

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais.
-PPGEM-

ESTUDO COMPARATIVO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE E AO IMPACTO DE
FERROS FUNDIDOS DE ALTO DESEMPENHO

Charles Leonardo Israel

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2005

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
-PPGEM-

ESTUDO COMPARATIVO DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE E AO IMPACTO DE
FERROS FUNDIDOS DE ALTO DESEMPENHO

Charles Leonardo Israel
Engenheiro Mecânico,

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Metalurgia Física

Porto Alegre
2005

Essa dissertação foi julgada adequada para a obtenção do Título de Mestre em Engenharia, área de concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Vagner Alves Guimarães /UPF

Prof. Dr. André Ronaldo Froehlich /UNISINOS

Prof. Dr. Paulo Henrique Sanches Cardoso /UPF

Prof. Dr.
Coordenador do PPGEM

À minha mãe,

Prof.^a Vilma Terezinha Israel.

In memoriam

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Telmo Strohaecker, pela orientação e estímulo durante o transcorrer do trabalho.

Aos colegas MSc. Gabriel A. Tarnowski e MSc. Cíntia C. P. Mazzaferro, pela inestimável colaboração durante as fases de planejamento e experimental.

Ao Eng. Hugo S. Scheid, da empresa John Deere Brasil Ltda., pela realização dos ensaios de desgaste.

À PL Fundição e Serviços Ltda., pelo fornecimento das amostras de ferro fundido branco alto cromo.

Ao pessoal do LAMEF, que colaborou com este trabalho e à Universidade Federal do Rio Grande do Sul, pela infra-estrutura.

À Universidade de Passo Fundo, pela infra-estrutura utilizada no desenvolvimento de grande parte deste trabalho e aos colegas Prof. Dr. Vagner A. Guimarães e Prof. Dr. Paulo H. S. Cardoso, pelas valiosas sugestões e amizade durante o transcorrer do trabalho.

A todos aqueles que, direta ou indiretamente, colaboraram na construção deste trabalho, o meu muito obrigado.

LISTA DE ABREVIATURAS

ABNT	- Associação Brasileira de Normas Técnicas
ADI	- Austenitic Ductile Iron
AR	- Austenita Retida
ASTM	- American Society for Testing and Materials
CE	- Carbono equivalente
C_{γ}	- Teor de carbono na austenita
Fe	- Ferro
Fe_3C	- Cementita
FFBAC	- Ferro fundido branco com alto cromo
FFN	- Ferro fundido nodular
FFNA	- Ferro fundido nodular austemperado
FFNTR	- Ferro fundido nodular temperado e revenido
HRC	- Dureza Rockwell classe C
HV	- Dureza Vickers
MEV	- Microscopia Eletrônica de Varredura
Mg	- Magnésio
Mo	- Molibdênio
M_s	- Temperatura de início de formação da martensita
Ra	- Classe de Rugosidade superficial
s	- Desvio padrão
T_A	- Temperatura de austêmpera
T_{γ}	- Temperatura de austenitização
t_{γ}	- Tempo de austenitização
α	- Ferrita
γ	- Austenita
γ_C	- Austenita enriquecida com carbono

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	III
LISTA DE TABELAS	V
RESUMO	VI
ABSTRACT	VII
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Ferro Fundido Nodular	3
2.1.1 Efeito da Composição Química nas Propriedades Mecânicas	4
2.1.1.1 Carbono Equivalente	4
2.1.1.2 Carbono	5
2.1.1.3 Silício	5
2.1.1.4 Manganês	6
2.1.1.5 Magnésio	6
2.1.1.6 Cério	6
2.1.1.7 Fósforo	6
2.1.1.8 Enxofre	7
2.1.2 Elementos de Liga dos Ferros Fundidos Nodulares	7
2.1.3 Efeito da Grafita nas Propriedades Mecânicas	8
2.1.3.1 Forma da Grafita	8
2.1.3.2 Nodularidade da Grafita	9
2.1.3.3 Quantidade de Grafita	9
2.1.4 Microestruturas do Ferro Fundido Nodular	10
2.1.5 Tratamentos Térmicos no Ferro Fundido Nodular	10
2.2 Ferro Fundido Nodular Austemperado	11
2.2.1 Tratamento Térmico	13
2.2.1.1 Austenitização	14
2.2.1.2 Austêmpera	15
2.2.2 Microestrutura do Ferro Fundido Nodular Austemperado	16
2.2.2.1 Ausferrita	16
2.2.2.2 Perlita	17
2.2.2.3 Martensita	Erro! Indicador não definido.
2.2.2.4 Carbonetos	17
2.2.2.5 Austenita Retida	18
2.2.2.6 Estabilidade da Austenita Retida	19
2.2.3 Emprego dos Ferros Fundidos em Nodular Austemperado	20
2.3 Ferro Fundido Nodular Temperado e Revenido	20
2.3.1 Tratamento Térmico	21
2.3.1.1 Austenitização	21
2.3.1.2 Têmpera e Revenimento	22
2.3.2 Microestrutura do Ferro Fundido Nodular Temperado	22
2.4 Ferro Fundido Branco	23
2.4.1 Elementos de Liga do Ferro Fundido Branco	24
2.4.2 Ferros Fundidos Brancos Resistentes ao Desgaste	25
2.5 Mecanismos de Desgaste	26

2.5.1	Desgaste por Abrasão	27
2.5.2	Relação Entre Dureza e Desgaste por Abrasão	28
2.5.3	Resistência ao Desgaste dos Ferros Fundidos.....	29
2.6	Mecanismos de Fratura	30
2.6.1	Fratura Alveolar	31
2.6.2	Fratura por Clivagem	32
2.7	Resistência ao impacto em Ferros Fundidos.....	32
2.7.1	Fratura de Ferros Fundidos Nodulares.....	34
2.7.2	Ensaio de Impacto Charpy	35
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	36
3.1	Materiais	36
3.2	Métodos	38
3.2.1	Produção dos Ferros Fundidos Ensaitados	38
3.2.1.1	Fusão e Tratamento Térmico dos Ferros Fundidos Nodulares.....	38
3.2.1.2	Fusão e Tratamento Térmico do Ferro Fundido Branco	39
3.2.2	Ensaio Realizados	40
3.2.2.1	Caracterização dos Ferros Fundidos.....	40
3.2.2.2	Ensaio de Desgaste	41
3.2.2.3	Ensaio de Impacto	44
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
4.1	Caracterização dos Ferros Fundidos.....	46
4.1.1	Ensaio Mecânicos	46
4.1.2	Microestrutura	47
4.2	Ensaio de Desgaste	50
4.3	Impacto Charpy	58
5	CONCLUSÕES.....	69
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	71
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	72

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-Metalografia do ferro fundido austemperado, nódulo de grafita e matriz ausferrítica (regiões brancas são austenita retida) – Nital 2% (DOITPOMS, 2004).....	12
Figura 2 - Resistência à tração e ao alongamento do FFNA (ADI) versus diferentes ferros fundidos nodulares (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004).....	13
Figura 3 - Microestrutura do ferro fundido nodular. Presença de carbonetos de coquilhamento inverso - Ataque – Picral (ISRAEL, 2004).	18
Figura 4 - Aspecto metalográfico típico de ferro fundido nodular temperado e revenido (ISRAEL, 2004).	23
Figura 5 – Micrografia do ferro fundido branco. Fase clara é carboneto de cromo (M_7C_3). Matriz com dendritas de austenita – ataque com Villela (DOITPOMS, 2004).....	24
Figura 6 - Representação do desgaste abrasivo produzido pelo movimento de partícula dura na superfície da peça. (ALLEN, 1996).	27
Figura 7-Efeito da quantidade de grafita na resistência ao impacto Charpy com entalhe do ferro fundido nodular ferrítico (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004).	33
Figura 8-Custo dos ferros fundidos analisados – R\$/kg. (SOCIESC, 2003).....	37
Figura 9 – Organograma com os ferros fundidos avaliados e seus tratamentos térmicos.	37
Figura 10 - Organograma dos ensaios realizados nas amostras de ferro fundido.....	40
Figura 11 - Corpo-de-prova usado no ensaio de desgaste.....	41
Figura 12 – Máquina de ensaio de desgaste. a) Aspecto geral do equipamento; b) Disposição das peças no eixo de ensaio.....	42
Figura 13 - Indicação da posição da avaliação de rugosidade superficial, dureza Vickers e MEV.	44
Figura 14 - Localização dos blocos para a confecção dos corpos-de-prova para o ensaio de impacto sem entalhe.....	45
Figura 15 - a) Gráfico comparativo do número de nódulos de grafita/mm ² dos FFNs avaliados; - b) Gráfico comparativo do tamanho da grafita dos FFNs avaliados; – c) Valores comparativos de austenita retida dos FFNAs.	48
Figura 16 – Micrografia do ferro fundido nodular austemperado a 260 °C – Nódulos de grafita numa matriz ausferrítica a) aspecto geral da microestrutura; b) mesma região, com grande aumento (ataque nital 2%).	49
Figura 17 – Metalografia do ferro fundido nodular austemperado a 300 °C – Nódulos de grafita numa matriz ausferrítica. a) aspecto geral da microestrutura e b) mesma região, com grande aumento (ataque nital 2%).....	49
Figura 18 - Metalografia do ferro fundido nodular temperado e revenido a 200°C – Nódulos de grafita numa matriz martensítica. a) aspecto geral da microestrutura; b) mesma região, com grande aumento (ataque nital 2%).....	50
Figura 19 – Metalografia do ferro fundido branco – carbonetos dispersos na microestrutura martensítica (ataque Villela).	50
Figura 20 - Comparativo da resistência ao desgaste dos ferros fundidos ensaiados.....	51
Figura 21 – a) Gráfico comparativo entre as durezas das amostras desgastadas antes e depois de ensaiadas; b) Comparativo da resistência ao desgaste e dureza superficial dos corpos-de-prova ensaiados em desgaste.	53
Figura 22 - Comparativo da rugosidade superficial (Ra) das amostras avaliadas em desgaste.	54
Figura 23 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFNA260 °C após 192h de ensaio. Ampliação de 150x.	55
Figura 24 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFNA300 °C após 192h de ensaio. Ampliação de 148x.	55

- Figura 25 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFNTR após 192h de ensaio. Ampliação de 200x..... 56
- Figura 26 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFAC após 192h de ensaio. Ampliação de 95x..... 56
- Figura 27 - Aspecto micrográfico obtido através de MEV. Posição –A- indica o núcleo da peça desgastada e posição –B- próximo à face desgastada do FFNA300 °C. Ampliação de 2560x. 57
- Figura 28 - Gráfico comparativo dos resultados de impacto Charpy (a) Corpo-de-prova com entalhe; (b) Corpo-de-prova sem entalhe..... 58
- Figura 29 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto com entalhe FFNA260 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 52x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 416x de ampliação..... 60
- Figura 30 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto com entalhe FFNA300 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 52x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 416x de ampliação..... 61
- Figura 31 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto com entalhe FFNTR. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 52x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 845x de ampliação..... 62
- Figura 32 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNA260 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 48x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 782x de ampliação..... 63
- Figura 33 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNA300 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 49x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 402x de ampliação..... 64
- Figura 34 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNTR. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 49x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 403x de ampliação..... 65
- Figura 35 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFAC. a) aspecto geral da fratura próxima ao início da sua formação, ampliação de 162x; b) mesma região da imagem anterior, com 648x de ampliação. 66
- Figura 36 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNA260 °C. Formação de vazios (rechupe) no canto superior esquerdo. Ampliação de 391x. 67

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 1-Dureza Vickers de alguns carbonetos, fases e minerais (VATAVUK, 2003; CASTELETTI, 1994).</i>	28
<i>Tabela 2 - Composição química do ferro fundido nodular (FFN) e do ferro fundido nodular austemperado (FFNA).</i>	39
<i>Tabela 3 - Composição química do ferro fundido branco (FFN).</i>	40
<i>Tabela 4 - Granulometria do abrasivo utilizado no ensaio.</i>	43
<i>Tabela 5 - Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular e do ferro fundido nodular austemperado – média de três amostras (S- indica desvio padrão e * – Não Determinado).</i>	46
<i>Tabela 6 - Microconstituintes dos ferros fundidos nodulares estudados.</i>	47
<i>Tabela 7-Redução da massa acumulada dos materiais avaliados.</i>	51
<i>Tabela 8 - Dureza vickers das amostras antes e após o ensaio de desgaste.</i>	52
<i>Tabela 9 - Resultados do ensaio de impacto em corpos-de-prova com e sem entalhe (* - Não Determinado).</i>	58
<i>Tabela 10 - Número de nódulos por mm² encontrado nos corpos-de-prova de impacto dos Ferros Fundidos Nodulares.</i>	59

RESUMO

Este trabalho tem por objetivo a avaliação comparativa da resistência ao desgaste abrasivo e a resistência ao impacto Charpy de um ferro fundido nodular austemperado (temperaturas de austêmpera em 260 e 300 °C), de um ferro fundido nodular temperado em óleo e revenido a 200 °C, e de um ferro fundido branco com alto teor de Cr, temperado ao ar e revenido a 400 °C.

Para a caracterização dos ferros fundidos, foi utilizada microscopia óptica e ensaios mecânicos de tração e dureza. Na avaliação dos corpos-de-prova que sofreram teste de desgaste, foram avaliadas a perda de massa, rugosidade superficial, dureza Vickers e microscopia eletrônica de varredura na superfície desgastada. Para a avaliação da resistência ao impacto foi utilizado o ensaio Charpy e as superfícies de fratura foram observadas em microscópio eletrônico de varredura.

Para os ensaios de desgaste, observou-se que até 120h de ensaio, o ferro fundido branco alto cromo apresentava menor perda de massa, se comparado com os demais materiais. A partir de 144h houve uma inversão de desempenho com o ferro fundido nodular austemperado a 300 °C, apresentando menor taxa de desgaste até o final do ensaio em 196h. Nos resultados de impacto o material que apresentou maior tenacidade foi o Ferro fundido nodular austemperado a 300 °C. No ensaio de desgaste acredita-se que foi a presença de austenita retida na microestrutura do austemperado a 300 °C (superior aos demais) o fator decisivo. Para a resistência ao impacto, além da quantidade de austenita retida, a baixa dureza do austemperado a 300 °C e a baixa quantidade de grafita provocaram a maior resistência deste tipo fundido.

ABSTRACT

This work aims to evaluate the abrasive wear resistance and the charpy resistance of three different materials. The first one was an austempered ductile iron (austempering temperatures of 260 and 300 °C), the second was a quenched and tempered ductile cast iron and the third was a white cast iron high chromium (quenched and tempered – 400 °C).

Optical microscopy, traction and hardness tests were employed in the mechanical characterization of the materials. In the wear test specimens the surface roughness, the Vickers hardness and SEM in the wasted surface were analyzed. In the evaluation of the impact resistance charpy tests were made and the fracture surfaces were analyzed with SEM.

It was observed that, in the wear tests, the white cast iron high chromium samples presented the small's mass loss until 120 hours. Up to 144 hours the austempered ductile iron 300°C samples presented the smaller mass loss. In the impact tests the austempered ductile iron 300°C was also the material with higher toughness. In the wear tests, the higher level of retained austenite in the 300°C austempered was the decisive factor. In the impact tests, the low hardness and low graphite amount, ally to the low retained austenite level, were the mainly factors acting in the higher resistance of the 300°C austempered cast iron.

1 INTRODUÇÃO

Incontáveis são as vantagens da utilização dos ferros fundidos na indústria, principalmente na manufatura em larga escala de componentes com geometria complexa. Contudo, os principais problemas na utilização dos ferros fundidos sempre estiveram relacionados com a baixa tenacidade e ductilidade destes materiais quando comparadas com os aços. Nesta lacuna se apresenta o ferro fundido nodular austemperado (FFNA) ou *Austempered Ductile Iron* (ADI), um material com as vantagens dos ferros fundidos, como fundibilidade e produtividade, e que apresenta ainda excelentes valores de resistência mecânica e tenacidade.

Os ferros fundidos nodulares são ligas do sistema Fe-C-Si, que, em virtude da sua microestrutura particular, apresentam propriedades mecânicas semelhantes às de alguns aços. Como os nódulos de grafita têm forma esférica, não atuam como concentradores de tensões, como ocorre com os veios de grafita dos ferros fundidos cinzentos, o que permite a obtenção de materiais com melhor resistência mecânica e ductilidade.

Comparando com os ferros fundidos nodulares tradicionais, os austemperados permitem, para o mesmo nível de ductilidade, mais que duplicar a resistência à tração, aliando-se a isso as melhorias conseguidas nas propriedades de resistência ao desgaste e à fadiga, amplamente reportadas na literatura.

Entretanto, a combinação de propriedades mecânicas em determinadas peças ativas que trabalham em contato com elementos abrasivos, nas quais é preciso aliar num mesmo material metálico boa resistência ao impacto e ao desgaste, é uma tarefa que exige considerável atenção, já que são qualidades em que o acréscimo de uma é obtido, geralmente, em detrimento de outra. Além de características microestruturais, a possibilidade de grande produção e o baixo custo são fatores de extrema importância.

De maneira geral, quanto maior é a dureza, maior é a resistência ao desgaste, apesar de não existir uma correlação simples e direta entre as duas propriedades. Para aplicações de elevada solicitação de desgaste, são utilizados materiais com elevada dureza, desde que não se tenham solicitações muito críticas de impacto (SANTOS, 1989).

Atualmente, diante das severas solicitações de abrasão e erosão, têm sido utilizados com relativo êxito, os ferros fundidos branco com alto cromo. Estes materiais são usados em equipamentos como moedores, peças de bombas para processamento de materiais duros,

minérios, cascalho e cimento. Sua excepcional resistência ao desgaste por abrasão e erosão é resultado, principalmente, do seu alto teor de carbonetos duros, podendo ser acrescida pela adição de outros elementos de liga e tratamentos térmicos adequados (ADLER, 1999).

Reconhecidamente, sempre que um componente necessita de alta resistência ao desgaste, opta-se por utilizar o FFBA com elevada quantidade de elementos de liga, o que muitas vezes acaba não sendo uma boa opção, porque este material apresenta grande fragilidade e elevado custo de fabricação.

Cabe ressaltar ainda que existe uma grande quantidade de materiais metálicos que podem ser melhor investigados. Frente a solicitações de desgaste abrasivo avaliados neste trabalho, para citar dois exemplos, existem o CADI (ferro fundido nodular austemperado com carbonetos) e o ferro fundido branco com carbonetos de nióbio em matriz martensítica.

No que diz respeito à tenacidade do material, as fraturas dos ferros fundidos podem apresentar-se de dúcteis a frágeis, de acordo com a microestrutura, a composição química, a presença de certos microconstituintes e a presença ou não de grafita e seu formato adequado.

Na literatura técnica é vasta a citação de excelentes resultados da resistência ao desgaste dos nodulares austemperados aliada à sua boa tenacidade (CUEVA-GALÁRRAGA 2000), sendo este um dos fatores que motivaram a execução deste trabalho. As ligas de ferro fundido selecionadas para as avaliações comparativas com o FFNA foram o ferro fundido branco com alto teor de cromo, por apresentar uma alta resistência ao desgaste, e o ferro fundido nodular temperado e revenido, pelo seu baixo custo e pela dureza superior à do FFNA.

Como foi citado anteriormente, muitos ferros fundidos que apresentam excelente resposta a solicitações de desgaste acabam tendo valores mínimos de resistência ao impacto. Por isso, optou-se também pela avaliação da resistência ao impacto Charpy das ligas de ferro fundido estudadas neste trabalho. Em linhas gerais, este trabalho busca investigar o comportamento de três diferentes tipos de ferros fundidos frente à solicitação de desgaste abrasivo e, paralelamente, o seu comportamento quanto à resistência ao impacto Charpy.

Inicialmente, foram caracterizados os materiais quanto às suas propriedades de resistência mecânica e características microestruturais e, após, realizados ensaios de desgaste por abrasão e impacto Charpy. Como objetivo final, procurou-se avaliar os fatores característicos que influenciaram os resultados encontrados.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ferro Fundido Nodular

Neste trabalho as considerações referentes ao processamento metalúrgico são atribuídas tanto ao FFNA quanto ao FFNTR, e serão descritas neste capítulo.

A larga utilização dos ferros fundidos resulta da sua particular aptidão ao processamento por fundição, (como, aliás, a sua designação sugere). Esta característica vem da sua composição química, próxima da eutética, que lhes garante uma baixa temperatura (ou intervalo de temperaturas) de fusão e uma elevada fundibilidade (capacidade de preencher com metal líquido espaços de pequena espessura), se comparada com outras ligas ferrosas.

Um ferro fundido é uma liga com um teor em carbono superior a 2,11%; é, portanto, uma liga Fe-C que sofre uma reação eutética durante a solidificação e que pode apresentar, ainda, elementos de liga, melhorando determinadas propriedades e condições do tratamento térmico.

O nodular pode ser considerado um ferro fundido cinzento base, que, no estado líquido, sofre um tratamento de transformação microestrutural através da adição de uma liga metálica contendo Fe-Si-Mg, a qual induz a transformação da grafita da forma de veios, característica dos ferros fundidos cinzentos, para a forma de nódulos (MALUF, 2002).

Como os nódulos de grafita têm forma esférica, não atuam como concentradores de tensões, como ocorre com os veios de grafita, o que permite a obtenção de materiais com melhor resistência mecânica e ductilidade (MALUF, 2002).

A gama de composições normalizadas dos ferros fundidos é bastante ampla. Neste trabalho são descritas características e processamento somente daqueles tipos que terão suas propriedades avaliadas.

O ferro fundido nodular, também conhecido como “ferro fundido com grafita esferoidal”, é um ferro fundido no qual a grafita está sob a forma de pequenos nódulos esferoidais em numa matriz metálica.

A microestrutura é um importante fator na determinação das propriedades mecânicas. A matriz pode consistir, basicamente, em ferrita, perlita, ausferrita ou martensita, em

proporções determinadas pela taxa de resfriamento da transformação da austenita, elementos de liga e quantidade de nódulos de grafita (VENUGOPALAN, 1990).

Para a obtenção das ligas de ferro fundido nodular aqui estudadas, a metalurgia do processo é praticamente a mesma, diferenciando-se basicamente pela adição de elementos de liga para a obtenção de maior temperabilidade e pelo posterior tratamento térmico executado.

2.1.1 Efeito da Composição Química nas Propriedades Mecânicas

As características mecânicas dos ferros fundidos dependem não só da composição química, mas também das condições de resfriamento e solidificação. Não é possível obter uma fórmula simples que tenha em consideração apenas a composição química, sobretudo se considerar a variedade de estruturas e propriedades possíveis. Quando se deseja obter determinadas propriedades, a variável mais importante a considerar isoladamente é a composição química (PÓVOAS, 2001).

2.1.1.1 Carbono Equivalente

Um dos principais fatores a se considerar na produção dos ferros fundidos é o teor de carbono equivalente (CE). Para a fabricação de FFN geralmente se recomenda o emprego de ligas de composição eutética ou hipereutética, com CE situado entre 4,3 e 4,7%. Os teores de carbono mais freqüentemente empregados situam-se entre 3,4 e 3,8% e os de silício, entre 2,1 e 2,8%. Nessas condições, obtêm-se, geralmente, nódulos de grafita mais perfeitos (tipo VI – ABNT NBR 6593) (SANTOS, 2000).

Equação 1 - Carbono Equivalente

$$\%CE = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad (01)$$

O carbono equivalente é um índice que indica a combinação efetiva dos elementos silício e fósforo em termos de influência com o carbono, conforme indicado na Equação 1. Com o aumento do CE, o limite de resistência à tração diminui, o mesmo acontecendo com a dureza (YESCAS-GONZÁLEZ, 2001).

A seguir são apresentados os elementos químicos básicos presentes nos FFN.

A seguir são apresentados os elementos químicos básicos presentes nos FFN.

2.1.1.2 Carbono

A faixa utilizada em ferros fundidos nodulares comerciais encontra-se entre 3,0% e 4,0%. A faixa desejável para obter-se uma melhor fluidez, baixa contração e um alto número de nódulos situa-se entre 3,4 e 3,8%, dependendo da quantidade de silício presente. Acima dessa faixa podem ocorrer os problemas de flotação do carbono, especialmente em seções maiores, e o aumento da expansão do fundido durante a solidificação. Já abaixo dessa faixa pode haver a existência de porosidades, em virtude da falta de alimentação, e em quantidades muito baixas de carbono podem aparecer carbonetos, particularmente em seções finas (METALS HANDBOOK, 1988 Vol. 15).

Considerando-se uma dada composição química, o efeito do acréscimo do teor de carbono em ferros fundidos nodulares é a diminuição das propriedades mecânicas de resistência, alongamento e dureza. A resistência ao impacto também diminui com o aumento da concentração de carbono, embora seu efeito na temperatura de transição dúctil-frágil seja pequeno. A influência desse elemento nessas propriedades mecânicas deve-se ao acréscimo da fração de grafita presente na microestrutura e ao aumento na porcentagem de ferrita na matriz. Nas aplicações em que se requer elevada resistência ao impacto, devem-se utilizar menores teores de carbono, inclusive inferiores à faixa normalmente recomendada para a produção de ferros fundidos nodulares (SANTOS, 2000).

2.1.1.3 Silício

O silício é um forte agente grafitizante, que promove a formação de ferrita. A quantidade ideal de silício nos ferros fundidos nodulares encontra-se entre 2,0% a 3,0%. Abaixo desses valores, favorece-se o aumento da ductilidade em nodulares tratados termicamente, porém incentiva-se a formação de carbonetos em seções finas. À medida que aumenta a quantidade de silício, aumenta a quantidade de ferrita, com isso, há uma redução no limite de escoamento e na resistência à tração e um acréscimo no alongamento e na resistência ao impacto, além da redução da temperatura de transição dúctil-frágil. O silício ainda diminui a solubilidade de carbono na austenita e aumenta a temperatura do eutético (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004; SILVA, 2000).

2.1.1.4 Manganês

Nos ferros fundidos nodulares, a concentração de manganês geralmente se situa entre 0,15 e cerca de 1,2%, dependendo, principalmente, da especificação da peça a ser produzida e da espessura da seção. Aumentando-se a concentração de manganês, obtêm-se quantidades crescentes de perlita na microestrutura. O manganês é um forte perlitzante porque estabiliza a austenita, diminui o coeficiente de difusão do carbono e aumenta a solubilidade do carbono nesta fase (SANTOS 2000).

Adições de manganês superiores às necessárias para se obter matriz totalmente perlítica em ferros fundidos nodulares no estado bruto de fusão causam fragilização do material, havendo diminuição do limite de resistência à tração e do alongamento, ao passo que o limite de escoamento aumenta (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004; SANTOS, 2000).

2.1.1.5 Magnésio

É o principal elemento utilizado para promover a formação de nódulos. Para a produção de ferro fundido nodular, geralmente se objetivam teores de magnésio residual entre 0,03% e 0,06%. Se o teor de magnésio é muito baixo, uma estrutura de grafita compacta com propriedades mecânicas inferiores é produzida, ao contrário, se o teor de magnésio é muito alto, pode ocasionar um defeito denominado *dross*, que são agrupamentos irregulares de grafita e óxidos. (MANI, 1999).

2.1.1.6 Cério

Adicionado com o objetivo de ajudar na inoculação e neutralizar elementos indesejáveis que interferem na formação da grafita esferoidal. O teor desejável varia de 0.003 a 0.01% (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15).

2.1.1.7 Fósforo

É um elemento importante em ferros fundidos nodulares, sendo considerado contaminação. Na maior parte das aplicações deve-se limitar sua concentração a 0,06%, havendo situações em que níveis de até 0,08% são tolerados, desde que não se verifique formação de steadita (Fe_3P) na microestrutura. A fragilização por P em ligas ferrosas está geralmente associada à segregação para contornos de grão no estado sólido, reduzindo a

resistência coesiva dos grãos, que é observada principalmente em materiais ferríticos. (GUEDES, 1992).

Em componentes nos quais se deseja maior resistência ao desgaste o teor de P é aumentado para formar a steadita, que é uma fase de alta dureza.

2.1.1.8 Enxofre

A quantidade de enxofre é um ponto crítico nos produtos de ferro fundido nodular. Se o seu teor estiver muito baixo pode resultar em um menor número de nódulos, porém se estiver alto, poderá resultar na formação de grafita em forma de veios. Antes do tratamento com magnésio, o teor de enxofre deve ser o mais baixo possível, preferencialmente abaixo de 0,02%. A quantidade final de enxofre é abaixo de 0,015%, geralmente entre 0,010 e 0,015% (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15).

2.1.2 Elementos de Liga dos Ferros Fundidos Nodulares

A adição de elementos de liga a ferros fundidos, via de regra, possibilita a obtenção de propriedades mecânicas mais elevadas, tanto no estado bruto de fusão como após tratamento térmico. Pode-se verificar, de modo geral, que o limite de resistência à tração e a dureza Brinell são aumentados à medida que se eleva o teor dos elementos de liga para um mesmo carbono equivalente.

Os elementos de liga mais empregados são níquel, cobre, estanho e molibdênio. O vanádio, o cromo e o manganês são utilizados em menor escala, individualmente. (BALZER, 2002).

Para o FFNTR estudado neste trabalho, não foram utilizados elementos de liga, já, para o FFNA, utilizou-se o acréscimo de Mo na liga. É importante considerar aqui que inúmeros trabalhos apresentam resultados utilizando Cu e Ni como elementos de liga para o FFNA. Aqui será descrita apenas a influência do Mo no FFNA.

O molibdênio é um importante agente endurecedor adicionado ao ferro nodular. Entretanto, como o manganês, segrega na fronteira das células, durante a solidificação, formando carbonetos e limitando, muitas vezes, sua adição a 0,3% (TRUDEL, 1997).

Um inconveniente do emprego do molibdênio como elemento de liga é a forte tendência à formação de carbonetos em seções mais finas, o que não ocorre com o níquel, o cobre e o estanho. Para peças de menor velocidade de solidificação, peças mais espessa, podem ser empregados teores de até 0,8% de Mo sem que ocorra a formação de carbonetos. Esse elemento também pode ser empregado para aumentar a resistência de ferros fundidos nodulares ferríticos obtidos após recozimento. Todavia, esse uso pode não ser aconselhável no caso de se necessitar de elevada resistência ao impacto (BALZER, 2002; YESCAS-GONZÁLEZ, 2001).

2.1.3 Efeito da Grafita nas Propriedades Mecânicas

O comportamento mecânico de qualquer material de engenharia é determinado, sobretudo, por sua microestrutura. Nos ferros fundidos nodulares o que determina suas propriedades são nodularidade da grafita, número de nódulos, estrutura da matriz, dureza e presença de inclusões não metálicas (SILVA, 2000).

2.1.3.1 Forma da Grafita

A presença da grafita nos ferros fundidos nodulares, sob a forma de nódulos esferoidais, é resultado da adição de magnésio ou magnésio mais cério, obtendo-se um considerável aumento na resistência mecânica do material.

O tamanho e a uniformidade de distribuição dos nódulos de grafita também influenciam as propriedades mecânicas. Quando pequenos e em grande número, concedem ao material ótimas propriedades de tração e tendem a reduzir a probabilidade de formação de coquilhamento em seções finas e em bordas. Já uma quantidade excessiva de nódulos pode fragilizar o material inutilizando-o para uma determinada aplicação (METALS HANDBOOK, 1988 Vol. 15).

Um efeito bem conhecido na resistência ao impacto dos FFNs é a nodularidade da grafita. A alta resistência ao impacto e a ductilidade características dos FFNs requerem um alto grau de nodularidade de, no mínimo, 90% (PETRY, 1999).

2.1.3.2 Nodularidade da Grafita

A quantidade e a forma da grafita nos nodulares são determinadas durante a solidificação e não podem ser alteradas por tratamentos térmicos posteriores.

Todas as características, propriedades físicas e mecânicas desta classe de material está essencialmente relacionada ao fato de a grafita estar na forma esferoidal, assim, qualquer desvio dessa forma irá ocasionar algum tipo de desajuste nessas propriedades.

As propriedades relacionadas à resistência e à ductilidade diminuem à medida que a proporção de grafita não nodular aumenta, e as propriedades relacionadas à falha, como limite de resistência à tração e resistência à fadiga, são mais afetadas por pequenas proporções de grafita não nodular (SILVA, 2000; METALS HANDBOOK, 1988 Vol. 15).

2.1.3.3 Quantidade de Grafita

À medida que a quantidade de grafita aumenta, nos ferros fundidos nodulares há um pequeno decréscimo na resistência, no alongamento, no módulo de elasticidade e na densidade. Em geral, esses efeitos são pequenos se comparados aos efeitos de outras variáveis, porque o valor do teor de carbono equivalente não é a principal variável e é geralmente mantido próximo da composição do eutético (SILVA, 2000).

Com o aumento do número de nódulos, há uma redução do valor de energia absorvida no impacto. Isso pode ser explicado pelo mecanismo de iniciação e propagação de trincas, que consiste em deformação plástica localizada nas regiões de matriz entre nódulos, resultando em microestricção, formação e coalescimento de microcavidades, ligações de várias microcavidades, formando microtrincas e ligações destas com a trinca principal. Esses fenômenos ocorrem mais facilmente à medida que aumenta o número de nódulos (PETRY, 1999)

Em estudos de desgaste abrasivo com diferentes microestruturas (ferrítica, perlítica, martensítica e ausferrítica) e com variação da quantidade de grafita entre 250 e 2000 nód./mm², foi verificado que, quanto maior a quantidade de nódulos, menor a resistência à abrasão em razão do aumento total do perímetro de nódulos expostos à abrasão (DOMMARCO, 2004).

2.1.4 Microestruturas do Ferro Fundido Nodular

Os ferros fundidos nodulares apresentam na sua estrutura grafita em forma de nódulos numa matriz metálica, que, por sua vez, pode ser modificada em função da composição química do fundido e de tratamentos térmicos executados após a peça pronta.

A existência da grafita e a adoção de uma adequada composição química e tratamento térmico deste material, principalmente do teor de carbono combinado presente na matriz, permitem obter as seguintes microestruturas:

- ferríticas;
- ferrítico-perlíticas;
- perlíticas;
- ausferríticas;
- martensíticas.

Nessa ordem, a dureza e a resistência à tração aumentam, porém a resistência ao impacto, a ductilidade e a usinabilidade diminuem (PÓVOAS, 2001).

As microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos aqui avaliados serão descritas posteriormente, juntamente com seus respectivos tratamentos.

2.1.5 Tratamentos Térmicos no Ferro Fundido Nodular

A existência da grafita e a adoção de uma adequada composição química deste material, principalmente do teor de carbono combinado presente na matriz, permitem obter estruturas ferríticas, ferrítico-perlíticas, perlíticas, martensíticas, bainíticas e austeníticas tanto no estado bruto de fusão como após um tratamento térmico conveniente (PÓVOAS, 2001).

Com o fim de aumentar a gama de propriedades de utilização dos ferros com grafita nodular, pode submeter-se o material aos seguintes tratamentos térmicos (PÓVOAS, 2001):

- recozimento;
- normalização e revenimento;

- têmpera e revenimento;
- austêmpera;
- têmpera superficial.

O objetivo da maior parte desses tratamentos térmicos realizados em um ferro fundido é o atendimento às especificações, tanto no que se refere à microestrutura como às propriedades mecânicas, na eliminação de carbonetos em peças finas, ou na têmpera e revenimento para aumentar a dureza (METALS HANDBOOK, 1991, Vol. 4).

No exame das características de cada tratamento térmico, verifica-se a influência fundamental da composição química base e da presença de elementos de liga, assim como da microestrutura existente, uma vez que esta determina a escolha de parâmetros de operação, ou seja, o tempo e as temperaturas de tratamento (METALS HANDBOOK, 1991, Vol. 4).

Nos próximos itens serão descritos os dois tratamentos térmicos realizados nos FFNs aqui estudados.

2.2 Ferro Fundido Nodular Austemperado

É um ferro fundido nodular ligado ou não, tratado termicamente através da austêmpera, cuja matriz contém ferrita acicular e austenita de alto carbono e no qual tais microconstituintes juntos são denominados “ausferrita” (BALZER, 2002).

As propriedades mecânicas dos ferros fundidos nodulares austemperados (FFNA) são determinadas pela cuidadosa escolha da composição química e dos parâmetros de tratamento térmico (CUEVA-GALÁRRAGA, 2000). A Figura 1 apresenta a micrografia de um ferro fundido nodular com 3,52%C, 2,51%Si, 0,49%Mn, 0,15%Mo e 0,31%Cu, com o tratamento térmico de austêmpera, no qual o material foi austenitizado a 950 °C e austemperado a 300 °C durante 63min.

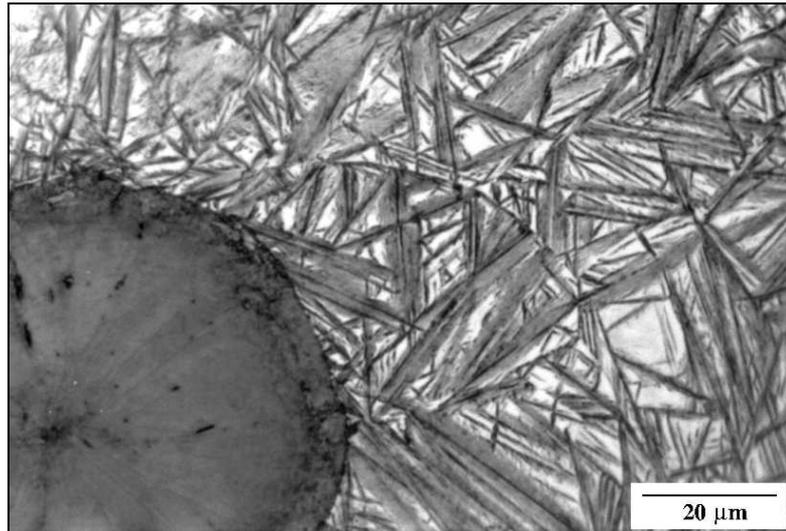


Figura 1-Metalografia do ferro fundido austemperado, nódulo de grafita e matriz ausferrítica (regiões brancas são austenita retida) – Nital 2% (DOITPOMS, 2004).

O ferro fundido nodular austemperado possui uma microestrutura contendo grafita esferoidal numa matriz com mistura de fases. Sua microestrutura é constituída de ferrita acicular e austenita, sendo esta fase desejável na maioria das vezes, porém em muitos casos uma pequena quantidade de martensita e/ou carbonetos também pode estar presente. A fase ferrítica é gerada durante transformação isotérmica da austenita a temperaturas abaixo do início da transformação da bainita. Uma combinação otimizada de alto teor de carbono na austenita e ferrita acicular confere excelentes propriedades mecânicas a vários ferros fundidos (YESCAS-GONZÁLEZ, 2001).

Para a obtenção desse material, todo o processamento metalúrgico é similar ao necessário para a obtenção do FFN, devendo-se salientar os elementos químicos para o aumento da temperabilidade e o respectivo tratamento térmico de austêmpera realizado após a fusão das peças.

As propriedades do FFNA, principalmente sua ductilidade, aliada à alta resistência mecânica, são originadas em razão do teor de austenita retida na ausferrita da matriz básica. O FFNA possui uma tenacidade bastante alta para um ferro fundido (RÖHRIG, 2003).

A Figura 2 apresenta a comparação entre o alongamento e a resistência a tração do ferro fundido nodular austemperado e outros ferros fundidos nodulares com diferentes microestruturas.

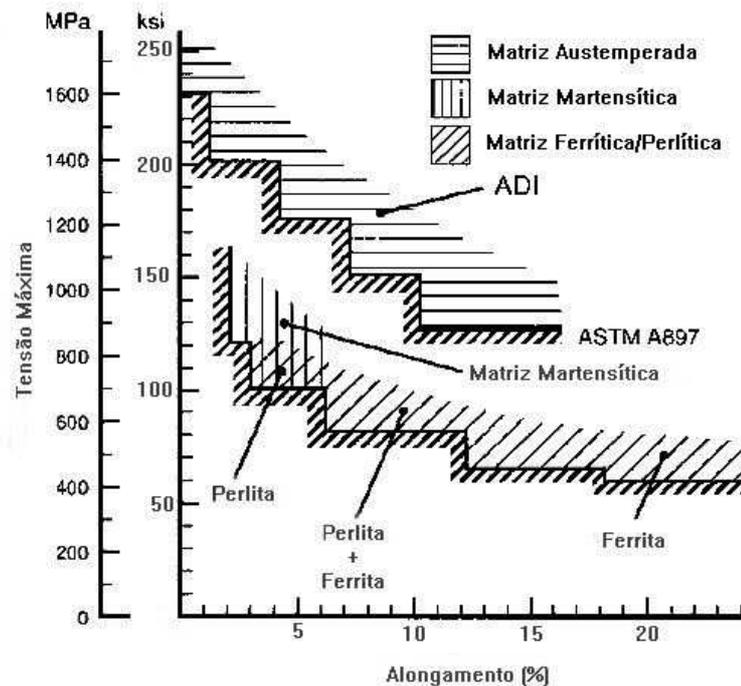


Figura 2 - Resistência à tração e ao alongamento do FFNA (ADI) *versus* diferentes ferros fundidos nodulares (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004).

Observa-se ainda na Figura 2 que, para um mesmo valor de alongamento entre um nodular martensítico e outro austemperado, é possível quase dobrar o valor de resistência à tração.

A melhoria das propriedades mecânicas através de tratamentos térmicos de austêmpera pode ser explorada pelos vários segmentos da indústria de manufatura, permitindo o desenvolvimento de componentes com redução do tamanho de suas seções, conseqüentemente, diminuindo o peso de equipamentos, e ainda, substituindo o aço pelo ferro fundido nodular austemperado em aplicações de engenharia (SHEA,1986).

2.2.1 Tratamento Térmico

O tratamento térmico para a obtenção do FFNA pode ser simplificado em três etapas:

1 - completa austenitização do fundido;

2 - resfriamento brusco do fundido até a temperatura de austêmpera, que é inferior à temperatura de formação da perlita, mas superior à de formação da martensita;

3 - manutenção na temperatura de austêmpera durante um determinado tempo e posterior resfriamento à temperatura ambiente.

Em razão da alta concentração de carbono e silício no FFN, a transformação no estado sólido da austenita durante a austêmpera difere do que é encontrado nos aços (TRUDEL, 1997).

Para melhor entendimento, o tratamento térmico do FFNA será detalhado em dois subitens:

- austenitização;
- austêmpera.

2.2.1.1 Austenitização

Com o tratamento térmico de austêmpera, tem-se obtido substancial melhora das propriedades do ferro nodular. No tratamento de austêmpera, a austenitização é um processo que visa gerar uma distribuição uniforme de carbono e de elementos de liga segregados durante a solidificação em toda a matriz. Para isso, são necessárias temperaturas de austenitização (T_γ) e tempos de exposição suficientes para favorecer a difusão de todos os elementos (CUEVA-GALÁRRAGA, 2000).

O aquecimento para austenização é feito entre 875 °C e 925 °C, de modo que haja transferência suficiente de carbono à matriz austenítica. Como as zonas ferríticas do ferro nodular são isentas de carbono, para que o material se torne endurecível, é necessário, na austenitização, que haja suprimento de carbono à ferrita ou austenita (acima da temperatura crítica), o que ocorre por solução e difusão a partir dos nódulos de grafita. Esse processo depende da temperatura e do tempo. Os tempos variam de duas a quatro horas, dependendo da secção, justamente para se obter a máxima solubilização do carbono (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15; CHIAVERINI, 1987).

A austenitização do FFNA, assim como no FFNTR, é diretamente influenciada pela composição química do fundido. A temperatura de austenitização controla o teor de carbono na austenita retida, que afeta a estrutura e as propriedades mecânicas da liga austemperada (TRUDEL, 1997).

A completa austenitização significa a conversão de toda a matriz para austenita CFC e a saturação desta com carbono. Durante a austenitização, as zonas perlíticas, em geral, alcançam teor de carbono rapidamente para responder à têmpera satisfatoriamente, mas as zonas ferríticas devem obter carbono dos nódulos de grafita através de solução e difusão. Esse processo é dependente tanto da temperatura quanto do tempo (PETRY, 1996).

2.2.1.2 Austêmpera

Para produzir um FFNA com moderada resistência à tração e à dureza, mas elevada ductilidade e tenacidade, deve-se selecionar uma temperatura de austêmpera entre 350 e 400 °C, o que resultará numa matriz com ausferrita grosseira (com austenita retida entre 20 e 40%). Já, quando é necessária alta resistência à tração e à dureza, sacrificando a resistência ao impacto, devem-se selecionar temperaturas de austêmpera entre 230 e 350 °C (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004).

À medida que a temperatura de transformação isotérmica diminui, as estruturas tornam-se mais finas e mais resistentes; as plaquetas de ferrita grosseira irão dar lugar a agulhas de ferrita acicular cada vez mais finas e abundantes, ao mesmo tempo em que as partículas de austenita se tornarão mais finas e diminuirá o espaçamento entre microconstituintes. (JACINTO, 2001).

O tempo de duração do ciclo de austêmpera também é crítico para boas propriedades mecânicas. O objetivo da austêmpera é produzir uma estrutura que consiste de ferrita acicular e austenita estável com alto teor de carbono, chamada comumente de “ausferrita”, “bainita” ou, ainda, “ferrita bainítica”. Se o tempo de austêmpera for muito pequeno, o teor de carbono na austenita retida será menor do que o necessário para estabilizá-la, e esta poderá se transformar em martensita no resfriamento do fundido para a temperatura ambiente ou quando for tensionado, como durante a usinagem. Geralmente, a austenita é considerada estável quando o seu teor de carbono é maior do que 1,8% (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004; CHIAVERINI, 1996).

A transformação isotérmica é concluída por um resfriamento em água ou óleo. Esse resfriamento não se destina a provocar nem a impedir qualquer reação, mas a quebrar a película de sais que adere à peça após o estágio no banho (JACINTO, 2001).

A reação da austêmpera pode ser considerada em dois estágios da transformação sólida da austenita:

- Estágio I: $\gamma_0 \rightarrow \alpha + \gamma_c$
- Estágio II: $\gamma_c \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

Onde γ_0 é austenita primária e γ_c é austenita enriquecida em carbono (TRUDEL, 1997).

2.2.2 Microestrutura do Ferro Fundido Nodular Austemperado

A microestrutura do FFNA é constituída de uma mistura de ferrita acicular e austenita retida com alto teor de carbono. Outros constituintes incluem martensita, carbonetos e perlita (YESCAS, 2001).

As microestruturas de alta tenacidade do FFNA são resultantes de um primeiro estágio de reação, em que a austenita inicial se decompõe em ferrita acicular e austenita supersaturada em carbono. O enriquecimento da austenita por carbono reduz a temperatura M_s , abaixo da temperatura ambiente (25 °C), e possibilita a obtenção de matrizes duplex compostas de austenita e ferrita isenta de carbonetos (AZEVEDO, 1992).

A estrutura metalográfica proveniente da transformação isotérmica é fortemente dependente da temperatura da austêmpera (T_A). Uma baixa T_A resulta num grande super-resfriamento da austenita e leva a uma baixa velocidade de difusão do carbono. Conseqüentemente, a nucleação das agulhas de ferrita preferencialmente ao seu crescimento é favorecida, de modo que a transformação da austenita na faixa de 240 a 325 °C resulta numa estrutura de ausferrita inferior acicular com diferentes proporções de ferrita e austenita retida, podendo, ainda, ocorrer alguma quantidade de martensita (PETRY, 1996).

2.2.2.1 Ausferrita

A austêmpera permite obter uma estrutura baseada em austenita entre a perlita e a martensita. A fase metalúrgica obtida é chamada “ausferrita” e é composta de ferrita acicular e austenita residual saturada por átomos de carbono. Este último componente metalúrgico proporciona ao ferro excelentes características e, em particular, boa relação entre um alto limite de elasticidade e um bom alongamento à ruptura (ROUSIÈRE, 2003).

A ausferrita pode ser comparada com a bainita do aço, porém esta última é composta de ferrita acicular e carbonetos. No caso dos ferros fundidos, o alto teor de Si evita a

precipitação de carbonetos e leva a uma estrutura com ferrita acicular e austenita residual ou retida (ROUSIÈRE, 2003).

2.2.2.2 Perlita

É prejudicial ao ferro nodular austemperado, sendo danoso às propriedades de resistência e ductilidade. Kovacs, citado por Petry (1996), afirma que a composição da perlita no nodular austemperado é similar àquela no ferro nodular convencional, entretanto sua localização é inteiramente diferente no ferro nodular austemperado. No ferro fundido nodular a perlita forma-se nas zonas de fronteira de célula e raramente próximo aos nódulos, ao passo que, no nodular austemperado, há uma tendência de formação da perlita próximo aos nódulos e em fronteira de células.

2.2.2.3 Martensita

Existem dois tipos de martensita na matriz austemperada: se a martensita se forma imediatamente depois da têmpera, em virtude da alta temperatura M_s local, esta martensita é revenida durante o ciclo de austêmpera e sua dureza é reduzida, por outro lado, caso se forme da austenita metaestável, por causa do tensionamento ou do resfriamento abaixo da temperatura ambiente, terá alta dureza (PETRY, 1996).

2.2.2.4 Carbonetos

Os ferros fundidos nodulares que são utilizados na fabricação de componentes para quase todas as diferentes aplicações não devem apresentar a presença de carbonetos eutéticos na estrutura. Em alguns casos, especialmente quando é necessário obter elevada resistência ao desgaste, a própria especificação das peças estabelece a presença deste microconstituente em regiões específicas, notadamente nas superfícies que serão submetidas a esse tipo de solicitação em serviço, como se verifica em cilindros de laminação, eixos de comandos de válvulas coquilhados para motores ou ainda rolos para moendas de cana (SANTOS, BERGMANN, 2000).

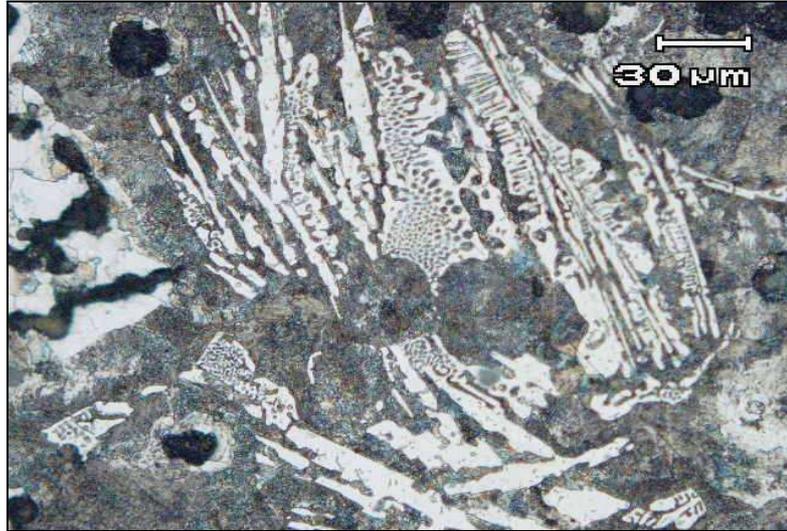


Figura 3 - Microestrutura do ferro fundido nodular. Presença de carbonetos de coquilhamento inverso - Ataque – Picral (ISRAEL, 2004).

Observa-se na Figura 3 a presença de carbonetos dispersos na microestrutura (regiões claras em forma de agulhas) Os carbonetos estão presentes na matriz metálica dos ferros fundidos nodulares sempre que não ocorrer a formação de grafita durante a reação eutética.

2.2.2.5 Austenita Retida

A presença de austenita retida nos aços, especialmente em grandes quantidades, geralmente é considerada deletéria pelo fato de que em aços a temperatura M_s da austenita retida usualmente exceder a temperatura ambiente. No caso de a temperatura na peça cair abaixo do limite M_s depois do tratamento térmico, ou quando a temperatura de trabalho diminuir, a austenita retida tende a transformar-se em martensita. A martensita não temperada desenvolver-se-á em qualquer lugar onde houver austenita retida disponível e condições favoráveis para tal (PETRY, 1996).

A microestrutura austenítica-ferrítica do ferro nodular é produzida através de um tratamento térmico isotérmico, que difere da austêmpera realizada em aços convencional, porque visa reter uma certa quantidade de austenita, geralmente tanto quanto o possível (20-50%) na microestrutura (PETRY, 1996).

Como a T_γ controla o teor de carbono na austenita inicial, é esperado que a fração de austenita retida (γ_C), de alto teor de carbono (C_γ), depois da austêmpera, aumente com o aumento de T_γ . Esta austenita retida de alto teor de carbono estará estabilizada se não se transformar em martensita quando exposta a mudanças de temperatura ou a campos de tensões (CUEVA-GALÁRRAGA, 2000).

A austenita retida no FFNA, pode, entretanto, ser desestabilizada, sofrendo transformação martensítica, quando exposta a campos externos de tensões ou deformações. Em alguns casos é vantajosa essa transformação porque, segundo Nishiyama, provoca aumento da energia absorvida no ensaio de impacto e aumento da resistência ao desgaste (CUEVA-GALÁRRAGA, 2000).

A quantidade de austenita retida aumenta com o acréscimo de cobre e decresce com o conteúdo de molibdênio. Quando o conteúdo de austenita retida decresce, as fraturas mudam de fratura dúctil para fratura por clivagem, mas somente em amostras com quantidades extremamente baixas (inferiores a 5% de austenita retida) as amostras estudadas por MI apresentaram completa fratura por clivagem (MI, 1995).

A presença de austenita retida não transformada é facilmente identificada nas amostras metalográficas atacadas com nital, observadas no microscópio óptico sob a forma de zonas brancas dispersas na matriz metálica (JACINTO, 2001).

2.2.2.6 Estabilidade da Austenita Retida

A austenita está estabilizada quando não se transforma em martensita ao ser exposta a mudanças de temperatura ou a campos de tensões. Essa estabilidade pode ser avaliada pela temperatura de início de transformação martensítica (M_s), considerando-se mais estável a austenita que tem menor M_s (CUEVA-GALÁRRAGA, 1999).

O carbono é o principal elemento que estabiliza a austenita tanto em ligas de ferro fundido quanto nos aços. Nos FFNAs essa tendência estabilizadora se mantém e, quando o teor de carbono na austenita (C_γ) exceder 1,4%, a temperatura M_s terá um valor abaixo da temperatura ambiente, o que resulta em austenita retida na estrutura austemperada (CUEVA-GALÁRRAGA, 1999).

Segundo Cueva-Galárraga (1999), alguns autores sugerem que a transformação martensítica induzida por deformação em FFNA é acompanhada pela formação de maclas de deformação na austenita retida em estruturas com morfologia de ausferrita superior. Realizando ensaios de tração e compressão, um desses autores verificou que a interação de maclas de deformação está localizada nos lugares onde se produziu a nucleação de martensita e que as interações macla/macla se formam principalmente nas áreas de austenita não transformada, quando a transformação era baixa. Também verificou que, aumentando a deformação, provoca-se mais interações macla/macla e, portanto, produz-se martensita

induzida por deformação também na austenita que se encontra entre as agulhas de ferrita acicular.

Várias são as vantagens observadas nos FFNAs quando sofrem transformação martensítica induzida por deformação em virtude das tensões externas. Entre essas pode-se destacar o aumento da resistência ao desgaste (em razão do aparecimento da martensita, que aumenta a dureza da superfície de desgaste). Como desvantagens observam-se variações dimensionais das peças por causa da variação volumétrica característica da transformação martensítica e da dificuldade de usinagem pela formação de martensita nas superfícies das peças durante o processo de usinagem (CUEVA-GALÁRRAGA, 1998, 1999).

2.2.3 Emprego dos Ferros Fundidos em Nodular Austemperado

O ferro fundido nodular austemperado pode ser empregado nas mais diversas peças, como na manufatura de virabrequins, uma vez que os modelos produzidos em ferro fundido nodular perlítico não conseguem suportar as elevadas cargas dos motores modernos. Neste caso, o aço forjado também poderia ser cogitado se não fossem as desvantagens do seu custo e peso. O FFNA também está sendo aplicado em placas de suporte de engrenagens, que servem para o acionamento das unidades auxiliares do motor diesel de 10 cilindros dos modelos Touareg e do Phaeton, da Volkswagen (RÖHRIG, 2003).

Na Europa é empregado principalmente no projeto de veículos utilitários, na construção mecânica em geral e nas peças resistentes ao desgaste, destinadas a máquinas agrícolas, de terraplanagem, de construção civil e de mineração. O maior mercado individual existente atualmente na Europa inclui os mancais e os suportes de molas de veículos utilitários, destacando-se também os cubos de rodas, engrenagens de diversos tipos e tamanhos, assim como elos e roletes de correntes (RÖHRIG, 2003).

2.3 Ferro Fundido Nodular Temperado e Revenido

O tratamento térmico de têmpera proporciona ao ferro fundido nodular a máxima dureza que ele pode atingir, o aumento da resistência e a perda em ductilidade, sendo necessário portanto um tratamento térmico posterior a têmpera que é o revenimento.

Em seqüência são abordadas as principais etapas deste tratamento térmico.

2.3.1 Tratamento Térmico

O tratamento térmico para a obtenção do FFNTR pode ser simplificado em três etapas:

- 1 - completa austenitização do fundido;
- 2 - resfriamento brusco do fundido até a temperatura ambiente, que é inferior à temperatura de transformação da martensita;
- 3 – aquecimento até a temperatura de revenimento, manutenção nesta temperatura durante um determinado tempo e posterior resfriamento à temperatura ambiente.

Para melhor entendimento, o tratamento térmico do FFNTR será detalhado em dois subitens:

- austenitização;
- têmpera e revenimento.

2.3.1.1 Austenitização

A descrição do processo de austenitização citado no item 2.2.1.1, referente ao FFNA, é similar ao que ocorre no FFTR e não justifica aqui a sua repetição.

Ao contrário do que se observa nos aços, a elevação da temperatura de austenitização do ferro fundido enriquece progressivamente a austenita em carbono, o que significa aumento do risco de distorção e fratura das peças, bem como aumento da fração de austenita residual após a têmpera; daí a clara desvantagem de ser excessiva a temperatura de austenitização (JACINTO, 2001). Contudo, o decréscimo na temperatura de austenitização pode resultar em baixa resistência do ferro fundido temperado e revenido em razão da excessiva redução do teor de carbono na austenita (RAO, 2003).

Em estudos citados por Cueva-Galárraga (1999), verificou-se que, mesmo utilizando longos tempos (6h) e altas T_γ , não foi possível obter uma boa distribuição dos elementos de liga segregados na solidificação. Foi constatado também que longos tempos de austenitização (t_γ), assim como altas T_γ , não são recomendáveis tecnologicamente porque promovem o

crescimento do grão austenítico, provocando uma diminuição nas propriedades mecânicas e encarecendo o material, em razão do custo do processo.

2.3.1.2 Têmpera e Revenimento

Após a austenitização é necessário um resfriamento suficientemente rápido para suprimir a formação de ferrita e perlita e a produção de austenita metaestável, que irá se transformar em martensita a baixa temperatura. A dureza do fundido depende do conteúdo de carbono da martensita e do seu volume na matriz. Junto com o conteúdo de silício, a temperatura de austenitização determina o conteúdo de carbono na austenita. A têmpera em óleo é preferencial, em virtude da minimização de tensões no fundido, mas salmoura e água também são usadas na transformação martensítica. Para o sucesso da têmpera, é necessária a completa obtenção de martensita na estrutura. Na prática para o aumento da temperabilidade em peças de FFN com paredes grossas, é necessária a utilização de elementos de liga (entre os quais, Mn, Ni, Cu e Mo) (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15).

O revenimento reduz a resistência e a dureza e aumenta a ductilidade, tenacidade e usinabilidade do ferro fundido nodular temperado. Com o revenimento, o fundido apresenta a redução da tensão residual, da quantidade de austenita retida, e da probabilidade de fissuras. Essas propriedades são obtidas quando o ferro fundido nodular temperado é aquecido a temperaturas abaixo da zona crítica. O revenimento é um processo no qual as condições de tempo e temperatura são influenciadas pelas propriedades desejadas, elementos de liga, microestrutura temperada e quantidade de nódulos (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004).

2.3.2 Microestrutura do Ferro Fundido Nodular Temperado

A microestrutura resultante de um ferro fundido nodular temperado e revenido é a martensita revenida, nódulos de grafita e, em algumas situações, austenita retida, esta última determinada principalmente pela temperatura de revenimento provocado no ferro fundido.

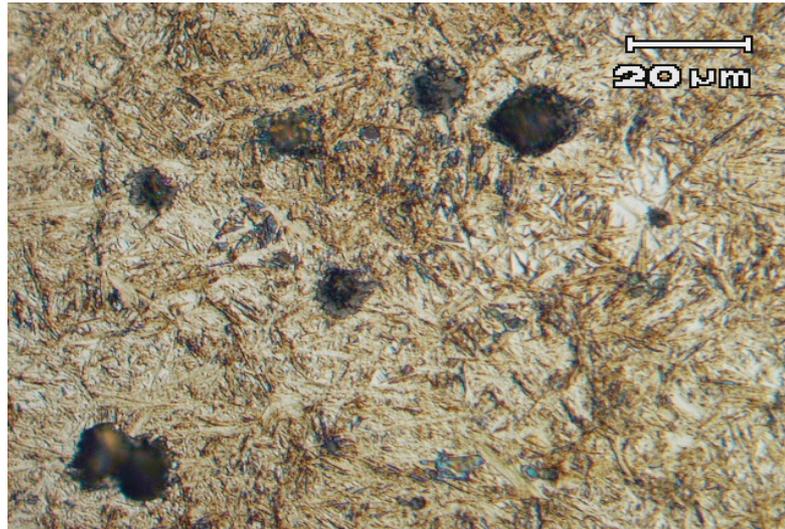


Figura 4 - Aspecto metalográfico típico de ferro fundido nodular temperado e revenido (ISRAEL, 2004).

A martensita forma-se a partir da austenita através do processo de súbito cisalhamento, sem a alteração da composição química. O carbono que se encontrava em solução sólida na γ permanece em solução numa nova estrutura tetragonal de corpo centrado, uma forma distorcida do ferro cúbico de carbono centrado. A martensita é dura, mas é uma fase frágil. É de costume revenir estruturas temperadas (VALDEBENITO, 2004).

2.4 Ferro Fundido Branco

As ligas de ferro fundido branco com alto teor de elementos de liga são utilizadas principalmente em aplicações nas quais é necessária a alta resistência ao desgaste por abrasão. Grandes quantidades de carbonetos primários e/ou eutéticos na sua microestrutura promovem a sua alta dureza. O FFBAC contém cromo na sua composição química para prevenir a formação de grafita na solidificação e garantir a estabilidade do carboneto. Nesses materiais, praticamente todo o carbono apresenta-se na forma combinada de carboneto de ferro (Fe_3C) (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15; CHIAVERINI, 1996).

Os ferros fundidos brancos de alta liga podem ser classificados em dois grupos:

- ferros brancos níquel-cromo: também conhecidos como Ni-Hard, são ligas com baixo teor de cromo, entre 1 e 4%, e 3 a 5% de níquel ;

- ferros fundidos cromo-molibdênio: contêm entre 11 e 23% de cromo e até 3% de molibdênio; freqüentemente, adicionam-se a liga níquel ou cobre.

Existe, ainda, um terceiro grupo de ferros brancos, com teores de cromo entre 25 e 28% e que podem conter molibdênio e ou níquel em até 1,5% (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15).

A ductilidade desses materiais é praticamente nula. De qualquer modo, o limite de resistência à tração desses materiais do tipo perlíticos varia de cerca de 21kgf/mm² (210MPa), para as classes de alto carbono, a 42 kgf/mm² (410MPa), para os de menor carbono. Para os tipos martensíticos, esses valores variam de 35 a 42 kgf/mm² (340 a 410MPa), para os ferros martensíticos com carbonetos dos tipos M₃C, ao passo que os ferros martensíticos de alto cromo, com carbonetos dos tipos M₇C₃, apresentam valores variáveis de 42 a 56 kgf/mm² (410 a 550MPa) (CHIAVERINI, 1996).

2.4.1 Elementos de Liga do Ferro Fundido Branco

Os elementos níquel, cromo e molibdênio são geralmente utilizados isolados ou em combinação para aumentar a resistência ao desgaste. O cromo, quando utilizado em teores entre 12 e 35%, confere resistência à corrosão e à oxidação a altas temperaturas, além de aumentar a resistência à abrasão. A Figura 5 apresenta um ferro fundido branco com alta resistência ao desgaste, com 2,6%C, 17%Cr, 2%Mo e 2%Ni. (DOITPOMS, 2004).

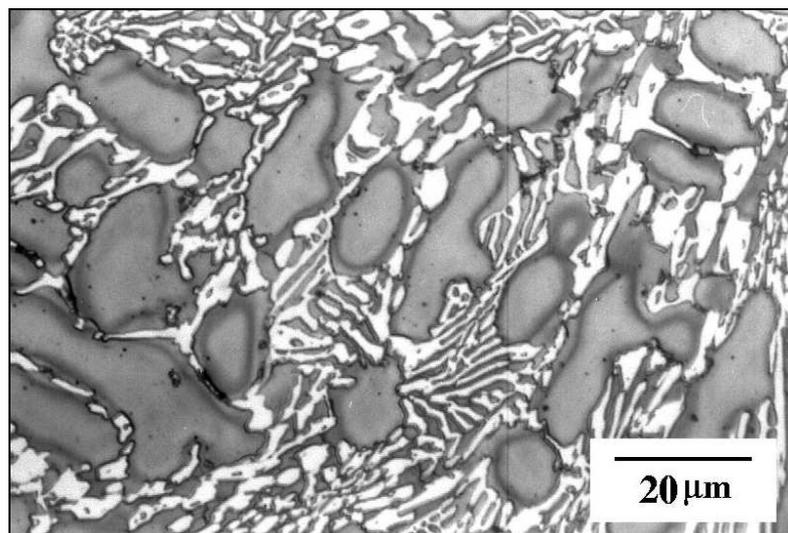


Figura 5 – Micrografia do ferro fundido branco. Fase clara é carboneto de cromo (M₇C₃). Matriz com dendritas de austenita – ataque com Vilela (DOITPOMS, 2004).

O molibdênio tem um efeito equivalente a um terço do cromo no que diz respeito ao aumento da profundidade de coquilhamento. O objetivo inicial de se adicionar Mo em pequenos teores (0,25 a 0,75%) é melhorar a resistência da superfície coquilhada a fenômenos de lascamento, corrosão localizada, trincamento pelo calor e efeitos semelhantes. Além disso, o Mo endurece e melhora a tenacidade da matriz perlítica. Em combinação com o Ni ou Cr, ou ambos, confere matriz martensítica, em vez de perlítica, e melhora, em consequência, a resistência à abrasão. Ferros fundidos brancos com 12 a 18% de Cr, usados em peças fundidas resistentes ao desgaste, apresentam uma melhora dessa qualidade quando se adiciona de 1 a 4% de Mo, pois a matriz perlítica é suprimida, mesmo com resfriamento lento característico de seções mais espessas (METALS HANDBOOK, 1990, Vol. 1; CHIAVERINI, 1996).

2.4.2 Ferros Fundidos Brancos Resistentes ao Desgaste

Os ferros fundidos com altos teores de elementos de liga, especialmente os ferros fundidos com altos teores de cromo, são materiais com elevada resistência à abrasão e amplamente empregados. Foram provavelmente, desenvolvidos a partir da experiência acumulada com os ferros fundidos brancos comuns (PINTAÚDE, 1995).

Ferros fundidos brancos com elevado teor de Cr formam carbonetos do tipo M_7C_3 , que é mais compacto do que o Fe_3C da ledeburita e geralmente descontínuo, proporcionando maior tenacidade ao material. Os FFBAC brutos de fusão podem apresentar na sua microestrutura matriz austenítica ou austenítica-martensítica. Aquelas que sofreram tratamento térmico podem apresentar na sua microestrutura matriz martensítica, obtendo, assim, a máxima resistência ao desgaste e tenacidade para estes materiais (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15).

As ligas de FFBAC com melhor resistência à abrasão situam-se na faixa de composição entre 12 e 22% de Cr. Com menos de 12%, há possibilidade de formação de maior volume de cementita em detrimento de carbonetos de cromo, principais responsáveis pela resistência à abrasão. Conseqüentemente, há maiores perdas quando o material é submetido a uma determinada condição de desgaste. Já, com teores acima de 22% e com o carbono limitado à composição eutética, a maior parte desse conteúdo de carbono será combinada com o cromo, em razão de fatores termodinâmicos, levando a um empobrecimento de carbono na matriz e ocasionando uma menor dureza nessa região. Entende-se que a melhor

opção em termos de resistência à abrasão é conseguida através de uma matriz martensítica (CHIAVERINI, 1996; RÖHRIG, 1974).

Os carbonetos presentes no FFBAC são muito duros e resistentes ao desgaste, mas muito frágeis também. Em geral, a resistência ao desgaste é melhorada aumentando-se a quantidade de carboneto, ao passo que a tenacidade é melhorada aumentando-se a proporção da matriz metálica. Para obter a máxima dureza e resistência à abrasão, estruturas com matriz martensítica devem ser produzidas através de tratamento térmico. O fundido deve conter elementos de liga suficientes para evitar a formação de perlita após o resfriamento (METALS HANDBOOK, 1988, Vol. 15).

2.5 Mecanismos de Desgaste

O desgaste ocorre pelo deslocamento e pelo destacamento de partículas metálicas da superfície do metal. A fricção provoca o desligamento e o deslocamento de partículas, resultando na decomposição mecânica e progressiva da superfície metálica. A fricção pode ocorrer pelo contato da superfície metálica com outro metal, com um não-metal ou com um fluxo líquido ou gasosos, resultando no que é denominado, respectivamente, “desgaste metálico”, “desgaste por abrasão” e “desgaste por erosão” (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004; SILVEIRA, 1970).

Podem ser observados os seguintes tipos de desgaste:

- desgaste adesivo ou por aderência;
- desgaste abrasivo;
- desgaste erosivo;
- desgaste por reação triboquímica.

A complexidade dos fenômenos de desgaste e seus resultados dependem das propriedades dos materiais (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004).

Neste trabalho serão abordados os mecanismos de desgaste por abrasão.

2.5.1 Desgaste por Abrasão

O metal é removido por riscamento. A abrasão sob baixas tensões resulta da ação cortante de abrasivos sob cargas que não são suficientes para vencer a resistência desses abrasivos ao esmagamento. O resultado é o arranhamento da superfície metálica, geralmente pequeno, e a quantidade de deformação subsuperficial é mínima. Já, sob altas tensões, essas são suficientes para esmagar ou moer o abrasivo. O desgaste é causado por tensões de compressão concentradas no ponto de contato com o abrasivo, ocorrendo a deformação plástica e fadiga de constituintes dúcteis e a quebra dos constituintes duros do material empregado (METALS HANDBOOK, 1990, Vol. 1).

O desgaste abrasivo ainda pode ser subdividido em duas categorias:

- abrasão sob baixas tensões (a superfície apresenta riscamento);
- abrasão sob altas tensões (a superfície não apresenta riscamento).

A Figura 6 representa a ação da partícula dura na superfície do material. A variação de tensão aplicada pelas componentes F_x e F_y (forças normal e tangencial atuantes na partícula) determina a característica do mecanismo de desgaste, que pode ser, como citado anteriormente, sob baixas ou altas tensões (ALLEN, 1996).

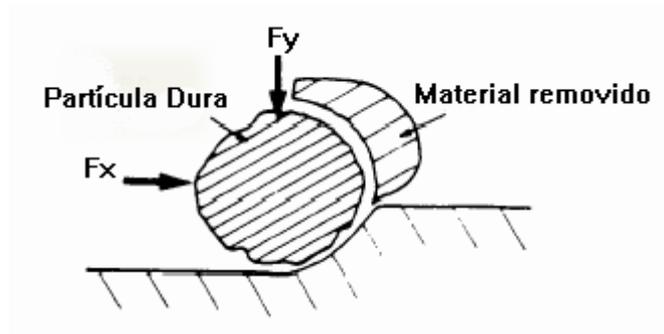


Figura 6 - Representação do desgaste abrasivo produzido pelo movimento de partícula dura na superfície da peça. (ALLEN, 1996).

2.5.2 Relação Entre Dureza e Desgaste por Abrasão

A alta resistência à abrasão dos ferros fundidos é resultado direto de suas microestruturas. Em escala microscópica, a maior parte dos processos de abrasão pode ser descrita como uma ação de corte similar a uma operação de usinagem, na qual o grão do abrasivo penetra na superfície do metal produzindo pequenos cavacos. É, obviamente, necessário que o grão do abrasivo seja mais duro do que o do material em uso (CASTELETTI, 1994).

Em estudos realizados por Haseeb et al. (2000), no qual se utilizaram dois ferros fundidos nodulares com a mesma faixa de dureza, mas com microestruturas diferentes (um temperado e revenido e o outro austemperado), foi constatado que o principal fator na resistência ao desgaste dos ferros fundidos é o sistema tribológico.

A Tabela 1 apresenta a dureza típica de matrizes de alguns ferros fundidos. A efetividade dos carbonetos com relação à resistência ao desgaste advém de sua dureza, devendo-se considerar também, para aplicações com peças com elevada resistência ao desgaste, a quantidade e a distribuição das fases duras (VATAVUK, 2003).

Tabela 1-Dureza Vickers de alguns carbonetos, fases e minerais (VATAVUK, 2003; CASTELETTI, 1994).

	Carbonetos	Dureza Vickers
Carbonetos Puros	TaC	1.800
	NbC	2.400
	VC	2.800
	W₂C	3.000
	Cr₇C₃	1.600
	Cr₃C₂	1.300
	Cr₂₃C₆	1.300
Carbonetos Complexos	M₇C₃	1200 1600
	M₆C	1.100 1.650
	MC	1.800 2.200
Matriz	Ferrítica	200
	Perlítica	350
	Martensítica	450
Minerais	Quartzo	900
		1280

Como observado na Tabela 1, o quartzo, que é o constituinte majoritário nos minerais abrasivos, é mais duro que a maioria das matrizes de ligas ferrosas, podendo desgastá-las facilmente. Os carbonetos de cromo, presentes no FFBAC, são mais duros que o quartzo e, conseqüentemente, resistirão à abrasão. Os carbonetos mais duros que os de cromo têm o seu uso limitado pelos custos mais elevados (CASTELETTI, 1994).

2.5.3 Resistência ao Desgaste dos Ferros Fundidos

Características relacionadas ao efeito de lubrificação sólida da grafita, ao baixo custo de fabricação decorrente da baixa temperatura de fusão do eutético ferro-carbono, além das propriedades mecânicas próximas às dos aços, aumentam a preferência dos usuários e fabricantes pela utilização de ferros fundidos nodulares, cujas propriedades mecânicas são muito superiores às dos ferros fundidos cinzentos com grafita lamelar (VATAVUK, 2003).

O incremento no que se refere à resistência ao desgaste adesivo e, principalmente, abrasivo pode ser conseguido com uma dispersão de partículas duras na matriz, como, por exemplo, os carbonetos. A efetividade dessa adição está diretamente ligada à dureza da matriz, que deverá ser capaz de evitar o desprendimento desses carbonetos para que haja um ganho real no que se refere à resistência ao desgaste, sendo, portanto, interessante que esta seja constituída por martensita revenida (VATAVUK, 2003).

Em geral, matrizes martensíticas proporcionam maior resistência ao desgaste que matrizes perlíticas em decorrência de sua dureza mais elevada. A presença de austenita retida não constitui problema desde que transforme-se em martensita durante sua aplicação. Pode-se, ainda, aumentar a resistência ao desgaste do FFN através de coquilhamento parcial ou têmpera superficial (SANTOS, 1989).

Lerner, citado por Cueva-Gálarraga (2000), constatou que a resistência ao desgaste de um FFNA era equivalente à do aço AISI 4340 e, quase duas vezes melhor que à do aço AISI 1050 temperado e muito melhor que a de alguns ferros fundidos brancos. Essa boa característica foi atribuída à transformação martensítica da austenita retida, que acontece na camada superficial durante os testes de desgaste.

A temperatura de austenitização não influencia significativamente na resistência ao desgaste nos FFNAs, porém amostras austemperadas mostraram ser mais resistentes ao

desgaste abrasivo quando comparadas com amostras com matrizes perlíticas e martensíticas (CUEVA-GALÁRRAGA, 2000).

2.6 Mecanismos de Fratura

A tenacidade de um determinado material é uma medida da energia absorvida antes e durante o processo de fratura. Um material é tenaz se absorve apreciável quantidade de energia durante a deformação. O dano que pode ocorrer num componente, sobretudo se houver a presença de um concentrador de tensões, vai depender basicamente da capacidade do material de absorver deformações plásticas localizadas e de provocar a formação de uma região deformada na ponta a trinca. Um arredondamento da ponta da trinca retarda a ocorrência de uma fratura catastrófica. Entretanto qualquer efeito que afete a capacidade de deformação do material afetará também as suas características de fratura (GUIMARÃES, 2002).

A fratura tem, essencialmente, dois componentes:

- a iniciação ou criação de uma trinca ou fissura;
- o crescimento ou a propagação da mesma.

A fratura simples consiste na separação de um corpo em dois ou mais pedaços em resposta a uma tensão imposta que possua natureza estática (isto é, constante ou que se modifica lentamente ao longo do tempo) e a temperaturas baixas quando comparadas à temperatura de fusão do material. Podem-se classificar dois modos de fratura:

- fratura dúctil;
- fratura frágil ou por clivagem.

A classificação está baseada na habilidade de um material em experimentar uma deformação plástica. Os materiais dúcteis exibem tipicamente uma deformação plástica substancial, com grande absorção de energia antes da ocorrência da fratura. Por outro lado,

para a fratura frágil existe, geralmente, pouca ou nenhuma deformação plástica com baixa absorção de energia. (CALLISTER, 2000).

A fratura dúctil é quase sempre preferível por dois motivos. Em primeiro lugar, a fratura frágil ocorre repentina e catastróficamente, sem qualquer aviso, ou seja, é uma consequência da espontânea e rápida propagação da trinca. No caso da fratura dúctil, a presença de deformação plástica dá um alerta de que uma fratura é iminente, permitindo que medidas preventivas sejam tomadas. Em segundo lugar, mais energia de deformação é exigida para induzir uma fratura dúctil, uma vez que materiais dúcteis são geralmente mais tenazes (CALLISTER, 2000).

A fratura frágil caracteriza-se pela propagação instável da trinca praticamente sem ocorrência de deformação plástica. Neste tipo de fratura apresenta-se separação do corpo, normal à direção de tração; não há evidência de deformação (GUIMARÃES, 2002).

A determinação do processo de fratura é o fator-chave para o entendimento dos motivos que levaram à falha, o que é geralmente conseguido por meio da caracterização da topografia da superfície de fratura. Do ponto de vista microscópico, a fratura pode acontecer basicamente por cinco micromecanismos:

- alveolar (dimples);
- clivagem;
- quase-clivagem;
- intergranular;
- fadiga.

Neste trabalho, serão abordados apenas os micromecanismos observados nos ferros fundidos aqui estudados com solicitações de impacto.

2.6.1 Fratura Alveolar

A fratura alveolar ocorre em muitos materiais, independentemente da estrutura cristalina e da composição química. Esse micromecanismo é associado à deformação plástica

do ponto de vista microscópico e caracteriza-se pela presença de alvéolos ou dimples na superfície de fratura (GUIMARÃES, 2002).

2.6.2 Fratura por Clivagem

A fratura por clivagem pode ser definida como a separação de planos cristalográficos ao longo de uma determinada orientação. O processo de separação dá origem a novas superfícies a partir de planos preferenciais da estrutura cristalina. Um dos aspectos interessantes da fratura por clivagem é que a sua ocorrência se verifica ao longo de planos cristalográficos específicos, os quais são conhecidos como “planos de clivagem” ou “planos preferenciais de clivagem”. Como os grãos vizinhos têm orientações diferentes, a trinca por clivagem muda de orientação no contorno de grão e continua sua propagação nos planos de clivagem preferenciais. O que conduz à separação das partes por clivagem mostre uma superfície plana ao longo do grão. A fratura por clivagem geralmente está associada a baixa energia de fratura (GUIMARÃES, 2002).

2.7 Resistência ao impacto em Ferros Fundidos

Diversos fatores podem influenciar na resistência ao impacto dos ferros fundidos aqui estudados, tanto para os nodulares austemperados, temperados e revenidos, quanto para os ferros fundidos brancos. Os ferros fundidos nodulares apresentam resistência ao impacto mais elevada que os cinzentos. Nesses materiais, a resistência ao impacto depende da composição química e da microestrutura (SANTOS, 1989).

Vários componentes automotivos utilizam o FFN ferrítico recozido para mecanismos articulados. Esta classe de ferro é selecionada pela ótima resistência ao impacto (160 J), mas possui baixa resistência à tração (415MPa). Em aplicações de elevada resistência, estas peças devem apresentar seções maiores, para que esses componentes apresentem o desempenho para o qual foram projetados. Uma classe de ferro fundido fundido que possui uma resistência à tração de 830MPa e com resistência ao impacto de 135 J permitiria a redução desta seção (SHEA, 1986).

A Figura 7 apresenta a influência da quantidade de grafita na resistência ao impacto de um FFN. Observa-se na figura que, para temperatura ambiente (aproximadamente 20 °C), o ferro fundido com menor quantidade de grafita é o que apresenta melhor resistência ao impacto.

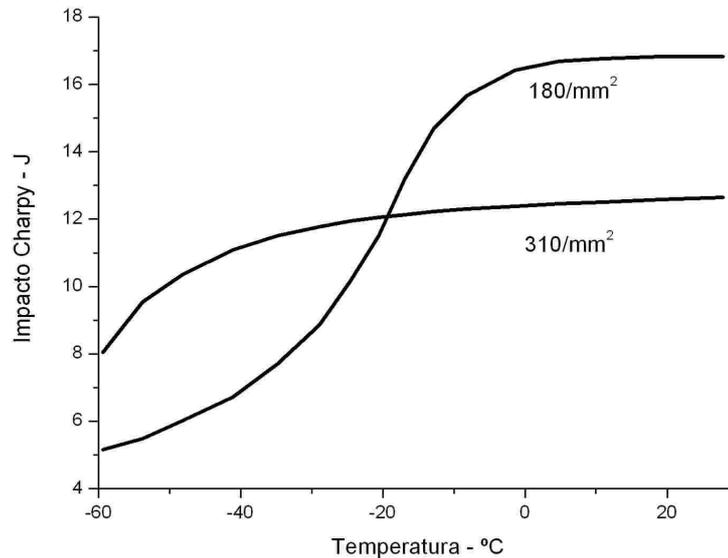


Figura 7-Efeito da quantidade de grafita na resistência ao impacto Charpy com entalhe do ferro fundido nodular ferrítico (DUCTILE IRON SOCIETY, 2004).

Ensaio de resistência ao impacto Charpy realizados por Shea (1986) em FFNA indicaram forte influência das condições de austenitização, temperatura de austêmpera e quantidade de silício. Esses fatores podem ser facilmente explicados, pois o silício é um forte elemento grafitizante, diminuindo, assim, a formação de carbonetos.

A influência da temperatura de austenitização pode ser explicada, em parte, pela quantidade de carbono na austenita e, conseqüentemente, pela quantidade de austenita retida na microestrutura (SHEA, 1986).

A tenacidade aumenta com o decréscimo da temperatura de austêmpera, maximizada com temperaturas próximas de 300 °C, e apresenta redução com o aumento da temperatura. Isso pode ser explicado pelo efeito do tamanho de grão da ferrita e pelo volume de austenita presente (RAO, 2003).

Estudos demonstram que, para melhor tenacidade do FFNA, o seguinte aspecto microestrutural deve ser observado (RAO, 2003):

- microestrutura contendo ausferrita, isenta da presença de carbonetos;

- austenita retida em torno de 25%;
- teor de carbono na austenita maior que 1,8%.

Putatunda, citado por Albuquerque (2001), observa que, para temperaturas de austêmpera na faixa de 320 °C, há uma grande taxa de nucleação de ferrita, que resulta numa microestrutura fina, composta de ferrita acicular mais carbonetos finamente dispersos e austenita estabilizada.

Para os ferros fundidos brancos de alto cromo, a resistência ao impacto é dependente da natureza da matriz metálica, bem como da quantidade, da morfologia e do tipo de carbonetos formados na solidificação. Para valores de até 30% de carbonetos, verifica-se que a tenacidade permanece constante, declinando com o aumento da quantidade. Foi observado também que matrizes austeníticas resultam em materiais mais tenazes do que as martensíticas (SINATORA, 1987).

2.7.1 Fratura de Ferros Fundidos Nodulares

Nos aços o comportamento em fratura é ditado pelo tamanho de grão presente, pela matriz e pela forma, pela distribuição e quantidade de inclusões, ao passo que nos ferros nodulares, a fratura aparece como dependente de fatores como grau de nodularização, número de nódulos por unidade de área, matriz, microrechupes e segregações intercelulares, que são controláveis pela composição química (CE) e pelo grau de inoculação. Outro fator importante para o aumento da tenacidade à fratura do material é o controle do teor de fósforo da matéria-prima (PETRY, 1999).

A fratura dos FFNs tem as mesmas características de fratura de um material composto. Efetivamente, ele tem uma matriz semelhante à de um aço e tem inclusões de grafita em forma nodular, as quais determinam o comportamento do material quanto à fratura (SCUOTEGUAZZA, 1991).

Em estudos citados por Cueva-Galarra (2000) verificou-se que a propagação de uma trinca nos FFNAs começa com a nucleação e posterior propagação de pequenas trincas desde os nódulos, como consequência das tensões induzidas nas vizinhanças dos nódulos pelo avanço de uma trinca principal. Em virtude desse mecanismo de cegamento da trinca pelos nódulos, a propagação de trinca precisa de uma quantidade de energia extra. A estrutura típica dos FFNAs (austenita retida mais ferrita) apresenta-se como um caminho muito difícil para

que a trinca consiga atravessar a matriz, pois é absorvida muita energia durante esse percurso. Além disso, a austenita retida poderia se transformar em martensita sob tensão ou deformação, provocando um consumo adicional de energia e gerando, também, tensões residuais compressivas que tendem a fechar a ponta da trinca.

No caso dos ferros nodulares temperados e revenidos a baixas temperaturas, apresentando estrutura da matriz de martensita revenida, os processos de decoesão dos nódulos, plasticidade localizada e emissão de microtrincas dos nódulos podem ser bem observados como em ferros nodulares com outras estruturas, embora a extensão desses eventos de pré-fratura seja muito mais limitada para esta matriz de baixa tenacidade do que para outras matrizes estudadas. Autores citados por Petry (1999) verificaram que, em ferros fundidos nodulares temperados e revenidos a maiores temperaturas, nos quais a matriz se constitui de ferrita e grafita secundária, o patamar de tenacidade superior é significativamente baixo (se comparado àqueles das estruturas brutas de fusão ou ferríticas recozidas) por causa da presença de grafita secundária (PETRY, 1999).

2.7.2 Ensaio de Impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy tem limitada significação e interpretação, sendo útil apenas na comparação de materiais ensaiados nas mesmas condições. O resultado do ensaio é apenas uma medida da energia absorvida e não fornece indicações seguras sobre o comportamento do metal ao choque em geral, o que seria possível se pudesse ensaiar uma peça inteira sob as condições de sua real aplicação (SOUZA, 1982).

O ensaio de impacto não serve para resultados específicos utilizados para análises de fratura que ocorreram em serviço ou para obter informações que possam ser utilizadas diretamente no projeto de uma estrutura qualquer, como tensões de trabalho máximas possíveis, temperatura mínima de operação, tempo de duração da estrutura em serviço, etc. Para essas determinações, existem outros ensaios mais complexos, mais caros e mais demorados, os quais são muito mais precisos e indicativos (PETRY, 1999).

Entretanto, considerando a proposta deste trabalho, que busca a avaliação comparativa entre diferentes tipos de fundidos, esse ensaio torna-se extremamente atrativo, principalmente considerando o seu baixo custo de ensaio e a sua rapidez.

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Materiais

Neste trabalho foram estudados três diferentes tipos de ferros fundidos, caracterizando-os quanto às propriedades mecânicas e estruturas metalográficas e submetendo-os a testes comparativos de resistência ao desgaste e ao impacto.

Os ferros fundidos utilizados neste trabalho são:

- No ferro fundido nodular temperado e revenido (FFNTR) selecionado não foram adicionados elementos de liga específicos para alterar suas propriedades mecânicas. A escolha deve-se à relativa facilidade para sua obtenção, não sendo necessário grande aparato tecnológico, e à possibilidade de se atingirem elevados valores de dureza e resistência à tração após o tratamento térmico. Este fundido foi temperado em óleo e revenido a 200 °C.
- O ferro fundido nodular austemperado (FFNA) avaliado apresenta 0,4% Mo e temperaturas de austêmpera em 260 e 300 °C, obtendo-se, assim, ausferrita inferior na microestrutura e diferentes quantidades de austenita residual. Este material tem despertado interesse em inúmeras empresas que buscam resolver problemas de desgaste, sem, com isso, perder a tenacidade do material.
- O ferro fundido branco alto cromo (FFBAC) é um material muito utilizado nas aplicações de resistência ao desgaste abrasivo. O material avaliado classifica-se segundo norma ASTM A532 classe II tipo D, apresentando 20% de Cr e até 3% de Mo na liga e, neste caso, foi utilizado como elemento de referência para os testes de desgaste.

A Figura 8 apresenta o gráfico comparativo dos custos de produção dos ferros fundidos analisados, fornecido pela SOCIESC (2003). Observa-se na figura que o FFBAC pode ter valores superiores a 35% quando comparado com o FFNA, que, por sua vez, apresenta custos aproximadamente 38% maiores que o FFNTR. Os valores indicados referem-

se a orçamento para produção das peças conforme a Figura 11, com moldagem mecanizada e molde com seis cavidades de peças.

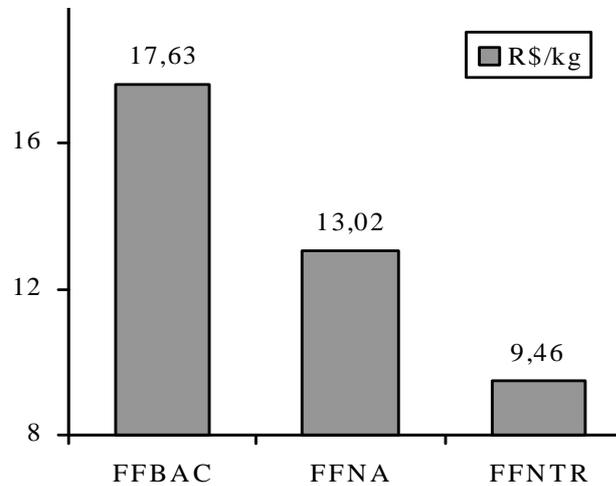


Figura 8-Custo dos ferros fundidos analisados – R\$/kg. (SOCIESC, 2003).

Para melhor entendimento das condições dos materiais adotados neste trabalho, é apresentado na Figura 9 um organograma dos ferros fundidos utilizados e as respectivas condições analisadas.

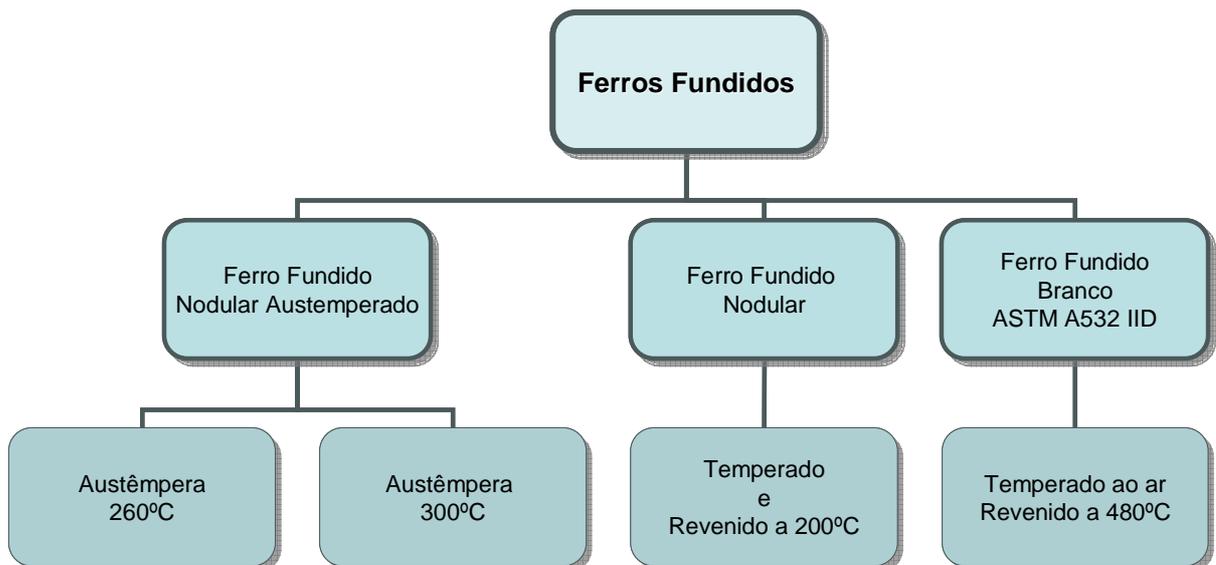


Figura 9 – Organograma com os ferros fundidos avaliados e seus tratamentos térmicos.

3.2 Métodos

Optou-se em produzir as peças e corpos-de-prova de ferro fundido nodular (fusão e tratamento térmico) na fundição da Escola Técnica Tupy (SOCIESC) em Joinville, SC, pelo fato de possuírem ótima estrutura laboratorial e conceituado conhecimento na produção de ferro fundido nodular austemperado. Já o ferro fundido branco foi produzido pela PL Fundição e Serviços Ltda. de Novo Hamburgo, RS, atendendo à especificação da norma ASTM A532-IID.

O metal obtido em cada fusão foi vazado em coquilha (para a obtenção da amostra para análise química) e, para os FFNs foram fundidos blocos em “Y”, de 25 mm de espessura, de onde foram retirados corpos-de-prova para a realização dos ensaios de tração e de impacto com entalhe. Os corpos-de-prova foram usinados e, em seguida, realizados os tratamentos térmicos; posteriormente, foram retificados para atendimento das normas orientativas dos ensaios.

As análises químicas foram realizadas utilizando-se um espectrômetro de emissão ótica (Spectro Lab S).

3.2.1 Produção dos Ferros Fundidos Ensaaiados

3.2.1.1 Fusão e Tratamento Térmico dos Ferros Fundidos Nodulares

O FFN e o FFNA foram fundidos em forno à indução *Inductotherm*, capacidade nominal de 320kg, 950Hz, 150kVA e 450V. A carga foi constituída de 92% de ferro gusa e 8% de sucata de aço. O tratamento de nodulização foi realizado na panela com 1,5% de FeSiMg (46% de Si e 6,2% de Mg) e a inoculação no jato do metal líquido, com 0,5% de FeSi75. A temperatura de fusão foi de 1540 °C. A diferença existente entre FFN e FFNA foi a adição de 0,25%FeMo (60%Mo) no FFNA, aumentando, assim, o teor de Mo na liga e, conseqüentemente, a sua temperabilidade. Os moldes foram confeccionados em areia verde e moldagem mecanizada. As características do forno e da metalurgia da panela foram fornecidas pela SOCIESC.

É importante observar na Tabela 2 a semelhança da composição química dos dois materiais, destacando-se apenas a diferença no teor de Mo.

Tabela 2 - Composição química do ferro fundido nodular (FFN) e do ferro fundido nodular austemperado (FFNA).

	C	Si	Mn	Mo	P	Mg	S	CE
FFN	3,81%	2,30%	0,21%	0,08%	0,05%	0,04%	0,01%	4,6%
FFNA	3,72%	2,39%	0,21%	0,42%	0,05%	0,04%	0,01%	4,5%

Os tratamentos térmicos dos ferros fundidos nodulares foram realizados na SOCIESC em Joinville, SC.

Para o FFNA a seqüência de tratamento foi a seguinte:

- pré-aquecimento a 450 °C por aproximadamente 2h;
- austenitização do material a 900°C durante 2h em banho de sal;
- austêmpera durante 2h em temperaturas de 260 e 300 °C.

Para o FFN temperado e revenido:

- pré-aquecimento a 450°C por aproximadamente 2h;
- austenitização do material a 900 °C durante 2h em banho de sal;
- têmpera em banho de sais e revenimento subsequente durante 2h a 200 °C.

3.2.1.2 Fusão e Tratamento Térmico do Ferro Fundido Branco

O ferro fundido branco utilizado neste trabalho pode ser classificado segundo a Norma ASTM A532, classe IID. As amostras foram fundidas e tratadas na PL Fundição Aços Especiais, situada em Novo Hamburgo, RS. No processo de moldagem foi utilizada areia cura-frio (resina fenólica), molde e macho pintados com tinta refratária silico-aluminosa. As peças foram temperadas ao ar, com temperatura de austenitização de 900 °C e revenimento a 480 °C. A Tabela 3 apresenta a composição química encontrada nas peças ensaiadas.

Tabela 3 - Composição química do ferro fundido branco (FFN).

	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	P	S	CE
FFBAC	2,99	1,18	0,83	1,12	18,51	0,91	0,048	0,035	3,4

3.2.2 Ensaio Realizados

Inicialmente, caracterizaram-se os diferentes tipos de ferros fundidos quanto à resistência à tração, à dureza e à microestrutura; posteriormente, foram analisadas a resistência ao impacto e ao desgaste.

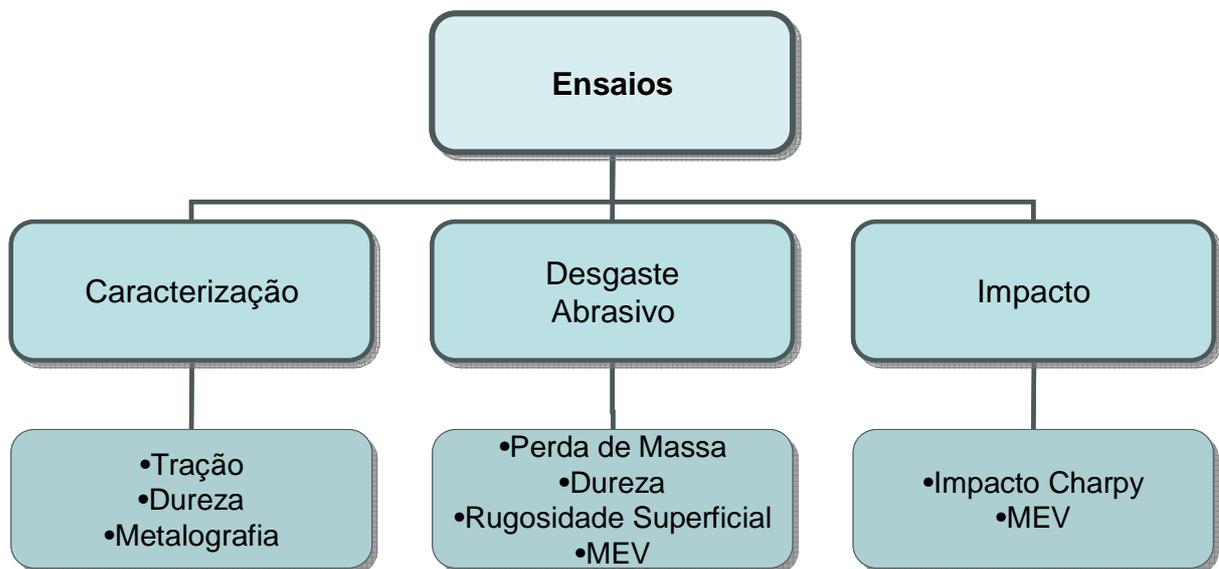


Figura 10 - Organograma dos ensaios realizados nas amostras de ferro fundido.

3.2.2.1 Caracterização dos Ferros Fundidos

Os corpos-de-prova para ensaios de tração foram usinados no Núcleo de Tecnologia Mecânica da Universidade de Passo Fundo e, posteriormente, sofreram tratamento térmico na SOCIESC, sendo em número de três para cada condição. Os ensaios foram realizados segundo a Norma ASTM E8M-00b com o diâmetro da parte útil de 12,5 mm, numa máquina de ensaios hidráulica *Shenck* com capacidade de 200 kN. Para a obtenção da curva tensão-deformação, foi feita a conversão dos sinais analógicos em digitais e o processamento dessas informações, através do software *Pancover 1.2*.

O ensaio de dureza para a caracterização dos materiais foi realizado em amostra extraída através de corte transversal ao corpo de prova a uma distância de 20 mm da ponta,

como indicado na Figura 13. A escala utilizada foi dureza Brinell, com esfera de 10mm de diâmetro e carga de 3000kgf. Os ensaios foram realizados segundo a Norma ASTM E10-01, em número de cinco para cada condição.

As amostras metalográficas para caracterização foram extraídas conforme o procedimento citado para o ensaio de dureza. A preparação seguiu os procedimentos usuais de metalografia, com o polimento feito com pasta de diamante de 1/4 μm .

Para a análise das imagens obtidas por microscopia óptica, foi utilizado o software *Image Tool – Versão 3.0*, por meio do qual foi possível obter os valores de austenita retida, dimensões das grafitas e a quantidade de nódulos por área dos ferros fundidos nodulares.

Os equipamentos utilizados nesta etapa do trabalho pertencem à Faculdade de Engenharia e Arquitetura da Universidade de Passo Fundo, com exceção do durômetro Brinell que foi utilizado da empresa Semeato S.A.

3.2.2.2 Ensaio de Desgaste

Quanto aos corpos-de-prova para ensaio de desgaste, optou-se pela geometria representada na Figura 11 em razão da existência de equipamento na John Deere Brasil Ltda., em Horizontina, RS.



Figura 11 - Corpo-de-prova usado no ensaio de desgaste

O equipamento utilizado no ensaio de desgaste pode ser observado na Figura 12. A velocidade tangencial dos corpos-de-prova ensaiados foi de 4,9 m/s, resultado de 360 rpm do eixo. Uma amostra de cada condição de ferro fundido foi fixada na extremidade inferior do eixo, garantindo que todas recebessem a mesma pressão de contato do abrasivo.



Figura 12 – Máquina de ensaio de desgaste. a) Aspecto geral do equipamento; b) Disposição das peças no eixo de ensaio.

Para a análise em questão, a norma indicada para a execução do ensaio é a ASTM G65-00, que aborda desgaste abrasivo. Contudo, pelo fato de o equipamento já existir na empresa John Deere (Figura 12a) e pela inexistência de monitoramento da força de ensaio (um dos requisitos desta norma), optou-se pela avaliação da perda da massa *versus* tempo de ensaio. Uma amostra para cada condição foi ensaiada, devido ao elevado custo do ensaio.

A Tabela 4 apresenta os índices de granulometria da areia e brita utilizados no ensaio, cuja a mistura inicial consistia em 50% de areia e 50% em brita. A cada ciclo de 24 horas de ensaio, todo o abrasivo gasto (mistura final) era retirado, as amostras, pesadas e adicionada nova mistura. Os corpos-de-prova eram lavados em jato de água quente com alta pressão para a retirada de incrustações e, posteriormente, pesados em balança digital com resolução de 1g.

Tabela 4 - Granulometria do abrasivo utilizado no ensaio

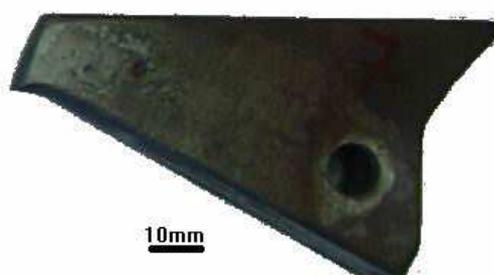
Abrasivo	MF	Dm
Areia	2,7	2,4
Brita	4,5	6,3
Mistura inicial	3,6	9,5
Mistura final	3,3	4,8

Onde:

- MF – módulo de finura do abrasivo;
- Dm – dimensão máxima do abrasivo (mm).

Além da avaliação da perda de massa em função do tempo de ensaio, a rugosidade superficial é um parâmetro que pode auxiliar na determinação do desempenho de um determinado material frente à solicitação de desgaste.

A rugosidade foi avaliada na posição indicada na Figura 13 utilizando-se o equipamento *Surftest* 211, fabricado pela empresa Mitutoyo, com o parâmetro de rugosidade Ra e cut-off de 2,5mm.



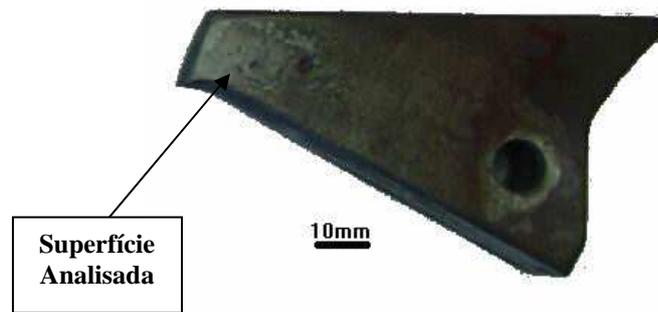


Figura 13 - Indicação da posição da avaliação de rugosidade superficial, dureza Vickers e MEV.

Após 192h de ensaio de desgaste das amostras, foram avaliadas a rugosidade superficial, dureza da superfície desgastada (escala Vickers, com 10kg de carga, conforme Norma ASTM E92-82) e microscopia eletrônica de varredura no microscópio Philips XL 20.

3.2.2.3 Ensaio de Impacto

Os corpos-de-prova para ensaios de impacto Charpy foram usinados e, posteriormente, sofreram tratamento térmico na SOCIESC. Esses ensaios foram realizados segundo a norma ASTM E23-01. Para cada condição foram ensaiados cinco corpos-de-prova.

O equipamento utilizado para os ensaios foi uma máquina da marca *Wolpert* PS-30 com capacidade de 300J. Os equipamentos utilizados nesta etapa do trabalho são da Faculdade de Engenharia e Arquitetura da Universidade de Passo Fundo.

Para a determinação dos resultados dos corpos-de-prova sem entalhe, optou-se por extrair de blocos fundidos junto às peças, conforme mostra a Figura 14. Esse procedimento possibilitou a comparação dos resultados do FFBAC com os demais fundidos. Já para os corpos-de-prova com entalhe, foram extraídos de blocos em “Y”, conforme citado anteriormente.



Figura 14 - Localização dos blocos para a confecção dos corpos-de-prova para o ensaio de impacto sem entalhe.

Para os corpos-de-prova de impacto cujos valores estiveram próximos aos resultados médios, as superfícies de fratura foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura Philips XL 20. Também foram obtidas imagens de microscopia óptica para determinação da quantidade de grafitas por área das amostras de impacto utilizando-se o software *Image Tool* – Versão 3.0..

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados dos ensaios mecânicos aqui apresentados referem-se aos materiais após tratamento térmico.

4.1 Caracterização dos Ferros Fundidos

Ensaio Mecânicos

A Tabela 5 apresenta os resultados dos ensaios mecânicos realizados nos ferros fundidos aqui estudados. Os campos não preenchidos não apresentaram valores durante os ensaios, ou não foi possível determiná-los através dos métodos adotados.

Tabela 5 - Propriedades mecânicas do ferro fundido nodular e do ferro fundido nodular austemperado – média de três amostras (S- indica desvio padrão e * – Não Determinado).

Propriedades Mecânicas	FFNA260°C		FFNA300°C		FFNTR		FFBAC	
	Média	S	Média	S	Média	S	Média	S
Dureza HB	414	7,0	397	4,0	549	5,0	544	43
Limite de Resistência a Tração (MPa)	1.291,3	13,5	1.189,8	59,6	1.150,6	67	*	*
Limite de Escoamento (MPa)	*	*	1.048,5	194,9	*	*	*	*
Alongamento (%)	*	*	1,9	0,4	*	*	*	*

Observa-se na Tabela 5 que o FFNA260°C apresentou dureza e resistência à tração maiores que o FFNA300°C, em razão da sua temperatura de austêmpera ser inferior.

Numa comparação entre o FFNA300°C e o FFNTR, ambos apresentam limite de resistência à tração similares, embora o FFNA300°C apresente dureza inferior ao FFNTR. Acredita-se que a austenita retida presente no FFNA300°C em maior quantidade que o FFNA260°C, conforme será observado posteriormente, seja a responsável pela presença de valores de tensão de escoamento e alongamento.

Para o FFBAC não foram realizados os ensaios de tração em virtude da sua elevada dureza já no estado bruto de fusão, dificultando assim a sua usinagem, resultado dos carbonetos presentes.

Ao contrário do que foi observado por Valdebenito (2004), o teor de molibdênio utilizado como elemento de liga não afetou o limite de resistência à tração das amostras de FFNA, nem foi observada presença de carboneto de molibdênio nas regiões intercelulares dos ferros fundidos nodulares austemperados.

Microestrutura

A microestrutura foi determinada com o auxílio do software *Image Tool 3.0*, conforme citado anteriormente. Os corpos-de-prova foram extraídos por corte da amostra de desgaste a aproximadamente 5 mm de distância da periferia da amostra. A Tabela 6 apresenta os resultados da caracterização da microestrutura das amostras analisadas.

Tabela 6 - Microconstituintes dos ferros fundidos nodulares estudados

Microestrutura	FFNA260°C	FFNA300°C	FFNTR
Nódulos/mm ²	283 – 339	249 – 305	346 – 462
Tamanho da Grafita (ASTM A 247)	6-7	6-7	7-8
Grau de nodularização	>90%	>90%	>90%
Matriz	Ferrita acicular 88% Austenita retida 12%	Ferrita acicular 79% Austenita retida 21%	Martensita revenida Austenita retida < 5%

A Figura 15 apresenta os resultados comparativos entre os FFNs quanto ao tamanho das grafitas presentes e à sua distribuição (nódulos/mm²). O item (c) compara o percentual de austenita retida entre os FFNAs. As barras em cada ponto correspondem ao desvio-padrão encontrado nas avaliações.

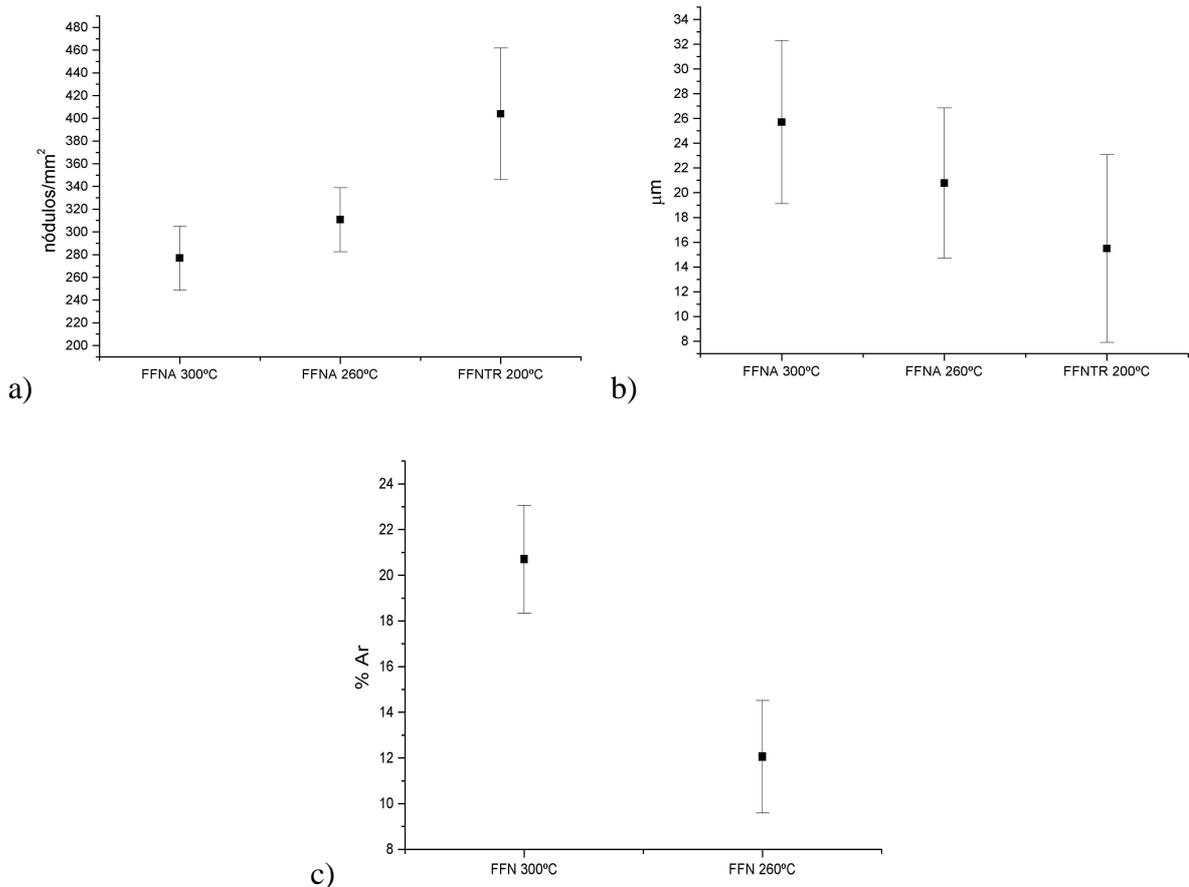


Figura 15 - a) Gráfico comparativo do número de nódulos de grafita/mm² dos FFNs avaliados; - b) Gráfico comparativo do tamanho da grafita dos FFNs avaliados; - c) Valores comparativos de austenita retida dos FFNAs.

A diferença observada da quantidade de nódulos/mm² entre o FFNA e FFNTR é uma indicação da presença de molibdênio nos FFNA por ser um elemento que significativamente reduz a eficiência do inoculante (ALBUQUERQUE, 2001).

Apesar da diferença na quantidade de nódulos, não foram influenciados os resultados de desgaste. Em estudos realizados por Dommarco (2004) em nodulares com até 500 nódulos/mm², a resistência ao desgaste foi praticamente inalterada. Quanto à resistência ao impacto, sabe-se que, quanto maior for a quantidade de nódulos, menor será a tenacidade do fundido. Entretanto, apesar da diferença de nódulos entre os FFNs, os resultados do ensaio de impacto foram similares entre o FFNA260°C e o FFNTR.

O percentual de austenita retida encontrado na matriz dos FFNAs aqui avaliados é similar ao encontrado por Yescas (2001), de aproximadamente, 12% para o FFNA260°C e de 21% para o FFNA300°C.

A utilização da microscopia óptica, através da análise de imagens foi fundamental para a determinação da quantidade de austenita retida nos ferros fundidos ensaiados. Dentre os diversos trabalhos consultados, a principal técnica utilizada para sua determinação é a difração de RX, também utilizada na determinação do teor de carbono presente na austenita retida.

As microestruturas das ligas obtidas em cada condição podem ser observadas nas figuras 17, 18, 19 e 20.

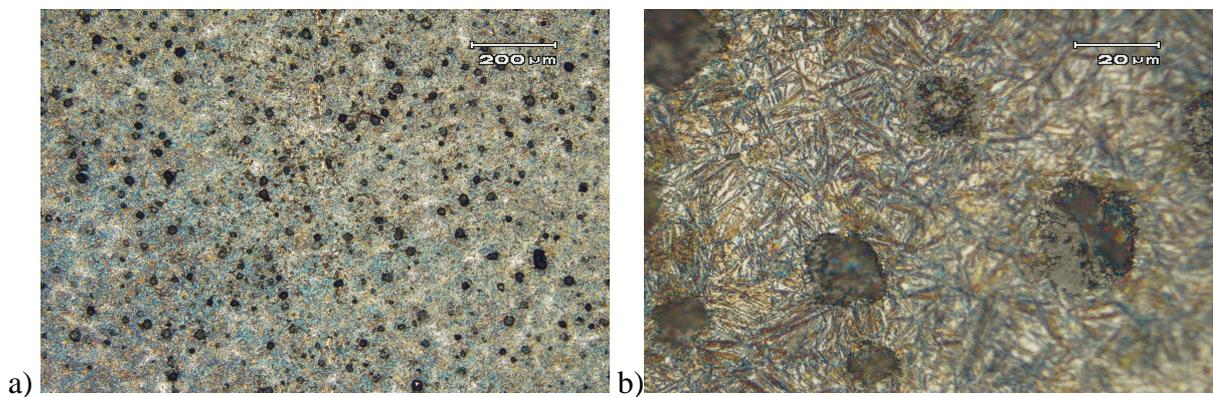


Figura 16 – Micrografia do ferro fundido nodular austemperado a 260 °C – Nódulos de grafita numa matriz ausferrítica a) aspecto geral da microestrutura; b) mesma região, com grande aumento (ataque nital 2%).

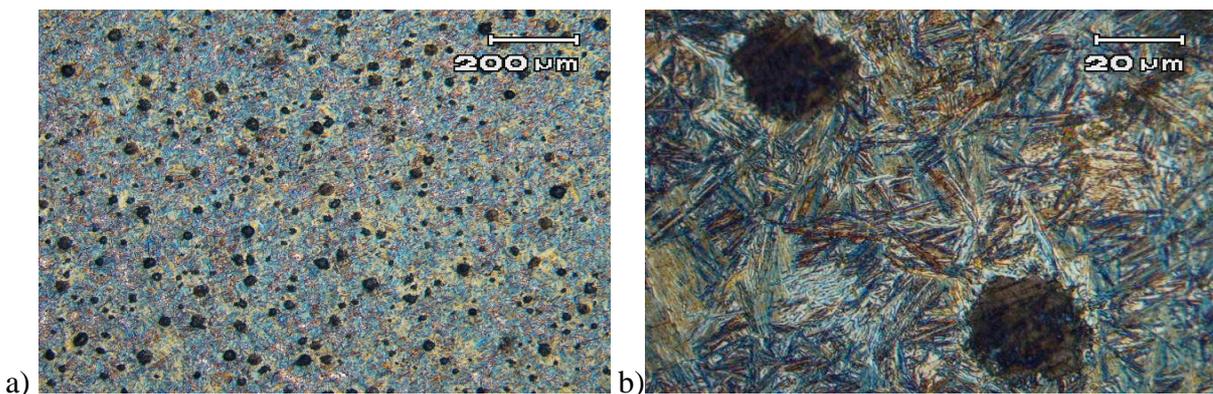


Figura 17 – Metalografia do ferro fundido nodular austemperado a 300 °C – Nódulos de grafita numa matriz ausferrítica. a) aspecto geral da microestrutura e b) mesma região, com grande aumento (ataque nital 2%).

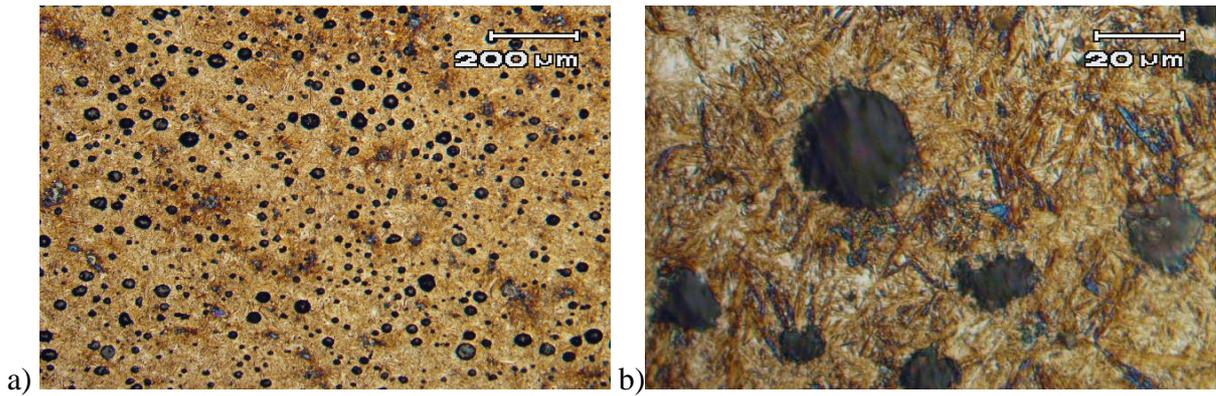


Figura 18 - Metalografia do ferro fundido nodular temperado e revenido a 200°C – Nódulos de grafita numa matriz martensítica. a) aspecto geral da microestrutura; b) mesma região, com grande aumento (ataque nital 2%).

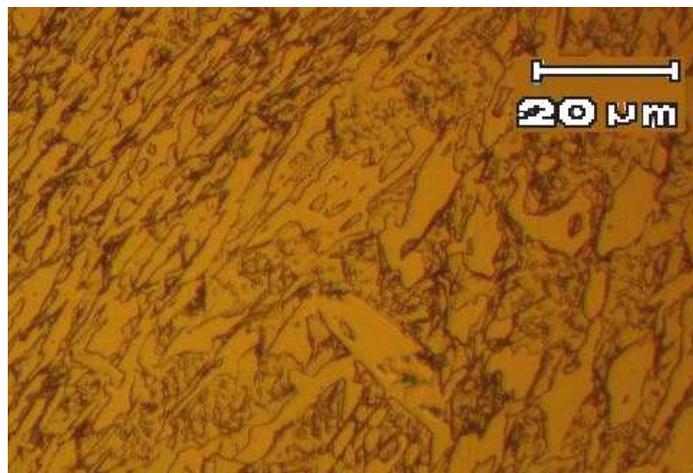


Figura 19 – Metalografia do ferro fundido branco – carbonetos dispersos na microestrutura martensítica (ataque Villela).

4.2 Ensaio de Desgaste

Os ensaios de desgaste realizados indicam que a microestrutura influi grandemente na perda de massa, como pode ser observado na Tabela 7. A Figura 20 indica que a resistência ao desgaste do FFBA300 até 144h de ensaio apresentou o melhor desempenho; a partir daí, houve uma equalização de desempenho com o FFNA300°C, apresentando melhor desempenho que o FFBA300.

Tabela 7-Redução da massa acumulada dos materiais avaliados

Tempo de Ensaio (h)	Desgaste Acumulado (g)			
	FFNA260°C	FFNA300°C	FFNTR	FFBAC
24	2	2	2	1
48	10	5	7	4
72	14	10	11	7
96	24	16	19	12
120	33	23	28	18
144	37	28	35	28
168	42	35	42	37
192	50	37	51	41

A Figura 20 apresenta as curvas de desgaste acumulado dos quatro ferros fundidos avaliados.

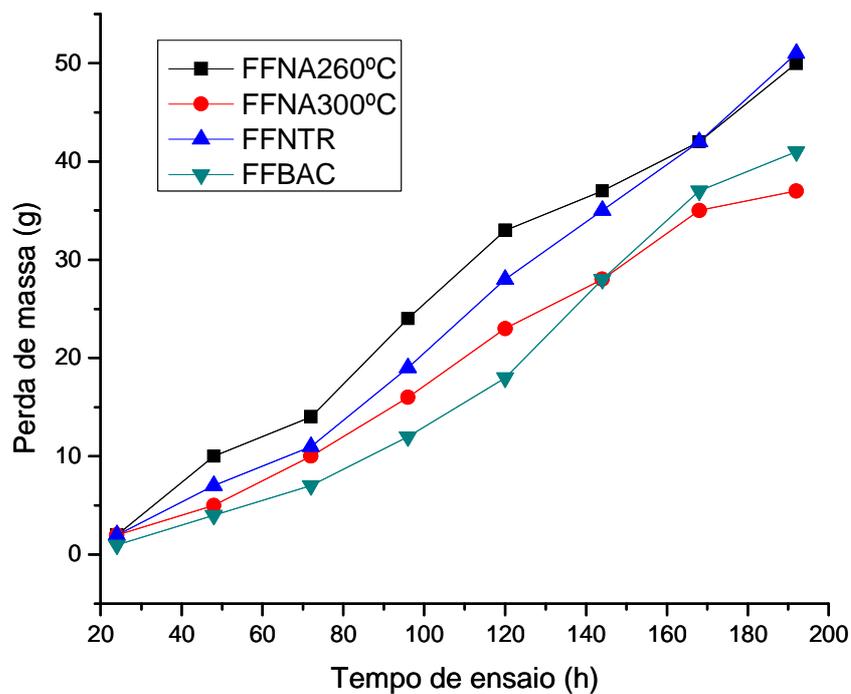


Figura 20 - Comparativo da resistência ao desgaste dos ferros fundidos ensaiados.

Na comparação entre o FFNA260°C e o FFNTR, até 168h o FFNTR apresentou melhor desempenho; a partir desse ponto, observou-se desempenho um pouco melhorado do FFNA260°C, entretanto essa diferença pode estar dentro da margem de erro do ponto da amostra, que é de, aproximadamente, $\pm 1,0g$, em função do erro da balança.

Acredita-se que, para as amostras austemperadas, a austenita retida é induzida a transformar-se em martensita em virtude da aplicação de esforços mecânicos, resultando num aumento de dureza e, conseqüentemente, numa maior resistência ao desgaste. Pelo fato de a amostra FFNA300°C apresentar considerável quantidade de austenita retida (superior a FFNA260°C), conforme observado na Figura 20, acredita-se também que houve transformação logo nas primeiras horas de ensaio para este material.

É importante observar, conforme citado anteriormente, que o FFNA300°C é o material com a menor dureza antes do ensaio e que o FFNTR e o FFBAC foram os que apresentaram maiores durezas, provando, assim, não ser a dureza do material o fator primordial no desempenho de resistência ao desgaste de ferros fundidos e, sim, o sistema tribológico a que são submetidos. Tal hipótese vem ao encontro do observado por Haseeb (2000), que, em estudos de desgaste de FFNA e FFNTR com similaridade de dureza, constatou que o principal fator na resistência ao desgaste dos FFNs é o sistema tribológico em que são solicitadas as peças.

Na Tabela 8 são indicados os valores de dureza Vickers para as superfícies desgastadas dos corpos-de-prova ensaiados.

Tabela 8 - Dureza vickers das amostras antes e após o ensaio de desgaste.

	FFNA260°C		FFNA300°C		FFNTR		FFBAC	
	Média	S	Média	S	Média	S	Média	S
Antes do ensaio	420HV10	10	415HV10	12	570HV10	24	647HV10	19
Após o ensaio	473HV10	12	463HV10	19	696HV10	13	736HV10	30

Observa-se que, após o ensaio, houve uma elevação da dureza dos diferentes ferros fundidos, provocada, provavelmente, pela ação da brita utilizada como abrasivo, que pode ter gerado encruamento na superfície dos corpos-de-prova.

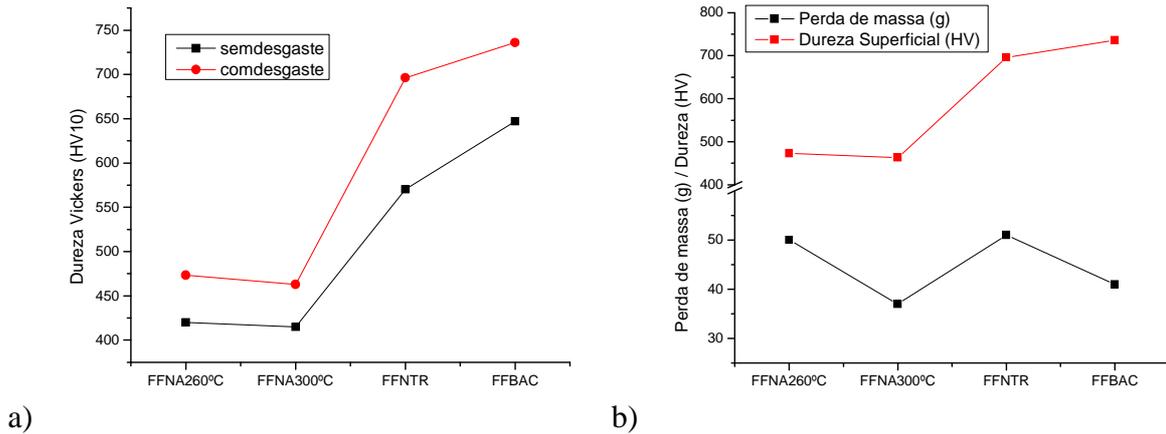


Figura 21 – a) Gráfico comparativo entre as durezas das amostras desgastadas antes e depois de ensaiadas; b) Comparativo da resistência ao desgaste e dureza superficial dos corpos-de-prova ensaiados em desgaste.

A Figura 21(a) traz uma comparação das durezas antes e após o ensaio de desgaste, e demonstra a grande diferença entre os materiais ensaiados.

Na Figura 21(b) os dados de dureza superficial e desgaste são cruzados, demonstrando que a resistência ao desgaste dos ferros fundidos aqui estudados não depende da dureza do material, mas do sistema tribológico empregado. O FFNA300°C foi o fundido que apresentou a menor dureza superficial tanto antes quanto depois do ensaio e a maior resistência ao desgaste; por outro lado, o FFNTR apresentou grande dureza, mas seu desempenho ao desgaste foi consideravelmente fraco ao final do ensaio de desgaste.

A rugosidade R_a também foi avaliada nas amostras estudadas e indicada na Figura 22. De modo geral, para os quatro materiais avaliados, houve uma redução da rugosidade, com o incremento do tempo de ensaio. Após as primeiras horas de ensaio, houve uma queda brusca de rugosidade, o que pode ser explicado pelo fato de as amostras apresentarem a textura bruta de fusão antes de serem submetidas ao ensaio.

Analisando individualmente os diferentes materiais, pode-se verificar que os FFNAs (nas duas condições avaliadas) apresentaram queda considerável na rugosidade nas primeiras horas de ensaio. Em 100h houve um aumento da rugosidade dos nodulares austemperados, mantendo-se praticamente estáveis até o fim do ensaio. Para o FFBAC, após a redução da rugosidade inicial, manteve-se constante até aproximadamente 100 h, apresentando posteriormente considerável queda; coincidentemente próximo a esse tempo, o material apresentou redução na sua resistência ao desgaste.

Ao final do ensaio de desgaste, observou-se variação de rugosidade muito pequena entre as amostras avaliadas.

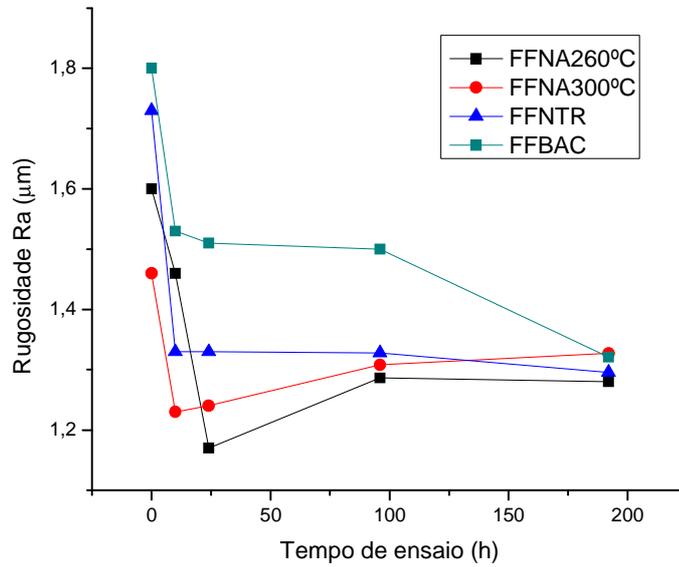


Figura 22 - Comparativo da rugosidade superficial (Ra) das amostras avaliadas em desgaste.

As figuras a seguir apresentam a morfologia superficial das amostras desgastadas (196h), obtidas através de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Pode-se observar a extensão linear de alguns sulcos, que, provavelmente, devem ter sido provocados por um único abrasivo cada risco, para as amostras de FFNs, o que não foi observado no FFBAC.

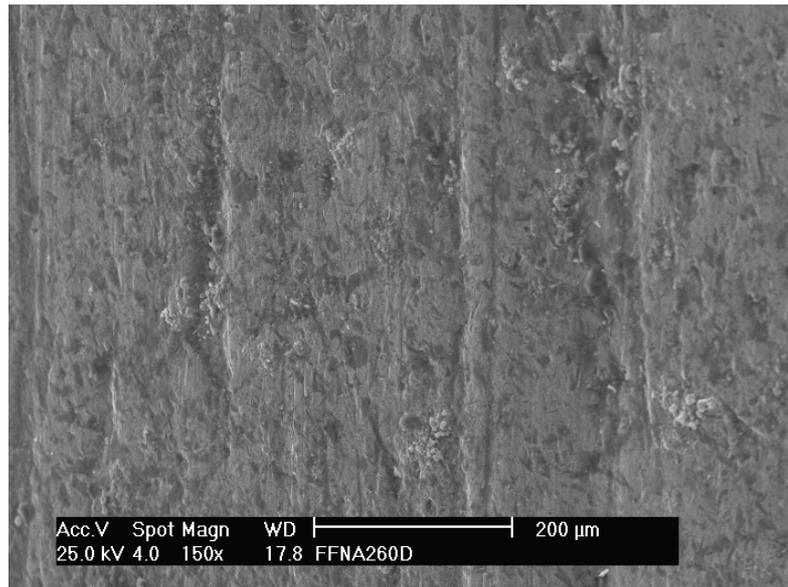


Figura 23 – Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFNA260 °C após 192h de ensaio. Ampliação de 150x.

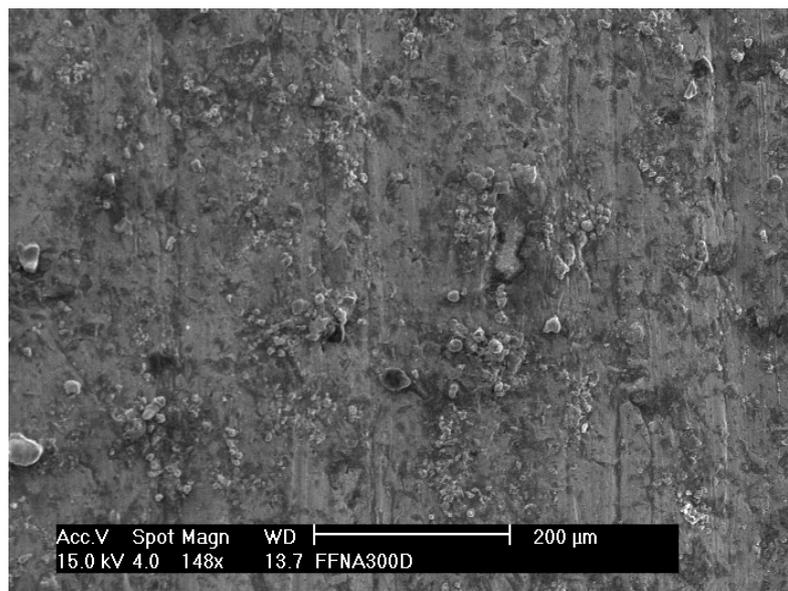


Figura 24 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFNA300 °C após 192h de ensaio. Ampliação de 148x.

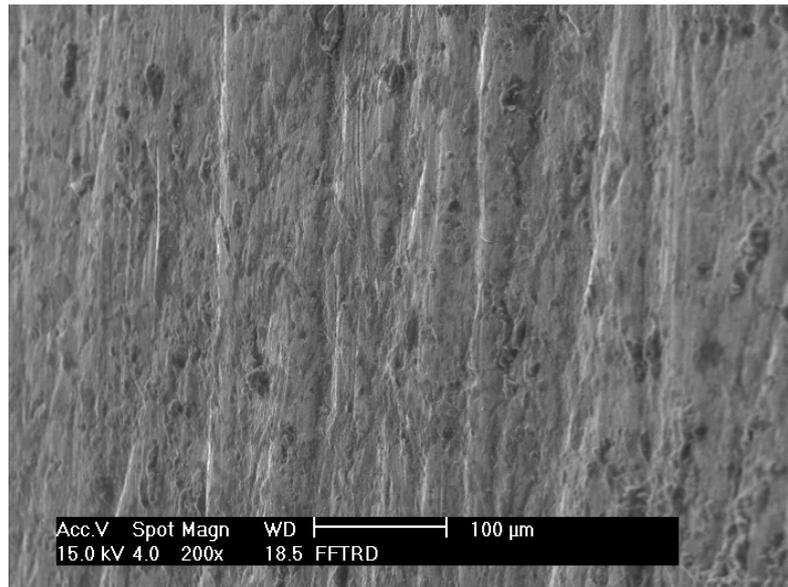


Figura 25 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFNTR após 192h de ensaio. Ampliação de 200x.

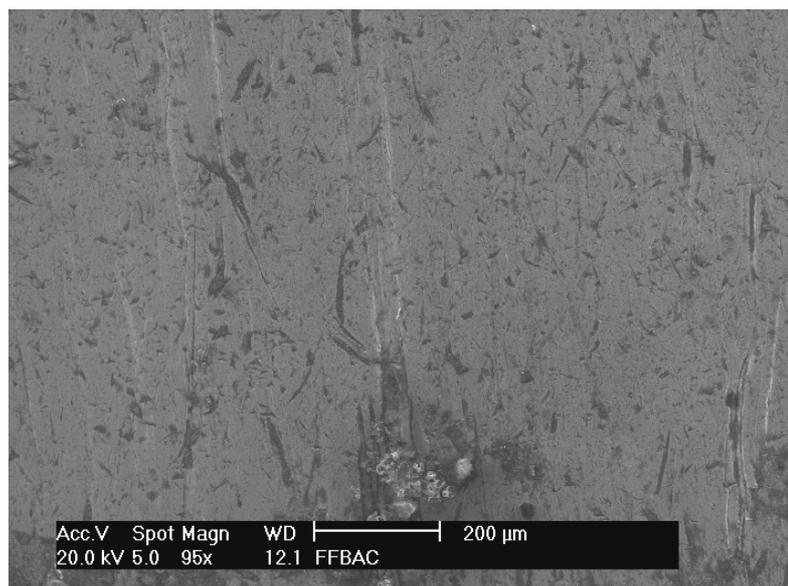


Figura 26 - Microscopia eletrônica de varredura da superfície desgastada do FFBAC após 192h de ensaio. Ampliação de 95x.

Para as amostras FFNA260°C e FFNA300°C (Figura 23 e 25), o particulado presente pode ser resultado do início de oxidação da amostra. Para ambas, o aspecto superficial é bastante idêntico, porém, para o FFNA260°C, o aspecto superficial contém riscos mais espaçados e profundos que o FFNA300°C.

Respeitando a diferença entre as ampliações das imagens, observa-se que a amostra

Respeitando a diferença entre as ampliações das imagens, observa-se que a amostra FFNTR (Figura 25) apresenta elevada irregularidade superficial, inclusive com certa deformação plástica na periferia dos riscos, visto que foi a que apresentou a menor resistência ao desgaste.

Das amostras analisadas, o FFBAC (Figura 26) apresentou pequena deformação superficial, com alguns riscos não lineares, o que pode ser explicado pelo fato de partículas duras do material se desprenderem e atuarem como um terceiro corpo na ação de desgaste abrasivo no material.

Nas amostras de FFNA não foi possível nítida observação dos nódulos de grafita na superfície, sugerindo que foram cobertos pelo material que se deformou e escorregou sobre eles. Entretanto, no FFNTR observam-se alguns nódulos alongados, o que, para alguns autores, entre os quais Cueva-Galárraga (2000), pode explicar o mecanismo de desgaste da matriz martensítica. Nota-se que o desgaste ocorre pela remoção de material das bordas dos nódulos, criando-se um buraco que aumenta de tamanho à medida que mais e mais as partículas abrasivas chocam-se contra elas.

A Figura 27 apresenta a interface entre a região próxima a superfície desgastada (B) e o núcleo da peça (A), em amostra de FFNA300°C. A quantidade de austenita retida apresentou queda considerável próximo a superfície desgastada, aproximadamente 5%, indicando a sua transformação parcial.

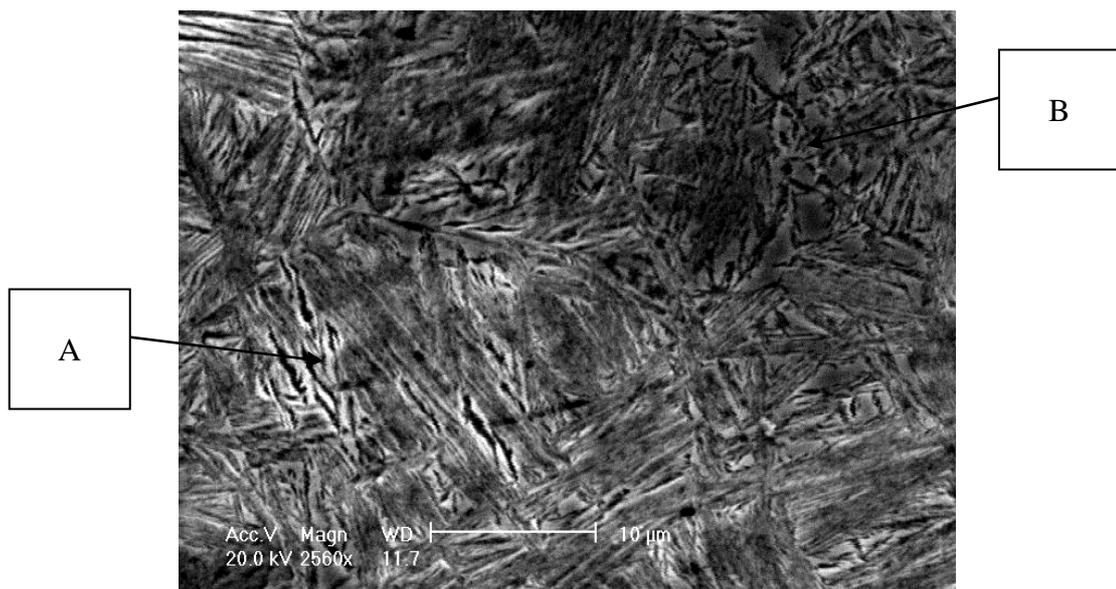


Figura 27 - Aspecto micrográfico obtido através de MEV. Posição –A- indica o núcleo da peça desgastada e posição –B- próximo à face desgastada do FFNA300 °C. Ampliação de 2560x.

4.3 Impacto Charpy

Os ensaios Charpy foram realizados à temperatura ambiente, 21 °C. A Tabela 9 apresenta os resultados dos corpos-de-prova com e sem entalhe. Os valores indicados na média e S são resultado de cinco corpos-de-prova ensaiados para cada condição. Alguns corpos-de-prova na condição sem entalhe apresentaram a presença de microrechupes na fratura, conforme indica a Figura 36, e foram desconsiderados para a composição do cálculo.

Tabela 9 - Resultados do ensaio de impacto em corpos-de-prova com e sem entalhe (* - Não Determinado).

	FFNA260°C		FFNA300°C		FFNTR		FFBAC	
	Média	S	Média	S	Média	S	Média	S
Com entalhe	6,0J	0,1	8,6J	0,2	4,3J	0,2	*	*
Sem entalhe	39,1J	26,3	67,2J	29,4	35,1J	14,4	7,9J	2,6

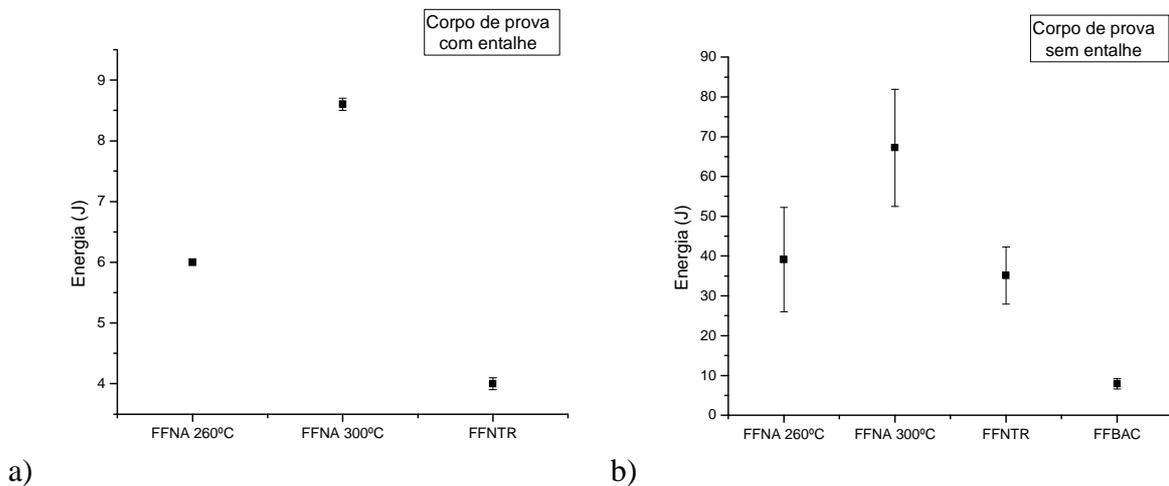


Figura 28 - Gráfico comparativo dos resultados de impacto Charpy (a) Corpo-de-prova com entalhe; (b) Corpo-de-prova sem entalhe.

Como pode ser observado na Figura 28a, para os corpos-de-prova com entalhe, a dispersão dos resultados foi muito baixa em razão da orientação da fratura provocada pelo entalhe, o que não ocorre com os resultados dos corpos-de-prova sem entalhe. Pode-se constatar também que o FFNA300°C apresentou a maior energia de impacto tanto para as amostras com como para as sem entalhe.

Observando ainda a Figura 28b, verifica-se que os resultados entre FFNA260°C e o

Observando ainda a Figura 28b, verifica-se que os resultados entre FFNA260°C e o FFNTR foram muito similares na condição sem entalhe; na condição com entalhe, a diferença foi consideravelmente maior para o FFNA260°C, que pode ser explicada pelo fato do FFNTR apresentar uma quantidade superior de grafita em média de 368nódulos/mm² contra o FFNA260°C com média de 184/mm² (a quantidade de nódulos foi obtida dos corpos-de-prova de impacto). Um maior número de nódulos leva a uma baixa energia, pois existe menor distância para o coalescimento de alvéolos. Além do FFNTR apresentar ainda dureza consideravelmente maior, aumentando sua sensibilidade ao entalhe.

Tabela 10 - Número de nódulos por mm² encontrado nos corpos-de-prova de impacto dos Ferros Fundidos Nodulares.

	FFNA260°C		FFNA300°C		FFNTR	
	Média	S	Média	S	Média	S
Com entalhe	184,6	53,9	262,4	11,7	368,7	36,7
Sem entalhe	204,4	34,8	316,8	39,5	368,5	59,3

Para todas as amostras observadas no MEV procurou-se posicionar no local onde, provavelmente, deve ter ocorrido o início da formação da trinca (lado oposto da ação do cutelo).

As imagens a seguir, referem-se aos corpos-de-prova de impacto com entalhe.

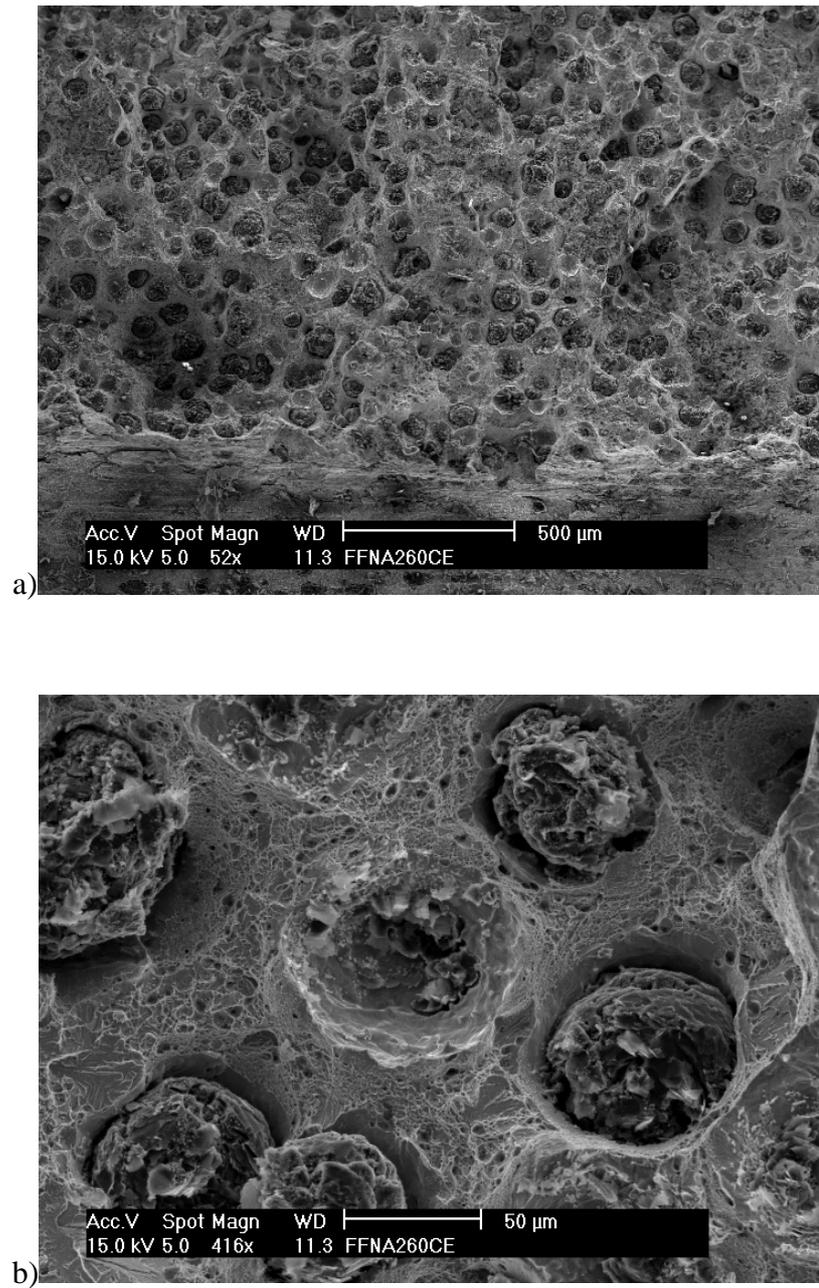


Figura 29 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto com entalhe FFNA260 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 52x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 416x de ampliação.

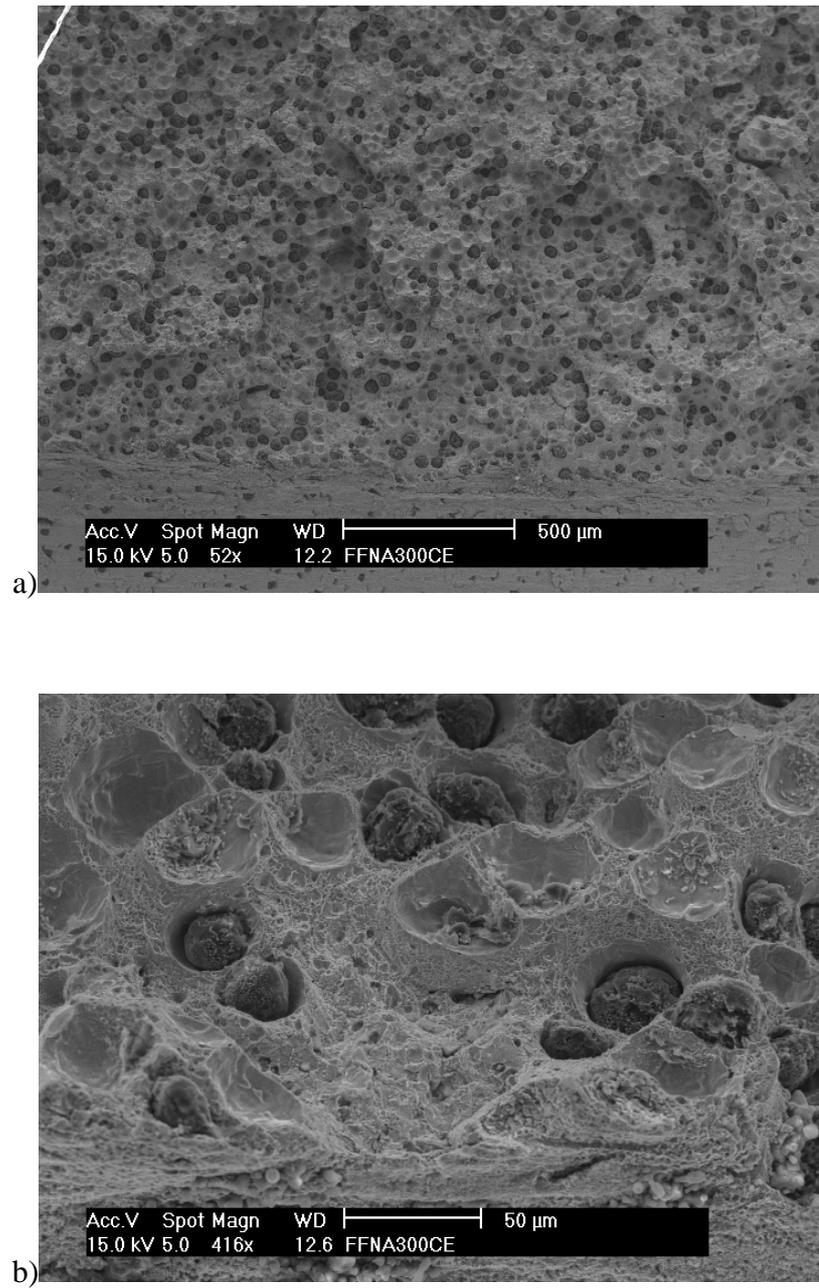


Figura 30 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto com entalhe FFNA300 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 52x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 416x de ampliação.

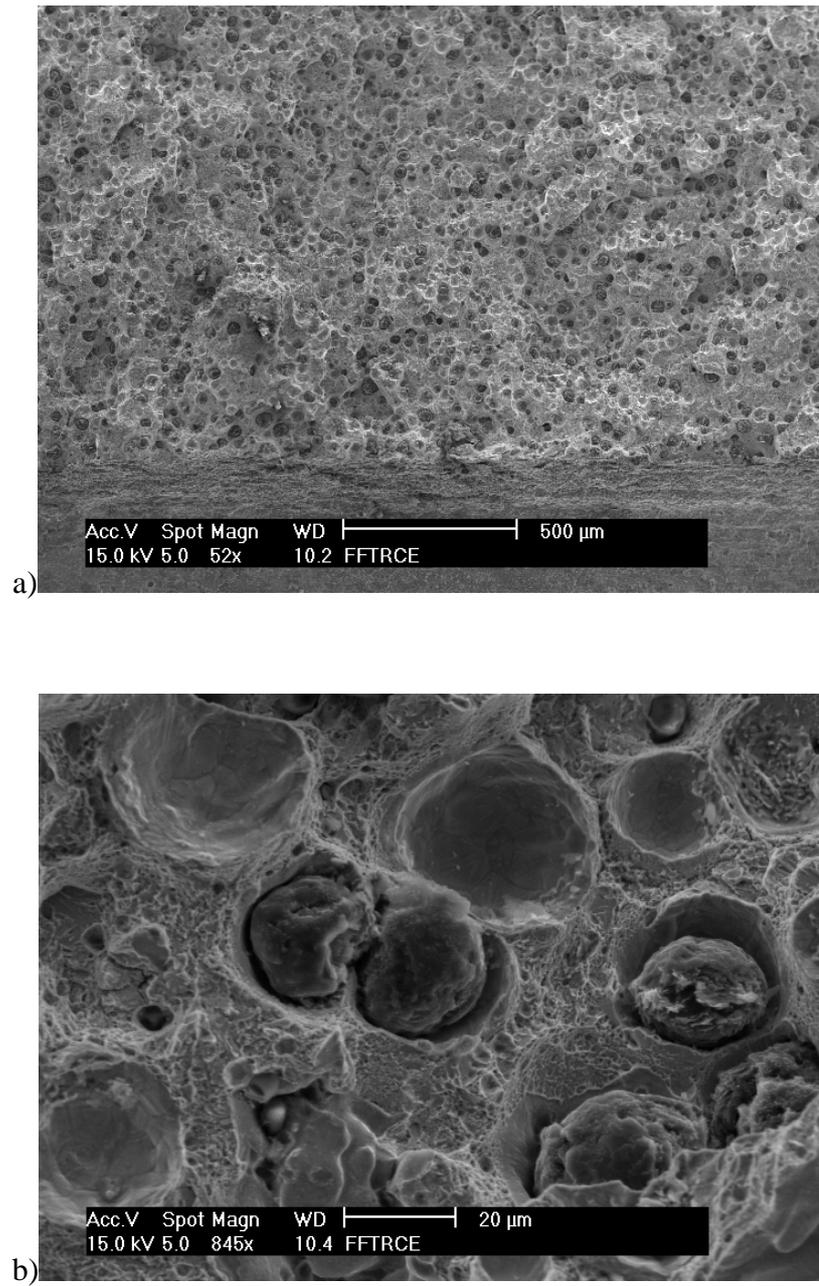


Figura 31 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto com entalhe FFNTR. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 52x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 845x de ampliação.

As imagens a seguir, obtidas através de microscopia eletrônica de varredura, referem-se aos corpos-de-prova de impacto sem entalhe.

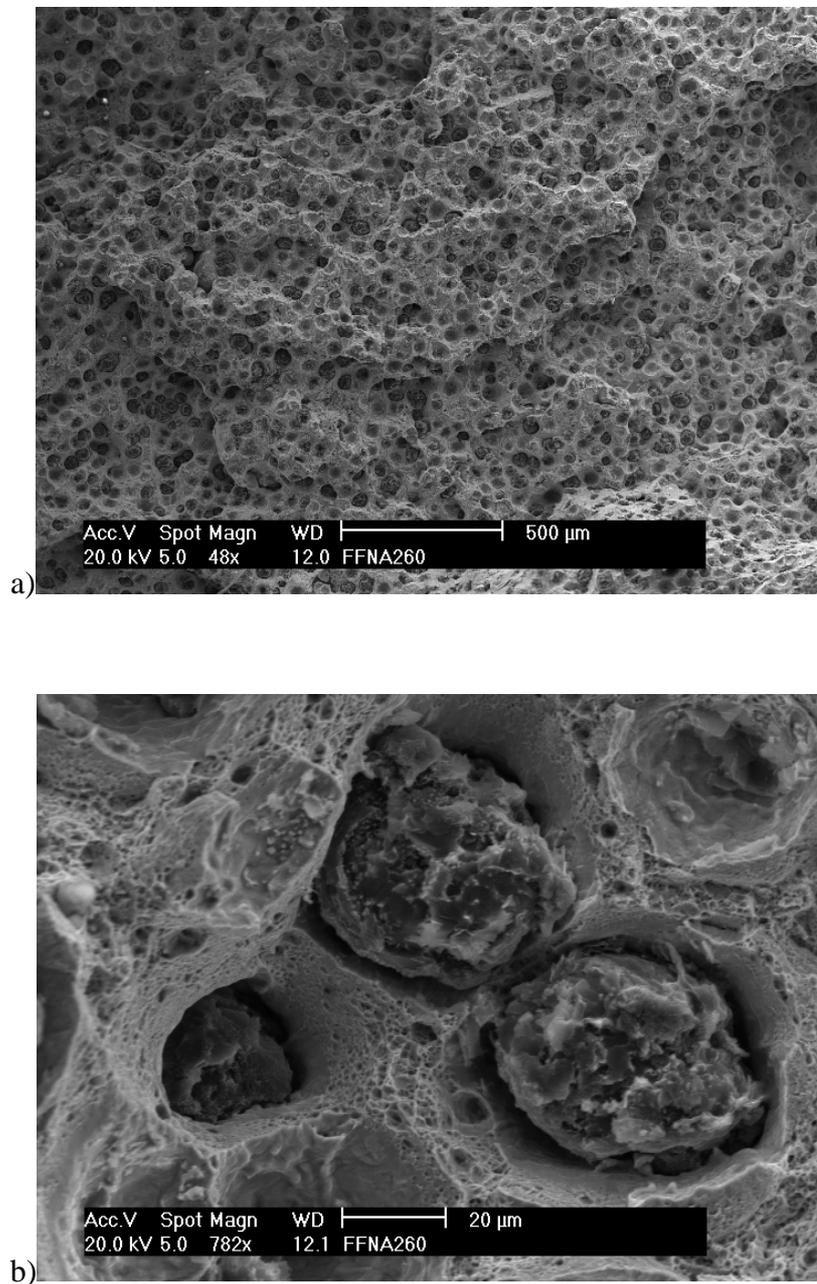


Figura 32 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNA260 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 48x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 782x de ampliação.

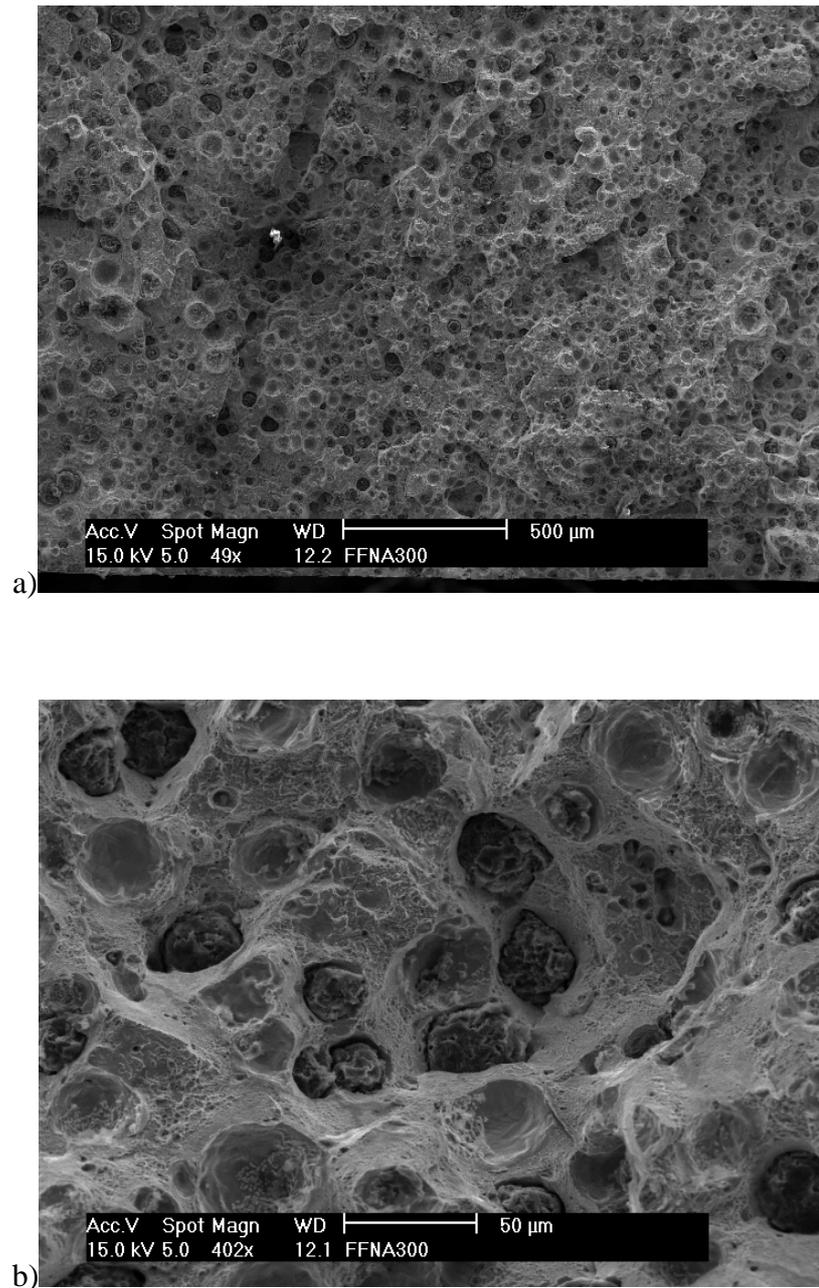


Figura 33 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNA300 °C. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 49x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 402x de ampliação.

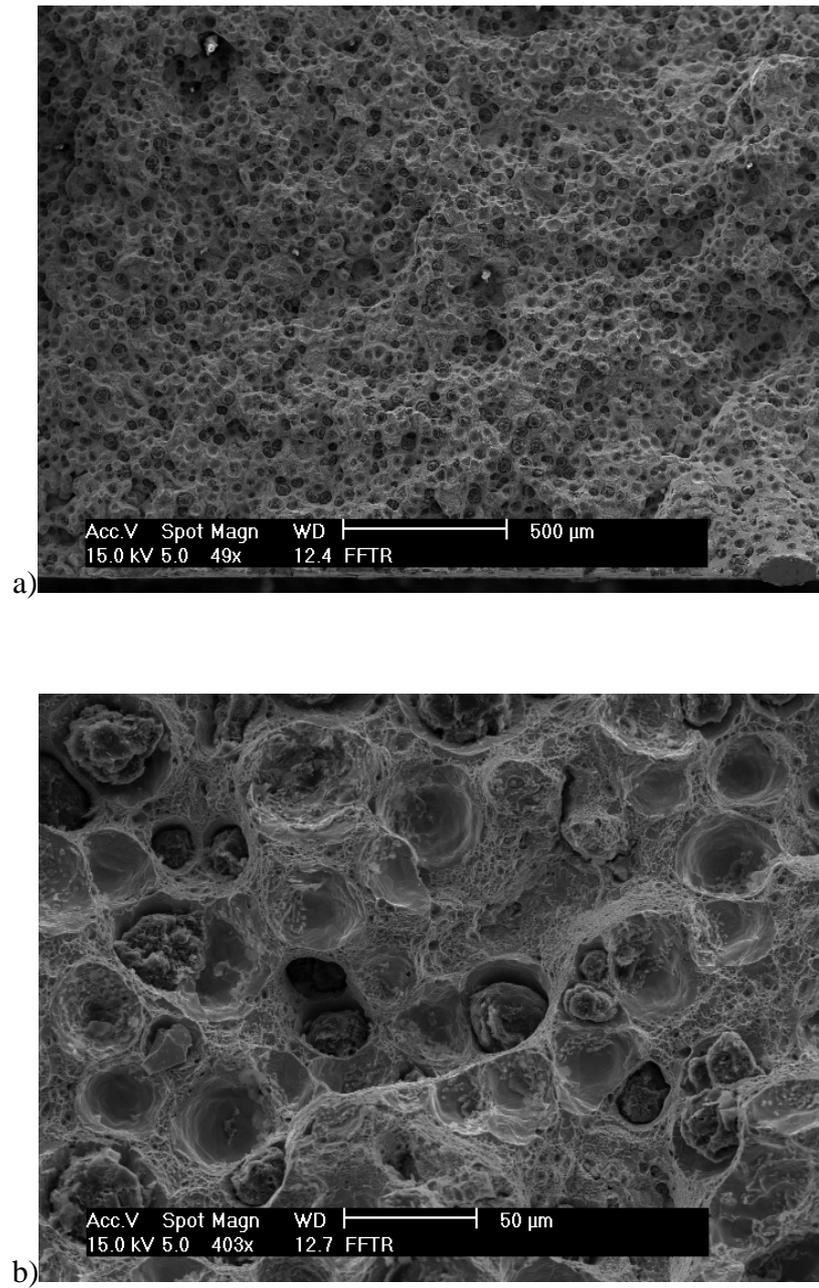


Figura 34 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNTR. a) aspecto geral da fratura na região de início da sua formação, com 49x de ampliação; b) mesma região da imagem anterior, com 403x de ampliação.

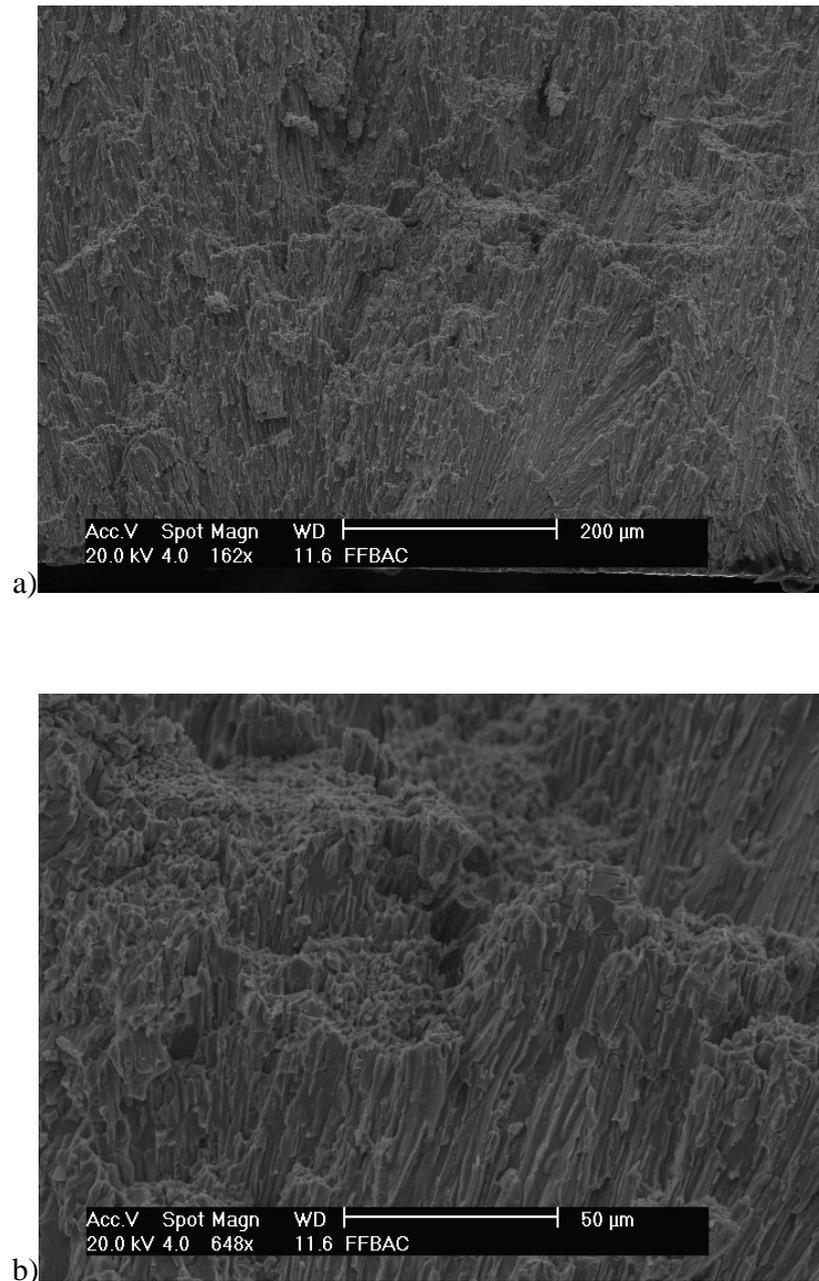
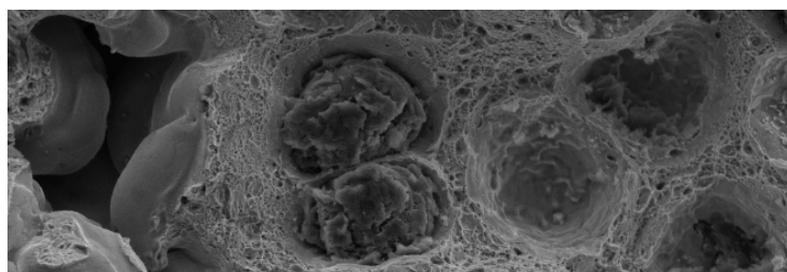


Figura 35 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFBAC. a) aspecto geral da fratura próxima ao início da sua formação, ampliação de 162x; b) mesma região da imagem anterior, com 648x de ampliação.

Conforme citado anteriormente, a Figura 36 apresenta na superfície de fratura de um FFNA260°C a presença de vazios (rechupe), o que reduziu a resistência ao impacto da amostra. Os corpos-de-prova que apresentaram rechupe na fratura foram desconsiderados na composição dos valores de impacto.



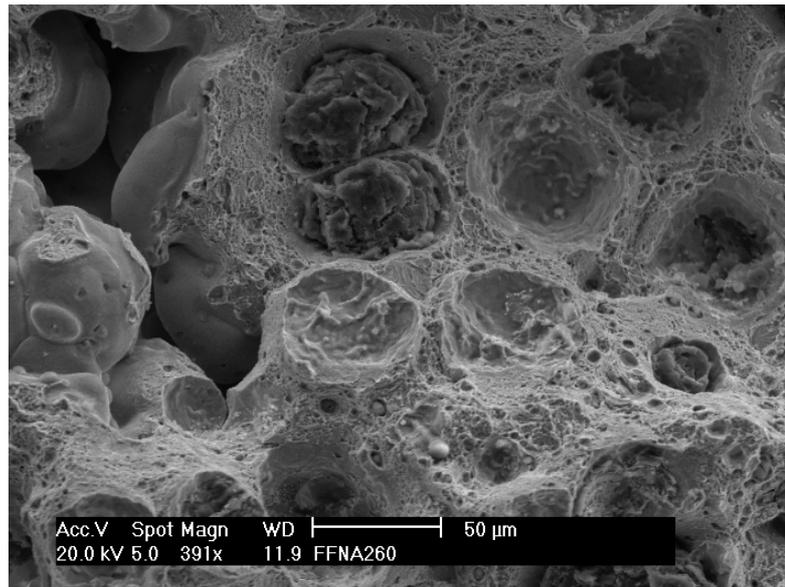


Figura 36 - Fractografia obtida por MEV da superfície de fratura do corpo-de-prova de impacto sem entalhe FFNA260 °C. Formação de vazios (rechupe) no canto superior esquerdo. Ampliação de 391x.

De modo geral, as amostras de ferro fundido nodular (Figura 29 a Figura 34) apresentaram deformação ao redor dos nódulos de grafita, evidenciando deformação plástica da matriz adjacente a eles e presença de *dimples* nas amostras, mais pronunciadas naquelas com maior energia absorvida no ensaio de impacto.

Para as ligas de fundido nodulares estudadas, não se observou a presença de fratura característica de clivagem, que, de certa forma, esperava-se encontrar no FFNTR, em razão da sua microestrutura martensítica. Um dos fatores que podem ter influenciado na presença predominantemente de *dimples* nas amostras de FFN foi o baixo teor de fósforo e silício encontrados nas amostras.

As amostras sem entalhe não apresentaram deformação plástica evidenciada na região de fratura (observação macroscópica), o que era esperado em virtude do baixo alongamento observado para os materiais.

Em todas as ligas de FFN ensaiadas (Figura 29 a 35), verificou-se decoesão dos nódulos de suas cavidades durante o processo de fratura e, para as amostras com maior tenacidade no ensaio de impacto Charpy, os corpos-de-prova apresentaram maior deformação ao redor dos nódulos de grafita.

As superfícies de fratura apresentaram-se de forma irregular (fratura não facetada),

As superfícies de fratura apresentaram-se de forma irregular (fratura não facetada), característica de fraturas em materiais dúcteis em todos os FFNs.

Nas amostras de FFAC, conforme a Figura 35, observa-se a formação de feixes de carbonetos e nenhuma deformação plástica, evidenciando a fragilidade deste material.

5 CONCLUSÕES

Com base nos ensaios realizados, foi possível chegar às seguintes conclusões:

- A temperatura de austêmpera determina a quantidade de austenita retida. Maiores quantidades de austenita retida devem ser processadas com maiores temperaturas de austêmpera (para uma mesma temperatura de austenitização).
- A resistência ao desgaste não é proporcional à dureza do material, acreditando-se que o principal fator é o sistema tribológico aplicado ao material.
- Apesar de os materiais apresentarem diferenças significativas de dureza e desempenho ao desgaste, a rugosidade superficial foi semelhante entre os quatro fundidos avaliados.
- Nas superfícies desgastadas dos quatro ferros fundidos avaliados, as suas superfícies apresentaram riscos, o que indica que o desgaste abrasivo ocorreu sob baixas tensões.
- O melhor desempenho final no ensaio de desgaste abrasivo foi o FFNA300°C e o pior, o FFNTR.
- A pequena dispersão de resultados encontrada para os ensaios de impacto com entalhe é resultado do mesmo funcionar como concentrador de tensões e de direcionar a propagação da trinca.
- As propriedades de impacto das ligas avaliadas são, coerentes com as microestruturas avaliadas, entretanto, para os FFNAs, um pouco inferiores a alguns trabalhos consultados, provavelmente resultante do elevado teor de molibdênio utilizado como elemento de liga.
- Para os materiais ensaiados, a tenacidade ao impacto é inversamente proporcional à dureza das amostras: quanto maior a dureza da amostra, menor a tenacidade ao impacto Charpy.
- Nas fraturas observadas dos FFNAs o mecanismo de fratura encontrado foi o de dimples, tanto para as amostras com e sem entalhe, quanto para as

amostras de FFNTR. A provável causa desta observação é o baixo teor de fósforo encontrado nas amostras.

- Para os ensaios de impacto Charpy tem-se novamente o FFNA300 com o melhor desempenho; os piores foram o FFBAC, na condição sem entalhe, e o FFNTR, nos ensaios com entalhe.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Durante o desenvolvimento do trabalho observaram-se vários pontos importantes, mas que não foram avaliados. A seguir serão citados pontos que podem complementar este trabalho:

- avaliação da influência da força aplicada na transformação da austenita retida durante o ensaio de desgaste abrasivo em ferros fundidos nodulares austemperados ligados ao molibdênio;
- estudo das propriedades mecânicas, da tenacidade e desgaste de ferros fundidos nodulares austemperada com superfície coquilhada;
- avaliação da resistência ao desgaste de ferro fundido branco com matriz martensítica e da presença de carboneto de nióbio.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADLER, A. Thomas; DOĞAN, Ömer N. Erosive wear and impact damage of high-chromium white cast irons. *Wear*, n. 225 p. 174-180, 1999.

ALBUQUERQUE, Albéria Cavalcanti de; SANTOS, Marco A. dos; WARMILING, Guido. Tenacidade à fratura de ferros nodulares austemperados. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 56. Belo Horizonte. *Anais...* Julho 2001. p. 818 – 826.

ALLEN, C.; BALL, A. A review of the performance of engineering materials under prevalent tribological and wear situations in South African industries. *Tribology International*, v. 29, n. 2, p. 105-116, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8M-00b: *Standard test methods for tension testing of metallic materials [metric]*. West Conshohocken, July 2001. v. 03.01.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E10-01: *Standard test methods for Brinell hardness of metallic materials*. West Conshohocken, April 2001. v. 03.01.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E23-01: *Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*. West Conshohocken, July 2001. v. 03.01.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92-82: *Standard test methods for Vickers hardness of metallic materials*. West Conshohocken, July 2001. v. 03.01.

AZEVEDO, C. R. F; TSCHIPTSCHIN, A. P. Efeito do tamanho de grão austenítico na cinética e na morfologia do produto da reação bainítica de um ferro fundido austemperado. In: SEMINÁRIO DE METALURGIA FÍSICA E TRATAMENTO TÉRMICO. São Paulo, SP. *Anais...* p. 35 – 61. ago. 1992.

BALZER, MARCOS. Ferro fundido nodular austemperado – ADI: obtenção e aplicações. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE NOVAS TECNOLOGIAS. Joinville, SC. Set. 2002. 1 CD-ROM.

CALLISTER, JR. Willian D. *Ciência e engenharia de materiais: Uma Introdução*. Rio de Janeiro, RJ: Ed. LTC. 2000.

CASTELETTI, Luiz Carlos; MARTINS, Marcelo. Desempenho de ferros fundidos resistentes à abrasão conforme os tipos de carbonetos presentes. In: SIMPÓSIO DE METALURGIA FÍSICA. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM. São Paulo, SP. *Anais...* p. 722-726. Ago. 1994.

CHIAVERINI, Vicenti. *Aços e ferros fundidos*. São Paulo, SP: Ed. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996.

CUEVA-GALÁRRAGA, Edison Gustavo; TSCHIPTSCHIN, André P. Influência da temperatura de austenitização na resistência ao desgaste abrasivo de ferros fundidos nodulares. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 55. *Anais...* Rio de Janeiro: ABM, Jul 2000.

CUEVA-GALÁRRAGA, Edison Gustavo; TSCHIPTSCHIN, André P. Estabilidade da austenita em ferros fundidos nodulares austemperados. *Fundição e Serviços*, São Paulo, n. 82, p. 66-73, out. 1999.

CUEVA-GALÁRRAGA, Edison Gustavo; TSCHIPTSCHIN, André P. Transformação martensítica induzida por deformação em ferros fundidos nodulares austemperados. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 53. *Anais...* Belo Horizonte: ABM, 1998.

DOITPOMS. *Banco de imagens metalográfias*. Disponível em: <<http://www.msm.cam.ac.uk/doitpoms/>> Acesso em: 5 jul. 2004.

DOMMARCO, R. C.; SOUSA, M. E. Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures. *Wear*, n. 257, p. 1185-1192, 2004.

DUCTILE IRON SOCIETY. *Ductile iron data for design engineers*. Disponível em: <<http://www.ductile.org>>. Acesso em: 25 set. 2004.

GUEDES, Luis C.; GUESSER, Wilson L. Efeitos do fósforo em ferros fundidos nodulares austemperados. In: SEMINÁRIO SOBRE METALURGIA FÍSICA E TRATAMENTO TÉRMICO – CONFIT. *Anais...* São Paulo, SP. p. 01 a 34. set. 1992.

GUIMARÃES, Vagner A. *Influência da microestrutura sobre as propriedades mecânicas e resistência à corrosão de um aço inoxidável ISSO 5832-9 – utilizado na fabricação de implantes ortopédicos*. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia) - Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, 2002.

HASEEB, A. Tribological behavior of quenched and tempered, and austempered ductile iron at the same hardness level. *Wear*, n. 244, p. 15-19, 2000.

ISRAEL, Charles L. *Análise metalográfico em ferros fundidos nodulares*. Serviços internos – Faculdade de Engenharia e Arquitetura, UPF, Passo Fundo, 2004.

JACINTO, Maria Del Carmem; MAGALHÃES, A. P. Uma contribuição para melhor avaliar a correlação existente entre a microestrutura e as características mecânicas do ADI. Trabalho de Graduação. Instituto Superior de Engenharia do Porto, Portugal, 2001.

MALUF, O. *Influência do roleteamento no comportamento em fadiga de um ferro fundido nodular perlítico*. 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

MANI, P. H. *Rapid determination of magnesium in ductile iron*. Disponível em: <www.ductile.org/magazine/issue3_1999>. Acesso em: 15 jan. 2004.

METALS HANDBOOK. *Irons, Steels and High Performance Alloys*, 10th ed. American Society for Metals International, 1990, p. 88-140. v. 1.

METALS HANDBOOK. *Heat treating*, 10th ed. American Society for Metals International, 1991, p. 1485-1497. v.4.

METALS HANDBOOK. *Casting*, 9th ed. American Society for Metals International, 1988, p. 647 - 685. v. 15.

MI, Yan. Effect of Cu, Mo, Si on the content of retained austenite of austempered ductile iron. *Scripta Metallurgica et Materialia*, v. 32, n 9, p.1313-1317, 1995.

PETRY, Cintia C. M. Avaliação tecnológica do ferro fundido nodular austemperado ligado com cobre e níquel. Trabalho de conclusão. – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1996.

PETRY, Cíntia C. M. *Avaliação das propriedades de impacto e dos mecanismos de fratura de ferros fundidos nodulares ferríticos*. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1999.

PINTAÚDE, Giuseppe. Desempenho de ferros fundidos com alto teor de cromo frente ao desgaste por jateamento de partículas abrasivas. Projeto de engenharia metalúrgica - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1995.

PÓVOAS, Alexandra; PAMPLONA, Ana. Tecnologias de processamento de ligas: ferro fundido nodular. Trabalho de Graduação. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Portugal, 2001.

RAO, P. Prosad; PUTATUNDA, Susil K. Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures. *Materials Science and Engineering*, A349, p. 136-149, 2003.

RÖHRIG, K. Abrasion-Resistance high chomium white cast irons. *Foundry Trade J.*, p. 685-698, May 1974.

RÖHRIG, K. As propriedades, desenvolvimento de componentes e aplicações do ADI. *Revista Fundação e Serviços*, São Paulo, n. 121, p. 20-37, jan. 2003.

ROUSIÈRE, D; ARANZABAL, J. O desenvolvimento de estruturas mistas (ferríticas-ausferríticas) para ferros fundidos nodulares. *Fundição e Serviços*, São Paulo, n. 128, p. 158-165, ago. 2003.

SANTOS, Adalberto B. de Souza; BERGMANN, Sérgio José; LUCKOW, Ivo César. Defeitos de microestrutura em ferros fundidos nodulares. In: 55º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM. Rio de Janeiro, p. 1080 – 1084, Jul 2000.

SANTOS, Adalberto B. de Souza. *Efeitos da composição química na produção de ferros fundidos nodulares*. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 55. *Anais...* Rio de Janeiro: ABM, Jul 2000.

SANTOS, Adalberto B. de Souza; BRANCO, C. H. Castello. Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Instituto de Pesquisas Tecnológicas – IPT. São Paulo, SP, 241p. 1977 (3º imp 1989).

SCUOTEGUAZZA, Daniel. Influência da composição química nas propriedades de impacto dos ferros fundidos nodulares. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 1991.

SHEA, M. M. Austempering Nodular Iron for Optimum Toughness. *AFS Transactions* v. 94, p. 683-687, 1986.

SILVA, Antonio M. da, *Estudo do comportamento em fadiga de ferros fundidos nodulares ABNT FE 60003 tratados termicamente*. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2000.

SILVEIRA, Gastão M. da; MIALHE, Luiz G.; VIEIRA, Renato R. O desgaste por abrasão em órgãos ativos de máquinas agrícolas. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 25. *Anais...* Porto Alegre: ABM, p. 421 – 428, Jul 1970

SINATORA, A.; ALBERTIN, E. Ferros fundidos brancos de alto cromo: resistência ao impacto. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO, 4. São Paulo, p. 75 – 80, 1987.

SOCIESC. Orçamento de fundição e tratamento térmico de ponteiras. nº 164/03. Sociedade Educacional de Santa Catarina. Maio 2003.

SOUZA, Sérgio A. de. *Ensaio mecânicos de materiais metálicos*. 5 ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

TRUDEL A.; GAGNÉ, M. Effect of composition and heat treatment parameters on the characteristics of austempered ductile irons. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v. 36, n.5, p. 289-298, 1997.

VALDEBENITO, Marco E. Almazan. *Comparação das propriedades mecânicas de ferro fundido nodular austemperado e martemperado/revenido*. Trabalho de Diplomação - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2004.

VATAVUK, Jan; VILLAR, Carlos Alberto. Ferro fundido nodular com Nb aumenta a resistência ao desgaste de anéis de pistão de motores de combustão interna. *Fundição e Serviços*. São Paulo, n. 128, p. 138-145, ago. 2003.

VENUGOPALAN, D. Prediction of matrix microstructure in ductile iron. *AFS Transactions*, v. 98, p. 465-469, 1990.

YESCAS-GONZÁLEZ, Miguel A. *Modelling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile irons*. Tese (Doutorado em Engenharia) – University of Cambridge, Cambridge. 2001. Disponível em <<http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/phd.html#miguel>>. Acesso em: 20 Dez. 03.