



# CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS MICROESTRUTURAIS DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI) COM SUAS PROPRIEDADES À FADIGA UTILIZANDO UMA ABORDAGEM BASEADA NA MECÂNICA DE FRATURA<sup>1</sup>

José Felipe Dias<sup>2</sup>  
Vinícius Rizzuti Fonseca<sup>3</sup>  
Gabriel de Oliveira Ribeiro<sup>4</sup>  
Leonardo Barbosa Godefroid<sup>5</sup>

## Resumo

Investiga-se a influência da temperatura e do tempo de austêmpera nas propriedades à fadiga do ferro fundido nodular austemperado (ADI) através de ensaios de tenacidade à fratura, limiar  $\Delta K_{th}$  e taxa de propagação de trinca por fadiga. Avalia-se a correlação de parâmetros microestruturais do ADI com propriedades mecânicas, tenacidade à fratura e limiar  $\Delta K_{th}$ . Três lotes de corpos-de-prova, extraídos de blocos Y, fundidos em condições industriais, foram austenitizados a 900°C por 1,5 h, e austemperados da seguinte maneira: o primeiro a 300°C por 2 h, o segundo a 360°C por 1,5 h, e o terceiro, a 360°C por 0,6 h, com o objetivo de produzir microestruturas contendo austenita com dois teores de carbono e com duas dimensões de célula ferrítica. Os materiais foram caracterizados e analisados através de microscopia ótica e eletrônica, difração de raios-X e ensaios mecânicos. Os materiais apresentaram taxas similares de propagação de trinca por fadiga, tenacidade à fratura variando de 94 a de 128 MPa.m<sup>1/2</sup> e  $\Delta K_{th}$  no intervalo de 5,7 a 6,4 MPa.m<sup>1/2</sup>. Confirmou-se a influência dos seguintes parâmetros microestruturais nas propriedades mecânicas, tenacidade à fratura e limiar  $\Delta K_{th}$  do ADI: (a) fração volumétrica de austenita; (b) teor de carbono na austenita; tamanho da célula ferrítica e teor total de carbono na matriz. Verificou-se a existência de correlação do teor total de carbono na matriz e da célula ferrítica com a resistência ao impacto, com a tenacidade à fratura e com o limiar  $\Delta K_{th}$ .

**Palavras-chave:** Ferro fundido nodular austemperado; Mecânica de fratura Propagação de trinca por fadiga; Fator cíclico limiar de intensidade de tensão.

## CORRELATION OF NODULAR AUSTEMPERED DUCTILE IRON (ADI) MICROSTRUCTURAL PARAMETERS AND FATIGUE PROPERTIES USING AN APPROACH BASED ON FRACTURE MECHANICS

### Abstract

An investigation has been accomplished to check the effect of temperature and austempering time on austempered ductile iron (ADI) properties by means of fracture toughness ( $K_C$ ) and fatigue threshold ( $\Delta K_{th}$ ) tests. The correlation of ADI microstructural parameters and ADI two mechanical parameters:  $K_C$  and  $\Delta K_{th}$ , is evaluated. Three sets of samples have been extracted from ADI casting Y blocks produced in industrial conditions and austenitized at 900°C for 1.5 hour. The austempering process has been performed in the following ways: the first set was austenitized at 300°C for 4 hours, the second set at 360°C for 1.5 hour and the third at 360°C for 0.6 hour. These distinct austempering processes have been adopted in order to obtain distinct microstructures containing austenite with two different carbon rates and two ferritic cell sizes. The materials have been characterized by means of optical and electronic microscopy, X-ray diffraction and mechanical tests. All materials have presented equivalent fatigue crack propagation rates, fracture toughness in the range between 94 and 128 MPa.m<sup>1/2</sup> and  $\Delta K_{th}$  in the range between 5,7 and 6,4 MPa.m<sup>1/2</sup>. The experimental results have confirmed the effect of microstructural properties (austenitic volumetric rate, austenitic carbon rate, ferritic cell size, total matrix carbon content) on fracture toughness ( $K_C$ ) and fatigue threshold ( $\Delta K_{th}$ ). Further, it was found that following parameters: fracture toughness ( $K_C$ ), fatigue threshold ( $\Delta K_{th}$ ) and impact strength are correlated with the total matrix carbon content and ferritic cell size.

**Key words:** Austempered ductile iron; Fracture mechanics; Fatigue crack growth; Fatigue threshold stress intensity range.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Professor, Doutor, Engenheiro Ind. Mecânico, Universidade de Itaúna, Faculdade de Engenharia.

<sup>3</sup> Graduado em Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal de Ouro Preto, Escola de Minas.

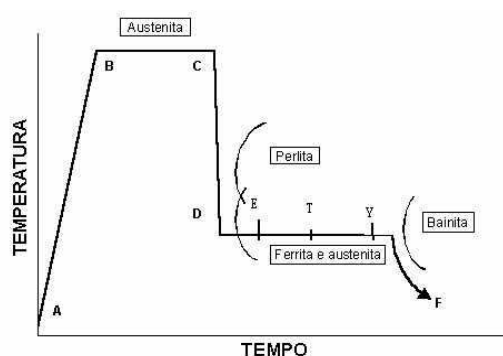
<sup>4</sup> Professor Titular, Doutor, Engenheiro Civil, Univ. Federal de Minas Gerais, Depto. Eng. de Estruturas.

<sup>5</sup> Professor Associado. Doutor, Engenheiro Metalurgista, REDEMAT - Universidade Federal de Ouro Preto.

## 1 INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) surgiu como uma excelente opção como material de engenharia 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 e aços forjados.<sup>(1)</sup> No entanto, 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.<sup>(2-5)</sup>

O tratamento térmico para obtenção do ADI é realizado através dos ciclos de austenitização e austêmpera, como indicado na Figura 1. Inicialmente a peça é aquecida, usualmente, entre 825°C e 950°C (A-B), permanecendo nesta temperatura por um intervalo de 1 a 3 horas. Durante este tempo a matriz metálica transforma-se totalmente em austenita saturada de carbono, denotada por  $\gamma_{\text{Alto C}}$ . Em seguida a peça é resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera desejada (C-D) e permanece a esta temperatura, num intervalo que varia entre 230°C e 400°C, por um tempo de 0,5 hora a 4 horas (D-Y). Finalmente, a peça é resfriada até a temperatura ambiente (Y-F), antes do início da reação bainítica; resultando na microestrutura composta de ferrita acicular, denotada por  $\alpha$ , e austenita estabilizada devido ao alto teor de carbono, denotada por  $\gamma_{\text{Alto C}}$ . A reação, acima descrita, pode ser representada da seguinte forma:



**Figura 1** - Ciclo térmico de austêmpera utilizado na obtenção do ADI.<sup>(5)</sup>

A estabilidade mecânica da austenita presente no ADI depende basicamente do teor de carbono e do nível de tensão ou deformação. Sendo possível que a mesma possa transformar-se em martensita, quando sujeita a deformação elevada provocada por tratamentos superficiais ou usinagem.<sup>(6,7)</sup> A transformação de fase ocorrida nestas regiões é acompanhada por deformação plástica, atuando benéficamente sobre a etapa de iniciação de trincas, como mostrou Dias.<sup>(5)</sup>

Segundo Kovacs,<sup>(8)</sup> se após o ciclo de austenitização, trecho BC da Figura 1, o resfriamento for suficientemente rápido, a nucleação da ferrita acicular acontece em E (Figura 1) 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.<sup>(6,7)</sup> 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 como mostrado por Dias.<sup>(5)</sup> 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%.<sup>(8)</sup> Nesta situação a austenita se tornar estável térmica e mecanicamente.

Putatunda e Gadicherla,<sup>(9)</sup> Putatunda<sup>(10)</sup> e Rao e Putatunda<sup>(11)</sup> mostram que a tenacidade à fratura do ADI depende do volume de austenita na matriz e do teor de carbono na austenita, controlados durante o tratamento térmico. A tenacidade à fratura do ADI fica no intervalo de  $45 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  a  $110 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , os valores máximos são obtidos em temperaturas próximas à  $360^\circ\text{C}$ .

Bartosiewicz *et al.*<sup>(12)</sup> investigaram a influência da microestrutura na propagação de trincas de fadiga e observaram que o limiar  $\Delta K_{th}$  (*threshold*), cresce com o aumento do volume de austenita na matriz. Yang e Putatunda<sup>(13)</sup> verificaram que para temperaturas de austêmpera entre  $315^\circ\text{C}$  a  $385^\circ\text{C}$ , os valores de  $\Delta K_{th}$  aumentam a medida que se eleva a temperatura de austêmpera, ficando no intervalo entre 4,2 e  $8,4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Yang e Putatunda<sup>(13)</sup> observaram que a taxa de propagação de trinca na região próxima ao limiar  $\Delta K_{th}$  é influenciada pelas seguintes variáveis microestruturais: (i) volume de austenita na matriz; (ii) teor de carbono na austenita; (iii) tamanho da célula ferrítica; (iv) produto entre o volume de austenita pelo teor de carbono na matriz, denominado daqui em diante por teor total de carbono na matriz. Os autores afirmam que existe uma relação aproximadamente linear entre o parâmetro  $\Delta K_{th} / (LE \cdot d^{1/2})$  e a temperatura de austêmpera:

$$\frac{\Delta K_{th}}{LE \cdot \sqrt{d}} \propto T_{austêmpera} \quad (2)$$

sendo  $LE$ , o limite de escoamento e  $d$ , a dimensão da célula ferrítica. Considerou-se, a exemplo de Dias,<sup>(5)</sup> que a dimensão  $d$  da célula ferrítica seja a espessura das subunidades que compõem o feixe ou molho de ferrita, como ilustra a Figura 2. Pois nenhuma ilustração foi encontrada nos trabalhos publicados pelos autores que introduziram o parâmetro  $d$ .

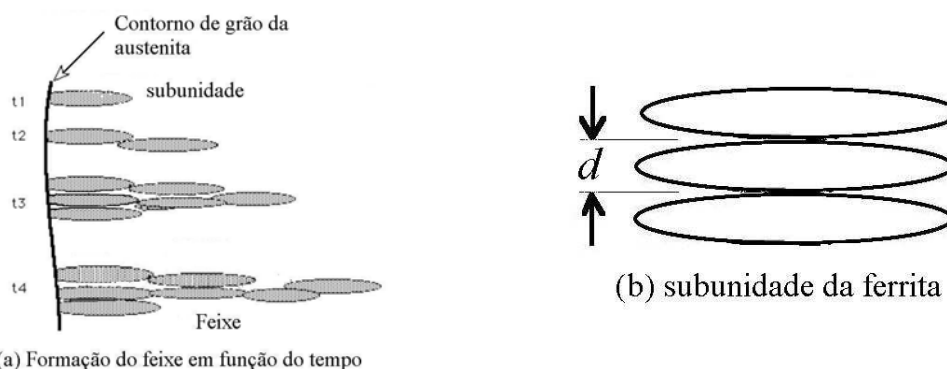


Figura 2 - Representação esquemática do início de formação da estrutura "ausferrítica" do ADI. (a) Formação do feixe de ferrita em função do tempo; (b) representação da espessura  $d$  da subunidade da ferrita.<sup>(14)</sup>

Nesse trabalho investiga-se a correlação dos parâmetros microestruturais do ADI já citados, com a tenacidade à fratura, limiar  $\Delta K_{th}$  e taxa de propagação de trinca. Avalia-se a influência da temperatura e do tempo de austêmpera na tenacidade à

fratura, limiar  $\Delta K_{th}$  e taxa de propagação de trinca. Busca-se estudar o efeito da estabilidade da austenita no comportamento à propagação de trinca por fadiga do ADI tendo como objetivo reduzir o tempo de tratamento térmico de austêmpera, completando o trabalho iniciado por Dias.<sup>(5)</sup>

## 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.<sup>(5)</sup> Três lotes de corpos-de-prova, extraídos dos blocos Y, foram austenitizados a 900°C por 1,5 h, e austemperados a 320°C por 2 h; 360°C por 1,5 h e 360°C por 0,6 h com o objetivo de produzir austenita com dois teores de carbono e com duas espessuras de ferrita acicular. 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<sup>(5)</sup>. O tempo necessário para a reação de austêmpera à 360°C alcançar o ponto T, variou de 21 a 24 minutos, para três amostras ensaiadas.<sup>(5)</sup> Nos três 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. As amostras foram analisadas em um difratômetro de raios-X, marca Philips-PANalytical, modelo PW 1710.<sup>(5)</sup> O tamanho médio da célula ferrítica,  $d$ , foi estimado através da fórmula de Scherrer, utilizando o plano (211) da ferrita, seguindo o procedimento recomendado por Putatunda,<sup>(10)</sup> assim como na determinação do teor de carbono da austenita.

Os ensaios de tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga foram realizados à temperatura ambiente, utilizando uma máquina servo-hidráulica MTS de 100 kN, com monitoramento por computador, do Laboratório do Departamento de Engenharia. Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal de Ouro Preto. Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados de acordo com a ASTM E-561-98. A pré-trinca e os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram executados de acordo com a ASTM E-647-08. Os testes foram realizados a uma frequência de 30 Hz e a uma razão  $R = 0,1$ . Nos ensaios de tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga, utilizaram-se corpos de prova tipo compacto de tração C(T), com espessura B igual a 12 milímetros e comprimento W igual a 48 milímetros. Nos ensaios de tenacidade à fratura foram ensaiados 2 corpos-de-prova por tratamento térmico e nos ensaios de propagação de trinca, um corpo-de-prova por tratamento, completando os resultados obtidos por Dias.<sup>(5)</sup>

## 3 RESULTADOS

A composição química do material é apresentada na Tabela 1. As microestruturas obtidas nos três ciclos térmicos são apresentadas na Figura 3. O material fundido apresentou, em média, 162 nódulos de grafita por milímetro quadrado e uma nodularidade de 96%. A matriz é constituída de ferrita acicular e austenita de alto carbono, denominada por ausferrita.



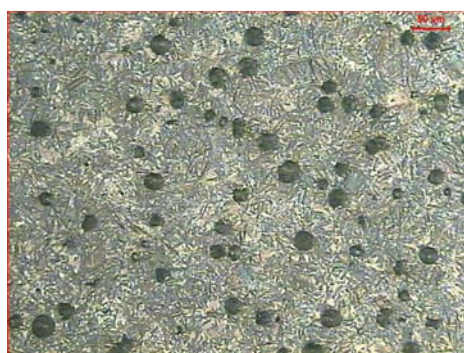
**Tabela 1** - Composição química do material (porcentagem em peso)<sup>(5)</sup>

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

A proporção das fases presentes na matriz metálica, o teor de carbono da austenita e o tamanho médio da célula ferrítica, determinados por difração de raios-X, são apresentados na Tabela 2.

**Tabela 2** - Proporção de constituintes da matriz metálica, tamanho da célula ferrítica, teor de carbono na austenita e na matriz após tratamento térmico de austêmpera. Média de 3 amostras<sup>(5)</sup>

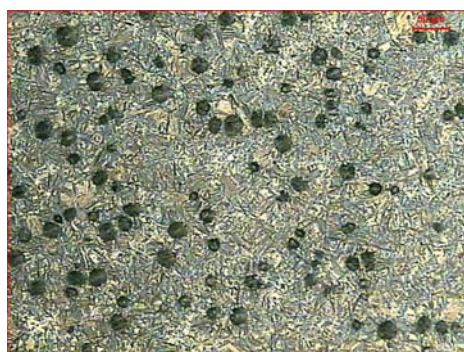
Item	Material		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
Tamanho médio da célula ferrítica, $d$ (nm)	18,84	18,06	13,42
Volume médio de ferrita, $\alpha$ (%)	65,8	63,1	80,8
Volume médio de austenita, $\gamma$ (%)	34,2	36,9	19,2
Teor médio de carbono na austenita, $C_\gamma$ (%)	2,04	1,67	2,22
Teor total de carbono na matriz, $X_\gamma \cdot C_\gamma$ (%)	0,70	0,61	0,43



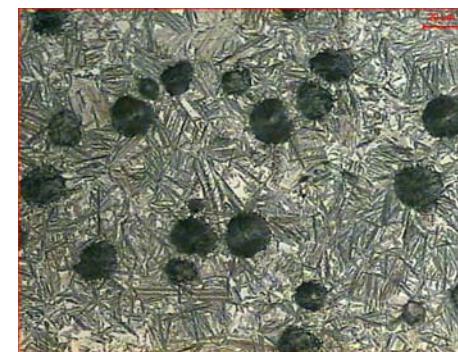
ADI T1



ADI T1



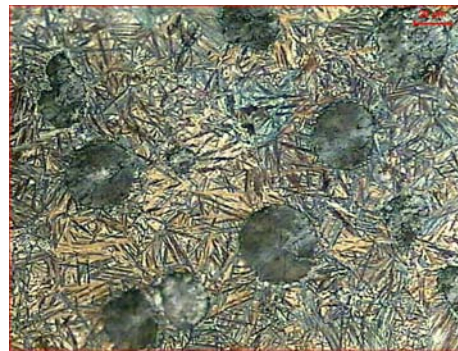
ADI T2



ADIT2



ADI T3



ADI T3

**Figura 3** - 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%.<sup>(15)</sup>

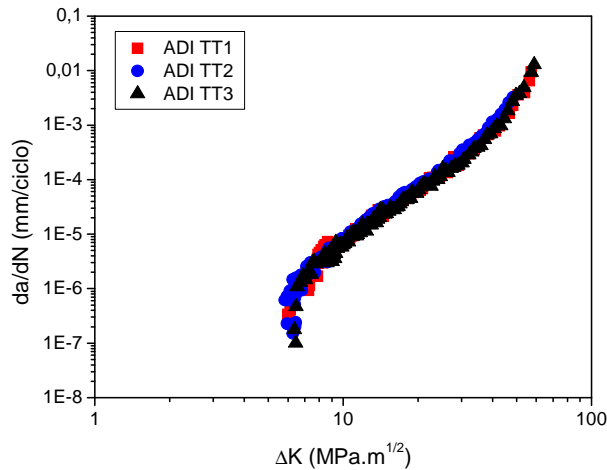


Os valores médios de dureza, resistência ao impacto e ensaio de tração dos corpos-de-prova são apresentados na Tabela 3.

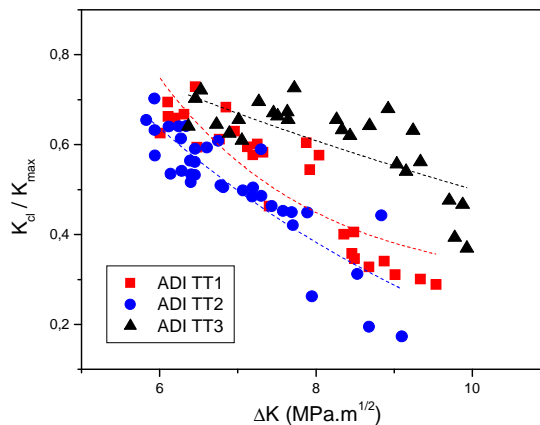
**Tabela 3** - Propriedades mecânicas dos materiais após tratamento térmico de austêmpera<sup>(5)</sup>

Propriedade	Material		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
Limite de resistência à tração (MPa)	1115,1	1134,5	1433,9
Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	871,6	854,4	1092,2
Alongamento A (%)	14,0	12,5	6,9
Dureza Brinell (HB) mínimo/máximo	311/321	321/341	401/415
Resistência ao impacto – Charpy (J)	103,8	97,8	92,8

A Figura 4 apresenta os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga, e a Figura 5 mostra a variação da carga de fechamento de trinca em função de  $\Delta K$ , para os três ciclos de austêmpera.



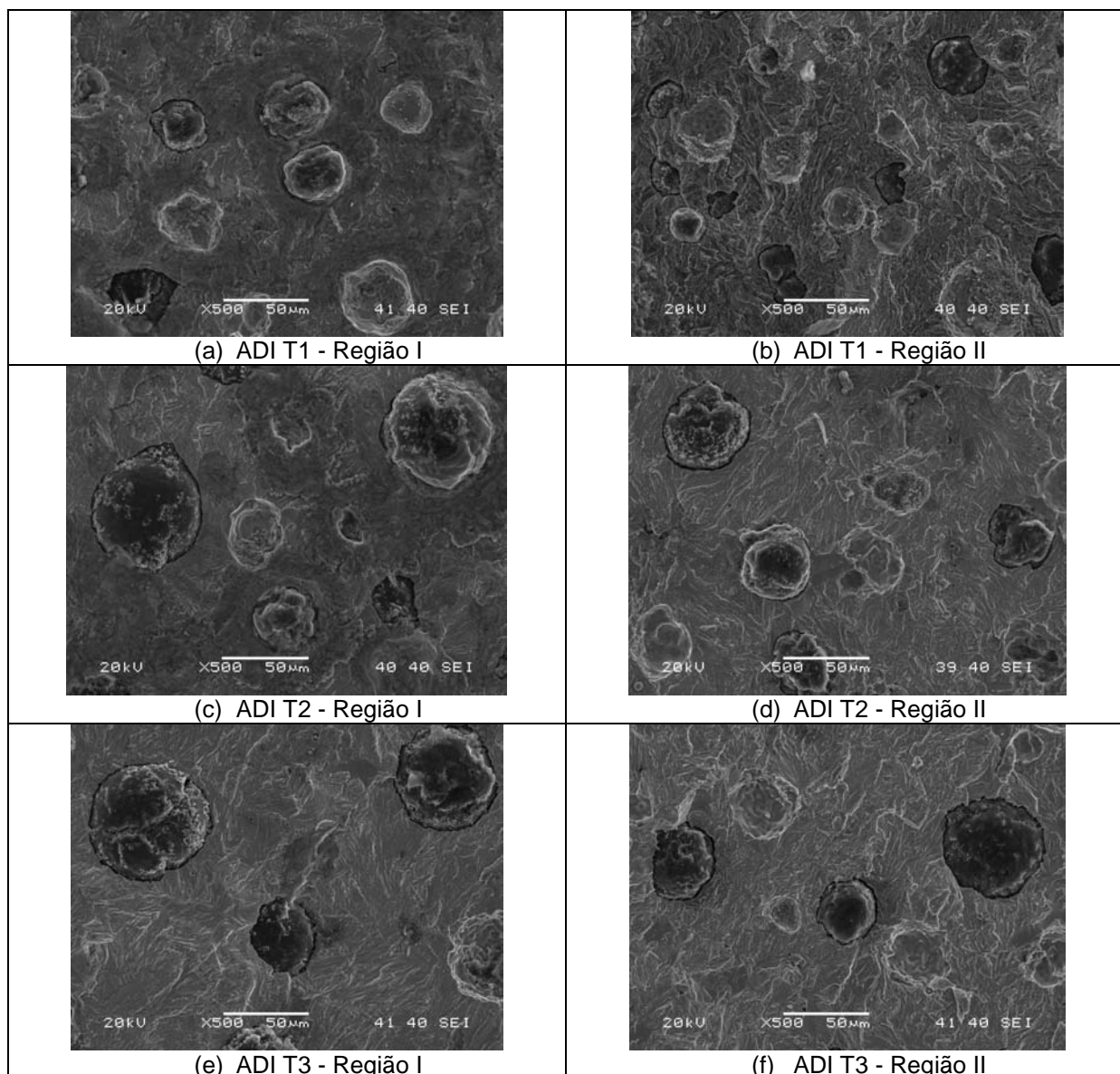
**Figura 4** - Curvas de propagação de trinca por fadiga dos materiais austemperados.<sup>(15)</sup>



**Figura 5** – Variação do fechamento de trinca de fadiga com  $\Delta K$  dos materiais austemperados.<sup>(15)</sup>

**Tabela 4** – Tenacidade à fratura e fator cíclico limiar de intensidade de tensão dos materiais austemperados<sup>(15)</sup>

Propriedade	Material		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
Tenacidade à Fratura, $K_c$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	128	112,4	91,45
Limiar de intensidade de tensão, $\Delta K_{th}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	5,71	6,13	6,36



**Figura 6:** Fractografias das regiões I e II dos corpos-de-prova tipo CT utilizados nos ensaios de propagação de trinca por fadiga. MEV. Ampliação: 500X. <sup>(15)</sup>

#### 4 DISCUSSÃO

As microestruturas apresentadas na Figura 1 mostram que a matriz metálica é composta de austenita de alto teor de carbono e ferrita acicular, denominada de ausferrita. <sup>(1,3,8,13)</sup> Observa-se que a ausferrita do material austemperado a 360°C é mais grossa que a do material tratado a 300°C, como previsto pela literatura sobre o ADI. <sup>(1)</sup>

Os resultados apresentados na Tabela 2 permitem concluir que os tempos de austêmpera a 360°C, planejados com a ajuda da dilatometria, foram efetivos na obtenção de materiais com quantidades praticamente iguais de austenita, mas com teor de carbono diferente (ADI - T1 e ADI - T2), como previsto por Kovacs <sup>(8)</sup>. O material austemperado a 360°C por 0,6 h, apresentou menores teores de carbono na austenita e na matriz que o tratado a 360°C por 1,5 h. Observa-se que a dimensão da célula ferrítica dos materiais austemperados a 360°C foram praticamente iguais,



porém maiores que a do material tratado a 300 °C, como previsto pela literatura.<sup>(9-11,13)</sup>

As propriedades mecânicas obtidas, Tabela 3, estão dentro da faixa prevista pela literatura<sup>(1,5)</sup> para as temperaturas e tempos de austêmpera utilizados.

Os resultados de propagação de trinca, Figura 4, confirmam o que era prevista pela bibliografia:<sup>(2,3,13)</sup> a existência das três regiões clássicas e a existência do ponto *Knee*.<sup>(3)</sup> Verificam-se também que as regiões I e II são mais sensíveis à microestrutura e ao limite de escoamento. Os resultados são interessantes do ponto de vista econômico e ambiental, pois mostram que a redução do tempo de austêmpera a 360°C, de 1,5 h para 0,6, não trouxe prejuízo para o ADI, reforçando os resultados obtidos por Dias<sup>(5)</sup> e Dias *et al.*<sup>(16)</sup>

Observa-se que o fechamento de trinca (Figura 5), é influenciado pelo tratamento térmico, mas não foi suficiente para alterar a resistência à fadiga. Os resultados de fechamento de trinca do material ADI – T2 mostraram que não ocorreu fechamento de trinca por transformação martensítica, embora a austenita tenha menor estabilidade que os materiais ADI – T1 e ADI – T2, devido ao menor teor de carbono. Considera-se um resultado positivo, pois a redução do tempo de austêmpera da liga ADI – T2, apresentou uma vida à fadiga por flexão rotativa, 50% maior que as ligas ADI – T1 e ADI – T3.<sup>(5,16)</sup>

As fractografias apresentadas na Figura 6 mostram que a superfície de fratura é influenciada pelo valor do  $\Delta K$  aplicado. Para valores de  $\Delta K$  próximos do limiar  $\Delta K_{th}$ , a superfície de fratura apresenta estriações típicas do mecanismo de fratura dúctil, Figuras 6a,c,e. Para valores de  $\Delta K$  correspondendo à região de propagação regida pela lei de Paris, a superfície de fratura apresenta estriações e planos de clivagem, caracterizando o mecanismo de fratura denominado de “quase-clivagem” (*quasi-cleavage*), Figuras 6b,d,f. O mecanismo de fratura para o ADI foi inicialmente proposto por Greno *et al.*<sup>(2)</sup> e recentemente confirmado por Yang e Putatunda.<sup>(13)</sup>

Verificando-se a influência dos parâmetros microestruturais na tenacidade à fratura, observou-se a existência de correlação com o teor de carbono e com a dimensão da célula ferrítica, Figuras 7 e 8, como previsto pela literatura.<sup>(9-11,13)</sup> Nota-se que a tenacidade à fratura é proporcional a ambos os parâmetros.

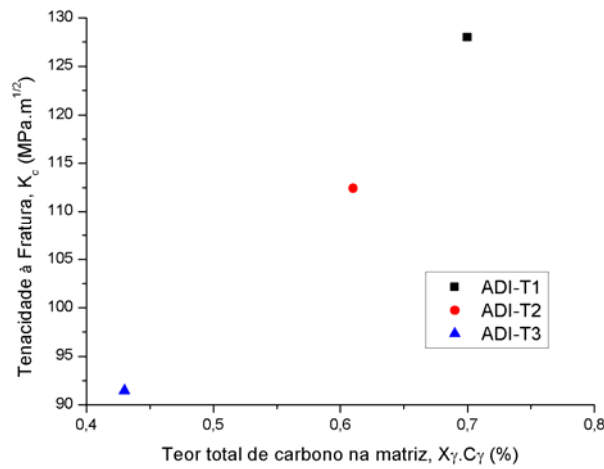
Segundo Putatunda e Gadicherla<sup>(9)</sup> e Yang e Putatunda<sup>(13)</sup> quando se utiliza altas temperaturas de austêmpera, obtêm-se materiais com tenacidade à fratura mais elevada devido: (i) a maior quantidade de austenita na matriz; (ii) ao maior teor de carbono da austenita; (iii) a maior ductilidade do material. Os autores consideram que os átomos de carbono sejam barreiras ao movimento de discordâncias.

A Tabela 4 e as Figuras 9 e 10 evidenciam que para temperaturas de austêmpera entre 300 e 360°C, os valores de  $\Delta K_{th}$  aumentam a medida que se eleva a temperatura de austêmpera, como observado por Yang e Putatunda.<sup>(13)</sup> Nota-se ainda que a taxa de propagação de trinca na região próxima ao limiar  $\Delta K_{th}$  é influenciada pelas seguintes variáveis microestruturais: volume de austenita na matriz, teor de carbono na austenita, tamanho da célula ferrítica e do teor de carbono total na matriz. Como a velocidade de propagação de trinca por fadiga na região I diminui para valores crescentes de tamanho de célula ferrítica,  $d$ , Yang e Putatunda<sup>(13)</sup> concluíram que a velocidade das discordâncias dentro da célula ausferrítica é um fator mais preponderante que o contorno de grão no controle da velocidade de propagação de trinca por fadiga e no limiar  $\Delta K_{th}$ .

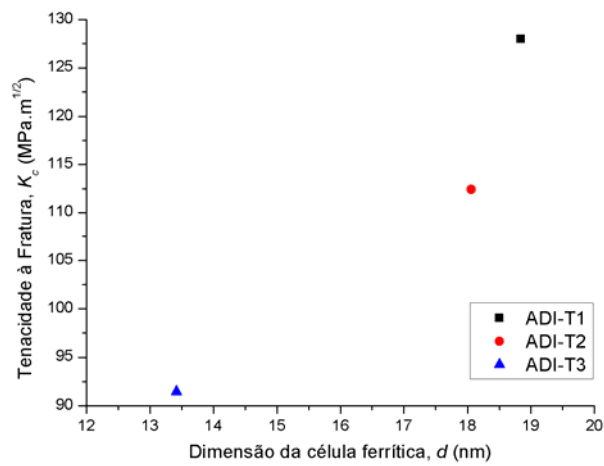
Não foi observada neste trabalho a relação linear entre o parâmetro  $\Delta K_{th} / (LE \cdot d^{1/2})$  e a temperatura de austêmpera, Equação 2, possivelmente porque a reação de austêmpera do material ADI – T2 foi interrompida propositalmente. Este fato indica



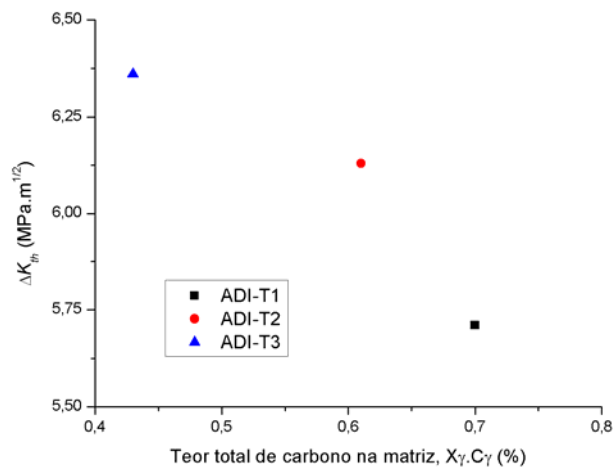
que o teor de carbono total na matriz, Figuras 7 e 9, é um excelente parâmetro microestrutural, que poderá ser utilizado no projeto e otimização de ligas em ADI e também no controle de processo.



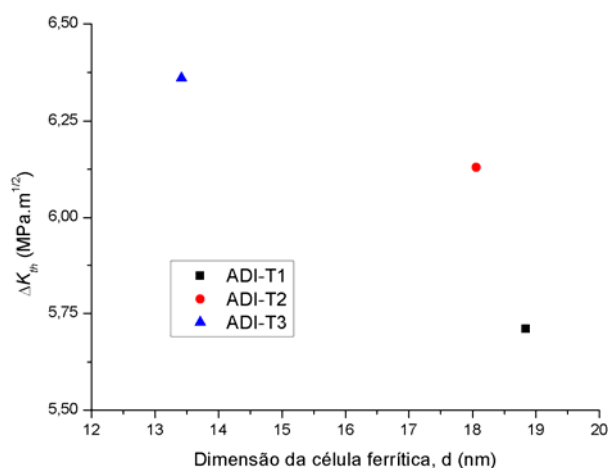
**Figura 7** – Influência do teor de carbono na matriz na tenacidade à fratura do ADI.



**Figura 8** – Influência da dimensão da célula ferrítica na tenacidade à fratura do ADI.



**Figura 9** – Influência do teor de carbono na matriz no limiar  $\Delta K_{th}$  do ADI.



**Figura 10** – Influência da dimensão da célula ferrítica no limiar  $\Delta K_{th}$  do ADI.

## 5 CONCLUSÕES

Os ensaios e análises comprovaram a influência dos seguintes parâmetros microestruturais nas propriedades mecânicas, tenacidade à fratura e limiar  $\Delta K_{th}$  do ADI: (a) fração volumétrica de austenita; (b) teor de carbono na austenita; tamanho da célula ferrítica e teor total de carbono na matriz. Verificou-se a existência de correlação do teor total de carbono na matriz e da célula ferrítica com a resistência ao impacto, com a tenacidade à fratura e com o limiar  $\Delta K_{th}$ . O teor de carbono total na matriz detecta variações na temperatura e no tempo de austêmpera, enquanto o tamanho da célula ferrítica é diretamente influenciado pela temperatura de austêmpera. O fechamento de trinca foi influenciado pelo tratamento térmico, mas não foi suficiente para alterar a resistência à fadiga. Verificou-se que não ocorreu fechamento de trinca por transformação martensítica no material ADI – T2, que apresentou menor teor de carbono que os materiais ADI – T1 e ADI – T2. Os materiais apresentaram taxas similares de propagação de trinca por fadiga, tenacidade à fratura variando de 94 a de 128 MPa.m<sup>1/2</sup> e  $\Delta K_{th}$  no intervalo de 5,7 a 6,4 MPa.m<sup>1/2</sup>. Concluiu-se que a redução do tempo de austêmpera de 1,5 para 0,6 h não diminuiu as propriedades mecânicas, a tenacidade à fratura e nem a taxa de propagação de trinca, mostrando-se como uma alternativa promissora para o ADI.

## 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 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.
- 7 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.
- 8 KOVACS, B.V. On the terminology and structure of ADI. *AFS Transactions*, v. 102, p. 417-420, 1986.
- 9 PUTATUNDA, K. S.; GADICHERLA, PAVAN K. Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with as cast structure. *Materials Science & Engineering A*, v. 268, p.15-31, 1999.
- 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 RAO, P.P.; PUTATUNDA, S.K. Investigation on the toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium. *Materials Science & Engineering A*, v. 346, p.254-265, 2003.
- 12 BARTOSIEWICZ, L.; KRAUSE, A. R.; KOVACS, B.; PUTATUNDA, S. K. Fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron. *AFS Transactions. Des Plaines*, v. 93, p.135-142, 1992.
- 13 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.
- 14 BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. In: *Materials Science & Metallurgy. Part II Course C9, Alloys*. 2000. Disponível em: < <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/C9/lecture6.pdf>> Acesso em: 20 ago. 2006.
- 15 FONSECA, V.R. Tenacidade à fratura e resistência ao crescimento de trinca por fadiga de um ferro fundido austemperado. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2008.
- 16 DIAS, J.F. CARMO, D.J. OLIVEIRA, G.R. Influência do tempo de austêmpera nas propriedades à fadiga do ferro fundido nodular austemperado (ADI). In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 2008, Vitória. Anais ... São Paulo: ABM, 2008.