

# INFLUÊNCIA DO TEMPO DE TRATAMENTO NA MICROESTRUTURA E RESISTÊNCIA À FADIGA DO FERRO FUNDIDO AUSTEMPERADO<sup>1</sup>

Maria Teresa Paulino Aguilár<sup>2</sup>  
Francis José Saldanha<sup>3</sup>  
Elaine Carballo Siqueira Corrêa<sup>4</sup>  
Paulo Roberto Cetlin<sup>5</sup>

## Resumo

O ferro fundido nodular austemperado (austempered ductile iron – ADI) apresenta resistência mecânica superior à dos aços carbono forjados, ductilidade superior a dos demais ferros fundidos, alta resistência ao impacto e ao desgaste. Neste trabalho estudou-se a possibilidade de redução do tempo de tratamento de austempera e sua influência na resistência à fadiga do ferro fundido nodular tratado. Corpos de prova, fabricados a partir de virabrequins fundidos em ferro fundido nodular, foram submetidos a tratamentos de austempera em tempo inferior ao usual. A eficácia do tratamento foi avaliada pela análise da microestrutura e pelo comportamento do material nos ensaios de tração e de fadiga por flexão rotativa. Os resultados indicaram a possibilidade de redução de 25% do tempo de tratamento do material, associada a limites de fadiga e resistência da mesma ordem do ADI convencional. O menor tempo de tratamento térmico sem prejuízo dessas propriedades mecânicas indica ser possível a diminuição do custo de produção do ADI.

**Palavras-chave:** Ferro fundido nodular; ADI; Austempera; Resistência à fadiga.

## THE INFLUENCE OF AUSTEMPERING TREATMENT TIME IN THE ADI STRUCTURE AND FATIGUE RESISTANCE

### Abstract

The austempered ductile iron (ADI) has a more strength, a smaller density and cost than forged steels carbon. In addition, the ADI is better than others irons cast because it has good ductility, high toughness and resistance to wear. The combination of these factors makes the ADI be used in applications that usually are not possible to use austempered iron. In this work, it was studied the possibility to reduce the time of austempering treatment and the influence of this in the microstructure and fatigue resistance of samples obtained from crankshaft. The results indicated the possibility of reducing the treatment time of the material in 25%.

**Key words:** Austempered ductile iron; ADI; Austempering; Fatigue resistance.

<sup>1</sup> Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

<sup>2</sup> Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia de Materiais e Construção, Escola de Engenharia - UFMG, Belo Horizonte. [teresa@demc.ufmg.br](mailto:teresa@demc.ufmg.br)

<sup>3</sup> Engenheiro Mecânico, Aluno de Mestrado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Escola de Engenharia – UFMG, Professor da Universidade de Itaúna, MG. [roseconsult@uol.com.br](mailto:roseconsult@uol.com.br)

<sup>4</sup> Dr., Engenheiro Mecânico, Aluno de Pós-Doutorado do Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Escola de Engenharia - UFMG, Belo Horizonte. [elaine@demet.ufmg.br](mailto:elaine@demet.ufmg.br)

<sup>5</sup> Dr., Professor Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia - UFMG, Belo Horizonte. [pcetlin@demet.ufmg.br](mailto:pcetlin@demet.ufmg.br)

## 1. INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado, mundialmente conhecido por ADI (abreviatura da expressão inglesa Austempered Ductile Iron), é, atualmente, um competitivo material de engenharia, utilizado na indústria automotiva, ferroviária e bélica. Também é empregado na fabricação de equipamentos para mineração, terraplenagem, construção civil e agricultura. A combinação de propriedades mecânicas adequadas com menor densidade e custo de fabricação inferior aos do aço forjado tem possibilitado ao ADI ganhar a preferência em muitos mercados normalmente fechados para o nodular convencional. No Brasil se têm excelentes condições para a fabricação do ADI, devido à disponibilidade de matéria-prima e à capacidade do país de produzir fundidos de alta qualidade. De modo geral, existe um grande interesse da indústria automobilística em utilizar o ADI, porém para tanto é fundamental a determinação das suas propriedades mecânicas.

As propriedades à fadiga do ADI são fortemente influenciadas pela microestrutura, da mesma forma que outras propriedades mecânicas. A microestrutura por sua vez depende do tratamento térmico, que influencia na quantidade, no tamanho e na distribuição das fases presentes. A microestrutura também está intimamente relacionada com a solidificação, a qual define a morfologia da grafita (quantidade, tamanho e distribuição), e defeitos (porosidades, inclusões, segregações, partículas de segunda fase ou eutéticos). As informações disponíveis sobre propriedades à fadiga do ADI e correlação com a microestrutura são escassas como destacam Greno et al.,<sup>(1)</sup> Lin e Pai,<sup>(2)</sup> James e Wenfong<sup>(3)</sup> e Dai et al.<sup>(4)</sup>. Keough<sup>(5)</sup> chega a afirmar que muitas pesquisas são realizadas, mas não chegam a ser publicadas. Os autores são unânimes em afirmar que a utilização do ADI em elementos de máquinas e estruturais sujeitos à fadiga, dependem da disponibilidade e confiabilidade das informações sobre o seu comportamento. Lin et al.<sup>(6)</sup> 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. Os autores concluem que o mecanismo de falha por fadiga de alto ciclo dos ferros fundidos nodulares, com e sem tratamento de austempera, envolve a decoesão dos nódulos de grafita, surgimento de microtrincas a partir dos nódulos, união de determinadas microtrincas com a trinca principal e propagação da trinca pela conexão entre os nódulos. A nucleação de trincas também foi observada nos defeitos de fundição, tais como, inclusões, microrrechupes e grafitas degeneradas.

O tratamento utilizado na obtenção do nodular austemperado consiste em resfriar a peça devidamente austenitizada até a temperatura de austempera permanecendo nesta temperatura o tempo necessário para a austenita se transformar em ferrita acicular e austenita estável com um alto teor de carbono. O material com essa microestrutura é resfriado até a temperatura ambiente, antes que se inicie a reação bainítica; resultando na microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao teor em carbono. Caso o tempo de transformação isotérmica seja suficiente inicia-se um segundo estágio onde a austenita de alto carbono se transforma em ferrita e carbonetos, ou seja, transforma-se em bainita como nos aços. Tal microestrutura não é desejada nos ADI. Para se obter as melhores combinações de resistência mecânica e tenacidade, o tempo de manutenção isotérmica deve ser suficiente para completar ocorrer a supersaturação da austenita com carbono, mas sem que se inicie o segundo estágio<sup>(7,8)</sup>. Ou seja, embora o nodular austemperado seja obtido por um tratamento de austempera, a

microestrutura desse ferro fundido, que associa excelentes resistência e ductilidade, não é a bainita e sim a ferrita acicular e a austenita de alto carbono.

A temperatura de austempera varia entre 230 e 400°C e o tempo de manutenção varia de 30 minutos a 4 horas. No processo de austempera a formação da ferrita ocorre pelo processo de nucleação e crescimento. Altas temperaturas de austempera, acima de 350°C, propiciam uma ferrita grossa com maior volume percentual de austenita. A microestrutura resultante proporciona baixos limites de escoamento e resistência e elevada resistência à fadiga. Kovacs<sup>(9)</sup> ressalta que no nodular austemperado a ferrita apresenta propriedades contrárias àquelas apresentadas nas demais ligas. Baixas temperaturas de austempera, inferiores a 320°C, produzem ferrita fina e reduzem o volume percentual de austenita. Com esta microestrutura os limites de escoamento e de resistência são elevados, mas a resistência à fadiga é reduzida. Quando submetidos a tratamentos de superfície, a resistência à fadiga do ADI aumenta significativamente.<sup>(10)</sup>

Praticamente é impossível determinar por microscopia ótica se o tempo de austempera foi suficiente ou excessivo, enquanto que com o microscópio eletrônico de varredura é muito difícil discernir se completou o primeiro estágio ou se iniciou o segundo estágio. Outras técnicas têm sido empregadas tais como testes magnéticos, dilatométricos, ensaios por resistividade elétrica, sendo mais frequente o emprego de ensaios mecânicos de tração e impacto.<sup>(11)</sup>

Neste trabalho é analisado a possibilidade de redução do tempo de tratamento do ADI. Os resultados foram avaliados pela análise da microestrutura e do comportamento do material no ensaio de tração e de fadiga, utilizando as metodologias clássicas. Os ensaios foram realizados a partir de corpos de prova retirados de peças fabricadas em ADI.

Este trabalho se insere em um projeto de pesquisa conjunta entre a Universidade de Itaúna, o Centro Tecnológico de Fundação “ Marcelino Corradi “ e a Universidade Federal de Minas Gerais.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

A composição ferro fundido nodular analisado é apresentada na Tabela abaixo. A análise química foi obtida com material retirado das peças antes do tratamento de austempera.

**Tabela 1.** Composição química do ferro fundido nodular.

Elemento	C	Si	Mn	S	Cu	Ni	Mo	P	Mg
%	3,45	2,35	0,10	0,006	0,50	1,00	0,20	0,02	0,035

Com o ferro fundido nodular foram fundidos virabrequins de oito flanges. Após a fundição, os virabrequins foram submetidos a tratamentos de austempera à temperatura de permanência de 350°C. O tempo de de tratamento recomendado na literatura,<sup>(1)</sup> e já testado em trabalho anterior<sup>(12)</sup> seria de 2 horas. No entanto optou-se pelo tempo de 1,5h, com o objetivo de se ter uma austenita mais grosseira, que facilitasse posteriores tratamentos mecânicos de rolagem.

Foram, então, retirados por corte amostras de diferentes flanges dos virabrequins. Na Figura 1 pode ser observada a forma como os corpos de prova foram obtidos.



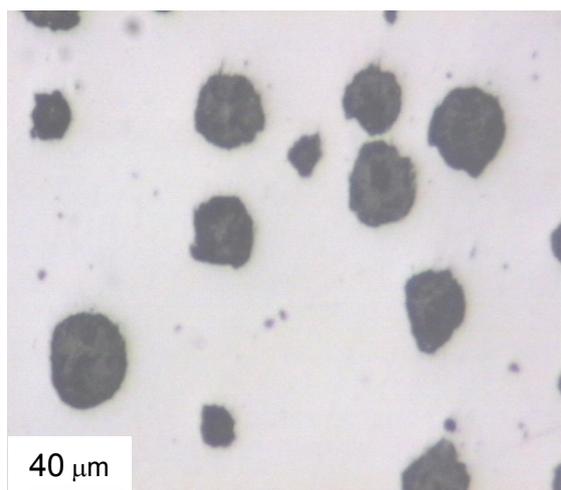
**Figura 1.** Identificação dos corpos de prova.

Algumas amostras foram para a análise micrográfica. Outras foram usinadas usinados e submetidas a ensaios de tração e de fadiga de alto ciclo. Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios marca Instron modelo 4482.

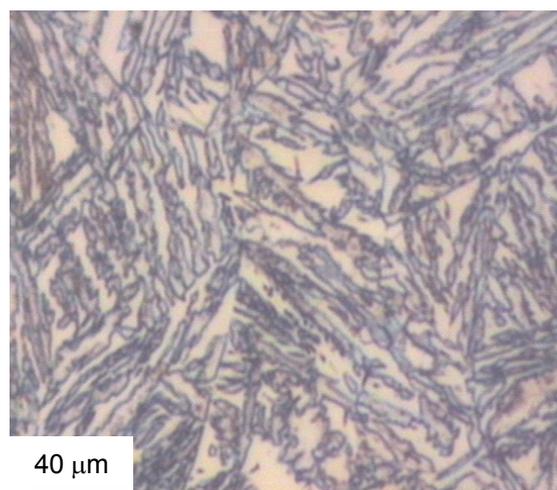
O ensaio de fadiga realizado foi o de flexão rotativa, para o qual foi desenvolvido um dispositivo adequado. O experimento consistiu em submeter o corpo de prova à solicitações de flexão, enquanto o mesmo era girado em torno de um eixo, por um sistema motriz com contágiros, numa rotação determinada e constante. Inicialmente foi aplicado ao corpo de prova uma amplitude de tensão da ordem do limite de escoamento à tração. O número de ciclos até a falha é, então, contado. Repete-se este procedimento com outros corpos de prova com amplitudes de tensão menores progressivamente.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A composição apresentada na Tabela 1 é típica de um ferro fundido nodular<sup>(13)</sup>. Os resultados típicos das análises metalográficas dos material são apresentados na Figura 2. São apresentados aspectos da mesma amostra com e sem o ataque químico utilizando o NITAL 3%. Na Figura (a) é observada a amostra sem o ataque a fim de que se analise a morfologia da grafita. Na Figura (b) é apresentada a amostra com ataque, o que possibilita a análise da matriz metálica.



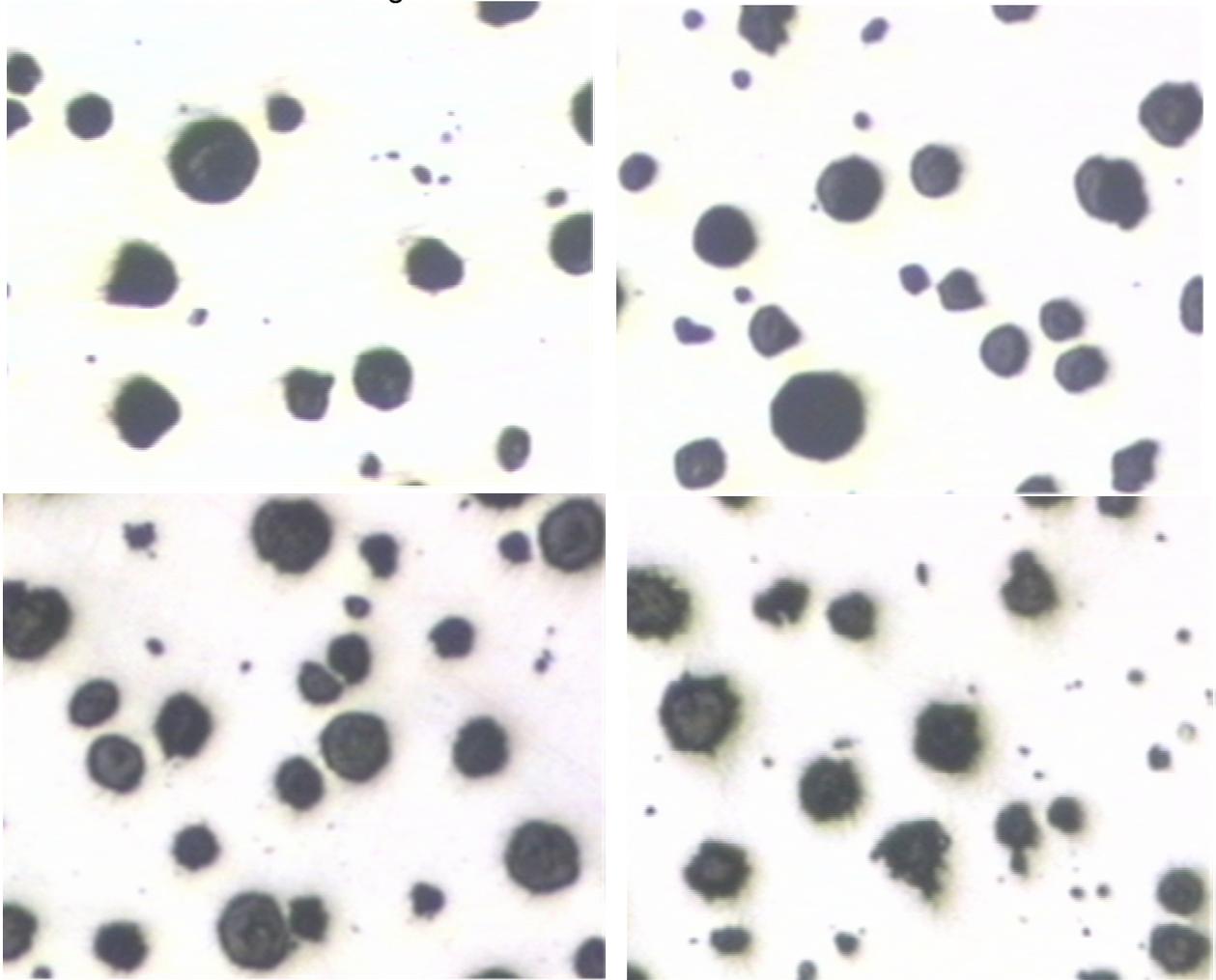
(a)



(b)

**Figura 2.** Fotomicrografia do ferro fundido austemperado: (a) aspecto da grafita presente na amostra (sem ataque); (b) aspecto da matriz metálica na amostra (ataque com Nital 3%).

Na Figura 3 é apresentada morfologia da grafita presente em corpos de prova retirados dos diferentes flanges.



**Figura 3.** Aspecto da grafita, sem ataque, presente em diferentes amostras.

A observação das Figuras acima, indica que o material apresenta matriz ausferrítica homogênea e uma estrutura nodular da grafita com certo grau de heterogeneidade. A típica microestrutura ausferrítica observada atende à norma ASTM A 897.<sup>(14)</sup>. Utilizando o *software* específico a heterogeneidade da grafita foi avaliada. Os resultados quanto à forma, quantidade e tamanho dos nódulos de três amostras são apresentados na Tabela 2.

**Tabela 2.** Análise da heterogeneidade da grafita.

Corpo de prova	1	2	3
Nódulos de grafita / mm <sup>2</sup>	292	367	304
Nodularidade	88,22%	91,95%	90,53 %
Tamanho da grafita	6 (20 – 40µm) 46,1%	6 (20 – 40µm) 30,4%	6 (20 – 40µm) 50,1%
	7 (10 – 20µm) 35,7%	7 (10 – 20µm) 52,4%	7 (10 – 20µm) 33,6%

Os dados acima indicam que o material apresenta a qualidade satisfatória de um nodular base para o tratamento de austempera.<sup>(12)</sup> O menor tempo de tratamento aparentemente não afeta a microestrutura do material.

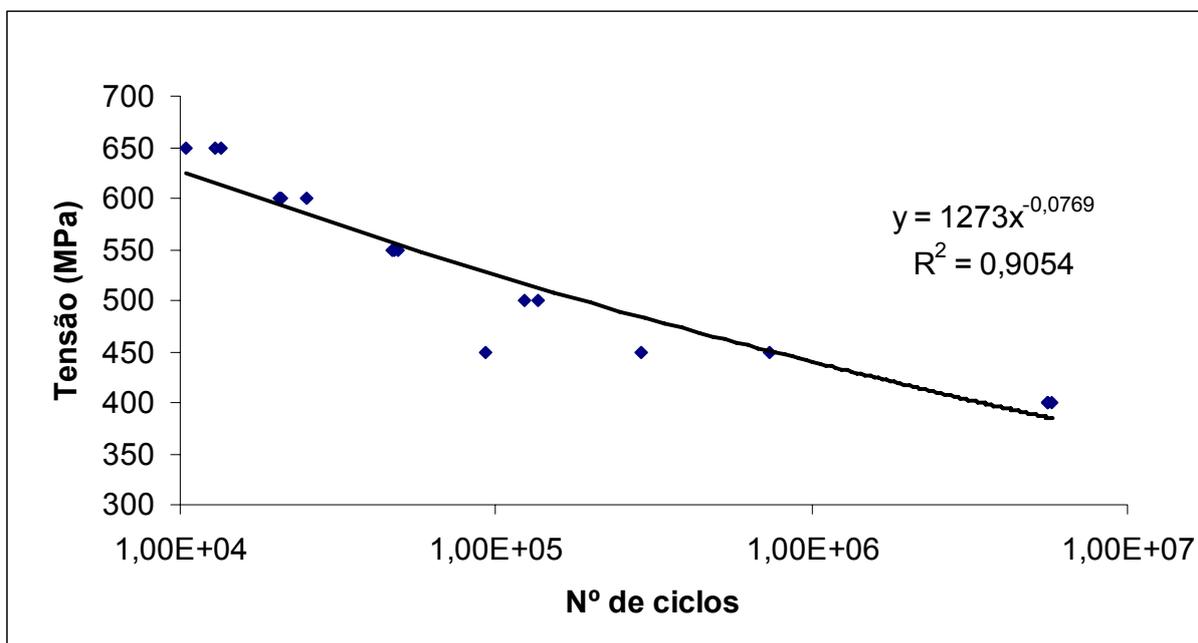
Os ensaios de tração indicaram que o ferro fundido nodular tratado apresenta em média os valores apresentados na Tabela 3. O limite de escoamento convencional foi determinado à 0,2% conforme ASTM A 536.<sup>(13)</sup>

**Tabela 3.** Valores médios obtidos nos ensaios de tração do ferro nodular austemperado.

Limite de resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
848	660	7,3

Os valores dos limites de resistência e escoamento, enquadram o material na classe 1 da ASTM A 897.<sup>(14)</sup> O item percentual de alongamento encontra-se inferior ao da classe 1. Este fato provavelmente está relacionado com a redução do tempo permanência à temperatura de 350°C, no tratamento de austempera. O tempo normal de 2 horas foi reduzido para 1,5 horas. Um alongamento menor poderia indicar uma menor ductilidade, o que poderia afetar um possível tratamento mecânico posterior, visando uma maior resistência à fadiga do nodular tratado.

Na Figura 4 é apresentada a curva S-N, construída com os resultados do ensaio de fadiga por flexão rotativa.



**Figura 4.** Curva S-N do ADI submetido a flexão rotativa

O limite de fadiga foi determinado utilizando-se o método de Escada<sup>(15)</sup> e supondo que o material tem vida infinita se suportar mais de  $5 \times 10^6$  ciclos. Aplicando-se estes dados determinação do limite de resistência a fadiga de 438,93 MPa, com desvio padrão de 27,35 MPa. Os valores obtidos para o limite de resistência à fadiga estão dentro da faixa citada pela literatura, o que indica que a diminuição do tempo de austempera não afetou a resistência à fadiga do ADI.

## 4 CONCLUSÕES

Os resultados dos ensaios de fadiga de alto ciclo do ADI, sob carregamento constante, foram similares aos relatados na literatura. A redução de 25%, em relação aos dados relatados pela literatura, no tempo de tratamento de austempera realizado levou a um abaixamento de 28% da ductilidade do ADI, que mesmo assim se manteve 260% superior à dos ferro fundidos nodulares convencionais. A redução do tempo não afetou a resistência mecânica que se manteve no mesmo patamar. Estes dados indicam que poderia interessante para o fornecedor das peças, no tocante a resistência à fadiga e microestrutura, a adoção do tratamento avaliado.

## REFERÊNCIAS

- 1 GRENO, G. L.; OTEGUI, J.L.; BOERI, R. E. (1998). Fatigue of austempered ductile iron. **AFS Casting Congress**.
- 2 LIN, C.K.; LAI, P.K.; SHIH, T.S. (1996) 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.
- 3 JAMES, M. N. & WENFONG, L. (1999). 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.
- 4 DAI, P.Q.; HE, Z.R.; ZHENG, C.M., MAO, Z.Y. (2001). In-situ SEM observation on the fracture of austempered ductile iron. **Materials Science and Engineering A**, v. 319-321, p.531-534.
- 5 KEOUGH, J.R. (1991) The development, processing and application of austempered ductile iron. In: **World Conference on Austempered Ductile Iron**, Chicago, 12 a 14 mar 1991. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 638 – 658.
- 6 LIN, C.K. & HUNG, T.P. (1996). Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – II. Low-cycle fatigue. **International Journal of Fatigue**, v.18 (5), p. 309-320.
- 7 JANOWAK, J.F.; GUNDLACK, R. B. (1983), Development of a ductile iron for commercial austempering. **AFS Transactions**. Des Plaines: AFS, v.91, p. 377 – 388.
- 8 ROUNTS, T. N.; RUNDMAN, K. B. (1987), Constitution of austempering ductile iron and kinetics of austempering. **AFS Transactions**. Des Plaines: AFS, v. 95, p. 851 – 874.
- 9 KOVACS, B.V. (1991) The effect of alloying elements and their segregation in ADI. In: **World Conference on Austempered Ductile Iron**, Chicago, 12 a 14 mar 1991. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 241 – 270.
- 10 VOIGT, R.C.; LEE, Y.H.; TU, C.H. (1991), Use of hardenability data to determine alloy requirements for austempered ductile iron. In: **World Conference on Austempered Ductile Iron**, Chicago, 12 a 14. Des Plaines: AFS, 2v. il. p. 479 – 51411)
- 11 BAUMER, Ivo; GUEDES, L.C. (1989), Ferros fundidos nodulares bainíticos - efeitos da temperatura e do tempo de austempera nas propriedades mecânicas. **Metalurgia**. São Paulo: ABM,v. 45, n. 383, p. 1018 – 1027.
- 12 DIAS, J.F., COSTA, E. (1995), Desenvolvimento do Processo de Obtenção do ADI- Uma Experiência Viva pelo CETEF. **Congresso Nacional de Fundição**; Associação Brasileira de Fundição São Paulo 1995. P 177-183.

- 13 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 536. **Standart specification for ductile iron castings**. West Conshohocken, 1990. P 297-301. V.01.02.
- 14 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 897; **Austempered ductile iron castings**. West Conshohocken, 1990. P 565-570. V.01.02.
- 15 SOUZA, S. A. (1982). **Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos**. Edgard Blücher.