

VARIAÇÃO MICROESTRUTURAL NA RESISTÊNCIA À PROPAGAÇÃO DE TRINCAS EM UM AÇO API SUBMETIDO A DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS

Antonio Carlos Barbosa Zancanella¹

Rômulo Maziero²

Eliane Correia Nascimento Souza³

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo explorar o efeito da variação microestrutural na resistência ao crescimento de trinca por fadiga em aço API 5L X42. Para alterar a microestrutura foram feitos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento no material. O tratamento térmico consistiu em austenitizar três corpos de prova a 910°C, seguido por uma têmpera em água até a temperatura ambiente. Dos três corpos de prova resultantes no estado temperado, um foi revenido à 550 °C, outro revenido à 650 °C e por fim o último permaneceu no estado temperado. Foi verificado o comportamento em fadiga dos corpos de prova por meio do ensaio de crescimento de trinca por fadiga. O resultado obtido mostrou uma diferença desprezível na taxa de crescimento de trinca por fadiga entre as amostras estudadas.

Palavras-chaves: Fadiga. Microestrutura. Mecânica de Fratura.

ABSTRACT

This study aimed to explore the effect of microstructural variation in resistance to crack growth by fatigue steel API 5L X42. To change the microstructure weremade heat treatment of quenching and tempering the material. The heat treatment consisted of three austenize specimens at 910 ° C followed by water quenching to room temperature. Of the three test bodies resulting in hardened state, one was tempered at 650 ° C, another tempering at 550 ° C and finally the last remained in the hardened state. It was found the fatigue behavior of the specimens through the crack growth by fatigue test. The result showed a negligible difference in the growth rate of fatigue crack between samples.

Key words: Fatigue. Microstructure. Fracture Mechanic.

1 INTRODUÇÃO

¹ Mestre em Engenharia Mecânica pela Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC). E-mail: antonio.zancanella@ifes.edu.br.

² Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais pelo Instituto Federal do Espírito Santo (IFES).

³ Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais pelo Instituto Federal do Espírito Santo (IFES).

Grande parte das falhas (mais de 50%) que ocorrem em equipamentos mecânicos é devido a fadiga. Além de prejuízos econômicos, essas falhas podem colocar em risco pessoas, por esse motivo é de fundamental importância o estudo do fenômeno de fadiga (CÂNDIDO et al., 2013).

Na engenharia o conhecimento do comportamento sob fadiga de um material, especialmente quando a microestrutura varia em um mesmo material devido a algum tratamento térmico, é essencial para que se possa especificar com segurança materiais de alto desempenho para aplicação em projetos mecânicos. Uma área em destaque no cenário econômico é a exploração de petróleo no pré-sal. Para que este empreendimento seja bem-sucedido as indústrias e os centros de pesquisa têm trabalhado no desenvolvimento de materiais de alto desempenho que possam ser utilizados nos mais diversos componentes mecânicos que são utilizados na extração e condução do petróleo. Entre estes componentes, um de grande valor agregado, são os tubos de condução. Esses tubos são fabricados por uma classe de aços denominada API que são especificados pela *American Petroleum Institute* (TOFFOLO, 2008). Um importante parâmetro para o desenvolvimento de aços que possam ser aplicados em dutos de condução de petróleo é a resistência ao crescimento de trinca por fadiga. Os aços API aplicados para este fim, geralmente são aços temperados e revenidos ainda na linha de produção.

Eventualmente, os tratamentos térmicos podem ser feitos de maneira não intencional em regiões onde foram feitas operações de soldagem. Nestas regiões podem ocorrer mudanças nas propriedades mecânicas decorrentes de variações microestruturais, o que poderá ocasionar na redução da vida em fadiga do material. É comum na indústria mecânica juntas soldadas serem submetidas a carregamentos cíclicos e sofrerem um processo de fadiga que representa uma das falhas mais comuns em estruturas soldadas (XIAOYAN et al., 1996). Diante deste contexto surge a importância de conhecer o comportamento em fadiga de um aço do tipo API em função da microestrutura.

O presente estudo propôs estudar a influência da microestrutura sobre a resistência à propagação de trincas por fadiga em um aço API 5L X42 submetido a diferentes tratamentos térmicos de têmpera e revenimento.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O tipo de pesquisa realizada foi uma pesquisa experimental quantitativa e qualitativa, com objetivo de explorar os efeitos da variação da microestrutura na vida em fadiga de um aço API 5L X42. O material utilizado foi o aço produzido pela empresa Vallourec & Sumitomo Tubos do Brasil (VSB), que se enquadra na norma API, como sendo um aço API 5L X42 (estado de entrega do material). A composição química do material é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço API 5L X42, porcentagem em massa.

Fe	C	Cr	Ni	Mo	Mn
98,3	0,18	0,069	0,025	0,006	1,039
N	Nb	P	Si	Ti	S
0,0047	0,0008	0,014	0,232	0,0025	0,004
Al	Cu	Ca	V	Zn	Ceq
0,035	0,035	0,0019	0,019	0,002	0,376

Fonte: Formiga (2013).

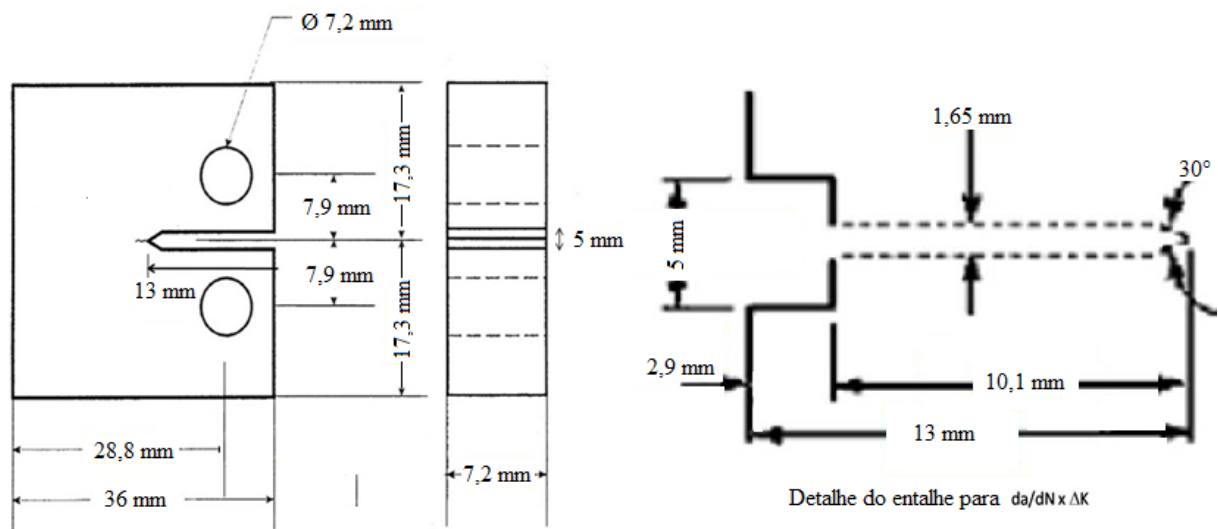
Os tratamentos térmicos de têmpera e revenimento foram realizados na empresa VSB e encaminhados para a Universidade Federal de Ouro Preto - UFOP. A temperatura de austenitização do aço foi 910 °C, tempo de permanência de 20 min. O resfriamento foi realizado em água e o corpo de prova foi agitado no meio para aumentar a transferência de calor. As temperaturas nas quais foram realizados o revenimento nos corpos de prova foram 550 °C e 650 °C, sendo que um corpo de prova permaneceu no estado temperado. O tempo de revenimento foi padronizado em 35 min. Ressalta-se que após os tratamentos térmicos o aço deixa de ser API 5L X42, estado de entrega, passando apenas a ser um aço API, com um grau que vai depender do limite de escoamento alcançado.

Após os tratamentos foram verificadas a dureza, limite de resistência e limite de escoamento das amostras. O ensaio de dureza Vickers foi realizado com uma carga

de 187,5 kgf utilizando um penetrador de diamante. Foram analisados quatro pontos da amostra em seguida calculados as médias e o desvio padrão dos dados.

Os corpos de prova para ensaio em fadiga foram confeccionados de acordo com a norma ASTM E 647 (2008), com as respectivas dimensões mostradas na Figura 1 que também apresenta os detalhes do entalhe. Os corpos de prova foram confeccionados por processo de usinagem. Os ensaios de tração foram realizados na empresa VSB e posteriormente encaminhados para UFOP.

Figura 1. Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga e detalhe do entalhe para o corpo de prova.



A variável de interesse no trabalho é o crescimento de trinca por fadiga, a qual é medida pela variação dos parâmetros da/dN e ΔK . A motivação para o trabalho é observar como o crescimento de trinca por fadiga varia com a modificação da microestrutura do aço API, para isso foram geradas curvas da/dN por ΔK para as amostras do aço.

2.1 INSTRUMENTOS DE COLETA DE DADOS

Os ensaios de fadiga foram realizados em uma máquina servo hidráulica (MTS[®] 810 com capacidade máxima de 10 toneladas) do Laboratório de Ensaios Mecânicos da Escola de Minas - UFOP. A aquisição de dados foi realizada em *software* específico com auxílio de um extensômetro para aquisição das medidas do comprimento da

trinca. Os principais parâmetros utilizados no ensaio de fadiga foram: condições do ambiente local; frequência $f = 30$ Hz; razão de tensões $R = 0,1$ e carregamento do tipo tração.

As microestruturas e as fraturas dos corpos de prova foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura, MEV, modelo VEGA3 TESCAN, localizado no laboratório do DEMET/EM/UFOP. Para análise da microestrutura também foi utilizado o microscópio óptico da marca Leica e o *software* Leica Qwin. O reagente utilizado para revelação das microestruturas foi o Nital, em uma concentração de 2% nas amostras utilizadas no microscópio ótico, e na concentração de 5% no caso do microscópio eletrônico de varredura.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Tabela 2 apresenta os valores médios de dureza Vickers do material após realização de têmpera e têmpera com revenimento nas temperaturas de 550 °C e 650 °C.

Tabela 2. Valores médios de dureza Vickers (HV).

Ensaio	1	2	3	4	Média	Desvio
Têmpera	524	498	515	498	509	12,95
Têmpera + Revenimento - 550	293	286	279	269	282	10,24
Têmpera + Revenimento - 650	231	234	239	229	232	4,35

Fonte: Formiga (2013).

Na Tabela 3 são indicados os limites de resistência e de escoamento das amostras submetidas aos tratamentos térmicos.

Tabela 3. Limite de resistência e limite de escoamento.

Tratamento térmico	σ_{LR} (MPa)	σ_{LE} (MPa)
Têmpera	1310	1180
Têmpera + Revenimento - 550 °C	800	730

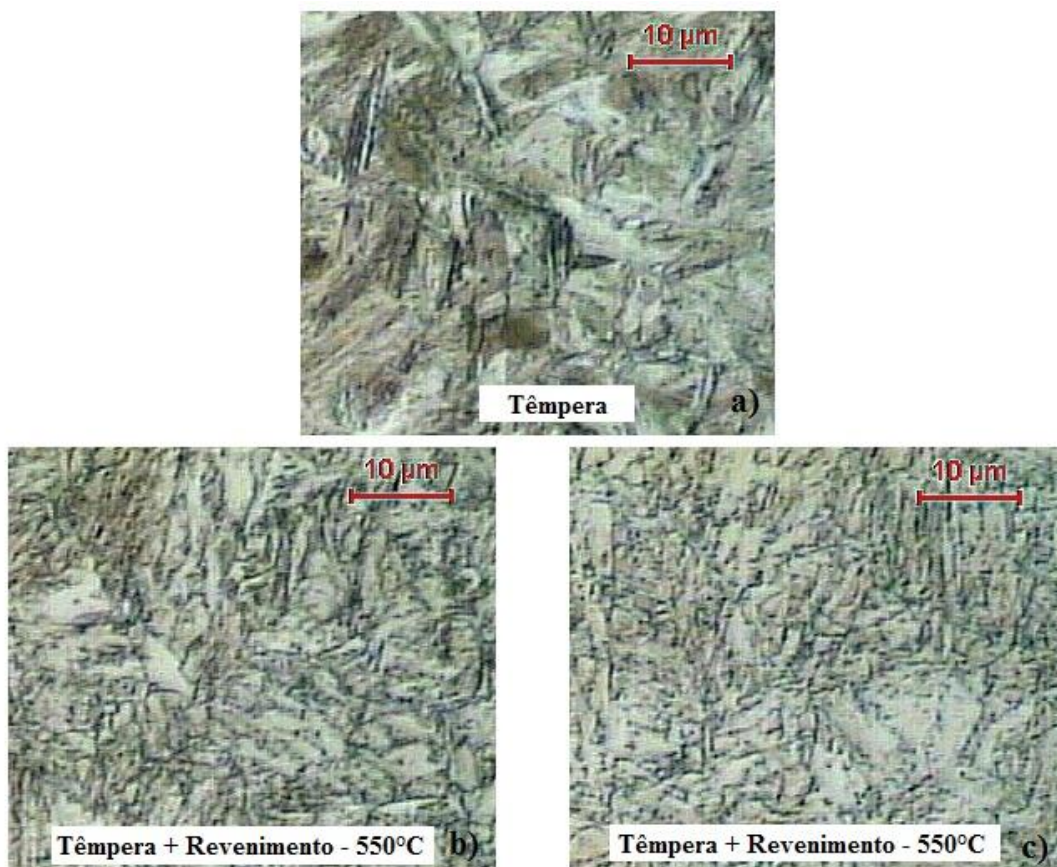
Têmpera + Revenimento - 650 °C	700	610
--------------------------------	-----	-----

Fonte: Formiga (2013).

Observa-se que a dureza, limite de resistência à tração e limite de escoamento diminuem para a amostra revenida em temperatura mais elevada, 650 °C. Durante o tratamento de revenimento a martensita perde o excesso de carbono e diminui a distorção do reticulado. Com a elevação da temperatura de tratamento também pode ocorrer transformação da martensita em fases mais próximas do equilíbrio, como ferrita + cementita/carbonetos, assim com uso de temperaturas mais elevadas de revenimento a dureza do aço é menor.

A Figura 2 mostra a microestrutura do aço API na condição temperado (a) e revenido nas temperaturas de 550 °C (b) e 650 °C (c).

Figura 2. Microestrutura do aço API após tratamentos térmicos. Ataque com Nital 2%.

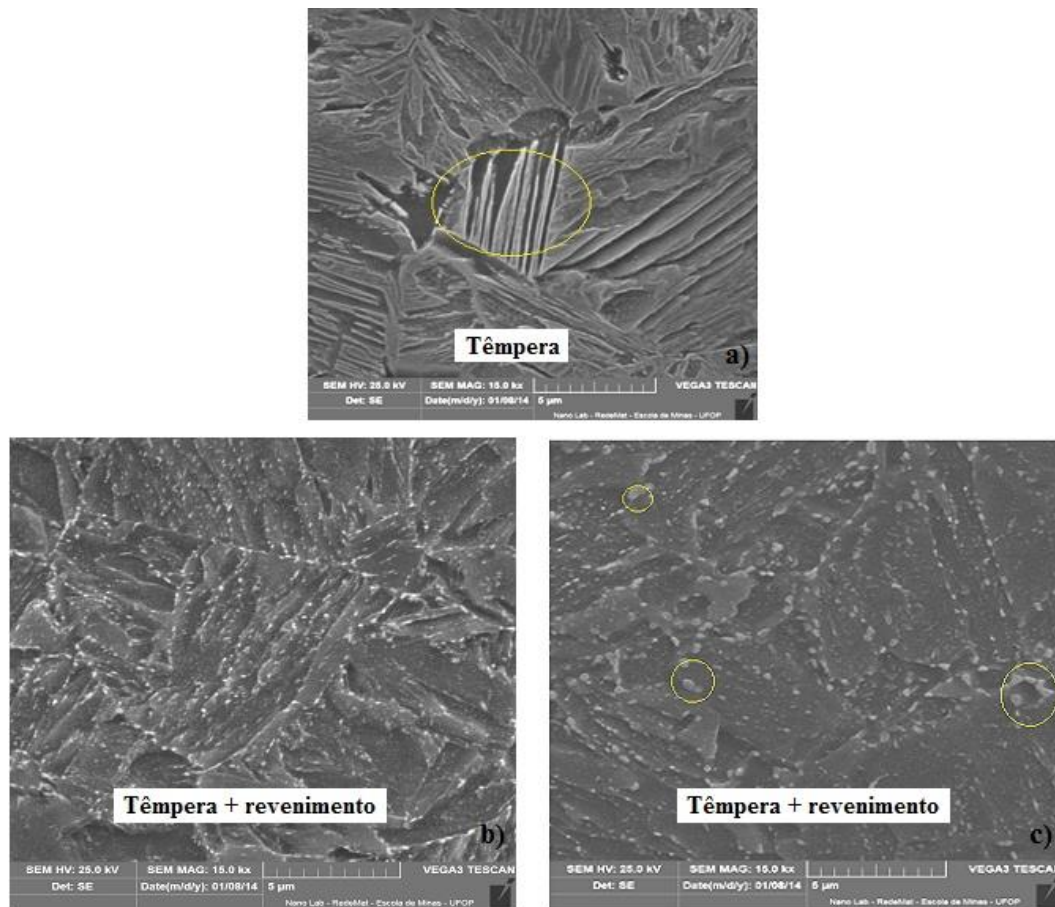


Na Figura 2(a), verifica-se que a estrutura da amostra temperada é predominante formada por fase martensítica. Com realização do revenimento na temperatura de 550

°C, Figura 2(b) inicia-se a transformação da martensita em cementita e ferrita (fases de equilíbrio). Esse comportamento é confirmado pelo ensaio de tração e de dureza, evidenciando que o material começa a se tornar mais dúctil em relação ao estado temperado. Essa redução já era esperada, pois o revenimento reduz as tensões internas do material tornando-o mais dúctil (CHIAVERINI, 2008). Na amostra revenida na maior temperatura, 650 °C, a microestrutura final do aço é constituída por ferrita e cementita. Neste estado, a ductilidade é máxima comparando com as outras duas amostras, Figura 2(c).

A microestrutura do aço também foi analisada no microscópio eletrônico de varredura. A Figura 3 apresenta aspecto da microestrutura do aço na condição temperada e após revenimento.

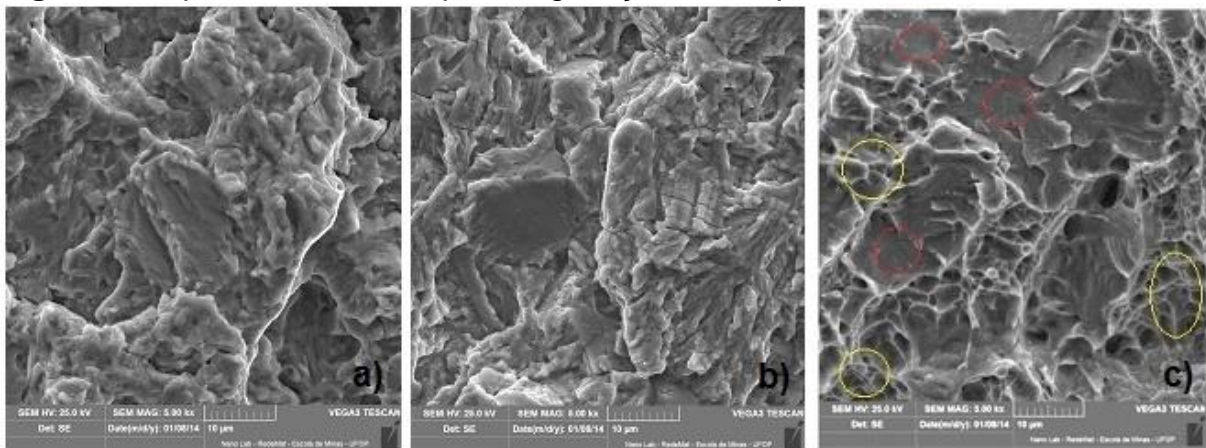
Figura 3. Aspecto da microestrutura do aço na condição temperada e após revenimento. Ataque com Nital 5%.



A Figura 3(a) apresenta microestrutura martensítica do aço na condição temperada. Durante o tratamento de revenimento o processo de difusão é favorecido e a microestrutura se rearranja em um estado mais próximo ao de equilíbrio. Na Figura 3(b) identifica-se a presença de cementita ($F_{e3}C$) nas regiões claras e algumas áreas com estrutura martensítica. Com aumento da temperatura de revenimento para 650 °C, Figura 3(c), toda a martensita foi transformada em constituintes de equilíbrio, cementita e ferrita, a cementita adquiriu um formato globulizado, em destaque nas regiões circuladas de amarelo.

Nas Figuras 4, 5 e 6 são apresentadas a evolução do mecanismo de propagação de trinca por fadiga.

Figura 4. Superfície de fratura por fadiga, aço API temperado.



- a) região para $da/dN \approx 10^{-5}$ mm/ciclos - estrias finas de fadiga;
- b) região para $da/dN \approx 10^{-4}$ mm/ciclos - estrias grosseiras de fadiga;
- c) região para $da/dN \approx 10^{-3}$ mm/ciclos - alvéolos e facetas.

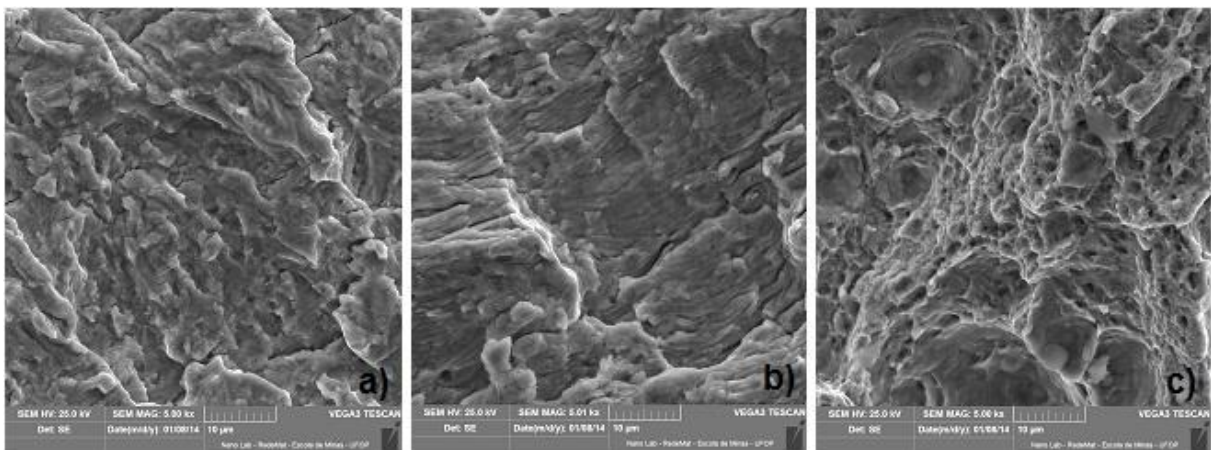
Análise da fratura no corpo de prova temperado é mostrado na Figura 4. Na região de força motriz baixa, Figura 4(a), nota-se a presença de estrias finas de fadiga. Devido a pequena força motriz, a taxa de propagação de trincas também é baixa resultando em estrias finas, este resultado está de acordo com relatos de Dieter (1981).

Na Figura 4(b), ocorre um aumento na força motriz, o que acarreta em um aumento na velocidade de propagação da trinca, o que faz com que o espaçamento entre as trincas se torne maior. Nesta região observa-se claramente a formação de estrias de

fadiga, com espaçamento maior entre as estrias do que na Figura 4(a). Este resultado também foi evidenciado nas pesquisas de Dieter (1981) e Hertzberg (1989).

Por fim na Figura 4(c), o ensaio foi encerrado rompendo-se os corpos de prova por tração, as características observadas na fratura são uma combinação de fratura dúctil e frágil. Nota-se a presença de alvéolos e facetas. Os alvéolos são as regiões semelhantes a cavidades lunares, com aspecto circular, este tipo de fratura representa a fratura dúctil do material, os alvéolos estão circulados de amarelo. Nota-se também a presença de facetas, regiões cuja superfície é lisa, este tipo de região caracteriza a fratura frágil no material, as facetas estão circuladas de vermelho.

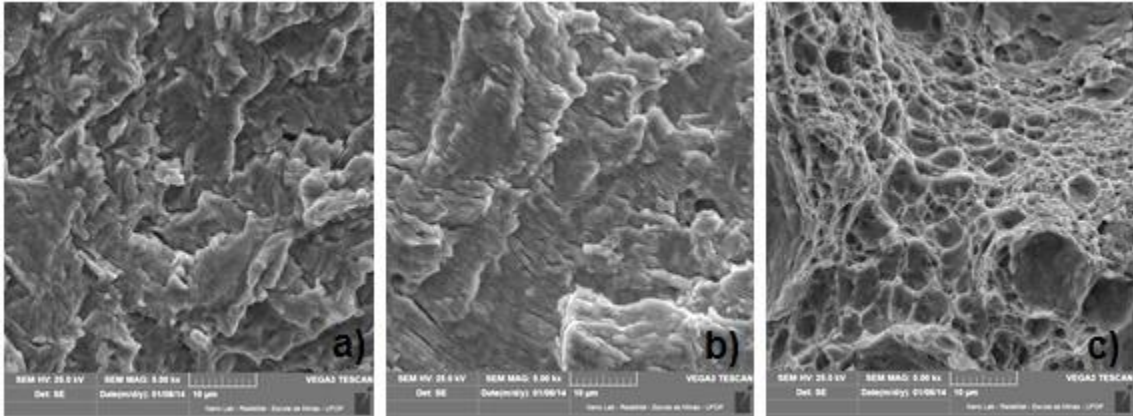
Figura 5. Superfície de fratura por fadiga, aço API temperado e revenido à 550°C.



- a) região para $da/dN \approx 10^{-5}$ mm/ciclos - estrias finas de fadiga;
- b) região para $da/dN \approx 10^{-4}$ mm/ciclos - estrias grosseiras de fadiga;
- c) região para $da/dN \approx 10^{-3}$ mm/ciclos - alvéolos.

A Figura 5 mostra a mesma sequência de evolução do mecanismo de propagação de trinca por fadiga apresentada na Figura 4, no entanto, para o corpo de prova submetido a têmpera e revenido à 550 °C. Observa-se na Figura 5(b) estrias grosseiras de fadiga, em contraste com a Figura 5(a), quase não se nota a presença de estrias de tão finas as espessuras. Por fim a fratura na Figura 5(c) possui um grande número de alvéolos, o que caracteriza uma fratura dúctil.

Figura 6. Superfície de fratura por fadiga, aço API temperado e revenido à 650°C.



- a) região para $da/dN \approx 10^{-5}$ mm/ciclos - estrias finas de fadiga;
 b) região para $da/dN \approx 10^{-4}$ mm/ciclos - estrias grosseiras de fadiga;
 c) região para $da/dN \approx 10^{-3}$ mm/ciclos - alvéolos.

Na Figura 6 a evolução da propagação de trinca por fadiga destaca o corpo de prova revenido à 650 °C. Na Figura 6(a) identifica-se estrias de fadiga finas, progredindo para estrias grosseiras, Figura 6(b), e em seguida evoluindo para uma fratura dúctil caracterizada por um grande número de alvéolos, Figura 6(c).

As Figuras 7, 8 e 9 mostram a evolução da trinca com a força motriz, a sequência continua sendo formada por estrias finas de fadiga seguida por estrias grosseiras até a fratura final do corpo de prova.

Figura 7. Evolução da trinca no aço temperado.

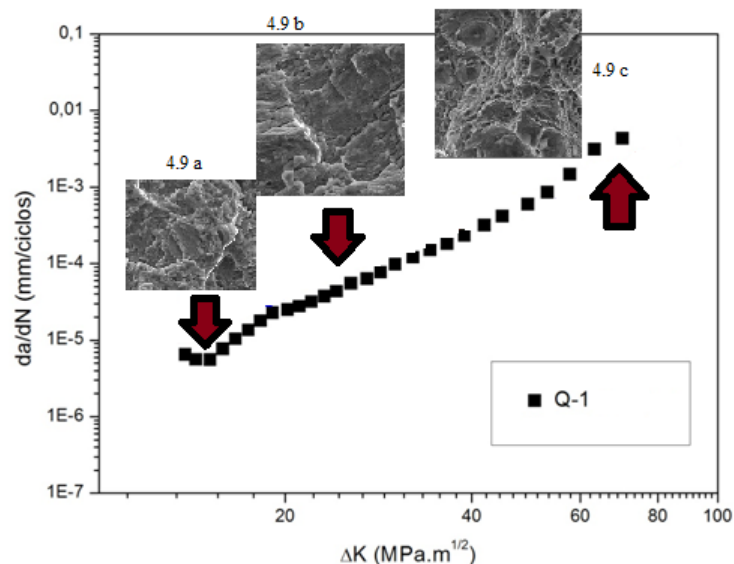


Figura 8. Evolução da trinca no aço revenido à 550 °C.

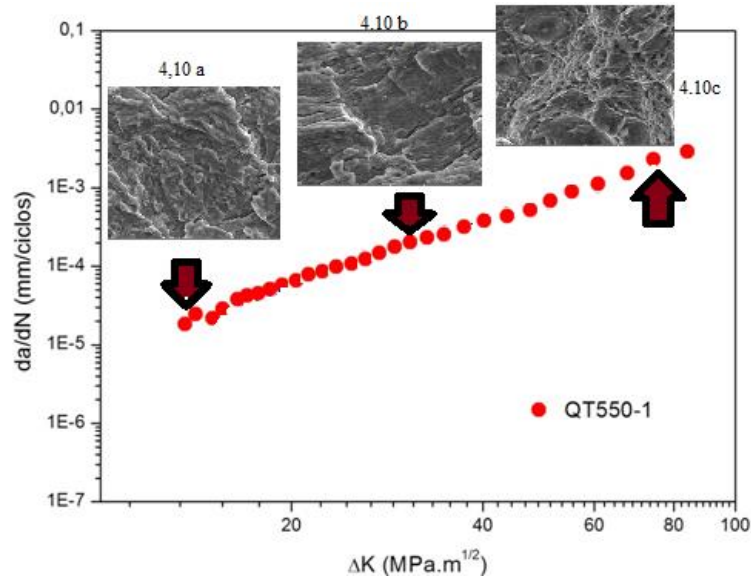
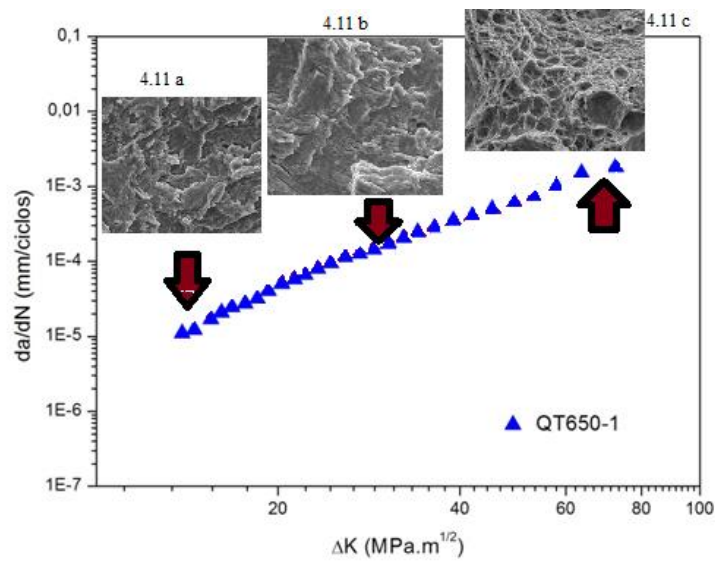
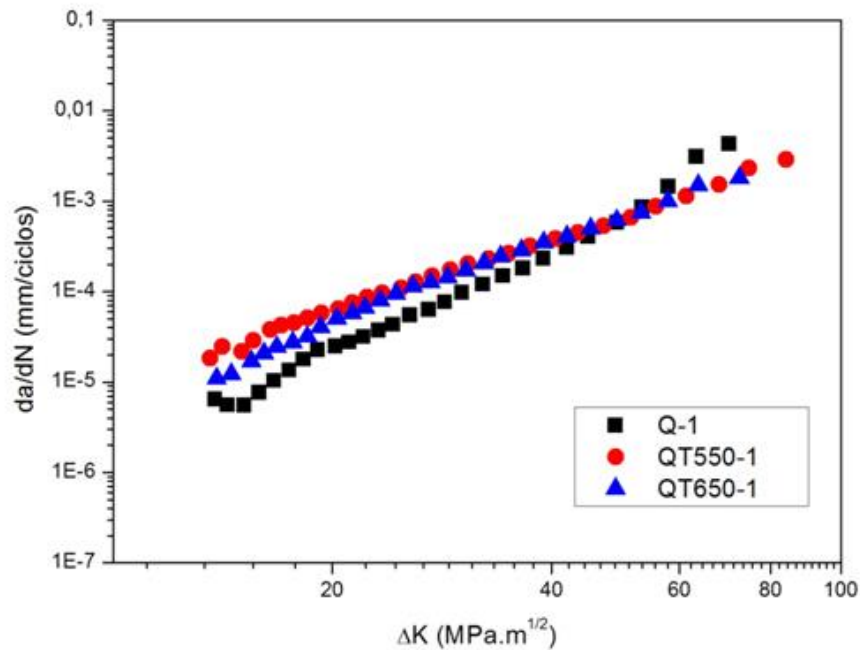


Figura 9. Evolução da trinca no aço revenido à 650 °C.



A Figura 10 mostra a plotagem das curvas de propagação da trinca para as três amostras analisadas. Pode-se inferir a partir da análise fractográfica que o mecanismo de propagação de trincas por fadiga não sofreu grandes alterações com o tipo de microestrutura presente nas amostras após realização dos tratamentos térmicos.

Figura 10. Curvas do ensaio de fadiga para o aço API na condição temperado (Q-1), aço temperado e revenido à 550 °C (QT550-1) e temperado e revenido à 650 °C (QT650-1).



4 CONCLUSÕES

Nos corpos de prova submetidos a têmpera e revenimento o tipo de fratura é dúctil, enquanto na amostra temperada verificou-se uma mistura de fratura dúctil e frágil.

O mecanismo de propagação de trincas por fadiga não foi alterado significativamente com a realização dos tratamentos térmicos de têmpera e têmpera e revenimento.

A dureza e o limite de escoamento foram reduzidos com o tratamento térmico de revenimento, a redução foi maior na amostra revenida na maior temperatura de tratamento, 650 °C.

5 REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 647**: standard test method for measurement of fatigue crack growth rates, 2008.

CÂNDIDO, L. C.; GODEFROID, L. B.; MORAIS, W. A. **Análise de falhas**, São Paulo, 2013.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7. Ed: São Paulo, 2008.

DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**, 2. ed. Rio de Janeiro, 1981.

FORMIGA, L. A. S. **Influência da temperatura de revenimento na tenacidade à fratura de um aço API-5L-X42**. Monografia (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2013.

HERTZBERG, R. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 3. Ed: John Wiley & Sons. New York, NY, 1989.

TOFFOLO, R. B.; GODEFROID, L. B.; CÂNDIDO, L. C.; BARBOSA, L. H. S. **Microestrutura e propriedades mecânicas de dois aços do tipo API para emprego em minerodutos**. In: CBECIMAT - 2012, 2012, Joinville. Anais do CBCIMAT-2012. São Paulo: Metallum, 2012.

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. 2/4, p. 689 - 697, 1996.