomitantemente com a mudança de inclinação da curva entre os estágios pre-reel (final) e pós-reel (início), onde neste último a inclinação tende a ser maior. Entretanto, no corpo-de-prova MS CP3 R04 12h, Figura 81, a inclinação no estágio pós-reel foi inferior a do estágio anterior. A mudança do comportamento das curvas *a vs N* entre os dois estágios descrita anteriormente é refletida em suas respectivas curvas *da/dN vs.* ΔK e isso será discutido mais adiante.

Nesse momento, antes de continuar a discussão dos resultados algumas considerações importantes devem ser mencionadas. Primeiramente, não foi possível certificar se nos corpos-de-prova ensaiados houve algum crescimento de trinca por fadiga logo após o reinício dos testes no estágio pós-reel. Isso porque os dados das curvas *a* vs *N* foram obtidos a partir dos 200 ciclos de ensaio uma vez que estes foram capturados a cada 200 ciclos (o comprimento inicial de trinca no estágio pós-reel neste trabalho será referido como a_{200}). De qualquer maneira, a ocorrência de um crescimento de trinca por fadiga muito pequeno durante os primeiros ciclos dos ensaios pós-reel não pode ser descartada.

Em relação a um aumento do comprimento da trinca no estágio pós-reel em comparação ao estágio anterior é importante alguns comentários. Num primeiro momento, um aumento do comprimento de trinca pode ser considerado como o resultado da ocorrência do embotamento da ponta da trinca culminado com o crescimento subcrítico de trinca proveniente da simulação dos ciclos do *reeling* em situações onde o carregamento é elevado o suficiente para promover tais fenômenos, por exemplo, valores elevados de *J*. É importante mencionar que a ocorrência de crescimento subcrítico foi observada anteriormente nas análises fractográficas apresentadas, Figura 77, e, portanto, essa consideração é perfeitamente válida. Uma outra hipótese é que um aumento do comprimento de trinca, como medido pela técnica da flexibilidade, pode ser reflexo do embotamento da ponta da trinca em situações onde o carregamento aplicado não é suficiente para promover o crescimento subcrítico da mesma, como por exemplo, para valores de *J* bem inferiores à situação anterior.

As curvas *da/dN vs.* ΔK da região do metal de solda, Figuras 81B a 83B, e da ZTA, Figuras 84B a 86B, revelaram comportamentos distintos entre si no estágio pós-reel. Ou seja, é possível observar que em todos os corpos-de-prova do metal de solda ensaiados existe uma região da curva que é caracterizada por uma queda em *da/dN* durante propagação, até atingir um valor mínimo. Após alcançar o valor mínimo, a taxa de propagação passa a ser crescente com o crescimento da trinca. Esse comportamento é semelhante ao observado quando se aplica um ciclo de sobrecarga trativa num carregamento base em amplitude constante. Por outro lado, na ZTA, não foi observada nenhuma região da curva apresentando queda da taxa de crescimento de trinca em todos os corpos-de-prova ensaiados, Figuras 84B a 86B.

Esse comportamento da ZTA foi semelhante ao verificado por BUSCHIAZZO [32] no estudo da influência do *reeling* no comportamento em fadiga dessa região considerando a presença de um defeito vazante (posição 12h) na junta soldada de um aço API X-70. Diferentes inclinações nas curvas *a vs N* entre os estágios pre-reel e pós-reel e a ocorrência de descontinuidades das curvas também foram observadas pelo autor. Ainda segundo ele, a descontinuidade das curvas *a vs N* poderia ter sido consequência de um crescimento monotônico estável da trinca ou aos efeitos das deformações oriundas da simulação do *reeling* no sinal de queda de potencial utilizado pelo mesmo para a medição do crescimento da trinca. Não foram encontrados registros na literatura de outros trabalhos envolvendo a influência do *reeling* no comportamento em fadiga da região da ZTA em qualquer tipo de aço. Deve ser chamada a atenção para a perceptível carência de trabalhos sobre a influência do *reeling* no comportamento em fadiga dos *risers*, considerando defeitos pre-existentes no material. Assim, a comparação dos resultados obtidos neste trabalho com dados de literatura fica difícil.

A mudança de inclinação das curvas *a vs N* entre o final do estágio pre-reel e o início do estágio pós-reel mencionadas anteriormente são refletidas em suas respectivas curvas *da/dN vs.* ΔK. Ou seja, a maior inclinação na curva *a vs N* no início do estágio pós-reel significa uma maior taxa de propagação da trinca no início desse estágio em comparação ao final do estágio anterior, que apresentou uma inclinação menor. Evidentemente, quanto mais próxima for a inclinação das curvas *a vs N*, menor será a diferença entre as taxas de crescimento *da/dN*. Dessa maneira, fica claro que a menor inclinação da curva *a vs N* no início do estágio pós-reel em relação ao estágio pre-reel do corpo-de-prova MS CP3 R04 12h (Figura 81) representaria a menor taxa de propagação no pós-reel.

A partir do momento que o processo *reeling* influencia o comportamento em fadiga do material, a tentativa de um procedimento capaz de quantificar essa influência torna-se importante. Para isso, foi determinado, a partir das Figuras 81 a 86 a variação relativa entre as taxas de propagação da trinca no final do estágio pré-reel ($da/dN_{pre\text{-}reel}$) e a taxa de propagação *mínima* atingida no estágio pós-reel ($da/dN_{pós\text{-}reel}$), Figura 87. Nesse procedimento, a taxa de propagação no início do estágio pós-reel foi preterida pela taxa de propagação mínima principalmente para que o efeito do retardo da taxa de propagação observado nos corpos-de-prova do metal de solda não fosse excluído e que em ambos os estágios a taxa de propagação fosse crescente.

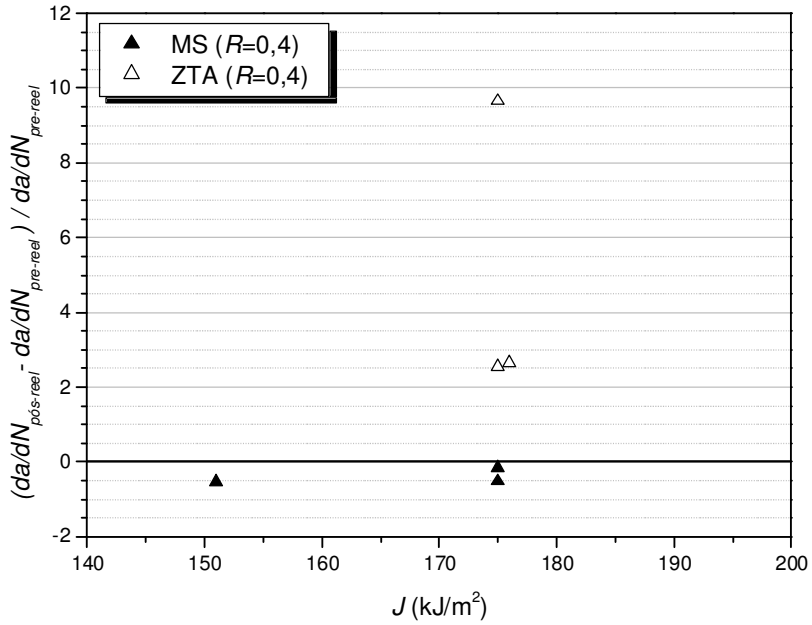


Figura 87. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ nas regiões do metal de solda e ZTA correspondentes à situação real de um *riser* durante o *reeling* (Valores de *J* próximos de 175kJ/m^2).

Os resultados da Figura 87 indicam que a variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ varia aproximadamente de -0,53 a -0,15 e 2,55 a 9,66 nas regiões do metal de solda e ZTA, respectivamente.

A partir das faixas de valores apresentadas pode ser inferido que, se for considerados os valores em módulo, os mesmos são superiores na região da ZTA em relação ao metal de solda. Isso é indicativo que, nessas condições, o comportamento em fadiga da ZTA é mais influenciado pelo *reeling* que a região do metal de solda. Ou seja,

a ZTA apresenta maior variação entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ que a região do metal de solda. Concomitantemente, os valores da ZTA (todos positivos) são maiores que no metal de solda (todos negativos). Nesse caso, os valores positivos indicam que a taxa de propagação mínima no estágio pós-reel ($da/dN_{pós\text{-}reel}$) é superior à $da/dN_{pre\text{-}reel}$, enquanto os valores negativos indicam um comportamento inverso, o que está de acordo com os resultados apresentados nas Figuras 81 a 86.

Assim, de acordo com o exposto, na região da ZTA, $da/dN_{pós\text{-}reel}$ é bem maior que $da/dN_{pre\text{-}reel}$, enquanto no metal de solda o comportamento oposto é observado. Isso significa que, no comportamento em fadiga da junta soldada, o *reeling* foi mais prejudicial à região da ZTA em comparação ao metal de solda. Isso porque no metal de solda existe uma região, na faixa de ΔK estudada, em que a taxa de propagação da trinca no estágio pós-reel é inferior ao pre-reel, indicando certo retardo no crescimento da trinca após o *reeling*. Isso, de certa forma, sugere um acréscimo na vida em fadiga no estágio pós-reel do metal de solda. Por outro lado, a taxa de propagação da trinca da ZTA nesse estágio foi sempre superior à anterior e nenhum retardo pôde ser observado. Portanto, os resultados apresentados indicam que, nessas condições, o comportamento em fadiga da região da ZTA foi mais influenciado, e neste caso prejudicado, pelo *reeling* que o metal de solda.

4.4.2.3.2 – Comportamento em fadiga em condição mais severa que a real

Nas Figuras 88 a 96 são ilustrados o comportamento em fadiga numa condição mais severa a que um *riser* é submetido durante o *reeling*. Nas Figuras 88 a 91 e nas Figuras 92 a 96 são mostrados os resultados das regiões do metal de solda e ZTA, respectivamente.

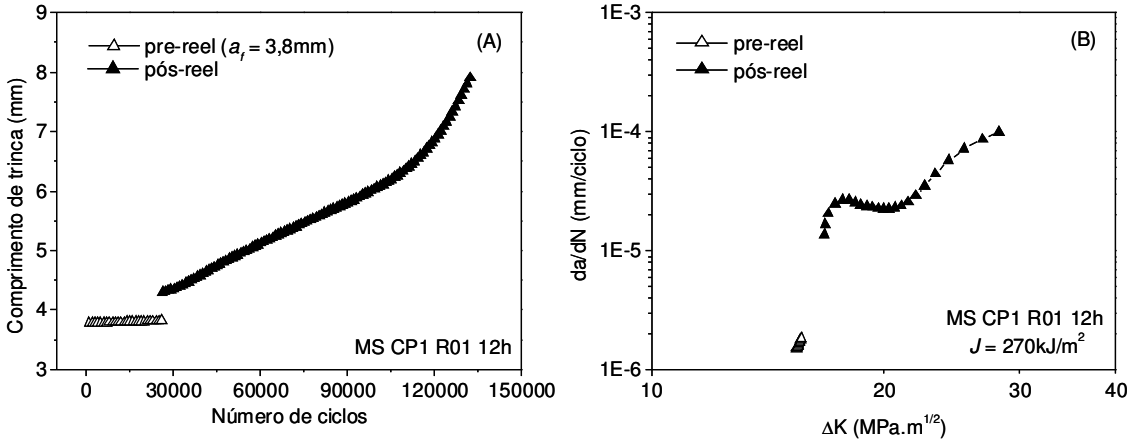


Figura 88. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP1) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,1 (J aplicado de 270 kJ/m^2).

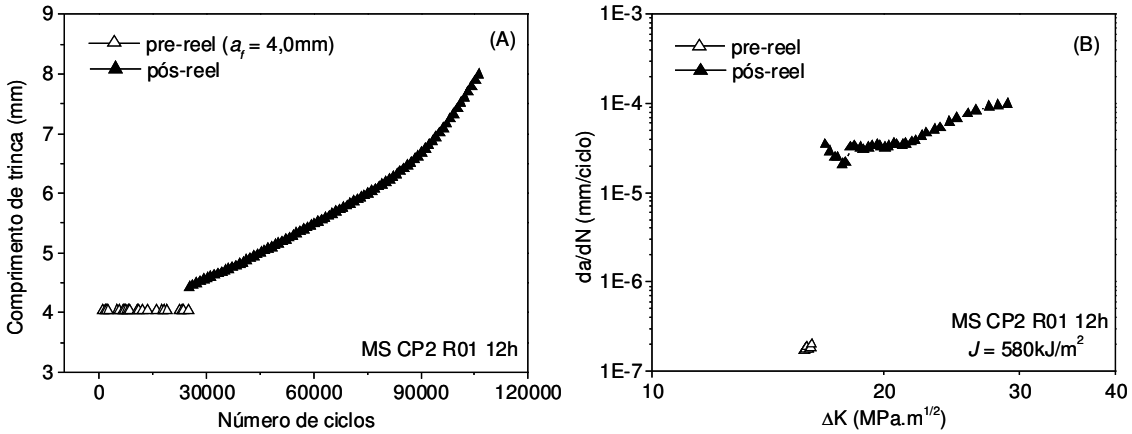


Figura 89. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP2) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,1 (J aplicado de 580 kJ/m^2).

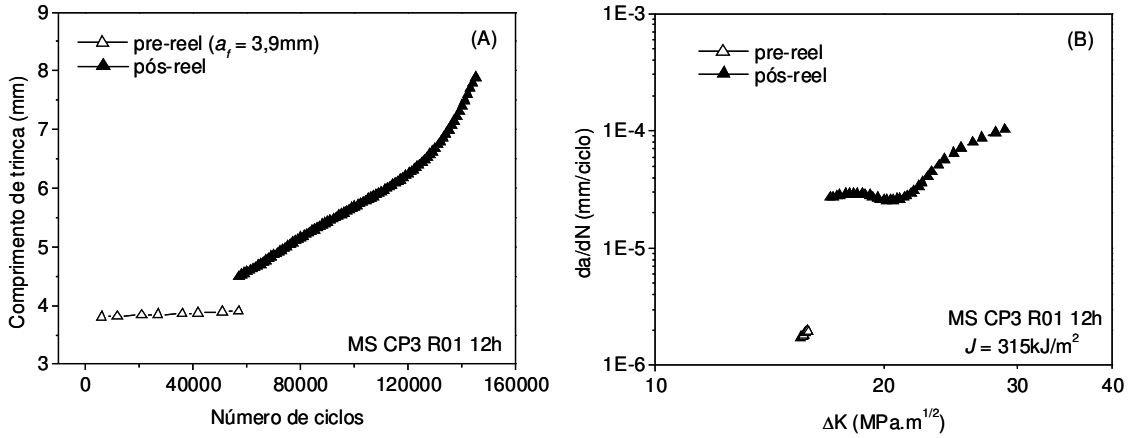


Figura 90. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP3) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,1 (J aplicado de 315 kJ/m^2).

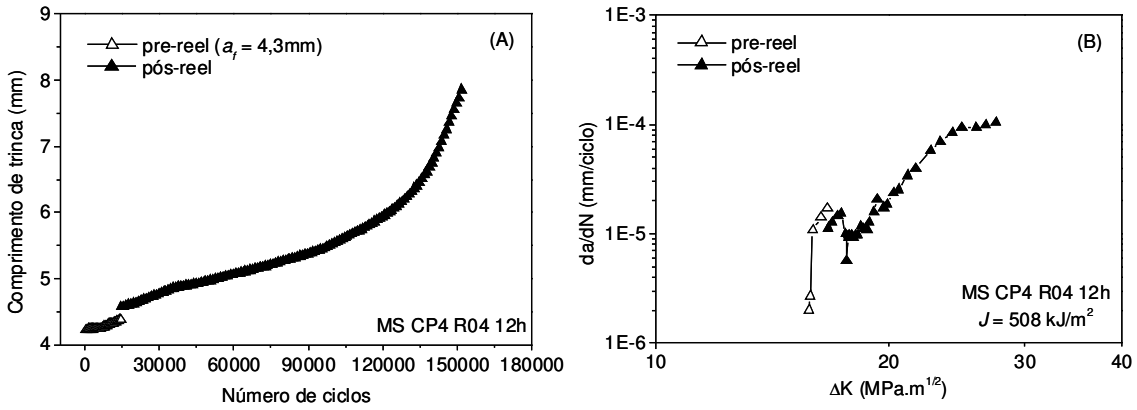


Figura 91. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP4) submetido à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,4 (J aplicado de 508 kJ/m^2).

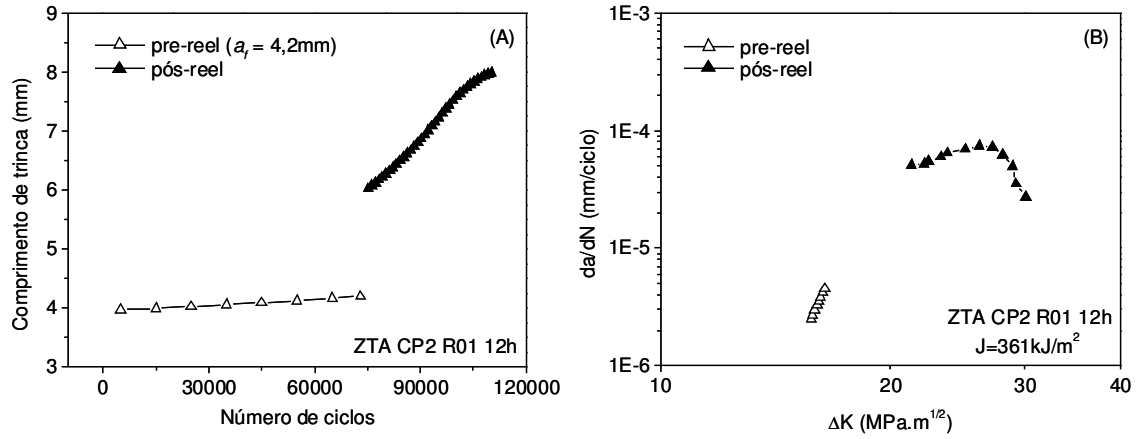


Figura 92. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP2) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,1 (J aplicado de 361kJ/m^2).

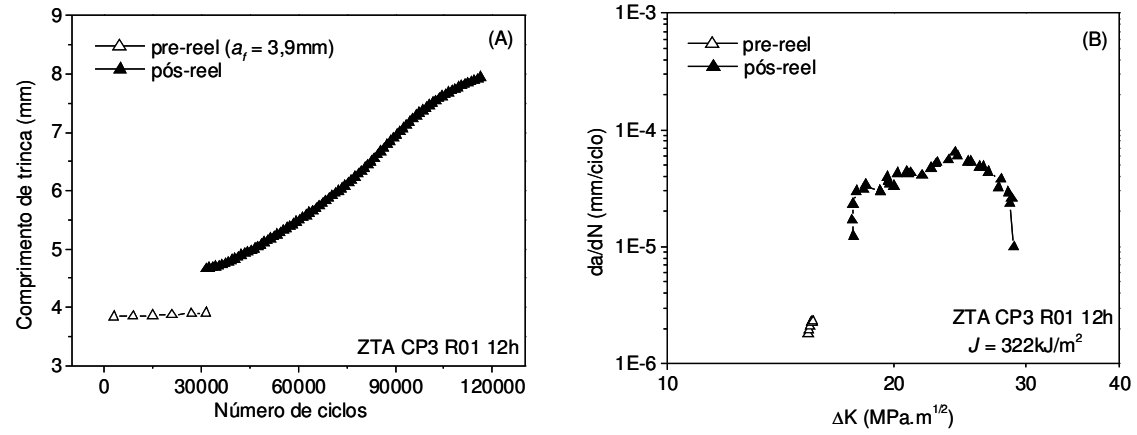


Figura 93. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP3) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,1 (J aplicado de 322 kJ/m^2).

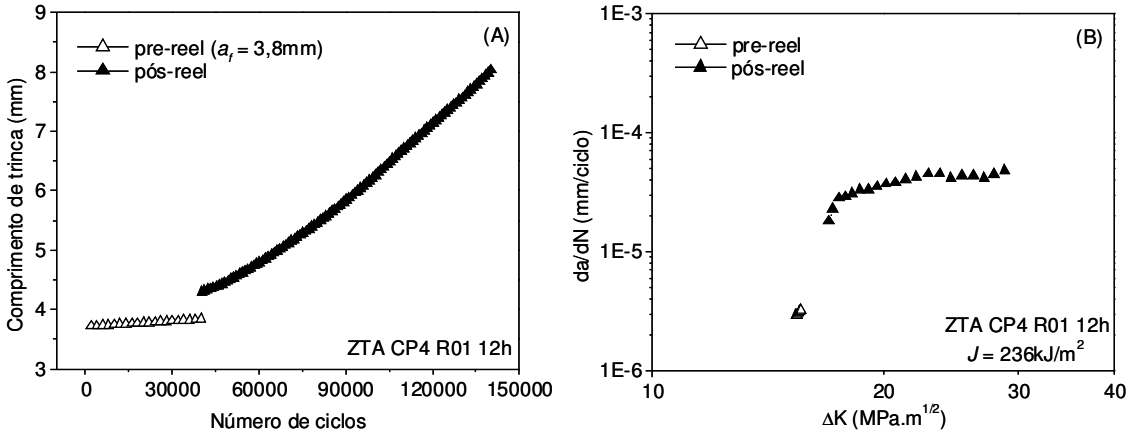


Figura 94. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP4) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,1 (J aplicado de 236 kJ/m^2).

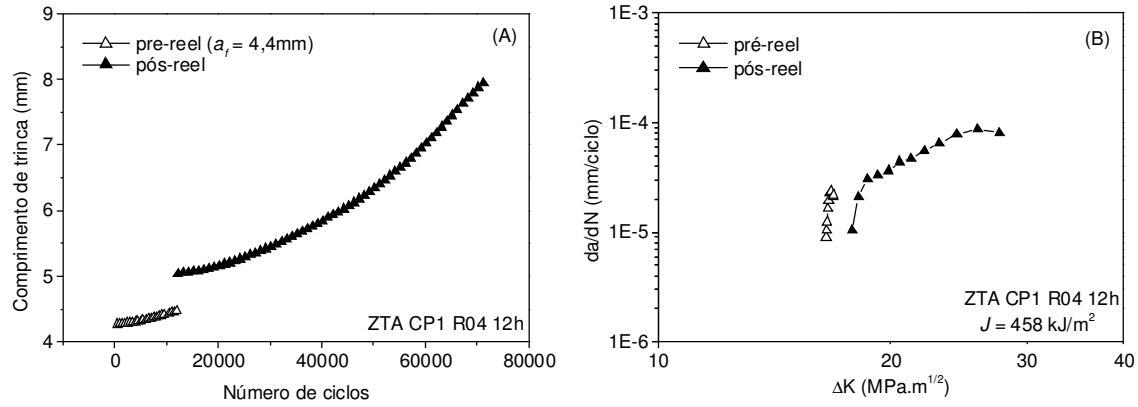


Figura 95. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP1) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,4 (J aplicado de 458 kJ/m^2).

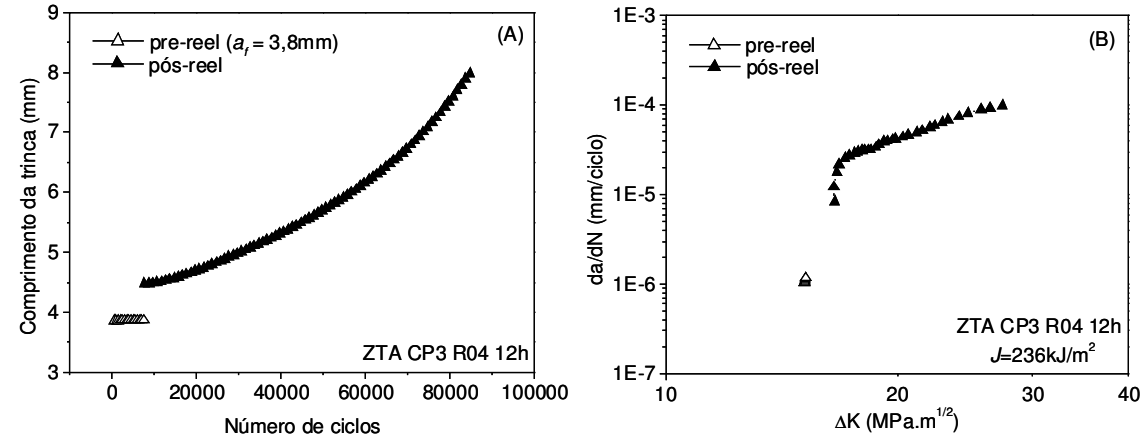


Figura 96. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP3) submetida à simulação do *reeling* em condição mais severa para R=0,4 (J aplicado de 236 kJ/m^2).

As curvas *a vs N* do metal de solda (Figuras 88 a 91) e da região da ZTA (Figuras 92 a 96) revelaram que na condição mais severa que a real, ambas as regiões sofreram a influência dos ciclos de carregamentos aplicados na simulação das etapas do *reeling*. Isso porque uma diferença entre os valores de a_{200} e a_f e a mudança entre as inclinações das curvas referentes aos estágios pre-reel (no final) e pós-reel (no início) podem ser observadas. Com exceção dos corpos-de-prova nomeados de MS CP4 R04 12h, Figura 91, e ZTA CP1 R04 12h, Figura 95, em todos os outros corpos-de-prova, a inclinação das curvas *a vs N* no início do estágio pós-reel foram maiores que no final do estágio anterior.

Novamente, essa diferença entre os valores de a_{200} e a_f foi refletida nas respectivas curvas *da/dN vs.* ΔK dos materiais. Assim, nos materiais em que a inclinação da curva *a vs N* no início do estágio pós-reel foi superior à inclinação no final do estágio pre-reel, o valor inicial da taxa de propagação pós-reel foi maior que a taxa de propagação final no estágio pre-reel e vice-versa.

No corpo-de-prova do metal de solda submetido à R=0,4 correspondente a situação mais severa que o *reeling* (J=508 kJ/m^2), Figura 91, o resultado revelou um retardo na taxa de propagação da trinca no estágio pós-reel similar aos retardos observados no caso de J=175 kJ/m^2, Figuras 81 a 83. Nesse caso, uma possível semelhança entre os comportamentos para R=0,4 pode ser observada (situações real e mais severa que o *reeling*).

Em relação à R=0,1, em todos os corpos-de-prova do metal de solda a simulação das etapas do *reeling* numa situação mais severa que a condição real promoveu um pequeno retardo em *da/dN* durante a propagação da trinca de fadiga no estágio pós-reel. Comparado à R=0,4, esse retardo foi menor tanto na situação mais severa que o *reeling* quanto nos casos referentes à situação real apresentados no subitem anterior. Adicionalmente, em todos os corpos-de-prova submetidos a R=0,1, a taxa de propagação mínima no estágio pós-reel atingida no curto período de retardo foi superior à taxa de propagação no final do estágio pre-reel. Em contrapartida, para R=0,4 o comportamento observado foi o oposto, ou seja, a taxa de propagação mínima atingida no período de retardo foi inferior à taxa de propagação da trinca no final do estágio pre-reel tanto na condição real, Figuras 81 a 83, quanto na condição mais severa, Figura 91.

A comparação entre os resultados do metal de solda da situação real do *reeling* com os resultados referentes à situação mais severa mostra mais uma característica importante se for considerado que o corpo-de-prova da Figura 88 submetido a um J de

270 kJ/m^2 (R=0,1) representa uma situação relativamente próxima da condição real do *reeling* (J=175kJ/m^2). Isso é considerado tendo em vista que a única diferença entre o corpo-de-prova da Figura 83 submetido à R=0,4 em relação ao mostrado na Figura 88 submetido à R=0,1 é o comprimento da trinca em que a simulação do processo foi realizada, ou seja, 3,5mm e 3,8mm para R=0,4 e 0,1, respectivamente, o que representa uma pequena diferença de 0,3mm entre eles. Em ambas as situações o mesmo carregamento foi empregado. Dessa maneira, considerando a hipótese válida, os resultados indicam que na condição próxima à real (*reeling*), o retardo observado na taxa de crescimento no estágio pós-reel para R=0,1 provavelmente tende a ser menor em comparação a R=0,4. Nesse caso, a similaridade de comportamento no metal de solda no estágio pós-reel entre as situações reais e mais severas que o *reeling* também é observada para R=0,1.

Assim, de acordo com o exposto, acredita-se que na faixa de J estudada referente às situações real e mais severa que o *reeling*, a região do metal de solda apresente o mesmo tipo de comportamento no estágio pós-reel. Isto é, em ambas as situações o retardo na taxa de propagação observado no estágio pós-reel é maior nos materiais submetidos a R=0,4 se comparado com R=0,1. Concomitantemente, para R=0,4, a taxa de propagação mínima atingida no período de retardo foi menor que a taxa de propagação da trinca no final do estágio pre-reel, tanto na condição real do *reeling* quanto na condição mais severa que a real. No entanto, nesta última condição, o comportamento observado entre as taxas de propagação para R=0,1 foi o oposto e acredita-se que para a condição real esse comportamento se repita.

NETTO *et al* [66] [67] avaliaram, na região da solda, o efeito de níveis de pré-deformação de 2,5, 5 e 7% na fadiga de um *riser* de aço API X-60 durante a instalação por *reeling*, considerando a presença de defeitos de falta de penetração. Os resultados revelaram que em todos os níveis estudados a taxa de propagação foi maior em relação ao material como soldado. Não foi observado nenhum retardo na taxa de propagação da trinca nas curvas *da/dN vs* ΔK do metal de solda para R=0,5 apresentadas pelos autores, diferentemente do comportamento observado neste trabalho.

Em relação à região da ZTA os resultados revelaram que em todos os corpos-de-prova ensaiados, a taxa de propagação pós-reel da trinca de fadiga foi sempre superior em relação à pre-reel, exceto no corpo-de-prova denominado ZTA CP1 R04 12h submetido a um J=458 kJ/m^2, Figura 95. Nesse caso, o início do estágio pós-reel apresentou uma taxa menor que no final do estágio anterior. Os resultados revelaram

também que a taxa de propagação no estágio pós-reel foi crescente durante o ensaio, sem a ocorrência de retardo na mesma. Entretanto, em dois corpos-de-prova pode ser notada a ocorrência de uma queda abrupta na taxa de propagação numa região próxima ao fim do ensaio, em torno de ΔK=25MPa.m$^{1/2}$, Figuras 92 e 93. Nesse caso, acredita-se que a trinca no estágio pós-reel se propaga dentro de uma região no material que é controlada (afetada) pelos ciclos de carregamento que simula o *reeling* na situação mais severa de modo a resultar no comportamento apresentado. Desse modo, não existe uma região de transição em que *da/dN* deixe de ser influenciada por esses ciclos e passe a ser semelhante à região do material como soldado. É importante mencionar que nos ensaios da ZTA no material como soldado nenhuma queda abrupta na taxa de propagação em torno de ΔK=25MPa.m$^{1/2}$ foi observada, Figura 57, o que reforça essa hipótese. No entanto, uma melhor avaliação desse comportamento é necessária.

Em um dos materiais ensaiados a R=0,1, especificamente o corpo-de-prova denominado ZTA CP4 R01 12h (Figura 94), pode ser visto que o mesmo foi submetido a um J=236 kJ/m^2. Novamente será considerado que nesse material a condição não seja muito distante da situação real do *riser* durante o processo *reeling* (como foi feito em relação à região do metal de solda). A diferença entre o corpo-de-prova referido e um corpo-de-prova submetido a J=175kJ/m^2 (R=0,4) nomeado de ZTA CP5 R04 12h (Figura 85), por exemplo, foi o comprimento de trinca no final do estágio pre-reel que apresentou uma diferença de 0,3mm entre os dois materiais. Como no caso do metal de solda, o carregamento foi o mesmo nas duas situações.

Ainda na região da ZTA, considerando o comportamento do corpo-de-prova submetido a J=236 kJ/m^2 para R=0,1, Figura 94, como próximo da situação real do *reeling* (J=175 kJ/m^2), os resultados indicam que provavelmente não existe diferença de comportamento no estágio pós-reel entre R=0,1 e 0,4 na condição real que simula o *reeling*. Dessa maneira, para ambos os valores de R empregados, acredita-se que para (J=175 kJ/m^2) a taxa de propagação da trinca de fadiga seja sempre crescente durante esse estágio.

A variação relativa entre as taxas de propagação da trinca no final do estágio pré-reel ($da/dN_{pre\text{-}reel}$) e a taxa de propagação mínima no estágio pós-reel ($da/dN_{pós\text{-}reel}$) na condição mais severa que a real para as regiões do metal de solda e ZTA é apresentada na Figura 97. A taxa mínima do metal de solda considerada na Figura refere-se àquela alcançada durante o pequeno período de retardo conforme foi observado nas Figuras 88 e 90. Os resultados referentes à condição real do *reeling* e dos

corpos-de-prova das duas regiões representativos dessa condição também são mostrados para efeito de comparação.

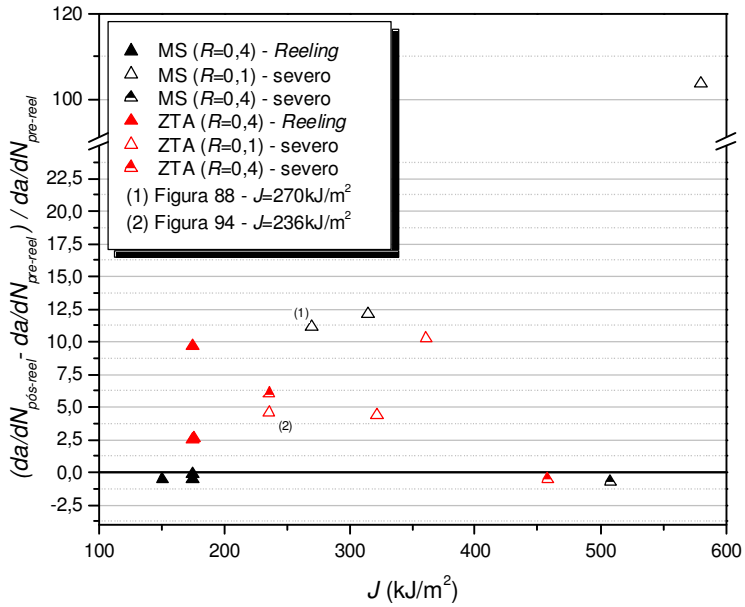


Figura 97. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ nas regiões do metal de solda e ZTA correspondentes à situação mais severa que real. Os resultados referentes à situação real do *reeling* (J=175kJ/m^2) também são apresentados. (1) e (2) referem-se aos corpos-de-prova submetidos à condição severa, mas considerados como próximos da condição real do *reeling*.

A partir dos resultados apresentados na Figura 97, pode-se observar que na condição severa a variação relativa na região do metal de solda para R=0,1 (incluindo o corpo-de-prova considerado como próximo da condição real indicado por (1)) é superior em relação a R=0,4. Isso porque a taxa de propagação mínima atingida no período de retardo no estágio pós-reel foi superior à taxa de propagação da trinca no final do estágio pre-reel, conforme mostrado nas Figuras 88 a 90. Aparentemente, na situação severa para R=0,1 no metal de solda, os resultados levam a acreditar que o acréscimo nos valores de J resulta em maior variação relativa na taxa de propagação, principalmente em valores de J elevados, indicando possivelmente, um maior efeito prejudicial no comportamento em fadiga no estágio pós-reel. Nota-se também para R=0,4 que a variação relativa da região do metal de solda nas condições severas e real foram bem similares, confirmando que, nesse caso, não houve diferença significativa de comportamento em fadiga no estágio pós-reel entre elas.

Assim, pela análise dos resultados apresentada nos parágrafos anteriores, o comportamento em fadiga do metal de solda no estágio pós-reel nas situações real e mais severa é mais influenciado e mais prejudicial para o R=0,1 do que para R=0,4.

Em relação à ZTA, a variação relativa entre as taxas de propagação dos corpos-de-prova na condição severa para R=0,1 (incluindo o corpo-de-prova próximo à condição real do *reeling* (2)) mostrou valores dentro da faixa daqueles referentes à condição real para R=0,4. Isso é indicativo de que o comportamento em relação à variação da taxa de propagação seja semelhante nos dois casos. Da mesma forma, é bem provável que também não exista diferença de comportamento entre R=0,1 e 0,4 na condição real do *reeling*.

Pode ser visto na Figura 97 que se o corpo-de-prova da ZTA submetido a J=236 kJ/m^2 (R=0,4) na condição severa for considerado como próximo da situação de *reeling*, o mesmo apresenta uma variação relativa da taxa de propagação similar a dos materiais da ZTA submetidos a J=175 kJ/m^2 para R=0,4. Logo, esse comportamento reforça a idéia de que um J de 236kJ/m^2 estaria próximo à condição do *reeling* (J=175kJ/m^2). Portanto, a possibilidade do comportamento da região da ZTA na condição real para R=0,1 e 0,4 ser semelhante é grande.

Os resultados obtidos por BUSCHIAZZO [32] revelaram que a simulação do *reeling* na ZTA também provocou o aumento da taxa de propagação da trinca no estágio pós-reel para R=0,1 e 0,5 em relação ao estágio pre-reel sem ocorrência de retardo na taxa de crescimento da trinca como observado no presente trabalho. Os resultados obtidos pelo autor revelaram um aumento mais pronunciado da taxa para R=0,1. A razão taxa de propagação pós-reel-taxa de propagação pre-reel de 4,6 e 11,9 para R=0,1 e 1,7 e 1,9 para R=0,4 foi obsevada nos materiais ensaiados pelo autor.

4.4.2.3.3 – Comportamento em fadiga em condições menos severas que a real

Os resultados referentes ao comportamento em fadiga em condições menos severas que a real na região da ZTA serão apresentados a seguir. Nas Figuras 98 a 102 são mostradas as curvas *a vs N* e suas respectivas curvas *da/dN vs ΔK* dos materiais submetidos a essa condição.

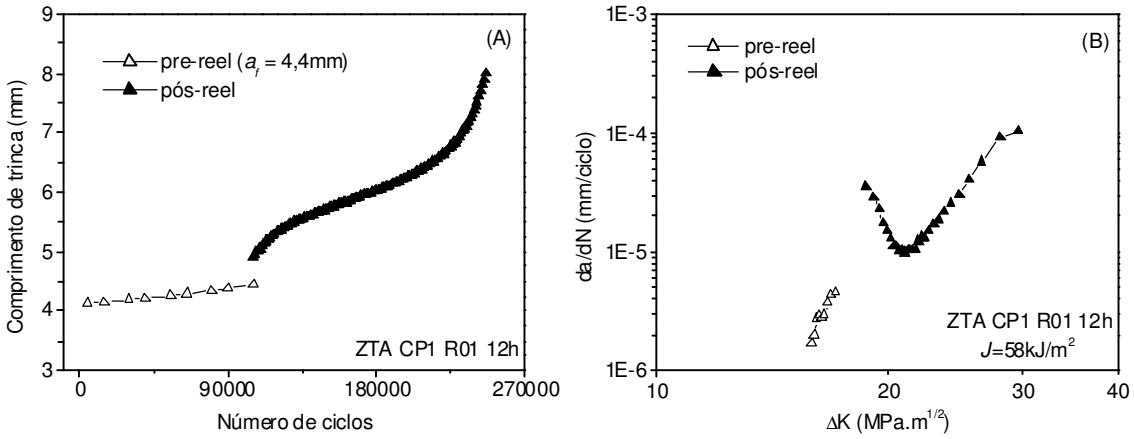


Figura 98. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP1) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,1 (J aplicado de 58 kJ/m^2).

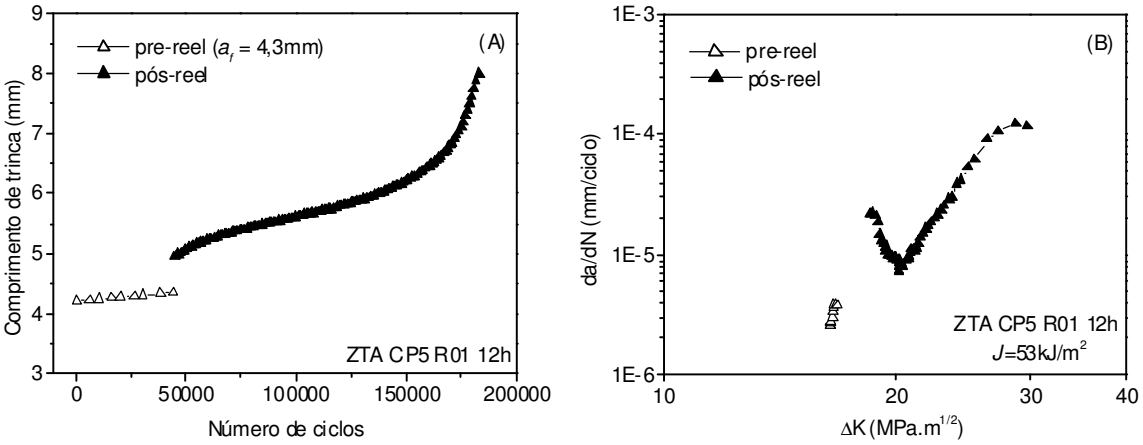


Figura 99. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP5) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,1 (J aplicado de 53kJ/m^2).

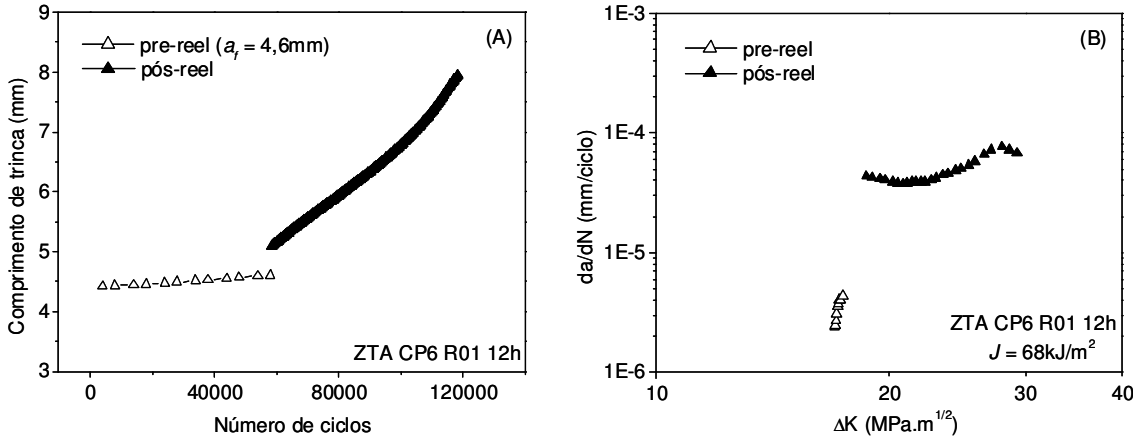


Figura 100. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP6) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,1 (J aplicado de 68kJ/m^2).

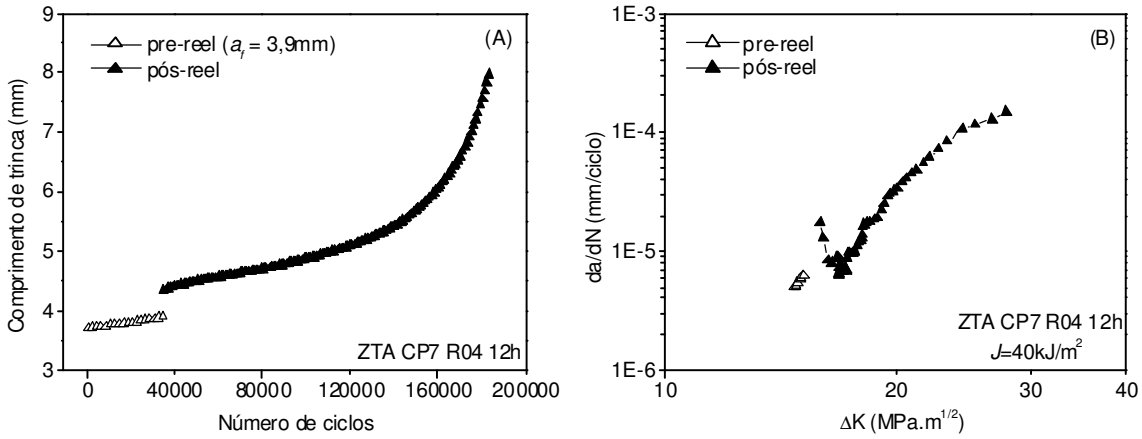


Figura 101. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP7) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,4 (J aplicado de 40kJ/m^2).

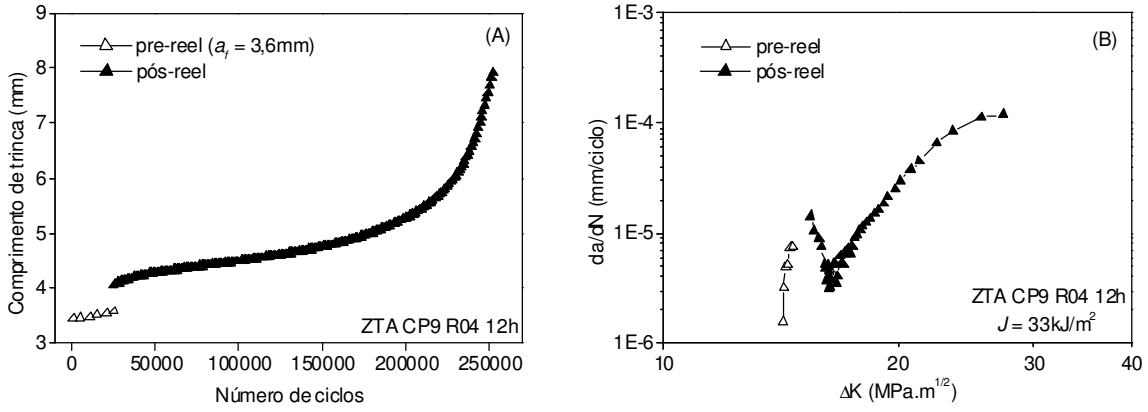


Figura 102. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP9) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,4 (J aplicado de 33kJ/m^2).

De acordo com os resultados, pode ser observado que o comportamento em fadiga no estágio pós-reel da ZTA na condição menos severa que o *reeling* revelou a ocorrência de um retardo em *da/dN* durante a propagação da trinca nesse estágio, até um valor mínimo. Após atingir o valor mínimo, a mesma passou a ser crescente. Deve ser lembrado que o retardo na taxa de propagação não foi observado em nenhum dos testes da ZTA referentes à situação real do *reeling*, e, portanto, uma diferença de comportamento é observada entre as duas situações.

A partir desses resultados, fica evidente que uma condição menos severa que o *reeling* é menos prejudicial do que a situação real. Isso devido à ocorrência do retardo

na taxa de propagação observado, mesmo considerando o resultado da Figura 100 para R=0,1 onde um pequeníssimo retardo é verificado.

A variação relativa entre as taxas de propagação da ZTA na condição menos severa que o *reeling* para R=0,1 e 0,4 é apresentada na Figura 103 abaixo. Os resultados obtidos na condição real do *reeling* para J=175 kJ/m^2 (R=0,4) foram adicionados para comparação, assim como o corpo-de-prova representativo do *reeling* submetido a J=236kJ/m^2 para R=0,1.

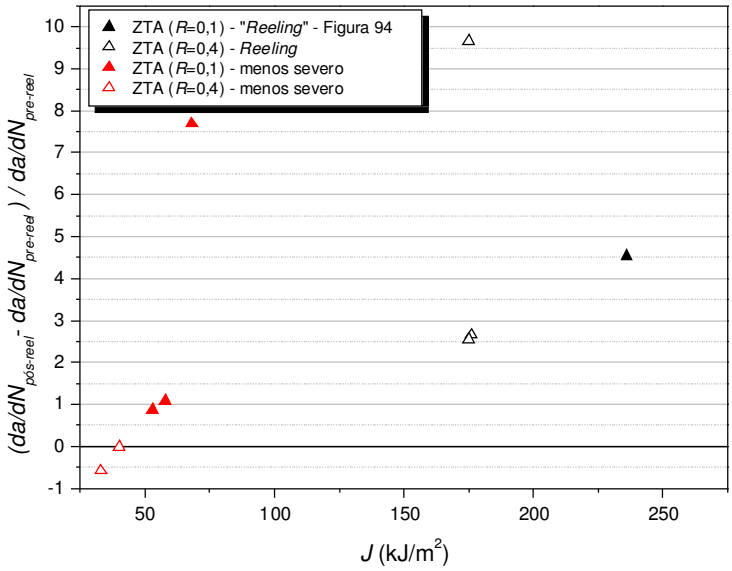


Figura 103. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ na região da ZTA numa condição menos severa que o *reeling*.

De acordo com a Figura 103, com exceção do corpo-de-prova da Figura 100, todos os corpos-de-prova submetidos à situação menos severa que a real revelaram valores de variação relativa mais próximos ou menores que zero, indicando que a taxa mínima alcançada no estágio pós-reel é próxima ou menor que a taxa no final do estágio pre-reel, respectivamente. Em contrapartida, na situação real, os materiais revelaram maiores valores de variação relativa, indicando, nesse caso, maiores diferenças entre as taxas descritas anteriormente. Em relação ao material da Figura 100, o elevado valor de variação relativa é função do pequeno retardo na taxa pós-reel observado.

A Figura 103 revela também que a situação menos severa apresenta menores variações relativas para os materiais submetidos a R=0,4. Isso porque os valores da taxa

de propagação mínima atingida no final do período de retardo verificado no estágio pós-reel foram menores, ou aproximadamente iguais (Figura 101) que no estágio anterior. Para R=0,1, a taxa de propagação no estágio pre-reel foi sempre inferior que a taxa mínima do retardo no estágio pós-reel.

Aparentemente, observa-se um comportamento no qual menores valores de J resultam em menores variações relativas entre as taxas de propagação tendendo a valores negativos. No entanto, mais testes devem ser realizados para que esse comportamento seja melhor avaliado.

Nas condições analisadas, a partir dos resultados da Figura 103, acredita-se que a situação menos severa que o *reeling* seja menos prejudicial para os materiais submetidos a R=0,4.

Conforme foi mencionado, a situação menos severa que o *reeling* promoveu a ocorrência de um retardo na taxa de propagação da trinca no estágio pós-reel que não foi verificado na situação real sendo, portanto, menos prejudicial ao material. De modo a completar o estudo, a partir desse comportamento será feita uma avaliação do material submetido a uma condição ainda menos severa que a anterior. Dessa maneira, foram realizados ensaios com valores de J bem pequenos, menores que os empregados anteriormente, nas regiões do metal de solda e ZTA, para verificar o comportamento resultante. Os resultados são apresentados nas Figuras 104 a 109.

As Figuras 104 a 106 apresentam os resultados da região do metal de solda, enquanto os resultados referentes à região da ZTA são mostrados nas Figuras 107 a 109. Em um corpo-de-prova do metal de solda submetido a R=0,1 (J aproximado de 12kJ/m^2), observou-se que, após aproximadamente 500000 ciclos de ensaio, no estágio pós-reel e não foi detectado nenhum crescimento de trinca (Figura não inclusa). Assim, considerou-se que não houve propagação de trinca nesse material nesse estágio (curva *a vs N* não apresentada).

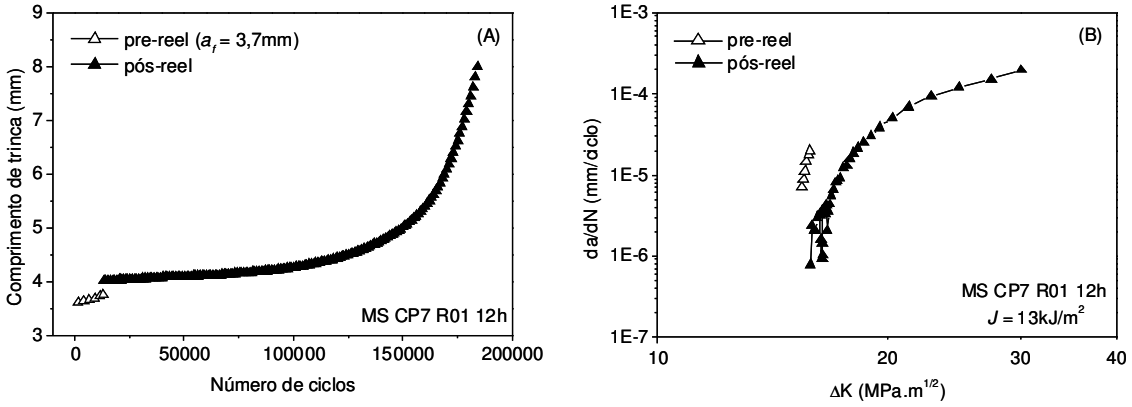


Figura 104. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP7) submetido à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,1 (J aplicado de 13 kJ/m^2).

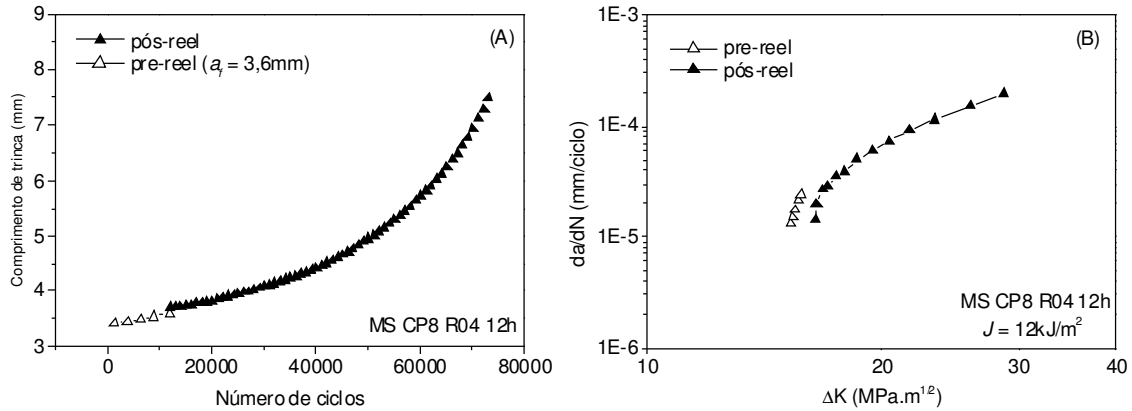


Figura 105. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda (CP8) submetido à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,4 (J aplicado de 12 kJ/m^2).

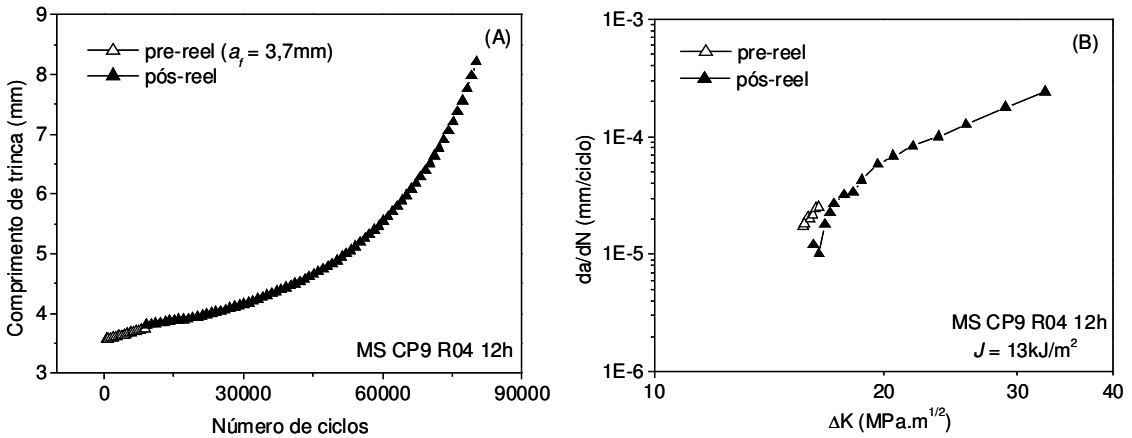


Figura 106. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) do metal de solda ZTA (CP9) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,4 (J aplicado de 13 kJ/m^2).

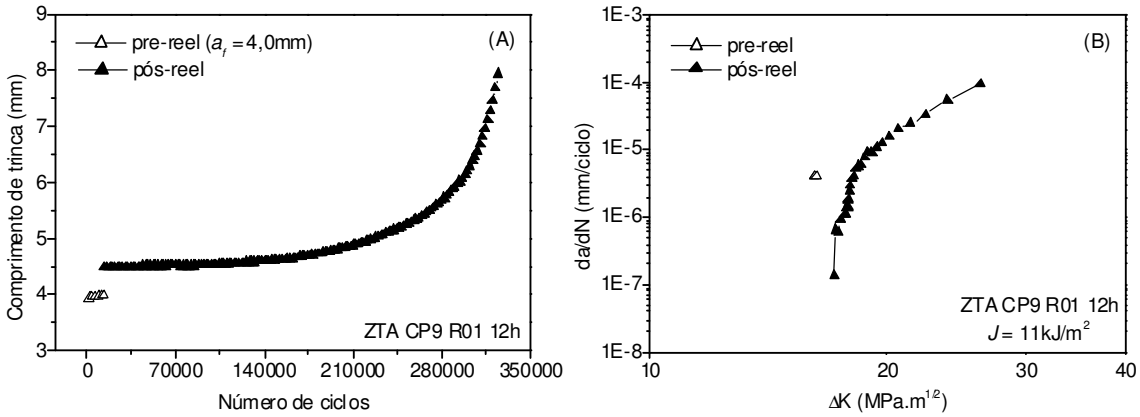


Figura 107. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP9) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,1 (J aplicado de 11 kJ/m^2).

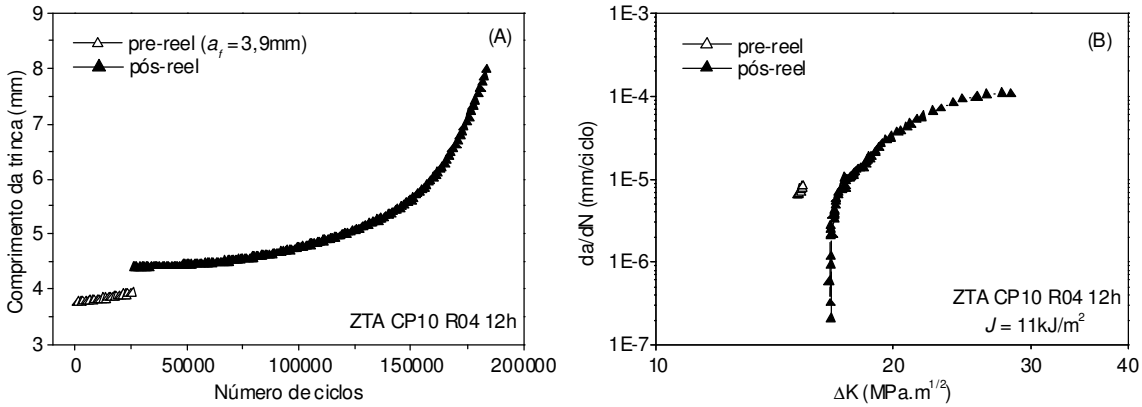


Figura 108. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP10) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,4 (J aplicado de 11 kJ/m^2).

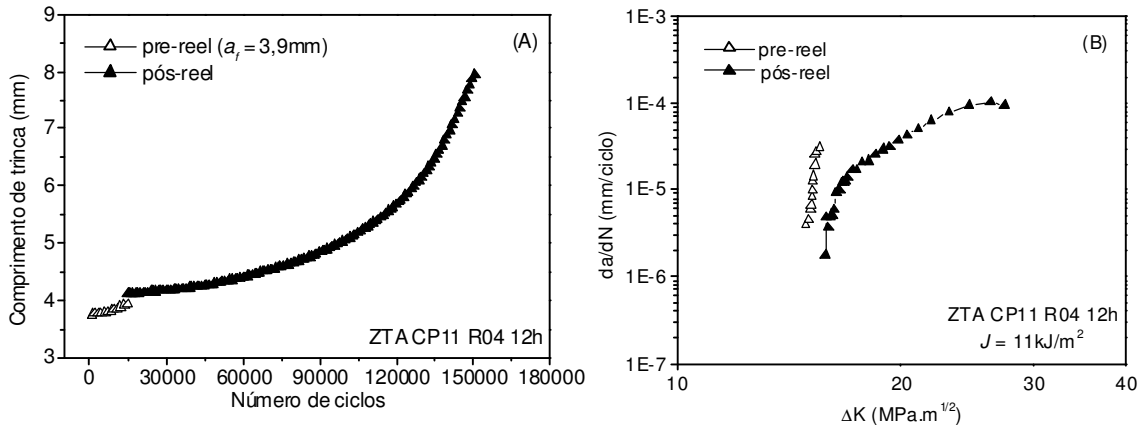


Figura 109. Curvas *a vs N* (A) e *da/dN vs. ΔK* (B) da ZTA (CP11) submetida à simulação do *reeling* numa condição menos severa para R=0,4 (J aplicado de 11 kJ/m^2).

De acordo com os resultados das Figuras 104 a 109 em todos os corpos-de-prova ensaiados, o comportamento em fadiga no estágio pós-reel mostrou a ocorrência de um retardo na taxa de propagação da trinca. Entretanto, o retardo observado nessa condição apresentou um comportamento distinto em relação aos casos anteriores onde o mesmo foi observado.

O comportamento do estágio pós-reel revelado nas Figuras 104 a 109 mostra que nesse estágio a trinca se propaga com uma taxa sempre crescente a partir de uma taxa mínima. No caso da Figura 98, por exemplo, onde o material foi submetido a uma condição um pouco mais severa que a situação atual, mas menor que a condição real do *reeling*, a trinca, no estágio pós-reel, inicia a propagação numa taxa elevada, decrescendo gradualmente até atingir um ponto mínimo, ou seja, o final do período de retardo. A partir desse ponto, a taxa de propagação torna-se crescente.

A variação relativa entre as taxas de propagação da ZTA na condição menos severa que a anterior (referida como de menor severidade) para R=0,1 e 0,4 é apresentada na Figura 110 abaixo. Os resultados obtidos na condição anterior (referida como severidade baixa) foram adicionados para comparação.

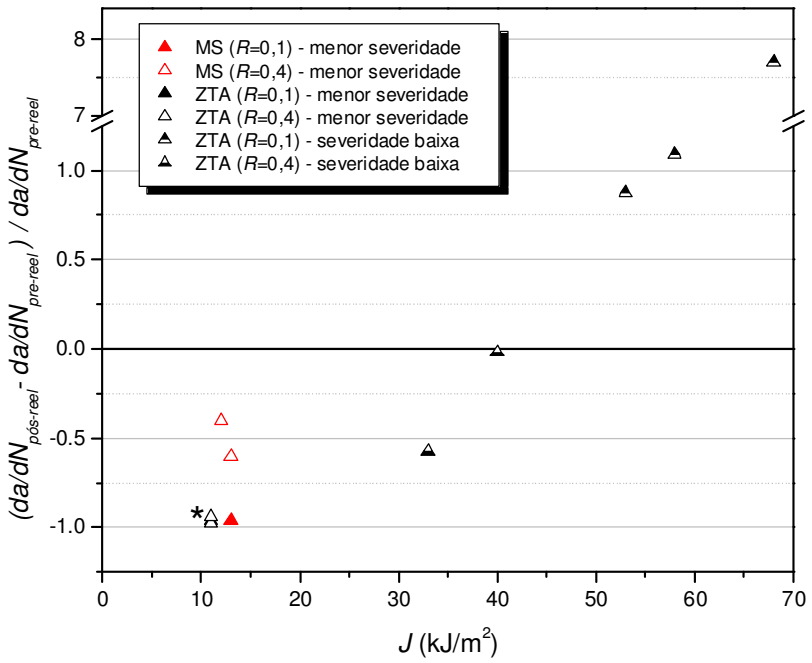


Figura 110. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ nas regiões do metal de solda e ZTA numa situação menos severa a que um *riser* é submetido durante o *reeling*. *O ponto referente à (▲) é sobreposto por (Δ).

De acordo com a Figura 110, para a região da ZTA, os corpos-de-prova submetidos à menor severidade, em relação aos de severidade baixa apresentaram variações relativas mais negativas. Isso é indicativo de que na menor severidade a diferença entre a taxa de propagação mínima no estágio pós-reel e final do pre-reel é superior, ou seja, o retardo na taxa de propagação no estágio pós-reel é grande e maior.

Ainda em relação à menor severidade, comparando o comportamento em fadiga da mesma região em função de *R* adotado, percebe-se que os valores obtidos são bastante semelhantes, indicando que praticamente não houve diferença quanto à variação relativa da taxa de propagação nos corpos-de-prova testados. Em relação ao metal de solda, os resultados mostram que para *R*=0,1 a variação relativa do corpo-de-prova testado também é bastante próxima à variação da ZTA para os dois valores de *R*, representando comportamentos semelhantes.

Para *R*=0,4, a região do metal de solda na situação de menor severidade apresentou variações relativas negativas, mas menores em módulo que no caso da ZTA para ambos valores de *R* e metal de solda para *R*=0,1. Verifica-se esse comportamento em função da menor diferença entre a taxa de propagação mínima do estágio pós-reel e a taxa final do estágio anterior observada, como pode ser visto nas Figuras 105 e 106.

Como foi mencionado anteriormente, um corpo-de-prova do metal de solda submetido a *R*=0,1 revelou uma trinca não-propagante no estágio pós-reel até aproximadamente 500000 ciclos. Se porventura ocorresse um crescimento de trinca após esse número de ciclos, seria muito provável que esse material apresentasse uma variação relativa negativa na ordem ou maior em módulo que àquela apresentada pela região da ZTA (para ambos os valores de *R*) ou para o outro corpo-de-prova submetido a *R*=0,1. Dessa maneira, acredita-se que o efeito de *R* da região do metal de solda no comportamento em fadiga na situação de menor severidade seria mais pronunciado para os materiais submetidos à *R*=0,1, visto que possivelmente um maior retardo da taxa de propagação em relação ao final do estágio pre-reel seria observado para esse valor de *R*.

4.4.2.4 – Comparação entre os comportamentos pós-reel em fadiga

A partir do comportamento pós-reel em fadiga representado pelas curvas *da/dN vs* ΔK mostradas anteriormente pode ser notada a ocorrência de três comportamentos distintos, a saber:

1. Taxa de propagação crescente (ausência de retardo), maior que a taxa de propagação no final do estágio pre-reel, como observado nos casos de corpos-de-prova de ZTA submetidos a R=*0,4 na condição representativa do* reeling *e condição mais severa que a real (*reeling*);*

2. Decréscimo gradual da taxa de propagação da trinca até atingir um ponto mínimo, tornando-se crescente em seguida, como nos casos do metal de solda e ZTA submetidos à condição real do reeling *e severidade baixa, respectivamente;*

3. Propagação da trinca numa taxa sempre crescente a partir de uma taxa mínima (menor que no final do estágio pre-reel). Diminuição instantânea da taxa de propagação após a simulação das etapas do reeling*, como nos casos de menor severidade.*

Considerando que a trinca (defeito planar circunferencial) presente no *riser* durante os meios ciclos que compõem o processo *reeling* seja submetida a carregamentos correspondentes a sobrecargas trativas e compressivas, pode-se dizer que o comportamento dessa trinca no estágio pós-reel em fadiga seria influenciado pelo efeito que essas sobrecargas produziriam nesse defeito. A consideração do *reeling* como sobrecargas é pertinente uma vez que a análise fractográfica por MEV da superfície de fratura da ZTA (Figura 73) submetida a menor severidade foi semelhante a de um material submetido a sobrecargas [19]. Nesse caso, é considerado que maior severidade em relação ao *reeling* indica maior intensidade de sobrecarga e vice-versa.

Pode-se perceber que a partir dos quatro meios ciclos que compõem o processo *reeling* de instalação de *risers*, considerando a situação mencionada no parágrafo anterior, o defeito na posição 12h é submetido à seguinte sequência: uma sobrecarga trativa seguida por um a sobrecarga compressiva, sobrecarga trativa e sobrecarga compressiva, nessa ordem.

É bem difundido que a aplicação de sobrecargas no carregamento base em amplitude constante influencia o comportamento de crescimento da trinca subsequente.

A aplicação de sobrecargas trativas, por exemplo, promove o retardo do crescimento da trinca [68] [69] [70] [71], refletindo na diminuição da taxa de propagação se comparada ao carregamento base. Por outro lado, a aplicação de sobrecargas compressivas promove o efeito inverso, ou seja, a aceleração do crescimento da trinca [69] [70] [71] [72] e consequentemente o aumento na taxa de propagação em relação ao carregamento base.

LEE e CHOI [73] relatam que o retardo da taxa de propagação da trinca provocado pela aplicação de sobrecargas deve-se a um campo de tensão resisual compressivo formado na zona plástica da sobrecarga. YUEN e TAHERI [68] dizem que as sobrecargas trativas produzem uma grande região de tensão residual compressiva na ponta da trinca acarretando no fechamento de trinca que é responsável pelo aumento de tensão de abertura da trinca nos ciclos de fadiga subsequentes.

Em relação à aplicação de sobrecargas trativas e compressivas MURTY *et al.* [74] mencionam que a combinação de sobrecargas trativas e compressivas simples ou na forma de blocos produz uma situação complexa de comportamento. Segundo os autores, uma sobrecarga compressiva aplicada logo após uma sobrecarga trativa diminui, em maior ou menor extensão, dependendo de seus valores relativos, o efeito de retardo promovido pela sobrecarga trativa. Os autores mencionam também que uma sobrecarga compressiva aplicada previamente a uma trativa não influencia no efeito de retardo causado pela carga trativa.

Segundo GODEFROID [75] muitos pesquisadores mencionam que a aplicação de uma sobrecarga compressiva após uma sobrecarga trativa promove a formação de um campo de tensões residuais positivas na frente da trinca. O autor relata que esse campo de tensões se opõe ao campo de tensões compressivas previamente formado com a sobrecarga trativa, resultando na diminuição do fenômeno de fechamento de trinca e consequentemente na diminuição do retardo. O autor também menciona que quanto maior a compressão, maior a redução do fechamento da trinca e, consequentemente o retardo observado na taxa de propagação da trinca será menor.

MURTY *et al.* [74] relatam que o efeito de aceleração da trinca promovido pela sobrecarga compressiva depende da magnitude da mesma, ou seja, maior magnitude significa maior aceleração da taxa de propagação da trinca. Segundo os autores a diminuição do fechamento de trinca é responsável pelo efeito de aceleração da trinca de fadiga.

MAKABE *et al* [70] citam que uma sobrecarga compressiva seguinte a uma sobrecarga trativa promove um escoamento plástico reverso que ocasiona uma mudança da tensão residual que passa de compressiva para trativa, promovendo uma redução do nível de abertura da trinca. Isso ocasiona uma diminuição do fechamento de trinca. Segundo os autores, isso acarreta o acréscimo de $\Delta K_{efetivo}$ levando à aceleração da taxa de propagação da trinca. ZHANG *et al* [76] relatam que o aumento da tensão compressiva promove o acréscimo da zona plástica reversa contribuindo para a sua propagação.

ZITOUNIS e IRVING [72] mencionam que há uma redução imediata da tensão de abertura da trinca no momento que uma sobrecarga compressiva é aplicada num carregamento em amplitude constante e que com o carregamento subsequente a tensão de abertura da trinca tende a aumentar gradativamente. SILVA [69] relata que após uma sobrecarga compressiva, as áreas plásticas monotônica e cíclica estão sob um campo de tensão residual trativo, facilitando a propagação da trinca de fadiga.

XIAOPING *et al.* [71] e TAHERI *et al.* [77] citam em seus respectivos trabalhos que uma sobrecarga compressiva aplicada logo após uma sobrecarga trativa produz uma diminuição do grau de retardamento promovido por esta última mas não elimina o retardo. Os autores também citam que a sobrecarga trativa precedida por uma compressiva sofre pequeno efeito no retardo do crescimento de trinca provocado pela tensão trativa. Em outro trabalho, RUSHTON [78] relata que para uma sobrecarga compressiva aplicada previamente à uma sobrecarga trativa, a redução do retardo do crescimento da trinca parece desprezível, corroborando com as observações de XIAOPING *et al.* [71]. Assim, neste trabalho, considera-se que não houve influência de uma sobrecarga compressiva (segundo meio ciclo) aplicada previamente a uma sobrecarga trativa (terceiro meio ciclo).

De acordo com os resultados da região da ZTA, o comportamento pós-reel verificado nessa região, partindo da situação referente à condição real do *reeling* (carregamento elevado) até a situação de menor severidade (menor carregamento aplicado) revelou uma taxa de propagação crescente no primeiro caso (sem ocorrência de retardo na taxa) e um retardo imediato após a simulação das etapas do *reeling* no outro caso, ou seja, comportamento oposto. Na situação intermediária (severidade baixa) os resultados revelaram uma diminuição gradual da taxa de propagação (retardo menor que na situação de menor severidade) seguido do crescimento da trinca, ou seja, um comportamento intermediário entre os anteriores.

Dessa maneira, os resultados referentes à região da ZTA obtidos no trabalho revelam que os materiais submetidos a maiores valores de *J* e, portanto a maiores carregamentos compressivos durante a simulação das etapas do *reeling* apresentaram menores efeitos de retardo na taxa de propagação no estágio pós-reel. Esses resultados estão de acordo com o comportamento mencionado por GODEFROID [75] anteriormente. Em relação à situação referente à condição real do *reeling* e de maior severidade, nenhum retardo na taxa de propagação no estágio pós-reel foi observado. Não foram encontrados registros na literatura referentes à eliminação total do retardo da taxa de propagação provocado pela aplicação de uma sobrecarga compressiva seguinte à sobrecarga trativa.

Por outro lado, nos casos de menor severidade, as sobrecargas trativas e compressivas representantes das etapas de simulação do processo *reeling* foram aplicadas de modo a promover um menor nível de carregamento. A partir do exposto, espera-se que a influência da sobrecarga compressiva, aplicada após a trativa, sobre o comportamento em fadiga (taxa de propagação da trinca) seja menor e, consequentemente, um maior retardo na taxa de propagação seja observado. Pôde-se verificar que os resultados obtidos estão de acordo com o mencionado anteriormente. Nesse sentido, supõe-se que as tensões residuais trativas formadas a partir da sobrecarga compressiva não sejam de magnitude suficiente para promover um retardo gradativo da taxa de propagação da trinca no estágio pós-reel. Por outro lado, crê-se que na situação de baixa severidade (carregamento maior que na situação de menor severidade, mas menor que na situação real do *reeling*), a tensão residual trativa formada pela sobrecarga compressiva seja responsável por um retardo gradual na taxa de propagação da trinca no estágio pós-reel.

Em relação à região do metal de solda, numa visão geral, os resultados mostraram que, tomando como base a situação real do *reeling*, que apresentou um retardo gradual da taxa de propagação no estágio pós-reel, a situação mais severa revelou um menor efeito de retardo da taxa de propagação. Já para a situação de menor severidade, foi observado um retardo imediato na taxa de propagação no estágio pós-reel. Novamente, os resultados são compatíveis com o comportamento esperado nessas situações. Não é levada em consideração a presença de tensões residuais de soldagem nesses resultados e os efeitos que as mesmas poderiam produzir no comportamento em fadiga do material.

Assim, a partir do exposto, fica evidente que o carregamento compressivo teve uma grande influência no comportamento em fadiga no estágio pós-reel dos materiais testados, isto é, quanto maior a magnitude do carregamento compressivo, menor o retardo da taxa de propagação da trinca observado no estágio em questão.

4.4.2.5 – Comparação com o material como soldado, sem a simulação do *reeling*

Os resultados referentes à simulação do *reeling* ou das etapas do mesmo serão reunidas com os resultados dos testes no material como soldado para comparação. A seta presente em algumas Figuras indica, aproximadamente, a região a partir da qual foi considerado que a taxa de propagação da trinca não é mais afetada pela simulação do *reeling* em todas as condições estudadas (condições reais e de maior ou menor severidades). Isso foi considerado visto que as curvas de propagação dos materiais submetidos à essas simulações, em comparação com a dos materiais como soldados, tendem à similaridade, apresentando a partir de certo momento, inclinações semelhantes.

A Figura 111 apresenta o comportamento em fadiga da região da ZTA submetida à simulação do processo *reeling* em comparação ao material como soldado, sem *reeling*. A mesma situação para a região do metal de solda é apresentada na Figura 112.

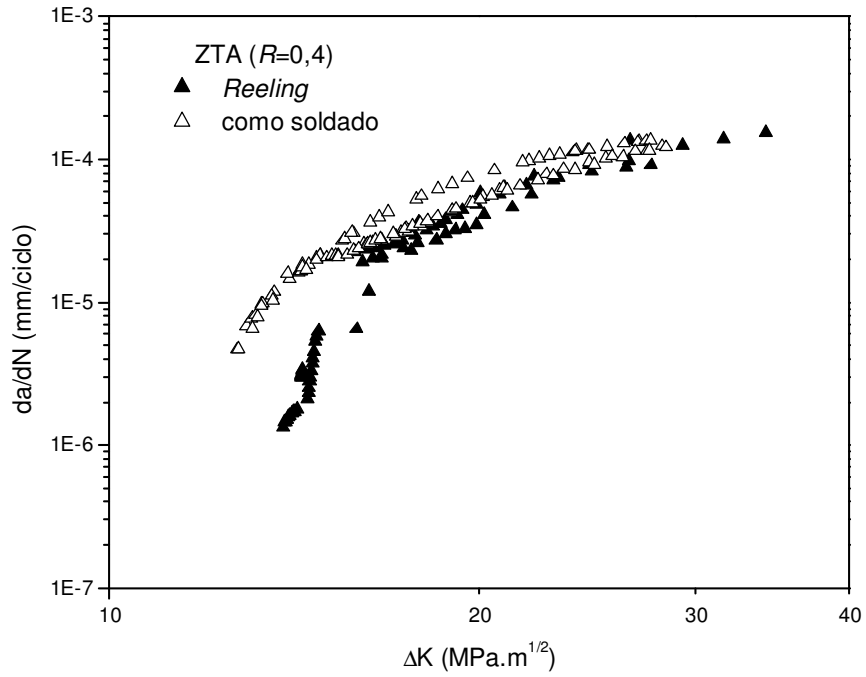


Figura 111. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a R=0,4 no material como soldado em relação à situação real do *reeling* (J=175 kJ/m^2).

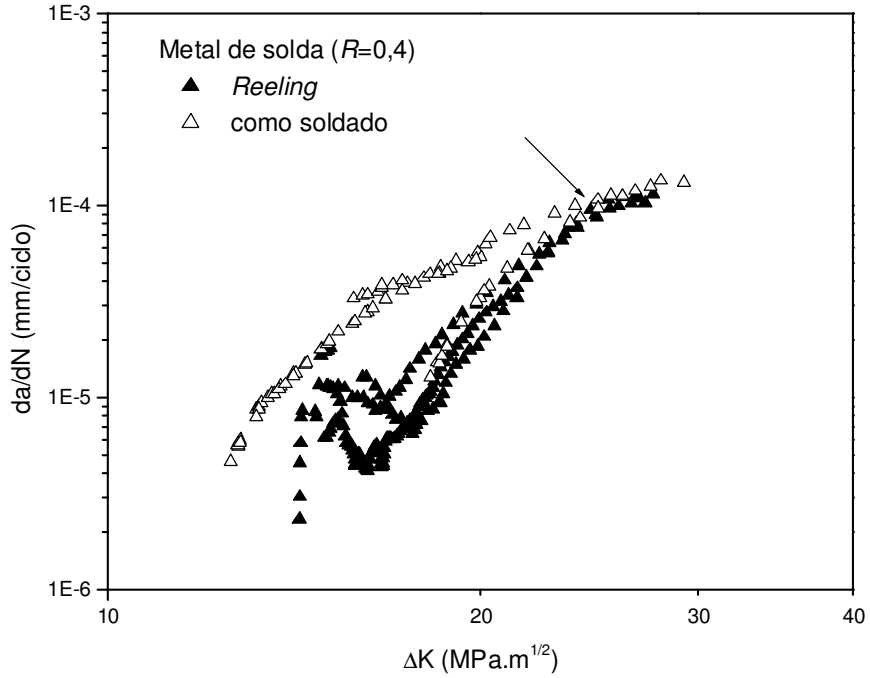


Figura 112. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a R=0,4 no material como soldado em relação à situação real do *reeling* (J=175 kJ/m^2).

Para a ZTA, em R=0,4, a partir da Figura 111, após a simulação do processo *reeling*, pode ser observado que praticamente em ambas as situações as curvas tendem a

comportamentos semelhantes, na faixa de ΔK estudada, ou seja, aparentemente não existe diferença nas curvas de propagação da ZTA dos materiais como soldados e dos materiais submetidos à simulação do *reeling*. Adicionalmente, nenhuma mudança brusca de inclinações foi observada.

A Tabela 11 apresenta dados referentes ao número de ciclos aproximado a que os corpos-de-prova da ZTA foram submetidos dentro do estágio pós-reel. O número de ciclos aproximado a que os materiais como soldados foram submetidos dentro das mesmas faixas de ΔK do estágio pós-reel foi adicionado para comparação.

Tabela 11. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 na faixa de ΔK ensaiada na situação real do *reeling*.

	Número de ciclos						
	Como soldado			Pós-reel			
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP2	CP3	CP6	CP2	CP5	CP6	p-valor
16,0 a 26,4	47000	72000	70000	89000	62000	74000	0,34

A análise da Tabela 11 revela que a quantidade de ciclos a que os materiais foram submetidos no estágio pós-reel é bem próxima a do material como soldado, indicando que a vida em fadiga no estágio de propagação da trinca nos dois casos é semelhante, nas faixas de ΔK mostradas nessa Tabela. O teste de significância para 95% de confiança revelou um p-valor maior que 0,05 (0,34) indicando que não há diferença significativa entre o número de ciclos no material como soldado e pós-reel dentro da faixa de ΔK apresentada. Isso corrobora que o comportamento pós-reel da ZTA e do material como soldado sejam semelhantes, como mencionado anteriormente.

Assim, o comportamento resultante da simulação do *reeling* na ZTA, ilustrado na Figura 111, para R=0,4, pode indicar que esse processo foi responsável unicamente por uma elevação súbita nas magnitudes de ΔK e da/dN no início do estágio pós-reel em relação ao término do estágio anterior. Nota-se também, pela semelhança de comportamentos apresentada, que esse estágio pode ser representado por uma curva da/dN *vs* ΔK de perfil análogo ao do material como soldado. Isso é importante, pois nas

faixas de ΔK apresentadas, o comportamento em fadiga no estágio pós-reel poderia ser estimado a partir de uma curva *da/dN vs* ΔK do material como soldado.

Os resultados de BUSCHIAZZO [32] revelaram na ZTA, para os dois valores de R estudados (R=0,1 e 0,5), que houve uma região na curva *da/dN vs* ΔK em que a taxa de propagação da trinca foi afetada pela simulação do *reeling*. Isso porque, nessas curvas, uma mudança brusca no traçado em relação às curvas dos materiais como soldados foi observada. Nesse caso, um comportamento diferente do apresentado neste trabalho é revelado.

Em relação à região do metal de solda, para R=0,4, os resultados da Figura 112 revelam que somente em um corpo-de-prova do material como soldado a curva de propagação foi semelhante ao comportamento pós-reel dos materiais em que o processo *reeeling* foi simulado (considerando somente o trecho da curva *da/dN vs* ΔK após a taxa mínima atingida no final do período do retardo). Por outro lado, as curvas restantes dos corpos-de-prova do material na condição de como soldado apresentaram taxas de propagação superiores a dos materiais submetidos à condição real de *reeling*. Nesse sentido, a estimação do final da região em que o comportamento em fadiga não é mais afetado pelo *reeling* torna-se difícil. No entanto, é visível uma região em que todas as curvas *da/dN vs* ΔK tendem à similaridade (região indicada por uma seta) e por isso acredita-se que na faixa de ΔK estudada existe uma região a partir da qual a influência do *reeling* na taxa de propagação da trinca deixe de ocorrer. Assim, neste trabalho, considerou-se que essa região é a mesma onde todas as taxas de propagação tendem a ser similares, ou seja, aquela indicada pela seta na Figura 112, em torno de ΔK=25MPa.m$^{1/2}$.

A Tabela 12 apresenta, aproximadamente, o número de ciclos do estágio pós-reel a que os corpos-de-prova do metal de solda foi submetido após a simulação do *reeling*. O número de ciclos aproximado a que os materiais como soldados foi submetido, dentro das mesmas faixas de ΔK do estágio pós-reel, foi adicionado para comparação.

Tabela 12. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,4 nas faixas de ΔK na situação real do *reeling*.

	Número de ciclos					
	Como soldado			Pós-reel		
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP2	CP4	CP8	CP3	CP5	CP7
15,8 a 27,0	62000	-	-	136000	185000	228000
16,0 a 19,8	-	40000	-	90000	140000	166000
18,0 a 27,0	-	-	75000	62000	100000	84000

Os resultados da Tabela 12 revelam que a faixa de ΔK compreendida entre 18-27MPa.m$^{1/2}$ apresenta o menor número de ciclos no estágio pós-reel que as demais. Isso é justificado pelo fato de que todos os corpos-de-prova do metal de solda submetidos à simulação do *reeling* apresentaram uma taxa mínima durante o retardamento que foi alcançada antes de 18MPa.m$^{1/2}$. Dessa maneira, não foi levado em consideração o retardo provocado pela simulação do *reeling*. Por outro lado, nos demais casos, o período de retardo é considerado e o número de ciclos observado no estágio pós-reel é superior em relação aos materiais como soldados, indicando que dentro das faixas de ΔK analisadas ocorre um aumento na vida de propagação em fadiga.

As Figuras 113 e 114, respectivamente, o comportamento em fadiga da região da ZTA submetida à situação mais severa que o *reeling* em comparação ao material como soldado, para R=0,1 e 0,4, respectivamente.

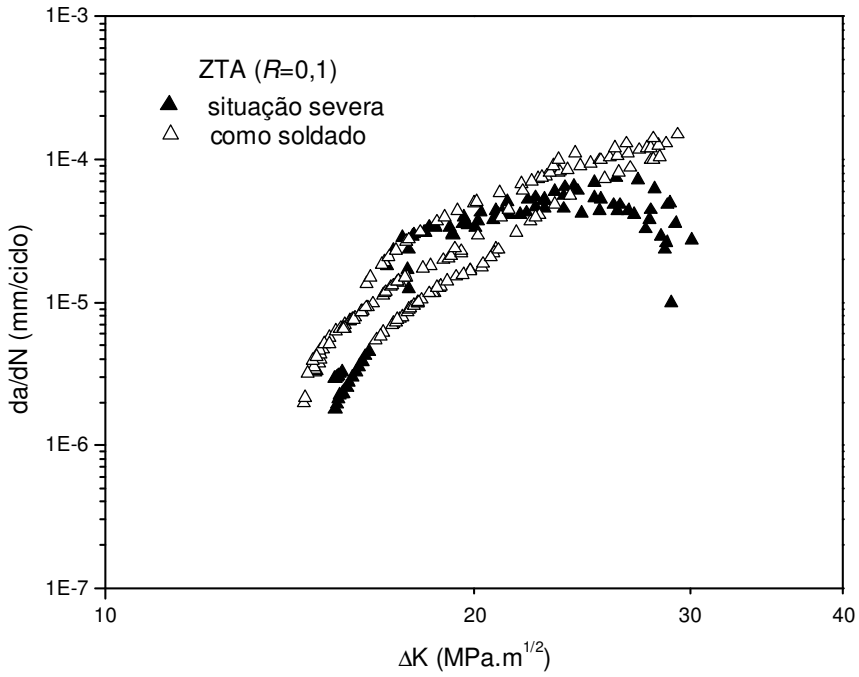


Figura 113. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,1 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*.

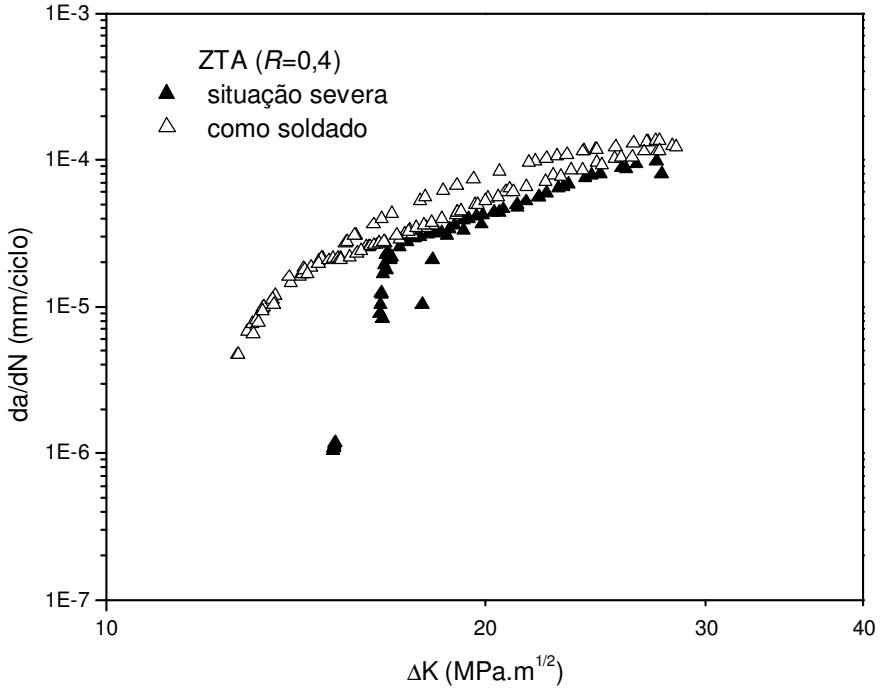


Figura 114. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*.

Os resultados referentes à região da ZTA para R=0,1 submetida à condição mais severa que o *reeling* apresentados na Figura 113 revelaram, na faixa de ΔK estudada, que as curvas de propagação da região pós-reel em todos os copos de prova apresentaram comportamentos distintos em relação a dos materiais na condição de como soldados. Nesse sentido, pode-se observar uma diferença entre as inclinações das curvas nas duas condições. Adicionalmente, não existe, na faixa de ΔK ilustrada na Figura, uma região em que as taxas de propagação na condição mais severa que o *reeling* e na condição de como soldado tendem à similaridade, com as curvas de propagação apresentando a mesma inclinação. Isso é indicativo de que na condição mais severa que o *reeling*, para R=0,1, o comportamento em fadiga no estágio pós-reel dentro, da faixa estudada, é ditado inteiramente pelo efeito provocado pela simulação das etapas do *reeling* no material. Isso pode ser indício também de que a simulação dessas etapas nos materiais tenha provocado o escoamento da seção resistente dos mesmos.

Entretanto, para R=0,4, Figura 114, o comportamento revelado é diferente em relação ao de R=0,1. Nota-se que em todos os corpos-de-prova na situação mais severa que a real, as curvas de propagação no estágio pós-reel em relação às curvas do material como soldado apresentam inclinações e taxas de propagação próximas.

A Tabela 13 apresenta dados referentes ao número de ciclos aproximado que os corpos-de-prova da ZTA foram submetidos dentro do estágio pós-reel na situação mais severa, para R=0,4. O número de ciclos aproximado a que os materiais na condição de como soldados foram submetidos nas mesmas faixas de ΔK do estágio pós-reel também é mostrado.

Tabela 13. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 dentro das faixas de ΔK ensaiadas na situação mais severa que o *reeling*.

	Número de ciclos				
	Como soldado			Pós-reel	
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP2	CP3	CP6	CP1	CP3
17,8 a 27,6	38000	46000	45200	59000	-
16,6 a 27,4	45000	61000	60000	-	77000

Os dados da Tabela 13 revelaram que no estágio pós-reel o número de ciclos foi um pouco maior que no material como soldado. Em virtude dessa diferença ser pequena e do comportamento da curva de propagação entre as duas situações serem semelhantes, acredita-se, como no caso do *reeling*, nas condições e faixa de ΔK apresentadas, que o comportamento em fadiga do estágio pós-reel numa condição mais severa que a real (dentro das condições estudadas) poderia ser estimado, da mesma forma, a partir de uma curva *da/dN vs* ΔK do material como soldado.

As Figuras 115 e 116 apresentam, respectivamente, o comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido à situação mais severa que o *reeling* em comparação ao material como soldado, para R=0,1 e 0,4.

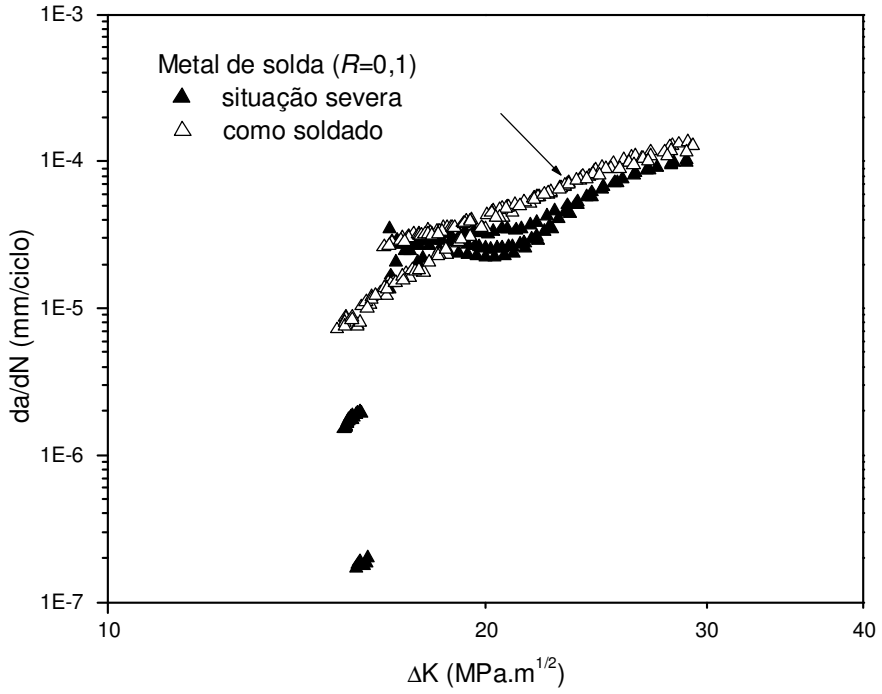


Figura 115. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a R=0,1 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*.

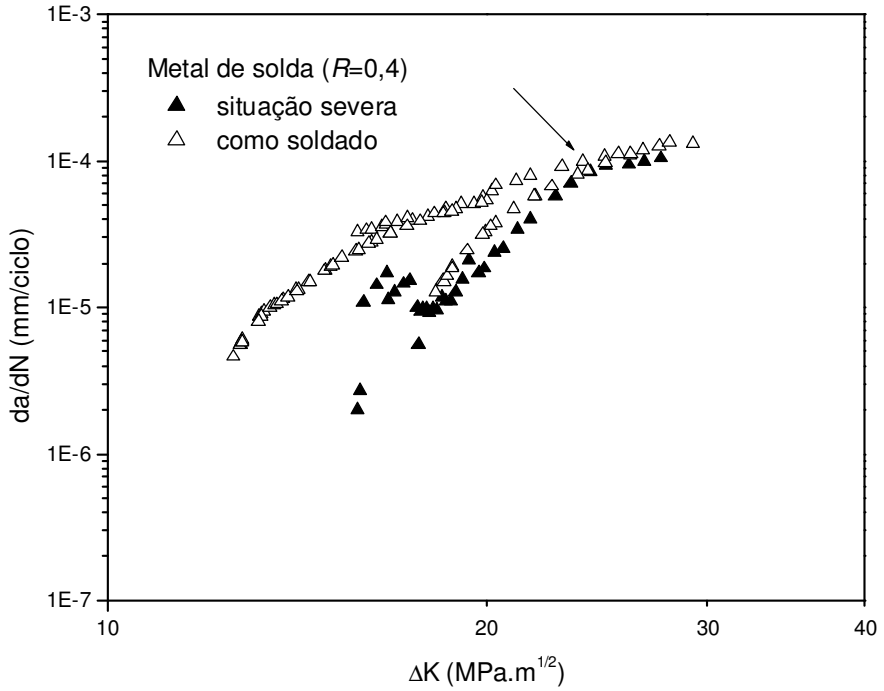


Figura 116. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a R=0,4 no material como soldado em relação à situação mais severa que o *reeling*.

De acordo com a Figura 115, a partir do comportamento do metal de solda em fadiga no estágio pós-reel, foi considerado que a simulação das etapas do processo *reeling* influenciou a taxa de propagação nesse estágio, até aproximadamente 25MPa.m$^{1/2}$ (região indicada pela seta), a partir do qual as taxas de propagação da trinca tornam-se semelhantes, além de apresentam aproximadamente a mesma inclinação. O número de ciclos aproximado a que os materiais do metal de solda submetidos a R=0,1 no estágio pós-reel na condição mais severa que a real foi submetido é apresentado na Tabela 14 abaixo. O número de ciclos do metal de solda na condição de como soldado na mesma faixa aproximada de ΔK também é apresentado.

Tabela 14. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação mais severa que o *reeling*.

	Número de ciclos						
	Como soldado			Pós-reel			
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP1	CP4	CP5	CP1	CP2	CP3	p-valor
17,0 a 28,2	92000	65000	86000	99000	75000	85000	0,64

Os resultados da Tabela 14 mostram que os materiais no estágio pós-reel foram submetidos a uma quantidade de ciclos que estão dentro da faixa apresentada pelos corpos-de-prova dos materiais na condição de como soldados. Isso é comprovado pelo *p*-valor maior que 0,05 (0,64) indicando que não há diferença significativa entre o número de ciclos no material como soldado e pós-reel dentro da faixa de ΔK apresentada para 95% de confiança. Isso pode ser indicativo que o pequeno retardamento da taxa de propagação no estágio pós-reel dos materiais na condição mais severa que a real observado na Figura 115 não foi suficiente para aumentar a vida de propagação em fadiga desses materiais dentro da faixa de ΔK considerada.

Em relação à R=0,4, Figura 116, a região do metal de solda apresentou o mesmo comportamento mostrado na Figura 112 referente à situação real do *reeling*. Ou seja, uma das curvas do material como soldado foi semelhante às curvas de propagação do estágio pós-reel e a estimação do final da região em que o comportamento em fadiga não é mais afetado pelas etapas do *reeling* é mais difícil. Assim, como no caso referente à situação real do *reeling*, a região considerada será aquela em que todas as taxas de propagação são bem similares, a qual foi indicada pela seta na Figura 116.

As curvas de propagação dos materiais da ZTA submetidos à severidade baixa, para R=0,1 e 0,4, são apresentadas juntamente com as dos materiais como soldados nas Figuras 117 e 118, respectivamente.

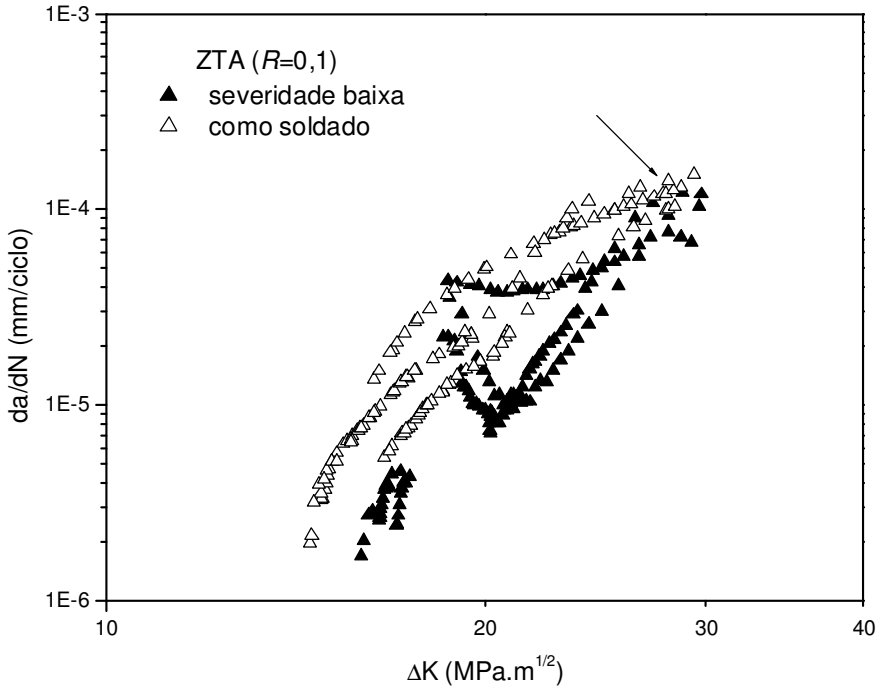


Figura 117. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a R=0,1 no material como soldado em relação à situação de severidade baixa comparada ao *reeling*.

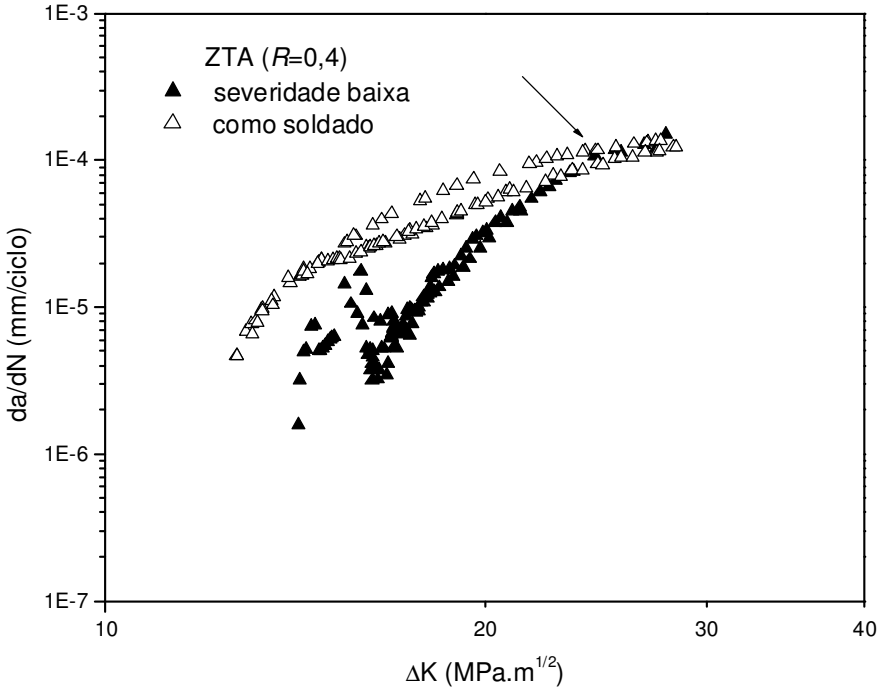


Figura 118. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a R=0,4 no material como soldado em relação à situação de severidade baixa comparada ao *reeling*.

Em ambos os casos, Figuras 117 e 118, considera-se que as regiões que não são mais afetadas pela simulação das etapas do *reeling* na situação menos severa que real se encontram próximas a 30MPa.m$^{1/2}$, para R=0,1, e 25MPa.m$^{1/2}$, no caso de R=0,4. As regiões estão indicadas por setas.

As Tabelas 15 e 16 apresentam o número de ciclos aproximado no estágio pós-reel a que os corpos-de-prova da ZTA foram submetidos na situação de severidade baixa, para R=0,1 e 0,4, respectivamente, em comparação aos materiais como soldados.

Tabela 15. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de severidade baixa.

	Número de ciclos					
	Como soldado			Pós-reel		
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP1	CP3	CP5	CP1	CP5	CP6
18,7 a 28,3	44000	58000	92000	138200	135000	57000

Tabela 16. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiadas na situação de severidade baixa.

	Número de ciclos				
	Como soldado			Pós-reel	
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP2	CP3	CP6	CP7	CP9
15,9 a 27,3	54000	74000	73000	148000	224000

Os resultados das Tabelas 15 e 16 mostram que todos os materiais, com exceção do CP6 para R=0,1 (Tabela 15), foram submetidos a um maior número de ciclos que os materiais na condição de como soldado. Nestes materiais, isso é indício de que o retardo gradual na taxa de propagação no estágio pós-reel dos materiais submetidos à baixa severidade (Figuras 117 e 118) promoveu, dentro da faixa de ΔK apresentada, um aumento da vida de propagação em fadiga desses materiais em relação aos materiais como soldados. Por outro lado, o menor valor de número de ciclos

referente ao corpo-de-prova CP6 deve-se ao curto período de retardo no estágio pós-reel observado. A comparação entre o número de ciclos apresentado pelos materiais como soldados com o CP6 revela que, neste último, o número de ciclos é semelhante aos apresentados pelos materiais como soldados indicando, possivelmente, uma vida de propagação em fadiga similar entre eles, na faixa de ΔK analisada.

A situação de menor severidade para a região da ZTA, para R=0,1 e 0,4, juntamente com as respectivas curvas dos materiais como soldados são apresentadas nas Figuras 119 e 120, respectivamente. Para essa mesma situação, os resultados da região do metal de solda para R=0,1 e 0,4 são apresentados nas Figuras 121 e 122. Os resultados referentes ao material como soldado também foram adicionados.

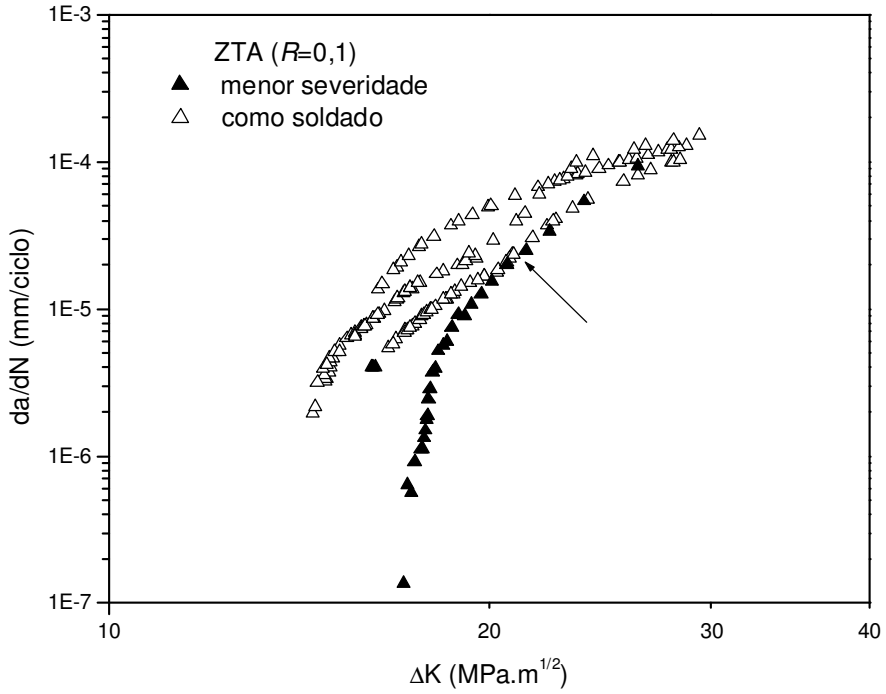


Figura 119. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a R=0,1 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*.

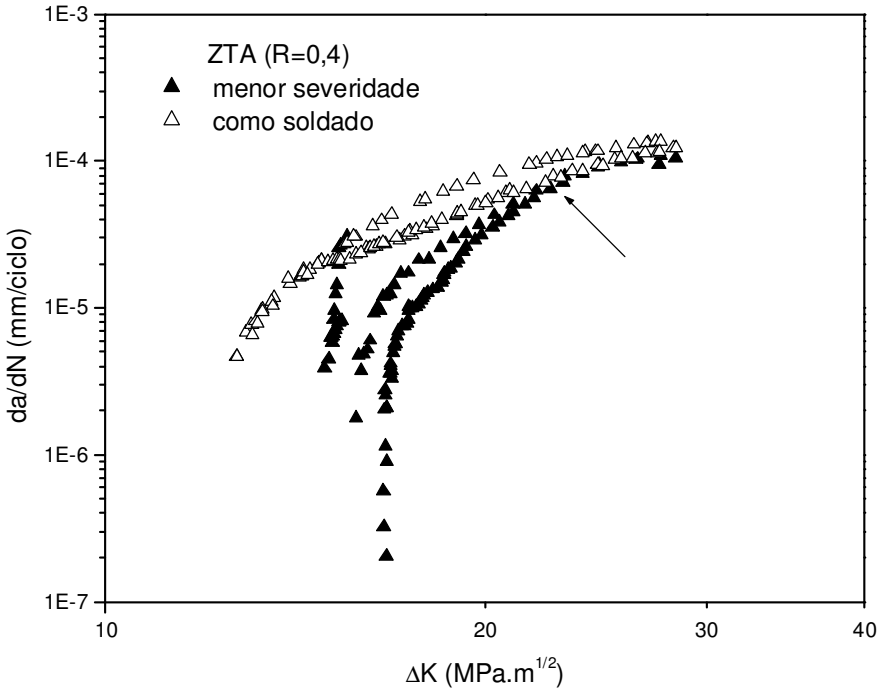


Figura 120. Comportamento em fadiga da região da ZTA submetida a *R*=0,4 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*.

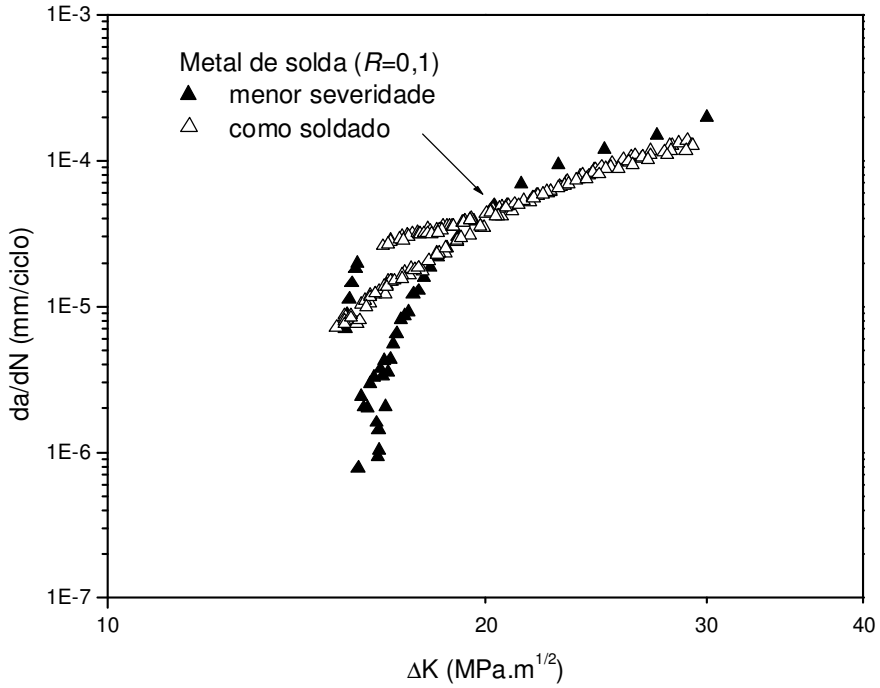


Figura 121. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a *R*=0,1 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*.

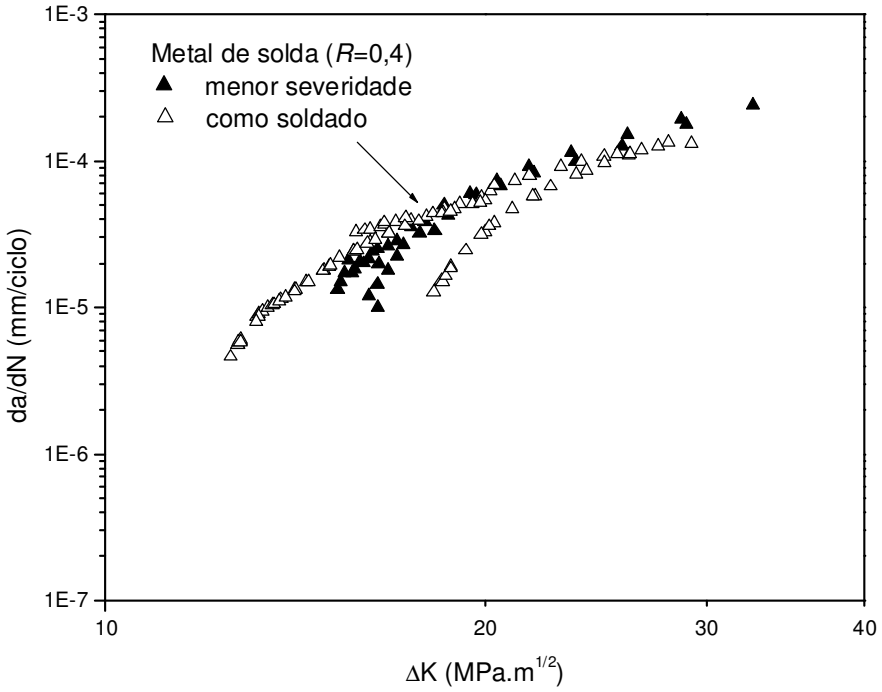


Figura 122. Comportamento em fadiga da região do metal de solda submetido a R=0,4 no material como soldado em relação à situação de menor severidade comparada ao *reeling*.

Em todos os materiais submetidos às menores severidades (Figuras 119 a 122), dentro da faixa de ΔK estudada, foi considerado que houve uma região na qual a influência das etapas do processo *reeling* no comportamento em fadiga pós-reel deixa de ocorrer. As regiões são indicadas por setas.

Tanto na região da ZTA quanto no metal de solda submetidos a R=0,1 foi considerado que na região em torno de 20MPa.m$^{1/2}$, a influência da simulação do *reeling* na situação de menor severidade na taxa de propagação deixa de ocorrer (Figuras 119 e 121, respectivamente). Para a ZTA submetida a R=0,4, essa região ficou em torno de ΔK=25MPa.m$^{1/2}$ (Figura 120), enquanto no metal de solda submetido a R=0,4 (Figura 122), a influência na taxa de propagação deixa de ocorrer numa região da curva em torno de ΔK=18MPa.m$^{1/2}$.

As Tabelas 17 e 18 apresentam o número de ciclos aproximado no estágio pós-reel a que os corpos-de-prova da ZTA foram submetidos na situação de menor severidade para R=0,1 e 0,4, enquanto as Tabelas 19 e 20 são apresentadas o número de ciclos que os corpos-de-prova do metal de solda foram submetidos na mesma situação,

para R=0,1 e 0,4, respectivamente. Como nas Tabelas anteriores, o número de ciclos nos materiais como soldados na mesma faixa de ΔK foi adicionado.

Tabela 17. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*.

	Número de ciclos			
	Como soldado			Pós-reel
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP1	CP4	CP5	CP9
17,1 a 26,2	59000	89000	154000	310000

Tabela 18. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel da ZTA para R=0,4 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*.

	Número de ciclos				
	Como soldado			Pós-reel	
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP2	CP3	CP6	CP10	CP11
16,7 a 28,3	46000	62000	62000	130000	-
15,8 a 27,4	57000	75000	75000	-	136000

Tabela 19. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,1 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*.

	Número de ciclos			
	Como soldado			Pós-reel
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP1	CP4	CP5	CP7
15,8 a 28,9	134000	-	126000	156000
16,8 a 29,3	-	69000		103000

Tabela 20. Número de ciclos aproximado no estágio pós-reel do metal de solda para R=0,4 dentro da faixa aproximada de ΔK ensaiada na situação de menor severidade em relação ao *reeling*.

	Número de ciclos				
	Como soldado			Pós-reel	
ΔK (MPa.m$^{1/2}$)	CP2	CP4	CP8	CP8	CP9
16,4 a 28,6	56000	-	-	61000	58000
16,4 a 20,0	-	32000	-	26800	33000
18,2 a 27,9	-	-	68000	30000	34000

Em relação à região da ZTA, Tabelas 17 e 18, os resultados mostram claramente que para R=0,1 e R=0,4 houve um acréscimo do número de ciclos dos materiais submetidos à menor severidade, se comparados com os materiais como soldados. Nesse caso, o retardo da taxa de propagação observado no estágio pós-reel desses materiais, Figuras 119 e 120, refletiu no aumento do número de ciclos no estágio de propagação da trinca dentro da faixa de ΔK analisada.

Para o metal de solda, Tabelas 19 e 20, é observado um pequeno aumento do número de ciclos no estágio pós-reel para os materiais submetidos à R=0,1 em relação aos materiais como soldados. Deve ser lembrado que em um corpo-de-prova do metal de solda submetido a R=0,1 não foi detectado crescimento de trinca após 500000 ciclos de ensaio no estágio pós-reel. Caso ocorresse propagação de trinca após esse número de ciclos, o resultado observado seria análogo ao mencionado no início do parágrafo.

Por outro lado, o retardo observado nos corpos-de-prova submetidos à R=0,4, Figura 122, não refletiu no aumento do número de ciclos no estágio pós-reel, uma vez que o número de ciclos observado no estágio pós-reel dos materiais é semelhante ao número de ciclos dos materiais como soldados.

Em relação a faixa de ΔK entre 18,2 a 27,9MPa.m$^{1/2}$ na Tabela 20 pode ser notado que o número de ciclos no estágio pós-reel em ambos os corpos-de-prova (CP8 e CP9) foi menor que no material como soldado. Foi considerado, na situação menos severa para o metal de solda submetido à R=0,4 que, numa região em torno de 18MPa.m$^{1/2}$, semelhante à região inicial da faixa de ΔK considerada, a taxa de propagação da trinca de fadiga não é mais influenciada pelos efeitos que a simulação do *reeling* na situação de menor severidade promove no material. Dessa maneira, não era

esperado que a faixa de ΔK entre 18,2 a 27,9MPa.m$^{1/2}$ apresentasse algum retardo que resultasse num aumento do número de ciclos no estágio pós-reel nesses corpos-de-prova. Sendo assim, considera-se que essa faixa de ΔK represente o comportamento do material como soldado.

4.4.2.6 – Predição do comportamento em fadiga no estágio pós-reel

Depois de analisar o comportamento em fadiga no estágio pós-reel nas situações estudadas torna-se importante tentar predizer, para efeitos de projeto, a partir da faixa de valores de J empregados, como será o comportamento subsequente em fadiga das regiões do metal de solda e ZTA, após o processo *reeling* nas condições reais e mais ou menos severas que a real, considerando um defeito pre-existente nessas regiões na posição 12h. A Figura 123 apresenta os resultados considerando um intervalo de 95% de confiança.

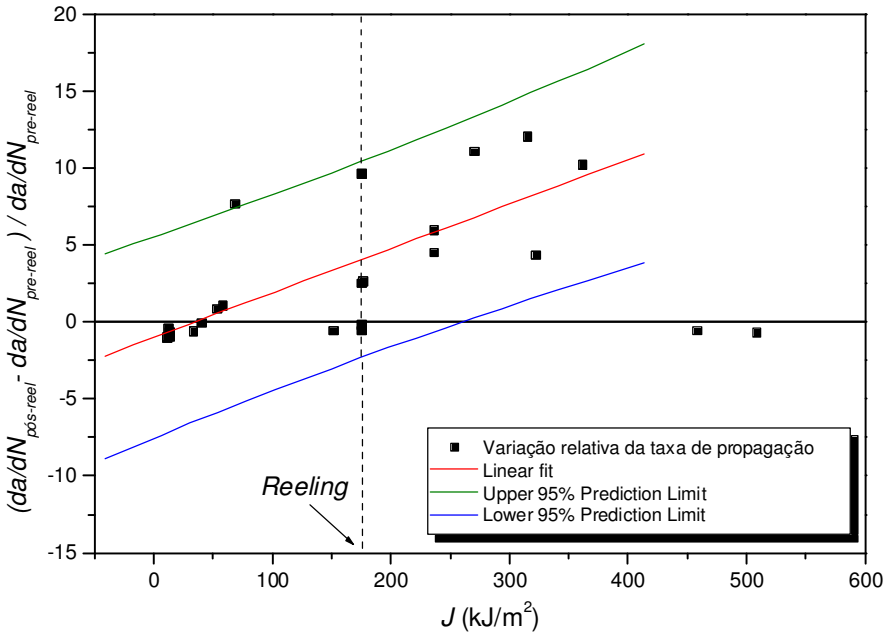


Figura 123. Variação relativa entre $da/dN_{pós\text{-}reel}$ e $da/dN_{pre\text{-}reel}$ em função de J aplicado nas regiões do metal de solda e ZTA correspondentes a todas as situações analisadas.

Na análise da Figura 123, optou-se pela exclusão de dois pontos no gráfico situados em valores de J em torno de 450 e 500kJ/m^2, pois estes estavam mais dispersos

em relação aos outros pontos. Além disso, buscou-se uma região em que a variação de *J* fosse a menor possível em relação à variação da carga e comprimento de trinca para tentar minimizar o erro o mais possível. A partir das Figuras 78 a 80 considerou-se a região compreendida entre 11 e 350 kJ/m^2 para a análise.

De acordo com a Figura 123, nota-se uma tendência de maior variação entre as taxas de propagação da trinca dos estágios pre-reel e pós-reel para o aumento dos valores de *J* dentro da faixa considerada.

Em relação à predição dos elevados valores de *J* é necessário um número maior de testes para que a avaliação possa ser feita.

4.4.3. Simulação do *reeling* considerando um defeito planar circunferencial na posição 6h do tubo

Os resultados referentes à simulação do *reeling* considerando um defeito na posição 6h são apresentados na Figura 124 na forma de curvas *a vs N*. Pode ser observado que, para ambas as regiões, após a simulação de *reeling*, não houve crescimento de trinca até o número muito elevado de ciclos a que os corpos-de-prova foram submetidos (aproximadamente 700000 e 650000 ciclos para o metal de solda e ZTA, respectivamente).

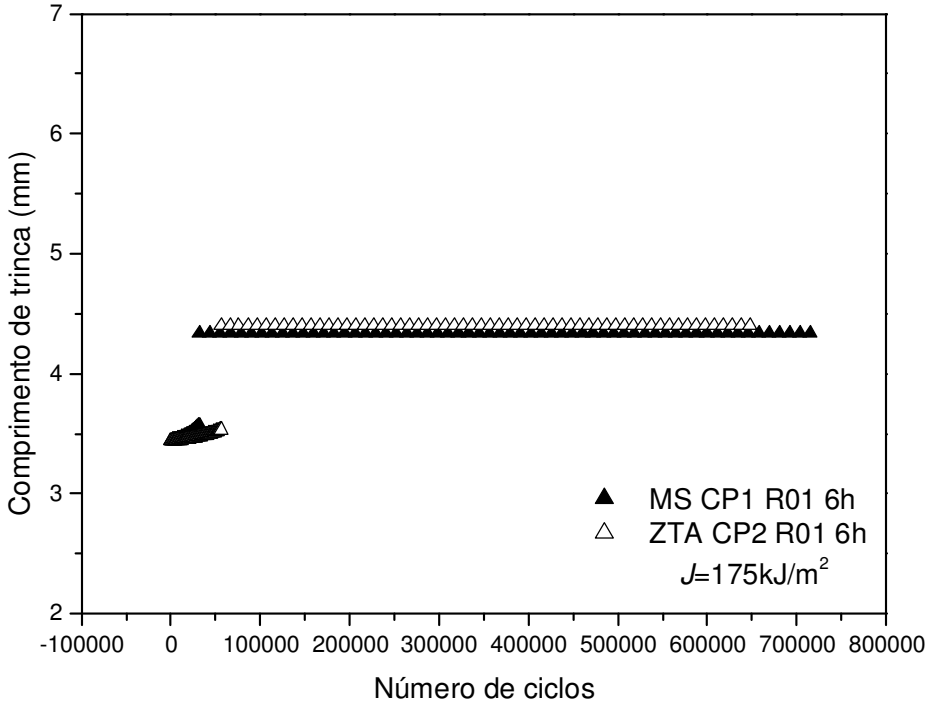


Figura 124. Curvas *a* vs *N* de corpos-de-prova submetidos à simulação do *reeling* (*J* aplicado de 175 kJ/m^2) considerando um defeito na posição 6h.

Em função do carregamento envolvido durante o processo *reeling*, sabe-se que um defeito pré-existente na posição 6h do tubo sofre uma sequência de carregamento finalizada por tensões trativas, Figura 4. Dessa maneira, será considerado que na simulação do *reeling* o carregamento aplicado durante o último meio ciclo da posição 6h seja equivalente a uma sobrecarga trativa, diferentemente do carregamento compressivo considerado na simulação do defeito na posição 12h feito anteriormente.

Conforme mencionado, é bem difundido na literatura que a aplicação de um ciclo de sobrecarga trativa num carregamento base em amplitude constante promove o retardo do crescimento da trinca de fadiga. Sabe-se também que quanto maior a magnitude da sobrecarga aplicada, maior o retardo de crescimento observado, mas que dependendo da magnitude dessa sobrecarga, a trinca pode deixar de propagar, fenômeno esse conhecido por "*crack arrest*". A ocorrência de "*crack arrest*" devido à aplicação de sobrecarga trativa é mencionada por [79] [80].

Assim, pelo comportamento das curvas *a vs N* ilustrado na Figura 124, onde é visível que não houve propagação da trinca até um grande número de ciclos decorridos no estágio pós-reel e considerando a situação do parágrafo anterior, pode-se dizer que o

carregamento aplicado na simulação do *reeling* poderia ter promovido o "*crack arrest*", cessando o crescimento da trinca. Até a quantidade de ciclos que os corpos-de-prova foram ensaiados não foi observado nenhum indício de mudança na inclinação das curvas *a vs. N* da Figura 124 que caracterizasse o crescimento da trinca, o que confirma a ausência de propagação no estágio pós-reel.

Comparando os resultados da presente simulação com as simulações anteriores envolvendo tração/compressão/tração/compressão, verifica-se que na ausência de ciclo compressivo após a última tração o fechamento de trinca ("*crack arrest*") predomina no comportamento em fadiga. Isso faz com que a trinca permaneça imobilizada por um número muito grande de ciclos. Nas simulações para a posição 12h do tubo o ciclo compressivo final promove uma diminuição do fechamento de trinca, fazendo com que, dependendo da região da junta e das condições de simulação, ocorra uma redução do retardo da taxa de propagação no estágio pós-reel. Assim, fica evidente o efeito exercido pelas tensões compressivas na diminuição do efeito de fechamento de trinca nos carregamentos trativos no *reeling*.

5. CONCLUSÕES

Para os materiais como soldados, ou seja, sem a simulação do *reeling*, os resultados deste trabalho levam às seguintes conclusões:

1. Em todas as regiões da junta soldada estudada, o comportamento das curvas *da/dN vs* ΔK revelou uma maior taxa de propagação de trinca de fadiga para os materiais ensaiados à R=0,4 em comparação à R=0,1 para os valores iniciais de ΔK estudados;

2. As taxas de propagação de cada região da junta soldada tendem à similaridade com o aumento dos valores de ΔK aplicados;

3. O caminho de propagação da trinca nas três regiões da junta soldada, na faixa de ΔK estudados, revelou uma trajetória tortuosa apresentando, em certos momentos, ângulos de deflexão de trinca elevados.

Para a situação de simulação do *reeling* em todas as condições estudadas (condição real e condições mais ou menos severas que a real), os resultados levam às seguintes conclusões:

1. Os resultados de microscopia estereoscópica revelaram que a simulação do *reeling* nas condições analisadas promove na ZTA um dano maior que no metal de solda, exceto para os valores de J bem pequenos;

2. Pelos cálculos efetuados, com o aumento do nível de carregamento, o efeito do comprimento de trinca na magnitude de J tende a ser mais pronunciado para a região do metal de solda em relação à região da ZTA;

3. Em todos os resultados apresentados, a simulação do *reeling* em todas as condições estudadas influenciou o comportamento em fadiga pós-reel dos materiais;

4. A simulação do *reeling* na ZTA foi mais prejudicial ao material do que ao metal de solda, visto que somente neste último a ocorrência do retardo na taxa de propagação do estágio pós-reel foi observada;

5. Os resultados revelaram a ocorrência de três comportamentos distintos no estágio de fadiga pós-reel: ausência de retardo, decréscimo gradual e decréscimo instantâneo da taxa de propagação da trinca;

6. A carga compressiva aplicada durante a simulação do *reeling* teve grande influência no comportamento em fadiga no estágio pós-reel;

7. Nas situações em que houve retardo da taxa de propagação da trinca no estágio pós-reel, a taxa mínima nesse estágio foi sempre superior à taxa no final do estágio pre-reel para os materiais submetidos à R=0,1;

8. Acredita-se que o comportamento pós-reel em fadiga da ZTA na condição real do *reeling*, representado pela curva da/dN *vs* ΔK, possa ser estimado a partir da curva do material como soldado, visto a semelhança observada entre essas duas condições;

9. Quanto ao defeito na posição 6h, os resultados da simulação do *reeling* revelaram que não houve crescimento de trinca no estágio pós-reel até o número muito grande de ciclos a que o corpo-de-prova do metal de solda e ZTA foi submetido, muito provavelmente devido ao grande fechamento de trinca caracterizado pela ocorrência do "*crack arrest*".

6. RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Recomenda-se para trabalhos futuros:

A realização de ensaios de fadiga nos materiais como soldados com valores mais baixos de ΔK na tentativa de obter o limiar (*threshold*);

A realização de ensaios em escala real para comparar com os resultados aqui obtidos;

A realização de ensaios nas condições reais e mais ou menos severas que a real para outros valores de R;

A realização de mais testes nas condições estudadas na tentativa de melhor predizer a variação entre as taxas de propagação nos estágios pre-reel e pós-reel em função do valor de J aplicado, mesmo para valores de J elevados;

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] BEZERRA, C.C, SANDES, I.R.F, MARINHO, K., AGOSTINHO, M.M., GALVÃO, R.P. *A História da Indústria do Petróleo no Brasil: suas Diferentes Nuances.* Disponível em: <http://sol.ccsa.ufrn.br/prh36/hiperlinks>. Acesso em 22/11/2006.

[2] *História do Petróleo no Brasil.* Disponível em: <http://www.comciencia.br/reportagens/petróleo/pet06.shtml>. Acesso em 22/11/2006.

[3] *Petróleo no Brasil.* Disponível em: <http://www.cepa.if.usp.br/energia/energia1999/Grupo1A/petroleonobrasil.html>. Acesso em 23/05/2006.

[4] <http://www2.petrobras.com.br/Petrobras/portugues/história/index.htm>. Acesso em 30/06/2006.

[5] <http://www2.petrobras.com.br/portugues/index.asp>. Acesso em 18/05/2006.

[6] *A História do Petróleo no Brasil.* Disponível em: <http://clickmacae.com.br/?sec=109&pag=pagina&cod=98>. Acesso em 25/05/2006.

[7] ÁVILA, G.G., *Cálculo de Fadiga de Risers Rígidos Através da Mecânica da Fratura*. Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2005.

[8] <http://www2.petrobras.com.br/Petrobras/portugues/plataforma/pla_aguas_profundas.htm>. Acesso em 06/05/2009.

[9] <http://www2.petrobras.com.br/Petrobras/portugues/plataforma/pla_tipo_plataforma.htm>. Acesso em 06/05/2009.

[10] <http://www.anp.gov.br/doc/dados_estatisticos/Producao_de_Petroleo_b.xls>. Acesso em 06/05/2009.

[11] <http://www.coopetroleo.com.br/pagua01.htm>. Acesso em 06/05/2009.

[12] <http://www2.petrobras.com.br/portal/Petrobras.htm>. Acesso em 23/05/2006.

[13] <http://www.radiobras.gov.br/abrn/brasilagora/materia.phtml?materia=256545>. Acesso em 22/05/2006.

[14] BAI, Y., KNAUF, G., HILLENBRAND, H-G. *Materials and Design of High Strength Pipelines*. Disponível em: <http://www.europipe.de/www/download/EP-TP_30-00_en.pdf>. Acesso em 20/07/2006.

[15] HILLENBRAND, H-G., GRAEF, M.K., GROB-WEEGE, J., KNAUF, G., MAREWSKI, U. *Development of Linepipe for Deep-water Applications.* Disponível em: <http://www.europipe.de/www/download/EP_TP_42_01_en.pdf. Acesso em 20/07/2006.

[16] ZHAO, M.C., YANG, K., SHAN, Y-Y. "Comparison on Strength and Toughness Behaviours of Microalloyed Pipeline Steels with Acicular Ferrite and Ultrafine Ferrite", *Materials Letters*, v. 57, pp. 1496-1500, 2003.

[17] API SPECIFICATION 5L, *Specification for Line Pipe*, 42 ed, 2000.

[18] *Programa de Desenvolvimento Tecnológico em Águas Profundas PROCAP 3000 – A Próxima Fronteira.* Disponível em: <http://coopetroleo.com.br/pagua03.htm>. Acesso em 06/05/2009.

[19] De MARCO FILHO, F., *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API Grau X-65 para Utilização em Risers Rígidos*. Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.

[20] T. O'SULLIVAN, A. CONNAIRE, T. O'REGAN, J. F. MACNAMARA. "Metallic Catenary Risers Solutions for Deepwater Fields", 2nd Workshop on Subsea Pipelines, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1999.

[21] DNV-RP-F108, *Fracture Control for Pipeline Installation Methods Introducing Cyclic Plastic Strain*, Det Norske Veritas, 2006.

[22] ten HORN, C.H.L.J., BAKKER, A. "Applicability of the Fraction Model to Cyclic Plastic Deformation of Pipeline Steel", *Computational Materials Science*, v. 25, pp. 246-252, 2002.

[23] ALVES, A.B.C.F., *Mecanismos de Deformação em Dutos Rígidos Instalados pelo Método Carretel.* Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2004.

[24] MODI, A., "*The History and Future of Reeled Pipe",* Coflexip Stena Offshore Limited, Westhill Industrial Estate, Aberdeen, 2000; *apud in* ALVES, A.B.C.F., *Mecanismos de Deformação em Dutos Rígidos Instalados pelo Método Carretel,* Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2004.

[25] OLSØ, E., NYHUS, B., ØBSTY, E., HVAL, M., KNAGENHJELM, H.O., "Assessment of Fracture Integrity for Trawl Impact of the Ormen Lange SFD Pipelines". In: *28th International Conference on Offshore Mechanics and Artic Engineering*, OMAE'09, USA, June 2009.

[26] HOWELLS, H., "*Analyzing the Practicalities of Moving to Steel Catenary Risers in the Atlantic Frontier"*, DEEPTEC'96, Aberdeen, January, 1996.

[27] AGUIAR, L.A.D., ESTEFEN, S.F., "Influence of Residual Strains and Initial geometrical Imperfections on the Collapse Pressure of Submarine Pipelines". In: *16th International Conference on Offshore Mechanics and Artic Engineering*, OMAE'97, Japan, June 1997.

[28] ten HORN, C.H.L.J., *Cyclic Plastic Deformation and Welding Simulation*, Netherlands, DUP Science, 2002.

[29] TIVELLI, M., CUMINO, G., IZQUIERDO, A., ANELLI, E., "Effect of Plastic Deformation Pattern Typical of Reel Laying on the In-service Mechanical Performance of Pipes and Girth Welds". In: *Rio Pipeline 2005 Conference & Exposition*, Rio de Janeiro, Brasil, October 2005.

[30] Di VITO, L.F., MANNUCCI, G., DEMOFONTI, G., CUMINO, G., IZQUIERDO, A., DAGUERRE, F., QUINTANILLA, H., TIVELLI, M., "Strain Based ECA Double Joint Pipe Subjected to Cyclic Plastic Strains During Offshore Pipe Laying Operations". In: *Rio Pipeline 2005 Conference & Exposition*, Rio de Janeiro, Brasil, October 2005.

[31] ERNST, H.A., BRAVO, R.E., DAGUERRE, F., "Effects of Strain History on Structural Reliability Analysis of Pipes Subjected to Reeling". In: *Rio Pipeline 2005 Conference & Exposition*, Rio de Janeiro, Brasil, October 2005.

[32] BUSCHIAZZO, A.A., *Crescimento de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais em Aço da Classe API 5L X-70 para Risers Rígidos*. Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

[33] SCHÜLTZ, W. "A History of Fatigue", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 54, n. 2, pp. 263-300, 1996.

[34] SURESH, S., *Fatigue of Materials.* 2ed. UK, Cambridge University Press, 1998.

[35] PARIS, P.C., ERDOGAN, F., Trans. ASTM, v. 85, pp. 528, 1963.

[36] BRAZ, M. H. P., *Propriedades de Fadiga de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga com Diferentes Composições Microestruturais*. Tese de M. Sc., USP, São Carlos, SP, Brasil, 1999.

[37] MEGGIOLARO, M. A., DE CASTRO, J. T. P., "Equacionamento da curva de propagação de trincas por fadiga", III Seminário de Mecânica da Fratura / Integridade Estrutural, 1997.

[38] BELTRÃO, M.A.N., *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Longitudinais de Aços para Dutos da Classe API 5L X-70.* Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2005.

[39] REIS, F.T.C., *Propagação de Trincas de Fadiga em Aços para Dutos da Classe API 5L X-70.* Trabalho de conclusão de curso, DEMM/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

[40] FERNANDES, J. L., *Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais*. Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.

[41] WILKOWSKI, G. M., MAXEY, W. A. "Review and Applications of the Electric Potential Method for Measuring Crack Growth in Specimens, Flawed Pipes and Pressure Vessels", *Fracture Mechanics: Fourteen Symposium, ASTM STP 791*, J. C. Lewis and G. Sines, Eds., American Society for Testing and Materials, pp. II-266-II-294, 1983.

[42] HALLIDAY, M. D., BEEVERS, C. J., "The d.c. Electrical Potential Method for Crack Length Measurement". In: *The Measurement of Crack Length and Shape During Fracture and Fatigue*, Engineering Materials Advisory Services LTD, pp. 85-112, 1980.

[43] RICHARDS, C. E., 'Some Guidelines to the Selection of Techniques". In: *The Measurement of Crack Length and Shape During Fracture and Fatigue*, Engineering Materials Advisory Services LTD, pp. 461-468, 1980.

[44] ASTM E647, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, 1999.

[45] XIAOYAN, L., HONGGUAN, Z., XITANG, T. "A Study of Fatigue Crack Growth and Crack Closure in Mechanical Heterogeneous Welded Joints", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 45, n. 4, pp. 689-697, 1996.

[46] SHI, Y. W., CHEN, B. Y., ZHANG, J. X. "Effects of Welding Residual Stress on Fatigue Crack Growth Behavior in Butt Welds of a Pipeline Steel", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 36, n. 6, pp. 893-902, 1990.

[47] XIAO, F-R.; LIAO, B.; SHAN, Y-Y.; QIAO, G-Y.; ZHONG, Y.; ZHANG, C.; YANG, Y. "Challenge of Mechanical Properties of an Acicular Ferrite Pipeline Steel", *Materials Science and Engineering A*, v. 1-2, pp. 41-52, 2006.

[48] ZHONG, Y.; XIAO, F.; ZHANG, J.; SHAN, Y.; WANG, W.; YANG, K. "In situ TEM Study of the Effect of M/A Films at Grain Boundaries on Crack Propagation in an Ultra-fine Acicular Ferrite Pipeline Steel", *Acta Materialia*, v. 54, pp. 435-443, 2006.

[49] ZHONG, Y.; SHAN, Y.; XIAO, F.; YANG, K. "Effect of Toughness on Low Cycle Fatigue Behavior of Pipeline Steels", *Materials Letters*, v. 59, pp. 1780-1784, 2005.

[50] LEE, H.K.; KIM, K.S.; KIM, C.M. "Fracture Resistance of a Steel Weld Joint under Fatigue Loading", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 66, pp. 403-419, 2000.

[51] KORDA, A.A.; MUTOH, Y.; MIYASHITA, Y.; SADASUE, T.; MANNAN, S.L. "In Situ Observation of Fatigue Crack Retardation in Banded Ferrite-pearlite Microstructure Due to Crack Branching", *Scripta Materialia*, v. 54, pp. 1835-1840, 2006.

[52] BRANCO, C.M., FERNANDES, A.A., DE CASTRO, P.M.S.T., *Fadiga de Estruturas Soldadas*. 2ed., Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1999.

[53] HOMES, G.A., *Relation Between Endurance Limit and Porosity of Arc Welds in Mild Steel*, Arcos, vol.15, n. 89, pp. 1951, 1938 *apud in* BRANCO, C. M., FERNANDES, A. A., DE CASTRO, P. M. S. T., *Fadiga de Estruturas Soldadas*. 2ed. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian, 1999.

[54] KIHARA, H., WATANABE, M., TADA, Y., ISHII, Y., *Non Destructive Testing of Welds and Their Strength. Cap.2: Effects of the Flaws in Welds and on Their Strength*, Soc. Naval Arch., 60th Anniversary Series, vol.7, 1960 *apud in* BRANCO, C. M., FERNANDES, A. A., DE CASTRO, P. M. S. T., *Fadiga de Estruturas Soldadas.* 2ed. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian, 1999.

[55] GURNEY, T.R., *Fatigue of Welded Structures*. Great Britain, Cambridge University Press, 1968.

[56] ASTM E 8M, *Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials,* 1999.

[57] ISO 12108, *Metallic materials – Fatigue testing – Fatigue crack growth method*, 2002.

[58] RUGGIERI, C., DONATO, G.H.B., *Metodologia para Análise de Fadiga em Risers Rígidos (SCRs) Instalados pelo Método Carretel*, USP, 2008.

[59] ANDERSON, T.L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, 2ed, CRC Press, USA, 1995.

[60] ZHAO, M.C., YAHG, K., SHAN, Y.Y. "Comparison on Strength and Toughness Behaviors of Microalloyed Pipeline Steels with Acicular Ferrite and Ultrafine Ferrite", *Materials Letters*, v. 57, pp. 1496-1500, 2003.

[61] KUJAWSKI, D. "A Fatigue Crack Driving Force Parameter with Load Ratio Effects", *International Journal of Fatigue*, v. 23, pp. S239-S246, 2001.

[62] LAL, D.N. "A Mechanistic Model for the Influence of Stress Ratio on the LEFM Fatigue Crack Growth Behavior of Metals and Alloys-I. Crack Ductile Materials", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 49, n. 6, pp. 871-897, 1994.

[63] LAL, D.N. "A Detailed Physical Analysis of the *R*-effect on LEFM Fatigue Crack Growth-I. On the Combined Rules of Critical Zones, LEFM

Parameters and Stress Ratio", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 55, n. 1, pp. 115-132, 1996.

[64] LAL, D.N. "A Detailed Physical Analysis of the *R*-effect on LEFM Fatigue Crack Growth-II. On the Combined Rules of Growth Mechanisms and Stress Ratio", *Engineering Fracture Mechanics*", v. 55, n. 2, pp. 289-312, 1996.

[65] MUTOH, Y., KORDA, A.A., MIYASHITA, Y., SADASUE, T. "Stress Shielding and Fatigue Crack Growth Resistance in Ferritic–pearlitic Steel", *Materials Science and Engineering: A*, v. 468-470, pp. 114-119, 2007.

[66] NETTO, T.A., LOURENÇO, M.I., BOTTO, A. "Fatigue Performance of Pre-strained Pipes with Girth Weld Defects: Full-scale Experiments and Analyses", *International Journal of Fatigue*, v. 30, pp. 767-778, 2008.

[67] NETTO, T.A., BOTTO, A., LOURENÇO, M.I. "Fatigue Performance of Pre-strained Pipes with Girth Weld Defects: Local Deformation Mechanisms under Bending", *International Journal of Fatigue*, v. 30, pp. 1080-1091, 2008.

[68] YUEN, B.K.C., TAHERI, F. "Proposed Modifications to the Wheeler Retardation Model for Multiple Overloading Fatigue Life Prediction. *International Journal of Fatigue*, v. 28, pp. 1803-1819, 2006.

[69] SILVA, F.S. "Fatigue Crack Propagation after Overloading and Underloading at Negative Stress Ratios", *International Journal of Fatigue*, v. 29, n. 9-11, pp. 1757-1771, 2007.

[70] MAKABE, C., PURNOWIDODO, A., McEVILY, A.J. "Effects of Surface Deformation and Crack Closure on Fatigue Crack Propagation after Overloading and Underloading". *International Journal of Fatigue*, v. 26, n. 12, pp. 1341-1348, 2004.

[71] XIAOPING, H., MOAN, T., WEICHENG, C. "An Engineering Model of Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading", *International Journal of Fatigue*, v. 30, n. 1, pp. 2-10, 2008.

[72] ZITOUNIS, V., IRVING, P.E. "Fatigue Crack Acceleration Effects During Tensile Underloads in 7010 and 8090 Aluminium Alloys", *International Journal of Fatigue*, v. 29, n. 1, pp. 108-118, 2007.

[73] LEE. M-L., CHOI, B-H. "Experimental Observation and Modeling of the Retardation of Fatigue Crack Propagation under the Combination of Mixed-mode Single Overload and Constant Amplitude Loads", *International Journal of Fatigue*, doi:10.1016/j.ijfatigue.2009.01.022, 2009.

[74] MURTY, A.R.C., PALANI, G.S., IYER, N.R. "State-of-the-art Review on Fatigue Crack Growth Analysis under Variable Amplitude Loading", *IE(I) Journal – CV*, v. 85, pp. 118-129, 2004.

[75] GODEFROID, L.B., *Propagação de Trinca Por Fadiga sob Carregamento com Amplitude Constante e Variável em Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica*, Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1993.

[76] ZHANG, J., HE, X.D., DU, S.Y. "Analysis of the Effects of Compressive Stress on Fatigue Crack Propagation Rate", *International Journal of Fatigue*, v. 29, n. 9-11, pp. 1751-1756, 2007.

[77] TAHERI, F., TRASK, D., PEGG, N. "Experimental and Analytical Investigation of Fatigue Characteristics of 350WT Steel under Constant and Variable Amplitude Loadings", *Marine Structures*, v. 16, pp. 69-91, 2003.

[78] RUSHTON, P.A., TAHERI, F. "Prediction of Crack Growth in 50WT Steel Subjected to Constant Amplitude with Over- and Under-loads Using a Modified Wheeler Approach", *Marine Structures*, v. 16, pp. 517-539, 2003.

[79] BEDEN, S.M., ABDULLAH, S., ARIFFIN, A.K. "Review of Crack Propagation Models for Metallic Components", *European Journal of Scientific Research*, v. 28, n. 3, pp. 364-397, 2009.

[80] CODRINGTON, J., KOTOUSOV, A. "Crack Growth Retardation Following the Application of an Overload Cycle Using a Strip-yield Model", *Engineering of Fracture Mechanics*, v. 76, n. 11, pp. 1667-1682, 2009.

AXEXO

Constantes de Paris do material como soldado

REGIÃO	*R*	CP	FAIXA ΔK	*n*	*C*	R (reta)
METAL DE BASE	0,1	7	15 a 22,6	3,62	$6,76x10^{-10}$	0,997
			23,3 a 27,2	2,68	$1,33x10^{-8}$	0,998
		10	17 a 23,6	4,22	$6,63x10^{-11}$	0,998
			24,1 a 26,6	2,53	$1,42x10^{-8}$	0,997
		11	16,4 a 21,2	3,68	$3,61x10^{-10}$	0,996
			21,9 a 26,3	4,44	$3,75x10^{-11}$	0,999
	0,4	1	15,2 a 20,2	2,22	$5,12x10^{-8}$	0,998
			22 a 28	2,21	$7,27x10^{-8}$	0,992
		4	15 a 21,7	2,79	$1,15x10^{-8}$	0,998
			23,3 a 28,5	2,06	$1,21x10^{-7}$	0,999
		5	16,6 a 20,9	3,19	$3,26x10^{-9}$	0,998
			22,3 a 28,1	2,27	$5,58x10^{-8}$	0,998
		6	14,7 a 25,1	2,64	$1,93x10^{-8}$	0,999
			25,7 a 28,3	1,66	$4,50x10^{-7}$	0,999
METAL DE SOLDA	0,1	1	18,6 a 24,4	4,65	$3,07x10^{-11}$	0,998
			24,7 a 28,9	2,55	$2,51x10^{-8}$	0,998
		4	18,9 a 24,9	3,16	$3,27x10^{-9}$	0,999
			26 a 29,2	2,20	$7,48x10^{-8}$	0,998
		5	16,7 a 20,4	5,49	$2,66x10^{-12}$	0,998
			24,1 a 28,9	2,37	$4,00x10^{-8}$	0,997
	0,4	2	15,8 a 19,9	2,32	$5,35x10^{-8}$	0,988
			20,3 a 25,4	2,26	$7,57x10^{-8}$	0,998
		4	13,5 a 16,7	5,59	$4,85x10^{-12}$	0,998
			17,3 a 20	2,62	$2,06x10^{-8}$	0,999
		8	18,2 a 20,1	9,86	$4,94x10^{-18}$	0,997
			21,9 a 27,9	3,49	$1,24x10^{-9}$	0,995
		9	15,8 a 18,9	3,32	$2,75x10^{-9}$	0,997
			20 a 22,5	2,43	$4,12x10^{-8}$	0,998
ZTA	0,1	1	23,4 a 28,4	2,77	$6,18x10^{-8}$	0,999
		3	15,6 a 17,6	7,13	$1,97x10^{-14}$	0,998
			19,5 a 23,4	7,80	$1,94x10^{-15}$	0,995
			24,1 a 29,3	1,64	$5,73x10^{-7}$	0,990
		5	20,8 a 23,3	7,07	$1,06x10^{-14}$	0,997
			24 a 28,3	3,67	$4,92x10^{-10}$	0,998
	0,4	2	14,3 a 16,9	5,93	$2,35x10^{-12}$	0,999
			17,8 a 20,6	3,20	$5,00x10^{-9}$	0,996
			22,4 a 27,6	1,34	$1,58x10^{-6}$	0,997
		3	16,4 a 20,9	3,73	$7,37x10^{-10}$	0,997
			22,7 a 28,2	2,09	$1,17x10^{-7}$	0,997
		6	16,2 a 21,6	3,30	$2,60x10^{-9}$	0,999
			22,3 a 28,4	2,21	$7,56x10^{-8}$	0,999

OBS.:

1. A grande maioria das curvas de propagação apresentou mais de uma inclinação. Apenas em um caso, o coeficiente de correlação da reta apresentou valor menor que 0,99 (em azul).

2. Os ensaios foram realizados até ΔK de 30MPa.m$^{1/2}$ aproximadamente. Conforme pode ser visto na tabela, a mudança de inclinação ocorreu na grande maioria dos casos em valores de ΔK superiores a 20MPa.m$^{1/2}$. Assim, as constantes de Paris obtidas nessa faixa de ΔK compreenderam poucos pontos (em torno de 5 pontos).