PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica

Bruno Pedrosa

COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE DESGASTE DO FERRO NODULAR NOS ESTADOS BRUTO DE FUSÃO E AUSTEMPERADO LIGADOS AO NIÓBIO A 0,17% E 0,30%

> Belo Horizonte 2014

Bruno Pedrosa

COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE DESGASTE DO FERRO NODULAR NOS ESTADOS BRUTO DE FUSÃO E AUSTEMPERADO LIGADOS AO NIÓBIO A 0,17% E 0,30%

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica do Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro

Belo Horizonte 2014

FICHA CATALOGRÁFICA Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

P372c	Pedrosa, Bruno Comparação das propriedades mecânicas e de desgaste do ferro nodular nos estados bruto de fusão e austemperado ligados ao nióbio a 0,17% e 0,30% / Bruno Pedrosa. Belo Horizonte, 2014. 130f.:il.
	Orientador: José Rubens Gonçalves Carneiro Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
	1. Ferro fundido. 2. Ferro fundido - Propriedades mecânicas. 3. Nióbio. I. Carneiro, José Rubens Gonçalves. II. Pontifícia Universidade Católica de Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.
£	SIB PUC MINAS CDU: 669.1

Bruno Pedrosa

COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE DESGASTE DO FERRO NODULAR NOS ESTADOS BRUTO DE FUSÃO E AUSTEMPERADO LIGADOS AO NIÓBIO A 0,17% E 0,30%

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica do Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Dr. José Rubens Gonçalves Carneiro (Orientador) – PUC Minas

Dr. Sidney Nicodemos da Silva - CEFET/MG

Dr. Pedro Paiva Brito - PUC Minas

Belo Horizonte, 21 de Fevereiro de 2014.

Aos meus pais por estarem presentes em todos os momentos de minha vida.

Aos meus irmãos e sobrinhos pela amizade e amor.

À Izabela pelo seu amor, companheirismo, dedicação, carinho e pela compreensão nos momentos de ausência.

Ao Gabriel, meu filho amado, que me dá ânimo pra continuar lutando por uma vida ainda mais justa e feliz.

E principalmente a DEUS, por estar sempre ao meu lado abençoando-me cada dia mais.

AGRADECIMENTOS

À Deus, pela oportunidade e perseverança dadas a mim para a realização deste trabalho.

Ao professor José Rubens Gonçalves Carneiro, pela orientação, dedicação e ensinamentos transmitidos.

Ao André Bragança França, pela contribuição técnica para a realização desta dissertação.

Ao Curso de Engenharia Mecânica, a Coordenação e Professores do Mestrado em Engenharia Mecânica Automotiva, pelo apoio na realização deste projeto de pesquisa.

À Fundação Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES - pelo financiamento do trabalho.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais – Fapemig - pelo auxilio financeiro.

RESUMO

O ferro fundido nodular austemperado, mais conhecido como ADI (Austempered Ductile Iron), é um material importante devido às suas elevadas propriedades mecânicas de ductilidade, resistência à fadiga, tenacidade e tribológicas, podendo ser utilizado em substituição a aços conformados e tratados termicamente. Neste trabalho, comparam-se as propriedades mecânicas e desgaste no ferro fundido nodular no estado bruto de fusão e austemperado à temperatura de 320 °C. Para atender esses objetivos, amostras de ferro fundido nodular foram fundidas por gravidade no formato de blocos Y com uso de resfriadores nos moldes para prevenir a formação de descontinuidades durante a solidificação do material fundido. Esses blocos Y foram cortados, usinados e austenitizados a 900 ℃ durante 1 hora e, em seguida, resfriados em banho de martêmpera nas temperaturas de 290, 320, 345, 370, 390 e 410 °C onde permaneceram por tempos de 1, 3, 5,10, 15, 20, 30 e 60 minutos antes do resfriamento em salmoura até a temperatura ambiente. Essas amostras foram preparadas para análise metalográfica e também, submetidas a ensaio de dureza Rockwell. A partir dos resultados dos ensaios de dureza, foi possível obter as curvas de fração transformada em função do tempo nas diferentes temperaturas de tratamento térmico. Essas amostras foram observadas em microscópio ótico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV) e ensaiadas por difração de raios-X no sentido de identificar os produtos de transformação. Realizaram-se, também, ensaios mecânicos de tração, Charpy, pino sobre disco e caloteste em amostras tratadas a 320°C por 30 minutos. Verificou-se o enriquecimento de carbono da austenita na temperatura de 320°C em tempos crescentes de tratamento térmico, no entanto, também, o nióbio estabilizou a austenita para tempos maiores de tratamento. O teor de nióbio de 0,17% foi suficiente para estabilizar a austenita o que sugere que esse efeito se deveu ao papel do nióbio em solução sólida e não como formador de carboneto.

Palavras-chave: ADI. Austêmpera. Ferro fundido nodular. Nióbio.

ABSTRACT

The austempered ductile iron, known as ADI (Austempered Ductile Iron), is an important material because its high tensile ductility, fatigue resistance, tenacity and tribological properties. It can be used instead of steel shaped and heat treated. In this study, we compared the mechanical properties and wear in ductile iron in the raw state and austempered at a temperature of 320 °C. To meet these objectives, samples were ductile iron castings by gravity in the form of block Y with coolers to prevent the material discontinuity during the melt solidification. These blocks Y were cut, and machined austenitized at 900 ° C for 1 hour and then cooled in marquenching bath at temperatures of 290, 320, 345, 370, 390 and 410 °C, where they remained for times of 1, 3, 5, 10,15, 20, 30 and 60 minutes in brine before cooling to room temperature. These samples were prepared for metallographic analysis and also assayed Rockwell hardness. From the results of HRc hardness testing, it was possible to obtain curves transformed fraction as function of time at different thermal treatment temperatures. These samples were observed by optical microscopy, scanning and tested by X-ray diffraction to identify the transformation products. There were made tensile test, Charpy, pin on disc and calotest in samples treated at 320 °C for 30 minutes. It was found enrichment of carbon in austenite temperature of 320 ℃ increasing heat treatment time, however, too, niobium stabilized austenite to longer times of treatment. The niobium content of 0.17% was sufficient to stabilize austenite which suggests that this effect was due about the fact of niobium in solid solution and not as a carbide former.

Key words: ADI. Austempering. Ductile iron. Niobium.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1	Diagrama binário Fe-C	38
FIGURA 2	Panela de tratamento por nodularização "tipo sandwich"	42
FIGURA 3	Crescimento da grafita nodular no interior da bolha de gás	45
FIGURA 4	Relação cristalográfica na interface entre o plano (0001) da grafita	
	e (111) da austenita	45
FIGURA 5	Imagens de referência para as classes de grafita	46
FIGURA 6	Modelos de transformação eutetóide: (a) nucleação da perlita na	
	interface α/γ ; (b) nucleação da perlita em γ/γ e Gr/ γ	47
FIGURA 7	Orientação dos cristais em diferentes modalidades de resfriamento	50
FIGURA 8	Formas para redução da incidência de rechupe	52
FIGURA 9	Representação esquemática do processo de austêmpera	53
FIGURA 10	Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico para	
	obtenção do ADI	54
FIGURA 11	a) Resistência à tração em função do alongamento para diferentes	
	estruturas de matriz de ferro fundido nodular. b) Tenacidade à	
	fratura em função do limite de escoamento para diferentes	
	estruturas de matriz de ferro fundido nodular	56
FIGURA 12	Microestrutura de um ferro fundido nodular austemperado (ADI)	
	obtido após austenitização a 900ºC durante 90 minutos, seguida de	
	austêmpera a 370ºC	57
FIGURA 13	Gráfico da fração de transformação em função do logaritmo do	
	tempo	60
FIGURA 14	Curvas esquemáticas típicas para uma transformação heterogênea	
	que segue a equação JMAK	61
FIGURA 15	Fluxograma representativo do procedimento experimental realizado	64
FIGURA 16	Simulação Bloco tipo Y com o uso de resfriador	65
FIGURA 17	Dimensional do corpo de prova tipo Y	67
FIGURA 18	Vista superior do molde com resfriadores inseridos no molde	67
FIGURA 19	Vista inferior do molde com resfriadores inseridos no molde	68
FIGURA 20	Aparelho portátil Ultrasom (Modsonic Einstein)	69
FIGURA 21	Demonstração da aplicação do liquido penetrante	69
FIGURA 22	Desenho do corpo de prova para ensaio de tração	71

FIGURA 23 Dimensões do corpo de prova para ensaio Charpy	.73
FIGURA 24 Máquina de ensaio Charpy, marca Instron Wolpert PW30	.74
FIGURA 25 Tribômetro	.75
FIGURA 26 Vistas laterais pré e pós-desgaste e vista frontal de esfera usada	
do pino	.76
FIGURA 27 Representação do equipamento para ensaio de Caloteste	.77
FIGURA 28 Equipamento para análise de topografia e textura Talysurf: (a)	
mecanismo de leitura, (b) imagem 3D da ponta de contato de um	
circuito integrado	.78
FIGURA 29 Perfil bidimensional da calota de desgaste gerada em um	
conjugado filme de carbono/substrato em aço	.79
FIGURA 30 Medição do diâmetro de cratera de desgaste b	.80
FIGURA 31 Microestrutura da amostra no estado bruto de fusão sem ataque	
químico	.81
FIGURA 32 Simulação do bloco Y com o uso de resfriador metálico, porosidade	
fora da área útil	.82
FIGURA 33 Simulação do bloco Y sem o uso de resfriador metálico, porosidade	
com maior dimensão e próximo à área útil	.82
FIGURA 34 Blocos demarcados nas regiões em que foram identificadas	
descontinuidades	.83
FIGURA 35 Coordenada e classificação das descontinuidades identificadas	.83
FIGURA 36 Porosidade evidenciada através do ensaio por líquido penetrante	.84
FIGURA 37 Comparativo entre o defeito na simulação e no real	.84
FIGURA 38 Microestrutura da amostra no estado bruto de fusão com ataque	
químico	.85
FIGURA 39 Escala de Durezas	.87
FIGURA 40 Corpo de prova após ensaio de tração	.88
FIGURA 41 Evidência do micromecanismo de fratura em diferentes amostras	
com aspecto frágil verificado pelo ensaio de tração	.88
FIGURA 42 Evidencia do micromecanismo de fratura com a presença de	
nódulo de grafita reduzido e "dimples".	.89
FIGURA 43 Gráficos de tensão convencional versus deformação convencional	.89
FIGURA 44 Gráfico ln(σv) versus ln(ϵv)	.90

FIGURA 45 Gráfico de energia absorvida (J) para as temperatura de -196, -70, -30, 0, 20, 50, 70 e 100 °C. do ferro fundido nodular bruto de fusão 92 FIGURA 46 Gráfico de energia absorvida (J) para as temperatura de -196, -70, -30, 0, 20, 50, 70 e 100 °C do ferro fundido nodular com adição de FIGURA 48 Evidencia do micromecanismo de fratura com aspecto frágil para a FIGURA 49 Evidencia do micromecanismo de fratura com aspecto frágil para a FIGURA 50 Evidência do micromecanismo de fratura com aspecto frágil com presença de "dimples" para a temperatura de 20 °C...... 95 FIGURA 51 Evidência do micromecanismo de fratura com aspecto frágil com presença de "dimples" para a temperatura de 100 °C...... 95 FIGURA 52 Coeficiente de desgaste do ferro fundido nodular e aço Hadfield FIGURA 53 Evolução da força de atrito na distância de percurso para o ferro FIGURA 54 Evolução do coeficiente de atrito na distância de percurso para o FIGURA 55 Evolução do coeficiente de atrito na distância de percurso para o ferro fundido nodular ligado ao nióbio (0,30%) austemperado e FIGURA 56 Evolução da dureza HRC com o tempo de austêmpera do ferro fundido nodular (a) sem liga, (b) com adição de 0,17% de nióbio e (c) com adição de 0,30% de nióbio...... 99 FIGURA 57 Evolução da fração transformada em função do tempo do ferro fundido nodular (a) sem liga, (b) com adição de 0,17% de nióbio e (c) com adição de 0,30% de nióbio..... 101 FIGURA 58 Gráfico de ln(t) versus ln(-ln(1-y)) do ferro fundido nodular (a) sem liga, (b) com adição de 0,17% de nióbio e (c) com adição de 0,30% FIGURA 59 Curva TTT para ferro fundido nodular (a) puro, (b) com adição de 0,17% de nióbio e (c) adição de 0,30% de nióbio..... 105 FIGURA 60 Evolução do In(1/t) em função de 1/T para cálculo da energia de FIGURA 61 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 1 minuto......107 FIGURA 62(a) Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 5 minutos. (b) Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 7 minutos......107 FIGURA 63 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de FIGURA 64 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 20 minutos108 FIGURA 65 Microestrutura da amostra temperada com 0,17% de nióbio em peso resfriada em salmoura a temperatura ambiente......109 FIGURA 66 Microestrutura da amostra temperada com 0,30% de nióbio em peso resfriada em salmoura a temperatura ambiente......109 FIGURA 67 Microestrutura da amostra 0,17% Nb austemperada com tempo de manutenção de 1 minuto......110 FIGURA 68 Microestrutura da amostra 0,17% Nb austemperada com tempo de manutenção de 3 minutos110 FIGURA 69 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de FIGURA 70 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 15 minutos111 FIGURA 71 Microestrutura da amostra austêmperada com tempo de manutenção de 30 minutos112 FIGURA 72 Microestrutura da liga com 0,17% de nióbio austemperada por 60 FIGURA 73 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 1 minuto 113 FIGURA 74 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 3 minutos113 FIGURA 75 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 5 minutos 114 FIGURA 76 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 15 minutos .. 114 FIGURA 77 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 30 minutos .. 115 FIGURA 78 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada com tempo de manutenção de 60 minutos115

FIGURA 79 Principais fases presentes no ferro fundido nodular (a) austemperado por 120 min, (b) com adição de 0,17% de nióbio austemperado por 15 min, (c) com adição de 0,30% de nióbio austemperado por 15,30 e 60 min.
FIGURA 80 Fração de austenita retida e carbono dissolvido na austenita em função do tempo de austêmpera no ferro fundido nodular (a) austemperado por 120 min, (b) com adição de 0,17% de nióbio austemperado por 15 min, (c) com adição de 0,30% de nióbio austemperado por 15 min, (c) com adição de 0,30% de nióbio austemperado por 15 min, (c) com adição de 0,30% de nióbio austemperado por 15,30 e 60 min.

LISTA DE TABELAS

TABELA 1	Composição química típica do ferro gusa	39
TABELA 2	Composição típica das ligas nodularizantes 1 e 4	40
TABELA 3	Características dos principais processos nodularizantes	41
TABELA 4	Especificação de propriedades mecânicas e estrutura metalográfica	
	para ferro fundido nodular	48
TABELA 5	Especificação para o ferro fundido nodular austemperado	56
TABELA 6	Composição Química da liga fundida	81
TABELA 7	Propriedades Mecânicas das ligas fundidas	86
TABELA 8	Constantes k e n	91
TABELA 9	Equações de Hollomon	91
TABELA 10	Equações das retas linearizadas para cada temperatura1	03
TABELA 11	Valores de k e n calculados após a linearização da equação de	
	Avrami1	04
TABELA 12	Medidas de dureza nas diversas temperaturas e tempos de	
	austêmpera 1	29

LISTA DE SIGLAS

- ADI: Austempered Ductile Iron
- ASM: American Foundry Society
- ASTM: American Society for Testing and Materials
- C.E.: Carbono Equivalente
- CDTN: Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear
- HB: Dureza Brinell
- HRC: Dureza Rockwell C
- JMAK: Johnson Mehl Avrami Kolmogorov
- LVDT: Linear Variable Differential Transformer Transformador Diferencial Linear Variável
- MEV: Microscópio Eletrônico de Varredura
- TTT: Tempo Temperatura Transformação

LISTA DE SÍMBOLOS

- b: diâmetro da calota obtida no ensaio de Calotes
- E_w : energia absorvida pelo corpo de prova no ensaio de impacto
- D_{cp}: Diâmetro do corpo de prova no ensaio de pino sob disco
- *F*: Carga utilizada
- *h*₀: dureza inicial, após têmpera e manutenção na temperatura de austêmpera por 1 minuto.
- *h_f*: dureza após tempo de transformação total em bainita na temperatura de austêmpera.
- *h_i*: dureza no tempo igual a "*i*" de manutenção na temperatura de austêmpera e têmpera em salmoura.
- *L* : largura de faixa no ensaio de pino sob disco
- *l_{ff}*: comprimento final do corpo de prova de tração
- k_c : Coeficiente de desgaste
- m: massa do pêndulo no ensaio de impacto
- *n* : número de voltas no ensaio de Calotest
- N : carga normal
- P_m: carga máxima de tração
- R: raio da esfera no ensaio de Calotest

R_{esf}: raio da esfera no ensaio de pino sob disco

- S₀: área inicial do corpo de prova de tração
- t: tempo
- v₀: velocidade de impacto do pêndulo no ensaio de impacto
- V_{pd} : volume de perda do disco no ensaio de pino sob disco
- V_{pp} : Volume de perda do pino no ensaio de pino sob disco
- \overline{X} : Média aritmética
- Δl : Alongamento
- σ : Desvio padrão
- $\sigma_{\scriptscriptstyle R}$: Tensão de resistência

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	33
1.1	Justificativas	34
1.2	Objetivos	35
2	REVISÃO Da litoratura	27
2 2 1	Considerações iniciais	37
2.1	Considerações iniciais	37
2.2	Drococco do fabricação dos formas fundidos nadularos	31 20
2.3		29
2.3.1	rusao	39
2.3.2	Processo de nodularização	40
2.3.2.1	<u>Processo de nodularização "Sandwisn"</u>	41
2.3.3	Processo de inoculação	42
2.3.4	Vazamento	43
2.3.5	Desmoldagem	43
2.3.6	Controle da microestrutura	44
2.3.7	Defeito por descontinuidade de material	48
2.3.7.1	Cavidade Rugosa ou Rechupe	49
2.3.8	Velocidade de resfriamento	50
2.3.9	Uso de resfriadores no processo de fundição	51
2.4	Ferro fundido nodular austemperado (ADI)	53
2.5	Austenita retida	58
2.6	Martensita	58
2.7	Cinética da transformação de fase	59
2.8	Propriedades mecânicas do ADI	62
2.9	Resistência ao desgaste	62
3	METODOLOGIA	64
3.1	Simulação	65
3.2	Material no estado bruto de fusão	66
3.3	Ensaio por Ultrassom	68
34	Ensaio de Líquido Penetrante	69
35	Tratamento térmico	70
36	Ensaios metalográficos	71
37	Ensaios Mecânicos	71
271	Tração	71
270	Frazia Charny	72
3.1.Z	Ensaio Charpy	13
3.1.3 974	Ensaio de Celeteste	15
3.7.4		"
4	ANÁLISE E DISCUSSÕES DOS BESUI TADOS	81
4 1	Análise química	81
<u> </u>	Fundição da liga	81
л. <u>с</u> Л З	Análico motolográfico o propriodados mocânicos do forro	01
т.Ј	fundido nodular bruto de fusão	85
4.3.1	Análise de ensaio de tração	85
4.3.2	Análise de ensaio de Impacto Charpy	92
4.3.3	Ensaio de Caloteste	96
4.3.4	Ensaio de Pino sobre disco	97

4.4	Levantamento das curvas TTT	99
4.5	Análise metalográfica das amostras austemperadas	106
4.6	Ensaio de Difração de Raios X	116
5	CONCLUSÕES	119
REFE	RÊNCIAS	121
ANEX	OS	129

1 INTRODUÇÃO

Existem muitos processos termomecânicos de transformação dos metais e ligas metálicas em produtos. Entre esses processos, se destaca um dos mais antigos e versáteis, a fundição. Essa técnica é capaz de trabalhar com diversos formatos e dimensões para a produção de peças de metais. O processo consiste em transformar um metal líquido preenchido via cavidade de um molde com as medidas requeridas para produção dessa peça. Esse processo apesar de simples é um processo de fabricação inicial que permite a produção de peças com formas praticamente definitivas, e com limitações mínimas em termos de tamanho, forma e complexidade.

O processo de fundição é um método viável para produção de peças de geometria complexa, oferecendo flexibilidade de forma e projeto não encontrados em outras técnicas de processamento. Contudo, os defeitos que as peças podem possuir tais como inclusões, porosidades e alterações dimensionais dificultam o processamento posterior (DWYER; GRIFFIN; BATES, 1996).

Dentre os materiais metálicos, o ferro fundido nodular apresenta excelente fundibilidade, usinabilidade, capacidade de amortecimento e baixo custo de produção (LIN; LUI; CHEN, 1997). Os fatores que afetam as propriedades mecânicas do ferro nodular incluem a composição química, o tamanho, distribuição e forma dos nódulos da grafita, o tamanho e morfologia das dendritas primárias, relação ferrita/perlita, tamanho de grão da ferrita e espaçamento interlamelar da perlita (CHUZHOY *et al.*, 1997). A evolução do conhecimento relativo à solidificação dos ferros fundidos nodulares acelerou-se com o desenvolvimento da análise térmica e resfriamento brusco durante o intervalo de solidificação, que permitiram caracterizar os mecanismos que atuam na nucleação/crescimento da grafita a partir do ferro líquido.

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) é obtido a partir de um tratamento térmico de austêmpera aplicado ao ferro fundido nodular. A peça fundida é austenitizada e, posteriormente, resfriada até o campo bainítico, objetivando estrutura e propriedades mecânicas compatíveis aos aços ultra resistentes com menor consumo de energia na produção. A matriz obtida nesse processamento também é referida como ausferrita, microestrutura constituída por austenita retida com alto teor de carbono que a torna estável em temperatura ambiente e junto a

matriz ferrita. Esta microestrutura pode ser obtida nos ferros fundidos ADI's com a adição de elementos de liga como cobre, níquel e molibidênio (KIM; SCHIN; PARK; LIM, 2008).

Em razão de suas propriedades mecânicas, o ADI está sendo utilizado em estruturas de componentes automotivos, agricultura, mineração e equipamento de construção civil (YANG; PUTATUNDA, 2005).

As transformações no potencial químico acarretará por alterações da matéria. Segundo GIBBS, um conjunto de átomos ou moléculas que atingiu o equilíbrio sob dadas condições externas, consiste em uma ou mais regiões homogêneas e fisicamente distintas denominadas fases. Na austêmpera a austenita se transforma em bainita em condições isotérmicas. A cinética desta transformação deve ser conhecida no sentido de otimizar propriedades mecânicas, ampliando, assim, o campo de utilização de ligas austemperadas. Há inúmeros estudos na literatura relatando os opostos da adição de elementos de liga ao ferro fundido nodular austemperado (ADI), tais como por exemplo: manganês, molibdênio, alumínio, cromo, etc. A adição de elementos de liga ao ferro fundido nodular austemperado (ADI) pode por vezes onerar o processamento, entretanto, esta adição pode ser feita no sentido de maximizar seu efeito na estrutura e propriedades mecânicas. A presença de elementos de liga altera a cinética desta transformação microestruturada no ADI (RIOS; PADILHA, 2007).

A transformação de fase pode ser acompanhada através de técnicas experimentais como microscopia, difração de raios-x, extração de precipitados e técnicas indiretas tais como dureza, resistividade elétrica, análise térmica e dilatometria. Neste trabalho, a transformação de fase será acompanhada através de ensaios mecânicos e microscopia óptica, varredura e difração de raios-x.

1.1 Justificativas

Nos últimos anos, a indústria metalúrgica nacional vem buscando processos que otimizem a produção do ferro fundido assim como o desenvolvimento de suas propriedades mecânicas. Atualmente, busca-se reduzir o peso unitário dos fundidos, reduzir tolerâncias de usinagem, aumentar o leque de ligas leves e prolongar a vida útil dos fundidos, utilizando-se materiais caracterizados por elevadas propriedades mecânicas e de utilização (YANG; PUTATUNDA, 2005).

Existem estudos envolvendo o ADI, assim como a adição de alguns elementos de liga em sua composição como molibdênio e níquel, mas ainda não foram feitos desenvolvimentos significativos e ainda, pode-se considerar que a adição dos elementos de liga citados onera o custo de produção. Entre as ligas de produtos Fe-C, o ADI apresenta uma combinação muito interessante de propriedades mecânicas e melhorá-las com a adição de elementos de ligas economicamente mais viáveis, como o nióbio que é abundante no Brasil, é de extremo interesse.

Devido ao grande volume de ensaios de tração reprovados por apresentarem, após o processo de fabricação, descontinuidades de material (rechupe) em corpos de prova tipo "Y", confeccionados em ferro fundido nodular, provocando perda de confiabilidade nos resultados obtidos e desperdícios de recursos, além da necessidade de repetição do ensaio, surge a necessidade de buscar alternativas para eliminar tal problema.

Neste trabalho, busca-se produzir ferro fundido nodular e ferro fundido nodular com adição do elemento de liga nióbio nos teores de 0,17% e 0,30% em peso; e a partir do estudo da cinética de austêmpera, comparar propriedades mecânicas de dureza, tração, impacto e desgaste do material austemperado a 320°C com tempo de manutenção de 30 minutos, no estado bruto de fusão, bem como eliminação das perdas de corpos de prova devido à presença de rechupes nos blocos de prova Y através do uso de resfriadores nos moldes.

1.2 Objetivos

- a) Comparar a estrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão e austemperado (ADI) sem adição de elementos de liga e com a adição do nióbio nos teores de 0,17% e 0,30%. (ADI 0,17% Nb e ADI 0,30% de Nb)
- b) Avaliar a resistência ao desgaste do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão e austemperado através dos ensaios de pino sobre disco e Caloteste.
- c) Avaliar a resistência ao desgaste do ADI 0,30%Nb através dos ensaios de pino sobre disco comparando com os resultados do ADI e do material bruto de fusão.

- d) Analisar a fratura do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão e austemperado nos corpos de prova dos ensaios de tração e Charpy.
- e) Comparar os resultados de tração e Charpy do ADI e do material bruto de fusão com os do ADI 0,30% Nb.
- f) Levantar as curvas TTT do ADI nas temperaturas 410, 395, 370, 345, 320, 290 e 270 °C; do ADI 0,17% Nb e ADI 0,30% Nb nas temperaturas 270, 290, 320, 350 e 400.
- g) Avaliar e comparar as janelas de processamento no tratamento de austêmpera do ADI, ADI 0,17% Nb e ADI 0,30% Nb.
- h) Eliminar ou reduzir a ocorrência da descontinuidade do material (rechupe) no corpo de prova tipo "Y" através do uso de resfriadores durante o processo de fabricação.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Considerações iniciais

Os ferros fundidos constituem um grupo de ligas de importância fundamental para a indústria, não só devido às características inerentes ao próprio material, como, também, pelo fato de, mediante á introdução de elementos de liga, aplicações de tratamentos térmicos adequados, poderiam viabilizar a substituição dos componentes estruturais produzidos de aço. Segundo Silva (2004) citado por Souza, Aguilar e Nogueira (2012), a utilização de nióbio como um dos elementos de liga que visa a melhoria das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular possui uma implicação econômica e estratégica; uma vez que o Brasil é o maior produtor mundial desse elemento.

Diante da competição mais acirrada pela satisfação do cliente, a indústria metal-mecânica tem buscado formas de aumentar a produtividade, associando fluxos de produção mais rápidos e confiáveis com a diminuição de custos sem perda da qualidade do produto final.

Dentre os processos de fabricação, a fundição e usinagem merecem atenção especial, uma vez que concorrem diretamente com outros processos de fabricação, tais como conformação a frio. A racionalização dos processos de fundição e usinagem é um procedimento eficaz para tornar estes processos competitivos, em comparação à outras alternativas de fabricação mais onerosas.

2.2 Caracterização do ferro fundido

Ferros fundidos são ligas ternárias de Fe-C-Si (ferro-carbono-silício) que contêm basicamente 2-4% de carbono e 0,5-3% de silício, além de elementos residuais decorrentes do processo de fabricação, que passam pela reação eutética durante a solidificação. A Figura 1 mostra o diagrama de equilíbrio das ligas Fe-C e para a faixa de carbono entre 2 e 4% tem-se temperaturas de fusão entre 1147 e 1300 ℃, portanto inferior aos aços que tem temperatura de fusão superior a 1500 ℃.



Figura 1 Diagrama binário Fe-C

Fonte: Chiaverini, 1996

Os ferros fundidos são, geralmente, classificados em cinzento e branco. Nos ferros fundidos cinzentos as fases formadas na solidificação são austenita e grafita em forma de veios. Os ferros fundidos nodulares pertencem a classe dos cinzentos e apresentam a grafita na forma de nódulos ou esferóides no estado bruto de fusão, em decorrência da adição ou não de elementos alcalinos nodularizantes.

A tendência de se formar grafita, grafitização, é controlada através da composição química e pela taxa de resfriamento. O silício em concentrações superiores a 1% e o resfriamento mais lento durante a solidificação, favorecem a formação de grafita. Para a maioria dos ferros fundidos, o carbono existe na forma de grafita, e tanto a microestrutura quanto o comportamento mecânico dependem de suas composições e dos tratamentos térmicos (RODRIGUES, 2009).

Souza Carmo (2005) descreve as fases importantes do processo de obtenção do ferro fundido nodular, isto é, fusão e ajuste de composição do banho líquido, superaquecimento, tratamentos de nodularização, inoculação, vazamento e a desmoldagem.

2.3 Processos de fabricação dos ferros fundidos nodulares

Para elaboração do ferro fundido nodular é necessário a adoção de técnicas listadas a seguir.

2.3.1 Fusão

O ferro fundido nodular é obtido através da fusão de gusa e sucata de ferro nodular, podendo estes, serem utilizados individualmente ou em proporções que são determinadas a partir do custo de cada um. A composição típica do ferro gusa está apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 Composição química típica do ferro gusa							
Material %C %Si %Mn %S %P							
Ferro Gusa 4.0-4.5 0.5-1.5 0.3-1.5 0.03-0.05 0.04-0.015							
Fonte: Araújo, 2009							

As matérias primas são fundidas, na maioria dos casos, em fornos à indução. Estes fornos são elétricos, compostos de um cadinho que é envolto por uma bobina de indução magnética. As ondas magnéticas produzidas, ao entrar em contato com o banho metálico promovem o aquecimento. Durante o processo de fusão, são feitas as correções necessárias para o ajuste da composição química. A composição final é obtida após a adição da liga nodularizante e do inoculante. A correção da composição química geralmente é realizada para o Si. Esta correção é feita utilizando FeSi75% ou silício metálico.

Segundo Olsen, Skaland e Hartung (2004) durante a fusão, o ferro fundido não deve ser aquecido a temperaturas superiores a 1550 ℃, já que este superaquecimento provoca a destruição dos sítios de grafita em solução, podendo eventualmente, resultar na diminuição do número de nódulos final.

2.3.2 Processo de nodularização

Para a produção do ferro fundido nodular os processos de nodularização e inoculação são etapas críticas e determinantes na obtenção da qualidade final do material objetivado. O processo de nodularização consiste no processo de obtenção do ferro fundido com grafita na forma esferoidal, ou nodular (KARSAY, 1985). Este processo de nodularização é conseguido graças ao efeito nodularizante de alguns elementos como o magnésio, cálcio, cério e outros do grupo das terras raras. O elemento nodularizante mais utilizado é o magnésio e este é geralmente utilizado na forma de ligas com outros componentes, tipicamente ligas FeSiMg (SKALAND, 2003; ONSOIEN et al, 1999).

A adição das quantidades adequadas dos elementos nodularizantes é de extrema importância, já que teores excessivos de magnésio e cério, por exemplo, resultam na formação de carbonetos e grafita do tipo "*spiky*". Quando a quantidade de elementos nodularizantes é menor que o necessário, ocorrerá a formação de grafita degenerada (ECOB, 1988). A composição química da liga nodularizante é definida de acordo com o processo, sendo mais comumente usadas as comercialmente conhecidas como liga 1 e liga 4. A composição química típica destas ligas é apresentada na Tabela 2.

Liga	%Si	%Ca	%Al	%Mg	%TR		
Liga 1	44-48	1,0-1,5	1,2 máx.	8,0 - 10,0	1,0 – 1,2		
Liga 4	44-48	1,0-1,5	1,2 máx.	5,0-7,0	1,0 – 1,2		

Tabela 2	2 (Composição	típica das	ligas nodularizantes	1 e 4
----------	-----	------------	------------	----------------------	-------

A microestrutura da liga de FeSiMg é uma variável importante ao processo, pois esta pode apresentar diferentes fases e cada uma terá uma velocidade de dissolução e uma reatividade diferente durante o processo de nodularização.

Para alcançar uma boa microestrutura no FeSiMg, é necessário um bom controle da velocidade de resfriamento, pois desta forma minimiza-se a segregação e garante uma microestrutura mais homogênea.

Na Tabela 3 estão apresentados alguns processos de nodularização.

Parâmetro	Sandwich		Tundich Cover	In Mould	Cored Wide
Tipo de Liga	NiMg	FeSiMg	FeSiMg	FeSiMg	Mg ou Si-Mg
Concentração de Mg (%)	4 – 15	3 – 10	3 - 10	3 - 10	10 - 45
Rendimento de Mg (%)	45 – 90	35 – 70	40 – 75	70 – 80	35 - 50
Custo	Baixo	Baixo	Médio	Médio	Médio
Flexibilidade	Boa	Boa	Média	Baixa	Média
Geração de Fumos	Média	Média- Alta	Baixa	Nenhum	Média
Restrição de S no metal base (%)	0.04	0.03	0.03	0.01	Sem restrição
Restrição de Peso do Metal	Sem restrição	Sem restrição	Sem restrição	< 500kg	>500kg
Efeito Inoculante	Nenhum	Baixo – Médio	Médio – Alto	Alto	Nenhum - Baixo
Violência da Reação	Baixa – Média	Média – Alta	Baixa – Média	Baixa	Alta

Tabela 3 Características dos principais processos nodularizantes

Fonte: Skaland, 2002

2.3.2.1 Processo de nodularização "Sandwish"

O processo de nodularização tipo "*Sandwish*" foi um dos primeiros a ser aplicado em escala industrial e, até os dias de hoje, é o mais utilizado, principalmente em pequenas e médias fundições.

No processo tipo "Sandwish" a liga nodularizante contendo magnésio é adicionada na cavidade no fundo da panela de nodularização e em seguida, faz se uma cobertura com uma camada de pequenas chapas de aço, conforme Figura 2. Além de proteger a liga durante o banho, as chapas de aço atuam diminuindo o impacto da reação exotérmica entre o magnésio e o ferro. Isto favorece o rendimento do magnésio pois, este aumenta com a diminuição da temperatura. O rendimento do magnésio neste processo varia de 35 a 50% (SKALAND, 2002; HUERTA; POPOVISK, 2005; ONSOIEN et al, 1997).



Figura 2 Panela de tratamento por nodularização "tipo sandwich"

2.3.3 Processo de inoculação

O processo de inoculação consiste na adição de compostos que servirão diretamente como substrato para a formação de núcleos ou reagirão com elementos presentes no banho para posteriormente servirem como substrato para crescimento de núcleos. O principal objetivo da inoculação é garantir a formação de grafita durante a reação eutética e aumentar o número de nódulos. Como efeitos da inoculação nos ferros fundidos nodulares estão; o aumento da usinabilidade, da resistência mecânica e ductilidade, a redução da dureza e a promoção de uma microestrutura mais homogênea. A inoculação reduz também a tendência para a formação de rechupes durante a solidificação (SKJEGSTAD; SKALAND, 1996; SKALAND, 2001a; SKALAND, 1999; SKJEGSTAD; SKALAND, 1996a; CHAVES FILHO; PIESKE; CASTRO, 1981; SANTOS; CASTELLO BRANCO, 1989).

Comparando-se um ferro fundido inoculado com outro não inoculado, diferenças na microestrutura são facilmente notadas, as quais afetam as propriedades mecânicas finais dos fundidos (STRAFFELINI, 2003).

Um número de inoculantes de função grafitizante é utilizado na fabricação dos ferros fundidos nodulares. O inoculante mais utilizado é ainda o Fe-Si contendo residuais de cálcio e alumínio. Os inoculantes considerados mais eficientes são os que contêm zircônio, bário, estrôncio ou terra raras; notadamente o cério.

No ferro fundido nodular, durante o processo de nodularização, forma-se grande quantidade de núcleos para a precipitação da grafita. Estes núcleos são basicamente sulfetos de magnésio, cálcio ou cério. Estes núcleos são então recobertos por uma fina camada de silicato de magnésio. Estas partículas não servirão ainda de sítio de crescimento para a grafita devido ao fato da estrutura cristalina das mesmas não ser igual à da grafita. No entanto, depois da inoculação, a superfície destas partículas mudará devido à formação de camadas de outros complexos do silicato de magnésio com os óxidos dos elementos inoculantes adicionados (ONSOIEN et al, 1999; SKALAND, 2001).

Deve-se lembrar que adições em excesso de inoculantes podem aumentar a ocorrência de porosidade, microrrechupes e inclusões, provocando a formação de defeitos na peça fundida. (RODRIGUES, 2009).

A eficiência de um inoculante está correlacionada a vários fatores, sendo alguns deles ligados diretamente ao inoculante e outros relacionados ao processo.

2.3.4 Vazamento

O vazamento é a operação de transferência do metal líquido do forno para o recipiente chamado de "panela" que transportará o metal até o molde.

Nesta etapa, é fundamental o controle da limpeza das panelas de vazamento, para não haver inclusões de material refratário na peça; da temperatura do metal líquido a ser vazado (muito baixa, a peça sairá com falhas) e se for muito alta (provoca sinterização de areia nas peças); da velocidade de vazamento do metal líquido (muito baixa, provocará defeitos de expansão da areia devido à irradiação de calor do próprio metal preenchendo o molde; e se for alta, provocará erosão na areia do molde e consequentemente grande número de inclusões de areia).

2.3.5 Desmoldagem

Após a solidificação e o resfriamento do material fundido no interior dos moldes, dá-se sequência com a: desmoldagem, cortes, remoção dos canais, limpeza e rebarbação.

O tempo de desmoldagem influi na matriz metálica dos ferros fundidos nodulares de maneira que em tempos mais curtos tendem a aumentar a formação

de matrizes perlíticas, enquanto tempos de desmoldagens mais longos facilitam a formação de matrizes ferríticas.

Posterior à remoção do material fundido, teremos operações de limpeza, acabamento e inspeção sobre a peça.

Na realização da limpeza teremos duas etapas: limpeza grosseira, remoção de canais e alimentadores, e, superficial, interna e externa das peças fundidas. A primeira varia por tipo de liga fundida, no caso do ferro fundido que é uma liga frágil, a remoção dos canais e alimentadores pode ser feita com martelo. E a segunda usualmente é feita através dos chamados jatos de areia; onde substâncias abrasivas, em formato de grãos, são projetos sob pressão contra a superfície da peça fundida.

Finalizado a remoção dos canais e alimentadores, as limpezas; dá-se início a rebarbação. Que tem por finalidade eliminar as rebarbas e outras saliências metálicas da peça. E se necessário realizar o acabamento através de um esmeril, para eliminar qualquer excesso de metal.

2.3.6 Controle da microestrutura

O controle do tipo e morfologia das fases durante a solidificação de ferro fundido é função dos estágios de nucleação e crescimento. Yamamoto (1975) mostrou que a nucleação da grafita nodular pode ocorrer em bolhas de gás no banho de ferro líquido, dependendo dos elementos adicionados e das condições de pressão e temperatura. Segundo essa teoria, a grafita nucleia nas paredes do gás de magnésio. O mecanismo de formação da bolha de gás no ferro líquido é mostrado na Figura 3.



Figura 3 Crescimento da grafita nodular no interior da bolha de gás

Fonte: Souza Carmo, 2005

A teoria de nucleação heterogênea se baseia no conceito que a desorientação do reticulado entre a matriz e o sólido nucleante determina a quantidade de resfriamento necessário para o início da nucleação. A desorientação de 4,55% da interface entre os planos (0001) da grafita e (111) da austenita é mostrado na Figura 4.

Figura 4 Relação cristalográfica na interface entre o plano (0001) da grafita e (111) da austenita



Fonte: Souza Carmo, 2005

A norma ISO–945 apresenta seis classes para caracterizar as diferentes formas de partículas de grafita. A Figura 5 mostra as seis imagens de referência que representam estas classes.







As classes V e VI correspondem às classes do ferro nodular no estado bruto de fusão, em decorrência da adição ou não de elementos alcalinos nodularizantes. O ferro fundido nodular é geralmente caracterizado pela presença de pelo menos 80% das partículas de grafita nas classes V e VI e pela ausência de partículas das classes I e II (GOMES; PACIORNIK, 2005).

Existem diversas matrizes metálicas de ferro fundido nodular (ferríticoperlítico, martensítico, austenoferrítico ou austeníticos) resultantes de diferentes composições ou tratamentos térmicos.

O processo de transformação eutetóide pode ser resumido na Figura 6.

Figura 6 Modelos de transformação eutetóide: (a) nucleação da perlita na interface α/γ ; (b) nucleação da perlita em γ/γ e Gr/ γ .



Fonte: Souza Carmo, 2005

Guo e Stefanescu (1997) mostraram que a transformação eutetóide ocorre em dois estágios para taxa de resfriamento lenta (0,2 °C/s):

- a) Formação de ferrita na interface austenita-grafita e, posteriormente, crescimento da ferrita com o decréscimo de temperatura;
- b) A perlita nucleia na interface ferrita-austenita e o seu crescimento é rápido.

Quando o ferro fundido nodular é resfriado abaixo da temperatura eutetóide , há duas possibilidades para decomposição da austenita eutetóide:

- a) a reação eutetóide estável na qual a ferrita e grafita são as fases produto;
- b) a reação eutetóide metaestável levando a formação de perlita.

As especificações de ferro fundido nodular baseiam-se em suas propriedades mecânicas de resistência à tração, medidas em corpos-de-prova padronizados, sendo indicados normalmente os valores mínimos do limite de resistência, limite de escoamento, alongamento e microestrutura.

A Tabela 4 apresenta as especificações para ferro fundido nodular.

Classe	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento convencional 0,2%, (MPa)	Alongamento mínimo, (%)	Dureza Brinell	Matrizes predominantes		
FE-3817	38	24	17	140-180	Ferrítica		
FE-4212	42	28	12	150-200	Ferrítica		
FE-5007	50	35	7	170-240	Ferrítica/Perlítica		
FE-6002	60	40	2	210-280	Perlítica		
FE-7002	70	45	2	230-300	Perlítica		
FF-3817-BT*	38	24	17	140-180	Ferrítica		

Tabela 4Especificação de propriedades mecânicas e estrutura metalográficapara ferro fundido nodular

(*) Classe com requisito de resistência ao impacto.

Fonte: Souza Carmo, 2005

As propriedades dos ferros fundidos nodulares tornam-os convenientes para aplicações tais como virabrequim, pistões, engrenagens, bombas, blocos de motor, matrizes e recipientes de armazenagem e transporte de rejeitos nucleares, etc (PUTATUNDA; JIANGHUAI, 2005).

Conforme observado anteriormente, as condições de fabricação desempenham papel importante no mecanismo de solidificação dos ferros fundidos nodulares e, consequentemente, em sua microestrutura e propriedades mecânicas. Outro fator que desempenha papel importante nas propriedades mecânicas finais é o tratamento térmico da matriz do ferro nodular. Descrevem-se, a seguir, informações sobre o tratamento térmico de austêmpera.

2.3.7 Defeito por descontinuidade de material

Toda descontinuidade surgida na estrutura interna da peça, durante o esfriamento de um material fundido é chamada de defeito da solidificação. As descontinuidades de composição química, bem como as de estrutura, e outras influem nas propriedades dos ferros fundidos, fazendo com que sejam diferentes de um ponto para outro. Esta influência será tanto maior, quanto mais acentuada for a

descontinuidade. A avaliação do grau de nocividade dessas diferenças depende da aplicação do material. Sendo assim, em muitos casos, essas diferenças, ainda que sensíveis, podem não ter importância em virtude da natureza dos esforços (baixos ou estáticos) a que a peça será submetida na prática. E então nem há interesse em pesquisar estas heterogeneidades. Mas em outros casos, cujas peças apresentam maior responsabilidade, que devem suportar esforços elevados ou alternados e repetidos, choques e cuja ruptura em serviço possa trazer graves consequências, as descontinuidades apontadas apresentam um grau de nocividade muito maior, justificando-se plenamente um exame mais detido do material. Os principais defeitos são (FERREIRA, 2010):

- a) Cavidade Rugosa (rechupe ou chupagem)
- b) Segregação
- c) Granulação grosseira
- d) Porosidades (bolhas)
- e) Trincas
- f) Gotas Frias

2.3.7.1 Cavidade Rugosa ou Rechupe

A solidificação se inicia nas regiões onde há mais troca de calor (paredes e superfície). Quando da solidificação, ocorre a formação de um perímetro sólido envolvendo uma região central liquida. Com o passar de um estado liquido para sólido, ocorre uma contração volumétrica devido à queda de temperatura. Como não há mais liquido para abastecer a variação de volume, surgem então regiões "vazias" no seio da massa metálica.

Este defeito se localiza habitualmente nas regiões de maiores massa no fundido, região que, em geral, se solidifica por último. O tamanho de tais vazios não segue uma ordem pré-estabelecida. Pode ser micro até grandes vazios, apenas um ponto ou vários em uma mesma região.

Este tipo de descontinuidade é muito grave para a sanidade das peças, afetando diretamente as propriedades mecânicas. Estas regiões apresentam trincas e fissuras, principalmente para peças solicitadas dinamicamente por choques ou tensões cíclicas. Estes defeitos podem desenvolver-se por fadiga causando falhas inesperadas, podendo causar graves prejuízos (FERREIRA, 2010).

2.3.8 Velocidade de resfriamento

Relaciona-se a velocidade de resfriamento de um fundido durante o processo de solidificação à formação de estruturas dendríticas. Estas têm seu crescimento lateral limitado pelo crescimento de dentríticas vizinhas, o que provoca o aparecimento de pequenos vazios entre elas. Este defeito é muito comum nos ferros fundidos, o que é uma desvantagem em relação ao aço. Estes vazios estão diretamente relacionados à precipitação da grafita. Depois da solidificação, o fundido apresenta numerosos grãos dentríticos quando o resfriamento é rápido, área tem pequena espessura ou foram usados resfriadores no local. Desta maneira os grãos dentríticos ficam mais compactados, com textura fina e com menor possibilidade de apresentarem vazios. Porém, quando ocorre o oposto, a granulação é mais grosseira, pois o resfriamento é mais lento. Neste caso, o fundido poderá apresentar áreas com grãos mais finos, nas partes de pouca espessura e outras áreas com grãos mais grossos, em partes mais espessas ou que tenham entrado em contato com produtos exotérmicos, conforme pode ser verificado na Figura 7.



Figura 7 Orientação dos cristais em diferentes modalidades de resfriamento

onde :

- a) fundido em molde de areia;
- b) fundido em moldes metálicos;
- c) fundido em moldes de areia com resfriadores localizados.
Na Figura 7 a) observa-se que quando um resfriamento é homogêneo, como no caso de molde em areia, a distribuição do calor oriunda do metal fundido é distribuída de forma igual em toda a área da moldação fazendo com que os grãos apresentem uma fina zona de cristais orientados. Quando o molde é totalmente metálico, conforme apresentado na Figura 7 b), observa-se que a área de cristais orientados se torna mais larga. Finalmente, quando é adicionado um resfriador, que são pontos metálicos e localizados estrategicamente dentro do molde, a zona de cristais orientados é larga, porém localizada, conforme apresentada na Figura 7 c).

Quando um ferro fundido apresenta velocidade de resfriamento muito alta, como em seções finas, áreas adjacentes às paredes dos moldes ou quando foram usados resfriadores, não há tempo suficiente para a decomposição da cementita, podendo ocorrer pouca ou nenhuma grafitização e acarretando a formação do ferro branco, como resultado do efeito de coquilhamento. Neste caso, para que possa ocorrer a grafitização do ferro fundido, eliminando o efeito de coquilhamento (que é nocivo ao fundido) é necessária a adição do silício, elemento grafitizante, com objetivo de favorecer o aparecimento da ferrita resultando em um fundido de baixa dureza e boa usinabilidade.

No caso oposto, isto é, quando a velocidade de resfriamento é baixa, ocorre uma quantidade apreciável de grafitização com a presença do silício, além do aumento da quantidade de ferrita, o que confere ao fundido baixa resistência mecânica e baixa dureza, além de boa usinabilidade. Neste caso, a porcentagem do silício deve ser controlada (CAMPOS FILHO; DAVIES, 1978).

A velocidade de resfriamento também influencia na formação, tipo e tamanho da grafita o que é inclusive padronizado por normas internacionais.

2.3.9 Uso de resfriadores no processo de fundição

Resfriadores são peças metálicas que ao entrar em contato com a superfície da peça acelera a solidificação naquela posição e direciona o fluxo de solidificação, aumentando a eficiência dos massalotes e reduzindo a formação de descontinuidades conhecida como rechupe. Os resfriadores de contato, para serem utilizados com a máxima eficiência, devem estar em perfeitas condições, isentos de umidade, sujeiras, quebras ou trincas, pois, o metal líquido ao entrar em contato com o resfriador em condições desfavoráveis provocará reações gerando grandes defeitos na peça. Na Figura 8 a) é possível perceber como é formada a concentração de porosidade conhecida como rechupe, causados principalmente pelo resfriamento heterogêneo do metal líquido. Uma forma de eliminar a ação é demonstrada na Figura 8 b), o uso de mais de um massalote é capaz de eliminar o defeito aumentando o poder de atuação e a área de ação do massalote. Na Figura 8 c) o uso de resfriador atinge-se uma grande probabilidade de reduzir a incidência do rechupe. Na Figura 8 d) o objetivo não é a eliminação do rechupe, mas um resfriamento mais homogêneo no centro da peça, com a instalação de materiais isolantes, não permitindo a troca de calor com o ambiente.





Fonte: Ferreira, 2010

2.4 Ferro fundido nodular austemperado (ADI)

Ferros fundidos ADI possuem microestrutura composta por ferrita e austenita com alto teor de carbono dissolvido, sendo esta estrutura comumente denominada de ausferrita. Essas duas fases na microestrutura contribuem para boa resistência desse tipo de liga fundida, e podem ser formadas no material com a adição de elementos de liga e tratamento térmico adequados (KIM; SCHIN; PARK; LIM, 2007).

Para aços o processo de austêmpera é diretamente relacionado à obtenção da microestrutura de ferrita e carbonetos (microestrutura bainítica), já para o ADI a relação é feita, comumente, à ausferrita. A grande quantidade de silício presente nos ferros fundidos dificulta a precipitação de carbonetos no tratamento de austêmpera, retendo quantidades significativas de austenita (PUTATUNDA: KESANI: TACKETT; LAWES, 2006).

O processo de austêmpera, de modo geral, envolve a austenitização do material, resfriamento rápido e transformação isotérmica na temperatura da região bainítica por um tempo suficiente para a transformação completa e, em seguida, resfriamento em qualquer meio até a temperatura ambiente. Os processos de austenitização e austêmpera são conduzidos em banhos de sais fundidos para precaver a oxidação das peças. A Figura 9 mostra a representação esquemática do processo de austêmpera.



Figura 9 Representação esquemática do processo de austêmpera

Fonte: adaptado de Kovacs,1990

O ferro fundido nodular austemperado (ADI) é o tipo mais recente a integrar a família dos ferros fundidos nodulares. Produzido por meio do processo de tratamento térmico de austêmpera, realizado na faixa de 230 a 400°C, geralmente em ferros fundidos nodulares de matriz perlítica. Entre todas as classes de nodulares, os austemperados são os que apresentam a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade, resistência à fadiga e resistência ao desgaste.

Embora a austêmpera se processe na região bainítica, a microestrutura metaestável de alto carbono consiste em austenita retida e ferrita acicular chamada de ausferrita. Ela é formada antes da bainita (Figura 10: D-E-F).

Figura 10 Representação esquemática do ciclo de tratamento térmico para obtenção do ADI





Placas individuais de ferrita separadas por uma fina camada de austenita saturada de carbono nucleiam e crescem a partir do contorno de grão austenítico. Como a quantidade de carbono na austenita é relativamente elevada, maior que 1,5%, a austenita torna-se estável a temperatura ambiente e consequentemente a microestrutura resultante consiste de ferrita acicular e austenita estável, com alto teor de carbono. Esta é a microestrutura desejada no estágio I para o ADI, devendo ser livre de perlita, carbonetos bainíticos e martensíticos. Essa estrutura é diferente da bainita obtida em aços, que é composta de ferrita e cementita. Se o tempo de austêmpera é prolongado, a ausferrita desintegra-se em uma estrutura bainítica

típica, ocorrendo redução da tenacidade e ductilidade (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

As melhores propriedades mecânicas do ADI surgem ao final do estágio I da reação, mas antes de se iniciar o estágio II. Este intervalo entre a conclusão do estágio I e o início do estágio II denomina-se "Janela de Processo" (HAMID; ELLIOTT, 1996; PRASAD; PUTATUNDA, 1997).

Portanto, nos ferros fundidos nodulares a reação de austêmpera não ocorre como nos aços. Enquanto nos aços a reação ocorre em um único estágio, isto é, a austenita (γ) é transformada em ferrita (α) e cementita, nos ferros fundidos ela ocorre em dois estágios: (BAHMANI; ELLIOTT, 1997; MALLIA; GRECH; SMALLMAN, 1998).

Estágio I: $\gamma_0 \rightarrow \alpha + \gamma_{est}$ (ausferrita)

Estágio II: $\gamma_{est} \rightarrow \alpha + cementita$ (bainita)

onde:

 γ_0 é a austenita primária;

 γ_{est} é a austenita estável enriquecida de carbono.

É importante salientar que quanto maior a temperatura de austêmpera, maior será a ductilidade e tenacidade do material, entretanto, penaliza-se o material quanto a dureza (LIN; LAI; SHIH, 1996; GRENO; OTEGUI; BOERI, 1999). Portanto, simplesmente variando-se a temperatura ou o tempo de austêmpera para o mesmo material, obtêm-se materiais com propriedades mecânicas diferentes (ZIMBA; SIMBI; NAVARA, 2003).

Peças com maiores espessuras são fabricadas com a introdução de elementos como Mn, Cu, Ni e Mo individualmente ou combinados. Esses elementos são adicionados para aumentar a temperabilidade da liga, ou seja, evitar a formação de perlita durante o resfriamento da temperatura de austenitização até a temperatura de austêmpera (HAMID; ELLIOTT, 1997; PUTATUNDA, 2001; KIM *et al.*, 2008).

As propriedades mecânicas especificadas para o ferro fundido nodular austemperado (ADI) são as obtidas por ensaio de tração (limites de resistência, escoamento e alongamento), ensaio de dureza e impacto.

A Tabela 5 mostra as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado (ADI) segundo a norma ASTM A-897M.

Classe	Pro	Dureza							
	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Resistência ao Impacto (J)	(HB)				
1	850	550	10	100	269-321				
2	1050	700	7	80	302-363				
3	1200	850	4	60	341-444				
4	1400	1100	1	35	388-477				
5	1600	1300	-	-	444-555				

Tabela 5 Especificação para o ferro fundido nodular austemperado

Fonte: ASTM A-897M, 2006

A Figura 11(a) e (b) compara a resistência à tração a tenacidade ao impacto do ADI com outros tipos de matrizes de ferros fundidos nodulares, mostrando a superioridade da matriz ausferrítica em relação às demais.





A peça fundida, no estado bruto de fusão, deve apresentar as menores quantidades possíveis de inclusões não metálicas, de carbonetos e de porosidades. A porcentagem de carbonetos e inclusões não metálicas não deve ser superior a 0,5% e o volume de porosidades não deve ultrapassar 1% (HAYRYNEN; BRANDENBERG, 2002). As propriedades de resistência e ductilidade do ADI são

afetadas pelo tamanho da seção e o número de nódulos de grafita na matriz metálica. O alongamento destas ligas é afetado por uma série de variáveis, as mais comuns são: contração (rechupes), *"drosses"* (escória ou borra), presença de martensita formada durante o resfriamento e tensões superficiais (KOVACS, 1990).

A microestrutura do ADI consiste basicamente de ferrita bainítica e austenita com alto teor de carbono. Outros microconstituintes e fases, tais como perlita, martensita e carbonetos podem ser encontrados na microestrutura, dependendo das condições de tratamento térmico, da composição química e da segregação de elementos de liga. Nos processos normais de obtenção do ADI, uma ou mais destas fases indesejáveis são geralmente encontradas (KOVACS, 1990; PUTATUNDA; JIANGHUAI, 2005). Um exemplo de microestrutura típica do ADI pode ser observado na Figura 12, onde se observa a presença de nódulos de grafita, ripas de ferrita bainítica (regiões marrons) e um fundo de austenita retida (regiões brancas).

Figura 12 Microestrutura de um ferro fundido nodular austemperado (ADI) obtido após austenitização a 900ºC durante 90 minutos, seguida de austêmpera a 370ºC.



Fonte: Silva, 2006

2.5 Austenita retida

No ADI a austenita é obtida durante a austenitização do ferro nodular. Em função da temperatura de austenitização, ocorre a variação do teor de carbono contido na austenita. Quando ocorre a transformação da ferrita bainítica, a austenita remanescente enriquece de carbono, reduzindo a força motriz, o que irá provocar uma estrutura mais grosseira. Quando há o equilíbrio da transformação bainítica e a mesma cessa, a austenita que está rica em carbono consequentemente fica retida na estrutura em temperatura ambiente. É possível se ter uma fração de austenita retida na estrutura. Porém a austenita residual pode se transformar em martensita durante o resfriamento ou mesmo em temperatura ambiente, através de trabalhos mecânicos, como a usinagem. A austenita cresce com uma forma equiaxial quando a microestrutura inicial é perlita e na forma de camadas entre planos quando a microestrutura inicial for bainita ou martensita (BHADESHIA, 2001; PUTATUNDA, 2006).

Aumentando-se a temperatura de austenitização produz-se um aumento da quantidade de carbono na austenita e assim aumenta-se o volume de fração de austenita retida, sendo desejável que esta quantidade esteja maximizada na microestrutura. Porém, a força impulsora do processo do Estágio I diminui com o aumento da temperatura de austenitização, retardando o processo de austêmpera. Além disso, a austenitização a altas temperaturas propicia a formação de uma considerável quantidade de martensita nos interiores dos grãos austeníticos, reduzindo a ductilidade e tenacidade, e isto não é desejável. Por esta razão, preferese realizar a austenitização em temperaturas menores, obtendo-se uma estrutura mais refinada (PRASAD; PUTATUNDA, 2003).

2.6 Martensita

No intervalo de resfriamento contínuo até alcançar a temperatura ambiente, se a austenita estiver pouco enriquecida de carbono, a austenita pode se transformar em martensita. Sendo que estas transformações podem ocorrer preferencialmente nas deformações do reticulado cristalino como: discordâncias, lacunas, defeitos de empilhamento e maclas. Isso ocorre devido a existirem nestes sítios arranjos atômicos metaestáveis, os quais são favoráveis para a formação da martensita estável, através de vibrações térmicas dos átomos ou tensões aplicadas. A martensita se dá na forma de placas ou na forma de partículas grossas entre os agrupamentos bainíticos (FERRER, 2003).

2.7 Cinética da transformação de fase

Segundo Christian (1978) fases são regiões homogêneas e fisicamente distintas onde um conjunto de moléculas atingem o equilíbrio sob dadas condições externas. Mas a definição mais comumente usada pelos metalurgistas é dada por Guggenhein: Um sistema heterogêneo é composto de certo número de partes homogêneas denominadas fases, sendo que cada uma delas pode ser descrita especificando-se certo número de propriedades.

Um conceito importante para o entendimento da cinética de transformação de fases é o de reações homogêneas e heterogêneas.

Reações homogêneas acontecem em uma única fase, isto é, ocorre em um mesmo meio, por exemplo, em um meio gasoso ou em soluções líquidas. A difusão é considerada uma reação homogênea.

Reações heterogêneas são aquelas onde durante a transformação pode-se distiinguir mais de uma fase e estas fases apresentam características distintas umas das outras, podendo ser facilmente diferenciadas. Esta transformação ocorre em determinados locais da fase original, através da nucleação e do crescimento.

A nucleação consiste na formação de pequenos núcleos da nova fase nas regiões onde apresentam imperfeições, geralmente nos contornos de grão. Logo após, estes núcleos começam a crescer, diminuindo o volume da fase inicial, até que seja estabilizada a proporção de equilíbrio entre as fases.

Para se determinar a cinética global de uma reação ou transformação, se mede a concentração ou a fração volumétrica de certa fase em função do tempo, obtendo-se a partir daí a velocidade da transformação (RANGEL; PADILHA, 2007).

O ponto fundamental para o estudo da cinética das transformações é a determinação e a predição da fração transformada, y, em função do tempo de reação, t.

Para o levantamento da curva *y versus t* é obtida experimentalmente através de dois métodos: direto e indireto.

O método direto consiste em determinar a fração transformada através da metalografia quantitativa. Este método é trabalhoso e necessita de muitas amostras para alcançar o resultado final.

O método indireto consiste no levantamento de uma proriedade que seja influenciada pela microestrutura, por exemplo, dureza. Tem se preferência pela determinação através da dureza devido a dois fatores (RANGEL; PADILHA, 2007):

- a) As medidas de microdureza Vickers cobrem toda a faixa de dureza dos materiais;
- b) Permitem a medida em fases individuais nos materiais polifásicos, desde que essa fase seja grande o suficiente para acomodar as impressões de dureza.

A maioria das transformações de fase provocam modificações nas propriedades mecanicas, principalmente na dureza, sendo, portanto, em muitos casos, possível a utilização de macrodureza.

Uma vez obtida experimentalmente a curva *y versus t*, os estágios de nucleação e crescimento podem ser representados conforme a Figura 13.

Figura 13 Gráfico da fração de transformação em função do logaritmo do tempo



Para transformações isotérmicas nos sólidos a fração transformada, a equação utilizada para representar o comportamento cinético é de acordo com a

Equação (1), de forma sigmoidal, denominada Johnson-Mehl – Avrami – Kolmogorov ou simplesmente JMAK:

$$(y) = 1 - \exp(-kt^n) \tag{1}$$

k é a costante cinética da velocidade de transformação

n está relacionado com a geometria de crescimento

Estes coeficientes são determinados ajustando-se a Equação 1 aos dados obtidos experimentalmente. Este ajuste permite uma análise da influência de cada fator na cinética de transformação, como temperatura e a composição por meio da comparação entre valores de k e n.

Para a obtenção dos coeficientes $k \in n$, a Equação 1 é linearizada e é escrita conforme Equação (2).

$$\ln \ln \left(\frac{1}{1-y}\right) = \ln(k) + n \ln(t) \tag{2}$$

Na Figura 14 são apresentadas curvas sigmoidais e linearizadas para três temperaturas diferentes.





Fonte: Rios e Padilha, 2007

2.8 Propriedades mecânicas do ADI

O ADI combina uma série de propriedades mecânicas como: alta ductilidade, tenacidade, resistência à tração, resistência à abrasão e à fadiga, que são determinadas de acordo com a quantidade de cada microconstituinte, formado após o tratamento térmico. Quando comparado com o ferro fundido nodular convencional apresenta duas vezes mais resistência à tração, comparando com aços, possui resistência à fadiga igual ou superior, maior capacidade de amortecimento de vibrações, maior alongamento, sendo 10% mais leve e mais fácil de usinar que os aços com durezas equivalentes, sendo a grafita a responsável pelas propriedades físicas do material (MULLINS, 1990; PUTATUNDA, 2001; GHADERI, 2003; KLOCKE; KLÖPPER, 2002).

2.9 Resistência ao desgaste

A resistência ao desgaste é um importante critério de seleção de materiais. Normalmente, é maximizada pela utilização de materiais com dureza mais elevada possível. Portanto, quando se pretende obter boa resistência ao desgaste em ferro fundido nodular austemperado utiliza-se baixa temperaturas de austêmpera por produzir ADI com maior número de dureza. Uma estrutura composta de ausferrita inferior e menor quantidade de austenita retida com alto teor de carbono é benéfico para a resistência ao desgaste (ZHOU; ZHOU, 1993).

O desgaste pode ser definido como sendo a deterioração de uma superfície sólida, geralmente envolvendo uma perda progressiva de material devido ao movimento relativo entre duas superfícies em contato. Ocorrem quatro tipos de mecanismos de desgaste principais (LENER; KINGSBURY, 1998; HEINZ, 1987):

- a) Desgaste adesivo: desgaste por atrito (escorregamento ou rolamento) causado pelo contato entre superfícies metálicas, proporcionando formação adesiva localizada.
- b) Desgaste abrasivo: desgaste que ocorre devido às partículas duras ou protuberâncias duras forçadas contra e/ou movendo-se ao longo de uma superfície sólida. Este desgaste ocorre com partículas tais como detritos metálicos, oxidos metálicos ou pó presentes entre as superfícies de contato. Estas partículas desgastam o material de ambas as superfícies

(TYLCZAK, 1992). O modo de desgaste abrasivo a dois corpos ocorre quando uma aspereza dura da superfície de contato desliza sobre a superfície de desgaste como uma ferramenta de corte, sendo caracterizado pela presença de sulcos ou ranhuras lineares na direção de deslizamento. No desgaste abrasivo a três corpos, a partícula de desgaste está livre para rolar ou deslizar na região de contato. Neste caso, a superfície de desgaste normalmente apresenta uma topografia aleatória, sem características de direcionalidade (STACHOWIAK; BATCHELOR, 1993).

- c) Desgaste erosivo: causado pelo impacto de partículas dispersas em fluxo liquido ou gasoso.
- d) Desgaste por fadiga superficial: caracterizado pela formação de trincas e esfoliações de material, causados por carregamento cíclico. Pode ocorrer em uma escala microscópica devido a choques repetidos por deslizamento de asperezas na superfície de sólidos em movimento relativo.

ZIMBA (2003) verificou que, em relação ao ferro fundido nodular no estado bruto de fusão, a resistência ao desgaste por abrasão do ADI é muito superior, e que em relação ao aço beneficiado com dureza equivalente, a resistência ao desgaste é duas vezes maior. Nos seus ensaios, verificou-se que houve a transformação superficial da austenita retida em martensita, com isso aumenta-se a dureza superficial do ADI e com isso sua resistência ao desgaste (RONG, 2001; HASSEB; ISLAM; ALI BEPARI, 2000).

3 METODOLOGIA

A Figura 15 mostra o fluxograma referente ao procedimento experimental realizado.





Fonte: Elaborado pelo autor

3.1 Simulação

De forma orientativa e preventiva foi realizada simulação de solidificação através do software Magma visando definir o melhor posicionamento do resfriador e suas condições de resfriamento atuando de forma efetiva na prevenção de defeitos recorrentes no processo de fundição, principalmente os causados pelo resfriamento do material metálico. A Figura 16 mostra o posicionamento mais adequado do resfriador calculado pelo software.



Figura 16 Simulação Bloco tipo Y com o uso de resfriador

Fonte: Elaborado pelo autor

Para que seja realizada a simulação e esta se aproxime o máximo da realidade, deve ser inseridos dados (variáveis) inerentes ao processo de fabricação do bloco de prova, tais como:

- a) Dimensional;
- b) Tipo de moldação (areia resinada, areia verde, sintética, etc);
- c) Rigidez do molde
- d) Material (Ferro fundido, aço, etc)
- e) Composição química
- f) Temperatura de vazamento
- g) Acessórios (Massalotes, resfriadores, etc)
- h) Outros.

3.2 Material no estado bruto de fusão

A carga utilizada para produção do ferro fundido nodular consistiu de 10% de sucata de aço baixo carbono, 30% de retorno de ferro nodular e 60% de ferro gusa nodular. Essa carga foi fundida em forno elétrico à indução, marca Inductotherm, em cadinho de capacidade útil de 1 t, elaborado conforme norma DIN 1693, classe GGG40. Posteriormente, o metal base passou por processo de nodularização e inoculação, para posterior vazamento em molde rígido em areia resinada.

A nodularização foi elaborada através da "técnica sandwich". Este processo consiste na utilização de uma panela de tratamento dotada de um degrau no fundo, onde é colocada a liga nodularizante Fe-Si-Mg, com 6% a 10% de Mg com granulometria abaixo de 0,5 mm. Essa liga é coberta com sucata fina de ferro fundido para retenção da liga nodularizante, retardando a reação da mesma com metal base, objetivando, assim, rendimento esperado da ordem de 50 a 55% para Mg. A transferência do metal líquido se dá do lado oposto onde se encontra a liga nodularizante.

Realizada simultaneamente com o tratamento de nodularização, a inoculação ocorre através da adição de compostos de ferro silício e terras raras, com características fortemente grafitizantes, como por exemplo, ferro silício juntamente com cálcio e bário. A adição do inoculante acontece juntamente com o material nodularizante antes ou durante a transferência do metal para panela, sendo adicionado diretamente no jato de metal, através de basculamento por meio de uma concha contendo o inoculante. Neste caso, foi utilizada a adição simultaneamente com material nodularizante o Fe-Si-Mg.

A temperatura de vazamento foi de 1375ºC, (medida através de pirômetros de imersão calibrados, utilizando termopares descartáveis). As medições de temperatura do metal foram realizadas antes e, posteriormente, à nodularização. A panela foi revestida com tijolo sílico-aluminoso, formato "bico chaleira".

As amostras para análises químicas foram retiradas através do vazamento em coquilhas de cobre refrigerada, antes do tratamento do metal base e, posteriormente, à adição de nodularizante e inoculante. A análise química foi feita na pastilha, em espectrômetro ótico de emissão, marca Shimadzu OHS5500.

Posteriormente, à análise química, a panela foi transportada para a área de vazamento e, novamente, medida a temperatura de vazamento. O molde rígido em

areia foi obtido através de processo de moldação semi-mecanizada, utilizando areia quartzosa preparada com resina fenólica alcalina e adição de triacetina como catalisador, conforme Figura 17.



Figura 17 Dimensional do corpo de prova tipo Y

Fonte: ASTM A897M-06, 2011

A variação da velocidade e direcionamento de resfriamento otimizando a alimentação dos massalotes do bloco Y (conforme simulação) foi obtida através da inserção de resfriadores metálicos no molde conforme Figura 18 e Figura 19, que demonstram o posicionamento dos resfriadores metálicos inseridos nos moldes.

Figura 18 Vista superior do molde com resfriadores inseridos no molde



Fonte: Elaborado pelo autor



Figura 19 Vista inferior do molde com resfriadores inseridos no molde

Fonte: Elaborado pelo autor

A desmoldagem foi feita de forma manual, e, em seguida, o bloco Y foi cortado em serra de fita, marca Franho, para usinagem dos corpos de prova para os diferentes ensaios mecânicos.

3.3 Ensaio por Ultrassom

Este ensaio foi realizado com a finalidade em detectar descontinuidades internas no bloco de prova Y. Geralmente este ensaio é aplicado em materiais não ferrosos, metálicos e não metálicos, através da introdução de um feixe sônico (forma de energia mecânica sob a forma de ondas longitudinais), a uma frequência acima da faixa audível a qual se situa entre 20 Hz e 20 KHz.

Foi utilizado ultrassom portátil (Modsonic Einstein – Figura 20) para detecção de descontinuidades em peças de ferro fundido pela técnica do contato direto com cabeçotes normais. As descontinuidades quando detectadas são classificadas quanto ao seu nível (tamanho da porosidade) e classe (área afetada).



Figura 20 Aparelho portátil Ultrassom (Modsonic Einstein)

Fonte: Elaborado pelo autor

3.4 Ensaio de Líquido Penetrante

O ensaio por líquidos penetrantes é usado para a detecção de descontinuidades superficiais de materiais tais como: metais ferrosos e não ferrosos, alumínio, ligas metálicas, cerâmicas, vidros, certos tipos de plásticos ou materiais organo-sintéticos. O ensaio por líquido penetrante baseia-se na ação da capilaridade, a qual é a possibilidade de penetração de um líquido em áreas extremamente pequenas devido a sua baixa tensão superficial. A capilaridade é uma característica importante uma vez que a sensibilidade do ensaio é dependente do mesmo.

Este ensaio foi realizado com o objetivo de quantificar-se e evidenciar-se a descontinuidade (Figura 21).



Figura 21 Demonstração da aplicação do liquido penetrante

Fonte: Elaborado pelo autor

3.5 Tratamento térmico

Os ensaios mecânicos foram realizados em corpos de prova, nos estados bruto de fusão e austemperado. O tratamento térmico de austêmpera consistiu na austenitização em forno de banho de sal à temperatura de 900 ℃ com tempo de 1 hora, seguido de resfriamento em forno de banho de sal até às temperaturas de 410, 395, 370, 345, 320, 290 e 270 ℃. O controle dessas temperaturas foi feito através de termopar imerso no banho, e, o sinal de tensão ligado ao computador para controle do processo de registro da temperatura. O aquecimento destes fornos de banho de sal foi feito através de resistência elétrica e/ou combustão de gás natural. O controle do banho é feito semanalmente para monitoramento da variação de composição química e fluidez do banho. O tempo de manutenção nestas temperaturas de austêmpera foi de 1, 3, 5, 7, 10, 15, 20, 30 e 60 minutos. Posteriormente a este tempo de manutenção, as amostras foram resfriadas em salmoura até a temperatura ambiente. Essas amostras foram preparadas através de polimento mecânico e de acabamento para medição de dureza pelos métodos Rockwell e Vickers.

A medição de dureza Rockwell foi feita em equipamento marca Wilson Rockwell Series 2000 da Instron, na escala HRC. Foram feitas oito medições em cada uma das amostras e calculou-se a média e o desvio padrão através das seguintes Equações (3) e (4).

$$\bar{X} = \frac{\sum x}{n} \tag{3}$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum (X - \bar{X})^2}{(n-1)}}$$
(4)

3.6 Ensaios metalográficos

A metalografia se fez necessária com o propósito de verificar e constatar as fases presentes na microestrutura dos materiais. Foram utilizadas as amostras em estado bruto de fusão e austemperadas a 320 °C com tempo de manutenção de 1, 3, 7, 10, 15, 20 e 30 minutos. Para a caracterização do ferro fundido quanto à forma, distribuição e dimensão dos nódulos de grafita, utilizou-se microscópio óptico Analisys FIVE e norma Fiat 50260. As amostras, sem ataque químico, foram posicionadas e observadas em um microscópio ótico com aumento de 500X.

Foi realizado ataque químico em solução de nital (4% de ácido nítrico e 96% de álcool etílico) nas amostras em estado bruto de fusão e austemperadas. Posteriormente estas amostras foram analisadas no microscópio óptico Analisys FIVE, caracterizando a microestrutura do material.

3.7 Ensaios Mecânicos

A seguir serão listados todos os ensaios mecânicos realizados neste trabalho

3.7.1 Tração

Os corpos de prova tipo Y, no estado bruto de fusão e austemperado para o ferro fundido nodular sem liga e ligado a 0,30% de nióbio, foram usinados, conforme norma ASTM E-8M, 1995 (Figura 22).



Figura 22 Desenho do corpo de prova para ensaio de tração.

Fonte: ASTM E-8M, 1995

Este ensaio foi realizado em máquina universal Wolpert, com acionamento hidráulico e células de carga de 30 t, acoplada em um computador com programa de controle, recebimento e tratamento de dados. O valor da tensão no limite de escoamento foi obtido do gráfico *tensão* versus *deformação*, a partir da deformação de 0,2%. A tensão limite de resistência foi calculado através da Equação (5) que é a taxa de deformação do material.

$$\sigma_R = \frac{P_m}{S_0} \tag{5}$$

Onde:

 σ_{R} : Tensão de resistência

P_m: Carga máxima de tração

 S_0 : área inicial do corpo de prova de tração

O alongamento foi obtido através da Equação (6).

$$\Delta l = \frac{l_f - l_0}{l_0} \tag{6}$$

Onde:

 l_{ff} : comprimento final do corpo de prova

l₀: comprimento inicial do corpo de prova de tração

A fratura dos corpos de prova de tração, para o ferro fundido nodular sem liga no estado bruto de fusão, foi analisada no MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura), marca Philips.

Para o material ligado a 0,17% de nióbio o limite de resistência à tração foi obtido através da relação do mesmo com os valores de dureza Brinell, dada pela Equação (7) (CALLISTER, 2000).

$$LRT = 3,45 * HB \tag{7}$$

onde: *LRT*: limite de resistência à tração *HB*: dureza Brinell

3.7.2 Ensaio Charpy

As dimensões dos corpos de prova de Charpy estão mostradas na Figura 23, conforme norma ASTM E-23/96, 1996.



Figura 23 Dimensões do corpo de prova para ensaio Charpy

Fonte: ASTM E-23/96, 1996

Utilizou-se uma retífica plana e o sobremetal deixado foi de 0,2 mm para as dimensões de 10,0 mm dos corpos de prova. O entalhe foi feito no CDTN (Centro de Desenvolvimento Tecnologia Nuclear), dotada de ferramenta com perfil do entalhe desejado (LOURENÇO, 1999).

Foi utilizada uma máquina de ensaio Charpy instrumentada, marca Instron Wolpert PW30, de capacidade máxima 300 J (Figura 24). Esta máquina é constituída, basicamente, de um pêndulo, dial de leitura, suporte para corpo de prova, martelo e cutelo. Utilizaram-se, os meios de resfriamento, nitrogênio, água, álcool e gelo, para se garantir as temperaturas de ensaio que foram de –196, -70, - 35, 0, 20, 70, 100°C.



Figura 24 Máquina de ensaio Charpy, marca Instron Wolpert PW30

Fonte: Elaborado pelo autor

Para medição dessas temperaturas, foi utilizado um termopar de mercúrio com sensibilidade de $\pm 5^{\circ}$ C.

Essa máquina de ensaio Charpy é dotada de interface, marca Impact 95, cuja frequência de aquisição de dados é de 1 MHz. Um medidor de deformação é colado no martelo e o sinal de carga é enviado à interface. A coleta de sinal inicia-se no contato do martelo com o corpo de prova. Esse sinal coletado em mV é convertido em carga através de uma curva de calibração da máquina.

Esse sinal de carga versus tempo, F(t), é utilizado para cálculo de velocidade do pêndulo através da Equação (8).

$$v(t) = v_0 - \left(\frac{1}{m}\right) \int_0^t F(t)dt$$
(8)

onde:

 v_0 = velocidade de impacto do pêndulo

m= massa do pêndulo

t = tempo

A deflexão do corpo de prova em função do tempo, s(t), foi determinada através da integração da curva velocidade *versus* tempo, conforme Equação (9).

$$s(t) = \int_{0}^{t} v(t)dt$$
(9)

A energia absorvida pelo corpo de prova em função do deslocamento, $E_w(s)$, foi determinada pela integração da curva força *versus* deslocamento conforme Equação (10).

$$E_w(s) = \int_0^s F(s)ds \tag{10}$$

A fratura dos corpos de prova Charpy foi analisada no MEV, marca Philips.

3.7.3 Ensaio Pino sobre disco (PSD)

Os corpos de provas utilizados no ensaio de pino sobre disco foram usinados em torno, marca IMOR, modelo oficina 420 com a utilização de ferramenta de corte revestida por TiN, marca Mitsubishi.

A Figura 25 mostra a fotografia do tribômetro utilizado.



Figura 25 Tribômetro

Fonte: Elaborado pelo autor

O tribômetro consiste de um motor de velocidade variável, contador de revoluções, braço de alavanca e suporte do pino. O equipamento possui um sistema de medição da força de atrito, pelo qual o coeficiente de atrito pode ser determinado através da coleta de dados numa saída interligada a um microcomputador com software específico. Os cálculos e medidas do desgaste podem ser obtidos por perda de volume para esfera ou pino utilizado, separadamente (ASTM G99, 2005)

A Figura 26 mostra as vistas laterais da esfera antes e pós ensaio, e, também, vista frontal.

Figura 26 Vistas laterais pré e pós-desgaste e vista frontal de esfera usada do pino.



Fonte: Elaborado pelo autor

No cálculo do volume desgastado do disco e do pino, utilizou-se microscópio óptico, marca Zeiss, de onde se extraiu medidas das trilhas de desgaste e o registro fotográfico do desgaste.

Através da Equação (11), foi possível calcular o volume desgastado do ferro nodular, no estado bruto de fusão e austemperado.

$$V_{pp} = \frac{\pi \cdot D_{cp}^{4}}{64 \cdot R_{esf}} \tag{11}$$

onde:

 V_{pp} : Volume de perda do pino (mm^2)

 D_{cp} : Diâmetro do corpo de prova (m)

 R_{esf} : Raio da esfera (m)

Para o desgaste no disco tem-se a seguinte Equação (12):

$$V_{pd} = \frac{R_{fd} \cdot L^3}{6 \cdot R_{esf}} \tag{12}$$

onde:

 V_{pd} : Volume de perda do disco (mm^3)

L : Largura de faixa (m)

 R_{esf} : Raio da esfera (m)

 R_{fd} : Raio da faixa de desgaste (m)

3.7.4 Ensaio de Caloteste

No ensaio de Caloteste, adotou-se uma esfera de aço hadfield (rotacionado) e pressionada contra a amostra (material de estudo), onde um abrasivo é colocado na zona de contato esfera/amostra. Procedendo, assim, produz-se uma calota esférica na amostra e seu diâmetro é, então, medido. O equipamento consiste de uma esfera de aço fixa e a amostra montada sobre uma alavanca carregada por uma massa (carga aplicada) (Figura 27).



Figura 27 Representação do equipamento para ensaio de Caloteste

Fonte: Elaborado pelo autor

O diâmetro da esfera utilizada foi de 25,4 mm em aço ABNT 52100 temperado e revenido.

Utilizou-se como material abrasivo pasta de diamante com granulometria de 3µm, adquirido junto ao fornecedor Arotec. Padronizou-se 500 voltas para calcular o comprimento de deslizamento (S) da esfera sobre a amostra, conforme Equação (13).

$$S = 2 \cdot \pi \cdot R \cdot n \tag{13}$$

onde:

R é o raio da esfera,

n é o número de voltas

O ensaio foi feito em temperatura ambiente e com umidade relativa do ar de 50%.

O coeficiente de desgaste pode ser obtido pelo diâmetro da cratera o que foi avaliado através de perfilometria, conforme Figura 28.

Figura 28 Equipamento para análise de topografia e textura Talysurf: (a) mecanismo de leitura, (b) imagem 3D da ponta de contato de um circuito integrado.



Fonte: Elaborado pelo autor

A leitura do perfil da calota consiste no apalpamento de uma superfície através de um estilete (apalpador) que desloca um sistema de LVDT (Linear Variable Differential Transformer - transformador diferencial linear variável). Esse deslocamento é transmitido mecanicamente para o sistema LVDT, gerando impulsos elétricos que são digitalizados e transmitidos a um computador onde é feita a reconstituição da imagem digital e sua posterior análise, Figura 29.



Figura 29 Perfil bidimensional da calota de desgaste gerada em um conjugado filme de carbono/substrato em aço.

Fonte: Elaborado pelo autor

Com este recurso, imagens 2D e 3D das calotas de desgaste foram geradas em software específico do equipamento de perfilometria (TalyMap Universal, fabricante Taylor-Hobson).

Com o auxílio de imagens de perfilometria 2D foram obtidos os valores dos diâmetros das crateras formadas nas amostras em estudo (Figura 30).



Figura 30 Medição do diâmetro de cratera de desgaste b

A partir daí, foram calculados os coeficientes de desgaste do ferro fundido nodular, no estado bruto e austemperado, através da Equação (14).

$$k_c = \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R \cdot S \cdot N} \tag{14}$$

onde:

N = carga normal de 0,981 N

b = diâmetro da calota obtida

4 ANÁLISE E DISCUSSÕES DOS RESULTADOS

Neste item serão apresentados os resultados dos ensaios e as discussões cabíveis para os mesmos.

4.1 Análise química

A composição química nominal do ferro fundido nodular em percentual de peso, utilizado nos ensaios, é apresentada na Tabela 6.

Tabela 6 Composição Química da liga fundida								
%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Mg		
3,57	2,57	0,31	0,01	0,08	0,03	0,04		

Fonte: Elaborado pelo autor

Essa composição química atende a especificação GGG40 DIN 1693, e o teor de magnésio de 0,04 evidencia a incorporação do mesmo e o seu efeito na morfologia da grafita esferoidal. A figura 31 mostra a microestrutura dos ferros fundidos sem liga (Figura 31(a)), ligado à 0,17% de nióbio (Figura 31 (b)) e a 0,30% de nióbio (Figura 2631 (c)), onde só é observado a forma da grafita.

Figura 31 Microestrutura da amostra no estado bruto de fusão sem ataque químico



Fonte: Elaborado pelo autor

4.2 Fundição da liga

Através da simulação foi possível identificar que o corpo de prova tipo Y III possui grande tendência de apresentar rechupe na região considerada como útil, onde são extraídas as barras para usinagem dos corpos de prova. O simulador determinou o melhor posicionamento para inserir um resfriador metálico, sendo essa

posição, na base do bloco de prova. Posteriormente ao simular a nova configuração, a região que apresentou porosidade, teve o volume do defeito reduzido e o deslocamento para uma região fora da área útil, como pode ser verificado na Figura 32 e Figura 33.





Fonte: Elaborado pelo autor







Após a simulação e a fabricação dos blocos, foi constatada através dos ensaios de ultrassom e líquido penetrante, a presença de porosidades (rechupes) em regiões semelhantes apontadas pelo simulador. Na Figura 34 é possível verificar marcações de identificação de descontinuidades, realizadas nos blocos de provas, após o ensaio de ultrassom. A Figura 35 apresenta o relatório definindo as coordenadas dos corpos de prova, bem como sua classificação.

Figura 34 Blocos demarcados nas regiões em que foram identificadas descontinuidades



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 35 Coordenada e classificação das descontinuidades identificadas



Fonte: Elaborado pelo autor

Os blocos de prova foram cortados transversalmente na seção da descontinuidade identificada e realizado o ensaio por líquido penetrante, evidenciando a porosidade, conforme Figura 36.



Figura 36 Porosidade evidenciada através do ensaio por líquido penetrante

Fonte: Elaborado pelo autor

De acordo com relatório, a porosidade no bloco sem o uso de resfriador se revelou ser de nível 2 classe D, enquanto a do bloco com resfriador teve avaliação nível 1 casse A.

A Figura 37 mostra o comparativo entre o defeito na simulação e no real.



Figura 37 Comparativo entre o defeito na simulação e no real

Fonte: Elaborado pelo autor

A área útil do bloco de prova tipo Y permite a confecção de dois corpos de prova, porém após as análises e a usinagem do bloco fabricado sem o uso do resfriador, foi constatado que apenas um dos corpos de prova seria útil para os ensaios das propriedades mecânicas, o outro foi descartado, pois o rechupe atingiu parte de sua área útil.

4.3 Análise metalográfica e propriedades mecânicas do ferro fundido nodular bruto de fusão

A Figura 38 mostra as microestruturas dos ferros fundidos nodular sem liga (Figura 38 - A) e ligado ao nióbio com percentual de 0,17 (Figura 38 - B) e 0,30% (Figura 38 - C) cujas matrizes são constituídas de ferrita e perlita, sendo que a ferrita envolve o nódulo de grafita. A difusão do carbono da ferrita é a causa do crescimento de parte do nódulo de grafita. Esse aspecto da microestrutura é designado vulgarmente como "olho de boi". O maior percentual de perlita na microestrutura é reflexo da sua composição química e na ineficiência do inoculante, o que refletiu nas propriedades mecânicas elevando o limite de resistência e reduzindo o alongamento.

Figura 38 Microestrutura da amostra no estado bruto de fusão com ataque químico



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.1 Análise de ensaio de tração

A Tabela 7 mostra os resultados das propriedades mecânicas, limite de escoamento, limite de resistência e alongamento das diferentes ligas.

Liga	Resistência (MPa)	Escoamento (MPa)	Alongamento (%)
Ferro fundido nodular	538,6	371,8	16,4
Ferro fundido nodular ADI	1412,1	1132,5	4,82
Ferro fundido nodular ADI (0,17%Nb)	1474,9	1179,9	
Ferro fundido nodular ADI (0,30%Nb)	1000	600	11

 Tabela 7
 Propriedades Mecânicas das ligas fundidas

Fonte: Elaborado pelo autor

Os resultados obtidos por ensaio de tração mostram ferro fundido nodular com matriz perlítica. Esse fato justifica a diferença de resultado entre escoamento e o limite de resistência.

Os valores de resistência e escoamento obtidos para o ferro fundido nodular austemperado com 0,17% de nióbio, obtidos por cálculos, partiram do valor de dureza média de 42,75 HRC, que pode ser convertido para o valor de dureza Brinell de 427,5 HB; utilizado no cálculo da equação 7. A Figura 39 mostra a relação entre valores de dureza Brinell.


Fonte: Callister, 2000.

A Figura 40 (a) mostra o corpo de prova do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão após fratura, mostrando aparentemente a ausência de estricção. A Figura 40 (b) mostra o corpo de prova para o ferro fundido nodular austemperado com adição de 0,30% de nióbio, que mantém a aparência da fratura do corpo de prova do corpo de prova bruto de fusão e sem adição de nióbio.



Figura 40 Corpo de prova após ensaio de tração

(b) Fonte: Elaborado pelo autor

A superfície de fratura do corpo de prova bruto de fusão foi analisada no MEV, constatando o caráter frágil da fratura, evidenciado pela presença de maclas de clivagem ao longo de toda matriz, e simultaneamente, o início da fratura ocorreu na interface entre os nódulos de grafita e a matriz (Figura 41(a) e (b)).

Figura 41 Evidência do micromecanismo de fratura em diferentes amostras com aspecto frágil verificado pelo ensaio de tração.



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 42 mostra um nódulo de grafita com tamanho reduzido e no seu entorno a presença de "dimples", típico de fratura dúctil.

Para serem melhoradas as propriedades mecânicas, pode-se trabalhar aumentando a fração volumétrica da grafita e inoculação eficiente de modo a reduzir o número de nódulos grosseiros.

Figura 42 Evidencia do micromecanismo de fratura com a presença de nódulo de grafita reduzido e "dimples".



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 43 mostra os gráficos de tensão convencional versus deformação convencional, obtidos para corpos de prova do ferro fundido nodular bruto de fusão, ferro fundido nodular austemperado e ferro fundido nodular austemperado com adição de 0,30% de nióbio.

Figura 43 Gráficos de tensão convencional versus deformação convencional



Fonte: Elaborado pelo autor

Com os dados relativos ao campo plástico de cada corpo de prova ensaiado para as diferentes ligas, foram calculados os valores de tensão verdadeira e deformação verdadeira. Retas foram traçadas com a linearização desses valores e a partir das mesmas foi traçada uma reta que representa a média das anteriores, para cada uma das ligas analisadas, traçadas pelo método de Bergner (BERGNER; ZOHAR, 2000). As retas médias são representadas no gráfico da Figura 44.



Figura 44 Gráfico $ln(\sigma_v)$ versus $ln(\varepsilon_v)$

Fonte: Elaborado pelo autor

Através da linearização das curvas de tensão verdadeira versus deformação verdadeira, as constantes k e n da equação que relaciona a deformação verdadeira com a tensão verdadeira puderam ser calculadas para cada corpo de prova. As constantes k e n obtidas para cada corpo de prova e para a reta média e seus respectivos erros, fornecidos pelo *software* Origin Pro versão 8 ao fazer a linearização, são mostradas na Tabela 8

Liga	Corpo de Prova	Parâmetros	Valor	Erro
		ln(k)	5,6432	0,03
	CP1	n	0,6424	0,01
		k	282,36	
		ln(k)	5,5092	0,03
	CP2	n	0,5565	0,01
Bruto		k	246,95	
Bruto	CP3	ln(k)	5,3622	0,03
		n	0,5347	0,01
		k	213,19	
	Reta Média	ln(k)	5,4783	1,61x10 ⁻¹⁵
		n	0,5669	6,40x10 ⁻¹⁶
		k	239,44	
	CP1	ln(k)	5,9409	4,69 x10 ⁻¹⁵
		n	0,3857	1,95 x10 ⁻¹⁵
		k	380,26	
	CP2	ln(k)	6,907	2,68 x10 ⁻¹⁵
		n	0,9166	1,23 x10 ⁻¹⁵
		k	999,21	
	CP3	ln(k)	6,3615	4,59 x10 ⁻¹⁵
ADI		n	0,6147	1,97 x10 ⁻¹⁵
		k	579,12	
		ln(k)	6,6274	6,15 x10 ⁻¹⁵
ADI 0,30% Nb	CP4	n	0,8282	2,94 x10 ⁻¹⁵
		k	755,53	
	Reta Média	ln(k)	6,4592	1,87 x10 ⁻¹⁵
		n	0,6863	8,28 x10 ⁻¹⁵
		k	638,54	
		ln(k)	6,2992	0,02
	CP1	n	0,6935	0,01
		k	544,15	

Tabela 8 Constantes k e n

Fonte: Elaborado pelo autor

Os valores dessa última reta podem definir a relação entre deformação verdadeira e tensão verdadeira para cada uma das ligas de ferro fundido, através da equação de Hollomon. A Tabela 9 mostra as equações obtidas para cada liga.

Tabela 9 Equações de Honomon	
Liga	Equação
Ferro Fundido Bruto de Fusão	$\sigma_v = 239,44 * \varepsilon_v^{0,57}$
Ferro Fundido Nodular Austemperado	$\sigma_v = 638,54 * \varepsilon_v^{0,67}$
Ferro Fundido Nodular Austemperado + 0,30% de Nióbio	$\sigma_v = 544, 15 * \varepsilon_v^{0,69}$

Tabela 9 Equações de Hollomon

Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.2 Análise de ensaio de Impacto Charpy

A Figura 45 mostra a energia absorvida (J) obtida do ferro fundido nodular no estado bruto de fusão com a evolução da temperatura. Foi verificado que com o aumento da temperatura, principalmente acima de 0°C, a energia absorvida para fratura cresce. Esse crescimento, por sua vez, atinge resultados muito baixos em temperaturas de 100°C, evidenciando o comportamento frágil do ferro nodular em toda essa faixa de temperatura de ensaio (-196 até 100°C).

Figura 45 Gráfico de energia absorvida (J) para as temperatura de -196, -70, -30, 0, 20, 50, 70 e 100 ℃. do ferro fundido nodular bruto de fusão



A Figura 46 mostra a energia absorvida (J) obtida do ferro fundido com adição de 0,30% de nióbio austemperado e bruto de fusão com a evolução da temperatura. O gráfico mostra que com o aumento da temperatura a energia absorvida aumenta tanto para o material austemperado quanto para o bruto de fusão. No caso da liga no estado bruto de fusão a energia absorvida sai de valores próximos a 2J para a menor temperatura de -196°C e atinge 7J para temperatura de 100°C, sendo que esse aumento é mais significativo nas temperaturas próximas a 0°C. Para a liga austemperada para -196°C a energia absorvida é de 3J, atingindo 7J para a maior temperatura ensaiada de 100°C; sendo que esse aumento também ocorre nas temperaturas próximas a 0°C, mas de maneira menos significativa que a liga o material em seu estado bruto de fusão.

Figura 46 Gráfico de energia absorvida (J) para as temperatura de -196, -70, -30, 0, 20, 50, 70 e 100 ℃ do ferro fundido nodular com adição de 0,30% de nióbio austemperado e bruto de fusão.



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 47 mostra a superfície do ferro fundido nodular bruto de fusão após a fratura no ensaio de impacto Charpy na temperatura de 0 °C.

Figura 47 Superfície de fratura de corpo de prova após ensaio Charpy.



Fonte: Elaborado pelo autor

Com o auxílio do MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) foi possível verificar o micromecanismo de fratura apresentado após ensaio de impacto. A Figura 48 e Figura 49 mostram o micromecanismo de fratura para as temperaturas de -

196 ℃ e 0 ℃, onde foi possível verificar presença de facetas de clivagem evidenciando um aspecto frágil do material.



Figura 48 Evidência do micromecanismo de fratura com aspecto frágil para a temperatura de -196 ℃.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 49 Evidência do micromecanismo de fratura com aspecto frágil para a temperatura de 0 °C.



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 50 e Figura 51 evidenciam o micromecanismo de fratura para a temperatura ambiente (20° C) e 100° C, onde foi possível observar algumas regiões com presença de "dimples", tal fato comprova o aumento de tenacidade e assim o acréscimo de energia absorvida pelo material no ensaio.

Dimples Grafita nodular Grafita social and the second se

Figura 50 Evidência do micromecanismo de fratura com aspecto frágil com presença de "dimples" para a temperatura de 20 ℃.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 51 Evidência do micromecanismo de fratura com aspecto frágil com presença de "dimples" para a temperatura de 100 ℃.



Fonte: Elaborado pelo autor

4.3.3 Ensaio de Caloteste

A Figura 52 mostra o volume desgastado por unidade de energia no ferro fundido nodular bruto de fusão em comparação ao aço Hadfield nas condições de temperado em água e deformado por tração com carga de 70 kN. A escolha de comparação recaiu sobre o aço Hadfield em razão da elevada resistência ao desgaste.



Figura 52 Coeficiente de desgaste do ferro fundido nodular e aço Hadfield nas condições de temperado e deformado.

Fonte: Elaborado pelo autor

Observa-se que a resistência ao desgaste do ferro fundido nodular foi maior que o aço Hadfield na condição de tratado e menor do que na condição de encruado. A diferença de comportamento do aço Hadfield pode ser explicada possivelmente pelo efeito da deformação na transformação desse aço em martensita. Observa-se também que a diferença de resistência ao desgaste entre o nodular e o aço Hadfield deformado não foi excessiva possivelmente devido ao efeito da matriz do ferro nodular em contato com o resíduo de SiO₂ utilizado no ensaio.

4.3.4 Ensaio de Pino sobre disco

A Figura 53 e Figura 54 mostram a evolução da força normal e do coeficiente de atrito do pino com a superfície do material do ensaio para o ferro fundido nodular bruto de fusão comparado com este material austemperado e com o aço de desgaste Hadfield.



Figura 53 Evolução da força de atrito na distância de percurso para o ferro fundido nodular e Hadfield temperado e encruado.

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 54 Evolução do coeficiente de atrito na distância de percurso para o ferro fundido nodular e Hadfield temperado e encruado.





Observa-se que o aço Hadfield e o ferro fundido nodular apresentam força e coeficiente de atrito crescente no início do ensaio, e após uma distância percorrida de 100 metros, ambos estabilizam em valores próximos; variando em uma faixa de 0,6 a 0,7 para o coeficiente de atrito, e de 1,2 a 1,5 N na força de atrito. A Figura 54 mostra, ainda, que o coeficiente de atrito do ADI com adição de 0,15% de molibdênio apresenta valores inferiores para menores distâncias, entretanto seu valor estabiliza próximo aos coeficientes de atrito dos demais materiais.

A Figura 55 apresenta a evolução do coeficiente de atrito e força de atrito com a distância percorrida para ferro fundido nodular com adição de 0,30% de nióbio, bruto de fusão e austemperado a 320ºC por 30 min.





Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 55 evidencia que as ligas com adição de nióbio, tanto no estado bruto de fusão quanto austemperado, apresentaram coeficientes de atrito semelhantes; próximos de 0,5. Ambos apresentaram esse valor após uma distância percorrida de 50 metros, sendo que as ligas apresentaram valores crescentes até alcançar um valor estável.

Os resultados mostraram pequenas diferenças entre o valor estabilizado do coeficiente de atrito de cada liga, sendo que a liga bruta de fusão sem elementos de liga estabilizou em 0,6, a bruta de fusão com adição de nióbio em 0,5, a austemperada com adição de nióbio em 0,5.

4.4 Levantamento das curvas TTT

As amostras de ferro fundido nodular foram austemperadas em várias temperaturas e tempos. Foram feitas oito medidas de dureza para cada temperatura e para cada tempo de austêmpera. Retirou-se, então, a média e o desvio padrão que são apresentadas no anexo A.

A Figura 56 (a) mostra a evolução da dureza no ferro fundido nodular bruto de fusão com o tempo de austêmpera para as temperaturas de 270, 290, 320, 345, 370, 395 e 410 $^{\circ}$ C, com adição de nióbio em 0.17% em peso (Figura 56 (b)) e finalmente com 0,30% do mesmo elemento (Figura 56 (c)).





Fonte: Elaborado pelo autor

Para todos os materiais em estudo, observa-se que, para o tempo de 1 minuto nas diversas temperaturas de austêmpera, as durezas foram superiores a 50 HRC, sugerindo que nesse tempo só havia presença de austenita que, no resfriamento, transformou-se em martensita. A dureza dos materiais reduziram seus valores até atingir uma estabilidade, o que pode ser percebido nos gráficos da figura 48 sendo que para todos os materiais, tal fato ocorreu próximo ao tempo de 10 min. Apenas na temperatura de 270°C essa tendência não foi seguida para o ferro fundido e este material com adição de 0,17% de nióbio. A estabilização dos resultados de dureza pode evidenciar a transformação completa da austenita em bainita.

Adotando a premissa que a dureza do material se correlaciona diretamente com os produtos transformados, calculou-se a fração transformada em diferentes tempos e temperaturas, utilizando-se a Equação (15).

$$y = \frac{h_0 - h_i}{h_0 - h_f}$$
(15)

onde:

 h_0 : dureza inicial, após têmpera e manutenção na temperatura de austêmpera por 1 minuto.

 h_i : dureza no tempo igual a "*i*" de manutenção na temperatura de austêmpera e têmpera em salmoura.

 h_f : dureza após tempo de transformação total em bainita na temperatura de austêmpera.

Com os dados de dureza obtidos, foi possível elaborar a partir do cálculo da fração transformada nas diferentes temperaturas de austêmpera e tempo de transformação determinando-se os tempos de estabilização da dureza (100% de fração transformada), por conseguinte traçou-se a curva de fração transformada em função do tempo de manutenção, conforme Figura 57.

Figura 57 Evolução da fração transformada em função do tempo do ferro fundido nodular (a) sem liga, (b) com adição de 0,17% de nióbio e (c) com adição de 0,30% de nióbio



Foram determinados os valores de fração transformada em cada tempo para cada temperatura até a dureza de estabilização usando-se a Equação (16):

$$y = \frac{D_T - D}{D_T} \times 100 \tag{16}$$

onde:

yé a fração transformada, em %;

 D_T é a dureza obtida no processo de têmpera;

D é a dureza obtida em determinado tempo de austêmpera.

Os resultados obtidos são apresentados na tabela do anexo B:

A equação de Avrami (Equação (17)) apresenta a fração transformada em função do tempo:

$$y = 1 - \exp(k * t^n) \tag{17}$$

onde:

y é a fração transformada;

k é constante plástica

té o tempo, em minutos;

n é o coeficiente de encruamento do material.

Para obtenção dos valores de fração transformada, linearizou-se a equação de Avrami (Equação (17)) obtendo a Equação (18): Com os dados obtidos através dessa equação, foi possível elaborar o gráfico de ln(t) versus ln(-ln(1-y)), mostrado na Figura 58.

$$ln(-\ln(1-y)) = ln(k) + n * ln(t)$$
(18)



Figura 58 Gráfico de ln(t) versus ln(-ln(1-y)) do ferro fundido nodular (a) sem liga, (b) com adição de 0,17% de nióbio e (c) com adição de 0,30% de nióbio

As equações das retas obtidas pela linearização da equação de Avrami estão representadas na Tabela 10.

Tabela 10 Equ	ações das reta	s linearizadas	para cada ter	nperatura.
---------------	----------------	----------------	---------------	------------

Temperatura	Equação da reta			
(°C)	ADI	ADI+0,17%Nb	ADI+0,30%Nb	
410	y = 0,849x + 0,570	-	-	
400	-	y = 0,986x + 0,900	y = 0,975x + 1,228	
395	y = 0,864x + 0,933	-	-	
370	y = 0,870x + 1,152	-	-	
350	-	y = 0,523x + 0,907	y = 0,903x + 0,907	
345	y = 0,862x + 0,958	-	-	
320	y = 0,866x + 1,092	y = 0,970x + 0,895	y = 0,946x + 0,540	
290	y = 0,869x + 1,229	y = 0,974x + 0,881	y = 0,966x + 1,126	
270	y = 0,868x + 1,230	y = 0,951x + 0,866	y = 0,966x + 1,952	

Fonte: Elaborado pelo autor.

Os valores obtidos para k e n em cada uma das temperaturas são apresentados na Tabela 11.

Temperatura	ADI		ADI+0,17%Nb		ADI+0,30%Nb	
(°C)	k	n	k	n	k	n
410	0,689	0,982	-	-	-	-
400	-	-	0,237	0,900	0,376	0,712
395	1,095	1,084	-	-	-	-
350	-	-	0,169	0,896	0,317	0,553
Temperatura	ADI		ADI+0,17%Nb		ADI+0,17%Nb	
(°C)	k	n	k	n	k	n
345	0,565	0,918	-	-	-	-
320	0,474	0,900	0,037	0,900	0,335	0,548
290	0.370	0 745	0 169	0.881	0 192	0.683

Tabela 11 Valores de k e n calculados após a linearização da equação de Avrami.

Fonte: Elaborado pelo autor.

0,866

0,202

0,730

0,037

A partir dos valores de k e n foi possível calcular os tempos correspondentes para 5, 50 e 95% de fração transformada, para a construção das curvas TTT dos materiais. Na construção destas curvas, para o ferro fundido nodular puro, foram utilizadas as temperaturas 270, 290,320, 345, 370, 395 e 410°C; e para os materiais com adição de nióbio, as temperaturas 270, 290, 320, 350 e 400°C. Essas curvas são mostradas na Figura 59.

270

0,290

0,751



Figura 59 Curva TTT para ferro fundido nodular (a) puro, (b) com adição de 0,17% de nióbio e (c) adição de 0,30% de nióbio.

Após obtenção do tempo de 50% de produto transformado nas temperaturas 320, 345 e 370°C, foi obtido o gráfico ln(1/t) em função de 1/T, através do qual se calculou a energia de ativação devido à transformação austenita bainita (Figura 60).





Fonte: Elaborado pelo autor

O valor encontrado da energia de ativação no intervalo de temperatura de 390 até 410 ℃ foi próximo ao valor da energia de ativação para difusão do carbono na austenita, que evidencia ser este o mecanismo controlador da cinética da reação. Em temperaturas inferiores a 390 ℃ esse valor da energia de ativação foi bem menor e igual 649,3 x 1,987 cal/mol, o que pode ser um reflexo da alteração do mecanismo controlador da reação austenita / bainita.

4.5 Análise metalográfica das amostras austemperadas

A Figura 61 mostra a estrutura da amostra austenitizada e resfriada a 320 ℃ e mantido o tempo de 1 minuto, congelada em salmoura até a temperatura ambiente. Apresenta matriz constituída por martensita acicular e nódulos de grafita, pois o tempo foi insuficiente para iniciar a transformação bainítica. Nestas condições, o ADI apresenta estrutura frágil.

Figura 61 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 1 minuto



Fonte: Elaborado pelo autor

Em tempos crescentes de manutenção na temperatura de 320 °C, foi possível verificar a transformação de fase do ADI com matriz do ferro nodular que possivelmente pode ser denominada como Ausferrítica (ZHOU; ZHOU, 1993) e com fases aciculares, sendo, possível, observar também regiões claras, características de austenita retida (Figura 62 (a) e (b)).

Figura 62 (a) Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 5 minutos. (b) Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 7 minutos.



Fonte: Elaborado pelo autor

Quando o tratamento atinge um tempo superior a 10 minutos, a estrutura aparentemente começa a sofrer alterações dando indícios do início a uma possível formação de uma estrutura bainítica (Figura 63 e Figura 64). Aparentemente é

possível observar que as regiões mais claras da microestrutura anterior já não estão presentes, retratando, possivelmente, uma transformação posterior da austenita.

Figura 63 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 15 minutos



Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 64 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 20 minutos



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 65 mostra a microestrutura de uma amostra de ferro fundido nodular, com 0,17% de nióbio, temperada e que apresenta uma matriz martensítica em sua maioria e os nódulos de grafita. Podem-se observar regiões claras na microestrutura que podem ser austenita retida, devido ao curto tempo de transformação, porém outros testes devem ser feitos para garantir tal afirmação. Figura 65 Microestrutura da amostra temperada com 0,17% de nióbio em peso resfriada em salmoura a temperatura ambiente.



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 66 mostra a micrografia referente à amostra temperada da liga com 0,30% de nióbio, que também mostra a presença de martensita, grafita nodular e outra fase que se apresenta coloração mais clara.

Figura 66 Microestrutura da amostra temperada com 0,30% de nióbio em peso resfriada em salmoura a temperatura ambiente.



Fonte: Elaborado pelo autor

A Figura 67, Figura 68 e Figura 69 mostram a microestrutura da liga com adição de 0,17% de nióbio para tempos curtos de austêmpera (1, 3 e 10 min), para uma temperatura de austêmpera de 320 °C. É possível observar que estas microestruturas apresentam mudanças muito sutis entre si, sendo que o tempo de 10 min. foi o que apresentou mudança mais significativa entre esses três tempos.

Figura 67 Microestrutura da amostra 0,17% Nb austemperada com tempo de manutenção de 1 minuto



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 68 Microestrutura da amostra 0,17% Nb austemperada com tempo de manutenção de 3 minutos



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 69 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 10 minutos.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para tempos superiores de austêmpera das amostras com teor de 0,17% de nióbio, as mudanças microestruturais ficam mais evidentes; sendo os tempos de 15, 30 e 60 min representados na Figura 70, Figura 71 e Figura 72. Essas mudanças podem ser indícios da formação da microestrutura bainítica, e ainda, pode-se inferir que as regiões mais claras que começam aparecer para o tempo de 10 min. (Figura 61) aumentam para os tempos de 15 e 30 min e, posteriormente, diminuindo para o tempo de 60 min. Tal fato pode ser atribuído ao aumento de austenita retida para os tempos de 15 e 30 min. e sua posterior transformação para o tempo de 60 min.

Figura 70 Microestrutura da amostra austemperada com tempo de manutenção de 15 minutos



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 71 Microestrutura da amostra austêmperada com tempo de manutenção de 30 minutos



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 72 Microestrutura da liga com 0,17% de nióbio austemperada por 60 min



Fonte: Elaborado pelo autor.

Analogamente, a mesma análise da estrutura é feita para ADI com 0,30% de nióbio, sendo apresentado na Figura 73, Figura 74 e Figura 75 as microestruturas de tempos curtos de austêmpera (1, 3, 5 min). Pode-se perceber que a microestrutura desses tempos tiveram mudanças mais significativas, em relação aos menores tempos de austempera das amostras ligadas a 0,17% de nióbio. Afirma-se que para o tempo de 1 min a matriz se mantém como a da amostra temperada, com uma estrutura predominantemente martensítica.



Figura 73 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 1 minuto

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 74 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 3 minutos



Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 75 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 5 minutos

Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 76, Figura 77 e Figura 78 mostram as microestruturas para tempos de austêmpera superiores da liga de 0,30% de nióbio. Observa-se que as microestruturas pouco mudam em relação ao tempo de 5 min, havendo apenas um aumento das regiões claras que sugerem aumento da austenita retida.



Figura 76 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 15 minutos

Fonte: Elaborado pelo autor.



Figura 77 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada por 30 minutos

Fonte: Elaborado pelo autor

Figura 78 Microestrutura da amostra 0,30% Nb austemperada com tempo de manutenção de 60 minutos



Fonte: Elaborado pelo autor

As afirmações referentes à presença de austenita retida nas amostras devem ser relacionadas com os ensaios de difração de raios X para que essas sejam validadas.

4.6 Ensaio de Difração de Raios X

Foi realizada análise quantitativa de fases por difração de raios-X em amostras de ferro fundido nodular submetidas a tratamento de austêmpera a 320°C por tempos de 5 a 120 min e amostras de ferro fundida nodular com adição de 0,17% e 0,30% de nióbio submetidas ao tratamento de austêmpera por tempos ente 1 a 60 min. A análise quantitativa de fases foi feita por meio de refinamentos de Rietveld no software Maud versão 2.26 (LUTTEROTTI; MATTHIES; WENK, 1999). A identificação das fases é apresentada na Figura 79.

Figura 79 Ensaio de Difração de raio-X (a) austemperado por 120 min, (b) com adição de 0,17% de nióbio austemperado por 15 min, (c) com adição de 0,30% de nióbio austemperado por 15, 30 e 60 min.



Na Figura 79 (c) referente às amostras com adição de 0,30% de nióbio são apresentados detalhes do espectro de difração de amostras austemperadas por

1min, 15min e 60min de ferro fundido nodular contendo 0,3%Nb. Na sequência de difractogramas, duas tendências podem ser observadas. Observa-se que aumentando o tempo de austêmpera de 1min para 15min, a reflexão correspondente aos planos (111) do Fe- γ desloca-se para a esquerda, sinalizando um aumento de tamanho do reticulado cristalino CFC. Também pode-se perceber que a intensidade do pico (111) da fase γ aumenta com o tempo de austêmpera, indicando expansão da fração volumétrica de austenita. Essa tendência de aumento da intensidade dos picos de difração persiste até o tempo final de 60min.

O teor de carbono dissolvido na austenita foi determinado por meio da variação do parâmetro celular da estrutura do Fe CFC ("a"), segundo a relação da Equação (19) (DARWISH, 1993):

$$\%C = \frac{(a - 3,548)}{0,044} \tag{19}$$

Os resultados das análises das ligas austemperadas é representado na Figura 80. Todas as ligas mostraram que para tempos de austêmpera curtos, inferiores a 10 minutos, ocorre formação limitada de ferrita/martensita, e não há enriquecimento suficiente de carbono na austenita para possibilitar que ela permaneça estável após o resfriamento até a temperatura ambiente. Para maiores tempos de tratamento, o teor de carbono em dissolvido na austenita aumenta produzindo maior fração em peso de austenita. Em todas as ligas esse efeito pode ser observado para tempos de austêmpera de até 60 min, para os quais há aumento da fração de austenita e do teor de carbono nesta microestrutura. No caso do ferro fundido nodular austemperado sem liga começa haver formação de ferrita na temperatura de austêmpera no tempo de 120 min, o que implica em um menor teor de austenita primária presente no material que se mantém na estrutura final.



A difração de raios X mostra que a tendência de aumento da fração de austenita retida e o teor de carbono nela dissolvido se mantêm com o aumento do tempo de austêmpera, o que indica que a "janela de processamento" (DARWISH, 1993) para as ligas com 0,17 e 0,30% de nióbio é de pelo menos 60 minutos. Permite observar, também, que não foram reveladas outras fases que não fossem formas alotrópicas do ferro, o que não significa que não haja grafita ou carbonetos presentes no material, pois os reflexos de grafita são muito fracos comparados aos das fases do ferro (HERNADEZ-RIVERA; CAMBRANIS; GARZA,.2011).

5 CONCLUSÕES

- a) A simulação do processo de solidificação do corpo de prova "Y," proporcionada pelo software Magmasoft, mostrou resultados confortáveis ao processo físico de solidificação;
- b) Apenas com o uso de resfriadores de contato não é possível eliminar totalmente o rechupe do bloco de prova, mas ele consegue reduzir consideravelmente o volume do rechupe e deslocá-lo para a área considerada como não útil, pode-se obter os corpos de provas com redução de material;
- c) As propriedades mecânicas do ferro fundido nodular bruto submetido à tração e ao impacto podem ser melhoradas, uma vez que os mecanismos de fratura mostraram descontinuidades interna, dendritas e rompimento entre nódulos de grafita e matriz;
- d) Referente ainda ao ferro fundido nodular bruto, a resistência foi similar ao aço Hadfield deformado em ambiente com sílica;
- e) Os parâmetros da equação de Hollomon apresentaram o mesmo comportamento dos valores do limite de escoamento e resistência. Para a liga sem adição de nióbio, o coeficiente de encruamento e a constante de resistência aumentaram seus valores. Para a liga com adição de nióbio, o coeficiente de encruamento aumentou, mas a constante plástica de resistência diminuiu em relação à liga sem nióbio austemperada. Este resultado deve ser comparado aos resultados de DRX, EBSD e micrografias; a fim de relacioná-lo com as fases formadas nesse material. Também seria necessário repetir esses ensaios com um maior número de corpos de prova para validar essas diferenças encontradas;
- f) Para as ligas testadas, a adição de nióbio e o tratamento de austêmpera pouco influenciaram na energia absorvida no ensaio Charpy. Para evidenciar que os materiais com adição de nióbio, bruto de fusão e austemperado, permaneceram com o comportamento frágil na fratura, como foi apresentado pelo ferro fundido nodular bruto de fusão, é necessário que a superfície de fratura seja analisada em microscopia eletrônica de varredura;

- g) A adição de nióbio e o tratamento de austêmpera não influenciaram de maneira significativa os coeficientes de atrito obtidos no ensaio de pino sobre disco;
- h) As análises metalográficas mostraram mudanças significativas nas microestruturas dos materiais testados para tempos entre 5 e 15 min, sendo que nesta mesma faixa de tempo, foi a que apresentou variações mais bruscas nas frações transformadas obtidas no traçado das curvas TTT. As análises indicaram a formação de martensita e algumas regiões de possível presença de ausferrita e austenita retida, e com o decorrer dos tempos de austêmpera, essas fases mudaram suas proporções e indicando formações na fase bainítica. Ensaios mais elaborados, como sugestão DRX e EBSD, são necessários para confirmar esses resultados;
- i) Os resultados de DRX mostraram coerência com as análises feitas para os ensaios metalográficos e os resultados de fração transformada. Isto se deve ao fato de todas as ligas apresentaram picos referentes à fase de ferro gama (austenita) e que esta fase apresentou maior proporção em peso para os mesmos tempos próximos a 10 min, sendo próximas a este que ocorreram as maiores diferenças nas microestruturas observadas em micrografias e frações transformadas na construção das TTT's. Também ressaltando que o teor de nióbio de 0,17% foi suficiente para estabilizar a austenita, o que sugere que esse efeito se deveu ao papel do nióbio em solução sólida e não como formador de carboneto.

REFERÊNCIAS

ALCÂNTRA, Fabrício Luiz de. Comportamento do crescimento de trinca por fadiga de um aço do tipo USI-SAC-50 laminado à quente em diferentes espessuras. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, p. 75, Belo Horizonte, 2003.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM A897M-06** Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 23/96** Standard Methods for Notches Bar Impact Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 1996.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM E 8M-95a** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 1995.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **ASTM G99-05** Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus Annual Book of ASTM Standards, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.

ARAUJO, L.A. Manual de Siderurgia. Volume 1. Editora Arte e Ciência, 2009.

BAHMANI, M.; ELLIOT R. The relationship between fatigue strength and microstructure in Austempered Cu-Ni-Mn-Mo alloyed ductile iron. **Journal of Materials Science** v. 32, n. 20, p. 5383-5388, 1997.

BERGNER, F.; ZOUHAR, G. A new approach to the correlation between the coefficient and the exponent in the power law equation of fatigue crack growth, **International Journal of Fatigue**, 2000, v. 22, p. 229-239.

BHADESHIA, H.K. Bainite in Steels. 2. ed. IOM Communications Ltd, London, 2001.

CALLISTER, W. D. Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução. 5 ed.

122

LTC, São Paulo, 2002, p. 203 – 205.

CAMPOS FILHO, M.P.; DAVIES, G.J. **Solidificação e fundição de metais e suas ligas** Livros Técnicos e Científicos, São Paulo, 1978.

CHAVES FILHO, L. M.; PIESKE, A.; CASTRO, C.P.; Avaliação do comportamento de alguns inoculantes para ferros fundidos cinzentos. Sociedade Educacional Tupy, Joinvile, 1981.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos** 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 1996.

CHRISTIAN, J.W. Phase transformations in metals and alloys – an introduction. In: Phase transformations The Chameleon Press Ltd., London, 1978, v.I, p.1-14.

CHUZHOY, L.; PERSHING, M. A.; BILTGEN, G. L.; GUO, X. A mechanical properties model for ductile iron. **American Foundrymen's Society Transactions** 1997, p. 321-324,.

DARWISH, N. Austempering of low manganese ductile irons. Part 2: Influence of austenitising temperature. **Mater Sci Tech**, 1993, v. 9, p. 586–602

DWYER, Z. B.; GRIFFIN, R. D.; BATES, C. E. Defects in ductile iron castings. **American Foundrymen's Society Transactions**, 1996, p. 82-87.

ECOB, C.M. **Review of common metallurgical defects in ductile cast iron.** Elkem Technical Information Sheets, Elkem Foudry Products, Kristiansand, Norway, 1988.

FERREIRA, J.M.G.C. **Tecnologia da fundição**. 3. ed. Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa:, 2010.

FERRER, M.H. **Estudos das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb.** São Paulo, SP, 238p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.
GHADERI, A.R. Effect of graphite morphologies on the tribological behavior of austempered cast iron. **Wear**, 2003, v.255, p. 410-416.

GOMES, O.F.M.; PACIORNIK, S. Automatic classification of graphite in cast iron- Microscopy and microanalysis, 2005, v.11 p. 363-371.

GRENO, G.L.; OTEGUI, J.L.; BOERI, R.E. Mechanisms of fatigue crack growth in Austempered Ductile Iron, **International Journal of Fatigue**, 1999, v. 21, p. 35-43.

GUO, X.; STEFANESCU, D. M. Solid phase transformation in ductile ilron – A benchmark for computational simulation of microstructure, **American Foundrymen's Society Transactions**, 1997, p. 533-543.

HAMID, A. A. S.; ELLIOTT, R. Influence of austenitizing temperature on austempering of on Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron part 1: Austempering kinetics and the processing window. **Materials Science and Technology**, 1996, v.12, p. 1021-1031.

HAMID, A. A. S.; ELLIOTT, R. Influence of austenitizing temperature on austempering of on Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron – Part 2: Mechanical properties. **Materials Science & Technology**, 1997, v. 13, n.1, p. 24-30.

HASSEB, A. S. M. A.; ISLAM M. A.; ALI BEPARI, M. Tribological behavior of quenched and tempered, in Austempered Ductile Iron at the same hardness level. **Wear**, 2000, v.244, n.1-2, p. 15-19.

HAYRYNEN, K.L.; BRANDENBERG, K.R. Agricultural applications of austempered ductile iron. World Conference on ADI. U.S.A, 2002, p. 135-142.

HEINZ, K. Microstructure and wear of materials. Elsevier Science, New York, 1987.

HERNÁNDEZ-RIVERA, L.; CAMPOS CAMBRANIS, R. E.; DE LA GARZA, A. Study of microstructural evolution and mechanical properties exhibited by non alloyed ductile iron during conventional and stepped austempering heat treatment **Materials and Design**, 2011, v. 32, p. 4756-4762.

HUERTA, E.; POPOVSKI, V.; Study of hold time, fade effects and microstructure in ductile iron, proceeding of the AFS cast iron inoculation conference, Schaumburg, Illinois, 2005.

INTERNATIONAL ORGANIZATION STANDARDIZATION **ISO 945:1975** Cast iron – Designation of microstructure of graphite, Geneva, 1975.

ITALMAGNÉSIO NORDESTE, S.A. **Boletim técnico,** revisão 04, Várzea da Palma, 2005.

KARSAY, S. I. Ductile Iron – Production and pratice. **American Foundry Society**, USA, 1985.

KIM, Y.J.; SHIN, H.; PARK, H.; LIM, J.D. Investigation into mechanical properties of austempered ductile iron (ADI) in accordance with austempering temperature. **Materials Letters**, República da Korea, 2007, v.62, n. 3, p. 357-360.

KLOCKE, F.; KLÖPPER, C. Machinability characteristics of Austempered Ductile Iron (ADI). World Conference on ADI. U.S.A, 2002, p. 73-82.

KOVACS, B. V. Austempered ductile iron: fact and fiction. **Modern Casting**, 1990, p. 38-41, n.3.

LENER, Y.S.; KINGSBURY, G. R. Wear resistance properties of Austempered Ductile Iron. Journal of Materials Engineering aod Performace, 1998, v. 7, n.1, p. 48-52.

LIN, C.K.; LAI, P.K; SHIH, T.S. Influence of microstructure on the fatigue properties of Austempered ductile iron – I – High-cycle fatigue, **Journal of Fatigue**, 1996, v. 18, n. 5, p. 297-307.

LIN, S.C.; LUI, T.S.; CHEN, L.H. Effect of matrix structure on resonant failure of SG cast irons. **American Foundrymen's Society Transactions**, 1997, p. 753-756.

LOURENÇO, O.R. Influência da Porosidade sobre o Comportamento Mecânico de Ferro Sinterizado quando Submetido a Ensaios de Impacto Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo

Horizonte, 1999.

LUTTEROTTI, L.; MATTHIES, S.; WENK, H. R., **MAUD (Material Analysis Using Diffraction): a user friendly Java program for Rietveld Texture Analysis and more** Proceeding of the Twelfth International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-12), 1999, v.. 1, 1599.

MALLIA, J.; GRECH, M.; SMALLMAN, R.E. Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron. **Materials Science and Technology**, 1998, v. 14, n. 5, p. 452- 460.

MULLINS, J.D. Ductile iron date. Section IV – Austempered Ductile Iron. Montreal: SORELMETAL Technical Service, 1990.

NÝLEN, Tommy. Niobium in cast iron. **Materials Science and Technology**, Suécia, 2001.

OLSEN, S.O; SKALAND, T., HARTUNG, C. Inoculation of grey and ductile iron: a comparison of nucleation sites and some practical advises. World Foundry Congress, Turkey, 2004.

ONSOIEN, M. I.; GRONG, O.; RORVIK, G.; NORDMARK, A.; SKALAND, T.; Design and development of treatment alloys for ductile cast iron, **International Journal Cast Metals Research**, 1997, Vol. 10.

ONSOIEN, M.I.; GRONG, O.; SKALAND, T.; JORGENSEN, K. Mechanisms of graphite formation in ductile cast iron containing rare earth metals, **Materials Science and Technology**, 1999, vol. 15.

PRASAD, R. P.; PUTATUNDA, S. K. Investigations on the fracture toughness of austempered Ductile irons austenitizada at diferente temperatures. **Material Scince and Engineering**, 2003, v. 349, n.1, p. 136-149.

PRASAD, R.P.; PUTATUNDA, S.K. Influence of microestruture on fractures toughness of austempered ductile iron. **Metallurgical and Materials Transactions**, 1997, v. 28A, n.7, p. 1457-1470.

PUTATUNDA, S. K. Development of austempered ductile cast iron (ADI) with

simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. **Materials Science and Engineering**, Detroit, 2001, v. 315, p. 70-80.

PUTATUNDA, S. K. Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron). **Materials Science and Engineering**, 2006, v. 435-436, n. 5, p. 112-122.

PUTATUNDA, S.K. Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. **Materials Science & Engineering**, 2001, v. 315A, n. 1, p.70-80.

PUTATUNDA, S.K.; JIANGHUAI, Y. Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process. **Materials Science and Engineering**, 2005, v.406, p. 217-228.

RIOS, P. R. ; PADILHA, A. F. **Transformações de fase**. 1. ed. São Paulo: Artliber Editora, 2007, p. 107 – 117.

RODRIGUES, A. Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e na austemperabilidade do ADI. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) Universidade de São Paulo, p. 29, São Paulo, 2009.

RONG, Z. Development and characterization of a wear resistant bainita/ martensite Ductile iron by combination of alloying and a controlled cooling heat-treatment. **Wear**, 2001, v.250, n.1-12, p.529-534.

SANTOS, A. B. S.; CASTELLO BRANCO, C. H.; Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. Instituto de Pesquisas Tecnológicas – IPT, São José dos Campos, 1989.

SILVA, C.; Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2005.

SILVA, D. Caracterização microestrutural e mecânica de um ferro fundido nodular austemperado. Joinville, SC, 92p. Monografia (Trabalho de Conclusão de

Curso em Engenharia Mecânica). Instituto SuperiorTupy, Joinvile, 2006.

SKALAND, T. **A new method for chill and shrinkage control in ladle treated ductile iron-** Keith Millis Synposium on Ductile Iron, Las Vegas, 2003.

SKALAND, T. **Developments in cast iron metallurgical tratments**. Elkem Techinical Information Sheets, Elkem Foundry Products, Kristiansand, Norway, 2001a.

SKALAND, T.; **A new method for chill and shrinkage control in ladle treated ductile iron.** Elkem Techinical Information Sheets, Elkem Foundry Products, Kristiansand, Norway, 1999.

SKALAND, T.; **Ductile iron shrinkage control through graphite nucleation and growth**. Elkem Technical Information Sheets, Elkem Foundry Products, Kristiansand, Norway, 2002.

SKJEGSTAD, N. T.; SKALAND, T.; **Inoculation of grey and ductile Iron**. Bombay Foundry Congress, 1996.

SKJEGSTAD, N. T.; SKALAND, T.; Inoculation of grey and ductile iron – A comparison of nucleation sites and some practical advises. Bombay Foundry Congress, 1996a.

SORELMETAL **Ductile Iron Data for Design Engineer**, Ductile Iron Society, 1990. Disponivel em: http://www.ductile.org/didata/default.htm Acesso em: 2011.

SOUZA CARMO, D. Comportamento do crescimento de trinca por fadiga de um ferro fundido nodular obtido pelo processo de injeção de fio de magnésio.Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) Instituto Politécnico Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais Belo Horizonte, 2005.

SOUZA, T. N F.; AGUILAR, M. T. P. Avaliação por simulação da microestrutura e propriedades mecânicas obtidas no ferro fundido nodular em função da adição de diferentes elementos de liga. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ENGINEERING OPTIMIZATION, 3, 2012, Rio de Janeiro. **Anais...** Belo Horizonte: UFMG, 2012. p. 1-4.

STACHOWIAK, G.W.; BATCHERLOR, A.W. **Engineering Tribology**. Amsterdam, Elsevier Science Publishers B.V., 1993.

STRAFFELINI, GIOVANNI; **Ductility of materials whit ferritc matrix.** Material Science and Engeneering, 2003, A 342, p. 251-257.

TITHER, G. **A adição de nióbio em aços fundidos e forjados**, Fundição & Serviço, 2005, pp. 68-95.

TYLCZAK, J.H. Abrasive wear. ASM Handbook, ASM International, Materials Park, OH, USA, 1992, v.18, p. 185-190.

YAMAMOTO, S. A proposed theory of nodularization of graphite in cast irons, **Metal Science**, 1975

YANG, J.; PUTATUNDA, S.K. Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process iron (ADI). **Materials Science and Engineering**, 2005, v. 393 p. 254-268.

ZHOU,W.S.; ZHOU,Q.D. Lubrificated sliding and rolling wear of austempered Ductile iron. **Wear**, 1993, v. 162-164, n.2, p. 696-702.

ZIMBA, J.; SIMBI, D. J.; NAVARA, E. Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components **Cement & Concrete composites**, 2003, v. 25 n. 6 p. 643-649.

ANEXO A – MEDIDA DAS DUREZAS

(continua)										
Temperatura	Tempo	Bruto de fusão		ADI+0,17%		ADI+0,30%				
(°C)	(minutos)	Dureza	Desvio	Dureza	Desvio	Dureza	Desvio			
		Média	padrão	Média	padrão	Média	padrão			
		(HRc)	(HRc)	(HRc)	(HRc)	(HRc)	(HRc)			
Têmpera	0	57,1	0,6	57,1	2,4	58,8	2,2			
	1	43.6	2,0	-	-	-	-			
	3	35,3	0,9	-	-	-	-			
410	5	28,3	0,6	-	-	-	-			
410	7	24,7	0,7	-	-	-	-			
	10	23,2	1,0	-	-	-	-			
	15	24,0	0,5	-	-	-	-			
	1	-	-	49,4	3,9	54,9	0,4			
	3	-	-	42,9	2,4	41,9	1,0			
	5	-	-	35,4	1,4	38,9	1,5			
400	10	-	-	31,3	3,1	30,8	2,4			
	15	-	-	27,9	1,2	29,8	0,9			
	30	-	-	27,5	1,6	29,8	2,3			
	60	-	-	23,9	1.6	28,3	1,4			
395	1	45.6	0,8	-	-	-	-			
	10	28,7	7,3	-	-	-	-			
	15	25,9	0,9	-	-	-	-			
	20	25,2	0,8	-	-	-	-			
	25	25,7	1,3	-	-	-	-			
	30	24,9	0,4	-	-	-	-			
	1	57,2	0,4	-	-	-	-			
	5	44,7	0,5	-	-	-	-			
370	10	35,6	1,9	-	-	-	-			
	15	33,8	0,8	-	-	-	-			
	20	33,5	0,7	-		-	-			
350	1	-	-	55,0	5,4	54,1	1,4			
	3	-	-	52,6	1,5	46,6	1,6			
	5	-	-	48,3	1,0	43,1	0,8			
	7	-	-	-	-	40,5	0,5			
	10	-	-	38,5	1,8	40,5	0,6			
	15	-	-	36,3	1,6	40,5	0,5			
	30	-	-	21,3	3,6	35,5	3,1			
	60	-	-	32,4	3,8	35,5	2,2			
345	1	57,1	0,9	-	-	-	-			
	5	47,2	0,5	-	-	-	-			
	10	42,1	0,7	-	-	-	-			
010	15	40,1	0,6	-	-	-	-			
	20	40,3	0,4	-	-	-	-			
	30	40,2	0,6	-	-	-	-			
	1	57,1	2,3	57,1	1,9	51,3	0,9			
320	3	-	-	56,3	1,5	45,5	3,0			
	5	51,8	1,5	48,5	1,5	44,3	0,9			
	-	-	-	-	-	42,1	1,1			
	10	46,0	0,4	43,8	3,8	40,5	0,7			

Tabela 12 Medidas de dureza nas diversas temperaturas e tempos de austêmpera.

	(conclusão)									
		Bruto de fusão		ADI+0,17%		ADI+0,30%				
Temperatura	Tempo	Dureza	Desvio	Dureza	Desvio	Dureza	Desvio			
(°C)	(minutos)	Média	padrão	Média	padrão	Média	padrão			
T ^		(HRc)	(HRc)	(HRc)	(HRc)	(HRc)	(HRc)			
Tempera										
320	15	44,3	0,2	43,3	1,7	40,5	1,3			
	20	44,5	0,3	-	-	-	-			
	30	-	-	42,8	2,1	35,5	0,8			
	60	-	-	41,1	3,8	40,3	0,5			
290	1	54,3	0,7	54,1	2,6	52,9	2,9			
	3	53,8	0,5	53,8	3,4	49,9	1,5			
	5	51,0	0,4	28,8	2,4	48,6	1,3			
	7	-	-	-	-	45,8	1,6			
	10	45,3	0,4	50,3	1,3	42,3	1,7			
	15	44,3	0,5	49,8	1,2	44,8	1,3			
	20	44,6	0,3	45,4	1,9					
	30	44,3	0,4	44,5	4,1	38,8	1,9			
	60	-	-	54,1	2,6	41,1	2,2			
270	1	54,3	1,2	54,5	1,6	58,8	0,5			
	3	54,2	1,6	54,3	2,7	56,8	1,0			
	5	45,8	1,5	49,1	2,5	56,8	1,2			
	7	-	-	-	-	54,0	1,9			
	10	42,8	0,7	48,0	2,1	52,1	1,1			
	15	41,5	0,9	44,6	0,9	48,3	2,4			
	20	43,1	1,3	-	-	-	-			
	30	42,4	1,0	29,5	3,6	48,3	2,3			
	60	-	-	28,6	5,3	48,3	0,7			

Fonte: Elaborado pelo autor.