FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

ADAURI SILVEIRA RODRIGUES JÚNIOR

AVALIAÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO APLICADO A FACAS INDUSTRIAIS PARA TRABALHO A FRIO

VOLTA REDONDA 2013 FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

AVALIAÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO APLICADO A FACAS INDUSTRIAIS PARA TRABALHO A FRIO

Dissertação apresentada à Fundação Oswaldo Aranha do Campus Aterrado, Centro Universitário de Volta Redonda, para a obtenção do título de Mestre em Materiais.

Mestrando: Adauri Silveira Rodrigues Júnior.

Orientador: Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro.

VOLTA REDONDA 2013

FOLHA DE APROVAÇÃO

Adauri Silveira Rodrigues Júnior

Avaliação do ferro fundido nodular austemperado aplicado a facas industriais para trabalho a frio

Orientador: Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro - UniFOA

Coorientador: Prof. Dr. Emerson Augusto Raymundo - UniFOA

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. José Vitor Candido de Souza - UniFOA

Prof. Dr. Gilbert Silva - UNIFEI

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro - UniFOA

"Não deveria valer apenas a nota tirada na prova de matemática, mas o respeito pelo outro e o tipo de ser humano que nos revelamos."

Howard Gardner - 2007

Autor da teoria das Inteligências Múltiplas Edição 175 - Agosto 2007 - Reportagem de Danielle Fanelli

Agradecer a DEUS, senhor de todas as honras. E dedicar a minha esposa Renata Kely C. Rodrigues a minha filha Bruna Kely Rodrigues e ao meu filho Guilherme Kely Rodrigues pela paciência e pelo amor com que sempre me acolheram, mesmo estando ausente tantas vezes.

AGRADECIMENTOS

Gostaria de registrar o meu agradecimento a todas as pessoas que contribuíram para que este projeto fosse realizado da forma mais adequada, em especial ao grande orientador e amigo Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro que me acompanhou em todos os momentos.

Gostaria também de prestar reconhecimento aos meus pais, Adauri Silveira Rodrigues e Jussara Salustino Rodrigues por terem nos dado à devida educação para que eu e meu amado irmão Richardson Salustino Rodrigues nos tornássemos pessoas de bem.

Professores, mestres, coordenadores e funcionários do Centro Universitário de Volta Redonda - UniFOA, que transmitiram seus conhecimentos e sua experiência a fim de ajudar-nos na conclusão do curso e na elaboração deste projeto.

Aos amigos da Universidade Severino Sombra, prof. Dr. Cesar Simões e ao prof. Dr. Abenildo do Carmo Mendonça, pois sem o apoio de vocês o sonho não poderia se tornar realidade. Aproveito para registrar que ambos são grandes exemplos em minha vida profissional.

As empresas BR Metals Fundições[®] pela ajuda concedida na realização de algumas tarefas em laboratório e na obtenção de resultados.

RESUMO

Atualmente em muitas indústrias empregam-se processos de rebarbação automatizada que faz uso das chamadas "facas industriais" aplicadas em matrizes com o objetivo de retirar as rebarbas das peças por meio de cisalhamento. Este processo é aplicado para eliminação de rebarbas de peças seriadas de grande volume de produção para obter ganho de tempo e produtividade em fabricação de virabrequins. Atualmente o material empregado em rebarbação automatizada para confecção destas facas industriais são aços ferramentas para trabalho a frio recomendados pelo fornecedor AÇOS VILARES® o VC 131, porém este material possui um custo elevado e em campo apresenta um índice alto de quebra reduzindo muito a vida útil destas facas. Esse trabalho avaliou as propriedades do aço VF 800AT e o ferro fundido nodular austemperado (FFNA) para a substituição do VC 131. E também avaliar se o FFNA pode atuar como uma alternativa tecnicamente e comercialmente viável, descrevendo neste trabalho suas etapas de produção e os resultados obtidos em ensaios mecânicos comparando-os com os resultados dos aços atualmente empregados neste processo.

Palavras-chave: Ferro Fundido Nodular Austemperado – FFNA; Aço VC 131; Aço VF 800AT; Facas industriais; Metalografia; Microscopia Eletrônica de Varredura.

ABSTRACT

Currently employed in many industries the automated deburring process that makes use of so-called "industrial knives" applied to matrices with the objective of removing the burrs through shearing. This process is applied for deburring parts of large production volume for time saving and productivity. Currently the material used in our manufacturing process for these industrial knives is the steel VC 131, for work in cold, recomended by Aços Vilares ®, but this material has a high cost and is showing a high rate of breakoing, reducing the useful life of these knives. This study aims to evaluate a suggested replacement of the VC 131 by another type of steel, the VF 800AT, and also whether the ADI - austempered ductile iron can act as a technical and comercially feasible alternative describing in this study its production steps and results obtained in the mechanical tests comparing them with the results of the steels currently used in this process.

Keywords: Austempered Ductile Iron - ADI; Steel VC131; Steel VF800AT; Industrial Knives; Metallography; Scanning Electron Microscope.

LISTA DE TABELAS

| Tabela 1 – Aplicações dos AÇOS VILLARES® - VC131. (Fonte: Catálogo)17 |
|--|
| Tabela 2 – Aplicações dos AÇOS VILLARES® - VF800AT. (Fonte: Catálogo)41 |
| Tabela 3 – Dimensões para a Figura 20, conforme norma ASTM A 53652 |
| Tabela 4 – Faixas de trabalho definida para estudo no presente trabalho54 |
| Tabela 5 – Análise Química (Definida vs Média encontrada)57 |
| Tabela 6 – Resultados e comparações das Análises Químicas |
| Tabela 7 – Resultados das Durezas Rockwell C72 |
| Tabela 8 – Resultados do Ensaio de Tração do FFNA73 |
| Tabela 9 – Resultados do Ensaio de Charpy75 |
| Tabela 10 – Microestrutura dos materiais via MEV80 |
| Tabela 11 – Comparação das fases e elementos presentes via MEV (EDS)81 |
| Tabela 12 – Comparação de microscopia. MEV (Fraturas) – Elétrons secundários .83 |
| Tabela 13 – Comparação de Custo das Facas Industriais. (Fonte: IMER)84 |

LISTA DE FIGURAS

| Figura 25 – (a) Máquina de Ensaio Universal; (b) Gabarito Para Marcar o CP66 |
|---|
| Figura 26 – Máquina de Ensaio Charpy68 |
| Figura 27 – Dimensões do CP68 |
| Figura 28 – Microscópio Óptico69 |
| Figura 29 – Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV TM300070 |
| Figura 30 – Corpos de prova para ensaio charpy75 |
| Figura 31 - Ferro Fundido Nodular Austemperado; (a) 100x Sem Ataque; (b) 100x |
| com ataque; (c) 1.000x Sem Ataque; (d) 1.000x com ataque77 |
| Figura 32 - VF 800AT - Aços VILLARES®; (a) 100x Sem Ataque; (b) 100x com |
| ataque; (c) 1.000x Sem Ataque; (d) 1.000x com ataque78 |
| Figura 33 - VC 131 - Aços VILLARES®; (a) 100x Sem Ataque; (b) 100x com |
| ataque; (c) 1.000x Sem Ataque; (d) 1.000x com ataque79 |

LISTA DE GRÁFICOS

| Gráfico 1 – Performance produtiva do TF 8404 vs Custo das Facas Industriais20 |
|--|
| Gráfico 2 – Diagrama Binário Ferro-Carbono (Fe-C). (DRUMOND, 1987)26 |
| Gráfico 3 - Diagrama Ternário Ferro-Carbono-Silício (Fe-C-Si). (DRUMOND, 1987) |
| |
| Gráfico 4 – Ampliação próxima ao ponto eutético (SANTOS 1989)28 |
| Gráfico 5 – Efeito dos elementos de liga nos pontos eutéticos. (CARMO, 1992)28 |
| Gráfico 6 – Regiões definidas pelo Diagrama Ferro-Carbono-Silício (Fe-C-Si)30 |
| Gráfico 7 – Fenômeno de recalescência (SOUZA – 1989)31 |
| Gráfico 8 - Representação esquemática Curva ITT para AÇOS (SILVA, A. e MEI, |
| 2006) |
| Gráfico 9 – Curva Temperaturas de Revenimento [°C] vs Dureza [HRC] – VC13140 |
| Gráfico 10 – Curva Temperaturas de Revenimento °C vs Dureza HRC – VF800AT 42 |
| Gráfico 11 - Ciclo de tratamento térmico para FFNA. (CARMO e DIAS, 2001)44 |
| Gráfico 12 – Etapas do Ciclo de Tratamento Térmico Austêmpera (AUTOR)45 |
| Gráfico 13 – Estágios do ciclo de Austêmpera. (Janela de Processo)47 |
| Gráfico 14 – Ciclo Térmico de Austêmpera realizado no experimento60 |
| Gráfico 15 – Resultados das Durezas Rockwell C72 |
| Gráfico 16 – Dispersão LIM RES (LR) vs LIM ESC (LE)74 |
| Gráfico 17 – Dispersão LIM RES (LR) vs % ALONGAMENTO74 |
| Gráfico 18 - Correlações entre Propriedades e Temperatura de Austêmpera. |
| (SoreImetal, 1990) |
| |

SUMÁRIO

| INT | RODU | IÇÃO | | 14 | | |
|-----|-------|---|--|----|--|--|
| 1. | CONS | ONSIDERAÇÕES INICIAIS15 | | | | |
| | 1.1. | Peça b | ruta de fusão | 15 | | |
| | 1.2. | Rebarb | pação automatizada | 15 | | |
| | 1.3. | Facas | industriais | 16 | | |
| | 1.4. | AÇOS | - Ferramenta para trabalho a frio | 17 | | |
| | 1.5. | AÇO V | C 131 aplicado para facas industriais | 19 | | |
| | 1.6. | Desempenho e custo das facas industriais AÇO VC 131 | | | | |
| 2. | OBJE |)BJETIVO | | | | |
| 3. | REVIS | VISÃO BIBLIOGÁFICA23 | | | | |
| | 3.1. | Arranjo | o cristalino e Solução sólida | 23 | | |
| | | 3.1.1. | Ferrita (ferro α) | 24 | | |
| | | 3.1.2. | Austenita | 24 | | |
| | | 3.1.3. | Perlita | 24 | | |
| | | 3.1.4. | Cementita | 24 | | |
| | | 3.1.5. | Grafita | 25 | | |
| | 3.2. | Diagra | mas de fases | 25 | | |
| | 3.3. | Ferros | Fundidos | 28 | | |
| | 3.4. | Processo de solidificação dos ferros fundidos29 | | | | |
| | 3.5. | Ferros fundidos dúcteis ou nodulares31 | | | | |
| | 3.6. | Tratamento de esferoidização ou nodulização32 | | | | |
| | 3.7. | Determinação do número de nódulos de grafita | | | | |
| | 3.8. | Tratamento térmico3 | | | | |
| | 3.9. | Tratamento térmico do aço - VC 131 | | | | |
| | 3.10. | Tratam | ento térmico do aço – VF800AT | 40 | | |
| | 3.11. | Tratam | ento térmico do FFNA | 42 | | |
| | 3.12. | Janela | de processo de austêmpera | 44 | | |
| 4. | MATE | RIAIS E | E MÉTODOS | 49 | | |
| | 4.1. | Confec | ção dos corpos de prova dos Aços VC131 e o VF800AT | 49 | | |
| | 4.2. | Preparação dos corpos de prova do FFNA50 | | | | |
| | 4.3. | Preparação dos moldes52 | | | | |

| | 4.4. | Preparação do ferro fundido nodular54 | | |
|----------------------------------|---|---------------------------------------|--|-----|
| | | 4.4.1. | Corte e preparação dos corpos de prova | 58 |
| | | 4.4.2. | Tratamento térmico de austêmpera - FFNA | 59 |
| | 4.5. | Usinage | em e Retífica | 62 |
| | 4.6. | Análise | química | 63 |
| | 4.7. | Ensaios | s de dureza Rockwell C | 64 |
| | 4.8. | Ensaio | de tração | 64 |
| | 4.9. | Ensaio | charpy | 67 |
| | 4.10. | Ensaio | de Microscopia Óptica - MO | 69 |
| | 4.11. | ENSAI | D de Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV | 70 |
| 5. | RESU | ILTADO | S E DISCUSSÃO | 71 |
| | 5.1. | Compo | sição química | 71 |
| | 5.2. | Ensaios | s dureza Rockwell C | 71 |
| | 5.3. | Ensaios | s mecânicos: tração | 73 |
| | 5.4. | Ensaio | mecânico: charpy | 74 |
| | 5.5. | Miscros | copia Óptica | 75 |
| | 5.6. | Miscros | copia Óptica do FFNA | 757 |
| | 5.7. | Microso | copia Óptica do VF 800AT | 78 |
| | 5.8. | Microso | copia Óptica do VC 131 | 79 |
| | 5.9. | Miscros | copia Eletrônica de Varredura - MEV | 80 |
| 7. | VIABILIDADE ECONÔMICA84 | | 84 | |
| 8. | VIABILIDADE TÉCNICA PARA APLICAÇÃO EM CAMPO86 | | | |
| 9. | CONCLUSÕES90 | | | |
| 10. |). SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS92 | | | |
| 11. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS93 | | | 93 | |

INTRODUÇÃO

O presente trabalho descreve brevemente o processo de rebarbação automatizada para peças seriadas em ferro fundido de alta produtividade aplicada para eliminação das rebarbas destas peças, assim como o material empregado atualmente neste equipamento responsável pelo corte das referidas rebarbas por meio de cisalhamento. Estes materiais são conhecidos no mercado como "facas industriais" e o material hoje utilizado para a confecção destas facas neste equipamento é o aço ferramenta para trabalho a frio o "VC 131 dos AÇOS VILLARES®", em que foram apresentadas algumas de suas características principais assim como os resultados obtidos em campo. Em função de um elevado índice de quebra destas facas industriais motivou-se então um estudo com o foco na determinação das características chaves que poderiam estar impactando na quebra destas ferramentas e determinação de possíveis causas raizes, propondo então melhorias no processo e nos materiais envolvidos, gerando consequente redução de custo ou ganho de desempenho.

Na sequencia também foi avaliado a proposta de substituir o material da faca por outro tipo de aço ferramenta para trabalho a frio também indicado para a atual aplicação o "VF 800AT dos AÇOS VILARES®" realizando comparações entre suas características.

Foi também avaliado um material alternativo o "FFNA - Ferro Fundido Nodular Austemperado" (foco de pesquisa para possível aplicação como faca industrial). Este material é basicamente uma liga de ferro – carbono – silício (Fe-C-Si) que após a preparação do ferro nodular sofre um tratamento térmico conhecido como austêmpera. Avaliando se este material dependendo da sua elaboração (processo de fabricação) pode apresentar características compatíveis com os aços apresentados acima, visando à possibilidade de uma alternativa mais viável economicamente.

1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

1.1. Peça bruta de fusão

Algumas propriedades da peça bruta de fusão as quais serão submetidas ao corte por cisalhamento são importantes de serem conhecidas para melhor definir os materiais que serão empregados para confecção das "facas industriais" utilizadas nestas matrizes.

O material da peça bruta de fusão ao qual estamos colocando para corte trata-se de um ferro fundido nodular, atendendo as especificações da norma DIN classe GGG60 que possui dureza de 250 à 300 HB, que corresponde a aproximadamente a uma dureza em Rockwell C de 23 à 24 HRC encontradas na região onde as "facas industriais" tocam a peça bruta.

Para garantir ou minimizar ao máximo que estas imperfeições oriundas do processo de fundição possam prejudicar a performance das "matrizes" ou das "facas industriais" foram criados pontos de inspeção visual das peças brutas antes da liberação para o equipamento de rebarbação automatizada.

A peça bruta deve ser devidamente inspecionada de modo a identificar imperfeições oriundas do processo produtivo que possam interferir e ou prejudicar o funcionamento dos mecanismos ou prejudicar a performance da matriz, portanto as peças brutas que passam por este processo devem ser isentas de defeitos de fundição, tais como:

- Aderência de areia;
- Inchamento de perfis;
- Dimensional fora do especificado;
- Dureza fora do especificado.

1.2. Rebarbação automatizada

O processo de rebarbação automatizado é um equipamento relativamente simples, consiste de uma prensa com uma matriz muito similar as utilizadas nos

processos de estampagem. Esta prensa não deve tocar a peça servindo apenas para remover a rebarba que fica localizada na região de apartação da peça bruta por cisalhamento. A Figura 1 (a) mostra a rebarba existente na peça bruta fundida.

A peça bruta é posicionada no equipamento sobre um "berço" que copia todo perfil de contato com a peça onde a mesma é apoiada. A matriz é posicionada no equipamento na parte superior onde são montadas as "facas industriais". A Figura 1 (b) mostra a matriz (parte superior) com a peça posicionada sobre o berço, onde a matriz ao comprimir a peça contra o berço faz com que as rebarbas sejam removidas.



Figura 1 – (a) Rebarbas peça bruta; (b) Matriz, peça bruta e berço.

O equipamento deve respeitar as características de projeto do fabricante quanto às pressões de corte, velocidade de avanço e tempo de ciclo para que possa obter o rendimento máximo das "facas industriais" garantindo que sua vida útil seja a mais longa possível. O equipamento deve prover estabilidade no processo quanto aos parâmetros mencionados acima. O tempo de ciclo 08s; velocidade de avanço 4 in/s; Pressão de corte 3.000 à 10.000 kgf/cm².

1.3. Facas industriais

As "facas industriais" são peças confeccionadas com um aço especial conhecido como "Aço Ferramenta para Trabalho a Frio", com geometrias diversas de acordo com a geometria da peça e desenho as quais são destinadas. A Figura 2 (a)

mostra uma faca industrial isolada da matriz e na Figura 2 (b) mostram várias facas industriais que são montadas na matriz formando todo o contorno da peça a ser rebarbada.



Figura 2 – (a) Faca industrial; (b) Conjunto de facas completo. Matrizes

A escolha do material empregado nesta faca industrial atualmente é feito com base em catálogos específicos recomendados pelo fornecedor, dentre eles destacamos o VC 131 no catálogo dos AÇOS VILLARES® para trabalho a frio na Tabela 1 mostra aplicações e normas similares:

| Marca VILLARES METALS | Normas Similares | Aplicações |
|-----------------------|---------------------|---|
| VC131 | AISI - D6 | Aço de extrema estabilidade dimensional do tipo conhecido como indeformável. Excepcional resistência à abrasão e máxima estabilidade de gume, ideal para corte de chapas. Utilizado também para revestimentos de moldes cerâmicos. |

Tabela 1 – Aplicações dos AÇOS VILLARES® - VC131. (Fonte: Catálogo)

1.4. AÇOS - Ferramenta para trabalho a frio

Os aços atualmente empregados para a confecção das facas industriais são aços especiais no que diz respeito a sua composição química e quanto ao seu processo de fabricação que por meio de tratamentos térmicos conferem a estes aços características singulares.

Os "Aços Ferramenta para Trabalho a Frio" possuem este nome, pois o material no qual estes aços atuam estão submetidos à temperatura ambiente normal de trabalho, ou seja, não sofrem nenhum tipo de pré-aquecimento antes do início de sua aplicação e por este motivo recebem esta classificação "Trabalho a Frio" em função de sua temperatura de aplicação não havendo recristalização do material. As principais propriedades geralmente exigidas dos aços para trabalho a frio são:

- Alta resistência à abrasão;
- Elevada retenção de corte;
- Alta tenacidade;
- Alta resistência ao choque;
- Estabilidade dimensional;
- Composição Química.

A alta resistência à abrasão possui importância nas aplicações onde existem grandes atritos entre a ferramenta de corte e o material de trabalho. Essa característica é assegurada pela presença de carbonetos livres na matriz.

A elevada retenção de corte consiste na capacidade de produzir elevado número de cortes de boa qualidade entre retificações e sua obtenção depende basicamente de sua dureza no gume de corte das facas.

A alta tenacidade é uma das principais propriedades, pois as ferramentas recebem esforços irregulares ou grandes solicitações de flexão, torção, impacto e etc. Caracteriza-se pela capacidade de absorver energia nas diversas fases da deformação.

A alta resistência ao choque é também uma propriedade fundamental em facas industriais, pois estas ferramentas são sujeitas a grandes solicitações de impacto. A resistência ao choque geralmente são obtidas por elevada dureza superficial associada a um núcleo com elevada tenacidade.

A estabilidade dimensional é um fator importante, pois este assegura que as facas não sofreram desgastes prematuros garantindo a conformidade dimensional das peças produzidas.

A composição química é elaborada de modo a potencializar os tratamentos térmicos posteriores, assim como conferir propriedades mecânicas para aplicação em regime severo de trabalho. Estes aços possuem um controle apurado do seu processo de fabricação de modo que possam atingir as solicitações mecânicas a que se destinam.

1.5. AÇO VC 131 aplicado para facas industriais

A aplicação de materiais em facas industriais impõe ao material uma altíssima exigência mecânica, isso faz com que se realize um estudo profundo no sentido de determinar o ponto de equilíbrio entre as propriedades mecânicas, pois em alguns casos tratamos com propriedades inversamente proporcionais, que são os casos de dureza e tenacidade. De modo que quando uma propriedade aumenta a outra reduz e vice versa, conforme já mencionado acima o aço VC 131 dos AÇOS VILLARES® é o atual material empregado para confecção da faca industrial (hoje aplicado em nosso processo de rebarbação automatizada). Como apresentado na ficha técnica do produto (cedida pelo fabricante) algumas características deste material foram colocadas em evidência em nosso estudo.

O aço VC 131 possui como características gerais alta estabilidade dimensional e excelente resistência ao desgaste. As aplicações típicas são: Matrizes de corte, facas e tesouras de alto rendimento para cortes de chapas de aço silício de até 4 mm de espessura, estampos para cortes de precisão na indústria de papel. Placas para revestimento de moldes para tijolo e ladrilhos, ferramentas para prensagem de pós-metálicos e materiais altamente abrasivos, tais como: guias para máquinas operatrizes, réguas para retificadoras; peças de desgaste de calibres, micrômetros e ferramentas em geral que exige a máxima resistência à abrasão e retenção de corte. (Fonte: Ficha Técnica do produto)

Durante o ano de 2012 foi medido a performance do material VC 131 em campo com o objetivo de determinar quantas peças em média por dia foram rebarbadas por estas facas industriais. Com foco em tentar medir a vida útil real destas e definir um ponto mínimo de vida útil.

1.6. Desempenho e custo das facas industriais AÇO VC 131

Para que pudéssemos obter uma avaliação do desempenho das facas industriais e medi-lo com precisão, destacamos do nosso portfólio um item conhecido como "TF 8404" que possui uma constância de produção em média cerca de 30 mil peças por mês, conforme mostrado no Gráfico 1 abaixo, este gráfico nos mostra que em média por mês foram gastos R\$ 7.000,00 com facas industriais. Representando um custo em média R\$ 0,23 por peça produzida com as facas industriais, sendo este considerado como "custo interno de fabricação".



Gráfico 1 - Performance produtiva do TF 8404 vs Custo das Facas Industriais.

Foi monitorado o desgaste das facas industriais e o índice de quebra das mesmas, onde foi definido como parâmetro de avaliação o que seria considerado como faca quebrada, ou seja, quando as facas não são mais passíveis de recuperação, da seguinte forma:

 Quando a faca sofre uma pequena avaria, porém com algum trabalho de retífica, afiação ou deslocamento de sua posição original a mesma será classificada como "Faca Recuperada". Somente quando não existe nem um tipo de recuperação as mesmas são consideradas "Quebradas ou Inutilizadas".

Para garantir a rentabilidade financeira temos que produzir um número mínimo de peças com as facas industriais que deve ultrapassar 30 mil peças, pois abaixo deste número sabemos que estamos reduzindo nosso faturamento, em função de estarmos aumentando nossos custos internos de fabricação.

Observando nosso histórico, onde são rebarbadas em média, a quantidade de 1.200 peças por dia somente deste item "TF 8404" citado como referência em nosso estudo. Quando ocorre quebra de faca industrial toda a matriz é então retirada da máquina, sendo então imediatamente substituída por outra. Entretanto este procedimento causam transtornos na programação perda de tempo tais como: Troca, Setup de Montagem, Fixação e etc.

Portanto para um índice de produção satisfatório esperam-se que as facas industriais devam resistir no mínimo 18 dias de trabalho o que daria uma produtividade de 21.600 peças, ou seja, um número que estaria dentro das nossas expectativas como mínimo aceitável.

Em função do histórico do ano de 2012 apresentado no Gráfico 1 percebemos que para algumas facas este número fica em torno de 05 dias de produção logo realizando menos do que o esperado com casos de facas duraram apenas 03 dias, onde foram produzidas apenas 3.600 peças.

O VC 131 custa hoje no mercado em torno de R\$ 17,00/kg e o custo das facas industriais já usinadas e retificadas prontas para o uso ficam em média em torno de R\$ 865,00, podendo variar em função da complexidade do perfil e tamanho da faca. (Fonte: Fornecedor IMER).

2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo comparar a tenacidade do tradicional aço ferramenta para trabalho a frio o VC 131 norma AISI D6 com dois outros tipos de materiais. Sendo um o aço também aplicado para trabalhos a frio o VF800AT e o outro material a ser comparado é o FFNA - Ferro Fundido Nodular Austemperado.

O objetivo principal deste projeto foi fazer uma avaliação do material atual VC 131 tentando identificar quais são os principais modos de falha destacando as características críticas e comparando se o material proposto VF800AT possui um desempenho melhor em campo.

Como proposta de pesquisa e foco de estudo avaliar se o FFNA pode ser uma alternativa viável técnica e comercialmente aos dois aços supracitados.

Após a comparação dos resultados obtidos, selecionar para uso o material com as melhores propriedades mecânicas para o emprego em rebarbação automatizada para peças seriadas com elevada produção.

3. REVISÃO BIBLIOGÁFICA

3.1. Arranjo cristalino e Solução sólida

Conforme (CALLISTER, 2008) um material cristalino é aquele em que os átomos estão posicionados em um arranjo repetitivo ou periódico ao longo de grandes distâncias atômicas. Sabemos que algumas propriedades dos sólidos cristalinos dependem da estrutura cristalina do material, ou seja, a maneira segundo a qual os átomos, íons ou moléculas estão espacialmente arranjados e alguns metais, podem ter mais do que uma estrutura cristalina, um fenômeno chamado de polimorfismo. Quando encontrada em sólidos elementares, essa condição é chamada de alotropia. A estrutura cristalina que prevalece depende tanto da temperatura quanto da pressão interna. O ferro puro possui uma estrutura cristalina CCC à temperatura ambiente, que se alteram para uma estrutura cristalina CFC a 912°C.

Contudo mesmo com esta mudança alotrópica da solução sólida de ferro em sua estrutura cristalina a solubilidade de carbono e outros elementos são limitados. Durante o processo de solidificação os elementos não combinados segregam-se para o contorno do grão. A combinação do carbono e ferro, em equilíbrio termodinâmico, dará origem a diferentes constituintes chamados de fases que pode ser definida como uma porção homogênea com estrutura físico-química uniforme, sendo observados através de microscopia. A presença destas fases ajuda a interpretar as propriedades mecânicas.

Segundo (SILVA, et. al. 2006), quando dois elementos se misturam para formar uma solução sólida, podem ocorrer:

 Solução Sólida Substitucional - Os átomos do soluto podem substituir uma fração dos átomos da matriz. Para que ocorra este fenômeno deve haver compatibilidade: eletroquímica, estrutura cristalina e valências próximas entre os elementos com seus raios atômicos próximos (mais ou menos 15% de variação no raio ou no diâmetro atômico). Solução Sólida Intersticial – Os átomos se alojam nos espaços vazios da matriz preenchem os espaços vazios ou interstícios que existem entre os átomos para que ocorra este fenômeno o raio atômico deve ser substancialmente menor em relação à matriz.

3.1.1. Ferrita (ferro α)

A ferrita (do latim "ferrum") uma solução sólida de carbono e ferro no estado alotrópico do ferro puro, contém em solução traços de carbono, estável abaixo de 910°C e se cristaliza no sistema cúbico de corpo centrado. Também chamada de ferro alfa. Comparada com outros constituintes, a ferrita é pouco dura, com dureza Brinell igual a 80. (CHIAVERINI, 1987).

3.1.2. Austenita

A austenita (do nome do metalurgista inglês Roberts-Austen) uma solução sólida de carbono e ferro gama, possui estrutura cristalina CFC, existindo entre as temperaturas de 727° e 1495°C, e com solubilidade máxima de carbono no ferro de 2,11% a 1148°C. Apresenta uma boa resistência mecânica e apreciável tenacidade e não é magnético. (CHIAVERINI, 1987)

3.1.3. Perlita

A perlita apresenta-se na forma de lâminas finas dispostas alternadamente. É uma mistura mecânica de 11,5% de cementita e 88,5% de ferrita, na forma de laminas finas disposta alternadamente. As propriedades mecânicas da perlita são intermediárias entre as da ferrita e da cementita. (CHIAVERINI, 1987)

3.1.4. Cementita

A cementita (do latim "caementum") é conhecida como carboneto de ferro, Fe₃C (contendo 6,67% de C), constituinte extremamente duro e quebradiço e que aparece no ferro fundido isoladamente ou em camadas alternadas com ferrita, formando a perlita, no primeiro caso, em quantidade predominante, da origem ao ferro fundido branco. (CHIAVERINI, 1987)

3.1.5. Grafita

Ao contrário dos três constituintes anteriormente citados, também encontrados nos aços comuns, este é tipicamente característico dos ferros fundidos. É formada, praticamente, por carbono puro disposto em camadas, podendo assumir diferentes formas, disposições e tamanhos. Apresenta baixa resistência mecânica e dureza entre 1 e 2 Mohs. (CHIAVERINI, 1987)

3.2. Diagramas de fases

As fases mencionadas estão presentes e compõe o diagrama de equilíbrio também conhecido como "Diagrama de Fases". Este diagrama apresenta as curvas delimitando regiões onde determinada fase existe e a que temperatura de formação as delimitam, além de nos informar a concentração dos elementos presentes.

Segundo (CALLISTER, 2008) a compreensão dos diagramas de fases para sistemas de ligas é importante, pois existe uma forte correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas. Os desenvolvimentos das microestruturas de uma liga estão relacionados com as características do diagrama de fases. Adicionalmente as fases fornecem informações valiosas sobre fusão, fundição e cristalização entre outros fenômenos.

O diagrama binário Ferro-Carbono (Fe-C) ou como também é conhecido como diagrama "Ferro Cementita", pois se relaciona com o estudo dos aços e dos ferros fundidos brancos, visto no Gráfico 2 é de natureza metaestável ou pseudo-equilíbrio em que o estado de equilíbrio nunca é completamente atingido, portanto um estado metaestável pode persistir indefinidamente, experimentando mudanças extremamente pequenas e praticamente imperceptíveis com o passar do tempo. (CALLISTER, 2008)



Gráfico 2 - Diagrama Binário Ferro-Carbono (Fe-C). (DRUMOND, 1987)

Neste trabalho, o objetivo foi avaliar os tipos de ferros fundidos que possuem grafita na forma livre, com foco nos ferros fundidos nodulares.

Um sistema está em equilíbrio quando as suas características não mudam ao longo do tempo. Este tipo de sistema é conhecido como estável. O diagrama ternário ferro-carbono-silício (Fe-C-Si) é um exemplo de diagrama estável, pois suas fases não apresentam mudança com o decorrer do tempo. O diagrama ternário Fe-C-Si é muito importante para a compreensão dos fenômenos ocorridos e definem bem o mecanismo de formação das fases presentes nas microestruturas. (DRUMOND, 1987).

Segundo (CHIAVERINI, 1987) o diagrama ternário (Fe-C-Si) conhecido também como diagrama "Ferro Grafita", pois a presença do elemento "Si – Silício" por ser um elemento grafitizante promove a decomposição do carboneto (Fe₃C) em ferro e carbono na forma de grafita livre. O diagrama Fe-C-Si ou diagrama "Ferro Grafita", mostrado no Gráfico 3 representado por linhas continuas e tracejadas.



Gráfico 3 - Diagrama Ternário Ferro-Carbono-Silício (Fe-C-Si). (DRUMOND, 1987)

De acordo com (SANTOS, 1989) o sistema ferro-carbono apresentam dois pontos eutéticos, provenientes da existência de dois pontos equilíbrios:

- TEE: Temperatura Eutético Estável (Linhas tracejadas vermelhas).
- TEM: Temperatura de Eutético Metaestável (Linhas contínuas pretas).

Realizando a comparação dos diagramas verifica-se uma diferença de aproximadamente 7°C entre as temperaturas de equilíbrio do eutético estável e do metaestável, conforme visto no Gráfico 4. (SANTOS, 1989)



Gráfico 4 – Ampliação próxima ao ponto eutético (SANTOS 1989)

A diferença entre a faixa de temperatura dos eutéticos pode ser alterada por variações da porcentagem ou presença de elementos de liga, conforme visto no Gráfico 5.



Gráfico 5 - Efeito dos elementos de liga nos pontos eutéticos. (CARMO, 1992)

3.3. Ferros Fundidos

Como definido por (CHIAVERINI, 1987) "Ferro fundido é a liga ferro-carbonosilício, de teores de carbono geralmente acima de 2,0%, em quantidade superior à que pode ser retida em solução sólida na austenita, de modo a resultar carbono parcialmente livre, na forma de veios (lamelas) ou nódulos de grafita". Os ferros fundidos são uma família das ligas ferrosas com uma variedade de propriedades. Outros elementos de liga metálicos e não metálicos são adicionados para controlar e variar suas propriedades específicas. Além da composição química, outros fatores importantes que afetam as propriedades, sendo eles:

- O meio em que ocorre a solidificação;
- O tempo e temperatura de solidificação.

O ferro fundido pode ainda se subdividir em outros tipos de acordo com sua morfologia e propriedades distintas, sendo estes:

- Ferro fundido lamelar;
- Ferro fundido nodular;
- Ferro fundido vermicular;
- Ferro fundido branco;
- Ferro fundido maleável.

Porém neste trabalho estaremos interessados apenas nos ferros fundidos nodulares.

3.4. Processo de solidificação dos ferros fundidos

Observando o diagrama ternário Fe-C-Si percebemos algumas regiões definidas neste gráfico para os ferros fundidos e ilustradas por cores, conforme mostrado no Gráfico 6.



Gráfico 6 - Regiões definidas pelo Diagrama Ferro-Carbono-Silício (Fe-C-Si)

Para o diagrama ternário Fe-C-Si a interpretação dos fenômenos são mais complexas. No caso dos ferros fundidos tomados como ligas ternárias, utiliza-se um "conceito" ou "fórmula" que possibilita levar em consideração o efeito do silício nas transformações estruturais e, portanto, nas propriedades dos ferros fundidos, em que o silício está presente em teores relativamente elevados. Este conceito é o do "**Carbono Equivalente**" utilizando a Equação (1). (CHIAVERINI, 1987)

Carbono Equivalente =
$$C.E. = \% C + \frac{1}{3}(\% Si + \% P)$$
 Equação (1)

Em resumo a presença do elemento "Si – silício" faz com que sua tendência grafitizante, seja capaz de promover a decomposição da cementita – (Fe₃C) em ferro e carbono, sendo que o carbono se agrupa preferencialmente em forma de lamelas. Esta decomposição é que promove o surgimento dos veios de grafita livre observada na microestrura conhecida como ferro fundido lamelar ou como é mais conhecido "Ferro Fundido Cinzento".

A porcentagem de carbono correspondente ao ponto eutético seria de 4,26%. Todavia, é hábito fazer-se uma aproximação, considerando-se como ferro ferros fundidos eutéticos aqueles que possuem C.E. = 4,3% (CHIAVERINI, 1987) De acordo com (SOUZA – 1989) a solidificação é basicamente um processo de nucleação e crescimento das fases austenita, grafita e cementita. Conforme a temperatura decresce, o crescimento das dendritas de austenita continua, havendo um enriquecimento progressivo de carbono no líquido remanescente. Durante o processo de cristalização e crescimento das células eutéticas há liberação de calor latente, ocorre um fenômeno chamado de recalescência, com um pequeno aumento da temperatura do banho metálico, visto no Gráfico 7.



Gráfico 7 – Fenômeno de recalescência (SOUZA – 1989)

3.5. Ferros fundidos dúcteis ou nodulares

Os ferros fundidos dúcteis ou nodulares são também ligas de Fe-C-Si, porém caracterizam-se por apresentar a grafita na forma de esferas.

A forma esferoidal da grafita (daí o nome nodular devido aos nódulos de grafita) não interrompe a continuidade da matriz e por este motivo suas propriedades mecânicas como ductilidade, tenacidade e resistência são melhores do que as do ferro fundido lamelar, pois as lamelas de grafita fragilizam o material. (CHIAVERINI, 1987).

Na Figura 3 (a) evidencia os nódulos de grafita observados por microscópio óptico com ampliação de 100x revelado sem ataque químico e na Figura 3 (b) com ampliação de 100x revelado com ataque químico nital 3%. A grafita na forma esferoidal é obtida por meio de um processo de tratamento do metal líquido conhecido como "Tratamento de Nodulização do banho metálico". Este tipo de tratamento do banho consiste na adição de determinados elementos no metal fundido, como o Magnésio, Cério, Bário, Ítrio ou outros tipos de elementos de liga como Fe-Si-Mg.



Figura 3 – Aspecto Micrográfico do Ferro Fundido Nodular.(a) Reveladas Sem Ataque; (b) Revelada Com Ataque Nital 3% (AUTOR).

3.6. Tratamento de esferoidização ou nodulização

O tratamento de nodulização é uma técnica bastante empregada para a obtenção de ferro fundido nodular, promovendo na liga a transformação da forma da grafita livre presente no banho metálico em nódulos de grafita.

Basicamente toda a composição química e elementos de liga possuem comportamento semelhante o que pode variar é a concentração destes elementos e a presença significativa do elemento "Mg – Magnésio" no ferro fundido nodular, pois este elemento permite obter a grafita esferoidal de maneira mais segura regular e mais econômica. (DRUMOND, 1987)

Este tratamento pode ser realizado de diversas formas, porém uma das que mais se destaca pelo seu baixo custo e boa eficiência é o processo conhecido como "Sandwich". Neste processo a panela possui em seu interior no fundo um perfil em baixo relevo no qual permite colocar uma quantidade da liga de Fe-Si-Mg. Após a colocação desta liga nodulizante a mesma é recoberta com uma camada de sucatas finas de ferro fundido ou pequenas chapas de aço. Daí procede-se a transferência do metal líquido base despejando-o na panela onde será realizado o tratamento de nodulização do banho. (SANTOS, 1989)

Esta panela possui uma tampa que é utilizada para que durante a transferência de uma panela para outra o jorro de metal seja direcionado para o lado oposto de onde se encontra a liga nodulizante por meio de um funil, ou seja, o jorro de metal não pode atingir diretamente a sucata de cobertura e a liga Fe-Si-Mg que é o agente nodulizante. Esta tampa também possui um nome e é conhecida como "Tundish Cover" ou tampa intermediária. (SILVA, 2005)

A tampa intermediária "Tundish Cover" é muito aplicada em conjunto com o processo "Sandwich", pois ambos possuem uma eficiência reconhecida, na Figura 4 (a) e (b) são mostrados ambos componentes trabalhando em conjunto.



Figura 4 – (a) Panela especial do processo sandwich com tampa tundish cover; (b) simulação do momento do vazamento mostrando o direcionamento do jorro de metal por meio do funil. (SILVA, 2005)

O tratamento de nodulização gera uma reação violenta que ocasiona fervura do magnésio que se vaporiza e atravessa o banho metálico diminuindo o seu teor de enxofre e provocando a formação de grafita esferoidal. É de suma importância principalmente um controle do teor de enxofre, pois o mesmo combina quimicamente com o magnésio e o consome sem atuar como nodulizante, porque o magnésio é um excelente dessulfurante. (CHIAVERINI, 1987)

Segundo (CHIAVERINI, 1987), o magnésio atua como uma espécie de inibidor de curta duração, que retarda a formação da grafita. Então, cessada a ação do magnésio, a cementita se decompõe produzindo a grafita que se dissolve por igual em todas as direções, resultando assim uma forma sensivelmente esférica.

O efeito do magnésio favorecendo a formação da grafita nodular diminui com o tempo, portanto recomenda-se que após este tipo de tratamento o vazamento das peças seja o menor possível mesmo para o vazamento de lotes. Portanto o vazamento da última peça não poderá exceder a 20 min. Para a segurança do processo o ideal é que todo o vazamento das peças termine em um intervalo de tempo entre 12 a 15 min. Este tempo é conhecido como "Fading". (DRUMOND, 1987)

A relação seguinte dá a quantidade de liga de magnésio necessário para se obter grafite nodular, conforme mostrado na Equação (2): (DRUMOND, 1987).

$$Q = P. \frac{0.76 \cdot (S - 0.01) + K + t \times 10^{-3}}{\frac{R \cdot Mg}{100}} \cdot \left(\frac{T}{1450}\right)^2 \text{ Equação (2)}$$

- Q Quantidade de liga de Magnésio Mg
- P Peso do ferro fundido a tratar, em Kg.
- S Taxa de enxofre do ferro de base, em %.
- t Tempo de permanência, em minutos. (considerar 15 min)
- T Temperatura do ferro fundido no momento de tratamento
- R Rendimento do magnésio, em %.
- Mg Taxa de magnésio na liga, em %.

3.7. Determinação do número de nódulos de grafita

Um recurso muito aplicado para promover núcleos ou centros de solidificação que irão melhorar o número de nódulos no banho metálico é a adição da chamada "pós-inoculação" que consiste na adição de silício na forma de pó ou pequenas pedras, enquanto o metal estiver líquido na saída do forno, na panela ou direto no jorro de metal ao vazar a peça fundida. (CHIAVERINI, 1987)

A quantidade de nódulos de grafita reduz a quantidade de perlita formada na matriz tornando-o mais ferrítico aumentando o alongamento nos nodulares produzindo também uma matriz mais fina e homogênea reduzindo a formação de carbonetos e melhorando a usinabilidade favorecendo a ductibilidade. O número de nódulos dispersos na matriz pode ser considerado como "descontinuidades" ou "vazios", pois a resistência da grafita é quase desprezível quando comparada a resistência da matriz, em função disto a tenacidade à fratura é afetada, portanto recomenda-se que o número de nódulos esteja dentro de uma faixa de modo que não comprometa estas propriedades. O número de nódulos é determinado de acordo com a quantidade de esferas de grafita por unidade de área o milímetro quadrado por meio da utilização da Equação (3).

O método utilizado para a determinação do número de nódulos é realizado durante a análise de imagem por meio de microscopia ótica de uma amostra de ferro fundido nodular onde é colocado sobre o visor da câmera externa grande um retículo que é na verdade um plástico transparente quadriculado com graduações que nos auxiliam a delimitar a área a ser estudada. Ajusta-se o aparelho para apresentar no visor um aumento da microestrutura de 100 vezes e coloca-se a imagem na tela com o retículo. Daí é realizada a contagem no processo manual, esta contagem deve ser repetida em cinco diferentes regiões da amostra a ser estudada e em seguida é retirada uma média onde é definido o número de nódulos por milímetro quadrado.

Para a determinação deste resultado são levados em consideração os nódulos que se encontram no interior do reticulado, assim como os que estão na interface ou periferia do retículo.
Nódulos por
$$mm^2 = \frac{\left(NI + \frac{NP}{2}\right)}{S.n} \cdot A^2$$
 Equação (3)

Onde:

NI = Número de nódulos no interior do reticulado;
NP = Número de nódulos na periferia do reticulado;
S = Área do reticulado mm²;
n = Número de áreas contadas;
A = Ampliação;

O grau de esferoidização é determinado, estatisticamente, por meio da comparação da geometria dos nódulos com uma esfera perfeita o resultado desta análise se dá de forma percentual. A análise visual comparativa deve ser realizada na mesma amostra em cinco regiões diferentes. Na Figura 5 evidencia o padrão de comparação conforme norma CEN EN ISO 945:1994:



Figura 5 – Classificação quanto a formas da grafita. (ISO 945:1994)

Avalia-se também o tamanho dos nódulos onde são classificados por meio de um padrão em 100x de ampliação comparando-o com uma tabela também fornecida na norma CEN EN ISO 945:1994 variando de 3 a 8, visto na Figura 6.



Figura 6 – Classificação quanto ao tamanho dos nódulos de grafita. (ISO 945:1994)

Quanto maior o grau de esferoidização mais eficiente será o processo de nodulização durante a produção do ferro fundido nodular e este grau de esferoidização também possui correlação direta com as propriedades mecânicas do fundido.

Atualmente ambos os ensaios podem ser realizados manualmente, porém são muito trabalhosos e por este motivo são aplicados à análise de imagem via softwares evitando erros, dando maior precisão e confiabilidade nestes resultados.

A grafita nos ferros fundidos nodulares é considerada policristalina, sendo constituída por um arranjo radial de cristais individuais, portanto um nódulo de grafita é constituído de inúmeros cristais, cujos planos basais estariam orientados de maneira aproximadamente perpendiculares ao raio. (SANTOS-1987)

A ação dos elementos nodulizantes seriam os responsáveis por provocar um aumento da tensão superficial e da energia de interface grafita-líquido provocando um empilhamento dos planos basais com origem em um centro comum, favorecendo assim, a formação de grafita esferoidal, conforme mostrado na Figura 7. (SANTOS-1987)



Figura 7 - Crescimento da Grafita Esferoidal. (SANTOS-1987)

3.8. Tratamento térmico

O tratamento térmico de austêmpera foi primeiramente desenvolvido para os aços por Edgar Bain em 1930. Mais tarde, a microestrutura composta por ferrita e carbonetos foi nomeada de "Bainita" em homenagem a Edgar Bain. Após estudos observou-se que a transformação era resultado de uma Curva de Tratamento Isotérmico que também é conhecida como (Isothermal Time Transformation – ITT), vista no Gráfico 8. (SILVA, A. e MEI, 2006).



Gráfico 8 - Representação esquemática Curva ITT para AÇOS (SILVA, A. e MEI, 2006).

Avaliando esta curva nota-se que com o abaixamento da temperatura de transformação o tempo de incubação diminui, chegando a um valor mínimo denominado de "nariz da curva" e a partir deste ponto o tempo volta a aumentar daí à explicação da forma característica desta curva de tratamento isotérmico. Quando um aço carbono é resfriado rapidamente para temperaturas abaixo do "nariz" da curva e mantido nesta temperatura por um período de tempo, ocorre a formação de uma estrutura denominada "Bainita". A bainita é classificada como superior e inferior, de acordo com a temperatura na qual é formada. (SILVA, A. e MEI, 2006).

3.9. Tratamento térmico do aço - VC 131

O aço VC131 possui tratamento térmico seguindo o processamento descrito; para a temperatura de austenitização o material foi aquecido entre as faixas de 950 à 970°C e para o tratamento térmico resfriar em óleo apropriado, com aquecimento entre 40 à 70°C e na sequencia banho de sal fundido, mantido entre 500 à 550°C e finalizar o tratamento ao ar calmo. (Fonte: Ficha Técnica do Produto)

As ferramentas devem ser revenidas imediatamente após a têmpera, tão logo atinjam 60°C. Fazer, no mínimo, dois revenimentos e entre cada revenimento as peças devem resfriar lentamente até a temperatura ambiente.

Quanto as temperaturas de revenimento, as mesmas devem ser escolhidas de acordo com a dureza desejada apresentada no Gráfico 9 abaixo. O tempo de cada revenimento de no mínimo duas horas. Para peças maiores que 70mm, devese calcular o tempo em função de sua dimensão. Considerar 1 hora para cada polegada de espessura. (Fonte: Ficha Técnica do Produto)



Gráfico 9 - Curva Temperaturas de Revenimento [°C] vs Dureza [HRC] - VC131

3.10. Tratamento térmico do aço – VF800AT

Em função do elevado índice de quebras de ferramentas confeccionadas com o VC131 em campo, pedimos auxílio ao fornecedor de modo a nos ajudar com sua experiência e conhecimento técnico de forma a somar esforços em busca de soluções e o mesmo propôs um outro tipo de aço ferramenta para trabalhos a frio o aço VF800AT dos AÇOS VILLARES® como sendo uma nova alternativa para confecção da faca industrial. Como apresentado na ficha técnica do produto algumas características deste material foram colocadas em evidência em nosso estudo.

O material VF800AT possui como características gerais uma composição química especialmente desenvolvida para proporcionar boa resistência ao desgaste associada a elevada tenacidade. Tem elevada temperabilidade, podendo ser temperado ao ar ou em óleo, inclusive com aquecimento em forno a vácuo.

A escolha do material foi feita com base em catálogos específicos, dentre eles destacamos o VF800AT no catálogo dos AÇOS VILLARES® para trabalho a frio na Tabela 2 mostra aplicações e normas similares:

Tabela 2 – Aplicações dos AÇOS VILLARES® - VF800AT. (Fonte: Catálogo)

| Marca VILLARES METALS | Aplicações |
|-----------------------|--|
| VF800AT | Aço para trabalho a frio de elevada tenacidade e resistência ao desgaste. Apropriado para aplicações como pentes e rolos laminadores de rosca, ferramentas de cunhagem e matrizes para corte e repuxe. |

O aço VF 800AT recomenda-se realizar alívio de tensões em peças, após usinagem e antes da têmpera, nas quais a quantidade retirada de material tenha sido superior a 30%, a fim de minimizar as distorções durante a têmpera e revenimentos finais. O procedimento de alívio deve envolver aquecimento lento até temperaturas entre 500 e 600°C e resfriamento em forno até a temperatura de 200°C. Se aplicado após o trabalho, o alívio de tensões deve ser realizado em uma temperatura 50°C inferior à temperatura do último revenimento. O material também possui tratamento térmico seguindo o processamento descrito; para o processamento de tratamento térmico descreveu que para a temperatura de austenitização o material foi aquecido entre as faixas de 1.020 à 1.040°C e para o tratamento térmico resfriar em óleo apropriado, com aquecimento entre 40 à 70°C e na sequencia banho de sal fundido, mantido entre 500 à 550°C e finalizar o tratamento ao ar calmo, conforme descrito na ficha técnica do produto.

As ferramentas devem ser revenidas imediatamente após a têmpera, tão logo atinjam 60°C. Fazer, no mínimo, 2 revenimentos e entre cada revenimento as peças devem resfriar lentamente até a temperatura ambiente. Recomenda-se temperaturas de revenimento entre 520 e 600°C, conforme a dureza desejada, mostrada no Gráfico 10 abaixo. O tempo de cada revenimento deve ser, de no mínimo, 2 horas. Para peças maiores que 70mm, deve-se calcular o tempo em função de sua dimensão. Considerar 1 hora para cada polegada de espessura. (Fonte: Ficha Técnica do Produto).



Curva obtida após tratamento térmico em corpos de prova de 20 x 20 mm2.

Gráfico 10 - Curva Temperaturas de Revenimento °C vs Dureza HRC - VF800AT

3.11. Tratamento térmico do FFNA

A matriz apresentada pelo FFNA - Ferro Fundido Nodular Austemperado é única e no início das pesquisas e estudos deste material o mesmo não possuía um nome aceito universalmente. No início foi caracterizada também como "Bainita", devido a sua similaridade com esta microestrutura, mais tarde outros autores o denominaram de "Pró-bainita", pois se avaliou que o ponto de sua formação ficava compreendido antes da formação da bainita propriamente dita. (CARMO e DIAS, 2001).

Por volta do início dos anos 90 (KOVACS, 1994) denominou a microestrutura de "Ausferrita", sendo seguida por outros autores. Segundo KOVACS o nome indica que a estrutura consiste de austenita e ferrita acicular. A "Ausferrita" era frequente e erroneamente chamada de "Bainita", devido à similaridade entre as microestruturas e ambas formam-se em temperaturas próximas.

Segundo (KOVACS, 1994) também comenta que: "Quando a estrutura do FFNA foi observada pela primeira vez, pensou-se ser a "Bainita", como nos aços, e, por isso, muitos artigos e patentes relacionados com o FFNA denominaram-na de "Bainita". No entanto, hoje se sabe que "Ausferrita" e "Bainita" são constituintes

completamente distintos, pois a "Ausferrita" é composta de (ferrita e austenita), enquanto a "Bainita" é composta de (ferrita e carbonetos)".

Os tratamentos térmicos de austêmpera são realizados por meio de diagramas de transformação isotérmica. A austêmpera é empregada quando se deseja, também, uma elevada dureza associada a uma resistência mais alta ao impacto, principalmente no caso do ferro fundido nodular aumentando sua tenacidade. (CARMO e MELO 2004)

Segundo (CARMO e DIAS, 2001) o tratamento de austêmpera em ferros fundidos nodulares consiste no aquecimento da peça da temperatura ambiente até temperaturas entre 840 e 950°C (trecho A-B), por tempos que variam de 1 a 3 horas. Ao atingir a temperatura desejada a peça permanece neste patamar térmico e tornase totalmente austenítica e a austenita é saturada de carbono no (trecho B-C). Em seguida a peça é retirada do forno de tratamento e resfriada rapidamente a temperatura de austêmpera desejada (trecho C-D) e permanece sob temperatura controlada em banho de sal em uma faixa de temperatura que varia entre 230 a 400°C por intervalos de tempo que variam entre 0,5 a 4 horas (trecho D-E), dependendo da composição química do ferro fundido a peça pode ser mantida a estas temperaturas por tempos suficientes para a transformação se complete. E finalmente a peça é resfriada a temperatura ambiente (trecho E-F), antes do início da reação bainítica, resultando uma microestrutura composta de ferrita acicular e austenita estabilizada devido ao teor de carbono. Após o tratamento, as peças devem ser lavadas (de preferência com água quente) para que o sal seja retirado. No Gráfico 11 é mostrado um ciclo de tratamento térmico para o Ferro Fundido Nodular Austemperado.



Gráfico 11 – Ciclo de tratamento térmico para FFNA. (CARMO e DIAS, 2001).

3.12. Janela de processo de austêmpera

Os tratamentos térmicos de modo geral são aplicados para introduzir ou melhorar determinadas propriedades dos ferros fundidos. São basicamente marcados por estágios de aquecimento e resfriamento, em faixas de temperaturas pré-definidas e com taxas de aquecimento e resfriamento controladas com o objetivo de corrigir, ganhar ou potencializar uma determinada propriedade mecânica. O ciclo de tratamento térmico de austêmpera para os ferros fundidos nodulares dividem-se basicamente em três etapas, vistas no Gráfico 12, sendo elas: (LUSSOLI, 2003).



Gráfico 12 – Etapas do Ciclo de Tratamento Térmico Austêmpera (AUTOR)

Mecanismo de formação da ausferrita é regido pelas variáveis tempo e temperatura, inclusas nas etapas de austenitização e de austêmpera, que são parâmetros fundamentais no processo e devem ser rigorosamente controlados.

1° ETAPA

Segundo (LUSSOLI, 2003) o tratamento térmico consiste na elevação da temperatura do ferro fundido nodular a partir da temperatura ambiente até uma temperatura conhecida como "temperatura de austenitização" nesta temperatura inicia-se o rearranjo cristalino do material de CCC passando para CFC e ao entrar na fase da austenita a temperatura permanece constante este processo isotérmico é conhecido como "encharque".

A permanência na temperatura de encharque por um período longo de tempo que deve ser suficiente para transformar e produzir uma matriz totalmente austenítica, saturada em carbono. O tempo de permanência no processo isotérmico de encharque também é um parâmetro importante, pois o mesmo determina a completa transformação do material tratado garantindo sua matriz homogênea. Os nódulos de grafita nesta etapa do tratamento representam um estoque de carbono e promovem a saturação da austenita através de um processo conhecido como difusão. O processo de difusão é inversamente proporcional ao número de nódulos de grafita presentes na matriz do ferro fundido nodular, ou seja, o percurso da difusão será menor quanto maior a quantidade de nódulos de grafita. (LUSSOLI, 2003).

Aumentando a temperatura de austenitização vai influenciar na taxa volumétrica da austenita, ou seja, quanto maior a temperatura de austenitização maior será o tamanho do grão, e conseqüentemente maiores serão as plaquetas de ferrita garantindo uma quantidade de austenita estável permanecerá durante a fase inicial do processo de austêmpera. Esse fato se reflete em mudanças microestruturais gerando estrutura mais grosseira com quantidades bastante elevadas de austenita na matriz final. (PUTATUNDA, 1999 e LUSSOLI, 2003).

2° Etapa

Esta etapa está compreendida após o encharque na temperatura de austenitização e antes do estágio 2 onde se inicia a formação da "Bainita". Nesta etapa ocorre um resfriamento severo onde a peça tratada é retirada do forno de austenitização e é submetida a um banho isotérmico de sais ou óleo quente a temperaturas controladas. O resfriamento é de vital importância no processo de austêmpera, pois esta etapa deve ser suficientemente severa de modo a garantir uma temperatura abaixo da zona de formação de perlita e acima da temperatura delimitada pela linha "Mi" que representa o início da transformação da martensita. A presença de perlita reduz a resistência mecânica e a ductibilidade. Este resfriamento rápido a partir do campo austenítico deve se estabilizar até a temperatura de transformação conhecida como "temperatura de austêmpera". (KOVACS, 1994; SILVA, 2005 e LUSSOLI, 2003).

A temperatura de austêmpera deve estar compreendida dentro da faixa de 230 a 400°C. Quanto maior a temperatura de austêmpera mais ferrítica será a matriz logo maior será a ductibilidade refletidas em um expressivo aumento no alongamento do material. (LUSSOLI, 2003)

Baixas temperaturas de austêmpera tendem a resultar em uma peça de alta resistência a tração e dureza, mas com um alongamento baixo. Portanto uma

estrutura mais refinada depende diretamente da temperatura de austêmpera. Em temperaturas entre 230/330° C, a ferrita acicular se apresenta na forma de forma fina e em grande quantidade. A difusão do carbono é bastante baixa, resultando assim plaquetas de ferrita que formam pequenos braços em todas as direções que se entrelaçam com menos carbono dissolvido. Temperaturas mais baixas que 230° C possuem grande risco de atingirem a linha "Mi" de formação de martensita ou gerar austenita não estável que durante o resfriamento até a temperatura ambiente também resultariam na formação de martensita. (LUSSOLI, 2003)

3° Etapa

A temperatura de austêmpera deve ser mantida por um período de tempo predeterminado garantindo a transformação isotérmica até a que a mesma seja completamente realizada em um intervalo conhecido como "Janela de Processo" então é feito o resfriamento até a temperatura ambiente em ar calmo. As transformações microestruturais que ocorrem durante a austêmpera são divididas em dois estágios, sendo eles vistos no Gráfico 13:



Gráfico 13 – Estágios do ciclo de Austêmpera. (Janela de Processo)

Estágio 1 – A austenita se decompõe em ferrita acicular e austenita de alto carbono, formando a "Ausferrita".

Estágio 2 – A formação de ferrita e carbonetos que fragiliza o material formando uma estrutura característica de "Bainita".

A janela de processo de austêmpera deve estar compreendida após as linhas de início estágio 1 e termina antes da transformação do estágio 2. Não podemos avançar as linhas de transformação do estágio 2, pois ao atravessar à linha de transformação a austenita de alto carbono presente na ausferrita se decompõe em ferrita (α) e carbonetos (Fe₃C) formando uma estrutura bainítica, de forma similar a dos aços.

A formação de carbonetos que ocorre no estágio 2 fragiliza o material, portanto o tempo de tratamento deve ser escolhido de modo que o estágio 1 se complete sem que o estágio 2 se inicie, portanto o tempo de permanência entre os estágios é que atribuem a microestrura e as características do ferro fundido nodular austemperado. Chegamos então à conclusão que o tempo de permanência e a temperatura de austêmpera são parâmetros de grande influência nas propriedades mecânicas obtidas em ferros fundidos nodulares austemperados.

A presença de elementos de liga no ferro fundido nodular podem movimentar as linhas de transformação mostradas nos estágios 1 e 2. Estes elementos de liga podem movimentar de modo similar ao ocorrido nos diagramas estável e metaestável. Portanto a janela de processo pode também ter alterações em suas fases de formação de início e fim dos estágios em função da adição e concentração dos elementos de liga.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Confecção dos corpos de prova dos Aços VC 131 e o VF800AT

As peças de aço ferramenta para trabalho a frio empregada para a confecção das facas industriais são hoje totalmente fabricadas por fornecedores especializados desde a compra dos aços quanto aos tratamentos térmicos e por fim as usinagens das facas industriais, portanto os corpos de prova utilizados neste trabalho também foram fornecidos da mesma forma.

Os corpos de prova foram recebidos prontos para os ensaios sem necessitar de qualquer preparação anterior já com todas as dimensões em conformidade com as normas para os respectivos ensaios.

Como os aços VC 131 e o VF 800AT são da mesma fonte foram solicitados, além da confecção de corpos de prova, também a confecção de uma faca industrial com o material proposto o VF800AT de modo que pudéssemos coloca-lo em prática comparando sua performance em campo.

A Figura 8 (a) Faca atual VC131 e na Figura 8 (b) Facas com material a ser testado em campo VF800AT.



Figura 8 - (a) Faca com AÇO VC 131; (b) Facas com AÇO VF800AT

4.2. Preparação dos corpos de prova do FFNA

O FFNA foi desenvolvido na BR Metals Fundições, sem a necessidade de terceirização e isso reduz o custo dando a este material (foco da pesquisa) uma boa vantagem competitiva que diferente dos aços mencionados neste trabalho são comprados e possuem elevado custo.

Foi então feito um roteiro de trabalho resumido mostrando nosso planejamento para a obtenção das amostras em FFNA e sequencia os ensaios necessários para as comparações entre os aços VC131; VF800AT e o FFNA.

A Figura 9 abaixo mostra em um fluxograma do procedimento experimental detalhando as etapas do processo estudado e mostrando as sequencias dos ensaios realizados.

Este procedimento experimental a coluna da esquerda retrata a sequencia de preparação dos aços que é menor em função dos corpos de prova terem sido comprados prontos sem prévias preparações. A coluna da direita retrata toda a sequência de preparação do FFNA apresentando o passo a passo para obtenção do produto.



Figura 9 – Fluxograma do procedimento experimental (Autor, 2013)

4.3. Preparação dos moldes

Para o desenvolvimento deste trabalho foi confeccionado um modelo bipartido de "Bloco Y", seguindo as dimensões definidas na Tabela 3 do Bloco Y Tipo II de uma polegada, onde então em conformidade com as dimensões especificadas na norma ASTM A 536 observadas em destaque por letras como evidenciado na Figura 10.



Figura 10 - Indicação das dimensões referentes ao Bloco Y

| Tabela 3 – Dimensões | para a Figura 20 | , conforme norma | ASTM A 536. |
|----------------------|------------------|------------------|-------------|
|----------------------|------------------|------------------|-------------|

| Dimensões | Tipo II |
|-----------|---------|
| а | 25 |
| b | 54 |
| С | 75 |
| d | 150 |
| e | 175 |

Como mostrado na Figura 11 (a) mostra o ferramental preparado utilizado para a obtenção dos moldes e Figura 11 (b) o desenho do Bloco Y.



```
Figura 11 – (a) Modelo bipartido do bloco Y; (b) Desenho mostrando a parte interna da moldação do bloco Y.
```

Os moldes foram preparados por meio de um misturador manual em que foram processadas as resinas parte I e parte II pelo processo de cura a frio conhecido como processo Cold Box usando areia sílica de fundição com tamanho de grão 50/60 AFS na proporção de 500g parte I e 500g parte II a cada 100 kg de areia, o que representa 0,5% em relação ao peso total de areia, conforme evidenciado na Figura 12 (a) e (b).



Figura 12 – (a) Preparação e confecção do molde; (b) Molde confeccionado.

4.4. Preparação do ferro fundido nodular

A temperatura máxima atingida pelo forno à indução ficou variando entre 1510 a 1520°C, sendo utilizado um forno elétrico com freqüência de rede de 60Hz, modelo IT-7 com capacidade total de 13 toneladas de metal líquido. A preparação do Ferro Fundido Nodular foi realizada segundo procedimento de preparação do metal adicionando as quantidades definidas no cálculo de carga, devendo atender a composição final mostrada na Tabela 4. Esta composição química foi definida para este experimento tomando por base nossa experiência em fabricação de peças com materiais similares e aplicando a Equação (1) no cálculo do carbono equivalente -CE. O Ni - Níquel e Mo - Molibdênio foram adicionados para a favorecer os tratamentos térmicos posteriores.

| NOME | ELEMENTO | FAIXA DE 1 | RABALHO | | |
|------------------------|----------|------------|---------|--|--|
| Carbono | С | 3,400 | 3,500 | | |
| Silício | Si | 2,300 | 2,400 | | |
| Manganês | Mn | 0,000 | 0,200 | | |
| Enxofre | S | 0,004 | 0,014 | | |
| Cromo | Cr | 0,000 | 0,030 | | |
| Cobre | Cu | 0,400 | 0,600 | | |
| Estanho | Sn | 0,000 | 0,010 | | |
| Magnésio | Mg | 0,028 | 0,050 | | |
| Fósforo | Р | 0,000 | 0,050 | | |
| Níquel | Ni | 0,950 | 1,050 | | |
| Molibdênio | Мо | 0,150 | 0,250 | | |
| Carbono Equivalente | C.E. | 4,170 | 4,320 | | |

Tabela 4 – Faixas de trabalho definida para estudo no presente trabalho.

O processo de nodulização foi realizado por meio de metalurgia de panela onde o metal fundido foi retirado do forno a temperatura de 1520°C e passando para uma panela de transferência em que foram pesados 2.000kg de metal líquido, conforme visto na Figura 13.



Figura 13 – Panela de transferência

A panela de tratamento do processo sanduíche foi preparada colocando no fundo da panela em local próprio formando camadas de materiais seguindo as quantidades e a ordem, conforme segue:

26 kg de Fe-Si-Mg (1,3%) para nodularização da grafita. 26 kg de sucata de aço chapas finas (1,3%) para cobertura do Fe-Si-Mg. 8 kg de Ferro Molibdênio (0,4%) para metalurgia de panela. 20 kg de Níquel (1%) para metalurgia de panela. 8 kg de Ferro Silício 75% (0,4%) para inoculação do metal.

A liga nodulizante de Ferro-Silício-Magnésio – (Fe-Si-Mg) utilizada possui a seguinte composição (Si=43,98%; Mg=5,59%; Ca=0,92%; Al=0,64%; Terras Raras=0,81%) com granulometria entre 19 a 31mm estando dentro dos padrões utilizados comercialmente.

Aplicando a Equação (2) para cálculo do Magnésio e após a adição dos elementos de liga no interior da panela de tratamento de nodulização coloca-se a tampa intermediária conhecida como "Tundsh Cover" para conter a reação química no interior de panela e aproveitar ao máximo o rendimento das ligas utilizadas, pois esta tampa intermediária evita também a perda de calor do banho metálico durante o

tratamento de nodulização, na Figura 14 evidencia o momento do tratamento de nodulização.



Figura 14 – Panela de tratamento de nodulização com tampa "Tundsh Cover".

Durante a etapa de preparação do metal foram retirados amostras para a verificação da composição química do banho metálico. As amostras são retiradas e vazadas em pequenos moldes em forma de medalhas Figura 15 (a). Estas medalhas são enviadas da fusão para o laboratório onde são analisadas por meio do espectrômetro de emissão óptica, marca ARL 3460 MA, conforme mostrado na Figura 15 (b).



(a)

(b)

Figura 15 – (a) Amostra em forma de medalha; (b) Espectrômetro.

As análises específicas de carbono e enxofre foram realizadas por meio de fragmentos coquilhados depositados em cadinhos e analisados pelo processo de

combustão direta e análise por meio dos vapores produzidos na combustão. O equipamento utilizado nesta operação foi da marca LECO modelo CS-244. Neste momento aplica-se também o uso do microscópio óptico aplicando a Equação (3) para a contagem dos nódulos de grafita presentes na amostra em forma de medalha.

Foram realizadas três análises químicas distintas para a avaliação da conformidade química do banho metálico onde foi retirada a média entre as análises e em seguida a mesma foi comparada com a faixa de trabalho da composição química definida para estudo Tabela 5(a) e as médias encontradas estão destacadas em verde, conforme mostrado na Tabela 5(b).

| TABELA 5(a | a) - COMPOSIÇ DEFINIDA | TABELA 5(b) - RESULTADOS DAS ANÁLISES REALIZADAS NAS AMOSTRAS | | | | | | |
|------------------------|---------------------------|--|-------|---|-----------|--------------|--------------|-------|
| NOME | ELEMENTO | FAIXA DE TRABALHO | | | ANÁLISE 1 | ANÁLISE 2 | ANÁLISE 3 | MÉDIA |
| Carbono | С | 3,400 | 3,500 | | 3,460 | 3,470 | 3,460 | 3,463 |
| Silício | Si | 2,300 | 2,400 | - | 2,385 | 2,396 | 2,395 | 2,392 |
| Manganês | Mn | 0,000 0,200 | | - | 0,200 | 0,200 | 0,200 | 0,200 |
| Enxofre | S | 0,004 | 0,014 | | 0,010 | 0,009 | 0,010 | 0,010 |
| Cromo | Cr | 0,000 | 0,030 | - | 0,024 | 0,030 | 0,028 | 0,027 |
| Cobre | Cu | 0,400 | 0,600 | | 0,525 | 0,556 | 0,538 | 0,540 |
| Estanho | Sn | 0,000 | 0,010 | | 0,004 | 0,005 | 0,005 | 0,005 |
| Magnésio | Mg | 0,028 | 0,050 | | 0,050 | 0,050 | 0,050 | 0,050 |
| Fósforo | Р | 0,000 | 0,050 | - | 0,029 | 0,031 | 0,031 | 0,030 |
| Níquel | Ni | 0,950 | 1,050 | - | 1,000 | 1,000 | 0,991 | 0,997 |
| Molibdênio | Мо | 0,150 | 0,250 | | 0,216 | 0,213 | 0,217 | 0,216 |
| Carbono Equivalente | C.E. | 4,170 | 4,320 | | 4,265 | 4,279 | 4,269 | 4,271 |

Tabela 5 – Análise Química (Definida vs Média encontrada).

Após a avaliação da composição química do metal o mesmo foi considerado apto para o vazamento. A temperatura medida no momento do vazamento dos Blocos Y foi de 1420°C inicial e 1405°C final. O tempo de resfriamento foi de duas horas dentro do molde. Na Figura 16 (a) mostra um Bloco Y vazado; 16 (b) O momento da desmoldagem e 16 (c) Os Blocos Y.



(a)

(b)



(c)

Figura 16 – (a) Molde vazado do Bloco Y; (b) Desmoldagem; (c) Blocos em Y em Ferro Fundido Nodular.

4.4.1. Corte e preparação dos corpos de prova

A norma ASTM A 536 permite a retirada de até dois corpos de prova, um posicionado na face inferior e outro posicionado paralelamente, conforme Figura 17.



Figura 17 – Locais "A" e "B" de retirada dos dois corpos de prova do Bloco Y.

Com os Blocos Y limpos por processo de jateamento com granalha de aço os mesmos seguiram para a retirada dos canais e após para corte com serra Figura 18 (a). Após o corte dos 15 blocos em Y foram retirados 30 corpos de prova Figura 18 (b).



(a)

(b)

Figura 18 – (a) Corte com serra; (b) Corpos de prova cortados.

4.4.2. Tratamento térmico de austêmpera - FFNA

Os corpos de prova foram identificados e separados, em que 15 foram submetidos ao tratamento térmico de austêmpera em empresa especializada neste seguimento.

O tratamento térmico realizado no experimento foi realizado seguindo o ciclo térmico de austêmpera definido, conforme mostrado no Gráfico 14.



Gráfico 14 – Ciclo Térmico de Austêmpera realizado no experimento.

O tratamento de austêmpera foi realizado em com um ciclo dividido em três etapas básicas sucessivas, sendo elas:

- 1° Etapa Temperatura de Austenitização
- 2° Etapa Temperatura de Austêmpera
- 3° Etapa Resfriamento para Temperatura Ambiente

1° Etapa – Temperatura de Austenitização

Os corpos de prova foram colocados em uma cesta para facilitar o manuseio das peças em altas temperaturas. Os corpos de prova foram tratados em conjunto com amostras de produção devido ao elevado custo para o tratamento de pequena quantidade de corpos de prova. Utilizou-se para a etapa de austenitização o aquecimento por meio de um forno industrial a gás natural com atmosfera controlada da marca ALD AICHELIN elevando a temperatura inicial de 20°C para 930°C em um intervalo de tempo de aproximadamente 60 min. Após atingir a temperatura de

austenitização de 930°C a mesma foi mantida por um período de encharque de 90 minutos, Figura 19.



Figura 19 - Corpos de prova colocados em cesto para início da austenitização

2° Etapa – Temperatura de Austêmpera

Com o término da austenitização o cesto foi retirado do forno e imediatamente mergulhado em banho isotérmico de sais com a temperatura de 350°C controlada. A temperatura de 350°C é uma importante etapa do processo de austêmpera, podendo a mesma variar apenas ± 5°C durante o tratamento, pois devemos garantir um resfriamento suficientemente severo o suficiente para manter a temperatura abaixo da zona de formação de perlita e acima da temperatura de formação da martensita.

Durante a transferência que levou 3 segundos houve variação de temperatura do banho de sais do tratamento que atingiu 354°C, portanto ainda dentro das tolerâncias permitidas e após alguns minutos a temperatura se equilibrou retornando então para os 350°C se mantendo então controlada por 75 minutos que foi o tempo de permanência em encharque na temperatura de austêmpera.

3° Etapa – Resfriamento para Temperatura Ambiente

Com o término da transformação isotérmica concluída na etapa de austêmpera o cesto com os corpos de prova foram retirados e submetidos ao resfriamento ao ar calmo e na sequência a limpeza das carepas por meio de produtos químicos diluídos em água neutralizando o efeito dos sais utilizados no processo anterior.

4.5. Usinagem e Retífica

A usinagem das facas industriais pode ser realizada de várias formas de acordo com a complexidade dos perfis. Em alguns casos a usinagem é realizada antes dos tratamentos térmicos para o caso de roscas, pinos de guia, entalhes e perfis com concordâncias, pois antes dos tratamentos a dureza dos materiais é consideravelmente menor o que facilita o processo de usinagem. Nestes casos mais complexos a usinagem é realizada com máquina CNC modelo VPC 600, conforme mostrado na Figura 20 (a), conferindo às facas as geometrias desejadas com um pequeno sobremetal para após o tratamento térmico a mesma passa por uma retífica com rebolo de grama fina e ferramentas especiais próprias para retífica de perfis.

O corte por eletroerosão a fio, mostrado na Figura 20 (b) é outro processo de usinagem que também é empregado devido sua precisão dimensional e possibilita o trabalho de usinagem após o tratamento térmico geralmente usado para facas industriais com geometrias mais simples (perfis planos).





Figura 20 - (a) Usinagem CNC; (b) Corte por eletroerosão

Em ambos os casos foram realizados por empresa especializada em usinagens de precisão de facas industriais, assim como matrizes e etc. A usinagem dos corpos de prova utilizados neste trabalho foram enviados para corte por eletroerosão a fio, conforme dimensões normalizadas de acordo com o tipo de ensaio realizado.

4.6. Análise química

Para a determinação da composição química encontrada nos corpos de prova foi utilizado espectrômetro de emissão óptica modelo ARL MA-0417, onde as amostras foram lixadas em lixadeira de fita de modo a garantir uma superfície isenta de impurezas e suficientemente plana de modo a posicionar corretamente dentro da câmara de queima do aparelho, conforme mostrado na Figura 21.



Figura 21 – Desenho esquemático para ensaio com espectrômetro

A mesa do equipamento possui um orifício onde fica posicionado abaixo dele o eletrodo. O eletrodo foi escovado para limpeza de resíduos que possam interferir nas análises de elementos químicos. Após a limpeza as amostras foram posicionadas de modo a cobrir completamente o orifício da mesa e com a haste do eixo de fixação a amostra foi presa pressionando-a contra a mesa.

A câmara então foi fechada adequadamente de modo a garantir o vácuo em seu interior e a amostra com a superfície a ser analisada foi presa contra a mesa cobrindo completamente o orifício da mesma.

4.7. Ensaios de dureza Rockwell C

Para a preparação do corpo de prova a ser analisado foi utilizado uma esmerilhadeira elétrica e uma lixadeira de cinta para desbastar a superfície do cp de modo a obter uma superfície plana e lisa isenta de carepa, resíduos de areia ou óxidos verificando se não existem irregularidades que possam interferir no ensaio.

Para a determinação da dureza Rockell C foi utilizado um durômetro de bancada marca Mitutoyo modelo DUROTWIN DT-10, mostrado na Figura 22 com penetrador de diamante cônico com ângulo de 120° e pré-carga 10 kgf e a carga maior igual a 150 kgf com tempo de aplicação da carga entre 10 a 15 segundos em temperatura controlada entre 18 a 25°C observando a perpendicularidade entre o corpo de prova e o eixo da esfera procurando atingir o centro da amostra.



Figura 22 – Durômetros de bancada

Durante o ensaio foi aproximado ao máximo o corpo de prova do cone de diamante (penetrador) em seguida foi submetida à pré-carga de 10 kgf e zerado o relógio mostrador e em seguida foi aplicada a carga maior de 150 kgf após a impressão produzida foi retirada da carga maior foi realizada a leitura no mostrador.

4.8. Ensaio de tração

Para o ensaio de tração foram preparados os corpos de prova usinando em torno mecânico as amostras para o ensaio de tração, utilizando as dimensões recomendadas na norma ASTM A 536, onde as mesmas estão descritas na Figura 23.



| DIMENSÕES | DESCRIÇÃO | | | | | |
|-----------|--|----------|--|--|--|--|
| A | COMPRIMENTO MÍNIMO DA SEÇÃO REDUZIDA | 77 | | | | |
| В | COMPRIMENTO MÍNIMO DA CABEÇA | 13,25 | | | | |
| C | DIÂMETRO DA CABEÇA | 24±0,6 | | | | |
| D | DIÂMETRO | 12,5±0,3 | | | | |
| E | COMPRIMENTO MÍNIMO DO RESSALTO | 13,25 | | | | |
| F | DIÂMETRO DO RESSALTO | 16,5±0,2 | | | | |
| G | MEDIDA DO COMPRIMENTO A SOFRER ALONGAMENTO | 50±0,3 | | | | |
| L | COMPRIMENTO MÍNIMO TOTAL | 130 | | | | |
| R | RAIO MÍNIMO | 10 | | | | |

8

Figura 23 – Dimensões do corpo de prova para ensaio de tração. (AUTOR)

Conforme a norma ASTM A 536 foi retirada dois corpos de prova por bloco Y, seguindo o posicionamento mostrado na Figura 24 (a) e na Figura 24 (b) mostra os corpos de prova já usinados prontos para o ensaio de tração.



Figura 24 - (a) Posição dos corpos de prova no Bloco Y; (b) Corpos de prova para ensaio de tração

Foram realizados em Máquina Universal de Ensaios da marca LOZENHAUSENWERK com capacidade 35ton, mostrado na Figura 25 (a), para a determinação das propriedades mecânicas a tração. Na parte útil do corpo de prova indicada com a letra "G" na Figura acima foram realizadas duas marcas com espaçamento definido entre pontos de 50^{±0,3}mm com dispositivo próprio para marcar o corpo de prova, conforme evidenciado na Figura 25 (b).



(a) (b)

Figura 25 – (a) Máquina de Ensaio Universal; (b) Gabarito Para Marcar o CP

Este comprimento entre as marcas foi chamado de (Li - Comprimento Inicial). No início do teste foi medido o diâmetro do corpo de prova e chamado de (di – diâmetro inicial).

Após a ruptura do corpo de prova foi medido o menor diâmetro chamado de (df – diâmetro final) e as partes rompidas foram novamente unidas para uma nova retirada de medida de comprimento que foi chamada de (Lf - Comprimento Final). Durante o teste o equipamento de ensaio forneceu as cargas de ruptura do corpo de prova chamada de (CM - Carga Máxima) e a carga na qual a curva de tensão se desvia da linearidade foi chamada de (LP - limite de proporcionalidade).

A área inicial chamada de (Si) foi calculada por meio da Equação (4), mostrada abaixo.

Área inicial =
$$Si = \frac{\pi . (di)^2}{4}$$
 Equação (4)

Com a (Si – área inicial) calculada foi pego o valor da (CM – Carga Máxima) para o cálculo do (L.R. – Limite de Resistência a Tração), conforme Equação (5).

Limite de Resistência = $L.R. = \frac{CM}{Si} = \frac{Carga Máxima}{Area inicial}$ Equação (5)

Com o (LP – Limite de proporcionalidade) foi calculado o (L.E. – Limite de Elasticidade) por meio da Equação (6).

Limite de Elasticidade =
$$L.E. = \frac{LP}{Si} = \frac{Limite de Proporcionalidade}{Área Inicial}$$
 Equação (6)

Foi calculado o % Alongamento por meio da Equação (7) apresentada abaixo.

%Alongamento = $A = \frac{Lf - Li}{Li} \times 100$ Equação (7)

4.9. Ensaio charpy

Para o ensaio de charpy foi empregado equipamento da Pantec modelo PS 30 com capacidade de 300J com velocidade de impacto de 5,5m/s. A distância do

eixo da máquina até o centro do CP é de 790mm e peso do pêndulo com 19,962kg, conforme mostrado na Figura 26. O equipamento foi empregado para avaliar a tenacidade ao impacto dos materiais das amostras selecionadas, onde foi medindo a energia consumida para promover a fratura do corpo de prova.



Figura 26 – Máquina de Ensaio Charpy

As dimensões do corpo de prova seguiram as definidas na norma ASTM E 23 o corpo de prova foi entalhado com uma seção transversal de 80mm² evidenciado na Figura 27 abaixo.





Os corpos de prova foram rompidos a temperatura ambiente, onde os mesmos foram medidos com micrômetro antes do ensaio e em seguida posicionado na base do equipamento para a liberação do mecanismo do pêndulo.

Após cada rompimento os resultados obtidos na escala graduada foram anotados para comparações dos valores e o corpo de prova rompido foi levado para análise da fratura com microscópio eletrônico de varredura - MEV.

4.10. Ensaio de Microscopia Óptica - MO

Para o ensaio de Microscopia Óptica foram selecionadas as amostras e submetidas a um processo de embutimento à quente por meio de embutidora metalográfica. O lixamento foi realizado com lixas, nas sequencias (220, 360, 400, 600, 800, 1200 e 1500) onde foram retirados os arranhões, e em seguida foi realizado o polimento com panos próprios e alumina para que as amostras ficassem em perfeitas condições de análise microestrutural.

O microscópio óptico utilizado neste trabalho foi um microscópio da marca OLIMPUS modelo PME disponível no Laboratório de Metalografia mostrado na Figura 28. Para captura das imagens foi utilizado o software SCOOPE PHOTO[©].



Figura 28 – Microscópio Óptico

As imagens metalográficas foram obtidas por meio de microscópio ótico com diferentes ampliações de 100x, 200x, 400x e 1.000x para a análise comparando as imagens sem ataque e com ataque químico nital 3% por 3 segundos para revelação.

4.11. Ensaio de Microscopia Eletrônica de Varredura - MEV

As imagens foram obtidas em um microscópio eletrônico de varredura modelo TM3000 do fabricante HITACHI, mostrado na Figura 29 e disponível no laboratório da UniFoa, com filamento de tungstênio operando a 10 kV.

Para a avaliação das fases presentes na superfície da amostra já embutidas foram geradas em ampliações definidas, sendo estas de 500x à 20.000x, usando elétrons secundários, a fim de obter informações quanto às fases presentes.

Com os corpos de prova fraturados do ensaio charpy os mesmos foram posicionados sobre porta amostra, usando elétrons secundários, a fim de obter informações quanto à fratura.

Em seguida realizado sobre as imagens obtidas análise de EDS, usando elétrons retroespalhados, onde foram analisadas as composições químicas presentes nas fases com imagem revelando por cores a concentração e a composição química presente.



Figura 29 – Microscópio Eletrônico de Varredura – MEV TM3000

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Composição química

Os resultados obtidos por meio dos ensaios de espectrometria óptica de emissão foram realizados nos três materiais FFNA, VC 131 e VF 800AT e os resultados foram dispostos em uma tabela de modo a facilitar a comparação entre as composições químicas encontradas. Cada ensaio foi repetido na mesma amostra duas vezes e retirada à média aritmética entre estes resultados, sendo as médias destacadas na Tabela 6 abaixo.

| Composição Química | | | | | | | | | | | | | |
|--------------------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|
| Material | С | Si | Mn | S | Cr | Cu | Mg | Р | Мо | Ni | Ti | V | Fe |
| FFNA | 3,460 | 2,396 | 0,200 | 0,009 | 0,027 | 0,547 | 0,050 | 0,030 | 0,210 | 1,000 | 0,011 | 0,002 | 91,950 |
| VF800AT | 0,663 | 0,829 | 0,378 | 0,003 | 9,020 | 0,062 | 0,004 | 0,024 | 2,021 | 0,260 | 0,017 | 0,507 | 86,000 |
| VC131 | 1,468 | 0,257 | 0,320 | 0,012 | 12,945 | 0,153 | 0,002 | 0,029 | 0,053 | 0,177 | 0,007 | 0,145 | 84,350 |

Tabela 6 – Resultados e comparações das Análises Químicas

Na tabela estão destacados em amarelo separadas por elemento químico os maiores valores encontrados por coluna. Em função disto destacamos então o elemento "Cromo – Cr" que nas composições dos aços apresentou valores significativos, sendo o VC 131 com 12,9% e o VF 800AT com 9,02%.

Os elementos "Carbono – C"; "Silício – Si"; "Cobre – Cu"; "Magnésio – Mg" e "Niquel – Ni" destacam-se no FFNA em função da composição química definida características dos ferros fundido nodulares.

5.2. Ensaios dureza Rockwell C

No ensaio de dureza Rockwell C foram retiradas 12 medições e os resultados foram dispostos em tabela de modo a facilitar as comparações. A Tabela 7 mostram os resultados obtidos nas análises O Gráfico 15 apresenta os valores da tabela.
| DUREZA EM ROCKWELL C - HRC | | | |
|----------------------------|-------|-------|---------|
| Nº | FFNA | VC131 | VF800AT |
| 1 | 38 | 55 | 56 |
| 2 | 39 | 54 | 56 |
| 3 | 39 | 55 | 57 |
| 4 | 38 | 56 | 57 |
| 5 | 37 | 55 | 57 |
| 6 | 38 | 56 | 57 |
| 7 | 37 | 55 | 56 |
| 8 | 39 | 56 | 55 |
| 9 | 38 | 56 | 56 |
| 10 | 38 | 55 | 56 |
| 11 | 37 | 55 | 56 |
| 12 | 38 | 56 | 57 |
| Desvio Padrão | 0,74 | 0,65 | 0,65 |
| Média | 38,00 | 55,33 | 56,33 |

Tabela 7 – Resultados das Durezas Rockwell C



Gráfico 15 – Resultados das Durezas Rockwell C

5.3. Ensaios Mecânicos: Tração

Os valores referentes aos ensaios de tração foram obtidos por meio de 15 corpos de provas somente do material FFNA. Em função do custo não foi possível neste trabalho realizar corpos de prova dos aços VC 131 e VF800AT na mesma quantidade. Portanto realizamos os ensaios no FFNA e deixamos registrados os valores encontrados para futuras avaliações.

Os resultados do ensaio de tração foram obtidos por meio da medição direta com paquímetro e aplicando as equações (4); (5); (6); (7) os valores encontrados nas medições e os calculados estão lançados na Tabela 8 com seus respectivos valores.

| CARGA MAX | CARGA ESCOAMEN TO | Li | Lf | di | Si | LIM. RES. (LR) | LIM. ESC. (LE) | % ALONGAMENT O |
|--------------|-------------------------|-------|-------|-------|-------|----------------------|----------------------|----------------------|
| 14950 | 12200 | 50,20 | 55,60 | 12,70 | 126,7 | 1158 | 945 | 10,8 |
| 15150 | 12450 | 50,20 | 55,40 | 12,70 | 126,7 | 1173 | 964 | 10,4 |
| 14150 | 11150 | 50,20 | 56,10 | 12,50 | 122,7 | 1131 | 891 | 11,8 |
| 14600 | 12000 | 50,20 | 55,70 | 12,60 | 124,7 | 1149 | 944 | 11,0 |
| 14350 | 11600 | 50,20 | 55,80 | 12,50 | 122,7 | 1147 | 927 | 11,2 |
| 14550 | 11400 | 50,20 | 55,50 | 12,50 | 122,7 | 1163 | 911 | 10,6 |
| 13800 | 10850 | 50,20 | 56,70 | 12,50 | 122,7 | 1103 | 967 | 12,9 |
| 14400 | 11600 | 50,20 | 56,20 | 12,60 | 124,7 | 1133 | 913 | 12,0 |
| 14050 | 11100 | 50,20 | 56,60 | 12,60 | 124,7 | 1105 | 873 | 12,7 |
| 13700 | 10830 | 50,20 | 56,50 | 12,40 | 120,8 | 1113 | 880 | 12,5 |
| 14050 | 11150 | 50,20 | 56,00 | 12,40 | 120,8 | 1141 | 906 | 11,6 |
| 14900 | 12300 | 50,20 | 55,20 | 12,50 | 122,7 | 1191 | 983 | 10,0 |
| 14500 | 12200 | 50,20 | 55,50 | 12,40 | 120,8 | 1178 | 991 | 10,6 |
| 13850 | 10900 | 50,20 | 57,00 | 12,40 | 122,7 | 1107 | 871 | 11,8 |
| 13830 | 10800 | 50,20 | 56,70 | 12,40 | 120,8 | 1123 | 877 | 12,9 |

Tabela 8 – Resultados do Ensaio de Tração do FFNA

A partir dos resultados descritos na tabela acima foi percebido por meio dos gráficos de dispersão que serão apresentados a seguir que as propriedades mecânicas de Limite de Resistência à tração (LR), Limite de Resistência ao Escoamento (LE) e % de Alongamento possuem forte correlação.

Foram avaliadas as correlações existentes entre as propriedades mecânicas do FFNA observadas nos gráficos de dispersão mostrados nos Gráficos 16 e 17.



Gráfico 16 – Dispersão LIM RES (LR) vs LIM ESC (LE)



Gráfico 17 - Dispersão LIM RES (LR) vs % ALONGAMENTO

5.4. Ensaio Mecânico: Charpy

O ensaio de charpy foi empregado para medir a resistência ao choque e a tenacidade dos materiais em referencia neste trabalho. Os corpos de prova preparados foram rompidos e os resultados de energia absorvida foram dispostos em uma tabela para comparações entre os materiais testados FFNA; VC131; VF800AT. A Figura 30 mostra os corpos de prova para ensaio charpy. A Tabela 9 apresenta os resultados obtidos por meio o ensaio de charpy comparando os materiais envolvidos.



Figura 30 – Corpos de prova para ensaio charpy.

| Ensaio Charpy | | | |
|---------------|------|-------|---------|
| material | ffna | vc131 | vf800at |
| amostra 1 | 12 | 4 | 5 |
| amostra 2 | 12 | 4 | 5 |
| amostra 3 | 12 | 4 | 5 |
| amostra 4 | 12 | 4 | 5 |
| amostra 5 | 12 | 4 | 5 |

Tabela 9 – Resultados do Ensaio de Charpy

Nesta comparação percebemos que o FFNA absorveu 12J de energia enquanto os aços VC131 absorveu 4J de energia e o VF800AT absorveu 5J de energia. Portanto o FFNA possui tenacidade ao impacto 300% maior e quando comparamos com os aços.

5.5. Miscroscopia Óptica

As imagens foram realizadas em todas as amostras VC131, VF800AT e o FFNA mostrado o aspecto sem ataque químico (imagens da esquerda) e com ataque químico de Nital 3% por 3 segundos (imagens da direita) revelando as fases presentes entre as amostras analisadas. As metalográfias foram realizadas na seguinte sequencia:

Microscopia óptica do FFNA – (Figura 31); Microscopia óptica do VF800AT – (Figura 32); Microscopia óptica do VC 131 – (Figura 33).

As microscopias foram dispostas de modo a facilitar a comparação mostrando a mesma ordem de ampliações, sendo esta 100x e 1.000x dispostas da menor ampliação para a maior. Os corpos de prova embutidos em baquelite utilizados para realização das microscopias são parte do CP rompido no ensaio de charpy, ou seja, após o rompimento dos corpos de prova uma das partes foi submetida a analise da fratura por MEV e a outra parte foi embutida em baquelite para a análise das fases presentes por microscopia óptica e por MEV.

5.6. Microscopia Óptica do FFNA



Figura 31 – Ferro Fundido Nodular Austemperado; (a) 100x Sem Ataque; (b) 100x com ataque; (c) 1.000x Sem Ataque; (d) 1.000x com ataque.

Nas imagens mostradas acima figuras (a) e (c) sem ataque químico mostra os nódulos de grafita indicadas por seta com a letra "A". Os nódulos de grafita dispersos em nódulos evitam descontinuidades na matriz e isso atribui melhoras nas propriedades mecânicas do material. O nódulo de grafita também serve como uma reserva de carbono durante as etapas de tratamento térmico.

Nas figuras (b) e (d) com ataque químico podemos observar a matriz ausferrítica mostrando uma matriz bem homogênea em toda a amostra sem a presença de carbonetos dispersos na matriz. Esta ausência de carbonetos contribuiu muito para uma dureza superficial relativamente baixa quando comparada com os aços estudados.

5.7. Microscopia Óptica do VF 800AT



Figura 32 – VF 800AT – Aços VILLARES®; (a) 100x Sem Ataque; (b) 100x com ataque; (c) 1.000x Sem Ataque; (d) 1.000x com ataque.

Nas imagens mostradas acima figuras (b) e (d) com ataque químico foram indicados carbonetos bem dispersos na matriz indicadas por seta com a letra "A". Os carbonetos conferem propriedades mecânicas importantes tais como: elevada dureza superficial e retenção do gume da ferramenta de corte.

Foi observado também uma matriz bem refinada e homogênea apresentando as características dos processos de revenimento durante as etapas de elaboração das amostras.

5.8. Microscopia Óptica do VC 131



Figura 33 – VC 131 – Aços VILLARES®; (a) 100x Sem Ataque; (b) 100x com ataque; (c) 1.000x Sem Ataque; (d) 1.000x com ataque.

Nas imagens mostradas acima figuras (a), (b) e (d) foram indicadas a massiva presença de carbonetos dispersos em toda a matriz indicadas por seta com a letra "A". Os carbonetos conferem propriedades mecânicas importantes, porém podem também fragilizar a estrutura tornando este material propício a propagação trincas e reduzindo muito sua tenacidade.

Esta massiva presença de carbonetos de cromo está associada ao percentual deste elemento na composição química de é de aproximadamente 13% em sua matriz que é um pouco mais grosseira e menos homogênea apresentando as características de resfriamento muito severo em seu processo de fabricação.

5.9. Miscroscopia Eletrônica de Varredura - MEV

As imagens foram realizadas em todos os materiais VC131, VF800AT e o FFNA com as mesmas amostras embutidas utilizadas para microscopia óptica e todas amostras com ataque químico de Nital 3% por 3 segundos. As imagens realizadas por meio de elétrons secundários foram comparados por coluna de acordo com a ampliação realizada revelando as fases presentes. Na Tabela 10 apresentamos algumas das imagens para comparação entre os materiais.

| Material | Ampliação 2.000x | Ampliação 10.000x |
|----------|-------------------------------------|---------------------------------|
| FFNA | 2012/12/4 30 JU | 20121264 4 D47 X64 10 yrr |
| VC 131 | VC121 2012/12/4 N D4,5 V2.94 30 Urt | VC3M 2012/52/64 N C43 x10 10 um |
| VF800AT | VF60 2012/12/03 H 06.4 x2.3% 30 um | VE60 2012011/0 N C4,7 x10 10 up |

Tabela 10 – Microestrutura dos materiais via MEV

Foi percebido por meio das imagens de MEV para a amostra de FFNA a presença de uma matriz ausferrítica e o nódulo de grafita característicos deste material. Para as imagens dos aços destacam-se a presença massiva no VC 131 de carbonetos e no VF800AT está também presente carbonetos, porém apresenta uma matriz bastante homogênea e refinada.

De posse das microscopias realizamos EDS por meio da microanálise por energia dispersiva utilizando elétrons retroespalhados apresentados abaixo na Tabela 11 comparando a presença dos elementos nas matrizes.



Tabela 11 – Comparação das fases e elementos presentes via MEV (EDS)

A análise fractográfica foi realizada via MEV utilizando elétrons secundários, obtendo microscopia da superfície das amostras fraturadas no ensaio de charpy. As amostras após fratura foram imediatamente submetidas à análise de modo a evitar qualquer tipo de contaminação por óxidos ou resíduos e evitar danos à superfície analisada.

Segundo (GUESSER, 2009) no FFNA a fratura dúctil é reconhecida por apresentar aspecto rugoso e revela os alvéolos, geralmente associados ao nódulo de grafita, onde geralmente o nódulo de grafita está destacado da matriz como resultado a deformação plástica. A fratura frágil é reconhecida pela presença de facetas de clivagem, aspecto pouco rugoso da fratura e nódulos de grafita não destacados da matriz (característica de ausência ou pouca deformação plástica no processo de fratura). Os rios na faceta de clivagem indicam a direção de propagação da trinca.

Na amostra do FFNA percebe-se que houve o destacamento dos nódulos em praticamente toda a extensão da matriz com regiões entre estes destacamentos com características de quase-clivagem, sendo esta uma característica deste material que possui bom alongamento e alta resistência. Foi também observado no FFNA que a trinca se propaga na interface grafita/matriz o que dificulta a propagação da mesma formando pequenos alvéolos o que revela a importância das esferas de grafita.

As fraturas analisadas dos aços VC131 e VF800AT possuem características similares entre si, sendo que a fratura do VC131 possui características de fratura intergranular com características de clivagem em algumas regiões.

As comparações entre as microscopias são apresentadas na Tabela 12 onde estão dispostas por coluna as ampliações aplicadas nas imagens de fratura dos materiais estudados.

| Material | Ampliação 500x | Ampliação 5.000x |
|----------|------------------------------------|--|
| FFNA | 20201050 R 54.5 950 300 um | 499A 20121150 B 54.9 45.8 20.44 |
| VC 131 | NOTAT 2012/100 11 545 480 200 um | ACHT 2/27/50 10 545 5107 |
| VF800AT | 1/F36 20/211/50 (F) 01/4 200 20/14 | 1950 20 ⁰ 21150 () 214 253 2144 |

Tabela 12 – Comparação de microscopia. MEV (Fraturas) – Elétrons secundários

6. VIABILIDADE ECONÔMICA

A viabilidade econômica é um fator importante para as facas industriais, pois tratam-se de peças com uma tecnologia apurada de fabricação com alto valor agregado em termos de custo final. O elevado custo de fabricação se justifica em função da vida útil das facas industriais e pela quantidade de peças brutas que as facas ao longo de sua vida útil são capazes de rebarbar.

Na Tabela 13 abaixo são apresentados os valores hoje empregados para os materiais em questão, assim como o custo final para a usinagem e tratamento das facas industriais. (Fonte: Atual fornecedor – IMER)

| Materiais | Custo Final Facas Industriais (Usinagem e Tratamento Térmico) |
|-----------|--|
| FFNA | R\$805,00 |
| VC131 | R\$865,00 |
| VF800AT | R\$960,00 |

Tabela 13 – Comparação de Custo das Facas Industriais. (Fonte: IMER)

O custo do material VF800AT é 11% maior quando comparado com o atual. A usinagem e tratamento também são mais caros, pois o tratamento é um pouco mais longo e quanto a o processo de usinagem não há alterações. O VF800AT custa hoje no mercado em torno de R\$ 34,00/kg e o custo das facas industriais já usinadas e retificadas prontas para o uso ficam em média em torno de R\$ 960,00, podendo variar em função da complexidade do perfil e tamanho da faca. (Fonte: Fornecedor IMER)

O custo do material FFNA é 7,5% menor quando comparado com o atual, pois como este material é produzido internamente temos apenas os custos de fabricação o que gera a redução quando comparado com os aços. A usinagem e tratamento também são mais em conta, pois quanto ao tratamento térmico não são necessários dois revenimentos, devido à ausência de carbonetos livres em sua matriz e quanto a o processo de usinagem não há alterações. O FFNA possui custo de fabricação interno de em torno de R\$7,00/kg e o custo das facas industriais já usinadas e

retificadas prontas para o uso ficam em média em torno de R\$ 805,00, podendo variar em função da complexidade do perfil e tamanho da faca. (Fonte: Fornecedor IMER)

É importante lembrar que estas reduções de custo supracitadas são importantes, mas o maior ganho está na performance de vida útil destas facas industriais, pois quanto mais peças brutas as facas industriais rebarbam mais seu custo de manutenção e setup se diluem aumentando os lucros.

7. VIABILIDADE TÉCNICA PARA APLICAÇÃO EM CAMPO

Com base nos resultados dos ensaios foi analisado a viabilidade técnica para a aplicação em campo tomando como critério de avaliação para realizar a comparação entre os materiais às cinco principais propriedades de aplicação as quais as facas industriais se destinam, sendo elas:

Alta resistência à abrasão Elevada retenção de corte Alta tenacidade Alta resistência ao choque Estabilidade dimensional

A alta resistência à abrasão é obtida principalmente com a formação de carbonetos na forma livre e como o "Cr – Cromo" é um formador natural de carbonetos quanto maior a concentração deste elemento teoricamente seria melhor para esta propriedade, pois os carbonetos na forma livre possuem altíssima resistência à abrasão, nos materiais em estudo para esta propriedade temos:

- O VC131 devido à concentração de cromo 12,94% é percebido nas imagens (Figura 43) por meio de microscopia óptica que este material é de longe o que possui maiores concentrações de carbonetos na forma livre.
- O VF800AT possui concentração de cromo 9,02%, porém devido a sua matriz refinada a presença de carbonetos é mais moderada com a presença de pequenos pontos dispersos de forma homogênea. (Figura 42)
- O FFNA possui dentre os materiais estudados a menor concentração de "Cr – Cromo" na ordem de 0,03%, porém a presença de "C -Carbono" na matriz comporta-se como um lubrificante natural reduzindo o atrito consideravelmente e facilitando o corte por cisalhamento o que torna este material interessante mesmo com a baixa presença de cromo em sua composição.

A elevada retenção de corte é potencializada principalmente em função da dureza superficial apresentada, pois com elevada dureza superficial o corte da faca industrial é mantido por mais tempo estendendo a vida útil da faca industrial em campo, comparando esta propriedade temos:

- O VC131 com média de dureza de 55HRC.
- O VF800AT com média de dureza de 56HRC e com uma estrutura revenida bem refinada.
- O FFNA com média de dureza de 38HRC esta propriedade ficou 17HRC abaixo da dureza obtida nos aços em torno de 30%.

A baixa dureza relaciona-se a dois fatores determinantes: O primeiro é o percentual de Cr - cromo da liga de FFNA ter sido definida com uma faixa muito baixa quando comparado com os aços. O segundo fator que contribuiu para a dureza baixa foi à temperatura de austêmpera ter sido realizada com 350°C resultando uma matriz um pouco mais grosseira, conforme apresentado nas imagens (Figura 41) por meio de microscopia óptica. Com a obtenção de uma matriz grosseira houve ganho de tenacidade e alongamento, porém perde em dureza superficial.

Conforme, Gráfico 18 uma baixa temperatura de austêmpera, ou seja, mais próxima dos 260°C resulta em dureza e resistência mecânica mais alta, mas prejudicam a ductilidade e a tenacidade, conforme mostram as correlações existentes entre Temperatura de Austêmpera em função do %Alongamento e Resistência a Tração.



Gráfico 18 – Correlações entre Propriedades e Temperatura de Austêmpera. (Sorelmetal, 1990)

A alta tenacidade é caracterizada pela capacidade de receber e absorver impactos, devido as grandes solicitações mecânicas no emprego em campo das facas industriais. Os aços absorveram pouca energia, sendo esta uma característica natural dentre materiais com elevada dureza. Os carbonetos tornam os aços resistentes, porém frágeis. O VC131 absorveu somente 4J o VF800AT absorveu 5J enquanto o FFNA absorveu 12J aproximadamente 300% a mais que os aços.

A alta resistência ao choque. Esta propriedade é obtida quando o material possui uma elevada resistência superficial com um núcleo capaz de acomodar as solicitações mecânicas exigidas em campo, sendo elas:

- O VC131 devido a presença massiva de carbonetos de cromo possui a mais baixa absorção de energia.
- O VF800AT devido sua estrutura homogênea e bem refinada possui uma boa resistência ao choque, pois a presença do elemento Si – Silício em sua composição ajuda a dissolver na matriz os carbonetos tornado-o mais homogêneo.
- O FFNA devido aos nódulos de grafita possui um núcleo muito tenaz, pois os nódulos dificultam a propagação da trinca dento do material conferindo a este material uma boa dureza superficial com um núcleo extremamente tenaz.

A estabilidade dimensional é uma propriedade que também é determinante para as facas industriais, porém diferentemente das demais propriedades esta é de difícil avaliação, pois dependem de muitos fatores tais como: a geometria das facas; a posição na matriz nas quais as mesmas operam e só podem ser avaliadas após controle e medições. Para avaliar esta propriedade se faz necessário a confecção de um jogo completo, de facas pois cada faca deve ser avaliada individualmente quanto ao desgaste. E por meio desta propriedade que se determina um ponto de substituição das facas mesmo sem que as mesmas não apresentem dano aparente, pois após um determinado desgaste as facas industriais podem ser reprovadas em função de não atenderem mais as tolerâncias exigidas no desenho das peças.

8. CONCLUSÕES

Os materiais em estudo foram avaliados com base em propriedades que potencializem sua aplicação em campo, sempre com o foco em aumentar ao máximo a vida útil das facas e reduzir o índice de perdas por quebra das mesmas em operação.

O material VC131 que atualmente é aplicado possui um histórico de elevado índice de quebra em campo, tal fato se dá pela massiva presença de carbonetos que recobrem sua matriz melhorando sua retenção ao corte, porém limitando muito sua capacidade de absorver impacto. Os carbonetos garantem a dureza superficial elevada, porém reduzem a tenacidade ao impacto que consequentemente reduzem a vida útil, sendo apontado como a causa raiz das quebras em campo.

O material VF800AT foi aprovado em todas as propriedades avaliadas neste estudo sua homogeneidade e refinamento de sua matriz, conferem à este material propriedades singulares dentre elas em destaque estão a dureza superficial média de 56HRC com tenacidade ao impacto 5J quando comparado com o material atual. Estas propriedades foram atingidas em função dos elementos de liga de sua matriz onde se destaca a presença do elemento Si – Silício que auxilia a dissolver os carbonetos na matriz. Em função dos resultados obtidos com o VF800AT foi realizada a aquisição de facas industriais para teste em campo com este material. As facas foram colocadas em campo a partir da data de 25/10/2012 e apresentaram excelente desempenho superando a expectativa de vida. Após a data de entrada na produção para teste a faca industrial com o VF800AT realizou até o presente momento mais de 45.000 peças em dois meses de aplicação em campo confirmando as avaliações técnicas. Estas facas estão sendo monitoradas para a avaliação de performance em campo.

O material FFNA, nosso foco de pesquisa, foi reprovado em função de sua dureza superficial ter ficado muito baixa 38HRC quando comparado com os aços e para aplicação em facas industriais à retenção ao corte é uma propriedade de suma importância e impacta diretamente na vida útil. Não existe um valor fixo de referência para esta propriedade, porém em função das análises fractográficas observou-se

que o FFNA apresentou características de um material dúctil, o que explica a elevada absorção ao impacto 12J para este material. Contudo acreditamos que com pequenos ajustes seja possível melhorar consideravelmente a dureza superficial e chegando a tenacidade próxima do material VF800AT, conferindo ao FFNA uma boa absorção ao impacto com características equivalentes as dos aços estudados com custo menor.

Com base em todos os ensaios realizados entre estes materiais concluímos que o melhor material para ser aplicado ao uso de facas industriais é o material VF800AT, por possuir ganho em todas as propriedades avaliadas. O seu mais alto custo de fabricação e processamento é diluído pelo menor índice de quebra em campo, o que faz reduzir custos como troca de ferramenta e perda de produtividade.

9. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Que possa ser mais explorada a aplicação do FFNA em facas industriais, pois este material em diversas outras aplicações já substitui aços em peças de alta solicitação mecânica principalmente na área automotiva.

Acreditamos que este trabalho possa contribuir para futuros trabalhos no sentido de buscar e desenvolver materiais cada vez mais competitivos, buscando sempre redução de custo mantendo ou obtendo ganho de performance em aplicações práticas em campo.

Para futuros trabalhos sugere-se uma revisão na composição química será necessária para potencializar os tratamentos térmicos de modo a obter uma matriz mais refinada e reavaliar no cálculo de carga quanto as adições de Cr – Cromo e Cu – Cobre de modo a melhorar as resistências mecânicas finais. Com objetivo de torna-las o mais próxima possível das propriedades dos aços estudados.

Para o tratamento térmico isotérmico de austêmpera será necessário alterar o patamar de temperatura a ser utilizado para a faixa de 220 à 240°C com o objetivo de refinar a matriz chegando em um patamar de tratamento mais próximo possível da martensita.

10.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. – ASTM A 897M-90: Standards specific for austempered ductile iron casting [Metric] 1. West Conshohocken – 1997.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. - NBR 6916/1981: Ferro fundido nodular ou ferro fundido com grafita esferoidal. Rio de Janeiro – 1981.

AISI – D6 (American Iron and Steel Institute-EUA) – Norma para aço ferramenta empregada para trabalho a frio.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. - NBR 6152: Determinação das propriedades mecânicas à tração de materiais metálicos – Método de ensaio. Rio de Janeiro – 1981.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. - NBR 6589/1986: Peças de ferro fundido cinzento classificado conforme a resistência à tração. Rio de Janeiro – 1986.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. - NBR 6593/1981: Morfologia da grafita em ferro fundido. Rio de Janeiro – 1981.

BHADESHIA, H.K.D.H. - Bainite in steels: transformations, microestructure and properties. 2.ed. Cambridge: ION Communications, 2001

CALLISTER, W. D. – Materials Science and Engineering: An Introduction, 7th LTC Editora Ltda. ISBN 978-85-216-1595-8, 705p. – 2008.

CATÁLOGO TÉCNICO VILLARES – Aços para ferramentas

CHIAVERINI, V. – Aços e Ferros Fundidos. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, 517p. – 1997.

CHRIST, R.J. - The status of world wide specifications for austempered ductile irons. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Chicago. Anais... Dês Plaines: AFS, 1991. v.1, p.549-566.

CARMO, D. J. – Desenvolvimento do processo tecnológico de fabricação de peças em ferro fundido nodular austemperado (ADI). (Dissertação de mestrado em engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais), Belo Horizonte, MG, 191p. - 2003.

CARMO, D. J. ; DIAS, J. F. – Ferro fundido nodular austemperado ADI. – Itaúna: SENAI-DR. MG, 110p. - 2001.

CARMO, **D. J.**; **MELO G. H. T.** – Tratamento térmico de aços e ferros fundidos – Itaúna: SENAI-DR. MG, 114p. - 2004.

CARMO, **D. J.**; **MELO G. H. T.** - Correlação entre a microestrutura e propriedades mecânicas do ferro fundido com grafita esferoidal. Itaúna: SENAI/CETEF, 36p. - 1992.

CONCEIÇÃO, I.N. - Influência da morfologia da grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular ferrítico. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais) -UFMG, Belo Horizonte, 1977.

DAÍ, P.Q.; HE, Z.R.; ZHENG, C.M.; MAO, Z.Y. In-situ SEM observation on the fracture of austempered ductile iron. Materials Science and Engineering, A-319-321, p.531- 534, 2001.

DIN 1693-73 ductile cast iron grade - GGG-60 – norma alemã

DEFOIRDT, F. Research, - Development and industrial applications of ADI at ferromatrix foundries. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Chicago. Proceedings... Chicago: AFS, 1991, p. 113-124.

DOMMARCO, R. C.; SALVANDE, J. D. - Contact fatigue resistance of austempered and partially chilled ductile irons. Wear, 9436 1-7, 2003.

DRUMOND, P. C.; CASTANHEIRA, V. P. P. – Ferros Fundidos de Grafita Lamelar, 2th. 71p. Volumes I e II – 1987.

Elkem ASA, Silicon Division, - Technical Information 18, 1997.

Elkem ASA, - Inoculation Mechaninms. Silicon Division, Technical Information 5,1997.

Elkem ASA. - Faging of Inoculation. Silicon Division, Technical Information 6, 1997.

Elkem ASA, - Selection of Inoculants for Ductile Cast Iron. Silicon Division, Technical Information 16, 1997.

FERNANDES, D. L. - Areias Silício Argilosas Sintéticas, Itaúna: SENAI. DR.MG. ISBN 85-98250-02-3, 143p. – 2006.

FROEHLICH, A.R.; WARMLING, G.; STROHAECKER, T. R. Influência de número de células eutéticas sobre à tenacidade à fratura de ferros fundidos nodulares perlíticos. In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO, 1997, São Paulo. Anais... São Paulo: ABIFA. p. 1-17. 1997.

GUESSER, WILSON LUIZ – Propriedades Mecânicas dos Ferros Fundidos – São Paulo – ISBN 978-85-212-0501-2 - Editora Bulcher, 2009.

GUEDES. L.C.; GUESSER, W.L.; DURAN, P.V; SANTOS, A.B.S. - Efeitos do fósforo em ferros fundidos nodulares austemperados. Metalurgia & Materiais, v. 49, n. 420, p. 646-659, Ago., 1993.

KOVACS, B. V. – Austempered ductile iron: fact and function. Modern Casting, Des Plaines, v.80, n.3, p.38-41 - 1990.

KOVACS, B. V. - The effect of alloying elements and the segregation in ADI. In: 2nd World Conference on Austempered Ductile Iron. Chicago 1991, AFS, 1991.v.1 pp 201-270 – 1991.

KOVACS, B. V. – On the terminology and structure of ADI (94-93). AFS TRANSACTION, p. 417-420. 1994.

LOPES, C. H. R. - Curso básico de Metalurgia. Apostila de treinamento interno da BR Metals. 31p. - 2009.

LUROSSI, R. J. – Efeito da adição de cobre e da seção da peça sobre as características microestruturais e mecânicas de ferro fundido nodular austemperado. Dissertação de Mestrado Universidade Federal de Santa Catarina, 82p. - 2003.

PUTATUNDA, S. K; GADICHERLA, P. K. – Influence of Austenitizing Temperature on Fracture Toughness of a Low Manganese Austempered Ductile Iron (ADI) with Ferritic as Cast Structure. Department of Chemical Engineering and Materials Science USA, 268p. – 1999.

PUTATUNDA, S. K. – Developed of Austempered ductile cast iron (ADI) whit simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step Austempering process. Engineering and Materials Science USA, 315p. – 2001.

SANTOS, A. B. S.; BRANCO, C. H. C. - Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. São Paulo, IPT, 205p. – 1989.

SILVA, C. – Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado. (Dissertação de mestrado em engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais), Belo Horizonte, 116p. – 2005.

SILVA, ANDRÉ LUIZ V. DA COSTA; MEI, PAULO R. – Aços e Ligas Especiais. São Paulo: - ISBN 85-212-0382-9, 646p. – Editora:Edgard Blücher LTDA., 2006.

SOHI, M.H.; AHMADABADI, M.N.; VAHDAT, A.B. - The role of austempering parameters on the structure and mechanical properties of heavy section ADI. Journal of Materials Processing Technology, p.203-208. 2004.

SORELMETAL, Austempered Ductile Iron. Publisher Rio Tinto Iron & Titanium, Section IV, Montreal, 1990.

Villares Metals, Aços para Trabalho a Frio VC131. Folheto Informativo (Technical Manual) [Steels for Cold Work VC131: Information Sheet], Villares Metals, São Paulo, Brazil, 2006.