



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO FÍSICA E
MECÂNICA DE FERROS FUNDIDOS NODULARES E
FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS
COM ADIÇÃO DE NIÓBIO

TÂNIA NOGUEIRA FONSECA SOUZA

Belo Horizonte, 4 de junho de 2012

Tânia Nogueira Fonseca Souza

**PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO FÍSICA E
MECÂNICA DE FERROS FUNDIDOS NODULARES E
FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS
COM ADIÇÃO DE NIÓBIO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Orientadora: Profa. Maria Teresa Paulino Aguilár

Universidade Federal de Minas Gerais

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2012



Universidade Federal de Minas Gerais
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Av. Antônio Carlos, 6627 – Pampulha – 31.270.901 – Belo Horizonte – MG
Tel: +55 31 3499-5145 – Fax: +51 31 3443-3783
www.demec.ugmf.br – cpgmec@demec.ufmg.br

**PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO FÍSICA E
MECÂNICA DE FERROS FUNDIDOS NODULARES E
FERROS FUNDIDOS NODULARES AUSTEMPERADOS
COM ADIÇÃO DE NIÓBIO**

TÂNIA NOGUEIRA FONSECA SOUZA

Tese defendida e aprovada em 29 de junho de 2012, pela Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Doutor em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Processos de Fabricação"

Profa. Dra. Maria Teresa Paulino Aguilar – (UFMG) – Orientadora

Prof. Dr. Paulo Roberto Cetlin – (UFMG) – Examinador

Prof. Dr. Joel Lima - (CEFET/MG) – Examinador

Prof. Dr. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini - (UFSC) – Examinador

Prof. Dr. Antônio Eustáquio de M. Pertence - (UFMG) – Examinador

A meu marido Adilson;
A meus pais João Grigório e Zulmira,
e a meus filhos:
Isabella, Ana Clara, Maria Tereza e João Antônio.

AGRADECIMENTOS

A Deus, que em sua bondade, permitiu-me a elaboração deste trabalho através dos dons da persistência e da alegria ao descobrir coisas novas.

A minha orientadora Maria Teresa Paulino Aguilár pela competência científica e acompanhamento do trabalho e ainda pela visão ampliada da formação integral de seus alunos e orientandos.

Aos membros da banca pela pronta aceitação em compor a banca de defesa de tese.

Ao meu marido Adilson pelo incansável incentivo e ajuda.

Ao SENAI/CETEF, que possibilitou o aprofundamento prático e científico da minha formação e carreira profissional, pelo apoio na pesquisa, e ainda, por ter me proporcionado grandes amizades.

À Universidade de Itaúna pela formação acadêmica, pelo vínculo profissional e também pelas amizades construídas.

A Helena Corradi que sempre me estimulou através de palavras e gestos compreensivos em minhas necessidades durante o doutorado e aos colegas da Metalúrgica Corradi pelo estímulo e força.

A Rogéria Perilo minha amiga e companheira de pesquisa.

Aos meus alunos e ex-alunos do SENAI/CETEF, da Universidade de Itaúna (em especial ao Wesley e Elifas) e da UFMG, que sempre me incentivam e me provocam através de suas constantes indagações.

Às indústrias que contribuíram com a pesquisa: Metalúrgica Corradi, CBMM, Maxitrate e Intercast.

A meus irmãos e irmãs pela presença e ajuda diante das minhas inúmeras necessidades.

Aos meus amigos e amigas, em especial à Virgínia Penido, meu carinho e minha eterna gratidão.

...nem se acende uma luz para colocá-la debaixo do alqueire, mas sim para colocá-la sobre o candeeiro, a fim de que brilhe a todos...

Mateus 5:14-16

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE GRÁFICOS

LISTA DE TABELAS E QUADROS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

RESUMO

1 INTRODUÇÃO	20
2 OBJETIVOS	25
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	26
3.1 Nióbio	26
3.2 Fundição	27
3.3 Ferro fundido nodular	30
3.4 Ferro fundido nodular austemperado	35
3.5 Ferros fundidos com adição de Nióbio	43
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	55
4.1 Materiais.....	56
4.2 Métodos.....	60
4.2.1 Desenvolvimento de uma metodologia para incorporação de	60
Nióbio ao ferro fundido	
4.2.2 Produção de ferro fundido nodular com Nióbio	64
4.2.3 Tratamento térmico de austêmpera	73
4.2.4 Caracterização química, mecânica e microestrutural.....	74
4.2.4.1 Caracterização química	74
4.2.4.2 Confecção dos corpos de prova para ensaios mecânicos	75
4.2.4.3 Caracterização mecânica	78
4.2.4.4 Caracterização microestrutural	85
4.2.4.5 Planejamento geral dos experimentos.....	86
5 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	92
5.1 Incorporação do Nióbio	92
5.2 Caracterização do ferro fundido nodular com e sem adição de Nióbio	94

5.2.1 Caracterização química e micrográfica	94
5.2.2 Caracterização mecânica	102
5.3 Caracterização do ferro fundido nodular austemperado com adição de...	119
Nióbio	
5.3.1 Caracterização micrográfica	119
5.3.2 Caracterização mecânica.....	120
5.4 Comparação da microestrutura e das propriedades mecânicas do ferro....	129
fundido nodular com adição de nióbio com e sem tratamento térmico de austêmpera	
5.4.1 Comparação da microestrutura	129
5.4.2 Comparação das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular com e sem Nióbio e com e sem tratamento térmico	131
6 CONCLUSÕES	138
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	139
8 ABSTRACT	140
9 REFERÊNCIAS.....	141
APÊNDICES	
Apêndice A: Exemplo de identificação dos corpos de prova	
Apêndice B: Exemplo de planejamento de experimentos	
Apêndice C: Testes de contraste	
ANEXOS	
Anexo A: Resultados de composição química	
Anexo B: Exemplos de resultados de composição química realizada pelo EDS na matriz e nos precipitados	
Anexo C: Curvas tensão x deformação obtidas nos ensaios de tração	
Anexo D: Avaliação da dispersão dos resultados das propriedades mecânicas – MINITAB	

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 - Microestrutura de ferro fundido nodular sem elemento de liga.	31
FIGURA 3.2: Exemplos de peças fabricadas em ADI, (a) engrenagem em ADI, (b) coroa e pinhão da General Motors e (c) virabrequim do motor turbo da Ford.	36
FIGURA 3.3 - Resistência mecânica a tração versus alongamento em função da matriz: perlítica, ferrítica, martensita e ausferrítica (ADI).	37
FIGURA 3.4 – Curva de obtenção de perlita e bainita em tratamento de austêmpera.	40
FIGURA 3.5 – Janela do processo no tratamento de austêmpera.	41
FIGURA 3.6 – Diagrama ilustrativo do efeito da temperatura na rota de dissolução de ferro nióbio em ferros fundidos.	49
FIGURA 3.7 – Ferro fundido nodular com adições de Nióbio mostrando pequenas partículas de NbC homogeneamente distribuídas na estrutura.	51
FIGURA 4.1 – Fluxograma contendo as etapas de desenvolvimento do trabalho.	55
FIGURA 4.2 – Permanência de FeNb não dissolvido (região escura da foto) em cima do banho metálico (região clara da foto).	66
FIGURA 4.3 – Etapas da fusão.	66
FIGURA 4.4 - Tratamentos de inoculação(a) e de nodulização(b).	68
FIGURA 4.5 – Projeto de obtenção dos blocos Y.	69
FIGURA 4.6 – Simulação para verificação da homogeneidade de solidificação e resfriamento.	69
FIGURA 4.7 - Molde de areia (caixa inferior) para obtenção de 10 blocos Y.	70

FIGURA 4.8 - (a) Molde aberto mostrando as cavidades dos pinos e (b) molde fechado com a parte superior do molde.	70
FIGURA 4.9 - Desenho do corpo de prova Ômega segundo a norma ASTM.	71
FIGURA 4.10 - Molde em areia para obtenção do corpo de prova Ômega.	71
FIGURA 4.11 – Vazamento de corpos de prova.	72
FIGURA 4.12 - Corpos de prova sem resíduos dos moldes.	73
FIGURA 4.13 – Cortes no bloco Y para obtenção dos corpos de prova.	75
FIGURA 4.14- Corpo de prova para ensaio de tração.	76
FIGURA 4.15 - Corpo de prova para ensaio de impacto.	76
FIGURA 4.16 - Corpo de prova para ensaio de fadiga.	77
FIGURA 4.17 - Desenho do corpo de prova de desgaste.	77
FIGURA 4.18 - Corpo de prova de desgaste após desbaste.	78
FIGURA 4.19 - Máquina de ensaio de fadiga do SENAI/CETEF.	80
FIGURA 4.20 - Equipamento para avaliação da resistência ao desgaste.	84
FIGURA 4.21 - Corpo de prova de desgaste posicionado no equipamento.	85
FIGURA 5.1 - Microestrutura do ferro fundido nodular sem adição de Nióbio (microscopia ótica após polimento e ataque com Nital 2%).	95
FIGURA 5.2 - Microestrutura típica de ferro fundido nodular com Nióbio (Microscopia eletrônica e análise por EDS nos pontos 1 e 2, após polimento).	96
FIGURA 5.3 – Microestrutura típica de ferro fundido nodular com Nióbio apresentando os precipitados (Microscopia eletrônica após polimento).	97
FIGURA 5.4 - Fotografia mostrando partículas de FeNb e elementos presentes analisados por EDS.	98
FIGURA 5.5 – Superfície do corpo de prova de desgaste do lado	108

oposto ao contato direto com o abrasivo.

FIGURA 5.6 - Pedrisco utilizado no ensaio de desgaste.	110
FIGURA 5.7 - Resultados de ensaios de impacto no ferro fundido nodular com adições de Nióbio.	110
FIGURA 5.8 - Fratura de corpos de prova de impacto (mostrando regiões com diferentes colorações).	111
FIGURA 5.9 - Microestrutura e EDS da fratura normal de corpo de prova de impacto.	112
FIGURA 5.10 - Microestrutura e EDS da fratura de corpo de prova de impacto da parte manchada – transição.	113
FIGURA 5.11 - Microestrutura e EDS da fratura de corpo de prova de impacto da parte transição.	113
FIGURA 5.12 - Variação microestrutural das amostras do ensaio de fadiga.	114
FIGURA 5.13 - Simulação de áreas de concentração de calor no bloco Y.	115
FIGURA 5.14 - Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado sem Nióbio.	119
FIGURA 5.15 - Microestrutura obtida no ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.	120
FIGURA 5.16 - Superfície do corpo de prova de desgaste analisada por MEV.	126
FIGURA 5.17: Superfície dos corpos de prova de desgaste antes do tratamento térmico (a) e depois do tratamento térmico (b).	135

LISTA DE GRÁFICOS

GRÁFICO 3.1 - Variação do teor de Nióbio no banho durante os ensaios de dissolução de Ferro nióbio comercial em ferro.	47
GRÁFICO 3.2 - Efeito da temperatura na taxa de dissolução de ferro-nióbio comercial em ferro fundido.	48
GRÁFICO 5.1- Variação do número de esferóides e do grau de nodulização com o aumento do teor de Nióbio no ferro fundido nodular.	100
GRÁFICO 5.2 - Variação da fração de volume de perlita, ferrita e carbonetos no ferro fundido em função do teor de Nióbio.	101
GRÁFICO 5.3 - Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento obtidos no ferro fundido nodular com diferentes teores de Nióbio.	104
GRÁFICO 5.4 – Evolução da dureza no ferro fundido nodular em função do teor de Nióbio.	105
GRÁFICO 5.5 - Perda de massa do ferro fundido nodular com Nióbio em ensaio de desgaste.	107
GRÁFICO 5.6 - Variação da perda de massa e da dureza Brinell nos ferros fundidos com adições de Nióbio.	109
GRÁFICO 5.7 - Valores de absorção energia ao impacto obtidos nos ferros fundidos nodulares em função do teor de Nióbio.	117
GRÁFICO 5.8 - Resultados de ensaio de fadiga dos ferros fundidos nodulares com adições de Nióbio.	118
GRÁFICO 5.9 - Variação da resistência à tração, limite de escoamento e alongamento para os ferros fundidos nodulares com Nióbio austemperados.	122
GRÁFICO 5.10 - Evolução da dureza face ao teor de Nióbio para o ferro fundido nodular austemperado.	124
GRÁFICO 5.11 – Evolução da perda de massa face ao teor de Nióbio no ferro fundido nodular austemperado.	125

GRÁFICO 5.12 – Evolução da resistência ao impacto do ferro fundido com Nióbio austemperado.	128
GRÁFICO 5.13 – Comportamento de fadiga do ferro fundido nodular com Nióbio austemperado.	129
GRÁFICO 5.14 - Comparação de resultados de resistência à tração entre os ferros fundidos nodulares com e sem adição de Nióbio e com e sem tratamento térmico de austêmpera.	131
GRÁFICO 5.15 - Comparação de valores obtidos de limite de escoamento para o ferro fundido nodular com adição de Nióbio com e sem austêmpera.	132
GRÁFICO 5.16 - Valores comparativos de alongamento para ferros fundidos nodulares com adições de Nióbio sem e com austêmpera.	133
GRÁFICO 5.17 - Valores comparativos de dureza para ferros fundidos nodulares sem e com austêmpera para adições crescentes de Nióbio.	134
Gráfico 5.18 - Valores comparativos de perda de massa para ferros fundidos nodulares sem e com austêmpera para adições crescentes de Nióbio.	134
GRÁFICO 5.19 - Comparação da resistência ao impacto dos ferros fundidos nodulares com Nióbio, com e sem tratamento térmico de austêmpera.	136
GRÁFICO 5.20 - Comparação da fadiga dos ferros fundidos nodulares com Nióbio, com e sem tratamento térmico de austêmpera.	137

LISTA DE TABELAS E QUADROS

TABELA 3.1 Correlação de valores de resistência à tração e fadiga de ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica e perlítica	33
TABELA 3.2 Classes de ADI segundo a norma ASTM A897	37
TABELA 3.3 Teores de elementos químicos residuais que podem estar presentes na composição química do ferro fundido nodular austemperado	38
TABELA 3.4 Composição química e propriedades mecânicas obtidas em ferro fundido cinzento com Nióbio	44
TABELA 3.5 Propriedades físicas do Carboneto de Nióbio – NbC	45
QUADRO 4.1 Porcentagem de elementos analisados nos ferros liga.	56
TABELA 4.1 Análise granulométrica do ferro silício e ferro silício magnésio utilizado	57
TABELA 4.2 Análise granulométrica do FeNb – resultados amostra G1.	58
TABELA 4.3 Análise Granulométrica do FeNb – Resultados amostra G2.	59
TABELA 4.4 Análise Granulométrica do FeNb – Resultados amostra G3.	59
QUADRO 4.2 Equipamentos utilizados nos análises químicas.	74
QUADRO 4.3 Valores de área de grafita na seção de rompimento dos corpos de prova: tração e microdureza da matriz.	79
QUADRO 4.4 Valores de tensão obtidos nas equações de Murakami para o ensaio de fadiga.	79
QUADRO 4.5 Valores de área de grafita medidos na seção de rompimento dos corpos-de-prova austemperados de tração e microdureza da matriz.	81
QUADRO 4.6 Dados de tensão para a realização do ensaio de fadiga nos corpos de prova austemperados.	82
QUADRO 4.7 Dados do equipamento de realização dos ensaios de	82

tração, impacto, fadiga e dureza.	
QUADRO 4.8 Dados dos equipamentos utilizados na análise microestrutural.	86
QUADRO 4.9 Valores críticos associados ao grau de confiança na amostra.	88
QUADRO 4.10 Resultados dos ensaios de resistência à tração realizados na primeira etapa.	89
QUADRO 5.1 Nível de incorporação de Nióbio com diferentes granulometrias de FeNb	92
QUADRO 5.2 Teores de Nióbio analisados no ferro fundido antes e após a adição de Nióbio	93
QUADRO 5.3 Composição química dos diferentes ferros fundidos produzidos com e sem adição de Nióbio.	94
QUADRO 5.4 Caracterização das fases e constituintes dos ferros fundidos nodulares com diferentes adições de Nióbio (microscopia ótica e análise quantitativa).	99
TABELA 5.1 Resultados obtidos de resistência à tração.	103
TABELA 5.2 Resultados obtidos de limite de escoamento.	103
TABELA 5.3 Resultados obtidos de alongamento.	103
TABELA 5.4 Valores de dureza Brinell medidos nos ferros fundidos nodulares com e sem adições de Nióbio.	106
TABELA 5.5 Valores de perda de massa relativa dos ferros fundidos no ensaio de desgaste.	107
TABELA 5.6 Resultados de absorção de energia por impacto dos ferros fundidos nodulares com adições de Nióbio.	116
TABELA 5.7 Resultados de resistência à tração do ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.	121
TABELA 5.8 Resultados de limite de escoamento do ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.	121
TABELA 5.9 Resultados de alongamento do ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.	121
TABELA 5.10 Valores de dureza obtidos para o ferro fundido	123

nodular austemperado com Nióbio.

TABELA 5.11 Valores de perda de massa obtidos para o ferro fundido nodular com Nióbio austemperado. 127

TABELA 5.12 Resultados de resistência ao impacto para o ferro fundido nodular com Nióbio austemperado. 129

QUADRO 5.5 Análise comparativa da microestrutura do ferro fundido nodular com e sem adição de Nióbio e com e sem tratamento térmico de austêmpera. 132

RESUMO

A produção de ferros fundidos nodulares e de ferros fundidos nodulares austemperados – ADI- geralmente envolvem uma inoculação e nodulização de 0,03-0,06% de Magnésio e a presença de Cromo, Níquel, Cobre e Molibdênio. A adição de Nióbio não é comum. Os relatos na literatura mostram que o Nióbio leva a melhores propriedades mecânicas do ferro fundido nodular e, resultados recentes indicam que 0,5% de Nióbio aumenta a resistência ao impacto, mas diminui sua dureza, em relação a um ferro fundido nodular comum. O processo de produção de ferros fundidos com Nióbio é dificultado, segundo dados da literatura, devido à presença de Carbono em teores mais elevados, que são típicos dessa liga. Este estudo apresenta uma metodologia de produção de ferros fundidos com Nióbio e analisa os efeitos da adição de 0,23%, 0,47%, 0,67% e 0,85% de Nióbio a um ferro fundido nodular, nas suas microestruturas, resistência à tração, limite de escoamento e alongamento, resistência ao impacto, propriedades de desgaste e fadiga. O estudo mostrou que a fração de volume de perlita aumenta e o número de esferóides de grafita parece diminuir à medida que o teor de Nióbio é aumentado, conduzindo a um aumento na resistência à tração e dureza destes materiais, associado a valores importantes de alongamento, impacto e fadiga. A resistência ao desgaste também aumenta discretamente à medida que se aumenta o teor de Nióbio. Para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio, os resultados indicam uma preponderância da influência da matriz em relação à adição de Nióbio para quase todas as propriedades estudadas.

Palavras Chaves: Nióbio. Ferro Fundido Nodular Austemperado. Ferro Fundido Nodular. Propriedades Mecânicas. Microestrutura.

1 INTRODUÇÃO

As peças obtidas pelo processo de fundição são de grande importância no desenvolvimento social e industrial de um país, pois são utilizadas em praticamente todos os setores. O segmento industrial de fundição tem como características principais o uso intensivo de mão-de-obra e a utilização de matérias primas de origem nacional, fato que lhe confere uma independência do mercado externo e uma importância adicional. No Brasil, a fundição é um segmento que emprega diretamente um número expressivo de trabalhadores, gerando ainda uma quantidade significativa de empregos indiretos na sua cadeia produtiva. O setor empregou em torno de 60.000 pessoas em 2011, e faturou cerca de 10,7 bilhões de dólares no mesmo ano, com aproximadamente 1.354 empresas, segundo dados da Associação Brasileira de Fundição - ABIFA (2011).

A indústria de fundição produz peças em ligas diversas como: aços, ligas de Alumínio, ligas de Cobre, ligas de Magnésio e ferros fundidos. Ferro fundido é o termo geral aplicado ao grupo de ligas de base ferrosa contendo acima de 2% de carbono, bem como outros elementos como o Silício, Manganês, Fósforo e o Enxofre podendo ter ainda Níquel, Cromo, Cobre em teores residuais ou em teores especiais. Os ferros fundidos representam em torno de 80% de toda a produção da indústria de fundição brasileira (ABIFA, 2011). A grande e crescente utilização dos ferros fundidos se deve ao desenvolvimento de novas tecnologias e à busca de inovações nas ligas a partir de composições químicas diferenciadas, como também de alterações no processo de fabricação que permitem o uso das ligas ferrosas em substituição a ligas não ferrosas.

No setor de fundidos, o aumento da demanda pela busca de novos materiais está relacionado com o custo e a “eficiência/peso”. No esforço de alcançar tais exigências empregam-se novos materiais com resistência similar e com baixa densidade, ou aumenta-se a resistência de materiais tradicionais através de elementos de liga ou de tratamento térmico. A busca por melhores propriedades mecânicas nos ferros fundidos em geral tem sido objeto de estudos de vários pesquisadores (GUESSER e

GUEDES, 1997; CARMO e DIAS, 2001; SILVA et al, 2002; NYLÉN, 2007; TELES, 2007; DIAS, 2006; GAGNÉ, 2008). Essa melhoria de propriedades é muitas vezes determinada pela adição de elementos de liga como Molibdênio, Estanho, Cobre, dentre outros, à liga ferro-carbono-silício ou ainda por uma inovação no processo de produção. O caminho escolhido depende de parâmetros como carregamento mecânico e térmico a que a peça pronta será submetida, ou de condições de contorno tais como custos de manufatura, reciclagem, aceitação do público e usinabilidade (KLOCKE et al, 2007). Como exemplo pode-se citar o uso de ferros fundidos em substituição a ligas de Alumínio. Isto ocorre devido às novas tecnologias de fabricação que permitem a obtenção de peças de pequena espessura, que devido o peso final do fundido permitem peças de peso similar apesar da diferença significativa de densidade das duas ligas. Atualmente, se pode substituir o aço forjado pelo ferro fundido (nesse caso com uma liga especial), principalmente onde se demanda uma maior resistência ao desgaste.

Um tipo de ferro fundido muito produzido no Brasil é o ferro fundido nodular. Nesta liga, a grafita se encontra na forma esferoidal e a matriz metálica que envolve estas partículas de grafita pode ser ferrítica ou perlítica, ou ainda, uma mistura destes dois constituintes, dependendo do processamento, incluindo o tipo de tratamento térmico que possa vir a ser realizado. A obtenção dessa liga se dá pela adição de Magnésio, elemento que propicia a esferoidização da grafita. As propriedades mecânicas do ferro fundido nodular, bem como as físico-químicas, dependem, como para qualquer tipo de ferro fundido, do teor de Carbono, do tipo de liga de fundição, como também, do tratamento térmico. O ferro fundido nodular é conhecido por sua ductilidade, mas suas características mais importantes são seu alto módulo de elasticidade e sua elevada resistência mecânica, em combinação com uma maior resistência à corrosão, facilidade de fundição e usinabilidade (TELES, 2007). As propriedades físicas, como condutividade térmica e capacidade de amortecimento de vibrações, também são fortemente influenciadas pela microestrutura.

A história do ferro fundido nodular, também conhecido como ferro fundido dúctil, tem sido influenciada por vários desenvolvimentos técnicos que têm resultado em novas oportunidades de negócios para as indústrias de fundição. Devido às vantagens

apresentadas, esse material tem sido utilizado em muitas aplicações estruturais. Cames, virabrequins, carcaça de bombas, válvulas e articulações de direção são exemplos importantes da utilização de ferro dúctil em veículos (TOKTAS E TAYANC, 2006). Como exemplo de aplicação também se pode incluir coletores de escape para indústria automotiva, onde adições de Silício e Molibdênio melhoram a resistência à oxidação e estabilidade estrutural à altas temperaturas (MERELLAS, BERNARDINI, GUESSER, 2003).

Um exemplo de sucesso no desenvolvimento de ferro fundido nodular é o ferro fundido nodular austemperado. A obtenção dessa liga parte de um ferro fundido nodular dito comum, onde se faz um tratamento térmico de austêmpera.

Para a melhoria de resistência ao desgaste, pode também ser produzido o ferro fundido com adição de Molibdênio. No entanto, apesar de melhorar o desempenho do mesmo, o emprego desse elemento apresenta desvantagens na medida em que é um material importado e de custo elevado. No entanto, segundo Guessser (2009), o efeito acentuado de melhoria da temperabilidade do ferro fundido, devido à adição do Molibdênio, impede seu uso indiscriminado em qualquer espessura, assim como seu efeito na formação de carbonetos intercelulares, cuja presença reduz drasticamente o alongamento. Recentemente, dentre as várias inovações propostas para a tecnologia de produção dos ferros fundidos, pode-se destacar a adição de Nióbio e Titânio, com o objetivo de melhoria da resistência ao desgaste. (GUESSER e GUEDES, 1997; NYLÉN, 2007). Os autores relatam que a adição de Nióbio melhora significativamente as propriedades mecânicas. Guessser (2009) também comenta a adição de Nióbio juntamente com Vanádio para aplicações a quente em peças de ferro fundido, devido à formação de carbonetos de alta dureza, e também alta resistência ao desgaste. Devido a influência na resistência ao desgaste, Vatavuk e Mariano (1998) descrevem a utilização de um ferro fundido nodular para obtenção de anéis de pistões visando aumentar a resistência à quente e ao desgaste. O teor de Nióbio utilizado nessa aplicação é de 0,5% e a matriz do ferro fundido é martensítica. O uso do Nióbio em ferros fundidos é relativamente novo quando comparado ao seu uso em aço, que atualmente é o maior consumidor desse elemento (NYLÉN, 2007). Sua restrita utilização na produção de

ferros fundidos pode ser atribuída à dificuldade de dissolução do Nióbio nessa liga. Estudos mostram que essa dificuldade está associada ao teor de Carbono presente no ferro fundido (PÉREZ, GAS e MAUGIS, 2007).

Outra questão a ser abordada no caso de uso de Nióbio em ferros fundidos é que nem todas as propriedades mecânicas da liga foram investigadas. Os trabalhos realizados apresentam dados de microestrutura, de resistência à tração e dureza, mas percebe-se, ainda, ausência de informações referentes a desgaste e fadiga, propriedades essas, importantes para aplicação desse material.

A utilização de Nióbio em ferros fundidos seria de particular interesse no caso do Brasil, uma vez que o país possui 98% das jazidas disponíveis no mundo, sendo o único fornecedor de 45 países. O Nióbio representa para a balança comercial brasileira 43% do faturamento externo de toda a indústria nacional de ferro ligas. A capacidade de produção de ferro liga a base de Nióbio vem aumentando e a empresa produtora deverá produzir até 110 mil toneladas anuais, para atender o avanço da grande demanda mundial por ligas ferrosas de qualidade e por Nióbio (SILVA, 2004). Associar o Nióbio ao ferro fundido nodular austemperado seria ainda mais relevante uma vez que não há registros de pesquisas nessa área. É importante investigar e caracterizar uma situação de melhoria de resistência ao desgaste uma vez que esse tipo de ferro fundido já apresenta um bom desempenho nessa propriedade e a associação do Nióbio poderá alterar de forma significativa essa questão, assim como as demais propriedades que ainda carecem de investigação.

Nesse contexto, este trabalho estudou a produção e caracterização microestrutural e mecânica dos ferros fundidos nodulares, com e sem tratamento térmico de austêmpera com adições de Nióbio. O estudo envolveu a produção e avaliação do desempenho dos ferros fundidos fabricados com diferentes teores de Nióbio (0,2%, 0,4%, 0,6% e 0,8%) e austemperados. Foram realizados ainda estudos da microestrutura do material utilizando microscopia ótica e eletrônica para identificação dos constituintes e a correlação de fatores de produção com a microestrutura obtida e as propriedades. Com o estudo aqui proposto, pretende-se contribuir para a sistematização do conhecimento relativo ao uso

de Nióbio em ferro fundido nodular bruto de fusão e austemperado. A originalidade do trabalho deve-se à produção, estudo e caracterização da adição de Nióbio em ferro fundido nodular, como único elemento de liga, e avaliação mecânica e microestrutural de uma liga ainda não pesquisada que é o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.

2 OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é a produção e a caracterização microestrutural e mecânica do ferro fundido nodular e do ferro fundido nodular austemperado com adição de diferentes teores de Nióbio. Para se atingir este objetivo mais amplo, alguns objetivos específicos foram considerados:

- adição de ferro-nióbio ao ferro fundido nodular que permita a dissolução do Nióbio nessa liga ferrosa;
- avaliação das propriedades mecânicas apresentadas pelo ferro fundido em função dos diferentes teores de adição de Nióbio utilizados;
- avaliação da microestrutura dos ferros fundidos nodulares com adição de Nióbio de forma a determinar o tipo, a morfologia e a quantidade de grafita esferoidal e de Carbonitreto do Nióbio presentes e também da matriz metálica;
- avaliação das propriedades mecânicas apresentadas pelo ferro fundido nodular austemperado em função dos diferentes teores de adição de Nióbio utilizados;
- avaliação da microestrutura dos ferros fundidos nodulares austemperados com adição de Nióbio.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste item serão abordados os temas mais relevantes do levantamento bibliográfico realizado. Primeiramente são apresentadas algumas considerações sobre o elemento químico Nióbio. Em seguida será feita uma breve descrição do processo de fundição, dos ferros fundidos nodulares e dos ferros fundidos nodulares austemperados. Posteriormente, serão descritos os resultados encontrados na literatura sobre adição de Nióbio em ferro fundido.

3.1 - Nióbio

O Nióbio é um elemento metálico de número atômico 41 na Tabela Periódica dos Elementos Químicos. Sua massa específica é de $8,57\text{g/cm}^3$, pouco superior à do Ferro, e seu ponto de fusão é de 2.468°C . Possui baixa resistência à oxidação e tem propriedade da supercondutividade em temperaturas inferiores à -264°C (Silva, 2001).

A descoberta desse metal deu-se no início do século passado, por Charles Hatchett, na Inglaterra. A origem do seu nome foi uma homenagem à América, de onde proveio o mineral, do qual o metal foi separado e denominado por ele como columbium. A ocorrência de Nióbio, na natureza, está associada aos pegmatitos, sob a forma de colombita-tantalita, ou associada a carbonatitos de maciços alcalinos, que constituem o mineral denominado pirocloro. Desde 1932, o ferro-colômbio vem sendo utilizado para melhorar a qualidade dos aços e, como carboneto, é utilizado para a fabricação de ferramentas de corte rápido.

Segundo Silva (2001), o perfil do consumo de Nióbio distribui-se em: 75% na fabricação de aços microligados (sob a forma de ferro nióbio); 12% são utilizados na fabricação de aços inoxidáveis resistentes ao calor, também sob a forma de ferro nióbio; 10% na produção de superligas na forma de óxido de Nióbio; e 3% para outros usos (também na forma de óxido de Nióbio).

A análise das reservas nacionais de Nióbio, considerando os valores medidos, indicados e inferidos, indica que o estado do Amazonas possui 87,36% do total do País que estão localizadas no município de São Gabriel da Cachoeira. Em Minas Gerais estas reservas de Nióbio representam 12,47%, distribuídas entre os municípios de Araxá (391.993.876t) e Tapira (21.590.000t). O restante das reservas nacionais de Nióbio coluvionar (0,18%) encontra-se em Goiás, situadas no município de Ouvidor, com 3.870.047t, e em Catalão, com 1.997.476t.

Do total da produção nacional de ferro nióbio e óxido de Nióbio, 90% são exportados, sendo os principais consumidores: a Europa (34%), o Japão (32%) e a América do Norte (30%). Os restantes 10% da produção nacional são suficientes para abastecer 100% do mercado interno, distribuído entre: Acesita - Aços Especiais Itabira, Usiminas, Cosipa – Cia Siderúrgica Paulista, Cia Siderúrgica Nacional, Mannesmann, Belgo Mineira, Siderúrgica Barra Mansa, Gerdau.

O Nióbio sofre a concorrência do Vanádio, Titânio, Molibdênio, Tungstênio e Tântalo que, isoladamente ou combinados em certas proporções, podem conferir ao produto que os contém, características próximas das obtidas com o mesmo.

Em 1992, foi desenvolvido pela Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração - CBMM, um ferro liga – ferro nióbio, especialmente para adição em aços e ferros fundidos e outras ligas metálicas. A faixa de Nióbio dessa liga é de 65 a 95% que também pode ter em sua composição outros elementos como Tântalo (1,0%), Silício (3,0%), Alumínio (1,5%), Fósforo (0,2%), Enxofre (0,10%), Titânio (1,0%) e Estanho (0,15%). A microestrutura desse ferro liga facilita a dissolução do Nióbio.

3.2 Fundição

A Fundição é o processo que consiste, essencialmente, em preencher com metal líquido a cavidade de um molde cujas dimensões e formas correspondem às das peças a serem obtidas. Após a solidificação e resfriamento do metal, obtêm-se as peças com formas e dimensões, geralmente, quase definitivas. A fundição é o processo de fabricação que

representa o caminho mais curto entre a matéria-prima metálica e as peças acabadas em condições de utilização. Na fundição têm-se apenas as etapas de fusão e solidificação entre a matéria-prima sólida e o produto acabado, enquanto que nos demais processos de fabricação de peças metálicas - laminação, forjamento, estampagem e trefilação - tem-se entre a matéria-prima e o produto, além das etapas de fusão e solidificação, uma deformação plástica por tratamento mecânico (SENAI, 1987).

Quanto ao tamanho, produzem-se peças fundidas pesando desde poucos gramas e com espessuras de parede de apenas alguns milímetros, até peças cujo peso pode alcançar mais de 200 toneladas e com dimensões que dependem apenas das instalações disponíveis na fundição (SOUZA, 2002). O processo de fundição adapta-se muito bem à produção em série. Pode-se, assim produzir grande quantidade de peças sem necessidade de investimentos substanciais em máquinas, ferramentas ou matrizes exigidas nos demais processos. A prova disso é a extensa aplicação de fundidos na indústria automobilística.

A produção de fundidos é um processo muito versátil, uma vez que possibilita a produção de peças com pesos e formas os mais variados e a obtenção de propriedades tais como: boa resistência mecânica e físico-química, boa capacidade de amortecimento de vibrações e boa usinabilidade. Aliando-se os numerosos processos de fundição existentes às inúmeras ligas metalúrgicas que se aplicam às peças fundidas, consegue-se soluções para a grande maioria dos problemas relacionados à produção das mesmas, para praticamente qualquer tipo de aplicação.

De um modo geral, as etapas de produção de uma peça fundida são de uma forma simplista, agrupadas da seguinte maneira (SENAI, 1987):

- Inicialmente é elaborado o projeto de fundição, que consta basicamente da análise do desenho da peça acabada em condições de uso. A partir daí realiza-se outro projeto que define todo processo de fabricação indicado em função da série, do acabamento da peça e do tipo de liga, dentre outras variáveis. Neste projeto é definido o sistema de enchimento (canais responsáveis pela condução do metal até a cavidade do molde), assim como o sistema de alimentação que

consta de massalotes (reservas de metal líquido ligado às regiões da peça que se solidificam por último).

- Em uma segunda etapa são confeccionados os modelos, caixas de machos (que darão a forma interna da peça) e outros elementos necessários à preparação do molde. O modelo é executado com a forma da peça, porém com as dimensões acrescidas da contração, previamente estabelecida, devido ao resfriamento.
- Os moldes são obtidos em uma terceira etapa, na qual os modelos são moldados em materiais refratários (areia, casca cerâmica), ou mesmo materiais metálicos. Após a extração do modelo do material de moldagem obtêm-se o molde. As partes internas e reentrâncias das peças são obtidas pelos machos, que são colocados dentro do molde antes do seu fechamento. Após isto, o molde está pronto para receber o metal líquido.
- Paralelamente à execução do molde, tem-se a elaboração do metal/liga metálica que pode ser do grupo de ligas ferrosas ou não ferrosas, utilizando-se fornos com combustíveis variados como eletricidade (arco ou indução), a óleo, coque, ou a gás.
- Na quinta etapa o metal/liga é vazado no molde a uma temperatura adequada, através de processo automático ou manual, utilizando-se panelas revestidas de material refratário e que podem ser equipadas com dispositivos que controlam a vazão do metal.
- Após o vazamento e solidificação da peça no molde inicia-se a etapa de desmoldagem das peças por meios manuais ou mecânicos. Posteriormente é feito o acabamento da peça fundida que consiste no corte dos canais, limpeza e rebarbação. Se necessário a peça é sujeita a operação de usinagem. Quando for o caso a mesma é tratada termicamente, em uma última etapa.

As propriedades de um dado material são condicionadas pela microestrutura ou no caso das ligas fundidas o efeito da microestrutura se refere à natureza e arranjo das fases presentes à temperatura ambiente, assim como à existência de elementos livres (elementos adicionados que não se misturam). Na formação dessas fases, que podem ser compostos químicos ou soluções, quatro fatores atuam de forma direta: a composição química da liga, a velocidade de resfriamento da liga no molde, a elaboração da liga e os

tratamentos térmicos. A composição química, que depende da liga e que por sua vez depende da carga metálica utilizada, determina os microconstituintes a serem formados sob condições de equilíbrio. A velocidade de resfriamento determina se tais compostos vão ser formados. A condução da elaboração da liga influencia nas fases presentes assim como a temperatura de fusão e o tipo de forno utilizado. Os tratamentos térmicos podem alterar a morfologia e distribuição das fases presentes (SOUZA, 2002).

Uma variedade de ligas é utilizada na indústria de fundição. Comumente elas são divididas em dois grandes grupos: ligas ferrosas - aços e ferros fundidos – e ligas não ferrosas - Alumínio, Cobre, Magnésio e Zinco.

3.3. Ferro fundido nodular

O ferro fundido é uma liga metálica ferrosa constituída basicamente de Carbono, Silício, Manganês, Fósforo e Enxofre em cuja solidificação ocorre reação eutética. Existem sete tipos de ferros fundidos: ferro fundido cinzento ou ferro fundido com grafita lamelar; ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal; ferro fundido vermicular; ferro fundido branco; ferro fundido maleável de núcleo branco, ferro fundido nodular de núcleo preto e ferro fundido mesclado.

O ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal (também conhecido como ferro fundido dúctil) é o ferro fundido que apresenta em sua microestrutura bruta de fusão a grafita na forma de esferóides. A microestrutura dos ferros fundidos é formada, por uma matriz metálica, podendo essa ser perlítica ou ferrítica, na qual estão dispersos os esferóides de grafita. A Figura 3.1 apresenta um exemplo de microestrutura de um ferro fundido nodular, mostrando a grafita na forma de esferóides.



FIGURA 3.1 - Microestrutura de ferro fundido nodular sem elemento de liga (fotografia sem ataque)

FONTE - SENAI/CETEF

O ferro fundido nodular é obtido a partir da fusão de cargas metálicas em forno de fusão (elétrico ou a coque). Como carga metálica pode-se usar gusa, retorno de peças de ferro fundido nodular e sucata de aço. A carga é colocada no forno e após sua fusão são normalmente feitos ajustes de composição química utilizando ferro ligas. São necessários dois tratamentos no metal líquido para que seja obtido esse tipo de ferro fundido. Um deles é a inoculação, tratamento que visa garantir a formação da grafita. Esse tratamento consiste em adicionar, pouco antes do vazamento, um material inoculante que facilite a nucleação da mesma. O outro tratamento é a nodulização, que por sua vez, propicia o crescimento da grafita nucleada na forma esferoidal. Esses tratamentos são feitos, na maioria dos casos, em panela, pouco antes do vazamento do metal no molde. O tratamento de nodulização, que confere ao ferro fundido nodular a formação da grafita na forma esferoidal pode também ser industrialmente realizado (além da panela de vazamento - método mais simples e mais utilizado), dentro do molde em câmara específica para o depósito da liga e também o método de nodulização por fio de Magnésio metálico (FONSECA, 2006). O elemento químico mais utilizado industrialmente no tratamento de nodulização é o Magnésio.

Segundo Santos (1987) a adição de pequena quantidade (0,03 a 0,06%) de Magnésio, dentre outros elementos, a partir do tratamento de nodulização produz uma microestrutura diferenciada nesse ferro fundido, com a formação da grafita na forma de esferóides conferindo a essa liga uma maior resistência mecânica e ductilidade. Segundo o autor, o ferro fundido nodular possui características mecânicas que se aproximam do

aço, como, por exemplo, limites de resistência à tração da ordem de 480 MPa e ductilidade, na forma de alongamento, que variam de 10 a 20%.

Segundo Guessser (2009) as propriedades de resistência à tração e alongamento são muito influenciadas pelo grau de nodularização como também pelo número de esferóides por mm^2 . O tratamento de inoculação efetivo pode conduzir a um maior número de esferóides por mm^2 o que distribui melhor a segregação de elementos de liga e impurezas. Esse fator promove também a formação da ferrita porque diminui a distância de difusão do Carbono entre as partículas de grafita. Quando o grau de nodularização da grafita no ferro fundido nodular é predominantemente superior a 85%, a variável mais importante sobre as propriedades mecânicas é o tipo de matriz.

A resistência ao impacto dos ferros fundidos nodulares é notadamente superior para o caso da matriz ferrítica, existindo uma classe especial de ferro fundido nodular para esse fim. Nessa propriedade, o aumento do número de esferóides por mm^2 resulta em diminuição da energia absorvida devido provavelmente à diminuição da distância entre os esferóides.

Os ferros fundidos nodulares comuns apresentam limite de fadiga por flexão rotativa da ordem de 180 a 304 MPa, em função da classe obtida. A composição química dos ferros fundidos não tem efeito diretamente sobre a resistência à fadiga; no entanto deve-se considerar o efeito da microestrutura. Uma distribuição homogênea da grafita e a ausência de carbonetos em contornos de células eutéticas proporcionam uma elevação do limite de fadiga dos ferros fundidos (SANTOS, 1987). O acréscimo da resistência da matriz aumenta a resistência à fadiga, existindo uma correlação destes valores. Exemplos dessa correlação e de valores de resistência à fadiga para ferros fundidos nodulares podem ser vistos na TAB. 3.1.

TABELA 3.1

Correlação de valores de resistência à tração e fadiga de ferros fundidos nodulares com matriz ferrítica e perlítica

Matriz	Resistência à tração (σ) - MPa	Resistência à fadiga
Ferrítica	Até 400	0,5 x σ
	400 a 550	0,4 x σ
Perlítica	600 a 700	0,4 x σ

FONTE - Adaptado de Santos (1987)

Estudos de fadiga nos ferros fundidos mostraram que a fratura é frequentemente iniciada na interface grafita-matriz que atuam como poros na estrutura do material (SANTOS, 1987). A tendência à fratura por fadiga então deveria aumentar com o número de esferóides presentes no ferro fundido. No entanto, Krishnaraji e Janowak (GAGNÉ, LABRECQUE E CABANE, 2008) mostraram em seus estudos que a matriz também apresenta influência significativa nessa propriedade para os ferros fundidos: o limite à fadiga aumenta quando a porcentagem de ferrita decresce, isto é, quando aumenta a porcentagem da matriz de maior dureza.

Gagné, Labrecque e Cabane (2008) estudaram a resistência à fadiga de ferros fundidos nodulares de pequena espessura. O estudo foi motivado pela crescente demanda da indústria automotiva por peças de espessura cada vez menores (devido à questão de redução de peso). Os resultados obtidos permitiram aos pesquisadores concluir que os ferros fundidos utilizados para obtenção de peça de espessura fina – 4mm – podem ser submetidos à mesma situação de fadiga que peças de 6mm de espessura, abrindo possibilidades para a fabricação e utilização desse material nessas circunstâncias. Em quaisquer das espessuras citadas a estrutura deve ser livre de carbonetos.

Murakami e Endo (1994) estudaram os efeitos de defeitos e inclusões na resistência à fadiga (por flexão rotativa) de ferros fundidos. Os autores adotam a área projetada do defeito como parâmetro geométrico para início de formação de trinca e determinaram uma equação para estimativa do limite de fadiga de materiais metálicos, que pode ser vista a seguir:

$$S_E = C_3(C_1 - HV) / (\sqrt{A})^{1/6} \quad (3.1)$$

Onde:

S_E : limite de resistência à fadiga;

C_3 : constante (1,43 para defeitos superficiais e 1,56 para defeitos internos);

HV: dureza Vickers;

C_1 : constante que leva em consideração defeitos da microestrutura

A: área projetada da grafita, em mm^2 , em um plano perpendicular à máxima tensão normal.

CARMO et al, (2004), citado por Dias, (2006) adaptou a equação proposta por Murakami e Endo (1994), para ser utilizada na estimativa do limite de fadiga por flexão rotativa do ADI. A principal modificação, segundo o autor foi em relação à constante C_1 utilizada por Murakami. A nova constante proposta foi determinada experimentalmente onde foi obtido um valor de 910HV. A área do defeito utilizada na equação de Murakami foi substituída pela área máxima da grafita presente na microestrutura do material observada na periferia da seção transversal dos corpos-de-prova. A EQUAÇÃO (3.2) mostra as alterações propostas.

$$S_E = C_3(910 - HV) / (\sqrt{A})^{1/6} \quad (3.2)$$

Onde:

S_E : limite de resistência à fadiga em MPa;

HV: dureza Vickers;

C_3 : constante (1,43 para defeitos superficiais e 1,56 para defeitos internos);

A: área projetada da grafita, em mm^2 , em um plano perpendicular à máxima tensão normal.

Outra propriedade importante dos ferros fundidos é a resistência ao desgaste, sendo essa muito afetada pela microestrutura do material. De modo geral, quanto maior a dureza, maior é a resistência ao desgaste (SANTOS, 1987). Para a maioria das aplicações onde se exijam altos valores de resistência ao desgaste, é usual a utilização de ferros fundidos brancos (sem grafita). Excepcionalmente empregavam ferros fundidos com grafita.

Nesses casos, eram utilizados ferros fundidos ligados nos quais a estrutura variava, com a presença da grafita, entre perlita fina, martensita e até austenita. Com o desenvolvimento do ferro fundido nodular austemperado, o uso do mesmo passa a ser mais comum em situações que requerem resistência ao desgaste. Vale ressaltar que o ADI não substitui as aplicações do ferro fundido branco alto Cromo.

3.4 Ferro fundido nodular austemperado

O ferro fundido nodular austemperado, também conhecido como ADI (*Austempered Ductile Iron*), passou a ser empregado industrialmente a partir da década de 70, ampliando o campo de aplicação desse material. Dias (2006) apresenta dados de produção de ferro fundido nodular austemperado colocando a projeção de 300 mil toneladas produzidas em nível mundial em 2010 e 500 mil toneladas em 2020. O ADI possui elevada tenacidade associada à resistência, à tração, ductilidade, resistência ao desgaste e à fadiga, tornando-se um material de engenharia competitivo, pois apresenta associação de propriedades antes encontradas somente nos aços.

O ferro fundido nodular austemperado é um ferro fundido (nodular) que é submetido ao tratamento de austêmpera. Sua estrutura é composta pela grafita na forma esferoidal dispersa na matriz de ferrita acicular e austenita estável. Com essa microestrutura, esse ferro fundido apresenta elevados valores de resistência mecânica, ductilidade, resistência ao impacto e ao desgaste, proporcionando grande flexibilidade à concepção e fabricação de peças. Se comparado com ferro fundido nodular bruto de fusão, é duas vezes mais resistente à tração. Já comparado a alguns aços, possui resistência à fadiga igual ou superior, maior capacidade de amortecimento de vibrações, maior alongamento, é 10% mais leve e mais fácil de usinar do que os aços com durezas equivalentes; também é 100% reciclável. Por estas propriedades únicas, o ADI é usado extensivamente em muitas aplicações estruturais na indústria automotiva, bélica e maquinários agrícolas entre outras. (LUSSOLI, 2003; CARMO e DIAS 2001; DIAS, 2006).

A FIG. 3.2 mostra exemplos de aplicação do ferro fundido nodular austemperado.

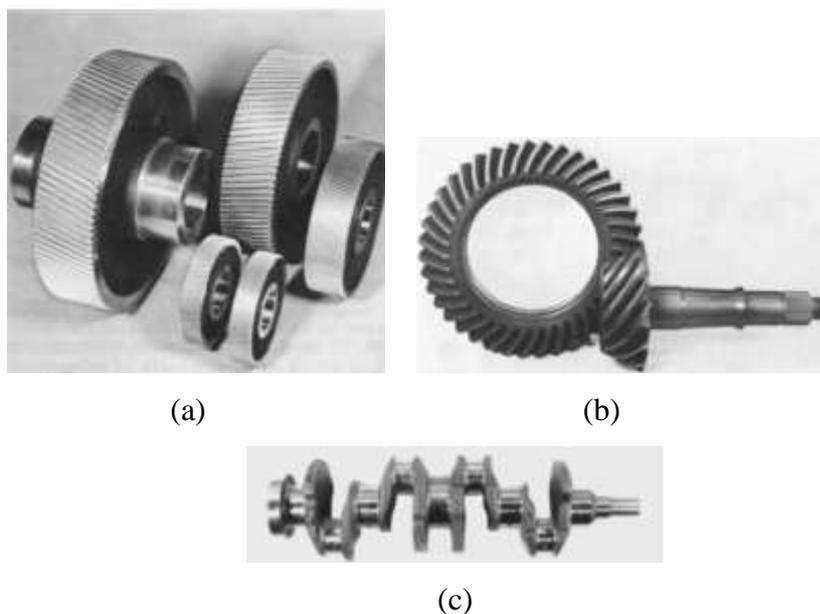


FIGURA 3.2: Exemplos de peças fabricadas em ADI, (a) engrenagem em ADI, (b) coroa e pinhão da General Motors e (c) virabrequim do motor turbo da Ford.

Fonte: Soremetal (1990) apud Lussoli (2003)

A composição química e a produção de um ferro fundido nodular austemperado são similares às de um ferro fundido nodular convencional, diferindo basicamente pelo tratamento térmico a que o primeiro é submetido após o acabamento. Em alguns casos, como de peças de grande espessura (CARMO e DIAS, 2001) se adicionam ao nodular austemperado elementos de liga como o Cobre, Níquel e Molibdênio, com o objetivo de dificultar a formação da perlita e auxiliar a formação da estrutura “ausferrita” (nome normalmente utilizado para caracterizar a estrutura de ferrita mais austenita obtida no tratamento térmico de austêmpera). Dessa forma se melhora a austemperabilidade do ferro fundido. O tratamento térmico realizado para a obtenção do ferro fundido nodular austemperado consta de aquecimento normalmente na faixa de 825 a 950°C permanecendo nessa temperatura entre 1 a 3 horas. Durante esse período, a estrutura torna-se austenítica e também saturada em Carbono. Em seguida, a peça é resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera desejada (entre 230 a 400°C), ou seja, que permita a obtenção de ferrita acicular, e aí permanece por um período de 0,5 a 4 horas. A peça é, então, resfriada até a temperatura ambiente, tendo-se o cuidado de não iniciar a transformação bainítica, pois a estrutura a ser obtida é ferrita acicular e austenita estabilizada (ausferrita). Para isso, o tempo de retirada da peça do banho de sal até seu

resfriamento em água deve ser o mínimo, respeitando-se a curva de transformação do material. A FIG 3.3 apresenta a resistência à tração versus alongamento em função da matriz perlítica, ferrítica, martensita e ausferrítica (ADI).

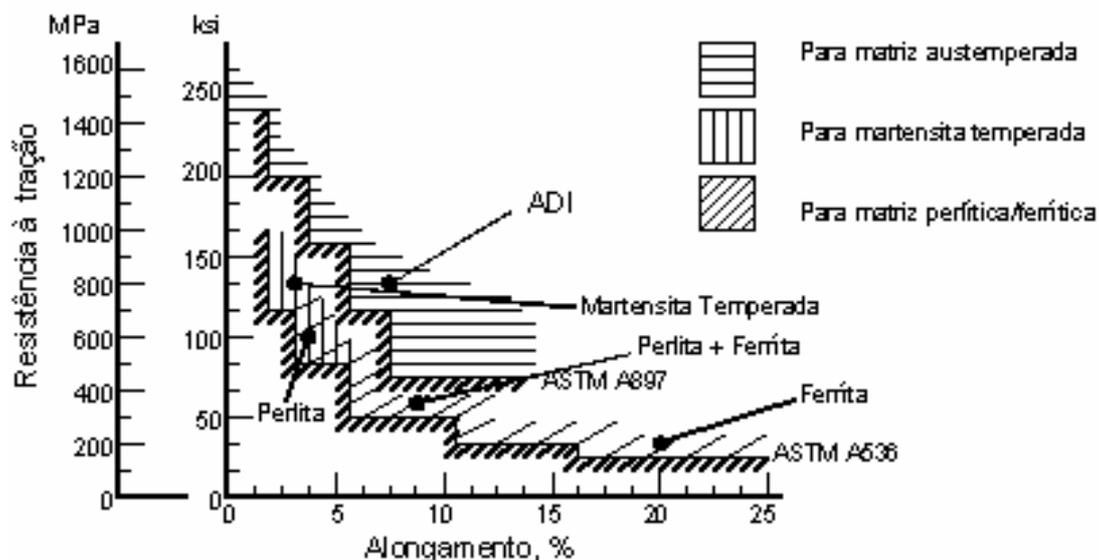


FIGURA 3.3 - Resistência mecânica à tração versus alongamento em função da matriz: perlítica, ferrítica, martensita e ausferrítica (ADI).

FONTE - Soremetal (1990) apud Lussoli (2003)

O ferro fundido nodular austemperado é normalizado pela ASTM- *American Society for Testing and Materials*, dentre outras normas, e pode ser obtido dentro de uma grande variação de composição química. A TAB 3.2 mostra as classes de ADI segundo a norma ASTM

TABELA 3.2
Classes de ADI segundo a norma ASTM A897

Classes	LR MPa	LE MPa	A %	I J	Dureza HB
	750	500	11	110	241-302
1	900	650	9	100	269-341
2	1050	750	7	80	302-375
3	1200	850	4	60	341-444
4	1400	1100	2	35	388-477
5	1600	1300	1	20	402-512

Fonte - Adaptado de Applied Process (s.d)

A TAB. 3.3 mostra teores de elementos químicos residuais que, normalmente, podem estar presentes na composição química do ferro fundido nodular, segundo Lussoli (2003).

TABELA 3.3

Teores de elementos químicos residuais que podem estar presentes na composição química do ferro fundido nodular austemperado

ELEMENTOS QUÍMICOS em % máxima	
Alumínio	0,05
Antimônio	0,002
Arsênio	0,020
Bismuto	0,002
Boro	0,002
Cádmio	0,005
Chumbo	0,002
Selênio	0,030
Telúrio	0,020
Titânio	0,040

FONTE - Lussoli (2003)

Carmo e Dias (2001) citam o uso de 0,20 a 0,80% de Cobre, 0,20 a 2,00% de Níquel e 0,10 a 0,30% de Molibdênio, quando necessária à utilização desses elementos.

O ADI oferece, portanto, uma combinação de resistência à tração e alongamento superior ao ferro fundido nodular comum. Pode superar também os aços carbono forjados em muitas aplicações. No entanto, as propriedades do ADI não superam os aços de alta resistência. É importante destacar que o ferro fundido nodular é 10% menos denso que o aço. Segundo Klocke (2007) uma propriedade excepcional do ferro fundido nodular austemperado é a sua resistência ao desgaste onde os valores são superiores aos do aço forjado para qualquer valor de dureza.

Mattar Junior (2009) estudou o efeito dos elementos Cobre, Níquel e Molibdênio na austemperabilidade e propriedades do ferro fundido nodular. Ele verificou que a tenacidade decresceu em função da adição do Molibdênio, mas a resistência ao desgaste

e a austemperabilidade aumentaram com relação às ligas contendo Cobre e Níquel. Segundo Mattar Junior (2009), a austemperabilidade depende não somente da composição química da liga, como também das temperaturas e tempos de austenitização e austêmpera, do meio em que o material é resfriado e da espessura da peça. As austemperabilidades de dezenove diferentes composições químicas de ferros fundidos nodulares (com adições de Cobre, Manganês, Molibdênio e Níquel) foram determinadas por Dorazil et al citado por Mattar Júnior (2009), para diferentes temperaturas de austêmpera (300, 350 e 400°C). Para todas as composições estudadas, os autores determinaram, por meio de análises metalográficas, o diâmetro máximo para o qual se evitava a formação de perlita, ou seja, o diâmetro crítico de austêmpera. Voigt e Loper realizaram um tratamento matemático nos resultados de Dorazil, descrito por Mattar Junior (2009), considerando os efeitos de sinergia dos diversos elementos presentes na composição química, e propuseram a EQUAÇÃO (3.3) para o cálculo do diâmetro crítico de austêmpera (DC):

$$DC = 124(\%C) + 27(\%Si) + 22(\%Mn) + 16(\%Ni) + 25(\%Mo) - 1,68E-04T \gamma + 12(\%Cu)(\%Ni) + 62(\%Cu)(\%Mn) + 88(\%Ni)(\%Mo) + 11(\%Mn)(\%Cu) + 127(\%Mn)(\%Mo) - 20(\%Mn)(\%Ni) - 137 \quad (3.3)$$

Onde:

- DC é o diâmetro crítico em mm;
- $T\gamma$ é o teor de carbono da austenita.

O cálculo do teor de carbono na austenita (%C) pode ser efetuado utilizando a EQUAÇÃO (3.4), que, segundo a literatura, apresenta boa correlação com os valores determinados experimentalmente:

$$\%C = T/420 - 0,17(\%Si) - 0,95 \quad (3.4)$$

sendo T a temperatura de austenitização e %Si o teor de Silício.

Ainda com relação ao tratamento térmico de austêmpera, existe diferença para a realização desse tratamento do ferro fundido para o aço, pois a reação bainítica ocorre de forma diferente. Enquanto nos aços a reação procede em um único estágio, isto é, a austenita é transformada em ferrita e carbonetos, nos ferros fundidos ela ocorre em dois estágios. Em um primeiro estágio a austenita transforma-se em ferrita acicular e austenita estável com um alto teor de Carbono. Após um período de estabilidade, inicia-se o segundo estágio no qual a austenita de alto Carbono transforma-se em ferrita e carbonetos, ou seja, em bainita como nos aços. As melhores combinações de resistência mecânica, ductilidade e tenacidade são obtidas entre o final do primeiro estágio e o início do segundo. Este período de tempo é conhecido como janela do processo (CARMO e DIAS, 2001). Essa diferença ocorre em função do alto teor de Silício presente nos ferros fundidos. Segundo Lussoli (2003) o Silício encontra-se em maior concentração junto à dendritas e próximo à superfície dos nódulos, locais onde a austenita se forma primeiro durante a solidificação. Os dois efeitos mais importantes deste elemento na reação de austêmpera são: diminuir a solubilidade e aumentar a difusão do Carbono na austenita. Estes dois efeitos promovem a nucleação e o crescimento de ferrita acicular na matriz austenítica. Sendo assim, o Silício promove e acelera a reação de austêmpera.

A FIG 3.4, ilustra a curva de obtenção de perlita e ausferrita em um tratamento térmico de austêmpera. Esse esquema do ciclo térmico foi apresentado por Hayrynem (2002) citado por Guessser (2009).

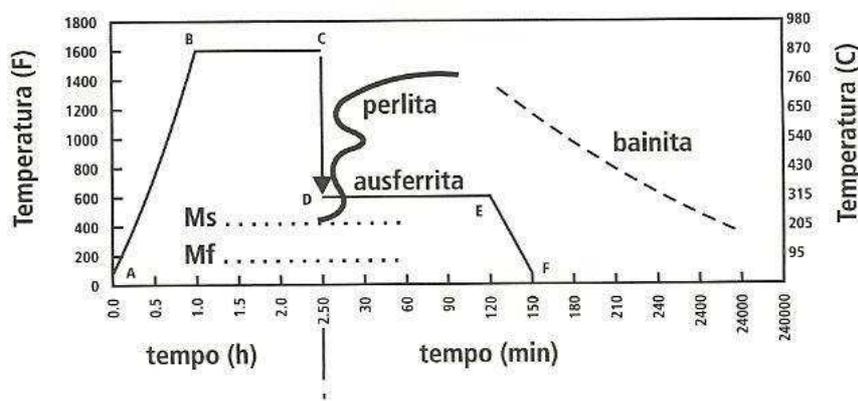


FIGURA 3.4 – Curva de obtenção de perlita e bainita em tratamento de austêmpera

Fonte: Guessser (2009), Hayrynem (2002)

A figura anterior também mostra que a formação da ausferrita acontece na etapa de manutenção da austêmpera e o controle de temperatura e tempo no forno de austêmpera é extremamente importante. Esse controle visa evitar a formação de outras fases, o que pode ocorrer caso o tempo seja insuficiente ou caso o tempo seja muito longo. Se o tempo for insuficiente, pode-se ter a formação de martensita na segunda etapa de resfriamento (da temperatura de austêmpera até a temperatura ambiente). Na segunda situação, com o tempo excessivo, pode-se ter a formação de carbonetos a partir da austenita e posterior formação de bainita. Isso se dá em função do teor de Carbono presente na austenita, que aumenta em função do tempo de manutenção. O que ocorre é que no início da etapa de manutenção para formação da ausferrita, esta começa a se transformar em ferrita. Como a solubilidade do carbono é muito baixa na ferrita, esse elemento é rejeitado para a austenita ainda não transformada, promovendo sua estabilização. Se o resfriamento até a temperatura ambiente ocorrer antes dessa estabilização, a austenita deverá se transformar em martensita, o que poderá ocasionar a fragilização da estrutura. A austenita poderá também se manter na microestrutura, e será nessa situação uma fase metaestável, que poderá se transformar em martensita, se ultrapassar a temperatura de início de formação dessa fase ou por aplicação de tensão (FRANCO, AGUILAR e CETLIN, 2010). A FIG 3.5 mostra os intervalos de tempo descritos, mostrando os estágios presentes nesse tratamento térmico. O intervalo presente entre esses estágios é conhecido como “janela do processo” (BAYATI e ELLIOT, 1999 citado por GUESSER, 2009; DIAS, 2006; CARMO e DIAS, 2001).

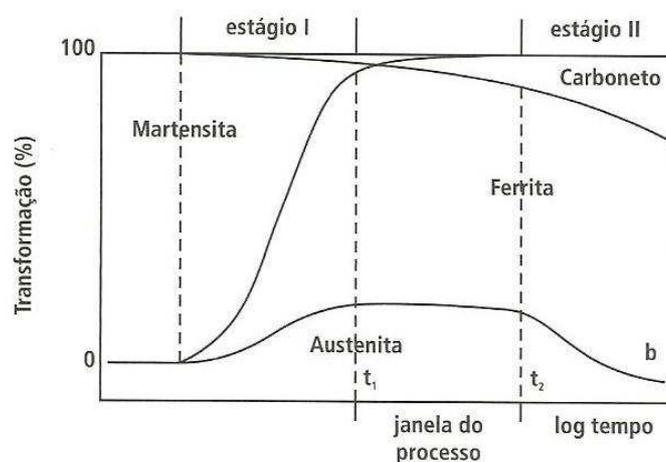


FIGURA 3.5 – Janela do processo no tratamento de austêmpera

Fonte: Guessser (2009, p.24)

Bayati e Elliot (1999, apud Guessser 2009) comentam sobre a interferência dos elementos presentes na composição química do ferro fundido nodular, que possuem tendência à segregação, como é o caso do Manganês. É importante manter esse elemento em teores menores que 0,3%, evitando-se assim diferentes cinéticas de transformação em diferentes regiões da amostra. A temperatura de austêmpera é selecionada em função da classe que se quer obter, com indicações na literatura de temperaturas para cada classe (PRASAD E PUTATUNDA, 2002).

A presença de austenita retida ou metaestável no ADI torna-o susceptível ao encruamento e à transformação de fase induzida por deformação. A transformação parcial da austenita em martensita produz, ainda, aumento local do volume, criando tensões compressivas no material deformado. Esse endurecimento prejudica a usinabilidade, mas essa, por sua vez é facilitada pela presença da grafita e as tensões geradas inibem a formação de trincas, o que leva a uma melhoria significativa da resistência à fadiga. (DIAS, 2006).

A resistência do ADI é muito afetada pela microestrutura do material e essa por sua vez pelo tratamento térmico (assim como pelas condições de solidificação). Lin et al (1996) citado por Guessser (2009) investigaram a influência da microestrutura nas propriedades à fadiga de alto ciclo de diversos tipos de ferros fundidos austemperados verificando a influência da quantidade e morfologia da grafita e da quantidade de austenita retida. Os autores concluíram que o mecanismo de falha por fadiga de alto ciclo dos ferros fundidos nodulares, com e sem tratamento de austêmpera, envolve a decoesão dos nódulos de grafita, surgimento de microtrincas a partir dos nódulos e união de microtrincas pela conexão entre os nódulos. A nucleação de trincas também foi verificada nos defeitos de fundição, tais como: inclusões, microrrechupes e grafitas degeneradas.

Dias (2006) apresenta valores obtidos de resistência à fadiga de Harding (1993), onde se obteve melhores valores de resistência em temperaturas de tratamento térmico de 360⁰C. No entanto, outros autores sugerem temperaturas menores quando se deseja a melhoria da resistência à fadiga (GUESSER, 2009).

3.3 Ferros fundidos com adição de Nióbio

Segundo Guesser e Guedes (1997), a tecnologia de fabricação de ferros fundidos tem recebido, continuamente, importante desenvolvimento, tanto em processos de fabricação, quanto em materiais. Esse desenvolvimento, resultante de necessidades nas áreas de aplicação ou ainda na redução de custos, traz como consequência a atualização de um material de longa tradição. Uma das inovações introduzidas recentemente é a adição de Nióbio visando a melhoria da resistência ao desgaste de peças fundidas, característica crítica para muitos componentes utilizados na indústria automobilística, como por exemplo, eixos virabrequim.

Silva (2000) descreve que a adição de Nióbio em ligas ferrosas, como em ferros fundidos, normalmente é feita através da utilização de ferro nióbio comercial fragmentado. O ferro nióbio comercial é um ferro-liga com aproximadamente 65% de Nióbio, tendo Alumínio, Titânio e Silício como principais impurezas. As alternativas são a utilização de ferro nióbio carburado em pó, Nióbio metálico e briquetes exotérmicos contendo ferro nióbio em pó para os quais existem técnicas especiais de adição.

A adição de Nióbio em ferros fundidos foi estudada por Sweden (2007). Esse autor se refere à adição de Nióbio como uma nova tecnologia em comparação com o uso desse elemento em aços. O autor reforça que os estudos mais importantes de adição de Nióbio em ferro fundido, até a data do artigo se referiam à utilização da liga na indústria automotiva (para peças como cabeçotes de cilindro, anéis para pistão para caminhões), e ainda com poucos estudos realizados. Essa aplicação se refere à necessidade de resistência ao desgaste exigida. Segundo o autor, a melhoria da resistência ao desgaste se deve ao fato de que o Nióbio (da mesma forma como a maioria dos elementos presentes nos grupos 4 e 6 da Tabela Periódica), apresenta tendência à formação de carbonetos.

No caso de resistência ao desgaste, são utilizados ferros fundidos branco, cinzento, nodular ou maleável. Vataavuk e Mariano estudaram a adição de Nióbio (1998) para a

obtenção de anéis de pistão com maior resistência ao desgaste e melhor desempenho à quente. A melhoria na resistência ao desgaste, segundo os autores, foi devido a formação de carbonetos e à matriz martensítica do material.

Sweden (2001) também apresenta trabalhos referentes a pequenas adições de Nióbio (menores que 0,5%). Seus estudos mostraram pequenas alterações na estabilidade da austenita, na microdureza, no refino da estrutura gráfrica e precipitações de Carbonetos de Nióbio - NbC. No entanto, o autor considera que conclusões obtidas nesses trabalhos, devido à dificuldade de análise dos microconstituintes, ficam incompletas, principalmente nas questões termodinâmicas associadas aos estudos. Os valores obtidos nesse estudo estão mostrados na TAB. 3.4.

TABELA 3.4

Composição química e propriedades mecânicas obtidas em ferro fundido cinzento com Nióbio

Amostra	Composição química(%)						Carbono equivalente	Propriedades mecânicas	
	C	Si	Mn	P	S	Nb		Resistência a Tração (MPA)	Dureza (HB)
1	3,43	2,13	0,89	0,09	0,045	0	4,17	203,4	199
2	3,47	2,10	1,06	0,12	0,037	0,077	4,22	220,4	204
3	3;54	2,05	0,79	0,12	0,041	0,26	4,26	230,6	207
4	3,50	2,15	0,91	0,11	0,043	0,37	4,25	251,3	226
5	3,44	2,55	0,98	0,10	0,044	0,58	4,32	254,5	234
6	3,40	2,50	0,94	0,09	0,044	0,77	4,26	267,4	227
7	3,40	2,53	0,98	0,09	0,039	0,87	4,27	260,8	228

FONTE - adaptado de Sweden (2001)

Em relação à microestrutura obtida nos ferros fundidos com adição de Nióbio, relatados nesse estudo, deve-se chamar atenção para o fato da formação dos Carbonetos de Nióbio (esses são formados tanto nos aços quanto nos ferros fundidos). Esses carbonetos são formados em temperaturas elevadas e suas propriedades foram estudadas. Algumas delas são apresentadas na TAB. 3.5:

TABELA 3.5
Propriedades físicas do Carboneto de Nióbio - NbC

Propriedades físicas	Valores	Comentários
Densidade – g/cc	7,82	(teórica)
Dureza Rockwell	90	Temperatura ambiente
Microdureza Vickers	2400	
Estrutura cristalina	Cúbica	
<i>Temperatura liquidus</i> - °C	3575	

FONTE: adaptado de Sweden(2001)

Os dados descritos na TABELA permitem verificar que as partículas de Carboneto de Nióbio – NbC - possuem densidade muito próxima à dos ferros fundidos e dureza muito alta comparada com os mesmos.

Ainda sobre os NbC é importante destacar que esses se encontram como partículas discretas que se precipitam no ferro fundido, que se separam e não se incorporam à solidificação eutética. Outro fato importante é que a solubilidade do Nióbio é muito baixa na austenita. Esses últimos fatores descritos diferem o NbC de outros carbonetos que também podem ser formados no ferro fundido, a partir de outros elementos de liga como o Cromo e o Titânio. A ação formadora de carbonetos do Nióbio também foi descrita por outros autores (FRÁS E GÓRNY, 2007 NYLÉN, 2007, SILVA, 2004) com estudos relativos à adição de Nióbio em ferro fundido cinzento.

Quando se adiciona Nióbio no ferro fundido na forma de ferro nióbio, ocorre a precipitação de partículas de NbC em temperaturas muito mais altas do que a temperatura *liquidus* nominal da liga base. A questão é que a dissolução precisa ser controlada para não causar aglomeração e perda de NbC para a escória do forno e panela, reduzindo assim o rendimento do Nióbio adicionado. Essa dissolução controlada foi estudada e patenteada no caso específico de produção de cilindros para laminadores a quente, produzidos em ferro fundido mesclado (SWEDEN, 2001).

Silva (2000) descreve que os carbonetos de Nióbio podem estar presentes no ferro fundido, na forma de carbonetos poligonais primários e de carbonetos eutéticos.

Afirmam, assim como outros autores, que a morfologia dos carbonetos deve ser controlada para melhorar as propriedades mecânicas do produto final, visto que a aglomeração dos mesmos como também carbonetos grosseiros são indesejáveis na estrutura. Os autores descrevem que a morfologia dos carbonetos pode ser controlada pela temperatura de elaboração da liga, condição de resfriamento, tratamento de inoculação, da forma de adição e do ferro nióbio utilizado. Normalmente, a forma utilizada de adição é a partir do ferro nióbio, mas estudos foram realizados com adições a partir de Nióbio metálico, ferro nióbio carburado em pó e também briquetes exotérmicos contendo Nióbio em pó.

Nos estudos de Silva (2000) foram observados aspectos da dissolução de ferro nióbio em ferros fundidos. Segundo os autores, a assimilação de ferro-nióbio em ferros fundidos é muito lenta quando comparada à assimilação do mesmo em aço. Isto ocorre devido à menor temperatura de elaboração e a solubilidade reduzida do carboneto de Nióbio neste tipo de liga. Dessa forma, devem ser tomados alguns cuidados na adição em ferros fundidos para evitar a persistência de fragmentos de ferro-nióbio não dissolvidos no banho. Quando o ferro nióbio é colocado em contato com banhos de elevado teor de Carbono ocorre a formação de uma camada aderente de carbonetos de Nióbio junto à superfície do ferro liga que prejudica a sua incorporação. Essa camada dificulta a incorporação do Nióbio.

Para realizar esse estudo o autor (Silva, 2000) usaram dois diferentes métodos; em um deles foram introduzidos fragmentos de ferro nióbio comercial dentro de um amostrador cerâmico, que foi mergulhado no banho de ferro fundido por aproximadamente 2min e retirado para análise da superfície transversal (método 1); em outro método, os autores mergulharam pequenos pinos cilindros de ferro nióbio (de alta pureza) em liga de Fe contendo carbono (Ferro mais grafite em pó, obtendo-se uma composição química similar ao ferro fundido, mas de certa forma simplificando o problema ao se trabalhar com liga ternária Fe-C-Nb), nas temperaturas de 1350°, 1420° e 1500°C. Amostras foram retiradas do banho de metal a fim de se verificar a evolução da incorporação do Nióbio em intervalos de 5, 15 e 30min (método 2).

A partir dos resultados dos testes, verificou-se um aumento contínuo do teor de Nióbio em função do tempo, verificado nas amostras retiradas do banho e uma grande dependência da taxa de incorporação com relação à temperatura do banho. O GRA 3.1 mostra o trabalho apresentado pelos autores, onde se vê essas relações.

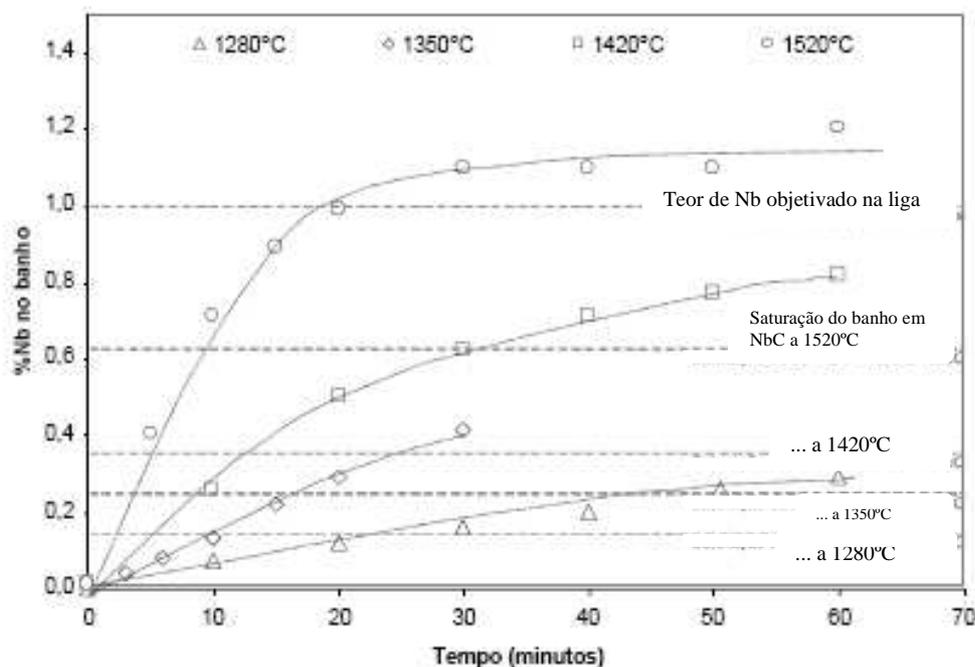


GRÁFICO 3.1 - Variação do teor de Nióbio no banho durante os ensaios de dissolução de Ferro nióbio comercial em ferro

FONTE - Silva (2000)

A partir do GRA 3.1, foi feito um ajuste dos pontos por curvas polinomiais onde se pode calcular a derivada representativa do fenômeno, assumindo para simplificação, que as partículas de ferro nióbio eram esféricas. Dessa forma, os autores obtiveram a EQUAÇÃO (3.5) como representativa da taxa de dissolução do ferro nióbio (para as condições ensaiadas):

$$V = \exp 2,8. 105/ T + 4,5. 104 \quad (3.5)$$

Onde:

V= taxa de dissolução de ferro nióbio em g/cm²

T= temperatura em Kelvin

O GRA 3.2 mostra o efeito da temperatura na taxa de dissolução de ferro nióbio comercial em ferro fundido.

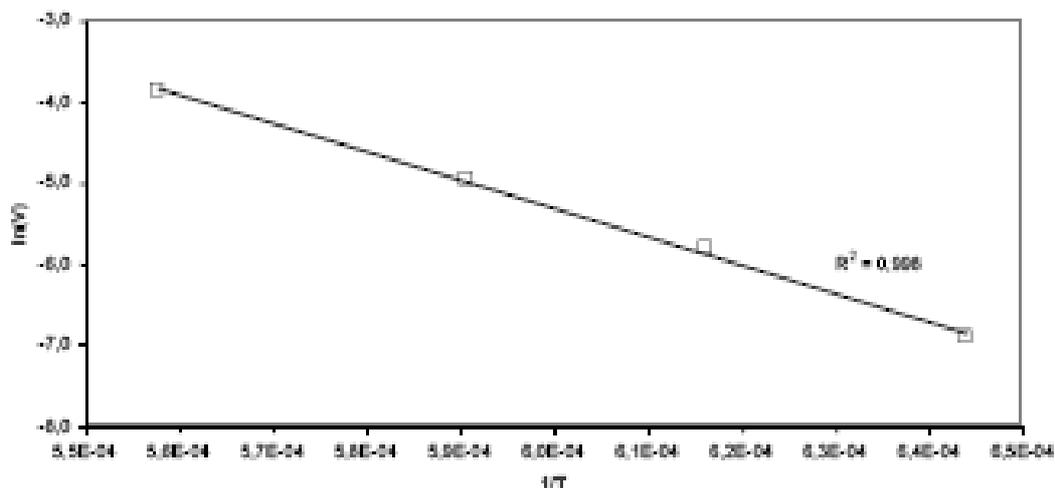


GRÁFICO 3.2 - Efeito da temperatura na taxa de dissolução de ferro-nióbio comercial em ferro fundido.

FONTE - Silva (2000)

A interface de dissolução também foi verificada pelos autores utilizando-se microscopia eletrônica de varredura percebendo-se uma grande semelhança na superfície obtida nos dois métodos utilizados. Silva et al verificaram ainda o efeito da temperatura na rota de dissolução de ferro nióbio nos ferros fundidos, utilizando um programa chamado *Termocalc* e dados termodinâmicos dos materiais. A FIG 3.6 mostra um corte no diagrama Fe-Nb-C com as fases possíveis de serem formadas e as respectivas temperaturas de formação.

- a característica exotérmica da reação de ferro nióbio pode elevar a temperatura da interface de dissolução acima da temperatura do banho;
- com o colapso mecânico da camada carburada são liberados aglomerados de carbonetos de Nióbio no banho, que serão dissolvidos caso os limites de solubilidade de Carbono e Nióbio em relação à precipitação de NbC não sejam ultrapassados;
- quando o colapso mecânico da camada carburada ocorre devido à formação de camada intermediária liquada, os aglomerados liberados no banho tendem a ser compostos por carbonetos mais grosseiros e globulares.

Conclui-se, então, através da análise termodinâmica do sistema e de ensaios realizados, que a dissolução de ferro nióbio em ferros fundidos, segundo o autor, ocorre através de uma carburação superficial do ferro nióbio que provoca a liberação de aglomerados de carbonetos de Nióbio no banho. Como resultado desta carburação o ferro nióbio é convertido em carbonetos de nióbio contidos numa matriz de Ferro. A liberação de aglomerados de carbonetos no banho é causada pela fusão desta matriz de Ferro ou pela formação de uma camada liquada na frente da reação caso a temperatura ali seja superior a do patamar eutético da reação $L \rightleftharpoons Fe + Fe_2Nb$ (1372°C).

Portanto, segundo as considerações feitas pelos autores, quando se deseja atingir teores de Nióbio em ferros fundidos acima do valor de saturação em NbC e ainda assim obter carbonetos dispersos e poligonais, deve-se fazer a adição do ferro liga em temperaturas inferiores a 1350°C e esperar tempo suficiente para que ocorra a dissolução total do ferro nióbio.

Pérez, Gás e Maugis (2007) estudaram a difusão e reação de difusão das ligas Fe-C-Nb em soluções sólidas ferro e carbono e em ferro puro, objetivando verificar as diferenças de dissolução de Nióbio em Ferro puro e Ferro com Carbono. Os autores utilizaram Ferro 99,999% e Nióbio 99,99% e três diferentes teores de Carbono. A incorporação do Nióbio foi por difusão no estado sólido, com aumento de temperatura e submissão das amostras em um forno a vácuo. Verificou-se então que a presença do Carbono diminui a solubilidade do Nióbio no ferro, diminuindo seu coeficiente de difusão, percebendo

ainda uma baixa solubilidade de Nióbio na matriz e a formação de Carbonitreto de Nióbio. A diminuição do coeficiente de difusão foi atribuída pelos autores à forte interação entre vacâncias dos átomos de Carbono e dos átomos da matriz de Ferro alfa para uma interação entre Carbono - Nióbio.

Nylén (2007) avaliou o comportamento de ferros fundidos cinzentos e nodulares com adições de Nióbio. O autor descreve a formação dos NbC e apresenta a microestrutura, que pode ser vista na FIG 3.7.

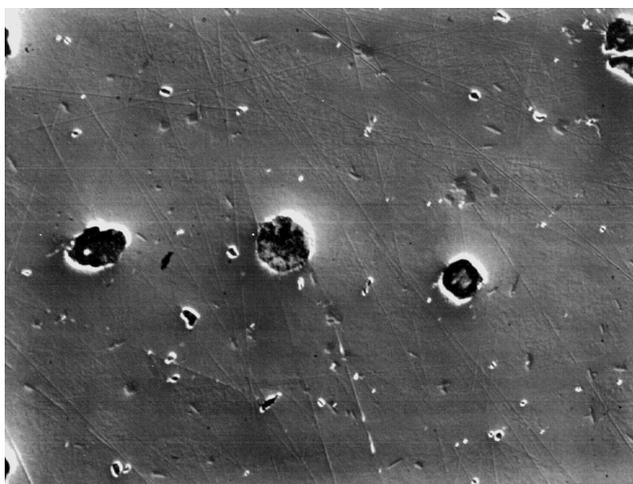


FIGURA 3.7 – Ferro fundido nodular com adições de Nióbio mostrando pequenas partículas de NbC homogeneamente distribuídas na estrutura

FONTE - Nylén (2007)

O autor ainda descreve que uma carga especial e fusão controlada são necessárias para se obter uma boa distribuição dos carbonetos de Nióbio; contudo, essas condições não são descritas no artigo.

Bedolla, Solis e Hernandez (2003) estudaram a adição de Nióbio em ferro fundido nodular média liga. Eles adicionaram de 0 a 0,8% de Nióbio no ferro fundido nodular contendo 3 a 4% de Níquel e verificaram a ação desse elemento na estrutura e na resistência à tração, ductilidade e dureza do material. Assim, constataram a formação de carbonetos poligonais de Nióbio na microestrutura do material, com partículas de dimensão entre 3-4 micrometro, para 0 a 0,4% de Nióbio. Partículas medindo até 10

micrometros foram encontradas em adições de 0,6 a 0,8% de Nióbio. Os autores observaram pequena alteração na quantidade de perlita e ferrita para as adições efetuadas e atribuíram esse resultado à baixa dissolução do Nióbio na austenita. No entanto, Bedolla, Solis e Hernandez afirmam que uma pequena quantidade de Nióbio foi dissolvida (apesar da quantificação de Nióbio por EDS não confirmar essa afirmativa), pois houve um incremento na dureza da perlita com o aumento do teor de Nióbio no ferro fundido. A adição crescente de Nióbio no estudo realizado, não afetou o grau de nodularidade, cujo resultado foi de aproximadamente 90%, e nem o número de esferóides, que ficou entre 130 a 160 esferóides por milímetro quadrado. Em relação às propriedades mecânicas, os pesquisadores observaram um ligeiro incremento de resistência. Os autores colocam a dificuldade de estabelecer a participação de cada fator (como presença de carbonetos de Nióbio, evolução na quantidade de perlita e refino da estrutura), com a melhoria da resistência à tração e escoamento. Já a perda de ductilidade foi atribuída à presença de carboneto na estrutura, atribuída, pelos autores, aos carbonetos de Nióbio contidos na microestrutura (1% para 0,8% de Nióbio).

Para o ferro fundido nodular média liga, foi considerado pelos autores, que as adições de Nióbio não representaram resultados significativos e que melhores incrementos aos obtidos, poderiam ser conseguidos com realização de tratamentos térmicos no material.

Os autores não comentam sobre a interrelação da microestrutura ou das propriedades obtidas devido à presença do Níquel no material estudado, cujo teor é muito significativo e considerado alto para ferros fundidos industriais.

Abdullah et al (2010) avaliaram o efeito de 0,5% de Nióbio (associado a Cobre e Níquel) na microestrutura de um ferro fundido nodular com e sem tratamento de austêmpera. Foram investigadas as propriedades de resistência à tração, resistência ao impacto e dureza. Estudaram ainda a variação na densidade do material e a resistência à corrosão em corpos de prova que sofreram três ciclos diferentes de austêmpera. A variação no ciclo de austêmpera foi no tempo de manutenção no banho de sais que variou de 1h, 2h e 3h.

Em relação aos resultados obtidos nas propriedades mecânicas, os autores relatam que houve um incremento na resistência à tração com a adição de Nióbio (associado a outros elementos químicos) e com a realização do tratamento de austêmpera. No entanto, o aumento do tempo de manutenção de tratamento térmico levou a uma redução da resistência à tração atribuída pelos autores à obtenção de uma microestrutura mais grosseira. Os autores afirmam que a adição de Nióbio, demonstrou um incremento importante na resistência ao impacto do ferro fundido austemperado se comparado com o nodular sem austêmpera.

Outros elementos de liga também provocam esse incremento como relatado por Cheng Hsun et al (2000) que estudaram a adição de Cobalto e Níquel no ferro fundido nodular austemperado, em teores próximos a 4%. No entanto, o aumento do tempo de austêmpera também reduziu os valores obtidos com essa propriedade. Essa redução também foi observada em materiais com adição de 0,3 - 0,5% de Cromo por Prasad e Putadunda (2002).

Abdullah et al relacionaram o aumento da tenacidade ao impacto à quantidade de austenita retida presente na estrutura após o tratamento térmico. O estudo da massa específica demonstrou um resultado variando de 7,0 a 7,3g/cm³, valores considerados dentro dos parâmetros normais do ferro fundido nodular.

A resistência à corrosão avaliada mostrou que a adição de 0,5% de Nióbio ao ferro fundido nodular aumentou a resistência à corrosão, mesmo comparado ao ferro fundido nodular austemperado com Nióbio. Os autores atribuíram o aumento da resistência à corrosão à presença dos carbonetos de Nióbio. No entanto, o ferro fundido austemperado, devido ao filme não homogêneo de óxido formado na estrutura austenítica, apresentou redução na resistência à oxidação.

Adullah et al (2012) avaliaram a resistência ao impacto e a dureza em amostras de ferro fundido nodular (média liga) com 0,5% de Nióbio tratadas termicamente. O tratamento térmico efetuado foi de austêmpera, com diferentes tempos de manutenção: 1 hora; 2 horas e 3 horas. As amostras tratadas com tempo de manutenção de 1 hora tiveram a resistência ao impacto melhorada em relação às amostras de tempo mais longo de

manutenção. Ao contrário, a dureza aumentou proporcionalmente ao tempo de austêmpera.

Os autores mencionados acima também fizeram uma análise de estruturas formadas nas amostras que sofreram os diferentes ciclos e constaram que a matriz mudou de ferrita e perlita para ausferrita. Foi verificado também que quanto maior o tempo de manutenção de austêmpera, a ferrita constante na estrutura se tornava mais grosseira.

Com a alteração microestrutural, a resistência à tração das amostras também modificou. No estudo dos autores Abdullah et al (2012), a amostra que teve o tempo de austêmpera de 1h teve sua resistência aumentada em quase duas vezes. O valor de alongamento também sofreu um incremento para esse tempo de austêmpera. Com esse aumento houve um decréscimo das duas propriedades citadas.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O trabalho experimental foi realizado em quatro etapas: desenvolvimento de metodologia para produção de ferro fundido nodular com Nióbio; produção do ferro fundido nodular e dos ferros fundidos nodulares com teores de Nióbio de 0,2%, 0,4%, 0,6% e 0,8%; definição e realização do tratamento térmico de austêmpera; e caracterização química, mecânica e microestrutural do material produzido. O fluxograma da FIG 4.1 mostra, de forma esquemática, as etapas de desenvolvimento do trabalho.

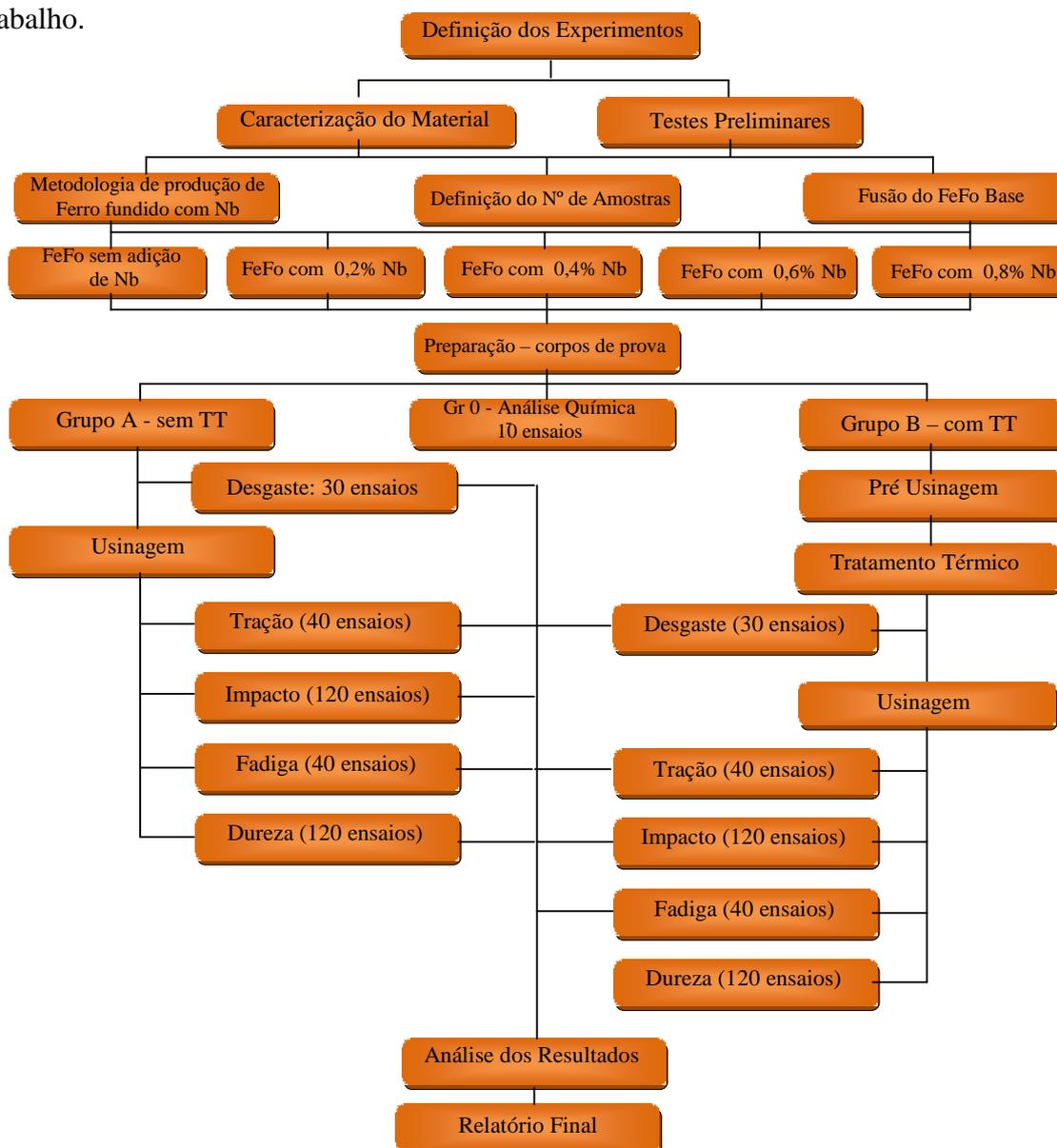


FIGURA 4.1 – Fluxograma contendo as etapas de desenvolvimento do trabalho.

Os teores de Nióbio estudados foram escolhidos de forma a cobrir uma ampla gama de adição, visto que os trabalhos já realizados cobrem apenas alguns teores. Os trabalhos foram realizados, em sua maioria, no SENAI - Centro Tecnológico de Fundição (SENAI/CETEF).

4.1 Materiais

Para a produção dos ferros fundidos foram utilizados gusa, sucata de aço, ferro silício (FeSi) como inoculante, ferro silício magnésio (FeSiMg) como nodulizante, e FeNb (FeNb). Foi feita a adição de ferro manganês (FeMn) para correção do teor almejado desse elemento. Foi utilizado FeNb em três diferentes granulometrias (G1, G2 e G3). Os materiais metálicos foram fornecidos pela Metalúrgica Corradi, com exceção do FeNb, cedido pela Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia (CBMM).

A composição química desses materiais foi determinada por espectrometria ótica. Essa análise foi necessária para a realização do cálculo de carga que permite definir a proporção de cada material que deve ser utilizada para a obtenção de um ferro fundido com composição química previamente estabelecida. A composição química do FeNb foi informada pela CBMM sendo de 65% de Nióbio. A composição dos ferros ligas utilizada encontra-se no QUADRO (4.1).

QUADRO 4.1

Porcentagem de elementos analisados nos ferros liga.

Ferro liga	Silício em %	Magnésio em %	Nióbio em %
Fe Si	57,939	---	---
Fe Si MG	47,055	5,9	---
Fe Nb	---	---	65

Os materiais FeSi, FeSiMg e o FeNb foram também caracterizados em ensaio de granulometria por peneiramento. Para a realização do ensaio foi utilizado um Peneirador Mecânico, marca George Fischer e modelo tipo PSA. O método utilizado para os

ensaios foi, segundo as práticas usuais do laboratório, fazendo-se primeiramente o quarteamento seguido de peneiramento pelo tempo previsto na Instrução de Trabalho.

A TAB. 4.1 mostra os resultados de granulometria obtidos para o ferro silício e o ferro silício magnésio.

TABELA 4.1
Análise granulométrica do ferro silício e ferro silício magnésio utilizado

Abertura das peneiras mm (ABNT)	FeSi (1.600 g)		FeSiMg (2.300 g)	
	Peso Retido (g)	Porcentagem Retida	Peso Retido (g)	Porcentagem Retida
6,300	0,000	0,00	0,000	0,00
4,750	0,000	0,00	9,143	6,48
3,350	0,284	0,28	62,496	44,30
2,800	2,334	2,29	24,906	17,65
2,360	6,336	6,23	28,156	19,96
1,700	16,477	16,20	12,783	9,06
1,180	17,567	17,27	0,786	0,56
1,000	10,590	10,41	0,169	0,12
0,850	5,387	5,30	0,076	0,05
Fundo	42,742	42,02	2,571	1,82
Total	101,717	100	141,086	100

Observa-se, pelos dados descritos na tabela, que a maior parte da porcentagem do FeSi está concentrado abaixo de 1,000mm. No caso do FeSiMg a maior parte foi retida entre as peneiras de 3,350mm, 2,800mm e 2,360mm.

Os ensaios de granulometria realizados para os demais ferros ligas seguiram o mesmo método descrito. Os resultados da análise granulométrica da amostra G1 de FeNb estão descritos na TAB. 4.2. Pode-se observar que a amostra de FeNb G1 apresentou:

- 70,32% das partículas < 0,850mm
- 29,68% de partículas com dimensão $\leq 1,700\text{mm}$ e $\geq 0,850\text{mm}$.

Esses resultados confirmam a granulometria indicada pela CBMM, que informou que o tamanho das partículas eram menores que 2mm.

TABELA 4.2
Análise granulométrica do FeNb – resultados amostra G1.

Abertura das peneiras mm (ABNT)	Peso Retido (g)	Porcentagem Retida (%)
6,300	0,000	0,00
4,750	0,000	0,00
3,350	0,000	0,00
2,800	0,000	0,00
2,360	0,000	0,00
1,700	4,563	3,00
1,180	21,571	14,16
1,000	13,121	8,61
0,850	5,950	3,91
ND	ND	0,00
Fundo	107,117	70,32
Total	152,322	100

As distribuições granulométricas da amostra G2 podem ser vistas nas TAB. 4.3 sendo que a amostra G2 apresentou 59,61% das partículas $\leq 9,5\text{mm}$ e $\geq 2,00\text{mm}$ e 36,97% $< 2,00\text{mm}$.

TABELA 4.3
Análise Granulométrica do FeNb – Resultados amostra G2.

Abertura das peneiras mm (ABNT)	Peso retido (g)	Porcentagem Retida (%)
13,5	0,00	0,00
9,5	40,70	0,84
6,8	366,49	7,59
4,7	525,66	10,88
3,3	257,65	5,33
2,8	830,94	17,20
2,36	575,23	11,91
2,00	384,29	7,96
< 2,00	1848,69	38,28
Total	4829,65	99,99

As distribuições granulométricas da amostra G3 podem ser vistas nas TAB. 4.4.

TABELA 4.4
Análise Granulométrica do FeNb – Resultados amostra G3.

Abertura das Peneiras mm (ABNT)	Abertura das Peneiras mm	Peso retido (g)	Porcentagem Retida
19,1	19,1	0,00	0,00
13,5	13,5	907,35	18,15
12,7	12,7	321,42	6,43
9,5	9,5	2130,20	42,60
6,8	6,8	1085,99	21,72
4,75	4,75	335,24	6,70
< 4,75	< 4,75	200,71	4,01
Total	Total	4980,91	99,61

A amostra G3 apresentou 95,6% das partículas apresentaram dimensão entre $\leq 13,5\text{mm}$ e $\geq 4,75\text{mm}$ e 4,01% $< 4,75\text{mm}$.

Para a fabricação dos moldes na obtenção de amostras, foi utilizada areia silicosa aglomerada com resina furânica. Esse processo de fabricação de moldes é de uso corrente nas indústrias. Os materiais para confecção dos moldes não foram caracterizados porque sua influência seria principalmente na condutividade térmica durante o resfriamento dos corpos de prova, mas como foi utilizado sempre o mesmo tipo de areia e porcentagem de mistura, essa variável provavelmente não influenciou de forma diferenciada os resultados.

4.2 Métodos

O trabalho se deu em quatro etapas: desenvolvimento de metodologia para produção de ferro fundido nodular com Nióbio; produção do ferro fundido nodular e dos ferros fundidos nodulares com teores variados de Nióbio; definição e realização do tratamento térmico de austêmpera; caracterização química, mecânica e microestrutural do material produzido.

4.2.1 Desenvolvimento de metodologia para a incorporação de Nióbio ao ferro fundido

Definiu-se a priori que o ferro fundido ao qual se adicionaria os elementos de liga (ferro fundido base) seria constituído de ferro gusa e sucata de aço de forma a se obter uma composição química típica desse material. Essa composição se deu com base nas recomendações citadas na revisão bibliográfica.

Foram realizados testes visando a incorporação do Nióbio ao ferro fundido base. Essa etapa foi necessária devido à dificuldade de dissolução de FeNb em materiais de alto teor de Carbono, que é o caso do ferro fundido nodular (PÉREZ, GAS, MAUGIS, 2007; Silva, 2000).

Inicialmente foi produzido um ferro fundido nodular segundo o método de nodulização usado correntemente nas fundições de ferro fundido. Nesse método, chamado de *sanduíche*, procura-se retardar o contato do metal líquido com a liga nodulizante. Para

isso, a liga nodulizante é posicionada no fundo da panela de vazamento e é coberta por pequenas chapinhas de aço.

Após o cálculo da quantidade de material a ser usado na carga metálica (visando a obtenção das porcentagens de cada constituinte da liga), as fusões foram realizadas em forno à indução, com capacidade de 120kg. O forno foi inicialmente carregado com a carga metálica (gusa e sucata de aço). Logo que ocorreu a fusão da carga, foram adicionados, no forno, FeSi e FeMn para se fazer ajustes de composição química do ferro fundido base. Quando a temperatura atingiu o valor almejado de 1500°C, temperatura essa dentro da faixa indicada para o tratamento de nodulização (SENAI, 1987), retirou-se uma amostra para a verificação da composição química. Em seguida, o metal foi transferido do forno para as panelas de vazamento, no fundo da qual estava posicionado o ferro silício magnésio, para a realização do tratamento de nodulização necessário para a obtenção do ferro fundido nodular. No momento da transferência do metal do forno para a panela, foi adicionada no jato de metal uma quantidade previamente calculada de FeSi. Esse procedimento, conhecido como tratamento de inoculação, auxilia na nucleação da grafita. Em seguida, após a retirada de amostras para a análise química, foi feito o vazamento do ferro fundido em moldes, visando a obtenção de blocos para retirada de corpos de prova nos ensaios de tração. Esses corpos de prova foram usinados e ensaiados com o objetivo de se avaliar a variação nos resultados de resistência à tração, escoamento e alongamento. Esses dados auxiliariam na determinação do número de réplicas necessárias para um grau de confiabilidade de 90% nos resultados. Os métodos de retirada de amostra e de análises seguiram normas técnicas vigentes.

Para desenvolver a metodologia de adição de Nióbio, foram testaram três diferentes granulometrias de FeNb e diferentes métodos de produção. Para a verificação da efetividade de adição das diferentes granulometrias, foi feita uma fusão de ferro fundido e preparadas três panelas de vazamento. Cada uma delas continha a mesma proporção de FeNb, para um teor almejado de 0,4%, com granulometrias diferentes já mencionadas, quer sejam, G1, G2 e G3.

Para a determinação da quantidade de FeNb a ser utilizada, foi calculada a quantidade em kg em função do tamanho da panela e considerando-se um rendimento de 80% do ferro liga. Esse valor foi estimado com base nos valores utilizados para outros ferros liga, pois não se sabia o rendimento.

O processo de produção do FeNb seguiu, inicialmente, os passos de rotina da produção do ferro fundido nodular. No fundo da panela de vazamento, foram colocados tanto FeSiMg para a realização do tratamento de nodulização, como também o FeNb, para a adição do Nióbio.

As amostras foram identificadas como:

- FE – ferro fundido nodular base
- G1 – ferro fundido nodular - granulometria 1
- G2 – ferro fundido nodular - granulometria 2
- G3 – ferro fundido nodular - granulometria 3

Após as três fusões, constatou-se uma grande quantidade de FeNb não dissolvido no fundo das três panelas. Dessa forma, deduziu-se que a dissolução em panela poderia não ter sido eficiente. Optou-se, então, pelo método de adição do FeNb no forno. Na análise química por espectrometria ótica dos ferros fundidos assim produzidos, verificou-se que a o FeNb de granulometria menor apresentou uma dissolução maior que as demais, indicando ser essa a melhor opção de adição. No entanto, observou-se que houve um ligeiro ganho de incorporação de Nióbio quando se incorporava o nióbio na panela em relação à adição no forno.

Para a adição de Nióbio na panela, seria necessário promover uma agitação de forma a provocar uma maior turbulência, na tentativa de melhorar o rendimento do material na adição e conseqüentemente uma maior incorporação de Nióbio. Mas, essa agitação, considerando a quantidade de metal na panela, em torno de 120kg, poderia conduzir a uma perda de temperatura que poderia impossibilitar o vazamento do metal devido à perda de fluidez. Além disso, o tratamento de nodulização pelo método sanduíche (ou por qualquer outro método) se torna menos eficiente com o passar do tempo e a eficiência da nodulização poderia ser, então, comprometida devido ao tempo necessário

para a agitação. Outro inconveniente do método em panela seria a impossibilidade de verificação por análise química do nível de incorporação do Nióbio, pois essa demanda um tempo de aproximadamente 15min, o que conduziria à solidificação do metal na panela. Dessa forma, mesmo com um menor rendimento, optou-se pela adição no forno.

No terceiro conjunto de testes, manteve-se o tipo e as proporções de carga (gusa e sucata de aço), o mesmo equipamento de fusão, a mesma faixa de composição química final desejada e adição de FeNb no forno. No entanto, adotou-se a temperatura de 1350°C para a adição baseando-se nos dados de Silva (2000) que sugerem uma baixa temperatura para se obter Carbonetos e Carbonitreto de Nióbio homogêneos distribuídos. O Nióbio foi adicionado em partes, sendo o banho no estado líquido submetido a agitação desde o início da adição do FeNb, por meio de uma ferramenta, previamente preparada. Fez-se a previsão de 10min como tempo de espera para a dissolução após a última adição de Nióbio. Esse tempo foi definido com base na experiência do SENAI/CETEF em adições no forno. Também foram retiradas amostras para análise química seguindo normas técnicas vigentes. No entanto, a temperatura sugerida por Silva (2000), não pôde ser utilizada, pois o tempo de dissolução se tornou extremamente longo. Dessa forma, foi necessário aumentar a temperatura do metal líquido para 1500°C, e assim, foi possível a dissolução do FeNb. A quantidade de escória gerada na fusão foi grande e constatou-se que o rendimento da adição foi provavelmente inferior ao inicialmente planejado de 80%.

A FIG 4.2 mostra a situação de formação de escória sobre o forno e a evolução da quantidade da mesma sobre o banho metálico em função do tempo. As fotografias da figura mostram o banho metálico (ferro fundido líquido) no forno a indução na cor laranja e as manchas escuras são o ferro nióbio, adicionado sobre o banho.

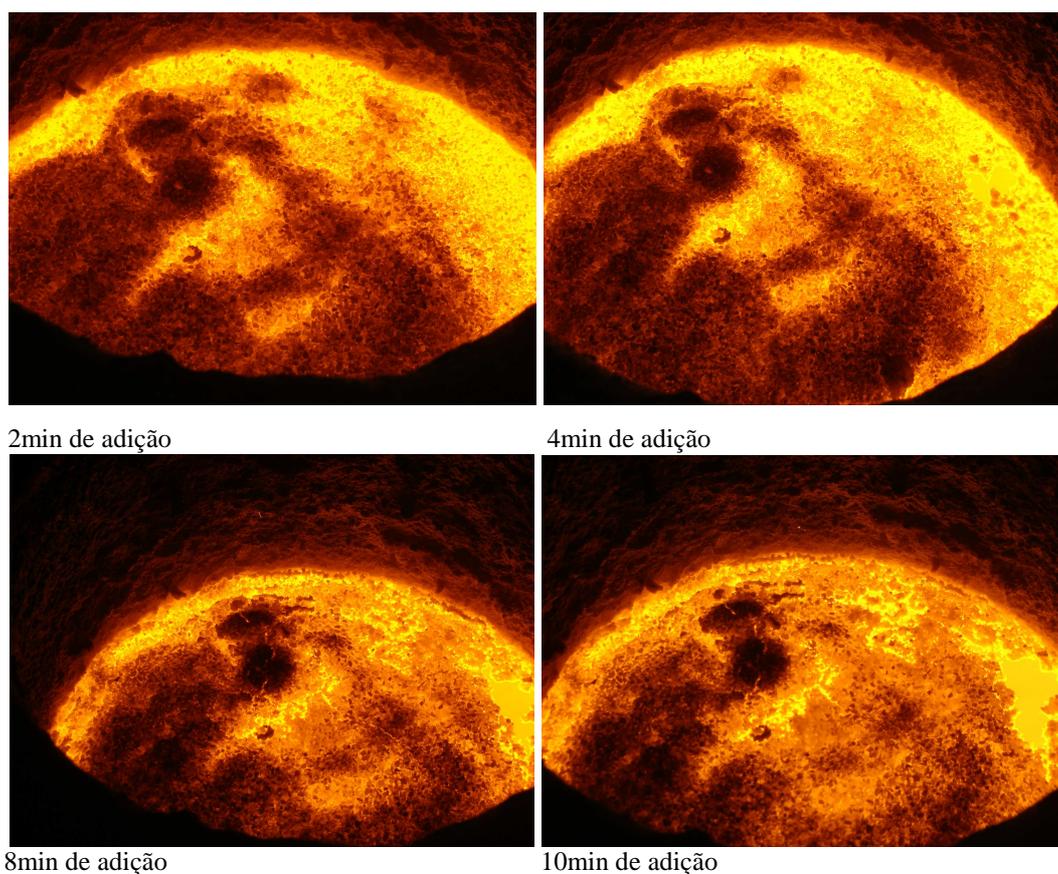


FIGURA 4.2 – Permanência de FeNb não dissolvido (região escura da foto) em cima do banho metálico (região clara da foto).

Verifica-se, ao analisar as figuras, que com o passar do tempo a evolução de dissolução do teor do FeNb quase não é perceptível (as partes escuras quase não se alteram com o passar do tempo). As análises químicas realizadas para monitorar a dissolução evidenciaram que o Nióbio não estava incorporando ao ferro fundido líquido. Sendo assim, houve a necessidade de se aumentar a temperatura para promover a dissolução.

4.2.2 Produção de ferro fundido nodular com Nióbio

Para a produção dos ferros fundidos nodulares com Nióbio fez-se inicialmente a obtenção de 800kg de ferro fundido base, partindo da carga metálica tradicional, que é gusa e sucata de aço. A obtenção desse material foi feita na Metalúrgica Corradi que disponibilizou todo o material necessário. O objetivo dessa preparação de carga em lingotes foi de se ter um material com composição química a mais homogênea possível, visando minimizar a influência dos elementos químicos presentes no ferro fundido, caso

ficassem em teores muito discrepantes em cada fusão. Dessa forma, as adições de Nióbio foram feitas a partir de um mesmo material de base. O gusa e a sucata de aço foram fundidos em forno a indução de alta frequência em cadinho com capacidade de 3.000kg. O ferro fundido obtido foi vazado em lingoteiras, cujos lingotes apresentavam tamanho adequado para utilização nos fornos de indução do SENAI/CETEF, de menor capacidade, onde seriam produzidos os ferros fundidos nodulares para a pesquisa.

As fusões para produção dos nodulares, no SENAI/CETEF, foram feitas em forno elétrico a indução de média frequência, com capacidade do cadinho para 120kg. Para obtenção das ligas a serem estudadas, primeiramente obteve-se o ferro fundido nodular sem adição de Nióbio. Posteriormente, foram realizadas fusões para incorporação de 0,2%, 0,4%, 0,6% e 0,8% de Nióbio com de adição FeNb (65% de Nb) e granulometria menor que 2mm. Todas as fusões seguiram o método previamente desenvolvido de adição de Nióbio no forno com agitação e sobreaquecimento da liga líquida.

Durante o vazamento, foi feita a inoculação com FeSi e em seguida a nodulização com FeSiMg. O tratamento de inoculação foi realizado com utilização de FeSi na proporção usualmente utilizada para inoculação na panela, ou seja, 0,5% da quantidade de metal a ser tratado (SENAI, 1987). No caso da nodulização, a proporção foi determinada a partir de uma fórmula empírica (FONSECA, 2006).

$$Q = \frac{P \times [0,76 (\%S - 0,01) + K + t \times 10^{-3}] \times (T/1450)^2}{(R \times \% Mg) / 100} \quad (4.1)$$

onde:

- Q = quantidade em quilos da liga de Magnésio;
- P = quantidade em quilos do metal líquido a ser tratado;
- %S = teor de Enxofre do metal líquido;
- K= teor residual de Magnésio do metal líquido, fixado na faixa de 0,03 a 0,06%, dependendo de vários fatores como: espessura da peça, quantidade de elementos que dificultem a esferoidização e estrutura da matriz metálica requerida.

- t = tempo em minutos entre o tratamento com Magnésio e o vazamento da última peça;
- R = rendimento do Magnésio em % no tratamento;
- $\%Mg$ = % de Magnésio na liga utilizada;
- T = temperatura do metal líquido, em graus centígrados, no momento do tratamento.

A FIG 4.3(a) mostra o ferro fundido já no estado líquido no forno a indução no momento de medição de temperatura. A medição de temperatura foi realizada com pirômetro de imersão, marca ECIL e calibrado pelo próprio fornecedor.

A incorporação do Nióbio e o controle de toda a composição química do material foram realizados em todas as fusões. Para isso, foram vazadas pastilhas em coquilhas que permitiam a obtenção de material adequado para análise em espectrômetro ótico.

A FIG 4.3(b) mostra o momento de vazamento de uma amostra utilizando uma concha para coletar uma porção de ferro fundido no forno e verter o material na coquilha. Foram retiradas amostras do metal líquido antes e após a adição de FeNb e após os tratamentos de inoculação e nodulização. Após a retirada, as amostras eram resfriadas e preparadas em lixadeiras de forma a serem analisadas em espectrômetro ótico. Dessa forma, foi possível fazer o monitoramento da composição química de cada fusão e controle da incorporação de Nióbio.



(a) Retirada de amostras na fusão



(b) Medição de temperatura no ferro fundido

FIGURA 4.3 – Etapas da fusão.

Além das pastilhas, foram vazadas também amostras para análise apenas do teor de Carbono, que é um elemento que pode apresentar muita variação pela análise por espectrometria óptica (Costa et al, Leonardo e Freitas, 1995). Dessa forma, no controle desse material, utilizou-se o Determinador Automático Simultâneo de Carbono e Enxofre por Combustão Infravermelho, marca Quimitron, modelo QCS 7000 Plus. Para isso, foram vazados pinos coquilhados, que foram triturados e analisados conforme a Instrução Técnica vigente nos laboratórios do SENAI/CETEF.

Estando o ferro fundido líquido com o teor aproximado do desejado de Nióbio, realizaram-se os procedimentos necessários para a transferência do metal do forno para a panela de vazamento. No jato de metal líquido do forno para a panela foi realizada a inoculação, para que a turbulência gerada na transferência do metal auxiliasse na dissolução do FeSiMg. Para isso, o FeSi foi colocado em recipiente (semelhante a um copo) com uma haste que permitia a adição de forma controlada, e não todo o material de uma só vez, o que também auxilia na dissolução do mesmo. Esse procedimento está ilustrado na FIG 4.4 (a).

Como o tratamento de nodulização seria realizado em panela, essa era sempre aquecida com sistema de aquecimento em chama gerada por gás, durante aproximadamente 10min. Esse aquecimento foi necessário para minimizar a perda de temperatura causada pelo contato do metal líquido com a panela. Na panela aquecida foi acondicionado no fundo o FeSiMg. A panela de vazamento utilizada, denominada panela charuto - devido ao seu formato - possui uma tampa para reduzir a perda do vapor de Magnésio formado pela reação de contato entre o metal líquido e o ferro liga. O metal líquido foi vertido do forno, a uma temperatura entre 1480 a 1500°C e escoado por um orifício na tampa da panela. Esse tratamento leva a uma geração de luminosidade e fumos que pode ser visto na FIG 4.6 (b).



FIGURA 4.4 - Tratamentos de inoculação (a) e de nodulização (b).

Após o término do tratamento de nodulização foi feita uma limpeza do metal líquido através de retirada da escória formada. Em seguida, o metal foi vazado nos moldes que já haviam sido previamente fabricados.

Foram produzidos três moldes para cada fusão. Um tipo de molde gerou blocos utilizados para a confecção de corpos de prova e amostras para ensaios mecânicos de tração, alongamento, dureza, impacto e fadiga. Um segundo tipo de molde permitiu a obtenção de corpos de prova para os ensaios de desgaste e o terceiro, de tamanho reduzido, a obtenção dos corpos de prova para metalografia.

Para os ensaios mecânicos foi necessária a obtenção de blocos Y (ASTM A897/05). Da primeira vez, os moldes foram feitos separadamente, sendo um molde para cada bloco Y. No entanto, percebeu-se que a temperatura variava muito entre o primeiro bloco a ser vazado em relação ao último. Alterou-se então a forma de obtenção dos blocos Y, sendo que, no novo método todos eram obtidos em um único vazamento. Dessa forma, dez blocos poderiam ser obtidos de uma só vez, na tentativa de se obter uma estrutura mais homogênea, o que pode ser visto na FIG 4.5.

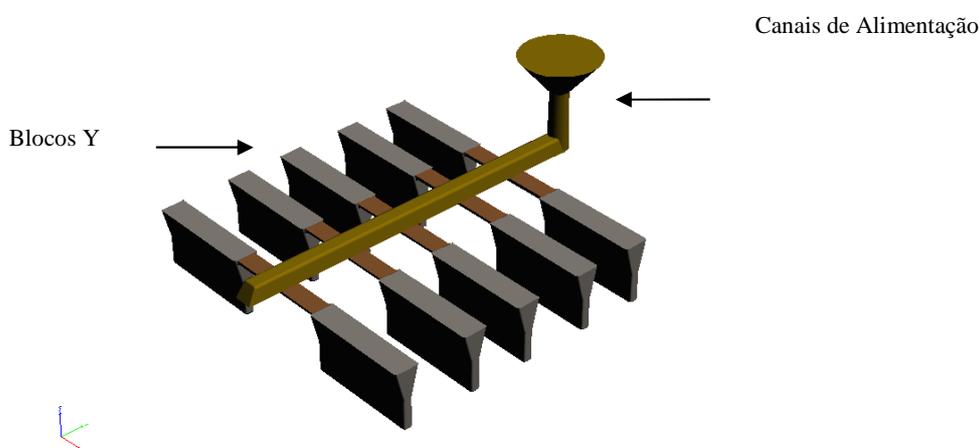


FIGURA 4.5 – Projeto de obtenção dos blocos Y.

Para se constatar essa homogeneidade, foi realizada uma simulação de solidificação utilizando o *software* Magma. Nessa simulação, levantaram-se os dados de taxa de solidificação e a taxa de resfriamento para o conjunto de corpos de prova. Os dados da simulação mostraram que as taxas analisadas foram praticamente as mesmas para todos os blocos Y como está ilustrado na FIG 4.6.

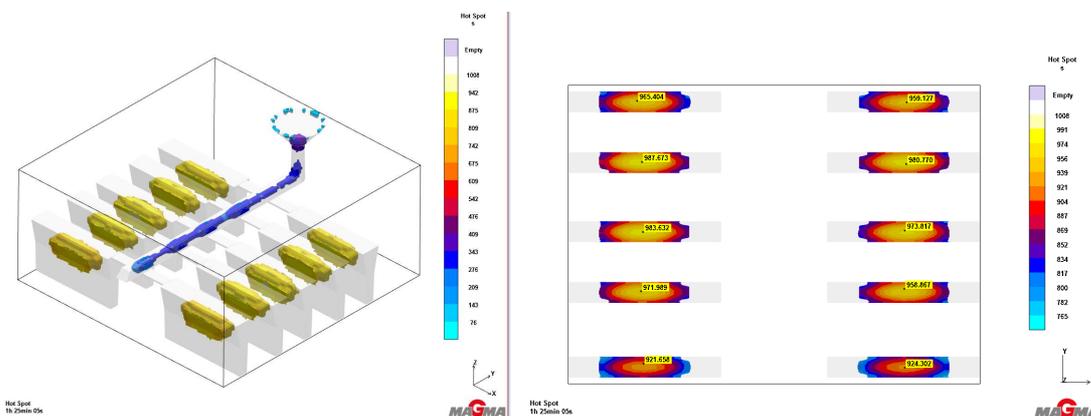


FIGURA 4.6 – Simulação para verificação da homogeneidade de solidificação e resfriamento.

O vazamento conjunto dos blocos possibilitou então a homogeneidade necessária na solidificação e resfriamento dos blocos Y, evitando-se heterogeneidades que poderiam ser causadas por diferenças de temperaturas de vazamento ou mesmo pelo *fading* (perda de efeito do inoculante ou do nodulizante). A FIG 4.7 mostra o molde com várias cavidades onde foram obtidos os blocos Y.

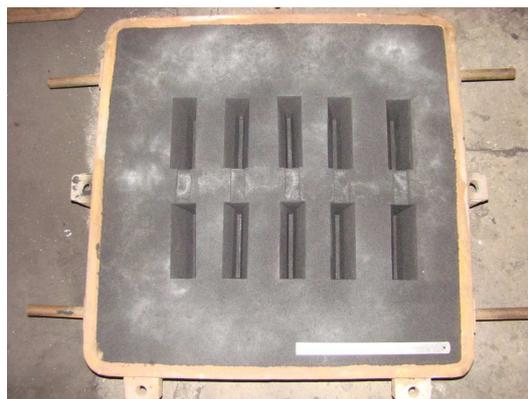


FIGURA 4.7 - Molde de areia (caixa inferior) para obtenção de 10 blocos Y.

O mesmo foi feito no molde para obtenção dos corpos de prova, chamados pinos, que seriam utilizados no teste de desgaste, sendo então, todos eles obtidos nas mesmas condições. A FIG 4.8 (a) mostra o molde para obtenção dos pinos em posição aberta e a FIG 4.8 (b) mostra o molde na posição fechada, com uma abertura para entrada do metal líquido (canal de descida). No caso dessa fotografia, o orifício de entrada de metal líquido encontra-se tampado, para se evitar a entrada de impurezas até o momento do vazamento, quando essa tampa é retirada.



FIGURA 4.8 - (a) Molde aberto mostrando as cavidades dos pinos e (b) molde fechado com a parte superior do molde.

Também foram moldados e vazados pequenos moldes para obtenção do corpo de prova chamados Ômega. Esse corpo de prova, padronizado pela ASTM A842/09, e mostrado

na FIG 4.9 é utilizado para análise da microestrutura do material. O molde para sua obtenção pode ser visto na FIG 4.10.

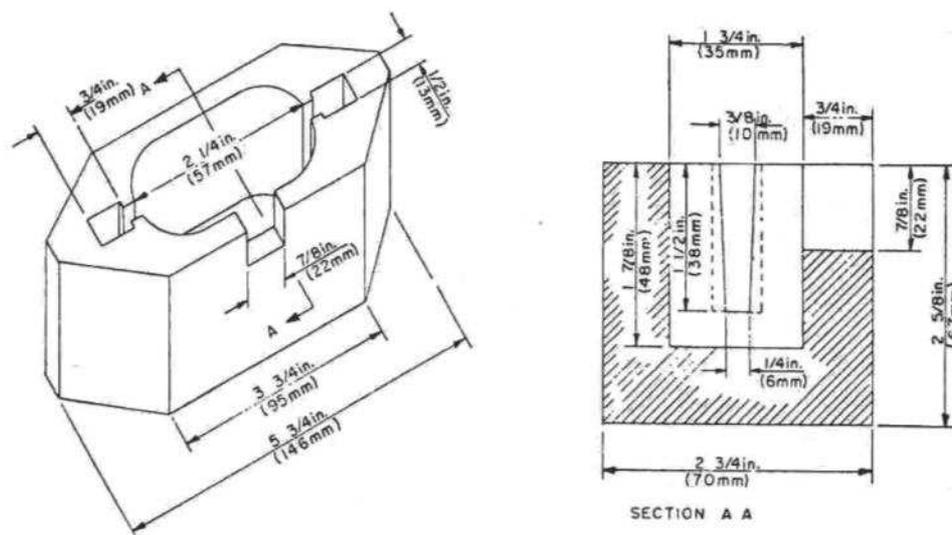


FIGURA 4.9 - Desenho do corpo de prova Ômega segundo a norma ASTM.

Fonte: ASTM A 842- 85 (2009)

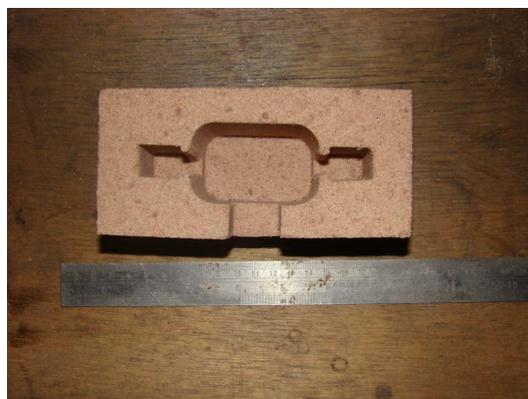


FIGURA 4.10 - Molde em areia para obtenção do corpo de prova Ômega.

Todos os corpos de prova foram vazados à mesma temperatura em todas as fusões realizadas, sendo esse controle realizado com o pirômetro de imersão. A FIG 4.11, mostra, em sequência, o vazamento dos diferentes corpos de prova utilizados.



Vazamento da pastilha de análise química.



Vazamento do corpo de prova ômega.



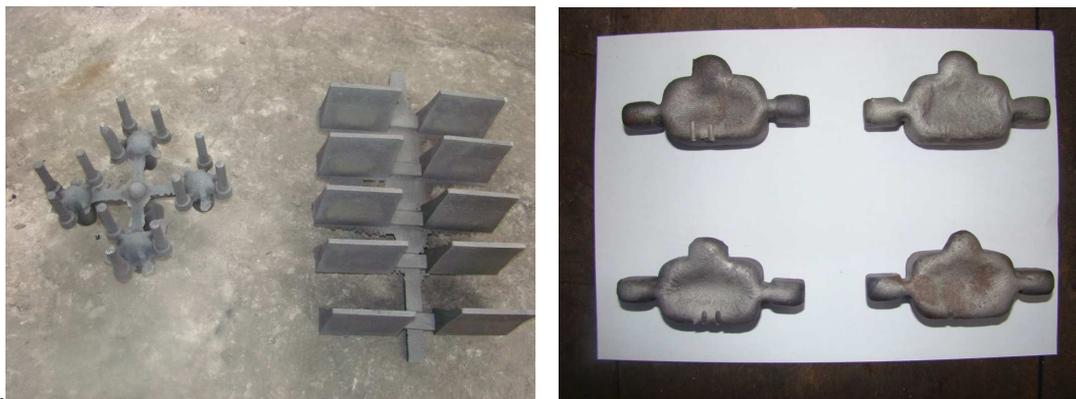
Vazamento dos blocos Y.

FIGURA 4.11 – Vazamento de corpos de prova.

Os corpos de prova vazados em moldes de areia foram desmoldados após doze horas de resfriamento, visando garantir que o tempo do mesmo fosse igual para todos os blocos e pinos de desgaste obtidos e que possibilitasse a desmoldagem de todos os corpos de prova já resfriados até a temperatura ambiente. Esse cuidado foi necessário porque a velocidade de resfriamento é um dos fatores que influencia a microestrutura do material e dessa forma deveria ser a mesma para todas as situações.

Fez-se a desmoldagem com a quebra do molde e separação dos corpos de prova da areia. Depois de desmoldados, os corpos de prova foram limpos no equipamento de jato de granalha, visando retirar toda a areia que ficou grudada na superfície dos mesmos.

A FIG 4.12 mostra os blocos Y e os pinos para o ensaio de desgaste já desmoldados e limpos, mas ainda com os canais de enchimento e ainda os corpos de prova ômega para os ensaios micrográficos.



(a) Pinos para desgaste e blocos Y.

(b) Corpos de prova ômega.

FIGURA 4.12 - Corpos de prova sem resíduos dos moldes.

4.2.3 Tratamento térmico de austêmpera

No tratamento de austêmpera o ferro fundido precisa ser austenitizado, resfriado rapidamente até à temperatura de austêmpera, e mantido nessa temperatura por certo tempo (GUESSER, 2009).

No caso da temperatura de austenitização, Rohrig e Fairhust (1979 citado por Guessser, 2009) fizeram uma indicação da mesma em função da composição química do material, relacionando-a principalmente aos teores de Carbono e Silício. Comparando-se a recomendação apresentada por esses autores com a composição química do ferro fundido do presente estudo, a faixa de temperatura de austenitização indicada é de 850 a 950°C. Tendo-se como base o teor de Carbono almejado, fez-se a seleção da temperatura para austenitização do material de 900°C. Esse valor de temperatura também foi utilizado por outros autores (DIAS, 2006, CARMO e DIAS, 2001).

Com base na revisão bibliográfica realizada o ciclo planejado para essa pesquisa foi:

- aquecimento a 900°C (ao ar);
- manutenção dessa temperatura por 2h;
- resfriamento rápido em forno de banho de sal até uma temperatura de 360°C;
- manutenção dos corpos de prova nessa temperatura por 1,5h;
- resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.

O tratamento térmico foi realizado pela empresa Maxitrate. Os corpos de prova foram aquecidos e mantidos à temperatura determinada de austenitização em forno de resistência elétrica e a austêmpera se deu em forno com banho de sal. Após a manutenção neste banho, os corpos de prova foram limpos com água quente e resfriados até a temperatura ambiente. Após o tratamento, os corpos de prova foram enviados para usinagem final no SENAI/CETEF.

4.2.4 Caracterização química, mecânica e microestrutural

Todos os materiais obtidos na segunda etapa foram submetidos à preparação necessária à realização de cada ensaio. Todas as preparações seguiram normas técnicas vigentes e Instruções Técnicas dos laboratórios do SENAI/CETEF que realizaram os ensaios.

4.2.4.1 Caracterização química

O QUADRO (4.2) apresenta informações sobre os equipamentos utilizados para caracterização química dos ferros fundidos produzidos.

QUADRO 4.2

Equipamentos utilizados nos análises químicas.

Ensaio/teste	Equipamento	Incerteza de medição	Manutenção preventiva e verificação
Composição química	Espectrômetro de Emissão Ótica SPECTROLAB 8485/96	Incerteza de medição determinada para C, Si, Mn, P, S, Cr, Mo, Nb, Ni, Al, Co, Ti	Manutenção preventiva e verificação realizada pelo fornecedor Spectro Sul Americana Comércio Ltda..
Composição química – elementos C e S	Determinador Automático Simultâneo de Carbono e Enxofre por Combustão Infravermelho Quimitron QCS 7000 Plus.	C – 0,0385 % S – 0,0029	Manutenção preventiva e verificação realizadas pelo fornecedor Quimitron Ind. e Com. de Equipamentos Eletrônicos Ltda., anualmente.

4.2.4.2 Confeção dos corpos de prova para ensaios mecânicos

Os corpos de prova para os ensaios de tração e dureza, impacto e fadiga foram retirados do mesmo bloco Y. As dimensões do bloco Y, de acordo com a norma ASTM A 536-84 (reaprovada em 2009). Para a retirada dos corpos de prova foi necessário planejar as seções das quais eles seriam extraídos e os cortes para obtenção de cada seção. As seções deveriam estar dentro da sua área útil, que é a seção de altura igual a 60mm. A região superior deve ser desprezada uma vez que a mesma é propícia à ocorrência de defeitos. Essa região atua como um alimentador (massalote) para a seção útil, evitando-se assim a ocorrência de defeitos devido à contração. A obtenção das seções foi planejada conforme mostra a FIG 4.13.

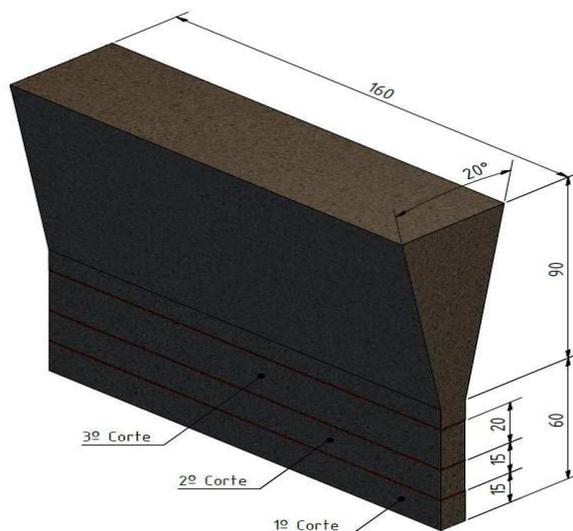


FIGURA 4.13 – Cortes no bloco Y para obtenção dos corpos de prova.

Todos os blocos Y sofreram os mesmos cortes, de forma que os corpos de prova específicos de cada ensaio foram retirados sempre da mesma região. Os dados utilizados para a determinação das seções foram:

- A seção fina do bloco Y representada na parte inferior do desenho da FIG 4.13 mede 10mm de largura e 160mm de comprimento. A altura do bloco é de 150mm. Dessa forma, 60mm da parte inferior foram destinados para os corpos de prova e 90mm de parte superior foi desprezada (por recomendação da norma).

- Uma fatia de aproximadamente 2mm na extremidade fina do bloco Y foi desprezada pela possibilidade de se ter uma microestrutura diferenciada, devido à velocidade de resfriamento (contato com a areia).

Após os cortes, cada seção obtida nos cortes do bloco Y foi encaminhada para usinagem. Na usinagem, as seções adquiriram as dimensões padronizadas para cada corpo de prova segundo as normas técnicas de cada ensaio, mostradas das FIG 4.14 a 4.16. A FIG 4.14 mostra a forma e dimensões do corpo de prova para ensaio de tração segundo ASTM E 8M - 04. A FIG 4.15 mostra a forma e dimensões do mesmo para ensaio de impacto. Os corpos de prova foram usinados com uma seção transversal quadrada de 10mm por 55+- 0,6mm de comprimento e sem entalhe, conforme norma ASTM A327-91 (reaprovada em 2006). A FIG 4.16 mostra forma e dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga, segundo norma ASTM E 466-96 (reaprovada em 2002).

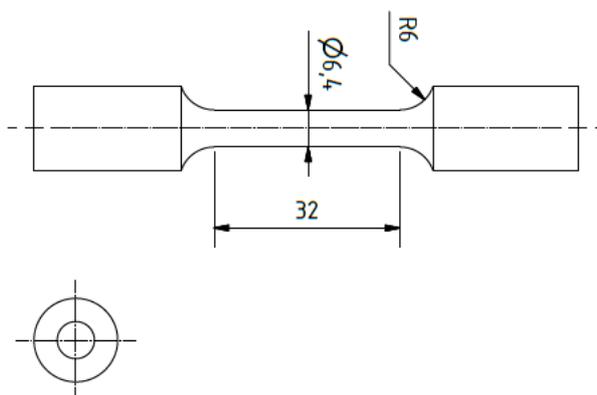


FIGURA 4.14- Corpo de prova para ensaio de tração.
FONTE: ASTM E 8M -04

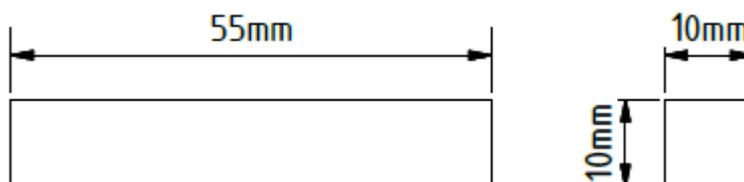


FIGURA 4.15 - Corpo de prova para ensaio de impacto.
FONTE: ASTM A327-91

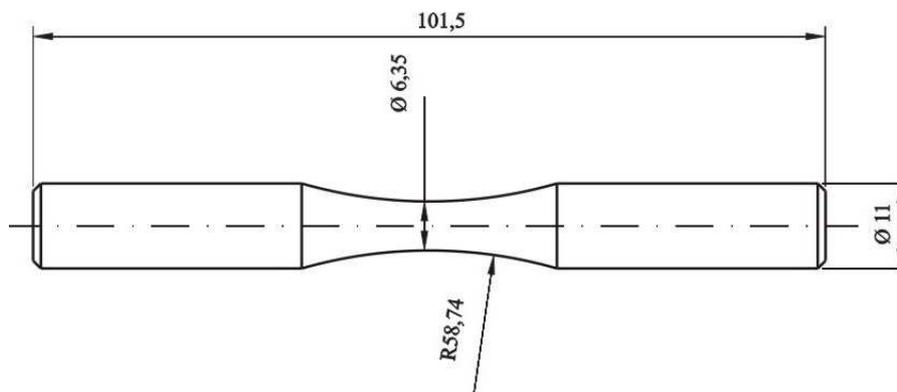


FIGURA 4.16 - Corpo de prova para ensaio de fadiga.
FONTE: ASTM E 466-96

Foi planejada a identificação de cada corpo de prova, levando-se em consideração a região do corte no bloco Y e o bloco correspondente. Foram retirados 80 corpos de prova de tração, 80 corpos de prova de fadiga e 240 corpos de prova de impacto dos blocos Y. Os corpos de prova que seriam enviados para o tratamento térmico receberam apenas uma pré-usinagem. Os destinados para ensaio de desgaste receberam uma usinagem superficial antes de serem submetidos aos ensaios. Esse desbaste foi necessário para retirar irregularidades superficiais que poderiam interferir nos resultados de desgaste. A FIG 4.17 mostra a forma e as dimensões do corpo de prova para esse ensaio.

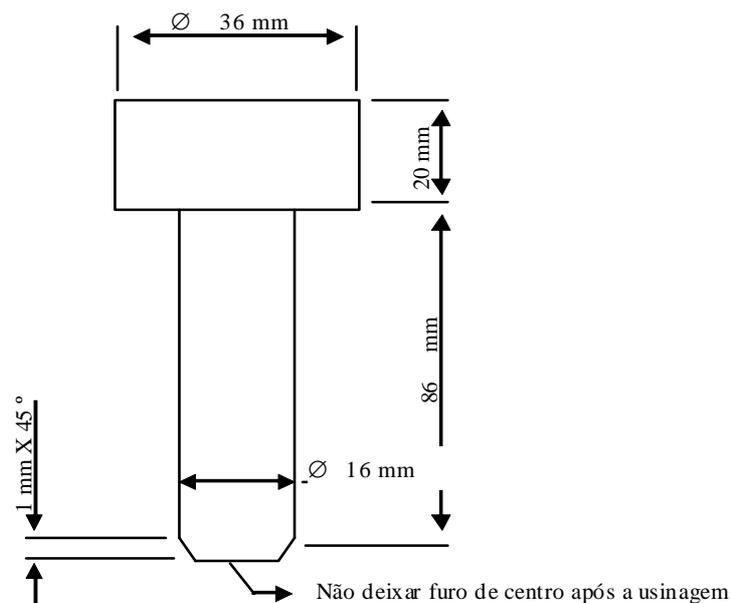


FIGURA 4.17 - Desenho do corpo de prova de desgaste.
FONTE: SENAI/CETEF (2011)

A FIG 4.18 mostra corpo de prova preparado para o ensaio, já com a usinagem superficial.



FIGURA 4.18 - Corpo de prova de desgaste após desbaste.

4.2.4.3 Caracterização mecânica

Os ensaios de tração foram realizados em Máquina Universal de Ensaio Mecânicos, modelo MKU com capacidade de 20.000kgf. Foram realizados oito ensaios por tipo de ferro fundido obtido. O limite de escoamento foi o determinado pelo limite de escoamento convencional a 0,2% de deformação plástica. Os ensaios foram realizados segundo metodologia baseada na norma ABNT/NBR 6892.

Os ensaios de impacto foram realizados à temperatura ambiente em uma máquina de ensaio Charpy com pêndulo de Impacto, capacidade de 300 Joules e modelo PW 30/15. Para cálculo da resistência ao impacto, foram feitos três ensaios e o resultado foi obtido pela média dos três valores para cada resultado. Os ensaios foram realizados em metodologia baseada na norma ASTM E 8M-04. As normas de realização do ensaio de impacto são NBR NM 281-1/2003 / DIN EN 10045-1/1991.

O ensaio de fadiga foi feito segundo metodologia descrita na norma ASTM E 466-96 e feitos por flexão rotativa com aplicação de tensão. Para determinação das tensões a serem aplicadas nos corpos de prova no momento dos ensaios, foi utilizada a equação de Murakami e Endo (1994). Para utilização dessa equação foi necessária a medição da área da maior grafita existente nos corpos de prova, entendendo a grafita como defeito de microestrutura. Para isso, foram realizados ensaios de metalografia nos corpos de

prova rompidos no teste de tração, entendendo-se que a microestrutura era similar aos de fadiga, pois foram retirados dos mesmos blocos Y. A medição da área da grafita foi feita com a utilização do *software Global Lab Image2 2006*, observando-se cinco campos da amostra. Os valores de área de grafita medidos estão descritos no QUADRO (4.3). Os valores de microdureza da matriz também foram medidos e estão apresentados no mesmo quadro.

QUADRO 4.3

Valores de área de grafita na seção de rompimento dos corpos de prova: tração e microdureza da matriz.

Material	Área máxima da grafita (microns ²)	Microdureza (HV)
0% Nb	800	195
0,2% Nb	938	180
0,4% Nb	707	188
0,6% Nb	998	198
0,8% Nb	511	186

Murakami e Endo (1994) desenvolveram duas equações que se aplicam para situações de defeito interno e defeito externo. Foram aplicadas as duas equações, para verificação da diferença dos dados obtidos. Os valores obtidos no cálculo estão descritos no QUADRO (4.4).

QUADRO 4.4

Valores de tensão obtidos nas equações de Murakami para o ensaio de fadiga.

% Nb	Valor de tensão no teste MPa (considerando defeito interno)	Valor de tensão no teste MPa (considerando defeito superficial)	Diferença dos resultados em MPa
0%	230	217	13
0,2%	217	199	18
0,4%	228	209	19
0,6%	228	209	19
0,8%	232	213	10

As diferenças obtidas nos valores das duas equações de no máximo 19MPa, são menores do que a precisão de aplicação de tensão, disponível no equipamento de ensaio

de fadiga. Fez-se a opção de considerar os resultados da equação de defeito interno por apresentarem valores superiores aos obtidos considerando defeito superficial. Para a realização do ensaio fez-se um acréscimo nos valores obtidos de tensão em 30%, visando garantir o rompimento do corpo de prova durante o ensaio.

A FIG 4.19 mostra o equipamento utilizado para os ensaios de fadiga do laboratório do SENAI/CETEF. Esse equipamento foi o mesmo utilizado por Dias, Carmo e Franco em suas pesquisas.



FIGURA 4.19 - Máquina de ensaio de fadiga do SENAI/CETEF.

Os corpos de prova utilizados no ensaio de fadiga foram, após a usinagem, lixados longitudinalmente com lixas de granulometria 600, visando melhorar o acabamento superficial dos mesmos e dessa forma, minimizar possíveis interferências de rugosidades maiores na nucleação de trincas.

O ensaio de fadiga por flexão rotativa consiste em aplicar no corpo de prova em rotação, o esforço de flexão simples. No modelo RBF-200, o momento máximo que pode ser aplicado é de 200lb.in que equivale a 22,60N.m. A rotação é constante e pode variar de 500 a 10000 rotações por minuto. Nesse equipamento o corpo de prova encontra-se engastado numa das extremidades com a outra extremidade livre. Deslocando-se o peso ao longo do braço graduado, pode-se variar o momento fletor aplicado no corpo de prova. Devido à rotação imposta, o ciclo de tensões aplicado é alternado segundo uma onda senoidal. A tensão normal máxima ocorre nas fibras extremas do material. Os

ensaios com amplitude constante e variável realizados a uma frequência de 100Hz é o limite máximo para que a velocidade não interfira nos resultados dos ensaios de fadiga (DIAS, 2006).

Os ensaios foram iniciados sem carga e à medida que o equipamento alcançava a rotação desejada deslocava-se o peso para a posição correspondente ao momento calculado. Nos testes, o corpo de prova foi ensaiado até a falha do material que ocorria com separação total ou parcial do corpo de prova. O limite de tensão de 10.000.000 ciclos foi utilizado tendo em vista que após esse limite o material é considerado como fadiga infinita (ASTM E 466-96). Para os ensaios de fadiga nos corpos de prova austemperados utilizou-se a fórmula de Murakami e Endo (1994), adaptada por Carmo et al (2004).

Para utilização da equação também foi necessário medir o diâmetro da grafita (maiores esferóides) e a microdureza da matriz. Os dados obtidos estão no QUADRO (4.5).

QUADRO 4.5

Valores de área de grafita medidos na seção de rompimento dos corpos-de-prova austemperados de tração e microdureza da matriz.

% de Nióbio	Área máxima da grafita (microns ²)	Microdureza (HV)
0%	880	195
0,2%	938	180
0,4%	707	188
0,6%	998	198
0,8%	511	186

Com esses dados, foi possível determinar a tensão a ser utilizada no ensaio de fadiga para os corpos de prova austemperados cujos valores estão no QUADRO (4.6).

QUADRO 4.6

Dados de tensão para a realização do ensaio de fadiga nos corpos de prova austemperados.

% Nb	Valor de tensão para o teste em MPa (considerando defeito superficial)
0%	422,80
0,2%	404,06
0,4%	416,25
0,6%	462,98
0,8%	432,81

Os ensaios de dureza foram realizados em Durômetro semi-automático Brinell, modelo 3000D. A metodologia dos ensaios foi baseada na norma NBR ISO 6506-1

Os dados dos equipamentos utilizados para os ensaios de tração, impacto, fadiga e dureza estão apresentados no QUADRO (4.7).

QUADRO 4.7

Dados do equipamento de realização dos ensaios de tração, impacto, fadiga e dureza.

Ensaio	Equipamento	Incerteza de medição	Calibração
Tração	Máquina Universal de ensaios, capacidade de 20t	Calculada para os ensaios de resistência à tração, escoamento, alongamento. Ensaio acreditado pelo INMETRO/NBR ISO/IEC 17025.	Calibrado anualmente por fornecedor pertencente à parte da RBC/INMETRO.
Impacto	Máquina de ensaio Charpy com Pêndulo de Impacto de capacidade de 300 Joules - modelo PW 30/15	Calculada para o ensaio de impacto. Ensaio acreditado pelo INMETRO/NBR ISO/IEC 17025	Calibrado anualmente por fornecedor pertencente à parte da RBC/INMETRO.
Fadiga	Máquina para ensaio de fadiga por flexão rotativa – RBF-200	Para esse equipamento não há levantamento de incerteza de medição já estabelecido.	Não há um sistema de calibração já estabelecido.

Dureza	Durômetro Brinell semi automático (Heckert) 3000D, carga de 187,5kgf esfera de 2,5mm	Ensaio acreditado pelo INMETRO/NBR ISO/IEC 17025	Calibrado anualmente por fornecedor pertencente à parte RBC/INMETRO.
--------	--	--	--

No caso do desgaste, o ensaio foi feito em equipamento de corpo de prova de pino rotativo localizado no laboratório de fundição do SENAI/CETEF. O desgaste foi avaliado pela perda de massa dos corpos de prova. O ensaio de desgaste por pino rotativo não é regido por norma técnica. O SENAI/CETEF desenvolveu um equipamento e uma metodologia de teste para verificação de desempenho de materiais metálicos sujeitos ao desgaste.

O material utilizado para promover o desgaste é colocado dentro da cuba do equipamento e o ensaio é realizado segundo o procedimento padrão descrito a seguir:

- Pesar 20kg de material abrasivo e colocar na cuba da máquina de desgaste. Ao despejar o material, acomodar o abrasivo na cuba de modo que fique uma superfície plana e homogênea.
- Repetir a identificação do corpo de prova em várias posições, pois pode ocorrer perda de algumas marcações durante o ensaio (por desgaste da região).
- Limpar o corpo de prova e pesar separadamente na balança digital de precisão (balança marca Gehaka, calibrada anualmente por fornecedor externo).
- Anotar o peso inicial de cada corpo de prova na planilha de acompanhamento do ensaio.
- Fixar os corpos de prova na placa por meio de dispositivo utilizando a chapa de aço e parafuso. A fixação é uma etapa crítica e deve-se assegurar que os corpos de prova não sofram deslocamento durante o ensaio.
- Posicionar cuidadosamente a placa na cuba, acionar a máquina e marcar o tempo com um cronômetro.
- Após 15 minutos de ensaio, desligar a máquina, aguardar a parada total e fazer a medição da temperatura do corpo de prova e do abrasivo com pirômetro a laser.

Usar máscara facial e óculos de segurança para proteger da poeira gerada ao abrir a máquina.

- Antes de desparafusar os corpos de prova, limpá-los com uma escova, marcar uma referência entre a cabeça do corpo de prova e a placa de fixação. Essa marcação permitirá que o mesmo retorne ao ensaio na mesma posição.
- Desparafusar os corpos de prova da placa e lavá-los em água corrente, usando escova e bucha para retirar os resíduos do abrasivo.
- Após a limpeza, secar os corpos de prova com um pano.
- Pesar separadamente cada corpo de prova na balança digital e anotar o peso na planilha correspondente aos 15 minutos de ensaio.
- Limpar com uma escova o local para fixação dos corpos de prova na máquina e fixá-los em seus respectivos lugares orientando-se pela marcação e riscos. Não mexer no abrasivo moído, deixá-lo do mesmo jeito que ficou após o tempo de ensaio anterior.
- Repetir os passos acima para os tempos de 30, 45 e 60 minutos.
- Após o ensaio, retirar todo o abrasivo moído e limpar com escova a máquina.
- Acondicionar o material moído em um recipiente.

O material de desgaste utilizado foi uma amostra de granito britado (pedrisco) que era o material disponível no laboratório e que já havia sido também utilizado em pesquisas anteriores. O equipamento utilizado pode ser visualizado na FIG 4.20 e a FIG 4.21 mostra um corpo de prova sendo posicionado para a realização do ensaio.



FIGURA 4.20 - Equipamento para avaliação da resistência ao desgaste.



FIGURA 4.21 - Corpo de prova de desgaste posicionado no equipamento.

O equipamento possui uma placa para fixação dos corpos de prova, possibilitando o ensaio de duas amostras por vez.

4.4.2.4 Caracterização microestrutural

Com os corpos de prova especialmente moldados para esse fim, foi feita a caracterização da microestrutura por microscopia ótica e eletrônica. A preparação das amostras foi realizada por corte, lixamento seguido de polimento e ataque com Nital 2%. As análises por microscopia ótica foram realizadas em um microscópio Versamet – 2 Union. As análises por microscopia eletrônica foram feitas em um microscópio eletrônico de varredura de alto vácuo, modelo Jeol acoplado a um sistema de microanálise química por dispersão de energia – EDS com ampliação até 300000X modelo JSM-6510LV. Na análise quantitativa utilizou-se os *softwares AnalySIS/2009 e Global Lab Image 2/2006*. A análise microestrutural foi feita nos corpos de prova de tração, sendo uma análise para cada tipo de ferro fundido obtido sem e com tratamento térmico. O QUADRO (4.8) resume os dados dos equipamentos utilizados.

QUADRO 4.8

Dados dos equipamentos utilizados na análise microestrutural.

Ensaio/teste	Equipamento	Incerteza de medição	Calibração
Microestrutura ótica	Microscópio ótico (UNION– Versamet)	Análise acreditada pelo INMETRO/NBR ISO/IEC 7025	Calibrado a cada dois anos por fornecedor pertencente à RBC/INMETRO.
Microestrutura eletrônica	Microscópio Eletrônico de Varredura e Sistema de Microanálise EDS	Não há cálculo no LAMAT de incerteza de medição para análises de MEV/EDS	Calibrado anualmente pelo fornecedor Fugiwara Enterprises Instrumentos Científicos
Software para análise quantitativa	AnalySIS / 2009 e Global Lab Image 2 / 2006	Incerteza para análises de micrografia em FE (Acreditada pelo INMETRO/NBR ISO/IEC 17025)	Realizada validação dos softwares antes da utilização.
Microdureza	Microdurômetro	Não há cálculo no LAMAT de para análises de microdureza	Calibração por fornecedor externo a cada dois anos.

As análises foram realizadas seguindo metodologias baseadas nas normas ASTM A247, ASTM E7 e ASTM E407.

4.2.4.5 Planejamento geral dos experimentos

Foi feita uma divisão dos experimentos por grupo de ensaios. Essa divisão se mostrou melhor do que a divisão por tipo de ferro fundido obtido em função do teor de Nióbio inicialmente planejado, tendo em vista o tempo que deveria ser dedicado à usinagem e ao tratamento térmico (que foi realizado em outra Unidade da Federação). Dessa forma, dividiu-se o trabalho em dois grandes grupos sendo:

- Grupo A: ferro fundido sem tratamento térmico
- Grupo B: ferro fundido com tratamento térmico.

Esses dois grupos se subdividiram em outros três grupos:

- Grupo 0: Análises químicas (comum aos dois materiais).

- Grupo AI: Ensaio micrográficos para o ferro fundido nodular com Nióbio.
- Grupo AII: Ensaio de desgaste para o ferro fundido nodular com Nióbio.
- Grupo AIII: Ensaio de resistência à tração para o ferro fundido nodular com Nióbio.
- Grupo AIV: Ensaio de dureza para o ferro fundido nodular com Nióbio.
- Grupo AV: Ensaio de impacto e ensaio de fadiga para o ferro fundido nodular com Nióbio.
- Grupo AVI: Ensaio de fadiga para o ferro fundido nodular com Nióbio.
- Grupo BI: Ensaio micrográficos para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.
- Grupo BII: Ensaio de desgaste para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.
- Grupo BIII: Ensaio de resistência à tração para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.
- Grupo BIV: Ensaio de dureza para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.
- Grupo BV: Ensaio de impacto e ensaio de fadiga para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.
- Grupo BVI: Ensaio de fadiga para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.

Assim, foi possível iniciar os ensaios com os corpos de prova do Grupo 0 e dos Grupos A I e A II, enquanto o restante dos corpos de prova do Grupo A eram usinados. Quando os corpos de prova do Grupo B retornaram do tratamento térmico, um novo ciclo de usinagem e ensaios foi realizado.

Para determinar o tamanho da amostra para ao ensaio de tração foram vazados corpos de prova na primeira etapa desse trabalho. Os resultados foram utilizados para essa determinação, objetivando-se uma maior confiabilidade (90%) dos resultados da pesquisa. Segundo Oliveira e Grácio (2005) um aumento no tamanho amostral conduzirá a um aumento na precisão das estimativas populacionais, mas o custo da amostragem também aumentará e, de modo geral, existe um limite de gasto disponível

para esse levantamento. Assim, quanto maior o tamanho da amostra, maior o gasto de recursos financeiros e quanto menor a amostra, maior a probabilidade de se obter um estimador com precisão insuficiente. Desse modo, o ajuste da tríade "tamanho amostral - precisão - custo" é bastante influenciável por qualquer alteração ou exigência em um de seus componentes e, para que se possa encontrar o equilíbrio mais razoável entre esses indicadores, é necessário conhecer como se comportam suas relações. Não se pode evitar a ocorrência do erro amostral, porém, pode-se limitar seu valor através da escolha de uma amostra de tamanho adequado.

Uma forma de se calcular o tamanho da amostra é expressa na EQUAÇÃO (4.2):

$$n = [Z_{\alpha/2} \cdot s / E]^2 \quad (4.2)$$

Sendo:

n = Número de indivíduos na amostra

$Z_{\alpha/2}$ = Valor crítico que corresponde ao grau de confiança desejado.

s = Desvio-padrão populacional da variável estudada

E = Margem de erro ou erro máximo da estimativa

Os valores de confiança mais utilizados e os valores de Z correspondentes podem ser encontrados no QUADRO (4.9):

QUADRO 4.9

Valores críticos associados ao grau de confiança na amostra.

Valores críticos associados ao grau de confiança na amostra		
Grau	V	Z
90%	0	1
95%	0	1
99%	0	2

Os ensaios de resistência à tração realizados na etapa preliminar deste trabalho apresentaram os resultados mostrados no QUADRO (4.10).

QUADRO 4.10

Resultados dos ensaios de resistência à tração realizados na primeira etapa.

Ferro fundido sem Nióbio				Ferro fundido com Nióbio			
Amostra	Rtração (MPa)	Re (MPa)	Alongamento (%)	Amostra	Rtração(MPa)	Re (MPa)	Alongamento (%)
14020	518,9	351,2	15,0	14048	528,8	357,1	18,4
14023	558,2	384,6	11,2	14051	565,1	387,5	11,1
14026	509,1	358,1	20,8	14054	532,7	360,0	16,3
14029	544,5	375,7	13,2	14057	570,0	387,5	12,0
14033	510,1	357,1	8,9	14060	532,7	365,9	14,5
14036	573,9	383,6	11,2	14064	564,1	371,8	10,1
14039	517,0	363,0	15,7	14067	518,9	349,2	17,6
14042	552,3	382,6	10,7	14070	549,4	367,9	11,1
Máximo	573,9	384,6	20,8	Máximo	570,0	387,5	18,4
Mínimo	509,1	351,2	8,9	Mínimo	518,9	349,2	10,1
Média	535,5	369,5	13,3	Média	545,2	368,4	13,9
Amplitude	64,8	33,4	11,9	Amplitude	51,1	38,3	8,3
Desvio	24,8	13,6	3,8	Desvio padrão	19,5	13,7	3,2
				Variações	9,7	1,1	0,55

Atribuindo-se valores:

- Grau de Confiança: 90%
- Valor Crítico: 0,10
- $Z_{\alpha/2}$: 1,645

E, a partir dos dados do QUADRO (4.9), tem-se:

- Grau de confiança de 90% tem-se $Z_{\alpha/2} = 1,645$
- $S = 19,5$ (maior valor para o ensaio de tração).

Admitindo-se um erro amostral de 10 (em valores de resultados variando em torno de 500MPa) e aplicando-se esses valores na EQUAÇÃO (4.2), tem-se um resultado de

10,28 amostras. Esse deverá, então, ser o número de corpos de prova a serem utilizados para a determinação da resistência à tração na pesquisa.

Outra forma de se analisar os dados obtidos estatisticamente é através do cálculo do Coeficiente de Variação - CV. O CV é dado pela EQUAÇÃO (4.3):

$$CV = \text{desvio padrão}/\text{média} \times 100 \quad (4.3)$$

Calculando-se, a partir dessa equação, o coeficiente de variação (CV) para cada elemento ensaiado tem-se os seguintes resultados:

CV dos valores de resistência à tração ferro fundido sem Nióbio:

$$CV = 24,6/535,5 \times 100 = 4,49\%$$

CV dos valores de resistência à tração ferro fundido nodular com Nióbio:

$$CV = 19,5/545,2 \times 100 = 3,57\%$$

Um Coeficiente de variação abaixo de 15% é aceitável e, portanto, os resultados de CV confirmam o número de corpos de prova determinado.

Sendo assim, foram planejados inicialmente a obtenção de 10 blocos Y para cada tipo de ferro fundido a ser produzido e a quantidade dos outros corpos de prova para os demais ensaios seriam consequências dessa quantidade.

A quantidade de ferro fundido para cada fusão foi determinada tendo como parâmetro a obtenção de:

- 10 blocos Y;
- 10 corpos de prova de desgaste;
- 02 corpos de prova ômega;
- 03 pastilhas de análise química;
- Pinos coquilhados para análise do C.

Considerando o peso de cada item, a quantidade total por fusão foi acima da capacidade do cadinho do forno do SENAI/CETEF, que é de 120kg. O número de blocos teve de ser então reduzido, diminuindo automaticamente o tamanho da amostra para o ensaio de

tração, que passou a ser de 8 réplicas. Se fossem feitas duas fusões para atender ao número calculado, o erro de composição química poderia ser maior que o ganho de se trabalhar com 10 réplicas.

Foi realizado também o Planejamento de Experimentos considerando as variáveis do trabalho, sendo:

- A realização do tratamento térmico de austêmpera (variável A – sim ou não);
- O teor de Nióbio variando de 0%, 0,2%, 0,4%, 0,6% e 0,8% (variável B);
- Número de réplicas de cada ensaio.

Exemplos de número de réplicas por ensaio e o planejamento de ensaios estão descritos no APÊNDICE B.

5 APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Nesse capítulo são descritos inicialmente os resultados obtidos no que se refere à incorporação de Nióbio ao ferro fundido nodular. Em seguida, são apresentadas isoladamente e de forma comparada, as caracterizações química, mecânica e microestrutural do ferro fundido nodular com e sem adições de Nióbio, e com e sem tratamento térmico.

5.1. Incorporação de Nióbio

Para o desenvolvimento da metodologia de produção de ferro fundido nodular com Nióbio, foram realizados testes de adição do ferro nióbio (FeNb). Testou-se inicialmente três granulometrias que foram colocadas em três painéis de vazamento diferentes, onde foi vertido o ferro fundido no estado líquido. Foi definido um teor alvo de Nióbio de 0,4%. Os resultados obtidos estão descritos no QUADRO (5.1)

QUADRO 5.1

Nível de incorporação de Nióbio com diferentes granulometrias de FeNb

Teor de Nb incorporado Granulometria: G1 < 0,2 mm	Teor de Nb incorporado Granulometria G2 de 2 a 12 mm	Teor de Nb incorporado Granulometria G3 de 5 a 15 mm
0,17	0,05	0,006

A análise do teor de Nióbio presente nos ferros fundidos indicou que a granulometria do FeNb afeta seu grau de dissolução. Como foi adicionado a mesma proporção de FeNb no fundo de cada panela, verifica-se que a maior dissolução do Nióbio ocorreu com a menor granulometria (2mm). Isto era de se esperar, uma vez que o material apresenta maior área específica e conseqüentemente maior reatividade (AGUILAR, 2007).

Para o teste 2 optou-se pela verificação do nível de dissolução do FeNb no forno e pela utilização de ferro nióbio de granulometria <2mm. O QUADRO (5.2) mostra os resultados obtidos pela análise química por espectrometria ótica do teor de Nióbio, antes e depois da adição desse elemento no ferro fundido.

QUADRO 5.2

Teores de Nióbio analisados no ferro fundido antes e após a adição de Nióbio

Nióbio	Antes da adição	Depois da adição
	0,0050	0,1229

O teor de Nióbio após a adição ficou bem abaixo do calculado (0,4%) e adicionado através do ferro liga. Isso já era esperado, pois se observou que o ferro liga adicionado permanecia sobre o metal líquido no forno mostrando dificuldade de dissolução.

Comparando os resultados obtidos na adição em panela com a adição no forno a incorporação de Nióbio na panela foi melhor que no forno. No entanto, para as duas situações o valor de Nióbio incorporado foi, ainda, bastante inferior ao teor alvo, mostrando um baixo rendimento do ferro liga adicionado em função da dificuldade de incorporação.

Para o terceiro conjunto de testes, manteve-se o tipo e as proporções de carga (gusa e sucata de aço), o mesmo equipamento de fusão e a mesma faixa de composição química final desejada. A adição de FeNb foi planejada para o forno, com a temperatura aumentada para 1500°C. O aumento da temperatura objetivava melhorar a dissolução do FeNb (Silva, 2000). No entanto, mesmo com a temperatura mais elevada foi necessário realizar uma agitação do ferro liga sobre o banho metálico, visando melhorar a dissolução por geração de turbulência.

Durante a fusão, o grau de incorporação foi sendo monitorado por espectrometria ótica. Como se observava que com o novo método o Nióbio estava incorporando, foram realizadas progressivas adições, onde se verificava pelos resultados de análise química, que os teores crescentes eram incorporados. A quantidade de escória gerada na fusão foi grande e constatou-se, por cálculos, que o rendimento da adição foi de aproximadamente 50%.

Com a metodologia definida foi possível produzir os ferros fundidos nodulares com os valores de adição de Nióbio planejados que estão caracterizados a seguir.

5.2 Caracterização do ferro fundido nodular com e sem adição de Nióbio

5.2.1 Caracterização química e micrográfica

Os resultados de composição química, obtidos por infravermelho (caso do Carbono) e espectrometria ótica (demais elementos), dos ferros fundidos nodulares elaborados com e sem adição de Nióbio (ferro base) são apresentados, de forma resumida, no QUADRO (5.3). Todos os elementos analisados, e seus respectivos teores podem ser vistos no Anexo A.

QUADRO 5.3

Composição química dos diferentes ferros fundidos produzidos com e sem adição de Nióbio.

C %	Si%	Mn%	P%	S%	Mg%	Nb%	Fe%
3,74	2,67	0,23	0,096	0,013	0,038	0,001	restante
3,39	2,76	0,24	0,101	0,016	0,040	0,230	restante
3,63	2,64	0,25	0,092	0,009	0,039	0,471	restante
3,64	2,62	0,23	0,089	0,009	0,037	0,671	restante
3,32	2,57	0,23	0,085	0,008	0,034	0,852	restante

Lembrando que no cálculo da carga, estabeleceu-se que os teores de Nióbio a serem incorporados seriam de 0,2%, 0,4%, 0,6% e 0,8%, observa-se que os teores obtidos se aproximaram dos almejados, mesmo com as dificuldades encontradas na incorporação desse elemento. Os teores de Carbono, ainda que partindo de um mesmo ferro fundido base, apresentaram alterações e os teores de Silício obtidos foram muito próximos. Pode-se determinar o Carbono Equivalente - CE - (atuação conjunta de Carbono e do Silício no ferro fundido) pela EQUAÇÃO (5.1) para uma análise conjunta dos teores obtidos em cada ferro fundido:

$$CE = \%C + \%Si/3 + \%P/3 \quad (5.1)$$

Fazendo-se o cálculo do CE de cada um dos ferros fundidos do QUADRO (5.3) tem-se uma faixa de 4,17 a 4,63%. Os valores obtidos mostram uma variação da situação de solidificação para condição hipoeutética à hipereutética. Variações semelhantes foram vistas no trabalho de Abdullah et al (2010) onde o autor sugere que esse fato não influenciou os resultados obtidos na sua pesquisa. Para constatar a constância da forma de solidificação foram realizadas simulações de computador para previsão da microestrutura, utilizando-se o programa Magmasoft e em nenhum caso se observou a presença de fases primárias, como grafita e austenita. Com a simulação, foi possível supor que as variações de CE não estavam afetando de forma importante as microestruturas obtidas. Os teores de Manganês foram praticamente os mesmos e todos ficaram abaixo de 0,3%, como recomendado pela literatura para não haver o comprometimento nas transformações desejadas no tratamento térmico (CARMO e DIAS, 2010). No caso do Fósforo e Enxofre, a pequena variação dos valores obtidos se encontra dentro de uma faixa considerada normal. O mesmo se observa para o caso do Magnésio. Os elementos residuais também foram verificados (Anexo A) e se encontram dentro dos limites aceitos (Lussoli, 2003). O restante da liga é constituído por Ferro. Portanto, esses dados indicam que os ferros fundidos obtidos na prática diferem, quanto à composição, praticamente em função do Nióbio. A FIG 5.1 mostra a microestrutura do ferro fundido nodular base, ou seja, sem a adição de Nióbio. Observa-se a presença de microconstituintes típicos de ferros fundidos com a composição similar: grafita, perlita e ferrita. Também foi observada a presença de precipitados muito finos e de difícil visualização, que apresentam morfologia típica de carbonetos (GUESSER, 2009).

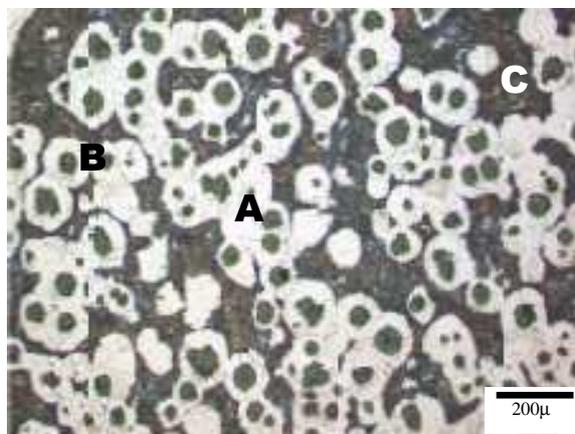


FIGURA 5.1 – Microestrutura do ferro fundido nodular sem adição de Nióbio (microscopia ótica após polimento e ataque com Nital 2%). (A = Ferrita, B = Grafita, C= Perlita).

Os resultados da análise quantitativa, feita por avaliação comparativa, indicaram a presença de aproximadamente 40% de perlita e 60% de ferrita na matriz metálica da amostra da FIG 5.1. Foram observados carbonetos muito finos precipitados na matriz, provavelmente carbonetos de ferro. A análise quantitativa também indicou na amostra um grau de nodulização (ou esferoidização) de $91 \pm 0,46\%$, e um número de esferóides de $412 \pm 1,38$ esferóides/mm². Considerando-se os dados da literatura, esses resultados mostram que o material obtido sem Nióbio é um típico ferro fundido nodular (GUESSER, 2009).

A FIG 5.2 mostra um resultado de microestrutura típico para amostras do ferro fundido nodular com Nióbio, obtido no microscópio eletrônico de varredura com auxílio de EDS. Os pontos marcados na figura indicam os pontos de avaliação de composição química que foram realizadas por EDS.

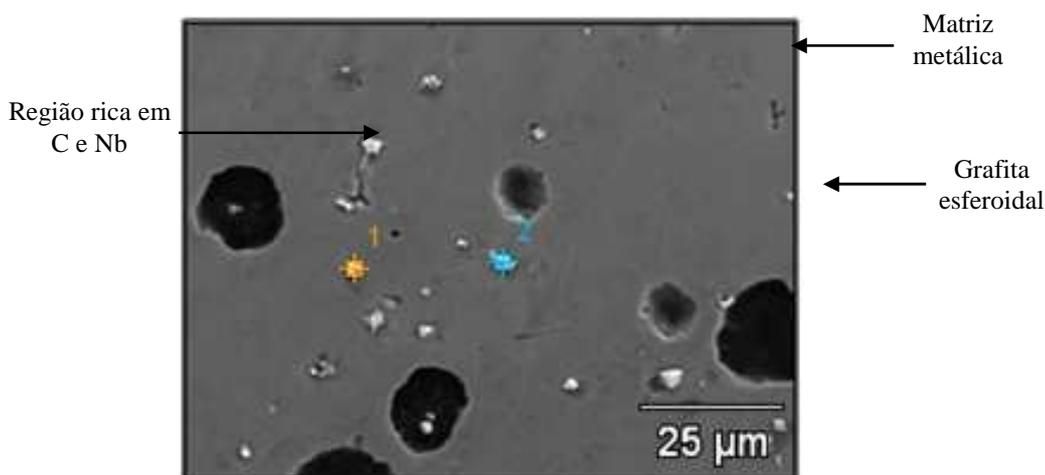


FIGURA 5.2 – Microestrutura típica de ferro fundido nodular com Nióbio (Microscopia eletrônica e análise por EDS nos pontos 1 e 2, após polimento).

A FIG 5.3 mostra os pontos destacados na FIG 5.2 em aumentos maiores objetivando uma melhor visualização dos precipitados.

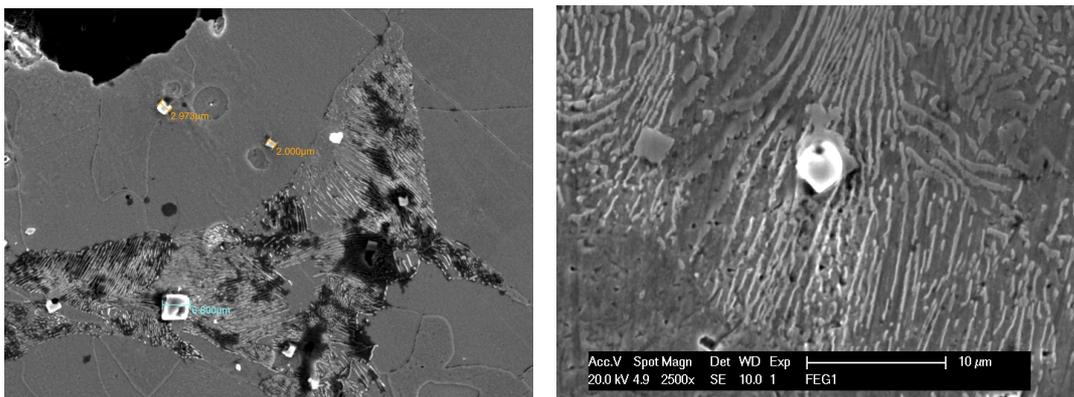


FIGURA 5.3 – Microestrutura típica de ferro fundido nodular com Nióbio apresentando os precipitados (Microscopia eletrônica após polimento).

Observa-se nas amostras a presença da grafita, da matriz metálica e dos precipitados. Pela análise de EDS, não se constatou a presença de Nióbio nas matrizes. Esse fato pode ser atribuído à baixa solubilidade de Nióbio na matriz metálica, como relatado por Nylén (2007) e Bedolla, Solis e Hernandez (2003). Observou-se em alguns poucos a presença de precipitados pobres em Nióbio. Também foram identificados pontos ricos em Carbono e Nióbio, contendo ainda Ferro, Boro, Oxigênio, Titânio e elementos residuais como Silício, Alumínio e Fósforo. As composições químicas analisadas podem ser vistas no ANEXO B. A presença desses elementos, com exceção do Boro, pode ser atribuída à presença dos mesmos na carga metálica, gusa e sucata de aço, bem como nos ferros liga utilizados (FeSi e FeSiMg). Entretanto, Boro não é usual em ferros fundidos. Sendo assim, foi feita análise do FeNb a partir de EDS, na tentativa de verificar a presença desse elemento. A FIG 5.4 mostra grãos de FeNb analisados e o resultado obtido, de forma gráfica.

Apesar de a análise ter sido feita de forma qualitativa e não quantitativa, verificou-se a presença do Boro, Ferro e Nióbio nesse material (além de outros elementos). Dessa forma, o responsável pela presença do Boro nos precipitados seria o FeNb.

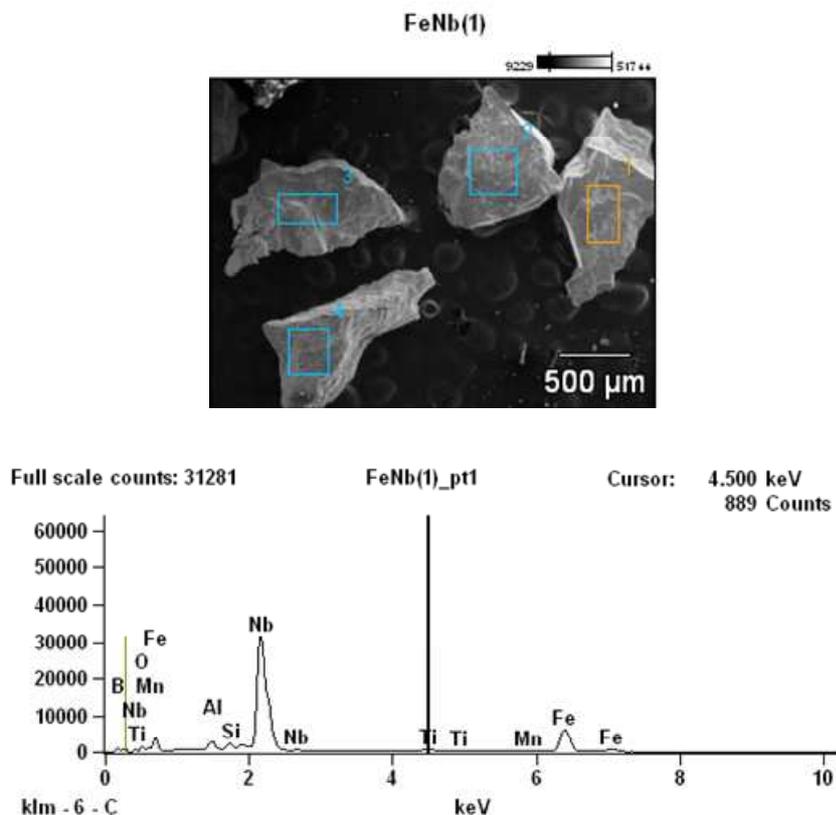
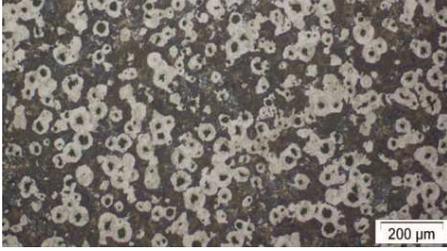
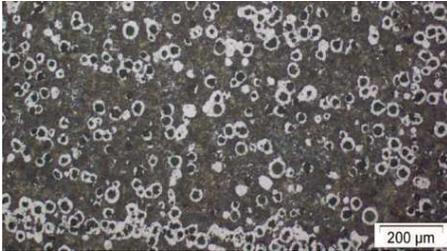


FIGURA 5.4 - Fotografia mostrando partículas de FeNb e elementos presentes analisados por EDS.

As formas trapezoidais e retangulares observadas para os precipitados ricos em Nióbio e Carbono são similares às descritas na literatura (BEDOLA, SOLIS e HERNANDEZ, 2003; ABDULLAH et al 2012; VATAVUK, 2003; ABDULLAH et al, 2010). Nos estudos de Bedolla, Solis e Hernandez (2003), em ferros nodulares com Nióbio e teores de Níquel acima de 4%, ensaios de raios X confirmaram a presença de Carbonetos e Carbonitretos de Nióbio para todas as adições de Nióbio realizadas, quando foram obtidos por volta de 1% de carbonetos, percentual similar aos obtidos nessa pesquisa. Abdullah et al (2012) adicionou 0,254% de Nióbio em um ferro fundido com Cobre e Níquel e identificou, também por difração de raio X, a presença de carbonetos de Nióbio. A caracterização dos ferros fundidos com diferentes teores de Nióbio, por microscopia ótica, quanto às fases e constituintes, é apresentada no QUADRO (5.4).

QUADRO 5.4

Caracterização das fases e constituintes dos ferros fundidos nodulares com diferentes adições de Nióbio
(microscopia ótica e análise quantitativa).

Ferro Fundido Nodular com 0,23% de Nióbio	Grau de Esferoidização (%)	80	
	Número de Esferóides/mm ²	278	
	Perlita (%)	56	
	Ferrita (%)	44	
	Precipitados/Carbonetos (%)	< 1	
Ferro Fundido Nodular com 0,47% de Nióbio	Grau de Esferoidização (%)	85 a 90	
	Número de Esferóides/mm ²	170	
	Perlita (%)	75	
	Ferrita (%)	25	
	Precipitados/Carbonetos (%)	< 1	
Ferro Fundido Nodular com 0,67% de Nióbio	Grau de Esferoidização (%)	85 a 90	
	Número de Esferóides/mm ²	150	
	Perlita (%)	85	
	Ferrita (%)	15	
	Precipitados/Carbonetos (%)	<2	
Ferro fundido Nodular com 0,85% de Nióbio	Grau de Esferoidização (%)	85 a90	
	Número de Esferóides/mm ²	160	
	Perlita (%)	88	
	Ferrita (%)	12	
	Precipitados/Carbonetos (%)	<2	

Nesse quadro apresenta-se a caracterização da grafita em relação ao tipo, forma e tamanho. O grau de nodulização e o número de esferóides por mm² foram medidos com a mesma precisão das medidas citadas para o ferro fundido sem Nióbio. A análise da matriz e sua quantificação foram feitas por análise comparativa.

Os dados mostram que a adição de Nióbio não comprometeu a obtenção de ferro fundido nodular, pois observa-se a presença de grafita esferoidal e de matriz ferrito-

perlítica nas amostras analisadas, independente do teor desse elemento. Também foi observada a presença de carbonetos de difícil resolução, de forma similar ao visualizado para o ferro fundido sem Nióbio. No entanto, pelos dados do QUADRO (5.4), observa-se que o número de esferóides e o grau de nodulização variaram com o teor de Nióbio, conforme representado no GRA 5.1.

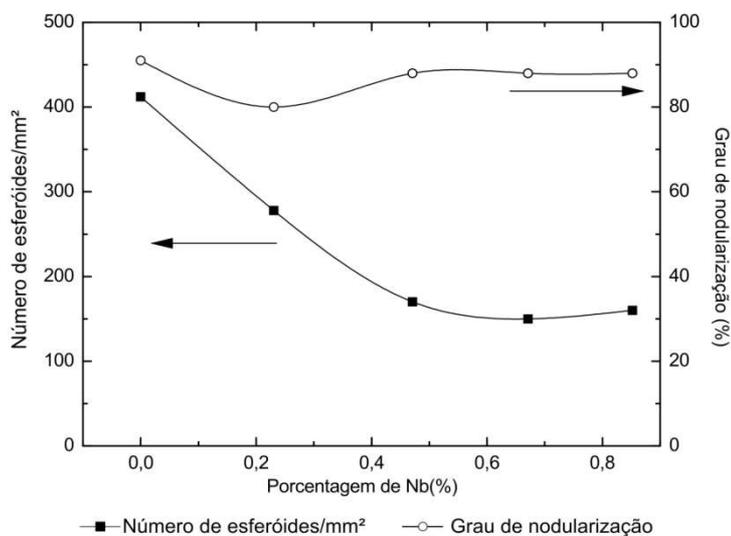


GRÁFICO 5.1- Variação do número de esferóides e do grau de nodulização com o aumento do teor de Nióbio no ferro fundido nodular

Os dados mostram que ocorre uma queda no número de esferóides nos ferros com Nióbios se comparados aos valores para o ferro fundido nodular sem esse elemento. No entanto, deve-se levar em consideração que as diferenças de Carbono equivalentes observadas podem ter afetado esses resultados. Esse fato pode ter causado uma redução da taxa de nucleação do banho. Essa redução poderia estar associada ao fato de que parte do Carbono foi utilizada para a formação dos Carbonetos de Nióbio, ou para a formação de perlita, visto que há um aumento de porcentagem desse constituinte, mas os teores de Carbono utilizados para esse fim seriam muito pequenos (menor que 0,1%). Esses resultados diferem dos obtidos por Bedolla, Solis e Hernandez (2003) que identificou um número de esferóides constantes para as adições de Nióbio realizadas. Mas os valores encontrados pelo autor para os ferros fundidos nodulares com adição de Nióbio (130 a 160 esferóides/mm²) estão muito próximos aos encontrados nesse estudo. Já o grau de nodulização foi aproximadamente constante, apresentando um valor

mínimo de 80% para o ferro fundido com 0,23% de Nióbio. Bedolla, Solis e Hernandez (2003) encontraram um grau de nodulização de 90%. No entanto, esses fatores estão também muito associados à eficiência dos tratamentos de inoculação e de nodularização (FRÁS e GÓRNY, 2007).

Em um ferro fundido nodular de composição usual, quanto maior o grau de nodulização, maior o limite de resistência e o alongamento, sendo o este mais sensível a essa variação (SILVA E SANTOS, 2005). Considerando-se que a formação de esferóides está associada à formação de ferrita em detrimento da perlita, quanto menor o número de esferóides/mm², menor o alongamento (GUESSER, 2009). Desconsiderando o efeito das fases ricas em Nióbio, poderia se esperar que os maiores teores deste elemento promovessem um aumento da resistência e diminuição da ductilidade. No entanto, é necessário considerar que o aumento desse elemento está associado a um maior teor de perlita e a precipitação de uma fase rica em Nióbio.

O GRA 5.2 mostra os dados do QUADRO (5.4) quanto à variação da fração de volume de perlita, ferrita e carbonetos em função do teor de Nióbio nos ferros fundidos obtidos.

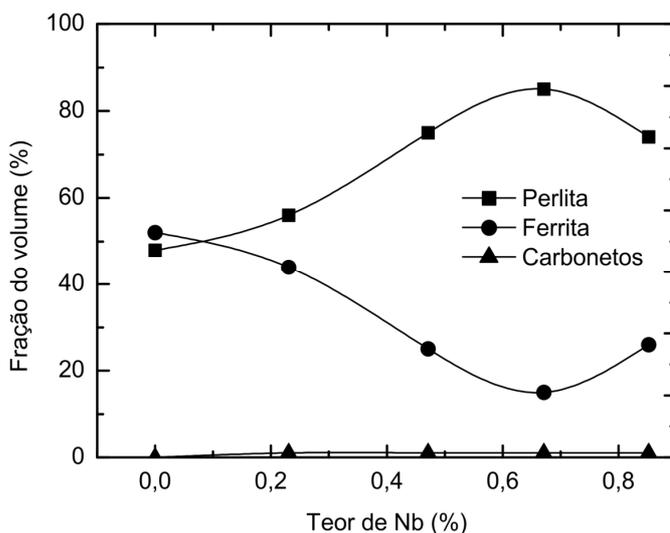


GRÁFICO 5.2 - Variação da fração de volume de perlita, ferrita e carbonetos no ferro fundido em função do teor de Nióbio.

Considerando-se a imprecisão das medidas (método comparativo), pode-se concluir que com o aumento de Nióbio ocorre um aumento da perlita. A fração de volume da ferrita

variou de forma inversa à proporção de perlita. Como, pela análise de EDS, não se constatou a presença de Nióbio nas matrizes e esse fato pode ser atribuído à baixa solubilidade de Nióbio na matriz metálica, acredita-se que uma pequena quantidade de Nióbio pode estar presente na matriz, interferindo na cinética da reação eutetóide e promovendo a formação de uma quantidade maior de perlita (Bedolla, Solis e Hernandez, 2003).

Por outro lado, o teor de precipitados variou menos de 1% para o ferro fundido sem Nióbio para valores de aproximadamente 2% quando se tem a presença de Nióbio. Para confirmar esses valores de porcentagem de carbonetos, foram feitas medições da proporção dos precipitados/carbonetos em vários campos das amostras utilizando diferentes métodos de quantificação.

Os resultados mostram que a distribuição dos precipitados/carbonetos/carbonitretos não ficou homogênea, pois os dados variavam em função dos campos e métodos de medição utilizados. A distribuição heterogênea dos precipitados/carbonetos pode ser atribuída à questão da temperatura que foi utilizada na dissolução do ferro nióbio, acima da recomendada pela literatura quando se deseja uma distribuição homogênea dos carbonetos (SILVA, 2000).

5.2.2 Caracterização mecânica

Os valores das medições foram avaliados estatisticamente pelo programa Minitab e não apresentaram um nível grande de dispersão. Os dados foram também avaliados através de Testes de Contraste (MONTGOMERY e RUNGER, 2012).

As TAB. 5.1, 5.2 e 5.3 mostram, respectivamente, os resultados de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento obtidos em ensaios de tração dos ferros fundidos com adições de Nióbio. Exemplos de curvas de tensão x deformação estão no ANEXO C.

TABELA 5.1

Resultados obtidos de resistência à tração.

Resistência à Tração (kgf/mm ²)				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
50,2	56,4	58,1	56,4	56,7
50,1	54,4	59,4	58,9	58,6
49,8	54,7	60,5	59,5	60,6
49,5	55,9	60,7	61,6	60,1
50,3	55,8	60,1	58,3	52,7
48,7	55,6	60,5	60,2	61,0
47,2	51,8	60,8	61,0	61,9
47,8	56,0	59,9	60,7	60,9

TABELA 5.2

Resultados obtidos de limite de escoamento.

Limite de Escoamento (kgf/mm ²)				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
35,5	39,4	36,6	38,9	35,1
34,8	40,0	37,6	40,0	45,1
35,2	38,6	41,1	40,7	41,8
34,4	40,9	42,4	41,0	42,8
35,0	39,7	41,5	40,4	43,4
38,3	40,0	40,0	41,3	42,3
36,4	38,7	41,5	44,2	43,8
36,7	39,9	40,4	38,9	42,5

TABELA 5.3

Resultados obtidos de alongamento.

Alongamento (%)				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
17,4	16,6	17,0	15,2	6,2
20,1	19,1	15,9	14,1	5,7
19,0	17,2	15,7	15,6	8,3
19,8	20,3	12,8	15,9	8,5
18,5	15,6	11,2	10,7	3,0
9,8	17,7	14,1	12,2	13,5
10,5	16,9	13,1	13,0	11,5
8,4	18,0	13,8	15,7	12,7

Estes dados também estão também apresentados no GRA 5.3.

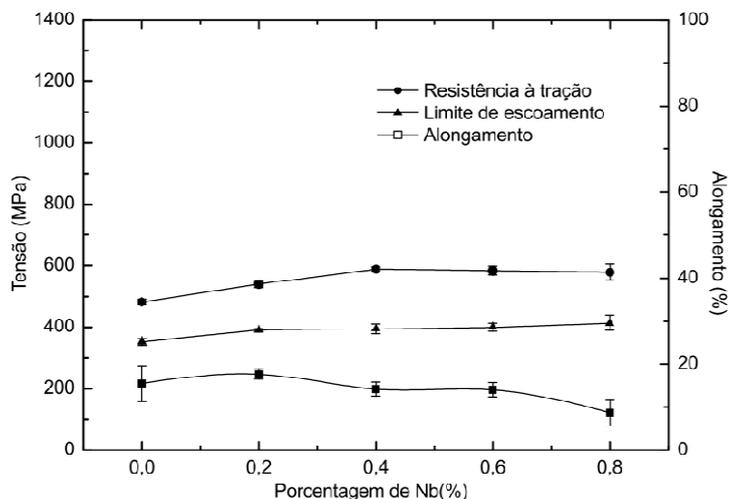


GRÁFICO 5.3 - Resistência à tração, limite de escoamento e alongamento no ferro fundido nodular com diferentes teores de Nióbio.

Os resultados mostram que a resistência à tração, o alongamento e limite de escoamento do ferro nodular são influenciadas pelo teor de Nióbio. Observa-se que sua adição aumenta o limite de escoamento e a resistência à tração do ferro fundido nodular. De modo geral, quanto maior o teor de Nióbio maior é o limite de escoamento e o limite de resistência. No estudo de Abdullah et al (2010) o autor também constatou um aumento da resistência à tração para a adição de 0,5% de Nióbio associado ao Níquel e Cobre. O alongamento é mais sensível à presença de Nióbio que os limites de escoamento e resistência e apresenta tendência inversa de variação; de modo geral, o alongamento do material tende a diminuir com o aumento do teor de Nióbio. Entretanto, nota-se que o ferro fundido com 0,23% desse elemento apresenta alongamento superior ao obtido para o ferro fundido sem adição de Nióbio. Esse fato pode estar associado ao maior grau de nodulização presente nesse material (80% para o ferro fundido sem Nióbio e 85-90% para o ferro fundido com 0,23% de Nióbio), como também ao maior número de esferóides. O maior número de esferóides pode ser atribuído ao menor tempo de manutenção no grau de sobreaquecimento para o ferro fundido sem Nióbio. Esse efeito de aumento de alongamento para o ferro fundido nodular em função do aumento do número de esferóides foi também constatado por Silva e Santos (2005). Essa tendência

também foi observada por Bedolla, Solis e Hernandez (2003). Frás, Górnny (2007) também encontraram esse mesmo comportamento, mas os teores de Nióbio adicionados por esses autores foram muito inferiores (de 0,003 à 0,038%) aos utilizados nesse estudo. É de se esperar que a presença de fases duras aumente o limite de escoamento e resistência e diminua o alongamento ao atuarem como obstáculos à passagem das deslocamentos (REED HILL, 2008). Da mesma forma, quanto maior o teor dessas fases, maiores seriam essas variações. Neste trabalho, tais tendências são observadas, só que associadas a pequenas variações no teor da fase dura. Além disso, maiores teores de perlita em um ferro fundido ferrito - perlítico deveria conduzir a um aumento de dureza, por ser esse constituinte mais duro que a ferrita, em função da presença da cementita na sua constituição. Essa tendência se mantém com a presença de Nióbio. Associa-se, ainda, o fato de que maiores teores de Nióbio estão associados a menor número de esferóides o que corrobora para o aumento dos limites de escoamento, resistência e diminuição do alongamento.

O GRA 5.4 mostra os valores de dureza Brinell obtidos para os ferros fundidos nodulares com e sem Nióbio. Os valores das medições não apresentaram um nível grande de dispersão quando analisados estatisticamente pelo programa Minitab.

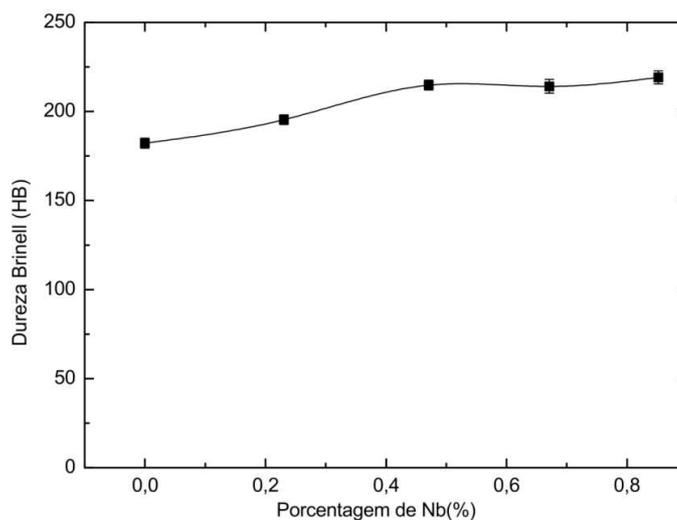


GRÁFICO 5.4 – Evolução da dureza no ferro fundido nodular em função do teor de Nióbio.

A TAB. 5.4 apresenta os valores da dureza no ferro fundido nodular em função do teor de Nióbio, representados também no GRA 5.4.

TABELA 5.4

Valores de dureza Brinell medidos nos ferros fundidos nodulares com e sem adições de Nióbio.

Dureza (HB)				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
177	195	213	216	219
180	204	219	222	208
180	198	224	203	223
175	192	215	216	207
184	197	215	216	224
187	193	224	217	229
170	185	207	202	210
182	198	215	211	228
180	200	219	215	228
167	192	207	211	208
191	201	219	215	214
187	208	215	213	229
180	196	211	216	219
187	198	202	213	226
191	198	211	213	224
174	192	207	187	217
177	197	211	229	229
187	198	211	214	226
184	184	211	216	211
187	187	229	219	213
187	181	215	221	214
177	191	215	202	200
187	201	229	229	224
195	203	211	223	229

Os resultados da TAB. 5.4 indicam que a dureza aumentou em função dos teores crescentes de Nióbio. Pode-se observar, pela evolução dos dados de dureza, que se teve comportamento similar aos da resistência à tração, corroborando as relações clássicas entre dureza e limite de escoamento/resistência (TABOR, 1951). O resultado visto na TAB. 5.4 e no GRA 5.4 é similar ao obtido no estudo de Bedolla, Solis e Hernandez (2003), onde os valores de dureza aumentaram com a adição de Nióbio para a liga

estudada pelo autor. Entretanto, esse resultado difere do obtido por Abdullah et al (2010), que mostrou um ferro fundido com adição de 0,5% de Nióbio (associado a Níquel e Cobre), que teve dureza inferior ao ferro fundido sem adição desse elemento. A TAB. 5.5 apresenta os resultados obtidos de resistência ao desgaste considerando a perda de massa em relação à massa inicial de cada corpo de prova.

TABELA 5.5

Valores de perda de massa relativa dos ferros fundidos no ensaio de desgaste.

Ensaio de desgaste (g/g)				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
0,0295	0,0258	0,0230	0,0211	0,0234
0,0270	0,0340	0,0219	0,0200	0,0162
0,0201	0,0250	0,0213	0,0229	0,0145
0,0351	0,0292	0,0208	0,0224	0,0277
0,0220	0,0323	0,0180	0,0184	0,0206
0,0273	0,0349	0,0241	0,0244	0,0218

Os valores das medições de perda de massa não apresentaram um nível grande de dispersão, quando analisados estatisticamente pelo programa Minitab. O GRA 5.5 ilustra a evolução dos dados de perda de massa em função do teor de Nióbio nos ferros fundidos nodulares, que também foram apresentados na TAB. 5.5.

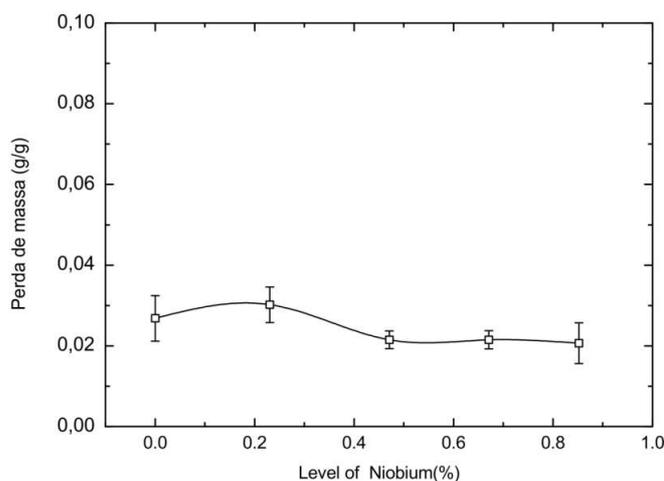


GRÁFICO 5.5 - Perda de massa do ferro fundido nodular com Nióbio em ensaio de desgaste.

Os resultados de resistência ao desgaste, através da perda de massa, mostram uma pequena redução dessa propriedade para o ferro fundido com 0,23% de Nióbio. A partir desse teor, os dados indicam que adições maiores contribuem para o aumento da resistência ao desgaste, pois a perda de massa é menor. Esses resultados confirmam parcialmente a expectativa de aumento de resistência ao desgaste com o aumento do teor de Nióbio, suposta pelos autores Bedolla, Solis e Hernandez (2003), que associam esse comportamento à presença de carbonetos de Nióbio na matriz juntamente a uma maior quantidade de perlita. O aumento da perda de massa a 0,23% de Nióbio pode estar associado ao maior número de nódulos presentes nessa amostra em relação aos demais teores de Nióbio adicionados. Dommarco, Sousa e Sikora (2004) citam que o aumento de número do esferóides afeta o desgaste abrasivo, devido ao maior perímetro de esferóides presentes no material. Neste trabalho, era de se esperar uma maior resistência para o ferro fundido com 0,67% de Nióbio, que possui maiores teores de perlita e carbonetos em torno de 2% (GUESSER et al, 2003). No entanto, a partir de 0,45% de Nióbio a perda de massa permanece constante. Esse comportamento pode estar associado a uma perda de carbonetos durante o ensaio, que podem ter sido arrancados da matriz metálica. A FIG 5.5 mostra a superfície do corpo de prova utilizado no ensaio do lado que não teve contato direto com o abrasivo.

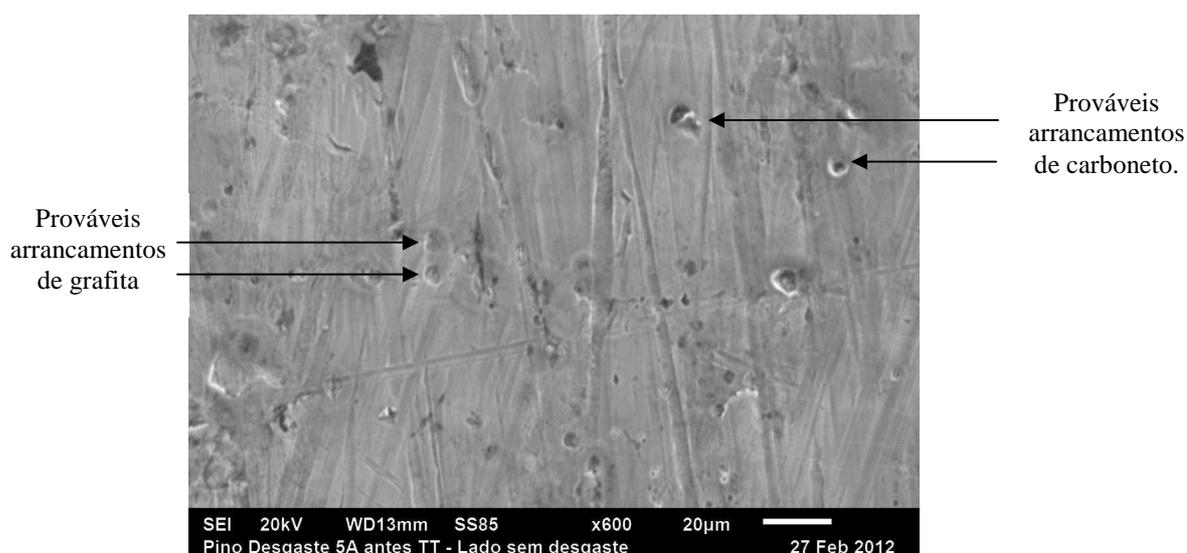


FIGURA 5.5 – Superfície do corpo de prova de desgaste do lado oposto ao contato direto com o abrasivo.

A fotografia da superfície do corpo de prova sugere que carbonetos foram arrancados da microestrutura em locais indicados pelas setas, onde se pode verificar pequenos vazios. Podem ser vistos também locais onde a grafita foi arrancada. O arrancamento de carbonetos normalmente ocorre no caso de matrizes de menor valor de dureza. A correlação entre resistência ao desgaste e dureza do material pode ser vista no GRA 5.6. Nesse gráfico tem-se, de forma comparativa, a variação da dureza e da perda de massa nas amostras estudadas.

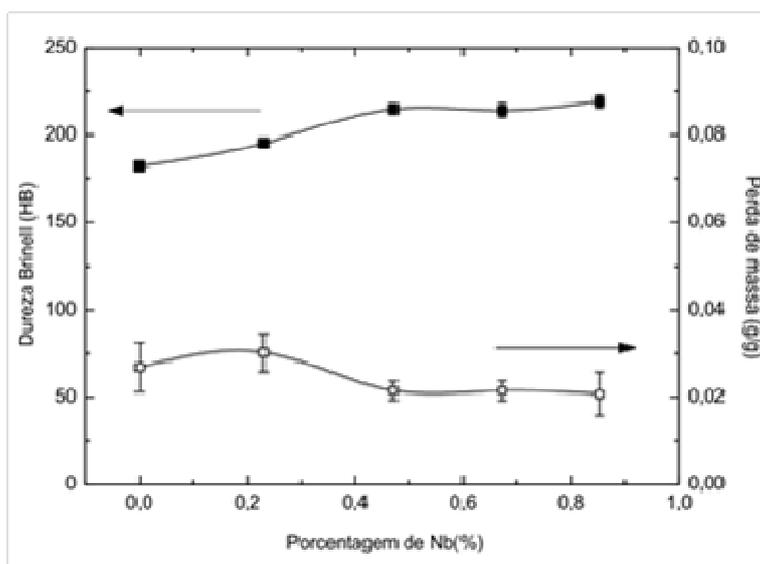


GRÁFICO 5.6 - Variação da perda de massa e da dureza Brinell nos ferros fundidos com adições de Nb.

Os dados contidos no GRA 5.6 mostram que a perda de massa por desgaste diminui com o aumento da dureza. Essa informação confirma a correlação que existe entre esses dois fatores. No entanto, vale observar que os autores Shafiee et al (2009) comentam em seu estudo que, a presença de carbonetos pode aumentar a resistência ao desgaste, como também podem atuar como pontos de concentração de tensão durante um ensaio que tenha o impacto de partícula no material.

A FIG 5.6 mostra a aparência do pedrisco utilizado no ensaio de desgaste antes e após a realização do ensaio.



(a) Pedrisco antes o teste de desgaste

(b) Pedrisco após o teste de desgaste

FIGURA 5.6 - Pedrisco utilizado no ensaio de desgaste.

Verifica-se que a forma física do material foi totalmente alterada, indicando um bom desempenho do ferro fundido nodular com Nióbio para o desgaste, nas condições utilizadas nesse estudo.

Na FIG 5.7, são apresentados os valores obtidos no ensaio de impacto para os ferros fundidos estudados. É importante lembrar que os valores foram medidos em corpo de prova sem entalhe, seguindo a recomendação da norma técnica utilizada para o ensaio. Foi medida para cada adição de Nióbio a energia absorvida. Nessa figura, os pontos representam a média de três valores medidos. Cada linha horizontal representa um teor de Nióbio e pode-se ver que os valores obtidos estão muito dispersos.

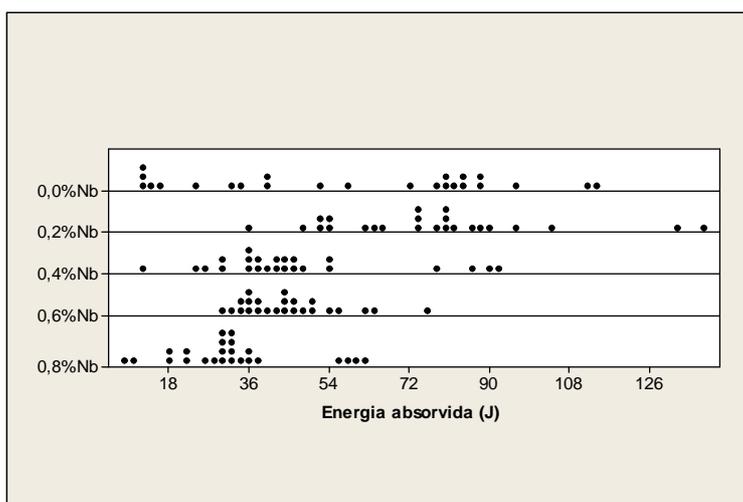


FIGURA 5.7 - Resultados de ensaios de impacto no ferro fundido nodular com adições de Nióbio.

Foi necessário, então, realizar um estudo nos corpos de prova utilizados nestes ensaios, na tentativa de se encontrar uma razão para os desvios obtidos. Para isso, foi feita uma avaliação na fratura dos corpos de prova que apresentaram os menores valores de resistência ao impacto. Nessa avaliação, pôde-se constatar que havia regiões de diferentes tonalidades na fratura (regiões mais claras e regiões mais escuras), como mostra a FIG 5.8.

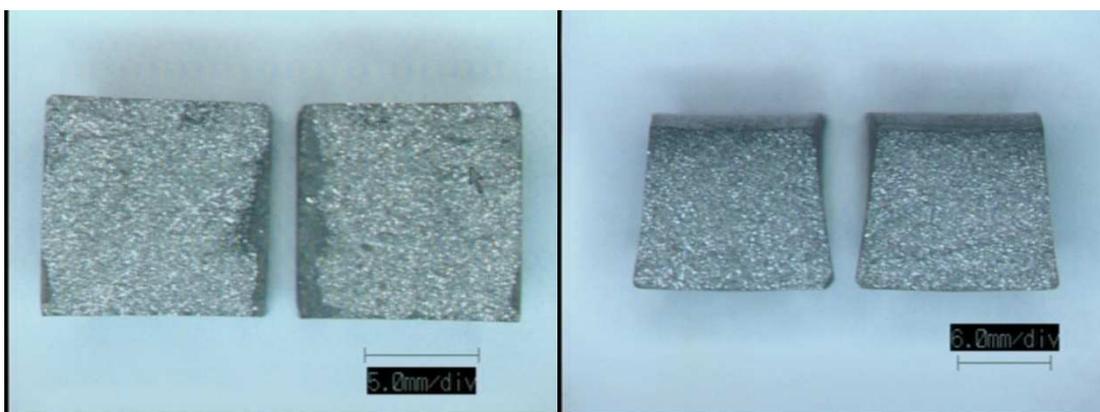


FIGURA 5.8 - Fratura de corpos de prova de impacto (mostrando regiões com diferentes colorações).

Essa diferente coloração poderia indicar a presença de diferentes fases e microconstituintes, o que poderia, então, ocasionar diferentes resultados na propriedade medida. Decidiu-se, assim, realizar um exame micrográfico por microscopia eletrônica e ótica nas fraturas. Para se efetuar uma comparação, foi selecionada e analisada uma fratura que não apresentou essas diferentes colorações e foi denominada para o estudo de “fratura normal”. A região escura da fratura, supostamente com problema, foi denominada de “parte manchada” e a região clara foi denominada de “transição”.

Foram feitas também análises por EDS para verificar se houve segregação de algum elemento químico para as diferentes regiões. As análises realizadas no MEV com auxílio de EDS podem ser vistas nas FIG 5.9, 5.10 e 5.11.

Fratura Normal(1)

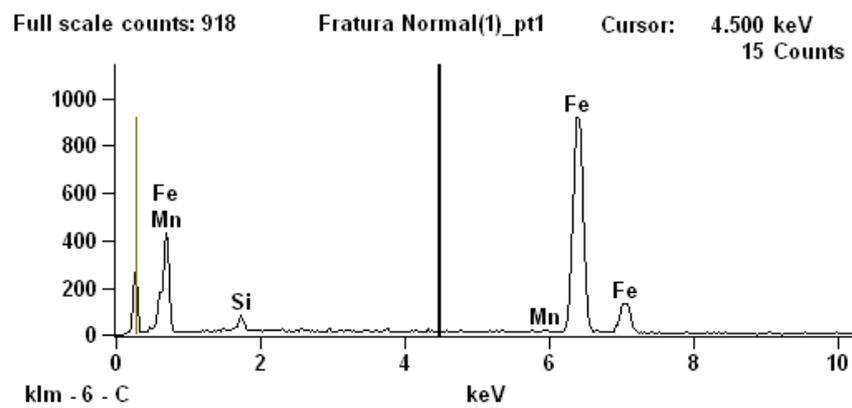
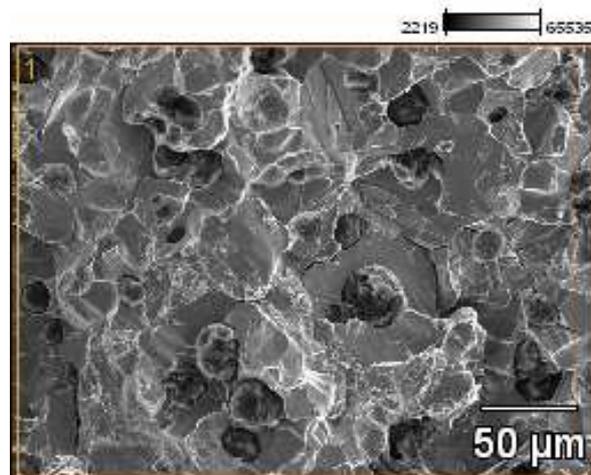
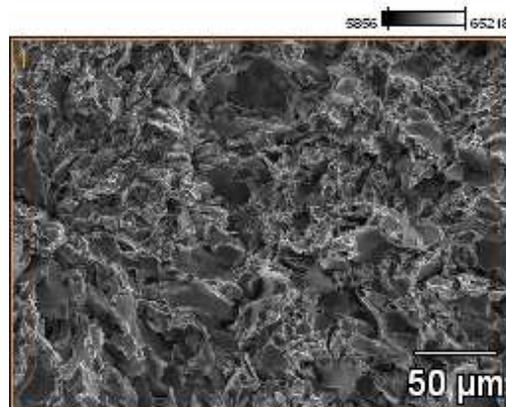


FIGURA 5.9 - Microestrutura e EDS da fratura normal de corpo de prova de impacto.

Fratura Parte manchada(1)



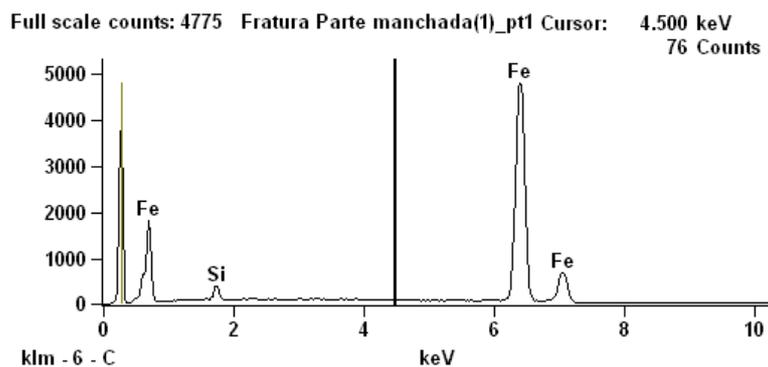


FIGURA 5.10 - Microestrutura e EDS da fratura de corpo de prova de impacto da parte manchada – transição.

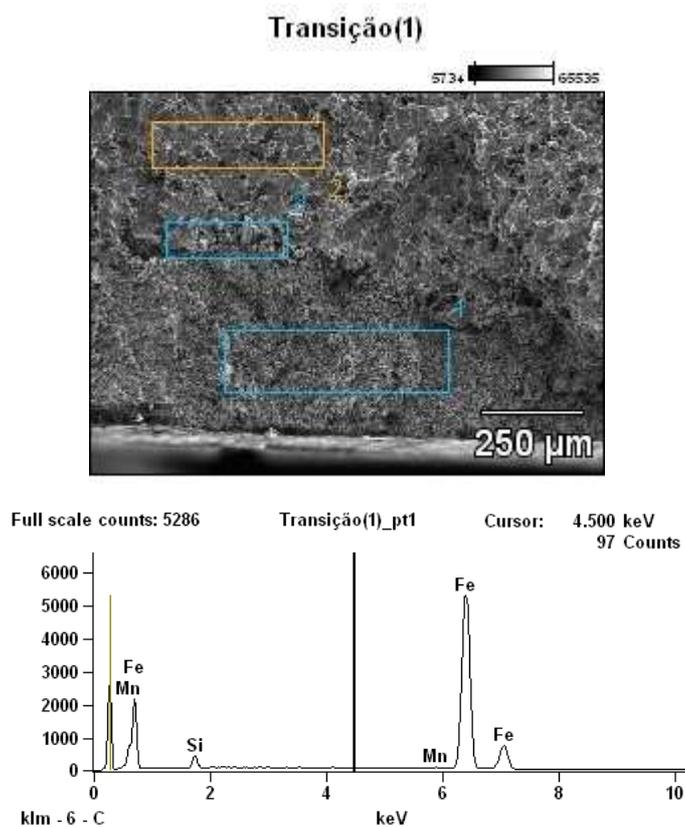


FIGURA 5.11 - Microestrutura e EDS da fratura de corpo de prova de impacto da parte transição.

Na fratura normal foi detectada a presença de grafita na forma esferoidal e nas regiões da amostra clara e escura, grafitas em outros formatos.

Para uma melhor visualização das diferentes formas de grafita detectadas foi realizada também microscopia ótica e se obteve os resultados mostrados na FIG 5.12 (a) e (b).

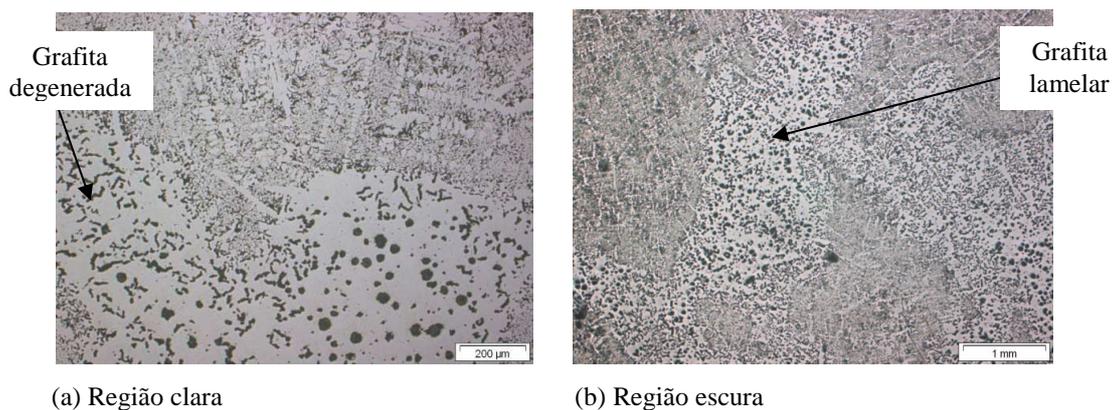


FIGURA 5.12 - Variação microestrutural das amostras do ensaio de fadiga.

As figuras mostram que a grafita esferoidal encontra-se degenerada em muitas regiões. Em algumas delas a grafita aproximou-se da forma lamelar. Com isso, pode-se então confirmar que as diferentes regiões das amostras apresentavam diferentes microestruturas. Pode-se também observar, pela análise do EDS, a presença dos mesmos elementos químicos nas regiões analisadas, não se constatando a segregação de elementos que pudessem provocar a alteração da microestrutura localmente. Segundo boletim da BCIRA (2009) existem algumas possibilidades de ocorrência da degeneração da grafita esferoidal. Dentre elas estão a presença de elementos deletérios (elementos nocivos à formação da grafita esferoidal) associada ou não às regiões de concentração de calor. A verificação da presença de elementos químicos deletérios já havia sido verificada e não foi constatada em análise feita por EDS (conforme FIG 5.9 a 5.11). Sendo assim, foi feita uma nova análise por simulação numérica no modo de solidificação do bloco Y. Foi realizada uma verificação, atentando-se para a evidenciação de regiões no corpo de prova com concentração de calor como mostra a FIG 5.13.

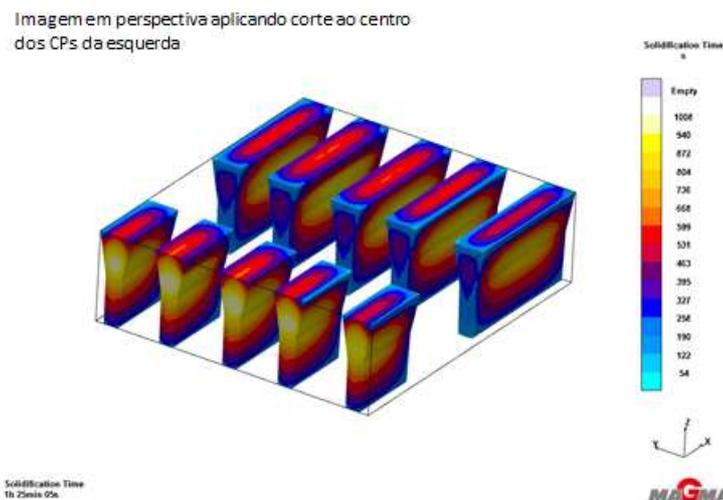


FIGURA 5.13 - Simulação de áreas de concentração de calor no bloco Y.

Na FIG 5.12, a escala de cores na lateral apresenta a temperatura crescente a partir da cor azul que sinaliza o menor valor. Através dessa análise feita, foi possível verificar que a região, descrita pela norma como região útil do corpo de prova, apresenta uma concentração de calor. Essa região de concentração coincide com a região onde parte dos corpos de prova de impacto foi retirado. Esse fato pode ter sido o causador das diferenças microestruturais obtidas nesses corpos de prova.

Assim, atribuiu-se a grande dispersão dos resultados obtidos no ensaio às heterogeneidades de solidificação. Diante dessa constatação, os resultados oriundos das amostras com defeito foram eliminados e assim teve-se uma redução na dispersão dos resultados.

Todos os gráficos de análise de dispersão dos resultados apresentados nessa pesquisa podem ser vistos no ANEXO D.

A TAB. 5.6 mostras os valores obtidos em cada ensaio de impacto realizado.

TABELA 5.6

Resultados de absorção de energia por impacto dos ferros fundidos nodulares com adições de Nióbio.

Impacto (J)				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
82	104	86	32	30
84	54	36	64	8
72	62	35	44	30
112	132	92	54	32
114	80	44	46	18
58	54	46	48	29
12	36	12	38	62
78	74	44	42	32
52	80	38	56	58
12	82	90	76	36
14	66	46	38	26
40	48	30	46	34
88	90	26	30	38
80	52	24	50	22
40	51	40	36	18
16	96	78	44	60
80	80	48	34	28
84	64	54	44	32
12	138	30	36	56
32	74	38	36	30
24	87	42	50	22
88	77	54	62	35
96	74	42	34	32
34	86	35	40	10

O GRA 5.7 mostra a evolução dados obtidos para o ensaio de resistência ao impacto (mostrados na TAB. 5.6).

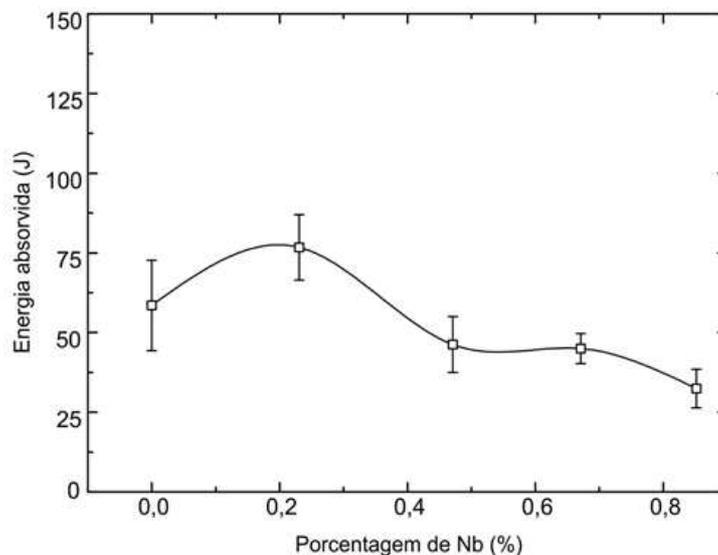


GRÁFICO 5.7 - Valores de absorção de energia ao impacto obtidos nos ferros fundidos nodulares em função do teor de Nióbio.

Pelos dados apresentados observa-se que ainda existe grande dispersão dos resultados, fato usual em ensaio de impacto, como se pode constatar em tabelas de resultados apresentados por outros autores e mostradas por Guessser (2009). Dessa forma deve-se considerar na análise dos dados não apenas a média, mas o intervalo de variação das medidas, o que nos fornece uma tendência de comportamento. Sendo assim, vê-se uma maior resistência ao impacto para 0,23% de Nióbio, seguida da tendência de diminuição da resistência ao impacto com o aumento do Nióbio nos teores estudados. Essa redução da energia absorvida em função de teores maiores de Nióbio estaria relacionada à maior presença de perlita, que é um constituinte menos tenaz que a ferrita, nos ferros fundidos com Nióbio. Abdullah et al (2010) mediu a absorção de energia por impacto para uma amostra de ferro fundido nodular com 0,5% de Nióbio associado ao Níquel e Cobre. No estudo desses autores, foi obtido um maior valor de energia absorvida para esse teor de Nióbio. No entanto, é importante ressaltar que neste trabalho o valor obtido para 0,5% de Nióbio foi significativamente superior ao valor descrito por Abdullah et al. Deve ser ressaltado que os autores não relatam se o ensaio realizado utilizou corpo de prova com ou sem entalhe, fato que altera muito o resultado obtido.

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga estão apresentados no GRA 5.8. Nesse gráfico estão locados os valores de tensão utilizados, o número de ciclos suportados

pelos corpos de prova e os teores de Nióbio de cada ferro fundido analisado. Os resultados obtidos se referem ao número de ciclos que os ferros suportam sob a ação de determinada carga. É importante registrar que em muitos casos o corpo de prova não se rompeu durante a realização do ensaio. Para retirar o corpo de prova não rompido da máquina de ensaio, utilizou-se o parâmetro de limite de 10.000.000 ciclos, como determina a norma de ensaio (ASTM E 466-96 - reprovada em 2002), assumindo-se que após esse limite o material é considerado como tendo fadiga infinita.

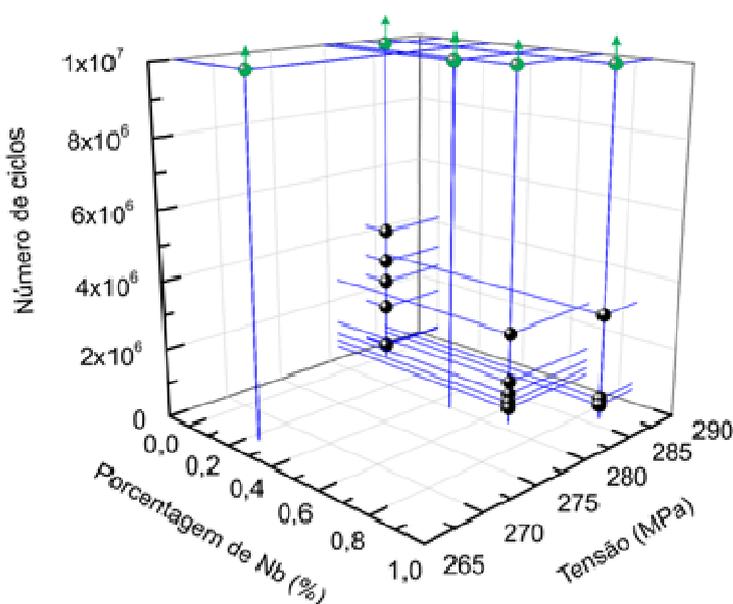


GRÁFICO 5.8 - Resultados de ensaio de fadiga dos ferros fundidos nodulares com adições de Nióbio.

Pode-se verificar no gráfico acima que o ferro fundido nodular sem Nióbio apresentou maior número de corpos de prova rompidos no ensaio que o ferro fundido nodular com adição de 0,23% e de 0,47% de Nióbio. Para o teor de 0,23% de Nióbio todos os corpos de prova apresentaram vida infinita, conforme critério da norma, indicando que pode haver uma melhoria dessa propriedade para esse teor. Esse fato pode estar associado ao maior número de esferóides por mm^2 presente para esse ferro fundido (Lin et al, 1996). Vê-se também que nos teores de Nióbio acima desse valor, houve um número maior de corpos de prova que se romperam, indicando uma tendência de resistência à fadiga menor para esses teores. De acordo com Janowack et al (1992), citado por Guessser (2009), o aumento de resistência à fadiga ocorre com o endurecimento da matriz, em

particular com o aumento de perlita. O autor também afirma que esse aumento de fadiga ocorre para matrizes com dureza de até 500HV, mas acima desse limite a fadiga tende a diminuir. Os resultados encontrados de microdureza na matriz nessa pesquisa foram de no máximo 200HV. No entanto, segundo Guessser (2009) não há concordância sobre essa questão na literatura e autores afirmam que a resistência à fadiga cresce proporcionalmente a dureza da matriz. Provavelmente, para estes teores o efeito de uma presença um pouco maior de carbonetos se sobrepôs (SHANMUGAM, PRASAD E UDUPA, 1994).

Outra questão a ser analisada é que a utilização da EQUAÇÃO (5.2) proposta por Murakami e Endo (1994) parece não se adequar ao ferro fundido nodular com adições de Nióbio, pois muitos corpos de prova não se romperam na tensão que foi determinada pela equação.

5.3. Caracterização do ferro fundido nodular austemperado com adição de Nióbio

5.3.1 Caracterização micrográfica

A FIG 5.14 mostra a microestrutura obtida por microscopia ótica, do ferro fundido nodular sem adição de Nióbio e austemperado obtida por microscopia ótica após polimento e ataque com Nital 2%.



FIGURA 5.14 - Microestrutura do ferro fundido nodular austemperado sem Nióbio (microscopia ótica atacada com Nital2%).

A microestrutura mostra a presença da grafita esferoidal em uma matriz ausferrítica. A microestrutura é típica de ferros fundidos nodulares submetidos ao tratamento de

austêmpera (GUESSER, 2009; CARMO e DIAS, 2001). Foram visualizados pequenos e finos precipitados/carbonetos e ainda compostos típicos de Enxofre e Fósforo.

As amostras de ferro fundido nodular austemperado com adições de Nióbio foram também analisadas e a FIG 5.15 mostra uma das microestruturas obtidas. As microestruturas não apresentaram variações significativas.

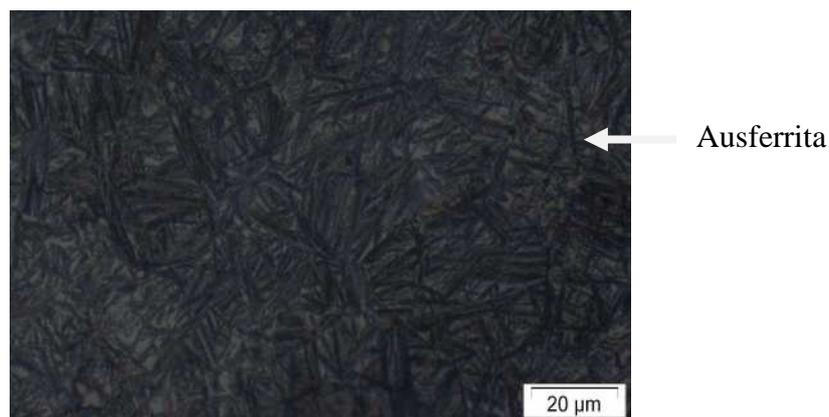


FIGURA 5.15 - Microestrutura obtida no ferro fundido nodular austemperado com Nióbio (microscopia ótica atacada com Nital2%).

Observa-se na figura que a matriz ausferrítica permanece na microestrutura da amostra juntamente com esferóides de grafita. O Nióbio não alterou a obtenção da matriz ausferrítica pelo tratamento térmico de austêmpera, pois se observa a presença da mesma em todas as microestruturas analisadas dos ferros fundidos com os diferentes teores de Nióbio.

5.3.2 Caracterização mecânica

Os resultados obtidos nos ferros fundidos nodulares com adição de Nióbio em relação à resistência à tração, ao limite de escoamento e ao alongamento, estão mostrados nas TAB. 5.7, 5.8 e 5.9 respectivamente.

TABELA 5.7

Resultados de resistência à tração do ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.

Resistência à Tração (kgf/mm ²) TT				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
124,2	131,8	129,4	126,4	122,6
120,6	129,1	127,7	128,3	117,3
124,5	130,5	125,2	124,2	123,8
123,0	126,8	129,2	122,5	119,7
119,2	126,5	129,7	124,2	117,7
115,8	126,8	129,7	123,5	123,3
121,3	126,8	130,4	127,6	120,8
126,1	128,1	125,6	127,2	108,9

TABELA 5.8

Resultados de limite de escoamento do ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.

Limite de Escoamento (kgf/mm ²) TT				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
112,8	117,3	109,3	113,5	114,1
108,5	109,7	109,6	114,0	111,1
107,2	113,5	108,0	112,6	113,1
108,9	110,3	112,3	110,8	109,8
108,2	112,9	110,0	111,9	112,2
106,9	111,5	109,7	112,5	111,3
110,9	112,3	111,0	116,7	114,7
112,2	111,3	108,0	115,3	-

TABELA 5.9

Resultados de alongamento do ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.

Alongamento(%) TT				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
6,9	8,9	11,2	6,5	3,9
5,4	9,3	11,2	7,0	2,6
6,3	11,3	8,2	4,8	2,6
4,7	8,1	8,7	2,8	2,4
2,8	7,5	10,4	4,7	2,3
2,9	9,4	11,7	4,6	4,3
4,3	9,7	11,0	6,7	3,0
5,8	11,0	9,6	5,8	1,3

Os mesmos resultados apresentados estão também registrados no GRA 5.9.

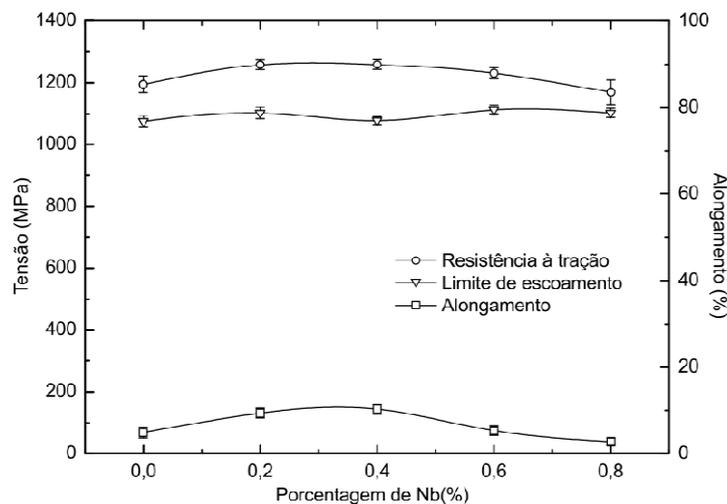


GRÁFICO 5.9 - Variação da resistência à tração, limite de escoamento e alongamento para os ferros fundidos nodulares com Nióbio austemperados.

Pode-se notar que a resistência à tração apresentou um ligeiro incremento com a adição progressiva de Nióbio para teores de aproximadamente 0,45%. O limite de escoamento praticamente se manteve constante, mostrando uma ligeira queda para teores de Nióbio próximos a 0,45%. O alongamento apresentou valores maiores para as adições de 0,23% e 0,45% de Nióbio. A partir desse valor de adição de Nióbio no ferro fundido, houve um decréscimo dessa propriedade, chegando a reduzir o valor obtido para o ferro fundido sem adição de Nióbio. Esse comportamento de aumento de alongamento associado ao aumento de resistência não é um fato comum para o ferro fundido nodular, onde se tem normalmente o aumento de resistência associado a uma redução de alongamento. Abdullah et al (2012) austemperou um ferro fundido com 0,25% de Nióbio, 0,68% de Cobre e 0,51% de Níquel. As temperaturas utilizadas no ciclo térmico de austêmpera foram similares às utilizadas no presente estudo. O autor utilizou tempos variados de manutenção no banho de sal, sendo de 1h, 2h e 3h. A resistência à tração aumentou para todos os tempos utilizados. O maior valor obtido foi 1066,93MPa com 1h de manutenção. O valor obtido com adição somente de Nióbio, para essa pesquisa, foi superior ao valor obtido pela utilização desse elemento com associação de outros

elementos. Abdullah et al (2010) associou o aumento da resistência à introdução do Nióbio, que solubilizado na matriz, aumentou sua resistência. Abdullah et al (2012) também encontrou valores de alongamento maiores para o teor de Nióbio estudado, confirmando os dados da atual pesquisa. Ele associou o aumento do alongamento à microestrutura obtida nas amostras.

Os valores de dureza Brinell obtidos para o ferro fundido nodular austemperado com adição de Nióbio estão à mostra na TAB. 5.10.

TABELA 5.10

Valores de dureza obtidos para o ferro fundido nodular austemperado com Nióbio.

Dureza (HB) TT				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
359	359	404	383	363
363	363	363	373	383
363	363	368	363	373
363	363	363	393	383
363	363	404	393	383
354	363	363	373	363
356	363	354	373	393
363	354	363	363	373
373	373	373	404	363
363	374	363	354	363
359	378	363	373	383
363	378	368	363	363
363	383	373	354	363
363	382	363	363	373
363	379	354	363	363
363	373	359	373	354
363	363	363	363	363
363	363	378	373	363
356	384	345	373	373
363	354	373	373	373
354	363	363	363	373
363	378	363	363	363
363	363	363	363	363
345	363	363	373	363

No GRA 5.10. tem-se os mesmos valores descritos, mostrando sua evolução em função do teor de Nióbio adicionado.

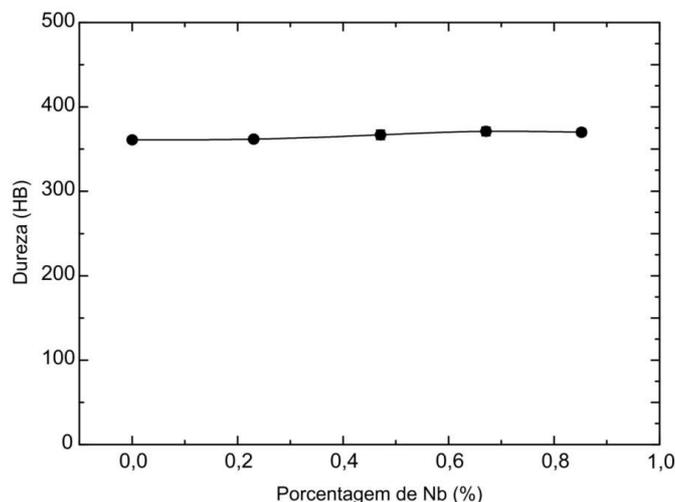


GRÁFICO 5.10 - Evolução da dureza em função do teor de Nióbio para o ferro fundido nodular austemperado.

Observa-se que o teor de Nióbio praticamente não afeta os resultados obtidos de dureza, notando-se um ligeiro acréscimo de valor dessa propriedade para teores de 0,67%. Esse comportamento se assemelha ao obtido por Abdullah et al (2012) que obteve um aumento de dureza de 36 para 38HRC (que corresponde a 353HB para 376HB) para um ferro fundido nodular com adições de Nióbio, Cobre e Níquel, na situação sem tratamento térmico para austemperado (nas condições de estudo informadas anteriormente).

Ainda em relação aos valores de dureza, é importante comentar mediante observação que os valores obtidos para ferros fundidos nodulares com adição de Nióbio austemperados são muito similares aos obtidos para ferros fundidos nodulares austemperados com adição de Molibdênio, em teores de 0,39%.

Os autores Shafiee et al (2009), adicionaram Molibdênio associado a teores de 0,83 de Manganês e realizaram a austêmpera por 1h à 350°C. Com isso tem-se a possibilidade de substituição de Molibdênio por Nióbio.

Os valores medidos de resistência ao desgaste para o ferro fundido nodular com adições de Nióbio e austemperado encontram-se na TAB. 5.11. Os resultados mostrados na TABELA representam a perda de massa em relação à massa inicial de cada corpo de prova. Os dados faltantes na TABELA são devidos às falhas de fundição existentes em dois corpos de prova com 0,85% de Nióbio que, devido a esse fato, foram descartados.

TABELA 5.11

Valores de perda de massa obtidos para o ferro fundido nodular com Nióbio austemperado.

Ensaio de desgaste (g/g) TT				
0,0% Nb	0,23% Nb	0,47% Nb	0,67% Nb	0,85% Nb
0,0228	0,0201	0,0193	0,0168	0,0214
0,0170	0,0216	0,0180	0,0185	0,0172
0,0195	0,0204	0,0219	0,0179	0,0220
0,0183	0,0236	0,0187	0,0176	0,0158
0,0198	0,0277	0,0253	0,0213	-
0,0233	0,0168	0,0159	0,0193	-

Os dados de perda de massa também podem ser visualizados no GRA 5.11

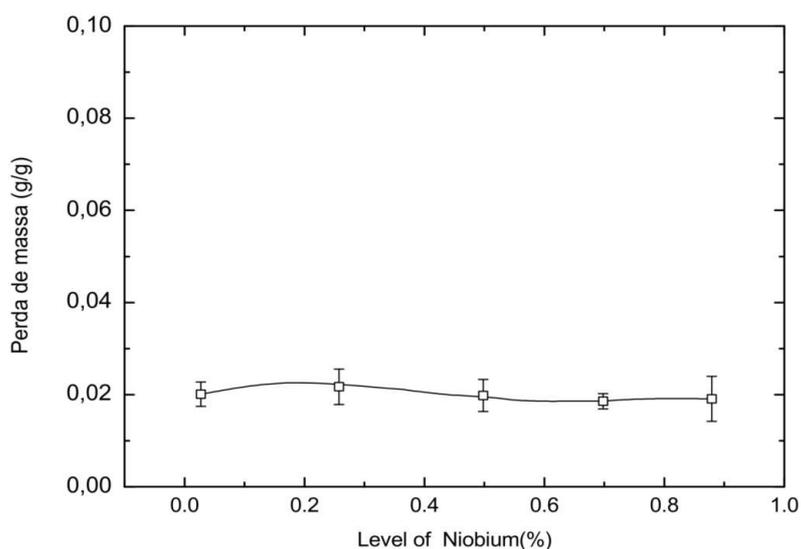


GRÁFICO 5.11 – Evolução da perda de massa em função ao teor de Nióbio no ferro fundido nodular austemperado.

Pode-se notar que o teor de Nióbio praticamente não atua na resistência ao desgaste do ferro fundido nodular austemperado.

A superfície do corpo de prova de ferro fundido nodular austemperado com Nióbio foi analisada por microscopia eletrônica como demonstra a FIG 5.16.

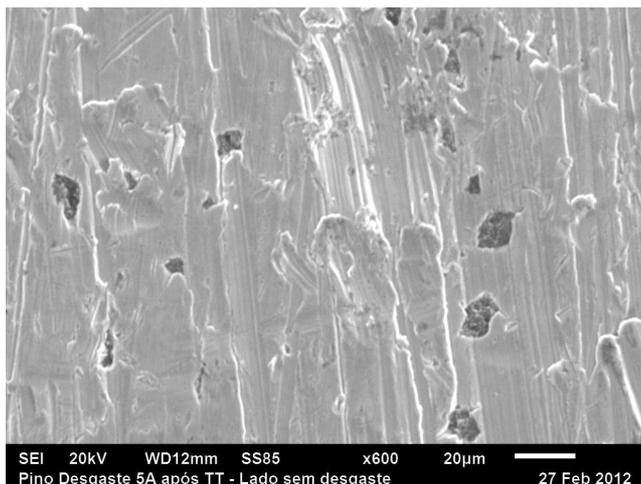


FIGURA 5.16 - Superfície do corpo de prova de desgaste analisada por MEV.

No caso do corpo de prova austemperado não se evidenciou na superfície (do lado que não teve contato direto com o abrasivo) o arrancamento de partículas de carbonetos, como se observou para o ferro fundido nodular com Nióbio. Esse fato pode ser devido à maior tenacidade da matriz e também à sua maior dureza.

Em relação ao ensaio de impacto, os valores obtidos para o ferro fundido nodular com adições de Nióbio com tratamento térmico de austêmpera estão apresentados na TAB. 5.12.

TABELA 5.12

Resultados de resistência ao impacto para o ferro fundido nodular com Nióbio austemperado.

Impacto (J) TT				
0,0%Nb	0,23%Nb	0,47%Nb	0,67%Nb	0,85%Nb
46	140	142	48	64
114	132	128	100	60
128	142	108	91	86
60	70	52	44	68
62	92	96	118	49
120	117	114	110	68
37	104	44	30	46
129	94	126	88	64
80	102	100	114	52
27	54	88	71	78
124	126	137	124	68
117	68	121	100	72
22	118	114	22	86
97	36	48	74	74
44	116	121	116	86
34	47	122	50	58
94	111	118	110	46
136	117	70	123	61
135	137	69	76	66
36	142	126	120	60
120	102	114	86	66
112	46	110	52	38
36	136	102	48	72
126	136	100	45	68

Houve também uma grande dispersão de resultados de impacto, assim como no caso dos corpos de prova não tratados termicamente. Para essa situação realizou-se também uma análise da microestrutura de algumas fraturas. Nessa análise foram evidenciados problemas microestruturais semelhantes à situação do ferro fundido não tratado termicamente, ou seja, obtenção de grafita na forma degenerada. Promoveu-se então uma verificação se os menores resultados de impacto se relacionavam com a microestrutura que continha a grafita degenerada. Percebeu-se que havia a mesma correlação entre microestrutura com defeito e valores menores de resistência ao impacto. Os valores de impacto já estatisticamente tratados para o ferro fundido nodular com Nióbio austemperado, podem ser vistos no GRA 5.12.

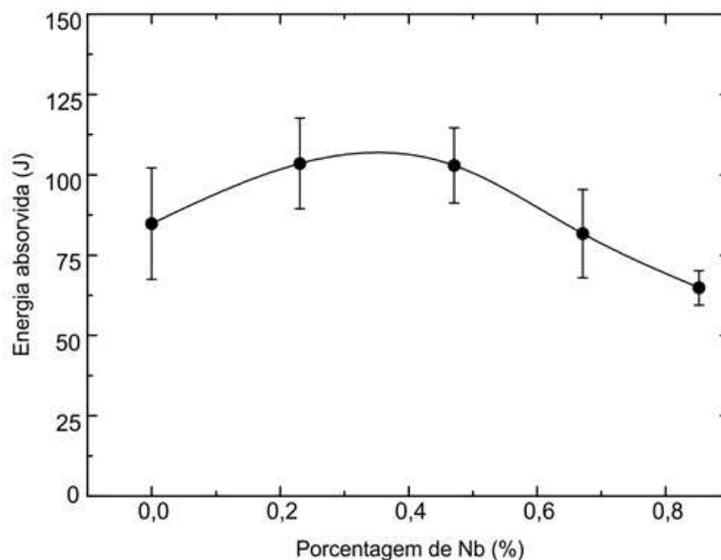


GRÁFICO 5.12 – Evolução da resistência ao impacto do ferro fundido com Nióbio austemperado.

No entanto, apesar da dispersão dos dados observam-se maiores valores de energia absorvida nos ferros fundidos nodulares austemperados com adição de teores de 0,23% e 0,47% de Nióbio. A partir desse valor de adição há uma queda no valor da resistência ao impacto do material. Addullah et al (2010) verificou um aumento da resistência ao impacto para adição de 0,5% de Nióbio (associado ao Níquel e Cobre) quando comparados o ferro fundido sem e com tratamento térmico. Os autores associam os melhores valores de resistência ao impacto e aos maiores valores de austenita retida na matriz ausferrítica. Este fato pode ter ocorrido nesta pesquisa.

No caso da resistência à fadiga do ferro fundido nodular com Nióbio austemperado, também ocorreu a situação de corpos de prova que não se romperam com a tensão calculada para o ensaio. O GRA 5.13 mostra a evolução dos dados de fadiga para o ferro fundido nodular austemperado. Os dados relativos ao corpo de prova austemperado sem Nióbio foram desprezados, pois foram ensaiados com o valor menor de tensão que o determinado por cálculo.

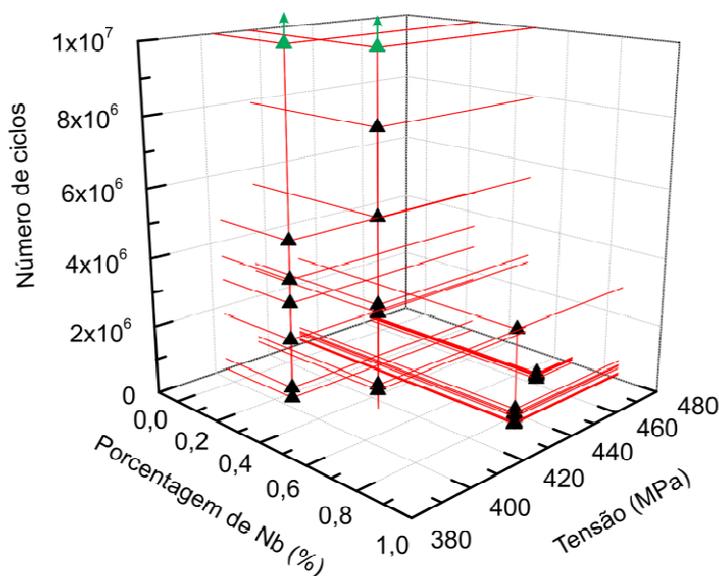


GRÁFICO 5.13 – Comportamento de fadiga do ferro fundido nodular com Nióbio austemperado.

Na análise dos dados vê-se que um número maior de corpos de prova se rompeu para o nível de tensão determinado pela equação de Carmo et al (2004). Este dado leva a pensar que a resistência à fadiga reduziu para o ferro fundido com Nióbio e com tratamento térmico. O fato pode ser explicado pela temperatura utilizada na manutenção durante o tratamento de austêmpera (360°C), considerada alta para situações onde se deseja a melhoria da fadiga. Para esses casos, a temperatura indicada seria em torno de 280°C. Outra situação é que a presença de carbonetos reduz a resistência à fadiga do material (SHANMUGAM, PRASAD E UDUPA, 1994).

5.4 Comparação da microestrutura e das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular com adição de Nióbio com e sem tratamento térmico de austêmpera

5.4.1 Comparação da microestrutura

A análise comparativa da microestrutura do ferro fundido nodular com e sem adição de Nióbio e com e sem tratamento térmico de austêmpera estão resumidas no QUADRO (5.5).

QUADRO 5.5

Análise comparativa da microestrutura do ferro fundido nodular com e sem adição de Nióbio e com e sem tratamento térmico de austêmpera.

Teor de Nióbio	Microestrutura	Sem Tratamento Térmico	Com Tratamento Térmico
0,00%	Perlita / Ferrita	48% / 52%	-
	Carboneto	<1	<1
	Ausferrita	-	100%
0,23%	Perlita / Ferrita	56% / 44%	-
	Carboneto	<1%	<1
	Ausferrita	-	100%
0,47%	Perlita / Ferrita	75% / 25%	-
	Carboneto	1%	<1
	Ausferrita	-	100%
0,67%	Perlita / Ferrita	85% / 15%	-
	Carboneto	<2%	<1
	Ausferrita	-	100%
0,85%	Perlita / Ferrita	74% / 26%	-
	Carboneto	<2%	<1
	Ausferrita	-	100%

O quadro mostra a variação na matriz metálica e nos carbonetos, visto que a grafita não sofre alteração no tratamento térmico. Em todas as situações percebe-se que a matriz foi totalmente alterada de ferrito-perlítica para ausferrita, como também foi notada a presença de precipitados nas microestruturas obtidas. A porcentagem obtida de precipitados/carbonetos, apesar das dificuldades de quantificação, mostra redução no teor, o que poderia indicar que houve alguma dissolução desse composto na austenita. A matriz metálica foi completamente alterada de ferrito-perlítica para ausferrita. Os compostos de Enxofre (sulfetos) e compostos de Fósforo (steadita) ocorrem em todas as microestruturas.

5.4.2 Comparação das propriedades mecânicas do ferro fundido nodular com e sem adições de Nióbio e com e sem tratamento de austêmpera

Foram estabelecidas comparações de resultados entre os ferros fundidos obtidos na condição austemperada e sem austêmpera, para cada propriedade mecânica. O GRA 5.14 mostra a comparação da resistência à tração para as duas situações.

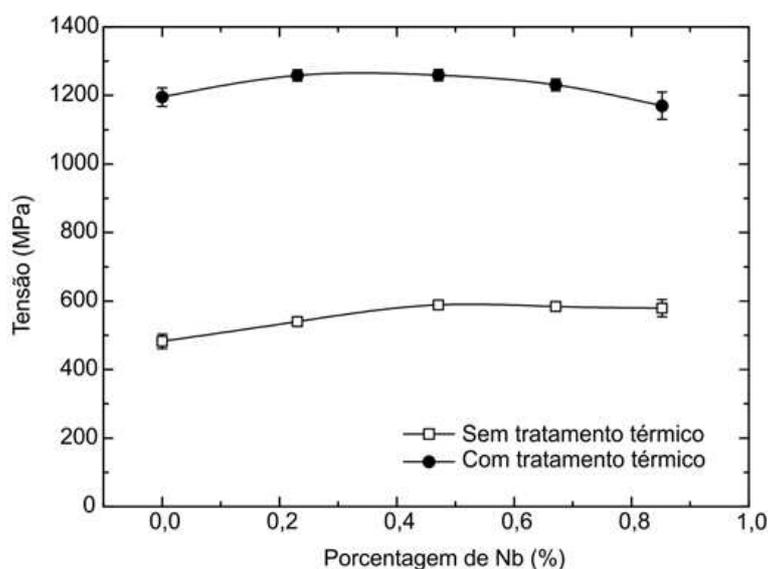


GRÁFICO 5.14 - Comparação de resultados de resistência à tração entre os ferros fundidos nodulares com e sem adição de Nióbio e com e sem tratamento térmico de austêmpera.

O gráfico mostra que todos os valores de resistência à tração aumentaram significativamente após o tratamento térmico. Atribui-se esse fato à mudança do tipo de matriz metálica. Pode-se notar pela comparação dos dados, que há um comportamento similar das duas situações para teores até 0,23% de Nióbio, onde se vê um aumento da resistência à tração. A partir desse teor o comportamento dos materiais se difere, pois no ferro fundido nodular com Nióbio sem tratamento térmico, a resistência à tração aumenta para até 0,47% de Nióbio. No caso do ferro fundido nodular com Nióbio austemperado, os valores obtidos são praticamente constantes.

O GRA 5.15 mostra uma comparação entre os valores obtidos de limite de escoamento.

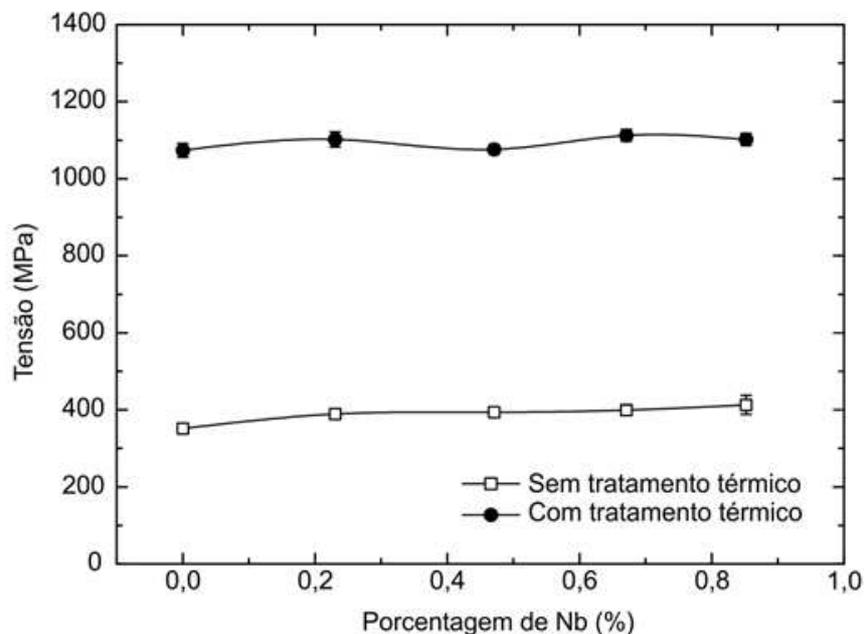


GRÁFICO 5.15 - Comparação de valores obtidos de limite de escoamento para o ferro fundido nodular com adição de Nióbio com e sem austêmpera.

O gráfico mostra que há um aumento significativo nos resultados de limite de escoamento para o ferro fundido com Nióbio austemperado em relação ao ferro fundido nodular com Nióbio. Esse fato pode ser atribuído à mudança na matriz metálica para ausferrita. Pode-se notar também, que no caso do limite de escoamento, há um comportamento similar do material para a situação com e sem tratamento térmico. Vê-se que há um ligeiro aumento de limite de escoamento para adição de 0,23% de Nióbio e depois disso, adições maiores desse elemento pouco interferem nos resultados obtidos para essa propriedade nas duas situações.

Os dados de alongamento estão comparados no GRA 5.16.

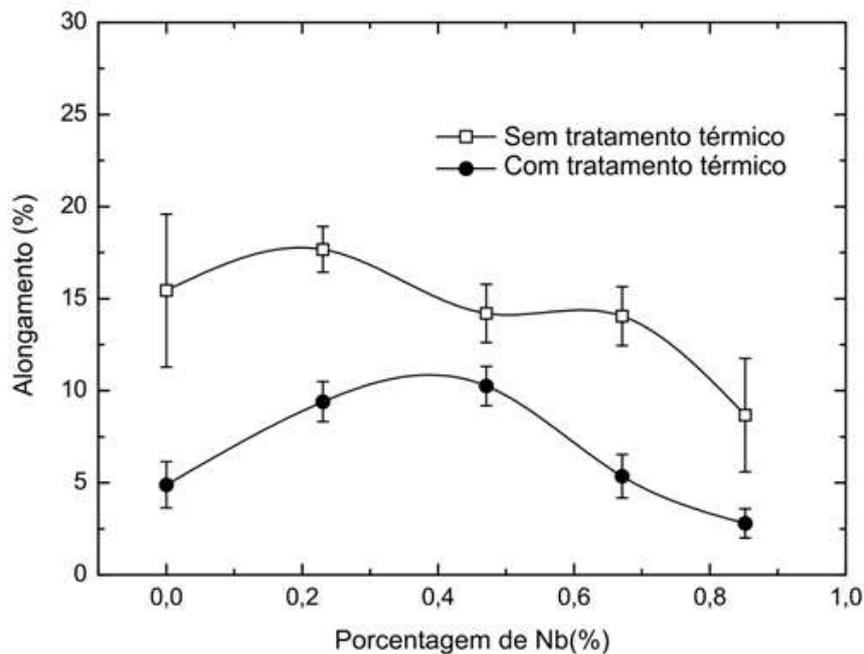


GRÁFICO 5.16 - Valores comparativos de alongamento para ferros fundidos nodulares com adições de Nióbio sem e com austêmpera.

No caso do alongamento, pode-se notar através dos valores indicados no GRA 5.16, que houve uma queda para todos os valores de alongamento do ferro fundido nodular com Nióbio que foi austemperado, em comparação ao ferro fundido nodular com esse elemento sem tratamento térmico. Essa redução também pode ser atribuída à mudança da matriz metálica. No entanto, observa-se um aumento de alongamento do ferro fundido para o teor de adição de 0,23% de Nióbio e no caso do ferro fundido nodular tratado termicamente, o aumento do alongamento se estendeu para valores de até aproximadamente 0,5% de Nióbio. Após esses valores, o alongamento sofreu redução para as duas situações. Os valores de alongamento podem ter reduzido devido a presença de carbonetos em proporção ligeiramente superior para os teores de Nióbio correspondentes.

No caso da dureza, encontram-se no GRA 5.17, os dados comparativos da dureza Brinell medida para a situação com e sem tratamento térmico.

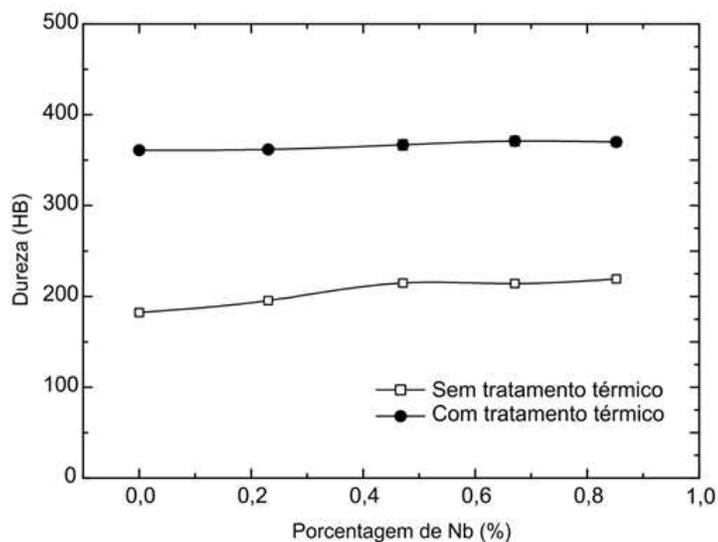


GRÁFICO 5.17 - Valores comparativos de dureza para ferros fundidos nodulares sem e com austêmpera para adições crescentes de Nióbio.

Nota-se, neste caso, que as adições de Nióbio aumentam-na levemente no ferro fundido nodular sem tratamento térmico, mas, no entanto, não afetaram a dureza do ferro fundido nodular austemperado. Pode-se dizer que a matriz ausferrítica é decisiva nessa situação. Outra análise poderia ser que a possível dissolução de parte dos carbonetos de ferro teria conduzido a esse resultado, pois teria sido reduzida a fase dura da matriz.

Os dados comparativos referentes ao desgaste encontram-se no GRA 5.18.

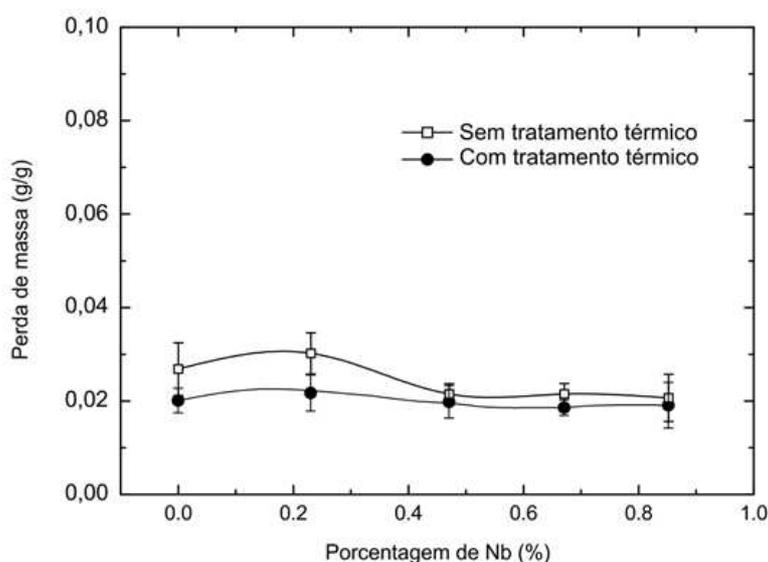


Gráfico 5.18 - Valores comparativos de perda de massa para ferros fundidos nodulares sem e com austêmpera para adições crescentes de Nióbio.

Pode-se notar que a perda de massa foi menor para todos os valores de Nióbio para o ferro fundido com tratamento térmico. Este fato pode ser devido à melhor resistência ao desgaste da matriz ausferrítica em relação à matriz ferrito-perlítica (DIAS e CARMO, 2001; GUESSER, 2009). Nota-se também que o comportamento do ferro fundido sem e com tratamento térmico apresenta a mesma tendência de variação.

A FIG 5.17 mostra o aspecto da superfície, vista por microscopia eletrônica, do corpo de prova desgastado para a situação sem tratamento térmico (a) e com tratamento térmico (b). Esta figura mostra o lado do corpo de prova que mais se desgastou, por estar em contato direto com o abrasivo utilizado.

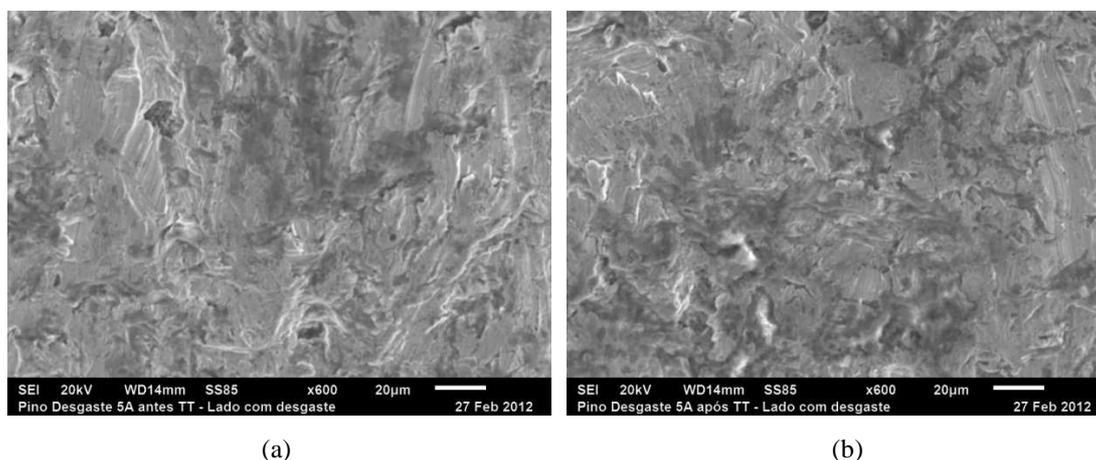


FIGURA 5.17: Superfície dos corpos de prova de desgaste antes do tratamento térmico (a) e depois do tratamento térmico (b).

Pela análise da figura não se constata diferenças entre as superfícies, sugerindo que o mecanismo de desgaste não se alterou para a situação sem e com tratamento térmico.

Verifica-se também que como a dureza do abrasivo é superior à dureza das duas matrizes (perlito-ferrítica ou ausferrítica) tem-se a presença de riscamento nas microestruturas (BARROS, SILVA e MELLO, 2005), que são mais facilmente percebidos nas superfícies que não tiveram contato direto com o abrasivo.

O GRA 5.19 mostra a comparação dos resultados de resistência ao impacto para os ferros fundidos com Nióbio, com e sem tratamento térmico.

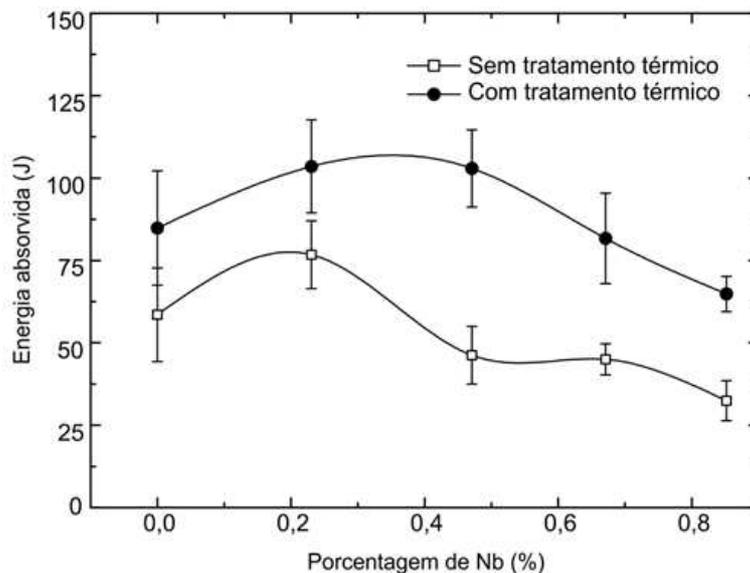


GRÁFICO 5.19 - Comparação da resistência ao impacto dos ferros fundidos nodulares com Nióbio, com e sem tratamento térmico de austêmpera.

Em relação à resistência ao impacto, observou-se uma melhoria para todos os valores medidos do ferro fundido nodular austemperado em relação ao ferro fundido não tratado termicamente, pois os valores, apesar da variação obtida, são superiores aos obtidos para ferro fundido nodular sem tratamento térmico. Segundo Grech e Young (1990) citado por Guessser (2009) os maiores valores de resistência ao impacto coincidem com os maiores valores de alongamento, fato que se pode observar também nesse estudo.

Outros autores indicam que a temperatura utilizada na austêmpera de 360°C privilegia essa propriedade (Lin e Lee, 1998, citado por Guessser, 2009). Os resultados indicam que a adição de Nióbio não afeta essa situação. Lee e Lee (1998) adicionaram 0,35% de Molibdênio em um ferro fundido nodular austemperado à 350°C, e verificaram que a presença desse elemento conduziu a uma queda na resistência ao impacto, o que não foi percebido com o teor equivalente de Nióbio adicionado neste estudo.

Os dados de fadiga comparados para à situação com e sem tratamento térmico encontram-se no GRA 5.20.

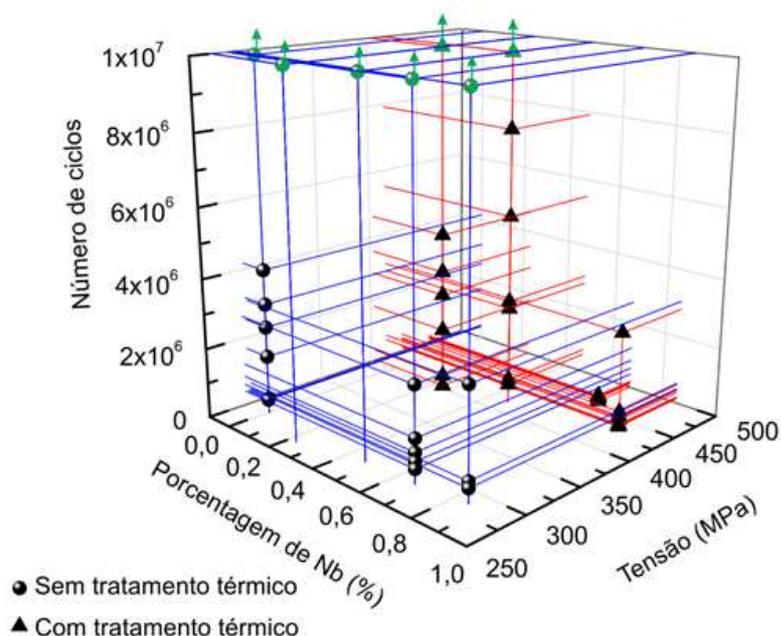


GRÁFICO 5.20- Comparação da fadiga dos ferros fundidos nodulares com Nióbio, com e sem tratamento térmico de austêmpera.

Como não foram obtidas as curvas S-N (tensão- número de ciclos) para os ferros fundidos estudados, não se pode afirmar que a tensão utilizada representa o limite de fadiga do material, apesar de muitos corpos de prova não terem se rompido durante o ensaio. No entanto, os valores de tensão utilizados são superiores aos valores normalmente encontrados em estudos de outros autores e apresentados por Guessser (2009).

Analisando-se os valores obtidos de tensão e número de ciclos até o rompimento os dados indicam um fator de 0,35 do valor de fadiga em relação ao valor de tensão de tração.

6 CONCLUSÕES

Diante dos resultados e análises pode-se concluir que:

- A produção de ferros fundidos nodulares com incorporação de Nióbio, na granulometria na faixa de 2mm é possível, com rendimento de 50%, com adição em forno, com agitação na temperatura de 1500⁰C. No entanto, a distribuição dos carbonetos não é homogênea; o que aparentemente não prejudicou o tratamento de austêmpera e as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular.
- Adições de Nióbio de 0,2 a 0,8% aumentam o teor de perlita no ferro fundido nodular .
- O Nióbio afeta as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular. As adições de Nióbio indicaram uma melhoria nas propriedades de resistência à tração, limite de escoamento, alongamento, dureza, resistência ao impacto e fadiga.
- A matriz ausferrítica presente no ferro fundido nodular austemperado com Nióbio, se sobrepõem à adição de Nióbio mantendo a resistência à tração, limite de escoamento e dureza praticamente inalterados.

6 SUGESTÃO PARA FUTUROS TRABALHOS

Com base na análise dos dados obtidos, sugerem-se os seguintes temas para trabalhos futuros:

- Investigação da fadiga de ferros fundidos nodulares com adição de 0,23% de Nióbio, com e sem austêmpera, levantando a curva SxN dessa liga com temperatura de austêmpera que beneficie a melhoria dessa propriedade.
- Variação da temperatura de austêmpera e estudo de resistência ao impacto de ferro fundido com 0,23% de Nióbio com temperatura que beneficie essa propriedade.
- Estudo dos carbonetos presentes na microestrutura nos diferentes teores de Nióbio, verificando sua distribuição e morfologia para cada situação.
- Estudo da influência de diferentes números de esferóides por mm^2 , presente no ferro fundido nodular com e sem austêmpera, nas propriedades de impacto e alongamento por 0,23% de Nióbio.
- Realizar tratamento térmico de austêmpera utilizando-se diferentes tempos de austêmpera visando o levantamento de informações sobre a “janela de processo” para o ferro fundido nodular com Nióbio.
- Verificar a atuação do Nióbio na temperabilidade do ferro fundido nodular, associando a diferentes dimensões para o tratamento de austêmpera.
- Associar teores de Nióbio em substituição ao Molibdênio, visto que o Nióbio produz impactos similares ao Molibdênio. Essa associação seria importante, pois se sabe que o Molibdênio reduz drasticamente o alongamento, o que não foi observado com a adição do Nióbio.
- Verificar a influência dos carbonetos de Nióbio na resistência à oxidação dos ferros fundidos nodulares.

8 ABSTRACT

The production of ductile cast iron and austempered ductile cast iron - ADI- usually involves an inoculation 0.03-0.06% Magnesium and the presence of Chromium, Nickel, Copper and Molybdenum. The addition of Niobium is not common. Reports in the literature show that Niobium leads to improved mechanical properties of the ductile cast iron and recent findings indicate that the 0.5% Niobium increases its strength and impact strength, but decreases its hardness in relation to a ductile iron without Niobium. The process of production of cast iron with Niobium is difficult, according to the literature, due to the presence of carbon at higher levels, which are typical of this alloy. This study presents a methodology for the production of cast iron with Niobium and analyzes the effects of the addition of 0.23%, 0.47%, 0.67% and 0.85% Niobium to a ductile cast iron in their microstructures, tensile strength, yield strength and elongation, impact resistance, wear and fatigue properties. The study showed that the volume fraction of perlite increases and the number of spheroidal graphite decreases as the content of Niobium is increased, leading to an increase in tensile strength and hardness of these materials. There is also an increase in the tensile ductility, impact resistance and elongation for an addition of 0.23% Niobium. For austempered ductile cast iron with niobium, the results indicate a preponderance of the influence of the matrix compared to the influence of the addition of Niobium.

Keywords: Niobium. Austempered ductile iron. Ductile Cast Iron. Mechanical Properties. Microstructure.

9 REFERÊNCIAS

ABDULLAH B, SITI. K.; AHMED J., FREDDAWATI R. WONG., A. R.
Mechanical properties and microstructure analysis of 0,5% Niobium alloyed ductile iron under austempered process in salt bath treatment. **International Conference on mechanical and electrical technology**. Malaysia: 2010;610-14.

ABDULLAH B, AHMED J., SITI. K. WONG. F.R.A. Ramli; Tensile strength of Niobium alloyed austempered ductile iron on different austempering time. **Advanced Materials Research** Vol 457-458 pag 1155-1158. Trans Tech Publications. Switzerland: 2012

ABDULLAH B, AHMED J., SITI. K. A.; WONG. F.R., A. Ramli. Hardness and toughness of Niobium alloyed austempered ductile iron. **Advanced Materials Research** Vols 418-420 pag 1768-1771. Trans Tech Publications. Switzerland: 2012.

ABNT/NBR 6892. Materiais metálicos - Ensaio de tração à temperatura ambiente. Associação Brasileira de Normas Técnicas. 2002

AGUILAR, M.T.P.. Superfícies e Interfaces. In: Geraldo C. Isaia (Org.). **Materiais de Construção Civil e Princípios de Ciência e Engenharia de Materiais**. 1ed. São Paulo: IBRACOM, 2007, v.1, p.179-201

ASTM A 536. Standard Specification for Ductile Iron Castings. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 1984.

ASTM A 327M. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2006.

ASTM A 842. Standard Specification for Compacted Graphite Iron Castings. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2011.

ASTM A247. Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings . AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2010.

ASTM E 466/96. Standart Practice for Conduiting Force Controlled Constante amplitude axial fatigue testes materials. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 1996.

ASTM E407. Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2009.

ASTM E7. Standard Terminology Relating to Metallography. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2009.

ASTM E8M -04. Standard Test Methods for Impact Testing of Cast Irons. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2004.

ASTM. A 897M. Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2006.

ASTM. A 842M - 11a. Standard Specification for Compacted Graphite Iron Castings. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS; 2011.

BARROS, M.B.; SILVA, W.M., MELLO, J.D.B. Efeito dos parâmetros de teste sobre o mecanismo de desgaste predominante em ensaios de desgaste abrasivo. UFU. XII Congresso Nacional de Estudante de Engenharia Mecânica. 2005

BEDOLLA, A.J, SOLIS E, HERNANDEZ. B. Effect of niobium in medium alloyed ductile cast irons. **International Journal of Casting Metal Research**. 2003;5:1-6.

BICIRA. **Ductile Iron Structure**. Boletim Bicira.São Paulo,jul 2009

CARMO, D.J.; DIAS, J.F.; MENEZES, C.G.; TAVARES, F.L. **Previsão da resistência à fadiga de eixos virabrequins em ADI**. In: SEMINÁRIO DE FUNDIÇÃO, 5, 2004,Salvador. Anais...São Paulo: ABM, 2004.

CARMO, D.; DIAS, J. F.. **Ferro fundido nodular austemperado ADI**.Itáuna:SENAI DR MG,2001.110p.il

CHENG-H. H, YIH-HSUN S, YUAN-HSIN Y, SHEN-CHIH L. Effect of austempering heat treatment on fracture toughness of copper alloyed gray iron. **Materials Chemistry and Physics** 2000;63:75-81.

COSTA, E. LEONARDO, I.M., FREITAS, S.M.S.N. **Verificação da influência do tratamento de nodulização com FeSiMg na redução do teor de Carbono no ferro fundido**. Itaúna. CETEF, 1995. 28p.il

DIAS, J. F.. **Estudo do comportamento à fadiga em ferro fundido nodular austemperado (ADI) sujeito a carregamentos de amplitude variável**. 2006. 175 f. Tese (Doutor) - Curso de Escola de engenharia, Departamento de Engenharia De Estruturas, Universidade Federal de Minas Gerais, São Paulo, 2006.

DIN EN 10045-1/1991. Charpy impact test on metallic materials; test method. German Institute for Standardization.1991

DOMMARCO, R.C. SOUSA, M.E. e SIKORA, J.A. Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures. **Wear**. Elsevier. 2004

FONSECA, Marco Túlio. **Metalurgia dos ferros fundidos**. Belo Horizonte; SENAI/DRMG.62p.2006.il

FRANCO, F.J.S., AGUILAR, M.T.P., CETLIN,P.R. **Influência da deformação superficial induzida na resistência à fadiga do ferro fundido austemperado**. Congresso ABM. 2010

FRÁS, E.M., GÓRNY, M, K.. Effect of small additions of vanadium and niobium on structure and mechanical properties of ductile iron. **Archives of Foundry Engineering** 2007;89-92.

GAGNÉ,M; LABRECQUE,C; CABANE,P.M. Comparative study of fatigue endurance limit for 4 and 6 mm thin ductile iron castings. **Internacional Journal of Metalcasting**.p.7-18;2008

GUESSER WL. **Propriedades mecânicas dos ferros fundidos**. 1 ed .São Paulo: Edgar Blucher; 2009. ISBN:978-85-212-0501-2

GUESSER, W.L., BAUMER.I., TCSHIPTSCHIN, A.P., CUEVA.G., SINATORA,A. **Ferros fundidos empregados em discos e tambores de freio**. Brake Colloquium. SAE Brasil.2003

GUESSER, W.L.; GUEDES, L. C.. Anais. In: SEMINÁRIO DA ASSOCIAÇÃO DE ENGENHARIA AUTOMOTIVA, 2., 1997, São Paulo. **Desenvolvimentos recentes de ferros fundidos aplicados a indústria automobilística**. São Paulo:1997. p. 3 - 11.

GUIA ABIFA DE FUNDIÇÃO. São Paulo: Associação Brasileira de Fundição,2011

HERNÁNDEZ-RIVIERA JL, CAMBRANIS, REC, 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;32:4756-62.

MERELLAS, E.; BERNARDINI, P.A.N.; GUESSER, W.L. **Coletores de escape em nodular SiMo**. Congresso SAE Brasil. 2003

KLOCKE, F., KLÖPPER, C., LUNG, D.; ESSIG, C. Fundamental Wear mechanisms when machining austempered ductile iron ADI. **Manufacturing Technology**. SciVersi. vol 56. P.73-76. 2007

LUSSOLI, R.J.. **Efeito da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado**. 2003. 98 f. Tese (Mestre) - Curso de Pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2003.

MATTAR JUNIOR, A. R.. **Influência dos elementos de liga Cu-Ni-Mo nas propriedades mecânicas e austemperabilidade do ADI**. 2009. 143 f. Dissertação (Mestre) - Curso de Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

MONTGOMERY, D. C.; RUNGER, G.C. **Estatística Aplicada e Probabilidade Para Engenheiros** LTC. 5ed. 2012.548p.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneity on fatigue strength. **International Journal of Fatigue**, v. 16, p. 163-182, April, 1994.

NBR ISO 6506-1 Materiais metálicos – Ensaio de dureza Brinell
Parte 1: Método de ensaio (ISO 6506-1:2005, IDT). Associação Brasileira de Normas Técnicas. 2010

NBR NM 281-1/2003. Materiais metálicos Parte 1: Ensaio de impacto por pêndulo Charpy. Associação Brasileira de Normas Técnicas.2003

NYLÉN, T.. A adição de nióbio em ferros fundidos. **Fundição e Serviços**, São Paulo: Aranda Editora Técnica Cultural, v. 17, n. 177, p. 72-87, set. 2007

OLIVEIRA, E.F.T., GRÁCIO, M.G.C. Análise a respeito de amostras aleatórias simples: uma aplicação na área da Ciência da Informação. **Revista de Ciência da Informação**.vol3. n.6. jun 2005

PÉREZ, R. A.; GAS, P.; MAUGIS, P.. Study of diffusion and reaction diffusion in Fe-C-Nb system. **Trans Tech Publications**, Swizerland, n., p.163-169, 2007.

PRASAD. R.P, PUTATUNDA. K.S. Investigations on the fracture toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium. **Metallurgical and Materials Transactions** 2002;28:1457-70.

RAO, P.P.; PUTATUNDA, S.K. Investigation on the toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium. **Materials Science & Engineering A**, v. 346, p.254-265, 2003.

REED- HILL, R.E. **Physical Metallurgy Principles**. 2 ed. Litton Education Publishing.1982

SANTOS, A.B. S.; BRANCO, C.; HAYDAT, Carlos. **Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares**. 5. ed. São Paulo: IPT, 1987. 241 p.

SENAI, **Iniciação à fundição**. Belo Horizonte; 2.ed. 1987.67p.il

SHAFFIE. A, AHMADABADI.M.N, GHASEMI,H.M. MIRZAEI, E.H. Wear behavior of a Cr-Mo steel with different microstructures, in comparison with

austempered ductile iron (ADI). **International Journal of Material Forming**. 2009. vol 2.237-241.

SHAMMUNG P., PRASAD P., UDUPA Rajendra. Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron. **Journal of Materials Science**. 1994. P.4933-4940.

SILVA, C. S.. **Balanço Mineral Brasileiro: Nióbio**. Brasília, 2001. 17 p.

SILVA, C., SANTOS, D. B. **Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado**. UFMG tese (mestre). 2005.

SILVA, R. C. S.C. **Dissolução de ferronióbio em ferro fundido**. 2000. 75 f. Dissertação (Mestre) - Curso de Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2000.

SILVA, G.N. **Efeito da substituição do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro em aços Hadfield no desempenho ao desgaste abrasivo**. Dissertação (mestre). UFOP. 2004.

SOUZA, T. N. F.. **Análise Computacional da Formação de Trincas em Aço Fundido**. 2002. 120 f. Dissertação (Mestre) - Curso de Manufatura Integrada Ao Computador, Cefet, Belo Horizonte, 2002.

SWEDEN. A adição de nióbio em ferros fundidos. **Fundição e Serviços**. p. 72 - 86. set 2001

TABOR. D. **The hardness of metals**. Oxford University. 1951

TELES, J.M. **Torneamento de ferro fundido nodular ferritizado com Nióbio utilizando ferramentas de metal duro.** Dissertação (mestre) Universidade Federal de Itajubá.106p.il 2007

TOKTAS G, TAYANC, M,.A. Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron. **Materials Characterization**; 2006. 57:290-99.

VATAVUK. J. Ferro fundido nodular com Nb aumenta a resistência ao desgaste de anéis de pistão de motores de combustão interna. **Fundição e Serviços.** p. 138 - 145. Ago 2003

VATAVUK J, MARIANO, JR. Wear resistant nodular iron for piston rings. **Revista Mackenzie de Engenharia e Computação.**1998;3:71-85.

APÊNDICES

Apêndice A: EXEMPLO DE PLANEJAMENTO DE EXPERIMENTOS

B1: Exemplo para dureza

DUREZA																									
B: 0% Nb																									
A	Sem TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
	Com TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
B: 0,2% Nb																									
A	Sem TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
	Com TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
B: 0,4% Nb																									
A	Sem TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
	Com TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
B: 0,6% Nb																									
A	Sem TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
	Com TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
B: 0,8% Nb																									
A	Sem TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24
	Com TT	R1	R2	R3	R4	R5	R6	R7	R8	R9	R10	R11	R12	R13	R14	R15	R16	R17	R18	R19	R20	R21	R22	R23	R24

Os demais experimentos seguiram o mesmo modelo de planejamento.

Apêndice C: TESTES DE CONTRASTE

C1: Exemplo para Tração:

Contraste	C	$C^2/2n$	GL	MSC	FO	F Tab	Decisão
B1-B2	-98,7	608,8556	1	608,8556	95,79361	2,79	Rejeita Ho
B1-B3	-138,6	1200,623	1	1200,623	188,8986	2,79	Rejeita Ho
B1-B4	-112,2	786,8025	1	786,8025	123,7907	2,79	Rejeita Ho
B1-B5	-58,3	212,4306	1	212,4306	33,42253	2,79	Rejeita Ho
B2-B3	-39,9	99,50063	1	99,50063	15,65482	2,79	Rejeita Ho
B2-B4	-13,5	11,39063	1	11,39063	1,792131	2,79	Aceita Ho
B2-B5	40,4	102,01	1	102,01	16,04963	2,79	Rejeita Ho
B3-B4	26,4	43,56	1	43,56	6,853463	2,79	Rejeita Ho
B3-B5	80,3	403,0056	1	403,0056	63,40643	2,79	Rejeita Ho
B4-B5	53,9	181,5756	1	181,5756	28,56799	2,79	Rejeita Ho

C2: Exemplo para Dureza:

Contraste	C	$C^2/2n$	GL	MSC	FO	F Tab	Decisão
B1-B2	-494,0	5084,083	1	5084,083	62,14765	2,79	Rejeita Ho
B1-B3	-927,0	17902,69	1	17902,69	218,8418	2,79	Rejeita Ho
B1-B4	-1007,0	21126,02	1	21126,02	258,2437	2,79	Rejeita Ho
B1-B5	-1095,0	24979,69	1	24979,69	305,3508	2,79	Rejeita Ho
B2-B3	-433,0	3906,021	1	3906,021	47,74706	2,79	Rejeita Ho
B2-B4	-513,0	5482,688	1	5482,688	67,02018	2,79	Rejeita Ho
B2-B5	-601,0	7525,021	1	7525,021	91,98559	2,79	Rejeita Ho
B3-B4	-80,0	133,3333	1	133,3333	1,629862	2,79	Aceita Ho
B3-B5	-168,0	588	1	588	7,187691	2,79	Rejeita Ho
B4-B5	-88,0	161,3333	1	161,3333	1,972133	2,79	Aceita Ho

C3: Exemplo para impacto:

Contraste	C	$C^2/2n$	GL	MSC	FO	F Tab	Decisão
B1-B2	-886,0	16354,08	1	16354,08	22,48493	2,79	Rejeita Ho
B1-B3	-140,0	408,3333	1	408,3333	0,56141	2,79	Aceita Ho
B1-B4	400,0	3333,333	1	3333,333	4,58294	2,79	Rejeita Ho
B1-B5	1106,0	25484,08	1	25484,08	35,03761	2,79	Rejeita Ho
B2-B3	746,0	11594,08	1	11594,08	15,9405	2,79	Rejeita Ho
B2-B4	1286,0	34454,08	1	34454,08	47,3703	2,79	Rejeita Ho
B2-B5	1992,0	82668	1	82668	113,6587	2,79	Rejeita Ho
B3-B4	540,0	6075	1	6075	8,352408	2,79	Rejeita Ho
B3-B5	1246,0	32344,08	1	32344,08	44,4693	2,79	Rejeita Ho
B4-B5	706,0	10384,08	1	10384,08	14,27689	2,79	Rejeita Ho

C4: Exemplo para fadiga:

Anova: fator duplo sem repetição

RESUMO	Contagem	Soma	Média	Variância
Linha 1	5	39115300	7823060	2,07E+13
Linha 2	5	36210500	7242100	2,82E+13
Linha 3	5	51750000	10350000	1,39E+13
Linha 4	5	45951200	9190240	2,33E+13
Linha 5	5	28301200	5660240	2,38E+13
Linha 6	5	65596800	13119360	1,22E+14
Coluna 1	6	53783800	8963967	1,27E+14
Coluna 2	6	72012200	12002033	1,83E+12
Coluna 3	6	68473700	11412283	2,71E+11
Coluna 4	6	35606300	5934383	2,32E+13
Coluna 5	6	37049000	6174833	2,9E+13

ANOVA

Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico	
Linhas	1,72E+14	5	3,44E+13	0,935281	0,479428	2,158227	
Colunas	1,93E+14	4	4,82E+13	1,311776	0,299568	2,248934	Aceita HO
Erro	7,35E+14	20	3,68E+13				
Total	1,1E+15	29					

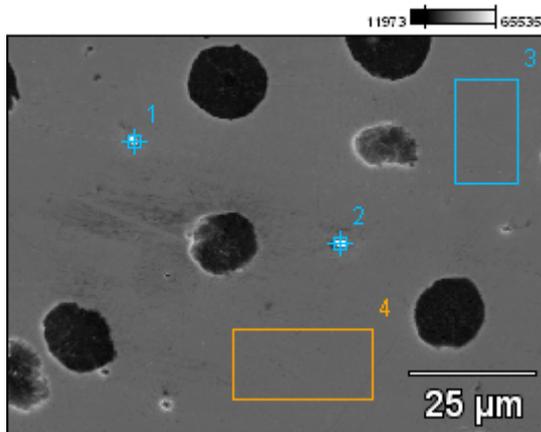
Os demais ensaios seguiram o mesmo modelo de teste de contraste.

ANEXOS

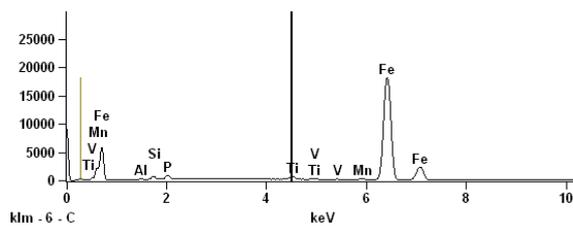
ANEXO B : EXEMPLOS DE RESULTADOS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA REALIZADA PELO EDS NA MATRIZ E NOS PRECIPITADOS

A1: Resultado de análise na matriz metálica:

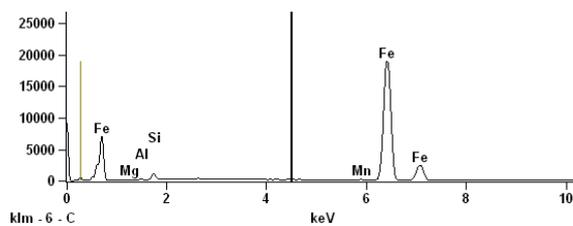
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)



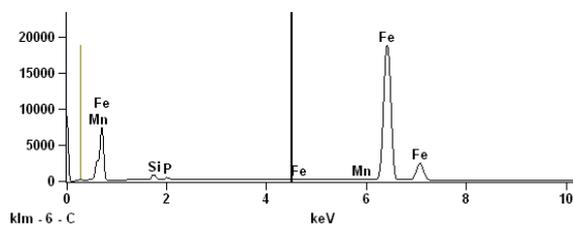
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt1



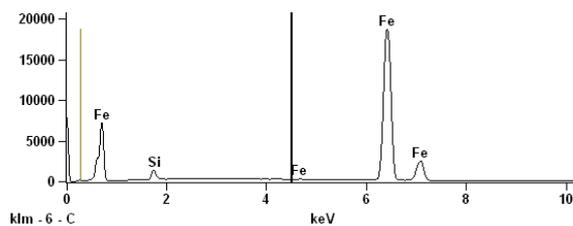
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt2



CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt3



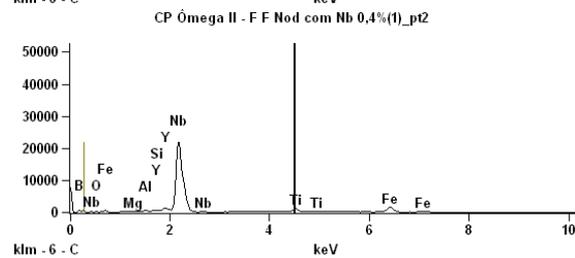
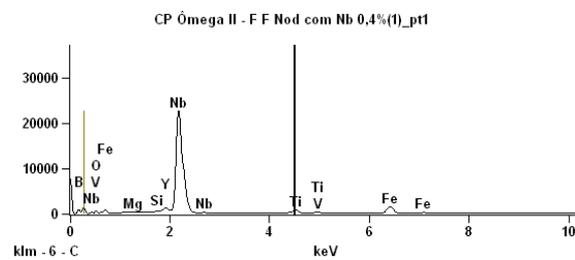
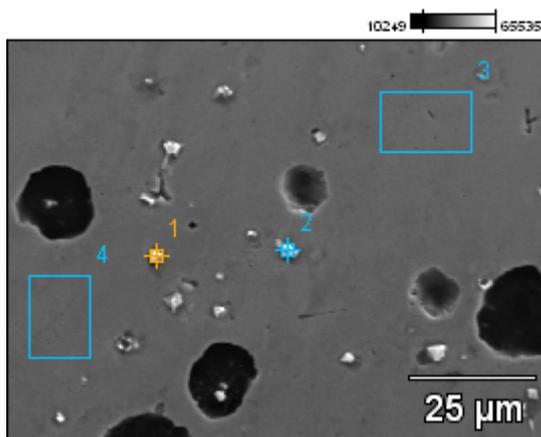
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt4

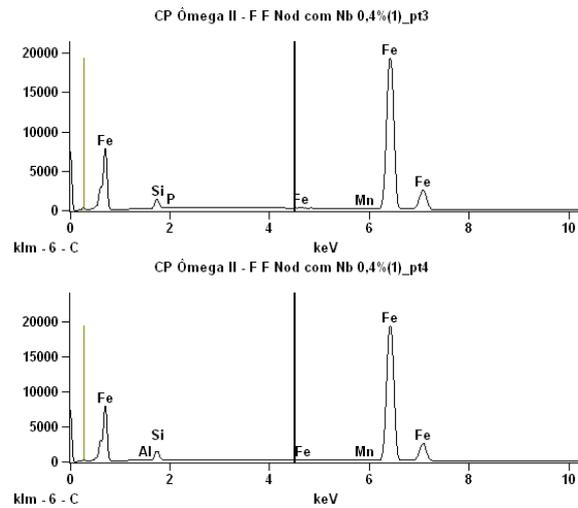


	Weight %							
	Mg	Al	Si	P	Ti	V	Mn	Fe
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt1	--	0.315	1.223	1.367	1.554	0.415	1.066	94.059
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt2	0.180	0.307	2.020	--	--	--	0.821	96.673
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt3	--	--	1.507	0.387	--	--	0.922	97.184
CP Ômega I - F F Nod - base sem Nb(1)_pt4	--	--	2.680	--	--	--	--	97.320

A2: Exemplos de resultados de medições nos precipitados:

CP Ômega II - F F Nod com Nb 0,4%(1)

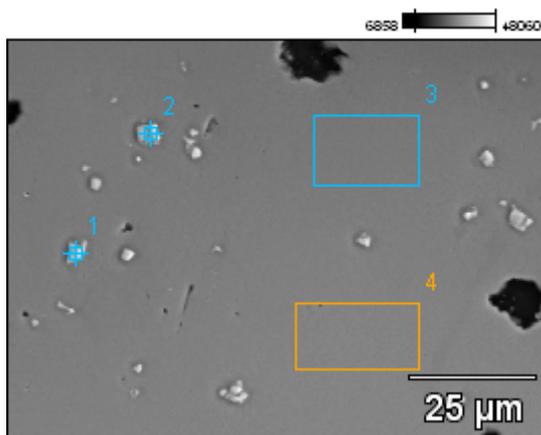


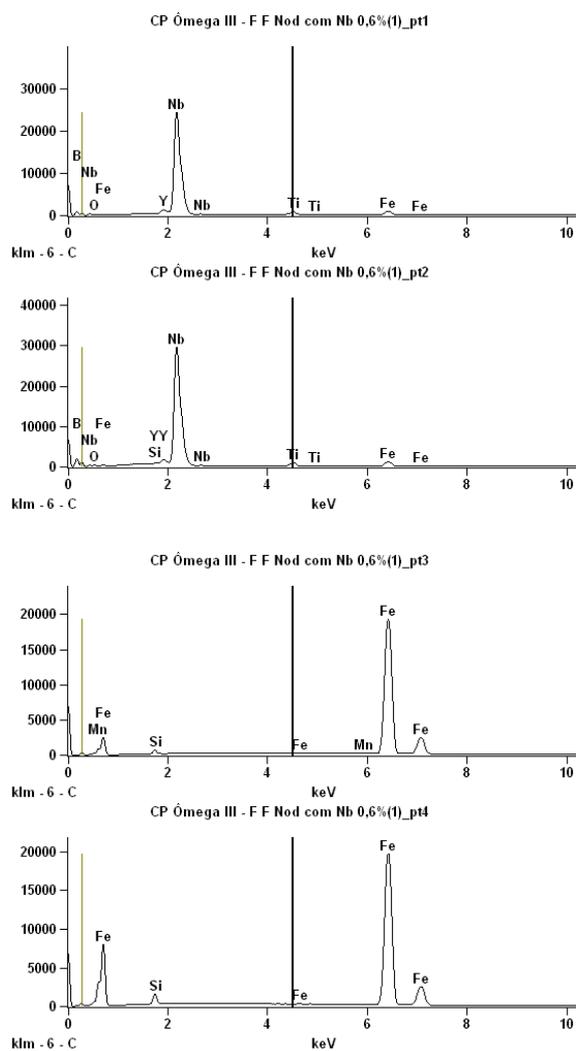


Weight %

	B	O	Mg	Al	Si	P	Ti	V	Mn	Fe	Nb
CP Ômega II - F F Nod com Nb 0,4%(1)_pt1	10.8 66	0.0 00	0.4 15	--	0.1 79	--	3.0 06	0.4 80	--	8.84 4	76.2 10
CP Ômega II - F F Nod com Nb 0,4%(1)_pt2	5.34 9	5.6 44	0.4 80	0.1 65	0.4 17	--	3.9 33	--	--	8.07 3	75.9 40
CP Ômega II - F F Nod com Nb 0,4%(1)_pt3	--	--	--	--	2.5 68	0.1 35	--	--	0.6 34	96.6 63	--
CP Ômega II - F F Nod com Nb 0,4%(1)_pt4	--	--	--	0.1 78	2.9 98	--	--	--	0.5 38	96.2 86	--

CP Ômega III - F F Nod com Nb 0,6%(1)





Weight %

	B	O	Si	Ti	Mn	Fe	Nb
CP Ômega III - F F Nod com Nb 0,6%(1)_pt1	8.249	4.18 7	--	2.65 7	--	4.940	79.96 7
CP Ômega III - F F Nod com Nb 0,6%(1)_pt2	15.08 9	5.12 6	0.04 1	2.18 7	--	4.591	72.96 5
CP Ômega III - F F Nod com Nb 0,6%(1)_pt3	--	--	1.33 4	--	0.55 0	98.11 6	--
CP Ômega III - F F Nod com Nb 0,6%(1)_pt4	--	--	2.73 6	--	--	97.26 4	--

ANEXO C : CURVAS TENSÃO X DEFORMAÇÃO OBTIDAS NOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

B1: Referências das curvas:

3769/11 – CP11 – F1 s/ TT; 3777/11 - CP 91 – F2 s/ TT; 3785/11 – CP 171 – F3 s/ TT; 3793/11 – CP 251 – F4 s/ TT; 3801/11 – CP 331 – F5 s/ TT; 103/12 – CP 51 – F1 c/ TT; 127/12 – CP 131 – F2 c/ TT; 151/12 – CP 211 – F3 c/ TT; 175/12 – CP 291 – F4 c/ TT; 199/12 – CP 371 – F5 c/ TT.

B2: Exemplos de curvas

RELATÓRIO DE ENSAIO

KRATOS
Equipamentos Industriais Ltda.

ENSAIO: 00000387

DATA: 11/01/2012

HORA: 15:04:30

NORMA: NBR 6892/2002-25,40

TRABALHO REALIZADO: TRAÇÃO

COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm

IDENTIFICAÇÃO: LAMAT 103

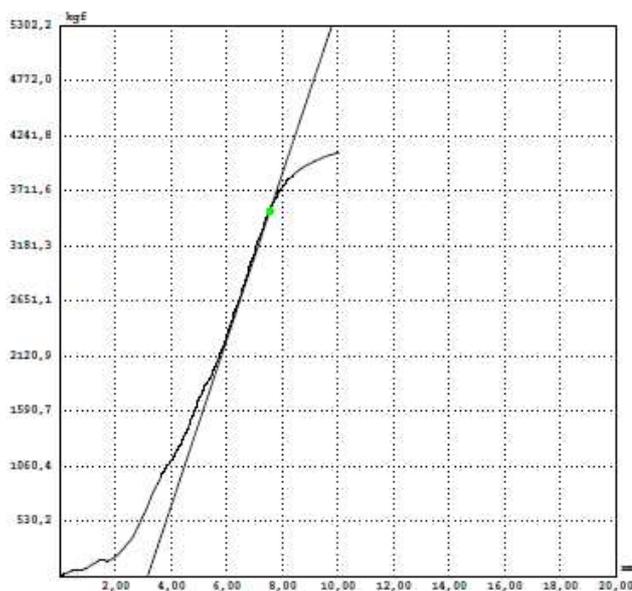
OBSERVAÇÃO:

CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf

PRÉ CARGA (1a. Amostra): 53,0 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm ²	LIMITE DE ESCOAMENTO DE ESCOAMENTO kgf/mm ²	CARGA LIM. DE ESCOAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTERNO mm
■	1 103	4080,0	124,5	107,2	3512,7	5,26	6,440

RELATÓRIO DE ENSAIO

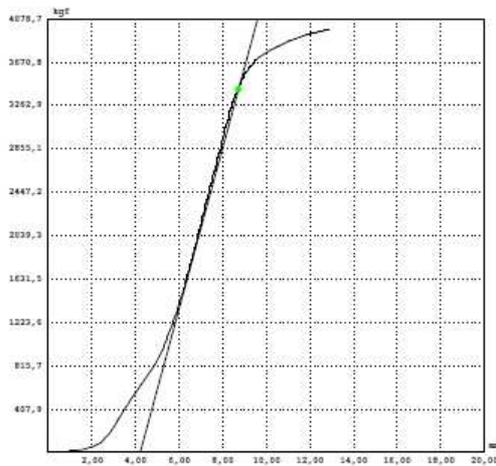
ENSAIO: 00000445 DATA: 16/01/2012
 NORMA: NBR 6892/2002-25,40 TRABALHO REALIZADO: TRACÇÃO
 IDENTIFICAÇÃO: LAMAT 127
 CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

KRATOS
 Equipamentos Industriais Ltda

HORA: 17:51:03
 COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm
 OBSERVAÇÃO:
 PRÉ CARGA (1a. Amostra): 40,8 kgf

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm²	LIMITE DE ESCOAMENTO kgf/mm²	CARGA LIM. DE ESCOAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTremo mm
1	127	3980,0	127,7	109,0	2410,0	11,18	6,200

RELATÓRIO DE ENSAIO

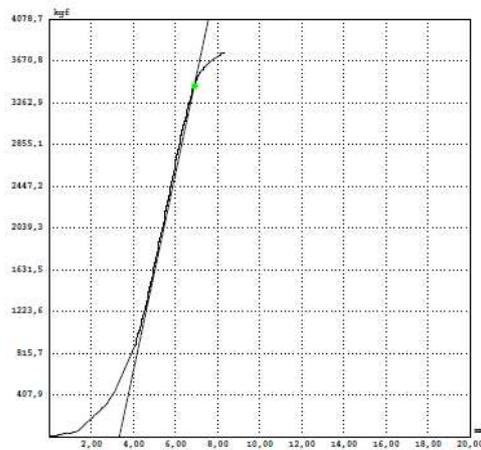
ENSAIO: 00000453 DATA: 18/01/2012
 NORMA: NBR 6892/2002-25,40 TRABALHO REALIZADO: TRACÇÃO
 IDENTIFICAÇÃO: LAMAT 151
 CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

KRATOS
 Equipamentos Industriais Ltda

HORA: 16:49:46
 COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm
 OBSERVAÇÃO:
 PRÉ CARGA (1a. Amostra): 40,8 kgf

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm²	LIMITE DE ESCOAMENTO kgf/mm²	CARGA LIM. DE ESCOAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTremo mm
1	151	3750,0	123,8	113,1	3426,1	2,60	6,210

RELATÓRIO DE ENSAIO

ENSAIO: 00000485

DATA: 20/01/2012

NORMA: NBR 6892/2002-25,40

TRABALHO REALIZADO: TRAÇÃO

IDENTIFICAÇÃO: LAMAT 175

CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

KRATOS
Equipamentos Industriais Ltda

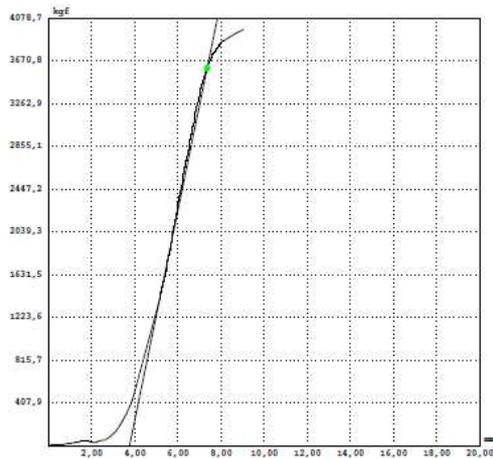
HORA: 11:47:04

COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm

OBSERVAÇÃO:

PRÉ CARGA (1a. Amostra): 40,8 kgf

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm ²	LIMITE DE ESCOAMENTO DE ESCOAMENTO kgf/mm ²	CARGA LIM. DE ESCOAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTREMO mm
1	175	3870,0	124,2	112,6	3599,4	4,80	6,380

RELATÓRIO DE ENSAIO

ENSAIO: 00000492

DATA: 20/01/2012

NORMA: NBR 6892/2002-25,40

TRABALHO REALIZADO: TRAÇÃO

IDENTIFICAÇÃO: LAMAT 199

CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

KRATOS
Equipamentos Industriais Ltda

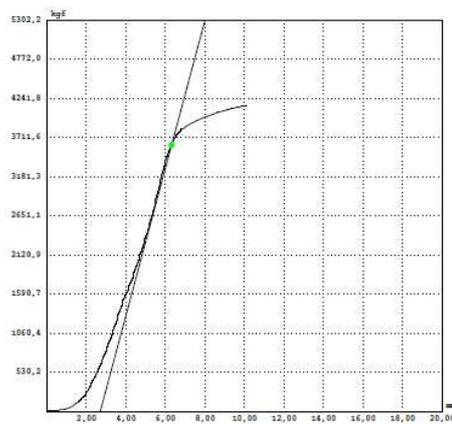
HORA: 14:00:44

COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm

OBSERVAÇÃO:

PRÉ CARGA (1a. Amostra): 53,0 kgf

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm ²	LIMITE DE ESCOAMENTO DE ESCOAMENTO kgf/mm ²	CARGA LIM. DE ESCOAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTREMO mm
1	199	4145,0	130,5	113,5	3606,5	11,24	6,360

RELATÓRIO DE ENSAIO

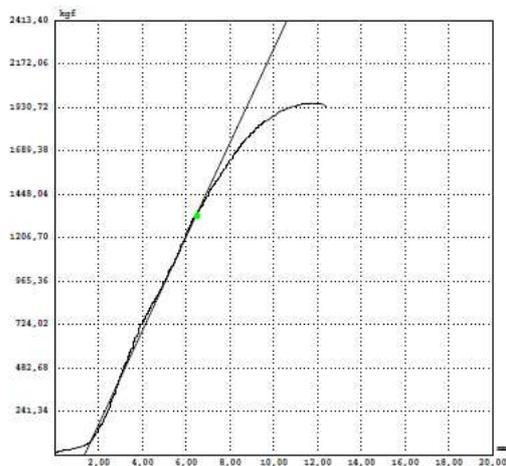
ENSAIO: 00021165 DATA: 05/04/2011
 NORMA: NBR 6892/2002-25,40 TRABALHO REALIZADO: TRAÇÃO
 IDENTIFICAÇÃO: CTEEP- LAMAT 3777
 CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf



HORA: 08:35:37
 COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm
 OBSERVAÇÃO:
 PRÉ CARGA (1a. Amostra): 24,13 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm²	LIMITE DE ESTICAMENTO kgf/mm²	CARGA LIM. DE ESTICAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTremo mm
1	3777	1934,00	60,55	41,13	1227,37	15,75	6,410

RELATÓRIO DE ENSAIO

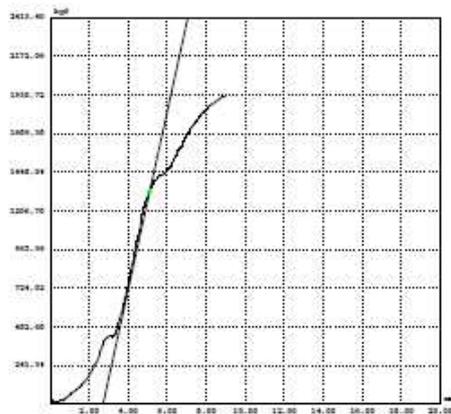
ENSAIO: 00021173 DATA: 05/04/2011
 NORMA: NBR 6892/2002-25,40 TRABALHO REALIZADO: TRAÇÃO
 IDENTIFICAÇÃO: CTEEP- LAMAT 3785
 CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf



HORA: 09:27:11
 COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm
 OBSERVAÇÃO:
 PRÉ CARGA (1a. Amostra): 24,13 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm²	LIMITE DE ESTICAMENTO kgf/mm²	CARGA LIM. DE ESTICAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTremo mm
2	3785	1924,00	60,34	40,70	1227,37	8,27	6,360

RELATÓRIO DE ENSAIO

KRATOS
 Equipamentos Industriais Ltda.

ENSAIO: 00021177

DATA: 05/04/2011

HORA: 09:55:51

NORMA: NBR 6892/2002-25,40

TRABALHO REALIZADO: TRAÇÃO

COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm

IDENTIFICAÇÃO: CTEEP- LAMAT 3769

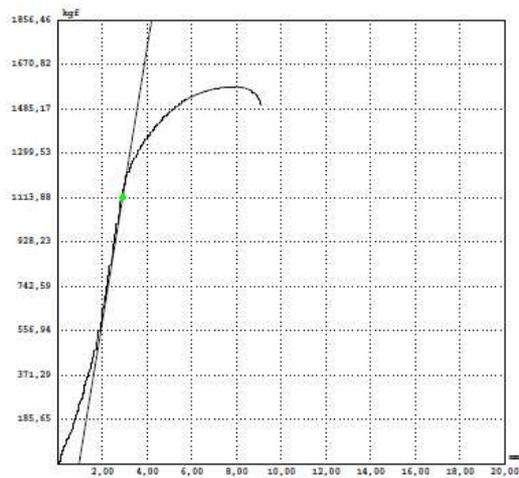
OBSERVAÇÃO:

CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf

PRÉ CARGA (1a. Amostra): 19,56 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

UMIDADE RELATIVA: 50,00 %



Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm ²	LIMITE DE ESCOAMENTO DE ESCOAMENTO kgf/mm ²	CARGA LIM. DE ESCOAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTERNO mm
■ 1	3769	1577,00	49,80	35,17	1113,88	19,02	6,350

RELATÓRIO DE ENSAIO

KRATOS
 Equipamentos Industriais Ltda.

ENSAIO: 00021215

DATA: 06/04/2011

HORA: 14:35:52

NORMA: NBR 6892/2002-25,40

TRABALHO REALIZADO: TRAÇÃO

COMPRIM. DO C.P.: 25,40 mm

IDENTIFICAÇÃO: CTEEP-LAMAT 3793

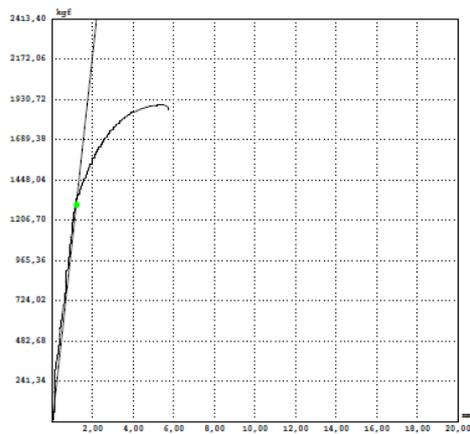
OBSERVAÇÃO:

CÉLULA DE CARGA: 20000 kgf

PRÉ CARGA (1a. Amostra): 24,13 kgf

TEMPERATURA: 25,00°C

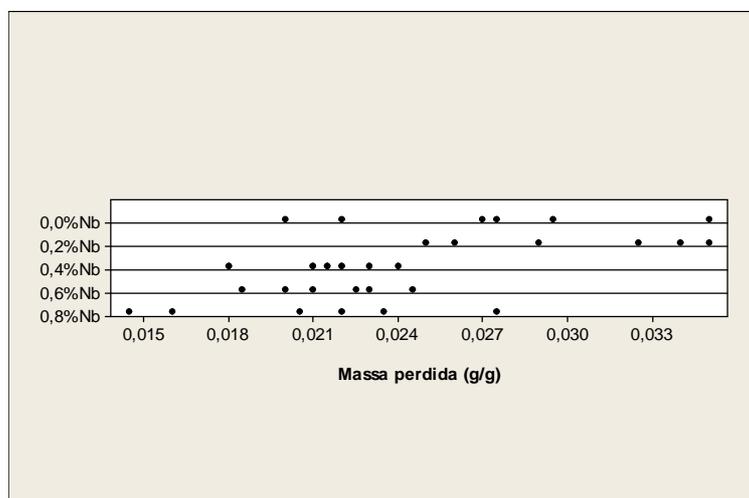
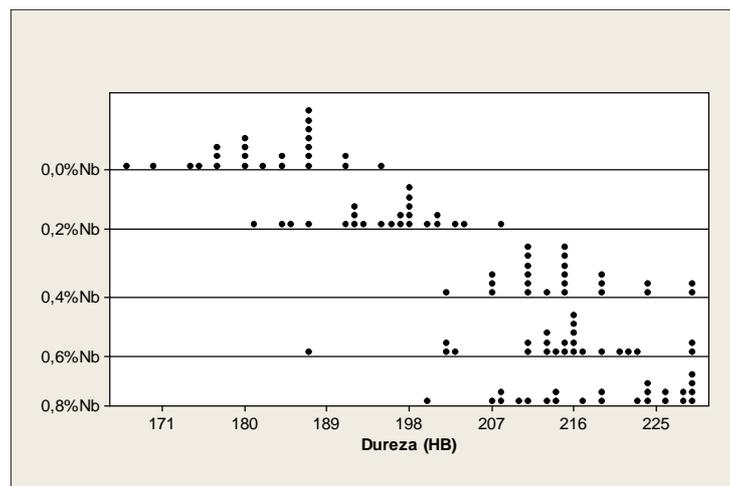
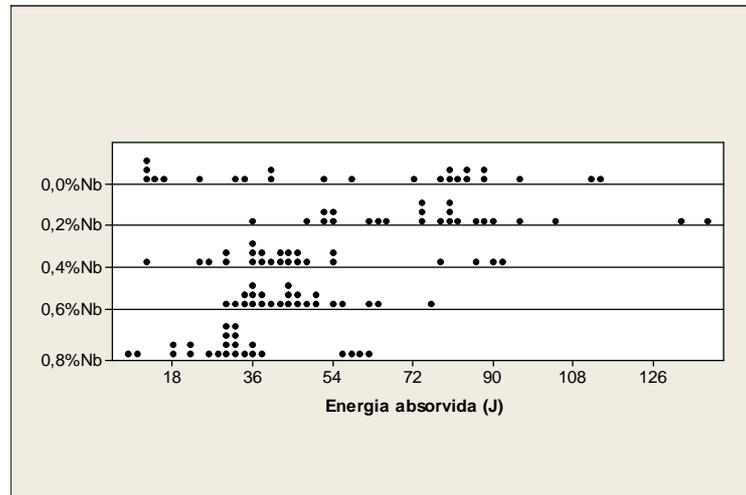
UMIDADE RELATIVA: 50,00 %

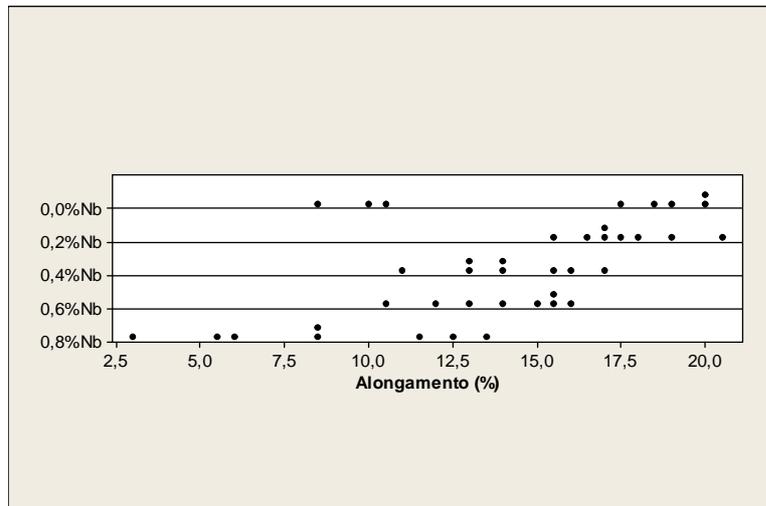
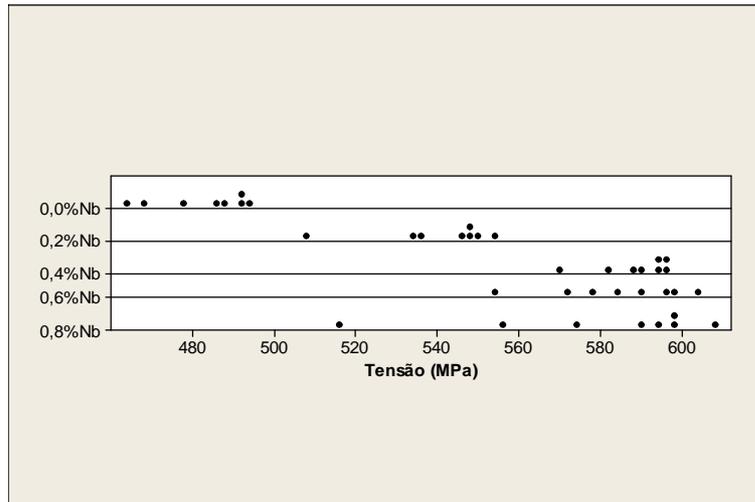


Amostra No.	IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA	FORÇA MÁXIMA kgf	LIMITE DE RESISTÊNCIA kgf/mm ²	LIMITE DE ESCOAMENTO DE ESCOAMENTO kgf/mm ²	CARGA LIM. DE ESCOAMENTO kgf	ALONGAMENTO %	DIÂMETRO EXTERNO mm
■ 1	3793	1896,00	59,49	40,70	1297,21	15,63	6,370

ANEXO D: AVALIAÇÃO DA DISPERSÃO DOS RESULTADOS DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS – MINITAB

C1: Exemplos de curvas obtidas para a situação sem tratamento térmico:





C2: Exemplos de curvas obtidas para a situação com tratamento térmico:

