

Influência do Tratamento Térmico Pós-Soldagem na Propagação de Trincas por Fadiga em Juntas Soldadas do Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM

(Effect of the Post Weld Heat Treatment on the Fatigue Crack Propagation in Weldments of CA6NM Martensitic Stainless Steel)

Anderson Geraldo Marenha Pukasiewicz¹, Sérgio Luiz Henke², Walter Jesus Paucar Casas³

¹ CEFET-PR Unidade de Ponta Grossa/Coordenação de Mecânica, Ponta Grossa, Paraná, Brasil, ander@pg.cefetpr.br

² LACTEC Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, Curitiba, Paraná, Brasil, henke@lactec.org.br

³ UFRGS Universidade Federal do Rio Grande do Sul/Departamento de Mecânica, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil, walter.paucar.casas@ufrgs.br

Resumo

O aço CA6NM é utilizado em turbinas hidráulicas e na indústria petroquímica apresentando adequada soldabilidade, mas tem restrições quanto à resistência à fadiga no metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA). O objetivo deste trabalho é avaliar as alterações, pelo tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), no comportamento à propagação de trincas por fadiga identificando seus mecanismos de propagação. O comportamento à propagação de trinca foi avaliado pelas constantes C e m da lei de Paris, obtidas em ensaio $da/dN-\Delta K$ em corpos de prova compactos, com inserção da pré-trinca paralela ao MS, ZTA e metal base (MB). Os mecanismos de fratura foram avaliados por MEV. Os mecanismos encontrados foram do tipo intergranular, estrias e alvéolos para o MB, estrias e alvéolos no MS e somente estrias na ZTA. As constantes C e m do MB são respectivamente $1,22 \times 10^{-8}$ e 2,62, sendo da/dN em mm/ciclo e ΔK em MPa.m^{1/2}, enquanto que para a ZTA e MS estes valores não foram determinados devido às tensões residuais existentes. Observou-se que após TTPS a 600°C/2h as velocidades de propagação de trinca no MS foram inferiores quando sem TTPS. Verifica-se adicionalmente a influência da escória retida nos mecanismos e na velocidade de propagação da trinca.

Palavras-chave: soldagem, tratamento térmico pós soldagem, propagação de trincas, fadiga.

Abstract: The CA6NM steel has good weldability, but has restrictions with fatigue resistance in weld metal (WM) and heat affected zone (HAZ). This steel has been used in rotors of hydraulic turbines and petrochemical industry. This work proposes to evaluate the modifications in the fatigue crack propagation by post weld heat treatment (PWHT). The fracture mechanisms during the fatigue crack propagation was observed and compared before and after PWHT. The fatigue crack propagation da/dN versus ΔK was analyzed by the constants C and m from Paris' law in compact samples with side grooves in WM, HAZ and base metal (BM). The fracture mechanisms were evaluated by SEM. The fracture mechanisms in the BM were intergranular, fatigue striations and dimples, fatigue striations in the HAZ and fatigue striations and dimples in WM. The constants C and m of the weld metal are 1.22×10^{-8} and 2.62 with da/dN in mm/cycle and ΔK in MPa.m^{1/2} these constants were not evaluated in HAZ and WM because the residual stress. After 600°C/2h PWHT the fatigue crack propagation rate decreased in WM. In addition was observed that the slag existence kept in the weald bead influenced the fracture mechanisms and the fatigue crack growth.

Key-Words: welding, post weld heat treatment, fatigue crack propagation, fatigue

1.Introdução

A partir da década de 60 têm sido utilizados aços inoxidáveis martensíticos macios contendo de 12 a 13 % de cromo, de 2 a 5 % de níquel e menos que 0,06 % de carbono na construção de turbinas hidráulicas [1]. Estes aços apresentam elevada tensão de escoamento e tenacidade, elevada resistência à

cavitação e boa soldabilidade. Os aços martensíticos com baixo teor de carbono, como o aço CA6NM, são sempre temperados e revenidos. A excelente tenacidade destes aços deve-se principalmente a formação de uma dispersão fina de austenita a partir do tratamento de revenido da martensita em temperaturas da ordem de 600°C, Figura 1 [2].

Mesmo apresentando boa soldabilidade e menores exigências com relação às temperaturas de pré-aquecimento e interpasse, o metal de solda (MS) e a zona termicamente afetada (ZTA) apresentam energia de impacto e tenacidade à fratura inferiores que a do metal base (MB). Em geral, estruturas soldadas apresentam comportamento inferior ao

(Recebido em 18/01/2005; Texto Final em 20/06/2005).
Trabalho baseado em versão apresentada no XVI CBCIMAT – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais de 28 de novembro à 02 de dezembro de 2004.

do metal base, pois o processo de soldagem determina profundas alterações microestruturais com a formação de estruturas, mais duras e frágeis [3].

Os ensaios de fadiga são amplamente utilizados para caracterizar o comportamento dos materiais, porém estes ensaios são mais utilizados em corpos de prova de material homogêneo. Para a determinação do comportamento à fadiga de juntas soldadas o estudo e o controle dos ensaios é mais complexo, pois as juntas soldadas apresentam variações microestruturais em pequenas distâncias, além de conter distribuições complexas de tensões residuais. Um estudo mais detalhado do comportamento à fadiga de juntas soldadas é necessário, pois possibilita ter subsídios para determinar a resistência das estruturas [4].

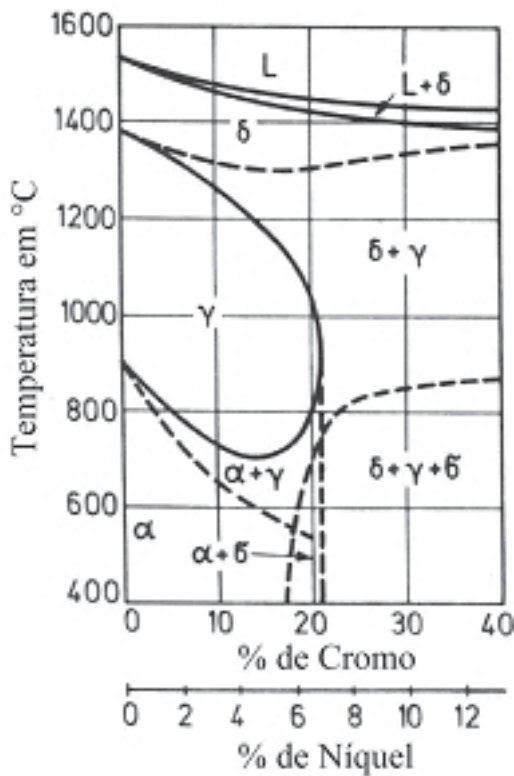


Figura 1. Diagrama de fases ferro-cromo-níquel, para razão cromo/níquel igual a 3:1 [2].

Atualmente, os ensaios de fadiga e fratura são realizados de acordo com normas e códigos desenvolvidos por diversas instituições como a American Society for Testing and Materials (ASTM) e pela British Standards Institution (BSI). Estes testes foram originalmente desenvolvidos para utilização em corpos de prova homogêneos, e baseados nos conceitos de $S-N$, $\epsilon-N$ e $da/dN-\Delta K$ para avaliação do comportamento à fadiga. Para que estes ensaios possam ser realizados em materiais não homogêneos várias técnicas e recomendações foram sugeridas para a preparação e avaliação dos resultados [5].

A caracterização dos materiais metálicos, em relação à propagação de trincas longas em estado plano de deformação, é realizado principalmente pelas constantes C e m obtidas pela Equação 1 em valores intermediários de ΔK que obedeçam a Lei de Paris definida por esta Equação [6].

(Equação 1)

Na construção de turbinas hidráulicas realizam-se tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) após união das pás com o rotor, com temperaturas na faixa de 600°C. Na recuperação por soldagem das pás, regiões com desgaste ocasionado pelo fenômeno de cavitação ou pela presença de trincas, tais tratamentos são de difícil realização no local [3]. O revenimento a 600°C tem a função de precipitar uma dispersão fina de austenita ao longo das lamelas de martensita revenida e contornos de grão da austenita, conferindo assim uma maior tenacidade à estrutura, como pode ser observado na Figura 2 [2].

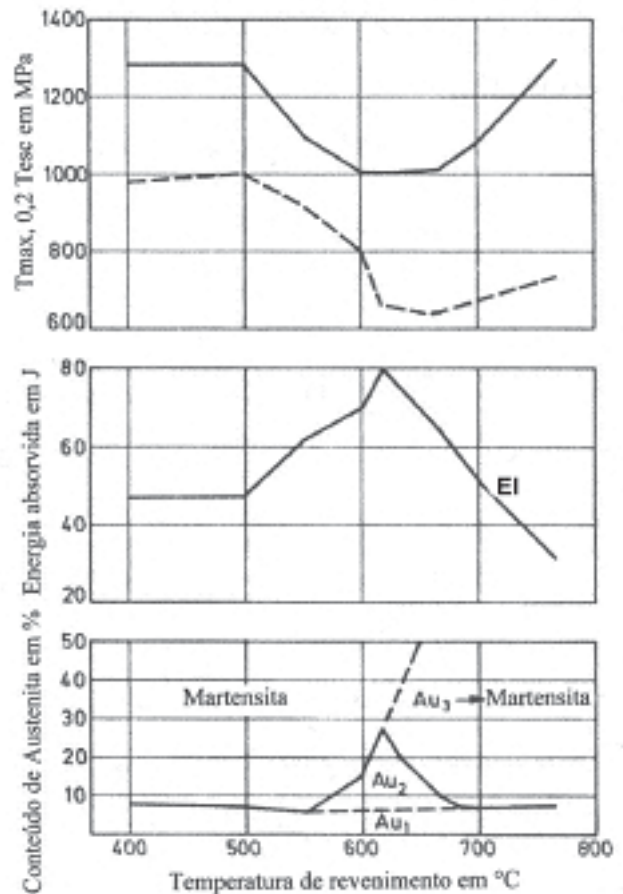


Figura 2. Influência da temperatura de revenimento na tensão de escoamento ($s_{0,2}$), tensão máxima (s_{TS}) e energia de impacto (EI) do aço martensítico macio com 12Cr/6Ni/1,5Mo/0,04C [2].

O objetivo deste trabalho é avaliar a influência do tratamento térmico pós-soldagem no comportamento à propagação de trincas por fadiga da união soldada, comparando-se com os resultados obtidos sem tratamento térmico pós-soldagem das uniões soldadas do aço CA6NM, através da mecânica da fratura linear elástica, assim como identificar os mecanismos de fratura ocorridos.

2. Materiais e Métodos

O material empregado neste trabalho é o aço inoxidável martensítico macio CA6NM fundido, temperado ao ar a 1050 °C e revenido a 580 °C, fornecido pelo Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, LACTEC, a partir de barras cortadas de tarugos fundidos. A composição química do aço em porcentagem em peso é 0,020 C, 0,64 Mn, 12,40 Cr, 3,70 Ni, 0,42 Mo, 0,008 P e 0,0018 S. O aço utilizado apresenta tensão de escoamento de 666 MPa e máxima de 799 MPa. As dimensões das peças soldadas são de 200x70x20 mm, com chanfro de 40° e em uma junta do tipo K. O processo de soldagem utilizado foi MIG manual e a composição do eletrodo AWS ER 410 utilizado, em porcentagem em peso, é 0,026 C, 0,33 Mn, 10,50 Cr, 3,60 Ni, 0,45 Mo, 0,019 P e 0,0084 S. Os parâmetros de soldagem empregados foram: 25,6 V,

320 A, aporte térmico de aproximadamente 25,2 kJ/cm, temperatura de pré-aquecimento de 150°C e interpasse entre 150 e 180°C. Para avaliação do comportamento à fadiga da ZTA a pré-trinca foi colocada a uma distância de aproximadamente 1,0 mm da linha de fusão, como observado na Figura 3.

O tratamento térmico pós soldagem foi realizado a uma temperatura de 600°C por duas horas em forno do tipo mufla sem atmosfera controlada.

Os ensaios de crescimento de trinca por fadiga foram realizados de acordo com a norma ASTM E647-95 em uma máquina de ensaio dinâmico com acionamento servo hidráulico marca Instron modelo 8500 Plus. A frequência utilizada foi de 20 Hz em amplitude de carga constante e curva senoidal, com uma razão de tensão R igual a 0,1.

Os ensaios de taxa de crescimento de trinca por fadiga foram realizados em corpos de prova do tipo CT, utilizando entalhes laterais, *side grooves*, para garantir a propagação da trinca em um plano único. Para o dimensionamento do corpo de prova CT foram seguidas as orientações da norma ASTM E647-95, sendo W igual a 51,16 mm. Após o rompimento dos corpos de prova, as amostras foram analisadas em MEV para identificação dos mecanismos de fratura envolvidos.

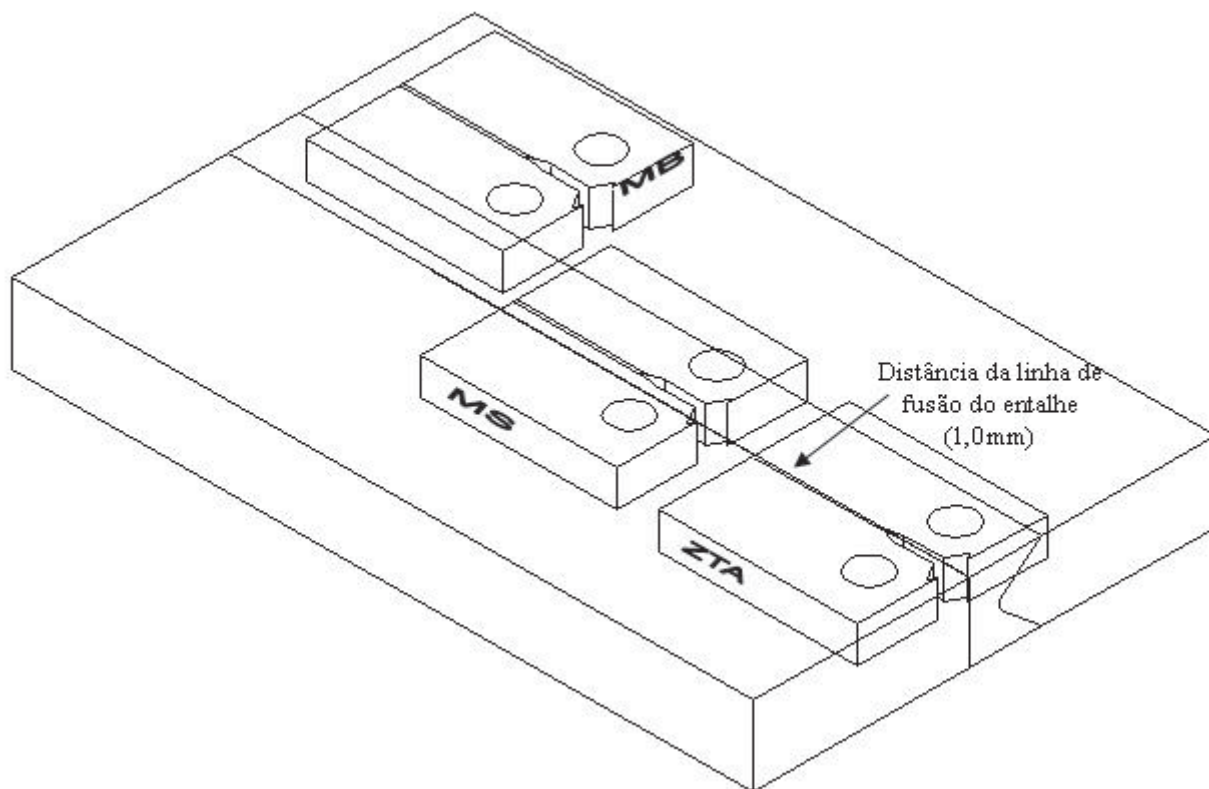


Figura 3. Disposição dos corpos de prova em uma junta soldada.

3. Resultados Obtidos e Discussão

A microestrutura da junta soldada antes e depois do TTPS a 600°C é observada na Figura 4. Observa-se que não ocorreu crescimento de grão próximo a linha de fusão na ZTA do aço CA6NM sem tratamento térmico pós-soldagem, isto se deve à baixa temperatura A_{c4} ($\gamma \leftrightarrow \delta$), ver Figura 1. Esta baixa temperatura promove um refino no tamanho de grão próximo a linha de fusão [7].

A taxa de crescimento de trinca por fadiga da/dN pela variação no fator de intensidade de tensões ΔK é observado na Figura 5. Para valores intermediários de ΔK as amostras apresentaram comportamentos distintos, com maiores inclinações de reta nas amostras localizadas na ZTA e MS em relação à do MB. A ZTA apresentou inclinação de reta superior

à do MB, com velocidades de crescimento de trinca inferiores a do MB até um ΔK de aproximadamente 62 MPa.m^{1/2}.

Resultados semelhantes são descritos na literatura, sendo que a menor ductilidade da ZTA e do MS pode ter influenciado a inclinação de reta, pois com a diminuição da ductilidade do material o expoente m da Lei de Paris tende a ser maior para materiais menos dúcteis [8,9].

Os resultados das constantes C e m da junta soldada, com ΔK em MPa.m^{1/2} e da/dN em mm/ciclo, obtidos a partir da Figura 5 encontram-se na Tabela 1. Não há uma diferenciação do ΔK aplicado do ΔK_{eff} não sendo possível determinar a influência da tensão residual, decorrente da soldagem, na tensão aplicada pela máquina, dificultando assim uma melhor comparação dos resultados encontrados entre o MB, MS e ZTA [6].

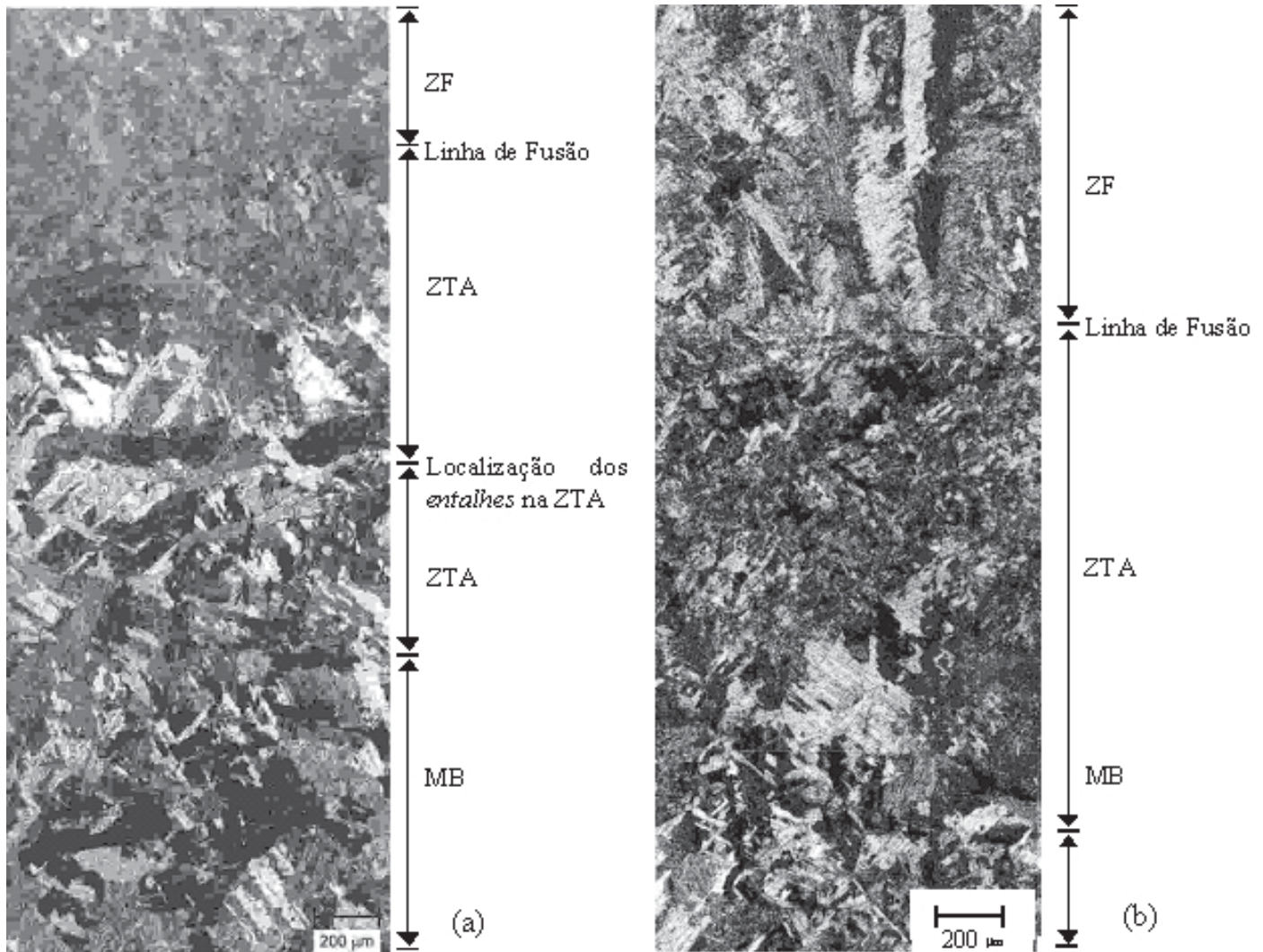


Figura 4. Micrografia da junta soldada do aço CA6NM, sem TTPS (a) e após TTPS (b), ataque Vilella e observação com luz polarizada.

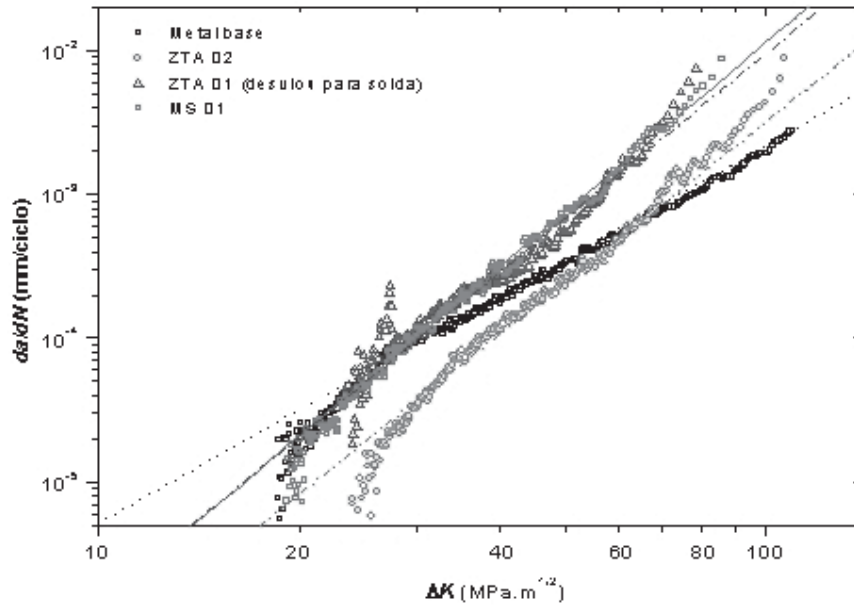


Figura 5. Crescimento de trinca por fadiga da junta soldada do aço CA6NM, sem TTPS.

Tabela 1. Constantes *C* e *m* para as amostras retiradas da junta soldada.

Amostras	<i>C</i>	<i>m</i>
MS	$2,470 \cdot 10^{-10}$	3,80
ZTA	$7,837 \cdot 10^{-11}$	3,82
CA6NM	$1,224 \cdot 10^{-8}$	2,62

As amostras localizadas no MS apresentaram uma inclinação de reta semelhante a da ZTA, com uma variação na inclinação de reta com um ΔK de aproximadamente 45,0 MPa.m^{1/2}. Em relação às amostras localizadas no MS observou-se um aumento na inclinação de reta para um ΔK próximo de 45 MPa.m^{1/2}. A maior inclinação a partir deste ΔK determina que o material apresentou uma diminuição na resistência à propagação de trincas por fadiga, sendo os valores de ΔK antes e após 45,0 MPa.m^{1/2}, observados na Tabela 2.

Tabela 2. Constantes *C* e *m* das retas abaixo e acima de 45 MPa.m^{1/2}, das amostras localizadas no MS.

Amostras	ΔK 45 MPa.m ^{1/2}	<i>C</i>	<i>m</i>
MS 01	Abaixo	$5,681 \cdot 10^{-10}$	3,57
	Acima	$5,535 \cdot 10^{-11}$	4,17
ZTA 01	Abaixo	$1,170 \cdot 10^{-7}$	2,09
	Acima	$2,917 \cdot 10^{-12}$	4,87

Na Figura 6 observa-se o comportamento da amostra da zona fundida após TTPS de 600°C/2 horas em relação à amostra antes do tratamento térmico de revenimento.

Observa-se, na Figura 6, que ocorreu uma diminuição na velocidade de propagação de trincas semelhante, tanto para valores intermediários de ΔK , como valores inferiores e superiores de ΔK com TTPS a 600°C/2h. Esta diminuição na velocidade de propagação pode ser decorrente da precipitação de austenita estável [2,3], assim como pode ser entendido com uma redução nas tensões residuais decorrentes do processo de soldagem [8,9]. De modo similar

à amostra da zona fundida sem TTPS, ocorreu alteração na inclinação de reta em valores próximos a 45 MPa.m^{1/2} da amostra da zona fundida após TTPS.

Na Figura 7 observa-se a superfície fraturada das amostras do MB, MS, ZTA e MS revenida com regime de baixo ΔK , portanto no início da curva de crescimento de trinca por fadiga. Nesta faixa de valores de ΔK o mecanismo de fratura predominante para o MB é por estrias de fadiga altamente facetadas, apresentando pequena quantidade de fratura do tipo intergranular, enquanto que para a ZTA, MS e MS revenida observa-se somente a presença de estrias de fadiga facetadas.

O aumento no ΔK determinou variações nos mecanismos de fratura ocorridos durante o crescimento da trinca. Para o aço CA6NM observou-se uma transição no modo de fratura em um ΔK de 21 MPa.m^{1/2} onde se verificou a ausência de fratura do tipo intergranular, sendo encontrado somente fratura por estrias. Observaram-se variações nos mecanismos de fratura na amostra do MS em um ΔK de 30 MPa.m^{1/2}, onde se verificou a formação de alvéolos em algumas regiões localizadas, formando planos de propagação. Ocorreu situação similar na amostra de MS revenida, porém menos nítida que na amostra MS. Na amostra localizada na ZTA não foi observada alteração no mecanismo de fratura, mantendo-se por estrias de fadiga, Figura 8.

Para valores de ΔK , acima de 45 MPa.m^{1/2}, observa-se a formação de estrias de fadiga e trincas secundárias no MB e ZTA, e para as amostras localizadas no MS, antes e após TTPS a 600°C, o mecanismo de fratura é somente por coalescimento de alvéolos, observa-se que o aumento na inclinação de reta, Figura 5 e 6 pode estar associado a variação no mecanismo de fratura.

A alteração no mecanismo de fratura, e conseqüentemente da inclinação de reta das amostras localizadas no MS pode ter ocorrido devido à trinca percorrer uma região com elevada quantidade de inclusões de escória, Figura 9.

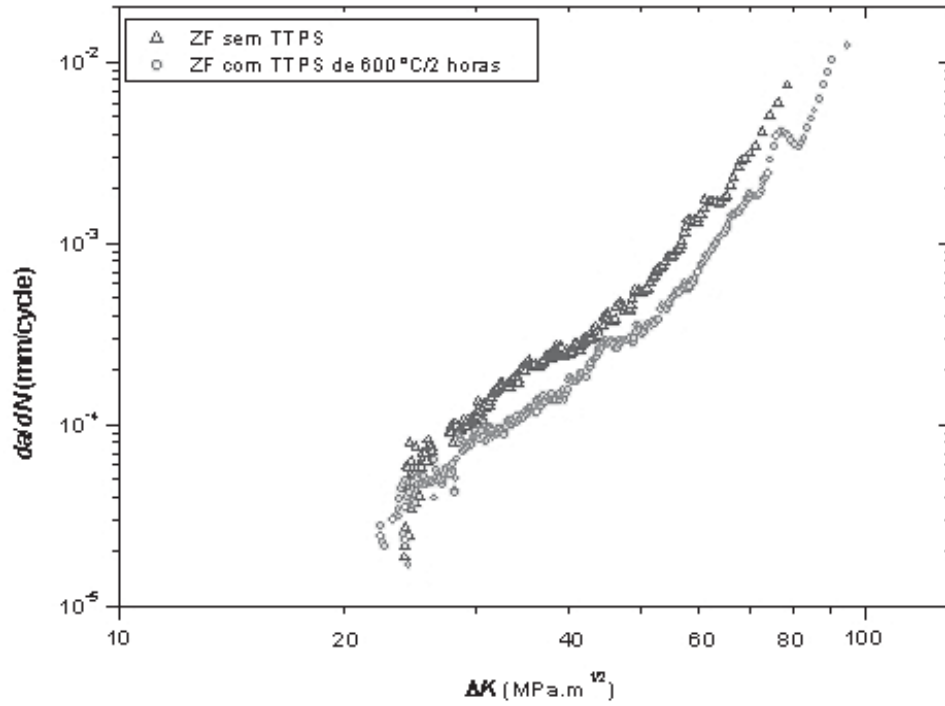


Figura 6. Crescimento de trinca por fadiga da ZF, antes e após TTPS.

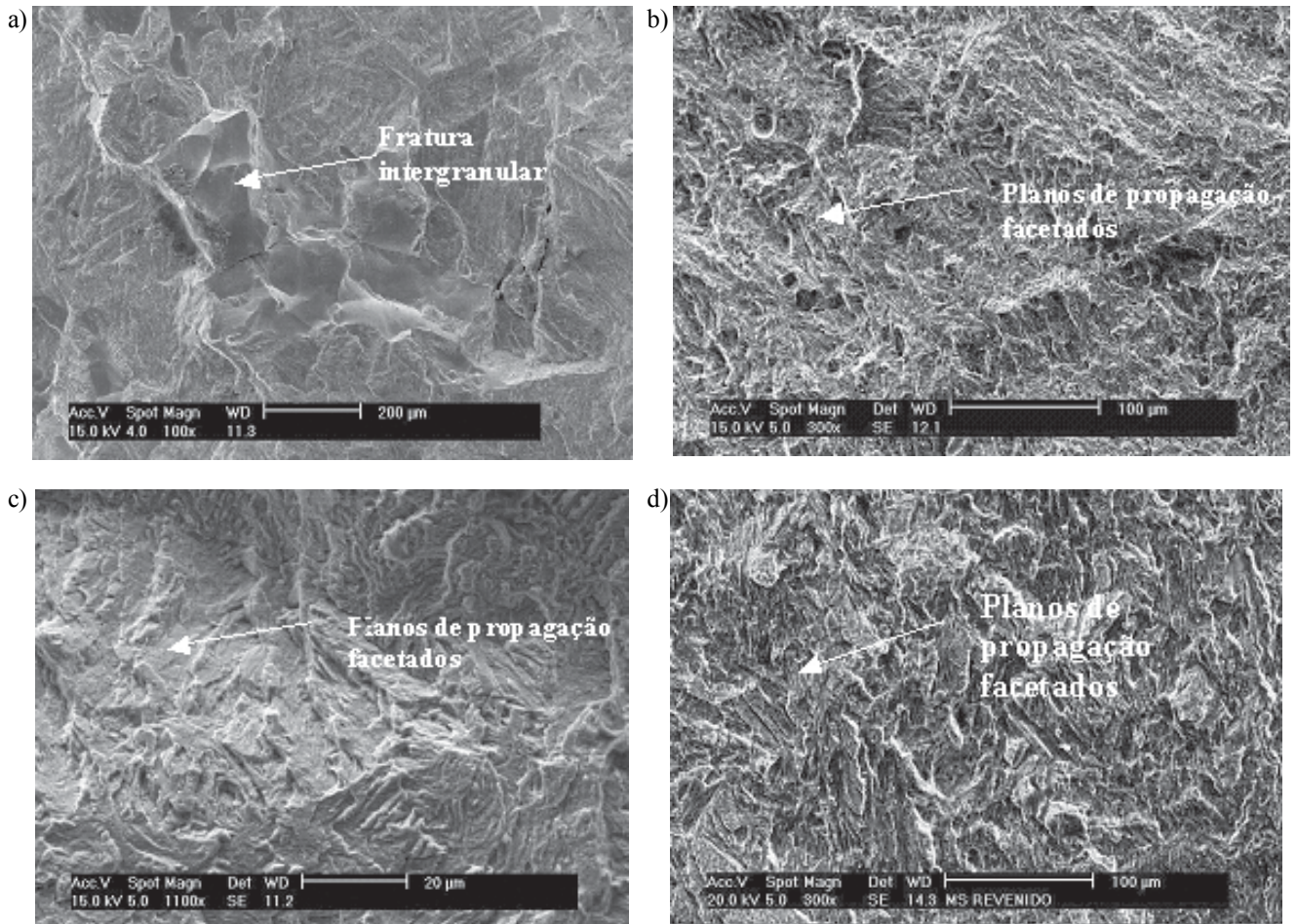


Figura 7. Fractografia do MB (a), MS (b), ZTA (c) e MS revenida (d) para baixos valores de ΔK .

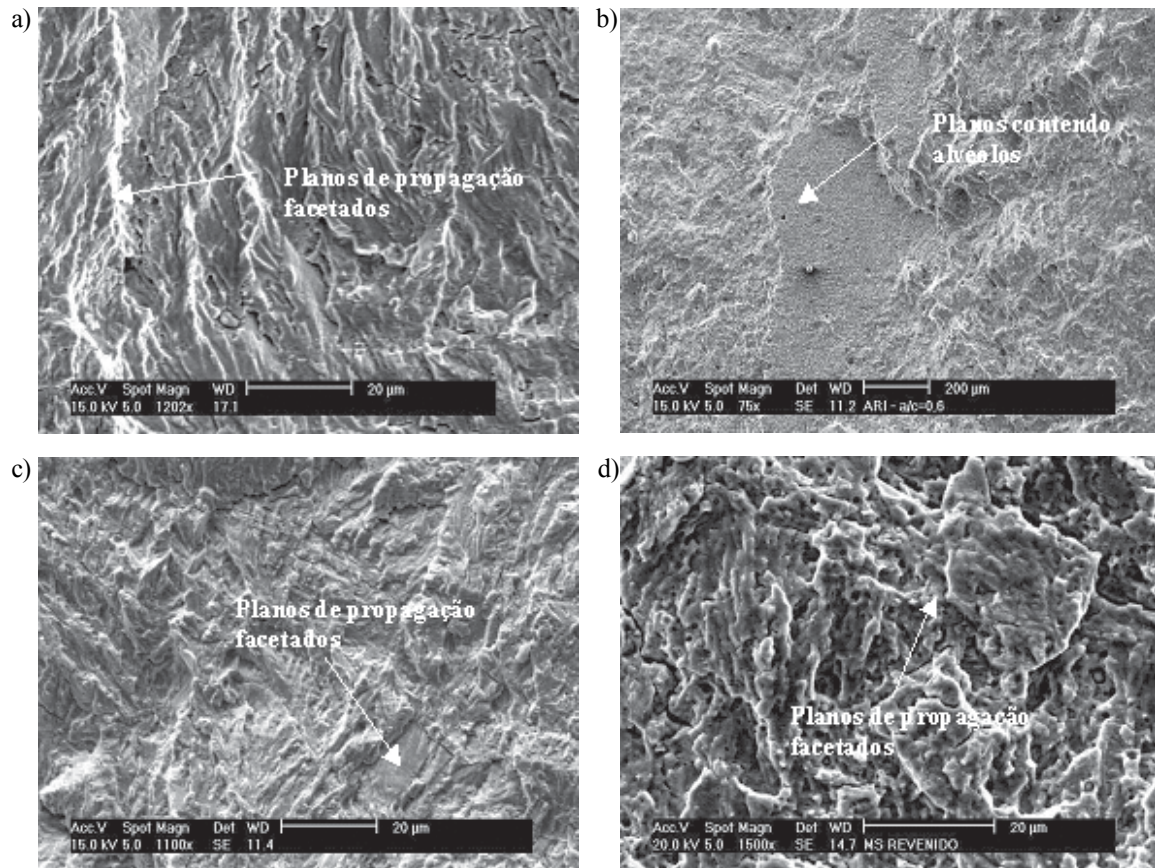


Figura 8. Fractografia do MB (a), MS (b), ZTA (c) e MS revenida (d) para médios valores de ΔK .

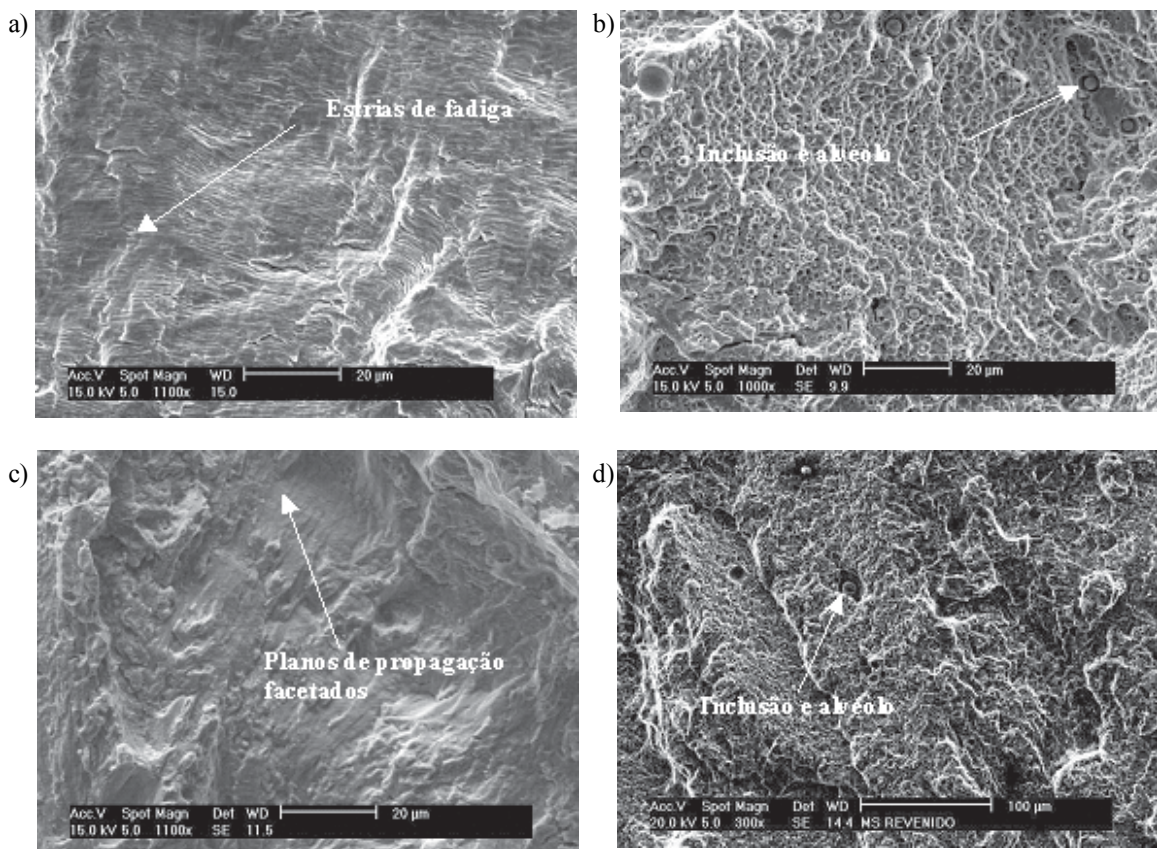


Figura 9. Fractografia do MB (a), MS (b), ZTA (c) e MS revenida (d) para ΔK acima de $45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

4. Conclusões

Os ensaios de velocidade de crescimento de trinca por fadiga determinaram que as constantes C e m do MB são de $1,224 \cdot 10^{-8}$ e $2,63$ respectivamente, sendo ΔK em MPa.m^{1/2} e da/dN em mm/ciclo.

Os mecanismos de fratura observados no metal base foram intergranular e planos de propagação de trinca facetados, para baixo ΔK , estrias de fadiga foram observadas em faixas de ΔK intermediárias e superiores, com a presença de alvéolos próximos da ruptura. Observou-se a formação de planos de propagação de trinca com estrias de fadiga na ZTA e a formação de planos de propagação de trinca e fratura por coalescimento de alvéolos no MS com e sem revenimento.

Existência de escória retida nos cordões de solda influenciando os mecanismos de fratura e a taxa de crescimento de trinca por fadiga. Durante os ensaios verificou-se a dificuldade da manutenção do crescimento de trinca em apenas uma região, podendo ser devido às tensões residuais geradas durante a soldagem e a variação microestrutural em pequenas distâncias.

5. Agradecimentos

Ao Programa de Pós-graduação em Engenharia, PIPE, pela oportunidade de realização desta pesquisa e à Sérgio Henke, Luiz Alberto Procopiak e o Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento, LACTEC, pela cooperação, utilização dos laboratórios e suporte financeiro dado para a realização desta pesquisa.

6. Referências Bibliográficas

- [1] BILMES, P.D.; LLORENTE, C.L.; PÉREZ I. J. Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high strength steel welds, *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 09, p. 609-615, 2000.
- [2] FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, Springer-Verlag Wien, New York, 1988. 279 p.
- [3] AKHTAR, A.; BRODIE, N. W. Field welding large turbine runners, *Water Power & Dam Construction*, p. 40-46, Set., 1979.
- [4] WANG, C.; CHANG, Y. Effect of postweld treatment on the fatigue crack growth rate of electron beam-welded AISI 4130 steel, *Metallurgical and Materials Transactions*, 27A, p. 3162-3169, 1996.
- [5] MOLTUBAKK T. Strength mismatch effects on the clivage fracture of the heat affected zone of steel welds: 112p, 1999, Ph.D. Thesis, Norwegian University of Science and Technology, Department of Machine Design and Materials Technology, Trondheim Norway.
- [6] American Society for Testing Materials, ASTM. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates, ASTM E647-95a. New York, 1996.
- [7] HENKE, S. Desenvolvimento de procedimento de soldagem de aço inoxidável martensítico macio tipo CA6NM

sem tratamento térmico posterior, 62 p, 1998, Dissertação de Mestrado Universidade Federal de Santa Catarina, Departamento de Engenharia Mecânica, Florianópolis, Brasil.

[8] TSAY, L. W.; LIU, C. C.; CHAO, Y. H.; SHIEH, Y. H. Fatigue crack Propagation in 2,25 Cr- 1,0 Mo steel weldments in air and hydrogen, *Materials Science and Engineering*, A299, p. 16-26, 2001.

[9] LEE, H. K.; KIM, K. S.; KIM, C. M. Fracture resistance of a steel weld joint under fatigue loading, *Engineering Fracture Mechanics*, 66, p. 403-419, 2000.