

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE AUSTÊMPERA NAS PROPRIEDADES À FADIGA DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI) ¹

José Felipe Dias²

Denilson José do Carmo³

Gabriel de Oliveira Ribeiro⁴

Resumo

Investigou-se a influência do tempo de austêmpera nas fases de nucleação e de propagação de trinca por fadiga em ferro fundido nodular austemperado (ADI) através de ensaios por flexão rotativa e propagação de trinca por fadiga. Dois lotes de corpos-de-prova, extraídos de blocos Y fundidos e produzidos em condições industriais, foram austenitizados a 900°C por 1,5 h, e austemperados a 360°C por tempos distintos com o objetivo de produzir austenita com dois teores de carbono. O primeiro lote foi austemperado por 1,5 h e o segundo por 0,6 h. Os materiais foram caracterizados e analisados através de microscopia ótica e eletrônica, difração de raios-X e ensaios mecânicos. A vida à fadiga do material austemperado por 0,6 h, foi 53% maior que a vida do material austemperado por 1,5 h, determinada por flexão rotativa à amplitude de tensão de 495 MPa. Os materiais apresentaram taxas similares de propagação de trinca por fadiga, na região de validade da Lei de Paris. Concluiu-se que a redução do tempo de austêmpera de 1,5 para 0,6 h não diminuiu as propriedades mecânicas e nem a taxa de propagação de trinca e ainda aumentou em 57% o tempo necessário para a nucleação de trincas por fadiga.

Palavras-chave: Ferro fundido; Ferro fundido nodular austemperado; Fadiga; Propagação de trinca por fadiga.

INFLUENCE OF AUSTEMPERING TIME ON THE FATIGUE PROPERTIES OF AUSTEMPERED DUCTILE IRON

Abstract

This work deals with the influence of austempering time on the phases of fatigue cracking nucleation and propagation in Austempered Ductile Iron (ADI) by means of rotating bending fatigue and cracking fatigue tests. Two sets of samples have been extracted from ADI castings Y blocks produced in industrial conditions. The material had been treated at 900°C for 1,5 hour, and austempered at 360°C during two distinct periods of time in order to produce austenite with distinct carbon contents. The first set has been austempered for 1,5 hour and the second during 0,6 hour. The material characterization has been accomplished by means of optical and scanning electron microscopy, X-ray diffraction and mechanical tests. The fatigue life of the material austempered for 0,6 hour, determined by rotating bending fatigue test at a stress amplitude of 495 MPa, has been shown 53% greater than the fatigue life of the material austempered for 1,5 h. Both materials presented similar rates of crack propagation in the range of Paris Law validity. The final conclusion is that the reduction of the austempering time did not affect the mechanical properties and the propagation cracking rates. In the other side, the time for fatigue cracking nucleation of the material austempered for 0,6 hour has increased in 57% in comparison with the other material.

Key words: Cast iron; Austempered ductile iron; Fatigue; Fatigue crack growth.

¹ *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *Professor, Doutor, Engenheiro Industrial Mecânico, Universidade de Itaúna, Faculdade de Engenharia.*

³ *Professor, Mestre, Engenheiro Industrial Mecânico, Universidade de Itaúna, Faculdade de Engenharia, Instrutor de Formação Profissional, SENAI/CETEF, (Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial/Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi), Doutorando, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Minas - UFMG.*

⁴ *Professor Titular, Doutor, Engenheiro Civil, Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia de Estruturas.*

1 INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado, ADI, é uma moderna geração de ferro fundido nodular tratado termicamente pelo processo de austêmpera. Apresenta uma extensa aplicação industrial devido à combinação de elevada resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e resistência ao desgaste, associadas a um baixo custo, quando comparado com ferros fundidos convencionais, aços forjados e até ligas de alumínio. As suas propriedades mecânicas são resultantes da qualidade da peça fundida, do controle da composição química e de um tratamento térmico cuidadoso.⁽¹⁾

As informações disponíveis sobre propriedades à fadiga do ADI e correlação com a microestrutura são escassas e o aumento da utilização do ADI em elementos de máquinas e estruturais sujeitos à fadiga, dependem da disponibilidade e confiabilidade de tais informações.⁽²⁻⁶⁾

As propriedades à fadiga do ADI são fortemente influenciadas pela microestrutura que por sua vez depende do tratamento térmico. Este por sua vez é determinante na quantidade, no tamanho e na distribuição das fases presentes e também no custo final do produto. Lin et al.⁽⁶⁾ investigaram a influência da microestrutura nas propriedades à fadiga de alto ciclo de diversos tipos de ferros fundidos austemperados, destacando a influência da quantidade e morfologia da grafita e da quantidade de austenita retida. Estudos sobre a influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga, em ADI submetidos a tratamentos superficiais, mostram o aumento acentuado do limite de fadiga para temperaturas de austêmpera acima de 315°C. Valores máximos para a resistência à fadiga, determinada por flexão rotativa, são obtidos para temperaturas de austêmpera em torno de 360°C. Sabe-se que a estabilidade mecânica da austenita presente no ADI depende basicamente do teor de carbono e do nível de tensão ou deformação. Considerando que a austenita no ADI se apresenta com diferentes teores de carbono, é possível que a mesma possa transformar-se em martensita, quando sujeita a deformação elevada provocada por tratamentos superficiais ou usinagem.^(7,8) A transformação de fase ocorrida nestas regiões é acompanhada por deformação plástica, atuando benéficamente sobre a etapa de iniciação de trincas. Segundo Kovacs,⁽⁹⁾ se após o ciclo de austenitização, trecho *BC* da Figura 1, o resfriamento for suficientemente rápido, a nucleação da ferrita acicular acontece em *E* e a transformação total da matriz ocorre entre *E* e *T*. Se a reação de austêmpera for encerrada no ponto *T*, o carbono na austenita atinge 1,2% a 1,6%, tornando a austenita apenas metaestável. A austenita pode persistir à temperatura ambiente, mas não está necessariamente estabilizada. Se o material for resfriado à temperatura abaixo da ambiente, ou se for deformado, a austenita metaestável pode transformar-se em martensita.^(7,8) A presença de austenita retida ou metaestável no ADI o torna susceptível ao encruamento e à transformação de fase induzida por deformação. A transformação parcial da austenita em martensita produz, ainda, aumento local de volume, criando tensões compressivas localizadas. Estas tensões inibem a formação de trincas, o que leva a uma melhoria significativa na resistência à fadiga. Esta deformação pode ocorrer quando o material é usinado ou submetido a tratamentos de superfície. Este endurecimento prejudica a usinabilidade, mas, por outro lado, esta é facilitada no ADI pela presença de grafita, que lhe garante melhor usinabilidade em comparação aos aços de dureza similar.⁽¹⁾ Nenhuma nucleação apreciável de ferrita ocorre entre *T* e *Y*. A ferrita existente cresce proporcionando condições para aumentar o teor de carbono na austenita para valores da ordem de

1,8% a 2,2%.⁽⁹⁾ Nesta situação a austenita se tornaria estável térmica e mecanicamente.

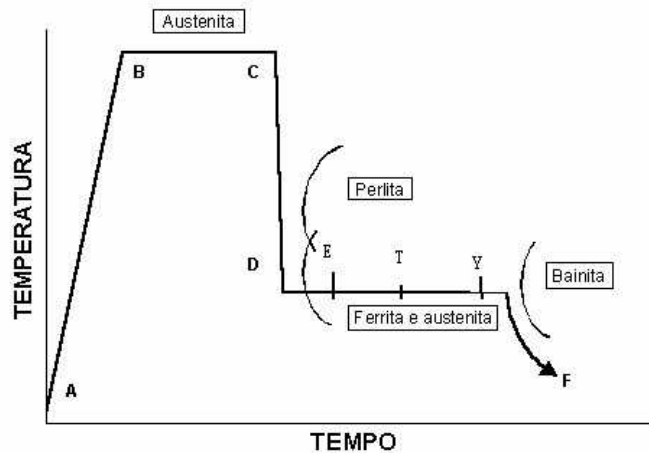


Figura 1 - Ciclo térmico de austêmpera utilizado na obtenção do ADI.⁽⁹⁾

Investiga-se neste trabalho o efeito da estabilidade da austenita no comportamento à fadiga do ADI e a possibilidade de reduzir o tempo de tratamento térmico de austêmpera sem trazer prejuízos para as propriedades à fadiga⁽⁵⁾.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O comportamento à fadiga do ADI foi estudado em corpos-de-prova extraídos de blocos Y de 13 mm de espessura, padronizados pela norma ASTM A-897, e produzidos pelo processo de fundição em areia pela Intercast S/A.⁽⁵⁾ A temperatura de austenitização e os tempos correspondentes aos pontos E e T (Figura 1), à temperatura de 360°C, foram definidos com auxílio de um dilatômetro de têmpera, modelo DT1000, marca Adhamel Lhomargy⁽⁵⁾. O tempo necessário para a reação de austêmpera alcançar o ponto T, variou de 21 minutos a 24 minutos, para três amostras ensaiadas. Para estudar a influência do tempo de austêmpera a 360°C, e conseqüentemente, o efeito da estabilidade da austenita no comportamento à fadiga, foram austemperados dois lotes com tempos diferentes. O primeiro lote, ADI-T1, foi tratado a 360°C por 1,5 h, constituindo-se em um material com austenita mais estável. O segundo lote, ADI-T2, foi tratado a 360°C por 0,6 h, produzindo um material com uma austenita menos estabilizada, portanto com maior propensão ao encruamento ou à transformação de fase induzida por deformação. No tratamento térmico do ADI, manteve-se constante o ciclo de austenitização, a 900°C x 1,5 h. Nos dois ciclos térmicos, simulados em dilatômetro, não se observou transformação martensítica no resfriamento, até a temperatura ambiente.

Os materiais foram caracterizados através de análise química, microscopia ótica e eletrônica, ensaios de tração, dureza e impacto. A proporção das fases presentes na matriz metálica, o teor de carbono da austenita e o tamanho da célula ferrítica foram determinados por difração de raios-X. O tamanho médio da célula ferrítica, d , foi estimado utilizando a fórmula de Scherrer, seguindo o procedimento recomendado por Putatunda.⁽¹⁰⁾

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados em corpo-de-prova sem entalhe com 6,35 milímetros de diâmetro, em uma máquina de ensaio do tipo viga engastada, marca Fatigue Dynamics, modelo RBF-200. Todos os ensaios foram

realizados a uma frequência de 100 Hz, com tensão média nula e razão entre tensões $R = -1$.⁽⁵⁾

A pré-trinca e os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram executados de acordo com a ASTM E-647. Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados à temperatura ambiente, utilizando uma máquina servo-hidráulica de 250 kN, marca Instron, modelo 8802 do Laboratório de Ensaios do Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN). Os testes foram realizados a uma frequência de 15 Hz e a uma razão $R = 0,3$. Utilizou-se corpo-de-prova tipo compacto de tração (CT) padronizado pela norma ASTM E-647, com espessura b igual a 12 milímetros e comprimento w igual a 48 milímetros.⁽⁵⁾

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A composição química do material é apresentada na Tabela 1. Os elementos Cu e Ni foram adicionados para proporcionar a austemperabilidade necessária. As microestruturas obtidas nos dois ciclos térmicos são apresentadas na Figura 2. O material apresentou, em média, 162 nódulos de grafita por milímetro quadrado e uma nodularidade de 96%. A matriz de ambos os materiais é constituída de ferrita acicular e austenita de alto carbono, denominada por ausferrita (Figura 2).

Tabela 1 - Composição química do material (porcentagem em peso).

C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Mg
3,744	2,792	0,205	0,014	0,043	0,597	0,606	0,042

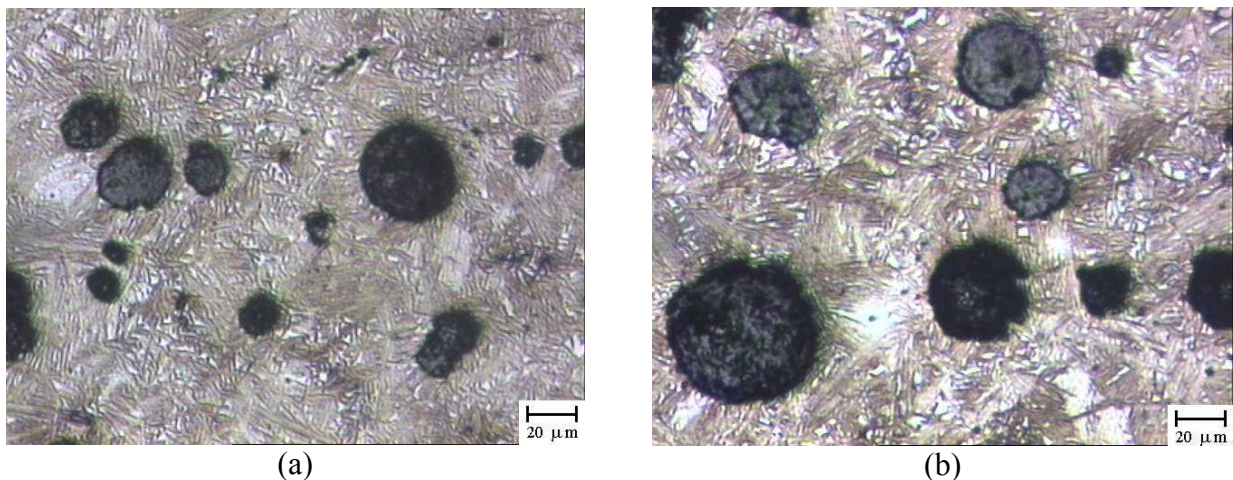


Figura 2 - Microestrutura do material após tratamento térmico de austêmpera:

(a) 360°C por 1,5 horas (ADI – T1); (b) 360°C por 0,6 horas (ADI – T2). Reativo: Nital 2%.

A proporção das fases presentes na matriz metálica, o teor de carbono da austenita e o tamanho médio da célula ferrítica são apresentados na Tabela 2. Os materiais apresentaram valores praticamente iguais para os vários parâmetros, com exceção do teor de carbono do material ADI-T2 que foi menor que o do ADI-T1, mas ambos dentro dos valores previstos por Kovacs.⁽⁹⁾

Tabela 2 - Proporção de constituintes da matriz metálica, teor de carbono na austenita e tamanho da célula ferrítica após tratamento térmico de austêmpera

Item	Material	
	ADI-T1	ADI-T2
Volume médio de ferrita, α (%)	65,8	63,1
Tamanho médio da célula ferrítica, d (nm)	18,84	18,06
Volume médio de austenita, X_γ (%)	34,2	36,9
Teor médio de carbono na austenita, C_γ (%)	2,04	1,67
Teor de carbono na austenita, C_γ (%), segundo Kovacs (9)	1,8 a 2,2	1,2 a 1,6%
Produto, $X_\gamma \cdot C_\gamma$ (%)	0,64	0,62

Os valores médios de dureza, resistência ao impacto e ensaio de tração dos corpos-de-prova são apresentados na Tabela 3. As propriedades mecânicas do ADI são fortemente influenciadas pelo tamanho médio da célula ferrítica, d , e pelo produto entre o volume de austenita e o teor de carbono, $X_\gamma \cdot C_\gamma$.^(10,11) Os valores obtidos para a célula ferrítica estão dentro da faixa obtida por Putatunta⁽¹⁰⁾ para as temperaturas de austêmpera utilizadas. Observa-se que os valores dos parâmetros d e $X_\gamma \cdot C_\gamma$ dos materiais ADI-T1 e ADI-T2 foram muito próximos, confirmando o que o exame da microestrutura e os resultados das propriedades mecânicas indicaram. Conclui-se então que foram produzidos dois materiais, ADI-T1 e ADI-T2, com microestrutura bastante semelhante tendo como diferença básica o teor de carbono da austenita, como planejado no procedimento experimental.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas dos materiais após tratamento térmico de austêmpera

Propriedade	Valores médios	
	ADI-T1	ADI-T2
Limite de resistência à tração (MPa)	1115,1	1134,5
Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	871,6	854,4
Alongamento A (%)	14,0	12,5
Módulo de elasticidade (GPa)	155,4	153,2
Dureza Rockwell C (HRC)	28,0	28,9
Resistência ao impacto – Charpy (J)	103,8	97,8

Os valores de da/dN foram determinados pelo método da secante, sendo um dos três métodos recomendados pela norma ASTM E 647. As curvas da/dN versus ΔK , obtidas para os três corpos-de-prova de cada material são apresentadas na Figura 3. Segundo Ashok e Muhlstein⁽¹²⁾ a dispersão dos dados é devida ao método utilizado no cálculo de da/dN . No entanto, novos ensaios estão sendo realizados, no sentido de se diminuir a dispersão de resultados, assim como para caracterizar a região do limiar de propagação de trinca. Observaram-se, em todos os materiais ensaiados, as regiões de propagação II e III. A região II é caracterizada por uma relação linear entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$ e a região III pelo estágio final da propagação da trinca, quando K_{max} aproxima-se de K_{Ic} do material.

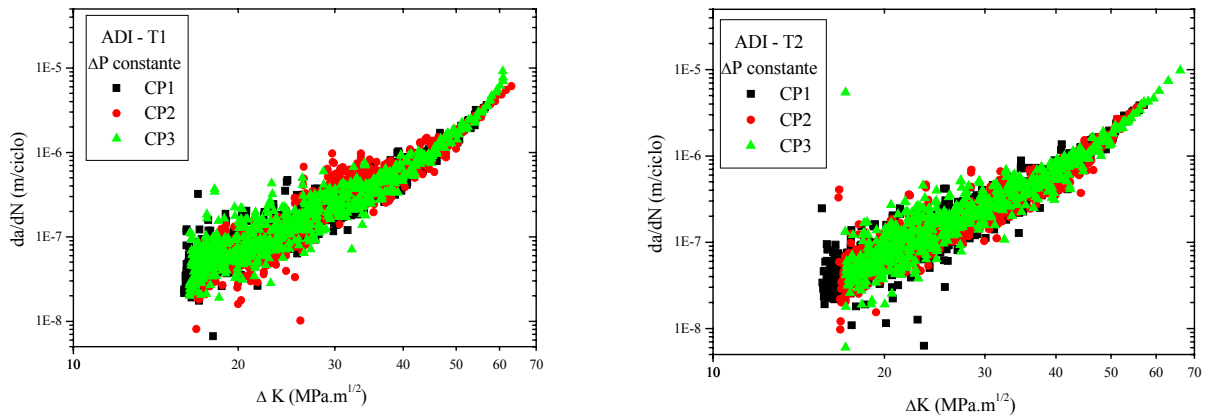


Figura 3 - Curvas de propagação de trinca por fadiga. $\Delta P_{cte.} = 5,4 \text{ kN}$, $R = 0,3$.

Utilizou-se a equação de Paris e Erdogan para prever a taxa de crescimento de trinca na região II do ADI,⁽²⁾ apresentada na forma logarítmica pela equação 1:

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = \log(C) + m \cdot \log(\Delta K) \quad (1)$$

onde da/dN é a taxa de propagação da trinca; ΔK é o fator cíclico de intensidade de tensão em $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ e C e m são constantes do material. Os valores de C e m , foram obtidos através de um modelo de regressão entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$ cujos resultados são apresentados na Tabela 4. A Figura 4 evidencia que as taxas de propagação de trinca dos dois materiais são praticamente iguais. Os dados obtidos estão dentro da faixa de taxas de propagação do ADI, observadas por Greno et al. (2) para temperaturas de austêmpera entre 260°C e 360°C .

Tabela 4 - Estatística de regressão e valores obtidos para os coeficientes C e os expoentes m da lei de Paris, com intervalo de 95% de confiança.

Material	Coeficiente C	Expoente m	Estatística de regressão	
			R^2 ajustado	Nº de dados
ADI – T1	3,8582 E-12	3,2311	0,873	2138
ADI – T2	4,4503 E-12	3,2730	0,841	2136

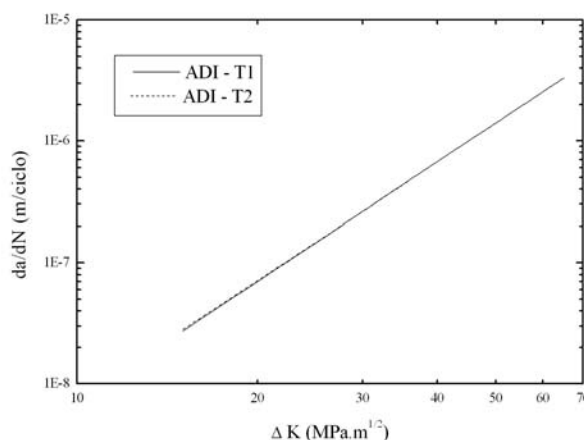
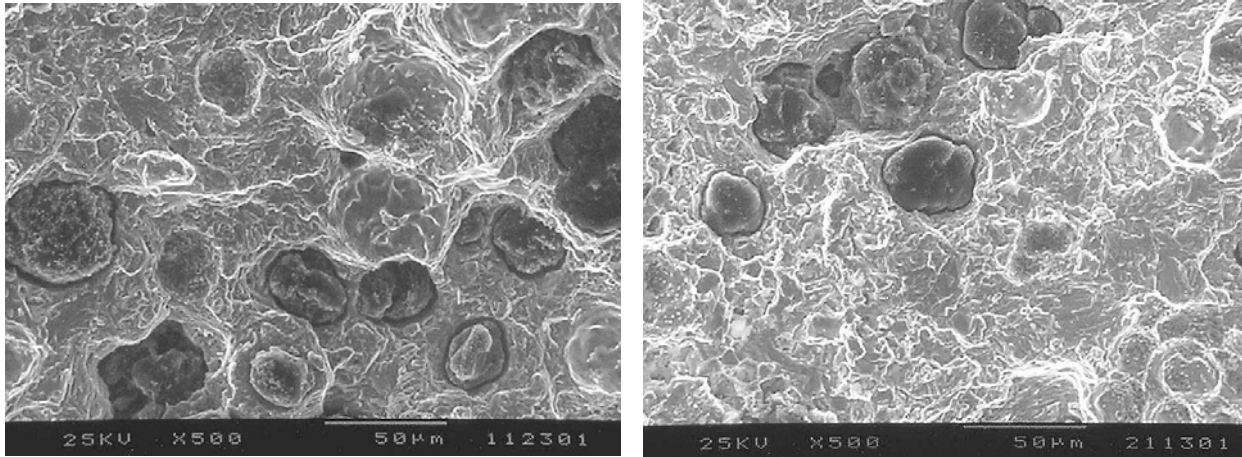


Figura 4 – Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga entre os dois materiais, utilizando a Lei de Paris. $\Delta P_{cte.} = 5,4 \text{ kN}$, $R = 0,3$.

As Figuras 5a e 5b apresentam as microfractografias da região de propagação estável da trinca, regida pela lei de Paris. Nos dois lotes e ao longo de toda a superfície da trinca por fadiga, observaram-se estriações e planos de clivagem, caracterizando o mecanismo de fratura denominado por “quase-clivagem” (*quasi-cleavage*) proposto para o ADI. ^(2,11)



a) ADI-T1, MEV, 500x

b) ADI-T2, MEV, 500x

Figura 5 - Microfractografias da superfície de fratura da região de propagação estável da trinca por fadiga

Os resultados de fadiga por flexão rotativa com amplitudes constantes de 495 MPa e 585 MPa são apresentados na Tabela 5, onde utilizou-se a distribuição de Weibull, apesar do pequeno número de amostras. Verificou-se, utilizando-se o teste *t* com nível de significância de 5%, que a vida à fadiga do ADI-T2 a 495 MPa foi 53% mais elevada em comparação à do material ADI-T1. Pelos dados obtidos não foi possível verificar a equivalência de vida média à fadiga dos dois materiais, ensaiados com amplitude de tensão de 585 MPa.

Tabela 5 - Estatística descritiva dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa, utilizando a distribuição de Weibull

Amplitude de tensão	Parâmetros	ADI-T1	ADI-T2
495 MPa	Média (ciclos)	136 065,8	208 661,7
	Variância (ciclos ²)	43 343,8	60 894,8
	N° de dados	8	8
585 MPa	Média (ciclos)	48 033,5	56 342,9
	Variância (ciclos ²)	3 631,1	11 236,7
	N° de dados	8	8

Como a diferença básica no processo de obtenção para o ADI-T1 e o ADI-T2 é o tempo de austêmpera, este pode ter levado à diminuição da estabilidade da austenita do material ADI-T2 devido ao menor teor de carbono, proporcionando maior susceptibilidade à deformação e ou transformação de fase, causando um aumento na vida à fadiga. Os resultados confirmam a afirmativa de Lin et al.⁽⁶⁾ a respeito do benefício das tensões residuais sobre a resistência à fadiga de alto ciclo. Estas tensões são provocadas pela deformação da austenita e pela transformação para martensita, quando as condições são adequadas para sua ocorrência.

Abordagens que utilizam conjuntamente resultados dos ensaios de propagação de trinca e ensaios de fadiga por alto ciclo possibilitam estimar o número de ciclos da

fase de iniciação da trinca por fadiga. Citam-se, por exemplo, os métodos propostos por Branco⁽¹³⁾ e recentemente por Pugno et al.⁽¹⁴⁾ O método proposto por Branco⁽¹³⁾ consiste basicamente em traçar num mesmo gráfico a curva S-N total, obtida através de ensaio de fadiga por flexão rotativa, e a curva S-N de propagação, obtida a partir da integração da equação de Paris e Ergodam, Equação 1, e escrita sob a forma da equação de Basquim:

$$S_a^m N = \text{Constante} = \frac{1}{C} \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{(Y\sqrt{\pi \cdot a})^m} \quad (2)$$

onde S_a denota a amplitude de tensão e N o número de ciclos. O segundo membro da Equação 2 terá de ser constante, o que significa que o fator geométrico Y , a_i e a_f serão constantes. Portanto, para cada geometria, comprimento inicial de trinca, a_i , e comprimento crítico, a_f , haverá uma curva S-N de propagação, cuja inclinação pode ser calculada através do expoente m da lei de Paris. Dois problemas surgem na aplicação deste método: o primeiro está na definição do número de ciclos referentes à iniciação da trinca e o segundo é a viabilidade da aplicação da mecânica da fratura às microtrincas que surgem no fim da fase de iniciação.⁽¹³⁾

A Figura 6 mostra as curvas S-N total e de propagação, obtida através do método proposto por Branco.⁽¹³⁾ Considerou-se que o ponto de interseção das curvas S-N total e de propagação ocorreu para $N = 1\ 000$ ciclos e $S_a = 90\%$ do limite de resistência à tração. Observa-se que a fase de iniciação da trinca corresponde a mais de 90% da vida do corpo-de-prova. Para o ADI-T2 este valor chega a 95% à amplitude de tensão de 495 MPa.

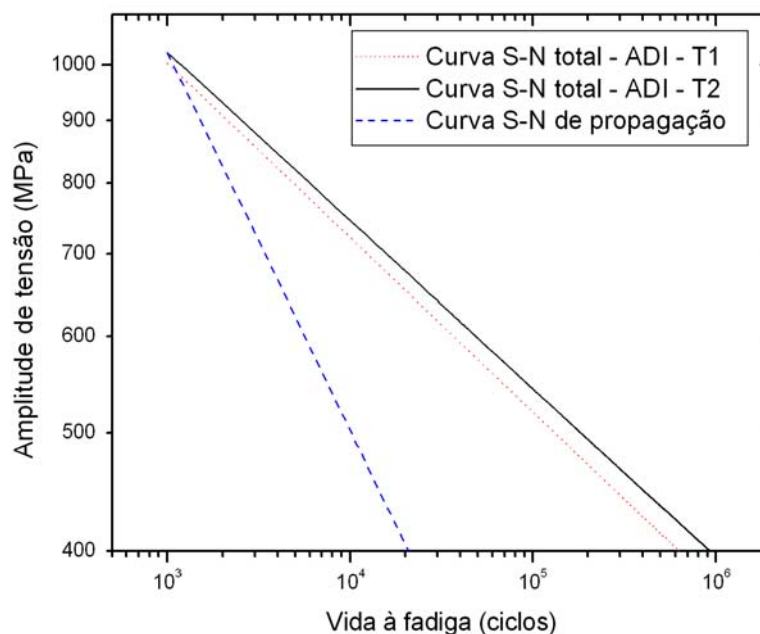


Figura 6 - Representação gráfica das curvas S-N total e S-N de propagação de trinca por fadiga dos materiais ADI-1 e ADI-T2

Os resultados mostrados na Figura 6 evidenciam que o tempo necessário para completar a fase de iniciação de trinca de fadiga do material ADI-T2, foi superior ao do ADI-T1. Para a amplitude de tensão de 495 MPa a diferença chegou a 57%.

Os resultados obtidos para a fadiga de alto ciclo para os dois níveis de tensão ensaiados indicam que a influência da estabilidade da austenita, determinada pelo teor de carbono, é preponderante na fase de iniciação da trinca, entretanto não se mostrou significativa na fase de propagação. Pois os ensaios de propagação de trinca revelaram que as diferenças nas taxas de propagação foram praticamente inexistentes enquanto nos ensaios de fadiga por flexão rotativa a diferença chegou a 53%, como já comentado anteriormente.

4 CONCLUSÕES

Os ensaios e análises permitem afirmar que a redução do tempo de austêmpera do ADI a 360°C de 1,5 h para 0,6 h, produziu um material com uma austenita menos estável proporcionando maior resistência à iniciação de trincas por fadiga; por outro lado, não causou nenhuma alteração significativa na taxa de propagação de trinca por fadiga. Os resultados mostram ainda que a influência da estabilidade da austenita, determinada pelo teor de carbono, é preponderante na fase de iniciação da trinca, não tendo, aparentemente, influenciado a fase de propagação. Concluiu-se que a redução do tempo de austêmpera de 1,5 para 0,6 h não diminuiu as propriedades mecânicas e nem a taxa de propagação de trinca, tendo elevado em 50% o tempo necessário para a nucleação de trincas por fadiga em corpos-de-prova sem entalhe. Este ganho de tempo e o aumento da vida à fadiga poderão ter importantes aplicações tecnológicas, principalmente em peças com concentradores de tensão, tais como entalhes ou raios de concordância.

Agradecimentos

À INTERCAST S/A, ao CDTN e ao Laboratório de Raios-X do DEMET-UFMG pelo apoio e colaboração no procedimento experimental, à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG) e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio financeiro.

REFERÊNCIAS

- 1 CARMO, D. J.; DIAS, J.F. Ferro fundido nodular austemperado – ADI. Belo Horizonte: Senai-DR.MG, 2001. 110 p.
- 2 GRENO, G. L.; OTEGUI, J.L.; BOERI, R. E. Mechanisms of fatigue crack growth in austempered ductile iron. *International Journal of Fatigue*, v.21, p.34-43, 1999.
- 3 JAMES, M. N.; WENFONG, L. Fatigue crack growth in austempered ductile and grey cast irons – stress ratio effects in air and mine water. *Materials Science & Engineering A*, v. 265, p.129-139, 1999.
- 4 KEOUGH, J.R. ADI developments in North America-Revisited 2002. In: WORD CONFERENCE ON ADI, 2002.
- 5 DIAS J.F. Estudo do comportamento à fadiga em ferro fundido nodular austemperado (ADI) sujeito a carregamentos de amplitude variável. 2006. 204 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Estruturas) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.
- 6 LIN, C.K.; LAI, P.K.; SHIH, T.S. Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – I. High-cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, v.18 (5), p. 297-306, 1996.

- 7 ZIMBA, J; SIMBI, D.J.; NAVARA, E. Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components. *Cement & Concrete Composites*. v. 25, p. 643-694, 2003.
- 8 GARIN, J. L.; MANNHEIM, R.L. (2003). Strain-induced martensite in ADI alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 143-144, p. 347-351, Dec., 2003.
- 9 KOVACS, B.V. On the terminology and structure of ADI. *AFS Transactions*, v. 102, p. 417-420, 1986.
- 10 PUTATUNDA, K. S. Development of austempered ductile iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. *Materials Science & Engineering A*, v. 315, p.70-80, 2001.
- 11 YANG, J.; PUTATUNDA, S.K. Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by novel two-step austempering process. *Materials Science & Engineering A*. v. 393, p. 254-268, 2005.
- 12 ASHOK, S.; MUHLSTEIN, C.L. Fatigue crack growth testing. In: *ASM handbook. Mechanical testing and evaluation*. Materials Park: ASM International, 2000, v.8, p. 740-767.
- 13 BRANCO, C. A. G. de Moura. *Mecânica dos Materiais*. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1985. 1098 p.
- 14 PUGNO N.; CORNETTI P.; CARPINTERI A.. New unified laws in fatigue: From the Wöhler's to the Paris' regime. *Engineering Fracture Mechanics*. v. 74, p. 595–601, 2007.